

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЗАПОРІЗЬКА ПОЛІТЕХНІКА»

Кваліфікаційна наукова  
праця на правах рукопису

**НАУМИК ОЛЕНА ОЛЕКСАНДРІВНА**

УДК 621.74.045:620.1:669.245

**ДИСЕРТАЦІЯ**

**ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ ВИГОТОВЛЕННЯ  
ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО  
ТА ЕНЕРГЕТИЧНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ**

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.



О.О. Наумик

Науковий керівник:

Шаломеев Вадим Анатолійович

доктор технічних наук, професор

Запоріжжя – 2026

## АНОТАЦІЯ

*Наумик О. О.* Вдосконалення технології виготовлення литих деталей для авіаційного та енергетичного машинобудування. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 136 – *Металургія*. – Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, 2026.

В дисертації узагальнено науково прикладне уявлення про сучасні металургійні технологічні процеси ведення плавки із застосуванням високотемпературної обробки розплаву і модифікування ливарних жароміцних нікелевих сплавів, в тому числі із використанням в шихті технологічного вороття, що в комплексі з гарячим ізостатичним пресуванням і подальшою термічною обробкою готових литих виробів забезпечують їх фізико-механічні, жароміцні і експлуатаційні властивості, а також економічні показники на рівні світових аналогів та вище.

З використанням відомих методик проведено комплекс розрахунково-аналітичних досліджень та визначено найважливіші параметри, що характеризують структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Визначено основні температурні параметри, кількість основної зміцнюючої  $\gamma'$ -фази, границя короткочасної і тривалої міцності жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування. Розрахункові показники відповідають рівню вимог ОСТ 1.90.126-85 та відомим практичним результатам досліджень сплаву ЖСЗДК-ВІ, в тому числі проведеним за участю авторки цієї роботи.

Отримані результати свідчать про достатню стабільність сплаву ЖСЗДК-ВІ та його загальну придатність для широкого застосування модифікування різними комплексами для покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей. Підтверджено коректність застосованих па-

раметрів температури і тиску в процесі гарячого ізостатичного пресування та термічної обробки сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Проведені дослідження підтверджують можливість використання в шихті 50% власного вороття (після попереднього переплаву з високотемпературною обробкою розплаву) під час виготовлення робочих лопаток турбін. Гаряче ізостатичне пресування (ГІП) перед стандартною термічною обробкою практично повністю заліковує мікропори і рихлоти у внутрішніх об'ємах металу, що сприяє стабілізації структури та покращує комплекс фізико-механічних та експлуатаційних властивостей відповідальних литих виробів із жароміцних нікелевих сплавів для авіаційних і енергетичних силових установок.

Проведено комплекс досліджень впливу різних видів модифікування при виплавленні жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на структуру і властивості відповідальних литих виробів.

Досліджено вилівки з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого карбонітридом титану; ітрієм; ітрієм у комплексі з карбонітридом титану або ніобієм при різних співвідношеннях присадок у розплав Ni-Y лігатури, [Ti+Ti(C,N)] і Nb. Хімічний склад, механічні та жароміцні властивості досліджуваних зразків після ГІП та стандартної термічної обробки задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85. Мікроструктура зразків, відлитих зі сплаву ЖСЗДК-ВІ за всіма варіантами (після ГІП та ТО), характерна для нормально термообробленого стану сплаву ЖСЗДК-ВІ. Карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок, переважно рівномірно розподілених в об'ємі металу.

За показниками механічних властивостей дослідні комплексно модифіковані зразки суттєво переважають інші і відповідають більш жорстким вимогам розробників авіаційних двигунів для матеріалу литих лопаток вентилятора.

Встановлено найкращий ефект від комплексного модифікування ітрієм і карбонітридом титану з присадками у розплав [Ti+Ti(C,N)] – 0,075% і Ni-Y

лігатури – 0,136%, що забезпечує формування найбільш сприятливої структури і значно кращі механічні та жароміцні властивості нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ. В цьому випадку спостерігається подрібнення зерна, карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок, рівномірно розподілених в об'ємі металу; межі зерен тонкі з наявністю на межах карбідів розміром, що, переважно, не перевищує  $\sim 3$  мкм. Це, ймовірно, сприяло підвищенню ударної в'язкості до значень  $58,8$  Дж/см<sup>2</sup>.

Для практичного використання у виробничих умовах рекомендовано технологічний процес виготовлення відповідальних виливків для авіаційного і енергетичного машинобудування з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, що передбачає високотемпературну обробку розплаву, застосування комплексного модифікування ітрієм і карбонітридом титану (оптимальні присадки у розплав  $[\text{Ti}+\text{Ti}(\text{C},\text{N})]$  – 0,075% і Ni-Y лігатури – 0,136%), гаряче ізостатичне пресування при температурі  $1210$  °С і тиску  $160$  МПа та подальшу термічну обробку готових виливків за стандартним режимом (гомогенізація у захисній атмосфері при температурі  $1210 \pm 10$  °С з витримкою  $4$  години і охолодженням зі швидкістю еквівалентній охолодженню в повітряній атмосфері).

**Ключові слова:** Жароміцний нікелевий сплав, хімічний склад, розрахунково-аналітичні методики, литий зразок, модифікування, ітрій, карбонітрид титану, ніобій, гаряче ізостатичне пресування, макро- і мікроструктура, механічні властивості, ударна в'язкість, тривала міцність.

## SUMMARY

**Наумук О. О.** Improving the technology of manufacturing cast parts for aviation and power engineering. – Qualification scientific work in the form of a manuscript.

Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy in specialty 136 – Metallurgy. – National University “Zaporizhzhia Polytechnic”, Zaporizhzhia, 2026.

The dissertation summarizes the scientific and applied understanding of modern metallurgical technological processes of smelting with the use of high-temperature treatment of the melt and modification of cast heat-resistant nickel alloys, including the application of technological return in the charge, which, in combination with hot isostatic pressing and subsequent heat treatment of finished cast products, provides their physical and mechanical, heat-resistant and operational properties, as well as economic indicators at the level of world analogues and higher.

Using known methods, a set of computational and analytical studies was conducted and the most important parameters characterizing the structural and phase stability and performance of the cast heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI were determined.

The main temperature parameters, the amount of the main strengthening  $\gamma'$ -phase, the limit of short-term and long-term strength of the heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI at different alloying levels were determined. The calculated indicators correspond to the level of requirements of OST 1.90.126-85 and the known practical results of research on the alloy ZhS3DK-VI, including those conducted with the participation of the author of this work.

The obtained results indicate sufficient stability of the ZhS3DK-VI alloy and its general suitability for wide application of modification with various complexes to improve the level of physicomechanical and operational properties. The correctness of the applied temperature and pressure parameters in the process of hot isostatic pressing (HIP) and heat treatment of the ZhS3DK-VI alloy was confirmed.

Conducted studies confirm the possibility of using 50% of own return in the charge (after preliminary remelting with high-temperature melt treatment) during the manufacture of turbine blades. Hot isostatic pressing before standard heat treat-

ment almost completely heals micropores and voids in the internal volumes of the metal, which contributes to the stabilization of the structure and improves the complex of physicomachanical and operational properties of critical cast products from heat-resistant nickel alloys for aviation and power plants.

A complex of studies of the influence of various types of modification during the smelting of the heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI on the structure and properties of the relevant cast products was conducted.

Castings from the heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI, modified with titanium carbonitride; yttrium; yttrium in a complex with titanium carbonitride or niobium at different ratios of additives in the melt of Ni-Y ligature, Ti (TiCN) and Nb were studied. The chemical composition, mechanical and heat-resistant properties of the studied samples after HIP and standard heat treatment are satisfactory and meet the requirements of OST 1.90.126-85. The microstructure of samples cast from the alloy ZhS3DK-VI in all variants (after HIP and heat treatment) is characteristic of the normally heat-treated state of the alloy ZhS3DK-VI. Carbides and carbonitrides are isolated in the form of discrete globular particles, mainly evenly distributed in the volume of the metal.

In terms of mechanical properties, the experimentally modified samples significantly outperform others and meet the more strict requirements of aircraft engine developers for the material of cast fan blades.

The best effect of complex modification with yttrium and titanium carbonitride with additives in the melt  $[\text{Ti}+\text{Ti}(\text{C},\text{N})] - 0.075\%$  and Ni-Y ligature – 0.136% has been established, which ensures the formation of the most favorable structure and significantly better mechanical and heat-resistant properties of the nickel alloy ZhS3DK-VI. In this case, grain refinement is observed; carbides and carbonitrides are isolated in the form of discrete globular particles, evenly distributed in the volume of the metal; grain boundaries are thin with the presence of carbides at the boundaries with a size that mainly does not exceed  $\sim 3 \mu\text{m}$ . This probably contributed to the increase in impact strength to values of  $58.8 \text{ J/cm}^2$ .

For practical use in production conditions, a technological process for manufacturing critical castings for aviation and power engineering from heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI is recommended, which involves high-temperature treatment of the melt, the use of complex modification with yttrium and titanium carbonitride (optimal additives in the melt  $[\text{Ti}+\text{Ti}(\text{C},\text{N})]$  – 0.075% and Ni-Y ligature – 0.136%), hot isostatic pressing at a temperature of 1210 °C and a pressure of 160 MPa and subsequent heat treatment of finished castings according to the standard regime (homogenization in a protective atmosphere at a temperature of  $1210 \pm 10$  °C with a holding time of 4 hours and cooling at a rate equivalent to cooling in an air atmosphere).

**Key words:** Heat-resistant nickel alloy, chemical composition, calculation and analytical methods, cast sample, modification, yttrium, titanium carbonitride, niobium, hot isostatic pressing, macro- and microstructure, mechanical properties, impact toughness, long-term strength.

## СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

*Статті у виданнях, що включені до міжнародних науково-метричних баз*

*Scopus та Web of Science:*

<https://www.scopus.com/authid/detail.uri?authorId=58108919700>

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-1963-1836>

1. Klochykhin V. V. Hot isostatic pressing in the manufacture of ZhS3DK-VI alloy turbine blades with 50% returns in the charge / V. V. Klochykhin, O. O. Pedash, S. M. Danilov, D. O. Tyomkin, O. O. Naumyk and V. V. Naumyk // Strength of Materials. – 2022. –54 (6). – P. 1043 – 1049. (Scopus, WOS) Quartile – Q4. <https://doi.org/10.1007/s11223-023-00479-7>

2. Tomkin D. O. Structure and properties of cast blades made of ZhS3DK-VI alloy modified with nickel-yttrium ligature / D. O. Tomkin, O. O. Pedash, S. M. Danilov, V. V. Klochykhin, O. O. Naumyk, and V. V. Naumyk // Materials Science. – 2023. –59 (4). – P. 480 – 486. (Scopus, WOS) Quartile – Q3.

<https://doi.org/10.1007/s11003-024-00801-x>

3. Danilov S. M. Complex modification of heat-resistant ZhS3DK-VI alloy with yttrium and titanium carbonitride / S. M. Danilov, D. O. Tomkin, O. O. Pedash, O. O. Naumyk, and V. V. Naumyk // Materials Science. – 2024, 60 (3). – P. 389–396. (Scopus, WOS). Quartile – Q3. <https://doi.org/10.1007/s11003-025-00898-8>

4. Tomkin D. O. Complex modification of heat-resistant ZhS3DK-VI alloy with yttrium and titanium carbonitride, and niobium / D. O. Tomkin, O. O. Pedash, O. O. Naumyk and V. V. Naumyk // Materials Science. – 2025. – 61 (3). – P. 316–322. (Scopus, WOS). Quartile – Q3. <https://doi.org/10.1007/s11003-025-00995-8>

*Статті у наукових фахових виданнях:*

5. Клочихін В. В. виправлення ливарних дефектів у лопатках із сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ультра дисперсними частинками карбонітриду титану, методом гарячого ізостатичного пресування / В. В. Клочихін, О. О.

Педаш, С. М. Данілов, Д. О. Тьомкін, О. О. Наумик, В. В. Наумик // Процеси лиття. – 2022. – № 3 (149). – С. 19–26. <https://doi.org/10.15407/plit2022.03.019>

6. Тьомкін Д. О. Вплив модифікування ітрієм на структуру і властивості виливків, отриманих з вороття сплаву ЖС6У-ВІ / Д. О. Тьомкін, В. В. Клочихін, С. М. Данілов, О. О. Педаш, О. О. Наумик, В. В. Наумик // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2022. – № 2. – С. 50–56. <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2022-2-9>

7. Наумик О. О. Аналітичний розрахунок якісних показників ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ / О. О. Наумик, Д. О. Тьомкін, В. В. Наумик // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2023. – № 2. – С. 51–58. <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2023-2-8>

8. Данилов Сергій. Комплексне модифікування жароміцного нікелевого сплаву дисперсними частками туготопких з'єднань / Сергій Данилов, Олексій Педаш, Валерій Наумик, Дмитро Тьомкін, Олена Наумик // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2024. – № 4. – С. 6–14. <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2024-4-1>

***Тези доповідей міжнародних науково-технічних  
та науково-практичних конференцій:***

9. Клочихін В. В. Виготовлення відповідальних виливків з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ з покращеними техніко-економічними показниками / В. В. Клочихін, О. О. Педаш, С. М. Данілов, Д. О. Тьомкін, О. О. Наумик, В. В. Наумик // Литво. Металургія. 2022: Матеріали XVIII Міжнародної науково-практичної конференції (04-06 жовтня 2022 р., м. Харків - м. Київ). Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О.І. – Харків, НТУ «ХПШ», 2022. – С. 76–79.

10. Naumyk Olena. Improvement of the structure and properties of the responsible castings from heat-resistant nickel alloys using the hot isostatic pressing / Olena Naumyk, Svitlana Voitenko // Тиждень науки-2023. Електротехнічний факультет Тези доповідей науково-технічної конференції, Запоріжжя, 24-28

квітня 2023 р. Редкол.: Вадим ШАЛОМЄЄВ (відпов. ред.). – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2023. – С. 316–317.

[https://zp.edu.ua/uploads/dept\\_s&r/2023/conf/4.1/TN-2023-ETF.pdf](https://zp.edu.ua/uploads/dept_s&r/2023/conf/4.1/TN-2023-ETF.pdf)

11. Наумик О. О. Забезпечення якості та високих властивостей відповідальних виливків з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-VI / О. О. Наумик, Д. О. Тьомкін, В. В. Наумик // Збірник наукових праць міжнародної конференції «Інноваційні технології підготовки кадрів для промисловості та транспорту 2024». – Дніпро: НТУ «ДП», 2024. – С. 104–114.

<https://journals.indexcopernicus.com/api/file/viewByFileId/1960728>

12. Тьомкін Д. О. Забезпечення якості ливарних жароміцних нікелевих сплавів. Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах / Д. О. Тьомкін, О. О. Педаш, О. О. Наумик, В. В. Наумик // Збірник тез XVII Міжнародної науково-технічної конференції, Запоріжжя, 26-27 листопада 2024р. Відпов. редактор В.Г. ІВАНОВ. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2025. – С. 137–140.

13. Tomkin Dmytro. Investigation of ZhS3DK-VI alloy as a material of gas turbine engines cast blades / Dmytro Tomkin, Oleksii Pedash, Olena Naumyk, Valeriy Naumyk, Eduard Kondratiuk // V. Tonkonogyi et al. (Eds.): Advanced Manufacturing Processes VI. Interpartner 2024. Lecture Notes in Mechanical Engineering. – Springer. Cham. – P. 468–477. (Scopus) Quartile – Q4. [https://doi.org/10.1007/978-3-031-82746-4\\_41](https://doi.org/10.1007/978-3-031-82746-4_41)

14. Tomkin D. Heat-Resistant Nickel Alloy ЖСЗДК-VI Modification with Titanium Carbonitride Ultrafine Powders / D. Tomkin, S. Danilov, O. Pedash, O. Naumyk, V. Naumyk // 154th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings. TMS 2025. The Minerals, Metals & Materials Series. – Springer. Cham. – PP. 1553–1561. (Scopus) Quartile – Q4. [https://doi.org/10.1007/978-3-031-80748-0\\_136](https://doi.org/10.1007/978-3-031-80748-0_136)

15. Наумик О. О. Технологічне забезпечення покращених експлуатаційних та економічних показників литих деталей з жароміцних сплавів для авіаційного та енергетичного машинобудування / О. О.Наумик, О. О.Педаш,

Д. О.Тьомкін, В. В. Наумик // Литво. Металургія. 2025: Матеріали XXI Міжнародної науково-практичної конференції (27-29 травня 2025 р., м. Харків – м. Київ). Під заг. ред. д.т.н., проф. Пономаренко О. І. – Харків: НТУ «ХП», 2025. – С. 194–195.

16. Наумик О. О. Вдосконалення технології виготовлення литих деталей для авіаційного та енергетичного машинобудування / О. О. Наумик, О. О. Педаш, В. В. Наумик, В. А. Шаломєєв // Тези доповідей II Всеукраїнської науково-технічної конференції студентів, аспірантів і молодих учених з міжнародною участю «Молодь в авіації: нові рішення та перспективні технології» (27-28 листопада 2025 р. м. Запоріжжя). – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2025. – С. 73–74.

## ЗМІСТ

Перелік умовних позначень, символів, скорочень та термінів .....	14
ВСТУП .....	15
<b>Розділ 1. СУЧАСНІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОЦЕСИ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО ТА ЕНЕРГЕТИЧНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ .....</b>	<b>23</b>
1.1 Загальна характеристика Сучасних жароміцних нікелевих сплавів для авіаційного та енергетичного машинобудування .....	23
1.2 Високотемпературна обробка розплаву .....	25
1.3 Модифікування жароміцних нікелевих сплавів .....	27
1.4 Методи технологічного покращення структури та властивостей готових виливків .....	30
1.5 Використання технологічного вороття ЖНС .....	31
1.6 Висновки до першого розділу .....	32
<b>Розділ 2. МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ .....</b>	<b>35</b>
2.1 Дослідні матеріали .....	35
2.2 Методики досліджень .....	35
<b>РОЗДІЛ 3. РОЗРАХУНОК СТРУКТУРНОЇ СТАБІЛЬНОСТІ СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ .....</b>	<b>44</b>
3.1 Аналітичний розрахунок якісних показників ливарного жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ .....	44
3.2 Висновки до третього розділу .....	55
<b>Розділ 4. ВИГОТОВЛЕННЯ ЛОПАТОК ЗІ СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ З 50%-ВИМ ВОРОТТЯМ У ШИХТІ .....</b>	<b>57</b>
4.1 Дослідження складу, структури і властивостей матеріалу лопаток .....	57
4.2 Висновки до четвертого розділу .....	62
<b>Розділ 5. МОДИФІКУВАННЯ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ .....</b>	<b>63</b>

5.1 Структура та властивості литих лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ультрадисперсними частинками карбонітриду титану ....	63
5.2 Структура та властивості литих лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою .....	71
5.3 Модифікування жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ ітрієм в комплексі з карбонітридом титану та ніобієм.....	83
5.5 Висновки до п'ятого розділу .....	101
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ .....	102
ЛІТЕРАТУРА .....	105
ДОДАТОК А.....	119
ДОДАТОК Б.....	121

**ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ, СИМВОЛІВ,  
СКОРОЧЕНЬ ТА ТЕРМІНІВ**

ГТУ – газотурбінна установка;

ГТД – газотурбінний двигун;

ЖНС – жароміцний нікелевий сплав;

ВТОР – високотемпературна обробка розплаву;

КРАМ – комплексна розрахунково-аналітична методика;

ТЩУ – топологічно щільноупаковані фази;

ППФ – піч підігріву форм;

АТ – акціонерне товариство;

РЗМ – рідкоземельні метали;

ГП – гаряче ізостатичне пресування;

ТО – термічна обробка;

НТД – нормативно-технічна документація;

РСМА — рентгеноспектральний мікроаналіз;

## ВСТУП

**Актуальність теми.** Розробка сучасних силових агрегатів для авіаційного та енергетичного машинобудування вимагає удосконалення матеріалів для виготовлення відповідальних виливків, покращення рівня їх фізико-механічних, жароміцних і експлуатаційних властивостей та економічної конкурентоспроможності готових виробів. Логічним є підвищення рівня властивостей сучасних жароміцних нікелевих сплавів шляхом не подальшого ускладнення і без того перенасиченої системи легування, а за рахунок застосування і удосконалення сучасних технологічних процесів як на етапе виплавлення вже відомих сплавів, так і при подальшій обробці готових литих виробів. Таким чином, **актуальною** є науково-практична задача удосконалення технологічних процесів виплавлення ливарних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС), в тому числі при використанні в шихті власного технологічного ворття та із застосуванням різних методів модифікування, а також застосування подальших методів технологічного покращення структури та властивостей готових виливків, в тому числі гарячого ізостатичного пресування (ГІП).

### **Зв'язок роботи з науковими програмами, планами темами.**

Робота є результатом закінченого циклу науково-дослідних робіт, що проводилися кафедрою «Машини і технологія ливарного виробництва» НУ «Запорізька політехніка»:

– спільної науково-дослідної роботи Запорізького національного технічного університету та АТ «Мотор Січ» № 261-22 (2022-2024 рр.) «Розробка технологічного процесу модифікування жароміцних нікелевих сплавів ультрадисперсними порошками карбонітриду титану для виготовлення великогабаритних литих лопаток газотурбінних двигунів»;

– кафедральної науково-дослідної роботи № 02614 (2024-2027 рр.) «Вдосконалення чорних та кольорових ливарних сплавів, методик їх дослідження та технологічних процесів виробництва виливків».

Авторка дисертації була виконавицею цих робіт.

**Мета і завдання дисертаційної роботи.** Мета роботи – удосконалити технологічні процеси отримання відповідальних виливків для авіаційного та енергетичного машинобудування із жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ із застосуванням високотемпературної обробки розплаву і модифікування, в тому числі із використанням в шихті технологічного вороття, що в комплексі з гарячим ізостатичним пресуванням і подальшою термічною обробкою готових литих виробів забезпечить їх фізико-механічні, жароміцні і експлуатаційні властивостей, а також економічні показників на рівні світових аналогів та вище.

Для досягнення поставленої мети сформульовані наступні науково-прикладні завдання:

1. Провести розрахунок структурної стабільності сплаву ЖСЗДК-ВІ з метою оцінки його придатності до подальшого модифікування.
2. Провести дослідні плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ при використанні в шихті власного технологічного вороття.
3. Провести дослідні плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ із застосуванням різних комплексів модифікаторів.
4. Дослідити вплив гарячого ізостатичного пресування (ГІП) на структуру і властивості дослідних литих виробів.
5. Встановити взаємозв'язок між параметрами технологічного впливу та якісними показниками литих виробів.
6. Розробити рекомендації для застосування у виробництві.

**Об'єкт дослідження** – процес комплексного технологічного впливу при виготовленні та подальшій обробці литих деталей з жароміцних нікелевих сплавів, що забезпечує їх покращені відносно рівня розповсюджених серійних сплавів експлуатаційні та економічні показники та дозволяє використання для авіаційного та енергетичного машинобудування

**Предмет дослідження** – закономірності зміни структури, фізико-механічних, жароміцних та експлуатаційних властивостей жароміцних нікелевих сплавів внаслідок зміни параметрів комплексного технологічного

впливу в процесі виготовлення та подальшої обробки литих деталей з жароміцних сплавів для авіаційного та енергетичного машинобудування з покращеними експлуатаційними та економічними показниками.

**Методи досліджень.** Для визначення найважливіших параметрів, що характеризують структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування, застосували відомі розрахунково-аналітичні методи, в тому числі розроблену в НУ «Запорізька політехніка» комплексну методику.

Плавки жароміцних нікелевих сплавів проводили на вакуумній установці типу УППФ-3М із застосуванням сучасних процесів високотемпературної обробки розплаву і модифікування.

За допомогою стандартних методик досліджували хімічний склад, вивчали зовнішній вигляд, макро- і мікроструктуру, фізико-механічні властивості, тривалу міцність матеріалу дослідних лопаток і зразків. Провели випробування лопаток на згин.

Механічні та жароміцні властивості зразків визначали після ГП та термічної обробки за стандартним режимом (гомогенізація при температурі  $1210 \pm 10$  °С протягом 4 г в захисній атмосфері). Процес ГП проводили в атмосфері аргону за наступним режимом: нагрівання до температури  $1210 \pm 10$  °С; витримка 2 г при тиску в камері 160 МПа; охолодження виливків.

Випробування на разрив при температурі 20 °С здійснювали на машині ZDM30. Тривалу міцність визначали на установці моделі ДСТ-5000.

Відносна похибка складала на більше 5 %.

**Наукова новизна отриманих результатів полягає в наступному.**

**1. Вперше теоретично із застосуванням відомих методик, проведено комплекс розрахунково-аналітичних досліджень та визначено найважливіші параметри, що характеризують структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування.**

Раніше такі дані мали фрагментарний характер. Отримано основні розрахункові температурні параметри, кількість основної зміцнюючої  $\gamma'$ -фази, границя короткочасної і тривалої міцності жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування. Розрахункові показники відповідають відомим практичним результатам досліджень та рівню вимог ОСТ 1.90.126-85 до сплаву ЖСЗДК-ВІ

Отримані результати свідчать про достатню стабільність сплаву ЖСЗДК-ВІ та його загальну придатність для широкого застосування модифікування різними комплексами для подальшого покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей, підтверджують коректність застосованих параметрів температури і тиску в процесі ГП і ТО сплаву ЖСЗДК-ВІ.

***2. Отримали подальший розвиток науково-практичні уявлення про можливість використання технологічного вороття в шихті при виплавленні жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ.***

Показано, що якість виливків із жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, отриманих з використанням у шихті 50%-вого вороття (після попереднього переплаву із застосуванням високотемпературної обробки розплаву), після ГП та термічної обробки за стандартним режимом відповідає вимогам ОСТ 1.90.126-85.

У процесі ГП лопаток при температурі 1210 °С і тиску 160 МПа відбувається заліковування мікропор і рихлот, що не виходять на поверхню деталей (знаходяться у внутрішніх об'ємах металу). ГП перед стандартною термічною обробкою позитивно впливає на комплекс фізико-механічних та експлуатаційних властивостей відповідальних литих виробів із жароміцних нікелевих сплавів для авіаційних і енергетичних силових установок.

***3. Отримали подальший розвиток науково-практичні уявлення про можливість застосування різних видів модифікування при виплавленні жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ.***

Досліджено виливки з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ультрадисперсним порошком карбонітриду титану; ітрієм; ітрієм у комплексі з карбонітридом титану або ніобієм при різних співвідношеннях присадок у розплав Ni-Y лігатури, [Ti+Ti(C,N)] і Nb. Хімічний склад, механічні та жароміцні властивості досліджуваних зразків після ГП та стандартної ТО задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85. Мікроструктура зразків, відлитої зі сплаву ЖСЗДК-ВІ за всіма варіантами (після ГП та ТО), характерна для нормально термообробленого стану сплаву ЖСЗДК-ВІ. Карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок, переважно рівномірно розподілених в об'ємі металу.

Встановлено найкращий ефект від комплексного модифікування ітрієм і карбонітридом титану з присадками у розплав [Ti+Ti(C,N)] – 0,075% і Ni-Y лігатури – 0,136%, що забезпечують формування найбільш сприятливої структури і значно кращі механічні та жароміцні властивості нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ. В цьому випадку спостерігається подрібнення зерна, карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок, рівномірно розподілених в об'ємі металу; межі зерен тонкі з наявністю на межах карбідів розміром, що переважно, не перевищує ~3 мкм. Це, ймовірно, сприяло підвищенню ударної в'язкості до значень 58,8 Дж/см<sup>2</sup>.

#### **Практичне значення одержаних результатів.**

1. Отримані результати проведеного комплексу розрахунково-аналітичних досліджень свідчать про достатню стабільність сплаву ЖСЗДК-ВІ та його загальну придатність для широкого застосування модифікування різними комплексами для подальшого покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей відповідальних виливків для авіаційного і енергетичного машинобудування, підтверджують коректність застосованих параметрів температури і тиску в процесі ГП і ТО сплаву ЖСЗДК-ВІ.

2. Підтверджено можливість використання у шихті 50%-вого вороття (після попереднього переплаву із застосуванням високотемпературної обробки розплаву) під час виготовлення робочих лопаток турбін зі сплаву ЖСЗДК-

ВІ із забезпечення отримання у виливках після ГПІ та термічної обробки за стандартним режимом повного комплексу фізико-механічних і жароміцних властивостей, відповідно до ОСТ 1.90.126-85.

У структурі лопаток турбін після ГПІ мікропори практично відсутні, що сприяє її стабілізації та покращенню властивостей матеріалу. Розмір виявлених після ГПІ одиничних мікропор більш ніж у 40 разів менший порівняно з порами в литих лопатках до проведення ГПІ.

3. Рекомендовано для практичного використання в умовах АТ «Мотор Січ» та ДП «Івченко Прогрес» технологічного процесу виготовлення відповідальних виливків для авіаційного і енергетичного машинобудування з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, що передбачає високотемпературну обробку розплаву, застосування комплексного модифікування ітрієм і карбонітридом титану (оптимальні присадки у розплав  $[Ti+Ti(C,N)] - 0,075\%$  і Ni-Y лігатури – 0,136%), гаряче ізостатичне пресування при температурі 1210 °С і тиску 160 МПа та подальшу термічну обробку готових виливків за стандартним режимом (гомогенізація при температурі  $1210 \pm 10$  °С протягом 4 г в захисній атмосфері).

Результати апробовано на ДП «Івченко Прогрес» (акт від 05.11.2025 р.)

4. Результати дисертаційної роботи, а саме отримані залежності, а також досвід практичного застосування методик впроваджено в навчальний процес (курс лекцій та практичних робіт) вивчення дисциплін «Прогресивні технології в ливарному виробництві», «Сучасні методи забезпечення спеціальних властивостей металів та сплавів» та «Сучасні методи дослідження ливарних сплавів» на кафедрі «Машини і технологія ливарного виробництва» НУ «Запорізька політехніка» (акт від 10.10.2025 р.). Забезпечено підвищення рівня підготовки фахівців спеціальності 136 «Металургія» третього (освітньо-наукового) рівня «Доктор філософії».

**Особистий внесок здобувача.** Основні результати, наведені в дисертаційній роботі, були отримані, проаналізовані і сформульовані автором са-

мостійно. У роботах, опублікованих у співавторстві, особисто здобувачеві належать:

– проведення комплексу розрахунково-аналітичних досліджень та визначення найважливіших параметрів, що характеризують структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування, аналіз і узагальнення отриманих результатів [102, 107];

– участь у постановці експерименту, дослідженні структури і властивостей сплаву ЖСЗДК-ВІ, отриманого з використанням в шихті власного технологічного вороття із застосуванням високотемпературної обробки розплаву, а також гарячого ізостатичного пресування і подальшої термічної обробки при виготовленні литих лопаток та зразків; аналіз і узагальнення отриманих результатів [108, 109, 113];

– участь у постановці експерименту, вивченні структури і властивостей дослідних варіантів сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ультрадисперсним порошком карбонітриду титану; ітрієм; ітрієм у комплексі з карбонітридом титану або ніобієм при різних співвідношеннях присадок у розплав Ni-Y лігатури, [Ti+Ti(C,N)] і Nb, отриманого із застосуванням високотемпературної обробки розплаву, а також гарячого ізостатичного пресування і подальшої термічної обробки при виготовленні литих лопаток та зразків; аналіз і узагальнення отриманих результатів [108, 110 – 112, 114 – 116];

– участь в дослідженнях впливу гарячого ізостатичного пресування та термічної обробки на структуру і властивості дослідних виробів з жароміцних сплавів [108 – 116];

– участь в дослідженні впливу модифікування ітрієм на структуру і властивості виливків, отриманих з вороття сплаву ЖС6У-ВІ [113].

**Апробація результатів дисертації.** Основні результати дисертаційної роботи доповідались й обговорювались на наступних міжнародних наукових конференціях. XVIII Міжнародній науково-практичній конференції «Литво. Металургія. 2022» (04-06 жовтня 2022 р., м. Харків - м. Київ); Міжнародній

конференції «Інноваційні технології підготовки кадрів для промисловості та транспорту 2024» (26-27 квітня 2024 р. Дніпро: НТУ "ДП"); 6 th Grabchenko's International Conference on Advanced Manufacturing Processes (InterPartner-2024), September 10–13, 2024 (Odessa, Ukraine. 2024.); XVII Міжнародній науково-технічній конференції «Неметалеві накраплення і газу в ливарних сплавах» (Запоріжжя, 26-27 листопада 2024 року); 154th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings. TMS 2025 (March 23-27, 2025, Nevada, USA, 2025); XXI Міжнародній науково-практичній конференції «Литво. Металургія. 2025» (27-29 травня 2025 р. м. Харків – м. Київ); II Всеукраїнській науково-технічній конференції студентів, аспірантів і молодих учених з міжнародною участю «Молодь в авіації: нові рішення та перспективні технології» (27-28 листопада 2025 р. м. Запоріжжя).

**Публікації.** Результати дисертаційної роботи опубліковано у 16 друкованих працях, в тому числі: у 4 виданнях, що індексуються у міжнародних науково-метричних базах Scopus та Web of Science; у 4 фахових виданнях; у 8 тезах доповідей на міжнародних науково-технічних та науково-практичних конференціях, 2 з яких індексуються у науково-метричній базі даних Scopus.

**Структура та обсяг дисертації.** Дисертація викладена на 122 сторінках, складається зі вступу, 5 розділів, загальних висновків, списку використаних джерел з 116 найменувань, 2 додатків. Робота містить 35 рисунків, 23 таблиці.

# **Розділ 1. СУЧАСНІ МАТЕРІАЛИ І ТЕХНОЛОГІЧНІ ПРОЦЕСИ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТИХ ДЕТАЛЕЙ ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО ТА ЕНЕРГЕТИЧНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ**

Розробка сучасних силових агрегатів для авіаційного і енергетичного машинобудування вимагає постійного удосконалення існуючих матеріалів і технологічних процесів виготовлення литих деталей відповідно до зростаючих вимог як по рівню фізико-механічних і експлуатаційних властивостей, так і до економічності кінцевої продукції.

Традиційно широко використовуваним є клас жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) з інтерметалідним зміцненням [1 – 4].

Типовими представниками відповідальних деталей силових агрегатів авіаційного та енергетичного машинобудування є литі лопатки турбін, що виготовляються методами рівноосної та спрямованої кристалізації з ЖНС [1, 2, 4 – 6].

Литі лопатки турбін працюють у дуже складних умовах високих навантажень і температур [2, 6, 8] при реальній загрозі руйнування через аварійне попадання стороннього предмету (наприклад, птаха) в турбіну. Зважаючи на це, особливе значення серед інших показників механічних властивостей, що забезпечують експлуатаційну стійкість і надійність авіаційних двигунів, набуває ударна в'язкість матеріалу лопаток [9 – 12].

## **1.1 ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА СУЧАСНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ АВІАЦІЙНОГО ТА ЕНЕРГЕТИЧНОГО МАШИНОБУДУВАННЯ**

ЖНС характеризуються дуже складною системою легування [9 – 12], наприклад, широко відомі такі високожаростійкі сплави виробництва США, як CMSX-4 [13], CMSX-7 і CMSX-8 [14], CMSX-11B і CMSX-11C [15]. Висо-

кий рівень жароміцності цих сплавів обумовлений  $\gamma'$ -фазою – інтерметалідною сполукою  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , частинки якої утворюється під час розпаду пересиченого твердого розчину [9, 10] та створюють надійні перешкоди для ковзання та переповзання дислокацій в умовах високотемпературної повзучості.

У жароміцних нікелевих сплавах вміст основних елементів Ti і Al, що утворюють  $\gamma'$ -фазу, має знаходитись на рівні: Ti + Al – близько 4...8% [9, 10]. При перелегуванні сплавів – значенні суми Ti + Al більше 8,2 % по межах зерен при металографічному дослідженні можуть виявлятися потовщення (збільшення білої облямівки), грубі виділення карбідної фази, евтектичні виділення [4, 9, 10], що призводить до різкого погіршення властивостей.

Велику роль в жароміцних нікелевих сплавах відіграє вуглець [1, 9, 10, 16, 17]. Карбідні фази характеризуються більш високою термічною стабільністю ніж основна зміцнююча  $\gamma'$ -фаза, вони виділяються як по межах зерен, так і в середині основної  $\gamma$ -матриці, і забезпечують карбідне зміцнення ЖНС в умовах високотемпературної повзучості.

В науково-технічній літературі наведено результати великої кількості досліджень, спрямованих на покращення комплексу механічних властивостей сплавів при кімнатних і підвищених температурах [18 – 20], вивчення зв'язку між структурою і властивостями сплавів [21 – 23]. Особлива увага приділяється вивченню показників тривалої міцності жароміцних сплавів [24 – 25].

Багато досліджень присвячено вирішенню задач розробки нових жароміцних матеріалів з підвищеними властивостями, призначених для конкретних умов використання [26 – 28], в тому числі таких, що працюють в умовах високотемпературної корозії [29], піттингової корозії [30] та ін. Велика увага приділяється якості поверхні відповідальних виливків [31]. При цьому можливості широко відомих сплавів (наприклад ЖСЗДК-ВІ) ще повністю далеко не вичерпані і рівень їх властивостей може бути суттєво покращений за рахунок проведення спеціальних технологічних операцій.

Сплав ЖСЗДК-ВІ використовується для виготовлення литих лопаток вентиляторних турбін методом рівноосної кристалізації, що працюють при температурах до 900 °С [3, 9, 10, 32].

На сьогодні актуальною є задача покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей сучасних ливарних жароміцних нікелевих сплавів не за рахунок подальшого перевантаження їх додатковим легуванням, а застосуванням різноманітних технологічних заходів, таких як модифікування, високотемпературна обробка розплаву та різних технологічних методів виправлення ливарних дефектів у відповідальних виливках, покращення структури і якісних показників матеріалу готових виробів [33, 34].

## **1.2 ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНА ОБРОБКА РОЗПЛАВУ**

Особливе значення при виготовленні відповідальних виливків з жароміцних нікелевих сплавів має якість рідкого металу безпосередньо перед його заливанням в ливарні форми. Відомі дослідження [7, 35] вказують на те, що при температурах, близьких до ліквідусу, рідкий метал є досить не однорідним, не рівноважним та зберігає спадкову пам'ять про структуру шихтових матеріалів. Особливо гостро це питання постає у випадку використання в шихті вторинних матеріалів, наприклад, власного технологічного вороття [7].

Для вирішення цієї проблеми можуть застосовуватись різні технологічні методи, як електромагнітне перемішування розплаву, вплив ультразвуку, накладання високочастотних та низькочастотних механічних коливань [36] і т.п. Однак найбільш доступним і розповсюдженим є вплив на розплав підвищених температур.

Процес високотемпературного рафінування розплаву, що забезпечує формування рівноважної і оптимальної, в даних умовах, структури, найчастіше називають високотемпературною обробкою розплаву (ВТОР) [7, 33].

Будова рідких розплавів є одним із найскладніших і недостатньо вивчених питань. Вважають [7, 35], що рідкі розплави складаються з мікронео-

днорідних областей (кластерів), розміри та тупень неоднорідності яких залежать від температури.

Відповідно теорії видатного українського металофізика академіка Архарова В.І., при нагріванні розплаву до деякої критичної температури, яка на кілька сотень градусів перевищує температуру ліквідусу, відбувається руйнування та розупорядження кластерів і розплав переходить в газоподібний стан [7, 37 – 40]. При цьому існує багато високотемпературних дифракційних досліджень розплавів, які свідчать про збереження кластерної структури рідких металів при їх перегріві набагато вище зазначеної критичної температури [7, 41 – 44].

У одного і того ж сплаву може бути кілька критичних температур, для більшості ЖНС їх дві [7, 37]. Перегрів розплаву вище першої критичної температури призводить до розпаду кластерів типу  $\gamma'$ -фази, а вище другої – кластерів типу карбідів та карбонітридів [7].

В результаті ВТОР в інтервалі критичних температур зміцнююча  $\gamma'$ -фаза виділяється в більшій кількості, рівномірно розподілена і з кращою морфологією, що призводить до зниження ліквідаційної неоднорідності нікелевих сплавів. При нагрівання вище другої критичної температури покращується морфологія карбідних виділень, зменшується кількість і розмір карбідів типу «китайських ієрогліфів». Загальна кількість карбідів в сплаві не змінюється [7].

Також в результаті ВТОР суттєво звужується нерівноважний інтервал кристалізації сплаву [7].

Взагалі при перегріву до певної критичної температури розплавом досягається новий рівноважний стан і втрачаються відповідні спадкові властивості шихти [40 – 44].

Існує достатня кількість експериментальних методів визначення, а також теоретичного обчислення цих температур [45 – 48].

При цьому слід враховувати, що реальний ливарний сплав не є однофазною системою і присутні в ньому тверді неметалеві включення відіграють

дуже важливу або навіть визначальну роль у процесі кристалізації і формуванні структури виливків [44].

Відомі дослідження, які підтверджують, що ВТОР дозволяє збільшити міцність, пластичність, ударну в'язкість та тривалу міцність ЖНС, а в результаті збільшити експлуатаційний ресурс литих деталей [7, 33, 35, 49 – 51].

### **1.3 МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ**

Модифікування є одним з найперспективніших напрямів технологічного покращення структури і властивостей сучасних ливарних ЖНС [34, 52, 53]. Технологічні параметри процесу модифікування сплаву (тип модифікатора, температура розплаву, час введення і кількість модифікатора) визначаються його хімічним складом та призначенням.

Модифікатори – це речовини, що у дуже малій кількості суттєво впливають на процеси кристалізації з розчинів або розплавів. Властивості сучасних ливарних сплавів в значному ступені зобов'язані ефективним методам модифікування [54].

Відповідно теорії акад. Ребіндера П.О., на початку процесу кристалізації сплав уявляє собою систему з дуже малих кристаликів – зародків, що утворюють дисперсну фазу і є відносно рівномірно розподіленими в рідкому розплаві. В процесі кристалізації зародки збільшуються до певних розмірів, зрощуються один з одним і утворюють полікристалічний агрегат. Розміри, форма, а також умови зрощування окремих кристалів суттєво впливають на фізико-механічні властивості ливарних сплавів [54].

За характером дії на сплави розрізняють модифікатори першого роду – поверхнево-активні речовини, дія яких полягає у вибірковій адсорбції на верхні кристалів; і модифікатори другого роду – дуже дрібні тверді частинки, що утворюють в розплаві штучні зародки і знижують роботу утворення кристалів. В обох випадках обмежується зростання кристалів і подрібнюється макро- і мікроструктура сплавів [52 – 54].

Для модифікування ливарних сплавів використовують поверхнево-активні метали, що в рідкому стані на межі з повітрям мають відносно низьку вільну поверхневу енергію [52 – 54].

Первинні карбіди утворюються з розплаву при температурах, близьких до солідусу і розташовуються переважно між осями дендритів, чим зумовлена їх так звана форма «китайських ієрогліфів» [1, 9, 10]. Така форма є несприятливою в першу чергу для пластичності ливарних ЖНС, тому задачею технологічної операції модифікування поверхнево активними елементами є забезпечення формування в структурі рівномірно розподілених карбідів глобулярної форми [1, 9, 10].

В роботах [1, 9, 10, 53, 55, 56] достатньо повно розглянуті питання теорії та практики модифікування рідкісноземельними металами (РЗМ). РЗМ пригнічують дію шкідливих домішок (таких як сірка, кисень та азот), утворюючи з ними тугоплавкі сполуки. РЗМ розташовуються на поверхні розділу фаз і зменшують відстань між дендритами, змінюють розмір, форму та розподіл неметалевих включень. Модифікування РЗМ поліпшує структурну стабільність сплавів, перешкоджає дифузійним процесам, запобігає утворенню топологічно щільно упакованих фаз.

Ітрій є типовим і переважним представником РЗМ при модифікуванні ЖНС. Як поверхнево активний елемент, він накопичується на межі твердої та рідкої фаз, сприяє подрібненню структурних складових, покращує морфологію карбідів і карбонітрідів. В межах вмісту в сплаві 0,007...0,013 % по масі ітрій підвищує в'язкість розплаву і уповільнює зростання твердої фази [1, 9, 10, 53, 55, 56].

Також для модифікування ливарних сплавів може бути використана присадка карбідоутворюючого елемента. Одним з елементів, що широко застосовуються при легуванні та модифікуванні жароміцних нікелевих сплавів, є ніобій. Nb сприяє дисперсійному зміцненню жароміцних сплавів за рахунок утворення інтерметалідних  $\gamma'$ -фаз та карбідів типу MeC [1, 9, 10, 57 – 60].

Вже з 70-х років минулого століття почалося застосування у ливарному виробництві ультрадисперсних матеріалів, засноване на відомому фізичному явищі підвищення зміцнювальних властивостей модифікаторів із зменшенням діаметра частинок, внаслідок чого збільшується їхня питома поверхня та реакційна здатність [61].

Відомо [61 – 64], що сталі та сплави, у порівнянні з поширеними методами модифікування та мікролегування, набагато інтенсивніше зміцнюються при суспензійному модифікуванні їх ультрадисперсними порошками (УДП) тугоплавких сполук, частинки яких є дрібними кристалами (0,01...1 мкм) [61, 65], а також комплексними модифікаторами, що зміцнюють сплав на кількох структурних рівнях. На структурному рівні кристалічних ґрат такі частки рівномірно розподіляються всередині зерна і наявних міжфазних меж.

Велику роль у високодисперсних системах при формуванні фізико-хімічних і механічних властивостей відіграють поверхневі явища.

Встановлено [57, 61], що модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ різними ультрадисперсними порошками сприяє зниженню мікропористості в порівнянні з серійним сплавом і, безсумнівно, є перспективним напрямом покращення комплексу його фізико-механічних властивостей та експлуатаційних характеристик, як матеріалу робочих лопаток газотурбінних двигунів. Однак в окремих виливках зафіксовано наявність дефектів ливарного походження, що призводило до утворення тріщин у процесі випробування їх на вигин [61, 66].

Для кожного сплаву і виду модифікатора потрібна своя оптимальна кількість добавки (зазвичай до 0,1 % маси сплаву) [61, 67]. Залежно від складу сплаву та поставленої задачі (подрібнення зерна, підвищення міцності або пластичних характеристик) визначають температуру розплаву та допустимий час введення модифікатора у розплав до моменту розливання [61, 68].

Для модифікування жароміцного сплаву нікелевого ЖСЗДК-ВІ використовується ультрадисперсний порошок карбонітриду титану. Модифікатор TiCN в розплав вводиться у вигляді порошку або брикетів, як

правило, основою при виготовленні таких брикетів є титан. Модифікатор вводять у кількості 0,05...0,1 % за масою [69].

Модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ карбонітридом титану в кількості 0,05 % сприяло подрібненню макроструктури, зменшенню кількості та розміру мікропор, підвищенню механічних та жароміцних властивостей [70].

У поєднанні з плавленням і рафінуванням, легування і модифікування визначають характер кристалізації, ступінь зернистості структури і комплекс властивостей сплаву [34, 52 – 54]. Проте особливості реалізації процесу та вплив комплексного використання всіх цих факторів, а також методів технологічного покращення готових виробів на їх властивості остаточно не встановлено.

Показником придатності сплаву до додаткового модифікування є рівень його структурної стабільності [71].

#### **1.4 МЕТОДИ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПОКРАЩЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ГОТОВИХ ВИЛИВКІВ**

Для всіх виливків з високолегованих жароміцних нікелевих сплавів характерною є наявність таких дефектів, як мікропори та інші недосконалості структури, ліквация, невідповідність фазового складу, що суттєво впливає на фізико-механічні, жароміцні та експлуатаційні властивості готових виробів [34, 52 – 54].

Одним з ефективних способів виправлення ливарних дефектів у відповідальних виливках, а отже підвищення комплексу їх властивостей та експлуатаційної надійності є гаряче ізостатичне пресування [72 – 74], суть якого полягає у всебічному стисканні виливків у середовищі спеціальної рідини або газу при високих температурах. При цьому обирають максимально високу температуру обробки виливків, щоб тільки запобігти оплавленню структури матеріалу.

Покращення якості матеріалу в результаті ГПП відбувається за рахунок видалення таких внутрішніх дефектів як пористість, внутрішня усадка та міждендритні тріщини, що утворюються в процесі затвердіння металу. В процесі ГПП спочатку відбувається змикання стінок порожнин за механізмами повзучості та пластичної деформації, а далі дифузійне зварювання поверхонь, які було приведено в контакт [72 – 74]. При цьому барометрична обробка не видаляє дефекти, що сполучаються з поверхнею виливка.

Позитивний вплив ГПП на структуру і властивості відповідальних виливків авіаційного і енергетичного машинобудування підтверджено рядом досліджень [75 – 77].

Одним з основних методів технологічного поліпшення структури та властивостей матеріалу виливків є термічна обробка, вид і режим якої обираються в залежності від хімічного складу сплавів та умов експлуатації виробів [33, 34, 52 – 54]. Для відповідальних литих виливків з сучасних ЖНС стандартним видом термообробки є гомогенізація [1, 34, 78, 79].

Головною метою процесу гомогенізації є розчинення нерівноважних об'ємних сегрегацій евтектики  $\gamma$ - $\gamma'$  та подальше виділення вторинної, більш дисперсної і рівномірно розподіленої  $\gamma'$ -фази переважно кубічної морфології в аустенітній матриці [1, 34]. Згідно з відомими результатами досліджень [80 – 85] така морфологія є найбільш сприятливою з точки зору гальмування процесів повзучості як для рівноосних полікристалічних, так і для орієнтованих структур [1, 86, 87].

## **1.5 ВИКОРИСТАННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ВОРОТТЯ ЖНС**

Відповідальні виливки для авіаційного і енергетичного машинобудування, зазвичай, виготовляють зі свіжих матеріалів переплавом паспортних шихтових заготовок жароміцних нікелевих сплавів.

Однак в сучасних економічних і політичних умовах все більш гостро постає проблема повторного використання відходів вартісних матеріалів.

Перед використанням в шихті при виробництві відповідальних виливків технологічне вороття ЖНС проходить спочатку поверхневу очистку, а потім високотемпературне рафінування розплаву одним із відомих методів [88, 89], в тому числі ВТОР [33, 49].

Встановлено [33, 49], що найбільш надійною і економічною технологією очищення поверхневих зон є дробеструйна обробка з наступним обдуванням електрокорундом і травленням.

Відомий ряд досліджень, що підтверджують можливість отримання якісних відповідальних виливків з ЖНС при використанні в шихті технологічного вороття [90 – 93].

Саме комплексне застосування декількох зі згаданих (або інших) технологічних операцій дозволить забезпечити якісно новий рівень експлуатаційних властивостей відповідальних литих деталей, виготовлених з широко відомих жароміцних сплавів, одночасно із високими техніко-економічними показниками.

## **1.6 ВИСНОВКИ ДО ПЕРШОГО РОЗДІЛУ**

На основі проведеного аналізу науково-технічної літератури можна зробити наступні висновки.

1. Сучасні ЖНС є перенасиченими легуючими елементами за хімічним складом і шлях покращення комплексу їх фізико-механічних та експлуатаційних властивостей за рахунок подальшого ускладнення системи легування себе майже вичерпав. При цьому можливості широко відомих сплавів (наприклад ЖСЗДК-ВІ) ще повністю далеко не вичерпані і рівень їх властивостей може бути суттєво покращений за рахунок проведення спеціальних технологічних операцій, таких як різні види модифікування, рафінування і інших, спрямованих на покращення якості вже готових відповідальних виливків.

2. Відомий спосіб високотемпературної обробки розплаву (ВТОР) в інтервалі критичних температур сприяє виділенню зміцнюючої  $\gamma'$ -фази в більшій кількості, рівномірно розподіленої і з кращою морфологією, що призводить до зниження ліквідаційної неоднорідності ЖНС; звужує нерівноважний інтервал кристалізації сплаву, а в результаті дозволяє збільшити міцність, пластичність, ударну в'язкість та тривалу міцність ЖНС.

3. Модифікування ливарних сплавів рідкісноземельними металами сприяє подрібненню структурних складових, покращує морфологію карбідів і карбонітридів. Модифікування ультрадисперсним порошком карбонітриду титану сприяє подрібненню макроструктури. Обидва методи забезпечують підвищення механічних та жароміцних властивостей.

4. В результаті ГПП відбувається видалення таких внутрішніх дефектів як пористість, внутрішня усадка та міждендритні тріщини, що утворюються в процесі затвердіння металу. Позитивний вплив ГПП на структуру і властивості відповідальних виливків авіаційного і енергетичного машинобудування підтверджено рядом досліджень.

Термічна обробка є одним з основних методів технологічного поліпшення структури та властивостей матеріалу виливків. Для відповідальних литих виливків з сучасних ЖНС стандартним видом термообробки є гомогенізація.

5. Ряд досліджень підтверджує можливість отримання якісних відповідальних виливків з ЖНС при використанні в шихті технологічного вороття за умов застосування певних технологічних операцій підготовки шихти, ведення плавки та подальшого покращення якості готових виробів.

6. Сплав ЖСЗДК-ВІ є одним із найпоширеніших для виготовлення литих лопаток вентиляторних турбін методом рівноосної кристалізації, що працюють при температурах до 900 °С, при цьому можливості покращення його структури і властивостей, а також техніко-економічних показників готових виробів з нього ще далеко не вичерпані.

Таким чином, **метою даного дослідження** є удосконалити технологічний процес отримання відповідальних виливків для авіаційного та енергетичного машинобудування із жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ із застосуванням високотемпературної обробки розплаву і модифікування, в тому числі із використанням в шихті технологічного вороття, що в комплексі з гарячим ізостатичним пресуванням і подальшою термічною обробкою готових литих виробів забезпечить їх фізико-механічні, жароміцні і експлуатаційні властивостей, а також економічні показників на рівні світових аналогів та вище.

Для досягнення поставленої мети сформульовані наступні науково-прикладні завдання:

1. Провести розрахунок структурної стабільності сплаву ЖСЗДК-ВІ з метою оцінки його придатності до подальшого модифікування.
2. Провести дослідні плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ при використанні в шихті власного технологічного вороття.
3. Провести дослідні плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ із застосуванням різних комплексів модифікаторів.
4. Дослідити вплив гарячого ізостатичного пресування на структуру і властивості дослідних литих виробів.
5. Встановити взаємозв'язок між параметрами технологічного впливу та якісними показниками литих виробів.
6. Розробити рекомендації для застосування у виробництві.

## Розділ 2. МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

### 2.1 ДОСЛІДНІ МАТЕРІАЛИ

Для досліджень було обрано жароміцний нікелевий сплав ЖСЗДК-ВІ (табл. 2.1), який є одним із найпоширеніших для виготовлення методом рівноосної кристалізації литих лопаток вентиляторних турбін, що працюють при температурах до 900 °С [3, 9, 10, 32].

Таблиця 2.1 – Хімічний склад сплаву ЖСЗДК-ВІ.

ЖСЗДК-ВІ	Вміст елементів, % по масі						
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo
Норми ОСТ	0,06-	11,0-	8,0-	3,8-	4,0-	2,5-	3,8-
1.90.126-85	0,11	12,5	10,0	4,5	4,8	3,2	4,5

Примітка. Відповідно ОСТ 1.90.126-85 в сплаві також допускається вміст (по масі) Fe ≤ 2,0 %; Si ≤ 0,4 %; Mn ≤ 0,4 %; S ≤ 0,015 %.

Вивчали матеріал дослідних плавок різних варіантів: із використанням в шихті власного технологічного ворття, із застосуванням різних модифікаторів та їх комплексів, а саме ультрадисперсним порошком карбонітриду титану; ітрієм; ітрієм у комплексі з ультрадисперсним порошком карбонітриду титану або ніобієм при різних співвідношеннях присадок у розплав Ni-Y лігатури, Ti (TiCN) і Nb. Ультрадисперсний порошок карбонітриду титану вводили в брикетованому вигляді.

### 2.2 МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

#### 2.2.1. Методика проведення дослідних плавок.

Використовували сучасні методи вакуумної виплавки ЖНС.

На установці УППФ-3М в основному тиглі методом рівноосного лиття, в тому числі при використанні в шихті власного технологічного вороття, проводили плавки шихти вагою  $\sim 8$  кг для отримання лопаток, а також пальчикових зразків діаметром і квадратом 12 мм в поперечному перерізі.

Проводили модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ ультрадисперсними частинками карбонітриду титану  $Ti(C,N)$  у вигляді брикетів на основі титану  $[Ti+Ti(C,N)]$  (рис. 2.1), нікель-ітрієвою лігатурою, а також нікель-ітрієвою лігатурою у комплексі з ультрадисперсним порошком карбонітриду титану або ніобієм при різних співвідношеннях присадок у розплав Ni-Y лігатури, Ti ( $TiCN$ ) і Nb.



Рис. 2.1 – Брикети  $[Ti+Ti(C,N)]$ .

Дослідні плавки проводили із застосуванням високотемпературної обробки розплаву за наступною технологією:

- загрузали в піч навішування сплаву ЖСЗДК-ВІ;
- в блок попереднього підігріву форм установки УППФ-3М при температурі  $300\text{ }^{\circ}\text{C}$  встановлювали керамічну форму;

- плавильну камеру установки УППФ-3М вакуумували до залишкового тиску повітря 0,66 Па;
- розплавляли шихту і доводили температуру до  $1630 \pm 10$  °С та витримували 3...5 хвилин при тиску залишкового повітря 0,66 Па;
- у плавильній камері створювали захисну атмосферу аргону з тиском приблизно 1 МПа (1 атмосфера);
- доводили температуру розплаву до  $1850 \pm 20$  °С, і витримували її протягом 10...12 хвилин;
- брикетований модифікатор [Ti+Ti(C,N)] або Nb завантажували в камеру завантаження шихти для дегазації на 3 хвилини;
- охолоджували розплав до температури  $1650 \pm 10$  °С, проводили відкачування аргону до тиску технологічного вакууму 6,66...0,66 Па;
- вводили в розплав брикетований модифікатор [Ti+Ti(C,N)] або Nb при температурі  $1650 \pm 10$  °С та залишковому тиску 6,66...0,66 Па.
- доводили розплав до температури заливання  $1540 - 10$  °С;
- при температурі  $1530 + 10$  °С вводили в розплав Ni-Y лігатуру і витримували 1хв. 15 с...1 хв. 30 с.

– залили метал у керамічну форму при 1530...1540 °С і відключали піч.

Час витримки розплаву від вводу брикетованого модифікатор [Ti+Ti(C,N)] або Nb до заливання в керамічну форму має не перевищувати 4 хв.

Дослідний метал всіх плавок для виготовлення литих лопаток турбін (рис. 2.2) і заготовок зразків заливали (рис. 2.3) у керамічні форми, отримані за моделями, що витоплюються, перший робочий шар котрих виконаний з використанням алюмінату кобальту.

### 2.2.2. Гаряче ізостатичне пресування та термічна обробка.

Процес гарячого ізостатичного пресування виливків проводили в атмосфері аргона за наступним режимом:



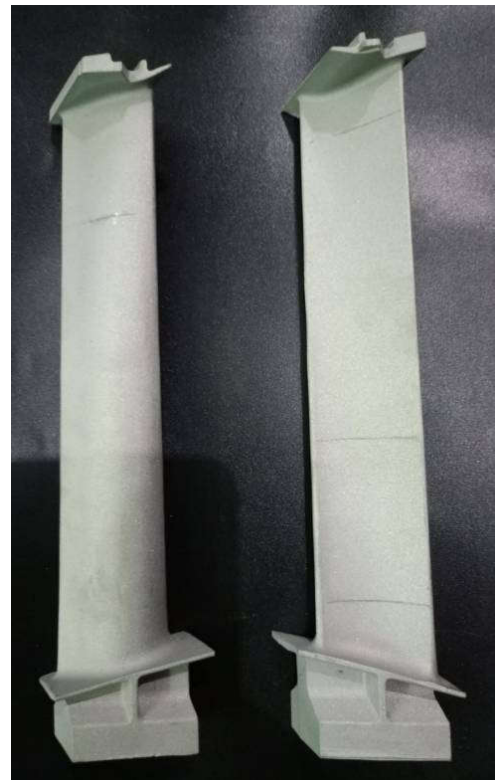
а



б



в



г

Рис. 2.2 – Виготовлення лопаток турбін методом лиття за моделями, що витоплюються: а – модель лопатки; б – модельний блок лопаток; в – керамічна форма; г – литі лопатки.



а



б

Рис. 2.3 – Виготовлення заготовок зразків методом лиття за моделями, що витоплюються: а – керамічна форма; б – залита керамічна форма.

- початковий тиск у камері 38 МПа;
- нагрівання від кімнатної температури до  $1040 \pm 10$  °С зі швидкістю  $8 \dots 10$  °С/хв;
- витримка при температурі  $1040 \pm 10$  °С, 1,5 г при тиску в камері 120 МПа;
- нагрівання до температури  $1210 \pm 10$  °С зі швидкістю  $4^\circ/\text{хв}$ .;– витримка при температурі  $1210 \pm 10$  °С, 2 год. при тиску в камері 160 МПа;
- охолодження виливків до температури 300 °С зі швидкістю  $26^\circ/\text{хв}$ .

Отримані литі лопатки і зразки піддавали гомогенізації у захисній атмосфері (в динамічному вакуумі) при температурі  $1210 \pm 10$  °С з витримкою 4 години і охолодженням зі швидкістю, еквівалентній охолодженню в повітряній атмосфері.

2.2.3. Контроль хімічного складу, структури, фізико-механічних та жароміцних властивостей.

Використовували хімічний і спектральний методи аналізу хімічного складу металу. Вивчали зовнішній вигляд, макро- та мікроструктуру робочих лопаток та зразків.

Макроструктуру виявляли методом хімічного травлення в реактиві, що складається з 80% HCl та 20% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>.

Мікроструктуру оцінювали на мікрошліфах до і після травлення.

Випробування лопаток на згин здійснювали на ручному гвинтовому пресі відповідно до СТ СЭВ 474-38, ISO 7438-85 із використанням спеціальних пристроїв, що мають поглиблення V-подібної форми.

Згідно з вимогами ОСТ 1.90.126-85, кут згину лопаток відносно вихідного стану повинен становити  $\geq 20^\circ$ , тобто остатковий кут згину після зняття навантаження має бути  $\alpha \leq 160^\circ$ .

Для визначення механічних та жароміцних властивостей методом рівноосної кристалізації відливали пальчикові заготовки зразків діаметром і квадратом 12 мм в перерізі (рис. 2.4, а, б), які піддавали термічній обробці за стандартним режимом (гомогенізація при температурі  $1210 \pm 10^\circ\text{C}$  протягом 4 год. в захисній атмосфері), а потім механічно обробляли до стандартних розмірів.

Механічні властивості за випробувань розтягом та випробування на тривалу міцність визначали на циліндричних зразках діаметром робочої частини 5 мм, а ударну в'язкість виміряли на зразках перерізом  $10 \times 10$  мм (рис. 2.4, в – е).

Механічні властивості при кімнатній температурі (границю міцності та текучості, відносне подовження, відносне звуження) проводили у відповідності до ISO 6892-84, СТ СЭВ 471-88. Випробування на розрив здійснювали на машині ZDM30. Випробування на ударний вигин за Шарпі здійснювали на маятниковому копрі у відповідності до ДСТУ ISO 148-1:2022.

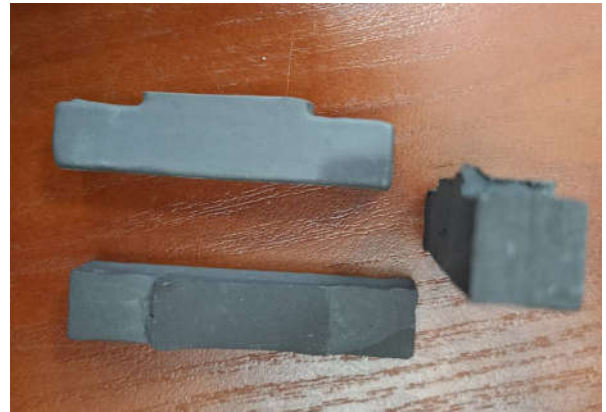
Випробування на тривалу міцність проводили відповідно до вимог

ДСТУ ISO 204:2019 на установці моделі ДСТ-5000 при температурі 850 °С і навантаженні 350 МПа до повного руйнування.

Відносна похибка складала на більше 5 %.



а



б



в



г



д



е

Рис. 2.4 – Литі заготовки (а, б) і зразки (в – е) для визначення механічних та жароміцних властивостей: а, в, д – циліндричні для випробувань на розтяг; б, г, е – для визначення ударної в'язкості;

в, г, – зразки до випробувань; д, е – зразки після випробувань.

#### 2.2.4. Оцінка структурної та фазової стабільності дослідних сплавів.

Відповідно до відомих розрахункових методик PHACOMP [94, 95] і New PHACOMP [96] за хімічним складом  $\gamma$ -твердих розчинів розраховували параметри структурної стабільності.  $\Delta E$ -методом оцінили збалансованість хімічного складу сплаву за величиною параметра дисбалансу його системи легування, з використанням комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів методом CALPHAD в програмі (JMatPro) [97, 98].

Відповідно до розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) [71, 99, 100] визначали важливі для процесів кристалізації виливків і гарячого ізостатичного пресування температурні параметри, значення границі короточасної міцності та тривалої міцності при різних температурах для сплаву ЖДСЗДК-ВІ на різних рівнях легування за регресійними моделями, отриманими на основі математичної обробки відомих експериментальних даних [99 – 101].

### 2.3 ВИСНОВКИ ДО ДРУГОГО РОЗДІЛУ

1. Дослідні сплави виплавляли в сучасних вакуумних індукційних установках рівноосної кристалізації, в тому числі з проведенням високотемпературної обробки розплаву. Проводили гаряче ізостатичне пресування та термічну обробку дослідних литих виробів.

2. Хімічний склад, структуру, механічні та жароміцні властивості дослідних сплавів визначали за допомогою сучасних достовірних методик на сучасному обладнанні. Відносна похибка складала на більше 5 %.

3. Для прогнозування фазової, структурної стабільності та властивостей сплаву, що розробляється, задіяли сучасні розрахунково-аналітичні методи.

4. Проведений комплекс досліджень дозволив отримати достовірні результати, встановити взаємозв'язок між комплексом і технологічними пара-

метрами операцій плавки, модифікування і подальшої обробки та якісними показниками готових виливків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ.

## РОЗДІЛ 3. РОЗРАХУНОК СТРУКТУРНОЇ СТАБІЛЬНОСТІ СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ

### 3.1 АНАЛІТИЧНИЙ РОЗРАХУНОК ЯКІСНИХ ПОКАЗНИКІВ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ

Для досягнення поставленої мети дослідження необхідно було вирішити задачу з розрахунково-аналітичної оцінки структурної і фазової стабільності та інших важливих якісних показників жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування, а саме, на нижній на верхній межі та середньому рівні (табл. 3.1) [102].

Таблиця 3.1 – Хімічний склад сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування.

Джерело	Вміст елементів, % по масі						
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo
Зразок	0,10	12,0	9,20	4,30	4,36	2,90	4,20
Норми ОСТ 1.90.126-85	0,06-	11,0-	8,0-	3,8-	4,0-	2,5-	3,8-
	0,11	12,5	10,0	4,5	4,8	3,2	4,5
Нижня межа	0,06	11,0	8,0	3,8	4,0	2,5	3,8
Середній рівень	0,085	11,75	9,0	4,15	4,4	2,85	4,15
Верхня межа	0,11	12,5	10,0	4,5	4,8	3,2	4,5

Примітка. Відповідно ОСТ 1.90.126-85 в сплаві також допускається вміст (по масі)  $Fe \leq 2,0 \%$ ;  $Si \leq 0,4 \%$ ;  $Mn \leq 0,4 \%$ ;  $S \leq 0,015 \%$ .

Широко використовуваними є методи PHASOMP [94, 95] і New PHASOMP [96], згідно з якими за хімічним складом  $\gamma$ -твердих розчинів розраховуються параметри структурної стабільності: сумарна кількість електро-

них вакансій у  $\gamma$ -твердому розчині  $\bar{N}_{V\gamma}$  та сумарна кількість валентних електронів у  $\gamma$ -твердому розчині  $\bar{M} d_\gamma$ .

$\bar{N}_{V\gamma}$ -фактор розраховується за середньою кількістю електронних дірок шляхом підсумовування за формулою:

$$\bar{N}_{V\gamma} = \sum_{i=1}^n m_i \cdot (N_V)_i,$$

де  $m_i$  и  $(N_V)_i$  – відповідно атомна маса  $i$ -го компонента та число електронних дірок кожного конкретного елемента;

$n$  – число компонентів у  $\gamma$ -твердому розчині.

Результати порівняльного аналізу, проведені на групі відомих промислових сплавів [103], показали, що при малому значенні параметра схильності сплаву до утворення топологічно щільно упакованих (ТЩУ)

$P_{\text{ТЩУ}} = \frac{\text{Cr}}{\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W}} < 0,5$  і нижчому значенні величини фактора  $\bar{N}_V \leq 2,3$  – більш вірогідним є утворення  $\mu$ -фази або подвійних карбідів типу  $\text{Me}_6\text{C}$ .

При більшому значенні параметра  $P_{\text{ТЩУ}} > 0,7$  та більш високому значенні фактора  $\bar{N}_{V\gamma} \geq 2,4$  – більш вірогідним є утворення  $\sigma$ -фази.

Відповідно до розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахункової методики (КРАМ) [71, 99, 100], виходячи з параметра схильності сплаву до утворення ТЩУ фаз  $P_{\text{ТЩУ}}$ , параметри структурної стабільності  $\bar{N}_{V\gamma}$  и  $\bar{M} d_\gamma$  можуть бути визначені як:

$$\bar{N}_{V\gamma} = 1,7346 \cdot P_{\text{ТЩУ}} + 0,7593; \quad R^2 = 0,9112$$

$$\bar{M} d_\gamma = 0,0975 \cdot \bar{N}_{V\gamma} + 0,6941. \quad R^2 = 0,9813$$

Умовами стабільності є:  $\bar{N}_{v\gamma} \leq 2,45$ ;  $\bar{M} d_\gamma \leq 0,93$ .

Тоді для хімічного складу сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування отримуємо такі параметри структурною стабільності (табл. 3.2).

Таблиця 3.2 – Розрахункові параметри структурною стабільності жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування.

Рівень легування	Розрахункові параметри структурної стабільності		
	$P_{ТЩУ}$	$\bar{N}_{v\gamma}$	$\bar{M} d_\gamma$
Нижній	0,5914	1,78514	0,86815
Середній	0,5860	1,77584	0,86724
Верхній	0,5814	1,76779	0,86646

Видно, що у всьому діапазоні легування Cr, W та Mo значення параметрів  $P_{ТЩУ}$ ,  $\bar{N}_{v\gamma}$  и  $\bar{M} d_\gamma$  несуттєво монотонно знижуються, що свідчить про високий рівень структурної стабільності сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Також відома методика оцінки збалансованості хімічного складу сплавів.  $\Delta E$ -методом [104, 105] за величиною параметра дисбалансу системи легування, з урахуванням параметра схильності сплаву до утворення ТЩУ фаз [103].

Розрахунок чисельного значення параметра дисбалансу системи легування  $\Delta E$  провадиться за наступною формулою:

$$\Delta E = \sum_{i=1}^n E_i \cdot C_i - \left( 0,0036 \cdot \sum_{i=1}^n A_i \cdot C_i - 6,28 \right),$$

де  $C_i$ ,  $A_i$  і  $E_i$  – відповідно концентрація, атомна маса і кількість валентних електронів  $i$ -го компонента сплаву ( $sp$ -електронів алюмінію і  $ds$ -електронів перехідних елементів);

$n$  – число компонентів сплаву, включаючи основу.

Величина і знак  $\Delta E$  характеризує дисбаланс системи легування сплаву і ймовірність напрямку протікання фазових перетворень. Знак величини  $\Delta E$  визначає характер фазових реакцій і свідчить про ступінь збалансованості багатокомпонентного складу сплаву.

Порівняльний аналіз результатів, отриманих за допомогою розрахункового  $\Delta E$ -методу для відомих промислових нікелевих жароміцних сплавів, призначених для спрямованої (моно) кристалізації показав, що збалансованість хімічного складу більшості з них низька або практично відсутня [104, 105].

Відповідно до  $\Delta E$ -методу, сплави вважаються збалансованими за хімічним складом при виконанні граничних умов величини параметра дисбалансу системи легування  $\Delta E = \pm 0,04$ .

Сплави, що мають більше позитивного значення параметра, ніж величина  $\Delta E \geq 0,04$ , є схильними до утворення надлишкових фаз типу  $Ni_3Ti$ ,  $Ni_3Nb$ ,  $Ni_3Ta$  несприятливої морфології.

Сплави, що мають більше негативного значення параметра, ніж величина  $\Delta E \leq -0,04$ , є схильними до утворення надлишкових топологічно щільно упакованих фаз ( $\mu$ -фази) або подвійних карбідів типу  $Me_6C$  [104 – 106].

Сплав вважається ідеально збалансованим за хімічним складом за умови:  $\Delta E = 0$ .

Для розрахунку параметра дисбалансу системи легування  $\Delta E$  необхідно визначити склад сплавів в атомних %. Для цього треба розділити вміст кожного елемента (включаючи основу – Ni) у масових % на його атомну масу, та визначити питомий вміст у сплаві атомів кожного елемента (табл. 3.3).

Відповідні чисельні значення параметру дисбалансу системи легування  $\Delta E$  для різних рівнів легування було розраховано методом CALPHAD (JMatPro) [97, 98].

На нижній межі:  $\Delta E = 0,168595$ .

На середньому рівні:  $\Delta E = 0,029792$ .

На верхній межі:  $\Delta E = -0,10624$ .

Таблиця 3.3 – Розрахунок хімічного складу сплаву ЖСЗДК-Ві в атомних %.

Параметр		Елемент							
		C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Ni
Атомна маса		12,0	52,0	58,9	183,9	27,0	47,9	96,0	58,7
Норми ОСТ 1.90.126-85		0,06- 0,11	11,0- 12,5	8,0- 10,0	3,8- 4,5	4,0- 4,8	2,5- 3,2	3,8- 4,5	осно- ва
Нижня межа	% по масі	0,06	11,0	8,0	3,8	4,0	2,5	3,8	66,84
	відносна кільк. ат.	0,005	0,212	0,136	0,021	0,148	0,052	0,040	1,139
	% ат.	0,28	12,08	7,75	1,18	8,46	2,98	2,26	65,01
Серед- ній рі- вень	% по масі	0,085	11,75	9,0	4,15	4,4	2,85	4,15	63,615
	відносна кільк. ат.	0,007	0,226	0,153	0,023	0,163	0,064	0,043	1,084
	% ат.	0,4	12,85	8,69	1,28	9,28	3,39	2,46	61,65
Верхня межа	% по масі	0,11	12,5	10,0	4,5	4,8	3,2	4,5	60,39
	відносна кільк. ат.	0,009	0,240	0,170	0,024	0,178	0,067	0,047	1,029
	% ат.	0,52	13,63	9,62	1,39	10,08	3,79	2,66	58,32

Відповідно до методики КРАМ такий параметр структурної стабільності, як сумарна кількість валентних електронів в сплаві  $Md_C$  може бути визначений за величиною параметру збалансованості системи легування  $\Delta E$  за наступним регресійним рівнянням [71, 99, 100]:

$$\bar{M} d_C = 0,1879 \cdot (\Delta E) + 0,9803$$

$$R^2 = 0,9886$$

Умовою стабільності в цьому разі є  $\bar{M} d_C = 0,980 \pm 0,008$

Для сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування маємо наступне.

На нижній межі:  $\bar{M} d_C = 1,012$ .

На середньому рівні:  $\bar{M} d_C = 0,9859$ .

На верхній межі:  $\bar{M} d_C = 0,9603$ .

Таким чином, за значеннями параметрів дисбалансу системи легування  $\Delta E$  та сумарної кількості валентних електронів в сплаві  $\bar{M} d_C$ , сплав ЖСЗДК-ВІ є досить збалансованим поблизу середнього рівня вмісту елементів.

Температурні параметри дослідних жароміцних нікелевих сплавів залежно від їх хімічного складу, згідно з розробленою комплексною методикою, визначаються за наступними регресійними математичними моделями, отриманими на основі математичної обробки відомих експериментальних даних [71, 99 – 101].

Виходячи із суми масових часток елементів, що зміцнюють  $\gamma$ -твердий розчин  $\Sigma C_i^\gamma = \text{Mo+W+Ta+Re+Ru}$ , % по масі:

температура ліквідус  $t_L$ , °C

$$t_L = 5,5572 \cdot (\Sigma C_i^\gamma) + 1309,3; \quad R^2 = 0,9801$$

температура солідус  $t_S$ , °C

$$t_S = 8,7819 \cdot (\Sigma C_i^\gamma) + 1189,6. \quad R^2 = 0,9816$$

Виходячи із суми масових часток елементів, що утворюють  $\gamma'$ -фазу  $\Sigma C_i^{\gamma'} = \text{Al+Ti+Nb+Ta+Hf}$ , % по масі:

температура локального плавлення евтектики  $t_{\text{ЕВТ.}}$ , °C

$$t_{\text{ЕВТ.}} = 16,059 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 1101,8; \quad R^2 = 0,9563)$$

температура повного розчинення  $\gamma'$ -фази  $t_{\text{П.Р.}}^{\gamma'}$ , °C

$$t_{\text{П.Р.}}^{\gamma'} = 25,073 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 955,01. \quad R^2 = 0,9715$$

температура початку розчинення  $\gamma'$ -фази  $t_{\text{Н.Р.}}^{\gamma'}$ , °С

$$t_{\text{Н.Р.}}^{\gamma'} = 3,0087 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 818,49; \quad R^2 = 0,9691$$

Для жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування маємо наступні температурні параметри (табл. 3.4).

Таблиця 3.4 – Температурні параметри жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування.

Рівень легування	Значення температурних параметрів, °С								
	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$t_L$	$t_S$	$\Delta t_{\text{кр.}} = t_L - t_S$	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$T_{\text{ЕВТ.}}$	$t_{\text{П.Р.}}^{\gamma'}$	$t_{\text{Н.Р.}}^{\gamma'}$	$\Delta t_{\text{ТО}} = T_{\text{ЕВТ.}} - t_{\text{П.Р.}}^{\gamma'}$
Нижній	7,6	1351,5	1256,3	95,2	6,5	1206,2	1118,0	838,0	88,2
Середній	8,3	1355,4	1262,5	92,9	7,25	1218,2	1136,8	840,3	81,4
Верхній	9,0	1359,3	1268,6	90,7	8,0	1230,3	1155,6	842,6	74,7

Кількість основної зміцнюючої  $\gamma'$ -фази  $V_{\gamma'}^t$ , % за масою, при різних температурах залежно від суми масових часток  $\gamma'$ -утворюючих елементів  $\Sigma C_i^{\gamma'} = \text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf}$ , може бути визначено за наступними математичними регресійними моделями [71, 99, 100] отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних по групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

$$V_{\gamma'}^{20} = -0,1028 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 5,0757 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 16,209 \quad R^2 = 0,9671$$

$$V_{\gamma'}^{800} = -0,4437 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 12,769 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 26,493 \quad R^2 = 0,9665$$

$$V_{\gamma'}^{900} = -0,3556 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,892 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 21,033 \quad R^2 = 0,9677$$

$$V_{\gamma'}^{1000} = -0,2879 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,259 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 30,409 \quad R^2 = 0,9686$$

Результати розрахунку для жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування наведено в таблиці 3.5.

Таблиця 3.5 – Кількість основної зміцнюючої  $\gamma'$ -фази  $V_{\gamma'}^t$  залежно від сумарного вмісту  $\gamma'$ -утворюючих елементів  $\Sigma C_i^{\gamma'}$  у жароміцному нікелевому сплаві ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування при нормальній та стандартних підвищених температурах.

Рівень легування	Сумарна кількість $\gamma'$ -утворюючих елементів $\Sigma C_i^{\gamma'}$ , % по масі	Кількість основної зміцнюючої $\gamma'$ -фази $V_{\gamma'}^t$ , % за масою, при температурах			
		$V_{\gamma'}^{20}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$
Нижній	6,5	44,86	37,76	34,74	24,11
Середній	7,25	47,60	42,76	39,24	28,84
Верхній	8,0	50,24	47,26	43,34	33,24

Границя короткочасної міцності  $\sigma_B^t$ , МПа, може бути розрахований виходячи з кількості основної зміцнюючої  $\gamma'$ -фази  $V_{\gamma'}^t$ , % по масі, для нормальної та стандартних підвищених температур за наступними регресійними моделями, отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних та апробованих на групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів [71, 99, 100].

$$\sigma_B^{20} = 16,625 \cdot (V_{\gamma'}^{20}) + 72,049, \quad R^2 = 0,9479$$

$$\sigma_B^{800} = 8,432 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 493,67, \quad R^2 = 0,9517$$

$$\sigma_B^{900} = 13,331 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) + 131,60, \quad R^2 = 0,9857$$

$$\sigma_B^{1000} = 9,0038 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) + 164,07. \quad R^2 = 0,9461$$

Результати розрахунків для різних рівнів легування сплаву ЖСЗДК-ВІ наведені в таблиці 3.6.

Таблиця 3.6 – Границя короткочасної міцності  $\sigma_B^t$ , МПа, жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування за нормальної та стандартних підвищених температурах

Рівень легування	Границя короткочасної міцності $\sigma_B^t$ , МПа, при температурах			
	$\sigma_B^{20}$	$\sigma_B^{800}$	$\sigma_B^{900}$	$\sigma_B^{1000}$
Нижній	817,85	812,06	594,72	381,15
Середній	863,40	854,22	654,71	423,74
Верхній	907,29	892,17	709,37	463,36

Математично залежність границі короткочасної міцності  $\sigma_B^t$ , МПа жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування від температури  $t$  може бути описана за допомогою наступних поліноміальних залежностей:

$$\sigma_B^t = -3 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0025 \cdot t^2 - 0,4117 \cdot t + 823,59 \quad R^2 = 0,9906$$

$$\sigma_B^t = -3 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0026 \cdot t^2 - 0,4353 \cdot t + 870,15 \quad R^2 = 0,9963$$

$$\sigma_B^t = -3 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0026 \cdot t^2 - 0,4519 \cdot t + 914,87 \quad R^2 = 0,9992$$

Границя 100- і 1000 годинної тривалої міцності  $\sigma_t^t$ , МПа, може бути розрахований виходячи з кількості основної зміцнюючої  $\gamma'$ -фази  $V_{\gamma'}^t$ , % по ма- сї, для стандартних підвищених температур за наступними регресійними мо- делями, отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних та апробованих на групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів [71, 99, 100].

Для границі 100 годинної тривалої міцності:

при 800 °С

$$\sigma_{100}^{800} = 8,3257 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 127,09; \quad R^2 = 0,9859$$

при 900 °С

$$\sigma_{100}^{900} = 9,4593 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 99,463; \quad R^2 = 0,9802$$

при 1000 °С

$$\sigma_{100}^{1000} = 5,7086 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 56,666. \quad R^2 = 0,9875$$

Для границі 1000 часової тривалої міцності:

при 800 °С

$$\sigma_{1000}^{800} = 7,7537 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 1,4101; \quad R^2 = 0,9645$$

при 900 °С

$$\sigma_{1000}^{900} = 9,5859 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 231,47; \quad R^2 = 0,9692$$

при 1000 °С

$$\sigma_{1000}^{1000} = 5,3733 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 141,95. \quad R^2 = 0,9650$$

Результати розрахунків для групи досліджуваних сплавів наведено у табл. 3.7.

Таблиця 3.7 – Границя 100- і 1000 годинної тривалої міцності  $\sigma_{\tau}^t$ , МПа, жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування при стандартних підвищених температурах.

Рівень легування	Границя 100- і 1000 годинної тривалої міцності $\sigma_{\tau}^t$ , МПа, при стандартних підвищених температурах					
	$\sigma_{100}^{800}$	$\sigma_{100}^{900}$	$\sigma_{100}^{1000}$	$\sigma_{1000}^{800}$	$\sigma_{1000}^{900}$	$\sigma_{1000}^{1000}$
Нижній	441,47	229,15	80,97	294,19	101,54	-12,40
Середній	483,10	271,72	107,97	332,96	144,68	13,01
Верхній	520,56	310,50	133,09	367,85	183,98	36,66

Наведені в таблиці розрахункові дані свідчать про те, що сплав ЖСЗДК-ВІ явно не є розрахованим на роботу при температурах, що наближуються до 1000 °С на протязі 1000 годин.

Графічно залежність розрахункової границі 100 і 1000 годинної тривалої міцності  $\sigma_{\tau}^t$ , МПа, від температури для жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на середньому рівні легування наведено на рис. 3.1.

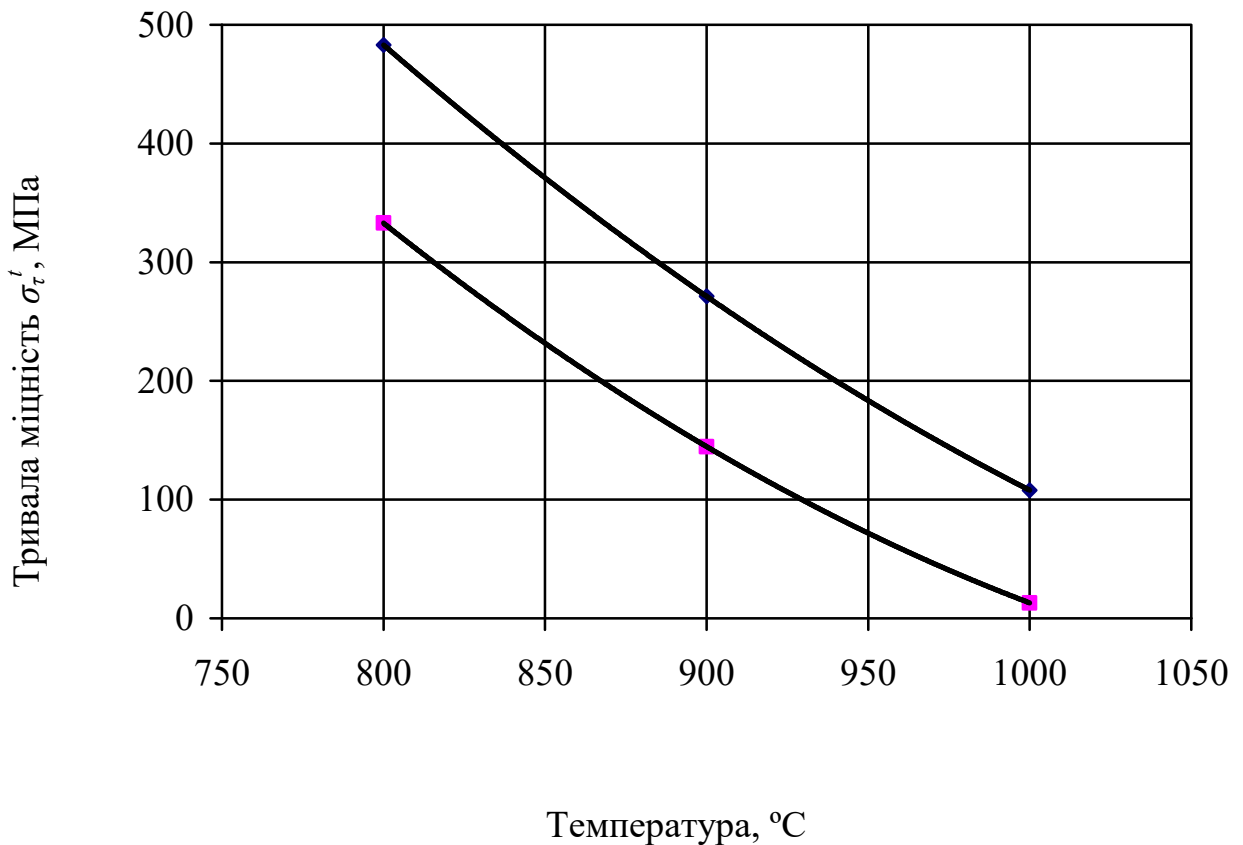


Рис. 3.1 – Залежність розрахункової границі 100 (верхня крива) і 1000 годинної (нижня крива) тривалої міцності  $\sigma_t^t$ , МПа, від температури для жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на середньому рівні легування.

Математично вказані залежності можуть бути описаними за допомогою наступних поліноміальних залежностей.

$$\sigma_{100}^t = 0,0024 \cdot t^2 - 6,26 \cdot t + 3927,9 \quad R^2 = 1,0$$

$$\sigma_{1000}^t = 0,0028 \cdot t^2 - 6,69 \cdot t + 3877,2 \quad R^2 = 1,0$$

### 3.2 ВИСНОВКИ ДО ТРЕТЬОГО РОЗДІЛУ

З використанням відомих методик, проведено комплекс розрахунково-аналітичних досліджень та визначено найважливіші параметри, що характе-

ризують структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Визначено основні температурні параметри, кількість основної зміцнюючої  $\gamma'$ -фази, границя короткочасної і тривалої міцності жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування [102].

Розрахункові показники відповідають рівню вимог ОСТ 1.90.126-85 та відомим практичним результатам досліджень сплаву ЖСЗДК-ВІ, в тому числі проведеним за участю авторки цієї роботи.

Отримані результати свідчать про достатню стабільність сплаву ЖСЗДК-ВІ та його загальну придатність для широкого застосування модифікування різними комплексами для покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей [102, 107, 108].

Підтверджено коректність застосованих параметрів температури і тиску в процесі гарячого ізостатичного пресування та термічної обробки сплаву ЖСЗДК-ВІ.

## Розділ 4. ВИГОТОВЛЕННЯ ЛОПАТОК ЗІ СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ З 50%-ВИМ ВОРОТТЯМ У ШИХТІ

### 4.1 ДОСЛІДЖЕННЯ СКЛАДУ, СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОЧТЕЙ МАТЕРІАЛУ ЛОПАТОК

Вивчили якість матеріалу робочих лопаток та зразків, відлитих з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ з використанням у шихті 50 %-вого вороття (після попереднього переплаву із застосуванням високотемпературної обробки розплаву [33, 93]), що пройшли ГПІ та термічну обробку за стандартним режимом (гомогенізація при температурі  $1210 \pm 10$  °С протягом 4 год. у захисній атмосфері) [109].

Хімічний склад досліджених лопаток відповідає нормам ОСТ 1.90.126-85 (табл. 4.1).

Таблиця 4.1 – Хімічний склад лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ після ГПІ та стандартної термообробки.

№ лопатки	Вміст елементів, % за масою										
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Si	Mn	S
1	0,08	11,49	9,87	4,45	4,33	2,65	4,10	<2,0	<0,4	<0,4	0,002
2	0,07	12,00	9,48	4,34	4,54	3,01	4,18	<2,0	<0,4	<0,4	0,002
3	0,08	11,82	9,64	4,49	4,35	2,79	4,05	<2,0	<0,4	<0,4	0,002
Норма ОСТ 1.90.126-85	0,06- 0,11	11,0- 12,5	8,0- 10,0	3,8- 4,5	4,0- 4,8	2,5- 3,2	3,8- 4,5	≤2,0	≤0,4	≤0,4	≤ 0,015

Дослідні литі лопатки механічно обробляли відповідно до вимог конструкторської документації.

Провели випробування лопаток на згин. Кут згину вимірювали після зняття навантаження. Згідно з ОСТ 1.90.126-85, кут згину лопаток відносно

вихідного стану повинен становити  $\geq 20^\circ$ , тобто остатковий кут має бути  $\alpha \leq 160^\circ$ . За результатами вимірювань остатків кут згину досліджених лопаток складав від  $88$  до  $126^\circ$ , що відповідає зазначеній вимозі.

При макрофрактографічному дослідженні будови зламів за положенням тріщин, що утворилися на лопатках у процесі випробування на згин, а також у зруйнованих лопатках виявлено дефекти ливарного походження – мікропори та рихлоти, які виходять на поверхню досліджених лопаток (рис. 4.1). Зазначимо, що заліковування мікропор, що розташовуються на поверхні деталей, а також у зонах наявності наскрізної рихлоти усадкового характеру і виходять на поверхню, не відбувається. Це узгоджується з механізмом баротермічного впливу, за якого усунення та зменшення мікропористості може бути досягнуто тільки до внутрішніх об'ємів металу [72 – 74, 77].

Макроструктуру в поперечному перерізі та на поверхні пера лопаток наведено на рис. 4.2.

Металографічним дослідженням установлено, що мікроструктура лопаток являє собою  $\gamma$ -твердий розчин, зміцнений інтерметалідною  $\gamma'$ -фазою, з наявністю карбідів і карбонітридів відповідає структурі сплаву ЖСЗДК-ВІ у нормально термообробленому стані та прийнятій шкалі мікроструктур (рис. 4.3). Структури, що характерні для перегрітого стану в матеріалі досліджуваних лопаток турбіни, які пройшли ГП, не виявлено.

Установлено, що в процесі гарячого ізостатичного пресування при температурі  $1210^\circ\text{C}$  та тиску  $160\text{ МПа}$  відбулося повне розчинення евтектичної фази ( $\gamma$ - $\gamma'$ ) в  $\gamma$ -матриці.

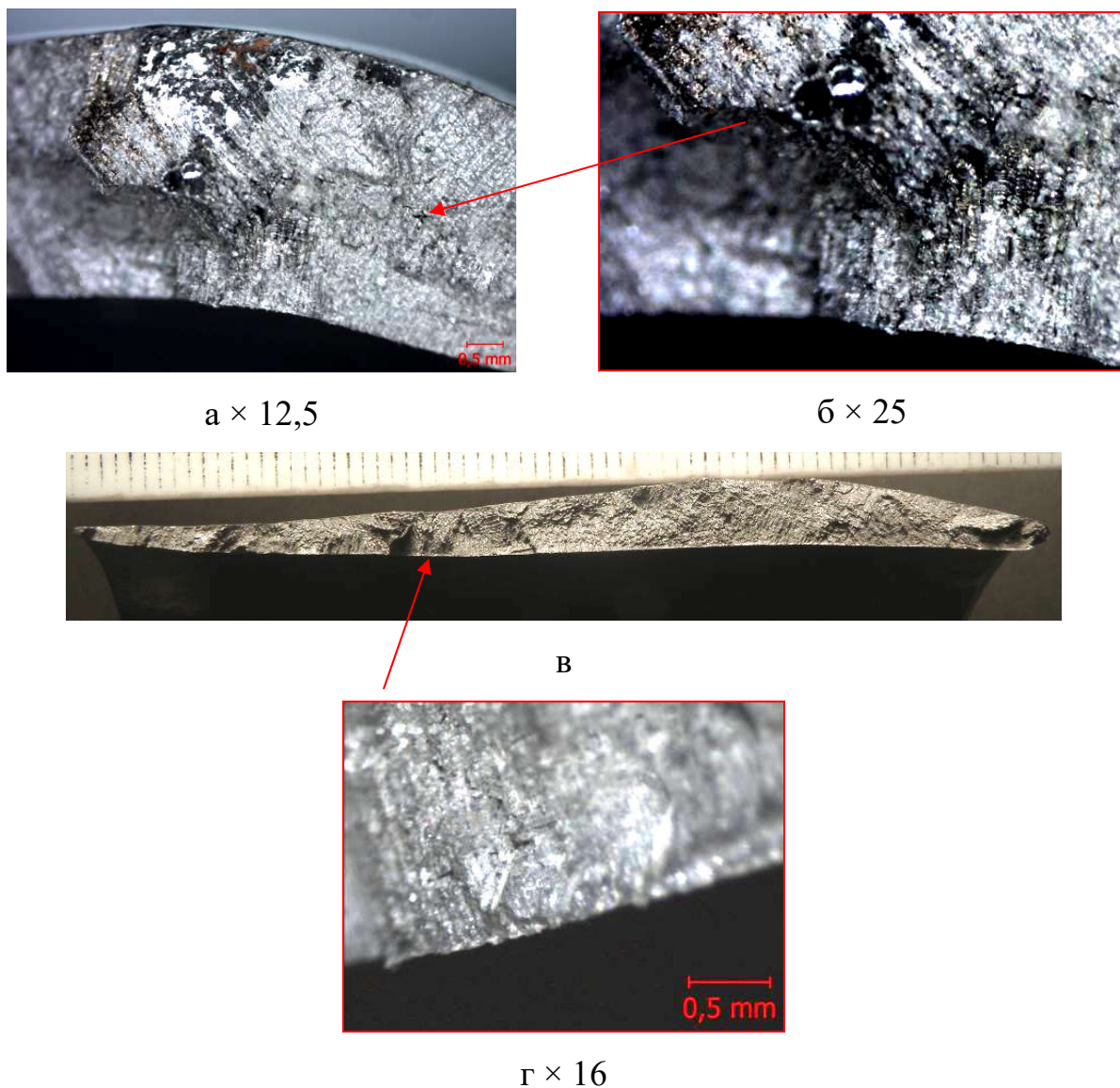


Рис. 4.1 – Будова зламів за положенням тріщини на лопатці (а, б) та її руйнування (в, г) після випробування на згин.

Проведення ГП сприяє заліковуванню пор та рихлот. У структурі лопаток після ГП мікропори та рихлоти практично відсутні (рис. 4.3). Розмір виявлених після ГП поодиноких мікропор не перевищує ~6 мкм (табл. 4.2), що більш ніж у 40 разів менше порівняно з порами у лопатках до проведення ГП [109].



Рис. 4.2 – Макроструктура в поперечному перерізі (а, в) та на поверхні пера (б, г) лопаток після випробування на згин.

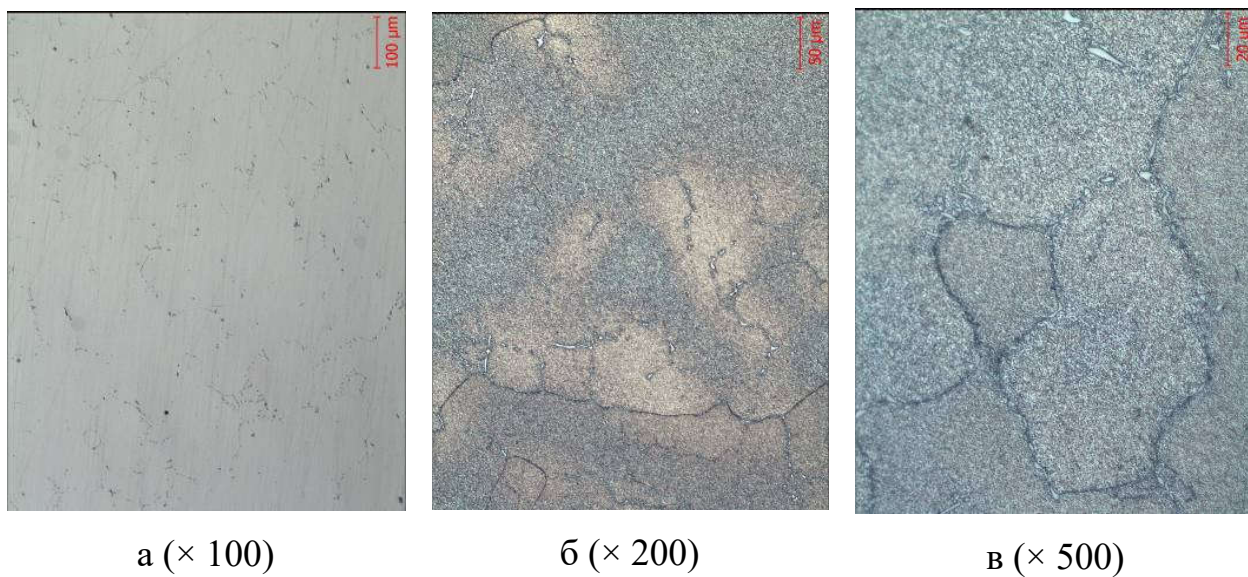


Рис. 4.3 – Мікроструктура лопаток після випробування на згин.

Таблиця 4.2 – Параметри структурних складових (мкм) у лопатках після ГП та стандартної термообробки.

Місце аналізу	Карбіди		Мікропори
	глобулярні типу МС	пластинчасті типу $M_6C$	
Перо	1,5...6	6...25	Одиничні до 6
Хвостовик	2...12	8...45	Одиничні до 6

Розмір карбідів типу МС, а також відстань між осями дендритів другого порядку в пері лопаток приблизно в 2,0...2,5 раза менша, ніж у хвостовій частині.

Механічні та жароміцні властивості визначали на заготовках пальчикових зразків діаметром і квадратом 12 мм в поперечному перерізі, відлитих методом рівноосної кристалізації зі сплаву ЖСЗДК-ВІ після ГП і гомогенізації при температурі  $1210 + 15$  °С протягом 4 год. в захисній атмосфері (стандартний режим).

За результатами проведених випробувань (табл. 4.3) видно, що механічні та жароміцні властивості досліджених зразків задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85.

Таблиця 4.3 – Механічні та жароміцні властивості зразків.

Зразок	Механічні властивості при 20 °С				Час до руйнування при 850 °С під навантаженням 350 МПа, $\tau_p$ , год.
	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	$KCU$ , Дж/см <sup>2</sup>	
1	998	12,4	15,4	30,0	408,5
	1034	14,4	22,6	33,8	463,0
2	1135	16,8	18,6	47,5	518,0
	1156	18,0	19,9	37,5	553,0
3	1141	18,8	26,0	40,0	432,0
	1044	15,6	20,8	30,0	510,0
Норма ОСТ 1.90.126-85	$\geq 950$	$\geq 7,0$	-	$\geq 30$	$\geq 50,0$

Мікроструктура пальчикових зразків після ГП та термообробки за стандартним режимом аналогічна структурі лопаток, оброблених відповідно до зазначеного режиму.

## 4.2 ВИСНОВКИ ДО ЧЕТВЕРТОГО РОЗДІЛУ

Якість матеріалу робочих лопаток, а також зразків, відлитих із жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ з використанням у шихті 50%-вого вороття (після попереднього переплаву з високотемпературною обробкою розплаву), після гарячого ізостатичного пресування та термічної обробки за стандартним режимом відповідає вимогам.

Мікроструктура лопаток являє собою  $\gamma$ -твердий розчин, зміцнений інтерметалідною  $\gamma'$ -фазою, з наявністю карбідів і карбонітридів, відповідає структурі сплаву ЖСЗДК-ВІ у нормально термообробленому стані та прийнятій шкалі мікроструктур.

У процесі ГПП лопаток при температурі 1210 °С і тиску 160 МПа відбувається заліковування мікропор і рихлот, що не виходять на поверхню деталей (знаходяться у внутрішніх об'ємах металу). У структурі лопаток турбін після ГПП мікропори практично відсутні, що сприяє її стабілізації та покращенню властивостей матеріалу. Розмір виявлених після ГПП одиничних мікропор більш ніж у 40 разів менший порівняно з порами в литих лопатках до проведення ГПП.

Механічні та жароміцні властивості досліджених зразків задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85. Величина кута згину досліджених лопаток знаходяться в межах 88...126°.

Проведені дослідження [108, 109] підтверджують можливість використання в шихті 50%-вого вороття (після попереднього переплаву з високотемпературною обробкою розплаву) під час виготовлення робочих лопаток турбін. Гаряче ізостатичне пресування перед стандартною термічною обробкою позитивно впливає на комплекс фізико-механічних та експлуатаційних властивостей відповідальних литих виробів із жароміцних нікелевих сплавів для авіаційних і енергетичних силових установок.

## **Розділ 5. МОДИФІКУВАННЯ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ**

На базі АТ «Мотор Січ» проведено комплекс досліджень впливу різних видів модифікування, в тому числі комплексного, при виплавленні жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на структуру і властивості відповідальних литих виробів.

### **5.1 СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЛИТИХ ЛОПАТОК ЗІ СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ, МОДИФІКОВАНОГО УЛЬТРАДИСПЕРСНИМИ ЧАСТИНКАМИ КАРБОНІТРИДУ ТИТАНУ**

Дослідженнями встановлено [110], що використання ультрадисперсних порошків карбонітриду титану для об'ємного модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ дозволяє підвищити механічні та жароміцні властивості матеріалу.

Більш стабільні властивості та сприятлива структура отримані при модифікуванні розплаву  $Ti(C,N)$  у вигляді брикетів на сонові титану [110]. Підвищення кількості модифікатора сприяє подрібненню зерна.

Підвищення рівня експлуатаційних властивостей готових виробів при виготовленні литих робочих лопаток газотурбінних двигунів забезпечує модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ присадками ультрадисперсних частинок карбонітриду титану  $Ti(C,N)$  у вигляді брикетів на сонові титану у кількості 0,05 % мас [110].

Дослідили робочі лопатки третього ступеня турбіни вентилятора, відлиті з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ультрадисперсними частинками карбонітриду титану  $Ti(C,N)$ , що пройшли гаряче ізо-статичне пресування і термічну обробку за стандартним режимом (гомогенізація при температурі  $1210 \pm 10$  °С протягом 4 годин в захисній атмосфері) [108, 111].

Для модифікування використовували брикети на основі титану [Ti+Ti(C,N)] у кількості, що забезпечує введення 0,05% ультрадисперсного матеріалу Ti(C,N) від маси шихти.

Хімічний склад матеріалу досліджених робочих лопаток відповідає вимогам ОСТ 1.90.126-85 (табл. 5.1).

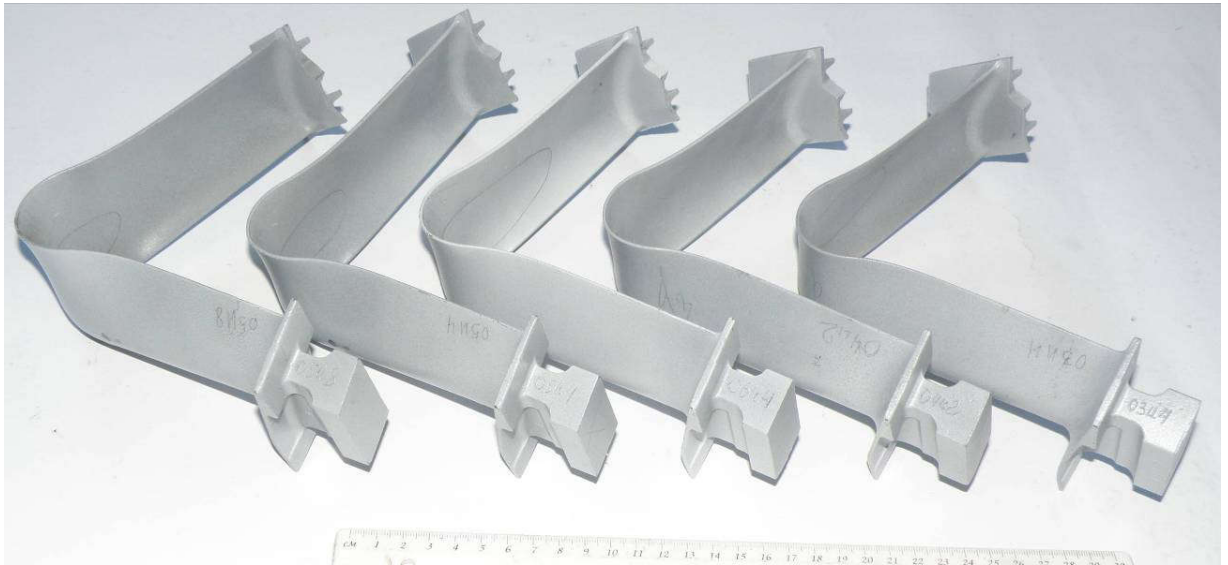
Таблиця 5.1 – Хімічний склад робочих лопаток із сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого брикетами [Ti+Ti(C,N)], після операції ГП та стандартної термообробки.

Джерело	Вміст елементів, % за масою										
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Si	Mn	S
Лопатка	0,07	11,80	9,60	4,00	4,25	2,90	4,10	<2,0	<0,4	<0,4	0,004
ОСТ 1.90.126-85	0,06- 0,11	11,0- 12,5	8,0- 10,0	3,8- 4,5	4,0- 4,8	2,5- 3,2	3,8- 4,5	≤ 2,0	≤ 0,4	≤ 0,4	≤ 0,015

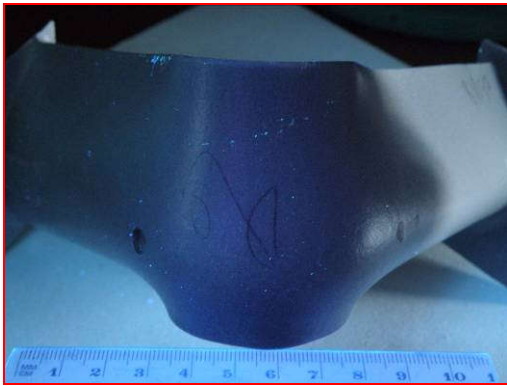
Провели випробування робочих лопаток на згин. Вимірювання кута загину проводилися після зняття навантаження. Кут загину лопаток становив від 98 до 107°. Тріщини за місцем згику на досліджених лопатках не виявлено. На рис. 5.1 показаний зовнішній вигляд робочих лопатки після випробування на згин.

Макроструктуру виявляли методом хімічного травлення в реактиві, що складається з 80% HCl та 20% H<sub>2</sub>O<sub>2</sub>. Макроструктура в поперечному перерізі пера та хвостовика лопатки представлена на рис. 5.2.

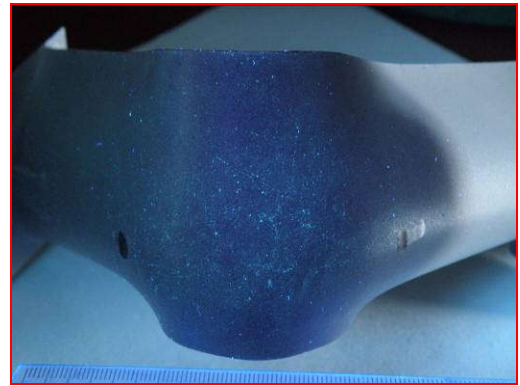
Величина макрозерна в пері досліджуваної лопатки становить ~0,75...2,0 мм, що в ~2 рази менше, ніж у хвостовій частині.



а



б



в

Рис. 5.1 – Зовнішній вигляд робочих лопаток із сплаву ЖСЗДК-ВІ (ГП + стандартна термообробка) після випробування на згин: а – загальний вигляд; б, в – місце згину.



а



б

Рис. 5.2 – Макроструктура у поперечному перерізі хвостовика (а) та пера (б) робочої лопатки після ГП та стандартної термообробки.

Металографічним дослідженням встановлено, що мікроструктура досліджених робочих лопаток являє собою  $\gamma$ -твердий розчин, зміцнений інтерметалідною  $\gamma'$ -фазою, з наявністю карбідів і карбонітридів, відповідає модифікованому ультрадисперсними частинками карбонітриду титану сплаву ЖСЗДК-ВІ у нормально термообробленому стані та прийнятій шкалі мікроструктур (рис. 5.3). Структури, характерні для перегрітого стану у матеріалі досліджуваних лопаток, що пройшли операцію гарячого ізостатичного пресування, не виявлено.

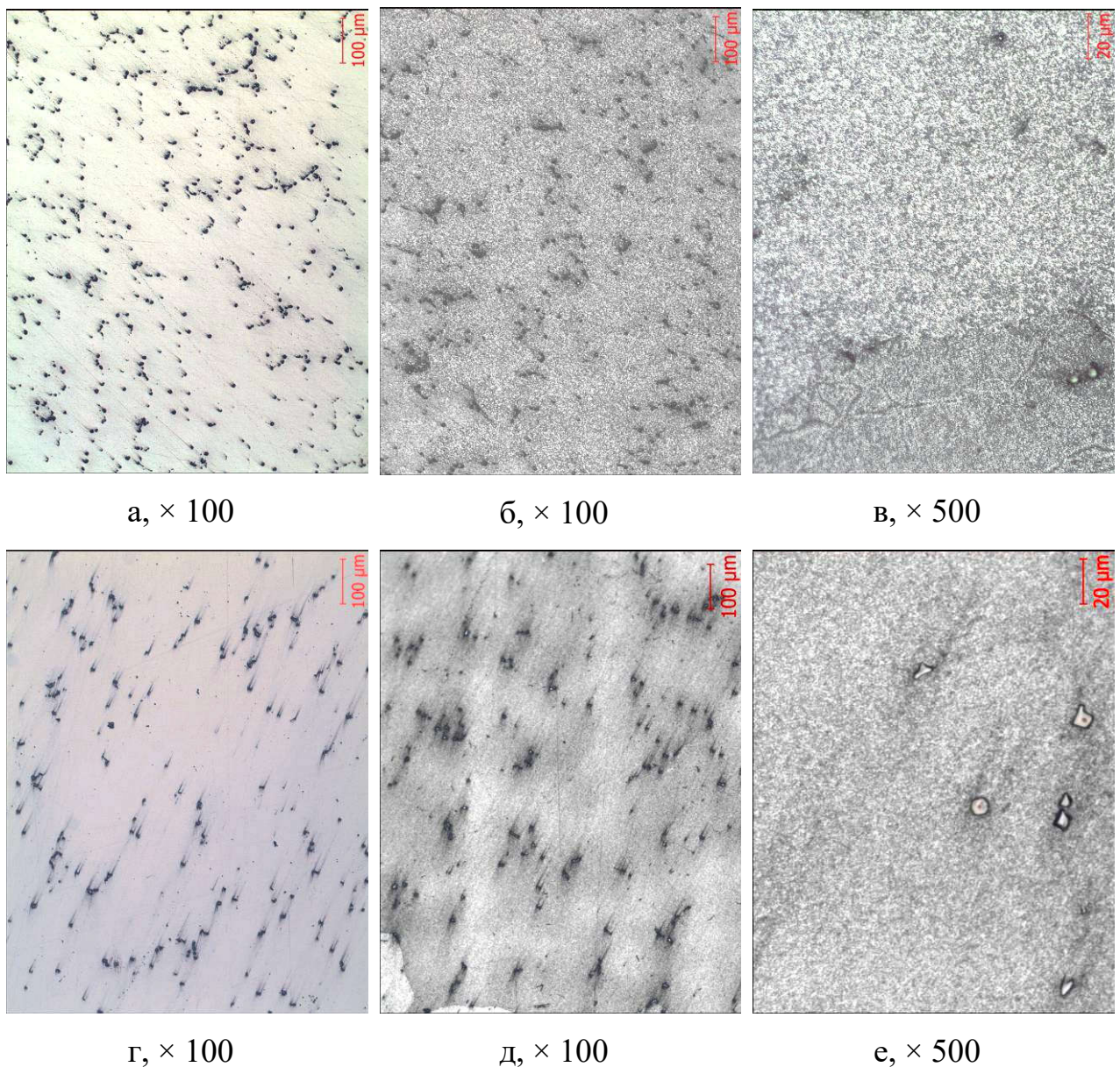


Рис. 5.3 – Мікроструктура робочих лопаток (ГП + стандартна термообробка) після випробування на згин: а, б, в – перо; г, д, е – хвостовик.

У структурі лопаток (як у пері, так і в хвостовику) виявлено скупчення карбонітридних частинок розміром до 16 мкм (рис. 5.4).

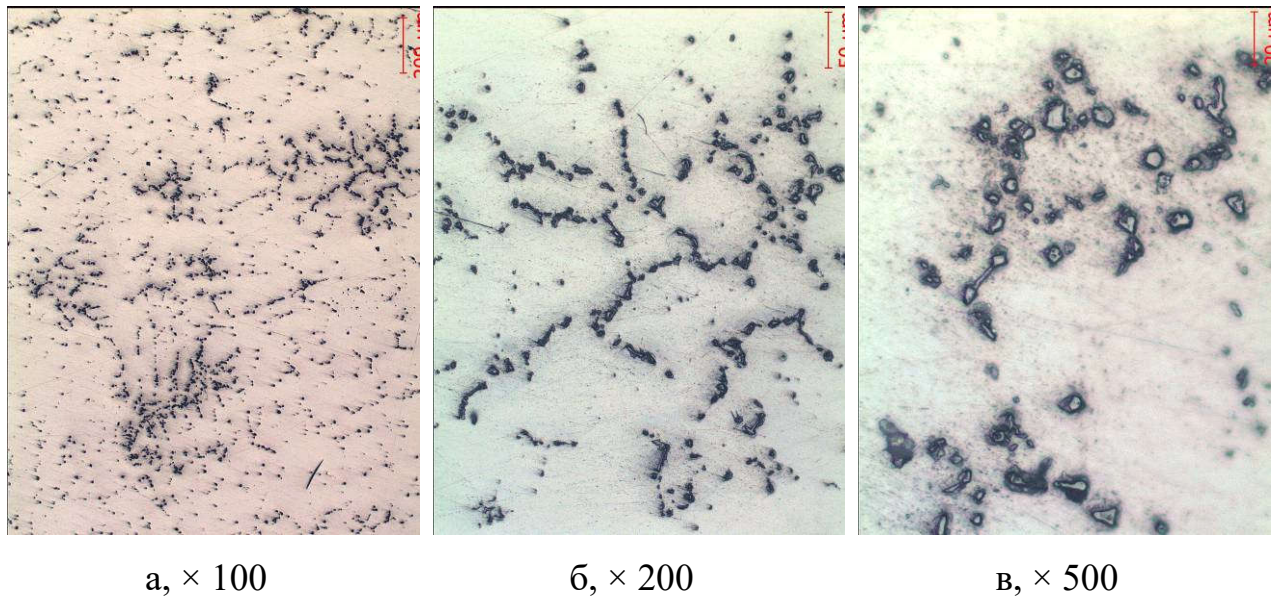


Рис. 5.4 – Скупчення частинок  $Ti(C,N)$  у матеріалі робочих лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого  $[Ti+Ti(C,N)]$ , після ГП та стандартної термообробки.

Відстань між осями дендритів другого порядку в пері лопаток приблизно в  $\sim 1,5$  рази менша, ніж у хвостовій частині.

Проведення операції гарячого ізостатичного пресування сприяє «заліковуванню» пор та рихлот (рис. 5.5). У структурі досліджених лопаток після ГП мікропори та рихлоти практично відсутні (див. рис. 5.3). Розмір виявлених після ГП поодиноких мікропор становить  $\sim 9$  мкм (табл. 5.3).

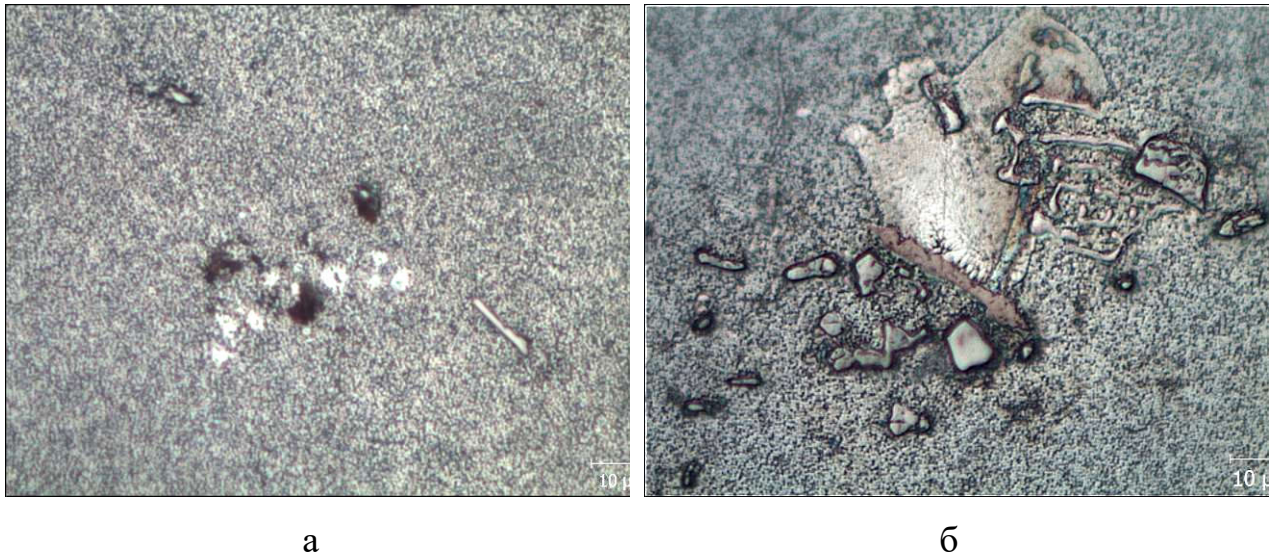


Рис. 5.5 – Мікроструктура в зонах «заліковування» мікропор (а) та рихлот (б) у матеріалі робочих лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ після ГІП та стандартної термообробки,  $\times 1000$ .

Таблиця 5.3 – Параметри структурних складових у робочих лопатках із сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого [Ti+Ti(C,N)] (ГІП + стандартна термообробка).

Зона дослідження	Розміри структурних складових, мкм		
	карбіди		мікропори
	глобулярні типу МС	пластинчасті типу $M_6C$	
Перо	1,5...12	8...22	одиничні ~9
Хвостовик	2...16	8...35	одиничні ~6

Слід зазначити, що «заліковування» мікропор та усадкової рихлоти, що виходять на поверхню деталей, не відбулося (рис. 5.6). Це узгоджується з механізмом баротермічного впливу, при якому усунення, а також зменшення мікропористості може бути досягнуто тільки у внутрішніх об'ємах металу [72 – 74, 77].

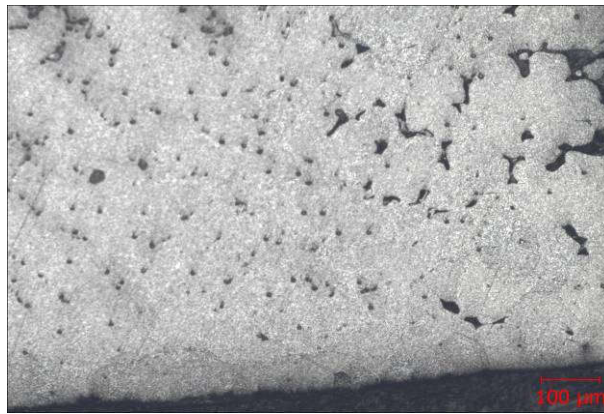


Рис. 5.6 – Усадкова рихлота, що виходить на поверхню пера лопатки зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, після ГПІ та стандартної термообробки.

Механічні та жароміцні властивості визначали на пальчикових заготовках зразків ( $\varnothing$  і  $\square$  12 мм), відлитих методом рівноосної кристалізації зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ультрадисперсними частинками карбонітриду титану  $Ti(C,N)$ , після ГПІ і термічної обробки за стандартним режимом.

Результати механічних випробувань та випробувань на тривалу міцність наведені у таблиці 5.4.

Таблиця 5.4 – Механічні та жароміцні властивості робочих лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого  $[Ti+Ti(C,N)]$  (ГПІ + стандартна термообробка).

Стан матеріалу	Механічні властивості при 20 °С				Час до руйнування при 850 °С під навантаженням 350 МПа, $\tau_p$ , год.
	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	$KCU$ , Дж/см <sup>2</sup>	
без ГПІ	1032	11,6	9,1	45,0	193,3
	1001	12,0	12,4	43,8	187,5
	1081	13,2	10,1	53,8	
після ГПІ	1102	11,7	10,9	91,3	366,5
	950	7,0	7,0	53,8	279,5
Норми ОСТ 1.90.126-85	$\geq 950$	$\geq 7,0$	-	$\geq 30$	$\geq 50,0$

З даних, представлених у таблиці 5.4, видно, що механічні та жароміцні властивості, перевірені на зразках, відлитих з модифікованого частинками карбонітриду титану сплаву ЖСЗДК-ВІ (як до, так і після ГП), задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85.

Мікроструктура пальчикових заготовок зразків  $\varnothing$  і  $\square$  12мм після проведення операції ГП та термообробки за стандартним режимом, аналогічна структурі лопаток, оброблених відповідно до зазначеного режиму.

### **Висновки**

Більш стабільні властивості та сприятлива структура отримані при модифікуванні розплаву  $Ti(C,N)$  у вигляді брикетів [110]. Підвищення кількості модифікатора сприяє подрібненню зерна.

Підвищення рівня експлуатаційних властивостей готових виробів при виготовленні литих робочих лопаток газотурбінних двигунів [110] забезпечує модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ присадками ультрадисперсних частинок карбонітриду титану  $Ti(C,N)$  у вигляді брикетів у кількості 0,05 % мас [110].

Робочі лопатки турбіни вентилятора, відлиті зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ультрадисперсними частинками карбонітриду титану  $Ti(C,N)$ , після гарячого ізостатичного пресування за хімічним складом, структурою, механічним і жароміцним властивостям відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85.

В процесі технологічної операції гарячого ізостатичного пресування відбувається «заліковування» пор і рихлот. У структурі досліджених лопаток після ГП мікропори та рихлоти практично відсутні.

Встановлено, що значення величини кута загину на досліджених лопатках перебувають у рівні 98...107°. Тріщин немає.

Механічні та жароміцні властивості, перевірені на зразках, відлитих із модифікованого частинками карбонітриду титану сплаву ЖСЗДК-ВІ (як до, так і після ГП), задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85.

У структурі лопаток (як у пері, так і в хвостовику) виявлено скупчення карбонітридних частинок розміром до 16 мкм.

Таким чином [108, 111] застосування технологічної операції гарячого ізостатичного пресування до лопаток, виготовлених методом рівноосного лиття з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ультрадисперсними частинками  $Ti(C,N)$ , дозволяє мінімізувати наявність дефектів ливарного походження і забезпечити необхідний рівень фізико-механічних і експлуатаційних властивостей готових виробів.

## 5.2 СТРУКТУРА ТА ВЛАСТИВОСТІ ЛИТИХ ЛОПАТОК ЗІ СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ, МОДИФІКОВАНОГО НІКЕЛЕВО-ІТРИЄВОЮ ЛІГАТУРОЮ

Дослідили робочі лопатки третього ступеня турбіни вентилятора, відлиті з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою ІТН-1, в литому та стандартно термообробленому стані, а також після гарячого ізостатичного пресування (ГІП) та подальшої термічної обробки [112].

Хімічний склад дослідних лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ відповідає вимогам ОСТ 1.90.126-85 з урахуванням вмісту ітрію ( табл. 5.5).

Таблиця 5.5 – Хімічний склад дослідних лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Лопатка №	Вміст елементів, % за масою										
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Si	Mn	S
1	0,095	11,6	9,3	4,2	4,3	2,7	3,9	0,12	<0,4	<0,4	0,0048
2	0,090	12,1	9,2	4,3	4,3	2,6	3,8	0,08	<0,4	<0,4	0,0045
Норми ОСТ1.90.126- 85	0,06- 0,11	11,0- 12,5	8,0- 10,0	3,8- 4,5	4,0- 4,8	2,5- 3,2	3,8- 4,5	≤2,0	≤0,4	≤0,4	≤0,015

Примітка. Вміст ітрію складає 0,0090 % за масою.

Макроструктура на поверхні лопатки, а також у поперечному перерізі пера та хвостовика, представлена на рис. 1 та 2.

Видно, що макроструктура робочих лопаток турбіни, відлитих зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою ІТН-1, як без проведення операції газостаткування, так і після ГП ідентична (рис. 5.7, 5.8). Розмір зерен у пері та хвостовику досліджуваних лопаток приблизно однаковий.

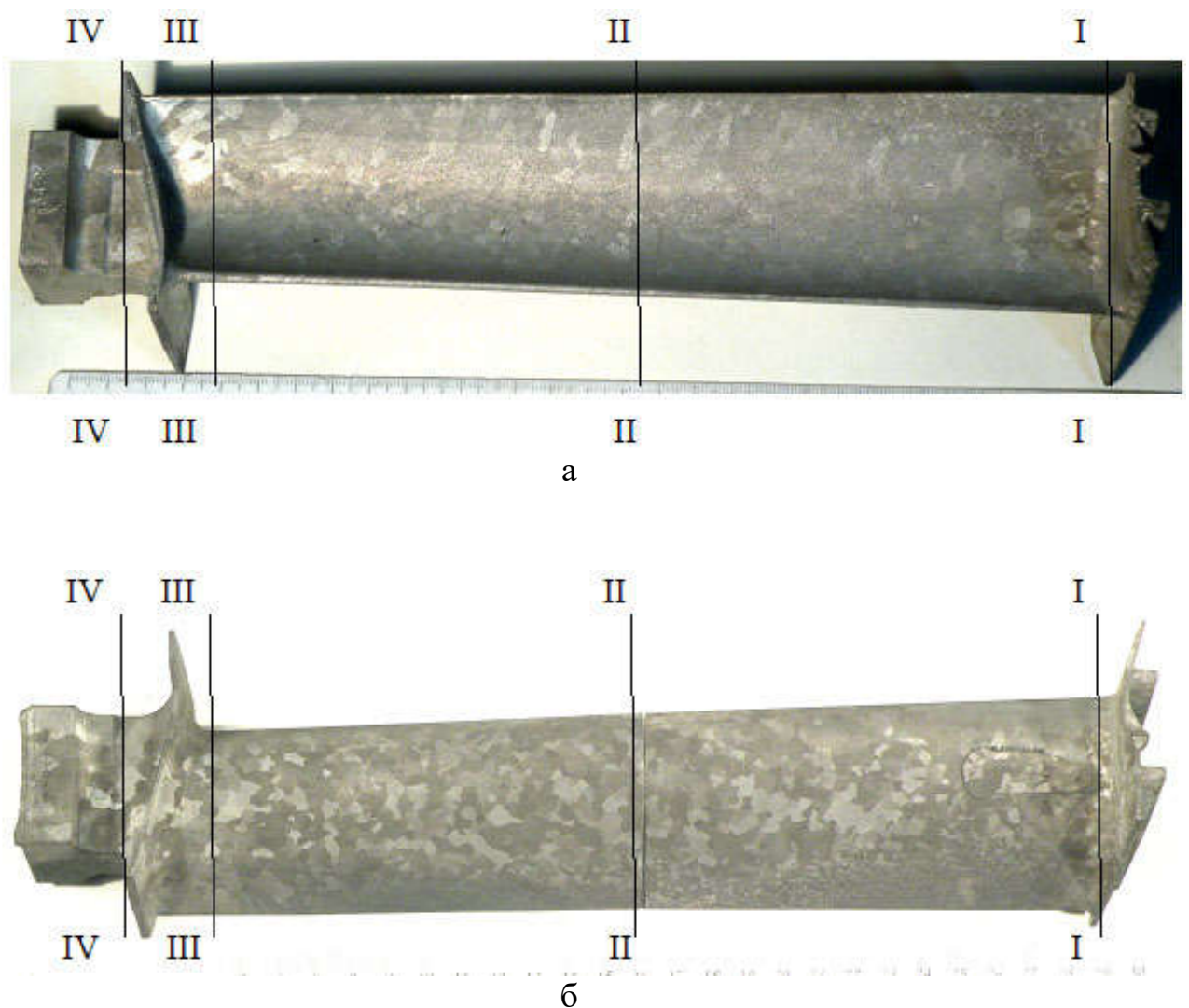


Рис. 5.7 – Макроструктура на поверхні робочих лопаток третього ступеня, відлитих зі сплав ЖСЗДК-ВІ, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою ІТН-1: а – після ГП; б – без ГП.

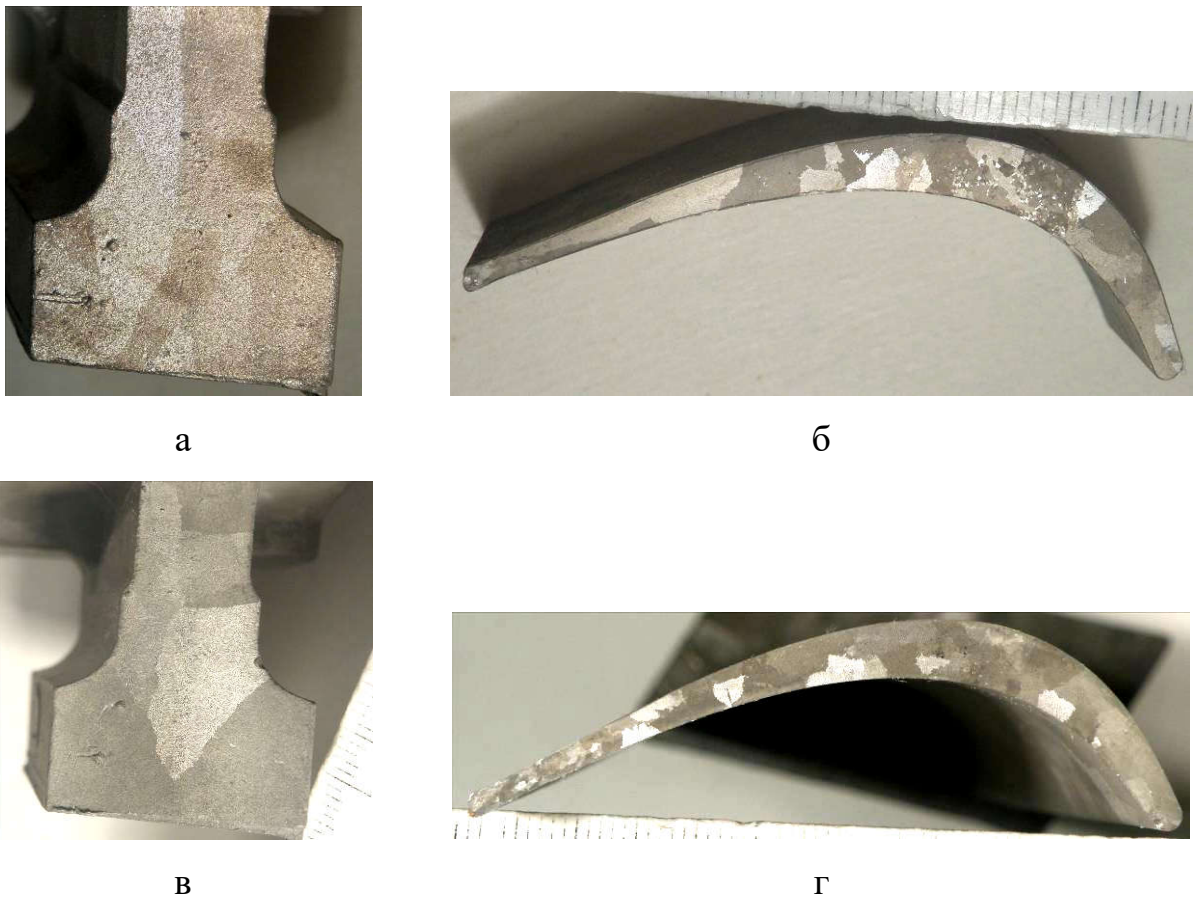


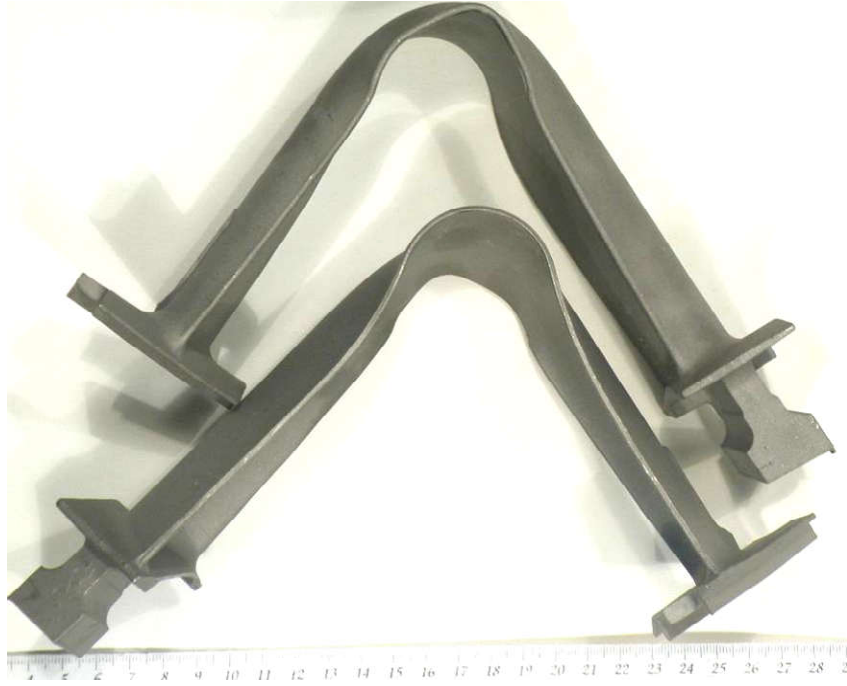
Рис. 5.8 – Макроструктура у поперечному перерізі хвостовика (а, в) та пера (б, г) лопаток третього ступеня: а, б – після ГП; в, г – без ГП.

Провели випробування на згин дослідних робочих лопаток. Вимірювання кута згину проводилися після зняття навантаження. За результатами випробувань кут згину лопаток становив від  $105$  до  $115^\circ$ , що відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85. Тріщини за місцем згину лопаток не виявлено.

На рис. 5.9 та 5.10 показаний зовнішній вигляд робочих лопаток після випробування на згин.

Мікроструктуру лопаток (як без ГП, так і після газостаткування) досліджували у трьох перерізах за висотою пера (перетину: «I-I», «II-II» та «III-III») та за хвостовиком (перетин «IV-IV») (див. рис. 5.7).

У пері та хвостовику лопатки без ГП виявлено скупчення усадкової рихлоти та мікропористості розміром до  $\sim 180$  мкм та  $117$  мкм, відповідно (рис. 5.11).



а

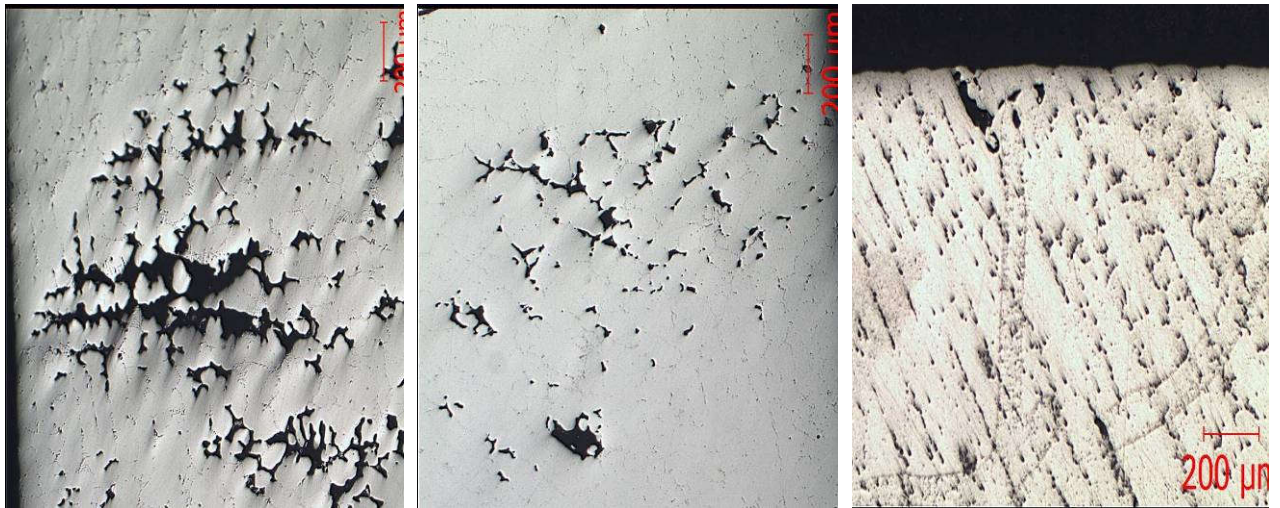


б

Рис. 5.9 – Зовнішній вигляд робочих лопаток із сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою, після ГПІ та стандартної ТО, після випробування на згин.



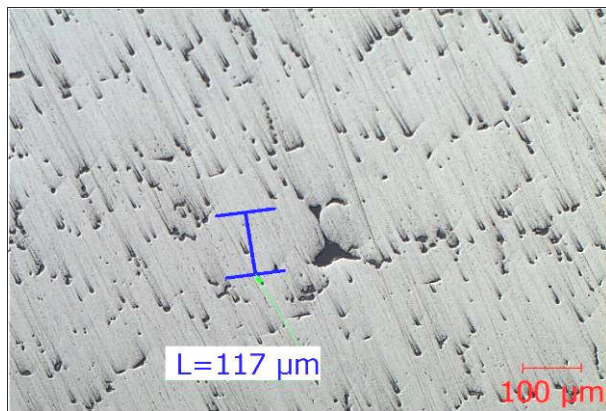
Рис. 5.10 – Зовнішній вигляд зони згину на робочій лопатці (кут згину  $115^\circ$ ) після випробування (ІТН-1 + ГП + стандартна термообробка).



а,  $\times 50$

б,  $\times 50$

в,  $\times 50$



г,  $\times 100$

Рис. 5.11 Усадкова мікропористість у пері та хвостовику робочої лопатки (без ГП) у перерізах: а – «I-I»; б – «II-II»; в – «III-III»; г – «IV-IV».

Крім того, на поверхні пера лопатки без ГПІ (переважно з боку корита) виявлені мікропори зі слідами зональної взаємодії матеріалу лопатки з модифікатором (нікелево-ітрієвою лігатурою ІТН-1), що проникають на глибину  $\sim 0,16$  мм (рис. 5.12).

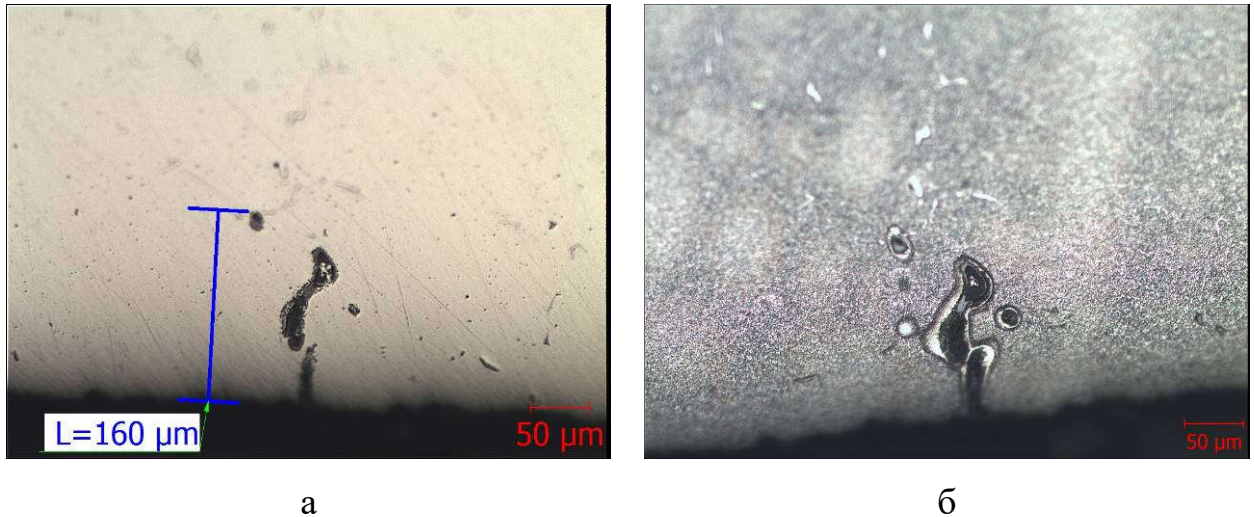


Рис. 5.12 – Мікропори зі слідами зональної взаємодії матеріалу лопатки з модифікатором (нікелево-ітрієвою лігатурою ІТН-1) в пері робочої лопатці (без ГПІ),  $\times 200$ : а – без травлення; б – після травлення.

Металографічним дослідженням встановлено, що мікроструктура лопатки, відлитої зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ІТН-1 у литому стані, має типову дендритну структуру:  $\gamma$ -твердий розчин, з наявністю інтерметалідної  $\gamma'$ -фази, евтектики ( $\gamma$ - $\gamma'$ ), карбідів і карбонітридів (рис. 5.13, 5.14), аналогічна структурі серійного сплаву. Первинні карбіди виділяються як у вигляді дискретних поліедричних частинок, так і у вигляді пластин шрифтової морфології, розташовуються у міждендритних просторах та на межах зерен.

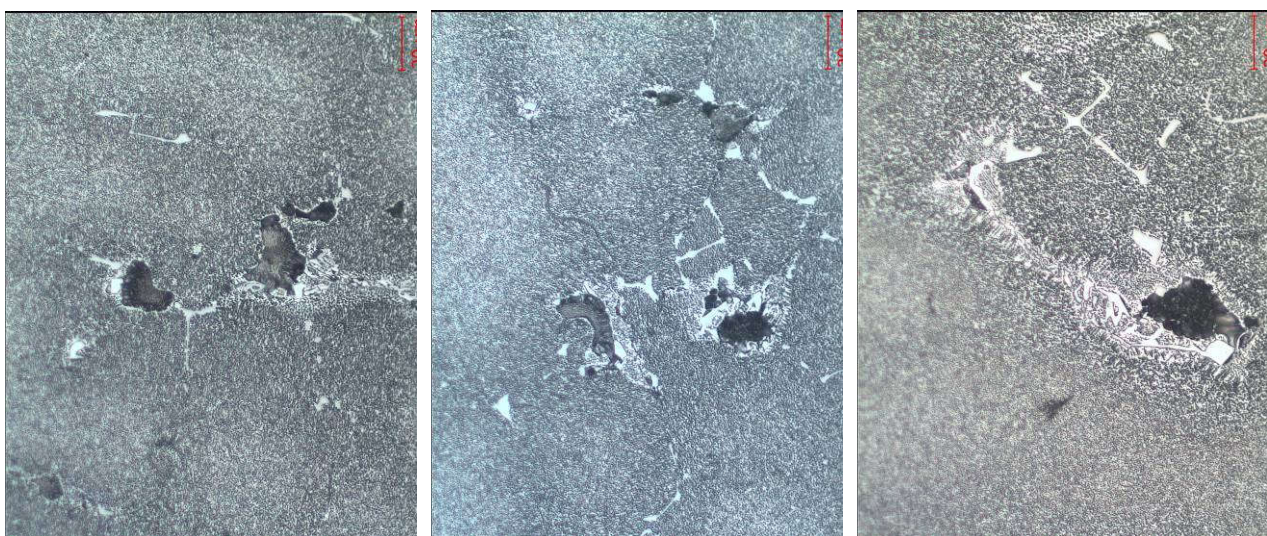


а

б

в

Рис. 5.13 – Мікроструктура в трьох перерізах пера робочої лопатки в литому стані,  $\times 50$ : а – «I-I»; б – «II-II»; в – «III-III».



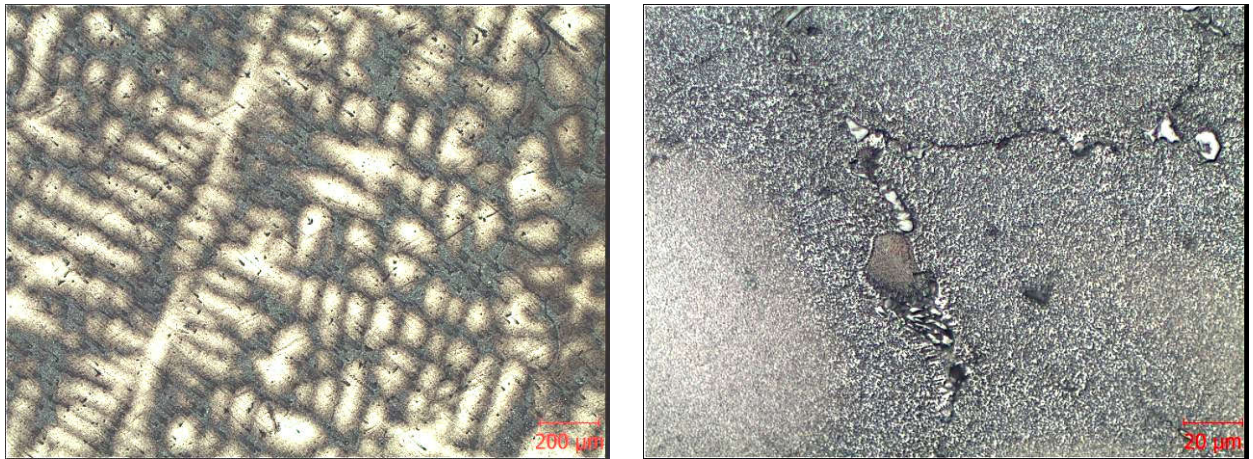
а

б

в

Рис. 5.14 – Мікроструктура в трьох перерізах пера робочої лопатки в литому стані,  $\times 500$ : а – «I-I»; б – «II-II»; в – «III-III».

При порівнянні пера з хвостовою частиною досліджуваної лопатки встановлено, що різниця у розмірах карбідів, мікропор, а також дендритного осередку незначна (рис. 5.15).



а, × 50

б, × 500

Рис. 5.15 – Мікроструктура хвостової частини (перетин «IV-IV») робочої лопатки в литому стані.

Встановлено, що проведення гарячого ізостатичного пресування сприяє залікуванню пор та рихлот у матеріалі робочої лопатки. У структурі досліджуваної лопатки після ГП мікропори та рихлоти практично відсутні (рис. 5.16). Розмір наявних після ГП поодиноких мікропор, виявлених у місцях зосередження грубої рихлоти до операції ГП, не перевищує 30 мкм (рис. 5.17, а). Крім того, в місцях заліковування пор і рихлот спостерігається коагуляція інтерметалідних частинок  $\gamma'$ -фази, а також ділянки з евтектикою ( $\gamma$ - $\gamma'$ ), що не розчинилася (рис. 5.17, б).

Мікроструктурне дослідження показало, що в процесі гарячого ізостатичного пресування при температурі 1210 °С та тиску 160 МПа відбулося практично повне розчинення евтектичної фази ( $\gamma$ - $\gamma'$ ) у  $\gamma$ -матриці. Мікроструктура матеріалу лопатки після ГП та наступної стандартної термообробки задовільна і відповідає прийнятій шкалі мікроструктур (рис. 5.18). Структури, характерні для перегрітого стану у матеріалі лопатки, що пройшла ГП, не виявлено.

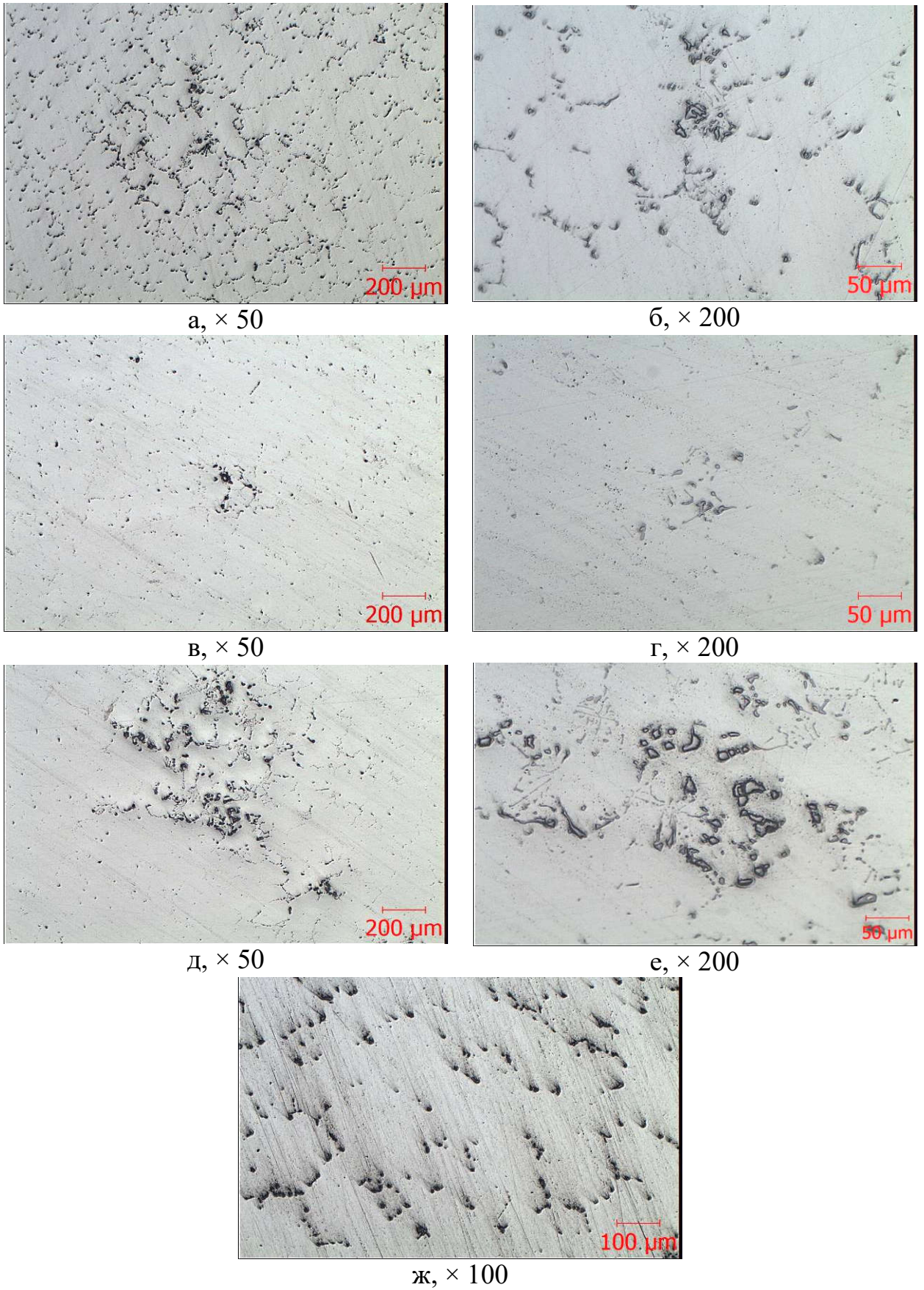


Рис. 5.16 – Нетравлена мікроструктура в трьох перерізах пера (а – е) та в хвостовику (ж) робочої лопатки після ГПП: а, б – «I-I»; в, г – «II-II»; д, е – «III-III»; ж – «IV-IV».

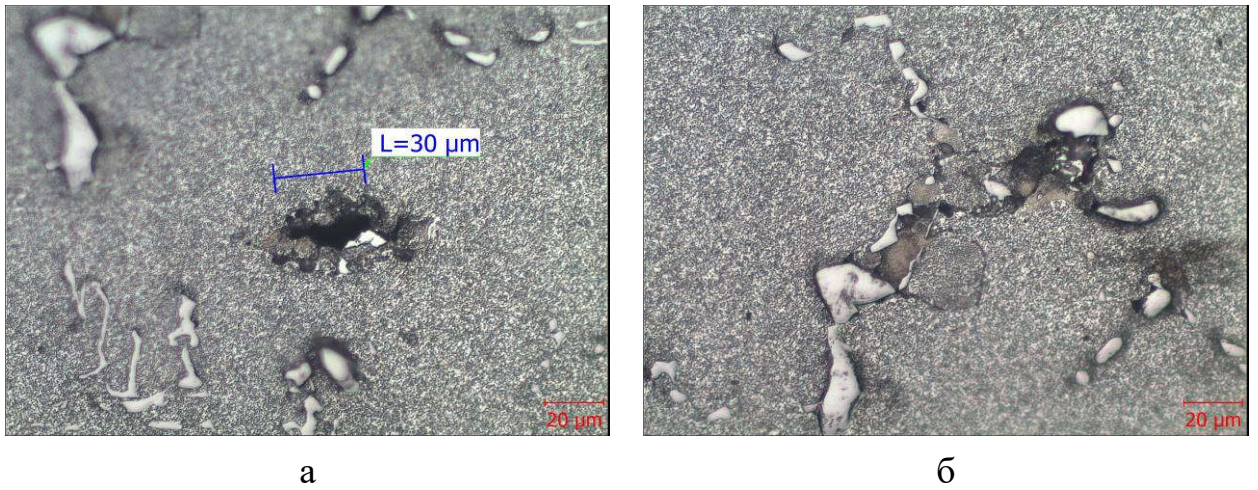


Рис. 5.17 – Мікроструктура в місцях залікування пор і рихлот у пері робочої лопатки після ГП,  $\times 500$ .

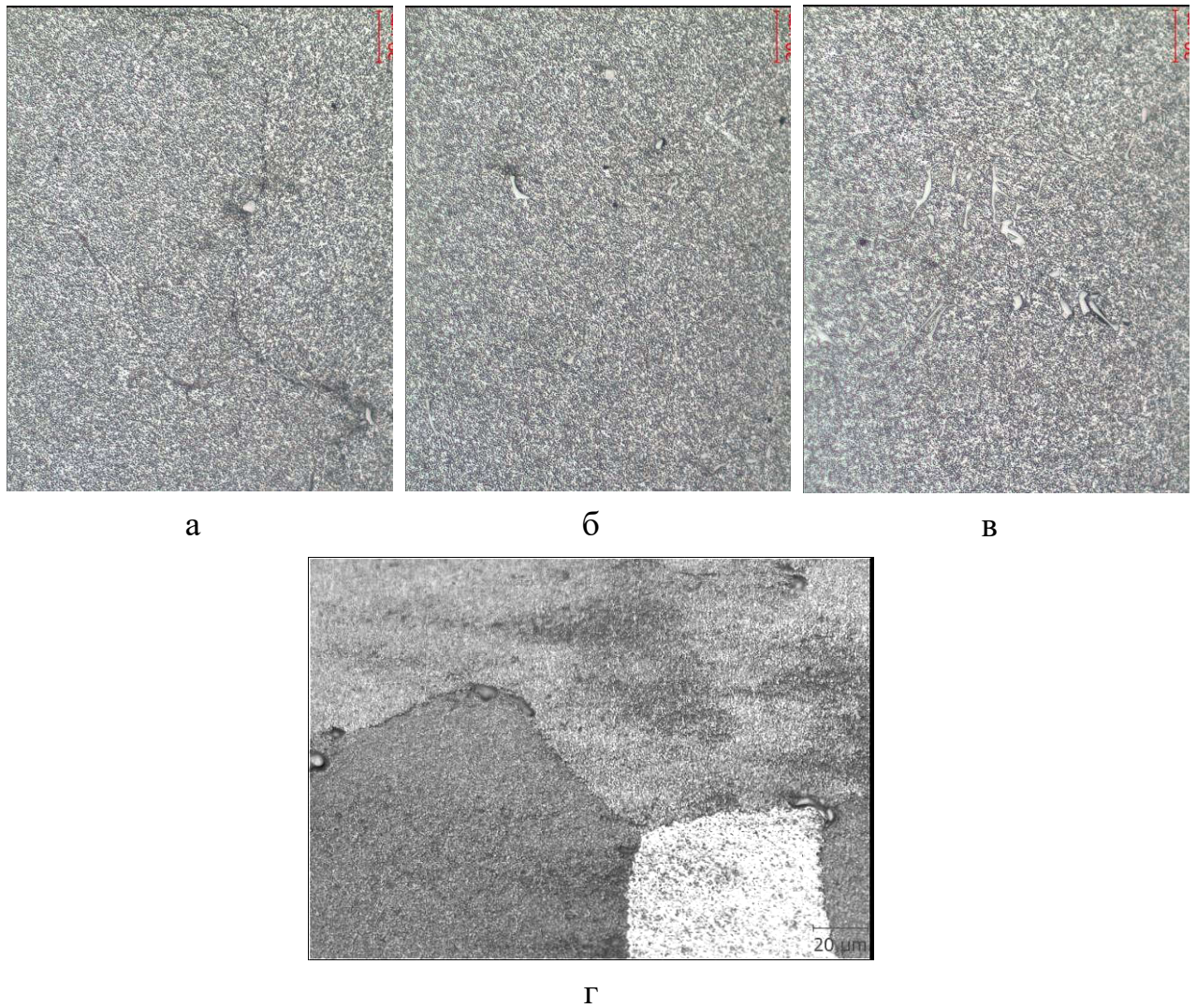


Рис. 5.18 – Мікроструктура в трьох перерізах пера (а, б, в) та в хвостовику (г) робочої лопатки (після ГП),  $\times 500$ : а – «I-I»; б – «II-II»; в – «III-III»; г – «IV-IV».

Механічні та жароміцні властивості визначали на пальчикових заготовках зразків ( $\varnothing$  і  $\square$  12 мм), відлитих методом рівноосної кристалізації зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою ІТН-1 у термообробленому стані, а також після ГП та гомогенізації за стандартом.

Результати механічних випробувань та випробувань на тривалу міцність наведені у таблиці 5.6.

Таблиця 5.6 – Механічні та жароміцні властивості робочих лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою після різних видів обробки.

Стан сплаву	Механічні властивості при 20 °С				Час до руйнування за температури 850 °С, під навантаженням 350 МПа, $\tau_p$ , год.
	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	
Модифікування ІТН-1+станд. т/о (без ГП)	1184	18,8	19,9	38,8	401,8
Модифікування ІТН-1+ГП + станд. т/о	1218	20,0	16,0	38,4	427,5
Норми ОСТ 1.90.126-85	$\geq 950$	$\geq 7,0$	-	$\geq 30$	$\geq 50,0$

З таблиці 5.6 видно, що механічні та жароміцні властивості досліджених зразків, як без ГП, так і після газостатування, задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85.

Мікроструктура пальчикових зразків  $\varnothing$  і 12мм після проведення ГП та подальшої термообробки за стандартним режимом, аналогічна структурі лопаток, оброблених відповідно до зазначеного режиму.

Також дослідили вплив модифікування ітрієм на структуру і властивості виливків, отриманих з вороття сплаву ЖС6У-ВІ.

Проведено дослідні плавки шихти, що складалась виключно з власного технологічного вороття сплаву ЖС6У-ВІ із застосуванням високотемпературної обробки розплаву та модифікування нікель-ітрієвої лігатурою [113].

Аналітичні розрахунки визначення ступеня збалансованості хімічного складу сплаву показують, що для дослідних варіантів по межах зерен можуть утворюватися виділення фаз. Дослідженнями мікроструктури підтверджено виділення евтектичної фази ( $\gamma$ - $\gamma'$ ) у вигляді «білої» облямівки по потовщених межах зерен в металі зразка сплаву ЖС6У-ВІ без модифікування.

Застосування модифікування нікельітрієвої лігатурою у кількості 0,136 % у процесі переплаву із застосуванням високотемпературної обробки розплаву вороття сплаву ЖС6У-ВІ дозволяє забезпечити формування меж зерен без видимих виділень.

Встановлено, що у металі дослідної плавки із застосуванням модифікування нікель-ітрієвою лігатурою карбіди мають глобулярну та пластинчасту морфологію. Виділення евтектичної фази ( $\gamma$ - $\gamma'$ ) відсутнє.

Механічні властивості і тривала міцність металу дослідних плавок із застосуванням високотемпературної обробки розплаву кондиційного вороття сплаву ЖС6У-ВІ як із модифікуванням, так і без модифікування нікель-ітрієвою лігатурою відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85 [113].

### **Висновки**

Хімічний склад, а також механічні та жароміцні властивості матеріалу робочих лопаток третього ступеня турбіни вентилятора, відлитих зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою ІТН-1 (як без ГПІ, так і після операції газостаткування) задовільні і відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85 [108, 112].

У пері та хвостовику лопатки без ГПІ виявлено скупчення усадкової рихлоти та мікропористості розміром до  $\sim 180$  мкм і 117 мкм, відповідно.

Значення величини кута згину робочих лопаток, відлитих зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою ІТН-1 після ГП та стандартної термічної обробки, становлять  $105...115^\circ$  (без утворення тріщин).

В процесі гарячого ізостатичного пресування робочих лопаток при температурі  $1210^\circ\text{C}$  і тиску 160 МПа відбувається заліковування мікропор і рихлот, що не виходять на поверхню деталей (розташовуються у внутрішніх обсягах металу). У структурі досліджених лопаток після ГП мікропори практично відсутні, що сприяє стабілізації структури та властивостей матеріалу. Розмір наявних після ГП поодиноких мікропор, виявлених у місцях зосередження грубої рихлоти до проведення операції ГП, не перевищує 30 мкм.

Також підтверджено позитивний вплив модифікування ітрієм на якість матеріалу виливків, виготовлених виключно з власного технологічного ворття сплаву ЖС6У-ВІ із застосуванням високотемпературної обробки розплаву [113].

Отже, встановлено позитивний вплив модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ ітрієво-нікелевою лігатурою ІТН-1 у комплексі з ГП та стандартною термічною обробкою. Однак особливості експлуатації таких литих виробів, як лопатки турбіни вентилятора вимагають від матеріалу як більш високого загального рівня механічних властивостей, так і стійкості до руйнування від ударного згину. Так розробникам двигунів необхідно підвищити рівень міцності та пластичності, а також забезпечити ударну в'язкість матеріалу на рівні вище за  $50 \text{ Дж/см}^2$ .

В цьому випадку логічним є застосування комплексного модифікування матеріалу робочих лопаток турбін.

### **5.3 МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ ІТРИЄМ В КОМПЛЕКСІ З КАРБОНІТРИДОМ ТИТАНУ ТА НІОБІЄМ**

Метою даного дослідження є вивчення можливостей покращення структури та підвищення механічних і жароміцних властивостей сплаву ЖСЗДК-ВІ

за рахунок модифікування розплаву ітрієм в комбінуванні з карбонітридом титану або карбідоутворюючим ніобієм, із застосуванням до готових лопаток ГП та подальшої ТО [114].

Дослідили матеріал зразків, а також фрагментів, вирізаних з нижньої, найбільш щільної частини технологічних блоків, відлитих з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ітрієм в комплексі з карбонітридом титану та ніобієм в наступних співвідношеннях: присадка Ni-Y лігатури – 0,136% у розплав і [Ti+Ti(C,N)] – 0,1% (табл. 5.7, позн.1) та Ni-Y лігатури – 0,136% і Nb – 0,02%, відповідно (табл. 5.7, позн.2) [114].

Вміст хімічних елементів у комплексно модифікованому сплаві ЖСЗДК-ВІ двох дослідних варіантів відповідає вимогам ОСТ 1.90.126-85, з урахуванням наявності в металі ітрію у кількості 0,0062...0,0077% (табл. 5.7).

Таблиця 5.7 – Хімічний склад металу дослідних плавок ЖСЗДК-ВІ.

Варіант	Вміст елементів, % за масою									
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Si	Mn
1	0,090	11,35	9,25	3,80	4,68	2,95	3,85	0,10	0,09	0,001
2	0,085	11,15	9,20	3,82	4,70	2,87	3,89	0,09	0,09	0,001
ОСТ 1.90.126-85	0,06- 0,11	11,0- 12,5	8,0- 10,0	3,8- 4,5	4,0- 4,8	2,5- 3,2	3,8- 4,5	≤2,0	≤0,4	≤0,4

Продовження таблиці 5.7.

Варіант	Вміст елементів, % за масою				
	Ni	S	P	B	Y
1	основа	0,0048	<0,005	0,14	0,0077
2	основа	0,0048	<0,005	0,13	0,0062
ОСТ1.90.126-85	основа	≤0,010	≤0,015	≤0,020	-

Результати заміру параметрів макроструктури поперечного перерізу фрагментів, вирізаних з нижньої частини блоку зразків (рис. 5.19), наведені в таблиці 5.8.



Рис. 5.19 – Типова макроструктура фрагменту у поперечному перерізі досліджених зразків із комплексно модифікованого сплаву ЖСДК-ВІ.

Таблиця 5.8 – Параметри макроструктури (мм) фрагментів блоку зразків, відлитих із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Варіант	Розмір кристалізаційних зон		Розмір макрозерна
	стовбчастих кристалів	рівноосних кристалів	
1	5,0...7,5	22...27	2,5...4,5
2	7,0...11,0	15...23	3,5...6,0

Механічні властивості досліджених зразків після ГПІ та стандартної ТО задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85 (табл. 5.9).

Значення ударної в'язкості для варіанту 1 (з карбонітридом титану) задовольняють також регламентованим вимогам, що висуваються розробником для відповідальних литих авіаційних виробів, тоді як для варіанту 2 є майже вдвічі нижчі за означені.

Тривала міцність сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого за обома варіантами, після ГПІ та стандартної ТО задовільна, відповідає вимогам ОСТ 1.90.126-85 та регламентованим вимогам, що висуваються розробником для відповідальних литих авіаційних виробів.

Таблиця 5.9 – Механічні та жароміцні властивості зразків, виготовлених з комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ після ГП та ТО.

Варіант	Механічні властивості при 20 °С					Час до руйнування при 850 °С під навантаженням 350 МПа, $\tau_p$ , год.
	$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\Psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	
1	1137	877	16,8	18,45	60,1	181,7
2	1157	883	15,0	20,65	34,4	157,8
ОСТ 1.90.126-85	$\geq 950$	–	$\geq 7,0$	–	$\geq 30$	$\geq 50,0$
Регламентовані вимоги розробника	114,7... 116,7	–	13,2... 17,6	16,1... 18,2	58,7... 71,3	$\geq 50,0$

Злами ударних та розривних зразків обох варіантів мають типову в'язко-крихку структуру з зоною доламу, більшою у варіанті з ніобієм (рис. 5.20).

Металографічними дослідженнями встановлено, що в сплаві ЖСЗДК-ВІ, отриманому за обома варіантами, карбіди і карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок, переважно рівномірно розподілених в об'ємі металу (рис. 5.21). У сплаві варіанта 2 також є скупчення карбонітрідів як у вигляді дискретних глобулярних частинок  $MeC$ , так і пластин довжиною до  $\sim 10$  мкм, характерних для евтектичних карбідів типу  $Me_6C$ , що виділяються по межах зерен (рис. 5.21, г; 5.22, г). Цим і може бути пояснено велика різниця в значеннях ударної в'язкості дослідних варіантів.

Мікроструктура зразків, відлитої зі сплаву ЖСЗДК-ВІ за обома варіантами (після ГП і ТО), являє собою  $\gamma$ -твердий розчин, зміцнений інтерметалідною  $\gamma'$ -фазою, з наявністю карбідів і карбонітрідів, і відповідає нормально термообробленому стану сплаву ЖСЗДК-ВІ, згідно затвердженої шкали мікроструктур. Слідів перегріву не виявлено (рис. 5.22). У зразках, відлитої за

варіантом 1, межі зерен, в основному, тонкі з наявністю карбідів розміром, що не перевищує 4 мкм, а також карбонітридів у вигляді глобулярних скупчень біля меж зерен (рис. 5.22, б). У мікроструктурі зразків, відлитих за варіантом 2, межі зерен грубіші за рахунок виділення карбонітридів розміром до  $\sim 7$  мкм, а також пластинчастих карбідів довжиною  $\sim 10$  мкм (рис. 5.22, г).



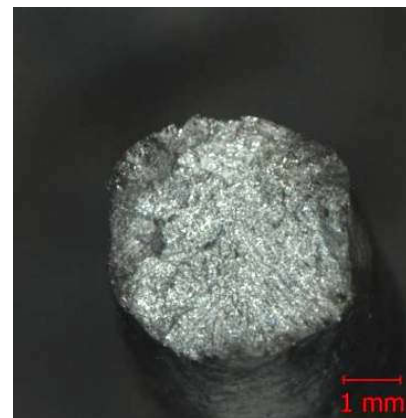
а



б



в



г

Рис. 5.20 – Будова зламів ударних (а, в) та розривних (б, г) зразків із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів, при різних збільшеннях: а, б – варіант 1; в, г – варіант 2.

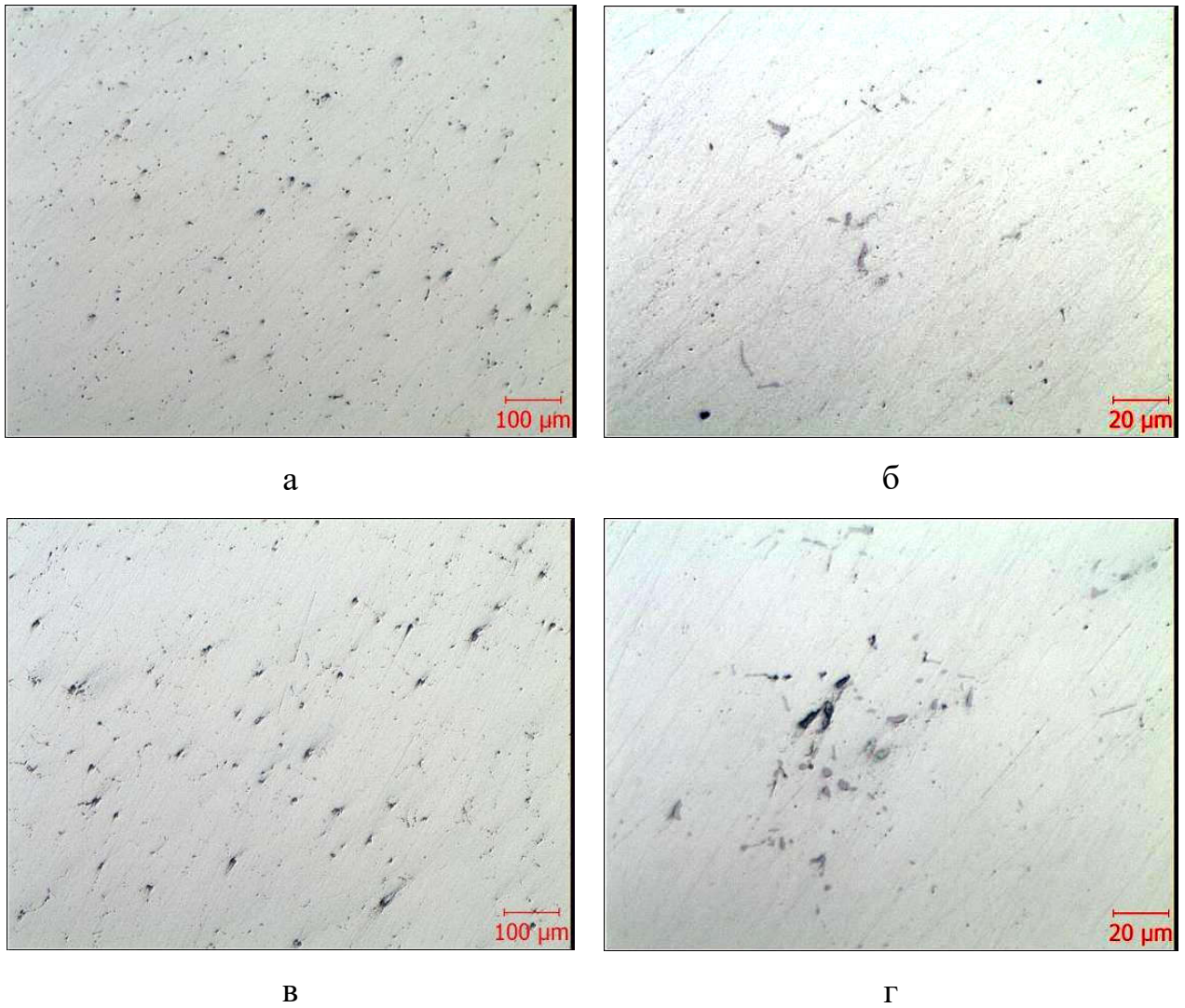


Рис. 5.21 Морфологія та розподіл карбідів та карбонітрідів у зразках зі сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів, при різних збільшеннях:

а, б – варіант 1; в, г – варіант 2.

Встановлено, що в процесі гарячого ізостатичного пресування при температурі 1210 °С і тиску 160 МПа відбувається заліковування мікропор і рихлот, що розташовуються у внутрішніх обсягах металу. У структурі досліджених зразків після ГПІ мікропори практично відсутні, що сприяє стабілізації структури та властивостей матеріалу.

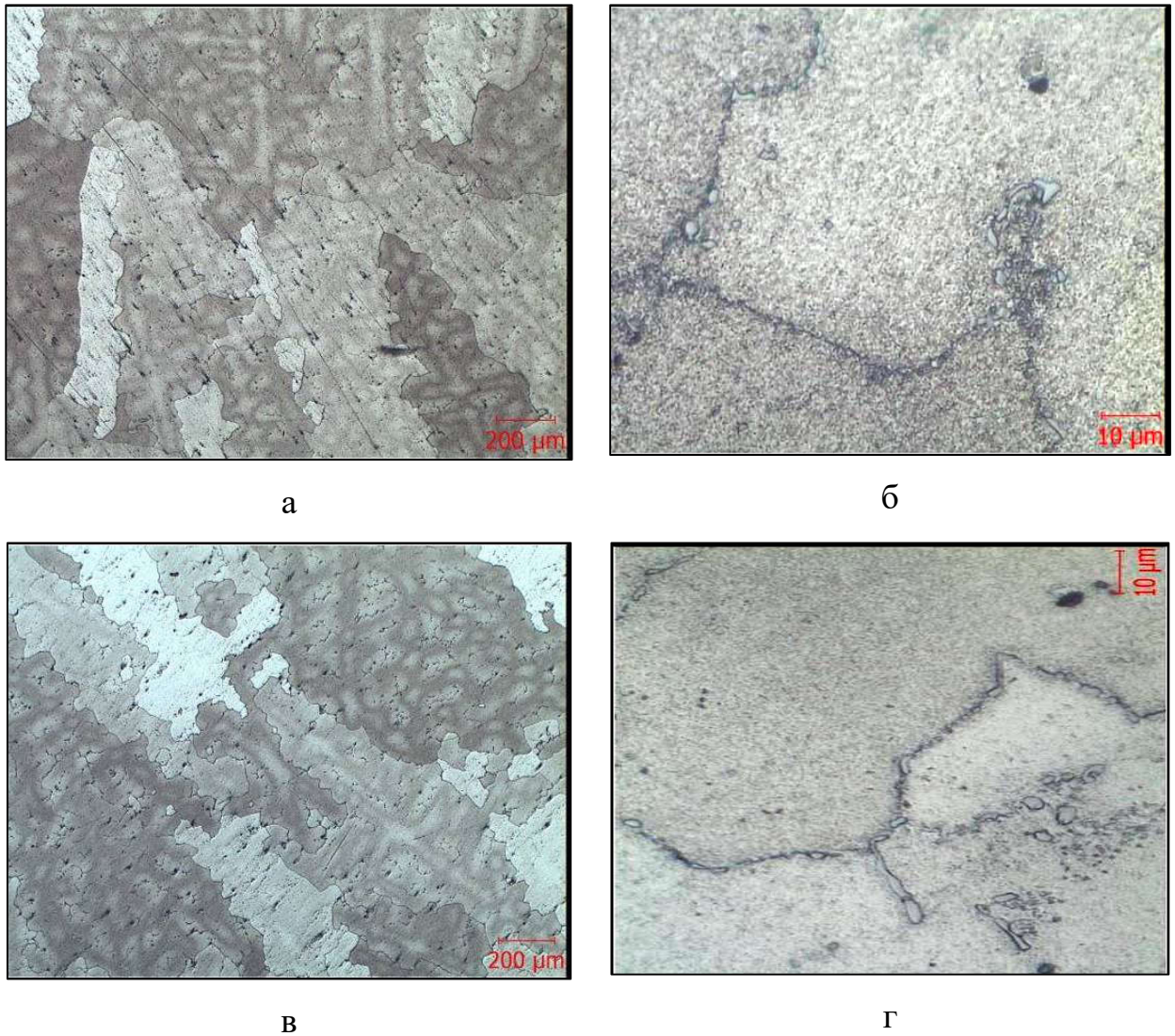


Рис. 5.22 – Мікроструктура зразків із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів, при різних збільшеннях: а, б – варіант 1; в, г – варіант 2.

### Висновки

Вміст хімічних елементів у комплексно модифікованому сплаві ЖСЗДК-ВІ обох дослідних варіантів відповідає вимогам ОСТ 1.90.126-85, з урахуванням наявності в металі ітрію.

Механічні та жароміцні властивості досліджуваних зразків після ГП та стандартної ТО задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85.

Встановлено, що значення ударної в'язкості зразків, відлитих за варіантом 1, також задовольняють регламентованим вимогам, що висуваються роз-

робником для відповідальних литих авіаційних виробів. Для варіанта 2 значення ударної в'язкості є майже вдвічі нижчими за означені вимоги.

Жароміцні властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого за обома варіантами, після ГП та стандартної ТО задовільні, відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85 та регламентованим вимогам, що висуваються розробником для відповідальних литих авіаційних виробів.

Мікроструктура зразків, відлитих зі сплаву ЖСЗДК-ВІ за обома варіантами (після ГП та ТО), характерна для нормально термообробленого стану сплаву ЖСЗДК-ВІ, відповідає затвердженій шкалі мікроструктур. Слідів перегріву не виявлено.

У зразках, відлитих за варіантом 1, межі зерен, в основному, тонкі з наявністю карбідів, розмір яких не перевищує 4 мкм, а також карбонітридів у вигляді глобулярних скупчень поблизу меж зерен. У мікроструктурі зразків, відлитих за варіантом 2, межі зерен грубіші за рахунок виділення карбонітридів розміром до 7 мкм, а також пластинчастих карбідів довжиною до 10 мкм.

Карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок переважно рівномірно розподілених в об'ємі металу. У сплаві варіанта 2 є скупчення карбонітридів як у вигляді дискретних глобулярних частинок  $MeC$ , так і пластин довжиною до  $\sim 10$  мкм, характерних для евтектичних карбідів типу  $Me_6C$ , що виділяються по межах зерен. Цим і може бути пояснено велика різниця в значеннях ударної в'язкості дослідних варіантів.

Таким чином, комплексне модифікування ітрієм і карбонітридом титану забезпечують формування більш сприятливої структури і значно кращі механічні та жароміцні властивості нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ [114].

## 5.4 КОМПЛЕКСНЕ МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ ІТРИЄМ ТА КАРБОНІТРИДОМ ТИТАНУ

Дослідили [115] зразки, а також фрагменти, вирізані з нижньої частини блоку зразків, відлиті з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, комплексно модифікованого ітрієм та карбонітридом титану за наступними варіантами (табл. 5.10):

- 1 – присадка [Ti+Ti(C,N)] у розплав – 0,025%; Ni-Y лігатура – 0,136%;
- 2 – присадка [Ti+Ti(C,N)] у розплав – 0,075%; Ni-Y лігатура – 0,136%;
- 3 – Ni-Y лігатура – 0,136%; мішметал МЦ50Ж6 – 0,03%.

Таблиця 5.10 – Хімічний склад металу дослідних плавок ЖСЗДК-ВІ.

Варіант	Вміст елементів, % за масою									
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Si	Mn
1	0,075	11,6	8,70	3,80	4,60	2,80	3,80	0,10	0,08	0,0056
2	0,075	11,8	8,75	3,95	4,50	2,90	3,88	0,10	0,10	0,0050
3	0,085	11,8	8,80	3,90	4,60	2,80	3,80	0,10	0,07	0,0055
Норми ОСТ 1.90.126-85	0,06- 0,11	11,0- 12,5	8,0- 10,0	3,8- 4,5	4,0- 4,8	2,5- 3,2	3,8- 4,5	≤2,0	≤0,4	≤0,4

Продовження таблиці 5.10.

Варіант	Вміст елементів, % за масою			
	Ni	S	P	Y
1	основа	0,0055	<0,005	0,0098
2	основа	0,0048	<0,005	0,0097
3	основа	0,0048	<0,005	0,0094
Норми ОСТ1.90.126-85	основа	≤0,010	≤0,015	-

Зразки формували методом рівноосної кристалізації з комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів після ГП та ТО за стан-

дартним режимом (гомогенізація при температурі  $1210 + 15$  °С протягом 4 год. з охолодженням на повітрі). Процес ГП проводили в атмосфері аргону за наступним режимом: нагрівання до температури  $1210 \pm 10$  °С; витримка 2 год. при тиску в камері 160 МПа; охолодження виливків.

Хімічний склад комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ всіх дослідних варіантів відповідає вимогам ОСТ 1.90.126-85, з урахуванням наявності в металі ітрію у кількості 0,0094...0,0098% (табл. 5.10).

Дослідженням фрагментів, вирізаних з нижньої частини блоку зразків, виявлено, що розмір макрозерна в сплаві, модифікованому за варіантом 3, в  $\sim 1,5$  рази більше, ніж у матеріалі варіантів 1 і 2. Найменше зерно спостерігається на макротемплеті варіанта 2.

На рис. 5.23 представлена макроструктура у поперечному перерізі фрагментів, вирізаних із нижньої частини блоку зразків дослідних плавок.



Рис. 5.23 – Макроструктура у поперечному перерізі фрагментів блоку зразків із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів: а – 1; б – 2; в – 3.

Параметри макроструктури фрагментів блоку зразків, відлитих із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ наведено у таблиці 5.11.

Результати механічних випробувань та випробувань на тривалу міцність дослідних зразків наведено у таблиці 5.12.

Таблиця 5.11 – Параметри макроструктури (мм) фрагментів блоку зразків, відлитих із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Варіант	Розмір кристалізаційних зон		Розмір макрозерна
	зона стовбчастих кристалів	зона рівноосних кристалів	
1	7,5...10,5	16...22	1,5...5,0
2	6,5...10,0	17...24	1,0...3,5
3	8,0...11,5	14...21	3,0...7,0

Таблиця 5.12 – Механічні та жароміцні властивості зразків, виготовлених з комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів після ГП та стандартної термообробки.

Варіант	Механічні властивості при 20 °С						Час до руйнування при 850 °С під навантаженням 350 МПа, $\tau_p$ , год.
	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	НВ (d, мм)	
1	1165	857	17,6	19,3	50,0; 51,3	341	283
	1185	849	17,6	21,5	50,0; 50,0	(3,30)	
2	1182	878	18,4	22,9	52,5; 43,8	341	310,5
	1097	827	17,6	21,1	50,0; 58,8	(3,30)	
3	1168	848	19,2	20,8	27,0; 27,0	341	182,0
	1182	869	17,2	17,2	29,0; 22,0	(3,30)	
Норми ОСТ 1.90.126-85	≥950	-	≥7,0	-	≥30	-	≥50,0

З даних, представлених у таблиці 5.12, видно, що механічні властивості всіх дослідних зразків комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ після ГП та стандартної термообробки задовільні та відповідають вимогам ОСТ

1.90.126-85. Значення ударної в'язкості для варіанту 3 (без використання карбонітриду титану) є майже вдвічі нижчими за вимоги, що висуваються розробником для відповідальних литих авіаційних виробів (див табл. 5.9), а також відносно значень, отриманих на зразках варіантів 1 і 2.

Значення ударної в'язкості зразків, варіантів 1 і 2, становлять 43,8...58,8 Дж/см<sup>2</sup>, що також ледь сягає нижньої межі означених технічних вимог.

Тривала міцність сплаву ЖСЗДК-ВІ, комплексно модифікованого за всіма варіантами, відповідає вимогам ОСТ 1.90.126-85.

На рис. 5.24 наведені злами ударних і розривних зразків, відлитих з дослідного комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ.

При металографічному дослідженні встановлено, що комплексно модифікованому сплаву ЖСЗДК-ВІ, отриманому за варіантом 2, карбіди і карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок, в основному, рівномірно розподілених в обсязі металу (рис. 5.25, б). Розмір частинок карбідів та карбонітридів не перевищує ~3 мкм.

У зразках, відлитих за варіантами 1 і 3, карбіди виділяються як дискретних глобулярних частинок MeC, так і пластин, характерних для евтектичних карбідів типу Me<sub>6</sub>C. При цьому довжина пластин для варіанта 1 сягає ~8 мкм (рис. 5.25, а), для варіанта 3 – ~30 мкм (рис. 5.25, в).

Мікроструктура зразків, відлитих зі сплаву ЖСЗДК-ВІ за варіантами 1 і 2 (після ГП і термообробки), являє собою γ-твердий розчин, зміцнений інтерметалідною γ'-фазою, з наявністю карбідів і карбонітридів; відповідає нормально термообробленому стану сплаву ЖСЗДК-ВІ; слідів перегріву не виявлено (рис. 5.26, а, г, б, д).

У зразках, відлитих за варіантом 2, межі зерен тонкі з наявністю біля меж карбідів розміром, що переважно не перевищує ~2 мкм (див. рис. 5.26, б, д). У мікроструктурі зразків, відлитих за варіантом 1, межі зерен грубіші за рахунок виділення карбідів у вигляді плівок та (або) пластин довжиною до ~8 мкм (див. рис. 5.26, а, г).



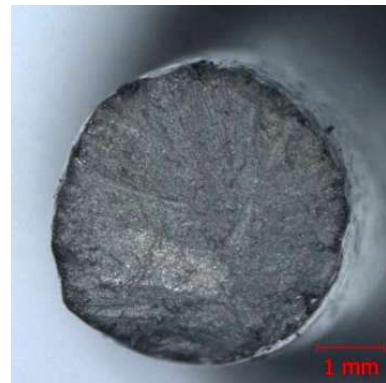
а



б



в



г



д



е

Рис. 5.24 Будова зламів ударних (а, в, д) та розривних (б, г, е) зразків із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів:

а, б – 1; в, г – 2; д, е – 3.

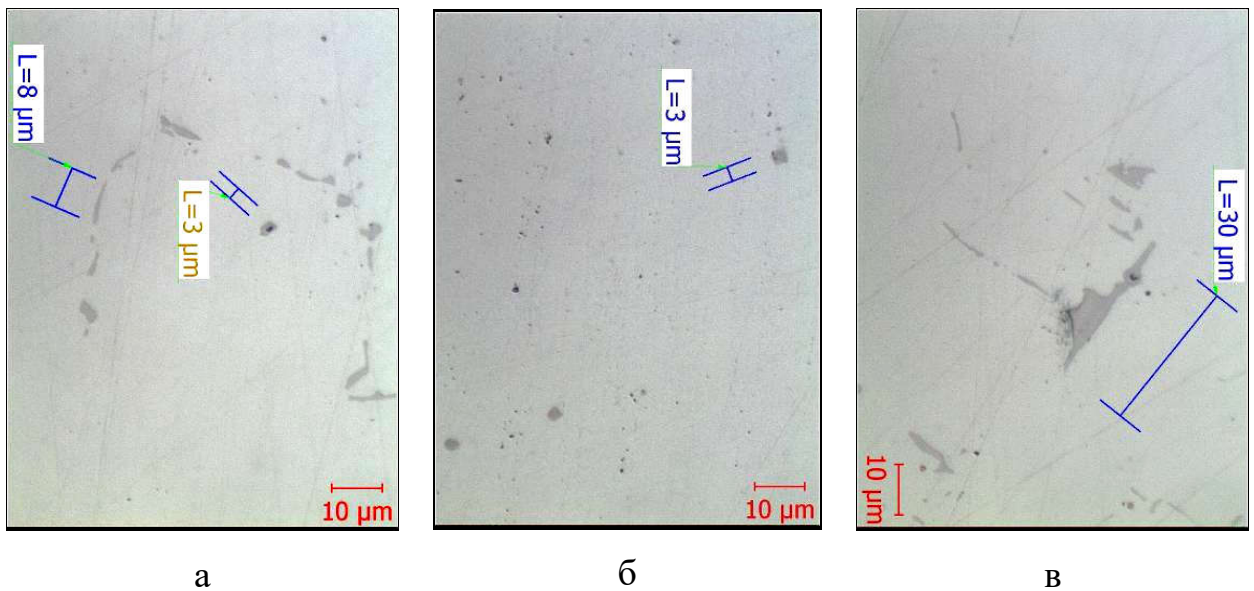


Рис. 5.25 Морфологія та розподіл карбідів та карбонітрідів у зразках з комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів:

а – 1; б – 2; в – 3.

Мікроструктура зразків, відлитих за варіантом 3 (після ГП та термообробки), характеризується більш крупним зерном з наявністю карбідів, як у вигляді дискретних частинок, так і пластин довжиною до  $\sim 30$  мкм (рис. 5.26, в, е).

Крім того, при дослідженні мікроструктури сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого за варіантом 3, після проведення операції ГП ( $1210$  °С) та термообробки ( $1210$  °С) (відповідно до стандартних режимів) у структурі матеріалу поряд з основними структурними складовими виявлено оплавлення евтектичної ( $\gamma$ - $\gamma'$ )-фази розміром до  $\sim 12,5$  мкм, що не відповідає прийнятій шкалі мікроструктур (рис. 5.27).

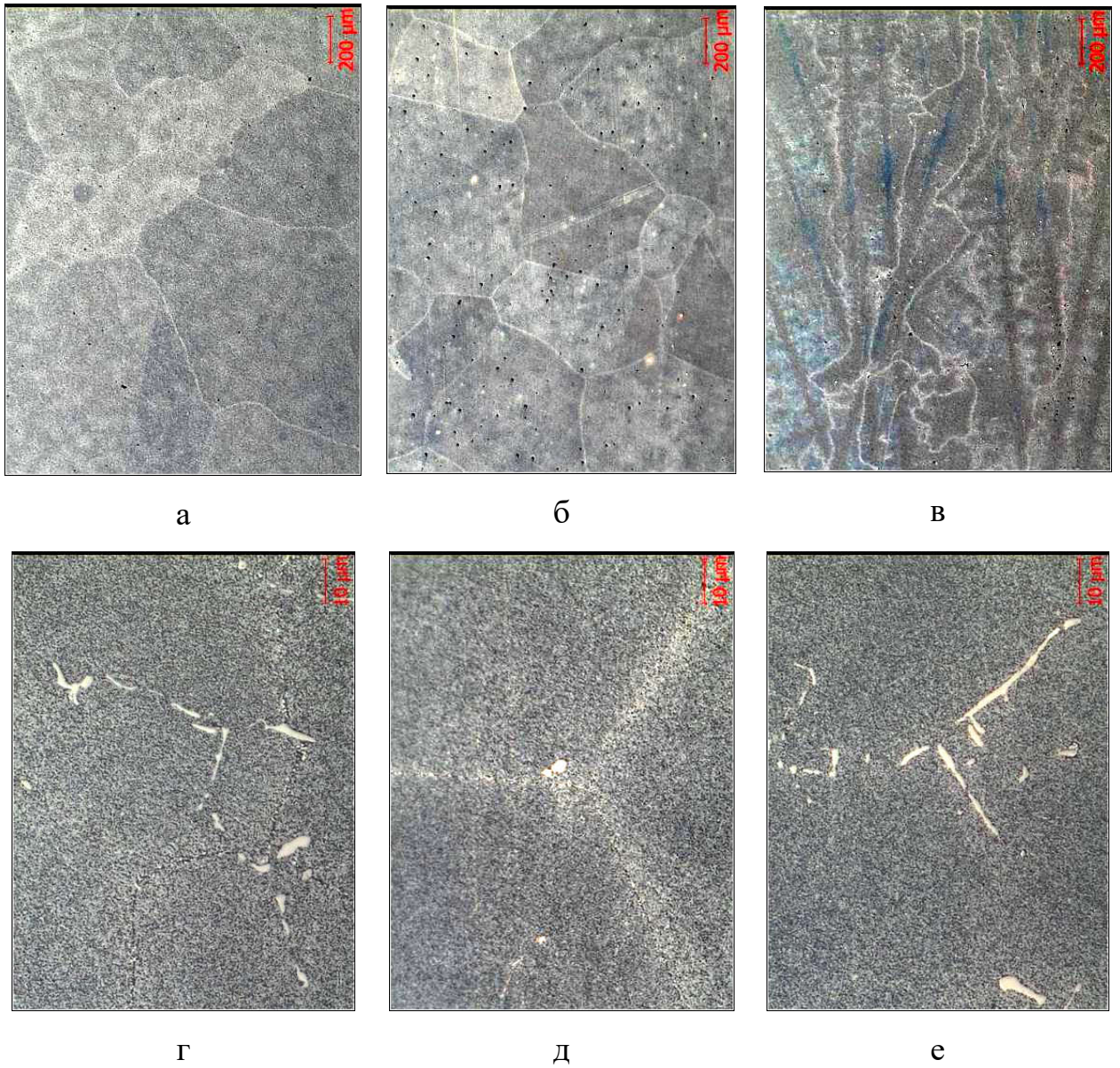


Рис. 5.26 – Мікроструктура зразків із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів: а, г – 1; б, д – 2; в, е – 3.



Рис. 5.27 – Оплавлення евтектичної ( $\gamma$ - $\gamma'$ )-фази у зразках з комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ, відлитих за варіантом 3.

При аналізі технологічної документації та в результаті перевірки роботи установки гарячого ізостатичного пресування, а також вакуумних електропечей порушень не виявлено; встановлено, що температура не перевищувала серійну – 1210 °С.

На підставі проведеного аналізу можна припустити, що отримання незадовільної мікроструктури обумовлено зниженням температури солідусу сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого за варіантом 3, ймовірно, внаслідок наявності легкоплавких домішок у складі евтектики.

Також встановлено, що в процесі гарячого ізостатичного пресування при температурі 1210 °С і тиску 160 МПа у зразках, відлитих з комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ за всіма варіантами, спостерігається залікування мікропор і пухкостей, що розташовуються у внутрішніх обсягах металу (не виходять на поверхню зразка). У структурі досліджених зразків після ГП мікропори практично відсутні, що сприяє стабілізації структури і властивостей матеріалу.

Таким чином, комплексом проведених досліджень [108, 115, 116] встановлено спільний модифікуючий вплив ітрію та ультрадисперсних частинок карбонітриду титану на дендритну структуру, розподіл і зміну морфології первинних карбідів, кількість і розподіл карбонітридних частинок.

Показано, що використання ітрію та ультрадисперсних порошоків карбонітриду титану для об'ємного модифікування жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ дозволяє підвищити механічні та жароміцні властивості матеріалу [108, 115, 116]. Підвищення кількості модифікатора сприяє подрібненню зерна. Більш стабільні властивості і сприятливу структуру забезпечує модифікування розплаву ультрадисперсними частинками  $Ti(C,N)$  у вигляді брикетів [110].

### **Висновки**

Встановили [108, 115], що хімічний склад дослідних зразків, відлитих із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ за всіма варіантами, задовільний та відповідає вимогам ОСТ 1.90.126-85, з урахуванням наявності у сплавах ітрію у кількості 0,0094...0,0098%.

Механічні властивості всіх дослідних зразків комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ після ГПІ та стандартної термообробки задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85. Значення ударної в'язкості для варіанту 3 (без використання карбонітриду титану) є майже вдвічі нижчими за додаткові вимоги, що висуваються розробником для відповідальних литих авіаційних виробів, а також відносно значень, отриманих на зразках варіантів 1 і 2.

Значення ударної в'язкості зразків, варіантів 1 і 2, становлять 43,8...58,8 Дж/см<sup>2</sup>, що також ледь сягає нижньої межі означених технічних вимог.

За іншими показниками механічних властивостей всі дослідні зразки відповідають більш жорстким вимогам розробників авіаційних двигунів для матеріалу литих лопаток вентилятора.

Тривала міцність сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого за всіма варіантами, відповідає вимогам ОСТ 1.90.126-85.

Найкращий модифікуючий ефект отримано при комплексному модифікуванні сплаву ЖСЗДК-ВІ за варіантом 2, у якому спостерігається подрібнення зерна; карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок, рівномірно розподілених в об'ємі металу; межі зерен тонкі з

наявністю на межах карбідів розміром, що переважно, не перевищує  $\sim 3$  мкм. Це, ймовірно, сприяло підвищенню ударної в'язкості до значень  $58,8$  Дж/см<sup>2</sup>.

У мікроструктурі зразків, відлитих за варіантом 1, межі зерен грубіші за рахунок виділення карбідів у вигляді полівок та (або) пластин довжиною до  $\sim 8$  мкм; при цьому значення ударної в'язкості не перевищували  $51,3$  Дж/см<sup>2</sup>.

Огрубіння структури внаслідок виділення пластинчастих карбідів типу  $Me_6C$  розміром до  $\sim 30$   $\mu m$ , а також утворення оплавлень евтектичної  $(\gamma-\gamma)'$ -фази у зразках, відлитих за варіантом 3, ймовірно, сприяло зниженню ударної в'язкості до значень  $22,0 \dots 29,0$  Дж/см<sup>2</sup>.

Мікроструктура зразків, відлитих зі сплаву ЖСЗДК-ВІ за варіантами 1 і 2 (після ГПІ та термообробки), відповідає нормально термообробленому стану сплаву ЖСЗДК-ВІ згідно з прийнятою шкалою мікроструктур, слідів перегріву не виявлено.

У мікроструктурі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого за варіантом 3, поряд з основними структурними складовими виявлено оплавлення евтектичної  $(\gamma-\gamma)'$ -фази розміром до  $\sim 12,5$  мкм, що не відповідає прийнятій шкалі мікроструктур. Отримання незадовільної мікроструктури обумовлено зниженням температури солідусу сплаву ЖСЗДК-ВІ, ймовірно, внаслідок наявності легкоплавких компонентів у складі евтектики.

В результаті проведення ГПІ при температурі  $1210$  °С і тиску  $160$  МПа у зразках, відлитих з комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ за всіма варіантами, відбувається залікування мікропор і пухкостей, що розташовуються у внутрішніх обсягах металу (не виходять на поверхню зразка) [108, 115, 116]. Встановлено, що у структурі досліджених зразків після ГПІ мікропори практично відсутні, що сприяло стабілізації структури та властивостей матеріалу.

## 5.5 ВИСНОВКИ ДО П'ЯТОГО РОЗДІЛУ

Проведено комплекс досліджень впливу різних видів модифікування при виплавленні жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на структуру і властивості відповідальних литих виробів.

Досліджено виливки з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого карбонітридом титану; ітрієм; ітрієм у комплексі з карбонітридом титану або ніобієм при різних співвідношеннях присадок у розплав Ni-Y лігатури, [Ti+Ti(C,N)] і Nb. Хімічний склад, механічні та жароміцні властивості досліджуваних зразків після ГП та стандартної ТО задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85. Мікроструктура зразків, відлитих зі сплаву ЖСЗДК-ВІ за всіма варіантами (після ГП та ТО), характерна для нормально термообробленого стану сплаву ЖСЗДК-ВІ. Карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок переважно рівномірно розподілених в об'ємі металу.

За показниками механічних властивостей дослідні комплексно модифіковані зразки суттєво переважають інші і відповідають більш жорстким вимогам розробників авіаційних двигунів для матеріалу литих лопаток вентилятора.

Встановлено найкращий ефект від комплексного модифікування ітрієм і карбонітридом титану з присадками у розплав [Ti+Ti(C,N)] – 0,075% і Ni-Y лігатури – 0,136%, що забезпечують формування найбільш сприятливої структури і значно кращі механічні та жароміцні властивості нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ. В цьому випадку спостерігається подрібнення зерна, карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок, рівномірно розподілених в об'ємі металу; межі зерен тонкі з наявністю на межах карбідів розміром, що переважно, не перевищує  $\sim 3$  мкм. Це, ймовірно, сприяло підвищенню ударної в'язкості до значень  $58,8$  Дж/см<sup>2</sup>.

## ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

1. Узагальнено науково-прикладне уявлення про сучасні металургійні технологічні процеси ведення плавки із застосуванням високотемпературної обробки розплаву і модифікування ливарних жароміцних нікелевих сплавів, в тому числі із використанням в шихті технологічного вороття, що в комплексі з гарячим ізостатичним пресуванням і подальшою термічною обробкою готових литих виробів забезпечують їх фізико-механічні, жароміцні і експлуатаційні властивостей, а також економічні показників на рівні світових аналогів та вище.

2. З використанням відомих методик проведено комплекс розрахунково-аналітичних досліджень та визначено найважливіші параметри, що характеризують структурну і фазову стабільність та працездатність ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Визначено основні температурні параметри, кількість основної зміцнюючої  $\gamma'$ -фази, границя короткочасної і тривалої міцності жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ на різних рівнях легування. Розрахункові показники відповідають рівню вимог ОСТ 1.90.126-85 та відомим практичним результатам досліджень сплаву ЖСЗДК-ВІ, в тому числі проведеним за участю авторки цієї роботи.

Отримані результати свідчать про достатню стабільність сплаву ЖСЗДК-ВІ та його загальну придатність для широкого застосування модифікування різними комплексами для покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей. Підтверджено коректність застосованих параметрів температури і тиску в процесі гарячого ізостатичного пресування та термічної обробки сплаву ЖСЗДК-ВІ.

3. Проведені дослідження підтверджують можливість використання в шихті 50%-ного вороття (після попереднього переплаву з високотемпературною обробкою розплаву) під час виготовлення робочих лопаток турбін. Гаряче ізостатичне пресування перед стандартною термічною обробкою прак-

тично повністю заліковує мікропори і рихлоти у внутрішніх об'ємах металу, що сприяє стабілізації структури та покращує комплекс фізико-механічних та експлуатаційних властивостей відповідальних литих виробів із жароміцних нікелевих сплавів для авіаційних і енергетичних силових установок.

4. Досліджено виливки з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого карбонітридом титану; ітрієм; ітрієм у комплексі з карбонітридом титану або ніобієм при різних співвідношеннях присадок у розплав Ni-Y лігатури, [Ti+Ti(C,N)] і Nb. Хімічний склад, механічні та жароміцні властивості досліджуваних зразків після ГП та стандартної ТО задовільні та відповідають вимогам ОСТ 1.90.126-85. Мікроструктура зразків, відлитих зі сплаву ЖСЗДК-ВІ за всіма варіантами (після ГП та ТО), характерна для нормально термообробленого стану сплаву ЖСЗДК-ВІ. Карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок, переважно рівномірно розподілених в об'ємі металу.

Найкращий ефект отримано від комплексного модифікування ітрієм і карбонітридом титану з присадками у розплав [Ti+Ti(C,N)] – 0,075% і Ni-Y лігатури – 0,136%. При цьому формується найбільш сприятлива структура і кращі механічні та жароміцні властивості нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ. Забезпечується подрібнення зерна, виділення дискретних глобулярних частинок карбідів та карбонітридів у вигляді, рівномірно розподілених в об'ємі металу; межі зерен тонкі з наявністю на межах карбідів розміром не більше ~3 мкм. Забезпечується підвищення ударної в'язкості до 58,8 Дж/см<sup>2</sup>.

5. Для практичного використання у виробничих умовах рекомендовано технологічний процес виготовлення відповідальних виливків для авіаційного і енергетичного машинобудування з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, що передбачає високотемпературну обробку розплаву, застосування комплексного модифікування ітрієм і карбонітридом титану (оптимальні присадки у розплав [Ti+Ti(C,N)] – 0,075% і Ni-Y лігатури – 0,136%), гаряче ізостатичне пресування при температурі 1210 °С і тиску 160 МПа та подальшу те-

рмічну обробку готових виливків за стандартним режимом (гомогенізація при температурі  $1210 \pm 10$  °С протягом 4 год. в захисній атмосфері).

Таким чином, **досягнута поставлена мета дослідження**. За рахунок узагальння сучасних науково прикладних уявлень удосконалено технологічні процеси отримання відповідальних виливків для авіаційного та енергетичного машинобудування із жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ із застосуванням високотемпературної обробки розплаву і модифікування, в тому числі із використанням в шихті технологічного вороття, що в комплексі з гарячим ізостатичним пресуванням і подальшою термічною обробкою готових литих виробів забезпечить їх фізико-механічні, жароміцні і експлуатаційні властивостей, а також економічні показників на рівні світових аналогів та вище.

## ЛІТЕРАТУРА

1. Мьяльніца Г. П., Верховлюк А. М., Нарівський А. В., Квасницька Ю. Г., Шинський О. Й., Максюта І. І. Матеріали і технології для лопаток вітчизняних промислових газових турбінних двигунів. Київ: Наукова думка. 2023. 180 с. <https://doi.org/10.15407/978-966-000-1810-5>.
2. Badeer G. H. GE Aeroderivative Gas Turbines. Design and Operating Features / GE Power Systems. Evendale: Ohio. 2000. 20 p.
3. Glotka, A. A., Ol'Shanetskii, V. E. Forecasting the properties of heat-resistant nickel alloys equalaxial crystallization. Archives of Metallurgy and Materials. 2022, 67(1). PP. 51–56.
4. Perrut M., Caron P., Thomas M. and Couret A. High temperature materials for aerospace applications: Ni-based superalloys and  $\gamma$ -TiAl alloys. Comptes Rendus, Physique. 2018. 8. № 19. P. 657–671. DOI:10.1016/j.crhy.2018.10.002.
5. Tsivirko É. I., Zhemanyuk P. D., Klochikhin V. V. et al. Crystallization processes, structure and properties of Ni superalloy castings. Metal Science and Heat Treatment. 2001. № 43 (9-10). P. 382–386.
6. Федоров О. Г. Газові турбіни і газотурбінні установки. Одеса: ОНАХТ. 2013. 126 с.
7. Наумик В. В. Получение качественных отливок из медных и никелевых сплавов в условиях управляемой кристаллизации Запорожье. ЗНТУ. 2014. 246 с.
8. Халатов А. А., Ющенко К. А., Ісаков Б. В. та ін. Газотурбобудування в Україні: сучасний стан і перспективи розвитку. Вісник НАН України. 2013. № 12. С. 40–49. <https://www.visnyk-nanu.org.ua/sites/default/files/files/Visn.2013/12/7.Khalatov.pdf>.
9. Sims C. T. and Hagel W. C. The Superalloys. John Wiley & Sons. New York. 1972.

10. Sims Ch., Stoloff N., Hagel W. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. New York: John Wiley & Sons. 1987. 640 p.
11. Reed R. C. The Superalloys Fundamentals and Applications. – Cambridge: Cambridge University Press. 2006. P. 23. <https://doi.org/10.1017/CBO9780511541285>.
12. Satyanarayana D. V. V. and Prasad N. E. Nickel-based superalloys Aerospace Materials and Material Technologies. Vol. 1: Aerospace Materials. Singapore: Springer Nature, Pte Ltd., 2017. P. 199–228.
13. Wahl J., Harris K. CMSX-4® Plus single crystal alloy development, characterization and application development. Superalloys, New Jersey: John Wiley & Sons. Inc. Hoboken. 2016. PP. 25–33.
14. Wahl J., Harris K. New single crystal superalloys, CMSX®-7 and CMSX®-8. In: Editor Huron, E. et al. Superalloys. New Jersey: John Wiley & Sons. Inc. Hoboken. 2012. PP. 179–188.
15. Erickson G. The Development of the CMSX-11B and CMSX-11C Alloys for Industrial Gas Turbine Application. Superalloys. 1996. PP. 45–52.
16. Li C., Teng J., Yang B., Ye X., Li Y. Effect of Carbon Content on Wear Behavior of Ni-Co-Cr-Mo-Cu Alloy. Journal of Materials Engineering and Performance. 2024. 33(10). P. 5085–5099.
17. Michels H. T., Friend W. Z. Nickel-Base Superalloys. Corrosion of Nickel and Nickel-Base Alloys. New York. 1980. P. 435-449.
18. Квасницька Ю. Г. Підвищення експлуатаційних характеристик жароміцних корозійностійких сплавів на нікелевій основі і розробка технології одержання лопаток ГТД: автореферат дис. ... д-ра техн. наук. Київ: ФТіМС НАН. 2018. 46 с.
19. Tsivirko É. I., Zhemanyuk P. D., Klochikhin V. V., Naumik V. V., and Lunev V. V. Crystallization processes, structure and properties of Ni superalloy castings. Metallovedenie i Termicheskaya Obrabotka Metallov. 2001. № 10. P. 13–17.

20. Ye X., Zhou D., Yang B., ... Liu J., Li Y. Effect of cobalt on  $\gamma'$  coarsening behavior of Ni-base powder metallurgy superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. 921. 166057.

21. Ye X., Yang B., Liu J., Li Y. Correlation between Microstructure and Mechanical Properties of Heat-Treated Novel Powder Metallurgy Superalloy. *Materials*. 2022, 15(13), 4524.

22. Yang B., Shi C., Ye X., ... Li Y., Chiba A. A novel strategy to strengthen the hexagonal close-packed (HCP) alloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2022. 893. 162346.

23. Li C., Teng J., Yang B., ... Liu J., Li Y. Correlation between microstructure and mechanical properties of novel Co-Ni-based powder metallurgy superalloy. *Materials Characterization*. 2021. 181. 111480.

24. Kuznetsov V. P., Lesnikov V. P., Konakova I. P., Popov N. A. and Kvasnitskaya Yu. G. Structural and phase transformations in single-crystal rhenium- and ruthenium-alloyed nickel alloy under testing for long-term strength. *Metal Sci. and Heat Treatment*. 2015. 57. № 7–8. P. 503–506. DOI: [10.1007/s11041-015-9912-4](https://doi.org/10.1007/s11041-015-9912-4).

25. Rowe A., Wells J., West G. D., and Thomson R. C. Microstructural evolution of single crystal and directionally solidified rejuvenated nickel superalloys. *Superalloys*. 2012. P. 245–254. DOI:[10.1002/9781118516430.ch27](https://doi.org/10.1002/9781118516430.ch27).

26. Milonin E. and Naumyk V. Rhenium-Free Heat-Resistant Nickel Alloy for the Cast Blades Production. TMS 2024 153rd Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings. TMS 2024. The Minerals, Metals & Materials Series. Springer. Cham. 2024. PP. 1707–1712. [https://doi.org/10.1007/978-3-031-50349-8\\_146](https://doi.org/10.1007/978-3-031-50349-8_146).

27. Kawagishi K., Yeh A.-C., Yokokawa T. and Kobayashi T. Development of an Oxidation-Resistant High-Strength Sixth-Generation Single-Crystal Superalloy TMS-238. *Superalloys*. New Jersey: John Wiley & Sons. Inc. Hoboken. 2012. P. 189–195. DOI:[10.1002/9781118516430.ch21](https://doi.org/10.1002/9781118516430.ch21).

28. Zhemanyuk P., Klochikhin V., Shilo V. et al. Quality assurance of the GTE cast blades protective coating. *Materials Science and Technology* 2018. MS and T 2018. P. 1536–1541.
29. Sanchugov Y. L., Koval A. D. and Belikov S. B. Some peculiarities of alloying of nickel superalloys resistant to high-temperature corrosion. *NACE. Int. Corr. Conf.* 2012. Ser. 4. P. 3435–3438.
30. Narivskyi O., Belikov S., Subbotin S., Pulina T. Influence of chloride-containing media on the pitting resistance of AISI 321 steel. *Materials Science*. 2021. 57. № 4. P. 291–297. DOI: [10.1007/s11003-021-00544-z](https://doi.org/10.1007/s11003-021-00544-z)
31. Dong Z. H., Sergeev D., Kobertz D. et al. Vaporization of Ni, Al and Cr in Ni-Base Alloys and Its Influence on Surface Defect Formation During Manufacturing of Single-Crystal Components. *Metallurgical and Mat. Transact. A*. 2020. 51. № 1. P. 309–322. DOI: [10.1007/s11661-019-05498-1](https://doi.org/10.1007/s11661-019-05498-1).
32. Репях С. И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям. Д.: Лира ЛТД. 2006. 1053 с.
33. Богуслаев В. О., Балушок К. Б., Ключихін В. В., Мілонін Є. В., Наумик В. В., Шаломєєв В. А. Ресурсозберігаючі технології виробництва литва для авіаційного двигунобудування. Запоріжжя: АТ “Мотор Січ”. 2021. 198 с.
34. Верховлюк А. М., Нарівський А. В., Могилатенко В. Г. Технології одержання металів та сплавів для ливарного виробництва. За ред. акад. НАН України В. Л. Найдека. К.: Вид. дім “Вініченко”. 2016. 223 с.
35. Баум Б. А., Хасин Г. А., Тягунов Г. В. и др. Жидкая сталь. М.: Металлургия. 1984. 208 с.
36. Selivorstov V., Dotsenko Y., Borodianskiy K. Influence of low-frequency vibration and modification on solidification and mechanical properties of Al-Si casting alloy. *Materials*. 2017. 10 (5) P. 560.
37. Архаров В. И., Новохатский И. А. О внутренней адсорбции в расплавах. *Доклады АН СССР*. 1969. Т. 185. № 5. С. 1069–1071.
38. Велюханов В. П., Архаров В. И., Новохатский И. А. Оценка размеров кластеров для жидких металлов. *ФММ*. 1972. Т. 33. Вып. 2. С. 303–306.

39. Новохатский И. А., Архаров В. И., Ладьянов В. И. О вязком течении металлических расплавов при большом перегреве. Доклады АН СССР. 1979. Т. 247. № 4. С. 849–851.
40. Ершов Г. С., Позняк Л. А. Структурообразование и формирование свойств сталей и сплавов. Киев: Наукова думка, 1993. 182 с.
41. Уманский Я. С. Рентгенография металлов. М.: Металлургия, 1967. 236 с.
42. Слуховский Ю. И., Ляшко А. С., Романова А. В. Структурные изме 1961–1965.
43. Ляшко А. С. , Потавцев Ю. Г. Рентгенографические исследования жидкого галлия в широком интервале температур. Украинский физический журнал. 1968. Т. 13. № 9. С. 1579.
44. Скребцов А. М. Поведение кластеров металлического расплава при его нагреве до высоких температур. Научные проблемы современной металлургии. Сборник научных трудов. Мариуполь: ПГТУ. 2007. С. 36–55.
45. Скребцов А. М. Новые способы определения характеристик разупорядочения кластеров металлического расплава. Изв. Вузов. Чёрная металлургия. 2003. №. 9. С. 3–6.
46. Скребцов А. М. Температура ликвидус сплава как характеристика кинетики распада кластеров в жидком металле. Процесси лиття. 2004. №. 2. С. 22–28.
47. Скребцов А. М. Способы определения температуры разупорядочения кластеров металлического расплава при разработке режимов термовременной обработки. Вісник Приаз. держ. тех. ун-ту: Маріуполь, 2004. Вип. 14. С. 86–90.
48. Скребцов А. М. Разные представления авторов о разупорядочении кластеров металлического расплава. Процесси лиття. 2005. № 2. С. 3–10.
49. Клочихін В. В. Матеріалознавчі основи процесів отримання жароміцних нікелевих сплавів для лопаток турбін з використанням технологічного звороту. Дисертація на здобуття ступеня кандидата наук. Спеціальність

05.02.01 – Матеріалознавство. Національний університет "Запорізька політехніка". 2020. 205 с.

50. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Цивирко Э. И., Наумик В. В. Свойства жаропрочных никелевых сплавов после ВТОР. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2000. № 1. С. 41–46.

51. Жеманюк П. Д., Лысенко Н. А., Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Фазовые и структурные превращения при высокотемпературной обработке расплава жаропрочного сплава. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2003. № 1. С. 10–14.

52. Хричиков В. Є., Меньяло О. В. Ливарне виробництво чорних та кольорових металів: навч. пос. Дніпропетровськ: Нац. металургійна акад. України. 2013. 88 с.

53. Голубцов В. А., Лунёв В. В. Модифицирование стали для оливок и слитков. Челябинск – Запорожье: ЗНТУ, 2009. 356 с.

54. Бялік Г. А., Наумик В. В., Луньов В. В., Пархоменко А. В. Теорія ливарних сплавів: навчальний посібник. Запоріжжя: ЗНТУ, 2013. 156 с.

55. Каблов Е. Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). М.: «МИСИС». 2001. 632 с.

56. Богуслаев В. О., Репях С. І., Могилатенко В. Г. та ін. Ливарні властивості металів і сплавів для прецизійного лиття: підручник для вищих учбових закладів. Запоріжжя. АТ «Мотор Січ», 2016. 474 с.

57. Ye X., Teng J., Zhang Y. et al. Insight into the failure and healing of oxide scales during cyclic oxidation of powder metallurgy superalloy with various Nb content. *Journal of Alloys and Compounds*. 2024. 1004. 175927.

58. Ye X., Yang B., La, R. et al. Effect of Nb addition on the internal oxidation of novel Ni-base superalloy. *Corrosion Science*. 2022. 198. 110100.

59. Ye X., Yang B., Nie Y. et al. Influence of Nb addition on the oxidation behavior of novel Ni-base superalloy. *Corrosion Science*. 2021. 185. 109436.

60. Zhou D., Ye X., Teng J. et al. Effect of Nb on microstructure and mechanical property of novel powder metallurgy superalloys during long-term thermal exposure. *Materials*. 2021. 14(3). PP. 1–16, 656.

61. Богуслаев А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В.В. Использование нанотехнологий в литейном производстве. *Вестник ДГМА*. 2011. № 4 (25). С. 23–28.

62. Сабуров В. П. Упрочняющее модифицирование стали и сплавов. *Литейное производство*. 1988. № 9. С. 7–8.

63. Kovbasiuk T. M., Selivorstov V. Y., Dotsenko Y. V., ... Kasai O. M., Voitovych V. V. The effect of the modification by ultrafine silicon carbide powder on the structure and properties of the Al-Si alloy. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2020, 101(2), PP. 57–62.

64. Borodianskiy K., Selivorstov V., Dotsenko Y., Zinigrad M. Effect of additions of ceramic nanoparticles and gas-dynamic treatment on Al casting alloys. *Metals*. 2015. 5(4). PP. 2277–2288.

65. Наумик В. В., Клочихин В. В., Бялик Г. А., Дубров Г. Л. Исследование ультрадисперсных порошков, применяемых в литейных технологических процессах. *Метал і лиття України*. 2012. № 6 (229). С. 23–28.

66. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Разработка комплексной технологии получения ответственных отливок из жаропрочных никелевых сплавов. *Компрессорное и энергетическое машиностроение*. 2012. № 1 (27). С. 47–51.

67. Седельников В. В. Закономерности влияния ультрадисперсных порошков на физико-механические свойства фосфатно-силикатных связующих и литых заготовок. Диссертация на соискание учёной степени кандидата технических наук по специальности 05.16.04 – Литейное производство. 2006. 130 с.

68. Фаткуллин О. Х. Модифицирование жаропрочных никелевых сплавов дисперсными частицам тугоплавких соединений. *Литейное производство*. 1993. № 4. С. 13–14.

69. Клочихин В. В., Данилов С. Н., Лысенко Н. А., Наумик В. В. Разработка технологии модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК-ВИ ультрадисперсными порошками карбонитрида титана. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2020. № 2. С. 37–44.

70. Богуслаев А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А. и др. Модифицирование жаропрочных сплавов ультрадисперсными порошками. *Вісник двигунобудування*. 2008. № 1. С. 47–51.

71. Гнатенко О. В., Гайдук С. В., Наумик В. В. Прогнозирование структурной и фазовой стабильности экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отливок. *Вісник ДДМА*. 2011. № 4 (25). С. 40–43.

72. Yunsong Zhao, Siliang He, and Longfei Li. Application of hot isostatic pressing in nickel-based single crystal superalloys. *Crystals*. 2022. 6, № 12. P. 805. <https://doi.org/10.3390/cryst12060805>.

73. Razumovskii I. M., Tikhonov A. A., Marinin S. F. and Logunov A. V. Hot isostatic pressing improves the quality of the blades from nickel base superalloys for turbine engines. *Adv. Mat. Res.* 2011. № 278. P. 295–300.

DOI:[10.4028/www.scientific.net/AMR.278.295](https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMR.278.295).

74. Jun Wang and Zhaojun Jiang. Application research progress of hot isostatic pressing technology in nickel-based singlecrystal superalloy. *E3S Web of Conf. The 2<sup>nd</sup> Int. Symp. on Hydrogen Energy and Energy Technologies (HEET 2019)*. 2020. № 155. Article Number: 01012. DOI: <https://doi.org/10.1051/e3sconf/202015501012>.

75. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Наумик В.В. Влияние горячего изостатического прессования и термообработки на структуру и свойства отливок из жаропрочного никелевого сплава. *Вісник двигунобудування*. 2013. № 1. С. 109–115.

76. Лысенко Н. А., Клочихин В. В., Наумик В. В. Структура и свойства пустотелых отливок лопаток турбины из никелевых сплавов после горячего изостатического прессования. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2015. № 10/127. С. 19–27.

77. Klochihin V., Lysenko N. and Naumyk V. Structure and properties of heat-resistant nickel alloys castings after hot isostatic pressing. *Mat. Sci. and Techn. Conf. and Exhibition. 2017. 2. P. 1370–1374.*

78. Hopgood A. A., Nicholls A. G., Smith D. W., Martin J. W. Effects of heat treatment on phase chemistry and microstructure of single crystal nickel base super-alloy. *Mater. Science and Technology. 1992. Vol. 4. № 12. P. 146–156.*

79. Житкова С. Б., Крещенко В. А. Влияние режимов термической обработки монокристаллических лопаток из сплава ЧС88-ВИ на морфологию структурных составляющих. Судовое и энергетическое газотурбостроение. Научно-технический сборник. Николаев: НПКГ «Зоря» - «Машпроект», НО ИАУ, 2004. Т. 2. С. 70–73.

80. Годованец М. А., Прусаков Б. А., Лысенко Н. И. Регенерирующая термическая обработка лопаток из жаропрочных никелевых сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов. 1996. № 5. С. 16–20.*

81. Векслер Ю. Г., Маслакова Т. М., Лесников В. П. и др. Структурные превращения при нагреве жаропрочного литейного никелевого сплава ХН62МКВБТЮ. *Металловедение и термическая обработка металлов. 1985. № 10. С. 26–28.*

82. Марковский Е. А., Михнян Е. В., Квасницкая Ю. Г., и др. Исследование влияния температурно-временной обработки жаропрочного сплава ЧС70 на его свойства. *Процессы лиття. 2011. № 1. С. 51–55.*

83. Жаропрочный сплав на основе никеля для изготовления лопаток газотурбинных установок и способ его термической обработки: пат. 2539643 RU С22С19/05, С22F1/10. Авдюхин С. П., Дуб А. В., Квасницкая Ю. Г. и др. Оpubл. 20.01.2015.

84. Квасницкая Ю. Г., Клясс О. В., Крещенко В. А. Оптимизация режимов термической обработки крупногабаритных оливок из сплава ЧС88У-ВИ для рабочих лопаток изделия ГТГ-110. Судовое и энергетическое газотурбостроение. Научно-технический сборник. Николаев: НПКГ «Зоря»-«Машпроект», НО ИАУ, 2004. Т. 2. С. 91–95.

85. Симановский В. М., Михнян Е. В., Квасницкая Ю. Г., Марковский Е. А. Влияние температурно-временной обработки на свойства жаропрочного сплава. Материалы Междунар. научн.-практ. конф. «Перспективные технологии, материалы и оборудование в литейной индустрии», 19–20 октября 2010 г., г. Киев. С. 69–70.

86. Лысенко Н. А., Клочихин В. Г., Долгов Б. В., Цивирко Э. И. Разработка режима гомогенизации жаропрочного никелевого сплава, полученного методом высокоскоростной направленной кристаллизации. *Металловедение и термическая обработка*. 1997. № 1. С. 25–27.

87. Максютя И. И., Квасницкая Ю. Г., Михнян Е. В., Нейма О. В. Особенности термообработки жаропрочного сплава с ориентированной структурой. Сб. тез. докл. «Литье 2012» Пром.-инвестиционного форума «Инвестиции, индустрия, инновации», май 2012 г., г. Запорожье. 2012. Т. 1. С. 163–165.

88. Клочихин В. В., Гречанюк Н. И., Смашнюк Ю. А., Гречанюк И. Н., Наумик В. В. Структура и свойства слитков, полученных электронно-лучевым переплавом кондиционных возвратных отходов жаропрочного сплава ЖС26-ВИ. *Современная электрометаллургия*. 2017. №4. С. 17–27.

89. Клочихин В. В., Жеманюк П. Д., Гречанюк Н. И., Наумик В. В. Исследование качества материала слитков, полученных методом электронно-лучевого переплава из 100 % отходов сплава НВ-4. *Металл и литьё Украины*. 2018. № 1–2 (296–297) С. 16–21.

90. Клочихин В. В., Цивирко Э. И. Исследование и разработка технологии рафинирования отходов жаропрочных сплавов для литья монокристаллических лопаток. *Вестник двигателестроения* № 2. 2007. С. 102–105.

91. Зеленюк А. Н., Елькин А. В., Наумик В. В. Использование технологического возврата при производстве отливок из жаропрочного никелевого сплава ВЖЛ12Э-ВИ. *Вісник ДДМА*. 2011. № 1 (22). С. 198–202

92. Жеманюк П. Д., Клочихин В. В., Лысенко Н. А., Гречанюк Н. И., Наумик В. В. Направленная кристаллизация отливок из возвратных отходов

сплава ЖС26-ВИ, рафинированных электронно-лучевым переплавом. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2016. № 1. С. 40–46.

93. Klochikhin V., Naumyk V. Improvement of technological processes obtaining a heat-resistant nickel alloys for turbine blades using foundry return. MS and T 2019. Materials Science and Technology 2019. P. 1454–1458.

94. Murphy H. J., Sims C. T and Reltran A. M. PHACOMP Revisited. Superalloys. 1968. P. 47–66.

95. Котсорадис Д., Феликс П., Фишмайстер Х. и др. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции. Пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. М.: Металлургия. 1981. 480 с.

96. Morinaga M., Yukawa N., Adachi H., Ezaki H. New PHACOMP and its application to alloy design. Superalloys 1984 (eds. M. Gell et al.). AIME. 1984. P. 523–532.

97. Perrut M. Thermodynamic Modeling by the CALPHAD Method and its Applications to Innovative Materials. AerospaceLab, Issue 9. July, 2015. P. 1–11.

98. Lukas H. L. Computational thermodynamics: the Calphad method / H. L. Lukas, S. G. Fries, B. Sundman. Cambridge University Press. 2007. 307 p.

99. Гайдук С. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2015. №2. С. 92–103.

100. Гайдук С. В., Тихомирова Т. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов с требуемыми служебными свойствами. Металлургическая и горнорудная промышленность. 2016. №5(302). С. 62–69.

101. Caron P. High  $\gamma'$ -solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications. Superalloys 2000. T. M Pollock, et. all. (Eds.) A Publ. of the TMS. Seven Springs Mountain Resort in Champion, Pennsylvania. Minerals, Metals & Materials Society. 2000. P. 737–746.

102. Наумик О. О., Тьомкін Д. О., Наумик В. В. Аналітичний розрахунок якісних показників ливарного жароміцного нікелевого сплава ЖСЗДК-

ВІ. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2023. № 2. С. 51–58. <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2023-2-8>

103. Пигрова Г. Д., Левин Е. Е. Условия образования  $\sigma$ - и  $\mu$ -фаз в жаропрочных сплавах на никелевой основе. Физика металлов и металловедение. 1969. Т. 28. Вып. 5. С. 858 – 861.

104. Каблов Е. Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007. Юбилейный научно-технический сборник.; под общ. ред. акад. РАН Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2007. 438 с.

105. Морозова Г. И., Тимофеева О. Б., Петрушин Н. В. Особенности структуры и фазового состава высокорениевого никелевого жаропрочного сплава. Металловедение и термическая обработка металлов. 2009. № 2. С. 10–16.

106. Каблов Е. Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений. Вестн. Моск. ун-та. Сер. 2. Химия, 2005. Т. 46. № 3. С. 155–167.

107 Tomkin Dmytro; Pedash Oleksii; Naumyk Olena; Naumyk Valeriy; Kondratiuk Eduard. Investigation of ZhS3DK-VI alloy as a material of gas turbine engines cast blades. V. Tonkonogyi et al. (Eds.): Advanced Manufacturing Processes VI. Interpartner 2024. Lecture Notes in Mechanical Engineering. Springer, Cham. P. 468–477. [https://doi.org/10.1007/978-3-031-82746-4\\_41](https://doi.org/10.1007/978-3-031-82746-4_41)

108. Наумик О. О., Тьомкін Д. О., Наумик В. В. Забезпечення якості та високих властивостей відповідальних виливків з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ. Збірник наукових праць міжнародної конференції «Інноваційні технології підготовки кадрів для промисловості та транспорту 2024». Дніпро: НТУ «ДП». 2024. С. 104–114.

109. Klochykhin V. V., Pedash O. O., Danilov S. M., Tyomkin D. O., Naumyk O. O. and Naumyk V. V. Hot isostatic pressing in the manufacture of ZhS3DK-VI alloy turbine blades with 50% returns in the charge. Strength of Materials. Vol. 54. No. 6. November. 2022, P. 1043–1049. <https://doi.org/10.1007/s11223-023-00479-7>

110. Tomkin D., Danilov S., Pedash O., Naumyk O., Naumyk V. Heat-Resistant Nickel Alloy ZhS3DK-VI Modification with Titanium Carbonitride Ultrafine Powders. 154th Annual Meeting & Exhibition Supplemental Proceedings. TMS 2025. The Minerals, Metals & Materials Series. Springer, Cham. PP. 1553–1561. [https://doi.org/10.1007/978-3-031-80748-0\\_136](https://doi.org/10.1007/978-3-031-80748-0_136)

111. Ключихін В. В., Педаш О. О., Данилов С. М., Тьомкін Д. О., Наумик О. О., Наумик В. В. Виправлення ливарних дефектів у лопатках із сплаву ЖС3ДК-ВІ, модифікованого ультра дисперсними частинками карбонітриду титану, методом гарячого ізостатичного пресування. Процеси лиття. 2022. № 3 (149). С. 19–26. <https://doi.org/10.15407/plit2022.03.019>

112. Tomkin D. O., Pedash O. O., Danilov S. M., Klochikhin V. V., Naumyk O. O., and Naumyk V. V. Structure and properties of cast blades made of ZhS3DK-VI alloy modified with nickel-yttrium ligature. Materials Science, Vol. 59, No. 4. December. 2023. P. 480–486 <https://doi.org/10.1007/s11003-024-00801-x>

113. Тьомкін Д. О., Ключихін В. В., Данилов С. М., Педаш О. О., Наумик О. О., Наумик В. В. Вплив модифікування ітрієм на структуру і властивості виливків, отриманих з вороття сплаву ЖС6У-ВІ. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2022. № 2. С. 50–56. <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2022-2-9>

114. Tomkin D. O., Pedash O. O., Naumyk O. O., Naumyk V. V. Complex modification of heat-resistant ZhS3DK-VI alloy with yttrium and titanium carbonitride, and niobium. Materials Science. 2025. 61 (3). 316–322. <https://doi.org/10.1007/s11003-025-00995-8>

115. Danilov S. M., Tomkin D. O., Pedash O. O., Naumyk O. O. and Naumyk V.V. Complex modification of heat-resistant ZhS3DK-VI alloy with yttrium and titanium carbonitride. Materials Science, 2024, 60 (3), 389–396. <https://doi.org/10.1007/s11003-025-00898-8>

116. Данилов Сергій, Педаш Олексій, Наумик Валерій, Тьомкін Дмитро, Наумик Олена. Комплексне модифікування жароміцного нікелевого спла-

ву дисперсними частками туготопких з'єднань. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2024. № 4. С. 6–14.  
<https://doi.org/10.15588/1607-6885-2024-4-1>

**ДОДАТОК А****«ЗАТВЕРДЖУЮ»**Головний інженер  
АТ ЗМКБ «Прогрес» ім. акад. О.Г. Івченко

Олександр ПОДОБНИЙ

11 \_\_\_\_\_ 2025 р.

**ДОВІДКА****про результати дослідно-промислового випробовування**

У ливарному цеху АТ ЗМКБ «Прогрес» ім. акад. О.Г. Івченко, сумісно із представниками НУ «Запорізька політехніка», у відповідності до розпорядження заступника директора підприємства, головного інженера, за результатами дисертаційної роботи Наумик Олени Олександрівни, проведено дослідно-промислове випробовування технологічного процесу виготовлення відповідальних виливків для авіаційного і енергетичного машинобудування з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, що передбачає високотемпературну обробку розплаву, застосування комплексного модифікування ітрієм і карбонітридом титану (оптимальні присадки у розплав Ni-Y лігатури – 0,136% і TiCN у вигляді брикетів на основі Ti – 0,075%), гаряче ізостатичне пресування при температурі 1210 °С і тиску 160 МПа та подальшу термічну обробку готових виливків за стандартним режимом (гомогенізація при температурі 1210 ± 10 °С протягом 4 год. в захисній атмосфері).

Дослідженням, проведеним відділом головного металурга підприємства встановлено позитивний ефект від комплексного модифікування ітрієм і ультрадисперсним карбонітридом титану з вище вказаним присадками у розплав. В результаті комплексного модифікування спостерігається подрібнення зерна в структурі виливків, межі зерен тонкі, карбіди і карбонітриди виділяються у вигляді дискретних глобулярних частинок, в

основному, рівномірно розподілених в обсязі металу. Розмір частинок карбідів та карбонітридів не перевищує  $\sim 3$  мкм.

Механічні властивості досліджених зразків комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ після ГП та стандартної термообробки задовільні та відповідають вимогам ОСТ1 90126-85. Забезпечено підвищення ударної в'язкості до значень близько  $60 \text{ Дж/см}^2$  (згідно ОСТ1 90126-85 значення ударної в'язкості не менше  $29 \text{ Дж/см}^2$ ).

Тривала міцність сплаву ЖСЗДК-ВІ, комплексно модифікованого ітрієм і карбонітридом титану, відповідає вимогам ОСТ1 90126-85.

Проведене дослідно-промислове випробовування дозволяє рекомендувати комплексне модифікування нікелевого жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ ітрієм і карбонітридом титану (з означеними присадками у розплав) при виробництві відповідальних виливків деталей авіаційних двигунів, а також газотурбінних енергоустановок.

Головний металург



Руслан БЕХТЕР

Начальник ливарного бюро



Сергій Долгій

Провідний інженер, доктор філософії



Сергій Чигілейчик

Аспірантка



Олена НАУМИК

## ДОДАТОК Б

ЗАТВЕРДЖУЮ

ректор НУ «Запорізька політехніка»

посада керівника, назва організації (підприємства)

Віктор ГРЕШТА

(Ім'я ПРИЗВИЩЕ)



р.

про впровадження результатів дисертаційної роботи в навчальний процес

10 10. 2025 р.

м. Запоріжжя

Склала комісія у складі:

Голова Валерій ІВАНОВ

(Ім'я ПРИЗВИЩЕ)

члени комісії Євген ПАРАХНЄВИЧ

(Ім'я ПРИЗВИЩЕ)

Андрій ПАРХОМЕНКО

(Ім'я ПРИЗВИЩЕ)

Комісія провела роботу щодо визначення фактичного впровадження результатів дисертаційної роботи Наумик Олени Олександрівни «Вдосконалення технології виготовлення литих деталей для авіаційного та енергетичного машинобудування»,

виконаної у НУ «Запорізька політехніка» згідно з тематичним планом науково-дослідних робіт, що виконуються за рахунок коштів спеціального фонду державного бюджету на 2025 р.

та установила, що результати вказаної роботи впроваджені на кафедрі «Машини і технологія ливарного виробництва»

Назва організації ( підприємства), структурного підрозділу

Вид та обсяг упровадження Отримані залежності, досвід практичного застосування методик ведення плавок, модифікування, інших технологічних процесів, що забезпечують покращення якості готових литих виробів, а також

сучасних методів дослідження структури та властивостей ливарних сплавів впроваджено в навчальний процес (курс лекцій та практичних робіт) вивчення дисциплін «Прогресивні технології в ливарному виробництві», «Сучасні методи забезпечення спеціальних властивостей металів та сплавів» та «Сучасні методи дослідження ливарних сплавів».

Досягнуті технічні результати, їхній рівень підвищення рівня підготовки фахівців зі спеціальності 136 Металургія третього (освітньо-наукового) рівня  
ДОКТОР ФІЛОСОФІЇ

Голова комісії



Валерій ІВАНОВ

(Ім'я ПРИЗВИЩЕ)

Члени комісії



Євген ПАРАХНЕВИЧ

(Ім'я ПРИЗВИЩЕ)

підпис



Андрій ПАРХОМЕНКО

(Ім'я ПРИЗВИЩЕ)

підпис