

Міністерство освіти і науки України
Національний університет «Запорізька політехніка»

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

МІЛОНІН ЄВГЕН ВОЛОДИМИРОВИЧ



УДК 669.24.002.8:621.74.045

**БЕЗРЕНІЄВИЙ ЖАРОМІЦНИЙ НІКЕЛЕВИЙ СПЛАВ
ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ВИЛИВКІВ ЗІ СПРЯМОВАНОЮ
ТА МОНОКРИСТАЛІЧНОЮ СТРУКТУРОЮ**

Спеціальність 05.02.01 – Матеріалознавство

Подається на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук

*Примірник за змістом ідентичний з
іменим.*

*Учений секретар
вченої ради ДІТ
д.т.н., проф.*



Мітязев О.А.

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



Є.В. Мілонін

Науковий керівник Наумик Валерій Владиленович
доктор технічних наук, професор

Запоріжжя – 2020

АНОТАЦІЯ

Мілонін Е.В. "Безренієвий жароміцний нікелевий сплав для виготовлення виливків зі спрямованою та монокристалічною структурою" Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – Матеріалознавство. – Національний університет "Запорізька політехніка" МОН України, м. Запоріжжя, 2020.

Дисертацію присвячено технічному вирішенню актуальної наукової та практичної задачі – для використання при виготовленні методом високошвидкісної спрямованої кристалізації робочих лопаток агрегатів наземного базування розробити склад економнолегованого безренієвого жароміцного нікелевого сплаву з підвищеною структурною та фазовою стабільністю та експлуатаційними характеристиками на рівні серійного жароміцного сплаву ЖС32-ВІ; розробити технологію його виготовлення та обґрунтовано підібрати режим термічної обробки.

На базі аналізу сучасного стану питання розробки економнолегованих жароміцних нікелевих сплавів визначено шляхи забезпечення необхідного за умов їх експлуатації рівня властивостей міцності при суттєвому зниженні собівартості.

Дослідженнями встановлено, що механічні і жароміцні властивості матеріалу зразків, відлитих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) на установці УВСК-9А з дослідного жароміцного нікелевого сплаву на базі ЖС32-ВІ, з підвищеним вмістом Та при зниженому вмісті С, після термообробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ, взагалі задовільні і відповідають вимогам ТУ для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК). При випробуванні при температурі 975 °С і навантаженні 250 МПа тривала міцність дослідного сплаву більш ніж в 3 рази перевищує середні значення для сплаву ЖС32-ВІ.

Із застосуванням відомих розрахунково-аналітичних методів прогнозування фазової та структурної стабільності та розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахунково-аналітичної методики спрогнозовано найважливіші параметри, що визначають працездатність дослідного економнолегованого безрениєвого ливарного жароміцного нікелевого сплаву і показано, що розроблений сплав за розрахунковими параметрами не поступається рівню вимог до широко поширеного і набагато більш дорогого (за рахунок 4 %-го вмісту Re) ЖС32-ВІ.

Запропонованому сплаву, що не містить в своєму хімічному складі коштовного імпортного ренію присвоєно марку ЗМІ-М5. Сплав містить легуючі компоненти в межах, мас. %: С – 0,06...0,12; Cr – 4,5...5,5; Со – 5,0...6,0; W – 8,0...9,0; Мо – 0,4...1,0; Al – 5,7...6,3; Та – 8,0...9,0; В – 0,005...0,015; Се – 0,005... 0,015; Y – 0,005...0,015; Ni – основа.

Комплексом досліджень з метою обрання раціонального режиму термічної обробки встановлено, що механічні властивості, а також тривала міцність при температурі випробування 975 °С і навантаженні 300 МПа монокристалічних зразків, отриманих з розробленого сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сучасних сплавів IV покоління відповідають вимогам тимчасових умов (ТТУ) на розроблений сплав.

Таким чином, розроблений сплав ЗМІ-М5 не містить ренію, має значно меншу вартість, та після проведення відповідної термічної обробки забезпечує механічні та жароміцні властивості на рівні вимог до промислового сплаву ЖС32-ВІ, отже може бути використаний для виготовлення лопаток газотурбінних установок наземного призначення методом спрямованої кристалізації.

Дослідно-промислове випробування розробленого сплаву ЗМІ-М5 на базі АТ "Мотор Січ" при отриманні робочих лопаток ТВД для наземної установки Д-336 методом високошвидкісної спрямованої кристалізації на установці УВСК-9А за серійною технологією підтвердило, що розроблений сплав має технологічні параметри та експлуатаційні властивості відповіно вимог до

промислового сплаву ЖС32-ВІ. Очікуваний річний економічний ефект від впровадження сплаву ЗМІ-М5 при потребі в литих лопатках з монокристалічною структурою для агрегатів наземного базування порядку 3 тонн складає близько 8 мільйонів гривень.

Ключові слова: жароміцний нікелевий сплав, спрямована кристалізація, лопатка, реній, монокристалічна макроструктура, кристалографічна орієнтація, термічна обробка, карбіди, мікроструктура, механічні властивості, жароміцність.

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті у наукових фахових виданнях України

1. Милонин Е.В., Лысенко Н.А., Наумик В.В. Направленная кристаллизация литых изделий из опытного жаропрочного сплава на базе ЖС32-ВИ. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2016. № 8/135. С. 83 – 89 [*Index Copernicus, Google Scholar*].
2. Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В. Исследование качества материала литых образцов направленной кристаллизации из опытного жаропрочного никелевого сплава. // *Металлургия машиностроения*. 2017. № 3. С. 22 – 26 [*Міжнародне видання*].
3. Клочихин В.В., Лысенко Н.А., Милонин Е.В., Наумик В.В., Берстовой Я.А. Исследование качества материала затравок для монокристаллического литья. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2017. № 9/144. С. 80 – 85 [*Index Copernicus, Google Scholar*].
4. Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В., Кондрашова С.Г. Разработка состава литейного безрениевого жаропрочного никелевого сплава для изготовления лопаток методом направленной кристаллизации. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2018. № 1. С. 75 – 80.

5. Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В. Исследование качества опытного жаропрочного никелевого безрениевого сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ). *Авиационно-космическая техника и технология*. 2018. № 7 (151). С. 88 – 94 [*Index Copernicus, Google Scholar*].

6. Милонин Е.В., Лысенко Н.А., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В. Выбор рационального режима термической обработки опытного безрениевого сплава для монокристаллического литья. *Металл и литье Украины*. 2018. № 7 – 8. С. 31 – 40.

7. Гайдук С.В., Милонин Е.В., Наумик В.В. Оптимізація складу ливарного жароміцного нікелевого сплаву для виготовлення литих робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для перспективних газових турбін. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2018. № 2. С. 30 – 38.

Патент на корисну модель

8. Ливарний жароміцний нікелевий сплав: пат. № 129076 Україна : МПК (2018.01) С22С 19/00. № u201802749; заявл.19.03.2018; опубл. 25.10.2018, Бюл. № 20. 6 с.

Тези в матеріалах вітчизняних і міжнародних конференцій

9. Милонин Е.В., Гайдук С.В., Наумик В.В. Система легирования жаропрочного никелевого сплава для силовых агрегатов наземных установок. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні: матеріали науково-технічної конференції, 21...22 травня 2015 р., м. Київ. Київ: НТУУ «КПІ», 2015. С. 101 – 102.*

10. Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В. Экономнолегированный жаропрочный никелевый сплав для установок наземной эксплуатации. *Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах: збірник тез XIV Міжнародної науково технічної конференції, Запоріжжя, 6...9 жовтня 2015 р. / відп. ред. В.В. Луньов. Запоріжжя: ЗНТУ, 2015. С. 107 – 109.*

11. Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В. Исследование качества материала литых образцов направленной кристаллизации из опытного

жаропрочного никелевого сплава на базі ЖС32-ВИ. *VIII Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2016: матеріали науково-технічної конференції*, 30...31 травня 2016 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. Київ: НТУУ «КПІ», 2016. С. 104 – 105.

12. Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В. Исследование качества опытного жаропрочного никелевого безрениевого сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ). *XXIII міжнародний конгрес двигунобудівників: Тези доповідей*. Харків: Нац. Аерокосмічний ун-т «Харківський по авіаційний інститут», 2018 . С. 24.

13. Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В. Безрениевый сплав для монокристаллического литья. *Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 8»* Київ, 6 – 7 грудня 2018 р., Інженерно-фізичний факультет НТУУ «КПІ ім. І.Сікорського» С. 245 – 247.

SUMMARY

Milonin E.V. "Rhenium-free heat-resistant nickel alloy for the production of castings with directional and monocrystal structure". Qualifying scientific work on the rights of the manuscript.

The dissertation is intended for a candidate degree in engineering science by specialty 05.02.01 – Materials science. – National University "Zaporizhzhia Polytechnic", Ministry of Education and Science of Ukraine, Zaporizhzhia, 2020.

The dissertation is devoted to the technical solution of the actual scientific and practical problem, namely the development of the composition of the economically lean, non-rigid, heat-resisting nickel alloy for the production of responsible castings with a directed and monocrystal macrostructure for ground-based aggregates, with

increased structural and phase stability, while maintaining the operational characteristics at the level of the serial heat-resistant alloy ЖС32-В1, development of technology for its manufacture and reasonable choice of heat treatment.

On the basis of the analysis of the current state of the issue of the development of economically heat-resistant nickel alloys, ways of providing the level of strength properties required at the level of their operation at a significant reduction of the cost price are determined.

The researches have established that the mechanical and heat-resistant properties of the material of the samples cast by the method of high-speed directional crystallization (HDK) at the installation of YBCK-9A from the experimental heat-resistant nickel alloy on the basis of ЖС32-В1, with a high content of Ta with reduced content of C, after heat treatment according to the regime foreseen for the alloy ЖС32-В1, are generally satisfactory and meet the requirements of TU for the alloy ЖС32-В1 (HDK). When tested at a temperature of 975 °C and a loading of 250 MPa, the durability of the test alloy was more than 3 times greater than the mean value for the alloy ЖС32-В1.

Using the well-known calculation and analytical methods for forecasting phase and structural stability and the complex calculation and analytical method developed in ZNTU, the most important parameters that determine the performance of the experimental economically lean, non-rigid casting heat-resistant nickel alloy are predicted and it is shown that the alloy developed according to the calculated parameters is not inferior to widespread and much more expensive (due to 4% Re content) ЖС32-В1.

The offered alloy, which does not contain the valuable imported rhenium, has been assigned to the mark 3MI-M5. The alloy contains the alloying components, in the following ratio, % by weight: C - 0,06 ... 0,12; Cr - 4.5 ... 5.5; Co - 5.0 ... 6.0; W - 8.0 ... 9.0; Mo - 0.4 ... 1.0; Al - 5.7 ... 6.3; Ta - 8.0 ... 9.0; B - 0.005 ... 0.015; Ce - 0,005 ... 0,015; Y - 0.005 ... 0.015; Ni - base.

The complex of researches for the purpose of choosing the rational mode of heat treatment has determined that mechanical properties, as well as durability at a test

temperature of 975 °C and a loading of 300 MPa of monocrystalline specimens obtained from the developed 3MI-M5 alloy after heat treatment under the regime, foreseen for the modern IV generations heat resistant alloys meet the requirements of the temporary technical conditions (TTC) for the developed alloy.

Thus, the developed 3MI-M5 alloy does not contain rhenium, it is much less expensive, and after carrying out the appropriate heat treatment provides mechanical and heat-resistant properties at the level of industrial alloy, ЖС32-ВІ, therefore can be used for manufacturing blades of gas turbine plants ground-based method by directed crystallization.

Experimental-industrial test of the developed MF-M5 alloy on the basis of JSC "Motor Sich" at the receipt of working blades of GTE for ground installation D-336 by high-speed directional crystallization at the installation of YBHK-9A on serial technology confirmed that the developed alloy has technological parameters and operational properties at the level of industrial alloy ЖС32-ВІ. The expected annual economic effect from the introduction of the 3MI-M5 alloy with the need for cast blades with a single-crystal structure for ground-based aggregates of about 3 tons is about 8 million UAH.

Keywords: heat-resistant nickel alloy, directed crystallization, blade, rhenium, monocrystalline macrostructure, crystallographic orientation, thermal processing, carbides, microstructure, mechanical properties, heat resistivity.

PUBLICATIONS BY THE SUBJECT OF DISSERTATION

Articles in scientific professional editions of Ukraine

1. Milonin E.V., Lysenko N.A., Naumyk V.V. Directional crystallization of cast products from an experimental refractory alloy based on ЖС32-ВІ. *Aviation-space technology and technology*. 2016 .No. 8/135. P. 83 - 89 [*Index Copernicus, Google Scholar*].

2. Milonin E.V., Naumyk V.V., Hayduk S.V. Investigation of the quality of the material of cast samples of directional crystallization from the experimental heat-resistant nickel alloy. *Metallurgy of Machine Building* . 2017. No. 3. P. 22 – 26 [**International edition**].

3. Klochikhin V.V., Lysenko N.A., Milonin E.V., Naumyk V.V., Bersetov Ya.A. Investigation of the quality of the material of the gravel for monocrystalline casting. *Aviation-space technology and technology*. 2017. No. 9/144. P. 80 – 85 [**Index Copernicus, Google Scholar**].

4. Milonin E.V., Malinovsky P.E., Naumyk V.V., Hayduk S.V., Kondrasova S.G. Development of the composition of a non-die cast heat-resistant nickel alloy for the manufacture of blades by directional crystallization. *New materials and technologies in metallurgy and machine building*. 2018. No. 1. P. 75 - 80.

5. Milonin E.V., Malinovsky P.E., Naumyk V.V., Hayduk S.V. Investigation of the quality of the experimental refractory nickel-free fusion alloy MMI-M5 (JS32B-VI). *Aviation-space technology and technology*. 2018. No. 7 (151). P. 88 – 94 [**Index Copernicus, Google Scholar**].

6. Milonin E.V., Lysenko N.A., Malinovsky P.E., Naumyk V.V., Hayduk S.V. The choice of the rational mode of thermal treatment of the experimental bismuth alloy for monocrystalline casting. *Metals and casting of Ukraine*. 2018. No. 7 - 8. P. 31 – 40.

7. Gaiduk S.V., Milonin E.V., Naumyk V.V. Optimization of the composition of the casting heat-resistant nickel alloy for the manufacture of cast working blades by direct (mono) crystallization for perspective gas turbines. *New materials and technologies in metallurgy and machine building*. 2018. No. 2. P. 30 – 38.

Patent for utility model

8. Casting heat-resistant nickel alloy: pat. No. 129076 Ukraine: IPC (2018.01) S22C 19/00. № u201802749; applied on March 19, 2018; published on October 25, 2018, Bul. № 20. 6 p.

Abstracts in the materials of domestic and international conferences

9. Milonin E.V., Hayduk S.V., Naumyk V.V. Doping system for high-strength nickel alloy for power units of ground installations. *New materials and technologies in*

mechanical engineering: materials of the scientific and technical conference, May 21 ... May 22, 2015, Kyiv. Kyiv: NTUU "KPI", 2015. P. 101 - 102.

10. Milonin E.V., Naumyk V.V., Hayduk S.V. Economollected heat-resistant nickel alloy for ground-based installations/ *Nonmetal inclusions and gases in foundry alloys*: a collection of theses of the XIV International Scientific and Technical Conference, Zaporizhia, October 6 ... October 9, 2015 / rev. edit V.V. Lunev - Zaporozhye: ZNTU, 2015. P. 107 - 109.

11. Milonin E.V., Naumyk V.V., Hayduk S.V. Investigation of the quality of the material of cast samples of directed crystallization from an experimental heat-resistant nickel alloy on the basis of ЖС32-ВІ. *VIII International scientific and technical conference New materials and technologies in mechanical engineering-2016*: materials of the scientific and technical conference, 30 ... May 31, 2016, Kyiv / general edition RV Lyuty, I. M. Gury. Kyiv: NTUU "KPI", 2016. P. 104 - 105.

12. Milonin E.V., Malinovsky P.E., Naumyk V.V., Hayduk S.V. Investigation of the quality of the experimental refractory nickel-free fusion alloy MMI-M5 (JS32B-VI). *XXIII international congress of engine builders*: Abstracts of reports. - Kharkiv: National Aerospace Unitary Enterprise Kharkiv Aviation Institute, 2018. P. 24.

13. Milonin E.V., Malinovsky P.E., Naumyk V.V., Hayduk S.V. Renum free alloy for monocrystalline casting. *International scientific conference "Materials for work in extreme conditions - 8"*, Kiev, December 6 - 7, 2018, Faculty of Engineering and Physics, NTUU "KPI named by I. Sikorsky " P. 245 - 247.

ЗМІСТ

Перелік скорочень, умовних позначень.....	14
Вступ	15
Розділ 1 Сучасні жароміцні сплави для спрямованого і монокристалічного литва.....	24
1.1 Існуючі і перспективні сплави.....	24
1.2 Особливості експлуатації наземних газотурбінних установок.....	29
1.3 Вплив легувальних елементів на структуру та властивості жароміцних нікелевих сплавів.....	31
1.3.1 Легувальні хімічні елементи ЖНС.....	31
1.3.2 Загальні принципи легування сплавів.....	36
1.3.3 Фазовий склад ЖНС.....	37
1.3.4 Особливості легування ЖНС для лиття методами рівновісної, спрямованої і монокристалічної кристалізації.....	39
1.3.5 Вплив основних легувальних елементів на високотемпературну корозію ливарних ЖНС.....	41
1.4 Термічна обробка.....	44
1.4.1 Структурна стабільність сплавів стабільність.....	45
1.4.2 Вплив термічної обробки на ліквідацію легувальних елементів..	45
1.4.3 Обрання режиму термічної обробки ЖНС зі спрямованою та монокристалічною структурою.....	47
1.5 Постановка мети і задач дослідження.....	56
Розділ 2 Матеріали та методики досліджень.....	58
2.1 Матеріали досліджень.....	58
2.2 Методики досліджень.....	59
2.2.1 Методика проведення дослідних плавок.....	59
2.2.2 Контроль хімічного складу, структури, фізико-механічних та	

жароміцних властивостей.....	60
2.2.3 Термічна обробка.....	62
2.2.4 Оцінка структурної та фазової стабільності дослідних сплавів.....	63
2.3 Висновки.....	66
Розділ 3 Розробка безренієвого жароміцного монокристалічного нікелевого сплаву для виготовлення лопаток методом спрямованої кристалізації.....	68
3.1 Вплив підвищеного вмісту танталу на властивості жароміцного нікелевого сплаву на базі ЖС32-VI.....	68
3.2 Обрання хімічного складу ливарного безренієвого жароміцного сплаву для виготовлення лопаток методом спрямованої кристалізації	74
3.2.1 Вихідні вимоги до розробки складу ливарного сплаву для виготовлення лопаток зі спрямованою (моно) структурою.....	74
3.2.2 Вибір дослідних композицій для оптимізації хімічного складу розробляемого сплаву за заданими критеріями.....	76
3.2.3 Структурно-фазові характеристики досліджених хімічних складів, розраховані методом CALPHAD (JMatPro)	79
3.2.4 Розрахункові критичні температури досліджених сплавів, отримані розрахунково-аналітичними методами.....	82
3.2.5 Порівняльна оцінка корозійної стійкості досліджених хімічних складів за величиною «еквівалентного» хрому $[Cr]_{\text{ЕКВ}}$	84
3.2.6 Розрахункові характеристики міцності досліджених сплавів..	85
3.3 Вплив вмісту основних легувальних елементів на експлуатаційні	

властивості дослідного сплаву ЗМІ-М5.....	93
3.4 Склад і структура дослідної шихтової заготовки сплаву ЗМІ-М5...	98
3.5 Вибір раціонального режиму термічної обробки дослідного сплаву для забезпечення необхідного комплексу експлуатаційних властивостей	104
3.5.1 Структура та властивості сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за стандартним режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ	104
3.5.2 Структура та властивості сплаву ЗМІ-М5 після термообробки зі збільшеним до 4 годин часом витримки.....	116
3.5.3 Структура та властивості сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сучасних жароміцних сплавів ІV покоління.....	123
3.6 Висновки.....	132
Розділ 4 Дослідно-промислове випробування та впровадження.....	135
4.1 Технологічний процес отримання робочих лопаток для наземної установки Д-336 з розробленого сплаву ЗМІ-М5.....	135
4.2 Висновки.....	137
Загальні висновки.....	139
Список використаних джерел.....	142
Додаток А	155
Додаток Б	167
Додаток В	171
Додаток Г Перелік опублікованих робіт за темою дисертації.....	173

ПЕРЕЛІК СКОРОЧЕНЬ, УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ГТД – газотурбінний двигун;

ГТУ – газотурбінна установка;

ЖНС – жароміцний нікелевий сплав;

РК – рівно вісна кристалізація;

НК – спрямована кристалізація;

ВСК – високошвидкісна спрямована кристалізація;

ТЩУ-фази – тополгічно щільноупаковані фази;

SRZ – вторинна реакційна зона (secondary reaction zone);

РСМА – рентгеноспектральний мікроаналіз;

ВТК – високотемпературна корозія

ВСТУП

Україна залишається одним з визнаних лідерів у виготовленні енергетичних установок. Питання зниження собівартості вироблених вузлів і агрегатів стоїть для нашої держави особливо гостро.

Литі лопатки газових турбін, як авіаційних, так і наземного використання, виготовляють з жароміцних нікелевих сплавів методом високошвидкісної спрямованої кристалізації. На сьогодні широко поширені лопаточні жароміцні нікелеві сплави ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ. Сплав ЖС26-ВІ не відповідає вимогам до матеріалу робочих лопаток по жароміцності. Високожароміцний сплав ЖС32-ВІ відповідає всім вимогам за механічними і жароміцними властивостями, що пред'являються до матеріалу лопаток, але в системі легування містить особливо коштовний імпортований елемент – реній і, відповідно, характеризується високою вартістю, при цьому не забезпечує корозійної стійкості, внаслідок чого на лопатки додатково наносять захисне покриття.

Раніше в НУ «Запорізька політехніка» був розроблений склад економнолегованого жароміцного нікелевого сплаву [1], який перевершує за комплексом характеристик відомий сплав ЖС26-ВІ, не поступається за властивостями міцності та пластичності сплаву ЖС32-ВІ і при цьому, забезпечує достатню для експлуатації вказаних виробів стійкість проти високотемпературної корозії в агресивних середовищах. Даний сплав є набагато дешевшим, оскільки вміст ренію в ньому в два рази нижче, в порівнянні з ЖС32-ВІ.

Аналіз впливу легувальних елементів на властивості жароміцних нікелевих сплавів призводить до логічного висновку про доцільність повного виключення з їх складу, у разі експлуатації на наземних установках, коштовного ренію і заміни його підвищеним вмістом відносно менш коштовних легувальних елементів, що дозволяє одночасно забезпечити достатньо високі показники жароміцності і необхідну стійкість проти високотемпературної корозії. Такими елементами можуть бути вольфрам і тантал.

Актуальність роботи.

Представлена робота присвячена вирішенню важливої наукової і практичної задачі – розробленню складу економнолегованого безренієвого жароміцного нікелевого сплаву з підвищеною структурною та фазовою стабільністю та експлуатаційними характеристиками на рівні серійного жароміцного сплаву ЖС32-ВІ, розробленню технології його виготовлення та обґрунтованому підбору режимів термічної обробки для використання при виготовленні методом високошвидкісної спрямованої кристалізації робочих лопаток агрегатів наземного базування.

Зв'язок роботи з науковими програмами планами, темами.

Робота виконувалася відповідно до:

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

– спільної науково-дослідної роботи Запорізького національного технічного університету та АТ "Мотор Січ" "Розробка безренієвого жароміцного нікелевого сплаву для виготовлення литих лопаток, одержуваних методом високошвидкісної спрямованої кристалізації" (№ 2638, 2018 г.), в якій автор був виконавцем.

Мета роботи. розробка складу безренієвого жароміцного нікелевого сплаву для лиття методом спрямованої кристалізації, обґрунтований вибір режиму його термічної обробки, що забезпечить йому збереження необхідних експлуатаційних властивостей при значному зниженні вартості із використанням розрахунково-аналітичних методів прогнозування фазової та структурної стабільності.

Для досягнення поставленої мети необхідно було вирішити наступні наукові та прикладні завдання:

1. Вивчити характеристики дослідного жароміцного сплаву на базі ЖС32-ВІ з підвищеним вмістом танталу.

2. Із використанням розрахунково-аналітичних методик обрати хімічний склад ливарного жароміцного безренієвого сплаву для виготовлення лопаток методом спрямованої кристалізації.

3. Провести дослідження впливу основних легувальних елементів на експлуатаційні властивості дослідного сплаву.

4. На розроблений жароміцний нікелевий сплав, для виготовлення виливків методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, відповідно проведеним прогнозуючим розрахункам, розробити тимчасові технічні умови (ТТУ).

5. Розробити технологію виплавлення дослідного сплаву та вивчити склад та структуру матеріалу отриманої шихтової заготовки.

6. Провести дослідження з вибору раціонального режиму термічної обробки відповідальних виливків з дослідного сплаву, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, для забезпечення необхідного комплексу експлуатаційних властивостей.

7. Впровадити у виробництво розроблений ливарний безренієвий жароміцний нікелевий сплав для виготовлення лопаток методом високошвидкісної спрямованої кристалізації для наземних агрегатів в умовах АТ «Мотор Січ».

8. Оцінити очікуваний економічний ефект від впровадження розробленого ливарного жароміцного безренієвого нікелевого сплаву у виробництво.

Об'єкт досліджень.

Процес забезпечення комплексу фізико-механічних та експлуатаційних властивостей на рівні розповсюджених серійних сплавів для виготовлення литих лопаток турбін наземного базування на підставі збалансованої системи легування безренієвого жароміцного сплаву виготовленого методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, та обрання раціонального режиму його термічної обробки.

Предмет дослідження.

Закономірності зміни структури, фізико-механічних, жароміцних та експлуатаційних властивостей жароміцних нікелевих сплавів внаслідок

сукупного впливу зміни системи легування та проведення відповідної термічної обробки з метою зниження собівартості литва.

Методи дослідження.

Для оцінки структурної та фазової стабільності жароміцних нікелевих сплавів застосовували різні розрахункові методи: "ΔE-метод" оцінки збалансованості хімічного складу сплавів за величиною параметра дисбалансу системи легування; методи PHACOMP і New PHACOMP - за хімічним складом γ-твердих розчинів; розроблену в НУ «Запорізька політехніка» комплексну методику, яка встановлює взаємозв'язок між різними параметрами структурної стабільності.

Плавки жароміцних нікелевих сплавів проводили на установках типу FM-1-2-100, УВСК-9А і УППФ-3М.

За допомогою стандартних методик досліджували хімічний склад, структуру, фізико-механічні властивості матеріалу дослідних зразків при різних температурах використовуючи хімічні та спектральні методи.

Макро- і мікроструктури досліджували за допомогою оптичних металографічних мікроскопів MIM-10 і Neophot при збільшеннях від 100 до 1000 разів.

Електронномікроскопічні дослідження і рентгеноспектральний мікроаналіз (РСМА) проводили на растровому електронному мікроскопі JSM-IT300LV при збільшеннях до 10000 разів.

Механічні властивості при температурі 20 °С визначали випробуваннями на розривній машині ZDM30. Тривалу міцність – на установці моделі АІМА-5-2 при температурах 975°С та 1000°С.

Отримані розрахункові та експериментальні дані обробляли методами математичної статистики.

Наукова новизна.

1. Отримали подальший розвиток уявлення про вплив підвищеного вмісту С на структуру та властивості матеріалу зразків, відлитої методом високошвидкісної спрямованої кристалізації на установці

УВСК-9А з дослідного жароміцного нікелевого сплаву на базі ЖС32-ВІ. Встановлено, що підвищений вміст Та забезпечує механічні і жароміцні властивості дослідного сплаву після термообробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ, на рівні, що істотно перевищує вимоги ТУ для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК).

2. Вперше, з використанням розрахункових методів прогнозування структурної та фазової стабільності жароміцних нікелевих сплавів, отримано оптимальний склад економнолегованого безренієвого сплаву для виготовлення відповідальних виливків зі спрямованою і монокристалічною макроструктурою з підвищеною структурною та фазовою стабільністю при збереженні властивостей міцності на рівні серійного жароміцного сплаву ЖС32-ВІ. Поліпшення структурної стабільності і підвищення комплексу властивостей розробленого сплаву забезпечується за рахунок збалансованого легування танталом і вольфрамом (по 8,5 мас. % на середньому рівні), при відсутності в хімічному складі найбільш дорогого компонента – ренію.

3. Отримали подальший розвиток уявлення про вплив вмісту основних легувальних елементів (в першу чергу Та і W) на фізико-механічні і експлуатаційні властивості розробленого сплаву ЗМІ-М5. Встановлено, що даний склад поєднує в собі високу структурну і фазову стабільність зі збереженням характеристик жароміцності та технологічності на рівні сплаву ЖС32-ВІ при зниженні вартості майже в 2 рази (акт від 03.12.2019р.)

4. Отримали подальший розвиток матеріалознавчі уявлення про механізм впливу режиму термічної обробки на структуру і комплекс фізико-механічних і експлуатаційних властивостей жароміцних нікелевих сплавів. Встановлено, що форма частинок інтерметаллідної γ' -фази в структурі зразків після термообробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ переважно глобулярна, а в дослідних зразках, які пройшли термообробку за режимом, передбаченим для сучасних сплавів IV покоління – кубічна і, як відомо, має найбільший зміцнюючий ефект. Проведення термообробки за відповідним режимом дозволило забезпечити механічні властивості, а також тривалу міцність при

температурі випробування 975 °С і навантаженні 300 МПа монокристалічних зразків розробленого сплаву I покоління на рівні вимог розроблених ТТУ, а також ТУ1-92-177-91 і 18Т-ТУ-158 для сплаву ЖС32-ВІ II покоління.

Обґрунтованість і достовірність наукових положень, висновків і рекомендацій забезпечується узгодженістю отриманих розрахункових і експериментальних даних з загальноприйнятими технологічними і матеріалознавчими уявленнями про оптимізацію складу сплаву з метою зниження його собівартості при забезпеченні структурної та фазової стабільності і збереженні рівня експлуатаційних характеристик лиття; про вплив термічної обробки на структуру і властивості виливків зі спрямованою і монокристалічною макроструктурою; коректним застосуванням сучасних методів дослідження та практичним використанням отриманих наукових результатів.

Практичне значення роботи.

1. Дослідженнями показано, що значення тривалої міцності при температурі 1000 °С і навантаженні 280 МПа дослідних зразків, відлитих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації на установці УВСК-9А з дослідного жароміцного нікелевого сплаву на базі ЖС32-ВІ, з підвищеним вмістом Та при зниженому вмісті С, знаходяться на рівні значень для сплаву ЖС32-ВІ. Випробування при температурі 975 °С і навантаженні 250 МПа показало, що тривала міцність дослідного сплаву більш ніж в 3 рази перевищує середні значення для сплаву ЖС32-ВІ. Наведені дані підтверджують позитивний вплив підвищеного вмісту Та на жароміцність і перспективність застосування низьковуглецевої модифікації сплаву на базі ЖС32-ВІ.

2. Для виготовлення відповідальних виливків методом високошвидкісної спрямованої кристалізації розроблено ливарний жароміцний нікелевий сплав ЗМІ-М5, що містить легувальні компоненти в наступному співвідношенні, мас. %: С – 0,06...0,12; Cr – 4,5...5,5; Со – 5,0...6,0; W – 8,0...9,0; Мо – 0,4...1,0; Al – 5,7...6,3; Та – 8,0...9,0; В – 0,005...0,015; Се – 0,005...0,015; Y – 0,005...0,015; Ni – основа. Сплав відрізняється підвищеним вмістом танталу, який компенсує відсутність у сплаві ренію, також у сплаві зменшено кількість

вуглецю та виключено зі складу ніобій. При цьому, суттєво знижується вартість сплаву, в порівнянні зі сплавом ЖС32-ВІ, покращується структурна стабільність при збереженні показників жароміцності (акт від 06.03.2020).

3. Встановлено, що термообробка за режимом, передбаченим для сучасних сплавів IV покоління, забезпечує розробленому сплаву механічні властивості і тривалу міцність монокристалічних зразків при температурі випробування 975 °С і навантаженні 300 МПа на рівні вимог для серійного сплаву ЖС32-ВІ, котрий містить коштовний реній.

5. Дослідно-промислове випробування розробленого сплаву ЗМІ-М5 на базі АТ «Мотор Січ» при отриманні робочих лопаток ТВД для наземної установки Д-336 методом високошвидкісної спрямованої кристалізації за серійною технологією показало, що розроблений сплав має технологічні параметри на рівні промислового сплаву ЖС32-ВІ. Очікуваний річний економічний ефект від впровадження сплаву ЗМІ-М5 при потребі в литих лопатках з монокристалічною структурою для агрегатів наземного базування порядку 3 тонн складає близько 8 мільйонів гривень (акт від 03.12.2019р.).

Особистий внесок здобувача.

Основні результати, наведені в дисертаційній роботі, були отримані і проаналізовані автором самостійно. У роботах, опублікованих у співавторстві, здобувачеві належать:

– проведення дослідних плавок з виготовлення жароміцного нікелевого сплаву на базі серійного ЖС32-ВІ з підвищеним вмістом Та і зниженим вмістом С; виготовленню з нього зразків методом високошвидкісної спрямованої кристалізації; в дослідженнях структури і властивостей отриманого сплаву та зразків [99, 110, 112, 115];

– обрання системи легування жароміцного нікелевого сплаву для силових агрегатів наземних установок [96, 97];

– розробка оптимального хімічного складу економнолегованого жароміцного нікелевого сплаву, що не містить реній, з використанням методів розрахункового прогнозування його структурної і фазової стабільності [96, 102,

103,];

– дослідження структури і властивостей зразків дослідних жароміцних нікелевих сплавів, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації [112, 113, 114];

– дослідження впливу термічної обробки за різними режимами на структуру і властивості дослідного жароміцного сплаву, що не містить реній, та вивченні ролі дифузії в означеному процесі [110, 112].

Апробація результатів дисертації.

Матеріали дисертаційної роботи були повідомлені та обговорювалися на міжнародних, республіканських конференціях і семінарах. Основними з них є: VII та VIII Міжнародна науково-технічна конференція «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» (м. Київ, 21...22 травня 2015 р. та 30...31 травня 2016 р.); XIV Міжнародна науково-технічна конференція «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах» (Запоріжжя, 6...9 жовтня 2015 р.); XXI, XXII та XXIII міжнародні конгреси двигунобудівників (Харків: Нац. Аерокосмічний ун-т «Харківський авіаційний інститут», 2016, 2017 та 2018 рр.); Міжнародна науково-практична конференція «Науково-інноваційні рішення в металургії та ливарному виробництві», присвячена 60-й річниці заснування ФТІМС НАН України (м. Київ, 19...21 листопада 2018 р.); Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 8» (м. Київ, Інженерно-фізичний факультет НТУУ «КПІ ім. І.Сікорського», 6...7 грудня 2018 р.).

Публікації.

Основні матеріали і результати дисертації опубліковані в 13 роботах, з яких: 7 – статті у фахових виданнях, які входять до переліку МОН України, 1 патент України на корисну модель, а також 5 тез доповідей в матеріалах конференцій.

Робота виконана в НУ «Запорізька політехніка» на кафедрі "Машини і технологія ливарного виробництва".

Основні дослідницькі роботи проводилися в НУ «Запорізька політехніка» на кафедрі "Машини і технологія ливарного виробництва", на АТ "Мотор – Січ".

Автор висловлює подяку колективам співробітників ливарного цеху № 10, управління головного металурга і центральної заводської лабораторії АТ "Мотор – Січ" і ДП "Івченко – Прогрес" за надані технічну допомогу та інформацію, за час і увагу, приділені висловленим автором теоретичним ідеям і практичним рекомендаціям, за сприяння в їх випробуванні шляхом постановки виробничих експериментів і впровадження у виробництво.

Автор висловлює подяку науковому керівнику Наумику В.В. за увагу і допомогу, надану у виборі наукового напрямку дисертації, в обговоренні отриманих результатів, узагальнень і висновків.

Автор висловлює подяку вченим Національного університету «Запорізька політехніка» іверситету: Луньову В.В., Бяліку Г.А., Цивірко Е.І., іншим членам кафедри "Машини і технологія ливарного виробництва"; Гайдуку С.В., Андрієнко А.Г., іншим членам кафедри "Фізичне матеріалознавство" за допомогу в постановці експериментів, за участь в обговоренні отриманих експериментальних даних і теоретичних висновків.

РОЗДІЛ 1

СУЧАСНІ ЖАРОМІЦНІ СПЛАВИ ДЛЯ СПРЯМОВАНОГО І МОНОКРИСТАЛІЧНОГО ЛИТВА

1.1 Існуючі і перспективні сплави

Ливарні жароміцні сплави з рівноважною структурою, розроблені для виготовлення лопаток ГТД, на певному етапі зіграли важливу роль при розробці двигунів і продовжують застосовуватися [2].

Вважається, що звичайний спосіб створення таких сплавів шляхом оптимізації традиційного легувального комплексу включає алюміній, вольфрам, молібден, хром, кобальт, гафній, титан, ніобій та ін. себе повністю вичерпав [3]. Додаткове збільшення в сплавах вмісту важкоплавких елементів (вольфраму, молібдену, хрому), які підвищують температурну область існування γ' -фази і ефективно гальмують дифузійні процеси, в цьому випадку призводить до виділення в структурі сплавів надлишкових шкідливих фаз (σ , μ), внаслідок чого знижується жароміцність і термічна стабільність сплавів. Тобто безперервне підвищення рівня жароміцності цих сплавів за рахунок легування, очевидно, досягло своєї межі. Тому для подальшого поліпшення властивостей ливарних жароміцних сплавів був використаний прогресивний технологічний спосіб їх отримання – метод спрямованої кристалізації (СК), який дозволяє отримувати сплави зі стовбчастою, монокристалічною і орієнтованою евтектичною структурами [2, 3].

Перевагою сплавів СК в порівнянні зі сплавами равноосної кристалізації (РК) є відсутність поперечних меж зерен (розташованих перпендикулярно до діючого навантаження), що істотно підвищує їх жароміцність [2].

У разі «перелегування» сплавів тугоплавкими (W, Mo, Cr, Re) і γ' -утворювальними елементами (Al, Ti, Nb, Ta) в його структурі при тривалій експлуатації можуть утворюватися топологічно щільноупакована (ТПУ) фази σ , μ і ін. [2, 3].

В сплавах зі спрямованої структурою протяжність меж зерен менше, вони вже не є лімітуючим фактором в умовах високотемпературної повзучості, і тому карбідне зміцнення меж зерен не відіграє суттєвої ролі. Тому для забезпечення найбільшої термічної стабільності карбідної фази і стабілізації структури сплавів, призначених для СК, необхідно знижувати в них вміст вуглецю в порівнянні з його вмістом в сплавах для рівновісного лиття [2].

Істотний прогрес у підвищенні жароміцності сплавів зі спрямованою структурою досягається при легуванні їх такими гостродефіцитними і дорогими елементами, як реній і тантал, які раніше в сплавах для рівновісного лиття не застосовувалися. Перший такий російський сплав ЖС32 містить 4% Re та 4% Ta. Позитивний вплив добавок танталу і ренію полягає в підвищенні структурної стабільності сплаву внаслідок зниження дифузійної проникності і зміцнення γ -твердого розчину за рахунок розчинення в ньому ренію, а також завдяки стабілізації зміцнюючої γ' -фази [2].

Застосування сплавів, легованих ренієм і танталом, дозволяє в декілька разів збільшити ресурс лопаток ГТД. Так, температурний рівень працездатності сплаву ЖС32 на 40 °С вище, ніж у аналогічного по складу сплаву ЖС26, що не містить цих елементів [4, 5].

Хімічний склад жароміцних сплавів для рівновісної, спрямованої кристалізації і монокристалічного литва наведено в табл. 1.1.

Спільне легування ренієм і рутенієм надає синергічний вплив на характеристики монокристалів жароміцних нікелевих сплавів. В результаті значно підвищується їх високотемпературна тривала міцність і температурна працездатність. Застосування в двигунах розроблених жароміцних реній- і рутеній-вмісних нікелевих сплавів (ВЖМ4, ВЖМ6) з рівнем 1000-годинний тривалої міцності 120...130 МПа при температурі 1100 °С забезпечує підвищення на 50...60 °С робочої температури монокристалічних лопаток з цих сплавів [5].

Найбільш інтенсивно розробки зі створення високожароміцних нікелевих сплавів IV і V поколінь, легованих ренієм і рутенієм і призначених для

відливання монокристалічних лопаток, ведуться в США (фірми GE Company, GE Aircraft Engines, Pratt & Whitney, NASA), в Японії (NIMS-National Institute for Materials Science), у Франції (ONERA) і в Росії (BIAM) [3].

Таблиця 1.1 – Хімічний склад жароміцних сплавів для різних видів кристалізації [2]

Сплав	Вміст елементів (середнє значення),% масових											
	Cr	Ti	Mo	W	Ta	Al	Co	Hf	Nb	B	Zr	C
										Не більше		
Сплави для рівновісної кристалізації												
ЗМІ-3У	13,3	4,80	0,80	7,30	–	3,40	5,0	–	–	0,015	–	0,120
ЦНК-21	21,0	3,40	1,50	2,30	–	2,50	10,8	–	0,7	0,012	–	0,080
IN738	16,0	3,40	1,80	2,60	1,75	3,40	8,5	–	0,9	0,010	0,1000	0,170
IN792	12,4	4,50	1,90	3,80	3,90	3,10	9,0	–	–	0,020	0,1000	0,120
IN939	22,5	3,70	–	2,00	1,40	1,90	19,0	–	1,0	0,009	0,0900	0,150
Сплави для спрямованої кристалізації												
DS-16	16,0	3,5	3,00	–	3,5	3,5	5,00	1,00	–	0,015	0,0150	0,060
DSGTD-111	14,0	5,0	1,50	3,70	3,0	3,0	9,40	0,15	–	0,010	0,0500	0,100
IN792LC	12,5	3,5	1,85	4,10	4,1	3,4	9,00	1,00	–	0,015	0,0200	0,080
ЦНК-7	14,8	3,9	0,40	0,85	–	3,9	8,75	–	–	0,010	–	0,080
ЖСКС-1	14,0	4,0	2,00	4,00	0,5	4,0	9,00	–	1,0	0,015	–	0,100
ЖС26	5,0	1,0	1,10	11,70	–	5,8	9,0	–	1,6	0,015	–	0,180
ЖС32	5,0	–	1,10	7,60	4,0	5,9	9,0	–	1,6	0,20	–	0,180
Сплави для монокристалічного лиття												
SC-16	16,0	3,5	3,0	–	3,5	3,5	–	–	–	–	0,0005	–
PWA1483	12,0	4,1	1,9	3,8	5,0	3,6	9,0	0,007	–	0,003	0,0010	0,070
CMSX11C	14,9	4,2	0,4	4,5	5,0	3,4	3,0	0,004	0,01	0,002	0,0010	0,002
CMSX11B	12,5	4,2	0,5	5,6	5,0	3,6	7,0	0,004	0,01	0,002	0,0010	0,002
ЦНК-8	12,3	4,5	–	6,7	–	4,1	8,8	–	–	–	–	–

Монокристалічні жароміцні нікелеві сплави IV покоління легуються Re і Ru та характеризуються вмістом ренію до 5...6% і рутенію до 2...4% масових. За рахунок легування тугоплавкими елементами, такими як тантал і реній, поліпшуються характеристики опору до високотемпературної повзучості, що пов'язано зі збільшенням щільності даних ливарних сплавів [7].

Об'єднаний колектив наукових співробітників фірм GE Aircraft Engine, Pratt and Whitney і NASA розробив ЖНС IV покоління EPM-102, легований 3% рутенію [8]. Також відомі інші сплави IV покоління: MC-NG (Франція) [8, 9], TMS-138 і TMS-162 (Японія) [7, 10].

У табл. 1.2 для порівняння наведені оціночні значення тривалої міцності ЖНС IV покоління [7].

Таблиця 1.2 – Тривала міцність монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів IV покоління [7]

Сплав	Т, °С	σ^t_{100}	σ^t_{500}	σ^t_{1000}
		МПа		
MC-NG	900	475	390	360
	1000	275	215	190
	1100	145	110	95
EPM-102	900	–	420	385
	1000	325	235	200
	1100	145	–	–
TMS-138	900	410	365	345
	1000	290	240	220
	1100	170	115	95,5
TMS-162	900	565	465	425
	1000	320	260	230
	1100	180	150	135

Найкращі результати жароміцності нікелевих сплавів (ЖНС) IV покоління отримані японськими дослідниками, які розробили жароміцний сплав TMS-162 [10]: при температурі 1100 °С і навантаженні 137 МПа довговічність сплаву

TMS-162 становить 1000 годин, що в 5 разів перевищує довговічність сплаву CMSX-10 [7].

Розробники сплаву OMP-102 вважають, що низький вміст Сг (2%), підвищена концентрація Со (16,5%) і легування 3% Ru забезпечують високу мікроструктурну стабільність сплаву при температурах до 1000 °С протягом тривалого часу. Однак при більш високих температурах спостерігається виділення невеликої кількості ТЩУ фаз і утворення в дифузійному шарі під захисним покриттям вторинної реакційної зони (secondary reaction zone – SRZ) – трифазної області з γ' -, γ - і Р-фаз [11], що призводить до зниження довгострокової міцності. Стабілізація мікроструктури при зазначеному легуванні відбувається в результаті інверсії коефіцієнтів розподілу γ' -утворювальних і γ -стабілізуювальних елементів. Зокрема, при збільшенні концентрації Ru і Со, W і Re, що знаходяться в γ -твердому розчині, витісняються в γ' -фазу, їх концентрація в γ -фазі зменшується і тим самим знижується ймовірність виділення ТЩУ фаз. Навпаки, вміст Al і Та в твердому розчині підвищується [7].

У літературі є вкрай мізерна інформація про фізичну природу позитивного спільного впливу Re і Ru на підвищення жароміцності. Найбільш популярною і загальноприйнятою є думка про те, що рутеній в високоренієвих сплавах стабілізує фазовий склад і знижує ймовірність випадання шкідливих ТЩУ фаз [12]. В роботі [13] визначено температурну залежність коефіцієнтів розподілу елементів платинової групи в нікелевому жароміцних сплаві TMS-75 з 5мас. % Re, що містить додатково один з елементів платинової групи (Ir, Ru, Rh, Pd, Pt) в кількості 1,0 ат. %. Легування сплаву TMS-75 елементами платинової групи стабілізує фазовий склад сплаву в тому сенсі, що після відпалу при 1100 °С протягом 500 годин не виявлено виділень ТЩУ фаз. Температурна залежність коефіцієнтів розподілу основних легувальних елементів сплаву в інтервалі 900...1200 °С не змінюється при введенні елементів платинової групи [7].

Монокристалічні ливарні жароміцні сплави на нікелевій основі п'ятого покоління TMS-162 [10, 14, 15], TMS-173 [10], TMS-196 [14-16], ВЖМ-6 [15] леговані ренієм до 5,0...6,5 мас. % і рутенієм до 5...6 мас. %, що дозволило

підвищити опір повзучості. Слід зазначити, що монокристалічні ливарні сплави IV-го і V-го поколінь мають знижений опір до високотемпературного окислення, в порівнянні зі сплавами попередніх поколінь, які містять високу суму вольфраму і ренію [7].

Одним з найбільш перспективних напрямків розробки високожароміцних сплавів для лопаток, що працюють при температурах вище 1100 °С, є створення природних композитних матеріалів, одержуваних методом спрямованої кристалізації складнолегованих евтектичних сплавів на нікелевій основі [3].

1.2 Особливості експлуатації наземних газотурбінних установок

В даний час газові турбіни знаходять все більше застосування в народному господарстві. Області застосування газотурбінних установок (ГТУ) визначаються їх порівняльними властивостями по відношенню до інших типів первинних двигунів [17].

При спалюванні палива утворюється середовище, що містить хімічно активні продукти згоряння. Аналіз фізичних властивостей елементів палива і повітря показав, що водень і вуглець інтенсивно окислюються вже при температурі 1200...1500 °С, тоді як реакція окислення азоту при цьому протікає ще мляво. Бурхливе окислення азоту починається після підвищення температур понад 1600...1700 °С [17].

Соплові і робочі лопатки турбіни піддані корозійному і ерозійному впливу потоку, що містить частинки пилу, незгорілого палива та ін. Особливо істотним є вплив корозії [18].

У найбільш широкому сенсі під високотемпературною корозією (ВТК) розуміється прискорене, часто катастрофічне, роз'їдання виробів з жароміцних сплавів під впливом гарячих газів в температурних межах 760...1000 °С [19-21].

Робота стаціонарних газотурбінних двигунів (ГТД) передбачає використання природного газу та продуктів газифікації твердого палива, а пікові ГТД – рідкого палива і природного газу. Корозійноактивними домішками природного газу є сірководень з вмістом його до 20 мг/м^3 , меркаптанової сірки до 30 мг/м^3 , а також сполуки лужних металів і сірки в складі газового конденсату [22].

В умовах експлуатації турбіни в районах пустель корозійно-активні домішки у вигляді сульфату і хлориду натрію надходять з повітрям у вигляді пилу [23, 24].

Грунтуючись на результатах численних досліджень [25-31] В.І. Нікітіним запропоновано узагальнений механізм сульфидно-окисної корозії [23].

Експлуатація ГТУ, що містять у своїй конструкції уніфіковані деталі та вузли, виявила ряд нових дефектів, що обмежують ресурс. В першу чергу, це відноситься до робочих лопаток ТВД з жароміцних нікелевих сплавів з монокристалічною структурою [2, 32]. Крихке руйнування нікелевої матриці монокристалічного жароміцного сплаву з виявленням на фасетках межфазних меж (γ - γ')-фаз характерно для уповільненого руйнування сплаву в умовах водневої крихкості [33].

За показниками жароміцності сплав для виготовлення лопаток наземних турбін має відповідати вимогам до сплаву ЖС32 (час до руйнування при температурі $1000 \text{ }^\circ\text{C}$ під навантаженням 280 МПа не менше 40 годин) [2].

Тонкі структурні дослідження сплаву ЖС26 в зоні розвитку експлуатаційної тріщини дозволили виявити участь в процесі руйнування лопатки механізму високотемпературної повзучості. Ознакою пластичної деформації сплаву ЖС26 за механізмом повзучості в зоні хвостовика лопатки є розтріскування карбідів МС. Особливістю механізму повзучості монокристалічних сплавів при температурах нижче температури формування «рафт»-структури ($< 900 \text{ }^\circ\text{C}$) є утворення дифузійної пористості в нікелевої γ -матриці відповідно до вакансійної моделі [34].

1.3 Вплив легувальних елементів на структуру та властивості жароміцних нікелевих сплавів

1.3.1 Легувальні хімічні елементи ЖНС

Поряд зі зміцненням дисперсними частинками γ' -фази типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, вміст яких змінюється від 25 до 70 % в залежності від легування, в жароміцних сплавах реалізується також карбідне і боридне зміцнення. У нікелевих сплавах об'ємна частка карбідів складає 1,5...2 %. Залежно від системи легування в деяких сплавах присутні і інші фазові складові, в основному небажані (фази Лавеса, фази σ , μ та ін.) [35].

Всі легувальні елементи можна умовно поділити на три групи: ті, що розчиняються головним чином в твердому розчині, утворюють γ' -фазу і карбидоутворюючі елементи [2, 35].

До першої групи належать кобальт, хром, молібден, залізо, реній, до другої – алюміній, титан, ніобій, тантал і гафній. Такий важливий легуючий елемент, як вольфрам, в рівній мірі можна віднести і до першої, і до другої групи, оскільки він не виявляє переважного розподілу в будь-якої фазі. Сумарна концентрація основних легувальних елементів може досягати 40 мас. % [35].

Алюміній і титан є основними γ' -утворювальними елементами в сплавах. Вони мають позитивний вплив на температуру повного розчинення γ' -фази ($T_{\text{п.р.}}$), підвищуючи її значення [2, 7, 14].

Алюміній є також елементом, що забезпечує ефективний захист жароміцних нікелевих сплавів від високотемпературної газової корозії [2, 7, 14].

Гафній і ніобій на даний час широко використовуються при розробці високожароміцних сплавів, вони є сильними карбидоутворювачами. Слід звернути увагу на позитивний вплив гафнію, введення якого в жароміцні нікелеві сплави дозволяє одночасно підвищити як властивості міцності, так і характеристики пластичності [2, 7, 14].

Тантал. Теоретичні розрахунки енергії міжатомного зв'язку, а також експериментальні дослідження показують [2], що тантал є одним з елементів, які мають сильний вплив на термічну стійкість виділень зміцнювальної γ' -фази. Входячи до складу карбідів, він покращує їх морфологію і відповідно удосконалює механізм карбідного зміцнення. Легування жароміцних сплавів танталом забезпечує їх тривалу працездатність при підвищеній температурі. Найбільш ефективним є спільне легування жароміцних нікелевих сплавів танталом і ренієм, яке забезпечує різке зниження дифузійної рухливості елементів в сплаві, особливо при високих температурах, значне зміцнення твердого розчину і стабілізацію γ' -фази, уповільнення процесів коагуляції великих часток γ' -фази і розчинення її дрібних частинок при високих температурах. Слід, однак, вказати, що тантал – досить малопоширений і дефіцитний елемент [2, 3, 7, 14].

Вольфрам і молібден позитивно впливають на властивості нікелевих жароміцних сплавів. Вольфрам в порівнянні з молібденом має преференції. Він в помітних кількостях входить до складу як γ -твердого розчину, так і γ' -фази, підвищуючи термостабільність останньої і знижує дифузійні процеси в сплавах при високій температурі. Вольфрам – один з найбільш ефективних зміцнювачей високожароміцних сплавів, при цьому негативний вплив його на пластичність порівняно невелика. Однак слід враховувати високу щільність цього елемента [2].

Молібден – бажаний елемент в литих сплавах, в тому числі жароміцних. Сплави, що містять молібден, більш стійкі до сульфідної корозії в порівнянні зі сплавами, в яких він відсутній. Він підвищує стабільність $Ni_3(Al, Ti)$, уповільнює дифузюю алюмінію в γ -твердому розчині, коагуляцію інтерметалідної γ' -фази і тим самим підвищує жароміцність нікелевого сплаву. В сучасних високожароміцних сплавах молібден є менш ефективним зміцнювачем в порівнянні з вольфрамом і ренієм, тому введення його в сплави, призначені для роботи при найбільш високих температурах, доцільно лише в обмеженій кількості [2, 7, 14].

Реній істотно покращує жароміцні властивості сплавів. Реній, як і вольфрам, є одним з тих небагатьох елементів, які підвищують температуру плавлення нікелевих сплавів і надають найбільш помітний вплив на термостабільність γ -матриці [2]. Реній входить в основному в γ -твердий розчин (вміст його в γ' -фазі невеликий, близько 0,2%), сприяючи при цьому витісненню з твердого розчину в γ' -фазу таких ефективно стабілізуючих її елементів, як алюміній і тантал. Таким чином, він підвищує не тільки термостабільність матриці, але і має позитивний вплив на термостабільність γ' -виділень [2]. Реній знижує дифузійні процеси, що протікають при високих температурах в жароміцних нікелевих сплавах, а також істотно підвищує їх опір високотемпературної газової корозії [2, 7, 14]. Однак при цьому є найбільш коштовним і дефіцитним.

В сучасних сплавах, призначених для отримання виливків з монокристалічною структурою (сплави II і III поколінь), сумарний вміст (W + Mo + Re + Ta) досягає 20 мас. % [2, 14].

Підвищення жароміцності сплавів супроводжується помітним зниженням вмісту в них хрому: з 18...20 до 2...7 мас. % в останніх сплавах з монокристалічною структурою. Викликано це тим, що в складнолегованому багатокомпонентному твердому розчині розчинність хрому зменшується, – тоді він утворює самостійні фази або сприяє їх утворенню: фази на основі α -Cr, σ - і μ -фаз, карбіди $M_{23}C_6$, M_6C та ін., що призводить до погіршення властивостей як через виникнення фаз несприятливої морфології, так і внаслідок збіднення основних фаз необхідними для їх стабільності легуючими елементами. Крім того, в високожароміцних сплавах хром зменшує кількість γ' -фази, що утворюється при розпаді, погіршує термостабільність γ' -фази і тим самим чинить негативний вплив на довготривалість і пластичність. Більш ніж інші елементи, він розширює інтервал кристалізації сплавів, що погіршує їх технологічність [2, 7, 14].

Кобальт в цілому в невеликому ступені підвищує жароміцність за рахунок зміцнення металевої матриці, його присутність призводить до помітного

збільшення пластичності сплавів. Оптимальний вміст кобальту знаходиться на рівні 10 мас. % і коливається в межах від 3,0 (сплав CMSX-10) до 12,5% (сплав Rene N6) [2].

Вуглець. Його вміст в сучасних високожароміцних сплавах на нікелевій основі з рівновісною структурою не перевищує 0,2 мас. %. У деяких випадках, коли необхідно забезпечити високу пластичність, допустима кількість вуглецю в сплавах з рівновісною структурою знижують до 0,03...0,07 мас. %. Однак при цьому спостерігається певне падіння міцності і довговічності. Низьким вмістом вуглецю (до 0,02 мас. %) характеризуються також сплави з підвищеним вмістом бору (до 0,1 мас. %), в яких карбідне зміцнення замінено боридним. Знижений вміст вуглецю мають сплави для СК (в тому числі для отримання монокристалічних лопаток). Вуглець помітно знижує температуру плавлення сплавів, зменшуючи їх термічну стабільність. Зокрема, введення 0,05 мас. % вуглецю в жароміцний нікелевий сплав ЖС40 знизило температуру солидус з 1353 до 1322 °С [36]. Вказана обставина особливо важливо для сплавів зі спрямованої стовпчатою і монокристалічною структурою, призначених для роботи при найбільш високих температурах. В цілому при визначенні оптимальних концентрацій вуглецю необхідно одночасно враховувати, що виникнення гарячих тріщин при литті лопаток складної конструкції більш імовірно при відсутності вуглецю, що утворює не тільки вельми стабільні при високій температурі зміцнюючі карбідні фази, але і зміцнюючі малокутові межі, що з'являються в процесі росту кристалів. Крім того, вуглець є ефективним розкислювачем рідкого металу. В сучасних сплавах з монокристалічною структурою вміст вуглецю коливається від 0,001 до 0,05 мас. % [2].

Зміцнення міжфазних і межзеренних границь забезпечується мікролегуванням.

Мікролегуючі елементи. Оптимальний вміст бору становить 0,005...0,02 мас. % при легуванні вуглецем в межах 0,1...0,2 мас. %. Вище згадувалося про позитивний вплив бору на властивості сплавів при збільшенні його вмісту до 0,10 мас. %, але при одночасному зниженні вмісту вуглецю до

0,02 мас. %. Введення бору в кількості 0,01 мас. % знизило температуру солідус сплаву ЖС40 з 1353 до 1306 °С [37].

Авторами [35], рекомендовано, для підвищення жароміцних властивостей використовувати мікродобавки рідкоземельних елементів, а саме лантану, ітрію і церію в невеликих кількостях (0,001 ... 0,005 мас. %).

Вплив шкідливих домішок. В даний час увагу дослідних лабораторій зосереджено на вивченні шкідливого впливу багатьох домішкових елементів, які, будучи присутнім навіть у дуже малих кількостях, різко знижують експлуатаційні характеристики сплаву.

Наприклад, збільшення вмісту вісмуту від 2×10^{-6} до 1×10^{-2} мас. %, знижує довговічність сплавів при температурі 975 °С і навантаженні 150 МПа майже в 20 разів [35].

Легкоплавкі домішки, накопичуючись по межах зерен, негативно впливають на жароміцність. Має місце адсорбційне зниження міцності, що спостерігається при контакті твердих тіл з поверхнево-активними рідкими середовищами. Концентрація шкідливих домішок на межах зерен може на порядок і більше перевищувати їх середній вміст в сплаві [2].

Сірка і фосфор також відносяться до шкідливих домішок, що створюють легкоплавкі евтектики з сульфідів і фосфідів деяких металів, тому їх вміст обмежується концентрацією 0,01...0,001 мас. % [35].

Високі вимоги висуваються до вмісту газових домішок в жароміцних сплавах, зокрема кисню та азоту, які є джерелом неметалевих включень окислів і нітридів [35].

Небажаними домішками є кольорові метали, джерелом яких є вихідні шихтові матеріали, а також ливарні відходи, що використовуються в замкнутому циклі виробництва. Багаторазове застосування відходів є основним джерелом забруднення сплавів такими шкідливими домішками, як свинець, олово, миш'як, вісмут, кремній, мідь, сурма, цинк, кадмій, телур, талій та ін., а також призводить до вигорання корисних домішок. Тому шихту ливарних цехів машинобудівних заводів необхідно систематично оновлювати [2, 35].

1.3.2 Загальні принципи легування сплавів

Сучасні сплави являють собою надзвичайно складні і дуже тонко збалансовані системи, в них цілеспрямовано вводиться до 17 легувальних елементів. При цьому позитивний вплив будь-якого елемента на певний механізм зміцнення може нівелюватися негативним впливом на властивості, обумовленим утворенням небажаних фаз (η -, σ -, μ -фаз і ін.), що знижують пластичність або підвищують чутливість до надрізу і т.і. Зазначені обставини призводять до значного ускладнення теорії легування [35].

Детальне розуміння механізмів зміцнення і вміння управляти ними дозволяють, зокрема, шляхом оптимального легування регулювати основні властивості нікелевих жароміцних сплавів. У табл. 1.3 наведено класифікацію легувальних елементів в залежності від тієї ролі, яку вони можуть грати в зміцненні сплавів на нікелевій основі [35].

Таблиця 1.3 – Класифікація легувальних елементів [35, 37]

Група легувальних елементів	Легувальні елементи							
	Ni	Co	Fe	Cr	Mo, W	Nb, Ta, Ti	Al	C, B, Zr, Mg
Елементи, що утворюють матрицю	+	+	+	+	+	-	-	-
γ' -утворювальні елементи	-	-	-	-	-	+	+	-
Елементи, що зміцнюють межі зерен	-	-	-	-	-	-	-	+
Елементи, що утворюють карбіди	-	-	-	+	+	+	-	-
Елементи, що утворюють стійку оксидну плівку	-	-	-	+	-	-	+	-

В даний час вважається, що для забезпечення високого опору повзучості при температурах вище 900 °С об'ємна частка γ' -фази повинна перевищувати

55%. Отримано сплави з вмістом γ' -фази до 75 %. Разом з тим зрозуміло, що шлях підвищення жароміцності за рахунок збільшення в сплавах об'ємної частки зміцнюючої γ' -фази не є безмежним. В роботі [39] показано, що максимальна міцність при повзучості забезпечується в тому випадку, якщо вміст γ' -фази становить 65 %. При подальшому збільшенні вмісту γ' -фази міцність при повзучості зменшується, причому на час до руйнування цих сплавів великий вплив має стан меж зерен (на яких розвивається корозія) [35].

1.3.3 Фазовий склад ЖНС

Структура ливарних жароміцних сплавів, поряд з хімічним складом, є одним з основних чинників, що визначають такі властивості, як жароміцність, пластичність, опір втоми і інші. Тому отримання оптимальної для даного сплаву структури є важливою умовою забезпечення необхідних властивостей і підвищеної працездатності матеріалу [38-44].

Особливість γ' -фази пов'язана з хімічною будовою, яка забезпечує її існування як єдиного утворення з мінімальною енергією. Реалізація цілого числа атомів в одній структурній одиниці можлива лише при наявності стійкого сполучення n -ої кількості осередків (в яких певним чином представлені всі компоненти, що входять до γ' -фази), об'єднаних єдиною хмарою валентних електронів з оптимальною, відповідною сполуці Ni_3Al електронної щільністю. Таким чином, за даними [45-48], γ' -фаза є не що інше, як поліінтерметалід, який представляє собою дискретні утворення з безліччю елементарних осередків.

При підвищеному вмісті W, Mo, Cr і ряду інших елементів в сплавах можуть утворюватися безпосередньо після лиття або в процесі експлуатації шкідливі ТЩУ фази, що викликають значне розміцнення сплавів і різко знижують довговічність роботи деталей, виготовлених з цих сплавів, в умовах експлуатації [2].

У ренійвмістних сплавах 2-го і 3-го поколінь можуть утворюватися три типи ТЩУ фаз [36, 48]: ромбодрічна μ -фаза, тетрагональна σ -фаза і орторомбічна Р-фаза.

Типове розподілення елементів між основними зміцнюючими фазами γ' і γ наведено в табл. 1.4 [2].

Таблиця 1.4 – Розподілення елементів між фазами γ' і γ [2]

Елемент	Al	Cr	Mo	W	Ta	Co	Nb	Ti	Re	V	Hf
K_i^*	3,5	0,2	0,4	1,0	2,3	0,5	2,5	4,7	0,1	0,6	5,5
Примітка. $K_i^* = C(\gamma')/(\gamma)$, де C – концентрація і-го елемента у фазі.											

За даними [50] дослідження дислокаційної структури в процесі випробувань сплаву на тривалу міцність при високих температурах показали, що основним зміцнювачем є не евтектична, а вторинна γ' -фаза.

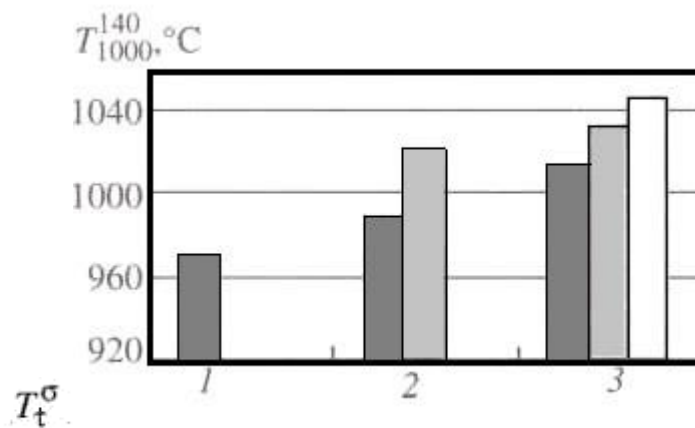
Іншими фазами, присутніми в структурі ливарних жароміцних нікелевих сплавів, є бориди, інтерметаліди Ni_3Nb , Ni_3Ti , Nb_3Ta , що утворюються в сплавах при підвищеному вмісті ніобію, титану і танталу відповідно; σ - і μ -фази (проміжні фази з високою твердістю, звані «електронними сполуками») а також α -фази, що представляють собою твердий розчин на основі хрому вольфраму та ін. Умови їх утворення визначаються рівнем і характером легування [39].

Позитивна роль бору в кількості від 0,005 до 0,05 мас. % полягає в тому, що він, розташовуючись переважно по межах зерен в місцях зчленування решіток різної орієнтації, удосконалює і зміцнює їх. Бор знижує дифузійну рухливість по межах зерен в 5...10 разів і в 3 рази в тілі зерна [45, 46].

Проведене вивчення умов утворення ТЩУ фаз, що виділяються як всередині зерен, так і на їх межах, показало, що збільшення вмісту алюмінію та титану може привести до збільшення об'ємної частки цих фаз в сплавах [47].

1.3.4 Особливості легування ЖНС для лиття методами рівновіснії, спрямованої і монокристалічної кристалізації

Подальше підвищення характеристик ливарних жароміцних сплавів пов'язано з удосконаленням металургії їх виплавки, застосуванням технології спрямованої кристалізації, створенням спеціально легованих ЖНС для монокристалічного лиття, що містять в своєму складі реній і додатково легованих РЗМ і бором (рис. 1.1) [7]. Вдосконалення легування монокристалічних ренійвмістних ЖНС здійснюється шляхом одночасного підвищення фізико-хімічних (температур γ' -солвус і солідус) і структурних характеристик (періодів кристалічних решіток і розмірної невідповідності γ - і γ' -фаз, об'ємної частки γ' -фази), фазової стабільності, додавання все більшої кількості ренію (як основного твердорозчинного зміцнювача γ - і γ' -фаз) і збалансованого збільшення сумарного вмісту тугоплавких металів (Re, Mo, та, W) [36, 37, 51, 52].



1 – ЖС6У (рівновісна структура), 2 – ЖС26, ЖС32 (спрямована структура),
3 – ЖС30, ЖС36, CMSX-10 (монокристалічна структура).

Вміст ренію, %: 0 - ■ 2-4% -■ 5-6 % □

Рисунок 1.1 – Робочі температури ливарних жароміцних нікелевих сплавів при навантаженні 140 МПа протягом 10000 годин [7]

Встановлено [53], що для успішної СК високолегованих жароміцних нікелевих сплавів потрібне корегування хімічного складу з урахуванням специфіки затвердіння. Це підтверджено результатами досліджень, виконаних для сплаву типу ЖС з перемінним вмістом вольфраму і титану – найбільш підвержених ліквідації елементів (перший – з негативною, другий – з позитивною ліквідацією) і ефективно впливають на формування дендритної структури.

Оскільки СК підвищує межу тривалої міцності приблизно на 20 МПа, для оцінки «чистого» впливу легування на властивості [2] при випробуванні таких зразків підвищують рівень напруги.

Автори [2, 31, 39, 54,] вважають, що для ливарних жароміцних сплавів з монокристалічною макроструктурою, у яких відсутні межі зерен, введення в ЖНС елементів, що зміцнюють межі зерен, С, В, Zr, Hf не потрібно.

Повна відсутність С і В у сплаві призведе до зниження довговічності, в той же час введення в сплав вуглецю до 0,05% масових, є необхідним для зміцнення малокутових границь між дендритами, утворює стабільні при високій температурі зміцнюючі карбідні фази і впливає на загальну стабілізацію структури монокристалічних ЖНС [2, 7, 31, 38, 53].

Зниження концентрації елементів, зміцнюючих межі зерен призводить до збільшення температури солідус, при цьому повне розчинення γ' -фази з переважним розчиненням метастабільних фаз протікає без ризику локального плавлення евтектики (γ - γ') [2, 3, 7, 31, 38].

Узагальнення і аналіз численних експериментальних даних дозволили встановити вплив різних легувальних елементів на основні експлуатаційні характеристики жароміцних сплавів, такі як фазовий склад, температури ліквідус, солідус і γ' -солвус, об'ємна частка γ' -фази і її температурна залежність, щільність, тривала міцність, періоди кристалічних ґраток фаз і розмірна невідповідність цих періодів та ін. [55].

Автори [56, 57] вважають, що досягнення максимальних значень параметра $\sigma_{100}^{1000} = 320...350$ МПа можливе за умови одночасного легування монокристалічних ЖНС ренієм в кількості 9...12% і істотного зниження вмісту в

них хрому, вольфраму і γ' -утворювальних металів (Ti, Nb, Hf). Однак для цього класу високоренієвих жароміцних матеріалів повинна бути вирішена проблема фазової нестабільності, яка полягає в утворенні при робочих температурах значної кількості ТЦУ-фаз різного типу [58].

1.3.5 Вплив основних легувальних елементів на високотемпературну корозію ливарних ЖНС

Для одночасного забезпечення достатньої високотемпературної стійкості і характеристик тривалої міцності і пластичності, схема легування жароміцних сплавів на нікелевій основі обирається з урахуванням кількісних і якісних закономірностей високотемпературної корозії (ВТК) бінарних нікель-хромових сплавів з оцінкою інтервалів допустимих концентрацій хрому як умови подальшого обґрунтування складу корозійностійких композицій [59-62].

Відомі деякі види ВТК такі як, «сульфідна корозія», «чорна віспа», сірчиста корозія, сульфидно-оксидна і газова корозія. Як правило, ВТК є прискорене, часто катастрофічно роз'їдання матеріалу виробів з жароміцних сплавів ГТУ під впливом гарячих газів, де присутні корозійноактивні елементи такі як ванадій, калій, натрій, хлор, сірка, їх солі та ін. [23, 63-65].

Показники ВТК бінарних нікельхромових сплавів (1,5...27,6% Cr) істотно залежать від вмісту хрому, що добре узгоджується з результатами інших досліджень. Ступінь корозії також істотно змінюється з температурою випробувань, про що свідчить підвищення на 50...100% питомої втрати маси досліджуваних зразків і, відповідно, середньої швидкості корозії зі збільшенням температури з 900 до 950 °C [66].

Корозійна стійкість нізкохромістих сплавів (1,5% Cr) виявилася гіршою в порівнянні з такою ж для зразків з чистого нікелю, що узгоджується з існуючими поглядами на нераціональність малих домішок легувальних компонентів більшої

валентності, ніж основа, котра утворює оксиди з недоліком металевих атомів, як таких, що збільшують дефектність зовнішньої плівки і прискорюють дифузійні процеси. Зі збільшенням концентрації хрому спостерігається поліпшення показників ВТК, однак звертає на себе увагу незначне зниження середньої швидкості корозії і, особливо, глибини корозійного проникнення в бінарних сплавах, що містять більше 13...15% хрому [66].

Присадки ітрію і церію викликали зниження, як середньої швидкості корозії, так і глибини корозійного проникнення [67].

Вплив алюмінію на процеси ВТК в межах його легування, які характерні для багатьох вітчизняних і зарубіжних матеріалів (до 6%), вивчали на нікельхромалюмінієвих сплавах, що мають як низьку (при 8% Cr), так і задовільну (при 15% Cr) стійкість в умовах легування алюмінієм [68-71].

Вплив співвідношення концентрацій титану і алюмінію вивчалось на модельних і складнолегованих сплавах, що мали фіксований сумарний вміст цих елементів ($\sim 8...8,5\%$), яке забезпечує певний рівень тривалої міцності за рахунок утворення γ' -фази (до 60...65% об.) [69, 70].

Введення 1,5...2% молібдену і збільшення співвідношення Ti/Al однозначно позитивно впливає на рівень корозійної стійкості, яка залишається нижче показників відповідних бінарних нікельхромових сплавів [66].

Вплив роздільного легування молібденом і вольфрамом на показники ВТК вивчали на сплавах Ni-15Cr-6Ti-3Al-Mo(W) з метою забезпечення їх безпечних концентрацій для створення висококоррозійностійких композицій [59, 70-72]. Істотне прискорення корозійних процесів спостерігається при введенні молібдену в кількості, що перевищує 4%. Сплави з 8,31 і 12,14% молібдену показали катастрофічне руйнування. Так, середня швидкість корозії останнього сплаву приблизно в 50 разів вище в порівнянні зі сплавом, що містить 2,75% молібдену [66].

Як показало вивчення сплавів системи Ni-15Cr-6Ti-3Al-5W-2Mo-Co заміна частини нікелю кобальтом (який ускладнює систему легування і підвищує температуру розчинення γ' -фази, що сприяє підвищенню комплексу механічних

властивостей) дуже слабо впливає на показники ВТК в досить широкому інтервалі концентрацій до 14%. Так, у всьому інтервалі досліджених концентрацій, як середня швидкість корозії, так і глибина корозійного проникнення практично не змінюються, залишаючись в межах допустимих значень [59, 71].

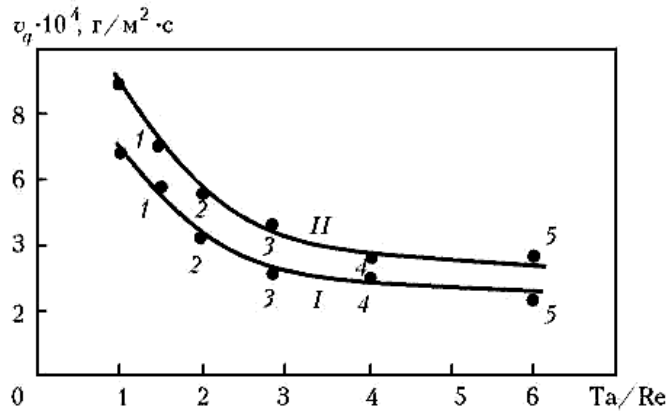
Зростання концентрацій титану і танталу сприяє гальмуванню процесів ВТК. При цьому, позитивний внесок танталу в підвищення корозійної стійкості збільшується з температурою, і при 950 °С виявляється ефективніше титану. Механізм впливу титану на стійкість сплавів можна більшою мірою пояснити поліпшенням захисних властивостей оксидних складових продуктів ВТК і, як свідчать показники ВТК, достатній рівень корозійної стійкості можуть забезпечити сплави системи, в яких виконується співвідношення $(\text{Ti}+\text{Ta})/\text{Al} > 1,7\dots 2,0$ з можливою заміною частини титану танталом, особливо для сплавів з більш високими температурами експлуатації [73].

Авторами роботи [74] проведено дослідження характеристик опору ВТК на жароміцному ливарному нікелевому сплаві ЖС32 з вмістом хрому 4,5...5,5%, який легований ренієм і танталом для отримання співвідношень $\text{Re}/\text{Ta} = 1,0; 1,43; 2,0; 2,8; 4,0; 6,0$ шляхом збільшення вмісту танталу від 4 до 9 мас. % і зменшенням вмісту ренію від 4 до 1,5 мас. % (рис. 1.2).

Результати досліджень показали, що найкраще співвідношення танталу і ренію в дослідженому діапазоні, при якому досягнута найменша швидкість ВТК в синтетичній золі при температурах випробувань 800 і 850 °С дорівнювало 6 ($\text{Ta} = 9\%$, $\text{Re} = 1,5$ мас. %). У порівнянні зі сплавом ЖС32, в дослідному сплаві швидкість ВТК знизилася в 2,8 рази при температурі 800 °С і в 2,5 рази при 850 °С (див. рис. 1.2) [74].

Згідно авторам [2] реній в жароміцних нікелевих сплавах істотно підвищує опір високотемпературної газової корозії.

Раніше проведеними дослідженнями показано, що підвищення вмісту танталу до 9% призводить до зниження швидкості високотемпературної корозії сплавів на базі ЖС32-ВІ більш, ніж в 2 рази [1].



I – температура випробувань 800 °С, II – температура випробувань 850 °С, №1...5 варіанти сплавів ЖС32 с різним складом легування Та и Re

Рисунок 1.2 – Вплив співвідношення танталу і ренію в сплаві ЖС32 на швидкість ВТК зразків моно {001}, випробуваних в синтетичній золі газотурбінного палива протягом 600 годин при температурах 800 і 850 °С [73]

Таким чином, не дивлячись на досить велику кількість існуючих жароміцних нікелевих сплавів, для окремих виробів, що експлуатуються в конкретних умовах, лишається актуальною задача розробки нових ЖНС з урахуванням необхідності одночасного забезпечення їх економічності, та відповідності за рівнем фізико-механічних та експлуатаційних властивостей.

1.4 Термічна обробка

Термічна обробка є одним з основних чинників, які визначають кінцеву структуру і властивості ливарних жароміцних сплавів. Залежно від рівня і характеру легування режими термічної обробки жароміцних нікелевих сплавів (температури та тривалість різних ступеней гомогенізації та ін.) можуть дуже різнитися. Відповідно процеси формування структури (зміна кількості і морфології дисперсних включень, ступінь їх дисперсності, стан межзеренних

кордонів і т.д.) при обраних режимах термічної обробки протікають по-різному [2].

1.4.1 Структурна стабільність сплавів

Було проведено комплексне дослідження структурної стабільності зміцнюючої γ' -фази зі зміною температурного рівня і температурної залежності її розчинення при легуванні нікелевого сплаву різними елементами: Al, Ti, V, Nb, Hf, Zr, Co, W, Mo [75, 76].

Алюміній, титан, гафній, цирконій, молібден і вольфрам мають позитивний вплив на температуру повного розчинення $T_{п.р.}$ дисперсних частинок γ' -фази в складнолегованому сплаві і, отже, як це впливає з попереднього, підвищують її стабільність [2].

Отримані результати мають досить загальний зміст і застосовні для великої групи багатокомпонентних сплавів на нікелевій основі. На це вказує порівняльне дослідження $T_{п.р.}$ ряду промислових сплавів [77]. Так, наприклад, вимірювання показали, що, хоча деформовані сплави ЕП109 і ЖС6-КП містять приблизно однакову кількість γ' -фази (близько 50%), значення $T_{п.р.}$ і жароміцність останнього вище. Це може бути пояснене присутністю в сплаві титану, який помітно підвищує $T_{п.р.}$. Це в рівній мірі стосується і литих сплавів[2].

1.4.2 Вплив термічної обробки на ліквідацію легувальних елементів

Важливим видом термічної обробки є гомогенізація, що передбачає вирівнювання хімічного складу. Як правило, при гомогенізації сплави витримуються при високій температурі протягом 3...4 години. Однак при

надмірно великих витримках (до 100 годин) замість очікуваної гомогенізації може відбутися гетерогенізація, якщо сплав схильний до утворення різних фаз типу ТЩУ (σ , μ) або складних карбідів [2].

Підвищення температури гомогенізації є ефективним засобом зниження рівня ліквацийної неоднорідності [2].

Зміну коефіцієнту ліквации при ізотермічних витримках можна описати залежністю [2]:

$$K = 1 + (K_0 - 1) e^{-Bt}, \quad (1.1)$$

де K_0 – вихідний коефіцієнт ліквации елемента при $t=0$ год.;

B – константа;

t – тривалість нагріву, год.

Експериментальні значення $\ln(K-1)$ елементів – титану, ніобію, вольфраму і гафнію – в сплаві з гафнію (СК) при $t = 1100$ °С є лінійними функціями t (рис. 1.3). Це дозволяє, використовуючи окремі експериментальні точки, розраховувати зміну K при ізотермічних витримках сплаву. Розрахунки показали, що в результаті витримки сплаву при 1240 °С через 2 години коефіцієнт ліквации титану зменшується з 1,8 до 1,2 ніобію – з 1,8 до 1,17, вольфраму – з 1,5 до 1,23 і гафнію – з 3,06 до 1,52. Склад сплаву практично вирівнюється в перші 1,5...2,0 години, подальше зменшення ліквации протікає значно повільніше. Зазначимо, що відповідно до тих же розрахунків коефіцієнт K найбільш схильного до ліквации елемента гафнію через 4 години витримки при тій же температурі знижується до 1,23, тобто якщо через 2 години коефіцієнт ліквации зменшується на 1,54, то через 4 години – на 1,83, що всього лише на 19 % більше [2].

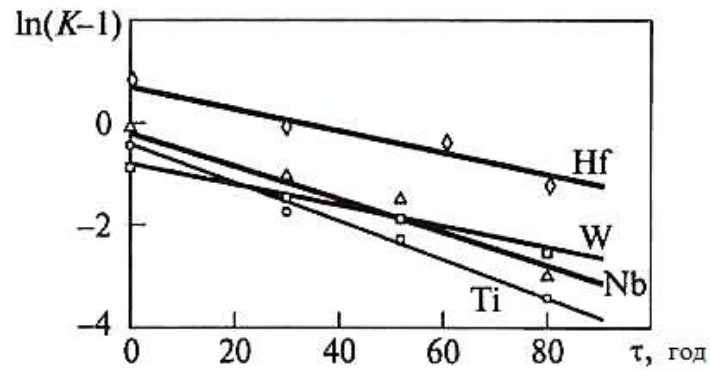


Рисунок 1.3 – Зміна коефіцієнтів ліквіації (K) Ti, Nb, W, Hf в високожароміцному нікелевому сплаві спрямованої кристалізації після ізотермічної витримки при 1100 °С (t – тривалість нагрівання) [2].

1.4.3 Обрання режиму термічної обробки ЖНС зі спрямованою та монокристалічною структурою

Короткочасна міцність (σ_b і $\sigma_{0,2}$) сплаву СК без термічної обробки, відлитого зі швидкістю росту близько 4 мм/хв., нижче, ніж у сплаву РК. Однак після термічної обробки ці властивості помітно зростають і практично досягають відповідних величин для сплавів РК; при цьому підвищуються також пластичність і довговічність [2].

Для сплавів з монокристалічною структурою термічна обробка має більше значення, ніж для сплавів РК і СК. Оскільки в хімічному складі цих сплавів відсутні С, В, Zr, Hf, що знижують солідус, гомогенізацію їх логічно проводити при більш високій температурі в межах «вікна» термообробки $\Delta T_1 = T_s - T_{п.р.}$ (де T_s – температура солідус). Однак більш правильно «вікном» термообробки слід вважати різницю між температурою локального плавлення $T_{свт}$, яка збігається з температурою плавлення ліквіаційних виділень, в тому числі евтектики γ/γ' , і температурою $T_{п.р.}$: $\Delta T_2 = T_{свт} - T_{п.р.}$. Очевидно, $\Delta T_2 < \Delta T_1$ [41].

Тривалість гомогенізації вибирається залежно від відстані між осями першого порядку λ і коефіцієнтів дифузії атомів компонентів, контролюючих дифузійні потоки в γ -твердому розчині дендритів і междендритних просторів [2].

Тривалість гомогенізації ЖНС 1-го покоління для спрямованої кристалізації і монокристалічного лиття становить 4...6 годин. Для реній-вмістних сплавів воно значно більше, оскільки реній має низький коефіцієнт дифузії і, крім того, істотно сповільнює дифузійну рухливість атомів всіх інших сегрегуючих елементів в γ -твердому розчині. Так, гомогенізація ЖНС CMSX-4 здійснюється протягом 16 годин при ступінчастому нагріванні по режиму: 1277 °С, 2 години + 1288 °С, 2 години + 1296 °С, 2 години + 1304 °С, 2 години + 1313 °С, 2 години + 1316 °С, 2 години + 1318 °С, 2 години + 1321 °С, 2 години. Така тривала багатоступенева гомогенізація призводить до певних економічних втрат. Тому при промисловому виробництві лопаток, на шкоду повноті вирівнювання хімічного складу, скорочують кількість ступенів і тривалість відпалу: 1280 °С, 1 година + 1290 °С, 2 години + 1300 °С, 6 годин. Ще більш тривала гомогенізація необхідна для ЖНС 3-го покоління. Зокрема, для монокристалів сплаву CMSX-10 вона становить 30...40 годин при температурі 1366 °С. Але навіть при таких високих температурах і довготривалих витримках не вдається повністю усунути сегрегації W і Re [2].

Оптимальну тривалість гомогенізації необхідно вибирати на основі врахування декількох факторів: необхідність усунення дендритної ліквідації, відсутність реакцій, що призводять до появи шкідливих фаз, а також тривалості переходу γ' -фази в стан, що відповідає електронній щільності, найбільш близькій до значення 8,25 ел./атом [2].

Як правило, впорядкованому стану γ' -фази відповідає кубічна морфологія її частинок і оптимальні жароміцні властивості сплаву [2].

Швидкість охолодження з температури гомогенізації є критичним параметром першого ступеня термічної обробки ЖНС. Зазвичай застосовують високі (> 100 град/хв) швидкості охолодження. Після охолодження монокристалів з такими швидкостями частинки γ' -фази мають середній розмір

0,15...0,20 мкм і сфероїдну морфологію. Охолодження з більш низькими швидкостями (наприклад, після гомогенізації в вакуумних печах) призводить до утворення частинок γ' -фази в формі субкубів. Якщо гомогенізація пройшла досить повно, то розмір γ' -частинок і їх морфологія в осях і межосьових просторах дендритів ідентичні, оскільки вони виділяються з γ -твердого розчину однакового складу [2].

В процесі високотемпературного старіння приблизно 10...12% частинок γ' -фази розчиняються, а ті що залишилися набувають кубоїдну форму, збільшуються в розмірі до 0,35 ... 0,40 мкм і утворюють псевдорегулярну структуру кубічної макрогратки [2].

Друге (низькотемпературне) старіння проводиться в районі температур початку розчинення γ' -фази (850...900 °С) протягом 16...30 годин. В процесі низькотемпературного старіння ультрадрібні частинки γ' -фази розчиняються, а габітусні поверхні великих частинок стають більш гладкими і вони (частинки) набувають правильну кубічну морфологію, причому середній розмір γ' -частинок залишається практично незмінним. Згідно електронномікроскопічним дослідженням, в монокристалах ЖНС після повної термічної обробки не виявлено епітаксійних дислокацій на поверхнях розділу γ/γ' , тобто зберігається когерентний зв'язок між частинками γ' -фази і γ -твердим розчином. Така вихідна мікроструктура ЖНС забезпечує максимальний опір високотемпературній повзучості, оскільки на першій стадії відбувається специфічна коагуляція γ' -фази, а саме зрощення впорядковано розташованих частинок γ' -фази в пластини (так звана рафт-структура), плоскі грані яких орієнтовані перпендикулярно осі прикладеної навантаження. При цьому товщина пластин дорівнює вихідному розміру ребра кубічних частинок γ' -фази, а якість рафт-структури в першу чергу визначається однорідністю розподілу часток γ' -фази за розміром і ступенем їх упорядкованого розташування уздовж кристалографічних напрямків {001} [2].

У технології виробництва турбінних лопаток, зокрема порожньотілих, передбачений ряд термочасових обробок. Так, для сплаву ЖС26 і ЖС32 це

гомогенізація лопаток при температурі 1260 °С протягом 75 хвилин і охолодження на повітрі (гартування), витримка у вакуумній печі при температурі 1200 °С протягом 15...20 хвилин з наступним охолодженням (дегазація) і витримка у вакуумній печі при температурі 1220 °С протягом 10...20 хвилин з подальшим охолодженням (пайка) [66].

Попередні дослідження показали, що, змінюючи термочасовий режим тільки одного переділу (дегазації), можна поліпшити експлуатаційні показники роботи лопаток. Так, для лопаток зі сплаву ЖС26 підвищення температури дегазації з 1200 до 1265 °С дозволило збільшити тривалу міцність, визначену при температурі 975 °С і навантаженні 260 МПа, з 59 до 78 годин (або на 32%). Таке ж підвищення температури зі збільшенням періоду дегазації з 15...20 хвилин до 60...70 хвилин дало збільшення тривалої міцності з 59 до 84 годин (або на 42%) [78].

Кількісний аналіз структурних складових сплавів ЖС26 і ЖС32 показав [79], що в виливках зі сплаву ЖС32 в порівнянні з литтям із сплаву ЖС26 середній розмір дендритних осередків був в 2 рази менше. У той же час для сплаву ЖС26 характерні менші розміри евтектичної γ - γ' -фази та її кількість (індекс, визначений методом «Л» ГОСТ 1778-80). Характеристики структурних складових вказані в табл. 1.5.

Таблиця 1.5 — Характеристики структурних складових нікелевих сплавів [79]

Марка сплаву	Середній розмір дендритного осередка, мкм	γ - γ' -фаза		Середня мікротвердість, МПа		
		Середній розмір, мкм	індекс, $\times 10^{-4}$	вісі дендритів	міжвісся дендритів	γ - γ' -фаза
ЖС26	160,9	16,8	542	5652	6355	6256
ЖС32	78,1	23,1	620	5960	6590	7265

При підвищенні температури гомогенізації зміцнююча γ' -фаза подрібнюється, відбувається деяка коагуляція її блоків, порушується порядок розташування її частинок, які в ряді випадків втрачають чітку огранену форму.

Кількісна оцінка показала, що з підвищенням температури гомогенізації розмір γ' -фази в осях дендритів зменшується (рис. 1.4).

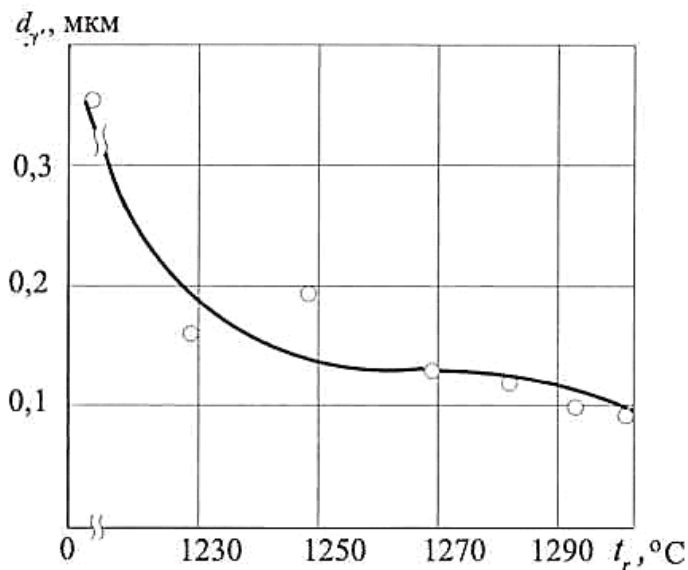


Рисунок 1.4 – Залежність розміру зміцнювальної γ' -фази, d_{γ} від температури гомогенізації t_r [66, 78]

Механічні випробування показали (таблиця 1.6), що більш стабільні та високі характеристики сплаву ЖС32 як при 20 °С, так і при 1000 °С, досягаються після гомогенізації при 1270 °С. Після гомогенізації вище 1280 °С тривала міцність окремих зразків була нижче стандартної ($\tau_{p.ст.} = 40$ годин). Після гомогенізації при 1290 °С і вище середня тривала міцність сплаву не задовольняла стандартним вимогам. Слід зазначити, що найбільш високі пластичні властивості (відносне подовження) при кімнатній температурі мали зразки після гомогенізації при 1285 °С (таблиця 1.6) [80].

Випробували комбінований режим термічної обробки сплаву ЖС32: гомогенізація при 1285 °С 2 години, охолодження до 20 °С + гомогенізація при 1270 °С 2 години, охолодження до 20 °С. Механічні випробування показали, що тривала міцність сплаву після такої обробки має стабільний рівень (відмінність між результатами випробувань не перевищувало 6%). Середнє значення тривалої міцності більш ніж в 3 рази вище стандартного [80].

Таблиця 1.6 – Результати механічних випробувань сплаву ЖС32 [80]

Температура гомогенізації Т, °С	Межа міцності при розтягуванні σ_b , МПа	Відносне подовження δ , %	Час до руйнування τ_r , годин при температурі 1000 °С під навантаженням 275 МПа
1230	–	–	49,0 – 62,5 (55,7)
1250	900	13,6	45,6 – 59,8 (52,8)
1270	915	15,1	50,5 – 65,8 (58,1)
1280	890	18,8	29,8 – 57,1 (42,0)
1295	–	–	29,5 – 53,5 (39,9)
1300	865	6,8	29,6 – 51,3 (31,4)

Примітка. У дужках подано середнє значення часу до руйнування (τ_r) зразків.

Авторами [7] проведено дослідження основних фазових перетворень ЖНС ВЖМ-4 системи Ni-Al-Cr-Mo-W-Ta-Co-Re-Ru.

В литому стані мікроструктура отриманих монокристалів зі сплаву ВЖМ-4, досліджена на растровому електронному мікроскопі, мала типовий вигляд: в межосних просторах дендритів залягають колонії нерівноважної евтектики (перітектики) γ - γ' -фази, об'ємний вміст якої складає $\sim 3\%$, поблизу неї спостерігали ливарні сферичні мікропори діаметром ~ 10 мкм.

Розмір і морфологія часток зміцнюючої γ' -фази істотно розрізняються в осях і межосних просторах. В останніх частинки γ' -фази в 3...5 разів більше, ніж в осях дендритів, і мають менш чітке огранювання. Розмірна і морфологічна неоднорідність частинок γ' -фази є прямим наслідком дендритних ліквідації в процесі кристалізації монокристалів. Про це свідчать результати визначення коефіцієнтів ліквідації методом мікрорентгеноспектрального аналізу. Як і слід було очікувати [6], рутеній відноситься до слаболіквуючих елементів.

Розглянута будова литих монокристалів зі сплаву ВЖМ-4 зумовлює температурні інтервали протікання при нагріванні основних фазових перетворень, до яких відносяться розчинення зміцнювальних частинок γ' -фази в

γ -твердому розчині, локальне плавлення нерівноважних евтектичних (перітектичних) колоній γ - γ' -фази і плавлення γ -твердого розчину. Температури зазначених фазових перетворень визначали методом диференціального термічного аналізу [7]:

- температура повного розчинення γ' -фази 1300 °С;
- температура локального плавлення 1324 °С;
- температура солідус 1372 °С;
- температура ліквідус 1452 °С.

Отримані результати по температурам фазових перетворень були використані при виборі режимів термічної обробки монокристалів зі сплаву IV покоління, яка включала триступеневий гомогенізуючий відпал в температурному інтервалі між температурою повного розчинення γ' -фази і температурою солідус і двоступеневе старіння відповідно в інтервалі температур 1050...1150 і 800...900 °С. Щоб уникнути локального оплавлення междендритних ділянок монокристалів перші три ступені гомогенізації проводили при температурі нижче температури γ' -солвус [7].

В результаті високотемпературної гомогенізації монокристалів відбулося повне розчинення нерівноважної евтектики (перітектики) γ - γ' -фази, розміри і морфологія часток γ' -фази по дендритних комірках практично вирівнялися (хоча в междендритних областях вони залишились декілька більші, ніж в осях дендритів); при подальшому двоступеневому старінні частинки γ' -фази придбали кубовидну форму, а на малокутових межах монокристалів сформувалися частинки γ' -фази неправильної форми. Розмір мікропор гомогенізації збільшився приблизно в 2 рази (в порівнянні з цим розміром в литому стані). Коефіцієнт ліквідації Re знизився до значення $-1,5$, а ліквідація інших легувальних елементів практично повністю вирівнялася [7].

Для експериментальної оцінки характеристик тривалої міцності жароміцного сплаву ВЖМ-4 проводили випробування при температурах 900, 1000 і 1100 °С при одноосьовому розтягуванні монокристалічних зразків (загальна довжина 70 мм, розрахункова довжина робочої частини 25 мм при

діаметрі 5 мм) з кристалографічною орієнтацією $\{001\}$ (в межах допуску 10 град) в термообробленому стані. Результати випробувань представлені на рисунку 1.5 [7]. Отримані характеристики тривалої міцності сплавів ВЖМ-4 і CMSX-10 (рис. 1.6) показують перевагу сплаву ВЖМ-4 при температурі 1100 °С у всьому часовому діапазоні і, отже, свідчить про більш високу структурно-фазову стабільність високоренієвого сплаву, легованого рутенієм. Ця обставина підтверджується результатами структурних досліджень зруйнованих зразків сплаву, згідно з якими виділення ТЩУ фази в експериментальному сплаві ВЖМ-4 спостерігаються тільки при 1100 °С після тривалих (~1000 годин) випробувань на повзучість [7].

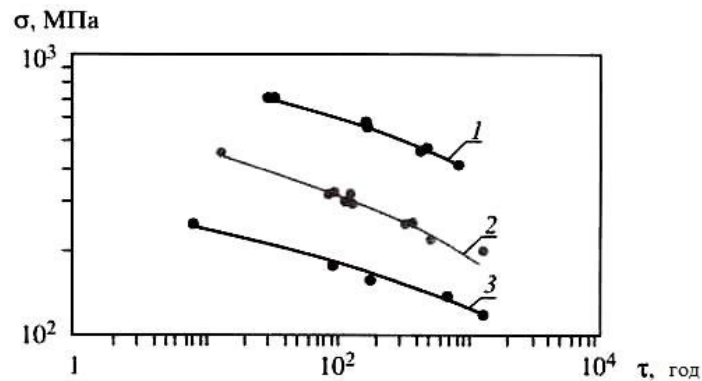


Рисунок 1.5 – Криві тривалої міцності монокрystalів зі сплаву ВЖМ-4 при температурах 900 (1), 1000 (2) і 1100 (3) [7]

Необхідно відзначити і деякі негативні наслідки, до яких призводить високотемпературна гомогенізація ЖНС. До першого з них слід віднести збільшення розміру та об'ємної частки мікропор. Причиною їх утворення є різниця молярних об'ємів рідкої і твердої фаз при затвердінні. Оскільки γ - γ' евтектична фаза кристалізується в останню чергу, то мікропори, що утворилися, локалізуються в междендритних областях поблизу евтектичних виділень. В процесі гомогенізації γ - γ' -фаза розчиняється, а мікропори коагулюють і їх об'ємна частка зростає. Крім того, до додаткового збільшення мікропористості

призводять зустрічні потоки атомів легувальних елементів, що дифундують в процесі вирівнювання ліквацийної неоднорідності. В результаті некомпенсованості зустрічних дифузійних потоків (ефект Кіркендала) виникає надмірна концентрація вакансій в тих місцях кристалічної ґратки, звідки йдуть більш рухливі атоми. Використання високоградієнтних печей для спрямованої кристалізації ЖНС дозволяє зменшити об'ємну частку мікропор з 0,3 до 0,1%. Значного зниження мікропористості в виливках можна досягти, піддаючи їх гарячому ізостатичному пресуванню[2, 81].

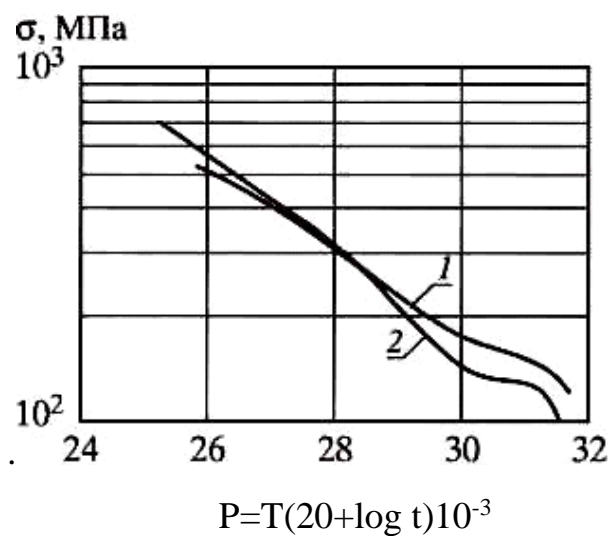


Рисунок 1.6 – Залежність тривалої міцності від параметра Ларсона-Міллера (P) для монокристалів жароміцних сплавів ВЖМ-4 (1) і CMSX-10 (2) [7, 82]

Другим несприятливим наслідком застосування високотемпературної гомогенізації виливків ЖНС є утворення поверхневого рекристалізованого шару на монокристалічних виливках. Причиною цього є напруги, що виникають при піскоструменевій обробці литих деталей або механічній обробці пера лопатки. Іноді «рушійною силою» рекристалізації служить наклепаний шар, що утворюється в деяких місцях лопатки через недостатню податливості керамічної оболонкової форми в процесі спрямованої кристалізації. Схильність ЖНС до рекристалізації істотно залежить від хімічного складу і досконалості монокристалічної структури вилівка. Ренійвмістні сплави менш схильні до поверхневої рекристалізації, а виливки з сильно розвиненою блоковою

структурою, навпаки, дуже легко рекристалізуються. Відсутність у хімічному складі монокристалічних сплавів зміцнювачей меж зерен, наприклад вуглецю, значно знижує когезивну міцність меж рекристалізованих зерен при високих температурах. У свою чергу, це зменшує несучу здатність робочого перетину тонкостінних лопаток через утворення рекристалізованого шару завтовшки до 200 мкм [2].

1.5 Постановка мети і задач дослідження

Виходячи з огляду науково-технічної літератури і сучасного стану питання можна зробити висновок, що, не зважаючи на велику кількість існуючих жароміцних нікелевих сплавів, для окремих виробів, що експлуатуються в конкретних умовах, лишається актуальною задача розробки нових ЖНС з урахуванням необхідності одночасного забезпечення економічних показників, та відповідності за рівнем фізико-механічних та експлуатаційних властивостей.

Таким чином **мета роботи:** розробка складу безренієвого жароміцного нікелевого сплаву для лиття методом спрямованої кристалізації, обґрунтований вибір режиму його термічної обробки, що забезпечить йому збереження необхідних експлуатаційних властивостей при значному зниженні вартості із використанням розрахунково-аналітичних методів прогнозування фазової та структурної стабільності.

Для досягнення поставленої мети необхідно вирішити ряд **задач**.

1. Вивчити характеристики дослідного жароміцного сплаву на базі ЖС32-ВІ з підвищеним вмістом танталу.

2. Із використанням розрахунково-аналітичних методик обрати хімічний склад ливарного жароміцного безренієвого сплаву для виготовлення лопаток методом спрямованої кристалізації.

3. Провести дослідження впливу основних легувальних елементів на

експлуатаційні властивості дослідного сплаву.

4. На розроблений жароміцний нікелевий сплав, для виготовлення виливків методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, відповідно проведеним прогнозуючим розрахункам, розробити тимчасові технічні умови (ТТУ).

5. Розробити технологію виплавлення дослідного сплаву та вивчити склад та структуру матеріалу отриманої шихтової заготовки.

6. Провести дослідження з вибору раціонального режиму термічної обробки відповідальних виливків з дослідного сплаву, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, для забезпечення необхідного комплексу експлуатаційних властивостей.

7. Впровадити у виробництво розроблений ливарний безренієвий жароміцний нікелевий сплав для виготовлення лопаток методом високошвидкісної спрямованої кристалізації для наземних агрегатів в умовах АТ «Мотор Січ».

8. Оцінити очікуваний економічний ефект від впровадження розробленого ливарного жароміцного безренієвого нікелевого сплаву у виробництво.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

В даному дослідженні використовували сучасні методи проведення вакуумних плавок жароміцних нікелевих сплавів, якісних та кількісних досліджень макро- та мікроструктури, механічних властивостей при кімнатних температурах та жароміцності.

Для розробки раціонального складу економнолегованого без ренієвого сплаву для виготовлення відповідальних виливків методом спрямованої кристалізації використовували сучасні розрахунково-аналітичні методики.

2.1 Матеріали досліджень

Для досліджень було обрано економнолегований жароміцний сплав, що розробляється (див. розділ 3), призначений для виготовлення литих лопаток турбін наземного базування методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, який відрізняється збалансованою системою легування та не містить в своєму хімічному складі коштовного імпортного ренію,

Розрахунково-аналітичні та експериментальні дослідження проводили в порівнянні з промисловими жароміцними сплавами ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ [2] (див. табл. 1.1).

2.2 Методики досліджень

2.2.1 Методика проведення дослідних плавок

Дослідні плавки по виготовленню шихтових заготовок жароміцних нікелевих сплавів проводили в вакуумно-індукційних установках типу FM-1-2-100 фірми «ULVAC» (до 100 кг) та УППФ-3М (до 10 кг).

На установці типу FM-1-2-100 фірми «ULVAC» плавки проводили внаступній послідовності.

Спочатку в тигель печі завантажували вуглець ($\frac{1}{2}$ навіски), кобальт, молібден, вольфрам, нікель, хром, алюміній. На виливницю встановлювали чашу с керамічним фільтром. Здійснювали розплавлення металу. Розплав розігрівали до температури 1500...1550 °С, витримували протягом 3...7 хвилин, після чого вводили лишившийся вуглець.

Розігрівали розплав до 1620...1640 °С та витримували 10...15 хвилин.

Тантал вводили на дзеркало металу за допомогою завантажувальної бадді та витримували розплав 3...5 хвилин.

Розігрівали розплав до температури 1700 ± 20 °С та витримували 5...7 хвилин.

Знижували температуру металу до 1530...1560 °С. Забезпечували вакуум в камері плавильно-заливальної установки на рівні 5×10^{-2} ... 5×10^{-3} мм. рт. ст.

За 2 хвилини перед розливанням металу на малій потужності печі при залишковому тиску повітря в камері 1×10^{-2} ... 1×10^{-3} мм. рт. ст. за допомогою завантажувальної бадді вводили на дзеркало металу модифікуючі добавки: лантан, церій, ітрій.

На печі УППФ-3М дослідні плавки по виготовленню шихтових заготовок здійснювали з додатковим проведенням високотемпературної термочасової обробки розплаву (ВТОР) при температурі 1850 °С протягом 6 хвилин в атмосфері аргону.

Плавки по виготовленню дослідних жароміцних сплавів проводили із використанням виключно свіжих шихтових матеріалів (розрахунок шихти наведено в дослідній частині).

Отримували шихтові заготовки діаметром 80...90 мм.

Плавки по отриманню зразків, призначених для визначення механічних і жароміцних властивостей, та дослідник лопаток турбін проводили на установці УВСК-9А, з використанням керамічних гелікоїдів та стартових затравок. Зразки виготовляли в тому числі з проведенням низькотемпературної термочасової обробки (НТВО) розплаву при температурі 1650...1680 °С протягом 8...10 хвилин при остаточному тиску в камері плавильно-заливальної установки на рівні $5 \times 10^2 \dots 5 \times 10^3$ мм. рт. ст.

При цьому для кращого спрацьовування затравки додатково створювався температурний градієнт.

Заливку металу на установці УВСК-9А здійснювали при температурі $1560 + 20$ °С (температура на верхньому нагрівачі печі підігріва форм становила $1560 + 20$ °С, на нижньому – $1620 \dots 1630$ °С).

В процесі проведення високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) швидкість переміщення блоку в рідкометалевий кристалізатор (РМК) (розплав алюмінію) становила: 15мм / хв до РМК з маршової швидкістю; далі – 4 ± 1 мм / хв.

2.2.2 Контроль хімічного складу, структури, фізико-механічних та жароміцних властивостей

Хімічний склад металу дослідних шихтових заготовок і виливків визначали методами спектрального та хімічного аналізу.

Монокристалічні зразки проходили обов'язковий контроль кристалографічної орієнтації (КГО) на дифрактометрі ДРОН-5 по стартовим

конусам, відрізанім від зразка чи пера лопатки перпендикулярно до вертикальної вісі.

Досліджували макро- та мікроструктуру шліфів, вирізаних з крайової та центральної зон верхньої, середньої та нижньої частин отриманих шихтових заготовок та з поперечних і поздовжніх темплетів дослідних зразків сплавів.

Для виготовлення мікрошліфів використовували механічне шліфування та полірування.

Структуру вивчали після травлення в розчині, що містить на 1 дм³ води 700...800 г хлорного заліза та 120...150 см³ соляної кислоти.

На металографічних мікроскопах типів MIM-10 та Neophot при збільшеннях до 1000 разів визначали кількість, колір, форму, розташування та інші показники структурних складових дослідних сплавів.

Проводили дослідження мікроструктури та визначали хімічний склад локальних об'ємів методом рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА) з використання растрового електронного мікроскопа JSM-IT300LV в режимі назад розсіяних електронів (ВЕІ) при збільшеннях від 1000 до 10000 разів.

З литих зразків діаметром 15 мм, довжиною 135 мм, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, після термічної обробки (дивись підрозділ 2.2.3) вирізали по 3 зразки діаметром 5 мм довжиною 55 мм для проведення випробувань механічних властивостей при кімнатній та підвищених температурах.

Механічні властивості при кімнатній температурі (межу міцності, відносне подовження, відносне звуження) проводили у відповідності до ГОСТ 1497-84. Випробування на розрив здійснювали на машині ZDM30.

Випробування зразків на довготривалу міцність проводили у відповідності до ГОСТ 10145-81 на установці моделі ДСТ-5000 при температурах 975 та 1000 °С під навантаженням від 250 до 350 МПа до повного руйнування.

На оптичному мікроскопі досліджували будову зламів дослідних монокристалічних зразків зі сплаву ЗМІ-М5, що пройшли термообробку за різними режимами, після механічних випробувань.

2.2.3 Термічна обробка

Термообробку дослідних зразків (\varnothing 15 мм, L = 135 мм) проводили за трьома варіантами.

I варіант. За стандартним режимом, що передбачено для сплаву

ЖС32-ВІ (ВСК): гомогенізація в вакуумі при температурі 1270 ± 10 °C протягом 2,0 годин при залишковому тиску 1,33...0,133 Па.

II варіант. За режимом зі збільшеним часом витримки:

– нагрів у вакуумі зі швидкістю не більше 20 °C/хв. до температури 1270 ± 10 °C; витримка протягом 4,0 годин у вакуумі при залишковому тиску 1,33...0,133 Па;

– охолодження до кімнатної температури протягом не менше 60 хв.

III варіант. За режимом, що передбачено для сучасних сплавів IV покоління (ВСК):

– нагрів в вакуумі до 1000 ± 50 °C зі швидкістю 6...8 °C/хв.; витримка при температурі 1000 ± 50 °C протягом 30...45 хв. у вакуумі при залишковому тиску 0,133...0,00133 Па;

– нагрів до 1280^{+10}_{-5} °C зі швидкістю 5 °C/хв.; витримка при температурі 1280^{+10}_{-5} °C протягом 75...90 хвилин в динамічному вакуумі 1,33...0,133 Па;

– охолодження до 700 °C зі швидкістю 80...100 °C/хв.;

– нагрів до 1030 ± 10 °C зі швидкістю 6...8 °C/хв. в динамічному вакуумі 1,33...0,133 Па, витримка при температурі 1030 ± 10 °C протягом 4 годин;

– охолодження до 700 °C зі швидкістю 80...100 °C/хв в середовищі аргону;

– нагрів до 870 ± 10 °C зі швидкістю 6...8 °C/хв. в динамічному вакуумі при залишковому тиску 1,33...0,133 Па, витримка при температурі 870 ± 10 °C протягом 28 годин;

– охолодження до кімнатної температури в середовищі аргону не менше ніж за 60 хвилин.

2.2.4 Оцінка структурної та фазової стабільності дослідних сплавів

Для оцінки структурної та фазової стабільності жароміцних нікелевих сплавів застосовуються різні розрахункові методи. Одним з них є метод "ФАКОМП" [64], згідно з яким за величиною \bar{N}_V -фактора визначається середня кількість електронних вакансій в γ -твердому розчині.

Хімічний склад γ -твердого розчину для кожного дослідного сплаву розраховується по середній кількості електронних дірок \bar{N}_V шляхом підсумовування за формулою (2.1):

$$\bar{N}_V = \sum_{i=1}^n m_i \cdot (N_V)_i, \quad (2.1)$$

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

n – число компонентів в γ -твердому розчині.

Результати порівняльного аналізу, проведені на групі відомих промислових сплавів [83] показали, що при малому значенні параметра $Cr/(Cr+Mo+W) < 0,5$ та більш низькому значенні величини фактора $\bar{N}_V \leq 2,3$ – най вірогіднішим є утворення μ -фази або двійних карбідів типу Me_6C .

При більшому значенні параметра $Cr/(Cr+Mo+W) > 0,7$ та більш високому значенні фактора $\bar{N}_V \geq 2,4$ – най вірогіднішим є утворення σ -фази.

Також відома методика оцінки збалансованості хімічного складу сплавів "ΔE-методом" [14, 84] за величиною параметра дисбалансу системи легування, з урахуванням параметра схильності сплаву до утворення топологічно щільно

упакованих (ТЩУ) фаз $P_{ТЩУ} = \frac{Cr}{Cr + Mo + W}$ [90].

Слід зазначити, що результати аналізу " ΔE -методом" групи відомих сплавів показав, що збалансованість хімічного складу більшості промислових жароміцних сплавів низька або практично відсутня [14, 84, 85]. Цілком очевидно, що, оскільки при легуванні жароміцних нікелевих сплавів використовується більше 12...15 елементів, знайти оптимальний склад для отримання бажаного комплексу властивостей досить складно. Для здійснення цього процесу вимагає тривалий час і великі фінансові витрати. Особливо це стосується високожароміцних нікелевих сплавів, що містять у хімічному складі кошовий і дефіцитний реній. Застосування даного методу дозволило оптимізувати хімічний склад багатьох відомих промислових сплавів і суттєво підвищити їх структурну і фазову стабільність.

Розрахунок параметра дисбалансу системи легування ΔE для кожного дослідного сплаву, в порівнянні зі сплавом ЖС32-ВІ, проводився за формулою:

$$\Delta E = \sum_{i=1}^n E_i \cdot C_i - \left(0,0036 \cdot \sum_{i=1}^n A_i \cdot C_i - 6,28 \right), \quad (2.2)$$

де E_i – відповідно кількість валентних електронів (sp-електрони алюмінію, ds-електрони перехідних металів;

C_i – концентрація i -го компонента;

A_i – атомна маса i -го компонента;

n – кількість компонентів сплаву, включно з основою сплаву.

Відповідно до рівняння (2.2), сплави вважаються збалансованими за хімічним складом при виконанні граничних умов величини параметра дисбалансу системи легування $\Delta E = \pm 0,04$.

Сплави, які мають більше позитивне значення параметра, ніж величина $\Delta E \geq 0,04$, схильні до утворення надлишкових фаз типу Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta несприятливої морфології.

Сплави, які мають більше негативне значення параметра, ніж величина $\Delta E \leq -0,04$, схильні до утворення надлишкових топологічно щільно упакованих фаз (μ -фази) або двійних карбідів типу Me_6C [14, 84, 85].

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

Досить широко поширені методи PHASCOMP [64, 86] і New PHASCOMP [87], згідно з якими за хімічним складом γ -твердих розчинів розраховуються параметри структурної стабільності: сумарна кількість електронних вакансій в γ -твердому розчині $\bar{N}v_\gamma$, сумарна кількість валентних електронів в γ -твердому розчині $\bar{M}d_\gamma$, параметр сумарного енергетичного рівня d-орбіталей елементів в хімічному складі сплаву $\bar{M}d_C$.

Згідно з розробленою в НУ «Запорізька політехніка» комплексною методикою [87], виходячи з параметра схильності сплаву до утворення ТЩУ фаз

$P_{ТЩУ} = \frac{Cr}{Cr + Mo + W}$, параметри структурної стабільності $\bar{N}v_\gamma$ і $\bar{M}d_\gamma$ можуть

бути визначені, як:

$$\bar{N}v_\gamma = 1,7346 \cdot (P_{ТЩУ}) + 0,7593; \quad R^2 = 0,9112 \quad (2.3)$$

$$\bar{M}d_\gamma = 0,0975 \cdot (Nv_\gamma) + 0,6941. \quad R^2 = 0,9813 \quad (2.4)$$

Умовами стабільності є: $\bar{N}v_\gamma \leq 2,4$; $\bar{M}d_\gamma \leq 0,93$.

Після обробки даних по параметру дисбалансу системи легування досліджених ливарних жароміцних нікелевих сплавів відомим ΔE -методом [89, 90], була отримана регресійна модель для розрахунку параметра структурної стабільності $\bar{M}d_C$ за величиною параметра ΔE – збалансованості системи легування [98].

$$\bar{M}d_C = 0,1879 \cdot (\Delta E) + 0,9803; \quad R^2 = 0,9886 \quad (2.5)$$

Умова стабільності: $\bar{M} d_C = 0,980 \pm 0,008$.

Здійснювали термодинамічні розрахунки структурно-фазових характеристик та фізичних властивостей для дослідних композицій, а також промислових сплавів, з використанням комп'ютерного моделювання методом CALPHAD в програмі JMatPro [92-95].

З використанням розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ), відповідно отриманих рівнянь регресії [88] проводили розрахунки по визначенню критичних температур та характеристик міцності досліджених сплавів.

Отримані розрахункові та експериментальні дані обробляли методами математичної статистики.

За допомогою вбудованих інструментів редактору Microsoft Word встановлювали зв'язок між двома параметрами. Підбирали залежність лінійного чи поліноміального характеру, що найбільше підходить для даного випадку.

Достовірність отриманих залежностей між двома змінними визначали за величиною коефіцієнта кореляції R^2 .

2.3 Висновки

1. Дослідні сплави виплавляли в сучасних вакуумних індукційних установках рівновісної та спрямованої кристалізації в тому числі з проведенням високотемпературної термочасової обробки розплаву.

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

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

дозволило суттєво скоротити витрати на етапі розробки хімічного складу сплаву та забезпечити його високі фізико-механічні та експлуатаційні властивості.

4. Проведений комплекс досліджень дозволив отримати достовірні результати, встановити взаємозв'язок між комплексом легування, структурою та властивостями сплаву, що розробляється та вирішити науково-технічну задачу з розробки ливарного сплаву, що не містить високо коштовного імпортного ренію, та за своїми властивостями може бути використаний для виготовлення методом високошвидкісної спрямованої кристалізації лопаток для газових турбін наземного використання.

РОЗДІЛ 3

РОЗРОБКА БЕЗРЕНІЄВОГО ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛОПАТОК МЕТОДОМ СПРЯМОВАНОЇ КРИСТАЛІЗАЦІЇ

3.1 Вплив підвищеного вмісту танталу на властивості жароміцного нікелевого сплаву на базі ЖС32-ВІ

Для підтвердження ефективності впливу збільшеного вмісту танталу на рівень фізико-механічних та жароміцних властивостей ЖНС провели комплекс досліджень.

Вивчили матеріал зразків, відлитих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) на установці УВСК-9А з дослідного жароміцного нікелевого сплаву на базі ЖС32-ВІ, з підвищеним вмістом Та, Мо, Al при зниженому вмісті С і Со, у відсутності Nb [96-98]. Дослідження проводили в порівнянні з аналогічними зразками, відлитими методом ВСК зі сплаву ЖС32-ВІ.

Хімічний склад зразків з дослідного сплаву в порівнянні зі сплавом ЖС32-ВІ (ВСК) представлений в табл. 3.1[99,100].

Таблиця 3.1 – Хімічний склад дослідних литих зразків [99, 100]

Сплав	Вміст елементів, % масових								
	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ta	Re
Дослідний сплав	0,050	4,24	5,89	7,51	2,13	7,16	-	7,38	3,03
	0,040	4,25	5,86	7,49	2,16	7,18	-	7,37	3,01
	0,056	4,22	5,89	7,59	2,11	7,24	-	7,32	3,10
	0,045	4,25	5,89	7,54	2,15	7,26	-	7,33	3,04
ЖС32-ВІ (ВСК)	0,15	4,85	9,43	8,68	1,17	5,85	1,55	4,10	3,80
Норми ТУ1-92-177-91 для сплаву ЖС32-ВІ	0,12...	4,5...	9,0...	8,1...	0,9...	5,7...	1,4...	3,7...	3,6...
	0,17	5,5	9,5	8,9	1,3	6,2	1,8	4,3	4,3

Досліджували зразки після термообробки за стандартним режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК) [99, 100].

При металографічному дослідженні нетравлений мікрошліфів [99, 100] в матеріалі виявлені мікропори і усадкові рихлоти, а також поодинокі оксидні вклучення розміром, що не перевищує 20 мкм (рис. 3.1 а, б, в, г). Крім того, в сплаві є дрібні вклучення сферичної форми світло-сірого кольору (в окремих випадках з рожевими вкрапленнями) розміром $\sim 2\text{--}4$ мкм, характерні для складних оксидів (рис. 3.1 д, е).

Карбіди і карбонітриди методом оптичної мікроскопії при збільшеннях до $\times 1000$ не виявлені, що характерно для структури низько вуглецевого нікелевого сплаву ($C \leq 0,08\%$).

Основними структурними складовими матеріалу термічно оброблених зразків з дослідного жароміцного нікелевого сплаву є: γ -твердий розчин з наявністю інтерметаллідної γ' -фази і евтектичної (γ - γ')-фази (рис. 3.2 а, б, в, г). Структури, характерні для перегрітого стану нікелевого жароміцного сплаву, не виявлені.

При порівняльному дослідженні встановлено [98-100], що в мікроструктурі зразків, відлитих з дослідного жароміцного нікелевого сплаву, після проведення термообробки спостерігається велика кількість не розчиненою в твердому розчині евтектики (γ - γ'), а також розмірна неоднорідність частинок γ' -фази в осях і междендритних просторах внаслідок недостатнього вирівнювання хімічного складу в межах дендритних осередку (див. рис. 3.2 а, б, в, г). Тоді як, в сплаві ЖС32-ВІ (ВСК) проведення стандартної термообробки сприяє розчиненню значної кількості евтектичною (γ - γ')-фази і зменшення структурної неоднорідності (рис. 3.2 д, е).



а, × 500



б, × 100



в, × 500



г, × 1000



д, × 1000



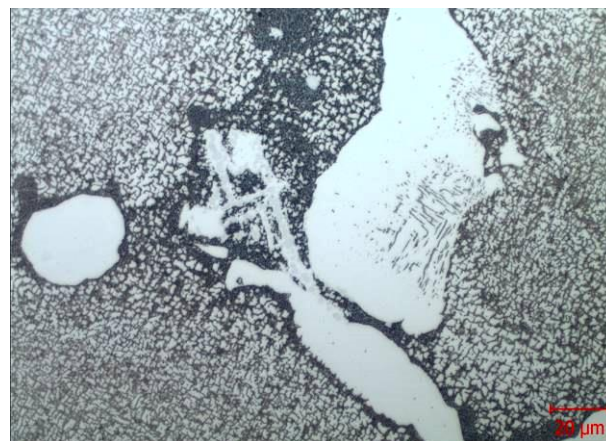
е, × 1000

а – мікропори; б – усадкові рихлоти; в, г, д, е – оксидні включення

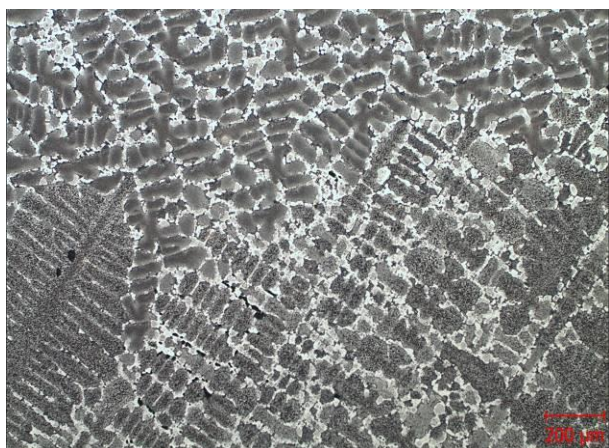
Рисунок 3.1 – Мікро структури зразків з дослідного жароміцного нікелевого сплаву [99,100]



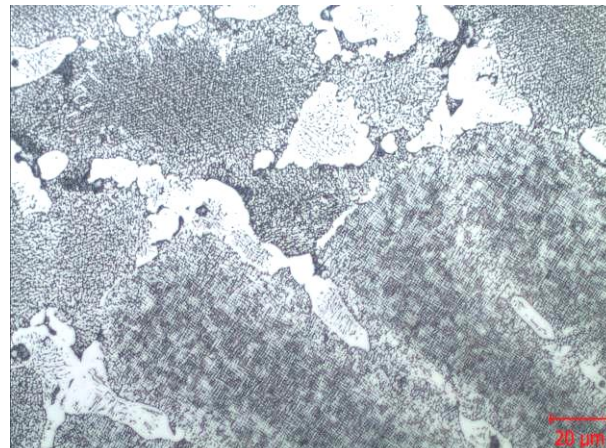
а, × 50



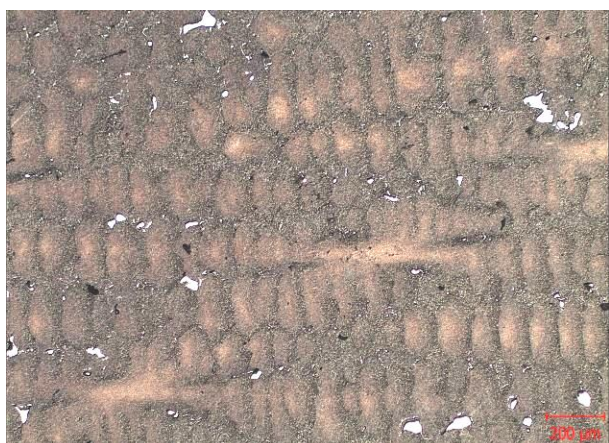
б, × 500



в, × 50



г, × 500



д, × 50



е, × 500

а, б, в, г – дослідний жароміцний нікелевий сплав; д, е- ЖС32-ВІ;
а, б, д, е – монокристалічна структура; в, г – спрямована структура.

Рисунок 3.2 – Мікроструктура зразків ВСК після термообробки [99,100]

Підвищений вміст евтектичної фази ($\gamma-\gamma'$) в дослідному сплаві в порівнянні зі сплавом ЖС32-ВІ (ВСК), ймовірно, обумовлений проведенням термообробки при температурі значно нижче температури повного розчинення ($\gamma-\gamma'$)-фази в твердому розчині. Через знижений вміст вуглецю (0,040...0,056%) в сплаві практично відсутні карбіди.

Параметри структурних складових в зразках з дослідного сплаву в порівнянні зі сплавом ЖС32-ВІ (ВСК) представлені в табл. 3.2.

Таблиця 3.2 – Параметри структурних складових дослідного жароміцного нікелевого сплаву [99, 100]

Сплав	Розмір структурних складових, мкм					
	карбіди		евтектика типу ($\gamma-\gamma'$)	мікро- пори	Відстань між вісями дендритів	
	глобулярні типу МС	пластинчасті типу M_6C			I порядку	II порядку
Дослідний сплав	-	-	5...100 (одичні до 135)	до 20	309...388	50...65
	-	-	5...50	до 20	320...399	35...55
ЖС32-ВІ	2...18	10...35 (одичні до 50)	5...60 (одичні до 75)	10...80	250...350	70...85

Встановлено, що значення відхилень напрямку [001] від осі Z в зразках, відлитих з дослідного жароміцного нікелевого сплаву, коливаються від 0,2 кут. град до 6,3 кут. град., а зі сплаву ЖС32-ВІ (ВСК) – від 2,0 кут. град до 7,1 кут. град. (При нормі по ТУ для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК) – не більше 20 кут. град.).

Решта зразків мала спрямовану структуру з кількістю кристалів не більше 3.

Результати механічних випробувань і випробувань на тривалу міцність зразків відлитих методом спрямованої кристалізації, після термообробки наведені в табл. 3.3 [99, 100].

Таблиця 3.3 – Механічні властивості і тривала міцність дослідних зразків

Сплав	Макроструктура	Механічні властивості при 20 °С			Час до руйнування		
		σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	$T_{\text{вип.}}$ °С	σ , МПа	τ_p , г.
Дослідний сплав	монокристалічна	1120	6,4	11,2	975	250	236,0
		1146	6,0	7,8			226,0
		1048	7,2	7,4	1000	280	65,0
		1150	8,8	11,2			69,8
	спрямована	959	14,8	14,3	975	250	207,5
		957	11,2	15,4			228,5
		1120	8,0	13,5	1000	280	57,0
		1094	8,4	13,1			54,0
ЖС32-ВІ (ВСК)	монокристалічна	1156	6,0	8,2	1000	280	86,5
		1126	6,4	8,2			61,5
	спрямована	960	7,6	-	975	250	64,0
		979	12,0	-			74,5
Норми 500ТУМ-2		≥ 900	$\geq 6,0$	-	975	250	$\geq 40,0$
Норми ТУ1-92-177-91; 18Т-ТУ-158 і 18Т-ТУ-187		≥ 900	$\geq 6,0$	-	1000	280	$\geq 40,0$

З наведених результатів видно, що механічні властивості досліджуваних зразків, задовільні і відповідають вимогам ТУ для сплаву ЖС32-ВІ. При цьому слід зазначити, що тривала міцність зразків з дослідного жароміцного нікелевого сплаву, випробуваних при температурі 1000 °С і навантаженні 280 МПа, знаходяться на рівні значень для сплаву ЖС32-ВІ. При випробуванні при температурі 975 °С і навантаженні 250 МПа тривала міцність дослідного сплаву більше ніж в 3 рази перевищує середні значення для сплаву ЖС32-ВІ (див. табл. 3.2).

Таким чином наведені дані підтверджують позитивний вплив підвищеного вмісту Та на жароміцність і перспективність застосування низьковуглецевої модифікації сплаву на базі ЖС32-ВІ.

Для використання на наземних установках логічним є завдання розробки

економнолегованого сплаву для виготовлення литих лопаток методом спрямованої кристалізації, в якому найбільш коштовний елемент – реній може бути замінений підвищеним вмістом інших легувальних, наприклад танталом і вольфрамом.

3.2 Обрання хімічного складу ливарного безренієвого жароміцного сплаву для виготовлення лопаток методом спрямованої кристалізації

Для розробки нового вітчизняного сплаву з покращеною структурною стабільністю зі збереженням властивостей та характеристик при значному здешевленні їх вартості, завдяки застосуванню оптимального складу легувальних елементів було проведено наступний комплекс розрахунково-аналітичних досліджень.

3.2.1 Вихідні вимоги до розробки складу ливарного сплаву для виготовлення лопаток зі спрямованою (моно) структурою

Для розробки оптимального складу нового ливарного жароміцного нікелевого сплаву було використано відомі розрахунково-аналітичні методики (див. розділ 2).

Сплав, що розробляється, призначений для виготовлення робочих лопаток зі спрямованою (моно) структурою до наземних газотурбінних установок Д-336 різних модифікацій (Т1, Т2), повинен мати характеристики міцності на рівні авіаційного промислового серійного ливарного жароміцного сплаву ЖС32-ВІ [2, 64], взятого за аналог.

Для отримання дослідних хімічних складів за основу було обрано промисловий ливарний жароміцний нікелевий сплав ЖС26-ВІ [2, 101], взятий за прототип, як найбільш близький за науково-технічною сутністю і очікуваному результату.

Базова система легування сплаву ЖС26-ВІ (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Nb-V-B-C) не містить танталу і ренію. Пошук дослідних композицій сплаву, що розробляється проводився в новій системі легування з виключенням зі складу титану, ніобію та ванадію (Ni-Co-Cr-Al-Mo-W-Ta-B-C) при одночасному покроковому варіюванні в дослідних складах вмістом танталу, вольфраму та вуглецю в досліджених межах, що було обумовлено наступними обставинами [96, 97, 102]:

- зниження вмісту вуглецю матиме позитивний вплив на підвищення показників пластичності та покращення характеристик стійкості проти високотемпературної корозії;

- оптимальне легування танталом і вольфрамом разом з алюмінієм підвищить сумарний вміст γ' -утворюючих елементів в хімічному складі, що сприятиме збільшенню об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі, а також зміни її хімічного складу і підвищення температури кінця розчинення в γ -твердому розчині ($t_{к.р. \gamma'}$), а отже, збільшення залишкової об'ємної частки γ' -фази при підвищених температурах, що матиме позитивний вплив на підвищення рівня характеристик міцності і температурної працездатності;

- тантал виступає як зміцнювач γ -твердого розчину, а також входить до складу основної зміцнювальної γ' -фази, а також карбідів типу МС. Тантал витісняє вольфрам з карбідів і γ' -фази додатково у γ -твердий розчин, при цьому утворюється так званий «псевдоренієвий ефект», тобто збільшується кількість вольфраму, що перебуває у γ -твердому розчині.

- тантал позитивно впливає на морфологію та термодинамічну стійкість карбідів типу МС, при цьому створює умови для уповільнення процесу утворення менш стійких карбідів типу $M_{23}C_6$, що поліпшить структурну і фазову стабільність;

– тантал сприяє звуженню температурного інтервалу кристалізації ($\Delta t_{кр.}$), в основному, за рахунок зниження температури ліквідус (t_L), що буде позитивно впливати на технологічність сплаву при формуванні бездефектної спрямованої (моно) структури в литих зразках і лопатках.

Реній засвоюється у твердому розчині до 95 %, а вольфрам тільки до 50 %. Таким чином компенсація ренію оптимальним співвідношенням танталу до вольфраму дозволяє замінити дефіцитний і дорогий реній без помітного зниження жароміцності, що суттєво знижує вартість сплаву, в порівнянні із відомим сплавом ЖС32-ВІ.

Новий економнолегований сплав призначений для виготовлення литих робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для перспективних стаціонарних газотурбінних установок [96, 97, 102, 103].

3.2.2 Вибір дослідних композицій для оптимізації хімічного складу розробляемого сплаву за заданими критеріями

Скорегований склад сплаву ЖС26-ВІ був узятий в якості базового, на основі якого далі здійснювався вибір п'яти (1 – 5) дослідних хімічних складів (табл. 3.4) розробляемого сплаву, відповідно до наступних положень:

– покрокове варіювання вмістом вольфраму від 7,5 до 9,5 мас. % і введення танталу в інтервалі від 7,5 до 9,5 мас. % з концентраційним кроком 0,5 мас. % матиме позитивний вплив на характеристики жароміцності розробляемого сплаву і показники стійкості проти високотемпературної корозії, в порівнянні з базовим сплавом ЖС26-ВІ, взятим за прототип;

– покрокове зниження вмісту вуглецю в інтервалі від 0,15 до 0,03 мас. % з концентраційним кроком 0,03 мас. % сприятиме підвищенню критичних температур, стабілізації параметрів стійкості проти високотемпературної корозії, зниження загальної об'ємної частки карбідної фази та поліпшенню її морфології,

що матиме позитивний вплив на характеристики пластичності розробляемого сплаву;

- покрокове введення нового елемента танталу в інтервалі від 7,5 до 9,5 мас. % з концентраційним кроком 0,5 мас. % сприятиме збільшенню об'ємної частки ($V_{\gamma^{20}}$) γ' -фази в структурі і зміни її хімічного складу, що підвищить термодинамічну стабільність γ' -фази і її залишкову частку в структурі розробляемого сплаву в межах температурного діапазону (800...1000 °С);

- визначення оптимального вмісту і границь легування вуглецем, вольфрамом і танталом в хімічному складі розробляемого сплаву забезпечить підвищення жароміцності до рівня промислового сплаву ЖС32-ВІ, поліпшить його технологічність за рахунок звуження температурного інтервалу кристалізації ($\Delta t_{кр.}$), що є важливим при формуванні бездефектної структури в зразках і лопатках, отриманих методом спрямованої (моно) кристалізації;

Діапазон варіювання елементами в новій обраній системі легування (Ni-Co-Cr-Al-Mo-W-Ta-V-C) сплаву, що розробляється, був заданий в наступних досліджуваних межах: вуглець 0,03...0,15 мас. %; вольфрам 7,5...9,5 мас. %; тантал 7,5...9,5 мас. %, при співвідношенні в дослідних складах W/Ta \approx 1,0.

У таблиці 3.4 представлено дослідні склади (1 – 5) сплаву, що розроблявся [102, 103], разом зі складами промислових сплавів ЖС32-ВІ [101] і ЖС26-ВІ [104] середнього рівня легування.

Для кожної дослідних композицій запропонованого сплаву, хімічний склад яких наведено в таблиці 3.4, були виконані прогнозувальні розрахунки параметрів структурної стабільності (табл. 3.5) за регресійними моделями комплексної розрахунково-аналітичної методики [88, 105-107], в порівнянні з аналогічними показниками для сплаву ЖС32-ВІ [2, 104] і сплаву ЖС26-ВІ [2, 101] при середньому вмісті легувальних елементів, що наведені в табл. 3.4 [102, 103].

За результатами аналізу отриманих розрахункових показників структурної стабільності (табл. 3.5) склад 3 відповідає оптимальному (середньому) рівню за вмістом легувальних компонентів. Склад 2 – відповідає мінімальному, а склад 4 – максимальному рівня легування. Склади 1 і 5 – відповідно нижче мінімального

і вище максимального кількісного рівня вмісту легувальних компонентів в запропонованому ливарному жароміцному нікелевому сплаві [102, 103].

Таблиця 3.4 – Хімічний склад дослідних сплавів [101-104]

Сплав	Середній вміст елементу %, масових											
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	V	Ta	Re	B
ЖС32-ВІ	0,15	5,0	9,0	6,0	-	1,0	8,3	1,5	-	4,0	4,0	0,02
Склад 1	0,15	5,0	5,5	5,9	-	0,7	7,5	-	-	7,5	-	0,01
Склад 2	0,12	5,0	5,5	5,9	-	0,7	8,0	-	-	8,0	-	0,01
Склад 3	0,09	5,0	5,5	5,9	-	0,7	8,5	-	-	8,5	-	0,01
Склад 4	0,06	5,0	5,5	5,9	-	0,7	9,0	-	-	9,0	-	0,01
Склад 5	0,03	5,0	5,5	5,9	-	0,7	9,5	-	-	9,5	-	0,01
ЖС26-ВІ	0,15	5,0	9,0	5,8	1,0	1,1	11,7	1,6	1,0	-	-	0,015
Примітка. Ni – основа.												

Таблиця 3.5 – Розрахункові параметри структурної стабільності сплавів [102, 103]

Сплав	Розрахункові параметри структурної стабільності				
	$P_{ТПУ}$	$\bar{N}_{v\gamma}$	$\bar{M}_{d\gamma}$	ΔE	\bar{M}_{dc}
ЖС32-ВІ	0,3497	1,8587	0,8753	-0,1238	0,9570
Склад 1	0,3788	1,9156	0,8809	+0,0512	0,9899
Склад 2	0,3650	1,8942	0,8788	+0,0174	0,9836
Склад 3	0,3521	1,8735	0,8768	-0,0171	0,9771
Склад 4	0,3401	1,8537	0,8748	-0,0522	0,9705
Склад 5	0,3289	1,8345	0,8730	-0,0877	0,9638
ЖС26-ВІ	0,2810	1,7332	0,8631	-0,0477	0,9713
Граничні умови	-	$\leq 2,4$	$\leq 0,93$	$\pm 0,04$	$0,980 \pm 0,008$
<p>Примітка. $P_{ТПУ} = \frac{Cr}{Cr + Mo + W}$ – параметр схильності сплаву до утворення ТПУ фаз</p> <p>$\bar{N}_{v\gamma}$ – сумарна кількість електронних вакансій елементів в γ-твердому розчині; $\bar{M}_{d\gamma}$ – сумарний енергетичний рівень d-орбіталей елементів в γ-твердому розчині; \bar{M}_{dc} – сумарний енергетичний рівень d-орбіталей елементів в хімічному складі сплаву; ΔE – величина дисбалансу системи легування сплаву. Розрахунки проводилися в ат. %.</p>					

Структурна і фазова стабільність є необхідною, але недостатньою умовою для досягнення необхідного рівня жароміцності в температурному діапазоні 800...1000 °С, що підтверджено практикою.

Дослідні склади 2 і 3 збалансовані з точки зору умов дисбалансу системи легування ($\Delta E = \pm 0,04$). Дослідний склад 1 ($\Delta E = +0,0512$) і склад 4 ($\Delta E = -0,0522$), а також промисловий сплав ЖС26-ВІ ($\Delta E = -0,0477$), за розрахунками мають незначну схильність до фазової нестабільності, тому склади 1 та 4 не виключалися з подальших розрахункових досліджень. Разом з тим, величина ΔE -факора для промислового сплаву ЖС32-ВІ ($\Delta E = -0,1238$) і дослідного складу 5 ($\Delta E = -0,0877$) дуже сильно відхиляється від умов збалансованого легування ($\Delta E = \pm 0,04$), тому склад 5 був виключений з подальших розрахункових досліджень [102, 103].

3.2.3 Структурно-фазові характеристики досліджених хімічних складів, розраховані методом CALPHAD (JMatPro)

Далі, відповідно з алгоритмом методики КРАМ [105-107], для дослідних композицій (1 – 4) та промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ, методом CALPHAD (JMatPro) [92-95] були здійснені термодинамічні розрахунки.

У таблиці 3.6 представлено розрахункові значення структурно-фазових характеристик для досліджених хімічних складів [102, 103]. Розрахункові дослідження показали, що промислові сплави ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ проявляють схильність до утворення ТЩУ-фаз типу μ -фази, а дослідні склади 1 – 3, можуть проявляти схильність до утворення карбідів несприятливої морфології типу $M_{23}C_6$, а дослідні склади 3 і 4 можуть проявляти схильність до утворення карбідів несприятливої морфології типу M_6C [88, 102].

Разом з тим, показано (табл. 3.6, рис. 3.4), що виділення в структурі досліджених сплавів фаз типу $*M_3V_2$, $*MV_2$, $*p$ - мало ймовірно, тому що

концентрація цих фаз мала, при цьому утворення цих фаз в процесі кристалізації стає практично неможливим в низькотемпературних областях їх існування.

Таблиця 3.6 – Розрахункові результати структурно-фазових характеристик досліджених сплавів [102].

Сплав	Тип, об'ємна частка фаз в структурі при 20°C, мас. %, CALPHAD-метод (JMatPro)								
	γ -	γ' -	MC	M ₆ C	M ₂₃ C ₆	*M ₃ B ₂	*MB ₂	μ -	*p-
ЖС32-ВІ	19,82	67,8	1,94	-	3,01	0,24	-	9,17	0,32
Склад 1	24,00	72,9	2,31	0,09	2,99	0,12	-	-	-
Склад 2	22,73	75,2	1,55	0,18	1,98	0,12	-	-	-
Склад 3	21,39	76,8	1,23	1,01	1,58	0,12	-	-	-
Склад 4	19,62	78,0	0,92	3,03	1,18	0,12	-	1,07	-
ЖС26-ВІ	31,77	66,7	1,13	-	-	0,18	0,04	4,72	-

Встановлено, що кращий показник об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' -фази в структурі досліджених сплавів, що впливає на характеристики жароміцності, має дослідний склад 4 ($V_{\gamma'}^{20} = 78,0\%$), а також склад 3 ($V_{\gamma'}^{20} = 76,8$), в порівнянні з промисловими сплавами ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ ($V_{\gamma'}^{20} = 67,8$; $V_{\gamma'}^{20} = 66,2$, відповідно) (див. табл. 3.6), для яких виконуються умови розробки ($V_{\gamma'}^{20} \geq 60\%$) (див. табл. 3.5, 3.6).

На рисунку 3.3 приведено результати визначення типу і кількості фаз (див. табл. 3.6), а також хімічного складу фаз, розрахованих методом CALPHAD в програмі JMatPro [102] для дослідного складу 4, у якого найкращий показник об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20} = 78,0\%$) γ' -фази в структурі (табл. 3.7).

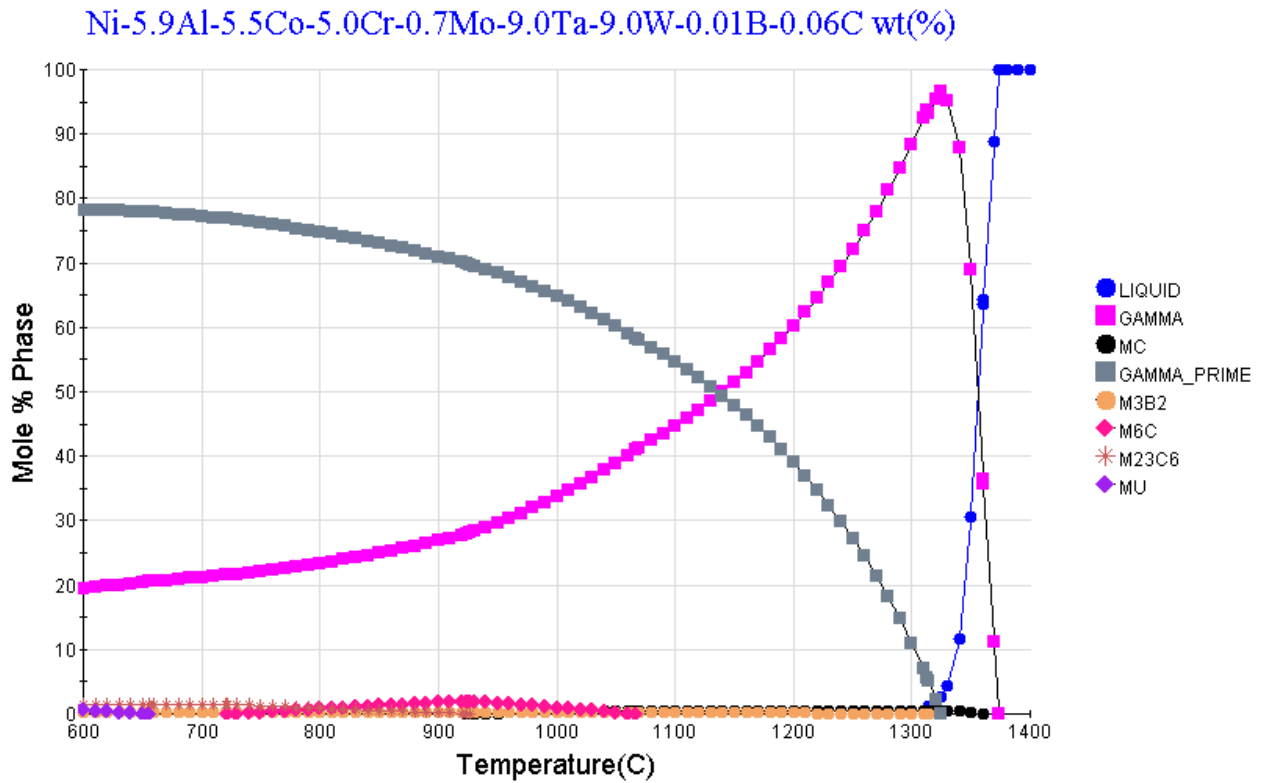


Рисунок 3.3 – Фазовий склад дослідного складу 4, розрахований методом CALPHAD в програмі JMatPro [102]

Таблиця 3.7 – Результати розрахунку хімічного складу фаз в структурі дослідного складу 4

Фаза	Вміст елементу в фазі при 20°C, мас. %									
	Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	C	B
γ -	55,15	15,78	15,90	0,72	-	1,09	11,69	8,19	-	-
γ' -	68,98	3,59	1,86	8,05	-	0,35	7,90	12,25	-	-
MC	-	-	0,17	-	-	0,23	4,18	89,19	6,24	-
M ₆ C	17,03	2,45	10,65	-	-	5,46	62,58	-	1,87	-
M ₂₃ C ₆	5,29	3,35	66,29	-	-	13,46	7,43	-	5,07	-
*M ₃ B ₂	0,04	0,05	20,61	-	-	67,08	4,16	-	-	8,07
μ -	13,16	21,22	2,88	-	-	2,10	61,29	0,03	-	-

3.2.4 Розрахункові критичні температури досліджених сплавів, отримані розрахунково-аналітичними методами

Для розрахунку температурних параметрів використали відомі математичні регресійні моделі.

Виходячи з суми масових часток елементів, зміцнюючих γ -твердий розчин $\Sigma C_i \gamma = \text{Mo} + \text{W} + \text{Ta} + \text{Re} + \text{Ru}$, мас. % [108-110]:

температура ліквідус t_L , °C визначається як,

$$t_L = 5,5572 \cdot (\Sigma C_i \gamma) + 1309,3; \quad R^2 = 0,9801 \quad (3.1)$$

температура солідус t_S , °C визначається як,

$$t_S = 8,7819 \cdot (\Sigma C_i \gamma) + 1189,6; \quad R^2 = 0,9816 \quad (3.2)$$

Виходячи з суми масових часток елементів, що утворюють γ' -фазу $\Sigma C_i \gamma' = \text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf}$, мас. %:

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

$$t_{\text{ЕВТ.}} = 16,059 \cdot (\Sigma C_i \gamma') + 1101,8; \quad R^2 = 0,9563 \quad (3.3)$$

температура кінцевого розчинення γ' -фази $t_{\text{К.Р.}\gamma'}$, °C визначається як,

$$t_{\text{К.Р.}\gamma'} = 25,073 \cdot (\Sigma C_i \gamma') + 955,01; \quad R^2 = 0,9715 \quad (3.4)$$

температура початку розчинення γ' -фази $t_{\text{П.Р.}\gamma'}$, °C визначається як,

$$t_{\text{П.Р.}\gamma'} = 3,0087 \cdot (\Sigma C_i \gamma') + 818,49. \quad R^2 = 0,9691 \quad (3.5)$$

Діапазон температур гомогенізації можна визначити, як:

$$\Delta t_{\text{ГОМ}} = t_{\text{ЭВТ}} - t_{\text{П.Р.}}^{\gamma'} \quad (3.6)$$

Для досліджуваних варіантів хімічного складу дослідних сплавів отримуємо такі температурні параметри (табл. 3.8) [102].

Таблиця 3.8 – Розрахункові результати температурних характеристик досліджених сплавів [102].

Марка сплаву	Температурні характеристики, °С								
	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	t_L	t_S	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$t_{\text{ЭВТ}}$	$t_{\text{П.Р.}}^{\gamma'}$	$t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'}$	$\Delta t_{\text{КР.}}$	$\Delta t_{\text{ГОМ}}$
ЖС32-ВІ	17,3	1405,5	1341,5	11,5	1286,5	853,1	1262,2	64,0	24,3
Склад 1	15,7	1396,5	1327,5	13,4	1287,0	858,8	1270,4	69,0	16,6
Склад 2	16,7	1402,1	1336,3	13,9	1295,0	860,3	1273,5	65,8	21,5
Склад 3	17,7	1407,7	1345,0	14,4	1303,0	861,8	1276,1	62,7	26,9
Склад 4	18,7	1413,2	1353,8	14,9	1305,1	863,3	1277,6	59,4	27,5
ЖС26-ВІ	12,8	1380,4	1302,0	8,4	1286,7	843,7	1265,6	78,4	21,1

Встановлено (табл. 3.8), що кращі показники контрольованих критичних температур (t_S , $t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'}$, $\Delta t_{\text{КР.}}$, $\Delta t_{\text{ГОМ}}$), відповідальних за рівень показників жароміцності, а також технологічність при отриманні бездефектної спрямованої (моно) структури в зразках і лопатках, має дослідний склад 4 [102].

В порівнянні із дослідними складами 2 – 4, у яких виконуються всі умови по розробці, у дослідного складу 1 і промислових ливарних жароміцних сплавів ЖС32-ВІ та ЖС26-ВІ (див. табл. 3.9) не виконується умова ($t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'} \geq 1270$ °С), при цьому всі інші умови по розробці виконуються ($t_S \geq 1300$ °С; $\Delta t_{\text{КР.}} \leq 80$ °С; $\Delta t_{\text{ГОМ}} \geq 20$ °С).

3.2.5 Порівняльна оцінка корозійної стійкості досліджених хімічних складів за величиною «еквівалентного» хрому $[Cr]_{\text{ЕКВ}}$

Відомо, що оцінка впливу кожного легувального елементу окремо може бути неадекватною при різних схемах легування, в зв'язку з чим проводили комплексну оцінку корозійної стійкості. Тому, була проведена порівняльна оцінка впливу легувальних елементів на ВТК – стійкість дослідних сплавів у функції «еквівалентного» хрому, де у рівнянні Рентца [22, 27] показано, який потрібен «ефективний» вміст хрому, щоб протистояти ВТК в різних корозійних середовищах.

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ [88, 105], для фазово-стабільних композицій 2 і 3, та умовно стабільних композицій 1 і 4, а також промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ була проведена порівняльна оцінка корозійної стійкості досліджених сплавів за «еквівалентним» хромом $[Cr]_{\text{ЕКВ}}$, що наведено в табл. 3.10 [102], величину якого розраховували за багатокomпонентним регресійним рівнянням Рентца:

$$[Cr]_{\text{ЕКВ.}} = [Cr] + 3,8 \cdot [Al - 5] + 2 \cdot [W] - 12,5 \cdot [C] - 1,4 \cdot [Mo - 1] \quad (3.7)$$

Для досліджуваних сплавів маємо наступні значення $[Cr]_{\text{ЕКВ.}}$ (табл. 3.9).

Таблиця 3.9 – Результати розрахунків величини ефективного «еквівалентного» хрому $[Cr]_{\text{ЕКВ.}}$ досліджених сплавів [102]

Величина $[Cr]_{\text{ЕКВ.}}$, мас. %	Сплав					
	ЖС32-ВІ	Склад 1	Склад 2	Склад 3	Склад 4	ЖС26-ВІ
	23,525	21,965	23,340	24,715	26,090	30,185

Встановлено, що промисловий ливарний жароміцний сплав ЖС32-ВІ ($[Cr]_{\text{ЕКВ.}} = 23,525$), а також дослідний склад 1 ($[Cr]_{\text{ЕКВ.}} = 21,965$) і склад 2

($[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}} = 23,340$) мають кращі показники ефективного «еквівалентного» хрому $[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}}$, ніж склад 3 ($[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}} = 24,715$) і склад 4 ($[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}} = 26,090$), та кращі показники, ніж промисловий ливарний жароміцний сплав ЖС26-ВІ ($[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}} = 30,185$), у якого цей показник найгірший, через що не забезпечується достатній опір до високотемпературної корозії та поверхнева стабільність в цілому (див. табл. 3.9) [102].

3.2.6 Розрахункові характеристики міцності досліджених сплавів

Кількість основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}^t$, % масових, при різних температурах в залежності від суми масових часток γ' -утворювальних елементів $\Sigma C_i \gamma' = \text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf}$, може бути визначено за наступними математичними регресійними моделями [105], отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних по групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

$$V_{\gamma'}^{20} = -0,1028 \cdot (\Sigma C_i \gamma')^2 + 5,0757 \cdot (\Sigma C_i \gamma') + 16,209 \quad R^2 = 0,9671 \quad (3.8)$$

$$V_{\gamma'}^{800} = -0,4437 \cdot (\Sigma C_i \gamma')^2 + 12,769 \cdot (\Sigma C_i \gamma') - 26,493 \quad R^2 = 0,9665 \quad (3.9)$$

$$V_{\gamma'}^{900} = -0,3556 \cdot (\Sigma C_i \gamma')^2 + 10,892 \cdot (\Sigma C_i \gamma') - 21,033 \quad R^2 = 0,9677 \quad (3.10)$$

$$V_{\gamma'}^{1000} = -0,2879 \cdot (\Sigma C_i \gamma')^2 + 10,259 \cdot (\Sigma C_i \gamma') - 30,409 \quad R^2 = 0,9686 \quad (3.11)$$

Результати розрахунків для групи досліджуваних сплавів наведено в табл. 3.10 [102].

Таблиця 3.10 – Сумарний вміст γ' -утворювальних елементів $\Sigma C_i^{\gamma'}$ та кількість основної зміцнювальної γ' -фази $V_{\gamma'}^t$ в досліджуваних сплавах при нормальній і стандартних підвищених температурах [115].

Сплав	Сумарний вміст γ' -утворюючих елементів $\Sigma C_i^{\gamma'}$, мас. %	Кількість основної зміцнюючої γ' -фази $V_{\gamma'}^t$, мас. %, при температурах			
		$V_{\gamma'}^{20}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$
ЖС32-ВІ	11,5	*67,8 62,0	*65,0 61,7	*59,9 57,2	*50,5 49,5
Склад 1	13,4	*72,9 65,8	*68,7 64,9	*62,6 61,1	*53,0 55,4
Склад 2	13,9	*75,2 66,9	*71,2 65,3	*65,7 61,7	*56,7 56,6
Склад 3	14,4	*76,8 68,0	*73,1 65,4	*68,4 62,1	*60,3 57,6
Склад 4	14,9	*78,0 69,0	*74,2 65,3	*70,1 62,3	*63,9 58,5
ЖС26-ВІ	8,4	*66,7 61,7	*63,8 59,5	*62,5 55,4	*54,4 45,5

Примітка. В строках під «*» наведено дані розрахунків з використанням програми JMatPro, а в строках нижче наведено дані розрахунків відповідно регресійних моделей методики КРАМ [105-107].

Межа короткочасної міцності σ_B^t , МПа, може бути розрахована виходячи з кількості основної зміцнювальної γ' -фази $V_{\gamma'}^t$ масових, для нормальної і стандартних підвищених температур за наступними регресійними моделями, отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних та випробуваних на групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів [105].

$$\sigma_B^{20} = 16,625 \cdot (V_{\gamma'}^{20}) + 72,049, \quad R^2 = 0,9479; \quad (3.12)$$

$$\sigma_B^{800} = 8,432 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 493,67, \quad R^2 = 0,9517; \quad (3.13)$$

$$\sigma_B^{900} = 13,331 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) + 131,60, \quad R^2 = 0,9857; \quad (3.14)$$

$$\sigma_B^{1000} = 9,0038 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) + 164,07. \quad R^2 = 0,9461. \quad (3.15)$$

Результати розрахунків для групи досліджуваних сплавів наведено в табл. 3.11 [102].

Таблиця 3.11 – Межа короткочасної міцності σ_B^t , МПа, досліджуваних сплавів при нормальній і стандартних підвищених температурах [102]

Сплав	Межа короткочасної міцності σ_B^t , МПа, при температурах			
	σ_B^{20}	σ_B^{800}	σ_B^{900}	σ_B^{1000}
ЖС32-ВІ	*1238,8	*1129,6	*1021,4	*750,8
	1185,9	1113,7	994,1	709,7
Склад 1	*1109,1	*1081,9	*984,3	*696,0
	1165,4	1041,3	945,7	662,6
Склад 2	*1214,5	*1054,0	*990,1	*715,4
	1184,3	1044,0	953,6	673,4
Склад 3	*1222,7	*1063,7	*987,4	*732,8
	1202,3	1044,9	959,1	682,9
Склад 4	*1231,8	*1089,3	*991,3	*746,7
	1219,4	1053,9	962,3	691,0
ЖС26-ВІ	*943,7	*979,2	*753,9	*547,5
	929,8	910,7	736,4	483,3
Примітка. В строках під «*» наведено дані розрахунків з використанням програми JMatPro, а в строках нижче наведено дані розрахунків відповідно регресійних моделей методики КРАМ [105-107].				

Графічно залежність короткочасної межі міцності σ_B^t , МПа від температури для дослідного сплаву (склад 3) і ЖС32-ВІ представлено на рис. 3.4.

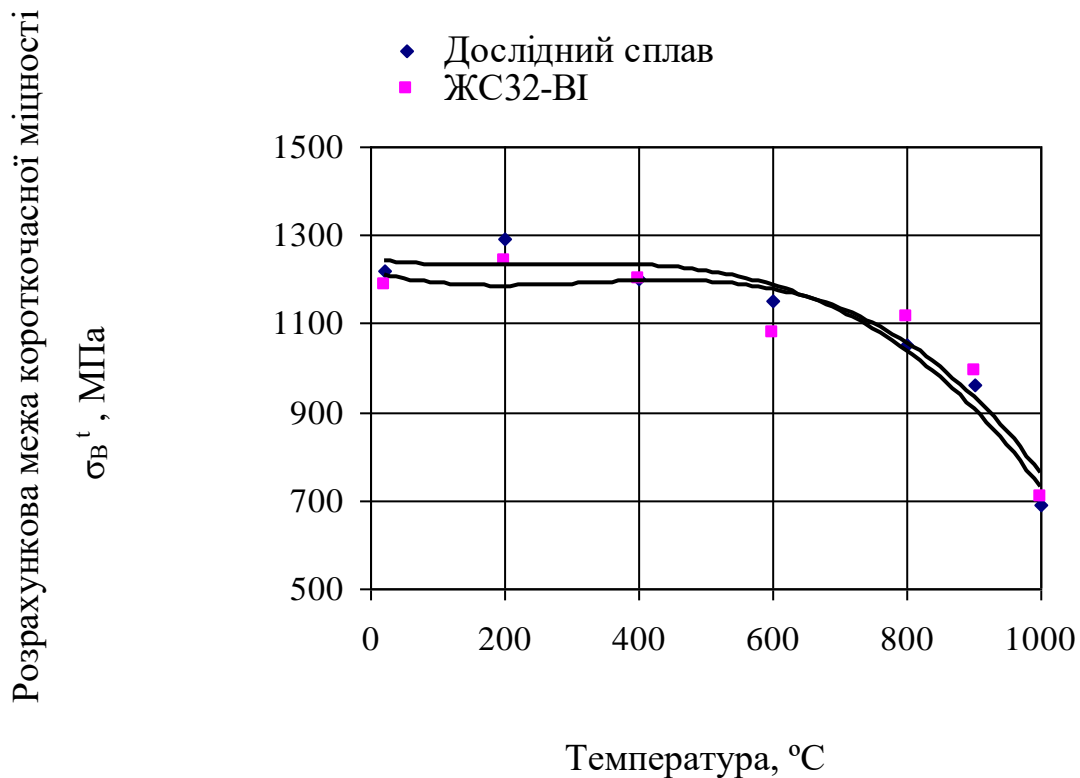


Рисунок 3.4 – Залежність розрахункової межі короткочасної міцності σ_B^t , МПа, від температури для дослідного сплаву (склад 3) і ЖС32-ВІ

Аналітично, залежність межі короткочасної міцності σ_B^t , МПа дослідного безренієвого сплаву на середньому рині легування (склад 3) від температури може бути описана за допомогою наступної поліноміальної залежності:

$$\sigma_B^t = -2 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0015 \cdot t^2 - 0,3913 \cdot t + 1217,6; \quad R^2 = 0,8858. \quad (3.16)$$

Для ЖС32-ВІ:

$$\sigma_B^t = -1 \cdot 10^{-6} \cdot t^3 + 0,0009 \cdot t^2 - 0,1872 \cdot t + 1144,8; \quad R^2 = 0,9568. \quad (3.17)$$

Межа 100- і 1000 годинної тривалої міцності σ_{τ}^t , МПа, може бути розрахована виходячи з кількості основної зміцнювальної γ' -фази V_{γ}^t , мас. %, для стандартних підвищених температур за наступними регресійними моделями,

отриманими в результаті математичної обробки експериментальних даних та випробуваних на групі ливарних жароміцних нікелевих сплавів [105-107].

Для межі 100 годинної тривалої міцності:

при 800 °С

$$\sigma_{100}^{800} = 8,3257 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 127,09; \quad R^2 = 0,9859; \quad (3.18)$$

при 900 °С

$$\sigma_{100}^{900} = 9,4593 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 99,463; \quad R^2 = 0,9802; \quad (3.19)$$

при 1000 °С

$$\sigma_{100}^{1000} = 5,7086 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 56,666. \quad R^2 = 0,9875. \quad (3.20)$$

Для межі 1000 годинної тривалої міцності:

при 800 °С

$$\sigma_{1000}^{800} = 7,7537 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 1,4101; \quad R^2 = 0,9645; \quad (3.21)$$

при 900 °С

$$\sigma_{1000}^{900} = 9,5859 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 231,47; \quad R^2 = 0,9692; \quad (3.22)$$

при 1000 °С

$$\sigma_{1000}^{1000} = 5,3733 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 141,95. \quad R^2 = 0,9650. \quad (3.23)$$

Результати розрахунків для групи досліджуваних сплавів наведено в табл. 3.12 [102].

Таблиця 3.12 – Межа 100- і 1000 годинної тривалої міцності σ_{τ}^t , МПа, досліджуваних сплавів при стандартних підвищених температурах [102]

Сплав	Межа 100- і 1000 годинний тривалої міцності σ_{τ}^t , МПа, досліджуваних сплавів при стандартних підвищених температурах					
	σ_{100}^{800}	σ_{100}^{900}	σ_{100}^{1000}	σ_{1000}^{800}	σ_{1000}^{900}	σ_{1000}^{1000}
ЖС32-ВІ	*725,0 695,6	*459,0 441,6	*230,0 225,9	*600,0 589,6	*355,0 346,8	*150,0 144,0
Склад 1	*660,0 667,8	*400,0 418,2	*190,0 259,4	*540,0 524,9	*290,0 313,9	*100,0 115,5
Склад 2	*680,0 670,5	*420,0 423,8	*200,0 206,2	*560,0 547,5	*307,0 329,6	*110,0 122,0
Склад 3	*700,0 671,4	*440,0 427,7	*210,0 212,3	*580,0 568,3	*330,0 363,6	*125,0 137,7
Склад 4	*720,0 670,4	*450,0 440,0	*225,0 217,5	*590,0 577,4	*350,0 345,8	*145,0 142,6
ЖС26-ВІ	*600,0 578,9	*380,0 369,7	*190,0 185,7	*510,0 494,9	*240,0 223,4	*90,0 80,5
Примітка. В строках під «*» наведено дані розрахунків з використанням програми JMatPro, а в строках нижче наведено дані розрахунків відповідно регресійних моделей методики КРАМ [105-107].						

Графічна залежність розрахункової межі 100 годинний тривалої міцності σ_{100}^t , МПа, від температури для сплавів ЗМІ-М5ВІ і ЖС32-ВІ представлена на рисунку 3.5.

Для дослідного безренієвого сплаву (на середньому рівні легування) ця залежність може бути описана за допомогою наступної поліноміальної залежності:

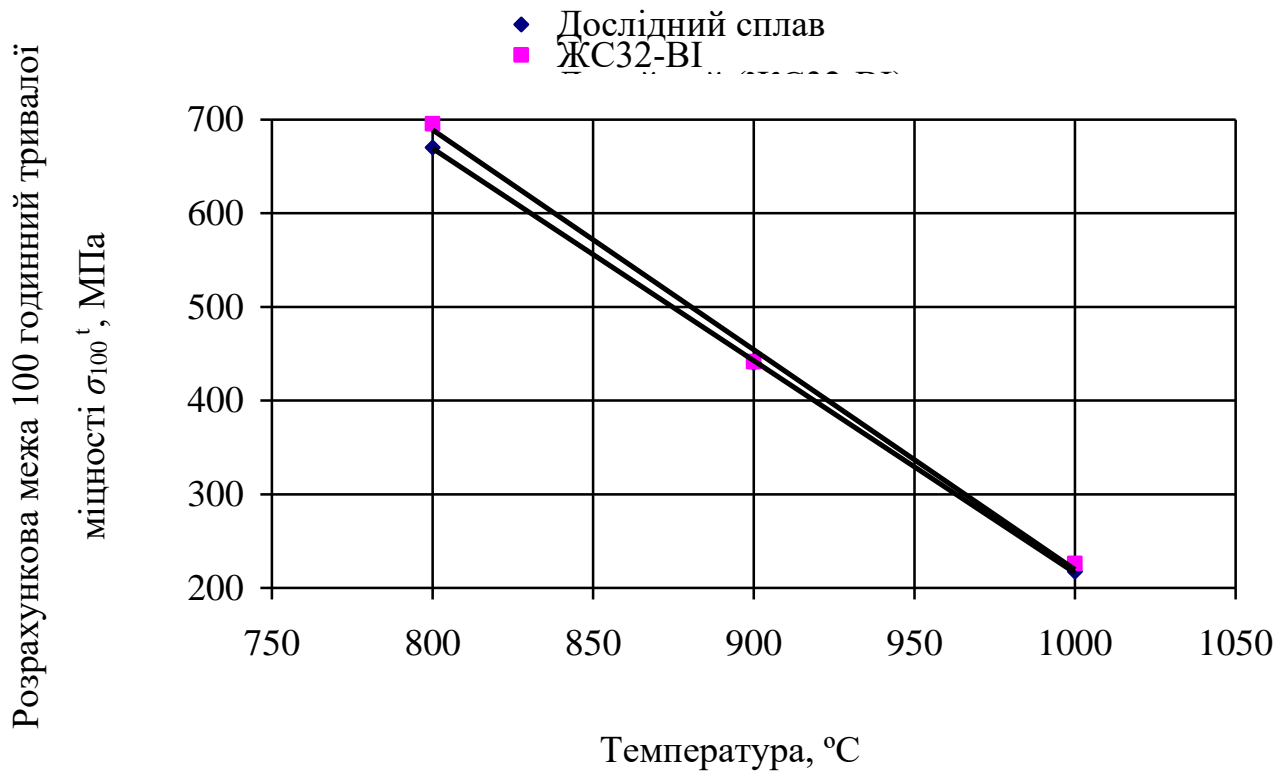


Рисунок 3.5 – Залежність розрахункової межі 100 годинної тривалості міцності σ_{100}^t , МПа, від температури для дослідних сплавів (склад 3) та ЖС32-ВІ.

$$\sigma_{100}^t = -0,0019 \cdot t^2 - 5,7955 \cdot t + 4106,4; \quad R^2 = 1,0. \quad (3.24)$$

Для сплаву ЖС32-ВІ:

$$\sigma_{100}^t = -0,0004 \cdot t^2 - 2,9755 \cdot t + 2798,0; \quad R^2 = 1,0. \quad (3.25)$$

Для дослідного безренієвого сплаву на середньому рівні легування (склад 3) ця залежність може бути описана за допомогою наступної лінійної залежності:

$$\sigma_{100}^t = -2,2645 \cdot t + 2480,7; \quad R^2 = 0,9999. \quad (3.24)$$

Для сплаву ЖС32-ВІ:

$$\sigma_{1000}^t = -2,3485 \cdot t + 2568,0; \quad R^2 = 0,9978. \quad (3.25)$$

Графічна залежність розрахункової межі 1000 годинної тривалої міцності σ_{1000}^t , МПа, від температури для сплавів ЗМІ-М5ВІ і ЖС32-ВІ представлена на рисунку 3.6.

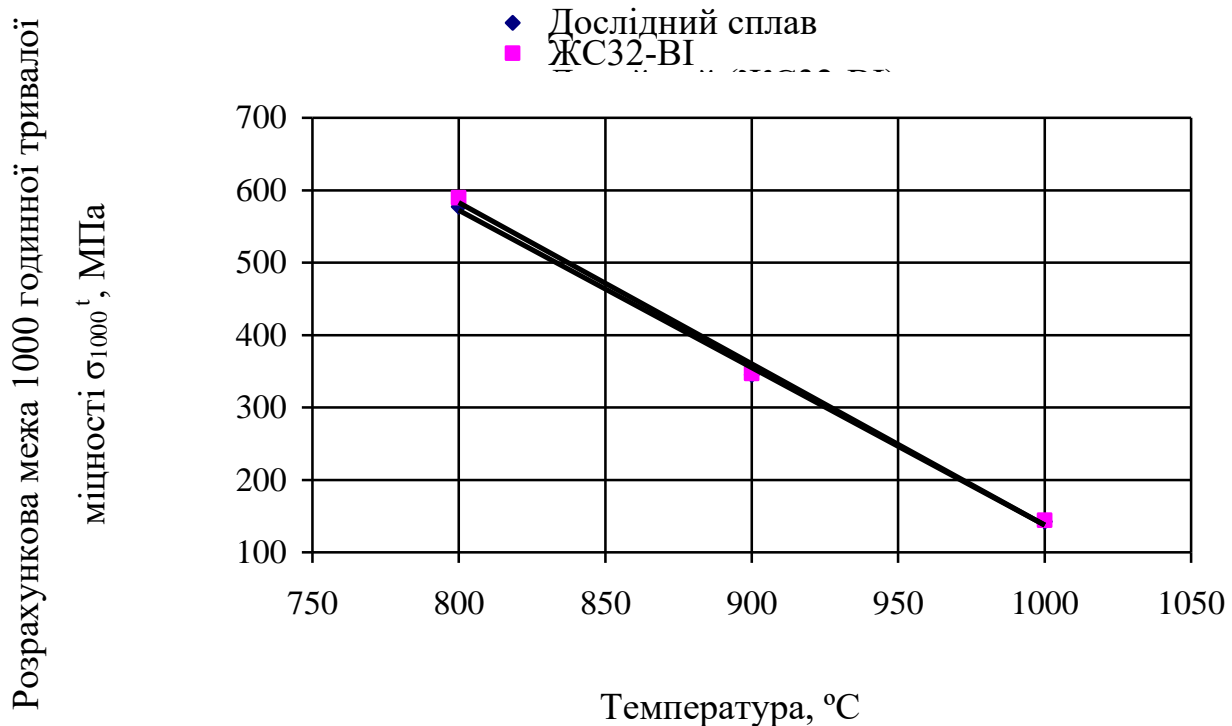


Рисунок 3.6 – Залежність розрахункової межі 1000 годинної тривалої міцності σ_{1000}^t , МПа, від температури для дослідних сплавів (склад 3) та ЖС32-ВІ.

Для дослідного безренієвого сплаву на середньому рівні легування (склад 3) дана залежність може бути описана за допомогою наступної лінійної залежності:

$$\sigma_{1000}^t = -2,174 \cdot t + 2311,7; \quad R^2 = 0,9985. \quad (3.26)$$

Для сплаву ЖС32-ВІ:

$$\sigma_{1000}^t = -2,228 \cdot t + 2365,3; \quad R^2 = 0,9973. \quad (3.27)$$

Екстраполяція значень довговічності ($\tau_{руйн.}$) для умов випробування ($\tau_{300}^{975} \geq 40$ годин) показала, що кращі розрахункові показники середнього часу до руйнування зразків у дослідного складу 4, що становить ($\tau_{руйн.} = 45,4$ години) і зразків промислового сплаву ЖС32-ВІ - ($\tau_{руйн.} = 66,3$ години), що задовольняє умовам розробки, в порівнянні із зразками промислового сплаву ЖС26-ВІ ($\tau_{руйн.} = 18,4$ години), що не задовольняє умовам розробки.

Таким чином, за допомогою розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахунково-аналітичної методики спрогнозовано найважливіші параметри, що визначають працездатність дослідного економнолегованого безрениєвого ливарного жароміцного нікелевого сплаву і показано, що розроблений сплав по розрахунковим параметрам не поступається серійному набагато більш коштовному (за рахунок 4 %-го вмісту Re) ЖС32-ВІ [102].

Запропонованому сплаву, що не містить в своєму складі коштовного імпортного ренію присвоєно марку ЗМІ-М5 [111] та розроблено тимчасові технічні умови (ТТУ) (додаток А).

Сплав містить легувальні компоненти, в наступних межах, мас. %: С – 0,06...0,12; Cr – 4,5...5,5; Со – 5,0...6,0; W – 8,0...9,0; Мо – 0,4...1,0; Al – 5,7...6,3; Та – 8,0...9,0; В – 0,005...0,015; Се – 0,005... 0,015; Y – 0,005...0,015; Ni – основа.

3.3 Вплив вмісту основних легувальних елементів на експлуатаційні властивості дослідного сплаву ЗМІ-М5

Вивчили вплив вмісту основних легувальних елементів (в першу чергу Та і W) на експлуатаційні властивості дослідного сплаву ЗМІ-М5. Розрахункові

значення фізико-механічних та жароміцних властивостей для дослідних складів (1 – 5) сплаву ЗМІ-М5 та промислових сплавів ЖС32-ВІ і ЖС26-ВІ середнього рівня легування (див. табл. 3.4) було отримано згідно описаних вище розрахунково-аналітичних методик із використанням інтерполяції до відповідних температур та навантажень (табл. 3.13).

Таблиця 3.13 – Розрахункові значення властивостей моно [001] зразків досліджених сплавів на короткочасну міцність і тривалу міцність

№	Сплав	Механічні властивості при 20 °С		Час до руйнування при 975 °С під навантаженням 300 МПа τ_r , годин
		σ_B , МПа	δ , %	
	Сплав ЖС26-ВІ	930	12,8	18,0
1	Запропонований ЗМІ-М5-ВІ	1039	12,0	22,0
2		1142	11,1	45,0
3		1181	10,0	48,0
4		1150	8,8	52,0
5		1152	8,0	55,5
	Сплав ЖС32-ВІ	1156	6,0	69,0
	Норми ТУ 1-92-177-91 (для сплаву ЖС32-ВІ)	≥ 900	$\geq 6,0$	≥ 40 годин

Графічно залежність означених властивостей від сумарного вмісту вольфраму і танталу в дослідних сплавах (ЗМІ-М5-ВІ, склади 1 – 5) представлено на рисунках 3.7 ... 3.9.

Математично ці залежності можуть бути виражені за допомогою формул (3.28)...(3.30).

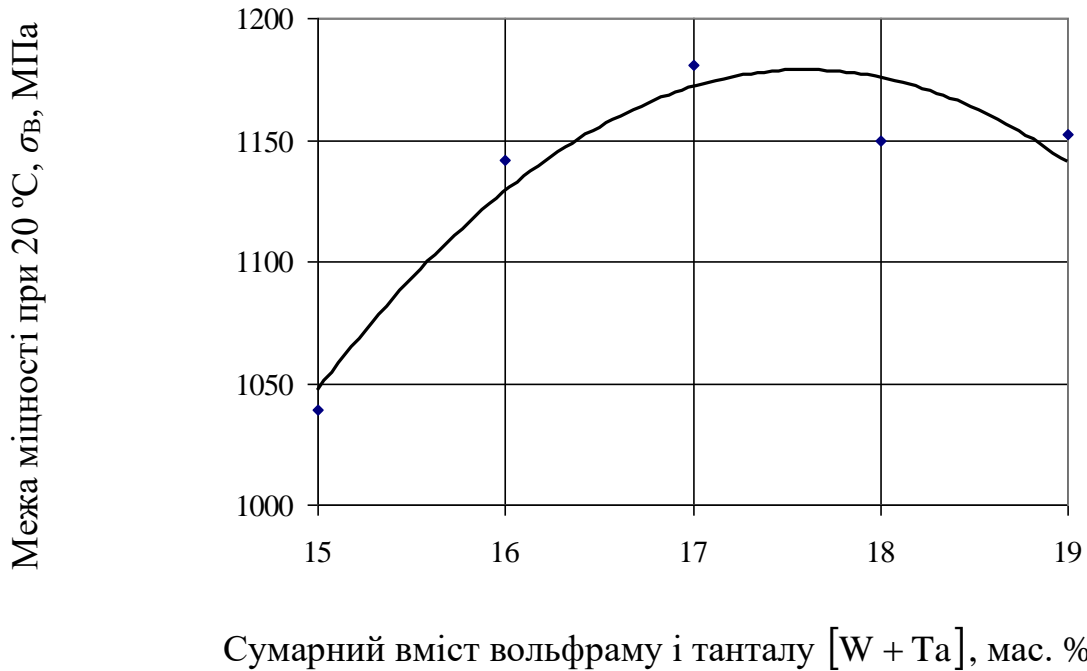


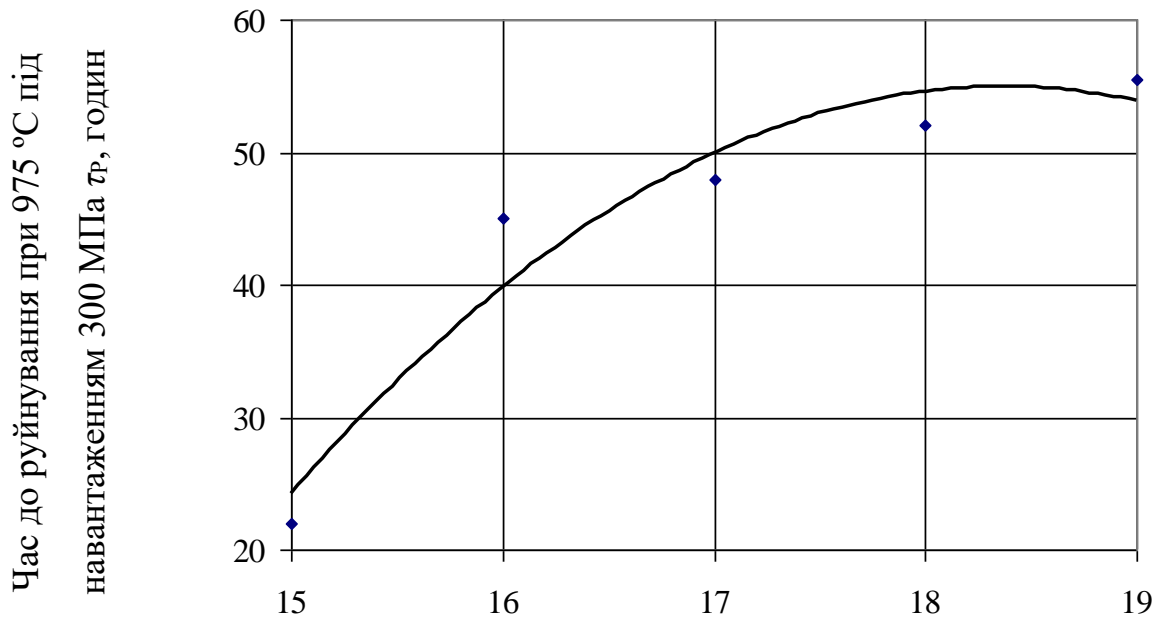
Рисунок 3.7 – Залежність межі міцності при 20 °С від сумарного вмісту вольфраму і танталу в дослідних жароміцних сплавах

$$\sigma_{\text{в}} = -19,429 \cdot [\text{W} + \text{Ta}]^2 + 683,97 \cdot [\text{W} + \text{Ta}] - 4841; \quad R^2=0,9064. \quad (3.28)$$



Рисунок 3.8 – Залежність відносного подовження при 20 °С від сумарного вмісту вольфраму і танталу в дослідних жароміцних сплавах

$$\delta = -1,03 \cdot [\text{W} + \text{Ta}] + 27,49; \quad R^2=0,9963. \quad (3.29)$$



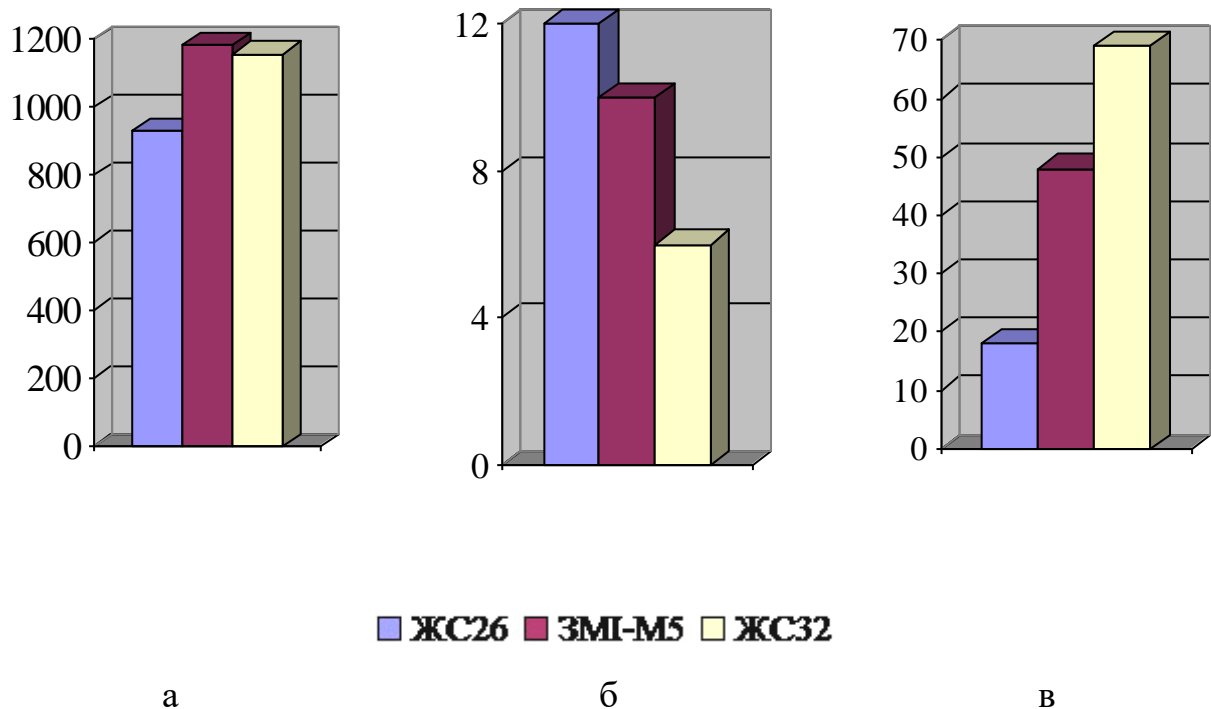
Сумарний вміст вольфраму і танталу [W + Ta], мас. %

Рисунок 3.9 – Залежність часу до руйнування при 975 °C під навантаженням 300 МПа від сумарного вмісту вольфраму і танталу в дослідних жароміцних сплавах.

$$\tau_p = -2,7143 \cdot [W + Ta]^2 + 99,686 \cdot [W + Ta] - 860,3; \quad R^2=0,935. \quad (3.30)$$

Співвідношення механічних та жароміцних властивостей розробленого сплаву ЗМІ-М5 на середньому рівні легування (склад 3), та серійних сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ наведено на гістограмах (рис. 3.10).

Порівняльний аналіз отриманих розрахункових значень (табл. 3.15) показав, що час до руйнування в умовах випробування ($\tau_{300}^{975} \geq 40$ годин) зразків розробленого сплаву ЗМІ-М5 на середньому рівні легування (за вмістом Та і W) становить 48 години, а для зразків серійного сплаву ЖС32-ВІ складає 69 годин. Обидва значення задовольняють умовам ТУ 1-92-177-91 на сплав ЖС32-ВІ. Середній показник часу до руйнування зразків сплаву ЖС26-ВІ складає 18 годин є значно нижчим відносно норм ТУ.

σ_B , МПа δ , %; τ_p , ГОД

а – межа міцності при 20 °С, σ_B , МПа; б – відносьне подовження при 20 °С, δ , %; в – час до руйнування при 975 °С під навантаженням 300 МПа τ_p , годин.

Рисунок 3.10 – Гістограми співвідношення розрахункових механічних та жароміцних властивостей розрбленого сплаву ЗМІ-М5 (склад 3), та серійних сплавів ЖС26-ВІ та ЖС32-ВІ

Таким чином, на основі наведених раніше даних (див. табл. 3.4, 3.14) можна зробити висновок, що співвідношення легувальних елементів, яке відповідає запропонованому складу жароміцного сплаву на нікелевій основі є збалансованим і забезпечує в ньому високу структурну і фазову стабільність зі збереженням характеристик жароміцності та технологічності на рівні сплаву ЖС32-ВІ при зниженні вартості за рахунок відсутності в хімічному складі ренію (додаток Б).

Для виготовлення відповідальних виливків методом високошвидкісної спрямованої кристалізації пропонується ливарний жароміцний нікелевий сплав ЗМІ-М5 (додаток А) [111- 113].

Сукупність легувальних компонентів сплаву ЗМІ-М5 та їх співвідношення забезпечують отримання кращих показників структурної стабільності, розрахункові механічні властивості на рівні серійного сплаву ЖС32-ВІ при значно меншій вартості завдяки відсутності ренію в його складі. Таким чином, поставлена задача вирішується за рахунок підвищення в сплаві вмісту танталу, який компенсує відсутність у сплаві ренію, а також у сплаві зменшено кількість вуглецю та виключено зі складу ніобій. При цьому, вартість сплаву, в порівнянні зі сплавом ЖС32-ВІ, знижується майже в два рази (додаток Б) та покращується структурна стабільність при збереженні показників жароміцності.

На розроблений жароміцний нікелевий сплав, для виготовлення виливків методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, відповідно проведеним прогнозуючим розрахункам, було розроблено тимчасові технічні умови (ТТУ) (додаток А).

Покращення структурної стабільності, в порівнянні зі сплавом ЖС32-ВІ, забезпечується за рахунок збалансованого легування: оптимізації співвідношення і середнього вмісту в складі танталу (8,5 мас. %) і вольфраму (8,5 мас. %), при зменшенні вмісту вуглецю, молібдену і кобальту, майже в 2 рази, при відсутності в складі ніобію та коштовного компоненту ренію [102, 111-113].

Розроблений сплав ЗМІ-М5 може бути рекомендованим для виготовлення монокристалічних литих лопаток газотурбінних установок наземного використання.

3.4 Склад і структура дослідної шихтової заготовки сплаву ЗМІ-М5

Виплавку дослідного монокристалічного сплаву ЗМІ-М5 здійснювали на установці FM-1-2-100 фірми «ULVAC» [111, 113].

Шихтовий розрахунок сплаву ЗМІ-М5 на 100% (на 0,5 ємності тигля – 50 кг).

1. Хром електролітичний марки ЕРХ-1 ТУ 14-22-50 – 5,1%; 2,55 кг.
2. Кобальт марки К1Ау ГОСТ 123-2008 – 5,53%; 2,76 кг.
3. Вольфрам штабіки ШВ ТУ 48-19-83 – 9,0%; 4,5 кг.
4. Нікель карбонільний ДНК-0 ТУ 1732-122-48200234-2011 – 64,4998%; 32,25 кг.
5. Молібден МШВ ТУ 48-19-102-82 – 0,75%; 0,375 кг.
6. Алюміній марки А99 ГОСТ 11069-2001 – 6,0%; 3,0 кг.
7. Лантан металевий ЛАМ-1 ТУ 48-4-218-72 – 0,003%; 0,0015 кг.
8. Мішметалл марки МЦ50Ж6 ТУ 48-4-280-91 – 0,025%; 0,0125 кг.
9. Лігатура нікель – ітрій ІТН-1 ТУ 48-0531-464-93 – 0,0222%; 0,0111 кг.
10. Карбюрізатор – 0,07%; 0,035 кг.
11. Тантал ЕЛП-2 ТУ647 РК30054230-205-2001 – 9,0%; 4,5 кг.

Досліджували фрагменти отриманої шихтової заготовки Ø 80 мм, відібрані відповідно з її верхньої, середньої і нижньої частин.

Хімічний склад досліджених фрагментів шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5 представлений в таблиці 3.14.

З результатів, наведених у таблиці 3.14, видно, що вміст елементів в матеріалі досліджуваних фрагментів шихтової заготовки відповідає вимогам тимчасових ТУ для сплаву ЗМІ-М5 [111,113].

Макроструктуру вивчали на травлених темплетях, виготовлених в поперечному перерізі шихтової заготовки Ø 80 мм (рис. 3.12).

Таблиця 3.14 – Хімічний склад фрагментів шихтової заготовки діаметром 80 мм з дослідного жароміцного нікелевого сплаву ЗМІ-М5

Місце відбора	Вміст елементів, мас. %							
	С	Cr	Co	W	Mo	Al	Cu	Ta
Верх	0,079	5,08	5,42	9,25	0,81	5,86	0,009	8,77
Середина	0,079	5,08	5,41	9,25	0,82	5,86	0,009	8,77
Низ	0,075	5,11	5,44	9,26	0,82	5,74	0,009	8,77
Норми ТТУ	0,04...0,08	4,7...5,3	5,0...6,0	8,7...9,3	0,5...1,0	5,7...6,3	≤0,07	8,7...9,3

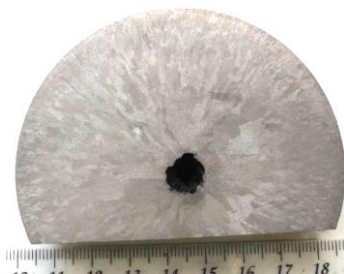
Кінець таблиці 3.14

Місце відбора	Вміст елементів, мас. %								
	Si	Mn	Fe	S	P	Pb	Bi	O ₂	N ₂
Верх	0,02	0,03	0,06	0,006	0,006	0,0002	0,0002	0,00074	0,00046
Середина	0,02	0,03	0,06	0,006	0,006	0,0002	0,0002	0,00074	0,00046
Низ	0,02	0,03	0,06	0,006	0,006	0,0002	0,0002	0,00074	0,00046
Норми ТТУ	≤0,3	-	≤1,0	≤0,010	≤0,010	≤0,001	≤0,0005	≤0,002	≤0,002

У структурі фрагментів, вирізаних з верхньої, середньої і нижньої частин заготовки, спостерігаються такі кристалізаційні зони:

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

У центральній зоні макротемплета, виготовленого з верхньої і середньої частин заготовки, є осьова усадкова рихлота діаметром близько 9 мм і 2 мм, відповідно (див. рис. 3.11 а, б).



а



б



в

а – верхньої частини; б – середньої частини; в – нижньої частини.

Рисунок 3.11 – Макроструктура шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5
Ø 80 мм

Результати виміру параметрів макроструктури наведені в таблиці 3.15.

Таблиця 3.15 – Параметри макроструктури фрагментів шихтової заготовки з дослідного жароміцного нікелевого сплаву ЗМІ-М5

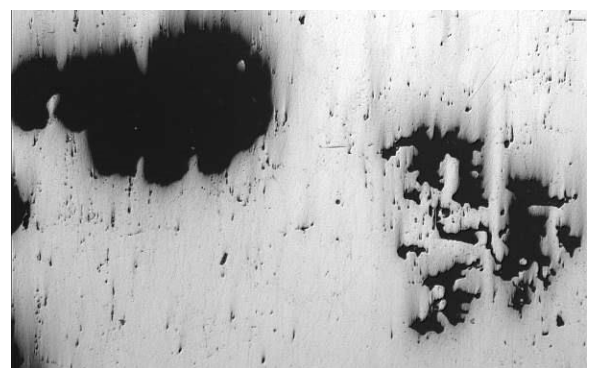
Перетин заготовки (Ø 80 мм)	Розмір кристалізаційних зон, мм			Розмір усадкової пористості, мм	Розмір рівновісних зерен, мм
	зона дрібних підкоркових кристалів	зона стовбчастих кристалів	зона рівновісних кристалів		
Верх	~2	36...40	36...40	Ø ~9	2...8
Середина	~2	34...46	30...42	Ø ~2	3...10
Низ	~2	10...14	62...66	-	1...2

Слід зазначити, що на фрагментах шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5 виявлені тріщини, що утворилися при різанні заготовки.

Металографічне дослідження нетравлених мікрошліфів, вирізаних з крайової і центральної зон верхньої, середньої і нижньої частин заготовки показало, що поверхня їх, в основному, чиста. У центральній зоні верхньої і середньої частин заготовки є чисті усадкові раковина і рихлоти, дедалі менші від верху до низу (рис. 3.12 б, 3.13 б).



а, × 100



б, × 50

а – крайова зона заготовки; б – центральна зона заготовки.

Рисунок 3.12 – Мікроструктура нетравлених мікрошліфів верхньої частини шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5



а, × 100



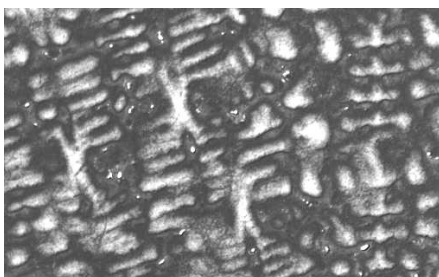
б, × 50

а – крайова зона заготовки; б – центральна зона заготовки.

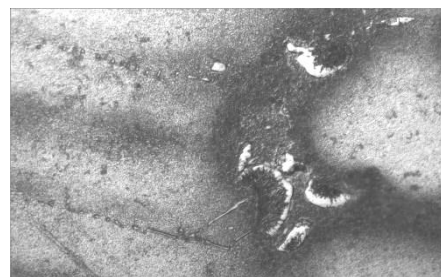
Рисунок 3.13 – Мікроструктура нетравлених мікрошліфів середньої частини шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5

При металографічному дослідженні травлених шліфів встановлено, що мікроструктура досліджуваної шихтової заготовки, виплавленої на установці FM-1-2-100, в литому стані являє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметаллідної γ' -фази, евтектичної фази (γ - γ'), карбідів і карбонітрідів, характерна для литого стану жароміцних нікелевих сплавів, в тому числі і ЖС32-ВІ (рис. 3.14-3.16).

Таким чином досліджена шихтова заготовка \varnothing 80 мм з розробленого жароміцного нікелевого сплаву ЗМІ-М5, виплавлена на установці FM-1-2-100, за хімічним складом, макро- і мікроструктурою задовільна та відповідає вимогам ТТУ (додаток А).



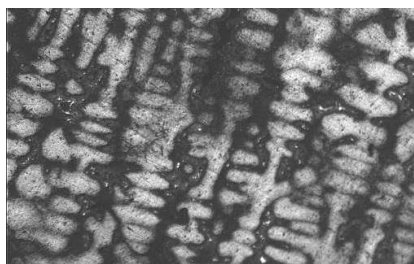
а, × 50



б, × 500

а, б – крайова зона заготовки;

Рисунок 3.14 – Мікроструктура травлених шліфів верхньої частини шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5.



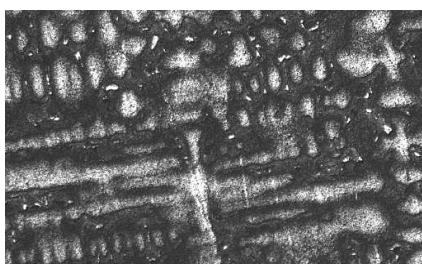
в, × 50



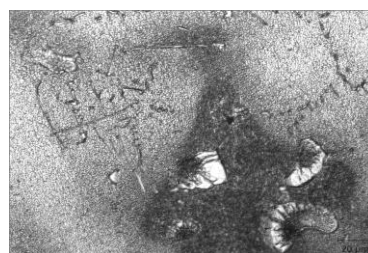
г, × 500

в, г – центральна зона заготовки.

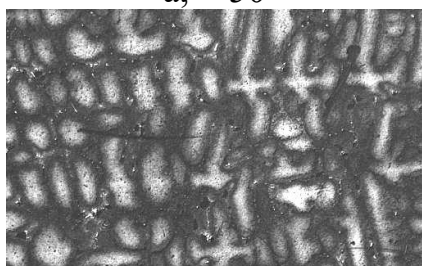
Рисунок 3.14, аркуш 2



а, × 50



б, × 500



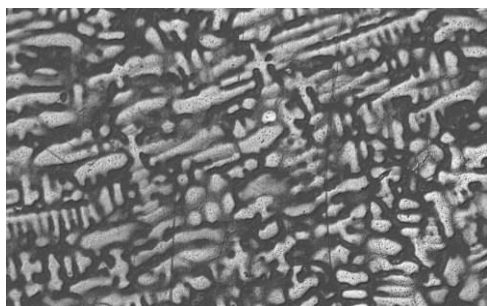
в, × 50



г, × 500

а, б – крайова зона заготовки; в, г – центральна зона заготовки.

Рисунок 3.15 – Мікроструктура травлених шліфів середньої частини шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5



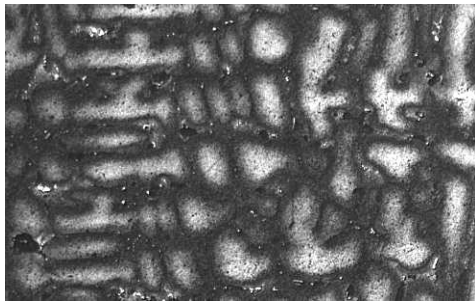
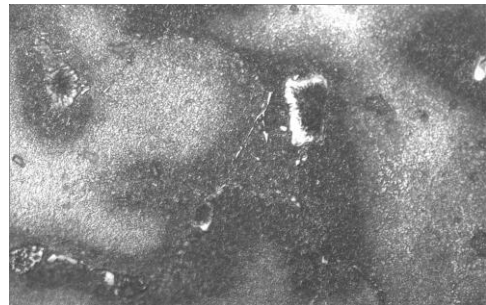
а, × 50



б, × 500

а, б – крайова зона заготовки;

Рисунок 3.16 – Мікроструктура травлених шліфів нижньої частини шихтової заготовки зі сплаву ЗМІ-М5

в, $\times 50$ г, $\times 500$

в, г – центральна зона заготовки.

Рисунок 3.16, аркуш 2

3.5 Вибір раціонального режиму термічної обробки дослідного сплаву для забезпечення необхідного комплексу експлуатаційних властивостей

Для подальшої перевірки механічних та жароміцних властивостей сплаву оптимального складу, отриманого розрахунками параметрів структурної стабільності за регресійними моделями комплексної розрахунково-аналітичної методики [105], було проведено викладений далі комплекс досліджень з метою обрання раціонального режиму термічної обробки [111, 113].

3.5.1 Структура та властивості сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за стандартним режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ

Дослідження проводили на литих зразках, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) на установці УВСК-9А [111, 113] після термообробки за стандартним режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК).

Встановлено, що значення відхилень напрямку [001] від осі Z в зразках, відлитих з дослідного сплаву ЗМІ-М5, коливаються від 0,7 до 18,5 кут. град.

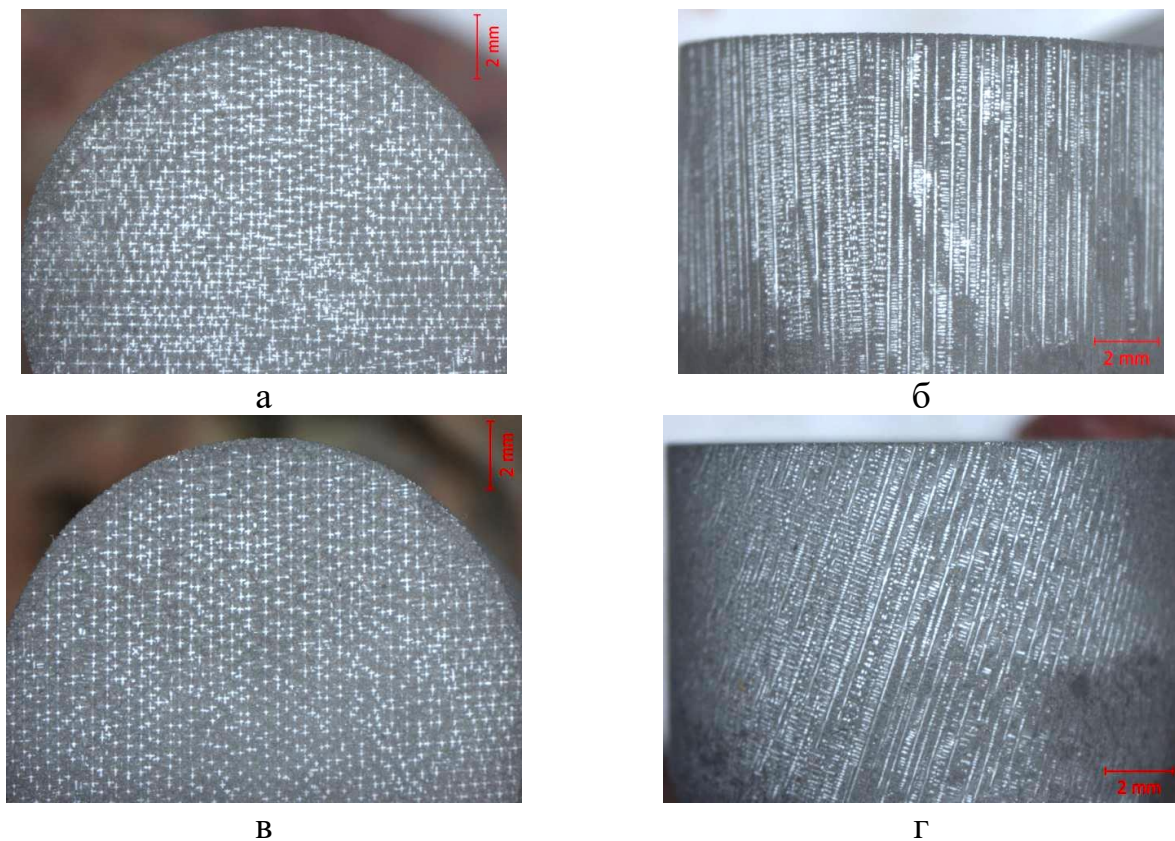
Інші зразки мали спрямовану структуру з кількістю кристалів ≥ 3 .

На рис. 3.17 показана макроструктура в поперечному і поздовжньому напрямках монокристалічних зразків зі сплаву ЗМІ-М5.

На рисунку чітко видно вісі дендритів I порядку, орієнтовані вздовж напрямку відводу тепла під час спрямованої кристалізації.

При металографічному дослідженні нетравлених мікрошліфів в матеріалі дослідних зразків виявлені мікропори (рис. 3.18 а), а також поодинокі оксидні включення розміром до $\sim 27\mu\text{м}$ (рис. 3.18 б).

Крім того, в матеріалі досліджених зразків виявлено незначну кількість карбідів, що характерно для структури низьковуглецевого сплаву ЗМІ-М5 ($C \leq 0,08\%$) (рис. 3.18 в, г).

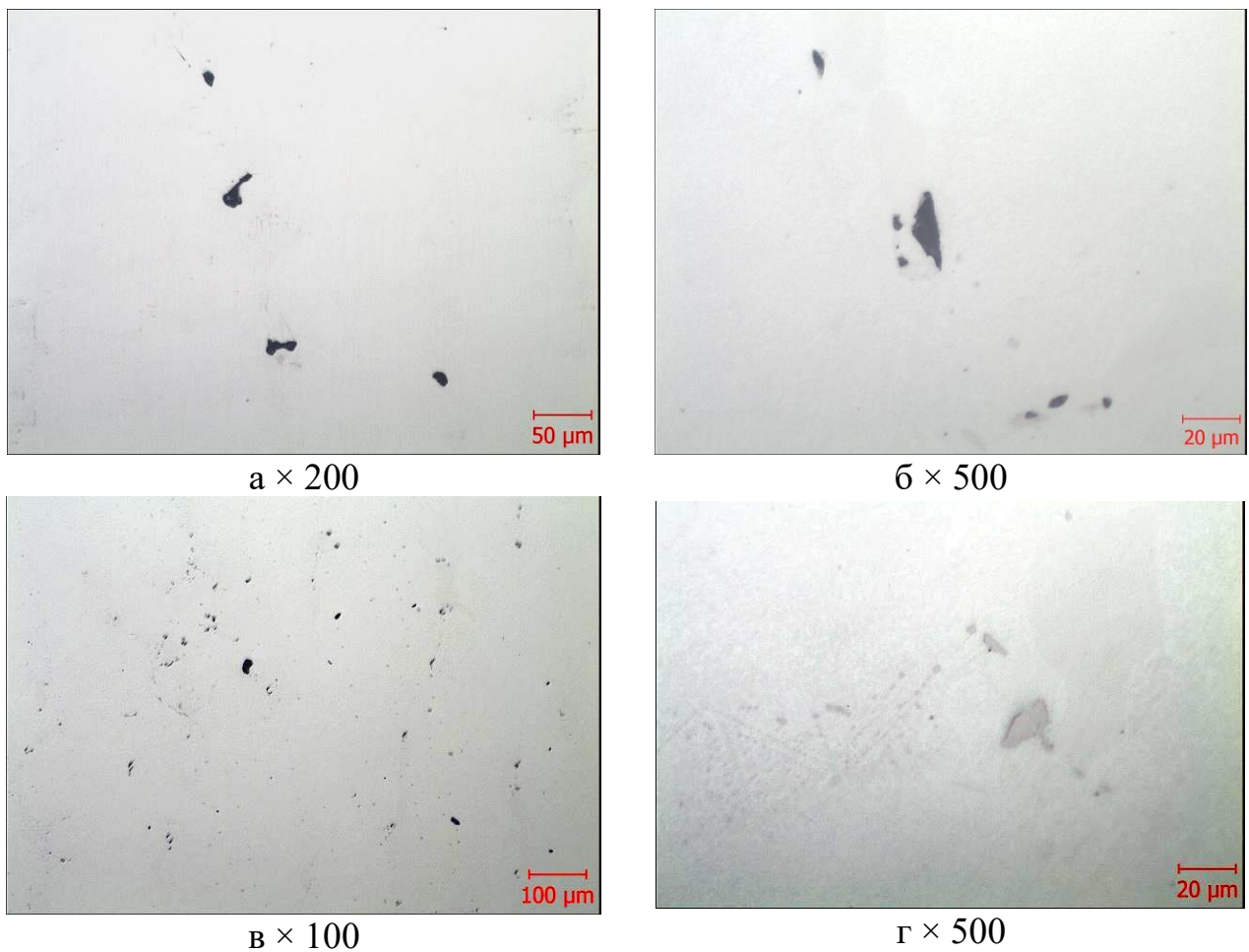


а, в – поперечний переріз; б, г – поздовжній перетин.

Рисунок 3.17 – Макроструктура монокристалічних зразків зі сплаву ЗМІ-М5, $\times 6,5$

Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5 до термообробки являє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметаллідної γ' -фази, евтектичної фази (γ - γ') і незначної кількості карбідів (рис. 3.19) що є характерним для литих жароміцних нікелевих сплавів, в тому числі і ЖС32-ВІ. В литій структурі спостерігається розмірна і морфологічна неоднорідність частинок γ' -фази. При цьому розмір і форма γ' -частинок в осях і міждендрітних областях значно різняться – в міжвісях частинки γ' -фази є значно більшими.

На рисунку 3.19 в чітко видно субграницю всередині макрокристалала.



а – мікропори; б – оксидні включення; в, г – карбіди.

Рисунок 3.18 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації

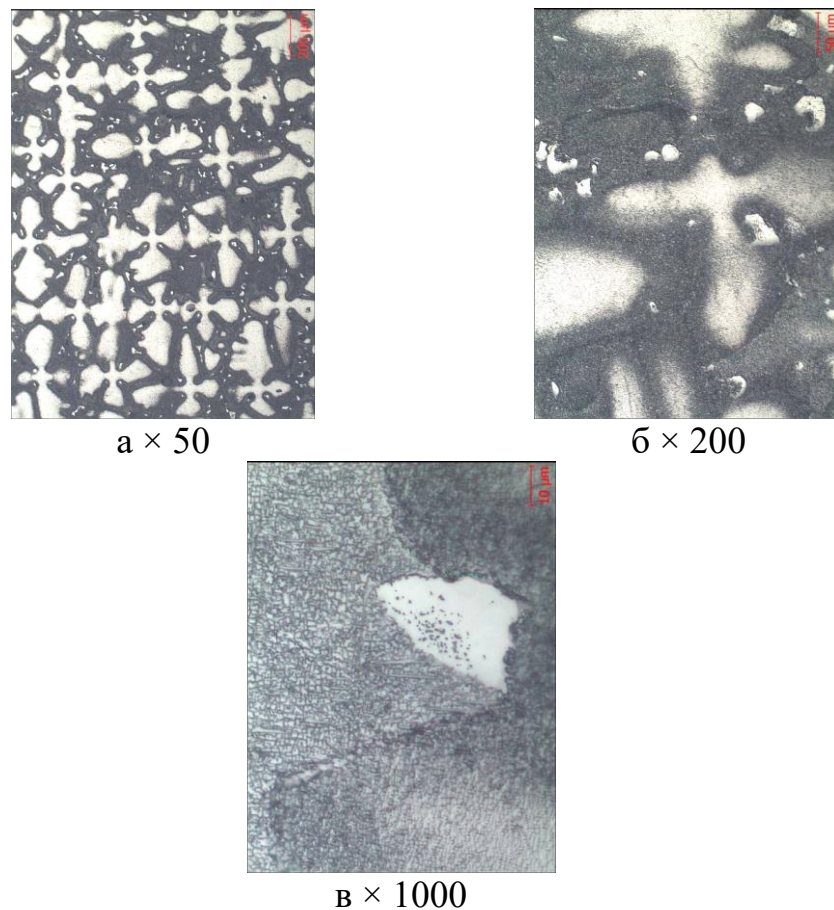


Рисунок 3.19 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації до термообробки

Проведення термообробки за стандартним режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК) (див. підрозділ 2.2.3 – варіант І) сприяло деякому зменшенню структурної неоднорідності внаслідок вирівнювання хімічного складу в межах дендритного осередку (рис. 3.20) [111]. Встановлено, що проведення термообробки за вказаним вище режимом не призвело до помітного зменшення кількості евтектичної (γ - γ') фази в металі. При цьому відмічено, що поблизу евтектичних виділень (γ - γ') є зони з наявністю більш дрібних частинок γ' -фази, а також розмірна неоднорідність частинок γ' -фази в осях і міждендритних проміжках внаслідок недостатнього вирівнювання хімічного складу в межах дендритного осередку (рис. 3.20 б, в). Тоді як, в сплаві ЖС32-ВІ (ВСК) проведення стандартної термообробки сприяє розчиненню значної кількості евтектичною (γ - γ')-фази і зменшення структурної неоднорідності (див. рис. 3.2 д, е).

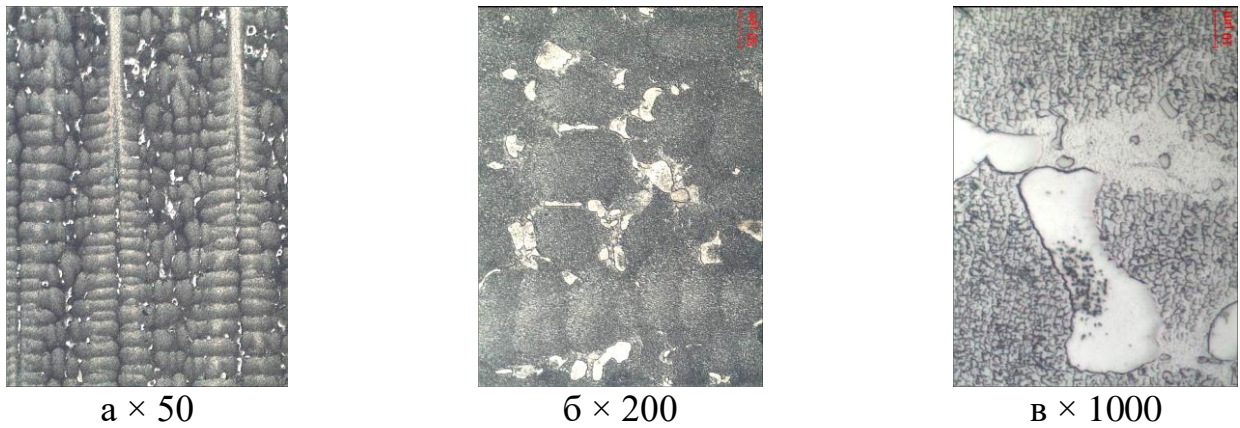


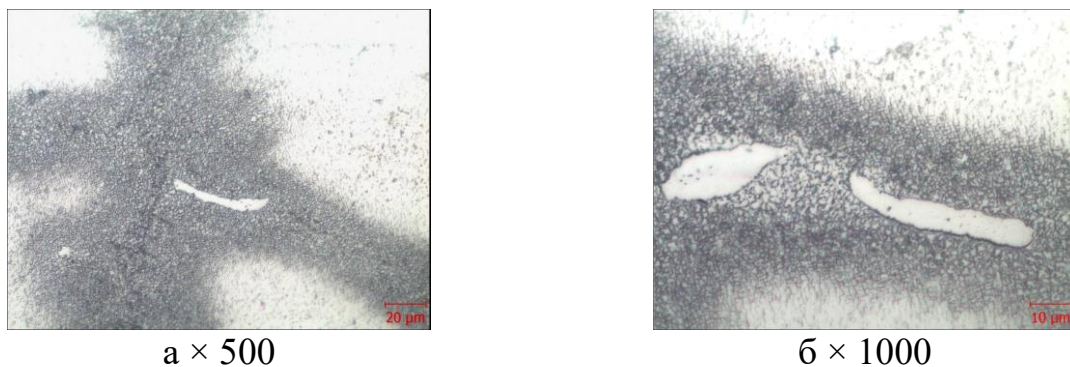
Рисунок 3.20 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5, отриманих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації після термообробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ

У мікроструктурі дослідних зразків після проведення термообробки при $1270 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$ також спостерігається невелика кількість карбідів (рис. 3.20 а).

При вивченні структурного стану в матеріалі досліджуваних зразків (як до, так і після термообробки) поряд з виділеннями евтектики ($\gamma\text{-}\gamma'$), що має округлу форму, виявлено значну кількість подовжених частинок типу ($\gamma\text{-}\gamma'$) зі співвідношенням довжини і товщини – $\sim 8 : 1$ (рис. 3.21).

Структури, характерні для перегрітого стану нікелевого жароміцного сплаву, не виявлені; перегріву немає.

Параметри структурних складових в зразках зі сплаву ЗМІ-М5 після випробувань на тривалу міцність представлені в табл. 3.16.



а, б – до термообробки;

Рисунок 3.21 – Частинки фази типу ($\gamma\text{-}\gamma'$) подовженої морфології в матеріалі зразків зі сплаву ЗМІ-М5



в × 500



г × 1000

в, г – після термообробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-VI.

Рисунок 3.21, аркуш 2

Таблиця 3.16 – Параметри структурних складових окремих зразків сплаву ЗМІ-М5 після термічної обробки за стандартним режимом для ЖС32-VI та випробувань на тривалу міцність

Час до руйнування зразка τ_p , годин (табл. 3.19)	Розміри структурних складових, мкм					
	Карбіди (в невеликій кількості)		евтектика типу (γ - γ')	мікро-пори	Відстань між вісями дендритів	
	глобулярні типу МС	пластинчасті типу М ₆ С			I порядку	II порядку
52,0	3...12	5...20	5...50 (одинич. до 100)	до 35	273...363	50...80
27,85	3...12	5...20	15...60 (одинич. до 80)	до 50	250...340	45...65
38,0	3...12	5...20	15...100 (одинич. до 140)	до 50	350...420	60...90
55,5	3...12	5...20	5...60 (одинич. до 90)	до 40	310...350	50...75

Проведення термічної обробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ не призвело до суттєвого вирівнювання означеної неоднорідності (рис. 3.23, табл. 3.18).

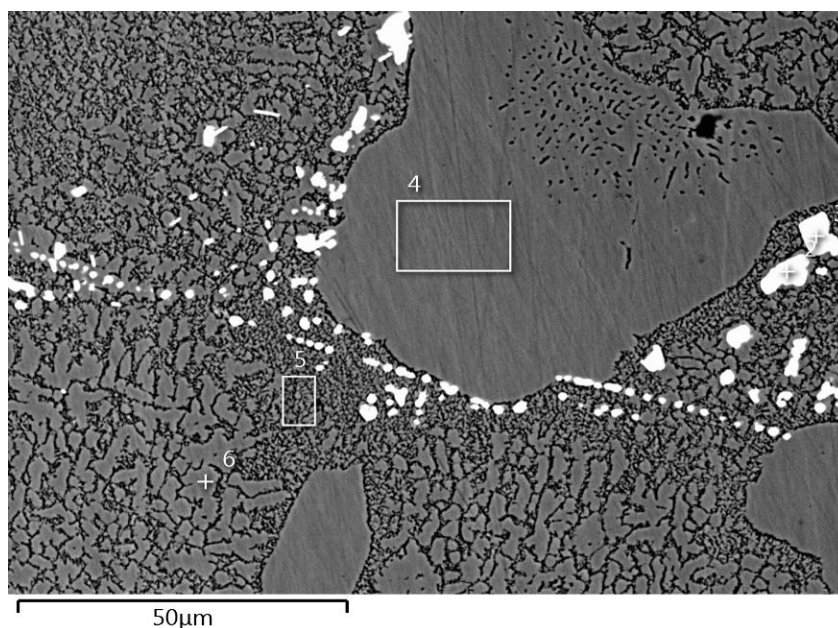


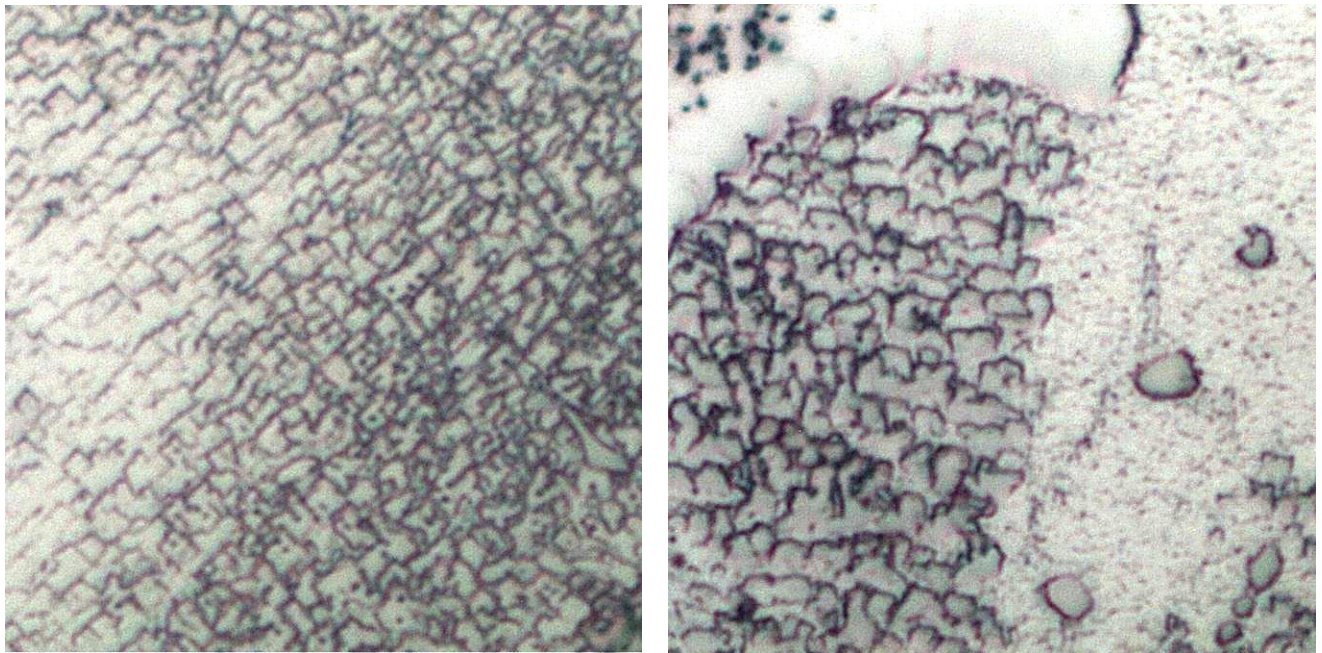
Рисунок 3.23 – Мікроструктура зразку ЗМІ-М5 після термічної обробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ із зазначеними місцями рентгеноспектрального мікроаналізу

Таблиця 3.18 – Елементний склад локальних об'ємів за результатами рентгеноспектрального мікроаналізу

Елемент	Вміст елементів по спектрах, мас. %				
	2	3	4	5	6
Al	0.00	0.00	7.24	5.77	6.97
Ti	0.84	0.78	-	-	-
Cr	0.40	0.38	2.26	6.01	2.55
Co	0.44	0.46	4.35	6.02	4.69
Ni	3.47	2.99	64.77	61.02	64.52
Mo	0.53	0.59	0.38	1.34	0.13
Ta	90.54	91.74	14.98	9.79	14.10
W	3.78	3.07	6.02	10.04	7.04
Сумма	100.00	100.00	100.00	100.00	100.00

В результаті проведеного дослідження було встановлено, що в вихідному матеріалі литих зразків (до проведення термообробки) частинки γ' -фази мають в основному кубічну морфологію з розміром γ' частинок 0,9...1,5 мкм (рис. 3.24 а; табл. 3.17). Встановлено неоднорідність розмірів і форми γ' -частинок у вісях і міждендритних областях – у міжвісях частинки γ' -фази є більшими та більш округлої форми [111, 113].

В структурі термооброблених зразків виявлено велику кількість областей з глобулярною формою частинок γ' -фази розміром 1,8...3,5 мкм. Розмір дрібніших частинок γ' -фази в локальних обсягах поблизу евтектичних виділень (γ - γ') становить 0,43...0,87 мкм (див. рис. 3.20 б, в; 3.24 б).



а

б

а – до термообробки; б – після термообробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ.

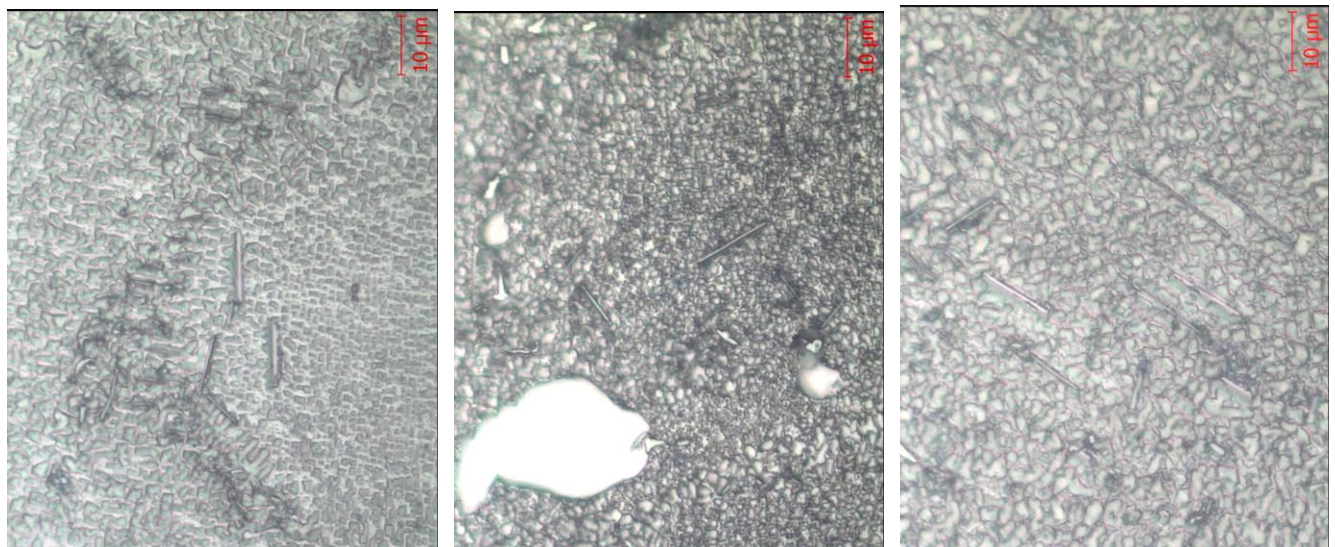
Рисунок 3.24 – Стан інтерметаллідної γ' -фази в монокристалічних зразках зі сплаву ЗМІ-М5, $\times 1500$

Таким чином, можна зробити висновок, що зниження властивостей досліджуваного сплаву (ЗМІ-М5), особливо жароміцних (табл. 3.19), обумовлено формуванням структури з великими (до 3,5 мкм) γ' -частинками зміцнюючої фази

глобулярної морфології, яка характеризується меншою зміцнюючою дією в порівнянні з кубічною формою дисперсних часток γ' -фази розміром $\sim 0,5$ мкм. Чинником, що сприяє отриманню нестабільних результатів також можна вважати наявність структурної неоднорідності внаслідок утворення локальних об'ємів з дрібними частинками фази γ' , розмір яких в ~ 4 рази менше, ніж в основної матриці, а також виділення значної кількості евтектичної (γ - γ') фази в вигляді подовжених часток несприятливої морфології [111, 113].

Крім того, слід зазначити, що в структурі всіх термооброблених зразків виявлено незначну кількість пластинчастих виділень небажаної топологічно щільно упакованої (ТЩУ) фази, що розташовується в осях дендритів на різних відстанях від них, з довжиною пластин, що не перевищує 20 мкм (рис. 3.25). ТЩУ-фази в сплаві ЗМІ-М5 – нормативною документацією не регламентовані.

У зразках до термообробки пластини ТЩУ-фази не виявлені.



а

б

в

а – найбільш близьке розташування до вісі дендритів; б – середнє розташування до вісі дендритів; в – найбільш віддалене розташування до вісі дендритів

Рисунок 3.25 – ТЩУ-фаза в зразках зі сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ, $\times 1000$

Результати механічних випробувань і випробувань на тривалу міцність наведені в таблиці 3.19.

Таблиця 3.19 – Механічні і жароміцні властивості дослідного сплаву ЗМІ-М5.

Стан зразків	Механічні властивості при 20 °С			Час до рйнування		
	σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	$T_{вип.}$, °С	σ , МПа	τ_p , годин
Монокристалічні	1112	8,0	6,7	975	320	19,0
	1152	7,6	-			19,3
	1142	8,0	4,2			20,5
	-	-	-			55,5
	-	-	-			38,0
	-	-	-			300
	-	-	-	1000	280	27,8
Спрямовані	984	8,8	8,2	975	320	19,0
	1248	4,0	-			45,0
	832	9,2	8,2			18,5
	805	24,4				19,5
	838	17,6				31,1
	664	14,0	16,4	1000	280	35,25
	728	20,0	19,0			22,25
	-	-	-			30,0
	-	-	-			975
ЖС32-ВІ (моно)	1156	6,0		975	300	69,0
Норми ТТУ	≥ 1000	$\geq 6,0$	-	975	320	$\geq 40,0$
Норми ТУ1-92-177-91 та 18Т-ТУ-158 (для ЖС32-ВІ)	≥ 900	$\geq 6,0$	-	1000	280	$\geq 40,0$

З таблиці 3.19, видно, що механічні властивості досліджуваних дослідних зразків зі сплаву ЗМІ-М5 з монокристалічною структурою задовільні і відповідають вимогам ТТУ (див. додаток А). Механічні властивості дослідних

зразків зі спрямованою полікристалічної структурою не відповідають вимогам ТТУ для сплаву ЗМІ-М5 [112, 114].

Значення тривалої міцності дослідних зразків як з монокристалічною, так і зі спрямованою структурою (випробуваних при температурі 975 °С і навантаженні 320 МПа, а також при температурі 1000 °С і навантаженні 280 МПа) не відповідають вимогам ТТУ для сплаву ЗМІ-М5 і вимогам ТУ1-92-177-91 і 18Т-ТУ-158 (для сплаву ЖС32-ВІ) [111,113].

На рисунку 3.26 показаний злам зразка після випробування на розтягнення, на якому проглядаються ділянки з наявністю фасеток скольної будови [111].



а – збільшенні в 6,5 раз; б – збільшення в 25 раз.

Рисунок 3.26 – Будова зламів дослідних монокристалічних зразків зі сплаву ЗМІ-М5, що пройшли термообробку за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК), після випробування на розтяг при температурі 20 °С.

Слід зазначити, що для жароміцних сплавів на нікелевій основі характерним є крихкий межзеренний злам.

На зразку після термообробки за стандартним режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК), відсутні зони волокнистого зламу і доломи. Практично вся поверхня зламу складається з фасеток крихкого межзеренного руйнування (рис 3.26 а, б). Розміри окремих фасеток порівнянні з елементами дендритної макроструктури [111, 113].

Таким чином, мікроструктура термічно оброблених зразків дослідного сплаву при температурі 1270 °С характерна для ливарних жароміцних нікелевих сплавів з наявністю структурної неоднорідності; перегріву немає.

Механічні властивості при кімнатній температурі та тривала міцність дослідних зразків як з монокристалічною, так і зі спрямованою структурою не відповідають вимогам ТТУ для сплаву ЗМІ-М5 і вимогам ТУ1-92-177-91 і 18Т-ТУ-158 (для сплаву ЖС32-ВІ) [111, 113].

Для покращення рівномірності структури та хімічного складу рекомендується випробувати режим термічної обробки зі збільшеним до 4 годин часом витримки.

3.5.2 Структура та властивості сплаву ЗМІ-М5 після термообробки зі збільшеним до 4 годин часом витримки

На установці УППФ-3М провели дослідну плавку по виготовленню сплаву ЗМІ-М5 [111].

Хімічний склад отриманого сплаву ЗМІ-М5 представлений в таблиці 3.20.

З наведених результатів видно, що вміст хрому і вольфраму в досліджуваному сплаві декілька перевищує вимоги тимчасових ТУ для сплаву ЗМІ-М5. Вміст інших елементів відповідає вимогам ТТУ для сплаву ЗМІ-М5.

Таблиця 3.20 – Хімічний склад дослідного жароміцного нікелевого сплаву ЗМІ-М5, виплавленого на установці УППФ-3М [111]

Джерело	Вміст елементів, мас. %								
	C	Cr	Co	W	Al	Ta	Mo	Fe	Cu
Дослідний сплав	0,064	<u>5,35</u>	5,51	<u>9,53</u>	5,88	8,72	0,84	0,06	0,009
Норми ТТУ	0,04...0,08	4,7...5,3	5,0...6,0	8,7...9,3	5,7...6,3	8,7...9,3	0,5...1,0	≤ 1,0	≤ 0,07

Кінець таблиці 3.20

Джерело	Вміст елементів, мас. %				
	Si	Mn	B	S	P
Дослідний сплав	0,10	0,03	0,011	0,005	0,004
Норми ТТУ	≤0,3	-	-	≤0,010	≤0,010

Для отримання зразків, призначених для визначення механічних і жароміцних властивостей на установці УВСК-9А, був залитий один блок (6 шт. зразків).

Дослідні зразки (\varnothing 15 мм, L = 135 мм) піддали гомогенізації зі збільшеною часовою витримкою.

На трьох з шести виготовлених зразків була отримана монокристалічна макроструктура.

Кут кристалографічної орієнтації (КГО) визначали на стартових конусах зразків з монокристалічною структурою [111].

Значення відхилень напрямку [001] від осі Z в досліджених зразках, відлитих з дослідного сплаву ЗМІ-М5, знаходився в межах від 0,2 до 23,2 кут. град.

Інші зразки мали спрямовану структуру з кількістю кристалів ≥ 3 .

На рисунку 3.27 показана макроструктура в поперечному перерізі монокристалічного зразка діаметром 15 мм, довжиною 135 мм.

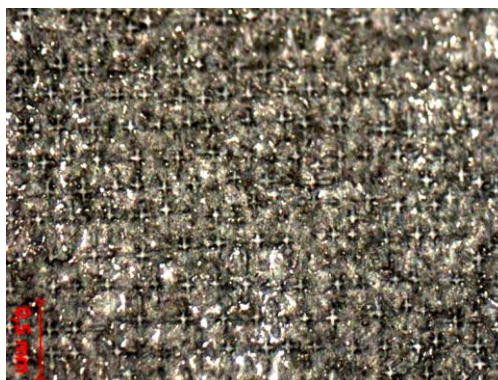
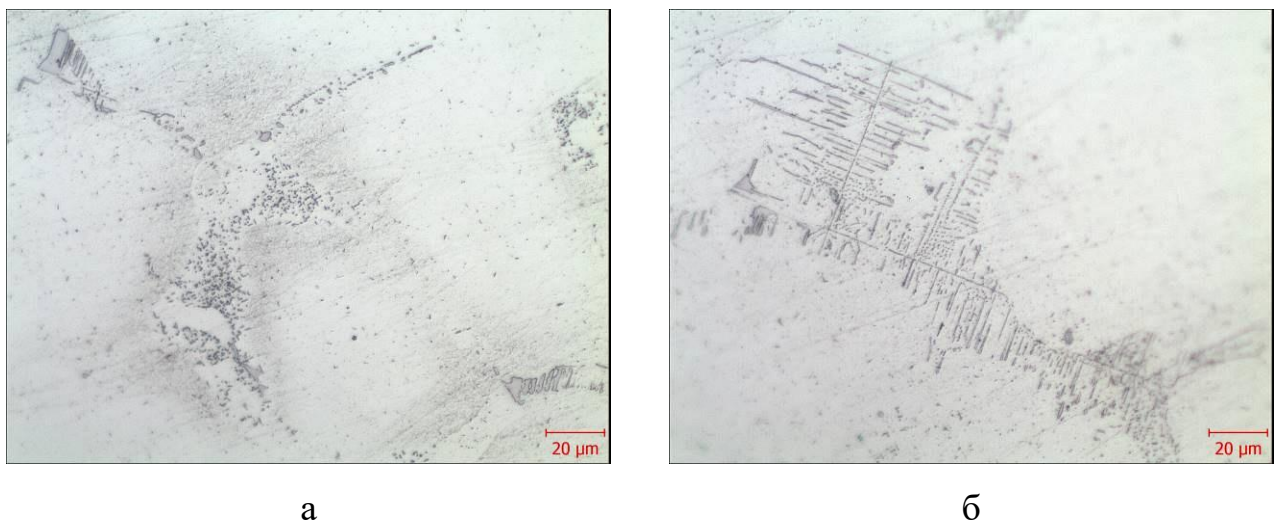


Рисунок 3.27 – Макроструктура в поперечному перерізі монокристалічного зразка зі сплаву ЗМІ-М5 дослідної плавки на установці УППФ-3М× 25

При металографічному дослідженні нетравлених мікрошліфів в матеріалі зразків виявлені мікропори розміром до ~ 27 мкм, а також поодинокі оксидні включення – до ~ 10 мкм.

Поодинокі карбіди виділяються у вигляді дрібних дискретних глобулярних частинок MeC (рис. 3.28 а), а також у вигляді «китайських ієрогліфів» з наявністю тонких пластин евтектичних карбідів типу Me_6C (рис. 3.29 б); розташовуються переважно в междендритних проміжках. Товщина пластин евтектичних карбідів складає $\sim 0,3 \dots 0,7$ мкм.



а – у вигляді дрібних дискретних глобулярних частинок; б – у вигляді «китайських ієрогліфів».

Рисунок 3.28 – Карбіди в зразках зі сплаву ЗМІ-М5, $\times 500$

Мікроструктура травлених шліфів зразків зі сплаву ЗМІ-М5 до термообробки являє собою γ -твердий розчин з наявністю інтерметаллідної γ' -фази, евтектичної фази ($\gamma-\gamma'$) і карбідів (рис. 3.29). В литій структурі спостерігається розмірна і морфологічна неоднорідність частинок γ' -фази.

У матеріалі термооброблених за вказаним вище режимом зразків (див. підрозділ 2.2.3 варіант II) спостерігається незначне зменшення структурної неоднорідності внаслідок вирівнювання хімічного складу в межах дендритного осередку (рис. 3.30) [111].

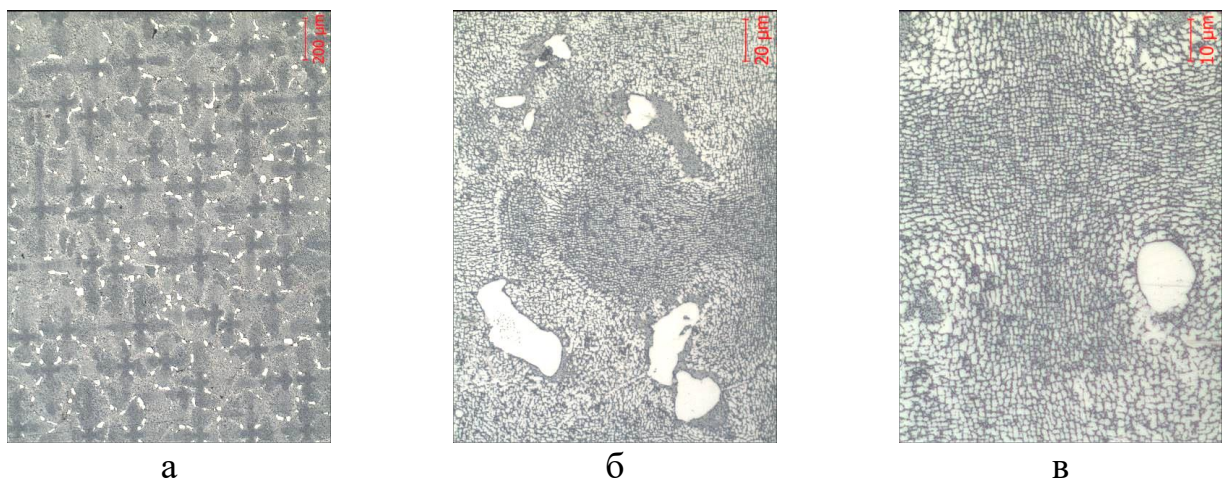


а – збільшення в 50 разів; б – збільшення в 200 разів; в – збільшення в 1000 разів

Рисунок 3.29 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5 до термообробки (поперечний переріз)

Структури, характерні для перегрітого стану нікелевого жароміцного сплаву, не виявлені; перегріву немає.

Пластинчасті виділення небажаної топологічно щільноупакованої фази (ТЩУ) фази в мікроструктурі досліджуваних зразків як до, так і після термообробки не встановлено.



а – збільшення в 50 разів; б – збільшення в 200 разів; в – збільшення в 1000 разів.

Рисунок 3.30 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5 після гомогенізації зі збільшенням до 4 годин часом витримки

Параметри структурних складових в монокристалічних зразках зі сплаву ЗМІ-М5 до і після термообробки представлені в таблиці 3.21.

Результати механічних випробувань і випробувань на тривалу міцність наведені в таблиці 3.22.

Таблиця 3.21 – Параметри структурних складових сплаву ЗМІ-М5 з монокристалічною макроструктурою

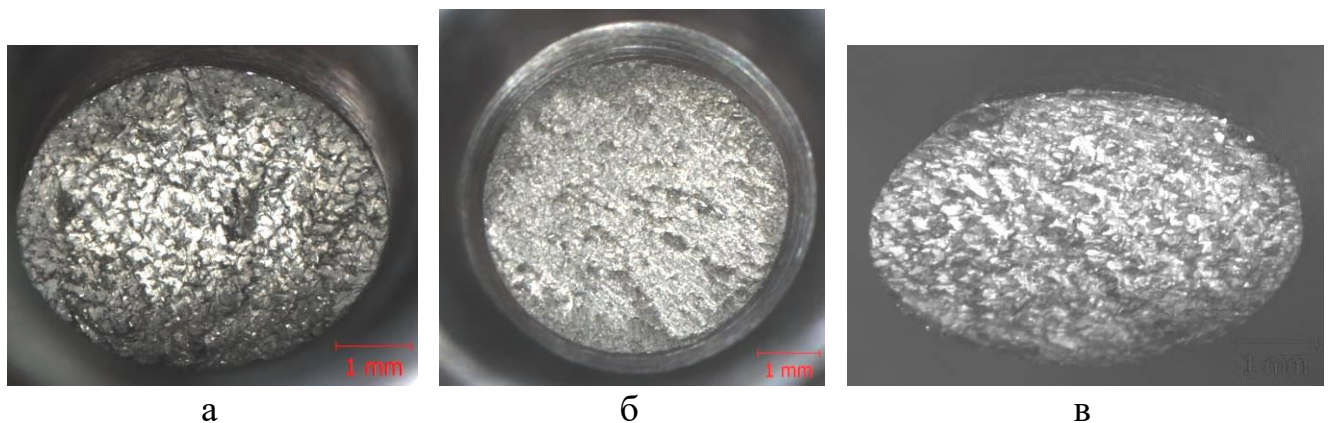
Стан матеріалу	Розміри структурних складових, мкм					
	карбіди		евтектика типу (γ - γ')	мікро- пори	Відстань між вісями дендритів	
	глобулярні типу МС	пластинчасті типу М ₆ С			I порядку	II порядку
Без т/о	0,5...3,0	3...32	5...40	до 27	180...245	50...80
Гомогенізація, витримка 4 год	2...12	5...30	5...43	до 35	175...250	50...80

Таблиця 3.22 – Механічні і жароміцні властивості дослідного сплаву ЗМІ-М5

Макроструктура зразків	КГО, кут. град.	Механічні властивості при 20 °С			Час до руйнування		
		σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	$T_{вип}$, °С	σ , МПа	τ_p , год
монокристалічні	15,5	835	20,8	23,4	975	300	77,5
	0,2	-	-	-	975	300	56,5
					1000	280	26,0
23,2	867	18,4	11,7	975	280	101,5	
спрямовані	-	775	32,0	26,8	975	280	73,5
	-	-	-	-	975	300	75,5
	-	-	-	-	1000	280	37,0
	-	-	-	-	975	280	70,0
	-	-	-	-	975	300	46,5
ЖС32-ВІ (моно)		1156	6,0	-	975	300	69,0
Норми ТТУ		≥ 1000	$\geq 6,0$	-	975	300	$\geq 40,0$
Норми ТУ1-92-177-91 та 18Т- ТУ-158 (для ЖС32-ВІ)		≥ 900	$\geq 6,0$	-	1000	280	$\geq 40,0$
					975	300	$\geq 40,0$

З наведених даних видно, що значення межі міцності σ_B знаходяться нижче рівня вимог ТТУ, при відносному подовженні, що більше ніж в 3 рази перевищує ці вимоги. Значення часу до руйнування при випробуванні на тривалу міцність матеріалу при $T_{\text{вип}} = 975 \text{ }^\circ\text{C}$, $\sigma = 280 \text{ МПа}$ и 300 МПа задовольняють вимогам ТТУ, а при $T_{\text{вип}} = 1000 \text{ }^\circ\text{C}$, $\sigma = 280 \text{ МПа}$ – знаходяться нижче вимог ТУ, передбачених для сплаву ЖС32-ВІ [111, 113].

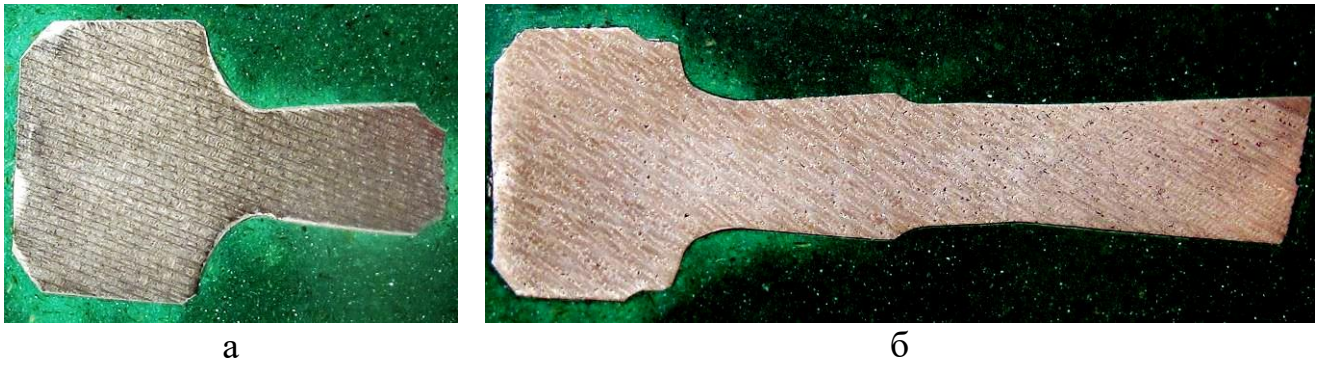
Будова зламів після випробування на розтяг при кімнатній температурі зразків з монокристалічною і спрямованою макроструктурою, що пройшли термообробку зі збільшеною до 4 годин витримкою при температурі $1275 \pm 10 \text{ }^\circ\text{C}$, також має крихкий міжкристалітний характер. Еліпсоподібна форма поверхні зламу пов'язана з виходом магістральної тріщини під кутом до осьової лінії розтягування. Ці зразки (рис. 3.31 а, в) мають більш низькі значення межі міцності і більш високу пластичність в порівнянні зі зразком, руйнування якого сталося по площині, що перпендикулярна напрямку розтягнення (рис. 3.32 б) [111].



а, б – монокристалічні; в – спрямований.

Рисунок 3.31 – Будова і форма зламів зразків після гомогенізації зі збільшеним до 4 годин часом витримки зі сплаву ЗМІ-М5 після випробування на розтягнення, $\times 10$

Макроструктура в осьовому перерізі дослідних зразків після випробування на розтягнення показана на рисунку 3.32.



а – монокристалічний; б – спрямований.

Рисунок 3.32 – Макроструктура в осьовому перерізі зразків після гомогенізації зі збільшеним до 4 годин часом витримки зі сплаву ЗМІ-М5, $\times 3$.

На обох зразках чітко видно вісі дендритів I порядку, орієнтовані вздовж напрямку відводу тепла під час спрямованої кристалізації з невеликим відхиленням напрямку $[001]$ від осі Z.

Таким чином можна зробити висновок, що сплав ЗМІ-М5, виплавлений на установці УППФ-3М, за вмістом елементів (за винятком кілька завищених вмістів хрому і вольфраму) відповідає вимогам тимчасових технічних умов (ТТУ).

Проведення термообробки при температурі $1270 + 10^\circ \text{C}$ протягом 4 годин не призвело до помітного зменшення кількості і розмірів евтектичної $(\gamma-\gamma')$ -фази в металі. При цьому відмічено, що поблизу евтектичних виділень $(\gamma-\gamma')$ є зони з наявністю більш дрібних частинок фази типу γ' [111, 113].

Значення межі міцності (σ_b) знаходяться нижче рівня вимог ТТУ, при відносному подовженні, що більше ніж в 3 рази перевищує означені вимоги [111]. Значення часу до руйнування при випробуванні тривалої міцності матеріалу при $T_{\text{вип.}}=975^\circ\text{C}$, $\sigma = 280 \text{ МПа}$ и 300 МПа задовольняють вимогам ТТУ, а при $T_{\text{вип.}}=1000^\circ\text{C}$, $\sigma=280 \text{ МПа}$ – знаходяться нижче вимог ТУ, передбачених для сплаву ЖС32-ВІ [113].

Пластинчасті виділення небажаної ТЦУ-фази в мікроструктурі досліджуваних зразків (як до, так і після термообробки) не виявлені. Необхідне проведення додаткового комплексу досліджень із застосуванням більш

складного режиму термообробки, передбаченого для сучасних жароміцних сплавів IV покоління.

3.5.3 Структура та властивості сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сучасних жароміцних сплавів IV покоління

З дослідного жароміцного нікелевого безренієвого сплаву ЗМІ-М5, шихтову заготовку якого було отримано на установці FM-1-2-100 фірми «ULVAC», методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) на установці УВСК-9А було відлито зразки для визначення механічних і жароміцних властивостей [111, 114, 115].

Хімічний склад отриманих зразків зі сплаву ЗМІ-М5 представлений в таблиці 3.23 [111, 114, 115].

Таблиця 3.23 – Хімічний склад дослідних зразків з жароміцного сплаву ЗМІ-М5 [111, 114, 115]

Джерело	Вміст елементів, мас. %						
	C	Cr	Co	W	Al	Ta	Mo
Дослідний сплав	0,05	5,29	5,42	9,46	5,76	9,0	0,84
Норми ГТУ	0,04...0,08	4,7...5,3	5,0...6,0	8,7...9,3	5,7...6,3	8,7...9,3	0,5...1,0

Кінець таблиці 3.23

Джерело	Вміст елементів, мас. %						
	Cu	Si	Mn	Fe	B	S	P
Дослідний сплав	0,009	0,02	0,03	0,06	0,012	0,006	0,004
Норми ГТУ	≤ 0,07	≤ 0,3	-	≤ 1,0	-	≤ 0,010	≤ 0,010

З результатів, наведених у таблиці 3.23, видно, що вміст елементів (за винятком вмісту вольфраму) в матеріалі досліджуваних зразків відповідає вимогам тимчасових ТУ для сплаву ЗМІ-М5.

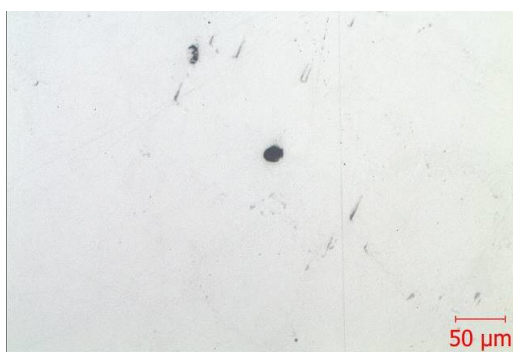
Механічні і жароміцні властивості визначали на зразках (\varnothing 15 мм, L = 135 мм) після термообробки а режимом, передбаченим для сучасних жароміцних сплавів IV покоління (див. підрозділ 2.2.3 – варіант III) [111,114, 115].

Значення відхилень напрямку [001] від осі Z в зразках, коливалися від 9,1 кут. град до 47,4 кут. град. (табл.3.24). Інші зразки мали спрямовану структуру з кількістю кристалів ≥ 3 .

Таблиця 3.24 – Кристалографічна орієнтація монокристалічних зразків

№ з/с	Відхилення напрямку [001] від осі Z, кут. град.	№ п/п	Відхилення напрямку [001] від осі Z, кут. град.
1	35,2	4	9,1
2	47,4	5	44,9
3	24,9	6	17,2

При металографічному дослідженні нетравлених мікрошліфів в матеріалі дослідних зразків виявлено невелику кількість мікропор розміром до 15 мкм (рис. 3.33, а), поодинокі оксидні включення, розмір яких не перевищує ~12 мкм (рис. 3.33, б), а також незначна кількість карбідів, що характерно для структури низьковуглецевого сплаву ЗМІ-М5 ($C \leq 0,08\%$) (рис. 3.33, в, г).



а $\times 200$



б $\times 1000$

а – мікропори; б – оксидні включення;

Рисунок 3.33 – Мікроструктура дослідних зразках зі сплаву ЗМІ-М5



в $\times 200$

в,г – карбіди.

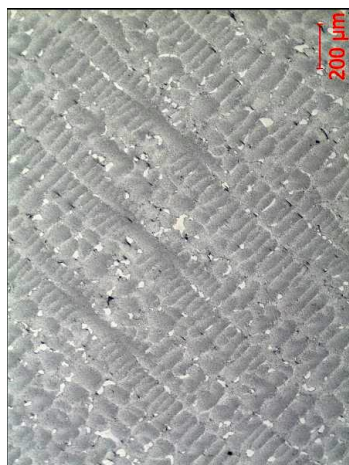


г $\times 1000$

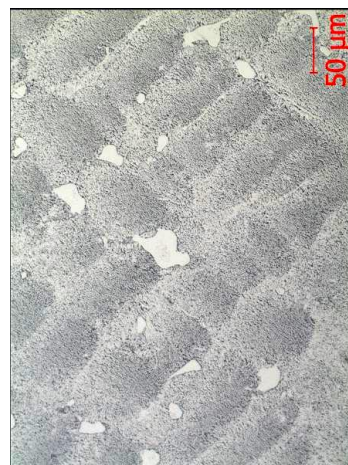
Рисунок 3.33, аркуш 2

Мікроструктура термооброблених зразків зі сплаву ЗМІ-М5 являє собою γ -твердий розчин, зміцнений інтерметаллідним γ' -фазою, з наявністю евтектичної фази (γ - γ') і незначної кількості карбідів (рис. 3.34).

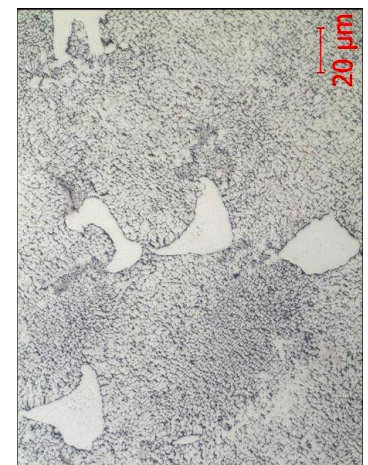
Проведення термообробки за вказаним вище режимом сприяло деякому зменшенню структурної неоднорідності внаслідок вирівнювання хімічного складу в межах дендритного осередку [111,114, 115]. При цьому слід зазначити, що термообробка за вказаним режимом не призвела до істотного зменшення евтектичної (γ - γ')-фази в металі. Помічено, що поблизу деяких евтектичних виділень (γ - γ') є зони з наявністю більш дрібних частинок γ' -фази (рис. 3.34 а).



а



б



в

а – збільшення в 50 разів; б – збільшення в 200 разів; в – збільшення в 500 разів.

Рисунок 3.34 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5 після термообробки (осьовий переріз)

Певне вирівнювання неоднорідності структури і хімічного складу фаз в металі після проведення термічної обробки за режимом, прийнятим для сплавів IV покоління також підтверджується результатами рентгеноспектрального мікроаналізу (рис.3.35, табл. 3.25).

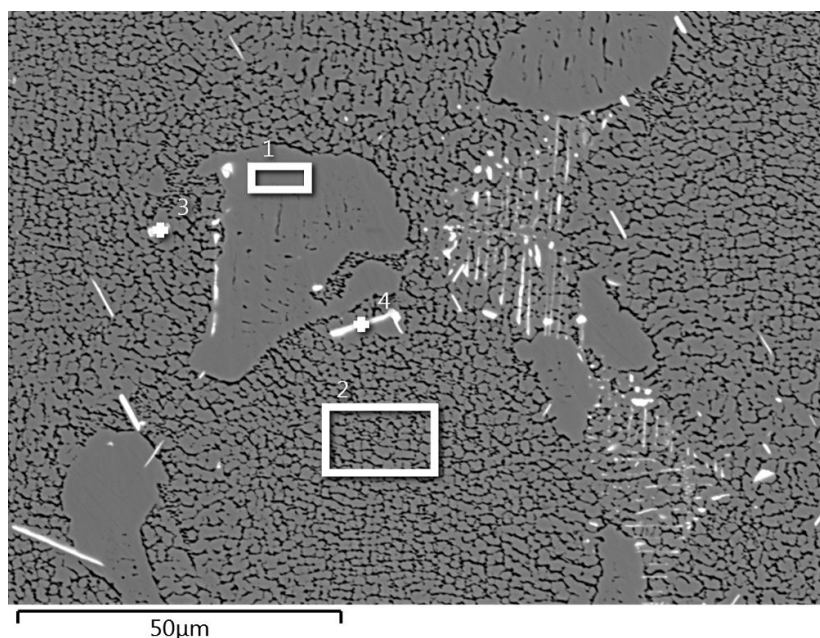


Рисунок 3.35 – Мікроструктура зразку ЗМІ-М5 після термічної обробки за режимом, передбаченим для сплавів IV покоління із зазначеними місцями рентгеноспектрального мікроаналізу

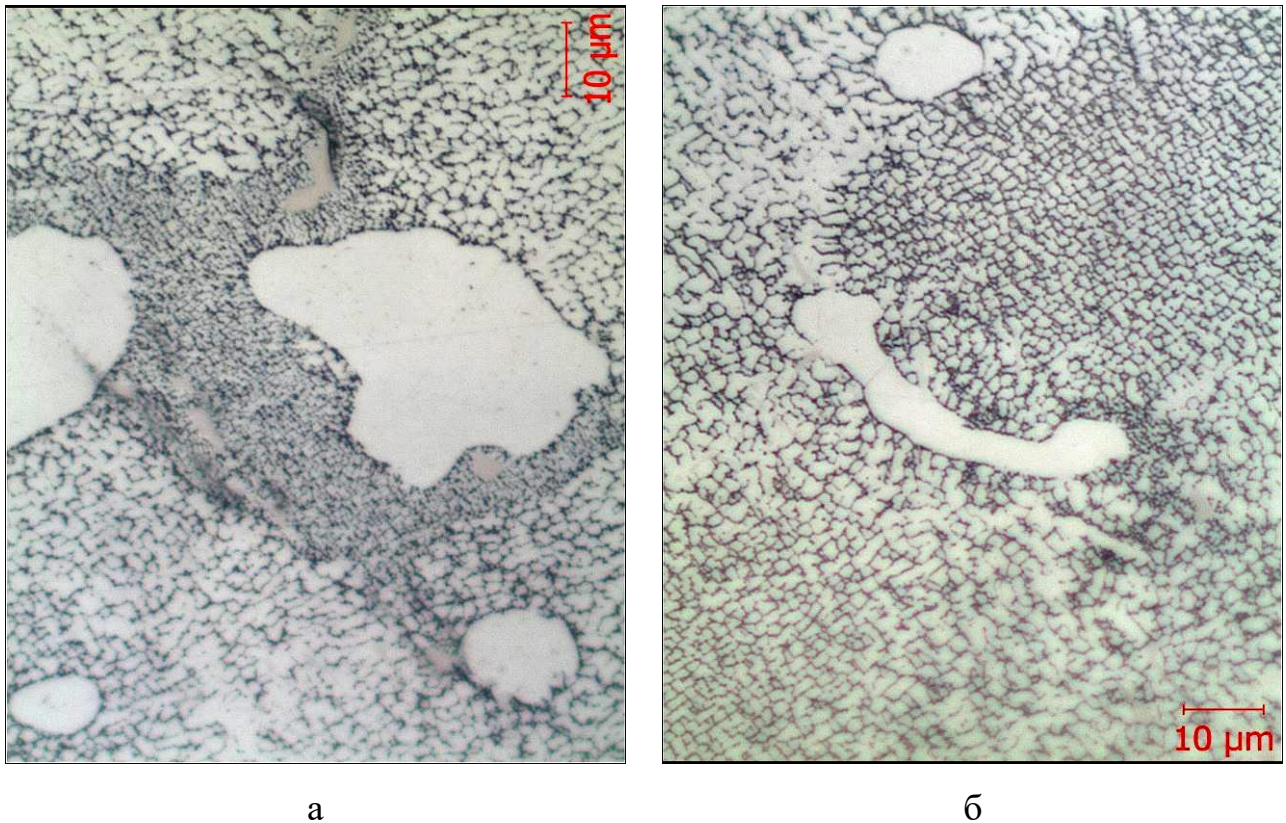
Таблиця 3.25 – Елементний склад локальних об'ємів за результатами рентгеноспектрального мікроаналізу

Елемент	Вміст елементів по спектрах, мас. %			
	Спектр 1	Спектр 2	Спектр 3	Спектр 4
Al	7.56	6.52	0.80	1.38
Cr	2.54	4.83	4.54	5.56
Co	4.38	5.68	3.93	4.73
Ni	65.94	64.10	19.61	26.81
Mo	0.48	0.77	4.17	3.80
Ta	12.41	8.38	15.80	14.24
W	6.70	9.71	51.13	43.47
Сумма	100.00	100.00	100.00	100.00

При вивченні структурного стану [110-112] в матеріалі досліджених зразків (як до, так і після термообробки) поряд з виділеннями евтектики ($\gamma-\gamma'$), що має округлу форму (рис.3.36, а), виявлено значну кількість подовжених евтектичних частинок типу ($\gamma-\gamma'$) з співвідношенням довжини і товщини $\sim 8:1$ (рис. 3.36, б).

Структури, характерні для перегрітого стану нікелевого жароміцного сплаву, не виявлені; перегріву немає.

Топологічно щільно упаковані (ТЩУ) фази пластинчастої морфології в структурі всіх термооброблених зразків не виявлено. Наявність ТЩУ-фаз в сплаві ЗМІ-М5 нормативною документацією не регламентовані.



а – округла форма евтектичних частинок типу ($\gamma-\gamma'$); б – подовжена форма евтектичних частинок типу ($\gamma-\gamma'$)

Рисунок 3.36 – Мікроструктура зразків зі сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сплавів IV покоління (осьовий переріз), $\times 1000$.

У структурі матеріалу зразка № 2 зі сплаву ЗМІ-М5 після термічної обробки було виявлено невелику кількість карбідів: глобулярних типу M_6C розміром 2...7 мкм і пластинчастих типу M_6C розміром 5...20 мкм; евтектика типу $(\gamma-\gamma')$ розміром 5...50 мкм. Відстань між осями дендритів I порядку становило 375...395 мкм, II порядку – 45...67 мкм. Також виявлені мікропори розміром до 15 мкм.

У зразках до термообробки була встановлена неоднорідність розмірів і форми γ' -частинок в осях і міждендритних областях – в осях частинки γ' -фази були дрібніше і мали більш правильну кубічну морфологію (рис. 3.37) [112].

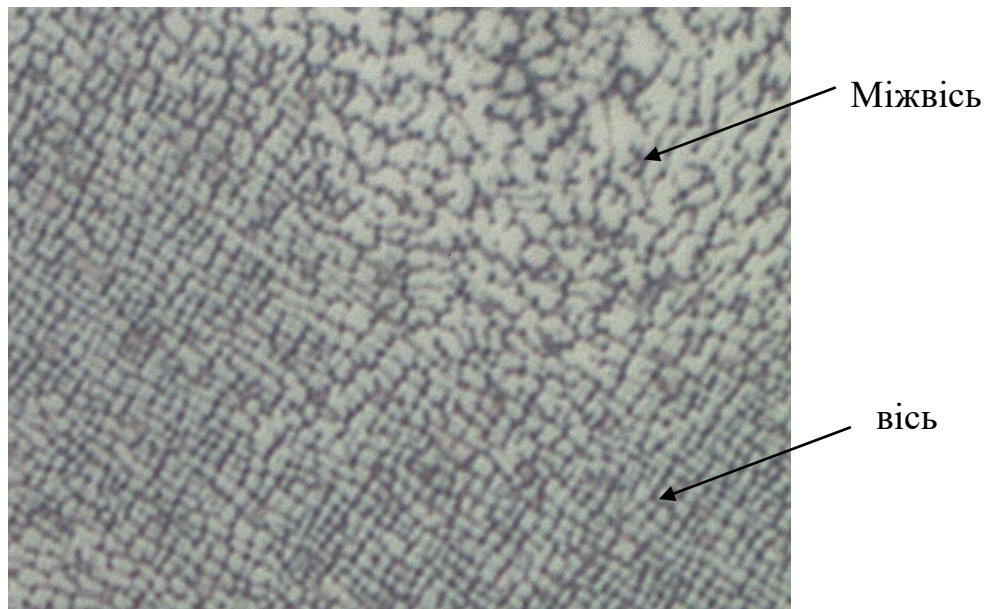


Рисунок 3.37 – Морфологія часток інтерметалідної γ' -фази в зразках зі сплаву ЗМІ-М5 до термообробки, $\times 1500$.

Встановлено, що проведення термообробки не призвело до помітного зменшення кількості і розмірів евтектичною $(\gamma-\gamma')$ -фази в металі. При цьому відмічено, що поблизу евтектичних виділень $(\gamma-\gamma')$ є зони з наявністю більш дрібних частинок фази типу γ' (рис. 3.38). Форма частинок γ' -фази, на відміну від зразків після раніше випробуваних режимів термічної обробки (див. рис. 3.24) – кубічна.

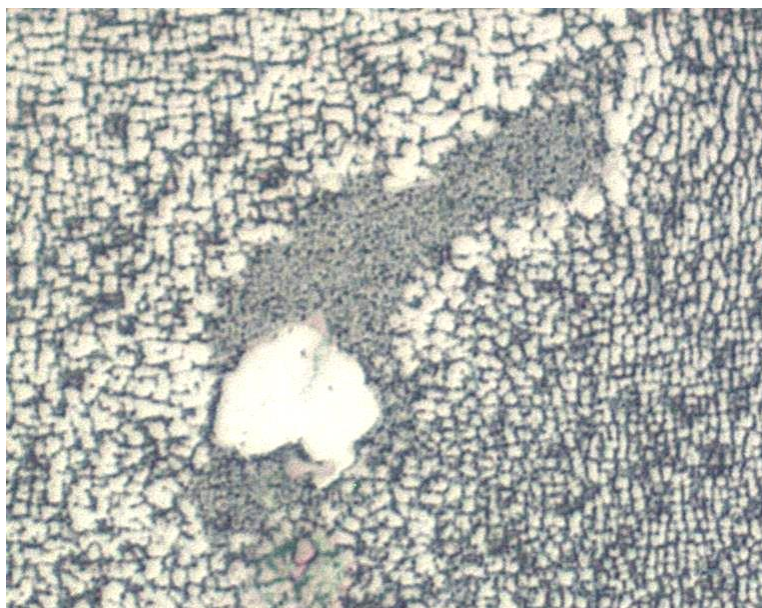


Рисунок 3.38 – Локальні ділянки дрібних частинок фази типу γ' поблизу евтектики в матеріалі зразків зі сплаву ЗМІ-М5 після термообробки, $\times 1500$.

Результати механічних випробувань і випробувань на тривалу міцність наведені в табл. 3.26 [111, 114, 115].

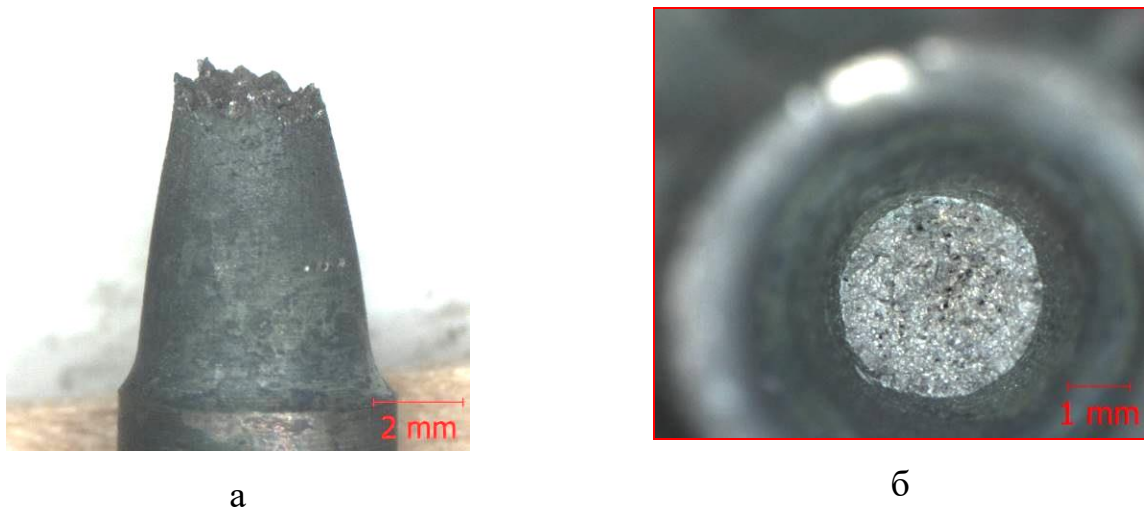
Таблиця 3.26 – Механічні і жароміцні властивості дослідного сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сплавів IV покоління [111, 114, 115]

№ зразка (КГО)	Механічні властивості при 20 °С			Час до руйнування		
	σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	$T_{\text{вип.}}$ °С	σ , МПа	τ_p , год.
2 (47,4)	1340	6,8	8,6	-	-	-
	1396	5,2	8,6	-	-	-
4 (9,1)	-	-	-	975	300	60,5
	-	-	-	1000	280	21,0
5 (44,9)	-	-	-	975	300	95,15
	-	-	-	1000	280	55,0
6 (17,2)	-	-	-	975	300	90,5
	-	-	-	1000	280	26,25
ЖС32-ВІ (моно)	1156	6,0	-	975	300	69,0
Норми ТТУ	≥ 1000	$\geq 6,0$	-	975	300	$\geq 40,0$
Норми ТУ1-92-177-91 та 18Т-ТУ-158 (для сплаву ЖС32-ВІ)	≥ 900	$\geq 6,0$	-	1000	280	$\geq 40,0$

З наведених даних видно, що механічні властивості, випробувані при температурі 20 °С, а також тривала міцність при температурі випробування 975 °С і навантаженні 300 МПа відповідають вимогам тимчасових технічних умов (ТТУ) (додаток А) [111, 114, 115]. Означені експериментальні дані також відповідають отриманим раніше розрахунковим (див. табл. 3.14) і навіть істотно перевищують їх.

Значення часу до руйнування при температурі випробування 1000 °С і навантаженні 280 МПа нестабільні – знаходяться на рівні від 21 години до 55 годин. Зниження значень τ_p при 1000 °С, ймовірно, обумовлено кристаллографічним напрямком зразків. Встановлено, що більш високі значення τ_p (55 годин) мають зразки з кристаллографічної орієнтацією [111, 114, 115].

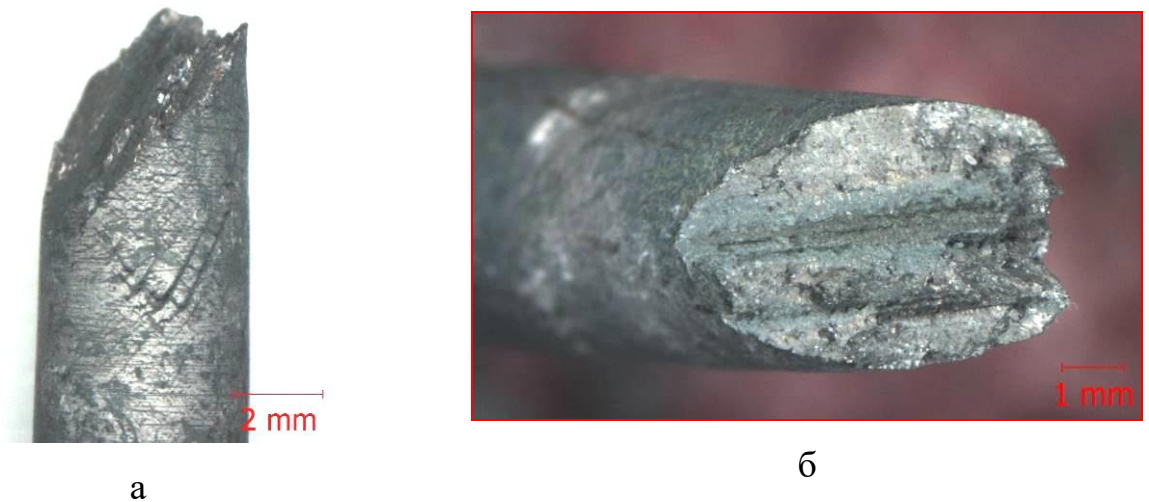
На рисунках 3.39, 3.44 показані злами зразків з відхиленнями напрямку [001] від осі Z на 9,1 і 44,9 кут. град. після випробування на тривалу міцність при температурі 1000 °С і навантаженні 280 МПа. Відхилення від осі Z на 9,1 кут. град. призвело до незначного відхилення площині зламу від напрямку, перпендикулярного осі розтягнення. Макрозлам крихкий, межзеренний, відсутні волокниста зона і зона долому [115].



а – збільшення в 6,5 разів; б – збільшення в 8 разів;

Рисунок 3.39 – Будова зламу зразка № 4 (КГО = 9,1 кут. град.) зі сплаву ЗМІ-М5 після випробування на тривалу міцність при 1000 °С під навантаженням 280 МПа ($\tau_p = 21,0$ год.) [111].

Відхилення напрямку [001] на 44,9 кут. град. справило значний вплив на утворення тріщин і формування площині зламу. Характерна наявність на бічній поверхні зразка великої кількості тріщин, розташованих під кутами, порівнянними з відхиленнями напрямку [001] (рис. 3.40 а). Площина зламу також розташована під кутом близько 45° (рис. 3.40 б).



а – збільшення в 6,5 разів; б – збільшення в 8 разів;

Рисунок 3.40 – Будова зламу зразка № 5 (КГО = 44,9 кут. град.) зі сплаву ЗМІ-М5 після випробування на тривалу міцність при 1000 °С під навантаженням 280 МПа ($\tau_p = 55,0$ год.) [111]

За результатами досліджень, мікроструктура термооброблених зразків зі сплаву ЗМІ-М5 характерна для жароміцних нікелевих сплавів типу ЖС. Термообробка за вказаним режимом не привела до істотного зменшення евтектичної (γ - γ')-фази в металі [111, 114, 115].

Механічні властивості, а також тривала міцність при температурі випробування 975 °С і навантаженні 300 МПа монокристалічних зразків, отриманих з розробленого сплаву ЗМІ-М5, після термообробки за режимом, передбаченим для сплавів IV покоління, відповідають вимогам ТТУ (додаток А) [111-114, 115].

Значення часу до руйнування при температурі 1000 °С під навантаженням 280 МПа нестабільні – коливаються від 21 до 55 годин. Зниження значень τ_p при

1000 °С, ймовірно, обумовлено кристалографічним напрямком зразків, що сприяє утворенню тріщин та наступному крихкому руйнуванню. Встановлено [111], що більш високі значення τ_p (55 годин) мають зразки з кристалографічною орієнтацією [115].

Таким чином, дослідний сплав ЗМІ-М5 не містить ренію, має значно меншу вартість, при цьому зберігає необхідні експлуатаційні характеристики і може бути використаний для виготовлення методом спрямованої кристалізації лопаток газотурбінних установок наземного призначення.

3.6 Висновки

В результаті проведеного комплексу науково-дослідних робіт отримані наступні результати.

1. Встановлено, що механічні властивості матеріалу зразків, відлитих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) на установці УВСК-9А з дослідного жароміцного нікелевого сплаву на базі ЖС32-ВІ, з підвищеним вмістом Та, Мо, АІ при зниженому вмісті С і Со, у відсутності Nb, після термообробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ, задовільні і відповідають вимогам ТУ для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК).

Значення тривалої міцності дослідних зразків, випробуваних при температурі 1000 °С і навантаження 280 МПа, знаходяться на рівні значень для сплаву ЖС32-ВІ. При випробуванні при температурі 975 °С і навантаженні 250 МПа тривала міцність дослідного сплаву більше ніж в 3 рази перевищує середні значення для сплаву ЖС32-ВІ. Наведені дані підтверджують позитивний вплив підвищеного вмісту Та на жароміцність і перспективність застосування низьковуглецевої модифікації сплаву на базі ЖС32-ВІ.

2. Проведені комплексні розрахункові дослідження по розробці оптимального складу нового вітчизняного ливарного жароміцного нікелевого

безренієвого сплаву марки ЗМІ-М5, призначеного для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для стаціонарних газотурбінних установок. В результаті було встановлено наступне:

– отримано показники структурної стабільності та збалансованості системи легування, які забезпечують задовільну структурну та фазову стабільність розробленого безренієвого сплаву ЗМІ-М5;

– отримано температурні показники (температури солідус, кінця розчинення γ' -фази; температурний інтервал кристалізації; температурний інтервал для проведення гомогенізації, обробки на γ - твердий розчин), що забезпечує оптимальний мікроструктурний стан і показники механічних властивостей розробленого безренієвого ливарного жароміцного сплаву ЗМІ-М5 на рівні промислового серійного сплаву ЖС32-ВІ, який містить реній (4 мас. %);

– за рахунок забезпечення виділення в структурі розробленого сплаву ЗМІ-М5 об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в межах 69,0...78,0 мас. %, а також забезпечення показника місфіт-фактора в межах ($\delta = 0,398 \dots 0,450$ %) спрогнозовано рівень показників міцності: границя короткочасної міцності в межах ($\sigma_B^{20} = 1219,0 \dots 1231,8$ МПа) і показників середньої довговічності зразків ($\tau_{300}^{975} = 45,4$ години), відповідно із вихідними вимогами до розробки ($V_{\gamma'}^{20} \geq 60\%$; $\delta = 0,25 \dots 0,45\%$; $\sigma_B^{20} \geq 900$ МПа ; $\tau_{300}^{975} \geq 40$ годин) та нормативами ТУ 1-92-177-91;

– за рахунок забезпечення показника ефективного «еквівалентного» хрому $[Cr]_{\text{ЕКВ.}} < 30\%$, спрогнозовано достатню корозійну стійкість розробленого безренієвого нікелевого сплаву ЗМІ-М5;

– за оптимальними показниками комплексу властивостей для подальших експериментальних досліджень було склад обрано сплаву, який не містить ренію, та присвоєно йому марки ЗМІ-М5. Сплав призначений для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для наземних газотурбінних установок, з метою заміни промислового сплаву ЖС32-ВІ, що містить в складі коштовний реній.

3. На відповідний жароміцний нікелевий сплав, для виготовлення виливків методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, відповідно проведеним прогнозуючим розрахункам, в НУ «Запорізька політехніка» було розроблено тимчасові технічні умови (ТТУ).

4. Вивчили вплив вмісту основних легувальних елементів (в першу чергу Та і W) на експлуатаційні властивості дослідного сплаву ЗМІ-М5.

Аналізом розрахункових значень механічних властивостей монокристалічних [001] зразків досліджених сплавів встановлено, що співвідношення легувальних елементів, яке відповідає запропонованому хімічному складу розробленого жароміцного сплаву, є збалансованим і забезпечує в ньому високу структурну і фазову стабільність зі збереженням характеристик жароміцності та технологічності на рівні вимог до сплаву ЖС32-ВІ при значному зниженні вартості.

Розроблений сплав ЗМІ-М5 може бути рекомендованим для виготовлення монокристалічних литих лопаток газотурбінних установок наземного використання.

5. Встановлено, що механічні властивості, а також тривала міцність при температурі випробування 975 °С і навантаженні 300 МПа монокристалічних зразків, отриманих з розробленого сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом, передбаченим для сучасних жароміцних сплавів IV покоління відповідають вимогам тимчасових умов (ТТУ) на розроблений сплав (див. додаток А).

6. Таким чином, розроблений сплав ЗМІ-М5 не містить ренію, має майже вдвічі меншу вартість (див. додаток Б), та після проведення відповідної термічної обробки забезпечує експлуатаційні характеристики на рівні вимог до промислового сплаву ЖС32-ВІ і може бути використаний для виготовлення методом спрямованої кристалізації лопаток газотурбінних установок наземного призначення.

РОЗДІЛ 4

ДОСЛІДНО-ПРОМИСЛОВЕ ВИПРОБУВАННЯ ТА ВПРОВАДЖЕННЯ

4.1 Технологічний процес отримання робочих лопаток для наземної установки Д-336 з розробленого сплаву ЗМІ-М5

Методом високошвидкісної спрямованої кристалізації на установці УВСК-9А за серійною технологією із використанням затравок зі сплаву НВ-4 підвищеної чистоти з додатковим вмістом вуглецю в кількості до 0,1 мас. % [3, 116] була виготовлена дослідна партія робочих лопаток для наземної установки Д-336 з розробленого сплаву ЗМІ-М5 (рис. 4.1).



Рисунок 4.1 – Робочі лопатки ТВД для наземної установки Д-336, отримані зі сплаву ЗМІ-М5 методом високошвидкісної спрямованої кристалізації

Відомо, що для формування структурно досконалих литих затравок використовуваних при виготовленні монокристалічних лопаток необхідно забезпечити підвищену чистоту сплаву НВ-4 за наявності домішок, неметалевих включень, оксидних плів [4, 5].

Для забезпечення формування досконалої структури монокристалічних виливків може бути рекомендовано використання затравок зі сплаву НВ-4 з додатковим вмістом вуглецю до 0,1%, який перешкоджає його поверхневому окисленню, забезпечує хороший контакт розплав – затравка, нормальне змочування поверхні і часткове розчинення торця затравки [116].

Слід зауважити, що стабільна передача структури від затравок до зразків і лопаток здійснювалася тільки в тому випадку, коли верхня частина затравки повністю не була розплавлена, а інші залишалися в твердому стані.

Відпрацювання технологічного процесу здійснювали при отриманні робочих лопаток турбіни високого тиску (ТВД) для наземної установки Д-336 з розробленого сплаву ЗМІ-М5 методом високошвидкісної спрямованої кристалізації, в порівнянні зі сплавом ЖС32-ВІ. Дослідні лопатки в кількості 24 штуки (по 12 лопаток з кожного сплаву) отримували з використанням затравок зі сплаву НВ-4 підвищеної чистоти з додатковим вмістом вуглецю в кількості до 0,1 мас. % за серійною технологією на установці УВСК-9А при оптимальній швидкості кристалізації 4 мм/хв.

Дослідження макроструктури показало, що вихід придатного литва по параметрам макроструктурни для отриманих лопаток з розробленого сплаву ЗМІ-М5 і сплаву ЖС32-ВІ склав 48...50%. З цієї кількості 70...75% лопаток були отримані зі спрямованої макроструктурою. З монокристалічною структурою були отримані лопатки в кількості 25...30% з відхиленням кристалографічної орієнтації [001] від осі Z на кут до 5°. Слід зауважити, що дослідні лопатки з обох сплавів не мали тріщин по перу як в литому стані так і після термічної обробки (табл. 4.1).

Таблиця 4.1 – Результати визначення КГО для лопаток з монокристалічною макроструктурою зі сплавів ЖС32-ВІ і розробленого ЗМІ-М5

Сплав	Кут відхилення КГО [001] від вісі Z, кут. град.
ЖС32-ВІ	2; 3; 3
ЗМІ-М5	3; 2; 4; 2

Таким чином, технологічне випробування розробленого сплаву ЗМІ-М5 в промислових умовах при отриманні робочих лопаток ТВД для наземної установки Д-336 методом високошвидкісної спрямованої кристалізації показало, що розроблений сплав має еквівалентні технологічні параметри, в порівнянні з промисловим сплавом ЖС32-ВІ.

За результатами проведених розрахунків (див. додаток Б) вартість серійного сплаву ЖС32-ВІ за компонентами хімічного складу дорівнює 5451,8 тис. грн. за 1 тону, а розробленого ЗМІ-М5 – 2760,1 тис. грн., тобто, розроблений економно легований жароміцний сплав є майже вдвічі дешевшим.

Таким чином, приблизний економічний ефект від впровадження сплаву ЗМІ-М5 дорівнює 2691,7 тис. грн. на 1 тону. Очікуваний річний ефект при потребі в литих лопатках з монокристалічною структурою для агрегатів наземного базування порядку 3 тонн складає близько 8 мільйонів гривень.

В результаті комплексних наукових досліджень і промислового технологічного випробування встановлено, що при отриманні лопаток з розробленого сплаву ЗМІ-М5 не вимагається змін в існуючому серійному технологічному процесі високошвидкісної спрямованої кристалізації виливків на установці УВСК-9А.

4.2 Висновки

Дослідно-технологічні випробування розробленого сплаву ЗМІ-М5 в промислових умовах на базі АТ "Мотор Січ" при отриманні робочих лопаток ТВД для наземної установки Д-336 методом високошвидкісної спрямованої кристалізації на установці УВСК-9А за серійною технологією із використанням затравок зі сплаву НВ-4 підвищеної чистоти з додатковим вмістом вуглецю в кількості до 0,1 мас. % показало, що розроблений сплав має технологічні

параметри на рівні промислового сплаву ЖС32-ВІ. Коригування ведення технологічного процесу спрямованої кристалізації не потрібно.

Загальний вихід придатного литва за макроструктурою лопаток для обох сплавів склав 48...50%, з цієї кількості отримано 70...75% лопаток зі спрямованої і 25 ... 30% лопаток з монокристалічною макроструктурою (див. додаток Б).

Очікуваний економічний ефект від впровадження розробленого сплаву ЗМІ-М5 дорівнює 2691,7 тис. грн. на 1 тонну.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі наведено нове технічне рішення наукової та практичної задачі, що виражається в розробці складу економнолегованого безрениєвого жароміцного нікелевого сплаву, для виготовлення відповідальних виливків зі спрямованою і монокристалічною макроструктурою для агрегатів наземного базування, з підвищеною структурною та фазовою стабільністю при збереженні експлуатаційних характеристик на рівні вимог до серійного жароміцного сплаву ЖС32-ВІ, розробці технології його виготовлення та обґрунтованого вибору режиму термічної обробки.

На основі проведених теоретичних та експериментальних досліджень зроблені наступні висновки.

1. Аналіз технічної літератури і сучасного стану питання показав, що роботи, присвячені розробці складу монокристалічного жароміцного нікелевого сплаву, що не містить реній, та при цьому характеризується підвищеною структурною та фазовою стабільністю і зберігає рівень властивостей міцності відповідно вимогам, що висуваються до серійного сплаву ЖС32-ВІ є актуальними.

2. Хімічний склад, структур, механічні та жароміцні властивості дослідних сплавів визначали за допомогою сучасних достовірних методик на відповідному обладнанні.

Для прогнозування фазової, структурної стабільності та властивостей сплаву, що розробляється задіяли сучасні розрахунково-аналітичні методи, що дозволило суттєво скоротити витрати на етапі розробки хімічного складу сплаву та забезпечити його високі фізико-механічні та експлуатаційні властивості.

Проведений комплекс досліджень дозволив отримати достовірні результати, встановити взаємозв'язок між комплексом легування, структурою та властивостями сплаву.

3. Встановлено, що механічні властивості при кімнатній температурі та тривала міцність матеріалу зразків, відлитих методом високошвидкісної спрямованої кристалізації (ВСК) на установці УВСК-9А з дослідного жароміцного нікелевого сплаву на базі ЖС32-ВІ, з підвищеним вмістом Та при зниженому вмісті С, після термообробки за режимом, передбаченим для сплаву ЖС32-ВІ, задовільні і відповідають вимогам ТУ для сплаву ЖС32-ВІ (ВСК). При випробуванні при температурі 975 °С і напрузі 250 МПа тривала міцність дослідного сплаву більше ніж в 3 рази перевищує середні значення для сплаву ЖС32-ВІ.

4. Із застосуванням відомих розрахунково-аналітичних методів прогнозування фазової та структурної стабільності та розробленої в НУ «Запорізька політехніка» комплексної розрахунково-аналітичної методики спрогнозовано найважливіші параметри, що визначають працездатність дослідного економнолегованого безрениєвого ливарного жароміцного нікелевого сплаву і показано, що розроблений сплав за розрахунковими параметрами не поступається вимогам до широко поширеного і майже вдвічі більш дорогого ЖС32-ВІ (див.додаток Б).

5. Запропонованому сплаву, що не містить в своєму складі коштовного імпортного ренію присвоєно марку ЗМІ-М5 [111].

Сплав містить легуючі компоненти, в наступному співвідношенні, мас. %: С – 0,06...0,12; Cr – 4,5...5,5; Со – 5,0...6,0; W – 8,0...9,0; Мо – 0,4...1,0; Al – 5,7...6,3; Та – 8,0...9,0; В – 0,005...0,015; Се – 0,005... 0,015; Y – 0,005...0,015; Ni – основа.

Розроблений сплав ЗМІ-М5 може бути рекомендованим для виготовлення монокристалічних литих лопаток газотурбінних установок наземного використання як замітник серійного сплаву ЖС32-ВІ. (див. додаток В)

6. Комплексом досліджень з метою обрання раціонального режиму термічної обробки встановлено, що механічні властивості, а також тривала міцність при температурі випробування 975 °С і навантаженні 300 МПа монокристалічних зразків, отриманих з розробленого сплаву ЗМІ-М5 після термообробки за режимом,

передбаченим для сучасних сплавів IV покоління відповідають вимогам тимчасових умов (ТТУ) на розроблений сплав (див. додаток А).

7. Дослідно-промислове випробування розробленого сплаву ЗМІ-М5 на базі АТ "Мотор Січ" при отриманні робочих лопаток ТВД для наземної установки Д-336 методом високошвидкісної спрямованої кристалізації на установці УВСК-9А за серійною технологією підтвердило, що розроблений сплав має технологічні параметри та експлуатаційні властивості на рівні вимог до промислового сплаву ЖС32-ВІ (див. додаток Б).

8. Очікуваний річний економічний ефект від впровадження сплаву ЗМІ-М5 при потребі в литих лопатках з монокристалічною структурою для агрегатів наземного базування порядку 3 тонн складає близько 8 мільйонів грн. (див. додаток Б).

Таким чином, досягнута поставлена мета: із використанням розрахунково-аналітичних методів прогнозування фазової та структурної стабільності розроблено склад безрениєвого жароміцного нікелевого сплаву для спрямованого і монокристалічного лиття лопаток та здійснено обґрунтований вибір режиму його термічної обробки, що забезпечує йому збереження необхідних експлуатаційних властивостей при значному зниженні вартості.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Гнатенко О.В., Гайдук С.В., Наумик В.В. Разработка экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отливок. *Вісник двигунобудування*. 2012. № 1. С. 206-210.
2. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / под общ. ред. Е.Н. Каблова. 2-е изд. М.: Наука, 2006. 632 с.
3. Авиационные материалы и технологии: Юбилейный науч.-технич.сб. (приложение к журналу «Авиационные материалы и технологии») / под общ. ред. Акад. РАН, проф. Е.Н. Каблова. М.: ВИАМ, 2012. С. 292-301.
4. Орехов Н.Г., Глезер Г.М., Кулешова Е.А., Толорая В.Н. Современные литейные жаропрочные сплавы для рабочих лопаток газотурбинных двигателей *МиТОМ*.- 1993. №7. С. 32-35.
5. Tsivirko É.I., Zhemanyuk P.D., Klochikhin V.V., Naumik V.V., Lunev V.V. Crystallization processes, structure and properties of castings from high-temperature nickel alloys. *Metal Science and Heat Treatment* . 2001. № 43(9-10). P. 382-386.
6. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы, легированные рутением / В сб.: *Авиационные материалы и технологии. Вып. «Высокорениевые жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД»*. М.: ВИАМ, 2004. С. 80-90.
7. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч.-техн.сб.: к 100-летию со дня рождения С.Т. Кишкина /Под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2006. 272 с. – ISBN 5-02-034099-5.
8. Caron P. High γ' solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade application. *Superalloys*, 2000. Pennsylvania. Minerals, Met. and Mater. Soc., 2000. P. 737-746.

9. Argence D., Vernault C., Desvallees Y., Fournier D. MC-NG: A 4th generation single-crystal superalloy for future aeronautical turbine blades and vanes // *Ibid.* France, 2003. P. 829-837.

10. Koizumi Y., Kobayashi T., Yokokawa T. et al. Development of next-generation Ni- base single crystal superalloys. *Superalloys*, 2004. Pennsylvania. Minerals, Met. and Mater. Soc., 2004. P. 35-43.

11. Walston W.S., Schauer J.C., Murphy W.H. A new type of microstructural instability in superalloys – SRZ. *Superalloys*, 1996. Pennsylvania. Minerals, Met. and Mater. Soc., 1996. P. 95-117.

12. Каблов Е.Н., Светлов ИЛ., Петрушин Н.В. Никелевые жаропрочные сплавы, легированные рутением. *Авиационные материалы и технологии: Высокотемпературные жаропрочные сплавы, технология и оборудование для производства сплавов и литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД*. М.: ВИАМ, 2004. С. 80-90.

13 . Yokokawa T., Osawa M., Nishida K. et al. Partitioning behavior of platinum group metals on the γ' and γ phases of Ni-base superalloys at high temperatures. *Scr. mater.* 2003. Vol. 49. P. 1041-1046.

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

15. Каблов, Е.Н. Никелевые литейные жаропрочные сплавы нового поколения / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, И.Л. Светлов [и др.] // *Авиационные материалы и технологии*. 2012. №5. С. 36-52.

16. Kawagishi K., An-Chou Yeh, T. Yokokawa, T. Kobayashi et al. Development of an Oxidation-Resistant High-Strength Sixth-Generation Single-Crystal Superalloy TMS-238. *Superalloys*. 2012. P. 189-195.

17. Устройство и эксплуатация газотурбинных установок: учебное пособие./ Под общей редакцией Ю.Д. Земенкова. Тюмень: ТюмГНГУ, 2015. 434 с. ISBN 978-5-9961-1041-4

18. Елисеев Ю.С., Крымов В.В., Манушин Э.А., Суровцев И.Г. Конструирование и расчёт на прочность турбомашин газотурбинных и комбинированных установок: учебник / под общ. ред. М.И. Осипова. М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2009. 519, [1] с.: ил. – ISBN 978-5-7038-3233-2.

19. Stringer J. Performance limitation in electric power generating systems imposed in high temperature corrosion. *High Temperature Technology*. 1985. V. 3, №3. P. 119-141.

20. Экспериментальные исследования высокотемпературной коррозии никелевых сплавов / Беликов С.Б., и др.; *Конструкционная прочность авиационных газотурбинных двигателей*. Сб. науч. тр. К: 1983. С. 106-110.

21. Литейные сплавы, устойчивые против высокотемпературной коррозии / Коваль А.Д. и др.; *Новые коррозионностойкие металлические сплавы, неметаллические материалы и покрытия*. К: 1983. Вып. 1. с. 53-55.

22. Технические требования к перспективным материалам высокотемпературных ГТД. Ч.1. *Лопатки турбин камеры сгорания*. Л.: НПО ЦКТИ. 1988. 28 с.

23. Никитин В.И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин / Л.: Машиностроение. 1987. 272 с.

24. Rapp R.A. Hot Corrosion of Materials /Ed. by Sims C.T., Stoloff N.S., Hagel W.C. *Selected Topics of High Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power*. New York, 1987. P. 327-358.

25. Влияние микродобавок активных элементов на сульфидноокисную коррозию никелевых сплавов / Никитин В.И., и др.; *Водно-химический режим и коррозия энергетического оборудования*. Тр. ЦКТИ. Вып. 255. Л.: 1989. С. 69-74.

26. Никитин В.И., Комиссарова И.П., Ревзюк М.Б. Жаростойкость конструкционных материалов энергомашиностроения. Л.: ЦКТИ. 1978. 234 с.

27. Особенности газовой коррозии сплавов на никелевой основе / Никитин В.И. и др.; *Известия АН СССР. Металлы*. 1982. №5. С. 117-125.

28. Влияние состава никелевых сплавов на их коррозионную стойкость в золе газотурбинных топлив / Никитин В.И., и др.; *Труды ЦКТИ*. 1978. Вып. 158. С. 71-74.

29. Никитин В.И. Легирование никелевых сплавов для защиты от сульфидно-окисной коррозии. *Известия АН СССР. Металлы*. 1985. №1. С. 176-181.

30. Высокотемпературная коррозия и применение покрытий для защиты лопаточного аппарата ГТУ / Никитин В.И. и др.; *Энергомашиностроение*. 1981. №9. С. 21-28.

31. Никитин В.И., Григорьева Т.Н. Влияние золовых отложений на длительную прочность материала рабочих лопаток газовых турбин. *Физико-химическая механика материалов*. 1972. т. 8, №5. С. 19-26.

32. Шалин Р.Е., Светлов И.Л., Качанов Е.Б. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов. М.: Машиностроение. 1997. 336 с.

33. Орлов М.Р., Орлов Е.М. Водородная хрупкость монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов. *Деформация и разрушение материалов*. 2008. № 7. С. 36-41.

34. Орлов М.Р. Образование пор в монокристаллических охлаждаемых рабочих лопатках турбины в процессе эксплуатации. *ЖФМ*. 2007. № 8. С. 306-312.

35. Михеев С.В., Строганов Г.В., Ромашин А.Г.. Керамические и композитные материалы в авиационной технике. М., Альтекст, 2002. 276 с.: ил. ISBN-5-93121-118-7.

36. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. *Материаловедение*. 1997. № 5. С. 14-17.

37. Каблов Е.Н., Светлов И.Л., Петрушин Н.В. *Материаловедение*. 1997. № 4. С. 32-39.

38. Строганов Г.Б., Чепкин В.М. Литейные жаропрочные сплавы для газовых турбин. М.: ОНТИ МАТИ, 2000. 128 с.

39. Кишкин С.Т., Строганов Г.Б., Логунов А.В. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе. М.: Машиностроение, 1987, 116 с.

40. Бокштейн С.З., Гинзбург С.С., Кишкин С.Т., Мороз Л.М. Электронномикроскопическая автордиография в металловедении. М.: Металлургия, 1978, 263 с.

41. Лашко Н.Ф., Сонюшкина А.П., Шпунт К.Я., Козлова М.Н., Жуков Н.Д., Булыгин И.П. Литейный жаропрочный сплав. В кн.. Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.. Наука, 1978, С. 23-31.

42. Лашко Н.Ф., Заславская Л.В., Козлова М.Н., Морозова Г.И., Сорокина К.П., Яковлева Е.Ф. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов. М.: Металлургия, 1978, 335 с.

43. Поляк Э.В., Герчикова Н.С., Кораблева Г.Н., Сернова Н.Н. Структура дисперсионно-стареющих жаропрочных сплавов на никель-хромовой основе. В сб.: Конструкционные и жаропрочные материалы для новой техники. М.. Наука, 1978, С. 107-114.

44. Бурова Н.К., Маслеников С. Б. Структурные особенности никелевых сплавов, легированных титаном. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1979. № 5. С. 19-22.

45. Бокштейн С.З., Василенок Л.Б., Шали Р.Е. Влияние бора на тонкую структуру, диффузию и ползучесть никелевого сплава с направленной структурой. *Изв. АН СССР. сер. Металлы*. 1980. №4. С. 125-130.

46. New turbine blade alloy. *Modern Castin*. 1976. v. 66. P. 47.

47. Пирагова Г.Д. Фазовый состав жаропрочного сплава ЭП539. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1979. № 5. С. 22-25.

48. Морозова Г.И. Авиационные материалы на рубеже XX-XXI веков: Сб. тр. – М.: ВИАМ, 1994. С. 460-465.

49. Епишин К.Л., Питюлин А.Н., Мержанов А.Г. Уплотнение материалов, образующихся при СВС // *Порошковая металлургия*. 1992. №6. С. 14-19.

50. Кишкин С.Т., Логунов А.В., Светлов И.Л. Авиационные материалы / Под общей редакцией Г.Б. Строганова и Р.Е. Шалина: Сб. тр. – М.: ВИАМ, 1982,

С. 111-119.

51. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Василёнок Л.Б., Морозова Г.И. Рений в жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газовых турбин. *Материаловедение*. 2000. №2. С.23-29.

52. Петрушин Н.В., Светлов И.Л. Физико-химические и структурные характеристики жаропрочных никелевых сплавов. *Металлы*. 2001. №2. С. 63-73.

53. Конструкционные и жаропрочные материалы для авиационной промышленности / Кишкин С.Т. и др.; Вопросы авиационной науки и техники. Авиационные материалы. Методы исследования конструкционных материалов: Сб. тр. – М.: ВИАМ, 1987, С. 6-18.

54. Mak Lean, M. Directionally solidified materials for high temperature service / M. Mak Lean. – London: Metals Soc., 1983. 337 p.

55. Петрушин Н.В. Основы легирования жаропрочных никелевых сплавов с ориентированной структурой для турбинных лопаток перспективных авиационных двигателей: Автореферат дис. д-ра техн. наук . М., 1997. 51 с.

56. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В. Компьютерное конструирование жаропрочных сплавов на основе расчётов фазового состава, физико-химических и структурных характеристик никелевых сплавов. *Создание и исследование перспективных жаропрочных сплавов для новой техники: Тез. доклад Международной конференции* М.: ВИАМ, 2001. С. 9-10.

57. Каблов Е.Н., Петрушин Н.В., Сидоров В.В., Демонис И.М. Развитие монокристаллических ЖНС, содержащих рений. *Проблемы создания новых материалов для авиационной отрасли в XXI* : Тез. докл. Международной науч.-практ. конференции. М.: ВИАМ, 2002. С.30-31.

58. Rae C.M.F., Karunaratne M.S. A., Small C.J. et al. Topologically close packed phase in an experimental rhenium-containing single crystal superalloy. *Superalloys: A publ. of the Minerals, Met. and Mater. Soc. (Champion (Pennsylvania))*. 2000. P. 767-776.

59. Коваль А.Д., Беликов С.Б., Андриенко А.Г. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против

высокотемпературной коррозии (ВТК) – К.: УМК ВО. 1990. – 56 с. – (Препринт).

60. Беликов С.Б., Гайдук С.В., Кулыгин С.В., Натапов Б.С. Высокотемпературная сульфидная коррозия никелевых сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1979. №5. С.42-43.

61. Беликов С.Б. Влияние некоторых легирующих элементов на коррозионную стойкость никелевых сплавов при высоких температурах. *Энергомашиностроение*. 1980. №11. С. 27-28.

62. Коваль А.Д., Беликов С.Б. исследование высокотемпературной коррозионной стойкости никельхромовых сплавов. – Рук. деп. в Укр. НИИНТИ, 27.01.83. – №58Ук. – 15с.

63. Симс Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы / пер. с англ. под ред. Савицкого Е.М. М. : Металлургия, 1976. - 567 с.

64. 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.: Металлургия, 1995. Кн. 1. 384 с. Кн. 2. 384 с.

65. Коваль А.Д. Развитие и применение научных основ легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии: автореф. дис. ... д-ра техн. наук: 05.16.01 / Коваль Анатолий Данилович. Днепропетровск, 1988. 33 с.

66. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик ГТД. Лопатки турбины. Часть II.: монография.// Богуслаев В.А., Муравченко Ф.М., Жеманюк П.Д. и др.; Запорожье: изд. ОАО «Мотор Сич», 2003 г. 420 с.

67. Коваль А.Д. Развитие и применение научных основ легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии: дис. ... д-ра техн. наук.: 05.16.01 / ЗМИ. Запорожье, 1988. 352 с.

68. Влияние алюминия на стойкость никельхромалюминиевых сплавов к высокотемпературной коррозии (ВТК) / Беликов С.Б., Коваль А.Д., Каморкин П.А., Степанова Л.Н. – Рук. деп. в Укр. НИИНТИ. 17.03.1984 г. №525Ук. Д84.8 с.

69. Беликов С.Б. Влияние легирования на стойкость сплавов Ni–Cr–Al–Ti в

условиях высокотемпературной коррозии. *Молодые учёные и специалисты – реализации региональных целевых комплексных программ, ускорению научно-технического прогресса*: Тез. докл. II обл. конф. Запорожье. 1986. С.10-11.

70. 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.

71. Беликов С.Б., Коваль А.Д. Принципи легування корозійностійких ливарних жароміцних сплавів на основі нікелю для деталей гарячої частини газотурбінних установок. *Металознавство та обробка металів*. 1995. №2. С. 20-26.

72. Беликов С.Б., Каморкин П.А., Мороз А.Н. Влияние тугоплавких элементов на стойкость никелевых сплавов в условиях высокотемпературной коррозии. *Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий*: Тез. докл. II Всес. науч.-техн. конф. Запорожье: ЗМИ. 1983. С. 20.

73. Беликов С.Б., Коваль А.Д., Каморкин П.А. Влияние легирования на структуру и свойства жаропрочных никелевых сплавов в ванадийсодержащих средах. *Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий*: Тез. докл. III Всес. науч.-техн. конф. Запорожье: ЗМИ. 1986. С. 33-34.

74. Андриенко А.Г., Гайдук С.В., Конанов В.В., Малашенко И.С. Исследование влияния соотношения тантала и рения на высокотемпературную коррозионную стойкость жаропрочного никелевого сплава ЖС32. *Современная электрометаллургия*. 2009. №4. С. 36-39.

75. Петрушин И.В., Логунов А.В., Должанский Ю.М. и др. В кн.: Сплавы редких и тугоплавких металлов с особыми физическими свойствами: Сб. тр. М. Наука, 1979, С. 63-67.

76. Петрушин И.В., Логунов А.В., Кулешова Е.А., Должанский Ю.М. Прогнозирование влияния структурных факторов на механические свойства жаропрочных сплавов. *МиТОМ*. 1981. №6. С. 16-20.

77. Логунов А.В., Петрушин И.В., Хащинская И.М. Температуры растворения упрочняющих интерметаллидных фаз в жаропрочных никелевых сплавах. *МиТОМ*. 1977. №6. С. 67-68.

78. Ключихин В.В., Жеманюк П.Д., Наумик В.В., Цивирко Э.И. Влияние температурного градиента на фронте кристаллизации на структуру жаропрочных никелевых сплавов ЖС32-ВИ и НВ-4. *Металл и литьё Украины*. 2014. № 7 (254) С. 24-28.

79. Направленная кристаллизация отливок из возвратных отходов сплава ЖС26-ВИ, рафинированных электронно-лучевым переплавом / П.Д. Жеманюк и др. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016. № 1. С. 40-46.

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

81. Klochihin V., Lysenko N., Naumyk V. Structure and properties of heat-resistant nickel alloys castings after hot isostatic pressing. *Science and Technology Conference and Exhibition 2017 MS and T: Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2017 MS and T . Volume 2 (2017)*. С. 1370-1374.

82. Kobayashi T., Koizumi Y., Nakazawa S. et al. Design of high rhenium containing single crystal superalloys with balanced intermediate and high temperature creep strengths. *Advances in turbine mater., design and manufacturing*: Publ. in Proc. of the 4th Intern. Charles Parson turbine conf. Newcastle: Inst, of Mater., 1997. P. 766-773.

83. Пигрова Г.Д., Левин Е.Е. Условия образования σ - и μ -фаз в жаропрочных сплавах на никелевой основе. *Физика металлов и металловедение*. 1969. Т. 28. Вып. 5. С. 858 – 861.

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

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

86. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции/ Д. Котсорадис и др.; пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. М.: Металлургия, 1981. 480 с.

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

88. Гайдук С.В. Розвиток і застосування наукових принципів легування для розробки жароміцних нікелевих сплавів з гарантованими властивостями : дис. ... д-ра техн. наук.: 05.16.01 / ЗНТУ. Запоріжжя, 2018. 405 с.

89. Морозова Г.И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2012. № 12. С. 52 – 56.

90. Морозова Г.И. Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов. *Металлы*. 1993. №1. С. 38 – 41.

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

92. Saunders N., Fahrman M., Small C.J. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys. *Superalloys*. 2000. P. 803-811.

93. Saunders N., Guo Z., Li X., Miodownik A.P., Schillé J-Ph. Using JMatPro to Model Materials Properties and Behavior. *JOM*, 55. 2003. № 12. P. 60-65.

94. Wang J., Yokokawa T., Harada H., Enomoto M. Phase-field Modeling with CALPHAD and CVM for Microstructural Evolution of Ni-base Superalloy.

Superalloys. 2004. P. 933-940.

95. Lukas H.L., Fries S.G., Sundman B. Computational thermodynamics: the Calphad method. *Cambridge University Press*. 2007. 307 p. ISBN 978-0-521-86811-2.

96. Милонин Е.В., Гайдук С.В., Наумик В.В. Система легирования жаропрочного никелевого сплава для силовых агрегатов наземных установок. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні: матеріали науково-технічної конференції*, 21...22 травня 2015 р., м. Київ. Київ: НТУУ «КПІ», 2015. С. 101–102.

97. Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В. Экономнолегированный жаропрочный никелевый сплав для установок наземной эксплуатации. *Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах: збірник тез XIV Міжнародної науково технічної конференції*, Запоріжжя, 6...9 жовтня 2015 р. / відп. ред. В.В. Луньов. Запоріжжя: ЗНТУ, 2015. С. 107 – 109.

98. Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В. Исследование качества материала литых образцов направленной кристаллизации из опытного жаропрочного никелевого сплава на базе ЖС32-ВИ. *VIII Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2016: матеріали науково-технічної конференції*, 30...31 травня 2016 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. Київ: НТУУ «КПІ», 2016. С. 104 – 105.

99. Милонин Е.В., Лысенко Н.А., Наумик В.В. Направленная кристаллизация литых изделий из опытного жаропрочного сплава на базе ЖС32-ВИ. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2016. № 8/135. С. 83 – 89.

100. Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В. Исследование качества материала литых образцов направленной кристаллизации из опытного жаропрочного никелевого сплава. // *Металлургия машиностроения*. 2017. № 3. С. 22 – 26.

101. Каблов Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия). Всероссийский научно-исследовательский институт

авиационных материалов, Государственный научный центр Российской Федерации. М.: МИСИС, 2001. 632 с.

102. Гайдук С.В., Милонин Е.В., Наумик В.В. Оптимізація складу ливарного жароміцного нікелевого сплаву для виготовлення литих робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для перспективних газових турбін. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2018. № 2. С. 30 – 38.

103. Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В., Кондрашова С.Г. Разработка состава литейного безрениевого жаропрочного никелевого сплава для изготовления лопаток методом направленной кристаллизации. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2018. № 1. С. 75 – 80.

104. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин и др.; М.: Машиностроение, 1997. 336 с.

105. Гайдук С.В., Беліков С.Б. Наукові основи проектування ливарних жароміцних нікелевих сплавів з необхідним комплексом службових властивостей: монографія. Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. 80 с. ISBN: 978-617-529-160-3.

106. Гайдук С.В., Кононов В.В., Куренкова В.В. Применение комплексной расчетно-аналитической методики для многокритериальной оптимизации составов литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Современная электрометаллургия*. 2017. № 1(126). С. 44 – 51.

107. Гайдук С.В. Розвиток і застосування наукових принципів легування для розробки жароміцних нікелевих сплавів з гарантованими властивостями : автореферат дис. ... д-ра техн. наук.: 05.16.01 / ЗНТУ. Запоріжжя, 2018. 42 с.

108. Жуков А.А., Смирнова О.А. Оценка температуры полного растворения γ' - фазы жаропрочных никелевых сплавов на основе анализа двойных диаграмм состояния. *Заготовительные производства в машиностроении*. 2004. № 11. С. 44 – 47.

109. Жуков А.А., Смирнова О.А. Оценка эксплуатационной пригодности жаропрочных сплавов для ГТД и ГТУ. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2005. № 10 (26). С. 60 – 66.

110. Милонин Е.В., Лысенко Н.А., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В. Выбор рационального режима термической обработки опытного безрениевого сплава для монокристаллического литья. *Металл и литье Украины*. 2018. № 7 – 8. С. 31 – 40.

111. Ливарний жароміцний нікелевий сплав: пат. № 129076 Україна : МПК (2018.01) С22С 19/00. № u201802749; заявл.19.03.2018; опубл. 25.10.2018, Бюл. № 20. 6 с.

112. Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В. Безрениевый сплав для монокристаллического литья. *Міжнародна наукова конференція «Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 8»* Київ, 6 – 7 грудня 2018 р., Інженерно-фізичний факультет НТУУ «КПІ ім. І.Сікорського» С. 245 – 247.

113. Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В. Исследование качества опытного жаропрочного никелевого безрениевого сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ). *Авиационно-космическая техника и технология*. 2018. № 7 (151). С. 88 – 94.

114. Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В. Исследование качества опытного жаропрочного никелевого безрениевого сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ). *XXIII міжнародний конгрес двигунобудівників: Тези доповідей*. Харків: Нац. Аерокосмічний ун-т «Харківський по авіаційний інститут», 2018 . С. 24.

115. Клочихин В.В., Лысенко Н.А., Милонин Е.В., Наумик В.В., Берстовой Я.А. Исследование качества материала затравок для монокристаллического литья. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2017. № 9/144. С. 80 – 85.

ДОДАТОК А

СОГЛАСОВАНО



Ректор ЗНТУ

д-р. техн. наук, проф.

Беликов С. Б.

УТВЕРЖДАЮ



Технический директор

АО «Мотор Сич»

Жеманюк П.Д.

**ШИХТОВАЯ ЗАГОТОВКА
ИЗ БЕЗРЕНИЕВОГО ЛИТЕЙНОГО ЖАРОПРОЧНОГО
НИКЕЛЕВОГО СПЛАВА ЗМИ-М5 (ЖС-32Б)**

ТЕХНИЧЕСКИЕ УСЛОВИЯ

(ВРЕМЕННЫЕ)

От АО «Мотор Сич»:

От ЗНТУ:

Гл. металлург

Клочихин В.В.

В.н.с. кафедры ФМ

д.т.н. Гайдук С. В.

Нач. цеха №10

Милонин Е. В.

В.н.с. кафедры ФМ

к.т.н. Андриенко А.Г.

Вед. инженер УГМет

Темкин Д.А.

Доц. кафедры ТМС

к.т.н. Кононов В.В.

2019 г.

Настоящие технические условия распространяются на шихтовую заготовку (ШЗ) из жаропрочного литейного никелевого сплава, марки с условным обозначением ЗМИ-М5 (ЖС-32Б) вакуумно-индукционной выплавки, предназначенного для последующего переплава и отливки лопаток газовых турбин методами направленной кристаллизации и монокристаллического литья.

1. СОРТАМЕНТ

1.1. Паспортную шихтовую заготовку изготавливают в виде прутков диаметром 90 мм произвольной длины. Предельное отклонение по диаметру минус 10 мм.

2. ТЕХНИЧЕСКИЕ ТРЕБОВАНИЯ

2.1. ШЗ из сплава ЗМИ-М5 (ЖС-32Б) должна быть изготовлена по технической документации предприятия изготовителя, утвержденной в установленном порядке. ШЗ должна соответствовать требованиям настоящих технических условий.

2.2. Химический состав сплава должен соответствовать требованиям таблицы 1.

Таблица 1 – Вариант №1 - Химсостав сплава ЗМИ-М5 (ЖС-32Б)

Марка сплава	Содержание элементов, % (по массе)									
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Nb	Ni
ЗМИ-М5 (ЖС-32Б)	0,04-0,08	4,7 5,3	5,0- 6,0	0,5- 1,0	8,7- 9,3	5,7- 6,3	-	8,7- 9,3	-	Осн.

Таблица 1 – Вариант №2

Марка сплава	Содержание элементов, % (по массе)									
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Nb	Ni
ЗМИ-М5 (ЖС-32Б)	0,04 - 0,08	4,7- 5,3	5,0- 6,0	0,5- 1,0	9,7- 10,3	5,7- 6,3	-	9,7- 10,3	-	Осн.

					ТУ (временные)					Лист
										2
Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата						

Продолжение таблицы 1

Марка сплава	Содержание элементов, % (по массе)					
	Y	La	Ce	Si	Mn	Fe
	по расчету			не более		
ЗМИ-М5 (ЖС-32Б)	0,005	0,005	0,025	0,3	-	1,0

Продолжение таблицы 1

Марка сплава	Содержание элементов, % (по массе)							
	Cu	S	P	V	Pb	Bi	Sb	As
	не более							
ЗМИ-М5 (ЖС-32Б)	0,07	0,01	0,01	0,01	$1 \cdot 10^{-3}$	$5 \cdot 10^{-4}$	$5 \cdot 10^{-4}$	$5 \cdot 10^{-4}$

Примечания:

1. Допускается наличие бора 0,005%.
2. Допускается отклонение по углероду 0,02%; допускается присутствие титана в количестве до 0,20%, ванадия до 0,10%.
3. Допускается присутствие гафния и циркония в сумме не более 0,06%, которые анализом не определяются.
4. Церий, иттрий и лантан вводятся по расчету и анализом не определяются.

					ТУ (временные)	Лист
						3
Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата		

2.3. Механические свойства и длительная прочность сплава ЗМИ-М5 (ЖС-32Б), определяемые на контрольных образцах с монокристаллической структурой в термообработанном состоянии, должны соответствовать требованиям таблицы 2.

Таблица 2 - Механические свойства металла паспортной шихтовой заготовки сплава ЗМИ-М5 (ЖС-32Б)

Марка сплава	Температура испытаний, °С	Механические свойства		Длительная прочность	
		σ_B , МПа	δ , %	σ , МПа (кгс/мм ²)	τ , час
не менее					
ЗМИ-М5 (ЖС-32Б)	20	>1000	>6,0	-	-
	975	-	-	320 (32)	≥ 40
ЖС32-ВИ ТУ 1-595-1-827-2005	20	>1000	>6,0	-	-
	975	-	-	320 (32)	≥ 40

Примечания:

1. Для первых десяти плавов сплава ЗМИ-М5 (ЖС-32Б) в случае отклонения механических свойств и длительной прочности от требований таблицы 2 вопрос о сдаче металла решается по согласованию между изготовителем и потребителем.

2. Образцы, испытываемые на длительную прочность от каждой десятой плавки, доводятся до разрушения.

3. Механические свойства и длительная прочность сплава ЗМИ-М5 (ЖС-32Б) приведены для испытаний контрольных образцов с монокристаллической структурой.

					ТУ (временные)	Лист
						4
Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата		

2.4. Заготовки поставляют механически обработанными. Обработку производят в пределах предельного отклонения по диаметру.

2.5. На поверхности обработанных заготовок не допускаются окисные пленки, шлаковые включения, включения инородного металла и керамики, видимые невооруженным глазом. На поверхности заготовок допускаются следы удаления дефектов местной зачисткой абразивным кругом. Глубина, ширина и протяженность выборки дефектов не регламентируется.

2.6. На боковой поверхности ШЗ допускаются неслитины, цвета побежалости и чистые раковины.

2.7. На торцах ШЗ допускаются усадочные раковины и рыхлоты размером в полости сечения не более 15 мм. При этом площадь сечения торца, занимаемая раковиной и рыхлотами, не должна превышать 5% площади торца заготовки.

Инд. № подл.	Подпись и дата	Взам. инв. №	Инд. № дубл.	Подп. и дата	ТУ (временные)					Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата						5

3. ПРАВИЛА ПРИЕМКИ И МЕТОДЫ КОНТРОЛЯ

3.1. Паспортную шихтовую заготовку предъявляют к приемке партиями, состоящими из заготовок одной вакуумной индукционной плавки.

3.2. Контролю размеров и качества поверхности подвергают каждую заготовку. Контроль качества поверхности производят визуально, а размеров – измерительным инструментом, обеспечивающим заданную точность.

3.3. Контролю химического состава, механических свойств и длительной прочности подвергают каждую плавку.

3.4. Отбор проб для определения химического состава производится по ГОСТ 7565.

3.5. Химический состав сплава определяют по аттестованным методикам предприятия – изготовителя.

3.6. В случае несоответствия результатов химического анализа требованиям таблицы 1 производят повторный анализ по элементу или элементам, по которым обнаружено отклонение, на двух пробах, отобранных от той же заготовки и от любой другой заготовки данной плавки. Результаты повторного анализа являются окончательными и распространяются на всю плавку.

Инв. № подл.	Подпись и дата	Взам. инв. №	Инв. № дубл.	Подп. и дата	ТУ (временные)	Лист	
						6	
	Изм.	Лист	№ докум.	Подп.		Дата	

3.7. В случае несоответствия результатов входного контроля химического состава сплава у предприятия – потребителя производят арбитражный анализ в третьей организации, выбранной по согласованию между потребителем и изготовителем. Результаты арбитражного анализа являются окончательными.

3.8. Контроль механических свойств и длительной прочности производят на термически обработанных образцах. Режимы термообработки образцов приведены в таблице 3.

Таблица 3 – Режим термической обработки

Марка сплава	Режим термообработки
ЗМИ-М5 (ЖС-32Б)	Нагрев в вакууме или аргоне со скоростью не более 20 °С/мин до температуры (1280±5°С), выдержка при этой температуре в течение 4 часов и последующее охлаждение до температуры менее 850°С со средней скоростью (80-100) °С/мин, далее нагрев до температуры (1030±10°С), выдержка при этой температуре в течение 4 часов и последующее охлаждение до температуры менее 850°С со средней скоростью (80-100) °С/мин, далее нагрев до температуры (870±10°С), выдержка при этой температуре в течение 28 часов и последующее охлаждение до комнатной температуры не менее 60 минут.

Примечание.

Режимы термической обработки контрольных образцов, указанные в таблице 3, могут быть скорректированы по согласованию с потребителем сплава.

3.9. Механические свойства и длительную прочность определяют при испытаниях:

а) на растяжение при комнатной температуре на одном образце типа РК-3 по ГОСТ 1497-84 с расчетной длиной $l_0 = 5d_0$;

					ТУ (временные)	Лист
						7
Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата		

б) на длительную прочность на одном цилиндрическом образце диаметром 5 мм и длиной расчетной части $l_0 = 5d_0$, по ГОСТ 10145-81 для температуры испытаний 975⁰С.

3.10. При получении неудовлетворительных результатов испытаний механических свойств и длительной прочности на образцах, вырезанных из ШЗ, проводят повторные испытания на удвоенном количестве образцов для того вида испытаний, который показал неудовлетворительные результаты.

3.11. При получении неудовлетворительных результатов после повторных испытаний образцов, вырезанных из ШЗ, допускается проведение испытаний на образцах, отлитых в горячие или холодные керамические формы по методике предприятия – изготовителя, в соответствии с пунктами 3.8 и 3.9.

4. МАРКИРОВКА И УПАКОВКА

4.1. Каждую заготовку маркируют условным индексом марки сплава:

ЗМИ-М5 (ЖС-32Б) – «5М» или «32Б» и номером вакуумной индукционной плавки.

Маркировку наносят на торец литниковой части заготовки ударным клеймом или электрографом.

4.2. ШЗ поставляют в упакованном виде, в деревянных или металлических (возвратных) ящиках. В каждый ящик упаковывают заготовки только одной плавки. Внутренняя поверхность тары должна быть выложена влагонепроницаемой бумагой ГОСТ 8828-89 или бумагой упаковочной битумной ГОСТ 515-77, а затем билетной бумагой ГОСТ 11836-76 или оберточной бумагой ГОСТ 8273-75.

Индв. № дубл.	Подп. и дата
Взам. инв. №	Подпись и дата
Индв. № подл.	

					ТУ (временные)	Лист
						8
Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата		

	<p>К каждому упаковочному месту прикрепляют бирку с указанием марки сплава, номера плавки, массы нетто, изготовителя, потребителя.</p> <p>4.3. Каждая партия заготовок сопровождается документом о качестве, содержащим:</p> <p style="padding-left: 40px;">номер настоящих технических условий;</p> <p style="padding-left: 40px;">марку сплава;</p> <p style="padding-left: 40px;">номер плавки;</p> <p style="padding-left: 40px;">химический состав;</p> <p style="padding-left: 40px;">результаты испытаний механических свойств и длительной прочности;</p> <p style="padding-left: 40px;">количество упаковочных мест;</p> <p style="padding-left: 40px;">масса заготовок;</p> <p style="padding-left: 40px;">наименование предприятия – изготовителя;</p> <p style="padding-left: 40px;">наименование предприятия – заказчика;</p> <p style="padding-left: 40px;">дату выписки документа о качестве.</p> <p>Документ должен быть подписан техническим контролером изготовителя.</p>					
Подп. и дата						
Индв. № дубл.						
Взам. инв. №	<p style="text-align: center;">5. ТРАНСПОРТИРОВАНИЕ И ХРАНЕНИЕ</p> <p>5.1. Транспортирование заготовок производится в соответствии с требованиями ГОСТ 7566-81.</p> <p>5.2. Хранение заготовок на открытом воздухе допускается только под навесом.</p> <p>5.3. Длительное хранение заготовок должно производиться в закрытых помещениях.</p>					
Подпись и дата						
Индв. № подл.						
					ТУ (временные)	Лист
Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата		9

6. ГАРАНТИИ ИЗГОТОВИТЕЛЯ

6.1. Изготовитель гарантирует соответствие ШЗ требованиям настоящих технических условий по химическому составу, размерам, качеству поверхности, после подтверждения норм по механическим свойствам и длительной прочности при соблюдении правил транспортирования и хранения, устанавливаемого техническими условиями.

Инв. № подл.	Подпись и дата	Взам. инв. №	Инв. № дубл.	Подп. и дата					
					ТУ (временные)				
					Лист				
					10				
Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата					

НОРМАТИВНЫЕ ССЫЛКИ

ГОСТ 1497-84 – Металлы. Методы испытаний на растяжение.

ГОСТ 10145-81 – Металлы. Метод испытаний на длительную прочность.

ГОСТ 9651-84 – Металлы. Методы испытаний на растяжение при повышенных температурах.

ГОСТ 8828-89 – Бумага – основа и бумага двухслойная водонепроницаемая упаковочная.

ГОСТ 515-77 – Бумага упаковочная битумированная и дегтевая.

ГОСТ 11836-76 – Бумага афишная и билетная. Технические условия.

ГОСТ 8273-75 – Бумага оберточная.

ГОСТ 7566-81 – Прокат и изделия дальнейшего передела.

Правила приемки, маркировки, упаковки, транспортирования и хранения.

Инв. № подл.	Подпись и дата	Взам. инв. №	Инв. № дубл.	Подп. и дата	ТУ (временные)	Лист
						11
Изм.	Лист	№ докум.	Подп.	Дата		

ДОДАТОК Б

УТВЕРЖДАЮ

УТВЕРЖДАЮ

Ректор

Национального университета

"Запорожская политехника"

Технический директор

АО "МОТОР СИЧ"



С.Б. Беликов

2019 г.



П.Д. Жеманюк

2019 г.

АКТ

опробования разработанного сплава ЗМИ-5М при получении
рабочих лопаток методом высокоскоростной направленной кристаллизации

"03" грудня 2019 г.

г. Запорожье

Настоящий акт составлен комиссией в составе:

Председателя комиссии: начальника управления главного металлурга,
главного металлурга АО "МОТОР СИЧ" Клочихина В.В.

Членов комиссии: зам. начальника цеха № 10 по технической части АО
"МОТОР СИЧ" Маслака С.В.; ведущего инженера УГМет АО "МОТОР СИЧ"
Тёмкина Д.А.; профессора кафедры "Машины и технология литейного
производства" НУ "Запорожская политехника", д.т.н., проф. Наумика В.В.;
аспиранта кафедры "Машины и технология литейного производства" НУ
"Запорожская политехника" Милонина Е.В.

Комиссия рассмотрела результаты опытно-промышленного опробования
разработанного сплава ЗМИ-5М при получении рабочих лопаток методом
высокоскоростной направленной кристаллизации на установках типа УВНК-9А.

В основе данной работы лежат идеи, разработки, рекомендации и
материалы кандидатской диссертации Милонина Е.В.

Опробование проводили в феврале – марте 2019 г при изготовлении рабочих лопаток с направленной и монокристаллической макроструктурой для наземной установки Д-336.

Установлено, что разработанный экономнолегированный сплав ЗМИ-5М по уровню механических свойств превышает требования, предъявляемые нормативно-технической документацией к сплаву ЖС26-ВИ и соответствует требованиям к сплаву ЖС32-ВИ, при существенно меньшей стоимости в сравнении с последним. Расчёт экономического эффекта приведен ниже (табл. 1).

Таблица 1 – Примерный расчёт экономического эффекта по стоимости компонентов шихты сплавов ЖС32-ВИ и ЗМИ-М5 на 1 тонну.

Компонент шихты	Стоимость, грн/кг	ЖС32-ВИ		ЗМИ-М5	
		масса, кг	сумма, тыс. грн	масса, кг	сумма, тыс. грн
C	10,00	1,5	0,015	0,9	0,009
Cr	3638,96	50,6	184,1	50,0	181,9
Co	2236,00	90,0	201,2	55,0	123,0
Al	142,37	60,0	8,5	60,0	8,5
Mo	2938,42	11,0	32,3	7,0	20,6
W	2506,30	86,4	216,5	85,0	213,0
Nb	4316,00	16,0	69,1	-	-
Ce	1331,20	-	-	0,1	0,1
Ta	22542,00	40,0	901,7	85,0	1916,1
Re	89128,00	40,0	3565,1	-	-
Y	2080,00	-	-	0,1	0,2
B	2444,00	0,2	0,5	0,1	0,2
Ni	451,25	604,3	272,7	656,8	296,4
Итого		1000	5451,8	1000	2760,1

Таким образом, примерный экономический эффект от замены сплава ЖС32-ВИ на ЗМИ-М5 по стоимости материалов на 1 тонну составляет 2691,7 тыс. грн.

По итогам 2018 года потребность АО "МОТОР СИЧ" в литых лопатках направленной кристаллизации из сплава ЖС32-ВИ для наземных агрегатов составила около 3 тонн. Ожидаемый годовой экономический эффект от внедрения разработанного сплава составляет порядка 8 миллионов грн.






Изготовление отливок методом высокоскоростной направленной кристаллизации из разработанного сплава ЗМИ-5М на установках типа УВНК-9А не требует корректировки существующего технологического процесса для сплава ЖС32-ВИ.

После проведения полной паспортизации разработанный экономнолегированный сплав ЗМИ-5М может быть рекомендован для широкого использования в качестве материала рабочих лопаток с направленной и монокристаллической макроструктурой для наземных агрегатов типа Д-336 различных модификаций, эксплуатирующихся, как на Украине, так и за её пределами.

Акт выдан в связи с защитой кандидатской диссертации.

Председатель комиссии:

Члены комиссии:

 В.В. Ключихин
 С.В. Маслак
 Д.А. Тёмкин
 В.В. Наумик
 Е.В. Милонин

ДОДАТОК В



ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з НР та МД

НУ «Запорізька політехніка»

посада, керівника, назва організації (підприємства)

В.В. Наумик

ПІБ

06 Березня 2020 р.

М.П.

АКТ

впровадження результатів НДР

03 березня 2020 р.

м. Запоріжжя

Складено комісією у складі:

Голови зав.каф. МіТЛВ, доц., д.т.н. Іванов В.Г.

посада, ПІБ

члени комісії доценти каф. МіТЛВ Кудін В.В., Парахневич Є.М.

посада, ПІБ

Комісія провела роботу по визначенню фактичного впровадження дисертаційного дослідження Мілоніна Євгена Володимировича «Безренієвий жароміцний нікелевий сплав для виготовлення виливків зі спрямованою та монокристалічною структурою», що проводилося у рамках науково-дослідної роботи ДБ 02319 Розробка та

назва та № роботи

випробування імпортозамінних та ресурсозберігаючих технологій виробництва високоякісного литва з кольорових сплавів для авіадвигунів подвійного призначення (№ держреєстрації 0119U100527)

виконаної у НУ «Запорізька політехніка» згідно наказу МОН України № 96 від 31.01.2019 р. та Тематичного плану наукових досліджень та розробок, які виконує НУ «Запорізька політехніка» за рахунок коштів державного бюджету у 2019 р.

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

Назва організації (підприємства), структурного підрозділу

Вид та об'єм впровадження Склад безренієвого жароміцного нікелевого сплаву для лиття методом спрямованої кристалізації та режими його термічної обробки, що забезпечують йому збереження необхідних експлуатаційних властивостей при значному зниженні вартості із використанням розрахунково-аналітичних методів прогнозування фазової та структурної стабільності впроваджено у курси «Теоретичні основи ливарних сплавів» та «Теорія ливарних сплавів».

Досягнуті технічні результати, їх рівень підвищення якості підготовки студентів спеціалізацій «Обладнання та технології ливарного виробництва» та «Ливарне виробництво чорних і кольорових металів і сплавів».


Річний економічний ефект від впровадження складає (тис. грн.) _____

Складено в 5 прим.: 1-й прим. В НДЧ НУ «Запорізька політехніка»

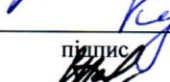
2-5 прим. виконавцю.

Голова комісії

Члени комісії


підпис

В.Г. Іванов
(П.І.Б.)


підпис

В.В. Кудін
(П.І.Б.)


підпис

Є.М. Парахневич
(П.І.Б.)

ДОДАТОК Г

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ РОБІТ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Статті у наукових фахових виданнях України

1. Милонин Е.В., Лысенко Н.А., Наумик В.В. Направленная кристаллизация литых изделий из опытного жаропрочного сплава на базе ЖС32-ВИ. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2016. № 8/135. С. 83 – 89 [*Index Copernicus, Google Scholar*].
2. Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В. Исследование качества материала литых образцов направленной кристаллизации из опытного жаропрочного никелевого сплава. // *Металлургия машиностроения*. 2017. № 3. С. 22 – 26 [*Міжнародне видання*].
3. Клочихин В.В., Лысенко Н.А., Милонин Е.В., Наумик В.В., Берстовой Я.А. Исследование качества материала затравок для монокристаллического литья. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2017. № 9/144. С. 80 – 85 [*Index Copernicus, Google Scholar*].
4. Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В., Кондрашова С.Г. Разработка состава литейного безрениевого жаропрочного никелевого сплава для изготовления лопаток методом направленной кристаллизации. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2018. № 1. С. 75 – 80.
5. Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В. Исследование качества опытного жаропрочного никелевого безрениевого сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ). *Авиационно-космическая техника и технология*. 2018. № 7 (151). С. 88 – 94 [*Index Copernicus, Google Scholar*].
6. Милонин Е.В., Лысенко Н.А., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В. Выбор рационального режима термической обработки опытного безрениевого сплава для монокристаллического литья. *Металл и литье Украины*. 2018. № 7 – 8. С. 31 – 40.

7. Гайдук С.В., Милонин Е.В., Наумик В.В. Оптимізація складу ливарного жароміцного нікелевого сплаву для виготовлення литих робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для перспективних газових турбін. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2018. № 2. С. 30 – 38.

Патент на корисну модель

8. Ливарний жароміцний нікелевий сплав: пат. № 129076 Україна : МПК (2018.01) С22С 19/00. № u201802749; заявл.19.03.2018; опубл. 25.10.2018, Бюл. № 20. 6 с.

Тези в матеріалах вітчизняних і міжнародних конференцій

9. Милонин Е.В., Гайдук С.В., Наумик В.В. Система легирования жаропрочного никелевого сплава для силовых агрегатов наземных установок. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні: матеріали науково-технічної конференції*, 21...22 травня 2015 р., м. Київ. Київ: НТУУ «КПІ», 2015. С. 101 – 102.

10. Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В. Экономнолегированный жаропрочный никелевый сплав для установок наземной эксплуатации. *Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах: збірник тез XIV Міжнародної науково технічної конференції*, Запоріжжя, 6...9 жовтня 2015 р. / відп. ред. В.В. Луньов. Запоріжжя: ЗНТУ, 2015. С. 107 – 109.

11. Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В. Исследование качества материала литых образцов направленной кристаллизации из опытного жаропрочного никелевого сплава на базе ЖС32-ВИ. *VIII Міжнародна науково-технічна конференція Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2016: матеріали науково-технічної конференції*, 30...31 травня 2016 р., м. Київ / загальна редакція Р. В. Лютий, І. М. Гурія. Київ: НТУУ «КПІ», 2016. С. 104 – 105.

12. Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В. Исследование качества опытного жаропрочного никелевого безрениевого сплава ЗМИ-М5 (ЖС32Б-ВИ). *XXIII міжнародний конгрес двигунобудівників: Тези*

доповідей. Харків: Нац. Аерокосмічний ун-т «Харківський по авіаційний інститут», 2018 . С. 24.

13. Милонин Е.В., Малиновский П.Е., Наумик В.В., Гайдук С.В. Безрениевый сплав для монокристаллического литья. Міжнародна наукова конференція «*Матеріали для роботи в екстремальних умовах – 8*» Київ, 6 – 7 грудня 2018 р., Інженерно-фізичний факультет НТУУ «КПІ ім. І.Сікорського» С. 245 – 247.