

НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ
НАЦІОНАЛЬНА АКАДЕМІЯ НАУК УКРАЇНИ
ФІЗИКО-ТЕХНОЛОГІЧНИЙ ІНСТИТУТ МЕТАЛІВ ТА СПЛАВІВ

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

НОГА ВОЛОДИМИР ОЛЕКСАНДРОВИЧ

УДК 669.245.018.28:629.7.03.-226.2

ДИСЕРТАЦІЯ
**РОЗРОБЛЕННЯ СИСТЕМИ АВТОМАТИЗОВАНОГО КЕРУВАННЯ
ТЕХНОЛОГІЧНИМ ПРОЦЕСОМ ОДЕРЖАННЯ
СКЛАДНОПРОФІЛЬНИХ ВИЛИВКІВ З НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ**

Спеціальність – 136 Металургія
Галузь знань – 13 Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей,
результатів і текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

_____ В.О. Нога

Науковий керівник – Квасницька Юлія Георгіївна, член-кореспондент НАН
України, д.т.н.

Київ 2026

АНОТАЦІЯ

Нога В.О. Розроблення системи автоматизованого керування технологічним процесом одержання складнопрофільних виливків з нікелевих сплавів. – Кваліфікаційна робота на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 136 Металургія (13 – Механічна інженерія). – Фізико-технологічний інститут металів та сплавів НАН України, Київ, 2026.

Дисертація присвячена дослідженню процесів отримання виливків з жароміцних сплавів для деталей відповідального призначення, зокрема для лопаток газотурбінних двигунів (ГТД), та багатофакторній оптимізації виробничого циклу одержання складно-профільних деталей газотурбінних двигунів (лопаток ГТД) з використанням автоматизованого керування та моніторингу параметрів плавлення для зниження браку виробів та економії електроенергії на основі програмної системи власної розробки.

Існуючі технології лиття деталей газотурбінних двигунів з жароміцних сплавів з полікристалічною структурою на теперішній час не дозволяють отримувати термостійкість і тривалу міцність згідно з постійно зростаючими вимогами сучасного ринку енергетики та галузі загалом. Слід зазначити, що в таких елементах, як робочі лопатки турбіни газотурбінного двигуна, динамічне навантаження здійснюється вздовж осі деталей. Значно менша площа поперечних границь в сплавах з орієнтованою структурою зменшує вірогідність утворення локальних дефектів в процесі повзучості, а підвищена пластичність полегшує релаксацію напружень в матеріалі.

Літературний аналіз показує, що при спрямованому твердненні шкідливі домішки у сплаві частково можуть відтіснятися рушійним фронтом кристалізації у верхню частину виливка. При цьому концентрація шкідливих домішок на границях зерен буде менше ніж при полікристалічному твердненні. Виробництво високоякісних виробів з жароміцних сплавів для деталей відповідального призначення може бути складним та затратним

процесом, тому автоматизований, прицевійний, контроль технологічних параметрів може знизити час та ресурсні витрати на виробництво, а також забезпечити більш точний та стабільний процес виробництва.

У ході дослідження встановлено, що підвищення швидкості кристалізації виливків від 5 до 10 мм/хв сприяє подрібненню дендритної структури. Одночасно спостерігається збільшення об'ємної частки зміцнюючої інтерметалідної γ' -фази, зменшення розмірів її частинок і середнього поперечного перерізу острівців γ/γ' -евтектики, а також зростання кількості дисперсних карбідів типу MC у міждендритних просторах. Встановлено, що формування регулярної спрямованої структури забезпечується за швидкості переміщення фронту кристалізації в межах 5–10 мм/хв. Результати випробувань зразків-свідків на короткочасну та тривалу міцність після термічної обробки відповідно до стандартних методик засвідчили відповідність механічних властивостей вимогам технічної документації на виріб.

З метою дослідження впливу технологічних параметрів і процесів спрямованої кристалізації на структуру жароміцного сплаву як модельний матеріал було обрано сплав CM88. Цей сплав широко використовується для виготовлення деталей відповідального призначення, зокрема робочих лопаток газотурбінних двигунів першого та другого ступенів.

Сплав CM88 є жароміцним нікелевим сплавом, розробленим для виробництва литих деталей, що експлуатуються за високих температур. Його застосовують в енергетичному машинобудуванні для елементів, які працюють в екстремальних умовах, зокрема за температур до 1150 °C.

З метою встановлення впливу технологічних параметрів та процесів спрямованої кристалізації на структурні характеристики сплаву CM88 проведена серія експериментів. Плавку і заливання проводили в вакуумній печі УВНК-8П, оскільки в ній реалізовано процес кристалізації із використанням рідкометалевого охолоджувача (LMC), з варіюванням швидкості кристалізації виливків на 2-х рівнях: 5 та 10 мм/хв. Температура

залиття металу становила 1550-1570 °С. Локальні значення параметрів процесу спрямованої кристалізації протягом плавок розраховувалися за розподілом температури в об'ємі виливка, яка вимірювалась експериментально в п'яти точках вздовж осі, за допомогою вольфрам-ренієвих термопар (ВР 5/20, діаметр електродів 0,30 мм).

Дослідження макроструктури дослідних зразків, отриманих в результаті проведення експерименту показало, що за обраних оптимальних параметрів кристалізації формується регулярна дендритна структура по всій довжині виробу, включаючи перехідну ділянку. При візуальному огляді зовнішньої та внутрішньої поверхні виливків з жароміцного сплаву і металографічних дослідженнях не виявлено мікропор, засмічень, раковин, неметалічних включень.

Оскільки збільшення швидкості кристалізації тягне за собою значне підвищення рівня ліквідації елементів у сплаві, в структурі спостерігається поява великих областей евтектичної високотемпературної γ' евт.- фази. Об'ємна частка її, визначена за допомогою статистичної металографії по 10 полям зору склала 2-4% при $V_{кр.}=5\text{мм/хв}$ і 6-8%, при $V_{кр.}=10\text{мм/хв}$. Кількість вторинної дисперсної γ' - фази, локалізованої в міждендритних просторах помітно зменшилася при підвищенні швидкості кристалізації. Вона подрібнюється, зберігаючи переважно форму, близьку до сферичної, змінюючи розміри від 04-06 мкм до 02-03 мкм.

В рамках дослідження розроблено прототип програмного забезпечення. Його мета — автоматизувати експерименти з контролем нагріву та кристалізації лопаток газотурбінних двигунів (ГТД) з різною структурою (полікристалічною, спрямованою та монокристалічною) в установці УВНК-8П. Це ПЗ допомагає оптимізувати процес виробництва високоякісних виливків із жароміцних сплавів, призначених для відповідальних деталей через атоматизоване керування та моніторинг параметрів технологічного процесу.

Програмне забезпечення дає змогу контролювати такі ключові параметри спрямованої кристалізації:

- температуру в камері розплаву установки УВНК-8П;
- температуру рідкого охолоджувача (алюмінію);
- градієнт температур на площі виливка;
- швидкість спрямованої кристалізації.

Усі необхідні параметри встановлюються до початку плавлення. Під час самого процесу оператор може в режимі реального часу відстежувати хід направленої кристалізації в установці УВНК-8П.

Використання засобів автоматизації виробництва на основі програмного забезпечення не лише дозволяє значно зменшити витрати матеріалів та електроенергії, але й забезпечує вищу якість виливків завдяки автоматизованому контролю технологічного процесу.

Отримані в процесі роботи результати теоретичних і експериментальних досліджень можуть бути впроваджені на вітчизняних підприємствах газотурбобудівної галузі з метою оптимізації витрат енергоресурсів та матеріалів, необхідних для отримання кінцевого продукту.

Ключові слова: фазово-структурна стабільність; лопатка газотурбінного двигуна (ГТД); міцність на вигин; ливарне виробництво; розплав; виливок; міцність; структура; градієнт температур; спрямована кристалізація; жароміцні нікелеві сплави.

ABSTRACT

Noha V.O. scientific and technological foundations of the processes of obtaining castings from heat-resistant alloys for parts of critical purpose. – Qualification work in the form of a manuscript.

Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy in the specialty 136 Metallurgy (13 – Mechanical Engineering). – Physics and Technology Institute of Metals and Alloys of the National Academy of Sciences of Ukraine, Kyiv, 2026.

The dissertation is devoted to the study of the processes of obtaining castings from heat-resistant alloys for parts of critical purpose, in particular for blades of gas turbine engines (GTD), and multifactor optimization of the production cycle of obtaining complex-profile parts of gas turbine engines (GTD blades) using automated control and monitoring of melting parameters to reduce product defects and save electricity based on a software system of our own development.

Existing technologies for casting parts of gas turbine engines from heat-resistant alloys with a polycrystalline structure currently do not allow for heat resistance and long-term strength in accordance with the constantly growing requirements of the modern energy market and the industry as a whole. It should be noted that in such elements as the working blades of a gas turbine engine turbine, dynamic loading is carried out along the axis of the parts. A significantly smaller plane of transverse boundaries in alloys with an oriented structure reduces the likelihood of local defects in the creep process, and increased plasticity facilitates the relaxation of stresses in the material.

Literature analysis shows that during directional hardening, harmful impurities in the alloy can be partially pushed out by the driving front of crystallization into the upper part of the casting. In this case, the concentration of harmful impurities at the grain boundaries will be less than during polycrystalline hardening. The production of high-quality products from heat-resistant alloys for critical parts can be a complex and costly process, therefore, automated, precision, control of technological parameters can reduce time and resource costs for production, as well as ensure a more accurate and stable production process.

The study found that increasing the crystallization rate of castings from 5 to 10 mm/min contributes to the grinding of the dendritic structure. At the same time, an increase in the volume fraction of the strengthening intermetallic γ' -phase is observed, a decrease in the size of its particles and the average cross-section of the γ/γ' -eutectic islands, as well as an increase in the number of dispersed carbides of the MC type in the interdendritic spaces. It was found that the formation of a regular directional structure is ensured at a crystallization front movement speed within 5–10 mm/min. The results of tests of the reference samples for short-term and long-term strength after heat treatment according to standard methods confirmed the compliance of the mechanical properties with the requirements of the technical documentation for the product.

In order to study the influence of technological parameters and directed crystallization processes on the structure of the heat-resistant alloy, the SM88 alloy was chosen as a model material. This alloy is widely used for the manufacture of critical parts, in particular, the blades of first and second stage gas turbine engines.

The SM88 alloy is a heat-resistant nickel alloy designed for the production of cast parts operated at high temperatures. It is used in power engineering for elements operating in extreme conditions, in particular at temperatures up to 1150 °C.

A series of experiments was conducted to determine the influence of technological parameters and directed crystallization processes on the structural characteristics of the SM88 alloy. Melting and pouring were carried out in a vacuum furnace UVNK-8P, since it implemented the crystallization process using a liquid metal cooler (LMC), with a variation in the crystallization rate of castings at 2 levels: 5 and 10 mm/min. The metal pouring temperature was 1550-1570 °C. Local values of the parameters of the directional crystallization process during melting were calculated from the temperature distribution in the casting volume, which was measured experimentally at five points along the axis, using tungsten-rhenium thermocouples (BP 5/20, electrode diameter 0.30 mm).

A study of the macrostructure of the experimental samples obtained as a result of the experiment showed that with the selected optimal crystallization parameters,

a regular dendritic structure is formed along the entire length of the product, including the transition section. During visual inspection of the outer and inner surfaces of castings from a heat-resistant alloy and metallographic studies, no micropores, blockages, shells, or non-metallic inclusions were detected.

Since an increase in the crystallization rate entails a significant increase in the level of liquation of elements in the alloy, the appearance of large areas of the eutectic high-temperature γ' eut.-phase is observed in the structure. Its volume fraction, determined by statistical metallography in 10 fields of view, was 2-4% at $V_{kr.}=5\text{mm/min}$ and 6-8% at $V_{kr.}=10\text{ mm/min}$. The amount of secondary dispersed γ' -phase, local

The software allows you to control the following key parameters of directional crystallization:

- temperature in the melt chamber of the UVNK-8P unit;
- temperature of the liquid coolant Al (aluminum);
- temperature gradient in the casting area;
- speed of directional crystallization.

All necessary parameters are set before the start of melting. During the process itself, the operator can monitor the progress of directional crystallization in the UVNK-8P unit in real time.

The use of this software not only allows to significantly reduce the consumption of materials and electricity, but also ensures higher quality of castings due to automated control of the technological process.

The results of theoretical and experimental research obtained in the process of performing the work can be implemented at domestic enterprises of the gas turbine industry in order to optimize the consumption of energy resources and materials necessary to obtain the final product.

Keywords: phase-structural stability; gas turbine engine (GTE) blade; bending strength; foundry production; melt; casting; strength; structure; temperature gradient; directional crystallization; heat-resistant nickel alloys.

**Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати
дисертації**

***Статті у закордонних наукових періодичних виданнях, що включені
в міжнародні наукометричні бази даних «Scopus»:***

1. Balitskii, A. I., Kvasnytska, Y. H., Ivaskevych, L. M., Kvasnytska, K. H., Balitskii, O. A., Miskiewicz, R. M., Noha, V. O., Parkhomchuk, Z. V., Veis, V. I., & Dowejko, J. M. (2024). Improvement of hydrogen-resistant gas turbine engine blades: Single-crystal superalloy manufacturing technology. *Materials*, 17(17), 4265 p. <https://doi.org/10.3390/ma17174265> (MDPI) (**Balitskii, A.I.** провів вибір об'єкту і узагальнення результатів досліджень; **Kvasnytska, Y.H.** брала участь у визначенні задач досліджень та узагальненні висновків дослідної роботи; **Ivaskevych, L.M.** проводив корозійні дослідження у водному середовищі дослідних сплавів, узагальнив результати дослідів; **Kvasnytska, K.H.** брала участь у виготовленні керамічних форм для плавки за новою технологією; **Balitskii, O.A.** проводив вибір вихідних даних; **Miskiewicz, R.M.** прийняв участь у визначенні задач досліджень та розробці методики досліджень; **Noha, V.O.** - брав участь у визначенні режимів та проведенні дослідних плавок; **Parkhomchuk, Z.V.** брала участь у визначенні режимів термічного оброблення дослідних зразків та узагальненні результатів металографічних досліджень; **Veis, V.I.** - брав участь у проведенні корозійних досліджень та аналізу мікроструктури дослідних зразків; **Dowejko, J.M.** підготував статтю до друку.)

Статті у журналах, що включені до переліку фахових видань

України:

2. Нога, В. О. (2024). Виготовлення виливків із жароміцних сплавів для деталей відповідального призначення. *Процеси лиття*, (1), 48–57 с. https://plit-periodical.org.ua/index.php/plit/article/view/232?utm_source=chatgpt.com

3. Квасницька, Ю. Г., Мяльніца, Г. П., Квасницька, К. Г., Максютя, І. І., & Нога, В. О. (2023). Дослідження структурних особливостей жароміцного

нікелевого сплаву для лопаток газотурбінного двигуна. Сучасна електromеталургія, (2), 41–45 с. <https://doi.org/10.37434/sem2023.02.06> (patonpublishinghouse.com) (**Квасницька Ю.Г.** дослідила мікроструктуру дослідних зразків литих лопаток ГТД; **Мяльніца Г.П.** визначив задачі досліджень, узагальнив їх результати; **Квасницька К.Г.** розроблення екологічно безпечної технології видалення керамічних стрижнів; **Максюта І.І.** провела дослідження макроструктури виливків; **Нога В.О.** провів аналіз ливарних відходів плавок жароміцних сплавів, підготував статтю до друку.)

4. Квасницька, Ю. Г., Максюта, І. І., Шалевська, І. А., Квасницька, К. Г., & Нога, В. О. (2023). Застосування керамічних фільтрів при виплавці заготовок з жароміцних сплавів. Процеси лиття, (2), 41–48 с. <https://doi.org/10.15407/plit2023.02.041> (**Квасницька Ю.Г.** визначила задачі досліджень, приймала участь в удосконаленні системи заповнення керамічних форм з метою отримання якісних виливків лопаток ГТД; **Максюта І.І.** провела металографічний аналіз, підготувала патент до впровадження; **Шалевська І.А.** – приймала участь в аналізі результатів дослідів; **Квасницька К.Г.** – брала участь у розробці хімічного складу керамічних фільтрів, аналізі результатів дослідів, підготувала статтю до друку; **Нога В.О.** – приймав участь в проведенні дослідних плавок і узагальненні результатів досліджень.)

Подані тези на тематичні наукові конференції:

5. Максюта, І. І., Михнян, О. В., Нейма, О. В., Квасницька, К. Г., & Нога, В. О. (2023). Коригування ступеня засміченості спрямовано закристалізованих виливків жароміцних сплавів при використанні фільтрації. У А. М. Фесенка & М. А. Турчаніна (Ред.), Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві: Матеріали ІХ міжнародної науково-технічної конференції, 25–27 вересня 2023 р. (с. 83–84). ДДМА. (dgma.donetsk.ua)

6. Квасницька, К. Г., Калюжний, П. Б., Нейма, О. В., Михнян, О. В., & Нога, В. О. (2024). Методи визначення технологічних властивостей керамічних форм. У О. І. Пономаренка (заг. ред.), Литво. Металургія. 2024:

Матеріали XX ювілейної Міжнародної науково-практичної конференції (28–30 травня 2024 р., м. Харків–м. Київ) (с. 131–135). НТУ «ХПІ». <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2024> . (repository.kpi.kharkov.ua)

7. Kvasnytska, K. H., Kvasnytska, Y. H., Parkhomchuk, Z. V., Noha, V. O., & Veis, V. I. (2024, October 7–10). Features of the formation of a directional structure of complex-profile castings [Conference abstract]. In VII International Conference “Welding and Related Technologies” (WRT 2024): Program and Abstracts of Papers (p. 25). International Association “Welding”. (wrt2026.com.ua)

8. Нога, В. О., Квасницька, К. Г., & Вейс, В. І. (2025). Оптимізація процесу спрямованого твердіння жароміцних сплавів для отримання виливків відповідального призначення. У Металеві матеріали, процеси виготовлення та перспективи їх застосування в промисловості України: Матеріали X науково-практичної конференції молодих вчених України (9 вересня 2025 року) (с. 36–39). ФТІМС НАН України. https://doi.org/10.15407/conf_mmpp2025 .

9. Noha, V. O., Kvasnytska, K. H., & Veis, V. I. (2025). Optimization of directional solidification of heat-resistant alloys for critical castings. In *Proceedings of the International Young Scientists Conference “Materials Science and Surface Engineering” (MSSE2025)* (pp. 282–283). Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine. <https://doi.org/10.15407/msse2025.01.282>

10. Aftandiliants, Y., Gnyloskurenko, S., Kvasnytska, I., Chyzhyk, G., Kvasnytska, K., & Noha, V. (2025, September 24–26). Influence of structure on wear resistance of cast high-speed steel of M2 type [Conference presentation]. In Conference programme of the 65th International Scientific Conference “Solidification and Crystallization of Metals 2025” (p. 5). (kikm2025.syskonf.pl).

11. Квасницька, Ю. Г., Калюжний, П. Б., Нога, В. О., Квасницька, К. Г., Нейма, О. В., & Божко, В. О. (2025). Нові рішення в технології виготовлення складнопрофільних виливків для одержання деталей відповідального призначення. У Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві: Матеріали X міжнародної науково-технічної конференції (21–23 жовтня 2025 р.). ДДМА. (ddma.edu.ua).

12. Квасницька, К. Г., Нога, В. О., Божко, В. О., & Квасницька, Ю. Г. (2025). Розробка екологічнобезпечної технології виготовлення керамічних оболонкових форм для одержання складнопрофільних виливків. У Д. В. Павленка (відпов. ред.), Тези доповідей II Всеукраїнської науково-технічної конференції студентів, аспірантів і молодих учених з міжнародною участю «Молодь в авіації: нові рішення та перспективні технології» (с. 96–97). НУ «Запорізька політехніка». (zp.edu.ua).

13. Нога, В. О., Квасницька, Ю. Г., Божко, В. О., & Квасницька, К. Г. (2025). Особливості формування направленої структури відповідальних деталей ГТД. У Матеріали V Міжнародної конференції «Інноваційні технології та інжиніринг у зварюванні і споріднених процесах PolyWeld 2025» (11–12 грудня 2025 р.). КПІ ім. Ігоря Сікорського.

ЗМІСТ

АНОТАЦІЯ	2
ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ.....	16
ВСТУП	17
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ СУЧАСНИХ РІШЕНЬ ТА ПРОБЛЕМ ОДЕРЖАННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ВІДПОВІДАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ	28
1.1 Жароміцні сплави на нікелевій основі.....	28
1.2 Огляд існуючих технологій виплавлення жароміцних сплавів	30
1.3. Основні параметри спрямованої кристалізації	32
1.5 Умови одержання якісних виливків методом спрямованої кристалізації	37
1.6 Загальна характеристика технологічного процесу отримання виливків шляхом спрямованої кристалізації в умовах установки УВНК-8П.....	39
1.7 Порівняльний аналіз методів Бірджмена-Стокбаргера і LMC.....	42
1.7.1 Теплові параметри спрямованої кристалізації для методів LMC та Бірджмена-Стокбаргера.....	43
1.8 Мета та задачі дослідження.	46
РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ	47
2.1. Метод спрямованої кристалізації. Загальна структура методу LMC	47
2.2. Вибір матеріалу для досліджень.....	51
2.3. Методи визначення основних елементів та домішок.....	53
2.4. Обладнання для одержання виливків	58
2.5. Методика досліджень структурних характеристик.....	61
2.6. Методика визначення механічних та спеціальних властивостей	62
2.7 Програмні засоби, для розробки системи автоматизованого керування	62

2.8. Програмно-технічні засоби, які було використано для побудови симулятора.....	65
РОЗДІЛ 3. АНАЛІТИЧНІ ТА ТЕОРЕТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ УМОВ ОДЕРЖАННЯ ЯКІСНИХ ВИЛИВКІВ ЗІ СПРЯМОВАНОЮ ТА МОНОКРИСТАЛІЧНОЮ СТРУКТУРАМИ СКЛАДНОПРОФІЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ ГТД.....	
Розділ 3.1. Ливарні дефекти ГТД зі спрямованою або монокристалічною структурами	76
3.1.1 Ливарні раковини, засмічення	76
3.1.2 Рихлоти, пори	80
3.1.3. Міждендритна ліквіація	85
3.1.4 Випуклий або увігнутий фронт кристалізації.	85
3.2 Метод LMC у спрямованій кристалізації	88
3.2.1 Визначення прихованої теплоти.....	88
3.2.2 Конвективний теплообмін	89
3.2.3 Температурний градієнт та швидкість фронту спрямованої кристалізації.....	90
3.2.4 Швидкість охолодження та зв'язок між градієнтом температур та швидкістю одержання виливків	92
3.2.5 Зв'язок LMC та оцінка коефіцієнта тепловіддачі через число Нуссельта	93
3.2.6 Розрахунок температурного інтервалу кристалізації для жароміцного корозійностійкого сплаву СМ88.....	93
3.3 Висновки до розділу 3	95
4.1 Застосування програмного забезпечення для моніторингу та керування параметрами спрямованої кристалізації.....	113

4.1.2 Вікно візуалізації та моніторингу параметрів перебігу процесу LMC в умовах установки УВНК-8П.....	117
4.1.3 Вікно контролю робочої установки	128
4.1.4 Вікно загальних налаштувань ПЗ.....	129
4.1.5 Вікно налаштувань параметрів LMC	130
4.1.6 Опис підсистеми інформування про помилки	131
4.2 Апробація програмного забезпечення на апаратному симуляторі	132
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	137
СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ	139
ДОДАТОК А.....	156
СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ	156
ДОДАТОК Б	160
ЛОКАЛЬНІ ТЕМПЕРАТУРИ 5 ТЕРМОПАР В ПРОЦЕСІ ПЛАВКИ	160
ДОДАТОК С	166
ГРАФІК ЛОКАЛЬНИХ ТЕМПЕРАТУР 5 ТЕРМОПАР В ПРОЦЕСІ ПЛАВКИ	166

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ГТД – газотурбінний двигун

ГП – гаряче ізостатичне пересування

ЖНС – жароміцний нікелевий сплав

ПЛК – програмований логічний контролер

ПЗ – програмне забезпечення

ККД – коефіцієнт корисної дії

РЗМ – рідкоземельні метали

КГО – кристалографічна орієнтація

СК – спрямована кристалізація

LMC – Liquid Metal cooling. Метод лиття із використанням рідкометалевого Охолоджувача

ШІМ – широтно-імпульсна модуляція

ВСТУП

Постійне зростання вимог до надійності та ефективності авіаційної та енергетичної техніки приводить до удосконалення технологій виготовлення деталей із жароміцних сплавів. Зокрема, лопатки газотурбінних двигунів повинні характеризуватись високими механічними властивостями, стабільною мікроструктурою та мінімальними структурними дефектами. Виходячи з вище сказаного можна зробити висновки, що прецизійне литво знаходиться на передньому краї, особливо при одержанні високоточних виробів. Провідні виробники такого типу продукції все частіше впроваджують стратегії цифрової трансформації. При цьому використовують передову автоматизацію, 3D-друк для виготовлення моделей та різного роду системи контролю якості.

Відомо, що головні причини виходу газотурбінних двигунів (ГТД) із ладу часто пов'язані зі зношуванням або ушкодженням ключових елементів турбіни. Особливо це виникає під час їх експлуатації в умовах інтенсивних дій вібрації, високих температур, корозійного середовища та внаслідок абразивного зношування.

Аналіз наукових робіт показав, що наявні технології лиття деталей ГТД з жароміцних сплавів з полікристалічною структурою не дозволяють отримувати термостійкість і тривалу міцність згідно з викликами, які ставить перед виробами відповідального призначення сучасна енергетична та авіаційна галузі. Наприклад, на робочі лопатки компресора динамічне навантаження здійснюється вздовж їх осей. Значно менша площа поперечних меж у сплавах з орієнтованою структурою зменшує вірогідність утворення локальних дефектів в процесі повзучості, а підвищена пластичність полегшує релаксацію напружень в матеріалі. Крім того, проведений аналіз робіт показує, що при спрямованій кристалізації шкідливі домішки дифундують у верхню частину виливка під час кристалізації, за умови вертикального твердіння. При

цьому їх концентрація на границях зерен буде меншою ніж при полікристалічному твердненні. Виробництво високоякісних виробів з жароміцних сплавів для деталей відповідального призначення є складним та витратним процесом. У зв'язку з цим, автоматизація даного процесу може знизити час та витрати на виробництво та забезпечити більш точний і стабільний процес.

У сучасних умовах розвитку високотехнологічного машинобудування ключовими факторами є забезпечення конкурентної спроможності продукції її надійності, довговічності та стабільності експлуатаційних характеристик. Особливого значення це набуває для виробів із жароміцних сплавів, що застосовуються у високотемпературних та високонавантажених вузлах газотурбінних двигунів, енергетичних установок і авіаційних агрегатів [1–3]. Відомо, що експлуатаційна безпечність таких компонентів значною мірою визначається мікроструктурною однорідністю та точністю дотримання технологічних режимів на всіх етапах їх виготовлення, оскільки навіть мінімальні відхилення призводять до формування структурних дефектів та зменшення ресурсу роботи деталі.

Щодо спрямованої кристалізації розплавів на основі нікелю, то при її реалізації необхідно вести контроль над температурними режимами та її швидкістю, оскільки дотримання оптимальних параметрів має прямий вплив на кристалічну структуру кінцевого виробу і його якісні характеристики. Тому **актуальними** є дослідження технологічних параметрів процесу спрямованої кристалізації і багатофакторна оптимізація технології отримання виробів із підвищеними якісними характеристиками. У зв'язку з цим зростає потреба в інтеграції цифрових технологій у виробничі процеси, що охоплюють використання програмно-апаратних комплексів, SCADA-систем та інтелектуальних засобів автоматизованого контролю.

Мета роботи: Підвищення якості складнопрофільних виливків ГТД із жароміцних нікелевих сплавів шляхом наукового обґрунтування

технологічних режимів та розроблення системи автоматизованого керування параметрами спрямованої кристалізації.

Об’єктом дослідження: Процес формування спрямованої та монокристалічної структури виливків із жароміцних нікелевих сплавів при вакуумному литті з автоматизованим керуванням.

Предмет дослідження: Механізми впливу температурно-швидкісних параметрів спрямованої кристалізації та алгоритмів автоматизованого моніторингу і керування ними на макро- і мікроструктуру та мінімізацію дефектів виливків лопаток ГТД.

Для досягнення **мети** у роботі поставлені наступні **задачі**:

1. Провести аналіз ливарних дефектів виливків зі сплаву на основі нікелю з метою визначення шляхів їх усунення при виробництві лопаток зі спрямованою або монокристалічною структурами.
2. Встановити вплив технологічних параметрів на структурні характеристики сплавів в процесі спрямованої кристалізації. Проаналізувати серію експериментів за допомогою промислової печі УВНК-8П при швидкостях переміщення форми з розплавом 5 мм/хв та 10 мм/хв.
3. Визначити оптимальні режими процесів виплавлення жароміцних сплавів в умовах установки УВНК-8П для одержання різного типу лопаток ГТД залежно від конструкції, розміру і призначення.
4. Розробити прототип автоматизованої системи на основі програмного забезпечення для моніторингу та керування основними параметрами технологічного процесу спрямованої кристалізації.
5. Провести перевірку роботи системи керування за допомогою апаратного симулятора.

Наукова новизна роботи полягає в наступному:

1. Вперше розроблено систему керування, на основі спеціалізованого програмного забезпечення для моніторингу та регулювання основних параметрів технологічного процесу спрямованої кристалізації в умовах вакуумної ливарної установки УВНК-8П.

Запропоноване рішення орієнтоване на інтеграцію функцій контролю, візуалізації та реєстрації технологічних режимів, що забезпечує підвищення відтворюваності результатів і створює передумови для переходу до вищого рівня автоматизації ливарного виробництва на вітчизняних підприємствах.

2. Вперше систематизовано та узагальнено науково-технічні дані щодо впливу ливарних дефектів на структуру й експлуатаційні властивості литих турбінних лопаток газотурбінних двигунів, які виготовлено з корозійностійких жароміцних нікелевих сплавів зі спрямованою або монокристалічною структурами. Обґрунтовано технологічні підходи для запобігання виникненню ливарних дефектів та задля їх усунення.

Раніше такі дані мали фрагментарний характер. На основі експериментальних даних та проведених досліджень з'ясовано, що на якість структуроутворення виливків найбільше впливають температурно-часові режими плавлення та заливання, умови тепловідведення під час кристалізації, а також стабільність роботи обладнання. Це дозволило визначити технологічні підходи до зменшення утворення дефектів шляхом цілеспрямованого регулювання основних параметрів процесу.

3. Подальшого розвитку набули уявлення про процес спрямованого та монокристалічного твердіння виливків високонавантажених турбінних лопаток ГТД. Визначено параметри, які істотно впливають на формування структури та експлуатаційні характеристики литих лопаток для ливарної установки УВНК-8П.

Досліджено, що до ключових параметрів віднесено швидкість руху форми, температурні умови розплаву та самої форми, особливості тепловідведення в зоні кристалізації, а також стабільність вакуумного й газового середовища. Встановлено, що саме їх узгоджене регулювання забезпечує формування заданої структури металу та досягнення необхідного рівня експлуатаційних властивостей лопаток ГТД.

4. Встановлено закономірності впливу швидкості спрямованої кристалізації та температурного градієнта вздовж осі вилівка на якісні показники кінцевих виробів із жароміцних нікелевих сплавів. Систематизовано й узагальнено математичний апарат, що описує процес спрямованої кристалізації при застосуванні методу лиття з використанням рідкого алюмінію та реалізовано його у вигляді програмного забезпечення для автоматизації та моніторингу процесу спрямованої кристалізації в промислових умовах.

Експериментально встановлено, що збільшення швидкості кристалізації під час виготовлення лопаток другого ступеня турбіни високого тиску газотурбінних двигунів призводить до посилення ліквідаційних процесів у сплаві та збільшення частки евтектичної високотемпературної γ - γ' -фази в структурі металу. Визначено, що її вміст зростає від 2–4 % при швидкості руху форми 5 мм/хв до 6–8 % при швидкості 10 мм/хв. Одночасно зі збільшенням швидкості кристалізації спостерігається зменшення відстані між осями дендритів першого та другого порядків: при швидкості 5 мм/хв значення міждендритного параметра λ становить 220–165 мкм, тоді як при швидкості 10 мм/хв воно зменшується до 160–170 мкм, що свідчить про суттєвий вплив кінетики кристалізації на формування мікроструктури виливків.

Практичне значення отриманих результатів.

Розроблено систему автоматизованого керування та моніторингу параметрів процесу спрямованого твердіння, його температурних і кінетичних параметрів для вакуумної установки УВНК-8П, яка широко застосовується для лиття лопаток газотурбінних двигунів на підприємствах галузі в Україні. Запропоновано методики вибору та оптимізації параметрів, які дозволяють зменшити дефекти у кінцевих виробках і підвищити якість виливків.

Науково обґрунтовано технологічні режими лиття жароміцних сплавів, що забезпечують формування керованої структури та кристалографічної орієнтації виливків для деталей відповідального призначення.

Особистий внесок здобувача полягає в розробці прототипу системи автоматизованого керування процесом спрямованої кристалізації та узагальненні результатів експериментальних плавок і досліджень параметрів технологічного процесу лиття виробів відповідального призначення з жароміцних сплавів на нікелевій основі.

Апробація результатів дисертації.

Основні положення та результати дисертаційної роботи доповідались та обговорювались на міжнародних науково-технічних конференціях та симпозіумах:

- Максjuta, І. І., Михнян, О. В., Нейма, О. В., Квасницька, К. Г., & Нога, В. О. (2023). Коригування ступеня засміченості спрямовано закристалізованих виливків жароміцних сплавів при використанні фільтрації. У А. М. Фесенка & М. А. Турчаніна (Ред.), Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві: Матеріали ІХ міжнародної науково-технічної конференції, 25–27 вересня 2023 р. (с. 83–84). ДДМА. (dgma.donetsk.ua)
- Квасницька, К. Г., Калюжний, П. Б., Нейма, О. В., Михнян, О. В., & Нога, В. О. (2024). Методи визначення технологічних властивостей керамічних

форм. У О. І. Пономаренка (заг. ред.), Литво. Металургія. 2024: Матеріали XX ювілейної Міжнародної науково-практичної конференції (28–30 травня 2024 р., м. Харків–м. Київ) (с. 131–135). НТУ «ХПІ». <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2024> . (repository.kpi.kharkov.ua)

- Kvasnytska, K. H., Kvasnytska, Y. H., Parkhomchuk, Z. V., Noha, V. O., & Veis, V. I. (2024, October 7–10). Features of the formation of a directional structure of complex-profile castings [Conference abstract]. In VII International Conference “Welding and Related Technologies” (WRT 2024): Program and Abstracts of Papers (p. 25). International Association “Welding”. (wrt2026.com.ua)
- Нога, В. О., Квасницька, К. Г., & Вейс, В. І. (2025). Оптимізація процесу спрямованого твердіння жароміцних сплавів для отримання виливків відповідального призначення. У Металеві матеріали, процеси виготовлення та перспективи їх застосування в промисловості України: Матеріали X науково-практичної конференції молодих вчених України (9 вересня 2025 року) (с. 36–39). ФТІМС НАН України. https://doi.org/10.15407/conf_mmpp2025
- Noha, V. O., Kvasnytska, K. H., & Veis, V. I. (2025). Optimization of directional solidification of heat-resistant alloys for critical castings. In *Proceedings of the International Young Scientists Conference “Materials Science and Surface Engineering” (MSSE2025)* (pp. 282–283). Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine. <https://doi.org/10.15407/msse2025.01.282>
- Aftandilants, Y., Gnyloskurenko, S., Kvasnytska, I., Chyzhyk, G., Kvasnytska, K., & Noha, V. (2025, September 24–26). Influence of structure on wear resistance of cast high-speed steel of M2 type [Conference presentation]. In Conference programme of the 65th International Scientific Conference “Solidification and Crystallization of Metals 2025” (p. 5). (kikm2025.syskonf.pl).

- Квасницька, Ю. Г., Калюжний, П. Б., Нога, В. О., Квасницька, К. Г., Нейма, О. В., & Божко, В. О. (2025). Нові рішення в технології виготовлення складнопрофільних виливків для одержання деталей відповідального призначення. У Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві: Матеріали X міжнародної науково-технічної конференції (21–23 жовтня 2025 р.). ДДМА. (ddma.edu.ua).
- Квасницька, К. Г., Нога, В. О., Божко, В. О., & Квасницька, Ю. Г. (2025). Розробка екологічнобезпечної технології виготовлення керамічних оболонкових форм для одержання складнопрофільних виливків. У Д. В. Павленка (відпов. ред.), Тези доповідей II Всеукраїнської науково-технічної конференції студентів, аспірантів і молодих учених з міжнародною участю «Молодь в авіації: нові рішення та перспективні технології» (с. 96–97). НУ «Запорізька політехніка». (zp.edu.ua).
- Нога, В. О., Квасницька, Ю. Г., Божко, В. О., & Квасницька, К. Г. (2025). Особливості формування направленої структури відповідальних деталей ГТД. У Матеріали V Міжнародної конференції «Інноваційні технології та інжиніринг у зварюванні і споріднених процесах PolyWeld 2025» (11–12 грудня 2025 р.). КПІ ім. Ігоря Сікорського.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами, що підтверджують її актуальність. Дисертаційну роботу виконано в Фізико-технологічному інституті металів і сплавів НАН України в рамках науково-дослідних робіт згідно з темами:

№: П-17-21-712 «Підвищення фазово-структурної стабільності жароміцних корозійностійких нікелевих сплавів комплексним легуванням їх тугоплавкими металами для подовженого ресурсу роботи лопаток газотурбінних двигунів у різних умовах експлуатації» (Постанова бюро ВМ НАН України № 71 від 24.02.2021 р., № державної реєстрації 0121U110446);

№: III-49-24-730 «Розроблення науково-обґрунтованих інноваційних технологічних процесів одержання литих виробів з використанням

полімерних моделей» (Постанова бюро ВМ НАН України від 14.11.2023 №18, № державної реєстрації 0124U000578).

Публікації.

За темою дисертаційної роботи опубліковано 13 робіт, з них 2 у виданнях, включених або реферованих в міжнародних наукометричних базах даних «Scopus»; 3 статті у фахових виданнях України, одна з них одноосібна, 9 публікацій в матеріалах конференцій.

Структура та обсяг роботи.

Дисертаційна робота містить вступ, 4 розділи, загальні висновки, список використаних джерел та додатки. Загальний обсяг роботи – **166** сторінок машинописного тексту, в тому числі **69** рисунків, **19** таблиць і список використаних джерел зі **151** найменуваннями.

У вступній частині обґрунтовано актуальність дисертаційної роботи, визначено її мету та сформульовано основні завдання дослідження. Подано характеристику об'єкта і предмета дослідження, описано застосовані методи, а також висвітлено наукову новизну й практичну цінність одержаних результатів. Наведено відомості про апробацію результатів роботи, кількість наукових публікацій із зазначенням особистого внеску автора. Також подано інформацію про структуру дисертації та її загальний обсяг.

У першому розділі проведено огляд наявних технологічних рішень в галузі виготовлення та лиття виливків із жароміцних сплавів для деталей відповідального призначення. На основі літературного огляду встановлено основні якісні характеристики виробів сплавів на основі нікелю та вплив технологічних параметрів на процес направленої кристалізації. Сформовано загальну базу для розробки системи автоматизованого керування процесом одержання виливків відповідального призначення.

У другому розділі обґрунтовано вибір матеріалів, обладнання та методики експериментів, які використано для дослідження процесів формування спрямованої структури та експлуатаційних властивостей литих

виробів із жароміцного нікелевого сплаву СМ88. Наведено фізико-механічні властивості досліджуваного матеріалу, зазначено його хімічний склад, методи контролю легувальних елементів, домішок і вмісту газів. Особливу увагу приділено обґрунтуванню вибору сплаву для виготовлення відповідальних деталей газотурбінних двигунів. Описано технологічне обладнання та умови проведення експериментів, зокрема вакуумну ливарну установку УВНК-8П, яка використовується для отримання виливків зі спрямованою кристалізацією в керамічних оболонкових формах. Наведено основні технологічні режими плавлення й лиття, принцип утворення температурного градієнта за допомогою рідкого алюмінію та використання затравки в процесі одержання заданої структури. Встановлено переваги застосування рідкого алюмінію, який забезпечує значно вищу інтенсивність охолодження та знижує ймовірність утворення зерен неправильної форми. Розглянуто особливості виготовлення модельної оснастки із застосуванням 3D-друку та технологію отримання керамічних оболонкових форм за моделями, що витоплюються з використанням водних кремнезольних зв'язувальних систем. Крім того, викладено методики дослідження макро- та мікроструктури, фазового складу із застосуванням електронної мікроскопії і металографічного аналізів. Наведено також методики визначення механічних властивостей дослідних виробів після стандартної термічної обробки, включаючи випробування на короткочасну та тривалу міцність лопаток турбіни. Представлені методики дозволили обґрунтувати програмно-технічні засоби для виконання розрахунків та розробки програмного забезпечення.

У третьому розділі представлені аналітичні та теоретичні дослідження умов одержання якісних виливків зі спрямованою та монокристалічною структурами для складнопрофільних деталей газотурбінних двигунів. Проаналізовано експлуатаційні умови роботи турбінних лопаток сучасних газотурбінних двигунів. Обґрунтовано вимоги до жароміцних сплавів і технологій їх лиття, які залежать від підвищення температури робочого газу, термомеханічних навантажень, процесів повзучості, термічної втоми та

високотемпературного окиснення. Показано, що застосування спрямовано кристалізованих і монокристалічних структур із заданою кристалографічною орієнтацією дозволяє знизити термічні напруження, підвищити опір термічній втомі та довговічність лопаток. Окрему увагу приділено аналізу ливарних дефектів, які виникають під час отримання лопаток зі спрямованою або монокристалічною структурами та їх впливу на експлуатаційні характеристики виробів. Розглянуто механізми утворення ливарних дефектів таких як: раковини, неметалеві включення, мікропористість та міждендритна ліквіація. При цьому показано їх негативний вплив на якість кінцевого виробу. Проаналізовано роль чистоти сплаву на формування в ньому структурних неоднорідностей. Досліджено особливості утворення пористості та міждендритної ліквіації у складнопрофільних виливках, визначено вплив технологічних параметрів кристалізації на формування дефектів і структури сплаву. Показано, що форма фронту кристалізації суттєво впливає на структурну однорідність і механічні властивості матеріалу. Наведено аналітичне дослідження теплових параметрів спрямованої кристалізації та показано вплив тепловідведення і коефіцієнтів теплопередачі на швидкість охолодження та стабільність росту кристалу. Сформульовано технологічні умови отримання якісних виливків методом спрямованого тверднення, яке включає використання затравок із заданою орієнтацією, оптимізацію швидкості переміщення форми та регулювання температурно-швидкісних параметрів процесу.

У четвертому розділі представлено результати досліджень макро- та мікроструктури, механічних властивостей, тривалої міцності дослідних зразків. Представлено роботу прототипу системи автоматизованого керування процесом спрямованої кристалізації в умовах установки УВНК-8П. Для отримання якісних литих виробів відповідального призначення за допомогою розробленої системи проведено повний комплекс робочого циклу одержання зразків методом спрямованої кристалізації із жароміцного корозійностійкого сплаву СМ88.

РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ СУЧАСНИХ РІШЕНЬ ТА ПРОБЛЕМ ОДЕРЖАННЯ ВИЛИВКІВ ІЗ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ДЕТАЛЕЙ ВІДПОВІДАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ

Сучасне виробництво газотурбінних двигунів (ГТД) стикається з потребою постійного вдосконалення технології, що пов'язано зі зростаючими вимогами до їхньої якості та надійності. Відомо, що найчастіше ГТД виходять з ладу через знос або пошкодження найбільш навантажених компонентів, особливо лопаток турбіни. Ці пошкодження виникають в умовах підвищеної вібрації, високих температур, впливу корозійного середовища та абразивного зношування. Щоб розв'язати ці проблеми, виробники активно працюють над покращенням конструкції двигунів і впровадженням нових технологічних процесів. Зокрема, для підвищення коефіцієнта корисної дії (ККД) необхідно збільшувати робочу температуру газу на вході в турбіну. Це вимагає розробки нових жароміцних сплавів і вдосконалення ливарних технологій для створення високоякісних виливків складної форми. Таким чином, для підвищення механічної міцності та стійкості до корозії в суднових та енергетичних ГТД використовують спеціальні жаро- і корозійностійкі матеріали та сучасні методи виробництва, що дозволяє значно покращити їхні експлуатаційні характеристики [1-8].

1.1 Жароміцні сплави на нікелевій основі

Виготовлення високоякісних виливків із жароміцних сплавів для критично важливих деталей є складним та багатofакторним процесом. Українські підприємства, такі як ДП НВКГ «Зоря-Машпроект», АТ «Мотор Січ» та ДП «Івченко-Прогрес», займаються розробкою нових типів газотурбінних двигунів для підвищення їхньої ефективності та надійності, що вимагає збільшення робочих температур і, відповідно, вищі вимоги до жароміцності та корозійної стійкості [5].

Великі компоненти турбін, які не можуть бути відлиті за формою, виготовляються з кованих суперсплавів з меншою об'ємною часткою γ' -фази та меншою міцністю. Їх, в основному, одержують методами вальцювання або куванням. Ці сплави, такі як WASPALOY, сплав UDIMET 700 та сплав NIMONIC 115, мають вищий вміст хрому і нижчий вміст тугоплавких елементів, щоб уникнути утворення небажаних топологічно щільно упакованих фаз які погіршують властивості вище наведених сплавів [6]. Межа повзучості кованих сплавів нижча, ніж у литих сплавів. Частково ця різниця пов'язана з розміром зерна (монокристалічна чи орієнтована структура); литі сплави мають більший розмір зерна, ніж ковані сплави. Маніпуляції з зернистою структурою сплавів призвели до значного покращення міцності на повзучість.

Для виготовлення лопаток турбіни високого тиску газотурбінних двигунів використовують жароміцні нікелеві сплави, створені відповідно до гетерофазної теорії жароміцності [1, 3, 7 - 10]. Їх розробка базується на багатокомпонентному легуванні γ -твердого розчину та γ' -фази ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$), що забезпечує високу фазову й структурну стабільність матеріалу. Важливим аспектом є зміцнення меж зерен за рахунок утворення карбідних фаз і мікролегування елементами типу В і Zr. Розробка нових сплавів залежить від розуміння того, як різні легувальні елементи впливають на структуру сплаву та його експлуатаційні властивості, а також на роль, яку ці особливості відіграють у забезпеченні бажаних високих експлуатаційних характеристик.

Класичні закордонні жароміцні сплави, такі як INCONEL, NIMONIC і WASPALLOY [4, 6], мають складний хімічний склад, де кожен елемент виконує свою функцію. Наприклад, додавання хрому (10-25%) підвищує стійкість до окиснення. Оксид хрому, що утворюється на поверхні, захищає основний сплав від впливу кисню і сірки. Матеріал краще формується і піддається механічній обробці додаванням заліза до сплаву на основі нікелю [4]. Зміцнення матриці γ -твердого розчину досягається додаванням тугоплавких елементів молібдену та вольфраму [6, 8]. Цей ефект

спостерігається при підвищених температурах через повільну дифузію цих елементів через структуру матриці.

Для зміцнення твердого розчину додають тугоплавкі метали, зокрема молібден і вольфрам. Ці елементи уповільнюють дифузію, що робить матеріал міцнішим за високих температур. Алюміній і хром також є сильними зміцнювачами, а залізо, титан, ванадій і кобальт вносять менший, але важливий вклад. Це зміцнення відбувається через різницю в розмірах атомів елементів, що створює дефекти в структурі, які перешкоджають повзучості [4]. Так сплави INCONEL 617 і HASTELLOY проявляють високу стійкість до повзучості, окиснення та корозії, що робить їх ідеальними для застосування в умовах екстремальних температур [4].

Оптимізація складу передбачає встановлення раціонального співвідношення між γ' -утворюючими елементами (Al, Ti, Nb, Ta, Hf) та γ -стабілізуючими (Mo, Cr, W, Re, Ru, Co, V), що дозволяє керувати параметрами кристалічних ґраток і підвищувати жароміцність. Водночас необхідно мінімізувати утворення топологічно щільно упакованих фаз (σ , μ , фаз Лавеса) та карбідів типу Me_6C , оскільки їх наявність призводить до розміцнення сплаву. Зокрема, пластинчаста морфологія таких фаз сприяє ініціації та поширенню тріщин, що обумовлює крихке руйнування матеріалу [3, 11].

На сьогодні особлива увага приділяється сплавам, що містять такі тугоплавкі метали, як реній, тантал і рутеній. Ці сплави дозволяють значно покращити стійкість лопаток турбіни при високих температурах та в агресивних середовищах. Завдяки цьому зростає продуктивність і термін служби газотурбінних двигунів [8, 12 - 20].

1.2 Огляд існуючих технологій виплавлення жароміцних сплавів

Підвищення ресурсу лопаток газотурбінних двигунів визначається не лише створенням нових складів жароміцних сплавів, але й удосконаленням методів керування процесами кристалізації під час лиття. У зв'язку з цим особливу увагу приділяють дослідженню технологічних підходів, що

забезпечують формування заданої мікроструктури, здатної підтримувати необхідний рівень експлуатаційних характеристик упродовж усього терміну служби деталі [21-27].

Довготривала високотемпературна витривалість нікелевих сплавів виникає від появи тріщин втоми у міжзеренних просторах цих матеріалів. Таким чином, бажано мати лопатку з мінімальною кількістю зерен і можливістю управління їх кристалографічним положенням. Ці аспекти почали вивчатись і продовжують бути предметом наукових та експериментальних досліджень вченими по всьому світу. В основному, було доведено, що руйнування лопаток відбувається на межах зерен, які розташовані перпендикулярно до осі зовнішнього навантаження лопатки ГТД. Тому, для збільшення тривалої міцності нікелевих жароміцних сплавів потрібна орієнтована структура, де межі зерен паралельні напрямку основних напружень.

Відомо, що лопатки ГТД отримують рівновісним литтям, литтям зі спрямованою кристалізацією та з отриманням монокристалічної структури. (рисунок 1.1).

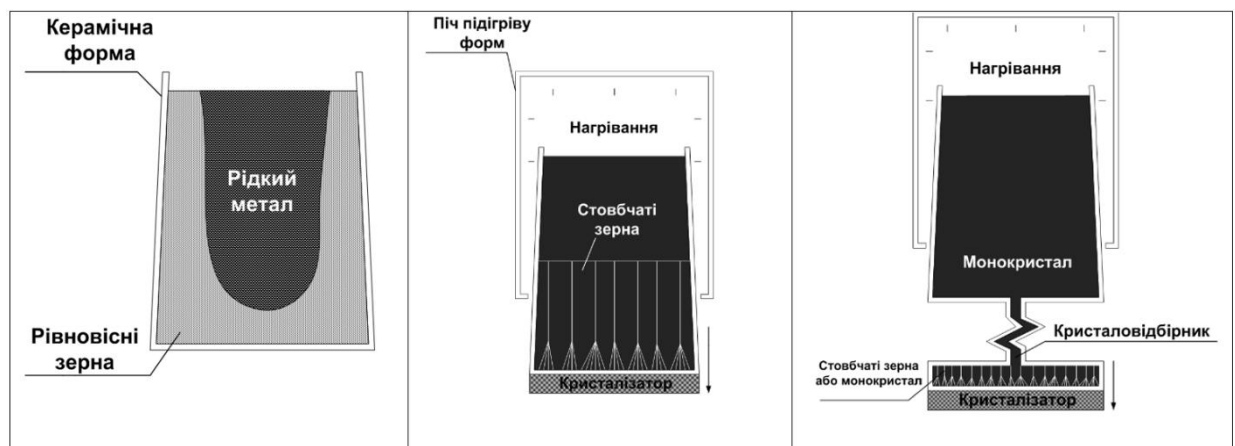


Рисунок 1.1 – Технологічні схеми формування рівновісних, спрямованих і монокристалічних виливків [9, 27]

Використання лопаток зі спрямованою і моно- структурами у сучасному газотурбобудуванні дають можливість підвищити робочу температуру двигунів на 50-60 °С і, як наслідок, економію палива. Вони повинні працювати в агресивних середовищах і при високих температурах та навантаженнях. Використання монокристалічних лопаток дозволяє значно підвищити ключові параметри газотурбінних двигунів, зокрема ресурс на 20-30% і потужність на 10-15%.[9].

1.3. Основні параметри спрямованої кристалізації

Відомо багато способів отримання спрямованої структури для виплавляння деталей ГТД. Вони відрізняються як методом нагріву і підтримки високих температур в керамічній формі з розплавом, що кристалізується, так і охолодженням готового виробу, тобто способом відведення тепла [28-30]. Учені протягом декількох десятиріч років працюють над дослідженнями, обчисленнями, методами керування, встановленням термодинамічних взаємозв'язків між параметрами кристалізації [28-43]. Як відомо, градієнт температури є однією з найважливіших причин виникнення внутрішніх термічних напружень у виробках, які в поєднанні з локальними об'ємами залишкової рідкої фази в міждендритних просторах та структурними напруженнями може призвести до утворення тріщин [35] (рис.1.2).

Морфологія поверхні розділу твердої і рідкої фаз виливків з спрямованою і монокристалічною структурою, а отже і внутрішня структура зерна залежать від хімічного складу, теплофізичних властивостей і параметрів кристалізації, тобто швидкості кристалізації V , температурного градієнта між рідиною і поверхнею розділу G , коефіцієнта дифузії розчиненої речовини в рідкій фазі D і інтервалу кристалізації $\Delta t_{кр}$.

Взаємозв'язок цих параметрів виражається наступним співвідношенням:

$$\text{ВФПР} = G/V - \Delta t_{\text{кр}}/D, \quad (1.1)$$

яке називають визначник форми поверхні розділу (ВФПР). Коли ВФПР має позитивне значення, поверхня розділу між твердою та рідкою фазами називається плоским фронтом кристалізації [9, 27].

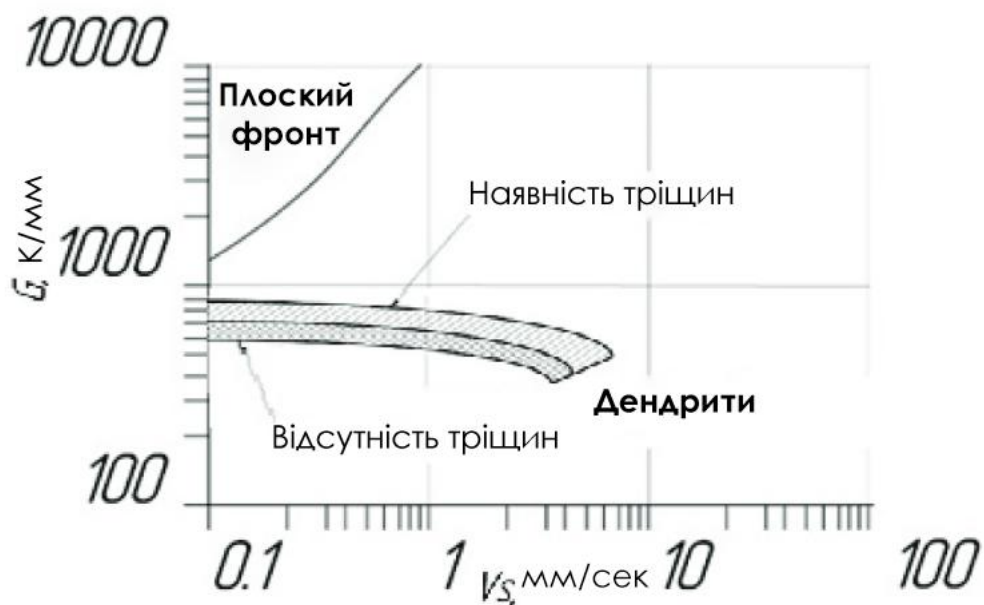


Рисунок 1.2 – Формування кристалічної мікроструктури

Основні критерії процесу кристалізації є основою оптимізації процесу тверднення.

Так, перший – концентраційне переохолодження, яке можна знайти з виразу:

$$K = G_{\text{л}} / V, \quad (1.2)$$

де $G_{\text{л}}$ – градієнт температури до фронту кристалізації на рівні температури ліквідус; V – швидкість кристалізації, яку ще називають критерій направленості тверднення.

Другий критерій процесу кристалізації представляють наступним рівнянням:

$$S = G_{\text{л}} / V, \quad (1.3)$$

Він відображає темп падіння температури на рівні ліквідус і визначає ступінь однорідності, а саме стабільності росту та щільності структури зерен твердіючого сплаву.

За допомогою даного критерію визначають ступінь однорідності, а саме стабільності росту та щільності структури зерен закристалізованого розплаву. Відомо, що керування процесом спрямованої кристалізації суттєво залежить від оптимальності обраних параметрів (G , V , G/V), що пов'язано зі складним регулюванням умов у тепловому вузлі установки. Керування ним здійснюється за допомогою зміщення по заданому закону рівноважного стану системи нагрівач - виливок - холодильник. Основними завданнями теплового аналізу при розробці процесу орієнтованої кристалізації є наступне:

- а) оптимальна швидкість кристалізації лопаток;
- б) градієнт температур на фронті кристалізації;
- в) швидкість охолодження виливок;

г) довжина перехідної твердо-рідкої зони сплаву і її положення відносно рівня охолоджувача або нагрівача.

Для отримання регулярної орієнтованої структури процес спрямованої кристалізації необхідно організувати так, щоб швидкість зростання була максимальною, а швидкість зародкоутворення - мінімальною.

На провідних підприємствах-виробниках ГТД використовують промислові установки УВНК-8В (кристалізатор — олово) і УВНК-8П (кристалізатор — алюміній) [38-41]. Щоб підвищити швидкість охолодження можна змінювати конструкцію деяких робочих елементів ливарної установки та розташування виробів у робочій зоні. Так, автори роботи [38] пропонують на базі УВНК-8П змінити розташування лопаток у ливарному блоці, що приведе до більш інтенсивного нагріву лопаток. При цьому для їх охолодження пропонують використовувати водоохолоджувальні щілинні холодильники. В установці УВНК-8МП використовується модернізований тепловий вузол з композиту вуглець-вуглець, а нагрівачі теплового вузла плаковані карбідом тугоплавкого металу. Це високий рівень розподілу температур в об'ємі печі підвищує його ресурс роботи печі більше, ніж у два рази. При цьому стабілізується процес формування монокристалічних виливків і, як наслідок, підвищується якість лопаток [38].

Одним з найбільш ефективних способів забезпечення необхідних характеристик тривалої міцності та довговічності лопаток є вибір оптимальної кристалографічної орієнтації відносно геометрії лопатки з урахуванням великої анізотропії механічних властивостей. Повна кристалографічна орієнтація СК лопатки визначається аксіальною та азимутальною орієнтацією.

З такою аксіальною орієнтацією виливають спрямовано закристалізовані та монокристалічні лопатки турбіни сучасних ГТД. Для отримання заданої орієнтації у виливках використовують метод затравки. В якості затравок при литті лопаток ГТД з жароміцних нікелевих сплавів застосовують Ni-W-сплав або жароміцний нікелевий сплав, з якого виплавляються складнопрофільні виливки [42-44].

При литті великогабаритних лопаток виникає низка труднощів, пов'язаних із використанням масивної ванни з великим об'ємом розплавленого алюмінію. Зокрема, під час занурення форми в алюміній суттєво змінюється рівень розплаву у ванні. Це уповільнює швидкість протягування форми і, як наслідок, знижує продуктивність процесу лиття, оскільки потрібно забезпечити достатній поздовжній градієнт під час кристалізації. Крім того, установка може забруднюватися сублиматами оксидів алюмінію та кремнію, що створює ризик спінювання розплаву. У разі прориву форми з розплавом жароміцного сплаву виникає необхідність заміни ванни з алюмінієм. Також у розплаві алюмінію затверділі ділянки лопаток охолоджуються надто швидко, що може спричинити їх викривлення або розтріскування, особливо в зоні великих бандажних лопаток. В такому випадку для лиття великогабаритних лопаток потужних енергетичних турбін довжиною використовується метод струменевого газового охолодження форм у вакуумі GCC (Gas Cooling Casting) [45-49].

Технологічний процес GCC полягає в конвективному струменевому охолодженні аргоном у вакуумі керамічних форм при спрямованій кристалізації зі збереженням ефекту охолодження форм випромінюванням, як в процесі Бріджмана-Стокбаргера. Цей процес дозволяє збільшити кількість лопаток в блоці та швидкість протягування при спрямованій кристалізації. При цьому необхідно уважно контролювати товщину керамічних форм (8-12 мм), тобто останній шар наносити тільки зануренням в суспензію без наступного обсіпання для підвищення гладкості зовнішньої поверхні. Для газового охолодження форм в процесі GCC використовується аргон [48, 49].

Для реалізації такого способу спрямованої кристалізації є пристрої для отримання виливків у вигляді розміщеної в вакуумованій ємності вертикальної циліндричної камери, розділеної термоізолюючим екраном з центральним отвором на зону нагріву і зону охолодження. Камера в зоні нагріву містить пристрої для плавки сплаву і заливання його розплаву в ливарну форму, а в зоні охолодження — сопла, що подають охолоджувальний

компонент, переважно інертні газы, на поверхню ливарної форми, яка переміщається із зони нагріву в зону охолодження повз сопла [49].

1.5 Умови одержання якісних виливків методом спрямованої кристалізації

Для зменшення вірогідності зародження зайвих кристалів необхідно регулювати швидкість охолодження, внаслідок швидкості пересування керамічних форм з розплавом залежно від конфігурації та розмірів складнопрофільних виливків [50 - 55]. Будову рідко-твердої фази в монокристалах жароміцного сплаву схематично зображено на рисунку 1.3. Для заданої кристалічної орієнтації вилівка використовують затравку з тугоплавкого сплаву Ni-W системи, яка має температуру ліквідус вищу за температуру ліквідус жароміцного сплаву. Затравка розташовується в донній частині керамічної форми. Схему росту кристала з орієнтацією [001] продемонстровано на рисунку 1.4.

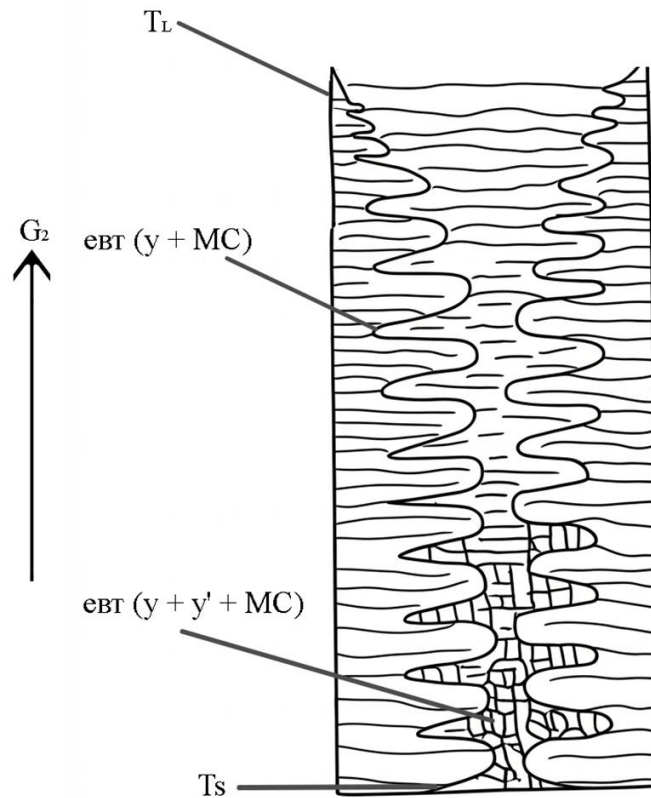


Рисунок 1.3 – Будова рідко-твердої фази в монокристалах жароміцного сплаву

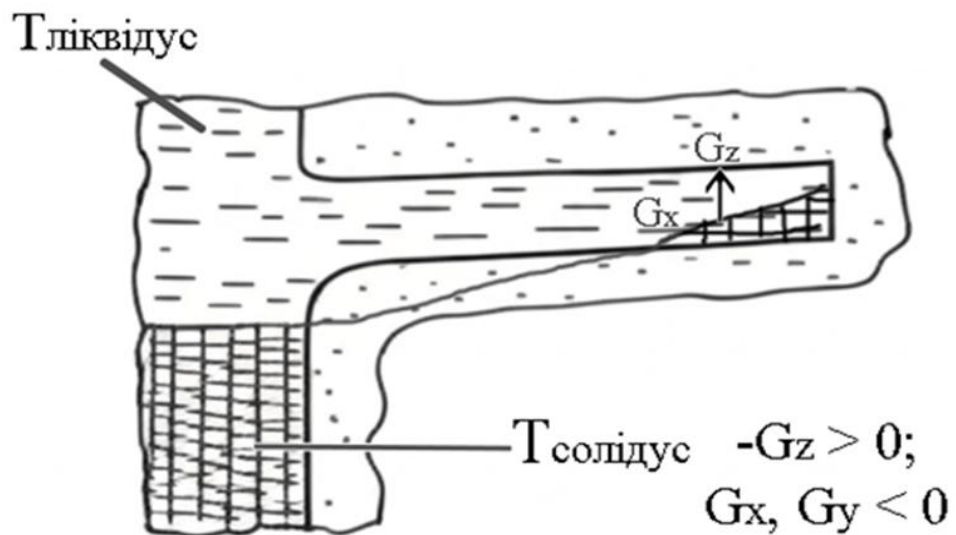


Рисунок 1.4 – Схема росту кристала [001] в полиці лопатки турбіни (замок догори) для формування плаского фронту кристалізації

1.6 Загальна характеристика технологічного процесу отримання виливків шляхом спрямованої кристалізації в умовах установки УВНК-8П

Задля розробки автоматизованої системи на базі програмного забезпечення було детально вивчено технологічний процес отримання виливок із жароміцних сплавів в умовах вакуумної установки УВНК-8П.

Технологічний процес, який пропонується частково автоматизувати за допомогою програмного забезпечення представлено у вигляді діаграми на рисунку 1.5.

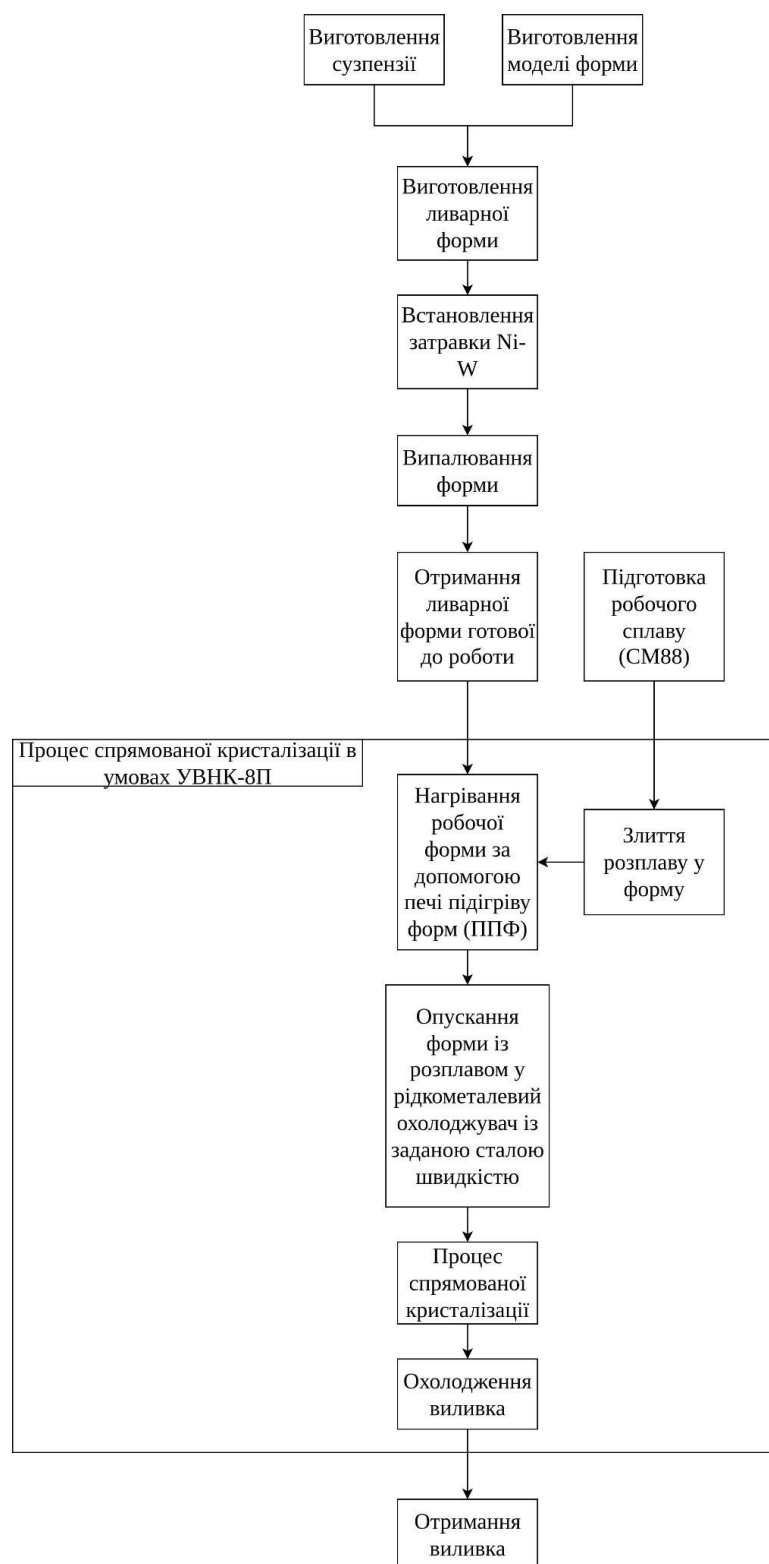


Рисунок 1.5 – Схематичне зображення технічного процесу отримання виливків шляхом спрямованої кристалізації в умовах установки УВНК-8П

На початковому етапі робочий сплав потрапляє до індукційної плавильної печі через камеру завантаження з використанням завантажувального

пристрою. Первинне завантаження робочого сплаву здійснюється вручну. Після цього шлюзову камеру приєднують до плавильної камери через перехідну камеру, що забезпечує герметичність системи та можливість формування необхідного робочого середовища.

Наступною операцією є створення у робочому просторі установки вакууму на рівні 133×10^{-3} Па, що відповідає 1×10^{-3} мм рт. ст. Після досягнення заданого ступеня розрідження вмикають нагрівач печі підігріву форм (ППФ) і нагрівач рідкометалевого кристалізатора. Нагрівання зазначених вузлів здійснюють відповідно до параметрів, установлених технологічним процесом, із дотриманням заданої швидкості підвищення температури та тривалості витримки на визначених температурних рівнях.

За досягнення температури алюмінію в кристалізаторі в межах 360–400 °С вмикають підігрівач індукційної печі, який забезпечує нагрівання робочого сплаву та доведення розплаву до температури, необхідної для подальшого заливання у форми. Після того як температура алюмінію досягає 800 °С, а температура в печі підігріву форм відповідає заданим параметрам технологічного режиму, відкривають передні торцеві двері печі підігріву форм у плавильній камері та вакуумний затвор шлюзової камери. Далі каретку з блоком форм за допомогою механізму горизонтального переміщення подають зі шлюзової камери до печі підігріву форм.

Після переміщення блоку форм двері печі підігріву та вакуумний затвор закривають, вмикають нагрівач печі підігріву форм і здійснюють подальший підйом температури за регламентованою швидкістю до 1500 °С.

Заливання розплавленого сплаву СМ88 у попередньо нагріті форми здійснюють за температури розплаву (1550 ± 10) °С. Після завершення заливання починається етап спрямованої кристалізації, який реалізується шляхом опускання блоку форм, заповненого розплавом, у рідкометалевий кристалізатор із розплавом алюмінію температурою 800 °С. При цьому глибина занурення блоку форм і швидкість його опускання визначаються подетальними технологічними режимами та підтримуються з точністю ± 10 %,

оскільки саме ці параметри суттєво впливають на умови тепловідведення, характер фронту кристалізації та формування спрямованої структури виливка.

Після завершення процесу кристалізації піч підігріву форм вимикають, а її охолодження здійснюють із заданою швидкістю до температури стабілізації. На цьому етапі блок форм із виливками витримують протягом регламентованого часу, необхідного для вирівнювання температурного стану системи та стабілізації структури одержаних виливків. Після завершення витримки блок форм підіймають у вихідне положення із максимальною швидкістю, відкривають передні торцеві двері печі підігріву форм і вакуумний затвор шлюзової камери, після чого каретку з блоком форм переміщують до шлюзової камери.

На завершальному етапі двері печі підігріву форм і вакуумний затвор шлюзової камери закривають, після чого виконують розгерметизацію шлюзової камери шляхом подачі повітря. Після вирівнювання тиску в шлюзовій камері з атмосферним відкривають задні торцеві двері, а каретку з блоком форм і готовими виливками викочують за допомогою механізму горизонтального переміщення за межі робочого простору установки [54].

1.7 Порівняльний аналіз методів Бірджмена-Стокбаргера і LMC

В ході проведення дослідження в рамках даної науково-дослідної роботи було проведено порівняльний аналіз двох основних методів спрямованої кристалізації, а саме: методів Бірджмена-Стокбаргера та LMC. Аналіз було виконано з метою встановлення оптимального методу, який повністю відповідає вимогам, меті та цілям даної роботи та прийняття його за основу для проведення подальших досліджень [55, 56].

Відомо, що метод Бірджмена-Стокбаргера характеризує спрямовану кристалізацію виливків шляхом переміщення форми з розплавом через зону температурного градієнта печі. При цьому тепловідвід здійснюється шляхом теплового випромінювання, теплопровідності форми та конвективного

газового середовища. Фронт кристалізації рухається разом із формою із заданою сталою швидкістю [57].

Метод спрямованої кристалізації із застосуванням рідкометалевого охолодження (ЛМС) являє собою більш сучасну технологію лиття жароміцних сплавів, що дозволяє досягти більш інтенсивного теплообміну та більш стабільного фронту кристалізації. Він характеризується охолодженням форми з розплавом у рідкометалевому охолоджувачі. Це забезпечує інтенсивний конвективний теплообмін, що своєю чергою сприяє: різкому зростанню коефіцієнта теплообміну — αk , збільшенню температурного градієнта (G) та стабілізації фронту кристалізації.

1.7.1 Теплові параметри спрямованої кристалізації для методів ЛМС та Бріджмена-Стокбаргера

Основними параметрами які визначають швидкість охолодження розплаву при кристалізації вилівка заданої товщини є — термічний супротив форми; коефіцієнт тепловіддачі від зовнішньої поверхні форми та тепловий напір від поверхні форми. З урахуванням вищевикладеного, при розрахунках було прийнято такі величини коефіцієнтів теплопровідності кераміки: для процесу Бріджмена-Стокбаргера $= \lambda \text{ 3,4 Вт/м}^2$, а для — ЛМС $= \lambda \text{ 3,4 Вт/м}^2$ [58, 59].

У разі охолодження поверхні форми в рідкометалевому охолоджувачі, тепловий потік від питомої поверхні форми визначається рівнянням Ньютона-Ріхмана [56, 57].

$$q = \alpha k(T_1 - T_2), \quad (1.4)$$

де, αk — коефіцієнт конвективної тепловіддачі, T_1 — температура поверхні форми, T_2 — температура рідкометалевого охолоджувача.

У вище зазначених роботах, для розрахунків використовували наступні коефіцієнти тепловіддачі: для процесу Бріджмена-Стокбаргера $\alpha_k = 50 \text{ Вт/м}^2 \times ^\circ\text{С}$, а для LCM – $\alpha_k = 11600 \text{ Вт/м}^2 \times ^\circ\text{С}$. В результаті розрахунків визначено, що при температурі $1199,85^\circ\text{С}$ на поверхні виливка та товщині стінки форми 10 мм швидкість охолодження в розплаві алюмінію в $3,7$ рази вища, ніж у процесі Бріджмена-Стокбаргера. Це сприяє уникненню зростання блукаючих зерен [3].

Порівняння критеріальних залежностей для методів LMC та Бірджмена-Стокбаргера наведено на рисунку 1.6.

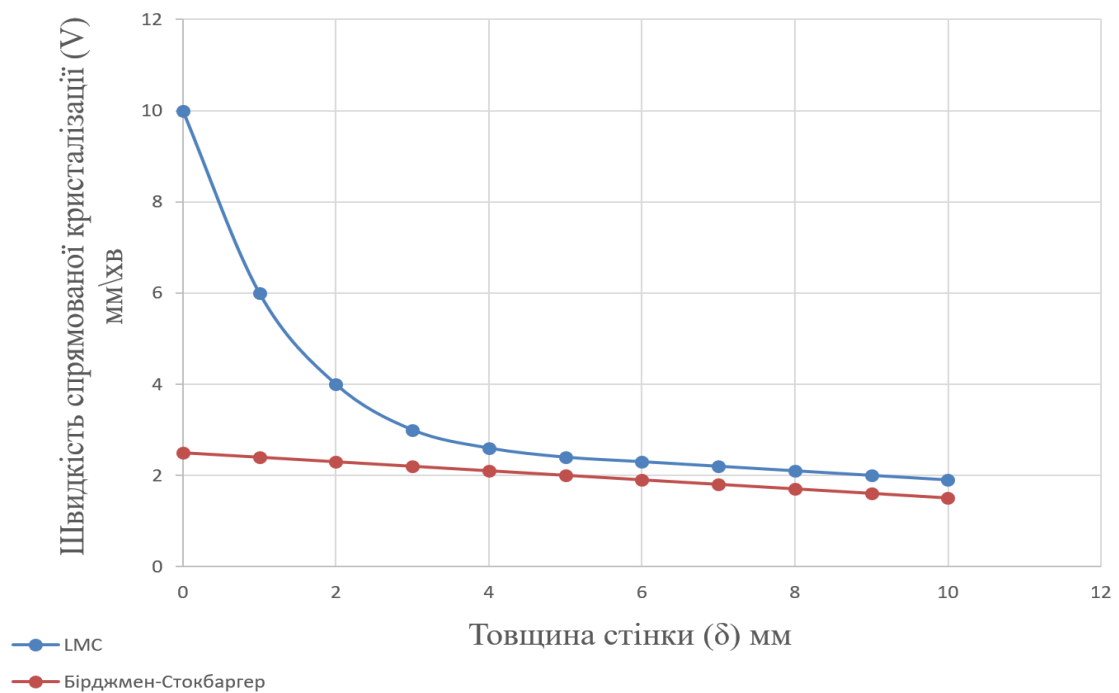


Рисунок 1.6 – Критеріальні залежності безрозмірної швидкості охолодження V при затвердінні виливки у методах LCM та Бірджмена-Стокбаргера, де δ — товщина стінки форми, мм

Типові значення α_k для різних середовищ наведено в таблиці 1.1 [59, 60].

Таблиця 1.1.

Порівняння значень коефіцієнта теплообміну для методів ЛМС та Бірджмена-Стокбаргера

Середовище	$\alpha_k, \text{Вт} \cdot \text{м}^2 \times ^\circ\text{C}$
Вакуум (метод Бірджмена-Стокбаргера)	10-50
Аргон (метод Бірджмена-Стокбаргера)	100-300
Форсована газова конвекція (метод Бірджмена-Стокбаргера)	300-800
рідкий метал (ЛМС)	2000-20000

Високі значення α_k у ЛМС процесі є ключовим фактором формування високого температурного градієнта [58-60]. Різницю між градієнтами температур та швидкостях відведення тепла між методами Бірджмена-Стокбаргера та ЛМС представлено на рисунку 1.7.

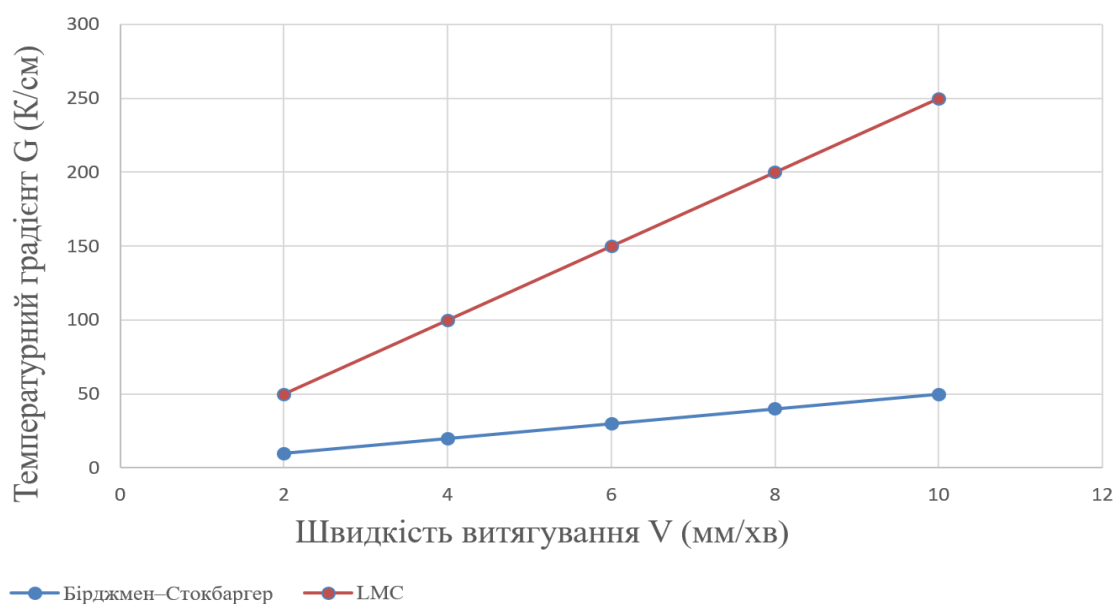


Рисунок 1.7 – Порівняння технологічних процесів методів Бірджмена-Стокбаргера та ЛМС

1.8 Мета та задачі дослідження.

Мета дисертаційної роботи полягає у багатофакторній оптимізації виробничого циклу одержання складнопрофільних деталей газотурбінних двигунів (лопаток ГТД) з використанням засобів автоматизованого керування параметрами плавлення для зниження браку виробів та економії електроенергії за допомогою програмного забезпечення.

На основі проведеного вище аналізу для досягнення сформульованої мети в роботі поставлені наступні завдання досліджень:

1. Провести аналіз ливарних дефектів на основі експериментальних даних з метою визначення шляхів їх усунення при плавленні лопаток зі спрямованою або моноструктурою.
2. Встановити оптимальні параметри керування кристалізацією з орієнтованою кристалічною структурою, які впливають на структуру та експлуатаційні властивості.
3. З метою встановлення впливу технологічних параметрів процесів спрямованої кристалізації на структурні характеристики сплавів провести серію експериментів в промисловій печі УВНК-8П із варіюванням швидкості пересування форми з розплавом на 2-х рівнях: 5 та 10 мм/хв.
4. Визначити оптимальні режими процесів виплавляння жароміцних сплавів в умовах установки УВНК-8П для одержання різного типу лопаток ГТД залежно від конструкції, розміру і призначення.
5. Розробити прототип системи керування на основі програмного забезпечення з метою моніторингу та керування основними параметрами технологічного процесу спрямованої кристалізації в умовах вакуумної ливарної установки УВНК-8П.
6. Провести дослідну перевірку роботи системи керування за допомогою симулятора.

РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1. Метод спрямованої кристалізації. Загальна структура методу LMC

В рамках дослідження було обрано метод спрямованої кристалізації LMC (Liquid Metal Cooling) на основі лиття із рідкометалевим охолоджувачем. Це варіант високо градієнтної спрямованої кристалізації, де в холодній зоні печі тепло від виливків інтенсивно відводиться рідкометалевим охолоджувачем. В результаті спостерігається суттєва зміна температурних градієнтів та розширення технологічного вікна за швидкістю витягування порівняно з радіаційним охолодженням [60, 61].

Схематично даний процес зображено на рисунку 2.1.

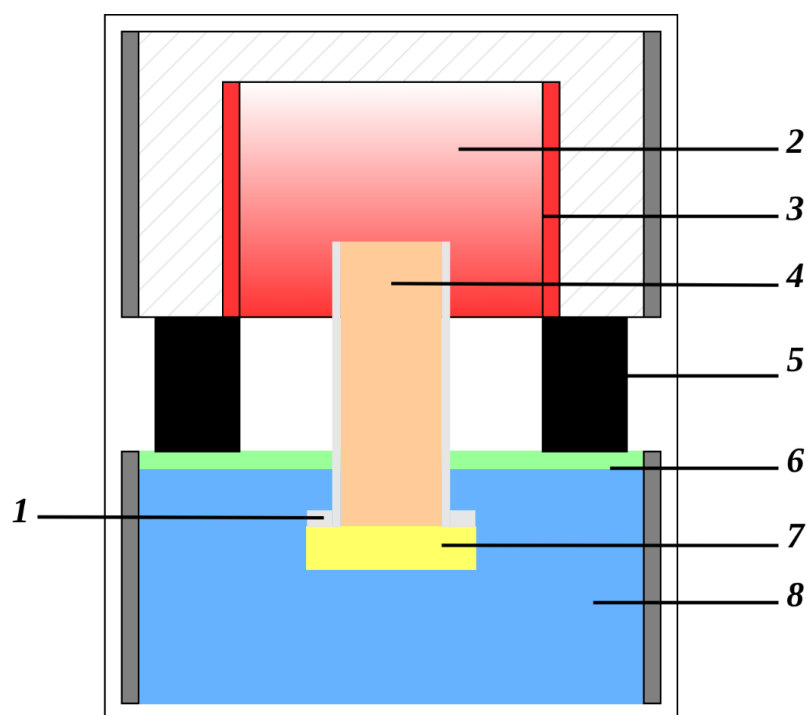


Рисунок 2.1 – Схема процесу LMC (1 — оболонка форми; 2 — зона нагріву; 3 — піч підігріву форми; 4 — виливок; 5 — перегородка; 6 — рухома перегородка між рідкометалевим охолоджувачем і камерою з розплавом; 7 — зона охолодження розплаву; 8 — рідкометалевий охолоджувач (Al))

Особливістю LMC процесу у моделях теплоперенесення на межі «оболонка/форма — рідкий метал» є коефіцієнт тепловіддачі h , який залежить від часу та температури. Технологічний процес спрямованої кристалізації можна описати наступною діаграмою, яку представлено на рисунку 2.2.

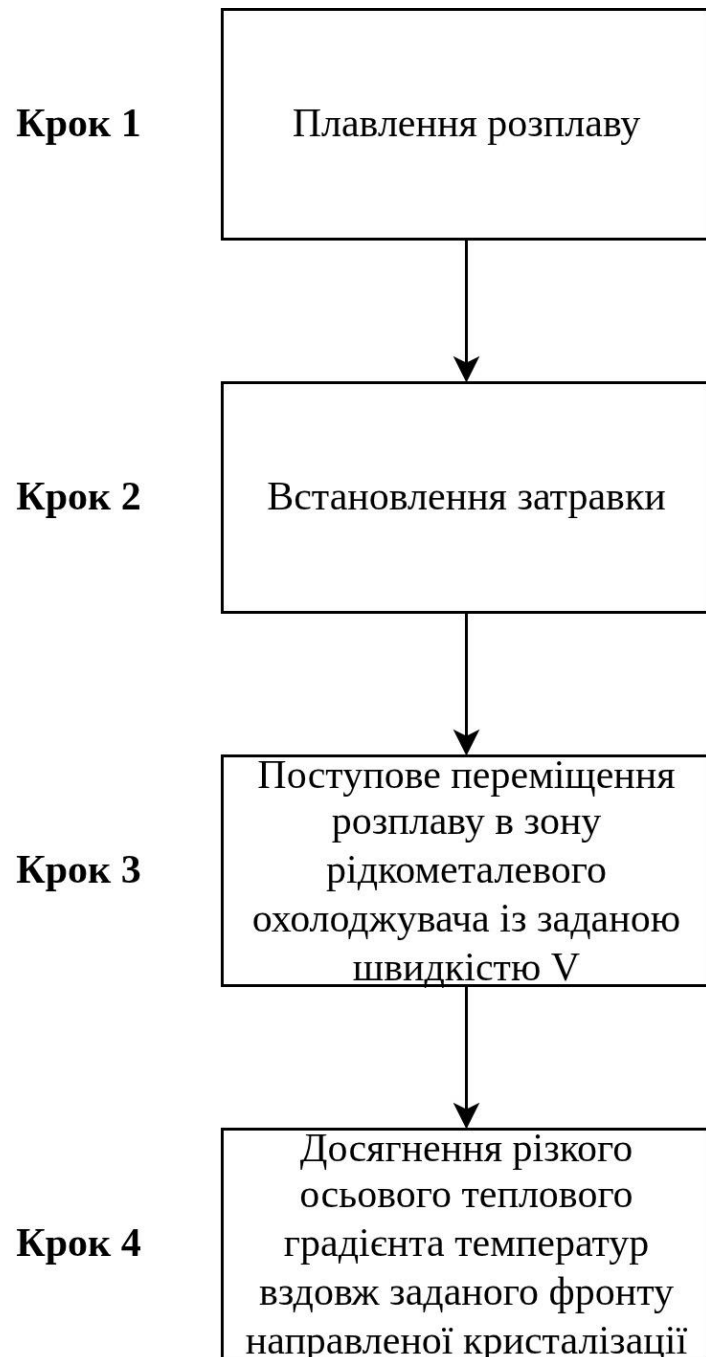


Рисунок 2.2 – Послідовність кроків методу LMC

Крок перший – підготовка процесу LMC. Розплав жароміцного сплаву на нікелевій основі заливається у керамічну форму. Сплав підтримується у розплавленому стані температурою печі підігріву форм понад 1500 °С.

Крок другий – встановлення затравки для забезпечення зростання одного орієнтаційного зерна з кристалографічною орієнтацією {001}. Затравка – це готовий кристал того ж сплаву, який забезпечує необхідну кристалографічну орієнтацію жароміцного сплаву на основі Ni. Її розміщують в керамічній формі внизу у спеціально відведеному посадковому місці. Після заливання розплаву у форму він епітаксійно наростає на затравку, при цьому вона повністю не розплавляється і являється єдиним твердим кристалом. В результаті він забезпечує спадкову кристалографічну орієнтацію сплаву без можливої переорієнтації в процесі плавки. Даний процес протікає тільки за умови дотримання технологічно регламентованого температурного режиму та забезпечення високого градієнта G температур. Затравка необхідна ще і тому, що при кристалізації розплаву оскільки при заливанні його утворюється багато кристалів з різною орієнтацією. Це призводить до наступних ливарних дефектів, а саме до одержання полікристалічної орієнтації та випадкових стовпчастих та паразитних зерен.

Крок третій – вертикальне витягування розплаву. Форма з розплавленим металом опускається в рідкий алюміній із заданою швидкістю V .

Крок четвертий – досягнення різкого осьового теплового градієнта G у зоні спрямованої кристалізації з нижньої частини вилівка до верхньої.

Для визначення фактичних величин температур та коефіцієнтів, необхідних для методу LMC, було застосовано наступні математичні розрахунки. Їх схематично представлено на рисунку 2.3.

Крок 1

Визначення теплового переносу між метал/формою та рідкометалевим охолоджувачем за допомогою рівняння теплового балансу

Крок 2

Визначення конвективної граничної умови за допомогою рівняння Ньютона-Ріхмана

Крок 3

Встановлення градієнту температур G , за допомогою термопар, методом лінійної апроксимації

Крок 4

Задання швидкості спрямованої кристалізації V , та показника швидкості охолодження R експериментальним шляхом

Рисунок 2.3 – Графічне представлення послідовності математичних розрахунків визначення оптимальних параметрів спрямованої кристалізації методом LMC

2.2. Вибір матеріалу для досліджень

Матеріалом для досліджень слугував нікелевий жароміцний корозійностійкий сплав CM88, який призначений для лиття робочих лопаток турбіни газотурбінних двигунів морського та енергетичного призначення. Він характеризується високою жароміцністю та корозійною стійкістю при температурах понад 900°C. Відомо, що нікелеві сплави здатні працювати за температур 1000-1100°C під значними механічними навантаженнями, що визначає їх ключову роль у турбобудуванні та енергетиці [9, 62-65]. Температура солідус (T_s) для сплаву CM88 складає 1280°C, ліквідус (T_L) - 1320°C. В таблиці 2.1 наведено хімічний склад нікелевого жароміцного корозійностійкого сплаву CM88, який було використано в дослідженні [65]. Вміст хімічних елементів визначався хімічним методом за стандартними методиками та спектральним методом.

Таблиця 2.1.

Хімічний склад сплаву СМ88

Сплав	Вміст елементів, % мас	
СМ88 [1]	C	0,06-0,12
	Cr	15,0-16,2
	Co	10,0-11,5
	Mo	1,6-2,3
	Ti	4,2-5,2
	Al	2,8-3,3
	W	4,7-5,9
	Nb	0,1-0,2
	Fe	3,7-4,3
	Hf	0,30-0,60
	B	0,01-0,16
	Ce	$\leq 0,30$
	Si	$\leq 0,30$
	P	$\leq 0,008$
	S	$\leq 0,008$
	V	$\leq 0,03$
	Cu	$\leq 0,03$

2.3. Методи визначення основних елементів та домішок

Визначення кількості основних компонентів сплавів та домішок проводили хімічним методом за стандартними методиками, мікролегуєчі добавки контролювали хіміко-спектральним методом з відносною похибкою $\pm 0,001\%$.

Вміст газів (кисень, азот, водень) у металі визначали на аналізаторах фірми "LECO" (США):

Вміст кисню визначався за допомогою аналізатора моделі RO-17. опис основних характеристик аналізатора наведено в таблиці 2.2;

Вміст азоту визначався за допомогою аналізатора моделі TN-15. опис основних характеристик аналізатора наведено в таблиці 2.3;

Вміст водню визначався за допомогою аналізатора моделі RH-2. опис основних характеристик аналізатора наведено в таблиці 2.4;

Вміст сірки та вуглецю визначався за допомогою аналізатора моделі CS-144. опис основних характеристик аналізатора наведено в таблиці 2.5 [66];

Таблиця 2.2.

Технічні характеристики аналізатора вмісту кисню моделі RO-17

Параметр	Опис\Значення параметра
Тип аналізатора	Аналізатор вмісту кисню
Метод вимірювання	Нагрівання інертного газу та інфрачервоне (ІЧ) детектування
Принцип вимірювання	Кисень, що виділяється під час високотемпературного синтезу, утворює CO/CO ₂ і вимірюється за допомогою ІЧ-поглинання.
Вимірювальні параметри	Кисень
Матеріали, на яких можна застосовувати вимірювальний прилад	Сталі, чавун, кольорові сплави, тугоплавкі метали, кераміка, неорганічні матеріали
Тип печі	Імпульсна піч з графітовим тиглем
Робоча температура	до ~2500–3000 °C
Метод нагріву	Імпульсне нагрівання високою напругою
Фільтрація пилу та мікрочастинок	Фільтр твердих частинок
Тип детектора	Інфрачервона абсорбційна комірка
Роздільна здатність вимірювання	ppm у відсотки кисню
Межа виявлення	~1–5 ppm
Точність вимірювання	±1–3% відносно

Таблиця 2.3.

Технічні характеристики аналізатора вмісту азоту моделі TN-15

Параметр	Опис\Значення параметра
Тип аналізатора	Аналізатор вмісту азоту
Метод вимірювання	Нагрівання інертного газу + виявлення теплопровідності
Принцип вимірювання	Високотемпературна екстракція N ₂ з подальшим вимірюванням TCD
Вимірювальні параметри	Азот
Матеріали, на яких можна застосовувати вимірювальний прилад	Сталі, чавун, сплави, тугоплавкі метали, кераміка
Тип печі	Імпульсна піч з графітовим тиглем
Робоча температура	до ~2500–3000 °C
Метод нагріву	Імпульсне нагрівання високою напругою
Фільтрація пилу та мікрочастинок	Фільтр твердих частинок
Тип детектора	Детектор теплопровідності (TCD)
Роздільна здатність вимірювання	ppm до відсотків азоту
Межа виявлення	~1–5 ppm
Точність вимірювання	±1–3% відносно

Таблиця 2.4.

Технічні характеристики аналізатора вмісту водню моделі RH-2

Параметр	Опис\Значення параметра
Тип аналізатора	Аналізатор вмісту водню
Метод вимірювання	Нагрівання інертного газу / гаряча екстракція
Принцип вимірювання	Водень, що виділяється під час нагріву та вимірюється детектором теплопровідності (TCD)
Вимірювальні параметри	Водень
Матеріали, на яких можна застосовувати вимірювальний прилад	Сталі, зварні конструкції, алюміній, титан, сплави, вогнетриви
Тип печі	Графітна тигельна електродна піч
Робоча температура	до ~2000–2600 °C
Метод нагріву	Імпульсний нагрів резистивним/електродним методом
Фільтрація пилу та мікрочастинок	Фільтр твердих частинок
Тип детектора	Детектор теплопровідності (TCD)
Роздільна здатність вимірювання	ppm до сотої долі ppm водню
Межа виявлення	~0.1–1 ppm
Точність вимірювання	±2–5% відносно

Таблиця 2.5.

Технічні характеристики аналізатора вмісту сірки та вуглецю моделі CS-144

Параметр	Опис\Значення параметра
Тип аналізатора	Аналізатор вмісту вуглецю та сірки
Метод вимірювання	Високотемпературне горіння в кисні + ІЧ-детектор
Принцип вимірювання	Зразок спалюється в кисні $\rightarrow$ CO ₂ та SO ₂ , виміряні за допомогою інфрачервоного поглинання
Вимірювальні параметри	Сірка, вуглець
Матеріали, на яких можна застосовувати вимірювальний прилад	Сталі, чавуни, сплави, руди, кераміка, ґрунти, вугілля та паливо
Тип печі	Високотемпературна піч для випалювання (з опорним або індукційним нагрівом)
Атмосфера горіння	Потік високочистого кисню
Температура горіння	~1200–1500 °C
Фільтрація пилу та мікрочастинок	Підігрітий пиловий фільтр
Тип детектора	Не дисперсні інфрачервоні (NDIR) комірки
Роздільна здатність вимірювання	ppm до кількох відсотків
Межа виявлення	~1 ppm
Точність вимірювання	±1–3% відносно

Мінімальна величина визначених концентрацій кисню та азоту у робочому сплаві становила: %, мас. $(1 - 2) \cdot 10^{-4}$, водню — $4 \cdot 10^{-6}$.

2.4. Обладнання для одержання виливків

Для експериментальних досліджень використовували вакуумну установку УВНК-8П (рис. 2.1) [61]. Вона призначена для плавки та розливання жароміцних сплавів на нікелевій основі в керамічні оболонкові форми з охолодженням при литті заготовок лопаток турбіни зі спрямованим твердінням. Формування росту зерен у виливках із заданою орієнтацією здійснювали в керамічній формі з розплавленим сплавом шляхом створення градієнта температури на фронті кристалізації за допомогою розплавленого алюмінію. Для формування спрямованої або монокристалічної структур для кожного виливка на дно керамічної форми в зону зародження кристала встановлювали Ni-W-затравку з орієнтацією [001]. Технологічні режими роботи установки наведено в таблиці 2.6.

Таблиця 2.6.

Технологічні режими роботи установки УВНК-8П

Параметр	Значення	Одиниці виміру
Температура форми в печі підігріву	1300-1450	°C
Температура сплаву при заливанні	1550	°C
Вакуум при заливанні	1×10^{-4} - 1×10^{-3}	мбар
Швидкість опускання форми з розплавом	2-12	мм/хв

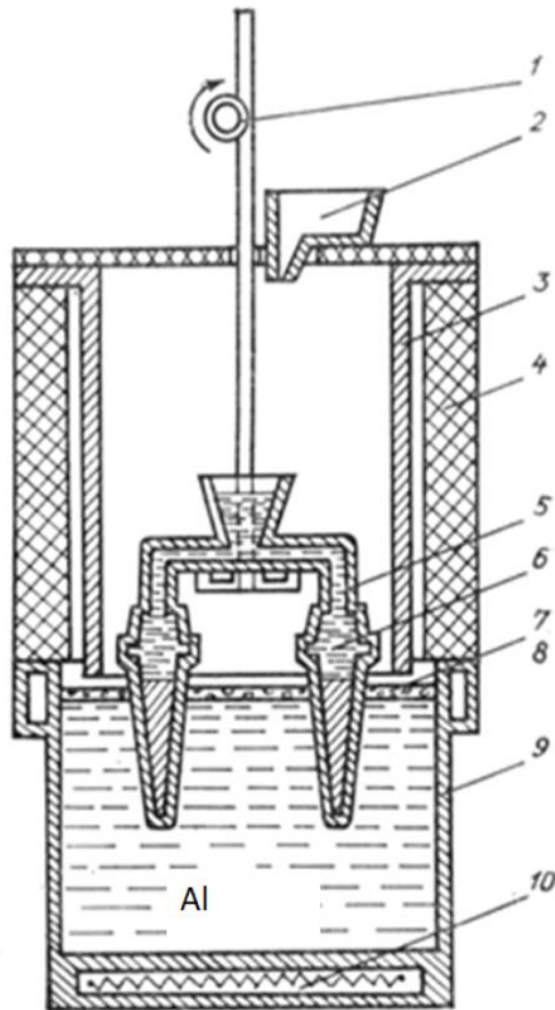


Рисунок 2.4 – Схема ливарної установки УВНК-8П (1 — механізм опускання форми у рідкометалевий охолоджувач; 2 — чаша для зливу розплавленого металу у форму; 3 — піч підігріву форм (ППФ); 4 — теплоізоляція; 5 — оболонкова форма, виготовлена із вогнетривкої суміші на основі білого електрокорунду; 6 — робочий сплав; 7 — теплозахисний екран, що складається із керамічних гранул; 8 — рідкометалевий охолоджувач; 9 — місткість рідкометалевого охолоджувача; 10 — піч підігріву рідкометалевого охолоджувача)[61]

Контроль локальної температури протягом плавки контролювали вздовж осі вилівка за допомогою вольфрам–ренієвих термопар (ВР 5/20, діаметр електродів 0,30 мм) [9] (рис. 2.5).

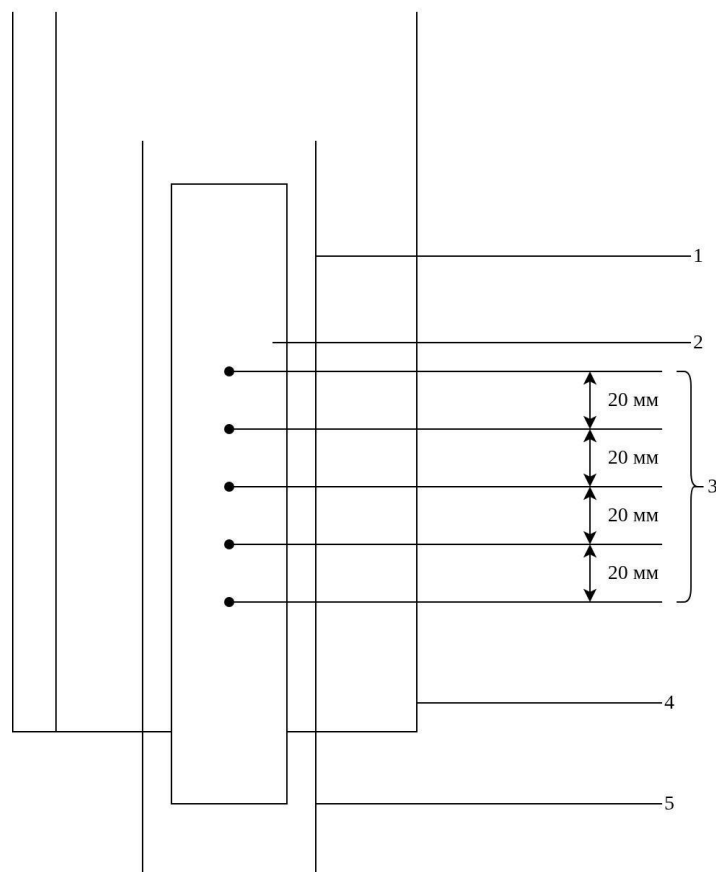


Рисунок 2.5 – Схема розташування термопар (1 — керамічна форма; 2 — металевий зразок; 3 — термопари; 4 — графітовий тигель; 5 — керамічна підкладка; мм) [9]

В дослідях використовували розроблений технологічний процес одержання разових моделей лопаток ГТД із застосуванням 3D-друку. Виготовлення разових моделей з полілактиду марки PLA здійснювали на 3D-принтері марки Kleta з кроком 0,2 мм по заданому кресленні. Керамічну форму виготовлювали згідно традиційної технології литва за моделями, що витоплюються, шляхом занурювання модельного блока в суспензію з подальшою обсіпкою електрокорундом. Товщина керамічної форми для даного процесу складала 10-12 мм. Для створення гладкої поверхні форми на поверхню останнім шаром наносили суспензією без обсіпки.

З метою забезпечення дотримання екології виробництва використовували речовину на водній основі марки Remasol (кремнезоль), як зв'язувальний компонент. Приготування вище вказаної суспензії здійснювали шляхом

змішування її вихідних компонентів, без охолодження, за допомогою мішалки при частоті обертання крильчатки 1000-2800 об/хв. Прожарювання проводиться при температурі 900-950 °С без опорного наповнювача протягом 4-6 годин [67 - 69].

2.5. Методика досліджень структурних характеристик

Для травлення з метою визначення макроструктури дослідних зразків та лопаток використовували хімічний реактив складу: HCl – 92 гр.; HNO₃ – 5 гр.; H₂SO₄ – 3 гр.; C₂H₅OH – 10 гр.; Cu₂SO₄ – 5 гр. [67 - 68]. Травлення здійснювали протягом однієї години. Зі зразків, які призначені для механічних випробувань, відрізали шайби для визначення кристалографічної орієнтації. Кристалографічну орієнтацію визначали методом рентгенівської дифракції на установці ДРОН-3М (CuK-випромінювання, $\lambda_{CuK} = 0,154187$ нм). При цьому визначали кут відхилення [001] від осі зразка.

Мікроструктуру дослідних зразків вивчали за допомогою оптичного мікроскопу Neofot-2 (Німеччина), растрового електронного мікроскопу Tescan Mira 3 LMU, який має наступні характеристики:

- просторова роздільна здатність: 1 нм @ 30 кВ, 2 нм @ 3 кВ;
- прискорююча напруга: 200 В – 30 кВ;
- робочий тиск в камері: режим високого вакууму $\approx 9 \cdot 10^{-3}$ Па;
- режим низького вакууму 7–150 Па.

Металографічні шліфи обробляли хімічним травленням, використовуючи реактив Марбле, до складу якого входять: 4 г CuSO₄, 20 мл HCl та 20 мл води.

Дослідження неметалевих включень на литих дослідних зразках досліджували в нетравленому вигляді. Кількість неметалевих включень оцінювали як сумарно за їх густиною (кількість частинок на 1 мм²) на кожному з десяти шліфів на оптичному мікроскопі, так і, у (% мас.) від маси зразка при хімічній екстракції включень різного типу, за довжиною одиничних включень, мкм.

2.6. Методика визначення механічних та спеціальних властивостей

Вивчення механічних властивостей та тривалої міцності проводилося на стандартних циліндричних зразках сплаву СМ88 після стандартної термічної обробки (рисунок 2.6). [70, 71]



Рисунок 2.6 – Зовнішній вигляд дослідних зразків в литому стані

Межу міцності при розтягуванні (σ_b) визначали при температурах 20 і 900°C, а випробування на тривалу міцність – при 900°C за навантаженням відповідно [70, 72].

Термічну обробку проводили у вакуумній установці фірми “TAV” (Італія) за режимом: а) температура нагрівання $1170 \pm 10^\circ\text{C}$, 4 год, б) охолодження на повітрі; $1050 \pm 10^\circ\text{C}$, 4 год, в) охолодження на повітрі та $850 \pm 10^\circ\text{C}$, 16 год, охолодження на повітрі [71].

Для кожного зразка після проведення механічних випробувань визначали кристалографічну орієнтацію (КГО), макро- та мікроструктуру на головці та в робочій зоні поблизу зламу на шліфах у поперечному перерізі до осі зразка [72 - 74].

2.7 Програмні засоби, для розробки системи автоматизованого керування

Для розробки програмної системи автоматизованого моніторингу параметрів та керування процесом спрямованої кристалізації в умовах установки УВНК-8П було застосовано наступні засоби розробки та програмні рішення.

1. Node-RED — візуально-орієнтована система розробки із відкритим вихідним кодом, що використовується для інтеграції апаратного

забезпечення з API веб сервісів та IoT систем, зокрема в індустріальному секторі, для створення спеціалізованих рішень та SCADA систем [75].

2. Протокол MQTT 3.1.1 — протокол передачі даних, що працює за принципом “видавець-отримувач” по IP\TCP мережевому стеку [76, 77].
3. SQLite — реляційна система керування базами даних [78, 79].
4. Visual Studio Code — інтегроване середовище розробки для написання та відлагодження програмного коду [80].
5. Мова програмування Python 3.10 — скриптова мова програмування загального призначення [81].
6. Draw.io — багатофункціональний графічний редактор схем та діаграм із безплатною ліцензією [82].
7. Symbol Factory 3 — спеціалізована бібліотека символів та графічних репрезентацій промислового обладнання для SCADA систем [83].
8. Мова програмування C — процедуральна, компільована, мова програмування загального призначення.
9. Github — веб-сервіс для хостингу коду на базі системи контролю версій Git [84, 85].

Інструментарій системи Node-RED було використано для розробки графічного інтерфейсу користувача у вигляді інтерактивної WEB-сторінки. За допомогою Node-RED було реалізовано інтерактивну мнемосхему керованої установки УВНК-8П. Також було забезпечено моніторинг параметрів процесу спрямованої кристалізації та контроль керованою установкою в реальному часі.

Основні програмні компоненти та модулі системи були розроблені із використанням мови програмування Python 3.10. Низькорівневі системні модулі, такі як: транспортний рівень протоколів RS485; MQTT; I2C; SPI, були розроблені за допомогою мови програмування C.

Для забезпечення передачі даних між окремими сервісами та підмодулями системи було використано протокол передачі даних MQTT 3.1.1 та брокер повідомлень із відкритим вихідним кодом Mosquitto.

Зберігання даних користувача в системі було забезпечено використанням реляційної бази даних, керування якою було системою SQLite. Для інтерактивної взаємодії та редагування бази даних було застосовано візуальний інструмент DB Browser.

Робота із вихідним кодом системи виконувалася за допомогою інтегрованого середовища розробки Visual Studio Code.

Розробка основної програмної логіки ПЗ виконувалася засобами мови програмування Python версії 3.10.

Графічний інтерфейс, зокрема інтерактивна мнемосхема керованої установки, була розроблена за допомогою локальної (встановленої на робочому комп'ютері) версії графічного редактора draw.io. Вихідна діаграма була експортована у форматі .svg, та інтегрована до графічного інтерфейсу користувача.

Для створення графічної мнемосхеми установки УВНК-8П було використано програмне забезпечення Symbol Factory 3, яке надає великий набір SCADA .svg графічних символів.

Для забезпечення контролю версійності вихідного коду розробленого програмного забезпечення було використано системи Git та Github.

Візуальна демонстрація використання інструментарію розробки, для кожного елемента системи представлена на рисунку 2.7.

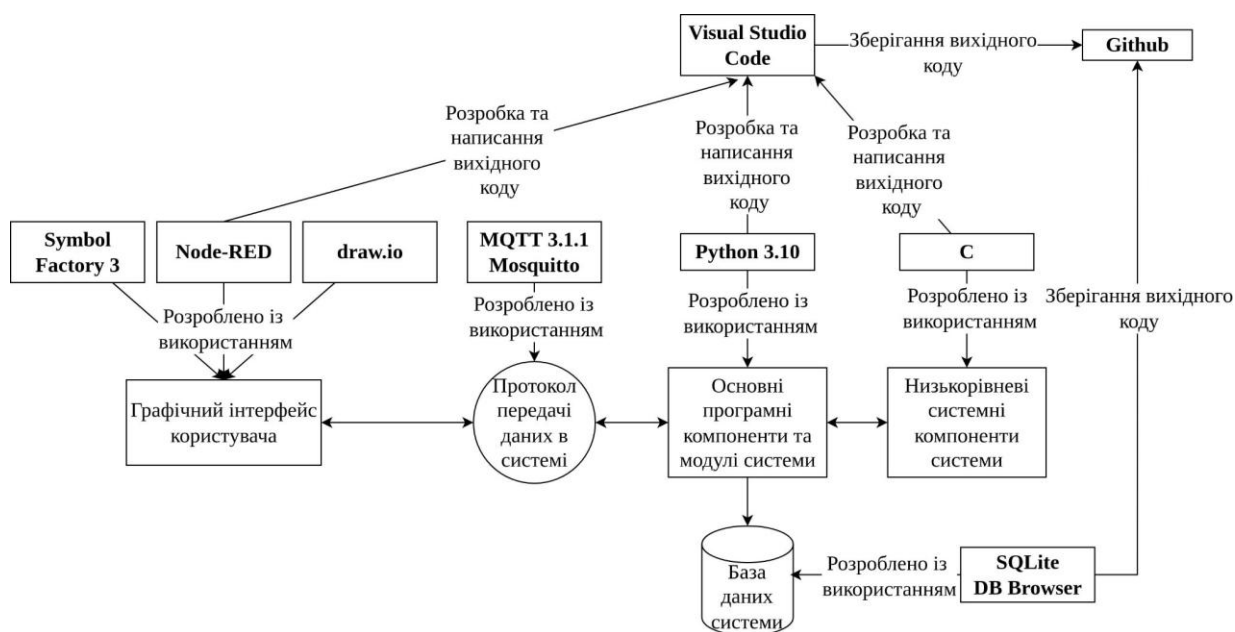


Рисунок 2.7 – Загальна схема використання інструментарію розробки для кожного компонента програмного забезпечення

2.8. Програмно-технічні засоби, які було використано для побудови симулятора

Для налагодження розробленої програмної системи було розроблено фізичний симулятор.

Фізичний симулятор являє собою апаратно-програмний комплекс, який повторює роботу промислового ПЛК, для симуляції роботи реального об'єкта керування. Його використання значно спрощує процес розробки, наладки та інтеграції кінцевого програмного забезпечення на реальному підприємстві та об'єкті керування.

В основу фізичного симулятора було покладено наступні апаратні компоненти.

1. Плата-носіїв для процесорного модуля Raspberry Pi CM4, промислового зразка [86].
2. Блок з восьми електромеханічних реле промислового зразка із підтримкою протоколу Modbus [87].

3. Цифровий підсилювач сигналу термопари із компенсацією холодного спаю MAX31855 [88].
4. Кроковий двигун Jkongmotor NEMA17 JK42HS40-1704 [89].
5. Драйвер біполярного крокового двигуна з синхронізацією TB67S109AFTG [90].
6. 32-х бітний мікроконтролер на базі ARM Cortex-M4 архітектури STM32L432KB [91].

Основою фізичного симулятора є плата-носії для процесорного модуля Raspberry Pi CM4 промислового зразка фірми WaveShare. На даному пристрої реалізовано всю основну логіку роботи повноцінного промислового ПЛК, який адаптовано під поставлені в роботі задачі. Загальний вигляд плати носія в корпусі зображено на рисунку 2.8.



Рисунок 2.8 – Плата-носії для процесорного модуля Raspberry Pi CM4, промислового зразка

Для симуляції керування електроживленням підсистем керованого об'єкта та його окремих активних елементів, таких як помпи, нагрівачі було застосовано блок електромеханічних реле промислового зразка із підтримкою протоколу Modbus фірми Waveshare. Загальний вигляд блоку електромеханічних реле наведено на рисунку 2.9.

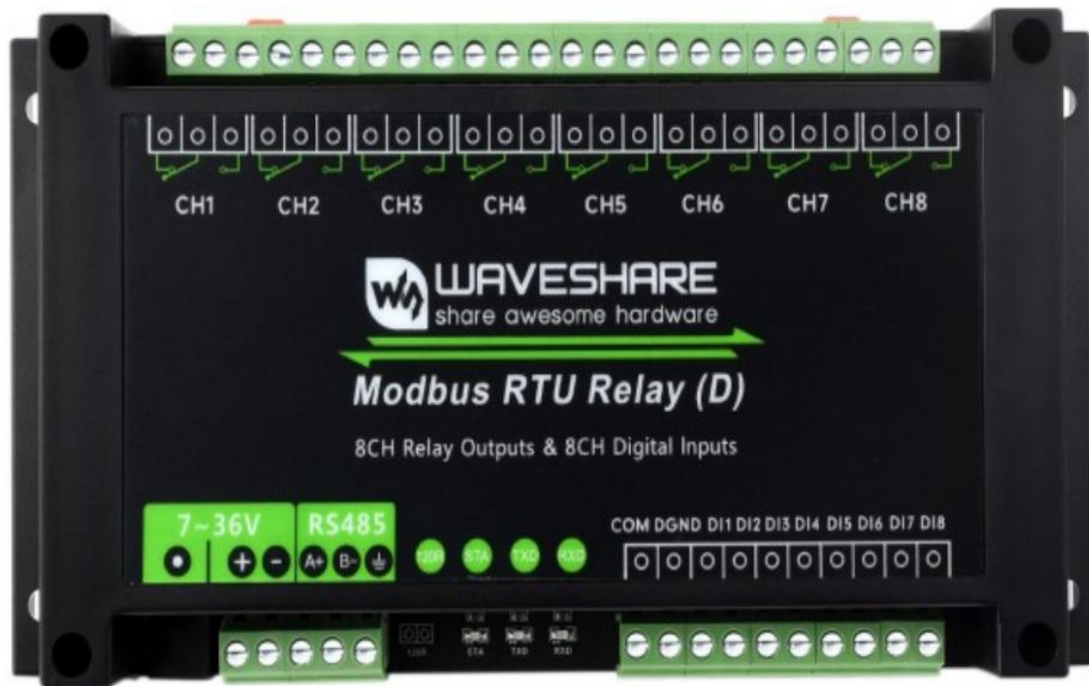


Рисунок 2.9 – Блок електромеханічних реле промислового зразка із підтримкою протоколу Modbus

Для фізичної симуляції роботи рухомого елемента для опускання розплаву в рідкометалевий охолоджувач (актуатора) було використано: кроковий двигун Jkongmotor NEMA17 JK42HS40-1704 (рисунок 2.10) та драйвер крокового двигуна TB6600 4A (рисунок 2.11). Загальні характеристики крокового двигуна та його драйвера наведені в таблицях 2.7 і 2.8.

Технічні характеристики крокового двигуна Jkongmotor NEMA17 JK42HS40-1704

Параметр	Значення	Одиниці виміру
кут повороту за один крок	1.8	градуси (°)
діаметр вала	5	мм
довжина вала	24	мм
довжина мотора	40	мм
струм на обмотку	1.7	А
напруга	5-24	В
опір обмотки	1.65	Ом
індуктивність обмотки	3.2	мГн
крутний момент утримання	4	кг/см

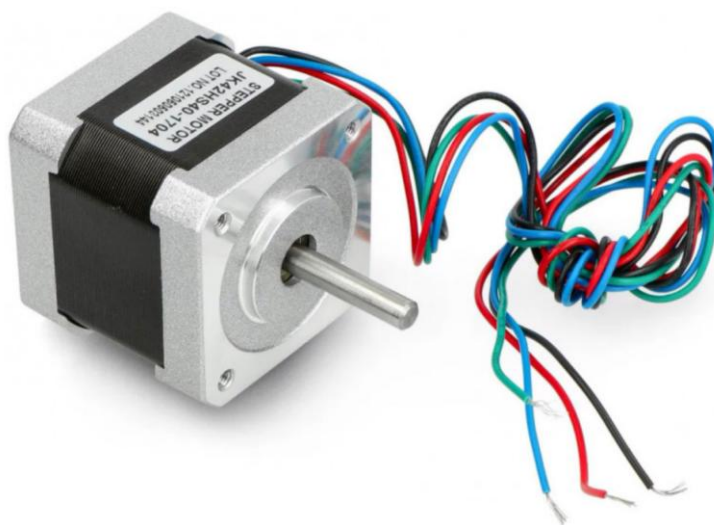


Рисунок 2.10 – Кроковий двигун Jkongmotor NEMA17 JK42HS40-1704

Таблиця 2.8.

Технічні характеристики драйвера крокового двигуна TB6600 4A

Параметр	Значення	Одиниці виміру
Напруга живлення схеми керування	5	В
Напруга живлення силової частини	9-42	В
Максимальний струм обмоток двигуна	4	А
Номінальний тривалий струм	2	А
Максимальна частота ШІМ	100	кГц

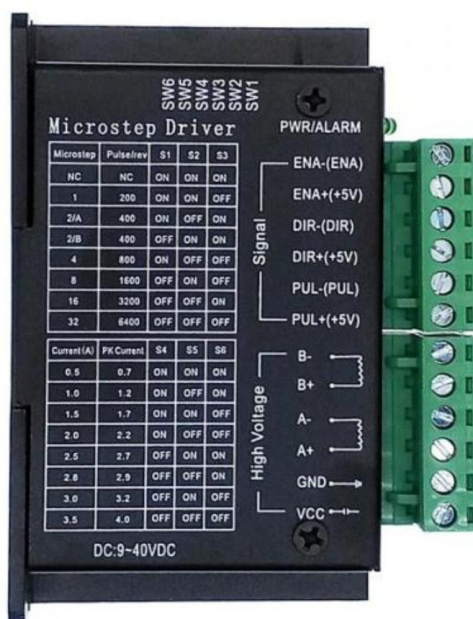


Рисунок 2.11 – Драйвер крокового двигуна TB6600 4A

Керування кроковим двигуном (фізичною моделлю актуатора) відбувається за допомогою послідовності імпульсів широтно-імпульсної модуляції (ШІМ), з різною скважністю імпульсу, в діапазоні від 0 до 100 кГц.

Для встановлення залежності швидкості пересування актуатора від частоти ШІМ, було побудовано лінійну функцію за формулою 2.1.

$$y = kx + b , \quad (2.1)$$

де, а) y — лінійна залежність, б) k — кутовий коефіцієнт, в) b — вільний коефіцієнт.

В таблиці 2.9 представлено дані залежності швидкості актуатора від частоти широтно-імпульсної модуляції.

Таблиця 2.9.

Залежність частоти ШІМ від швидкості пересування актуатора.

Частота широтно-імпульсної модуляції (ШІМ) (кГц)	Швидкість пересування актуатора (мм\хв)
10	3
20	4
30	5
40	6
50	7
60	8
70	9
80	10

Продовження таблиці 2.9.

Частота широтно-імпульсної модуляції (ШИМ) (кГц)	Швидкість пересування актуатора (мм\хв)
90	11
100	12

Візуально лінійна залежність продемонстрована на рисунку 2.12.

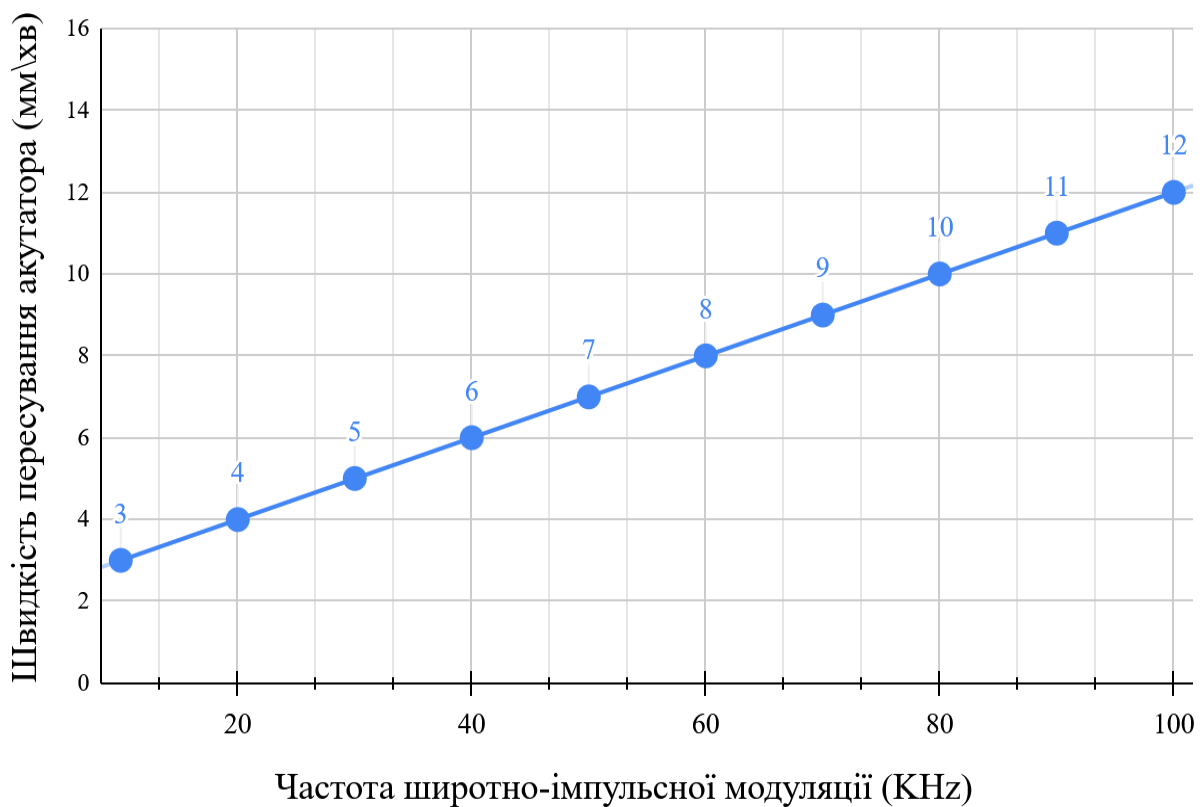


Рисунок 2.12 – Лінійна залежність швидкості пересування актуатора від частоти широтно-імпульсної модуляції

Кінцева формула лінійної залежності з розрахованими коефіцієнтами набула наступного вигляду:

$$y = 0.1 \times x + 2, \quad (2.2)$$

де, x – частота широтно-імпульсної модуляції.

У фізичному симуляторі було застосовано цифровий підсилювач сигналу термопар із компенсацією холодного спаю серії MAX31855, у форм факторі модуля. Детальні характеристики цифрового перетворювача наведено в таблиці 2.10. Загальний вигляд модуля наведено на рисунку 2.13.

Для обробки даних з підсилювача було застосовано 32-х бітний мікроконтролер на базі ARM Cortex-M4 архітектури STM32L432KB фірми STMicroelectronics. Її загальний вигляд наведено на рисунку 2.14.

Таблиця 2.10.

Технічні характеристики цифрового підсилювача термопар MAX31855

Параметр	Значення	Одиниці виміру
Робочий діапазон вимірювання температури	-270-1800	°C
Послідовний комунікаційний інтерфейс	SPI	-
Типи термопар, що підтримуються	K, J, N, T, S, R, E	-

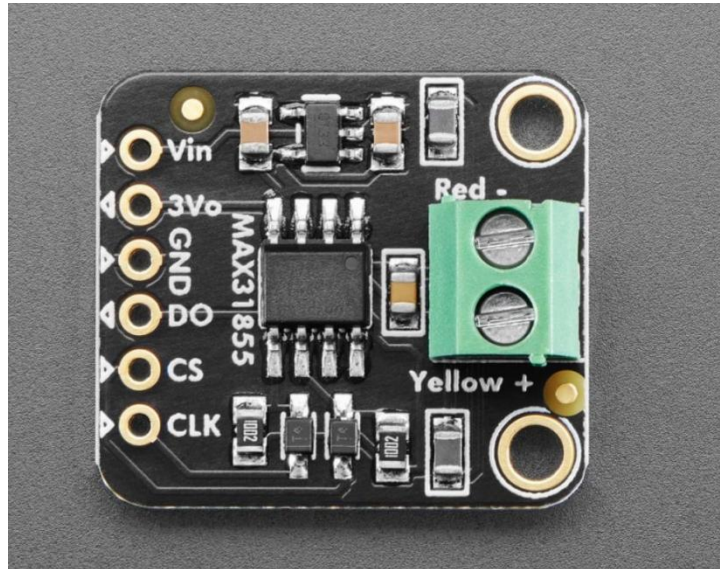


Рисунок 2.13 – Цифровий підсилювач термопарі MAX31855

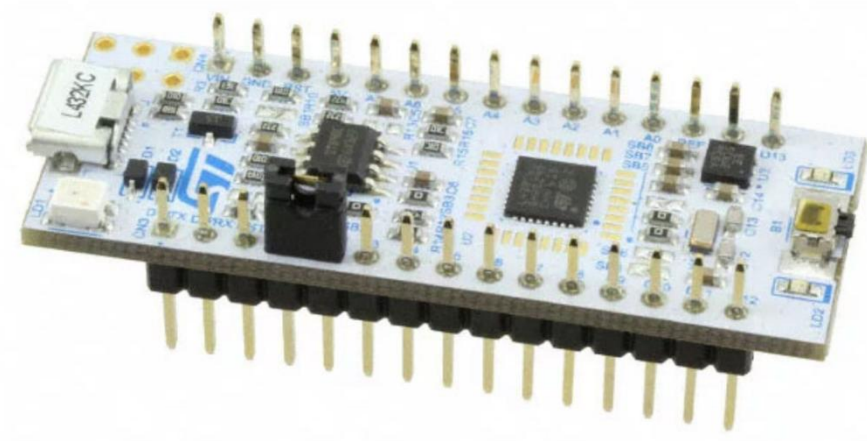


Рисунок 2.14 – 32-х бітний мікроконтролер на базі ARM Cortex-M4 архітектури STM32L432KB у форм факторі плати розробника

Отримані від цифрового підсилювача дані за термопар були піддані програмній фільтрації, що, в результаті, привело до зменшення похибки у вимірюванні температури.

Для програмної фільтрації значень температури з термопар, було застосовано медіанний фільтр із розміром вікна $N = 5$, який можна описати за допомогою наступного рівняння:

$$\gamma[i] = \text{median}(N): [x[i - k], \dots, x[i], \dots, x[i + k]], \quad (2.3)$$

де, $\gamma[i]$ – відфільтровані значення температури з термопар, $x[i]$ – виміряні значення з цифрового підсилювача, N – розмір вікна (кількість виміряних значень у вибірці) фільтра.

Загальна структура фізичного симулятора наведено на діаграмі (рис. 2.15).

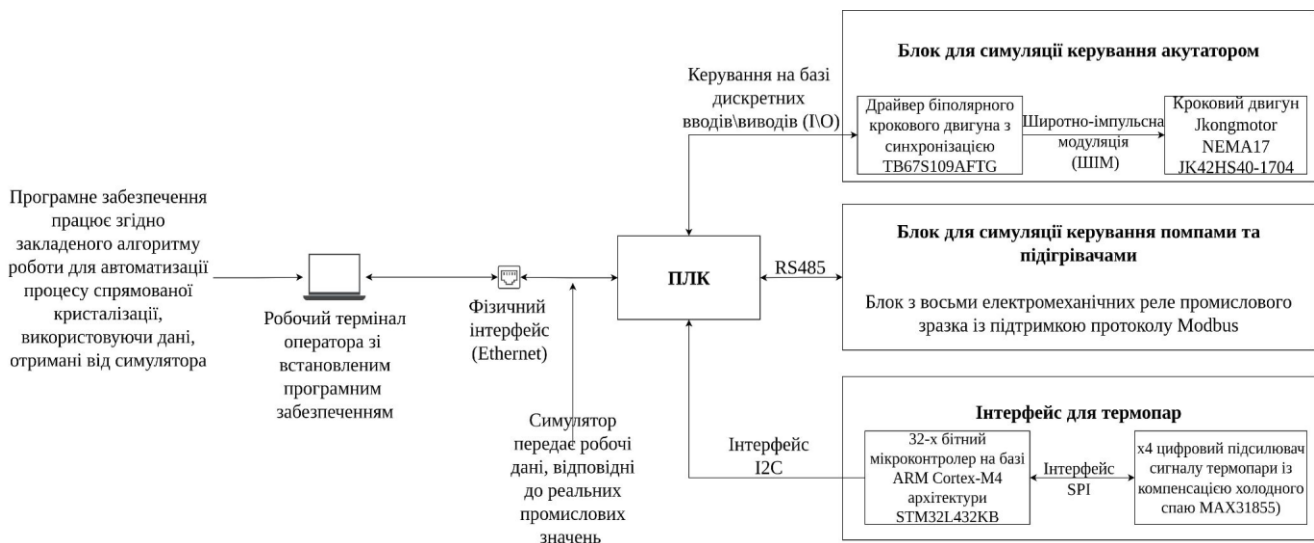


Рисунок 2.15 – Структура фізичного симулятора та його взаємодія із програмним забезпеченням

РОЗДІЛ 3. АНАЛІТИЧНІ ТА ТЕОРЕТИЧНІ ДОСЛІДЖЕННЯ УМОВ ОДЕРЖАННЯ ЯКІСНИХ ВИЛИВКІВ ЗІ СПРЯМОВАНОЮ ТА МОНОКРИСТАЛІЧНОЮ СТРУКТУРАМИ СКЛАДНОПРОФІЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ ГТД

Умови експлуатації лопаток газотурбінних двигунів нового покоління з ливарних жароміцних сплавів істотно ускладнюються у зв'язку з тенденціями до підвищення призначеного ресурсу газотурбінних двигунів та зростання температури робочого газу на вході в турбіну. Збільшення температурного рівня експлуатації супроводжується інтенсифікацією термомеханічних навантажень, посиленням процесів повзучості, термічної втоми та високотемпературного окиснення матеріалу лопаток. Для цього необхідно забезпечити стабільність структури та фазового складу жароміцних сплавів протягом тривалого часу експлуатації в умовах циклічних теплових і силових впливів. У сукупності зазначені фактори зумовлюють підвищені вимоги до фізико-механічних, жароміцних і корозійних властивостей ливарних сплавів, а також до технологій їх отримання та контролю якості виливків з них [92-98].

Важливою вимогою до жароміцних сплавів є необхідність збереження стабільності їх структури при тривалому впливі високих навантажень і температур. Використання направлено-закристалізованих ливарних заготовок дає змогу істотно знизити рівень термічних напружень, що виникають у процесі експлуатації лопаток газотурбінних двигунів та підвищити їх опір термічній втомі.

Орієнтація стовпчастих зерен вздовж напрямку дії основних експлуатаційних навантажень сприяє зменшенню анізотропії термічного розширення та зниженню концентрації напружень на міжзеренних межах. Це забезпечує більш рівномірний розподіл напружено-деформованого стану матеріалу, гальмує процеси зародження та розвитку втомних тріщин, а також

підвищує період експлуатації лопаток в умовах високотемпературних циклічних навантажень [99-102].

У зв'язку з вище сказаним можна зробити висновок, що одним із ключових завдань даної наукової роботи є проведення аналізу ливарних дефектів виливків, що впливають на структуру та експлуатаційні властивості лопаток газотурбінних двигунів.

Розділ 3.1. Ливарні дефекти ГТД зі спрямованою або монокристалічною структурами

Для підвищення відсотка випуску якісних виливків при спрямованій кристалізації литих лопаток ГТД проведено дослідження впливу ливарних дефектів на формування спрямованої та монокристалічної структур виливків лопаток ГТД. На основі експериментальних даних та досліджень представлено основні ливарні дефекти.

3.1.1 Ливарні раковини, засмічення

Високі вимоги пред'являються до вмісту газових домішок у жароміцних сплавах, зокрема кисню та азоту, які є джерелом неметалевих включень – оксидів та нітридів. Сірка та фосфор також належать до шкідливих домішок, що утворюють легкоплавкі евтектики з сульфідів та фосфатів деяких металів, тому їх вміст обмежується концентрацією 0,01 – 0,001 %.

У жароміцних сплавах містяться небажані домішки кольорових металів, джерелом яких є вихідні шихтові матеріали, і навіть ливарні відходи, які використовуються у замкнутому циклі виробництва. Багаторазове використання відходів є основним джерелом забруднення сплавів такими шкідливими домішками, як свинець, олово, арсен, вісмут, кремній, мідь, сурма, цинк, кадмій, телур та талій.

Граничні вмісти металевих домішок, що утворюють легкоплавкі сполуки, дуже сильно знижують тривалу міцність жароміцних сплавів [103 - 106].

Дослідження макроструктури лопаток другого ступеня турбіни ГТД показали наявність осередків зародження зерна неправильної форми.

Формування таких структурних неоднорідностей свідчить про порушення умов спрямованої кристалізації та супроводжується відхиленням кристалографічної орієнтації зерен від заданої. Його наявність є потенційно небезпечним фактором, оскільки воно зумовлює локальне зниження жароміцних і втомних характеристик матеріалу, підвищує рівень термічних і механічних напружень у процесі експлуатації. За умов тривалої роботи двигуна це може привести до утворення тріщин і подальшого руйнування лопаток. Приклади руйнувань зображено на рисунках 3.1-3.2.



Рисунок 3.1 – Засмічення в області радіуса пера лопатки



Рисунок 3.2 – Ріст паразитного зерна

В результаті аналізу дефектів на поверхні виробів встановлено, що основною умовою одержання якісних виливків при спрямованому твердінні, в першу чергу, є використання жароміцного сплаву з мінімальним вмістом шкідливих домішок.

Авторами робіт [107-111] показано, що рівень засміченості шкідливими домішками та утворення неметалевих вкраплень (оксиди, сульфід, нітриди, оксисульфід), суттєво впливають на структурні та фазові перетворення в умовах довготривалого хіміко-термічного та силового динамічного навантаження на ресурсні можливості відповідальних деталей з жароміцних нікелевих сплавів. При спрямованій кристалізації тривалість взаємодії керамічної форми з розплавом збільшується в порівнянні з одержанням виливків з полікристалічною

структурою. Так у ФТІМС розроблено серію складів керамічних сумішей для ливарних форм, які мають високу термостійкість [112-116].

Відомо, що деякі неметалеві включення внаслідок росту зерен у процесі спрямованої кристалізації концентруються на поверхні розплаву в керамічній чаші при вертикальному розташуванні форми з розплавом. Тому потрібно використовувати додаткові методи очищення розплаву від неметалевих включень та шкідливих домішок в процесі плавки. Найефективнішим способом очищення від неметалевих включень є фільтрація розплаву [117-119].

В роботі представлені результати досліджень щодо використання керамічних фільтрів для рафінування розплаву СМ88 в процесі одержання виливків зі спрямованою кристалізацією за допомогою вакуумної установки УВНК-8П. Для експериментів використовували фільтри, які представлено в роботі [119]. У результаті проведених робіт було встановлено, що при товщині 20–30 мм та діаметрі 2-5 мм керамічного фільтра розплав протікає через нього досить вільно в усьому діапазоні температур, при – 40 мм, незалежно від показників пористості, в структурі фільтрів досить швидко проходить процес закорковування каналів по всьому діапазону температур. Даний ефект пов'язаний з охолодженням маси розплаву у процесі протікання через отвори фільтра, початком процесу часткової кристалізації та утворенням так званих «мостів» з твердого металу поміж гідроканалами при наближенні температури поверхні фільтра до температури солідус сплаву.

Таким чином встановлено, що при застосуванні керамічних фільтрів найбільша кількість неметалевих вкраплень з'являється у зразках виливків, які не були рафіновані. Після процесу фільтрації розплаву при виплавлянні виливків кількість неметалевих вкраплень знизилась на 25-30 % та склала 0,80 до 2,20 %, мас. від об'ємної частки. Спостерігається також зниження максимального розміру довжини неметалевих включень: від 92 мкм до 28 мкм [120 - 121].

3.1.2 Рихлоти, пори

Встановлено, що при спрямованій кристалізації виливків пористість значно менша ніж в полікристалічній. Це пов'язано з тим, що при спрямованій кристалізації розплавлений верх вилівка постійно підживлює заготовку, що в результаті компенсує ливарну усадку протягом всього процесу охолодження. Розмір та щільність пор при даному процесі нижча [122]. Згідно з роботою [123], підвищений вміст азоту в нікелевих жароміцних сплавах призводить до утворення значної мікропористості в виливках, що своєю чергою знижує пластичність та тривалу міцність. Наряду з цим при спрямованій кристалізації можуть утворюватися «полощатість» і рівновісні зерна, які зароджуються на поверхнях карбонітридів [124].

Саме міждендритна пористість притаманна складнопрофільним виливкам жароміцних сплавів зі спрямованою або монокристалічною структурами (рисунок 3.2).

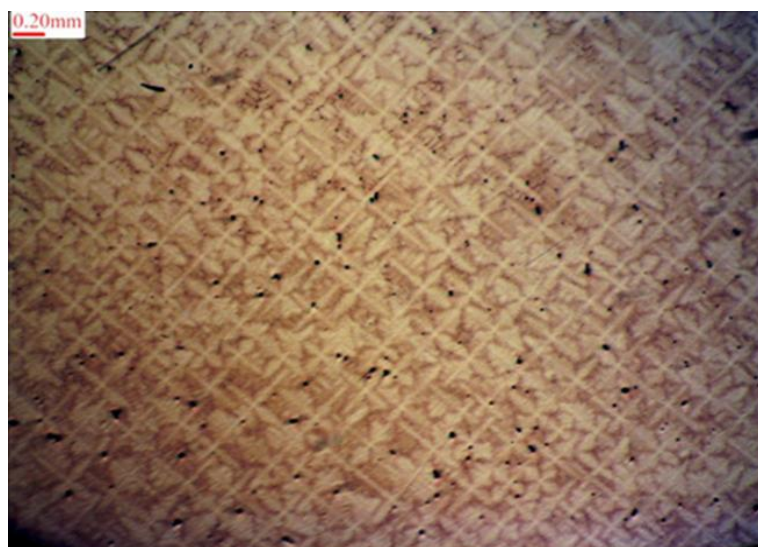


Рисунок 3.3 – Мікроструктура дослідного зразка в якому наявні мікропори

Проведено експериментальні дослідження з вивчення пористості в виливках лопаток ГТД в литому стані зі сплаву СМ88 різних плавов. Досліджували розмір і кількість пор на $1,25 \text{ мм}^2$. Результати досліджень показані в таблиці 3.1, для зразків 1-3.

Таблиця 3.1.

Результати дослідження зразків на пористість

Аналіз зразка №1						
Номер розділу	Кількість мікропористих полів зору, дозволена для кожної секції полів виявлення					
	0.10% ~ 0.49%	0.50% ~ 1.00%	1.01% ~ 1.50%	1.51% ~ 2.00%	2.01% ~ 3.00%	Загальна кількість полів зору
1	4	2	1	1	0	7
	5		2			
2, 3, 4, 5, 6	5	3	2	1	0	8
	6		2			
7, 8	8	5	3	2	1	12
	8		4			
Аналіз зразка №2						
Номер розділу	Кількість мікропористих полів зору, дозволена для кожної секції полів виявлення					
	0.10% ~ 0.49%	0.50% ~ 1.00%	1.01% ~ 1.50%	1.51% ~ 2.00%	2.01% ~ 3.00%	Загальна кількість полів зору
1	4	2	1	1	0	7
	5		2			
2, 3, 4, 5, 6	5	3	2	1	0	8
	6		2			

Продовження таблиці 3.1.

Аналіз зразка №2						
Номер розділу	Кількість мікропористих полів зору, дозволена для кожної секції полів виявлення					
	0.10% ~ 0.49%	0.50% ~ 1.00%	1.01% ~ 1.50%	1.51% ~ 2.00%	2.01% ~ 3.00%	Загальна кількість полів зору
7,8	8	5	3	2	1	12
	8		4			
Аналіз зразка №3						
Номер розділу	Кількість мікропористих полів зору, дозволена для кожної секції полів виявлення					
	0.10% ~ 0.49%	0.50% ~ 1.00%	1.01% ~ 1.50%	1.51% ~ 2.00%	2.01% ~ 3.00%	Загальна кількість полів зору
1	4	2	1	1	0	7
	5		2			
2, 3, 4, 5, 6	5	3	2	1	0	8
	6		2			
7, 8	8	5	3	2	1	12
	8		4			

Мікроструктуру дослідних зразків в литому стані представлено на рисунках 3.3-3.6. Кількість пор на 1, 25 мм².

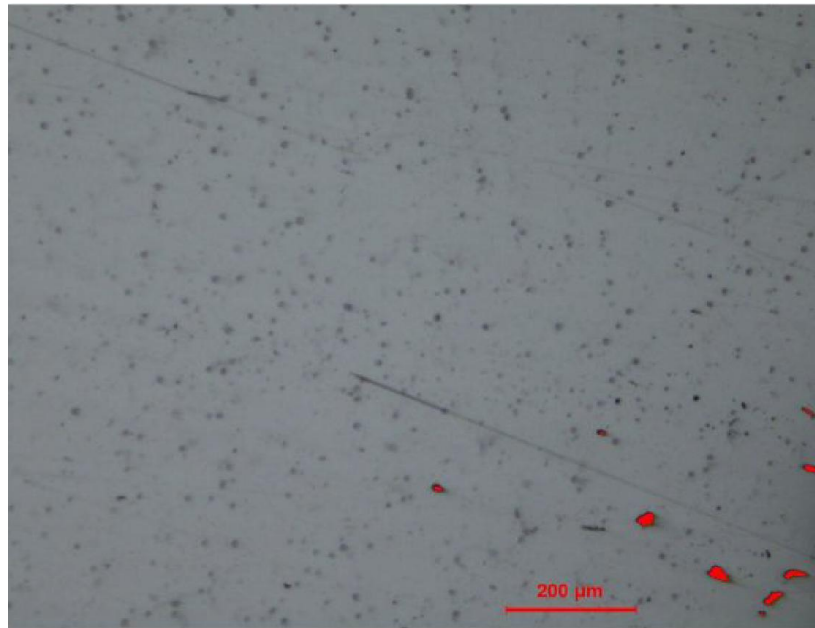


Рисунок 3.4 – Мікроструктура дослідного зразка в литому стані з відсотком пористості, % : 0,12

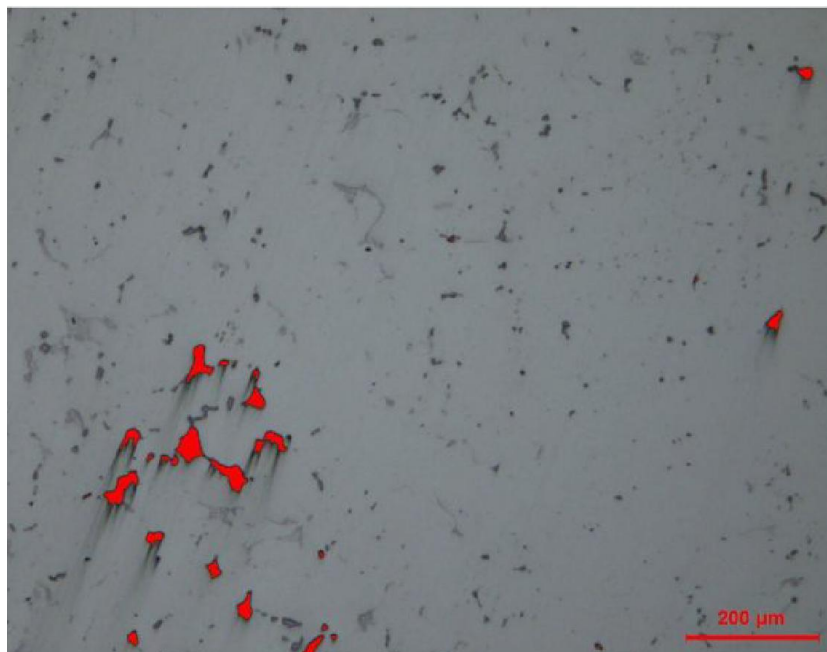


Рисунок 3.5 – Мікроструктура дослідного зразка в литому стані з відсотком пористості, % : 0,60

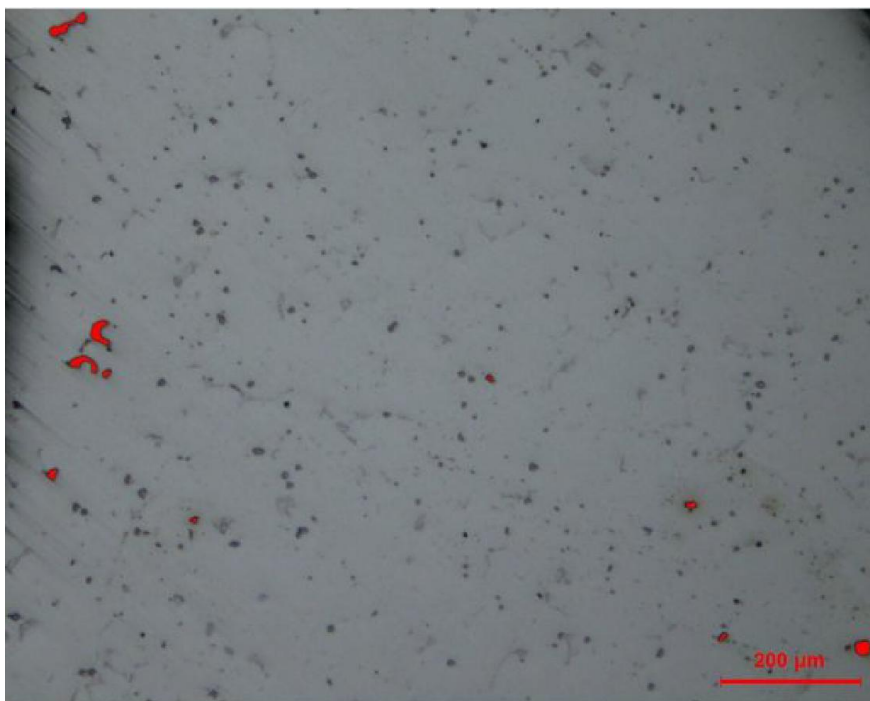


Рисунок 3.6 – Мікроструктура дослідного зразка в литому стані з відсотком пористості, % : 0, 14

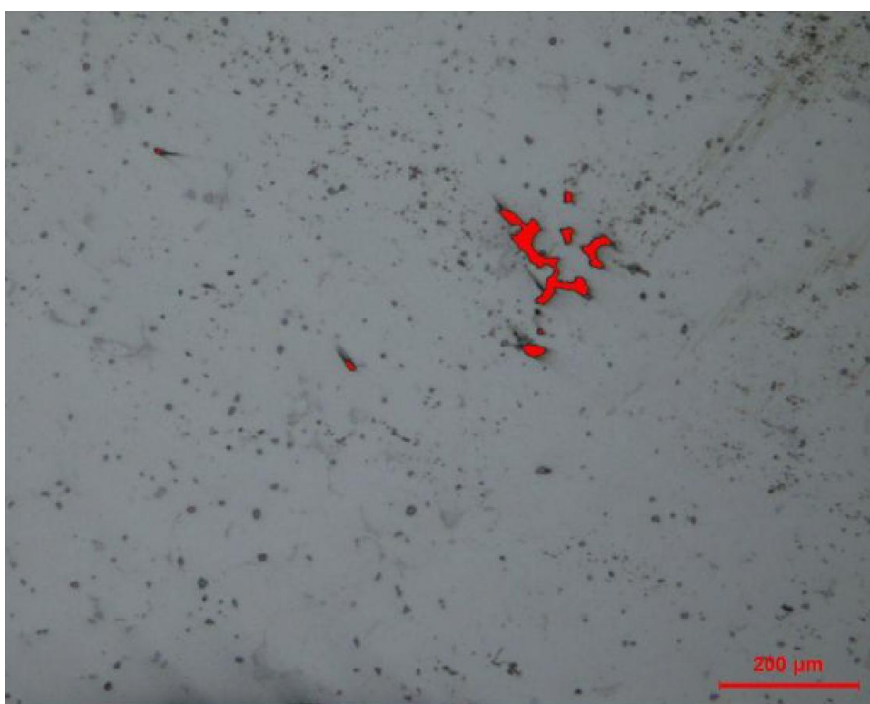


Рисунок 3.7 – Мікроструктура дослідного зразка в литому стані з відсотком пористості, % : 0,33

На зразку №2 спостерігається перевищення допустимого розміру і кількості пор (див. рисунок 3.5).

3.1.3. Міждендритна ліквіація

Відомо, що в процесі спрямованої кристалізації формування кристала починається з утворення одної дендритної гілки. Потім вона починає свій ріст від затравки та протягом охолодження проростає численними розгалуженнями на усю площину виливка. При цьому спостерігається заповнення міжвісного простору та утворення евтектичних карбідів типу MeC . Останні в процесі експлуатації литого виробу часто приводять до зародження тріщин. Тому важливо визначати умови кристалізації, корегувати значення температурно-швидкісних параметрів спрямованої кристалізації для кожного типу складнопрофільних виливків для запобігання утворення дефектів міждендритної ліквіації [125, 126]. Крім того, швидкість пересування фронту кристалізації та градієнт температури істотно впливають на внутрішню зернову структуру, дисперсність складових елементів і фазовий склад сплаву.

Якщо міждендритна ліквіація або пористість вже присутні у виливках тоді використовують попередню термічну обробку із застосуванням гарячого ізостатичного пресування (ГІП). Для лопаток турбіни ГТД така обробка складається спочатку з нагрівання у вакуумній камері до температури гомогенізації ЖНС з витримкою 4 години, а потім з повільним охолодженням в камері печі. Визначена подальша термічна обробка виливків буде сприяти усуненню ливарних дефектів [127-130].

3.1.4 Випуклий або увігнутий фронт кристалізації.

Відомо, що найменшою ліквіацією характеризуються сплави з плоским фронтом спрямованої кристалізації. Він досягається за допомогою регулювання температурних та швидкісних параметрів охолодження [131-133].

Наприклад, на рисунку 3.8 представлено макроструктуру зразка, який одержано при плоскому фронті кристалізації [9]. Для порівняння, на наступному рисунку наведено макроструктуру, яку отримано при увігнутому фронті

кристалізації (рис. 3.9). Дослідження показали, що зразок проявив низький рівень тривалої міцності та зруйнувався по кристалографічній площині під кутом 45° до його осі (рис. 3.10 - 3.11).

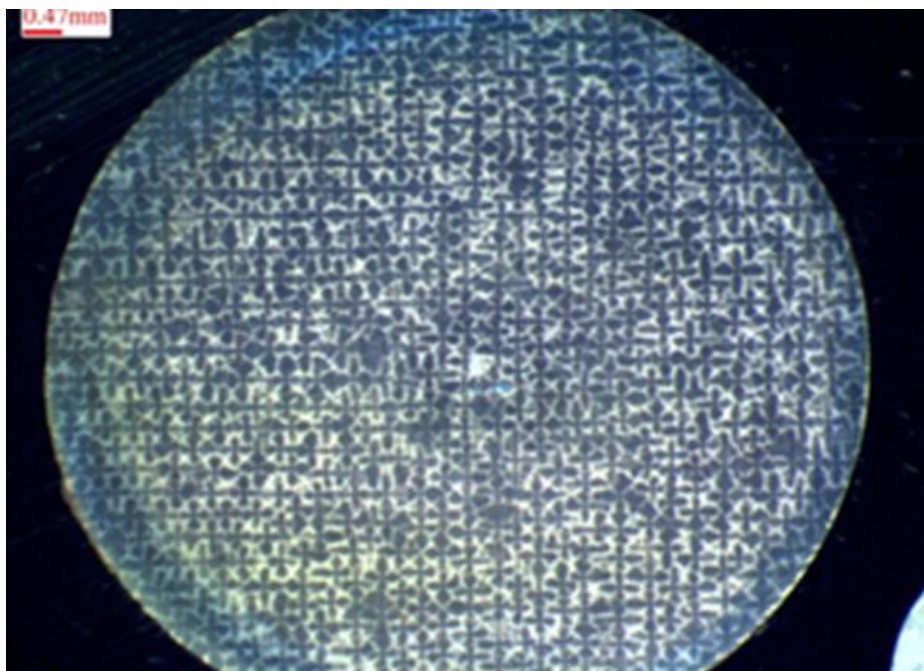


Рисунок 3.8 – Макроструктура дослідних зразків при плоскому фронті кристалізації

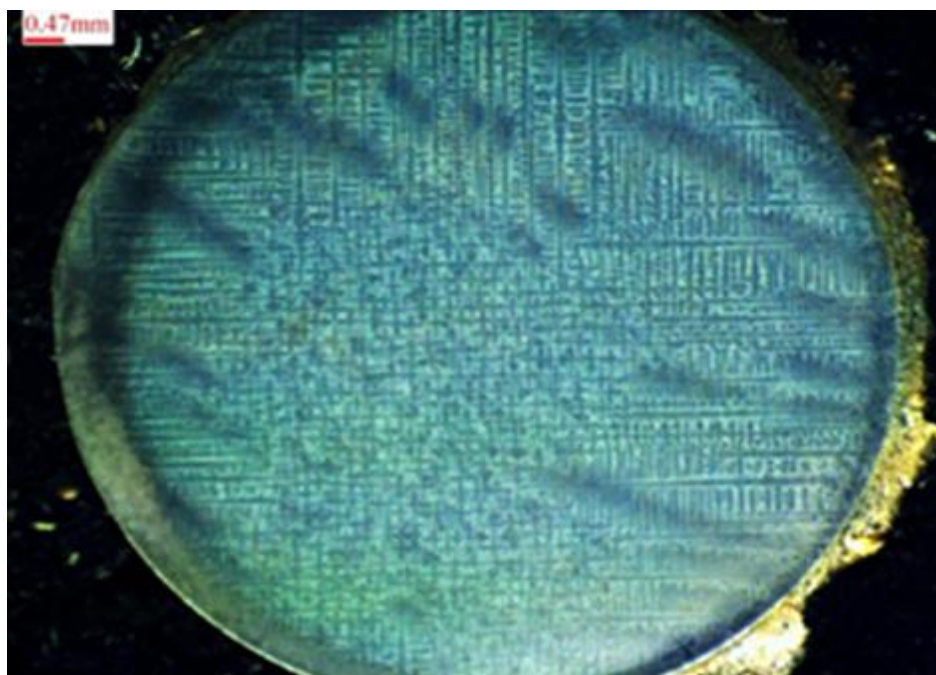


Рисунок 3.9 – Макроструктура дослідних зразків при увігнутому фронті кристалізації



Рисунок 3.10 – Зовнішній вигляд зразка при увігнутому фронті кристалізації після випробувань на тривалу міцність (частина 1)



Рисунок 3.11 – Зовнішній вигляд зразка при увігнутому фронті кристалізації після випробувань на тривалу міцність (частина 2)

3.2 Метод ЛМС у спрямованій кристалізації

Для отримання якісних виливків із жароміцних корозійностійких сплавів на нікелевій основі важливо враховувати ряд фізичних параметрів та перехідних процесів, таких як конвективний теплообмін, прихована теплота та градієнт температур. Даний підрозділ присвячено дослідженню та розрахунку фізичних показників для методу ЛМС.

Отримані результати було закладено в систему автоматизованого керування, задля досягнення якісного контролю за процесом спрямованої кристалізації в умовах установки УВНК-8П.

3.2.1 Визначення прихованої теплоти

В процесі дослідження спрямованої кристалізації важливо врахувати приховану теплоту. У зв'язку з цим на практиці застосовують два близькі підходи [134, 135]:

(а) ентальпійний метод [1]:

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k \nabla T) + q'_v, H(T) = \int c_{eff}(T) dT, \quad (3.1)$$

де, $T(x, t)$ — температура, °C; ρ — щільність, kg/m³; c — питома теплоємність, J/(kg×°C); k — теплопровідність, W/(m×°C) (можлива анізотропія k_x, k_y, k_z); q'_v — об'ємне джерело тепла, W/m³ (або еквівалентна форма через «питоме джерело»); $c_{eff}(T)$ — включає внесок прихованої теплоти в інтервалі затвердіння (між T_s і T_L); T_s — температура солідус; T_L — температура ліквідус.

(б) явний член із прихованою теплотою через частку твердої фази f_s :

$$\rho c \frac{\partial T}{\partial t} = \nabla \cdot (k \nabla T) + \rho L \frac{\partial f_s}{\partial t} + q'_v, \quad (3.2)$$

де, L — питома прихована теплота, J/kg; $f_s \in [0,1]$

3.2.2 Конвективний теплообмін

Для визначення конвективного теплообміну між поверхнею форми та рідкометалевим охолоджувачем було застосовано закон Ньютона-Ріхмана, який можна представити у наступному вигляді [134, 135]:

$$Q_{conv} = hA(T_s - T_{\infty}), \quad (3.3)$$

або в термінах щільності теплового потоку, вираз набуває форми 3.4 [134, 135]:

$$q'' = ak(T_s - T_{\infty}), \quad (3.4)$$

де, Q_{conv} — потужність теплообміну, Вт; q'' - тепловий потік на одиницю площі, Вт/м²; ak - коефіцієнт тепловіддачі, Вт/(м²×°C); A - площа теплообміну, м²; T_s — температура поверхні, °C; T_{∞} — температура потоку, що зростає, °C.

Поєднання теплопровідності в тілі та конвекції на кордоні можна описати виразом 3.5.

$$-k \frac{\partial T}{\partial n} = ak(T_s - T_{\infty}), \quad (3.5)$$

де, $\partial/\partial n$ — похідна нормалі до поверхні.

Саме ця умова використовується в ЛМС-моделях, але з важливим застереженням: в ЛМС ak часто розглядають як ефективний і залежний від часу/температури/глибини занурення, тому що реальна гідродинаміка рідкого металу складна [134, 135].

3.2.3 Температурний градієнт та швидкість фронту спрямованої кристалізації

У задачах спрямованої кристалізації під G зазвичай розуміють вісьовий градієнт температур, який представляють за допомогою наступної формул 3.6 [134, 135]:

$$G = \left| \frac{\Delta T}{\Delta z} \right|, \quad (3.6)$$

де, ΔT — температурний інтервал кристалізації (різниця між температурами ліквідусу та солідусу), $^{\circ}\text{C}$; Δz — протяжність (ширина) двофазної (твердорідкої) зони у мм\хв, яка визначає морфологічну стабільність фронту росту.

Градієнт температур вимірюється $^{\circ}\text{C}/\text{мм}$, $^{\circ}\text{C}/\text{см}$, $^{\circ}\text{C}/\text{м}$ і т.д.

У роботі розглянуто принцип вимірювання оцінки температурного градієнта за допомогою вольфрам-ренієвих термопар, які розташовано уздовж осі виливка. Даний метод є найбільш точним та надійним для визначення теплового градієнта G , в температурних умовах, що регламентуються методом LMC.

Уздовж осі виливка розташована n -кількість термопар, на рівномірній відстані одна від одної, що дає можливість більш точно визначити температури ліквідусу T_l на вимірювальній області. При заданій T_l , можна вибирати точки в області, де $T \approx T_l$, щоб градієнт був відповідний зоні фронту кристалізації. Дана схема розташування термопар дає можливість оцінити температурний градієнт G за допомогою лінійної апроксимації:

$$T(z) \approx az + b \Rightarrow G \approx |a|, \quad (3.7)$$

де, a — коефіцієнт нахилу в $^{\circ}\text{C}/\text{мм}$.

Швидкість фронту кристалізації V визначається швидкістю переміщення форми з розплавленим сплавом у ванну з рідким алюмінієм. У найпростішому

наближенні її пов'язують зі швидкістю витягування V [135, 136]. На рисунку 3.12 представлено схему подачі розплаву у ванну з рідкометалевим охолоджувачем:

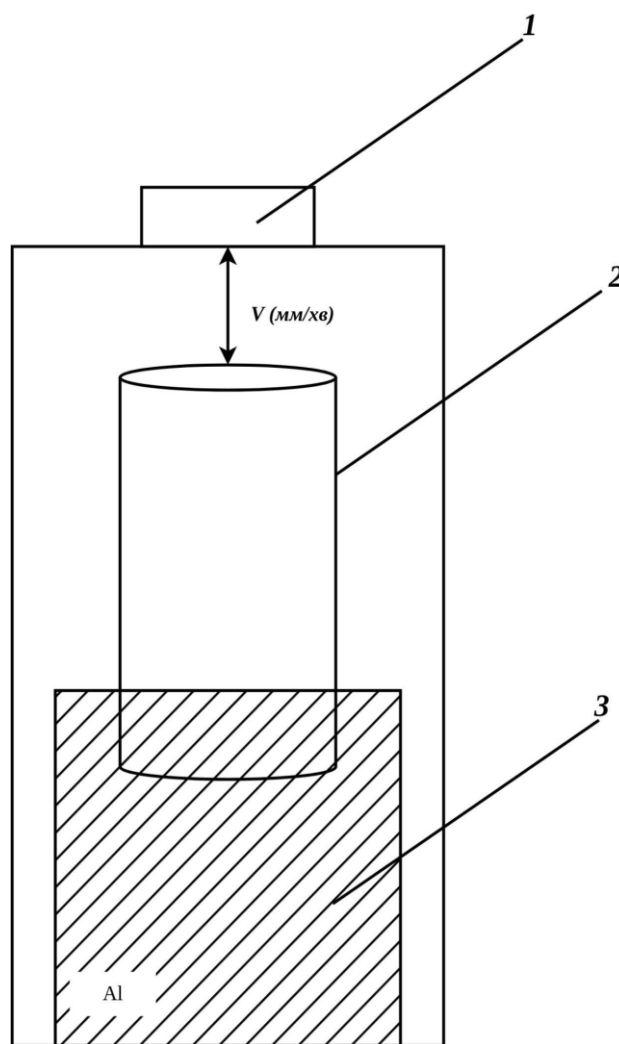


Рисунок 3.12 – Схема подачі розплаву у ванну з рідким алюмінієм (1 — механізм опускання форми у ванну з охолоджувачем, установки УВНК-8П; 2 — форма з розплавом; 3 — ванна з рідким алюмінієм)

Розглянуті у роботі швидкості переміщення форми було встановлено емпіричним шляхом і наведено у таблиці 3.1.

Таблиця 3.1.

Швидкості переміщення форми

Параметр	Значення	Одиниці виміру
Швидкість переміщення форми (V)	5	мм/хв
Швидкість переміщення форми (V)	10	мм/хв

Для визначення кута нахилу фронту спрямованої кристалізації до нормалі переміщення використовували проекцію швидкості витягування, значення якої має наступний вигляд [136]:

$$V \approx V_w \cos \theta, \quad (3.8)$$

де, V_w — швидкість витягування, мм/хв; θ — кут нахилу до нормалі переміщення, град.

3.2.4 Швидкість охолодження та зв'язок між градієнтом температур та швидкістю одержання виливків

У технологічній практиці спрямованої кристалізації часто використовують оцінку швидкості зміни температури в характерній точці, яку виражають через її градієнт та швидкість [136]:

$$R \approx G \cdot V, \quad (3.9)$$

де, R має розмірність °C/сек при відповідних значеннях G і V.

Взаємозв'язок між градієнтом температур та швидкістю кристалізації відображає кінематичну інтерпретацію: якщо фронт рухається зі швидкістю V по осі z, то при локальному градієнті G «температура, що відповідає фронту», змінюється як dT/dt . У роботах присвячених методам спрямованої кристалізації, зокрема LMC, підкреслюється, що підвищення тепловідведення

збільшує досяжні G і технологічно допустимі швидкості зростання кристалів [136].

3.2.5 Зв'язок LMC та оцінка коефіцієнта тепловіддачі через число Нуссельта

Коефіцієнт тепловіддачі ak зручно виражається через число Нуссельта, яке представлено наступним виразом 3.10:

$$Nu = \frac{hL}{k_f} \Rightarrow ak = \frac{Nu k_f}{L}, \quad (3.10)$$

де, h — коефіцієнт тепловіддачі, $Вт/(м^2 \times ^\circ C)$; L — характерний розмір форми, м; k_f — теплопровідність рідкометалевого охолоджувача, $Вт/(м \times ^\circ C)$.

Відомо, що у LMC-моделях замість прямої течії рідкого металу часто використовують ефективний ak , який іноді залежить від параметрів часу, температури та глибини занурення. Тому необхідно врахувати перехід від радіаційного режиму до конвективного при зануренні оболонки в охолоджувач. Додатково в літературі зустрічаються кореляції для рідкометалевої конвекції через залежність природної конвекції (Nu) та її параметризації для практичного розрахунку ak [136].

3.2.6 Розрахунок температурного інтервалу кристалізації для жароміцного корозійностійкого сплаву СМ88

Розрахунок температурного інтервалу кристалізації для сплаву СМ88 проводився за наступним виразом:

$$\Delta T = T_l - T_s, \quad (3.11)$$

де, T_l — температура ліквідус, $^\circ C$; T_s — температура солідус, $^\circ C$; ΔT — ширин твердо-рідкого стану, $^\circ C$.

Як було зазначено раніше, у роботі використовується метод вимірювання температурного градієнта G за допомогою термопар, розташованих уздовж осі форми. Експериментальними умовами передбачено наявність від 4 до 9 вольфрам-ренієвих термопар вздовж осі форми, розташованих на рівномірній відстані одна від одної. Така кількість термопар приводить до більш точного вимірювання температури в зоні ліквідусу T_l у кожний момент часу $z(T)$.

Для сплаву СМ88 експериментальні дослідження спрямованої кристалізації показують, що стабільна монокристалічна структура формується при $G > 40$ °C/см [136].

Експериментально встановлено, що для сплаву СМ88 поблизу фронту кристалізації необхідно забезпечити температурний градієнт приблизно в межах від 20 °C/см до 40 °C/см. При цьому швидкість опускання форми у рідкометалевий охолоджувач складала $V = 5$ мм/хв і $V = 10$ мм/хв.

Для температурного градієнта $G \approx 40$ °C/см та швидкості пересування форми $V = 10$ мм/хв було розраховано його величину:

$$G \approx \left| \frac{1320 - 1280}{10 \text{ мм}} \right| = \frac{40}{1 \text{ см}} \text{ °C/см}, \quad (3.12)$$

Розрахунки швидкості на фронті для обраних параметрів представлено наступними рівняннями 3.13 та 3.14.

$$R = G \cdot V = 40 \cdot 0.5 = 20 \text{ °C/мін} \approx 0.2 \text{ °C/сек}, \quad (3.13)$$

$$R = G \cdot V = 40 \cdot 1 = 40 \text{ °C/мін} \approx 0.4 \text{ °C/сек}, \quad (3.14)$$

Представлені результати було підтверджено експериментальними плавками. Було встановлено, що при таких параметрах спрямованої кристалізації кристалографічна орієнтація отриманого сплаву не має ливарних дефектів,

повністю відповідає стандартам і має підвищені якісні характеристики витривалості в умовах екстремальних температур та корозії.

3.3 Висновки до розділу 3

Проведені дослідження дозволили зробити наступні висновки.

1. Для мінімізації утворення ливарних дефектів потрібно: працювати зі сплавом в якому присутня мінімальна кількість шкідливих домішок і газів; використовувати керамічні оболонкові форми та фільтри з високою термостійкістю; визначати параметри технологічного процесу спрямованого твердіння залежно від конструкції та розмірів виливків.
2. Для задання кристалічної орієнтації вилівка необхідно використовувати затравку, яка має температуру ліквідус вищу за температуру ліквідус жароміцного сплаву.
3. Критеріями правильно вибраних параметрів технологічного процесу є: 1. Макроструктура та мікроструктура виливків, включаючи кристалографічну орієнтацію і відстань між дендритами λ ; 2. Рівень механічних властивостей та тривала міцність.
4. Задля отримання якісного вилівка шляхом спрямованої кристалізації, із використанням методу ЛМС, необхідно точно визначити оптимальні параметри температурного градієнта фронту спрямованої кристалізації, швидкості її кристалізації, мати засоби автоматизованого контролю її технологічних параметрів, а саме: температур в камері розплаву; рідкометалевого охолоджувача; в печі підігріву форм ППФ та швидкості пересування форми із розплавом в рідкометалевий охолоджувач.

РОЗДІЛ 4. ОПТИМІЗАЦІЯ ПАРАМЕТРІВ СПРЯМОВАНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ ЖАРОМІЦНИХ ТА КОРОЗІЙНОСТІЙКИХ СПЛАВІВ НА НІКЕЛЕВІЙ ОСНОВІ

З метою перевірки обраних параметрів спрямованої кристалізації та встановлення їхнього впливу на якісні характеристики із жароміцних корозійностійких сплавів було вивчено особливості формування спрямованої структури складної конструкції виливків лопаток турбіни для ГТД енергетичного призначення [137-139]. При цьому було використано експериментальні дані плавки з отримання лопаток II ступеня для двигуна потужністю 5000 МВт [140]. В роботі використовували серійний жароміцний корозійностійкий сплав CM88 [65, 141]. Керамічну оболонкову форму виготовляли за вдосконаленою технологією, а саме із застосуванням 3D-друку [142, 143].

Плавку проводили в вакуумній печі УВНК-8П, в якій реалізовано процес кристалізації згідно з методом LCM. Для аналізу впливу швидкості пересування форми з розплавом на формування структури виливків лопаток було використано експериментальні дані плавки при двох швидкостях переміщення форми 5 мм/хв та 10 мм/хв. При цьому температури заливання розплаву і керамічної форми перед заливанням відповідно складали (1550 – 1570) °С і (1450 – 1550) °С, а затримка руху форми з розплавом – (2-3) хв.

Залежно від часу плавки визначали локальні значення температури в об'ємі виливків в п'яти точках вздовж їх осей (ДОДАТОК – таблиця – Локальні температури 5 термопар в процесі плавки). Візуальний аналіз зовнішньої та внутрішньої поверхні виливків показав, що ливарних дефектів типу засмічень та раковин не виявлено (рис. 4.1).

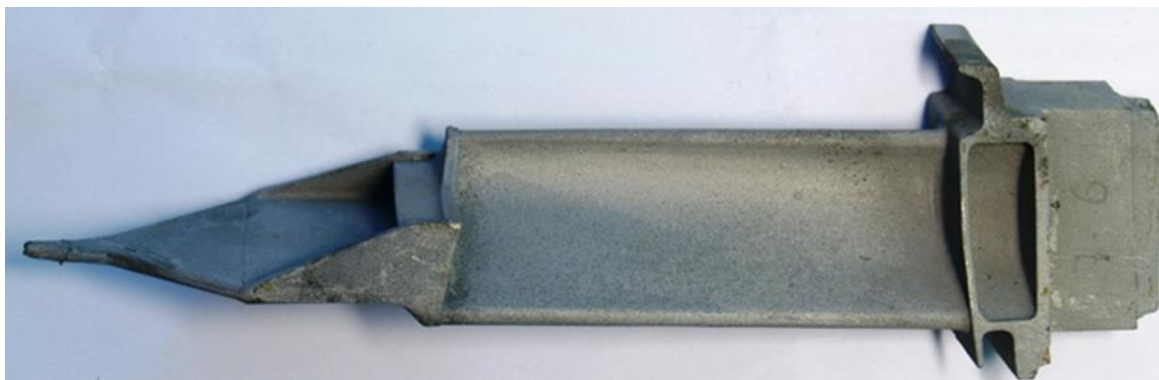


Рисунок 4.1 – Зовнішній вигляд лопатки II ступеню турбіни ГТД

Встановлено, що макроструктура дослідних зразків була монокристалічною або спрямовано кристалізованою. Кристалографічну орієнтацію площини $[001]$ визначали за допомогою рентгенівської дифракції на кожному зразку блоків темплетів, які було вирізано з конусів. Схему підготовки зразків представлено на рисунку 4.2., а результати дослідів – у таблиці 4.1.

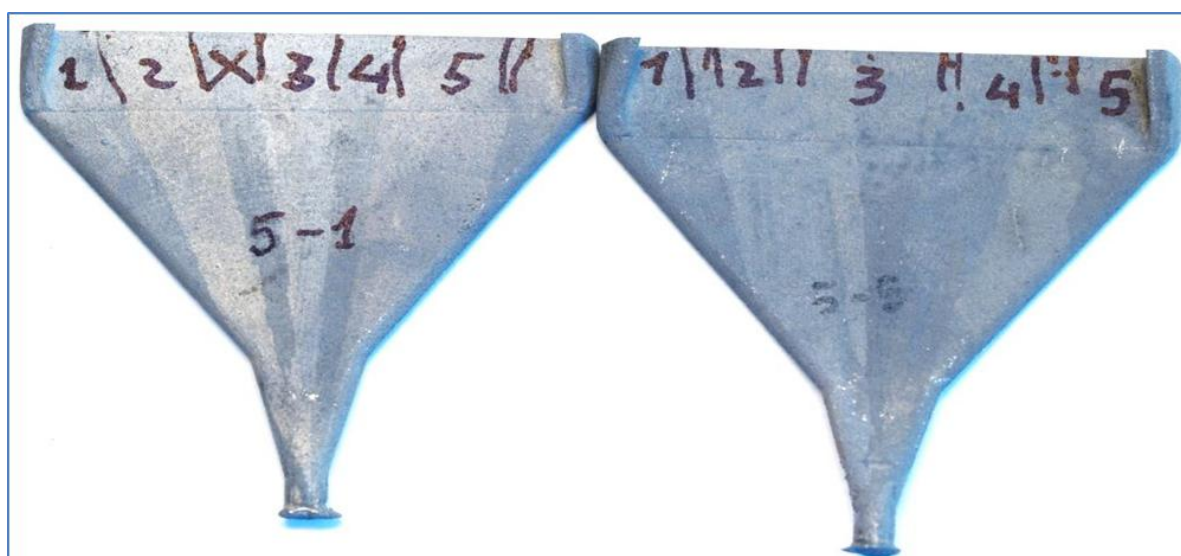


Рисунок 4.2 – Схема підготовки зразків для визначення кристалографічної орієнтації при швидкості переміщення форми з розплавом 10 мм/хв

Таблиця 4.1.

Результати досліджень макроструктури та визначення КГО на дослідних зразках

№ зразка	Швидкість переміщення форми з розплавом, мм/хв	
	5	10
	Кут відхилення від кристалографічної орієнтації відносно площини [001], ° / макроструктура (кількість зерен)	
1	15,7/МК	12,0 /СК, 2 зерна
2	23,7/СК, 2 зерна +«паразит»	18,8/МК
3	8,0/МК	10,8/МК
4	12,9/МК	12,5/МК
5	25,15/МК	18,2/СК, 2 зерна + «паразит»
6	24,93/МК	21,4/СК, 2 зерна + «паразит»
7	18,5/СК, 2 зерна	8,4/МК

Аналіз макроструктури литих зразків показав, що при швидкості пересування форми з розплавом 5 мм/хв отримано більше монокристалічних виливків, ніж тих, що мають стовпчасті зерна. Наряду з цим встановлено, що при 10 мм/хв спостерігається більша їх кількість з двома стовпчастими зернами [142].

Відомо, що мікроструктура сплаву СМ88-ВІ в литому стані складається з наступних фаз: γ -твердий розчин, зміцнююча γ' - фаза, карбіди, бориди та γ/γ – евтектика [144 - 146].

Наряду з вище сказаним досліджували мікропори литих виробів. Встановлено, що для зразків, які отримано при швидкості переміщення форми з розплавом 5 мм/хв частка пор на площі 1,25 мм² становить 0,16 %, а для швидкості 10 мм/хв – 0,19%. Отримані значення мікропори для обох режимів плавки відповідають ГОСТ. Мікроструктуру дослідних зразків представлено на рисунках 4.3 – 4.4.

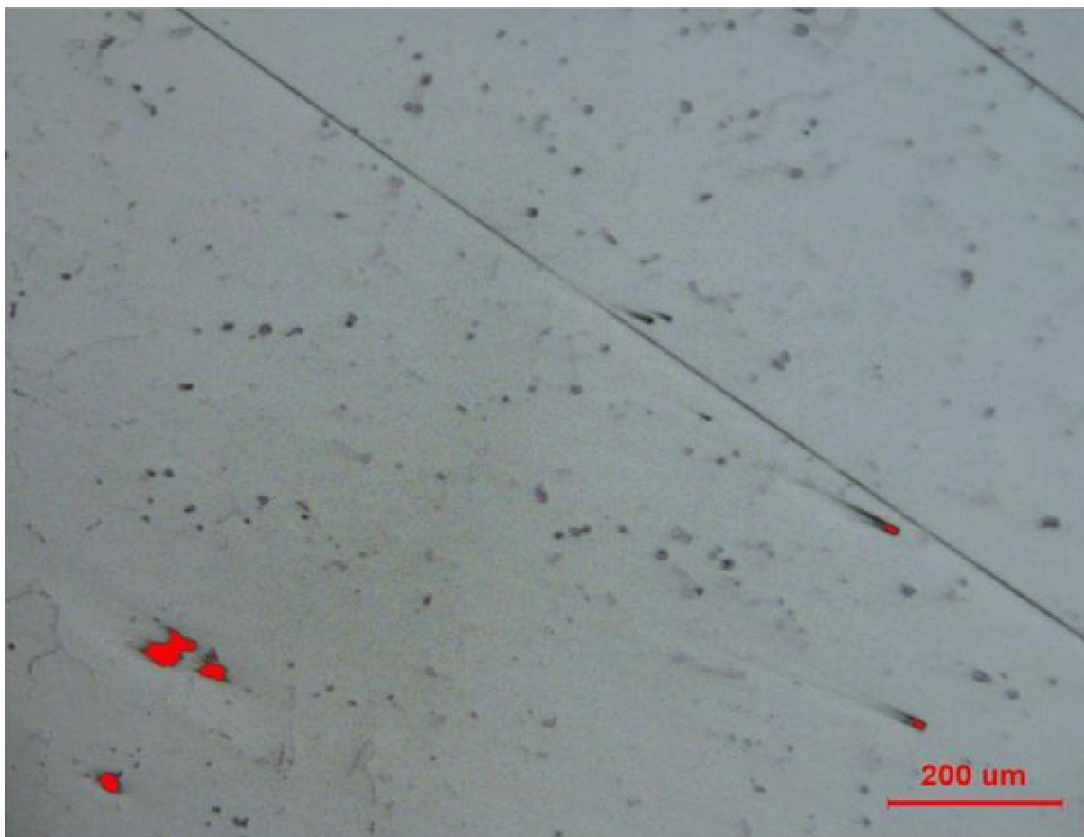


Рисунок 4.3 – Мікроструктура дослідних зразків для досліджень мікропор, які отримано в результаті переміщення форми з розплавом зі швидкістю 5 мм/хв

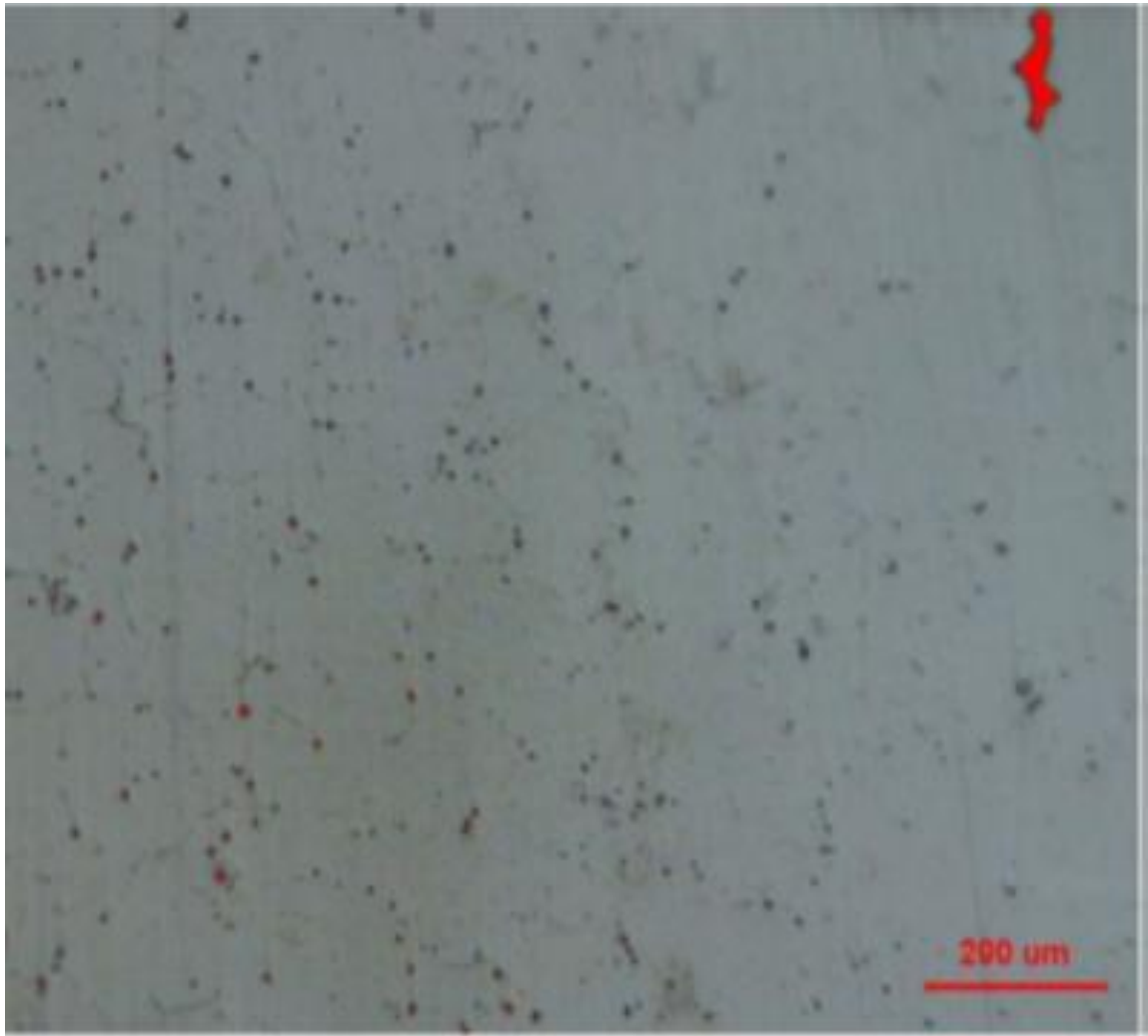


Рисунок 4.4 – Мікроструктура дослідних зразків для досліджень мікропор, які отримано в результаті переміщення форми з розплавом зі швидкістю 10 мм/хв

Щодо мікропор зразків, то їх наведено в таблицях 4.2 – 4.3.

Таблиця 4.2.

Мікропори зразків, які отримано зі швидкістю 5 мм/хв

Аналіз зразка №1						
Номер розділу	Кількість мікропористих полів зору, яка дозволена для кожної секції					
	0.10% ~ 0.49%	0.50% ~ 1.00%	1.01% ~ 1.50%	1.51% ~ 2.00%	2.01% ~ 3.00%	Загальна кількість полів зору
1	0 (7)	0 (4)	0 (2)	0 (1)	0 (0)	0 (10)
	0 (7)		0 (3)			
2	0 (6)	0 (3)	0 (2)	0 (1)	0 (0)	0 (8)
	0 (5)		0 (3)			
3	2 (6)	0 (3)	0 (2)	0 (1)	0 (0)	2 (8)
	2 (5)		0 (3)			
4	0 (6)	0 (3)	0 (2)	0 (1)	0 (0)	0 (8)
	0 (5)		0 (3)			

Аналіз зразка №1						
Номер розділу	Кількість мікропористих полів зору, яка дозволена для кожної секції					
	0.10% ~ 0.49%	0.50% ~ 1.00%	1.01% ~ 1.50%	1.51% ~ 2.00%	2.01% ~ 3.00%	Загальна кількість полів зору
5	0 (7)	0 (3)	0 (2)	0 (1)	0 (0)	0 (9)
	0 (6)		0 (3)			
	0.10% ~ 0.49%	0.50% ~ 1.00%	1.01% ~ 1.50%	1.51% ~ 2.00%	2.01% ~ 3.00%	Загальна кількість полів зору
6	1 (7)	0 (3)	0 (2)	0 (1)	0 (0)	1 (9)
	1 (6)		0 (3)			
7	0 (7)	0 (3)	0 (2)	0 (1)	0 (0)	0 (9)
	0 (6)		0 (3)			

Таблиця 4.3.

Мікропори зразків, які отримано зі швидкістю 5 мм/хв

Аналіз зразка №2						
Номер розділу	Кількість мікропористих полів зору, яка дозволена для кожної секції					
	0.10% ~ 0.49%	0.50% ~ 1.00%	1.01% ~ 1.50%	1.51% ~ 2.00%	2.01% ~ 3.00%	Загальна кількість полів зору
1	0 (4)	0 (2)	0 (1)	0 (1)	0 (0)	0 (7)
	0 (5)		0 (2)			
2	0 (5)	0 (3)	0 (2)	0 (1)	0 (0)	0 (8)
	0 (6)		0 (2)			
3	1 (5)	0 (3)	0 (2)	0 (1)	0 (0)	1 (8)
	1 (6)		0 (2)			
4	0 (5)	1 (3)	0 (2)	0 (1)	0 (0)	1 (8)
	1 (6)		0 (2)			

Аналіз зразка №2						
Номер розділу	Кількість мікропористих полів зору, яка дозволена для кожної секції					
	0.10% ~ 0.49%	0.50% ~ 1.00%	1.01% ~ 1.50%	1.51% ~ 2.00%	2.01% ~ 3.00%	Загальна кількість полів зору
5	0 (8)	0 (5)	0 (3)	0 (1)	0 (0)	0 (8)
	0 (6)		0 (2)			
	0.10% ~ 0.49%	0.50% ~ 1.00%	1.01% ~ 1.50%	1.51% ~ 2.00%	2.01% ~ 3.00%	Загальна кількість полів зору
6	0 (5)	0 (3)	0 (2)	0 (1)	0 (0)	0 (8)
	0 (6)		0 (2)			
7	0 (8)	0 (5)	0 (3)	0 (2)	0 (1)	0 (12)
	0 (6)		0 (3)			

Металографічний аналіз мікроструктури зразків показав, що відстані між дендритними осями пов'язані зі швидкістю переміщення форми з розплавом і змінюються при варіюванні значень швидкостей. Встановлено, що при швидкості 5 мм/хв вона складає від 0,410 мм до 0,340 мм, а при V=10 мм/хв від

0,220 мм до 0,165 мм. Крім того, показано, що зі збільшенням швидкості кристалізації виливків від 5 мм/хв до 10 мм/хв відбувається подрібнення дендритів, а також збільшується об'ємний вміст зміцнюючої γ' - фази з одночасним зменшенням розмірів її частинок та середнього поперечного перерізу острівців γ/γ – евтектики. Крім вище сказаного зростає кількість дисперсних карбідів типу МС в міждендритному просторі. Одержані результати підтверджено наступними фото мікроструктур (рис. 4.5 – 4.6).

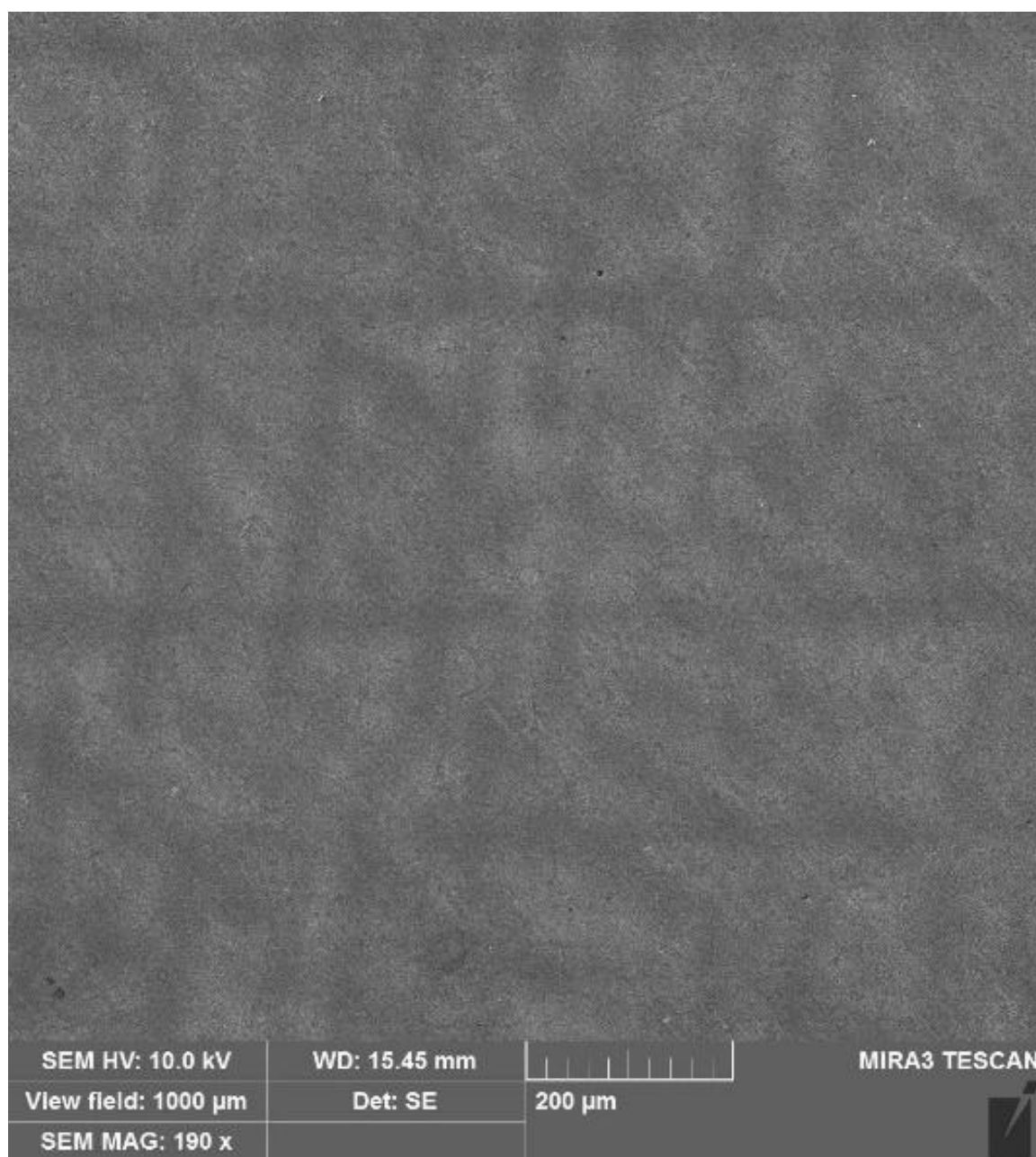


Рисунок 4.5 – Мікроструктура перерізу зразка сплаву SM88 при швидкості переміщення форми 5 мм/хв

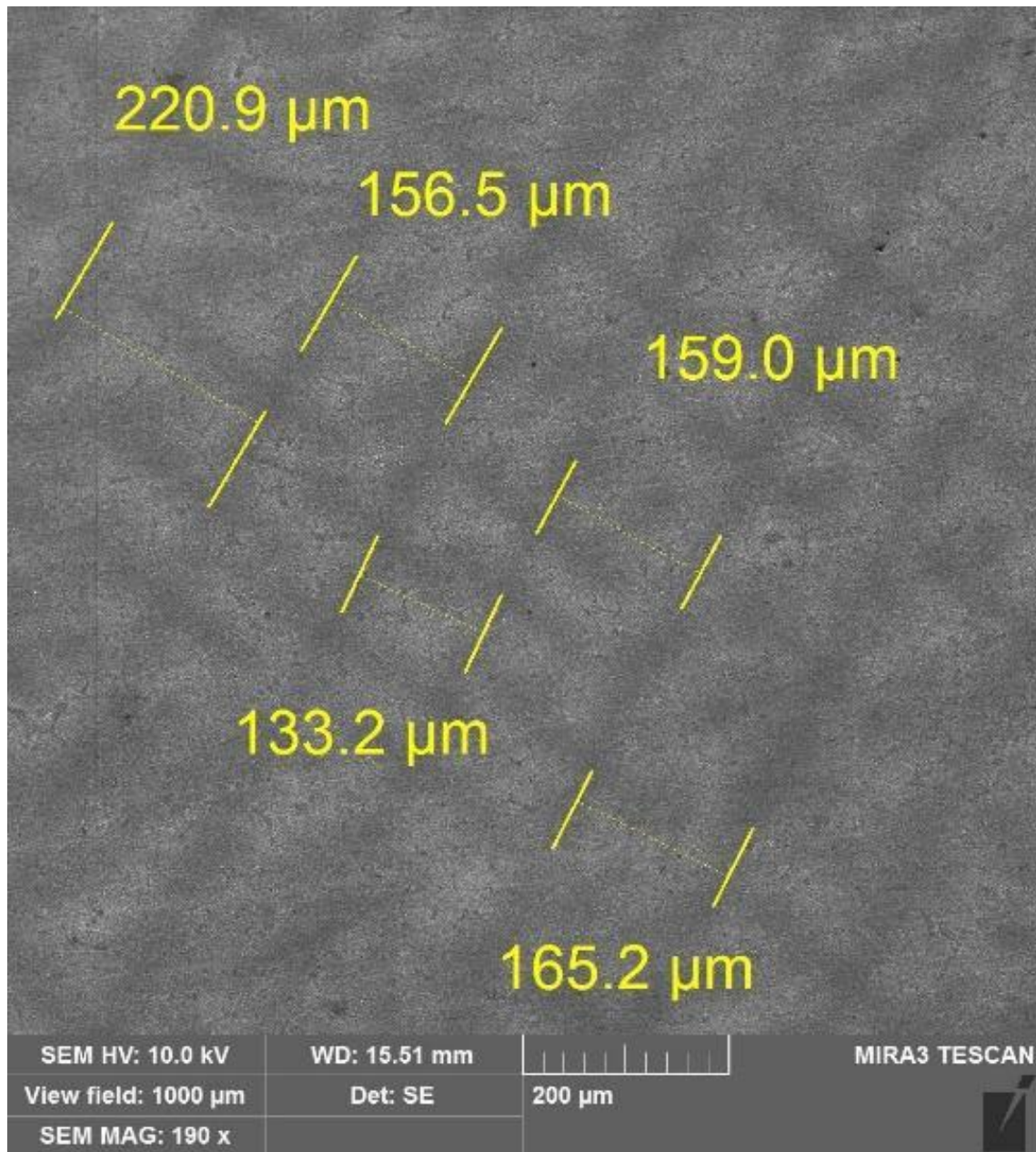


Рисунок 4.6 – Мікроструктура перерізу зразка сплаву SM88 при швидкості переміщення форми 5 мм/хв

Оскільки підвищення швидкості кристалізації зумовлює суттєве зростання рівня ліквідації елементів у сплаві, у мікроструктурі спостерігається формування протяжних ділянок γ/γ - евтектичної фази. Її об'ємна частка визначена методом статистичної металографії за 10 полями зору. Вона становить 2-4 % при швидкості переміщення форми з розплавом 5 мм/хв та 6-8% при $V=10$ мм/хв. Було також встановлено, що з підвищенням швидкості кристалізації

зменшується кількість вторинної дисперсної γ' -фази, яка локалізована в міждендритних просторах. Вона суттєво подрібнюється, але переважно зберігає форму, яка наближена до сферичної. При цьому її розміри зменшуються з 0,4–0,6 мкм до 0,2–0,3 мкм. Оскільки основна кількість карбідів типу MeC виділяється з розплаву поблизу температури солідуса та локалізується в міжосьових просторах, то їхні розміри зменшуються зі зростанням швидкості кристалізації відповідно до зміни розміру дендритної комірки (рис. 4.7 - 4.13) [147 - 150].

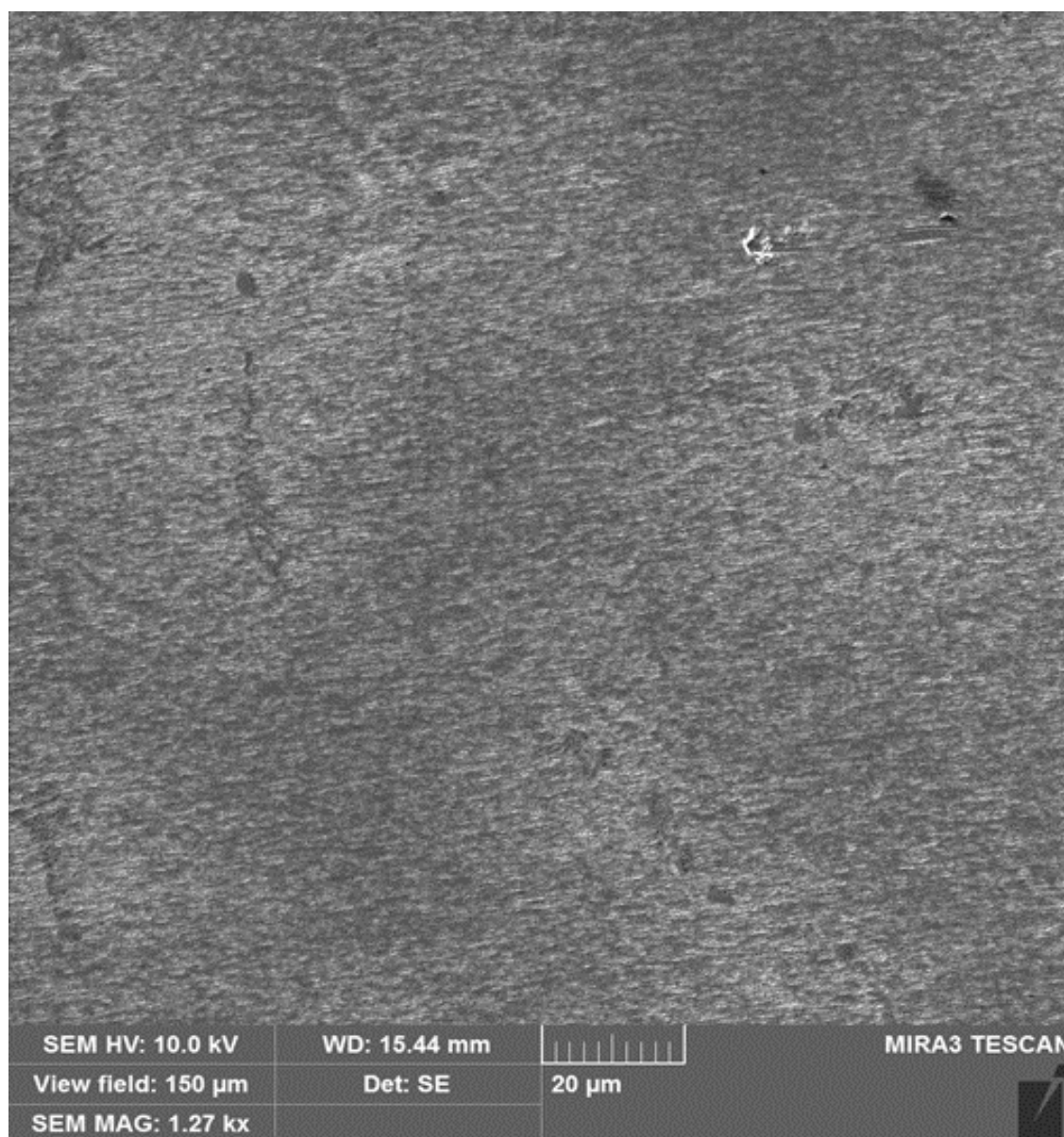


Рисунок 4.7 – Мікроструктура дослідного зразка при збільшенні 20um, V=5 мм/хв (частина 1)

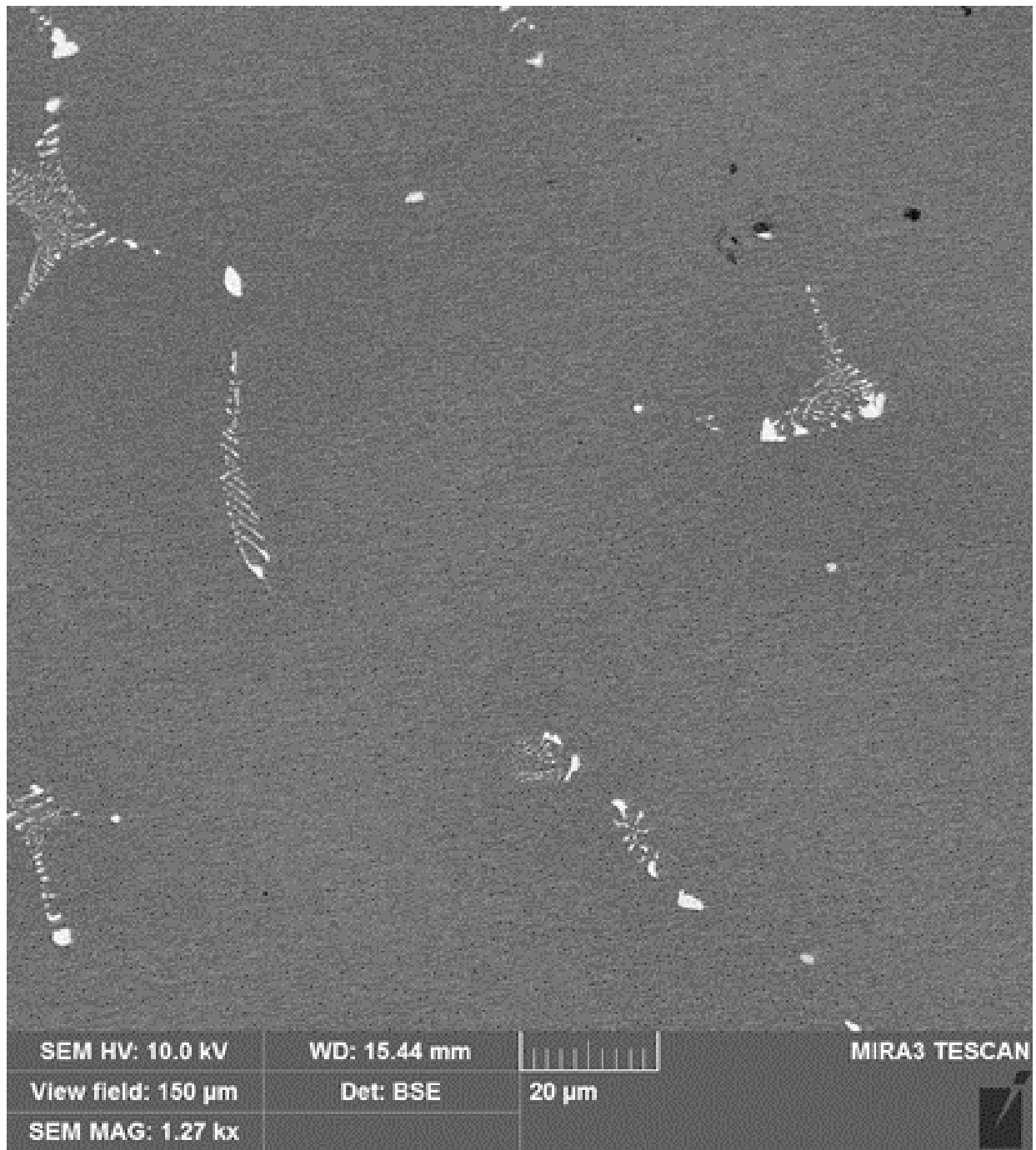


Рисунок 4.8 – Мікроструктура дослідного зразка при збільшенні 20um, V= 5 мм/хв (частина 2)

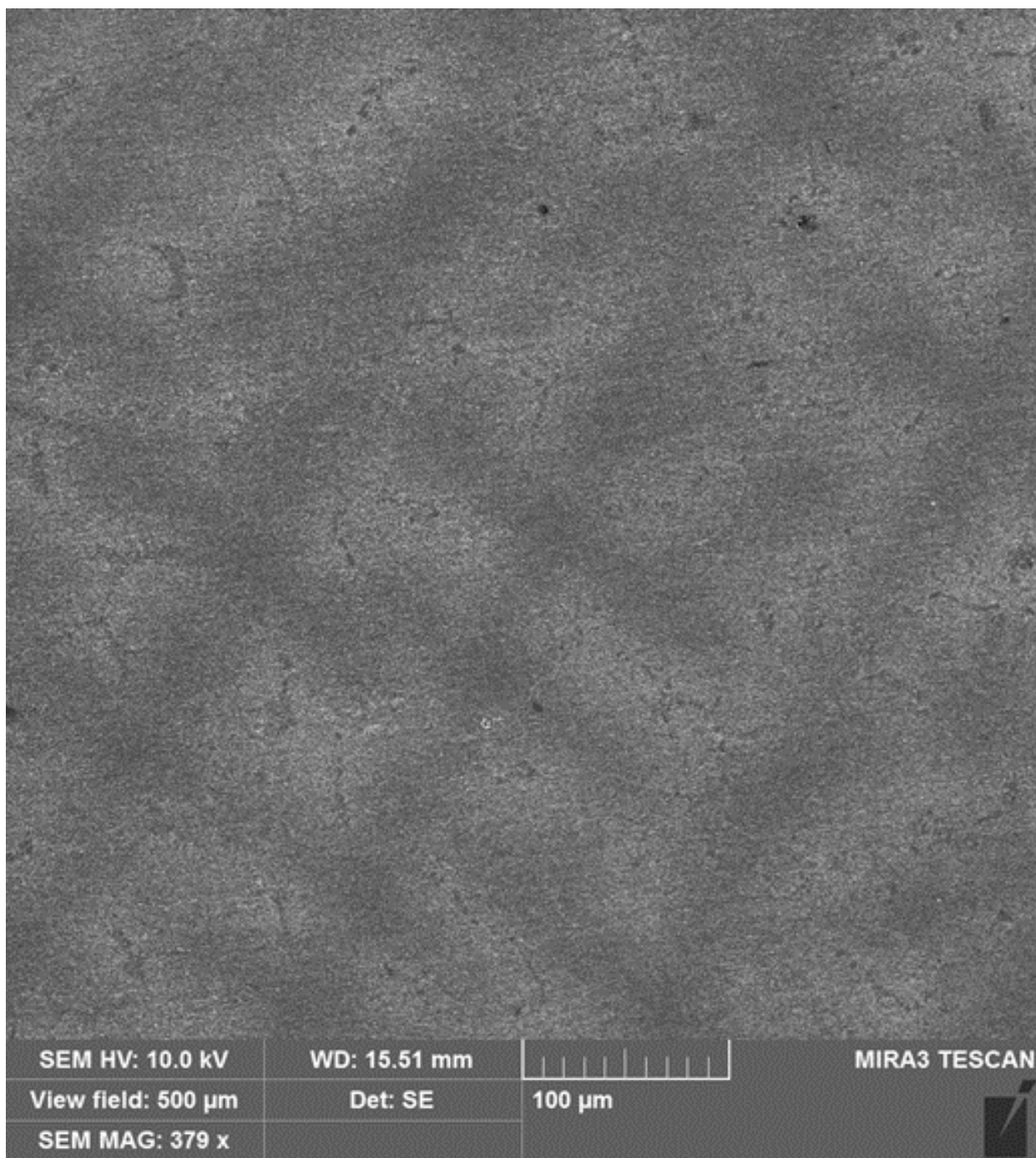


Рисунок 4.9 – Мікроструктура дослідного зразка при збільшенні 100um, V=5
мм/хв

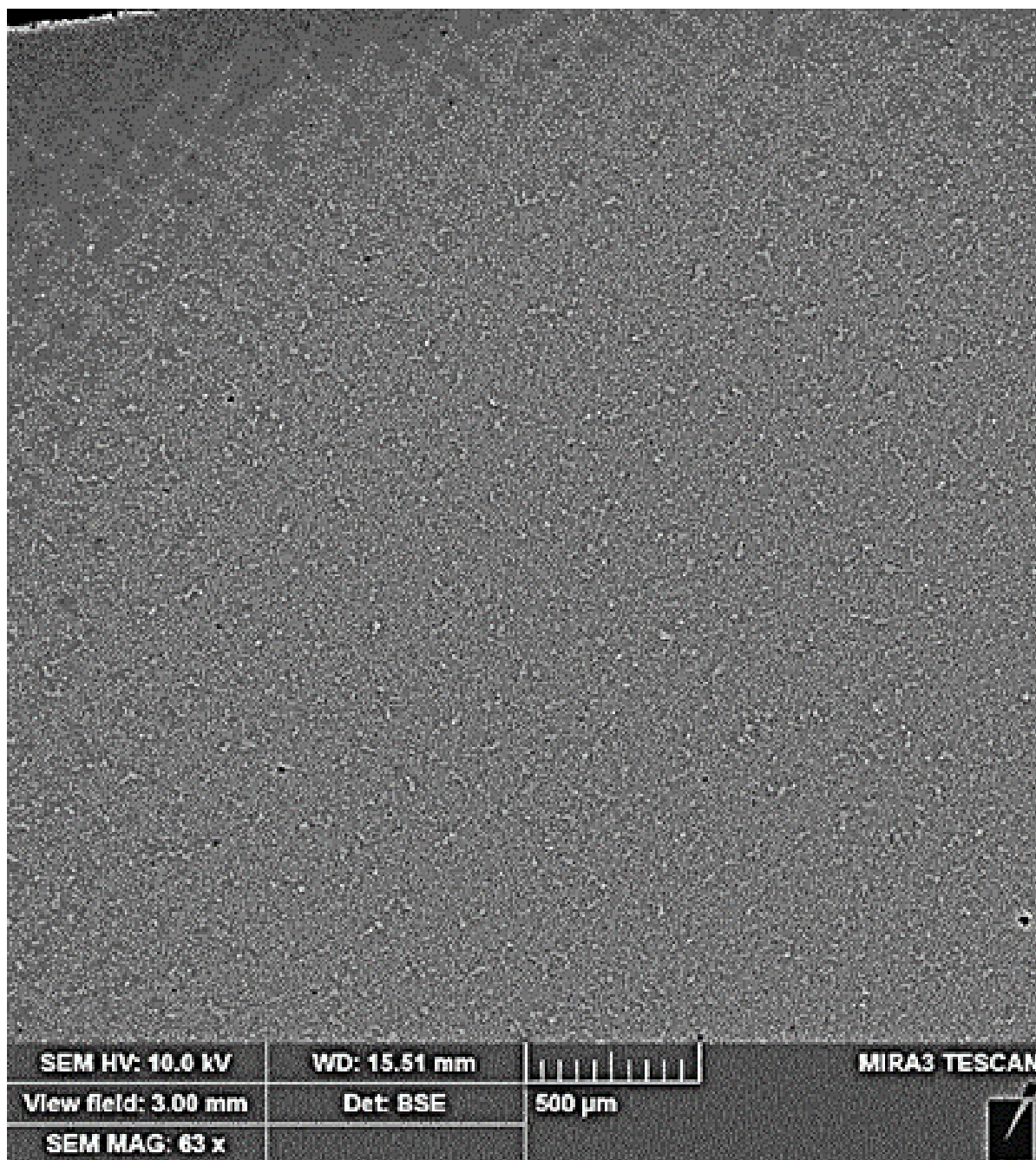


Рисунок 4.10 – Мікроструктура дослідного зразка при збільшенні 500um, V= 5
мм/хв

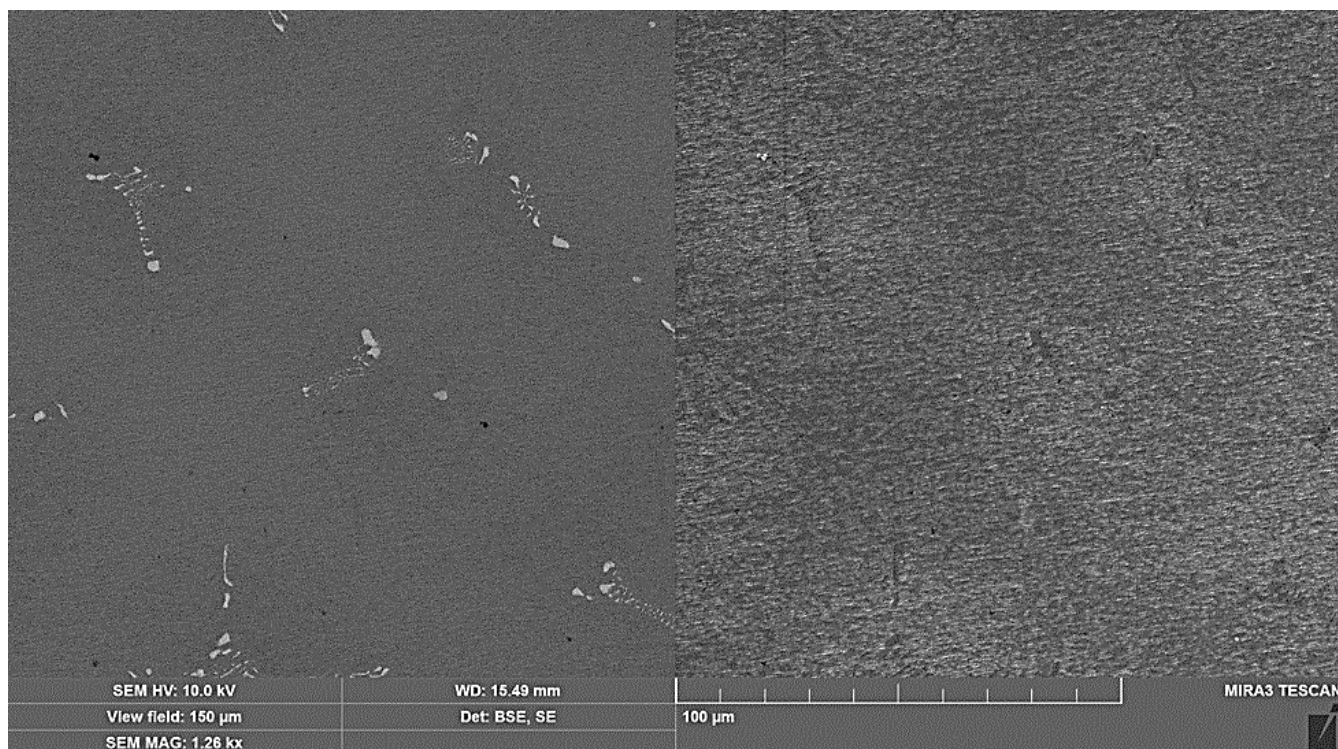


Рисунок 4.11 – Мікроструктура дослідного зразка при збільшенні 100 – 150 ум,
 $V=10$ мм/хв



Рисунок 4.12 – Мікроструктура дослідного зразка при збільшенні 20 ум, $V=10$
 мм/хв (частина 1)



Рисунок 4.13 – Мікроструктура дослідного зразка при збільшенні 20 ум, V=10 мм/хв (частина 2)

Щодо досліджень на короткочасну та тривалу міцність після стандартної термічної обробки, то вони показали, що рівень механічних характеристик відповідає регламентованому технічною документацією (таблиця 4.4).

Таблиця 4.4

Механічні властивості та тривала міцність дослідних зразків зі сплаву
СМ88 (середнє значення) [67]

Зразки при швидкості пересування форми з розплавом, мм/хв.	Короткочасна міцність		Тривала міцність	
	σ_B , МПа, 900°C	δ ,%	σ , МПа, 900°C	τ , год.
5 мм\хв	646	16-18	320	110-115
10 мм\хв	650	18-20		160-180
Згідно стандарту [65]	≤ 640	≤ 9		≥ 100

4.1 Застосування програмного забезпечення для моніторингу та керування параметрами спрямованої кристалізації

Програмне забезпечення (ПЗ) для автоматизації процесу спрямованої кристалізації в умовах установки УВНК-8П, було розроблено для забезпечення прецизійного контролю за умовами перебігу лиття виливків з жароміцних корозієстійких сплавів на нікелевій основі. Забезпечення контрольованого середовища з чітко визначеними умовами є - головною вимогою для забезпечення найвищої якості кінцевого виробу відповідального призначення.

Загальна схема взаємодії ПЗ з об'єктом керування зображено на рисунку 4.14.

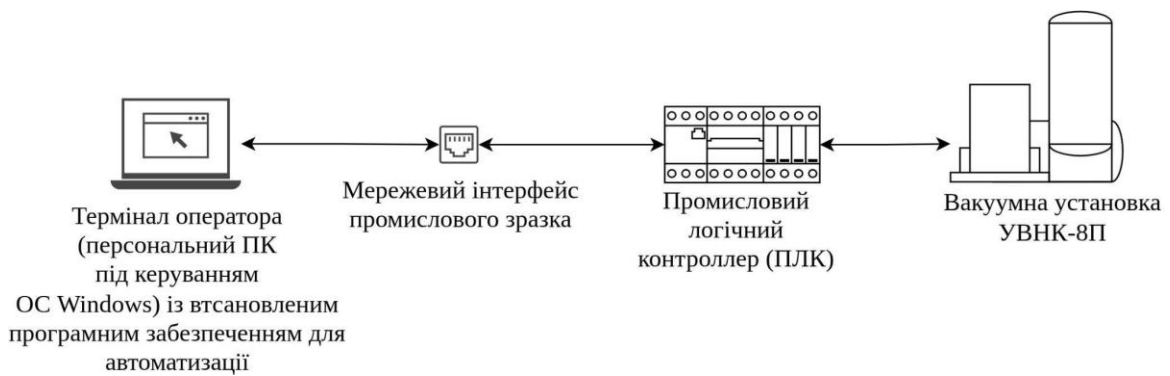


Рисунок 4.14 – Взаємодія ПЗ з установкою УВНК-8П

4.1.1 Загальна характеристика програмного забезпечення

Програмне забезпечення являє собою SCADA-систему, розроблену спеціалізовано для моніторингу та керування процесом спрямованої кристалізації в умовах промислової ливарної установки УВНК-8П.

До основних функцій програмного забезпечення входить: а) моніторинг параметрів процесу спрямованої кристалізації; б) встановлення параметрів технологічного процесу спрямованої кристалізації; в) моніторинг стану керованого об'єкта, своєчасне виявлення порушень роботи чи експлуатації та інформування оператора про проблему у режимі реального часу; г) генерація детального звіту по виконаній роботі, який вміщує в собі повну інформацію по всім параметрам технологічного процесу протягом часу виконання робіт.

Оператор отримує інформацію про перебіг процесу спрямованої кристалізації шляхом взаємодії із панеллю візуалізації та моніторингу, яку надає програмне забезпечення. На даній панелі представлено перелік всіх основних її параметрів у вигляді інтерактивних графіків та мнемосхем, які демонструють внутрішню структуру об'єкта керування та стан перебігу внутрішніх процесів на рівні апаратного забезпечення та ливарного устаткування.

Керування параметрами технологічного процесу забезпечується за допомогою інтерактивних панелей вводу параметрів, за допомогою яких оператор має можливість виставити необхідну швидкість спрямованої кристалізації V в мм/хв та значення еталонного градієнта температур G в $^{\circ}\text{C}$ та

виставити всі необхідні температурні режими в установці, відповідно до технологічного процесу. Встановлені параметри буде збережено в локальну базу даних системи та використано під час проведення робіт з об'єктом керування. ПЗ буде контролювати та моніторити процес спрямованої кристалізації в заданих умовах до досягнення оптимального градієнта температури G , після чого сповістить оператора про успішне виконання роботи та почне процес повернення установки в початковий стан. Основні параметри для контролю та моніторингу спрямованої кристалізації та їх значення наведено в таблиці 4.5.

Таблиця 4.5

Основні параметри спрямованої кристалізації, за якими здійснюється контроль та моніторинг

Параметр	Одиниці виміру	Значення
Температура робочого сплаву	°C	1550 – 1570
Температура форми	°C	1450 – 1550
Температура печі підігріву форми	°C	1300 – 1450
Температура рідкометалевого охолоджувача	°C	750 – 800
Температура підігрівача рідкометалевого охолоджувача	°C	750 – 800
Температурний градієнт G	°C/см	40 – 60
Швидкість переміщення розплаву в рідкометалевий охолоджувач	мм/хв	5 – 10
Робочий вакуум	мбар	$1 \cdot 10^{-4} - 1 \cdot 10^{-3}$

По завершенню роботи ПЗ створить детальний звіт у вигляді документа формату .xlsx.

У разі виникнення аварійної ситуації або відхилення від штатної роботи об'єкта керування система оперативно сповістить оператора про виникнення помилки та застосує протокол аварійної зупинки, який переведе керований об'єкт в початковий стан задля запобігання пошкодження ливарного обладнання та апаратного забезпечення.

Спрощений узагальнений алгоритм роботи програмного забезпечення представлено на рисунку 4.16.

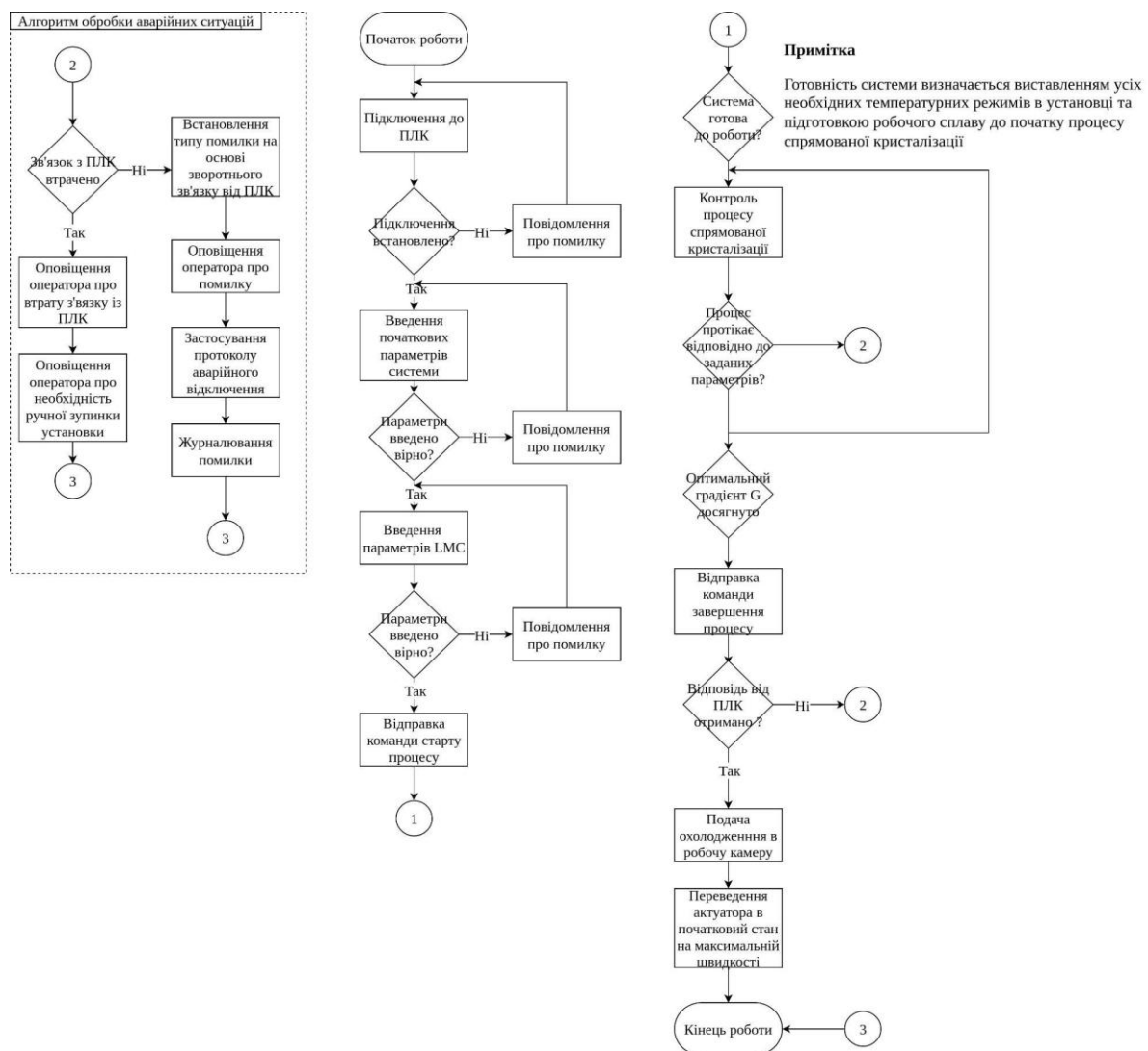


Рисунок 4.16 – Узагальнений алгоритм роботи ПЗ

4.1.2 Вікно візуалізації та моніторингу параметрів перебігу процесу ЛМС в умовах установки УВНК-8П

На рисунках 4.17 - 4.18 представлено загальний вигляд інтерактивної панелі та моніторингу параметрів процесу спрямованої кристалізації.

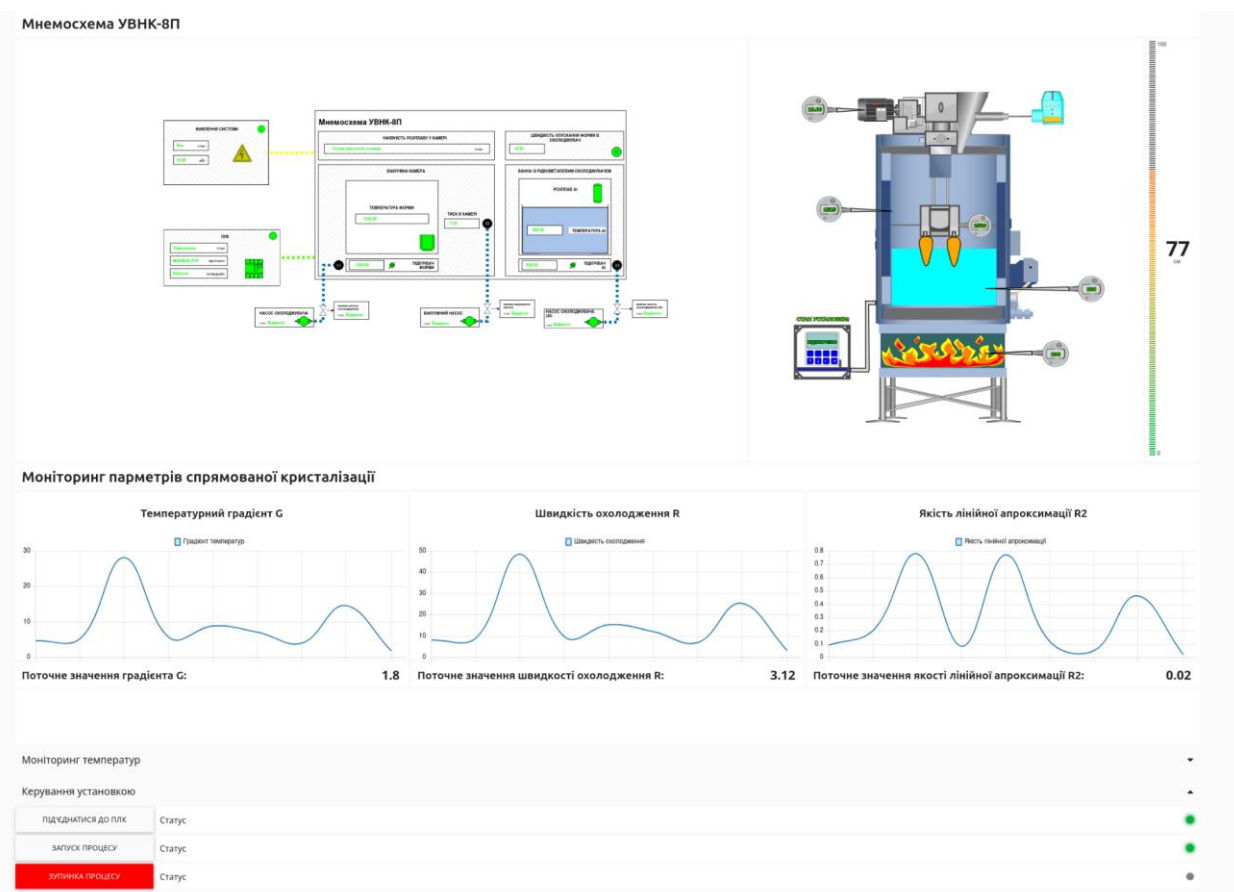


Рисунок 4.17 – Загальний вигляд панелі візуалізації ПЗ

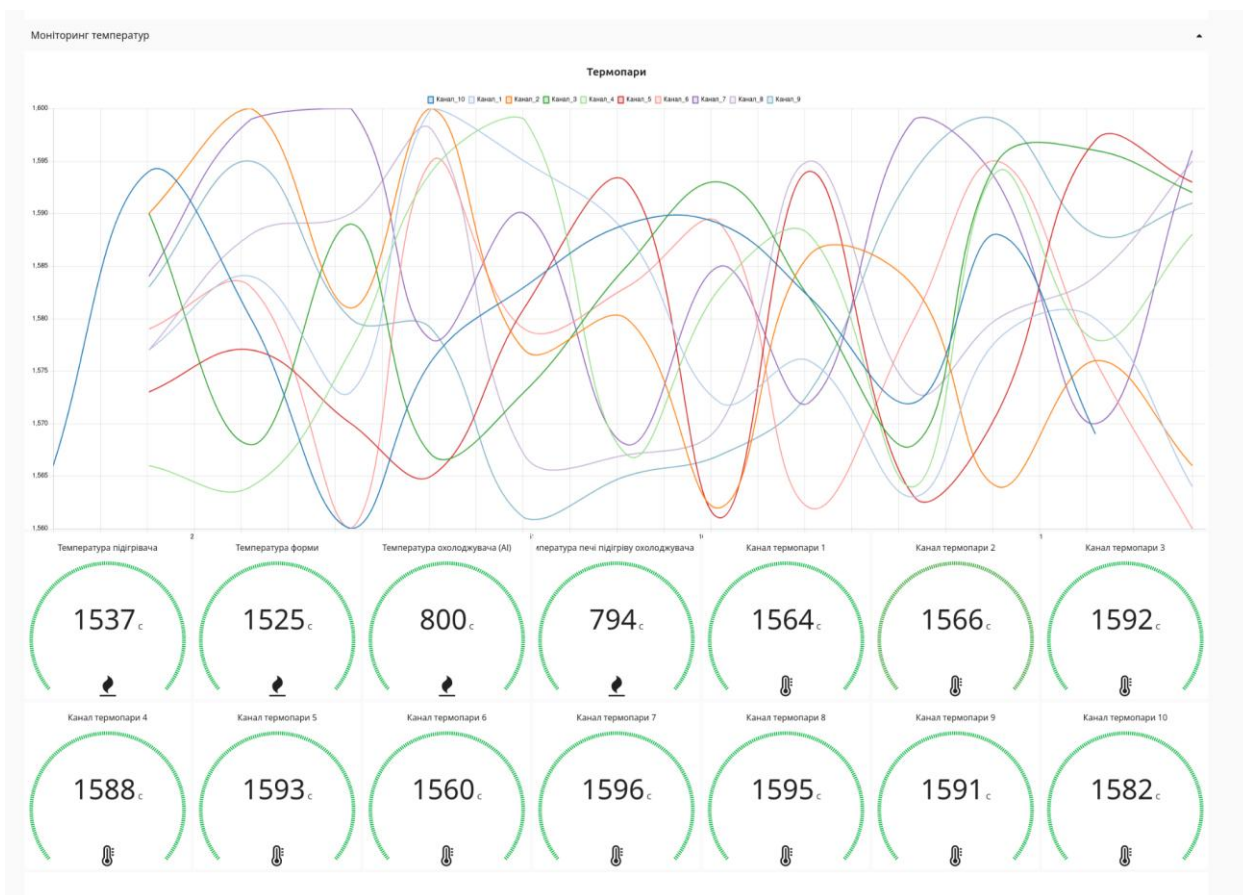


Рисунок 4.18 – Загальний вигляд панелі візуалізації ПЗ (продовження)

Основна інтерактивна мнемосхема зображена на рисунках 4.19 - 4.20.

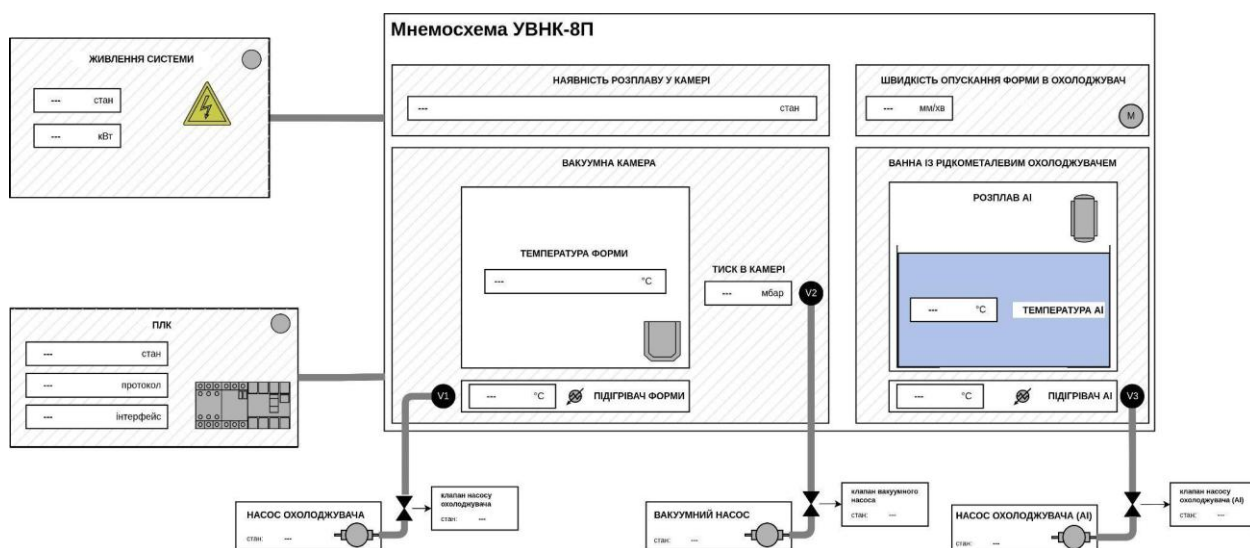


Рисунок 4.19 – Початковий стан основної інтерактивної мнемосхеми УВНК-8П

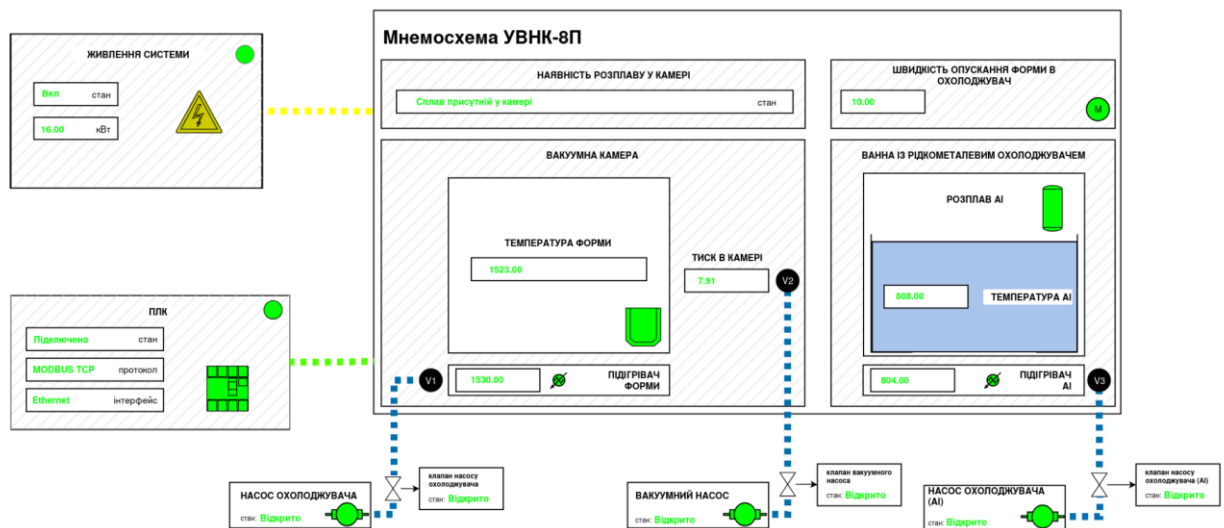


Рисунок 4.20 – Робочий стан основної інтерактивної мнемосхеми УВНК-8П

Мнемосхема надає інформацію з наступних параметрів.

1. Відображається стан живлення системи. За наявності апаратних засобів контролю та моніторингу живлення на підстанції керованого об'єкта, програмне забезпечення в змозі відобразити поточний стан системи живлення на інтерактивній мнемосхемі. Оператору надаються відомості згідно зі споживанням електроенергії в кВт.
2. Надається інформація про підключення до програмованого логічного контролера (ПЛК). Відображається поточний стан підключення, протокол за яким відбулося з'єднання та апаратний інтерфейс, по якому відбувається комунікація із системою.
3. Відображається стан помпи для подачі охолоджувача печі підігріву форм, вакуумної помпи для забезпечення необхідних умов у вакуумній камері печі та помпи подачі охолоджувача. Мнемосхема сповіщає про стан роботи пристроїв за допомогою стандартизованих позначень стану клапанів та анімації потоку для кожного з пристроїв відповідно.

4. Відображається стан підігрівача форми та поточне значення її температури в °C.
5. Візуалізується показник температури форми із робочим розплавом в °C.
6. Відображається стан механізму подачі розплаву у форму та швидкість його пересування в мм\хв.
7. Надається інформація по поточному значенню вакууму у вакуумній камері у мбар.
8. Надається інформація про стан підігрівача рідкометалевого охолоджувача та його поточну температуру в °C.
9. Відображається температура рідкометалевого охолоджувача.

Окрім основної мнемосхеми, також система надає графічну репрезентацію установки УВНК-8П, на якій відбувається умовна візуалізація процесу плавки, що проходить в системі. За допомогою анімації та відповідних кольорових позначень оператору надається інформація про стан перебігу процесу спрямованої кристалізації. Механізм опускання форми за розплавом у рідкометалевий охолоджувач представлено рухомим елементом, положення якого відповідає положенню фізичної форми відносно рідкометалевого охолоджувача.

На рисунку 4.21 зображено мнемосхему із графічною репрезентацією установки УВНК-8П. На ній представлено графічну репрезентацію рухомого механізму, ливарної форми, ванни з рідкометалевим охолоджувачем та підігрівачем рідкометалевого охолоджувача. На схемі також присутні візуалізатори поточних температур в °C та швидкість руху механізму переміщення форми в мм/хв.

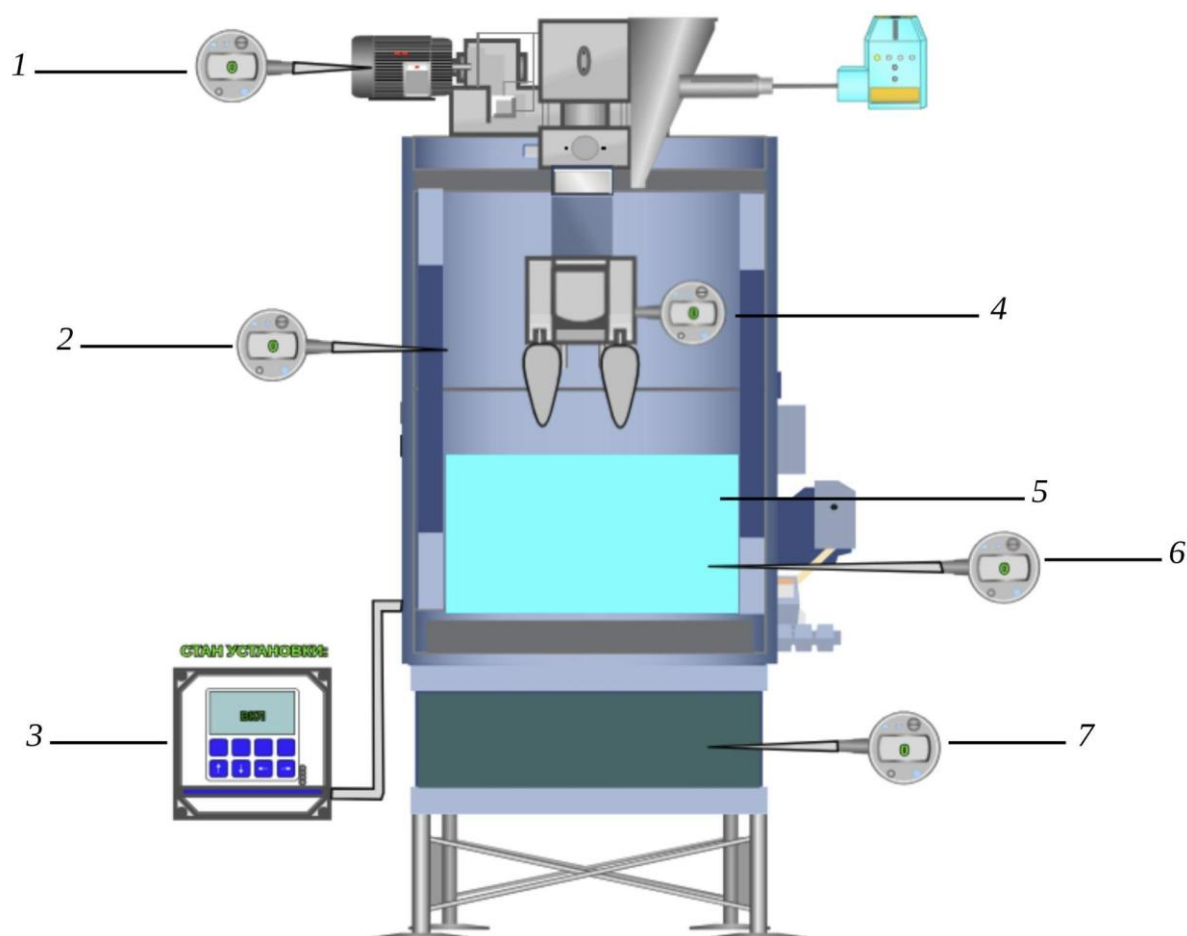


Рисунок 4.21 – Графічна мнемосхема установки УВНК-8П (1 — відображення швидкості опускання форми у рідкометалевий охолоджувач в мм\хв; 2 — відображення температури печі підігріву форм (ППФ); 3 — відображення поточного стану установки; 4 — відображення температури форми; 5 — графічна репрезентація рідкометалевого охолоджувача; 6 — відображення температури рідкометалевого охолоджувача; 7 — відображення температури підігрівача рідкометалевого охолоджувача)

На рисунках 4.22-4.23 представлено графічну репрезентацію об'єкта керування під час роботи

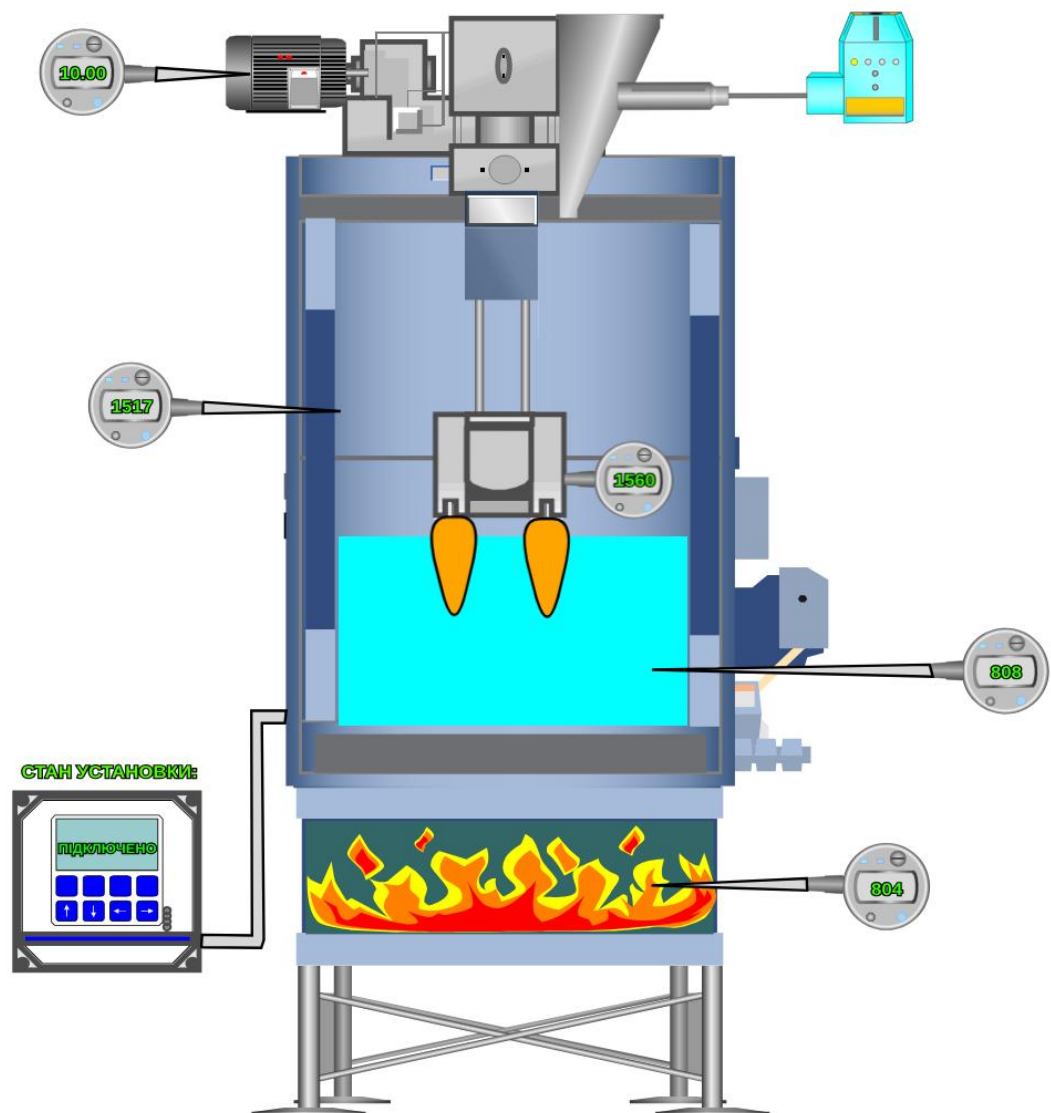


Рисунок 4.22 – Графічна репрезентація процесу роботи об'єкта керування.
Форми заповнені розплавом помічаються помаранчевим кольором

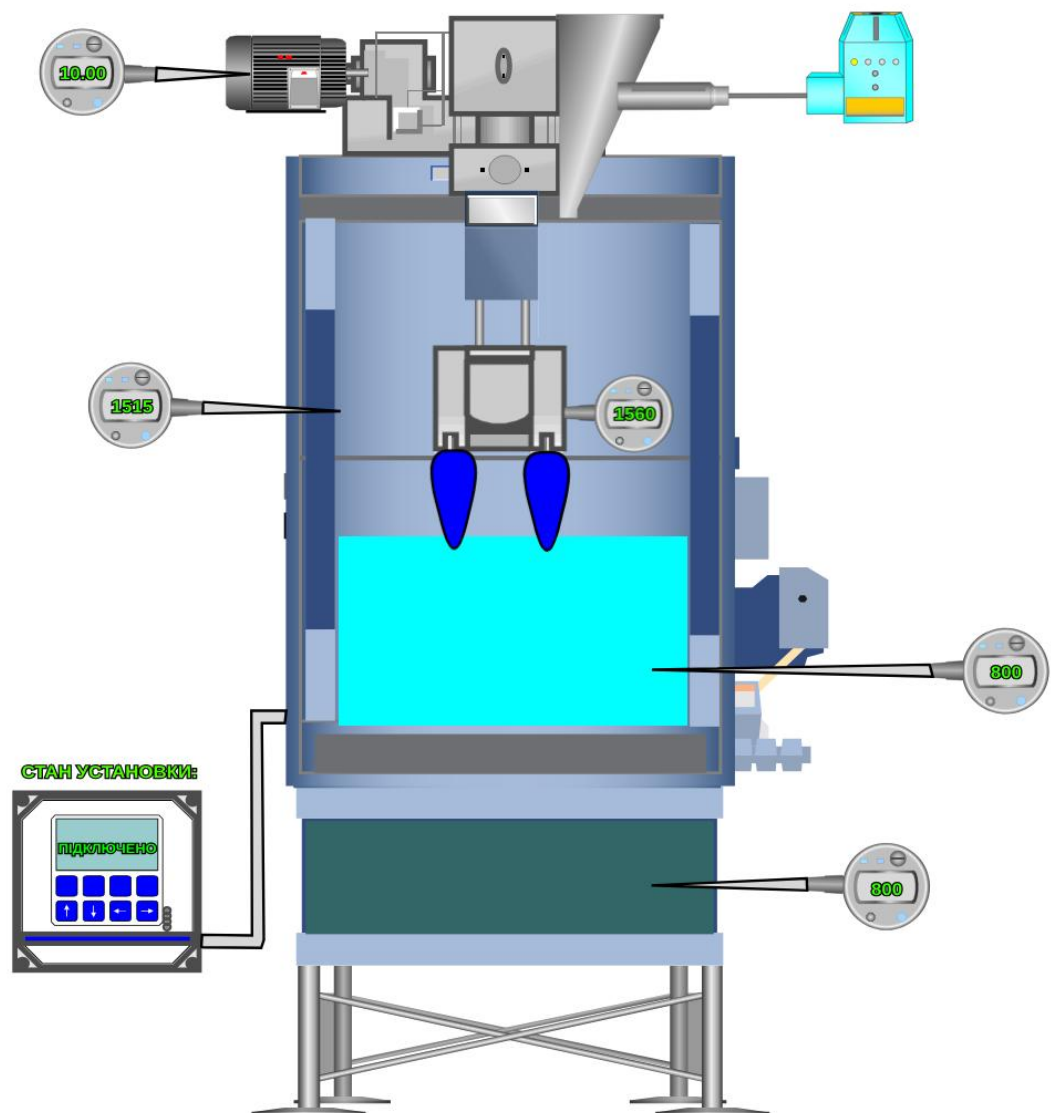


Рисунок 4.23 – Графічна репрезентація завершення процесу спрямованої кристалізації. Завершення процесу позначається на схемі виділенням форм синім кольором

Окрім мнемосхем, ПЗ надає оператору можливість моніторити параметри спрямованої кристалізації за допомогою набору інтерактивних графіків та діаграм.

Інтерактивні графіки зображено на рисунках 4.24 - 4.26.



Рисунок 4.24 – Відображення температурного градієнта G

Температурний градієнт показує наскільки швидко змінюється температура вздовж осі кристалізації в $^{\circ}\text{C}/\text{мм}$ і описується рівнянням 3.6.



Рисунок 4.25 – Швидкість зміни температури на фронті кристалізації, $^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (див. рівняння 3.9)



Рисунок 4.26 – Якість лінійної апроксимації для швидкості зміни температури на фронті кристалізації

Цей графік відображає виключно статистичний параметр для оцінки якості лінійної моделі. Він визначається у відсотках і описується наступним виразом:

$$R2 = 1 - \frac{SS_{res}}{SS_{tot}}, \quad (4.1)$$

де, а) SS_{res} — похибка моделі; б) SS_{tot} — повна дисперсія даних моделі.

В таблиці 4.6 представлено детальну інтерпретацію значення параметра $R2$.

Таблиця 4.6

Інтерпретація значень $R2$

Значення параметра $R2$	Опис значення
0.95–1.0	Майже ідеальний градієнт
0.8–0.95	Допустиме значення
<0.8	Температурне поле нестабільне

Також для моніторингу температур в установці та камері розплаву передбачено набір інтерактивних цифрових вимірювачів, які зображено на рисунках 4.27 - 4.28.

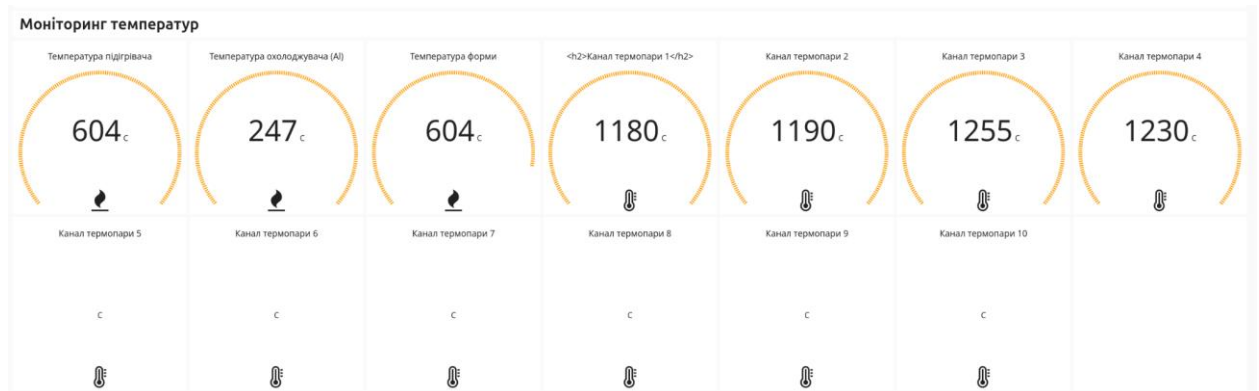


Рисунок 4.27 – Набір інтерактивних цифрових вимірювачів для відображення температур в установці

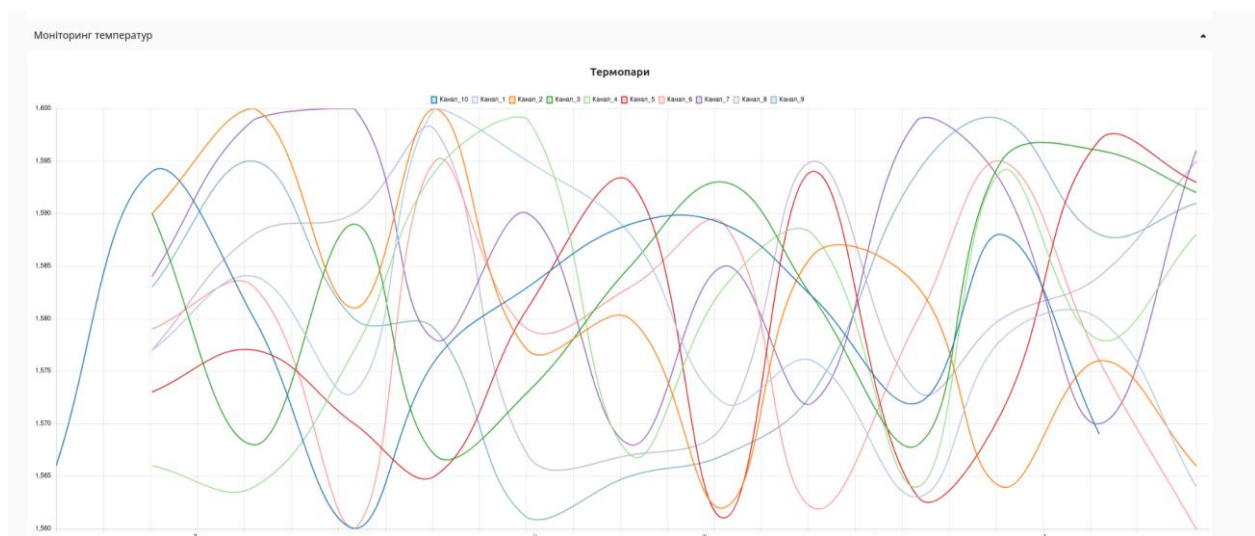


Рисунок 4.28 – Графік із відображенням поточних температур, зареєстрованих термопарами з 1 по 10 канал

На вимірювачах представлено наступні температури: а) підігрівача в діапазоні від 0 до 2000 °C; б) охолоджувача (Al) в діапазоні від 0 до 800 °C; в)

ливарної форми в діапазоні від 0 до 2000 °С; г) з 1 по 10 канал термопар в діапазоні від 0 до 2500 °С.

Інтерактивний графік зі значеннями термопар дозволяє оцінити температурний режим в установці протягом усього часу проведення робіт. Графік підтримує вивід даних з 1 по 10 канал термопар включно. Оператор взмозі обирати кількість задіяних термопар на етапі конфігурації ПЗ перед початком робіт.

Додатково, до інтерактивних мнемосхем, відображення положення форми відносно ванни із рідкометалевим охолоджувачем можна оцінити за допомогою стовпчастої діаграми, зображеної на рисунку 4.29.

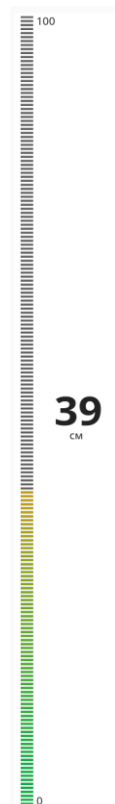


Рисунок 4.29 – Стовпчаста діаграма положення форми із розплавом відносно ванни із рідкометалевим охолоджувачем у см

4.1.3 Вікно контролю робочої установки

Для керування процесом роботи програмне забезпечення надає оператору інтерактивну панель, яку зображено на рисунку 4.30.

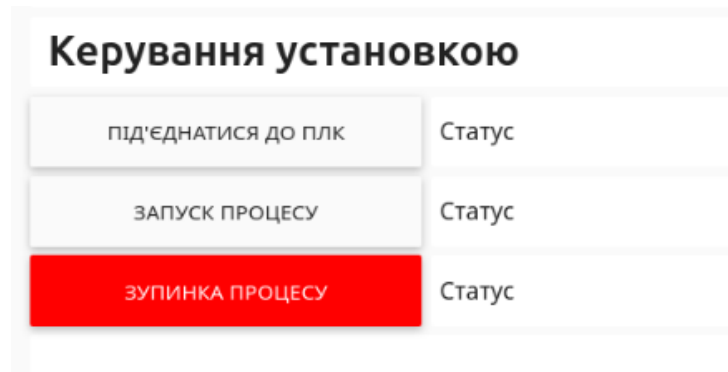


Рисунок 4.30 – Інтерактивна панель керування робочою установкою

Дана панель надає користувачу наступні опції.

1. Під'єднатися до програмованого логічного контролера (ПЛК).
2. Запустити процес. За умови, якщо установка готова до роботи, дана опція запустить процес опускання розплаву у рідкометалевий охолоджувач. У разі виникнення помилки налаштувань або підготовки установки до роботи, система виведе відповідне повідомлення та припинить або не запустить процес роботи.
3. Аварійна зупинка процесу. Дана опція дозволяє оператору припинити роботу в аварійному режимі у разі виникнення позаштатної ситуації або пошкодження обладнання.

4.1.4 Вікно загальних налаштувань ПЗ

Перелік загальних налаштувань програмного забезпечення наведено на рисунку 4.31.

Системні налаштування

Параметри робочого процесу

Номер цехової плавки *

Номер установки *

Номер плавки після заміни алюмінія *

Загальна кількість чисток алюмінія *

Позначення деталі/виробу *

ПІБ Оператора *

Коментар до початку плавки

Параметри підключення до ПЛК

IP адреса *

Порт *

Пароль *

Параметри MODBUS

IP адреса сервера MODBUS

Порт сервера MODBUS

Логін сервера MODBUS

Пароль сервера MODBUS

ЗБЕРЕГТИ НАЛАШТУВАННЯ ВИДАЛИТИ НАЛАШТУВАННЯ

Рисунок 4.31 – Загальні налаштування ПЗ

Параметри робочого процесу можна розділити на інформаційні та налаштування програмного забезпечення.

Інформаційні параметри використовуються для фіксації та ведення звітності в системі. До них відносяться: номери цехової плавки, ливарної установки, плавки після заміни рідкометалевого охолоджувача (алюмінію);

загальна кількість часток рідкометалевого охолоджувача; позначення деталі/виробу; ПІБ оператора установки та коментар до початку плавки.

До налаштувань ПЗ відносяться: параметри підключення до ПЛК (ІР адреса, порт контролера та пароль для його доступу; параметри протоколу MODBUS [151]: ІР адреса, порт сервера MODBUS логін та пароль для його доступу.

4.1.5 Вікно налаштувань параметрів LMC

Окремим програмним вікном представлено налаштування технологічного процесу LMC. В ньому оператор може встановити параметри, які безпосередньо впливають на аналітичну підсистему ПЗ, яка веде розрахунки еталонних значень температур та градієнта G , які необхідно досягнути за заданих умов спрямованої кристалізації. Вікно параметрів LMC представлено на рисунку 4.32.

Налаштування параметрів LMC

Параметри LMC

Кількість термопар *

Швидкість спрямованої кристалізації V (мм\хв) *

Кут нахилу передньої частини виливка (градуси) *

Відстань між термопарами (мм)

☐ Відстань між термопарами рівномірна

Температура солідус (T_s) робочого сплаву (C) *

Температура ліквідус (T_l) робочого сплаву (C) *

Еталонне значення градієнта температури G *

ЗБЕРЕГТИ НАЛАШТУВАННЯ ВИДАЛИТИ НАЛАШТУВАННЯ

Рисунок 4.32 – Вікно налаштування параметрів кристалізації із використанням рідкометалевого охолоджувача (LMC)

До налаштувань LMC відносяться:

- кількість термопар, розміщених на ливарній формі, вздовж осі виливка. Програмне забезпечення підтримує від 1 до 9 підключених вольфрам-

ренієвих термопар одночасно. Чим більше термопар задіяно, тим якісніший результат замірів температури;

- швидкість спрямованої кристалізації V в мм\хв. Програмне забезпечення підтримує весь діапазон швидкостей, який може бути досягнутий в умовах установки УВНК-8П - 1500 ± 10 мм\хв;
- кут нахилу передньої частини вилівка в градусах для врахування впливу геометрії ливарної форми на якість спрямованої кристалізації;
- відстань між термопарами у мм. У разі нерівномірного розташування термопар вздовж осі ливарної форми необхідно вказати точні відстані між кожною із задіяних термопар у форматі: 10, 15, 3, 12 і т.д.;
- вибір рівномірної відстані між термопарами, у випадку якщо вони розташовані рівномірно. В такому випадку в попереднє поле необхідно занести одне значення відстані, наприклад 10 мм;
- температура солідус робочого сплаву в $^{\circ}\text{C}$;
- температура ліквідус робочого сплаву в $^{\circ}\text{C}$;
- еталоне значення градієнта температур, який має бути досягнутий в процесі спрямованої кристалізації в $^{\circ}\text{C}/\text{мм}$.

4.1.6 Опис підсистеми інформування про помилки

Програмне забезпечення надає оператору широкий спектр графічно-текстових позначень та повідомлень для інформування про помилки в системі. Своєчасне виявлення та усунення апаратних та програмних помилок до початку або під час протікання процесу спрямованої кристалізації є необхідним, оскільки може завадити пошкодженню робочого обладнання та виникненню аварійних ситуацій на підприємстві.

На рисунку 4.33 зображено приклад відображення несправності системи.

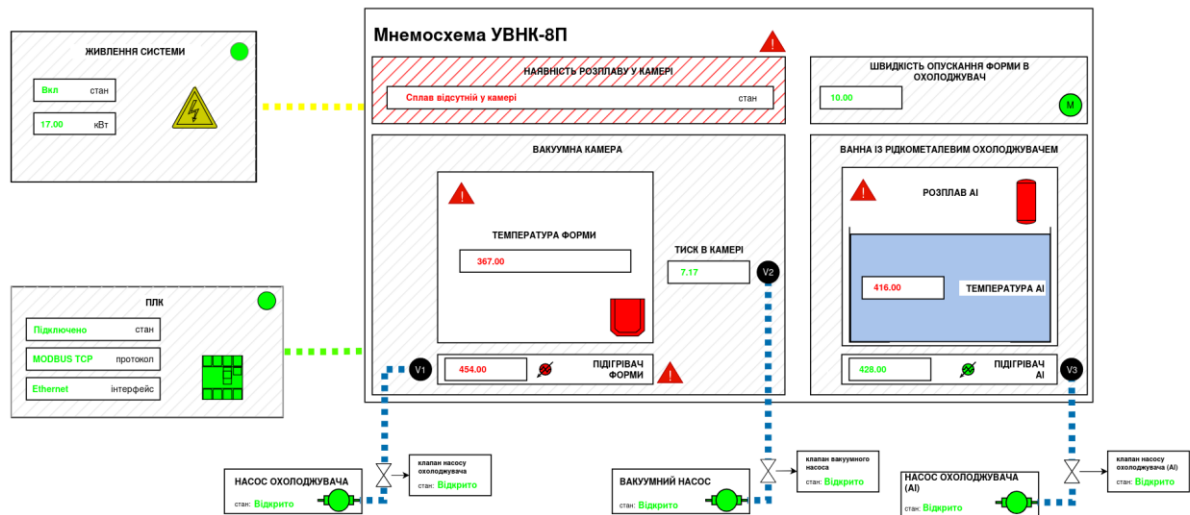


Рисунок 4.33 – Відображення проблемного блока на інтерактивній мнемосхемі ПЗ

4.2 Апробація програмного забезпечення на апаратному симуляторі

Для керування промисловою установкою УВНК-8П було розроблено апаратний симулятор, на базі якого виконувалася апробація функціоналу програмного забезпечення. Він являє собою апаратно-програмний комплекс, який надає функціонал повноцінного ПЛК промислового зразка і вміщує в собі програмну логіку “цифрового двійника” керованого об’єкта (УВНК-8П). Завдяки такій комбінації апаратно-програмного функціоналу, програмне забезпечення може бути протестоване та відлагоджене в контрольованих умовах, без необхідності наявності реального об’єкта керування. Перевагою даного підходу є те, що у разі виникнення збоїв у роботі ПЗ вони не вплинуть на реальний об’єкт керування та не завдадуть пошкоджень промислому обладнанню, будуть вчасно виявлені та усунені завдяки детальному моніторингу процесу в контрольованих умовах апаратного симулятора.

Симулятор забезпечує надходження усіх необхідних для роботи ПЗ та проведення розрахунків даних, таких як симульовані робочі температури в

умовах установки УВНК-8П та симульоване положення рухомого елемента вище вказаної установки.

Взаємодія програмного забезпечення з апаратним симулятором і його ключові елементи продемонстровано на рисунку 4.34.

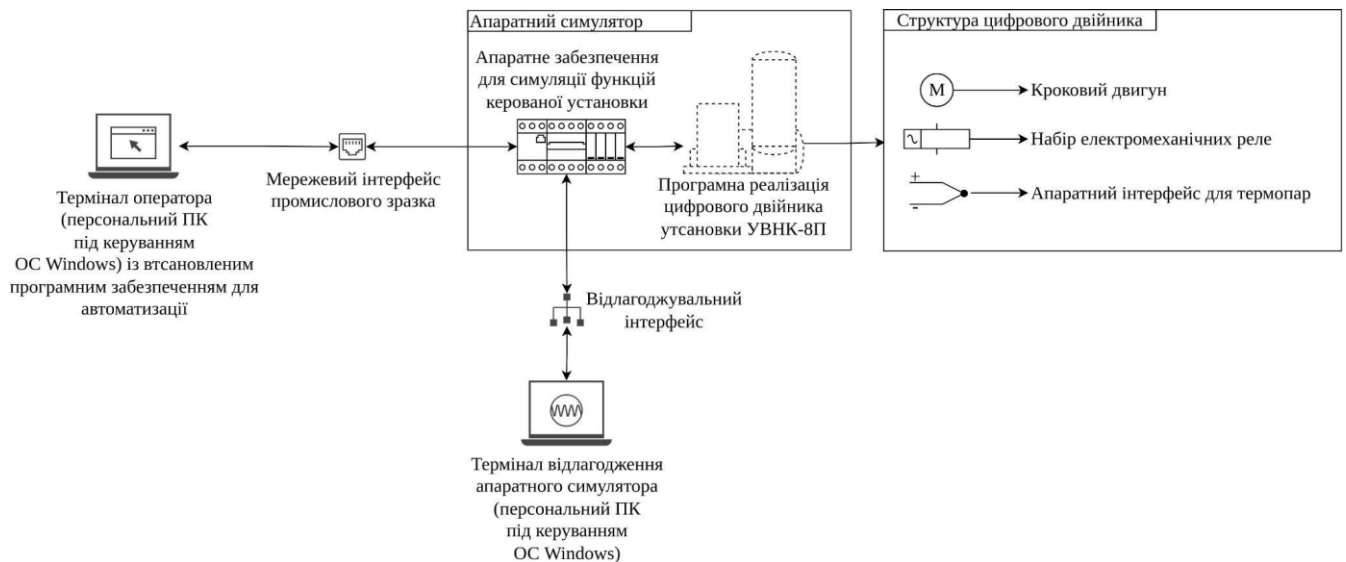


Рисунок 4.34 – Взаємодія програмного забезпечення з апаратним симулятором

Вона складається з наступних етапів: а) термінал в операторі із встановленим програмним забезпеченням для автоматизації – персональний комп'ютер, на якому встановлено програмне забезпечення власної розробки для автоматизації та моніторингу процесу спрямованої кристалізації в умовах установки УВНК-8П; б) апаратний симулятор – апаратно-програмний комплекс для всебічної симуляції функціоналу установки; в) термінал налаштування апаратного симулятора – персональний комп'ютер, який з'єднано з апаратним симулятором за допомогою апаратного налаштованого інтерфейсу, який надає повну інформацію про поточний стан системи та про перебіг внутрішніх процесів під час роботи.

Термінал оператора з'єднано з цифровим симулятором за допомогою мережевого інтерфейсу промислового зразка. Симулятором підтримуються наступні мережеві протоколи та інтерфейси передачі даних: а) RJ-45, Ethernet до 1 Gbps; б) RS485, Modbus; в) RS232 COM-port.

Термінал налаштування апаратного симулятора з'єднано з апаратним симулятором за допомогою інтерфейсу USB-UART на швидкості 115200 Бод.

Структура цифрового двійника вміщує в собі наступні програмно-технічні засоби: а) симуляція роботи рухомої частина установки УВНК-8П, яка забезпечує занурення розплаву у рідкометалевий охолоджувач забезпечується кроковим двигуном Jkongmotor NEMA17 JK42HS40-1704, який керується програмою драйвера крокового двигуна TB6600 4A; б) симуляція роботи устаткування, що керується за допомогою дискретних сигналів (помпи; клапани та перемикачі живлення) забезпечується за допомогою блока з восьми електромеханічних реле промислового зразка із підтримкою протоколу Modbus від компанії Waveshare; в) симуляція роботи термопар забезпечується за допомогою цифрових підсилювачів сигналу термопарі із компенсацією холодного спаю MAX31855, які забезпечують можливість підключення термопар типів: K, J, N, T, та E.

Демонстрація підключеного апаратного симулятора до терміналу оператора персонального комп'ютера із встановленим програмним забезпеченням наведено на рисунку 4.35.



Рисунок 4.35 – Загальний вигляд апаратного симулятора (1 — плата-носії для процесорного модуля Raspberry Pi CM4, промислового зразка (ПЛК); 2 — блок електромеханічних реле промислового зразка із підтримкою протоколу Modbus; 3 — блок термопар на базі цифрового підсилювача термопари MAX31855 та 32-х бітного мікроконтролера на базі ARM Cortex-M4 архітектури STM32L432KB у форм факторі плати розробника; 4 — драйвер крокового двигуна TB6600 4A із підключеним кроковим двигуном Jkongmotor NEMA17 JK42HS40-1704)

4.2. Висновки до розділу 4

1. Визначено зв'язок параметрів СК з кількістю та морфологічними особливостями і дисперсністю основних структурних складових сплаву на основі нікелю.

2. Встановлено оптимальні параметри спрямованої кристалізації в умовах промислової вакуумної ливарної установки УВНК-8П. В ході проведення експериментальних плавок було виявлено, що при швидкостях СК від 2 до 4 мм/хв у виливку виникають зерна неправильної форми. Показано, що при швидкостях переміщення форми від 5 до 10 мм/хв кристалічна структура отриманого виливка є оптимальною та задовольняє умови короткої та довготривалої міцності. Встановлено, що оптимальна швидкість 10 мм/хв забезпечує умови для збереження плоского фронту кристалізації [67, 147, 152 - 154].

3. Розроблено програмне забезпечення для автоматизації процесу спрямованої кристалізації та проведено його апробацію в умовах апаратного симулятора, наближеного за функціональністю до реального об'єкта керування.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

У підсумку, на основі отриманих практичних результатів, в рамках даної дисертаційної роботи можна зробити наступні загальні висновки.

1. Удосконалено технологічні процеси плавки та отримання виробів спеціального призначення з заданою структурою на основі застосування засобів автоматизованого керування.
2. Проаналізовано експериментальні дані щодо ливарних дефектів та узагальнено основні чинники, що визначають формування браку під час виготовлення лопаток ГТД зі спрямованою та монокристалічною структурами. Встановлено, що вирішальний вплив на якість виливків мають температурно-часові умови плавки й заливки, параметри тепловідведення та стабільність режимів роботи робочої установки.
3. Обґрунтовано сукупність основних параметрів керування процесом спрямованої кристалізації, а саме швидкості переміщення форми, температурні режими розплаву й форми, умови тепловідведення в зоні кристалізації та стабільність вакуумного та газового середовища. Показано, що саме комплексне керування цими параметрами створює передумови для формування оптимальної структури виливка.
4. Встановлено вплив кінематичних параметрів спрямованої кристалізації на структурний стан жароміцного сплаву при швидкостях переміщення форми з розплавом 5 мм/хв та 10 мм/хв. Підтверджено, що зміна швидкості істотно впливає на умови формування кристалічної структури, ступінь структурної однорідності виливка та імовірність виникнення дефектів, які пов'язані з порушенням стабільності фронту кристалізації.
5. Встановлено оптимальні режими отримання різних типів лопаток ГТД з жароміцних сплавів на основі нікелю в умовах вакуумної ливарної установки УВНК-8П. Показано, що вибір технологічних режимів має здійснюватися диференційовано з урахуванням вимог до макро- і

мікроструктури, характеру теплових полів та допустимих відхилень параметрів процесу.

6. Розроблено системи керування на основі програмного забезпечення, які призначені для моніторингу та керування основними параметрами технологічного процесу спрямованої кристалізації. Запропоноване рішення орієнтоване на інтеграцію функцій контролю, візуалізації, реєстрації технологічних режимів та створює передумови переходу до автоматизації ливарного виробництва.
7. Проведена дослідна перевірка працездатності системи керування підтвердила коректність обраних принципів побудови програмного забезпечення, його функціональну придатність до відображення та оброблення основних технологічних параметрів, а також можливість використання для відпрацювання алгоритмів керування без безпосереднього втручання у виробничий процес.
8. Показано, що представлені в дисертаційній роботі результати мають науково-практичне значення для розвитку інтелектуалізованих систем керування процесами вакуумного лиття жароміцних сплавів. Їх використання відкриває перспективи для створення адаптивних систем автоматичного керування, які орієнтовані на прогнозування якості виливків, оперативне виявлення відхилень технологічних режимів і підвищення ефективності виробництва деталей відповідального призначення для газотурбінних двигунів.

СПИСОК ВИКОРИСТАНОЇ ЛІТЕРАТУРИ

1. Mouritz A. P. Superalloys for gas turbine engines // Introduction to aerospace materials / ed. A. P. Mouritz. – Woodhead Publishing, 2012. – P. 251–267.
2. Патон Б. Є., Строганов Г. Б., Кишкін С. Т. та ін. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления. – Київ: Наук. думка, 1987. – 256 с.
3. Sims C. T., Stoloff N. S., Hagel W. C. Superalloys II: High-temperature materials for aerospace and industrial power. – New York: John Wiley & Sons, 1987. – 640 p.
4. Sanusi A., Adeoye I., Olorunfemi O., Ademola J. V., Oshenye S. Nickel based superalloys for gas turbine applications [Course paper]. – Department of Mechanical Engineering, University of Ottawa, 2015. – P. 4–15.
5. Патон Б. Є., Халатов А. А., Костенко Д. М., Білека Б. Д., Письменний О. Ю., Боцула А. П., Парафійник В. І., Коняхін В. О. Концепція (проект) державної науково-технічної програми «Створення промислових газотурбінних двигунів нового покоління для газової промисловості та енергетики» // Вісник НАН України. – 2008. – № 4. – С. 3–9.
6. Weber J. H., Banerjee M. K. Nickel-based superalloys: Alloying // Reference Module in Materials Science and Materials Engineering. – Elsevier, 2016. – P. 1–3. <https://doi.org/10.1016/B978-0-12-803581-8.02573-X>
7. Balyts'kyi A. I., Kvasnyts'ka Y. H., Ivas'kevich L. M., Myal'nitsa H. P. Corrosion- and hydrogen-resistance of heat-resistant blade nickel-cobalt alloys // Materials Science. – 2018. – Vol. 54, № 2. – P. 230–239. <https://doi.org/10.1007/s11003-018-0178-z>
8. Reed R. C. The superalloys: Fundamentals and applications. – Cambridge: Cambridge University Press, 2006. – 372 p.
9. Harris K., Erickson G. L., Sikkenga S. L., Brentnall W. D., Aurrecoechea J. M., Kubarych K. G. Development of the rhenium containing superalloys CMSX-4 & CM 186 LC for single crystal blade and directionally solidified vane applications in advanced turbine engines // Superalloys 1992 – The Minerals,

- Metals & Materials Society, 1992. – P. 297–306.
https://doi.org/10.7449/1992/Superalloys_1992_297_306
10. Kuznetsov P., Lesnikov V. P., Konakova I. P., Popov N. A., Kvasnitskaya Y. G. Structural and phase transformations in single-crystal rhenium- and ruthenium-alloyed nickel alloy under testing for long-term strength // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2015. – Vol. 57, № 7–8. – P. 503–506.
<https://doi.org/10.1007/s11041-015-9912-4>
 11. Wu X., Makineni S. K., Liebscher C. H., Dehm G., Mianroodi J. R., Shanthraj P., Svendsen B., Bürger D., Eggeler G., Raabe D., Gault B. Unveiling the Re effect in Ni-based single crystal superalloys // *Nature Communications*. – 2020. – Vol. 11. – Article 389. <https://doi.org/10.1038/s41467-019-14062-9>
 12. Ivaskevich L., Balitskii A., Kvasnytska I., Kvasnytska K., Myalnitsa H. Thermal Stability, Cyclic Durability and Hydrogen Resistance of Cast Nickel-Cobalt Alloys for Gas Turbine Blades // *CAMPE 2021: Advances in Mechanical and Power Engineering*. – P. 147–155. https://doi.org/10.1007/978-3-031-18487-1_15
 13. Migas D., Gradoń P., Mikuszewski T., Moskal G. Crystallization behavior of ternary γ – γ' Co–Al–W alloy // *Journal of Thermal Analysis and Calorimetry*. – 2020. – Vol. 142. – P. 1739–1747. <https://doi.org/10.1007/s10973-020-10279-9>
 14. Korsmik R. S., Turichin G. A., Zadykhan G. G., Zhitenev A. I. Investigation of crystallization process of a single crystal nickel-based alloy during the laser multilayer cladding // *Key Engineering Materials*. – 2019. – Vol. 822. – P. 481–488. <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.822.481>
 15. Peachey D. D. R., Carter C. P., Garcia-Jimenez A., Mukundan A., Leonard D. N., Charpagne M.-A., Cordero Z. C. Directional recrystallization of an additively manufactured Ni-base superalloy // *Additive Manufacturing*. – 2022. – Vol. 60, Part A. – Article 103198. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2022.103198>
 16. Zhang W., Liu L., Zhao X., Qu M., Yu Z., Fu H. Progress in directionally solidified superalloys // *Foundry (Zhuzao)*. – 2009. – Vol. 58, № 1. – P. 1–6.

17. Plancher E., Gravier P., Chauvet E., Blandin J.-J., Boller E., Martin G., Salvo L., Lhuissier P. Tracking pores during solidification of a Ni-based superalloy using 4D synchrotron microtomography // *Acta Materialia*. – 2019. – Vol. 181. – P. 1–9. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.09.040>
18. Xu Q., Yang C., Yan X., Liu B. Development of numerical simulation in nickel-based superalloy turbine blade directional solidification // *Acta Metallurgica Sinica*. – 2019. – Vol. 55, № 9. – P. 1175–1184. <https://doi.org/10.11900/0412.1961.2019.00126>
19. Giamei A. F., Tschinkel J. G. Liquid metal cooling: A new solidification technique // *Metallurgical Transactions A*. – 1976. – Vol. 7, № 9. – P. 1427–1434. <https://doi.org/10.1007/BF02658829>
20. Broomfield R. W., Ford D. A., Bhangu J. K., Thomas M. C., Frasier D. J., Burkholder P. S., Harris K., Erickson G. L., Wahl J. B. Development and turbine engine performance of three advanced rhenium containing superalloys for single crystal and directionally solidified blades and vanes // *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*. – 1998. – Vol. 120, № 3. – P. 595–608. <https://doi.org/10.1115/1.2818188>
21. Калюкин Ю. Н. Современные методы управления кристаллизацией турбинных лопаток из жаропрочных сплавов // *Газотурбинные технологии*. – 2007. – № 5. – С. 6–11.
22. Harris K., Wahl J. B. Developments in superalloy castability and new applications for advanced superalloys // *Materials Science and Technology*. – 2009. – Vol. 25, № 2. – P. 147–153. <https://doi.org/10.1179/174328408X355442>
23. Stanford N., Djakovic A., Shollock B. A., McLean M., D'Souza N., Jennings P. Seeding of single crystal superalloys: Role of seed melt-back on casting defects // *Scripta Materialia*. – 2004. – Vol. 50, № 1. – P. 159–163. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.08.029>
24. Makineni S. K., Lenz M., Neumeier S., Spiecker E., Raabe D., Gault B. Elemental segregation to antiphase boundaries in a crept CoNi-based single

- crystal superalloy // Scripta Materialia. – 2018. – Vol. 157. – P. 62–66.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.07.042>
25. Ma D. Novel casting processes for single-crystal turbine blades of superalloys // Frontiers of Mechanical Engineering. – 2018. – Vol. 13. – P. 3–16.
<https://doi.org/10.1007/s11465-018-0475-0>
26. Xu J.-J., Chen Y.-Q. Steady spatially-periodic eutectic growth with the effect of triple point in directional solidification // Acta Materialia. – 2014. – Vol. 80. – P. 220–238. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2014.06.047>
27. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Ладыгин А. Н., Богуслаев А. В., Ключихин В. В., Лысенко Н. А. Перспективные направления в совершенствовании структуры монокристаллических лопаток газотурбинных двигателей // Прогрессивные технологии и системы машиностроения – С. 3–9.
28. Гайдук С. В., Кононов В. В., Петрик И. А., Налесный Н. Б. Влияние скорости кристаллизации и термической обработки на структуру и свойства монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов // Вестник двигателестроения. – 2005. – № 1. – С. 150–153.
29. Горічок І. В., Криськов Ц. А., Люба Т. С., Рачковський О. М., Фреїк Д. М. Пристрій зі змінним градієнтом температури в області кристалізації для вирощування кристалів з розплаву: Пат. 78465 Україна, МПК С30В. – Опубл. 2013.
30. Fu H., Geng X. High rate directional solidification and its application in single crystal superalloys // Science and Technology of Advanced Materials. – 2001. – Vol. 2, № 1. – P. 197–204. [https://doi.org/10.1016/S1468-6996\(01\)00049-3](https://doi.org/10.1016/S1468-6996(01)00049-3)
31. Иванов, В. Н., Казеннов, С. А., Курчман, Б. С. и др. Литье по выплавляемым моделям / под общ. ред. Я. И. Шкленника, В. А. Озерова. – 3-е изд., перераб. и доп. – м: Машиностроение, 1984. – 408 с.
32. Иванина, Е. С., Батышев, К. А. Модернизация установки УВНК-8П для направленной кристаллизации отливок из жаропрочных Ni-сплавов // Литейное производство. – 2017. – № 1. – С. 34–36.

33. Денисов, А., Савин, В., Зеленцов, А., Авдюхин, С. Монокристаллические турбинные лопатки // Газотурбинные технологии. – 2000. – № 3. – С. 24–26.
34. Franke, M. M., Hilbinger, R. M., Lohmüller, A., Singer, R. F. The effect of liquid metal cooling on thermal gradients in directional solidification of superalloys // Journal of Materials Processing Technology. – 2013. – Vol. 213, No. 12. – P. 2081–2088. <https://doi.org/10.1016/j.jmatprotec.2013.06.001>
35. Наумик, В. В., Бялик, Г. А. Упрощенный метод контроля загрязненности жидкометаллического кристаллизатора // Вестник двигателестроения. – 2006. – № 4. – С. 123–125.
36. Жеманюк, П. Д. и др. Регламентация выбора КТО лопаток турбины, полученных методом направленной кристаллизации // Технологические системы. – 2001. – № 3(9). – С. 46–50.
37. Гранкин, С. С., Свердлов, В. Я. Исследование градиента температуры на фронте кристаллизации монокристаллов Ni-W-сплавов // Вопросы атомной науки и техники. – 2008. – № 1(17). – С. 162–165.
38. Stanford, N. et al. Seeding of single crystal superalloys: Role of seed melt-back on casting defects // Scripta Materialia. – 2004. – Vol. 50, No. 1. – P. 159–163. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2003.08.029>
39. Konter, M., Kats, E., Hofmann, N. A Novel casting process for single crystal gas turbine components // Superalloys 2000. – TMS, 2000. – P. 189–200.
40. Kubiak, K. et al. The unidirectional crystallization of metals and alloys (turbine blades) // Handbook of crystal growth. – Elsevier, 2015. – P. 413–457. <https://doi.org/10.1016/B978-0-444-63303-3.00011-0>
41. Xu, J. et al. Numerical simulation of the directional solidification process... // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – Vol. 19. – P. 2705–2716. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.06.037>
42. Fernihough, J., Konter, M. Method and apparatus for casting directionally solidified article // US Patent 6,311,760 B1. – Publ. 2001.

43. Wiehczynski, A. et al. Method of the directional solidification of the castings of gas turbine blades // EP Patent 2921244 A1. – Publ. 2015.
44. Квасницька, Ю. Г., Клясс, О. В., Крещенко, В. А., Мяльниця, Г. П., Максюта, І. І., & Шинський, О. Й. Жароміцний корозійностійкий сплав на нікелевій основі // Патент України № 110529. – Опубл. 2016.
45. Glotka, A., Ol'shanetskii, V. Influence of alloying systems on the properties of single crystal nickel-based superalloys // International Journal of Materials Research. – 2021. – Vol. 112, No. 10. – P. 794–799. <https://doi.org/10.1515/ijmr-2021-8328>
46. Бялик, Г. А., Наумик, В. В., Луньов, В. В., Пархоменко, А. В. Теорія ливарних сплавів. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2013. – 155 с.
47. Квасницька, Ю. Г., Тарасевич, М. І., Максюта, І. І., Токарева, О. О., Михнян, О. В., Мяльниця, Г. П. Використання розрахункових методик при створенні нових легуючих комплексів жароміцних сплавів для деталей ГТД // Процеси лиття. – 2015. – № 2. – С. 79–87.
48. Glotka, O. A., Ol'shanetskii, V. Yu. Mathematical prediction of the properties of heat-resistant nickel alloys after directional crystallization // Materials Science. – 2023. – Vol. 58, No. 5. – P. 679–685. <https://doi.org/10.1007/s11003-023-00716-z>
49. Обносков, К. В., Грешта, В. Л., Глотка, О. А., Дроль, О. Ю. Оптимізація фазового складу жароміцного нікелевого сплаву, що використовується для виготовлення направляючих лопаток газотурбінних двигунів та установок // Збірник наукових праць ДНДІА. – 2024. – № 20. – С. 246–251. <https://doi.org/10.54858/dndia.2024-20-31>
50. Narivskiy, A., Shinsky, O., Shalevska, I., Kvasnitska, Y., Kaliuzhnyi, P., & Polyvoda, S. Modern technological processes of obtaining cast products and structures of responsible purpose from aluminum, ferrous carbon and heat-resistant alloys // Structural materials: Manufacture, properties, conditions of use. – 2023. – P. 32–67. – <https://doi.org/10.15587/978-617-7319-97-8.ch2>

51. Бялік, Г. А., Наумик, В. В., Цивірко, Е. І., та ін. Практикум з теорії ливарних сплавів. – Запоріжжя: ЗНТУ, 2013. – 98 с.
52. Створення технологічних основ одержання монокристалічних лопаток ГТД з використанням термостабільних модифікованих вогнетривких формувальних матеріалів : звіт НДР (№ ДР 0110U007338) / ФТІМС НАН України, м. Київ. – 2011–2013.
53. Glotka O. A., Olshanetskii V. Yu. Прогнозування властивостей жароміцних нікелевих сплавів // *Металознавство та обробка металів*. – 2021. – № 3. – С. 15–22. <https://doi.org/10.15407/mom2021.03.015>
54. Rajabinezhad, M., Bahrami, A., Mousavinia, M., Seyedi, S. J., & Taheri, P. Corrosion-fatigue failure of gas-turbine blades in an oil and gas production plant // *Materials*. – 2020. – Vol. 13(4). – 900 p. <https://doi.org/10.3390/ma13040900>
55. Нога В. О. Виготовлення виливків із жароміцних сплавів // *Процеси лиття*. – 2024. – № 1. – С. 48–57. <https://doi.org/10.15407/plit2024.01.048>
56. Liu, C., Liao, D., Lu, Y., & Chen, T. Heat transfer model of directional solidification // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2016. – Vol. 47(9). – P. 4640–4647. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3619-z>
57. Доценко, В. М., Усик, В. В., Стрибиль, А. С., Єфіменко, А. В., Коломоєць, А. Є. Стенд і експериментальна установка // *Вісник двигунобудування*. – 2003. – № 1. – С. 81–83.
58. Pollock T. M., Tin S. Nickel-based superalloys for advanced turbine engines // *Journal of Propulsion and Power*. – 2006. – Vol. 22(2). – P. 361–374. <https://doi.org/10.2514/1.18239>
59. Beckermann, C., Gu, J. P., & Boettinger, W. J. Development of a freckle predictor // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 2000. – Vol. 31. – P. 2545–2557. <https://doi.org/10.1007/s11661-000-0199-7>
60. Donachie M. J., Donachie S. J. Superalloys: A technical guide. – 2nd ed. – ASM International, 2002. <https://doi.org/10.31399/asm.tb.stg2.9781627082679>
61. Wang L., Shen J., Zhang Y., Xu H., Fu H. Microstructure and mechanical properties of NiAl-based hypereutectic alloy obtained by liquid metal cooling //

- Journal of Materials Research. – 2016. – Vol. 31(5). – P. 646–654.
<https://doi.org/10.1557/jmr.2016.61>
62. Specification Z88F1-S2 for supplying remelting stocks of alloy CM-88. – Technical Specifications of “ZORYA” – “MASHPROEKT” GTRPC, 2016.
63. Михнян О. В. Одержання точних виливків з орієнтованою структурою жароміцних сплавів в оболонкових формах: автореф. дис. канд. техн. наук. – Київ: ФТІМС НАН України, 2017. – 24 с.
64. Мьяльніца, Г. П., Верховлюк, А. М., Нарівський, А. В., Квасницька, Ю. Г., Шинський, О. Й., Максютя, І. І. Матеріали і технології для лопаток вітчизняних промислових газотурбінних двигунів // Наук. думка. – 2023. – 180 с.
65. Квасницька, К. Г., Нога, В. О., Божко, В. О., Квасницька, Ю. Г. Розробка екологічнобезпечної технології виготовлення керамічних оболонкових форм // Молодь в авіації: нові рішення та перспективні технології. – 2025. – С. 96–97.
66. Alpha-Pribor. Приборы LECO – раздел «Неорганика» [Електронний ресурс] – <https://www.alpha-pribor.com.ua>
67. К. Г. Квасницька, П. Б. Калюжний, О. В. Нейма, О. В. Михнян, В. О. Нога Методи визначення технологічних властивостей керамічних форм // Матеріали XX ювілейної міжнародної науково-практичної конференції «Литво 2024» XIII міжнародної науково-практичної конференції «Металургія 2024», с. 131-135 (28-30 травня 2024р., Україна, Київ-Харків) <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2024>
68. Kvasnytska K.H., Kvasnytska Y.H., Parkhomchuk Z.V., Noha V.O., Veis V.I., Kaliuzhnyi P.B. Features of the formation of a directional structure of complex-profile castings // Proceedings of the VIIth International Conference on Welding and Related Technologies (WRT 2024, 7-10 October 2024, Yaremche, Ukraine). P. 34-37. <https://doi.org/10.1201/9781003518518-7>
69. Burkholder, P. S., Thomas, M. S., Frasier, D. J., Whetstone, J. R., Harris, K., Erickson, G. L., Sikkenga, S. L., & Eridon, J. M. Allison engine testing CMSX-

- 4 single crystal turbine blades and vanes // Proceedings of the 3rd International Charles Parsons Turbine Conference: Materials engineering in turbines and compressors (Newcastle upon Tyne, United Kingdom). pp. 1–16.
70. Максютя, І. І., Квасницька, Ю. Г., Михнян, О. В., & Нейма, О. В. Особливості термооброблення жароміцного нікелевого сплаву // Металознавство та обробка металів. – 2013. – № 4. – С. 59–64.
71. Система качества. И ЖАКИ 105.506-2000. Сплавы жаростойкие и покрытия. Метод испытаний на высокотемпературную солевую коррозию. – Николаев: ГП НПКГ «Зоря»-«Машпроект», 2000. – 17 с.
72. Балицький, О. І., Квасницька, Ю. Г., Іваськевич, Л. М., Мьяльніца, Г. П., Квасницька, К. Г. Втомне руйнування лопаток газотурбінного двигуна // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2021. – Т. 57(4). – С. 39–46.
73. Holländer, D., Kulawinski, D., Weidner, A., Thiele, M., Biermann, H., & Gampe, U. Small-scale specimen testing for fatigue life assessment // International Journal of Fatigue. – 2016. – Vol. 92(1). – P. 262–271.
<https://doi.org/10.1016/j.ijfatigue.2016.07.014>
74. ГОСТ РВ 2840-001-2008. Надежность и безотказность авиационных двигателей. – м., 2008. – 23 с.
75. Node-RED [Електронний ресурс]. – <https://nodered.org/>
76. MQTT Organization [Електронний ресурс]. – <https://mqtt.org/>
77. Eclipse Mosquitto [Електронний ресурс]. – <https://mosquitto.org/>
78. SQLite [Електронний ресурс]. – <https://sqlite.org/>
79. DB Browser for SQLite [Електронний ресурс]. – <https://sqlitebrowser.org/>
80. Visual Studio Code [Електронний ресурс]. – <https://code.visualstudio.com/>
81. Python Software Foundation. Python [Електронний ресурс]. – <https://www.python.org/>
82. Draw.io [Електронний ресурс]. – <https://www.drawio.com/>
83. Software Toolbox. Symbol Factory Universal [Електронний ресурс]. – <https://softwaretoolbox.com>
84. GitHub [Електронний ресурс]. – <https://github.com/>

85. Git [Електронний ресурс]. – <https://git-scm.com/>
86. Waveshare. Compute Module 4 PoE 4G Board [Електронний ресурс]. – <https://www.waveshare.com>
87. Waveshare. Modbus RTU Relay (D) [Електронний ресурс]. – <https://www.waveshare.com>
88. JK42HS40-1704-13A Stepper Motor. Datasheet. – 2020.
<https://make.net.za/wp-content/datasheets/JK42HS40-1704-13A.pdf>
89. Toshiba. TB67S109AFTG stepper motor driver datasheet. – 2025.
https://toshiba.semicon-storage.com/info/TB67S109AFTG_datasheet_en_20250605.pdf
90. Analog Devices. MAX31855 datasheet. – 2024.
<https://www.analog.com/media/en/technical-documentation/datasheets/max31855.pdf>
91. STMicroelectronics. STM32L432KC microcontroller. – 2024.
<https://www.st.com/en/microcontrollers-microprocessors/stm32l432kc.htm>.
92. Coakley, J., Whittaker, M. T., & Kolisnychenko, S. Ni-based superalloys // Trans Tech Publications. – 2020. – 720 p.
<https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/978-3-0357-3161-3>
93. Gnatenko, M., Naumyk, V., & Matkovska, M. Influence of heating sources and gases // MS&T 2019. – P. 68–74.
https://doi.org/10.7449/2019/MST_2019_68_74
94. Квасницька Ю. Г. Вдосконалення матеріалів і технологій для підвищення експлуатаційних характеристик литих лопаток газотурбінних двигунів: За матеріалами доповіді на засіданні Президії НАН України // Вісник НАН України. – 2024. – № 9. – С. 23–31.
95. Reed R. C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. – Cambridge: CUP, 2006. – 372 p.
96. Сімановський, В. М., Мьяльніца, Г. Ф., Максютя, І. І., Квасницька, Ю. Г., Притуляк, А. С., & Михнян, О. В. Перспективи розвитку технології отримання деталей ГТД // Литво–2011. – Т. 1. – С. 171–172.

97. Наумик, О. О., Тьомкін, Д. О., & Наумик, В. В. Аналітичний розрахунок жароміцного сплаву // Нові матеріали і технології. – 2023. – № 2. – С. 51–58. <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2023-2-8>
98. Swain, B., Mallick, P., Patel, S., Roshan, R., Mohapatra, S. S., Bhuyan, S., Priyadarshini, M., Behera, B., Samal, S., & Behera, A. Failure analysis of gas turbine blades // Materials Today: Proceedings. – 2020. – Vol. 33. – P. 5143–5146.
99. Ostash, O., Polyvoda, S., Titov, A., Balushok, K., Chepil, R., Zlochevska, N., Narivskiy, A., Shinsky, O., Shalevska, I., Kvasnytska, Y., Kaliuzhnyi, P., Kovzel, M., & Kutsova, V. Structural materials: Manufacture, properties // TECHNOLOGY CENTER PC. – 2023. <https://doi.org/10.15587/978-617-7319-97-8>
100. Hlotka A. A., Haiduk S. V. Prediction of thermodynamic processes // Materials Science. – 2020. – Vol. 55(6). – P. 878–883. <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00382-5>
101. Підвищення фазово-структурної стабільності жароміцних корозійностійких нікелевих сплавів комплексним легуванням їх тугоплавкими металами для подовженого ресурсу роботи лопаток газотурбінних двигунів у різних умовах експлуатації: звіт НДР (№ 0121U110446) / ФТІМС НАН України, м. Київ. – 2021–2025.
102. Hlotka O. A., Olshanetskii V. Yu. Properties of nickel-based superalloys of equiaxial crystallization // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2021. – № 1. – С. 13–21. <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2021-2-3>
103. Elliott A. J. Directional Solidification of Large Cross-section Ni-base Superalloy Castings Via Liquid-metal Cooling. – University of Michigan, 2005.
104. Сімановський, В. М., Мяльніца, Г. Ф., Максютя, І. І., Квасницька, Ю. Г., & Михнян, О. В. Рафінування розплавів жароміцних сплавів // Литво–2011. – Т. 1. – С. 172–174.

105. Zhou, H., You, X., Bi, Z., Cui, C., Wang, Y., & Tan, Y. Quantitative analysis of non-metallic inclusions in GH4068 alloy // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Vol. 22. – P. 2212–2221. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2022.12.046>
106. Kellner H. Study of non-metallic inclusions in Alloy 825. – KTH Royal Institute of Technology, 2017. – 71 p.
107. Максютa, И. И., Квасницкая, Ю. Г., Симановский, В. М., & Мяльница, Г. Ф. Повышение коэффициента использования отходов жаропрочных сплавов // Современная электрометаллургия. – 2007. – № 1(86). – С. 51–55.
108. Квасницька, Ю. Г., Максютa, І. І., Михнян, О. В., Нейма, О. В., & Квасницька, К. Г. Умови ефективного видалення кремнію та сірки // Нові матеріали і технології в машинобудуванні. – 2023. – С. 134–136.
109. Хричиков В. Е., Меняйло О. В. Ливарне виробництво чорних і кольорових металів. – 2-ге вид. – НМетАУ, 2015. – 89 с.
110. Шинський, О. Й., Квасницька, Ю. Г., Максютa, І. І., Нейма, О. В., & Михнян, О. В. Рафінування розплавів жароміцних сплавів // Металознавство та обробка металів. – 2020. – Т. 26(1). – С. 37–48. <https://doi.org/10.15407/mom2020.01.037>
111. Ю.Г. Квасницька, І.І. Максютa, О.В. Михнян, О.В. Нейма, К.Г. Квасницька Механізм нейтралізації лужних металів при отриманні високоточних деталей із жароміцних сплавів // Матеріали ХІХ міжнародної науково-практичної конференції «Литво 2023» (10-12 жовтня 2023 року) – С. 102-104.
112. Симановский, В. М., Максютa, И. И., Квасницкая, Ю. Г., Михнян, Е. В., & Нейма, А. В. Основные требования к формовочным материалам // Вісник ДДМА. – 2006. – № 4. – С. 139–141.
113. Сімановський, В. М., Квасницька, Ю. Г., Єфімова, В. Г., Єфімов, Г. В., & Максютa, І. І. Суміш для виготовлення ливарних форм // Патент України № 18889. – Опубл. 2006.

114. Сімановський, В. М., Прач, Т. В., Вольська, В. В., & Шинський, О. Й. Суспензія для виготовлення ливарних форм по моделям, що виплавляються // Патент України № 37036. – Оpubл. 2001.
115. Сімановський, В. М., Квасницька, Ю. Г., Мьяльниця, Г. П., Гаврилюк, В. П., Максютя, І. І., & Михнян, О. В. Суспензія для виготовлення ливарних форм по моделях, що виплавляються // Патент України № 63715. – Оpubл. 2011.
116. Верховлюк А. М. Межфазное взаимодействие жаропрочного никелевого сплава с оксидами // Адгезия расплавов и пайка материалов. – 2002. – № 35. – С. 80–84.
117. Dai, Y., Voigt, C., Storti, E., Hubáľková, J., Gehre, P., Liang, X., Yan, W., Li, Y., & Aneziris, C. G. Open-cell ceramic foam filters for melt filtration // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Vol. 32. – P. 3402–3422. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2024.08.167>
118. Квасницька Ю. Г. Особенности повышения качества литых деталей газотурбинных двигателей // Процессы литья. – 2009. – № 4. – С. 50–55.
119. Квасницька, Ю. Г., Максютя, І. І., Шинський, О. Й., Мьяльниця, Г. П., Верховлюк, А. М., Михнян, О. В. Суміш для виготовлення пінокерамічних фільтрів // Патент України № 90425. – Оpubл. 2014.
120. Квасницька, Ю. Г., Максютя, І. І., Шалевська, І. А., Квасницька, К. Г., Нога, В. О. Застосування керамічних фільтрів при виплавці // Процеси литья. – 2023. – № 2. – С. 41–48. <https://doi.org/10.15407/plit2023.02.041>
121. Максютя І.І., Михнян О.В., Нейма О.В., Квасницька К.Г., Нога В.О. Коригування ступеня засміченості спрямовано закристалізованих виливків жароміцних сплавів при використанні фільтрації // Матеріали ІХ міжнародної науково-технічної конференції «Перспективи технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві» (25-27 вересня 2023 року) – С. 83-84.

122. Симс, Ч. Т., Столофф, Н. С., & Хагел, У. К. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок – м.: Металлургия, 1995. – 384 с.
123. Durber, G. L. R., Osgerby, S., & Quested, P. N. Effect of nitrogen and silicon on MAR-M002 alloy // *Metals Technology*. – 1984. – Vol. 11B(1). – P. 129–137.
124. Репях С. И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям. – Лира ЛТД, 2006. – 1053 с.
125. Карасев, Б. Е., Аппилинский, В. В., Белявский, А. К., Крючков, А. В., Логунов, А. В. и др. Производство высокотемпературных литых лопаток авиационных ГТД. – м.: Машиностроение, 1995. – 255 с.
126. Hallensleben, P., Schaar, H., Thome, P., Jöns, N., Jafarizadeh, A., Steinbach, I., Eggeler, G., & Frenzel, J. Evolution of cast microstructures in single crystal Ni-base superalloys // *Materials & Design*. – 2017. – Vol. 128. – P. 98–111. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2017.05.001>
127. Ключихін, В. В., Касай, П. А., & Наумик, В. В. Структура та властивості In718 після SLM // *Процеси лиття*. – 2022. – № 1. – С. 30–38. <https://doi.org/10.15407/plit2022.01.019>
128. Бу, Н., Chen, L., & Duan, Y. Effect of solution heat treatment on porosity in P/M superalloys // *Metals*. – 2022. – Vol. 12(11). <https://doi.org/10.3390/met12111973>
129. Panwisawas, C., Gong, Y., Tang, Y. T., Reed, R. C., & Shinjo, J. Additive manufacturability of superalloys // *Additive Manufacturing*. – 2021. – Vol. 47. – 102339. <https://doi.org/10.1016/j.addma.2021.102339>
130. Yang, C., Tang, H., Li, Z., Zeng, Z., & Shi, S. Effect of heat treatment on DD98m alloy // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2025. – Vol. 1038. – 182862. <https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.182862>
131. Kubiak, K., Szeliga, D., Sieniawski, J., & Onyszko, A. Unidirectional crystallization of metals and alloys // *Handbook of crystal growth*. – Elsevier, 2015. – P. 413–457. <https://doi.org/10.1016/B978-0-444-63303-3.00011-0>

132. Matsunaga, S., Huang, D., Inman, S. B., Mason, J. C., Konitzer, D., Johnson, D. R., & Titus, M. S. Planar front growth of René N515 // JOM. – 2020. – Vol. 72(5). – P. 1794–1802. <https://doi.org/10.1007/s11837-020-04091-x>
133. Liu, L., Zhang, W., Huang, T., Zhang, J., & Fu, H. High thermal gradient directional solidification // LMPC 2009. – TMS, 2009. – P. 127–134.
134. Kurz W., Fisher D. J. Fundamentals of solidification. – 4th ed. – Trans Tech, 1998. – 305 p.
135. Cao, L., Liao, D., Lu, Y., & Chen, T. Heat transfer model of directional solidification // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2016. – Vol. 47(9). – P. 4640–4647. <https://doi.org/10.1007/s11661-016-3619-z>
136. Kvasnytska Y.H., Shalevska I.A., Balitskii A.I., Ivaskevich L.M., Maksuta I.I., Kvasnytska K.H. Influence of refractory elements on phase-structural stability of heat-resistant corrosion-resistant alloys for gas turbine blades // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. – 2023. – Vol. 45, № 8. – P. 975–992. – DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint>.
137. Glotka A. A., Olshanetskii V. Yu. Forecasting properties of nickel alloys // Archives of Metallurgy and Materials. – 2022. – Vol. 67(1). – P. 51–56. <https://doi.org/10.24425/amm.2022.137471>
138. Наривский, А. В., Квасницкая, Ю. Г., Максютa, И. И., & Михнян, Е. В. Формирование структуры в высокохромистых сплавах // Процессы литья. – 2019. – № 5. – С. 44–55.
139. Шинський О. Й., Квасницька Ю. Г., Максютa І. І., Квасницька К. Г. Дослідження структурно-фазової стабільності жароміцних корозійностійких сплавів для робочих лопаток ГТД // Тези доповідей XV Міжнародної науково-технічної конференції «Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів» (8–10 листопада 2022 р., м. Запоріжжя). – С. 86–90.
140. Balitskii, A.I.; Kvasnytska, Y.H.; Ivaskevych, L.M.; **Kvasnytska, K.H.**; Balitskii, O.A.; Miskiewicz, R.M.; Noha, V.O.; Parkhomchuk, Z.V.; Veis, V.I.; Dowejko, J.M. Improvement of Hydrogen-Resistant Gas Turbine Engine

Blades: Single-Crystal Superalloy Manufacturing Technology *Materials* 2024, 17, 4265. <https://doi.org/10.3390/ma17174265>

141. Glotka O., Ol'shanetskii V., Byelikov S., Fasol Y. Influence of alloying systems on lattice parameters of nickel-based superalloys // *Archives of Materials Science and Engineering*. – 2023. – Vol. 122(1). – P. 5–12. <https://doi.org/10.5604/01.3001.0053.8841>
142. Нога, В. О., Квасницька, Ю. Г., Божко, В. О., Квасницька, К. Г. Особливості формування направленої структури відповідальних деталей ГТД // *Матеріали V Міжнародної конференції «Інноваційні технології та інжиніринг у зварюванні і споріднених процесах PolyWeld 2025*. – 2025. – С. 97.
143. Квасницька, Ю. Г., Мяльніца, Г. П., Квасницька, К. Г., Максюта, І. І., Нога, В. О. Дослідження структурних особливостей жароміцного нікелевого сплаву // *Сучасна електрометалургія*. – 2023. – № 2. – С. 41–45. <https://doi.org/10.37434/sem2023.02.06>
144. Aftandiliants, Y., Gnyloskurenko, S., Kvasnytska, I., Chyzhyk, G., Kvasnytska, K., Noha, V. Influence of structure on wear resistance of cast high-speed steel // *Solidification and Crystallization of Metals* 2025. – 2025.
145. Ol'shanetskii V., Glotka A. Optimisation of the composition and morphology of carbides in single-crystal nickel-based superalloys. // *Structural Integrity and Life*. – 2023. – Vol. 23(2). – P. 185–189.
146. Kvasnytska, Y. H., Ivaskevich, L. M., Balitskii, A. I., Kvasnytska, K. H., & Mialnitsa, H. P. Structural and mechanical properties of nickel alloy // *Materials Science*. – 2022. – Vol. 57(5). – P. 688–694. <https://doi.org/10.1007/s11003-022-00596-9>
147. Narivskiy, A., Shinsky, O., Shalevska, I., Kvasnitska, Y., Kaliuzhnyi, P., & Polyvoda, S. Influence of alloying methods on operational characteristics // *Structural materials: Manufacture, properties, conditions of use*. – 2023. – P. 121–157. <https://doi.org/10.15587/978-617-7319-97-8.ch4>
148. Modbus Organization [Електронний ресурс]. – <https://www.modbus.org/>

149. Noha, V. O., Kvasnytska, K. G., & Veis, V. I. Optimization of directional solidification of heat-resistant alloys // Materials Science and Surface Engineering: MSSE2025 proceedings. – 2025. – P. 282–283.
<https://doi.org/10.15407/msse2025.01.282>
150. Нога, В. О., Квасницька, К. Г., & Вейс, В. І. Оптимізація процесу спрямованого твердіння жароміцних сплавів // Металеві матеріали, процеси виготовлення та перспективи їх застосування в промисловості України: Збірник тез доповідей X науково-практичної конференції молодих вчених України – 2025. – С. 36–38.
https://doi.org/10.15407/conf_mmpp2025
151. Квасницька, Ю. Г., Калюжний, П. Б., Нога, В. О., Квасницька, К. Г., Нейма, О. В., & Божко, В. О.). Нові рішення в технології виготовлення складнопрофільних виливків для одержання деталей відповідального призначення. // Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві: Матеріали X міжнародної науково-технічної конференції ДДМА – 2025.

ДОДАТОК А

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті у закордонних наукових періодичних виданнях, що включені в міжнародні наукометричні бази даних «Scopus»:

1. Balitskii, A. I., Kvasnytska, Y. H., Ivaskevych, L. M., Kvasnytska, K. H., Balitskii, O. A., Miskiewicz, R. M., Noha, V. O., Parkhomchuk, Z. V., Veis, V. I., & Dowejko, J. M. (2024). Improvement of hydrogen-resistant gas turbine engine blades: Single-crystal superalloy manufacturing technology. *Materials*, 17(17), 4265 p. <https://doi.org/10.3390/ma17174265> (MDPI) (**Balitskii, A.I.** провів вибір об'єкту і узагальнення результатів досліджень; **Kvasnytska, Y.H.** брала участь у визначенні задач досліджень та узагальненні висновків дослідної роботи; **Ivaskevych, L.M.** проводив корозійні дослідження у водному середовищі дослідних сплавів, узагальнив результати дослідів; **Kvasnytska, K.H.** брала участь у виготовленні керамічних форм для плавки за новою технологією; **Balitskii, O.A.** проводив вибір вихідних даних; **Miskiewicz, R.M.** прийняв участь у визначенні задач досліджень та розробці методики досліджень; **Noha, V.O.** - брав участь у визначенні режимів та проведенні дослідних плавок; **Parkhomchuk, Z.V.** брала участь у визначенні режимів термічного оброблення дослідних зразків та узагальненні результатів металографічних досліджень; **Veis, V.I.** - брав участь у проведенні корозійних досліджень та аналізу мікроструктури дослідних зразків; **Dowejko, J.M.** підготував статтю до друку.)

Статті у журналах, що включені до переліку фахових видань

України:

2. Нога, В. О. (2024). Виготовлення виливків із жароміцних сплавів для деталей відповідального призначення. *Процеси лиття*, (1), 48–57 с. https://plit-periodical.org.ua/index.php/plit/article/view/232?utm_source=chatgpt.com

3. Квасницька, Ю. Г., Мяльніца, Г. П., Квасницька, К. Г., Максютя, І. І., & Нога, В. О. (2023). Дослідження структурних особливостей жароміцного нікелевого сплаву для лопаток газотурбінного двигуна. *Сучасна*

електрометалургія, (2), 41–45 с. <https://doi.org/10.37434/sem2023.02.06> (patonpublishinghouse.com) (**Квасницька Ю.Г.** дослідила мікроструктуру дослідних зразків литих лопаток ГТД; **Мяльніца Г.П.** визначив задачі досліджень, узагальнив їх результати; **Квасницька К.Г.** розроблення екологічно безпечної технології видалення керамічних стрижнів; **Максюта І.І.** провела дослідження макроструктури виливків; **Нога В.О.** провів аналіз ливарних відходів плавок жароміцних сплавів, підготував статтю до друку.)

4. Квасницька, Ю. Г., Максюта, І. І., Шалевська, І. А., Квасницька, К. Г., & Нога, В. О. (2023). Застосування керамічних фільтрів при виплавці заготовок з жароміцних сплавів. Процеси лиття, (2), 41–48 с. <https://doi.org/10.15407/plit2023.02.041> (**Квасницька Ю.Г.** визначила задачі досліджень, приймала участь в удосконаленні системи заповнення керамічних форм з метою отримання якісних виливків лопаток ГТД; **Максюта І.І.** провела металографічний аналіз, підготувала патент до впровадження; **Шалевська І.А.** – приймала участь в аналізі результатів дослідів; **Квасницька К.Г.** – брала участь у розробці хімічного складу керамічних фільтрів, аналізі результатів дослідів, підготувала статтю до друку; **Нога В.О.** – приймав участь в проведенні дослідних плавок і узагальненні результатів досліджень.)

Подані тези на тематичні наукові конференції:

5. Максюта, І. І., Михнян, О. В., Нейма, О. В., Квасницька, К. Г., & Нога, В. О. (2023). Коригування ступеня засміченості спрямовано закристалізованих виливків жароміцних сплавів при використанні фільтрації. У А. М. Фесенка & М. А. Турчаніна (Ред.), Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві: Матеріали ІХ міжнародної науково-технічної конференції, 25–27 вересня 2023 р. (с. 83–84). ДДМА. (dgma.donetsk.ua)

6. Квасницька, К. Г., Калюжний, П. Б., Нейма, О. В., Михнян, О. В., & Нога, В. О. (2024). Методи визначення технологічних властивостей керамічних форм. У О. І. Пономаренка (заг. ред.), Литво. Металургія. 2024: Матеріали ХХ ювілейної Міжнародної науково-практичної конференції (28–30 травня 2024 р.,

м. Харків–м. Київ) (с. 131–135). НТУ «ХПІ». <https://doi.org/10.15407/foundry-metallurgy-2024> . (repository.kpi.kharkov.ua)

7. Kvasnytska, K. H., Kvasnytska, Y. H., Parkhomchuk, Z. V., Noha, V. O., & Veis, V. I. (2024, October 7–10). Features of the formation of a directional structure of complex-profile castings [Conference abstract]. In VII International Conference “Welding and Related Technologies” (WRT 2024): Program and Abstracts of Papers (p. 25). International Association “Welding”. (wrt2026.com.ua)

8. Нога, В. О., Квасницька, К. Г., & Вейс, В. І. (2025). Оптимізація процесу спрямованого твердіння жароміцних сплавів для отримання виливків відповідального призначення. У Металеві матеріали, процеси виготовлення та перспективи їх застосування в промисловості України: Матеріали X науково-практичної конференції молодих вчених України (9 вересня 2025 року) (с. 36–39). ФТІМС НАН України. https://doi.org/10.15407/conf_mmpp2025 .

9. Noha, V. O., Kvasnytska, K. H., & Veis, V. I. (2025). Optimization of directional solidification of heat-resistant alloys for critical castings. In *Proceedings of the International Young Scientists Conference “Materials Science and Surface Engineering” (MSSE2025)* (pp. 282–283). Karpenko Physico-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine. <https://doi.org/10.15407/msse2025.01.282>

10. Aftandiliants, Y., Gnyloskurenko, S., Kvasnytska, I., Chyzhyk, G., Kvasnytska, K., & Noha, V. (2025, September 24–26). Influence of structure on wear resistance of cast high-speed steel of M2 type [Conference presentation]. In Conference programme of the 65th International Scientific Conference “Solidification and Crystallization of Metals 2025” (p. 5). (kikm2025.syskonf.pl).

11. Квасницька, Ю. Г., Калюжний, П. Б., Нога, В. О., Квасницька, К. Г., Нейма, О. В., & Божко, В. О. (2025). Нові рішення в технології виготовлення складнопрофільних виливків для одержання деталей відповідального призначення. У Перспективні технології, матеріали й обладнання в ливарному виробництві: Матеріали X міжнародної науково-технічної конференції (21–23 жовтня 2025 р.). ДДМА. (ddma.edu.ua).

12. Квасницька, К. Г., Нога, В. О., Божко, В. О., & Квасницька, Ю. Г. (2025). Розробка екологічнобезпечної технології виготовлення керамічних оболонкових форм для одержання складнопрофільних виливків. У Д. В. Павленка (відпов. ред.), Тези доповідей II Всеукраїнської науково-технічної конференції студентів, аспірантів і молодих учених з міжнародною участю «Молодь в авіації: нові рішення та перспективні технології» (с. 96–97). НУ «Запорізька політехніка». (zp.edu.ua).

13. Нога, В. О., Квасницька, Ю. Г., Божко, В. О., & Квасницька, К. Г. (2025). Особливості формування направленої структури відповідальних деталей ГТД. У Матеріали V Міжнародної конференції «Інноваційні технології та інжиніринг у зварюванні і споріднених процесах PolyWeld 2025» (11–12 грудня 2025 р.). КПІ ім. Ігоря Сікорського.

ДОДАТОК Б

ЛОКАЛЬНІ ТЕМПЕРАТУРИ 5 ТЕРМОПАР В ПРОЦЕСІ ПЛАВКИ

Час (сек)	Термопара_1 (°C)	Термопара_2 (°C)	Термопара_3 (°C)	Термопара_4 (°C)	Термопара_5 (°C)
1800	1375	1360	1360	1360	1360
1801	1374	1359	1360	1360	1360
1802	1373	1358	1360	1360	1360
1803	1372	1357	1360	1360	1360
1804	1371	1355	1360	1360	1360
1805	1370	1353	1360	1360	1360
1806	1369	1351	1360	1360	1360
1807	1368	1350	1360	1360	1360
1808	1367	1349	1360	1360	1360
1809	1368	1348	1359	1359	1359
1810	1368	1346	1359	1359	1359
1820	1360	1344	1358	1358	1358
1830	1353	1342	1357	1357	1357
1840	1355	1340	1356	1356	1356
1850	1358	1330	1355	1355	1355
1860	1361	1336	1354	1354	1354
1870	1363	1335	1353	1353	1353
1880	1368	1330	1352	1352	1352
1890	1364	1330	1351	1351	1351
1900	1360	1330	1350	1350	1350

1910	1357	1330	1350	1350	1350
1920	1353	1330	1350	1350	1350
1930	1350	1330	1350	1350	1350
1940	1343	1330	1350	1350	1350
1950	1338	1330	1350	1350	1350
1960	1330	1330	1350	1350	1350
1970	1330	1330	1350	1350	1350
1980	1330	1330	1350	1350	1350
1990	1330	1330	1350	1350	1350
2000	1330	1330	1350	1350	1350
2010	1330	1328	1344	1344	1344
2020	1330	1328	1342	1342	1342
2021	1329	1327	1341	1341	1341
2022	1328	1327	1340	1340	1340
2023	1327	1326	1339	1339	1339
2024	1326	1326	1338	1338	1338
2025	1325	1325	1337	1337	1337
2026	1324	1325	1336	1336	1336
2027	1323	1324	1335	1335	1335
2028	1322	1324	1334	1334	1334
2029	1321	1323	1333	1333	1333
2030	1320	1322	1332	1332	1332
2040	1310	1321	1331	1331	1331
2050	1300	1320	1330	1330	1330

2060	1310	1320	1330	1330	1330
2070	1310	1320	1330	1330	1330
2080	1310	1320	1330	1330	1330
2090	1310	1320	1330	1330	1330
2100	1310	1320	1330	1330	1330
2110	1300	1320	1330	1330	1330
2112	1298	1319	1330	1330	1330
2114	1296	1319	1330	1330	1330
2116	1294	1318	1330	1330	1330
2118	1292	1318	1330	1330	1330
2120	1290	1318	1330	1330	1330
2130	1285	1317	1329	1329	1329
2140	1280	1316	1328	1328	1328
2150	1285	1315	1327	1327	1327
2160	1270	1314	1325	1325	1325
2170	1265	1313	1323	1323	1323
2180	1260	1312	1322	1322	1322
2190	1255	1311	1321	1321	1321
2200	1250	1310	1320	1320	1320
2210	1240	1305	1320	1320	1320
2220	1235	1300	1319	1319	1319
2230	1230	1298	1318	1318	1318
2240	1210	1295	1317	1317	1317
2250	1195	1293	1316	1316	1316

2260	1180	1290	1315	1315	1315
2270	1175	1288	1312	1312	1312
2280	1175	1287	1312	1312	1312
2290	1173	1286	1312	1312	1312
2300	1160	1280	1310	1310	1330
2320	1130	1260	1300	1300	1330
2340	1110	1240	1300	1300	1330
2360	1090	1230	1300	1300	1325
2380	1070	1220	1300	1300	1320
2400	1050	1200	1300	1300	1310
2410	1040	1190	1295	1295	1300
2420	1020	1180	1290	1290	1295
2430	1000	1170	1285	1285	1290
2440	975	1160	1280	1280	1290
2450	950	1150	1275	1275	1290
2460	925	1140	1270	1270	1290
2470	900	1135	1265	1265	1290
2480	880	1130	1260	1260	1290
2490	870	1120	1250	1250	1290
2500	860	1100	1240	1240	1290
2510	850	1085	1220	1220	1290
2520	840	1070	1210	1210	1285
2530	830	1055	1200	1200	1282
2540	820	1040	1190	1190	1280

2550	810	1030	1180	1180	1279
2560	805	1010	1170	1170	1278
2570	800	1000	1160	1160	1276
2580	780	990	1145	1145	1274
2590	760	980	1130	1130	1270
2600	740	970	1115	1115	1270
2610	732	950	1090	1090	1265
2620	724	930	1075	1075	1260
2630	716	910	1050	1050	1257
2640	710	890	1035	1035	1254
2650	705	870	1020	1020	1250
2660	700	855	1000	1000	1246
2670	695	840	980	980	1242
2680	690	830	960	960	1238
2690	688	815	940	940	1234
2700	685	800	920	920	1230
2710	684	790	910	910	1225
2720	682	780	900	900	1220
2730	680	770	890	890	1215
2740	675	760	880	880	1210
2750	670	750	870	870	1205
2760	665	740	860	860	1200
2770	660	730	850	850	1195
2780	650	720	840	840	1190

2790	645	710	830	830	1185
2800	640	705	820	820	1180
2810	637	700	810	810	1172
2820	635	700	800	800	1164
2830	633	700	790	790	1156
2840	630	700	780	780	1150
2850	627	690	770	770	1142
2860	623	680	760	760	1135
2870	620	673	750	750	1120
2880	617	668	730	730	1117
2890	713	660	715	715	1114
2900	610	650	700	700	1100
2910	600	645	695	695	1095
2920	600	640	690	690	1090
2930	600	635	685	685	1080
2940	600	630	680	680	1070
2950	600	625	675	675	1050
2960	600	620	670	670	1030
2970	580	615	665	665	1010
2980	570	610	660	660	990
2990	560	605	655	655	975
3000	550	600	650	740	960

ДОДАТОК С
ГРАФІК ЛОКАЛЬНИХ ТЕМПЕРАТУР 5 ТЕРМОПАР В ПРОЦЕСІ
ПЛАВКИ

