

Міністерство освіти і науки України
Національний університет «Запорізька політехніка»

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

ТЬОМКІН ДМИТРО ОЛЕКСАНДРОВИЧ

УДК 621.74.045:669.24:21.981

ДИСЕРТАЦІЯ

**УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ ВИГОТОВЛЕННЯ
ЛИТИХ РОБОЧИХ ЛОПАТОК З ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ
ДЛЯ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ
ТУРБИНИ НИЗЬКОГО ТИСКУ**

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

 Д. О. Тьомкін

Науковий керівник: Наумик Валерій Владиленович
доктор технічних наук, професор

Запоріжжя – 2025

АНОТАЦІЯ

Тьомкін Д.О. Удосконалення технологічного процесу виготовлення литих робочих лопаток з жароміцних нікелевих сплавів для забезпечення експлуатаційних властивостей турбіни низького тиску – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 136 – Металургія. Національний університет "Запорізька політехніка", Запоріжжя, 2025.

Дисертацію присвячено вивченню впливу металургійних технологічних процесів та хімічних елементів на механічні властивості, довготривалу міцність і структуру ливарних ЖНС.

Розглянуто залежності впливу суми $Ti+Al$ на зміцнювальну γ' - фазу в ЖНС з різним типом зміцнення, а також вплив ітрію на евтектичні виділення фаз, що скупчуються на межі зерен. Встановлено, що введення в розплав ЖНС 0,136 % лігатури нікель-ітрію сприяє очищенню межі зерен від знеміцнювальних фаз.

Проведено роботи з визначення комплексного впливу легування, модифікування та високотемпературного оброблення розплаву (ВТОР) на структуру і властивості ЖСЗДК-ВІ, який використовується для виготовлення робочих лопаток турбіни низького тиску (вільної турбіни, турбіни вентилятора) авіаційних двигунів і газотурбінних установок.

У роботі встановлено особливості впливу вуглецю, легуючих добавок ніобію і гафнію, модифікуючої добавки ітрію та ВТОР на розподіл, форму карбідів і меж зерен, механічні властивості, тривалу міцність виливків, отриманих із жароміцного сплаву в процесі рівноосної кристалізації. Проведено розрахунки структурної стабільності, збалансування хімічного складу, а також впливу ніобію та гафнію на механічні властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Розглянуто вплив комплексної модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ за технологічними напрямками в галузі металургії (легування ніобієм і гафнієм, модифікування ітрієм та проведення ВТОР) на поліпшення структурного стану,

міцності та пластичних властивостей жароміцного лиття. За результатами аналізів літературних даних, проведених теоретичних розрахунків та досліджень можна зробити наступні висновки.

1. Гафній і ніобій входять у зміцнювальну γ' - фазу та додатково зміцнюють її. Беруть участь у вдосконаленні морфології карбідів і підвищують термодинамічну стабільність сплаву.

Концентрація гафнію в сплаві має бути на рівні 0,15...0,25 мас.%. За вмісту гафнію менше 0,15 % у сплаві перебуватимуть пластинчасті карбіди. За вмісту гафнію понад 0,25 % у сплаві утворюватиметься нерівноважна евтектика з температурою плавлення в межах 1190 °С.

При вмісті в сплаві ніобію 0,5 мас.% відбудеться підвищення температури повного розчинення γ' - фази і температури розчинення евтектики ($\gamma-\gamma'$). При додаванні в ЖНС ніобію і гафнію температура повного розчинення зростає приблизно на 1,5 %, температура розчинення евтектики - на 1%.

2. Модифікування сплаву ітрієм сприяє поліпшенню міжфазної поверхні між інтерметалідною γ' - фазою та твердорозчинною матрицею, та може впливати на стабілізацію карбідних виділень сприятливої морфології, а також на формування їхніх термодинамічно стійких високотемпературних модифікацій, удосконалення меж зерен.

Згідно з літературними даними визначено допустимі межі модифікування ітрієм. Оптимальним вмістом ітрію є 0,01 мас. %.

Одним зі значущих результатів введення ітрію є збільшення в'язкості розплавленого металу та сповільнення зростання твердої фази, що проявляється за вмісту ітрію в діапазоні (0,007...0,015) мас. %.

При збільшенні вмісту ітрію понад 0,015 мас.% спостерігається зниження в'язкості до рівня немодифікованого сплаву.

При подальшому збільшенні вмісту ітрію відбувається утворення евтектичних інтерметалідних фаз Ni-Y₂Ni₁₇ з частковим окисненням. Весь ітрій буде зв'язуватися в інтерметаліди і не впливатиме на формування інших фазових складових сплаву.

3. Застосування ВТОР на першу і другу точки рівноважного стану розплаву дає змогу підвищити показники міцності ЖНС, пластичність, ударну в'язкість, границю тривалої міцності, опір виникненню та розвитку тріщини, що загалом дає змогу збільшити тривалість експлуатації деталей. Підвищення характеристик матеріалу відбувається за рахунок отримання в структурі деталей: високого ступеня фізичної та хімічної однорідності мікроструктури, малих розмірів дендритів і ширини меж зерен, і значно зменшеної величини пір, що дає змогу зменшити розміри карбідів та карбонітридів, отримати в сплаві карбіди у вигляді дискретних дрібних частинок.

Необхідно мати на увазі, що під час модифікування жароміцних сплавів тільки ітрієм відбувається підвищення границі міцності, відносного подовження та ударної в'язкості, однак, отримання максимальних значень механічних властивостей є нестабільними та носять випадковий характер.

4. На підставі проведених досліджень створено технологію модернізації [Y+Nb+Hf+ВТОР].

Технологічну схему модернізації сплаву розроблено із застосуванням комплексного впливу, що включає легування ніобієм (НБШО = 0,5%), лігатурою гафній-нікель (ГФН-10=0,230...0,260 %), модифікування лігатурою нікель-ітрії (ІтН-1= 0,158...0,184 %), а також проведенням ВТОР (перегрівання розплаву до 1830...1870 °С, витримка 10...12 хвилин). Запропоноване рішення забезпечує високі значення ударної в'язкості та жароміцності.

Під час вивчення впливу модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ на механічні властивості та тривалу міцність, порівняно з вихідною плавкою, було виявлено збільшення відносного подовження приблизно в 1,2 рази, границі тимчасової міцності приблизно в 1,1 рази.

Збільшення ударної в'язкості в даному випадку забезпечується виділенням і рівномірним розподілом дискретних і глобулярних карбідів і карбонітридів, що можливо при обробці розплаву ітрієм, а додаткове введення гафнію та проведення ВТОР дало змогу збільшити ударну в'язкість в 2 рази.

Під час випробування на тривалу міцність відбулося збільшення часу до

руйнування (τ_{350}^{850}) приблизно в 4 рази для варіанту технології [Y+Nb+Hf+VТОР], що, імовірно, пов'язано з додаванням гафнію і ніобію, а також поліпшеним станом меж зерен.

Встановлено зростання часу до руйнування. При переході від зразків із грубими межами зерен до зразків із тонкими межами приріст часу до високотемпературного руйнування становить $\Delta\tau = 58,7$ години.

Також встановлено приріст часу $\Delta\tau' = 103,6$ години при переході від серійної технології модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ ітрієм до додаткового введення ніобію та гафнію для варіанта технології [Y+Nb+Hf+VТОР].

Проведені теоретичні розрахунки для реакції карбідоутворення дають змогу припустити, що при вмісті 0,015 мас. % ітрію і при 0,25 мас. % гафнію для повноцінного утворення сферичних карбідів потрібно щонайменше 0,02 мас.% вуглецю. Разом з тим, для реакції 0,5 мас. % ніобію необхідно 0,06 мас.% вуглецю, і для реакції 0,239 мас. % титану необхідно 0,06 мас.% вуглецю.

В умовах технології [Y+Nb+Hf+VТОР] з концентрацією вуглецю близько 0,06 мас.% і нижче, спостерігається його дефіцит, що викликає перерозподіл легувальних елементів та зміцнення структури сплаву.

Сформульовано основні рекомендації щодо проведення модернізації сплаву у виробництві.

Складено додаткові технічні вимоги з вузьким інтервалом легування сплаву ЖСЗДК-ВІ. Інтервал легування перевірено теоретичними розрахунками методом комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ), що засвідчило збалансованість системи легування сплаву та його відповідність умовам структурної стабільності.

У процесі виготовлення вихідної плавки треба проводити попередній відбір проб хімічного складу сплаву з оцінкою необхідності коригування хімічного складу на відповідність додатковим технічним умовам.

Технологія модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ [Y+Nb+Hf+VТОР] дозволяє поліпшити механічні характеристики деталей, що експлуатуються при інтенсивних навантаженнях і температурних впливів.

За результатами промислових випробувань в умовах ВП "ЗМЗ" рекомендовано застосування дослідної технології на АТ "МОТОР СІЧ", нарівні із серійною технологією виготовлення лопаток турбіни, з використанням комплексно модернізованого сплаву ЖСЗДК-ВІ (Додаток А).

Згідно з довідкою про результати промислового випробування представлено такі технологічні ефекти:

- підвищено рівень ударної в'язкості з 21,7 до 48,3 Дж/см²,
- підвищено рівень часу до руйнування при випробуваннях тривалої міцності (з 150 год. до 671 год.).

За розробленою технологією модернізації були виготовлені дослідні робочі лопатки для випробувань, які знаходяться на різних стадіях обробки.

Під час проведення дисертаційного дослідження було вирішено інженерно-наукову задачу – Удосконалення технологічного процесу виготовлення литих робочих лопаток з жароміцних нікелевих сплавів для забезпечення експлуатаційних властивостей турбіни низького тиску.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, технологія модернізації, легування, модифікування, високотемпературна обробка розплаву, межі зерен, карбіди, ітрій, ніобій, гафній, механічні властивості, ударна в'язкість, тривала міцність, границя витривалості.

ABSTRACT

Tomkin D. Improvement of the technological process of manufacturing cast working blades from heat-resistant nickel-base superalloys to ensure the operational properties of a low-pressure turbine – 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 technological processes, chemical elements on the mechanical properties, long-term

strength and structures of cast heat-resistant nickel-base superalloys (NBS).

The dependences of the influence of Ti+Al amount on the hardening γ' -phase in NBS with different types of hardening, as well as the influence of yttrium on the eutectic precipitation of phases accumulating at grain boundaries have been considered. It has been established that the introduction of 0,136 % of nickel-yttrium ligature into the melt of NBS favours the purification of grain boundaries from unstrengthening phases.

Work has been carried out to determine the complex effect of alloying, modification and high-temperature melt treatment (HTMT) on the structure and properties of ZhS3DK-VI used for the manufacture of low-pressure turbine working blades (free turbine, fan turbine) of aircraft engines and gas turbine units.

The peculiarities of influence of carbon, alloying additives of niobium and hafnium, modifying additive of yttrium and HTMT on mechanical properties, long-term strength, distribution, shape of carbides and grain boundaries of test specimens obtained from heat-resistant alloy of equiaxial crystallisation have been established. Calculations of structural stability, chemical composition balancing, and the influence of niobium and hafnium on the mechanical properties of ZhS3DK-VI alloy have been carried out.

The influence of complex modernisation of the alloy ZhS3DK-VI by technological directions in the field of metallurgy: alloying with niobium and hafnium, modification with yttrium and carrying out HTMT on improvements of structural state, strength and plastic properties of heat-resistant casting is considered:

1. Hafnium and niobium enter the hardening γ' -phase and further harden it. They contribute to the improvement of carbide morphology and increase the thermodynamic stability of the alloy.

The hafnium concentration in the alloy should be at the level of (0,15...0,05) wt.%. If the hafnium content is less than 0,15 wt.%, the alloy will contain lamellar carbides. If the hafnium content is higher than 0,25 wt.%, a non-equilibrium eutectic with melting point in the region of 1190 °C will be formed in the alloy.

If the niobium concentration in the alloy is higher than 0.5 wt. %, the temperature

of complete dissolution of the γ' -phase will increase and the dissolution temperature of the eutectic (γ - γ') will decrease, which leads to a decrease in the processability of the alloy for heat treatment.

When niobium and hafnium were added to the NBS, the complete dissolution temperature increased by approximately 1.5%, and the eutectic melting temperature increased by 1%

2. Modification of the alloy with yttrium, contributes to the improvement of the interphase boundary between the intermetallic γ' -phase and solid-solution matrix, stabilisation of the favourable morphology of carbide precipitates, as well as the formation of their thermodynamically stable high-temperature modifications, and improvement of grain boundaries.

The optimum yttrium content is 0,01 wt. %.

One of the significant effects of yttrium introduction is an increase in the viscosity of the molten metal and slowing down the growth of the solid phase, which is evident at yttrium content in the range of (0,007-0,015) wt.%.

At increase of yttrium content higher than 0,015 wt.% leads to decrease of viscosity to the level characteristic for unmodified alloy

At further increase of yttrium content there is formation of eutectic intermetallide phases $\text{Ni-Y}_2\text{Ni}_{17}$ with partial oxidation. All yttrium will bind into intermetallides and will not affect the formation of other phase components of the alloy.

3. The application of HTMT to the first and second points of the equilibrium state of the melt allows to increase the strength properties of NBS, plasticity, impact strength, the limit of long-term strength, resistance to crack initiation and development, which in general allows to increase the service life of parts.

Improvement of material characteristics occurs due to obtaining in the structure of parts: a high degree of physical and chemical homogeneity of microstructure, small size of dendrites and grain boundary width, and significantly reduced pore size, reduces the size of carbides and carbonitrides, to obtain in the alloy carbides in the form of discrete small particles.

It should be taken in to consideration that when modifying heat-resistant alloys

with yttrium alone, there is an increase in tensile strength, elongation and impact strength, however, obtained maximum values of mechanical properties are unstable and random.

4. Based on the research conducted, a modernisation technology [Y+Nb+Hf+BTOP] was developed.

Developed technological scheme of alloy modernisation with application of complex influence including niobium alloying (Nb = 0,5%), hafnium-nickel ligature (HfNi-10 = 0,230–0,260 %), modification with nickel-yttrium ligature (YNi-1 = 0,158–0,184 %), as well as by HTMT (superheating to 1830–1870 °C, exposure time 10–12 minutes).

The proposed solution provides high values of impact strength and heat resistance.

When studying the effect of upgrading the alloy ZhS3DK-VI on mechanical properties and long-term strength, compared to the original melting, it was found: the increase in relative elongation by about 1,2 times, the limits of times strength by about 1,1 times.

The increase in impact strength in this case is ensured by the separation and uniform distribution of discrete and globular carbides and carbonitrides, which is due to the treatment of the melt with yttrium, and the additional introduction of hafnium and HTMT allowed to increase KCU by 2 times.

The time to fracture (τ_{350}^{850}) increased about 4 times for the technology variant [Y+Nb+Hf+HTMT], which is probably due to the addition of hafnium and niobium, as well as the improved condition of grain boundaries.

The time-to-fracture growth dependence was established, where at transition from samples with coarse grain boundaries to samples with fine boundaries; the time-to-high-temperature fracture growth is $\Delta\tau = 58,7$ hours.

The increase of time $\Delta\tau' = 103,6$ hours of transition from the batch technology of modification of the alloy ZhS3DK-VI with yttrium to additional introduction of niobium and hafnium for the technology variant [Y+Nb+Hf+HTMT] was also established.

Theoretical calculations for the reaction of carbide formation suggest that at the content of 0,015 wt.% yttrium and 0,25 wt.% hafnium, not less than 0,02 wt.% carbon is required for the complete formation of spherical carbides. At the same time, 0,06 wt.% carbon is required to react with 0,5 wt.% niobium, and 0,06 wt.% carbon is required to react with 0,239 wt.% titanium.

In conditions of [Y+Nb+Hf+HTMT] technology with carbon concentration about 0,06 wt.% and lower, its deficiency is observed, causing redistribution of alloying elements in favour of hardening of the alloy structure.

The main recommendations on carrying out modernization of the alloy in production are formulated.

Additional technical requirements with a narrow alloying interval for the ZhS3DK-VI alloy have been drawn up. The doping interval was verified by theoretical calculations using the complex-calculative analytical method (CCAM) method, which showed that the structural stability and balance of the doping system met the stability conditions.

In the process of making the initial melt, preliminary sampling of the chemical composition of the alloy is carried out to assess the need to adjust the chemical composition to meet additional specifications.

Technology of modernisation of ZhS3DK-VI alloy [Y+Nb+Hf+HTMT] allows to increase the level of mechanical properties of parts operating under high mechanical loads and temperature effects.

This work has been tested in an industrial enterprise V.I. Omelchenko «ZMZ» Plant, and confirmed by the certificate on the results of industrial tests (Appendix A).

In accordance with the conducted researches at 'Motor Sich' JSC it is recommended to apply pilot technology in addition to serial technology of turbine blades manufacturing, using complexly modernised alloy ZhS3DK-VI.

According to the industrial test report, the following technological effects are presented:

- increased impact strength level from 21,7 to 48,3 J/cm²,
- improved time to fracture in long-term durability tests (from 150 hours to 671

hours).

Using the developed modernisation technology, experimental working blades were manufactured for testing, which are currently at various stages of processing.

During the dissertation research, an engineering and scientific problem was solved – Improvement of the technological process of manufacturing cast working NBS to ensure the operational properties of a low-pressure turbine.

Keywords: heat-resistant nickel-base superalloy, modernisation technology, alloying, modification, high-temperature melt treatment, grain boundaries, carbides, yttrium, niobium, hafnium, mechanical properties, impact strength, long-term strength, endurance limit.

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

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

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

3. Тьомкін Д. О. Структура та властивості литих лопаток зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою / Тьомкін Д. О., Педаш О. О., Данілов С. М., Клочихін В. В., Наумик О. О., Наумик В. В. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. ISSN 0430-6252. Том 59, № 4, 2023. – С. 95 – 101 (**фахове видання**). DOI: [10.1007/s11003-024-00801-x](https://doi.org/10.1007/s11003-024-00801-x)

4. Тьомкін Д.О. Вплив збалансованості хімічного складу кондиційного вороття і модифікування на властивості сплаву ЖС6У-ВІ / Тьомкін Д.О., Данілов

С.М., Педаш О.О., Наумик О.О., Наумик В.В. // Процеси лиття. 2024. № 1 (155). – С. 39 – 47 **(фахове видання)**. DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2024.01.039>

5. D. O. Tomkin. Structure and properties of cast blades made of ZhS3DK-VI alloy modified with nickel-yttrium ligature / D. O. Tomkin,¹ O. O. Pedash,² S. M. Danilov,¹ V. V. Klochikhin,³ O. O. Naumyk,³ and V. V. Naumyk // Materials Science. ISSN 1068820X. Vol. 59, No. 4, January, 2024 (Ukrainian Original Vol. 59, No. 4, July–August, 2023), P. 480 – 486 **(Scopus, WOS)**. DOI: <https://link.springer.com/article/10.1007/s11003-024-00801-x>

6. Дмитро Тьомкін. Аналіз ефекту модифікування ітрієм, гафнієм та ніобієм сплаву ЖСЗДК-ВІ зі зниженим вмістом вуглецю./ Дмитро Тьомкін, Валерій Наумик.// Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.– 2025– №1.– С. 6-12. **(фахове видання)**. DOI: <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2025-1-1>

7. Тьомкін Д.О. Вплив зниженого вмісту вуглецю на властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ. / Тьомкін Д.О., Педаш О.О., Наумик О.О., Наумик В.В.// Процеси лиття. –2025.– № 1 (159).– С.3–10. **(фахове видання)** DOI: <https://doi.org/10.15407/plit2025.01.003>.

ЗМІСТ

Перелік умовних позначень	16
Вступ	17
Розділ 1 Ливарні жароміцні нікелеві сплави, що застосовуються для виготовлення деталей газотурбінних двигунів.....	23
1.1 Особливості конструкції та роботи наземних газотурбінних установок....	23
1.2 Методи лиття і деякі ЖНС, що застосовуються для виготовлення лопаток ГТУ.....	26
1.3 Вплив хімічних елементів і технологічних прийомів на характеристики та структуру ЖНС.....	30
1.3.1 Основні легувальні елементи.....	31
1.3.2 Мікролегувальні елементи для ливарних ЖНС.....	49
1.3.3 Модифікуючі елементи для ливарних ЖНС.....	50
1.3.4 Шкідливі домішки, що знижують властивості ливарних ЖНС.....	52
1.3.5 Мікроструктура і фазові композиції ливарних ЖНС із рівноосною структурою.....	54
1.3.6 Вплив високотемпературної обробки розплаву (ВТОР) на властивості ливарних ЖНС із рівноосною структурою.....	61
1.3.7 Вплив технології гарячого ізостатичного пресування (ГІП) на властивості ливарних ЖНС.....	62
1.3.8 Основні особливості модифікування та легування ливарних ЖНС.....	63
1.4 Мета дослідження та постановка задачі	65
Розділ 2 Матеріали та методика дослідження	67
2.1 Основне плавильне обладнання	67
2.2 Керамічні форми для заливки тестових зразків сплаву	69
2.3 Матеріали та методи дослідження знеміцнення меж зерен для ЖНС	71

2.4 Матеріали та методи отримання модернізованого сплаву ЖСЗДК-ВІ.....	73
2.4.1 Виплавка вихідної виробничої плавки АТ «МОТОР СІЧ» сплаву ЖСЗДК-ВІ	73
2.4.2 Виплавляння вихідної виробничої плавки ВП «ЗМЗ» сплаву ЖСЗДК-ВІ	79
2.4.3 Модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ лігатурою нікель-ітрій. (Варіант [Y+CoAl ₂ O ₄])	84
2.4.4 Модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ лігатурою нікель-ітрій. (Варіант [Y] серійна технологія)	85
2.4.5 Модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ лігатурою нікель-ітрій та мішметалом. (Варіант [Y+Ce+CoAl ₂ O ₄])	85
2.4.6 Модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ лігатурою нікель-ітрій та ніобієм. (Варіант [Y+Nb+CoAl ₂ O ₄])	86
2.4.7 Модернізація сплаву ЖСЗДК-ВІ ніобієм, гафнієм та лігатурою нікель-ітрій. (Варіант [Y+Hf+Nb])	86
2.4.8 Модернізація сплаву ЖСЗДК-ВІ ніобієм, гафнієм, нікель-ітрієм з проведенням ВТОР. (Варіант [Y+Hf+Nb+ВТОР])	87
2.5 Методики дослідження властивостей зразків плавок литих ЖНС	88
Висновки до розділу 2	90
Розділ 3 Вивчення впливу ітрію на властивості ливарних жароміцних нікелевих сплавів	91
3.1 Метод сум Cr+W+Mo і Ti+Al для визначення збалансованості хімічного складу	91
3.2 Визначення впливу суми Ti+Al на кількість γ' - фази	91
3.3 Результати досліджень впливу ітрію на мікроструктуру структуру та механічні властивості ЖНС	95
Висновки до розділу 3	101

Розділ 4 Розробка модернізованого сплаву ЖСЗДК-ВІ з підвищеними властивостями	103
4.1 Розробка системи легування та модифікування	103
4.2 Оцінка придатності вихідних плавок сплаву ЖСЗДК-ВІ до модифікування та легування	108
4.3 Комплексна модернізація сплаву ЖСЗДК-ВІ	110
4.4 Дослідження зразків плавок сплаву ЖСЗДК-ВІ	115
4.4.1 Вплив технології легування та модифікування на макроструктуру	115
4.4.2 Вплив технології легування та модифікування на розподіл та розміри карбідів	116
4.4.3 Вплив технології легування та модифікування на міжзеренні виділення	118
4.4.4 Вплив дослідної технології на механічні властивості та жароміцність сплаву ЖСЗДК-ВІ	121
4.4.5 Карбідоутворення у модернізованому сплаві ЖСЗДК-ВІ. Стехіометричний підхід	126
4.5 Рекомендації щодо модернізації сплаву у виробництві.....	130
4.5.1 Розрахунок шихти	130
4.5.2 Виплавка вихідної плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ	133
4.5.3 Проведення легування-модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ	133
Висновки до розділу 4	135
Загальні висновки	138
Перелік посилань	141
Додаток А Довідка про результати промислового випробовування	159

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

- СЗП – стандартний зразок підприємства;
- ГТУ – газотурбінна установка;
- ГТД – газотурбінний двигун;
- ТНТ – турбіна низького тиску;
- ТВТ – турбіна високого тиску;
- ЖНС – жароміцний нікелевий сплав;
- ВТОР – високотемпературна обробка розплаву;
- МШЗ – мірні шихтові заготовки;
- КРАМ – комплексна розрахунково-аналітична методика;
- ТЩУ – топологічно щільноупаковані фази;
- ВТК – високотемпературна корозія;
- ППФ – піч підігріву форм;
- АТ – акціонерне товариство;
- ВП – відокремлений підрозділ
- РЗМ – рідкоземельні метали;
- ГПП – гаряче ізостатичне пресування.

ВСТУП

Актуальність теми. Створення нових і вдосконалення наявних матеріалів для авіаційних двигунів і установок наземного базування вимагає впровадження прогресивних технологічних методів у виробництво, що забезпечують формування раціональної структури жароміцних сплавів.

Сучасні дослідження, орієнтовані на поліпшення якості жароміцних ливарних сплавів, виявили, що проведення комплексної модернізації сплаву є одним із результативних способів удосконалення сплаву та надання йому нових властивостей.

Метою модернізації сплаву є: вдосконалення структури, показників міцності і пластичності матеріалу, підвищення опору розвитку тріщини, повзучості тощо; підвищення експлуатаційних характеристик сплаву шляхом зміни хімічного складу, технології плавки, подальшої обробки готових виливків.

Модернізація сплаву може включати в себе: введення нових легуючих або модифікуючих елементів, оптимізацію режимів плавки і кристалізації, тощо.

Одним із результативних способів управління структурним станом матеріалу є додаткове введення легуючих добавок гафнію і ніобію, які змінюють хімічний склад матеріалу

Гафній і ніобій входять у зміцнювальну γ' - фазу і додатково зміцнюють її. Беруть участь у вдосконаленні морфології карбідів і підвищують термодинамічну стабільність сплаву. Значущі дослідження за цим напрямом були проведені Сімсом Ч.Т, Столффом Н.С., Гайдуком С.В., Бяликом Г.А. та ін.

У багатьох наукових працях встановлено, що легування рідкоземельними елементами – такими як ітрій, церій та ін. сприяє збільшенню довговічності за рахунок поліпшення міжфазної поверхні між інтерметалідною γ' - фазою, твердорозчинною матрицею, стабілізації сприятливої морфології карбідних включень, а також формуванню їхніх термодинамічно стійких високотемпературних модифікацій, вдосконаленню меж зерен. На цю тему проведено актуальні дослідження Сімсом Ч.Т., Ольшанецьким В.Ю.,

Ковалем А.Д., Беліковим С.Б, та ін.

До ливарних ЖНС, що працюють у турбінах ГТД, висуваються вимоги щодо рівня тривалої міцності за високих температур, опору повзучості, висуваються вимоги щодо стійкості до утворення і розвитку тріщини. Для цього необхідно забезпечити в структурі деталей: зниження дендритної ліквідації, високий ступінь фізичної та хімічної однорідності, зменшення розмірів дендритів і ширини меж зерен, і відповідно величини пір, а також зменшення розмірів карбідів і карбонітридів, одержання карбідів у вигляді дискретних дрібних частинок, підвищення пластичних властивостей. Одним із методів розв'язання вище поставлених завдань є технологія високотемпературної обробки розплаву на першу і другу точки рівноважного стану сплаву. Глибокими дослідженнями в цій галузі займалися фахівці НУ "Запорізька Політехніка", АТ "МОТОР СІЧ", ДП "Івченко-Прогрес".

Комплексна модернізація ливарних ЖНС забезпечує виражений сумарний ефект за рахунок поєднання різних технологічних процесів впливу на структуру матеріалу. Такий підхід сприяє більш повній реалізації переваг кожної із застосовуваних технологій модернізації, що в сукупності призводить до значного підвищення експлуатаційних властивостей литих заготовок, призначених для роботи у відповідальних умовах.

Виходячи з вищевикладеного, для подальшого розвитку рівня підвищених показників працездатності жароміцних сплавів, що застосовуються під час виробництва критично навантажених елементів газотурбінних установок, є актуальними дослідження комплексного впливу процесів модернізації ЖНС.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Основні етапи та висновки дисертаційної роботи виконано відповідно до Закону України "Про пріоритетні напрями розвитку науки і техніки та інноваційної діяльності в Україні" від 13.01.2024 № 3534-ІХ.

Об'єктом дослідження є технологічні процеси впливу на структуроутворення ЖНС для забезпечення формування сприятливої структури і забезпечення поліпшених показників механічних властивостей та

експлуатаційних характеристик, відповідно до вимог галузевої нормативної документації.

Предмет дослідження структурні характеристики та показники механічних і експлуатаційних властивостей ЖНС після комплексного технологічного впливу на процеси виплавки ливарних сплавів і отримання виливків.

Мета дослідження. Удосконалити технологічний процес отримання литих робочих лопаток ГТД і ГТУ з жароміцного нікелевого сплаву (ЖНС) для забезпечення підвищеного рівня механічних та експлуатаційних властивостей турбіни низького тиску із застосуванням комплексного технологічного впливу, що включає легування, модифікування та інше.

Для досягнення зазначеної мети необхідно було розв'язати такі **задачі**:

- провести розрахунок фазової та структурної стабільності ЖСЗДК-ВІ, з метою оцінки його придатності до подальшого модифікування;
- провести дослідні плавки із застосуванням комплексного технологічного впливу з проведенням легування та модифікування;
- проаналізувати склад, структуру, властивості матеріалу дослідних плавок;
- встановити взаємозв'язок між параметрами модернізації та якісними показниками дослідних плавок;
- розробити рекомендації для застосування у виробництві.

Методи дослідження. Для реалізації поставлених завдань було застосовано сучасні технології вакуумного виплавляння ливарних ЖНС, отримання виливків проводилося методом лиття за виплавлюваними моделями в дослідні та серійні керамічні ливарні форми.

Плавку ливарних ЖНС здійснювали на вакуумних плавильних установках ІСВ-0,16, FM 1-2-100 "ULVAC". Отримання виливків проводили на установці УППФ-3М. Хімічний склад вихідних та дослідних плавок ЖНС визначали спектральним і хімічним методами згідно зі стандартними методиками.

Дослідження макро- і мікроструктури, механічних властивостей дослідних зразків за кімнатної та підвищеної температури здійснювали за допомогою стандартних методик.

Макро- і мікроструктуру литих зразків оцінювали сучасними методами оптичної металографії при збільшенні $\times 100 \dots 1000$.

Ударну в'язкість, час до руйнування при випробуваннях жароміцності та механічні властивості зразків визначали на сучасних випробувальних машинах і стендах відповідно до встановлених державних стандартів.

Випробування проводилися з використанням приладів і обладнання, що пройшли перевірку і відповідають вимогам метрологічного контролю.

Наукова новизна роботи полягає в наступному:

1. Вперше систематизовано та узагальнено відомості щодо впливу сумарного вмісту (Ti+Al) на зміцнювальну γ' - фазу в ЖНС з різними типами зміцнення.

Уточнено граничну межу легування сумою елементів (Ti+Al). Металографічними дослідженнями встановлено, що за суми $Ti+Al \geq 8,2 \%$ у структурі сплаву формуються грубі границі зерен, по яких виділяються евтектичні фази, в результаті відбувається зменшення часу до руйнування при випробуванні на тривалу міцність. При введенні в розплав $0,136 \%$ нікель-ітрієвої лігатури забезпечує формування тонких меж зерен практично без виділень знеміцнюючих фаз.

2. Вперше розрахунками встановлено, що для проведення реакції карбідоутворення ітрію $0,015 \text{ мас.}\%$ при гафнію $0,25 \text{ мас.}\%$ достатньо $0,02 \text{ мас.}\%$ вуглецю. Додавання $0,15 \dots 0,25 \text{ мас.}\%$ гафнію до ЖСЗДК-VI формує глобулярні карбіди по межах зерен. Вірогідно первинні карбіди ітрію формуються з розплаву і сприяють зростанню глобулярних карбідів типу MeC. Отриманої за розрахунками кількості ітрію і гафнію, є достатнім для утворення тільки глобулярних карбідів у сплаві ЖСЗДК-VI за умови зменшення кількості вуглецю.

3. Отримано подальший розвиток уявлення про процес утворення високотемпературних карбідів ніобію, гафнію і титану. Показано, що при вмісті вуглецю $0,06 \text{ мас.}\%$ і нижче, буде визначатися дефіцит вуглецю, а отже, легуючі елементи витрачалися на зміцнення структури сплаву, а саме:

– гафній перешкоджає руйнуванню меж зерен за рахунок пригнічення

виділення вторинних карбідів, і входить в γ' - фазу;

- ніобій додатково легує γ' - фазу;
- титан додатково утворює γ' - фазу.

Практична цінність.

1. Запропоновано та випробувано в умовах ВП «ЗМЗ» удосконалений технологічний процес модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ комплексом [Nb+Hf+Y+ВТОР]. В шихті при виплавці сплаву ЖСЗДК-ВІ замість хрому металевого слід використовувати хром електролітичний типу ЕРХ, який характеризується низьким вмістом сірки.

2. Застосування вказаної комплексної технологічної модернізації дозволило збільшити час до руйнування зразків при тривалих випробуваннях приблизно у 4 рази, та підвищити ударну в'язкість приблизно у 2 рази, в порівнянні з вихідною плавкою сплаву ЖСЗДК-ВІ.

3. Для забезпечення стабільного рівня механічних та експлуатаційних властивостей ЖНС рекомендовано проводити попередні розрахунки шихти із використанням відомих розрахунково-аналітичних методів оцінки структурної стабільності та збалансованості хімічного складу сплаву та при необхідності корегувати розрахунок шихти.

4. Виплавку ЖНС слід здійснювати на установці, яка оснащена модулем відбору проб для визначення хімічного складу у процесі плавки і за необхідністю корегувати хімічний склад ЖНС до рівня додаткових технічних вимог.

5. Рекомендовано застосування дослідної технології модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ нарівні із серійною технологією виготовлення лопаток турбіни (додаток А).

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

Автором виконано дослідження, підтвержені публікаціями [153, 159, 141, 142, 155, 156, 160], з вивчення впливу модифікування ітрієм на структуру і властивості зразків сплаву ЖС6У-ВІ, а також комплексної модернізації на

структуру і властивості зразків зі сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Методологію проведення експериментальних досліджень розробив та обґрунтував здобувач, при цьому практичне виконання експериментальних методик, а також увесь комплекс вимірювань, аналітичних процедур і розрахунків здійснювали за його безпосередньої участі.

Апробація результатів дисертації. Основні результати дисертаційної роботи доповідали й обговорювали на: наукових конференціях. "Інноваційні технології підготовки кадрів для промисловості та транспорту 2024" 26-27 квітня 2024 р. Дніпро: НТУ "ДП"; 6 th Grabchenko's International Conference on Advanced Manufacturing Processes (InterPartner-2024), September 10–13, 2024 (Odessa, Ukraine. 2024.); XVII Міжнародній науково-технічній конференції. Неметалеві накраплення і гази в ливарних сплавах (Запоріжжя, 26-27 листопада 2024 року) Запоріжжя: НУ "ЗП", 2025.

Публікації. Основні підсумки досліджень були представлені в 7 статтях, з них: 6 статей у наукових журналах, з яких 1 стаття входить до наукометричної бази даних Scopus. Крім того проведена апробація на 3 міжнародних науково-технічних конференціях - опубліковано тези, 1 з них в Scopus.

Склад і обсяг дисертаційного дослідження. Дисертаційна робота містить у собі: вступ, чотири розділи, загальні висновки, список використаних літературних джерел та 1 додаток. Загальний обсяг дисертації становить 145 сторінку, зокрема основного тексту дисертації 126 сторінок, 19 рисунків, 31 таблиця, 1 додаток та перелік використаних літературних джерел із 160 бібліографічних найменувань.

РОЗДІЛ 1

ЛИВАРНІ ЖАРОМІЦНІ НІКЕЛЕВІ СПЛАВИ, ЩО ЗАСТОСОВУЮТЬСЯ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ.

1.1 Особливості конструкції та роботи наземних газотурбінних установок

У вітчизняній і зарубіжній авіаційній галузі експлуатують авіаційні газотурбінні двигуни (ГТД), а конструктивно близькі силові газотурбінні установки (ГТУ) застосовують у газотранспортних системах і енергетичних установках.

ГТУ набули великого значення як джерела енергії в різних галузях техніки. Основною перевагою газотурбінних установок малої та середньої потужності 2,5...40,0 МВт є їхня компактність, відносно мала вага і менші порівняно з дизельними двигунами експлуатаційні витрати. Не менш важливою характеристикою ГТУ є високі екологічні показники. Недоліком таких установок завжди залишався відносно невисокий коефіцієнт корисної дії (ККД). Однак останніми роками, завдяки широкому впровадженню сучасних методів проектування, появи нових жароміцних матеріалів і використанню складних термодинамічних циклів, рівень ККД таких ГТУ сягнув 40% і більше, що значно перевершує за ефективністю наявні ТЕЦ, які використовують паровий цикл, і впритул наближається до рівня ефективності швидкохідних дизельних силових установок [1, 2].

Газовою турбіною називається тепловий двигун ротаційного типу, в якому робочим тілом є продукти згоряння палива в суміші з повітрям, а також нагріті до високої температури повітря або інші газоподібні речовини, що мають певні фізичні властивості [3].

Принципова схема роботи простої ГТУ з розрізним валом з окремою силовою турбіною показана на рисунку 1.1.

ГТУ включає до свого складу як мінімум два турбінних агрегати

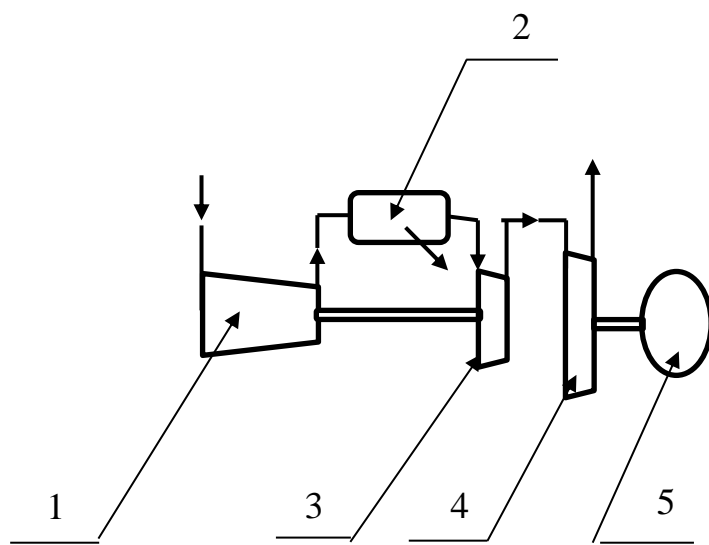


Рисунок 1.1 – Принципова схема роботи простої ГТУ з розрізним валом з окремою силовою турбіною [3].

Компресор 1 приводиться турбіною високого тиску (ТВТ) 3, засмоктує повітря з атмосфери, стискає його до певного тиску і подає в камеру згоряння 2. Сюди ж безперервно надходить рідке або газоподібне паливо. Згоряння палива за такої схеми відбувається безперервно, за постійного тиску, тому такі ГТУ називаються газотурбінними установками безперервного згоряння або ГТУ зі згорянням за постійного тиску [3].

Гарячі гази, що утворилися в камері згоряння у результаті спалювання палива, надходять у турбіну 3[3].

Температура газів коливається від 950 °С у ранніх версіях двигунів до 1500 °С у сучасних моделях [4, 5]. У турбіні газ розширюється, (температура його знижується), і його внутрішня енергія перетворюється на механічну роботу, а силова турбіна або турбіна низького тиску (ТНТ) 4 забезпечує привід корисного навантаження 5 (для ГТУ: електрогенератора; для ГТД: вентилятора, ротора).

Відпрацьовані гази виходять із турбіни в навколишнє середовище (в атмосферу) [3].

Для підвищення ефективності ГТУ і ГТД застосовується силова турбіна –

ТНТ. Як різновид ТНТ у ГТУ і ГТД може застосовуватися вільна турбіна (для ГТД – турбіна вентилятора).

Вільна турбіна відокремлена від компресора й основної турбіни, що дає змогу їй обертатися незалежно, і може використовуватися для забезпечення роботи компресора або отримання електричної енергії [2]

Частина потужності, що розвивається газовою турбіною, витрачається на обертання компресора, а частина, що залишилася (корисна потужність), віддається споживачеві. Потужність, споживана компресором, відносно велика і в простих схемах за помірної температури робочого середовища може в 2...3 рази перевищувати корисну потужність ГТУ. Це означає, що повна потужність власне газової турбіни, має бути значно більшою за корисну потужність ГТУ [3].

У ТНТ встановлюються робочі лопатки. Основні вимоги, що висуваються до цих лопаток:

- висока міцність за робочих температур до 900...1000 °С,
- збереження механічних властивостей і тривалої міцності за високих температур,
- опір до окислення і гарячої корозії,
- забезпечення високого опору до утворення тріщини та її розвитку.

З економічних міркувань для ГТУ використовується паливо не високої якості.

Під час спалювання палива утворюється середовище, що містить хімічно активні продукти згоряння [3, 6].

Соплові та робочі лопатки турбін піддаються інтенсивному корозійному й ерозійному впливу газового потоку, що містить тверді включення, такі як частинки пилу, залишки незгорілого палива та інші забруднювальні домішки. Найбільший деструктивний вплив чинить високотемпературна корозія (ВТК) [6, 7, 8].

ВТК, як правило, є прискореним і нерідко катастрофічним роз'їданням деталей турбіни, виготовлених із жароміцних сплавів, унаслідок впливу високотемпературних газових середовищ, що містять корозійно-активні

елементи, як-то ванадій, калій, натрій, хлор, сірку, а також їхні сполуки і солі.

Виділяють різні типи ВТК, включно із сульфідною корозією, феноменом "чорної віспи", сірчистою корозією, сульфідно-оксидним і газокорозійним руйнуванням.

Природний газ містить хімічно активні домішки, що сприяють розвитку ВТК, включно з сірководнем із концентрацією до 20 мг/м^3 , меркаптановою сіркою до 30 мг/м^3 , а також сполуками лужних металів і сірки, присутніми у складі газового конденсату [9].

Внаслідок потрапляння стороннього предмета в двигун, низького тиску навколишнього повітря та інше, виникає ефект помпажу, потік повітря різко змінює напрямок навколо лопаток робочого колеса, і в турбіні виникають турбулентні завихрення, тиск на вході компресора стає рівним або вищим за тиск на виході. Це призводить до підвищених вібрацій, ударних навантажень на лопатки [10 – 15].

1.2 Методи лиття і деякі ЖНС, що застосовуються для виготовлення лопаток ГТУ

Робочі лопатки турбін ротора є найбільш навантаженими елементами, і виконують функцію перетворення кінетичної енергії гарячих газів на механічну потужність, що передається на робочий вал і силові агрегати. [9,16,17].

Спрямні (соплові) лопатки і робочі лопатки турбін працюють за умов екстремальних температур і агресивних середовищ. Крім того, робочі лопатки додатково зазнають значних механічних напружень, що розтягують, і знакозмінних навантажень, а також повинні мати високий опір до ударних навантажень.

Для виготовлення лопаток застосовуються передові технології лиття з ЖНС.

На відміну від жароміцних сплавів, що деформуються і мають вищу пластичність, але поступаються в жароміцності, ливарні ЖНС характеризуються зниженою здатністю до пластичної деформації при збереженні або навіть

підвищенні міцності за високих температур, залежно від збільшеного комплексу легуючих елементів, що входять до складу γ та γ' фази. Завдяки таким властивостям ливарних ЖНС, для досягнення найкращого коефіцієнта використання дорогого матеріалу, а також забезпечення високої точності геометрії та мінімальних припусків, спрямні та робочі лопатки турбін виготовляються переважно методом лиття за моделями що витоплюються [17, 18, 19].

Спрямні лопатки (статора) ГТУ, для всіх ступенів турбіни, як правило, відливають за технологією рівноосної кристалізації.

Під час конструкторського розроблення рекомендується для робочих лопаток ротора навантажених ступенів, ТВТ, турбіни середнього тиску (ТСТ) застосовувати технологію лиття високошвидкісної спрямованої кристалізації з отриманням лопаток зі стовпчастою і монокристалічною структурою, основними методами:

- переміщення керамічної форми з рідким металом ЖНС із зони нагріву в рідиннометалевий охолоджувач [17, 20],

- переміщення керамічної форми з рідким металом ЖНС із зони нагріву в зону охолодження на мідному водо-охолоджуваному кристалізаторі [17, 20, 21].

Також робочі лопатки, залежно від потужності двигуна і силового агрегату, виготовляються за технологією рівноосної кристалізації.

Відомо [17], що під час випробування зразків одного сплаву, відлитих із рівноосною і спрямованою (стовпчастою) структурою, границя тривалої міцності для зразків зі спрямованою структурою збільшується приблизно на 20 МПа. Руйнування зразка з рівноосною структурою відбувається по межах зерен, а в сплавах зі спрямованою структурою, в міжосьових просторах по межах розділу евтектика - матриця і карбід – матриця [17].

У зразках з монокристалічною структурою межі зерен відсутні. У таких сплавах відсутні або мають знижений вміст елементи, що зміцнюють межі зерен, такі як: вуглець, цирконій, бор, гафній. Це дає змогу збільшити температуру солідус. Випробування монокристалічних зразків виявляє підвищення жароміцності та опір повзучості. Відсутність карбідних фаз знижує ймовірність

виникнення мікротріщин при циклічних і термоциклічних навантаженнях.

Широко використовувані для силових агрегатів ГТУ вітчизняні та зарубіжні ливарні ЖНС зазначені в таблицях 1.1, 1.2.

Таблиця 1.1 – Хімічний склад (середні значення), % мас ливарних ЖНС для рівноосної, спрямованої та монокристалічної кристалізації [2, 5, 17, 22 –29].

Сплав	Cr	Ti	Re	Mo	W	Ta	Al	Co	Hf	Nb	B	Zr	C
											Не більше		
Сплави для рівноосної кристалізації													
ЗМИ-3У*	13,3	4,8	-	0,8	7,3	-	3,4	5,0	-	-	0,015	-	0,12
ЦНК-21*	21,0	3,4	-	1,5	2,3	-	2,5	10,8	-	0,7	0,012	-	0,08
IN738*	16,0	3,4	-	1,8	2,6	1,75	3,4	8,5	-	0,9	0,010	0,100	0,17
IN792*	12,4	4,5	-	1,9	3,8	3,90	3,1	9,0	-	-	0,020	0,100	0,12
IN939*	22,5	3,7	-	-	2,0	1,40	1,9	19,0	-	1,0	0,009	0,090	0,15
IN738LC*	16,0	3,4	-	1,7	2,6	1,7	3,4	8,5	-	-	0,010	0,100	0,17
ЖС6К-ВИ	10,6	2,8	-	4,0	5,1	-	5,7	4,5	-	-	0,015	0,040	0,18
ЖС6У-ВИ	9,0	2,6	-	1,5	10,3	-	5,4	9,8	-	1,0	0,035	0,040	0,18
ЖСЗДК-ВІ	12,0	2,9	-	4,1	4,3	-	4,5	9,5	-	-	0,012	-	0,09
Сплави для спрямованої кристалізації													
IN792LC*	12,5	3,5	-	1,85	4,1	4,1	3,4	9,0	1,0	-	0,015	0,02	0,08
GTD-111*	14,0	5,0	-	1,5	3,8	3,15	3,0	9,5	-	0,07	0,014	0,007	0,10
ЖС26-ВИ	4,9	1,0	-	1,1	11,7	-	5,9	9,0	-	1,6	0,015	-	0,15
ЖС32-ВІ	5,0	-	4,0	1,0	8,3	4,0	6,0	9,0	-	1,5	0,015	-	0,15
Сплави для монокристалічної кристалізації													
PWA1483*	12,0	4,1	-	1,9	3,8	5,0	3,6	9,0	0,007	-	0,003	0,0005	0,070
CMSX-11C*	14,9	4,2	-	0,4	4,5	5,0	3,4	3,0	0,004	0,01	0,002	0,0010	0,002
CMSX-11B*	12,5	4,2	-	0,5	5,6	5,0	3,6	7,0	0,004	0,01	0,002	0,001	0,002
ЦНК-8*	12,0	4,5	-	-	6,7	-	-	8,8	-	-	-	-	-
CMSX-4	6,5	1,0	3,0	0,6	6,0	6,5	5,6	9,0	0,1	-	-	-	-
ЖС36-ВИ	4,0	1,1	2,0	1,6	11,0	-	5,8	7,0	-	1,1	-	-	-
* Корозійностійкі сплави													

Таблиця 1.2 – Тривала міцність ливарних ЖНС для рівноосної, спрямованої та монокристалічної кристалізації [5, 17, 22 – 32].

Марка сплаву	Межа тривалої міцності (σ_t^t), МПа									
	100- годин (σ_{100}^t)				1000 годин (σ_{1000}^t)				10000-годин (σ_{10000}^t)	
	При температурі, °С				При температурі, °С				При температурі, °С	
	800	900	1000	1100	800	900	1000	1100	900	1000
Сплави для рівноосної кристалізації										
IN738*	-	240	118	-	-	160	-	-	120*	-
IN792*	-	250	130	-	-	170	-	-	125	-
IN939*	-	-	75	-	-	125	-	-	70	-
IN738LC*	-	-	115	-	-	175	137	-	-	50**
ЗМИ-3У*	491	300	108	-	392	168	-	-	100	-
ЦНК-21*	-	-	96	-	-	-	-	-	-	-
ЖС6У-ВИ	600	350	170	103	-	-	175	59	145	57
ЖС6К-ВИ	-	320	150	90	-	150	139	-	-	-
ЖСЗДК-ВІ	480	294	137	-	-	-	-	-	-	-
Сплави для спрямованої кристалізації										
IN792LC*	-	-	165	-	-	-	-	-	-	-
DS GTD-111*	-	-	140	-	-	-	-	-	-	-
ЖС26-ВИ	-	400	200	-	-	-	-	-	-	-
ЖС32-ВІ	-	466	250	119	-	-	-	155	74	-
Сплави для монокристалічної кристалізації										
CMSX-11В*	-	345	184	-	-	250	-	-	-	-
CMSX-11С*	-	340	180	-	-	250	180	-	-	-
PWA1483*	645	390	167	-	-	-	-	-	-	-
CMSX-4	-	519	260	137	-	362	136	-	-	-
ЖС36-ВИ	-	490	250	137	-	343	157	83	-	-
* Корозійностійкі сплави										
** Температура випробувань T=890 °С										
*** Температура випробувань T=982 °С										

Як можна побачити в таблиці 1.1, корозійностійкі сплави мають підвищений вміст хрому.

Вміст хрому 12...22 % мас. у корозійностійких сплавах забезпечує працездатність лопаток у корозійно-активних середовищах, але знижує показники тривалої міцності [2,17].

У вітчизняній і зарубіжній практиці [1, 2, 5, 17, 33] для збільшення потужності ГТУ потрібне підвищення напружень і температур елементів турбін. З цією метою, поряд з використанням висококорозійностійких нікелевих сплавів, що мають значні захисні властивості, але поступаються в жароміцності матеріалам для авіаційних газотурбінних двигунів (ГТД), застосовують також сплави авіаційного призначення, деякі такі сплави зазначені в таблицях 1.1, 1.2.

Ці матеріали демонструють високу експлуатаційну надійність, проте їхня корозійна стійкість істотно нижча (див. таблицю 1.2). Проте застосування авіаційних сплавів можливе за умови нанесення на елементи гарячого тракту, насамперед на лопатки турбін, ефективних захисних покриттів, що підвищують їхню корозійну стійкість.

1.3 Вплив хімічних елементів і технологічних прийомів на характеристики та структуру ЖНС

У провідних світових науково-дослідних центрах і лабораторіях, що займаються розробкою матеріалів, проводять детальні дослідження впливу легувальних елементів на зміцнення сплавів інтерметалідними і карбідними фазами. Вивчають термостійкість зміцнювальних структур; розробляють методи управління формуванням меж зерен і кристалів, виділенням зміцнювальних фаз із використанням комплексних рішень легування, модифікування і різних технологій впливу на рідкий метал під час рівноосної і спрямованої кристалізації. Проводиться розробка оптимальних складів ливарних жароміцних сплавів, і оформляються публікації та патенти: у США [28, 29, 33 – 46]; Великій Британії [5, 47, 48]; Японії [49 – 58]; Франції [59 – 70]; Україні [6, 8, 16, 22, 71– 84].

Під час дослідження структури і характеристик ливарних ЖНС виявлено закономірності впливу легувальних елементів на формування сплавів з

поліпшеними експлуатаційними характеристиками.

1.3.1 Основні легувальні елементи.

Титан і алюміній.

На попередніх етапах розроблення жароміцних сплавів, зміцнених карбідними фазами, титан вводили в обмежених концентраціях 0,1...0,3 %, що зумовлювало підвищення показників тривалої міцності. Однак при збільшенні вмісту титану погіршувалися механічні властивості, внаслідок здатності титану утворювати з вуглецем термодинамічно стійкі карбіди, які не беруть участі в механізмах дисперсійного зміцнення [85].

Титан – сильний карбідоутворювач, сприяє зростанню твердості сплавів у загартованому стані та після старіння. При вмісті понад 3,5% істотно знижує пластичність і в'язкість внаслідок появи в структурі, після старіння, грубих виділень надлишкової фази [19].

Алюміній – підвищує механічні властивості за високих температур, різко підвищує окалиностійкість сплавів [17, 19, 33, 34, 85].

Алюміній і титан є ключовими елементами, відповідальними за формування γ' - фази в жароміцних сплавах. Їх додавання призводить до збільшення температури повного розчинення цієї фази [2, 17, 23, 34].

Відомо [23, 34], що титан і алюміній беруть участь у зміцненні сплавів завдяки виділенню вторинних фаз, зокрема γ' - фази, які утворилися під час розпаду твердих розчинів за реакцією, що відбувається під час проведення термічної обробки – старіння.

Як показав досвід [2, 17, 23, 34], рівень вмісту титану й алюмінію в ЖНС досяг максимально допустимих значень, що обмежує подальше легування. Збільшення експлуатаційної довговічності сплавів за високотемпературних умов досягається не за рахунок підвищення сукупного вмісту цих елементів. Навпаки, їхня концентрація, незважаючи на загальне зростання об'єму γ' - фази та кількості γ' - утворювальних компонентів у сплавах, демонструє тенденцію до зниження,

особливо щодо титану.

Як зазначається [85], надлишкове легування нікель-хромових сплавів феритоутворюючими елементами (Cr, Mo, W, Ti, Al) призводить до формування двофазної структури ($\gamma + \alpha$) і виділення σ -фази, що значно погіршує жароміцні властивості матеріалів. Встановлено, що за сукупного вмісту компонентів, який визначається виразом: $(10Cr + W + Mo) = 25$ % за масою, область α -фази починає з'являтися за умови введення понад 5 % за масою алюмінію. При зниженні цього показника до 20%: $(10Cr + Mo) = 20$ % за масою, α -фаза формується вже при вмісті алюмінію понад 6% за масою.

У сплавах з титаном і алюмінієм спостерігається подібна тенденція, що полягає у формуванні двофазної структури ($\gamma + \alpha$), при цьому слід враховувати посилений вплив суми $(Ti + Al + 0,5)$ % за масою.

У роботах Ч.Т. Сімса [33] показано, що для жароміцних сплавів, сума $(Ti + Al)$ перебувають на рівні 4...8%.

Це явище можна пояснити тим, що за досягнутого рівня легування найефективнішими зміцнювальними компонентами стають такі γ' - формувальні елементи, як гафній, ніобій, тантал та інші. Ці елементи мають підвищену здатність до стабілізації γ' - фази та карбідних сполук, а також надають ширші можливості для оптимізації параметра невідповідності кристалічних решіток на міжфазних межах γ/γ' . У сукупності це сприяє підвищенню термічної стабільності та жароміцності сплаву в цілому [33, 35, 88].

Сплави для спрямованої кристалізації містять від 4,7 мас. % до 5,8 мас. % Al, а Ti – знижений вміст від 2,0 мас.% до 1,0 мас.% [2, 17].

У сплавах, призначених для монокристалічного лиття і деяких сплавів спрямованої кристалізації, масова частка алюмінію збільшилася до 6,0...6,2 мас %, при цьому концентрація титану зменшилася до 0,7...1,0 мас. %, або титан повністю виключений зі складу цих сплавів. [2, 5,17].

У роботах Репяха С.І. [19] показано, що алюміній забезпечує захист виливків від високотемпературної корозії.

У роботах [2, 89] зазначається, що при підвищенні концентрації алюмінію в

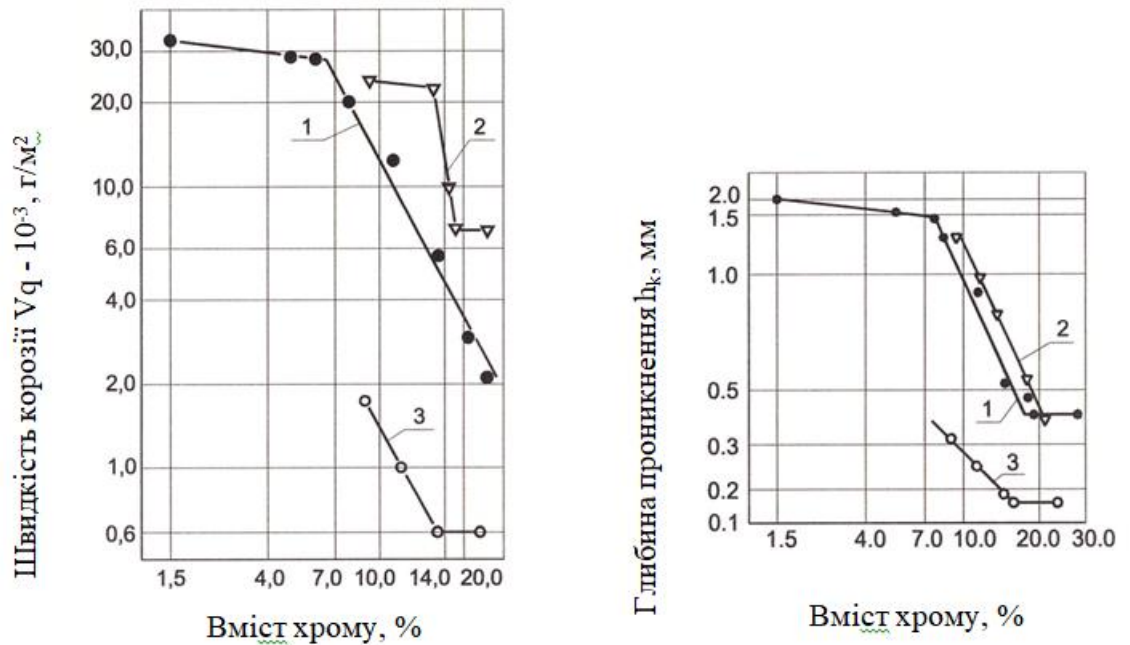
сплавах з 2,0 мас.% до 4,5 мас.% фіксується інтенсифікація корозійних процесів, тоді як при перевищенні вмісту Al понад 4,5 мас.% відзначається зниження його несприятливого впливу.

Титан сприяє підвищенню корозійної стійкості сплавів, причому поліпшення цього показника зумовлене не тільки зростанням концентрації Ti, а й збільшенням співвідношення вмісту Ti до Al. Молібден у межах концентрації до 3...4 мас.% чинить інгібуючий вплив на корозійні процеси, однак за подальшого зростання його вмісту фіксується перехід до швидкоплинної руйнівної корозії.

У рамках проведених досліджень автори [90 – 93] вивчали вплив співвідношення концентрації титану та алюмінію в складнолегованих сплавах із сумарним вмістом (Ti+ Al) у приблизному діапазоні 8,0...8,5 мас. % із наявністю γ' - фази на рівні приблизно 60...65 мас.%

При випробуваннях на ВТК досліджували систему Ni-Cr-Al-Ti-1,5Mo. Було встановлено, що введення молібдену 1,5...2,0 мас. %, і збільшення співвідношення Ti/Al значно знижує кількість зразків через розтріскування і стрімке руйнування через проникнення активної корозійної речовини по межах зерен.

На рисунку 1.2 наведено порівняння середньої швидкості ВТК і глибини корозійного проникнення систем Ni-Cr-Al-Ti-1,5Mo і Ni-Cr



1 – сплави Ni-Cr;

2 – сплави зі співвідношенням $Ti/Al < 1$

3 – сплави зі співвідношенням $Ti/Al > 1$

Рисунок 1.2 – Параметри ВТК сплавів Ni-Cr-Al-Ti-1,5Mo і Ni-Cr [90].

Дослідження великої групи промислових вітчизняних і зарубіжних ливарних ЖНС для ГТУ та авіаційних ГТД, деяка частина з яких зазначена в таблиці 1.1, показало, що існує чітка залежність співвідношення Ti/Al .

Таблиця 1.3 – Залежність співвідношення Ti/Al для ливарних ЖНС

Сплав	Ti/Al , %	Сплав	Ti/Al , %	Сплав	Ti/Al , %	Сплав	Ti/Al , %
ЗМИ-3У*	1,41	IN939*	1,94	ЖСЗДК-ВІ	0,64	WA1483*	1,14
ЦНК-21*	1,36	IN738LC*	1,00	IN792LC*	1,03	CMSX-11С*	1,23
IN738*	1,00	ЖС6К-ВІ	0,49	GTD-111*	1,67	CMSX-11В*	1,17
IN792*	1,45	ЖС6У-ВІ	0,48	ЖС26-ВІ	0,17	CMSX-4	0,17
-	-	-	-	-	-	ЖС36-ВІ	0,19

* Корозійностійкі сплави

Корозійностійкі сплави, які від самого початку розробляли для ГТУ, за

традиційної системи легування, крім підвищеного вмісту хрому, мають співвідношення $Ti/Al \geq 1$.

Сплави, які розроблені для авіаційних ГТД, мають співвідношення $Ti/Al < 1$. Це проілюстровано в таблиці 1.3.

Гафній.

Багатьма дослідниками [2, 17, 19, 33, 34, 94] рекомендується застосування гафнію під час легування ЖНС, що застосовуються під час лиття деталей ГТУ та авіаційних ГТД.

Його додавання до ЖНС, у невеликих кількостях, значно покращує механічні властивості та пластичні характеристики, стійкість до окислення та корозії

Як відомо [2, 17, 19, 33, 34, 94], гафній є сильним карбідоутворювачем, і сприятливо змінює морфологію карбідів MeC з утворенням термічно стійких карбідів гафнію (HfC).

Карбіди гафнію є дискретними безладно розташованими частинками [33 34].

Гафній пригнічує надлишкові виділення $Me_{23}C_6$ і евтектичних карбідів Me_6C . Форма карбідів зі шрифтової змінюється на округлу.

Зміцнювальний вплив гафнію на межі зерен додатково зумовлений його здатністю заміщати хром у боридних фазах, що підвищує їхню термостійкість. Крім цього, взаємодіючи з сіркою, гафній утворює термодинамічно стійкі сульфідні сполуки, що сприяє збільшенню термостабільності матеріалу.

Гафній розчиняється в γ' - фазі та позитивно впливає на термостабільність.

Автори [2, 33, 34] провели детальне дослідження впливу цього елемента на ЖНС, встановивши його вкрай низьку розчинність у нікелі, а, отже, і в твердо розчинній матричній фазі. Однак, будучи γ' - стабілізатором, він у значних концентраціях присутній у γ' - фазі. Це свідчить про те, що доти, доки весь гафній витрачається на формування карбідів і легування γ' - фази, його вплив на міцнісні та пластичні характеристики залишається позитивним. Проте подальше збільшення його вмісту в сплаві ініціює утворення нових інтерметалідних сполук

на основі Hf з легуючими елементами, які раніше сприяли зміцненню. У сплавах з рівноосною структурою, що містять вуглець, такі фазові утворення можуть виступати додатковими дисперсійними зміцнювачами, що не чинить негативного впливу або навіть сприяє підвищенню термічної стабільності. Однак у сучасних монокристалічних сплавах, позбавлених вуглецю, поява цих фаз призводить до формування зерно межових структур, зокрема орієнтованих перпендикулярно до основних робочих навантажень, що в кінцевому підсумку знижує експлуатаційні характеристики матеріалу. З цієї причини в ливарних ЖНС з вуглецем вміст гафнію обмежується до 2 мас.%, тоді як у монокристалічних сплавах для лопаток турбін його концентрація або зведена до мінімуму (до 0,15 мас.%), або повністю виключена.

Крім того, автори робіт [94, 95] звертають увагу на те, що вже при введенні 0,25...0,35 мас. % гафнію відбувається виділення нехарактерних для сплаву ЖСЗДК-ВІ евтектичних фаз, які мають температуру плавлення нижче 1190 °С.

Як заявлено в роботі [17] про позитивний вплив (за легування гафнієм), евтектичних виділень γ' - фази, які, викривляючи межі зерен, призводять до підвищення опору повзучості.

Однак не слід забувати, що температура локального плавлення евтектики (γ - γ')- фази нижча за температуру солідус, що може призводити до появи структур перегріву за умови гомогенізаційного термічного оброблення ЖНС.

Відомо [96], що гафній підвищує стійкість до окислення нікелевих сплавів, сприяючи утворенню захисних оксидних шарів, таких як HfO_2 , які пригнічують дифузіїю кисню по межах зерен.

Додавання гафнію також підвищує стійкість до корозії і водневого окрихчування, що робить сплави надійнішими в агресивних середовищах.

Ніобій.

Ніобій є одним із найефективніших і найвагоміших легувальних елементів, що застосовуються у складі ЖНС, завдяки своїй унікальній здатності істотно змінювати та покращувати експлуатаційні характеристики цих матеріалів. Традиційно в композиціях жароміцних сплавів ніобій застосовують до 3 мас. %.

Однією з ключових особливостей ніобію є його виражена здатність до утворення стійких карбідних фаз, що чинить значний вплив на підвищення міцності твердорозчинної матричної фази, забезпечуючи їй додаткову опірність до зовнішніх термомеханічних навантажень і деформацій. Крім цього, присутність ніобію в структурі сплаву проявляється в його участі у формуванні γ' - фази, що є основним зміцнювальним компонентом нікелевих жароміцних сплавів, а також в утворенні різних карбідних з'єднань, таких як карбіди і карбонітриди. Саме завдяки такому розподілу ніобію в різних структурних складових сплаву, забезпечується не тільки значне підвищення жароміцності, а й помітне зниження схильності матеріалу до процесів перестарювання, що особливо важливо для експлуатації за тривалих високотемпературних впливів [2, 17, 19, 33, 34].

Дослідження показують [2, 17], що понад 50 % загального вмісту ніобію в сплаві залучено до структури γ' - фази, яка відіграє ключову роль у забезпеченні термічної стійкості та міцності матеріалу. Приблизно 33% ніобію перебуває у твердому розчині, що сприяє стабілізації матриці, а решта 0,2...0,3 % представлені у вигляді карбідів і карбонітридів, що формуються в процесі кристалізації та подальшої термічної обробки. Крім того, ніобій чинить сприятливий і багатоаспектний вплив на структуру і властивості сплаву, що виражається в зниженні схильності матеріалу до зональної ліквідації, що сприяє формуванню рівномірного хімічного складу і поліпшенню однорідності мікроструктури. Додатково, ніобій підвищує температуру рекристалізації, що дає змогу зберігати стабільність структури під час тривалого впливу високих температур, і уповільнює дифузійні процеси, мінімізуючи ймовірність небажаних фазових перетворень і деградації матеріалу. У сукупності всі ці ефекти призводять до значного підвищення структурної стабільності, збільшення ресурсу роботи за екстремальних умов експлуатації та істотного поліпшення жароміцних характеристик нікелевих сплавів, що робить ніобій незамінним елементом у складі цих матеріалів.

Однак [2], при вмісті Nb у ЖНС понад 3 % або менше 0,5 %, знижується опір повзучості.

Високий вміст ніобію зумовлює значне підвищення температури повної розчинності γ' - фази, що спричиняє погіршення технологічних властивостей сплаву: збільшення його щільності, зниження пластичності, зменшення стійкості до циклічної втоми і посилення схильності до хімічної нестабільності.

Необхідно зазначити, що вже за концентрації 0,5 мас.% ніобію в сплаві відбувається підвищення температури повної розчинності γ' - фази.

Як зазначають автори [97], ніобій виявляє більш виражений зміцнювальний ефект порівняно з титаном, проте його надлишкова концентрація негативно впливає на тріщиностійкість і пластичні характеристики сплаву. Крім цього, в роботі [97] підкреслюється, що перевищення атомного співвідношення $(\text{Nb} + \text{Ti} + \text{Ta}) / \text{Al}$ понад 1 може ініціювати утворення небажаних інтерметалідних фаз пластинчастого типу, таких як $\eta - \text{Ni}_3\text{Ti}$ і $\sigma - \text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Ta})$.

У монокристалічних сплавах, що працюють за температур понад 1000 °С, ніобій присутній або в малих 0,1...0,5 мас.% кількостях, або відсутній зовсім. Оскільки за температур експлуатації до 1000 °С ніобій ефективно впливає на характеристики міцності сплаву, а за температур 1000 °С і більше, його вплив на жароміцність стає малозначним порівняно з W, Ta і Re.

За даними авторів [2, 90], ніобій за вмісту в сплаві до 2 мас. % істотно не впливає на ВТК. Однак за 4 % ніобію в сплаві, відбувається руйнування деталей з утворенням на поверхні локального відшарування продуктів корозії та виявлення пухкого шару.

Ванадій.

Ванадій за малих концентрацій, приблизно до 1% в авіаційних ливарних ЖНС, сприяє збільшенню жароміцності сплавів, проте цей елемент чинить сильний негативний вплив на жаростійкість.

На сьогодні застосування ванадію як легувального компонента в сплавах максимально обмежене і практично виключене.

Автори цих робіт [2, 34] вказують, що додавання ванадію і вуглецю забезпечує зміцнення завдяки інтенсивному формуванню високодисперсних частинок карбідів ванадію (VC) і карбідів хрому (Cr_{23}C_6) з частковою взаємною

розчинністю ванадію в карбіді хрому і хрому в карбіді ванадію.

Надмірна концентрація V і C сприяє прискореному виділенню карбідних фаз у процесі старіння, що спричиняє значне окрихчування матеріалу під час експлуатації в умовах підвищених температур [2, 34].

Оптимальні механічні характеристики досягаються при спільному введенні ванадію і вуглецю з тугоплавкими елементами (вольфрамом, молібденом, ніобієм) у певних пропорціях. Підвищення міцнісних властивостей пояснюється тим, що V і C надають твердо розчинній матриці сплаву додатковий потенціал до дисперсійного тверднення, тоді як тугоплавкі елементи сповільнюють дифузійні процеси під час високотемпературної експлуатації, перешкоджаючи коагуляції дисперсних фаз і деградації міцності сплаву [2, 34].

Ванадій провокує прискорене корозійне руйнування.

Вольфрам і молібден.

Вольфрам і молібден є важливими елементами легування нікелевих жароміцних сплавів, що мають значний вплив на їхню структуру, механічні властивості, жароміцність і стійкість до високотемпературної корозії. Вони беруть участь у формуванні як γ -твердого розчину, так і γ' - фази, забезпечуючи їхню термічну стабільність і зміцнення.

Автори цих робіт [2, 17, 33, 34, 98] вказують, що вольфрам входить до складу γ' - фази і меншою мірою - в γ -фазу, формуючи карбіди типів Me_6C , $Me_{23}C_6$ і ТЩУ фази. Основний внесок вольфраму в зміцнення пов'язаний з його участю в твердорозчинному зміцненні та підвищенні стабільності γ' - фази, що призводить до збільшення опору високотемпературному повзучості. У діапазоні концентрацій 2...4 мас. % W входить до матриці як зміцнювальний елемент, проте його присутність у γ' - фазі також істотна. Зменшення концентрації W менше 2 мас. % знижує швидкість росту втомної тріщини, але одночасно призводить до збільшення швидкості повзучості. Вміст W понад 12 мас. % призводить до структурної нестабільності, зниження пластичності, утворення ТЩУ- фаз, таких як μ -фаза, і збільшення щільності сплаву.

Молібден є бажаним елементом у литих нікелевих жароміцних сплавах,

підвищуючи їхню стійкість до сульфідної корозії та сповільнюючи дифузію алюмінію в γ -твердому розчині, що сприяє стабілізації Ni_3Al і коагуляції інтерметалідної фази [2, 19]. Однак як твердорозчинний зміцнювач Мо менш ефективний порівняно з W і Re. При вмісті менше 3 мас. % Мо істотно знижується опір повзучості [2].

Авторами встановлено [98], що при збільшенні вмісту 3 мас.% у сплаві утворюються ТЩУ- фази. При вмісті 8 мас.% Мо Карбід M_6C наближається до монокарбиду на основі Мо.

Згідно з проведеними дослідженнями авторів [2] встановлено, що за концентрації молібдену вище за 9 мас. % відбувається зниження структурної стабільності та збільшення густини сплаву.

Обидва елементи, (W і Мо), мають комплексний вплив на жароміцні властивості сплавів.

У матеріалах, представлених [99, 100], наголошується, що оптимальне співвідношення мас Мо/W або Мо/(W+Re) становить 0,25...0,5, тоді як у сучасних сплавах «General Electric» це співвідношення досягає 0,51...0,56. Вольфрам чинить більший зміцнювальний вплив на γ' - фазу, тоді як молібден переважно зміцнює γ -твердий розчин. Введення W і Мо сприяє підвищенню міцності та термічної стабільності структури сплаву.

Багатьма дослідниками [2, 6, 89 - 93] відзначено, що з погляду ВТК вплив вольфраму і молібдену різниться. У сплавах системи Ni-15Cr-6Ti-3Al-W збільшення вмісту W до 7 мас.% практично не впливає на корозійну стійкість, тоді як перевищення цього порога призводить до катастрофічної корозії. У сплавах Ni-15Cr-6Ti-3Al-6Co-Mo-W при вмісті 4,5...5,0 мас.% W і збільшенні легування Мо до 6 мас. % спостерігається катастрофічне руйнування матеріалу. Високі концентрації W >7 мас.% і Мо >4 мас.% прискорюють процеси ВТК, що підтверджується фазовими діаграмами систем Na-Mo-O-S і Na-W-O-S, які показують аналогічні межі існування оксидних і сульфідних фаз.

Таким чином, вольфрам і молібден мають комплексний вплив на властивості нікелевих жароміцних сплавів. Вольфрам забезпечує вищу термічну

стабільність і зміцнення, тоді як молібден сприяє корозійній стійкості та стабілізації фазової структури. Оптимізація їхнього вмісту в сплавах дає змогу досягти балансу між жароміцністю, пластичністю та стійкістю до високотемпературної корозії.

Хром.

Зростання термостійкості жароміцних сплавів пов'язане зі значним зменшенням концентрації хрому: з 18...20 мас. % до 2...12 мас.%, що характерно для авіаційних ЖНС, які мають рівноосною, стовпчастою і монокристалічною структурами. Це зумовлено тим, що при збільшенні рівня легування сплаву розчинність хрому в твердому розчині знижується.

За даними проведених досліджень [102], хром переважно локалізується в γ -фазі, вміст якого в даній фазі істотно перевищує його середню концентрацію в сплаві. У разі ускладнення легування, що супроводжується зростанням частки зміцнювальної γ' - фази та відповідним скороченням об'єму твердорозчинної γ -матриці, незмінна кількість хрому спричиняє зростання його концентрації в γ -фазі, що сприяє формуванню небажаних вторинних фаз на основі α -Cr, а також σ - і μ -фаз, карбідних сполук типу $M_{23}C_6$ та інших, що спричиняє деградацію механічних характеристик.

Крім того, у високотемпературних жароміцних сплавах хром сприяє збільшенню кількості виділень під час розпаду γ' - фази, знижує її термостабільність, що негативно впливає на довговічність і пластичність сплаву. Хром більшою мірою, ніж інші елементи, розширює температурний інтервал кристалізації, що призводить до утворення усадочної пористості в ливарних заготовках [19]. Водночас зменшення концентрації хрому неминуче знижує жаростійкість матеріалу.

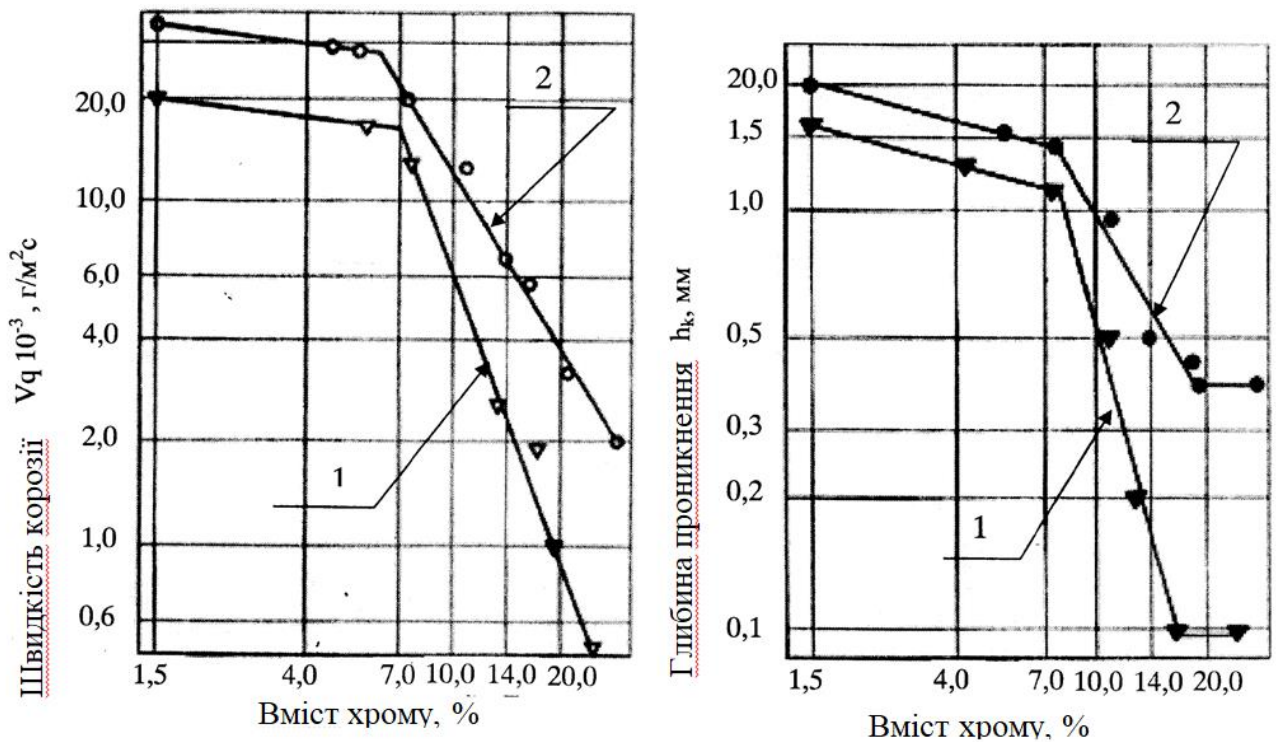
У матеріалах, представлених [103], наголошується, що дослідження сплаву Alloy 10 при вмісті хрому понад 12,5 мас.% виявили формування голчастих і пластинчастих виділень, типових для ТЩУ- фаз, а також α -Cr плівки на межах зерен, що засвідчило зниження експлуатаційних характеристик сплаву при температурі 760 °C і навантаженні 469 МПа.

Важливо мати на увазі, що хром негативно впливає на тривалу міцність за підвищених температур. З цієї причини в сучасних ливарних монокристалічних нікелевих сплавах, таких як EPM-102, CMSX-10M, RR3000 і аналогічні, вміст хрому знижено до 2 мас.% [2,104].

Проте хром чинить і позитивний вплив на експлуатаційні властивості сплавів, знижуючи температуру повного розчинення γ' - фази [104], що підвищує технологічність їхньої обробки. Крім того, хром сприяє збільшенню опірності втомному росту тріщин.

Ключовою перевагою хрому є його здатність значно підвищувати стійкість сплавів до високотемпературної газової корозії, а також забезпечувати їхню стійкість в агресивних середовищах, включно із сульфідними та іншими шкідливими сполуками, що особливо актуально для морських ГТУ і ГТД. Деякі ливарні ЖНС, які спеціально розроблялися як корозійностійкі для ГТУ, вказані в таблиці 1.1.

Термічні характеристики окиснення ВТК бінарних нікель-хромових сплавів із вмістом хрому в діапазоні 1,5...27,6 мас.% істотно залежать від концентрації цього елемента, а отримана залежність якісно корелює з результатами інших досліджень. Інтенсивність корозійних процесів також значно варіюється залежно від температури випробувань, що підтверджується збільшенням питомої втрати маси зразків на 50% -100% і відповідним підвищенням середньої швидкості корозії під час зростання температури з 900 до 950°C [90, 105]. Параметри ВТК залежно від концентрації хрому проілюстровано на рисунку 1.3.



1 – 900 °C; 2 – 950 °C

Рисунок 1.3 – Параметри сплавів Ni-Cr, представлених у логарифмічних координатах [90, 105].

У роботах [90, 105] наведено аналіз графіка (див. рис. 1.3) і наголошується, що корозійна стійкість сплавів з низьким вмістом хрому (1,5 мас.% Cr) виявилася нижчою порівняно з чистим нікелем ($V_q = 26 \times 10^{-3}$ г/(м²·с)). Це узгоджується з теорією про несприятливий вплив малих домішок легувальних елементів з вищою валентністю, що утворюють оксиди з дефіцитом металевих атомів. Такі оксиди підвищують дефектність захисної оксидної плівки і прискорюють дифузійні процеси. Збільшення вмісту хрому сприяє поліпшенню параметрів ВТК, проте зниження середньої швидкості корозії та глибини корозійного проникнення в сплавах із концентрацією хрому понад 13...15 мас. % незначне.

За температур 900 °C і 950 °C глибина корозійного проникнення залишається практично стабільною в інтервалі концентрацій хрому 17...27,6 % (для 950 °C – 0,41 мм; 0,37 мм відповідно та для 900 °C – 0,1 мм; 0,09 мм), відмінність становить близько 10%, що перебуває в межах похибки визначення ВТК [90].

Вплив хрому на корозійну стійкість бінарних сплавів виражений слабо, якщо його вміст не перевищує 7 мас.% [90].

Автори [90] вказують, що сплави з низьким (до 11 мас.%) вмістом хрому характеризуються специфічною морфологією включень у поверхневих шарах - це окремі великі глобулярні утворення, що залягають глибоко в матриці сплаву (до 0,9 мм у сплавах Ni-1,5% Cr, Ni-4,2% Cr) або розташовані ближче до поверхні (Ni-11% Cr). Мікрорентгеноспектральний аналіз показав, що ці глобули є сульфідами, що складаються переважно з хрому з меншою кількістю нікелю. Області, прилеглі до сульфідів, збіднені хромом і збагачені нікелем за насичення сіркою, що сприяє подальшому розвитку корозійних процесів і потенційному утворенню легкоплавкої евтектики Ni-Ni₃S₂.

Там само [90], у сплавах із вмістом хрому 13 мас.% і більше глибина сульфідовмісних поверхневих шарів значно менша і становить (0,04-0,06) мм, демонструючи стабільні значення для більшості зразків. У високохромистих сплавах сульфіди мають дисперсну структуру, а хром є їхнім основним компонентом. У сплаві Ni-13,7% Cr концентрація хрому в сульфідах досягає 33% – 51% за незначної присутності нікелю. Хімічний склад цих сульфідів відповідає формулі MeS₂: (Cr_{0,72-0,81}Ni_{0,07-0,15})S_{1-1,2}.

Під час ВТК відбувається зміна хімічного складу поверхневої зони, і в сплаві з 13,7 мас.% Cr концентрація хрому на поверхні знижується до 5...6 мас.% [90].

Дослідження авторів [90,105] ВТК нікель-хромових сплавів підтвердили значний вплив хрому на їхню корозійну стійкість. Продемонстрували, що за вмісту хрому 13...15 % і вище його достатня кількість сприяє збереженню захисних властивостей оксидної плівки NiO-Cr₂O₃ за рахунок зв'язування сірки у стійкі сульфіди, що запобігає утворенню великих ділянок Ni₃S₂ і мінімізує ймовірність формування евтектики.

Кобальт.

Вплив кобальту на структуру і властивості нікелевих жароміцних сплавів є однією з ключових тем.

Як показано в низці досліджень [2, 5, 17, 33, 34], кобальт чинить помірний вплив на підвищення жароміцності сплавів, водночас істотно збільшуючи їхню пластичність. Оптимальна концентрація кобальту становить близько 10 мас.%, варіюючись у межах від 3,0 мас.% (сплав CMSX-10) до 12,5 мас.% (сплав ReneN6). Незважаючи на прагнення до зниження вмісту кобальту в сучасних сплавах, його частка залишається досить високою, що зумовлено значним внеском у поліпшення експлуатаційних характеристик.

Одним з найважливіших аспектів легування кобальтом є його здатність підвищувати термостійкість нікелевих жароміцних сплавів при ВТК, особливо в агресивних середовищах, таких як сульфідні сполуки і морський сольовий туман.

Водночас встановлено [2, 5, 17, 33, 34], що кобальт знижує температуру повного розчинення γ' - фази, що призводить до розширення технологічного інтервалу між температурою повного розчинення γ' - фази і температури солідус, полегшуючи проведення термообробки. Однак надмірний вміст кобальту (понад 20 мас.%) може негативно позначатися на опорі сплавів високотемпературному повзучості, особливо в ливарних монокристалічних сплавах.

Недостатня концентрація цього елемента спричиняє підвищення температури повного розчинення γ' - фази, що вимагає застосування більш високих температур, ускладнюючи технологічний процес і збільшуючи ризик утворення небажаної рекристалізації та укрупнення зерна. Крім того, швидке нагрівання вище за температуру повного розчинення γ' - фази сприяє виникненню термічної пористості, пов'язаної з утворенням локальних об'ємів розплаву евтектичних карбоборідних включень, що, своєю чергою, збільшує ймовірність формування дифузійної пористості.

Як зазначено в [106], у процесі вивчення сплавів системи Ni-15Cr-6Ti-3Al-5W-2Mo-Co часткова заміна нікелю на кобальт, яка ускладнює легувальну систему і підвищує температуру розчинення γ' - фази, сприяє поліпшенню комплексу механічних властивостей. При цьому вплив цього заміщення на показники ВТК залишається мінімальним у широкому діапазоні концентрацій кобальту до 14 мас. %. У межах усього дослідженого інтервалу концентрацій, як

середня швидкість корозії, так і глибина корозійного проникнення практично не змінюються.

Зону прискореної корозії для цієї групи сплавів не виявлено.

Вуглець.

Вплив вмісту вуглецю на мікроструктуру і механічні властивості нікелевих жароміцних сплавів є важливим науковим аспектом під час їх розроблення та оптимізації. Сучасні дослідження демонструють, що в сплавах з рівноосьовою структурою вміст вуглецю зазвичай не перевищує 0,2 мас.%, а в низці випадків із метою підвищення пластичності його рівень знижують до 0,03...0,07 мас.%, як, наприклад, у модифікації ливарного сплаву IN 713LC і сплавах Nimonic 80A, Udimet 500 [33, 34]. Зниження концентрації вуглецю призводить до зменшення карбідного зміцнення, що негативно позначається на характеристиках міцності та довговічності матеріалу.

У матеріалах, представлених [107], зазначається, що при вмісті вуглецю 0,02 мас.% ударна в'язкість (КСУ) перебуває на рівні 113,8...137,5 Дж/см², при цьому час до руйнування (τ_{350}^{850}) складає (2³⁰...3⁴⁰) годин. При збільшенні вмісту вуглецю, (C=0,1 мас.%), показники КСУ знижуються до (24,5...42,5) Дж/см², а час до руйнування збільшується до (141⁵⁰...398⁰⁰) годин.

Аналіз відомих сплавів ЖСЗДК-ВІ та ВХ4Л-ВІ показав, що у сплаві ВХ4Л-ВІ нижню межу вмісту вуглецю знижено до 0,03 %, (у 2 рази), отже, жароміцність також знижено: для сплаву ЖСЗДК-ВІ жароміцність складає $\sigma_{50}^{850} = 350$ МПа, а для сплаву ВХ4Л-ВІ жароміцність складає $\sigma_{40}^{800} = 206$ МПа

Особливу увагу приділяють впливу вуглецю на термодинамічні параметри сплавів. Введення навіть незначної кількості вуглецю призводить до зниження температур (ліквідус і солідус), що обмежує допустимий температурний діапазон експлуатації, особливо для сплавів із монокристалічною структурою.

У той же час, автори робіт [17, 19] звертають увагу на те, що перехід від жароміцних сплавів з полікристалічною і стовпчастою структурою, із середнім вмістом вуглецю 0,15 мас.%, до ЖНС з монокристалічною структурою, в яких вуглець є шкідливою домішкою та перебуває на рівні 0,001...0,02 мас. %,

дозволив збільшити температуру солідусу приблизно на 40...80 °С, а температуру повного розчинення γ' - фази приблизно на 30..70 °С.

Необхідно враховувати, що формування гарячих тріщин у процесі лиття лопаток складної конфігурації стає більш вірогідним за відсутності вуглецю, який формує не тільки високотермостійкі та стійкі зміцнювальні карбідні фази, а й сприяє утворенню маловуглових меж, які підвищують міцність кристалічної структури під час її зростання. Додатково вуглець є ефективним агентом розкислення розплавленого металу.

Під час модифікування ливарних ЖНС відбувається трансформація морфології карбідних включень від шрифтової до глобулярної форми, що позитивно позначається на підвищенні середнього рівня міцнісних і пластичних характеристик, а також ударної в'язкості матеріалу.

Відомо, що вуглець обмежує зростання величини зерен у процесі термічної обробки. Карбідні фази, що формуються вуглецем, функціонують як дисперсні зміцнювальні елементи γ -матриці нікелевого жароміцного сплаву. Осаджуючись у вигляді ізольованих включень, вони ефективно сповільнюють дифузійні потоки вздовж кордонів зерен. З цієї причини вуглець цілеспрямовано вводиться в нікелеві сплави.

Однак перевищення його вмісту понад 0,08...0,12 мас.% може сприяти утворенню безперервних тендітних карбідних сіток уздовж меж зерен, що призводить до прискореного зростання втомних тріщин і зниження в'язкості матеріалу внаслідок локальної концентрації напружень, а також до значного прискорення зростання втомних тріщин.

Вуглець чинить значний вплив на фазову трансформацію і морфологію карбідів, що утворюються в сплаві. За оптимального вмісту вуглецю переважно формуються карбіди типу MeC , Me_6C і $Me_{23}C_6$, що відіграють ключову роль у додатковому дисперсному зміцненні матриці. Також вуглець виконує такі функції:

- запобігання формуванню фаз, що крихкоутворюють ТЩУ, оскільки утворення карбідів типу $Me_{23}C_6$ і Me_6C супроводжується зв'язуванням таких

елементів, як хром, вольфрам і молібден, які беруть активну участь у формуванні ТЩУ- фаз σ , μ та інших інтерметалеподібних з'єднань;

- забезпечення можливості збільшення концентрації легуючих компонентів, які беруть участь в утворенні зміцнювальної γ' - фази (таких як алюміній, титан і ніобій), так як при утворенні карбідів, насамперед типу MeC , відбувається часткове вилучення цих елементів з матриці сплаву. У результаті цього сумарний вміст зазначених елементів у сплаві було збільшено приблизно на 0,8 мас. %.

Згідно з даними, представленими в роботах [108 – 111], глобулярні карбіди типу MeC можуть сприяти зниженню ударної в'язкості матеріалу. Це відбувається внаслідок виникнення концентрації напружень в їхній околиці та локалізованої пластичної деформації, що зменшує енергію, необхідну для поширення тріщин.

Глобулярні карбіди MeC , що містять елементи ванадію і молібдену, мають виражену здатність до концентрації напружень, що зумовлює зниження в'язкості матеріалу.

У низці робіт [2, 17, 33, 34, 110] вказується на можливість фазових перетворень карбідів MC на інші структурні стани, наприклад, на G -фазу, що також впливає на механічні характеристики сплаву.

Карбіди типу $Me_6 C$, що містять залізо, характеризуються меншою схильністю до концентрації напружень і, відповідно, мають менш значний вплив на зниження в'язкості.

Таким чином, карбіди MeC , маючи високу здатність до концентрації напружень, істотно знижують в'язкість матеріалу, тоді як вплив карбідів Me_6C на цей показник виражений меншою мірою.

Однак, як показав досвід [2, 17, 72, 94, 101, 112 – 116], є дуже важливим, під час збільшення в нікелевих сплавах вмісту вуглецю, створення умов за допомогою різноманітних технологічних прийомів, які здатні забезпечити утворення карбідів переважно округлої форми та дискретного розташування.

Вуглець у вигляді карбідних сполук здатний інтенсифікувати ВТК, оскільки карбіди мають підвищену сприйнятливості до впливу хімічно активних

продуктів згоряння.

Як показано в матеріалах досліджень [108 – 111], карбідні фази можуть слугувати осередками локальної деградації, що сприяє поглибленому проникненню окисників углиб матеріалу.

Підвищена концентрація вуглецю в складі сплаву здатна змінити хімічний склад оксидної плівки, що формується на поверхні матеріалу в умовах високотемпературного окислення. Вуглець може пригнічувати утворення захисних оксидних шарів, таких як оксид хрому, що виконує функцію бар'єру проти окислювальних процесів. У подібних умовах збільшення вуглецевого вмісту прискорює кінетику окислення, що тягне за собою інтенсифікацію та поглиблення корозійних руйнувань.

Так, у низці робіт [71, 118 –122] зазначено, що додавання в ЖНС танталу та гафнію, які активніше взаємодіють з вуглецем, ніж хром, призводить до утворення карбідів типу MeC на основі Ta і Hf, тому хром не витрачається на утворення $Cr_{23}C_6$ і залишається в матриці. Це призводить до утворення захисного оксиду Cr_2O_3 , що підвищує корозійну стійкість матеріалу.

За оптимального вмісту вуглецю можуть утворюватися стабільні вуглецеві сполуки типу оксикарбоборидних, що сприяють зв'язуванню легкоплавких домішок і газів, які перешкоджають подальшому окисленню

1.3.2 Мікролегувальні елементи для ливарних ЖНС.

Додавання бору в сплави в невеликих концентраціях призводить до утворення боридних фаз, які локалізуються на межах зерен, що перешкоджає їхньому збільшенню. Крім того, бор розподіляється на міжфазних межах (γ - γ'), оптимізуючи їхню структуру і, таким чином, підвищуючи опір матеріалу до повзучості [5, 33].

Бор являє собою специфічний елемент у складі нікелевих жароміцних сплавів. Його атомний радіус значно перевищує розмір атома вуглецю, що виключає можливість утворення твердих розчинів впровадження, проте

залишається недостатнім для формування твердих розчинів заміщення. Унаслідок цих чинників атоми бору переважно концентруються в ділянках кристалічних недосконалостей решіток, включно з границями зерен і міжфазними границями. За недостатнього вмісту бору можливе прискорення кінетики поширення втомних тріщин. Водночас перевищення його концентрації понад критичне значення призводить до формування легкоплавких боридних фаз, розвитку термічної пористості та зниження стійкості до повзучості. Максимальний вміст бору в сплавах з рівноосною структурою становить 0,01...0,02 мас. % [5, 17,33] .

При заміні карбідного зміцнення на боридне, вміст бору в сплаві збільшено до 0,19...0,50 мас. %. Прикладом сплаву із заміною карбідного зміцнення на боридне є сплав ЕП487РЛ. Вміст бору в цьому сплаві 0,3...0,5 мас. %, вміст вуглецю перебуває на рівні 0,03 мас. %.

Бор і рідкісноземельні метали (РЗМ) є необхідними легувальними компонентами, які цілеспрямовано вводять у жароміцні сплави в обмежених концентраціях [5, 17,33].

1.3.3 Модифікуючі елементи для ливарних ЖНС.

У відомих роботах [17, 33, 34, 72, 88, 112, 123, 124, 125] найповніше розглянуто питання теорії та практики щодо впливу модифікування РЗМ на мікроструктуру та властивості сплавів.

Ітрій і РЗМ (церій, скандій, лантан тощо) значно підвищують опірність високотемпературному окисленню. Завдяки своїм поверхнево-активним властивостям, РЗМ концентруються на межах фазового розділу, сприяючи зменшенню міжелементної відстані, а також модифікуючи морфологію, розміри та розподіл неметалевих включень. За їхньої концентрації в межах 0,01...0,05 мас. % істотно сповільнюється міжзеренна дифузія, що призводить до підвищення жароміцності сплаву.

РЗМ є високоактивними легуючими елементами, що вводяться в розплав у рамках модифікування. Вони нейтралізують вплив шкідливих домішок, таких як

сірка, кисень і азот, за допомогою формування з ними термодинамічно стабільних тугоплавких сполук [125].

Як наголошується в дослідженнях, у сплавах, що містять 0,01 мас. % ітрію та скандію (за розрахунком), формування карбідних фаз типу MeC під час кристалізації починається за температури, вищої за 1500 °С. На відміну від цього, у сплаві без ітрію максимальна інтенсивність виділення карбідів спостерігається поблизу температури солідуса.

Важливим ефектом роботи ітрію є підвищення в'язкості розплаву та уповільнення зростання твердої фази, що спостерігається в межах 0,007...0,015 % за масою вмісту ітрію в сплаві [17, 33, 34, 72, 88, 123, 124, 126, 127].

У разі перевищення оптимального вмісту ітрію понад 0,01 мас. % спостерігається зниженням в'язкості до рівня, характерного для немодифікованого сплаву, імовірно, відбувається розчинення ітрію в розплаві та його подальша сегрегація на кордоні розділу рідкої та твердої фаз.

При подальшому збільшенні вмісту ітрію відбувається утворення евтектичних інтерметалідних фаз Ni-Y₂Ni₁₇ (до ≈7 ат. % Y) з частковим окисненням. Увесь ітрій зв'язуватиметься в інтерметаліди, і не впливатиме на формування інших фазових складових сплаву, [33, 126, 127].

У матеріалах, представлених [17, 126, 127], а також згідно з досвідом автора, наголошується, що під час модифікування жароміцних сплавів ітрієм відбувається підвищення межі міцності та подовження, однак отримання максимальних значень механічних властивостей є нестабільними та носять випадковий характер.

Додавання до 1 % за масою лантану, ітрію і церію до складу ЖНС сприяє помітному зниженню швидкості корозії. Особливо виражений позитивний вплив ці мікродобавки чинять на опір сульфідно-оксидної корозії

Цирконій у концентрації 0,04...0,06 мас. % сприяє підвищенню пластичності жароміцних сплавів і сповільнює розвиток тріщиноутворення. У ЖНС цирконій, як правило, присутній у невеликих кількостях (близько 0,05 мас. %). Залежність пластичності від вмісту цирконію в інтервалі 0,005...0,05 мас. %

має нелінійний характер: найбільших значень пластичності досягають за вмісту Zr у межах 0,01...0,02 мас. %. Відхилення від зазначеного діапазону в бік збільшення або зменшення концентрації призводить до зниження пластичності. Спільне мікролегування цирконієм і бором чинить виражений позитивний вплив на експлуатаційні характеристики сплавів, зокрема, істотно збільшує час до руйнування при тривалих випробуваннях на повзучість [2, 5, 33, 34,].

1.3.4 Шкідливі домішки, що знижують властивості ливарних ЖНС.

Крім легуючих елементів і нейтральних компонентів, у сплавах можуть бути присутніми негативні домішки, що шкідливо впливають на властивості матеріалу. Їхній вміст регламентується нормативними вимогами або зводиться до мінімально можливого рівня.

В узагальненому розумінні, шкідливі домішки - це хімічні речовини, що не розчиняються в основному металі, перебувають у ЖНС на рівні $1 \times 10^{-5} \dots 1 \times 10^{-1}$ мас. %, що мають кристалічну ґратку, що відрізняється від кубічної ґратки ЖНС. Такі домішки самі виділяються по межах зерен і сприяють виникненню виділень по межах зерен [2, 17, 112].

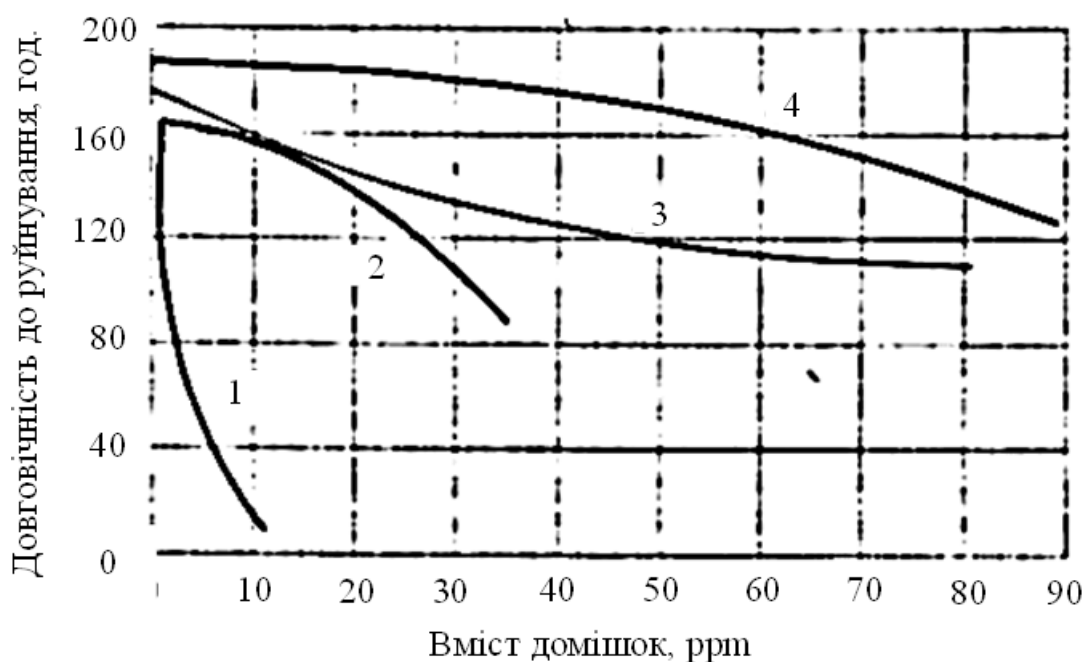
Легкоплавкі домішки, що локалізуються на межах зерен, знижують жароміцність сплавів відповідно до ефекту Ребіндера, що полягає в адсорбційному зниженні характеристик міцності. Концентрація шкідливих домішок у прикордонних ділянках зерен може перевищувати їхній середній вміст в об'ємі сплаву на кілька порядків, що й зумовлює їхній деструктивний вплив на високотемпературні властивості матеріалу

Автори [112] вказують, що вміст сірки на границях зерен у конструкційних сталях може в 50 разів перевищувати рівень, що виявляється стандартними методами хімічного аналізу.

Автори [5] представили експериментальні залежності, що демонструють виражену деградаційну дію шкідливих домішок на експлуатаційні властивості ливарних ЖНС, яка проявляється навіть за їхніх вкрай низьких концентрацій у

матриці матеріалу.

Як видно на рисунку 1.4, що в представленому [5, 2] сплаві IN718, під час випробувань на тривалу міцність, (режими випробувань: температура 650 °С, навантаження 696 МПа, наявність 10 ppm Ві і 40 ppm Рб призводить до зниження довговічності до руйнування в 10 і 5 разів відповідно.



1 – Ві; 2 – Рб, 3 – Се, 4 – Аг.

Рисунок 1.4 – Ефект впливу концентрації шкідливих елементів Ві, Рб, Се, Аг на довговічність до руйнування сплаву IN718 [2, 5].

Вміст кремнію і марганцю в ливарних ЖНС обмежений до 0,4мас. %, оскільки вони сприяють утворенню нерівноважної евтектики γ - γ' , а також додатковому виділенню з розплаву знеміцнюючих карбідів Me_6C . Це сприяє зниженню тривалої міцності сплаву.

Кремній і марганець збільшують опір сплаву ВТК [2, 8, 80].

Наявність у ливарних ЖНС навіть вкрай малих кількостей таких домішок, як свинець і вісмут, здатна призвести до зниження часу до руйнування під час випробувань на тривалу міцність за температури 760 °С на два порядки величини.

Отримані експериментальні дані стали підставою для посилення

нормативних вимог до граничного вмісту шкідливих домішок, що включають широкий спектр елементів періодичної системи [128].

На підставі результатів експериментальних досліджень, фірмою "Ерісері" були встановлені гранично допустимі концентрації кисню і азоту в нікелевих сплавах після проведення вакуумно-індукційного переплаву, які становлять не більше 0,0015 мас. %.

Відповідно до міжнародного технічного регламенту SAE AMS2280, вміст окремих домішкових елементів у жароміцних сплавах обмежується такими значеннями (у масових частках): вісмут і телур – не більше 5×10^{-5} ; селен – до 3×10^{-4} свинець і талій – не вище 5×10^{-4} ; сурма, миш'як, гадоліній, галій, германій, золото, індій, ртуть, калій, срібло, натрій, торій, олово, уран і цинк – у межах 5×10^{-3} для кожного елемента та не більш як 4×10^{-2} у сукупності [2, 17].

Необхідно акцентувати той факт, що численне використання зворот литва призводить до вигорання корисних легуючих елементів і накопичення негативних домішок. Тому, для забезпечення експлуатаційних властивостей виробів, що виготовляються, шихту ливарних цехів двигунобудівних заводів необхідно регулярно оновлювати.

1.3.5 Мікроструктура і фазові композиції ливарних ЖНС із рівноосною структурою.

Сплави з рівноосною кристалічною структурою характеризуються зернами, межі яких переважно розташовані на однаковій відстані від центру росту. Формування такої структури відбувається без вираженого спрямованого відведення тепла. Міцнісні та жароміцні характеристики таких сплавів залежать від ступеня структурної досконалості міжзеренних меж, що досягається за допомогою мікролегування та параметрів кристалізації, які забезпечують рівномірний розподіл зерен.

Встановлено [2, 17, 33, 126], що γ -фаза є невпорядкованим твердим розчином заміщення з ГЦК кристалічною решіткою. У температурному діапазоні

400...800 °C (залежно від ступеня і типу легування) у цій фазі формується ближній порядок, що виникає внаслідок міжатомних кореляцій, масштаб яких можна порівняти з міжатомними відстанями.

Основне зміцнення ливарних жароміцних нікелевих сплавів забезпечується за рахунок виділення γ' - фази, що є інтерметалідною структурою на основі Ni_3Al або більш складних сполук із врахуванням легуючих компонентів – $(Ni, Co, Fe)_3(Al, Ti, Ta, Nb)$. Формування γ' - фази відбувається під час охолодження сплаву в результаті синодального розпаду γ -твердого розчину на основі нікелю. Обидві фази - γ і γ' - структурно ізоморфні, оскільки мають однакову ГЦК ґратку. При цьому параметри ґратки γ - фази трохи відрізняються від параметрів упорядкованої γ' - фази. У початковому стані між зміцнювальними частинками і матрицею зберігається когерентне сполучення, яке порушується в процесі експлуатації сплаву [2, 17, 33, 126].

Жароміцні властивості нікелевих сплавів поліпшуються зі збільшенням об'ємної частки γ' - фази (до певної межі). Це відбувається не тільки через зростання кількості зміцнювальних частинок на основі сполуки Ni_3Al , а й завдяки тому, що за вищого вмісту γ' - фази значно підвищуються температури початку і повного її розчинення. Таким чином, сплав здатний зберігати оптимальну структуру і механізм зміцнення за більш високих температур.

У литому стані метал містить γ' - фазу, частинки якої значно різняться за розмірами. Така неоднорідність виникає внаслідок дендритної ліквідації, головним чином елементів Al і Ti. Проведення термічної обробки за температури, що дорівнює або перевищує температуру повного розчинення γ' - фази, сприяє вирівнюванню хімічного складу сплаву і приведенню розмірів γ' - виділень до більш однорідних значень.

Рідина, збагачена Al і Ti, витісняється в міжелементні об'єми, що призводить до зростання частинок γ' - фази, які в них утворюються.

Тенденція до збільшення сумарної концентрації γ' - утворювальних елементів у сучасних високожароміцних сплавах призвела до утворення частинки γ' - фази, безпосередньо з розплаву. Ці частинки значно більші 10...50 мкм, ніж

високодисперсні виділення γ' - фази.

Як відомо [5, 33, 34], у сплавах з дисперсійним твердінням зміцнення виділеннями дисперсної γ' - фази відбувається під час термічного оброблення за режимом старіння, а у сплавів з інтерметалідним зміцненням виділення γ' - фази відбувається під час швидкого охолодження під час гомогенізувального термічного оброблення.

Евтектична γ' - фаза утворюється на завершальній стадії кристалізації із залишкової рідини за евтектичною реакцією, тому вона переважно локалізується уздовж меж зерен і в міжевтектичних зонах. За даними авторів [2, 17], її присутність не чинить істотного впливу на міцнісні та пластичні властивості сплаву.

Автори робіт [2, 17, 33, 34, 72, 94, 112 – 116] вказують, що механічні та пластичні властивості залежать від форми виділення карбідів. При утворенні карбідів з округлою формою частинок механічні властивості сплаву зростають.

Карбіди типу MeC можуть набувати округлої морфології в разі їх формування за температур, що перевищують температуру ліквідус. Генерація тугоплавких карбідів (Nb, Hf, Ti)C здійснюється у високотемпературному інтервалі 1340...1360 °C.

Під час модифікування ітрієм і скандієм утворення карбідів Y_2C і ScC відбувається за температури приблизно 1500 °C. Ці карбіди є підкладкою для утворення карбідів MeC [17].

Морфологія карбідів типу MeC істотно залежить від швидкості кристалізації. При зменшенні швидкості охолодження в процесі затвердіння сплаву спостерігається огрубіння і збільшення дендритної структури, і збільшення розмірів карбідної фази.

Великогабаритні карбіди, локалізовані на межах зерен, чинять негативний вплив на втомну міцність ливарних ЖНС. Ці карбідні включення формують локальні напруження в матриці в процесі затвердіння через відмінності в коефіцієнтах лінійного термічного розширення. А під час впливу зовнішнього навантаження, сприяють концентрації напружень, зумовленої невідповідністю

модулів пружності карбіду і матриці сплаву [17, 33, 34] .

Карбіди типу MeC , як правило, є карбонітридами, оскільки елементи Ti , Nb і Ta здатні утворювати як нітриди, так і карбіди. Завдяки схожій будові кристалічних решіток карбідів і нітридів, між ними формуються великі області твердих розчинів [2].

Карбіди $Me_{23}C_6$ формуються в сплавах з підвищеним вмістом хрому (понад 10...12 мас. %) у вигляді окремих включень з пластинчастою або геометрично правильною формою. Вони виникають у процесі низькотемпературної обробки або в умовах експлуатації за температур 700...980 °С, як результат розпаду карбідів MeC .

Карбіди $Me_{23}C_6$ мають складну кубічну кристалічну структуру, схожу зі структурою σ -фази. Завдяки високій когерентності решіток $Me_{23}C_6$ і σ -фази, зародження σ -фази нерідко відбувається на поверхнях виділень карбідів $Me_{23}C_6$ [33, 34].

Карбіди типу $Me_{23}C_6$ переважно формуються вздовж меж зерен, на кінцях і вздовж ліній двійників, а також у місцях дефектів упаковки. У складнолегованих ливарних ЖНС, крім хрому, до їхнього складу можуть входити такі елементи, як молібден, вольфрам, нікель, кобальт, залізо і кремній. Основна функція цих карбідів у разі їх виділення по межах зерен полягає в зниженні рухливості зерен, що сприяє зменшенню повзучості [33, 34].

Карбіди $Me_{23}C_6$ можуть утворювати безперервний каркас на кордонах зерен, який істотно знижує пластичність сплаву, роблячи його непридатним для використання в експлуатації [2] .

Карбіди типу Me_6C формуються в сплавах, збагачених молібденом і вольфрамом. Вони можуть виділятися як усередині зерен, так і вздовж їхніх меж за температур до 1250 °С, а також утворюватися з розплаву поблизу температури солідус.

Карбіди Me_6C , що мають полідричну форму, можуть виступати в ролі додаткових концентраторів напружень. Їхня присутність значно погіршує втомну міцність сплаву та ускладнює процес нанесення захисних покриттів [5, 33, 34].

Боридні фази виступають у ролі додаткових елементів дисперсійного зміцнення [2, 5, 17].

При мікродобавках бору в ЖНС значна частка його атомів мігрує до меж зерен, де формуються окремі боридні фази. Ці фази уповільнюють процеси дифузії за високих температур, що сприяє підвищенню експлуатаційних характеристик сплавів.

Олово, свинець, вісмут та ін. шкідливі елементи, маючи низькі температури плавлення, під час нагрівання формують легкоплавкі сполуки, що істотно знижує міцність сплавів за високих температур. У процесі формування боридів відбувається зв'язування цих негативних домішок, які мають вищу температуру плавлення, завдяки чому сприяють збереженню стабільної структури сплаву [2].

У структурі жаростійких нікелевих сплавів, крім γ - і γ' - фаз, а також карбідів, можуть бути присутніми інтерметалеві сполуки, такі як Ni_3Nb , Ni_3Ti та Ni_3Ta . Ці фази формуються при підвищеному вмісті відповідних легуючих елементів - ніобію, титану і танталу. Також можливе утворення σ - і μ -фаз - інтерметалідів з високою твердістю, що належать до категорії ТЩУ фаз, поява яких залежить від рівня і характеру легування, а також може виникати під час переродження карбідів $Me_{23}C_6$ і Me_6C відповідно [2, 33, 34].

Гексагональна η -фаза (Ni_3Ti), що має пластинчасту морфологію, формується з γ' -фази в разі зниження співвідношення атомних концентрацій Al/Ti нижче 0,7. При зменшенні відношення $(Nb+Ta)$ до значень атомних концентрацій, нижчих за 5,9, з γ' - фази починають виділятися пластинчасті δ -фази [$Ni_3(Ta, Nb)$], структура яких варіюється залежно від складу: від тетрагональної, у випадку Ni_3Ta , до ромбічної, для Ni_3Nb , кристалічних ґраток. Коли відношення $Al/(Ti+Nb+Ta)$ опускається нижче 1, одночасно формуються η - і σ -фази [2,33,34].

Слід підкреслити, що ці інтерметалідні фази поступаються γ' - фазі та карбідам за зміцнювальним ефектом, а в разі пластинчастої форми, їх наявність може знижувати жароміцні властивості сплавів. Крім того, вони негативно впливають на пластичність і міцність за підвищених температур.

У мікроструктурі жароміцних сплавів поява ТЩУ фаз викликає зародження

тріщин [2, 17, 33, 34].

Внаслідок того, що ТЩУ- фази чинять значний негативний вплив на механічні властивості, жароміцність, структурну стабільність і, як наслідок, на експлуатаційні характеристики нікелевих жароміцних сплавів, було докладено активних зусиль із розроблення аналітичних методів для оцінки ймовірності утворення цих шкідливих сполук на основі хімічних характеристик сплаву [2].

Виходячи з електронної теорії легування ЖНС, числа незаповнених електронних станів було розроблено метод РНАСОМР [129].

Сутність методу полягає в розрахунку складу γ -фази сплаву і визначення для цього складу значень середнього числа електронних вакансій \overline{Nv} за формулою:

$$\overline{Nv} = \sum_{i=1}^n m_i (Nv)_i$$

де $m_i (Nv)_i$ - атомна частка і число електронних вакансій і-ого компонента;
ат. %

n - число компонентів в аустенітній

При $\overline{Nv} \geq 2,49$ - сплав схильний до утворення σ -фази.

При $\overline{Nv} \geq 2,30$ - сплав схильний до утворення μ -фази.

Метод РНАСОМР було вдосконалено, виходячи з необхідності врахування зміни фазового складу і структура ЖНС під час експлуатації, а також локальної неоднорідності γ -фази, пов'язаної з дисоціацією карбідних фаз.

На основі методу молекулярно-орбітального розрахунку [130] було створено методику прогнозування фазової стабільності сплавів під назвою NEW РНАСОМР. Середні значення параметра електронної структури ЖНС обчислюються за формулою:

$$\overline{Md} = \sum_{i=1}^n C_i \cdot M(d)_i$$

де n - число компонентів у γ -фазі

C_i - атомна частка i -ого елемента в сплаві

$M(d)_i$ - рівень енергії d орбіталі i -ого легувального елемента в γ -фазі.

Негативний вплив середньої величини \overline{Md} , за яких відбувається формування ТЦУ фаз, становить 0,985 для сплаву та 0,930 для γ -фази.

З урахуванням викладених вище аналітичних методів розрахунку і на основі регресійних рівнянь типу "склад-властивість", отриманих шляхом статистичного опрацювання експериментальних даних щодо різних властивостей матеріалів, а також з використанням фізичних моделей теплопереносу, дифузії та термодинаміки, було розроблено та продовжують розробляти й удосконалювати спеціалізовані розрахункові комплекси.

Ці теоретичні підходи дають змогу точно описувати фізико-хімічні процеси під час нагріву і подальшого охолодження, під час плавлення і термічної обробки.

Ці програми, такі як Thermo-Calc [131], CALPHAD [132 - 135] та інші, дають змогу враховувати утворення надлишкових фаз, а також прогнозувати структурні, фізичні та міцнісні параметри сплавів.

Авторами [136 – 138,] (НУ "Запорізька політехніка") була розроблена комплексна розрахунково-аналітична методика (КРАМ). Методика містить блоки рівнянь регресії з розрахунку структурної стабільності та збалансованості системи легування, обчислення температурних параметрів, опору корозії та параметрів міцності ливарних ЖНС.

1.3.6 Вплив високотемпературної обробки розплаву (ВТОР) на властивості ливарних ЖНС із рівноосною структурою.

Ефективним методом підвищення властивостей ливарних ЖНС, є технологія ВТОР. Ця технологія дає змогу привести розплав у рівноважний стан

Багатьма авторами [72, 117, 139, 140] розглянуто питання теорії та практики технології ВТОР. З точки зору наукових, підходів суттю технології ВТОР є приведення розплаву до однорідного структурного стану за рахунок нагрівання до температур від 1620 °С (першою, початковою, точкою рівноважного стану розплаву), до температури, в районі 1850 °С (другою, кінцевою, точкою рівноважного стану розплаву).

Авторами [72] представлено результати щодо застосування ВТОР у виробництві. У процесі перегріву розплаву при температурі 1800...1850 °С, відбувається подрібнення і дисоціація термостійких включень типу Ті (С, N) і дегазація розплаву. Вміст кисню та азоту в розплавах знижується з 50...80 до 10...15 ppm, збільшується однорідність і чистота сплаву, зменшувалися розміри карбідів і дендритної ліквації.

Збільшення витримки розплаву при високій температурі з 5 хвилин до 10 хвилин, за рахунок зменшення ступеня переохолодження, дало змогу отримати утворення карбідів при вищих температурах і позитивно впливало на їх морфологію.

При використанні технології ВТОР, властивості ЖНС зростають: межа тривалої міцності в $\approx 1,2 \dots 1,6$ рази, ударна в'язкість в $\approx 1,5 \dots 3$ рази, пластичність в $\approx 1,2 \dots 2$ рази, що позитивно позначається на тріщиностійкості. Відбувається перехід метостабільних станів у стабільні стани.

1.3.7 Вплив технології гарячого ізостатичного пресування (ГП) на властивості ливарних ЖНС.

ГП є ефективним методом виправлення внутрішніх (що виявляються методами рентгенографії), пір і пухкості у виливках із ЖНС.

Як відомо [141 – 145], ГП для литих ЖНС проводять у спеціальних камерах-пресах – газостатах.

Сутність процесу така: під час технологічної операції ГП литі вироби піддаються одночасному впливу високих температури та тиску в середовищі газу чи спеціальної рідини. При цьому температуру обирають максимально високу, таку, щоб тільки запобігти оплавленню матеріалу виливка. Стінки внутрішніх порожнин (пор, внутрішніх усадкових раковин, міждендритних тріщин), які утворилися в процесі затвердіння і кристалізації матеріалу виливка, спочатку за механізмами повзучості і пластичної деформації смикаються, а потім відбувається дифузійне зварювання приведених в контакт поверхонь. При цьому видаляються тільки внутрішні дефекти, ті, що не мають сполучення з поверхнею виливка.

Для вирівнювання мкроструктури після виправлення дефектів проводять термічну обробку за стандартним режимом (гомогенізація за 1210 ± 10 °C упродовж 4 год. з охолодженням у повітрі).

За даними авторів [141 – 145] під час проведення ГП відбувається усунення усадочної пухкості і мікропор розмірами 117...180 мкм, загальна щільність виливків збільшується приблизно на 30 % що сприяє стабілізації структури і властивостей матеріалу.

На зразках для випробувань спостерігається збільшення: часу до руйнування при високотемпературних тривалих випробуваннях приблизно в 1,5...1,8 рази, а також ударної в'язкості приблизно в 1,5 рази.

1.3.8 Основні особливості модифікування та легування ливарних ЖНС

Одним із напрямів, що дають змогу помітно підвищити властивості ливарних ЖНС, є технологія введення спеціальних добавок для поліпшення властивостей сплаву за рахунок поверхнево-активних РЗМ, модифікаторів інокулюючої дії, а також легування.

Як відомо [17, 33, 34, 72, 88, 112, 123, 124, 125] РЗМ здебільшого використовуються для об'ємного модифікування та мають високу хімічну активність.

Утворюють оксиди і термічно стійкі сполуки зі шкідливими домішками, і тим самим перестають брати участь у процесі поліпшення меж зерен як модифікатори першого роду.

Якщо сплав має високий вміст розчинених газів або підвищений забруднений шкідливими домішками то буде спостерігатися підвищений угар РЗМ. Також підвищений угар модифікуючих елементів може відбуватися при використанні нестабільного футерування тигля та відхилення режимів плавки-заливання [101].

Для забезпечення коректного перебігу процесу модифікування і легування необхідна якісна підготовка вихідної плавки сплаву до процесу модифікування [101], а саме:

- а) глибоке рафінування розплаву до вмісту кисню, азоту, сірки не більш 0,001 мас.% кожного;
- б) стабільність структури і збалансованість системи легування. Межі легувальних елементів $\pm 0,3$ мас.%;
- в) необхідний жорсткий контроль під час технологічного процесу модифікування;
 - 1) точність процесу модифікування (дозування, температура, час);
 - г) під час розроблення технологічного процесу модифікування необхідно враховувати, що:
 - 2) модифікатори малорозчинні в ЖНС і хімічно активні,

3) надлишок модифікатора і легуючих елементів утворює самостійні фази;

4) можливе підвищене (нестабільне) випаровування з розплаву;

д) під час розроблення системи модифікування необхідно підбирати модифікатор, щоб кристалічна решітка модифікатора відповідала кристалічній решітці сплаву;

е) під час реалізації процесу модифікування важливо ретельне дотримання температурно-часових параметрів лиття і термічної обробки.

Широко використовується для модифікування колеса турбіни зі сплаву ЖСЗДК-ВІ – ітрій, у вигляді лігатури нікель-ітрій. Згідно з технологічним процесом, лігатура нікель-ітрій вводиться в розплав у кількості 0,1 мас. % для отримання в сплаві ітрію в розрахунковій кількості 0,01 за масою.%.

Як вище повідомлялося, під час модифікування ЖНС ітрієм відбувається підвищення міцнісних і пластичних властивостей, однак, результати нестабільні.

РЗМ мають високу спорідненість до кисню, азоту і сірки. Також, але меншою мірою, це твердження справедливе і для легувальних добавок.

Залежно від ступеня спорідненості до кисню, азоту і сірки легувальні елементи, під час плавки ЖНС, вводять у тигель разом з основною шихтою або в попередньо розкислений розплав. Залежно від частоти струму індукційної печі та регламенту плавки розмір шматків легуючих елементів варіюється від 30...50 мм до 2 мм. [19].

Введення модифікуючих добавок у розплав відбувається наприкінці плавки при температурі заливки за 1...2 хвилини до заливки металу в керамічну форму. Розмір шматків модифікатора становить 5...2 мм.

Відоме введення в рафінований розплав ливарних ЖНС, модифікуючих добавок ультрадисперсних порошоків карбонітриду титану $Ti(C, N)$, нітриду титану (TiN), та ін. з протектором: нікель (Ni), титан (Ti), ніобій (Nb) та ін. у вигляді брикетованих спечених "таблеток" [146, 147].

Для подрібнення зерен на поверхні виливки проводиться поверхневе модифікування.

Для проведення поверхневого модифікування під час формування лицьових

шарів керамічної форми додають композиції, що містять ультрадисперсний порошок інокулятора, який має аналогічну кристалічну структуру з матеріалом виливки. Позитивний вплив поверхневого модифікування на вилівок забезпечується оптимальною температурою розплаву [148, 149].

1.4 Мета дослідження та постановка задач

Аналіз літературних даних, присвячених умовам експлуатації, причинам руйнування і технологічним прийомам підвищення надійності та ефективності роботи робочих лопаток турбіни низького тиску ГТД і ГТУ, дає можливість сформулювати такі висновки.

Робочі лопатки турбіни експлуатуються в умовах впливу підвищених температур газів від 950 °С до 1500 °С; знакозмінних і ударних навантажень і підвищених вібрацій, а також під час впливу ВТК за рахунок хімічно активних продуктів згоряння палива.

Для протидії факторам, що чинять шкідливий вплив на працездатність турбіни, робочі лопатки повинні мати високі характеристики міцності та пластичні властивості, що зберігаються в умовах тривалого температурного впливу, тріщиностійкість і опір високотемпературній корозії.

Щоб забезпечити необхідні характеристики робочих лопаток, використовують комплексні підходи, які полягають у підборі хімічного складу сплаву із застосуванням легування та модифікування. Впровадження прогресивних методів лиття. Удосконалення стану поверхневого шару лопаток за рахунок застосування поверхневого модифікування композиціями, що містять ультрадисперсний порошок інокулятора. Застосування високотемпературної обробки розплаву на першу і другу точки рівноважного стану розплаву, що сприяє приведенню розплаву до однорідного структурного стану, поліпшенню морфології структурних складових і підвищенню властивостей міцності і пластичності.

Результати аналізу умов експлуатації робочих лопаток і доцільність

застосування наявних технологічних підходів визначили мету цієї роботи.

Метою роботи є удосконалити технологічний процес отримання литих робочих лопаток ГТД і ГТУ з ЖНС для забезпечення підвищеного рівня механічних та експлуатаційних властивостей турбіни низького тиску із застосуванням комплексного технологічного впливу, що включає легування, модифікування.

Для досягнення поставленої мети було необхідно:

- провести розрахунок фазової та структурної стабільності ЖСЗДК-ВІ, з метою оцінки його придатності до подальшого модифікування;
- провести дослідні плавки із застосуванням комплексного технологічного впливу з проведенням легування та модифікування;
- вивчити склад, структуру, властивості матеріалу дослідних плавок;
- встановити взаємозв'язок між параметрами модернізації та якісними показниками дослідних плавок;
- розробити рекомендації для застосування у виробництві.

Об'єктом дослідження є технологічні процеси впливу на структуроутворення ЖНС для забезпечення формування сприятливої структури і забезпечення поліпшених показників механічних властивостей та експлуатаційних характеристик, відповідно до вимог галузевої нормативної документації.

В якості предмета дослідження було прийнято структурні характеристики та показники механічних і експлуатаційних властивостей ЖНС після комплексного технологічного впливу на процеси виплавки ливарних сплавів і отримання виливків.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

Вивчення впливу легуючих, модифікуючих добавок і температурних впливів на структуру та механічні властивості проводили на дослідних плавках зі сплавів ЖС6У-ВІ та ЖСЗДК-ВІ.

Дослідження плавок і зразків для випробувань проводили шляхом визначення хімічного складу, макроструктури та мікроструктури сплаву, випробуванням механічних властивостей і тривалої міцності, а також теоретичних розрахунків.

Зважування шихтових матеріалів проводили на вагах CERTUS HERCULES виконання СНК-60А20. Клас точності середній за ДСТУ EN 45501:2007.

Зважування легуючих і модифікуючих хімічних елементів для дослідних плавок проводили на аналітичних вагах Radwag AS 220.R2 ($d=0,0001$ г.). Клас точності 1 спеціальний за ДСТУ EN 45501:2007.

Для всіх дослідних варіантів, представлених у роботі: ніобій, лігатура нікель-ітрій, мішметал, лігатура гафній-нікель вводили в тигель печі, загорнутими в алюмінієву фольгу.

2.1 Основне плавильне обладнання

Основне плавильне обладнання, що застосовується у роботі для виплавки вихідних плавок сплавів ЖСЗДК-ВІ та ЖС6У-ВІ, є індукційні вакуумні печі напівбезперервної дії, в яких можна проводити до п'яти плавок без розгерметизації плавильної камери та чищення індуктора:

- металургійна вакуумна піч FM-1-2-100 фірми «ULVAC», рисунок 2.1;
- установка індукційна сталеплавильна вакуумна ICB-0,16, рисунок 2.2.



Рисунок 2.1 – Металургійна вакуумна піч FM-1-2-100 фірми «ULVAC»



Рисунок 2.2 – установка індукційна вакуумна ISB-0,16

А також використовували піч напівбезперервної дії для плавки і заливки форм з підігрівом форм у вбудованій печі (ППФ) - рисунок.2.3 б, установка УППФ-3М - рисунок 2.3.



а



б

а – загальний вигляд УППФ-3М; б – вид на ППФ установки УППФ-3М

Рисунок. 2.3 – Установка УППФ-3М.

2.2 Керамічні форми для заливки тестових зразків сплаву.

Виготовлення моделей зразків для випробувань (тестових зразків) проводилося з воскової модельної композиції шляхом пресування на модельному пресі при температурі модельної композиції – 60...65 °С, тиском пресування 9...12 МПа.

Восковий блок складався з 4 зразків круглого перетину для випробувань на міцність і 4 зразків квадратного перетину для випробування ударної в'язкості.

Виготовлення керамічної форми для поверхневого модифікування зразків для випробувань проводили шляхом нанесення двох лицьових шарів на восковий блок проводили шляхом занурення блоку в суспензію на основі водного зв'язувального з колоїдного діоксиду кремнію (із вмістом SiO_2 – 24...26 %) і наповнювача мікропорошків «білого» електрокорунду марки 24А зернового складу: (F1200+F800) – 25%, F230 – 30%, F360 – 40% (мас.); Вміст рідкої та

твердої фаз витримували у співвідношенні один до чотирьох з додаванням 5 % алюмінату кобальту. Обсипання блоку проводили в піскосипі «в псевдо киплячому шарі» «білим» електрокорундом марки 24А, шліф зерном F70: з подальшим сушінням у сушиллі карусельного типу при температурі 25...27 °С і відносній вологості 55...85 %, у потоці повітря зі швидкістю 0,1...0,15 м/с. Перший шар наносили без обсипання і сушіння. Решту шарів формували шляхом занурення блоку в суспензію на основі гідролізованого етилсилікату ЕТС-40, у співвідношенні 2,1...2,6 кг наповнювача мікропорошку електрокорунду марки 24А вищевказаного зернового складу на 1 літр сполучного. Обсипання проводили в піскосипі «в псевдо киплячому шарі» шліф зерном «білого» електрокорунду F30 марки 24А з подальшим сушінням при температурі 24±3 °С у вакуумно-аміачній сушиллі УВС-3. Керамічну форму після витоПЛення модельної композиції випалювали ступінчасте за зонами прохідної електропечі. Максимальна температура випалу форми в останній зоні 1000±50 °С, витримка 2...2,5 години. Загальна тривалість випалу не менше 8 годин.

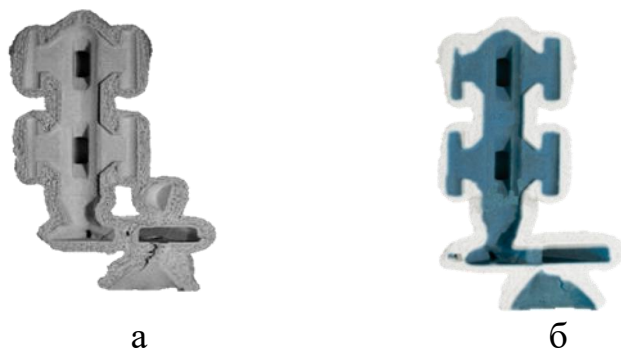
Виготовлення керамічних форм за серійною технологією проводили без додавання алюмінату кобальту і використання суспензії на основі водного сполучного з колоїдного діоксиду кремнію.

Усі шари формували шляхом занурення блоку в суспензію на основі гідролізованого етилсилікату ЕТС-40 і наповнювача мікропорошків «білого» електрокорунду марки 24А зернового складу: (F1200+F800) – 25%, F230 – 30%, F360 - 40% (мас.). Співвідношення 2,1...2,6 кг наповнювача на 1 літр сполучного. Обсипання лицьових шарів блоку проводили в піскосипі «в псевдо киплячому шарі» «білим» електрокорундом марки 24А шліф зерном F70: з подальшим сушінням при температурі 24±3 °С у вакуумно-аміачній сушиллі УВС-3. Обсипання наступних шарів проводять електрокорундом 24А зерном F30.

Керамічну форму після витоПЛення модельної композиції випалювали ступінчасто по зонах прохідної електропечі за вищевказаним режимом.

Керамічні форми для заливання зразків для випробувань із робочим шаром з алюмінату кобальту (дослідна технологія) та електрокорунду (серійна

технологія) наведені на рисунку 2.4.



а - керамічна форма (серійна технологія), лицьові шари виготовлені з «білого» електрокорунду марки 24А.

б - керамічна форма (дослідна технологія), лицьові шари виготовлені з добавкою алюмінату кобальту.

Рисунок 2.4 – Керамічні форми, для тестових зразків сплаву, виготовлені методом лиття за виплавлюваними моделями

2.3 Матеріали та методи дослідження знеміцнення меж зерен для ЖНС.

Перед початком проведення дослідних плавок було підібрано кондиційний технологічний зворот сплаву ЖС6У-ВІ, без забруднень і раковин на поверхнях. За хімічним складом кондиційний технологічний зворот сплаву ЖС6У-ВІ відповідав вимогам марочного складу за технічними умовами.

Зворот було попередньо очищене в галтувальному барабані.

З очищеного звороту сплаву ЖС6У-ВІ, із застосуванням технології високотемпературної обробки розплаву (ВТОР), були проведені дослідні плавки і відлито два злитки за такою технологією:

- плавильну камеру установки УППФ-3М (див. рис. 2.3) вакуумували до верхньої величини межі технологічного розрядження залишкового повітря $P = 5 \times 10^{-3}$ мм рт. ст.;

- розплавляли метал, при розрядженні залишкового повітря $P = 5 \times 10^{-3}$ мм рт. ст., нагріли до температури 1650...1700 °С;

- у плавильній камері створили захисну атмосферу з аргону з тиском

$P=(70\dots115) \times 10^0$ мм рт. ст.;

- довели температуру розплаву до 1830...1870 °С, і витримали її протягом 10...12 хвилин;

- охолодили розплав до температури 1650...1700 °С, провели відкачування аргону до тиску технологічного вакууму $P = (5 \times 10^{-2} \dots 5 \times 10^{-3})$ мм рт. ст.;

- довели розплав до температури заливання 1420...1450 °С;

- залили метал у кокіль (див. рис. 2.5)

Дослідні зливки на абразивно-відрізному верстаті порізували на мірні шихтові заготовки (МШЗ). Провели очищення МШЗ у дробометному барабані.

Очищені МШЗ завантажували в установку УППФ-3П і при технологічному розрядженні залишкового повітря $P=(5 \times 10^{-2} \dots 5 \times 10^{-3})$ мм рт. ст., методом рівноосної кристалізації відлили в керамічних формах, виготовлених за серійною технологією, (див. рис. 2.4 а) зразки для випробувань тривалої міцності та механічних властивостей, за такою методикою:

- при досягненні температури перегріву розплаву 1560...1580 °С. відключали напругу струму на індукторі, і проводили охолодження розплаву протягом 1 хвилини. У керамічні форми залили метал при температурі 1540...1560 °С з наступними особливостями технології:

- заливання першої керамічної форми проводили з модифікуванням розплаву нікель-ітрієвої лігатурою марки ІтН-1 (розмір зерна 2...5 мм) у кількості 0,136 % від навішування шихти в тиглі. Перед заливкою металу в керамічну форму для засвоєння модифікатора проводили витримку розплаву в тиглі протягом 1 хвилини 15 секунд ... 1 хвилини 30 секунд.

- заливання другої керамічної форми проводили без модифікування, за режимом серійної технології підприємства.

Залиті блоки переносять з ППФ установки УППФ-3М в сітчастий металевий ящик, що знаходиться на ділянці плавки, для охолодження за нормальної температури навколишнього середовища.

Зразки для випробувань проходили термічну обробку, виготовлення, випробування та дослідження властивостей.

Схильність сплаву до утворення ТЩУ- фаз та ступень дисбалансу системи легування або збалансованість хімічного складу досліджуваних зразків оцінювали способом проведення обчислень за комплексною розрахунково-аналітичною методикою (КРАМ) [136 – 138], розробленою в Національному університеті «Запорізька політехніка».

Обчислення γ' - фази та γ - фази проводили методом комп'ютерного моделювання CALPHAD [132 – 135].

Для розрахунку адекватності результатів у програмному комплексі MS EXCEL використовувався метод найменших квадратів [150 – 152] з побудовою лінії тренду.

Як зразки для визначення хімічного складу використовували нижні частини ливниково-живильної системи (ЛЖС) блоків зразків.

Хімічний склад визначали спектральним та хімічним методом.

2.4 Матеріали та методи отримання модернізованого сплаву ЖСЗДК-ВІ

Для проведення робіт з отримання модернізованого сплаву ЖСЗДК-ВІ використовували вихідні плавки власної виплавки підприємства.

Перед проведенням плавки з існуючих шихтових матеріалів, передбачених технологічною інструкцією на виплавку сплаву ЖСЗДК-ВІ проводився розрахунок шихти методом «розрахунок за виробничими даними».

За цим методом було написано розрахункову-арифметичну електронну таблицю у програмному комплексі MS EXCEL.

2.4.1 Виплавка вихідної виробничої плавки АТ «МОТОР СІЧ» сплаву ЖСЗДК-ВІ.

На печі FM-1-2-100 фірми «ULVAC» (див. рис 2.1) проводилася виплавка виробничої вихідної плавки із шихтових матеріалів, зазначених у таблиці 2.1.

Перед початком плавки газовим пальником нанесли на внутрішню

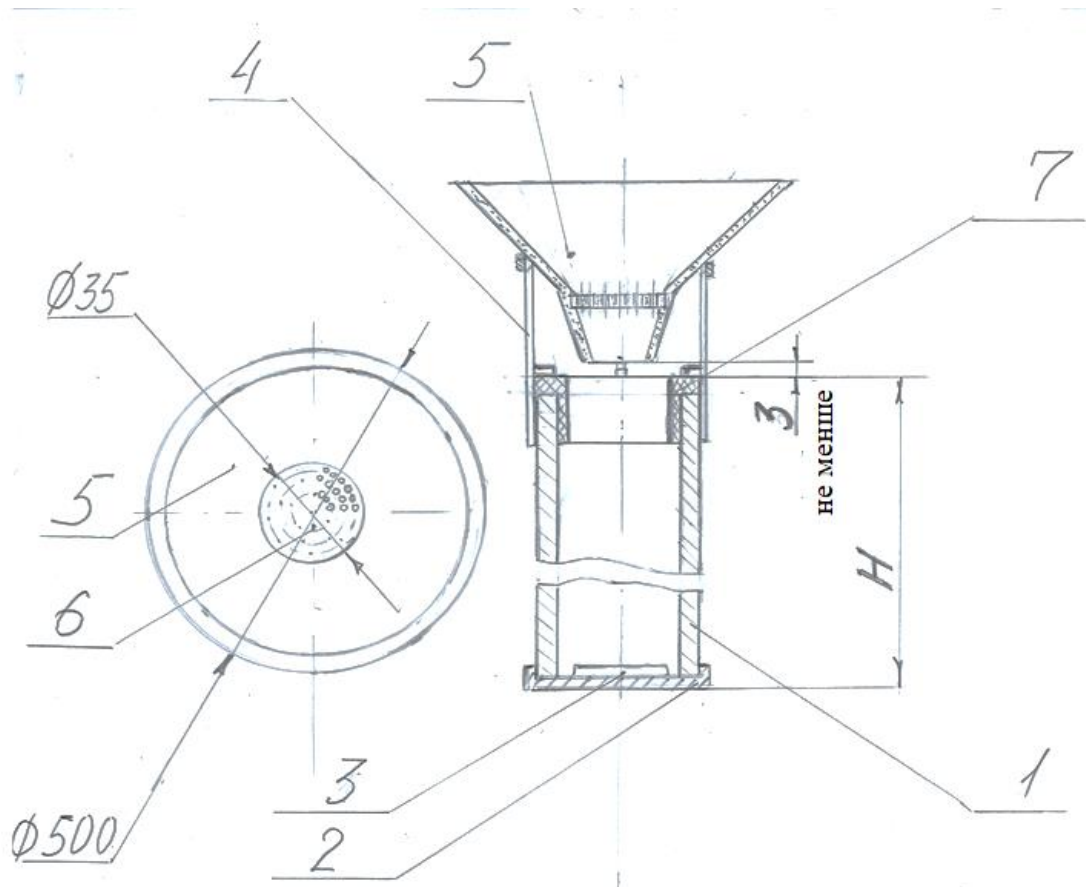
поверхню кокілю захисне покриття – ацетиленову кіптяву, час нанесення покриття 2...3 хвилини.

У розташовані на візку кокілі (див. рис. 2.1), встановили холодильники з розмірами: діаметром 80 мм, товщиною 10 мм. Холодильники відливають окремо зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, що є придатні за хімічним складом.

Таблиця 2.1 - Шихтові матеріали для виплавки вихідної плавки АТ «МОТОР СІЧ» сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Шихта	Вага, кг	Шихта	Вага, кг
Кондиційний зворот сплаву ЖСЗДК-ВІ	50,000	Титановий сплав марки: ВТ 1-0	1,500
Алюміній первинний високої чистоти марки: А99	2,300	Бій графітованих електродів марки: ГЕ	2 навішування по 0,020
Вольфрам металевий	1,800	Лігатура нікель-бор марки: НБ-0	0,015
Хром металевий марки: Х99Н-1	6,270	Мішметал марки: МЦ50Ж6	0,025
Молібден Підвищеної чистоти марки: МШЧ-1	1,900	Нікель електролітичний марки: Н1у	31,650
Кобальт марки: К1Ау	4,500	РАЗОМ:	100,000

На кокіль встановили утеплювальний комплект, який зазначений на рисунку 2.5 (позиції 1, 4, 5, 6, 7).



- 1 – Трубний кокіль;
- 2 – Опорна плита під кокіль;
- 3 – Холодильник із сплаву ЖСЗДК-ВІ (Ø80 мм, висота 10 мм);
- 4 – Утримувач керамічної ливарної чаші;
- 5 – Керамічна ливарна чаша;
- 6 – Фільтр керамічний сітчастий із циліндричними каналами Ø1 мм.
- 7 – мулітокремнеземиста утеплювальна вставка;

H – висота кокілю: для встановлення FM-1-2-100 «ULVAC» – висота 600 мм, для встановлення УППФ-3М – висота 350 мм.

Рисунок 2.5 – Схема збирання кокілю з утеплювальним комплектом для установок FM-1-2-100 «ULVAC» та УППФ-3М.

Проміжна чаша встановлюється в плавильну камеру печі для формування струменя зливу металу.

Кокілі передавали у камеру форм механізмом переміщення візка, а потім

на позицію заливання металу.

Відповідно до шихтового розрахунку (див. табл. 2.1) при відкритій плавильній камері завантажили на дно тигля якомога щільніше впереміш нікель, кобальт, хром, вольфрам, молібден, половину навішування бою графітованих електродів, відходи сплаву, титан.

При досягненні залишкового тиску повітря у плавильній камері більше 5×10^{-3} мм рт. ст. розпочали плавку.

Для проведення першої плавки використовували потужність на індукторі 30 кВт і поступово протягом 1 години підвищили її до 70...100 кВт.

Вакуумували камеру форм до залишкового тиску повітря 5×10^{-2} ... 5×10^{-3} мм рт.ст.

У міру розплавлення металу проводили довантаження частини шихти, що залишилася, і легуючих матеріалів за допомогою завантажувальних бадей механізму завантаження матеріалів. Довантаження проводили при неповному розплавленні початкове завантаженої шихти.

Довантаження у тигель шихтових матеріалів, що залишилися, і легуючих компонентів шихти проводили при залишковому тиску повітря 1×10^{-2} ... 1×10^{-3} мм рт. ст в механізмі завантаження матеріалів.

Алюміній завантажували у тигель на останню порцію твердої шихти.

Після розплавлення металу його нагріли до температури 1500...1550 °С. Через 3...7 хвилин ввели за допомогою завантажувальної бадді бій графітованих електродів, що залишився.

Продовжували нагрів металу на температуру 1620...1640 °С, на малій потужності печі, і глибині вакууму 5×10^{-3} ... 5×10^{-2} мм рт.ст., з витримкою 15...20 хвилин.

Розплав охолодили до температури 1500...1550 °С.

Механізмом напівбезперервного відбору проб взяли попередню пробу хімічного складу сплаву.

Метал доводився до температури заливки 1530...1560 °С.

За 2 хвилини перед заливкою, на малій потужності печі, при залишковому

тиску повітря $5 \times 10^{-2} \dots 1 \times 10^{-3}$ мм рт. ст., за допомогою завантажувальних бадей, ввели на дзеркало металу модифікуючі добавки у такому порядку: бор, церій.

Залили метал у кокілі (див. рису 2.5). При зливі металу рівень металу в ливарній чаші був не менше $1/3$ її висоти. Потужність на індукторі при заливці – 20...30 кВт з наступним виключенням печі.

Кокілі з металом охолодили у камері форм протягом 20...30 хвилин. Розвакуували камеру форм та передали завантажувальний візок із кокілями на позицію завантаження-розвантаження.

Вилучили злитки із кокілів.

Від злитків відрізали надливні частини заввишки 55 ± 10 мм.

Від одного злитка від плавки відрізали додатково темплет заввишки 10 ± 5 мм

Зливки очистили в галтувальному барабані.

На темплеті визначили хімічний склад оптично-емісійним методом на квантометрі одночасного багатоканального аналізу ARL-4460 з використанням СЗП для сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Вміст газів у плавках визначали на газоаналізаторах LECO TC500.

Від зливка відрізали МШЗ для заливання блоку тестових зразків для випробувань вихідної плавки АТ «МОТОР СІЧ».

На УППФ-3М провели плавку і заливку металу в керамічну форму блоку зразків для випробувань (див. рис 2.4 а) за режимом серійної. Режими плавки, заливки та охолодження залитих блоків проводили згідно з пунктом 2.3.

Термічну обробку зразків для випробувань проводили за стандартним режимом технічних умов (пункт 2.5).

Хімічний аналіз зразків проводили на приладі ARL-4460 із використанням стандартних зразків підприємства (СЗП) для сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Випробування механічних властивостей проводили при кімнатній температурі та тривалої міцності (пункт 2.5).

Хімічний склад вихідної плавки АТ «МОТОР СІЧ» зазначено у таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Хімічний склад вихідної виробничої плавки АТ «МОТОР СІЧ».

Вихідна плавка	Хімічний склад, % мас.								
	Cr	Co	Mo	Ni	Al	Ti	W	C	Si
Вихідна плавка АТ«МОТОР СІЧ»	12,0	9,35	3,95	Основа	4,56	2,99	4,08	0,08	0,08
Технічні умови	11,0 –	8,0 –	3,8 –	Основа	4,0 –	2,5 –	3,8 –	0,06 –	≤0,4
	12,5	10,0	4,5		4,8	3,2	4,5	0,11	

Кінець таблиці 2.2

Вихідна плавка	Хімічний склад, % мас.							
	Mn	S	P	B	Fe	Ce	O ₂ x10 ⁻²	N ₂ x10 ⁻²
Вихідна плавка АТ«МОТОР СІЧ»	0,007	0,004	0,003	0,013	0,09	0,015	0,154	0,201
Технічні умови	≤0,4	≤0,010	≤ 0,015	≤0,02	≤2,0	≤0,02	–	–
Примітка 1. Церій и бор вводяться за розрахунком та хімічним аналізом не визначаються								
Примітка 2. Зміст бору фактичний								

Механічні властивості та тривала міцність вихідної плавки АТ «МОТОР СІЧ» сплаву ЖСЗДК-ВІ вказані в таблиці 2.3.

Таблиця 2.3 – Механічні властивості та тривала міцність вихідної плавки АТ «МОТОР СІЧ».

Вихідна плавка	Механічні властивості при кімнатній температурі			Час до руйнування (при T _{исп.} =850 °С, и σ _н = 350 МПа), годин.
	тимчасовий опір, σ _в , МПа,	відносне подовження δ, %	ударна в'язкість КСУ, Дж/см ²	
Вихідна плавка АТ «МОТОР СІЧ»	976,0	11,2	31,3	322,5
Технічні умови	не менше 930,0	не менше 7	не менше 29,0	не менше 50

2.4.2 Виплавляння вихідної виробничої плавки ВП «ЗМЗ» сплаву ЖСЗДК-ВІ.

На установці ІСВ-0,16 (див. рис. 2.2) проводилася виплавка виробничої вихідної плавки ВП «ЗМЗ» із шихтових матеріалів, зазначених у таблиці 2.4.

Таблиця 2.4 – Шихтові матеріали для виплавки вихідної плавки ВП «ЗМЗ»

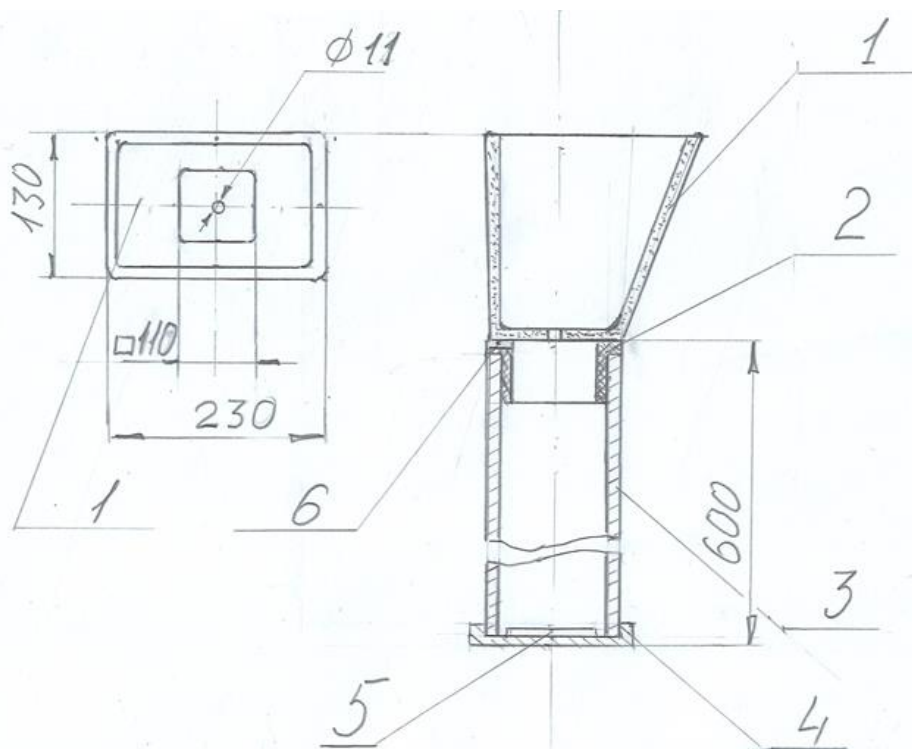
Шихта	Вага, %	Шихта	Вага, %
Кондиційний зворот сплаву ЖСЗДК-ВІ	50,000	Титановий сплав марки: ВТ 1-0	1,300
Алюміній первинний високої чистоти марки: А99	2,400	Бій графітованих електродів марки: ГЕ	2 x 0,020
Вольфрам металевий	2,050	Лігатура нікель-бор марки: НБ-0	0,060
Хром металевий марки: Х99Н-1	5,800	Мішметал марки: МЦ50Ж6	0,025
Молібден підвищеної чистоти марки: МШЧ-1	1,900	Нікель електролітичний марки: Н1у	31,970
Кобальт марки: К1Ау	4,455	ИТОГО	100,000

Перед початком плавки газовим пальником нанесли на внутрішню поверхню кокілю захисне покриття - ацетиленову кіптяву, час нанесення покриття 2...3 хвилини.

У зібрані в рамі під заливку кокілі (див. рис. 2.2) встановили:

– холодильники розмірами: діаметром 80 мм, заввишки 10 мм зі сплаву ЖСЗДК-ВІ, придатні за хімічним складом, та скрапницю для прийому надлишку металу, що проходить через «маяки».

На кокіль встановили утеплювальний комплект, який зазначений на рисунок 2.6, (позиції 1, 2, 3, 6).



- 1 – Керамічна ливарна чаша із зливним отвором $\text{Ø}11$ мм;
- 2 – Мулітокремнеземиста утеплювальна вставка;
- 3 – Трубний кокіль; 4 – Опорна плита під кокіль;
- 5 – Холодильник із сплаву ЖСЗДК-ВІ ($\text{Ø}80$ мм, висота 10 мм);
- 6 – «Маяк» – сигналізатор заповнення кокілю рідким металом.

Рисунок 2.6 – Схема збирання кокілю з утеплювальним комплектом для встановлення в ІСВ-0,16.

Раму з кокілями встановили на завантажувальний візок (див. рис. 2.2) за допомогою кран-балки з траверсою.

Кокілі передали у камеру форм механізмом переміщення візка з наступним закриттям камери форм і початком вакуумування її до залишкового тиску 1×10^{-1} мм рт. ст.. Одночасно з вакуумуванням камери форм включали її нагрівання до температури 300...400 °С.

Відповідно до шихтового розрахунку (див. табл. 2.4), при відкритій плавильній камері завантажили на дно тигля якомога щільніше впереміш нікель, кобальт, хром, вольфрам, молібден, половину навішування бою графітованих електродів, відходи сплаву, титан.

При досягненні залишкового тиску повітря у плавильної камери не більше 5×10^{-3} мм рт.ст. розпочинали плавку.

При проведенні першої плавки включали потужність на індукторі 30 кВт і поступово протягом 1 години підвищили її до 100...300 кВт.

Вакуумували камеру форм до залишкового тиску повітря $5 \times 10^{-2} \dots 5 \times 10^{-3}$ мм рт. ст.

У міру розплавлення металу проводили довантаження частини шихти, що залишилася, і легуючих матеріалів за допомогою завантажувальних бадей механізму завантаження матеріалів. Довантаження проводили при неповному розплавленні початкове завантаженої шихти.

Довантаження в тигель шихтових матеріалів, що залишилися, і легуючих компонентів шихти проводили при залишковому тиску повітря не більше 1×10^{-2} мм рт. ст.. у механізмі завантаження матеріалів.

Алюміній завантажували в тигель на останню порцію твердої шихти.

Після розплавлення, метал нагрівали до температури (1500...1550) °С. Через (3...7) хвилин вводили за допомогою завантажувальної бадді бій графітованих електродів, що залишився.

Нагрівали метал на температуру 1620...1640 °С, і на малій потужності печі, та глибині вакууму $5 \times 10^{-3} \dots 5 \times 10^{-2}$ мм рт. ст., витримували 15...20 хвилин

При температурі 1430...1520 °С та глибини вакууму не більше 5×10^{-3} мм рт. ст. витримували розплав протягом 7...9 хвилин для стабілізації температури.

Охолоджували розплав до температури 1440...1480 °С.

За 2 хвилини перед заливкою, на малій потужності печі, при залишковому тиску повітря $5 \times 10^{-2} \dots 1 \times 10^{-3}$ мм рт. ст., за допомогою завантажувальних бадей, вводили на дзеркало металу модифікуючі добавки: бор та церій.

Заливали метал у кокілі, (див. рис. 2.6) При зливі металу рівень металу в ливарній чаші був не менше 1/3 її висоти. Потужність на індукторі при заливанні була 20...30 кВт.

Заповнення кокілю металом контролювали за «маяками».

Після вимкнення печі.

Витримували залиті кокілі у плавильній камері не менше 10 хвилин. залиті кокілі передавали в камеру форм.

Залиті кокілі у камері форм витримували під вакуумом протягом 30 хвилин (не менше).

Після розвакуування камери форм, передавали завантажувальний візок із кокілями на позицію завантаження-розвантаження.

Кокілі передавали на майданчик охолодження та вилучили злитки із кокілів.

Від злитків відрізали надливні частини заввишки 55 ± 10 мм.

Від одного злитка від плавки відрізали додатково темплет заввишки 10 ± 5 мм.

Зливки плавки очищали в галтувальному барабані.

Хімічний склад визначали спектральним методом на установці SPECTROLAB M10 з використанням СЗП для сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Вміст вуглецю і сірки визначали на експрес-аналізаторі АН-7529 з метрологічним забезпеченням за ДСТУ 9121:2021.

Зміст газів у плавках одержано на газоаналізаторах LECO TC-500.

Від злитка відрізали МШЗ для заливання блок тестових зразків для випробувань вихідної плавки ВП «ЗМЗ».

На УППФ-3М провели плавку і заливку металу в керамічну форму блоку зразків для випробувань (див. рис 2.4 а) за режимом серійної. Режими плавки, заливки та охолодження залитих блоків зазначені у пункті 2.3.

Термічну обробку зразків для випробувань проводили за стандартним режимом технічних умов (пункт 2.5).

Хімічний склад визначали на нижній частині блоку зразків спектральним методом на установці SPECTROLAB M10 з використанням СЗП для сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Вміст вуглецю та сірки визначали на експрес-аналізаторі АН-7529 з метрологічним забезпеченням за ДСТУ 9121:2021.

Проводили випробування механічних властивостей при кімнатній

температурі та тривалої міцності згідно з пунктом 2.5.

Хімічний склад вихідної плавки ВП «ЗМЗ» сплаву ЖСЗДК-ВІ наведено у таблиці 2.5.

Таблиця 2.5 – Хімічний склад виробничої вихідної плавки ВП «ЗМЗ»

Вихідна плавка	Хімічний склад, % мас.								
	Cr	Co	Mo	Ni	Al	Ti	W	C	Si
Вихідна плавка ВП «ЗМЗ»	11,80	9,33	4,25	Основа	4,66	3,13	4,32	0,08	0,04
Технічні умови	11,0 – 12,5	8,0 – 10,0	3,8 – 4,5	Основа	4,0 – 4,8	2,5 – 3,2	3,8 – 4,5	0,06 – 0,11	≤0,4

Кінець таблиці 2.5

Вихідна плавка	Хімічний склад, % мас.							
	Mn	S	P	B	Fe	Ce	O ₂ x10 ⁻²	N ₂ x10 ⁻²
Вихідна плавка ВП«ЗМЗ»	0	0,002	0	0,017	0,11	0,015	0,15	0,17
Технічні умови	≤0,4	≤0,010	≤ 0,015	≤0,02	≤2,0	≤0,02	–	–
Примітка 1. Церій и бор вводяться за розрахунком та хімічним аналізом не визначаються								
Примітка 2. Зміст бора фактичний								

Механічні властивості та тривала міцність виробничої вихідної плавки ВП «ЗМЗ» сплаву ЖСЗДК-ВІ наведені в таблиці 2.6.

Таблиця 2.6 – Механічні властивості та тривала міцність виробничої вихідної плавки ВП «ЗМЗ»

Вихідна плавка	Механічні властивості при кімнатній температурі			Час до руйнування (при $T_{\text{исп.}} = 850 \text{ } ^\circ\text{C}$, і $\sigma_{\text{н}} = 350 \text{ МПа}$), годину.
	тимчасовий опір, $\sigma_{\text{в}}$, МПа,	відносне подовження δ , %	ударна в'язкість КСУ, Дж/см ²	
Вихідна плавка ВП «ЗМЗ»	981,7	10,0	21,7	більше 150
Технічні умови	не менше 930,0	не менше 7,0	не менше 29,0	не менше 50

2.4.3 Модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ лігатурою нікель-ітрій (варіант [Y+CoAl₂O₄]).

Виготовлення керамічної форми для поверхневого модифікування зразків для випробувань проводили з додаванням кобальту алюмінату (див. рис. 2.4 б).

Завантажували в тигель установки УППФ-3М навішення вихідної плавки АТ «МОТОР СИЧ» сплав ЖСЗДК-ВІ без додавання звороту сплаву.

Вакуумували плавильну камеру до глибини розрядження залишкового повітря 5×10^{-3} мм. рт. ст з подальшою подачею потужності на індуктор.

Керамічну форму переносили з печі прокалювання до ППФ установки УППФ-3М (див. рис. 2.3 б).

Метал нагрівали: до температури $T = (1650 - 1670) \text{ } ^\circ\text{C}$, з витримкою 12 хвилин при глибині вакууму $5 \dots 1 \times 10^{-3}$ мм рт. ст.

Відключили потужність на індукторі та охолодили метал до температури $T = 1420 \text{ } ^\circ\text{C}$ за 3 хвилини.

Розплав нагрівали до температури заливки $1540 \text{ } ^\circ\text{C}$ вводили навішування нікель-ітрієвої лігатури (NiY) марки ІтН-1 (розмір зерна $2 \dots 5$ мм), в кількості 0,122 % від навішування шихти в тиглі.

Для засвоєння модифікатора проводили витримку розплаву з NiY протягом 1 хвилини 30 секунд. Заливали метал у керамічну форму.

Залитий блок перенесли з ППФ установки УППФ-3М в сітчастий

металевий ящик, що знаходиться на ділянці плавки, для охолодження за нормальної температури навколишнього середовища.

2.4.4. Модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ лігатурою нікель-ітрій. (Варіант [Y] серійна технологія).

Для роботи використовували керамічну форму, виготовлену за серійною технологією (див. рис. 2.4 а).

Завантаження сплаву ЖСЗДК-ВІ в тигель, плавку, заливку й охолодження залитого блока вели аналогічно варіанту $[Y+CoAl_2O_4]$, з такими особливостями технології:

- у тигель зі сплавом завантажили бій графітованих електродів марки ЕГ у кількості 0,02 % від навішування вихідної плавки,
- при температурі 1650...1670 °С, провели витримку розплаву – 1 хвилину,
- при температурі заливки 1540 °С ввели навішування нікель-ітрієвої лігатури (NiY) марки ІтН-1, в кількості 0,1% від навішування шихти в тиглі,
- витримка розплаву з NiY до заливки – 1хвилина 19 секунд.

2.4.5. Модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ лігатурою нікель-ітрій та мішметалом. (Варіант $[Y+Ce+CoAl_2O_4]$).

Виготовлення керамічної форми для поверхневого модифікування зразків для випробувань проводили з додаванням кобальту алюмінату (див. рис. 2.4 б).

Завантаження сплаву ЖСЗДК-ВІ в тигель, плавку, заливку й охолодження залитого блока вели аналогічно варіанту $[Y+CoAl_2O_4]$, з такими особливостями технології:

- у тигель зі сплавом завантажували бій графітованих електродів марки ЕГ у кількості 0,02 % від навішування вихідної плавки,
- при температурі заливки 1540 °С ввели навішування нікель-ітрієвої лігатури (NiY) марки ІтН-1, у кількості 0,1% від навішування шихти в тиглі,

- проводили витримку розплаву з NiY протягом 60 секунд,
- вводили у розплав навішення МЦ50Ж6 (розмір зерна 2...5 мм), у кількості 0,04% від ваги шихти в тиглі, проводили витримку розплаву 30 секунд,
- метал заливали у керамічну форму при 1530...1540 °С.
- загальний час модифікування – 1 хвилина 30 секунд.

2.4.6. Модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ лігатурою нікель-ітрій та ніобієм. (Варіант [Y+Nb+CoAl₂O₄]).

Виготовлення керамічної форми для поверхневого модифікування зразків для випробувань проводили з додаванням кобальту алюмінату (див. рис. 2.4 б).

Завантаження сплаву ЖСЗДК-ВІ в тигель, плавку, заливку й охолодження залитого блока вели аналогічно варіанту [Y+CoAl₂O₄], з такими особливостями технології:

- при температурі 1650...1670 °С, проводили витримку розплаву – 10 хвилин,
- при температурі 1610 °С, вводили 1 грам ніобію (Nb) у шабіках марки НБШ0.
- при температурі заливки 1540 °С вводили навішування нікель-ітрієвої лігатури (NiY) марки ІтН-1, в кількості 0,136 % від навішування шихти в тиглі,
- проводили витримку розплаву від вводу NiY до заливки – 1 хвилина 26 секунд.

2.4.7. Модернізація сплаву ЖСЗДК-ВІ ніобієм, гафнієм та лігатурою нікель-ітрій. (Варіант [Y+Hf+Nb]).

Для роботи використовували керамічну форму, виготовлену за серійною технологією (див. рис. 2.4 а).

Завантажували в тигель установки УППФ-3М навішення вихідної плавки ВП «ЗМЗ» зі сплаву ЖСЗДК-ВІ без додавання зворот сплаву, бій графітованих

електродів марки ЕГ у кількості 0,02% і Nb в шабіках марки НБШ0 в кількості 0,5% від навішування вихідної плавки.

Плавку вели аналогічно варіанту $[Y+CoAl_2O_4]$, з такими особливостями технології:

- при температурі 1650...1670 °С, проводили витримку розплаву – 6 хвилин;
- при температурі 1610 °С вводили навішування лігатури гафній-нікель (HfNi) марки ГФН-10 у кількості 0,26% від ваги шихти в тиглі (розмір зерна 2...5 мм), з наступною витримкою розплаву – 2 хвилини;
- відключали потужність на індукторі та охолоджували метал до температури $T=1420$ °С за 1 хвилини. 43 секунд;
- при температурі заливки 1540 °С вводили навішування нікель-ітрієвої лігатури (NiY) марки ІтН-1, в кількості 0,158 % від навішування шихти в тиглі,
- витримка розплаву від вводу NiY до заливки – 1хвилина 25 секунд.

2.4.8 Модернізація сплаву ЖСЗДК-ВІ ніобієм, гафнієм, нікель-ітрієм з проведенням ВТОР. (Варіант $[Y+Hf+Nb+ВТОР]$).

Для роботи використовували керамічну форму, виготовлену за серійною технологією (див. рис. 2.4 а).

Завантаження сплаву ЖСЗДК-ВІ в тигель, плавку, заливку й охолодження залитого блока вели аналогічно варіанту $[Y+Hf+Nb]$, з такими особливостями технології:

- без додавання бою графітованих електродів марки ЕГ;
- нагрів металу до температури 1650...1670 °С для проведення ВТОР. У плавильній камері створили захисну атмосферу з аргону з тиском $70...115 \times 10^0$ мм рт. ст. та нагрівали розплав до температури 1830...1870 °С, і витримували протягом 12 хвилин. Розплав охолоджували до температури 1650 °С з подальшим відкачуванням аргону до тиску технологічного вакууму ($5 \times 10^{-2}...5 \times 10^{-3}$) мм рт. ст. Довели температуру розплаву до 1620 °С. Провели витримку розплаву 9 хвилин для усереднення температури та стабілізації

вакууму. Глибина вакууму склала $(5...1) \times 10^{-3}$ мм рт. ст.;

- при температурі 1620 °С ввели навішування лігатури гафній-нікель (HfNi) марки ГФН-10 у кількості 0,26% від ваги шихти в тиглі (розмір зерна 2...5 мм), провели витримку розплаву – 2 хвилини;

- відключили потужність на індукторі та охолодили метал до температури $T=1420$ °С за 1 хвилини - 1 хвилини 30 секунд;

- витримка розплаву від вводу NiY до заливки – 1хвилина 30 секунд.

2.5 Методики дослідження властивостей зразків плавок литих ЖНС

Виливки зразків для випробувань варіантів технології [Y+Nb+CoAl₂O₄], [Y+Ce+CoAl₂O₄], [Y+CoAl₂O₄], [Y] перед термічною обробкою проходили гаряче ізостатичне пресування (ГІП) для збільшення щільності виливків в об'ємі металу.

ГІП проводили у газостаті марки QIH 0,9×1,5-2070-1400MURC з подачею аргону.

Режим ГІП: початковий тиск у камері 38 МПа; нагрівання від кімнатної температури до 1040 ± 10 °С зі швидкістю 8...10 °С за хвилину; витримка за 1040 ± 10 °С протягом 1,5 години за тиску в камері 120 МПа; нагрівання до температури 1210 ± 10 °С зі швидкістю 4 °С за хвилину; витримка за 1210 ± 10 °С протягом 2 годин за тиску в камері 160 МПа; охолодження виливків до температури 300 °С зі швидкістю 26 °С за хвилину [143].

Усі варіанти зразків для випробувань сплавів ЖС6У-ВІ і ЖСЗДК-ВІ зазнавали термічної обробки.

Термічну обробку зразків для випробувань проводили за стандартним режимом технічних умов, а саме нагрів у повітряній атмосфері до температури 1210 ± 10 °С, з витримкою 4 години, і подальше охолодження на повітрі [143].

Хімічний склад визначали на нижній частині блоку зразків спектральним методом на установці SPECTROLAB M10 з використанням СЗП для сплаву ЖСЗДК-ВІ та ЖС6У-ВІ відповідно.

Вміст вуглецю та сірки визначали на експрес-аналізаторі АН-7529 з

метрологічним забезпеченням за ДСТУ 9121:2021.

Механічні властивості при кімнатній температурі: границя міцності, відносне подовження. визначали відповідно до ДСТУ ISO 6892-1:2019. Випробування на розрив здійснювали на машині ZDMY30 [141].

Для сплаву ЖСЗДК-ВІ проводили випробування на ударну в'язкість здійснювали на маятниковому копрі Instron SI-1M відповідно з ДСТУ ISO 148-1:2022 на стандартних зразках з перерізом 12 x 12 мм [141].

Випробування тривалої міцності проводили відповідно до вимог ДСТУ ISO 204:2019 на установці моделі Instron M3 [141].

Сплав ЖС6У-ВІ проходив випробування за режимом: температура випробування 975 °С під навантаженням 230 МПа до руйнування зразків.

Сплав ЖСЗДК-ВІ проходив випробування за режимом: температура випробування 850 °С під навантаженням 350 МПа до повного руйнування зразків.

Для виготовлення шліфів із зруйнованих зразків та нижніх частин литникової системи під час проведення металографічного дослідження використовували механічне шліфування та полірування.

Травлення макроструктури проводили в розчині «Марбле», що складається з 80% соляної кислоти (HCl) і 20% перекису водню (H₂O₂) [141].

На металографічних мікроскопах типів MIM-10 та Neophot при збільшенні до 1000 разів визначали форму, розташування та інші показники структурних складових дослідних зразків.

Схильність вихідних плавок та аналіз сплаву до утворення ТЦУ- фаз та збалансованість хімічного складу, а також розрахунок температурних та параметрів міцності оцінювали способом проведення обчислень за комплексною розрахунково-аналітичною методикою (КРАМ) [136 – 138]

Розрахунок температурних параметрів і міцності сплаву проводили методом комп'ютерного моделювання CALPHAD [132 – 135].

Висновки до розділу 2

1 Виготовлення вихідних плавок ЖСЗДК-ВІ проводилося на двох видах плавильних установок: FM-1-2-100 фірми «ULVAC» та ICB-0,16.

Аналіз хімічного складу проводився на різних приладах: ARL-4460, SPECTROLAB M10 та експрес-аналізаторі АН-7529, що свідчить про високий рівень стабільності технології виплавки вихідного сплаву на підприємстві.

2 Для проведення модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ випробувані: різні легуючі та модифікуючі комплекси легуючих елементів, а також технологічні впливи на рідкий метал у вигляді нагрівання розплаву на першу і другу точки рівноважного стану розплаву.

3 Різний вміст нікель-ітрієвої лігатури ІтН-1, що вводиться, використовувався для визначення впливу ітрію на очищення меж зерен і отримання глобулярних карбідів у сплавах ЖС6У-ВІ, ЖСЗДК-ВІ.

4 Виготовлення дослідних варіантів $[Y+Nb+CoAl_2O_4]$, $[Y+Ce+CoAl_2O_4]$, $[Y+CoAl_2O_4]$, $[Y]$ здійснювали з використанням нових технологій ГП і заливання зразків у керамічні форми для отримання ефекту поверхневого модифікування.

РОЗДІЛ 3

ВИВЧЕННЯ ВПЛИВУ ІТРИЮ НА ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ЖС6У-ВІ

Проведено розрахунки можливого знеміцнення меж зерен (потовщень меж зерен, виділень евтектичної (γ - γ') - фази тощо) залежно від кількості γ' - фази від сум Ti+Al для ЖНС, а також досліджено вплив модифікування ітрієм на мікроструктуру, механічні властивості та тривалу міцність сплаву ЖС6У-ВІ.

3.1 Метод сум Cr+W+Mo і Ti+Al для визначення збалансованості хімічного складу

Автором, на підставі сучасних даних розрахунково-аналітичного дослідження стабільності зміцнювальної γ' - фази та аналізу вихідних плавок сплаву ЖС6У-ВІ був розроблений метод визначення збалансованості хімічного складу, з урахуванням двох сум вмісту елементів (у % за масою): Cr+W+Mo і Ti+Al. Відповідно до зроблених висновків сумарний вміст зазначених елементів має перебувати в межах: $(Cr + W + Mo) = (20,2 - 20,8) \%$; $(Ti + Al) = (7,8-8,2) \%$ [153].

3.2 Визначення впливу суми Ti+Al на кількість γ' - фази

Методом CALPHAD проведено обчислення впливу суми Ti+Al на кількість γ' - фази, для ЖНС [154]:

ВЖ98Л-ВІ, ЕІ689, ЕП693, ЖСЗЛС, ВХ4Л-ВІ, ЖСЗДК-ВІ, ЖС6К-ВІ, ЖС6У-ВІ, ЖС26-ВІ.

Ці сплави відрізняються способами зміцнення:

- сплав ВЖ98Л-ВІ - це сплав твердорозчинного зміцнення;
- сплави ЕІ689, ЕП693, ВХ4Л-ВІ - дисперсійно твердні;
- сплави ЖСЗЛС, ЖСЗДК-ВІ, ЖС6К-ВІ, ЖС6У-ВІ, ЖС26-ВІ з

інтеметалідним зміцненням.

Дані для розрахунку ЖНС за рівнями легування марки (min, max, середній) і результати обчислень γ' - фази і γ -фази наведені в таблиці 3.1.

Значення залежності кількості γ' - фази від сум (Ti+Al) у % за масою наведені на рисунку 3.1.

Таблиця 3.1 - Дані ЖНС для розрахунку і результати обчислень γ' -, γ -фаз

ЖНС	Хімічний склад, % мас.						
	Al	Ti	W	Mo	Cr	Co	Nb
ВЖ98Л ^{min}	–	0,30	13,00	–	23,50	0	0
ВЖ98Л ^{max}	0,50	0,70	16,00	1,50	26,50	0	0
ВХ4Л ^{min}	0,70	0,70	4,30	2,30	32,00	0	0,70
ВХ4Л ^{max}	1,30	1,30	5,50	3,50	35,00	0	1,30
ВХ4Л ^{сред}	1,00	1,00	4,90	2,90	33,00	0	1,00
ЭИ698 ^{min}	1,45	2,35	0	2,80	13,00	0	1,90
ЭИ698 ^{max}	1,80	2,75	0	3,20	16,00	0	2,20
ЭИ698 ^{сред}	1,62	2,55	0	3,00	14,00	0	2,10
ЭП693 ^{min}	1,60	1,10	5,00	3,00	17,00	5,00	0
ЭП693 ^{max}	2,30	1,60	7,00	5,00	20,00	8,00	0,10
ЭП693 ^{сред}	1,95	1,40	6,00	4,00	18,50	6,50	0
ЖСЗЛС ^{max}	3,00	3,00	4,50	4,50	18,00	5,00	0
ЖСЗЛС ^{min}	2,40	2,40	3,00	3,00	15,00	4,00	0
ЖСЗЛС ^{сред}	2,67	2,63	4,03	4,05	16,40	4,40	0
ЖСЗДК ^{min}	4,00	2,50	3,80	3,80	9,50	8,00	0
ЖСЗДК ^{max}	4,80	3,20	4,50	4,50	12,00	10,00	0
ЖСЗДК ^{сред}	4,60	2,70	4,10	4,30	12,00	9,00	0
ЖС6К ^{min}	5,00	2,50	4,50	3,50	9,50	4,00	0
ЖС6К ^{max}	6,00	3,20	5,50	4,50	12,00	5,50	0
ЖС6К ^{сред}	5,00	3,00	5,00	4,30	11,20	5,00	0
ЖС6У ^{min}	5,10	2,00	9,50	1,20	8,00	9,80	0,80
ЖС6У ^{max}	6,00	2,90	11,00	2,40	9,50	11,00	1,20
ЖС6У ^{сред}	5,55	2,45	10,25	1,80	8,75	9,80	1,00
ЖС6У ^{низ}	5,20	2,60	9,50	1,90	8,80	9,80	1,00
ЖС6У ^{верх}	5,55	2,65	10,10	1,90	8,80	9,80	1,00
ЖС26 ^{min}	5,60	0,80	11,20	0,80	4,30	8,70	1,40
ЖС26 ^{max}	6,10	1,20	12,00	1,20	5,30	9,30	1,80
ЖС26	5,60	0,80	11,60	1,20	5,10	8,70	1,40
ЖС26 ^{сред}	5,85	1,00	11,60	1,00	4,80	9,00	1,60

Кінець таблиці 3.1

ЖНС	Хімічний склад, % мас.							
	В	С	V	Zr	(Ti+Al)	(Cr+W+Mo)	γ'- фаза при 20 °С	γ-фаза при 20 °С
ВЖ98Л ^{min}	–	0,060	–	–	0,300	36,50	–	7,66
ВЖ98Л ^{max}	–	0,100	–	–	1,200	44,00	8,92	–
ВХ4Л ^{min}	0,008	0,040	–	–	1,400	38,60	11,63	–
ВХ4Л ^{max}	0,008	0,100	–	–	2,600	44,00	21,60	–
ВХ4Л ^{сред}	0,008	0,070	–	–	2,000	40,80	16,61	–
ЭИ698 ^{min}	–	0,030	–	–	3,800	15,80	20,18	26,15
ЭИ698 ^{max}	–	0,070	–	–	4,550	19,20	28,39	10,09
ЭИ698 ^{сред}	–	0,050	–	–	4,170	17,00	23,57	20,11
ЭП693 ^{min}	0,005	0,010	–	–	2,700	25,00	21,96	18,07
ЭП693 ^{max}	0,005	0,100	–	–	3,900	32,00	31,95	4,18
ЗП693 ^{сред}	0,005	0,050	–	–	3,350	28,50	26,26	5,41
ЖСЗЛС ^{max}	0,010	0,120	–	0,02	6,000	27,00	43,90	–
ЖСЗЛС ^{min}	0,010	0,050	–	0,02	4,800	21,00	37,80	10,28
ЖСЗЛС ^{сред}	0,010	0,080	–	0,02	5,300	24,48	39,96	2,81
ЖСЗДК ^{min}	0,010	0,060	–	–	6,500	17,10	54,74	13,86
ЖСЗДК ^{max}	0,010	0,110	–	–	8,000	21,00	61,75	10,63
ЖСЗДК ^{сред}	0,010	0,090	–	–	7,300	20,40	57,76	9,53
ЖС6К ^{min}	0,010	0,130		0,04	7,500	17,50	65,30	6,64
ЖС6К ^{max}	0,010	0,200		0,04	9,200	22,00	72,92	–
ЖС6К ^{сред}	0,010	0,150		0,04	8,000	20,50	63,66	3,98
ЖС6У ^{min}	0,010	0,130	–	0,04	7,100	18,70	61,12	9,82
ЖС6У ^{max}	0,010	0,200	–	0,04	8,900	22,90	66,61	3,40
ЖС6У ^{сред}	0,010	0,185	–	0,04	8,000	20,80	67,36	7,06
ЖС6У ^{низ}	0,010	0,185	–	0,04	7,800	20,20	64,05	7,85
ЖС6У ^{верх}	0,010	0,185	–	0,04	8,200	20,80	67,92	6,75
ЖС26 ^{min}	0,010	0,120	0,80	–	6,400	16,30	68,61	12,11
ЖС26 ^{max}	0,010	0,170	1,20	–	7,300	18,50	70,73	6,80
ЖС26	0,010	0,120	0,80	–	6,400	17,90	66,40	–
ЖС26 ^{сред}	0,010	0,145	1,00	–	6,850	17,40	67,20	8,34
Границя	–	–	–	–	7,8–8,2	20,2–20,8	–	–

Примітка – ЖС6У^{низ}, ЖС6У^{верх} вказані для верхніх і нижніх меж сум (Ti+Al), (Cr+W+Mo).

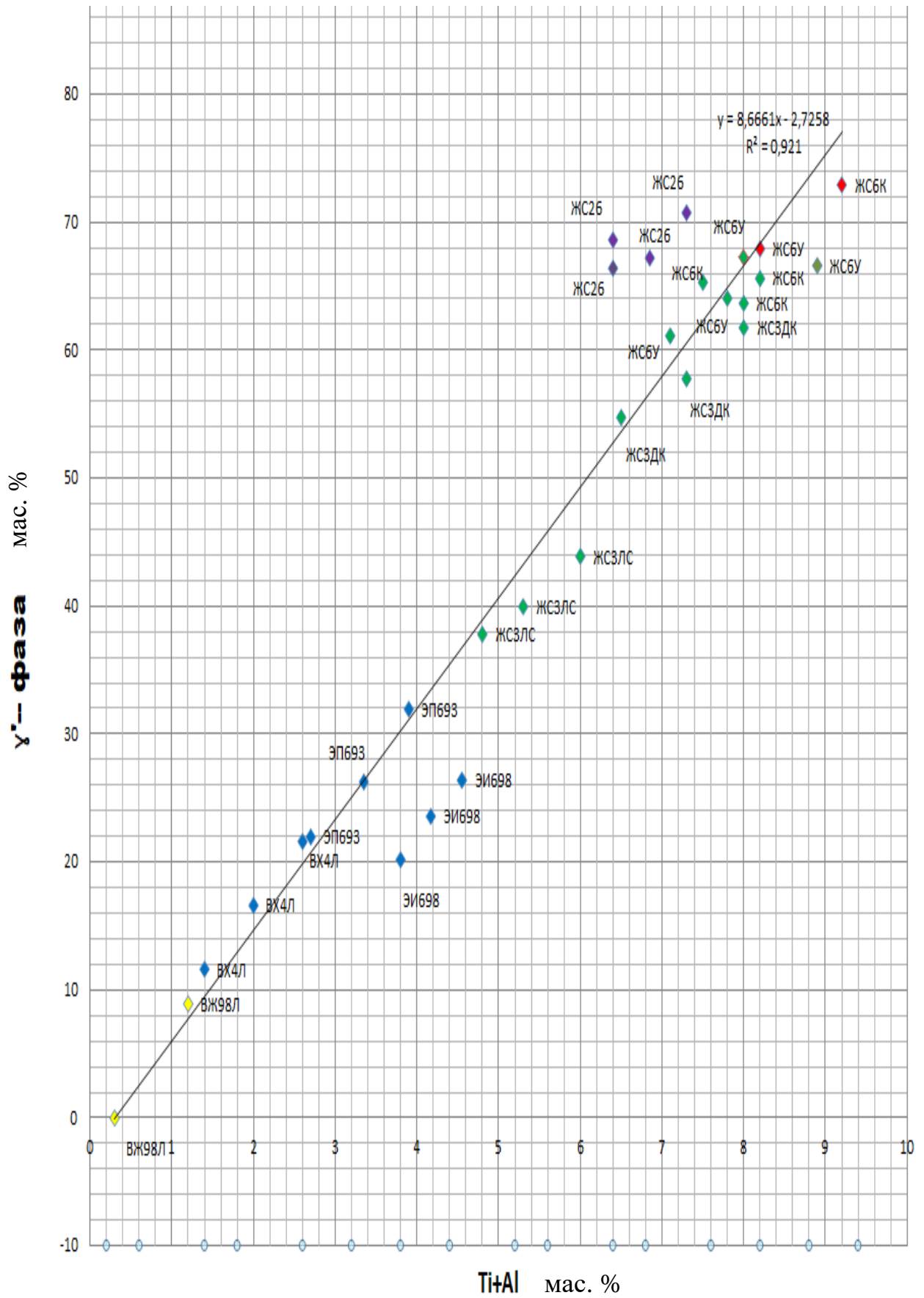


Рисунок 3.1 - Діаграма залежності кількості γ' - фази від суми (Ti+Al).

На рисунку 3.1 наведені розрахункові значення параметрів залежності кількості γ' - фази (% за масою) від сум (Ti+Al) (% за масою); крапки разом із лінією тренду $y=8,6661x-2,7258$, виявляють, що зазначена залежність має високий коефіцієнт детермінації ($R^2 = 0,921$). Це дає підстави зробити висновок про принципову адекватність цієї методики розрахунку.

Як зазначалося в розділі 1, у процесі лиття і переплаву звороту лиття відбувається накопичення в сплаві шкідливих домішок, що утворюються під час контакту розплаву з керамічною формою, атмосферою плавильної установки та матеріалом тигля, переходять у сплав із шихтових матеріалів. Шкідливі домішки сприяють виникненню виділень по межах зерен, а також самі накопичуються на межах зерен.

Водночас вміст вольфраму, хрому і молібдену, вищого за суму (Cr+W+Mo) = 20,2...20,8 %, може призвести до виділень цих хімічних елементів у надлишкових фазах типу ТЦУ- фаз.

3.3 Результати досліджень впливу ітрію на мікроструктуру структуру та механічні властивості ЖНС

Хімічний склад залитих блоків зразків для випробувань з переплавленого за технологією ВТОР звороту ЖНС композиції [Ni-C-Cr-Co-Mo-W-Al-Ti-Nb] з модифікуванням ітрієм і без модифікування вказано в таблиці 3.2.

Таблиця 3.2 – Хімічний склад блоків зразків для випробувань, залитих з ЖНС композиції [Ni-C-Cr-Co-Mo-W-Al-Ti-Nb] (ВТОР).

Варіант	Хімічний склад, мас. %					
	C	Al	Ti	W	Mo	Cr
1	0,185	5,55	2,65	10,4	1,9	8,83
2	0,16	5,51	2,65	10,4	1,6	8,9
Технічні умови	0,13... 0,2	5,1... 6,0	2,0... 2,9	9,5... 11,0	1,2... 2,4	8,0... 9,5

Кінець таблиці 3.2

Варіант	Хімічний склад, мас. %					
	Co	Nb	Fe	Si	Y расчёт.	B
1	9,8	1,0	0,37	0,09	0,01	0,014
2	9,7	1,08	0,16	0,09	–	0,02
Технічні умови	9,0... 10,5	0,8... 1,2	≤1,0	≤0,4	*0,01	≤0,035
* Ітрій вводили в розплав під час виплавки вихідної плавки ЖНС композиції [Ni-C-Cr-Co-Mo-W-Al-Ti-Nb].						

Аналіз структурної стабільності хімічних складів варіантів 1 і 2 провели за комплексною розрахунково-аналітичною методикою (КРАМ) [136-138] за такими параметрами.

Параметр структурної стабільності $\Pi_{\text{тщ}}_{\text{у}}$ обчислюють за формулою відповідно до вмісту елементів в атомних %.

$$\Pi_{\text{тщ}}_{\text{у}} = \left(\frac{Cr}{Cr+Mo+W} \right)$$

Сумарну кількість електронних вакансій в γ - розчині, $N_{v\gamma}$ обчислюють за формулою.

$$N_{v\gamma} = 1,7346 \cdot \Pi_{\text{тщ}}_{\text{у}} + 0,7593$$

Сумарну кількість валентних електронів в γ - розчині, $M_{d\gamma}$ обчислюють за формулою.

$$M_{d\gamma} = 0,0975 \cdot N_{v\gamma} + 0,6941$$

Параметр дисбалансу системи легування, ΔE обчислюють за формулою.

$$\Delta E = \sum E_i \cdot C_i - 0,036 \cdot \sum A_i \cdot C_i - 6,28$$

Сумарну кількість валентних електронів у сплаві, Md_C обчислюють за формулою.

$$Md_C = 0,1879 \cdot \Delta E + 0,9803$$

Результати обчислень показників структурної стабільності дослідних варіантів 1 та 2 наведено в таблиці 3.3.

Таблиця 3.3 – Показники структурної стабільності зразків 1, 2.

Показники структурної стабільності	Обчислення для варіанта 1	Обчислення для варіанта 2	Критичні значення параметрів утворення ТЦУ фаз [153]
N_{V_γ}	1,956077	1,974252	$N_{V_\gamma} \leq 2,30$
Md_γ	0,884818	0,88659	$Md_\gamma \leq 0,93$
ΔE	-0,245	-0,212	$\Delta E = \pm 0,04$
Md_C	0,934189	0,94051	$Md_C = 0,98 \pm 0,08$

Показники структурної стабільності N_{V_γ} , Md_γ , Md_C не перевищують критичних значень утворення ТЦУ- фаз (див. табл. 3.3).

Однак, дисбаланс системи легування (ΔE негативний) перевищує вимоги $\Delta E = \pm 0,04$, що вказує на наявність у сплаві метастабільного стану та можливих фазових перетворень першого роду з утворенням гетеротипних сполук (σ , μ , M_6C та ін.) [153].

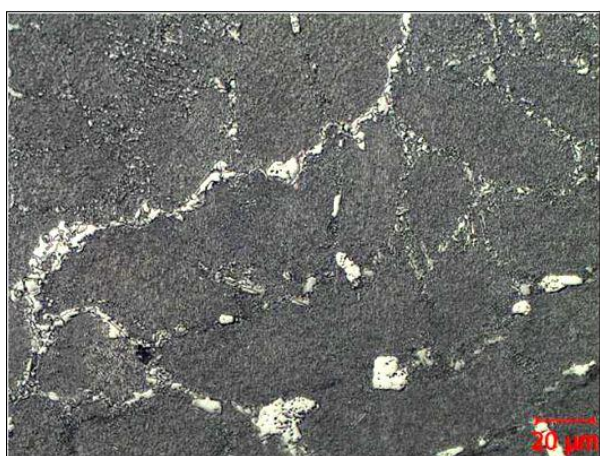
Дані обчислення збалансованості хімічного складу за пропонованим методом сум $Cr+W+Mo$ і $Ti+Al$ наведено в таблиці 3.4 [153].

Таблиця 3.4 - Обчислення показників збалансованості хімічного складу

Варіант	(Cr+W+Mo), %	(Ti+Al), %
1	(8,83+10,4+1,9) =21,13	(5,55+2,65)=8,2
2	(8,9+10,4+1,6)=20,9	(5,51+2,65)=8,16
Норми границь сум	20,2...20,8	7,8...8,2

Згідно з результатами обчислень для дослідних варіантів 1 і 2 по межах зерен може утворюватися «біла оторочка» (потовщення меж зерен) і виділення евтектичної (γ - γ') - фази.

Авторами [153, 154, 155] встановлено, що під час проведення металографічного дослідження зразків, після випробувань механічних властивостей, для варіанту 2 (без проведення модифікування) характерні локальні потовщення границь зерен, грубі виділення на границях зерен карбідної фази; також усередині зерен є виділення евтектичної (γ - γ')- фази (рис. 3.2 а-г).



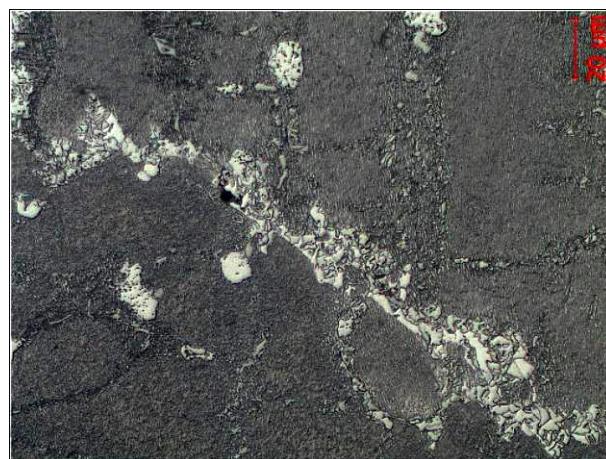
а ×200



б ×200



в ×500



г ×500

Рисунок 3.2 – Варіант 2. Зразок після випробувань; відлитий при розплавленні зливка звороту ЖНС композиції [Ni-C-Cr-Co-Mo-W-Al-Ti-Nb], виплавленого за технологією ВТОР [153].

Для варіанта 1 (після проведення модифікування) виділень по межах зерен практично немає. Межі зерен тонкі. Карбіди мають глобулярну і пластинчасту морфологію. Виділення евтектичної (γ - γ')- фази відсутнє (рисунок. 3.3 а-г). [153, 155,154].

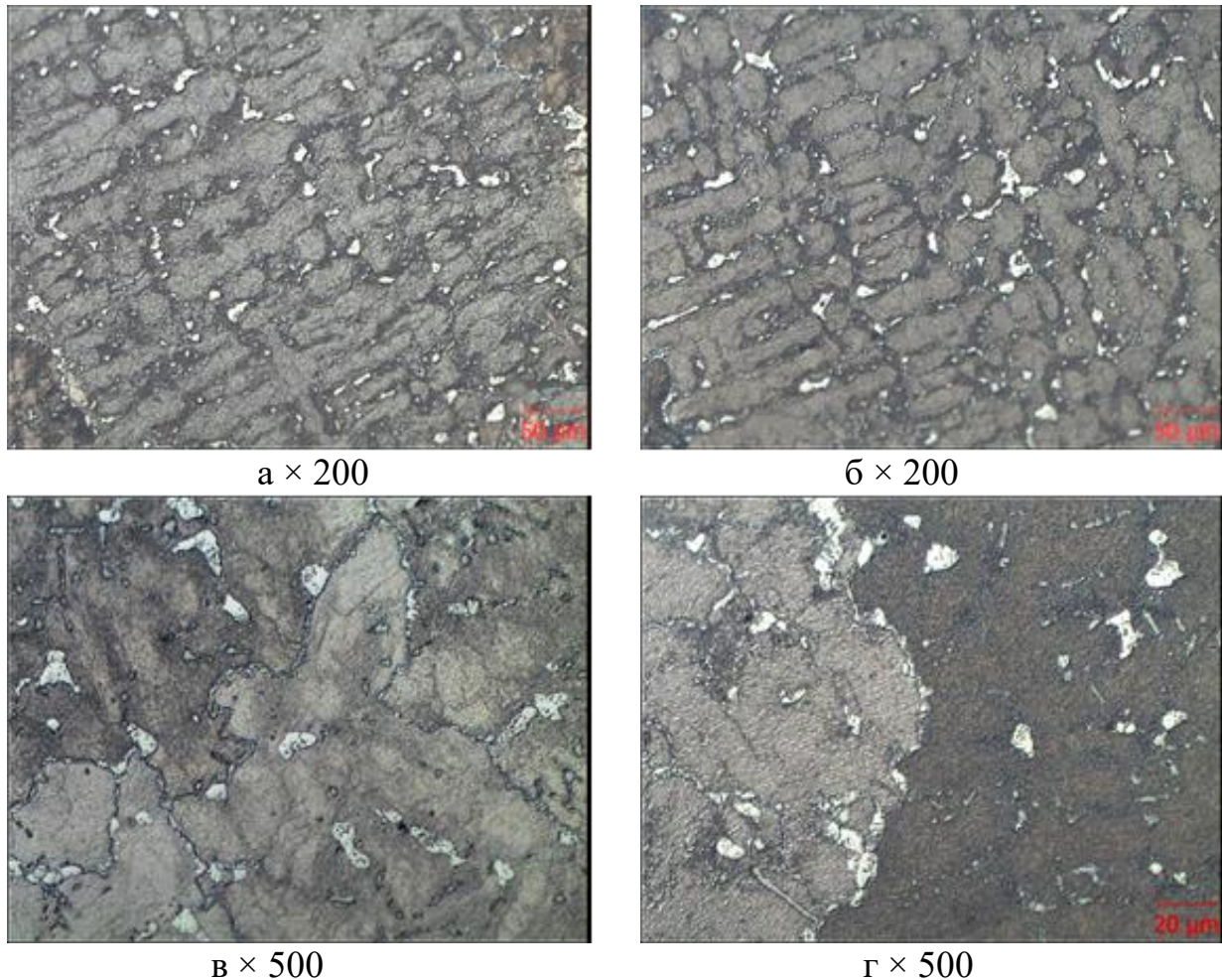


Рисунок. 3.3 – Зразок після випробувань. Варіант 1, відлитий з проведенням модифікування ітрієм, під час розплавлення злитка звороту ЖНС композиції [Ni-Cr-Co-Mo-W-Al-Ti-Nb] виплавленого за технологією ВТОР [153].

Разом з тим, важливим фактором для варіанта 1 є сума $(Cf+W+Mo)=21,13\%$ яка перевищує встановлену границю, а сума $(Ti+Al)=8,2\%$, перебуває на верхній границі відповідного параметра, що повинно призвести не лише до потовщення меж зерен, виділення евтектичної (γ - γ')- фази, а й до зниження механічних властивостей та довготривалої міцності, за рахунок виділення ТЩУ фаз (σ - та μ -

фази) [153].

Результати випробувань механічних властивостей і тривалої міцності дослідних зразків варіантів 1 і 2, відлитих від переплаву технологічного звороту ЖНС композиції [Ni-C-Cr-Co-Mo-W-Al-Ti-Nb] із застосуванням технології ВТОР після термообробки наведено в таблиці 3.5.

Таблиця 3.5 – Механічні властивості та тривала міцність матеріалу дослідних плавок технологічного звороту ЖНС композиції [Ni-C-Cr-Co-Mo-W-Al-Ti-Nb] після ВТОР [153].

Варіант	Механічні властивості		Час до руйнування дії навантаження 230 МПа за 975 °С, годин.
	σ_b , МПа	δ , %	
1	1126,0	11,2	68,0; 55,0; 40,0
	934,0	4,0	
2	1045,0	6,0	69,0; 59,5; 50,0
	1055,0	9,6	
Серійна технологія заливки деталей з освіженням за даними підприємства			
100 % вихідної плавки	994,0	4,4	102,0
50% вихідної плавки і 50% звороту	1011,0	4,8	108,5
20% вихідної плавки і 80% звороту	1014,0	4,4	84,0
Технічні умови	$\geq 850,0$	$\geq 3,0$	$\geq 40,0$

Як видно з таблиці 3.5, механічні властивості і тривала міцність варіантів 1 і 2 перебувають приблизно на одному рівні.

Один зразок варіанта 1 показав час до руйнування 40,0 годин, що перебуває на нижній границі вимог технічних умов для ЖНС композиції [Ni-C-Cr-Co-Mo-W-Al-Ti-Nb].

Також значення тривалої міцності варіантів 1 і 2 нижчі за результати випробування тестових литих зразків, виготовлених з освіженням (серійна технологія підприємства) [153].

Висновки до розділу 3

У результаті проведених розрахунків і досліджень можна зробити такі висновки.

1. Згідно з проведеними обчисленнями сум (Ti+Al) для ЖНС із твердорозчинним зміцненням, дисперсійно твердних і з інтеметалідним зміцненням, встановлено залежність збільшення кількості γ' - фази від суми (Ti+Al).

Проведено систематизацію та узагальнення відомостей щодо впливу сумарної концентрації титану та алюмінію (Ti+Al) на формування зміцнювальної γ' - фази в ЖНС з різними типами механізму зміцнення.

Отримана залежність має пропорційний характер, описується лінійним рівнянням $y=8,6661x-2,7258$ і має високий коефіцієнт детермінації ($R^2 = 0,921$). Це дає підстави зробити висновок про принципову адекватність цієї методики розрахунку.

2. Згідно з проведеними обчисленнями методом КРАМ встановлено, що для варіантів 1, 2 дисбаланс системи легування (ΔE негативний) перевищує вимоги $\Delta E = \pm 0,04$, що свідчить про наявність у сплаві перехідного метастабільного стану та можливих фазових перетворень першого роду з утворенням ТЩУ- фаз, пластинчастих карбідів тощо.

3. Виявлення часу до руйнування зразка варіанту 1 на нижній границі ЖНС композиції [Ni-C-Cr-Co-Mo-W-Al-Ti-Nb] (40 годин) під час випробування тривалої міцності, а також, зниження пластичних властивостей зразка ($\delta = 4\%$), вказує на те, що сума (Cr + W + Mo) = 21,13% перевищує границю зазначену, в таблиці 3.5, що може свідчити про наявність виділень ТЩУ- фаз.

4. Проведені обчислення за запропонованою методикою сум (Ti+Al) визначення збалансованості хімічного складу сплаву свідчать, що для варіанта 2 по межах зерен можуть утворюватися виділення фаз. Дослідженнями мікроструктури підтверджено виділення евтектичної (γ - γ')- фази у вигляді «білої оторочці» по потовщених межах зерен.

5. Під час металографічного дослідження встановлено, що модифікування зворот ЖНС композиції [Ni-C-Cr-Co-Mo-W-Al-Ti-Nb], переплавленого за технологією ВТОР, нікель-ітрієвою лігатурою в кількості 0,136 % від навішування металу в тиглі, дає змогу забезпечити формування тонких границь зерен без видимих виділень евтектичної (γ - γ')-фази. Карбіди мають глобулярну і пластинчасту морфологію [153 – 155].

6. Наявність у модифікованому звороті ЖНС композиції [Ni-C-Cr-Co-Mo-W-Al-Ti-Nb] карбідів пластинчастої морфології, виявлених під час металографічного дослідження, може свідчити про наявність у сплаві шкідливих домішок (оксидів, нітридів тощо), і під час взаємодії з якими ітрієм додатково витрачається на утворення хімічних сполук із цими домішками.

РОЗДІЛ 4

РОЗРОБКА МОДЕРНІЗОВАНОГО СПЛАВУ ЖСЗДК-ВІ З ПІДВИЩЕНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

Для підвищення механічних і жароміцних характеристик робочих лопаток, що відповідають умовам експлуатації ГТД та ГТУ авіаційного та наземного застосування, необхідний комплексний технологічний вплив на межі зерен, що зміцнюють фази і взагалі на структуру сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Комплексний вплив на структуру та властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ проводилося за рахунок економічно доцільного застосування легування, модифікування та технологічних методів.

4.1 Розробка системи легування та модифікування

Одним з основних критеріїв підбору методів та матеріалів модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ була вимога використання існуючих технологічних методів та уніфікованих, доступних матеріалів, що використовуються у технологічних процесах ливарного цеху.

Виходячи з літературних даних, були визначені матеріали, що має значний вплив на підвищення механічних властивостей та жароміцності сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Зниження концентрації вуглецю до рівня 0,02 мас.% дозволяє підвищити КСУ до 113,8...137,5 Дж/см², але при цьому час до руйнування (τ_{350}^{850}) різко падає і становить ($2^{30} \dots 3^{40}$) годин [160].

Підвищений вміст вуглецю викликає збільшення швидкості ВТК [2, 80].

Одним із результативно значущих методів підвищення властивостей ЖСЗДК-ВІ є використання РЗМ (ітрію та церію).

РЗМ є поверхнево активними елементами, що використовуються для об'ємного модифікування. При додаванні РЗМ до сплаву ЖНС, що має високу концентрацію шкідливих домішок, витрачаються на утворення зі шкідливими домішками, такими як сірка, кисень, азот та інші тугоплавких сполук,

нейтралізуючи їх вплив, а, отже, РЗМ перестають брати участь у вдосконаленні фаз та меж зерен. У той же час тугоплавкі сполуки, що утворилися, можуть бути зародками для подрібнення зерен (модифікаторами 2 роду).

Ітрій і церій мають кристалічну решітку ГЦК, яка відповідає кристалічній ґратці сплаву ЖСЗДК-ВІ, а також за рахунок підвищення в'язкості та поверхневого натягу розплаву перешкоджають виділенням евтектик та карбідів по межах зерен.

Оптимальним вмістом ітрію в ЖНС є $Y=0,01$ мас. % [17].

Додавання ітрію дозволяє отримувати дискретні карбіди сферичної форми та подрібнити зерна (як модифікатор першого роду).

При додаванні в жароміцні сплави лігатури нікель-ітрій у кількості 0,1 мас. % відбувається підвищення границі міцності, подовження та ударної в'язкості, однак отримання максимальних значень нестабільні і носять випадковий характер.

Це можна пояснити тим, що:

– через свою високу хімічну активність, і таких факторів, як чистота сплаву, склад футерування тигля та атмосфери у плавильній камері РЗМ мають високий, нестабільний угар з розплаву.

– РЗМ малорозчинні в ЖНС і при збільшенні вмісту ітрію понад оптимальне, в сплаві ЖСЗДК-ВІ, відбуватиметься утворення евтектичних інтерміталідних фаз $Ni-Y_2Ni_{17}$ і вплив ітрію на утворення інших фазових складових сплаву різко знижуватиметься.

Застосування РЗМ позитивно впливає ВТК [2, 80, 90, 91].

Наступним важливим способом підвищення характеристик міцності ЖСЗДК-ВІ є введення гафнію (Hf) і ніобію (Nb).

Гафній позитивно впливає морфологію карбідів, пригнічує надлишкові виділення карбідів $M_{23}C_6$ та M_6C , надає зміцнюючу дію на межі зерен та розчиняється в γ' - фазі і позитивно впливає на її термостабільність, а також позитивно впливає на твердий розчин.

Форма карбідів зі шрифтовою змінюється на округлу.

Додавання гафнію до ЖНС обмежене 0,25...0,35 %, інакше відбувається виділення не рівноважної евтектики з температурою плавлення нижче 1190 °С [94,156].

Додавання гафнію до жароміцних сплавів також підвищує стійкість до високотемпературної корозії [2, 80, 90, 91].

Ніобій бере участь у формуванні γ' - фази зміцнюючи її. Ніобій є сильним карбюризатором.

Добавка ніобію стабілізує матрицю твердого розчину.

Підвищення вмісту ніобію більше 0,5 ... 1,5 мас. % у ЖСЗДК-ВІ обумовлює підвищення температури повної розчинності γ' - фази, що спричиняє погіршення технологічних властивостей сплаву.

Ніобій при вмісті у сплаві до 2 мас. % суттєво не впливає на ВТК [2, 90, 91].

Застосування поверхневого модифікування алюмінатом кобальту (CoAl_2O_4) дозволить подрібнити зерно вилівка, що сприятиме підвищенню механічних властивостей та опору втомному руйнуванню.

За даними авторів [148, 149] та застосованої технології CoAl_2O_4 вводиться в кількості 5% у лицьові шари при формуванні керамічної форми, і модифікуючий ефект виникає при температурі до 1550 °С.

Ефективною та доступною технологією, що дозволяє збільшити ступінь однорідності структурного стану сплаву та підвищити механічні властивості, є технологія високотемпературної обробки розплаву (ВТОР).

Реалізація технології ВТОР для сплаву ЖСЗДК-ВІ відбувається при нагріванні розплаву від температури 1600...1650 °С (першою, початковою точкою рівноважного стану розплаву) до температури 1830...1870 °С (другою, кінцевою точкою рівноважного стану розплаву).

Високотемпературна обробка розплаву сприяє глибокому рафінуванню сплаву від газів (кисню та азоту) та оксидних включень.

Одним із ефективних методів підвищення властивостей сплаву ЖСЗДК-ВІ є технологія ГП.

За даними авторів [141–145, 157, 158] при проведенні модифікування

сплаву лігатурою ІтН-1 у комплексі з ГПІ та стандартною термічною обробкою забезпечується стабільність структури, відбуваюся покращення властивостей та експлуатаційної надійності відповідальних литих виробів для авіаційного та енергетичного машинобудування.

Методом COLPHAD [132 – 135] та комплексно розрахункової аналітичної методики (КРАМ) [157 – 159] було здійснено розрахунок механічних властивостей та тривалої міцності сплаву ЖСЗДК-ВІ середнього інтервалу легування з додаванням ітрію, гафнію та ніобію, а також з варіюванням вмісту вуглецю: $C=0,08\%$ та $C=0,06\%$.

Хімічний склад для розрахунку температурно-міцнісних параметрів сплаву ЖСЗДК-ВІ наведено у таблиці 4.1.

Таблиця 4.1 – Середній інтервал легування сплаву ЖСЗДК-ВІ з додаванням Hf, Nb, Y та варіюванням за вмістом вуглецю.

Варіант	Хімічний склад сплаву ЖСЗДК-ВІ, середній інтервал легування, мас. %											
	C	Cr	Al	Mo	W	Co	Ti	Ce	B	Y _{разрах.}	Nb	Hf
0 серійн.	0,08	11,75	4,4	4,1	4,1	9,0	2,8	0,02	0,015	0	0	0
1	0,08	11,75	4,4	4,1	4,1	9,0	2,8	0,02	0,015	0,01	0,5	0,23
2	0,06	11,75	4,4	4,1	4,1	9,0	2,8	0,02	0,015	0,01	0,5	0,23

Розрахунок сплаву ЖСЗДК-ВІ методами CALPHAD і КРАМ проводився за такими параметрами: T_L – температура ліквідус, T_S – температура солідус, $T_{p.евт.}$ – температура розчинення евтектики (γ - γ'), $T_{п.р.\gamma'}$ – температура повного розчинення γ' - фази, $T_{вип.}$ – температура випробувань (20 та 850 °C), γ – кількість γ - фази, γ' – кількість γ' - фази, $\sigma_{0,2}$ – границя плинності 0,2; σ_B – границя тимчасового опору, t_{350}^{850} – час до руйнування при випробуваннях тривалої міцності, σ_{100}^{900} – випробування при границі 100 годинній тривалій міцності та температурі 900 °C.

Результати розрахунку вказані у таблиці 4.2

Таблиця 4.2 – Результати розрахунку сплаву ЖСЗДК-ВИ методами CALPHAD і КРАМ.

Варіант	T_L , °C	T_s , °C	T п.р. γ' , °C	T р.евт., °C	T вип, °C	γ , %	γ' , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	t_{350}^{850} , г	σ_{100}^{900} , МПа
0 сер.	CALPHAD										
	1362,9	1315,1	1143,9	0	20	32,68	64,92	550,0	950,0	0	0
	0	0	0	0	850	0	99,16	0	0	354,12	340,0
	КРАМ										
	1354,9	1261,6	1135,5	1217,4	20	0	47,4	0	860,5	0	0
0	0	0	0	850	0	42,4	0	650,9*	0	269,0	
1	CALPHAD										
	1356,1	1299,4	1157,7	0	20	32,06	65,91	550,0	970,0	0	0
				0	850	0	99,17	0	0	389,93	350,0
	КРАМ										
	1354,9	1261,6	1153,8	1229,1	20	32,27	50,0	0	903,2	0	0
				850	0	99,36	0	704,5*	0	307,1	
2	CALPHAD										
	1357,3	1298,0	1160,0	1229,1	20	32,27	65,84	550,0	970,0	0	0
					850	0	99,36	0	0	391,07	350,0
	КРАМ										
	1354,9	1261,6	1153,8	1229,1	20	32,27	50,0	0	903,2	0	0
				850	0	99,36	0	704,5*	0	307,1	
* – Параметр, розрахований при 900 °C											

Згідно з проведеними розрахунками виявлено, що в порівнянні з серійним сплавом ЖСЗДК-ВІ, у сплаві ЖСЗДК-ВІ з додаванням гафнію, ніобію, ітрію відбулося збільшення показників температур повного розчинення γ' -фази та розчинення евтектики (γ - γ'), границі тимчасового опору та тривалої міцності, проте є зниження температури ліквідус та солідус.

Варіювання за вуглецем істотних змін результатів не показало.

4.2 Оцінка придатності вихідних плавок сплаву ЖСЗДК-ВІ до модифікування та легування

При проведенні виплавки вихідної плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ проводиться високотемпературна обробка розплаву на першу точку рівноважного стану розплаву при температурі 1620...1640 °С та глибині вакууму 5×10^{-3} ... 5×10^{-2} мм. рт.ст, з витримкою 15...20 хвилин, що дозволяє збільшити чистоту сплаву за вмістом кисню, азоту та легкоплавких домішок таких як вісмут та свинець.

Виплавлення вихідної плавки АТ «МОТОР СІЧ» проводилася в установці FM-1-2-100 виробництва фірми «ULVAC», оснащеної модулем відбору проб для контролю хімічного складу в процесі плавки. Під час виплавки сплаву проводилося коригування хімічного складу.

Виплавлення вихідної плавки ВП «ЗМЗ» проводилася в установці ІСВ-0,16 в якій модуль відбору проб не передбачений.

Хімічний склад виробничих вихідних плавок АТ «МОТОР СІЧ» та ВП «ЗМЗ» вказаний у розділі 2.

Для оцінки придатності вихідних плавок сплаву ЖСЗДК-ВІ для подальшого модифікування їх хімічний склад піддали перевірці розрахунком стабільності структурного і фазового складу.

Розрахунок було проведено методом КРАМ [157 – 159] та результати розрахунку наведені у таблиці 4.3.

Таблиця 4.3 – Розрахункові параметри структурної стабільності вихідних виробничих плавок сплаву ЖСЗДК-ВІ методом КРАМ.

Плавка	Розрахункові параметри структурної стабільності				
	параметр	PHACMP	NEW PHACOMP		ЗСЛ
	$P_{TЦУ}$, ат %	$N_{V\gamma}$	Md_{γ}	Md_c	ΔE
Плавка АТ «МОТОР СІЧ»	0,78	2,12	0,90	0,983	0,01
Плавка ВП «ЗМЗ»	0,77	2,09	0,90	0,964	- 0,08
Умови стабільності	$P_{TЦУ} < 0,5$ $P_{TЦУ} > 0,7$	$N_{V\gamma} \leq 2,30$ $N_{V\gamma} \leq 2,45$	$Md_{\gamma} \leq 0,93$	$Md_c = 0,980 \pm 0,008$	$\Delta E = \pm 0,04$
<p>Примітка 1. $P_{TЦУ}$ – Параметр схильності сплаву до утворення ТЦУ фаз</p> <p>Примітка 2. ЗСЛ – Збалансованість системи легування</p> <p>Примітка 3. При параметрі $P_{TЦУ} < 0,5$ та $N_{V\gamma} \leq 2,30$ в сплаві утворюються ТЦУ фази типу μ - фази, а також карбіди Me_6C.</p> <p>Примітка 4. При параметрі $P_{TЦУ} < 0,7$ та $N_{V\gamma} \leq 2,45$ в сплаві утворюються ТЦУ фази типу σ - фази</p>					

Відповідно до проведених розрахунків можна зробити висновки:

– вихідні виробничі плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ за результатами розрахунку PHACMP та NEW PHACOMP відповідають умовам стабільності, не мають виражених ТЦУ фаз, а також значних виділень карбідів типу Me_6C [157 – 159];

– вихідні плавки мають високу стабільність та можуть використовуватись для модифікування;

– вихідна виробнича плавка ВП «ЗМЗ» має негативний дисбаланс системи легування, що перевищує умови стабільності $\Delta E = \pm 0,04$, що свідчить про перехідний метастабільний стан і схильність до утворення надлишкових ТЦУ - фаз (μ - фази) або подвійних карбідів типу Me_6C [157 – 159];

– зниження показників ударної в'язкості вихідної плавки ВП «ЗМЗ» сплаву ЖСЗДК-ВІ нижче технічних вимог (див. табл. 2.6), ймовірно пов'язане з негативним дисбалансом системи легування.

4.3 Комплексна модернізація сплаву ЖСЗДК-ВІ

Модифікування виробничої вихідної плавки АТ «МОТОР СІЧ» проводилася за варіантами технології комплексами: $[Y+CoAl_2O_4]$, $[Y+Ce+CoAl_2O_4]$, $[Y+Nb+CoAl_2O_4]$, $[Y]$ серійна технологія.

Всі варіанти перед модифікуванням піддавалися температурній обробці розплаву на температуру $T=(1660\pm 10)^{\circ}C$.

Для варіанта $[Y+CoAl_2O_4]$ проводилося модифікування лігатурою нікель-ітрій марки ІтН-1 у кількості 0,122 % навішування сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Для варіанта $[Y+Ce+CoAl_2O_4]$ проводилося модифікування лігатурою нікель-ітрій марки ІтН-1 у кількості 0,136 % та мішметалом марки МЦ50Ж6 = 0,03% від навішування сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Для варіанта $[Y+Nb+CoAl_2O_4]$ проводилося модифікування лігатурою нікель-ітрій марки ІтН-1 у кількості 0,136 % та ніобієм НБШ0 = 0,02 % від навішування сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Для варіанта $[Y]$, який застосовують за серійної технології, проводили модифікування лігатурою нікель-ітрій марки ІтН-1 у кількості 0,1 % від навішування сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Всі варіанти, крім серійного, піддавалися також поверхневому модифікуванню шляхом заливання металу в керамічну форму з лицьовими шарами з алюмінатом кобальту ($CoAl_2O_4$).

Отриманий вміст вуглецю у сплаві є результатом введення вуглецю у вигляді бою графітованих електродів для компенсації вугару. Для варіанта $[Y+CoAl_2O_4]$ вуглець не вводився, отриманий вміст вуглецю $C = 0,06$ мас. %.

Вміст вуглецю інших варіантів відповідає вмісту вуглецю у вихідній плавці $C = 0,085$ мас. %.

Усі варіанти перед термічною обробкою піддавалися ГП.

Технологію модифікування вихідної плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ АТ «МОТОР СІЧ» наведено в таблиці 4.4

Таблиця 4.4 – Варіанти модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ на основі виробничої вихідної плавки АТ «МОТОР СІЧ»

Варіант технології	Введення вуглецю для компенсації угару, %	Перший шар керамічної форми	Перегрів сплаву	
			температура, °С	витримка, хв.
[Y+CoAl ₂ O ₄] (NiY): ІтН-1 = 0,122%	0	CoAl ₂ O ₄	1660±10	12
[Y+Ce+CoAl ₂ O ₄] (NiY): ІтН-1 = 0,136% (Ce): МЦ50Ж6 = 0,03%	0,02	CoAl ₂ O ₄	1660±10	12
[Y+ Nb+CoAl ₂ O ₄] (Nb):Н6Ш0 = 0,02% (NiY): ІтН-1 = 0,136%	0,02	CoAl ₂ O ₄	1660±10	10
[Y] Серійна технологія (NiY): ІтН-1 = 0,100 %	0,02	Al ₂ O ₃	1660±10	1

Кінець таблиці 4.4

Варіант технології	Технологія вводу хімічних елементів				Вміст С у сплаві, %
	температура введення, та час витримки				
	Nb	Y	Hf	Ce	
[Y+CoAl ₂ O ₄] (NiY): ІтН-1 = 0,122%	0	T=1540 °С, τ = 1 хв. 30 с	0	0	0,06
[Y+Ce+CoAl ₂ O ₄] (NiY): ІтН-1 = 0,136% (Ce): МЦ50Ж6 = 0,03%	0	T=1540 °С, τ = 60 с.	0	T=1540 °С, τ = 30 с.	0,085
[Y+ Nb+CoAl ₂ O ₄] (Nb):Н6Ш0 = 0,02% (NiY): ІтН-1 = 0,136%	1610 °С, τ ≈ 3 хв.	T=1540 °С, τ = 1 хв. 26 с	0	0	0,085
[Y] Серійна технологія (NiY): ІтН-1 = 0,100 %	0	1540 °С, τ = 1 хв. 19 с	0	0	0,085

Слід зазначити, що:

– виготовлення керамічних форм зразків для випробувань з добавкою в лицьові шари алюмінату кобальту не є уніфікованою технологією ливарного цеху, тому що не всі виливки лопаток виготовляються з поверхневим модифікуванням;

– технологія ГПІ також не є уніфікованою, тому що в ливарному цеху згідно з технічними умовами на деталі, не є обов'язковою.

Для проведення технології ГПІ необхідно забезпечити повне завантаження газостату, що потребує часу збирання виливків та збільшує терміни здачі продукції.

Проведення технологічного процесу ГПІ підвищує вартість готових виробів.

Модернізація вихідної виробничої плавки ВП «ЗМЗ» проводилася за варіантами модифікування – комплексами: $[Y+Hf+Nb]$, $[Y+Hf+Nb+VТОР]$.

Усі варіанти перед модифікуванням піддавалися температурної обробці розплаву. Варіант $[Y+Hf+Nb]$ на температуру першої точки рівноважного стану розплаву ($T=1660\pm 10$ °C); варіант $[Y+Hf+Nb+VТОР]$ на температуру другої точки рівноважного стану розплаву ($T=1850\pm 20$ °C);

Для варіантів $[Y+Hf+Nb]$, $[Y+Hf+Nb+VТОР]$ проводилося легування сплаву ніобієм НБШ0 = 0,5% та лігатурою гафній-нікель марки ГФН-10 у кількості 0,26 мас. %, модифікування лігатурою нікель-ітрій марки ІтН-1 у кількості 0,158 % від навішування сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Заливка металу всіх варіантів проводилася в керамічні форми, виготовлені за серійною технологією з лицьовими шарами з «білого» електрокорунду (Al_2O_3) (див. рис. 2.4 а).

При плавці варіанта $[Y+Hf+Nb]$ у тигель перед початком роботи було завантажено бій графітованих електродів у кількості 0,02% для компенсації угару та ніобій. Вміст вуглецю в сплаві відповідає вмісту вуглецю у вихідній плавці і становив 0,08 мас. %

При плавці варіанта $[Y+Hf+Nb+VТОР]$ вуглець не додавали. Вміст вуглецю у сплаві становив 0,06 мас. %. Варіанти модернізації вихідної плавки

ВП «ЗМЗ» операцію ГП не проходили.

Технологію модернізації вихідної плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ ВП «ЗМЗ» наведено в таблиці 4.5

Хімічний склад сплаву ЖСЗДК-ВІ за наслідками комплексного модернізування наведено у таблиці 4.6.

Таблиця 4.5–Варіанти модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ на основі виробничої вихідної плавки ВП «ЗМЗ».

Варіант технології	Введення вуглецю для компенсації угару, %	Перший шар керамічної форми	Перегрів сплаву	
			температура, °С	витримка, хв.
[Y+ Hf+Nb] (NiY): ІтН-1 = 0,158% (Nb):НБШ0= 0,5% (HfNi): ГФН-10=0,26%	0,02	Al ₂ O ₃	1660±10	6
[Y+Hf+Nb+ВТОР] (Nb):НБШ0= 0,5% (NiY): ІтН-1 = 0,158 % (HfNi): ГФН-10=0,26%	0	Al ₂ O ₃	1850±20	12

Кінець таблиці 4.5.

Варіант технології	Технологія вводу хімічних елементів				Вміст С у сплаві, %
	Температура введення, та час витримки				
	Nb	Y	Hf	Ce	
[Y+ Hf+Nb] (NiY): ІтН-1 = 0,158% (Nb):НБШ0= 0,5% (HfNi): ГФН-10=0,26%	Завантажили у холодний тигель	T=1540 °С, τ =1 хв. 30 с	T=1610 °С, τ >3 хв	0	0,08
[Y+Hf+Nb+ВТОР] (Nb):НБШ0= 0,5% (NiY): ІтН-1 = 0,158 % (HfNi): ГФН-10=0,26%	Завантажили у холодний тигель	T=1540 °С, τ =1 хв. 30 с	T=1620 °С, τ >3 хв	0	0,06

Таблиця 4.6 – Хімічний склад дослідних зразків сплаву ЖСЗДК-ВІ за основними хімічними елементами.

Варіант технології	Масова частка елементів, мас. %					
	C	Cr	Co	W	Mo	Al
Виробнича вихідна плавка АТ «МОТОР СІЧ»	0,085	11,600	9,150	4,000	3,850	4,550
[Y+ CoAl ₂ O ₄]	0,060	11,850	9,130	4,130	4,000	4,790
[Y] Серійна технологія	0,085	11,600	9,150	4,000	3,850	4,550
[Y+Ce+CoAl ₂ O ₄]	0,085	11,800	8,800	3,900	3,800	4,600
[Y+Nb +CoAl ₂ O ₄]	0,085	11,150	9,200	3,820	3,890	4,700
Виробнича вихідна плавка ВП «ЗМЗ»	0,080	11,800	9,330	4,320	4,250	4,660
[Y+ Hf+Nb]	0,080	11,350	9,310	4,340	4,100	4,620
[Y+ Hf+Nb+ВТОР]	0,060	11,110	9,520	4,490	4,370	4,650
Норми технічних умов	0,060	11,000	8,000	3,800	3,800	4,000
	-	-	-	-	-	-
	0,110	12,500	10,000	4,500	4,500	4,800

Кінець таблиці 4.6.

Варіант технології	Масова частка елементів, мас. %						
	Ti	Mn, Si	S x 10 ⁻¹	B фактичне	Y фактичне	Nb	Hf
Виробнича вихідна плавка АТ «МОТОР СІЧ»	2,800	<0,400	0,035	0,013	0	0	0
[Y+ CoAl ₂ O ₄]	3,050	<0,400	0,069	–	0,011	0	0
[Y] Серійна технологія	2,800	<0,400	0,035	–	0,009	0	0
[Y+Ce+CoAl ₂ O ₄]	2,800	<0,400	0,048	–	0,009	0	0
[Y+Nb +CoAl ₂ O ₄]	2,870	<0,400	0,048	0,013	0,006	0	0
Виробнича вихідна плавка ВП «ЗМЗ»	3,130	<0,400	0,040	0,017	0	0	0
[Y+ Hf+Nb]	3,100	<0,400	0,020	0,023	0,008	0,520	0,230
[Y+ Hf+Nb+ВТОР]	3,160	<0,400	0,050	0,020	0,008	0,510	0,230
Норми технічних умов	2,500 - 3,200	<0,400	≤ 0,100	≤ 0,020	0	0	0

Прімітка 1. Бор вводився за розрахунком при виплавці вихідної плавки. Вміст у сплаві визначався фактично без СЗП.

Прімітка 2. Вміст ітрію у сплаві визначався фактично без СЗП.

4.4 Дослідження зразків плавок сплаву ЖСЗДК-ВІ

Для вивчення впливу технології легування, модифікування та інших технологічних впливів (модернізації) на властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ провели комплекс досліджень. Вивчили макро- і мікроструктуру, механічні властивості та тривалу міцність, (час до руйнування).

4.4.1 Вплив технології легування та модифікування на макроструктуру.

Вивчили зруйновані зразки після випробувань на ударну в'язкість, а також визначили розмір макрозерен на перерізі нижніх частин ливниково-живильної системи блоків дослідних зразків.

Результати дослідження макроструктури представлені у таблиці 4.7.

Таблиця 4.7 – Результати дослідження макроструктури зерен.

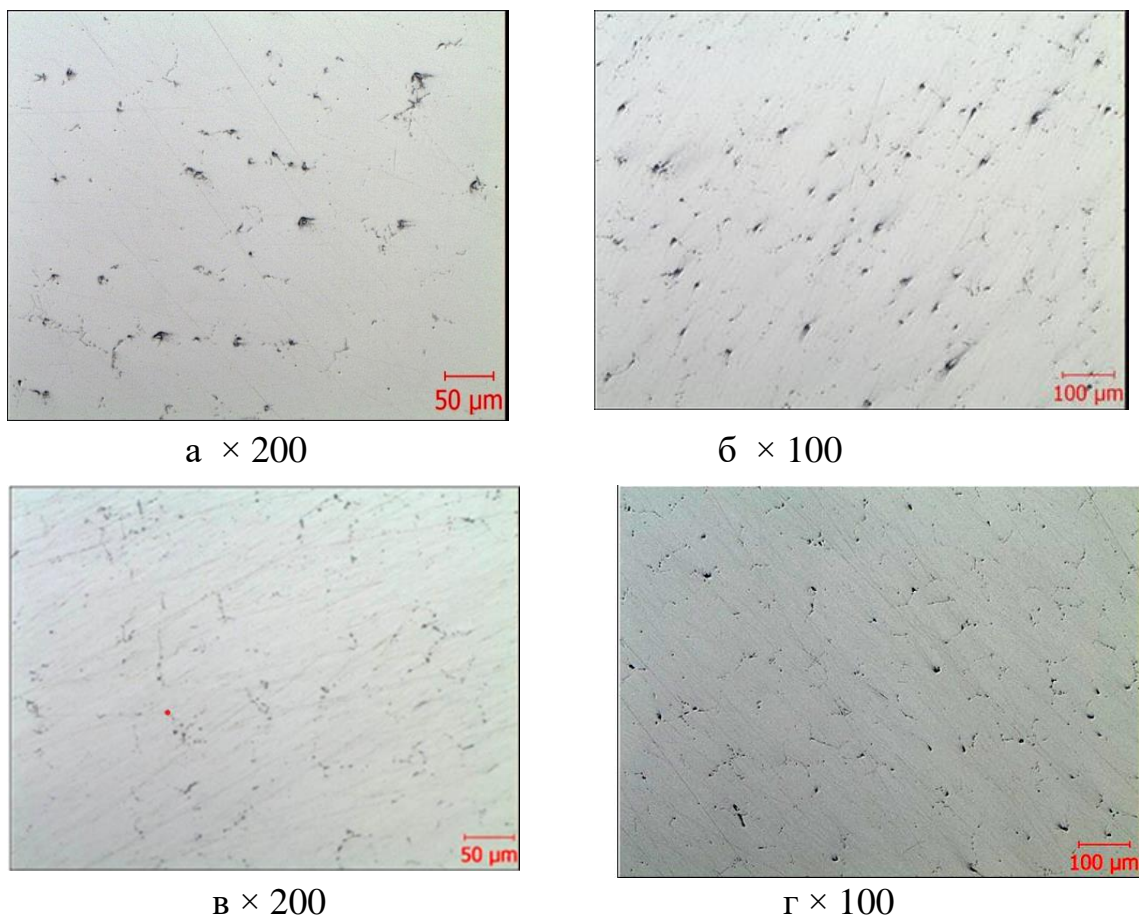
Варіант технології	Розміри макрозерна, мм
Виробнича плавка АТ «МОТОР СІЧ»	8,0–15,0
[Y+Nb + CoAl ₂ O ₄]	3,0–7,0
[Y+Ce+CoAl ₂ O ₄]	3,5–6,0
[Y] Серійна технологія	3,0–6,0
[Y+ CoAl ₂ O ₄]	5,0–7,0
Виробнича плавка ВП «ЗМЗ»	7,0–13,0
[Y+ Hf+Nb]	≈3,5
[Y+Hf +Nb+ ВТОР]	3,0–6,5

Розмір макрозерен в дослідному сплаві приблизно в 2,2 рази менший, ніж у вихідній плавці сплаву ЖСЗДК-ВІ виплавки АТ «МОТОР СІЧ» і ВП «ЗМЗ», що свідчить про ефект модифікування сплаву.

Розміри макрозерен дослідних зразків приблизно знаходяться на одному рівні.

4.4.2 Вплив технології легування та модифікування на розподіл та розміри карбідів.

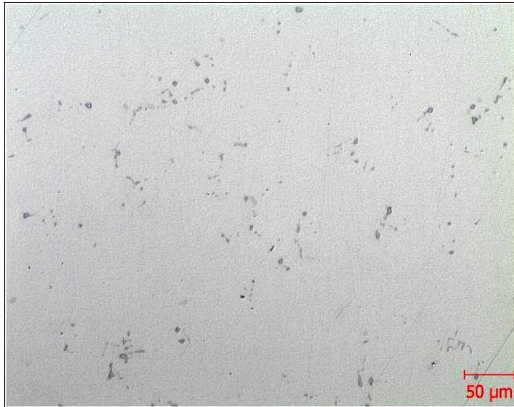
Встановлено, що для всіх дослідних варіантів зразків спостерігається рівномірний розподіл карбідних частинок, що представлено на рисунку 4.1. Подібна однорідність, найімовірніше, зумовлена властивостями ітрію, який проявляє себе як ефективний поверхнево-активний елемент, що збільшує в'язкість розплаву у процесі модифікування сплаву. Його здатність впливати на утворення дискретних, глобулярних карбідів, і концентруватися на поверхнях фаз сприяє формуванню і рівномірному розподілу карбідних включень в об'ємі сплаву.



а – [Y+Ce+CoAl₂O₄], б – [Y+ Nb+ CoAl₂O₄],

в – [Y] (серійна технологія), г – [Y+ CoAl₂O₄],

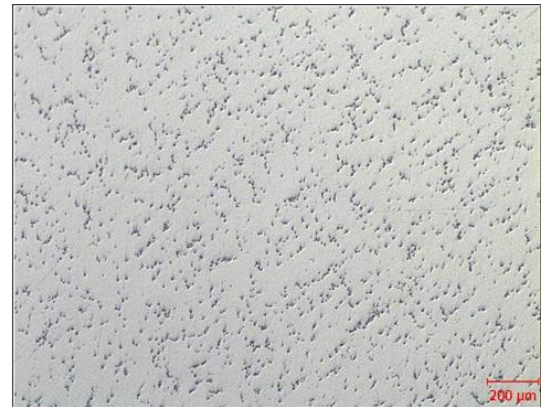
Рисунок 4.1 (а – е) – Розподіл карбідів у зразках досвідних плавок.



д × 200

д – [Y+Hf+ Nb], е – [Y+Hf+Nb+ВТОР]

Рисунок 4.1 (а –е) – аркуш 116.



е × 50

У дослідних варіантах плавок карбіди виділяються в дискретному, глобулярному вигляді або в пластинчастій форми. Виділення карбідів представлені на рисунку 4.2, розміри карбідів наведені у таблиці 4.8.

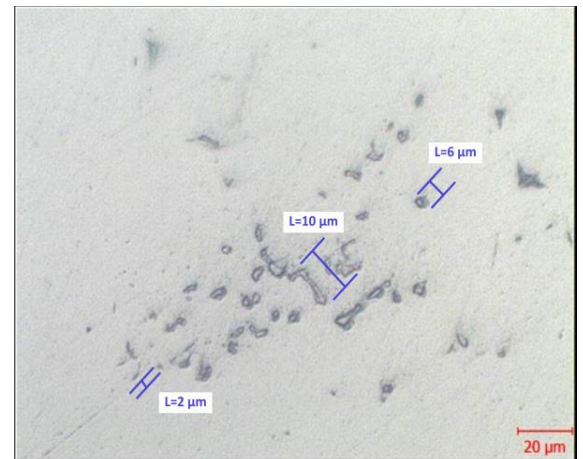
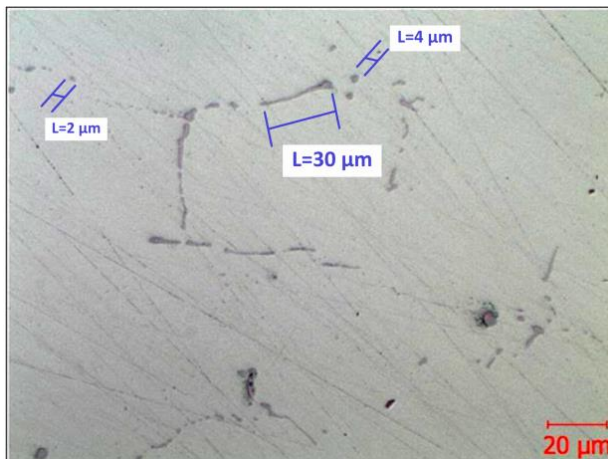


Рисунок 4.2 – Форми виділення карбідів у дослідних варіантах, × 500.

При об'ємному модифікуванні ітрієм і поверхневому модифікуванні алюмінатом кобальту відбувається виділення дискретних і глобулярних карбідів, проте наявні виділення карбідів пластинчастої форми, з максимальним розміром пластин 28...30 мкм (орієнтовно). Введення ніобію на рівні модифікуючої

добавки (0,02 мас.%), ймовірно, дозволяє додатково подрібнити пластини карбідів. Додаткова добавка гафнію дозволяє стійко знизити максимальну довжину пластин карбідів, а зниження вмісту вуглецю та проведення ВТОР зменшити довжину пластини та кількість подвійних карбідів.

Таблиця 4.8 – Розміри карбідів глобулярної та пластинчастої форми у дослідних зразках.

Варіант технології	Вміст вуглецю, %	Розміри карбідів (орієнтовні), мкм	
		глобулярні карбіди	пластинчаті карбіди
[Y+ CoAl ₂ O ₄]	0,060	2–4	до 30
[Y] серійна технологія	0,085	2–5	до 17 одиночні до 28
[Y+Ce+CoAl ₂ O ₄]	0,085	1–6	до 30
[Y+Nb +CoAl ₂ O ₄]	0,085	2–6	до 10 велика кількість
[Y+ Hf+Nb]	0,080	1–5	до 18 не більше
[Y+ Hf+Nb+ВТОР]	0,060	2–6	до 10 незначна кількість

4.4.3 Вплив технології легування та модифікування на міжзеренні виділення.

У процесі вивчення мікроструктури досліджуваних зразків було встановлено, що карбіди можуть виділятися, як в об'ємі зерна, так і по межах зерен. Основне виділення карбідів відбувається по межах зерен, як у дискретній глобулярній формі, так і грубій пластинчастій формі, та у вигляді скупчень. Це призводить до огрубіння меж зерен.

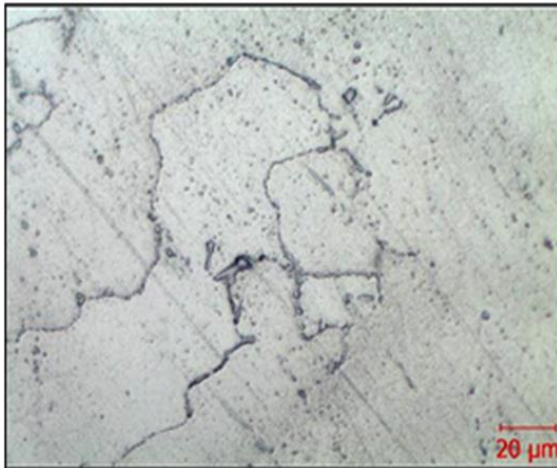
Зображення структури з позначенням меж зерен, а також зон переважного скупчення карбідів наведено на рисунку 4.3 (а – в). Межі зерен, на яких немає великих карбідів та скупчень, є тонкими (рисунок 4.3 г – е).



× 200



× 1000

а) варіант технології [Y+Ce+CoAl₂O₄]

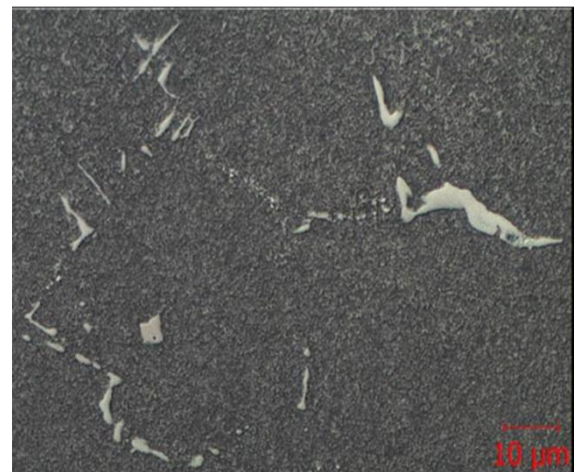
× 500



× 1000

б) варіант технології [Y+Nb +CoAl₂O₄]

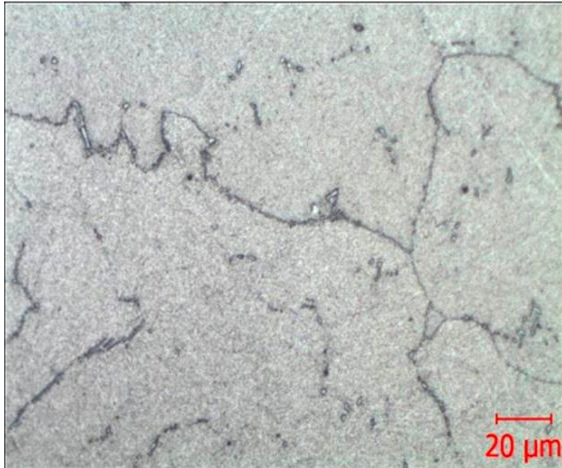
× 500



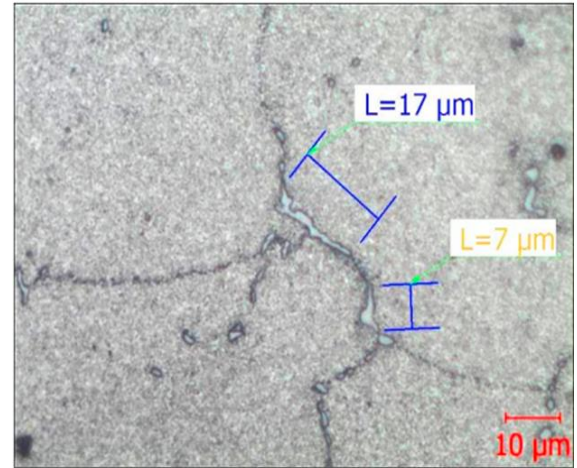
× 1000

в) варіант технології [Y+ CoAl₂O₄]

Рисунок 4.3 – (а – е) – Виділення карбідів за межами зерен.

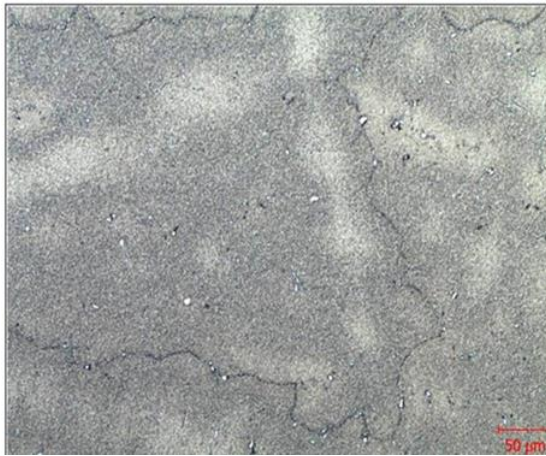


× 500

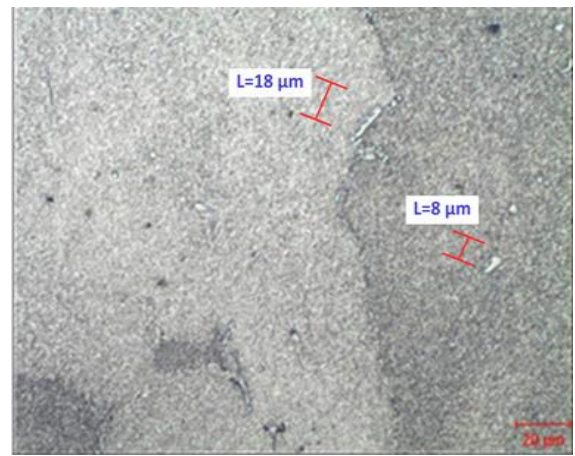


× 1000

г) варіант технології [Y] Серійна технологія



× 200



× 500

д) варіант технології [Y+ Hf+Nb]



× 500

е) варіант технології [Y+ Hf+Nb+ВТОР]

Рисунок 4.3 (а – е) – аркуш 119.

Аналіз мікроструктур дослідних варіантів показав, що при варіантах технології $[Y+Ce+CoAl_2O_4]$, $[Y+Nb+CoAl_2O_4]$, $[Y+CoAl_2O_4]$ межі зерен грубі через наявність великих пластинчастих карбідів, а також виділення скупчень дискретних глобулярних карбідів.

У варіантів $[Y]$, $[Y+Hf+Nb]$, $[Y+Hf+Nb+ВТОР]$ – межі зерен тонкі.

Огрубіння зерен, ймовірно, може залежати:

- від пригнічення ефекту модифікування при використанні двох модифікаторів першого роду (ітрію та церію) при технології $[Y+Ce+CoAl_2O_4]$;
- при варіанті технології $[Y+Nb+CoAl_2O_4]$ спостерігається недостатній модифікуючий ефект ітрію як поверхнево активної речовини здатної чистити межі зерен у ЖНС, ймовірно, стався підвищений угар ітрію з розплаву;
- при варіанті технології $[Y+CoAl_2O_4]$ також можна зробити висновок про нестабільну роботу ітрію.

4.4.4. Вплив дослідної технології на механічні властивості та жароміцність сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Показники результатів випробувань модернізованого сплаву ЖСЗДК-ВІ наведені в таблиці 4.9.

Таблиця 4.9 – Механічні властивості та жароміцність дослідних зразків плавок модернізованого сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Варіант технології	Механічні властивості, (середній рівень)			Жароміцність, (середній рівень)
	σ_b , МПа	δ , %	КСУ, Дж/см ²	τ_{350}^{850} , год.
Виробнича плавка АТ «МОТОР СІЧ»	967,0	11,2	31,3	322,5
$[Nb+Y+CoAl_2O_4]$	1118,5	15,0	33,3	457,5
$[Y+Ce+CoAl_2O_4]$	1152,3	18,2	25,4	182,0

Кінець таблиці 4.9

Варіант технології	Механічні властивості, (середній рівень)			Жароміцність, (середній рівень)
	σ_B , МПа	δ , %	КСУ, Дж/см ²	τ_{350}^{850} , год.
[Y] Серійна технологія	1135,1	17,6	38,9	546,4
[Y+CoAl ₂ O ₄]	1148,9	19,2	44,1	467,7
Виробнича плавка ВП «ЗМЗ»	981,7	10,0	21,7	> 150,0
[Y+Hf+Nb]	1014,5	13,0	37,5	650,0
[Y+Hf+Nb+ВТОР]	1076,3	14,0	47,6	671,0
Технічні умови	≥ 931,7	≥ 7,0	≥ 29,0	≥ 50,0

Вплив дослідних варіантів на середній рівень відносного подовження і середній рівень границі міцності графічно зображено на рисунку 4.4.

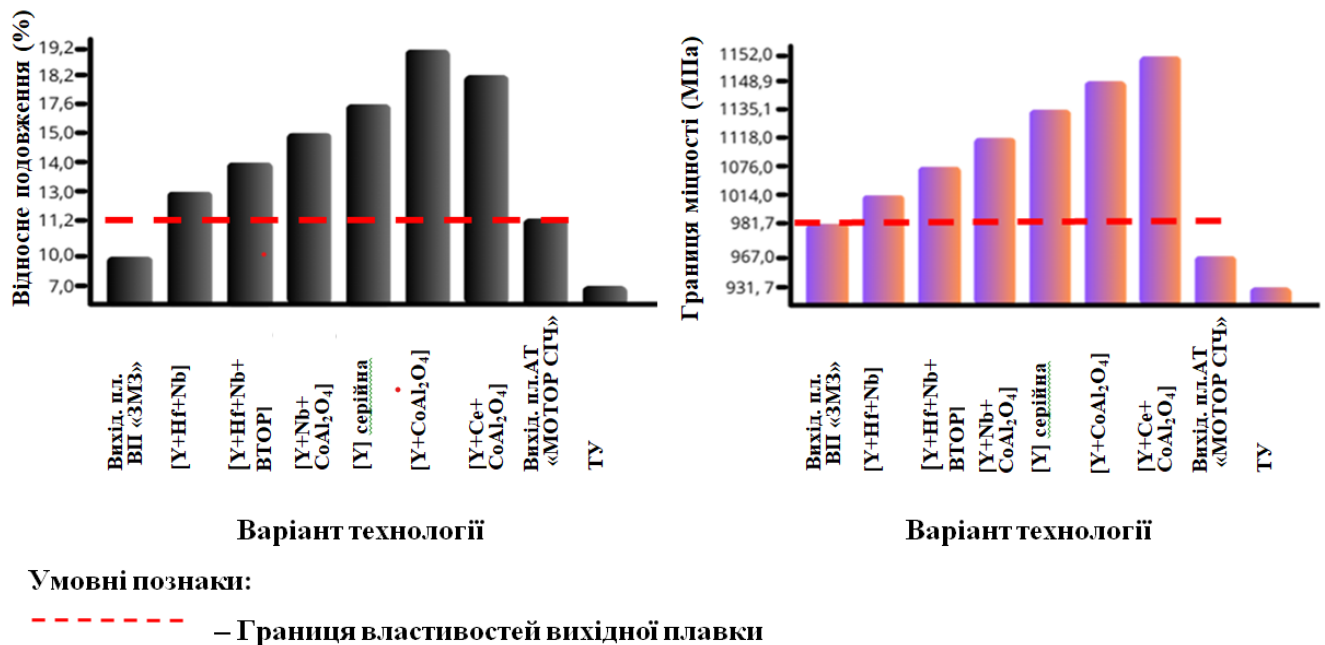


Рисунок 4.4 – Вплив дослідних технологій на механічні властивості.

Відносно показників вихідної плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ приріст відносного подовження (δ) становив 1,2 рази для композиції з добавкою ніобію, гафнію,

ітрію, і 1,6 рази для композиції ітрій з алюмінатом кобальту.

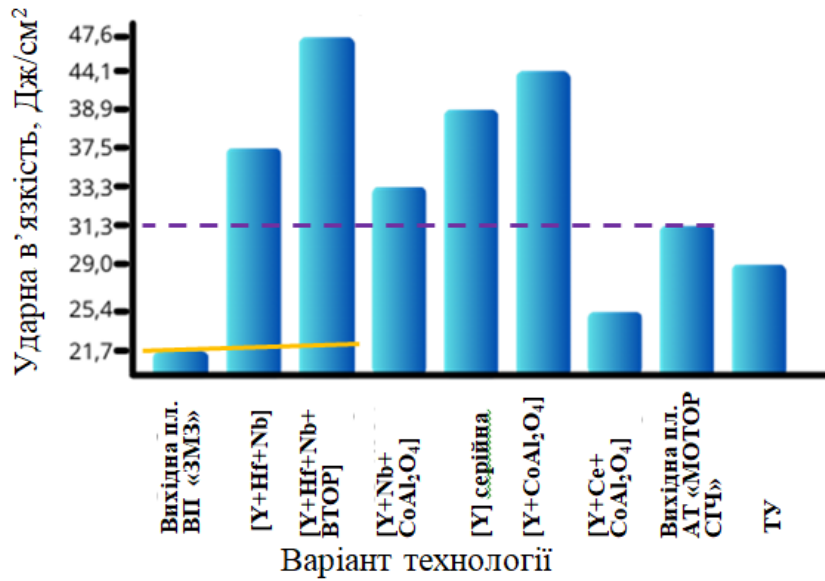
Границя тимчасової міцності (σ_b) у порівнянні з вихідною плавкою збільшилася приблизно в 1,1 рази для композиції з добавкою ніобію, гафнію, ітрію, і приблизно в 1,2 рази для композиції ітрій та церій з алюмінатом кобальту.

Параметри результатів для аналізу ударної в'язкості та жароміцності дослідних плавок сплаву ЖСЗДК-ВІ були узагальнені та зведені у таблиці 4.10.

Таблиця 4.10 –Аналіз отриманих результатів.

Варіант технології	Хімічні елементи, мас.%					Показники, (середній рівень)		Стан меж зерен
	Nb	Hf	Ce розрах.	Y** факт.	C	KCU, Дж/см ²	τ_{350}^{850} , год.	
Вихідна плавка АТ «МОТОР СІЧ»	0	0	0	0	0,085	31,3	322,5	–
[Y+Ce +CoAl ₂ O ₄]	0	0	0,03*	0,009	0,085	25,4	182,0	грубі
[Y+ Nb+CoAl ₂ O ₄]	0,02*	0	0	0,006	0,085	33,3	457,5	грубі
[Y] Серійний ТП	0	0	0	0,009	0,085	38,9	546,4	тонкі
[Y+ CoAl ₂ O ₄]	0	0	0	0,011	0,060	44,1	487,7	грубі
Вихідна плавка ВП «ЗМЗ»	0	0	0	0	0,080	21,7	>150	–
[Y+Hf +Nb]	0,52	0,23	0	0,008	0,080	37,5	650,0	тонкі
[Y+Hf+Nb+ВТОР]	0,51	0,23	0	0,008	0,060	48,3	671,0	тонкі
Технічні умови	0	0	0	розрах. 0,010	0,060- 0,110	≥ 29,0	≥ 50,0	–
* - Розрахункове значення								
**- Допускається модифікувати відповідно до технічних умов								

Результати, наведені в таблиці 4.10, свідчать про значний вплив технологічних комплексів модернізування на ударну в'язкість та жароміцність сплаву ЖСЗДК-ВІ, що проілюстровано на рисунках 4.5 і 4.6.



Умовні позначки:

- – Границя ударної в'язкості вихідної плавки АТ «МОТОР СІЧ»
- – Границя ударної в'язкості вихідної плавки ВП «ЗМЗ»

Рисунок 4.5 – Вплив дослідних технології на середній рівень КСУ.

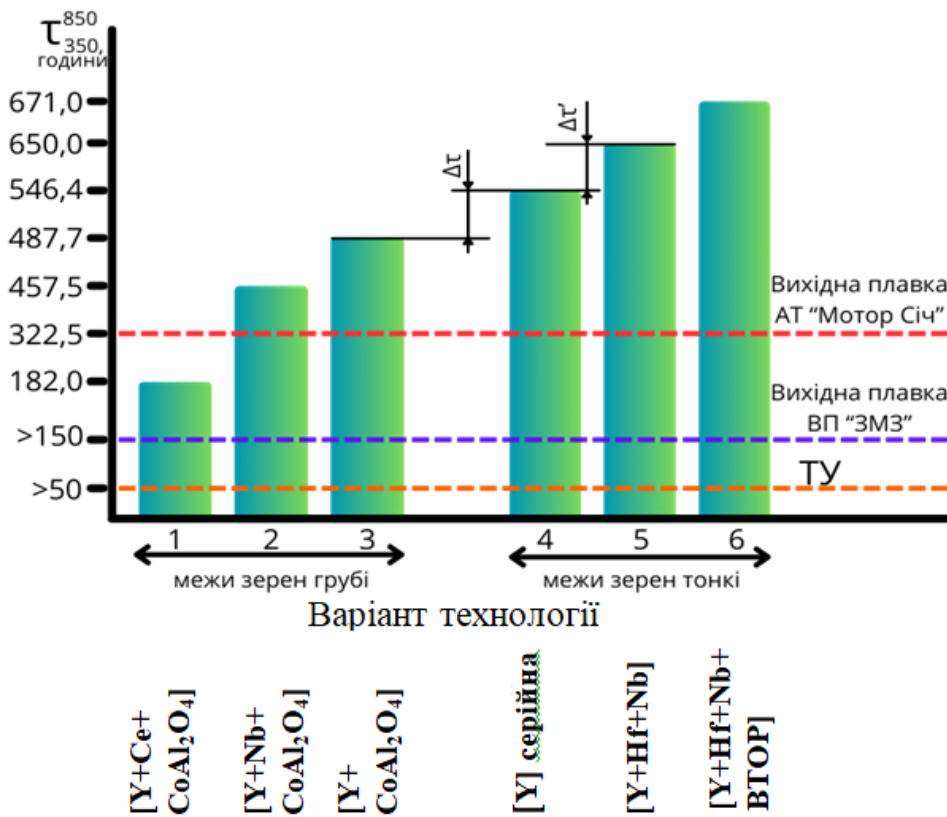


Рисунок 4.6 – Вплив дослідних технології на середній рівень часу до руйнування при випробуванні на тривалу міцність.

Серійний варіант технології [Y] із вмістом вуглецю $C=0,085\%$ має 3 місце за ударною в'язкістю ($KCU=38,9$ Дж/см²) і показав приріст KCU на 24% щодо вихідної плавки АТ «МОТОР СІЧ» і 3 місце за часом до руйнування при випробуванні на тривалу міцність ($\tau_{350}^{850}=546,4$ години) і показав приріст часу 224 години щодо вихідної плавки АТ «МОТОР СІЧ».

Варіант технології [Y+CoAl₂O₄] із вмістом вуглецю $C=0,06\%$ має 2 місце по ударній в'язкості, показав приріст по KCU на 41%, і 4 місце за часом до руйнування при випробуванні на тривалу міцність, приріст часу 165 годин щодо вихідної плавки АТ «МОТОР СІЧ».

Зниження часу до руйнування при тривалих випробуваннях варіанта [Y+CoAl₂O₄] порівняно з серійним варіантом технології [Y] на 58,7 годин, ймовірно, пов'язане зі зниженням карбідного зміцнення, а також огрубленням меж зерен через виділення подвійних карбідів типу Me₆C.

Ударна в'язкість варіанта [Y+CoAl₂O₄] вище, ніж у серійного варіанта на 13%, можливо, через подвійну дію об'ємного та поверхневого модифікування, а також низький вміст вуглецю, що дозволяє ітрію більш ефективно підвищити кількість карбідів зі сферичною формою, та легувати поверхні розділу фаз [160].

Варіант технології [Y+Nb+Hf+ВТОР] з вмістом вуглецю $C=0,06\%$ має 1 місце за часом до руйнування при випробуванні на тривалу міцність ($\tau_{350}^{850}=671,0$ години), показав приріст часу в 4,5 рази щодо вихідної плавки ВП «ЗМЗ», і 1 місце за ударною в'язкістю ($KCU=48,3$ Дж/см²), порівняно з усіма варіантами (щодо вихідної плавки ВП «ЗМЗ» збільшення KCU більш ніж у 2,2 рази).

Аналогічний варіант технології [Y+Nb+Hf] із вмістом вуглецю $C=0,08\%$ має ударну в'язкість на 22,4% нижче, ніж варіант [Y+Nb+Hf+ВТОР], ймовірно, через наявність метастабільних виділень у сплаві. За часом до руйнування під час випробування на тривалу міцність цей варіант знаходиться приблизно на одному рівні з варіантом [Y+Nb+Hf+ВТОР].

За розміром макрозерен серійний варіант [Y], варіант [Y+CoAl₂O₄], варіант [Y+Nb+Hf] та варіант [Y+Nb+Hf+ВТВО] знаходяться приблизно на одному рівні.

Згідно з аналізом таблиці 4.10 та графіка впливу технології модернізації на час до руйнування при випробуванні на тривалу міцність, показаному на рисунку 4.6, можна виявити збільшення часу до руйнування зразків $\Delta t = 58,7$ години при переході від результатів випробувань зразків з грубими межами зерен до зразків з тонкими межами зерен, при випробуванні варіантів $[Y+CoAl_2O_4]$ та серійного $[Y]$. Також показано збільшення $\Delta t'$ на 103,6 години переходу від серійної технології модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ ітрієм до додаткового введення хімічних елементів: ніобію та гафнію.

Згідно з проведеними дослідженнями [156 – 160] встановлено, що у зразках, виготовлених за варіантом технології $[Y+Nb+Hf+ВТОР]$, практично повністю відсутні великі карбіди (див. табл. 4.8), в об'ємі зерен основного γ -твердого розчину є дрібні карбіди типу $Me_{23}C_6$, що виділилися в процесі термічної обробки (див. рис. 4.3 е) та перешкождали зерномежевому проковзуванню в умовах високих температур та прикладеного навантаження, що забезпечило найвищі показники часу до руйнування.

Рівень ударної в'язкості в даному випадку забезпечується виділенням та рівномірним розподілом дискретних та глобулярних карбідів та карбонітридів (розміром приблизно 2...6 мкм), (див. рис. 4.1 е), що обумовлено обробкою розплаву ітрієм та гафнієм [156 – 160].

Також, ймовірно, підвищення ударної в'язкості може бути пов'язане з позитивним впливом ВТОР на метастабільні віделення сплаву.

4.4.5. Карбідоутворення у модернізованому сплаві ЖСЗДК-ВІ. Стехіометричний підхід.

Згідно з літературними даними для підвищення характеристик міцності та пластичності сплаву бажано наявність високотемпературних карбідів типу MeC , які утворюються безпосередньо з розплаву та мають дискретну глобулярну форму [156 – 160].

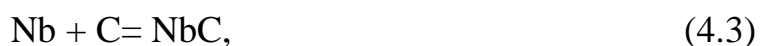
При цьому зниження концентрації вуглецю благотворно впливає на ударну

в'язкість матеріалу, але зниження карбідного зміцнення негативно впливає на жароміцність [160].

Технологія комплексної модернізації відлитих зразків сплаву ЖСЗДК-ВІ ітрієм, гафнієм та ніобієм із вмістом вуглецю 0,06 мас.% показали достатню ударну в'язкість та тривалу міцність, що значно перевищувало вимоги технічних умов [156].

Найбільш активними елементами щодо утворення карбідів у сплаві ЖСЗДК-ВІ є ітрій, гафній, ніобій та титан.

Для аналізу мінімальних умов отримання карбідів ітрію, гафнію, ніобію, титану розглянемо відповідні стехіометричні рівняння реакцій (4.1) – (4.4).



Необхідні умови вмісту в ЖНС ітрію, гафнію, ніобію зазначені в літературному огляді, кількість титану регламентована марочним складом сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Розрахунок для мінімальної концентрації вуглецю та хімічних елементів, необхідних при проходженні карбідоутворення згідно з формулами (4.1) – (4.4), проводили на масу сплаву ЖСЗДК-ВІ 100 кг, для варіанта технології [Y+Nb+Hf+ВТОР] із вмістом вуглецю C=0,06 мас.%.

Необхідний вміст вуглецю та легуючих елементів (Y, Hf, Nb, Ti) для хімічних реакцій визначається за рівнянням (4.5)

$$\frac{m_c}{m_{лэ}} = \frac{iM_c}{M_{лэ}} \quad (4.5)$$

де $m_{лэ}$ – маса легуючого елемента, г.

M_c – молярна маса вуглецю, 12 г/моль

$M_{лэ}$ – молярна маса легуючого елемента, г/моль

i – кількість молей

Молярні маси легуючих елементів вказані в таблиці 4.11.

Таблиця 4.11 – Молярні маси легуючих елементів

Легуючий елемент	Молярна маса, г/моль	Легуючий елемент	Молярна маса, г/моль
Hf	178,49	Nb	92,9
Y	89	Ti	47,9

Результати розрахунку необхідної кількості вуглецю для реакції з легуючими елементами за рівнянням (4.5) варіанта технології [Y+Nb+Hf+ВТОР] при вмісті C=0,06 мас.%. у сплаві ЖСЗДК-ВІ та умови утворення високотемпературних карбідів зазначені у таблиці 4.12.

Таблиця 4.12 – Утворення високотемпературних карбідів у сплаві ЖСЗДК-ВІ для варіанта [Y+Nb+Hf+ВТОР].

Карбід	Температура утворення карбідів (приблизно), °C	Розрахункова кількість, мас. %	
		легуючого елемента	вуглецю
MeC	1500	Y = 0,015	0,004
YC ₂	1340-1360	Hf = 0,250	0,016
NbC	1340-1360	Nb = 0,500	0,060
TiC	1340-1360	Ti = 0,239	0,060

Як видно з таблиці 4.12, можливе утворення карбиду Y_2C_3 відбувається при температурі 1500 °С і реакції 0,015 мас. % ітрію необхідно 0,004 мас.% вуглецю [156].

Утворення високотемпературних карбідів (Nb, Hf, Ti)C відбувається в одних умовах, близько до температури солідус [156] , що може становити приблизно 1340...1360 °С. Для реакції 0,25 мас. % гафнію необхідно 0,016 мас. % вуглецю. Для реакції 0,5 мас. % ніобію необхідно 0,06 мас. % вуглецю. Для реакції 0,239 мас. % титану необхідно 0,06 мас.% вуглецю, (необхідно враховувати, що вміст титану в сплаві ЖСЗДК-ВІ становить 2,5...3,2) мас. %.

Розрахунками встановлено, що для проведення реакції карбідоутворення ітрію 0,015% при гафнії 0,25% достатньо 0,02% вуглецю [156].

Як було раніше встановлено, при введенні 0,15...0,25 мас. % гафнію в сплав ЖСЗДК-ВІ всі карбіди виділятися у вигляді глобулярних частинок, і розташовані по межах зерен і міждендритних просторах. Таким чином, оскільки відомо про можливе виділення високотемпературних карбідів ітрію з розплаву і, як наслідок, ймовірність формування підкладки для росту карбиду типу Me_3C_2 у вигляді глобулярних частинок, можна зробити висновок, що отриманої за розрахунками кількості гафнію та ітрію може бути достатньо для утворення округлих карбідів у сплаві ЖСЗДК-ВІ [156].

Проведеними розрахунками встановлено, що для утворення карбідів ніобію та титану необхідно по 0,06 мас. % вуглецю, а сам вміст вуглецю у варіанті $[Y+Nb+Hf+VТОР]$ відповідає 0,06 мас. % . У той же час необхідно враховувати, що утворення карбідів (Hf, Nb, Ti) відбувається, ймовірно, одночасно за однакових умов. З вищевикладеного можна дійти до висновку, що з вмісті вуглецю 0,06 мас. % і нижче визначатиметься дефіцит вуглецю, отже, легуючі елементи витратяться на зміцнення структури сплаву, а саме:

- гафній перешкоджатиме руйнуванню меж зерен за рахунок пригнічення виділення вторинних карбідів та входить у γ' - фазу;
- ніобій додатково легує γ' - фазу;
- титан додатково утворює γ' - фазу.

Також необхідно враховувати, що концентрацію вуглецю необхідно знижувати з обережністю, щоб не виник зворотний ефект утворення легуючими елементами самостійних фаз (ТЩУ - фаз).

4.5 Рекомендації щодо модернізації сплаву у виробництві

4.5.1. Розрахунок шихти.

У шихти використовувати хром електролітичний типу ЕРХ. Отриманий результат хімічного складу методом КРАМ перевірили на структурну і фазову стабільність.

За необхідності потрібно провести корегування розрахунку шихти.

Шихтові матеріали для сплаву ЖСЗДК-ВІ вказані у таблиці 4.13.

Таблиця 4.13 – Шихтові матеріали для виплавки вихідної плавки.

Шихта	Вага,%	Шихта	Вага, %
Кобальт марки: К1Ау	9,36	Титановий сплав марки: ВТ 1-0	2,93
Алюміній марки: А99	4,55	Бій графітованих електродів марки: ГЭ	0,05 = (0,03+0,02)
Вольфрам металевий	4,31	Лігатура нікель-бор марки: НБ-0	0,06
Ніобій марки НБШ0	0,50	Мішметал марки: МЦ50Ж6	0,02
Хром марки: ЕРХ-1	12,10	Нікель марки: Н1у	61,79
Молібден марки: МШЧ-1	4,33	РАЗОМ	100,00
Примітка – Завантаження вуглеця: 0,03 % – у холодний тигель, 0,02% – на поверхню рідкого металу, при необхідності, за результату хімічного аналізу.			

Розрахунковий хімічний склад вихідної плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ за середнім (mid), min та max інтервалом легування наведено у таблицях 4.14, 4.15.

Таблиця 4.14 – Розрахунковий хімічний склад вихідної плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ за основними легуючими елементами.

Плавка	Інтервал легування	Хімічний склад, мас.%							
		Cr	Co	Mo	Ni	Al	Ti	Nb	C*
Вихідна плавка	mid	12,10	9,36	4,31	61,75	4,56	2,90	0,50	0,060
Додаткові технічні вимоги	min	11,95	9,20	4,16	62,81	4,41	2,75	0,35*	0,055
	max	12,15	9,41	4,36	61,42	4,61	2,95	0,55	0,065

Таблиця 4.15 – Розрахунковий хімічний склад вихідної плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ за домішками.

Плавка	Інтервал легування	Хімічний склад, мас % x 10 ⁻²								
		Si	Mn	S*	P	B	Ce	Fe	O ₂ **	N ₂ **
Вихідна плавка	mid	0,4	0,3	0,3	0,1	0,8	2,0	8,0	0,3	0,1
Додаткові технічні вимоги	min, max	≤4,0	≤3,0	≤0,1	≤ 1,5	≤2,0	≤2,5	≤40,0	≤0,1	≤0,1

* – межі значень хімічного елемента будуть визначені під час набору статистики
 ** – значення хімічних елементів залежить від технології дегазації сплаву.

Для полегшення роботи у виробництві під час аналізу отриманого хімічного складу, за допомогою методу КРАМ проведено розрахунки структурної стабільності та збалансованості хімічного складу інтервалу легування сплаву ЖСЗДК-ВІ для додаткових технічних вимог [157–159].

Результати розрахунку структурної стабільності методом КРАМ інтервалу легування сплаву ЖСЗДК-ВІ для додаткових технічних вимог зазначені у таблиці 4.16.

Таблиця 4.16 – Розрахунок структурної стабільності методом КРАМ інтервалу легування сплаву ЖСЗДК-ВІ для додаткових технічних вимог.

Плавка	Інтервал легування	Розрахункові параметри структурної стабільності				
		параметр	PHACMP	NEW PHACOMP		ЗСЛ
		$P_{TЦУ}$, ат %	$N_{V\gamma}$	Md_{γ}	Md_C	ΔE
Вихідна плавка	mid	0,77	2,10	0,90	0,97	- 0,04
Додаткові технічні вимоги	min	0,78	2,11	0,90	0,98	- 0,01
	max	0,77	2,10	0,90	0,97	- 0,06

Кінець таблиці 4.16

Плавка	Інтервал легування	Розрахункові параметри структурної стабільності				
		параметр	PHACMP	NEW PHACOMP		ЗСЛ
		$P_{TЦУ}$, ат %	$N_{V\gamma}$	Md_{γ}	Md_C	ΔE
Умови стабільності		$P_{TЦУ} < 0,5$ $P_{TЦУ} > 0,7$	$N_{V\gamma} \leq 2,30$ $N_{V\gamma} \leq 2,45$	$Md_{\gamma} \leq 0,93$	$Md_C = 0,980 \pm 0,008$	$\Delta E = \pm 0,04$
<p>Примітка 1. $P_{TЦУ}$ – Параметр схильності сплаву до утворення ТЦУ фаз</p> <p>Примітка 2. ЗСЛ – Збалансованість системи легування</p> <p>Примітка 3. При параметрі $P_{TЦУ} < 0,5$ та $N_{V\gamma} \leq 2,30$ в сплаві утворюються ТЦУ фази типу μ - фази, а також карбіди Me_6C.</p> <p>Примітка 4. При параметрі $P_{TЦУ} < 0,7$ та $N_{V\gamma} \leq 2,45$ в сплаві утворюються ТЦУ фази типу σ - фази</p>						

Встановлений інтервал легування металу ЖСЗДК-ВІ для додаткових технічних вимог має високу структурну стабільність. Максимальний рівень легування має $\Delta E = -0,06$, що перевищує умови стабільності $\Delta E = \pm 0,04$. Метастабільні фази в сплаві ЖСЗДК-ВІ при отриманні максимального рівня легування переходитимуть у стабільний стан при проведенні операції ВТОР та термічної обробки, аналогічно варіанту технології модернізації [Y+Nb+Hf+ВТОР].

4.5.2 Рекомендації по проведенню процесу виплавки вихідної плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Виплавку вихідної плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ необхідно проводити на установці, оснащеною модулем по відбору проби визначення хімічного складу в процесі плавки.

Завантажити на дно тигля нікель, кобальт, хром, вольфрам, молібден, половину навішування бою графітованих електродів, ніобій, титан. Алюміній завантажувати в тигель на останню порцію твердої шихти.

Нагріти розплав до 1620...1640 °С, провести витримку розплаву 15...20 хвилин.

Охолодити розплав до 1500...1550 °С.

З використанням механізму напівбезперервного відбору проб взяти попередню пробу хімічного складу сплаву.

Прийняти рішення щодо корегування хімічного складу для забезпечення меж легування відповідно додатковим технічним умовам, які вказані у таблиці 4.14

Довести метал до $T_{\text{заливки}} = 1530...1560$ °С.

За необхідності ввести вуглець, для забезпечення необхідного вмісту вуглецю та провести витримку 3...5 хвилин.

За 2 хвилини перед заливкою, ввести: бор, церій.

Залити метал у кокілі (див. рис. 2.5, 2.6)

4.5.3 Рекомендації по проведенню легування-модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Виготовлення керамічних форм: зразків для випробувань або форм для заливання деталей проводити за серійною технологією (наносити всі шари з «білого» електрокорунду марки 24А).

Шихтові добавки для модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ вказані у таблиці 4.17

Таблиця 4.17 – Шихтові добавки для сплаву ЖСЗДК-ВІ

Шихтові добавки	Вага шихти, %
Навішування вихідної плавки сплаву ЖСЗДК-ВІ	100
Лігатура нікель-іттрій марки ІтН-1	0,158 – 0,184
Лігатура гафній-нікель марки ГФН-10	0,230 – 0,260
Примітка - Розрахунок лігатури нікель-іттрій проводити на вміст ітрію в сплаві 0,01 мас. %	

Для проведення плавки футеровка повинна бути стабільна (на якій провели не менш 5 плавок).

Завантажити на дно тигля сплав ЖСЗДК-ВІ.

Провести ВТОР за температури 1830...1870 °С, витримка 10...12 хвилин;

При температурі 1620...1650 °С об'єднати плавильну камеру та камеру форм. Провести витримку розплаву для усереднення температури та стабілізації вакууму. Забезпечити глибину вакууму $5...1 \times 10^{-3}$ мм рт. ст.

При температурі 1600...1620 °С ввести легатуру HfNi, провести витримку розплаву на пртязі 1 хв.

Вимкнути подачу потужності на індуктор. Охолодили розплав протягом 1...2 хв.

Нагріти розплав до температури заливки. Ввести легатуру NiY, провести витримку розплаву протягом 1 хвилини. 15 секунд. ... 1 хвилини. 30 секунд.

Залити метал у керамічну форму.

Термічну обробку заготовок образів та деталей проводити за серійним технологічним процесом за режимом відповідно вимог до виливки:

Здійснювати нагрівання у вакуумі або на повітрі до температури 1210 ± 10 °С, з витримкою 4 години з подальшим охолодженням на повітрі або в атмосфері аргону під вентилятором.

Висновки до розділу 4

Отримані результати дослідження впливу комплексної технології модернізації на властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ дозволили зробити наступні висновки.

1. Для розробки системи модифікування та модернізації були вивчені значні впливи легуючих елементів, модифікуючих добавок та технологічних процесів на структуру та властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Для об'ємного модифікування сплаву було обрано ітрій та церій.

Легуючими елементами для модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ було обрано – ніобій та гафній.

Поверхнєве модифікування виливків зразків для випробувань проводилося дослідні керамічні форми з добавкою алюмінату кобальту. При цьому найкращі результати модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ отримані при заливанні зразків у серійні керамічні форми з «білого» електрокорунду.

Заготівки модифікованих зразків проходили операцію ГПП.

Усі варіанти модернізації у процесі плавки проходили температурно часову обробку розплаву на першу чи другу точку рівноважного стану розплаву.

Проведені розрахунки сплаву ЖСЗДК-ВІ методами CALPHAD і КРАМ з добавкою ітрію, ніобію, гафнію, з варіюванням вмісту вуглецю: $C=0,08\%$ і $C=0,06\%$, показали збільшення механічних властивостей (приблизно на 2...5%) та тривалої міцності сплаву ЖСЗДК-ВІ (приблизно 3...14%).

Варіювання вуглецю істотних змін результатів не показало.

2. Проведені розрахунки методом КРАМ вихідних виробничих плавок виплавки АТ «МОТОР СІЧ» та ВП «ЗМЗ» сплаву ЖСЗДК-ВІ показало, що за результатами структурної стабільності вихідні плавки придатні до модифікування. У той же час вихідна плавка ВП «ЗМЗ» має негативний дисбаланс легування, що перевищують вимоги збалансованості $\Delta E=\pm 0,04$, що ймовірно вплинуло на зменшення ударної в'язкості вихідної плавки нижче вимог технічних умов.

3. Встановлено, що у всіх дослідних варіантах карбіди по перерізу зразків для випробувань розподіляються рівномірно.

4. У всіх дослідних варіантах карбіди виділяються у дискретному, глобулярному вигляді (розмірами 1...6 мкм), а також пластинчастій формі різної довжини.

Зниження вмісту вуглецю та проведення ВТОР, ймовірно, дозволяє зменшити довжину пластин і кількість подвійних карбідів.

5. При дослідженні травлених шліфів виявлено, що варіанти технології [Y+Ce+CoAl₂O₄], [Y+Nb +CoAl₂O₄], [Y+ CoAl₂O₄] мають грубі межі зерен через виділення скупності карбідів та грубих пластичастих карбідів.

6. При вивченні впливу модифікування та модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ на механічні властивості та тривалу міцність у порівнянні з вихідною плавкою, виявлено збільшення відносного подовження приблизно у 1,2...1,6 рази, межі тимчасової міцності приблизно у 1,1...1,2 рази.

Збільшення ударної в'язкості приблизно у 1,1...1,2 рази в даному випадку забезпечується виділенням та рівномірним розподілом дискретних та глобулярних карбідів та карбонітридів, що обумовлено обробкою розплаву ітрієм, а додаткове введення гафнію та проведення ВТОР дозволяє збільшити КСУ у 2,2 рази при проведенні технології модернізації.

При випробуванні на тривалу міцність збільшення τ_{350}^{850} приблизно в 4,5 рази для варіанта технології модернізації [Y+Nb+Hf+ВТОР], а також зниження τ_{350}^{850} приблизно в 1,8 рази для варіанта технології модифікування [Y+Ce+CoAl₂O₄], ймовірно залежить не тільки від системи легування та модифікування, а й стану меж зерен.

7. Встановлено зростання часу до руйнування під час переходу від зразків із грубими межами зерен до зразків із тонкими межами; приріст становить $\Delta t = 58,7$ годин. Також встановлено приріст часу $\Delta t' = 103,6$ години переходу від серійної технології модифікування сплаву ЖСЗДК-ВІ ітрієм до додаткового введення ніобію та гафнію при проведенні технології модернізації.

8. Для утворення карбідів при вмісті ітрію 0,015% при гафнію 0,25% потрібно 0,02% вуглецю.

При рівні вуглецю в сплаві близько 0,06 мас.% і нижче виникає його дефіцит, що призводить до залучення елементів, що легують, у зміцнення структури сплаву.

9. Розроблено рекомендаціями щодо проведення модернізації сплаву у виробництві.

9.2. Розрахунок шихти вихідної плавки проводити для забезпечення хімічного складу, зазначеного у додаткових технічних вимогах, які відповідають структурній стабільності.

9.3. У процесі виготовлення вихідної плавки проводити попередній відбір проб хімічного складу сплаву з оцінкою необхідності коригування хімічного складу на відповідність додатковим технічним умовам.

9.4. При проведенні плавки з додаванням ітрію і гафнію, футеровка повинна бути стабільною (на якій провели не менше 5 плавок), щоб виключити взаємодію введених лігатур з матеріалом футеровки.

10. За розробленою технологією модернізації були виготовлені дослідні робочі лопатки для випробувань, які знаходяться на різних стадіях обробки.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

У роботі вирішено задача щодо вдосконалення технологічного процесу отримання литих лопаток ГТД та ГТУ зі сплаву ЖСЗДК-ВІ з забезпеченням підвищеного рівня механічних властивостей робочих лопаток турбіни низького тиску із застосуванням комплексного технологічного впливу, що включає легування та модифікування сплаву.

При проведенні роботи вивчено вплив ефективних легуючих та модифікуючих добавок таких як ітрій, гафній, ніобій, а також технологічного процесу ВТОР на підвищення міцнісних та пластичних властивостей сплаву ЖСЗДК-ВІ. Крім цього, вдалося підвищити довговічність сплаву для виготовлення робочих лопаток турбіни. Це забезпечить стабільність експлуатації та ресурсну стійкість ГТД. Відповідно до результатів дослідження зроблено наступні висновки.

1. Розглянуто умови роботи та основні вимоги до робочих лопаток турбіни низького тиску для авіаційних ГТД та ГТУ наземного базування. Основними властивостями, якими повинні мати лопатки, є висока ударна в'язкість і тривала міцність при збереженні властивостей міцності та пластичності, заданих для матеріалу технічними умовами.

2. Проведено систематизацію та узагальнення відомостей про вплив сумарної концентрації титану та алюмінію ($Ti + Al$) на формування зміцнюючої γ' - фази в ЖНС з різними типами механізму зміцнення.

При металографічних дослідженнях отримано подальший розвиток знань щодо межі легування сумою $(Ti + Al) \geq 8,2 \%$, яка негативно впливає на жароміцність сплаву, за рахунок формування грубих меж зерен.

При додаванні в розплав $0,136 \%$ нікель-ітрієвої лігатури досягається формування тонких меж зерен з пригніченим виділенням фаз, що знеміцнюють структуру.

3. Проведено розробку модернізуючого комплексу сплаву ЖСЗДК-ВІ з урахуванням значущості та уніфікованості легуючих, модифікуючих матеріалів

та технологічних процесів, що застосовуються в ливарному цеху.

Проведено теоретичні розрахунки властивостей міцності сплаву ЖСЗДК-ВІ з використанням модернізуючого комплексу.

Визначено межі концентрації легуючих і модифікуючих елементів, що додаються, для ефективного впливу на необхідні властивості ЖСЗДК-ВІ.

4. Отримані під час дослідження дані підтвердили високу ефективність та доцільність застосування технології комплексної модернізації [Y+Nb+Hf+ВТОР].

5. Встановлено, що збільшення ударної в'язкості приблизно в 1,1...1,2 рази, забезпечується виділенням та рівномірним розподілом дискретних та глобулярних карбідів та карбонітридів, що обумовлено обробкою розплаву ітрієм при модифікуванні, а додаткове введення гафнію та проведення ВТОР дозволяє збільшити КСУ у 2,2 рази при проведенні технології модернізації.

6. Виявлено, що збільшення часу до руйнування при випробуванні тривалої міцності сплаву ЖСЗДК-ВІ при застосуванні варіанта технології [Y+Nb+Hf+ВТОР] досягло 4,5 рази.

Перехід від грубих до тонких меж супроводжується зростанням часу до руйнування на $\Delta\tau = 58,7$ год. Додаткове легування ніобієм та гафнієм підвищує $\Delta\tau$ на 103,6 год. порівняно із серійною технологією модифікування ітрієм.

8. При вмісті 0,015 мас. % ітрію та при 0,25 мас. % гафнію, для повноцінного утворення сферичних карбідів необхідно не менше 0,02% вуглецю. Разом про те, для реакції 0,5 мас. % ніобію необхідно 0,06 мас. % вуглецю, і для реакції 0,239 мас. % титану потрібно 0,06 мас. % вуглецю.

В умовах технології [Y+Nb+Hf+ВТОР] з концентрацією вуглецю близько 0,06 мас. % і нижче спостерігається його дефіцит, що викликає перерозподіл легуючих елементів на користь зміцнення структури металу.

9. У процесі виготовлення вихідної плавки потрібно проводити проміжний відбір проб хімічного складу сплаву з оцінкою необхідності коригування хімічного складу на відповідність додатковим технічним умовам, для забезпечення умов структурної стабільності сплаву.

10. За результатами промислових випробувань рекомендовано

застосування дослідної технології модернізації сплаву ЖСЗДК-ВІ, нарівні з серійною технологією виготовлення лопаток турбіни (додаток А).

Згідно зі створеною технологією модернізації були виготовлені дослідні зразки робочих лопаток для проведення випробувань, що знаходяться на різних етапах обробки.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Халатов А.А. Газотурбобудування в Україні: сучасний стан і перспективи розвитку/ Халатов А.А., Ющенко К.А., Ісаков Б.В., Дашевський Ю.Я., Шевцов А.П. // Вісник НАН України. – 2013. – № 12. – С. 40-49.
2. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин./ Логунов А.В. –Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2017. – 854 с.
3. Устройство и эксплуатация газотурбинных установок: учебное пособие. Под общей редакцией Ю.Д. Земенкова. – Тюмень: ТюмГНГУ.- ISBN 978-5-9961-1041-4. 2015, 434 с.
4. Schilke, P. W. Danced turbine materials and coatings./ Schilke, P. W. // *Journal of Thermal Spray Technology*. 2004. -13(1),- P. 57–66.
5. Reed, R. C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. / Reed, R. C. Cambridge University Press. 2006.- 372 p.
6. Беликов, С.Б. Литейные жаропрочные коррозионностойкие никелевые сплавы для монокристалльных лопаток газовых турбин /С.Б. Беликов, С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2004. - № 1. - С. 151-154.
7. Елисеев Ю.С. Конструирование и расчёт на прочность турбомашин газотурбинных и комбинированных установок: учебник / Ю.С. Елисеев, В.В. Крымов, Э.А. Манушин, И.Г. Суровцев; под общ. ред. М.И. Осипова. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана. – ISBN 978-5-7038-3233-2.[1] с.: ил.. 2009. – 519.
8. Коваль А.Д. Развитие и применение научных основ легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии [Текст]:автореф. дис. на соискание учен. степени д-ра. техн. наук : 05.16.01 / Коваль Анатолий Данилович. – Днепропетровск. - 1988. - 33 с.
9. Технические требования к перспективным материалам высокотемпературных ГТД. Ч.1. //Лопатки турбин камеры сгорания. — Л.: НПО ЦКТИ. - 1988. - 28 с.

10. Михайлов Д. Я. Расчёт предпомпажных состояний газотурбинной установки / Д. Я. Михайлов. [Текст]: непосредственный // Молодой ученый. – 2009.-№ 2 (2). - С. 18-22.
11. Surge prevention in gas turbines: an overview over historical solutions and perspectives about the future /C. Alberto Niccolini Marmont Du Haut Champ, A. Fausto Massardo , M.Luigi Ferrari, P. Silvestri. E3S Web of Conferences 113, 02003 Volume 1, 2019 SUPEHR19 / <https://doi.org/10.1051/e3sconf/201911302003>
12. Rossi A. Gas turbine combined cycle start-up and stress evaluation. A simplified dynamic approach. /Rossi A., Source A, Traverso A.// App. Energy -2017,- 190, P.880-890
13. E. Munari. Experimental Investigation of Stall and Surge in a Multistage Compressor. J. Eng./ E. Munari, M. Morini, M. Pinelli, P.R. Spina, A. Suman, //Gas Turbines Power.-2017.- 139, 6
14. M. Huppert. Some Stall and Surge Phenomena in Axial-Flow Compressors./M. Huppert, W. Benser.// J. of Aeronautical Science.- 1953.
15. M. L. Ferrari. Surge prevention for gas turbines connected with large volume size: experimental demonstration with a microturbine./M. L. Ferrari, P. Silvestri, F. Reggio, A. F. Massardo. // App. Energy.-2018- 230.- P. 1057-1064
16. Квасницкая Ю.Г. Повышение эксплуатационных характеристик рабочихлопатонок турбин современных промышленных газотурбинных двигателей./Квасницкая Ю.Г. // Металл и литье Украины. -2015.- №8.- С.29–31.
17. Каблов ЕН. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия)/ Каблов ЕН. – Москва: «МИСИС», 2006.– 632 с
18. Campbell J. *Complete Casting Handbook*./ Campbell J. //Butterworth-Heinemann. 2015
19. Репях С.И. Технологические основы литья по выплавляемым моделям./ Репях С.И. – Днепропетровск.: Лира ЛТД. - 2006. – 1056 с.
20. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов/. Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов, и др. – М.: Машиностроение. –ISBN 5-217-02394-5.1997. – 336 с.

21. Pollock T.M. "Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties"/ Pollock T.M., Tin S.// Journal of Propulsion and Power -2006.

22. Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ)[Текст]/ А.Д. Коваль, С.Б. Беликов, А.Г. Андриенко и др. утв. Проректор по научной работе Н.С. Гамов. – Запорожье. 1995 г.–30 с.

23. Кишкин С. Т. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе./ Кишкин С. Т., Строганов Г. Б., Логунов А. В. - М. Машиностроение.- 1987.-116 с.

24. J.Q. Peng. Procedia Engineering./ J.Q. Peng et al. – 2015.-130.- P. 668 – 675

25. A.I. Rybnikov. Operation Experience with Cast Rotor Blades Made of Russian Alloys in Stationary Gas Turbines. /A.I. Rybnikov, L.B. Getsov, N.V. Mozhaiskaya, G.D. Pigrova, N.V. Dashunin.//Thermal Engineering,- 2012.- Vol. 59.- No. 3.- P. 242–249.

26. Collins H. E. The effect of thermal exposure on the microstructure and mechanical of nickel-base superalloys. /Collins H. E. //Metallurgical transaction. -1974. -V 5.- № 1- P. 189 - 204

27. G.L. Erickson. Advancements in Turbine Blading Materials for IGT Applications. Cannon–Muskegon Corporation. /G.L. Erickson.- SPS Technologies, Ind. Muskegon, Michigan, USA,- 1992. -11 p.

28. Erickson G.L. The development of the CMSX-11B and CMSX-11C alloys for industrial gas turbine application. /Erickson G.L. //Superalloys. Pennsylvania: Minerals, Metals & Materials Society, -1996.- P. 45–52.

29. Choi B.G. ETA Phase Formation During Thermal Exposure and Its Effect on Mechanical Properties in Ni-Base Superalloy GTD 111 / B.G. Choi, I.S. Kim, D.H. Kim, S.M. Seo, C.Y. Jo // Superalloys. - 2004. – P. 163-171.

30. New thermal fatigue data for 26 super alloys. Materials Engineering,- 1976.- V. 83. -№ 5.- P. 54-55.

31. New nickel alloys. Machinery and production engineering.- 1975.- V 126.- № 3239.- P.16.

32. Schultz J. W. Corrosion-Resistant nickel-base alloys for gas turbines. Schultz J. W., Nilsires W. R. //Metals engineering quarterly.- 1976.- V.16.- № 3.- P. 15–23.

33. Симс Ч. Т. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок : в 2-х кн. / Под ред. Ч. Т. Симса, Н. С. Столоффа, У. К. Хагеля ; пер. с англ. под ред. Р. Е. Шалина. – М. : Metallurgia, 1995. – Кн. 1. – 384 с. ; кн. 2. – 384 с.

34. Симс Ч. Жаропрочные сплавы / Ч. Симс, В. Хагель // Пер. с англ. под ред. Савицкого Е. М. – М. : Metallurgia, 1976. – 567 с.

35. Das N. Advances in nickel-based cast superalloys. / Das N. Transactions of the Indian Institute of Metals. 2010, P. 63, 2-3, 265–274.

36. Erickson, G.L. DS and SX superalloys for industrial gas turbines / G.L. Erickson, K. Harris // Materials for Advanced Power Engineering. Part II. Proc. of a Conf. Belgium, Kluwer Academic Publishers, – 1994. – P. 1055- 1074.

37. Ver Snyder, F.L. High Temperature Materials in Gas Turbines / J.S. Erickson, C.P. Sullivan, F.L. VerSnyder et al. – Amsterdam. – 1974. - P. 315.

38. Schilke, P.W. Advanced gas turbine materials and coating /P.W. Schilke, A.D. Foster, J.J. Pepe // In: GE turbine library. Schenectedy: GE Publ. – 1988. - P. 1-18.

39. Harris, K. Directionally Solidified and Single-Crystal Superalloys /K. Harris, G.L. Erickson, R.E. Schwer // Cannon - Muskegon Corporation. Metals Handbook. – 1989. - V. 1. - P. 1-13.

40. Harris, K. CMSX single crystal, CMDS and integral wheel alloys, properties and performance / K. Harris, G.L. Erickson, R.E. Schwer // Proc. 6 th. Int. Symposium on Superalloys. - 1988. - P. 709-728.

41. Harris, K. Improved Single Crystal Superalloys, CMSX-4 (SLS) [La+Y] and CMSX-486 / K. Harris, J.B. Wahl // Superalloys. - 2004. – P. 45-52.

42. Badeer, G.H. GE Aeroderivative Gas Turbines - Design and Operating Features / G.H. Badeer // GE Power Systems. – 2000. – P. 20.

43. Pollock, T.M. Creep resistance of CMSX-3 nickel base superalloy single crystals /T.M. Pollock, A.S. Argon //Acta met. et mater.-1992. - Vol. 40. - №1. -

P. 1-30.

44. Wilston, B.C. The effect of composition, misfit, and heat treatment on the primary creep behavior of single crystal nickel base superalloys PWA 1480 and PWA 1484 / B.C. Wilston, G.E. Fuchs // *Superalloys*. – 2008. – P. 149-158.

45. Erickson, G.L. The Development and Application of CMSX-10/ G.L. Erickson // *Superalloys*. - 1996. - P. 35-44.

46. Walston, S. Joint Development of a Fourth Generation Single Crystal Superalloy / S. Walston, A. Cetel, R. MacKay, K. O'Hara, D. Duhl, R. Dreshfield // *Superalloys*. - 2004. - P. 15-24.

47. Bhadeshia, H.K. 1st, 2nd and 3rd Generation Single-Crystal Nickel Based Superalloys / H.K. Bhadeshia // *University of Cambridge*. - 2003. - P. 1-4.

48. Ford, D.A. Development of Single Crystal Alloys for Specific Engine Applications / D.A. Ford, R.P. Arthey // *Superalloys*. - 1984. – P. 115-124.

49. Hashizume, R. Development of Ni-Based Single Crystal Superalloys for Power-Generation Gas Turbine / R. Hashizume¹, A. Yoshinari, T. Kiyono, Y. Murata, M. Morinaga // *Superalloys*. - 2004. - P. 53-62.

50. Hino, T. Development of a new single crystal superalloy for industrial gas turbines / T Hino, T. Kobayashi, Y. Koizumi et al. // *Superalloys*. - 2000. – P. 729-736.

51. Miura, N. The influence of dislocation substructure on creep rate during accelerating creep stage of single crystal nickel-based superalloy CMSX-4 / N. Miura, Y Kondo, N. Ohi // *Superalloys*. - 2000. – P. 377-385.

52. Matsugi, K. High temperature properties of single crystal superalloys optimized by an electron theory / K. Matsugi, R. Yokoyama, Y. Murata et al. // *High temp. mater. for power eng.: Proc. Of Conf., pt II, Liege (Belgium)*. Dordrecht: Kluwer.- 1990. – P. 1251-1260.

53. Murakami, H. Determination of Atomistic Structure of Ni-Base Single Crystal Superalloys Using Monte Carlo Simulation and Atom-Probe Microanalyses / H. Murakami, Y. Saito and H. Harada // *Superalloys*. - 1996. – P. 249-257.

54. Hino, T. Development of a New Single Crystal Superalloy for Industrial Gas Turbines / T. Hino, T. Kobayashi, Y. Koizumi, H. Harada and T. Yamagata // *Superalloys*. – 2000. – P. 729-736.

55. Murakumo, T. Creep behaviour of the generation Ni-base single crystal Superalloy TMS 75 and its γ/γ' tie line alloys / T. Murakumo, T. Kobayashi, S. Nakazawa, H. Harada // *Energy Technol.* – 2002. – Vol. 21. – P. 159-166.

56. Sato, A. A 5th Generation SC Superalloy with Balanced High Temperature Properties and Processability / A. Sato, H. Harada, A.C. Yeh, K. Kawagishi, T. Kobayashi, Y. Koizumi, T. Yokokawa and J.X. Zhang // *Superalloys*. - 2008. – P. 131 – 138.

57. Zhang, J.K. Interfacial Dislocation Networks Strengthening a Fourth-Generation Single-Crystal TMS-138 Superalloy / J.K. Zhang, T. Murakumo, Y. Koizumi, T. Kobayashi, H. Harada, S. Mazaki // *Met. Mater. Trans. A*.- 2002. - Vol. 33. - P. 3741-3746.

58. Koizumi, Y. Development of Next-Generation Ni-Base Single Crystal Superalloys / Y. Koizumi, T. Kobayashi et al. // *Superalloys*. - 2004. - P. 35-43.

59. Caron, P. Recent Studies at Onera on Superalloys for Single Crystal Turbine Blades / P. Caron, O. Lavigne // *AerospaceLab*. - Issue 3 – November, 2011. – P. 1-14.

60. Caron P. Third Generation Superalloys for Single Crystal Turbine Blades / P. Caron, T. Khan // *Materials for Advanced Power Engineering Part II* Forschungszentrum Jülich GmbH, Jülich, Germany (J. Lecomte-Beckers, F. Schubert and P.J. Ennis, eds).- 1998. - P. 897-912.

61. Caron, P. Development of New High Strength Corrosion Resistant Single Crystal Superalloys for Industrial Gas Turbine Applications / P. Caron, A. Escale, G. McColvin, M. Blacker [et al.] // *PARSONS 2000 - Advanced Materials for 21st Century Turbines and Power Plant*, IOM Communications Ltd, London, UK (A. Strang et al., eds). – 2000. - P. 847-864.

62. Argence, D. MC-NG: A 4th Generation Single-Crystal Superalloy for Future Aeronautical Turbine Blades and Vanes / D. Argence, C. Vernault, Y. Desvallees and D. Fournier // *Superalloys*. - 2000. - P. 829-837.

63. Lavigne, O. Interactions between 4th Generation Single Crystal Superalloys and an Aluminide Bond Coat / O. Lavigne, J. Benoist, P. Caron, C. Ramusat // Turbine Forum 2006: Advanced Coatings for High Temperature, Forum of Technology, Dorsten, Germany– 2006.

64. Lours P. On the deformation of the [001] orientated γ' strengthening phase of the CMSX-2 superalloy / P. Lours, A. Coujou, P. Columb // Acta met. et mater. – 1991. – Vol. 39. - № 8. – P. 1787-1797.

65. Khan T. Effect of processing conditions and heat treatments on mechanical properties of single-crystal Superalloys CMSX-2 / T. Khan, P. Caron // Mater. Sci. and Technol. – 1986. – Vol. 2. - № 5. – P. 486-492.

66. Pat. 2578554, France, Int. Cl.⁴ C22 C19/05. Alliage monocristallin a matrice a base nickel / F.G. Bois, L.G. Remy, J.M.C. Therret ; Demande De Brevet d'Invention. – Publ. 05.03.85.

67. Bachelet E. High-performance AM-1 superalloy for single-crystal turbine blades and vanes / E. Bachelet, G. Lamanthe // Rev. Sci. SNECMA. – 1990. - №10. – P. 37-44.

68. Ross E.W. RENE N4: A First Generation Single Crystal Turbine Airfoil Alloy With Improved Oxidation Resistance, Low Angle Boundary Strength and Superior Long Time Rupture Strength / E.W. Ross, K.S. O'Hara // Superalloys. - 1996. – P.19-25.

69. Bouse, G.K. Optimizing SC Rene N4 alloy for DS AFT-stage bucket applications in industrial gas turbines / G.K. Bouse, J.C. Schaeffer, M.F. Henry // Superalloys, TMS. – 2008. – P. 99-108.

70. Walston W.S. RENE N6: Third Generation Single Crystal Superalloy / W.S. Walston, K.S. O'Hara, E.W. Ross, T.M. Pollock and W.H. Murphy // Superalloys. – 1996. – P. 27-34.

71. Yu. H. Kvasnytska. High-temperature salt corrosion of a heat-resistant nickel alloy / Yu. H. Kvasnytska, L. M. Ivaskevych, O. I. Balytskyi, I. I. Maksyuta and H. P. Myalnitsa // Materials Science, (Ukrainian Original Vol. 56, No. 3, May–June, 2020). – November, 2020.– Vol. 56.– No. 3.- C. 432-440

72. Ресурсозберігаючі технології виробництва литва для авіаційного двигунобудування. Монографія / Богуслаєв В. О., Балушок К. Б., Клочихін В. В. та ін. –Запоріжжя : АТ «Мотор Січ», 2021 р. – 197 с.

73. А. с. № 199848, СССР, МПК⁵ С22С 18/05. Литейный жаропрочный сплав на основе никеля [Текст] / В.М. Беглов, В.В. Богаевский, С.В. Гайдук и др. ; заявитель и патентодержатель Запорожский машиностроительный институт им. В.Я. Чубаря ; заявл. 25.04.83, №3064315 ; опубл. 02.03.84.

74. Пат. 35414А, Україна, МПК⁶ С22С 19/05. Жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав [Текст] / А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, С.В. Гайдук та ін. ; заявник і дотримувач Запорізький держ. техн. ун-т ; заявл. 11.10.99, № 99105517 ; опубл. 15.03.01, Бюл. № 2. – 8 с.

75. Пат. 48317, Україна, МПК⁶ С22С 19/03, 19/05. Сплав для виготовлення великогабаритних лопаток газових турбін / А.Г. Андрієнко, С.В. Гайдук, А.Д. Коваль та ін. ; заявник і дотримувач Запорізький держ. техн. ун-т ; заявл. 17.02.00, № 2000020889 ; опубл. 15.08.02, Бюл. № 8. – 10 с.

76. А. І. Balitskii. Hydrogen and corrosion resistance of Ni–Co superalloys for gas turbine engines blades/ A. I. Balitskii, Y. H. Kvasnitska, L. M. Ivaskevych, and H. P. Mialnitsa // Arch. Mater. Sci. Eng.- 2018.-91.- № 1.- P.5–14.

77. Yu. G. Kvasnitskaya. Increase of the operational characteristics of the blades of modern gas-turbine engines. Met. Lit'e Ukr. -2015. - №. 8.- P.29–31.

78. А. М. Verkhovlyuk. Phase-structural stability of a heat-resistant corrosion-resistant alloy for cast blades of gas-turbine engines./ A. M. Verkhovlyuk, I. I. Maksyuta, Yu. H. Kvasnyts'ka, H. P. Myalnytsa, and O. V. Mykhnyan // Metaloznav. Obrob. Met. – 2016.– №. 3. – P. 3–9.

79. А.І. Balitskii . Fatigue fracture of the blades of gas-turbine engines made of a new refractory nickel alloy. /A.I. Balitskii, Y.H. Kvasnytska, L.M. Ivaskevych, H.P. Mialnitsa, K.H. Kvasnytska //Materials Science.- 2022.-57 (4), –P.475-483

80. Беліков, С.Б. Розвиток наукових принципів легування ливарних жароміцних нікельових сплавів з метою підвищення корозійної стійкості деталей в умовах високотемпературного середовища газотурбінних установок : автореф.

дис. на здобуття наук. ступеня д-ра. техн. наук : 05.02.01 / Бєлїков Сергїй Борисович. – Запорїжжя. – 1996. - 48 с.

81. Гайдук, С.В. Исследование динамики структурных превращений на сопротивление высокотемпературной ползучести жаропрочных никелевых сплавов, содержащих тантал / С.В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2010. - № 2. - С.9-15.

82. Бєлїков, С.Б. Литейный жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав для монокристаллического литья методом направленной кристаллизации / С.Б. Бєлїков, А.Г. Андриенко, С.В. Гайдук и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2008. - №1. - С. 16-20.

83. А. с. № 1072497, СССР, МПК⁵ С22С 18/05. Жаропрочный сплав на основе никеля / А.Г. Андриенко, С.Б. Бєлїков, А.Д. Коваль и др. ; заявитель и патентодержатель Запорожский машиностроительный институт им. В.Я. Чубаря ; заявл. 14.05.82, № 3435471 ; опубл. 08.10.83.

84. Гайдук, С.В. Получение экономичных ответственных отливок из жаропрочных Ni-сплавов / С.В. Гайдук, О.В. Гнатенко, В.В. Наумик // Литейное производство. – 2012. – № 1. – С. 11 – 14.

85. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Химушин Ф. Ф. – М. : Металлургия, 1969 – 748 с.

88.(5.) Badeer G. H. GE Aeroderivative Gas Turbines - Design and Operating Features / Badeer G.H. // GE Power Systems. – 2000. –20 p.

89. В.И. Никитин. Коррозия и защита лопаток газовых турбин./ В.И. Никитин. –М.: Машиностроение. 1987 г. –272 с.

90. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки турбины. Часть II. Монография/ В.А.Богуслаев, Ф.М.Муравченко, П.Д.Жеманюк и др. – г. Запорожье, изд. ОАО «Мотор Сич». - 2003. – 420 с.

91. Бєлїков С.Б. Влияние легирования на стойкость сплавов Ni – Cr – Al – Ti в условиях высокотемпературной коррозии / Бєлїков С.Б.// Молодые ученые и специалисты – реализации региональных целевых комплексных программ,

ускорению научно-технического прогресса: Тез. докл. II обл. конф. Запорожье. 1986.- С. 10 – 11.

92. Беликов С. Б. Стойкость сплавов системы Ni – Cr – Al – Ti в условиях высокотемпературной коррозии (ВТК) /Беликов С. Б. // Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий: Тез. докл. IV Всес. науч.-техн. конф. Запорожье: ЗМИ.- 1989. -С. 16 – 17.

93. Коваль А.Д. Научные подходы к созданию высококоррозионностойких жаропрочных сплавов для деталей проточной части судовых и стационарных ГТУ / Коваль А.Д., Беликов С.Б., Санчугов Е.Л., Андриенко А.Г. // Новые конструкционные материалы, эффективные методы их обработки, повышение надежности и долговечности деталей машин и инструментов: Сб. науч. тр. Киев: УМК ВО.- 1991. -С. 4 - 7 .

94. Тихомирова, Т. В. Влияние микролегирования иттрием и гафнием на прочностные характеристики и морфологию карбидной фазы сплава ЖСЗДК-ВИ при замедленной кристаллизации» [Текст] / Т. В. Тихомирова, Е. И. Гордиенко, Р. В. Бехтер, А. В. Подобный // Авіаційно-космічна техніка і технологія. – 2021. – № 4. – С. 125-131

95. Лякишева Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник: В 3 т.: Т. 3. Кн. I / Под общ. ред. Н.П. Лякишева. -М.: Машиностроение, 2001. -872 с: ил.

96. L. M. Ivas'kevych. Influence of Alloying with Cobalt and Hafnium on the Corrosion and Hydrogen Resistances of Refractory Nickel Alloy. / L. M. Ivas'kevych. //Materials Science. – 2020.– 55. – С.730 - 736. <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00365-6>.

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

98. А. Глотка. Распределение легирующих элементов в структуре жаропрочных никелевых сплавов во вторичных карбидах/ А. Глотка, С. Гайдук.

//Журнал прикладной спектроскопии. – 2020.-№87.– С. 812 - 819.
<https://doi.org/10.1007/s10812-020-01075-2> .

99. Patent № 6468368 USA. High strength powder metallurgy nickel base alloy / M. Howard. B. C. Raymond. B. Prabir //publ. date: 22.10.2002.

100. Pat. № 0303665 USA. Nickel - base superalloys and components formed thereof / K. R. Bain. D. P. Mourer. R. DiDomizio. T. Hanlon. L. Cretegnny. A. E. Wessman//publ. date: 02.12.2010.

101. Сидоров В.В. Металлургия литейных жаропрочных сплавов: технология и оборудование/ Сидоров В.В., Каблов Д.Е., Ригин В.Е.; под. общ. Ред. Е.Н. Каблова. – М.: ВИАМ.- ISBN 978-5-905217-11-1. 2016.-368 с.

102. Си Y. Development of Ni - Co - Base alloys for High-Temperature Disk Application. /Си Y., Cui C., Harada H., Fukuda T. et al. //Superalloys - 2008, Champion. Pennsylvania, USA. TMS.- 2008. - P. 53-62

103. Rice D. P/M Alloy 10-A 700°C Capable Nickel-Base Superalloy for Turbine Disk Application./Rice D., Kantzos P. Napp B. et al. // "Superalloys-2008". Champion, Pennsylvania. USA. Application of TMS.- 2008.- P. 139-148.

104. GayadaJ. Fatigue Behavior of a Third Generation PM Disk Superalloys. [Text] /GayadaJ.GabbT.P// NASA-TM-2008-2I5462. E-I6665. Document ID 200845886. -2008.- P.20.

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

106. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии (ВТК)/ А.Д. Кваль, С.Б. Беликов, А.Г. Андриенко. – К.: УМК ВО. -1990. – 56 с.

107. Лысенко Н.А. влияние модифицирования карбонитридом титана на структуру и свойства жаропрочного сплава ЖСЗДК-ВИ с пониженным содержанием углерода./ Лысенко Н.А., Клочихин В.В., Тёмкин Д.А.// Наукове видання. Вісник «ХПІ». Харків. «Енергетичні та теплотехнічні процеси й устаткування».- 2010 р. - № 3.- С. 113-120

108. Weidong Mu. Effect of precipitates on the cryogenic fracture toughness of 9%Ni steel flux cored arc weld./ Weidong Mu, et al //Materials Science and Engineering: A.-2021.-P.27-31. <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2021.141418>.

109. Yulong Cao. Carbide Characteristics of High Vanadium High-speed Steel Manufactured by Electroslag Remelting /Yulong Cao. et al//ISIJ International.-2022. <https://doi.org/10.2355/isijinternational.isijint-2021-490>.

110. G. Haidemenopoulos. Aging Phenomena during In-Service Creep Exposure of Heat-Resistant./ G. Haidemenopoulos, K. Polychronopoulou, A. Zervaki, H. Kamoutsi, S. Alkhoori, S. Jaffar, P. Cho and H. Mavros.// Steels.Metals.-2019. <https://doi.org/10.3390/MET9070800>

111. X. Y. Cheng. Carbides and possible hydrogen irreversible trapping sites in ultrahigh strength round steel/ X. Y. Cheng, Hui Li and X. B. Cheng.//Micron.- 2017.- 103.- P. 22-28 . <https://doi.org/10.1016/j.micron.2017.09.005>.

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

113. Богуслаев А. В. Использование нанотехнологий в литейном производстве./ Богуслаев А. В., Клочихин В. В., Лысенко Н. А. и др.// Вестник ДГМА. -2011.- № 4 (25).- С. 23–28

114. Комплексное модифицирование многокомпонентных сплавов [Текст] / А. В. Калинин, Е. А. Джур, Т. В. Носова // Космічна наука і технологія.-2019.- Т. 25, -№ 3.- С. 25-31. DOI: 10.15407/knit2019.03.025.

115. Лысенко, Н. А. Влияние модифицирования карбонитридом титана на структуру и свойства жаропрочного сплава ЖСЗДК-ВИ с пониженным содержанием углерода [Текст] / Н. А. Лысенко, В. В. Клочихин, Д. А. Тёмкин // Вестник Нац. техн. ун-та «ХПИ» : сб. науч. тр. Темат. вып.: Энергетические и теплотехнические процессы и оборудование. – Х. : НТУ «ХПИ». - 2010. -№ 3.- С. 113-120

116. С. М. Данілов. Вплив комплексного модифікування на структуру й властивості жароміцного нікелевого сплаву/ С. М. Данілов, Д. О. Тьомкін , В. В. Наумик , Д. В. Ткач , В.В. Клочихін , О. О. Педаш// Авіаційно-космічна техніка і

технологія. -2022, -№ 4 спецвипуск 2 (182).- С.101–107.

117. Клочихин В.В. Улучшение структуры и свойств отливок после ВТОР. /Клочихин В.В., Лысенко Н.А., Коломойцев А.Г., Цивирко Э.И. // Мат-лы междунар. конф. «Пути повышения качества и экономичности литейных процессов», Одесса: Одесск. нац. политех. ун-т. -2000.- С. 30-33

118. A. A. Glotka. Prediction of the thermodynamic processes of phase separation in single-crystal nickel-based superalloy./ A. A. Glotka and S. V. Haiduk.// Fiz.-Khim. Mekh. Mater.- 2019.-55.- №. 6.- С.91–95.

119. G. L. Erickson. Superalloys resist hot corrosion and oxidation./ G. L. Erickson // English translation: Mater. Sci. - 2019.-55, -No. 6.- P. 91–95. Adv. Mater. Process.- 1997.-No. 3.- P. 27–30.

120. Yu. G. Kvasnitskaya. Enhancement of the high-temperature corrosion resistance of heat-resistant alloys as a reserve of increasing the durability of gas-turbine engines./ Yu. G. Kvasnitskaya, I. I. Maksyuta, and G. F. Myal'nitsa.// Met. Lit'e Ukr.- 2016.-No. 5.- P. 3–7.

121. R. F. Reising. High temperature corrosion of nickel by sodium sulfate./ R. F. Reising.// Corrosion.- 1977.-No. 33. -P. 84–91.

122. A. D. Koval. Investigation of the influence of hafnium on the structure and properties of cast heat-resistant corrosion-resistant nickel alloy./ A. D. Koval, A. G. Andrienko, S. V. Gaiduk, and V. V. Kononov. //Vest. Dvigatellestroen.-2012.- No. 1. -P. 196–200.

123. D.V.V. Satyanarayana. Nickel-based superalloys / D.V.V. Satyanarayana N.E. Prasad. //Aerospace Materials and Material. Volume 1: Aerospace Materials, 2017, P. 199–228.

124. Some peculiarities of alloying of nickel superalloys resistant to high-temperature corrosion /Sanchugov, Y.L. Koval, A.D. Belikov, S.B. // NACE International Corrosion Conference Series, 2012, -4, -P. 3435–3438.

125. Фасоль Є.О. Доцільність легування ітрієм матеріалів ущільнювальних покриттів. Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів:/ Фасоль Є.О., Кубіч В.І, Сотніков Є.Г. // Збірка

матеріалів [Електронний ресурс] / Редкол. В. А. Шаломєєв В.А (відпов. ред.) Електрон. дані. – Запоріжжя : НУ «Запорізька політехніка, 2022.- С 149-150.

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

127. Матеріали і технології для лопаток вітчизняних промислових газових турбінних двигунів [Текст] / Г. П. Мьяльніца, А. М. Верховлюк, А. В. Нарівський та ін. – К. : Наукова думка.- 2023. – 180с. <https://doi.org/10.15407/978-966-000-1810-5>.

128. Mayfield J. Super alloy R&D activities intensified / Mayfield J. // Aviation Week and Space technology. – 1979. - № 9. - P 75–77.

129. Woodyatt J.R. Prediction of sigma type phase occurrence from compositions in austenitic superalloys / Woodyatt J.R., Sims C.T., Beattie H.J. // Trans AIME. -1966.- V 236. -№4.-P. 519-527.

130. Masahino Marinaga. Employment of the Method Molecular Orbital for creation alloys./ Masahino Marinaga, Yoshinori Murata, Hiroshi Yukawa. // Mater. Science Forum. -2004. -V. 449. -P. 37–42

131. Masao, D. Computer applications to materials science and engineering / D. Masao // JAERI. – М. – 1992. – V. 207. - № 92. – P. 592-597.

132. Saunders N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys./ Saunders N., Fahrman M., Small C.J. // Superalloys. 2000. –P. 803-811.

133. Saunders N. Using JMatPro to Model Materials Properties and Behavior./ Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A.P., Schillé J-Ph.// JOM, -55. -2003.- № 12. – P. 60-65.

134. Wang J. Phase-field Modeling with CALPHAD and CVM for Microstructural Evolution of Ni-base Superalloy./ Wang J., Yokokawa T., Harada H., Enomoto M.// Superalloys.–2004. –P. 933-940.

135. Lukas H.L. Computational thermodynamics: the Calphad method./ Lukas H.L., Fries S.G., Sundman B.// Cambridge University Press. ISBN 978-0-521-86811-2. 2007. –307 p.

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

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

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

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

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

141. Тьомкін Д. О. Структура та властивості литих лопаток зі сплавом ЖСЗДК-VI, модифікованого нікелево-ітрієвою лігатурою / Тьомкін Д. О., Педаш О. О., Данілов С. М., Клочихін В. В., Наумик О. О., Наумик В. В. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. ISSN 0430-6252.Том 59, № 4, 2023. – С. 95 – 101

142. Structure and properties of cast blades made of ZhS3DK-VI alloy modified with nickel-yttrium ligature / D. O. Tomkin,¹ O. O. Pedash,² S. M. Danilov,¹ V. V. Klochikhin,³ O. O. Naumyk,³ and V. V. Naumyk // Materials Science. ISSN 1068820X. Vol. 59, No. 4, January, 2024 (Ukrainian Original Vol. 59, No. 4, July–August, 2023). P. 480 – 486.

143. Клочихін В.В.Виправлення ливарних дефектів у лопатках із сплавом ЖСЗДК-VI, модифікованого ультра дисперсними частинками карбонітриду титану, методом гарячого ізостатичного пресування / Клочихін В.В., Педаш О.О., Данілов С.М., Тьомкін Д.О., Наумик О.О., Наумик В.В. // Процеси лиття. -2022.-

№ 3 (149). – С. 19 – 26.

144. Hot isostatic pressing in the manufacture of ZhS3DK-VI alloy turbine blades with 50% returns in the charge V. V. Klochykhin, O. O. Pedash, S. M. Danilov, D. O. Tyomkin, O. O. Naumyk and V. V. Naumyk. Strength of Materials. – Vol. 54. – No. 6. – November, 2022, – P. 1043 – 1049

145. Гаряче ізостатичне пресування при виготовленні лопаток зі сплаву ЖС32-ВІ з 50%-ним вороттям у шихті. / В.В. Клочихін, О.О. Педаш, С.М. Данілов, Д.О. Тьомкін, О.О. Наумик, В.В. Наумик // Проблеми міцності.– 2022. – № 6.– С. 86 – 93 (Problemy Mitsnosti, No. 6, pp. 86 – 93, November – December, 2022).

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

147. А.В.Богуслаев. Модифицирование жаропрочных сплавов ультрадисперсными порошками./ А.В.Богуслаев, В.В.Клочихин, Н.А.Лысенко, Г.Л. Дубров, Д.А.Тёмкин. //Вісник двигунобудування. -2008.- №1.- С. 47-51.

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

149. Педаш О.О. Підвищення теплопровідності керамічної ливарної форми алюмінатом кобальту./ Педаш О.О., Бялік Г.А., Цивірко Е.І. //Вісник двигунобудування.- 2015. -№1.- С. 163-167

150. Нелюбов В. О. Основы информатики. Microsoft Excel 2016: навчальний посібник./ Нелюбов В. О., Куруца О. С. Ужгород: ДВНЗ «УжНУ», 2018.- 58 с.: іл.

151. Чекотовський Е.В. Графіки статистичних рядів та їх побудова на ПЕОМ з використанням пакета EXCEL 5.0.: Навч. посібник./ Чекотовський Е.В. - К.: КНЕУ, -1997.-380 с.

152. Статистика з Microsoft Excel 2016 [Текст] : навч. посіб. / Е. В. Чекотовський. - Київ : Знання України, 2019. - 811 с. : рис., табл. - Бібліогр.: с. 801-806. - 1000 (1-й завод 100) прим. - ISBN 978-966-316-459-5.

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

154. Тьомкін Д.О. Забезпечення якості ливаних жароміцних нікелевих сплавів [Текст] / Тьомкін Д.О. , Педаш О.О. , Наумик О.О. , Наумик В.В.// Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах. XVII Міжнародної науково-технічної конференції (Запоріжжя, 26-27 листопада 2024 року): тези доп. /Редкол.: Іванов В.Г., д-р техн. наук, доцент (відпов. Ред.). Запоріжжя: НУ «ЗП», 2025. – С.137-140

155. Тьомкін Д.О. Вплив збалансованості хімічного складу кондиційного вороття і модифікування на властивості сплаву ЖС6У-ВІ./ Тьомкін Д.О., Данилов С.М., Педаш О.О., Наумик О.О., Наумик В.В.// Процеси лиття. -2024. - № 1 (155). – С. 39-47.

156. Дмитро Тьомкін. Аналіз ефекту модифікування ітрієм, гафнієм та ніобієм сплаву ЖС3ДК-ВІ зі зниженим вмістом вуглецю./ Дмитро Тьомкін, Валерій Наумик.// Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.– 2025– №1.– С. 6-12. DOI: <https://doi.org/10.15588/1607-6885-2025-1-1>

157. О.О.Наумик. Забезпечення якості та високих властивостей відповідальних виливків з жароміцного нікелевого сплаву ЖС3ДК-ВІ [Текст]/ О.О. Наумик , Д.О. Тьомкін , В.В. Наумик //Інноваційні технології підготовки кадрів для промисловості та транспорту 2024. Наукова конференція. – Дніпро: НТУ «ДП», 2024. – С. 104-114.

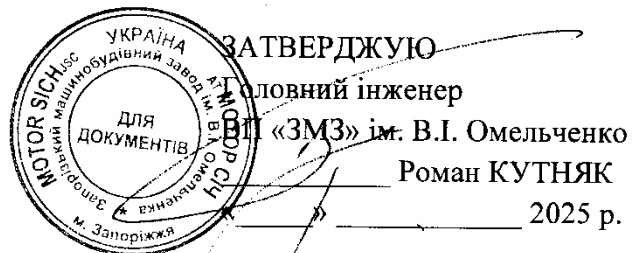
158. Dmytro Tomkin. Investigation of Zhs3dk-VI Alloy as a Material of Gas Turbine Engines Cast Blades [Text]/ Dmytro Tomkin, Oleksii Pedash, Olena Naumyk, Valeriy Naumyk, Eduard Kondratiuk //6 th Grabchenko’s International Conference on

Advanced Manufacturing Processes (InterPartner-2024), September 10–13, 2024: abstracts of reports /Guest Editors (редакция): Prof. Dr. Vitalii Ivanov, Prof. Dr. Ivan Pavlenko, Dr. Katarzyna Antosz. Odesa, Ukraine. 2024.-P.72

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

160. Тьомкін Д.О. Вплив зниженого вмісту вуглецю на властивості сплаву ЖСЗДК-ВІ. / Тьомкін Д.О., Педаш О.О., Наумик О.О., Наумик В.В.// Процеси лиття. –2025.– № 1 (159).– С.3–10. <https://doi.org/10.15407/plit2025.01.003>

ДОДАТОК А



ДОВІДКА

про результати промислового випробування

У ливарному цеху ВП «Запорізький машинобудівний завод ім. В.І. Омельченко» сумісно із представниками НУ «Запорізька політехніка», у відповідності до розпорядчої документації, що затверджена головним інженером головного підприємства АТ «МОТОР СІЧ», за результатами дисертаційної роботи Дмитра ТЬОМКІНА, проведене промислове випробування технологічного процесу комплексного модифікування з використанням композиції модифікаторів ніобій, гафній, ітрій з проведенням високотемпературної обробки розплаву та заливанням зразків для випробувань з жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ.

Випробування отриманих зі сплаву ЖСЗДК-ВІ виливків показали, що час до руйнування при 850 °С модифікованих зразків підвищився приблизно у 4 рази, ударна в'язкість зразків з модифікуванням підвищилась у 2 рази, в порівнянні з вихідною плавкою сплаву ЖСЗДК-ВІ:

Стан сплаву ЖСЗДК-ВІ	КСУ, Дж/см ²	τ_{350}^{850}
Виробнича вихідна плавка ВП «ЗМЗ»	21,7	≥150
Модифікування [Nb+Hf+Y+VTbO]	48,3	671
Вимоги технічних умов	≥29,0	≥50

Модифікування сприяло підвищенню міцності й пластичності виливків з дослідного сплаву при кімнатній температурі.

Проведене промислове випробування дозволило рекомендувати комплексне модифікування нікелевого жароміцного сплаву ЖСЗДК-ВІ композицією [Nb+Hf+Y+VTbO] при виробництві відповідальних виливків деталей авіаційних двигунів, а також газотурбінних енергоустановок.

Головний металург

Начальник виробництва

д.т.н. професор НУ «ЗП»

аспірант

Володимир СТОРОЖУК

Дмитро ТОПКА

Валерій НАУМИК

Дмитро ТЬОМКІН