

Міністерство освіти і науки України  
Національний університет «Запорізька політехніка»

Кваліфікаційна наукова праця  
на правах рукопису

ДАНИЛОВ СЕРГІЙ МИКОЛАЙОВИЧ

УДК 669.245:669.145:621.746.5

## **ДИСЕРТАЦІЯ**

РОЗРОБКА ТЕХНОЛОГІЇ КОМПЛЕКСНОГО МОДИФІКУВАННЯ  
ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ДЛЯ ВЕЛИКОГАБАРИТНИХ  
ЛОПАТОК АВІАЦІЙНИХ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

Спеціальність 136 Металургія  
Галузь знань 13 Механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня доктора філософії

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

С. М. Данилов

Науковий керівник

Наумик Валерій Владиленович, доктор технічних наук, професор

**Запоріжжя – 2025**

Онлайн сервіс створення та перевірки кваліфікованого та удосконаленого електронного підпису

ПРОТОКОЛ

створення та перевірки кваліфікованого та удосконаленого електронного підпису

Дата та час: 11:37:54 12.03.2025

Назва файлу з підписом: Сергій Данилов Дисертація PhD (Mk5).pdf.p7s

Розмір файлу з підписом: 9.4 МБ

Перевірені файли:

Назва файлу без підпису: Сергій Данилов Дисертація PhD (Mk5).pdf

Розмір файлу без підпису: 9.4 МБ

Результат перевірки підпису: Підпис створено та перевірено успішно. Цілісність даних підтверджено

Підписувач: Данилов Сергій Миколайович

П.І.Б.: Данилов Сергій Миколайович

Країна: Україна

РНОКПП: 2865305836

Час підпису (підтверджено кваліфікованою позначкою часу для підпису від Надавача): 11:37:48 12.03.2025

Сертифікат виданий: "Дія". Кваліфікований надавач електронних довірчих послуг

Серійний номер: 382367105294AF9704000000BD5B2F00FA9AA203

Тип носія особистого ключа: ЗНКІ криптомодуль ІІТ Гряда-301

Алгоритм підпису: ДСТУ 4145

Тип підпису: Кваліфікований

Тип контейнера: Підпис та дані в одному файлі (CAAdES enveloped)

Формат підпису: З повними даними ЦСК для перевірки (CAAdES-X Long)

Сертифікат: Кваліфікований

Версія від: 2025.02.05 13:00

## АНОТАЦІЯ

Данилов С.М. Розробка технології комплексного модифікування жароміцного нікелевого сплаву для великогабаритних лопаток авіаційних газотурбінних двигунів. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 136 - Металургія. Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, 2025.

Дисертація присвячена дослідженню впливу металургійних процесів на структуру й властивості жароміцного литва, що використовується при виготовленні великогабаритних лопаток газотурбінних авіаційних двигунів. В роботі встановлено особливості впливу модифікаторів першого й другого роду на стан регламентованої макро- й мікроструктури та механічні властивості, а також втомні характеристики зразків та деталей, що отримані з жароміцного сплаву рівновісної кристалізації.

Розглянуто вплив трьох металургійних способів покращення структурного стану жароміцного литва:

- модифікування модифікаторами 1 роду – поверхнево активним елементом – ітрієм Y, котрий знижує поверхневий натяг на межі фазового розділу і тим самим сприяє зміні їх морфології й, відповідно, структурного стану загалом, при його введенні у розплав у кількості 0,01% (мас.).

- Модифікування модифікаторами 2 роду – ультрадисперсними частками карбонітриду титану Ti(C,N), котрі слугують додатковими центрами кристалізації розплаву й сприяють подрібненню макро- й мікрозерна в жароміцному литві.

- Оскільки покращення втомних характеристик жароміцних сплавів невід’ємно пов’язано із подрібненням зерна, то було апробовано заливання жароміцного розплаву у керамічні форми, перший робочий шар яких, виконано з використанням модифікатору – алюмінату кобальту  $CoAl_2O_4$ , модифікувальний вплив якого дозволяє пришвидшити відведення теплоти від

розплаву, тим самим забезпечує подрібнення макрозерна у поверхневих шарах виливка.

Для вивчення перспектив практичного застосування модифікованих виробів при виробництві деталей гарячого тракту газотурбінних авіаційних двигунів, представляло великий інтерес порівняння їх структури та властивостей із властивостями матеріалу, що отриманий за допомогою традиційної серійної технології вакуумного рівновісного жароміцного литва.

Для встановлення особливостей окремого впливу модифікаторів першого й другого роду та інокулювальної добавки – алюмінату кобальту, в даній роботі проведено порівняльне дослідження структури та механічних властивостей жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, котрий в серійних умовах використовується для виготовлення великогабаритних лопаток турбіни вентилятора авіаційного двигуна Д-18Т (клас тяги 200...350 кН). Досліджували: хімічний склад, макро- й мікроструктуру, механічні властивості при кімнатній ( $\sigma_b$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$ , КСУ) та підвищених ( $\tau_{\sigma}^T$ ) температурах та показники втоми ( $\sigma_{-1}$ ). Вивчено характер змін у макро- й мікроструктурі під впливом модифікаторів та визначено властивості при кімнатній і підвищеній температурах. Гарячим ізостатичним пресуванням з наступною стандартною термічною обробкою у модифікованих виливках створювали умови для формування однорідної структури за рахунок рекристалізації первинної литої структури дендритного характеру та фазової перекристалізації й практично повного «заліковування» ливарної пористості й мікронесуцільностей, зосереджених у внутрішніх об'ємах металу.

В результаті порівняльних досліджень окремого та комплексного впливу модифікаторів показано, що комплексне модифікування, із одночасним використанням модифікування ітрієм, дисперсними частками карбонітриду титану  $Ti(C,N)$  та алюмінату кобальту, забезпечують подрібнення макрозерна у поверхневих шарах виливків, рівномірне розподілення в структурі дрібнодисперсних глобулярних карбідів типу  $MC$ ,  $M_{23}C_6$ , сприятливу морфологію зміцнювальної інтерметалідної  $\gamma'$ -фази, що, в цілому, чинило

позитивний вплив на властивості дослідних зразків матеріалу, у порівнянні із серійною технологією вакуумного рівнісного литва, та варіантами, в котрих передбачалося використання окремих видів модифікування.

За результатами проведеного порівняльного дослідження виконано роботи із визначення раціональної кількості ультрадисперсних часток модифікатору – карбонітриду титану  $Ti(C,N)$  при комплексному модифікуванні розплаву жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ із одночасним застосуванням ітрію й алюмінату кобальту, для забезпечення кращого комплексу механічних властивостей, тривалої міцності та втомної витривалості. У якості варіантів використано модифікування з 0,025% (мас.)  $Ti(C,N)$ , 0,05% (мас.)  $Ti(C,N)$ , 0,075% (мас.)  $Ti(C,N)$ . Встановлено, що раціональною кількістю ультрадисперсних часток карбонітриду титану при комплексному модифікуванні є 0,05%  $Ti(C,N)$ . В структурі спостерігали зменшення відстаней між осями дендритів другого порядку, рівномірно розподілену в об'ємі матеріалу карбонітридну складову та розташовані переважно по межах зерен, дрібні глобулярні карбіди. Встановлено, що зі збільшенням вмісту карбонітриду титану, що вводився у розплав, в структурі виливків збільшується кількість карбонітридної й карбідної складової при зменшенні середнього розміру цих включень. Інтерметалідна  $\gamma'$ -фаза у всіх дослідних варіантах набуває форми кубоїдів із переважно наявністю блоків із чотирьох часток, її кількість при збільшенні вмісту модифікатору  $Ti(C,N)$  збільшується, а середній розмір часток зменшується. Зміна структурного стану під комплексною дією модифікаторів, із визначеною раціональною кількістю  $Ti(C,N)$  – 0,05%, дозволила покращити комплекс властивостей жароміцного сплаву порівняно із традиційною серійною технологією вакуумного рівнісного литва. Спостерігалось збільшення показника пластичності  $\delta$  з 11% до ~19% при збереженні високого рівня показника міцності ( $\sigma_v > 1100$  МПа), помітне збільшення рівня ударної в'язкості дослідних зразків (середній показник КСУ підвищився більше ніж у два рази, з 31,3 Дж/см<sup>2</sup> до 67,5 Дж/см<sup>2</sup>), а час до високотемпературного руйнування перевищував вимоги нормативної

документації більше ніж у 10 разів ( $>500$  годин при нормі у 50 годин).

Встановлено, що поряд із карбідами сферичної морфології, в структурі всіх дослідних варіантів технології модифікування виявлені глобулярні карбіди, в місцях розташування котрих, спостерігаються зони, що збагачені на ітрій, молібден, титан та збіднені на хром. Аналіз отриманих даних та їх співставлення із літературними даними дозволили зробити припущення, що в умовах відсутності конкурентного росту при кристалізації високотемпературні ітрієвовмісні карбіди можуть виступати підложкою для зародження на них низькотемпературних модифікацій карбідів титану та молібдену типу MC.

З використанням раціонального комплексу модифікаторів, в рамках промислового опробування технології комплексного модифікування, було виготовлено робочі лопатки турбіни вентилятора авіаційного двигуна Д-18Т в котрих, після гарячого ізостатичного пресування й термічної обробки, забезпечено сприятливі макро- та мікроструктуру поверхні й в перерізі виливків, мінімальний рівень дефектів поверхні, наявність котрих допускається нормативною документацією. Випробуванням на кут загину визначено, що лопатки характеризуються кутом загину у  $120^\circ$  без появи тріщин за місцем максимального згину лопаток. Для підтвердження результатів, отриманих в ході раціоналізації технології комплексного модифікування на зразках, що були відлиті разом із робочими лопатками, визначено показники міцності, пластичності, ударної в'язкості, часу до високотемпературного руйнування, рівень котрих відповідав вимогам нормативно-технічної документації (НТД), а подекуди й суттєво їх перевищував. Також визначено границю витривалості  $\sigma_{-1}$  сплаву ЖСЗДК-ВІ після комплексного модифікування на базі  $1 \cdot 10^7$  циклів – 441 МПа ( $44 \text{ кгс/мм}^2$ ).

Ця робота реалізована в промислових умовах АТ «Мотор Січ» та підтверджена актами впровадження (Додаток А, Додаток Б).

На підставі проведених досліджень на АТ «Мотор Січ» впроваджено, поряд із серійною, технологію виготовлення великогабаритних лопаток турбіни із використанням комплексно модифікованого жароміцного литва.

Технологія дозволяє підвищити рівень механічних властивостей деталей, що працюють в умовах високих механічних, температурних та втомних навантажень, а також знизити грошові витрати на виготовлення продукції авіаційного призначення.

Технологія виготовлення здійснена на плавильних установках моделі УППФ-3М та підтверджена актом впровадження та довідкою про результати промислового випробування технології комплексного модифікування. Згідно з актом та довідкою очікуються такі технологічні та економічні ефекти:

- підвищено рівень пластичності (з 11,2 до 18,8 %), ударної в'язкості з (31.3 до 67.5 Дж/см<sup>2</sup>) та тривалої міцності (з 322,5 год. до 505 год.) великогабаритних лопаток турбіни вентилятора двигуна Д-18Т порівняно із серійною технологією вакуумного рівноважного литва;

- забезпечено стан поверхні лопаток, котрий відповідав вимогам нормативної документації за кількістю й розмірами поверхневих світинь;

- використання раціонального комплексу модифікаторів при комплексному модифікуванні забезпечить підвищення виходу придатного литва, що в загальному випадку складе економічний ефект у 977868 грн. при виготовленні комплектів робочих лопаток 2 ступеня (113 лопаток на комплект), 3 ступеня (73 лопатки на комплект), 4 ступеня (73 лопатки на комплект) турбіни вентилятору двигуна Д-18Т.

Отримані висновки з АТ «Мотор Січ», в яких зазначені положення дисертаційної роботи, впроваджені у серійне виробництво роторних деталей гарячого тракту турбіни, що працюють в умовах високого температурного навантаження й газового потоку в складі авіаційних двигунів великої потужності.

В результаті виконання дисертаційної роботи було вирішено актуальну науково-прикладну задачу – покращення структури та властивостей виливків жароміцного литва, що використовуються при виготовленні великогабаритних лопаток газотурбінних авіаційних двигунів.

Метою роботи є підвищення механічних властивостей великогабаритних

лопаток авіаційних газотурбінних двигунів при комплексному застосуванні модифікаторів різного механізму дії за рахунок отримання раціональної структури виливків із жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Об'єктом дослідження є процеси структуроутворення при комплексному модифікуванні, що сприяють отриманню раціональної структури жароміцного сплаву на нікелевій основі, й відповідному забезпеченню рівня механічних, жароміцних та експлуатаційних властивостей, котрі задовольняють вимогам галузевої нормативної документації.

Предметом дослідження було обрано характеристики структури, механічних, жароміцних та втомних характеристик жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ після комплексного модифікування модифікаторами 1 и 2 роду, а також інокулювального впливу.

Наукова новизна роботи полягає у наступному:

1. Вперше встановлено закономірності формування раціональної структури, яка забезпечує підвищення властивостей виливків із жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, отриманих з використанням комплексного модифікування –  $(0,05\%Ti(C,N)+0,01\%Y+5\%CoAl_2O_4)$ , гарячого ізостатичного пресування та термічної обробки.

2. Вперше отримано структури жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, сформовані під одночасним впливом інокулювальної дії керамічної форми, виготовленої з використанням алюмінату кобальту та об'ємного модифікування карбонітридами титану й поверхнево активним елементом – ітрієм, котрі характеризувалися зміною морфології карбідної складової із шифтової на глобулярну, дрібнодисперсною карбонітридних включень, сприятливою морфологією інтерметалідної  $\gamma'$ -фази та їх рівномірним розподілом, що підтверджено методами оптичної й електронної мікроскопії.

3. Вперше встановлено склад комплексного модифікатору для отримання крупногабаритних виливків із жароміцного сплаву та визначено раціональну кількість його складових –  $(0,05\%Ti(C,N)+0,01\%Y+5\%CoAl_2O_4)$ .

Розроблено технологію введення його у нікелевий розплав, визначено характер зміни структурного стану жароміцного сплаву під дією модифікатору та механічних властивостей – підвищено показники пластичності й ударної в'язкості, тривалу міцність у порівнянні із сплавом, що отриманий за серійною технологією вакуумного рівноважного литва.

4. Вперше отримано відомості щодо впливу комплексного застосування модифікаторів різного механізму дії на втомні характеристики зразків жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ та визначено границю витривалості  $\sigma_{-1}$  при багатоциклових втомних випробуваннях, що дозволило розширити уявлення про вплив комплексного модифікування на втомну витривалість виливків із відповідального жароміцного литва.

Практичне значення одержаних результатів полягає у значному покращенні рівня ударної в'язкості та часу до високотемпературного руйнування жароміцного нікелевого сплаву, що дозволило провести промислове опробування та розробити рекомендації із виплавлення великогабаритних робочих лопаток 2 ст., 3 ст., 4 ст. турбіни вентилятору авіаційного двигуна Д18-Т зі сплаву ЖСЗДК-ВІ із застосуванням комплексного модифікатору на основі  $(\text{Ti}(\text{C},\text{N})+\text{Y}+\text{CoAl}_2\text{O}_4)$  на АТ «Запорізький машинобудівний завод ім. Омельченко В.І.».

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, вилівок, рівноважна кристалізація, модифікування, мікроструктура, макроструктура, ітрій, карбонітрид титану, алюмінат кобальту, механічні властивості, ударна в'язкість, тривала міцність, границя витривалості.

## ABSTRACT

Danylov S. Development of complex modification technology of nickel-based superalloy for large-scale blades of aircraft gas turbine engines. - Qualification scientific work on the rights of the manuscript.

Dissertation for the degree of Doctor of Philosophy in Metallurgy (136).

National University «Zaporizhzhia Polytechnic», Zaporizhzhya, 2025.

The dissertation is devoted to the study of the influence of metallurgical processes on the structure and properties of heat-resistant casting, which is used in the manufacture of large-sized blades of gas turbine aircraft engines. The features of the influence of modifiers of the first and second kind on the state of the regulated macro- and microstructure and mechanical properties, as well as the fatigue characteristics of samples and parts obtained from the heat-resistant alloy of equilibrium crystallization are established in the work.

The influence of three metallurgical methods for improving the structural state of heat-resistant castings was examined:

- modification with Type 1 modifiers – the surface-active element yttrium Y, which reduces surface tension at the phase boundary thereby promoting changes in their morphology and consequently the overall structural state, when introduced into the melt in quantities of 0,01% (mas.)

- modification with Type 2 modifiers – ultradisperse titanium carbonitride Ti(C,N) particles which serve as additional crystallization centers for the melt and thus promote refinement of macro- and micrograins in heat-resistant castings.

- Since the improvement of fatigue characteristics in heat-resistant alloys is inherently connected with grain refinement, the pouring of heat-resistant melt into ceramic molds was tested, where the first working layer was made using a modifier – cobalt aluminate  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$ , whose modifying effect allows for accelerated heat removal from the melt, thereby ensuring macro-grain refinement in the surface layers of the casting.

To study the prospects for practical application of modified products in the manufacturing of hot section components for gas turbine aircraft engines, it was of great interest to compare their structure and properties with the properties of materials obtained through traditional serial technology of vacuum equilibrium heat-resistant casting.

To establish the features of the separate influence of first and second type

modifiers and the inoculating additive - cobalt aluminate, this work conducted a comparative study of the structure and mechanical properties of the heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI, which is used in serial conditions for manufacturing large-sized fan turbine blades for the D-18T aircraft engine (thrust class 200...350 kN). The following were investigated: chemical composition, macro- and microstructure, mechanical properties at room temperature ( $\sigma_u$ ,  $\sigma_{0.2}$ ,  $\delta$ , KCU) and elevated temperatures ( $\tau_{\sigma}^T$ ), and fatigue characteristics ( $\sigma_{-1}$ ). The nature of changes in macro- and microstructure under the influence of modifiers was studied, and properties at room and elevated temperatures were determined. Hot isostatic pressing followed by standard heat treatment in modified castings created conditions for the formation of a homogeneous structure through recrystallization of the primary cast structure of dendritic character and phase recrystallization, and almost complete "healing" of casting porosity and micro-discontinuities concentrated in the internal volumes of the metal.

As a result of comparative studies of the separate and complex influence of modifiers, it has been shown that complex modification, with simultaneous use of yttrium modification, dispersed particles of titanium carbonitride Ti(C,N), and cobalt aluminate, provides refinement of macrograin in the surface layers of castings, uniform distribution of fine globular carbides of MC,  $M_{23}C_6$  types in the structure, favorable morphology of the strengthening intermetallic  $\gamma'$ -phase, which, overall, had a positive effect on the properties of the experimental material samples, compared to the serial technology of vacuum equilibrium casting, and variants in which the use of separate types of modification was envisaged.

Based on the results of the comparative study, work was carried out to determine the rational quantity of ultradisperse modifier particles – titanium carbonitride Ti(C,N) in complex modification of the ZhS3DK-VI heat-resistant alloy melt with simultaneous application of yttrium and cobalt aluminate, to ensure a better complex of mechanical properties, long-term strength, and fatigue endurance. The modification variants used were 0,025% Ti(C,N) (mas.), 0,05% Ti(C,N) (mas.), and 0,075% Ti(C,N) (mas). It was established that the rational quantity of

ultradisperse titanium carbonitride particles in complex modification is 0,05% Ti(C,N), when the structure showed decreased distances between secondary dendrite arms, uniformly distributed carbonitride component in the material volume, and fine globular carbides located predominantly along grain boundaries. It was determined that with increasing content of titanium carbonitride introduced into the melt, the quantity of carbonitride and carbide components in the casting structure increases while the average size of these inclusions decreases. The intermetallic  $\gamma'$ -phase in all experimental variants takes the form of cuboids with a predominant presence of four-particle blocks; its quantity increases with increasing Ti(C,N) modifier content, while the average particle size decreases. The change in structural state under the complex effect of modifiers, with the determined rational quantity of Ti(C,N) – 0,05%, allowed for improvement in the property complex of the heat-resistant alloy compared to traditional serial technology of vacuum equilibrium casting. An increase in plasticity indicator  $\delta$  from 11% to ~19% while maintaining high strength levels ( $\sigma_B > 1100$  MPa) was observed, along with a notable increase in impact toughness of test specimens (average KCU increased in more than two times from 31,3 J/sm<sup>2</sup> to 67,5 J/sm<sup>2</sup>), and the time to stress rupture strength exceeded the requirements of normative documentation by more than 10 times (>500 hrs. with a norm in 50 hrs.). It was established that alongside carbides of spherical morphology in the structure of all experimental modification technology variants, globular carbides were detected, in whose locations zones enriched with yttrium, molybdenum, titanium, and depleted in chromium were observed. Analysis of the obtained data and comparison with literature data allowed for the assumption that under conditions of absence of competitive growth during crystallization, high-temperature yttrium-containing carbides can serve as a substrate for the nucleation of low-temperature modifications of titanium and molybdenum MC-type carbides.

Using the rational complex of modifiers, within the framework of industrial testing of the complex modification technology, turbine fan blades for the D-18T aircraft engine were manufactured in which, after hot isostatic pressing and heat treatment, favorable macro- and microstructure of the surface and in the cross-

section of castings was ensured, with a minimal level of surface defects, the presence of which is permitted by normative documentation. Bend angle testing determined that the blades are characterized by a bend angle of 120° without crack formation at the location of maximum blade bending. To confirm the results obtained during the rationalization of complex modification technology, samples cast together with the working blades were tested for strength, plasticity, impact toughness, and time to high-temperature failure, the levels of which met the requirements of technical documentation, and in some cases significantly exceeded them. The fatigue limit  $\sigma_{-1}$  of the ZhS3DK-VI alloy after complex modification was also determined at  $1 \cdot 10^7$  cycles – 441 MPa (44 kgf/mm<sup>2</sup>).

This work was implemented in industrial conditions at JSC «Motor Sich» and confirmed by implementation acts (Appendix A, Appendix B).

Based on the conducted research at JSC «Motor Sich», alongside the serial technology, a technology for manufacturing large-size turbine blades using complexly modified heat-resistant casting was implemented. The technology allows for increasing the level of mechanical properties of parts working under conditions of high mechanical, temperature, and fatigue loads, as well as reducing monetary costs for manufacturing aviation products.

The manufacturing technology was carried out on UPPF-3M melting units and confirmed by an implementation act and a certificate of industrial testing results for the complex modification technology. According to the act and certificate, the following technological and economic effects are expected:

- increased levels of plasticity (from 11,2% to 18,8%), impact toughness (from 31.3 to 67.5 Дж/см<sup>2</sup>), and stress rupture strength (from 322,5 hrs. to 505 hrs.) of large-size turbine fan blades for the D-18T engine compared to the serial technology of vacuum equilibrium casting;
- ensured blade surface condition that meets the requirements of normative documentation regarding the number and dimensions of surface luminescence;
- the use of a rational complex of modifiers in complex modification will provide an increase in the yield of suitable castings, which in general will create an

economic effect of about 1 million UAH in the manufacturing of sets of working blades for the 2nd (113 blades), 3rd (73 blades), and 4th (73 blades) stages of the D-18T engine fan turbine.

Conclusions were obtained from JSC «Motor Sich», which state that the dissertation work provisions have been implemented in serial production of rotor parts for the hot section of turbines operating under conditions of high temperature loads and gas flow in high-power aircraft engines.

As a result of the dissertation work, an actual scientific-applied problem of improving the structure and properties of heat-resistant castings used in manufacturing large-size blades for gas turbine aircraft engines was solved.

The aim of this work is to improve the mechanical properties of large-sized blades for aircraft gas turbine engines through the complex application of modifiers with different action mechanisms by obtaining a rational structure of castings made from the heat-resistant alloy ZhS3DK-VI.

The object of research is the structure formation processes during complex modification that contribute to obtaining a rational structure of nickel-based heat-resistant alloy, and corresponding provision of mechanical, heat-resistant, and operational properties that meet the requirements of industry normative documentation.

The subject of the research was the structural characteristics, mechanical properties, heat resistance, and fatigue characteristics of the heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI after complex modification with modifiers of types 1 and 2, as well as inoculating effects.

The scientific novelty of the work consists of the following:

1. For the first time, patterns of rational structure formation have been established, which ensure improved properties of castings made from heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI, obtained using complex modification -  $(0.05\%Ti(C,N)+0.01\%Y+5\%CoAl_2O_4)$ , hot isostatic pressing, and heat treatment.

2. For the first time, structures of the heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI have been obtained, formed under the simultaneous influence of the

inoculating action of a ceramic mold manufactured using cobalt aluminate and bulk modification with titanium carbonitrides and a surface-active element - yttrium, which were characterized by a change in the morphology of the carbide component from lamellar to globular, fine dispersion of carbonitride inclusions, favorable morphology of the intermetallic  $\gamma'$ -phase and their uniform distribution, as confirmed by optical and electron microscopy methods.

3. For the first time, the composition of a complex modifier for producing large-sized castings from heat-resistant alloy has been established, and the rational quantity of its components has been determined -  $(0.05\%Ti(C,N)+0.01\%Y+5\%CoAl_2O_4)$ . A technology for introducing it into the nickel melt has been developed, the nature of changes in the structural state of the heat-resistant alloy under the influence of the modifier and mechanical properties has been determined - indicators of plasticity and impact toughness, stress-rupture strength have been increased compared to the alloy obtained through serial technology of vacuum equilibrium casting.

4. For the first time, information has been obtained regarding the effect of the complex application of modifiers with different action mechanisms on the fatigue characteristics of heat-resistant nickel alloy ZhS3DK-VI samples, and the endurance limit  $\sigma_{-1}$  under high-cycle fatigue testing has been determined, which expanded the understanding of the effect of complex modification on the fatigue resistance of castings made from critical heat-resistant cast material.

The practical significance of the obtained results lies in significant improvement of impact toughness level and time to high-temperature failure of the heat-resistant nickel alloy, which allowed for industrial testing and development of recommendations for melting large-size working blades of 2nd stage, 3rd stage, 4th stage of fan turbine for D18-T aircraft engine from ZhS3DK-VI alloy using a complex of modifiers based on  $(Ti(C,N)+Y+CoAl_2O_4)$  at JSC «Zaporizhzhya Machine-Building Plant named after V.I. Omelchenko».

Keywords: heat-resistant nickel alloy, casting, equilibrium crystallization, modification, microstructure, macrostructure, yttrium, titanium carbonitride, cobalt

aluminate, mechanical properties, impact toughness, long-term strength, fatigue limit.

## **ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ**

1. С.М. Данілов, Д.О. Тьомкін, В.В. Наумик, Д.В. Ткач, В.В. Клочихін, О.О. Педаш. Вплив комплексного модифікування на структуру й властивості жароміцного нікелевого сплаву. Авіаційно-космічна техніка і технологія. 2022. №4 (спецвипуск 2/182). С.101-107. <http://doi:10.32620/aktt.2022.4sup2.15>

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

3. В.В. Клочихин, С.Н. Данилов, Н.А. Лысенко, В.В. Наумик. Разработка технологии модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК-ВИ ультрадисперсными порошками карбонитрида титана. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2020. № 2, С. 37-44. <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2020-2-5>

4. С.М. Данилов, Д.О. Тьомкін, О.О. Педаш, О.О. Наумик, В.В. Наумик. Комплексне модифікування жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ ітрієм та карбонітридом титану. Фізико-хімічна механіка мінералів. 2024. №3, С.137-142.

5. С.М. Данілов, О. О. Педаш, В.В. Наумик, Д.О. Тьомкін, О.О. Наумик. Комплексне модифікування жароміцного сплаву нікелевого дисперсними частками туготопких з'єднань. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2024. № 4, С. 6-14. <https://DOI 10.15588/1607-6885-2024-4-1>

6. D.O. Tomkin, O.O. Pedash, S.M. Danilov, V.V. Klochikhin, O.O. Naumyk, V.V. Naumyk Structure and properties of cast blades made of ZhS3DK-VI modified with nickel-yttrium ligature. Materials science, Vol. 59 (№4), 2023, P. 480-486.

## ЗМІСТ

Перелік умовних позначень.....	20
Вступ.....	21
Розділ 1 Вплив модифікаторів на пластичність жароміцних нікелевих сплавів.....	28
1.1 Умови роботи лопаток газотурбінних двигунів .....	28
1.2 Аналіз пошкоджень лопаток газотурбінних двигунів в процесі експлуатації .....	31
1.3 Методи регулювання структури жароміцних нікелевих сплавів.....	42
1.4 Особливості застосування рідкоземельних металів для модифікування нікелевих сплавів .....	44
1.5 Застосування дисперсних тугоплавких з'єднань при модифікуванні жароміцного литва.....	47
1.6 Особливості поверхневого модифікування .....	50
1.7 Узагальнення, мета і задачі дослідження.....	52
Розділ 2 Матеріали та методика досліджень.....	55
2.1 Технологічний процес отримання виливків .....	55
2.1.1 Приготування робочого сплаву .....	55
2.1.2 Виготовлення ливарних форм.....	56
2.1.3 Виготовлення брикетованого модифікатора – карбонітриду титану ...	59
2.1.4 Плавлення та заливання виливків дослідних варіантів .....	60
2.2 Гаряче ізостатичне пресування виливків .....	61
2.3 Термічна обробка виливків .....	61
2.4 Контроль хімічного складу та якості поверхні виливків .....	62
2.5 Вивчення структурних складових виливків .....	63
2.6 Визначення механічних властивостей виливків .....	64
2.7 Випробування на втому .....	65

2.8 Методика випробування лопаток на кут загину .....	65
Розділ 3 Дослідження впливу технологій модифікування на структуру і властивості жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ .....	67
3.1 Обґрунтування вибору модифікаторів для покращення механічних характеристик жароміцного нікелевого сплаву .....	67
3.2 Хімічний склад виливків дослідних варіантів технології модифікування .....	69
3.3 Вплив технології модифікування на макроструктуру виливків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ .....	70
3.4 Вплив технології модифікування на мікроструктуру виливків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ .....	74
3.5 Дослідження впливу технологій модифікування на механічні властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ .....	77
Висновки до розділу 3 .....	82
Розділ 4 Вдосконалення технології модифікування нікелевих сплавів для відповідального литва .....	84
4.1 Визначення раціонального вмісту карбонітриду титану $Ti(C,N)$ при комплексному модифікуванні .....	84
4.2 Хімічний склад виливків отриманих з використанням вдосконалених схем комплексного модифікування .....	85
4.3 Структура та фрактографічний аналіз зламу виливків, отриманих з використанням вдосконалених схем комплексного модифікування .....	86
4.4 Механічні властивості та час до високотемпературного руйнування виливків, отриманих з використанням вдосконалених схем комплексного модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ .....	94
Висновки до розділу 4 .....	96
Розділ 5 Промислове випробування та економічна ефективність модифікування жароміцного нікелевого сплаву .....	98
5.1. Комплексне модифікування в технології отримання великогабаритних лопаток турбіни вентилятора авіаційного двигуна великої потужності .....	98

5.2 Економічний ефект від впровадження технології комплексного модифікування у виробництво .....	108
Висновки до розділу 5.....	110
Висновки .....	112
Перелік посилань.....	116
Додаток А Довідка про результати промислового випробовування .....	130
Додаток Б Акт опробування результатів дисертаційної роботи .....	131

## ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

- ГТД – газотурбінний двигун;
- ТВТ – турбіна високого тиску;
- ТСТ – турбіна середнього тиску;
- ТНД – турбіна низького тиску;
- ТВ – турбіна вентилятору;
- СА – сопловий апарат;
- КСТ – компресор середнього тиску;
- ГП – гаряче ізостатичне пресування;
- НТД – нормативно-технічна документація;
- АТ – акціонерне товариство;
- РСМА – рентгеноспектральний мікроаналіз;
- РЗМ – рідкоземельні метали.

## ВСТУП

**Актуальність теми.** Розробка нових та покращення наявних матеріалів, призначених для виготовлення деталей авіаційних двигунів, є неможливою без впровадження у виробничий процес нових технологічних прийомів, що дозволяють отримати сприятливу структуру металевих матеріалів. Дослідження останніх років, що були спрямовані на підвищення якості жароміцного литва, показали, що серед ефективних методів впливу на стан матеріалу в процесі його кристалізації є модифікування, коли відбувається зміна ступеня дисперсності й морфології фазових складових матеріалу (кількості, розміру й форми) при введенні в розплав невеликої кількості активних додавань. В цьому випадку вельми перспективними є дисперсійне зміцнення матеріалу за рахунок введення важкотопких високодисперсних часток – оксидів, нітридів, карбонітридів, карбідів. В галузі авіаційного матеріалознавства фундаментальні засадничі принципи модифікування жароміцних сплавів високодисперсними частками туготопких сполук були зроблені, в тому числі, й у роботах українських дослідників Ключихіна В.В., Калініної Н.Є., Дуброва Г.Л., Троцана А.І. та ін., результати котрих показали, що при введенні їх у розплав є можливим заздалегідь регулювати розмір, склад та кількість структурних складових ливарних жароміцних сплавів.

Відомо, що жароміцність багатокomпонентних сплавів на основі нікелю суттєво залежить від кількості, складу, дисперсності й морфології зміцнювальної  $\gamma'$ -фази, а також в забезпеченні її термодинамічної стабільності. В багатьох дослідницьких роботах показано, що модифікування рідкоземельними елементами – ітрієм, церієм, лантаном та ін. сприяє підвищенню жароміцності через легування поверхні розділу між  $\gamma'$ -фазою та основним  $\gamma$ -твердим розчином та забезпечення сприятливої морфології карбідів та утворення їх високотемпературних модифікацій. У цьому напрямку серйозні дослідження проведені Спедінгом Ф., Сімсом Ч., Ольшанецьким В.Ю., Ковалем А.Д., та ін.

Оскільки від жароміцних матеріалів окрім високих жароміцності й опору повзучості, вимагається ще й забезпечення експлуатаційної довговічності, пов'язаної з опором втомі, то матеріал повинен забезпечувати певний рівень витривалості на заданій базі циклів до руйнування, що реалізується через формування дрібнозеренної будови матеріалу та розгалужену систему меж зерен в структурі, здатної розподіляти напруження при роботі в умовах знакозмінних навантажень. Серед технологічних прийомів, що сприяють утворенню дрібнозеренної структури жароміцних матеріалів, певного розвитку набуло інокулювання розплаву, як поверхневе, котре реалізується інтенсивним тепловідведенням від виливка, так і об'ємне – реалізоване через введення інокулювальних сполук в об'єм матеріалу, яке сприяє збільшенню рівня переохолодження розплаву й підвищенню швидкості кристалізації.

Застосування комплексного підходу при модифікуванні жароміцного литва дозволяє отримати синергетичний ефект від суміщення різних технологічних методів, що дає можливість більш повно реалізовувати переваги окремих видів модифікування й досягти підвищеного рівня експлуатаційних характеристик матеріалу відповідальних виливків. Тому роботи, що спрямовані на дослідження комплексного впливу процесів модифікування, є **актуальними** та потребують подальшого розвитку з метою забезпечення підвищеного рівня експлуатаційних характеристик жароміцних нікелевих сплавів, що використовуються для виготовлення відповідальних деталей газотурбінних двигунів.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.** Основні етапи й висновки дисертаційної роботи виконані відповідно до:

- Закону України «Про пріоритетні напрями розвитку науки та техніки» від 11.07.2001 р № 2623-III;
- планів спільних науково-дослідних робіт Національного університету «Запорізька політехніка» та акціонерного товариства АТ «Мотор Січ» з теми: 261-22 (УГМет) «Розробка технологічного процесу модифікування

жароміцних нікелевих сплавів ультрадисперсними порошками карбонітриду титану для виготовлення великогабаритних литих лопаток газотурбінних двигунів»;

– науково-дослідної роботи «Розробка та випробування імпортозамінних та ресурсозберігаючих технологій виробництва високоякісного литва з кольорових сплавів для авіадвигунів подвійного призначення» (ДБ 02319, 2019 р. № державної реєстрації 0119U100527), в яких автор був виконавцем.

**Мета дослідження.** Підвищення механічних властивостей великогабаритних лопаток авіаційних газотурбінних двигунів при комплексному застосуванні модифікаторів різного механізму дії за рахунок отримання раціональної структури виливків із жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ.

**Об'єкт дослідження.** Об'єктом дослідження є процеси структуроутворення при комплексному модифікуванні, що сприяють отриманню раціональної структури жароміцного сплаву на нікелевій основі й відповідному забезпеченні рівня механічних, жароміцних та експлуатаційних властивостей, котрі задовольняють вимогам галузевої нормативної документації.

**Предмет дослідження.** В якості предмету дослідження було обрано характеристики структури, механічних, жароміцних та втомних характеристик жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ після комплексного модифікування модифікаторами 1 и 2 роду, а також інокулювального впливу.

Для досягнення вказаної мети необхідно було вирішити наступні **задачі**:

1. Провести аналіз способів підвищення механічних характеристик, жароміцності, втомної витривалості лопаток турбін, виготовлених з жароміцних нікелевих сплавів.

2. Провести порівняльні дослідження структурного стану зразків жароміцного сплаву, виготовлених з використанням модифікаторів різного

механізму дії, та встановити взаємозв'язок між структурою й властивостями матеріалу.

3. Обрати та обґрунтувати склад комплексу модифікаторів, котрі забезпечать рівень механічних та експлуатаційних властивостей жароміцного сплаву при виготовленні виливків відповідального призначення.

4. На основі отриманих даних встановити раціональну кількість модифікаторів, що вводяться у розплав при комплексному модифікуванні.

5. Вивчити закономірності зміни механічних властивостей, жароміцності та опору втомі сплаву ЖСЗДК-ВІ при виготовленні великогабаритних лопаток турбіни вентилятору ГТД.

6. Провести апробацію та впровадити у виробничу ланку авіаційного підприємства технологію отримання деталей гарячого тракту ГТД, виготовлених з використанням розробленого комплексу модифікування.

**Методи дослідження.** При вирішенні поставлених задач використовувалися сучасні методи виплавлення жароміцних сплавів в вакуумних установках, одержання виливків в керамічних ливарних формах за витоплюваними моделями.

Плавлення жароміцного нікелевого сплаву й отримання виливків проводили на вакуумних плавильних установках типу УППФ-3М, ULVAC FM 1-2-100. За допомогою стандартних методик вивчали хімічний склад, макро- та мікроструктуру, механічні властивості матеріалу дослідних зразків при кімнатній та підвищених температурах. Хімічний склад сплавів визначали спектральним та хімічним методами.

Структурні характеристики литих зразків та реальних виливків оцінювалися якісними та кількісними методами оптичної та електронної металографії при збільшеннях  $\times 100 \dots 10000$ , а також за допомогою енергодисперсійного мікроаналізу.

Механічні характеристики, ударну в'язкість, час до високотемпературного руйнування та границю витривалості зразків визначали на сучасних випробувальних машинах та стендах у відповідності до

встановлених стандартів. З використанням розробленої методики провели випробування виливків великогабаритних лопаток ГТД на кут загину. Випробування виконувалися на приладах і обладнанні, які пройшли метрологічний контроль.

**Наукова новизна** роботи полягає у наступному:

1. Вперше встановлено закономірності формування раціональної структури, яка забезпечує підвищення властивостей виливків із жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, отриманих з використанням комплексного модифікування –  $(0,05\%Ti(C,N)+0,01\%Y+5\%CoAl_2O_4)$ , гарячого ізостатичного пресування та термічної обробки.

2. Вперше отримано структури жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, сформовані під одночасним впливом інокулювальної дії керамічної форми, виготовленої з використанням алюмінату кобальту та об'ємного модифікування карбонітридами титану й поверхнево активним елементом – ітрієм, котрі характеризувалися зміною морфології карбідної складової із шрифтової на глобулярну, дрібнодисперсною карбонітридних включень, сприятливою морфологією інтерметалідної  $\gamma'$ -фази та їх рівномірним розподілом, що підтверджено методами оптичної й електронної мікроскопії.

3. Вперше встановлено склад комплексного модифікатору для отримання крупногабаритних виливків із жароміцного сплаву та визначено раціональну кількість його складових –  $(0,05\%Ti(C,N)+0,01\%Y+5\%CoAl_2O_4)$ . Розроблено технологію введення його у нікелевий розплав, визначено характер зміни структурного стану жароміцного сплаву під дією модифікатору та механічних властивостей – підвищено показники пластичності й ударної в'язкості, тривалу міцність у порівнянні із сплавом, що отриманий за серійною технологією вакуумного рівноважного литва.

4. Вперше отримано відомості щодо впливу комплексного застосування модифікаторів різного механізму дії на втомні характеристики зразків жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ та визначено границю

витривалості  $\sigma_{-1}$  при багатоциклових втомних випробуваннях, що дозволило розширити уявлення про вплив комплексного модифікування на втомну витривалість виливків із відповідального жароміцного литва.

**Практичне значення** одержаних результатів полягає у підвищенні рівня ударної в'язкості та часу до високотемпературного руйнування жароміцного нікелевого сплаву, що дозволило провести промислове опробування та розробити рекомендації із виплавлення великогабаритних робочих лопаток 2 ст., 3 ст., 4 ст. турбіни вентилятору авіаційного двигуна Д18-Г зі сплаву ЖСЗДК-ВІ із застосуванням комплексу модифікаторів на основі  $(\text{Ti}(\text{C},\text{N})+\text{Y}+\text{CoAl}_2\text{O}_4)$  на АТ «Запорізький машинобудівний завод ім. Омельченко В.І.».

**Особистий внесок здобувача.** У дисертаційній роботі основні положення, наукові результати та висновки отримані автором самостійно. Дослідження впливу комплексного модифікування на структуру та властивості зразків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ виконані автором і підтверджені публікаціями [1-6]. Здобувачем сформульована і обґрунтована методологія проведення експериментів, а також практична реалізація експериментальних методик, весь комплекс вимірювальних, аналітичних і числових розрахунків було виконано за його участю. Визначені кут загину робочих лопаток ТВ, отриманих за раціональним варіантом модифікування, та границя витривалості  $\sigma_{-1}$  зразків при випробуваннях на багатоциклову втому для заданої бази у  $10^7$  циклів навантаження.

**Апробація результатів дисертації.** Основні результати дисертаційної роботи доповідалися і обговорювалися на: *XXIX Міжнародному конгресі двигунобудівників* (Харків, 2024 р.), *XVI-й Міжнародній науково-технічній конференції «Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2024»* (Київ, 2024 р.), *XX Міжнародній науково-практичній конференції «Литво. Металургія. 2024»* (Харків-Київ, 2024 р.), *XVII Міжнародній науково-практичній конференції «Литво. Металургія. 2022»* (Харків-Київ, 2022 р.), *XIX Міжнародній науково-практичній конференції «Литво. Металургія. 2023»*

(Харків-Київ, 2023 р.), *XXVII Міжнародному конгресі двигунобудівників* (Харків, 2022 р.), *XV Міжнародній науково-технічній конференції «Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів»* (Запоріжжя, 2022 р.), *Міжнародній науковій конференції «Advanced & Novel Technologies – Interdisciplinary Collaboration on Materials Science 2025 (ANTICM-2025)»* (Запоріжжя, 2025 р.).

**Публікації.** Основні результати роботи знайшли відображення в 6 публікаціях, з них: 5 статей в наукових журналах, з яких 1 стаття входить в наукометричну базу даних Scopus і 5 статей в журналі з індексом цитування, а також у 8 матеріалах тез конференцій.

**Структура та обсяг дисертації.** Дисертаційна робота складається зі вступу, п'яти розділів, загальних висновків, містить список використаних літературних джерел та 2 додатки. Загальний обсяг дисертації становить 131 сторінку, у тому числі основного тексту дисертації 107 сторінок, 41 рисунок, 10 таблиць, 2 додатки і список використаних літературних джерел зі 118 бібліографічних найменувань.

## РОЗДІЛ 1 ВПЛИВ МОДИФІКУВАННЯ НА ПЛАСТИЧНІСТЬ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

### 1.1 Умови роботи лопаток газотурбінних двигунів

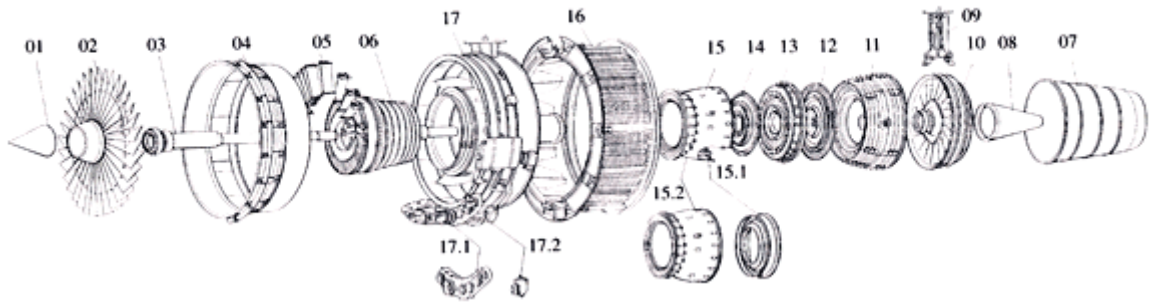
Газотурбінні двигуни (ГТД) є фундаментальною основою сучасної авіації, забезпечуючи необхідну тягу для польоту повітряних суден різних класів та призначення (рисунок 1.1). Їхня ефективність та надійність безпосередньо залежать від працездатності турбін високого (ТВТ) та низького тиску (ТНТ), які виконують критично важливу функцію в загальній силовій схемі двигуна (рисунок 1.2). Дослідження умов роботи лопаткового апарату ТНТ має важливе значення, оскільки цей компонент визначає експлуатаційні характеристики двигуна та його надійність у цілому.



Рисунок 1.1 – Газотурбінний двигун з високим ступенем двоконтурності Д-18Т [7]

Лопатки ТНТ (або ТВ) у двигунах великої потужності (до яких відноситься, наприклад, двигун Д-18Т із класом тяги 200...350 кН) характеризуються великогабаритністю (висотний розмір може перевищувати 300 мм), відповідно, специфіка таких лопаток в авіаційних ГТД характеризується комплексним впливом різноманітних факторів, які діють одночасно та взаємно підсилюють один одного, створюючи складний характер навантаження конструкції. В процесі експлуатації лопатки піддаються інтенсивному термічному впливу, значним механічним напруженням, активній

хімічній взаємодії з робочим середовищем та складним аеродинамічним навантаженням. Особливістю авіаційного застосування є циклічність цих навантажень, що пов'язана зі зміною режимів польоту, що суттєво впливає на ресурс та надійність лопаткового апарату через інтенсифікацію розвитку процесів втоми [8].



01 – носок коку; 02 – колесо вентилятору; 03 – вал вентилятору з опорою; 04 – корпус вентилятору; 05 – лопатка СА вентилятору; 06 – КСТ; 07 – сопло реактивне; 08 – стікач; 09 – підвіска задня; 10 – опора задня; 11 – турбіна вентилятору; 12 – ротор ТСТ; 13 – корпус опор турбіни; 14 – ротор ТВТ; 15 – камера згоряння з СА ТВТ; 15.1 – апарат сопловий ТВТ; 15.2 – камера згоряння; 16 – пристрій реверсивний; 17 – головний модуль двигуна; 17.1 – коробка приводів; 17.2 – привід проміжний

Рисунок 1.2 – Конструктивна схема трьохвального двигуна високого ступеня двоконтурності Д-18Т [7,8]

Термічні навантаження є визначальним фактором, що впливає на довговічність лопаток ТНТ. У сучасних авіаційних ГТД температура газового потоку на вході в турбіну досягає 1000-1600°C, що створює екстремальні умови для роботи матеріалів. При цьому в тілі лопатки формуються складні температурні поля з значними градієнтами. Радіальний градієнт температури, особливо притаманний великогабаритним лопаткам, який виникає між кореневою частиною та периферією лопатки, може досягати 200-300°C на міліметр довжини. Такий перепад температур призводить до виникнення значних термічних напружень, які можуть перевищувати межу текучості

матеріалу при підвищених температурах [9, 10].

Хордовий градієнт температури, що формується між вхідною та вихідною кромками лопатки, характеризується ще більшою інтенсивністю. Вхідна кромка, яка безпосередньо контактує з найбільш гарячим потоком газу, може мати температуру на 100-150°C вищу, ніж вихідна кромка. Це створює додаткові термічні напруження в профільній частині лопатки та може призводити до формування термічної втоми матеріалу [9, 10].

Особливу увагу приділяють товщинному градієнту температури, який виникає між поверхнею лопатки та її внутрішніми порожнинами. В сучасних конструкціях з розвиненою системою внутрішнього охолодження цей градієнт може досягати 200°C на відстані декількох міліметрів. Такий різкий перепад температур створює складний напружено-деформований стан в стінках лопатки та може призводити до формування мікротріщин [9,10].

Для зменшення температурних градієнтів та забезпечення працездатності лопаток реалізуються комплексні системи їх охолодження [7, 8, 11-13]. Сучасна конвективна система охолодження являє собою складну мережу внутрішніх каналів, оптимізованих для максимальної теплопередачі. Серпантинні схеми забезпечують тривалий контакт охолоджувального повітря з внутрішньою поверхнею лопатки, підвищуючи ефективність теплообміну. Радіальні канали, розташовані вздовж лопатки, створюють додатковий конвективний потік, який інтенсифікується під дією відцентрових сил при обертанні ротор. В цілому розроблено цілу низку систем ефективного охолодження лопаток турбін: окрім вище зазначених, широко використовуються петльові, плівкові, дефлекторні, гвинтоканалні та інші [7, 8].

Слід зазначити, що додаткове застосування теплозахисних покриттів дозволяє знизити температуру матеріалу лопатки на 100-150°C [8, 14-16].

Механічні навантаження, що діють на лопатки ТНТ авіаційних ГТД, характеризуються високою складністю та багатофакторністю. В умовах експлуатації лопатки піддаються комбінованому впливу відцентрових сил,

газодинамічних навантажень та вібраційних процесів. При частотах обертання ротора ТНТ, які можуть досягати 10000-15000 об./хв., виникають значні відцентрові сили, що створюють розтягувальні напруження в перерізах лопатки величиною до 400-500 МПа [17].

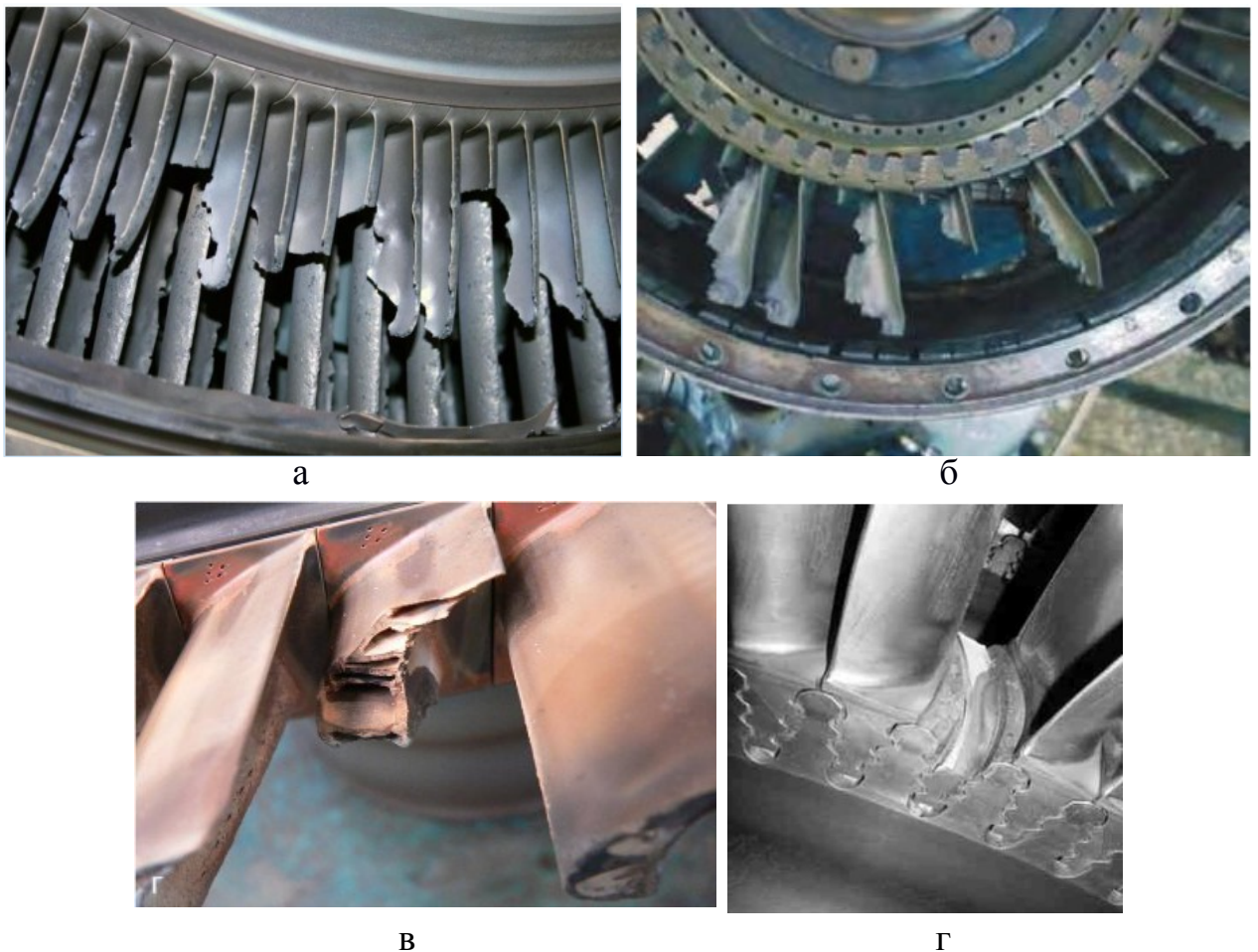
Розподіл механічних напружень по висоті лопатки має нелінійний характер, що обумовлено складною геометрією профілю та наявністю концентраторів напружень. Особливо критичною є зона переходу від профільної частини до хвостовика, де локальні напруження можуть перевищувати середні значення в 2-3 рази. Закрутка профілю, необхідна для оптимізації газодинамічних характеристик, створює додаткові згинальні моменти, які накладаються на основне розтягувальне навантаження.

Проведений аналіз умов роботи лопаток ТНТ авіаційних ГТД демонструє надзвичайну складність та взаємозв'язок факторів, що впливають на їх працездатність. Термічні навантаження, які характеризуються високими значеннями температур та їх градієнтів, вимагають застосування комплексних систем охолодження та спеціальних матеріалів. Механічні навантаження створюють складний напружено-деформований стан, що потребує ретельного розрахунку та оптимізації конструкції. Хімічна взаємодія з робочим середовищем та аеродинамічні особливості роботи лопаток визначають додаткові вимоги до їх конструкції, матеріалів та захисних покриттів. Циклічність навантажень, характерна для авіаційного застосування, створює особливі умови для розвитку процесів втоми та деградації матеріалу.

## 1.2 Аналіз пошкоджень лопаток газотурбінних двигунів в процесі експлуатації

Лопатки газотурбінних двигунів (ГТД) працюють в екстремальних умовах під впливом високих температур, агресивних середовищ та значних механічних навантажень [18, 19]. Комплексна дія цих факторів призводить до інтенсивної деградації структури та властивостей матеріалу лопаток, що

суттєво обмежує ресурс та надійність роботи двигуна [20, 21] (рисунок 1.3). Підвищення експлуатаційних характеристик лопаток, зокрема їх жароміцності та опору повзучості, є однією з ключових задач при розробці нових конструкцій авіаційних ГТД [22]. Вирішення цієї проблеми потребує детального аналізу типових пошкоджень лопаток в процесі експлуатації, виявлення основних механізмів їх руйнування та встановлення взаємозв'язку між структурою матеріалу та його здатністю протистояти впливу зовнішніх чинників [23, 24].



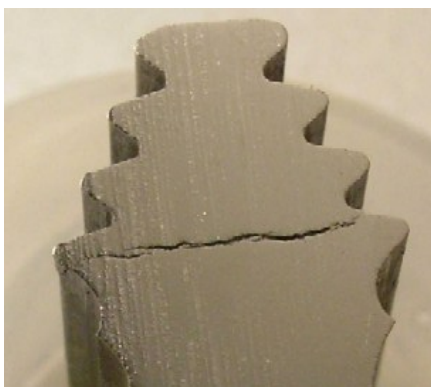
а – руйнування лопаток внаслідок перегріву; б – руйнування внаслідок помпажу двигуна; в, г – руйнування внаслідок втоми

Рисунок 1.3 – Експлуатаційні пошкодження лопаток турбін ГТД [25, 26]

Зокрема, в роботі [27] автор наводить класифікацію пошкоджень лопаток

ГТД за закономірностями їх виникнення: первинні пошкодження через утворення дефектів при виготовленні чи порушенні умов зберігання; випадкові пошкодження через вплив сторонніх предметів; закономірні пошкодження внаслідок деградації властивостей матеріалів в процесі експлуатації. Відповідно до зазначеної класифікації автор розрізняє типові дефекти, що виникають в конструкції лопаток при експлуатації: втомні тріщини в профільній частині пера від дії вібраційних напружень, що особливо небезпечні в кореновому перерізі; тріщини на вхідній кромці пера спричинені циклічними температурними напруженнями при змінних режимах роботи; деградація структури і властивостей поверхневих шарів металу при тривалій роботі в умовах високих температур; корозійно-ерозійні пошкодження поверхні пера через вплив агресивних домішок в паливі і повітрі; повзучість і накопичення деформації при тривалій дії високих температур і напружень.

Руйнування лопаток через розвиток тріщин в області замка (хвостовика) лопатки є досить поширеним явищем і відноситься до однієї з типових причин їх руйнування. Як показано в роботі [28], тріщини зароджуються в гострих кутах хвостовика і поширюються по межах зерен сплаву (рисунок 1.4). Аналіз зламу показав крихкий характер руйнування, при цьому злам має специфічний рельєф по колоніях карбідів в площинах  $\{001\}$  (рисунок 1.5).



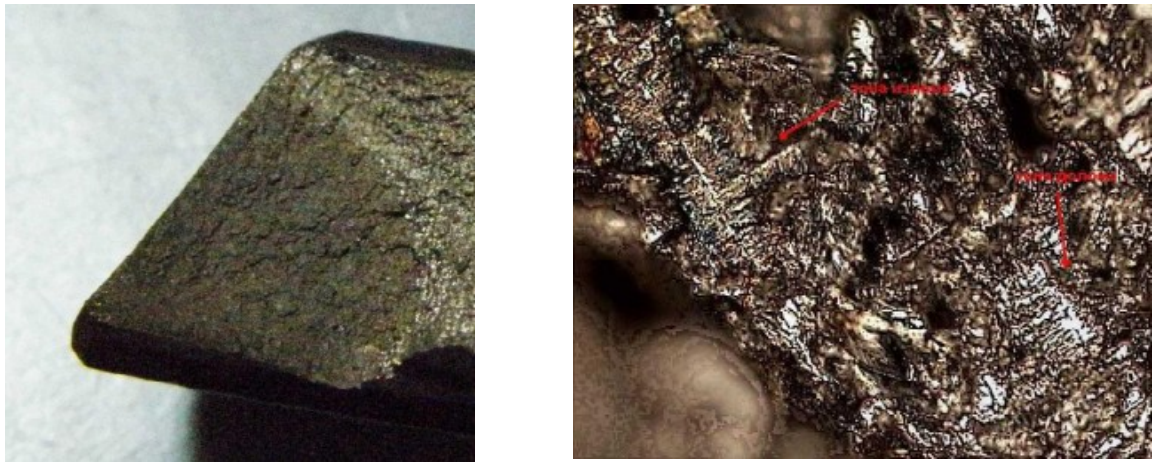
а



б

а – зовнішній вигляд тріщини; б – вигляд мікротріщини на вістрі розвитку,  $\times 500$

Рисунок 1.4 – Тріщина на хвостовику лопатки [28]



а

б

а – злам по тріщині; б – фрагмент зламу в джерелі руйнування

Рисунок 1.5 – Зовнішній вигляд зламу [28]

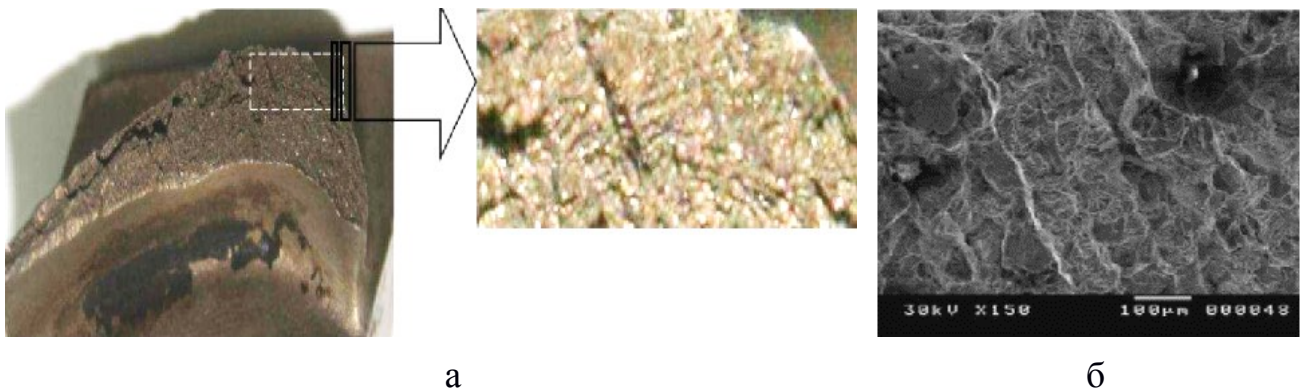
Автори [28] пов'язують таке руйнування з механізмом корозійного розтріскування під дією агресивних компонентів продуктів згоряння палива. В тріщинах виявлено продукти корозії, що містять сірку, натрій, кисень. Проникнення водню, що утворюється при електрохімічній корозії, призводить до водневого окрихчування сплаву. Це, в поєднанні з розтягувальними напруженнями, викликає крихке руйнування хвостовиків лопаток.

Ще одними з найпоширеніх причин руйнування лопаток турбіни виділяють наступні:

- втома матеріалу внаслідок високих циклічних навантажень [29, 31-34]. Втомні тріщини зазвичай зароджуються в зонах концентрації напружень, таких як отвори для кріплення бандажних з'єднань [31], та поширюються доки не відбудеться остаточне руйнування. На поверхнях руйнування спостерігаються типові ознаки втомного руйнування, такі як втомні борозенки та гребенці відриву (рисунок 1.6) [29, 32].

- перегрів матеріалу внаслідок дії високих температур [30, 32]. Перегрів спричиняє мікроструктурні зміни, такі як огрубіння часток зміцнювальної  $\gamma'$ -фази (рисунок 1.7), що виявляється в зміні її морфології, а також локальне оплавлення евтектичних виділень (рисунок 1.8) [32]. Це призводить до утворення мікротріщин в міждендритних областях та зниження міцності

матеріалу.



а – зовнішній вигляд поверхні; б – фрактограма поверхні

Рисунок 1.6 – Поверхня зруйнованої лопатки [32]

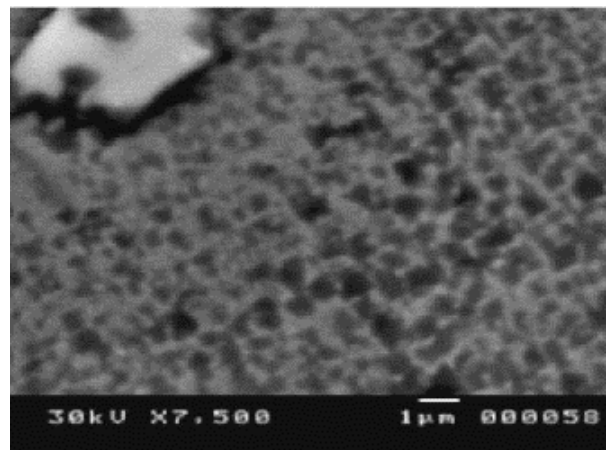


Рисунок 1.7 – Частки  $\gamma'$ -фази, що спостерігались близько з місцем руйнування [32]

В роботі [33] показано, що тривала експлуатація лопаток при високих температурах призводить до деградації мікроструктури жароміцного нікелевого сплаву IN738LC. Спостерігали коагуляцію і коалесценцію зміцнювальної  $\gamma'$ -фази (рисунок 1.9, а, б) та виділення карбідів на межах зерен (рисунок 1.9, в), що призводило до їх окрихчення та зниження пластичності сплаву. В результаті, розвиток тріщин відбувався по міждендритних межах внаслідок повзучості (рисунок 1.9, г).

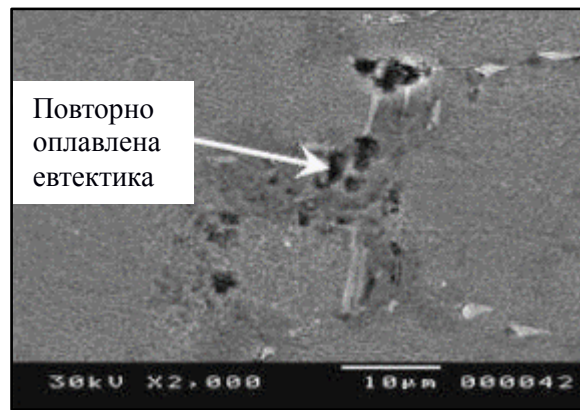
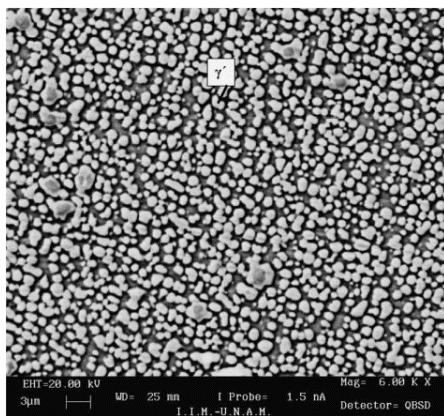
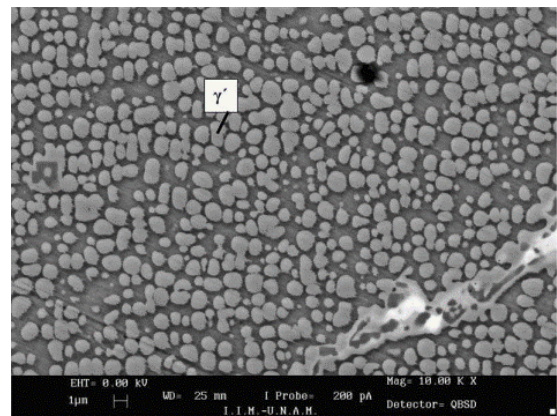


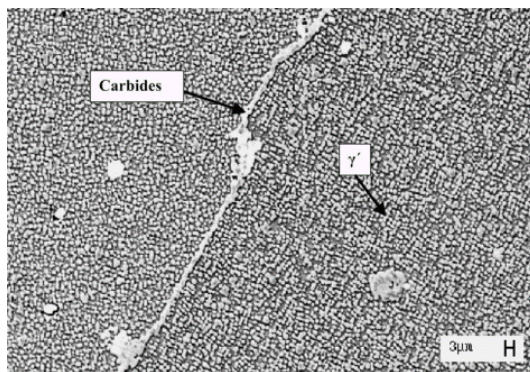
Рисунок 1.8 – Зовнішній вигляд повторно оплавленої евтектики [32]



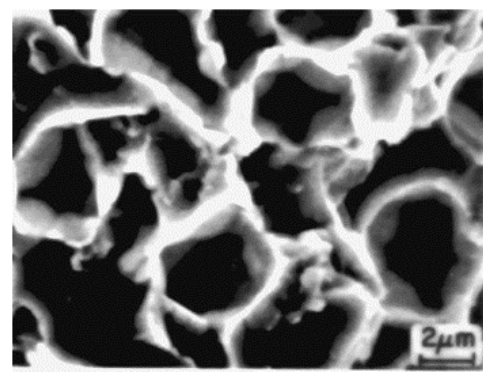
а



б



в



г

а – морфологія  $\gamma'$ -фази (корито); б – морфологія  $\gamma'$ -фази (спинка);  
в – суцільна сітка карбідів і морфологія  $\gamma'$ -фази (корито); г – мікропори  
повзучості на кінчику тріщини

Рисунок 1.9 – Мікроструктурні зміни в лопатці зі сплаву Inconel 738LC після експлуатації [33]

Mazur та ін. [33] роблять висновок, що основними механізмами руйнування лопаток є втома і повзучість, що пов'язані зі зниженням пластичності основного сплаву через структурні зміни:

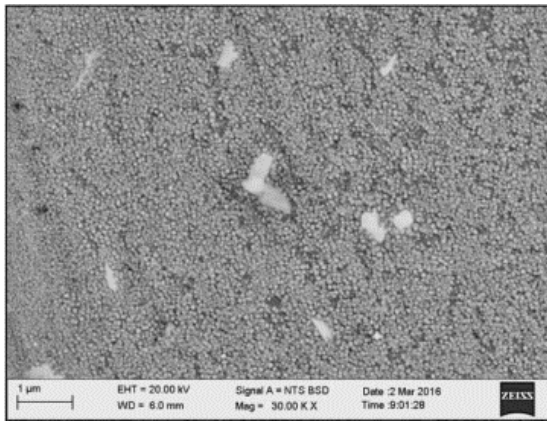
- коагуляцію  $\gamma'$ -фази і виділення карбідів на межах зерен. Автори підкреслюють, що границі зерен стають крихкими і чутливими до розтріскування через формування по них суцільного шару карбідів несприятливої морфології;

- високотемпературну корозію та окислення захисних покриттів [32, 34]. Окислення алюмінію в платино-алюмінідному покритті веде до утворення оксиду  $Al_2O_3$ , який потім відшаровується внаслідок ерозії [34]. Залишки платини дифундують в підповерхневі шари лопаток, змінюючи їх склад і властивості;

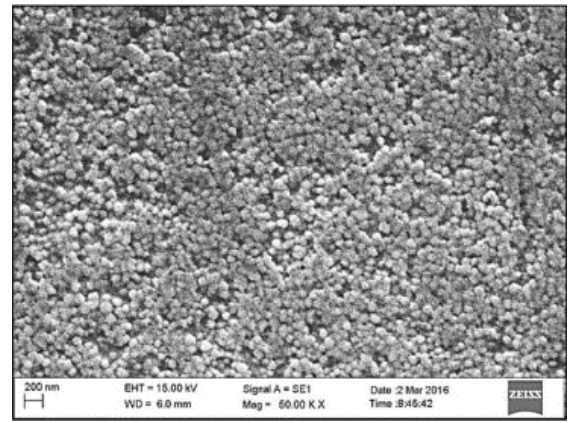
- дефекти матеріалу, такі як пористість, неметалеві включення, ліквіації [34]. Ці дефекти можуть бути концентраторами напружень і осередками зародження тріщин.

В роботі [35] серед механізмів руйнування автор виділяє втому, повзучість, корозію, ерозію та пошкодження від потрапляння сторонніх предметів. Підкреслюється, що ці механізми можуть діяти одночасно, посилюючи руйнівний вплив. Наприклад, корозійні пошкодження можуть слугувати концентраторами напружень і знижувати втомну міцність матеріалу лопатки. Забоїни від ударів сторонніх предметів також ініціюють втомні тріщини. Для запобігання відмов автор рекомендує використовувати сучасні жароміцні сплави, наносити захисні покриття, ретельно контролювати якість палива і повітря, проводити регулярні огляди лопаток для своєчасного виявлення пошкоджень.

Колагар А.М. та ін. [36] провели дослідження причин руйнування лопатки першого ступеня турбіни зі сплаву IN738LC. Мікроструктурний аналіз виявив аномально дрібні частинки зміцнювальної  $\gamma'$ -фази (рисунок 1.10) та ознаки локального розплавлення й кристалізації на поверхні руйнування (рисунок 1.11).

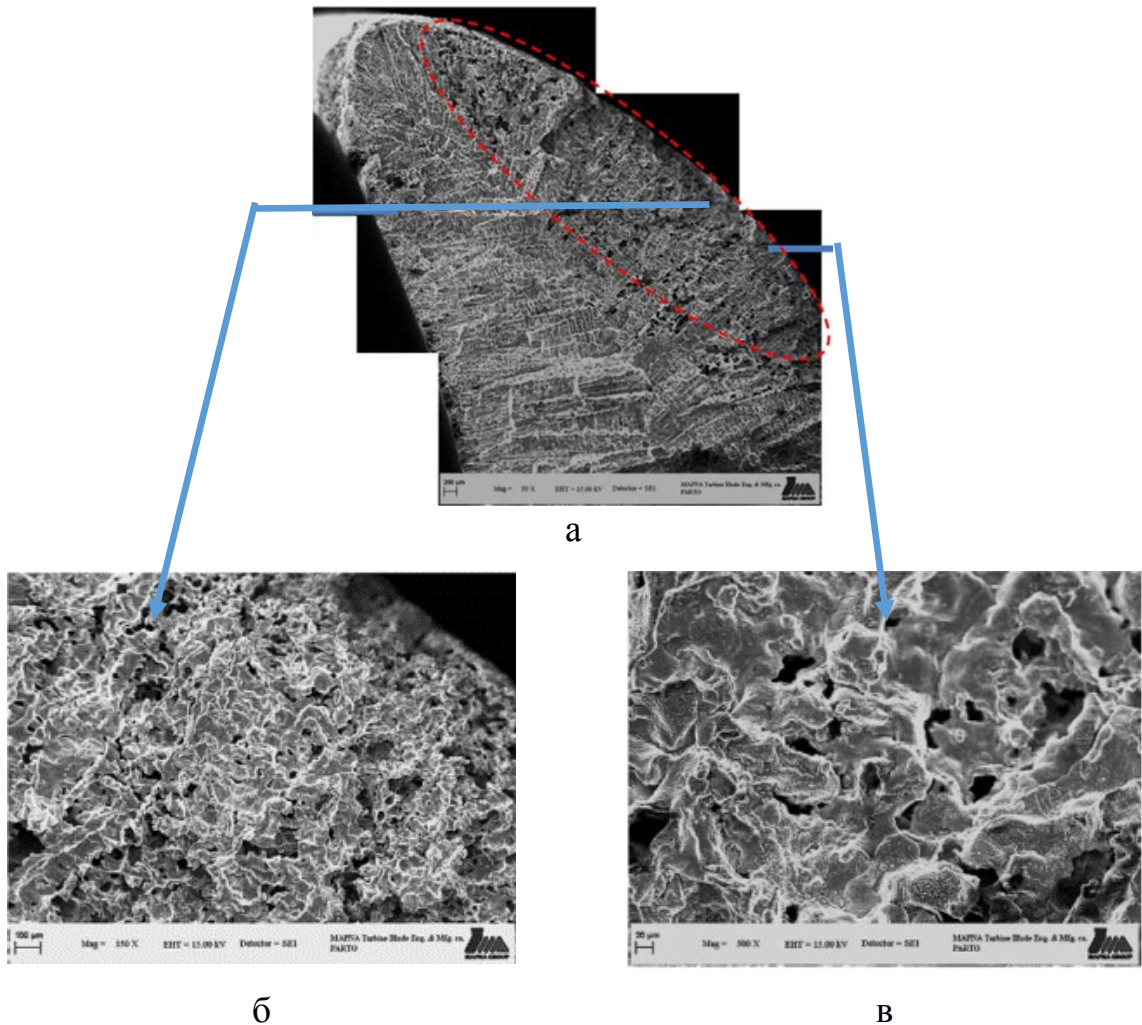


а



б

Рисунок 1.10 – Зображення  $\gamma'$ -фази в структурі лопаток зі сплаву IN738LC при різних збільшеннях [36]



а

б

в

а – зовнішній вигляд зламу; б, в – ділянки з порами та ознаками локального оплавлення

Рисунок 1.11 – Фрактографічне дослідження поверхні зламу лопатки [36]

Це однозначно вказує на значний перегрів матеріалу лопатки під час експлуатації, який призвів до передчасного руйнування. Температура перегріву оцінюється в  $1000^{\circ}\text{C}$  і вище. Щоб запобігти таким відмовам, необхідно забезпечити надійний контроль і підтримання заданого температурного режиму турбіни, не допускаючи перевищення граничних значень температури.

У оглядовій роботі Бхушана Рао В.Н. та ін. [37] детально розглянуто процеси втомного руйнування, повзучості, високотемпературної корозії та ерозії лопаток ГТД. Показано, що до втомних тріщин призводять вібрації, термічні градієнти, концентрація напружень на забоїнах та корозійних пітингах. Повзучість розвивається внаслідок тривалого впливу високих температур і напружень, викликаючи видовження лопатки та зміни структури сплаву. Корозія руйнує захисні оксидні плівки на поверхні. Ерозійний знос відбувається через абразивну дію твердих частинок у газовому потоці. Автори відзначають, що комбінована дія цих механізмів суттєво прискорює руйнування лопаток. Для підвищення надійності рекомендується оптимізувати конструкцію лопаток і їх систему охолодження, застосовувати сучасні жароміцні сплави і захисні покриття, використовувати досконалі методи неруйнівного контролю при експлуатації.

Було встановлено, що ряд механізмів руйнування лопаток значно залежать від рівня пластичності сплавів з яких вони виготовлялись. Пластичність матеріалу дозволяє релаксувати концентрацію напружень у вершині тріщин, що уповільнює їх ріст при циклічному навантаженні [26, 38], й тим самим загальмувати процес розвитку втомного руйнування. Висока пластичність сприяє локалізації деформацій в поверхневих шарах без поширення тріщин в глибину матеріалу при ерозійному зношуванні [39]. Сплави з більшою пластичністю мають вищу стійкість до міжзеренного руйнування, спричиненого повзучістю, оскільки пластична деформація зменшує локальну концентрацію напружень і перешкоджає

зародженню і росту пор по межах зерен [40, 41]. Дослідження [26] показало, що руйнування лопаток відбувається за змішаним в'язко-крихким механізмом. Магістральна тріщина розвивається шляхом злиття дрібних пор і тріщин, що виникають внаслідок локальної пластичної деформації. На фрактограмах спостерігається чергування ділянок з ямковим рельєфом (в'язкий (пластичний) механізм руйнування) і гладких фасеток (крихкий механізм руйнування) (рисунок 1.11).

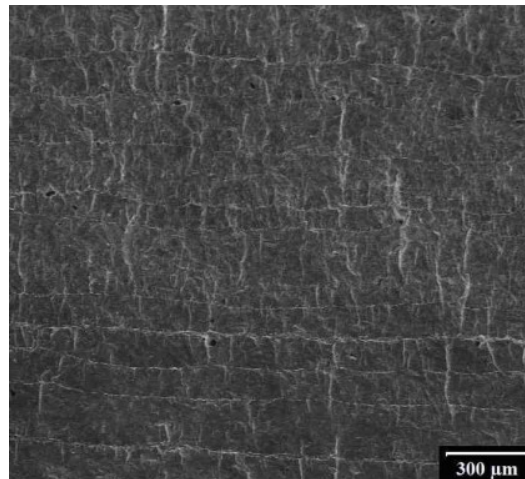


Рисунок 1.11 – Фрактограма поверхні зламу [26]

Залежність часу до руйнування від напружень і температури зазвичай описується параметрами Ларсона-Міллера. При цьому пластичність сплаву відіграє критичну роль, оскільки визначає здатність матеріалу чинити опір повзучості. Слід зазначити, що більш пластичний сплав з нижчим опором повзучості матиме меншу довговічність при заданих експлуатаційних умовах [42, 43], що вимагає від розробників ГТД встановлення певного заданого рівня пластичності матеріалу лопаток. В процесі корозійного розтріскування агресивне середовище і розтягувальні напруження викликають зародження і поширення тріщин. Відповідно, у випадку більш високої пластичності релаксація концентраторів напружень в вершині тріщини буде відбуватись ефективніше, підвищуючи опір корозійному розтріскуванню [40]. Якщо пластичність недостатня для релаксації цих напружень, виникають тріщини і відшарування захисних шарів, що інтенсифікує подальше руйнування [44].

Під час ерозійного зносу удари часток призводять до багатократної пластичної деформації поверхні і накопичення пошкоджень.

Підвищення пластичності лопаткових сплавів на основі нікелю і кобальту авторами пропонується досягати легуванням, оптимізацією режимів термічної і деформаційної обробки. Зокрема, збільшенням вмісту кобальту, хрому, молібдену, вольфраму [41]. Термічна обробка з розчиненням зміцнювальної  $\gamma'$ -фази сприяє збільшенню запасу пластичності [41], а спрямована кристалізація підвищує пластичність в напрямку градієнту робочої температури лопаток [40]. Мікроструктурні зміни, такі як укрупнення зерен, коагуляція і коалесценція часток зміцнювальної  $\gamma'$ -фази, виділення карбідів несприятливої морфології по межах зерен, ведуть до деградації властивостей і окрихчення матеріалу лопаток в процесі тривалої експлуатації [45]. Недостатня пластичність матеріалу посилює ці негативні зміни.

Проведене дослідження із розрахунками методом скінченних елементів [38] продемонструвало, що лопатки з більш пластичного титанового сплаву мають менший рівень напружень та деформацій порівняно з лопатками з жароміцних нікелевих сплавів IN738 і Udimet 500, що пояснюється здатністю титану до більшої релаксації напружень.

Таким чином, на основі проведеного аналізу можна зробити висновок, що пластичність матеріалу лопаток відіграє ключову роль у забезпеченні їх надійності та довговічності. Вища пластичність сприяє підвищенню опору втомі, повзучості, корозійному розтріскуванню та ерозійному зношуванню [26, 39-41]. Для покращення експлуатаційних властивостей лопаток турбін ГТД необхідно підвищувати пластичність використовуваних жароміцних нікелевих сплавів. Це можна досягти наступними шляхами: оптимізацією хімічного складу сплавів, зокрема збільшенням вмісту кобальту, хрому, молібдену, вольфраму, що одночасно підвищує пластичність і жароміцність [41]; проведенням термічної обробки з розчиненням зміцнювальної  $\gamma'$ -фази для збільшення запасу пластичності [41] з наступним її рівномірним виділенням в процесі охолодження з

гомогенізаційного нагріву або старіння; застосуванням спрямованої кристалізації [40]; модифікуванням сплавів дисперсними частинками та рідкоземельними металами.

### 1.3 Методи регулювання структури жароміцних нікелевих сплавів

Виходячи з аналізу механізмів руйнування лопаток газотурбінних двигунів, стає очевидною необхідність ретельного регулювання структури жароміцних нікелевих сплавів, з яких вони виготовляються. Експлуатація лопаток відбувається в екстремальних умовах високих температур, агресивних середовищ та значних механічних навантажень. Вплив комплексної дії цих чинників викликає деградацію властивостей матеріалу лопаток, що призводить до їх передчасного руйнування внаслідок різних механізмів пошкоджень [12].

Одним з ключових факторів, що визначає стійкість лопаток до руйнування, є задовільна пластичність матеріалу. Тому, для забезпечення надійної і довговічної роботи лопаток газових турбін необхідно регулювати структуру жароміцних нікелевих сплавів на всіх етапах їх виробництва і експлуатації. Зокрема, важливо досягти оптимального балансу між рівнем жароміцності, що забезпечується певною морфологією та розподілом зміцнювальної  $\gamma'$ -фази, та необхідною пластичністю сплаву для протистояння руйнуванню. При цьому важливо підкреслити необхідність контролю хімічного складу та чистоти сплаву, оскільки навіть незначні відхилення від нього призводять до зміни його експлуатаційних характеристик [13].

Для досягнення високої жароміцності та опору повзучості при високих температурах ( $>1000^{\circ}\text{C}$ ) структура нікелевих ливарних сплавів повинна містити оптимальний вміст (60-70 об.%) зміцнювальної  $\gamma'$ -фази  $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$  з контрольованою морфологією та розподілом. Необхідно, щоб  $\gamma'$ -фаза була рівномірно розподілена в  $\gamma$ -матриці у вигляді окремих когерентно пов'язаних із нею кубічних частинок розміром 0,3-0,5 мкм з високою щільністю ( $10^{23}$  -

$10^{24} \text{ м}^{-3}$ ) [12]. Така дрібнодисперсна структура  $\gamma'/\gamma$ -фаз забезпечує високу жароміцність за рахунок твердорозчинного зміцнення, дисперсійного зміцнення частинками  $\gamma'$ -фази та сповільнення повзучості когерентними межами  $\gamma'/\gamma$ . Сучасні дослідження показують, що оптимальна морфологія  $\gamma'$ -фази може бути досягнута шляхом контрольованої термічної обробки, що включає багатоступінчасте старіння [46].

Окрім оптимального вмісту й морфології  $\gamma'$ -фази, для максимальної міцності при високих температурах необхідна дрібнозерниста матрична структура з рівноосьовими  $\gamma$ -зернами розміром 3-5 мкм [13]. Зменшення розміру зерна збільшує протяжність меж зерен, які виступають ефективними бар'єрами для руху дислокацій сприяючи опору повзучості. Натомість для забезпечення достатньої пластичності та тріщиностійкості при експлуатації в циклічних умовах навантаження необхідна морфологія  $\gamma'$ -фази у формі витягнутих кубоїдів або тонких пластинчастих частинок розміром до 1 мкм, рівномірно розподілених на відстані 0,1-0,2 мкм одна від одної в матричних каналах [14]. Така проміжна структура  $\gamma'/\gamma$  забезпечує ефективну релаксацію локальних напружень шляхом утворення парних дислокаційних конфігурацій та їх руху між частинками  $\gamma'$ -фази. Це підвищує стійкість до розтріскування і збільшує пластичність деформації. Новітні дослідження демонструють, що оптимізація розміру та морфології  $\gamma'$ -фази може бути досягнута за допомогою контрольованого легування та спеціальних режимів термічної обробки [47].

Для додаткового підвищення пластичності жароміцного сплаву необхідно збільшити розмір  $\gamma$ -твердого розчину до 10-20 мкм [13]. Велике зерно зменшує сумарну протяжність більш крихких міжзеренних меж в структурі, по яких може поширюватись тріщина. Проте, слід дотримуватись компромісу між жароміцністю та пластичністю, оскільки занадто грубе зерно сприятиме зниженню міцності через укрупнення зміцнювальних часток  $\gamma'$ -фази та збільшить схильність до повзучості через зменшення щільності меж зерен.

#### 1.4 Особливості застосування рідкоземельних металів для модифікування нікелевих сплавів

Рідкоземельні метали (РЗМ), такі як ітрій (Y), церій (Ce), та лантан (La), широко використовуються як мікролегувальні добавки у нікелевих сплавах завдяки їх здатності значно покращувати високотемпературні характеристики, зокрема, стійкість до окислення, опір повзучості, стабільність мікроструктури та термічну стабільність матеріалів [48]. Їх ефективність зумовлена здатністю впливати на фізико-хімічні процеси в металі та на межі розділу фаз, змінюючи кінетику дифузії, поведінку оксидування та мікрореформаційні процеси. Тому важливим є детально розглянути основні особливості застосування РЗМ в жароміцних нікелевих сплавах, а також їх вплив на ключові властивості цього класу матеріалів.

Важлива функція ітрію при його додаванні у нікелеві сплави полягає у 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 (наприклад, сірки) та сприяє утворенню щільної структури [49, 50]. Такий вплив на межі зерен особливо актуальний для монокристалевих чи спрямовано-кристалізованих сплавів, які використовуються при виготовленні лопаток турбін газоперекачувальних машин [51].

Дослідження показують, що застосування РЗМ сприяє кращому опору розтріскуванню за малоциклічного навантаження [48] та довготривалого навантаження [52]. Ефект досягається завдяки здатності РЗМ розсіювати енергію деформації через покращення міжфазної взаємодії між  $\gamma$ -фазою (орторомбічна матриця з високою пластичністю) та  $\gamma'$ -фазою (основна зміцнювальна інтерметалідна фаза типу  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ ) [53, 54]. Однак, існують дані, що у випадку надлишкового додавання ітрію (в концентрації понад 0,1% за масою) можуть утворюватися крихкі фази, які негативно впливають на пластичність і повзучість [55].

Іншою важливою особливістю застосування РЗМ є їх здатність стабілізувати мікроструктуру нікелевих сплавів у високотемпературних умовах. РЗМ сприяють утворенню термічно стабільних карбідів, нітридів або оксидів, які перешкоджають коалесценції або укрупненню  $\gamma'$ -фази [56, 57]. Наприклад, додавання ітрію в жароміцний сплав запобігає утворенню пустот та порожнин в області меж зерен, що позитивно впливає на стабільність структури впродовж тривалого часу.

Декілька досліджень [50, 55, 56] показують, що РЗМ здатні зменшувати утворення топологічно щільнопакованих (ТЦП) фаз, таких як  $\sigma$ -фаза, які є характерними для жароміцних нікелевих сплавів. Утворення ТЦП-фаз може знизити механічну міцність матеріалу через їх крихкість, зумовлену несприятливою морфологією цих фаз, як правило, голчастою або пластинчастою, що загалом чинить негативний вплив на матричну  $\gamma$ -фазу.

Комбіноване легування РЗМ, наприклад, ітрієм та лантаном, демонструє синергетичний ефект, покращуючи характеристики окислення та мікроструктурну стабільність одночасно [54, 55]. Наприклад, у однофазно-легованих сплавах типу CMSX-4, поєднання Y+La сприяло зменшенню інтердифузійних величин та стабілізації  $\gamma'$ -фази [58, 59]. Однак підвищені концентрації РЗМ можуть спричинити небажане зменшення пластичності через утворення багатокомпонентних оксидних включень [60, 61].

Однією з ключових сфер застосування РЗМ є посилення стійкості до окислення нікелевих сплавів. РЗМ, такі як ітрій, демонструють так званий «ефект реактивного елемента», що полягає у зменшенні відшаровуваності оксидного шару на поверхні металу під час циклічного нагрівання [57, 62, 63]. При цьому іони РЗМ концентруються на межі метал-оксид зменшуючи кількість порожнин та тріщин, які часто виникають в умовах термоциклічного навантаження. Це сприяє утворенню тонких, щільних і адгезійно стійких шарів  $Al_2O_3$  або  $Cr_2O_3$ , які відіграють роль дифузійного бар'єра, що запобігає проникненню кисню і гальмує процес внутрішнього

окислення [57, 63]. Наприклад, у багатьох експериментальних сплавах ітрій сприяє формуванню щільних і адгезійно стійких  $Al_2O_3$ -шарів, зменшуючи флуктуацію оксидів  $Cr_2O_3$  чи  $NiCr_2O_4$ , характерних для нелегованих систем [64-66]. Додатково, ітрій, у межах оптимальної концентрації (20-70 ppm), покращує оксидостійкість шляхом інгібування росту нестабільних оксидів, що запобігає відшаровуванню оксидного шару під час механічних деформацій чи температурних коливань [53]. Наприклад, в роботах [57, 63] показано, що легування сплаву ітрієм знижує приріст маси при окисленні у два-три рази порівняно зі сплавами без модифікування.

Одним із ключових викликів при використанні РЗМ у нікелевих сплавах є складнощі їх введення під час процесу плавлення та виплавки. Через високу активність РЗМ до кисню та інших домішок, ітрій може формувати оксидні включення, що ускладнюють мікроструктурний контроль [57, 63], тому вимагається ретельний розрахунок при введенні їх у розплав в процесі виплавлення робочих сплавів та при отриманні виливків з них, а також оптимізація температурних режимів плавлення. Для вирішення цієї проблеми також використовуються вдосконалені технології, такі як вакуумне плавлення, а також чисті порошкові матеріали для адитивного виробництва [68].

Отже, рідкоземельні метали, зокрема ітрій, є важливими компонентами, що використовуються для модифікування жароміцних нікелевих сплавів. Їх здатність покращувати стійкість до окислення, механічну міцність і стабільність мікроструктури забезпечує переваги використання модифікованих матеріалів при литті таких відповідальних деталей, як лопатки турбін ГТД, приводів та агрегатів. Однак для максимальної ефективності рідкоземельних металів вимагається ретельний розрахунок концентрації та контроль при їх введенні у розплав й відповідна розробка технологічних підходів для подолання проблем, що виникають у процесах обробки та експлуатації сплавів.

## 1.5 Застосування дисперсних тугоплавких з'єднань при модифікуванні жароміцного литва

Карбіди відіграють важливу роль при об'ємному модифікуванні жароміцних нікелевих сплавів, оскільки вони суттєво впливають на структуру та властивості литих виробів. Найбільш поширеними є карбіди на основі титану, хрому, молібдену, які утворюються при наявності цих елементів у складі сплаву, а також цирконію при додатковому модифікуванні або мікролегуванні жароміцного сплаву.

Зазначається [69-72], що при введенні цирконію в жароміцні ливарні сплави можуть утворюватися карбіди різної морфології: полідричної, глобулярної, хрестоподібної, а також карбонітриди складної морфології [73, 74]. При цьому забезпечується їх рівномірне розподілення в об'ємі металу та підвищується однорідність дендритної структури. Глобуляризація та сфероїдизація карбідної та карбонітридної фаз сприяє [72, 75, 76] підвищенню границі міцності при високих температурах; збільшує відносне видовження; значно підвищує опір повзучості за рахунок формування стабільних карбідів по межах зерен; створює бар'єрний ефект для запобігання росту зерен при термічній обробці.

У цілій низці робіт [77-84] показано перспективність використання для модифікування дисперсних частинок тугоплавких сполук. Зокрема досліджено вплив карбідів, нітридів, боридів, оксидів титану, оксидів ітрію, нітридів алюмінію та інших тугоплавких сполук на структуру та властивості сталевих, чавунних литва, а також різних сплавів на основі кольорових металів.

Механізм впливу нанодисперсних модифікаторів полягає в тому, що тугоплавкі частинки виступають як центри кристалізації, сприяючи подрібненню зеренної будови, а також впливають на морфологію карбідних фаз. Для підвищення термічної стабільності сплавів необхідно мати на межах зерен термодинамічно стабільний фазовий стан, котрий досягається введенням

тугоплавких дисперсних часток. Дослідження останніх років [85-87] показали, що дисперсні частки тугоплавких з'єднань при їх введенні у розплави можуть слугувати стоками вакансій і атомів домішок, що позитивно впливає на міцність матриці сплаву.

З технологічної точки зору при введенні у розплави дисперсних модифікаторів (тугоплавких часток) не слід забувати про те, що лише частина з них здатна ставати додатковими центрами кристалізації й виступати модифікатором другого роду. Цілком природньо, що частина цих часток, через складність забезпечення сталості гранулометричного складу, може повністю розчинитися, сприяючи утворенню шкідливих неметалевих включень в сплаві. Тому, поряд із завданням забезпечення номінальних кількості і розміру часток, що утворюють додаткові центри кристалізації, виникає завдання зниження маси часток, що потенційно можуть стати шкідливими включеннями [85, 86]. Тому при проведенні промислових плавлень вимагається забезпечення певного балансу в гранулометричному складі порошків, що вводяться у розплав, та його ретельний контроль.

В роботі [87], з використанням методів математичного моделювання, проведено аналіз характеру розчинення дисперсних порошкових модифікаторів, що вводяться у залізобуглецевий розплав в залежності від їх розміру. Встановлено, що для більш ефективного засвоєння тугоплавких сполук, що виступають у якості модифікаторів другого роду, їх розмір повинен бути: NbN – 1...3 мкм; TiN – 1...3 мкм; TiC – 1...5 мкм.

Ряд досліджень [77-83] показали перспективність використання для модифікування жароміцного литва нанодисперсних частинок карбонітриду титану. За даними авторів [79], використання Ti(C,N) розміром 0,01-1,0 мкм дозволяє суттєво подрібнити структуру сплаву. При цьому розмір макрозерна зменшується в 4-6 разів, а карбідні фази набувають більш сприятливої глобулярної морфології.

Введення в розплав часток карбонітриду титану призводить до утворення малокутових разорієнтувань між кристалітами. Дрібні частки

$\gamma'$ - фази когерентні з матрицею й мають кубоїдну форму, що свідчить про різке гальмування цими частками рекристалізаційних процесів. Зменшення кута разорієнтування при введенні часток призводить відповідно до зменшення швидкості дифузійних процесів [89], що в свою чергу чинить суттєвий вплив на процес формування меж структурних складових та субструктури. Трансформація висококутових меж у малокутові в результаті модифікування призводить до суттєвої втрати ними активності не тільки як місць утворення центрів рекристалізації, але й як потенційних місць утворення карбідів. Прямим свідченням гальмування рекристалізації в модифікованому сплаві є зменшення середнього розміру зерна

Значний вплив на ефективність модифікування має спосіб введення модифікатора, фракція дрібнодисперсного порошку, час розчинення або засвоєння порошку розплавом. Дослідження Калініної Н.Є. [78] та Дуброва Г.Л. [88] показали, що оптимальним є використання таблетованої або брикетованої форми, де протектором виступає порошок титану. Встановлено [78] оптимальні параметри процесу: температура введення модифікатора  $1650^{\circ}\text{C}$ , час витримки 5-7 хвилин при кількості модифікатора 0,01-0,05% за масою.

Особливо ефективним виявилось поєднання модифікування з наступною обробкою методом гарячого ізостатичного пресування (ГІП). Як показано в роботі Качана О.Я. та співавторів [79], така комплексна обробка забезпечує не тільки подрібнення структури, але й сприяє «заліковуванню» мікропористості. Встановлено, що в модифікованому сплаві розмір мікропор зменшується в 4-5 разів порівняно з немодифікованим станом.

Отже, введення модифікаторів на основі тугоплавких сполук забезпечує комплексний вплив на процеси структуроутворення при кристалізації сплаву та подальшій термічній обробці. Особливо перспективним є застосування нанорозмірних модифікаторів, що забезпечують найбільш ефективний вплив на структуру завдяки високій поверхневій енергії та специфічним

властивостям наночастинок. При цьому важливим є дотримання оптимальних концентрацій модифікаторів та технологічних параметрів їх введення.

Використання тугоплавких модифікаторів у поєднанні з сучасними методами обробки є перспективним напрямком удосконалення жароміцних нікелевих сплавів, що дозволяє підвищити їх експлуатаційну надійність в авіадвигунобудуванні. Подальші дослідження мають бути спрямовані на розробку нових типів модифікаторів та оптимізацію технологій їх застосування.

### 1.6 Особливості поверхневого модифікування

Поверхнєве та комбіноване модифікування є ефективним методом покращення структури та властивостей виливків із жароміцних нікелевих сплавів. Суть методу полягає у введенні в поверхневі робочі шари ливарної форми сполук з параметрами кристалографічної структури, близькими до структури металу виливка [90-94].

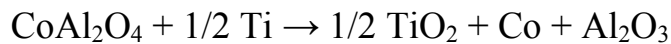
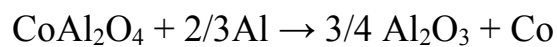
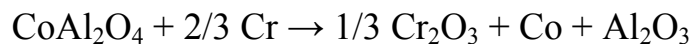
Ефективність модифікування визначається температурою заливання розплаву, кількістю введеного модифікатора, чистотою та однорідністю вихідного розплаву [90, 93]. Дослідження показують, що найкращі результати досягаються при температурі заливання близьких до 1500°C. Підвищення температури до 1520°C призводить до огрубіння структури - розмір зерна збільшується на 70% [90]. В роботі [95] визначено оптимальні температури заливання жароміцного розплаву сплаву ЖС6У форми з алюмінатом кобальту – 1500...1550°C. В цьому випадку спостерігали ефективне подрібнення структури виливків й задовільні фізико-механічні характеристики.

При оптимальному вмісті алюмінату кобальту в першому шарі форми (5-10%) досягається зменшення середньої площі зерна з 6,42 мм<sup>2</sup> до 2,44 мм<sup>2</sup> при температурі заливання 1480°C та з 11,03 мм<sup>2</sup> до 5,56 мм<sup>2</sup> при 1520°C [90].

На механізм дії алюмінату кобальту наразі немає єдиної думки. З одного боку [95] вважають, що подрібнення структури (особливо макро-)

відбувається за рахунок відновлення із оксиду кобальту часток металевого кобальту, що володіють суттєво більшою теплопровідністю у порівнянні із нікелем, відповідно, при кристалізації, завдяки інокулювальній дії, відбувається інтенсифікація тепловідводу від розплаву керамічною формою. У цьому випадку алюмінат кобальту виступає у якості мікрохолодильників.

З іншого боку [90, 91, 96], зазначається, що механізм модифікування базується на взаємодії  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$  з активними елементами сплаву за реакціями:



Відповідно, при взаємодії з розплавом відбувається відновлення кобальту з алюмінату за рахунок реакції з активними елементами сплаву. Утворені частинки кобальту мають високу ефективність як центри кристалізації через близькість кристалічних ґраток з нікелевою матрицею.

Проте невизначеність кінетичної складової даних реакцій при проходженні кристалізаційних процесів залишає питання щодо впливу алюмінату кобальту відкритим.

Ефективність процесу значно підвищується при попередній високотемпературній обробці розплаву (ВТОР) та комбінованому модифікуванні [97-102]. ВТОР при температурі  $1800 \pm 20^\circ\text{C}$  протягом 10 хв. забезпечує підвищення ступеня переохолодження до  $40-50^\circ\text{C}$  порівняно з  $7-10^\circ\text{C}$  при звичайній технології, зниження вмісту азоту в 4 рази та покращення однорідності розплаву [93].

Комбіноване модифікування з використанням  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$  та  $0,08-0,12\%$  Zr призводить до суттєвого зменшення розміру макрозерна, формування рівновісної структури, зменшення розмірів карбідів та карбонітридів, покращення морфології та розподілу фаз [93, 102].

Механічні властивості модифікованих сплавів при кімнатній температурі характеризуються підвищенням границі міцності на  $70-104$  МПа,

зростанням границі текучості на 70-72 МПа та збільшенням пластичності на 80% [94]. При температурі 950°C спостерігається зниження швидкості повзучості на 40% та збільшення часу до руйнування в 2-10 разів [93, 94, 102].

Промислові випробування технології комбінованого модифікування при виробництві відповідальних деталей ГТД зі сплавів ЖСЗЛС-ВІ, СМ939 та ВЖЛ12Е-ВІ підтвердили можливість отримання якісних виливків без поверхневих дефектів, з дрібнозернистою структурою та підвищеними механічними властивостями [102].

Таким чином, поверхнєве модифікування є перспективним методом покращення структури та властивостей жароміцних нікелевих сплавів, але потребує ретельного контролю технологічних параметрів та подальшої оптимізації для різних умов застосування.

### 1.7 Узагальнення, мета і задачі дослідження

Проведений аналіз літературних джерел щодо умов роботи, механізмів руйнування та методів підвищення експлуатаційних характеристик великогабаритних лопаток газотурбінних двигунів дозволяє зробити наступні узагальнення.

В процесі експлуатації лопатки турбін працюють в екстремальних умовах під дією комплексу термічних, механічних та хімічних факторів. Температура газового потоку досягає 1000-1600°C, при цьому в лопатках формуються значні температурні градієнти, що можуть сягати декілька сот градусів на міліметр довжини. Додатково виникають високі механічні напруження від дії відцентрових сил величиною до 400-500 МПа, які мають циклічний характер при зміні режимів роботи двигуна. Ситуація ускладнюється впливом агресивного середовища продуктів згоряння палива.

Дослідження механізмів руйнування лопаток показало, що визначальними є процеси втоми матеріалу внаслідок циклічних навантажень, повзучість при тривалій дії високих температур, термічна втома через

температурні градієнти, високотемпературна корозія та окислення. При цьому аналіз пошкоджень лопаток демонструє, що їх довговічність визначається пластичністю використовуваних сплавів, наряду з типовими опором повзучості та циклічній втомі (для лопаток турбіни). Саме пластичність впливає на здатність матеріалу релаксувати локальні напруження, чинити опір зародженню та поширенню тріщин, протистояти термічній втомі та міжзеренному руйнуванню й відповідно забезпечувати в лопатках інтенсивну протидію руйнуванню під впливом високого рівня статичних, динамічних і циклічних навантажень в умовах підвищених температур експлуатації.

Для регулювання структури та властивостей жароміцних нікелевих сплавів використовується комплекс методів, що включає об'ємне модифікування дисперсними тугоплавкими сполуками, рідкоземельними металами, а також поверхневе модифікування. Особливу роль у підвищенні експлуатаційних характеристик відіграють рідкоземельні метали, які покращують стійкість до окислення, зміцнюють межі зерен, підвищують опір повзучості та стабілізують мікроструктуру при високих температурах.

Аналіз сучасного стану досліджень виявив ряд невирішених проблем. Недостатньо вивчено аспекти по комплексному впливу модифікаторів різного механізму дії, відсутні системні дані щодо впливу РЗМ на пластичність сплавів при їх сумісному застосуванні з модифікаторами різного механізму дії, потребують уточнення механізми комплексного впливу модифікаторів на структуру та властивості авіаційного жароміцного сплаву.

На основі проведеного аналізу сформульовано мету роботи: підвищення механічних властивостей великогабаритних лопаток авіаційних газотурбінних двигунів при комплексному застосуванні модифікаторів різного механізму дії за рахунок отримання раціональної структури виливків із жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Для досягнення вказаної мети необхідно було вирішити наступні задачі:

- Провести аналіз способів підвищення механічних характеристик, жароміцності, втомної витривалості лопаток турбін, виготовлених з жароміцних нікелевих сплавів.

- Провести порівняльні дослідження структурного стану зразків жароміцного сплаву, виготовлених з використанням модифікаторів різного механізму дії, та встановити взаємозв'язок між структурою й властивостями матеріалу.

- Обрати та обґрунтувати склад комплексу модифікаторів, котрі забезпечать рівень механічних та експлуатаційних властивостей жароміцного сплаву при виготовленні виливків відповідального призначення.

- На основі отриманих даних встановити раціональну кількість модифікаторів, що вводяться у розплав при комплексному модифікуванні.

- Вивчити закономірності зміни механічних властивостей, жароміцності та опору втомі сплаву ЖСЗДК-ВІ при виготовленні великогабаритних лопаток турбіни вентилятору ГТД.

- Провести апробацію та впровадити у виробничу ланку авіаційного підприємства технологію отримання деталей гарячого тракту ГТД, виготовлених з використанням розробленого комплексу модифікування.

Об'єктом дослідження є процеси структуроутворення при комплексному модифікуванні, що сприяють отриманню раціональної структури жароміцного сплаву на нікелевій основі, й відповідному забезпеченню рівня механічних, жароміцних та експлуатаційних властивостей, котрі задовольняють вимогам галузевої нормативної документації.

Предметом дослідження було обрано характеристики структури, механічних, жароміцних та втомних характеристик жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ після комплексного модифікування модифікаторами 1 и 2 роду, а також інокулювального впливу.

## РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

Для виконання задач, що були поставлені даним дослідженням, було застосовано прогресивні методи виплавлення жароміцних сплавів та отримання виливків, сучасні методи якісної та кількісної оцінки структурних складових сплавів, а також визначення механічних, жароміцних та втомних характеристик виливків при різних температурах.

### 2.1. Технологічний процес отримання виливків

#### 2.1.1. Приготування робочого сплаву

Об'єктом дослідження слугували виливки із нікелевого жароміцного сплаву після різних способів модифікування. Вивчали виливки зразків (□ 10 мм) та елементів ливникової системи (∅ 25 мм) та великогабаритні (з висотою ~ 300 мм) литі лопатки турбіни вентилятора, що були виготовлені на Запорізькому машинобудівному підприємстві ім. В.І. Омельченко АТ «Мотор Січ» з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, хімічний склад яких відповідав вимогам нормативно-технічної документації (таблиця 2.1).

Таблиця 2.1 – Хімічний склад жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ, % (мас.)

Марка сплаву	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti
ЖСЗДК-ВІ (ОСТ 1 90126)	0,06... 0,11	11,0... 12,5	8,0... 10,0	3,8... 4,5	3,8... 4,5	4,0... 4,8	2,5... 3,2
	B	Ce	Si	Mn	S	Fe	Ni
	≤0,02	≤0,02	≤0,4	≤0,4	≤0,01	≤ 2,0	Основа

При виплавленні робочого сплаву у якості шихти використовувались чисті компоненти, котрі сплавляли за технологією вакуумно-індукційного плавлення, із попередньо проведеним розрахунком на вигоряння та засвоєння. Плавлення проводили на вакуумній плавильній установці ULVAC FM 1-2-100

з ємністю тиглю до 50 кг при потужності печі 120 кВт та глибині вакууму 0,665 Па. Отримали зливки робочого сплаву ЖСЗДК-ВІ діаметром 85 мм, що відповідав вимогам НТД.

### 2.1.2 Виготовлення ливарних форм

Ливарні форми виготовлялися за технологією лиття за витоплюваними моделями в умовах серійного виробництва.

Моделі виготовляли запресовуванням у прес-форму на гідравлічному пресі. Параметри запресовування: температура модельної маси – 60...65°C; тиск запресовування – 9,8...11,7 МПа; час витримки під тиском – 40...60 сек.; час витримки у прес-формі – 5...6 хв.

В модельний блок для отримання зразків входили моделі стандартних зразків для випробування механічних властивостей (4 розривні за ISO 6892, та 4 ударні за ДСТУ ISO 148-1:2022) та моделі проби на хімічний аналіз сплаву. Збирання моделей у блоки відбувалося за серійною технологією, коли при виготовленні керамічної форми для першого шару покриття використовувалася суспензія на основі водного кремнезольного зв'язуючого (із вмістом SiO<sub>2</sub> – 24...26%) та мікропорошків білого електрокорунду з додаванням та без додавання алюмінату кобальту.

Композиція алюмінату кобальту готувалася шляхом подрібнення та змішування у фарфоровому барабані (об'єм – 10 м<sup>3</sup>) порошоків оксиду кобальту (40%) та електрокорунду М10 (60%).

Композиція перемішувалась у барабані, що обертався протягом 4...5 годин при швидкості 60...70 об./хв., а потім вона пересипалася у мулітокорундовий короб шаром 80...90 мм та проводилося високотемпературне спікання у печі ППГ-3 при температурі 1250°C протягом 8...9 годин. Синтезована композиція (темно-синього кольору) подрібнювалася протягом 5 годин.

Суспензія для нанесення першого шару покриття з алюмінатом кобальту

готувалася у наступній послідовності: у бак, що обертається з частотою 30 об./хв. та котрий обладнано спеціальним розсікачем, заливалося водяне кремнезольне зв'язуюче, засипалися по чергово порошки алюмінату кобальту та мікропорошок білого електрокорунду М5 – 25%, М60 – 30%, М40 – 45% (мас.); при цьому дотримувалося співвідношення рідкої та твердої фази 1:4. Кількість алюмінату кобальту, що вводився – 5...6% від маси мікропорошків. Питома поверхня алюмінату кобальту складала – 5500 см<sup>2</sup>/г. Суміш готувалася впродовж 24 годин до її повного усереднення та досягнення робочої в'язкості 70...75 сек. (робочу в'язкість вимірювали на віскозиметрі ВЗ-4).

Друга суспензія для першого шару покриття готувалася аналогічним чином тільки без додавання порошків алюмінату кобальту.

Вогнетривке покриття наносилося наступним чином: при нанесенні першого шару модельний блок половиною своєї поверхні було занурено у суспензію з алюмінатом кобальту, надавалася можливість стікання залишкам суспензії протягом 1,5...2 хв., потім проводилося обсипання блоку електрокорундом у гравітаційному пікосипі. Після обсипання блоки розташовували у карусельне сушило, де відбувалося сушіння покриття при температурі 25±1°C впродовж 2,5 годин.

Нанесення вогнетривкого покриття при виготовленні блоків без використання суспензії з алюмінатом кобальту відбувалося за такою ж технологічною схемою.

Нанесення другого шару покриття відбувалося у суспензії на основі водяного кремнезольного зв'язувального та наповнювача дистенсиліманіту пилоподібного КДСП (ТУ У 14-10-017-98: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>≥57%, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub><0,8%, CaO<0,2%, MgO<0,4%, TiO<sub>2</sub><2,5%, SiO<sub>2</sub>~40%) з в'язкістю 50 сек. з обсипанням на гравітаційному пікосипі електрокорундом №20.

Сушіння відбувалося у карусельному сушилі при температурі 25±1°C впродовж 3,5 годин.

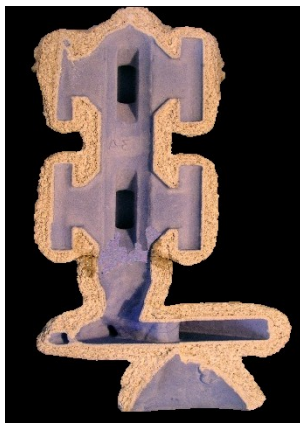
Починаючи з третього шару, покриття відбувалося з використанням суспензії на основі гідролізованого етілсилікату

ЕТС-40 (ТУ 2435-427-057663441:  $\text{SiO}_2=40-42\%$ , тетроетоксисілану  $(\text{C}_2\text{H}_5\text{O})_4\text{Si}<10\%$ ,  $\text{HCl}\leq 0,05\%$ ,  $\text{C}_2\text{H}_5\text{O}\leq 60...72\%$ ) та наповнювача дистенсиліманіту пилоподібного КДСП з обсіпанням у піскосипі у псевдокиплячому шарі зерновим шамотом фракції №40 (ТУ У 347-00191916-001-98:  $\text{Al}_2\text{O}_3\geq 40\%$ ,  $\text{Fe}_2\text{O}_3\leq 1,8\%$ ,  $\text{SiO}_2\sim 58\%$ ).

Сушіння відбувалося при температурі навколишнього середовища у вакуумно-аміачному сушилі УВС-3 за режимом: відкачування вакууму до 13,3 Па – 10 хв.; напускання аміаку до 0,93 Па – 2 хв.; витримка в аміаку при тиску 0,93 Па – 5 хв.; відкачування аміаку – 13,3 Па, 1...2 хв.; напускання повітря – 3...5 хв.

Моделйна маса з внутрішньої порожнини форми видалялася у бойлерклаві при тиску 0,7...0,75 МПа та температурі  $170\pm 10^\circ\text{C}$ .

Керамічні форми (рисунок 2.1) перед заливанням проходили термічну обробку в прохідній газовій печі при температурі  $950...1000^\circ\text{C}$  тривалістю не менше 8 год.



а



б

а – керамічна форма, перший робочий шар котрої виконано із додаванням інокулювальної добавки – алюмінату кобальту; б – керамічна форма виготовлена на основі порошків білого електрокорунду

Рисунок 2.1 – Керамічні форми, виготовлені за технологією литва за витоплюваними моделями

### 2.1.3 Виготовлення брикетованого модифікатору – карбонітриду титану

Для модифікування жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ використовували дисперсні порошки карбонітриду титану  $Ti(C_{0,2},N_{0,8})$  з розміром часток 2,5...4,5 мкм, що були виготовлені методом плазмохімічного синтезу. Хімічний склад дослідних порошків (ТУ У 24.6-2424050-001-2002): вуглець загальний – 8,8...12,7 %, вуглець вільний  $\leq 0,3$ , азот – 10,2...12,7%, кисень  $\leq 1,0\%$ ,  $Ti(C_{0,2},N_{0,8})$  – решта. Використовували шихту, що складалася з карбонітриду титану та протектору – порошку титанового сплаву марки ПТ5-1 у ваговій пропорції 1:5 для виготовлення брикетів. Порошки титану перед брикетуванням проходили сушіння під витяжною вентиляцією впродовж 24...36 годин при температурі 70...90°C. В процесі сушіння виконували періодичне перемішування порошку. Надалі порошки висипали на противень із корозійно-стійкої сталі, перемішували вручну, а потім у змішувачі з ексцентричною віссю обертання протягом 8...10 годин.

Із отриманої суміші порошків у прес-формах виготовляли брикети під дією питомого тиску гідравлічного пресу 68,65 МПа (рисунок 2.1). Надалі, для надання отриманим брикетам механічної міцності та дегазації виконували спікання у вакуумній печі СНВЛ 1.3.1./13 при температурі  $850\pm 20^\circ\text{C}$ , з витримкою 1...2 год. в умовах вакууму 1,33...13,3 Па. Після виконання спікання отримані брикети зберігали у герметичних поліетиленових пакетах.



Рисунок 2.2 – Брикетований модифікатор – карбонітриду титану  $Ti(C,N)$

#### 2.1.4 Плавлення та заливання виливків дослідних варіантів

На вакуумній індукційній печі УППФ-3М мірну заготовку  $\varnothing$  85 мм сплаву ЖСЗДК-ВІ, вагою  $\sim 5$  кг., розташовували у тиглі та розплавляли нагріванням до  $1630 \pm 10^\circ\text{C}$ , витримували при цій температурі 3...5 хв. і надалі здійснювали напускання аргону в камеру плавлення для створення надлишкового тиску у 0,66...1,33 Па. Для видалення з розплаву шкідливих з'єднань азоту, кисню, сірки, фосфору та інших шкідливих елементів та сполук та покращення структурної однорідності сплаву перед модифікуванням розплаву проводили його високотемпературну обробку [99-101] за скороченим режимом, для чого, при вказаному залишковому тиску, нагрівали розплав до температури  $1820 \pm 20^\circ\text{C}$ , витримували його 5...7 хв., після чого розплав охолоджували до температури  $1650 \pm 20^\circ\text{C}$  й забезпечували вакуум у камері плавлення 0,133...1,33 Па.

Перед зливанням металу у готовий розплав опускали пакет з нікелевої фольги, що містив необхідну кількість модифікатора – карбонітриду титану  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ , для отримання за розрахунком у розплаві 0,1%  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ . Перед введенням у розплав проводили дегазацію часток  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  впровадж  $\sim 3$  хв. у камері завантаження шихтувальних матеріалів плавильної установки. Пакет подавали у рідкий метал через завантажувальний пристрій печі, температуру знижували до  $1540 \pm 10^\circ\text{C}$  впродовж 150...180 сек. та вводили нікель-ітрієву лігатуру ИтН-1 (ТУ 48-0531-464) для отримання із розрахунку в сплаві 0,01%Y (з урахуванням його засвоєння розплавом та вигорання) й надалі витримували впродовж 75-90 секунд. За рахунок індукційного перемішування навіски таблетованого модифікатора й лігатури рівномірно розподілялася по об'єму металу та розчинялася. Надалі метал дослідних плавок розливався у попередньо нагріті до  $300^\circ\text{C}$  керамічні форми, перший шар котрих було виготовлено на основі суспензії з алюмінатом кобальту, та отримані за технологією литва за витоплюваними моделями.

Після відділення виливків від кераміки та ливниково-живильної

системи, відбувалося їх очищення пневмо-абразивним способом з використанням електрокорунду та знежирення у ацетоні.

## 2.2 Гаряче ізостатичне пресування виливків

Надалі литі заготовки піддавали гарячому ізостатичному пресуванню (ГІП) для усунення внутрішньої усадкової пористості й підвищення загальної щільності виливок. Гаряче ізостатичне пресування виконували за режимом на гарячому ізостатичному пресі QIH 0,9×1,5-2070-1400MURC:

- початковий тиск у сосуді високого тиску – 38 МПа;
- нагрівання від кімнатної температури до  $T=1040\pm 10^{\circ}\text{C}$  з наступною витримкою впродовж 1,5 годин при тиску 120 МПа;
- нагрівання до температури  $1210\pm 10^{\circ}\text{C}$  з наступною витримкою впродовж 2 годин при тиску 160 МПа;
- прискорене охолодження виливків до температури  $300^{\circ}\text{C}$  реалізоване з використанням функції рівномірного швидкого охолодження гарячого ізостатичного пресу.

## 2.3 Термічна обробка виливків

Литі заготовки зразків усіх дослідних варіантів проходили термічну обробку у камерній вакуумній печі IPSEN T<sup>2</sup>T за наступним режимом:

Нагрівання до  $950^{\circ}\text{C}$  у вакуумі  $10^{-3}\dots 10^{-4}$  мбар, надалі, для унеможливлення сублімації легуючих елементів з поверхні виливків, у нагрівальну камеру печі напускали аргон і створювали динамічний вакуум–  $(1\dots 5)\cdot 10^{-2}$  мбар, і витримували виливки впродовж 1...2 год. при цій температурі. В подальшому відбувалося нагрівання до  $1210\pm 15^{\circ}\text{C}$ , з витримкою 4 год., і наступним охолодженням зі швидкістю  $30\dots 60^{\circ}\text{C}/\text{хв.}$  до температури  $900^{\circ}\text{C}$ , надалі швидкість охолодження до кімнатної температури не регламентувалася.

## 2.4 Контроль хімічного складу та якості поверхні виливків

Хімічний склад досліджуваних матеріалу виливків визначали спектральним методом (вуглець, хром, нікель, кобальт, молібден, вольфрам, алюміній, титан та залізо) на установці ARL4460, де використовується кількісний спектральний аналіз нікелевих сплавів з фотоелектричним записом спектру. Вміст домішок (сірка, фосфор) визначали хімічним методом на газоаналізаторі LECO TN-114 по ГОСТ 17745-90.

Якість поверхні виливків оцінювалася методом люмінесцентної дефектоскопії за ОСТ 1 90243 (ISO 3452, AMS E1417). Контролювали невидимі або слабо видимі неозброєним оком дефекти типу несучільностей, що виходили на поверхню виливків. Досліджувані поверхні виливків попередньо знежирювали ацетоном протягом 2...5 хв., з наступним очищенням й сушінням на повітрі протягом 40...60 хв. при температурі 300...330 °С. Надалі на підготовлену поверхню наносився індикаторний пенетрант марки ЛШ-6А, який під впливом капілярних сил проникав в поверхневі дефекти і утримувався в них. Поверхню виливків очищали від пенетранту рідиною ОЖ-1 (80% етиловий спирт, 20% емульгатор ОП-7) зануренням в ванну на 1 хв. Потім виливки промивали проточною водою і сушили обдуванням, підігрітим до 40...60°C повітрям, до повного висихання. На досліджувану поверхню фарборозпилювачем під тиском 2...4 бар наносили шар проявника ПР-1 (30% біла нітроемаль НЦ-583, 30% колодій медичний, 40% ацетон) товщиною 5...15 мкм, з наступним сушінням протягом 30...60 хв. За рахунок дифузійних процесів індикаторний пенетрант витягувався проявником ПР-1 з дефекту на поверхню. Під джерелом ультрафіолетового світла (лампи ДРУФ-3-125 або ДРШ-250) індикаторний слід дефекту спостерігали неозброєним оком або під лупою з 4...7 кратним збільшенням. При цьому фіксували розмір, кількість, місце розташування та відстань між точковими дефектами.

## 2.5 Вивчення структурних складових виливків

Методами фрактографічного аналізу оцінювали поверхню зламів ударних зразків, що пройшли випробування при кімнатній температурі. Фрактограми руйнування литих зразків досліджувалися на бінокулярному мікроскопі МБС-9 при збільшенні  $\times 10$ .

Макрозерно, виявлене хімічним травленням шліфів в реактиві (90 мл. соляної кислоти, 10 мл. перекису водню), оцінювали лінійним методом підрахунку [103, 104] на бінокулярі STEMI 2000-C при збільшенні  $\times 10$ .

Середній діаметр зерна на шліфах визначався як середнє арифметичне між середнім найменшим та середнім найбільшим розміром зерна.

Довжина підрахунку досліджуваного варіанту була не менше 50 мм, що гарантовано забезпечувало похибку при визначенні середнього розміру макрозерна – менше 5%.

Мікроструктуру досліджуваних сплавів вивчали на шліфах, що були вирізані з різних частин зразків та виливків й пройшли травлення у реактиві Марбле (40 гр. мідного купоросу, 20 мл. концентрованої соляної кислоти, 20 мл. дистильованої води). На металографічному оптичному мікроскопі «Ахіо Observer. Dlm» при збільшеннях  $\times 100 \dots 1000$  визначалися кількість, морфологія, розміри, характер розподілення та інші характерні ознаки структурних складових.

Оцінку структурних складових досліджуваного жароміцного сплаву проводили методами якісної та кількісної металографії.

Кількісна оцінка структурних складових проводилася за стандартом ISO 4967. Підраховували сумісно карбіди й карбонітриди. Довжину підрахунку вибирали такою, щоб похибка визначення не перевищувала 5%.

Характер розподілу інтерметалідної  $\gamma'$ -фази типу  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$  визначали на мікрошлифах, що виготовлялися з окремих частин зразків шляхом механічного полірування з наступним анодним електрохімічним травлінням. Склад електроліту: метиловий спирт – 70%, сірчана кислота – 25%, гліцерин – 5%.

Температура електроліту 30...40°C.

Розміри та характер розподілення  $\gamma'$ -фази, а також хімічний склад структурних складових визначали на растровому електронному мікроскопі JEOL JSM 6360LA при збільшеннях до  $\times 10000$ . Спостереження топографічного контрасту проводили у відбитих та вторинних електронах.

Відстань між частинками та кількість  $\gamma'$ -фази визначали шляхом випадкових січних [103, 104]. Середній розмір фази визначався як середнє арифметичне розмірів частинок в полі спостереження. Середній розмір частинок  $\gamma'$ -фази визначали з точністю до 2,5%. Максимальна похибка при визначенні кількості часток  $\gamma'$ -фази по одиниці поверхні складала 5%.

## 2.6 Визначення механічних властивостей виливків

Механічні властивості (границя міцності, текучості та відносне видовження, звуження) визначали у відповідності до вимог ISO 6892, СТ СЭВ 471 при температурі  $20\pm 5^\circ\text{C}$ . Випробування проводили на розривній машині ZDMY30, використовували стандартні зразки довжиною 55 мм з діаметром робочої частини 5 мм. Стандартні зразки були виготовлені механічною обробкою з литих циліндричних заготовок довжиною  $60\pm 0,5$  мм та діаметром 12 мм, та квадратного перерізу зі стороною квадрату 12 мм.

Ударна в'язкість визначалася на маятниковому копрі Instron SI-1M за ДСТУ ISO 148-1:2022, тип зразка 1.

Випробування на тривалу міцність зразків проводили у відповідності до вимог ДСТУ ISO 204:2019 на установках моделі Instron M3. Для проведення випробувань використовували стандартні циліндричні зразки з діаметром робочої частини 5 мм та початковою довжиною 55 мм.

Тривалу міцність (час до високотемпературного руйнування) зразків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ оцінювали при температурі  $850^\circ\text{C}$  та напруженні 343 МПа.

## 2.7 Випробування на втому

Випробування на втому виконували у відповідності до ASTM E466 на базі 10 млн. циклів способом динамічного збудження коливань у гладких циліндричних зразках з діаметром робочої частини 6 мм на електродинамічному вібростенді ВЕДС-200 в резонансному режимі. По падінню резонансної частоти в зразках, пов'язаної з утворенням втомної тріщини, фіксували кількість циклів до руйнування при заданому напруженні. Від партії зразків (не менше 3 шт.), що витримали задану кількість циклів при прикладеному рівні напруження, визначали границю витривалості дослідного матеріалу.

## 2.8 Методика випробування лопаток на кут загину

Для оцінки здатності лопаток сприймати навантаження деформації (вигину) лопаток без руйнування, використовували методику визначення куту загину за ДСТУ ISO 7438:2005, що відображає інтегральну пластичність лопаток [105]. Досліджувана лопатка укладалася на опори універсальної машини ЦДМУ-30, що мали радіус 20 мм і розташовувалися між собою на відстані  $100 \pm 0,5$  мм (рисунок 2.3) і навантажували заокругленим (радіус 10 мм) пуансоном з певним зусиллям у середній частині. Надалі кутоміром з ноніусом (ДСТУ 5378), визначали кут вигину з похибкою  $\pm 1^\circ$ .

Достовірність і чутливість даної методики до технологічних змін при виготовленні відповідального жароміцного литва була перевірена порівняльними випробуваннями лопаток турбіни вентилятора, відлитих на вакуумній плавильній установці зі сплаву ЖСЗДК-ВІ за серійною технологією вакуумного рівновісного литва та вдосконаленою технологією комплексного модифікування.



Рисунок 2.3 – Випробування лопаток ТВ на кут загину

### **РОЗДІЛ 3 ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЙ МОДИФІКУВАННЯ НА СТРУКТУРУ І ВЛАСТИВОСТІ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ**

3.1 Обґрунтування вибору модифікаторів для покращення механічних характеристик жароміцного нікелевого сплаву

На основі аналізу літературних даних було встановлено, що для підвищення фізико-механічних властивостей виробів із жароміцних нікелевих сплавів застосовують різноманітні технології модифікування: модифікування рідкоземельними металами, дисперсними частинками та інокулювання розплаву алюмінатом кобальту (поверхневе модифікування).

Ефективним методом підвищення експлуатаційних характеристик жароміцних нікелевих сплавів є їх модифікування рідкоземельними металами, зокрема ітрієм. Механізм впливу ітрію як модифікатора першого роду має комплексний характер. Завдяки високій хімічній активності цього поверхнево-активного елемента відбувається ефективна його взаємодія з шкідливими домішками (киснем, азотом, сіркою), забезпечуючи рафінування сплаву. При кристалізації розплаву ітрію, маючи обмежену розчинність у нікелевій матриці, переважно сегрегує на межах зерен, змінюючи їх енергетичний стан. Це призводить до суттєвого подрібнення структури – розмір зерна зменшується в 2-6 разів порівняно з немодифікованим сплавом.

Окрім того, модифікування ітрієм дозволяє впливати на морфологію карбідної фази. Зокрема, під впливом ітрію карбіди типу МС утворюються при більш високій температурі і в умовах відсутності конкурентного росту формуються глобулярні виділення, що більш рівномірно розподілені в об'ємі сплаву, замість крупних пластинчастих карбідів у формі «китайських ієрогліфів». Відповідно утворення такої структури чинить позитивний вплив на механічні характеристики матеріалу, особливо на показники пластичності, ударну в'язкість та жароміцність.

Для первинної оцінки можливості застосування ітрію при модифікуванні жароміцного розплаву було обрано концентрацію ітрію на рівні 0,01% мас., що обґрунтовується наступними факторами: при такій концентрації досягається задовільний ефект очищення від шкідливих домішок – кисню  $O_2$ , азоту  $N_2$ , сірки та фосфору й забезпечується подрібнення зеренної структури без надмірного утворення на межах зерен ітрієвмісних фаз несприятливої морфології; досягається найкраще співвідношення механічних характеристик сплаву.

Подальше збільшення вмісту ітрію може не призводити до покращення властивостей, а навпаки викликати погіршення структурного стану через формування надлишкових та евтектичних фаз й зниження ефективності гальмування карбідної реакції  $MC \rightarrow M_6C$  з утворенням шрифтових карбідів.

Також пропонується підвищувати механічні характеристики виробів введенням дисперсних часток карбонітридів титану  $Ti(C,N)$  в розплав, що сприяє проходженню в розплаві наступних процесів: на першому етапі частинки  $Ti(C,N)$  виступають як додаткові центри кристалізації через їх структурну та розмірну відповідність з  $\gamma$ -твердим розчином нікелю. Це забезпечує формування дрібнозеренної структури. Згідно досліджень, розмір частинок  $Ti(C,N)$  (2-4 мкм) співрозмірний з відстанню між осями дендритів другого порядку, що забезпечує ефективне гальмування росту дендритів та формування більш дисперсної структури. Крім того, при введенні цих частинок також спостерігається зміна морфології карбідної фази - замість шрифтових карбідів типу «китайських ієрогліфів» формуються карбіди глобулярної форми. Це пов'язано з тим, що частинки  $Ti(C,N)$  виступають як підкладки для зародження карбідів основних типів та змінюють локальний хімічний склад розплаву.

Для оцінки впливу модифікування карбонітридом титану на структуру та властивості виливків на основі літературних даних було обрано концентрацію 0,1% [87, 88, 118]. При цій концентрації слід очікувати зниження розміру макрозерна та забезпечення рівномірного розподілу карбідних

та карбонітридних фаз. Для ефективного розподілення по усьому об'єму металу ультрадисперсні модифікатори вводили у брикетованому вигляді.

Також було запропоновано використання  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$  оскільки, завдяки його інокулювальній дії можна досягнути суттєвого подрібнення макро- й мікроструктури, та пов'язаного з цим позитивного впливу на втомні показники матеріалу та зменшення рівня пористості у виливках.

За дослідженнями Zielińska M. [90, 91] та Цивірко Е.І. [95, 106, 107] оптимальна концентрація  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$  в поверхневому шарі керамічної форми становить 5% мас. При такій концентрації забезпечується найбільш ефективно подрібнення зерна; отримується рівномірна рівновісна структура; досягається оптимальне співвідношення механічних властивостей.

Отже, було запропоновано дослідити особливості впливу модифікування трьома основними способами: поверхневим модифікуванням алюмінатом кобальту (5%  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$ ), об'ємним модифікуванням ітрієм (0,01% Y) та карбонітридом титану (0,1%  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ ), а також з їх сумісним комплексним застосуванням.

Важливим технологічним параметром для всіх способів модифікування є температура заливання сплаву, яка не повинна перевищувати  $1550^\circ\text{C}$  для забезпечення максимальної ефективності модифікування.

Хімічний склад сплаву при всіх технологічних варіантах модифікування повинен залишатися в межах, регламентованих ОСТ 1 90126, що надасть змогу підтвердити можливість промислового застосування запропонованих технологічних рішень.

### 3.2 Хімічний склад виливків дослідних варіантів технології модифікування

В таблиці 3.1 наведено хімічний склад виливків дослідних технологій модифікування. Встановлено відповідність хімічного складу виливків вимогам

ОСТ 1 90126. При модифікуванні вводили модифікатори для отримання за розрахунком у сплаві 0,1%Ti(C,N). У варіантах технології, в яких передбачалося модифікування ітрієм, отримали ~ 0,01% (мас.) ітрію.

Таблиця 3.1 – Хімічний склад виливків з жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів технології модифікування

Варіант технології модифікування	Масова частка елементів, %									
	C × 10 <sup>-2</sup>	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Y	Fe	
Без модифікування	9,0	12,1	9,2	4,3	3,8	4,3	2,50	-	0,08	
Об'ємне	Ti(C,N)	9,0	11,5	9,4	4,5	4,2	4,6	3,2	-	≤2,0
	Y	9,5	11,6	9,9	4,2	3,9	4,3	2,70	0,01	0,12
Поверхнєве CoAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub>	7,0	11,0	9,2	4,1	4,15	4,6	2,8	-	≤2,0	
Комплексне (Ti(C,N)+Y+ CoAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub> )	9,0	11,3	9,25	3,8	3,85	4,7	2,95	0,01	0,10	
Норми ОСТ 1 90126	6,0- -11,0	11,0 -12,5	8,0 -10,0	3,8 - 4,5	3,8 - 4,5	4,0 - 4,8	2,5 - 3,2	-	≤2,0	

Примітка: Вміст домішок у сплавах всіх варіантів: Si≤0,1%; Mn≤0,01%; S, P≤ 0,006%

### 3.3 Вплив технології модифікування на макроструктуру виливків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ

Дослідження макроструктури виливків □10 мм та ø25 мм показало суттєвий вплив дослідних технологій модифікування на формування структури в жароміцному нікелевому сплаві ЖСЗДК-ВІ. Для кількісної оцінки впливу модифікаторів було проведено металографічний макроаналіз з наступною статистичною обробкою результатів вимірювань розміру макрозерна (рисунок 3.1).

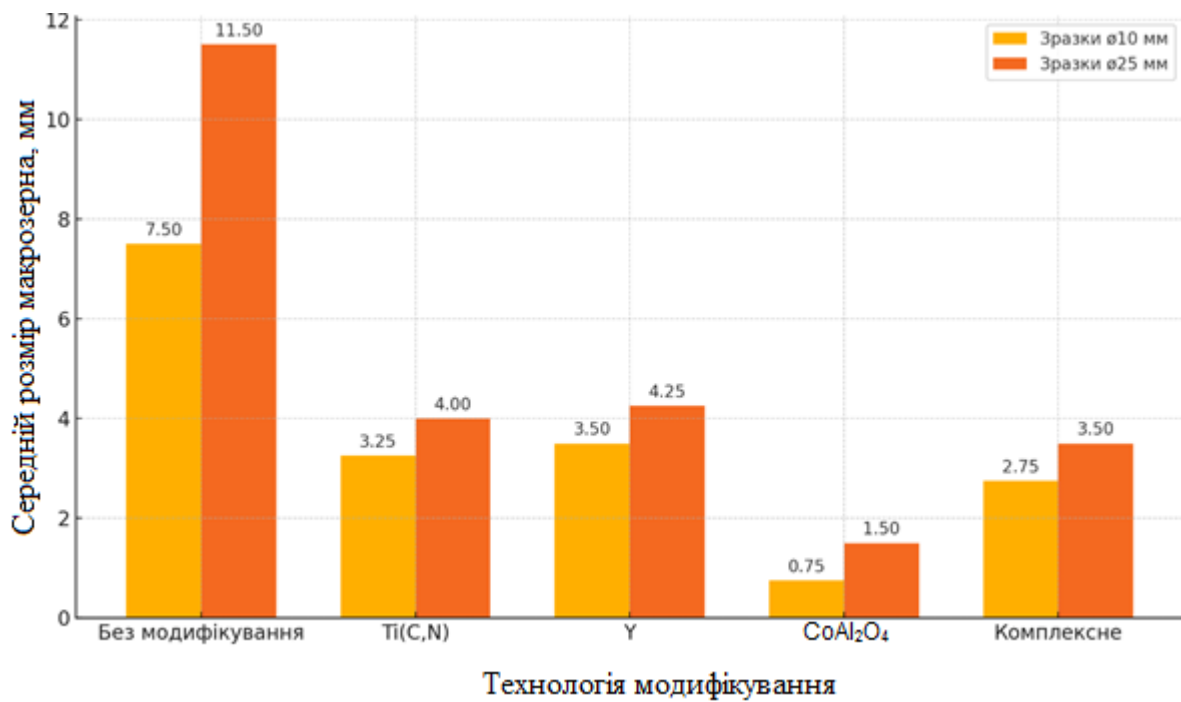
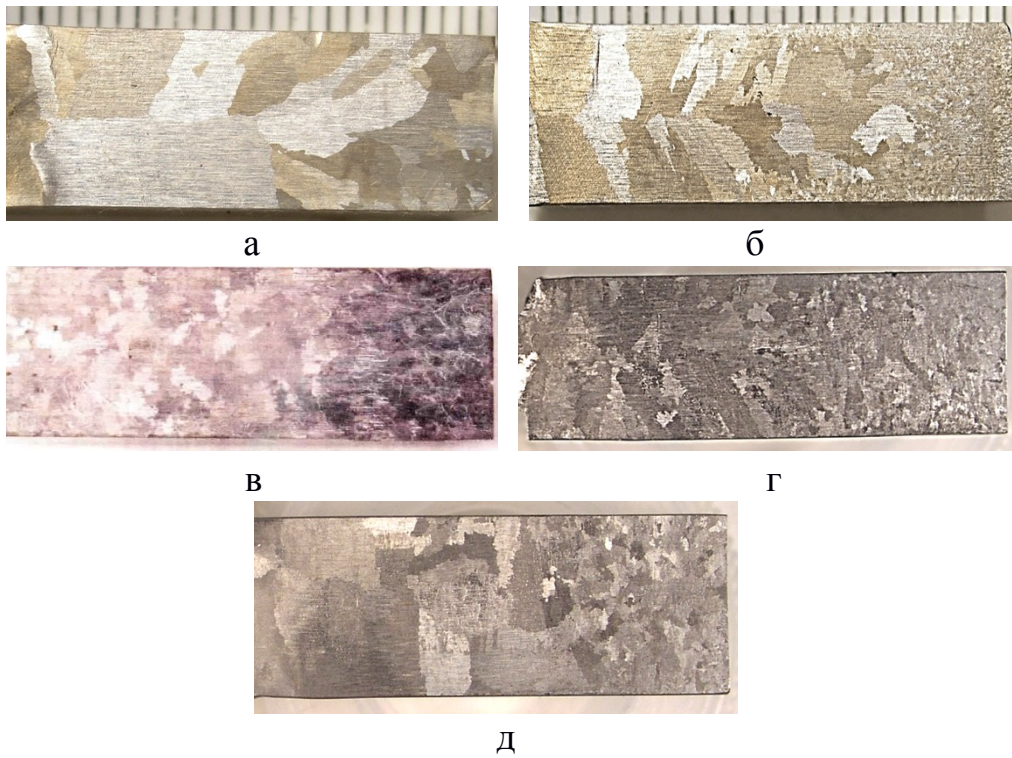


Рисунок 3.1 – Розміри макрозерна (середній) у виливках зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, отриманих з використанням дослідних технологій модифікування

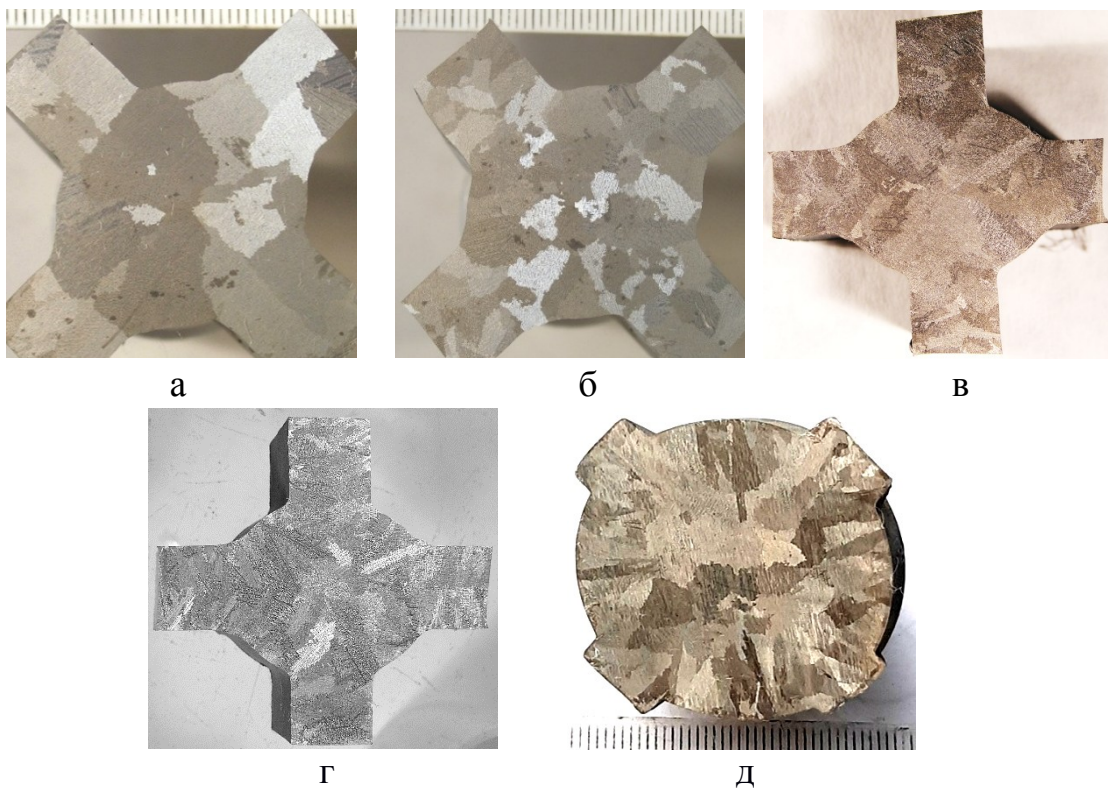
При дослідженні макроструктури отриманих виливків було встановлено, що у немодифікованому матеріалі (рисунок 3.2, а, рисунок 3.3, а) сформована характерна для жароміцних нікелевих сплавів крупнозерниста макроструктура. Збільшення товщини стінки виливків призводило і до збільшення розмірів макрозерна (рисунок 3.1). Макрозерна мають нерівномірний розподіл за перерізом виливка, що пов'язано з особливостями кристалізації жароміцного розплаву в процесі вакуумного плавлення.

За результатами комплексного дослідження було побудовано діаграму, що наочно демонструє ефективність впливу дослідних технологій модифікування на середні розміри макроструктури виливків порівняно із варіантом без модифікування (рисунок 3.4).

Дослідження показало, що при введенні карбонітриду титану Ti(C,N) відбувається помітне подрібнення структури – розмір макрозерна зменшується більше ніж вдвічі незалежно від товщини дослідних виливків (рисунок 3.1, рисунок 3.2, б, рисунок 3.3, б.).



а – без модифікування; б –  $Ti(C,N)$ ; в –  $Y$ ; г –  $CoAl_2O_4$ ; д – комплексне  
 Рисунок 3.2 – Макроструктура виливків  $\square 10mm$ , отриманих із використанням дослідних технологій модифікування



а – без модифікування; б –  $Ti(C,N)$ ; в –  $Y$ ; г –  $CoAl_2O_4$ ; д – комплексне  
 Рисунок 3.3 – Макроструктура виливків  $\varnothing 25$  мм, отриманих із використанням дослідних технологій модифікування

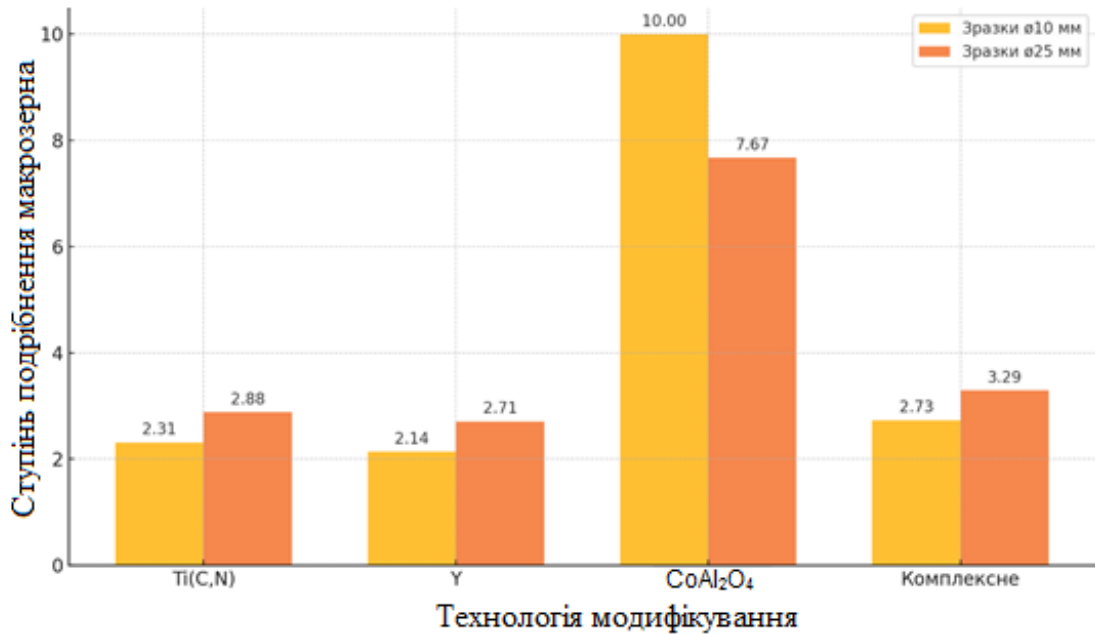


Рисунок 3.4 – Діаграма ефективності впливу технологій модифікування на середні розміри макрозерна у виливках (ступінь подрібнення макрозерна відносно варіанту без модифікування)

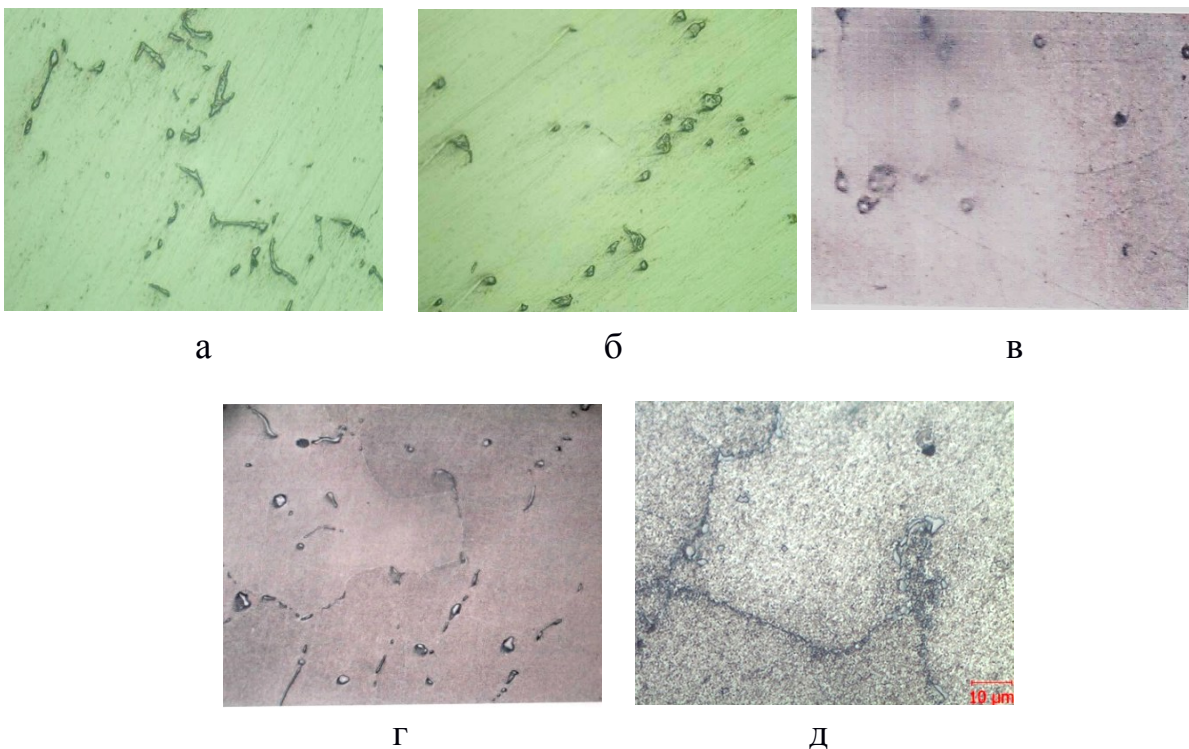
Модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ ітрієм забезпечує схожий ефект подрібнення макроструктури (рисунок 3.4). Слід відмітити, що при цьому спостерігається більш рівномірний розподіл зерен за перерізом виливків (рисунок 3.2, в, рисунок 3.3, в). Технологія поверхневого модифікування алюмінатом кобальту забезпечила найбільш ефективне подрібнення макроструктури дослідних виливків (рисунок 3.2, г, рисунок 3.3, г). В цьому випадку, розмір макрозерен у виливках зменшувався у ~8...10 разів порівняно із варіантом без модифікування (рисунок 3.4). Комплексне модифікування забезпечило формування у виливках однорідної дрібнозернистої структури (рисунок 3.2, д, рисунок 3.3, д) з розмірами макрозерна 1,5-4 мм та 2,5-4,5 мм для зразків ø10 мм та ø25 мм відповідно (рисунок 3.1).

Таким чином, показано ефективний вплив дослідних технологій модифікування на макроструктуру виливків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ. Дослідні технології забезпечили суттєве подрібнення макроструктури порівняно із

варіантом без модифікування. При цьому найбільш ефективний вплив чинило поверхнєве модифікування алюмінатом кобальту, а комплексне сприяло формуванню у виливках більш однорідної макроструктури.

### 3.4 Вплив технології модифікування на мікроструктуру виливків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ

Металографічний аналіз немодифікованого сплаву показав наявність крупної дендритної структури з відстанню між осями дендритів другого порядку 55-70 мкм (таблиця 3.2) та нерівномірно розподіленими карбідами розміром 1-5 мкм, що свідчить про повільне проходження кристалізаційних процесів при охолодженні виливків. В структурі, поряд із глобулярними частками, виявлені карбіди шрифтової морфології типу  $M_6C$  (рисунок 3.5, а). Для досягнення оптимальної, з точки зору механічних властивостей, структури потрібно уникати такої нерівномірності у розподілі карбідних фаз.



а – без модифікування; б –  $Ti(C,N)$ ; в –  $Y$ ; г –  $CoAl_2O_4$ ; д – комплексне

Рисунок 3.5 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів модифікування,  $\times 500$

Таблиця 3.2 – Розміри структурних складових у виливках зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, отриманих з використанням дослідних технологій модифікування

Варіант технології модифікування		Параметри мікроструктури	
		Відстань між осями дендритів другого порядку $\lambda_{II}$ , мкм	Розміри карбідів $d_k$ , мкм
Без модифікування		$\frac{55...70}{62,5}$ *	$\frac{1...5}{3,0}$
Об'ємне	Ti(C,N)	$\frac{45...60}{52,5}$	$\frac{1...4}{2,5}$
	Y	$\frac{45...60}{52,5}$	$\frac{1...6}{3,5}$
Поверхнєве $CoAl_2O_4$		$\frac{30...40}{35,0}$	$\frac{1...2}{1,5}$
Комплексне (Ti(C,N)+Y+ $CoAl_2O_4$ )		$\frac{40...50}{45,0}$	$\frac{1...2}{1,5}$

Примітка: \*Чисельник – максимальний й мінімальний розміри; знаменник – середній розмір

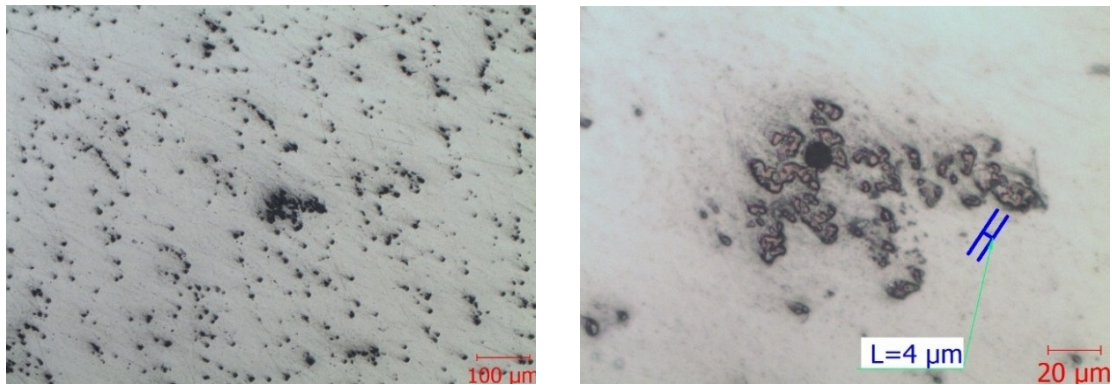
Введення у розплав дисперсних тугоплавких частинок карбонітриду титану Ti(C,N) вплинуло на проходження кристалізаційних процесів, про що свідчить помітне подрібнення дендритної структури – відстань між осями дендритів зменшується до 45-60 мкм (таблиця 3.2). В мікроструктурі (рисунок 3.5, б) спостерігається тенденція до формування більш компактних карбідів розміром 1-4 мкм замість пластинчастих виділень. Це пов'язано з тим, що частинки Ti(C,N) служать додатковими центрами кристалізації та обмежують ріст як дендритів, так і, ймовірно, карбідної фази.

Модифікування ітрієм, як видно з даних таблиці 3.2 та рисунку 3.5, в, забезпечує аналогічний ступінь подрібнення дендритної структури (45-60 мкм), про цьому розміри карбідних включень дещо збільшуються. Такий ефект можна пояснити активною взаємодією ітрію з вуглецем та утворенням комплексних карбідів більшого розміру.

Як видно з таблиці 3.2, найбільш ефективним модифікатором виявився  $CoAl_2O_4$ , який забезпечив максимальне подрібнення як дендритної структури ( $\lambda_{II} = 35$  мкм), так і карбідної фази ( $d_k = 1,5$  мкм). В мікроструктурі (рисунок 3.5, г) чітко видно, що поряд із глобулярними частками наявні виділення

шрифтових карбідів типу  $M_6C$  переважно по межах зерен.

Встановлено, що комплексне модифікування дозволяє отримати збалансовану структуру з формуванням однорідної дрібнозеренної будови (відстанню між осями дендритів другого порядку 40-50 мкм) та дрібними карбідними включеннями із середнім розміром - 1,5 мкм, що розташовувалися переважно по межах зерен. Така структура є задовільною з точки зору рівномірності розподілу фаз та їх дисперсності. Проте слід відмітити, що в структурі варіантів, в котрих передбачалося введення дисперсних тугоплавких частинок карбонітриду титану  $Ti(C,N)$  металографічним дослідженням виявлені окремі, досить розгалужені, скупчення карбонітридів (рисунок 3.6). В загальному полі зору частка таких включень була невеликою.



а

б

а –  $Ti(C,N)$ ,  $\times 100$  б – комплексне,  $\times 500$

Рисунок 3.6 – Скупчення карбонітридів титану  $Ti(C,N)$  у виливках модифікованих дисперсними тугоплавкими частками

Отже, встановлено, що всі дослідні технології модифікування здатні ефективно впливати на хід кристалізаційних процесів, сприяючи подрібненню дендритної будови сплаву. Показано, що частинки  $Ti(C,N)$  та ітрій забезпечують подрібнення дендритної будови на 18-25%; поверхневе модифікування алюмінатом кобальту  $CoAl_2O_4$ , при цьому, дає максимальний ефект на рівні 45-50%, а комплексне модифікування забезпечує стабільне зменшення  $\lambda_{II}$  на рівні  $\sim 30\%$ .

Виходячи з отриманих даних, застосування в подальших дослідженнях

комплексного модифікування дозволить забезпечити стабільне подрібнення дендритної структури; формування дрібних карбідів глобулярної форми; рівномірний розподіл усіх структурних складових. Проте уникнення формуванню розгалужених скупчень карбонітридів потребує проведення технологічних плавлень за раціоналізованими режимами.

Таким чином, проведені дослідження показали, що модифікування суттєво впливає на процеси кристалізації та структуроутворення сплаву ЖСЗДК-ВІ. Більш ефективним є комплексне введення модифікаторів різного типу, що сприяє формуванню дрібнозернистої структури з рівномірно розподіленими структурними складовими, відповідно, слід очікувати й підвищення механічних властивостей виливків та експлуатаційних характеристик виробів.

### 3.5 Дослідження впливу технологій модифікування на механічні властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ

Для оцінки впливу дослідних технологій модифікування на механічні властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ було проведено комплексний аналіз зміни характеристик міцності, пластичності та жароміцності. Отримані результати свідчать про суттєвий вплив дослідних технологій на комплекс механічних властивостей сплаву (рисунок 3.7, рисунок 3.8).

Як видно з рисунку 3.7, більш ефективним, з точки зору підвищення характеристик міцності, виявилось модифікування ітрієм, яке забезпечило приріст границі міцності на 26% (з 967 МПа до 1218 МПа), порівняно із немодифікованим сплавом. Одночасно спостерігалось і значне збільшення показника пластичності – відносного видовження  $\delta$  майже на 90%. Ймовірно такий комплексний ефект обумовлений зміною морфології й типу карбідної фази, коли замість витягнутих пластинчастих виділень було сформовано дрібні глобулярні виділення по межах зерен.

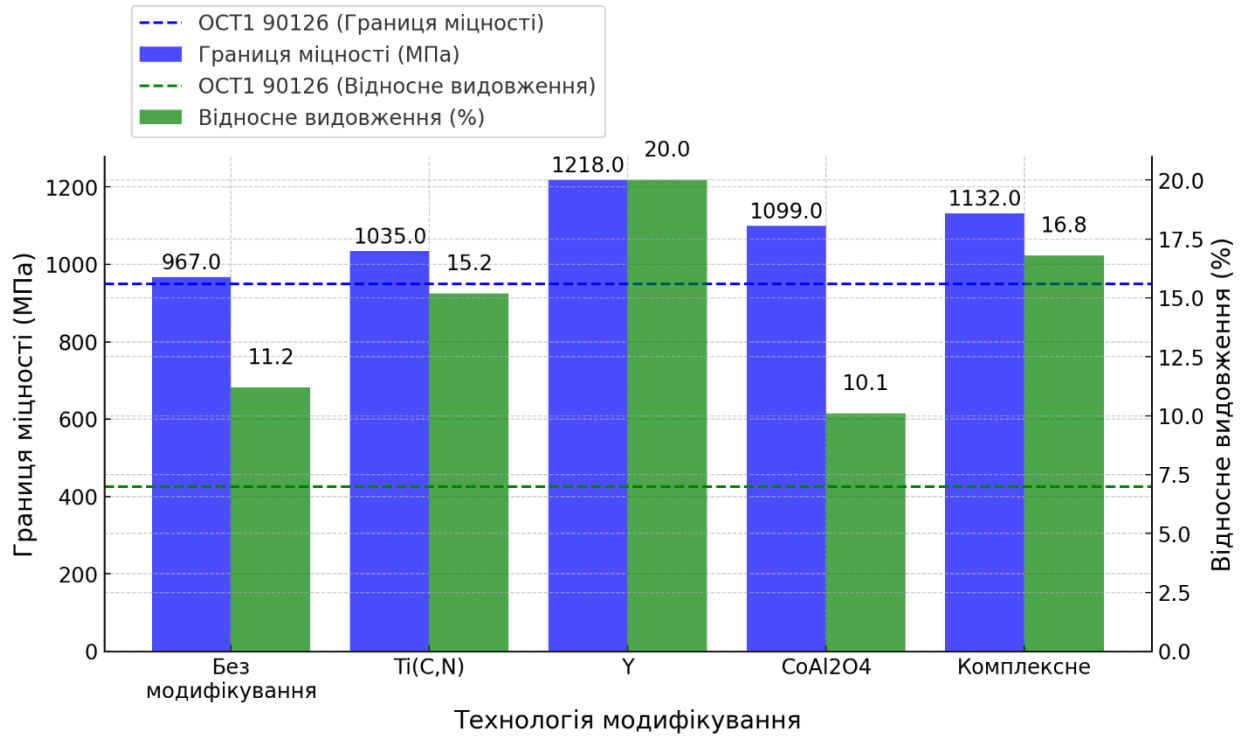


Рисунок 3.7 – Вплив дослідних технологій модифікування на механічні властивості (границю міцності  $\sigma_{\text{в}}$ , відносне видовження  $\delta$ ) сплаву ЖСЗДК-ВІ

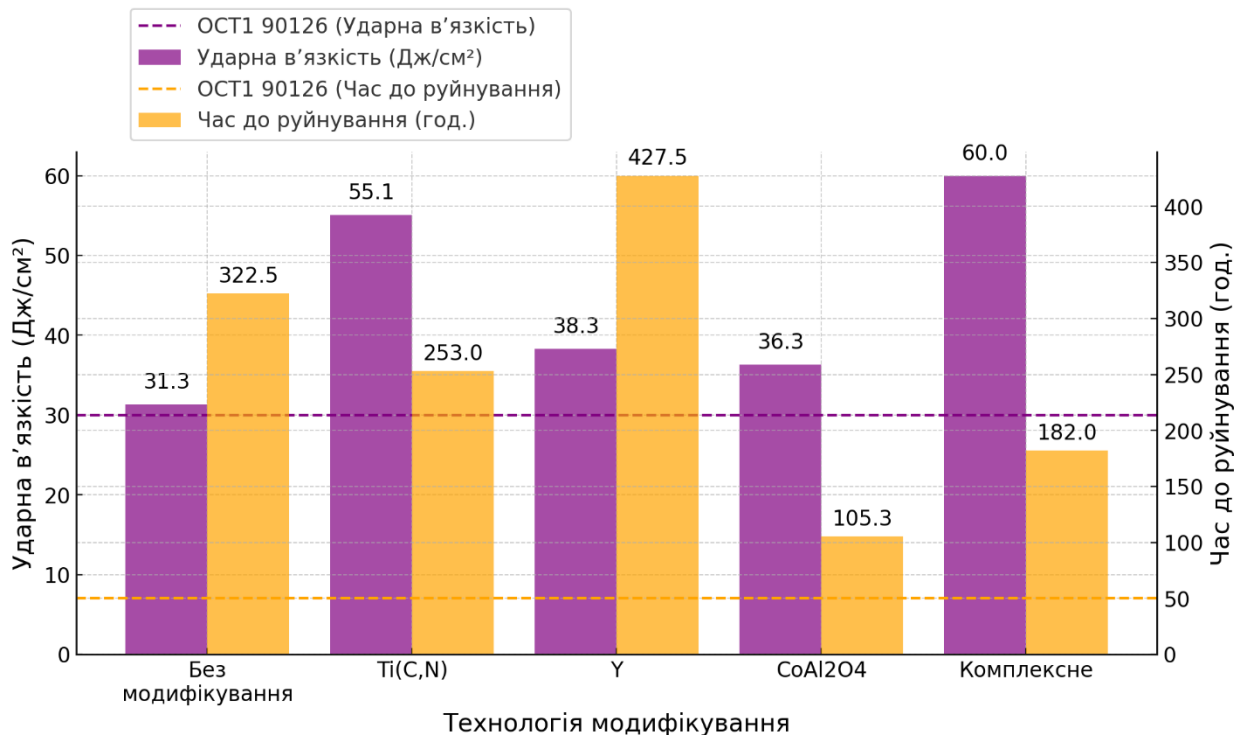


Рисунок 3.8 – Вплив дослідних технологій модифікування на ударну в'язкість КСУ та час до високотемпературного руйнування  $\tau_{343}^{850}$  сплаву ЖСЗДК-ВІ

Модифікування карбонітридами титану  $Ti(C,N)$  призвело до помірного підвищення міцності (до 1035 МПа) при значному покращенні пластичності та ударної в'язкості, рівень котрої збільшився до 55,1 Дж/см<sup>2</sup> (+76% порівняно із варіантом без модифікування).

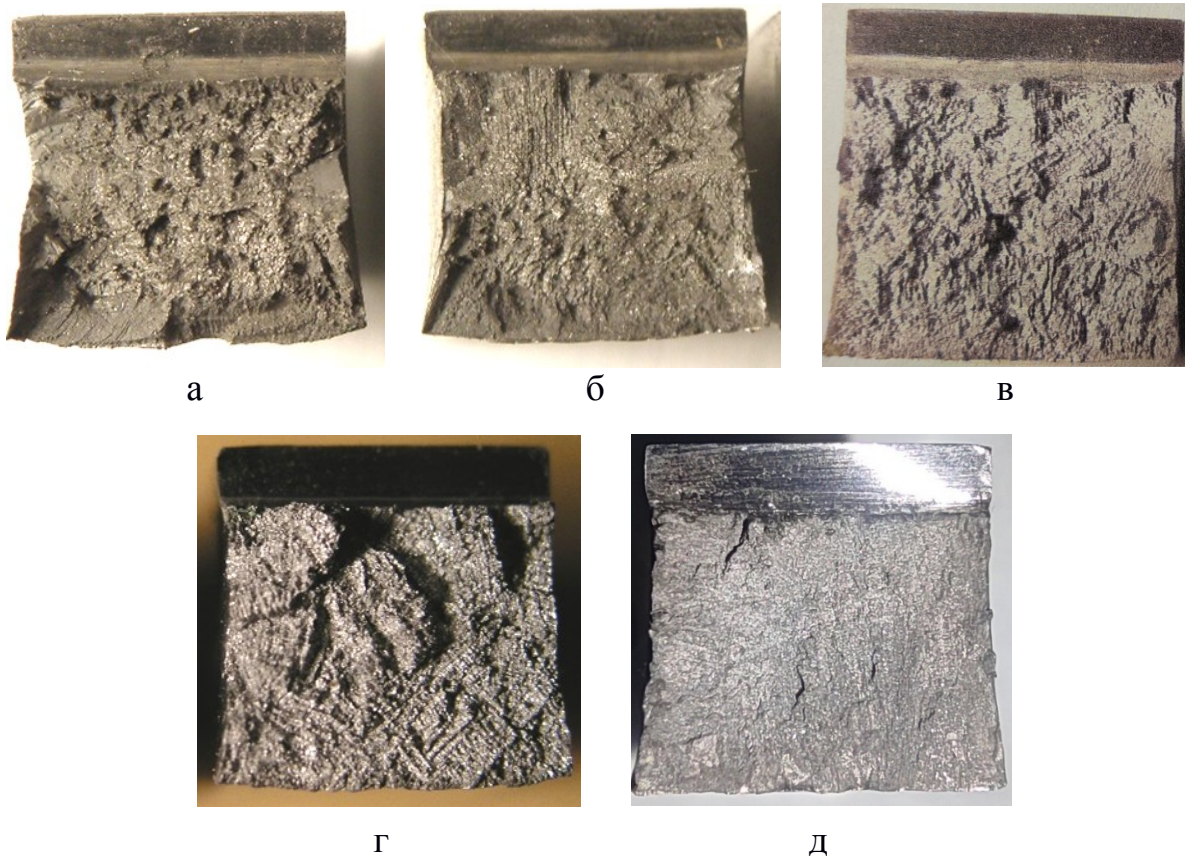
Поверхнєве модифікування алюмінатом кобальту  $CoAl_2O_4$  забезпечило у виливках підвищення границі міцності до 1099 МПа (+14% порівняно із варіантом без модифікування). При цьому деяке зниження пластичності ( $\delta = 10,1\%$ ), ймовірно, пов'язане із дещо надмірним формуванням дрібнозернистої структури з рівновісними зернами та карбідів шрифтової морфології по межах зерен.

Особливий інтерес представляє аналіз впливу комплексного модифікування, коли у виливках було забезпечено найбільш збалансований комплекс властивостей, що визначаються при кімнатній температурі: високу границю міцності, відносно високий рівень пластичності та максимальний з усіх досліджуваних варіантів рівень ударної в'язкості ( $KCU = 60$  Дж/см<sup>2</sup>, +91% порівняно із варіантом без модифікування). Такий ефект, ймовірно, досягається завдяки одночасному впливу модифікаторів різних механізмів дії: забезпечення оптимальної морфології карбідної фази та місць її розташування під дією ітрію та, відповідного, зміцнення меж зерен, формуванню дрібнозернистої структури під впливом карбонітриду титану  $Ti(C,N)$ , та утворення дрібнозернистої макроструктури під дією алюмінату кобальту  $CoAl_2O_4$ .

Час до високотемпературного руйнування ( $\tau_{343}^{850}$ ) максимальний для зразків, модифікованих ітрієм (427,5 год.), що майже в 1,3 рази перевищує показники базового сплаву (322,5 год.). Ймовірно, на підвищення цього показника вплинули зміна морфології та ступеня дисперсності карбідних фаз та інтерметалідної  $\gamma'$ -фази. Слід відмітити, що комплексне модифікування забезпечило невисокі (але достатні виходячи із норм НТД) значення часу до високотемпературного руйнування (182 год.), і в цьому випадку, встановлення причин і визначення шляхів покращення показників жароміцності вимагає

проведення подальшої серії досліджень.

Аналіз фрактограм руйнування зламів зразків після випробувань на ударний згин (рисунок 3.9) дозволив встановити суттєві відмінності в механізмах руйнування при різних видах модифікування. У варіанті без модифікування (рисунок 3.9, а) спостерігалася типова для литого стану крупнозерниста структура зламу з грубою дендритною будовою. Дефекти ливарного походження в зламах відсутні. Злами характеризувалися переважно міжзеренним характером руйнування, що підтверджує невисокі рівні ударної в'язкості ( $31,3 \text{ Дж/см}^2$ ) та пластичності ( $\delta = 11,2\%$ ). Слід відмітити, що ці рівні є достатніми й відповідають нормативній документації на сплав ЖСЗДК-ВІ.



а – без модифікування; б –  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ ; в –  $\text{Y}$ ; г –  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$ ; д – комплексне

Рисунок 3.9 – Фрактографія зламів ударних зразків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів технології модифікування

При модифікуванні карбонітридом титану  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  (рисунок 3.9, б) злам характеризувався змішаним характером руйнування з наявністю одночасно і

крихкої та в'язкої складових. Високі значення ударної в'язкості свідчать про підвищення енергоємності руйнування ударних зразків, отриманих за вказаною технологією модифікування. Збільшення частки в'язкої складової в зламі також корелює з підвищенням пластичності до 15,2%.

У зразках, модифікованих ітрієм (рисунок 3.9, в), спостерігається якісна зміна мікромеханізмів руйнування. Структура зламу має розвинений мікрорельєф з елементами ямкового відриву, що характерно для в'язкого руйнування. Такий тип зламу добре корелює із забезпеченням у виливках максимальних показників міцності ( $\sigma_B = 1218$  МПа) та пластичності ( $\delta = 20\%$ ).

Поверхнєве модифікування  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$  (рисунок 3.9, г) призводить до формування структури зламу, притаманної для литих матеріалів. Чітко простежується руйнування за осями стовбчастих дендритів, сформованих у напрямку відводу тепла від виливка при кристалізації, відповідно, збільшувалась кількість крихкої складової в зламі. Наявність дрібних фасеток сколу також вказує на переважно крихкий характер руйнування. Це пояснює зниження пластичності ( $\delta = 10,1\%$ ) та відносно невисоку ударну в'язкість ( $36,3$  Дж/см<sup>2</sup>) при достатньо високій міцності ( $\sigma_B = 1099$  МПа).

Комплексне модифікування (рисунок 3.9, д) забезпечує формування найбільш сприятливої з точки зору опору руйнуванню структури зламу. Спостерігаються елементи в'язкої та крихкої складових руйнування та їх рівномірний розподіл. Слід відмітити, що злам характеризувався дрібнозернистою щільною будовою з практично повною відсутністю дефектів. Це зумовило забезпечення в сплаві високих, порівняно і іншими дослідними варіантами, значень ударної в'язкості ( $60$  Дж/см<sup>2</sup>) при збереженні високих показників міцності ( $\sigma_B = 1132$  МПа) та пластичності ( $\delta = 16,8\%$ ).

Отже, було встановлено, що підвищення механічних властивостей при різних видах модифікування досягається за рахунок цілеспрямованого впливу на структуру сплаву – подрібнення макро- та мікроструктури, зміни морфології карбідної фази та їх рівномірний розподіл структурних складових. Більш ефективним з точки зору підвищення міцності та жароміцності є

модифікування ітрієм, тоді як для досягнення максимальної ударної в'язкості доцільно використовувати комплексне модифікування. Це дозволяє цілеспрямовано керувати комплексом властивостей в залежності від вимог до конкретних виробів.

### Висновки до розділу 3

Проведена серія досліджень по визначення впливу технологій модифікування на структуру та властивості жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ дозволила отримати результати та зробити наступні висновки:

1. Обґрунтовано вибір модифікаторів та їх раціональні концентрації при введенні у розплав в процесі виконання технологічних плавлень, що дозволило провести серію предметних досліджень по вивченню змін структури та властивостей жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ, що використовується для отримання відповідальних виливків.

2. Встановлено ефективність впливу технології модифікування на структуру та властивості жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ. Показано, що поверхнєве модифікування алюмінатом кобальту  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$ , об'ємне модифікування ітрієм або дисперсними частками карбонітриду титану  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  та їх комплексне одночасне застосування забезпечують суттєве подрібнення макро- та мікроструктури сплаву.

3. Під впливом ітрію в сплаві відбулася зміна морфології карбідної фази з шрифтової на глобулярну, що, поруч із забезпеченням в сплаві дрібнозеренної будови, забезпечило в сплаві найвищі показники міцності ( $\sigma_b = 1218$  МПа) та жароміцності, визначеної через час до високотемпературного руйнування ( $\tau_{343}^{850} = 427,5$  год.), серед усіх дослідних варіантів технології.

4. Отримані результати дослідження продемонстрували, що найбільш перспективною технологією, спрямованою на виготовлення великогабаритних виливків відповідального призначення (наприклад, лопаток турбін низького тиску), є технологія комплексного модифікування жароміцного сплаву –

(Ti(C,N)+Y+CoAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>), котра дозволила отримати синергетичний ефект від впливу модифікаторів першого й другого роду, а також інокулювального впливу, коли у виливках було забезпечено:

- формування однорідної дрібнозернистої структури з рівномірним розподілом карбідної фази глобулярної морфології;
- раціональне співвідношення в'язкої та крихкої складової в зламах ударних зразків;
- збалансований комплекс механічних властивостей при кімнатній температурі;
- достатньо високі рівні пластичності та ударної в'язкості, необхідних для забезпечення експлуатаційної надійності великогабаритних деталей гарячого тракту газотурбінного двигуна.

5. Проведені дослідження показали, що невисокий, порівняно з деякими іншими варіантами технології модифікування, рівень жароміцності продемонстрований при комплексному модифікуванні, вимагає раціоналізації технологічної схеми модифікування. В цьому плані раціоналізацію доцільно проводити по визначенню кількості карбонітриду титану та ітрію при їх введенні у жароміцний розплав. Крім того, технологічні схеми, в котрих передбачалося використання карбонітриду титану Ti(C,N), показали наявність в структурі виливків скупчень карбонітридів. В умовах високих температур та циклічних навантажень подібні скупчення можуть виступати як місця потенційного зародження тріщин й, відповідно, знижувати жароміцність виливків, оскільки ці місця характеризуються підвищеною концентрацією напружень. Тому вимагається ретельний контроль введення цих тугоплавких сполук у розплав.

## РОЗДІЛ 4

### ВДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЇ МОДИФІКУВАННЯ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ВІДПОВІДАЛЬНОГО ЛИТВА

В попередньому розділі було встановлено вплив різних технологій модифікування на якість виливків. Для цілеспрямованого використання модифікування при виробництві виливків було проведено ряд промислових випробувань. При цьому дослідження були спрямовані на вивчення структурних змін і механічних властивостей виливків відповідального литва, отриманих за вдосконаленими технологіями комплексного модифікування.

4.1 Визначення раціонального вмісту карбонітриду титану  $Ti(C,N)$  при комплексному модифікуванні

Досліджувався вплив вмісту карбонітриду титану  $Ti(C,N)$  на макро- та мікроструктуру, механічні властивості зразків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, котрі були залиті з використанням комплексів модифікаторів  $Y+Ti(C,N)$  у форми з поверхневим модифікатором – алюмінатом кобальту. Ітрій вводили для отримання його в сплаві із розрахунку 0,01% (з врахуванням його засвоєння в сплаві та вигоряння) у вигляді нікель-ітрієвої лігатури. В розділі 3 показано, що вміст 0,1% карбонітриду титану  $Ti(C,N)$  при введенні його в сплав ЖСЗДК-ВІ в складі комплексу сумісно с ітрієм і подальшим zalиванням в керамічну форму, перший робочий шар котрої виконано з додаванням 5% алюмінату кобальту, сприяє поліпшенню структурного стану та властивостей. Практикою отримання деталей гарячого тракту газотурбінних двигунів із використанням дисперсних часток тугоплавких сполук у виробничих умовах, а також проведеними у розділі 3 даної роботи дослідженнями, показано, що збільшення вмісту карбонітриду титану  $Ti(C,N)$  вище 0,1% при модифікуванні жароміцного відповідального литва, може призводити до появи в структурі

грубих скупчень тугоплавких сполук карбонітриду титану, що можуть ініціювати зародження або розповсюдження мікротріщин при експлуатації виливків деталей в умовах складнонапруженого стану (рисунок 3.6), або сприяти утворенню неприпустимих поверхневих світін на їх поверхні виливків. Тому подальше покращення структурного стану жароміцного литва раціонально проводити у напрямку зниження кількості модифікаторів – карбонітридів титану  $Ti(C,N)$ , що вводяться у розплав. У зв'язку із цим, при визначенні раціонального вмісту модифікаторів, в розплави вводився брикетований карбонітрид титану  $Ti(C,N)$  для отримання його за розрахунком в сплаві: 0,025% (мас.); 0,050% (мас.); 0,075% (мас.).

Плавлення й заливання модифікованого розплаву проводили на установці УППФ-3М за методикою, наведеною у розділі 2. Отримані виливки піддавали ГПІ та стандартній термічній обробці.

#### 4.2 Хімічний склад виливків, отриманих з використанням вдосконалених схем комплексного модифікування

Встановлено, що сплав ЖСЗДК-ВІ усіх дослідних варіантів за основними легувальними елементами, в цілому, відповідав нормам НТД (таблиця 4.1). Модифікуванням отримали в сплаві  $\sim 0,01\%$  ітрію.

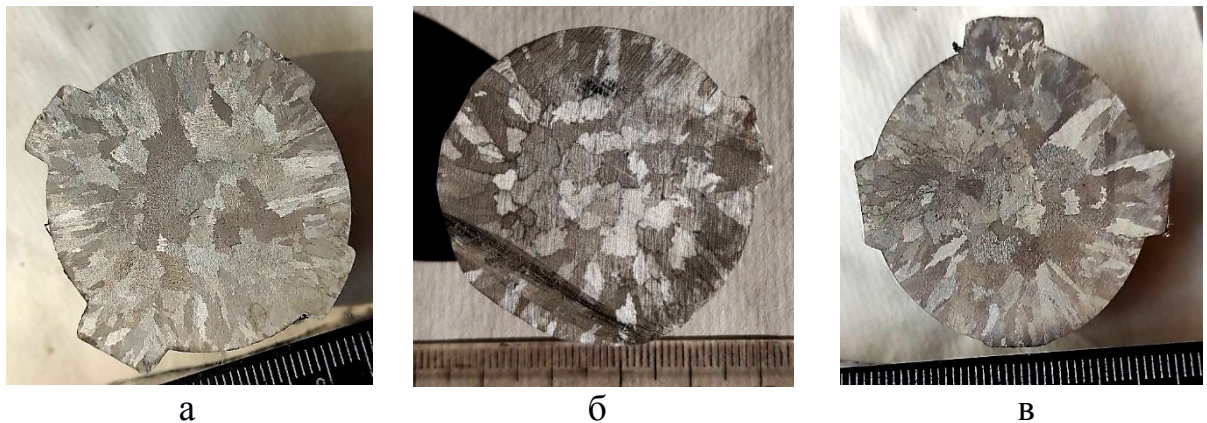
Таблиця 4.1 – Хімічний склад виливків з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів комплексного модифікування

Марка сплаву	Вміст $Ti(C,N)$	Масова частка елементів, %									
		C $\times 10^{-2}$	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Y $\times 10^{-3}$	B $\times 10^{-3}$	Fe
ЖСЗДК-ВІ	0,025%	7,5	11,6	8,7	3,80	3,80	4,6	2,8	9,8	-	0,70
	0,050%	7,0	11,9	9,1	4,0	4,0	4,6	3,2	11,2	-	0,70
	0,075%	7,5	11,8	8,75	3,95	3,9	4,5	2,9	9,7	-	0,71
Норми ОСТ 1 90126		0,06- 0,11	11,0- 12,5	8,0- 10,0	3,8- 4,5	3,8- 4,5	4,0- 4,8	2,5- 3,2	-	$\leq$ 0,02	$\leq$ 2,0

Примітка: Вміст домішок у сплавах всіх варіантів:  $Si \leq 0,1\%$ ;  $Mn \leq 0,01$ ;  $S, P \leq 0,006\%$

### 4.3 Структура та фрактографічний аналіз зламів виливків, отриманих з використанням вдосконалених схем комплексного модифікування

При дослідженні макроструктури встановлено, що у виливках чітко простежується наявність двох зон (рисунок 4.1). Перша зона – зона стовбчастих кристалів, що набуває розвитку від поверхні виливків і розповсюджується до центру виливка на відстань до 7,5...10,5 мм (таблиця 4.2). Ця зона, здебільшого, формується під впливом алюмінату кобальту [81, 91, 93, 94, 96, 102], котрий був введений в перший робочий шар керамічної форми й має підвищену теплопровідність [107, 108] у порівнянні із нікелевим розплавом, тим самим забезпечуючи інтенсивне тепловідведення від нього. Друга зона – зона рівновісних зерен, що розташована в центральній частині перерізу виливка і в котрій макрозерна набували поліедричної форми, і загалом розміри цих зон становили від 16 до 24 мм (таблиця 4.2). Інтенсивне подрібнення зерна в цій зоні зумовлене дією дисперсних часток карбонітридів титану, що виступають додатковими центрами зародження кристалів, формуючи більш дрібнокристалічну структуру сплаву.



а – 0,025% Ti(C,N); б – 0,05% Ti(C,N); в – 0,075% Ti(C,N)

Рисунок 4.1 – Макроструктура ливникової частини виливка зі сплаву ЖСЗДК-ВІ після комплексного модифікування

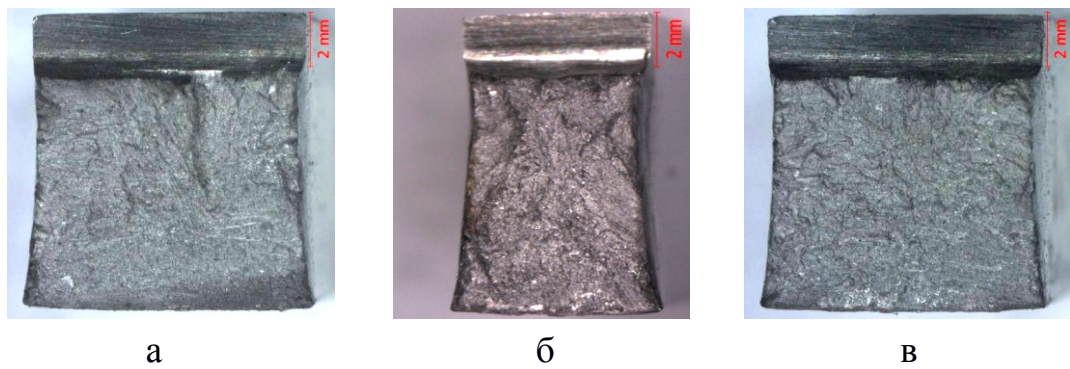
Таблиця 4.2 – Параметри макроструктури виливків сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів комплексного модифікування

Марка сплаву	Вміст Ti(C,N)	Розміри кристалізаційних зон, мм		Середній розмір макрозерна, мм
		зона стовбчастих кристалів	зона рівновісних кристалів	
ЖСЗДК-ВІ	0,025%	7,5...10,5	16...22	$\frac{1,5...5,0^*}{3,25}$
	0,050%	6,0...7,5	22...24	$\frac{1,5...5,0}{2,5}$
	0,075%	6,5...10,0	17...24	$\frac{1,0...3,5}{2,25}$

Примітка: \*Чисельник – максимальний й мінімальний розміри; знаменник – середній розмір

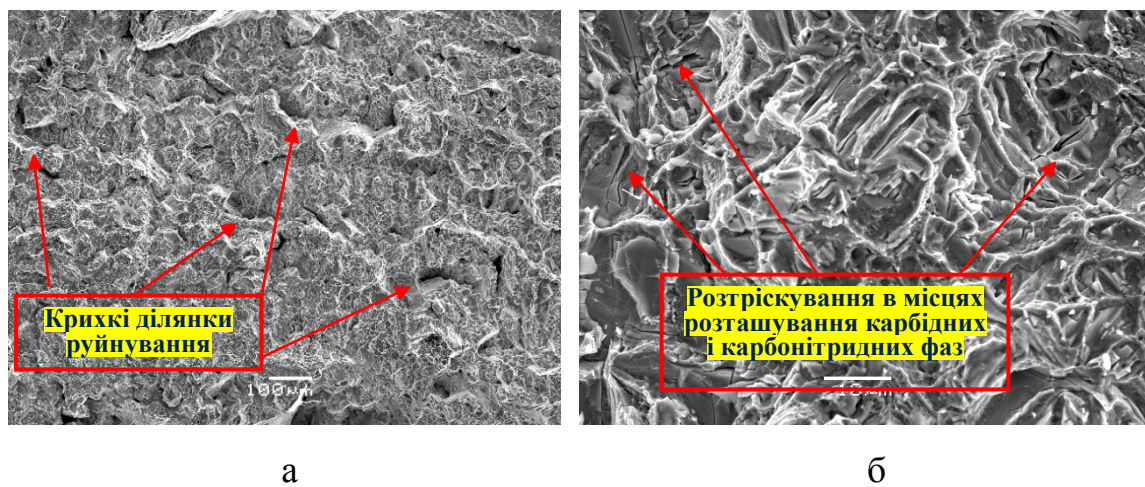
Загалом простежується тенденція до зниження розмірів макрозерна при збільшенні об'ємного вмісту карбонітридів, що вводяться у розплав, й при введенні 0,075% Ti(C,N) макрозерно подрібнювалося більш інтенсивно у порівнянні з іншими дослідними варіантами технології комплексного модифікування (таблиця 4.2).

Фрактографічним аналізом зламів ударних зразків усіх дослідних варіантів комплексного модифікування, встановили, що руйнування відбулося внутрішньозеренно (рисунок 4.2). В цілому, в зламах ударних зразків спостерігали в'язко-крихкий характер руйнування із наявністю в'язкої складової у зонах розташування основного  $\gamma$ -твердого розчину та крихких ділянок сколу у місцях залягання карбідної й карбонітридної складової (рисунок 4.3). Слід зазначити, що в загальному полі зору зламу, частка крихкої складової збільшувалася при збільшенні об'ємної частки карбонітриду титану, що вводився у розплав. Неприпустимі металургійні дефекти (шлакові або неметалеві включення (окисні плени), включення сторонніх металів та кераміки), в зламах ударних зразків відсутні.



а – 0,025% Ti(C,N); б – 0,050% Ti(C,N); в – 0,075% Ti(C,N)

Рисунок 4.2 – Структура зламів ударних зразків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, після комплексного модифікування,  $\times 4$

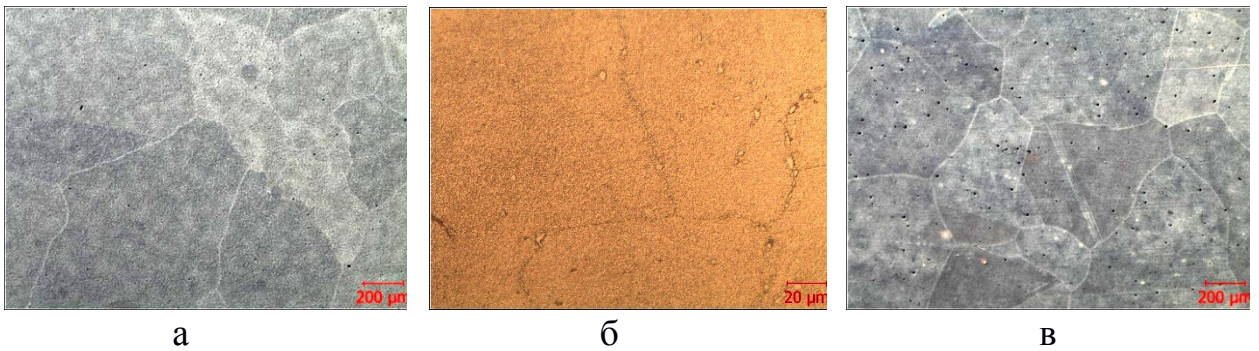


а –  $\times 100$ ; б –  $\times 1500$

Рисунок 4.3 – Фрактографічне зображення зламу ударних зразків характерне для дослідних варіантів комплексного модифікування

Металографічним аналізом встановили, що мікроструктура зразків усіх дослідних варіантів комплексного модифікування (після ГП і термічної обробки) являла собою  $\gamma$ -твердий розчин, що зміцнений інтерметалідною  $\gamma'$ -фазою, з наявністю карбідів і карбонітридів, є характерною для нормально термообробленого стану сплаву ЖСЗДК-ВІ і відповідає затвердженій шкалі мікроструктур (рисунок 4.4).

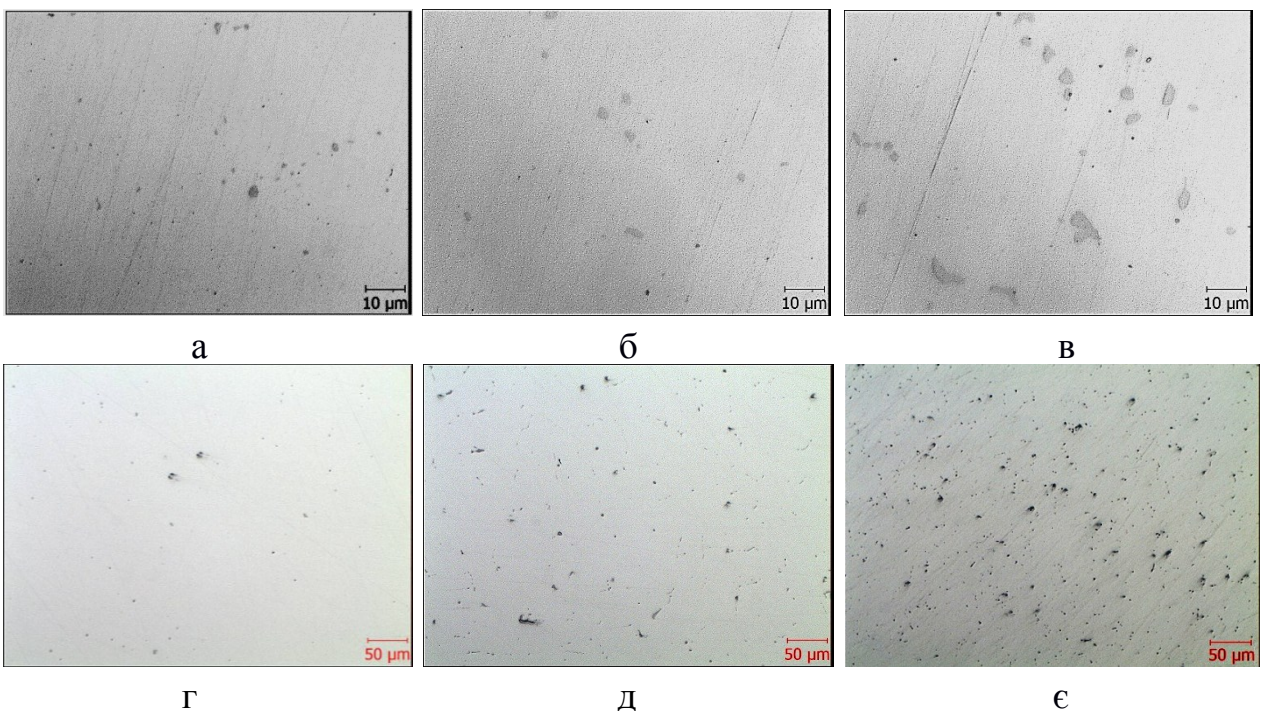
Структурних ознак високотемпературного перегрівання (ознак оплавлення структурних складових і утворення пор при розчиненні фаз (переважно евтектичних) в умовах високих температур) при термічній обробці не виявлено.



а – 0,025% Ti(C,N),  $\times 50$ ; б – 0,050% Ti(C,N),  $\times 50$ ; в – 0,075% Ti(C,N),  $\times 50$

Рисунок 4.4 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ після комплексного модифікування

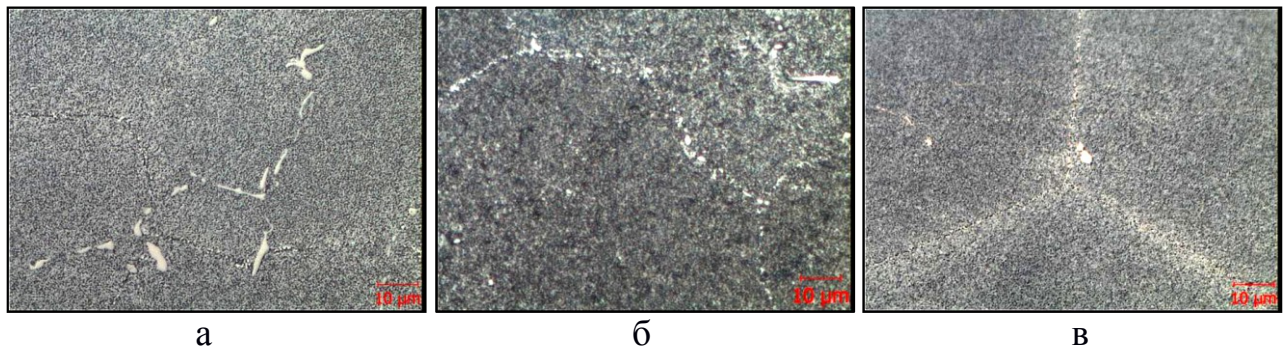
В зразках дослідних варіантів комплексного модифікування, карбонітридна складова набувала вигляду дискретних, переважно глобулярних, часток (рисунок 4.5, а-в) з рівномірним розподіленням в об'ємі матеріалу (рисунок 4.5, г-є). Слід відмітити, що на відміну від карбідної складової, розташування відокремлених карбонітридів спостерігали також і в середині зерен (рисунок 4.4, в).



а, г – 0,025% Ti(C,N); б, д – 0,050% Ti(C,N); в, є – 0,075% Ti(C,N)

Рисунок 4.5 – Морфологія (а-в) та розподілення (д-є) карбонітридної складової в структурі зразків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів комплексного модифікування

У комплексно модифікованому сплаві ЖСЗДК-ВІ виявлялися дискретні глобуляризовані карбіди типу  $MC$ , що рівномірно розподілені в структурі дослідного матеріалу й розташовувалися на межах зерен, та в примежових об'ємах (рисунок 4.6). Введення в розплав 0,075%  $Ti(C,N)$  призводило до формування досить тонких меж зерен з наявністю карбонітридів у вигляді глобулярних скупчень (рисунок 4.6, в), а при введенні 0,025 %  $Ti(C,N)$ , поряд з дискретно розташованими глобулярними карбідами  $MC$ , виявлялися ще карбіди у вигляді пластин довжиною до 8 мкм, характерні для евтектичних карбідів типу  $M_6C$  (рисунок 4.6, а), що в цілому призводило до формування більш грубої межі зерна.



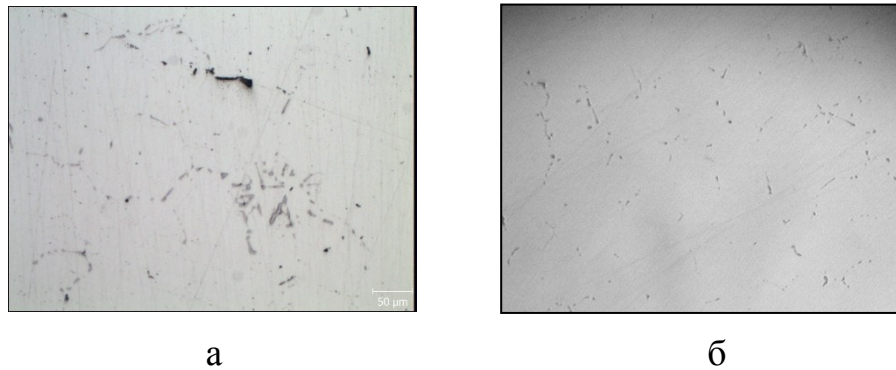
а – 0,025%  $Ti(C,N)$ ; б – 0,050%  $Ti(C,N)$ ; в – 0,075%  $Ti(C,N)$

Рисунок 4.6 – Морфологія зерномежових і примежових карбідів в зразках зі сплаву ЖСЗДК-ВІ після комплексного модифікування,  $\times 1000$

Встановлено, що в процесі гарячого ізостатичного пресування при температурі  $1210^{\circ}C$  й витримці в 4 години при тискові у гарячому ізостатичному пресі 160 МПа, відбувається «заліковування» мікропор й рихлот, що розташовувалися у внутрішніх об'ємах металу. В структурі зразків усіх дослідних варіантів після ГПІ мікропори практично відсутні (рисунок 4.7), що сприяло, в цілому, стабілізації структури й властивостей матеріалу.

Застосування комплексного модифікування при отриманні виливків із жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ вплинуло на хід кристалізаційних процесів, про що свідчить зменшення відстаней між осями дендритів другого порядку  $\lambda_{II}$  (таблиця 4.3) й відповідно розміри дендритних комірок, тому у комплексно модифікованому сплаві можна очікувати меншого рівня розвитку дендритної

ліквациї.



а – після лиття; б – після ГІП, до термічної обробки

Рисунок 4.7 – Типова мікроструктура зразків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів комплексного модифікування,  $\times 100$

Стандартними підрахунками розмірів структурних складових встановили, що середній розмір розміру карбідної й карбонітридної складової зменшувався по мірі зростання вмісту карбонітридних часток  $Ti(C,N)$  при їх введенні у розплав. Збільшення об'ємної частки  $Ti(C,N)$  з 0,025% до 0,075% при модифікуванні розплаву призводило до зменшення середнього розміру карбідної й карбонітридної складових майже в два рази (таблиця 4.3). Цілком природньо, що при цьому індекс карбідів  $I_k$  в структурі сплаву збільшувався. Відмічається збільшення цього фактору на 50%, при цьому в структурі кількість дрібних карбідів (з розміром менше 1 мкм) збільшувалась з 43% до 75-80% (таблиця 4.4).

Таблиця 4.3 – Розміри структурних складових в сплавах ЖСЗДК-ВІ після комплексного модифікування

Марка сплаву	Варіант модифікування	Відстань між осями дендритів другого порядку $\lambda_{II}$ , мкм	MC+Me(C,N)		$\gamma'$ -фаза	
			$I_k \times 10^{-6}$	$d_{MC+M(C,N)}$ , мкм	$I_{\gamma'} \times 10^{-6}$	$d_{\gamma'}$ , мкм
ЖСЗДК-ВІ	Без модифікування	62,5	257	3,16	715	0,340
	0,025% $Ti(C,N)$	62	354	3,01	784	0,253
	0,050% $Ti(C,N)$	60	504	2,02	754	0,243
	0,075% $Ti(C,N)$	55	530	1,75	772	0,234

Таблиця 4.4 – Розподілення за розмірними групами карбідів та карбонітридів у сплаві ЖСЗДК-ВІ після комплексного модифікування

Марка сплаву	Варіант модифікування	Усього на 1 мм <sup>2</sup> шліфа	У тому числі за розмірними групами, мкм			
			0,1...2,0	2,1...5,0	5,1...10,0	10,1...20,0
ЖСЗДК-ВІ	Без модифікування	$\frac{145^*}{100}$	$\frac{26}{18}$	$\frac{60}{41}$	$\frac{49}{34}$	$\frac{10}{7,0}$
	0,025% Ti(C,N)	$\frac{159}{100}$	$\frac{68}{43,0}$	$\frac{71}{45,0}$	$\frac{15}{9,0}$	$\frac{5}{3,0}$
	0,050% Ti(C,N)	$\frac{235}{100}$	$\frac{192}{82,0}$	$\frac{36}{15,0}$	$\frac{7}{3,0}$	$\frac{0}{0}$
	0,075% Ti(C,N)	$\frac{271}{100}$	$\frac{204}{75,0}$	$\frac{64}{24,0}$	$\frac{3}{1,0}$	$\frac{0}{0}$

Примітка: \*Чисельник – кількість карбідів, знаменник – відсоток від загальної кількості.

Поряд із карбідами сферичної морфології в структурі всіх дослідних варіантів технології модифікування виявлені глобулярні карбіди, в місцях розташування котрих спостерігаються зони, що збагачені на ітрій, молібден та титан, та збіднені на хром (рисунок 4.8). Аналіз даних [109-111] свідчить про те, що в системі Y-C відбувається утворення цілої низки карбідних фаз, котрі переважно формуються в умовах високих температур, близьких до температури ліквідус, що в умовах відсутності конкурентного росту при кристалізації забезпечує їм глобулярну морфологію. Результати рентгено-спектрального аналізу показали, що в місцях розташування ітрієвмісних карбідів також виявляються і карбіди титану й молібдену. Це дозволяє зробити припущення, що високотемпературні карбіди типу YC можуть виступати підложкою для зародження на них карбідів низькотемпературних [112-116] модифікацій типу MC. Слід зазначити, що в загальному полі зору об'ємний вміст таких карбідів був значно меншим у порівнянні із частками сферичної морфології.

Інтерметалідна  $\gamma'$ -фаза в сплаві ЖСЗДК-ВІ являла собою частинки кубічної морфології (рисунок 4.9) з формуванням блоків з чотирьох часток. Подібна морфологія включень  $\gamma'$ -фази, переважно, сформована під дією ітрію, який здатен гальмувати процеси її коагуляції. В цьому випадку слід очікувати

і більшого рівня жароміцності в сплаві, пов'язаної із гальмуванням дифузійних процесів в сплаві.

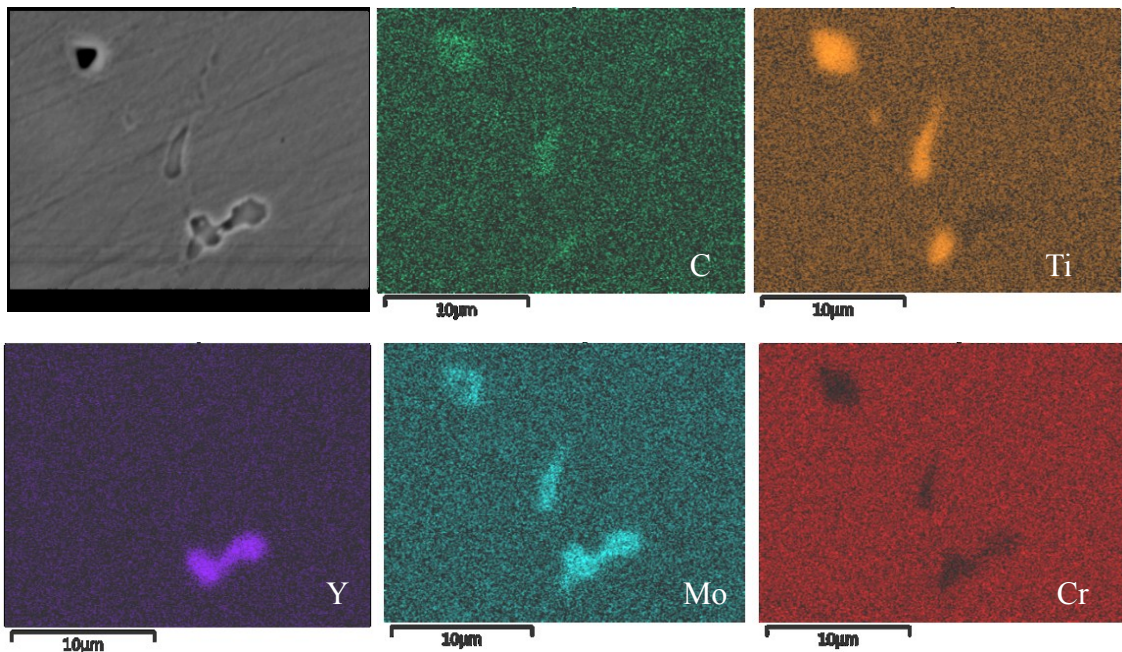
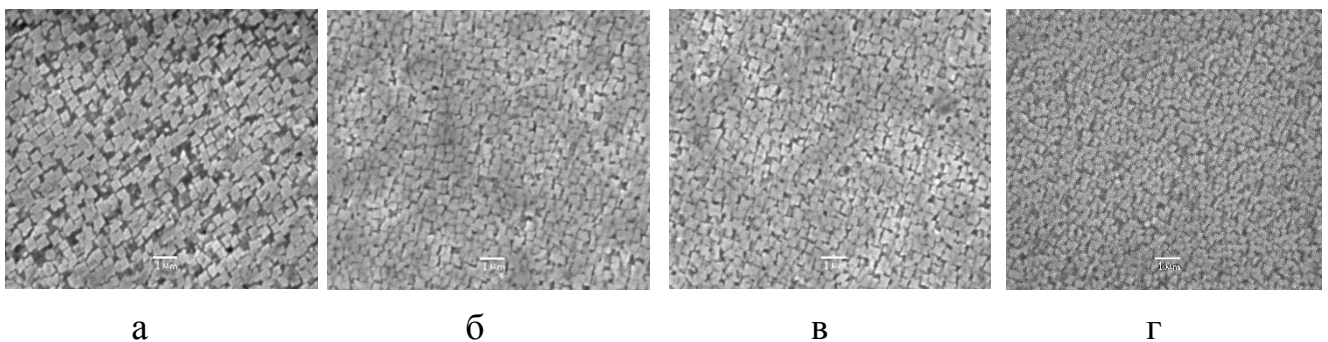


Рисунок 4.8 – Результати рентгеноспектрального мікроаналізу у типових місцях розташування карбідів у режимі картирування.



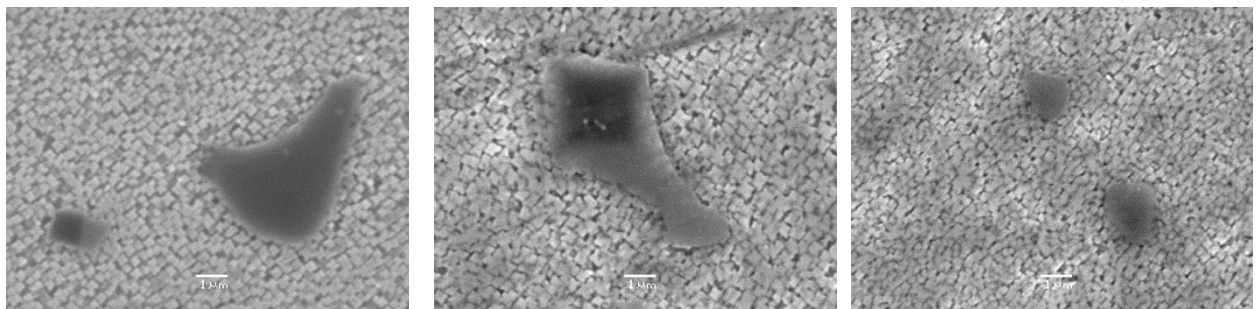
а – без модифікування, б  $-0,025\% \text{Ti(C,N)}$ , в  $-0,050\% \text{Ti(C,N)}$ , г  $-0,075\% \text{Ti(C,N)}$

Рисунок 4.9 – Морфологія  $\gamma'$ -фази у сплаві ЖСЗДК-ВІ після комплексного модифікування,  $\times 10000$

Кількісними і розмірними розрахунками встановили, що комплексне модифікування не вплинуло суттєво на індекс  $\gamma'$ -фази в сплаві, цей показник для усіх дослідних варіантів знаходиться приблизно на одному рівні (таблиця 4.3). Більша швидкість кристалізації при комплексному модифікуванні та зміна поверхневого натягу під дією ітрію призвели до зменшення середнього розміру часток  $\gamma'$ -фази порівняно із варіантом без

модифікування. Слід відмітити приблизно однакові значення середнього розміру  $\gamma'$ -фази після введення в розплав 0,025%...0,075% Ti(C,N).

В мікроструктурі сплаву ЖСЗДК-ВІ спостерігали формування глобулярних карбідних фаз, що були оточені дрібнодисперсними виділеннями інтерметалідної  $\gamma'$ -фази (рисунок 4.10). Зазначається [74, 117], що така структура повинна сприяти підвищенню структурної стабільності сплаву, оскільки в такому оточенні карбіди залишаються ефективними замінювачами меж зерен й, відповідно, забезпечувати в сплаві високий рівень жароміцності.



а

б

в

а – 0,025% Ti(C,N); б – 0,050% Ti(C,N); в – 0,075% Ti(C,N)

Рисунок 4.10 – Карбідні фази, оточені виділеннями інтерметалідної  $\gamma'$ -фази, у сплаві ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів комплексного модифікування,  $\times 10000$

4.4 Механічні властивості та час до високотемпературного руйнування виливків, отриманих з використанням вдосконалених схем комплексного модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ

Випробуваннями механічних властивостей встановили, що усі дослідні варіанти комплексного модифікування забезпечують рівень механічних властивостей, що відповідає вимогам нормативно-технічної документації (таблиця 4.5). При цьому вплив на пластичність матеріалу більш яскраво виражений, оскільки отримані значення відносного видовження перевищують вимоги НТД більше ніж у два рази. Комплексним модифікуванням забезпечили в сплаві рівень ударної в'язкості, що перевищував 50 Дж/см<sup>2</sup>, а найбільші її

показники спостерігали після введення у розплав 0,050% Ti(C,N) (таблиця 4.5). Комплексне модифікування сприяло підвищенню границі міцності ~ на 20% порівняно із варіантом без модифікування. При цьому показники міцності й текучості знаходилися приблизно на одному рівні в усіх дослідних варіантах.

Час до високотемпературного руйнування зразків дослідних варіантів комплексного модифікування також відповідав заданим вимогам нормативної документації та суттєво їх перевищував (таблиця 4.5). Кращий час до високотемпературного руйнування ( $\tau_{343}^{850} > 500$  год.) сплаву ЖСЗДК-ВІ спостерігався після додавання 0,050% Ti(C,N).

Таблиця 4.5 – Механічні властивості та час до високотемпературного руйнування сплаву ЖСЗДК-ВІ дослідних варіантів комплексного модифікування

Марка сплаву	Варіант модифікування	Механічні властивості (середні)					Час до високотемпературного руйнування (середній)
		$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	$\tau_{343}^{850}$ , год.
ЖСЗДК-ВІ	Без модифікування	967	-	11,2	-	31,3	322,5
	0,025% Ti(C,N)	1175	853	17,6	20,4	50,5	283,0
	0,050% Ti(C,N)	1162	867	18,8	24,5	67,5	505,0
	0,075% Ti(C,N)	1139	852	18,0	22,0	53,5	310,5
Норми НТД		≥930	-	≥7,0	-	≥29,0	≥50,0

Отримані результати та аналіз впливу ітрію, карбонітриду титану та алюмінату кобальту на структурний стан жароміцного сплаву, наводять на висновок, що в умовах підвищеного рівня переохолодження, спричиненого введенням у розплав дрібнодисперсних часток карбонітриду титану Ti(C,N) з наступним швидким охолодженням розплаву у формі, модифікованої алюмінатом кобальту, забезпечено отримання сприятливої морфології

зерномежових первинних карбідів МС, які рівномірно розподілялися в структурі матеріалу, що, поруч із підвищеним рівнем стійкості інтерметалідної  $\gamma'$ -фази, забезпеченої, в свою чергу, модифікуванням розплаву 0,01% ітрієм, сприяло формуванню термодинамічно стабільного фазового стану та, відповідно, гальмуванню дифузійних процесів, що забезпечувало отримання більших значень часу до руйнування ( $> 300$  год.) в комплексно модифікованому сплаві.

#### Висновки до розділу 4

1. В ході проведення досліджень по вдосконаленню технологій отримання виливків із використанням комплексного модифікування виконано серію плавлень, котрі показали, що комплексне модифікування жароміцного розплаву ітрієм з перемінним вмістом карбонітриду титану з 0,025% до 0,075% та алюмінатом кобальту, сприяли подрібненню макрозерна у виливках, пришвидшували проходження кристалізаційних процесів, що забезпечило в структурі рівномірно розподілені дрібнодисперсні карбідну й карбонітридну складові. Відмічено вплив комплексного модифікування на кількість та середні розміри  $\gamma'$ -фази.

2. В структурі комплексно модифікованого сплаву, поряд із карбідами сферичної морфології, виявили глобулярні карбіди, що були збагачені на ітрій, молібден та титан, та збіднені на хром. Метод РСМА та аналіз літературних джерел дозволив зробити припущення, що ітрієво-вмісні високотемпературні карбіди типу YC можуть виступати підложкою для зародження на них карбідів низькотемпературних модифікацій.

3. Забезпечення в структурі дисперсності фазових складових та їх рівномірне розподілення за об'ємом сприяли підвищенню механічних характеристик сплаву. При цьому відмічено кращий вплив на показники пластичності, ударної в'язкості та часу до високотемпературного руйнування. Гаряче ізостатичне пресування виливків сприяло зменшенню рівня внутрішніх

дефектів типу пор та рихлот усадкового характеру.

4. В сплаві ЖСЗДК-ВІ, після комплексного модифікування за технологічною схемою  $0,01\%Y+0,050\%Ti(C,N)+CoAl_2O_4$ , забезпечено кращі показники ударної в'язкості та часу до високотемпературного руйнування (основний показник властивостей, що характеризує працездатність деталей із жароміцних нікелевих сплавів) порівняно із іншими дослідними варіантами. При цьому за рівнем ударної в'язкості комплексно модифікований за вказаною схемою сплав перевищував більше ніж у два рази вимоги нормативної документації. Тому розроблену технологічну схему комплексного модифікування –  $0,01\%Y+0,050\%Ti(C,N)+5\%CoAl_2O_4$  можна прийняти за раціональну й рекомендувати її для промислового опробування при отриманні натурних виливків деталей газотурбінних двигунів.

## **РОЗДІЛ 5 ПРОМИСЛОВЕ ВИПРОБУВАННЯ ТА ЕКОНОМІЧНА ЕФЕКТИВНІСТЬ МОДИФІКУВАННЯ ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ**

5.1 Комплексне модифікування в технології отримання великогабаритних лопаток турбіни вентилятора авіаційного двигуна великої потужності

На підприємстві Запорізький машинобудівний завод ім. Омельченко В.І. проведено промислове випробування розробленої технології модифікування виливків відповідального призначення з жароміцних нікелевих сплавів.

Досліджувалися виливки великогабаритних (з довжиною  $\sim 300$  мм) лопаток турбіни вентилятора газотурбінного двигуна великої потужності Д-18Т, що були залиті з нікелевого жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Шихтові заготовки розплавляли у вакуумній індукційній печі УППФ-3М з основним тиглем ємністю до 15 кг. Глибина вакууму контролювалася за вакуумметром ВТ-2А-П (ГОСТ 22261-82). Температура розплаву вимірювалася радіаційним пірометром ТЕРА-50 РС-20 ГОСТ 6923-84. Розплави модифікували дисперсними частками карбонітриду титану  $Ti(C,N)$  у кількості 0,05% та нікель-ітрієвою лігатурою ИтН-1 для отримання із розрахунку в сплаві 0,01% ітрію.

При отриманні виливків лопаток турбіни вентилятору використовувалося вогнетривке керамічне покриття з алюмінатом кобальту (5%) у першому робочому шару керамічної ливарної форми. Заливання підігрітої керамічної форми розплавом з температурою  $1550 \pm 10^\circ C$  проводилося з попереднім підігріванням останньої до  $300^\circ C$  та виготовленої за технологією лиття за витоплюваними моделями (розділ 2.1.2).

Для усунення внутрішньої пористості отримані виливки лопаток піддавали гарячому ізостатичному пресуванню та термічній обробці за режимами, що зазначені у розділах 2.2 та 2.3 відповідно.

В ході дослідження встановили, що хімічний склад виливків робочих лопаток турбіни вентилятору відповідав вимогам нормативно-технічної

документації для сплаву ЖСЗДК-ВІ (таблиця 5.1). Модифікуванням в сплаві отримали 0,01% ітрію.

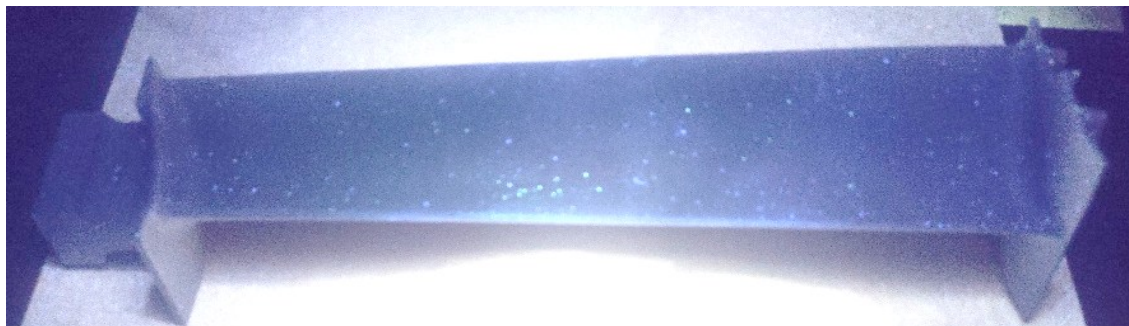
Таблиця 5.1 – Хімічний склад виливків лопаток турбіни вентилятору, виготовлених за вдосконаленою схемою комплексного модифікування

Сплав	Масова частка елементів, % (мас.)										
	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Mo	Fe	Y	Ni	B
ЖСЗДК-ВІ	0,09	11,35	9,25	3,80	4,68	2,95	3,85	0,10	0,01	Осн.	0,014
Норми ОСТ 1 90126	0,06 -0,11	11,0- 12,5	8,0- 10,0	3,8- 4,5	4,0- 4,8	2,5- 3,2	3,8- 4,5	≤ 2,0	-	Осн.	≤ 0,02

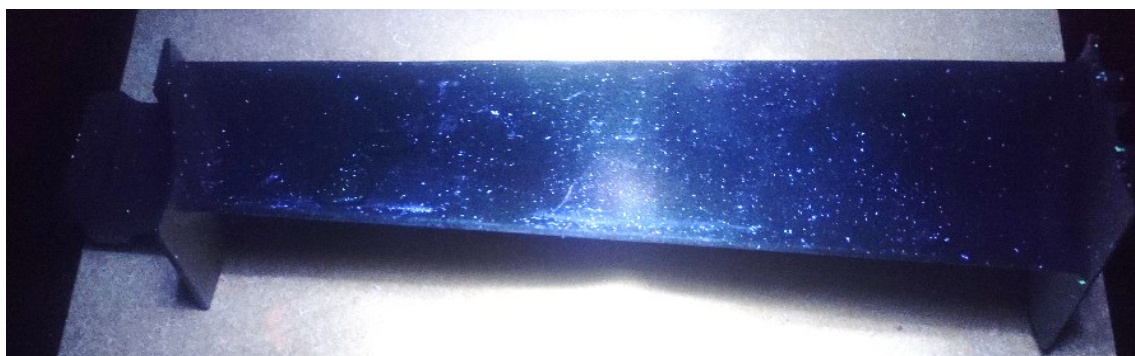
Примітка: вміст Si <0,1%; Mn=0,001%; S, P <0,005%.

Методом люмінесцентного контролю ЛЮМ1-ОВ на поверхні виливків дослідних робочих лопаток турбіни вентилятору виявлені точкові світіння люмінофору, що зосереджені переважно на пері зі сторони корита в зоні Стах (зона найбільшої товщини поперечного перерізу профілю пера лопатки) (рисунок 5.1, рисунок 5.2). Слід відмітити, що інтенсивність цих світінь в партії отриманих модифікованих виливків лопаток відрізняється за кількістю. На поверхні вилівка однієї робочої лопатки раковини, а також інші поверхневі пошкодження не виявлені. Неприпустимих нормативною документацією кучних металургійних відхилень, тріщин, корольків, злутів не виявлено. Оскільки скупчення одиничних точкових світінь, що не зливаються з розмірами до 0,5 мм і відстанню між ними більше 1 мм, вважаються нормативною документацією припустимими, то усі отримані лопатки визнані придатними, та такими, що відповідають затвердженому контрольному зразку при здавальних випробуваннях.

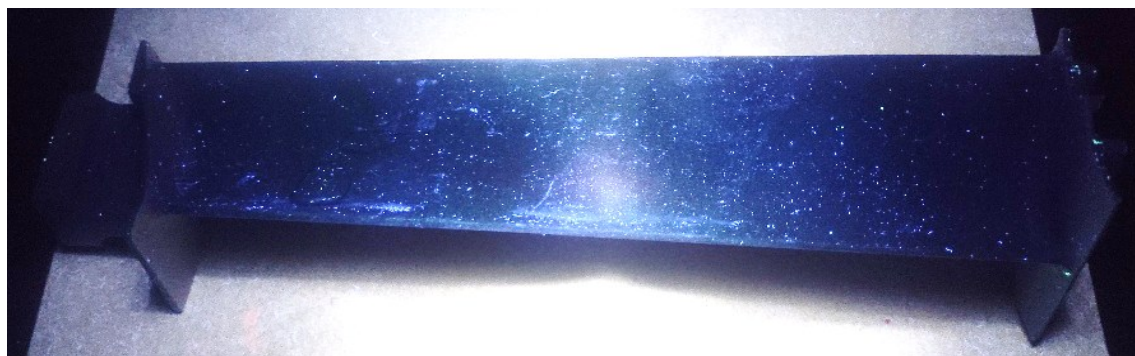
Аналіз під бінокулярним мікроскопом в місцях виявлених світінь, після зняття виявляючого лаку, показав, що за місцем точкових світінь люмінофору, на поверхні трьох виливків робочих лопаток, виявлені раковини з темним окисленим донцем розміром до ~ 0,8 мм (рисунок 5.3). Макроструктура поверхні лопаток, а також в поперечному перерізі пера й вісьовому перерізі хвостовику наведена на рисунку 5.4.



лопатка «4»



лопатка «5»

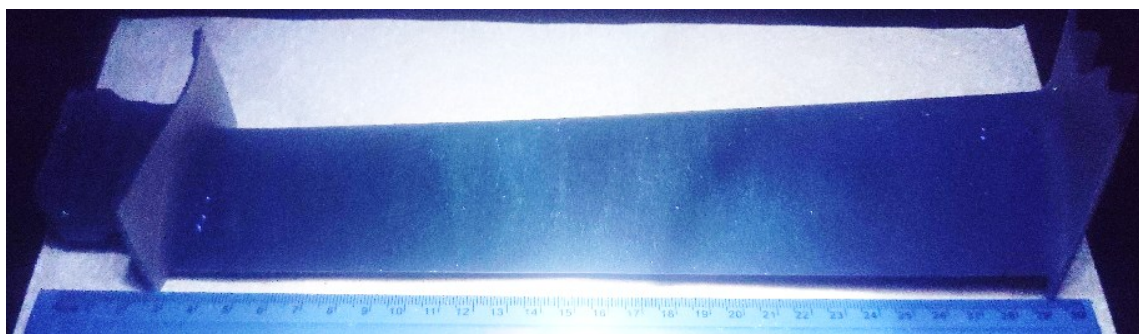


лопатка «6»

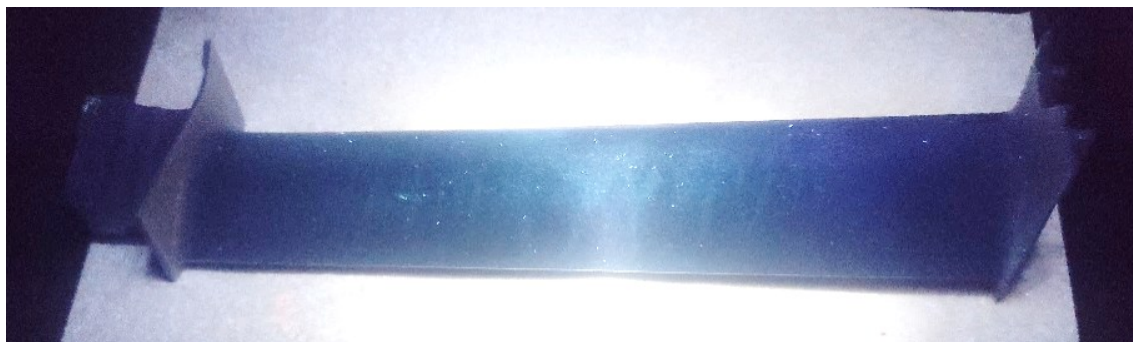


лопатка «7»

Рисунок 5.1 – Зовнішній вигляд (зі сторони корита) лопаток турбіни вентилятору, отриманих із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ за вдосконаленою схемою при люмінесцентному контролі ЛЮМ1-ОВ



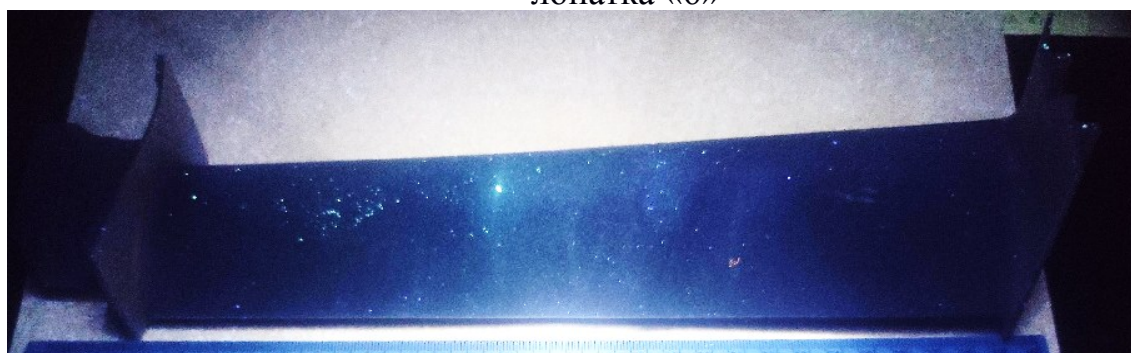
лопатка «4»



лопатка «5»

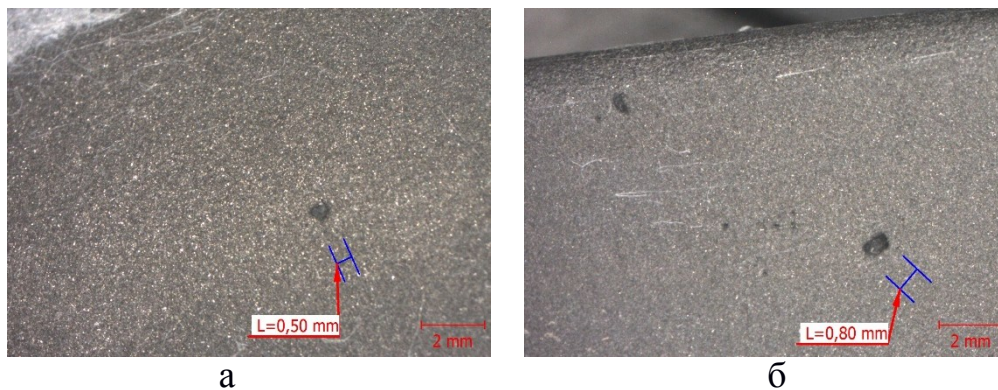


лопатка «6»



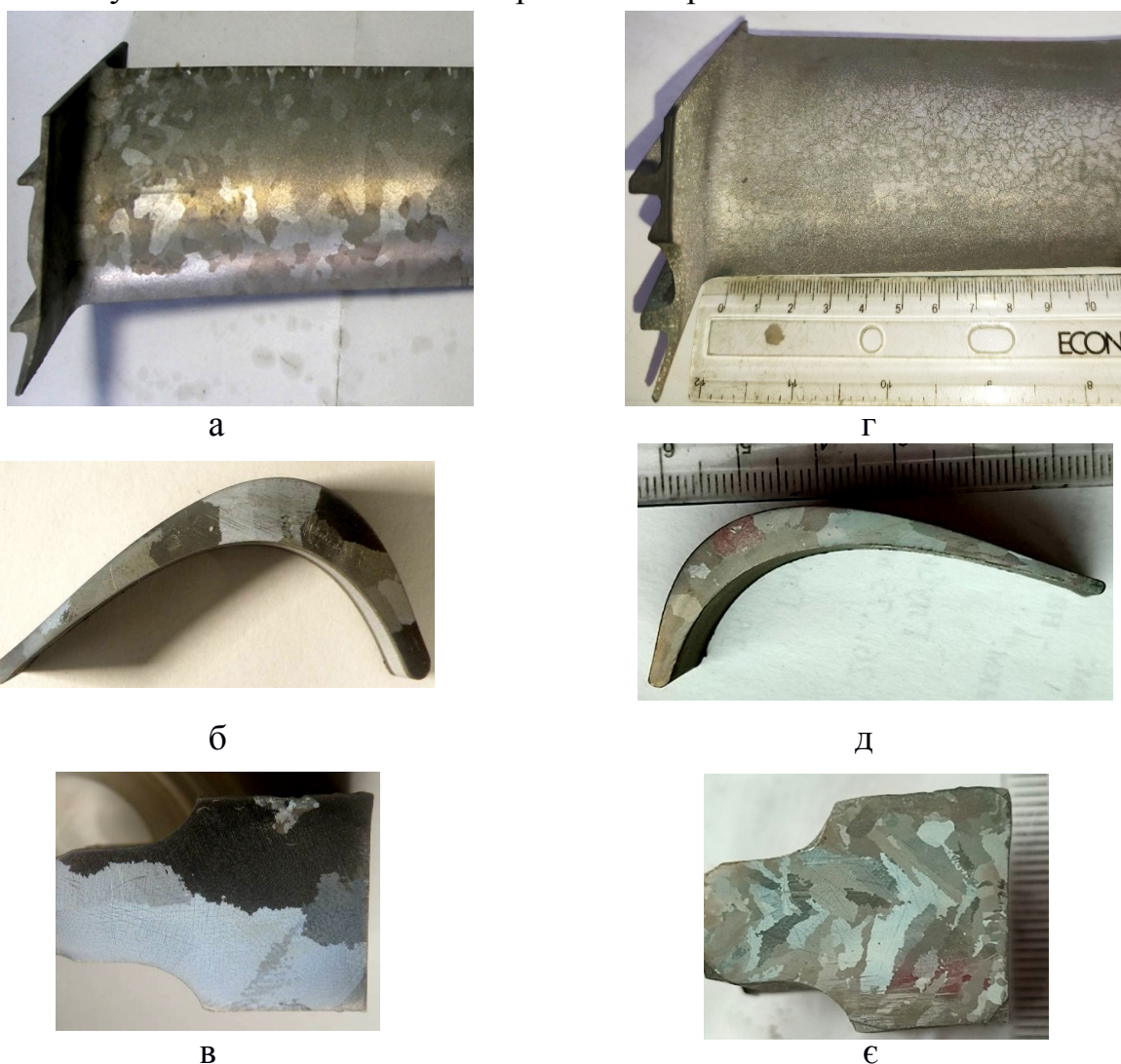
лопатка «7»

Рисунок 5.2 – Зовнішній вигляд (зі сторони спинки) лопаток турбіни вентилятору, отриманих із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ за вдосконаленою схемою при люмінесцентному контролі ЛЮМ1-ОВ



а – зі сторони спинки в зоні Смах; б – зі сторони корита, у вхідній кромки

Рисунок 5.3 – Раковини на пері виливка робочої лопатки ТВ



а, г – макроструктура за пером зі сторони спинки; б, д – в перерізі за пером лопаток; в, е – в перерізі замкової частини

Рисунок 5.4 – Макроструктура виливків лопаток турбіни вентилятору, отриманих без модифікування (а-в) та із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ за вдосконаленою схемою (г-е)

Макроструктура дослідних робочих лопаток, виготовлених із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ, задовільна, щільна, неприпустимі забруднення металу у вигляді плен, крупних часток шлакових включень та їх скупчень не виявлені. Проведеним аналізом встановлено, що модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ вказаним комплексом модифікаторів сприяє подрібненню макрозерна в поверхневих зонах лопаток, а також у всьому дослідному перерізі (рисунок 5.4). При цьому слід відмітити, що розмір зерен в пері й хвостовику дослідних лопаток приблизно однаковий та в  $\sim 2,5 \dots 3$  рази дрібніший, ніж в лопатці, що була відлита за серійною технологією (рисунок 5.4, д, є).

При металографічному дослідженні встановлено, що в матеріалі дослідних лопаток карбіди й карбонітриди виділяються, в основному, у вигляді рівномірно розподілених в об'ємі металу дискретних глобулярних часток (рисунок 5.5). При цьому слід відмітити, що в структурі сплаву також наявні скупчення карбонітридів, що рідко зустрічаються (рисунок 5.5, в).

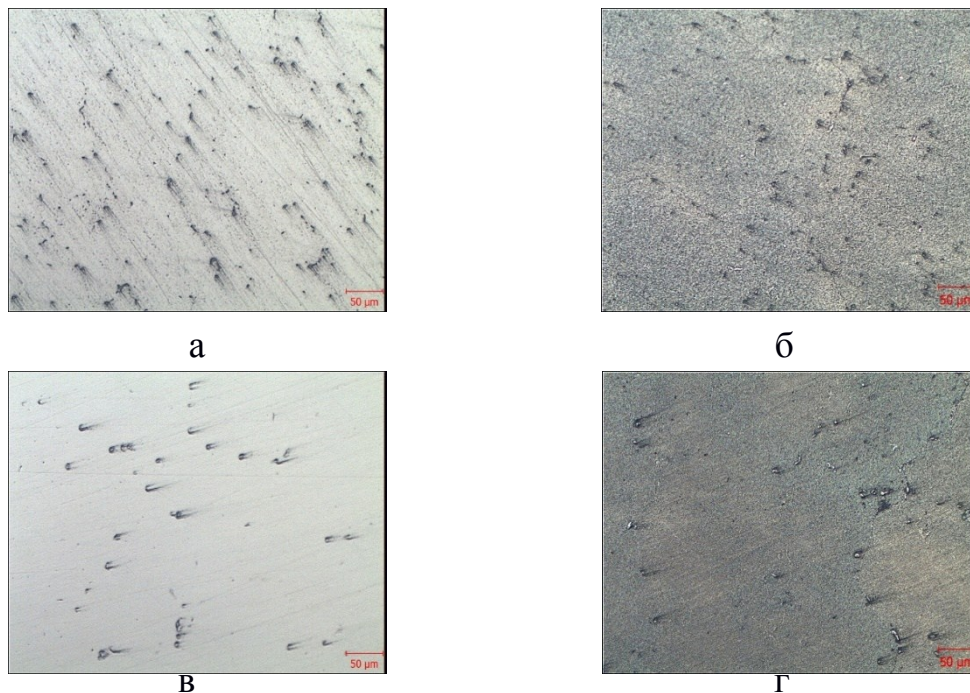


Рисунок 5.5 – Мікроструктура виливків лопаток турбіни вентилятору за пером (а, б) та хвостовиком (в, г) отриманих із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ за вдосконаленою схемою: а, в – до травління; б, г – після травління

Загалом, мікроструктура лопаток, що відлиті із сплаву ЖСЗДК-ВІ з використанням дослідного комплексу модифікаторів, після ГП й термічної обробки, являє собою  $\gamma$ -твердий розчин, що зміцнений інтерметалідною  $\gamma'$ -фазою, з наявністю карбідів й карбонітрідів та відповідає нормально термообробленому стану сплаву ЖСЗДК-ВІ й прийнятій шкалі мікроструктур. Наявність ознак перегрівання в структурі не виявлено. При цьому слід відмітити, що межі зерен тонкі з наявністю зерномежових карбідів розміром, що в основному, не перевищував  $\sim 2$  мкм (рисунок 5.6). Також слід зазначити, що в структурі дослідних лопаток були практично повністю відсутні мікропори, що є наслідком застосування ГП та сприяло стабілізації структури, й, відповідно, слід очікувати й більшого рівня механічних властивостей дослідного матеріалу.

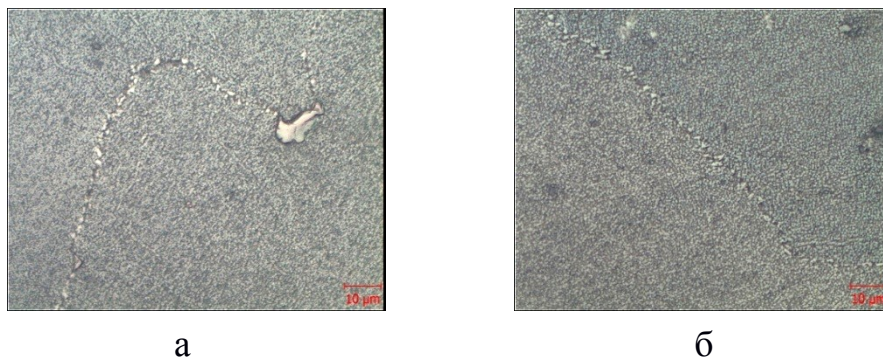


Рисунок 5.6 – Виділення карбідних фаз по межах зерен у виливках лопаток турбін, отриманих із комплексно модифікованого сплаву ЖСЗДК-ВІ за вдосконаленою схемою: а – в перерізі пера лопаток; в, є – в перерізі замкової частини лопаток

Однією з основних нормативних вимог льотної придатності авіаційних двигунів є локалізація руйнування робочих лопаток турбіни у випадку їх обривання під дією зовнішніх або внутрішніх чинників в процесі експлуатації. Для оцінки здатності лопаток сприймати такі навантаження без руйнування, розроблена та використана методика випробування лопаток на кут загину (розділ 2.8), що заснована на вимогах стандарту ДСТУ ISO 7438:2005 та відображає, по суті, інтегральну пластичність лопаток, яка підтвердила достовірність і стабільність результатів.

Дослідні робочі лопатки турбіни вентилятору були випробувані на визначення куту загину (рисунок 5.7, рисунок 5.8). Вимірювання кута загину проводилося після зняття навантаження. Для порівняння випробовували аналогічні лопатки, що отримані за серійною технологією лиття з наступним ГП та термічною обробкою.

Результати випробувань лопаток на кут загину наведено в таблиці 5.2. В серійних лопатках при випробуванні на кут загину за місцем перегину виявлено руйнування та утворення чисельних тріщин з довжиною 2...16 мм (рисунок 5.7). Фрактографічне дослідження зламів, що були розкриті за місцем тріщин, показало наявність дефектів ливарного походження – мікропор та рихлот, що виходили на поверхню лопаток з розмірами до 250 мкм.

Таблиця 5.2 – Результати випробування на кут загину робочих лопаток ТВ, виготовлених з використанням раціонального комплексу модифікаторів

Варіант модифікування	Інд. номер деталі	Кут загину	Кількість і довжина тріщин
Серійна технологія	Лопатка «1»	124°	8 тріщин довжиною 2...16 мм
	Лопатка «2»	118°	Руйнування
	Лопатка «3»	90°	2 тріщини довжиною 4...9 мм
(0,05%Ti(C,N)+0,01%Y+CoAl <sub>2</sub> O <sub>4</sub> )	Лопатка «4»	120°	Тріщини відсутні
	Лопатка «5»	120°	Тріщини відсутні
	Лопатка «6»	120°	Тріщини відсутні
	Лопатка «7»	120°	Тріщини відсутні

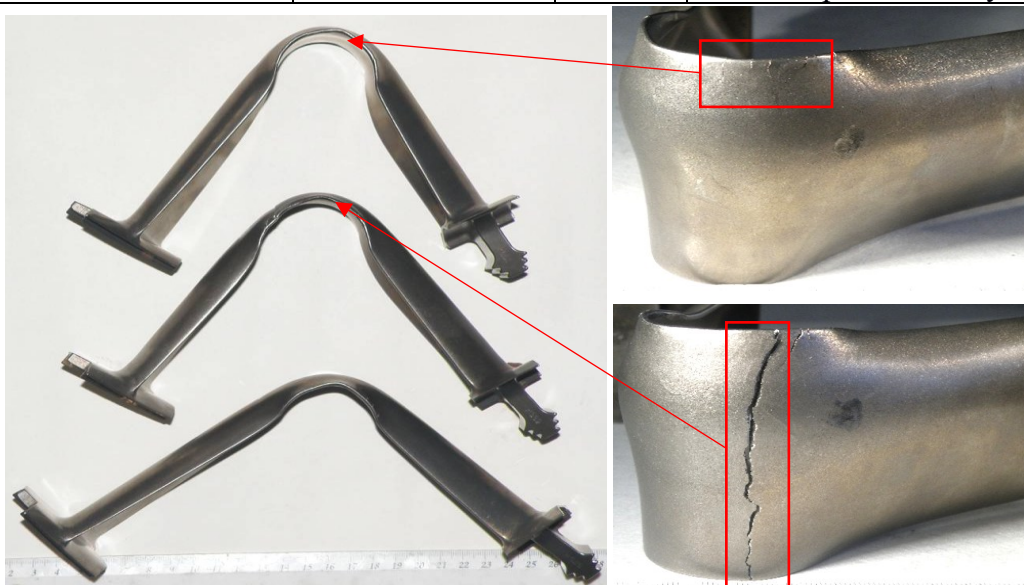
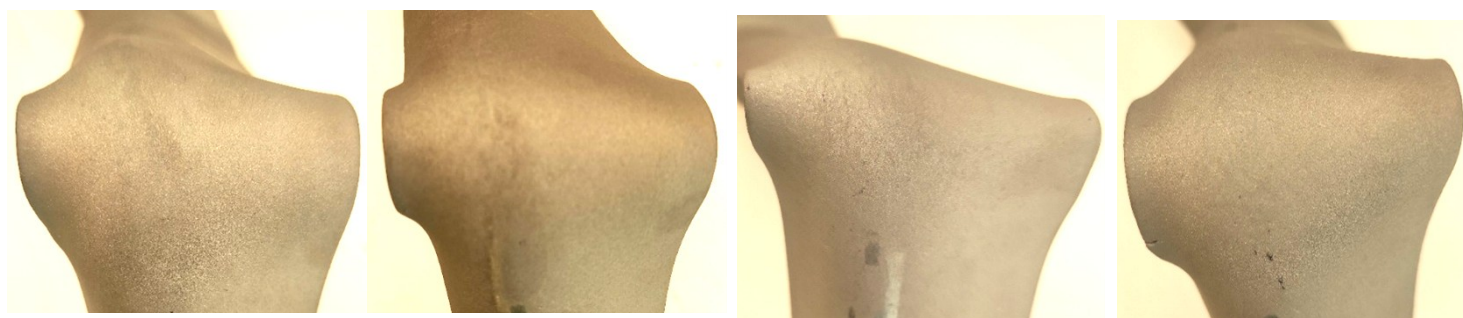


Рисунок 5.7 – Результати випробування на кут загину лопаток ТВ, отриманих за серійною технологією



а



Лопатка «4»

Лопатка «5»

Лопатка «6»

Лопатка «7»

б

а – зовнішній вигляд, б – зовнішній вигляд лопаток ТВ за місцем перегину  
 Рисунок 5.8 – Результати випробування на кут загину лопаток ТВ, отриманих з використанням раціонального комплексу модифікаторів

Аналіз результатів випробувань на кут загину модифікованих лопаток показав, що за місцем згину лопаток тріщин не виявлено, середнє значення куту загину складає  $120^\circ$  (таблиця 5.2, рисунок 5.8, а). Модифікуванням та гарячим ізостатичним пресуванням забезпечили зменшення рівня мікропористості, коли в структурі фіксували одиничні мікропори з розміром, до 6 мкм, що після наступної термічної обробки забезпечило високі значення куту загину при відповідних випробуваннях.

Для підтвердження рівня механічних характеристик разом із лопатками відливали партію зразків для проведення короткочасних випробувань, випробувань на ударну в'язкість, тривалу міцність та втомні випробування.

Таблиця 5.3 – Механічні властивості (середні) та час до високотемпературного руйнування (середній) сплаву ЖСЗДК-ВІ після комплексного модифікування

Марка сплаву	Вміст Ti(C,N), % (мас.)	Механічні властивості при $t=20^{\circ}\text{C}$					Час до високотемпературного руйнування, $\tau_{343}^{850}$ , год.
		$\sigma_b$ , МПа	$\sigma_{02}$ , МПа	$\delta$ , %	$\psi$ , %	КСУ, Дж/см <sup>2</sup>	
ЖСЗДК-ВІ	0,050%	1084,5	857	13,2	24,0	65,5	535
Норми ОСТ 1 90126		$\geq 950,0$	-	$\geq 7,0$	-	$\geq 30,0$	$\geq 50,0$

Із даних, представлених в таблиці 5.3, видно, що механічні властивості та час до високотемпературного руйнування зразків дослідного варіанту комплексного модифікування після ГП і стандартної термічної обробки – задовільні й відповідають вимогам ОСТ 1 90126.

При цьому час до високотемпературного руйнування перевищував вимоги ОСТ 1 90126 у більше ніж у 10 разів, а ударна в'язкість у 2 рази, що цілком підтверджує дані, отримані на зразках у розділі 4, й говорить про стабільність отриманих результатів.

Були проведені випробування на багатоциклову втому зразків, отриманих за раціональною схемою модифікування. Випробування проводили на базі  $1 \cdot 10^7$  циклів, що дозволяється стандартами на проведення втомних випробувань для матеріалів котрі характеризуються наявністю горизонтального майданчика на кривій Веллера (до яких відносяться жароміцні нікелеві сплави). При випробуваннях встановлено, що границя витривалості для сплаву ЖСЗДК-ВІ отриманого з використанням раціонального комплексу модифікаторів становить 441 МПа або 44 кгс/мм<sup>2</sup>.

## 5.2 Економічний ефект від впровадження технології комплексного модифікування у виробництво

Вдосконалені технології комплексного модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ пройшли промислове опробування при виробництві виливків на Машинобудівному заводі ім. В.І. Омельченко АТ «Мотор Січ» (м. Запоріжжя) (Додаток А, Б).

З жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ в авіаційному газотурбобудуванні виготовляються великогабаритні деталі гарячого тракту (лопатки турбіни вентилятору). Тому, економічна ефективність впровадження розроблених технологій комплексного модифікування розраховувалася, виходячи з потреби цих деталей на один моторокомплект.

Очікуваний економічний ефект від впровадження розроблених технологій з комбінованим модифікуванням визначався через збільшення виходу придатних до експлуатації деталей при виробництві виливків з жароміцного сплаву на один моторокомплект. Окрім цього, за рахунок підвищення механічних властивостей й тривалої міцності даних деталей збільшиться їх строк експлуатації та, відповідно, зменшаться затрати на капітальні ремонти двигунів в цілому.

Очікуваний економічний ефект  $E_{\text{очік.}}$  від впровадження розроблених технологій виробництва виливків за рахунок збільшення виходу придатного жароміцного литва розраховувався наступним чином:

$$E_{\text{очік.}} = B_1 - B_2$$

де  $B_1$  – витрати до вдосконалення технології отримання виливків;

$B_2$  – витрати після вдосконалення технології отримання виливків.

Виходячи з потреби в деталях на один моторокомплект авіаційного газотурбінного двигуна Д-18Т розрахунок очікуваного економічного ефекту вели для виливків робочих лопаток 2 ст. ТВ, робочих лопаток 3 ст. ТВ, робочих

лопаток 4 ст. ТВ, що входять до складу ротору ТВ.

При виготовленні ротору передбачається комплектація 113-ма робочими лопатками колеса 2 ст. ТВ, та по 73 робочих лопатки для комплектації колес 3 ст. ТВ та 4 ст. ТВ двигуна Д-18Т відповідно.

Для виготовлення ротору ТВ двигуна Д- 18Т до вдосконалення технології було виготовлено, з урахуванням виходу придатного литва, 189 робочі лопатки турбіни вентилятора 2 ст., та по 127 робочих лопатки турбіни вентилятора 3 та 4 ст. при зазначеній вище потребі у 113 шт., 73 шт. відповідно. Зі 189 лопаток 2 ст. , та зі 127 лопаток 3 та 4 ст. за поверхневими та внутрішніми дефектами не відповідало вимогам нормативної документації, відповідно, 76 шт. та по 47 шт.. Відповідно рівень браку до впровадження технології комплексного модифікування становив: для лопаток 2 ст. – 67,2%, для лопаток 3 ст. – 64%, для лопаток 4 ст. – 65,9%

Таким чином, враховуючи собівартість виготовлення однієї лопатки відповідного ступеня, витрати на виготовлення колеса 2 ст., 3 ст., 4 ст. ротору ТВ двигуна Д-18Т до вдосконалення технології будуть становити:

Для колеса 2 ст. ротору ТВ:

$$B_1 = 189(\text{шт.}) \cdot 6698(\text{грн.}) = 1265922 \text{ грн.}$$

Для колеса 3 ст. ротору ТВ:

$$B_1 = 120(\text{шт.}) \cdot 12936(\text{грн.}) = 1552320 \text{ грн.}$$

Для колеса 4 ст. ротору ТВ:

$$B_1 = 120(\text{шт.}) \cdot 13410(\text{грн.}) = 1609200 \text{ грн.}$$

По вдосконаленій технології комплексного модифікування було виготовлено 153 робочих лопаток 2 ст. ТВ, 40 з яких не відповідали вимогам НТД за поверхневими дефектами, й при виготовленні робочих лопаток 3 та 4 ст. ТВ було отримано 90 та 94 лопаток відповідно, від партії котрих відповідно 13 та 17 лопаток не відповідали зазначеним вимогам за дефектами. Відповідно

рівень браку після впровадження технології комплексного модифікування становив 35%, 22%, 29%.

Враховуючи собівартість виготовлення однієї лопатки відповідного ступеня, витрати на виготовлення колеса 2 ст., 3 ст., 4 ст. ротору ТВ двигуна Д-18Т, після запровадження технології комплексного модифікування, будуть становити:

для колеса 2 ст. ротору ТВ:

$$B_2 = 153(\text{шт.}) \cdot 6698(\text{грн.}) = 1024794 \text{ грн.},$$

для колеса 3 ст. ротору ТВ:

$$B_2 = 90(\text{шт.}) \cdot 12936(\text{грн.}) = 1164240 \text{ грн.},$$

для колеса 4 ст. ротору ТВ:

$$B_2 = 94(\text{шт.}) \cdot 13410(\text{грн.}) = 1260540 \text{ грн.}$$

Очікуваний економічний ефект від впровадження вдосконаленої технології (на відповідний ступінь турбіни), визначався як:

для колеса 2 ст. ротору ТВ:

$$E_{\text{очік. 2 ст. ТВ}} = B_1 - B_2 = 1265922 (\text{грн.}) - 1024794 (\text{грн.}) = 241128 \text{ грн.}$$

для колеса 3 ст. ротору ТВ:

$$E_{\text{очік. 3 ст. ТВ}} = B_1 - B_2 = 1552320 (\text{грн.}) - 1164240 (\text{грн.}) = 388080 \text{ грн.}$$

для колеса 4 ст. ротору ТВ:

$$E_{\text{очік. 4 ст. ТВ}} = B_1 - B_2 = 1609200 (\text{грн.}) - 1260540 (\text{грн.}) = 348660 \text{ грн.}$$

Відповідно, економічний ефект від впровадження вдосконаленої технології при виготовленні ротору ТВ двигуна Д-18Т, становитиме:

$$E_{\text{очік. рот. ТВ}} = E_{\text{очік. 2 ст. ТВ}} + E_{\text{очік. 3 ст. ТВ}} + E_{\text{очік. 4 ст. ТВ}} = 241128 (\text{грн.}) + 388080 (\text{грн.}) + 348660 (\text{грн.}) = 977868 \text{ грн.}$$

## Висновки до розділу 5

1. В умовах АТ «Мотор Січ» проведено промислове випробування

розробленої технології комбінованого модифікування при виготовленні великогабаритних виливків з жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ.

2. Встановлено, що модифікування з використанням раціонального комплексного модифікатору –  $(0,05\%Ti(C,N)+0,01\%Y+5\%CoAl_2O_4)$ , застосоване при литті виливків великогабаритних лопаток турбіни вентилятору Д-18Т, дозволило отримати стан поверхні, що відповідав нормативній документації за кількістю точкових світінь. В досліджуваних виливках, після комплексного модифікування, виявлялася дрібнокристалічна будова у всьому дослідному перерізі виливків, при цьому у дослідних виливках розмір макрозерна був у 2,5...3 рази дрібніший, ніж у виливках, що були відлиті за серійною технологією. В мікроструктурі комплексне модифікування призводило до формування тонких меж зерен з наявністю дрібних карбідів розміром, що, в основному, не перевищував  $\sim 2$  мкм. В структурі сплаву також виявили поодинокі скупчення карбонітридів. ГПП та наступна термічна обробка сприяли практично повній відсутності мікропор та однорідності, стабілізації структури та властивостей матеріалу.

3. Випробування на кут загину лопаток показали, що лопатки відлиті з використанням дослідного комплексу модифікаторів, характеризувалися кутом загину, що перевищував  $120^\circ$  без формування тріщин в зоні загину. При цьому в лопатках, отриманих за серійною технологією, кут загину становив  $90-124^\circ$  з формуванням тріщин довжиною 2-16 мм в зоні згину лопатки.

4. Властивості, що були визначені при випробуванні зразків, отриманих разом із лопатками, показали відповідність вимогам нормативної документації на сплав ЖСЗДК-ВІ й підтвердили дані, отримані при випробуванні зразків у розділі 4.

5. Втомними випробуваннями встановлено, що границя витривалості для сплаву ЖСЗДК-ВІ, отриманого з використанням раціонального комплексу модифікаторів, становить 441 МПа або  $44 \text{ кгс/мм}^2$ .

6. Очікуваний економічний ефект від впровадження практичних рекомендацій по використанню розроблених технологій на АТ «Запорізький

машинобудівний завод ім. В.І. Омельченко» складе в розрахунку на один моторокомплект лопаток 2 ст. турбіни вентилятора двигуна Д-18Т – 241128 грн., 3 ст. турбіни вентилятора двигуна Д- 18Т – 388080 грн., 4 ст. турбіни вентилятора двигуна Д-18Т – 348660 грн. та в цілому при виготовленні ротору ТВ – 977868 грн.

## **ВИСНОВКИ**

В роботі вирішено задачу по розробці вдосконалених технологій виробництва виливків газотурбінних двигунів з жароміцних сплавів, за рахунок отримання нових науково-обґрунтованих результатів про закономірності впливу модифікаторів різного механізму дії – ітрію, карбонітридів титану та алюмінату кобальту на структуру та властивості виливків із сплаву ЖСЗДК-ВІ. Це дозволило підвищити рівень механічних властивостей та забезпечити задану довговічність деталей гарячого тракту ГТД, що, в свою чергу, сприятиме забезпеченню надійності та ресурсу роботи газотурбінних двигунів. За результатами, що були отримані в роботі, сформульовано наступні висновки:

1. Отримано подальший розвиток встановлення причин руйнування роторних деталей гарячого тракту ГТД. Встановлено, що в процесі експлуатації під дією високих температур та складнонапруженого стану основними механізмами руйнування відповідальних деталей ГТД є втома та повзучість. Показано, що підвищення експлуатаційної надійності великогабаритних лопаток ГТД пов'язане із забезпеченням заданого рівня пластичності та ударної в'язкості матеріалу, поруч із традиційно притаманними для жароміцних сплавів повзучістю, жароміцністю та опором втомі.

2. На основі літературних даних обґрунтовано вибір модифікаторів для жароміцного литва, які повинні сприяти підвищенню пластичності та ударної в'язкості виливів з жароміцних нікелевих сплавів. Зокрема, показано

позитивний вплив на пластичність та ударну в'язкість ітрію, карбонітриду титану та алюмінату кобальту. Встановлені раціональні кількості цих модифікаторів при введенні в розплав при проведенні плавлень для отримання відповідальних виливків деталей гарячого тракту ГТД.

3. Встановлено ефективність впливу технології модифікування на структуру та властивості жароміцного нікелевого сплаву ЖСЗДК-ВІ. Показано, що поверхнєве модифікування алюмінатом кобальту  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$ , об'ємне модифікування ітрієм або дисперсними частками карбонітриду титану  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$  та їх комплексне одночасне застосування забезпечують суттєве подрібнення макро- та мікроструктури сплаву. Під впливом ітрію в сплаві відбулася зміна морфології карбідної фази зі шрифтової на глобулярну, що, поруч із забезпеченням в сплаві дрібнозереної будови, забезпечило найвищі показники міцності та жароміцності. Кращі показники пластичності та ударної в'язкості у виливках забезпечили технології модифікування з використанням карбонітридів титану  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ , як окремо, так і комплексно.

Отримані результати дослідження продемонстрували перспективність застосування технології комплексного модифікування –  $(\text{Ti}(\text{C},\text{N})+\text{Y}+\text{CoAl}_2\text{O}_4)$ , що дозволило отримати синергетичний ефект від впливу модифікаторів першого й другого роду, а також інокулювального впливу. При цьому невисокі (але достатні НТД), порівняно з іншими дослідними варіантами, результати при випробуваннях на тривалу міцність вимагають проведення серії дослідних плавлень із визначення раціональної кількості карбонітриду титану, що вводиться у розплав.

В ході проведення досліджень по вдосконаленню технологій отримання виливків із використанням комплексного модифікування показано, що в плавленнях, в яких використовували перемінний вміст карбонітриду титану (з 0,025% до 0,075%  $\text{Ti}(\text{C},\text{N})$ ), спостерігали подрібнення макрозерна, відбувалося пришвидшення проходження кристалізаційних процесів, результатом якого стали рівномірно розподілені в структурі сплаву дрібнодисперсні карбідні й карбонітридні складові. Кількісними підрахунками встановлено вплив

комплексного модифікування на кількість та середні розміри  $\gamma'$ -фази у виливках.

4. Методом РСМА в структурі комплексно модифікованого сплаву виявили глобулярні карбіди, що збагачені на ітрій, молібден та титан, та збіднені на хром. Аналіз даних та літературних джерел дозволив зробити припущення, що ітрієвовмісні високотемпературні карбіди типу  $Y_2C_3$  можуть виступати підложкою для зародження на них карбідів низькотемпературних модифікацій (титану та молібдену).

5. Кращі показники ударної в'язкості та жароміцності продемонстрували зразки, в технологічній схемі модифікування котрих, використовували 0,050% карбонітриду титану  $Ti(C,N)$ . Така схема комплексного модифікування –  $0,01\%Y+0,050\%Ti(C,N)+CoAl_2O_4$  була прийнята за раціональну й рекомендована для промислового опробування в технології литва натурних крупногабаритних виливків деталей гарячого тракту газотурбінних двигунів – лопаток ТВ.

6. Промислове опробування технології комплексного модифікування за запропонованою раціональною схемою комплексного модифікування ( $0,05\%Ti(C,N)+0,01\%Y+5\%CoAl_2O_4$ ), показало, що у виливках великогабаритних лопаток ТВ авіаційного двигуна Д-18Т стан поверхні відповідав нормативній документації за кількістю точкових світінь. Виявили дрібнокристалічну будову у всіх дослідних перерізах виливків, із розмірами макрозерна у 2,5...3 рази дрібнішого, ніж у виливках, що були відлиті за серійною технологією. В мікроструктурі виливків комплексне модифікування призводило до формування тонких меж зерен з наявністю дрібних карбідів розміром, що, в основному, не перевищував  $\sim 2$  мкм.

7. Проведеним випробуванням на кут загину лопаток встановили, що лопатки, відлиті з використанням дослідного комплексу модифікаторів, характеризувалися кутом загину, що перевищував  $120^\circ$  без формування тріщин в зоні загину. При цьому в лопатках, отриманих за серійною технологією, кут загину становив  $90-124^\circ$  з формуванням тріщин довжиною 2-16 мм в зоні

згину.

8. Вперше втомними випробуваннями встановлено, що границя витривалості для сплаву ЖСЗДК-ВІ, отриманого з використанням раціонального комплексу модифікаторів, становить 441 МПа або 44 кгс/мм<sup>2</sup>.

9. Очікуваний економічний ефект від впровадження практичних рекомендацій по використанню розробленої технології комплексного модифікування на АТ «Запорізький машинобудівний завод ім. В.І. Омельченко» складає в розрахунку на один моторокомплект лопаток 2 ст. турбіни вентилятора двигуна Д-18Т – 241128 грн., 3 ст. турбіни вентилятора двигуна Д- 18Т – 388080 грн., 4 ст. турбіни вентилятора двигуна Д-18Т – 348660 грн. та в цілому при виготовленні ротору ТВ – 977868 грн.

**ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ**

1. Данилов С.М., Тьомкін Д.О., Наумик В.В., Ткач Д.В., Клочихін В.В., Педаш О.О. Вплив комплексного модифікування на структуру й властивості жароміцного нікелевого сплаву. Авіаційно-космічна техніка і технологія. 2022. №4 (спецвипуск 2/182). С. 101-107. DOI: 10.32620/aktt.2022.4sup2.15
2. Клочихін В.В., Педаш О.О., Данилов С.М., Тьомкін Д.О., Наумик О.О., Наумик В.В. Виправлення ливарних дефектів у лопатках із сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого ультрадисперсними частинками карбонітриду титану, методом гарячого ізостатичного пресування. Процеси лиття. 2022. № 3 (149). С. 19 – 26. DOI: 0.15407/plit2022.03.019
3. Клочихин В.В., Данилов С.Н., Лысенко Н.А., Наумик В.В. Разработка технологии модифицирования жаропрочного никелевого сплава ЖСЗДК-ВИ ультрадисперсными порошками карбонитрида титана. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2020. № 2. С. 37-44. DOI:10.15588/16 07-6885-2020-2-5
4. Данилов С.М., Тьомкін Д.О., Педаш О.О., Наумик О.О., Наумик В.В.. Комплексне модифікування жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ ітрієм та карбонітридом титану. Фізико-хімічна механіка мінералів. 2024. №3. С. 137-142.
5. Данилов С.М., Педаш О.О., Наумик В.В., Тьомкін Д.О., Наумик О.О. Комплексне модифікування жароміцного сплаву нікелевого дисперсними частками туготопких з'єднань. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2024. № 4. С. 6-14. DOI 10.15588/1607-6885-2024-4-1
6. Tomkin D.O., Pedash O.O., Danilov S.M., Klochikhin V.V., Naumyk O.O., Naumyk V.V. Structure and properties of cast blades made of ZhS3DK-VI modified with nickel-yttrium ligature. Materials science. 2023. Vol. 59 (№4). P. 480-486.

7. Конструкция и техническое обслуживание авиационных двигателей: учеб. пособие. Запорожье: Мотор Сич. 2008. 599 с.
8. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки турбины. Часть II. Монография. Запорожье: Мотор Сич. 2003. 420 с.
9. Sims C.T., Stoloff N.S., Hagel W.C. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power. New York: Wiley, 1987. 640 p.
10. Берлізова О. О. Удосконалення конструкції та розрахунку лопаток парових турбін із урахуванням термонапруженого стану : автореф. дис. канд. техн. наук за спец. 05.05.16. Інститут проблем машинобудування ім. А. М. Підгорного НАН України. Харків. 2018. 20 с.
11. Downs J. P., Landis K. K. Turbine cooling systems design – past, presents and future. ASME Turbo Expo. 2009. GT2009-59991. 10 p. DOI:10.1115/GT2009-59991
12. Khalatov A., Borisov I., Kulishov S. Development of turbine blade film cooling systems (the review). Thermophysics and Thermal Power Engineering. 2022. 44(2). PP. 70-83. DOI: 10.31472/ttpe.2.2022.9
13. Han J.C. Recent Studies in Turbine Blade Cooling International Journal of Rotating Machinery. 2004. №10(6). PP. 443–457. DOI:10.1155/S1023621X04000442
14. Hetmańczyk M., Swadźba L., Mendala B. Advanced materials and protective coatings in aero-engines application. J. Achieve. Mater. Manuf. Eng., Volume 24. Issue 1. 2007. PP. 371-381
15. Xu H., Guo H. Thermal barrier Coatings. Sawston:Woodhead Publishing Limited. 2011. PP. 3-24. DOI:10.1533/9781845694258.2.476
16. Ефанов В. С., Петрик И. А., Прокопенко А. Н., Овчинников А. В. Нанесение многослойных жаростойких покрытий на лопатки турбины, подверженных эрозионно-коррозионному воздействию. Авиационно-космическая техника и технология. 2017. № 8. С. 85–89.

17. Boyce M. P. Gas Turbine Engineering Handbook. 4th ed. Oxford: Butterworth-Heinemann. 2011. 1000 p.
18. Reed R. C. The Superalloys: Fundamentals and Applications. – Cambridge University Press. 2006. 372 p.
19. Donachie M. J., Donachie S. J. Superalloys: A Technical Guide. ASM International. 2002. 439 p.
20. Pollock T. M., Tin S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties. Journal of Propulsion and Power. 2006. Vol. 22. No. 2. PP. 361-374. DOI: 10.2514/1.18239
21. Furrer D., Fecht H. Ni-Based Superalloys for Turbine Discs. JOM. 1999. Vol. 51. No. 1. PP. 14-17. DOI: 10.1007/s11837-999-0005-y
22. Schilke P.W. Advanced Gas Turbine Materials and Coatings. GE Energy. 2004. 30 p.
23. 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. No. 7-8. PP. 313-319. DOI:10.1007/978-981-15-1071-7\_44
24. Bürgel R., Maier H. J., Niendorf T. Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik. Vieweg+Teubner Verlag. 2011. 677 p.
25. Qadir Talal A., Rahman F. Design and Analysis of a Gas Turbine Blade International Research Journal of Engineering and Technology (IRJET). 2020. Vol. 07. Is. 11. P. 479-486
26. Siegl J., Nedbal I., Janovec J., Hájková P., Kober J. Causes and mechanisms of service failure of turbine blades Acta Metallurgica Slovaca – Conference. 2013. Vol. 3. PP. 145-151. DOI:10.12776/amsc.v3i0.118
27. Налимов Ю. С. Анализ повреждений лопаток газотурбинных двигателей. Металл и литье Украины. 2014. № 12 (259). С. 17-22
28. Пейчев Г.И., Замковой В.Е., Андрейченко Н.В. Особенности разрушения рабочих лопаток турбины из высокопрочных жаростойких литых сплавов на энергетических установках. Вестник двигателестроения. 2011. № 1. С. 34-37

29. Maktouf W., Saï K. An investigation of premature fatigue failures of gas turbine blade. *Engineering Failure Analysis*. 2015. Vol. 47. Part A. PP. 89-101. DOI:10.1016/j.engfailanal.2014.09.015
30. Caron P., Khan T. Evolution of Ni-based superalloys for single crystal gas turbine blade applications. *Aerospace Science and Technology*. 1999. № 3(8). PP. 513-523. DOI:10.1016/S1270-9638(99)00108-X
31. Mukhopadhyay N.K., Chowdhury Ghosh S., Das G., Chatteraj I., D.K. Bhattacharya An investigation of the failure of low-pressure steam turbine blades. *Engineering Failure Analysis*. 1998. № 5(3). PP. 181-193. DOI:10.1016/S1350-6307(98)00016-8
32. El-Bagoury N. An investigation on a failed turbocharger turbine blade. *Materials Science: An Indian Journal*. 2010. № 6(2). PP. 120-124
33. Mazur Z., Luna-Ramírez A., Juárez-Islas J.A., Campos-Amezcuca A. Failure analysis of a gas turbine blade made of Inconel 738LC alloy. *Engineering Failure Analysis*. 2005. Vol. 12, No. 3. P. 474-486. DOI:10.1016/j.engfailanal.2004.10.002
34. Saif M., Mullick P., Imam A. Analysis and structural design of various turbine blades under variable conditions: A review. *Advances in Materials Research*. 2019. № 8(1). PP. 11-24. DOI:10.12989/amr.2019.8.1.011
35. Carter T.J. Common failures in gas turbine blades *Engineering Failure Analysis*. 2005. Vol. 12, Issue 2. PP. 237–247. DOI:10.1016/j.engfailanal.2004.07.004
36. Kolagar A.M., Tabrizi N., Cheraghzadeh M., Shahriari M.S. Failure analysis of gas turbine first stage blade made of nickel-based superalloy. *Case Studies in Engineering Failure Analysis*. 2017. Vol. 8. PP. 61–68. DOI:10.1016/j.csefa.2017.04.002
37. Rao V.N.B., Kumar I.N.N., Prasad K.B., Madhulata N., Gurajrapu N. Failure mechanisms in turbine blades of a gas turbine engine – an overview. *International Journal of Engineering Research and Development*. 2014. Vol. 10. Issue 8. PP. 48–57.

38. Yadav R., Pendam D.V., Shinde D.K. Comparative Thermal and Structural Analysis of High-Pressure Gas Turbine Blade using Finite Element Method. *International Journal of Innovative Research in Technology*. 2017. Vol. 4. Is. 2. PP. 231-235
39. Rani S. Common Failures in Gas Turbine Blade: A Critical Review. *International Journal of Engineering Sciences & Research Technology*. 2018. Vol. 7. Issue 3. PP. 799–803. DOI: 10.5281/zenodo.1207072
40. Tawancy H.M., Al-Hadhrami L.M. Comparative performance of turbine blades used in power generation: Damage vs. microstructure and superalloy composition selected for the application. *Engineering Failure Analysis*. 2014. Vol. 46. PP. 76–91. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2014.08.007.
41. Слостён Л.А., Ищенко М.Г., Шерфединов Р.Б., Алёхина С.В. Основные подходы к выбору материала для рабочих лопаток последних ступеней ЦНД мощных паровых турбин. *ВАНТ*. 2020. №1(125). С. 215-218
42. Liu Z., Mavris D.N., Volovoi V.V. Creep Life Prediction of Gas Turbine Components under Varying Operating Conditions. *ASME International Joint Power Generation Conference*. 2001. PP. 1-7
43. Khodabakhshi A., Mashreghi A., Razavi S.H., Jafarpour S. Microstructure Characteristics of Rejuvenated Service Exposed Gas Turbine Blade under the Influence of Various Solution Temperature and Cooling Rates. *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2024. Vol. 13. PP. 492–503. DOI: 10.1007/s13632-024-01093-y.
44. Bose S. *High Temperature Coatings*. Second Edition. Butterworth-Heinemann. 2018. 398 p.
45. Owolabi A.L., Megat-Yusoff P.S., Amir N., Jasmani M.S., Ghazali S.M. Effect of Grain Boundary Formation in Microstructural Changes in IN 738 Service Exposed Turbine Blade. *MATEC Web of Conferences*. 2018. Vol. 225. PP. 1-7. DOI: 10.1051/matecconf/201822505022.
46. Durand-Charre M. *The Microstructure of Superalloys*. London: CRC Press, 1997. 124 p.

47. Muktinutalapati N.R. Materials for Gas Turbines – An Overview. *Advances in Gas Turbine Technology*. InTech., 2011. PP. 293-314. DOI: 10.5772/20730
48. Li Q., Zhang H., Cheng Y., Sun Y., Wang F., Zha Z., Lin J., Zhang H. Effects of yttrium on microstructure and low cycle fatigue properties of superalloy IN713C at high temperature. *International Journal of Fatigue*. 2024. Vol. 189. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2024.108541.
49. Guan K., Huang Z., Cui R., Qin J. Effects of yttrium on microstructure and mechanical properties of a directionally solidified single crystal superalloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 752. P. 86–92. DOI: 10.1016/j.msea.2019.02.089.
50. Sato A., Harada H., Koizumi Y., Kobayashi T., Imai H. Creep Strength of Yttrium Doped 4th Generation Ni-Base Single Crystal Superalloy. *Journal of the Japan Institute of Metals and Materials*. 2006. Vol. 70. Is. 4. P. 380–383. DOI: 10.2320/jinstmet.70.380.
51. Bullock E., Lea C., McLean M. Effect of yttrium on oxidation behavior of  $\gamma$ - $\gamma'$ -Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> eutectic during thermal cycling to 1373 and 1493 K. *Metal Science*. 1979. Vol. 13A. No. 6. P. 373–380. DOI: 10.1179/msc.1979.13.6.373.
52. Wang G., Huang L., Tan L., Qin Z., Chen C., Liu F., Zhang Y. Effect of yttrium addition on microstructural evolution and high temperature mechanical properties of Ni-based superalloy produced by selective laser melting. *Materials Science and Engineering: A*. 2022. Vol. 859. DOI: 10.1016/j.msea.2022.144188.
53. Shi Z., Liu S., Han M., Li J. Influence of yttrium addition on high temperature oxidation resistance of single crystal superalloy. *Journal of Rare Earths*. 2013. Vol. 31. Is. 8. P. 795–799. DOI: 10.1016/S1002-0721(12)60360-3.
54. Li J.G., Wang N., Liu J.D., Xu W. Influence of rare earth elements (Y, La and Ce) on the mechanical properties and oxidation resistance of nickel-based superalloys: A critical review. *Journal of Materials Science & Technology*. 2024. Vol. 195. P. 9–21. DOI: 10.1016/j.jmst.2023.11.077.

55. Harris K. Low sulfur nickel-base single crystal superalloy with ppm additions of lanthanum and yttrium. United States Patent US 9,150,944 B2. — Date of Patent: Oct. 6, 2015. — Application No.: 12/851,111. — Filed: Aug. 5, 2010. — Prior Publication: US 2012/0034127 A1, Feb. 9, 2012.

56. Zhou P., Song D., Liu N., Nbfumi U., Katsunari O. Influence of Y-Rich Compounds on High-Cycle Fatigue Performance of Y-Doped M951 Superalloy. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019. Vol. 28. PP. 6053–6062. — DOI: 10.1007/s11665-019-04383-7.

57. Zhao Z., Guan K., Cui R., Qin J., Huang Zh. Effect of Y on Oxidation Behavior of Directionally Solidified Ni-Based Single-Crystal Superalloy. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*. 2024. Vol. 37. PP. 1-19. DOI: 10.1186/s10033-024-01086-6.

58. Harris K., Wahl J.B. Improved single crystal superalloys, CMSX-4®(SLS)[La+Y] and CMSX-486®. *Proceedings of the International Symposium on Superalloys*. 2004. PP. 45–52. DOI: 10.7449/2004/Superalloys\_2004\_45\_52.

59. Pang H.T., Edmonds I.M., Jones C.N., Stone H.J., Rae C.M.F. Effects of Y and La Additions on the Processing and Properties of a Second Generation Single Crystal Nickel-Base Superalloy CMSX-4®. In: *Superalloys 2012* / Edited by Eric S. Huron, Roger C. Reed, Mark C. Hardy, Michael J. Mills, Rick E. Montero, Pedro D. Portella, Jack Telesman. First published: 10 September 2012. DOI: 10.1002/9781118516430.ch33.

60. Hu C., Hou S. Effects of Rare Earth Elements on Properties of Ni-Base Superalloy Powders and Coatings. *Coatings*. 2017. Vol. 7. Is. 2. PP. 1-8. DOI: 10.3390/coatings7020030.

61. Li J.G., Wang N., Liu J.D., Xu W. Influence of rare earth elements (Y, La and Ce) on the mechanical properties and oxidation resistance of nickel-based superalloys: A critical review. *Journal of Material Science and Technology*. 2024. Vol. 195. Is.139. DOI: 10.1016/j.jmst.2023.11.077.

62. Kang D.S., Woo K.D., Lee T., Lee H.C., Oh S.T., Kang W.J. Influence of yttrium addition on stress rupture property and oxidation resistance of Inconel

713C at high temperature. *Materials Research Innovations*. 2015. Vol. 19, Suppl. 1. P. S1-281–S1-285. DOI: 10.1179/1432891715Z.0000000001487.

63. Li X., He S., Liang J., et al. High-Temperature Oxidation Behavior and Oxide Scale Structure of Yttrium-Modified Ni–16Mo–7Cr–4Fe Superalloy at 1273 K. *Oxidation of Metals*. 2019. Vol. 92. P. 67–88. DOI: 10.1007/s11085-019-09914-0.

64. Wang T., Liu W., Yang S., Li J., Zhao P., Xue H. Effect of Yttrium Additions on the High-Temperature Oxidation Behavior of GH4169 Ni-Based Superalloy. *Materials*. 2024. Vol. 17. Is.11. PP. 1-21. DOI: 10.3390/ma17112733.

65. Aimone P.R., McCormick R.L. The Effects of Yttrium and Sulfur on the Oxidation Resistance of an Advanced Single Crystal Nickel Based Superalloy. *Superalloys 1992: Proceedings of the Eighth International Symposium on Superalloys, 20–24 September 1992, Seven Springs Mountain Resort, PA, USA* / [Edited by R. D. Kissinger, D. J. Deye, D. L. Anton, A. D. Cetel, M. V. Nathal, T. M. Pollock, D. A. Woodford]. Warrendale, Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society, 1992. P. 817–823.

66. Ul-Hamid A. TEM Study of the Effect of Y on the Scale Microstructures of Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> - and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> -Forming Alloys. *Oxidation of Metals*. 2002. Vol. 58. Iss. 1–2. P. 23–45. DOI: 10.1023/A:1016319112435.

67. Alexander K.B., Kenik E.A., Miller M.K., Lin L.S., Cetel A.D. Improving the Oxidation Resistance in Advanced Single Crystal Nickel-Based Superalloys for Turbine Applications. Technical Report. 1999. 13 p. DOI: 10.2172/9241.

68. Babu S. S., Raghavan N., Raplee J., Foster S. J., Frederick C., Haines M., Dinwiddie R., Kirka M. K., Plotkowski A., Lee Y., Dehoff R. R. Additive Manufacturing of Nickel Superalloys: Opportunities for Innovation and Challenges Related to Qualification. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2018. Vol. 49. P. 3764–3780. DOI: 10.1007/s11661-018-4702-4.

69. Кудин В.В., Лысенко Н.А., Долгов Б.В., Цивирко Э.И. Комплексное модифицирование гафнием и цирконием жаропрочных никелевых

сплавов. Пути повышения качества и экологичности литейных процессов. Одесса: ОГПУ. 1998. С. 101–103.

70. Глотка А.А., Гайдук С.В. Распределение элементов в карбидах многокомпонентных никелевых сплавов. 2020. Металофізика та новітні технології. №6(42). С. 869-885. DOI: 10.15407/mfint.42.06.0869

71. Цивирко Э.И., Лысенко Н.А., Клочихин В.Г., Жеманюк П.Д. Легирование и модифицирование никелевых сплавов цирконием. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2007. № 2. С. 22-29

72. Kang B., Lee Y., Kim J., Ha T., Kim Y. Microstructural Analysis on Grain Boundary of Boron- and Zirconium-Containing Wrought Nickel-Based Superalloys. Crystals. 2024. Vol. 14. Is. 3. PP. 1-15. DOI: 10.3390/cryst14030290.

73. Лысенко Н.А., Педаш А.А., Коломойцев А.Г., Цивирко Э.И. Улучшение структуры и свойств никелевого жаропрочного сплава ЗМИЗУ-ВИ. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2005. №2. С. 34-39.

74. Handa S.S. Precipitation of Carbides in a Ni-based Superalloy. Department of engineering science university west. 2014. 37 p.

75. Berthod P., Tlili S. Creep and Oxidation Behaviors of 25 wt.% Cr-Containing Nickel-Based Alloys Reinforced by ZrC Carbides. Crystals. 2022. Vol. 12. Is. 3. PP. 1-17. DOI: 10.3390/cryst12030416.

76. Huang H.-E., Koo C.-H. Effect of Zirconium on Microstructure and Mechanical Properties of Cast Fine-Grain CM 247 LC Superalloy. Materials Transactions. 2004. Vol. 45. Is. 2. P. 554–561. DOI: 10.2320/matertrans.45.554.

77. Богуслаев А.В., Клочихин В.В., Лисенко М.О. Модифікування жароміцних сплавів ультрадисперсними порошками. Вісник двигунобудування. 2008. № 1. С. 47-51

78. Калініна Н.Є., Калінін О.В., Носова Т.В. Розробка технології дисперсного модифікування жароміцних нікелевих сплавів для лопаток газотурбінних двигунів. Авіаційно-космічна техніка і технологія. 2021. № 3. С. 49-53. DOI: 10.32620/akt.2021.3.06

79. Качан О.Я., Лисенко М.О., Дудніков О.С. Якість виливків робочих лопаток турбіни, модифікованих наночастинками тугоплавких сполук та оброблених ГП. Вісник двигунобудування. 2014. № 1. С. 75-81
80. Жеманюк П.Д., Клочихін В.В., Лисенко М.О. Вплив гарячого ізостатичного пресування і термообробки на структуру і властивості виливків з жароміцного нікелевого сплаву. Вісник двигунобудування. 2013. № 1. С. 109-115
81. Binczyk F., Ślężiona J., Gradoń P. Modification of macrostructure of nickel superalloys with cobalt nanoparticles. *Kompozyty*. 2011. №1. С. 49-54
82. Костін В.А., Алексеєнко І.І., Гурнік О.О. Розчинення тугоплавких частинок інокуляторів карбіда та нітрида титану в металевому розчині. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Стародубовские чтения – 2015*. 2015. С.163-170
83. Ющенко К.А., Задерий Б.А., Гах И.С., Звягинцева А.В., Капитанчук А.В., Хаскин В.Ю. Эволюция структуры никелевых сплавов, упрочненных наноразмерными оксидами, при сварке плавлением. 2018. *Автоматичне зварювання*. №6. С. 3-11. DOI: 10.15407/as2018.06.01
84. He X. D., Xin Y., Li M. W., Sun Y. Microstructure and mechanical properties of ODS-Ni-based superalloy foil produced by EB-PVD. *Journal of Alloys and Compounds*. 2009. №467 (1-2). PP. 347-350. DOI:10.1016/j.jallcom.2007.11.122
85. Троцан А. И., Каверинский В. В., Бродецкий И. Л., Карликова Я.П. Влияние распределения и размеров частиц модификатора на эффективность его действия в расплаве. *Вісник Приазовського державного технічного університету*. 2011. №23. С. 131-138.
86. Троцан А.И., Каверинский В.В., Бродецкий И.Л. Анализ распределения вводимых в жидкий металл дисперсных частиц модификатора по типу их действия в расплаве. *Материалы 8-й Межд. научно-техн. конф. «Тепло и массообменные процессы в металлургических системах»*. Мариуполь: ПГТУ. 2010. С. 211 – 215.

87. Mohan M., Subramanian S., Chrysologue Angelo P. Yttria Dispersion Strengthened Nickel-based Superalloy by Mechanical Alloying. Transactions of the Indian Ceramic Society. 2013. Vol. 70(3). PP. 125-130. DOI:10.1080/0371750X.2011.10600158

88. Клочихин В.В., Дубров Г.Л., Наумик В.В. Технология получения брикетированных модификаторов Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах: збірник тез XIII Міжнародної науково-технічної конференції. Запоріжжя:ЗНТУ. 2012. С. 102-103

89. Kawasaki Y., Kusunoki K., Yamazaki M. Development of Oxide Dispersion Strengthened Nickel-base Superalloy. Tetsu To Hagane-journal of The Iron and Steel Institute of Japan. 1989. №75. PP. 529-536

90. Rakoczy Ł., Grudzień M., Cygan R., Zielińska-Lipiec A. Effect of cobalt aluminate content and pouring temperature on macrostructure, tensile strength and creep rupture of Inconel 713C castings. Archives of Metallurgy and Materials. 2018. Vol. 63. №3. P. 1537-1545. DOI:10.24425/123845

91. Zielińska M., Sieniawski J., Poreba M. Microstructure and mechanical properties of high temperature creep resisting superalloy René 77 modified  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$ . Archives of Materials Science and Engineering. 2007. Vol. 28. №10. P. 629-632.

92. Цивирко Э.И. Педаш А.А., Лысенко Н.А., Клочихин В.В. Измельчение структуры отливок ГТД модифицированием, Вісник двигунобудування. №3. 2004. С. 112-116

93. Педаш А.А., Цивирко Э.И. Влияние модифицирования однородного расплава на структуру и свойства сплава ЖСЗЛС-ВИ. Вісник двигунобудування. 2008. №2. С. 171-177.

94. Педаш О.О., Цивірко Е.І. Комбіноване модифікування рафінованого жароміцного сплаву ЗМИЗУ-ВІ. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2008. №2. С. 8-13.

95. Педаш О.О., Бялік Г.А., Цивірко Е.І. Підвищення теплопровідності керамічної ливарної форми алюмінатом кобальту. Вісник двигунобудування. №1. 2015. С. 163-167
96. Binczyk F., Śleziona J., Gradoń P. Modification of macrostructure of nickel superalloys with cobalt nanoparticles. Kompozyty. 2011. №1. С. 49-54
97. Лысенко Н.А., Педаш А.А., Коломойцев А.Г., Цивирко Э.И. Структура свойства сплава ЖСЗЛС-ВИ различных вариантов выплавки и модифицирования. Вісник двигунобудування. 2005. №3. С. 144-149
98. Лысенко Н.А., Педаш А.А., Коломойцев А.Г., Цивирко Э.И. Улучшение структуры и свойств никелевого жаропрочного сплава ЗМИЗУ-ВИ. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2005. №2. С. 34-39.
99. Клочихин В.В., Жеманюк П.Д., Цивирко Э.И., Наумик В.В. Свойства жаропрочных никелевых сплавов после ВТОР. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2000. №1. С.41-46.
100. Жеманюк П.Д., Лысенко Н.А., Клочихин В.В., Цивирко Э.И. Фазовые и структурные превращения при высокотемпературной обработке расплава жаропрочного сплава. Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. 2003. №1. С. 10-14.
101. Клочихин В.В., Лысенко Н.А., Коломойцев А.Г., Цивирко Э.И. Улучшение структуры и свойств отливок после ВТОР. Мат-лы междунар. конф. [«Пути повышения качества и экономичности литейных процессов»], Одесса:Одесск. нац. политех. ун-т. 2000. С. 30-33.
102. Жеманюк П.Д., Педаш А.А., Цивирко Э.И., Педаш А.Ф. Комбинированное модифицирование при получении деталей турбин ГТД. Вісник двигунобудування. 2013. №1. С. 75-78.
103. International Organization for Standardization (ISO) ISO 4967:2013 Steel — Determination of content of non-metallic inclusions — Micrographic method using standard diagrams (International Organization for Standardization. 2020.

104. Казаков С.С., Улитенко А.Н., Лунёв В.В. Контроль зерна в конструкционной стали. Запорожье: Просвіта. 2003. 76 с.
105. Державний стандарт України ДСТУ ISO 7438:2005 Матеріали металеві. Випробування на згин. ДП «Український науково-дослідний та навчальний центр проблем стандартизації, сертифікації та якості». 2018.
106. Педаш А.А., Цивирко Э.И. Измельчение структуры внутренних поверхностей охлаждаемых деталей ГТД. Вісник двигунобудування. 2010. № 1. С. 99-103.
107. Педаш А.А., Коломойцев А.Г., Цивирко Э.И. Стержни с алюминатом кобальта для ответственного литья ГТД. Вісник двигунобудування. № 1. 2012. С. 152-155.
108. Bustnes J.A., Viswanathan N.N., Sichen D., Seetharaman S. Investigation on reduction of  $\text{CoAl}_2\text{O}_4$  by hydrogen gas using TGA. Metal. Mater. Trans. 2000. Vol. B 31. P. 540–542.
109. Carlson O.N., Paulson W.M. The Yttrium-Carbon System. Trans. AIME. 1968. №242. 846 p.
110. Gschneidner K.A., Calderwood F.W. The Carbon-Rare Earth Systems. Bull. Alloy Phase Diagrams. 1986. №7(5). PP. 421–436.
111. Косолапова Т.Я. Тугоплавкие соединения. Получение, структура, свойства и применение. К.: Наукова думка. 1991. 152 с.
112. Chubb W., Keller D.L. Yttrium-Carbon System, Carbides in Nuclear Energy. 1964. Vol. 1 (208).
113. Самсонов Г. В., Упадхья Г. Ш., Нешпор В. С. Физическое материаловедение карбидов. Киев : Наук. Думка. 1974. 455 с.
114. Spedding F.H., Gschneidner K.A., Daane A.H. The Crystal Structures of Some of the Rare-Earth Carbides. 1958. J. Am. Chem. Soc. Vol. 80. PP. 44-99.
115. Schick H.L. Yttrium Carbides. Thermodynamics of Certain Refractory Compounds. 1966. Vol. 1. 553 p.
116. Storms E.K. The Vaporization Behavior of the Defect Carbides—Part II: The Y-C System. High Temp. Sci., 1971. Vol. 3. 99 p.

117. Rakoczy L., Rutkowski B., Grudzień-Rakoczy M., Cygan R., Ratuszek W., Zielińska-Lipiec A. Analysis of  $\gamma'$ -precipitates, Carbides and Nano-Borides in Heat-Treated Ni-Based Superalloy Using SEM, STEM-EDX, and HRSTEM. *Materials*. 2020. Vol. 13. PP. 44-52. DOI:10.3390/ma13194452

118. Богуслаев А.В., Клочихин В.В., Лисенко Н.А., Наумик В.В. Использование нанотехнологий в литейном производстве. *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. 2011. №4. С.23-28

## ДОДАТОК А



«ЗАТВЕРДЖУЮ»

Головний інженер

В.І. Омельченко

Віталій Кліменко

\_\_\_\_\_ 2023 р.

## ДОВІДКА

## про результати промислового випробування

У ливарному цеху АТ «Запорізький машинобудівний завод ім. Омельченко В.І.», сумісно із представниками НУ «Запорізька політехніка», у відповідності до розпорядчої документації, що затверджена головним інженером підприємства, проведено промислове випробування комплексного модифікування з використанням ітрію та ультрадисперсних часток карбонітриду титану  $Ti(C,N)$  з наступним заливанням модифікованого розплаву у керамічну форму з алюмінатом кобальту при виготовленні великогабаритних відповідальних виливків із жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Випробування отриманих із сплаву ЖСЗДК-ВІ виливків показали, що тривала міцність та ударна в'язкість зразків з модифікуванням, у порівнянні із серійною технологією, підвищувалися більше ніж у два рази ( $\tau^T_{\sigma}$  з 200 до 505 год., КСУ з 31,3 до 67,5 Дж/см<sup>2</sup>). Модифікування сприяло підвищенню показників міцності й пластичності виливків із дослідного сплаву при кімнатній температурі. Забезпечено границю витривалості у 44 кгс/мм<sup>2</sup> на базі  $1 \cdot 10^7$  циклів.

Проведене промислове випробування дозволило рекомендувати комплексне модифікування нікелевого жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ дисперсними частинками карбонітриду титану, ітрієм та алюмінатом кобальту при виробництві відповідальних виливків деталей авіаційних двигунів, а також газотурбінних енергоустановок.

Головний металург

Володимир СТОРОЖУК

Начальник виробництва

Павло МОРОЗ

д.т.н. проф. НУ «ЗП»

Валерій НАУМИК

аспірант

Сергій ДАНИЛОВ

## ДОДАТОК Б

«ЗАТВЕРДЖУЮ»

Головний інженер  
 ДТБ ЗМЗ ім. В.І. Омельченко  
 Віталій Кліменко  
 \_\_\_\_\_ 2023 р.



## АКТ

**опробування результатів дисертаційної роботи Данилова С.М.  
 «Розробка технології комплексного модифікування жароміцного нікелевого сплаву  
 для виробництва великогабаритних лопаток турбіни авіаційних двигунів»**

Ми, ті що нижче підписалися, головний металург Володимир СТОРОЖУК, начальник виробництва Павло МОРОЗ, проф. Валерій НАУМИК, аспірант Сергій ДАНИЛОВ, склали даний акт про те, що на Запорізькому машинобудівному заводі ім. Омельченко В.І. було проведено промислове опробування дослідного модифікування великогабаритних виливків робочих лопаток турбіни вентилятору, для використання у складі газотурбінного двигуна Д-18Т.

Аналіз отриманих якісних характеристик виливків, що визначаються вимогами нормативно-технічної документації, показав, що дослідна технологія модифікування підвищує вихід придатного литва і за розрахунком використання таких виливків на один двигун, очікуваний економічний ефект складе 241128 грн. для лопаток 2 ст. ТВ, 388080 грн. для лопаток 3 ст. ТВ, 348660 грн. для лопаток 4 ст. ТВ авіаційного газотурбінного двигуна Д-18Т.

Головний металург



Володимир СТОРОЖУК

Начальник виробництва



Павло МОРОЗ

д.т.н. проф.



Валерій НАУМИК

аспірант



Сергій ДАНИЛОВ