

PACS numbers: 06.60.Vz, 61.43.Gt, 68.55.jm, 81.20.Ev, 81.40.Ef, 81.40.Lm, 83.50.Uv

## **Текстура й анізотропія механічних властивостей виробів зі ступу Inconel 718, одержаних 3D-друком з порошків**

В. В. Усов, Н. М. Шкатуляк, Н. І. Рибак, М. О. Царенко,  
Д. В. Павленко\*, Д. В. Ткач\*, О. О. Педаш\*\*

*Південноукраїнський національний педагогічний університет  
імені К. Д. Ушинського,  
вул. Старопортофранківська, 26,  
65020 Одеса, Україна*

*\*Національний університет «Запорізька політехніка»,  
вул. Жуковського, 64,  
69063 Запоріжжя, Україна*

*\*\*АТ «МОТОР СІЧ»,  
просп. Моторобудівників, 15,  
69068 Запоріжжя, Україна*

Досліджено кристалографічну текстуру та механічні характеристики (границі міцності, плинності та відносне видовження) за випробувань на розтяг зразків зі ступу Inconel 718, одержаних за допомогою 3D-друку у горизонтальному ( $XY$ ) та вертикальному ( $Z$ ) напрямках методом селективного лазерного топлення порошків PREP та VIGA. Текстура одержаних зразків характеризується тим, що основні орієнтування кристалів розташовані вздовж сторони  $[001]$ – $[111]$  стереографічного трикутника з максимальними значеннями орієнтаційної густини в полюсах  $\langle 533 \rangle$  і  $\langle 100 \rangle$ .

Corresponding author: Daria Volodymyrivna Tkach  
E-mail: [darynka.odarkivna@gmail.com](mailto:darynka.odarkivna@gmail.com)

*South Ukrainian National Pedagogical University Named after K. D. Ushynskiy,  
26 Staroportofrankiv's'ka Str., UA-65020 Odesa, Ukraine*

*\*Zaporizhzhia Polytechnic National University,  
64 Zhukovsky Str., UA-69063 Zaporizhzhya, Ukraine*

*\*\*Motor Sich JSC,  
15 Motorostroiteley Ave., UA-69068 Zaporizhzhya*

Citation: V. V. Usov, N. M. Shkatuliak, N. I. Rybak, M. O. Tsarenko, D. V. Pavlenko, D. V. Tkach, and O. O. Pedash, Texture and Anisotropy of Mechanical Properties of Inconel 718 Alloy Products Obtained by 3D-Printing from Powders, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, 45, No. 1: 111–125 (2023) (in Ukrainian).  
DOI: [10.15407/mfint.45.01.0111](https://doi.org/10.15407/mfint.45.01.0111)

Величина максимумів і розкид орієнтації кристалів залежить від напрямку побудови зразків і виду постдрукерського оброблення. Сумарна густина орієнтацій кристалів вздовж сторони [001]–[111] стереографічного трикутника для горизонтальних зразків вище, ніж у вертикальних. При цьому встановлено, що властивості міцності горизонтальних зразків також вищі, ніж у вертикальних, а відповідно, пластичні характеристики горизонтальних зразків нижче, ніж у вертикальних. Кореляційна аналіза зв'язку між параметрами текстури для зразків у горизонтальному та вертикальному напрямках побудови напряму після 3D-друку та постдрукерського оброблення, з одного боку, та відповідними характеристиками міцності (границею міцності, умовною границею плинності) та пластичності, з іншого боку, дала змогу пов'язати параметри текстури та міцності. З її допомогою та застосуванням регресійної аналізи встановлено лінійну кореляцію з високими значеннями коефіцієнта надійності апроксимації (0,64–0,86) між параметрами текстури та механічними характеристиками. Таким чином, показано, що анізотропію вищезгаданих властивостей, що спостерігається, зумовлено кристалографічною текстурою. Рациональне використання кристалографічної текстури у процесі виготовлення деталей методом селективного лазерного топлення у відповідних напрямках 3D-друку дасть змогу одержувати деталі з оптимальним комплексом властивостей.

**Ключові слова:** 3D-друк, текстура, порошки, міцність, пластичність, постдрукерське оброблення.

The crystallographic texture and mechanical characteristics (ultimate strength, yield strength, and relative elongation) during tensile tests of Inconel 718 alloy samples are studied. Appropriate samples obtained by 3D-printing in the horizontal (XY) and vertical (Z) directions by the method of selective laser melting (SLM) of the PREP and VIGA powders are studied. The texture of the studied samples is characterized by the fact that the main crystal orientations are located along the [001]–[111] side of the stereographic triangle with the maximum values of the orientation density in the  $\langle 533 \rangle$  and  $\langle 100 \rangle$  poles. The magnitude of the maxima and dispersion of crystal orientation depends on the direction of sample construction and the type of post-printing processing. The formation of the texture component  $\langle 100 \rangle$  is probably because columnar crystals grow fastest, in which the orientation forms a minimum angle with the direction of the greatest heat removal. In alloys with an f.c.c. lattice (which also includes the Inconel 718 alloy), the [111] orientation deviates from the [001] crystallographic direction by  $54^\circ$ . As a result, after selective laser melting in the 3D-printing process, the crystallization of grains with [111] orientations can be suppressed by any neighbouring grains of other orientations. It is probably for this reason that, on the reverse pole figures, the pole density  $\langle 111 \rangle$  is low, and the pole densities  $\langle 533 \rangle$  and  $\langle 100 \rangle$  are relatively high. The total density of crystal orientations along the [001]–[111] side of the stereographic triangle for horizontal samples is higher than for vertical ones. At the same time, it is established that the strength properties of horizontal samples are also higher than those properties of vertical ones, and accordingly, the plastic characteristics of horizontal samples are lower than those properties of vertical ones. In addition, the strength

characteristics of the samples obtained using the VIGA powder, as a rule, exceed the corresponding values in the samples based on the PREP powder that may be due to the different morphology of the powders used. Correlation analysis of the relationship between texture parameters for samples in the horizontal and vertical directions of construction directly after 3D-printing and post-printing processing, on the one hand, and the corresponding characteristics of strength (strength limit, conditional yield strength) and plasticity, on the other hand, is carried out. It allows linking texture and strength parameters. With its help and the application of regression analysis, a linear correlation with high values of the approximation reliability coefficient (0.64–0.86) is established between texture parameters and mechanical characteristics. Thus, as shown, the observed anisotropy of the aforementioned properties is caused by the crystallographic texture. The rational use of crystallographic texture in the process of manufacturing parts by the method of selective laser melting in the corresponding directions of 3D-printing will allow obtaining of parts with an optimal set of properties.

**Key words:** 3D-printing, texture, powders, strength, plasticity, post-printing processing.

*(Отримано 14 вересня 2022 р.; остаточн. варіант — 1 грудня 2022 р.)*

## 1. ВСТУП

В останні роки все частіше досліджуються та впроваджуються нові перспективні матеріали та технології для виробництва газотурбінних двигунів [1]; тому встановлення властивостей цих матеріалів надзвичайно важливе для оцінювання їхньої несної здатності. Основною метою застосування нових технологій є пониження собівартості деталей із одночасним підвищенням їхніх експлуатаційних властивостей. Однією з таких технологій є виробництво деталей селективним лазерним топленням (СЛТ). 3D-друк як технологія швидкого виготовлення металевих виробів різного призначення за останні 20 років розвинувся та досяг стадії готовності до серійного виробництва. У зв'язку з цим питання стабільності якості та керування терміном служби стали основним напрямом подальшого розвитку. Це особливо важливо для придатних до 3D-друку стопів на основі титану, алюмінію, нікелю тощо, які останнім часом стали знаходити дедалі ширше застосування в аерокосмічній [2], автомобільній та енергетичній промисловостях. Наприклад, стоп Inconel 718 широко використовується в ядерних реакторах, авіаційних двигунах та інших високотемпературних пристроях завдяки високій міцності, опору повзучості, задовільній корозійній стійкості тощо [3, 4].

Одним із важливих показників структурного стану полікристалічних тіл є кристалографічна текстура. Вона виникає за будь-яких зовнішніх впливів на метал і може приводити до значних змін влас-

тивостей одержуваних заготовок у різних напрямках, наприклад, за екструзії [5, 6]. Текстура може бути причиною втрат під час виготовлення промислової продукції, наприклад, за глибокої витяжки [7] або спричинити катастрофічне крихке руйнування конструкції та масштабну аварію з тяжкими наслідками, наприклад, у трубопроводному транспорті [8] або в авіації [9].

У той самий час, за раціонального використання текстури можна одержати підвищення певних властивостей матеріалу. Наприклад, у виробництві трансформаторної криці використання певної кристалографічної орієнтації істотно знижує втрати енергії на перемагнетування у трансформаторах, електродвигунах тощо [10]. Іншим прикладом може бути істотне поліпшення характеристик міцності та пластичності з одночасним зменшенням масових параметрів деталей та конструкцій (понад 20% для титанових стопів) [11]. Однак ефекти текстури достатньо рідко враховуються в інженерній практиці.

Сучасною методою одержання продукції зі складним профілем є так зване адитивне виробництво (АВ) селективним лазерним спіканням, що дає змогу виробляти 3D-вироби пошарово [12]. При цьому особливістю АВ є те, що на відміну від інших метод одержання заготовок деталей машин, наприклад, різанням, змінити просторове положення деталю щодо заготівки неможливо. Це підкреслює роль текстури в оцінюванні надійності міцності деталей, одержаних за технологією АВ особливо з урахуванням різної просторової орієнтації їхніх окремих конструктивних елементів. До залежності властивостей деталей від напрямку друку можуть приводити також дефекти, що формуються на стадії пошарової синтези заготовок [13].

## 2. ОГЛЯД ЛІТЕРАТУРИ

Враховуючи вплив режимів і параметрів АВ на властивості одержуваних виробів, їхнє дослідження та оптимізація має особливе значення з погляду розширення області комерційного використання АВ-технологій. У зв'язку з цим у літературі з'являється все більше досліджень, присвячених впливу якості вихідних порошків і технології друку на структуру та властивості заготовок [14, 15, 16].

Важливу роль у формуванні властивостей жароміцних ніклевих стопів грає термічне оброблення [17]. В роботі [18] підкреслюється, що режими термічного оброблення відрізняються залежно від способу виготовлення металевих виробів. На сьогодні розроблено достатньо режимів термічного оброблення для литого та деформованого стану; проте для Inconel 718 після СЛТ 3D-друку продовжуються дослідження щодо визначення раціональних режимів термооброблення. В зазначеній роботі встановлено раціональні режими

термічного оброблення деталей зі ступу Inconel 718, виготовлених за технологією селективного лазерного спікання (СЛС) для одержання високого комплексу механічних властивостей.

Залежність механічних властивостей від напрямку побудови зразків виявлена у зразках ступу Inconel 718 після 3D-друку. Встановлено, що після термічного оброблення одержаний матеріал характеризується щільною, однорідною дрібнозернистою мікроструктурою. Також має місце механічна текстура зерен, які витягнуті в напрямку побудови зразка [15, 18].

У роботі [2] при дослідженні виробів, одержаних методом 3D-друку ступу AlSi<sub>10</sub>Mg (RS-300), виявлено анізотропію залишкових напружень. Було показано, що високий рівень розтягувальних і стискальних залишкових напружень передається у спадок від СЛТ 3D-друку та зберігається більше 6 місяців. Напруження варіювалися (від 80 до 180 МПа) і досягали від 1/3 до 3/4 границі плинності матеріалу.

Кристалографічну спрямованість зростання мікроструктурних складових зразків зі ступу Inconel 718 в залежності від напрямку побудови за технологією СЛС було знайдено також у більш ранніх дослідженнях [19, 20, 21].

Способи керування текстурою в стопі Inconel 718 з використанням двонаправленого лазерного сканування в процесі топлення у шарі лазерного порошку для керування механічними властивостями у процесі 3D-принтингу запропоновано у роботі [22].

Аналіза літератури показала, що незважаючи на достатньо високу ефективність застосування технології СЛТ для деталей зі ступу Inconel 718 особливості формування кристалографічної текстури вивчено недостатньо. Недостатньо повно досліджено вплив метод і режимів постдрукерського оброблення на текстуроутворення, а також питання зв'язку анізотропії механічних властивостей зразків ступу Inconel 718, виготовлених за допомогою 3D-друку в різних напрямках побудови, з кристалографічною текстурою зразків.

Метою даної роботи є встановлення особливостей формування кристалографічної текстури та її зв'язку з анізотропією механічних властивостей зразків зі ступу Inconel 718, виготовлених за допомогою 3D-друку у площині XY (так званих горизонтальних зразках) та у напрямку Z (так званих вертикальних зразках), а також після різних видів їх постдрукерського оброблення.

### 3. МАТЕРІЯЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕННЯ

Зразки виготовляли методом 3D-друку з жароміцного ступу на нікелевій основі Inconel 718 (Cr: 17,0–21,0; Ni: 50,0–55,0; Mo: 2,8–3,3; Nb: 4,75–5,50; Ti: 0,65–1,15; Al: 0,0; Co ≤ 1,0; Ta ≤ 0,05; V ≤ 0,06; Mn ≤ 0,35; Si ≤ 0,35; P ≤ 0,015; S ≤ 0,015; C ≤ 0,08). Цей стоп призна-

чено для виготовлення високонавантажених деталей гарячої частини газотурбінних двигунів, що працюють за температур до 700°C.

Закономірності формування кристалографічної текстури встановлювали на призматичних зразках, вирощених на установці прямого лазерного спікання металів «EOS M400». Вихідним матеріалом були сферичні гранули (порошки) [23–25], одержані за технологіями плазмового розпорошення електроди, що швидко обертається (PREP — Plasma Rotating Electrode Process) і газового розпорошення металу, розтопленого у вакуумній камері шляхом індукційного нагріву (VIGA — Vacuum Induction Melt Inert Gas Atomization) компаній «LPW» та «Sino Euro».

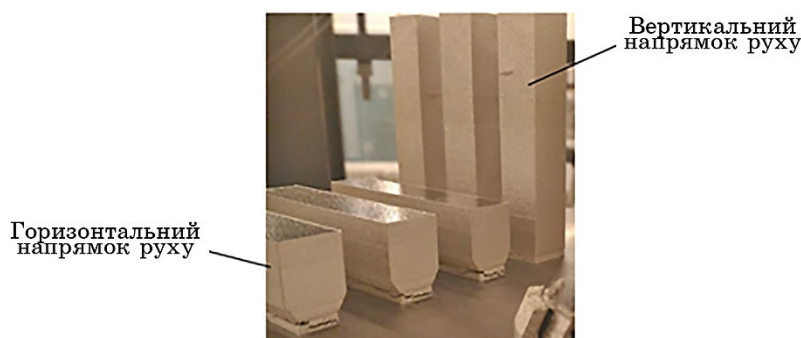
Вміст кисню в порошках не перевищував 0,007% (за масою), середній розмір частинок — 20–45 мкм, здатність до плинності — 12–15 с/50 г, уявна густина — 4,4–4,9 г/см<sup>3</sup>.

Порошки, одержані за технологіями PREP та VIGA, широко використовуються в аерокосмічній, медичній, інструментальній, автомобільній, механічній, електронній та інших областях, адаптованих для пресування та спікання, гарячого та холодного розпорошення, адитивного виробництва. Як показано в роботі [14], характеристики цих порошків істотно відрізняються. Порошок VIGA містить значну частину частинок неправильної форми, частинок із сателітами, а також частинок із закритими порами. У порошок PREP округлість частинок значно вище, ніж у порошок VIGA. Сферичну форму мають майже всі частинки порошку. При цьому в порошок PREP відсутні частинки із сателітами, частинки неправильної форми та частинки із закритими порами, що спостерігаються у порошках VIGA. Поверхня порошку PREP більш гладка, ніж у порошок VIGA.

Досліджували зразки, надруковані у різних напрямках у вихідному стані (після друку) та після додаткового оброблення у різному поєднанні. У горизонтальному напрямку центральна вісь зразків розташовувалась паралельно столу установки (у площині XY у напрямку осі X), у вертикальному — перпендикулярно столу установки (у площині YZ у напрямку осі Z) (рис. 1).

Як додаткове (постдрукарське) оброблення використовували термічне оброблення (ТО) та гаряче ізостатичне пресування (ГІП). Зразки після друку піддавали ТО за режимом: гартування за температури 1140°C, старіння за температури 900°C впродовж 16 годин за режимом: початковий тиск в камері — 25 ± 5 МПа, швидкість підйому до температури у 850 ± 10°C — 8–10°C/хв., витримка за температури у 850 ± 10°C — 1,5 години за тиску у 120 МПа, швидкість підйому до температури у 960 ± 10°C — 3–4°C/хв., витримка за температури у 960 ± 10°C — 4,5 години за тиску у 140 МПа, охолодження до 300°C.

Випробування зразків на розтяг проводили на універсальній сер-



**Рис. 1.** Зразки зі ступу Inconel 718 на столі установки «EOS M400», вирощені у горизонтальному та вертикальному напрямках.

**Fig. 1.** Samples of Inconel 718 alloy on the table of the 'EOS M400' machine grown in horizontal and vertical directions.

вогідравлічній машині INSTRON 8801. Оцінювали границю міцності ( $\sigma_B$ ), умовну границю плинності ( $\sigma_{0,2}$ ) та відносне видовження після розриву ( $\delta$ ). За результатами випробувань зразків для відповідного напрямку побудови та режиму постдрукерського оброблення розраховували середнє значення для кожної вимірюваної величини.

Текстуру зразків після 3D-друку та додаткового оброблення досліджували рентгенівською методою. Перед дослідженням зразки хемічно полірували на глибину до 0,1 мм для зняття дефектного поверхневого шару. Проводили  $\theta$ -2 $\theta$ -сканування за допомогою дифрактометра ДРОН-3М у фільтрованому  $MoK_{\alpha}$ -випромінненні за геометрією Бреґґа–Брентано [26]. За результатами зйомки будували обернені полюсні фігури (ОПФ) для різних напрямків зразків. При побудові ОПФ застосовували нормування, запропоноване Моррісом [27].

#### 4. РЕЗУЛЬТАТИ ТА ЇХ ОБГОВОРЕННЯ

Обернені полюсні фігури зразків досліджуваного ступу після 3D-друку та різного постдрукерського оброблення (табл. 1) представлено на рис. 2. Загальним для всіх представлених ОПФ є те, що максимальні значення полюсної густини спостерігаються в полюсах  $\langle 533 \rangle$  (відстань від  $\langle 111 \rangle$  на  $\approx 14^\circ$ ) і  $\langle 100 \rangle$ . Розмір максимумів і характер розсіяння залежить від напрямку побудови та методи постдрукерського оброблення. Так, полюсна густина на ОПФ в полюсі  $\langle 533 \rangle$  варіюється від максимуму 2,17 у зразку №2, вирощеному в Z-напрямку без подальшого термооброблення, до мінімуму 1,21 у зразку №8, вирощеному також в Z-напрямку, але після ТО.

Механізми формування кристалографічної текстури в ГЦК-

**ТАБЛИЦЯ 1.** Механічні властивості зразків досліджуваного стопу та сумарна полюсна густина  $\Sigma_{[001]-[111]}P_{hkl}$  вздовж  $[001]-[111]$  сторони стереографічного трикутника на обернених полюсних фігурах (ОПФ).

**TABLE 1.** Mechanical properties of studied samples and total pole density  $\Sigma_{[001]-[111]}P_{hkl}$  along the  $[001]-[111]$  side of the stereographic triangle on the inverse pole figures (IPF).

№	Позначення	Технологія одержання порошку	Напрямок	Технологія постдрукарського оброблення	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Sigma_{[001]-[111]}P_{hkl}$
2	КГ1	PREP	Г	–	1109	802	24,0	6,83
1	КВ1	PREP	В	–	1021	686	30,0	6,45
4	КГ6	PREP	Г	ТО	1537	1291	20,0	7,86
3	КВ6	PREP	В	ТО	1436	1245	8,0	6,43
6	КГ4	PREP	Г	ГП + ТО	1425	1197	22,0	7,83
5	КВ4	PREP	В	ГП + ТО	1374	1097	22,6	7,20
9	Г6	VIGA	Г	ТО	1552	1335	20,0	7,87
8	В6	VIGA	В	ТО	1429	1242	16,8	7,25
11	Г3	VIGA	Г	ГП + ТО	1399	1173	26,0	7,22
10	В3	VIGA	В	ГП + ТО	1361	1139	25,0	6,62

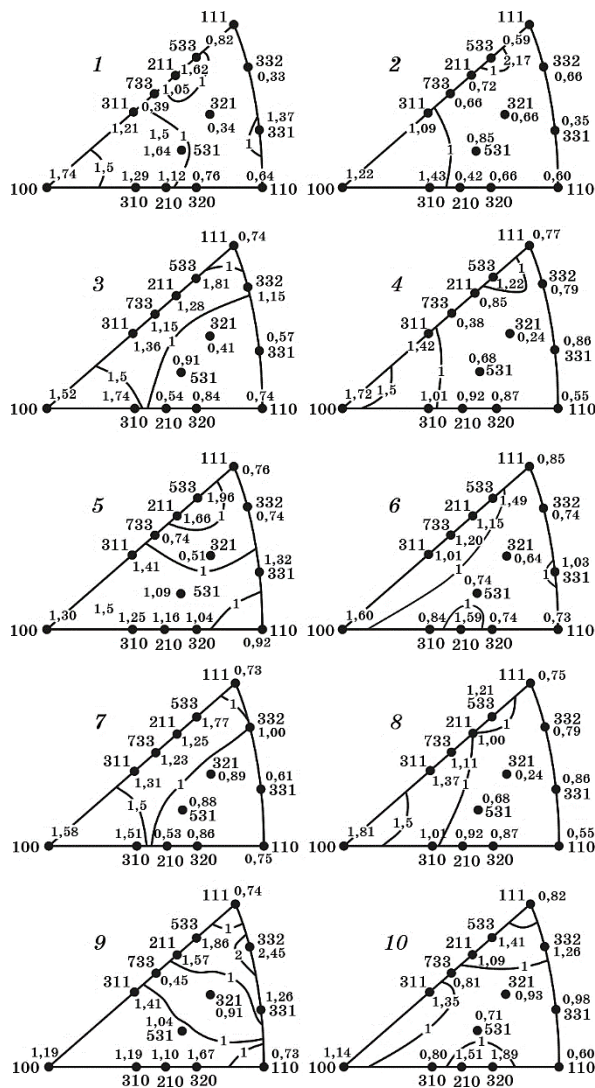
металах та стопах після різних видів деформації та подальшого термічного оброблення досить добре відомі [28]. Утворення кристалографічної текстури у процесі 3D-друку вивчено значно менше, як згадувалося вище.

Формування текстурного компонента  $\langle 100 \rangle$ , ймовірно, зумовлено тим, що найшвидше ростуть стовпчасті кристали, у яких орієнтація утворює мінімальний кут з напрямком найбільшого відведення тепла. У стопах з ГЦК-ґратницею (до яких відноситься і стоп Inconel 718) орієнтації  $[111]$  відхилені від кристалографічного напрямку  $[001]$  на  $54^\circ$ .

Внаслідок цього після селективного лазерного топлення в процесі 3D-друку кристалізація зерен з орієнтаціями  $[111]$  може пригнічуватися будь-якими сусідніми зернами інших орієнтацій [22, 23]. Ймовірно, з цієї причини на ОПФ полюсна густина  $\langle 111 \rangle$  низька, а полюсні густини  $\langle 533 \rangle$  та  $\langle 100 \rangle$  відносно високі (рис. 2).

Добре відомо, що кристалографічна текстура є однією з головних причин анізотропії механічних властивостей. Аналіза деформації металевих кристалів з ГЦК-ґратницею показала [29], що зміцнення





**Рис. 2.** Обернені полюсні фігури зразків стопу Inconel 718 після 3D-друку та постдрукарського оброблення. Нумерація ОПФ відповідає табл. 1.

**Fig. 2.** Inverse pole figures of Inconel 718 alloy samples after 3D-printing and post-printing processing. The numbering of IPF corresponds to Table 1.

при деформації може змінюватися в певних межах залежно від орієнтації кристалів.

Кристали, орієнтації яких розташовані близько чи в межах сторін [001]–[111] стереографічного трикутника, до якої під час деформації наближається вісь розтягування, показують більше зміц-

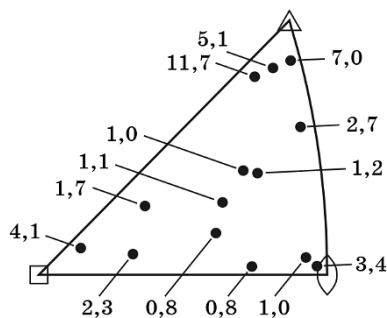
нення [30]. Тоді як кристали, орієнтації яких лежать у центральній області стереографічного трикутника, віддаленої від сторін трикутника, особливо від вищезгаданої сторони  $[001]$ – $[111]$ , виявляються менш міцними при розтягуванні. При цьому найбільше зміцнення при розтягуванні встановлено у кристалах з орієнтуваннями  $[001]$  та  $[111]$  (рис. 3).

Як відомо, полюсна густина на ОПФ (рис. 2) пропорційна об'ємній частці кристалів відповідної орієнтації. Виходячи з вищевикладеного, для прогнозованого оцінювання впливу орієнтації кристалів на властивості міцності зразків досліджуваного стопу скористаємося співвідношенням сумарної полюсної густини орієнтувань кристалів уздовж сторони стереографічного трикутника для зразків в горизонтальному і вертикальному напрямках побудови. У табл. 1 представлені значення сумарної полюсної густини  $P_{hkl}$  вздовж  $[001]$ – $[111]$  сторони стереографічного трикутника на ОПФ (рис. 2), а також результати механічних випробувань на розтяг відповідних зразків стопу, що досліджується.

Звертає на себе увагу те, що характеристики міцності зразків, одержаних при використанні порошку VIGA, як правило, перевищують відповідні величини у зразках на основі порошку PREP (табл. 1). Це може бути зумовлено різною морфологією порошків, що використовуються, про що згадувалося вище.

З таблиці 1 видно, що після 3D-друку сумарна полюсна густина горизонтальних зразків перевищує відповідне значення вертикальних для всіх видів оброблення. Можна припустити, що це є основною причиною того, що властивості міцності горизонтальних зразків вище, ніж у вертикальних. Відповідно, пластичні характеристики горизонтальних зразків нижчі, ніж у вертикальних.

Раніше в роботі [15] було показано, що для вертикальних зразків



**Рис. 3.** Коефіцієнти зміцнення кристалів міді чистоти 99,88% (кгс/мм<sup>2</sup>) на першій стадії зміцнення для різних орієнтувань [30].

**Fig. 3.** Coefficients of hardening of copper crystals of purity 99.88% (kgf/mm<sup>2</sup>) at the first stage of hardening for different orientations [30].

(побудованих у напрямку  $Z$ ) характерне пониження характеристик міцності ( $\sigma_B$ ,  $\sigma_{0,2}$  у межах норм ASM 5662M) на 5–6% та підвищення пластичних ( $\delta$ ) порівняно зі значеннями горизонтальних зразків (вирощених у напрямку  $XY$ ). Аналогічна тенденція спостерігалася й у зразках стопу Inconel 718 після 3D-друку, ТО та ГП. Так, для горизонтальних зразків значення  $\sigma_B$  на 1,6%,  $\sigma_{0,2}$  на 0,7%,  $\delta$  на 3,5% вищі, ніж у вертикальних зразків.

Кореляційна аналіза зв'язку між параметрами текстури для зразків у горизонтальному та вертикальному напрямках побудови після 3D-друку та постдрукерського оброблення, з одного боку, та відповідними характеристиками міцності (границею міцності  $\sigma_B$ , умовною границею плинності  $\sigma_{0,2}$ ) та пластичності  $\delta$ , з іншого боку, (табл. 1) дає змогу пов'язати параметри текстури та міцності. Параметри текстури представлено у вигляді сумарної полюсної густини вздовж сторони  $[001]$ – $[111]$  стереографічного трикутника (рис. 2). Нижче представлено відповідні рівняння регресії значень вищезгаданих властивостей на величину сумарної полюсної густини, а також відповідні коефіцієнти надійності апроксимації  $R^2$ .

Для зразків, побудованих в горизонтальному напрямку:

$$\sigma_B = 342,8 \sum_{[001]-[111]} P_{hkl} - 1173,8, R^2 = 0,83, \quad (1)$$

$$\sigma_{0,2} = 400,3 \sum_{[001]-[111]} P_{hkl} - 1851,5, R^2 = 0,81, \quad (2)$$

$$\delta = -4,4 \sum_{[001]-[111]} P_{hkl} + 55,5, R^2 = 0,64. \quad (3)$$

Для зразків, побудованих в вертикальному напрямку:

$$\sigma_B = 487,0 \sum_{[001]-[111]} P_{hkl} - 2055,8, R^2 = 0,85, \quad (4)$$

$$\sigma_{0,2} = 653,3 \sum_{[001]-[111]} P_{hkl} - 3451,8, R^2 = 0,86, \quad (5)$$

$$\delta = -22,4 \sum_{[001]-[111]} P_{hkl} + 175,8, R^2 = 0,75. \quad (6)$$

З рівнянь (1)–(6) видно, що має місце лінійний кореляційний зв'язок із високими коефіцієнтами надійності апроксимації між параметрами текстури та механічними характеристиками. Це свідчить про те, що основною причиною анізотропії властивостей у досліджених зразках є кристалографічна текстура. Раціональне використання кристалографічної текстури у процесі виготовлення деталей методом селективного лазерного топлення у відповідних напрямках 3D-друку дасть змогу одержувати деталі з оптимальним комплексом властивостей [31].

Для встановлення зв'язку впливу текстури на інші механічні властивості (ударну в'язкість, твердість, відносне звуження) слід узгодити напрямок застосування навантаження у випробуваннях і кристалографічний напрямок у зразку, що випробуваний. Так, наприклад, в ударних випробуваннях горизонтального зразка навантаження прикладається в напрямку осі  $Z$  (або  $Y$ ), у той час як у випробуваннях на розтяг навантаження прикладено в напрямку осі  $X$ . Тому порівняння властивостей за розтягу та на удар для горизонтального зразка є некоректним.

У перспективі доречно провести оцінювання кристалографічної текстури та механічних властивостей у зразках, вирізаних у напрямках  $X$ ,  $X + 45^\circ$  та  $Y$  з пластини, виготовленої шляхом  $3D$ -друку у площині  $XY$ . Аналогічні експерименти можуть бути проведені на зразках, вирізаних у відповідних напрямках пластин, одержаних за допомогою  $3D$ -друку в площинах  $XZ$  і  $YZ$ .

## 5. ВИСНОВКИ

1. Досліджено кристалографічну текстуру та механічні характеристики зразків стопу Inconel 718, одержаних за допомогою  $3D$ -друку у горизонтальному ( $XY$ ) та вертикальному ( $Z$ ) напрямках методом селективного лазерного топлення порошків PREP та VIGA.

2. Текстура характеризується тим, що максимальні значення полюсної густини спостерігаються в полюсах  $\langle 533 \rangle$  (2,17) (відстань від  $\langle 111 \rangle$  на  $\approx 14^\circ$ ) і  $\langle 100 \rangle$  (1,81) стереографічного трикутника. Розмір максимумів і характер розсіяння залежить від напрямку побудови і методи після друкованого оброблення. Сумарна полюсна густина вздовж сторони  $[001]$ – $[111]$  стереографічного трикутника для горизонтальних зразків вище, ніж у вертикальних.

3. Встановлено, що властивості міцності горизонтальних зразків вище, ніж у вертикальних, а відповідно, пластичні характеристики горизонтальних зразків нижче, ніж у вертикальних.

4. Проведена кореляційна та регресійна аналізи показали, що має місце лінійний кореляційний зв'язок з високими значеннями коефіцієнта надійності апроксимації (0,64–0,86) між параметрами текстури та механічними характеристиками. Це свідчить про те, що основною причиною анізотропії властивостей у досліджених зразках є кристалографічна текстура.

5. Раціональне використання кристалографічної текстури у процесі виготовлення деталей методом селективного лазерного топлення у відповідних напрямках  $3D$ -друку дасть змогу одержувати деталі з оптимальним комплексом властивостей. Перспективним є оцінювання  $32$  кристалографічної текстури та механічних властивостей у зразках, вирізаних у напрямках  $X$ ,  $X + 45^\circ$  та  $Y$  з пластини, виготовленої шляхом  $3D$ -друку у площині  $XY$ , а також на зразках, вирі-

заних у відповідних напрямках із пластин, одержаних за допомогою 3D-друку у площинах XZ та YZ.

## ЦИТОВАНА ЛІТЕРАТУРА

1. D. Pavlenko, Y. Dvirnyk, and R. Przysowa, *Aerospace*, **8**, Iss. 1: 1 (2021).
2. E. S. Statnik, F. Uzun, S. A. Lipovskikh, Y. V. Kan, S. I. Eleonsky, V. S. Pisarev, and A. M. Korsunsky, *Metals*, **11**, Iss. 12: 2064 (2021).
3. H. Qi, M. Azer, and A. Ritter, *Metall, Mater, Trans, A*, **40**: 2410 (2009).
4. K. N. Amato, S. M. Gaytan, L. E. Murr, E. Martinez, P. W. Shindo, J. Hernandez, S. Collins, and F. Medina, *Acta Mater.*, **60**: 2229 (2012).
5. V. V. Usov, N. M. Shkatuliak, Y. S. Savchuk, N. I. Rybak, D. V. Pavlenko, D. V. Tkach, and O. M. Khavkina. *Functional Materials*, **29**, No. 1: 81 (2022).
6. V. E. Olshanetskii, L. P. Stepanova, D. V. Tkach, and D. V. Pavlenko. *Metal Sci. Heat Treatment*, **53**: 618 (2012).
7. J. H. Cho, S. H. Han, and G. Y. Lee, *Materials*, **13**, Iss. 16: 3608 (2020).
8. О. М. Мандрик, *Науковий вісник НЛТУ України*, Вип. 25.1: 155 (2015).
9. А. Дж. Мак-Ивили, *Анализ аварийных разрушений* (Москва: Техносфера: 2010) (пер. з англ.).
10. *Энциклопедия по машиностроению XXL*; <http://mash-xxl.info/info/290059>
11. С. Й. Бетсофен, Е. Б. Рубина, *Известия Академии наук СССР. Металлы*, **4**: 114 (1994).
12. M. Jiménez, L. Romero, I. A. Domínguez, M. Espinosa, and M. Domínguez, *Complexity*, **2019**: 9656938 (2019).
13. B. Zhang, Y. Li, and Q. Bai, *Chin. J. Mech. Eng.*, **30**: 515 (2017).
14. C. Zhong, J. Chen, S. Linnenbrink, A. Gasser, S. Sui, and R. Poprawe, *Materials and Design*, **107**: 386 (2016).
15. А. А. Педаш, В. В. Клочихин, Н. А. Лысенко, В. Г. Шило, П. А. Касай, *Вісник двигонобудування*, **2**: (2019).
16. N. V. Kazantseva, P. V. Krakhmalev, I. A. Yadroitsava, and I. A. Yadroitsev, *Phys. Metals and Metallography*, **122**: 6 (2021).
17. Chester T. Sims, N. S. Stoloff, and William C. Hagel, *Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power* (Wiley-Interscience: 1987).
18. С. В. Аджамський, Г. А. Кононенко, Р. В. Подольський, *Металлофиз. новейшие технол.*, **43**, № 7: 909 (2021).
19. M. Ni, C. Chen, X. Wang, P. Wang, R. Li, X. Zhang, and K. Zhou. *Mater. Sci. Eng. A*, **701**: 344 (2017).
20. C. J. Todaro, M. A. Easton, D. Qiu, D. Zhang, M. J. Birmingham, E. W. Lui, M. Brandt, D. H. StJohn, and M. Qian, *Nat. Commun.*, **11**: 142 (2020).
21. S. Y. Liu, H. Q. Li, C. X. Qin, R. Zong, and X. Y. Fang, *Mater. Design*, **191**: 108642 (2020).
22. O. Gokcekaya, T. Ishimoto, S. Hibino, J. Yasutomi, T. Narushima, and T. Nakano, *Acta Mater.*, **212**: 116876 (2021).
23. *Superalloy Powders*; <https://prep-system.com/superalloy-powders>
24. *High Temperature Alloy Powder*; <https://am-material.com>
25. *Sino-Euro*; <https://en.c-semt.com/ni>
26. *Instrument X-ray Optics: Reflection Geometry*;

<http://pd.chem.ucl.ac.uk/pdnn/inst1/optics1.htm>

27. S. Y. Betsofen, I. A. Grushin, M. I. Gordeeva, and K. A. Speranskii, *Russian Metallurgy (Metally)*, **2022**: 355 (2022).
28. L. A. I. Kestens and H. Pirgazi, *Mater. Sci. Technol.*, **32**, Iss. 13: 1303 (2016).
29. V. N. Toloraya, E. N. Kablov, and I. L. Svetlov, *Metal Sci. Heat Treatment*. **48**: 352 (2006).
30. H. Bhadeshia and R. Honeycombe, *Steels: Microstructure and Properties* (Butterworth-Heinemann: 2017).
31. D. Raabe, P. Klose, B. Engl, K.-P. Imlau, F. Friedel, and F. Roters, *Adv. Eng. Mater.*, **4**, Iss. 4: 169 (2002).

## REFERENCES

1. D. Pavlenko, Y. Dvirnyk, and R. Przysowa, *Aerospace*, **8**, Iss. 1: 1 (2021).
2. E. S. Statnik, F. Uzun, S. A. Lipovskikh, Y. V. Kann, S. I. Eleonsky, V. S. Pisarev, and A. M. Korsunsky, *Metals*, **11**, Iss. 12: 2064 (2021).
3. H. Qi, M. Azer, and A. Ritter, *Metall. Mater. Trans. A*, **40**: 2410 (2009).
4. K. N. Amato, S. M. Gaytan, L. E. Murr, E. Martinez, P. W. Shindo, J. Hernandez, S. Collins, and F. Medina, *Acta Mater.*, **60**: 2229 (2012).
5. V. V. Usov, N. M. Shkatuliak, Y. S. Savchuk, N. I. Rybak, D. V. Pavlenko, D. V. Tkach, and O. M. Khavkina, *Functional Materials*, **29**, No. 1: 81 (2022).
6. V. E. Olshanetskii, L. P. Stepanova, D. V. Tkach, and D. V. Pavlenko, *Metal Sci. Heat Treatment*, **53**: 618 (2012).
7. J. H. Cho, S. H. Han, and G. Y. Lee, *Materials*, **13**, Iss. 16: 3608 (2020).
8. O. M. Mandryk, *Naukovyy Visnyk NLTU Ukrainy*, Iss. 25.1: 155 (2015) (in Ukrainian).
9. A. J. McEvily, *Analiz Avaryinykh Razrusheniy* [Accident Damage Analysis] (Moscow: Tekhnosfera: 2010) (Russian translation).
10. *Ehntsiklopediya po Mashinostroeniyyu XXL* [Encyclopedia of Mechanical Engineering XXL]; <http://mash-xxl.info/info/290059> (in Russian).
11. S. Y. Betsofen and E. B. Rubina, *Izvestiya Akademii Nauk SSSR. Metally*, **4**: 114 (1994) (in Russian).
12. M. Jiménez, L. Romero, I. A. Domínguez, M. Espinosa, and M. Domínguez, *Complexity*, **2019**: 9656938 (2019).
13. B. Zhang, Y. Li, and Q. Bai, *Chin. J. Mech. Eng.*, **30**: 515 (2017).
14. C. Zhong, J. Chen, S. Linnenbrink, A. Gasser, S. Sui, and R. Poprawe, *Materials and Design*, **107**: 386 (2016).
15. A. A. Pedash, V. V. Klochikhin, N. A. Lysenko, V. G. Shilo, P. A. Kasai, *Visnyk dvyhunobuduvannya* [Herald of Engine Construction], **2**: 31 (2019).
16. N. V. Kazantseva, P. V. Krakhmalev, I. A. Yadroitsava, and I. A. Yadroitsev, *Phys. Metals and Metallography*, **122**: 6 (2021).
17. Chester T. Sims, N. S. Stoloff, and William C. Hagel, *Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power* (Wiley-Interscience: 1987).
18. S. V. Adzhamskyy, H. A. Kononenko, and R. V. Podolskyi, *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.*, **43**, No. 7: 909 (2021) (in Ukrainian).
19. M. Ni, C. Chen, X. Wang, P. Wang, R. Li, X. Zhang, and K. Zhou, *Mater. Sci. Eng. A*, **701**: 344 (2017).

20. C. J. Todaro, M. A. Easton, D. Qiu, D. Zhang, M. J. Bermingham, E. W. Lui, M. Brandt, D. H. StJohn, and M. Qian, *Nat. Commun.*, **11**: 142 (2020).
21. S. Y. Liu, H. Q. Li, C. X. Qin, R. Zong, and X. Y. Fang, *Mater. Design*, **191**: 108642 (2020).
22. O. Gokcekaya, T. Ishimoto, S. Hibino, J. Yasutomi, T. Narushima, and T. Nakano, *Acta Mater.*, **212**: 116876 (2021).
23. *Superalloy Powders*; <https://prep-system.com/superalloy-powders>
24. *High Temperature Alloy Powder*; <https://am-material.com>
25. *Sino-Euro*; <https://en.c-semt.com/ni>
26. *Instrument X-ray Optics: Reflection Geometry*;  
<http://pd.chem.ucl.ac.uk/pdnn/inst1/optics1.htm>
27. S. Y. Betsofen, I. A. Grushin, M. I. Gordeeva, and K. A. Speranskii, *Russian Metallurgy (Metally)*, **2022**: 355 (2022).
28. L. A. I. Kestens and H. Pirgazi, *Mater. Sci. Technol.*, **32**, Iss. 13: 1303 (2016).
29. V. N. Toloraya, E. N. Kablov, and I. L. Svetlov, *Metal Sci. Heat Treatment*, **48**: 352 (2006).
30. H. Bhadeshia and R. Honeycombe, *Steels: Microstructure and Properties* (Butterworth-Heinemann: 2017).
31. D. Raabe, P. Klose, B. Engl, K.-P. Imlau, F. Friedel, and F. Roters, *Adv. Eng. Mater.*, **4**, Iss. 4: 169 (2002).