

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

ПУЧЕК СЕРГІЙ ВОЛОДИМИРОВИЧ

УДК 669.715:669.018.25:620.186

ДИСЕРТАЦІЯ

**УЗАГАЛЬНЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ТА
ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ
ВИГОТОВЛЕННЯ ВІДПОВІДАЛЬНИХ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБІННИХ
ДВИГУНІВ**

Спеціальність 132 Матеріалознавство

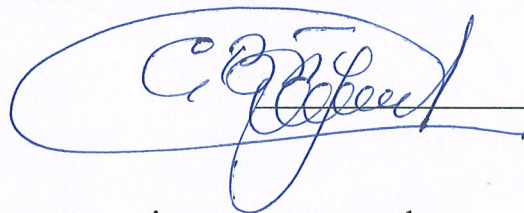
Галузь знань 13 Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

Дисертація містить результати власних досліджень

Використання ідей, результатів і текстів інших авторів мають посилання на
відповідне джерело

Науковий керівник:



С.В. Пучек

Беліков Сергій Борисович, доктор технічних наук, професор, лауреат
Державної премії України в галузі науки і техніки

Запоріжжя 2026

АНОТАЦІЯ

Пучек С.В. Узагальнення закономірностей формування структури та властивостей жароміцних нікелевих сплавів для виготовлення відповідальних деталей газотурбінних двигунів. Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеню доктора філософії за спеціальністю 132 – Матеріалознавство. Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, 2026.

Дисертація присвячена вивченню впливу легування та технологічних процесів виплавки та термічної обробки на структуру й властивості жароміцних нікелевих сплавів як матеріалів для виготовлення робочих лопаток сучасних і перспективних авіаційних газотурбінних двигунів.

Створення газотурбінних двигунів нових поколінь вимагає підвищення їх експлуатаційних характеристик, таких як потужність, ресурс, надійність та довговічність роботи з урахуванням фактору економічності. Лопатки газотурбінного двигуна працюють у жорстких умовах одночасного впливу відцентрової сили власної маси та аеродинамічних сил, що створюються потоком продуктів горіння в турбіні, з урахуванням впливу агресивного середовища та високих температур. Такі умови експлуатації визначають комплекс вимог щодо матеріалів, призначених для виготовлення лопаток газотурбінних установок, а саме високі характеристики короткочасної та тривалої міцності, пластичності, втоми, стабільності структури та властивостей під час всього ресурсу роботи.

Забезпечення підвищених характеристик деталей гарячого тракту та в цілому експлуатаційного ресурсу двигунів, як правило, здійснюється за двома основними напрямками, а саме, розробкою нових складнолегованих жароміцних сплавів з високим вмістом елементів, що мають низькі коефіцієнти дифузії в умовах високих температур, а також підвищення комплексу службових характеристик шляхом додаткового легування та застосування нових

технологічних операцій до промислових сплавів, що показали надійність при тривалій експлуатації.

У зв'язку з цим виконано комплекс досліджень для узагальнення закономірностей формування структури і властивостей жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ, які використовують для виготовлення робочих лопаток І ступені турбіни високого тиску авіаційних двигунів та газотурбінних установок.

В результаті виконання дисертаційної роботи було вирішено актуальну науково-прикладну задачу – узагальнення закономірностей щодо покращення структури та властивостей виливків жароміцного литва, що використовується при виготовленні відповідальних деталей авіаційних газотурбінних двигунів.

Метою роботи є підвищення фізико-механічних властивостей робочих лопаток першої ступені авіаційних газотурбінних двигунів за рахунок отримання раціональної структури виливків із жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ із застосуванням комплексного підходу до легування, модифікування та вибору технологічних факторів.

Об'єктом дослідження є процеси структуроутворення, що сприяють отриманню раціональної структури жароміцних сплавів на нікелевій основі та відповідному забезпеченню механічних, жароміцних, втомних та експлуатаційних властивостей, які задовольняють вимогам галузевої нормативної документації.

В якості предмета дослідження було обрано характеристики структури та показники механічних, жароміцних та експлуатаційних характеристик жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ після комплексного легування та технологічного впливу (високотемпературна обробка розплаву, гаряче ізостатичне пресування, термічна обробка) на процеси виплавки та обробки виливків.

Наукова новизна роботи полягає у наступному:

1. Узагальнено закономірності формування раціональної структури, яка забезпечує високий рівень властивостей зразків та відповідальних деталей газотурбінних двигунів із жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ, отриманих з використанням мікролегування, високотемпературної обробки розплаву, гарячого ізостатичного пресування та термічної обробки.

2. З використанням комплексу розрахунково-аналітичних досліджень визначено найважливіші параметри, що характеризують структурну та фазову стабільність жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ, а саме основні температурні параметри, кількість зміцнюючої γ' -фази, границі короткочасної та тривалої міцності на різних рівнях легування. Отримані результати свідчать про достатню стабільність сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ та їх придатність для широкого застосування та подальшого покращення фізико-механічних та експлуатаційних властивостей.

3. Отримали подальший розвиток науково-практичні уявлення про можливості застосування різних технологічних процесів (модифікування, високотемпературна обробка розплаву (ВТОР), гаряче ізостатичне пресування (ГП), термічна обробка (ТО)) при виплавлянні жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ та виготовленні з них відповідальних деталей ГТД.

Хімічний склад, механічні та жароміцні властивості досліджуваних зразків після ВТОР, ГП та ТО задовільні та відповідають вимогам технічних умов. Мікроструктура зразків, відлитих зі сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ за всіма варіантами (після ГП та ТО), характерна для нормального термообробленого стану сплавів. В структурі досліджених сплавів всіх плавов спостерігається виділення карбідів і карбонітрідів у вигляді дрібних частинок сферичної та пластинчастої морфології, переважно розподілені в обсязі матеріалу.

Об'ємне модифікування сплаву ЖС32-ВІ Ni-Y-лігатурою сприяла підвищенню механічних властивостей при отриманні більш стабільних показників.

4. Отримали подальший розвиток науково-практичні уявлення про застосування технологічних факторів (гаряче ізостатичне пресування та термічна обробка) для підвищення якості виливків робочих лопаток авіаційних газотурбінних двигунів із жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ за рахунок стабілізації структури і властивостей внаслідок зменшення мікропористості при залікуванні внутрішніх пор.

У процесі ГП лопаток турбін при температурі 1250 °С та тиску 170 МПа відбувається залікування мікропор та рихлот, що не виходять на поверхню деталей. ГП перед стандартною термічною обробкою позитивно впливає на комплекс фізико-механічних та експлуатаційних властивостей відливок із жароміцних нікелевих сплавів.

Практичне значення одержаних результатів:

1. Отримані результати проведеного комплексу розрахунково-аналітичних досліджень свідчать про достатню стабільність сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ та їх придатність до подальшого покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей відповідальних деталей авіаційного двигунобудування різними технологічними методами.

2. Показано, що об'ємне модифікування сплаву ЖС32-ВІ Ni-Y-лігатурою сприяє росту механічних властивостей та отриманню більш стабільних показників при деякому зниженні тривалої міцності в межах норм ТУ.

3. Досліджено перспективну технологію отримання безвуглецевих жароміцних нікелевих сплавів нового покоління.

Висновки та рекомендації дисертаційної роботи використані на підприємстві «Мотор Січ» при виконанні проекту «Виготовлення плавки жароміцного сплаву ЖС32бс-ВІ зі 100% свіжих шихтових матеріалів без

додавання вуглецю як прототипу сплаву CMSX4-PLUS», що дозволило виплавити дослідні плавки безвуглецевих жароміцних сплавів власного виробництва нового покоління (акт від 05.06.2026).

4. Результати дисертаційної роботи, а саме отримані залежності, а також досвід практичного застосування методик впроваджено в навчальний процес (курс лекцій, лабораторні та практичні заняття) при вивченні дисциплін бакалаврського, магістерського та освітньо-наукового рівнів підготовки на кафедрі «Фізичне матеріалознавство» НУ «Запорізька політехніка».

Ключові слова: газотурбінний двигун, робоча лопатка, жароміцний нікелевий сплав, рівновісна кристалізація, макроструктура, мікроструктура, нікель-ітрієва лігатура, механічні властивості, тривала міцність, гаряче ізостатичне пресування, термічна обробка.

ABSTRACT

Puchek S. Generalization of Regularities of the Structure and Properties Formation of Heat-Resistant Nickel Alloys for the Manufacture of Critical Components of Aircraft Gas Turbine Engines. – Manuscript.

Qualification scientific work for the degree of Doctor of Philosophy in Speciality 132 – Materials Science. National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Zaporizhzhia, 2026.

The dissertation is devoted to studying the influence of alloying, smelting technological processes, and heat treatment on the structure and properties of heat-resistant nickel alloys as materials for manufacturing rotor blades of modern and advanced aircraft gas turbine engines.

Creating new generations of gas turbine engines requires increasing their operational performance, such as power, operating life, reliability, and durability, while balancing economic efficiency. Gas turbine engine blades operate under severe conditions, experiencing simultaneous exposure to centrifugal forces from their own mass and aerodynamic forces generated by the gas flow in the turbine, alongside the effects of aggressive environments and high temperatures. Such operating conditions dictate a set of requirements for blade materials, namely high characteristics of short-term and long-term strength, ductility, fatigue resistance, and stability of the structure and properties throughout their entire operational life.

Ensuring enhanced performance of hot section components and the overall operating life of engines is generally achieved through two main approaches: developing new complex-alloyed heat-resistant alloys with a high content of elements possessing low diffusion coefficients at high temperatures, and enhancing the performance properties of existing industrial alloys that have proven reliable during long-term operation through additional alloying and new technological procedures.

In this regard, a complex of studies was performed to generalize the regularities of the structure and properties formation in ZHS26-VI and ZHS32-VI heat-resistant nickel alloys, which are used to manufacture first-stage rotor blades for high-pressure turbines of aircraft engines and gas turbine units.

As a result of the dissertation research, an urgent scientific and applied problem was solved – the generalization of the regularities to improve the structure and properties of heat-resistant castings used in manufacturing critical components of aircraft gas turbine engines.

The aim of the research is to enhance the physical, mechanical, and performance properties of first-stage rotor blades for aircraft gas turbine engines by achieving a rational casting structure in ZHS26-VI and ZHS32-VI heat-resistant nickel alloys through a comprehensive approach to alloying, modification, and the selection of technological parameters.

The object of the research comprises the structure formation processes that facilitate obtaining a rational structure of nickel-based heat-resistant alloys, thereby ensuring the mechanical, heat-resistant, fatigue, and operational properties required by industry regulatory documentation.

The subject of the research includes the structural characteristics and indices of mechanical, heat-resistant, and operational properties of ZHS26-VI and ZHS32-VI heat-resistant nickel alloys following complex alloying and technological processing (high-temperature melt treatment, hot isostatic pressing, heat treatment) applied during the smelting and casting processing stages.

Scientific novelty of the work:

1. The regularities have been generalized regarding the formation of a rational structure that provides a high level of properties in specimens and critical gas turbine engine components made of ZHS26-VI and ZHS32-VI heat-resistant nickel alloys processed via microalloying, high-temperature melt treatment, hot isostatic pressing, and heat treatment.

2. A comprehensive set of computational and analytical studies was conducted to determine the most critical parameters characterizing the structure and phase stability of ZHS26-VI and ZHS32-VI heat-resistant nickel alloys, specifically key temperature parameters, the amount of the strengthening gamma prime-phase, short-term and long-term strength limits at various alloying levels. The obtained results indicate sufficient stability of ZHS26-VI and ZHS32-VI alloys, confirming their suitability for widespread application and further enhancement of physical, mechanical, and operational properties.

3. Scientific and practical insights into the application of various technological processes (modification, high-temperature melt treatments, hot isostatic pressing, heat treatment) during the smelting of ZHS26-VI and ZHS32-VI heat-resistant nickel alloys have been further developed.

The chemical composition, mechanical, and heat-resistant properties of the investigated specimens after high-temperature melt treatment, hot isostatic pressing, and heat treatment are satisfactory and comply with technical specification requirements. The microstructure of ZHS26-VI and ZHS32-VI alloy castings across all variations (after hot isostatic pressing and heat treatment) is typical for the normal heat-treated state of these alloys. The structure of the studied alloys from all melts exhibits carbide and carbonitride precipitations in the form of fine particles with spherical and plate-like morphology, primarily distributed throughout the material volume.

Bulk modification of the ZHS32-VI alloy with a Ni-Y master alloy contributed to an increase in mechanical properties while achieving more stable performance indices.

4. Scientific and practical concepts regarding the use of technological factors (hot isostatic pressing and heat treatment) to improve the quality of aircraft gas turbine engine rotor blades cast from ZHS26-VI and ZHS32-VI heat-resistant nickel alloys have been further developed. This improvement is achieved through structure and

property stabilization resulting from reduced microporosity via the healing of internal pores.

In process of turbine blades hot isostatic pressing at the temperature 1250 °C and pressure 170 MPa healing of micropores, that are not connected with detail surface, proceed. Hot isostatic pressing before standard heat treatment positively influence over physical-mechanical and operational properties of nickel-base superalloys castings.

Practical Significance of the Obtained Results:

1. The results of the comprehensive computational and analytical studies demonstrate sufficient stability of ZHS26-VI and ZHS32-VI alloys and their suitability for further improvement of physical, mechanical, and operational properties in critical components of aircraft engine manufacturing using various technological methods.

2. It is demonstrated that the bulk modification of ZHS32-VI alloy with a Ni-Y master alloy promotes an increase in mechanical properties and yields more stable indices, despite a slight decrease in long-term strength within the limits tolerated by technical specifications.

3. A promising technology for producing a new generation of carbon-free heat-resistant nickel alloys was investigated.

Conclusions and recommendations of dissertation were used at JSC “Motor-Sich” while performing the project “Production of the melt of ZHS32bs-VI superalloy made from fresh charge materials without carbon addition as a prototype of CMSX4-PLUS alloy.” It made it possible to produce investigation melts of non-carbon superalloys of new generation (act on 05.06.2026).

4. Results of dissertation work, i.e. obtained dependencies as well as practical experience of methodics application are introduced to teaching process (lections, courses, laboratory and practical training) while studying the disciplines on bachelor's, master's and educational-scientific levels of training at “Physical Materialscience” of NU “Zaporizhzhia polytechnic”.

Keywords: gas turbine engine, rotor blade, heat-resistant nickel alloy, equiaxed solidification, macrostructure, microstructure, nickel-yttrium master alloy, mechanical properties, long-term strength, hot isostatic pressing, heat treatment.

ОПУБЛІКОВАНІ РОБОТИ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

1. Serhii Puchek, Sergiy Byelikov. Structure and Properties of Heat-Resistant Alloy ZhS26-VI for the Production of Relevant Parts of Gas Turbine Engines // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2025. – № 4. – С. 14-21. (Фахова публікація).

2. Serhii Puchek, Sergiy Belikov. Assessment of the Structure and Properties of the Heat-Resistant Nickel Alloy ZHS32-VI as a Material for the Manufacturing of Gas Turbine Engine Blades // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2026. – № 1. – С. 16–23. (Фахова публікація).

3. Serhii Puchek, Sergiy Byelikov. Study of the Structure and Properties of Working Blades of Aircraft Gas Turbine Engines Made of Heat-Resistant Nickel Alloy ZhS26-VI // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2026. – №2. – С. 25-35. (Фахова публікація).

4. Comparative Analysis of the Complex of Properties of Nickel-Based Superalloys / Sergiy Byelikov, Vitaliy Kononov, Olexandr Hlotka, Michael Sydorenko, Serhii Puchek // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2025. – №1. – С. 13-23. (Фахова публікація).

5. С.В. Пучек, С.Б. Беліков. Структура та властивості матеріалу робочих лопаток авіаційних газотурбінних двигунів із жароміцного суперсплаву ЖС32-VI // Процеси лиття. – 2026. – №3. – С. 33-45. (Фахова публікація).

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ.....	15
ВСТУП	16
Розділ 1. ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ ТА ТЕПЛОВОЇ ОБРОБКИ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ	24
1.1 Особливості конструкції газотурбінних двигунів та умови роботи лопаточного апарату	24
1.2 Вплив хімічного складу на структуру та характеристики жароміцних нікелевих сплавів	27
1.3 Утворення ТЦУ-фаз та їх вплив на фізико-механічні властивості сплавів	34
1.4. Роль мікролегувальних елементів у формуванні структури та властивостей жароміцних сплавів.....	37
1.5. Вплив температурної обробки на формування структури та властивостей жароміцних сплавів.....	39
1.6. Вплив легування на поверхневу стабільність жароміцних нікелевих сплавів	40
1.7. Висновки, мета і задачі дослідження	44
Розділ 2. МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ.....	47
2.1 Дослідні матеріали	47
2.2 Методики досліджень.....	48
2.2.1 Методика проведення дослідних плавів.....	48
2.2.2 Гаряче ізостатичне пресування та термічна обробка.....	49
2.2.3 Контроль хімічного складу, вивчення структури та визначення фізико-механічних властивостей та жароміцності.....	50
2.2.4 Оцінка структурної та фазової стабільності дослідних сплавів	51
2.2.5 Вибір режиму термічної обробки.....	51
2.2.6 Методика проведення випробувань на втомну міцність	53
2.2.7 Методика визначення характеристичних температур нікелевих сплавів	54
2.3 Висновки до другого розділу.....	56

Розділ 3. ВИЗНАЧЕННЯ ПОКАЗНИКІВ СТАБІЛЬНОСТІ ДОСЛІДНИХ СПЛАВІВ ЗА ДОПОМОГОЮ АНАЛІТИКО-ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ МЕТОДІВ	57
3.1 Аналітичний розрахунок структурної та фазової стабільності дослідних сплавів	57
3.1.1 Оцінка показників стабільності сплаву ЖС26-ВІ	57
3.1.2 Оцінка показників стабільності сплаву ЖС32-ВІ	65
3.1.3 Співставлення показників фазової стабільності, температурних параметрів та механічних властивостей жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ.....	70
3.2 Визначення характеристичних температур нікелевих сплавів	73
3.2.1 Евтектика (γ - γ') – режим нагрівання.....	74
3.2.2 Евтектика (γ - γ') – режим охолодження.....	75
3.2.3 Температура повного розчинення γ' -фази – режим нагрівання.....	75
3.2.4 γ' -фаза – режим охолодження.....	76
3.2.5 Температура солідус – режим нагрівання	77
3.2.6 Температура солідус – режим охолодження.....	77
3.2.7 Карбіди – режим нагрівання.....	77
3.2.8 Карбіди – режим охолодження.....	78
3.2.9 Температура ліквідуса – режим нагрівання	78
3.2.10 Температура ліквідус – режим охолодження.....	78
3.3 Висновки до третього розділу	81
Розділ 4. ОЦІНКА СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ЖС26-ВІ ТА ЖС32-ВІ ЯК ПЕРСПЕКТИВНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛОПАТОК АВІАЦІЙНИХ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ.....	82
4.1. Результати дослідження структури та властивостей зразків жароміцного сплаву ЖС26-ВІ	82
4.2 Результати дослідження структури та властивостей зразків жароміцного сплаву ЖС32-ВІ.....	89
4.3 Вплив об'ємного модифікування Ni – Y лігатурою на властивості зразків сплаву ЖС32-ВІ.....	101
4.4 Дослідження знеуглецювання жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ	108
4.5 Висновки до четвертого розділу	112

Розділ 5. ОЦІНКА ЯКОСТІ МАТЕРІАЛІВ РОБОЧИХ ЛОПАТОК АВІАЦІЙНИХ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ, ВІДЛИТИХ З ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ	114
5.1. Структура і властивості робочих лопаток авіаційних газотурбінних двигунів із жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ	114
5.2 Дослідження структури і властивостей робочих лопаток авіаційних газотурбінних двигунів із жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ.....	135
5.3 Висновки до п'ятого розділу	155
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	157
ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ	160

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ГТД – газотурбінний двигун

ГТУ – газотурбінна установка

ВТК – високотемпературна корозія

ЛКР – локальне корозійне руйнування

ГП – гаряче ізостатичне пресування

ДТА – диференційний термічний аналіз

ТЩУ – топологічно щільноупакована (фаза)

ВСК – високошвидкісна спрямована кристалізація

ТНТ – турбіна низького тиску

ТВТ – турбіна високого тиску

ВТОР – високотемпературна обробка розплаву

КРАМ – комплексна розрахунково-аналітична методика

АТ – акційне товариство

РЗМ – рідкоземельні метали

СА – сопловий апарат

НТД – нормативно-технічна документація

РСМА – рентгеноспектральний мікроаналіз

ВСТУП

Актуальність теми. Створення газотурбінних двигунів нових поколінь вимагає підвищення їх експлуатаційних характеристик, таких як потужність, ресурс, надійність та довговічність роботи з урахуванням економічності. Досягнення необхідних параметрів роботи газотурбінних двигунів забезпечується застосуванням жароміцних нікелевих сплавів як основних матеріалів елементів гарячого тракту двигунів, які повинні забезпечувати оптимальне поєднання рівня механічних властивостей та жароміцності при достатньому рівні пластичності для забезпечення високої працездатності деталей в умовах нерівномірного розподілу напружень по перерізу.

В роботах Ч. Сімса, Р. Ріда, Г. Мітхама, Г.П. Мяльниці, Н. Столоффа та інших особлива увага приділялась вивченню та поліпшенню показників тривалої міцності та повзучості жароміцних сплавів, а автори А.Д. Коваль, С.Б. Беліков, Є.Л. Санчуггов, С.В. Гайдук та інші особливу увагу приділяли розробці принципів легування жароміцних сплавів, що працюють в умовах високотемпературного корозійного середовища стаціонарного та судового двигунобудування, хоч і властивого також авіаційним двигунам, що працюють в умовах морського середовища або районів пустель. Забезпечення підвищених характеристик деталей гарячого тракту та в цілому експлуатаційного ресурсу газотурбінних двигунів, як правило, здійснюється за двома основними напрямками: розробка нових складнолегованих жароміцних сплавів з високим вмістом елементів, що мають низькі коефіцієнти дифузії в умовах високих температур і реалізація можливостей існуючих жароміцних матеріалів з нарощуванням масиву дослідницьких даних та підвищення комплексу службових характеристик шляхом додаткового легування, модифікування та використання температурного впливу.

Розробка нових та покращення існуючих сплавів для виготовлення деталей авіаційних двигунів є неможливою без використання технологічних прийомів, що дозволяють забезпечити сприятливу структуру сплавів з відповідним

покращенням властивостей. Зокрема, багато дослідників (Ч. Сімс, Q. Li, P. Zhou, Z. Zhao, В. Наумик, Е. Цивірко, В. Ольшанецький та інші) свідчать, що використання рідкоземельних металів стабілізує мікроструктуру нікелевих сплавів у високотемпературних умовах, сприяє підвищенню жароміцності та забезпечує сприятливу морфологію карбідів.

Ефективним методом підвищення властивостей ливарних жароміцних сплавів є застосування технології високотемпературної обробки розплаву з досягненням рівноважного стану, що розглянуто у комплексі робіт за участі вітчизняних фахівців науки та виробництва (В.В. Ключихін, Е.І. Цивірко, В.В. Наумик, П.Д. Жеманюк, О.О. Педаш, Д.О. Тьомкін та інші).

Суміщення декількох технологічних методів дає можливість забезпечити синергетичний ефект для досягнення підвищених характеристик матеріалу відповідальних відливок.

Для сучасних газотурбінних двигунів найкращим матеріалом як для неоохолоджуваних, так і охолоджуваних лопаток є високоміцні ливарні нікелеві сплави, прикладом яких обрано жароміцні сплави ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ. Тому роботи, що присвячені розширенню набору даних стосовно структурного стану та фізико-механічних характеристик, що може бути досягнуто комплексним впливом варіюванням хімічним складом та технологічними методами з метою забезпечення підвищеного рівня експлуатаційних характеристик жароміцних нікелевих сплавів для виготовлення відповідальних деталей газотурбінних двигунів, можна вважати цілком актуальними.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Основні етапи та висновки дисертаційної роботи виконано відповідно до Закону України «Про пріоритетні напрями розвитку науки і техніки та інноваційної діяльності в Україні» від 13.01.2024 р. № 3534 – IX та використані при виконанні проекту «Виготовлення плавки жароміцного сплаву ЖС32бс-ВІ зі 100% свіжих шихтових матеріалів без додавання вуглецю як прототипу сплаву CMSX4-PLUS» на підприємстві АТ «Мотор Січ».

Мета дослідження. Підвищення фізико-механічних властивостей робочих лопаток першої ступені авіаційних газотурбінних двигунів за рахунок отримання раціональної структури виливків із жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ із застосуванням комплексного підходу до легування, модифікування та вибору технологічних факторів.

Об'єкт дослідження. Об'єктом дослідження є процеси структуроутворення, що сприяють отриманню раціональної структури жароміцних сплавів на нікелевій основі та відповідному забезпеченню механічних, жароміцних, втомних та експлуатаційних властивостей, які задовольняють вимогам галузевої нормативної документації.

Предмет дослідження. В якості предмета дослідження було обрано характеристики структури та показники механічних, жароміцних та експлуатаційних характеристик жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ після комплексного легування та технологічного впливу (високотемпературна обробка розплаву, гаряче ізостатичне пресування, термічна обробка) на процеси виплавки та обробки виливків.

Для досягнення вказаної мети необхідно було вирішити наступні задачі:

- провести аналіз способів підвищення механічних характеристик, жароміцності та поверхневої стабільності лопаток газових турбін, що виготовлені з жароміцних сплавів;
- використовуючи розрахунково-аналітичні та аналітично-експериментальні методи, визначити показники фазової стабільності, температурних параметрів, характеристичних температур та фізико-механічних властивостей дослідних сплавів;
- здійснити дослідні плавки із застосуванням комплексного підходу до системи легування, модифікування та вибору технологічних факторів (високотемпературна обробка розплаву, гаряче ізостатичне пресування, термічна обробка);

- вивчити склад, структуру, фізико-механічні властивості зразків матеріалів дослідних плавів та встановити взаємозв'язок між структурою та властивостями;
- відлити робочі лопатки першої ступені промислових авіаційних ГТД з дослідних жароміцних сплавів та оцінити якість отриманих деталей;
- надати рекомендації щодо розширення використання дослідних сплавів у виробництві.

Методи дослідження. При вирішенні поставлених задач використовували сучасні технології виплавляння ливарних жароміцних сплавів в вакуумних установках, одержання виливків проводилось методом лиття за витоплюваними моделями в дослідні та серійні керамічні ливарні форми.

Плавлення жароміцних нікелевих сплавів проводили на вакуумних установках FM 1-2-100 фірми «ULVAC». Отримання виливків здійснювали на установці УППФ-3М. За допомогою стандартних методик вивчали хімічний склад, макро- та мікроструктуру, механічні властивості матеріалу дослідних зразків при кімнатній та підвищених температурах. Хімічний склад металу дослідних плавів жароміцних нікелевих сплавів визначали спектральним та хімічними методами за стандартними методиками.

Структурні характеристики литих зразків та виливків лопаток ГТД оцінювали якісними та кількісними методами оптичної та електронної металографії при збільшеннях $\times 100 \dots 10000$, а також з використанням мікро-рентгеноспектрального аналізу.

Механічні характеристики дослідних зразків при кімнатній та підвищених температурах, час до високотемпературного руйнування та границю витривалості зразків визначали на сучасних випробувальних машинах та стендах у відповідності до встановлених стандартів. Випробування виконувались на приладах та обладнанні, що пройшли метрологічний контроль.

Наукова новизна роботи полягає у наступному:

1. Узагальнено закономірності формування раціональної структури, яка забезпечує високий рівень властивостей зразків та відповідальних деталей газотурбінних двигунів із жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ, отриманих з використанням мікролегування, високотемпературної обробки розплаву, гарячого ізостатичного пресування та термічної обробки.

2. З використанням комплексу розрахунково-аналітичних досліджень та визначено найважливіші параметри, що характеризують структурну та фазову стабільність жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ, а саме основні температурні параметри, кількість зміцнюючої γ' -фази, границі короткочасної та тривалої міцності на різних рівнях легування. Отримані результати свідчать про достатню стабільність сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ та їх придатність для широкого застосування та подальшого покращення фізико-механічних та експлуатаційних властивостей.

3. Отримали подальший розвиток науково-практичні уявлення про можливості застосування різних технологічних процесів (модифікування, високотемпературна обробка розплаву (ВТОР), гаряче ізостатичне пресування (ГП), термічна обробка (ТО)) при виплавленні жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ та виготовлення з них відповідальних деталей ГТД.

Хімічний склад, механічні та жароміцні властивості досліджуваних зразків після ВТОР, ГП та ТО задовільні та відповідають вимогам технічних умов. Мікроструктура зразків, відлитих зі сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ за всіма варіантами (після ГП та ТО), характерна для нормального термообробленого стану сплавів. В структурі досліджених сплавів всіх плавов спостерігається виділення карбідів і карбонітрідів у вигляді дрібних частинок сферичної та пластинчастої морфології, переважно розподілені в обсязі матеріалу.

Об'ємне модифікування сплаву ЖС32-ВІ Ni-Y-лігатурою сприяла підвищенню механічних властивостей при отриманні більш стабільних показників.

4. Отримали подальший розвиток науково-практичні уявлення про застосування технологічних факторів (гаряче ізостатичне пресування та термічна обробка) для підвищення якості виливків робочих лопаток авіаційних газотурбінних двигунів із жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ за рахунок стабілізації структури і властивостей внаслідок зменшення мікропористості при залікуванні внутрішніх пор.

У процесі ГП лопаток турбін при температурі 1250 °С та тиску 170 МПа відбувається залікування мікропор та рихлот, що не виходять на поверхню деталей. ГП перед стандартною термічною обробкою позитивно впливає на комплекс фізико-механічних та експлуатаційних властивостей відливок із жароміцних нікелевих сплавів.

Практичне значення одержаних результатів:

1. Отримані результати проведеного комплексу розрахунково-аналітичних досліджень свідчать про достатню стабільність сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ та їх придатність до подальшого покращення рівня фізико-механічних та експлуатаційних властивостей відповідальних деталей авіаційного двигунобудування різними технологічними методами.

2. Показано, що об'ємне модифікування сплаву ЖС32-ВІ Ni-Y-лігатурою сприяє росту механічних властивостей та отриманню більш стабільних показників при деякому зниженні тривалої міцності в межах норм ТУ.

3. Досліджено перспективну технологію отримання безвуглецевих жароміцних нікелевих сплавів нового покоління.

Висновки та рекомендації дисертаційної роботи використані на підприємстві «Мотор Січ» при виконанні проекту «Виготовлення плавки жароміцного сплаву ЖС32бс-ВІ зі 100% свіжих шихтових матеріалів без додавання вуглецю як прототипу сплаву CMSX4-PLUS», що дозволило виплавити дослідні плавки безвуглецевих жароміцних сплавів власного виробництва нового покоління (акт від 05.06.2026).

4. Результати дисертаційної роботи, а саме отримані залежності, а також досвід практичного застосування методик впроваджено в навчальний процес (курс лекцій, лабораторні та практичні заняття) при вивченні дисциплін бакалаврського, магістерського та освітньо-наукового рівнів підготовки на кафедрі «Фізичне матеріалознавство» НУ «Запорізька політехніка».

Особистий внесок здобувача. У дисертаційній роботі основні положення, наукові результати та сформульовані висновки отримані автором самостійно та є результатом його особистої наукової праці.

Автором виконано дослідження підтверджені публікаціями [112, 113, 114, 115, 116, 117, 118, 127], причому автором самостійно підготовано публікації [112-114, 116-118, 127]. Здобувачем обґрунтовано методологію проведення експериментів та практичної реалізації експериментальних досліджень, весь комплекс вимірювань, аналітичних та числових розрахунків здійснено за його безпосередньої участі.

Апробація результатів дисертації. Основні результати дисертаційної роботи доповідались та обговорювались на наукових конференціях: II Всеукраїнський науково-технічний конференції студентів, аспірантів і молодих учених з міжнародною участю «Молодь в авіації: нові рішення та перспективні технології» (Запоріжжя, 2025 р.), Міжнародній науково-технічній конференції «Університетська наука – 2026» (ДВНЗ «Приазовський державний технічний університет», Дніпро, 2026), науково-технічній конференції «Тиждень науки 2026» (НУ «Запорізька політехніка», Запоріжжя, 2026).

Публікації. Основні результати роботи знайшли відображення у 8 публікаціях, з них 5 статей у наукових фахових журналах, що входять до «Переліку ...» у категорії Б, в тому числі 4 статті у співавторстві з науковим керівником, та 3 тези доповідей на науково-технічних конференціях.

Структура та обсяг дисертації. Дисертаційна робота складається зі вступу, п'яти розділів, загальних висновків, містить список використаних літературних джерел. Загальний обсяг дисертації становить 178 сторінок, у тому числі основного тексту дисертації 161 сторінка, 61 рисунок, 47 таблиць і список використаних літературних джерел зі 126 бібліографічних найменувань.

Розділ 1. ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ ТА ТЕПЛОВОЇ ОБРОБКИ НА ФІЗИКО-МЕХАНІЧНІ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОМІЦННИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

1.1 Особливості конструкції газотурбінних двигунів та умови роботи лопаточного апарату

Газотурбінні двигуни (ГТД) знайшли широке використання в авіаційній промисловості, суднобудуванні, в газотранспортних системах та енергетичних установках, що визначаються їх високою експлуатаційною надійністю та ефективністю [1-3].

Принципові схеми вироблення енергії газовою турбіною для звичайного механічного приводу та в системі реактивного авіадвигуна наведені на рис.1.1 та 1.2 [4]. Схеми включають наступні режими: на вході (а) та виході (b) з компресора, на вході до турбіни (с), виході з турбіни (d) та на виході сопла реактивного двигуна (d'). Термодинамічно наведені схеми є різними в тому, що у реактивного двигуна, по-перше, не вся енергія, що виділяється, трансформується в роботу на валу турбіни, та по-друге, частина енергії, що залишається, витрачається на забезпечення тяги за рахунок прискорення робочого потоку, що проходить через вихідне сопло [4].

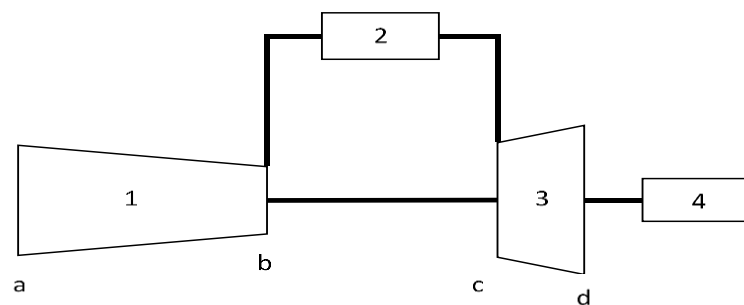


Рисунок 1.1. Принципова схема промислової газотурбінної установки [4]

1 – компресор; 2 – камера згорання; 3 – турбіна; 4 – приводний пристрій

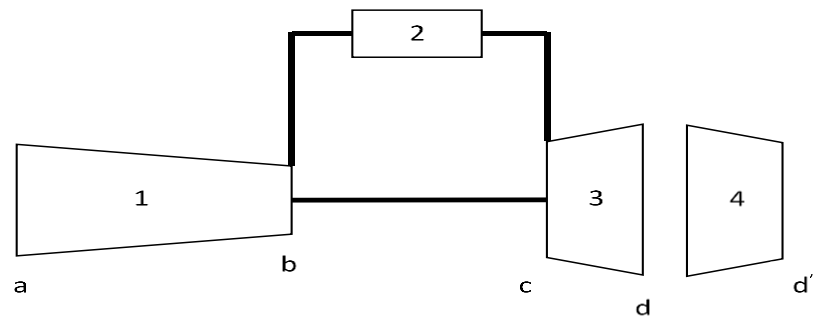
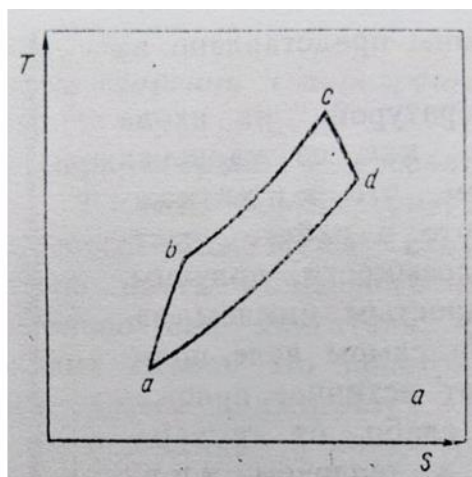


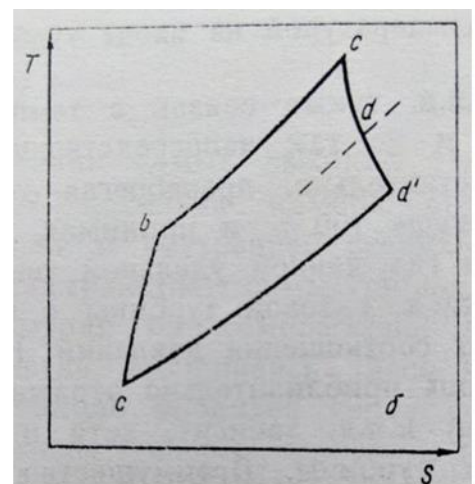
Рисунок 1.2 – Принципова схема реактивного двигуна [4]

1 – компресор; 2 – камера згорання; 3 – турбіна; 4 – реактивне сопло.

Діаграми температура-ентропія для цих двох систем наведені на рис.1.3. Відрізок d-d' відноситься до роботи авіадвигуна і характеризує енергію, що виділяється в зоні сопла та перетворюється у тягове зусилля [4].



а



б

Рисунок 1.3 – Температурно-ентропійні діаграми [4]:

а – промислова газова турбіна; б – реактивний двигун

Литі лопатки ГТД являються найбільш відповідальними деталями турбіни, що служать для перетворення кінетичної енергії гарячих газів у тягову потужність робочого валу та силових пристроїв [4]. Вони працюють у жорстких умовах одночасного впливу відцентрових сил власної маси та поперечних аеродинамічних сил, створюваних потоком газу в турбіні, в агресивному середовищі, при високих температурах, що сягають $0,8T_{пл}$ [4]. Особливістю авіаційного застосування є циклічність навантажень, що пов'язане зі зміною режимів польоту, які суттєво впливають на ресурс та надійність лопаток через інтенсифікацію розвитку процесів втоми [5].

Основні вимоги, що висуваються до матеріалу лопаток [12, 13, 19-24]:

- висока міцність за умов температур газового потоку на вході у турбіну 1000-1600 °С;
- збереження фізико-механічних властивостей та тривалої міцності при температурах експлуатації;
- достатній опір окисленню та гарячій корозії;
- забезпечення високого опору до тріщиноутворення та розвитку тріщин.

В тілі лопатки формуються складні температурні поля зі значними градієнтами. Так, вхідна кромка, яка безпосередньо контактує з найбільш гарячим потоком газу, може мати температуру на 100-150 °С вищу, ніж вихідна кромка, що створює додаткові термічні напруження в профільній частині та може сприяти розвитку термічної втоми металу [5, 9].

Для зменшення градієнтів температури та забезпечення підвищеної експлуатаційної температури газової турбіни широко використовують різні конструктивні системи охолодження лопаток [5, 10].

Механічні навантаження, що діють на лопатки авіаційних ГТД, характеризуються високою складністю. При частотах обертання ротора, які можуть досягати значень до 15000 об/хв, виникають значні відцентрові сили, що

створюють розтягувальні напруження в перерізах лопатки величиною до 400 - 500 МПа [6].

1.2 Вплив хімічного складу на структуру та характеристики жароміцних нікелевих сплавів

Жароміцні сплави на основі нікелю є найбільш розповсюдженими матеріалами для виготовлення відповідальних деталей ГТД та визначаються у зарубіжній практиці як «суперсплави» [4, 12-17, 22, 23]. Виходячи з відомих і досить суперечливих вимог до матеріалів гарячої частини ГТД, в першу чергу, лопаток газової турбіни як найбільш відповідальних елементів зі складною геометрією, відмічають [1, 4, 5, 18] необхідність високих характеристик короткочасової та тривалої міцності, пластичності в межах робочих температур, втомної та термовтомної міцності, стійкості до окислення та корозії, стабільності структури і властивостей після тривалої експлуатації, малої схильності до крихкого руйнування за наявності концентраторів напруги та малої чутливості до експлуатаційних перегрівів, високих технологічних характеристик (ливарні властивості, технологічна пластичність, зварюваність тощо) [12, 13, 19, 20, 25].

Чисельні дослідження, присвячені питанням вивчення механізмів, що відповідають за міцність суперсплавів та їх структурну стабільність, зокрема, механізмів зміцнення матриці сплавів, а також шляхів, якими фази, що виділяються під час старіння та експлуатації, впливають на міцність, опір повзучості та втоми, захист поверхонь від корозійного руйнування [7, 9, 23, 28-30].

Рівень міцності промислових суперсплавів формується завдяки спільній дії різних механізмів зміцнення, яка обумовлена роллю легуючих елементів, що знаходяться у твердому розчині, зміцнюючих частинках та на межах зерен [34-36]. Міцність дисперсійотвердіючих суперсплавів на нікелевій основі

вирішальною мірою забезпечуються такими когерентними стабільними інтерметалідними фазами, як γ' типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ та γ'' типу $\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Al}, \text{Ti})$ [34].

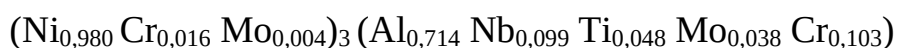
У твердому розчині промислових жароміцних нікелевих сплавів завжди присутні значні добавки легуючих елементів, що забезпечують сплавам міцність, опір втоми та стійкість до поверхневої деградації. Також вони містять елементи, які після відповідної термічної або термомеханічної обробки забезпечують утворення дрібних когерентних частинок інтерметалідного з'єднання. Основою структури є гамма-матриця (γ -фаза) на основі нікелю. Хоч нікель сам по собі не має високого модуля пружності або низького коефіцієнта дифузії, що гарантує підвищену тривалу міцність, його вибір обумовлен певними причинами [37]:

- нікель має широкі границі легування без порушення фазової стабільності, оскільки його третя електронна оболонка майже заповнена;
- схильність до утворення поверхневих захисних оксидних шарів, збагачених на Cr_2O_3 , з низькою концентрацією вакансій катіонів, що обмежує швидкість переміщення атомів металів до поверхні, а кисню, азоту, сірки та інших агресивних елементів з оточуючого середовища вглиб сплаву;
- схильність до додаткового утворенню при високих температурах поверхневих оксидних шарів, збагачених на Al_2O_3 , що забезпечує сплаву виключно високу стійкість проти окислення.

У жароміцних нікелевих сплавах до складу γ -фази входять головним чином Ni, Co, Cr, тугоплавкі метали Mo та W [35-38], а також Al та Ti [34, 37]. Твердорозчинне зміцнення обумовлено, перш за все, розмірною невідповідністю, що викликає дію внутрішніх напружень при впровадженні до пружної матриці розчинних атомів або частинок другої фази [34]. Відмінність вищезгаданих елементів від нікелю по атомному діаметру коливається від 1% для Co до 13% для W [28, 31], що визначається збільшенням параметрів кристалічної ґратки.

Інтерметалідна зміцнююча γ' -фаза в сплавах на основі нікелю зазвичай має форму $(\text{Ni}, \text{Co})_3(\text{Al}, \text{Ti})$, в якій переважають Ni та Al, навіть за умов введення до сплаву рівні кількості Ti. Інтерметалідна фаза унікальна, і її виключний внесок у зміцнення сплавів системи γ - γ' визначається характером дислокаційних реакцій на прикладене напруження, що реалізується у огибанні частинок або їх перерізанні [37].

У високолегованих сплавах відбувається перерозподіл легуючих елементів у складі γ' -фази. Так, для сплаву Inconel 713C [37]:



Карбіди в нікелевих суперсплавах виділяються переважно по межах зерен та сприятливо впливають на тривалу міцність сплавів при високій температурі [31, 35]. Для сплавів на нікелевій основі найбільш характерні карбідні виділення типу MC, M_{23}C_6 та M_6C . Зазвичай карбіди MC утворюються в процесі кристалізації у вигляді дискретних частинок, які нерівномірно розподіляються по межах і в тілі зерен та мають дуже слабку орієнтаційну відповідність матриці [37].

В сплавах з середнім та високим вмістом Cr утворюються карбіди типу M_{23}C_6 переважно по межах зерен та мають складну кубічну структуру. Якщо в сплаві присутні W та/або Mo, склад карбідів M_{23}C_6 приблизно відповідає формулі $\text{Cr}_{21}(\text{Mo}, \text{W})_2\text{C}_6$ [37]. Їх розташування по межах зерна забезпечує пригнічення зерномежового просковзування і, таким чином, позитивно впливає на тривалу міцність сплаву.

Карбіди типу M_6C також мають складну кубічну структуру і утворюються при високому вмісті Mo та/або W ~ 6...8% (ат.) [37].

При мікролегуванні жароміцних сплавів бором, останній зосереджується на межах зерен та блокує руйнування відривом в умовах повзучості. Як приклад, у сплаві U-700 при вмісті $12 \cdot 10^{-3}$ % (ат.) B, він вступає в реакцію та утворює два типи боридів M_3B_2 [37].

Алюміній і титан, а також їх співвідношення дуже суттєво впливають на основні фізико-хімічні властивості нікелевих сплавів. При сумарній кількості $Al+Ti \sim 8,5\%$ їх співвідношення вже впливає на кількісні характеристики похідної структури. Введення титану сприяє утворенню частинок γ' -фази меншого розміру з більшою питомою щільністю, а отже більшим об'ємним вмістом [38]. Кількісне співвідношення структурних характеристик зберігається у процесі тривалого температурного впливу як на стадії достарювання, коли відбувається дорозпад пересиченого твердого розчину, так і на стадії коагуляції частинок γ' -фази [38, 43].

Аналіз розподілу частинок γ' -фази за розміром свідчить, що у процесі старіння у сплавах зі співвідношенням $n = Ti / Al = 2$ можливе утворення бімодульної γ' -фази. Та якщо час до руйнування сплавів безперервно збільшується з заміною атомів алюмінію титаном, то максимум пластичних властивостей співпадає з $n = 2$, тоді як при $n > 2$ утворюється η -фаза пластинчастої морфології, що полегшує крихке руйнування [38].

Як свідчать автори [52], збільшення вмісту титану та алюмінію викликає зростання дендритної неоднорідності литого сплаву та кількості основної зміцнюючої фази. Це супроводжується ростом тривалої міцності та зменшенням пластичності сплаву, при цьому титан надає більш сильний позитивний вплив на тривалу міцність та несуттєво зменшує пластичність.

Більш дисперсна структура γ' -фази у сплавах з тугоплавкими елементами (Mo, W) утворюється, по-перше, за рахунок зменшення коефіцієнта гетеродифузії, та, по-друге, як наслідок зниження когерентних напружень $\gamma-\gamma'$, про що свідчить сферична форма частинок. За умов меншої суми γ' -утворюючих елементів така структура є, ймовірно, результатом збільшення ефективного дифузійного шляху елементів в процесі коагуляції з утворенням меншої кількості γ' -фази [43].

У свою чергу, титан є сильним карбідоутворювачем та сприяє зростанню твердості сплавів у загартованому сплаві та після старіння. У роботах [35]

показано, що для жароміцних сплавів сумарний вміст Ti та Al перебуває на рівні 4...8 % (мас.). За досягнутого рівня легування ефективними зміцнювальними компонентами стають такі γ' -формуючі елементи як гафній, ніобій, тантал, які мають підвищену здатність до стабілізації γ' -фази та карбідних сполук, а також сприяють оптимізації параметру невідповідності кристалічних ґраток на міжфазних межах γ - γ' , що у сукупності сприяє підвищенню термічної стабільності та жароміцності [35, 49, 50].

Дослідження комплексного впливу легуючих елементів на показники механічних властивостей нікелевого сплаву дозволило отримати адекватні математичні моделі [38, 43, 47]:

- для тривалої міцності

$$\tau_{250}^{900} = 18,9 + 1,9\text{Co} - 5,1\text{Al} + 8,3\text{Ti} - 24,9\text{Nb} - 12,9\text{Ta} + 6,9\text{W} - 18,8\text{Mo} \text{ (годин)}$$

- для високотемпературної пластичності

$$\delta^{900} = 6,4 + 0,2\text{Co} - 1,0\text{Al} - 0,2\text{Ti} - 0,3\text{Nb} - 0,7\text{Ta} + 0,3\text{Mo} + 0,3\text{W} \text{ (\%)}$$

У всьому досліджуваному інтервалі концентрації молібдену у сплаві структура останнього складається з рівномірно розташованих у твердому розчині часток γ' -фази, первинних карбідів MC та карбідів M_{23}C_6 глобулярної форми, що розташовувались переважно по межах зерен [43].

Зменшується розмірна невідповідність параметрів ґраток матриці та γ' -фази за рахунок більш швидкого росту параметра ґраток матриці, де розчиняється переважна частка атомів молібдена, що вводиться. Завдяки цьому покращуються структурні характеристики γ' -фази: дещо зменшується коефіцієнт розміру часток, середня відстань між ними, незначно збільшується їх об'ємна частка при незмінній масовій. Завдяки цьому спостерігається покращення жароміцності, яка, однак, погіршується при великих концентраціях молібдену через, по-перше, погіршення морфології межевих карбідів, та, по-друге, через утворення ТЩУ фаз пластинчастої морфології [38].

Оскільки розчинність W у γ -твердому розчині значно вище, ніж у γ' -фазі, параметр його ґратки зростає швидше, що викликає безперервне зменшення розмірної невідповідності ґраток. Завдяки пригніченню дифузійних процесів утворюються частинки зміцнюючої фази з меншою відстанню між ними, що за умови деякого зростання об'ємної долі частинок сприяє підвищенню жароміцності. Максимум жароміцності зсунутий у зону більших масових концентрацій у порівнянні з молібденом, що пояснюється більшою атомною масою вольфраму [43].

Часто розглядаються границі спільного легування вольфрамом і молібденом. Так, автор [42] описує область оптимального легування як такої, що обмежена рівнянням еліпсу

$$8 [\text{Mo}]^2 + 2 [\text{W}]^2 = 89$$

Автори [53] свідчать, що легування молібденом та вольфрамом викликає зменшення взаємної розчинності з утворенням карбідів та інтерметалідів, що мають тенденцію до утворення суцільного каркасу по межах зерен та сприяють погіршенню механічних властивостей. Відповідно, пропонується обмеження вмісту обох елементів ($\text{W} \leq 3\%$, $\text{Mo} \leq 1\%$). Спостерігається [54], що введення в сплав цих елементів з низькою дифузійною рухомістю сприяє росту тривалої та короточасної міцності, та зменшенню коефіцієнту лінійного розширення. Уповільнення процесів виділення та розчинення зміцнюючої фази під впливом W та Mo приводить до зростання міцносних характеристик зварних з'єднань.

Ніобій, на відміну від Mo та W, не тільки розчинюється в γ -фазі та зміцнює її і утворює карбіди, а також розчинюється в γ' -фазі. Однак це несуттєво впливає на структурні характеристики зміцнюючої фази, тому вважають, що на властивості сплавів більший вплив надає здатність Nb утворювати карбіди M_6C грубої пластинчастої морфології та входити до складу межевих карбідів M_{23}C_6 , які зі збільшенням вмісту Nb виділяються у вигляді прошарку (сітки) [38].

Високий вміст Nb сприяє погіршенню технологічних властивостей сплаву. Як зазначають автори [51], Nb виявляє більш виражений зміцнювальний ефект

порівняльно з титаном, однак його надлишкова концентрація негативно впливає на тріщиностійкість і пластичні характеристики сплавів.

Автори [53] показали, що легування сплавів ніобієм до 1% (мас) приводить до підвищення жароміцності та пластичності. В мікроструктурі сплавів, що містять більш 1% (мас) ніобію, знаходять пластинчасті виділення карбідів та інтерметалідів як у зернах, так і по межах зерен. Збільшення вмісту ніобію та тривалості старіння погіршує механічні властивості.

Вплив танталу на структуру сплаву у багатьом аналогічне впливу ніобію. Однак, Та більш суттєво впливає на структурні характеристики зміцнюючої фази, а зниження рівня жароміцності спостерігається при більших концентраціях [38, 43]. Підвищення концентрації танталу в межах 1...5% знижує температуру ліквідус T_L на 25 °C за умови практично нейтрального впливу на температуру солідус T_S , що звужує інтервал кристалізації на приблизно 30 °C та зменшує температуру початку розчинення $T_{п.р.}$ та кінця розчинення $T_{к.р.}$ γ' -фази в область більш високих температур [59]. Температура евтектичного перетворення $T_{евт}$ також зміщується в область більш високої температури, наближаючись до T_S , при цьому «вікна» для оптимальної температури гомогенізації ($T_{евт} - T_{к.р.}$) звужується на 15°C.

За даними досліджень мікроструктури сплавів при варіюванні вмістом хрому [38] спостерігається зі збільшенням концентрації хрому зростання розміру та кількості зерномежових карбідів $M_{23}C_6$, що набувають тенденції до виділення у вигляді сітки. Крім того, при збільшенні вмісту хрому більше 17% спостерігається виділення δ -фази. За даними [55], хром переважно локалізується в γ -фазі з вмістом, що суттєво перевищує його середню концентрацію в сплаві. Для γ' -фази спостерігається незмінність хімічного складу у всьому інтервалі варіювання хромом [38]. Введення хрому викликає неперервне покращення структурних характеристик γ' -фази, що однак не сприяє відповідному покращенню жароміцності [38, 43].

Кобальт, як аналог нікелю, заміщує його позиції у всіх структурних складових сплаву та впливає на структурні характеристики γ' -фази лише після тривалого теплового впливу. Такий його вплив зумовлений розчинністю у γ' -фазі, яка збільшується пропорційно середньому вмісту у сплаві [38, 43]. Легування кобальтом до 15% сприяє підвищенню структурної стабільності та жароміцності [53]. Як показано у дослідженнях [9, 13], кобальт помірно впливає на підвищення жароміцності сплавів, одночасно істотно збільшуючи їх пластичність з оптимальною концентрацією близько 10% (мас). У той же час кобальт (5,5% та 10,5%) не впливає суттєво на структуру сплаву Ni-13Cr-5Ti-3Al-3Mo-4W, що формується після повторних нагрівів на протязі 4-24 годин (в залежності від температури) після гомогенізуючого відпалу при 1200 °C та старіння 900 °C [38, 56].

Показано [35, 36, 56], що кобальт знижує температуру повного розчинення γ' -фази, що приводить до розширення технологічного інтервалу між температурою повного розчинення γ' -фази та температурою солідусу, полегшуючи процес термічної обробки.

Недостатня концентрація Co спричиняє підвищення температури повного розчинення γ' -фази, що ускладнює процес термічної обробки, збільшуючи ризик небажаної рекристалізації та укрупнення зерна.

1.3 Утворення ТЩУ-фаз та їх вплив на фізико-механічні властивості сплавів

Звертаючи увагу на інтеркристалічний характер руйнування сплавів в умовах дії динамічних навантажень і повзучості, зазначають, що структурним фактором, що контролює цей рівень, є утворення залишкових фаз несприятливої морфології на межах зерен та ТЩУ-фаз всередині зерен, що утворюються, як правило, на межевих точках [38, 56].

Найбільш коректним поясненням механізму руйнування, що викликає δ -фаза, є уявлення, що крихкі пластинки останньої мають ідеальну морфологію для легкого зародження та розповсюдження руйнування шляхом зигзагоподібного переходу від однієї пластинки до іншої [38, 43]. У цьому випадку, по-перше, утворення в деяких сплавах глибоподібних частинок δ -фази приводить до їх зміцнення, а, по-друге, негативний вплив δ -фази спостерігається навіть у випадку, коли пластини не перерізають все зерно, та, у-третіх, навіть за умов деякого покращення структурних характеристик γ' -фази настає знеміцнення сплавів при введенні зайвої кількості усіх легуючих елементів, за виключенням кобальту [38, 43]. Очевидно треба вважати, що μ -фаза аналогічно впливає на властивості сплаву.

Відмічають залежність типу виділень ТЩУ-фаз від виду карбідів у сплаві. Так, при існуванні карбідів $M_{23}C_6$ утворюється δ -фаза, а при утворенні карбідів M_6C – μ -фаза (за умови $Mo + \frac{1}{2} W \geq 6 \%$) [38, 43].

Враховуючи, що ТЩУ-фази є електронними сполуками, Буш та Вуд'ятт запропонували метод оцінки вірогідності їх утворення з використанням підходів Полінга та Бека зі співробітниками [56] про зв'язок існування ТЩУ-фаз з середньою кількістю електронних дірок N_v в γ -фазі у вигляді

$$\bar{N}_V = \sum_{i=1}^n (C_\gamma)_i (N_V)_i, \text{ де}$$

$(C_\gamma)_i$ – атомна доля i -го елемента в γ -фазі;

$(N_V)_i$ – кількість електронних дірок даного елемента;

n – кількість елементів.

В загальному вигляді залежність рівня властивостей від середньої концентрації електронних дірок, а отже від концентрації легуючих елементів схематично зображується кривою з максимумом [38, 39, 44].

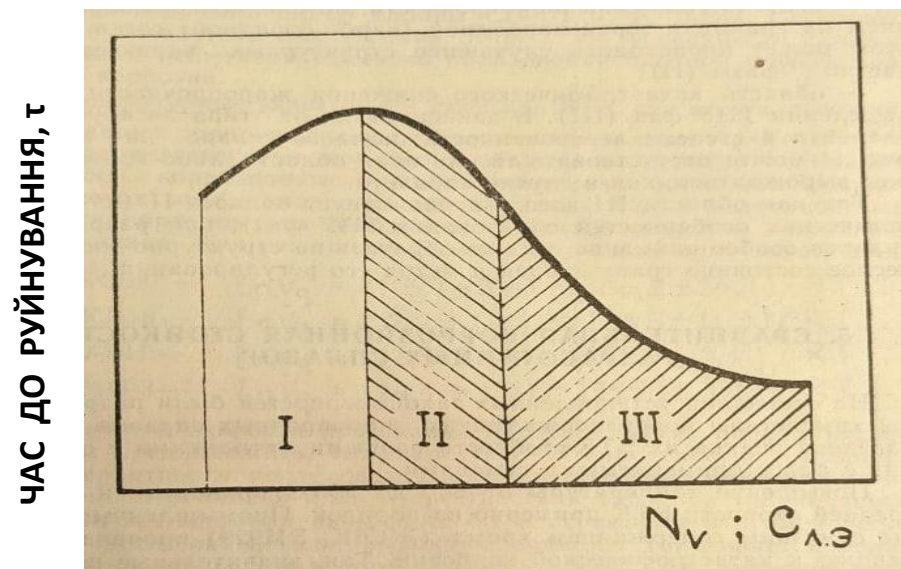


Рисунок 1.4 – Области різного впливу легуючих елементів на властивості сплаву (схема) [38, 39, 44]

Така схема є справедливою, вочевидь, лише при великій та практично незмінній кількості γ' -фази (60-70 % об.). Весь інтервал концентрації розбивається на три області різного впливу легуючих елементів [38-40, 44]:

- область I: покращення жароміцності, що обумовлено ростом твердо-розчинного та дисперсійного зміцнення. Для неї характерно безперервне покращення структурних характеристик частинок γ' -фази та оптимальна морфологія межових карбідів;
- область II: зниження жароміцності, що обумовлено утворенням по межах зерен карбідної (карбоборидної) сітки. При цьому може відбуватися покращення структурних характеристик частинок γ' -фази;
- область III: катастрофічне зниження жароміцності при виділенні ТЩУ-фаз.

В залежності від типу легуючого елемента та ступеня легованості базового сплаву на кривій (див. рис.1.4) може бути відсутня та чи інша область, або крива може вироджатися, як у випадку з кобальтом [38].

1.4. Роль мікролегувальних елементів у формуванні структури та властивостей жароміцних сплавів

Життєво важливе значення для створення та використання ливарних суперсплавів є керування мікроструктурою меж зерен та їх розміром. Необхідно забезпечити збалансований підхід, щоб, з одного боку, запобігти зайвого подрібнення зерен, що супроводжується зменшенням тривалої міцності та опору повзучості, та, з іншого боку, не допустити їх зайвого укрупнення, небезпечного з огляду на зниження тривалої міцності.

Відзначається, що одним з суттєвих ефектів, пов'язаних з легуванням є покращення характеристик повзучості при введенні мінімальних добавок бора та цирконія. В та Zr здатні збільшити довговічність у 13 разів, подовження – у 7 разів, тривалу міцність – у 1,9 разів [37].

Додавання бору в сплави в невеликій кількості призводить до утворення боридних фаз, які локалізуються на межах зерен, що перешкоджає їх росту. Крім того, бор розподіляється на міжфазних межах (γ - γ'), оптимізуючи їх структуру та підвищуючи опір повзучості [35]. Перевищення його концентрації понад критичне значення призводить до утворення легкоплавких боридних фаз, розвитку термічної пористості та зниження стійкості до повзучості [36]. Максимальний вміст бору в сплавах рівноосної кристалізації становить 0.01...0,02% (мас) [9, 33, 43].

Вважають [37], що В та Zr сегрегують до меж зерен (вірогідно, тому що по своєму атомному діаметру на 21-29 % перевищують або поступаються елементу – розчиннику). Оскільки в умовах уповільненого руйнування суперсплавів при

випробуваннях на тривалу міцність тріщини розповсюджуються по межах зерен, важливість цієї ролі В та Zr є очевидною.

Ітрій та РЗМ (церій, лантан, скандій тощо) є високоактивними легуючими елементами. Вони нейтралізують вплив шкідливих домішок, таких як сірка, кисень та азот, внаслідок формування з ними термодинамічних стабільних тугоплавких сполук [57]. Використовують їх здатність значно покращувати характеристики сплавів, зокрема, опір повзучості, стабільність мікроструктури та термічну стабільність матеріалів [60]. Важливі функції ітрію полягають в зміцненні меж зерен та зменшенні повзучості в умовах високих температур. Ітрій здатний дифундувати на межі зерен, де він мінімізує міжзеренне проковзування, зменшує сегрегацію шкідливих домішок та сприяє утворенню щільної структури [61, 62].

Дослідження свідчать, що РЗМ сприяє кращому опору розтріскуванню за умов малоциклового навантаження [60] та довготривалого впливу [63]. Позитивний ефект досягається завдяки здатності РЗМ розсіювати енергію деформації через покращення міжфазної взаємодії між γ -фазою та γ' -фазою [64, 65].

Іншою важливою особливістю застосування РЗМ є їх здатність стабілізувати мікроструктуру нікелевих сплавів у високотемпературних умовах. РЗМ сприяє утворенню термічно стабільних карбідів, нітридів або оксидів, які перешкоджають коалесценції або укрупненню γ' -фази [66, 67].

Спільне легування РЗМ, наприклад ітрієм та лантаном, демонструє синергетичний ефект, покращуючи мікроструктурну стабільність та характеристики окислення [65].

Модифікування звороту жароміцного нікелевого сплаву нікель-ітрієвою лігатурою дало змогу забезпечення формування тонких меж зерен без видимих виділень евтектичної (γ - γ')-фази та наявності карбідів глобулярної та пластинчастої морфології [68, 69].

1.5. Вплив температурної обробки на формування структури та властивостей жароміцних сплавів

Використання технології високотемпературної обробки розплаву (ВТОР) виявляється ефективним методом підвищення властивостей ливарних жароміцних нікелевих сплавів, що надає можливість приведення розплаву у рівноважний стан [70-74]. Цей ефект досягався за рахунок нагрівання до температур від 1620 °С (перша початкова точка рівноважного стану розплаву) до температури близько 1850 °С (друга кінцева точка рівноважного стану розплаву). За даними [72], в процесі ВТОР відбувається подрібнення та дисоціації термостійких включень типу карбонитридів титану разом з дегазацією розплаву. При використанні технології ВТОР спостерігається підвищення границі тривалої міцності, пластичності та ударної в'язкості, з підвищенням тріщиностійкості.

Ефективним методом виправлення внутрішніх дефектів литва виробів з жароміцних сплавів є технологія гарячого ізостатичного пресування (ГІП), що проводять у спеціальних камерах-газостатах [75-81].

В процесі ГІП видаляється тільки внутрішні дефекти, що не мають сполучення з поверхнею виливка. Для вирівнювання мікроструктури після ГІП проводять термічну обробку за стандартним режимом (гомогенізація $1210 \pm 10^\circ\text{C}$, 4 години, охолодження-повітря) [76-78].

Автори [76, 82, 83] показали, що за рахунок проведення ГІП відбувається усунення усадочних мікропор розмірами 117 – 180 мкм зі збільшенням щільності виливків на 30%, що сприяє стабілізації структури і властивостей деталей. Особливо ефективним виявилось поєднання модифікування з наступною обробкою ГІП. В роботі Качана О.Л. та співавторів [75] така комплексна обробка забезпечує не тільки подрібнення зерна, а й «заліковування» мікропористості.

1.6. Вплив легування на поверхневу стабільність жароміцних нікелевих сплавів

Поверхнева стабільність матеріалів деталей гарячій частини ГТУ, що виготовляються здебільшого зі складнолегованих сплавів, та забезпечення вимог щодо тривалої міцності та експлуатаційної надійності значною мірою залежить від корозійної стійкості металу, що вибраний за основу сплаву. Світова практика свідчить про принципову можливість вибору відповідно до умов експлуатації певної деталей ГТУ (робочі лопатки першого та наступного ступеня, лопатки спрямовуючого апарату, корпусні деталі тощо) нікелю, кобальту, заліза та інколи хрому як металу основи [85-87].

З урахуванням термодинамічних та кінетичних факторів поза розглядом залишаються при виборі металу-основи жароміцного корозійностійкого сплаву (для умов температур вище 800-900°C) залізо, для якого притаманно утворення найбільш дефектних структурних складових як в умовах окислення, так і сульфидування, що обумовлює високу швидкість транспорту корозійноактивних елементів вглиб сплаву, а також хром, як елемент, що не може забезпечити достатній рівень жароміцності [43, 85].

Співставлення даних щодо кобальту та нікелю не дає підстав для ствердження [88, 89], що перший є більш корозійностійкою основою. При досить близькому розташуванні ліній діаграм стану Ni-O-S та Co-O-S сполуки нікелю відзначаються меншою дефектністю, що й обумовлює зниження швидкості та самодифузії зі створенням передумов для формування захисної плівки продуктів корозії з кращими властивостями [42, 43, 85].

За більшості умов експлуатації метали є термодинамічно нестабільними відносно оточуючих газів та в залежності від їх складу та умов взаємодії реагують з утворенням оксидів, сульфідів, карбідів, нітридів тощо або суміші продуктів реакції. Швидкість реакцій стрімко зростає з температурою, тож при

використанні металів при підвищених температурах питання корозійної стійкості набуває першочергового значення [86].

Загальною рушійною енергією реакцій металів з киснем є зміна вільної енергії утворення оксидів. Термодинамічне оксид буде утворюватися тільки за умови, якщо тиск оточуючого кисню є вищим ніж тиск дисоціації кисню у рівновазі з металом [86]. Так, тиск дисоціації NiO дорівнює 10^{-10} атм O_2 при $1000^\circ C$, а відповідно, парціальний тиск кисню (в атм) дорівнює 10^{-12} для кобальту, 10^{-22} для хрому, 10^{-37} для алюмінію, тому метали не окислювались у оксиді за нижчих значень парціального тиску при даній температурі [86].

Високотемпературні сплави на основі нікелю (або кобальта) для досягнення підвищеної високотемпературної корозійної стійкості містять хром, алюміній та кремній, що важливо, оскільки вони в залежності від складу сплаву та умов витримки утворюють захисні оксидні плівки Cr_2O_3 , Al_2O_3 та SiO_2 [90].

Оксиди кобальту, що є стабільними при високих температурах, складаються з CoO та Co_3O_4 . Co має структуру $NaCl$ з дефіцитом металу ($Co_{1-x}O$). Co_3O_4 має структуру шпінелі.

NiO є єдиним оксидом нікелю, стабільним при високих температурах зі структурою $NaCl$. При високому тиску кисню є оксидом з дефіцитом металу ($Ni_{1-x}O$) [90].

Аткінсон і Тейлор [90, 91] встановили, що дифузія нікелю уздовж дислокацій та меж зерен мають приблизно таку ж температурну залежність, як і дифузія у ґратці. Це передбачає, що дефекти на межах зерен у високочистому NiO мають такий же тип, як у матриці.

Cr_2O_3 є єдиним твердим оксидом хрому, стабільним при високих температурах, має структуру корунду [90]. Показано, що плівка Cr_2O_3 зростає дифузійною протитоком хрому та кисню уздовж меж зерен та утворення оксиду відбувається всередині плівки.

Al_2O_3 є єдиним термодинамічно стабільним твердим оксидом алюмінію. Він може існувати у різних модифікаціях і найбільш поширеними є γ та α -фази. γ -фаза перетворюється у α -фазу при нагріванні до температур вище $900\ldots 1000^\circ\text{C}$, що має структуру корунду. Важливим є той факт, що дифузія у полікристалічних зразках суттєво вища за таку у монокристалічних зразках [60].

Для всіх вищезазначених оксидів виконується співвідношення Пілінга-Бедворта ($\text{PBR} > 1$), тобто об'єм оксиду до об'єму металу, що пішов на його утворення, більше 1, що означає: оксид захисний з напруженням стиску [92].

Базове допущення теорії окислення Вагнера, що є одним з найбільш важливих внеском в розуміння процесів високотемпературного окислення металів та забезпечило фундаментальний підхід до необхідних рис високотемпературного росту щільних плівок, полягає в тому, що граткова дифузія реагуючих атомів/іонів або транспорт електронів крізь щільну плівку є умовою, що визначає загальну реакцію окислення. Вважається, що граткова дифузія відбувається через наявність точкових дефектів, а речовини, що мігрують, можуть альтернативно розглядатися як представлені дефектами ґратки, наприклад, вакансії, електрони та іони впровадження та електронні дірки відповідно [93].

Для формування захисної плівки в умовах сульфидування необхідна більш висока концентрація легуючого елемента, що пов'язано, з одного боку, більшою швидкістю сульфидування, з другого боку, меншою різницею абсолютних значень вільних енергій утворення сульфідів металів в порівнянні з відповідними оксидами [85].

Система легування нікелевих сплавів визначалась функціональними особливостями даної групи матеріалів, які базуються, перш за все, не забезпеченні заданого рівня механічних властивостей при задовільній (тобто такій, що забезпечує розрахунковий ресурс, виходячи з механічних властивостей) поверхневій стабільності деталей ГТУ.

Комплексом робіт [38-40, 42-48, 85, 87] встановлено основні закономірності корозійностійкого легування нікелевих жароміцних сплавів, а саме:

- встановлено визначальний вплив хрому на процеси ВТК як елемента, нестача якого не може бути задовільно компенсована іншими компонентами;
- показано переважне значення механізму дифузії найкоротшими шляхами в розвитку корозійного руйнування, що визначає використання мікролегуєчих елементів (ітрій, РЗМ) для блокування зерномежової дифузії;
- встановлено перевагу легування титаном над алюмінієм з встановленням співвідношення $Ti / Al > 1$ як необхідної умови створення корозійностійких композицій;
- визначено граничні концентрації молібдену та вольфраму, що відповідають припустимим швидкостям корозії;
- встановлено позитивний вплив танталу на показники ВТК;
- визначено негативний вплив навіть малих добавок ніобію при цілком нейтральному впливу кобальту у широких межах концентрацій.

Переважним фактором, що визначає стійкість в умовах ВТК сплавів, які мають підвищений вміст молібдену та вольфраму в монокарбідній фазі, є локальне корозійне руйнування (ЛКР). Сумарний вміст цих елементів в монокарбідній фазі не має перевищувати 15% [59].

Зі збільшенням вмісту танталу в сплаві підвищується його концентрація в монокарбідній фазі, що позитивно впливає на опір сплавів ЛКР, так як одночасно знижується концентрація молібдену та вольфраму. Позитивний вплив танталу на ВТК – стійкість сплавів особливо проявляється при більш високих температурах випробувань, що вказує на доцільність легування цим елементом перспективних нікелевих сплавів.

1.7. Висновки, мета і задачі дослідження

Проведений аналіз літературних джерел щодо особливостей конструкції, умов роботи лопаточного апарату ГТД, особливостей структури та властивостей жароміцних нікелевих сплавів з оцінкою внеску основних легуючих компонентів, мікролегкування та технологічних факторів для підвищення надійності і довговічності виробів, а також забезпечення поверхневої стабільності в експлуатаційних умовах, дозволяє зробити наступні узагальнення.

Литі лопатки ГТД являються найбільш відповідальними деталями турбіни, що служать для перетворення кінетичної енергії гарячих газів у тягову потужність робочого валу та силових пристроїв. Вони працюють в екстремальних умовах під дією комплексу термічних, механічних та хімічних факторів. Температура газового потоку досягає 1000-1600°C, з формуванням значних температурних градієнтів. Від дії відцентрових сил величиною до 400-500 МПа виникають високі механічні напруження, які мають циклічний характер. Додатково треба враховувати вплив середовища продуктів згоряння палива.

Відповідно, жароміцні нікелеві сплави, як найбільш поширені матеріали для виготовлення лопаток ГТД, мають забезпечити високі характеристики короткочасової та тривалої міцності, пластичності, втомної та термовтомної міцності, поверхневої стійкості до окислення та корозії, стабільності структури і властивостей після тривалої експлуатації, що забезпечується комплексом легування.

Особливу роль в підвищенні експлуатаційних характеристик суперсплавів відіграють мікролегкування рідкоземельними металами, які покращують стійкість до окислення, зміцнюють межі зерен, що підвищує опір повзучості та стабілізують мікроструктуру при високих температурах.

Застосування високотемпературної обробки розплаву впливає на характерні точки рівноважного стану розплаву та сприяє його приведенню до

однорідного рівноважного стану, поліпшенню морфології структурних складових і підвищенню властивостей міцності і пластичності сплавів.

Також характерним методом виправлення внутрішніх дефектів литва виробів з жароміцних сплавів є технологія гарячого ізостатичного пресування.

Аналіз сучасного стану досліджень виявив ряд невирішених питань. Потребує ретельного вивчення показники фазової стабільності та фізико-механічних властивостей перспективних жароміцних нікелевих сплавів з наступною оцінкою відливків робочих лопаток найбільш навантажених авіаційних ГТД. Недостатньо вивчені аспекти впливу рідкоземельних металів на міцність та пластичність сплавів у комплексі з сучасними технологічними операціями.

На основі проведеного аналізу сформульовано мету роботи: підвищення фізико-механічних властивостей робочих лопаток I ступені авіаційних двигунів за рахунок отримання раціональної структури виливків із жароміцних сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ із застосуванням комплексного підходу до легування та вибору технологічних факторів.

Для досягнення поставленої мети необхідно було вирішити наступні задачі:

- провести аналіз способів підвищення механічних характеристик, жароміцності та поверхневої стабільності лопаток турбін, виготовлених з жароміцних сплавів;
- використовуючи розрахунково-аналітичні методики, оцінити показники фазової стабільності, температурних параметрів та фізико-механічних властивостей дослідних сплавів;
- провести дослідні плавки із застосуванням комплексного переходу до системи легування та вибору технологічних факторів (ВТОР, ГПП) з можливим наступним застосуванням термічної обробки;

- вивчити склад, структуру, фізико-механічні властивості зразків матеріалів дослідних плавок та встановити взаємозв'язок між структурою та властивостями матеріалу;
- відлити робочі лопатки I ступені промислових авіаційних ГТД з дослідних жароміцних сплавів та оцінити якість отриманих деталей;
- надати рекомендації щодо застосування дослідних сплавів у виробництві.

Об'єктом дослідження є процеси структуроутворення, що сприяють отриманню раціональної структури жароміцних сплавів на нікелевій основі та відповідному забезпеченню механічних, жароміцних та експлуатаційних властивостей відповідно до вимог галузевої нормативної документації.

Предметом дослідження було обрано характеристики структури та показники механічних, жароміцних та експлуатаційних характеристик жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ після комплексного легування, технологічного впливу (ВТОР, ГП) та термічної обробки на процеси виплавки та обробки виливків.

Розділ 2. МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Дослідні матеріали

Для досліджень були обрані сплави на нікелевій основі марок ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ, які є широко використаними для виготовлення литих деталей робочих лопаток газотурбінних двигунів, що виготовляються методом лиття по витоплюваним моделям та мають спрямовану або монокристалічну макроструктуру [79, 80].

Хімічний склад досліджуваних сплавів наведено в таблиці 2.1. Вивчали також матеріали дослідних плавок різних варіантів легування та технології виробництва, склад яких наведено у відповідних розділах дисертації.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад нікелевих жароміцних сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ відповідно до технічних умов ТУ 1-92-177-91

сплав	Вміст хімічних елементів, % мас											
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Ta	Mo	Nb	V	Re	Ni
ЖС26-ВІ	0,12-0,17	4,3-5,3	8,7-9,3	11,2-12,0	5,6-6,1	0,8-1,2	-	0,8-1,2	1,4-1,8	0,8-1,2	-	Основа
ЖС32-ВІ	0,12-0,17	4,5-5,3	9,0-9,5	8,1-8,9	5,7-6,2	-	3,7-4,4	0,9-1,3	1,4-1,8	≤ 0,15	3,6-4,3	Основа

Продовження таблиці 2.1.

Сплав	Вміст хімічних елементів, % мас											
	Не більше											
	Fe	S	P	B	Ce	Y	La	Si	Mn	Se	Ag	
ЖС26-ВІ	0,5	0,005	0,010	0,015	0,025	0,005	0,5	0,2	0,3	0,0008	0,0005	
ЖС32-ВІ	0,5	0,005	0,010	0,02	0,025	0,005	0,005	0,2	0,3	0,0005	0,0002	

Примітка: вміст: Sb, As, Sn, Zn ≤ 0,0015 % мас.; Bi, Pl ≤ 0,0005 % мас.; газів N₂ та O₂ ≤ 0,002% мас.;

2.2 Методики досліджень

2.2.1 Методика проведення дослідних плавок

Дослідні плавки жароміцних сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ виконувались в умовах промислового виробництва АТ «Мотор Січ» (м. Запоріжжя), на сучасній вакуумній плавильній установці FM-1-2-100 фірми “ULVAC”(Японія). Литі шихтові заготовки сплавів виготовлювались методом заливання рідкого металу в металеві форми – кокіль, з розмірами виливок: діаметр 60 мм або 90 мм, довжиною до 1 м. Шихтові заготівки вихідних плавок мали рівновісну макроструктуру зерен.

Для випробувань сплавів на відповідність вимогам ТУ 1-92-177 з механічних властивостей та тривалої міцності, зразки виготовлялись методом лиття по витоплюваним моделям в вакуумних плавильних установках УВНК-8П або УВНК-9А. Литі зразки для визначення механічних властивостей мали спрямовану або монокристалъну макроструктуру.

При виробництві жароміцних сплавів марок ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ використовували свіжі шихтові матеріали: нікель, хром, молібден, вольфрам, реній, тантал та інші, а також кондиційні зворотні відходи сплавів, у кількості до 30% від складу шихти. Для підвищення якості зворотних відходів та зменшення небажаних домішок та газів до зворотніх відходів у складі: елементи ливникової системи, забраковані виливки та зразки для визначення механічних властивостей застосовували високотемпературну обробку розплаву (ВТОР), використовуючи технологію, що передбачає:

- загрузку навішування дослідного сплаву;
- встановлення керамічної форми в блок попереднього підігріву форми установки УППФ-3М при 300°C;
- вакуумування плавильної камери установки УППФ-3М до залишкового тиску повітря 0,66 Па;

- розплавлення шихти з доведенням температури до $1630 \pm 10^\circ\text{C}$ та витримкою 3-5 хв. при тиску залишкового повітря 0,66 Па;
- створення у плавильної камері захисної атмосфери аргону з тиском приблизно 1 МПа;
- доведення температури розплаву до $1850 \pm 20^\circ\text{C}$ та витримкою протягом 10-15 хв.;
- охолодження розплаву до температури $1650 \pm 10^\circ\text{C}$ та проведення відкачування аргону до тиску технологічного вакууму 6,66...0,66 Па;
- введення за необхідності брикетованих модифікаторів або мікролегуючих елементів;
- доведення розплаву до температури заливання $1540 \pm 10^\circ\text{C}$;
- заливка металу в керамічну форму для виливки зразків (для сплаву металевий кокіль) при $1530 - 1540^\circ\text{C}$ та відключення печі.

2.2.2 Гаряче ізостатичне пресування та термічна обробка

Для підвищення якості литих деталей робочих лопаток з жароміцних сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ та усунення внутрішньої мікропористості та раковин виконують операцію гарячого ізостатичного пресування до операції термічної обробки – гомогенізації.

Використовували процес гарячого ізостатичного пресування виливків в атмосфері аргону з початковим тиском у камері 25 ± 5 МПа за наступним режимом:

- нагрівання від кімнатної температури до $1040 \pm 10^\circ\text{C}$ зі швидкістю $8...10^\circ\text{C}/\text{хв}$ та витримкою при цій температурі 1,5 год при тиску в камері 120 МПа;

- нагрівання до температури 1210 ± 10 °C зі швидкістю 4 °C/хв та витримка при цій температурі 1,5 год. при тиску в камері 160 МПа;
- охолодження виливків до температури 300 °C зі швидкістю 26 °C/хв.

Отримані литі зразки та лопатки піддавали термічній обробці - гомогенізації у захисній атмосфері (в динамічному вакуумі) при температурі 1260 ± 10 °C з витримкою 4 год. і охолодженням зі швидкістю, еквівалентною охолодженню в повітрі.

2.2.3 Контроль хімічного складу, вивчення структури та визначення фізико-механічних властивостей та жароміцності

Хімічний склад дослідних сплавів визначали за допомогою спектрального аналізу на квантометрі ARL-4460.

Макроструктуру зразків та робочих лопаток виявляли методом хімічного травлення в реактиві, що складається для сплаву ЖС26-ВІ: FeCl_3 – 40%, HCl – 10%, вода – 50%; для сплаву ЖС32-ВІ: HNO_3 – 25%, HF – 25%, вода – 50%.

Мікроструктуру оцінювали на мікрошліфах до та після травлення у реактиві Марбле (CuSO_4 – 4г, HCl – 20 мг, вода – 20 мг) з використанням оптичного мікроскопа “Carl Zeiss” зі збільшенням $\times 1000$ та $\times 2000$.

Рівень тривалих та короточасних механічних властивостей заготовок зразків (границя міцності та тривала жароміцність, відносне подовження та звуження, ударна в'язкість, твердість) визначали після їх термічної обробки за стандартним режимом (гомогенізація при температурі 1210 ± 10 °C протягом 4 год. в захисній атмосфері).

Механічні властивості при кімнатній температурі (границя міцності та текучості, відносне подовження, відносне звуження) визначали у відповідності до ISO 6892-84, СТ СЄВ 471-88. Випробування на розрив здійснювали на машині ZDMY30.

Випробування на тривалу міцність проводили відповідно до вимог ДСТУ ISO 204:2019 на установці моделі ДСТ-500 при температурі 850⁰С і навантаженні 350 МПа до повного руйнування.

Механічні властивості за випробувань розтягом та випробування тривалої міцності проводили на циліндричних зразках діаметром робочої частини 5мм. Відносна похибка не перевищувала 5%.

2.2.4 Оцінка структурної та фазової стабільності дослідних сплавів

Параметри структурної стабільності розраховували відносно до відомих розрахункових методик PHACOMP [94, 95] та New PHACOMP [96, 97] за хімічним складом γ -твердих розчинів. З використанням комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів методом CALPHAD в програмі (JMatPro) [94, 95, 98-100], ΔE - методом оцінювали збалансованість хімічного складу дослідних сплавів за величиною параметра дисбалансу їх системи легування.

Відповідно до розробленої в НУ «Запорізька Політехніка» розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) [94, 95, 101, 102, 103, 104] визначали важливі температурні параметри, значення границі короткочасної та тривалої міцності сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ при різних температурах на різних рівнях легування за регресійними моделями, отриманими на основі математичної обробки відомих експериментальних даних [95].

2.2.5 Вибір режиму термічної обробки

Для оптимізації якісних та кількісних характеристик γ -матриці, евтектики (γ - γ') та неметалевих частинок зміцнюючих фаз використовують термічну обробку нікелевих сплавів. При цьому відбувається гомогенізація сплава, який при дендритному характері кристалізації має високу ступень хімічної неоднорідності у вісях та межосному просторі. В процесі термічної обробки відбувається також морфологічні зміни γ' -фази та неметалевих частинок, що дозволяє суттєво поліпшити механічні властивості нікелевих сплавів.

Для визначення режимів термічної обробки литі пальчикові зразки піддавали ГП. Вибрані режими ГП дозволили поєднати цей процес з гомогенізацією та наступним гартуванням сплаву (рис. 2.1). Після того, зразки піддавали високотемпературному та низькотемпературному старінню або тільки низькотемпературному старінню, відповідно:

- зразок № 1 після ГП;
- зразок № 2 після ГП + 1050 °С, 1 год. + 850°С, 24 год.;
- зразок № 3 після ГП + 850°С, 24 год.

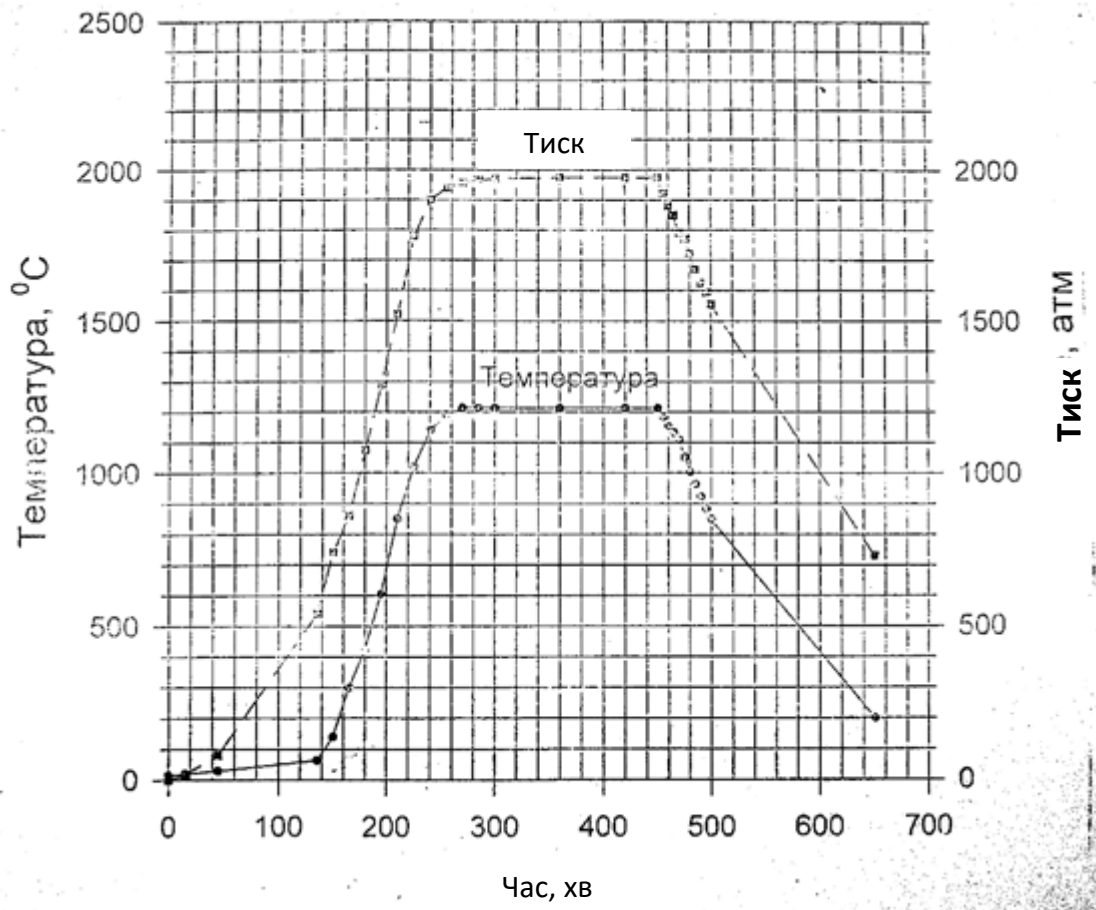


Рисунок 2.1 – Параметри гарячого ізостатичного пресування

На підставі вивчення мікроструктури зразків визначали оптимальний режим термічної обробки. Якість ГП та термообробки оцінювали по структурі

та механічним властивостям сплаву на зразках, вирізаних з пера та замка лопатки. Дослідження проводили методом оптичної та растрової електронної мікроскопії на оптичному мікроскопі JSM T-300 в растровому режимі та режимі «композиція». В останньому випадку контраст зображення формувався за рахунок різниці середньої атомної ваги структурних і вагових складових матеріалу. Області, збагачені на важкі елементи, мають в композиції більш світлий вигляд, ніж області, збагачені на легкі елементи

2.2.6 Методика проведення випробувань на втомну міцність

Випробування лопаток на втому проводились на обладнанні та за методикою, що передбачена «Єдиними технічними умовами на втомні випробування лопаток газотурбінних установок НД 631.301.0216 – 03.98».

Лопатки випробували при збудженні першої згінної форми коливань при температурі $20 \pm 5^\circ\text{C}$. За критерій руйнування лопаток приймали зниження резонансної частоти на 1% відносно похідного значення. Для візуального виявлення втомної тріщини випробування лопаток продовжували до зниження резонансної частоти на 10 %.

Для завдання режиму навантаження перед проведенням випробування на кожен лопатку наклеювали тензорезистори №№ 1, 2, 3, 4, що розташовувались на вихідній кромці. Навантаження лопатки завдавалось по тензорезистору, що показував максимальні напруження.

Втомні випробування кожної лопатки проводили у два етапи:

I-й етап – Випробування при навантаженні на базі $20 \cdot 10^6$ циклів. Після випробування лопатки піддавали люмінесцентному контролю на наявність можливих втомних тріщин.

II-й етап – Лопатки, що пройшли I-й етап без виникнення тріщин, піддавались подальшим випробуванням до руйнування при ступенево-зростаючому навантаженні за методикою відповідно ОСТ 100870-77.

За результатами двох етапів випробувань здійснюють оцінювання відповідності досліджуваних лопаток за значенням границі витривалості вимогам технічних умов, та для кожної лопатки нараховують умовну границю витривалості за методикою ОСТ 100870-77.

2.2.7 Методика визначення характеристичних температур нікелевих сплавів

Найбільш помітний ефект від використання термічної обробки може бути досягнений тільки на основі знання характеристичних температур, а саме температур солідуса, ліквідуса, розчинення/виділення γ' , $(\gamma-\gamma')$ та неметалевих частинок (M_xC_y та M_xB_y). Одним з основних методів знаходження цих температур є диференційний термічний аналіз (ДТА). Оскільки для покращення механічних характеристик нікелевих сплавів використовують теплову обробку при високих тисках [77, 80, 122], перш за все для підвищення щільності, виникає питання, чи правомірне використовувати дані про характеристичні температури нікелевих сплавів, що отримані при $P \leq 0.1$ МПа, в процесі барометричної обробки з використанням всебічного тиску інертного газу до ~ 200 МПа. Тобто існує певна необхідність в отриманні даних про фазові переходи в нікелевих сплавах при високому тиску.

Дослідження при високому тиску виконували в установці гарячого ізостатичного пресування з розміщенням в посуді високого тиску комірки диференціального термічного аналізу. Для забезпечення необхідного тиску та лінійної зміни температур використовували можливості установки ГП, а реєстрацію термограм проводили за допомогою додаткових електронних блоків та персонального комп'ютера з відповідним програмним забезпеченням [123, 124].

В якості вихідних матеріалів вибрали три нікелевих сплави з різним хімічним складом (табл. 2.2), що визначали різні комбінації характеристичних температур.

Таблиця 2.2 – Хімічний склад дослідних сплавів для визначення характеристикних температур

Сплав	Вміст елементів, %											
	C	Cr	Co	Ti	Al	W	Mo	Nb	Re	Ta	Zr	B
1	0,15	5,0	9,0	0	6,0	8,3	1,0	1,5	4,0	4,0	0,05	0,015
2	0,18	9,0	9,8	2,6	3,4	10,3	1,5	1,1	0	0	0	0,03
3	0,10	14,8	8,8	3,7	4,0	6,7	0,5	0	0	0	0	0,01

Вихідні зразки розрізнялись за структурою (сплав 1 – монокристалічний, сплави 2, 3 – з рівноосною структурою). Масу зразків змінювали в широких межах від 500 до 10000 мг. Для дослідження зразків зі збільшеною масою використовували графітову комірку, що дозволяє проводити термічні виміри на зразках діаметром до 10 та висотою до 30 мм. Використовування різних вимірювальних комірок та зміни маси зразків забезпечувало оптимізацію та підвищення чутливості методики. Для сплаву 1 використовували також зразки спеціальної конфігурації, що дозволяло розташовувати їх на захищеній керамікою диференціальній термопарі. Усунення тиглю в цьому випадку не дозволяло проводити плавлення зразків, але чутливість вимірювань вдалося підвищити.

Визначення характеристикних температур проводили за наслідками від 2 до 4 циклів сканування. Отримані дані усереднювали та використовували для визначення баричних коефіцієнтів характеристикних температур.

При обробці експериментальних термограм брали до уваги, що всі сплави мають інтервал кристалізації, при цьому фазове перетворення $\gamma \leftrightarrow (\gamma-\gamma')$ відбувається у твердій фазі, а виділення/розчинення евтектичних карбідів M_xC_y спостерігають в температурному інтервалі $T_s < T < T_L$, тобто в рідкотвердому стані матеріалу.

2.3 Висновки до другого розділу

1. Дослідні жароміцні сплави на нікелевій основі марок ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ виплавляли в сучасних вакуумних плавильних установках. Вихідні зливки сплавів отримували методом заливання у металеві форми-кокіля. Зливки вихідних плавок мали рівновісну макроструктуру.

Зразки та виливки робочих лопаток виготовляли в плавильних вакуумних установках зі спрямованою та монокристалльною структурою.

2. Визначення хімічного складу, вивчення структури та оцінку механічних властивостей та жароміцності здійснювали з використанням достовірних методик на сучасному експериментальному обладнанні. Відносна похибка вимірювань не перевищувала 5%.

3. Для прогнозування фазової та структурної стабільності, а також найважливіших властивостей дослідних сплавів, використовували сучасні розрахунково-аналітичні методи.

Розділ 3. ВИЗНАЧЕННЯ ПОКАЗНИКІВ СТАБІЛЬНОСТІ ДОСЛІДНИХ СПЛАВІВ ЗА ДОПОМОГОЮ АНАЛІТИКО-ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИХ МЕТОДІВ

3.1 Аналітичний розрахунок структурної та фазової стабільності дослідних сплавів

3.1.1 Оцінка показників стабільності сплаву ЖС26-VI

Вирішували задачу з розрахунково-аналітичної оцінки структурної та фазової стабільності, а також важливих якісних показників властивостей жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-VI на різних рівнях легування відповідно до нормативних значень на нижньому, середньому та верхньому рівні легування (табл. 3.1)

Таблиця 3.1. – Хімічний склад сплаву ЖС26-VI на різних рівнях легування

Показник	Вміст елементів, % мас								
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Nb	V
ТУ 1-92-177-91	0,12- 0,17	4,3- 5,3	8,7- 9,3	11,2- 12,0	5,6- 6,1	0,8- 1,2	0,8- 1,2	1,4- 1,8	0,8- 1,2
Нижній рівень	0,12	4,3	8,7	11,2	5,6	0,8	0,8	1,4	0,8
Середній рівень	0,145	4,8	9,0	11,6	5,85	1,0	1,0	1,6	1,0
Верхній рівень	0,17	5,3	9,3	12,0	6,1	1,2	1,2	1,8	1,2

Примітка: Відповідно до ТУ 1-92-177-91 в сплаві допускається вміст (% мас) $Fe \leq 0,5\%$; $Si \leq 0,002\%$; $Mn \leq 0,03\%$; $S \leq 0,005\%$; $P \leq 0,010\%$; $B \leq 0,015\%$.

Для розрахунків використовуємо методи PHACOMP [94, 95, 103]; New PHACOMP [94-97], згідно з якими за хімічним складом γ -твердих розчинів розраховуємо параметри структурної стабільності:

- сумарну кількість електронних вакансій у γ -твердому розчині $\bar{N}_{v\gamma}$;

- сумарну кількість валентних електронів у γ -твердому розчині $\bar{M}_{d\gamma}$.

Фактор оцінки $\bar{N}_{v\gamma}$ підраховуємо за середньою кількістю електронних дірок, шляхом підсумовування відповідно до формули:

$$\bar{N}_{v\gamma} = \sum_{i=1}^n m_i \cdot (N_v)_i \quad (3.1),$$

де m_i та $(N_v)_i$ – відповідно атомна маса i -го компонента та число електронних дірок відповідного елемента;

n – число компонентів у твердому розчині.

Результати порівняльного аналізу, що були проведені на групі відомих промислових сплавів [95], показали що при низькому значенні параметра схильності сплаву до утворення топологічно щільноупакованих фаз (ТЩУ)

$$P_{\text{тщү}} = \frac{Cr}{Cr+Mo+W} < 0,5 \quad (3.2)$$

та значенні величини фактора $\bar{N}_{v\gamma} \leq 2,3$ більш вірогідним є утворення μ -фази або карбідів типу Me_6C .

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

Використовуючи розроблену у НУ «Запорізька Політехніка» комплексну розрахункову методику (КРАМ) [95, 102, 103, 105], параметри структурної стабільності обчислюємо за формулами:

$$\bar{N}_{v\gamma} = 1,7346 \cdot P_{\text{тщү}} + 0,7593 \quad R^2 = 0,9112 \quad (3.3)$$

$$\bar{M}_{d\gamma} = 0,975 \cdot \bar{N}_{v\gamma} + 0,6941 \quad R^2 = 0,9813 \quad (3.4)$$

Умовами стабільності сплаву визначено показники:

$$\bar{N}_{v\gamma} \leq 2,45; \bar{M}_{d\gamma} \leq 0,93 \quad (3.5)$$

Відповідно до (3.2)...(3.4) для хімічного складу сплаву ЖС26-ВІ на різних рівнях легування у межах марочного складу отримуємо параметри структурної стабільності, наведені в таблиці 3.2.

Таблиця 3.2 – Розрахункові параметри структурної стабільності жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ на різних рівнях легування

Рівень легування	Розрахункові параметри структурної стабільності		
	Птцу	$\bar{N}_{vy}$	$\bar{M}_{dy}$
Нижній	0,2638	1,2169	0,8127
Середній	0,2750	1,2377	0,8148
Верхній	0,2064	1,2561	0,8166

Отримані розрахункові дані показують, що у всьому діапазоні легування значення параметрів $P_{TЦУ}$, $\bar{N}_{vy}$, $\bar{M}_{dy}$ відповідають (3.5) та несуттєво монотонно зростають, що свідчить про високий рівень структурної стабілізації сплаву ЖС26-ВІ.

Також використаємо розрахунковий ΔE – метод [95] для оцінки збалансованості хімічного складу сплаву ЖС26-ВІ. Обчислюємо параметр дисбалансу системи легування, що аналітично зв'язує середню концентрацію валентних електронів компонентів $\bar{E}_i$ з середньою атомною масою сплаву $\bar{A}_i$ за рівнянням [94, 95, 107]

$$\Delta E = \left(\sum_{i=1}^n C_i \cdot E_i - 0,036 \cdot \sum_{i=1}^n C_i \cdot A_i \right) - 6,28, \quad (3.6)$$

де C_i , A_i та E_i відповідно концентрація, атомна маса і кількість валентних електронів i -того компонента сплаву (sp – електронів алюмінію і ds – електронів перехідних елементів); n – число компонентів сплаву, включаючи основу.

Знак ΔE визначає характер фазових реакцій і свідчить про міру збалансованості багатокомпонентного складу сплаву. При $\Delta E \ll 0$ велика вірогідність утворення ТЦУ- фаз типу σ -, μ -, ρ - або подвійних карбідів типу M_6C . Сплави з $\Delta E \gg 0$ схильні до утворення евтектичних фаз на основі Ni_3Al типу η -фаз (Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta) [94, 95, 99].

При величині $\Delta E = 0$ хімічний склад сплаву вважається ідеально збалансованим. Для збалансованих ливарних жароміцних нікелевих сплавів, що містять вуглець, величина параметра ΔE знаходиться в межах $\pm 0,4$ [95].

Для розрахунку параметра дисбалансу системи легування ΔE визначаємо склад сплаву в атомних % (табл. 3.3)

Таблиця 3.3 – Розрахунок хімічного складу сплаву ЖС26-ВІ в атомних % при різних рівнях легування

Показник		Елемент									
		C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Nb	V	Ni
Норма ТУ-1-92-177-91		0,12	4,3	8,7	11,2	5,6	0,8	0,8	1,4	0,8	Осн.
		0,17	5,3	9,3	12,0	6,1	1,2	1,2	1,8	1,2	
Атомна маса		12,0	52,0	58,9	183,9	27,0	47,9	96	92,9	51,0	58,7
Нижній рівень	% мас	0,12	4,3	8,7	11,2	5,6	0,8	0,8	1,4	0,8	66,28
	Відносна кількість атомів	0,01	0,083	0,148	0,061	0,207	0,017	0,008	0,015	0,016	1,129
	ат. %	0,59	4,90	8,74	3,6	12,22	1,0	0,47	0,89	0,94	66,65
Серед- ній рівень	% мас	0,145	4,8	9,0	11,6	5,85	1,0	1,0	1,6	1,0	64,005
	Відносна кількість атомів	0,012	0,092	0,153	0,063	0,217	0,02	0,01	0,017	0,02	1,0904
	ат. %	0,76	5,47	9,02	3,72	12,8	1,24	0,59	1,0	1,17	64,32
Верхній рівень	% мас	0,17	5,3	9,3	12,0	6,1	1,2	1,2	1,8	1,2	61,73
	Відносна кількість атомів	0,014	0,102	0,158	0,065	0,226	0,025	0,013	0,019	0,024	1,052
	ат. %	0,82	6,01	9,31	3,83	13,31	1,47	0,77	1,12	1,41	61,95

Використовуємо рівняння (3.5) розрахунку дисбалансу системи легування у розгорнутому вигляді.

$$\Delta E = [(10C_{Ni} + 9C_{Co} + 6C_{Cr} + 3C_{Al} + 4C_{Ti} + 6C_{Mo} + 5C_{Nb} + 5C_V + 6C_W) -$$

$$-0,036(58,7C_{Ni} + 58,9C_{Co} + 52,0C_{Cr} + 27C_{Al} + 47,9C_{Ti} + 96,0C_{Mo} + 92,9C_{Nb} + 51,0C_{V} + 183,9C_{W})] - 6,28 \quad (3.7)$$

Відповідні чисельні значення параметру дисбалансу системи легування ΔE для різних рівнів легування сплаву ЖС26-ВІ:

- на нижньому рівні $\Delta E = - 0,2$
- на середньому рівні $\Delta E = - 0,03$
- на верхньому рівні $\Delta E = 0,06$

Відповідно до методики КРАМ сумарна кількість валентних електронів в сплаві $\bar{M}_{dc}$ як параметр структурної стабільності може бути обчислений за величиною параметру збалансованості системи легування ΔE за рівнянням [95, 101, 105].

$$\bar{M}_{dc} = 0,1879(\Delta E) + 0,9803 \quad R^2 = 0,9886 \quad (3.8)$$

Умовою стабільності вважають значення $\bar{M}_{dc} = 0,980 \pm 0,008$

Для сплаву ЖС26-ВІ маємо на різних рівнях легування:

- нижній рівень $\bar{M}_{dc} = 0,9916$
- середній рівень $\bar{M}_{dc} = 0,9747$
- верхній рівень $\bar{M}_{dc} = 0,9427$

Таким чином, за значеннями параметрів ΔE та $\bar{M}_{dc}$ сплав ЖС26-ВІ є досить збалансованим на середньому рівні вмісту легуючих елементів. Використовуючи вищезгадану комплексну методику КРАМ, розрахуємо температурні параметри дослідного сплаву залежно від хімічного складу за регресійними математичними моделями, отриманими на основі математичної обробки відомих експериментальних даних [95, 100].

Виходячи з суми масових часток елементів, що зміцнюють твердий розчин

$$\sum C_i^y = Mo + W + Ta + Re + Ru, \% \text{ мас} \quad (3.9)$$

визначаємо температуру ліквідус t_L , °C

$$t_L = 5,5572(\sum C_i^{\gamma}) + 1309,3; \quad R^2 = 0,9801 \quad (3.10)$$

та температуру солідус t_{S1} °C

$$t_{S1} = 8,7819(\sum C_i^{\gamma}) + 1189,6 \quad (3.11)$$

Виходячи з суми масових часток елементів, що утворюють γ' -фазу

$$\sum C_i^{\gamma'} = Al + Ti + Nb + Ta + Hf, \% \text{ мас} \quad (3.12)$$

визначаємо температуру локального плавлення евтектики t_{EVT} , °C

$$t_{EVT} = 16,059 \cdot (\sum C_i^{\gamma'}) + 1108,8; \quad R^2 = 0,9563 \quad (3.13)$$

температуру повного розчинення γ' -фази $t_{PP}^{\gamma'}$, °C

$$t_{PP}^{\gamma'} = 25,073 \cdot (\sum C_i^{\gamma'}) + 955,01; \quad R^2 = 0,9715 \quad (3.14)$$

та температуру початку розчинення γ' -фази $t_{ПочР}^{\gamma'}$, °C

$$t_{ПочР}^{\gamma'} = 3,0087 \cdot (\sum C_i^{\gamma'}) + 818,49; \quad R^2 = 0,9691 \quad (3.15)$$

Для різних рівнів легування сплаву ЖС26-ВІ відповідно до 3.6-3.15 маємо результати, наведені у таблиці 3.4.

Таблиця 3.4 – Температурні параметри жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ на різних рівнях легування

Рівень легування	Значення температурних параметрів, °C								
	$\sum C_i^{\gamma}$	t_L	t_S	$\Delta t_{KP} =$ $t_L - t_S$	$\sum C_i^{\gamma'}$	t_{EVT}	$t_{PP}^{\gamma'}$	$t_{ПочР}^{\gamma'}$	$\Delta t_{TO} =$ $t_{EVT} - t_{PP}^{\gamma'}$
Нижній	12,0	1376	1295	81	7,8	1234,1	1150,6	842,0	83,5
Середній	12,6	1379,3	1300,3	79	8,45	1244,5	1166,9	843,9	77,6
Верхній	13,2	1372,7	1305,5	77,2	9,1	1254,9	1183,2	845,7	71,7

Визначаємо кількість основної зміцнюючої γ' -фази (% мас) при різних температурах в залежності від суми масових часток γ' -утворюючих елементів $\sum C_i^{\gamma'}$ (3.12) за математичними регресійними моделями, отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних по групі ливарних жаропрочних нікелевих сплавів [94, 95].

$$V_{\gamma'}^{20} = -0,1028 \cdot (\sum C_i^{\gamma'})^2 + 5,0757(\sum C_i^{\gamma'}) + 16,209 ; \quad R^2 = 0,9671 \quad (3.16)$$

$$V_{\gamma'}^{800} = -0,4437 \cdot (\sum C_i^{\gamma'})^2 + 12,769(\sum C_i^{\gamma'}) - 26,493 ; \quad R^2 = 0,9665 \quad (3.17)$$

$$V_{\gamma'}^{900} = -0,3556 \cdot (\sum C_i^{\gamma'})^2 + 10,892(\sum C_i^{\gamma'}) - 21,033 ; \quad R^2 = 0,9677 \quad (3.18)$$

$$V_{\gamma'}^{1000} = -0,2879 \cdot (\sum C_i^{\gamma'})^2 + 10,259(\sum C_i^{\gamma'}) - 30,409 ; \quad R^2 = 0,9686 \quad (3.19)$$

Результати розрахунків для сплаву ЖС26-ВІ наведені в таблиці 3.5

Таблиця 3.5 – Кількість основної зміцнюючої γ' -фази залежно від сумарного вмісту γ' -утворюючих елементів у сплаві ЖС26-ВІ на різних рівнях легування при кімнатних та високих температурах

Рівень легування	Сумарна кількість γ' -утворюючих елементів	Кількість основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}^t$, % мас при температурах, °C			
		20	800	900	1000
Нижній	7,8	49,54	46,11	42,29	31,10
Середній	8,45	51,76	49,72	45,61	35,72
Верхній	9,1	53,88	52,96	48,64	39,11

Границю короткочасної міцності σ_B^t , МПа розраховуємо, виходячи з кількості основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}^t$ (% мас) для кімнатної та стандартних підвищених температур за регресійними моделями, отримали в результаті

математичної обробки експериментальних даних та таких, що пройшли апробацію на групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів [94, 95, 102].

$$\sigma_B^{20} = 16,625(V_{\gamma'}^{20}) + 72,049; \quad R^2 = 0,9479 \quad (3.20)$$

$$\sigma_B^{800} = 8,432(V_{\gamma'}^{800}) + 493,17; \quad R^2 = 0,9517 \quad (3.21)$$

$$\sigma_B^{900} = 13,331(V_{\gamma'}^{900}) + 131,60; \quad R^2 = 0,9857 \quad (3.22)$$

$$\sigma_B^{1000} = 9,038(V_{\gamma'}^{1000}) + 164,07 \quad R^2 = 0,9461 \quad (3.23)$$

Результати розрахунків для різних рівнів легування сплаву ЖС26-ВІ наведені в таблиці 3.6.

Таблиця 3.6 – Границя короткочасної міцності σ_B^t , МПа жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ на різних рівнях легування при кімнатній та стандартних підвищених температурах

Рівень легування	Границя короткочасної міцності σ_B^t , МПа при температурах, °С			
	20	800	900	1000
Нижній	895,65	882,47	695,37	453,09
Середній	932,56	912,91	739,63	482,69
Верхній	967,80	940,23	780,02	516,21

Границя 100- та 1000 -годинної тривалої міцності σ_B^t розраховуємо відповідно до кількості основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}^t$ (% мас) для стандартних підвищених температур 800, 900 та 1000°C, використовуючи регресійні моделі, що отримані за результатами обробки експериментальних даних та пройшли апробацію на групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів [95, 101, 103, 104].

Так, для границі 100-годинної тривалої міцності

$$\sigma_{100}^{800} = 8,3257(V_{\gamma'}^{800}) + 127,09; \quad R^2 = 0,9859 \quad (3.24)$$

$$\sigma_{100}^{900} = 9,4593(V_{\gamma'}^{900}) - 99,463; \quad R^2 = 0,9802 \quad (3.25)$$

$$\sigma_{100}^{1000} = 5,7086(V_{\gamma'}^{1000}) - 56,666 \quad R^2 = 0,9875 \quad (3.26)$$

Для границі 1000-годинної тривалої міцності:

$$\sigma_{1000}^{800} = 7,7537(V_{\gamma'}^{800}) + 1,4101; \quad R^2 = 0,9645 \quad (3.27)$$

$$\sigma_{1000}^{900} = 9,5859(V_{\gamma'}^{900}) - 231,47; \quad R^2 = 0,9692 \quad (3.28)$$

$$\sigma_{1000}^{1000} = 5,3733(V_{\gamma'}^{1000}) - 141,95 \quad R^2 = 0,9650 \quad (3.29)$$

Результати розрахунків для сплаву ЖС26-ВІ наведено в таблиці 3.7.

Таблиця 3.7 – Границі 100- та 1000-годинної тривалої міцності жаропрочного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ на різних рівнях легування при високих температурах

Рівень легування	Границя 100- та 1000-годинної тривалої міцності σ_{τ}^t , МПа при високих температурах					
	σ_{100}^{800}	σ_{100}^{900}	σ_{100}^{1000}	σ_{1000}^{800}	σ_{1000}^{900}	σ_{1000}^{1000}
Нижній	510,99	300,57	126,58	358,93	173,92	30,53
Середній	541,04	331,98	147,25	386,92	205,74	49,98
Верхній	568,02	360,64	166,60	412,05	234,79	68,20

3.1.2 Оцінка показників стабільності сплаву ЖС32-ВІ

Розрахунки проводили по аналогії з вивченням структурної стабільності сплаву ЖС26-ВІ (рівняння 3.1-3.29). Склад сплаву ЖС32-ВІ на різних рівнях легування відповідно до нормативних значень наведено в таблиці 3.8.

Таблиця 3.8 – Хімічний склад сплаву ЖС32-ВІ на різних рівнях легування

Показник	Вміст елементів, % мас								
	C	Cr	Co	W	Al	Ta	Mo	Nb	Re
ТУ 1-92-177-91	0,12	4,5	9,0	8,1	5,7	3,7	0,9	1,4	3,6
	0,17	5,3	9,5	8,9	6,2	4,4	1,3	1,8	4,3
Нижній рівень	0,12	4,5	9,0	8,1	5,7	3,7	0,9	1,4	3,6
Середній рівень	0,145	4,9	9,25	8,5	5,95	4,05	1,1	1,6	3,95
Верхній рівень	0,17	5,3	9,5	8,9	6,2	4,4	1,3	1,8	4,3

Примітка: Відповідно до ТУ 1-92-177-91 в сплаві допускається вміст (% мас) $Fe \leq 0,5\%$; $Si \leq 0,002\%$; $Mn \leq 0,03\%$; $S \leq 0,005\%$; $P \leq 0,010\%$; $B \leq 0,015\%$.

З використанням методів PHACOMP [94, 95, 103] та New PHACOMP [94-97] за формулами 3.2-3.4 розраховуємо показники структурної стабільності $\bar{N}_{vy}$ та $\bar{M}_{dy}$ сплаву ЖС32-ВІ при різних рівнях легування та результати наводимо в таблиці 3.9.

Таблиця 3.9 – Розрахункові параметри структурної стабільності жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ на різних рівнях легування

Рівень легування	Розрахункові параметри структурної стабільності		
	Птцу	$\bar{N}_{vy}$	$\bar{M}_{dy}$
Нижній	0,3373	1,3374	0,8244
Середній	0,3779	1,3454	0,8252
Верхній	0,3489	1,3524	0,8260

Розрахункові параметри структурної стабільності сплаву ЖС32-ВІ відповідають умовам стабільності (див. 3.5), несуттєво зростають у всьому діапазоні легування, що свідчить про високий рівень структурної стабільності даного сплаву.

Для розрахунку параметру дисбалансу системи легування ΔE відносно до (3.6) та (3.7), визначаємо склад сплаву ЖС32-ВІ в атомних % (табл. 3.10).

Таблиця 3.10 – Розрахунок хімічного складу сплаву ЖС32-ВІ в атомних % на різних рівнях легування.

Показник		елементи									
		C	Cr	Co	W	Al	Ta	Mo	Nb	Re	Ni
Норми ТУ-1-92-177-91		0,12 0,17	4,5 5,3	9,0 9,5	8,1 8,9	5,7 6,2	3,7 4,4	0,9 1,3	1,4 1,8	3,6 4,1	основа
Атомна маса		12,0	52,0	58,9	183,9	27,0	180,9	96,0	92,9	186,3	
Нижній рівень	% мас	0,12	4,5	9,0	8,1	5,7	3,7	0,9	1,4	3,6	62,98
	Відносна кількість атомів	0,001	0,087	0,153	0,044	0,211	0,020	0,009	0,015	0,019	1,073
	ат. %	0,61	5,30	9,32	2,68	12,86	1,22	0,55	0,91	1,16	65,39
Середній рівень	% мас	0,145	4,9	9,25	8,5	5,95	4,05	1,1	1,6	3,95	60,56
	Відносна кількість атомів	0,012	0,094	0,157	0,046	0,220	0,022	0,011	0,017	0,021	1,032
	ат. %	0,73	5,76	9,62	2,82	13,48	1,35	0,67	1,04	1,29	63,24
Верхній рівень	% мас	0,17	5,3	9,5	8,9	6,2	4,4	1,3	1,8	4,3	58,13
	Відносна кількість атомів	0,014	0,102	0,161	0,048	0,230	0,024	0,014	0,019	0,023	0,990
	ат. %	0,86	6,28	9,91	2,95	14,15	1,48	0,86	1,17	1,42	60,92

Відповідні чисельні значення ΔE для різних рівнів легування сплаву ЖС32-ВІ:

- на нижньому рівні $\Delta E = - 0,0047$
- на середньому рівні $\Delta E = - 0,1193$
- на верхньому рівні $\Delta E = - 0,2401$

Сумарна кількість валентних елементів $\bar{M}_{dc}$, як параметр структурної стабільності сплаву ЖС32-ВІ відповідно (3.8), складає:

- на нижньому рівні легування $\bar{M}_{dc} = 0,9794$;
- на середньому рівні легування $\bar{M}_{dc} = 0,9579$;
- на верхньому рівні легування $\bar{M}_{dc} = 0,9352$.

Таким чином, за значенням параметрів ΔE та $\bar{M}_{dc}$ сплаву ЖС32-ВІ можна вважати досить збалансованим на нижньому рівні вмісту легуючих елементів.

Використовуючи комплексну методику КРАМ [94-105], розрахуємо температурні параметри сплаву ЖС32-ВІ (формули 3.9 – 3.15) та отримані результати заносимо до таблиці 3.11.

Таблиця 3.11 – Температурні параметри жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ на різних рівнях легування

Рівень легування	Значення температурних параметрів, °С								
	$\sum C_i^{\gamma}$	t_L	t_S	$\Delta t_{KP} = t_L - t_S$	$\sum C_i^{\gamma'}$	t_{EBT}	$t_{PP}^{\gamma'}$	$t_{ПочР}^{\gamma'}$	$\Delta t_{TO} = t_{EBT} - t_{PP}^{\gamma'}$
Нижній	16,3	1399,9	1332,7	67,2	10,8	1282,2	1225,8	851,0	56,4
Середній	17,6	1407,1	1344,2	62,9	11,6	1295,1	1245,9	853,4	49,2
Верхній	18,9	1414,3	1355,6	58,7	12,4	1307,9	1265,9	855,8	42,0

Результати розрахунків кількості основної зміцнюючої γ' -фази (% мас) при різних температурах в залежності від суми масових часток γ' -утворюючих

елементів $\sum C_i^{\gamma'}$ (3.9) за математичними моделями 3.16 – 3.19 наведено в таблиці 3.12.

Таблиця 3.12 – Кількість основної зміцнюючої γ' -фази залежно від сумарного вмісту γ' -утворюючих елементів у сплаві ЖС32-ВІ на різних рівнях легування при кімнатних та високих температурах

Рівень легування	Сумарна кількість γ' -утворюючих елементів	Кількість основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}^t$, % мас при температурах, °C			
		20	800	900	1000
Нижній	10,8	59,04	59,66	55,12	46,81
Середній	11,6	61,25	61,92	57,46	49,86
Верхній	12,4	63,34	63,62	59,35	52,53

Розрахунки короткочасної міцності σ_B^t , МПа в залежності від кількості основної зміцнюючої γ' -фази при кімнатних та підвищених температурах, що виконані відповідно (3.20 – 3.23), наведено в таблиці 3.13.

Таблиця 3.13 – Границя короткочасної міцності σ_B^t , МПа жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ на різних рівнях легування при кімнатній та стандартних підвищених температурах

Рівень легування	Границя короткочасної міцності σ_B^t , МПа при температурах, °C			
	20	800	900	1000
Нижній	1053,59	996,72	866,46	585,54
Середній	1090,33	1015,48	897,60	613,0
Верхній	1125,08	1030,11	922,79	637,04

Величини границі 100- та 1000 -годинної тривалої міцності σ_b^t обраховані в залежності від кількості основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}^t$ (% мас) для стандартних підвищених температур за регресійними моделями (3.24) – (3.29) наведено в таблиці 3.14.

Таблиця 3.14 – Границі 100- та 1000-годинної тривалої міцності жаропрочного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ на різних рівнях легування при високих температурах

Рівень легування	Границя 100- та 1000-годинної тривалої міцності σ_t^t , МПа при високих температурах					
	σ_{1000}^{800}	σ_{1000}^{900}	σ_{1000}^{1000}	σ_{1000}^{800}	σ_{1000}^{900}	σ_{1000}^{1000}
Нижній	623,80	421,93	210,55	464,0	296,90	109,57
Середній	642,62	444,07	227,96	481,52	319,34	125,96
Верхній	656,77	461,95	243,21	494,70	337,45	140,31

3.1.3 Співставлення показників фазової стабільності, температурних параметрів та механічних властивостей жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ

Обидва сплави належать до складнолегованих жароміцних суперсплавів з приблизно однаковим вмістом легуючих елементів, що здебільшого відповідають за рівень жаростійкості та корозійної стійкості в експлуатаційних умовах впливу корозійноактивного середовища, а саме:

Cr 4,3 – 5,3 % мас

Al 5,6 – 6,2 % мас

Ti 0 – 1,2 % мас

За оцінками [38-40] підвищення рівня легування такими елементами як W, Mo, V негативно впливає на показники жароміцності та високотемпературної корозійної стійкості.

Інформацію щодо рівня високотемпературної корозійної стійкості можна попередньо отримати з використанням критерію $\text{Cr}^{1/2}\text{Ti} / \text{Al}$, граничне значення якого по різному оцінюють різні дослідники, здебільше визначаючи не менше 6, але в роботі [111] – це інтервал 3...6. Для досліджуваних сплавів розраховані значення критерію наведені в таблиці 3.15.

Таблиця 3.15. – Розрахункові значення критерію $\text{Cr}^{1/2}\text{Ti} / \text{Al}$ для сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ.

Сплав	Рівень легування		
	Нижній	Середній	Верхній
ЖС26-ВІ	0,296	0,374	0,451
ЖС32-ВІ	0,372	0,372	0,371

Розрахункові показники свідчать про те, що обидва сплави мають вкрай низьку високотемпературну корозійну стійкість і не можуть використовуватися для виготовлення деталей газових турбін, що експлуатуються в умовах згоряння корозійноактивних палив (суднові, стаціонарні ГТД) без захисних покриттів, однак завдяки високому вмісту алюмінію мають достатню жаростійкість в продуктах горіння авіаційних палив.

Порівнюючи температурні параметри дослідних сплавів, можна відзначити, що температура ліквідусу та солідусу сплаву ЖС32-ВІ на 23-41°C та 37-50°C, відповідно, вищі за показники сплаву ЖС26-ВІ, що звужує інтервал кристалізації на 18,5-23,8°C.

Також температура локального плавлення евтектики та температура повного розчинення γ' -фази у сплаву ЖС32-ВІ вище, відповідно, на 48,1-53°C та 75,2-82,7°C у порівнянні з показниками сплаву ЖС26-ВІ.

Всі ці відмінності пов'язані зі схемою легування згаданих сплавів, а саме ростом суми масових часток як елементів, що зміцнюють твердий розчин, і таких що утворюють γ' -фази, в середньому на 35 – 43%.

Зростання суми масових часток γ' - утворюючих елементів в сплаві ЖС32-ВІ обумовлює більшу кількість основної зміцнюючої фази у порівнянні зі сплавом ЖС26-ВІ у % мас:

- при 20 °C на 9,46 – 9,5 %
- при 800 °C на 10,66 – 13,55 %
- при 900 °C на 10,71 – 12,83 %
- при 1000 °C на 13,42 – 15,71 %

Відповідно збільшена кількість основної зміцнюючої фази викликає зростання показників короткочасної міцності сплаву ЖС32-ВІ у порівнянні з показниками сплаву ЖС26-ВІ (на середньому рівні легування):

- при 20 °C на 16,9%
- при 800 °C на 11,2%
- при 900 °C на 21,3%
- при 1000 °C на 27%

Відповідні показники зростання 100- та 1000-годинної тривалої міцності сплаву ЖС32-ВІ у порівнянні з показниками сплаву ЖС26-ВІ наведені у таблиці 3.16.

Таблиця 3.16. – Зростання $\Delta 6_t^t$ границі 100- та 1000- годинної тривалої міцності сплаву ЖС32-ВІ у порівнянні зі сплавом ЖС26-ВІ

Рівень легування	Зростання $\Delta 6_t^t$ границі 100- та 1000-годинної тривалої міцності, МПа					
	$\Delta 6_{100}^{800}$	$\Delta 6_{100}^{900}$	$\Delta 6_{100}^{1000}$	$\Delta 6_{1000}^{800}$	$\Delta 6_{1000}^{900}$	$\Delta 6_{1000}^{1000}$
Нижній	112,81	121,36	83,97	105,07	122,98	79,04
Середній	101,58	112,09	80,71	94,61	113,06	75,98
Верхній	88,75	101,71	76,61	82,65	102,66	72,11

3.2 Визначення характеристичних температур нікелевих сплавів

Усі отримані в роботі термограми мають складний характер, що віддзеркалює перетворення при нагріванні/охолодженні дослідних багатокомпонентних нікелевих сплавів, та за умов високого тиску зберігають послідовність фазових перетворень, що спостерігається при звичайних умовах.

Як розглядалось вище (див. розділ 1), при кількості хімічних елементів, що входять до складу нікелевих сплавів та сягають 12...15, число фазових складових дорівнює 4, а саме:

- твердий розчин на основі нікелю $Ni < Co, Cr, Mo, W... >$ (γ -твердий розчин);
- фазова складова на основі інтерметаліду $Ni_3Al < Co, Cr, Mo, W... >$ (γ' - фаза);
- нерівноважна евтектика (γ - γ');
- карбіди M_xC_y та бориди M_xB_y .

Глобулярні включення евтектики (γ - γ') можуть з'являтися в об'ємі нікелевих сплавів, як внаслідок неврівноваженого характеру кристалізації, так і при можливих відхиленнях від заданого складу сплаву. На отриманих

термограмах встановлені термічні ефекти, пов'язані з усіма вказаними фазовими складовими (рис. 3.1). За умови значної кількості термічних ефектів доцільно проводити аналіз термограм послідовно по кожній складовій нікелевих сплавів.

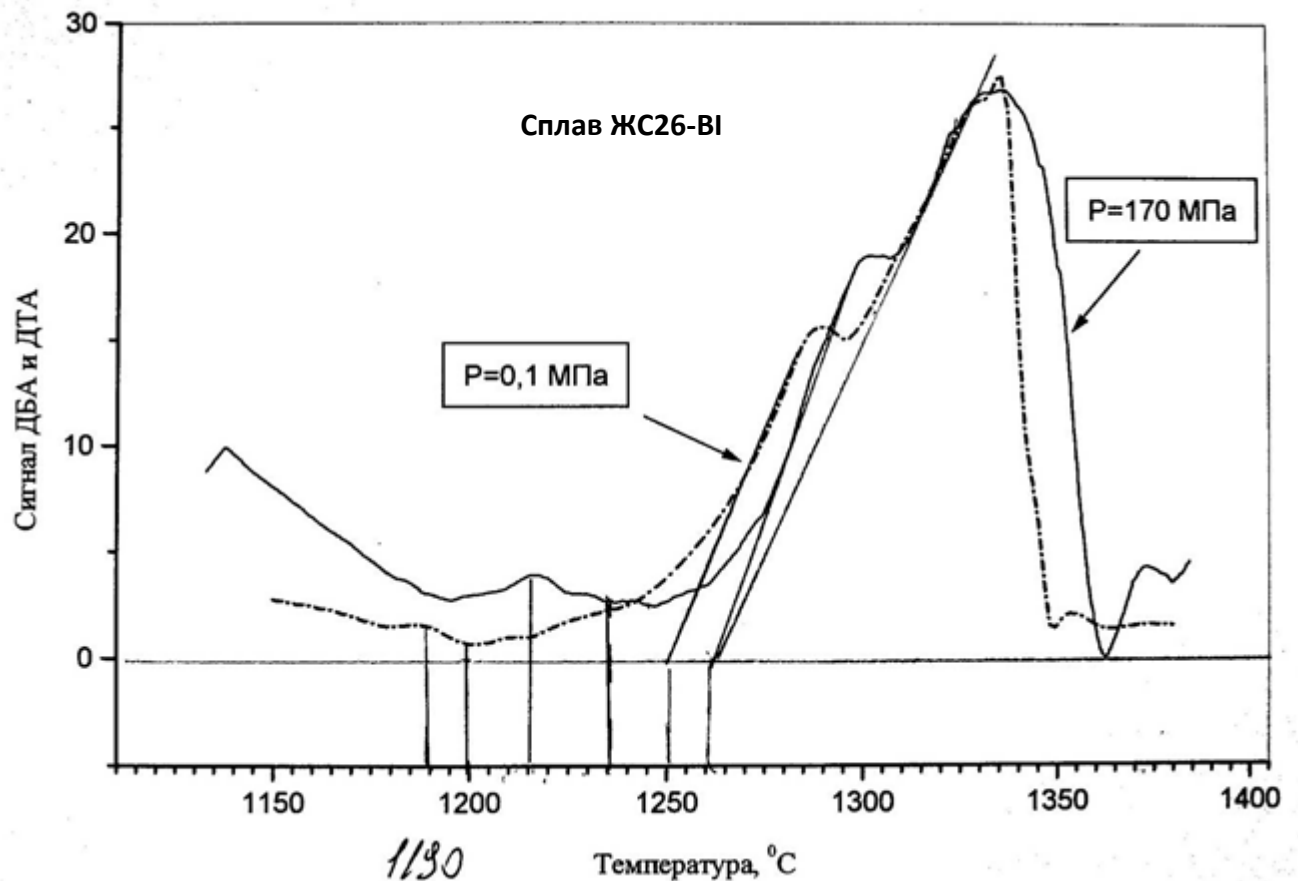


Рисунок 3.1 – Криві ДТА при 0,1 МПа та ДБА при 170 МПа для сплаву ЖС26-VI.

3.2.1 Евтектика (γ - γ') – режим нагрівання

Тепловий ефект плавлення/кристалізації евтектики на термограмах нікелевих сплавів має найменше значення, тому що загальний вміст цієї фазової складової не перевищує 2 % (мас). Однак на термограмах всіх трьох дослідних сплавів (табл. 2.2) є можливість встановити температури фазового перетворення (γ - γ') $\leftrightarrow$ L.

Для сплаву 1 з найбільш високими температурами солідуса та ліквідуса початок плавлення евтектики в режимі нагрівання спостерігали при 1327°C. Цей перехід в умовах нагрівання при звичайних умовах відбувається при 1313°C. Таким чином, баричний коефіцієнт температури плавлення евтектики (γ - γ') складає 0,08 °C/МПа.

В сплаві 2 температура начала плавлення евтектики (γ - γ') відповідає 1240°C по термограмі нагрівання. За звичайних умов сканування це значення мало величину 1242°C, що дає баричний коефіцієнт, близький до нуля.

Температура плавлення евтектики в сплаві 3 в режимі нагрівання при 170 МПа складає 1293°C. На термограмах нагрівання при звичайних умовах відповідний пік відсутній. Баричний коефіцієнт температури плавлення евтектики, таким чином, не може бути визначений.

3.2.2 Евтектика (γ - γ') – режим охолодження

В режимі охолодження сплаву 1 температура кінця кристалізації евтектики складає 1305°C. У відповідності з даними по фазовим переходам цього сплаву у звичайних умовах температури солідуса евтектики дорівнює 1253°C, а баричний коефіцієнт має величину 0,3 °C/МПа. На термограмі охолодження сплаву 2 температура кінця кристалізації евтектики мала значення 1255°C. Баричний коефіцієнт цього перетворення по термограмам охолодження для сплаву 2 склав 0,25 °C/МПа.

3.2.3 Температура повного розчинення γ' -фази – режим нагрівання

У багатокомпонентних нікелевих сплавів γ' -фаза $\text{Ni}_3\text{Al} < \text{Co}, \text{Cr}, \text{Mo}, \text{W} \dots >$ утворюється в процесі спінодального розпаду γ -твердого розчину нікелю в твердому стані при охолодженні сплаву. γ -твердий розчин та γ' -фаза мають однакову гранецентровану кубічну ґратку.

Різниця полягає в тому, що γ -твердий розчин є неупорядкованим твердим розчином заміщення з періодом кристалічної ґратки, що суттєво відрізняється від періоду ґратки упорядкованої γ' -фази. Близькість кристалічних ґраток, незважаючи на суттєву концентрацію γ' -фази в сплаві, що досягає 70 % (мас), визначає малу величину термічного ефекту при цьому перетворенні як в режимі нагрівання, так і охолодження.

Закінчення процесу розчинення γ' -фази в режимі нагрівання сплаву 1 при тиску 170 МПа відбувається при 1301°C, що вище, ніж при нагріванні сплаву у звичайних умовах. Різниця температур $T_{\gamma'}^{170\text{МПа}} - T_{\gamma'}^{0,1\text{МПа}} = 28^\circ\text{C}$, що дає величину баричного коефіцієнту 0,008 °C/МПа.

В сплаві 3 при 170 МПа повне розчинення γ' -фази спостерігали при 1281°C. Те саме перетворення при атмосферному тиску відбувається при 1292°C, що дає суттєву різницю $\Delta T_{\gamma'} = 89^\circ\text{C}$ та приводить до баричного коефіцієнта 0,52°C/МПа.

3.2.4 γ' -фаза – режим охолодження

При охолодженні розплавів нікелевих сплавів, γ -твердий розчин в твердому стані розпадається на суміш (γ - γ') фаз. Начало цього перетворення в сплаві 1 відбувається при 1295°C. За наявних даних по ДТА сплаву 1 за звичайних умов початок перетворення $\gamma \leftrightarrow (\gamma-\gamma')$ відбувається при 1253°C. Баричний коефіцієнт, таким чином, дорівнює 0,25 °C/МПа.

В сплаві 2 баричний коефіцієнт $dT_{\gamma'} / dP$ має величину 0,05 °C/МПа.

При охолодженні сплаву 3 баричний коефіцієнт дорівнює 0,25 °C/МПа, що вдвічі менше за значення, що отримане при нагріванні.

3.2.5 Температура солідус – режим нагрівання

Температура солідуса в режимі нагрівання в сплаві 1 при 170 МПа мала значення 1327°C. Це ж перетворення за звичайних умов відбувається при 1313°C, а баричний коефіцієнт дорівнює 0,008 °C/МПа.

В сплаві 2 температура T_s практично незмінна, а в сплаві 3 значення dT_s/dP було більш помітним до 0.05 °C/МПа.

3.2.6 Температура солідус – режим охолодження

Для сплаву 1 температура солідус при 170 МПа мала значення 1305°C, а за звичайних умов по термограмам – 1253 °C, що визначає баричний коефіцієнт $dT_s/dP = 0,30$ °C/МПа.

Температура солідуса сплаву 2 по термограмі охолодження при 170 МПа мала величину 1255°C. відповідно різниця температур $T_s^{170\text{МПа}} - T_s^{0,1\text{МПа}} = 43^\circ\text{C}$, що визначає значення $dT_s/dP = 0,25^\circ\text{C/МПа}$.

Температура солідуса сплаву 3 практично не залежить від застосованого тиску, що приводить до малого значення $dT_s/dP = 0,04$ °C/МПа.

3.2.7 Карбіди – режим нагрівання

Для сплаву 1 аналізували чотири криві на термограмах нагріву, одна з яких була отримана за стандартною методикою з розташуванням зразка в корундовому тиглі, а три термограми були записані в режимі «напівплавлення» з розташуванням зразка безпосередньо на захищеній керамікою термопарі. За цими даними, в процесі нагріву відбувається розчинення карбідів M_xC_y при трьох температурах: 1355°C, 1378 °C та 1403°C. По даним звичайного ДТА на термограмах не відмічене теплові ефекти, пов'язані з розчиненням карбідів. З цієї причини баричні коефіцієнти не визначали.

В сплаві 2 на термограмах нагріву спостерігали розчинення двох типів карбідів при 1346 °C та 1377 °C, у той час, як на термограмах ДТА у звичайних умовах такі піки відсутні. Баричні коефіцієнти не визначали.

В третьому сплаві, аналогічно двом попереднім, спостерігали розчинення двох типів карбідів при 1321 °С та 1362°С. Для першого типу карбідів баричний коефіцієнт є незначним та дорівнює (- 0,04) °С/МПа, а для другого типу – не встановлений.

3.2.8 Карбіди – режим охолодження

При охолодженні сплаву 1 на термограмах спостерігали виділення трьох типів карбідів подібно режиму нагріву при температурах 1378°С, 1362 °С та 1331°С. На звичайних термограмах відповідні ефекти відсутні, тому баричні коефіцієнти не визначали. При кристалізації сплавів 2 та 3 на термограмах охолодження при 170 МПа також відзначали виділення двох типів карбідів на відміну від одного, що спостерігається на кривих звичайного ДТА.

3.2.9 Температура ліквідуса – режим нагрівання

Температура ліквідуса на всіх термограмах, крім випадків безтигельного розташування зразків, реєстрували найбільш чітко.

В сплаві 1 температуру ліквідуса реєстрували при 1415°С, за звичайних умов – при 1390 °С з баричним коефіцієнтом $dT_L/dP = 0,14$ °С/МПа.

В сплаві 2 різниця температур ліквідуса за звичайних умов та при 170 МПа сягало 37°С, баричний коефіцієнт мав максимальну для дослідних сплавів величину $dT_L/dP = 0,22$ °С/МПа.

В сплаві 3 різниця температур $\Delta T_L = 35$ °С, баричний коефіцієнт $dT_L/dP = 0,2$ °С/МПа.

3.2.10 Температура ліквідус – режим охолодження

В режимі охолодження начало кристалізації відбувається, вірогідно, з меншим ступенем переохолодження, ніж за звичайних умов, та значення баричних коефіцієнтів мали значення 0; 0,15 та 0,09 °С/МПа для сплавів 1, 2, 3

відповідно. Визначені температури фазових перетворень узагальнені в таблицях 3.17 та 3.18.

Таблиця 3.17 – Характеристики фазових перетворень в нікелевих сплавах при нагріванні

Номер зразка	Параметр	Температура плавлення (розчинення) при 170 МПа, °C	Температура плавлення (розчинення) при нормальних умовах (0,1МПа), °C	Баричний коефіцієнт dT_i/dP , °C/МПа
1	$T_{\gamma'}$	1301	1273	0,16
	T_{eut}	1327	1313	0,08
	T_S	1327	1313	0,08
	$T_{MxCy}(1)$	1355	Немає піку	-
	$T_{MxCy}(2)$	1378	Немає піку	-
	$T_{MxCy}(3)$	1403	Немає піку	-
	T_L	1415	1273	0,14
2	$T_{\gamma'}$	1221	1207	0,08
	T_{eut}	1240	1242	~ 0
	T_S	1240	1242	~ 0
	$T_{MxCy}(1)$	1346	Немає піку	-
	$T_{MxCy}(2)$	1377	Немає піку	-
	T_L	1387	1350	0,22
3	$T_{\gamma'}$	1281	1192	0,52
	T_{eut}	1293	-	-
	T_S	1300	1291	0,05
	$T_{MxCy}(1)$	1321	1328	-0,04
	$T_{MxCy}(2)$	1362	Немає піку	-
	T_L	1390	1355	0,20

Таблиця 3.18 – Характеристика фазових перетворень в нікелевих сплавах при охолодженні

Номер зразка	Параметр	Температура кристалізації (виділення) при 170 МПа, °C	Температура кристалізації (виділення) при нормальних умовах (0,1МПа), °C	Баричний коефіцієнт dT_i/dP , °C/МПа
1	$T_{\gamma'}$	1295	1253	0,25
	T_{eut}	1305	1253	0,30
	T_S	1305	1253	0,30
	$T_{MxCy(1)}$	1331	Немає піку	-
	$T_{MxCy(2)}$	1362	Немає піку	-
	$T_{MxCy(3)}$	1378	Немає піку	-
	T_L	1390	1395	~ 0
2	$T_{\gamma'}$	1227	1212	0,05
	T_{eut}	1255	1212	0,25
	T_S	1255	1212	0,25
	$T_{MxCy(1)}$	1284	Немає піку	-
	$T_{MxCy(2)}$	1342	1342	0
	T_L	1363	1350	0,08
3	$T_{\gamma'}$	1234	1192	0,25
	T_{eut}	1242	1248	-0,04
	T_S	1242	1248	-0,04
	$T_{MxCy(1)}$	1298	1297	~ 0
	$T_{MxCy(2)}$	1274	Немає піку	-
	T_L	1362	1346	0,09

3.3 Висновки до третього розділу

З використанням відомих методик проведено комплекс розрахунково-аналітичних досліджень та визначено найважливіші параметри, що характеризують структуру та фазову стабільність, працездатність жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ.

Визначено основні температурні параметри, кількість основної зміцнюючої γ' -фази, границі короткочасної та тривалої міцності жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ на різних рівнях легування.

Отримані результати свідчать про достатню стабільність сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ та можливість широкого застосування обох сплавів для виготовлення відповідальних деталей ГТД.

На підставі даних диференціального баротермічного аналізу встановлено баричні коефіцієнти характеристичних температур багатокомпонентних нікелевих сплавів.

Встановлено мінімальні зміни температури солідуса сплавів зі зміною тиску. На термограмах, отриманих при 170 МПа, спостерігаються від 2 до 3 піків, пов'язаних з розчиненням/кристалізацією карбідів, на відміну від термограм, отриманих при звичайних умовах, коли реєструються тільки по одному «карбідному» тепловому ефекту.

Баричні коефіцієнти температури ліквідусу дослідних сплавів корелюють з температурою плавлення основи сплавів – нікелю.

Розділ 4. ОЦІНКА СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ЖС26-ВІ ТА ЖС32-ВІ ЯК ПЕРСПЕКТИВНИХ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛОПАТОК АВІАЦІЙНИХ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

4.1. Результати дослідження структури та властивостей зразків жароміцного сплаву ЖС26-ВІ

Хімічний склад металу ЖС26-ВІ всіх досліджуваних варіантів за основними елементами відповідає вимогам науково-технічної документації на матеріал (табл.4.1).

Макроструктура у поперечному перерізі фрагментів заготовок, отриманих у вакуумній печі FM-1-2 фірми «ULMAC» методом рівноосної кристалізації, представлена на рис. 4.1 (плавки 1, 2, 10, 11).

У структурі заготовки-виливки спостерігаються такі кристалізаційні зони:

- зона дрібних підкіркових кристалів;
- зона стовпчастих кристалів;
- зона рівноосних кристалів.

Зона стовпчастих кристалів поширюється від поверхні зразків до центральної зони на відстані 12-23мм (див. рис. 4.1). На думку авторів [119,120], ця зона формується переважно під впливом алюмінату кобальту, який вводиться у перший робочий шар керамічної форми та забезпечує підвищену теплопровідність [120,121]. Наступна зона – зона рівноосних зерен розташована у центрі виливки діаметром 44-61мм. Інтенсивне дроблення зерна у цій зоні можна пов'язати з дією дисперсних частинок карбідів титану, які є додатковими центрами кристалізації, що сприяє формуванню більш дрібнодисперсної структури сплаву [120].

Результати вимірювання параметрів макроструктури заготовок різних варіантів плавок зразків сплаву ЖС26-ВІ наведено у таблиці 4.2.

Таблиця 4.1 – Хімічний склад металу дослідних плавок нікелевого сплаву ЖС26-ВІ

Номер плавки	Вміст елементів, %															
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Nb	V	Si	Mn	S	P	B	Ni
1	0,144	5,08	9,05	11,54	5,86	0,98	0,98	0,06	1,54	1,03	0,090	0,008	0,003	0,005	0,012	основа
2	0,16	5,10	9,06	11,58	5,90	0,99	1,01	0,06	1,54	1,00	0,080	0,006	0,005	0,004	0,014	основа
3	0,144	4,95	9,10	11,46	5,84	1,02	1,06	0,06	1,60	1,05	0,080	0,009	0,005	0,004	0,014	основа
4	0,143	4,98	8,93	11,52	5,90	1,00	1,03	0,06	1,60	1,04	0,080	0,010	0,005	0,004	0,012	основа
5	0,14	5,03	9,00	11,45	5,76	1,02	1,04	0,06	1,65	1,03	0,080	0,010	0,005	0,004	0,011	основа
6	0,143	5,12	9,13	11,51	5,77	1,02	1,06	0,06	1,65	1,05	0,070	0,009	0,005	0,004	0,014	основа
7	0,144	5,16	9,15	11,42	5,66	1,02	1,05	0,06	1,63	1,07	0,080	0,009	0,005	0,004	0,014	основа
8	0,14	4,98	9,03	11,59	5,82	1,05	1,09	0,06	1,60	0,99	0,085	0,008	0,005	0,004	0,013	основа
9	0,15	5,02	9,10	11,49	5,78	1,09	1,11	0,06	1,71	1,08	0,065	0,009	0,005	0,004	0,015	основа
10	0,133	4,80	8,84	11,75	6,05	0,92	1,00	0,06	1,50	1,00	0,10	0,008	0,005	0,004	0,010	основа
11 (серийна)	0,15	5,04	8,89	11,65	5,86	0,93	1,00	0,06	1,63	0,99	0,11	0,009	0,005	0,004	0,010	основа
Норми ТУ 1-92- 177-91	0,12- 0,17	4,3- 5,3	8,7- 9,3	11,2- 12,0	5,6- 6,1	0,8- 1,2	0,8- 1,2	≤ 0,5	1,4- 1,8	0,8- 1,2	≤ 0,2	≤ 0,3	≤ 0,005	≤ 0,010	≤ 0,015	основа

Таблиця 4.2 – Параметри макроструктури заготовок із сплаву ЖС26-ВІ у вихідному стані

Номер варіанту	Розмір кристалізаційних зон, мм			Розмір макрзерна, мм
	зона дрібних підкіркових кристалів	зона стовпчастих кристалів	зона рівноосних кристалів	
1	1...2	17...23	44...56	3,0...8,0
2	1...2	12...15	52...58	2,0...10,0
10	1...3	18...20	47...51	2,0...5,0
11	1...2	10...12	57...61	1,0...2,5

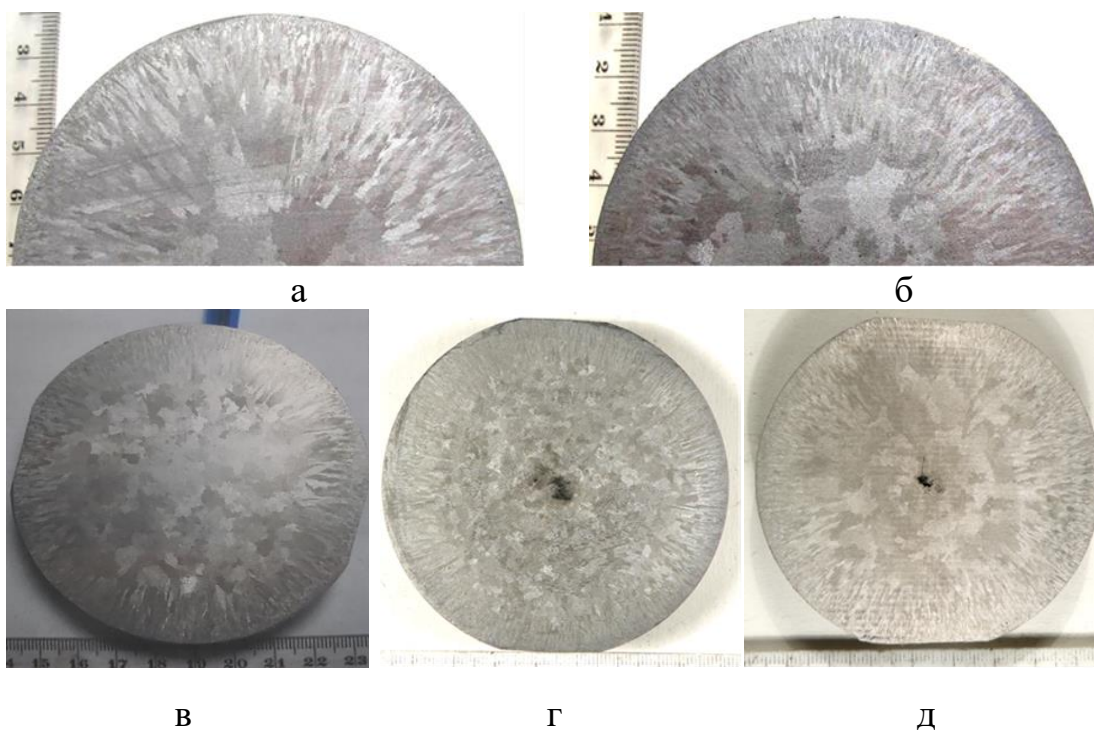


Рисунок 4.1 – Макроструктура у поперечному перерізі пруткової заготовки зразків сплаву ЖС26-ВІ:

а – варіант 1 до термообробки; б - варіант 1 після термообробки;
в – варіант 2 у вихідному стані; г – варіант 10 у вихідному стані;
д - варіант 11 у вихідному стані.

Мікроструктуру зразків сплавів, відлитих зі сплаву ЖС26-ВІ, наведено на рис. 4.2.

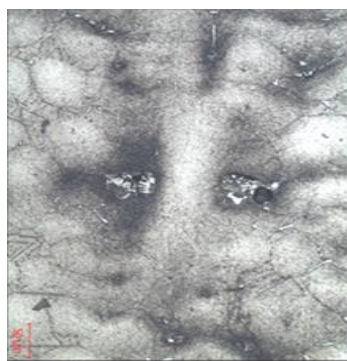
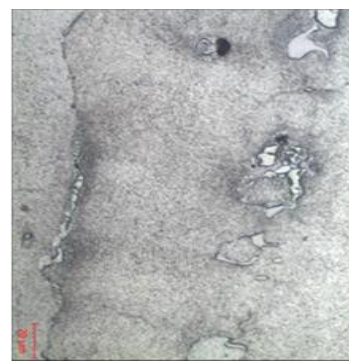
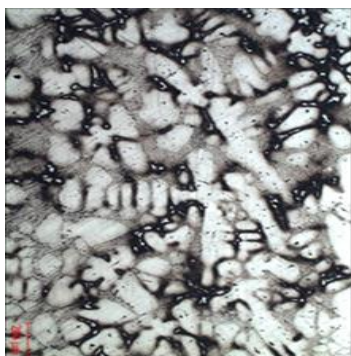
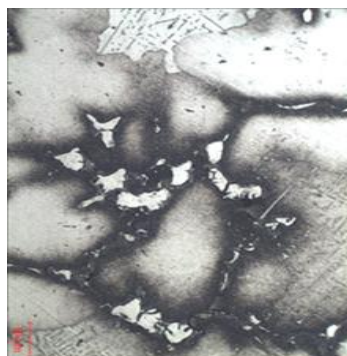
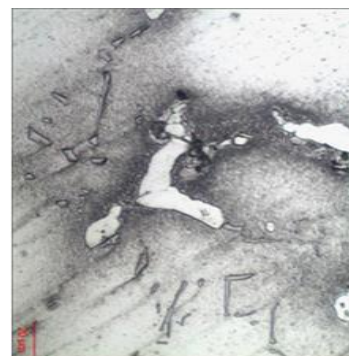
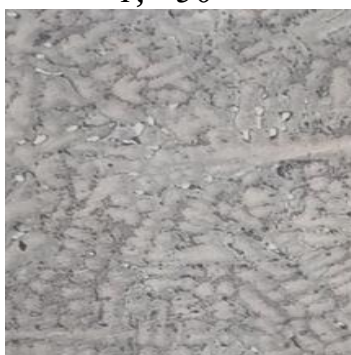
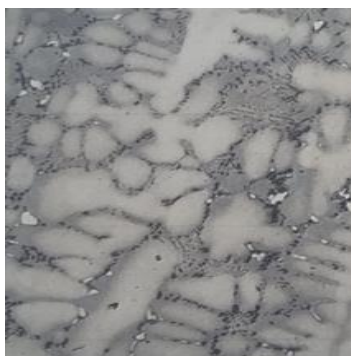
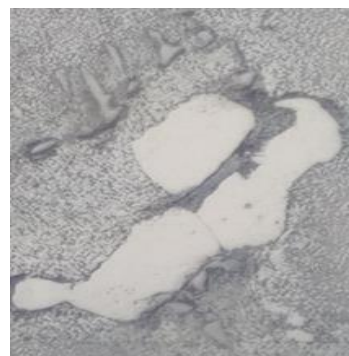
а, $\times 50$ б, $\times 200$ в, $\times 500$ г, $\times 50$ д, $\times 200$ е, $\times 500$ ж, $\times 50$ з, $\times 200$ і, $\times 500$ к, $\times 50$ л, $\times 200$ м, $\times 500$

Рисунок 4.2 – Мікроструктура в крайовій (а, б, в) та центральній (г, д, е) зонах зразка плавки 1, а також у крайовій (ж, з, і) та центральній зонах зразка плавки 2 (к, л, м) до термообробки.

При металографічному вивченні структури у матеріалі досліджуваних зразків такі забруднення металу як пліни, грубі шлакові включення та їх скупчення не було виявлено. Мікроструктура зразків сплавів, відлитих зі сплаву ЖС26-ВІ за всіма досліджуваними варіантами, являє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ' -фази, евтектичної (γ - γ') фази з присутністю карбідів і карбонітридів, що відповідає литому стану сплаву ЖС26-ВІ.

Мікроструктура після термообробки характеризується більшою однорідністю внаслідок вирівнювання за розмірами частинок інтерметалідної γ' -фази між осями та міжвісним простором дендритів та практично повним розчиненням евтектичної (γ - γ') фази в γ -твердому розчині (рис.4.3). Можна вважати, що мікроструктура всіх зразків є задовільною для нормально термообробленого стану даного сплаву. ТЩУ-фази в досліджуваних зразках сплавів (як до, так і після термообробки за стандартним режимом) не виявлені.

Для визначення механічних та жароміцних властивостей із пруткових заготовок діаметром 90мм були відлиті зразки (діаметр 15мм, довжина 135мм) методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК). Механічні та жароміцні властивості визначали згідно 18Т-ТУ-165 на нетермооброблених зразках, а також після термообробки за стандартним режимом (гомогенізація при температурі 1265 ± 10 °С протягом 1 год.15хв, у вакуумі). Результати механічних випробувань із випробуваннями на тривалу міцність наведено у таблиці 4.3.

Механічні випробування показали, що всі варіанти, що досліджуються, забезпечують рівень механічних властивостей, які відповідають вимогам нормативно-технічної документації. У цьому найбільш вираженими є показники пластичності матеріалу, тому що отримані значення перевищують вимоги у 1,5 – 3 рази (див табл.4.3). Час до високотемпературного руйнування досліджуваних зразків відповідає вимогам нормативної документації й у 1,5-2,5 рази їх перевищував (див. табл.4.3). Сприятлива морфологія зернограничних карбідів та рівномірний розподіл карбонітридної складової в обсязі сплавів, разом з зміцненням інтерметалідною γ' -фазою, характерної для сплавів цього класу, виявилася причиною отримання високих показників часу до руйнування.

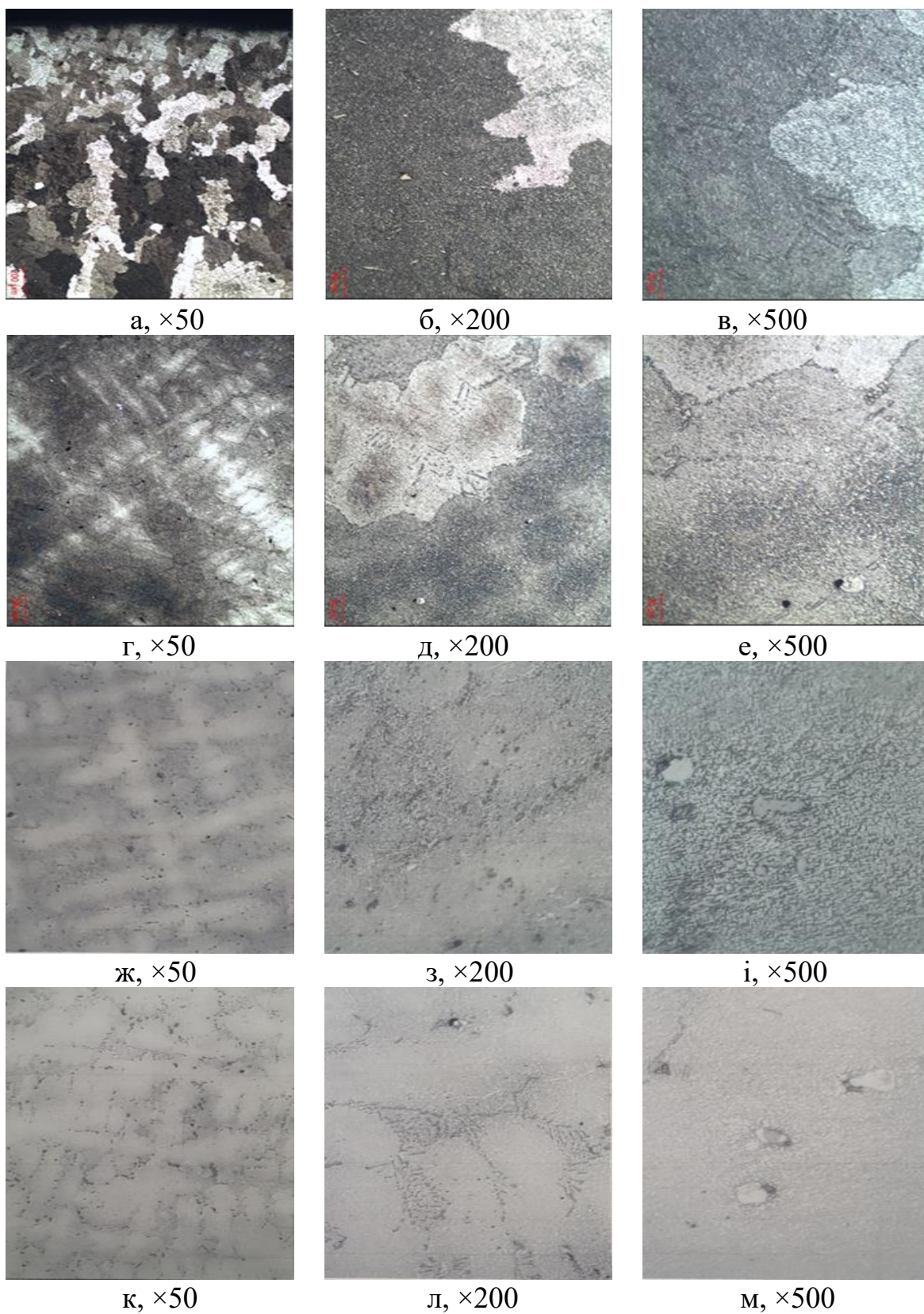


Рисунок 4.3 – Мікроструктура в крайовій (а, б, в) та центральній (г, д, е) зонах зразка плавки 1, а також у крайовій (ж, з, і) та центральній зонах зразка плавки 2 після термообробки.

Таблиця 4.3 – Механічні та жароміцні властивості досліджуваних плавок

Номер плавки	Стан матеріалу	Механічні властивості при 20°C		Час до руйнування (при $T_{\text{вип}}=975^{\circ}\text{C}$ та $\sigma=260$ МПа), τ_p , год
		σ_b , МПа	δ , %	
1	Без термообробки	914	10,0	94,25
	Після термообробки	875	9,4	100,5
2	Без термообробки	1094	8,6	72,5
	Після термообробки	913	9,8	82,5
3	Без термообробки	928	9,2	40,0
4	Без термообробки	874	14,8	40,0
5	Без термообробки	727	24,8	91,0
6	Без термообробки	1108	13,2	67,5
7	Без термообробки	1085	10,8	53,5
8	Без термообробки	897	17,0	79,5
9	Без термообробки	866	17,2	68,5
Норми ТУ 1-92-177-91		≥ 850	$\geq 6,0$	$\geq 40,0$

Розміри структурних складових у вихідній заготовці діаметром 90мм сплаву ЖС26-ВІ, а також у зразках (діаметром 15мм, довжиною 135мм) до та після термообробки представлені у таблиці 4.4.

Таблиця 4.4 – Розміри структурних складових у заготівці діаметром 90мм та зразках (діаметр 15мм, довжина 135мм) досліджуваних сплавів

Номер плавки	Найменування	Стан матеріалу	Місце виміру	Розмір структурних складових, мкм			Відстань між осями дендритів 2-го порядку, мкм
				карбіди		Евтектика типу (γ-γ')	
				Глобулярні типу МС	Пластинчастий тип Me ₆ C		
1	Заготовка діаметр 90мм	без т/о	край	1,5...6	6...27	4...18	25...35
			центр	2...8	6...30	9...65	65...90
		після т/о	край	1,5...6	6...25	-	25...35
			центр	2...8	6...30	До 16	65...90
	зразок	без т/о	центр	3...12	5...25	7...60	50...90
		після т/о	центр	3...9	5...28	-	50...90
2	заготовка	без т/о	край	3...11	4...34	11...52	20...40
			центр	2...13	6...32	15...50	45...90
		після т/о	центр	4...9	3...30	-	20...40
			центр	2...9	6...30	5...22	45...90
	зразок	без т/о	центр	3...9	7...44	8...43	60...90
			центр	3...18	7...40	-	60...90

У структурі сплавів карбіди та карбонітриди виділяються у вигляді дрібних дисперсних частинок сферичної та пластинчастої форми, в основному, рівномірно розподілених в обсязі матеріалу. Стандартні підрахунки кількісних та розмірних показників інтерметалідної γ' -фази не показали їхньої суттєвої відмінності для досліджуваних сплавів.

4.2 Результати дослідження структури та властивостей зразків жароміцного сплаву ЖС32-ВІ

Усі досліджувані плавки металу ЖС32-ВІ за хімічним складом відповідають вимогам технічної документації (табл. 4.5). Макроструктура у поперечному перерізі фрагментів заготовок дослідних плавов діаметром 80 мм, отриманих у вакуумній печі FM-1-2-100 фірми “ULMAC” методом рівновісної кристалізації до термічної обробки, представлена на рисунку 4.4.

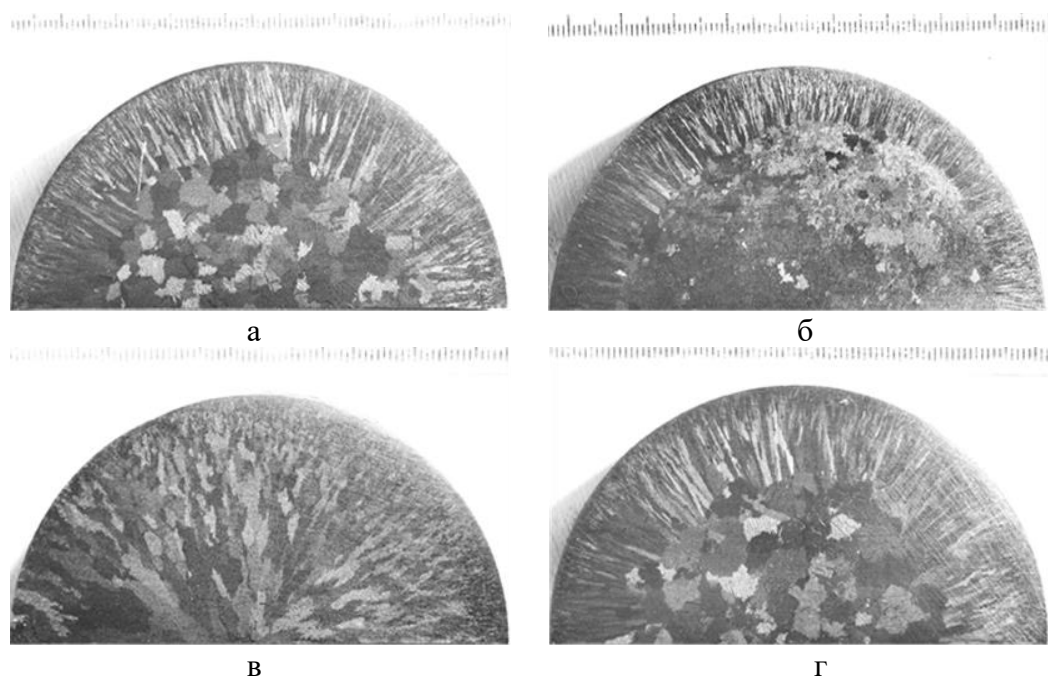


Рисунок 4.4 – Макроструктура у поперечному перерізі середньої частини пруткових заготовок діаметром 80 мм із сплаву ЖС32-ВІ, отриманих на установці FM-1-2-100 фірми «ULMAC», до термообробки.

а – плавка 1, б – плавка 2, в – плавка 3, г – плавка 4.

Таблиця 4.5 – Хімічний склад металу дослідних плавок жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ

Плавка	Вміст елементів, % мас								
	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re
1	0,127	4,90	9,00	8,78	1,13	5,82	1,59	3,96	3,82
2	0,143	4,92	9,03	8,65	1,12	5,93	1,69	4,07	3,80
3	0,140	5,00	9,26	8,80	1,17	6,03	1,74	4,05	3,93
4	0,130	4,64	9,11	8,87	1,17	5,80	1,60	3,83	3,65
Норми ТУ 1-92-177-91	0,12- 0,17	4,5- 5,3	9,0- 9,5	8,1- 8,9	0,9- 1,3	5,7- 6,2	1,4- 1,8	3,7- 4,4	3,6- 4,3

Продовження таблиці 4.5

Плавка	Вміст елементів, % мас							
	Fe	Si	S	P	B	O ₂	N ₂	Ni
1	0,06	0,12	0,005	0,005	0,020	0,00039	0,00052	основа
2	0,06	0,11	0,005	0,005	0,015	0,00045	0,00060	основа
3	0,06	0,11	0,005	0,005	0,014	0,00040	0,00060	основа
4	0,06	0,02	0,005	0,005	0,015	0,00043	0,00053	основа
Норми ТУ 1-92-177-91	≤ 0,5	≤ 0,2	≤ 0,005	≤ 0,010	≤ 0,02	≤ 0,002	≤ 0,002	основа

У структурі заготовок спостерігається зона дрібних підкіркових кристалів, зона стовпчастих кристалів та зона рівноосних кристалів.

Результати вимірювання параметрів макроструктури наведено в таблиці 4.6.

Таблиця 4.6 – Параметри макроструктури заготовок Ø 80 мм із сплаву ЖС32-ВІ

Номер плавки	Розмір кристалізаційних зон, мм			Розмір макрозерна в зоні рівноосних кристалів, мм
	Зона дрібних підкіркових кристалів	Зона стовпчастих кристалів	Зона рівноосних кристалів	
1	1...2	18...20	40...44	2...6
2	1...2	8...13	54...64	0.75...2
3	1...2	~ 40	-	-
4	1...2	16...18	44...48	2...7

На рисунку 4.5 показано макроструктуру фрагментів заготовок Ø 80 мм (плавки 1-4), отриманих у вакуумній печі FM-1-2-100 фірми «ULMAC» методом рівноосної кристалізації, після проведення стандартної термічної обробки (гомогенізація при температурі 1270 ± 10 °C – 1год.15хв.).

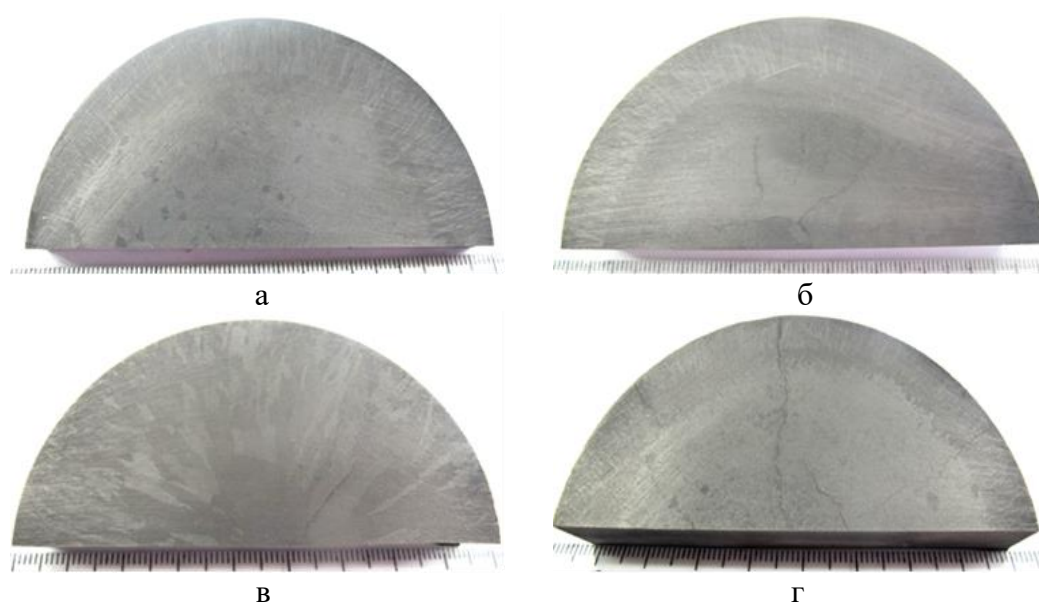


Рисунок 4.5 – Макроструктура у поперечному перерізі середньої частини пруткових заготовок Ø 80 мм із сплаву ЖС32-ВІ, отриманих на установці FM-1-2-100 фірми «ULMAC», після термообробки:

а – плавка 1, б – плавка 2, в – плавка 3, г – плавка 4.

Вивчення мікроструктури пруткової заготовки до термообробки показало, що при огляді нетравлених мікрошліфів, вирізаних з периферійної та центральної зон середньої частини фрагментів заготовок плавов 1-4, не виявлено забруднення металу у вигляді грубих шлакових включень та їх скупчень. Розмір оксидних включень не перевищує 0,023 мм (рис. 4.6). Розмір глобулярних карбідів становить 1...12 мкм, пластинчастих – 5...27 мкм (табл.4.7). У центральній зоні фрагментів досліджуваних заготовок є усадкова мікропористість (максимальний розмір мікропор становить ~ 0,06 мм) (рис. 4.7, табл. 4.7).

У заготівці плавки №1 є поодинокі, що рідко зустрічаються, пліни (рис 4.8). В інших фрагментах заготовок пліни не виявлені.

На рисунку 4.9 показано розподіл карбідів у центральній зоні дослідних заготовок.

Мікроструктура досліджуваних заготовок ідентична і до термообробки являє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ' -фази, евтектичної (γ - γ')-фази, карбідів та карбонітридів (рис. 4.10-4.13).

Параметри структурних складових у заготовках плавов №1-4 із сплаву ЖС32-ВІ (до термообробки) представлені у таблиці 4.7.

Крім того, слід зазначити, що в структурі всіх досліджуваних плавов виявлено скелетообразні виділення карбоборидної евтектики, що знаходиться поблизу частинок евтектичної (γ - γ')-фази (рис. 4.14).

У мікроструктурі заготовок плавов 1, 2 і 3, термооброблених за стандартним режимом, виявлені структури, характерні для перегрітого стану сплаву ЖС32-ВІ (рис. 4.15 а, б, в).

Мікроструктура заготовки плавки 4 після термообробки задовільна для нормального термообробленого стану сплаву ЖС32-ВІ і відповідає затвердженій шкалі мікроструктур, перегріву немає (рис. 4.15 г).

Топологічно щільноупакованої фази у досліджуваних фрагментах пруткових заготовок (як до, так і після проведення термообробки за стандартним режимом) не виявлено.

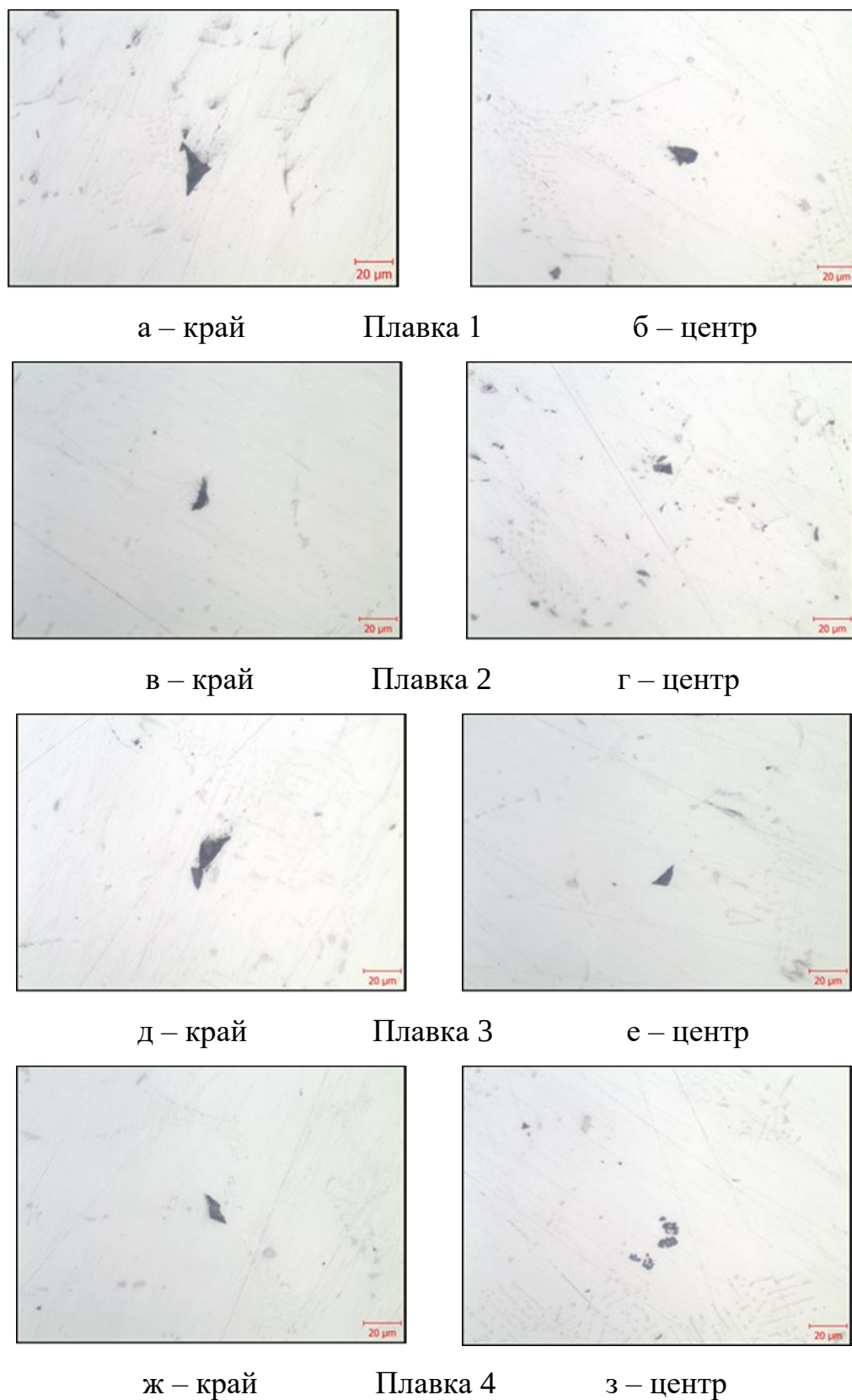
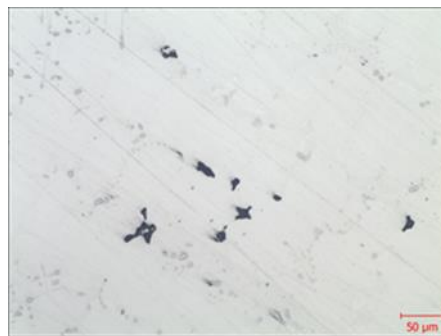


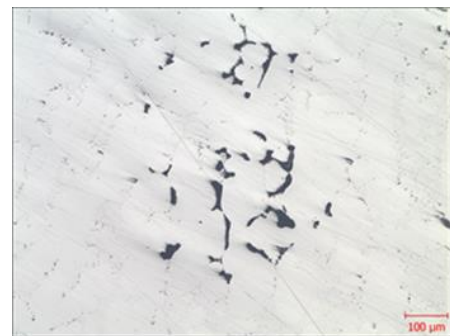
Рисунок 4.6 – Оксидні включення у матеріалі заготовок із сплаву ЖС32-VI, отриманих на установці FM-1-2-100 фірми «ULMAC», $\times 500$.

Таблиця 4.7 – Параметри структурних складових у заготовці Ø 80 мм із сплаву ЖС32-ВІ до термообробки

Номер плавки	Місце виміру	Розміри структурних складових, мкм				
		карбіди		евтектика типу (γ - γ')	Мікропори	Відстань між осями дендритів 2 ^{го} порядку
		глобулярні типу МС	пластинчасті типу M_6C			
1	край	2...7	5...12	5...15	до 20	15...25
	центр	2...7	5...27	5...60	до 45	35...50
2	край	2...12	5...25	5...15	до 20	12...25
	центр	2...12	5...27	5...50	до 60	30...50
3	край	2...10	5...10	5...27	до 10	10...25
	центр	2...12	5...20	5...50	до 10	30...50
4	край	1...5	5...10	5...15	до 15	12...25
	центр	1...8	5...17	5...50	до 25	30...50



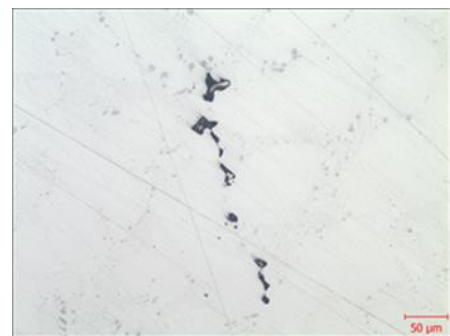
а – плавка 1



б – плавка 2



в – плавка 3

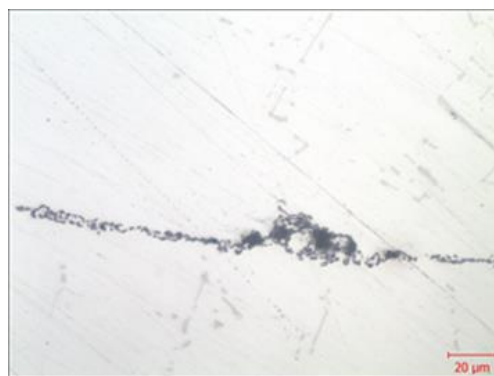


г – плавка 4

Рисунок 4.7 – Мікропористість у матеріалі заготовок із сплаву ЖС32-ВІ, отриманих на установці FM-1-2-100 фірми «ULMAC», ×200.

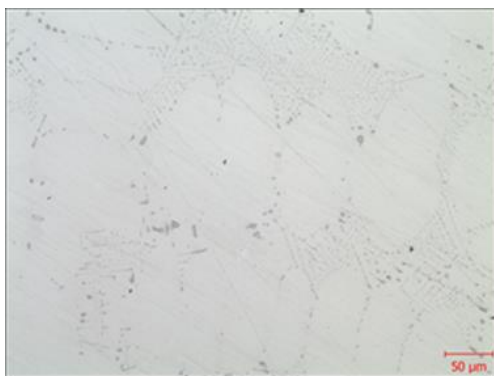


а – край, ×200

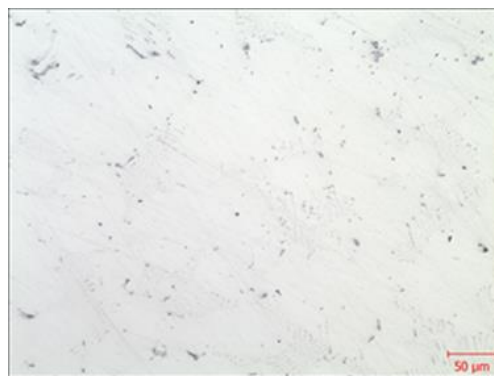


б – центр, ×500

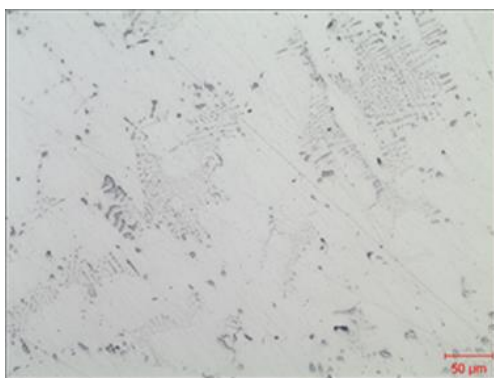
Рисунок 4.8 – Пліни в матеріалі заготовки із сплаву ЖС32-ВІ, отриманої на установці FM-1-2-100 фірми «ULMAC» (плавка 1).



а – плавка 1



б – плавка 2



в – плавка 3



г – плавка 4

Рисунок 4.9 – Розподіл карбідів у матеріалі заготовок із сплаву ЖС32-ВІ, отриманих на установці FM-1-2-100 фірми «ULVAC», ×200.

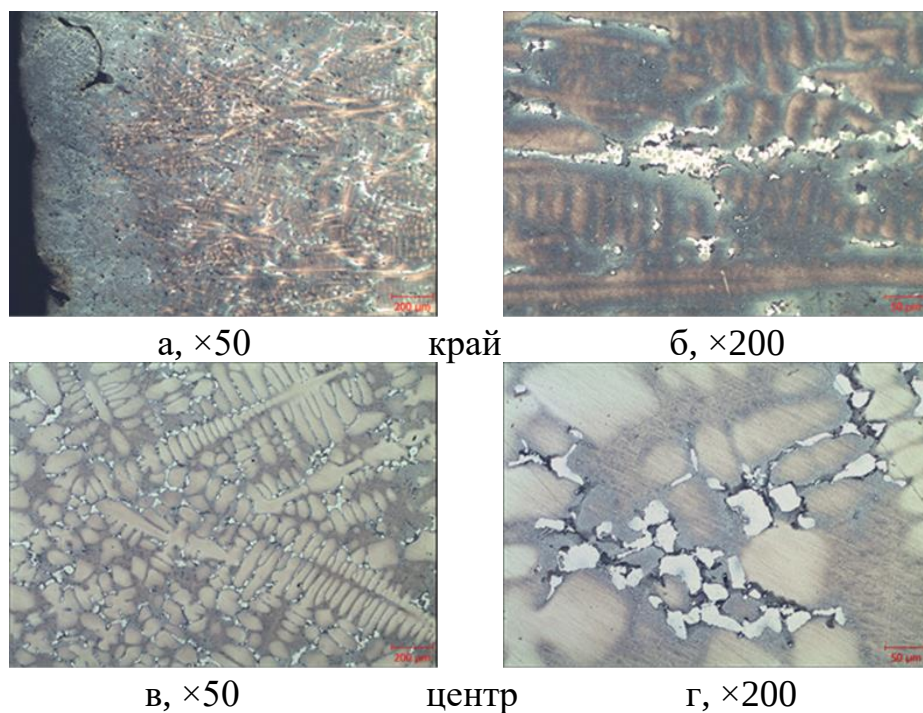


Рисунок 4.10 – Мікроструктура середньої частини заготовки Ø 80 мм із сплаву ЖС32-ВІ (плавка 1) – до термообробки: а,б – периферійна зона; в, г – центральна зона.

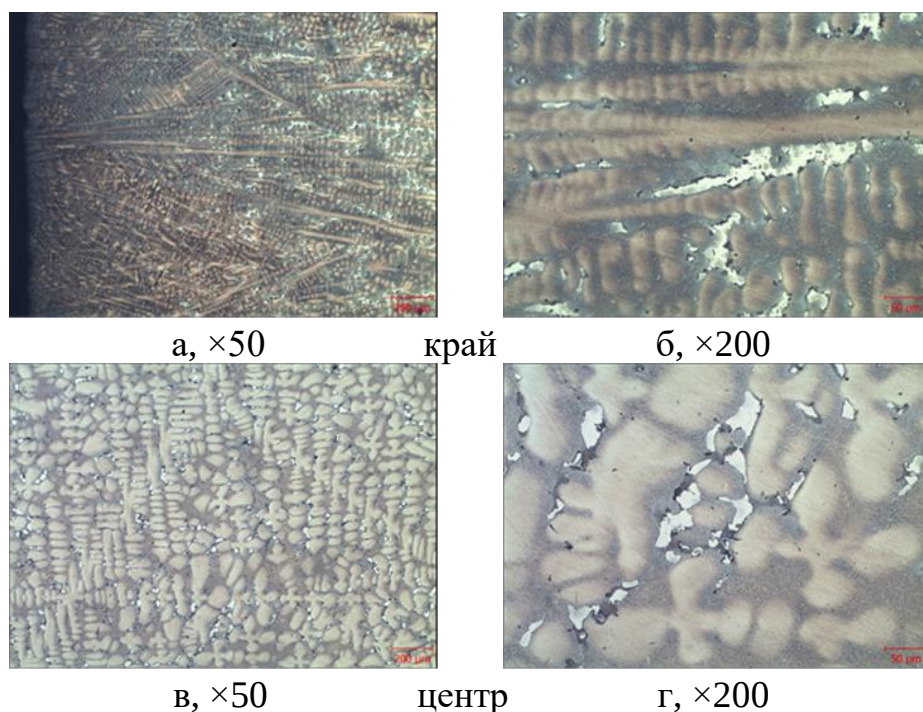


Рисунок 4.11 – Мікроструктура середньої частини заготовки Ø 80 мм із сплаву ЖС32-ВІ (плавка 2) – до термообробки: а,б – периферійна зона; в, г – центральна зона.

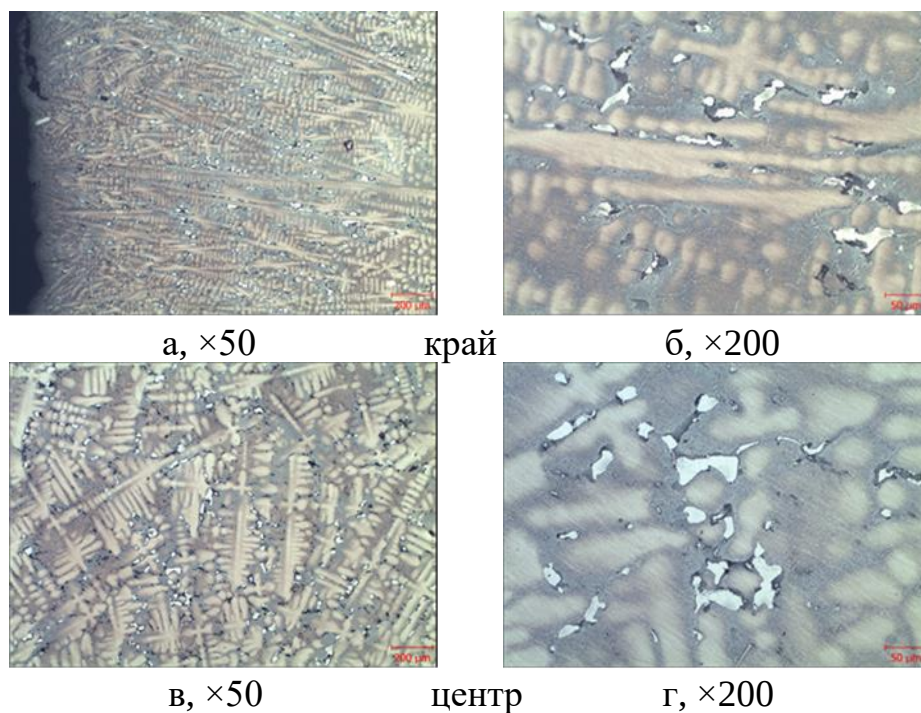


Рисунок 4.12 – Мікроструктура середньої частини заготовки Ø 80 мм із сплаву ЖС32-ВІ (плавка 3) – до термообробки: а,б – периферійна зона; в, г – центральна зона.

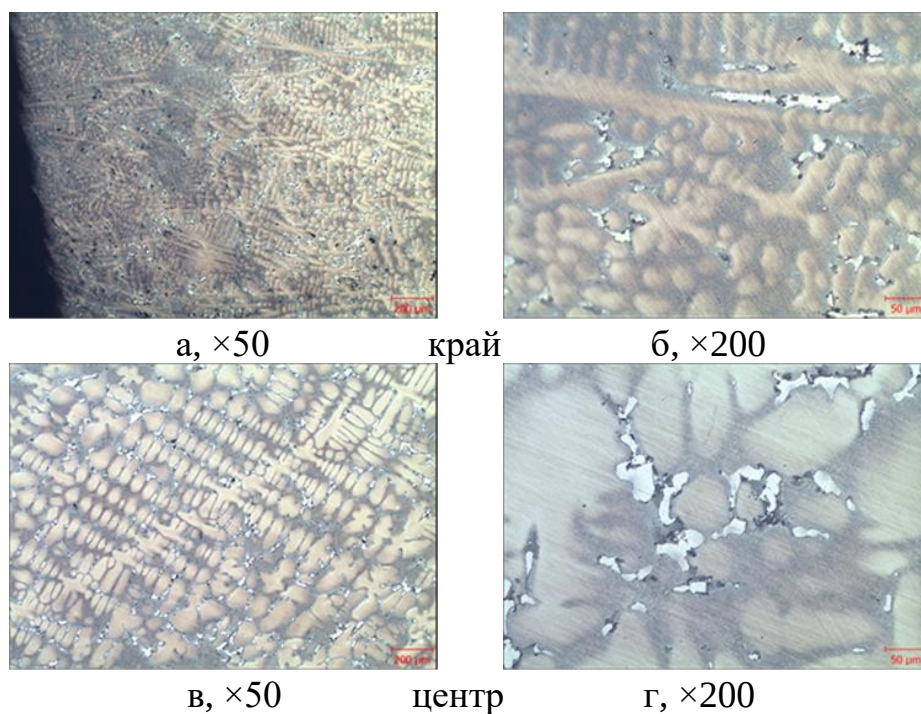
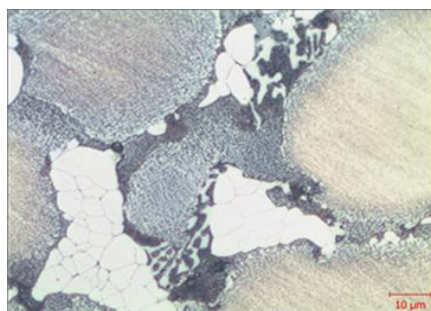
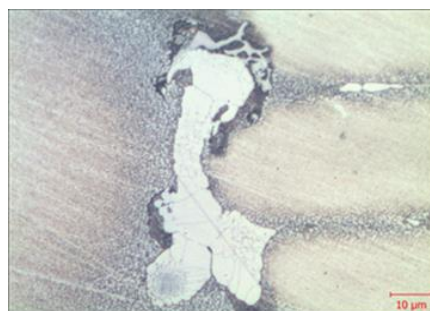


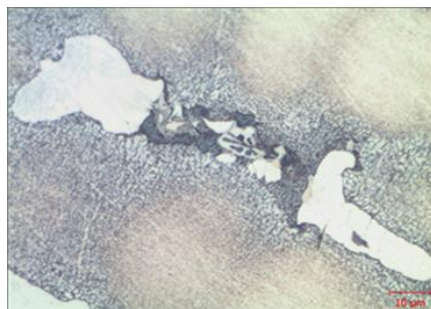
Рисунок 4.13 – Мікроструктура середньої частини заготовки Ø80 мм із сплаву ЖС32-ВІ (плавка 4) – до термообробки: а,б – периферійна зона; в, г – центральна зона.



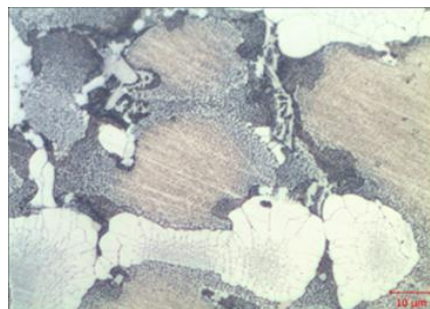
а – плавка 1



б – плавка 2



в – плавка 3

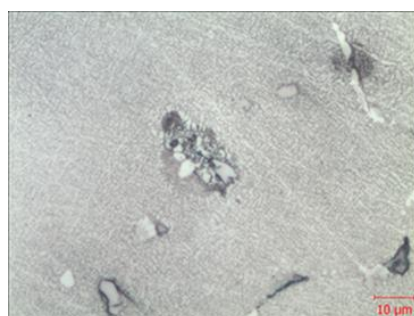


г – плавка 4

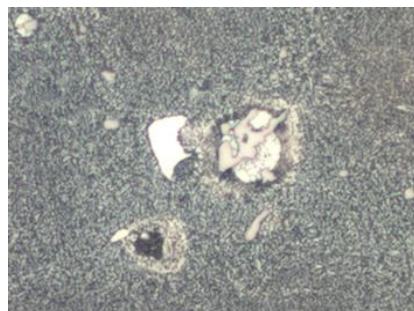
Рисунок 4.14 – Карбоборидна евтектика в матеріалі заготовок із сплаву ЖС32-ВІ, отриманих на установці FM-1-2-100 фірми «ULMAC», $\times 1000$.



а – плавка 1



б – плавка 2



в – плавка 3



г – плавка 4

Рисунок 4.15 – Мікроструктура термооброблених за стандартним режимом заготовок зі сплаву ЖС32-ВІ, отриманих на установці FM-1-2-100 фірми «ULVAC», $\times 1000$.

Для визначення механічних та жароміцних властивостей із пруткових заготовок сплаву ЖС32-ВІ, отриманого зі свіжих компонентів у вакуумній печі FM-1-2-100 фірми «ULVAC», були відлиті зразки ($\varnothing 15\text{мм}$; $L=135\text{мм}$) методом високошвидкісної спрямованої кристалізації.

Мікроструктура зразків ВСК до термообробки ідентична і являє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ' -фази, евтектичної (γ - γ')-фази, карбідів і карбонітридів. У структурі всіх досліджуваних зразків (як і в матеріалі досліджених заготовок) поблизу евтектичної (γ - γ')-фази виявлено скелетообразні виділення карбо-боридної евтектики.

У мікроструктурі зразків, відлитих із плавов 1-3, термооброблених за стандартним режимом, виявлено структури, характерні для перегрітого стану сплаву ЖС32-ВІ (рис. 4.16 а, б, в).

Мікроструктура зразків, відлитих з плавки 4 після стандартної термообробки – задовільна для нормально термообробленого стану сплаву ЖС32-ВІ і відповідає затвердженій шкалі мікроструктур, перегріву немає (рис. 4.16 г).

Механічні та жароміцні властивості визначали згідно з ТУ1-92-177-91, 18Т-ТУ-158 та 18Т-ТУ-187 на нетермооброблених зразках. Додатково були випробувані зразки, термооброблені за стандартним режимом (гомогенізація при температурі $1270 \pm 10^\circ\text{C}$ – 1 год. 15 хв.).

Результати механічних випробувань та випробувань на тривалу міцність наведені у таблиці 4.8.

Кристаліграфічна орієнтація (КГО) на досліджуваних монокристалічних зразках не перевищувала $0,9$ кут.град.

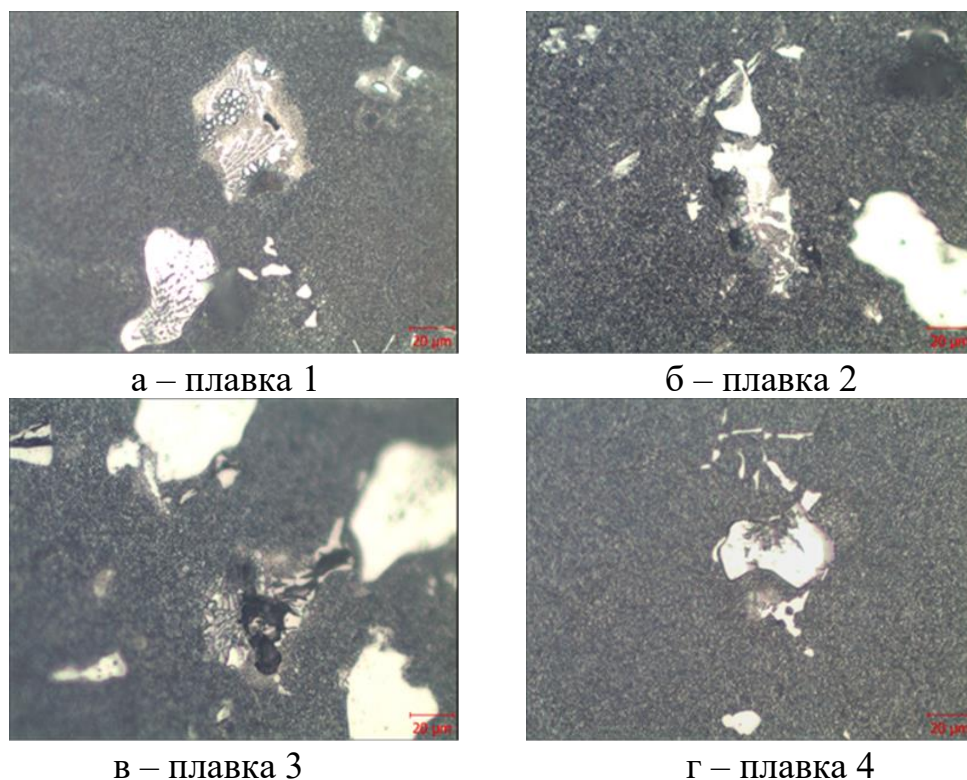


Рисунок 4.16 Мікроструктура термооброблених за стандартним режимом зразків зі сплаву ЖС32-ВІ, $\times 500$.

Таблиця 4.8 – Механічні та жароміцні властивості сплаву ЖС32-ВІ

Стан матеріалу	Плавка	Механічні властивості при $t=20\text{ }^{\circ}\text{C}$		Час до руйнування (при $T_{\text{вип.}} 1000^{\circ}\text{C}$, $\sigma = 280\text{ МПа}$), $\tau_{\text{р}}$, год.
		$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	
Без термообробки	1	1167	8,4	52,3
	2	1093	6,4	42,15
	3	1089	10,0	65,5
	4	1125	10,0	64,0
Після термообробки	1	1178	6,8	89,5
	2	1155	6,4	88,5
	3	1174	11,2	88,5
	4	1158	8,0	88,0
Норми ТУ1-92-177-91; 18Т-ТУ-158 и 18Т-ТУ-187		≥ 900	$\geq 6,0$	$\geq 40,0$

Розрахунково-аналітична оцінка структурної та фазової стабільності сплаву ЖС32-ВІ, проведена за комплексною методикою КРАМ [94, 95, 102, 105], підтвердила високий рівень структурної стабільності за показником схильності сплаву до утворення ТЩУ фаз ($P_{\text{ТЩУ}} \approx 0,3373 \dots 0,3489 < P_{\text{КР}} = 0,5$), а також по параметру дисбалансу системи легування ($\Delta E \approx -0,0047 \dots -0,2401 < \Delta E_i = \pm 0,4$), що дозволяє вважати сплав ЖС32-ВІ досить збалансованим на нижньому рівні вмісту легуючих елементів.

Розрахункове значення короточасної міцності при кімнатній температурі, визначене за методикою [94, 95], дало значення в інтервалі 1053,59 ... 1125,08 МПа, що відповідає показникам, отриманих на дослідних зразках (1089 ... 1167 МПа, див. табл. 4.8).

4.3 Вплив об'ємного модифікування Ni – Y лігатурою на властивості зразків сплаву ЖС32-ВІ

Досліджували зразки, а також фрагменти літникової системи, відлиті зі зворотних відходів сплаву ЖС32-ВІ методом рівноосної кристалізації з проведенням об'ємного модифікування Ni – Y лігатурою та наступною обробкою методом ГП.

Варіант модифікування форм наведено в таблиці 4.9.

Таблиця 4.9 – Варіанти модифікування ливарних форм

Варіант	Склад	Розмір макрозерна, мм
А	Етілсілікат – ЕТС-40	~ 5...20
Б	Етілсілікат – ЕТС-40 + NiY	~ 3,5...12
В	Ludox SK + алюмінат кобальту + NiY	~ 3,5...7 (окремі зерна ~ 12)
Г	Ludox SK + NiY	~ 2,5...7 (окремі зерна ~ 12)

Після ГП зразки піддавали термічній обробці за режимом: гомогенізація $1255 \pm 10^\circ\text{C} - 1 \text{ год. } 30 \text{ хв.}$, вакуум.

Дослідження макроструктурного стану у поперечному перерізі фрагментів літникової системи заготовок показало, що модифікування сплаву ЖС32-ВІ лігатурою NiY сприяє подрібненню зерна (рис. 4.7, див. табл. 4.9). При цьому розмір зерна складає $\sim 2,5 \dots 7 \text{ мм}$ з наявністю поодиноких зерен розміром до 12 мм.

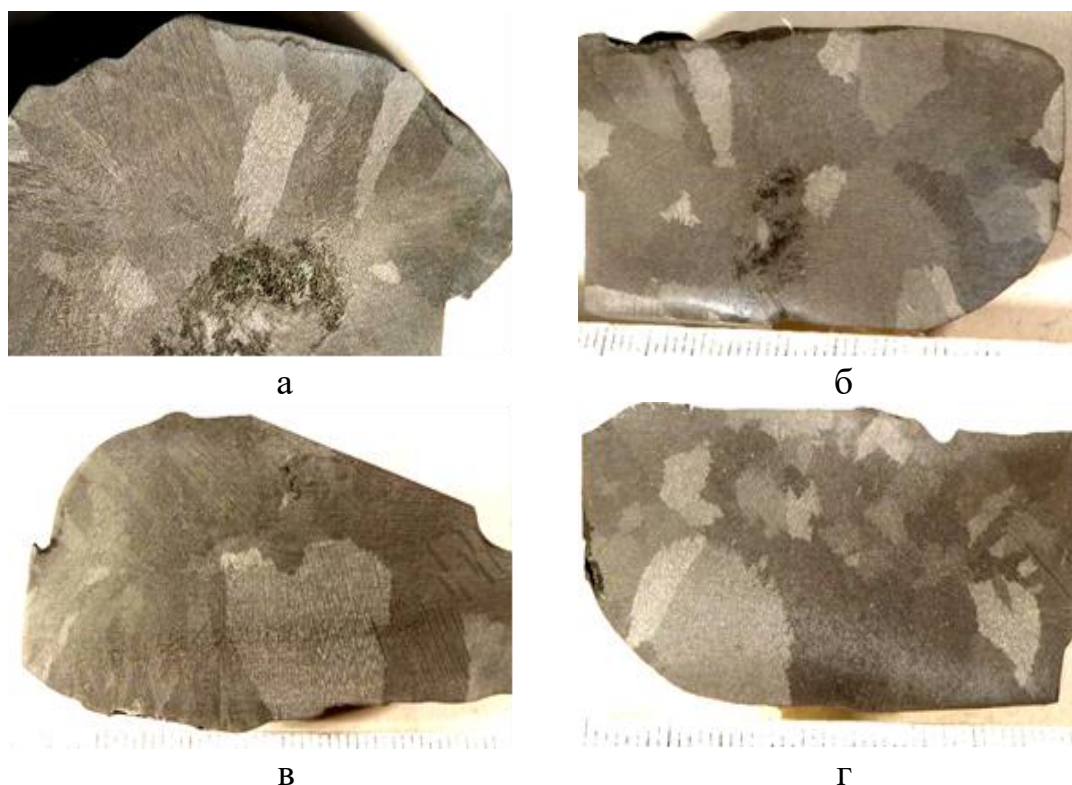


Рисунок 4.17 – Макроструктура у поперечному перерізі фрагментів літникової системи кільцевих заготовок:

а – варіант А; б – варіант Б; в – варіант В; г – варіант Г.

Хімічний склад досліджуваного матеріалу заготовок (варіанти «А», «Б», «В», «Г») наведено в таблиці 4.10

Таблиця 4.10 – Хімічний склад заготовок відливок зі сплаву ЖС32-ВІ відлитих за різними варіантами («А», «Б», «В», «Г»)

Марка сплаву	варіант	Вміст елементів, %									
		C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re	Ni
ЖС32-ВІ	А	0,14	4,65	9,34	8,86	1,27	5,70	1,60	3,98	3,71	основа
	Б	0,16	4,70	9,43	8,81	1,27	5,70	1,49	3,92	3,79	основа
	В	0,15	4,92	9,24	8,80	1,19	5,70	1,54	4,16	3,73	основа
	Г	0,15	4,70	9,36	8,90	1,09	5,76	1,54	4,08	3,82	основа
Норми ТУ-92-177-91		0,12-0,17	4,5-5,3	9,0-9,5	8,1-8,9	0,9-1,3	5,7-6,2	1,4-1,8	3,7-4,4	3,6-4,3	основа

Продовження таблиці 4.10

Марка сплаву	Варіант	Вміст елементів, %					
		Mn	Si	Fe	S	Pl	Bi
ЖС32-ВІ	А	< 0,3	< 0,2	< 0,5	0,002	0,00002	0,00002
	Б	< 0,3	< 0,2	< 0,5	0,002	0,00002	0,00002
	В	< 0,3	< 0,2	< 0,5	0,002	0,00002	0,00002
	Г	< 0,3	< 0,2	< 0,5	0,002	0,00002	0,00002
Норми ТУ-92-177-91		≤ 0,3	≤ 0,2	≤ 0,5	≤ 0,005	≤ 0,0005	≤ 0,0005

Результати, наведені в табл. 4.10, свідчать, що вміст елементів досліджуваних заготовок знаходяться на одному рівні. Хімічний склад є задовільним та відповідає вимогам технічної документації ТУ 1-92-177-91.

Огляд нетравлених мікрошлифів, виготовлених у поперечному перерезі фрагментів літникової системи кільцевих заготовок після ГП, свідчить, що спостерігається практично повне «залікування» мікропористості (рис. 4.18), при цьому необхідно відзначити, що в центральній зоні знаходиться усадкова раковина.

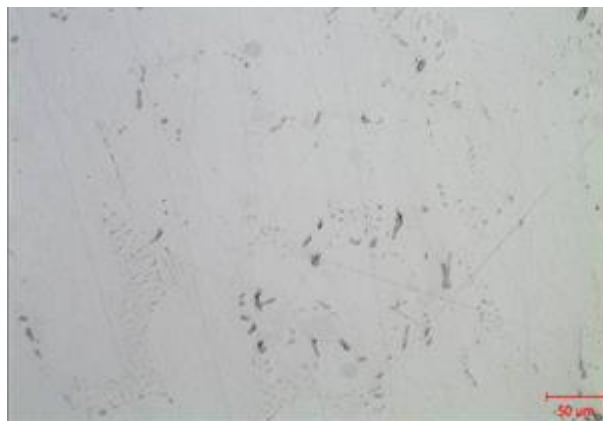


Рисунок 4.18 – Нетравлена мікроструктура матеріала літників заготовок, відлитих зі сплаву ЖС32-ВІ після ГПП, $\times 200$.

Карбіди виділяються як у вигляді дискретних глобулярних частинок, так і пластин типу «китайських ієрогліфів», що розташовані переважно у междендритних просторах та на межах зерен. Металографічне дослідження показало, що мікроструктура фрагментів літникової системи після газостаткування являють собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ' -фази, евтектичної (γ - γ') фази, карбідів і карбонитридів, що є характерним для сплаву ЖС32-ВІ (рис 4.19).

Встановлено, що проведення операції ГПП при температурі 1250 °С та тиску 170 МПа з наступною термообробкою при температурі 1255 °С (1 год. 30хв.) не забезпечує вирівнювання розмірів інтерметалідної γ' -фази між вісями та міжосними просторами дендритів (див. рис. 4.19а). Розмір частинок γ' -фази у вісях дендритів складає $\sim 0,3$ мкм, що приблизно у 3,5 разів менше, ніж у міжосях.

Розмір структурних складових, а також відстань між вісями дендритів другого порядку в літниках, отриманих по варіантам «Б», «В», «Г» (з модифікуванням NiY-лігатурою), знаходиться на одному рівні та у 1,5...2 рази менше у порівнянні з параметрами мікроструктури заготовок, отриманих по варіанту «А» (без модифікування) (табл. 4.11).

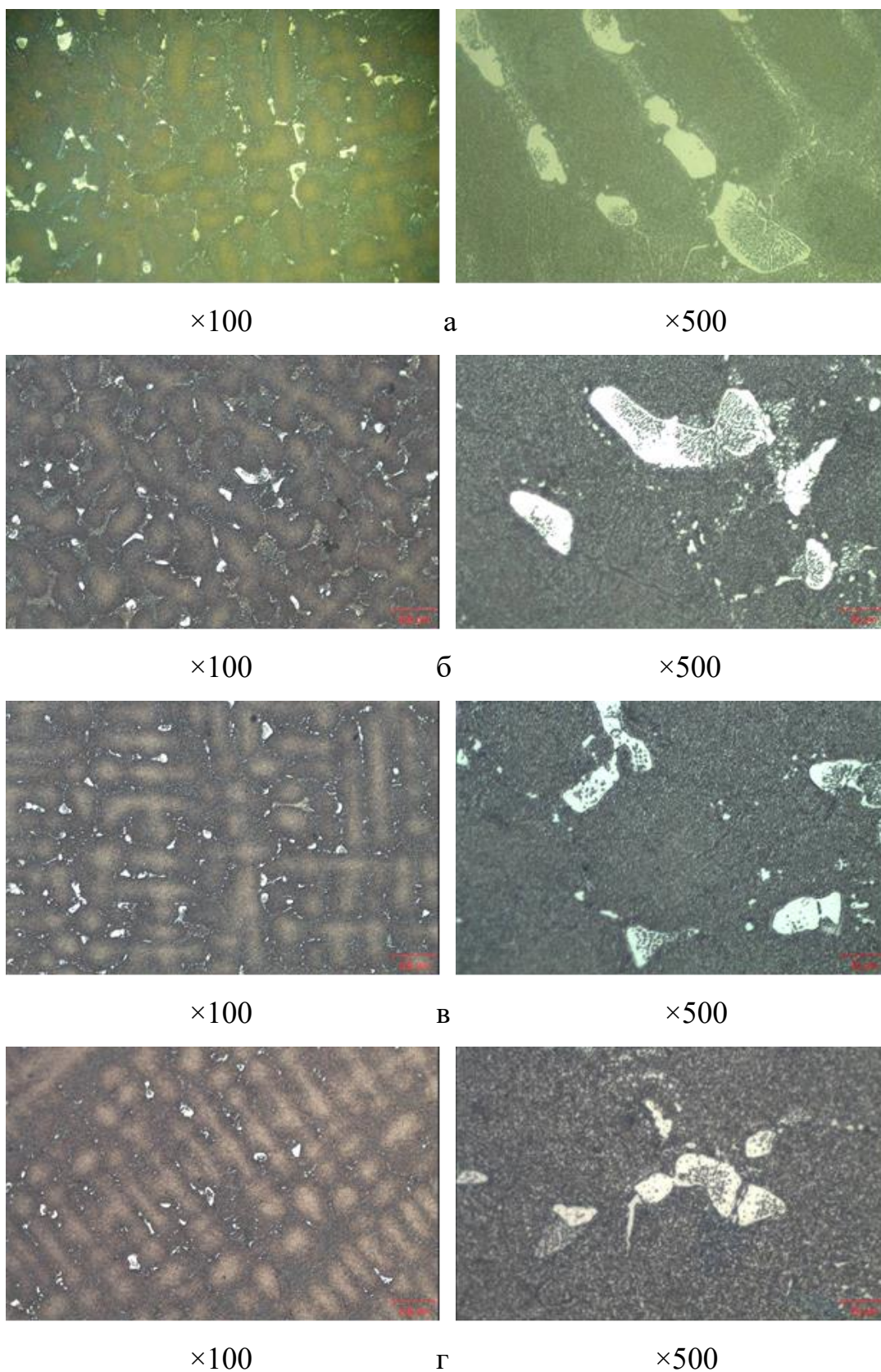


Рисунок 4.19 – Мікроструктура матеріалу фрагментів літникової системи кільцевих заготовок зі сплаву ЖС32-ВІ: а – варіант «А»; б – варіант «Б»; в – варіант «В»; г – варіант «Г».

Таблиця 4.11 – Параметри структурних складових в матеріалі літників сплаву ЖС32-ВІ

Варіант	Розміри структурних складових, мкм				
	карбіди		Евтектика типу (γ - γ')	оксиди	Відстань між вісями дендритів 2 ^{го} порядку
	Глобулярні типу МС	Пластинчасті типу М ₆ С			
А	1,5...10	10...50	10...70	до 15	50...70
Б	0,75...5	7...25	5...50	до 6	45...60
В	0,75...5	7...30	5...50	до 6	45...60
Г	0,75...5	7...25	5...50	до 6	45...60

Механічні та жароміцні властивості визначали на окремо відлитих зразках, модифікованих за варіантом «Б» (етілсілікат ЕТС-40 + NiY), після ГП з наступною термічною обробкою:

- гомогенізація при температурі 1255 ± 10 °С – 1 год. 30 хв., вакуум.

Результати механічних випробувань та випробувань тривалої міцності наведені в таблиці 4.12.

Таблиця 4.12 – Механічні та жароміцні властивості зразків, відлитих зі сплаву ЖС32-ВІ за різними варіантами

Варіант	Стан матеріалу	Механічні властивості при $t = 20$ °С		Час до руйнування (при $t = 975$ °С, $\sigma = 250$ МПа), год.
		σ_b , МПа	δ , %	
А (етілсілікат ЕТС-40)	ГП + термообработка	960 979	7,6 12,0	40,0 68,15
Б* (Ludox SK + алюмінат кобальту)	ГП + термообработка	1009 1039	6,8 8,0	64,0 74,5
Б (етілсілікат ЕТС-40 + NiY)	ГП + термообработка	1023 1095	10,0 13,9	47,0 43,5

Об'ємне модифікування сплаву ЖС32-ВІ лігатурою NiY (варіант «Б») сприяло підвищенню механічних властивостей, а також отриманню більш

стабільних показників при деякому зниженні тривалої міцності у порівнянні з поверхнемодифікованим сплавом (Ludox SK + алюмінат кобальту).

На рис. 4.20 показано будову зламів зразків зі сплаву ЖС32-ВІ, модифікованого NiY-лігатурою та підданого ГП, після випробувань на розтяг при кімнатній температурі (варіант «Б»).

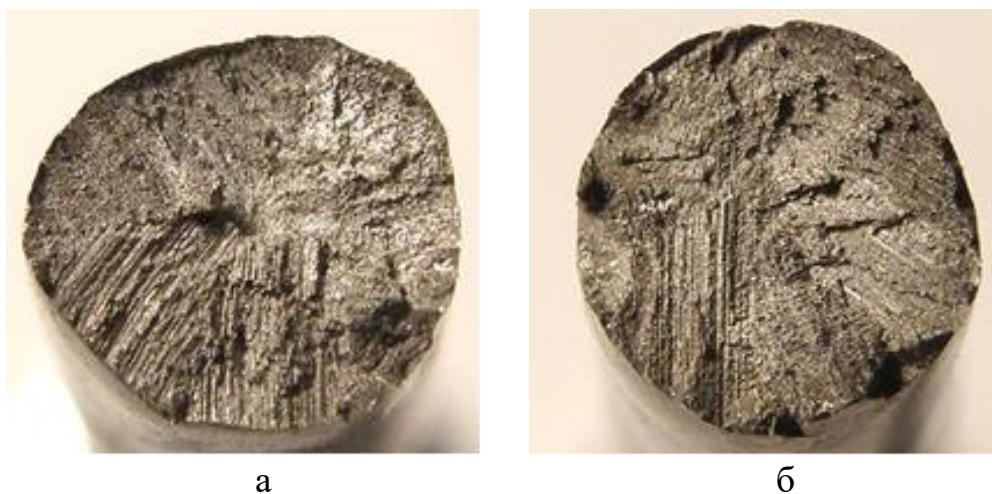


Рисунок 4.20 – Будова зламів зразків зі сплаву ЖС32-ВІ, модифікованого NiY-лігатурою + ГП, після випробування на розтяг при кімнатній температурі (варіант «Б» - етілсілікат ЕТС-40 + NiY), $\times 8,5$.

Мікроструктура зразків, відлитих по варіанту «Б» після газостатування, характеризується структурною однорідністю сплаву (рис. 4.21). Карбіди мають глобулярну форму та рівномірно розподілені в обсязі металу. Розмір карбідів та карбонітридів не перевищує 4 мкм. Евтектична (γ - γ') фаза, а також пластинчасті карбіди в матеріалі дослідних зразків не виявлено (див. рис. 4.21).

В структурі зразків після ГП мікропори практично відсутні.

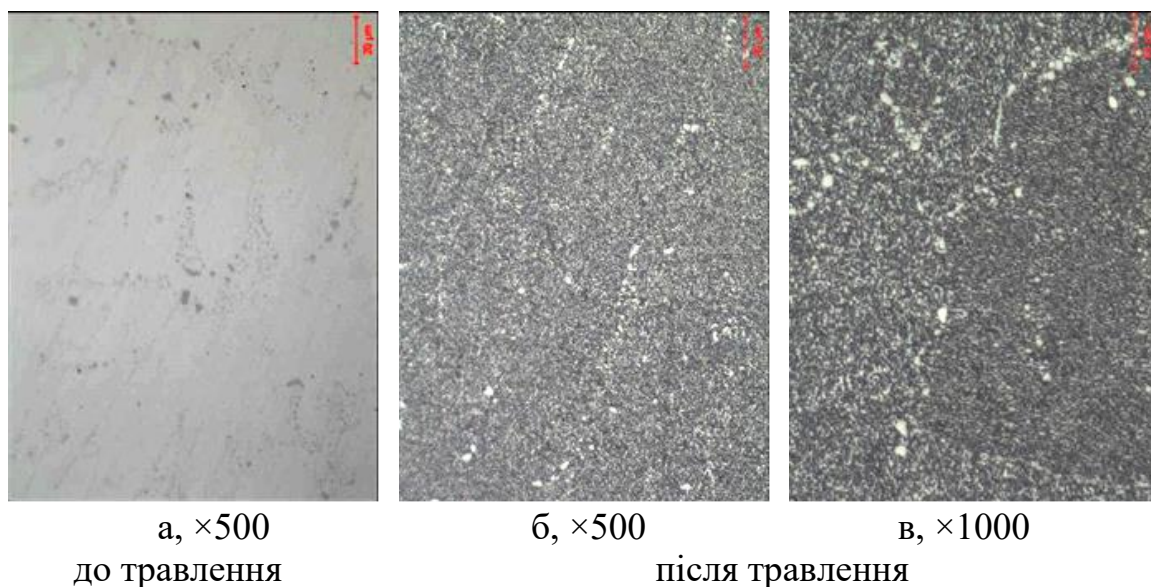


Рисунок 4.21 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЖС32-ВІ, відлитих по варіанту «Б» (етілсілікат ЕТС-40 + ГП): а – до травлення; б, в – після травлення.

4.4 Дослідження знеуглецьовування жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ

Порівнювали структуру та механічні властивості зразків, відлитих методом ВСК із заготовок діаметром 90 мм сплаву ЖС32-ВІ:

- плавка №1 – виплавка сплаву ЖС32-ВІ на установці УППФ-3М зі свіжих шихтових матеріалів без введення вуглецю;
- плавка №2 – вакуумний переплав зворотних відходів сплаву ЖС32-ВІ на установці УППФ-3М з витримкою металу при температурі 1680...1700 °С на протязі 15...20 хв. з наступним зливом у кокіль.

Хімічний склад заготовок зі сплаву ЖС32-ВІ (плавки №1 та №2) наведено у таблиці 4.13.

Таблиця 4.13 – Хімічний склад зразків сплаву ЖС32-ВІ

Номер плавки	Вміст елементів , %										
	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re	Fe	Mn
1	0,03	4,09	9,20	8,58	1,20	5,95	1,68	3,95	3,81	0,06	0,015
2	0,10	4,09	9,26	8,65	1,17	5,87	1,63	3,93	3,83	0,06	0,015
Норми ТУ1-92-177-91	0,12- 0,17	4,5- 5,3	9,0- 9,5	8,1- 8,9	0,9- 1,3	5,7- 6,2	1,4- 1,8	3,7- 4,4	3,6- 4,3	≤ 0,5	≤0,3

Продовження таблиці 4.13

Номер плавки	Вміст елементів , %			
	Ni	Si	S	P
1	основа	0,04	0,005	0,005
2	основа	0,14	0,005	0,005
Норми ТУ1-92-177-91	основа	≤0,2	≤0,005	≤0,010

Механічні властивості та тривалу міцність визначали відповідно до ТУ 1-92-177-91, 18Т-ТУ-158 та 18Т-ТУ -187 на зразках після гомогенізації по режиму:
- 950 °С, 30...45 хв.; 1200 °С, 30...40 хв.; 1250 ±10 °С, 75...90 хв.

Результати наведені в таблиці 4.14.

Таблиця 4.14 – Механічні та жароміцні властивості сплаву ЖС32-ВІ(ВСК)

Стан матеріалу	Номер плавки	Инд. номер зразка (КГО)	Механічні властивості при t=20 °С		Час до руйнування (при T _{вип.} 1000 °С, σ= 280 МПа), τ _p , год.
			σ _в , МПа	δ, %	
Після термо-обробки	1	55д0	765	39	57,5
		55д2	857	18,8	
		55д3	825	16,0	
	2	84д3	1026	8,0	41,5
Норми ТУ1-92-177-91; 18Т-ТУ-158 и 18Т-ТУ-187			≥ 900	≥ 6,0	≥ 40,0

Дані наведені у таблиці 4.14 свідчать, що відносне подовження та жароміцність зразку плавки №1 відповідають нормам ТУ, а границя міцності – не відповідає, що, вірогідно, обумовлено тим, що руйнація відбулась по площині [111] (рис. 4.22).



Рисунок 4.22 – Зовнішній вигляд зразка зі сплаву ЖС32-ВІ (плавка №1) після випробувань.

Механічні характеристики та жароміцність плавки №2 є задовільними та відповідають вимогам ТУ.

Мікроструктура зразків ВСК (діаметр 15 мм, довжина 135 мм), що відлиті зі свіжих шихтових матеріалів без введення вуглецю, після термічної обробки являють собою γ -твердий розчин, зміцнений інтерметалідною γ' -фазою з наявністю евтектичної (γ - γ') фази (рис. 4.23в, г, д). Необхідно зазначити, що у структурі зразка плавки №1 відсутні, в основному, включення карбідів та карбонитридів (рис. 4.23а), спостерігаються поодинокі виділення карбідів розміром до ~ 8 мкм (рис. 4.23д)

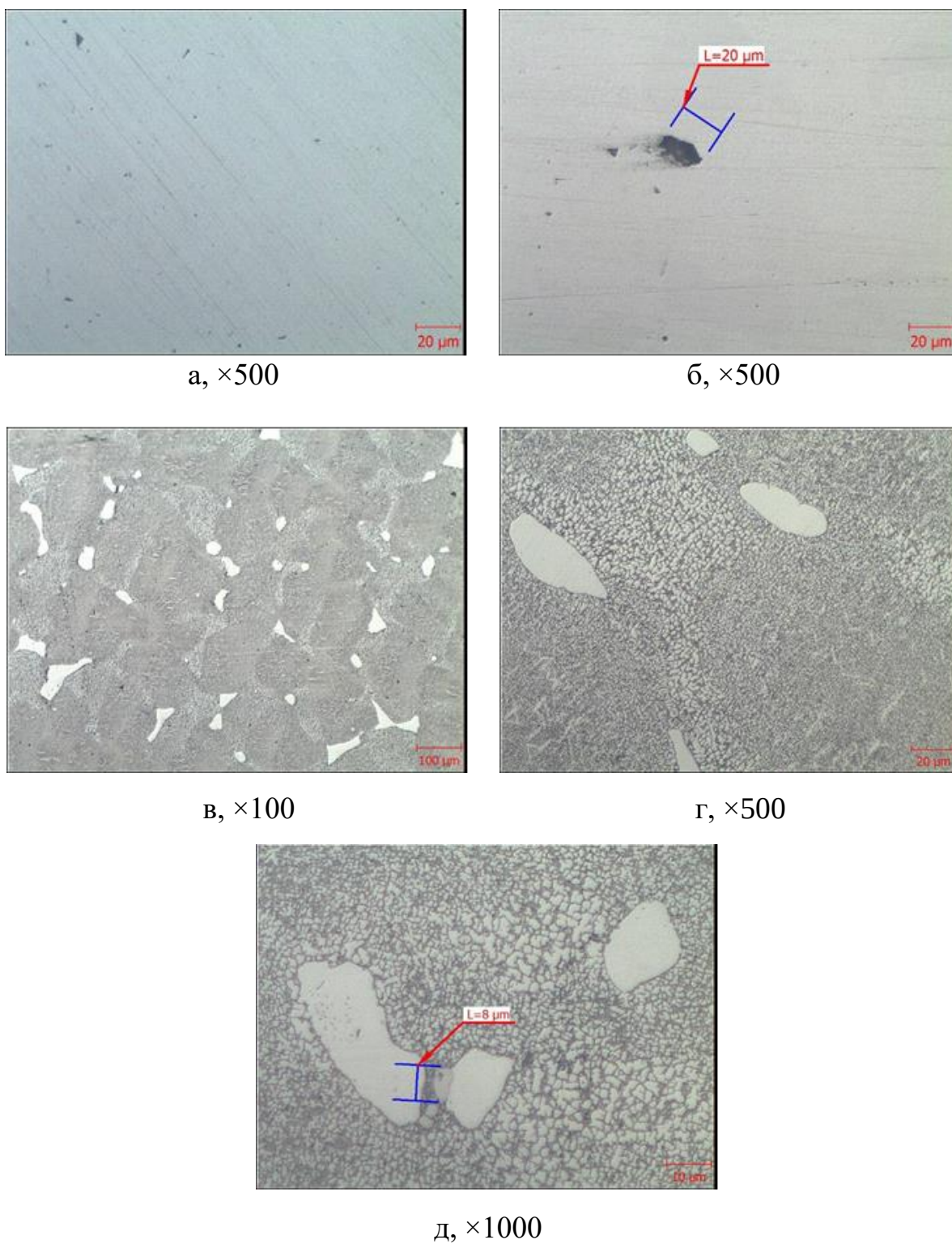


Рисунок 4.23 – Мікроструктура зразка сплаву ЖС32-ВІ (плавка №1) після термообробки.

В металі грубі шлакові та неметалеві включення не знайдено, карбіди практично відсутні, в наявності поодинокі включення карбідних частинок

розміром до ~ 8 мкм. Мікроструктура задовільна та відповідає затвердженій шкалі.

Використання технології отримання жароміцного сплаву ЖС32-ВІ зі свіжих шихтових матеріалів без введення вуглецю дозволяє виплавляння безвуглецевих жароміцних сплавів власного виробництва нового покоління типу CM SX4-PLUS [125, 126].

4.5 Висновки до четвертого розділу

1. Дослідження макро- та мікроструктури серії експериментальних плавів жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ показало задовільний стан усіх зразків та їх відповідність вимогам технічної документації. Мікроструктура досліджених зразків ідентична і до термообробки являє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ' -фази, евтектичної $(\gamma-\gamma')$ -фази, карбідів та карбонітридів. У структурі всіх досліджуваних плавів виявлено скелетоподібні виділення карбо-боридної евтектики, що знаходиться поблизу частинок евтектичної $(\gamma-\gamma')$ -фази.

2. Одержання нормально термообробленої структури досліджуваних зразків досягнуто завдяки відповідності хімічного складу сплаву, термічною обробкою та гарячим ізостатичним пресуванням практично повністю усунуто внутрішню мікропористість. У структурі досліджених сплавів всіх плавів спостерігається виділення карбідів і карбонітридів у вигляді дрібних частинок сферичної та пластинчастої морфології, що переважно розподілені рівномірно в обсязі матеріалу.

3. Показники механічних та жароміцних властивостей металу всіх плавів перевершують нормативні величини, а розрахунково-аналітичний метод оцінки підтвердив високий рівень структурної стабільності та достатньої збалансованості за змістом легуючих елементів, що підтверджується відсутністю ТЩУ-фаз у структурі.

4. Об'ємне модифікування сплаву ЖС32-ВІ Ni-Y-лігатурою сприяло підвищенню механічних властивостей, а також отриманню більш стабільних показників при деякому зниженні тривалої міцності у порівнянні з поверхнево-модифікованим сплавом (при збереженні цього показника на задовільному рівні).

5. Досліджено технологію отримання жароміцного сплаву ЖС32-ВІ з використанням свіжих шихтових матеріалів без введення вуглецю як перспективну для виплавки безвуглецевих жароміцних сплавів нового покоління.

6. Для підтвердження достатності показаного рівня механічних властивостей необхідно проведення оцінки якості матеріалу робочих лопаток авіаційних ГТД з вищезгаданих жароміцних суперсплавів.

Розділ 5. ОЦІНКА ЯКОСТІ МАТЕРІАЛІВ РОБОЧИХ ЛОПАТОК АВІАЦІЙНИХ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ, ВІДЛИТИХ З ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

5.1. Структура і властивості робочих лопаток авіаційних газотурбінних двигунів із жароміцного нікелевого сплаву ЖС26-ВІ

Дослідження якості матеріалу робочих лопаток першої ступені газотурбінного двигуна, відлитих зі сплаву ЖС26-ВІ, здійснювали на вирізаних зразках, хімічний склад яких наведено в таблиці 5.1.

Таблиця 5.1 – Хімічний склад металу робочих лопаток, відлитих із нікелевого сплаву ЖС26-ВІ

Варіант	Вміст елементів, %										
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Nb	Si	V
«0»	0,15	4,68	8,95	12,00	6,10	0,89	1,04	<0,5	1,48	<0,2	1,04
«1»	0,14	4,77	9,03	11,72	6,10	0,90	0,91	<0,5	1,46	<0,2	0,91
«2»	0,14	4,76	9,07	11,59	5,94	0,90	0,99	<0,5	1,46	<0,2	0,99
Норми ТУ1-92-177- 91	0,12- 0,18	4,3- 5,6	8,0- 10,0	10,9- 12,5	5,5- 6,2	0,8- 1,2	0,8- 1,4	≤ 1,0	1,4- 1,8	≤ 0,3	0,8- 1,2

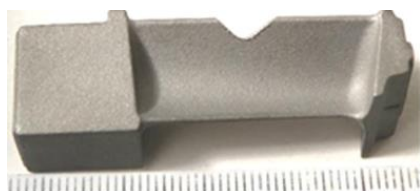
Відповідно, досліджували робочі лопатки першої ступені, що відлиті методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, з варіантами:

«0» – до проведення ГП;

«1» – після ГП;

«2» – після ГП та стандартної обробки (гомогенізація при 1265 ± 10 °С, 1 год. 15 хв., вакуум).

Огляд досліджуваних лопаток, показав, що поверхня лопаток до проведення ГП (варіант «0»), а також після ГП і термообробки (варіант «2») має світло-сірий матовий колір (рис. 5.1а, б, д, е). Після операції ГП (варіант «1») колір поверхні лопаток темно-сірий (рис. 5.1в, г).



а – з боку корита до ГП варіант «0» б – з боку спинки



в – з боку корита після ГП варіант «1» г – з боку спинки



д – з боку корита після ГП + ТО варіант «2» е – з боку спинки

Рисунок 5.1 – Зовнішній вигляд робочих лопаток до (а, б) та після (в, г) проведення операції ГП, а також після ГП та подальшої термообробки при 1265 °С (вакуум) (д, е).

При металографічному дослідженні на поверхні лопаток після гарячого ізостатичного пресування (варіант «1») виявлено неметалеві включення темно-сірого кольору, характерні для оксидів, що проникають на глибину ~ 10 мкм (рис.5.2).

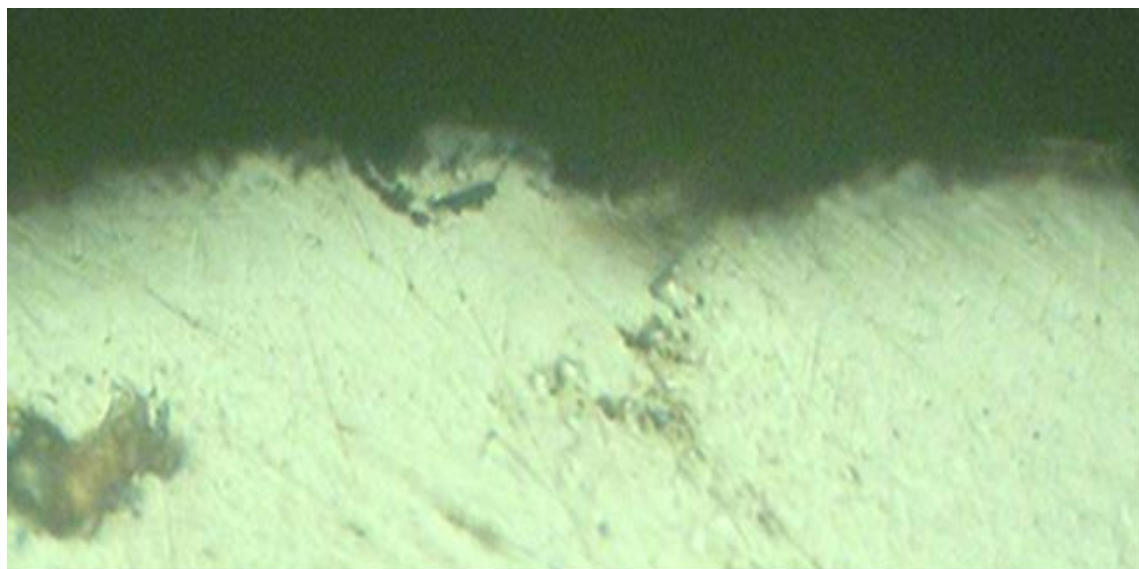
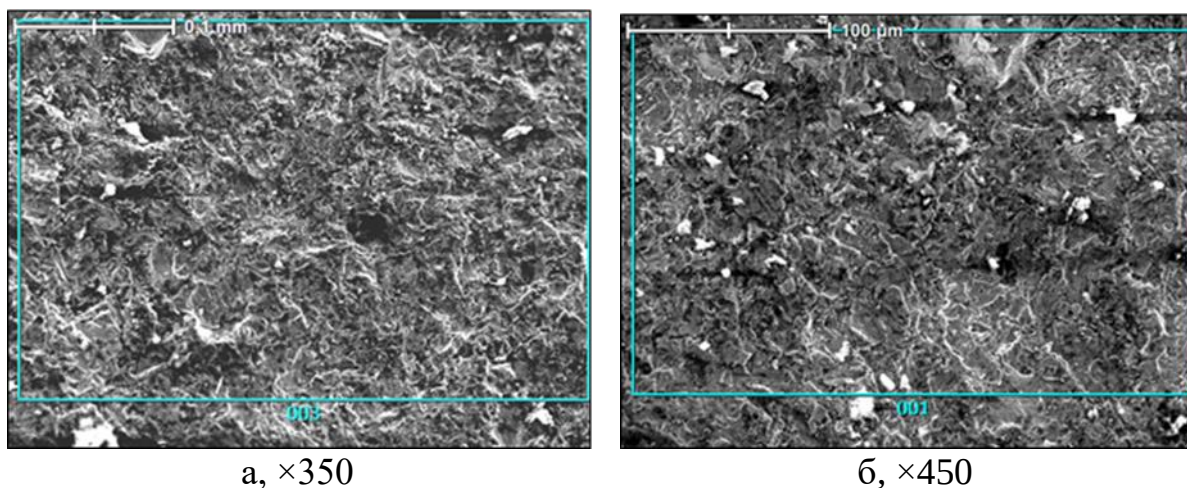


Рисунок 5.2 – Мікроструктурний стан поверхні робочої лопатки після операції ГПІ (варіант «1»), $\times 650$.

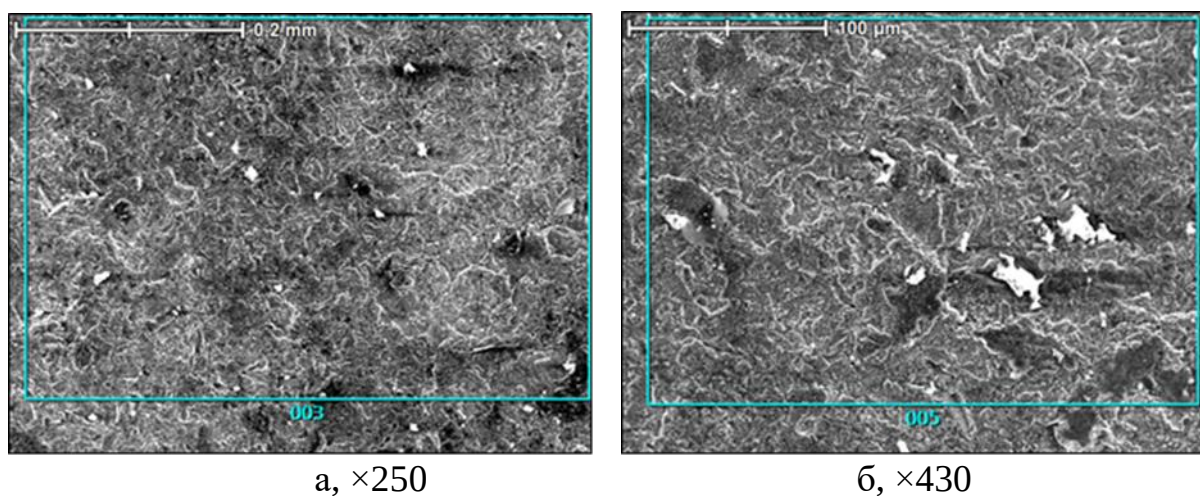
На поверхні лопаток до проведення операції ГПІ (варіант «0»), а також після ГПІ + термообробка при $1265\text{ }^{\circ}\text{C}$ (варіант «2») окислення практично відсутнє. Відсутність окислення на поверхні деталей, оброблених за 2-м варіантом, обумовлено обдуванням мікропорошком зовнішньої поверхні при підготовці лопаток до термообробки, а також вакуумним очищенням поверхні в процесі високотемпературної обробки у вакуумі після проведення операції ГПІ.

Рентгеноспектральний мікроаналіз (РСМА) робочих лопаток у вихідному литому стані (до ГПІ, без термообробки – рис.5.3), а також після операції ГПІ (без подальшої термообробки – рис.5.4), показав, що на поверхні деталей після ГПІ спостерігається підвищення вмісту кисню, алюмінію, титану та вуглецю приблизно у три рази більше у порівнянні з концентрацією цих елементів на поверхні вихідних лопаток (до проведення ГПІ). Підвищення вмісту зазначених елементів на поверхні лопаток, що пройшли ГПІ, свідчить про окислення внаслідок використання у процесі ГПІ недостатньо чистого аргону.



№ точки	C	O	Al	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Fe	Mo	W
001	5,09	5,56	13,89	1,71	0,90	4,54	8,05	54,06	0,83		1,15	4,23
003	5,31	6,92	14,64	1,88		5,75	7,76	48,89		2,19	1,09	5,57

Рисунок 5.3 – Результати РСМА поверхні робочої лопатки із сплаву ЖС26-ВІ(ВСК) до проведення операції ГП: а – хвостовик лопатки; б – перо лопатки.



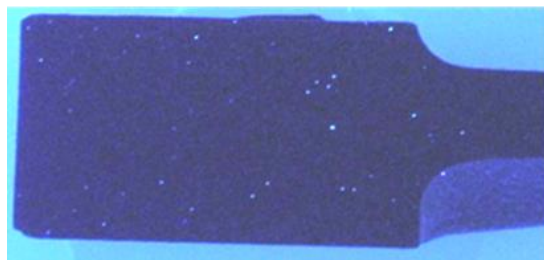
№ точки	C	O	Al	Ti	V	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	W
003	4,87	17,00	33,50	16,91	1,69	6,07		9,12	6,35	1,13	3,35
005	5,37	19,59	31,65	16,78	2,87	3,52	0,86	8,46	6,76	1,60	2,56

Рисунок 5.4 – Результати РСМА поверхневого шару робочої лопатки із сплаву ЖС26-ВІ(ВСК) після операції ГП: а – хвостовик лопатки; б – перо лопатки.

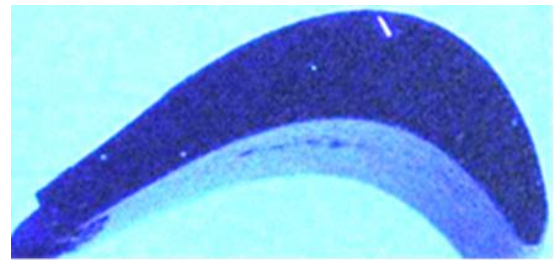
Крім того, одночасне застосування високих температур (1250 °C) і тиску (170 МПа) в процесі ізостатичного пресування призводить до інтенсивного дифузійного масопереносу атомів алюмінію і титану від центру до поверхні з

утворенням на поверхні сплаву шарів, збагачених цими елементами. Це також узгоджується з літературними даними щодо дифузії алюмінію та титану в нікелі.

Люмінесцентний контроль методом ЛЮМ1-ОВ в осьовому перерізі хвостовика і поперечному перерізі пера лопаток, показав, що на лопатках до проведення ГП виявлено світіння у вигляді множинних дрібних яскраво світних точок (рис. 5.5а, б). В аналогічних перерізах лопаток після проведення операції ГП світіння люмінофора не виявлено (рис. 5.5г, д, е).



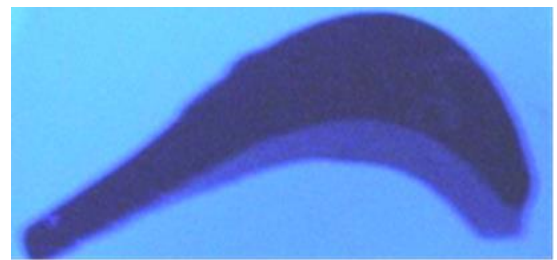
а – хвостова частина лопатки



б – перо лопатки



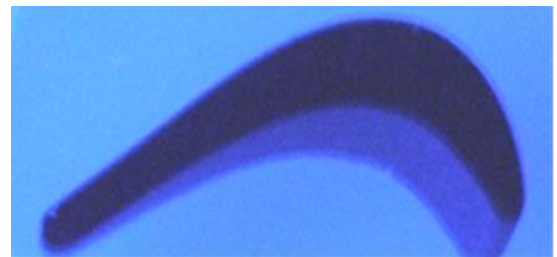
в – хвостова частина лопатки



г – перо лопатки



д – хвостова частина лопатки



е - перо лопатки

Рисунок 5.5 – Зовнішній вигляд робочих лопаток в осьовому перерізі хвостової частини (а, в, д) і поперечному перерізі пера (б, г, е) під джерелом УФС:

а, б – варіант «0» - до проведення операції ГП;

в, г – варіант «1» - після проведення операції ДП;

д, е – варіант «2» - після проведення операції ГП та термообробка

Металографічним дослідженням встановлено, що мікроструктура досліджуваних робочих лопаток – монокристалічна. Основними структурними складовими є γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ' -фази, евтектичної фази (γ - γ'), карбідів і карбонітридів (рис. 5.6).

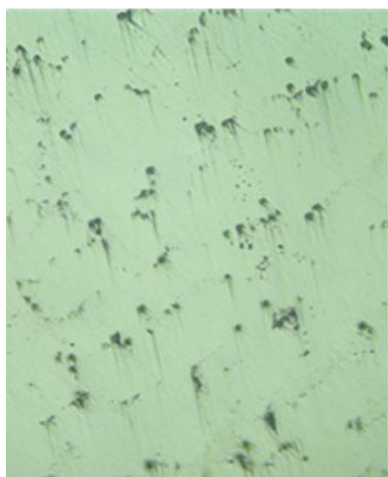
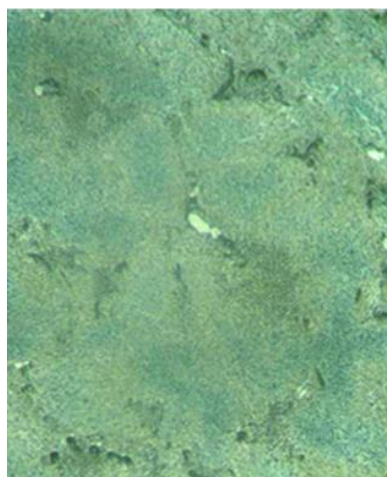
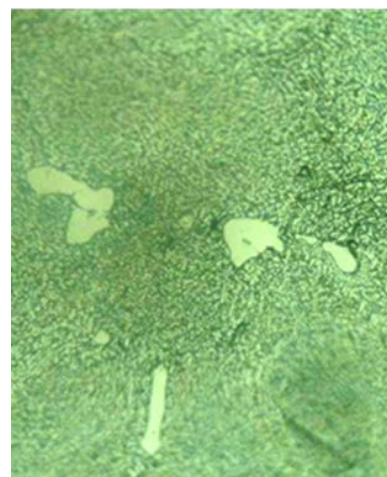
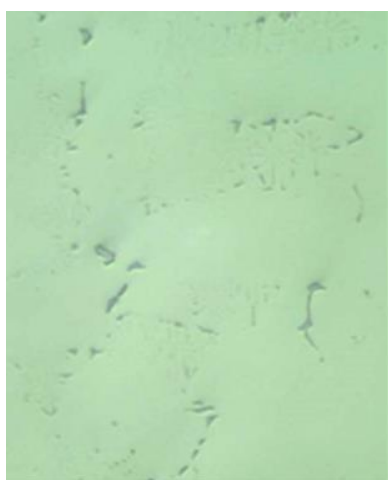
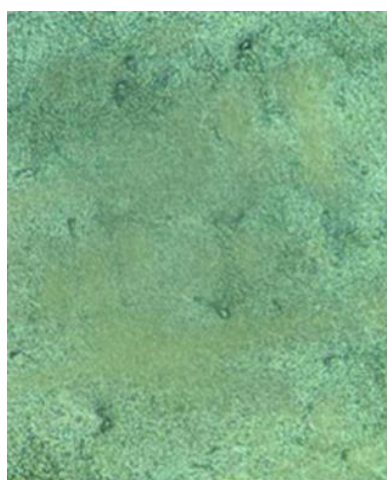
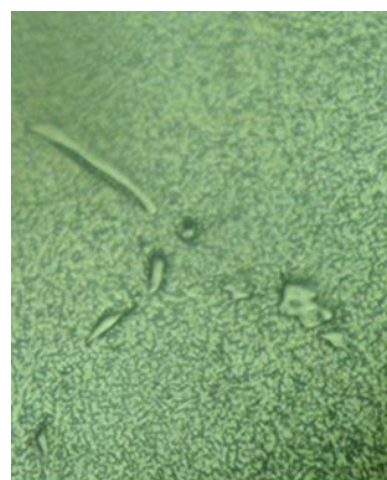
а, $\times 200$ б, $\times 250$ в, $\times 500$ г, $\times 200$ д, $\times 250$ е, $\times 500$

Рисунок 5.6 – Мікроструктура робочої лопатки до операції ГП - варіант «0»: а, б, в - перо; г, д, е – хвостовик.

У мікроструктурі лопаток після ГП спостерігається зменшення розмірів структурних складових, порівняно з лопатками до газостатування. Розмір структурних складових, а також відстань між осями дендритів другого порядку

в пері лопаток незначно відрізняється від параметрів мікроструктури у хвостовій частині (табл. 5.2).

Таблиця 5.2 – Параметри структурних складових робочих лопаток із сплаву ЖС26-VI(ВСК)

Стан матеріалу		Розміри структурних складових, мкм			
		карбіди		евтектика типу (γ - γ')	мікропори
		глобулярні типу МС	евтектичні типу M_6C		
вихідне (без ГП) до термообробки	перо	2...6	8...15 (одиничні до 35)	8...14	6...43
	хвостовик	3...15	10...18 (одиничні до 40)	8...16	10...60
після ГП без термообробки	перо	1,5...8	8...14 (одиничні до 28)	6...12	-
	хвостовик	2...12	8...16 (одиничні до 30)	8...15	-
після ГП та стандартної термообробки	перо	1,5...6	6...14 (одиничні до 20)	4...10	-
	хвостовик	2...12	8...16 (одиничні до 35)	5...14	-

Мікроструктурне дослідження показало, що в процесі гарячого ізостатичного пресування при температурі 1250 °С та тиску 170 МПа (варіант «1») відбулося значне розчинення та перекристалізація евтектичної фази (γ - γ'). У міждендритних просторах спостерігається виділення скоагульованих частинок γ' -фази. Мікроструктура матеріалу робочих лопаток після ГП є задовільною, відповідає затвердженій шкалі мікроструктур без перегріву (рис. 5.7).

При мікроструктурном дослідженні методами оптичної і растрової електронної мікроскопії на травлених мікрошліфах, вирізаних з робочих лопаток, що пройшли операцію ГП (варіант «1»), в місцях повного або часткового «залікування» мікропор виявлені зони кратерообразной форми у вигляді концентрично розташованих витягнутих частинок зміцнюючої інтерметалідної γ' -фази (рис. 5.8).

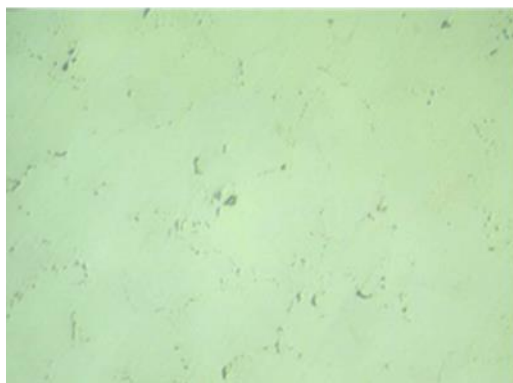
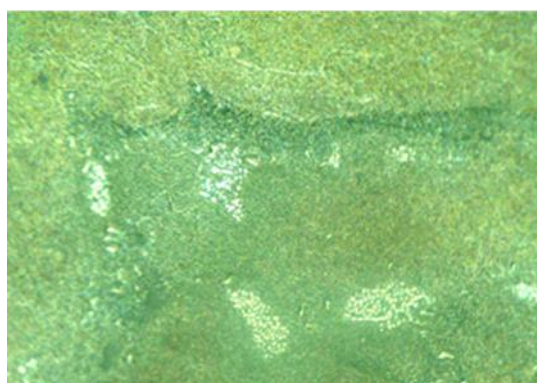
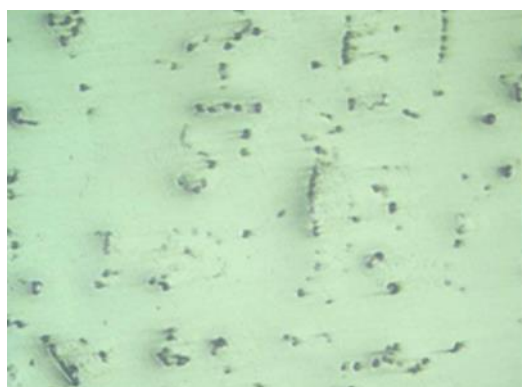
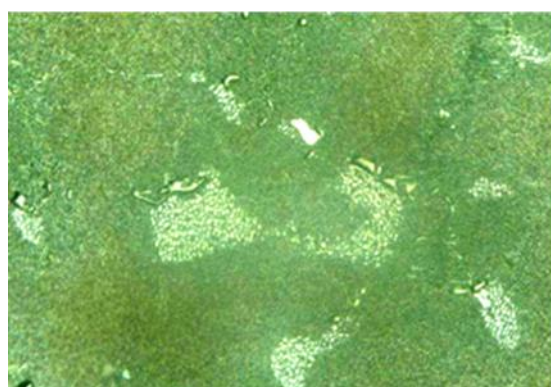
а, $\times 200$ б, $\times 500$ в, $\times 200$ г, $\times 500$

Рисунок 5.7 – Мікроструктура пера (а, б) та хвостовика (в, г) робочої лопатки після ГП – варіант «1»: а, в – до травлення; б, г – після травлення.

Аналогічні області, що характеризуються утворенням "рафт"-структури, також виявлені навколо деяких карбідів типу МС (рис. 5.9). Встановлено, що з наближенням до центру зазначених областей, відповідно до напрямку результуючих напруг, спостерігається збільшення щільності та спотворення інтерметалідних частинок, розмір яких знаходиться на рівні 0,22...0,27 мкм. Отже, в результаті пластичної деформації, що ініціюється процесом гарячого ізостатичного пресування, концентрація спотворень структурних компонентів у локальному обсязі матеріалу, прилеглих до мікропор, карбідів тощо зонах, істотно зростає.

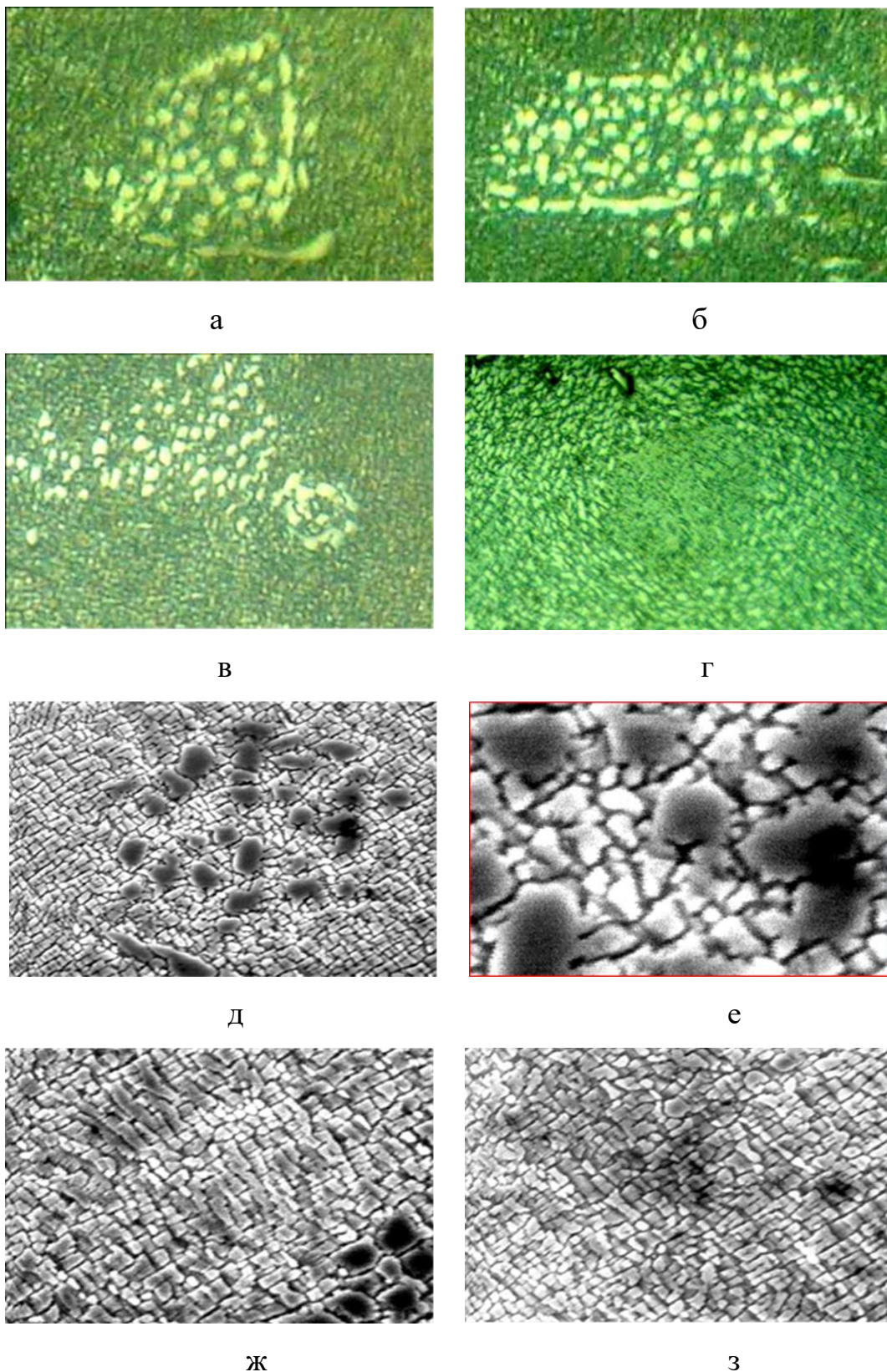
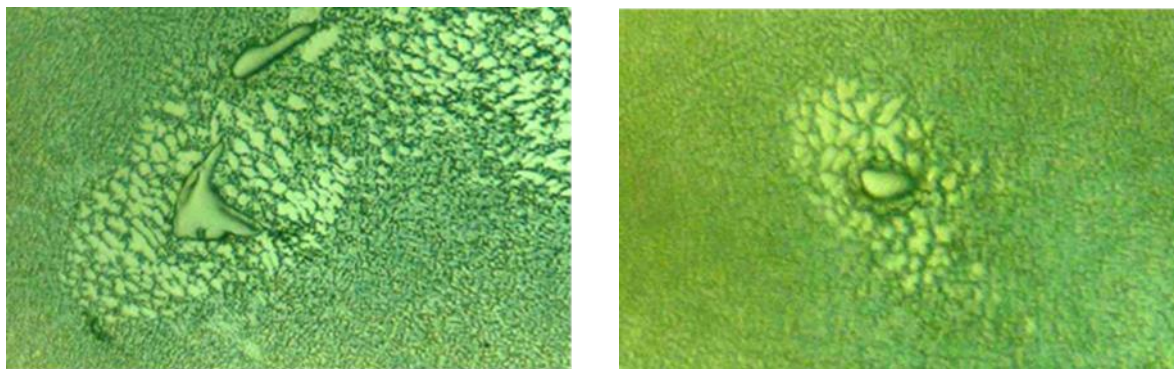


Рисунок 5.8 – «Рафт»-структура у матеріалі робочих лопаток після операції ГПІ у зонах «заліковування» мікропор:

а, б, в, г – оптична мікроскопія – $\times 700$;

д, е, ж, з - електронна растрова мікроскопія - $\times 7500$.



а

б

Рисунок 5.9 – «Рафт»-структура в матеріалі робочих лопаток після операції ГПП навколо карбідів типу МС, $\times 700$.

У зонах «заліковування» мікропор поряд з дрібними інтерметалідними частинками також спостерігається скупчення скоагульованих витягнутих частинок γ' -фази розміром 1,1 ... 2,2 мкм.

Розмір виявлених після ГПП одиничних мікропор не перевищує $\sim 0,2$ мкм, що у 100...300 разів менше у порівнянні з порами, виявленими в лопатках до проведення операції ГПП.

Термообробка за стандартним режимом після газостаткування (варіант «2») сприяє практично повній перекристалізації зміцнюючої інтерметалідної γ' -фази, що полягає в розчиненні γ' -фази в γ -матриці і повторному її виділенні у вигляді дисперсних частинок кубічної морфології з наявністю невеликої кількості γ' -фази, що виділилася в міждендритних просторах (рис. 5.10).

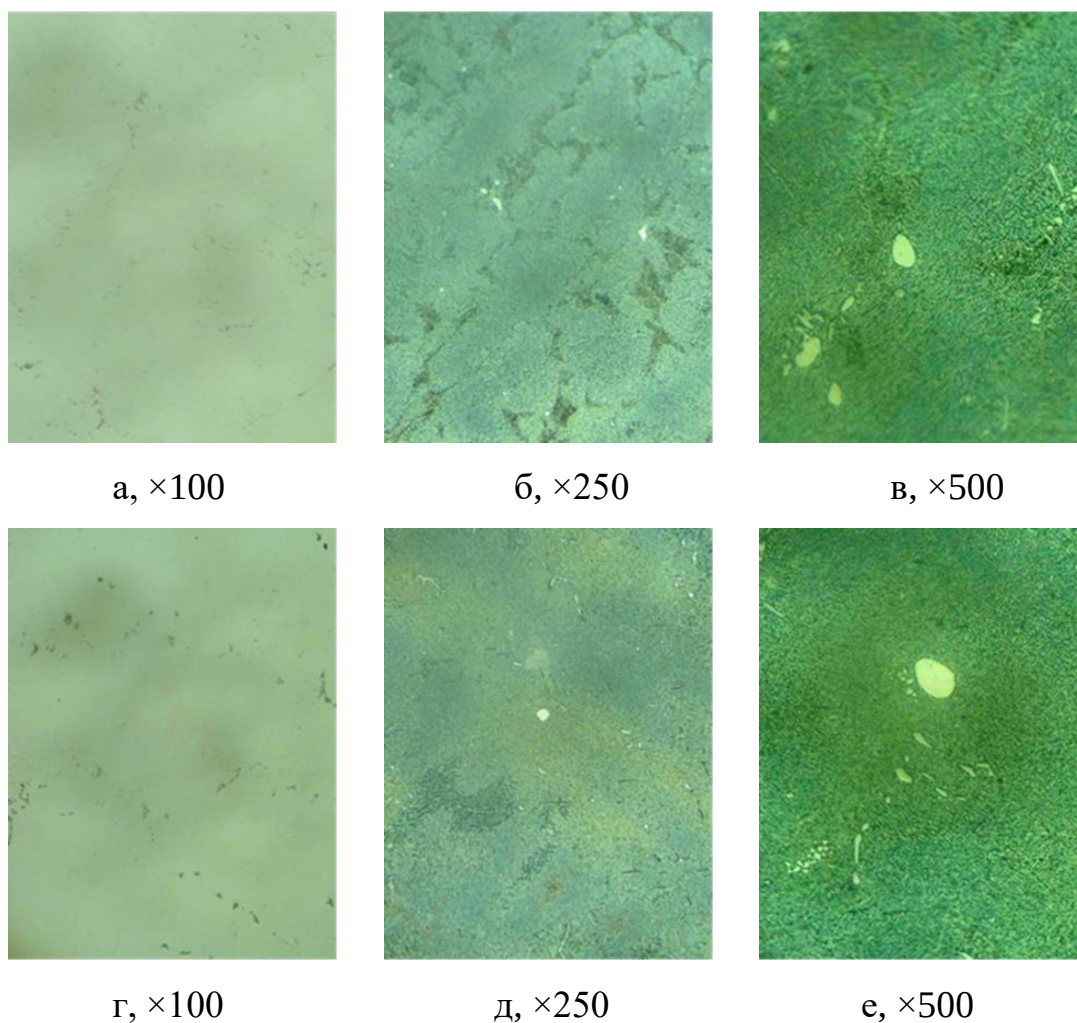


Рисунок 5.10 – Мікроструктура робочих лопаток після операції ГПІ та термообробки – варіант «2»: а, б, в – перо; г, д, е – хвостовик.

Проведене дослідження стану зміцнюючої інтерметалідної γ' -фази в осях та міжвісних просторах дендритів пера та хвостовика робочих лопаток, оброблених за варіантами «0», «1» і «2», дозволило встановити, що у вихідному матеріалі литих лопаток (до проведення ГПІ) частинки γ' -фази мають кубічну морфологію та утворюють блоки, що складаються із чотирьох частинок. Розмір γ' -часток, виміряний з боку еквівалентного площею квадрата, в осях дендритів становить, переважно, 0,38...0,57 мкм (рис. 5.11а, табл. 5.3). У міжосних просторах дендритів поруч із частками γ' -розміром $\sim 0,6$ мкм є значна кількість скоагульованої фази до 1,5 мкм (рис. 5.11б).

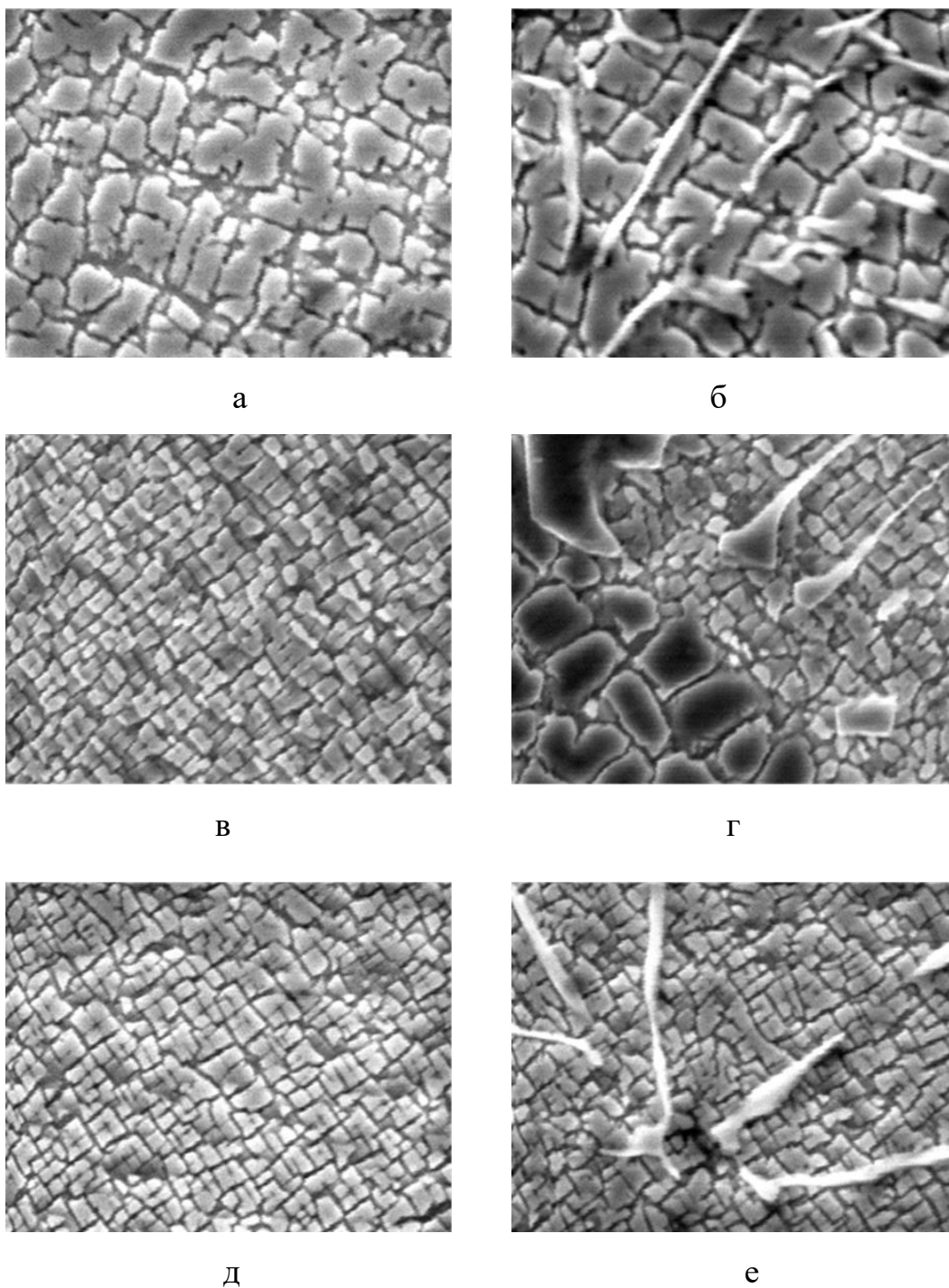


Рисунок 5.11 – Стан інтерметалідної γ' - фази в осях (а, в, д) та міжвісних просторах дендритів (б, г, е) робочих лопаток, відлитих зі сплаву ЖС26-ВІ(ВСК), $\times 10000$:

а, б – до операції ГП (без термообробки) - варіант "0";

в, г – після операції ГП (без термообробки) – варіант «1»;

д, е – після операції ГП та термообробка – варіант «2».

Істотних відмінностей у морфології та величині інтерметалідної фази, що виділилася у хвостовій частині лопатки в порівнянні з її пером, не спостерігається.

Таблиця 5.3 – Розміри частинок γ' -фази у матеріалі робочих лопаток зі сплаву ЖС26-ВІ, виготовлених відповідно до варіантів «0», «1» та «2»

Зона виміру		Розмір частинок γ' - фази, мкм		
		до ГП	після ГП	після ГП + т/о
перо	осі	0,35...0,52	0,20...0,27 (мікрочастинки – 0,07...0,09 мкм)	0,20...0,25
	міжвісі	0,058...0,93 (скоагульовані частинки – до 1,5мкм)	0,24...0,50 (мікрочастинки – 0,08...0,1 мкм)	0,22...0,38 (скоагульовані частинки – 1,1...2,8 мкм)
хвостовик	осі	0,38...0,57	0,21...0,29 (мікрочастинки – 0,07...0,09 мкм)	0,21...0,25
	міжвісі	0,06...1,0 (скоагульовані частинки – до 1,5мкм)	0,24...0,57 (мікрочастинки – 0,08...0,1 мкм)	0,24...0,38 (скоагульовані частинки – 1,1...2,86 мкм)

У структурі лопаток після газостаткування спостерігається подрібнення інтерметалідної γ' -фази (рис. 5.11, в, г). При цьому, розмір γ' -часток зменшується приблизно в 2 рази порівняно з вихідним сплавом (див. табл. 5.3). У матеріалі лопаток після ізостатичного пресування виявлено виділення невеликої кількості мікрочастинок γ' - фази розміром 0,07...0,1 мкм, а також зональні міждендритні виділення скоагульованих інтерметалідних частинок, розмір яких досягає 2,57 мкм.

У процесі гомогенізації при температурі 1265 °С протягом 1год.15хв., проведеної після операції газостатування, відбувається вирівнювання розмірів частинок інтерметалідної фази γ' в осях та міжосних просторах дендритів (див. рис. 5.11д, е). У цьому слід зазначити, що у структурі сплаву зберігаються зональні ділянки з наявністю скоагульованих γ' - часток розміром 1,1...2,86 мкм, які розташовані у міжосях (рис. 5.12).

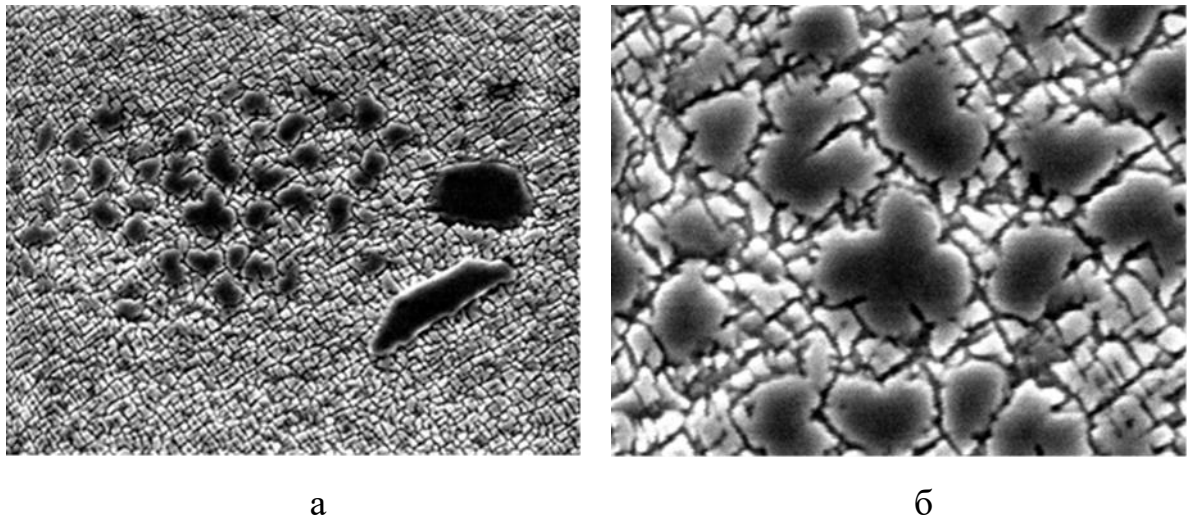


Рисунок 5.12 – Зональні ділянки скоагульованої γ' - фази у матеріалі робочих лопаток, що пройшли ГП та стандартну термообробку (варіант «2»): а – $\times 3500$; б – $\times 10000$.

Вибір оптимальних режимів термічної обробки лопаток сплаву ЖС26-ВІ після гарячого ізостатичного пресування здійснювали на основі аналізу мікроструктур після високо- та низькотемпературного старіння та тільки після низькотемпературного старіння.

Так, на рис. 5.13.а, б, в представлена структура сплаву ЖС26-ВІ після ГП, стандартного старіння (при 1050 °С) та охолодження та низькотемпературного старіння при 850 °С, а на рис. 5.13.ж, з, і – після ГП та низькотемпературного старіння.

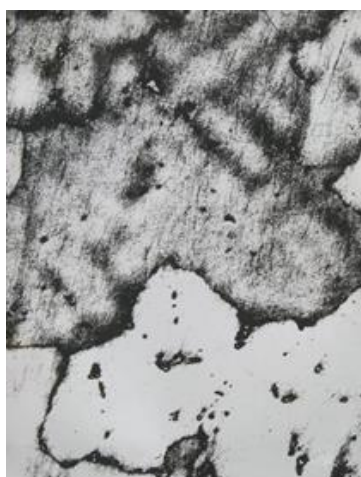
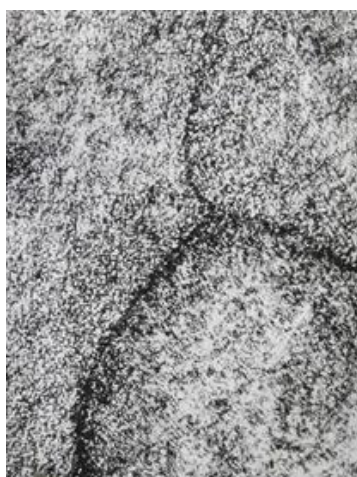
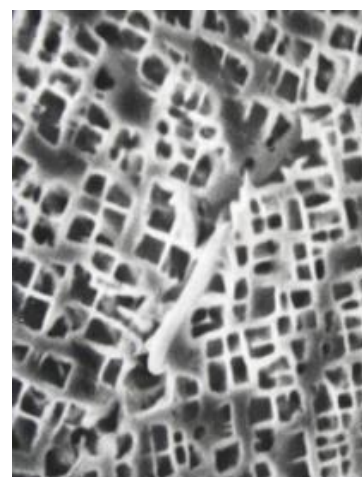
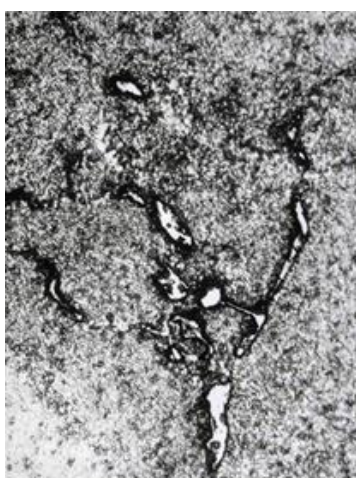
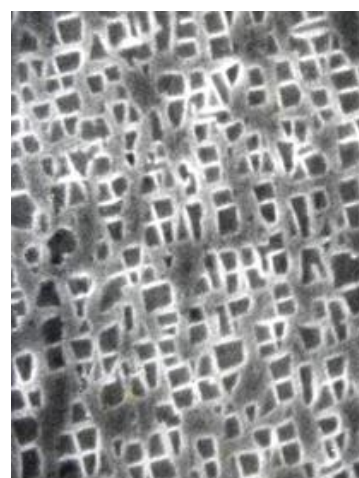
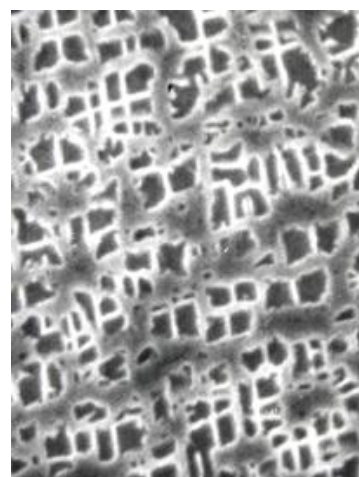
а, $\times 100$ б, $\times 500$ в, $\times 5000$ г, $\times 100$ д, $\times 500$ е, $\times 5000$ ж, $\times 100$ з, $\times 500$ і, $\times 5000$

Рисунок 5.13 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЖС26-ВІ:

а, б, в – після ГП;

г, д, е – після ГП + 1050 °С, 1 год. + 850 °С, 24 год.;

ж, з, і – після ГП + 850 °С, 24 год.

В структурі всіх трьох зразків відсутні пори, а виділення γ' -фази мають оптимальні розміри. Розміри цих частинок складають 0.3...0,5 мкм в осях дендритів та 0.5...0.6 мкм в міжосних просторах. Проміжки між більш великими виділеннями заповнені дрібними частинками з розміром 0,1...0,2 мкм.

В зразках, що піддані старінню (за обома режимами), по межах зерен утворились великі зубчасті виділення вторинної γ' -фази. Як відомо, такі виділення позитивно впливають на втомні характеристики жароміцних сплавів.

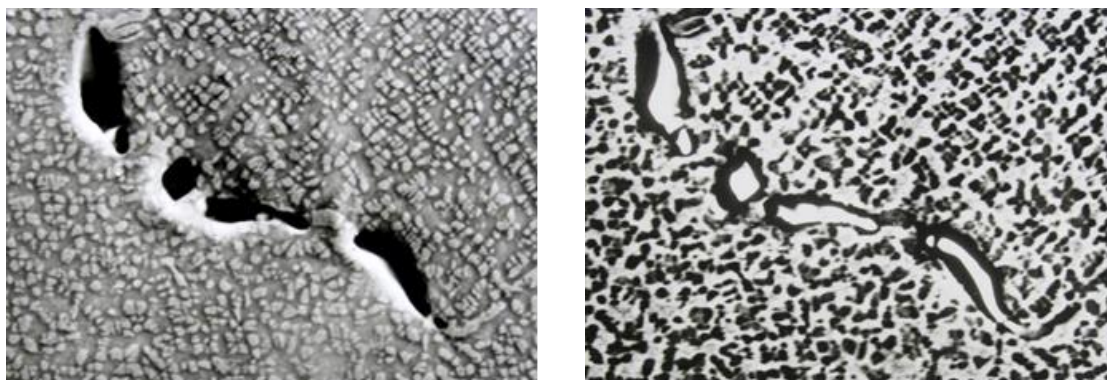
Після проведення подвійного старіння у зразках утворились грубі виділення боридної фази, що мають несприятливу форму.

В структурі всіх зразків карбідна фаза окаймлена виділеннями вторинної γ' -фази, що має пом'якшити несприятливий вплив карбідів на втомні характеристики сплаву. При цьому необхідно відзначити, що розпад карбідів типу MC з утворенням надлишкової γ' -фази, ТЩУ-фаз, карбідів $M_{23}C_6$ на зерномежевій та міждендритних ділянках не спостерігається.

На рис. 5.14.а представлено растрове зображення карбідів типу MC, а на рис. 5.14.б – зображення в режимі «композиція». Таким чином, оптимальну структуру мають зразки після ГП та низькотемпературного старіння, що характеризується:

- вторинними виділеннями γ' -фази з оптимальними розмірами;
- карбідною фазою, що оточена сприятливими виділеннями вторинної γ' -фази;
- сприятливими зубчастими виділеннями вторинної γ' -фази на межах зерен;
- відсутністю грубих виділень вторинної боридної фази.

На рис. 5.15 представлена мікроструктура пера та замка лопатки, виготовленої зі сплаву ЖС26-ВІ, після ГП та термічної обробки по оптимальному режиму. Вона аналогічна структурі зразків. Мікротріщин та мікропор в структурі не виявлено.



а

б

Рисунок 5.14 – Мікроструктура карбідів типу МС у зразках зі сплаву ЖС26-ВІ після ГП + 1050 °С, 1 год. + 850 °С, 24 год., $\times 2500$:

а – растрове зображення; б – зображення в режимі «композиція»

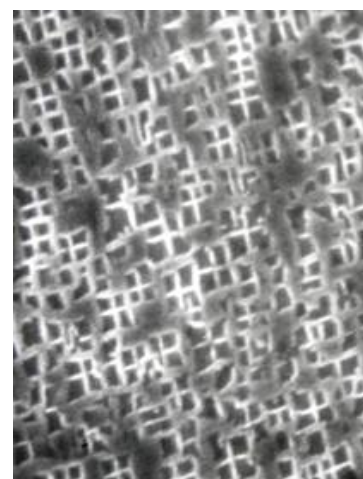
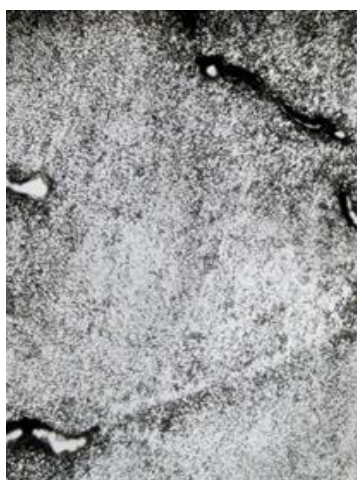
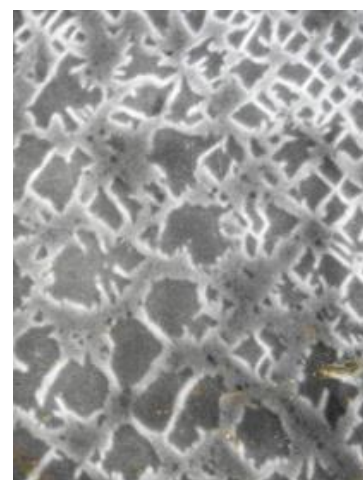
а $\times 100$ б, $\times 500$ в, $\times 5000$ г, $\times 100$ д, $\times 500$ е, $\times 5000$

Рисунок 5.15 – Мікроструктура пера (а, б, в) та замка (г, д, е) робочої лопатки зі сплаву ЖС26-ВІ після ГП + 850 °С, 24 год.

В таблиці 5.4 представлені механічні властивості сплаву ЖС26-ВІ на зразках, вирізаних з пера та замка лопатки. Представлені дані свідчать, що на зразках, вирізаних з пера та замка лопатки, механічні властивості однакові і перевищують вимоги ТУ на поставку лопаток. Оскільки, зазвичай, механічні властивості на зразках, вирізаних з замка лопатки, бувають заниженими, можна дійти висновку, що попередня механічна обробка замка лопатки не вплинула на процес її уплотнення ГП.

Таблиця 5.4 – Механічні властивості на зразках, вирізаних з пера та замка механічно обробленої лопатки після ГП та термообробки за оптимальним режимом (сплав ЖС26-ВІ)

Т-ра, °С	ТУ			Пера			Замок		
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
20	870	770	3,0	881	790	6,8	928	818	6,0
850	800	740	5,0	847	777	5,6	850	798	13,0

Механічні та жароміцні властивості визначали на нетермооброблених зразках ($\varnothing 15\text{мм}$; $L=135\text{мм}$), відлитих методом спрямованої кристалізації, а також після термічної обробки за стандартним режимом (гомогенізація при температурі 1265 ± 10 °С протягом 1 год.15хв). Результати механічних випробувань та випробувань на тривалу міцність наведені у таблиці 5.5.

Термічна обробка за стандартним режимом після газостатування (варіант «2») сприяє підвищенню пластичності сплаву, при збереженні міцності та жароміцних властивостей, що обумовлено підвищенням структурної однорідності сплаву та релаксацією напруг, наведених у процесі гарячого ізостатичного пресування.

Найбільш сприятливе поєднання міцності та пластичних характеристик, а також тривалої міцності отримано на зразках, оброблених за 2-м варіантом (ГПІ + стандартна термообробка).

Таблиця 5.5 – Механічні та жароміцні властивості сплаву ЖС26-ВІ до та після операції гарячого ізостатичного пресування

Стан матеріалу	Механічні властивості при $t=20^{\circ}\text{C}$			Час до руйнування (при $T_{\text{вип.}}=975^{\circ}\text{C}$, та $\sigma=260\text{ МПа}$), $\tau_{\text{р}}$, год.
	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	δ , %	Ψ , %	
вхідне (без ГПІ) без термообробки	965	6,0	-	70,3
вхідне (без ГПІ) після стандартної термообробки	925 1207	24,0 12,8	18,5 10,7	54,5 59,5
після ГПІ	1032 1043	6,4 6,2	8,99 9,36	57,5 57,0
після ГПІ та після стандартної термообробки	1028 1029	8,0 11,2	11,2 11,6	56,0 63,0
Норми Н28ТУ-190	≥ 850	$\geq 6,0$	-	$\geq 40,0$

Злами по вскритих тріщинах на досліджуваних лопатках ідентичні, мають втомний характер зі скольною ступінчастою будовою (рис. 5.16). Джерело початкового зародження тріщин на рисунках показано стрілками. Дефекти ливарного походження у зламах не знайдені.

Границя витривалості досліджуваної партії лопаток, виготовлених зі сплаву ЖС26-ВІ(ВСК), дорівнює $\sigma_{-1} = 180\text{ МПа}$, що задовольняє вимоги технічної документації (табл. 5.6).

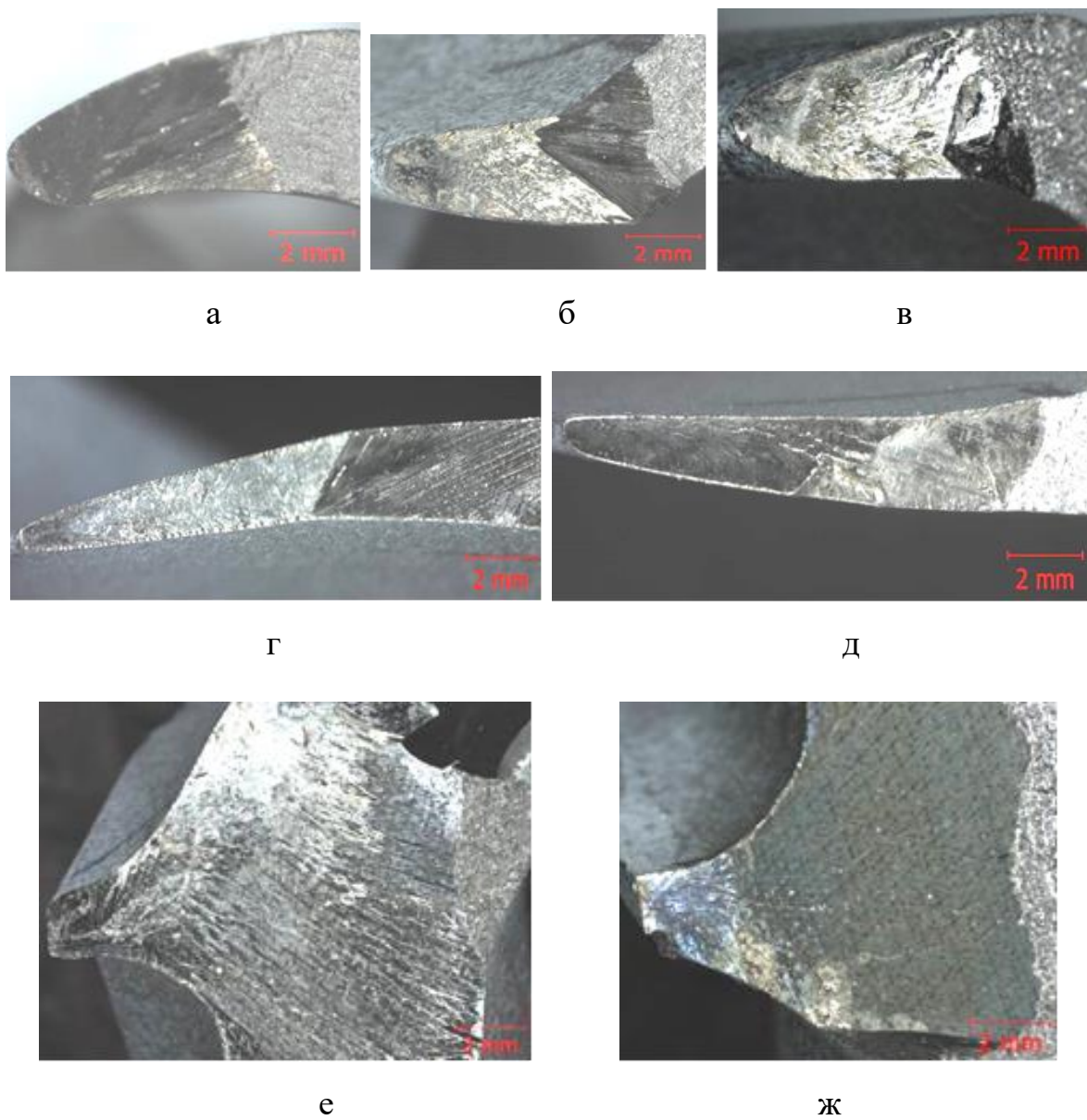


Рисунок 5.16 – Будова зламів по відкритих тріщинах на робочих лопатках зі сплаву ЖС26-ВІ(ВСК), $\times 6,5$:

а, б, в – від вхідної кромки;

г, д – від вихідної кромки;

е, ж – від полки хвостовика.

Таблиця 5.6 – Параметри втомної міцності робочих лопаток I ступені ТВТ зі сплаву ЖС26-ВІ(ВСК) після ГП

№ п/п	Напруження випробування, МПа	кількість циклів, $N \cdot 10^6$	Примітка
1	280	14,04	Дефекти у зламі відсутні (рис. 5.16 г)
2	260	20,0	Лопатка не зруйнувалась
3	260	20,0	Дефекти у зламі відсутні (рис. 5.16 е)
4	260	4,29	Дефекти у зламі відсутні (рис. 5.16 а)
5	240	19,7	Дефекти у зламі відсутні (рис. 5.16 д)
6	220	20,0	Дефекти у зламі відсутні (рис. 5.16 ж)
7	200	20,0	Лопатка не зруйнувалась
8	200	20,0	Лопатка не зруйнувалась
9	200	7,68	Дефекти у зламі відсутні (рис. 5.16 б)
10	180	20,0	Лопатка не зруйнувалась
11	180	20,0	Лопатка не зруйнувалась
12	180	14,27	Дефекти у зламі відсутні (рис. 5.16 в)
13	160	20,0	Лопатка не зруйнувалась
14	160	20,0	Лопатка не зруйнувалась
15	160	20,0	Лопатка не зруйнувалась
16	160	20,0	Лопатка не зруйнувалась
17	160	20,0	Лопатка не зруйнувалась
18	160	20,0	Лопатка не зруйнувалась
19	160	20,0	Лопатка не зруйнувалась

На рисунку 5.17 показано фрактографічну будову зламів, отриманих при випробуванні зразків, відлитих зі сплаву ЖС26-ВІ(ВСК), на розтяг – до проведення операції ГП, після ГП, а також після ГП та стандартної термообробки. Встановлено, що руйнування зразків, оброблених за різними варіантами, в процесі випробувань сталося кристалічною площиною [001].

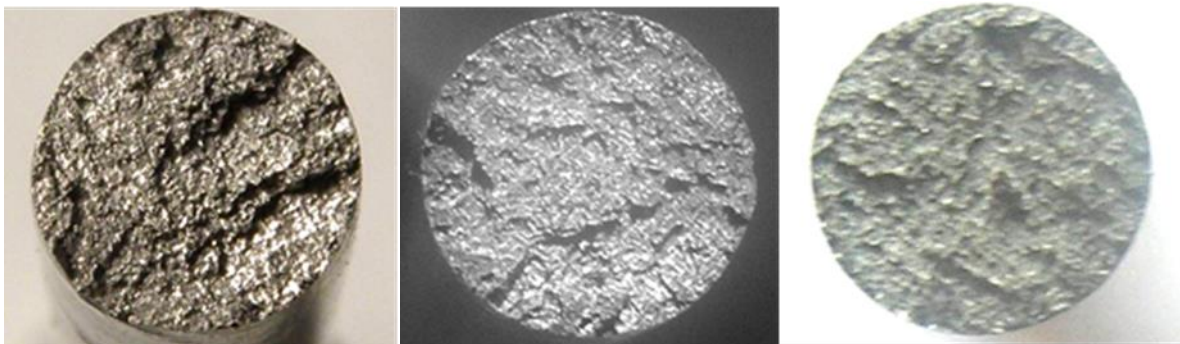


Рисунок 5.17 – Будова зламів зразків, відлитих зі сплаву ЖС26-ВІ(ВСК):

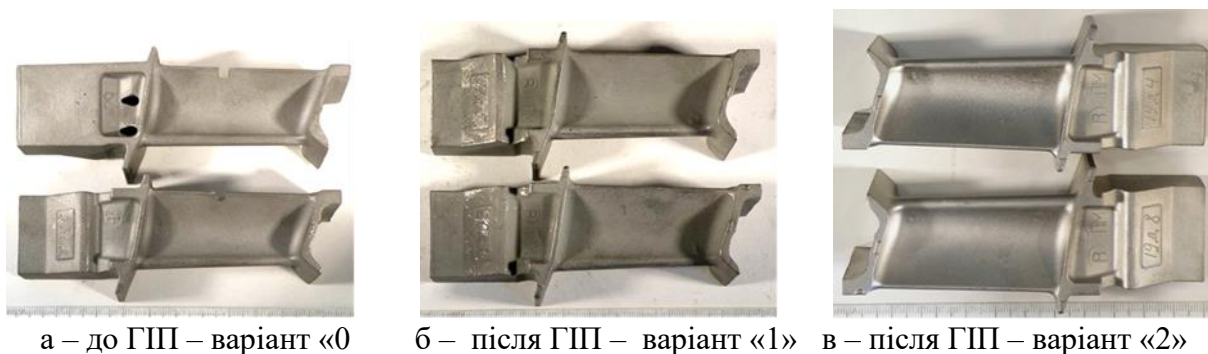
а – до проведення операції ГП (варіант «0»);

б – після проведення операції ГП (варіант «1»);

в – після проведення операції ГП та термообробка (варіант «2»).

5.2 Дослідження структури і властивостей робочих лопаток авіаційних газотурбінних двигунів із жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ

Зовнішній вигляд робочих лопаток ТВД до та після проведення ГП (варіанти «0», «1», «2») представлені рисунку 5.18.



а – до ГП – варіант «0»

б – після ГП – варіант «1»

в – після ГП – варіант «2»

Рисунок 5.18 – Зовнішній вигляд робочих лопаток ТВД до (а) та після (б) проведення операції ГП, а також після ГП та подальшої термообробки при 1270 °С (вакуум) (в).

Хімічний склад досліджуваних лопаток за всіма варіантами наведено у таблиці 5.7.

Таблиця 5.7 – Хімічний склад робочих лопаток ТВТ із сплаву ЖС32-VI (ВСК)

Варіант	Вміст елементів, %								
	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re
«0»	0.15	4.85	9.43	8.68	1.17	5.85	1.55	4.10	3.80
«1»	0.14	4.90	9.33	8.68	1.20	5.70	1.51	4.05	3.80
«2»	0.14	5.05	9.28	8.72	1.20	5.70	1.60	4.10	3.70
серійний	0.16	4.56	9.47	8.9	1.15	5.72	1.50	3.7	3.60
Норми ТУ1-92-177-91	0,12... 0,17	4,5... 5,5	9,0... 9,5	8,1... 8,9	0,9... 1,3	5,7... 6,2	1,4... 1,8	3,7... 4,3	3,6... 4,3

продовження таблиці 5.6

Варіант	Вміст елементів, %					
	Ni	Si	Fe	S	B	Mn
«0»	основа	< 0,2	< 0,5	0,003	0,014	< 0,3
«1»	основа	< 0,2	< 0,5	0,003	0,014	< 0,3
«2»	основа	< 0,2	< 0,5	0,003	0,014	< 0,3
серійний	основа	< 0,3	0.24	0.004	< 0,02	< 0,3
Норми ТУ1-92-177-91	основа	≤0,3	≤ 0,5	≤0,005	≤0,02	≤0,3

З результатів, наведених у таблиці 5.7, видно, що вміст елементів у матеріалі досліджуваних лопаток знаходиться на тому ж рівні; хімічний склад задовільний та відповідає вимогам ТУ1-92-177-91.

При металографічному дослідженні на зовнішній поверхні лопаток як до, так і після гарячого ізостатичного пресування виявлені неметалеві включення темно-сірого кольору, характерні для оксидів, що проникають на глибину до 10 мкм.

Відсутність окисленого шару на зовнішній поверхні лопаток після газостатування з подальшим проведенням високотемпературної термічної обробки (1270°C) обумовлено тим, що після газостатування в процесі вилуговування керамічних стрижнів в автоклаві в розчині лугів окислений шар із зовнішньої поверхні був видалений. Крім того, при підготовці лопаток до

термообробки здійснювалося обдування зовнішньої поверхні мікропорошком, а в процесі високотемпературної обробки у вакуумі після проведення операції ГП – спостерігалось вакуумне очищення як зовнішньої, так і внутрішньої поверхонь лопаток.

Слід зазначити, що на поверхні внутрішніх каналів охолоджуваних робочих лопаток без газостатування (варіант «0») є мікропори (рис. 5.19 а, б). Тоді як при газостатуванні лопаток зі стрижнем (варіант «1») відбувається «заліковування» пір, які знаходяться на поверхні каналу, що охолоджується (рис.5.19, г).

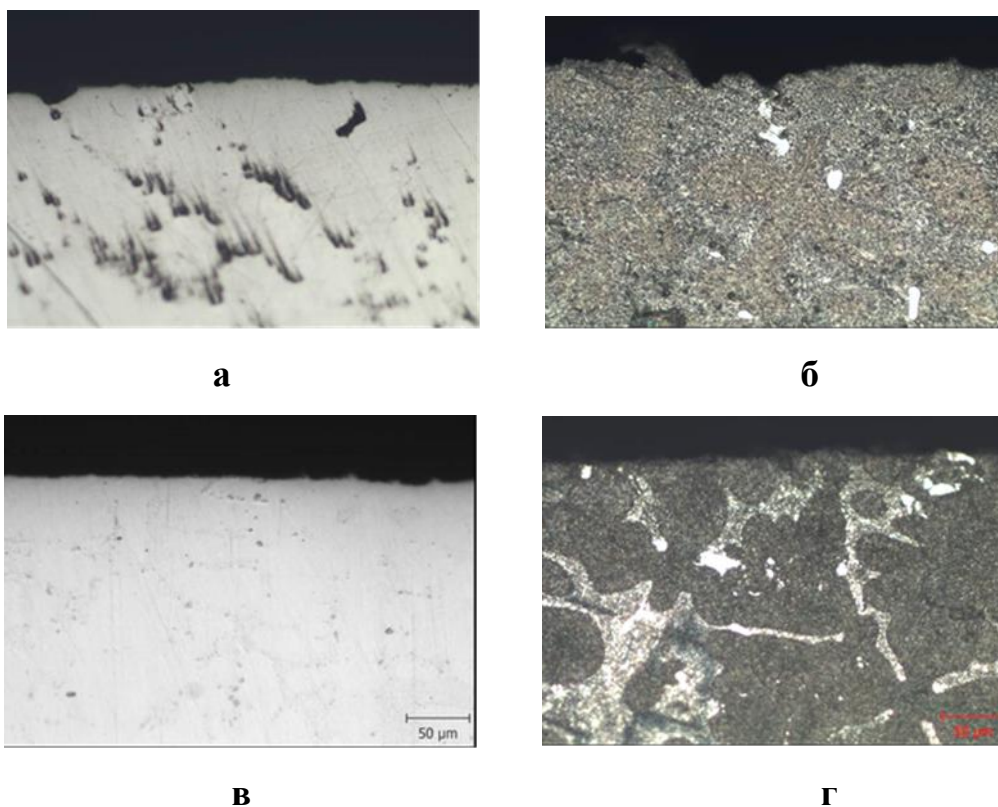


Рисунок 5.19 – Стан внутрішньої поверхні каналів, що охолоджуються, робочих лопаток до (а, б) і після ГП разом з керамічним стрижнем (в, г), без термообробки, $\times 300$.

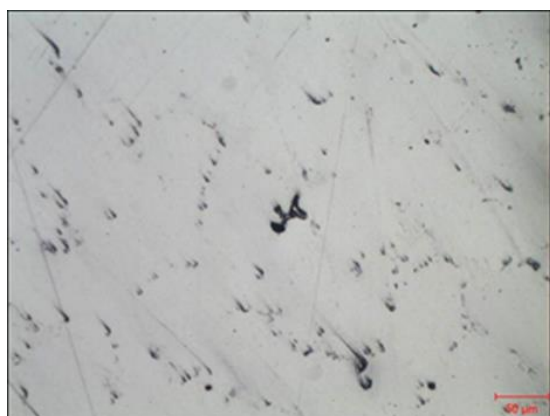
Карбіди МС виділяються як у вигляді дискретних глобулярних частинок, так і пластин типу «китайських ієрогліфів», що розташовуються переважно у міждендритних просторах та за межами зерен.

Проведення операції гарячого ізостатичного пресування (варіанти «1» і «2») сприяє «залікуванню» пір. У структурі лопаток після ГП, мікропори практично відсутні (рис. 5.20 в, г, д, е, таблиця 5.8). Розмір виявлених після ГП поодиноких мікропор, що рідко зустрічаються, не перевищує $\sim 2,5$ мкм, що приблизно в 32 рази менше в порівнянні з порами, виявленими в лопатках до проведення операції ГП.

Таблиця 5.8 – Параметри структурних складових матеріалу робочих лопаток

Стан матеріалу		Розміри структурних складових, мкм					
		карбіди		евтектика типу (γ - γ')	мікропори	Відстань між осями дендритів	
		глобулярні типу МС	пластинчасті типу M_6C			1 ^{го} порядку	2 ^{го} порядку
Початкове (без ГП) до термообробки	перо	2...8	10...70 (одиничні до 85)	6...30 (одиничні до 45)	6...17	120...160	30...40
	хвостовик	3...18	10...35 (одиничні до 50)	10...60 (одиничні до 75)	10...80	250...350	70...85
Після ГП (зі стрижнями) без термообробки	перо	1...5	5...17 (одиничні до 25)	5...22 (одиничні до 35)	до 2,5	120...160	25...35
	хвостовик	2...10	10...50 (одиничні до 70)	7...45 (одиничні до 65)	до 2,5	250...350	70...85
після ГП та стандартної термообробки	перо	1...4	4...12 (одиничні до 18)	5...16 (одиничні до 20)	до 2,5	120...160	25...35
	хвостовик	2...10	10...35 (одиничні до 60)	7...45 (одиничні до 65)	до 2,5	220...280	55...70

З даних, наведених у таблиці 5.8, видно, що розміри структурних складових, а також відстань між осями дендритів у пері лопаток приблизно в 2 рази менше, ніж у хвостовій частині.



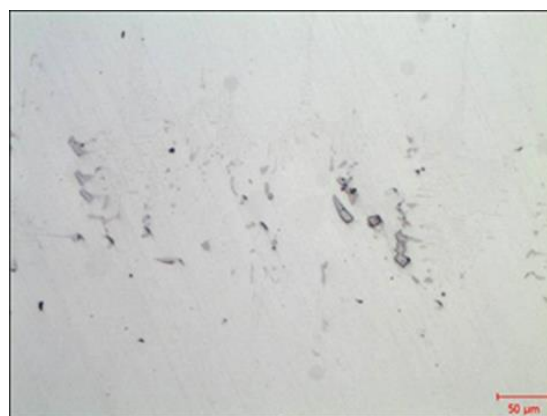
а



б



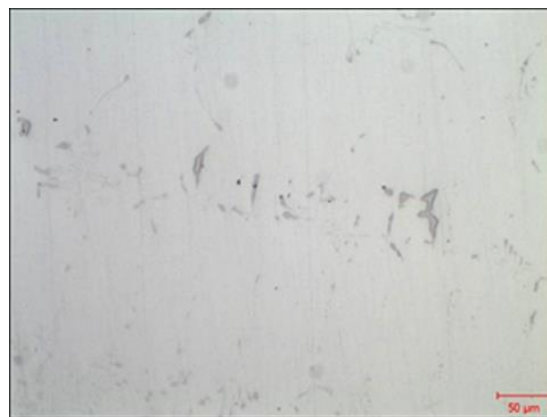
в



г



д



е

Рисунок 5.20 – Мікропористість у матеріалі пера (а, в, д) та хвостовика (б, г, е) робочих лопаток зі сплаву ЖС32-ВІ, $\times 200$:

а, б – варіант «0» - до проведення операції ГП;

в, г – варіант «1» - після проведення операції ГП;

д, е – варіант «2» - після проведення операції ГП та термічної обробки.

У мікроструктурі лопаток після ГП (як до, так і після стандартної термообробки) спостерігається зменшення розмірів глобулярних карбідів та евтектичної (γ - γ')-фази, а також витончення пластинчастих (евтектичних) карбідів.

Металографічним дослідженням встановлено, що мікроструктура дослідних робочих лопаток – монокристалічна. Основними структурними складовими матеріалу лопаток до проведення ГП та термообробки є – γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ' -фази, евтектичної фази (γ - γ'), карбідів і карбонітрідів; що відповідає литому стану сплаву ЖС32-ВІ(ВСК) (рис. 5.21).

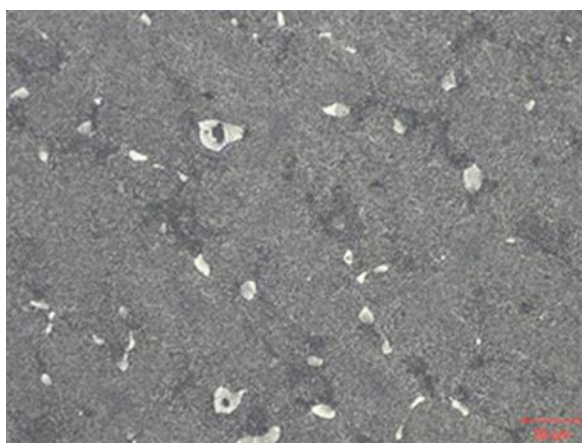
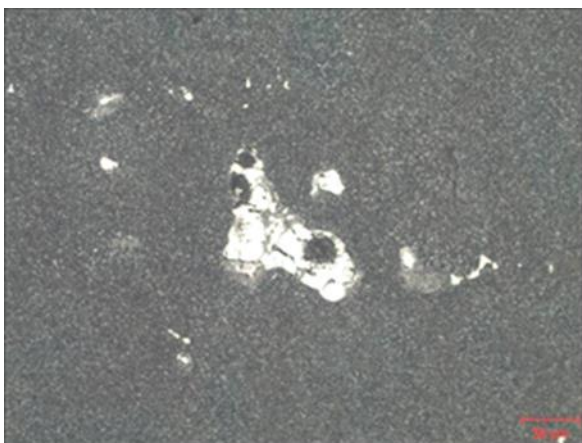
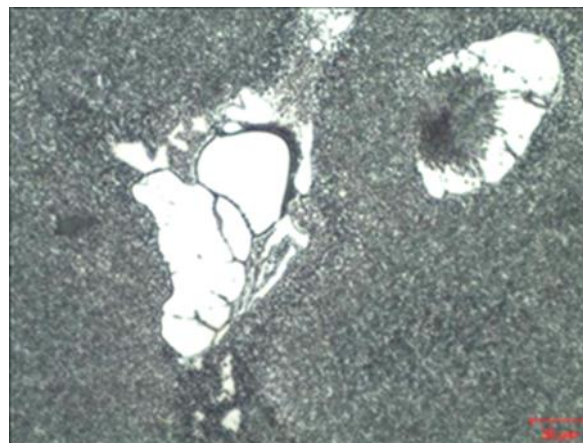
а, $\times 200$ б, $\times 500$ в, $\times 200$ г, $\times 500$

Рисунок 5.21 – Мікроструктура робочих лопаток до операції ГП (варіант «0»): а, б – перо; в, г – хвостовик.

У процесі гарячого ізостатичного пресування при температурі 1250 °С та тиску 170 МПа (варіант «1») відбулося значне розчинення та перекристалізація евтектичної фази (γ - γ'). У міждендритних просторах спостерігаються виділення скоагульованих частинок γ' -фази, які спільно з пластинчастими (евтектичними) карбідами, що також виділяються в міжвісних просторах дендритів, мають вигляд каркасу, що призводить до огрублення і неоднорідності структури сплаву.

При цьому слід зазначити, що структури, характерні для перегрітого стану сплаву ЖС32-ВІ(ВСК), у матеріалі робочих лопаток після ГП не виявлено (рис.5.22).

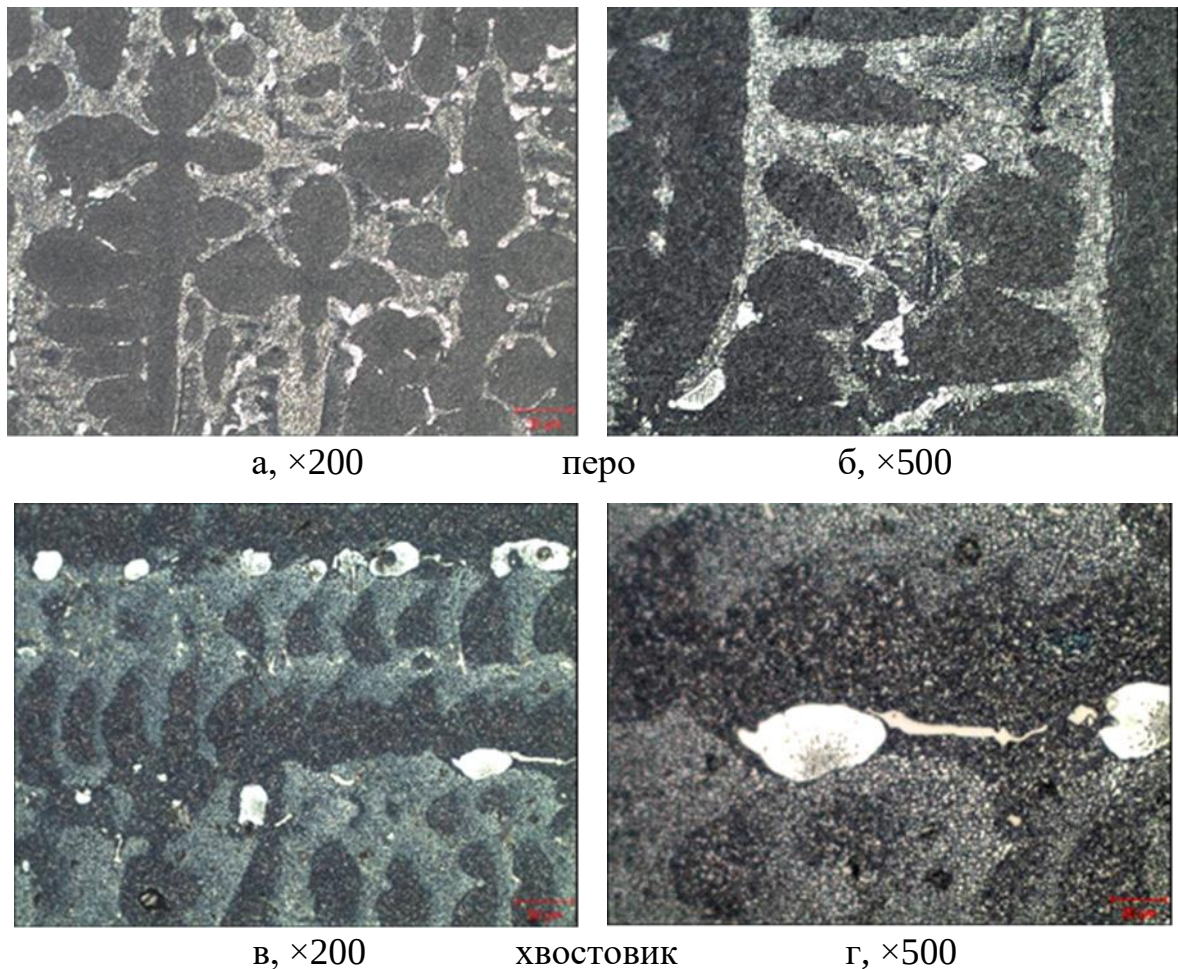
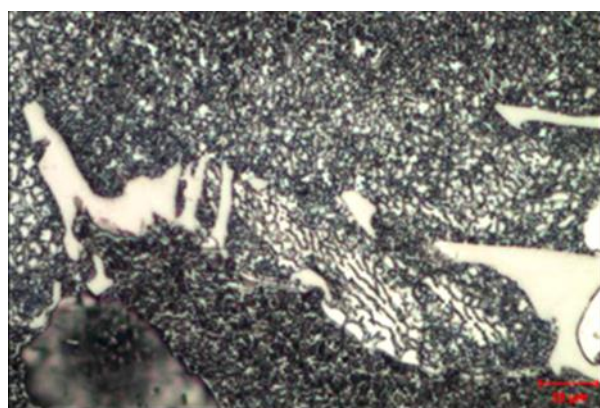
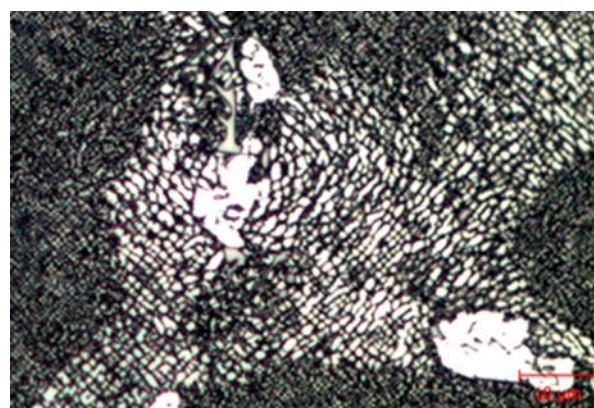


Рисунок 5.22 – Мікроструктура робочих лопаток після операції ГП (варіант «1»): а, б – перо; в, г – хвостовик.

У матеріалі робочих лопаток, що пройшли газостатування (варіант «1»), у місцях повного або часткового «залікування» мікропор виявлені зони кратерообразної форми у вигляді концентрично розташованих витягнутих частинок зміцнюючої інтерметалідної γ' -фази, характерні для «рафт»-структури (рис. 5.23). Аналогічні області також виявлені навколо деяких карбідів типу MC (рис. 5.24). Встановлено, що з наближенням до центру зазначених областей, відповідно до напрямку результуючих напруг, спостерігається збільшення щільності та спотворення інтерметалідних частинок.



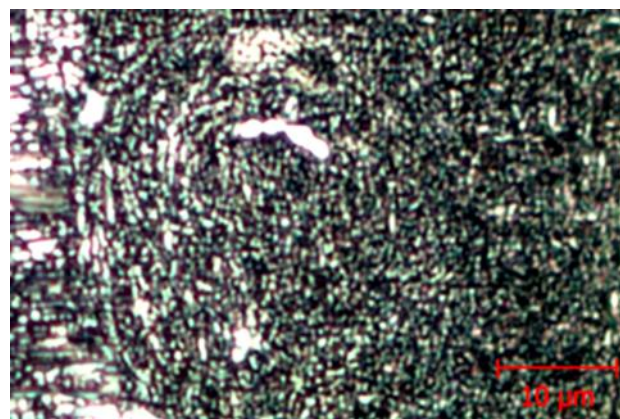
а



б



в



г

Рисунок 5.23 – «Рафт»-структура у матеріалі робочих лопаток ТВТ після операції ГП (газостатування разом із керамічним стрижнем) у зонах «заліковування» мікропор, $\times 1000$

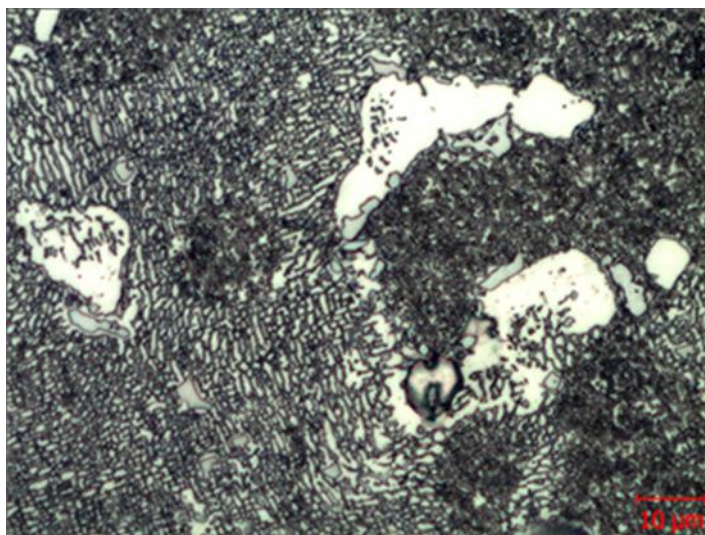


Рисунок 5.24 – «Рафт»-структура у матеріалі робочих лопаток ТВТ після операції ГП (газостатування разом із керамічним стрижнем) навколо карбідів типу МС, $\times 1000$.

Отже, в результаті пластичної деформації, що ініціюється процесом гарячого ізостатичного пресування, концентрація спотворень структурних компонентів у локальному обсязі матеріалу, прилеглих до мікропор зонах карбідів, істотно зростає. У зонах «залікування» мікропор поряд з дрібними інтерметалідними частинками також спостерігається скупчення скоагульованих витягнутих частинок γ' -фази розміром до 5,7 мкм.

Таким чином, матеріал робочих лопаток турбіни, підданих гарячому ізостатичному пресуванню, характеризується структурною неоднорідністю внаслідок утворення «рафт»-структури у вигляді зональних ділянок, зосереджених у місцях «заліковування» пір, а також виділення скоагульованих частинок γ' -фази, які разом з пластинчастими (евтектичними) карбідами мають вигляд каркасу.

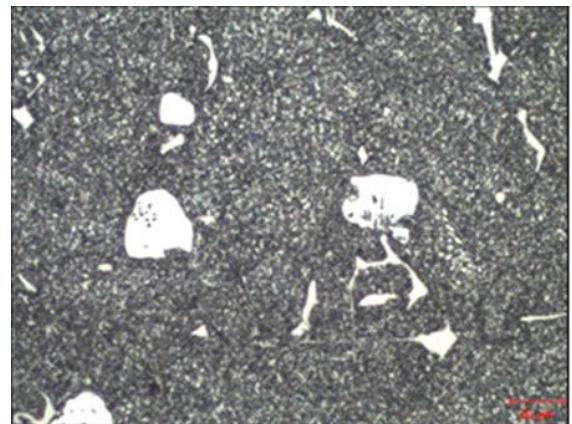
У вихідній мікроструктурі литих лопаток (до газостатування - варіант "0") утворення подібних структур не спостерігається.

Термообробка за стандартним режимом (1270 °С, 1 год. 15 хв.) після газостатування (варіант «2») сприяє перекристалізації зміцнюючої інтерметалідної γ' -фази, що полягає у розчиненні γ' -фази в γ -матриці та

повторному її виділенні у вигляді дисперсних частинок кубічної морфології з наявністю невеликої кількості скоагульованої інтерметалідної γ' -фази, що виділяється в міждендритних просторах (рис 5.25). При цьому спостерігається фрагментація частинок евтектичної фази (γ - γ'), її часткове розчинення та витончення пластин евтектичних карбідів.

а, $\times 200$ 

перо

б, $\times 500$ в, $\times 200$ 

хвостовик

г, $\times 500$

Рисунок 5.25 – Мікроструктура робочих лопаток ТВТ після проведення операції ГП та термічної обробки – варіант «2»: а, б – перо; в, г – хвостовик.

В результаті проведеного дослідження стану зміцнюючої γ' -фази у вісях та міжвісних просторах дендритів пера та хвостовика робочих лопаток було встановлено, що у вихідному матеріалі литих лопаток (до проведення ГП) частинки γ' -фази мають кубічну морфологію і утворюють блоки, що складаються

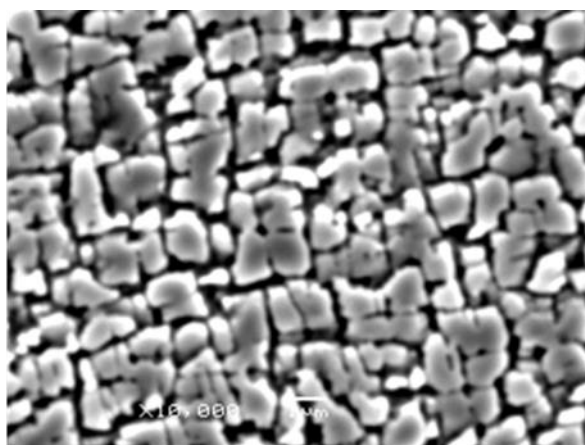
з чотирьох частинок. Розмір γ' -часток, виміряний з боку еквівалентного площі квадрата, в осях дендритів становить, переважно, 0,25...0,42 мкм (рис. 5.26а, табл. 5.9). У міжвісних просторах дендритів поруч із γ' -частками розміром $\sim 0,75$ мкм є значна кількість скоагульованої фази до 2,5 мкм (рис 5.26 б).

У структурі лопаток після газостаткування спостерігається подрібнення інтерметалідної γ' -фази (рис. 5.26 г). Розмір γ' -часток зменшується приблизно в 1,5 рази порівняно з вихідним сплавом (табл. 5.9). Для матеріалу лопаток після ізостатичного пресування характерна наявність міждендритних виділень скоагульованих інтерметалідних частинок, розмір яких досягає 2,5 мкм. При цьому в міжвісних просторах дендритів поряд з великими виділеннями γ' - фази також виявлено частинки, розмір яких становить $\sim 0,16$ мкм. В процесі гомогенізації при температурі 1270 °С на протязі 1 год. 15 хв., що проведено після ГП, відбувається вирівнювання розмірів частинок γ' -фази у вісях та міжвісних просторах дендритів (рис. 5.26д, е). Кількість скоагульованих частинок γ' -фази розміром 0,52...0,75 мкм, що зберігаються, є незначними (рис. 5.26е).

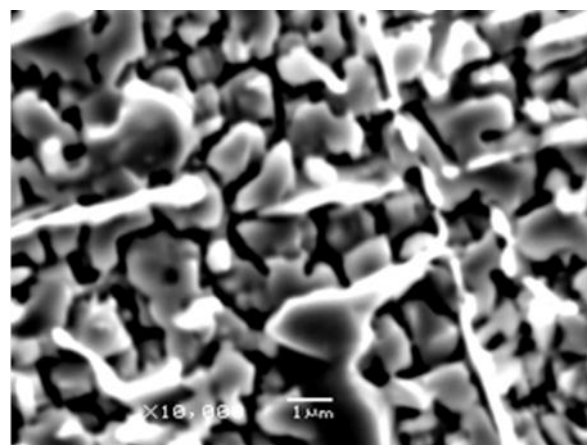
Слід зазначити, що суттєвих відмінностей у морфології та величині інтерметалідної фази, що виділилася у хвостовій частині лопатки порівняно з її пером, не спостерігається.

Таблиця 5.9 – Розміри частинок γ' -фази у матеріалі робочих лопаток зі сплаву ЖС32-ВІ(ВСК)

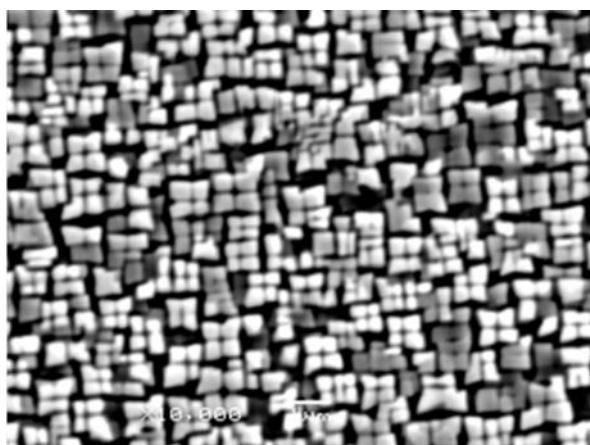
Зона виміру	Розмір частинок γ' -фази, мкм		
	варіант «0» до ГП	варіант «1» після ГП	варіант «2» після ГП + т/о
вісі	0,25...0,42	0,18...0,33	0,15...0,33
міжосі	0,58...1,00 (скоагульовані частинки – до 2,5 мкм)	0,48...0,63 (мікрочастинки – 0,15...0,17 мкм; (скоагульовані частинки – 1,42...2,5 мкм)	0,20...0,33 (скоагульовані частинки – 0,52...0,75 мкм)



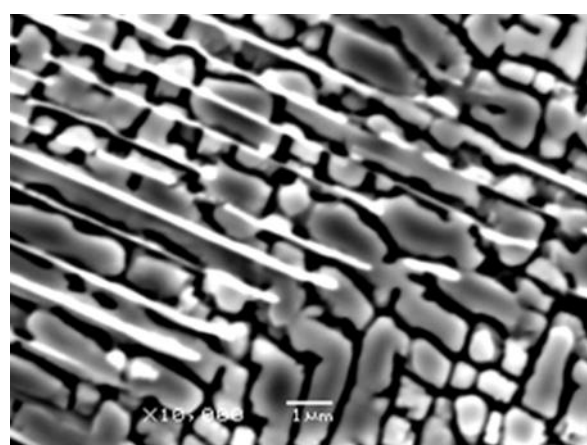
а - перо



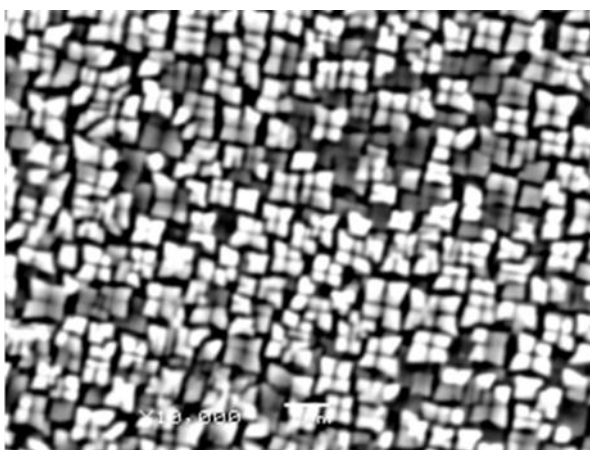
б - хвостовик



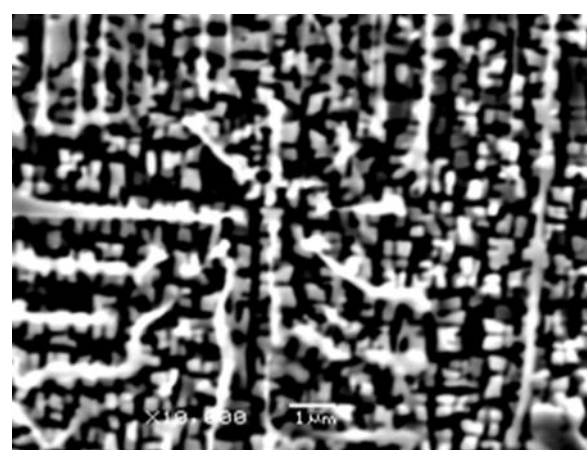
в - перо



г - хвостовик



д - перо



е - хвостовик

Рисунок 5.26 – Стан інтерметалідної γ' -фази у матеріалі робочих лопаток ГТД, відлитих зі сплаву ЖС32-VI(ВСК), $\times 10000$:

а, б – до операції ГП (без термообробки) – варіант "0";

в, г – після операції ГП (без термообробки) – варіант «1»;

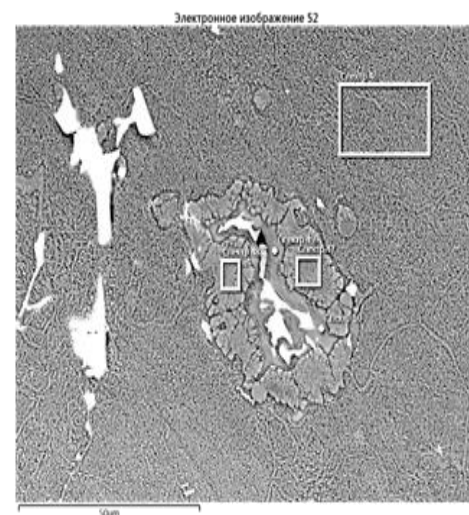
д, е – після операції ГП та термообробка – варіант «2»

Утворення незадовільної мікроструктури характеризується оплавленням евтектичної (γ - γ') фази в матеріалі робочих лопаток в процесі термічної обробки по серійній технології при температурі $1250 \pm 10^\circ\text{C}$, що обумовлено зниженням температури солідус сплаву та, ймовірно, пояснює таке наявністю легкоплавких домішок у складі евтектики.

У зв'язку з цим припущенням на растровому мікроскопі JEOL JSM-IT300LV виконано порівняльний рентгеноспектральний мікроаналіз (РСМА) евтектичної фази (γ - γ') в зоні перегріву та евтектичної фази (γ - γ') без наявності структурних змін на робочих лопатках, який показав, що хімічний склад знаходиться приблизно на однаковому рівні і свідчить про відсутність сторонніх легкоплавких домішок (рис. 5.27 – 5.28).

Крім того, для порівняння було проведено РСМА евтектичної фази (γ - γ') без наявності структурних змін у хвостовику робочої лопатки після гартування. Методом РСМА сторонні легкоплавкі домішки також не знайдено (рис. 5.29).

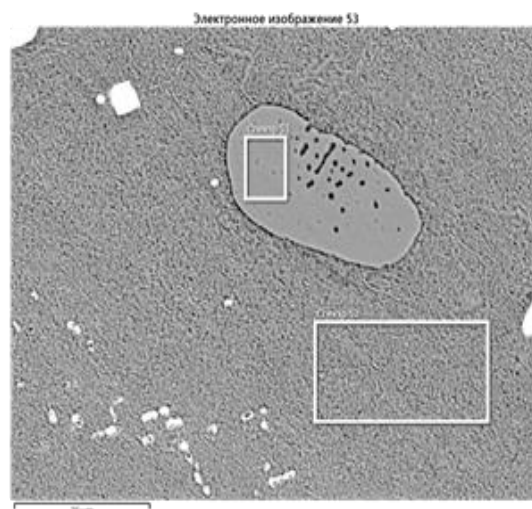
Назва спектру	Спектр 46	Спектр 47	Спектр 48	Спектр 49	Спектр 50
Al	7.31	8.03	8.01	4.17	4.74
Cr	4.34	3.32	3.18	9.51	8.54
Co	8.66	7.47	7.50	12.47	12.40
Ni	64.10	65.41	65.92	62.50	60.88
Nb	1.08	1.83	2.00	2.39	2.32
Mo	0.83	1.03	1.30	1.04	1.50
Ta	3.94	4.65	5.22	1.85	2.25
W	7.47	6.96	5.99	2.29	3.65
Re	2.27	1.29	0.89	3.79	3.72
Сума	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00



Статистика	Al	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Re
Макс	8.03	9.51	12.47	65.92	2.39	1.50	5.22	7.47	3.79
Мін	4.17	3.18	7.47	60.88	1.08	0.83	1.85	2.29	0.89
Середнє	6.45	5.78	9.70	63.76	1.93	1.14	3.58	5.27	2.39
Стандартне відхилення	1.86	3.02	2.54	2.08	0.52	0.26	1.48	2.22	1.34

Рисунок 5.27 – Мікроструктура та хімічний склад евтектичної фази (γ - γ') з наявністю структурних змін у хвостовику робочих лопаток після пайки.

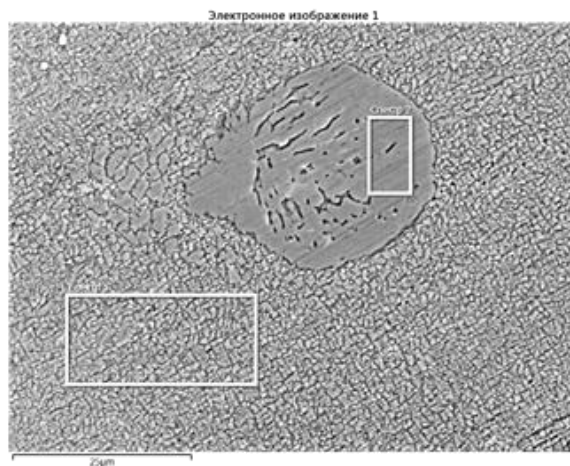
Назва спектру	Спектр 52	Спектр 53
Al	7.14	8.83
Cr	4.30	2.47
Co	8.99	7.12
Ni	62.10	68.00
Nb	1.24	1.48
Mo	0.90	0.50
Ta	3.97	5.68
W	8.90	4.92
Re	2.46	1.00
Сума	100.00	100.00



Статистика	Al	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Re
Макс	8.83	4.30	8.99	68.00	1.48	0.90	5.68	8.90	2.46
Мін	7.14	2.47	7.12	62.10	1.24	0.50	3.97	4.92	1.00
Середнє	7.98	3.39	8.05	65.05	1.36	0.70	4.82	6.91	1.73
Стандартне відхилення	1.19	1.30	1.32	4.18	0.17	0.28	1.21	2.81	1.04

Рисунок 5.28 – Мікроструктура та хімічний склад евтектичної фази (γ - γ') без наявності структурних змін у хвостовику робочих лопаток після пайки.

Назва спектру	Спектр 1	Спектр 2
Al	6.68	8.72
Cr	4.75	2.35
Co	9.22	7.22
Ni	61.28	66.81
Nb	1.02	1.73
Mo	1.00	0.54
Ta	3.72	6.40
W	9.02	5.68
Re	3.31	0.54
Сума	100.00	100.00



Статистика	Al	Cr	Co	Ni	Nb	Mo	Ta	W	Re
Макс	8.72	4.75	9.22	66.81	1.73	1.00	6.40	9.02	3.31
Мін	6.68	2.35	7.22	61.28	1.02	0.54	3.72	5.68	0.54
Усреднение	7.70	3.55	8.22	64.04	1.38	0.77	5.06	7.35	1.93
Стандартне відхилення	1.45	1.70	1.42	3.91	0.50	0.32	1.90	2.36	1.96

Рисунок 5.29 – Мікроструктура та хімічний склад евтектичної фази (γ - γ') без наявності структурних змін у хвостовику робочих лопаток після гартування.

Крім того, у матеріалі газостатованих лопаток (як до, так і після термообробки за стандартним режимом) відбувається витончення пластинчастих (евтектичних) карбідів. При цьому товщина карбідних пластин складає:

- до ГП (варіант "0") - 0,30 ... 0,50 мкм;
- після ГП (варіант "1") - 0,125 ... 0,18 мкм;
- після ГП та термообробка (варіант «2») – 0,08...0,125 мкм.

Механічні та жароміцні властивості визначали на нетермооброблених зразках ($\varnothing 15\text{мм}$; $L=135\text{мм}$), відлитих методом спрямованої кристалізації, а також після термічної обробки стандартного режиму: гомогенізація у вакуумі при температурі $1270\pm 10\text{ }^{\circ}\text{C}$ протягом 1 год. 15 хв

На стартових конусах зразків з монокристалічною структурою, відлитих зі сплаву ЖС32-ВІ методом ВСК, визначали кристалографічну орієнтацію (КГО) (таблиця 5.10).

Таблиця 5.10 – Параметри КГО зразків із монокристалічною структурою

№ н/п	інд. № зразка	Варіант	Відхилення напрямки [001] від осі Z, кут. град.
1	7342	«0» (до ГП)	2,0
2	7343		1,1
3	7371		28,3
4	7372	«1» (після ГП)	46.5

З даних, наведених у таблиці 5.10, видно, що значення відхилень напрямку [001] від осі Z коливаються від 1,1 угл.град до 46,5 кут. град., при нормі за ТУ - не більше 20 кут. град. Інші зразки мали полікристалічну структуру.

Результати механічних випробувань та випробувань на тривалу міцність наведені в таблиці 5.11.

Таблиця 5.11 – Механічні та жароміцні властивості сплаву ЖС32-ВІ(ВСК) до та після операції гарячого ізостатичного пресування

Стан матеріалу	Механічні властивості при $t=20^{\circ}\text{C}$			Час до руйнування (при $T_{\text{вип.}}=1000^{\circ}\text{C}$, і $\sigma=280\text{ МПа}$), τ_p , год.
	σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	
вихідне (без ГП) без термообробки	1192 1125	7,6 8,4	10,9 11,3	52 ⁰⁰ 53 ³⁰
вихідне (без ГП) після стандартної термообробки	1156 1126	6,0 4,4	8,2 8,2	86 ³⁰ 61 ³⁰
після ГП	999 1043	9,6 8,8	15,8 15,0	55 ⁰⁰ 57 ³⁰
після ГП та після стандартної термообробки	1279 940	8,4 13,6	11,65 11,65	102 ³⁵ 91 ⁰⁵
	1248 1103	8,0 14,8	8,2 14,6	63 ⁰⁰ 77 ⁰⁰
Норми ТУ1-92-177-91; 18Т-ТУ-158 и 18Т-ТУ-187	≥ 900	$\geq 6,0$	-	$\geq 40,0$

Термічна обробка за стандартним режимом після газостатування (варіант «2») сприяє підвищенню фізико-механічних властивостей, що зумовлено досягненням структурної однорідності сплаву та релаксацією напруги, наведеної в процесі гарячого ізостатичного пресування.

Руйнування зразків, оброблених за різними варіантами, у процесі випробувань відбулося за кристалографічної площини [001].

Мікроструктура зразків $\varnothing 15$ мм після різних режимів (варіанти «0»; «1» та «2») як до, так і після термообробки за стандартним режимом, аналогічна структурі лопаток, оброблених відповідно до зазначених варіантів.

Встановлено, що після чотиригодинного нагрівання при 1050°C , проведеного безпосередньо після газостатування (варіант «1а»), у матеріалі зразків зберігається структурна неоднорідність, обумовлена ліквідацією сплаву, а

також наявністю областей, характерних для «рафт»-структури, що утворилася в місцях «заліковування» пір, а також навкруги деяких карбідів (рис. 5.30).

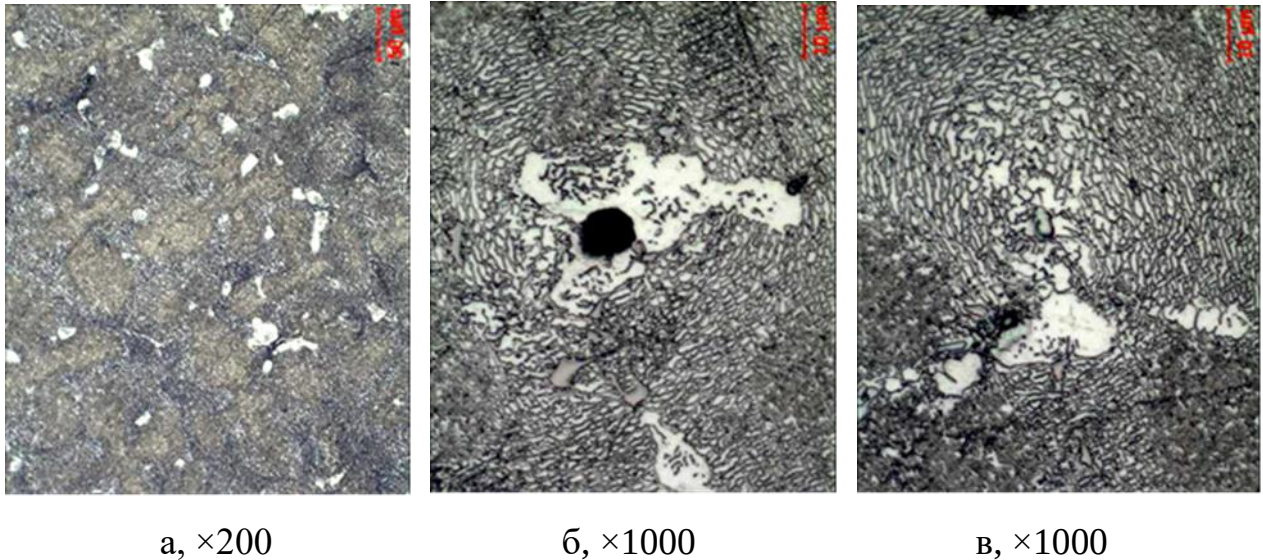


Рисунок 5.30 – Структурна неоднорідність у місцях «заліковування» мікропор у матеріалі зразків після обробки за варіантом «1а» – ГП + 1050°C, 4 години.

Для матеріалу зразків, оброблених за варіантом «2а» (з проведенням після газостатування проміжного високотемпературного нагріву при температурі 1270°C, 1 год.15 хв. і наступним нагріванням при температурі 1050°C, 4 години), характерна більш однорідна структура, зумовлена перекристалізацією зміцнюючої γ' -фази, внаслідок чого відбувається вирівнювання розмірів γ' -фази між вісями та міжвісними просторами дендритів, а також практично повне усунення зональних ділянок «рафт»-структури, що утворилася в процесі ГП у місцях «заліковування» пір і навколо карбідів (рис. 5.31).

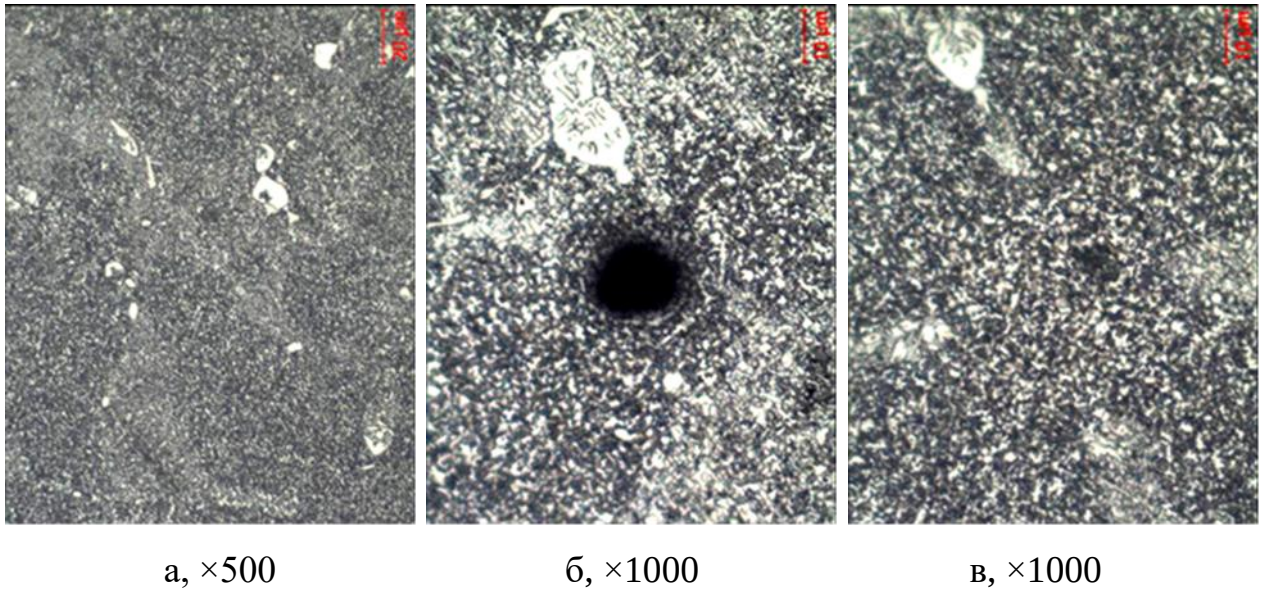


Рисунок 5.31 – Мікроструктура зразків після обробки за варіантом «2а» – (ГП + 1270°C, 1 год. 15 хв. + 1050°C, 4 год.).

Злами по відкритих тріщинах на досліджуваних лопатках ідентичні, мають втомний характер зі скількома ступінчастою будовою (рис. 5.32). Джерело початкового зародження тріщин на рисунках показано стрілками. Дефекти ливарного походження у зламах не знайдені.

Границя витривалості досліджуваної партії лопаток, виготовлених зі сплаву ЖС32-ВІ(ВСК), дорівнює $\sigma_{-1} = 220$ МПа (за умови $N = 20 \cdot 10^6$), що на 22% перевищує вимоги технічної документації ($\sigma_{-1} \geq 180$ МПа) (табл. 5.12).

Результати механічних випробувань та випробувань на тривалу міцність наведені у таблиці 5.13.



а



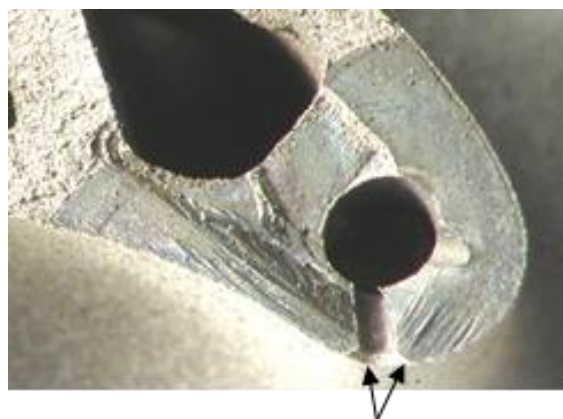
б



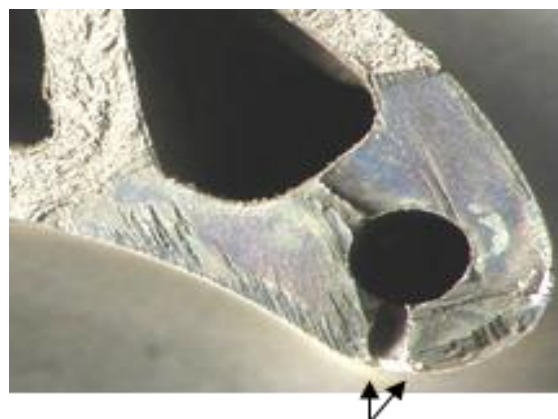
в



г



д



е

Рисунок 5.32 – Будова зламів по вскритих тріщинах на робочих лопатках зі сплаву ЖС32-ВІ(ВСК), $\times 6,5$: а, б, в – від входної кромки; г, д, е – від вихідної кромки.

Таблиця 5.12 – Параметри втомної міцності робочих лопаток I ступені ТВТ зі сплаву ЖС32-ВІ(ВСК) після ГІП

№ п/п	Напруження випробування, МПа	Число циклів, $N \cdot 10^6$	Примітка
1	300	1,52	Дефекти у зламі відсутні (рис. 5а)
2	280	20,0	Лопатка не зруйнувалась
3	280	13,76	Дефекти у зламі відсутні (рис. 5б)
4	260	1,7	Дефекти у зламі відсутні (рис. 5в)
5	240	20,0	Лопатка не зруйнувалась
6	240	20,0	Лопатка не зруйнувалась
7	240	20,0	Лопатка не зруйнувалась
8	240	20,0	Лопатка не зруйнувалась
9	240	2,76	Дефекти у зламі відсутні (рис. 5г)
10	220	20,0	Лопатка не зруйнувалась
11	220	20,0	Лопатка не зруйнувалась
12	220	20,0	Лопатка не зруйнувалась
13	220	20,0	Лопатка не зруйнувалась
14	220	20,0	Лопатка не зруйнувалась
15	220	20,0	Лопатка не зруйнувалась
16	220	20,0	Лопатка не зруйнувалась
17	220	20,0	Лопатка не зруйнувалась

Таблиця 5.13 – Механічні та жароміцні властивості сплаву ЖС32-ВІ після різних режимів термообробки

Стан матеріалу	Термообробка	Варіант	Механічні властивості при $t=20^{\circ}\text{C}$			Час до руйнування (при $T_{\text{вип.}}=1000^{\circ}\text{C}$, и $\sigma=280\text{ МПа}$), τ_p , год.
			σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %	
вихідне (без ГП)	гомогенізація (1270°C , 1год. 15хв.)	«0»	1156 1126	6,0 4,4	8,2 8,2	86,5 61,5
після ГП	без термообробки	«1»	999 1043	9,6 8,8	15,8 15,0	55,0 57,5
	1050°C , 4год.	«1 ^а »	827 1107	10,0 7,6	12,0 4,2	72,25 68,75
після ГП	гомогенізація (1270°C , 1год. 15хв.)	«2»	1279 940 1248 1003	8,4 13,6 8,0 14,8	11,65 11,65 8,2 14,6	102,5 91,0 63,0 77,0
	гомогенізація (1270°C , 1год. 15хв.) + 1050°C , 4год.	«2 ^а »	1056 1097	8,0 8,4	6,2 6,6	89,5 90,1
Норми ТУ1-92-177-91; 18Т-ТУ-158 и 18Т-ТУ-187			≥ 900	$\geq 6,0$	-	$\geq 40,0$

Аналіз результатів, наведених у таблиці 5.13, показав, що значення фізико-механічних властивостей, отриманих після термообробки за варіантом "1а", характеризуються нестабільністю. При цьому границя міцності знижується до значень ($\sigma_B = 827\text{ МПа}$) нижче за вимоги технічної документації.

Термообробка за варіантом «2а» сприяє одержанню більш стабільних результатів механічних і жароміцних властивостей, що зумовлено більш однорідним структурним станом матеріалу порівняно зі структурою сплаву після обробки за варіантом «1а», що характеризується наявністю лікваційних зон.

5.3 Висновки до п'ятого розділу

1. Гаряче ізостатичне пресування при температурі 1250°C і тиску 170 МПа сприяє підвищенню якості виливків робочих лопаток авіаційних газотурбінних

двигунів зі жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ за рахунок стабілізації структури і властивостей внаслідок зменшення мікропористості при «залікуванні» внутрішніх пор.

2. Для матеріалу робочих лопаток ГТД зі сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ характерна структурна неоднорідність внаслідок утворення «рафт»-структури у вигляді зональних ділянок, зосереджених в місцях залікування пор, а також виділення скоагульованих частинок γ' -фази, які разом з пластинчастими (евтектичними) карбідами мають вигляд каркасу.

3. Термообробка за стандартним режимом (гомогенізація при температурі 1265...1270°C, 1 год. 15 хв.) після газостатування сприяє підвищенню структурної однорідності сплавів і релаксації напруг, наведених у процесі ГП, що позитивно впливає на пластичні характеристики сплавів при збереженні міцності та жароміцності.

4. Оптимальну структуру мають зразки після ГП та низькотемпературного старіння. Робочі лопатки після ГП та термічної обробки за оптимальним режимом мають аналогічну структуру.

5. Границя витривалості досліджуваної партії лопаток, виготовлених зі сплаву ЖС26-ВІ(ВСК), задовольняє вимогам технічної документації, а партії лопаток зі сплаву ЖС32-ВІ(ВСК) на 22% перевищує ці вимоги.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

В дисертаційній роботі здійснено узагальнення закономірностей формування структури та забезпечення властивостей жароміцних нікелевих сплавів для виготовлення найбільш навантажених деталей ГТД – робочих лопаток I ступені авіаційної газової турбіни.

Отримано комплекс експериментальних даних щодо механічних властивостей при нормальних та підвищених температурах, тривалої міцності та втомних характеристик жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС 32-ВІ, що надає можливість їх поширеного використання в авіаційному газотурбобудуванні з забезпеченням підвищеної довговічності сплавів при виготовленні робочих лопаток турбін.

За результатами, що були отримані в роботі, сформульовано наступні висновки:

1. Розглянуто умови роботи лопаточного апарату авіаційних ГТД та основні вимоги до матеріалів робочих лопаток газових турбін. Жароміцні нікелеві сплави, як найбільш поширені матеріали для виготовлення лопаток ГТД, мають забезпечити високі характеристики короткочасної та тривалої міцності, пластичності, втомної та термовтомної міцності, поверхневої стійкості, стабільності структури і властивостей після тривалої експлуатації, що забезпечується комплексом легування та термічної обробки.

2. Проведено комплекс розрахунково-аналітичних досліджень та визначено основні температурні параметри, кількість основної зміцнюючої γ' -фази, границі короткочасної та тривалої міцності жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ на різних рівнях легування.

Отримані результати свідчать про достатню стабільність досліджуваних сплавів.

3. На підставі даних диференціального баритермічного аналізу встановлено баричні коефіцієнти нікелевих сплавів. Баричні коефіцієнти температури ліквідусу дослідних сплавів корелюють з температурою плавлення основи сплавів – нікелю.

4. Дослідження макро- та мікроструктури серії експериментальних жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ показали задовільний стан усіх плавок та їх відповідність вимогам технічної документації. Мікроструктура дослідних зразків являє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметалідної γ' -фази, евтектичної (γ - γ') фази, карбідів та карбонітрідів. Поблизу евтектичної (γ - γ') фази виявлено скелетоподібні виділення карбоборидної евтектики.

Розрахунково-аналітичний метод оцінки підтвердив високий рівень структурної стабільності та достатньої збалансованості за змістом легуючих елементів, що підтверджується відсутністю ТЩУ-фаз у структурі.

5. Об'ємне модифікування сплаву ЖС32-ВІ Ni-Y- лігатурою сприяла підвищенню механічних властивостей, а також отриманню більш стабільних показників механічних властивостей.

6. Гаряче ізостатичне пресування при температурі 1250 °С і тиску 170 МПа сприяє підвищенню якості виливків робочих лопаток авіаційних газотурбінних двигунів із жароміцних нікелевих сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ за рахунок стабілізації структури і властивостей внаслідок зменшення мікропористості при «залікуванні» внутрішніх пор.

7. Термічна обробка лопаток за стандартним режимом (гомогенізація при температурі 1265...1270°C, 1 год. 15 хв.) після газостатування сприяє підвищенню структурної однорідності сплавів і релаксації напруг, наведених у процесі ГП, що позитивно впливає на пластичні характеристики сплавів при збереженні міцності та часу до високотемпературного руйнування.

Оптимальну структуру зразки і лопатки з дослідних сплавів мають після ГП та низькотемпературного старіння.

8. Границя витривалості досліджуваної партії лопаток жароміцного нікелевого сплаву ЖС32-ВІ на 22% перевищує вимоги технічної документації.

9. Досліджено технологію отримання жароміцного сплаву ЖС32-ВІ з використанням свіжих шихтових матеріалів без введення вуглецю як перспективної для виплавки безвуглецевих жароміцних сплавів власного виробництва в умовах АТ «Мотор Січ».

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Чигрин В.С. Конструкция и прочность авиационных двигателей / Чигрин В.С. – Харьков : ХАИ, 2017. – 420 с.
2. Халатов А.А. Газотурбобудування в Україні: сучасний стан і перспективи розвитку / А.А. Халатов, К.А. Ющенко, Б.В. Ісаков та ін. // Вісник НАН України. – 2013. - № 12. – С. 40-49.
3. Конструкция и техническое обслуживание авиационных двигателей: учебное пособие. – Запорожье: Мотор Сич. – 2008. – 599 с.
4. Miller H.E., Chambers W.L. Gas Turbine Construction and Superalloys / In: C.T. Sims, N.S. Stoloff, W.C. Hagel. Superalloys II. – New York: John Wiley and Sons, 1987. – P. 49-83.
5. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора : монография. Часть II: монография [Текст] / В.А. Богуслаев, Ф.М. Муравченко, П.Д. Жеманюк и др. – Запорожье: ОАО «Мотор Сич». – 2003. – 420 с.
6. Boyce M.P. Gas Turbines Engineering Handbook. – 4th ed. – Oxford: Butterworth – Heinemann. – 2011. – 1000 p.
7. Квасницкая Ю.Г. Повышение эксплуатационных характеристик рабочих лопаток турбин современных промышленных газотурбинных двигателей / Ю.Г. Квасницкая // Металл и литье Украины. – 2015. – № 8. – С. 29-31.
8. Qadir Talal A., Rahman F. Design and Analysis of a Gas Turbine Blade / International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET). – 2020. – Vol. 07. – P. 479-486.
9. Sims Ch.T., Stoloff N.S., Hagel W.C. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. - New York: John Wiley and Sons, 1987. – 615 p.

10. Han J.C. Recent Studies in Turbine Blade Internal Cooling / International Journal of Rotating Machinery. – 2004. – №10(6). – P. 443-457.
11. Downs J.P., Landis K.K. Turbine Cooling Systems Design – Past, Present and Future / ASME Turbo Expo. – 2009. – GT2009 – 59991. – 10 p.
12. Superalloys II / Ed. by S. Biroasca, S. Kolisnychenko. – Trans. Tech. Publications Ltd., Switzerland, 2020. – 520 p.
13. Reed R.C. The Superalloys. Fundamentals and Applications / R.C. Reed. – Cambridge, University Press. – 2006. – 372 p.
14. Yamasaki M. Development of Nickel-Base Superalloys for a National Project in Japan // High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications / Ed. by W. Betz, R. Brunetaud, D. Coutsouradis [et al.]. – Dordrecht : Reidel Publishing Company, 1986. – P. 945-954.
15. Hoppin G.S., Danek W.P. Future of Superalloys // Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power / Ed. by C.T. Sims, N.S. Stoloff, W.C. Hagel. – New York : Wiley, 1987. – P. 543-561.
16. Betteridge W., Shaw S. W. K. Development of Superalloys // Materials Science and Technology. – 1987. – Vol. 3. – № 9. – P. 682-694.
17. Hauffe K. Superwerkstoffe und ihre Verfügbarkeit in der Zukunft // Metall. – 1981. – Bd. 35. - № 8. – S. 737–744.
18. Матеріали і технології для лопаток вітчизняних промислових газотурбінних двигунів / Г.П. Мьяльніца, А.М. Верховлюк, А.В. Нарівський та ін.: ред. В.В. Вероцька: НАН України, Фіз-технол ін-т металів та сплавів: проект “Наукова книга”. – К: Наукова думка, 2023. – 177 с.
19. Meetham G. W. Materials for Advanced Gas Turbines // High Temperature Alloys for Gas Turbines and Other Applications / Ed. by W. Betz, R. Brunetaud, D. Coutsouradis [et al.]. – Dordrecht : Reidel Publishing Company, 1986. – P. 1–18.

20. Meetham G. W. The Capability of Current Materials in Relation to Future Gas Turbine Needs // High Temperature Alloys: Their Exploitable Potential / Ed. by J.B. Marriott, M. Merz, J. Nihoul [et al.]. – London - New York : Elsevier Applied Science, 1987. – P. XXIII–XXXVIII.
21. Bürgel R., Maier H.T., Neindorf T. Hanbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik. Vieweg+Teubner Verlag. – 2011. – 677 s.
22. Donachie M.J., Donachie S.J. Superalloys: A Technical Guide. – ASM International. – 2002. – 439 p.
23. Pollock T.M., Tin S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure, and Properties / Journal of Propulsion and Power. – 2006. – Vol. 22. – №2. – P. 361-374.
24. Schilke P.W. Advanced Gas Turbine Materials and Coatings / GE Energy. – 2004. – 30 p.
25. Pigrova G. D. Influence of Alloying Elements and Impurities on the Structure and Properties of Nickel-based Alloys / Metal Science and Heat Treatment. – 2005. – Vol. 47. – №7-8. – P. 313-319.
26. Muktinutalapati N.R. Materials for Gas Turbines.- An overview/ Advances in Gas Turbine Technology. InTech. – 2011. – P. 293-314.
27. Saif M., Mullick R., Imam A. Analysis and structural design of various turbine blades under variable conditions: A review / Advances in Materials Research. – 2019. – №8 (1). – P. 11-24.
28. Sharghi-Moshtaghin R., Asgari S. The effect of thermal exposure on the γ' characteristics in a Ni-base superalloy // Journal of Alloys and Compounds. – 2004. – Vol. 368. – №1-2. – P. 144-151.
29. Kvasnytska Y.H. Influence of Refractory Elements on Phase–Structural Stability of Heat-Resistant Corrosion-Resistant Alloys for Gas Turbine Blades /

Y.H. Kvasnytska, I.A. Shalevska, A.I. Balitskii et al. // *Metallophysics and Advanced Technologies*. – 2023. – Vol.45. – №8. – P. 975-992.

30. Hetmańczyk M., Swadzba L., Mendala B. Advanced materials and protective coatings in aero-engines application // *Journal of Achiev. Mater Manuf. Eng.* – 2007. – Vol. 24. – №1. – P. 371-381.

31. Tsivirko E.I. Crystallization processes, structure and properties of castings from high-temperature nickel alloys // E.I. Tsivirko, P.D. Zhemanyuk, V.V. Klochikhin et al // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2001. – Vol. 43. – №9-10. – P. 382-386.

32. Kvasnytska Y.H. High-Temperature Salt Corrosion of a Heat-Resistant Nickel Alloy / Y.H. Kvasnytska, L.M. Ivaskevych, O.I. Balitskyi et al // *Materials Science*. – 2020. – Vol. 56. – №3. – P. 432-440.

33. Sanchugov Y.L., Koval A.D., Belikov S.B. Some Peculiarities of Alloying of Nickel Superalloys Resistant to High-Temperature Corrosion // *Corrosion 2012*. – 2012. – Paper № C2012-01429. – P. 1-4.

34. Столофф Н.С. Природа упрочнения // *Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. Книга 1* / Под ред. Р.Е. Шилина. – М.: Металлургия, 1994. – С. 49-83.

35. Симс Ч.Т. Суперсплавы, происхождение и природа // *Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. Книга 1* / Под ред. Р.Е. Шилина. – М.: Металлургия, 1995. – С. 16-48.

36. Sims C.T. Superalloys / Ed. by C. T. Sims, W.C. Hagel – New York: John Wiley and Sons, 1972. – 614 p.

37. Росс И.В., Симс Ч.Т. Сплавы на основе никеля // *Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. Книга 1* / Под ред. Р.Е. Шилина. – М.: Металлургия, 1995. – С. 128-172.

38. Коваль А.Д. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии (ВТК) / А.Д. Коваль, С.Б. Беликов, Е.Л. Санчугов, А.Г. Андриенко. Научное издание – препринт. – К.: УМК ВО, 1990. – 55 с.

39. Коваль А.Д. Научные подходы к созданию высококоррозионно-стойких жаропрочных сплавов для деталей проточной части судовых и стационарных газотурбинных установок (ГТУ) / А.Д. Коваль, С.Б. Беликов, Е.Л. Санчугов, А.Г. Андриенко // Новые конструкционные материалы, эффективные методы их получения и обработки, повышения надежности и долговечности деталей машин и конструкций: Сб. науч. тр. – К.: УМК ВО, 1991. – С. 4-7.

40. Бєліков С.Б., Коваль А.Д. Принципи легування корозійностійких ливарних сплавів на основі нікелю для деталей гарячої частини газотурбінних установок // Металознавство та обробка металів. – 1995.- №2. – С. 20 – 26.

41. Glotka O. Modeling of Carbide Formation in Alloy of the Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C System / O. Glotka, S. Byelikov, O. Lysytsya // Acta Metallurgica Slovaca. – 2024. – Vol. 30. – №1. – P. 15-18.

42. Бєліков С.Б. Розвиток наукових принципів легування жароміцних нікелевих сплавів з метою підвищення корозійної стійкості деталей в умовах високотемпературного середовища газотурбінних установок // Автореф. дис. докт.техн. наук. – Запоріжжя: ЗДТУ. – 1996. – 44 с.

43. Коваль А.Д. Развитие и применение научных основ легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии // Дис. докт. техн. наук. – Запорожье: ЗМИ. – 1988. – 352 с.

44. Гайдук С. В. Принципы создания высококоррозионностойких сплавов. / С. В. Гайдук, С. Б. Беликов, А. Д. Коваль // Новые конструкционные материалы и эффективные методы их получения и обработки. – Сб. науч. тр. – К.: УМК ВО, 1988. – С. 4-6.

45. Hlotka A.A. Prediction of the Thermodynamic Processes of Phase Separation of Single-Crystal Refractory Alloys Based on Nickel [Text] / A.A. Hlotka, S.V. Haiduk // Materials Science. – 2020. – V. 55. – P. 878-883.

46. Беликов С.Б. Принципы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких к высокотемпературной коррозии / С.Б. Беликов, А.Д. Коваль, Е.Л. Санчугов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2001. – № 10. – С. 5-9.

47. Koval A.D. Principles of Alloying of High-Temperature Nickel Alloys Resistant to High-Temperature Corrosion / A. D. Koval, S. B. Belikov, E. L. Sanchugov // Metal Science and Heat Treatment. – 2001. – №9-10. – P. 373-377.

48. Беліков С. Б. Питання створення жароміцних корозійностійких матеріалів для деталей стаціонарних газових турбін / С. Б. Беліков, А. Д. Коваль // Вісник двигунобудування. – 2002. – № 1. – С. 12-15.

49. Badeer G.H. Aeroderivative Gas Turbines: Design and Operating Features // G.E. Power Systems. – 2000. – 20 p.

50. Das N. Advances in nickel-based cast superalloys / Transactions of the Indian Institute of Metals. – 2010. – P. 265-274

51. Guedou J. Development of a New Fatigue and Creep Resistant PM Nickel-Base Superalloy for Disc Application / Guedou J., Augustins-Lecallier I., Caron P. et al. // Superalloys. – 2008, TMS. – 2008. – P. 21-30.

52. Р.М. Грицюк Пути повышения длительной прочности никелевых сплавов с повышенным содержанием хрома / Грицюк Р. М., Дудник Г. И., Федькова Р.Д. // Новые конструкционные материалы и эффективные методы их получения и обработки: Сб. науч. тр. – К.: УМК ВО, 1988. – С. 10-11.

53. Е.Л. Санчугов, Р.М. Грицюк Некоторые особенности легирования жаропрочных никелевых сплавов с повышенным содержанием хрома / Новые конструкционные материалы, эффективные методы их получения и обработки,

повышения надежности и долговечности деталей машин и конструкций: Сб. науч. тр. – К.: УМК ВО, 1991. – С. 19-20.

54. Е.Л. Санчугов, Б.А. Пилюев Некоторые вопросы легирования дисперсионно-твердеющих сплавов на никелевой основе / Новые конструкционные материалы и эффективные методы их получения и обработки: Сб. науч. тр. – К.: УМК ВО, 1988. – С. 12-13.

55. Cu Y. Development of Ni-Co-Base Alloys for High-Temperature Disc Applications / Cu Y., Cui C., Harada H. et al // Superalloys – 2008, Champion, Pennsylvania, USA. TMS. – 2008. – P. 53-62.

56. Sims C.T. Prediction of Phase Composition / Superalloys II: High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power // Ed. by C.T. Sims, N.S. Stoloff, W.C. Hagel – New York: John Wiley and Sons, 1987. – P. 217-240.

57. Фасоль Є.О Доцільність легування ітрієм матеріалів ущільнювальних покриттів / Фасоль Є.О, Кубіч В.І, Сотніков Є.Г // Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів: Збірка матеріалів [Електроний ресурс] / Ред.кол. В. А. Шаломеев. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка, 2022. – С. 149-150.

58. Беликов С.Б. О влиянии тантала на характеристические точки жаропрочных никелевых сплавов / С. Б. Беликов, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Вісник двигунобудування. – 2004. – № 3. – С. 99-102.

59. Беликов С.Б. Исследование влияния концентраций молибдена, вольфрама и тантала на сопротивление локальному коррозионному разрушению никелевых сплавов / С.Б. Беликов, С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вісник двигунобудування. – 2003. – № 1. – С. 162-165.

60. Li Q. Effects of yttrium on microstructure and low cycle fatigue properties of superalloy IN713C at high temperature / Q. Li, H. Zhang, Y. Cheng, et al. // International Journal of Fatigue. – 2024. – Vol.189.

61. Guan K. Effects of yttrium on microstructure and mechanical properties of a directionally solidified single crystal superalloy / K. Guan, Z. Huang, R. Cui et al. // Materials Science and Engineering. – 2019. – Vol. 752. – P. 86-92.

62. Sato A. Creep Strength of Yttrium Doped 4th Generation Ni-Base Single Crystal Superalloy / Sato A., Harada H., Koizumi Y. et al. // Journal of the Japan Institute of Metals and Materials. – 2006. – Vol. 70. – №4. – P. 380-383.

63. Wang G. Effect of yttrium addition on microstructural evolution and high temperature mechanical properties of Ni-based superalloy produced by selective laser melting / G. Wang, L. Huang, L. Tan et al. // Materials Science and Engineering. – 2022. – Vol. 859.

64. Shi Z. Influence of yttrium addition on high temperature oxidation resistance of single crystal superalloy / Z. Shi, C. Liu, M. Han et al. // Journal of Rare Earths. – 2013. – Vol. 31. – №8. – P. 795-799.

65. Li J.G. Influence of rare earth elements (Y, La and Ce) on the mechanical properties and oxidation resistance of nickel-based superalloys: A critical review / J.G. Li, N. Wang, J. D. Liu et al // Journal of Materials Science & Technology. – 2024. – Vol. 195. – P. 9-21.

66. Zhou P. Influence of Y-Rich Compounds on High-Cycle Fatigue Performance of Y-Doped M951 Superalloy // Zhou P., Song D., Liu N. et al. // Journal of Materials Engineering and Performance. – 2019. – Vol. 28. – P. 6053-6062.

67. Zhao Z. Effect of Y on Oxidation Behavior of Directionally Solidified Ni-Based Single-Crystal Superalloy / Zhao Z., Guan K., Cui R. et al. // Chinese Journal of Mechanical Engineering. – 2024. – Vol. 37. – P. 1-19.

68. Тьомкін Д.О. Вплив модифікування ітрієм на структуру і властивості виливків, отриманих з вороття сплаву ЖС6У-ВІ / Д.О. Тьомкін, В.В. Ключихін, С.М. Данілов та інші // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2022. – №2. – С. 50-56.

69. Дмитро Тьомкін. Аналіз ефекту модифікування ітрієм, гафнієм та ніобієм сплаву ЖСЗДК-ВІ зі зниженим вмістом вуглецю / Дмитро Тьомкін, Валерій Наумік // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2025. – №1. – С. 6-12.

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

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

72. Ресурсозберігаючі технології виробництва литва для авіаційного двигунобудування / В. О. Богуслаєв, Балушок К.Б., Ключихін В.В та ін. – Запоріжжя: АТ “Мотор Січ”, 2021. – 197 с.

73. Ключихин В.В. Улучшение структуры и свойств отливок после ВТОР / В.В. Ключихин, Н.А. Лисенко, А.Г. Коломойцев и др. // Мат. междунар. конф. “Пути повышения качества и экономичности литейных процессов”, Одесса: Одесск. нац. политех. ун-т. – 2000. – С. 30-33.

74. Педаш А.А., Цивирко Э.И. Влияние модифицирования однородного расплава на структуру и свойства сплава ЗМИ ЗУ-ВЦ. – Вестник двигателестроения. – 2008. – №2. – С. 171-177.

75. Качан О.Я. Якість виливків робочих лопаток турбіни: модифікованих наночастками тугоплавких сполук та оброблених ГП / Качан О.Я., Лисенко М.О., Дудніков О.С. // Вісник двигунобудування. – 2014. – №1. – С. 75-81.

76. Ключихін В.В. виправлення ливарних дефектів у лопатках із сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ультрадисперсними частинками карбонітриду титану, методом гарячого ізостатичного пресування / Ключихин В.В., Педаш О.О., Данілов С.М. та інші // Процеси лиття. – 2022. – №3. – С. 19-26.

77. Оспенникова О.Г. Повышение свойств жаропрочного сплава ЖС6У-ВИ путем горячего изостатического прессования и последующей термической обработкой / О.Г. Оспенникова, М.Р. Орлов // Материаловедение. – 2007. – №9. – С. 32 – 36.

78. Klochikhin V.V. Hot Isostatic Pressing in the Manufacture of ZhS3DK-VI Alloy Turbine Blades with 50% Returns in the Charge // V.V. Klochikhin, O.O. Pedash, S.M. Danilov et al. // Strength of Materials. – 2022. – Vol. 54.- №6. – P. 1043-1049.

79. Ключихін В.В. Гаряче ізостатичне пресування при виготовленні лопаток зі сплаву ЖС32-ВИ з 50%-ним вороттям у шихті / В.В. Ключихін, О.О. Педаш, С.М. Данилов та ін. // Проблеми міцності. – 2022. – №6. – С. 86-93.

80. Лысенко Н.А., Ключихин В.В., Цивирко Э.И. Влияние ГИП на структуру и свойства монокристаллических лопаток из сплава ЖС26-ВИ / Вестник двигателестроения. – 2010. – №1. – С. 133-139.

81. Жеманюк П.Д. Влияние горячего изостатического прессования и термообработки на структуру и свойства отливок из жаропрочного никелевого сплава / П.Д. Жеманюк, В.В. Ключихин, Н.А. Лысенко, В.В. Наумик / Вестник двигателестроения. – 2013. – №1. – С. 109-115.

82. Тьомкін Д.О. Структура і властивості литих лопаток зі сплаву ЖС3ДК-ВІ, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою / Тьомкін Д.О., Педаш О.О., Данілов С.М. та ін. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2023. – Т.59. – №4. – С. 95-101.

83. D.O. Tomkin. 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 et al. // Materials Science. – 2024. – Vol. 59. – №4. – P. 480-486.

84. Тьомкін Д.О. Вплив модифікування ітрієм на структуру і властивості виливків, отриманих з вороття сплаву ЖС6У-ВІ / Д.О. Тьомкін, В.В. Ключихин,

С.М. Данілов та інші // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2022. – №2. – С. 50-56.

85. Бєліков С.Б. Розвиток наукових принципів легування жароміцних нікелевих сплавів з метою підвищення корозійної стійкості деталей в умовах високотемпературного середовища газотурбінних установок // Дис. докт. техн. наук. – Запоріжжя: ЗДТУ. – 1996. – 441 с.

86. Kofstad P. High Temperature Corrosion: London - New York: Elsevier Applied Science, 1988. – 558 p.

87. Нові конструкційні сталі, сплави та методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів // Матеріали VI міжнар. Наук-техн. конф. / В 3-х ч. – Запоріжжя: ЗДТУ. – 1995. – 352 с.

88. Deposition and Corrosion in Gas Turbines (Discussion) // Deposition and Corrosion in Gas Turbines, Ed. by A. B. Hart, A. J. B. Cutler. – London. – 1973. – P. 409-419.

89. Танака Р. Современное состояние и перспективы развития термостойких сплавов.- Коррозия и защита металлов. – 1976. – №37. – Реф. 285. – С. 10-22.

90. Defect-dependent properties of selected metal oxides / In: P. Kofstad. High Temperature Corrosion.- London - New York: Elsevier Applied Science Publisher LTD. – 1988. – P. 92-131.

91. Atkinson A., Taylor R.I. Philosophical Magazine A. Structure and Properties of Condensed Matter. – Vol. 43. – P. 979.

92. Development of Stresses and Strains / In: P. Kofstad High Temperature Corrosion.- London - New York: Elsevier Applied Science Publisher LTD. – 1988. – P. 243-277.

93. Growth of Oxide Scales by Lattice Transport / In: P. Kofstad. High Temperature Corrosion.- London - New York: Elsevier Applied Science Publisher LTD. – 1988. – P. 162-205.

94. Гайдук С. В. Розвиток і застосування наукових принципів легування для розробки жароміцних нікелевих сплавів з гарантованими властивостями / Дис. докт. техн. наук. – Запоріжжя: ЗНТУ. – 2018 – 404 с.

95. Гайдук С.В. Наукові основи проектування ливарних жароміцних нікелевих сплавів з необхідним комплексом службових властивостей / С.В. Гайдук, С.Б. Беліков. – Запоріжжя: ЗНТУ. – 2017. – 80 с.

96. Morinara M. New PHACOMP and Its Applications to Alloy Design / M. Morinara, N. Yukawa, H. Adachi, H. Ezaki // Superalloys 1984 (eds M. Gellertal) AIME, 1984. – P. 523-532.

97. Yukawa N. Alloy design of superalloys by the d-electrons concept / N. Yukawa, M. Morinara, H. Ezaki, Y. Murata // Hight temperature alloys for gas turbines and other applications: Proceedings of Conference, Liege. Dordrecht: CRM. – 1986. – P. 935-944.

98. Гайдук С. В. Расчет фазового состава литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD. / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова. // Современная электрометаллургия. – 2015. – №3(120). – С. 35-40.

99. С. Гайдук, В. Кононов. Оценка влияния тантала на критические температуры в литейном свариваемом жаропрочном никелевом сплаве с применением расчетных и экспериментальных методик. / Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении. – 2014. – №2. – С. 34-40.

100. Гайдук С.В. Применение методов пассивного и активного эксперимента к оценке влияния гафния на характеристические температуры многокомпонентного никелевого сплава / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2014. – № 1. – С. 120-126.

101. Гайдук С. В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов с требуемыми

служебными свойствами. / С.В. Гайдук, Т. В. Тихомирова // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2016. – №5 (302). – С. 62-69.

102. Гайдук С. В. Применение комплексной расчетно-аналитической методики для многокритериальной оптимизации составов литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // *Современная электрометаллургия*. – 2017. – № 1. – С. 44-51.

103. С. Гайдук. Проектирование технологически свариваемого литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава для изготовления цельнолитых сопловых аппаратов / *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. – 2016. – №2. – С. 66-76.

104. С. Гайдук. Проектирование литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава для изготовления турбинных лопаток методом направленной (моно) кристаллизации / *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. – 2016. – №1. – С. 58-68.

105. Гайдук С.В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / *Новые материалы и технологии в металлургии и машиностроении*. – 2015. – №2. – С. 92-103.

106. Saunders N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys / N. Saunders, M. Fahrman, C. J. Small // In “Superalloys 2000” eds. K.A. Green, T.M. Pollock, R.D. Kissinger. – TMS. – Warrendale. – 2000. – P. 803-811.

107. Гайдук С.В., Кононов В. В. Прогнозирование параметров структурной стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов // *Вестник двигателестроения*. – 2017. – № 1. – С. 139-148.

108. Гайдук С.В., Кононов В. В. Расчет фазового состава литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD // *Вестник двигателестроения*. – 2016. – №1. – С. 107-112.

109. Гайдук С.В., Кононов В. В Применение CALPHAD-метода к расчету фазового состава литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава с танталом // Вестник двигателестроения. – 2015. - № 1. – С. 131-138.

110. Ольшанецкий В.Ю. Вплив системи легування та розмірної невідповідності решіток γ - і γ' - фаз на характеристики міцності монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів / В.Ю Ольшанецкий, О.А. Глотка, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2021. – №2. – С. 6-10.

111. Орышич И.В. Использование ряда параметров сульфидной коррозии при разработке сплавов для газовых турбин //Новые литейные материалы и технологии их получения. – К., 1991. – С. 119 – 121.

112. Serhii Puchek, Sergiy Byelikov. Structure and Properties of Heat-Resistant Alloy ZhS26-VI for the Production of Relevant Parts of Gas Turbine Engines // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2025. – № 4. – С. 14-21.

113. Serhii Puchek, Sergiy Byelikov. Assessment of the Structure and Properties of the Heat-Resistant Nickel Alloy ZHS32-VI as a Material for the Manufacturing of Gas Turbine Engine Blades // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2026. – № 1. – С. 16–23.

114. Serhii Puchek, Sergiy Byelikov. Study of the Structure and Properties of Working Blades of Aircraft Gas Turbine Engines Made of Heat-Resistant Nickel Alloy ZhS26-VI // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2026. – №2. – С. 25-35.

115. Comparative Analysis of the Complex of Properties of Nickel-Based Superalloys / Sergiy Byelikov, Vitaliy Kononov, Olexandr Hlotka, Michael Sydorenko, Serhii Puchek // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2025. – №1. – С. 13-23.

116. С.В. Пучек, С.Б. Беліков. Дослідження структури та властивостей робочих лопаток авіаційних ГТД з никелевих суперсплавів / Міжн. наук-техн. конф. «Університетська наука – 2026» (Дніпро: 14-15.05.2026). – Т.1. – ДВНЗ “ПДТУ”. – Дніпро: ДВНЗ “ПДТУ”, 2026. – С. 37-38.

117. Пучек С.В., Беліков С.Б. Співставлення властивостей суперсплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ як матеріалів для виготовлення лопаток газотурбінних двигунів // “Тиждень наук 2026”. – НУ “Запорізька політехніка”. – 2026. – с.

118. Пучек С.В., Беліков С.Б. Вивчення структури та властивостей жароміцного сплаву ЖС26-ВІ для виготовлення відповідальних деталей ГТД / Тез. доп. Всеукр. наук.-техн. конф. «Молодь в авіації: нові рішення та перспективні технології». – Запоріжжя, 27-28. 11.2025 / Редкол.: Д.В. Павленко (відп. ред.) [Електронний ресурс]. – Запоріжжя: НУ «Запорізька політехніка», 2025. – С. 122.

119. Комбинированное модифицирование при получении деталей турбин ГТД / П.Д. Жеманюк, А.А. Педаш, Е.И. Цивирко, А.Ф. Педаш // Весник двигателестроения. – 2013. – №1. – С. 75-78.

120. Данілов С. Комплексне модифікування жароміцного нікелевого сплаву дисперсними частками туготопких з'єднань / С. Данілов, О. Педаш, В. Наумик та ін. // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2024. – №4. – С. 6-14.

121. Педаш А.А. Повышение теплопроводности литейной керамической формы алюминатом кобальта / А.А. Педаш, Г.А. Бялик, Э.И. Цивирко // Авиационно-космическая техника и технология – 2015. – №10(127). – С. 40-44.

122. J. Westerlund, A. Vimercati. Four decades of HIP progress / MPR, Februari. – 2000.

123. A.G. Padalko, A.N. Veselov, S.P. Avduhin, G.O. Nipan, V.P. Senygin. Defferential Barothermal Analysis (DBA) of Ni-base Alloys / Journ Therm. Anol Col. – 2003. – V. 72. – P. 791-799.

124. A.G. Padalko, A.N. Veselov, S.P. Avduhin, G.O. Nipan, V.P. Senygin. Defferential Barothermal Analysis (DBA) of Ni-base Alloys / Proc. 8th Europ. Symp. Therm. Anal. Cal. – Barcelona. – 2003. – Book 3. – P. 791-799.

125. Лысенко Н.А. Структура и свойства образцов, полученных методом высокоскоростной направленной кристаллизации из жаропрочного сплава CMSX-4 PLUS / Н.А. Лысенко, В.В. Клочихин, В.В. Наумик // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2017. – №2. – С. 7-13

126. Лысенко Н.А. Структура и свойства жаропрочного сплава CMSX-4 PLUS для монокристаллических отливок / Н.А. Лысенко, В.В. Клочихин, В.В. Наумик // Вестник двигателестроения. – 2017. – №1. – С. 149-155.

127. С.В.Пучек, С.Б. Бєліков Структура та властивості матеріалу робочих лопаток авіаційних газотурбінних двигунів із жароміцного суперсплаву ЖС32-ВІ // Процеси лиття. – 2026. – №3. – С. 33-45.

ДОДАТОК А

Затверджую

Проректор з НР

НУ «Запорізька політехніка»

Шаломєєв В.А.

2026



Довідка

впровадження висновків та рекомендацій дисертації Пучека С.В., поданої на здобуття наукового ступеня доктора філософії, у навчальний процес НУ «Запорізька політехніка»

Дисертація присвячена теоретичному та експериментальному обґрунтуванню досягнення структурної стабільності жароміцних нікелевих сплавів, отриманню масиву інформації щодо їх фізико-механічних та жароміцних властивостей з аналізом впливу температурної обробки як розплаву, так і наступної термічної обробки матеріалу зразків та лопаток газотурбінних авіаційних двигунів.

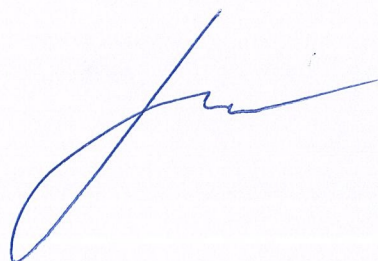
Отримані нові результати розглянуто на конференціях «Тиждень науки» та на міжкафедральних семінарах, що дало можливість впровадити висновки роботи при викладанні навчальних дисциплін – компонентів освітніх програм на I (бакалаврському), II (магістерському), III (освітньо-науковому) рівнях підготовки спеціальностей галузі знань – інженерія, виробництво та будівництво, а саме у навчальні дисципліни:

- «Спеціальні сталі та стопи в газотурбобудуванні» (бакалаврський рівень спеціальності 134 Авіаційна та ракетно-космічна техніка, лектор – доц. О.В. Климов);

- «Сучасні сплави для машинобудування» (освітньо-науковий рівень спеціальності G10 Металургія, лектор – доц. О.А. Глотка).
- «Сучасні матеріали в машинобудуванні та технологія їх обробки» (магістерський рівень спеціальності G8 Матеріалознавство лектор – доц. О.В. Климов).

Зав. кафедри

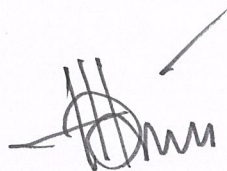
«Фізичне матеріалознавство»



Дар'я ТКАЧ

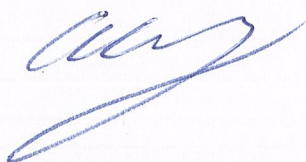
Лектори:

Доцент кафедри фізичного
матеріалознавства



Олександр КЛИМОВ

Доцент кафедри фізичного
матеріалознавства



Олександр ГЛОТКА

«Затверджую»

Головний інженер

АТ «МОТОР СІЧ»

Костянтин БАЛУШОК

«*Балушок*» 2026

06.06

АКТ

використання результатів дисертаційної роботи Пучека С.В. «Узагальнення закономірностей формування структури та властивостей жароміцних нікелевих сплавів для виготовлення відповідальних деталей газотурбінних двигунів»

МИ, ті, що нижче підписалися, головний металург Євгеній СОТНІКОВ, начальник виробництва Євгеній БЕРЕЗОВСЬКИЙ, проф. Сергій БЄЛІКОВ, аспірант Сергій ПУЧЕК, склали даний акт про те, що на підприємстві АТ «МОТОР СІЧ» при виконанні проекту «Виготовлення плавки жароміцного сплаву ЖС32бс-ВІ зі 100 % свіжих шихтових матеріалів без додавання вуглецю як прототипу сплаву CMSX4-PLUS» використані висновки та рекомендації дисертаційної роботи, виконаної аспірантом Сергієм Пучеком.

Виконання технології отримання жароміцного сплаву ЖС32-ВІ зі свіжих шихтових матеріалів без введення вуглецю дозволило виплавити дослідні плавки без вуглецевих жароміцних сплавів власного виробництва нового покоління типу CMSX4-PLUS.

Головний металург

Євгеній СОТНІКОВ

Начальник виробництва

Євген БЕРЕЗОВСЬКИЙ

д.т.н. проф.

Сергій БЄЛІКОВ

аспірант

Сергій ПУЧЕК