

НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ «ЗАПОРІЗЬКА ПОЛІТЕХНІКА»
МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

ГЛОТКА ОЛЕКСАНДР АНАТОЛІЙОВИЧ


ДИСЕРТАЦІЯ

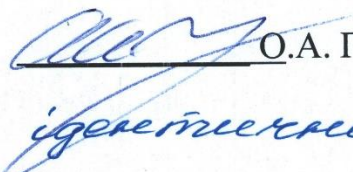
УДК 669.245.018.044:620.193.53

НАУКОВО-ТЕХНОЛОГІЧНІ ОСНОВИ ОПТИМІЗАЦІЇ ПРОЦЕСІВ
ЛЕГУВАННЯ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ РЕСУРСУ
ГАЗОТУРБІННИХ ДВИГУНІВ

Спеціальність 05.02.01 – «Матеріалознавство»

Подається на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук

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

 О.А. Глотка

Примірник за змістом ідентичний
з іншим.

Учений секретар спеціалізованої вченої
ради Д.17.052.01

Проректор з НР



Олександр МІТЯЄВ

Вадим ШАЛОМЕЄВ

Запоріжжя – 2026

АНОТАЦІЯ

Глотка О.А. Науково-технологічні основи оптимізації процесів легування нікелевих сплавів для підвищення ресурсу газотурбінних двигунів.
– Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.01 – Матеріалознавство - Національний університет «Запорізька політехніка», Запоріжжя, 2026.

Робота виконана в Національному університеті «Запорізька політехніка».

Зміст дисертації. Дисертаційна робота присвячена розвитку й впровадженню у практику теоретичних, методичних і аналітичних науково-технологічних основ оптимізації процесів легування та визначення теплофізичних параметрів для формування сприятливої структури і підвищення експлуатаційної надійності та довговічності ливарних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС). Нові результати ґрунтуються на подальшому розвитку теорії міжатомної взаємодії у сплавах, включаючи вплив легування на механічні властивості, корозію та хімічний склад карбідів, і враховують важливий параметр – температуру фазових перетворень. Практичне значення роботи полягає у підвищенні ресурсу експлуатації корпусних деталей газотурбінних двигунів завдяки підвищенню жароміцності, а також довговічності при зменшенні кількості фізичних експериментів

В першому розділі «Сучасні тенденції розвитку жароміцних нікелевих сплавів» проведено аналітичний огляд з питань проблематики легування сучасних жароміцних сплавів, а також передових наукових підходів і технологій їх розробки. Розглянуті передові методи підвищення ресурсу експлуатації, які впливають на працездатність ливарних ЖНС під час експлуатації.

Проаналізовано сучасні тенденції легування, новітні легувальні матеріали та основи розподілу елементів в ливарних ЖНС, які являються одними з перспективніших матеріалів в газотурбобудуванні.

Розглянуто існуючі промислові сплави, а також сучасні тенденції моделювання термодинамічних процесів. Розглянуто широкий спектр даних за складами і властивостями ливарних ЖНС з різноманітними системами легування, які використовуються в сучасному авіаційному та стаціонарному газотурбобудуванні. Проаналізовано стан та напрямки досліджень.

З розглянутих літературних джерел зроблені висновки, а також обґрунтована мета і завдання дослідження.

Другий розділ *«Матеріали та методи досліджень»* присвячено методологічному обґрунтуванню досліджень для досягнення поставлених в роботі цілей, що включає використані матеріали, розрахункові і стандартні експериментальні методи дослідження та послідовність їх застосування. Здійснена широка вибірка ливарних ЖНС з огляду різноманіття систем легування, які містять елементи, що охоплює діапазон легування, який надає надійний розрахунковий і експериментальний результат. Кожен досліджений сплав виступав як самостійний об'єкт дослідження.

Математичну обробку експериментальних даних досліджених складів ливарних ЖНС було здійснено з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр-властивість» з побудовою функцій відгуку (ліній трендів) з отриманням математичних рівнянь, які оптимально описують ці залежності.

Розрахунки структурно-фазових характеристик досліджених сплавів виконувались на основі хімічного складу з використанням комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів кристалізації (охолодження) методом CALPHAD, з отриманням температурних залежностей типу «хімічний склад-властивість».

У третьому розділі *«Встановлення закономірностей впливу легувальних елементів на теплофізичні властивості ливарних жароміцних нікелевих сплавів для удосконалення технологій виготовлення та термічної обробки»*

вперше представлені співвідношення $K_{\gamma'}$, K_{γ} та $K_{\text{пс}}$, за якими були отримані математичні моделі, що встановлюють взаємозв'язок між хімічним складом сплаву та властивостями ливарних ЖНС.

Отримані математичні моделі, які дозволяють з високою точністю ($R^2 \geq 0,8$) встановити теплофізичні властивості за величиною співвідношення $K_{\gamma'}$ та K_{γ} елементів в складі ливарних ЖНС. Проведено порівняльні дослідження розрахункових та експериментальних даних по відомим промисловим сплавам, як вітчизняного так і закордонного виробництва.

Розроблено діаграми за якими можливо прогнозувати теплофізичні властивості сплавів рівновісної та спрямованої кристалізації.

Четвертий розділ *«Оптимізація експлуатаційних характеристик на основі раціонального вибору комплексу легування»* висвітлює вплив хімічного складу сплаву на механічні властивості ливарних ЖНС за математичними моделями, які дозволяють з високою точністю ($R^2 \geq 0,8$) здійснювати розрахунки об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі, а також розраховувати границі короточасної (σ_B) міцності і границі 100- і 1000- годинної тривалої (σ_T) міцності для температури 1000°C.

Встановлено зв'язок між хімічним складом та корозійними властивостями сплавів, які дозволяють з високою точністю ($R^2 \geq 0,8$) здійснювати розрахунки середньої швидкості корозії (V_q) за температур 800, 850, 900 і 950°C, в умовах впливу синтетичної золи, за величиною співвідношення $K_{\text{пс}}$ легувальних елементів у складі ливарних ЖНС.

У п'ятому розділі *«Керування процесами фазових перетворень в жароміцних нікелевих сплавах з метою поліпшення комплексу властивостей»* проаналізовано основні структурно-фазові склади ливарних ЖНС рівновісної кристалізації та виділено основні складові, що формують властивості. За останні десятиліття науковцями розроблено та впроваджено велику кількість методик по встановленню хімічного складу зміцнювальної γ' -фази та її вплив

на властивості сплавів. Однак в цих роботах майже не піддаються аналізу карбідні фази, які також впливають на робочі характеристики.

В складнолегованих жароміцних нікелевих сплавах утворюються карбіди типів MC , $M_{23}C_6$ та M_6C , тип та стабільність яких визначається легуванням. Карбіди MC мають найбільші показники міцності та стійкості до температур $1300^\circ C$. Однак в процесі експлуатації та термоциклювання вони можуть бути джерелом зародження тріщин. Тому для зменшення негативного впливу MC карбідів необхідно оптимізувати хімічний склад та зменшувати їх кількість.

Представлено результати встановлення зв'язку між хімічним складом сплавів та складом і морфологією карбідів в ливарних ЖНС. Аналітичні моделі дозволяють встановлювати температури ліквідусу та об'ємний вміст карбідів в структурі ливарних ЖНС рівновісної кристалізації. Створено залежності за якими можливо оптимізувати хімічний склад карбідів типу MC , $M_{23}C_6$ та M_6C за складом сплаву. Показано, що екстремуми на представлених залежностях відповідають термодинамічним процесам в структурі матеріалу, тобто виділенню чи розчиненню фаз.

У шостому розділі *«Оптимізація фазового складу ливарних жароміцних сплавів на основі нікелю»* проведено дослідження складу карбідів різних систем легування. Встановлено, що дані отримані від рентгеноструктурних та рентгеноспектральних досліджень мають добру збіжність з розрахунковими результатами, похибка не перевищувала 8%.

На основі отриманих аналітичних моделей за якими можливо розрахунково визначити основні властивості ливарних ЖНС, розроблено алгоритм, який дає змогу проєктувати нові сплави даного класу або модернізувати склади існуючих промислових марок з необхідним рівнем властивостей.

У сьомому розділі *«Апробація розробленої методики для створення ливарного жароміцного нікелевого сплаву з підвищеними експлуатаційними характеристиками»* представлено результати поетапної розробки складу

нового ливарного жароміцного нікелевого сплаву для виготовлення литих корпусних деталей за розробленим алгоритмом. До розробки були задані технічні вимоги до рівня механічних та технологічних властивостей. За створеними математичними моделями були встановлені властивості, що дозволило розрахунковим шляхом встановити оптимальний склад 3, який задовольняє висунутим вимогам. Експериментальні дослідження було здійснено на зразках рівновісної кристалізації, отриманих за експериментальною технологією в умовах підприємства АТ «МОТОР СІЧ». Металографічні, фрактографічні, рентгеноструктурні та рентгеноспектральні дослідження були проведені на кафедрі «Фізичне матеріалознавство» Національний університет «Запорізька політехніка».

Ключові слова: *оптимізація складу, жароміцні нікелеві сплави, газотурбінний двигун, фазовий склад, карбіди, критична температура, високотемпературна корозія, механічні властивості, морфологія, легувальні елементи, підвищений ресурс.*

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Монографії у виданні іншої держави

1. Morphology and diffusion coalescence of boundary phases in metal systems : monograph / O. Glotka, V. Ol'shanetskii. — Germany : Palmarium Academic Publishing, 2022. — 81 с. — ISBN 978-620-2-05434-8

Статті у виданнях, що включені до міжнародних науково-метричних баз *Scopus* та *Web of Science*

2. Modelling the composition of carbides in nickel-based superalloys of directional crystallization / O. A. Glotka // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. — 2020. — № 102/1. — Pp. 5–15. — <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.6324>.

3. Distribution of alloying elements in carbides of refractory nickel alloys under the conditions of equiaxial crystallization / O. A. Glotka // *Materials Science*. — 2021. — Vol. 56, No. 5. — Pp. 714–721.

4. Mathematical prediction of the properties of heat-resistant nickel alloys after directional crystallization / O. A. Glotka, V. Yu. Ol'shanetskii // *Materials Science*. — 2023. — Vol. 58, No. 5. — Pp. 679–685.

5. Influence of alloying systems on the properties of single crystal nickel-based superalloys / A. Glotka, V. Ol'shanetskii // *International Journal of Materials Research*. — 2021. — Vol. 112, No. 10. — Pp. 794–799. — <https://doi.org/10.1515/ijmr-2021-8328>.

6. Forecasting the Properties of Heat-Resistant Nickel Alloys Equalaxial Crystallization / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // *Archives of Metallurgy and Materials*. — 2022. — Vol. 67, No. 1. — Pp. 51–56. — <https://doi.org/10.24425/amm.2022.137471>.

7. Prediction thermo-physical characteristics heat-resistant nickel alloys directional crystallization / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // *Acta Metallurgica Slovaca*. — 2021. — Vol. 27, No. 2. — Pp. 68–71.

8. Prediction of carbide liquidus and carbide composition of the Ni-14Cr-9Co-5Ti-3Al-3Ta-3.5W-1.5Mo-0.15Hf-0.1C system / V. E. Ol'shanetskii, A. A. Glotka, V. V. Klochikhin // *Functional Materials*. — 2021. — Vol. 28, No. 2. — Pp. 359–365. — <https://doi.org/10.15407/fm28.02.359>.

9. Optimisation of the composition and morphology of carbides in single-crystal nickel-based superalloys / V. Ol'shanetskii, A. Glotka, V. Klochikhin // *Structural Integrity and Life*. — 2023. — Vol. 23, No. 2. — Pp. 185–189.

10. Glotka O., Obnosov K., Fasol Y., Sotnikov D., Dzhush A. Improvement of the Phase Composition of Single-Crystal Superalloys for Working and Nozzle Blades // *Advanced and Novel Technologies—Interdisciplinary Collaboration in Materials Science* / eds. M. Aikin, O. Smolyakov, V. Girzhon, D. Tkach, S. Belikov, G. S. Yar-Mukhamedova, V. Shalomeev, O. Narivskyi. Cham : Springer Nature Switzerland AG, 2025. P. 27–34. DOI: 10.1007/978-3-032-00373-7_4.

11. Distribution of Elements in Carbides of Multicomponent Superalloys / O. A. Glotka, S. V. Haiduk // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. — 2020. — Vol. 42, No. 6. — Pp. 869–884.

12. Prediction of the thermodynamic processes of phase separation in single-crystal refractory alloys based on nickel / A. A. Hlotka, S. V. Haiduk // *Materials Science*. — 2020. — Vol. 55, No. 6. — Pp. 878–883. — <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00382-5>.

13. Modeling of carbides composition in welded alloy system Ni-34Cr-4,3W-2,3Mo-1,3Al-1,3Ti-1,3Nb-0,1C / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // *Acta Metallurgica Slovaca*. — 2021. — Vol. 27, No. 3. — Pp. 157–161. — <https://doi.org/10.36547/ams.27.3.1049>.

14. Application of Domestic Heat-Resistant Powders in Additive Techniques / O. A. Glotka, O. V. Ovchinnikov, V. I. Degtyaryov et al. // *Powder Metallurgy and Metal Ceramics*. — 2018. — Vol. 56. — Pp. 726–732. — <https://doi.org/10.1007/s11106-018-9948-2>.

15. Mathematical forecasting composition of secondary carbides in the single-crystal superalloys / O. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // *Archives of Materials Science and Engineering*. — 2021. — Vol. 111, No. 1. — Pp. 34–41.

16. Control of the processes of phase formation of carbide components in nickel-based superalloys / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // *Acta Metallurgica Slovaca*. — 2022. — Vol. 28, No. 2. — Pp. 101–105. — <https://doi.org/10.36547/ams.28.2.1506>.

17. Influence of Alloying Elements on the Composition of Primary Carbides in the Ni–11.5Cr–5Co–3.6Al–4.5Ti–7W–0.8Mo–0.06C System / V. Y. Ol'shanetskii, O. A. Glotka // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. — 2022. — Vol. 44, No. 7. — Pp. 861–871.

18. Influence of alloying systems on the lattice parameters of nickel-based superalloys / O. Glotka, V. Ol'shanetskii, S. Byelikov, Y. Fasol // *Archives of Materials Science and Engineering*. — 2023. — Vol. 122, No. 1. — Pp. 5–12.

19. Modeling of carbide formation in alloy of the Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C system / O. Glotka, S. Byelikov, O. Lysytsya // *Acta Metallurgica Slovaca*. — 2024. — Vol. 30, No. 1. — Pp. 15–18.

20. Effect of Alloying on the Phase composition of Nickel-Based Superalloys / V. L. Greshta, O. A. Glotka, K. V. Obnosov, D. E. Sotnikov // *Archives of Metallurgy and Materials*. — 2025. — Vol. 70, No. 2. — Pp. 721–725. — <https://doi.org/10.24425/amm.2025.153473>.

Статті у наукових фахових виданнях України, у тому числі без співавторів

21. Comparative analysis of the complex of properties of nickel-based superalloys / S. Byelikov, V. Kononov, O. Hlotka, M. Sydorenko, S. Pychek // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. — 2025. — № 1. — С. 13–23. — DOI: 10.15588/1607-6885-2025-1-2.

22. Удосконалення структури сплаву системи Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C / К. В. Обносков, В. Л. Грешта, О. А. Глотка, В. В. Кононов, Є. О. Фасоль // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. — 2024. — № 3. — С. 6–11. — DOI: 10.15588/1607-6885-2024-3-1.

23. Оптимізація фазового складу жароміцного нікелевого сплаву, що використовується для виготовлення направляючих лопаток газотурбінних двигунів та установок / К. В. Обносков, В. Л. Грешта, О. А. Глотка, О. Ю. Дроль // *Збірник наукових праць Державного науково-дослідного інституту авіації*. — 2024. — № 20 (27). — С. 246–251. — DOI: 10.54858/dndia.2024-20-31.

24. Prediction carbides composition in nickel-based superalloys directional crystallization / O. A. Glotka // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. — 2020. — № 2. — С. 13–21. — DOI: 10.15588/1607-6885-2020-2-2.

25. Прогнозування складу первинних карбідів багатокомпонентної системи Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C /

В. Ю. Ольшанецкий, О. А. Глотка // Вісник ХНАДУ. — 2021. — Вип. 92, т. 2. — С. 109–115. — DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2021.92.2.109.

26. Вторинні карбіди в багатокомпонентній системі Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C / О. А. Глотка, В. В. Ключихін, В. Ю. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2020. — № 1. — С. 6–12. — DOI: 10.15588/1607-6885-2020-1-1.

27. Properties of nickel-based superalloys of equiaxial crystallization / О. А. Glotka, V. Yu. Olshanetskii // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2021. — № 1. — С. 19–23. — DOI: 10.15588/1607-6885-2021-2-3.

28. Математическое прогнозирование свойств жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, В. Е. Ольшанецкий, С. В. Гайдук // Наука та прогрес транспорту. — 2020. — № 4 (88). — С. 77–85. — DOI: 10.15802/stp2020/213420.

29. Розподіл легувальних елементів в структурі жароміцних нікелевих сплавів у вторинних карбідах / О. А. Глотка, С. В. Гайдук, В. Ю. Ольшанецкий // Металознавство та обробка металів. — 2020. — № 26 (95). — С. 25–36. — DOI: 10.15407/mom2020.03.025.

30. Вплив системи легування та розмірної невідповідності кристалічних ґраток γ - та γ' -фаз на характеристики міцності монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів / О. А. Глотка, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // Вісник двигунобудування. — 2019. — № 1. — С. 107–113.

31. Математическое моделирование высокотемпературной коррозии жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, С. В. Гайдук // Вісник Приазовського державного технічного університету. — 2019. — Вип. 38. — С. 30–38. — DOI: 10.31498/2225-6733.38.2019.181273.

32. Оцінка высокотемпературної корозії жароміцних сплавів на нікелевій основі / О. А. Глотка, С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в

металургії та машинобудуванні. — 2019. — № 1. — С. 6–11. — DOI: 10.15588/1607-6885-2019-1-1.

33. Прогнозирование свойств монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, С. В. Гайдук // Наука та прогрес транспорту. — 2019. — № 2 (80). — С. 91–100. — DOI: 10.15802/stp2019/165876.

34. Прогнозування температурних інтервалів кристалізації і гомогенізації в монокристалічних жароміцних нікелевих сплавах / О. А. Глотка, С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2018. — № 2. — С. 25–29.

35. Прогнозування властивостей жароміцних нікелевих сплавів спрямованої кристалізації / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький // Металознавство та обробка металів. — 2021. — № 27 (99). — С. 15–22. — DOI: 10.15407/mom2021.03.015.

36. Моделювання термодинамічних процесів для оцінки впливу танталу на критичні температури і структуроутворення багатокомпонентних нікелевих систем / С. В. Гайдук, О. А. Глотка, А. С. Дорогокупля // Математичне моделювання. — 2018. — № 1 (40). — С. 139–149.

37. Аналіз вітчизняних жароміцних порошків на нікелевій основі, які застосовуються в адитивних технологіях / О. А. Глотка, А. В. Овчинников // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2016. — № 2. — С. 39–43.

38. Термодинамічні аспекти фазових перетворень в подвійних металевих системах / В. Ю. Ольшанецький, О. А. Глотка, Ю. І. Кононенко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2022. — № 2. — С. 74–75. — DOI: 10.15588/1607-6885-2022-1-11.

39. Вплив системи легування та розмірної невідповідності решіток γ - і γ' - фаз на характеристики міцності монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів / В. Ю. Ольшанецький, О. А. Глотка, В. В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2021. — № 2. — С. 6–10. — DOI: 10.15588/1607-6885-2021-3-1.

40. Залежність критичних температур багатокомпонентних нікелевих сплавів від їх атомно-фазового стану / В. Ю. Ольшанецький, О. А. Глотка // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2021. — № 2. — С. 83–85. — DOI: 10.15588/1607-6885-2021-3-14.

41. Закономірності впливу хімічного складу на морфологію і тип карбідів в жароміцному нікелевому сплаві / О. А. Глотка, В. Л. Грешта, В. Ю. Ольшанецький // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2022. — № 2. — С. 13–18. — DOI: 10.15588/1607-6885-2022-1-2.

42. Наукові підходи до оптимізації основних критичних температур жароміцних нікелевих сплавів рівноосної кристалізації / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, С. Б. Бєліков, В. В. Кононов, В. В. Хвостак // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2023. — № 1. — С. 12–17. — DOI: 10.15588/1607-6885-2023-1-2.

Патенти на корисну модель

43. Спосіб визначення механічних властивостей жароміцних нікелевих сплавів : пат. 151631 Україна : МПК G01N 25/02 (2006.01) / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Кононов ; заявник і патентовласник Нац. ун-т «Запорізька політехніка». — № u202106110 ; заявл. 01.11.2021 ; опубл. 25.08.2022, Бюл. № 34.

44. Спосіб підвищення жароміцних характеристик сплавів на основі нікелю : пат. 152691 Україна : МПК C22F 1/10 G01N 25/02 (2006.01) / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Кононов ; заявник і патентовласник Нац. ун-т «Запорізька політехніка». — № u202203328 ; заявл. 12.09.2022 ; опубл. 29.03.2023, Бюл. № 13.

Тези доповідей в матеріалах вітчизняних і міжнародних конференцій

45. Phase composition of nickel-based superalloys / O. Glotka, K. Obnosov, D. Sotnikov // Прикладні науково-технічні дослідження : матеріали VI міжнар. наук.-практ. конф., 14–16 трав. 2024 р. — Івано-Франківськ, 2024. — С. 35–37.

46. Удосконалення складу зміцнюючої фази жароміцного нікелевого сплаву / О. А. Глотка, В. Л. Грешта, К. В. Обносів // Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах : матеріали XVIII міжнар. наук.-техн. конф., 26–27 листоп. 2024 р. — Запоріжжя, 2024. — С. 129–131. — ISBN 978-617-529-488-8.

47. Удосконалення фазового складу монокристалічних сплавів на основі нікелю / О. А. Глотка, К. В. Обносів, Є. О. Фасоль, Д. Є. Сотніков, А. В. Джус // Advanced & Novel Technologies - Interdisciplinary Collaboration in Materials Science (ANTICM-2025) : матеріали міжнар. наук.-техн. конф., 25–27 лют. 2025 р. — Запоріжжя, 2025. — С. 71–73.

48. Математическое прогнозирование свойств монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, С. В. Гайдук // Литво. Металургія 2019 : матеріали VIII міжнар. наук.-практ. конф., 21–23 трав. 2019 р. — Запоріжжя, 2019. — С. 261–262.

49. Количественное прогнозирование высокотемпературной коррозии жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, В. Е. Олышанецкий // Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту : матеріали 79 міжнар. наук.-практ. конф. — Дніпро, 2019. — С. 323–324.

50. Прогнозирование температурных интервалов кристаллизации и гомогенизации монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в машинобудуванні : матеріали XI Междунар. науч.-техн. конф. — Киев : НТУУ «КПИ», 2019. — С. 50–52.

51. Оцінка впливу танталу в сплаві ЗМІ-3У на критичні температури фазових перетворень / С. В. Гайдук, О. А. Глотка, В. В. Кононов, А. С. Дорогокупля // Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для

підвищення надійності та довговічності виробів : матеріали XIV міжнар. наук.-техн. конф., 8–10 жовт. 2019 р. — Запоріжжя, 2019. — С. 41–43.

52. Estimation of the effect of alloying elements on critical temperatures and structuring of multicomponent nickel systems using the modeling of thermodynamic processes / A. A. Glotka, S. V. Haiduk // Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів : матеріали XIV міжнар. наук.-техн. конф., 8–10 жовт. 2019 р. — Запоріжжя, 2019. — С. 14–15.

53. Карбіди в жароміцних нікелевих сплавах / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, С.В. Гайдук // Прикладні науково-технічні дослідження : матеріали IV міжнар. наук.-практ. конф. — Івано-Франківськ, 2020. — С. 68–70.

54. Вторинні карбіди в жароміцних нікелевих сплавах / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, С.В. Гайдук // Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту : матеріали 80 міжнар. наук.-практ. конф. — Дніпро : ДНУЗТ, 2020. — С. 205–207.

55. Распределение элементов в карбидах никелевых сплавов равноосной кристаллизации / А. А. Глотка, С.В. Гайдук // Металургія 2020 : матеріали IX міжнар. наук.-практ. конф., 8–10 верес. 2020 р. — Запоріжжя, 2020. — С. 204–206.

56. Carbides in nickel-based superalloys / O. A. Glotka, V. V. Goncharova // Прикладні науково-технічні дослідження : матеріали V міжнар. наук.-практ. конф., 5–7 квіт. 2021 р. — Івано-Франківськ : Академія технічних наук України, 2021. — С. 275–277. — ISBN 978-617-7926-12-1.

57. Прогнозування складу первинних карбідів багатокомпонентних систем / О. А. Глотка, С. В. Грибанова // Прикладні науково-технічні дослідження : матеріали V міжнар. наук.-практ. конф., 5–7 квіт. 2021 р. — Івано-Франківськ : Академія технічних наук України, 2021. — С. 278–280. — ISBN 978-617-7926-12-1.

58. Вплив легування на параметр ґраток гама та гама штрих фази в жароміцних нікелевих сплавах / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, С. Б. Беліков, С. В. Єсауленко, В. В. Кононов // Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту : тези 82 міжнар. наук.-практ. конф. — Дніпро, 2023. — С. 274–275.

59. Процеси карбідоутворення в системі Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький // Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту : тези 81 міжнар. наук.-практ. конф. — Дніпро, 2021. — С. 219–220.

60. Чисельний метод визначення властивостей жароміцних нікелевих сплавів / В. В. Гончарова, О. А. Глотка // Природничі та гуманітарні науки. Актуальні питання : тези IV міжнар. студ. наук.-техн. конф. — Тернопіль, 2021. — С. 144–145. — Електронний ресурс.

61. Математическое прогнозирование карбидного ликвидуса и состава карбидов жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021 : матеріали XIII міжнар. наук.-техн. конф., 28–29 квіт. 2021 р. — Київ, 2021. — С. 60–61.

62. Математичне прогнозування властивостей жароміцних нікелевих сплавів / А. А. Глотка, В. В. Гончарова // Металургія 2021 : матеріали X міжнар. наук.-практ. конф., 18–20 трав. 2021 р. — Запоріжжя, 2021. — С. 41–43.

63. Еволюція хімічного складу карбідів в залежності від режиму термічної обробки / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький // Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах : матеріали XVI міжнар. наук.-техн. конф., 07–08 жовт. 2021 р. — Запоріжжя, 2021. — С. 74–76. — ISBN 978-617-529-335-5.

64. Возможности использования порошкового жаропрочного сплава ЭП741п в аддитивных технологиях / А. А. Глотка, А. В. Овчинников, А.А. Скребцов // Космические технологии: сегодня и в будущем : материалы VI междунар. конф., 28–30 мая 2017 г. — Днепр, 2017. — С. 67–68.

65. Об эвтектической составляющей в экономнолегированных быстрорежущих сталях / А. А. Глотка // Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра : матеріали XIV всеукр. наук.-техн. конф., 19 квіт. 2016 р. — Київ, 2016. — С. 260–268.

66. Modeling of carbides composition in welded alloy / A. Glotka, D. Goncharova // Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2022 : матеріали XIV міжнар. наук.-техн. конф., 28–29 квіт. 2022 р. — Київ, 2022. — С. 9–11.

67. Концепція впливу хімічного складу на структуру і властивості жароміцних нікелевих сплавів / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Хвостак, В. В. Кононов // Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів : матеріали XV міжнар. наук.-техн. конф., 08–09 листоп. 2022 р. — Запоріжжя, 2022. — С. 28–31. — ISBN 978-617-529-387-4.

68. Carbide transformations in a welded nickel-based superalloy / O. A. Hlotka, V. Yu. Olshanetsky, D. Yu. Honcharenko, V. F. Cherep, D. A. Andriyanenko // Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів : матеріали XV міжнар. наук.-техн. конф., 08–09 листоп. 2022 р. — Запоріжжя, 2022. — С. 31–34. — ISBN 978-617-529-387-4.

69. Збільшення працездатності жароміцних нікелевих сплавів завдяки оптимізації хімічного складу / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Хвостак // Матеріалознавство та технології : матеріали міжнар. наук.-техн. конф., 22–23 верес. 2022 р. — Харків, 2022. — С. 130–134.

70. Удосконалення структурно-фазового складу ливарних жароміцних нікелевих сплавів рівноосної кристалізації / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький // Процеси, машини та обладнання агропромислового виробництва: проблеми теорії та практики : матеріали міжнар. наук.-практ. конф., 29–30 верес. 2022 р. — Тернопіль, 2022. — С. 115–116.

71. Improvement of carbide phases in welded nickel-based superalloy / O. Glotka, V. Olshanetsky, S. Belikov // Нові матеріали і технології в

машинобудуванні : матеріали XV міжнар. наук.-практ. конф., 27–28 квіт. 2023 р. — Київ : НТУУ «КПІ», 2023. — С. 21–22.

72. Встановлення критичних температур в жароміцних нікелевих сплавів за хімічним складом / О. Глотка, В. Ольшанецький, К. Литвинова // Сучасна наука та освіта: стан, проблеми, перспективи : матеріали III міжнар. наук.-практ. конф., 20–21 берез. 2023 р. — Полтава, 2023. — С. 401–402.

73. Прогнозування складу карбідів в ливарному жароміцному нікелевому сплаві / О. Глотка, С. Беліков, В. Ольшанецький, С. Єсауленко // Матеріали та технології в інженерії: інженерія, матеріали, технології, транспорт : матеріали міжнар. конф., 16–18 трав. 2023 р. — Луцьк, 2023. — С. 90–92.

74. Predicting the properties of cast nickel-based superalloys / O. A. Glotka // Металургія 2023 : матеріали XII міжнар. наук.-практ. конф., 10–12 жовт. 2023 р. — Харків-Київ, 2023. — С. 274–277.

ANNOTATION

Hlotka O.A. Scientific and technological foundations of alloying processes optimization of nickel-based superalloys for increased resource of gas turbine engines. - Qualifying research paper as manuscript.

Thesis for the Academic Degree of a Doctor of Technical Sciences in the specialty 05.02.01 – «Materials science». - National University "Zaporizhzhya Polytechnic", Zaporizhzhya, 2026.

The work was performed at the National University "Zaporizhzhya Polytechnic".

The content of the dissertation. The dissertation is devoted to the development of scientific ideas about the specifics of the distribution of alloying elements in nickel-based superalloys (NBS) for the possibility of predicting a set of properties by optimizing their composition. On the basis of mathematical processing of computational and experimental statistics on certain properties, which cardinally affect the performance of alloys of this class in operating conditions, regression models for the computational prediction of properties are obtained. In obtained relations and regression models the new conceptual approach for optimization of structure of foundry NBS without preliminary experiments is realized. The realization of scientific ideas of foundry NBS alloying made it possible in practice to develop the composition of a new domestic foundry heat-resistant corrosion-resistant nickel-based alloy ZMI-M8.

Chapter one «*Current trends in the development of nickel-based superalloys*» presents the analytical review concerning a problem of designing of modern heat-resistant alloys and bases of their alloying, and also modern approaches and methods of their development. The existing views on the assessment of the most important service properties, which dramatically affect the efficiency of foundry NBS in operating conditions, are discussed.

The modern tendencies of alloying, perspective alloying materials and bases of distribution of alloying elements in foundry NBS as one of the most perspective materials in gas turbine construction are analyzed.

The existing calculation methods for predicting properties, as well as modern methods of computer modeling of thermodynamic processes are considered. An extensive experimental database on the compositions and properties of well-known domestic and foreign foundry foundries with various alloying systems used in modern aviation and stationary gas turbine construction is presented. The state and directions of research in this area are analyzed.

Based on the results of the analytical review of patent and literature sources, conclusions are made, as well as the purpose and objectives of the study are substantiated.

Chapter two «*Materials and methods of investigation*» is devoted to the methodological substantiation of research to achieve the goals set in the work, which includes the applied materials, calculation and standard experimental research methods and the sequence of their used. The foundry NBS was selected from the positions of various alloying systems, which covers a wide range of alloying in terms of the content of the main elements, as well as the provision of reliable calculation and experimental data. Each investigated alloy acted as an independent object of study.

Mathematical processing of calculated and experimental data of the investigated compositions of foundry NBS was carried out in the Microsoft Office software package in the MS EXCEL package to obtain correlation dependences such as "parameter-property" with the construction of response functions (trend lines) to obtain mathematical equations of regression models that as best describe these dependencies.

Chapter three «*Establishment of regularities of influence of alloying elements on properties of nickel-based superalloys for improvement of technologies of manufacturing and heat treatment*» for the first time presents the ratios $K_{\gamma'}$, K_{γ} and K_{ps} are presented, according to which regression models were obtained for

calculated forecast of properties based on processing of calculated and experimental data for cast materials.

Predictive regression models were obtained, which allow to perform calculations of thermophysical properties with high accuracy ($R^2 \geq 0.8$) on the value of the ratio of $K\gamma'$ and $K\gamma$ elements in the foundry NBS. Comparative researches of calculated and experimental data of known industrial alloys, both domestic and foreign production, are carried out.

It is shown that the calculations of mechanical properties can be adequately performed using the obtained relations $K\gamma'$ and $K\gamma$. Analytical and experimental studies carried out on known industrial alloys, both domestic and foreign production, showed good agreement.

Predictive regression models were obtained, which allow to calculate with high accuracy ($R^2 \geq 0.8$) the average corrosion rate (V_q^t) at temperatures of 800, 850, 900 and 950°C, under the influence of synthetic ash, by the ratio of K_{ps} alloying elements in the foundry NBS.

Also, predictive regression models were obtained, which allow to calculate with high accuracy ($R^2 \geq 0.8$) the volume fraction ($V_{\gamma'}^t$) of the γ' -phase in the structure of foundry NBS by the value of the ratio $K\gamma'$, as well as to calculate the limits of short-term (σ_B^t) strength and limits of 100- and 1000-hour long (σ_τ^t) strength of a temperature of 1000°C.

Chapter four, «*Optimization of performance characteristics based on rational choice of the alloying complex*» analyzes the main structural-phase compositions of foundry NBS and main components that influence the properties are identified. The results of regression models development are presented, with the help of which it is possible to predict liquidus temperatures and bulk content of primary and secondary carbides in the structure of foundry NBS produced by equilibrium, directed, or single crystal crystallization. Dependences have been found according to which it is possible to optimize the chemical composition of carbides such as MC , $M_{23}C_6$ and M_6C with accordance to the composition of the alloy. It is shown that the extrema

on the presented dependences correspond to thermodynamic processes in the structure of the material, i.e. to the separation or dissolution of phases.

Chapter five «*Management of phase transformation processes and heat treatment in nickel-based superalloys for improving the complex of properties*» presents experimental and analytical studies of the composition of carbides of different alloying systems and manufacturing methods. It is established that the data obtained from the study on REM-106I by the X-ray spectral analysis method have a good agreement with the calculated results, when comparing many alloys, both of domestic and foreign production.

Chapter six «*Optimization of the phase composition of nickel-based foundry heat-resistant alloys*» contains a comparative analysis of the calculated and experimental data on the chemical compositions of carbides in the ZMI-3U alloy. It was established that the carbides include titanium, tungsten, molybdenum, chromium and cobalt. The application of the obtained dependences showed that the calculated values coincide with the experimental data with an error of no more than 6%. However, the amount of molybdenum and tungsten is slightly overestimated in the experimental determination. An increase in molybdenum is possible for carbides of this type due to the replacement of some part of tungsten with molybdenum. Cobalt should be absent in MC carbides, but there are known cases when Co can be found in small quantities in primary carbides, replacing chromium.

Chapter seven «*Testing of the developed method for creating as-cast nickel-based superalloys with enhanced performance characteristics*» presents the results of step-by-step development of a new foundry welding heat-resistant corrosion-resistant nickel-based alloy for the production of cast body parts. At the initial stage of development, technical requirements were set for the level of controlled parameters. According to the created regression models, the given properties were calculated, which allowed to determine the optimal composition, which satisfies the requirements for the given properties by multicriteria evaluation. Experimental studies were carried out on samples of equilibrium crystallization obtained by serial technology on test melts in the enterprise JSC "MOTOR SICH". Metallographic,

fractographic and X-ray spectral analysis were conducted at the Department of Physical Materials Science, National University "Zaporizhzhia Polytechnic".

Key words: composition optimization, nickel-based superalloys, gas turbine engine, phase composition, carbides, critical temperature, high-temperature corrosion, mechanical properties, morphology, alloying elements, increased service life.

PUBLICATIONS BY THE SUBJECT OF DISSERTATION

Monograph issued by a foreign state

1. Morphology and diffusion coalescence of boundary phases in metal systems : monograph / O. Glotka, V. Ol'shanetskii. — Germany : Palmarium Academic Publishing, 2022. — 81 c. — ISBN 978-620-2-05434-8

Articles in publications included in the international scientific-metric databases *Scopus* and *Web of Science*

2. Modelling the composition of carbides in nickel-based superalloys of directional crystallization / O. A. Glotka // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. — 2020. — № 102/1. — Pp. 5–15. — <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.6324>.

3. Distribution of alloying elements in carbides of refractory nickel alloys under the conditions of equiaxial crystallization / O. A. Glotka // Materials Science. — 2021. — Vol. 56, No. 5. — Pp. 714–721.

4. Mathematical prediction of the properties of heat-resistant nickel alloys after directional crystallization / O. A. Glotka, V. Yu. Ol'shanetskii // Materials Science. — 2023. — Vol. 58, No. 5. — Pp. 679–685.

5. Influence of alloying systems on the properties of single crystal nickel-based superalloys / A. Glotka, V. Ol'shanetskii // International Journal of Materials Research. — 2021. — Vol. 112, No. 10. — Pp. 794–799. — <https://doi.org/10.1515/ijmr-2021-8328>.

6. Forecasting the Properties of Heat-Resistant Nickel Alloys Equalaxial Crystallization / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // Archives of Metallurgy and Materials. — 2022. — Vol. 67, No. 1. — Pp. 51–56. — <https://doi.org/10.24425/amm.2022.137471>.

7. Prediction thermo-physical characteristics heat-resistant nickel alloys directional crystallization / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // Acta Metallurgica Slovaca. — 2021. — Vol. 27, No. 2. — Pp. 68–71.

8. Prediction of carbide liquidus and carbide composition of the Ni-14Cr-9Co-5Ti-3Al-3Ta-3.5W-1.5Mo-0.15Hf-0.1C system / V. E. Ol'shanetskii, A. A. Glotka, V. V. Klochikhin // Functional Materials. — 2021. — Vol. 28, No. 2. — Pp. 359–365. — <https://doi.org/10.15407/fm28.02.359>.

9. Optimisation of the composition and morphology of carbides in single-crystal nickel-based superalloys / V. Ol'shanetskii, A. Glotka, V. Klochikhin // Structural Integrity and Life. — 2023. — Vol. 23, No. 2. — Pp. 185–189.

10. Glotka O., Obnosov K., Fasol Y., Sotnikov D., Dzhus A. Improvement of the Phase Composition of Single-Crystal Superalloys for Working and Nozzle Blades // Advanced and Novel Technologies—Interdisciplinary Collaboration in Materials Science / eds. M. Aikin, O. Smolyakov, V. Girzhon, D. Tkach, S. Belikov, G. S. Yar-Mukhamedova, V. Shalomeev, O. Narivskyi. Cham : Springer Nature Switzerland AG, 2025. P. 27–34. DOI: 10.1007/978-3-032-00373-7_4.

11. Distribution of Elements in Carbides of Multicomponent Superalloys / O. A. Glotka, S. V. Haiduk // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. — 2020. — Vol. 42, No. 6. — Pp. 869–884.

12. Prediction of the thermodynamic processes of phase separation in single-crystal refractory alloys based on nickel / A. A. Hlotka, S. V. Haiduk // Materials Science. — 2020. — Vol. 55, No. 6. — Pp. 878–883. — <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00382-5>.

13. Modeling of carbides composition in welded alloy system Ni-34Cr-4,3W-2,3Mo-1,3Al-1,3Ti-1,3Nb-0,1C / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // Acta

Metallurgica Slovaca. — 2021. — Vol. 27, No. 3. — Pp. 157–161.
— <https://doi.org/10.36547/ams.27.3.1049>.

14. Application of Domestic Heat-Resistant Powders in Additive Techniques / O. A. Glotka, O. V. Ovchinnikov, V. I. Degtyaryov et al. // Powder Metallurgy and Metal Ceramics. — 2018. — Vol. 56. — Pp. 726–732.
— <https://doi.org/10.1007/s11106-018-9948-2>.

15. Mathematical forecasting composition of secondary carbides in the single-crystal superalloys / O. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // Archives of Materials Science and Engineering. — 2021. — Vol. 111, No. 1. — Pp. 34–41.

16. Control of the processes of phase formation of carbide components in nickel-based superalloys / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // Acta Metallurgica Slovaca. — 2022. — Vol. 28, No. 2. — Pp. 101–105.
— <https://doi.org/10.36547/ams.28.2.1506>.

17. Influence of Alloying Elements on the Composition of Primary Carbides in the Ni–11.5Cr–5Co–3.6Al–4.5Ti–7W–0.8Mo–0.06C System / V. Y. Ol'shanetskii, O. A. Glotka // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. — 2022. — Vol. 44, No. 7. — Pp. 861–871.

18. Influence of alloying systems on the lattice parameters of nickel-based superalloys / O. Glotka, V. Ol'shanetskii, S. Byelikov, Y. Fasol // Archives of Materials Science and Engineering. — 2023. — Vol. 122, No. 1. — Pp. 5–12.

19. Modeling of carbide formation in alloy of the Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C system / O. Glotka, S. Byelikov, O. Lysytsya // Acta Metallurgica Slovaca. — 2024. — Vol. 30, No. 1. — Pp. 15–18.

20. Effect of Alloying on the Phase composition of Nickel-Based Superalloys / V. L. Greshta, O. A. Glotka, K. V. Obnosov, D. E. Sotnikov // Archives of Metallurgy and Materials. — 2025. — Vol. 70, No. 2. — Pp. 721–725.
— <https://doi.org/10.24425/amm.2025.153473>.

Articles in scientific professional journals of Ukraine

21. Comparative analysis of the complex of properties of nickel-based superalloys / S. Byelikov, V. Kononov, O. Hlotka, M. Sydorenko, S. Pychek // New

materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. — 2025. — № 1. — C. 13–23. — DOI: 10.15588/1607-6885-2025-1-2.

22. Improvement of the structure of the Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C system alloy / K. V. Obnosov, V. L. Greshta, O. A. Glotka, V. V. Kononov, E. O. Fasol // New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. — 2024. — No. 3. — P. 6–11. — DOI: 10.15588/1607-6885-2024-3-1.

23. Optimization of the phase composition of a heat-resistant nickel alloy used for the manufacture of guide vanes for gas turbine engines and installations / K. V. Obnosov, V. L. Greshta, O. A. Glotka, O. Yu. Drol // Collection of scientific works of the State Research Institute of Aviation. — 2024. — No. 20 (27). — P. 246–251. — DOI: 10.54858/dndia.2024-20-31.

24. Prediction carbides composition in nickel-based superalloys directional crystallization / O. A. Glotka // New materials and technologies in metallurgy and engineering. — 2020. — No. 2. — P. 13–21. — DOI: 10.15588/1607-6885-2020-2-2.

25. Prediction of the composition of primary carbides of the multicomponent system Ni-5Cr-9Co-6Al-8.3W-4Re-4Ta-1Mo-1.5Nb-0.15C / V. Yu. Olshanetsky, O. A. Glotka // Bulletin of the KhNADU. — 2021. — Issue. 92, vol. 2. — P. 109–115. — DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2021.92.2.109.

26. Secondary carbides in the multicomponent system Ni-13.5Cr-5Co-3.4Al-4.8Ti-7.3W-0.8Mo-0.015B-0.12C / O. A. Glotka, V. V. Klochikhin, V. Yu. Olshanetsky // New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. — 2020. — No. 1. — P. 6–12. — DOI: 10.15588/1607-6885-2020-1-1.

27. Properties of nickel-based superalloys of equiaxial crystallization / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetskii // New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. — 2021. — No. 1. — P. 19–23. — DOI: 10.15588/1607-6885-2021-2-3.

28. Mathematical prediction of properties of heat-resistant nickel alloys / A. A. Glotka, V. E. Olshanetskii, S. V. Gaiduk // Science and progress of transport. — 2020. — No. 4 (88). — P. 77–85. — DOI: 10.15802/stp2020/213420.

29. Distribution of alloying elements in the structure of heat-resistant nickel alloys in secondary carbides / O. A. Glotka, S. V. Gaiduk, V. Yu. Olshanetsky // Metallurgy and metal processing. — 2020. — No. 26 (95). — P. 25–36. — DOI: 10.15407/mom2020.03.025.

30. Influence of the alloying system and the dimensional mismatch of the crystal lattices of γ - and γ' -phases on the strength characteristics of single-crystal heat-resistant nickel alloys / O. A. Glotka, S. V. Gaiduk, V. V. Kononov // Bulletin of Engine Engineering. — 2019. — No. 1. — P. 107–113.

31. Mathematical modeling of high-temperature corrosion of heat-resistant nickel alloys / A. A. Glotka, S. V. Gaiduk // Bulletin of the Azov State Technical University. — 2019. — Issue 38. — P. 30–38. — DOI: 10.31498/2225-6733.38.2019.181273.

32. Assessment of high-temperature corrosion of heat-resistant nickel-based alloys / O. A. Glotka, S. V. Gaiduk // New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. — 2019. — No. 1. — P. 6–11. — DOI: 10.15588/1607-6885-2019-1-1.

33. Prediction of properties of single-crystal heat-resistant nickel alloys / A. A. Glotka, S. V. Gaiduk // Science and progress of transport. — 2019. — No. 2 (80). — P. 91–100. — DOI: 10.15802/stp2019/165876.

34. Prediction of temperature intervals of crystallization and homogenization in single-crystal heat-resistant nickel alloys / O. A. Glotka, S. V. Gaiduk // New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. — 2018. — No. 2. — P. 25–29.

35. Prediction of properties of heat-resistant nickel alloys of directed crystallization / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetsky // Metallurgy and metal processing. — 2021. — No. 27 (99). — P. 15–22. — DOI: 10.15407/mom2021.03.015.

36. Modeling of thermodynamic processes to assess the influence of tantalum on critical temperatures and structure formation of multicomponent nickel systems / S. V. Gaiduk, O. A. Glotka, A. S. Dorogokuplya // *Mathematical modeling*. — 2018. — No. 1 (40). — P. 139–149.

37. Analysis of domestic heat-resistant nickel-based powders used in additive technologies / O. A. Glotka, A. V. Ovchinnikov // *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. — 2016. — No. 2. — P. 39–43.

38. Thermodynamic aspects of phase transformations in binary metal systems / V. Yu. Olshanetsky, O. A. Glotka, Yu. I. Kononenko // *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. — 2022. — No. 2. — P. 74–75. — DOI: 10.15588/1607-6885-2022-1-11.

39. The influence of the alloying system and the dimensional mismatch of the lattices of γ - and γ' - phases on the strength characteristics of single-crystal heat-resistant nickel alloys / V. Yu. Olshanetsky, O. A. Glotka, V. V. Kononov // *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. — 2021. — No. 2. — P. 6–10. — DOI: 10.15588/1607-6885-2021-3-1.

40. Dependence of critical temperatures of multicomponent nickel alloys on their atomic-phase state / V. Yu. Olshanetsky, O. A. Glotka // *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. — 2021. — No. 2. — P. 83–85. — DOI: 10.15588/1607-6885-2021-3-14.

41. Patterns of the influence of chemical composition on the morphology and type of carbides in a heat-resistant nickel alloy / O. A. Glotka, V. L. Greshta, V. Yu. Olshanetsky // *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. — 2022. — No. 2. — P. 13–18. — DOI: 10.15588/1607-6885-2022-1-2.

42. Scientific approaches to optimizing the main critical temperatures of heat-resistant nickel alloys of equiaxed crystallization / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetsky, S. B. Belikov, V. V. Kononov, V. V. Khvostak // *New materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering*. — 2023. — No. 1. — P. 12–17. — DOI: 10.15588/1607-6885-2023-1-2.

Patents for invention

43. Method for determining the mechanical properties of heat-resistant nickel alloys: pat. 151631 Ukraine: MPK G01N 25/02 (2006.01) / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetsky, V. V. Kononov; applicant and patent owner National University "Zaporizhzhya Polytechnic". — No. u202106110; appl. 01.11.2021; publ. 25.08.2022, Bull. No. 34.

44. Method for increasing the heat-resistant characteristics of nickel-based alloys: pat. 152691 Ukraine: MPK C22F 1/10 G01N 25/02 (2006.01) / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetsky, V. V. Kononov; applicant and patent owner National University "Zaporizhzhya Polytechnic". — No. u202203328 ; appl. 12.09.2022 ; publ. 29.03.2023, Bull. No. 13.

Abstracts of National and International Conferences

45. Phase composition of nickel-based superalloys / O. Glotka, K. Obnosov, D. Sotnikov // Applied scientific and technical research: materials of the VI International Scientific and Practical Conference, May 14–16, 2024 — Ivano-Frankivsk, 2024. — pp. 35–37.

46. Improvement of the composition of the strengthening phase of a heat-resistant nickel alloy / O. A. Glotka, V. L. Greshta, K. V. Obnosov // Non-metallic inclusions and gases in casting alloys: materials of the XVIII International Scientific and Technical Conference, November 26–27, 2024 — Zaporizhzhia, 2024. — pp. 139–131. — ISBN 978-617-529-488-8.

47. Improving the phase composition of single-crystal nickel-based alloys / O. A. Glotka, K. V. Obnosov, E. O. Fasol, D. E. Sotnikov, A. V. Dzhus // Advanced & Novel Technologies - Interdisciplinary Collaboration in Materials Science (ANTICM-2025) : proceedings of the international scientific and technical conference, February 25–27, 2025 — Zaporizhzhia, 2025. — pp. 71–73.

48. Mathematical prediction of the properties of single-crystal heat-resistant nickel alloys / A. A. Glotka, S. V. Gaiduk // Lithuania. Metallurgy 2019 : proceedings of the VIII international scientific and practical conference, May 21–23, 2019 — Zaporizhzhia, 2019. — pp. 261–262.

49. Quantitative prediction of high-temperature corrosion of heat-resistant nickel alloys / A. A. Glotka, V. E. Olshanetskyi // Problems and perspectives of the development of railway transport: materials 79 international. science and practice conf. — Dnipro, 2019. — pp. 323–324.

50. Prediction of temperature intervals of crystallization and homogenization of monocrystalline heat-resistant nickel alloys / A. A. Glotka, S. V. Hayduk // New materials and technologies in mechanical engineering: materials XI Mezhdunar. scientific and technical conf. — Kyiv: NTUU "KPY", 2019. — P. 50–52.

51. Estimation of the effect of tantalum in the ZMI-3U alloy on critical temperatures of phase transformations / S. V. Haiduk, O. A. Glotka, V. V. Kononov, A. S. Dorogokuplya // New steels and alloys and methods of their processing to increase the reliability and durability of products: materials of the XIV International Scientific and Technical Conference, 8–10 October 2019 — Zaporizhzhia, 2019. — P. 41–43.

52. Estimation of the effect of alloying elements on critical temperatures and structuring of multicomponent nickel systems using the modeling of thermodynamic processes / A. A. Glotka, S. V. Haiduk // New steels and alloys and methods of their processing to increase the reliability and durability of products: materials of the XIV International Scientific and Technical Conference, 8–10 October 2019 — Zaporizhzhia, 2019. — P. 14–15.

53. Carbides in heat-resistant nickel alloys / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetsky, S.V. Gaiduk // Applied scientific and technical research: materials of the IV international scientific and practical conference — Ivano-Frankivsk, 2020. — P. 68–70.

54. Secondary carbides in heat-resistant nickel alloys / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetsky, S.V. Gaiduk // Problems and prospects of railway transport development: materials of the 80 international scientific and practical conference — Dnipro: DNUZT, 2020. — P. 205–207.

55. Distribution of elements in carbides of nickel alloys of equiaxed crystallization / A. A. Glotka, S.V. Gaiduk // Metallurgy 2020: materials of the IX

International Scientific and Practical Conference, September 8–10, 2020 — Zaporizhzhia, 2020. — pp. 204–206.

56. Carbides in nickel-based superalloys / O. A. Glotka, V. V. Goncharova // Applied scientific and technical research: materials of the V International Scientific and Practical Conference, April 5–7, 2021 — Ivano-Frankivsk: Academy of Technical Sciences of Ukraine, 2021. — pp. 275–277. — ISBN 978-617-7926-12-1.

57. Prediction of the composition of primary carbides of multicomponent systems / O. A. Glotka, S. V. Hrybanova // Applied scientific and technical research: materials of the V international scientific and practical conference, April 5–7, 2021 — Ivano-Frankivsk: Academy of Technical Sciences of Ukraine, 2021. — pp. 278–280. — ISBN 978-617-7926-12-1.

58. The influence of alloying on the lattice parameter of the gamma and gamma dash phase in heat-resistant nickel alloys / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetsky, S. B. Belikov, S. V. Yesaulenko, V. V. Kononov // Problems and prospects for the development of railway transport: theses of the 82 international scientific and practical conference — Dnipro, 2023. — pp. 274–275.

59. Carbide formation processes in the Ni-5Cr-9Co-6Al-8.3W-4Re-4Ta-1Mo-1.5Nb-0.15C system / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetsky // Problems and prospects for the development of railway transport: theses of the 81st international scientific and practical conference - Dnipro, 2021. - pp. 219–220.

60. Numerical method for determining the properties of heat-resistant nickel alloys / V. V. Goncharova, O. A. Glotka // Natural sciences and humanities. Current issues: theses of the IV international student scientific and technical conference - Ternopil, 2021. - pp. 144–145. - Electronic resource.

61. Mathematical prediction of carbide liquidus and composition of carbides of heat-resistant nickel alloys / A. A. Glotka, V. E. Olshanetsky // New materials and technologies in mechanical engineering-2021: proceedings of the XIII International Scientific and Technical Conference, April 28–29, 2021 — Kyiv, 2021. — pp. 60–61.

62. Distribution of elements in carbides of nickel alloys of equiaxed crystallization / A. A. Glotka, V. V. Goncharova // Metallurgy 2021: proceedings of the X International Scientific and Practical Conference, May 18–20, 2021 — Zaporizhzhia, 2021. — pp. 41–43.

63. Evolution of the chemical composition of carbides depending on the thermal regime ichnoy obrobki / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetsky // Non-metallic inclusions and gases in foundry alloys: materials XVI international scientific and technical conference, 07–08 October 2021 - Zaporizhzhia, 2021. - pp. 74–76. - ISBN 978-617-529-335-5.

64. Possibilities of using powder heat-resistant alloy EP741p in additive technologies / A. A. Glotka, A. V. Ovchinnikov, A.A. Skrebcov // Space technologies: today and in the future: materials VI international conference, 28–30 May 2017 - Dnipro, 2017. - pp. 67–68.

65. On the eutectic component in economically alloyed high-speed steels / A. A. Glotka // Special metallurgy: yesterday, today, tomorrow: materials of the XIV All-Ukrainian Scientific and Technical Conference, April 19, 2016 — Kyiv, 2016. — pp. 260–268.

66. Modeling of carbides composition in welded alloy / A. Glotka, D. Goncharova // New materials and technologies in mechanical engineering-2022: materials of the XIV International Scientific and Technical Conference, April 28–29, 2022 — Kyiv, 2022. — pp. 9–11.

67. The concept of the influence of chemical composition on the structure and properties of heat-resistant nickel alloys / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetsky, V. V. Khvostak, V. V. Kononov // New steels and alloys and methods of their processing to increase the reliability and durability of products: materials of the 15th International Scientific and Technical Conference, November 8–9, 2022 — Zaporizhzhia, 2022. — P. 28–31. — ISBN 978-617-529-387-4.

68. Carbide transformations in a welded nickel-based superalloy / O. A. Hlotka, V. Yu. Olshanetsky, D. Yu. Honcharenko, V. F. Cherep, D. A. Andriyanenko // New steels and alloys and methods of their processing to

increase the reliability and durability of products: materials of the 15th International Scientific and Technical Conference. conf., 08–09 Nov. 2022 — Zaporizhzhia, 2022. — P. 31–34. — ISBN 978-617-529-387-4.

69. Increasing the performance of heat-resistant nickel alloys due to optimization of the chemical composition / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetsky, V. V. Khvostak // Materials Science and Technology: Proceedings of the International Scientific and Technical Conf., 22–23 Sep. 2022 — Kharkiv, 2022. — P. 130–134.

70. Improving the structural and phase composition of foundry heat-resistant nickel alloys of equiaxed crystallization / O. A. Glotka, V. Yu. Olshanetsky // Processes, machines and equipment of agricultural production: problems of theory and practice: proceedings of the International scientific-practical conf., 29–30 September 2022 — Ternopil, 2022. — pp. 115–116.

71. Improvement of carbide phases in welded nickel-based superalloy / O. Glotka, V. Olshanetsky, S. Belikov // New materials and technologies in mechanical engineering: materials of the 15th international scientific-practical conf., 27–28 April 2023 — Kyiv: NTUU "KPI", 2023. — pp. 21–22.

72. Establishment of critical temperatures in heat-resistant nickel alloys by chemical composition / O. Glotka, V. Olshanetsky, K. Lytvynova // Modern science and education: state, problems, prospects: materials of the 3rd international scientific-practical conf., 20–21 March 2023 — Poltava, 2023. — P. 401–402.

73. Prediction of the composition of carbides in a cast heat-resistant nickel alloy / O. Glotka, S. Belikov, V. Olshanetsky, S. Yesaulenko // Materials and technologies in engineering: engineering, materials, technologies, transport: proceedings of the international conference, May 16–18, 2023 — Lutsk, 2023. — P. 90–92.

74. Predicting the properties of cast nickel-based superalloys / O. A. Glotka // Metallurgy 2023: proceedings of the 12th international scientific and practical conference, Oct. 10–12, 2023 — Kharkiv-Kyiv, 2023. — P. 274–277.

ЗМІСТ

Перелік умовних позначень.....	37
Вступ	38
Розділ 1 Сучасні тенденції розвитку жароміцних нікелевих сплавів	48
1.1 Умови експлуатації сучасних стаціонарних газотурбінних установок та основні вимоги до матеріалів корпусних деталей.....	48
1.2 Шляхи підвищення експлуатаційних властивостей ливарних жароміцних нікелевих сплавів	51
1.3 Напрями підвищення робочих температур відповідальних деталей газотурбінних двигунів.....	55
1.4 Перспективи легування ливарних жароміцних нікелевих сплавів	60
1.5 Вплив карбідної фази на зміцнення ливарних жароміцних нікелевих сплавів.....	66
1.6 Особливості високотемпературної корозії ливарних жароміцних нікелевих сплавів.....	72
1.7 Фактори, що обмежують розвиток сучасних газотурбінних двигунів.....	79
1.8 Напрями вирішення проблем в розвитку матеріалів газотурбобудування	80
1.9 Висновки	82
Розділ 2 Матеріали та методи досліджень.....	84
2.1 Матеріали досліджень.....	84
2.2 Аналіз, систематизація та математична обробка експериментальних даних.....	86
2.3 Теплофізичні характеристики ливарних ЖНС	87
2.4 Розрахункові методи досліджень	88

	34
2.5 Експериментальні методи досліджень.....	89
2.5.1 Шихтові матеріали для виготовлення тестових і промислових плавок	89
2.5.2 Металографічні дослідження.....	91
2.5.3 Метод електронної мікроскопії	91
2.5.4 Рентгеноструктурний аналіз	92
2.5.5 Рентгеноспектральний мікроаналіз.....	93
2.5.6 Оцінка високотемпературної корозійної стійкості.....	94
2.5.7 Оцінка механічних властивостей	95
Розділ 3 Встановлення закономірностей впливу легування на теплофізичні властивості ливарних жароміцних нікелевих сплавів для удосконалення технологій виготовлення та термічної обробки.....	96
3.1 Побудова діаграм для визначення теплофізичних характеристик для удосконалення технологій виготовлення та термічного оброблення.....	96
3.2 Закономірності впливу легування на критичні температури сплавів рівновісної кристалізації	100
3.3 Зв'язок критичних температур з легувальними композиціями сплавів спрямованої кристалізації	106
3.4 Висновки	111
Розділ 4 Оптимізація експлуатаційних характеристик на основі раціонального вибору комплексу легування	113
4.1 Залежності властивостей жароміцних нікелевих сплавів рівновісної кристалізації від рівня легованості.....	113
4.2 Оптимізація механічних властивостей жароміцних нікелевих сплавів спрямованої кристалізації завдяки раціональному вибору легування	118
4.3 Збільшення стійкості сплавів до високотемпературної корозії шляхом вдосконалення легувальних композицій	124

4.4 Висновки	129
Розділ 5 Розробка методики керування процесами фазових перетворень в жароміцних нікелевих сплавах з метою поліпшення комплексу властивостей	131
5.1 Вплив легування на фазовий склад та технологічні властивості сплаву системи Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C	133
5.2 Керування структурними та фазовими змінами в сплаві системи Ni-10Cr-4,5Co-5,5Al-2,5Ti-5W- 4Mo-1Nb-0,18C	149
5.3 Оптимізація карбідної фази в системі Ni-34Cr-4,3W-2,3Mo-1,3Al-1,3Ti-1,3Nb-0,1C	156
5.4. Висновки	162
Розділ 6 Оптимізація фазового складу ливарних жароміцних сплавів на основі нікелю	164
6.1 Техніка встановлення складу карбідів в системі Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C рівновісної кристалізації.....	164
6.2 Методика встановлення карбідних фаз в системі Ni-10Cr-4,5Co-5,5Al-2,5Ti-5W-4Mo-1Nb-0,18C рівновісної кристалізації	169
6.3 Визначення складу карбідів в системі Ni-34Cr-4,3W-2,3Mo-1,3Al-1,3Ti-1,3Nb-0,1C рівновісної кристалізації	175
6.4 Алгоритм конструювання та удосконалення хімічного складу і структури ливарних жароміцних нікелевих сплавів	180
6.5 Висновки	181
Розділ 7 Апробація розробленої методики для створення ливарного жароміцного нікелевого сплаву з підвищеними експлуатаційними характеристиками.....	183
7.1 Формування вихідних вимог до розробки складу сплаву	184
7.2 Коригування складу ливарного жароміцного нікелевого сплаву	186

7.3. Оптимізація теплофізичних властивостей модельних сплавів	189
7.4. Визначення механічних властивостей модельних складів	190
7.5. Встановлення корозійних властивостей дослідних сплавів	191
7.6 Оптимізація структурно-фазового складу дослідних композицій.....	192
7.7 Атестація властивостей та структурно-фазового складу сплаву розробленого за створеним алгоритмом.....	193
7.8 Висновки	209
Висновки	210
Список використаних джерел	213
Додаток А.....	253
Додаток Б	254
Додаток В	256
Додаток Г	257
Додаток Д.....	258
Додаток Е	259
Додаток Ж	264
Додаток К.....	265
Додаток Л.....	266
Додаток М	267
Додаток Н.....	268
Додаток П.....	269
Додаток Р	270
Додаток С Перелік опублікованих праць за темою дисертації	271

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

- ГТД - газотурбінний двигун;
ГТУ – газотурбінна установка;
ЖНС - жароміцний нікелевий сплав;
ЛЕ – легувальний елемент;
РК – рівноважна кристалізація;
СК – спрямована кристалізація;
ТЩУ - топологічно щільноупаковані фази типу σ -; μ - ; η - ;
 $a_{\gamma'}$ – параметр кристалічної ґратки γ' - фази, нм ;
 a_{γ} – параметр кристалічної ґратки γ - твердого розчину, нм ;
 δ (Δa) –розмірна невідповідність параметрів ґраток (місфіт), %;
 t_L - температура ліквідусу, $^{\circ}\text{C}$;
 t_S - температура солідусу, $^{\circ}\text{C}$;
 $\Delta t_{\text{кр.}}$ - температурний інтервал кристалізації, $^{\circ}\text{C}$;
 $t_{\text{евт.}}$ - температура локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$), $^{\circ}\text{C}$;
 $t_{\text{к.р.}}^{\gamma'}$ - температура кінця розчинення γ' - фази в γ - твердому розчині, $^{\circ}\text{C}$;
 $\Delta t_{\text{гом}}$ – температурний інтервал для проведення гомогенізації, $^{\circ}\text{C}$;
ВТК – високотемпературна корозія;
 $\bar{V}_q^t$ - середня швидкість корозії ($\text{г} / \text{м}^2 \cdot \text{с}$) за температури ($t^{\circ}\text{C}$);
 $V_{\gamma'}^t$ - об'ємна частка γ' - фази за температури ($t^{\circ}\text{C}$), % за масою.

ВСТУП

Сутність науково-прикладної проблеми, розглянутої в роботі, полягає в розвитку й впровадженні у практику теоретичних, методичних і аналітичних науково-технологічних основ оптимізації процесів легування та визначення теплофізичних параметрів для формування сприятливої структури і підвищення експлуатаційної надійності та довговічності ливарних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС). Нові результати ґрунтуються на подальшому розвитку теорії міжатомної взаємодії у сплавах, включаючи вплив легування на механічні властивості, корозію та хімічний склад карбідів, і враховують важливий параметр – температуру фазових перетворень. Практичне значення роботи полягає у підвищенні ресурсу експлуатації корпусних деталей газотурбінних двигунів завдяки підвищенню жароміцності, а також довговічності при зменшенні кількості фізичних експериментів.

Актуальність теми. Успішний розвиток машинобудування в Україні базується на підвищенні конкурентоспроможності високотехнологічної продукції, що можливо при застосуванні сучасної наукової складової в промисловій сфері. За всі роки незалежності рушійною силою в інновації розробок газотурбінних двигунів виступали не тільки новітні технології, а і нові матеріали. Тому, важливу роль у газотурбобудуванні відіграє розробка і впровадження нових жароміцних матеріалів з підвищеними експлуатаційними властивостями.

Наразі виросли вимоги до сучасних газотурбінних установок, що вказує на економічну виправданість використання авіакосмічних технологій і матеріалів при проектуванні і виробництві сучасної газотурбінної техніки. Такий підхід підтверджується тим, що провідні світові лідери в галузі газотурбобудування (General Electric, Pratt & Whitney, Siemens, Rolls Royce)

ведуть активні роботи стосовно створення спеціальних жароміцних і корозійностійких сплавів з підвищеними властивостями.

Робоча температура сучасних ЖНС в газотурбінних установках досягає $\sim 1100^{\circ}\text{C}$ і становить 80...85% від температури плавлення нікелевої матриці $\sim 1350^{\circ}\text{C}$. Такий результат був досягнутий завдяки новим технологіям виплавки і ускладнення систем легування різних марок жароміцних нікелевих сплавів (завдяки використанню великої кількості елементів, ретельно збалансованих для отримання необхідних властивостей, а саме: Al, Ti, Cr, Fe, Co, тугоплавких металів Nb, Mo, Ta, W, Re, коштовного металу платинової групи Ru, модифікаторів B, C, V, Zr, Hf і рідкоземельних металів (РЗМ) Y, La, Ce і ін., а також зниженому вмісту домішок P, Mn, Zn, Se, Te, Pb, Bi і ін. та газоподібних домішок N, O, H). При цьому конкретна марка жароміцного нікелевого сплаву може містити до 10...15 хімічних елементів. Вважалось, що покращити структуру та властивості за допомогою легувальних елементів майже не можливо і перспективним напрямом в цьому є введення модифікаторів та удосконалення технологій виплавки. Однак, використання оптимізації кількості та співвідношення легувальних елементів в жароміцних нікелевих сплавах відкриває нові можливості для покращення їх властивостей.

Аналіз сучасних публікацій показує, що велика кількість робіт спрямована на дослідження проблеми прогнозування властивостей жароміцних матеріалів, однак вони не охоплюють широкий комплекс властивостей. Також в новітніх наукових роботах практично відсутня інформація про специфіку розподілу легувальних елементів в жароміцних нікелевих сплавах. Основний напрямок цих робіт - це дослідження коефіцієнтів ліквідації, хімічного складу та кількості зміцнювальної фази і впливу γ' - фази на механічні властивості, але при цьому майже не згадуються інші фази, що існують в сплавах даного типу. Стає очевидним, що сучасна наукова спільнота звертає увагу лише на зміцнювальну γ' -фазу, однак в процесах зміцнення та підвищення жароміцності беруть участь і карбідні фази,

розподіл легувальних елементів в яких розглянутий в незначній кількості робіт.

Дисертаційна робота спрямована на розвиток і застосування наукових основ легування ливарних ЖНС за результатами комплексних теоретичних та експериментальних досліджень, а також на створення і промислову реалізацію інноваційних підходів до розробки хімічних складів для корпусних деталей, що є актуальною задачею і сприяє вирішенню важливої науково-прикладної проблеми.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами і темами. Основні етапи дисертації виконані автором в Національному університеті «Запорізька політехніка» відповідно до планів науково-дослідних робіт кафедри «Фізичне матеріалознавство» за такими тематиками:

1. «Розробка та дослідження економнолегованих жаростійких листових сталей з підвищеними корозійно- та зносостійкістю», ДБ 2812, 2012-2014 рр., № держ. реєстрації 0112U002022.

2. «Розробка ефективних технологій застосування полімерабразивних інструментів (ПАІ) при обробці тонкостінних деталей із сталей та сплавів на основі нікелю, титану та алюмінію», ДБ 2815, 2015-2016 рр., № держ. реєстрації 0115U002568.

3. «Комплексне дослідження технологічних і службових характеристик модернізованого складу сплаву ЖСЗЛС-М», ГД №2813, 2014-2017 рр., № держ. реєстр. 0113U007691.

4. «Створення новітніх конструкційних сплавів та композитів авіаційної і космічної техніки», НДР № 3/22, 2022-2024 рр., № держ. реєстр. 0122U001316

Мета та завдання досліджень. Створення і впровадження науково та експериментально обґрунтованого алгоритму вибору вмісту хімічних елементів на основі результатів дослідження конкуренції та кооперації легувальних елементів у жароміцних нікелевих сплавів для забезпечення високого рівня теплофізичних, механічних і корозійних властивостей

корпусних деталей за зменшених матеріальних витрат на проведення попередніх експериментів.

Для вирішення зазначеної проблеми необхідно було вирішити такі завдання:

- встановити, систематизувати та обробити дані щодо теплофізичних, механічних і корозійних властивості ливарних ЖНС широкого діапазону;
- дослідити вплив хімічних елементів на теплофізичні, механічні і корозійні властивості ливарних ЖНС;
- встановити взаємозв'язки легувальних елементів у широкому ряді композицій для визначення впливу на механічні та корозійні властивості ливарних ЖНС;
- побудувати діаграми для встановлення критичних температур ЖНС, отриманих за різною технологією лиття з використанням встановлених закономірностей, для обґрунтування нового або вдосконалення хімічного складу відомого сплаву з попередньо заданою жароміцністю ;
- проаналізувати закономірності впливу хімічного складу сплавів на очікуваний хімічний склад карбідів ливарних ЖНС;
- дослідити можливості зміни хімічних складів карбідів в структурі ливарних ЖНС в процесі зміни хімічного складу сплаву;
- визначити зміну морфології і топології карбідних фаз в залежності від кількості легувальних елементів в ливарних ЖНС;
- розробити алгоритм прогнозування комплексу властивостей на основі встановлених залежностей від хімічного складу без проведення експериментів;
- провести промислове випробовування розробленого алгоритму вибору хімічного складу ливарних ЖНС для заданого комплексу властивостей;
- розробити за створеним алгоритмом склад ливарного жароміцного сплаву, призначеного для виготовлення корпусних деталей двигунів газотурбінних установок.

Об'єкт дослідження – закономірності впливу хімічного складу та перерозподілу легувальних елементів на фазоутворення і властивості ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

Предмет дослідження – структура, теплофізичні, корозійні і фізико-механічні властивості ливарних жароміцних нікелевих сплавів з різними системами легування.

Методи дослідження: комп'ютерне моделювання термодинамічних процесів методом CALPHAD; визначення хімічного складу ряду сплавів спектральним аналізом на оптичному емісійному приладі «ARL-4460»; дослідження структури з використанням оптичної («Olympus IX-70») та електронної мікроскопії з кількісним аналізом фаз на приставці до растрового електронного мікроскопу РЕМ-106І із системою енергодисперсійного рентгеноспектрального мікроаналізу; рентгеноструктурний аналіз на дифрактометрі RIGAKU MINIFLEX 600; стандартизовані методи оцінки корозійних і механічних властивостей; математичне оброблення розрахункових і експериментальних даних; кореляційний аналіз.

Наукова новизна одержаних результатів:

1. На підставі теоретичних термодинамічних і експериментальних обґрунтувань отримали подальший розвиток закономірності впливу легувальних елементів на властивості жароміцних нікелевих сплавів, враховуючи конкуренцію та кооперацію різних груп елементів. На основі вище вказаних положень розроблені співвідношення $K_{\gamma'}$, K_{γ} та $K_{\text{пс}}$, що враховують взаємодію γ та γ' - утворювальних елементів.

Виявлено, що отримані співвідношення дозволяють визначати властивості ливарних жароміцних нікелевих сплавів (певної концентраційної вибірки) з великою точністю ($R^2 \geq 0,8$), при зміні вмісту хімічних елементів у наступних діапазонах, % мас.: Cr=1...35; Co=0,5...19; W=0,1...19; Ta=0,1...12; Al=0,5...6,25; Ti=1...6; Mo=0,1...6; Nb=0,1...4; Hf=0,1...2,5; C=0,01...0,2.

2. Вперше для жароміцних нікелевих сплавів, отриманих за різною технологією литва, побудовані діаграми (з використанням співвідношень $K_{\gamma'}$ і K_{γ}) для встановлення теплофізичних властивостей.

Отримані діаграми при варіюванні вмісту хімічних елементів у наступних діапазонах ($Cr=1...35$; $Co=0,5...19$; $W=0,1...19$; $Ta=0,1...12$; $Al=0,5...6,25$; $Ti=1...6$; $Mo=0,1...6$; $Nb=0,1...4$; $Hf=0,1...2,5$; $C=0,01...0,2$ % мас.) дозволяють прогнозувати критичні температури, що дає змогу обґрунтовано обирати вміст легувальних елементів відповідно до заданого комплексу властивостей.

3. Встановлено вплив співвідношення легувальних елементів ($K_{\gamma'}$ і K_{γ}) на об'ємну частку γ' - фази, співвідношення розміру кристалічних ґраток γ/γ' (місфіт), границь короткотривалої та довготривалої міцності в ливарних жароміцних нікелевих сплавах. Співвідношення розміру кристалічних ґраток γ/γ' має мінімальне значення (0,15...0,2%) для сплавів рівновісної та спрямованої кристалізації при $K_{\gamma'} \approx 1,5...2$, завдяки зменшенню кількості γ - утворювальних елементів, що збільшують параметр кристалічної ґратки γ - фази.

Це дозволило отримати раціональний комплекс показників якості корпусних деталей із жароміцних нікелевих сплавів.

4. Набули подальшого розвитку теоретичні відомості про вплив хімічного складу на корозійні властивості рівновісних та спрямованих ливарних жароміцних нікелевих сплавів. Встановлено, що для сплавів рівновісної і спрямованої кристалізації досягається мінімальний рівень середньої швидкості високотемпературної корозії при $K_{пс} \approx 2$. За цих умов забезпечується формування щільної плівки, яка перешкоджає проникненню в середину виробу кисню та продуктів горіння палива.

З'ясовано, що результати мають важливе значення для розробки нових та удосконалення широко відомих сплавів, а також дозволяють попередити передчасне руйнування корпусних деталей газотурбінних двигунів.

5. Запропоновано новий підхід щодо закономірностей впливу хімічного складу ливарних жароміцних нікелевих сплавів на температури карбідних ліквідусів. На основі вище вказаних понять розроблені співвідношення K_{MC} та $K_{M_{23}C_6}$, що враховують взаємодію карбідоутворювальних елементів. Для сплавів рівновісної та спрямованої кристалізації встановлено, що при $K_{MC} \approx 20$ спостерігається зниження температури карбідного ліквідусу карбідів типу MC до мінімальних значень ($1300 \dots 1350^\circ C$), що пов'язується з утворенням евтектичних карбідів на основі титану. Збільшення співвідношення $K_{M_{23}C_6}$ для сплавів спрямованої кристалізації призводить до підвищення температури карбідного ліквідусу до $1050^\circ C$, а у сплавах рівновісної кристалізації до рівня $1100^\circ C$ ($K_{M_{23}C_6} \approx 13$) у карбідах типу $M_{23}C_6$, це дозволяє раціонально підібрати хімічну композицію та уникнути перебігу фазового перетворення під час експлуатації.

Завдяки цьому, оптимізовано хімічні склади жароміцних нікелевих сплавів з метою отримання заданого рівня властивостей в границях їх марочного складу.

6. Набули подальшого розвитку поняття про структурні перетворення, що відбуваються в ливарних жароміцних нікелевих сплавах з різними системами легування. Встановлено закономірності впливу хімічного складу на особливості формування карбідів типу MC та $M_{23}C_6$. Показано, що зміна морфології карбідів типу MC можлива не лише завдяки зміні умов кристалізації, а і завдяки зміні легування карбідоутворювальними елементами. За допомогою цього, можливо зменшити негативний вплив карбідів шрифтової форми та збільшити тріщиностійкість матеріалу.

Це дало змогу розробити підходи до легування ливарних жароміцних нікелевих сплавів та отримати раціональний комплекс властивостей сплавів для корпусних деталей газотурбінних двигунів.

Практичне значення одержаних результатів. На підставі теоретичних та експериментальних досліджень розроблено новий ливарний жароміцний нікелевий сплав ЗМІ-М8, який атестовано на ДП «Івченко-Прогрес» та котрий може бути використаний при виготовленні корпусних деталей у газотурбінних двигунах та установках.

Запропоновані в роботі нові методологічні підходи щодо прогнозування механічних властивостей та конструювання хімічних складів нових ливарних жароміцних сплавів захищено патентами України на корисну модель.

За результатами проведених досліджень додатково розроблено нові методи удосконалення хімічних складів, теплофізичних, механічних та корозійних властивостей відомих жароміцних нікелевих сплавів. На підставі отриманих результатів розроблено алгоритм конструювання та удосконалення хімічного складу ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

Очікуваний економічний ефект від розробки нового ливарного жароміцного нікелевого сплаву ЗМІ-М8 та впровадження його у виробництво склав 15 368 300 грн. на рік за цінами 2025 року.

Результати роботи впроваджено в навчальний процес на кафедрі «Фізичне матеріалознавство» НУ «Запорізька політехніка» і використано у створенні методичних матеріалів.

Достовірність результатів роботи. Достовірність та обґрунтованість отриманих в роботі експериментальних даних і сформульованих на цій підставі наукових положень і висновків забезпечені: використанням добре апробованих методів дослідження, зокрема рентгеноспектрального мікроаналізу, оптичної та електронної мікроскопії, механічних випробувань тощо; застосуванням сертифікованого дослідницького обладнання; достатнім статистичним полем випробувальних зразків; використанням обчислювальних методів фізико-хімічного і математичного моделювання, сучасної обчислювальної техніки та програмного забезпечення; чітким трактуванням отриманих результатів, які не суперечать загальноприйнятим науковим положенням; апробацією результатів на міжнародних науково-технічних

конференціях; застосуванням комплексного підходу з виконанням лабораторних та промислових експериментальних досліджень, а також впровадженням результатів у виробництво.

Особистий внесок здобувача. Дисертація відображає основні результати досліджень, здійснених автором у Національному університеті «Запорізька політехніка». Здобувач самостійно провів науковий аналіз, систематизацію, математичну обробку результатів і сформулював висновки.

Автору особисто належать ідеї розробки співвідношень $K_{\gamma'}$, K_{γ} та $K_{\text{пс}}$ для оптимізації складу ливарних жароміцних нікелевих сплавів. Їм особисто отримані співвідношення для прогнозованого розрахунку заданих властивостей, що кардинально впливають на працездатність ливарних ЖНС в умовах експлуатації. У надрукованих статтях, опублікованих у співавторстві, автору належать особисті наукові внески: розробка співвідношень $K_{\gamma'}$, K_{γ} та $K_{\text{пс}}$ і отримання регресійних моделей на їхній основі [1, 4 - 7, 12, 16, 24 - 25, 27 - 34, 36, 38 - 44, 51, 55, 62 - 64] встановлення закономірностей зміни теплофізичних властивостей [1, 6, 7, 31, 33, 36, 42 - 44, 65], прогнозування механічних властивостей [1, 4, 5, 24, 25, 27, 30, 32, 38, 51, 69], корозійних властивостей [1, 28, 29, 39], прогнозування структурно-фазового складу [2, 3, 8 - 11, 13 - 23, 26, 35, 37, 44 - 50, 52 - 61, 66 - 68, 70 - 74]. Автором особисто проведено розрахункові і експериментальні дослідження, що представлені в дисертації. Усі наукові положення автором розроблені особисто.

Апробація результатів дисертації. Основні матеріали дисертаційної роботи доповідалися та обговорювалися на міжнародних науково-технічних конференціях: «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра» (Україна, Київ, 2016); «Космічні технології: сьогодні та в майбутньому» (Україна, Дніпро, 2017); «Литво. Металургія.» (Україна, Запоріжжя, 2019 - 2023); «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту» (Україна, Дніпро 2019 - 2023); «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» (Україна, Київ, 2019 - 2022); «Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів» (Україна, Запоріжжя, 2019 -

2025); «Прикладні науково-технічні дослідження» (Україна, Івано-Франківськ, 2020 - 2024); «Природничі та гуманітарні науки. Актуальні питання» (Україна, Тернопіль, 2021, 2022); «Процеси, машини та обладнання агропромислового виробництва: проблеми теорії та практики» (Україна, Тернопіль, 2022); «Матеріалознавство та технології» (Україна, Харків, 2022); кафедральних семінарах НУ «Запорізька політехніка».

Публікації. Основні результати роботи наведено в 74 наукових працях, з них 1 монографія, 41 статті у наукових фахових виданнях України та періодичних виданнях інших держав (в тому числі 19 у виданнях, що входять до наукометричних баз даних Scopus і Web of Science, з них 3 у журналах квартилю Q2, 13 – Q3 та 3 – Q4, 2 – статті без співавторів), 30 у матеріалах і тезах доповідей міжнародних і вітчизняних науково-технічних конференцій, 2 патенти України на корисну модель. Індекс Гірша автора становить 9.

Структура та обсяг роботи. Дисертаційна робота складається з анотації, вступу, 7 розділів, висновків, списку використаних джерел та 14 додатків. Загальний обсяг дисертації складає 281 сторінки: основного тексту 212 сторінок, список використаних джерел із 340 найменувань на 41 сторінці та 14 додатків на 29 сторінках.

Автор висловлює вдячність колективам кафедри «Фізичне матеріалознавство» (НУ «Запорізька політехніка») і підприємства АТ «МОТОР СІЧ» за технічну підтримку та допомогу в проведенні експериментальних і технологічних досліджень. Особливо, автор висловлює глибоку подяку д.т.н., проф. Белікову Сергію Борисовичу,

д.т.н., проф. Ольшанецькому Вадиму Юхимовичу,

д.т.н., проф. Гайдуку Сергію Валентиновичу.

РОЗДІЛ 1

СУЧАСНІ ТЕНДЕНЦІЇ РОЗВИТКУ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

1.1 Умови експлуатації сучасних стаціонарних газотурбінних установок та основні вимоги до матеріалів корпусних деталей

До стаціонарних газотурбінних установок висувається широкий комплекс вимог, що повинен забезпечувати високий ресурс експлуатації (не менше 100000 годин), термін служби (не менше 25 років), високу надійність, ремонтпридатність, помірну кошовність деталей та відсутність жорстких обмежень по габаритно-масовим показникам [1, 2]. Перелічені вимоги сформували сучасний вигляд стаціонарних газотурбінних установок (ГТУ) (рис. 1.1).

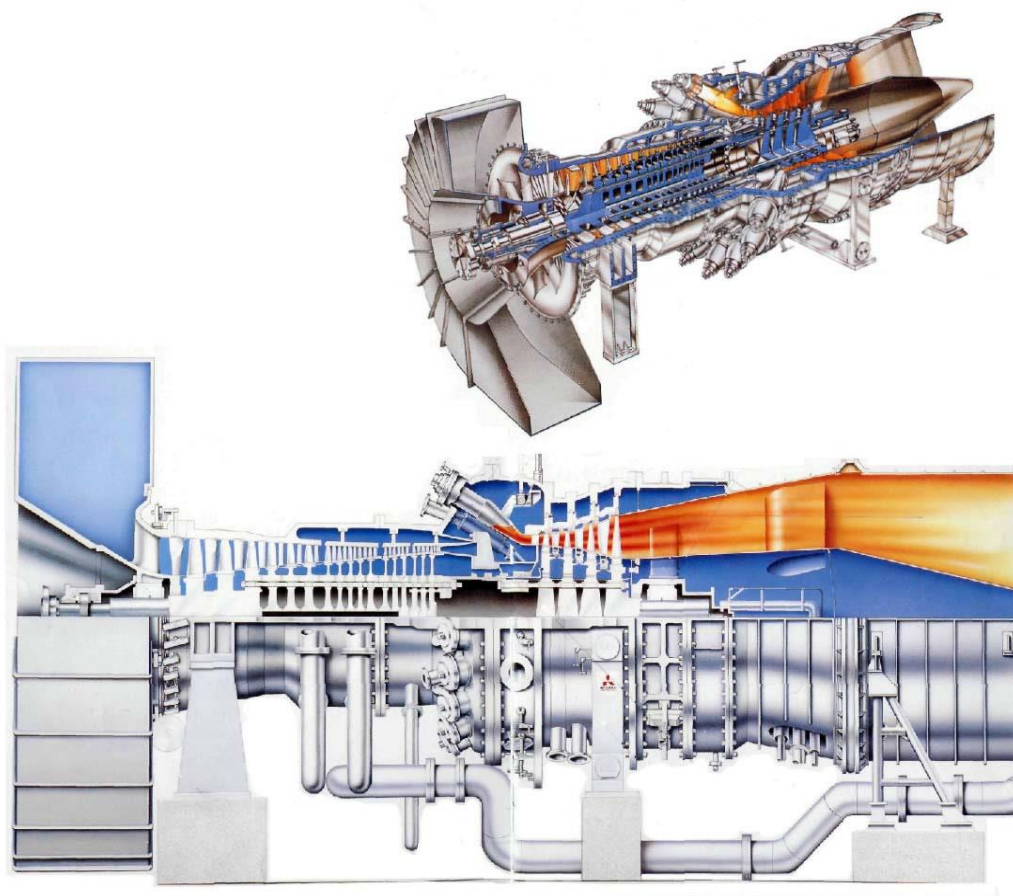


Рисунок 1.1 – Стаціонарна ГТУ фірми Mitsubishi потужністю 150 МВт

Найбільш температурно навантаженим вузлом в ГТУ є камера згоряння. Робоча температура якої може підніматися до 1700°C , за умови негативного впливу продуктів горіння, що прискорюють процеси високотемпературної корозії. Для її виготовлення використовують жаростійкі сплави, оскільки великих навантажень вона не зазнає.

Стаціонарні направляючі лопатки першої ступені розташовані біля виходу з камери згоряння і необхідні для збільшення швидкості продуктів горіння та повороту газів для входу в зону роторної частини турбіни. Завдяки змішуванню газів з повітрям температура потоку знижується, однак навантаження на лопатки є максимальними. За сопловими лопатками встановлено ротор з робочими лопатками, які перетворюють швидкість потоку газу в механічну роботу. На них діють відцентрові сили в межах $69 \dots 277 \text{ МПа}$ при одночасній дії підвищених температур та корозійного середовища. Для стаціонарних ГТУ характерним є потрапляння з повітрям та паливом в двигун шкідливих домішок натрію, калію, ванадію та свинцю, які вступають в реакцію сульфїдоутворення та викликають підвищену швидкість корозії [1-3].

Вище описані вузли та деталі гарячого тракту знаходяться у відповідних корпусах (статорах), які також сприймають теплові, механічні та корозійні навантаження. Корпусні деталі відрізняються різноманіттям форм та способом виготовлення (рис. 1.2). У більшості випадків вони є базовими елементами двигуна, на які монтуються різні складальні одиниці та деталі. До силових корпусів кріпляться вхідні та вихідні пристрої двигуна, коробки приводів для агрегатів, редуктор двигуна та інші елементи.

До корпусних деталей ГТУ пред'являються високі вимоги щодо міцності та жорсткості, вони повинні забезпечити: свободу від температурних деформацій окремих елементів, що входять до корпусів; сталість точності відносного положення деталей та вузлів у статичному та динамічному стані; герметичність та міцність з'єднань; простоту та зручність виготовлення та складання. В залежності від умов експлуатації (температури, навантаження, корозійної стійкості і т.п.) для виготовлення корпусних деталей може бути

використаний широкий спектр матеріалів (вуглецеві сталі, леговані сталі, алюмінієві та магнієві сплави, жаростійкі та жароміцні сталі та сплави) [3-5].

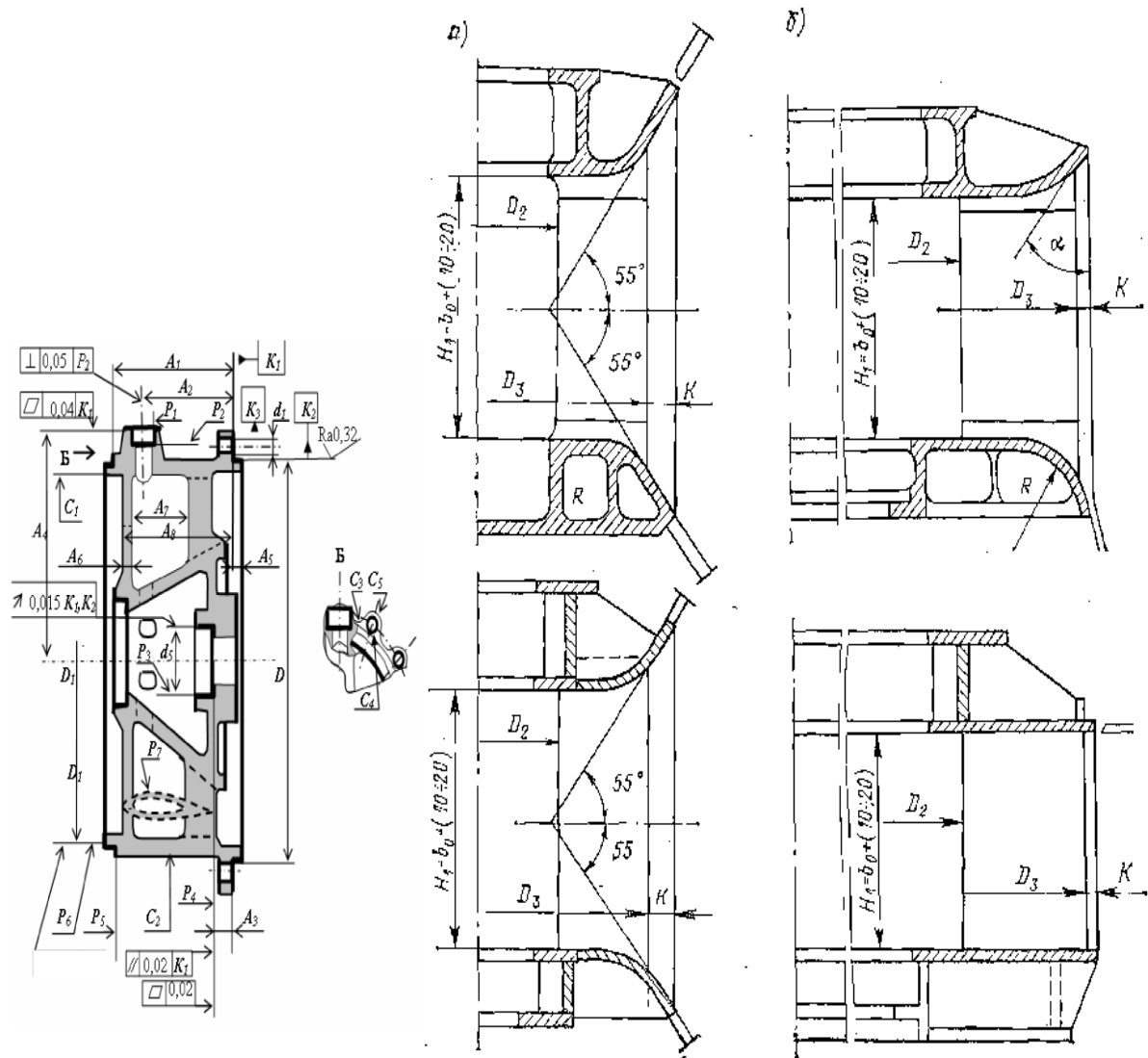


Рисунок 1.2 – Корпусні деталі газотурбінних двигунів виготовлені ЛИТВОМ.

Найбільш важконавантажені корпуси ГТУ виготовляють з жароміцних нікелевих сплавів методом точного литва, який дозволяє отримати складні масивні (тонкостінні) вироби з потовщеннями. Однак, внаслідок недосконалості технології, на поверхні заготовок можливо утворення газових, піщаних чи усадочних раковин, які потребують усунення методом зварювання. Таким чином, матеріали для корпусних деталей ГТУ повинні не тільки забезпечувати високі показники надійності, а і бути ремонтпридатними.

1.2 Шляхи підвищення експлуатаційних властивостей ливарних жароміцних нікелевих сплавів

Роботи по дослідженню та розробці жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) досить інтенсивно розпочались у сорокових роках ХХ-го сторіччя. Спочатку зі створення деформівних ЖНС, а з середини 1950-х років – ливарних жароміцних нікелевих сплавів, які були отримані з використанням вакуумної індукційної технології литва, що забезпечувало вищі характеристики жароміцності (рис.1.3) [5-11].

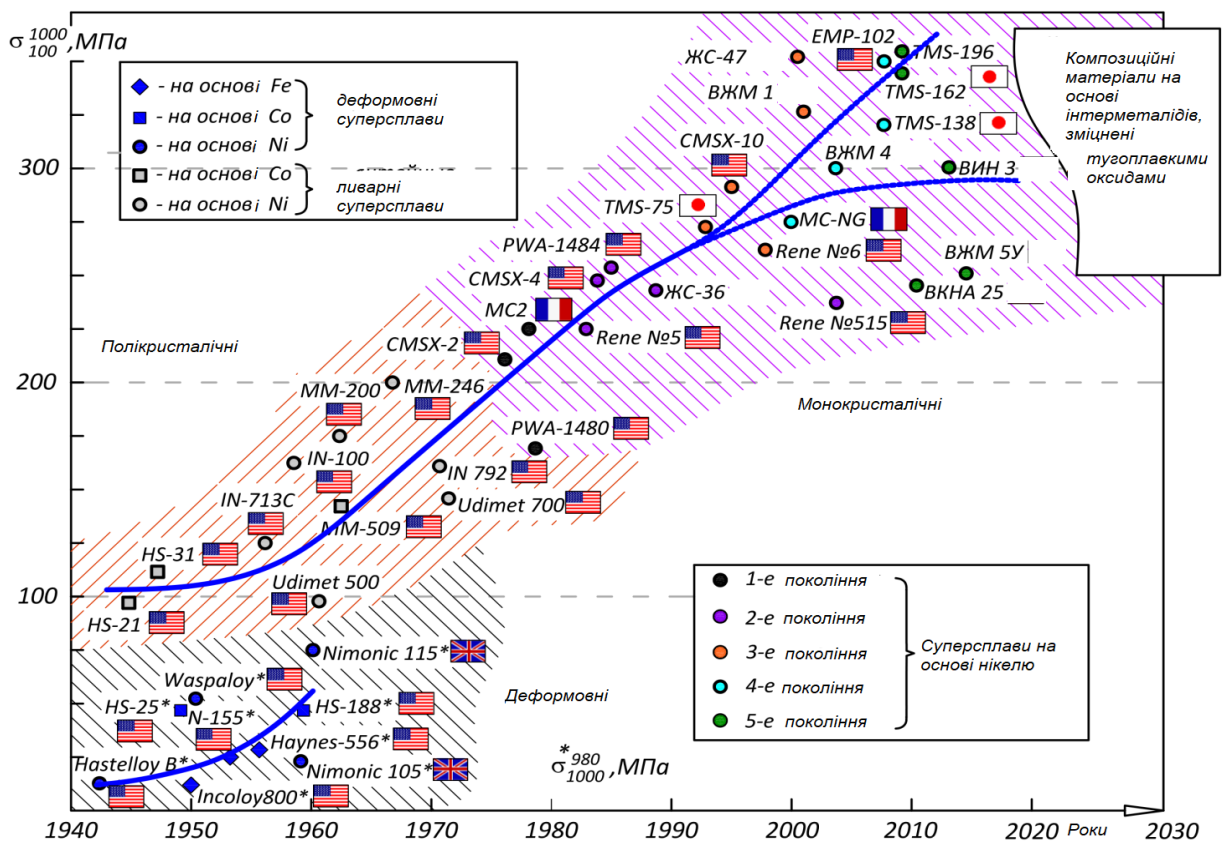


Рисунок 1.3 – Етапи розробки жароміцних нікелевих сплавів

Застосування нових ЖНС з підвищеними експлуатаційними характеристиками зумовило суттєве поліпшення найважливіших параметрів ГТУ. Виконання стратегічних дослідницьких програм у провідних країнах світу (COST 50, NAVSIA, VAMAS тощо) призвело до створення низки ЖНС, таких як IN939, Rene 80, MAR-M200, U-500, IN-713C, IN-738LC, U-700,

IN-792, і інших [4, 5, 12], зі збільшеним вмістом таких γ' -стабілізаторів, як алюміній, титан, ніобій, тантал і гафній. Серед перших нікель-хромових жароміцних нікелевих сплавів, що знайшли промислове використання, можна відзначити сплави ЖС-3 та АНВ-300 [13, 14]. На 80-ті роки ХХ століття приходить впровадження більш досконалих методів литва з отриманням структур спрямованої кристалізації з усуненням появи поперечних меж зерен [15 - 23].

Спроби вирішення проблеми підвищення ефективності наземних ГТУ завдяки впровадженню нових технологій виготовлення лопаток та корпусних деталей високожароміцних сплавів, характерних для авіаційного двигунобудування (ЖС6К, ЖС6У, ВЖЛ12У, ВЖЛ12Е, ЖС26, ЖС32 тощо) [15, 16, 24, 25], зазнали невдачі через низьку стійкість деталей у продуктах згорання забруднених палив. Не мали успіху спроби розробки удосконалених матеріалів без реалізації докорінних підходів до зміни схеми легування, що призвело лише до погіршення показників механічних властивостей без суттєвого покращення стійкості в умовах високотемпературної корозії. У зв'язку з цим, на рубежі 70-80 років ХХ століття в практиці стаціонарного газотурбобудування були вимушеними рішення щодо використання таких сплавів, як ВЖЛ18, ЖС6К, ЭИ893, ЭИ607А незважаючи на їх недостатню стійкість до високотемпературної корозії (ВТК).

В цей період актуальними виявились дослідження представників запорізької школи металознавців (А.Д. Коваль, С.Б. Беліков, Є.Л. Санчугів, С.В. Гайдук та інші) [26-37] по створенню низки ЖНС, які б поєднували високий рівень корозійної стійкості зі збереженням рівня жароміцності. Завдяки впровадженню результатів можна вважати, що на даний час кращими українськими сплавами, що широко застосовуються в газоперекачувальних і судових ГТУ є сплави з рівноважною структурою, такі як ЗМІ-3У, ЧС70, ЧС88У [31-40]. Маючи досить високий рівень високотемпературної корозійної стійкості, вони не можуть досягти рівня жароміцності зарубіжних

монокристалічних корозійностійких сплавів типу CMSX-11B, CMSX-11C [41].

Наступним етапом розвитку сучасних ЖНС є використання технології спрямованої кристалізації [15-23], що дало змогу підвищити комплекс механічних властивостей за рахунок відсутності поперечних меж зерен, розташованих перпендикулярно до діючої напруги. В літературі повідомляється, що застосування технології спрямованої кристалізації (СК) для сплавів, розроблених для литва методом рівновісної кристалізації (РК), з традиційною схемою легування, дозволяє лише незначно підвищити границі їх тривалої міцності і пластичності [42-51].

Використання сплавів для РК в технології СК не дає в повній мірі розкрити весь потенціал хімічної композиції, тому обов'язково потрібно змінювати хімічний склад, для врахування технологічних особливостей кристалізації [24, 25, 49, 50]. Однак, значна частка технологій та засад легування, що розроблялися для авіаційної техніки, успішно використовуються для покращення стаціонарного газотурбобудування [24, 42, 50-56].

Автори [15-23, 57, 58] наголошують, що вибір схеми легування ЖНС для спрямованої кристалізації та монокристалічного литва має певні особливості, які необхідно брати до уваги при розробці нових сплавів та модернізації композицій, що вже використовуються в промисловості.

Наразі йде інтенсивна робота по розробці нових ливарних ЖНС для виготовлення лопаток методом спрямованої кристалізації, коштовність яких значно менше, ніж лопаток з монокристалічною структурою [59-63].

Початок промислового виробництва монокристалічних лопаток з ливарних ЖНС, в структурі яких відсутні межі зерен, дозволило виключити з їх складу такі традиційно використовувані елементи як вуглець, цирконій та бор. Це призводить до більш ефективного впливу термічної обробки (ТО), що проводиться для зниження дендритної ліквідації, зменшення мікросегрегацій та

евтектичних утворень. До теперішнього часу, розроблено кілька поколінь сплавів даного класу [4, 5, 10, 11, 14, 19-21, 63-82].

У США були розроблені сучасні монокристалічні сплави CMSX-2 [83, 84], CMSX-3 [85], CMSX-4 [86-88], на базі полікристалічного сплаву MAR-M-247 [89]. В цих сплавах були використані комплексні підходи з метою досягнення більш високого рівня механічних властивостей і збалансованості складу.

В останні роки за кордоном розроблені нові сплави CMSX-11B, CMSX-11C, CMSX-11K [41, 90], які за рівнем жароміцності перевищують вітчизняні сплави та мають задовільну стійкість до сульфідно-оксидної корозії. На разі світовим лідером за рівнем жароміцності є сплав CMSX-11B [41], застосування якого обмежується виключно підприємствами патентовласника «General Electric» (GE) і не може використовуватися конкурентами. Найбільш наближається до вказаного сплаву композиція типу ЖСКС-2 [91], яка легована танталом до 2% і ренієм до 1% та має високі показники жароміцності, але суттєво поступається стійкістю в умовах сульфідно-оксидної корозії.

Кожному новому етапу розвитку ливарних ЖНС відповідають підвищені вимоги до їх температурної працездатності, що потребує значних ресурсів для їх практичної реалізації (рис. 1.4) [92-101].

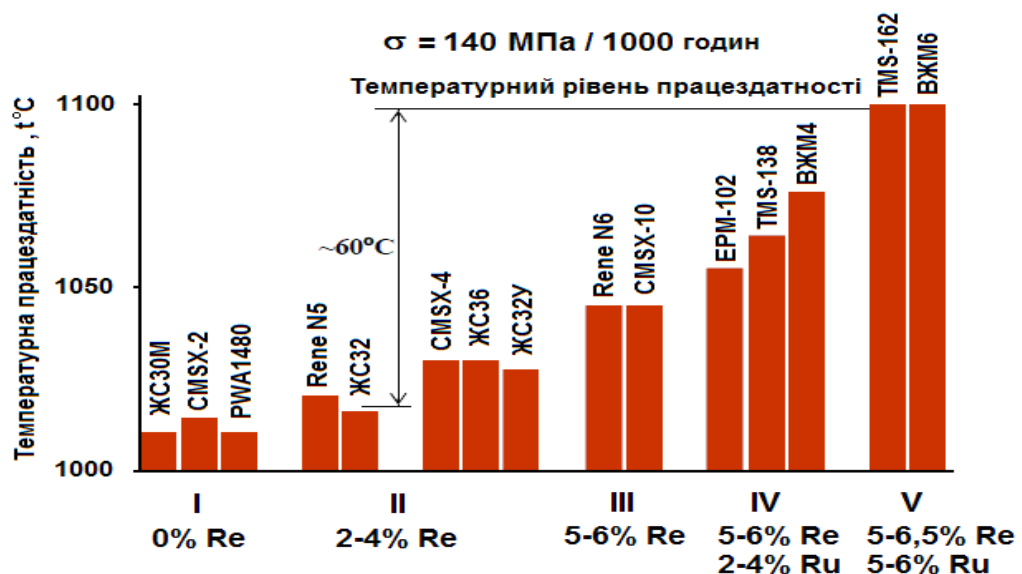


Рисунок 1.4 – Рівні температурної працездатності ливарних ЖНС

Прикладом сплаву VI-го покоління, що вже з'явився у розробці, є сплав TMS-238 [102], в складі якого знижено вміст молібдену, вольфраму та збільшено концентрації кобальту та танталу, що привело до покращення характеристик жароміцності та опору до високотемпературного окислення. З кожним поколінням сплавів (див. рис. 1.4) в їх складі зростає вміст ренію та рутенію, що призводить до збільшення густини ($\rho \geq 9000 \text{ кг/м}^3$) та вартості сплавів [103-114].

В сучасному матеріалознавстві ніколи не завершуються процеси пошуку оптимальних складів матеріалів, цей процес є постійним, оскільки прогрес ніколи не зупиняється. Тому щорічно в усіх країнах світу з'являються нові матеріали з підвищеними експлуатаційними властивостями. Однак, при отриманні «ідеального» матеріалу, не слід забувати про правило «достатності».

1.3 Напрями підвищення робочих температур відповідальних деталей газотурбінних двигунів

Практика розробки нових складів ЖНС свідчить, що за останні 40 років температурний рівень працездатності ливарних сплавів зріс на понад 200°C , в подальшому можна прогнозувати перевищення рівня 1200°C (рис. 1.5) [4, 5, 10, 11, 114-125].

Поширення у вітчизняній практиці використання монокристалічного литва дало можливість підвищення температури експлуатації завдяки зниженню енергії поділу меж зерен (рис. 1.6) [13 - 22].

До основних теплофізичних властивостей, що впливають на рівень працездатності, а також жароміцність сплавів, відносяться температури фазового перетворення: температура ліквідусу (t_L) і солідусу (t_S); температурний інтервал кристалізації ($\Delta t_{\text{кр.}}$); температура ($t_{\text{евт.}}$) локального

плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$); температури початку ($t_{п.р.\gamma'}$) розчинення γ' - фази в γ - твердому розчині; температурний інтервал ($\Delta t_{гом.}$) для проведення гомогенізації та інтервалу кристалізації ($\Delta t_{кр.}$), а також карбідні ліквідуси (t_L^{MC} та t_L^{M23C6}). У відповідності з дослідженням авторів [113 - 125], вказується що зі зростанням температури $t_{п.р.\gamma'}$ зростає температура експлуатації сплавів.

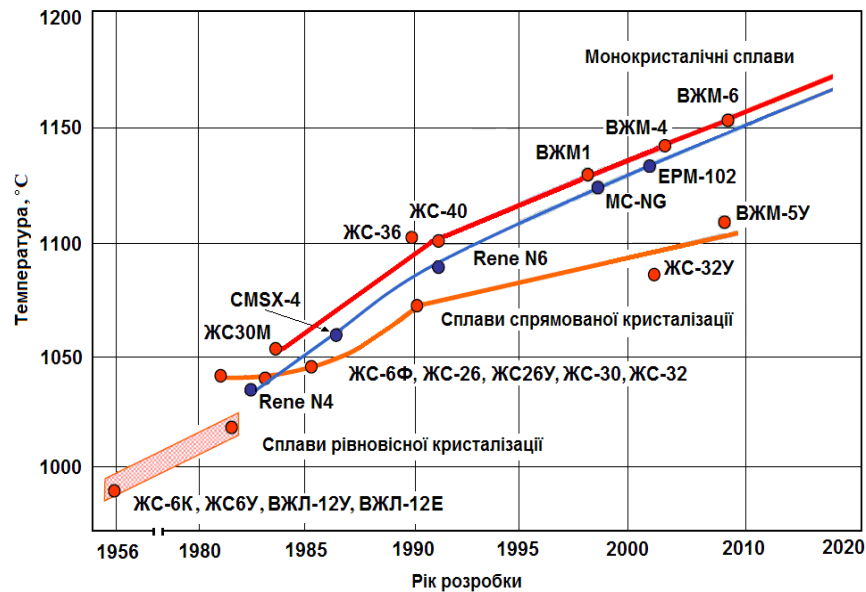


Рисунок 1.5 - Прогрес в області розробки і підвищення рівня температурної працездатності ливарних ЖНС

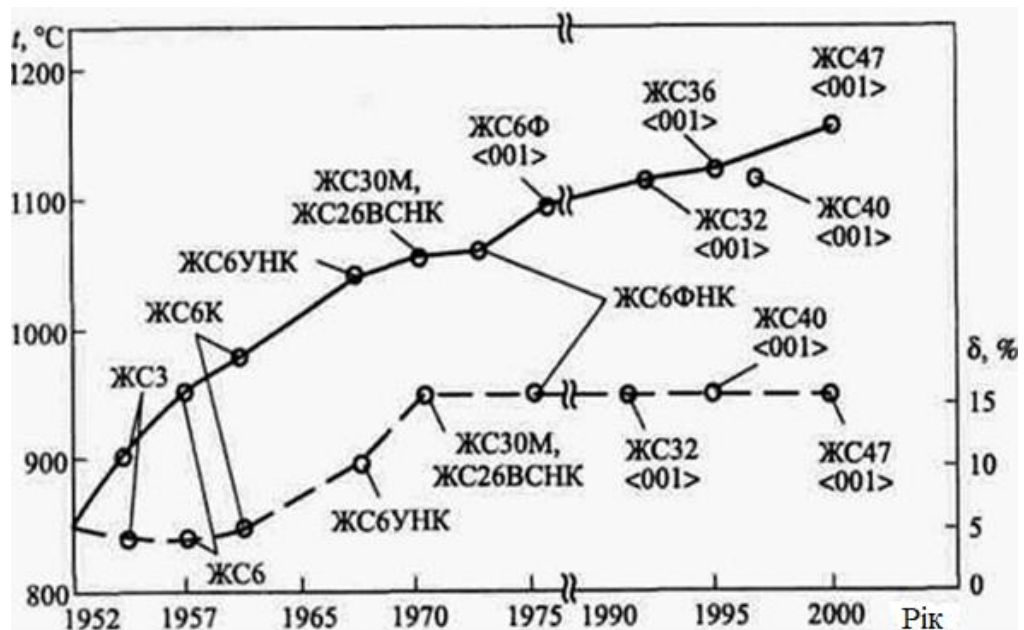
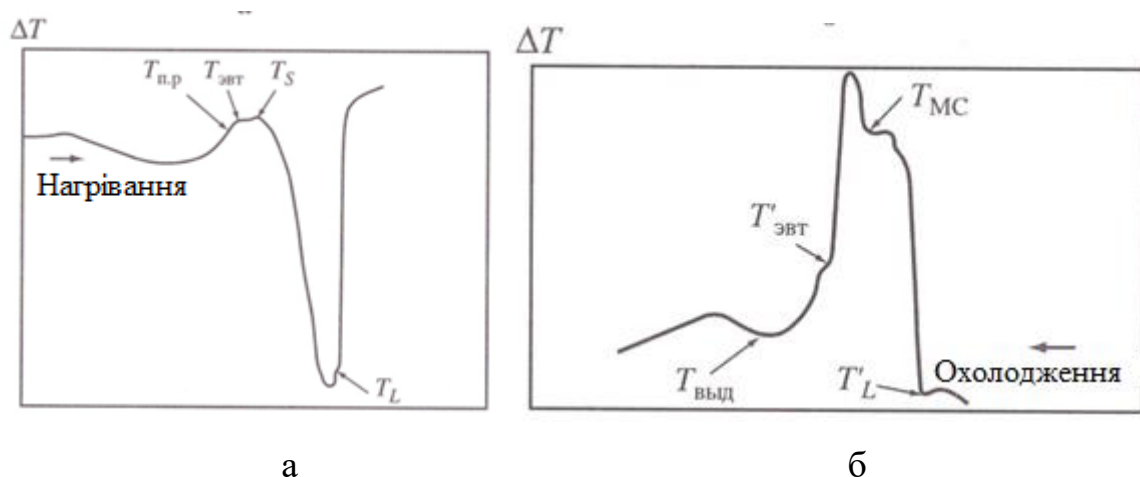


Рисунок 1.6 – Залежність експлуатаційних температур жароміцних сплавів в залежності від року розробки

Однак під час експлуатації в сплавах можливі фазові перетворення, при яких відбуваються розчинення та коагуляція γ' - фази та виділення небажаних ТЩУ-фаз. Кінетика цих процесів приводить до зміни структури та властивостей сплавів, внаслідок протікання дифузійного масоперенесення в γ - твердому розчині [125 - 135].

Температурами фазових перетворень визначаються і деякі технологічні параметри. Так, наприклад, інтервал $\Delta t_{кр}$ характеризує схильність сплавів до формування монокристалічної структури в процесі направленої кристалізації та об'ємну частку мікропористості, а $\Delta t_{гом.}$ температурний інтервал термічної обробки, без ризику оплавлення міждендритних областей та чутливість до перегріву. Однак визначення цих температур диференціально-термічним методом (ДТА) є коштовним та довготривалим процесом [136 - 142].

Для встановлення критичних температур, авторами [143] були визначені криві ДТА для сплаву типу ЖС 32, на яких можливо ідентифікувати основні теплофізичні характеристики, однак під час нагріву та витримки вони мають не тільки різні значення, а й визначаються різні критичні температури (рис.1.7), що пояснюється температурним гістерезисом.



а – ДТА крива нагріву; б – ДТА крива охолодження

Рисунок 1.7 – ДТА криві для сплаву типу ЖС 32

Різні елементи мають неоднозначний вплив на температури фазових перетворень, в загальному випадку додавання алюмінію, титану, танталу,

гафнію та вольфраму підвищують температури $t_{п.р.}^{\gamma'}$ в сплавах, а також сприяють збереженню високої частки γ' - фази при температурах експлуатації, а бор, вуглець, хром, кобальт та ванадій знижують вказану температуру. Реній, молібден та ніобій незначно впливають на вказану температуру [144-156].

Збільшення термічної стабільності γ' -фази в нікелевих сплавах досягається не лише загальним підвищенням вмісту легувальних елементів, а й якісним удосконаленням схеми легування. Зокрема, підвищення вмісту алюмінію, обумовлює збільшення об'ємної частки γ' -фази, а отже, і температури її розчинення. Вольфрам надає дуже сприятливий вплив на термостабільність зміцнювальних дисперсних виділень [157- 166].

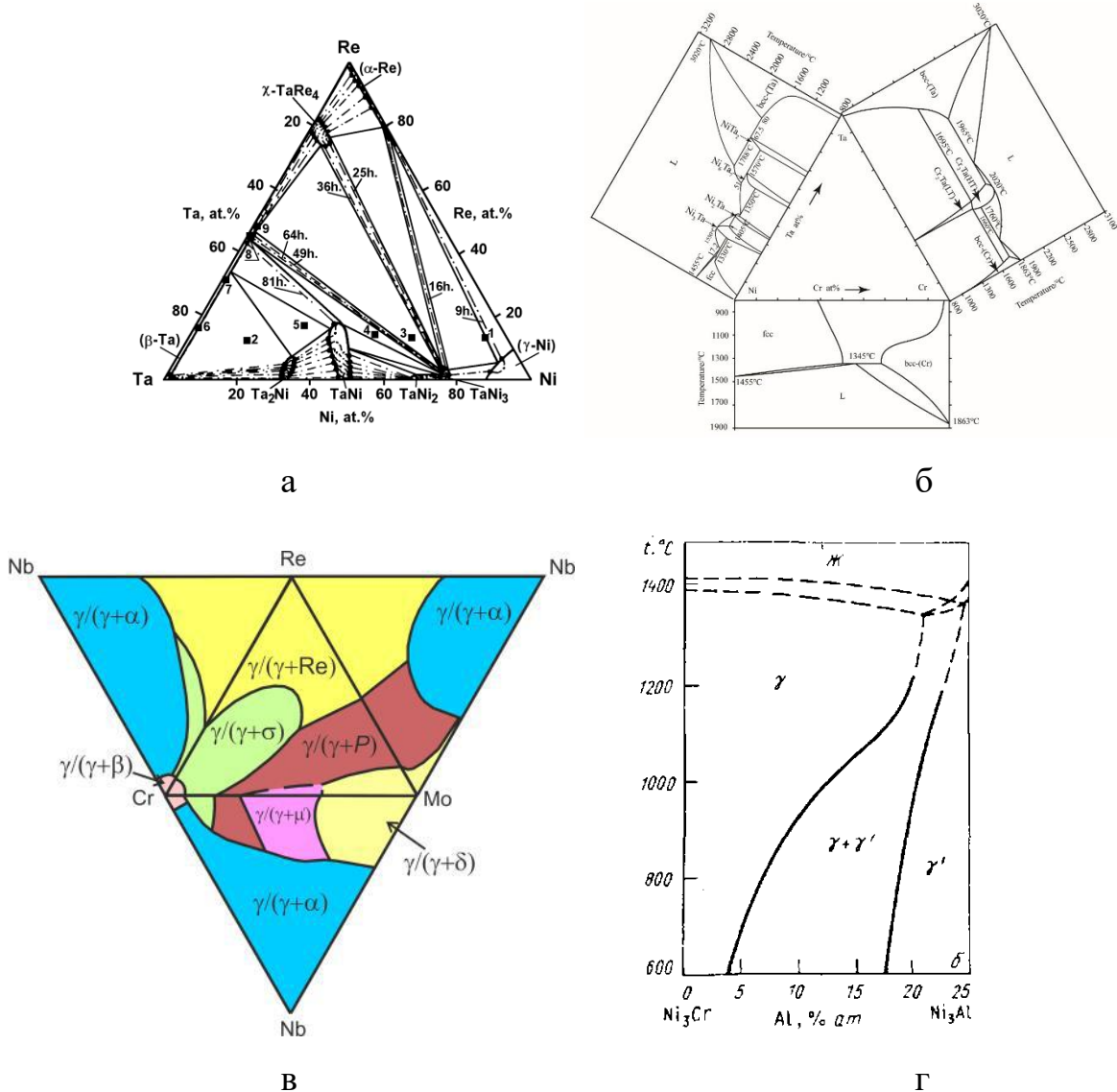
Однак наведені результати дозволяють отримати лише опосередковане уявлення про вплив тих чи інших легувальних елементів на значення $t_{п.р.}^{\gamma'}$. Ступінь та характер впливу кожного елемента залежать від співвідношення інших легувальних елементів у сплаві, а також від їхньої сумарної концентрації.

Вивчення структурної стабільності пов'язано з вивченням реальних діаграм стану складнолегованих сплавів, що дозволяють прогнозувати можливі зміни фазового складу від хімічного складу сплаву.

Результати досліджень температур ліквідусу та солідусу в твердих розчинах на основі нікелю у роботах [149 - 176] показує, що з усіх досліджених легувальних елементів лише вольфрам збільшує t_L та t_S твердих розчинів, кобальт практично не впливає на характеристичні температури, інші елементи, включаючи алюміній, їх знижують. Це дає змогу оптимізувати хімічні склади сплаву та збільшити їх робочі температури. Тому, врахування вище вказаних закономірностей може позитивно вплинути на працездатність сплавів.

Слід зазначити, що температура початку оплавлення в міждендритних ділянках локальних обсягів легкоплавкої евтектики, утворившись в результаті ліквідації при дендритній кристалізації сплаву, вище ніж в промислових високолегованих сплавах.

Відомі дослідження [136-142, 144-149] потрійних та четверних систем на основі нікелю (рис.1.8), всі вони мають недостатньо точний рівень визначення температурно-фазових інтервалів і є в більший мірі модельними (лабораторними) дослідженнями не пов'язаними з виробництвом.



а – Ni-Re-Ta; б – Ni-Cr-Ta; в – Ni-Nb-Re-Cr-Mo;

г – Ni-Cr-Al (політермічний переріз);

Рисунок 1.8 – Діаграми стану багатокомпонентних систем з нікелем

Крім того, ні потрійні, ні четверні діаграми, ні політермічні перетини не дають можливість отримати повний спектр інформації для таких багатокомпонентних систем як жароміцні нікелеві сплави, в яких кількість легувальних елементів коливається в межах 10 компонентів. Тому,

дослідження в напрямку визначення основних критичних температур в залежності від складу сплаву ливарних ЖНС є необхідним для вдосконалення технологій виробництва та термічного оброблення цих сплавів.

1.4 Перспективи легування ливарних жароміцних нікелевих сплавів

Активні дослідницькі роботи з вивчення структури і фазового складу жароміцних нікелевих сплавів, дозволили суттєво розширити уявлення про механізми зміцнення матеріалів даного класу [2, 10-14, 30, 54, 59, 60, 67, 91, 95, 96, 99]. Це, в свою чергу, дало можливість, здійснюючи раціональне легування, значно збільшити температурний рівень їх роботи при одночасному поліпшенні інших важливих експлуатаційних властивостей [177].

Сучасні ЖНС є надзвичайно складними, тонко збалансованими системами, до складу яких входять 10-15 легувальних елементів одночасно [178, 179]. При цьому позитивний вплив на певний механізм зміцнення може нівелюватися його негативним впливом на інші властивості, що обумовлено утворенням фаз небажаної морфології, зазначені обставини призвели до значного ускладнення теорії легування [180, 181].

Виходячи з фазового складу ЖНС, всі легувальні елементи умовно поділяють на такі групи [1, 2, 10 - 21]:

- такі, що входять, головним чином, до складу твердого розчину, тобто стабілізують γ -матрицю (Cr, Co, Mo, W);
- такі, що входять, переважно, до складу інтерметалідної γ' -фази, тобто формують і зміцнюють її (Al, Ti, Nb, Ta, Hf);
- карбідоутворювальні елементи (C, Cr, Mo, W, Ti, Nb);
- елементи, що зміцнюють межі зерен (C, B, Zr);
- шкідливі домішки (Pb, Sn, Sb, As, Te, P, S, O тощо).

Такий поділ є досить умовним, оскільки твердорозчинні зміцнювачі можуть не тільки розчинятися в γ -твердому розчині, а й приймати участь в утворенні γ' -фази типу $(\text{Ni}, \text{Cr})_3(\text{Ti}, \text{Al}, \text{Mo}, \text{W})$ та карбідів типу M_6C і MC .

На підставі результатів фундаментальних досліджень та багаторічного досвіду сформульовані основні принципи легування ЖНС [10–21, 182–186]:

1. Для отримання необхідної кількості інтерметалідної зміцнюючої γ' -фази (для ливарних ЖНС - близько 60...70%) потрібно забезпечити достатній сумарний вміст Al, Ti, Ta.

2. Основні легувальні елементи необхідно підібрати так, щоб розмірна невідповідність параметрів кристалічних ґраток матриці та зміцнюючої фази (γ / γ' -місфіт) була мінімальною для запобігання укрупнення частинок γ' -фази.

3. При надмірно високому комплексному легуванні Cr, Mo, W жароміцність сплавів знижується, тому що утворюються небажані топологічно щільноупаковані фази (ТЩУ-фази), а також інтерметалідні фази типу μ , σ , P, R з іншими елементами, у вигляді грубих скупчень або пластинчастих виділень, які викликають окрихчення.

4. Треба вибрати збалансований склад ЖНС на вміст легувальних елементів, що забезпечує високу жаростійкість та високотемпературну корозійну стійкість, щоб уникнути деградації поверхні в середовищі робочого газу при температурі експлуатації.

5. Мінімальний вміст шкідливих домішок.

Основною зміцнюючою фазою в нікелевих жароміцних сплавах є γ' -фаза на основі $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, кількість якої, головним чином, залежить від вмісту в сплаві алюмінію і титану [1, 2, 10, 11]. Проте наголошується, що перевищення сумарної концентрації цих елементів понад граничного значення призводить до утворення евтектичних γ' -фаз, зміцнюючий ефект яких значно нижче. Крім того, підвищення ступеня легування цими елементами призводить до зростання температури повного розчинення основної γ' -фази, що звужує "вікно" термічної обробки і, відповідно, негативно позначається на технологічності матеріалу.

Важливим критерієм є не тільки сумарна концентрація титану і алюмінію в сплаві, але і їх співвідношення. Дослідження [10 - 21] вказують на високу ефективність введення в сплав відповідної кількості алюмінію і титану.

Титан значно уповільнює швидкість коагуляції частинок γ' -фази і в результаті має більш активний вплив на γ' -фазу. Однак його надлишок стимулює утворення δ - і η -фаз, що мають пластинчасту форму. Зокрема в роботі [176] вказано, що пластинчасті η -фази починають активно виділятися при перевищенні атомної концентрації титану більш ніж в 1,45 рази по відношенню до алюмінію. Крім того автори [176] рекомендують дотримуватися вимоги $(\text{Ti}+\text{Nb}+\text{Ta})/\text{Al} \approx 1$. Розробники з фірми Rolls-Royce рекомендують дотримуватися співвідношення концентрацій (в % ат.) $\text{Al}/(\text{Ti}+\text{Ta}) = 0,6 \dots 0,75$.

В роботах [26-29] обґрунтовано надзвичайно важливу, з точки зору створення корозійностійких композицій, необхідність вибору концентраційного співвідношення $\text{Ti}/\text{Al} > 1$, що забезпечило підвищення показників стійкості як модельних, так і складнолегованих сплавів, завдяки участі титану в формуванні дуже стабільних сульфідів з заміщенням в них частини хрому. Внаслідок чого, зменшується збіднення на хром поверхневих зон зі сприятливим формуванням більш щільної захисної плівки.

Ніобій є γ' -утворюючим елементом, що підвищує температуру повного розчинення основної зміцнюючої фази. Зазвичай його використовують в кількості, що не перевищує 3% [20, 21]. Крім того, деяка частина ніобію присутня в γ -матриці. Таким чином, він приймає участь в легуванні γ' -фази та одночасно і у твердорозчинному зміцненні. Крім збільшення жароміцності сплаву, його одночасна присутність в зміцнювальній фазі і в матриці забезпечує ослаблення дифузійних процесів і, як наслідок, знижує схильність сплаву до «перестарювання», що покращує структурну стабільність і збільшує робочий ресурс. Також для нього характерна сприятлива дія щодо зниження схильності жароміцних нікелевих сплавів до зональної ліквідації [12].

Хром є головним елементом в жароміцних нікелевих сплавах, що забезпечує стійкість в умовах високотемпературної газової і сольової корозії. Особливо ця властивість актуальною є для морських газотурбінних установок, призначених для роботи в умовах активного впливу морського середовища (сольовий туман) та використанні дешевого і низькоякісного палива (попутний природний газ і дизельне паливо), що відзначаються значною кількістю сірки, ванадію та інших шкідливих домішок.

При використанні хрому необхідно враховувати, що його основна кількість знаходиться в γ -фазі і в складнолегованих системах, що мають збільшену кількість зміцнюючої γ' -фази, зі зниженням частки γ -матриці. Таким чином, хром може посприяти збільшенню схильності сплаву до утворення α -Cr, μ -, σ -фаз і як наслідок зниження міцності матеріалу [59, 104, 105].

Наприклад, дослідженнями [160] встановлено, що для сплаву Alloy 10 вміст хрому понад 12,5% призводить до утворення на межі зерен плівок фаз α -Cr, а також до виділення пластинчастих або голчастих фаз, які, найімовірніше, є ТЩУ-фазами.

Хром, також як і кобальт, знижує температуру повного розчинення зміцнюючої γ' -фази ($t_{\text{пр}}$) [10, 11], що підвищує технологічність сплаву при термообробці.

Кобальт чинить негативний вплив на величину $t_{\text{пр}}$ [21, 22], однак надмірна кількість здатна не тільки розширити технологічний інтервал термічної обробки сплаву ($t_{\text{пр}} - t_s$), а й знизити опір матеріалу високотемпературній повзучості [23, 24]. З цих причин концентрація кобальту в ливарних нікелевих жароміцних сплавах зазвичай коливається в інтервалі від 5 до 13% мас.

Кремній прийнято вважати [31-33] у ливарних нікелевих жароміцних сплавах шкідливою домішкою. Встановлено [21], що присутність кремнію збільшує об'ємний вміст легкоплавких фаз, а також стимулює утворення топологічно щільноупакованих фаз. В роботі [20], присвяченій вивченню

розподілу кремнію між фазами в сплаві ЖС6К, вказано, що основна частка кремнію (близько 60%) знаходиться в γ' -фазі, приблизно 8...10% кремнію переходить в карбіди, а частина, що залишилася, розчиняється в γ -матриці сплаву.

В даний час діапазон легування вольфрамом для існуючих ливарних нікелевих сплавів знаходиться в діапазоні від 0 до 12,5%. Як один з легуючих елементів він одночасно збільшує стабільність γ' -фази і ефективно виконує твердорозчинне зміцнення. З одного боку, підвищення концентрації вольфраму в сплаві збільшує опір сплаву високотемпературній повзучості, з іншого, підвищується швидкість росту втомних тріщин. Крім того, він є одним з важких тугоплавких легувальних елементів, використання якого призводить до збільшення густини сплаву [4, 5, 19 – 21, 25 – 27, 78].

Молібден також одночасно присутній і в γ -матриці і в зміцнюючій фазі, але на відміну від вольфраму його основна частина знаходиться в γ -твердому розчині. Він одночасно підвищує і міцність сплаву, і його термостабільність. Однак він дещо поступається за ефективністю зміцнення вольфраму, але незважаючи на це, залишається найбільш поширеним елементом у нікелевих жароміцних сплавах завдяки меншій вартості і густині в порівнянні з вольфрамом.

Тантал ефективно уповільнює дифузійні процеси та забезпечує твердорозчинне зміцнення і стабілізує γ' -фазу.

Крім ефективного зміцнення γ' -фази, він активно утворює карбіди типу-МС, які більш міцно пов'язані з матрицею. Недостатнє легування сплаву танталом сприяє зростанню повзучості і знижує опір розвитку втомних тріщин, проте його надлишок призводить до небажаного збільшення питомої маси сплаву і підвищує температуру повного розчинення γ' -фази [187, 188].

Високотемпературна працездатність сплавів головним чином залежить від ступеня термодинамічної стабільності [143, 189, 190], в Національному університеті «Запорізька політехніка», на прикладі жароміцного сплаву для лопаток ГТУ ЗМІ-3У, методами ДТА був досліджений вплив танталу на зміну

характеристичних точок сплаву [191-210]. В результаті було встановлено, що при збільшенні вмісті танталу від 0 до 5% (мас.) спостерігається зниження температури ліквідус на 25°C. При цьому, будь-якого впливу танталу на температуру солідус не зафіксовано. Таким чином, виявлений ефект звуження інтервалу кристалізації вказує на ефективність використання танталу як елемента, що підвищує однорідність сплаву за рахунок зниження рівня дендритної ліквідації.

Гафній викликає підвищення міцності сплавів. Є одним з рідкісних легуючих елементів, що забезпечує одночасне збільшення як пластичності нікелевих жароміцних сплавів, так і їх міцності [1, 10, 13]. В даний час він вводиться майже в усі ливарні жароміцні сплави на нікелевій основі, в яких його концентрація коливається від 0,03 до 0,8% мас.

Важливою особливістю цього елемента є його здатність зв'язуватися з сіркою, утворюючи при цьому більш стійкі сульфіди [22].

Однак необхідно відзначити, що гафній є одним з елементів, що знижують температуру перитектичного ($L + \gamma \rightarrow \gamma'$) і евтектичного ($L \rightarrow \gamma + \gamma'$) перетворень (рис. 1.9), сприяючи, таким чином, виділенню нерівноважних евтектичних / перитектичних фаз, що підвищує небезпеку локального оплавлення сплаву в процесі термічної обробки [211 - 218].

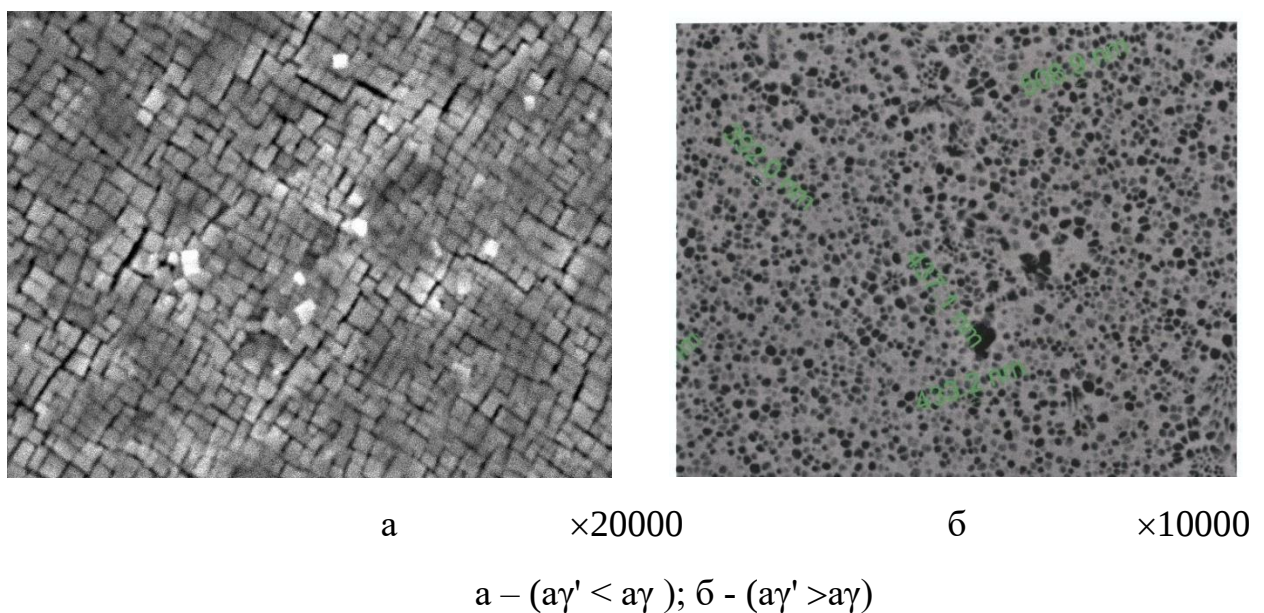


Рисунок 1.9 – Тонка структура ливарних ЖНС [214]

Також відзначається негативний вплив гафнію на параметр «місфіту», в результаті якого γ' -фаза починає набувати сферичну форму, що має в порівнянні з кубічною менший зміцнюючий ефект.

1.5 Вплив карбідної фази на зміцнення ливарних жароміцних нікелевих сплавів

Карбіди в ливарних ЖНС є найбільш стійкими фазами, які вносять свій вклад в зміцнення вище температур розчинності γ' -фази, що важливо для ливарних нікелевих сплавів, особливо при температурах вище 1200°C, коли кількість зміцнювальної фази значно зменшується.

Питання про вплив карбідів в структурі ЖНС є дискусійним, але намагання замінити карбідне зміцнення на боридне значно зменшує працездатність сплавів внаслідок зменшення термодинамічної стійкості боридів [13-25, 95-97]. Тому, в межах температури $0,8T_L$, раціонально використовувати саме карбідне зміцнення, особливо для сплавів рівновісної та направленої кристалізації. Збільшення температури працездатності також можливо завдяки концентрації небажаних елементів (сірки, фосфору, сурми і т.п.) в карбідах, внаслідок утворення їх на оксидах чи нітридах вказаних елементів [219-223].

Вуглець є елементом, що забезпечує утворення в сплавах карбідів. Наявність карбідних утворень сферичної форми забезпечує додаткове дисперсне зміцнення γ -матриці. Також, наявність включень карбідів в значній мірі гальмують дифузійні процеси на межі зерен. Однак присутність карбідів в сплавах значно знижує температури ліквідус і солідус.

Визначальним для сплавів направленої кристалізації є карбідне зміцнення в яких ці включення діють за композиційним механізмом зміцнення, забезпечуючи високий рівень жароміцності та витривалості

[224-225]. З іншого боку, виділення в грубій дендритній формі або у вигляді неперервної сітки по межах зерен може знижувати пластичність та опір до руйнування, будучи центрами напружень та джерелами зародження тріщин [226 - 228].

В складнолегованих жароміцних нікелевих сплавах утворюються карбіди типу MC , $M_{23}C_6$ та M_6C , стабільність яких визначається легуванням – вмістом вуглецю та сильних карбідоутворюючих елементів (танталу, гафнію, ніобію, танталу та інших), а також концентрацією та співвідношенням в сплавах інших менш активних елементів - хрому, вольфраму, молібдену. Кількість карбідів, які утворились в процесі високотемпературної реакції в сплаві, залежить від режимів термічного оброблення, температурно-часових умов та умов діючих напружень. Морфологія карбідів та їх розмір залежить від умов кристалізації та легуваності сплаву.

Карбіди MC найбільш стабільні серед фаз, які слугують джерелом вуглецю при карбідних реакціях, завдяки високій концентрації цього елементу. В порівнянні з іншими карбідами вони мають стійкість до $1300^{\circ}C$ та розташовуються як по межах зерен, так і в середині (особливо часто в міждендритних областях).

Вплив карбідів має складний характер: розташовуючись по межах або в середині зерен, вони виконують модифікуючу функцію, сприяючи перешкоджанню рекристалізації, атоми різних елементів можуть заміщувати один одного в карбіді, тим самим змінюючи морфологію виділень [229 - 231]. В склад карбідів MC в реальних сплавах входять вольфрам, молібден, хром та нікель, завдяки цьому знижуються сили зв'язку та можуть відбуватись реакції розпаду, що ведуть до утворення нових типів карбідів. Ніобій та тантал, як сильні карбідоутворювачі, сприяють стабілізації карбідів даного типу. Будучи сильним карбідоутворюючим елементом, гафній здатний чинити сильний вплив на морфологію карбідів. Його використання дозволяє уникнути утворення карбідів MC у вигляді "китайських ієрогліфів", перетворюючи їх в набагато більш ефективну сферичну форму. Це пов'язано з утворенням

карбідів при різних температурах, що пояснюється дослідженнями диференціально-термічним аналізом (рис. 1.10) [104, 108, 171, 232].

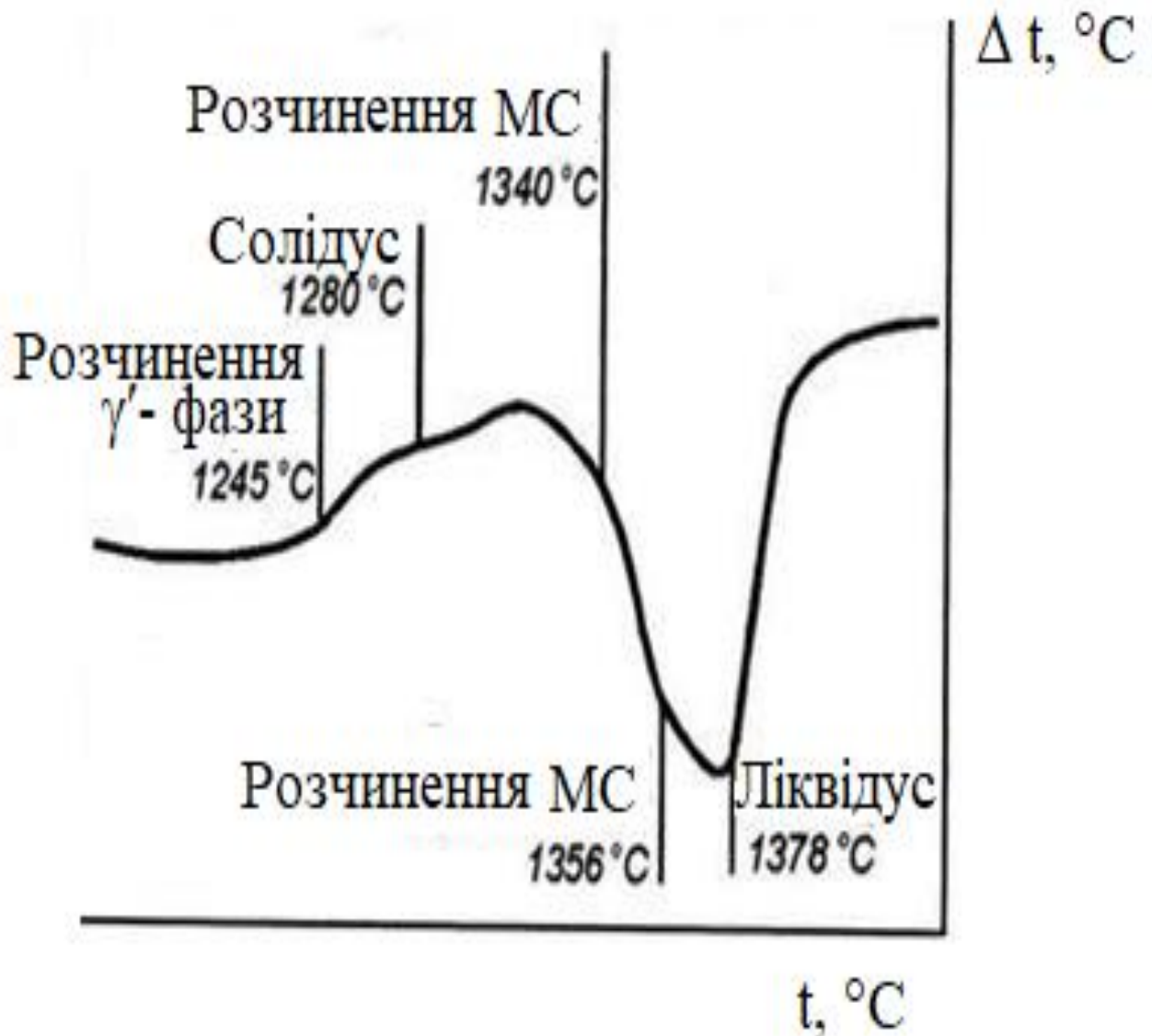
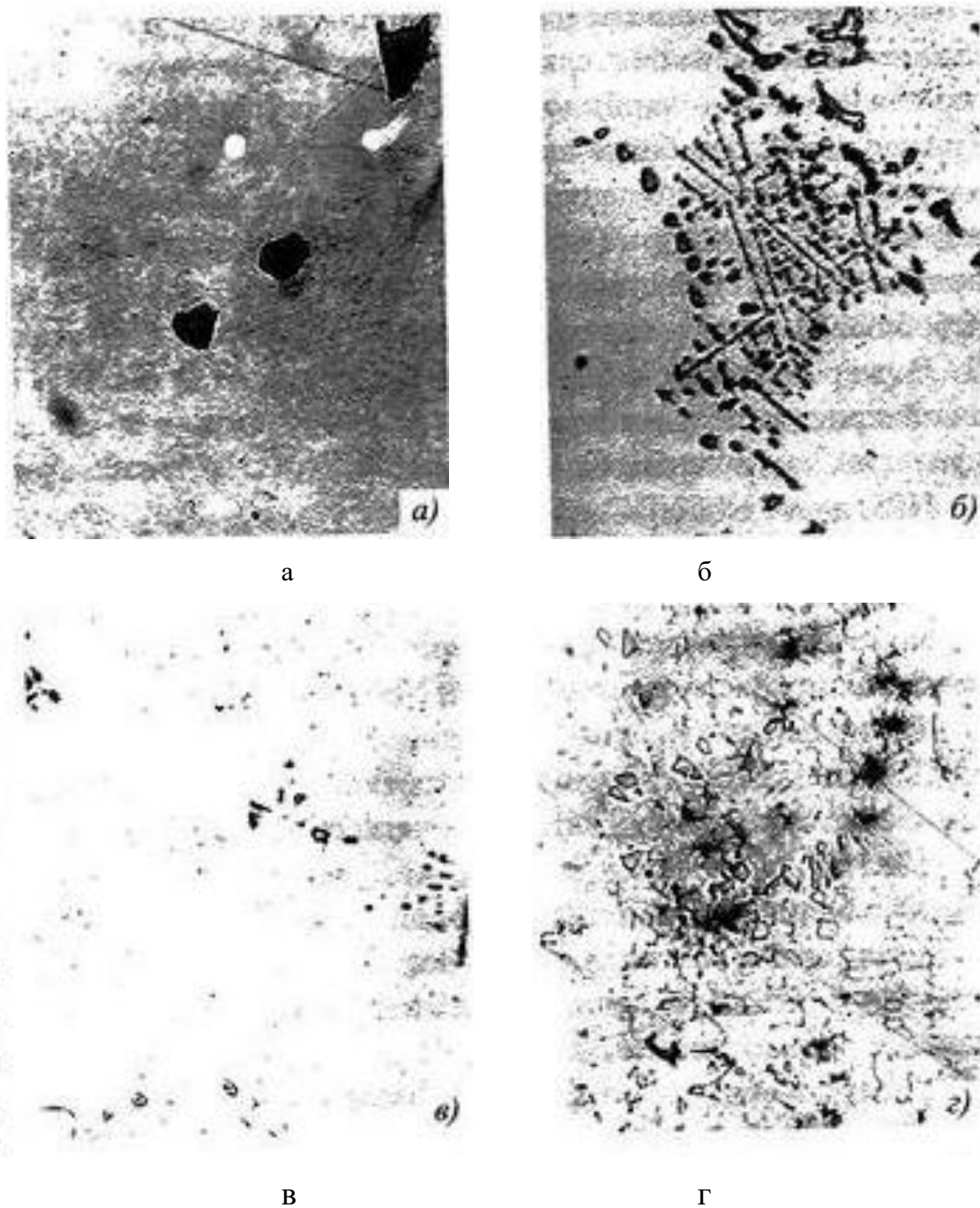


Рисунок 1.10 – ДТА – крива жароміцного нікелевого сплаву з гафнієм [104, 108]

Зі збільшенням температури гартування жароміцних нікелевих сплавів, легованих гафнієм, спостерігається спочатку зменшення, а потім і зникнення карбідів МС при температурі 1360°C , але в міжвісних просторах спостерігаються крупні виділення (рис. 1.11), збагачені вольфрамом та нікелем, які ідентифікують як карбіди M_6C [233 - 235].



а- литий стан; б - гартування в воді з 1285°C; в - гартування в воді з 1345°C;
г - гартування в воді з 1360°C

Рисунок 1.11 – Залежність морфології карбідів від термічного оброблення ливарного ЖНС з гафнієм [219]

Карбіди типу МС шрифтової форми (типу "китайських ієрогліфів") мають найменшу стабільність, завдяки нерівновісній кристалізації та високій енергії меж зерен розподілу фаз. Внаслідок гомогенізації шрифтова форма

карбідів дробиться та вони розпадаються на компактні виділення, що характеризуються меншою поверхневою енергією взаємодії. Тому така морфологія є небажаною та викликає необхідність змін в легуванні сплаву, або проведення відповідної термічної обробки.

Форма первинних карбідів MC значно впливає на пластичність ливарних жароміцних нікелевих сплавів, у випадку утворення "китайських ієрогліфів" вона значно нижча ніж при утворенні виділень сферичної форми. Розмір карбідів також може впливати на жароміцність. Доволі великі карбіди на межах зерен знижують опір повзучості та втоми сплавів, внаслідок високої різниці модулів пружності карбідів і матриці. Також карбіди можуть руйнуватись в процесі термоциклювання (пуску та зупинки двигуна) внаслідок розтріскування та утворення тріщин. Таким чином, причиною карбідних перетворень в складнолегованих ливарних ЖНС є присутність в них нерівновісної карбідної фази (шрифтової форми) та хімічної неоднорідності γ - твердого розчину, в результаті чого утворюються області, пересичені вольфрамом та гафнієм, в яких реалізується можливість утворення карбідів та складних евтектик на основі цих елементів, що значно знижує властивості сплавів [236-238].

При введенні в сплав ніобію утворюється карбід не на основі титану, а на основі ніобію, що викликає зниження вмісту цього елементу в γ - твердому розчині, без зміни його концентрації в зміцнювальній фазі.

Тантал не тільки змінює γ - твердий розчин та γ' - фазу, а й утворює первинний монокарбід танталу, міцно зв'язаний з матрицею в порівнянні з іншими карбідами.

Карбіди типу $M_{23}C_6$ утворюються в сплавах з середнім та високим вмістом хрому та внаслідок низькотемпературної обробки чи експлуатації завдяки розпаду карбідів типу MC. Вони стійкі до температур 1050°C та виділяються по межах зерен (іноді вздовж двійників та по дефектах пакування) і можуть бути центрами зародження σ - фази. Також до складу цього карбіду входить молібден та вольфрам, що можуть сприяти утворенню

безперервної сітки по межах зерен, яка впливає на границю довготривалої міцності [239 - 241]. Руйнування починається або з розриву зерномежових частинок $M_{23}C_6$, або з втратою сил зв'язку на поверхні розділу $M_{23}C_6/\gamma$ - фаза завдяки незначній міцності межі розподілу карбід-матриця.

Гафній також позитивно впливає на карбіди типу $M_{23}C_6$, утворюючи виділення завжди оточені γ' - фазою, де відбувається пластична пристосованість карбідів до ділянок примежових зон. В цьому випадку дрібні частинки карбідів, залишаючись ефективними зміцнювачами меж зерен, вже не є потенційними центрами утворення зерномежових тріщин [239 - 242].

Карбіди M_6C в умовах підвищеного вмісту вольфраму та молібдену виділяються як по межах зерен так, і в середині них. Вони стабільні до більш високих температур ніж $M_{23}C_6$ (до $1250^\circ C$ впродовж 1500 годин). Утворення карбідів M_6C відбувається за реакцією $MC + \gamma \rightarrow M_6C + \gamma'$, а також з розчину. З рідини утворюються крупні поліедричні карбіди, які можуть бути додатковими центрами напруження. Також на процес виділення карбідів типу M_6C впливають елементи, які не утворюють самостійно карбіди, але можуть змінювати розчинність вуглецю та інших елементів в твердому розчині. До них відноситься алюміній та титан, за допомогою яких можливо стимулювати чи подавляти утворення M_6C карбідів. Співвідношення $Al/Ti \leq 2$ дозволяє утворитися карбиду TiC та усунути утворення подвійного карбиду. При співвідношеннях $Al/Ti \geq 2$ утворюється карбід M_6C , який зі збільшенням вмісту алюмінію в сплаві стає основною карбідною фазою [243, 244].

З появою жароміцних сплавів з більш ефективною монокристалічною структурою необхідність в зміцненні меж зерен відпала. З цієї причини для всіх сучасних монокристалічних сплавів вуглець є шкідливою домішкою і його кількість в них мінімізується. Однак в останні роки починають з'являтися монокристалічні сплави, в яких кількість вуглецю є підвищеною, та вказується на позитивну роль карбідів типу MC на властивості монокристалічних сплавів [245, 246].

Під час розробки сплаву BV752 було збільшено вміст вуглецю до 0,1% мас., що дозволило збільшити кількість карбідів, підвищити міцність (завдяки додатковому карбідному дисперсному зміцненню), попередити виділення ТЩУ-фаз та збільшити легованість γ' - утворюючими елементами. Однак, при цьому, було приділено увагу морфології карбідів, з метою утворення округлої форми виділень, що досягалось додатковим введенням гафнію, який впливає на енергію поділу фаз [247].

Проблема легування сплавів з метою отримання оптимального фазового складу карбідів є доволі складною. Запропоновано ряд розрахункових методик, що прогнозують тип і концентраційно-температурну залежність карбідних фаз в нікелевих сплавах [19, 20, 106, 149, 181], однак жодна з них не дозволяє коректно прогнозувати карбідні перетворення для всього класу ливарних жароміцних нікелевих сплавів. Особливо це відноситься до карбідних перетворень в областях високих температур (1100...1300°C), в яких зміна типу та морфології може вплинути на механічні властивості ЖНС.

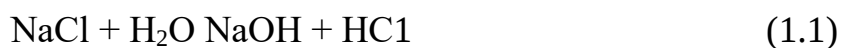
1.6 Особливості високотемпературної корозії ливарних жароміцних нікелевих сплавів

Робота стаціонарних ГТУ передбачає використання газу, а пікових ГТУ – рідкого палива та природнього газу. Корозійноактивними домішками природнього газу є сірководень з вмістом до 20 мг/м³, сірки до 30 мг/м³, а також сполук лужних металів та сірки в складі газового конденсату [248].

Рідке паливо є основним джерелом сірки та лужних металів як основних корозійних агентів, що потрапляють до турбіни з газовим потоком. Вміст корозійноактивних домішок може досягти < 2,0 мг/кг (Na+K), < 1,5% сірки [248], а для певних вітчизняних і закордонних залишкових палив навіть перевищувати зазначені концентрації [249].

Корозійні сполуки можуть потрапляти до проточної частини також з повітрям, що подається до компресорів. Найважливішими компонентами «морської солі», що потрапляє з повітрям, є хлорид натрію, а також сульфід натрію [249, 250]. За умов експлуатації турбіни в районах пустель корозійноактивні домішки у вигляді NaCl та Na₂SO₄ надходять з повітрям та пилом [249, 251].

Характер взаємодії хлоридів з сульфатами може бути розглянутий за допомогою діаграм рівноваги фаз, заснованих на термодинамічних характеристиках реакцій [249]:



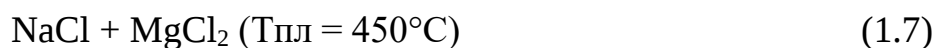
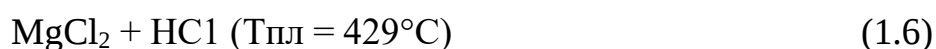
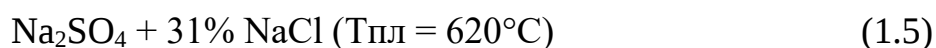
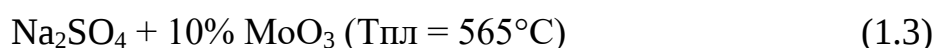
При підвищених температурах кількість хлор-іонів в конденсованому стані набагато менше, ніж іонів SO₄. Закономірності сульфідно-оксидної корозії жароміцних сплавів в корені відрізняються від закономірностей окислення. Це стосується механізму процесу, характеру температурної залежності, особливостей впливу тих чи інших легуючих елементів в сплаві. Істотний вплив робить також склад і кількість газової фази і золових відкладень.

Вивчення опору сульфідної корозії проводилося на великій кількості сплавів [252, 253]. На поверхні лопаток і лабораторних зразків, в умовах сульфідної та оксидної корозії, утворюються поверхневі шари продуктів корозії специфічної будови і складу. Як правило, вони складаються з двох підшарів (якщо кількість з'єднань сірки в середовищі велике) або з трьох підшарів (при малому вмісті сполук сірки в середовищі). Спільною особливістю будови плівки продуктів корозії у всіх випадках є наявність внутрішнього тонкого (близько 10...20 мкм) підшару, розташованого з боку сплаву.

Мікрорентгеноспектральним аналізом встановлено високий вміст в такому підшару нікелю і сірки, а також наявність включень (діаметром 1...3 мкм), що складаються з хрому, титану, нікелю та сірки; в цьому підшару виявляється і кобальт (до 3%). Внутрішні продукти корозії є евтектики Ni-Ni₃S₂ і включення в ній сульфідів хрому і титану [27, 253]. Зовнішній шар утворений оксидами нікелю, хрому, титану і алюмінію. В ці оксиди, як розчинені елементи, входять і інші легуючі компоненти сплавів. Основною фазою зовнішнього шару, за даними рентгеноструктурного аналізу, є NiO. У нього входять, крім того, оксиди типу Me₂O₃, з'єднання на основі Cr₂O₃ і шпінелі Me₃O₄, утворені на основі Ni(CrAl)₂O₄ [254].

Проміжний підшар продуктів корозії становить найбільшу частину тришарових продуктів корозії і сягає 3 мкм. Головною його складовою є оксиди нікелю, хрому, титану і алюмінію. До складу цих оксидних фаз (шпінельного типу, за даними рентгеноструктурного аналізу) входять також, але в меншій кількості, кобальт, вольфрам, молібден. Іншою структурною складовою проміжного підшару є ділянки товщиною 5...10 мкм, що складаються в основному з нікелю (93...95%) і містять, крім того, сірку (~ 2%) і кобальт (~ 4%). Кисень в цих ділянках, як і у внутрішньому шарі, не міститься [255, 256].

При аналізі реакцій, що протікають на поверхні жароміцних сплавів в контакт з агресивними середовищем і відкладеннями, слід мати на увазі можливість утворення наступних легкоплавких з'єднань [27, 254]:



Легкоплавкі сполуки, що утворюються на поверхні, дуже часто викликають міжкристалітну корозію металу. Кристалізація легкоплавких з'єднань при охолодженні і розплавлення при підвищенні температури може сприяти прискореному поширенню міжкристалічних тріщин.

Для опису механізму сульфідно-оксидної корозії запропонований ряд гіпотез, аналіз яких зроблений в роботі [249]. Значний інтерес представляє механізм корозії, запропонований авторами [257], заснований на аналізі термодинамічних властивостей сульфідів і оксидів.

У роботах А.Д Коваля і С.Б. Белікова [26-40] наводяться дослідження з роздільного та спільного впливу молібдену і вольфраму на швидкість ВТК ливарних ЖНС, результати яких представлено на рисунку 1.12.

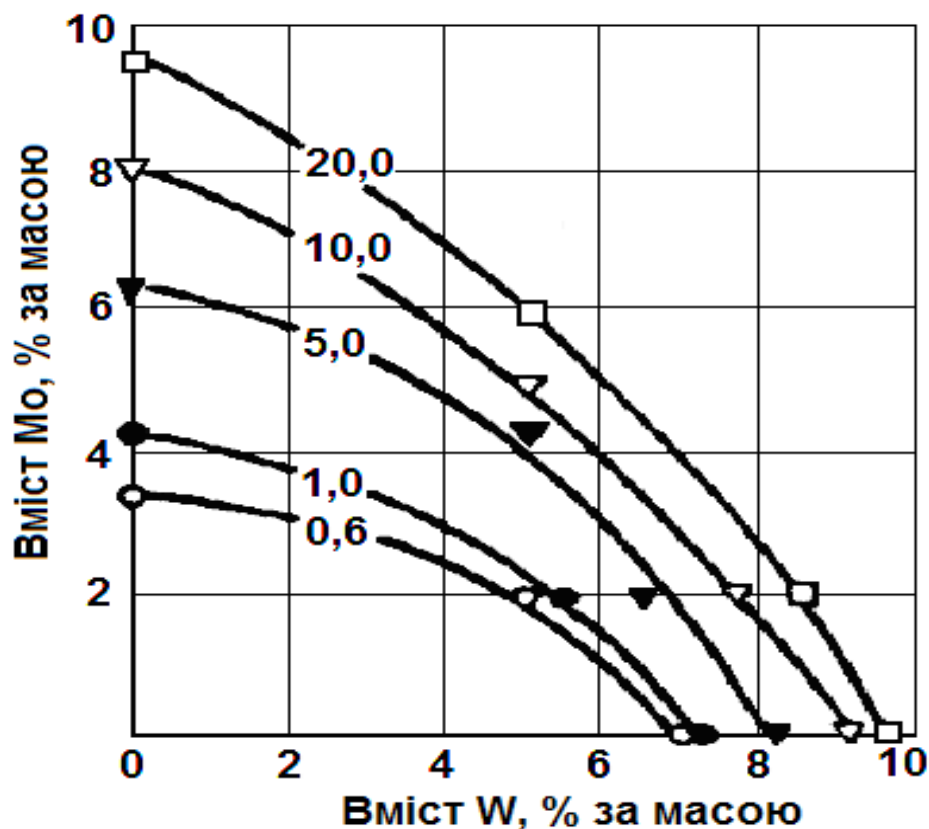


Рисунок 1.12 - Ізошвидкосні перетини залежностей швидкості ВТК ($\bar{V}_q$, г/м²·с) сплавів системи Ni - 15Cr - 6Ti - 3Al - Mo - W при спільному легуванні молібденом і вольфрамом [26-40]

Відомо [249, 258, 259], що залежність швидкості протікання корозійних процесів від температури має експоненціальну залежність $\bar{V}_q = V_0 \cdot \exp^{-Q/RT}$. На сьогодні, існує думка, що вплив кожного легуючого елементу на корозійну стійкість ливарних ЖНС описує загальну картину не повно, тому робляться спроби врахувати весь хімічний склад при отриманні математичних залежностей.

Запропоновано виражати вплив елементів на ВТК у вигляді функції «еквівалентного» хрому» $[Cr]_{\text{ЕКВ.}}$, так званого «хромового еквіваленту» [32, 249]:

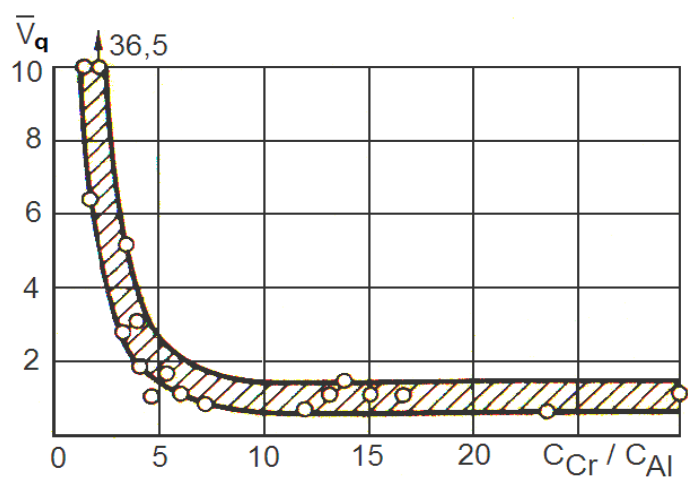
$$[Cr]_{\text{ЕКВ.}} = [Cr] + 0,7 \cdot [Al] + 1,1 \cdot [Ti] \quad (1.9)$$

$$[Cr]_{\text{ЕКВ.}} = [Cr] + 0,7 \cdot [Al] + 1,1 \cdot [Ti + Nb] \quad (1.10)$$

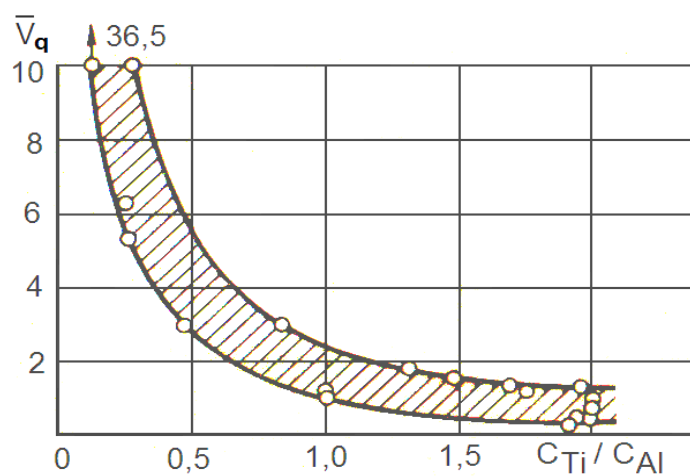
На рисунках 1.13 і 1.14 представлено порівняльну оцінку середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q$) і критичної температури ($t_{\text{КРИТ.}}$) переходу до прискореної ВТК відомих промислових ливарних ЖНС в умовах впливу синтетичної золи за корозійними параметрами: (Cr/Al) , (Ti/Al) і $\sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$.

Оцінка ВТК - стійкості ливарних ЖНС за параметрами (Cr/Al) , (Ti/Al) і $\sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$ була успішно проведена в роботах [249, 260]. Це дозволило зіставити рівень ВТК - стійкості ливарних ЖНС з різними схемами легування. Однак використання вище наведених параметрів не дає можливості в повній мірі оцінити вплив всіх легуючих елементів на корозійну стійкість сплавів.

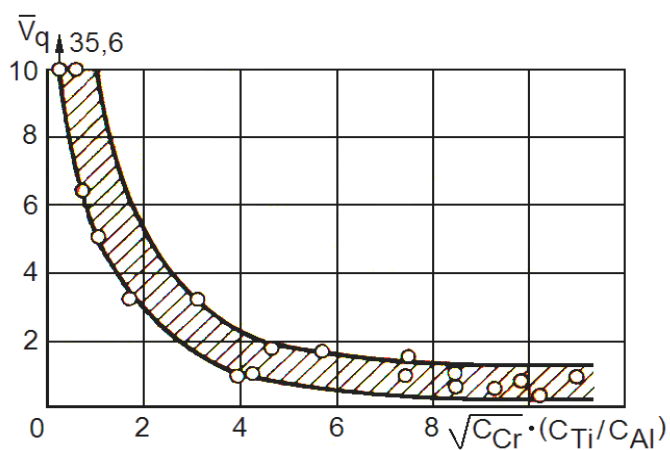
Відомо, що при високому вмісті хрому в поєднанні з легуючими елементами (Al, Ti, Nb, Ta, Hf, W, Mo, Re), в структурі підвищується ймовірність утворення крихких ТЩУ фаз різного типу (σ -, μ -, η -, ρ -) несприятливої голчастої і пластинчастої морфології, що є концентраторами напружень, які різко знижують працездатність ливарних ЖНС (рис. 1.15) [261-264].



а



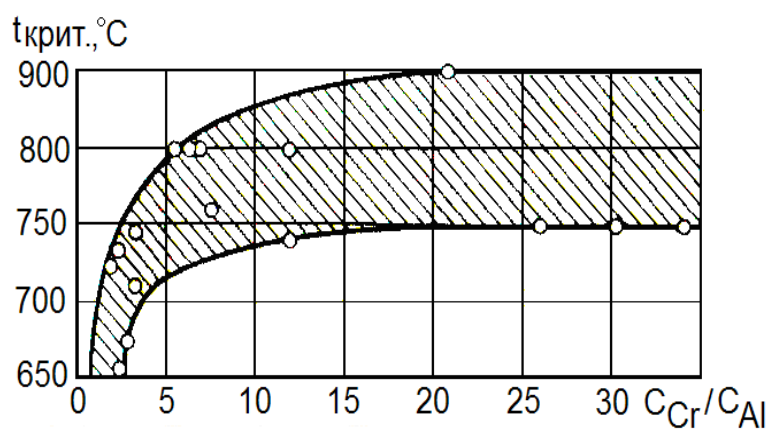
б



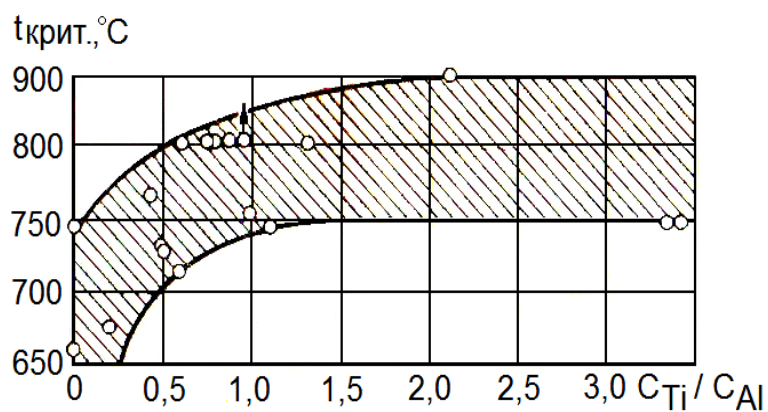
в

а – C_{Cr} / C_{Al} ; б – C_{Ti} / C_{Al} ; в – $\sqrt{C_{Cr}} \cdot (C_{Ti} / C_{Al})$

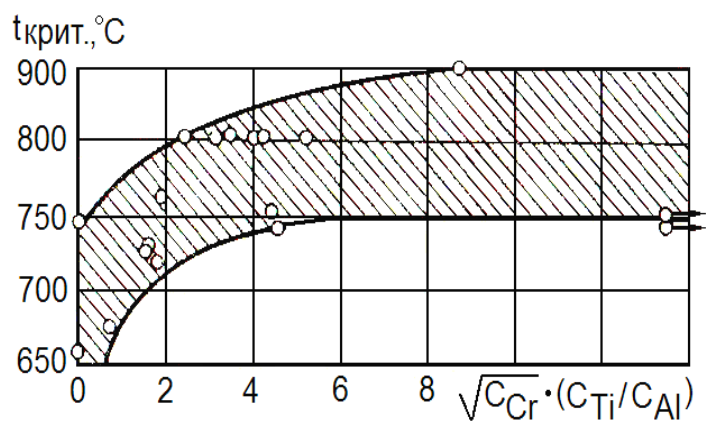
Рисунок 1.13 - Залежність швидкості ВТК ($\bar{V}_q$, г/м²·с) ливарних ЖНС від корозійних параметрів при випробуваннях $t = 850^{\circ}\text{C}$ впродовж 100...300 годин в умовах синтетичної золи [26-40]



а



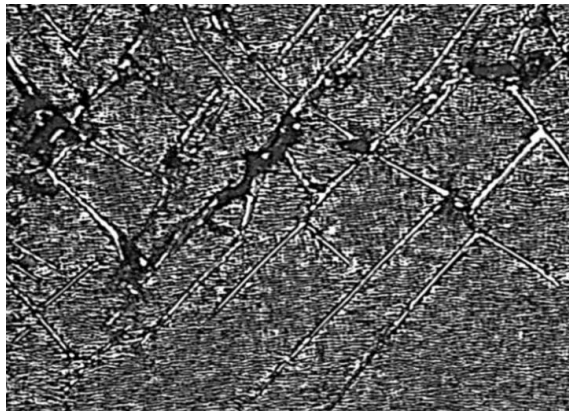
б



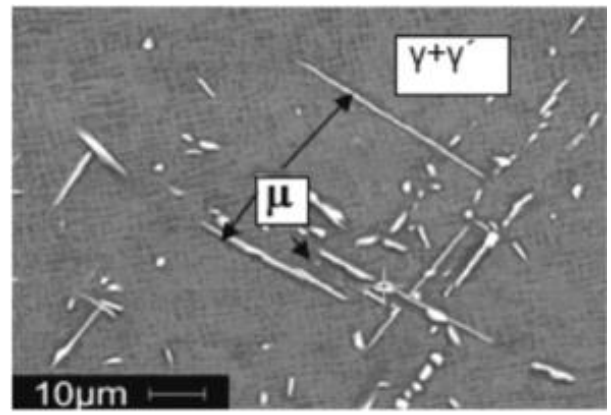
в

а – C_{Cr} / C_{Al} ; б – C_{Ti} / C_{Al} ; в – $\sqrt{C_{Cr}} \cdot (C_{Ti} / C_{Al})$

Рисунок 1.14 - Залежність критичної температури ($t_{крит.}$) сульфідно-оксидної корозії ливарних ЖНС від корозійних параметрів при випробуваннях $t = 850^{\circ}\text{C}$ впродовж 100...300 годин в умовах впливу синтетичної золи [26-40]



а



б

Рисунок 1.15 – Типові виділення ТЩУ фаз в ливарних ЖНС [264]

Таким чином, в сучасних ливарних ЖНС повинно поєднуватися висока стійкість до ВТК корозії з високими показниками жароміцності (за що відповідають γ' - утворювальні елементи (Al, Ti, Nb, Ta, Hf)). Тому раціональне поєднання хрому з γ' - утворюючими елементами та структурна стабільність, щодо виділення шкідливих ТЩУ фаз, повинна бути забезпечена збалансованим легуванням.

1.7 Фактори, що обмежують розвиток сучасних газотурбінних двигунів

Одним з факторів, який обмежує розвиток сучасних ГТД та ГТУ є конструкційні рішення, що потребують реалізації задач конструювання нових матеріалів та технологій їх виготовлення.

До технологічних аспектів слід віднести можливість розробки технологій по виготовленню лопаток з профілем пера, які будуть враховувати швидкість в'язкого потоку, розподіл швидкостей потоку в різних перетинах та зон відривних та паразитних течій. Така задача вирішується сучасними методами комп'ютерних 3D моделювань газового потоку, що призначені для

вирішення широкого кола проблем прикладної аеродинаміки та тепломасообміну [265, 266].

Ще одним технологічним фактором є неможливість виготовлення деталей складної форми, з порожнинами, методами литва (направленого, монокристалічного). Поки що метод охолодження лопаток газовим потоком є найбільш ефективним способом зниження робочої температури деталей. Однак він себе вичерпав, це призводить до збільшення температур експлуатації нових деталей сучасної техніки. Тому необхідно удосконалення в цьому напрямку для збільшення експлуатаційних температур нових жароміцних сплавів.

Так, до основних вимог нових жароміцних матеріалів стоїть питання збільшення температури експлуатації вище 1200°C . В цьому випадку на передній план виходять композиційні матеріали з металевою матрицею, інтерметаліди та кераміка. Технологічність цих матеріалів на теперішній час знаходиться на низькому рівні, що значно обмежує область їх використання. Отже удосконалення технологічно розвинутих жароміцних сплавів на нікелевій основі залишається пріоритетним напрямом розвитку сучасної газотурбінної техніки [267, 268].

1.8 Напрями вирішення проблем в розвитку матеріалів газотурбобудування

Сучасні ливарні ЖНС вимагають збалансованості хімічного складу, оскільки містять значну кількість хімічних елементів, які можуть вступати в конкуренцію чи кооперацію утворюючи ТЦП-фази. Тому використання сучасних методів термодинамічного прогнозування дає змогу оптимально оцінити як структурний стан матеріалів, так і експлуатаційні властивості.

Найбільш поширеними статистичними методами є дисперсійний, кореляційний і регресійний аналізи [269-278], вони дають змогу обробити експериментальні результати та встановити математичні моделі з використанням методу найменших квадратів (МНК) [279].

У роботах [280, 281] відзначається, що удосконалення хімічного складу ливарних ЖНС методом планування експерименту дає змогу зменшити кількість експериментів. Однак кількість плавок, які необхідно проводити для встановлення оптимального складу, вимагає значних затрат та часу, що значно збільшує кошовність дослідження.

В останні роки збільшилась кількість комп'ютеризованих методик математичного моделювання [282], які базуються на відомих регресійних рівняннях типу «склад-властивість», що отримані при аналізі великої експериментальної бази значною когортою дослідників.

Сучасні програми комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів засновані на фізичних теоріях теплових, дифузійних і термодинамічних явищ, які дають змогу зрозуміти картину фізико-хімічних процесів, що відбуваються в системах як при кристалізації (охолодженні), так і при нагріванні. Комп'ютерні технології дають змогу отримувати діаграми стану для різних систем та температур, встановлювати фази, їх об'ємну частку, хімічний склад для рівноважних і нерівноважних умов.

Комп'ютерна термодинаміка CALPHAD [283-287] заснована на фазових перетвореннях в рівноважних термодинамічних системах, які складаються з фізико-механічних властивостей фаз, що входять до їх складу. Отже, сьогодні існує можливість математичного аналізу діаграм стану шляхом оцінки термодинамічних властивостей окремих фаз системи. Комп'ютерна термодинаміка виступає в ролі об'єднуючого компоненту, яка в собі акумулює отримані експериментальні знання і дає змогу оптимально їх використати.

1.9 Висновки

На основі опрацювання та аналізу сучасної проблематики, що викладена в наукових публікаціях була сформульована мета та задачі дослідження, які полягають в наступному: актуальною метою сьогодення є створення і впровадження науково та експериментально обґрунтованого алгоритму вибору вмісту хімічних елементів на основі результатів дослідження конкуренції та кооперації легувальних елементів у жароміцних нікелевих сплавах для забезпечення високого рівня теплофізичних, механічних і корозійних властивостей корпусних деталей за зменшених матеріальних витрат на проведення попередніх експериментів.

Для вирішення зазначеної проблеми необхідно було вирішити такі завдання:

- встановити, систематизувати та обробити дані щодо теплофізичних, механічних і корозійних властивостей ливарних ЖНС широкого діапазону;
- дослідити вплив хімічних елементів на теплофізичні, механічні і корозійні властивості ливарних ЖНС;
- встановити взаємозв'язки легувальних елементів у широкому ряді композицій для визначення впливу на механічні та корозійні властивості ливарних ЖНС;
- побудувати діаграми для встановлення критичних температур ЖНС, отриманих за різною технологією лиття з використанням встановлених закономірностей, для обґрунтування нового або вдосконалення хімічного складу відомого сплаву з попередньо заданою жароміцністю ;
- проаналізувати закономірності впливу хімічного складу сплавів на очікуваний хімічний склад карбідів ливарних ЖНС;
- дослідити можливості зміни хімічних складів карбідів в структурі ливарних ЖНС в процесі зміни хімічного складу сплаву;

- визначити зміну морфології і топології карбідних фаз в залежності від кількості легувальних елементів в ливарних ЖНС;
- розробити алгоритм прогнозування комплексу властивостей на основі встановлених залежностей від хімічного складу без проведення експериментів;
- провести промислове випробовування розробленого алгоритму вибору хімічного складу ливарних ЖНС для заданого комплексу властивостей;
- розробити за створеним алгоритмом склад ливарного жароміцного сплаву, призначеного для виготовлення корпусних деталей двигунів газотурбінних установок.

РОЗДІЛ 2

МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

З метою встановлення взаємозв'язку між хімічним складом, властивостями та структурою для розробки нових ливарних ЖНС і оптимізації існуючих промислових сплавів із заданими властивостями було систематизовано хімічні склади і оброблено експериментальні дані широкого ряду відомих промислових вітчизняних і зарубіжних жароміцних нікелевих сплавів з різноманітними системами легування та різного призначення за найважливішими властивостями, які впливають на їх працездатність у відповідності до схеми проведення досліджень (додаток А).

2.1 Матеріали досліджень

В таблиці 2.1 наведені хімічні склади досліджених ливарних жароміцних нікелевих сплавів як вітчизняного, так і зарубіжного виробництва (на середньому рівні легування) та систематизовано у відповідності до технологій виготовлення.

В додатку Б наводяться основні властивості жароміцних нікелевих сплавів, які систематизовані за технологією виготовлення, та використовуються у встановленні взаємозв'язку між композиціями сплавів.

Розрахунки структурно-фазових характеристик досліджених сплавів виконувались на основі хімічного складу з використанням комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів кристалізації (оходження) методом CALPHAD, з отриманням температурних залежностей типу «хімічний склад-властивість».

Таблиця 2.1 - Хімічний склад досліджених ливарних жароміцних нікелевих сплавів

Марка сплаву	Вміст елементу, % мас.													
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Hf	V	Re	Zr	B
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
GTD-111	0,10	14,0	9,5	3,0	5,0	1,5	4,0	-	3,0	0,15	-	-	0,030	0,010
Rene 80H	0,17	14,0	9,5	3,0	5,0	4,0	4,0	-	-	-	-	-	0,030	0,015
MAR-M246	-	9	10	5,5	1,5	2,5	10	-	1,5	-	-	-	0,05	0,01
MAR-M247	0,15	8,3	10	5,5	1	0,7	10	-	3	1,5	-	-	0,05	0,02
MAR-M002	0,15	8	10	5,5	1,5	-	10	-	2,6	1,5	-	-	0,03	0,02
MAR-M200+Hf	0,14	9	10	4,7	1,7	-	12,5	-	-	1,5	-	-	0,05	0,015
Rene 150	0,05	5	12	5,5	-	1	5	-	6	1,5	2,2	3	-	-
MAR-M200	0,02	13	10	6	4	2,5	12	2	-	-	-	-	0,015	0,015
CM249LC	0,07	8,1	9,2	5,6	0,7	0,5	9,5	-	3,2	1,4	-	-	0,015	0,015
IN792LC	0,07	12,4	9,2	3,5	3,9	1,9	3,9	-	4,2	-	-	-	0,018	0,015
Rene 125	0,1	9	10	5	2,5	2	7	-	4	1,5	-	-	0,05	0,015
3MI-3Y	0,12	13,3	5,0	3,4	4,8	0,9	7,3	-	-	-	-	-	-	0,015
ЖС6К	0,18	10,6	4,5	5,7	2,8	4,0	5,1	-	-	-	-	-	0,04	0,015
ЖС6У	0,16	8,8	9,8	5,6	2,4	1,8	10,3	1,0	-	-	-	-	0,04	0,025
ЧС70	0,09	15,8	10,7	2,8	4,6	2,0	5,5	0,2	-	-	-	-	0,050	0,020
ЖС3ЛС	0,09	16,0	5,0	2,7	2,7	4,0	4,0	-	-	-	-	-	0,015	0,015
ВЖЛ12Е	0,18	9,4	9,0	5,4	4,5	3,1	1,4	0,75	-	-	0,75	-	0,020	0,011
IN-939	0,15	22,5	19,0	1,9	3,7	-	2,0	1,0	1,4	-	-	-	0,100	0,010
IN-738	0,10	16,0	8,5	3,4	3,4	1,75	2,6	0,9	1,75	-	-	-	0,050	0,010
U-500	0,07	18,0	19,0	3,0	3,0	4,2	-	-	-	-	-	-	0,05	0,007
U-700	0,06	15,5	17,0	4,7	3,5	5,0	-	-	-	-	-	-	0,02	0,030
B1900	0,1	8	10	6	1	6	-	-	4	-	-	-	0,1	0,015
Rene220	0,03	20	12	-	1	3	-	5	3	-	-	-	-	-
IN100	0,18	10	15	5,5	4,7	3	-	-	-	-	1	-	0,06	0,014
NFP1916	0,07	13	4	3,7	5	-	1,9	-	5,1	-	-	-	0,015	0,015
CM939W	0,12	22,3	18,7	1,6	3,4	-	2,1	0,8	-	-	-	-	0,007	-
ЧС88У	0,07	15,8	11,7	3	4,6	1,96	5,3	0,15	-	0,3	-	-	0,03	0,09
ЧС104	0,1	20,5	11	2,5	3,5	0,7	3,5	0,25	-	-	-	-	-	0,015

Кінець таблиці 2.1

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13	14	15
ВЖЛ12У	0,18	9,5	14	5,4	4,5	3,1	1,4	0,75	-	-	0,8	-	0,02	0,011
ЖСЗДК	0,1	12	7,5	4,4	3	4	4	-	-	-	-	-	-	0,015
ВХ4Л	0,07	33	-	1	1	2,7	5	-	-	-	-	-	-	0,005
ВЖ98Л	0,08	24,5	-	0,5	0,5	1	15	-	-	-	-	-	-	-
Rene 77	0.07	14.5	15	4.7	3.5	4.5	-	-	-	-	-	-	0.01	0.015
ЗМІ-М8*	0,08	23	8,5	1,3	1,3	1,9	3,5	1,3	1,3	0,15	-	-	0,03	-
Примітка: * - сплав ЗМІ-М8 розроблено в НУ «Запорізька політехніка» в рамках науково-дослідних робіт кафедри «Фізичне матеріалознавство»; $S+P \leq 0,015\%$ за масою														

2.2 Аналіз, систематизація та математична обробка експериментальних даних

Проаналізувавши дані отримані з літературних джерел та експериментальні дані, виконано систематизацію ливарних ЖНС, яка показала закономірності, що привели до нового концептуального підходу, який дозволив визначити основні напрямки подальших досліджень.

Аналіз, систематизація та математична обробка отриманих даних проходила за наступними критеріями:

- розрахункові і експериментальні значення, з розглянутих публікацій, розбивались за технологіями отримання, що значно прискорило математичні розрахунки, а також підвищило рівень ефективності та інформативності;
- отримання математичних залежностей на основі бази даних і встановлення закономірностей для різних груп матеріалів;
- для більш достовірної оцінки фізико-механічних властивостей ливарних ЖНС різної технології виготовлення, було проведено порівняння розрахункових результатів з експериментальними отриманих від промислових

ливарних жароміцних нікелевих сплавів з різноманітними системами легування.

2.3 Теплофізичні характеристики ливарних ЖНС

В процесі розробки ливарних жароміцних нікелевих сплавів або удосконалення відомих складів чи оптимізації термічної обробки, основними параметрами які впливають на експлуатаційну стійкість є наступні характеристики: теплофізичні, структурно-фазові, корозійні і механічні.

До параметрів теплофізичної стабільності відносяться: температури ліквідусу (t_L) і солідусу (t_S); температурний інтервал кристалізації ($\Delta t_{кр.}$); температура ($t_{ЕВТ.}$) локального плавлення евтектики ($\gamma + \gamma'$); температури початку ($t_{п.р. \gamma'}$) і кінця ($t_{к.р. \gamma'}$) розчинення γ' - фази в γ - твердому розчині; температурний інтервал ($\Delta t_{ГОМ.}$) для проведення гомогенізації; оптимальна температура гомогенізації для сплаву ($t_{ГОМ.}$); ρ - густина; $a_{\gamma'}$ - параметр кристалічної ґратки γ' - фази; a_{γ} - параметр кристалічної ґратки γ - твердого розчину; розмірна невідповідність параметрів ґраток $a_{\gamma'}$ - і a_{γ} -, місфіт (δ , %).

$$\delta = 2 \cdot \frac{(a_{\gamma'} - a_{\gamma})}{(a_{\gamma} + a_{\gamma'})} \cdot 100\% \quad (2.1)$$

До структурно-фазових характеристик відносяться: карбіди різних типів (MC , $M_{23}C_6$, M_6C); топологічно щільноупаковані (ТЩУ) фази різних типів (σ -, μ -, η -, p -) та ($V_{\gamma'}^t$) – об'ємна частка γ' - фази в структурі за температури ($t^\circ C$).

До корозійних властивостей відносяться: ($\bar{V}_q^t$) - середня швидкість ВТК за температури ($t^\circ C$); ($t_{крит.}$) - критична температура переходу до прискореної ВТК.

До характеристик міцності відносяться: границі короткочасної (σ_B^t) і границі 100- і 1000- годинної тривалої (σ_t^t) міцності за температури ($t^\circ\text{C}$); довговічність - (τ_σ^t), час до руйнування зразків ($\tau_{\text{руйн.}}$) при напрузі (σ , МПа) за температури ($t, ^\circ\text{C}$).

2.4 Розрахункові методи досліджень

Математична обробка експериментальної статистики була здійснена при використанні регресійного аналізу з отриманням функцій відгуку, які оптимально описують залежність між двома змінними (x, y).

Обробка експериментальної бази даних (БД) основних параметрів, що впливають на працездатність ливарних ЖНС, зводилася до отримання кореляційного поля з побудовою ліній трендів, які найбільш оптимально описують залежності типу «склад-властивість» або «параметр-властивість» математичними рівняннями регресійних моделей (РМ) різних типів функцій, що мають загальний вигляд: лінійна $y = a \cdot x + b$; поліноміальна $y = a \cdot x^2 + b \cdot x + c$ - квадратична (x^2), кубічна (x^3), поліноміальна (x^4) функція; логарифмічна $y = a \cdot \ln(x) + b$; експоненціальна $y = a \cdot \exp^{bx}$; статистична $y = a \cdot x^b$.

Побудова ліній трендів з отриманням математичних рівнянь регресійних моделей здійснювалося в два етапи: вибір виду функції і обчислення її параметрів. Кореляційний зв'язок між змінними отриманих регресійних моделей оцінювався за значенням множинного коефіцієнта детермінації (R^2), званого також квадратом коефіцієнта множинної кореляції. Значення (R^2) знаходиться в межах інтервалу від 0 до 1.

Якщо значення (R^2) близько до 1, то побудована регресійна модель пояснює майже всю мінливість відповідних змінних, і навпаки, якщо значення (R^2), близько до 0, то це означає погану якість побудованої регресійної моделі.

Коефіцієнт детермінації (R^2) показує, наскільки відсотків ($R^2 \cdot 100\%$) знайдена функція регресії описує зв'язок між вихідними значеннями факторів (x, y).

2.5 Експериментальні методи досліджень

2.5.1 Шихтові матеріали для виготовлення тестових і промислових плавов

Для виготовлення плавов експериментального сплаву ЗМІ-М8 використовувалися стандартні шихтові матеріали (табл. 2.2). Хімічний аналіз тестових і промислових плавов сплаву ЗМІ-М8 здійснювався стандартними методами, відповідно до вимог ТУ 14-1689-73 і ОСТ 1.90127-85. Спектральний хімічний аналіз проводився на оптичному емісійному приладі ARL-4460 (квантометр одночасного багатоканального аналізу) в хвильовому діапазоні 170...800 нм.

Таблиця 2.2 - Стандартні шихтові матеріали

Назва матеріалу	Марка матеріалу	Стандарт
1	2	3
Нікель електролітичний	Н0, Н1	ДСТУ ГОСТ 492:2007
Хром металевий	Х99А, Х99Б	ДСТУ ГОСТ 5905:2005
Кобальт (злиток)	К0, К1, К1А	ДСТУ ISO 11876:2005
Молібден (штабіки)	МШ-В	ТУ 48-19-102-82
Вольфрам (штабіки)	ШВЧ	ТУ 48-19-76-90
Алюміній	А99	ДСТУ ГОСТ 11069:2003
Титан (кондиційні відходи сплавів)	ВТ-0, ВТ-1, ВТ5Л	ДСТУ ГОСТ 19807:2003
Цирконій кальцієтермічний	КТЦ-100	ТУ 95.2185

Кінець таблиці 2.2.

1	2	3
Тантал (злиток, лист, пруток)	ЭЛП-1, ТВЧ, ТВЧ-1	ТУ 647 РК 30054230-205-2001
Лігатура Ni-B	НБ-0, НБ-1	ТУ 14-5-106-2004
Лігатура Ni-Y	ИтН-1	ТУ 48-0531-464-91
Лігатура Hf-Ni	ГФН-10	ТУ 48-4-419-80
Мішметал (РЗМ)	МЦ50ЖСЗ(6)	ТУ 48-4-280-91
Лантан	ЛаМ-1, ЛаМ-2, ЛаМ-3	ТУ 48-4-218
Вуглець (електродний бій)	-	ДСТУ ГОСТ 4426:2004

На підприємстві АТ «МОТОР-СІЧ» було отримано виливки вагою 10 кг, відповідно до дослідної технології. Литі зразки розробленого сплаву ЗМІ-М8 із рівновісною структурою (рис. 2.1), для дослідження механічних властивостей виплавляли в вакуумно-індукційній печі марки УППФ-3М за дослідною технологією.



а



б

Рисунок 2.1 - Виготовлення виливок (а) на підприємстві ПАТ «МОТОР-СІЧ» та зразки (б) з дослідного сплаву ЗМІ-М8

2.5.2 Металографічні дослідження

Металографічне вивчення мікроструктури зразків сплавів проводилося на не травлених і травлених мікрошліфах на оптичних мікроскопах «Olympus IX-70» та «МІМ-8» оснащених цифровою відеокамерою «ExwaveHAD color video camera Digital Sony».

Мікроструктура досліджувалася за допомогою травлення поверхні шліфів реактивом Марбле (CuSO_4 - 4 г, HCl - 20 мл, вода - 20 мл) за режимом: травлення 10...15 секунд, промивка водою, сушка гарячим повітрям. Для виявлення γ' - фази і евтектики ($\gamma+\gamma'$) використовувався реактив CuSO_4 - 20 г, H_2SO_4 - 5 мл, решта - H_2O , щільність струму - 500 А / м^2 .

Для виявлення карбідів використовувався реактив: NaF - 30 г, HCl - 100 мл, лимонна кислота - 100 г, H_2O - 1000 мл, щільність струму 200 А / м^2 .

2.5.3 Метод електронної мікроскопії

Металографічні дослідження структури зразків (морфологія, об'ємна частка, склад фаз) оптимізованого складу розробленого сплаву ЗМІ-М8 до і після термообробки, та промислових сплавів, було здійснено методом електронної мікроскопії на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І при різних збільшеннях: $\times 100$, $\times 500$, $\times 1000$, $\times 2000$.

2.5.4 Рентгеноструктурний аналіз

Рентгеноструктурний аналіз зразків виконувався на дифрактометрі RIGAKU MINIFLEX 600 у кобальтовому $K\alpha$ випромінюванні з монохроматизацією дифракційних променів при напрузі 40kV та силі струму 30mA. Монохроматизацію променів здійснювали за допомогою монохроматора, встановленого перед лічильником, що забезпечує фільтрацію β - випромінювання.

Дифрактограми знімалися з поверхні полірованих та протравлених зразків у повному діапазоні кутів в інтервалі 20...100°. Похибка щодо параметрів кристалічних ґраток, залежно від кута зйомки, перебувала в межах $5,3 \times 10^{-5} \dots 0,16 \times 10^{-5}$ нм.

Точність установки нульового кута дифрактометра коректувалася з урахуванням поправки $\Delta=0,23$ для монокристалу кварцу.

Для жароміцних нікелевих сплавів встановлювали параметри кристалічних ґраток γ - і γ' - фаз за формулою:

$$a = \frac{\lambda}{2 \sin \theta_i} \sqrt{H_i^2 + K_i^2 + L_i^2}, \quad (2.2)$$

де a – параметр елементарних ґраток, нм;

λ – довжина хвилі характеристичного випромінювання, нм;

Θ - кут відбиття дифракційних ліній, °;

H, K, L - індекси вузлів зворотньої ґратки.

Розмірну невідповідність δ або γ/γ' -місфіт, розраховували за формулою:

$$\delta = 2 \frac{a_{\gamma'} - a_{\gamma}}{a_{\gamma} + a_{\gamma'}} \times 100\%, \quad (2.3)$$

де $a\gamma$ і $a\gamma'$ - періоди ґраток γ -і γ' -фаз, відповідно.

Встановлення фазового складу сплавів визначали порівнюючи табличні і розрахункові міжплощинні відстані d_{HKL} , що розраховували за формулою:

$$d_{HKL} = \frac{\lambda}{2\sin\theta}. \quad (2.4)$$

Отримані результати мали похибку яка не перевищувала 5%.

2.5.5 Рентгеноспектральний мікроаналіз

Для ідентифікації фаз, визначення їх об'ємної частки і хімічного складу використовувався метод локального мікрозондового аналізу. Дослідження складу фаз здійснювалося на приставці до растрового електронного мікроскопу марки РЕМ-106І з системою енергодисперсійного рентгеноспектрального мікроаналізу (РСМА). Даним методом експериментально оцінювався хімічний склад фаз в структурі розробленого сплаву ЗМІ-М8 в порівнянні з результатами, отриманими розрахунково-аналітичними методами. Переклад значень якісного аналізу в кількісний проводився автоматично за програмою приладу. Відносна похибка методу становила $\pm 1\%$ за масою.

2.5.6 Оцінка високотемпературної корозійної стійкості

Порівняльні експериментальні дослідження ВТК - стійкості зразків сплавів, проводилися в синтетичній золі. Для корозійних випробувань використовувалися стандартні циліндричні зразки (діаметр 10 мм, довжина $l = 12$ мм), після попереднього знежирення, вимірювання і зважування на аналітичних вагах з точністю ($\pm 0,0005$ г), наносилася синтетична зола в кількості 12 мг/см^2 , що імітує продукти згоряння газотурбінного палива наступного складу: Na_2SO_4 - 66,2%; Fe_2O_3 - 20,4% ; NiO - 8,3% ; CaO - 3,3% ; V_2O_5 - 1,8% (мас.), які розміщувалися і витримувалися в печі на платформі з вогнетривкого матеріалу в повітряній атмосфері. Порівняльні корозійні випробування проводилися в синтетичній золі за температур 800, 850, 900 і 950°C впродовж 100...300 годин. Після проведення експериментів продукти корозії вилучалися за методикою водневого відновлення окалини. Порівняльна стійкість зразків досліджуваних сплавів до ВТК оцінювалася за питомою втратою маси (q , г/м^2) і середньою швидкістю корозії ($\bar{V}_q$, $\text{г/м}^2\cdot\text{с}$).

Питома втрата маси (q , г/м^2) розраховувалася за формулою (2.5):

$$q = \frac{\Delta m}{S}, \quad (2.5)$$

де Δm - втрата маси зразка після видалення продуктів корозії, г ;

S - площа поверхні зразка, м^2 .

Середня швидкість корозії ($\bar{V}_q$, $\text{г/м}^2\cdot\text{с}$) розраховувалася за формулою (2.6):

$$\bar{V}_q = \frac{q}{\tau}, \quad (2.6)$$

де τ - тривалість випробувань, с.

2.5.7 Оцінка механічних властивостей

Для порівняльної оцінки характеристик міцності досліджуваних сплавів проводилися механічні випробування металу на стандартних циліндричних зразках з робочою частиною (діаметр 5 мм, довжина $l = 25$ мм) після термообробки. При кожному рівні температур і напружень випробовувалось не менше 3...5 зразків.

Випробування сплаву на короткочасну міцність здійснювалося на зразках за температури 20°C на розривних машинах УМЕ-10ТМ і ГСМ-20 (ДСТУ ISO 6892-1:2019).

Випробування сплаву на тривалу міцність проводилися на аналогічних зразках за температури 800°C на машинах АІМА-5-2 і ZTZ 3/3 (ДСТУ ISO 204:2019) шляхом одновісьового розтягування при постійному навантаженні на стандартних тимчасових базах 40, 100 і 1000 годин.

Всі дослідні роботи були виконані Національним університетом «Запорізька політехніка» відповідно з науковими планами кафедри «Фізичне матеріалознавство» в рамках госпдоговірної тематики спільно з промисловим підприємством АТ «МОТОР СІЧ».

РОЗДІЛ 3

ВСТАНОВЛЕННЯ ЗАКОНОМІРНОСТЕЙ ВПЛИВУ ЛЕГУВАННЯ НА ТЕПЛОФІЗИЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЛИВАРНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ ДЛЯ УДОСКОНАЛЕННЯ ТЕХНОЛОГІЙ ВИГОТОВЛЕННЯ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

В сучасних реаліях газотурбобудування розробка нових матеріалів без використання новітніх методів значно звужує коло можливостей дослідника. Збільшення ефективності науково-дослідних робіт можливо лише завдяки автоматизованим методикам, які дозволяють пришвидшити процес отримання бажаного результату. У періодичній літературі розрахунок властивостей на основі хімічного складу ливарних ЖНС розглянуто лише з урахуванням γ' -утворювальних елементів. Необхідність дослідження особливостей впливу всіх легувальних елементів на властивості потрібно для збільшення точності прогнозування їх характеристик. Тому встановлення закономірностей впливу легувальних елементів на теплофізичні, механічні та корозійні властивості є актуальною задачею сучасного матеріалознавства високотемпературних матеріалів.

3.1 Побудова діаграм для визначення теплофізичних характеристик для удосконалення технологій виготовлення та термічного оброблення

В залежності від впливу на механізм зміцнення ливарних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС), елементи можна класифікувати і розділити на такі основні групи: розчинно-дисперсійні зміцнювачі (Al, Ti, Ta, Hf); твердорозчинні зміцнювачі (Co, Cr, Mo, W, Re); карбідоутворювальні елементи (Ti, Ta, Hf, Nb, V, W, Mo, Cr); мікролегувальні елементи і домішки

різного типу. Такий поділ є досить умовним, оскільки елементи-зміцнювачі можуть розчинятися не лише в γ -твердому розчині, а й в інтерметалідній γ' - фазі з утворенням сполуки типу $(\text{Ni}, \text{Cr})_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Mo}, \text{W}, \text{Nd}, \text{Ta})$. Однак, автор вважає, що дотримуючись такої класифікації створюється більш цілісна картина.

Вважається, що оптимізація властивостей ливарних ЖНС полягає в підвищенні сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів, при збалансованому сумарному легуванні твердорозчинними зміцнювачами (однак їх внесок у зміцнення є значно меншим). Згідно з термодинамічних позицій, залежність властивостей систем у двофазному рівноважному стані ($\gamma+\gamma'$ - фази) від концентраційних факторів створюють ефект кооперації (конкуренції). Тому, для вільної енергії (G) у звичайному стані буде справедливо співвідношення:

$$G[T, P, N_{i,j}] = G_i^{\gamma'} \sum_i^{\gamma'} N_i + G_j^{\gamma} \sum_j^{\gamma} N_j + \dots, \quad (3.1)$$

де T - температура, К;

P – тиск, Па;

N_i, N_j – концентраційні (середньозважені) фактори присутніх у сплаві хімічних компонентів.

За умови рівноваги (P і $T = \text{const}$) у випадку двох основних фаз $G^{\gamma+\gamma'} = \min$ і рівність 3.1 перетворюється у вираз:

$$dG^{\gamma+\gamma'} = 0 = \left(\frac{\partial G}{\partial N_i} \right) \sum_i N_i + \left(\frac{\partial G}{\partial N_j} \right) \sum_j N_j = \mu_i^{\gamma'} \sum_i N_i + \mu_j^{\gamma} \sum_j N_j, \quad (3.2)$$

де $\mu_i^{\gamma'}$ та μ_j^{γ} - парціальні хімічні потенціали, визначають середнє значення впливу елементів, як окремих узагальнених елементів кластерних зон умовно зведених до одного. В кожній кластерній зоні γ - та γ' -фаз N_i та N_j - кількість таких зон у відповідних фазах.

Якщо вважати, що коефіцієнт термодинамічної активності компонентів наближено дорівнює 1, $\mu_0^{\gamma'} + kT \ln \sum N_i^{\gamma'} \cong \mu_0^{\gamma} + kT \ln \sum N_j^{\gamma}$. Приймаючи, що $\Delta\mu_0 = \mu_0^{\gamma'} - \mu_0^{\gamma}$ достатньо мале і до того ж незалежне від концентрації, будемо мати:

$$\ln \sum_i^{\gamma'} N_i - \ln \sum_j^{\gamma} N_j = 0 \quad (3.3)$$

Звідси:

$$\frac{\sum N_i^{\gamma'}}{\sum N_j^{\gamma}} \approx 1 \quad (3.4)$$

З урахуванням масштабного фактору останнє рівняння набуває наступного вигляду:

$$q \frac{\sum N_i^{\gamma'}}{\sum N_j^{\gamma}} \geq 1, \quad (3.5)$$

де q – масштабний фактор (≥ 1)

Тому, виходячи з вище наведених співвідношень, авторами [288-293] були запропоновані відповідні залежності $K_{\gamma'}$ (формула 3.6), K_{γ} (формула 3.7), Розрахункові значення концентраційного масштабного фактору, що припадає на одиничний інтервал довільно вибраних осей з цими позначеннями, враховують як конкуренцію, так і кооперацію різних груп елементів в ливарних ЖНС стан яких не є рівноважним відповідають залежності:

$$K_{\gamma'} = 5 \frac{\sum (Al+Ti+Nb+Ta+Hf)}{\sum (Cr+W+Mo+Co)}, \quad (3.6)$$

де Al, Ti, Nb, Ta, Hf, Cr, W, Mo, Re, Co, Ru – відповідний вміст елементів в сплаві.

У формулі (3.6) критерій q (де $q=5$) був спеціально підібраний для забезпечення найкращого співвідношення елементів згідно таких міркувань: γ' -утворювальні елементи забезпечують значно більший внесок (приблизно в 5 разів) в зміцнення сплаву (внаслідок зростання кількості зміцнювальної фази).

Співвідношення K_γ (формула 3.7) використовується для визначення температури плавлення ливарних ЖНС. Оскільки при цих температурах основним фактором, який впливає на критичну температуру, є процеси дифузії (швидкість якої залежить від твердорозчинних зміцнювачів), було запропоновано співвідношення, що враховує і цей процес:

$$K_\gamma = \frac{\sum(\text{Cr}+\text{W}+\text{Mo}+\text{Co})}{\sum(\text{Al}+\text{Ti}+\text{Nb}+\text{Ta}+\text{Hf})}, \quad (3.7)$$

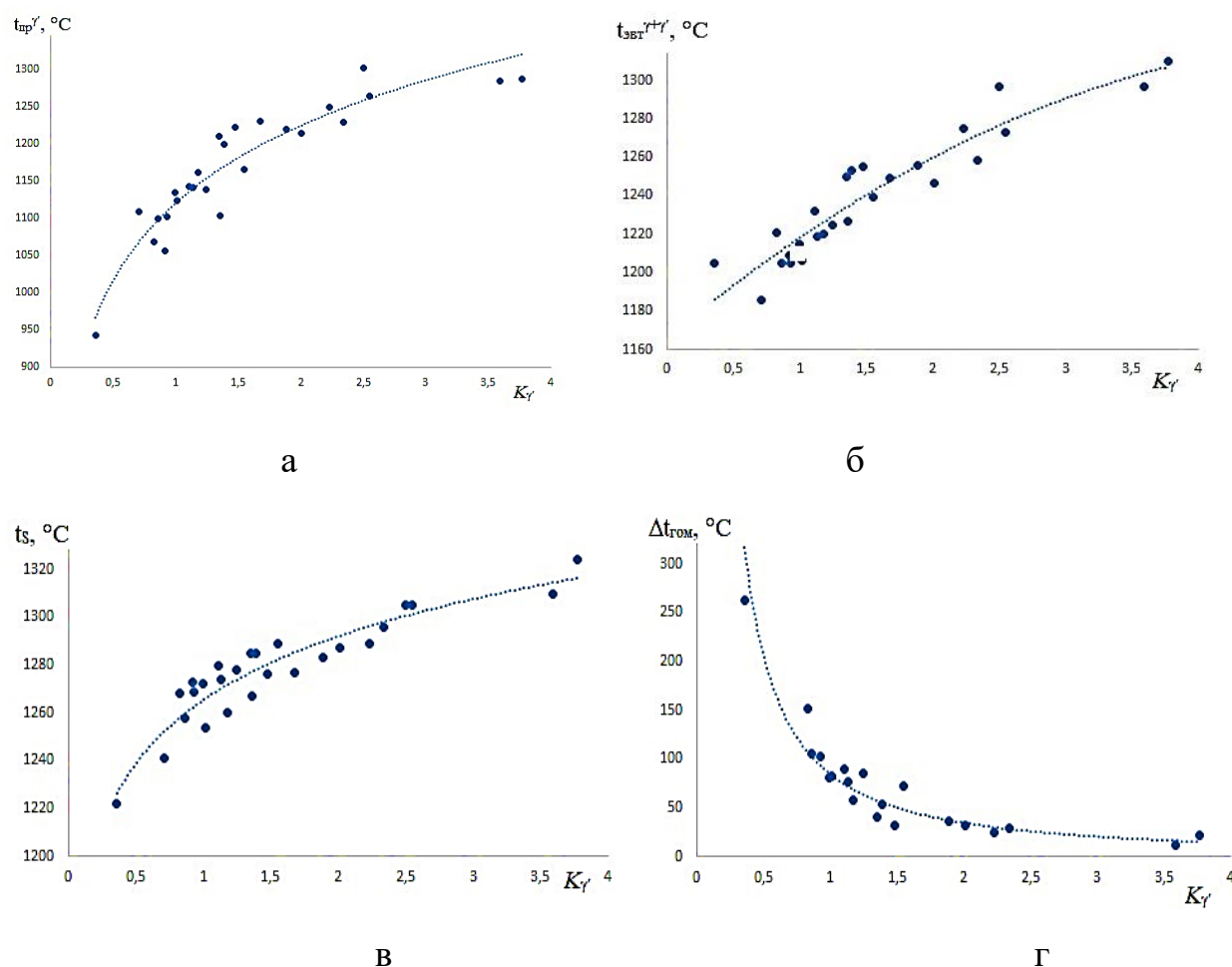
де Al, Ti, Nb, Ta, Hf, Cr, W, Mo, Re, Co, Ru – відповідний вміст елементів в сплаві, % мас.

Аналітичні вирази (3.6, 3.7) розроблені для концентраційних інтервалів елементів, вказаних в таблиці 2.1, і не мають фізичних розмірностей.

Температурна працездатність характеризується структурно-фазовою стабільністю і рівнем жароміцності, що залежить від критичних температур, таких як температури ліквідусу (t_L), солідусу (t_S), температури ($t_{\text{евт.}}$) локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$), а також температур повного ($t_{\text{п.р.}}^{\gamma'}$) розчинення зміцнювальної γ' - фази. Вважається, що чим менше температурний інтервал кристалізації ($\Delta t_{\text{кр.}}$) сплаву, тим менше ступінь дендритної ліквідації. Звуження температурного інтервалу гомогенізації ($\Delta t_{\text{гом.}}$) негативно впливає на технологічність термічної обробки сплавів.

3.2 Закономірності впливу легування на критичні температури сплавів рівновісної кристалізації

Зв'язок температур повного розчинення γ' -фази, локального плавлення евтектики і солідусу із запропонованим співвідношенням $K_{\gamma'}$ (рис. 3.1) адекватно описують регресивні моделі (табл. 3.1). Підвищення теплофізичних характеристик сплавів зі збільшенням параметра $K_{\gamma'}$ зв'язується зі збільшенням легування сплавів як γ' -утворюючими елементами, так і елементами, що знаходяться в γ -твердому розчині.



$$\text{а} - t_{\text{пр}}^{\gamma'} = f(K_{\gamma'}); \text{б} - t_{\text{эвт}}^{\gamma+\gamma'} = f(K_{\gamma'}); \text{в} - t_s = f(K_{\gamma'}); \text{Г} - \Delta t_{\text{гом}} = f(K_{\gamma'})$$

Рисунок 3.1 - Залежність критичних температур і інтервалу гомогенізації від співвідношення легувальних елементів в складі ЖНС

Таблиця 3.1 – Математичні залежності теплофізичних характеристик ЖНС від параметрів $K_{\gamma'}$ и K_{γ}

Критичні температури	Математичні моделі
Температура повного розчинення γ' -фази	$t_{\text{пр}}^{\gamma'} = 150,56 \ln(K_{\gamma'}) + 1120,3$ ($R^2=0,88$)
Температура евтектичного перетворення $\gamma+\gamma'$	$t_{\text{эвт}}^{\gamma+\gamma'} = -5,3757(K_{\gamma'})^2 + 57,694(K_{\gamma'}) + 1165,8$ ($R^2=0,87$)
Температурний інтервал гомогенізуючого відпалу	$\Delta t_{\text{гом}} = 84,603(K_{\gamma'})^{-1,295}$ ($R^2=0,90$)
Температура солідус	$t_s = 38,458 \ln(K_{\gamma'}) + 1265,4$ ($R^2=0,87$)
Температура ліквідус	$t_L = 3,6863(K_{\gamma})^2 - 38,472(K_{\gamma}) + 1443,6$ ($R^2=0,85$)
Температурний інтервал кристалізації	$\Delta t_{\text{кр}} = 5,3508(K_{\gamma})^2 - 44,467(K_{\gamma}) + 159,7$ ($R^2=0,85$)

За допомогою встановлених моделей можливо прогнозувати критичні температури сплавів без попередніх експериментів методом диференціального термічного аналізу, а також розраховувати ширину температурного інтервалу для ефективного гомогенізуючого відпалу в залежності від вмісту легувальних елементів в сплаві [294-298].

Однак зв'язок співвідношення $K_{\gamma'}$ з температурою ліквідусу виявився неоднозначним. Початкова залежність мала низький коефіцієнт детермінації ($R^2 \geq 0,1$). Це пояснюється тим, що при температурах, близьких до температури плавлення, в структурі присутні дві фази, рідина і γ -твердий розчин. Температура ліквідус пов'язана з термодинамічною стабільністю твердого розчину, на яку впливають тугоплавкі елементи, що в ньому знаходяться, вони розчиняються переважно в γ -твердому розчині і істотно підвищують термодинамічну стабільність фаз в ЖНС через низький коефіцієнт дифузії, що призводить до гальмування рухливості атомів в

γ -фазі. Тому, виходячи з вище викладеного аналізу і судженням, вперше було запропоновано співвідношення K_γ , яке дає можливість досить точно визначити температуру ліквідус і температурний інтервал кристалізації ЖНС. На рисунку 3.2 приведені залежності температури ліквідус і інтервалу кристалізації від співвідношення K_γ , на яких простежується екстремум в інтервалі значень 4,5...5 K_γ , що відповідає взаємозв'язку γ -утворюючих елементів до γ' -утворюючих елементів як 5:1. З підвищенням значення K_γ спостерігається деяке збільшення температури ліквідус, але максимальні значення при цьому не спостерігаються. Протилежна поведінка спостерігається в інтервалі гомогенізації ЖНС (див. рис. 3.2, б), при значеннях $K_\gamma > 5$, $\Delta t_{кр}$ значно збільшується і досягає максимальних значень.

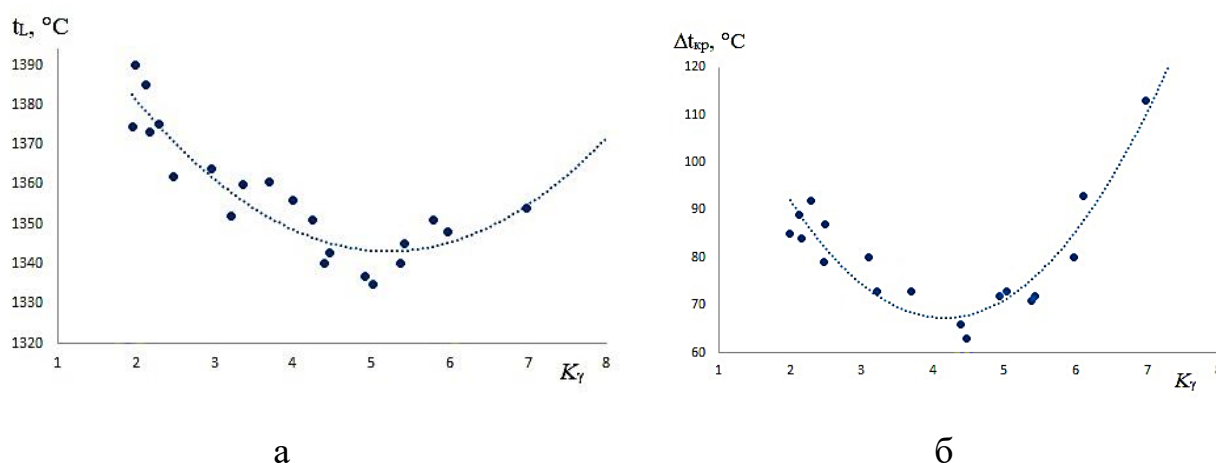


Рисунок 3.2 - Залежність температури ліквідусу (а) і інтервалу кристалізації (б) від співвідношення K_γ

Таким чином, використовуючи встановлені моделі (див. табл. 3.1), можна розрахувати температуру ліквідусу і ширину температурного інтервалу кристалізації, що істотно впливає на технологічність сплаву при формуванні бездефектної структури в виливках.

В залежності від хімічного складу карбіди будуть мати різну стійкість при температурах експлуатації та схильність до переродження в топологічно щільноупаковані фази. Тому, встановлення залежностей між температурами

карбідних ліквідусів та хімічним складом сплаву дасть можливість збільшити стійкість карбідної складової сплавів. Звісно, карбідоутворюючі елементи 100% не йдуть на утворення карбідів, деяка частка їх знаходиться в γ' та γ фазах, отже сума цих елементів не дасть достовірної картини. Тому, виходячи з того, що приблизно 2/3 танталу і 1/3 ніобію йде на утворення карбідів MC, а карбіди титану є найпоширенішими в сплавах даного класу [4, 24, 25, 176, 284], то враховуючи конкуренцію і кооперацію хімічних елементів запропоновано співвідношення:

$$K_{MC} = Ti^2 + Hf + \frac{2}{3}Ta + \frac{1}{3}Nb, \quad (3.8)$$

де Ti, Ta, Hf і Nb - відповідний вміст елементів в сплаві; % мас.

Встановлене співвідношення дозволяє спрогнозувати температури карбідного ліквідусу для ЖНС різної технології кристалізації.

Карбіди $M_{23}C_6$ в більшості випадків мають основним елементом хром, однак хром повинен знаходитись в γ твердому розчині для підвищення корозійної стійкості сплавів. Збільшення температури рекристалізації ливарних ЖНС відбувається завдяки введенню вольфраму, який повинен розчинятися в нікелю та знаходитись в твердому розчині. Враховуючи вище викладене запропоноване співвідношення для встановлення температури карбідного ліквідусу карбідів типу $M_{23}C_6$:

$$K_{M_{23}C_6} = \frac{2}{3}Cr + Mo + \frac{1}{2}W, \quad (3.9)$$

де Cr, Mo і W - відповідний вміст елементів в сплаві; % мас.

Для сплавів рівновісної кристалізації у певному концентраційному інтервалі побудовані залежності карбідних ліквідусів від отриманих співвідношень K_{MC} та $K_{M_{23}C_6}$ (рис. 3.3), що враховують вміст карбідоутворюючих елементів в сплавах. На отриманих залежностях

спостерігаються екстремуми при $K_{MC} \approx 20$ і $K_{M_{23}C_6} \approx 13$, які пояснюються збільшенням титану в МС карбідах і утворенню карбідів евтектичного типу. Для карбідів типу $M_{23}C_6$ екстремум пояснюється максимальним насиченням легувальних елементів.

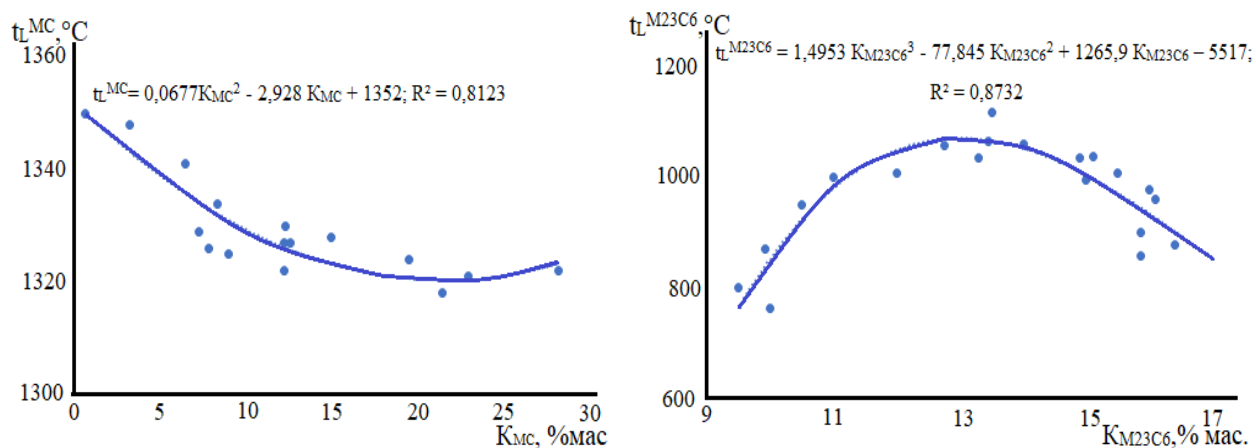


Рисунок 3.3 - Залежності карбідних ліквідусів для МС (а) та $M_{23}C_6$ (б) карбідів ливарних ЖНС рівновісної кристалізації від співвідношень K_{MC} та $K_{M_{23}C_6}$

Отримані залежності теплофізичних властивостей можливо представити у вигляді діаграми (рис. 3.4), яка описує зміну критичних температур (фазових перетворень) від співвідношень $K_{\gamma'}$, K_{γ} , K_{MC} та $K_{M_{23}C_6}$. Отримана діаграма дає змогу удосконалити (чи навіть замінити) та спростити політермічні перетини діаграм стану. Результати розрахунку теплофізичних характеристик ЖНС рівновісної кристалізації, в подальшому порівнювали з експериментальними даними, отриманими за допомогою диференціального термічного аналізу (ДТА). Для підтвердження розрахункових даних були обрані промислові жароміцні нікелеві сплави, розроблені в Національному університеті «Запорізька політехніка», ЗМІ-3У і ЖСЗЛС-М середнього рівня легування. В таблиці 3.2 представлено результати розрахунків теплофізичних властивостей сплавів ЗМІ-3У і ЖСЗЛС-М в порівнянні з експериментальними даними.

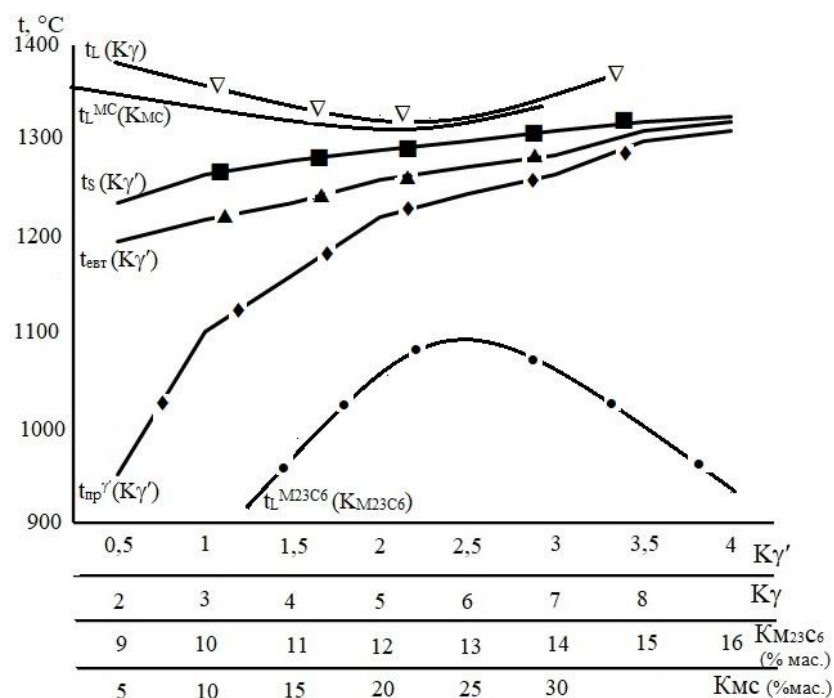


Рисунок 3.4 – Діаграма залежності теплофізичних властивостей ливарних ЖНС рівновісної кристалізації

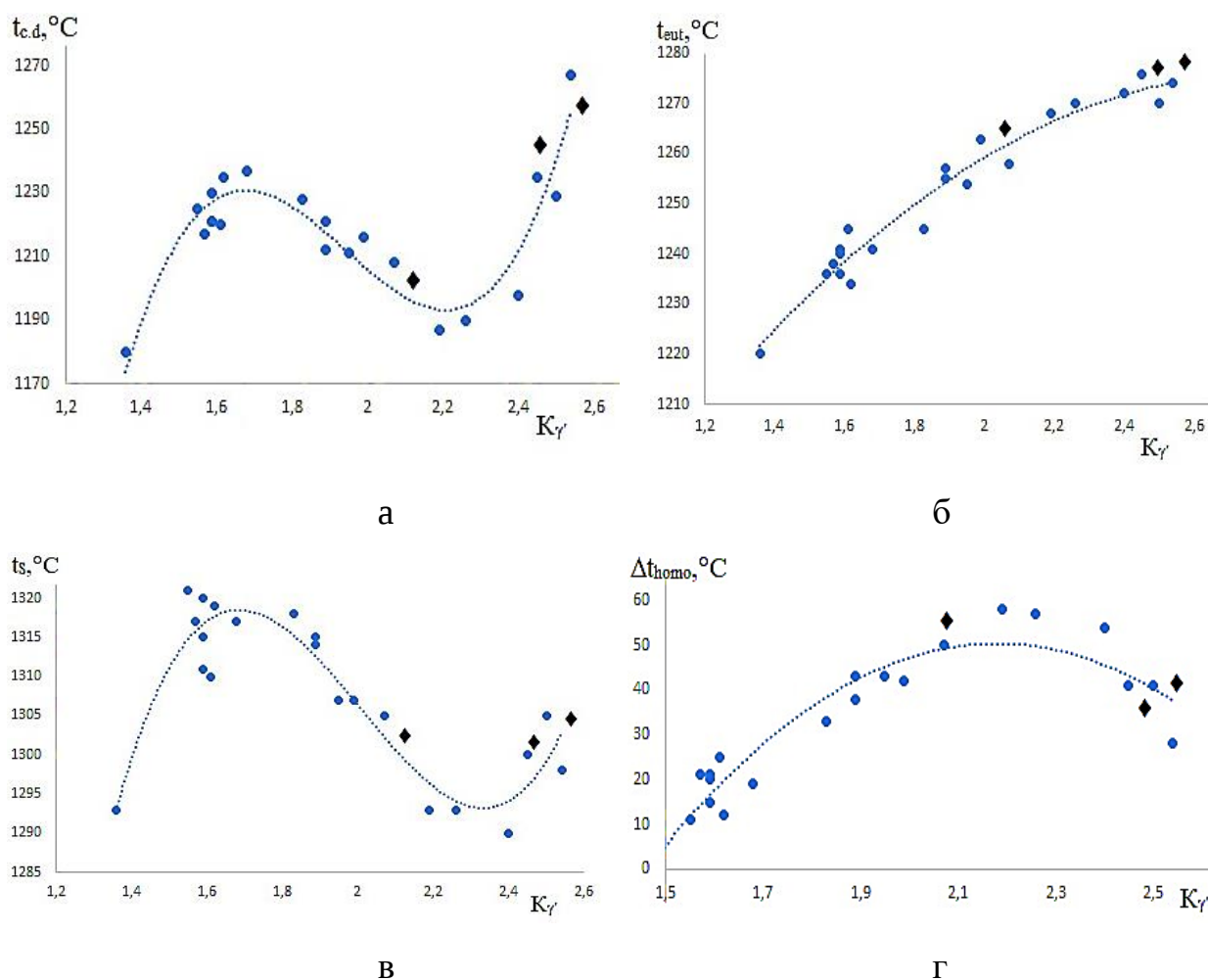
Таблиця 3.2 – Розрахункові та експериментальні теплофізичні характеристики ливарних ЖНС

Метод отримання результатів	Критичні температури, °C					
	$t_{пр}^{\gamma'}$	$t_{эвт}^{\gamma+\gamma'}$	t_s	t_L	$\Delta t_{гом}$	$\Delta t_{кр}$
ЖСЗЛС-М						
Розраховані за розробленими моделями	1075	1198	1282	1349	128	66
Експериментальні значення за даними [35, 39, 196, 197, 198, 200]	1070	1202	1280	1348	132	68
ЗМІ-3У						
Розраховані за розробленими моделями	1160	1233	1260	1354	72	93
Експериментальні значення за даними [27, 34, 40, 191, 210]	1165	1235	1255	1350	68	79

З аналізу таблиці 3.2 встановлено, що розрахункові та експериментальні дані мають збіжність з похибкою, що не перевищує 5°C , таким чином, отримані математичні залежності дають можливість прогнозувати теплофізичні характеристики, які залежать від системи легування сплаву, як при розробці нових складів ЖНС для рівновісної кристалізації, так і при удосконаленні відомих промислових композицій в рамках марочного складу.

3.3 Зв'язок критичних температур з легувальними композиціями сплавів спрямованої кристалізації

Зв'язок температур повного розчинення γ' -фази, локального плавлення евтектики і солідусу із запропонованим співвідношенням $K_{\gamma'}$ (рис. 3.5) адекватно описують моделі (табл. 3.3). Підвищення теплофізичних характеристик сплавів зі збільшенням параметра $K_{\gamma'}$ зв'язується зі збільшенням легування сплавів γ' -утворюючими елементами, так і елементами, що знаходяться в γ -твердому розчині. Однак, при значенні $1,6 \dots 1,7 K_{\gamma'}$, спостерігається зниження температур $t_{\text{пр}}^{\gamma'}$ і t_s , внаслідок особливості легування сплавів в даному інтервалі, а саме збільшення вмісту елементів, які класифікуються як γ -твердорозчинні зміцнювачі. При збільшенні значення більш $2,2 \dots 2,3 K_{\gamma'}$ спостерігається зростання температур $t_{\text{пр}}^{\gamma'}$ і t_s , що пов'язано зі зміною сил міжатомного зв'язку (за рахунок збільшення легування сплаву).



а – $t_{пр.}=f(K_{\gamma'})$; б – $t_{евт}=f(K_{\gamma'})$; в – $\Delta t_{гомо}=f(K_{\gamma'})$; г – $t_s=f(K_{\gamma'})$;

(• - розрахункові значення; ♦ – експериментальні значення)

Рисунок 3.5 – Залежність критичних температур і інтервалу кристалізації від співвідношення легувальних елементів в складі ЖНС

За допомогою отриманих моделей (див. табл. 3.3) можна з високою точністю прогнозувати критичні температури сплавів без попередніх експериментів методом диференціального термічного аналізу [299-301], а також розраховувати ширину температурного інтервалу для ефективного гомогенізуючого відпалу в залежності від вмісту легувальних елементів в сплаві. Таким чином, використовуючи наведені моделі (див. табл. 3.3) можна розрахувати температуру ліквідусу і ширину температурного інтервалу кристалізації, що істотно впливає на технологічність сплаву при формуванні бездефектної структури в виливок.

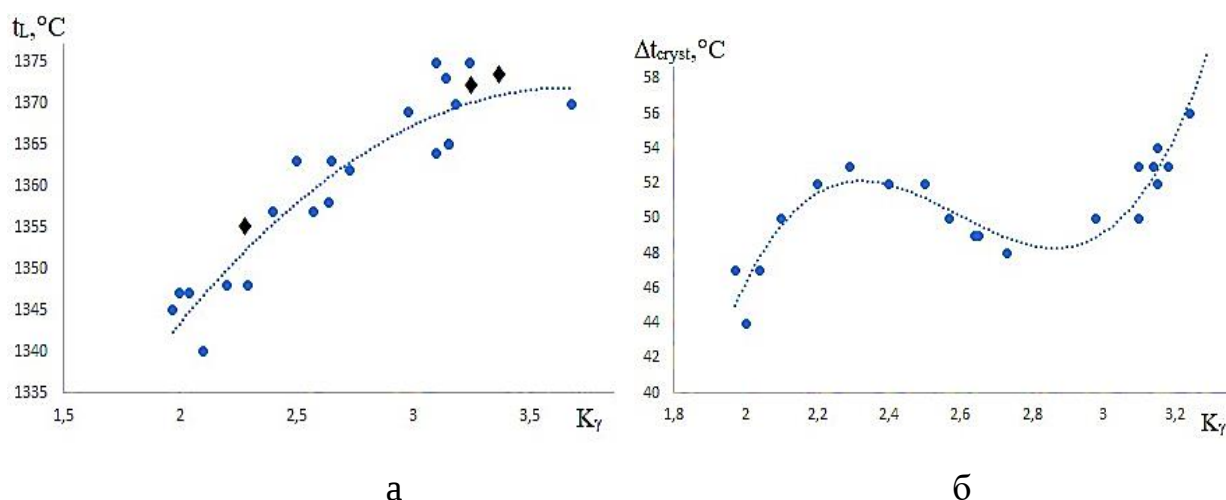
Таблиця 3.3 – Математичні залежності теплофізичних характеристик ЖНС спрямованої кристалізації від параметрів $K_{\gamma'}$ и K_{γ} .

Критична температура	Регресійні моделі
Температур повного розчинення γ' -фази	$t_{\text{пр.}}=504,84(K_{\gamma'})^3-2942,7(K_{\gamma'})^2+5611,1(K_{\gamma'})-2284,3$ ($R^2=0,85$)
Температура евтектичного перетворення $\gamma+\gamma'$	$t_{\text{евт.}}=-26,039(K_{\gamma'})^2+145,92(K_{\gamma'})+1071,5$ ($R^2=0,90$)
Температурний інтервал гомогенізуючого відпалу	$\Delta t_{\text{гомо}}=-97,465 (K_{\gamma'})^2+424,79(K_{\gamma'})-412,46$ ($R^2=0,87$)
Температура солідус	$t_s=186,75(K_{\gamma'})^3-1125,5(K_{\gamma'})^2+2202,4(K_{\gamma'})-90,528$ ($R^2=0,84$)
Температура ліквідус	$t_L = -10,235(K_{\gamma})^2 + 75,121(K_{\gamma}) + 1234,1$ ($R^2=0,88$)
Температурний інтервал кристалізації	$\Delta t_{\text{крис}}=49,07(K_{\gamma'})^3-318,68(K_{\gamma'})^2+978,96(K_{\gamma'})-777,42$ ($R^2=0,83$)

На рисунку 3.6 приведені залежності температури ліквідус і інтервалу кристалізації від співвідношення K_{γ} . Температура ліквідус збільшується зі зростанням значення K_{γ} , що характерно при збільшенні вмісту елементів, які знаходяться в γ -твердому розчині. Залежність температурного інтервалу кристалізації від значення K_{γ} має подібний характер з $t_{\text{пр.}}^{\gamma'}$ і t_s , та підпорядковується вище описаним взаємозв'язкам.

Для сплавів спрямованої кристалізації для заданого концентраційного інтервалу (див. табл. 2.1) побудовані залежності температури карбідних ліквідусів від співвідношень $K_{\text{МС}}$ та $K_{\text{М23С6}}$ (рис. 3.7), що враховують вміст карбідоутворюючих елементів в сплавах. На залежності температури карбідного ліквідусу для карбідів типу МС спостерігається екстремум при $K_{\text{МС}} \approx 20$, який пояснюється як і для рівноосних ЖНС збільшенням титану і

утворенню карбідів евтектичного типу. Температура ліквідусу карбідів типу $M_{23}C_6$ прямопропорційно зростає зі збільшенням $K_{M_{23}C_6}$.



(• - розрахункове значення; ♦ – експериментальне значення)

Рисунок 3.6 - Залежності температури ліквідусу (а) і інтервалу кристалізації (б) від співвідношення K_γ

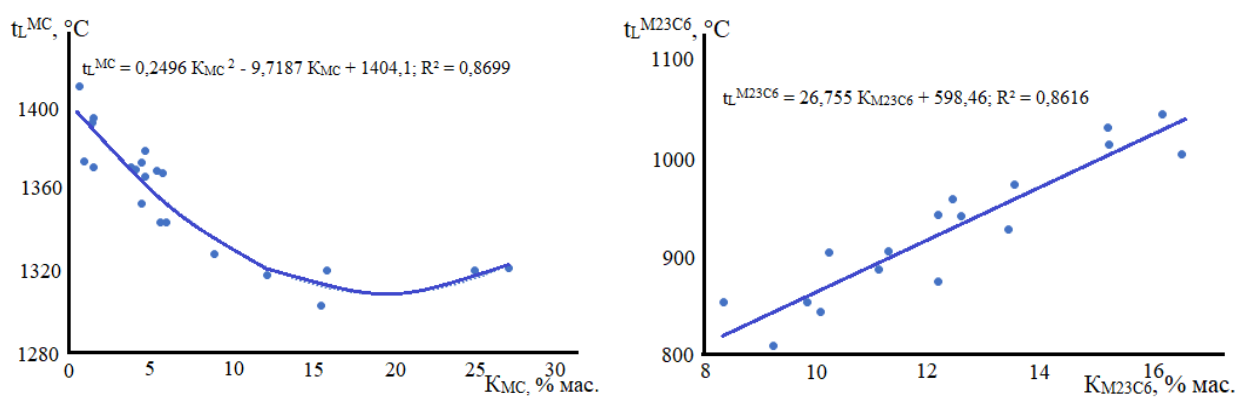


Рисунок 3.7 - Залежності карбідних ліквідусів для МС (а) та $M_{23}C_6$ (б) карбідів ливарних ЖНС спрямованої кристалізації від співвідношень K_{MC} та $K_{M_{23}C_6}$

Отримані залежності можливо представити у вигляді діаграми (рис. 3.8), яка описує залежність зміни критичних температур від вмісту легуючих елементів в сплавi. Отримані діаграми дають змогу спростити методику

прогнозування теплофізичних властивостей ливарних ЖНС спрямованої кристалізації.

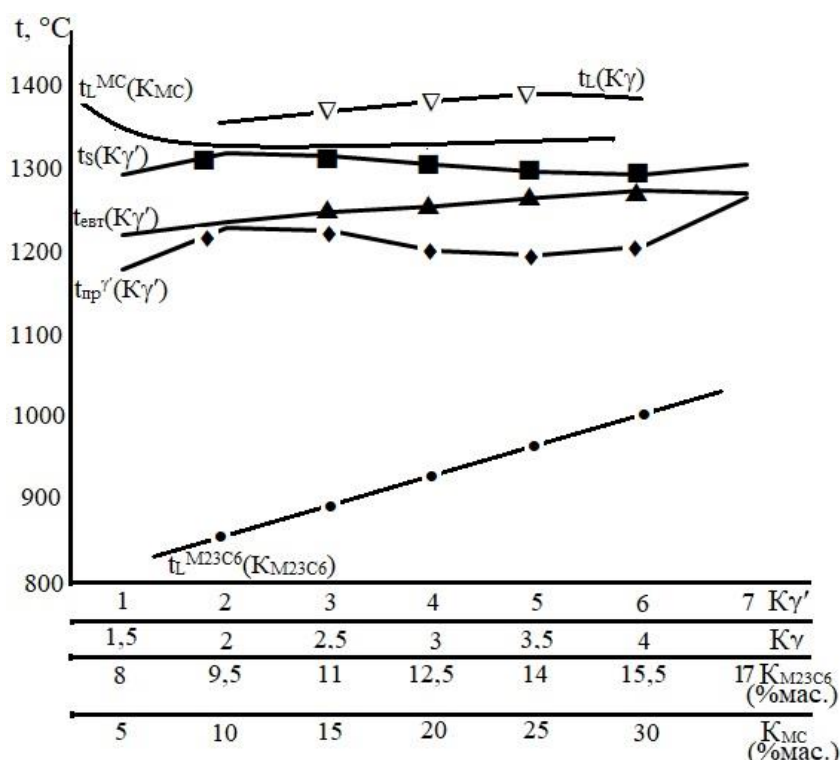


Рисунок 3.8 – Діаграма залежності теплофізичних властивостей ливарних ЖНС спрямованої кристалізації

Результати розрахунку теплофізичних характеристик ЖНС спрямованої кристалізації, в подальшому порівнювали з експериментальними даними, отриманими за допомогою ДТА. Для підтвердження розрахункових даних були обрані промислові жароміцні нікелеві сплави системи Ni-6Al-9Co-8W-4Re-4Ta-1,5Nb-1Mo-0,15C (ЖС32-ВІ, ЖС32Б-ВІ і ЖС32Е-ВІ). Критичні температури фазових перетворень дослідних сплавів наведені в таблиці 3.4.

У таблиці 3.4 показано, що розрахункові та експериментальні дані мають похибку, яка не перевищує 15°C, таким чином, отримані математичні залежності дають можливість встановлювати розрахунковим методом теплофізичні характеристики, які залежать від системи легування сплавів, як при розробці нових складів ЖНС для спрямованої кристалізації, так і при удосконаленні відомих промислових композицій в рамках марочного складу.

Таблиця 3.4 – Порівняльні розрахункові та експериментальні значення теплофізичних характеристик сплавів ЖС32-ВІ, ЖС32Б-ВІ та ЖС32Е-ВІ

Метод отримання результатів	Критичні температури, °С					
	$t_{\text{пр}}$	$t_{\text{свт}}$	t_s	t_L	$\Delta t_{\text{гомо}}$	$\Delta t_{\text{крист}}$
ЖС32-ВІ						
Розраховані за розробленими моделями	1205	1265	1303	1355	55	53
Експериментальні значення за даними [10, 14, 61, 143]	1197	1260	1298	1352	48	54
ЖС32Б-ВІ						
Розраховані за розробленими моделями	1250	1273	1302	1372	31	70
Експериментальні значення за даними [11, 17, 19, 63]	1230	1270	1296	1368	40	72
ЖС32Е-ВІ						
Розраховані за розробленими моделями	1261	1278	1306	1376	37	69
Експериментальні значення за даними [13, 42, 59, 192]	1250	1271	1297	1367	35	70

3.4 Висновки

Виконано комплекс розрахункових досліджень, який дозволив сформулювати ряд теоретичних положень, що визначають наукові уявлення про легування ливарних жароміцних нікелевих сплавів та вплив легування на теплофізичні характеристики, а саме:

1. Систематизовано і оброблено експериментальні дані ливарних жароміцних нікелевих сплавів різної технології виплавлення, за теплофізичними властивостями, які впливають на параметри виготовлення та термічного оброблення деталей газотурбінних установок.

2. Вперше отримані співвідношення $K_{\gamma'}$ та K_{γ} , що враховують конкуренцію та кооперацію елементів в складі дослідних сплавів. На їх основі отримані (та експериментально перевірені) діаграми, що дозволяють визначити критичні температури ліквідусу (t_L), солідусу (t_S), повного розчинення γ' - фази в γ - твердому розчині ($t_{пр.\gamma'}$), а також температури ($t_{евт.}$) локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$). Встановлені залежності, які дають змогу оптимізувати технологію виготовлення та проведення термічного оброблення сплавів.

3. Встановлено, що при значенні 4,5...5 K_{γ} , для сплавів рівновісної кристалізації, спостерігається мінімум температури ліквідус ($\approx 1340...1350^{\circ}\text{C}$). Зменшення температури може бути викликано тим, що відбувається конкуренція між γ' - та γ -утворюючими елементами, результатом якої слугує перевага впливу γ' -утворюючих елементів і, як наслідок, зниження температури ліквідусу.

4. Виявлено, що підвищення теплофізичних характеристик сплавів спрямованої кристалізації пов'язано зі збільшенням легування γ' -утворюючими елементами. Однак, при значенні 1,6...1,7 $K_{\gamma'}$, спостерігається зниження температур $t_{пр.\gamma'}$ і t_S , внаслідок збільшення вмісту γ -твердорозчинних елементів. При значеннях, більших за 2,2...2,3 $K_{\gamma'}$, спостерігається зростання температур $t_{пр.\gamma'}$ і t_S , що пов'язано зі зміною сил міжатомного зв'язку (за рахунок збільшення легування сплаву).

РОЗДІЛ 4

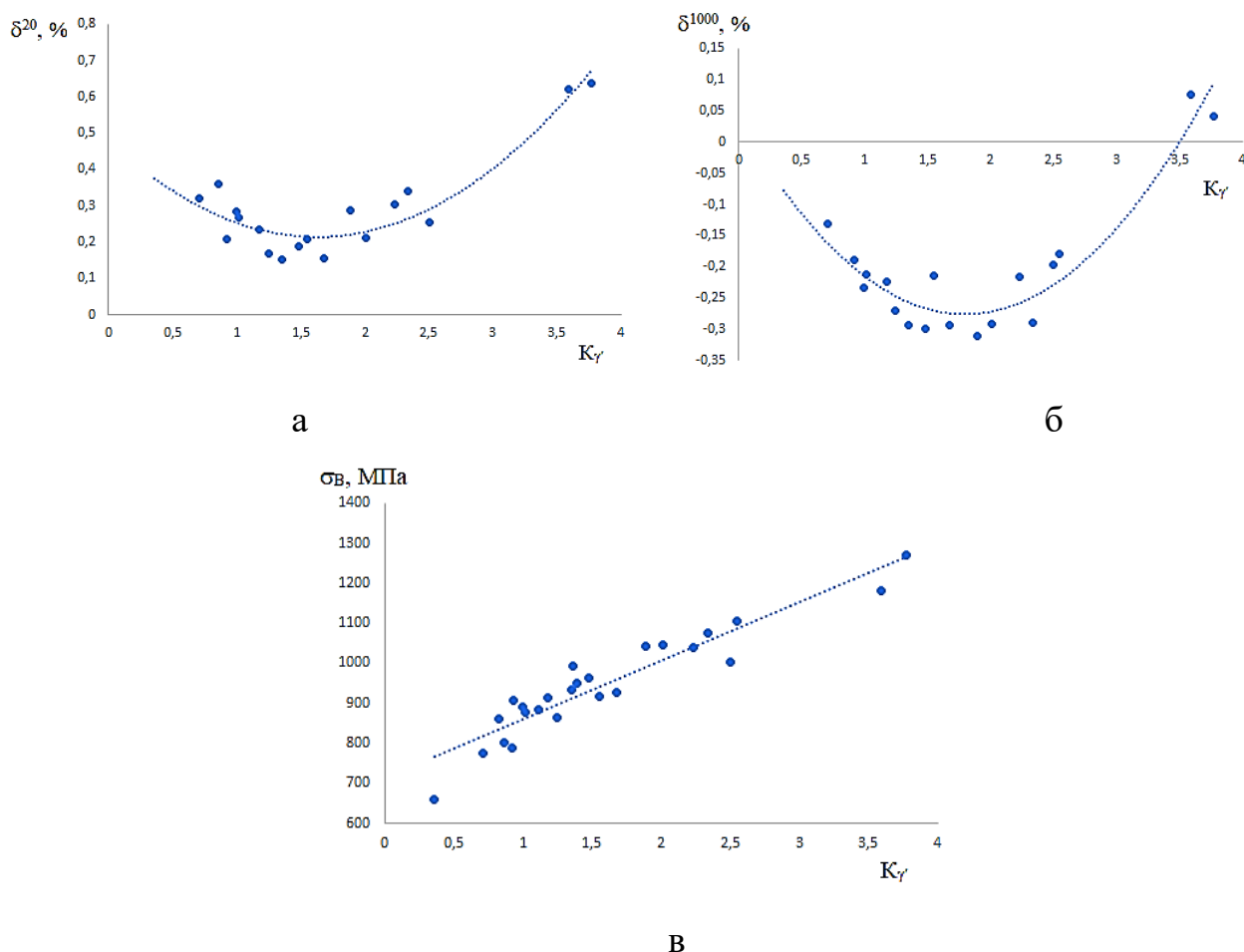
ОПТИМІЗАЦІЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ХАРАКТЕРИСТИК НА ОСНОВІ РАЦІОНАЛЬНОГО ВИБОРУ КОМПЛЕКСУ ЛЕГУВАННЯ

З огляду на те, що роль в опорі високотемпературної повзучості жароміцних нікелевих сплавів належить такому структурному параметру, як розмірна невідповідність δ (γ/γ' -місфіт), яка залежить від системи легування, то актуальним завданням є отримання оптимальних моделей для встановлення даної характеристики на основі хімічного складу сплавів ЖНС.

В результаті обробки експериментальних даних для оцінки властивостей, було використано вище наведене співвідношення $K_{\gamma'}$, яке враховує комплексний вплив основних компонентів сплаву і дає тісний зв'язок між складом і властивостями ливарних ЖНС.

4.1 Залежності властивостей жароміцних нікелевих сплавів рівновісної кристалізації від рівня легованості

Встановлено, що розмірна невідповідність кристалічних ґраток δ (γ/γ' -місфіт) має параболічні залежності (рис. 4.1, а, б) з наступними співвідношеннями (табл. 4.1). Збільшення співвідношення $K_{\gamma'}$ призводить до зниження місфіту і утворення екстремуму при значеннях 1,5...2, що пов'язується зі зниженням вмісту елементів, що знаходяться в γ -твердому розчині, які найбільш сильно збільшують період ґратки (Mo, W, Nb, Ta). При значеннях $K_{\gamma'}$ більше 1,5...2 спостерігається збільшення місфіту, оскільки об'ємна частка γ' -утворюючих елементів значно зростає і починає переважати.



а - залежність місфіту при 20°C (δ^{20}); б - залежність місфіту при 1000°C (δ^{1000}); в - залежність міцності (σ_B) від величини співвідношення $K_{\gamma'}$

Рисунок 4.1 - Кореляційні залежності властивостей рівноосних ЖНС від співвідношення $K_{\gamma'}$ в їх складі

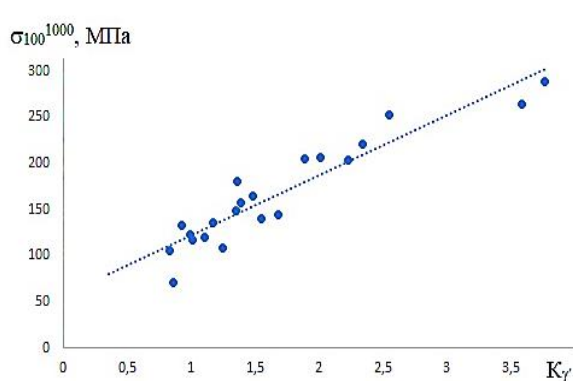
Зміна міцності при збільшенні показника співвідношення $K_{\gamma'}$ підпорядковується лінійному закону і має тенденцію до постійного зростання (рис.4.1, в), так як зі збільшенням співвідношення кількості елементів, утворюючих зміцнюючу фазу, зростає [304-308].

Показано, що при температурі досліджень 1000°C, залежність між 100- і 1000- годинною тривалою міцністю від величини місфіту (рис.4.2, а, б) оптимально описується отриманими моделями (див.табл. 4.1). Ці залежності показують, що збільшення коефіцієнту $K_{\gamma'}$, призводить до зростання тривалої

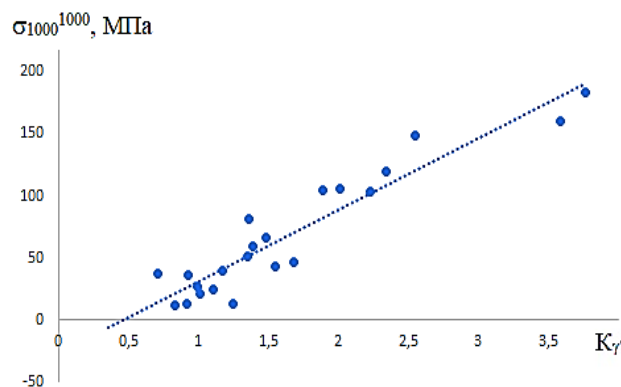
міцності сплавів, оскільки, кількість γ' - утворюючих елементів зростає, а отже, збільшується об'ємна частка γ' - фази в сплаві.

Таблиця 4.1 - Залежності властивостей жароміцних нікелевих сплавів рівновісної кристалізації від параметру $K_{\gamma'}$

Критерій	Прогнозуючі моделі
Розмірна невідповідність δ при 20°C	$\delta^{20} = 0,1001(K_{\gamma'})^2 - 0,3257(K_{\gamma'}) + 0,4789;$ ($R^2=0,92$)
Розмірна невідповідність δ при 1000°C	$\delta^{1000} = 0,0953(K_{\gamma'})^2 - 0,3427(K_{\gamma'}) + 0,0325.$ ($R^2=0,91$)
Міцність σ_B при 20°C	$\sigma_B = 146,34(K_{\gamma'}) + 713,73$ ($R^2=0,98$)
Довготривала міцність при 100 годинах	$\sigma_{100}^{1000} = 65,185 K_{\gamma'} + 56,683$ ($R^2=0,97$)
Довготривала міцність при 1000 годинах	$\sigma_{1000}^{1000} = 57,689 K_{\gamma'} - 26,58$ ($R^2=0,98$)
Густина, г/см ³	$\rho = 0,1613 \cdot A_c - 1,0026$ ($R^2=0,99$)



а

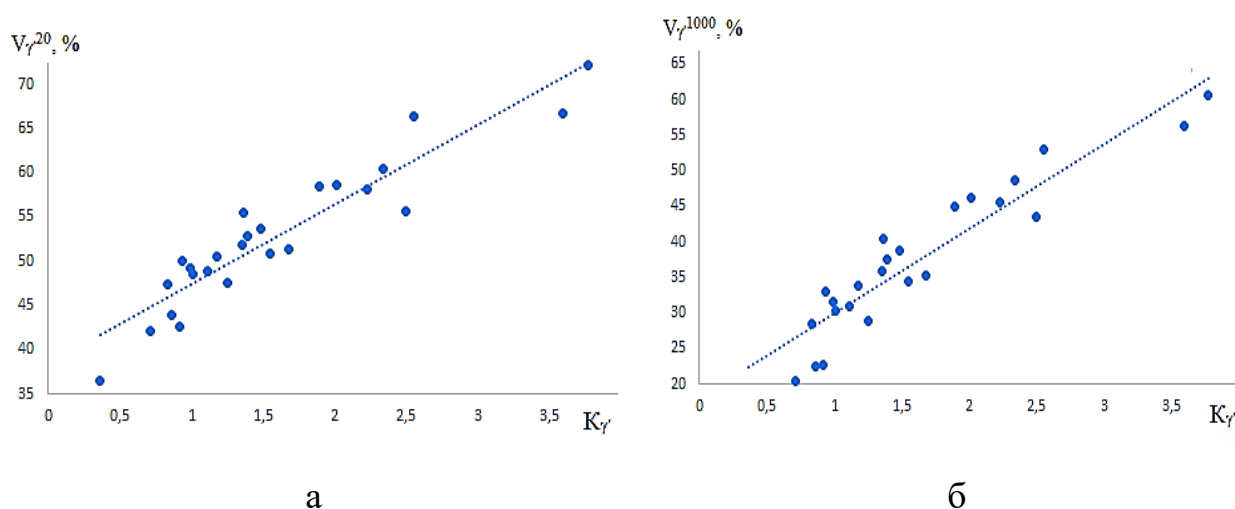


б

а – залежності довготривалої міцності (σ_{100}^{1000} , МПа); б - залежності довготривалої міцності (σ_{1000}^{1000} , МПа)

Рисунок 4.2 – Кореляційні залежності довготривалої міцності від співвідношення $K_{\gamma'}$

Встановлено, що запропоноване співвідношення $K_{\gamma'}$ має тісну кореляцію з об'ємною часткою γ' - фази в рівноосних ЖНС (рис.4.3). Всі ці залежності мають лінійний характер з позитивним кутовим коефіцієнтом і похибкою не більше $\pm 3,8\%$. Така поведінка, пояснюється тим, що зі збільшенням $K_{\gamma'}$ збільшується кількість основних зміцнюючих елементів, котрі утворюють γ' - фазу як при кімнатній температурі (див. рис. 4.3, а), так і при підвищених температурах експлуатації (див. рис. 4.3, б), а отже підвищується границя короточасної (див. рис. 4.1, в) і тривалої міцності (див. рис. 4.2) сплавів.



а - залежність об'єму γ' - фази при кімнатній температурі ($V_{\gamma'}^{20}, \%$) від величини співвідношення $K_{\gamma'}$; б - залежність обсягу γ' - фази при 1000°C ($V_{\gamma'}^{1000}, \%$) від величини співвідношення $K_{\gamma'}$

Рисунок 4.3 - Кореляційні залежності об'ємної частки γ' - фази в рівноосних ЖНС від співвідношення $K_{\gamma'}$

Для виключення впливу об'ємних дифузійних процесів при високих температурах до складу ЖНС вводять важкі метали, такі як вольфрам, молібден, реній і рутеній, що значно збільшило густину сплавів і масу готового виробу. Відомо, що густина δ тісно корелює з середньою атомною масою сплаву A_s , тому, була запропонована регресійна модель для багатокомпонентних систем легування рівноосних ЖНС (рис. 4.4).

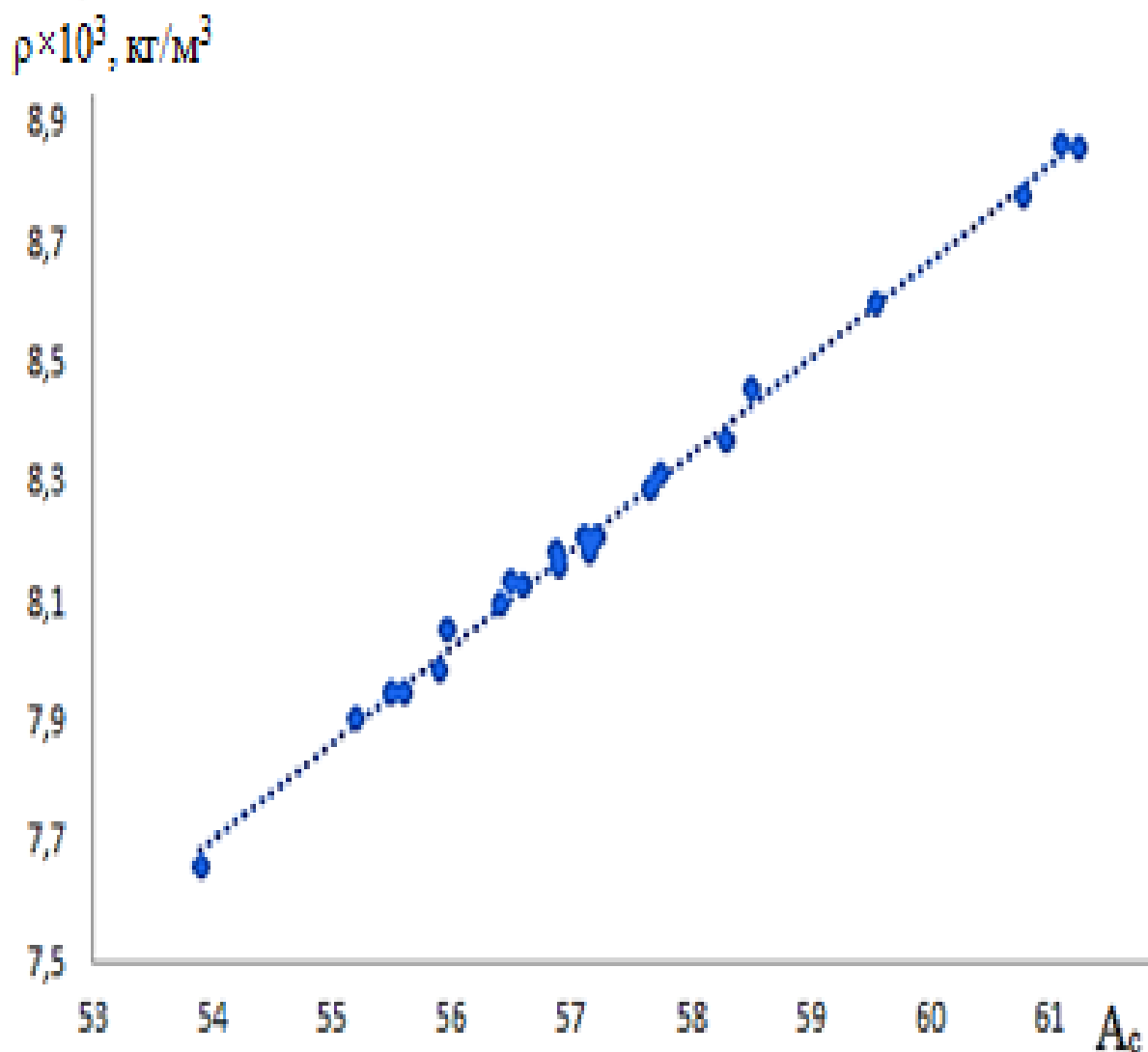


Рисунок 4.4 - Кореляційна залежність густини рівноосних ЖНС від атомної маси сплаву

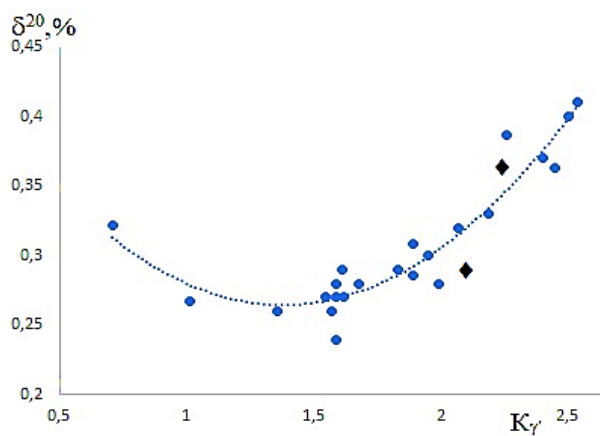
Залежність питомої густини від середньої атомної маси сплавів (див. рис. 4.4), має лінійний характер, оскільки зі збільшенням кількості елементів з високим значенням атомної маси (тугоплавких елементів), неминуче буде підвищуватися густина рівноосних сплавів. Така тенденція проявляється внаслідок того, що елементи з високою атомною масою відносяться до елементів з високою температурою плавлення, які зміцнюють γ - твердий розчин і не надають помітного впливу на інтерметалідне зміцнення сплавів.

4.2 Оптимізація механічних властивостей жароміцних нікелевих сплавів спрямованої кристалізації завдяки раціональному вибору легування

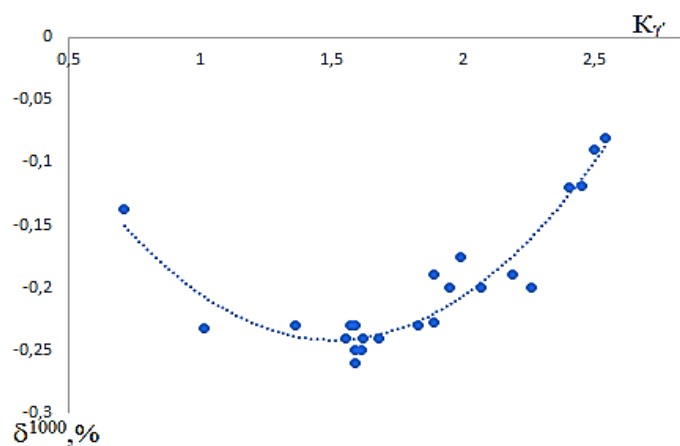
Оскільки розмірна невідповідність параметрів ґраток пов'язана зі ступенем концентраційного твердорозчинного зміцнення γ - і γ' -фаз, ефективністю дисперсійного зміцнення сплаву, швидкістю повзучості і іншими властивостями, то співвідношення $K_{\gamma'}$ дозволяє зв'язати ці властивості з багатокомпонентними системами. Встановлено, що розмірна невідповідність δ має параболічну залежність (рис. 4.5, а, б) і відповідає наступним залежностям (табл.4.2).

Збільшення співвідношення $K_{\gamma'}$ призводить до зниження місфіту і утворення екстремуму при значеннях 1,5...1,6 $K_{\gamma'}$, це пов'язується зі збільшенням розчинності легувальних елементів в γ - твердому розчині, які найбільш сильно збільшують період ґратки (Mo, W, Nb, Ta та ін.). При значеннях $K_{\gamma'}$ більше 1,5...1,6 спостерігається збільшення місфіту, оскільки твердий розчин досягає границі розчинності. Значення міцності при збільшенні показника співвідношення $K_{\gamma'}$ підпорядковується лінійному закону і має тенденцію до постійного зростання (рис.4.5, в), так як зі збільшенням співвідношення вміст елементів, що утворюють зміцнюючу фазу, зростає.

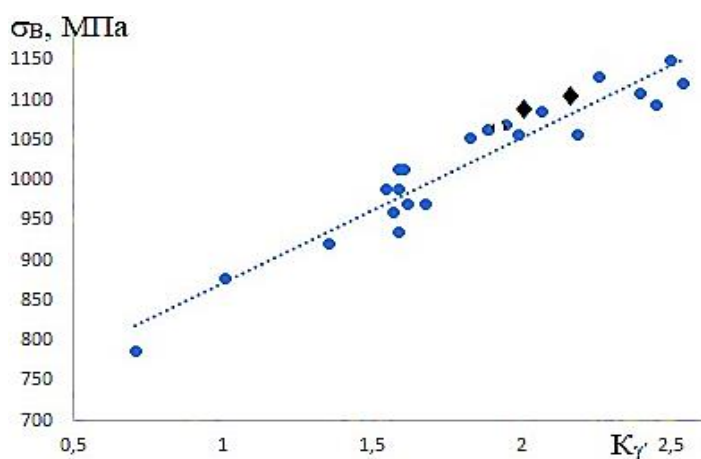
Показано, що при температурі досліджень 1000°C, залежність границі 100- і 1000- годинної тривалої міцності від величини місфіту (рис.4.6, а, б) оптимально описується моделями (див. табл. 4.2). Ці залежності показують, що при збільшенні коефіцієнта $K_{\gamma'}$, тривала міцність сплавів зростає прямопропорційно, так як, кількість γ' - утворюючих елементів зростає, а отже, збільшується об'ємна частка γ' -фази в сплаві.



а



б



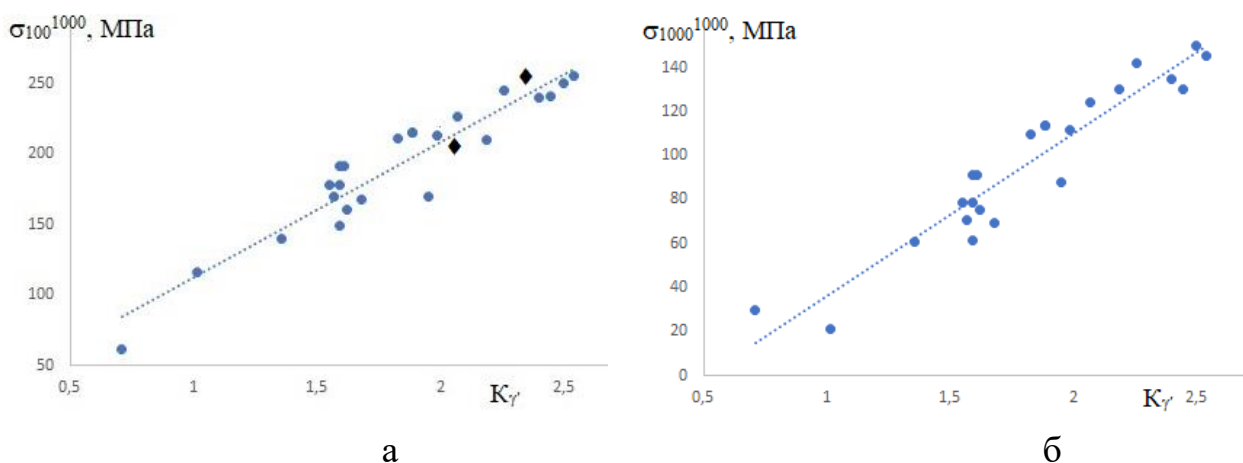
в

- а - залежність місфіту (δ^{20}) від величини співвідношення $K_{\gamma'}$;
 б - залежність місфіту (δ^{1000}) від величини співвідношення $K_{\gamma'}$;
 в – залежність границі міцності (σ_B) від величини співвідношення $K_{\gamma'}$;
 (• - розрахункові значення; ♦ – експериментальні значення)

Рисунок 4.5 - Кореляційні залежності властивостей жароміцних нікелевих сплавів від співвідношення $K_{\gamma'}$ в їх складі

Таблиця 4.2 -Залежності властивостей жароміцних нікелевих сплавів від параметру $K_{\gamma'}$

Критерій	Прогнозуючі регресійні моделі
Розмірна невідповідність δ при 20°C	$\delta^{20}, \% = 0,107 (K_{\gamma'})^2 - 0,2956(K_{\gamma'}) + 0,4685$ ($R^2=0,87$)
Розмірна невідповідність δ при 1000°C	$\delta^{1000}, \% = 0,1443 (K_{\gamma'})^2 - 0,4344(K_{\gamma'}) + 0,0852$ ($R^2=0,89$)
Міцність σ_B при 20°C	$\sigma_B, \text{МПа} = 181,73 K_{\gamma'} + 690,2$ ($R^2=0,96$)
Довготривала міцність при 100 годинах	$\sigma_{100}^{1000}, \text{МПа} = 96,219 K_{\gamma'} + 15,975$ ($R^2=0,97$)
Довготривала міцність при 1000 годинах	$\sigma_{1000}^{1000}, \text{МПа} = 73,647 K_{\gamma'} + 37,404$ ($R^2=0,98$)
Об'ємна частка γ' - фази при 20°C	$V_{\gamma'}^{20}, \% = 10,813 K_{\gamma'} + 37,364$ ($R^2=0,96$)
Об'ємна частка γ' - фази при 1000°C	$V_{\gamma'}^{1000}, \% = 17,686 K_{\gamma'} + 11,45$ ($R^2=0,95$)

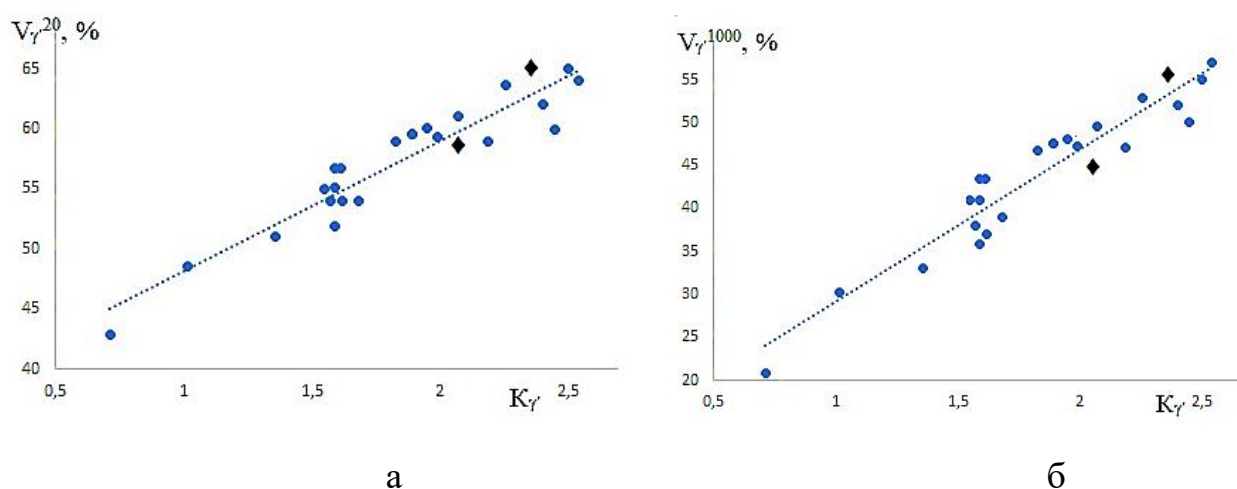


а - залежність довготривалої міцності (σ_{100}^{1000} , МПа) від величини співвідношення $K_{\gamma'}$; б - залежність довготривалої міцності (σ_{1000}^{1000} , МПа) від величини співвідношення $K_{\gamma'}$;

(• - розрахункові значення; ♦ – експериментальні значення)

Рисунок 4.6 - Кореляційні залежності довготривалої міцності жароміцних нікелевих сплавів від співвідношення $K_{\gamma'}$ в їх складі

Встановлено, що запропоноване співвідношення $K_{\gamma'}$ має тісну кореляцію з об'ємною часткою γ' - фази в сплавах спрямованої кристалізації (рис.4.7). Всі ці залежності мають лінійний характер з позитивним кутовим коефіцієнтом і похибкою не більше $\pm 3,8\%$. Така поведінка, пояснюється тим, що зі збільшенням $K_{\gamma'}$ збільшується вміст основних зміцнюючих елементів, котрі утворюють γ' - фазу як при кімнатній температурі (див. рис.4.7, а), так і при підвищених температурах експлуатації (див. рис.4.7, б).

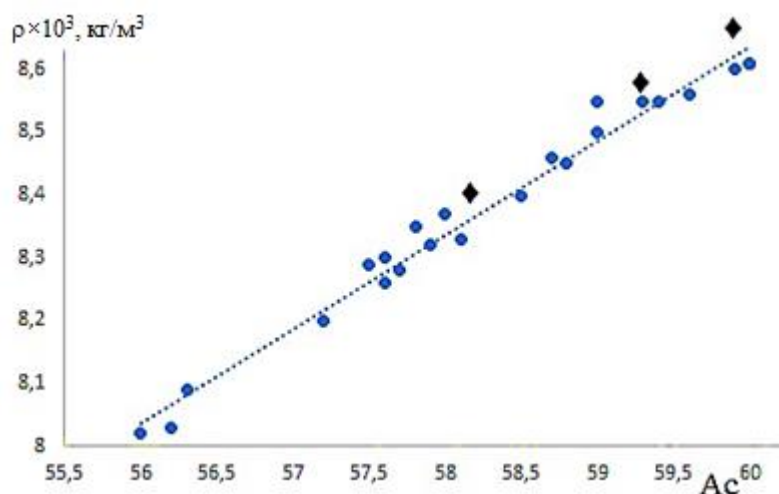


а - залежність об'ємної частки γ' - фази при кімнатній температурі ($V_{\gamma'}^{20}, \%$) від величини співвідношення $K_{\gamma'}$; б - залежність об'ємної частки γ' - фази при 1000°C ($V_{\gamma'}^{1000}, \%$) від величини співвідношення $K_{\gamma'}$;
($\bullet$ - розрахункові значення; $\blacklozenge$ – експериментальні значення)

Рисунок 4.7 - Кореляційні залежності об'ємної частки γ' - фази в ЖНС спрямованої кристалізації від співвідношення $K_{\gamma'}$ в їх складі

Для збільшення довготривалої міцності в ЖНС додають тугоплавкі елементи, які мають велику густину. Однак, збільшення маси деталей та вузлів призводить до зниження коефіцієнта корисної дії ГТУ, тому при розробці сплавів слід це враховувати. Густина сплаву не буде залежати від середньої густини всіх легуючих елементів, але має зв'язок з середньою атомною масою сплаву A_s . Така залежність отримана для багатокomпонентних систем

легування спрямованої кристалізації ЖНС з похибкою, що не перевищує $\pm 1\%$ (рис.4.8).



● - розрахункові значення; ◆ – експериментальні значення

Рисунок 4.8 - Кореляційна залежність густини сплавів спрямованої кристалізації від атомної маси

На рисунку 4.8 показана залежність густини від середньої атомної маси сплавів, яка має лінійний характер, оскільки зі збільшенням вмісту елементів з високим значенням атомної маси (тугоплавких) неминуче буде підвищуватися густина сплавів. Така тенденція проявляється внаслідок того, що елементи з високою атомною масою відносяться до елементів з високою температурою плавлення, які зміцнюють γ - твердий розчин і не надають помітного впливу на інтерметалідне зміцнення сплавів. Отримані регресивні моделі дають можливість прогнозувати густину, місфіт, границю короткотривалої та тривалої міцності за отриманим співвідношенням K_{γ} легувальних елементів в сплавах і може бути використано як при розробці нових ЖНС, так і при удосконаленні відомих промислових композицій в рамках марочного складу [306].

Результати розрахунку характеристик ЖНС спрямованої кристалізації, в подальшому порівнювали з експериментальними даними. Для

підтвердження розрахункових значень були обрані промислові жароміцні нікелеві сплави DSMGA1400 та ЖС32. На основі аналізу експериментально отриманих даних механічних властивостей досліджуваних сплавів в таблиці 4.3 наведено значення розрахункових властивостей, отриманих з використанням активного експерименту.

Таблиця 4.3 - Розрахункові та експериментальні властивості жароміцних нікелевих сплавів

Метод отримання результатів	Властивості жароміцних сплавів					
	σ_B , МПа	δ^{20} , %	σ_{100}^{1000} , МПа	$V_{\gamma'}^{20}$, %	$V_{\gamma'}^{1000}$, %	ρ , $\times 10^3$ кг/м ³
DSMGA1400						
Розраховані за розробленими моделями	1090	0,26	180	56	42	8,35
Експериментальні значення за даними [2, 47, 57, 70]	1060	0,27	198	59	45	8,4
ЖС32-ВІ						
Розраховані за розробленими моделями	1090	0,35	240	62	51	8,5
Експериментальні значення за даними [10, 14, 61, 143]	1100	0,36	245	64	55	8,55

В таблиці 4.3 показано, що розрахункові та експериментальні дані добре узгоджуються між собою практично за всіма параметрами. Виходячи з отриманих розрахункових і експериментальних значень похибка не перевищує $\pm 3\%$, таким чином, отримані математичні залежності дають можливість прогнозувати характеристики, які залежать від системи легування

сплавів, як при розробці нових складів ЖНС для спрямованої кристалізації, так і при удосконаленні відомих промислових композицій в рамках марочного складу.

4.3 Збільшення стійкості сплавів до високотемпературної корозії шляхом вдосконалення легувальних композицій

Оскільки одним з параметрів, який дозволяє встановити опір сплавів високотемпературній корозії (ВТК) належить середній швидкості корозії $\bar{V}_q$ (г/м·с), яка залежить від системи легування, то постає завдання отримання оптимальної регресійної моделі для встановлення даної характеристики при різних температурах на основі величини співвідношення легувальних елементів в складі сплавів.

Відомо, що хром є основним елементом, який визначає корозійну стійкість сплавів, при цьому його малі добавки малоефективні. Тому, в залежності від специфіки системи легування корозійностійких сплавів даного класу, оптимальні межі вмісту хрому можуть перебувати в досить широкому діапазоні $12\% \leq \text{Cr} \leq 22\%$ за масою [1, 2, 13, 14, 17 -21].

Відомо, що алюміній несприятливо впливає на показники ВТК, завдяки утворенню захисної окисної плівки, але спостерігається прискорене окислення в присутності розпавленої солі Na_2SO_4 , через що протікають реакції розчинення плівки Al_2O_3 по кислотному або основному механізмам [249]. Однак, із зростанням температури експлуатації, коли середовище стає більш окисним і менш сульфідуючим, перевагу мають сплави, що захищаються оксидом Al_2O_3 .

Титан в нікелевих сплавах дає позитивний ефект у підвищення корозійної стійкості. Практика показує, що хромо-титанові сульфідні ефективно протистоять окисленню, і зі збільшенням титану в складі до 4,5%

швидкість корозії знижується приблизно в 5 разів [26]. Однак, в нікелевих сплавах, найчастіше, алюміній і титан присутні одночасно, тому було запропоновано співвідношення Ti/Al , яке забезпечує не тільки корозійну стійкість, але і механічні властивості сплаву. Так, встановлено, що оптимальне співвідношення повинно знаходитися в межах $2,0 \dots 3,5$, яке дає оптимальне співвідношення між стійкістю до ВТК і механічними властивостями [27, 28].

Оскільки сучасні ЖНС мають багатокомпонентні склади, в яких комплексний вплив елементів на корозію, оцінка стійкості ВТК проводилася

за величиною відомого параметра $P_{kc} = Cr \sqrt{\frac{Ti}{Al}}$ [1, 2, 249, 27]. Це дозволило

співставити рівень стійкості сплавів з різними схемами легування. Проте, даний параметр не охоплює всі легуючі елементи, які присутні в складі ЖНС. Тому, в результаті аналізу і обробки експериментальних даних, запропоновано

співвідношення легувальних елементів $K_{nc} = Cr \sqrt{\frac{(Al+Ti+Nb+Ta+Hf)}{(W+Mo+Re+Co+Ru)}}$

для оцінки корозійної стійкості, яке враховує комплексний вплив основних компонентів сплаву (при збереженні співвідношення $Ti/Al > 2$). Так як ВТК пов'язана з присутністю тих чи інших елементів в сплаві і їх концентрацією, то співвідношення K_{nc} дозволяє більш адекватно оцінювати для багатокомпонентних нікелевих систем середню швидкість корозії для різних температур.

Встановлено залежності середньої швидкості корозії від співвідношення K_{nc} для сплавів спрямованої кристалізації (рис.4.9). З підвищенням величини K_{nc} спостерігається зниження значень $\bar{V}_q$ за експонентним законом для досліджених температур.

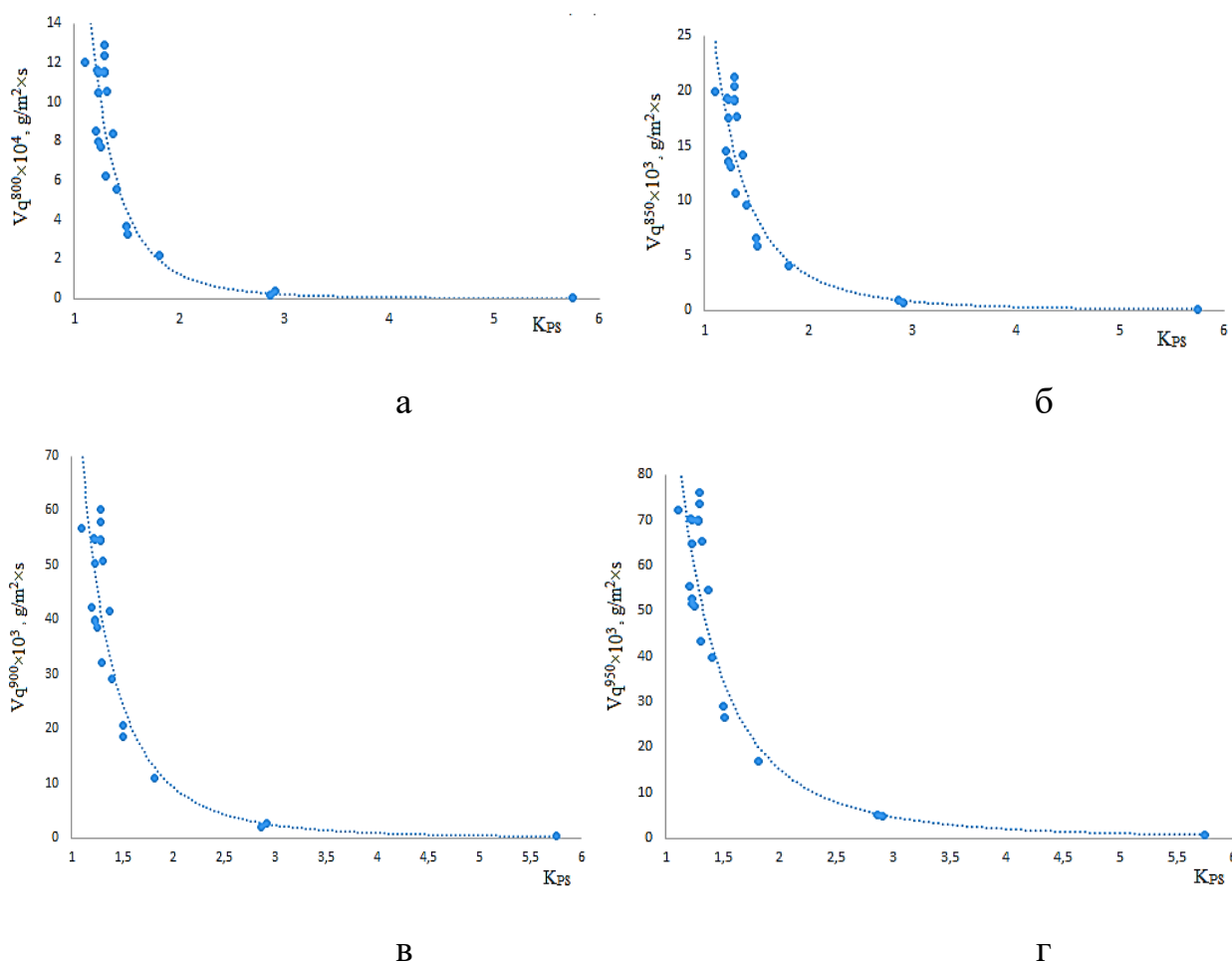
Отримані регресійні моделі для сплавів спрямованої кристалізації мають відносну похибку не більше $\pm 1,73\%$:

$$\bar{V}_q^{800} = 26,785 K_{nc}^{-4,433}; \quad (4.1)$$

$$\bar{V}q^{850} = 33,818 K_{\text{ПС}}^{-3,423}; \quad (4.2)$$

$$\bar{V}q^{900} = 97,964 K_{\text{ПС}}^{-3,408}; \quad (4.3)$$

$$\bar{V}q^{950} = 113,61 K_{\text{ПС}}^{-2,907}. \quad (4.4)$$



а- для температури 800°C ; б – для температури 850°C ;

в – для температури 900°C ; г – для температури 950°C

Рисунок 4.9 - Кореляційні залежності середньої швидкості корозії ($\bar{V}q$) ЖНС для спрямованої кристалізації від величини співвідношення $K_{\text{ПС}}$

З отриманих залежностей видно, що для забезпечення необхідного рівня ВТК стійкості сплавів спрямованої кристалізації, величина співвідношення має бути не менше $K_{\text{ПС}} \geq 2$, яке забезпечить щільну плівку продуктів корозії. Так, для сплавів з $K_{\text{ПС}} \leq 2$, характерне утворення товстого шару продуктів

корозії, який легко відшаровується в процесі експлуатації. Таким чином, отримані регресійні моделі дають можливість прогнозувати середню швидкість корозії в залежності від системи легування сплаву, як при розробці нових ЖНС для спрямованої кристалізації, так і при удосконаленні складів відомих промислових композицій в межах марочного складу.

Жароміцні нікелеві сплави рівновісної кристалізації, експлуатуються в більш жорсткіших умовах експлуатації (забруднене паливо, агресивне середовище, тощо). Тому для них є характерним збільшений вміст елементів, що підвищують стійкість до ВТК. Встановлення закономірностей впливу хімічних композицій на середню швидкість корозії має практичний інтерес, оскільки буде встановлювати один із параметрів, що впливає на довготривалість експлуатації виробів. Запропоноване співвідношення $K_{\text{пс}}$ має тісний кореляційний зв'язок із середньою швидкістю корозії для сплавів рівновісної кристалізації (рис.4.10). Всі ці залежності мають також експонентний характер з похибкою не більше $\pm 3\%$.

Зв'язок середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q$) з величиною співвідношення $K_{\text{пс}}$ для сплавів рівновісної кристалізації адекватно описуються наступними моделями:

$$\bar{V}_q^{800} = 16,928 K_{\text{пс}}^{-4,19}; \quad (4.5)$$

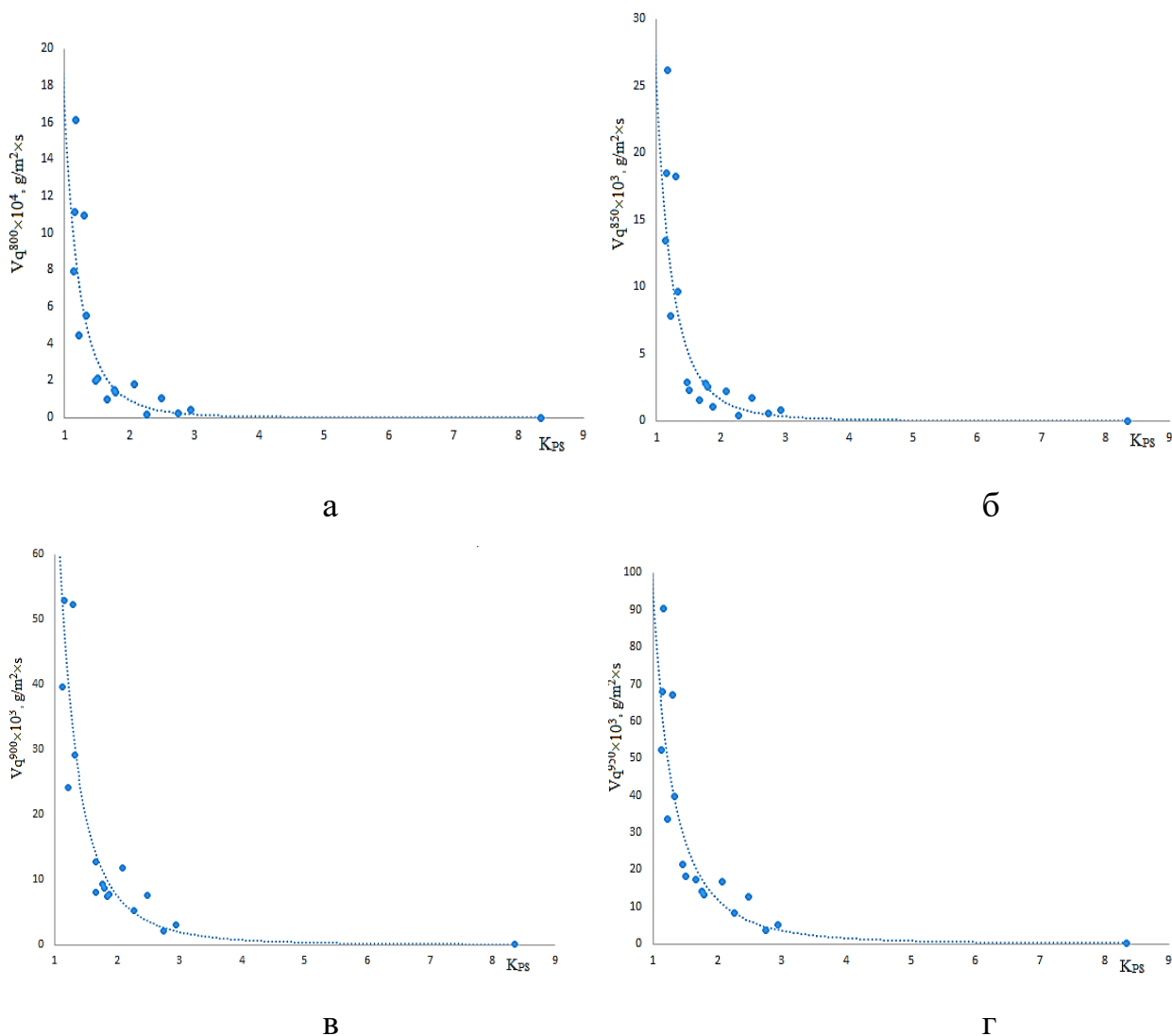
$$\bar{V}_q^{850} = 25,047 K_{\text{пс}}^{-4,003}; \quad (4.6)$$

$$\bar{V}_q^{900} = 77,216 K_{\text{пс}}^{-3,355}; \quad (4.7)$$

$$\bar{V}_q^{950} = 93,411 K_{\text{пс}}^{-2,97}. \quad (4.8)$$

Отримані залежності дають можливість прогнозувати ВТК стійкість сплавів, отриманих методом рівновісної кристалізації. Так само, як і для сплавів спрямованої кристалізації, величина співвідношення має бути не менше $K_{\text{пс}} \geq 2$, яке забезпечить формування щільної захисної плівки продуктів корозії. При значенні $K_{\text{пс}} \leq 2$, навпаки, може формуватися товстий шар

продуктів корозії, який не володіє захисними функціями, тому що легко відшаровується в процесі експлуатації [313-315].



а – для температури 800°C; б – для температури 850°C; в – для температури 900°C; г – для температури 950°C

Рисунок 4.10 - Кореляційні залежності середньої швидкості корозії ($\bar{V}q$) ЖНС для рівновісної кристалізації від величини співвідношення K_{ps}

Таким чином, отримані моделі дають можливість прогнозувати середню швидкість корозії за величиною співвідношення K_{ps} , яка залежить від системи легування сплаву, як при розробці нових складів ЖНС для рівновісної

кристалізації, так і при удосконаленні відомих промислових композицій в рамках марочного складу з метою підвищення ВТК-стійкості.

4.4 Висновки

Виконаний комплекс аналітичних досліджень дозволив сформулювати ряд теоретичних положень, що визначають наукові уявлення про легування ливарних жароміцних нікелевих сплавів та вплив легування на механічні та корозійні властивості, а саме:

1. Систематизовано і оброблено експериментальні дані, щодо механічних та корозійних властивостей ливарних жароміцних нікелевих сплавів різної технології виплавлення, що дозволило узагальнити поняття про вплив легувальних елементів на експлуатаційну стійкість деталей гарячого тракту.

2. Отримано залежності між співвідношенням $K_{\gamma'}$ та механічними властивостями, що дозволяє оптимізувати об'ємну частку γ' - фази в структурі. Показано, що зі збільшенням легованості, зростають характеристики жароміцності для сплавів незалежно від технології виготовлення, це викликано збільшенням кількості γ' -фази та підвищенням впливу твердорозчинного зміцнення тугоплавкими елементами.

3. Встановлена залежність між співвідношенням $K_{\gamma'}$ та параметром розмірної невідповідності δ (γ/γ' -місфіт). Показано, що для сплавів рівновісної та спрямованої кристалізації при $K_{\gamma'}=1,5...1,6$ спостерігається мінімальне значенні місфіту ($\approx 0,2\%$ при 20°C і $\approx -0,22\%$ при 1000°C), це пов'язується зі збільшенням розчинності легувальних елементів в γ - твердому розчині (Mo, W, Nb, Ta та ін.), які збільшують період ґратки. Однак при значеннях $K_{\gamma'}$

більше 1,5...1,6 спостерігається збільшення місфіту, оскільки γ -твердий розчин досягає границі розчинності.

4. Розроблене співвідношення K_{ps} , яке дозволяє визначити середню швидкість корозії ливарних жароміцних нікелевих сплавів різної технології виготовлення в умовах, наближених до робочих, при температурах 800, 850, 900 і 950°C з похибкою, яка не перебільшує 5%. Встановлено, що для сплавів рівновісної та спрямованої кристалізації треба прагнути до співвідношення легувальних елементів $K_{ps} \geq 2$ в сплаві, оскільки швидкість корозії при цьому буде мати мінімальні значення.

РОЗДІЛ 5

РОЗРОБКА МЕТОДИКИ КЕРУВАННЯ ПРОЦЕСАМИ ФАЗОВИХ ПЕРЕТВОРЕНЬ В ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВАХ З МЕТОЮ ПОЛІПШЕННЯ КОМПЛЕКСУ ВЛАСТИВОСТЕЙ

По мірі удосконалення системи легування жароміцних нікелевих сплавів ускладнюється їх структура і змінюється фазовий склад. Крім основних фаз: γ - твердого розчину, високодисперсної γ' - фази і карбідів типу MC , виділяються надлишкові фази, що представляють собою евтектику $\gamma + \gamma'$, карбіди інших типів ($M_{23}C_6$, Me_6C), фази на основі твердого розчину одного з елементів: (хром, кобальт) σ - фаза, (вольфрам, молібден) μ - фаза тощо [11, 13, 21, 92-97].

Про доцільність присутності карбідів в структурі жароміцних нікелевих сплавів ведуться дискусії не одне десятиліття, але намагання замінити карбіди на інші сполуки призведе до зменшення працездатності сплавів внаслідок зниження термодинамічної стійкості фаз. Усунення карбідів стало можливим лише в монокристалічних безвуглецевих сплавах, що дало збільшення жароміцності завдяки усуненню меж фазового розподілу. Однак в останні часи набувають використання монокристалічні сплави, леговані вуглецем, в яких механічні властивості знаходяться на рівні безвуглецевих композицій. Тому карбіди типу MC , особливо в межах температури $0,8T_L$, мають доволі вагомий вплив на загальне зміцнення сплавів.

Карбіди типу $M_{23}C_6$ та M_6C можуть розчинятися під час термічної обробки, оскільки температури розчинення (виділення) їх знаходяться в технологічних областях. Оптимальною формою цих виділень є переривчаста блокова та пластинчаста форма, з розташуванням по межах зерен, що дає максимальний опір до зерномежового проковзування. Таким чином, оптимізація термічної обробки на основі температур розчинення карбідів дасть змогу підвищити властивості жароміцних нікелевих сплавів. Саме

керування процесів карбідних перетворень дозволяє отримати оптимальну структуру жароміцних нікелевих сплавів з поліпшеним комплексом властивостей.

В даний час по теорії легування багатокомпонентних нікелевих систем опубліковано досить велику кількість робіт [103, 108, 109, 111-115, 136, 139-146, 150, 189, 211, 226], однак недостатньо висвітлюються питання, пов'язані з оцінкою впливу окремих легувальних елементів на температури виділення або розчинення, а також топологію, морфологію та хімічний склад різних типів карбідів в таких системах. Умови виділення цих фаз в процесі кристалізації, специфіка їх формування, морфологія і кількість, а також залежність їх хімічного складу від складу сплаву досліджені недостатньо. В більшій мірі приділяється увага карбідним фазам в сталях (особливо в інструментальних), для яких ці фази є зміцнювальними, однак і для ЖНС карбіди є принциповими у збільшенні жароміцності [232-243].

Відомо [1, 2, 10, 11, 232 - 241], що карбіди МС утворюються в процесі кристалізації у вигляді дискретних частинок в міжзеренном і внутрішньозеренном просторі, а також в міждендритних областях. Карбіди типу МС утворюються в рідині через сильну сегрегації вуглецю, коли його кількість вище 0,05%, а також при температурах трохи нижче температури затвердіння сплаву. При карбідних реакціях в сплавах вони є основним джерелом вуглецю. У порядку зменшення стабільності в жароміцних нікелевих сплавах карбіди розташовуються в ряд HfC , TaC , NbC , TiC . Карбіди цього типу дуже стабільні при низьких температурах, але при більш високих температурах мають тенденцію до перетворення у вторинні карбіди різних типів. Карбіди M_{23}C_6 утворюються в сплавах з помірним або високим вмістом хрому під час низькотемпературної обробки і в процесі експлуатації при 760...980°C внаслідок розпаду карбідів МС і з «залишкового» вуглецю, розчиненого в матриці. Зазвичай вони розташовуються по межах зерен, іноді уздовж ліній двійників, на дефектах упаковки і кінцях двійників і можуть бути центрами зародження пластин σ - фази. У склад карбідів цього типу входять

також молібден і вольфрам. Внаслідок несприятливого розташування на межі зерен карбіди $M_{23}C_6$ можуть чинити негативний вплив на границю тривалої міцності. Карбіди типу M_6C утворюються при температурах 815...980°C в сплавах з більш високим вмістом тугоплавких елементів вольфраму та молібдену. Переважно вони виділяються по межах зерен. У порівнянні з карбідами типу $M_{23}C_6$ карбіди M_6C більш стабільні при високих температурах. Утворення карбідів M_6C і $M_{23}C_6$ відбувається за відомими реакціями [1, 2, 10, 11, 232 - 241]: $MC + \gamma \rightarrow M_{23}C_6 + \gamma'$; $MC + \gamma \rightarrow M_6C + \gamma'$; або $M_6C + M' \leftrightarrow M_{23}C_6 + M''$.

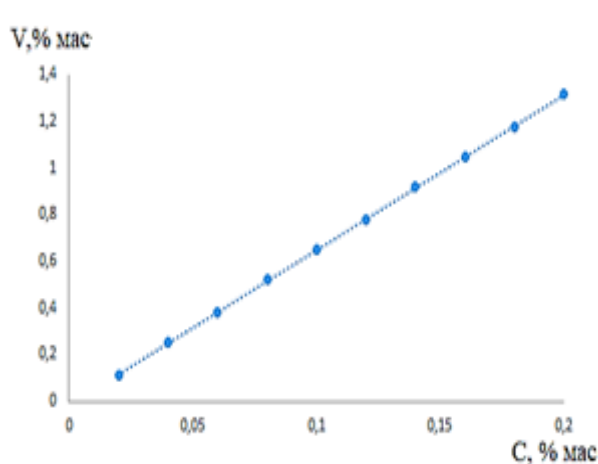
На стійкість карбідів буде впливати їх хімічний склад та схильність до переродження в топологічно щільнопаковані фази.

5.1 Вплив легування на фазовий склад та технологічні властивості сплаву системи Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C

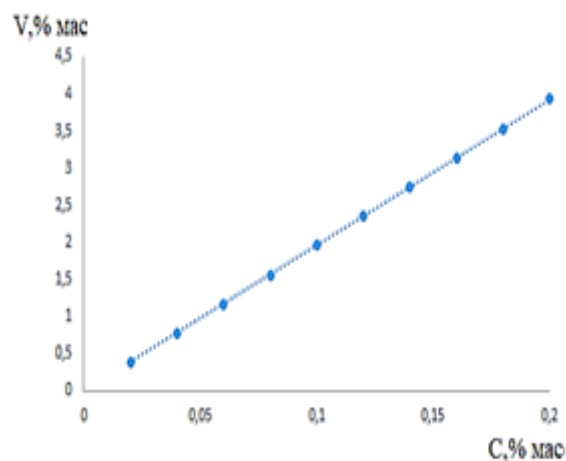
Сплав системи Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C (типу ЗМІ-ЗУ) є доволі поширеним матеріалом в газотурбобудуванні. Зміна структури сплаву (складу та типів карбідів) може вплинути на експлуатаційні властивості та розширити області його використання. В подальшому, з використанням методу CALPHAD, проводилось комп'ютерне моделювання, з встановленням хімічного складу карбідних фаз в залежності від вмісту легуючих елементів в ливарних ЖНС. Отримані дані аналізувались та будувались математичні залежності по яким можливо визначити хімічний склад карбідів в жароміцних нікелевих сплавах [316-322].

На рисунку 5.1 показано, що в структурі сплавів об'ємна частка як первинних карбідів, так і вторинних карбідів залежить від вмісту вуглецю в складі сплаву і оптимально описується лінійними функціями (табл. 5.1). Показано, що зі збільшенням вмісту вуглецю в сплаві зростає об'ємна кількість

карбідів обох типів (див. рис. 5.1 в, г). У той же час, на (див. рис. 5.1 д) показано, що вплив вуглецю на температуру t_L^{MC} розчинення (виділення) карбідів типу MC має досить складний характер і оптимально описується кубічним поліномом. Вуглець майже не змінює температури розчинення (виділення) вторинних карбідів $M_{23}C_6$ та робить істотний вплив на основні структурні характеристики.



а

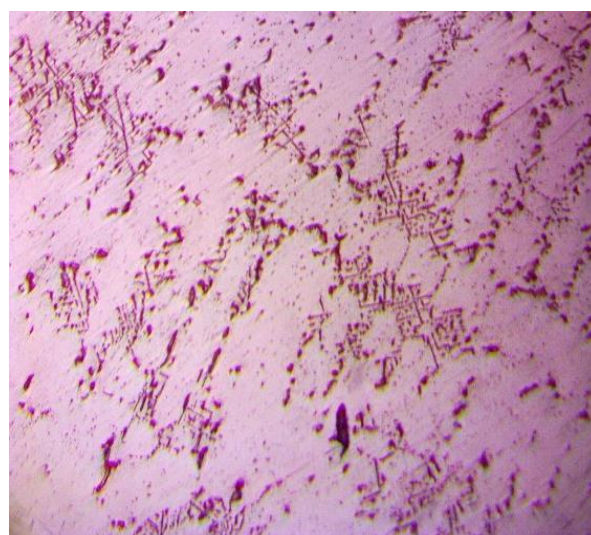


б



в

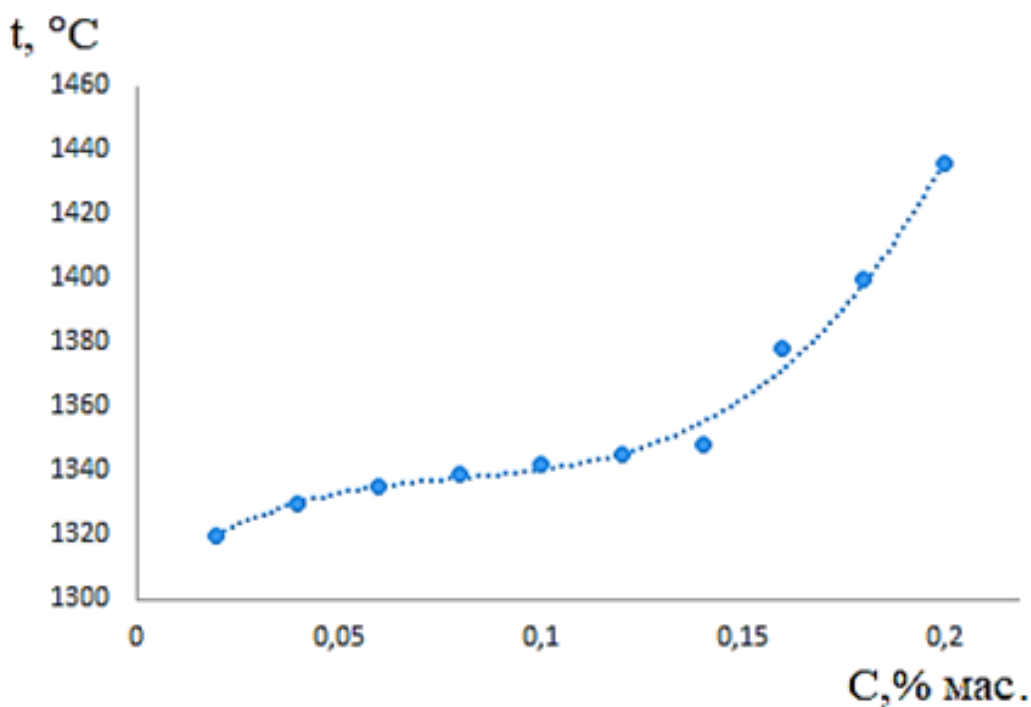
×300



г

×300

Рисунок 5.1 – Залежності зміни кількості карбідів типу MC (а) та $M_{23}C_6$ (б), структури сплавів з 0,1 (в) та 0,18% мас. (г) вуглецю та температури розчинення карбиду MC (д) від вмісту вуглецю в сплаві



Д

Рисунок 5.1, аркуш 2.

Таблиця 5.1 – Математичні залежності температури розчинення (виділення) карбідів і вміст легувальних елементів в карбідах системи Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C

Леґуючий елемент	Температури розчинення (виділення) карбідів	Кількість карбідів (V) та вміст елементів в карбіді (C), % мас.
1	2	3
C	$t_L^{MC}, ^\circ C = 50311 \cdot (C_C)^3 - 12114 \cdot (C_C)^2 + 1083,1(C_C) + 1303$	$V_{MC} = 6,6909 \cdot (C_C) - 0,02$ $V_{M_{23}C_6} = 19,664 \cdot (C_C) - 0,008$
Ti	$t_L^{MC}, ^\circ C = 3,1375 \cdot (C_{Ti})^3 - 30,077 \cdot (C_{Ti})^2 + 85,072(C_{Ti}) + 1284,9;$ $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ C = - 2,9138(C_{Ti})^3 + 38,408(C_{Ti})^2 - 154,63(C_{Ti}) + 1215,6.$	первинні карбіди типу MC: $C_{Ti}(\% \text{ в карбіді}) = 2,2482 \cdot (C_{Ti} \% \text{ в сплаві}) + 44,529$ $C_W(\% \text{ в карбіді}) = -2,2511 \cdot C_{Ti}(\% \text{ в сплаві}) + 39,856$ вторинні карбіди типу M₂₃C₆: $C_{Cr}(\% \text{ в карбіді}) = 1,3387 \cdot (C_{Ti} \text{ в сплаві}) + 66,772$ $C_{Mo}(\text{в карбіді}) = -0,9842 \cdot (C_{Ti}) + 19,101$

Таблиця 5.1 – продовження.

1	2	3
Ta	$t_L^{MC}, ^\circ C = 21,146 \cdot (C_{Ta}) + 1321$ $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ C = -1,0901(C_{Ta})^2 + 5,6643(C_{Ta}) + 1029,7$	$C_{Ta}(\% \text{ в карбіді}) = 27,742 \cdot \ln C_{Ta}(\text{в сплаві}) + 17,511$ $C_{Ti}(\% \text{ в карбіді}) = 58,36 \cdot e^{-0,188 \cdot (C_{Ta} \text{ в сплаві})}$; $C_W(\% \text{ в карбіді}) = 32,52 \cdot e^{-0,37 \cdot (C_{Ta} \text{ в сплаві})}$.
Cr	первинні карбіди типу MC: $t_L, ^\circ C = -0,0004 \cdot (C_{Cr})^4 + 0,0255 \cdot (C_{Cr})^3 - 0,401(C_{Cr})^2 - 1,4112(C_{Cr}) + 1387,4$; вторинні карбіди типу M₂₃C₆: $t_L, ^\circ C = 0,0254(C_{Cr})^3 - 2,0774(C_{Cr})^2 + 56,13(C_{Cr}) + 592,74$.	первинні карбіди типу MC: $C_{Ti}(\% \text{ в карбіді}) = -0,0172(C_{Cr} \text{ в сплаві})^2 + 1,2582(C_{Cr} \text{ в сплаві}) + 42,195$; $C_W(\% \text{ в карбіді}) = 0,0178(C_{Cr} \text{ в сплаві})^2 - 1,3222(C_{Cr} \text{ в сплаві}) + 42,957$; вторинні карбіди типу M₂₃C₆: $C_{Cr}(\% \text{ в карбіді}) = -0,3424(C_{Cr} \text{ в сплаві})^2 + 9,5524(C_{Cr} \text{ в сплаві}) + 7,5006$; $C_{Mo}(\% \text{ в карбіді}) = -0,0512(C_{Cr} \text{ в сплаві})^2 + 0,3034(C_{Cr} \text{ в сплаві}) + 19,746$.
Mo	первинні карбіди типу MC: $t_L^{MC}, ^\circ C = 1,7949 \cdot (C_{Mo})^2 - 12,11 \cdot (C_{Mo}) + 1356,8$; вторинні карбіди типу M₂₃C₆: $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ C = 14,455 \ln(C_{Mo}) + 1034,4$	первинні карбіди типу MC: $C_{Mo}(\% \text{ в карбіді}) = -0,0107(C_{Mo} \text{ в сплаві})^2 + 0,192(C_{Mo} \text{ в сплаві}) - 0,01$; $C_{Cr}(\% \text{ в карбіді}) = -0,0028(C_{Mo}, \text{ в сплаві})^3 + 0,0375(C_{Mo}, \text{ в сплаві})^2 - 1474(C_{Mo} \text{ в сплаві}) + 0,7139$ вторинні карбіди типу M₂₃C₆: $C_W(\% \text{ в карбіді}) = -2,089 \cdot \ln C_{Mo}(\text{в сплаві}) + 3,6444$; $C_{Ni}(\% \text{ в карбіді}) = 10,2722 \cdot (C_{Mo} \text{ в сплаві}) + 1,8327$; $C_{Co}(\% \text{ в карбіді}) = 0,0896 \cdot (C_{Mo} \text{ в сплаві}) + 66,772$; $C_{Cr}(\% \text{ в карбіді}) = -0,5755 \cdot (C_{Mo} \text{ в сплаві}) + 73,592$; $C_{Mo}(\% \text{ в карбіді}) = 2,729 \cdot \ln C_{Mo}(\text{в сплаві}) + 15,174$

Кінець таблиці 5.1

1	2	3
W	первинні карбіди типу MC: $t_L^{MC}, ^\circ C = 0,705 \cdot (C_W)^2 - 6,6189 \cdot (C_W) + 1354;$ вторинні карбіди типу $M_{23}C_6$: $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ C = 3,8956 \cdot (C_W) + 1003,7$	первинні карбіди типу MC: $C_W(\% \text{ в карбіді}) = -0,129(C_W \text{ в сплаві})^2 + 2,874(C_W \text{ в сплаві}) + 14,509;$ $C_{Ti}(\% \text{ в карбіді}) = 0,1018(C_W \text{ в сплаві})^2 - 2,2144(C_W \text{ в сплаві}) + 66,44.$ вторинні карбіди типу $M_{23}C_6$: $C_W(\% \text{ в карбіді}) = -0,2337 \cdot e^{1,4491 \cdot (C_W \text{ в сплаві})};$ $C_{Ni}(\% \text{ в карбіді}) = 0,0425(C_W \text{ в сплаві})^2 - 0,8234(C_W \text{ в сплаві}) + 5,6003$
Nb	$t_L^{MC}, ^\circ C = 4,5858 \cdot (C_{Nb})^2 - 0,0459 \cdot (C_{Nb}) + 1340,2;$ $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ C = -3,2319 \cdot (C_{Nb})^2 + 8,3037 \cdot (C_{Nb}) + 1032,7$	-
Hf	$t_L^{MC}, ^\circ C = 2,9292 \cdot (C_{Hf})^3 - 6,7616 \cdot (C_{Hf})^2 - 2,318 \cdot (C_{Hf}) + 1345;$ $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ C = -66,203 \cdot (C_{Hf})^2 + 116,23 \cdot (C_{Hf}) + 1007,4$	-

Титан присутній не тільки в складі зміцнюючої γ' фази, але і є сильним карбідоутворюючим елементом, на основі якого формуються карбіди типу MC. У досліджуваній системі легування первинний карбід на основі титану містить і такі елементи як вольфрам, молібден і хром. Аналіз отриманих залежностей показав, що вміст вольфраму знаходиться в межах 25...40% мас., в той час як молібдену і хрому в межах 0,15...0,35% мас. і 0,45...1,45% мас., відповідно. При цьому встановлено, що титан робить складний вплив не тільки на температуру розчинення (виділення) первинного карбіду MC, але і на аналогічну температуру утворення вторинного карбіду $M_{23}C_6$ (рис. 5.2).

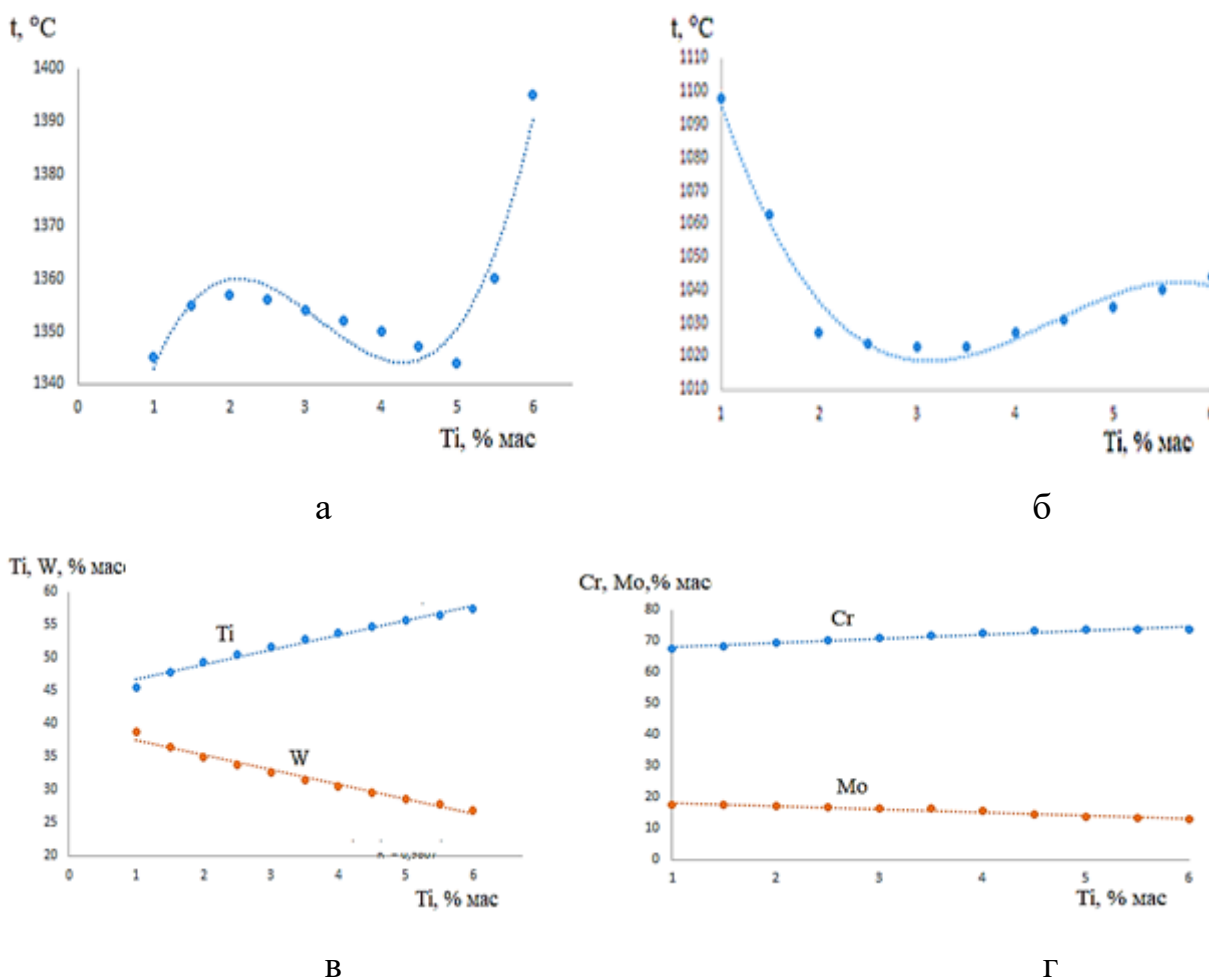
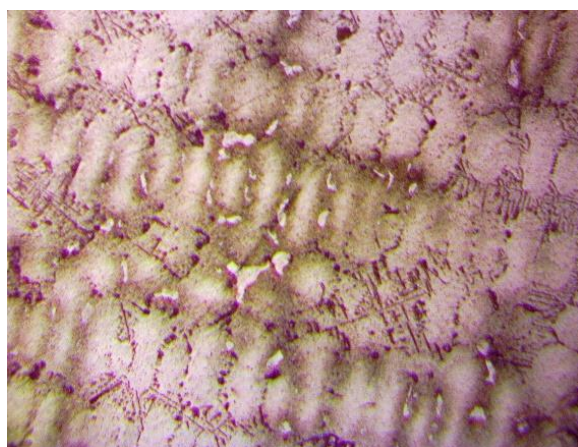
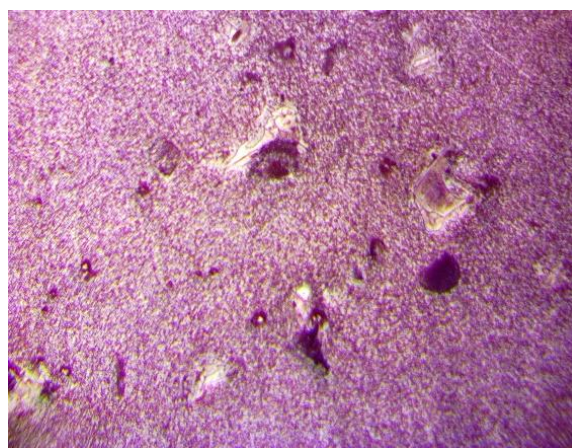


Рисунок 5.2 - Залежність температури розчинення (виділення) карбідів типу MC (а), M_{23}C_6 (б) від кількості титану і вольфраму в первинних карбідах (в), хрому та молібдену у вторинних карбідах (г) від вмісту титану в сплаві

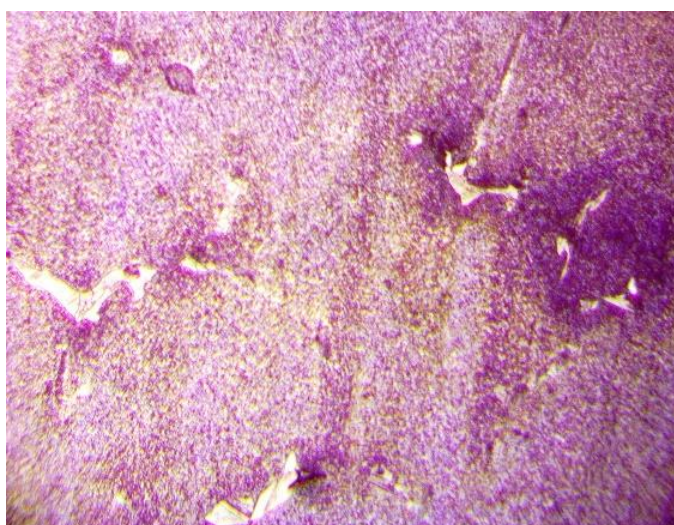
Встановлено, що залежності мають складний характер і оптимально описуються кубічними поліномами, для карбідів типу MC (див. табл. 5.1). Збільшення вмісту титану в сплаві приводе до зростання його концентрації в карбіді MC до 57,5% мас. При цьому, зміна концентрації вольфраму в карбідах до 26% мас. призводить до того, що система прагне до утворення монокарбіду типу TiC . Такий карбід виділяється в міждендритних просторах (рис. 5.3) та має шрифтову («китайські ієрогліфи», евтектичного типу) форму яка негативно впливає на властивості сплаву, тому прагнути до утворення цих карбідів є нераціонально. Крім того, в процесі термічного оброблення на них не можливо вплинути.



а ×400



б ×520



в ×520

Рисунок 5.3 – Морфологія карбідів типу TiC (а), TaC(б) та (Nb, Ti)C (в) в ливарному жароміцному нікелевому сплаві

На розподіл елементів в карбідах $M_{23}C_6$ (див. рис. 5.3 г) титан впливає опосередковано. Так, зі збільшенням вмісту титану в сплаві до 6% мас., кількість хрому у вторинному карбіді $M_{23}C_6$ збільшується до 74% мас., а молібдену зменшується до 13% мас..

Ніобій, як сильний карбідоутворюючий елемент, з титаном формує первинний карбід MC на змішаній основі. Ніобій неоднозначно впливає на температуру утворення карбідів (рис. 5.4 а, б), підвищуючи її, в першому випадку, для первинних карбідів, по параболі і знижуючи температуру утворення вторинних карбідів по параболічній залежності.

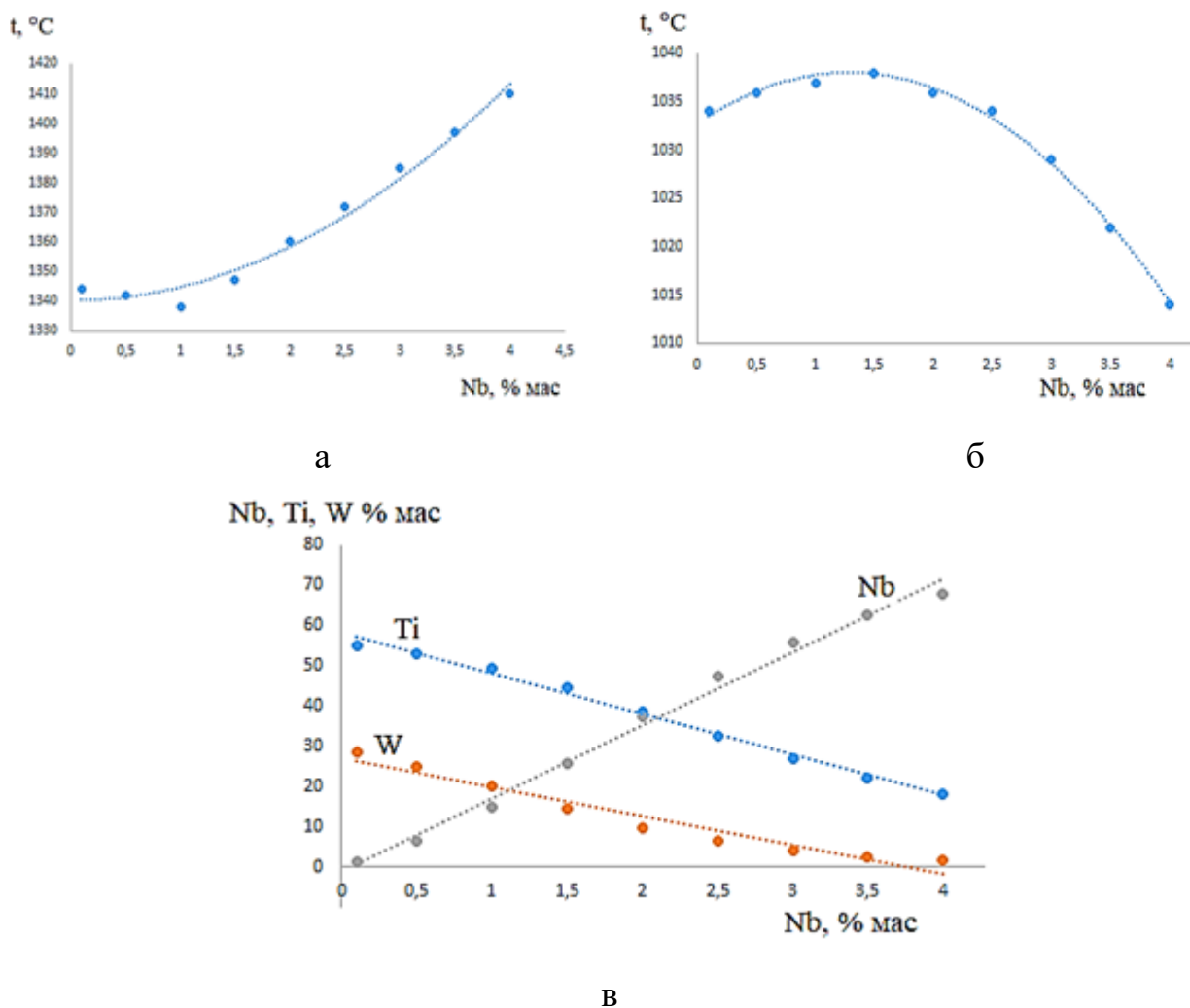


Рисунок 5.4 - Залежність температури розчинення карбідів MC (а), $M_{23}C_6$ (б), кількість титану, вольфраму і ніобію в первинних карбідах (в) від вмісту ніобію в сплаві

На рисунку 5.4 показано, що зі збільшенням вмісту ніобію в сплаві до 1,5% мас. зростає його концентрація в первинному карбіді і перевищує концентрацію вольфраму. При 2,5% мас. ніобію карбід змінює свою металеву основу. Так само, при 2,5% мас. ніобію спостерігаються зміни у вторинних карбідах, до зазначеної концентрації ніобію, карбіди мали склад: 73,8Cr; 13,7Mo; 5,6W; 1,76Ni і 0,71Co і практично ці показники не змінювалися. Однак, вище 2,5% мас. Nb концентрація елементів в карбідах помітно змінилася: 88,7Cr; 2,6Mo; 1,5W; 0,87Ni і 0,8Co і не змінювалася з ростом вмісту ніобію. Зміна концентрацій елементів призводить до виділення ТЦУ фази

(Р-фази) і наближенню складу вторинного карбіду до карбіду типу Cr_{23}C_6 , який має нижчу термодинамічну стабільність.

Морфологія карбідів МС змінюється зі збільшенням ніобію в них. Зростання температури розчинення приводить до того, що формування карбідів відбувається не в міждендритних областях з утворенням шрифтової форми (див. рис. 5.3 в), а в рідині без обмеження області формування («ограненої» неправильної форми). Такі зміни форми позитивно впливають на властивості, підвищуючи жароміцність сплаву.

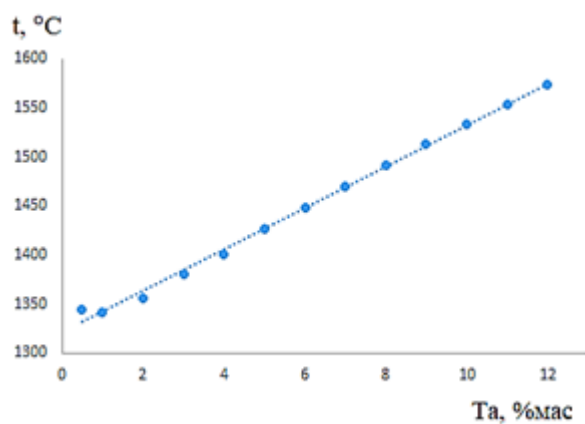
Тантал, маючи потужну карбідоутворюючу здатність, формує первинні карбіди МС, при цьому робить позитивний вплив як на жароміцність, так і корозійну стійкість ЖНС. Так, при незначному збільшенні кількості танталу (0,5% мас.) спостерігається його підвищення і в складі первинного карбіду МС до 7% мас.. Встановлено, що тантал підвищує температуру розчинення (виділення) первинних карбідів МС (рис. 5.5 а), що оптимально описується лінійною залежністю (див. табл. 5.1).

Введення танталу змінює морфологію карбіду МС на «огранену» неправильної форми, що, як і у випадку введення ніобію викликано підвищенням температури розчинення карбідів (рис. 5.5 б).

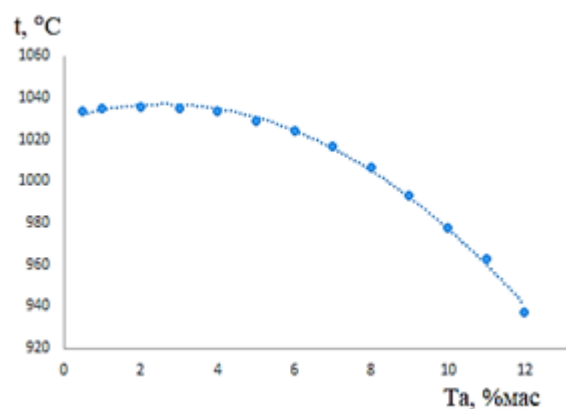
Експериментально встановлено, що при 3% танталу в сплаві, карбід МС змінює свою основу і стає карбідом на основі танталу (рис. 5.5 в), така зміна оптимально описується логарифмічною функцією (див. табл. 5.1). Збільшення вмісту танталу, більш потужного карбідоутворювача, призводить до зниження концентрації титану і вольфраму в карбіді, ця зміна оптимально описується експонентними залежностями.

Збільшення вмісту танталу в сплаві до 4% мас. призводить до утворення ТЩУ фаз (типу Р-фази), що чинить негативний вплив на механічні властивості. При вмісті 4% танталу проходить зміна стехіометрії вторинного карбіду подібно до того, як це проходить при легуванні ніобієм - вторинний карбід прагне до утворення карбіду на основі хрому Cr_{23}C_6 . При вмісті в сплаві танталу 8% мас. можливе виділення σ - фази, що також негативно впливає на

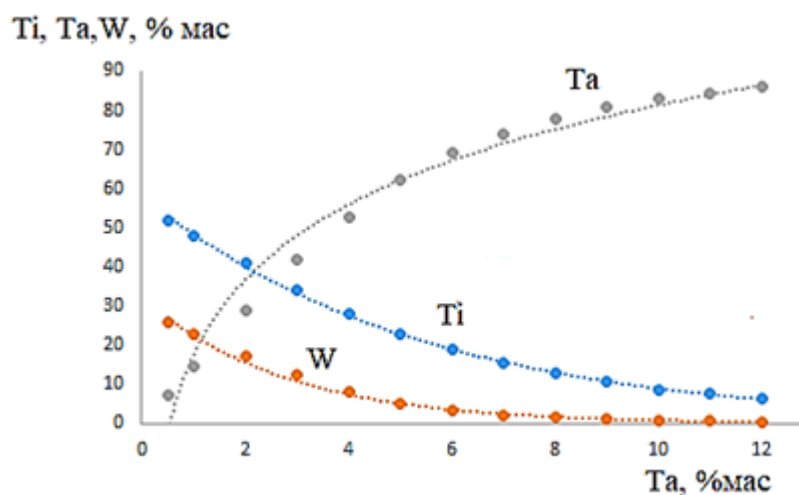
структурну неоднорідність і механічні властивості металу, особливо пластичність.



а



б



в

Рисунок 5.5 - Залежність температури розчинення карбідів типу MC (а), $M_{23}C_6$ (б), вмісту титану, вольфраму і танталу в первинних карбідах (в) від вмісту танталу в сплаві

Встановлено, що гафній має суттєвий вплив на температури розчинення (виділення) первинних і вторинних карбідів. Для карбідів типу MC вплив гафнію оптимально описується кубічним поліномом (див. табл. 5.1), а для карбідів типу $M_{23}C_6$ оптимально описується квадратичним поліномом (рис.5.6).

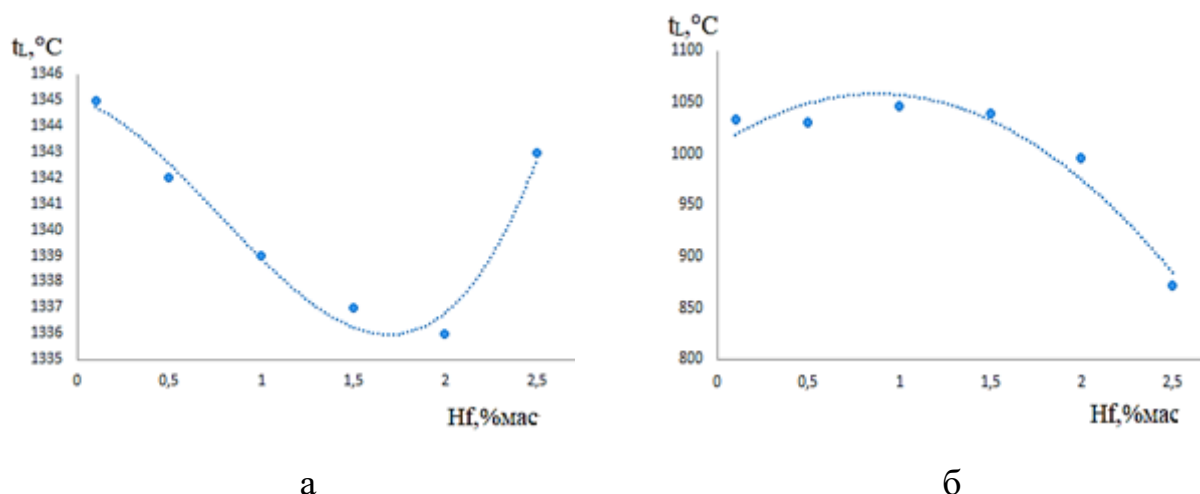


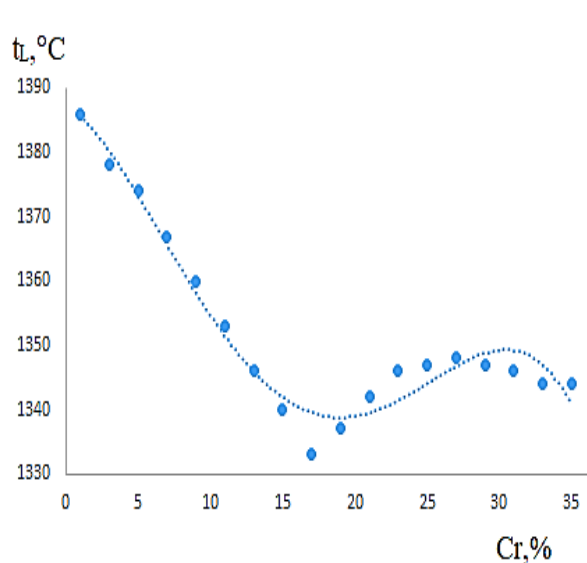
Рисунок 5.6 - Залежність температури розчинення карбідів типу МС (а), $M_{23}C_6$ (б) від вмісту гафнію в сплаві

При вмісті гафнію більше 0,1% мас. помітно змінюється морфологія карбідів. Карбід на основі титану перетворюється в карбід на основі гафнію, в якому вміст гафнію досягає 92...94% мас. і його концентрація не змінюється до дослідженого граничного значення. Відповідно титан і вольфрам знижують свою присутність з 53% мас. до 0,1% мас. і з 28% мас. до 0,17% мас., відповідно. При вмісті гафнію 1,0...1,5% мас. в структурі сплаву утворюються інтерметаліди Ni_7Hf , а також проходять подібні зміни стехіометрії вторинних карбідів, які описані вище, при розгляді впливу танталу і ніобію.

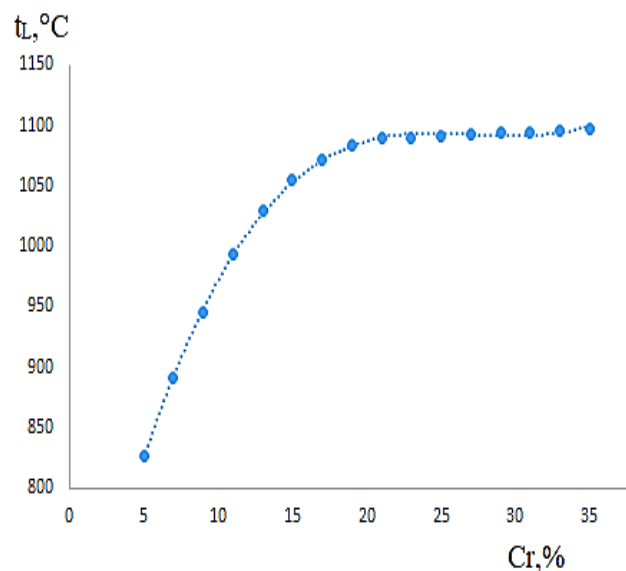
Гафній позитивно впливає на морфологію карбідів МС, в результаті чого одночасно підвищується міцність і пластичність сплаву. Карбіди приймають округлу форму завдяки сегрегації гафнію по межі розподілу між карбідом і матрицею та оточенням карбідів γ' -фазою.

Крім впливу на корозійні властивості, хром бере участь в утворенні одного з вторинних карбідів типу $M_{23}C_6$, який присутній майже у всіх ЖНС. Хоча, хром і є елементом, що впливає на утворення вторинних карбідів, він має помітний вплив на температуру розчинення (виділення) первинних карбідів. Встановлено, що при введенні хрому (рис. 5.7) хімічний склад карбідів змінюється за складними залежностями, які описуються наступними

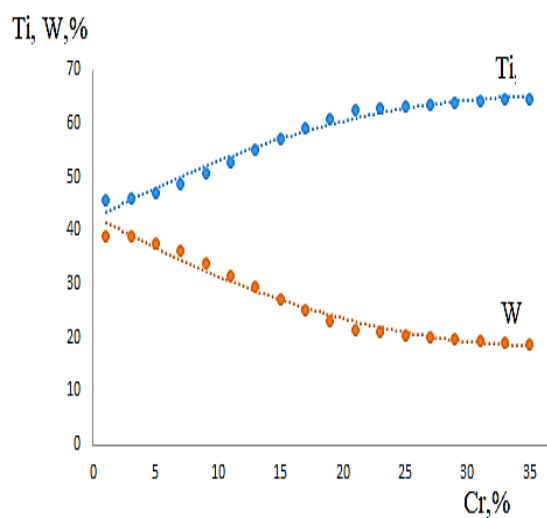
рівняннями (див. табл. 5.1). При вмісті хрому в сплаві до 5% мас. вторинний карбід не утворюється.



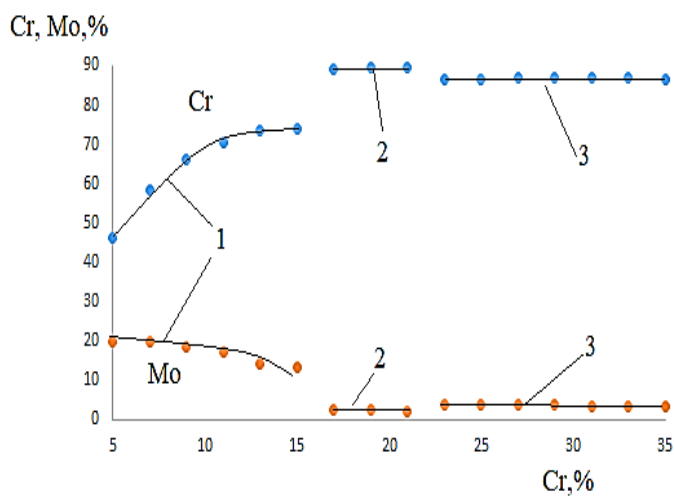
а



б



в



г

Рисунок 5.7 - Вплив вмісту хрому в сплаві на температуру розчинення (виділення) карбідів типу MC (а) і M_{23}C_6 (б), кількість титану і вольфраму в первинному карбіді (в), хрому і молібдену у вторинному карбіді (г)

На розподіл елементів в карбіді MC (див. рис. 5.7 в) хром впливає менш суттєво. Так, зі збільшенням вмісту хрому в сплаві в складі первинних карбідів

зростає концентрація титану до 65% мас., що описується параболічною функцією (див. табл. 5.1)

На рисунку 5.7 г, показано, як змінюється вміст хрому у вторинному карбіді, від кількості хрому в сплаві. На графіку чітко простежується три ділянки, які концентраційно можна розділити на: 1 - до 15% мас.; 2 – 15...23% мас. і 3 – 23...35% мас. хрому в сплаві. Перша ділянка описується параболічними залежностями (див. табл. 5.1)

Поява другої ділянки на рисунку 5.7 г, а також перегин кривої на рисунку 5.7 а, ймовірно пов'язано з утворенням ТЩП фаз типу σ - фази, що може чинити негативний вплив не тільки на механічні, а й на теплофізичні властивості, а також на розподіл елементів в фазах. При цьому, встановлено, що кількість хрому у вторинному карбіді зростає до 89% мас., а молібдену знижується до 2,5% мас.. На другій ділянці, концентрація цих елементів не змінюється.

Поява третьої ділянки (див. рис. 5.7 г) так само корелює з перегином кривої на рисунку 5.7 а, що, скоріш за все, пов'язано з виділенням в структурі сплаву α - твердого розчину на основі хрому. Так, при вмісті хрому більше 23% мас., він повністю не розчиняється в нікелевій матриці, а виділяється у вигляді окремих включень, що не є для даної композиції структурно оптимальним станом. Вміст хрому і молібдену на цьому етапі залишається постійним і становить 86,8% мас. і 3,6% мас., відповідно.

Молібден, один з елементів, який бере участь в утворенні вторинних карбідів і на його основі можуть формуватися карбіди типу M_6C , при цьому молібден може входити до складу карбідів типу $M_{23}C_6$. Оскільки в досліджуваній композиції утворення M_6C мало ймовірно, то в подальшому буде розглянуто вплив молібдену на формування карбиду типу $M_{23}C_6$.

Збільшення вмісту молібдену (рис. 5.8) приводить до зміни не тільки температури розчинення (виділення) вторинних карбідів, але і помітно впливає на температуру розчинення (виділення) первинних карбідів.

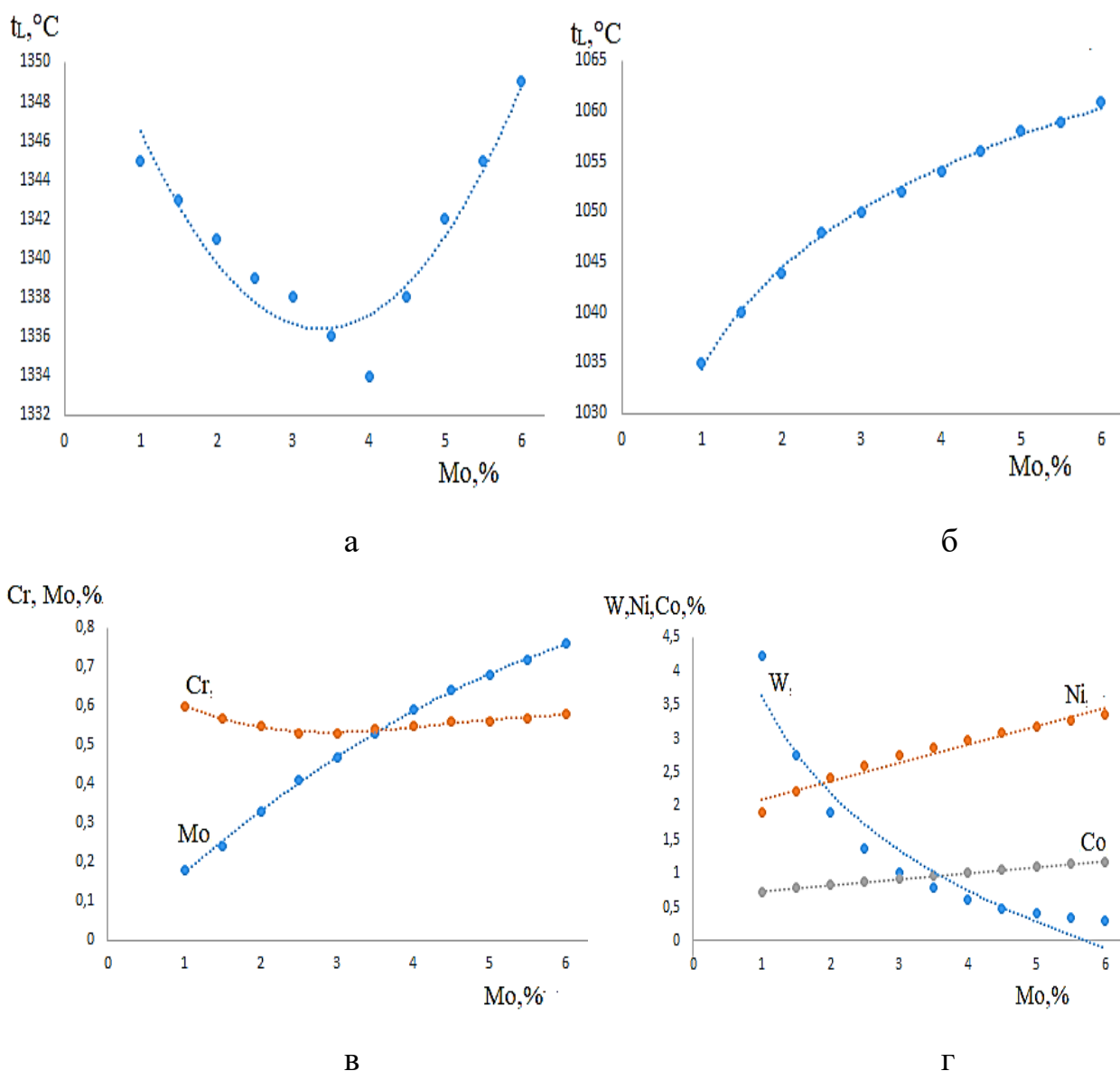


Рисунок 5.8 - Вплив вмісту молібдену на температуру розчинення (виділення) карбідів типу MC (а) і $M_{23}C_6$ (б), на вміст хрому і молібдену в первинному карбіді (в), на вміст вольфраму, нікелю і кобальту у вторинному карбіді (г)

Вплив молібдену, є неоднозначним, на температури утворення карбідів (карбідного ліквідусу), в першому випадку для первинних карбідів (див. рис. 5.8 а) змінюючи її по параболічній залежності (див. табл. 5.1), при цьому, підвищуючи температури виділення (розчинення) вторинних карбідів (див. рис. 5.8 б) за логарифмічною залежністю (див. табл. 5.1). Слід зазначити, що в складі первинних карбідів молібден присутній в незначній концентрації

(0,2% мас.) і його концентрація підвищується до 0,8% мас. зі збільшенням його вмісту в сплаві (див.рис. 5.8 в).

Переважа концентрації молібдену в складі первинних карбідів спостерігається при його вмісті в сплаві 3,5...4% мас.. При цих же концентраціях спостерігається екстремум температури розчинення (виділення) первинних карбідів (див.рис. 5.8 а). Збільшення вмісту молібдену в складі сплаву, призводить до зниження концентрації вольфраму і збільшення кількості нікелю і кобальту у вторинних карбідах (див. рис. 5.8 г), що описується залежностями (див. табл. 5.1)

Перевищення концентрації кобальту над вольфрамом в складі вторинних карбідів спостерігається при вмісті в сплаві молібдену 3,5...4,0% мас., що збігається зі змінами, виявленими для первинних карбідів (див. рис. 5.8 в). Концентрація хрому і молібдену в складі вторинних карбідів збільшується зі збільшенням вмісту молібдену в сплаві за залежностями наведеними в таблиці 5.1.

Таким чином, збільшення концентрації молібдену, нікелю і кобальту в складі вторинних карбідів, свідчить про перетворення карбідів типу $M_{23}C_6$ в карбіди типу M_6C , оскільки саме ці елементи характерні для карбіду M_6C . Однак встановлено, що вміст молібдену в сплаві 2% мас. і вище призводить до виділення ТЩУ фаз типу Р-фази, яка негативно впливає на властивості матеріалу, істотно знижуючи рівень жароміцності, а також механічних властивостей, особливо пластичності.

Вміст вольфраму в сучасних жароміцних сплавах знаходиться в досить широких межах 1...16% мас.. Подальше збільшення вмісту вольфраму істотно підвищує ймовірність виділення в структурі ТЩУ фаз, а також α -твердого розчину на основі W. Так, вміст вольфраму до 10% мас. в сплаві практично не впливає на температуру розчинення (виділення) первинних карбідів типу MC (рис 5.9 а). Подальше його збільшення в сплаві сприяє помітному зростанню температури карбідного ліквідусу (рис. 5.9 б) за залежністю наведеною в таблиці 5.1.

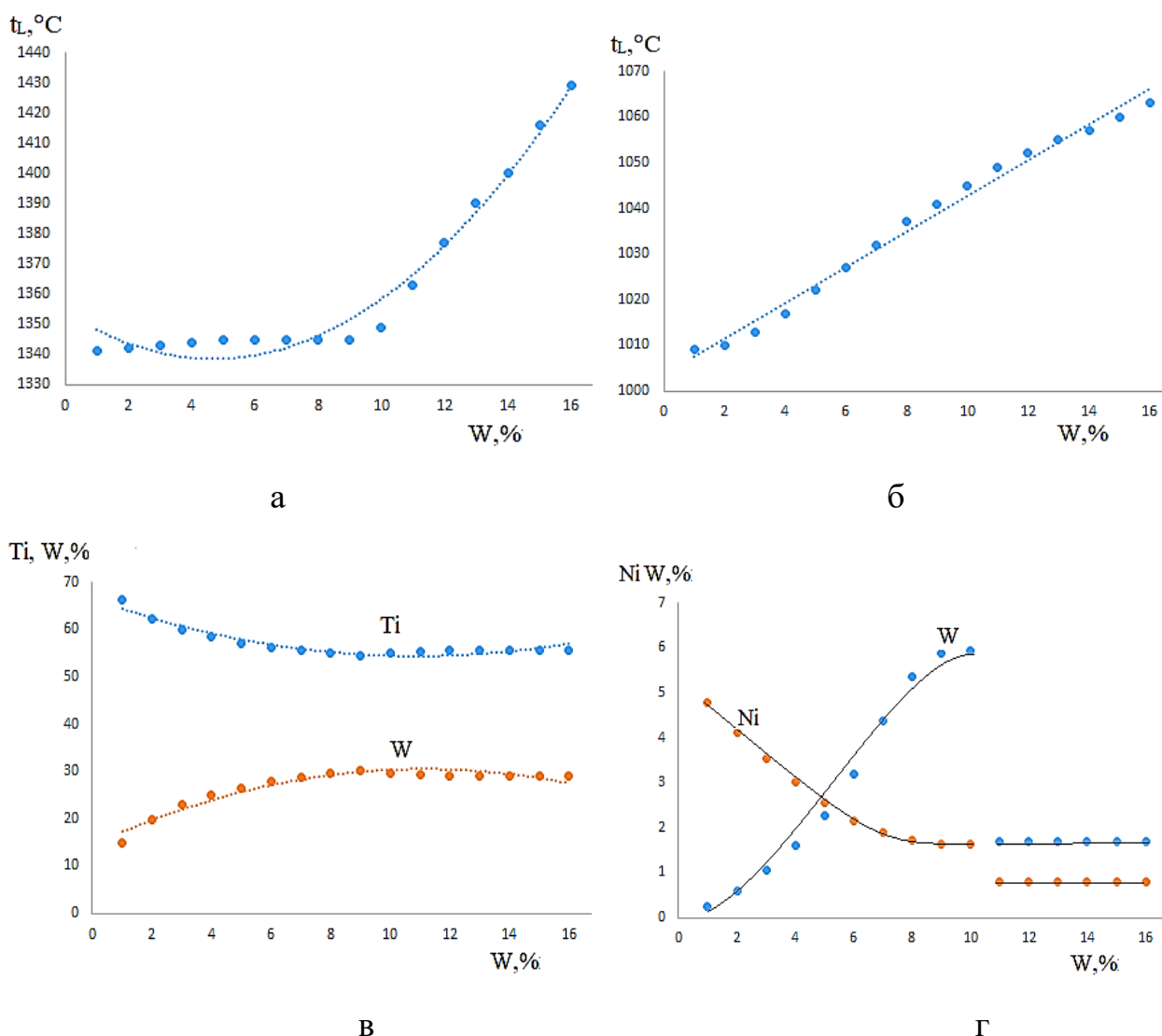


Рисунок 5.9 - Вплив вмісту вольфраму в сплаві на температуру розчинення (виділення) карбідів типу MC (а) і $M_{23}C_6$ (б), на вміст титану і вольфраму в первинних карбідах (в), на вміст вольфраму і нікелю у вторинних карбідах (г)

Експериментально встановлено, що при збільшенні вмісту вольфраму в складі сплаву, більш ніж 10% мас., в складі первинних карбідів його концентрація зростає до 29...30% мас. (рис. 5.9 в), що описується параболічною залежністю (див. табл. 5.1). При концентрації вольфраму в сплаві 8% мас. і більше вміст титану в складі вторинних карбідів практично не змінюється (див. рис. 5.9 в). При цьому, в первинних карбідах концентрація титану знижується до 55% мас. по параболічній залежності (див. табл. 5.1).

Зміни концентрацій вольфраму і молібдену в складі первинних карбідів, можуть супроводжуватися утворенням ТЩУ фази, типу - Р, якщо в сплаві вміст вольфраму 8% мас. і більше. При цьому, в складі первинних карбідів концентрація хрому і молібдену знижується до 0,47% мас. і 0,06% мас., відповідно.

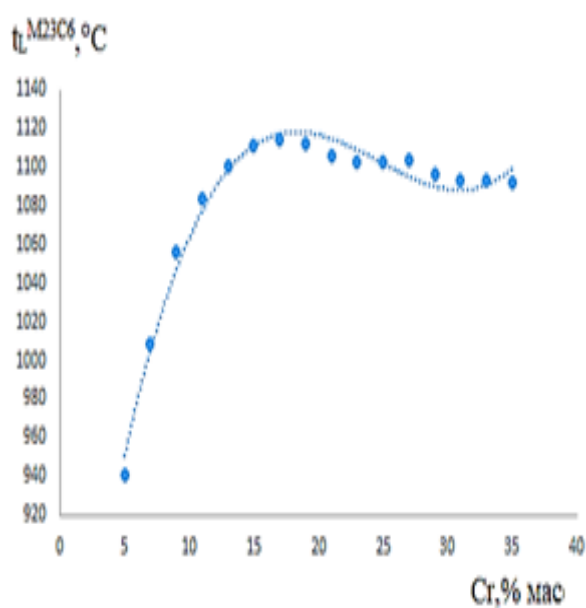
Вольфрам робить істотний вплив на концентрацію легуючих елементів у вторинних карбідах. Так, при вмісті в сплаві вольфраму до 10% мас., концентрація хрому і молібдену змінюється до 74% мас. і 12% мас. відповідно, а якщо вміст вольфраму в складі сплаву перевищує 10%, ці показники знаходяться на рівні 89% мас. Cr і 1,9% мас. Mo.

Встановлено, що при концентрації вольфраму більше 10%, вміст нікелю і вольфраму в складі вторинних карбідів практично не змінюється і знаходиться на рівні 0,8% мас. і 1,8% мас. відповідно. При вмісті вольфраму 10% мас. в сплаві (рис. 5.9 г), перегин залежностей, ймовірно, можна пов'язати з утворенням ТЩУ фаз типу σ або μ , що може викликати збільшення структурної неоднорідності в результаті несприятливого перерозподілу елементів у фазах і чинити негативний вплив на характеристики міцності сплавів.

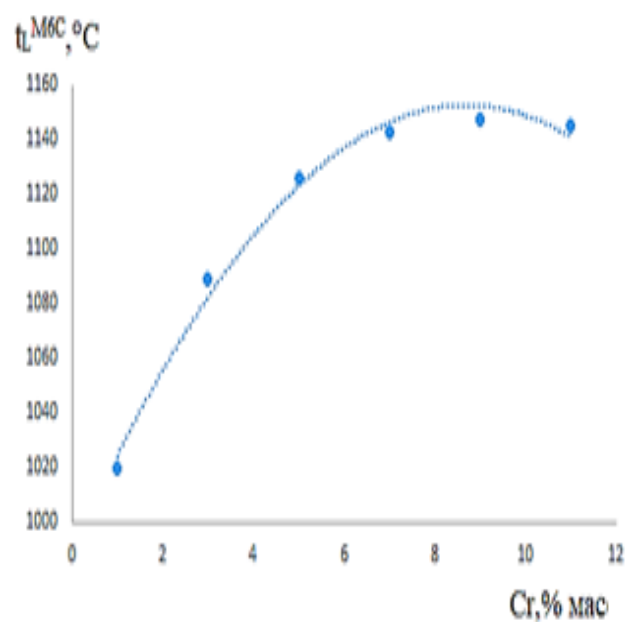
5.2 Керування структурними та фазовими змінами в сплаві системи Ni-10Cr-4,5Co-5,5Al-2,5Ti-5W- 4Mo-1Nb-0,18C

Хром бере активну участь в утворенні одного з вторинних карбідів типу $M_{23}C_6$, який присутній майже у всіх сплавах цього класу. Хоча, хром і є елементом, що впливає на утворення карбідів $M_{23}C_6$, він також помітно впливає на температуру розчинення (виділення) карбідів типу M_6C .

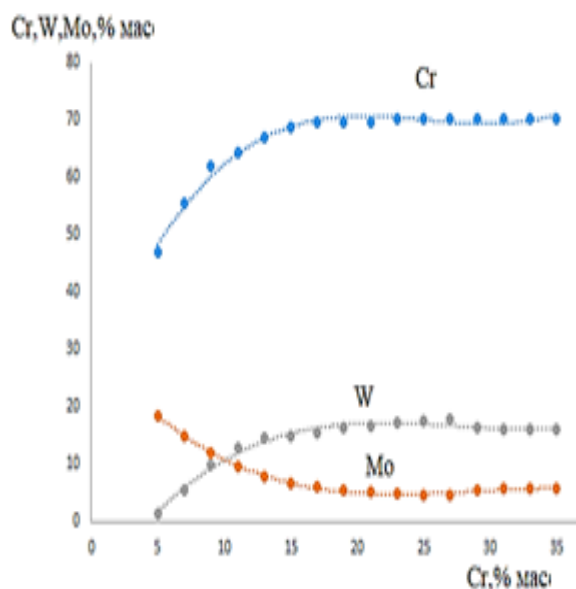
Встановлено, що залежності мають складний характер і оптимально описуються поліномами, що приведені на рисунку 5.10.



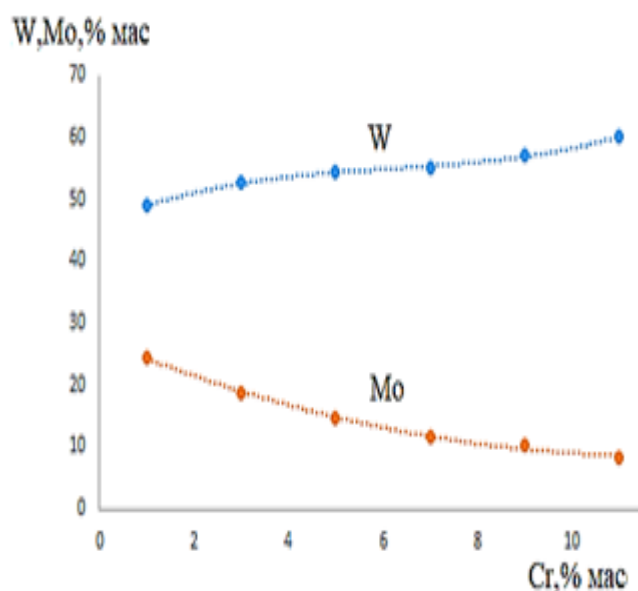
а



б



в



г

Рисунок 5.10 - Температурні залежності розчинення (виділення) карбідів типу $M_{23}C_6$ (а), M_6C (б); кількості Cr, W і Mo в карбіді $M_{23}C_6$ (в); кількості W і Mo в карбіді M_6C (г) від вмісту Cr в сплаві

Зі збільшенням в сплаві вмісту хрому, підвищується температура виділення (розчинення) карбідів $M_{23}C_6$ і M_6C (див. рис. 5.10), що оптимально описується залежностями наведеними в таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 – Математичні залежності температури розчинення (виділення) карбідів і вміст легуючих елементів в карбідах системи Ni-10Cr-4,5Co-5,5Al-2,5Ti-5W- 4Mo-1Nb-0,18C.

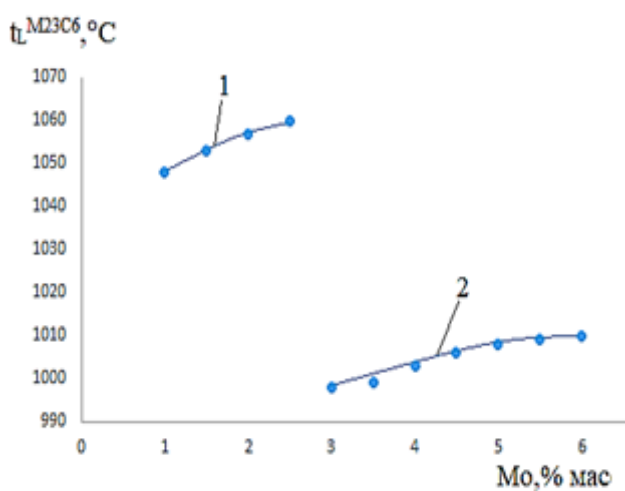
Легувальний елемент	Температури розчинення (виділення) карбідів	Вміст елементів у карбідах % мас.
Cr	$t_L^{M23C6}, ^\circ C = 0,0295 \cdot (C_{Cr})^3 - 2,1787 \cdot (C_{Cr})^2 + 50,022 \cdot (C_{Cr}) + 751,75;$ $t_L^{M6C}, ^\circ C = - 2,1786 \cdot (C_{Cr})^2 + 37,843 \cdot (C_{Cr}) + 988,62$	$C_{Cr}^{M23C6}, \% = 0,0032 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}})^3 - 0,2399 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}})^2 + 5,8129 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}}) + 24,981;$ $C_W^{M23C6}, \% = 0,0016 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}})^3 - 0,1315 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}})^2 + 3,4694 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}}) - 12,45;$ $C_{Mo}^{M23C6}, \% = - 0,0012 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}})^3 + 0,1027 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}})^2 - 2,8421 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}}) + 30,195;$ $C_W^{M6C}, \% = 0,0248 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}})^3 - 0,4606 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}})^2 + 3,3448 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}}) + 46,083;$ $C_{Mo}^{M6C}, \% = 0,1338 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}})^2 - 3,1665 \cdot (C_{Cr \text{ в сплаві}}) + 27,348$
Mo	$t_L^{M23C6}, ^\circ C = 13,13 \ln(C_{Mo}) + 1047,9; \text{ (до 3\%);}$ $t_L^{M23C6}, ^\circ C = - 1,4815 \cdot (C_{Mo})^3 + 18,317 \cdot (C_{Mo})^2 - 68,693 \cdot (C_{Mo}) + 1079,1; \text{ (більше 3\%);}$ $t_L^{M6C}, ^\circ C = 2,1368 \cdot (C_{Mo})^3 - 16,879 \cdot (C_{Mo})^2 + 63,936 \cdot (C_{Mo}) + 1075,1$	$C_W^{M23C6}, \% = - 5,304 \cdot \ln(C_{Mo \text{ в сплаві}}) + 13,206;$ $C_{Mo}^{M23C6}, \% = 4,2496 \cdot \ln(C_{Mo \text{ в сплаві}}) + 9,1203;$ $C_W^{M6C}, \% = - 5,5753 \cdot (C_{Mo \text{ в сплаві}}) + 67,243;$ $C_{Mo}^{M6C}, \% = 4,628 \cdot (C_{Mo \text{ в сплаві}}) + 2,0411$
W	$t_L^{M23C6}, ^\circ C = 0,9727 \cdot (C_W) + 1046,6 \text{ (до 11\%);}$ $t_L^{M23C6}, ^\circ C = 10,7 \cdot (C_W) + 859,6 \text{ (більше 11\%)}$ $t_L^{M6C}, ^\circ C = 2,316 \cdot (C_W)^2 - 23,784 \cdot (C_W) + 1131,9$	$C_W^{M23C6}, \% = 1,1251 \cdot (C_W \text{ в сплаві}) - 2,2163;$ $C_{Mo}^{M23C6}, \% = - 0,8265 \cdot (C_W \text{ в сплаві}) + 20,718;$ $C_{Cr}^{M23C6}, \% = - 0,0579 \cdot (C_W \text{ в сплаві})^2 + 2,2364 \cdot (C_W \text{ в сплаві}) + 44,512;$ $C_W^{M6C}, \% = 1,2313 \cdot (C_W \text{ в сплаві}) + 44,088;$ $C_{Mo}^{M6C}, \% = - 0,9048 \cdot (C_W \text{ в сплаві}) + 20,105$

Дослідження показали, що хром значно впливає на розподіл елементів в карбіді $M_{23}C_6$ (див. рис. 5.10 в). Так, зі збільшенням в сплаві вмісту хрому до 15...17% мас., його кількість в складі карбідів також збільшується, проте при перевищенні вмісту хрому в сплаві вище 20% мас. його вміст в складі карбідів практично не змінюється і знаходиться на рівні близько 70% мас.. При цьому, спостерігається підвищення вмісту вольфраму в карбіді до 16% мас.. Збільшення концентрації хрому в сплаві до 5,5% мас. в сплаві призводить до утворення стабільного карбиду на основі хрому (70% мас. Cr, 16% мас. W і 5,5% мас. Mo), при цьому в карбіді $M_{23}C_6$ знижується вміст молібдену.

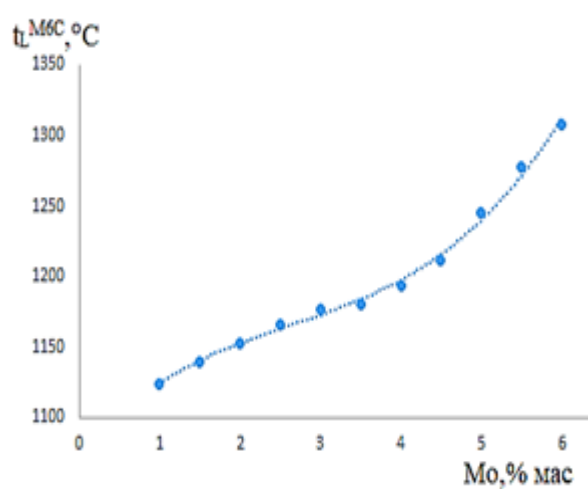
Показано, що зі збільшенням вмісту хрому підвищується схильність дослідженого сплаву до виділення в структурі шкідливих ТЩУ фаз несприятливої морфології. Так, при вмісті в сплаві 15% хрому в структурі утворюється Р- фаза, яка за типом і параметрами кристалічної ґратки, а також хімічним складом близька до карбиду M_6C ($\approx 52\%$ W і $\approx 20\%$ Cr). Поява зазначеної фази ймовірно пов'язана з тим, що в сплаві при вмісті хрому 11%, карбід M_6C не утворюється. У той же час, збільшення в сплаві кількості хрому до 19% призводить до виділення в структурі σ - фази, кристалічна ґратка якої близька до $M_{23}C_6$, із співвідношенням розмірних параметрів $c/a \approx 0,52$ і концентрацією хрому $\approx 52\%$ мас.. У свою чергу, при вмісті хрому 29% мас. в сплаві утворюється γ - твердий розчин на основі хрому, що вказує на відсутність розчинності даного елемента в досліджуваній композиції.

Встановлено, що хром опосередковано впливає на розподіл елементів в карбіді M_6C (див. рис. 5.10 г). Так, зі збільшенням вмісту хрому в сплаві, в складі карбідів M_6C поступово збільшується концентрація вольфраму і зменшується концентрація молібдену. Збільшення в сплаві вмісту хрому до 11% мас. і більше призводить до утворення в структурі карбиду M_6C на основі вольфраму, який має складну кубічну кристалічну ґратку. При цьому, в складі карбиду M_6C підвищується концентрація вольфраму до 60% мас. і знижується концентрація молібдену до 8% мас., що сприяє підвищенню термодинамічної стабільності, в порівнянні з карбідами $M_{23}C_6$.

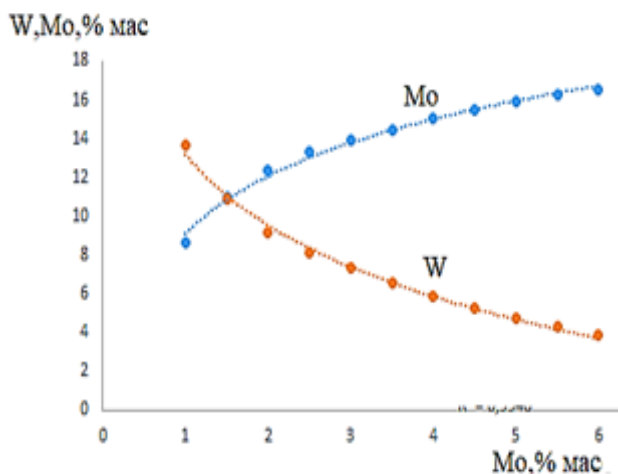
Молибден є одним з елементів, який бере участь в утворенні вторинних карбідів і на його основі можуть формуватися карбіди типу M_6C . При цьому, молибден також може входити до складу карбідів типу $M_{23}C_6$. Оскільки в досліджуваній композиції відбувається утворення вище зазначених карбідів, то в подальшому буде розглянуто вплив молибдену на розподіл елементів у вторинних карбідах типу $M_{23}C_6$ і M_6C . Вплив молибдену на температуру розчинення (виділення) вторинних карбідів показано на рисунку 5.11.



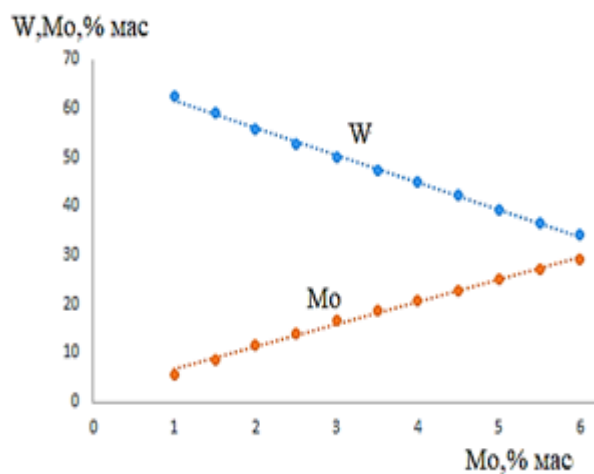
а



б



в



г

Рисунок 5.11 - Температурна залежність розчинення (виділення) карбідів типу $M_{23}C_6$ (а), M_6C (б), кількості вольфраму і молибдену в складі карбіду $M_{23}C_6$ (в); кількості вольфраму і молибдену в складі карбіду M_6C (г) від вмісту молибдену в сплаві

Показано, що молібден неоднозначно впливає на температури утворення карбідів (карбідного ліквідуса). До карбідів типу $M_{23}C_6$ (див. рис. 5.11, а) для вмісту в сплаві молібдену 2,5% мас. спостерігається логарифмічна залежність, а вище 3% мас. залежність має поліноміальний характер.

При вмісті 3% мас. молібдену в сплаві змінюється тип температурної залежності карбідного ліквідуса, що можна пояснити появою ТЩУ фази (орторомбічна Р- фаза), яка близька за типом і параметрами кристалічної ґратки, а також за хімічним складом до карбіду M_6C , що призводить до зміни термодинамічних процесів у дослідженій системі. При цьому, збільшення вмісту молібдену в сплаві специфічно впливає на температуру виділення (розчинення) карбіду M_6C , що має поліноміальний характер (див. рис.5.11 б).

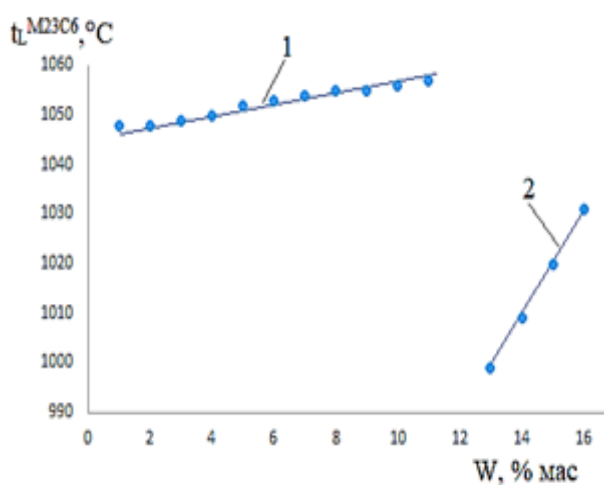
Слід зазначити, що як в карбідах $M_{23}C_6$, так і в карбідах M_6C спостерігається зниження концентрації вольфраму і збільшення концентрації молібдену при зростанні вмісту молібдену в сплаві. Разом з тим, для карбідів $M_{23}C_6$ залежності розподілу цих елементів підкоряються логарифмічному закону (див. рис. 5.11 в, г).

Це пов'язано з витісненням вольфраму з карбідів і переважанню молібдену в складі карбідів $M_{23}C_6$, що настає при вмісті 1,5% мас. молібдену, а для карбідів M_6C при 6,5% мас. молібдену в сплаві. Також встановлено, що при вмісті в сплаві 8% мас. молібдену карбіди типу M_6C перетворюються в монокарбіди на основі молібдену.

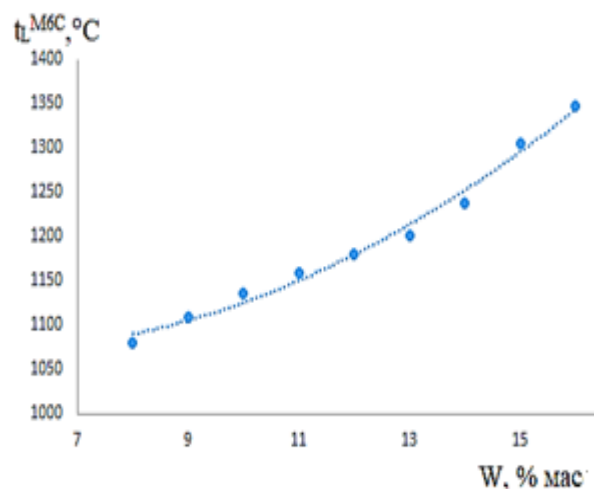
З підвищенням в сплаві вмісту вольфраму до 11% мас. підвищується температура розчинення (виділення) карбідів типу $M_{23}C_6$ з 1048°C до 1057°C (рис. 5.12 а)

Подальше збільшення вольфраму в сплаві призводить до різкого зниження температури карбідного ліквідусу, що імовірно пов'язано з утворенням орторомбічної Р- фази, яка за типом кристалічної ґратки і хімічним складом близька до складу карбіду M_6C (54,5W-13,59Cr-13,77Ni-10,08Mo-8,02Co), а також перевищенням

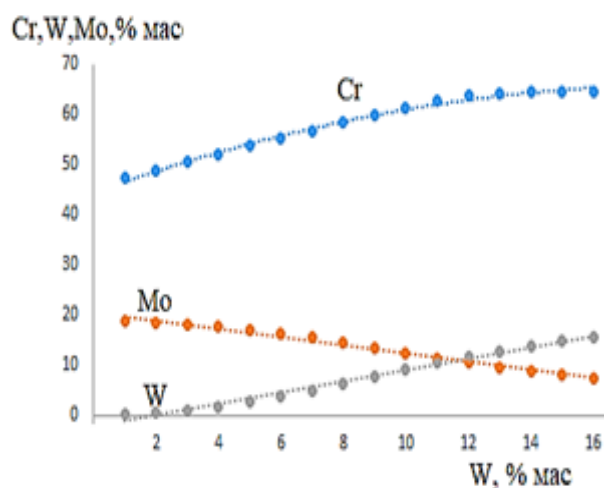
концентрації вольфраму в карбіді $M_{23}C_6$ по відношенню до молібдену (див. рис. 5.12 б, в).



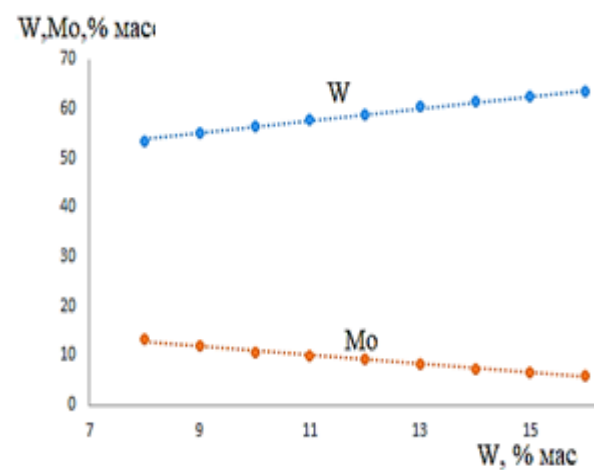
а



б



в



г

Рисунок 5.12 - Температурні залежності розчинення карбідів типу $M_{23}C_6$ (а), M_6C (б), кількості хрому, вольфраму і молібдену в карбіді $M_{23}C_6$ (в); кількість вольфраму і молібдену в карбіді M_6C (г) від вмісту вольфраму в сплаві

Поява зазначеної фази не тільки може впливати на термодинаміку процесів в сплаві, але й негативно впливати на показники жароміцності матеріалу. При цьому, встановлено, що температура розчинення (виділення) карбідів підпорядковується лінійному закону зростання.

Виявлено, що карбіди типу M_6C починають утворюватися при вмісті вольфраму в сплаві, починаючи з 8% мас., при цьому формуються карбіди на основі вольфраму. Температурна залежність розчинення (виділення) карбідів типу M_6C при вмісті в межах від 8 до 16% мас. вольфраму в складі сплаву оптимально описується параболічною залежністю (див. табл. 5.2).

Експериментально встановлено, що при збільшенні вмісту вольфраму в сплаві більш, ніж 11% мас., в карбідах $M_{23}C_6$ його концентрація перевищує концентрацію молібдену (див. рис. 5.12 в) за лінійною залежністю, в той же час концентрація хрому зростає в межах з 47,5 до 64,76% мас. за параболічною залежністю (див. табл. 5.2).

Дослідження показали, що вольфрам в сплаві помітно впливає на розподіл і концентрацію легувальних елементів в карбідах типу M_6C . Так, при збільшенні вмісту вольфраму в складі сплаву, концентрація його в карбіді збільшується з 53,5 до 63,5% мас., при цьому знижується концентрація молібдену з 13,2 до 5,7% мас. [323-329]. Вольфрам практично не впливає на концентрацію хрому, кобальту і нікелю в карбідах типу M_6C , їх концентрація змінюється в межах 1...1,5% мас..

Визначено, що при збільшенні вмісту вольфраму в сплаві змінюються концентрації вольфраму і молібдену в карбідах M_6C , що оптимально описується лінійними залежностями, показаними на рисунку 5.12 г.

5.3 Оптимізація карбідної фази в системі Ni-34Cr-4,3W-2,3Mo-1,3Al-1,3Ti-1,3Nb-0,1C

Встановлено, що залежності температур розчинення (виділення) карбідів MC і їх кількості від вмісту вуглецю є незмінними, а для карбідів типу $M_{23}C_6$ мають складний характер і оптимально описуються залежностями, наведеними в таблиці 5.3, та показаними на рисунку 5.13.

Таблиця 5.3 – Залежності температури розчинення (виділення) карбідів і вміст легуючих елементів в первинних карбідах від їх концентрації в сплаві

Легувальний елемент	Температури розчинення (виділення) карбідів, °C	Кількість карбідів (V) та вміст елементів в карбіді (C), % мас.
C	$t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ C = 19,452(C) + 0,0033$	$V_{M_{23}C_6} = 26,978 \ln(C) + 1341,5$
Ti	-	$C_{Ti} = -1,3167(C_{Ti} \text{ в сплаві})^2 + 15,89(C_{Ti} \text{ в сплаві}) + 6,7956;$ $C_{Nb} = 1,5658(C_{Ti} \text{ в сплаві})^2 - 19,146(C_{Ti} \text{ в сплаві}) + 81,708;$ $C_W = 0,855(C_{Ti} \text{ в сплаві}) + 0,8056$
Nb	$t_L^{MC}, ^\circ C = -4,2143 (C_{Nb}) + 1263,8$	$C_{Nb} = -2,249(C_{Nb} \text{ в сплаві})^2 + 18,322(C_{Nb} \text{ в сплаві}) + 43,467;$ $C_{Ti} = 1,595(C_{Nb} \text{ в сплаві})^2 - 13,616 (C_{Nb} \text{ в сплаві}) + 36,588;$ $C_W = 0,3076(C_{Nb} \text{ в сплаві})^2 - 2,1667 (C_{Nb} \text{ в сплаві}) + 4,1193$
Cr	$t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ C = 0,3746(C_{Cr})^2 + 26,343(C_{Cr}) + 827,2$	- $C_{Cr} = -0,0764(C_{Cr} \text{ в сплаві})^2 + 4,8775(C_{Cr} \text{ в сплаві}) - 4,2879;$ $C_{Ni} = 0,0807(C_{Cr} \text{ в сплаві})^2 - 4,9991(C_{Cr} \text{ в сплаві}) + 80,521;$ $C_{Mo} = 0,0143(C_{Cr} \text{ в сплаві})^2 - 1,1817(C_{Cr} \text{ в сплаві}) + 31,767;$ $C_W = -0,0099(C_{Cr} \text{ в сплаві})^2 + 0,9073(C_{Cr} \text{ в сплаві}) - 9,5687$
Mo	$t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ C = -4,9455(C_{Mo}) + 1291,7$	$C_{Mo} = -0,3561(C_{Mo} \text{ в сплаві})^2 + 4,2116(C_{Mo} \text{ в сплаві}) + 0,8076;$ $C_W = 0,3001(C_{Mo} \text{ в сплаві})^2 - 3,4499(C_{Mo} \text{ в сплаві}) + 15,58;$ $C_{Ni} = -0,0576(C_{Mo} \text{ в сплаві})^2 + 0,7348(C_{Mo} \text{ в сплаві}) + 2,1336.$

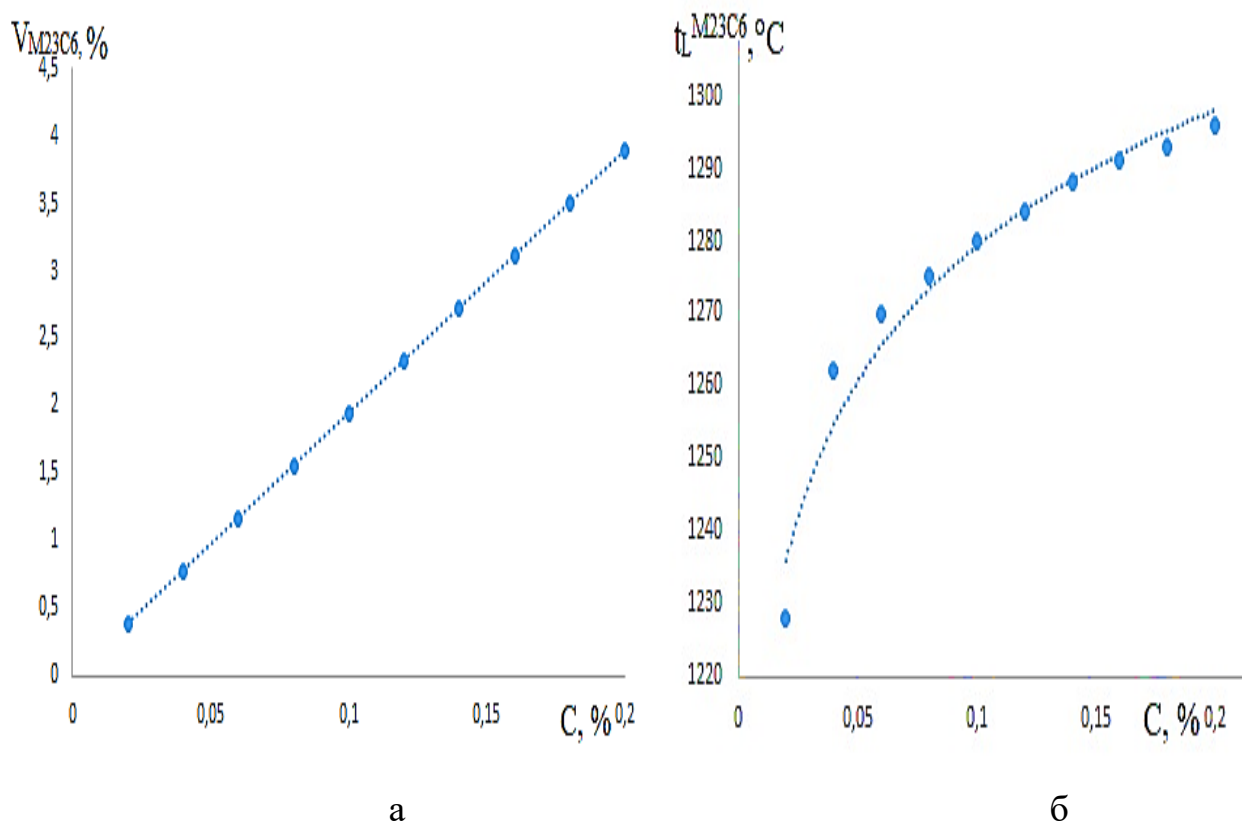


Рисунок 5.13 - Температурні залежності розчинення (виділення) вторинних карбідів (а); кількість вторинних карбідів (б) від вмісту вуглецю в складі сплаву

Зміна температури карбідного ліквідусу для карбідів типу МС практично не спостерігається при введенні Ті в сплав. Однак це призводить до зміни складу первинних карбідів і при вмісті більше 4% мас. до виділення η -фази (типу Ni-17Ti-4Nb-1Al-0,22Cr). Введення понад 2,7% мас. Ті призводить до зміни основи карбиду з ніобію на титан (рис. 5.14 а) (див. табл. 5.3), при цьому, вміст титану в карбіді збільшується до 55%. Морфологія карбиду МС на основі титану є небажаною, завдяки шрифтовій формі, яка отримується при кристалізації в міждендритних областях (рис. 5.14 б). Така форма передуює прискореному руйнуванню матеріалу внаслідок низького опору до розповсюдження тріщини карбідної фази та великої протяжності меж поділу [330-338].

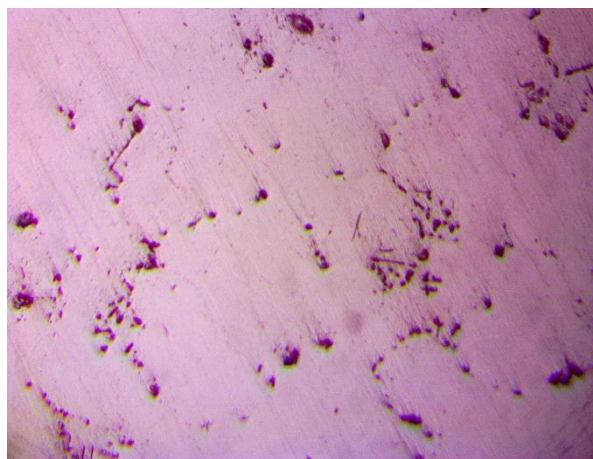
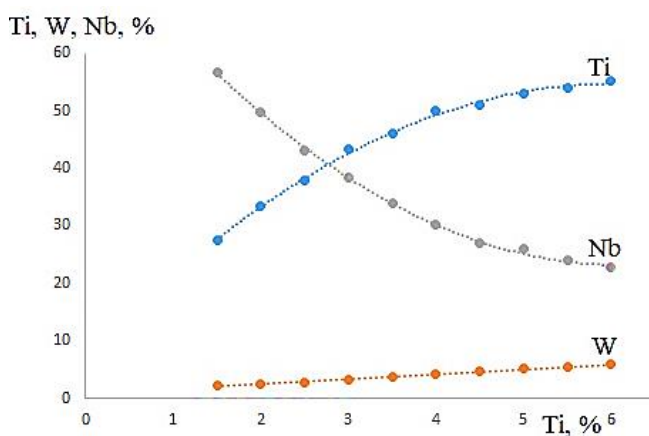
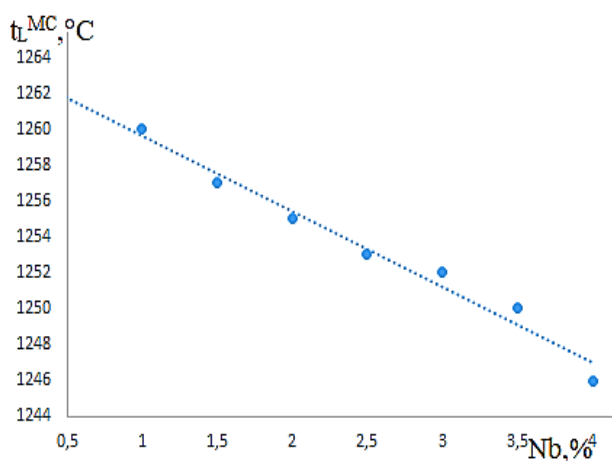
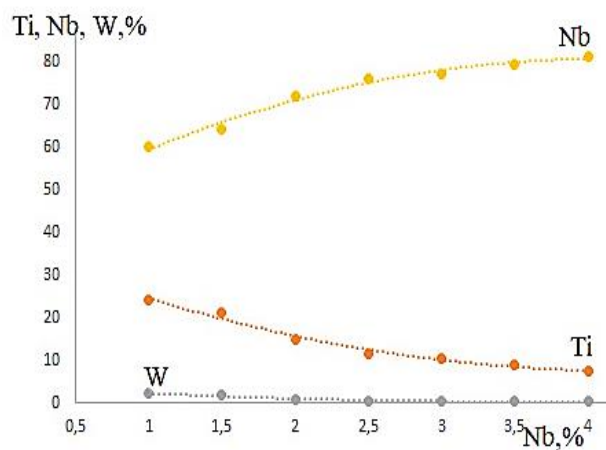


Рисунок 5.14 - Залежності кількості титану, ніобію і вольфраму в МС карбідах (а) від вмісту титану в складі сплаву та шрифтова форма карбідів типу TiC (б)

Збільшення концентрації ніобію в сплаві призводить до зниження температури утворення (виділення) карбідів МС (рис. 5.15), що пояснюється зміною сил міжатомного зв'язку. Утворення первинних карбідів в даній системі починається з концентрації Nb від 1% мас., а вміст його в карбіді коливається від 60 до 81% мас.. Концентрація титану в карбіді при цьому знижується з 24 до 7% мас. (див. табл. 5.3).



а



б

Рисунок 5.15 - Температурна залежність розчинення карбідів типу МС (а) і кількості титану, ніобію і вольфраму в МС карбіді (б) від вмісту ніобію в сплаві

Хром є елементом, що впливає на утворення вторинних карбідів, він з помітно впливає на температуру розчинення (виділення) карбідів. Встановлено, що відповідні залежності (рис. 5.16) мають складний характер і описуються наступними рівняннями, наведеними в таблиці 5.3.

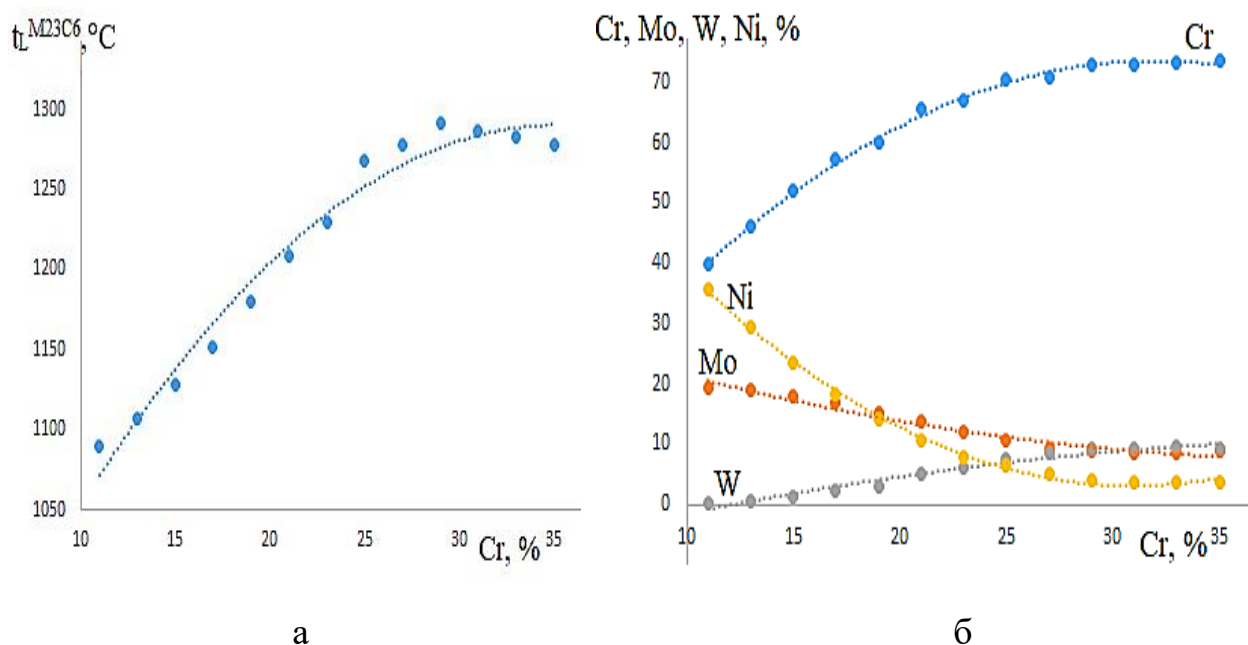


Рисунок 5.16 - Температурна залежність розчинення карбідів типу $M_{23}C_6$ (а); та вмісту хрому, молібдену, вольфраму і нікелю в $M_{23}C_6$ карбідах (б) від вмісту хрому в сплаві

Вторинні карбіди утворюються при концентрації хрому в даній системі на рівні 10%. Зі збільшенням вмісту Cr в сплаві температура розчинення (виділення) карбідів зростає, як і його вміст у вторинному карбіді. Концентрація нікелю і молібдену при цьому знижується до 3,5 і 8,8% мас. відповідно по параболічних залежностей (див. табл. 5.3). При концентрації хрому в сплаві 31% мас. утворюється твердий розчин на основі Cr, таким чином хром перестає розчинятися в нікелі.

Показано, що молібден знижує температуру розчинення (виділення) карбідів типу $M_{23}C_6$ (рис. 5.17), такий характер залежності пояснюється зміною сил міжатомних зв'язків у вторинному карбіді.

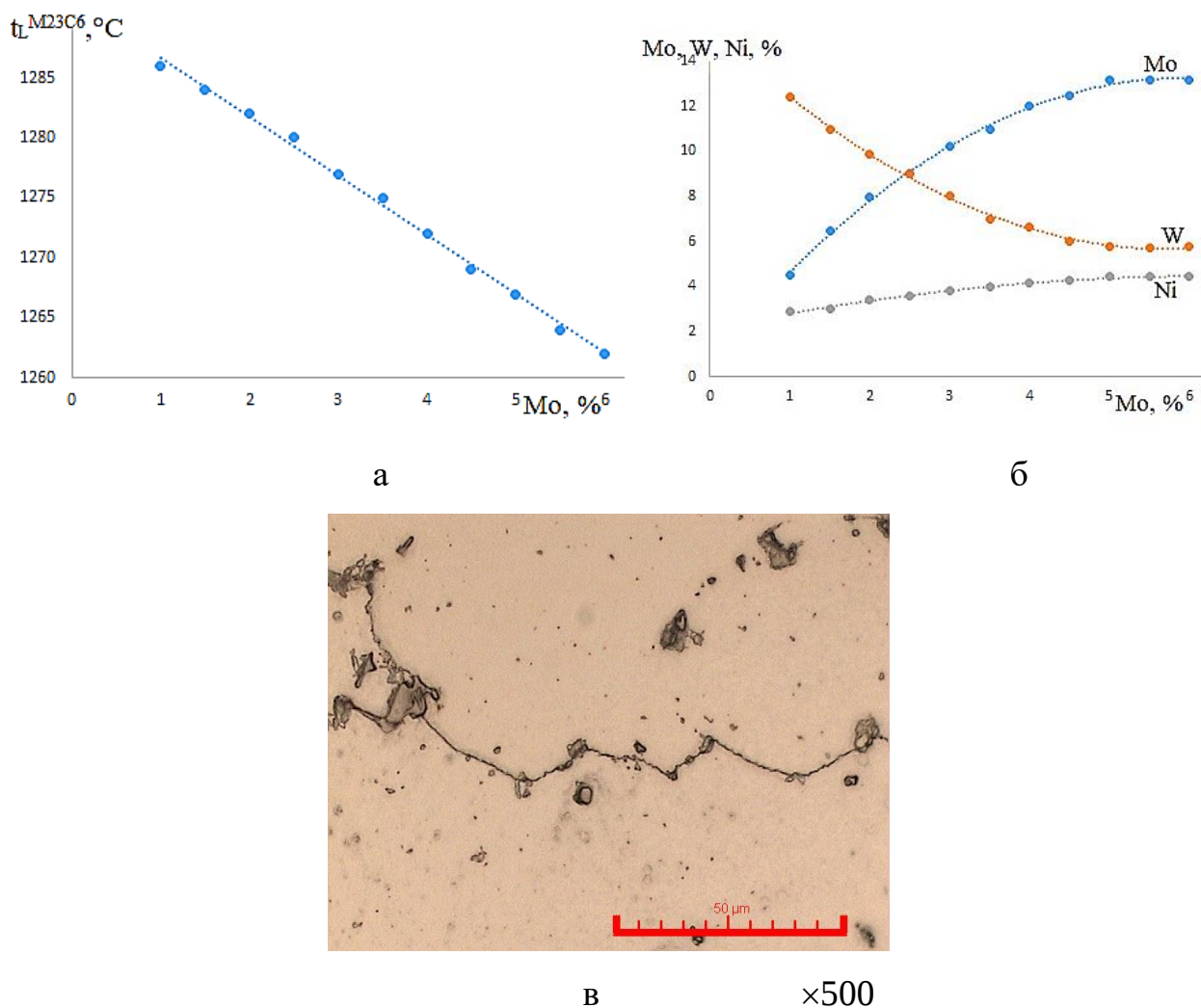


Рисунок 5.17 – Залежність температури розчинення карбідів типу $M_{23}C_6$ (а) та кількості молібдену, вольфраму і нікелю в $M_{23}C_6$ карбіді (б) від вмісту молібдену в складі сплаву та морфологія карбідів типу $M_{23}C_6$, розташованих по межі зерна (в)

Збільшення вмісту молібдену в складі сплаву, не впливає на вміст хрому у вторинному карбіді, він знаходиться на рівні 72% мас.. Однак кількість молібдену в карбіді збільшується до рівня 13% мас., а вольфраму знижується до 5,7% мас. (див. рис. 5.17 б), карбіди мають неправильну форму і рівномірно розподіляються по межі зерна (див. рис. 5.17 в).

Вольфрам не впливає на температуру розчинення (виділення) карбідів $M_{23}C_6$, яка знаходиться на рівні 1280°C. Збільшення концентрації вольфраму в сплаві призводить до зміни вмісту легуючих елементів в карбідах даної

системи (рис. 5.18). Вміст нікелю і молібдену знижуються до рівня 2,7 і 4,4% мас. відповідно, а вольфраму збільшується до 18% мас. (див. табл. 5.3).

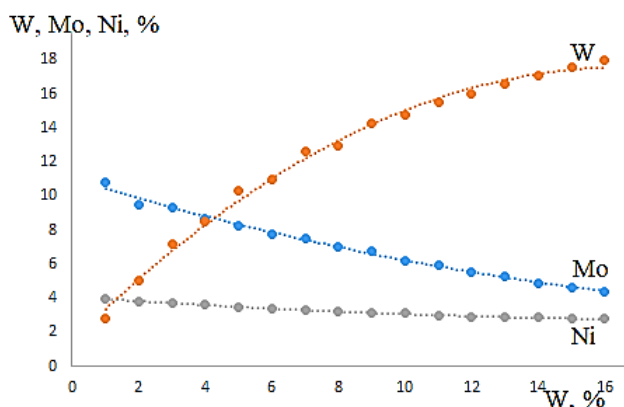


Рисунок 5.18 – Залежності вмісту вольфраму, молібдену та нікелю в карбідах типу $M_{23}C_6$ від вмісту вольфраму в складі сплаву

5.4. Висновки

Виконані дослідження дозволяють сформувати ряд теоретичних положень, які дозволяють встановити залежності між хімічним складом ливарних жароміцних нікелевих сплавів та температурами карбідних ліквідусів і структурно-фазовим складом. Виходячи з отриманих результатів сформовані наступні висновки:

1. Встановлено взаємозв'язок між температурою карбідних ліквідусів та вмістом карбідоутворюючих елементів в ливарних жароміцних нікелевих сплавах рівновісної кристалізації. Отримані залежності доповнюють діаграми теплофізичних властивостей (див. Розділ 3), що дає можливість оптимально встановлювати (корегувати) режими термічного оброблення та температури експлуатації сплавів.

2. Встановлено залежності температур карбідних ліквідусів від кількості певного карбідоутворюючого елемента, що дозволяє оптимізувати хімічний

склад сплаву, режими термічної обробки та температури експлуатації ливарних ЖНС. Оскільки, під час термічної обробки йде виділення карбідів типу $M_{23}C_6$ та M_6C то оптимізація температурних режимів, за отриманими залежностями, дає змогу зменшити процеси зерномежового проковзування при експлуатації корпусних деталей, виготовлених з ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

3. Встановлено закономірності впливу хімічного складу сплаву на морфологію та тип карбідів. Показано, що на розмір та форму карбідів типу MC можна вплинути зміною їх хімічного складу. Збільшення кількості титану в сплавах призводить до виділення карбідів типу TiC шрифтової форми, що знижує тріщиностійкість матеріалу. Введення танталу, гафнію чи ніобію в сплав викликає зміну форми карбідів MC на огранену або сферичну, що збільшує стійкість до утворення тріщин.

РОЗДІЛ 6

ОПТИМІЗАЦІЯ ФАЗОВОГО СКЛАДУ ЛИВАРНИХ ЖАРОМІЦНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ НІКЕЛЮ

6.1 Техніка встановлення складу карбідів в системі Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C рівновісної кристалізації

Структура сплаву цієї системи складається з γ твердого розчину з г.ц.к. ґраткою на основі нікелю, γ' - кубічної інтерметалідної фази з надструктурою типу $L1_2$, карбідів типу MC та $M_{23}C_6$ (рис. 6.1). Розрахунки отриманої дифрактограми показали, що карбіди типу MC мають значення міжплощинних відстаней близькі до карбідів TiC, а типу $M_{23}C_6$ – до карбідів $Cr_{23}C_6$ (табл. 6.1).

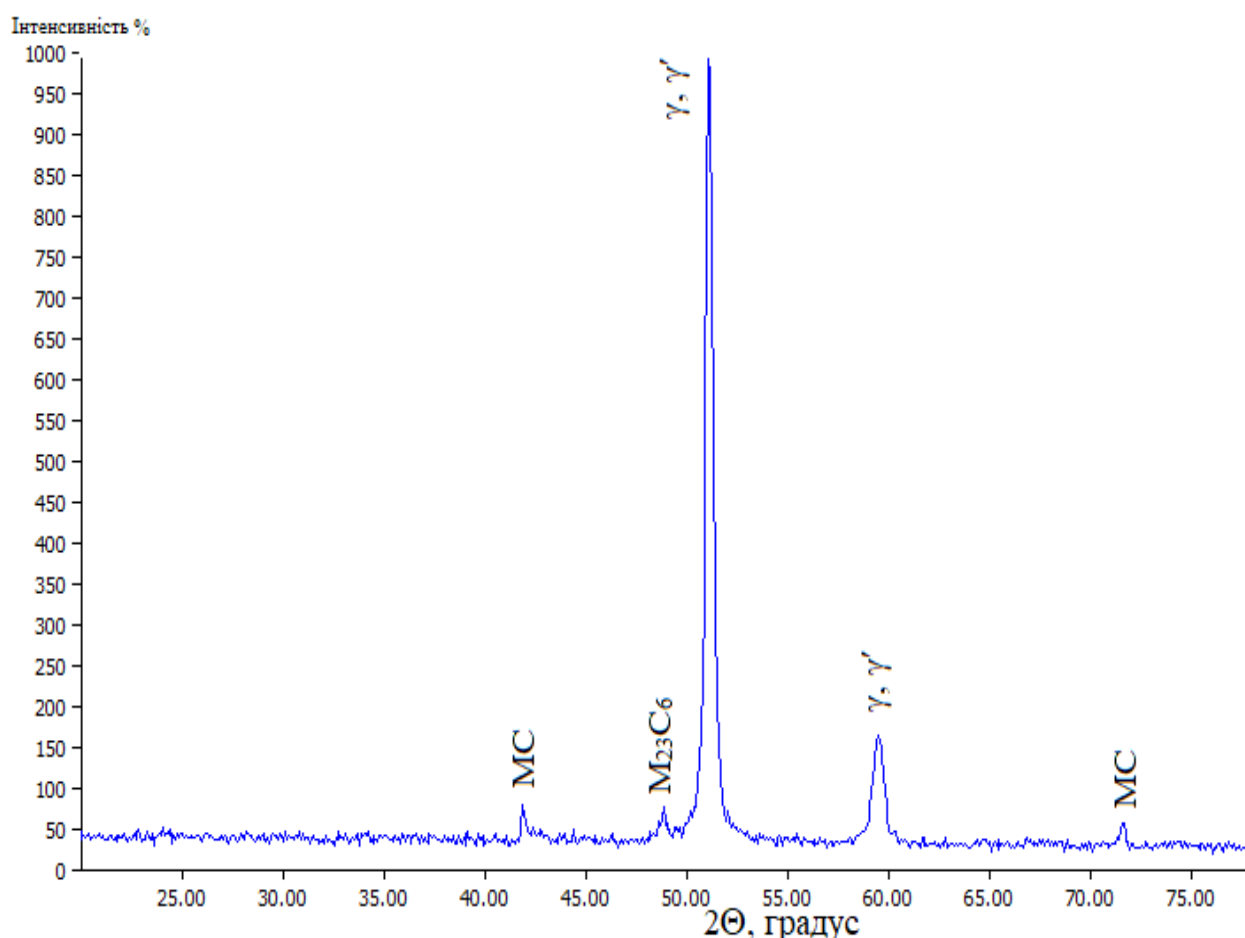


Рисунок 6.1 – Дифрактограма отримана від сплаву системи Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C

Таблиця 6.1 – Міжплощинні відстані d_{hkl} та інтенсивності ліній експериментально визначених зі сплава типу ЗМІ-ЗУ та довідникових даних виявлених фаз

Експериментальні значення			Табличні значення d_{hkl} , нм та індекси площин відбиття			
Кут 2Θ	d_{hkl} , нм	Інтенсивність, %	γ (Ni)	γ'	TiC	Cr ₂₃ C ₆
41,92	0,250	79	-	-	0,249 (111)	-
48,88	0,216	81	-	-	-	0,216 (422)
51,12	0,207	998	0,203 (111)	0,206 (111)	-	-
59,52	0,180	164	0,176 (200)	0,178 (200)	-	-
71,61	0,153	60	-	-	0,152 (220)	-

Хімічний склад карбідів, що був отриманий розрахунковим методом, за встановленими моделями, порівнювали з результатами, встановленими з допомогою електронної мікроскопії в режимах мікрозондування на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І. Виявлено, що в сплаві системи Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C присутні карбіди типу MC неправильної форми (у виді блоків) (рис. 6.2 а) та типу M₂₃C₆ рівномірно розподілені по межі зерна (рис. 6.2 б).

Експериментально встановлено, що до складу карбідів входять титан, вольфрам, молібден, хром і кобальт (табл. 6.2), спектри випромінення приводяться нижче (рис. 6.3). Експериментальні та розрахункові дані добре узгоджуються між собою практично за всіма елементами.

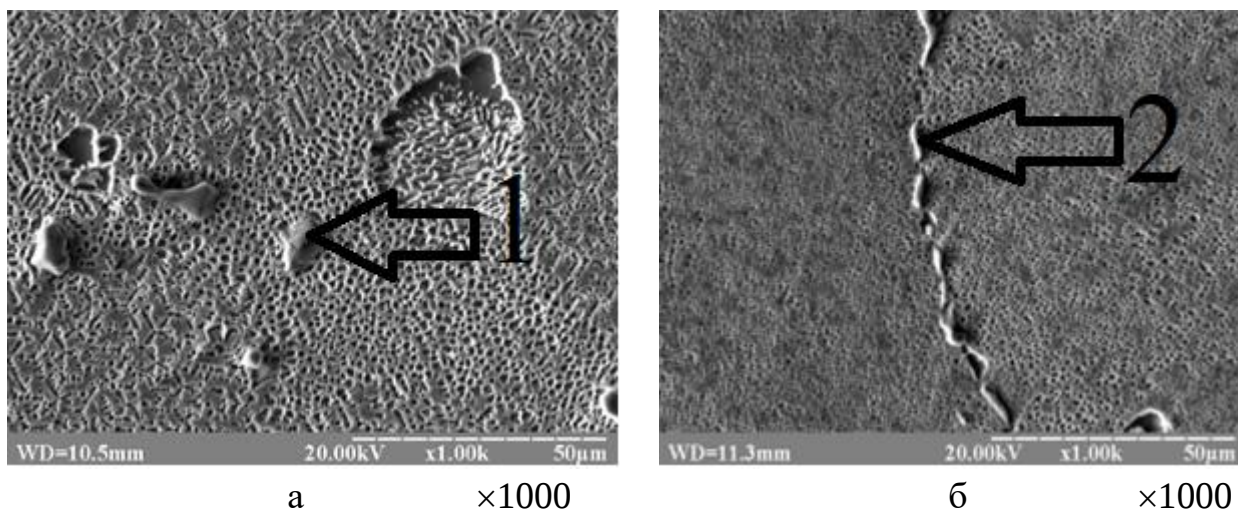
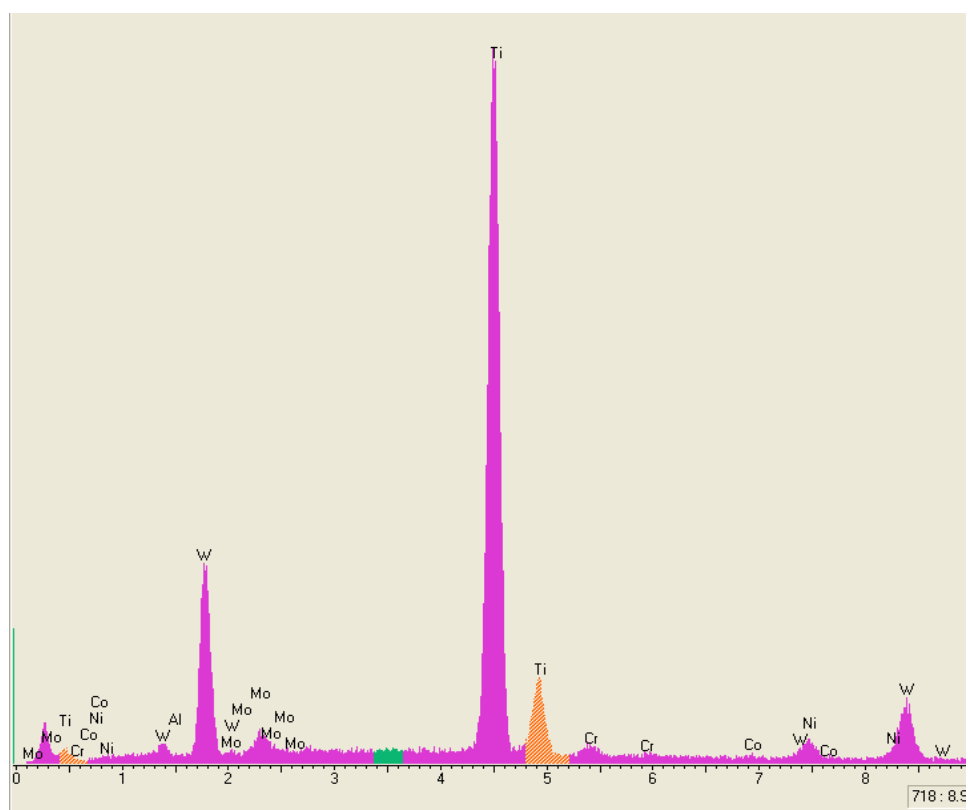


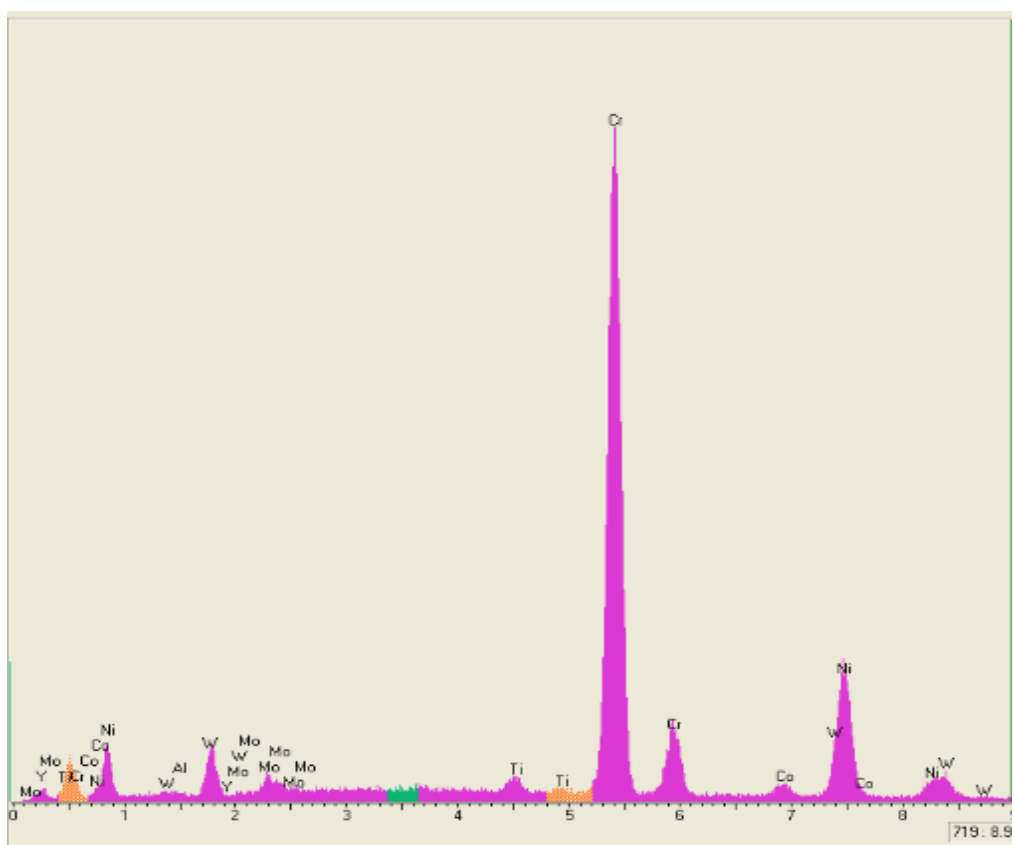
Рисунок 6.2 - Морфологія первинних (а) та вторинних карбідів (б) в структурі сплаву 3МІ-3У

Таблиця 6.2 - Хімічний склад первинних та вторинних карбідів встановлених з використанням отриманих залежностей і експериментально рентгеноспектральним мікроаналізом (РСМА) для сплаву 3МІ-3У

Метод отримання результатів	Хімічний склад карбідів при 20°C, % мас. [% ат.]						
	Ti	W	Mo	Cr	Ni	Co	C
Розрахований за встановленими моделями (МС)	55,7 [45,82]	28,68 [6,14]	0,15 [0,06]	0,58 [0,43]	-	-	14,4 [47,4]
Експериментально визначений (МС) (точка 1 на рис. 6.2, а)	53,59 [44,4]	28,21 [6,08]	1,59 [0,65]	0,26 [0,19]	-	0,29 [0,19]	14,3 [47,2]
Розрахований за встановленими моделями (M ₂₃ C ₆)	-	14,87 [4,14]	6,94 [3,7]	66,22 [65,29]	5,8 [5,07]	1,33 [1,15]	4,83 [20,61]
Експериментально визначений (M ₂₃ C ₆) (точка 2 на рис. 6.2, б)	-	14,14 [3,88]	7,31 [3,85]	66,28 [64,45]	5,36 [4,64]	1,73 [1,48]	5,15 [21,68]



а



б

Рисунок 6.3 – Спектри отримані від точки 1 (а) та точки 2(б) сплаву ЗМІ-3У

Так, збільшення молібдену в експериментальній частині дослідження пояснюється можливістю заміни деякої частини вольфраму молібденом, що часто відбувається в сплавах даного типу. Кобальт повинен бути відсутнім в карбідах даного типу, проте відомі випадки, коли Со може знаходитися в невеликих кількостях в первинних карбідах.

Виходячи з отриманих експериментальних значень, були розраховані стехіометричні формули первинних карбідів, що дало можливість встановити реальний тип карбідів в ЖНС. Так, для сплаву ЗМІ-3У стехіометрія первинного карбіду з перерахунком масових в атомні % має наступну формулу: $(\text{Ti}_{0.444}\text{W}_{0.06089}\text{Mo}_{0.00658}\text{Cr}_{0.000198}\text{Co}_{0.00195})\text{C}_{0.472}$. Виходячи з отриманої формули карбіду витікає, що сумарне співвідношення металів і вуглецю не в повній мірі відповідає жорсткому правилу співвідношення 1:1.

Використовуючи експериментальні значення, отримали стехіометричні формули для M_{23}C_6 карбідів і встановили реальний їх тип в структурі сплавів. Зокрема, для сплаву ЗМІ-3У хімічна формула вторинного карбіду після перерахунку масових відсотків в атомні відповідає стехіометричному співвідношенню: $(\text{Cr}_{0.824}\text{W}_{0.048}\text{Mo}_{0.048}\text{Ni}_{0.0589}\text{Co}_{0.0189})_{21.6}\text{C}_{5.98}$.

Отже, сумарне співвідношення металевих елементів і вуглецю не повністю відповідає правилу жорсткого співвідношення 23:6.

Таким чином, розрахункові результати по кількості та хімічному складу карбідів показали добру збіжність і узгодженість, в порівнянні з експериментальними даними, отриманими методом електронної мікроскопії [325, 327].

6.2 Методика встановлення карбідних фаз в системі Ni-10Cr-4,5Co-5,5Al-2,5Ti-5W-4Mo-1Nb-0,18C рівновісної кристалізації

Особливістю структури сплавів даної системи є присутність окрім карбідів типу MC та $M_{23}C_6$ карбідів типу M_6C . Вони утворюються при вмісті в сплавах вольфраму та молібдену в значних кількостях та зниженому вмісту хрому. Цей карбід є стабільним, однак як і карбід типу $M_{23}C_6$ може бути основою для зародження ТЩУ фаз (типу Р- фаза), які близькі за типом і параметрами кристалічної ґратки до карбиду. Згідно рентгеноструктурних досліджень (рис. 6.4) в сплаві присутні карбіди TiC, $Cr_{23}C_6$ та Mo_6C (табл. 6.3).

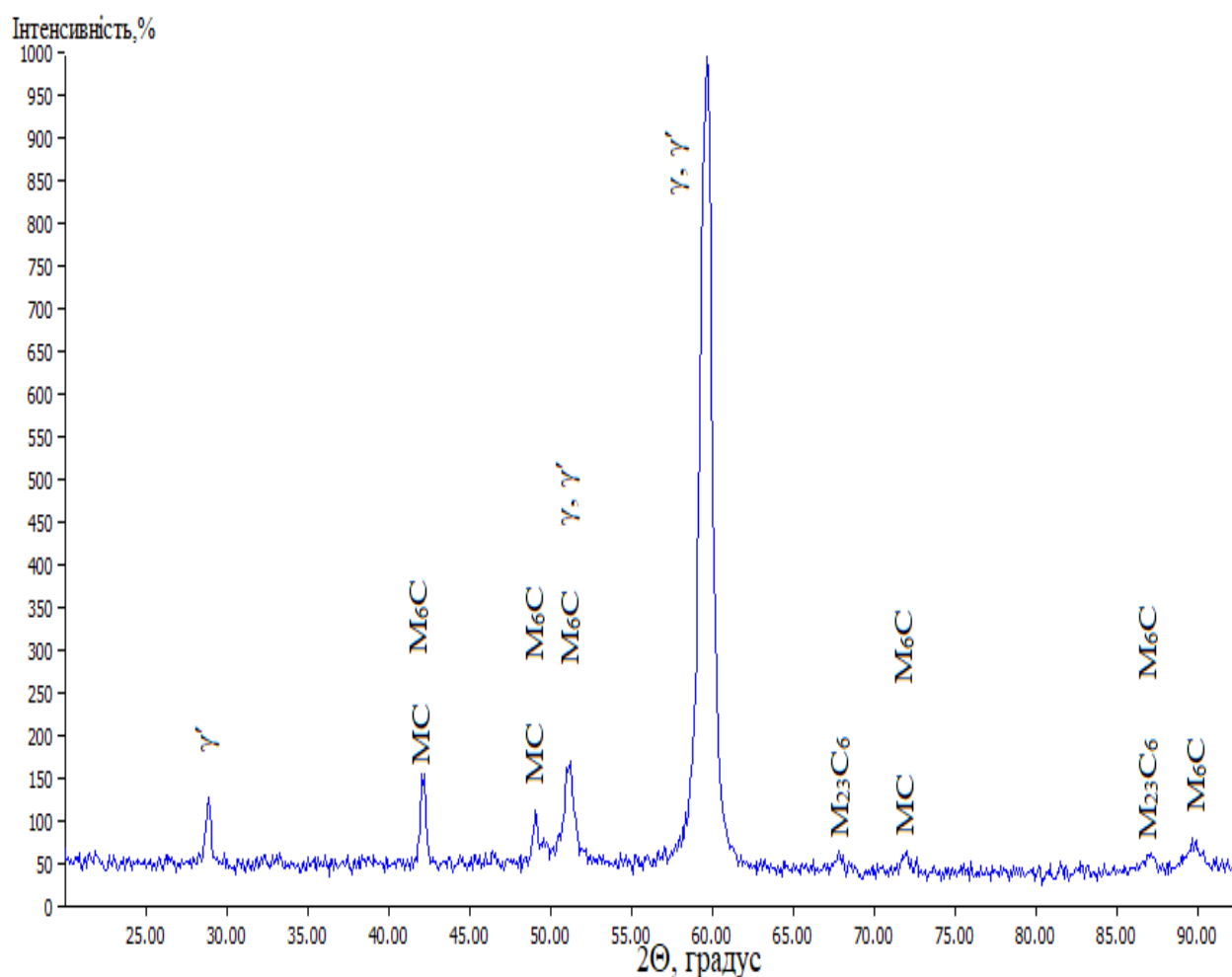


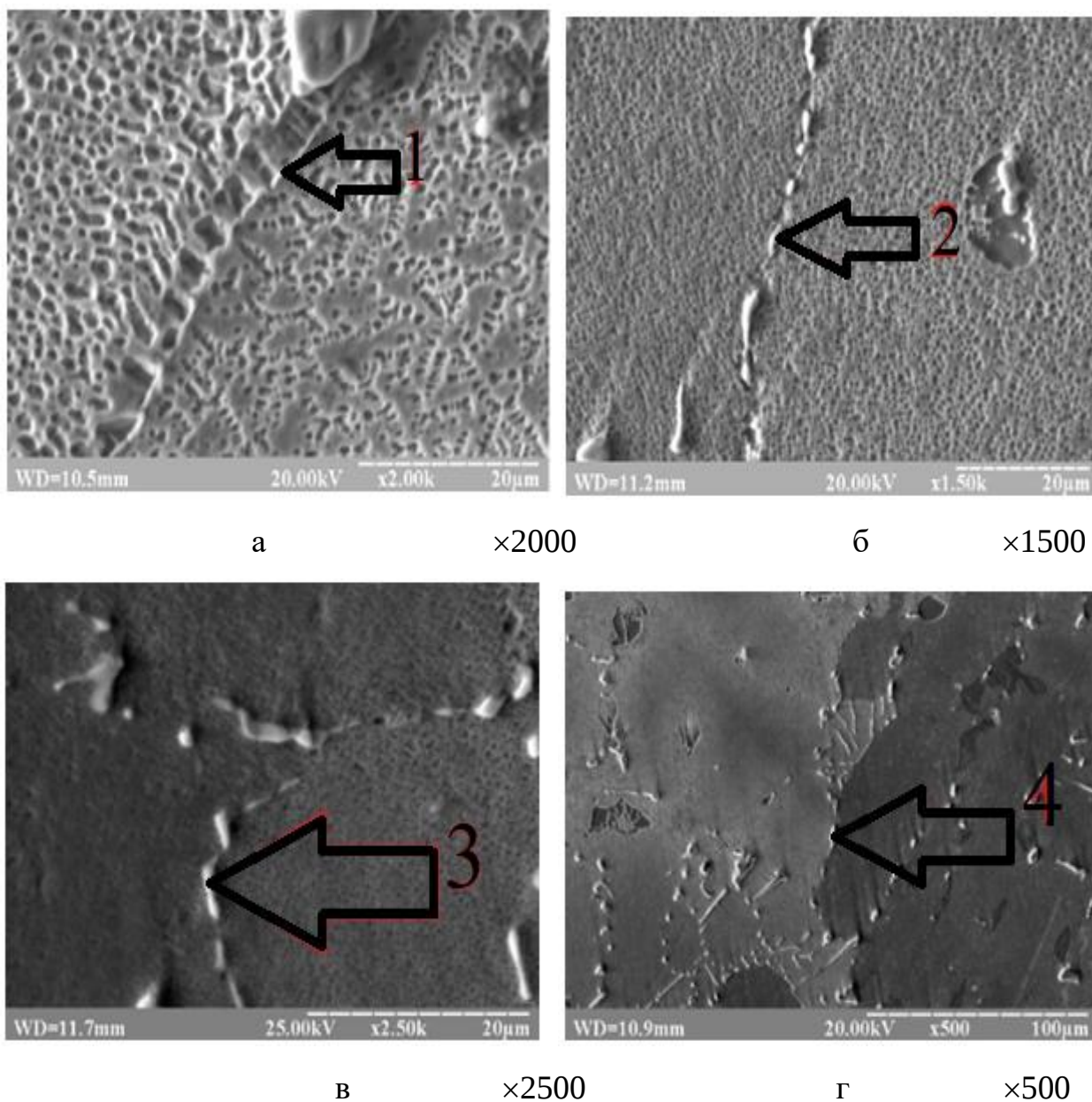
Рисунок 6.4 – Дифрактограма отримана від сплаву системи Ni-10Cr-4,5Co-5,5Al-2,5Ti-5W-4Mo-1Nb-0,18C

Таблиця 6.3 – Міжплощинні відстані d_{hkl} та інтенсивності ліній експериментально визначених зі сплава типу ЖС6К та довідникових даних виявлених фаз

Експериментальні значення			Табличні значення d_{hkl} , нм та індекси площин відбиття				
Кут 2Θ	d_{hkl} , нм	Інтенсивність, %	γ (Ni)	γ'	TiC	Cr ₂₃ C ₆	Mo ₆ C
28,88	3,58	128		3,56 (100)			
42,08	2,49	155			2,49 (111)		2,50 (331)
49,12	2,15	112			2,15 (200)		2,16 (410)
51,04	2,07	163	2,03 (111)	2,06 (111)			2,05 (202)
59,68	1,79	999	1,76 (200)	1,78 (200)			
67,84	1,60	65				1,60 (622)	
72,08	1,52	65			1,52 (220)		1,52 (551)
87,12	1,29	81				1,28 (644)	1,29 (660)
89,92	1,26	80					1,27 (555)

На рисунку 6.5 приведено морфологію вторинних карбідів, яка присутня в структурі сплавів даного класу. Пластинчаста морфологія характерна для карбідів типу $M_{23}C_6$, а блокова для карбідів типу M_6C . Орієнтація і така морфологія пов'язана з різницею дифузійного потоку між різними розділами

поверхні, отже, карбіди мають тенденцію до зростання вздовж границі зерна, оскільки коефіцієнт дифузії значно більше на границі, ніж всередині зерна.



а,в - переривчаста пластинчаста ; б,г - переривчаста блокова

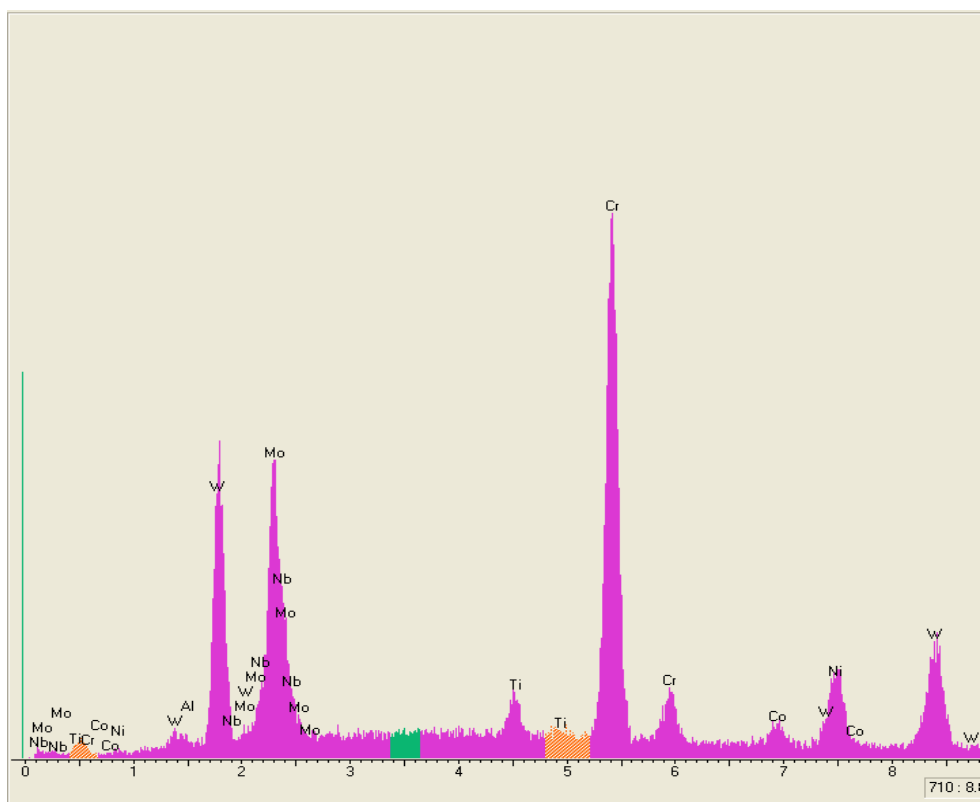
Рисунок 6.5 - Морфологія вторинних карбідів в структурі сплаву ЖС6К(а,б) та ЖС6У (в,г)

Експериментально було встановлено, що до складу вторинних карбідів входять хром, вольфрам, молібден, нікель і кобальт (табл. 6.4), спектри випромінення наводяться нижче (рис. 6.6).

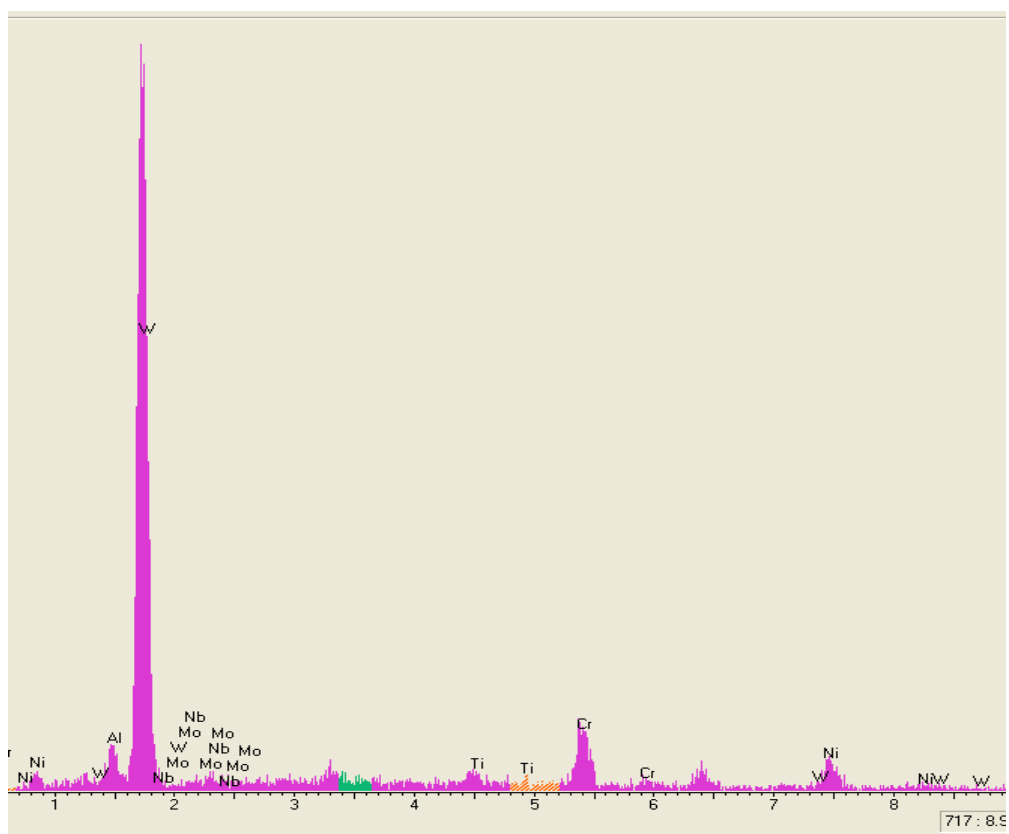
Таблиця 6.4 – Хімічний склад вторинних карбідів системи Ni-10Cr-4,5Co-5,5Al-2,5Ti-5W-4Mo-1Nb-0,18C, розрахований за отриманими залежностями та експериментальним методом РСМА при 20°C

Метод отримання результатів	Вміст елементу, % мас. [% ат.]					
	Cr	W	Mo	Ni	Co	C
ЖС6У						
Розрахований за встановленими моделями $M_{23}C_6$	62,13 [60,58]	9,77 [2,7]	11,9 [6,29]	7,48 [6,45]	3,83 [3,3]	4,9 [20,7]
Розрахований за встановленими моделями M_6C	10,39 [17,8]	57,23 [27,77]	10,41 [9,68]	16,18 [25,22]	3,46 [5,24]	1,92 [14,26]
Експериментально визначений $M_{23}C_6$ (точка 3, рис. 6.5, в)	56,86 [56,76]	11,09 [3,13]	14,74 [7,97]	9,52 [8,41]	2,89 [2,54]	4,9 [21,17]
Експериментально визначений M_6C (точка 4, рис. 6.5, г)	9,73 [17,08]	60,45 [30,02]	8,41 [8,0]	15,62 [24,3]	3,87 [5,99]	1,92 [14,59]
ЖС6К						
Розрахований за встановленими моделями $M_{23}C_6$	63,42 [59,85]	1,54 [0,41]	18,5 [9,46]	9,44 [7,94]	1,98 [1,65]	5,06 [20,67]
Розрахований за встановленими моделями M_6C	14,64 [20,41]	24,82 [9,78]	34,12 [25,78]	22,6 [27,90]	1,46 [1,79]	2,37 [14,3]
Експериментально визначений $M_{23}C_6$ (точка 1, рис. 6.5, а)	60,17 [57,34]	1,84 [0,49]	20,25 [10,45]	10,56 [9,13]	1,82 [1,53]	5,1 [21,04]
Експериментально визначений M_6C (точка 2, рис. 6.5, б)	20,15 [26,90]	21,06 [7,95]	33,56 [24,28]	21,3 [25,19]	1,53 [1,80]	2,4 [13,87]

*Примітка – розрахунки стехіометричних формул для вторинних карбідів здійснювалися на основі даних, приведених в таблиці в % ат.



а



б

Рисунок 6.6 – Спектри характеристичного випромінення отримані від точки 1 (а), 2 (б), 3 (в) та 4 (г) сплавів ЖС6К(а, б) та ЖС6У (в, г)

EDS spectrum of the sample. The x-axis is labeled '716: 8.9'. The spectrum shows several peaks corresponding to different elements: Mo (Molybdenum), Cr (Chromium), W (Tungsten), Ti (Titanium), Co (Cobalt), Ni (Nickel), and Al (Aluminum). The Mo peak is the most prominent, followed by Cr. There are also smaller peaks for W, Ti, Co, Ni, and Al. The spectrum is overlaid on a background of noise.

Рисунок 6.6, аркуш 2

Відносна похибка між розрахунковими і експериментальними значеннями не перевищує 1%.

Виходячи з отриманих експериментальних значень, були розраховані стехіометричні формули для вторинних карбідів, що дало можливість встановити реальний тип і хімічний склад карбідів в структурі дослідженого сплаву. Так, для сплаву ЖС6К формули карбідів з перерахунком масових відсотків у атомні відповідає наступному стехіометричному співвідношенню:

- для карбїду $M_{23}C_6$: $(Cr_{0,73}W_{0,006}Mo_{0,13}Ni_{0,11}Co_{0,019})_{21,05}C_{5,64}$;

- для карбїду M_6C : $(Cr_{0,31}W_{0,092}Mo_{0,28}Ni_{0,29}Co_{0,02})_{6,2}C$.

Для сплаву ЖС6У стехіометричні формули мають наступний вид:

- для $M_{23}C_6$ карбїду: $(Cr_{0,72}W_{0,04}Mo_{0,1}Ni_{0,1}Co_{0,03})_{21,19}C_{5,69}$;

- для M_6C карбїду: $(Cr_{0,2}W_{0,35}Mo_{0,09}Ni_{0,28}Co_{0,07})_{5,85}C$.

Виходячи з отриманих формул для карбїдів впливає, що сумарне співвідношення металевих елементів і вуглецю не повною мірою відповідає правилу жорсткого відношення 23:6 та 6:1 відповідно. Спостерігається деяка підвищена сумарна концентрація металевих елементів в цих з'єднаннях [316, 318, 326].

Таким чином, розрахункові дані по розподїлу легувальних елементів та хімічним складом вторинних карбїдів, показали узгодженість і збіжність з даними, отриманими експериментально методом електронної мікроскопії.

6.3 Визначення складу карбїдів в системі Ni-34Cr-4,3W-2,3Mo-1,3Al-1,3Ti-1,3Nb-0,1C рівновісної кристалізації

Особливістю цього сплаву є великий вміст хрому, що приводить до збільшення його корозійної стійкості та змінює тип карбїдів. Хром утворює карбїди типу $M_{23}C_6$, тому в структурі спостерігається їх значна кількість, поряд

з карбідами типу MC (рис. 6.7). Металом основи у цих карбідів є хром та ніобій відповідно (табл. 6.5).

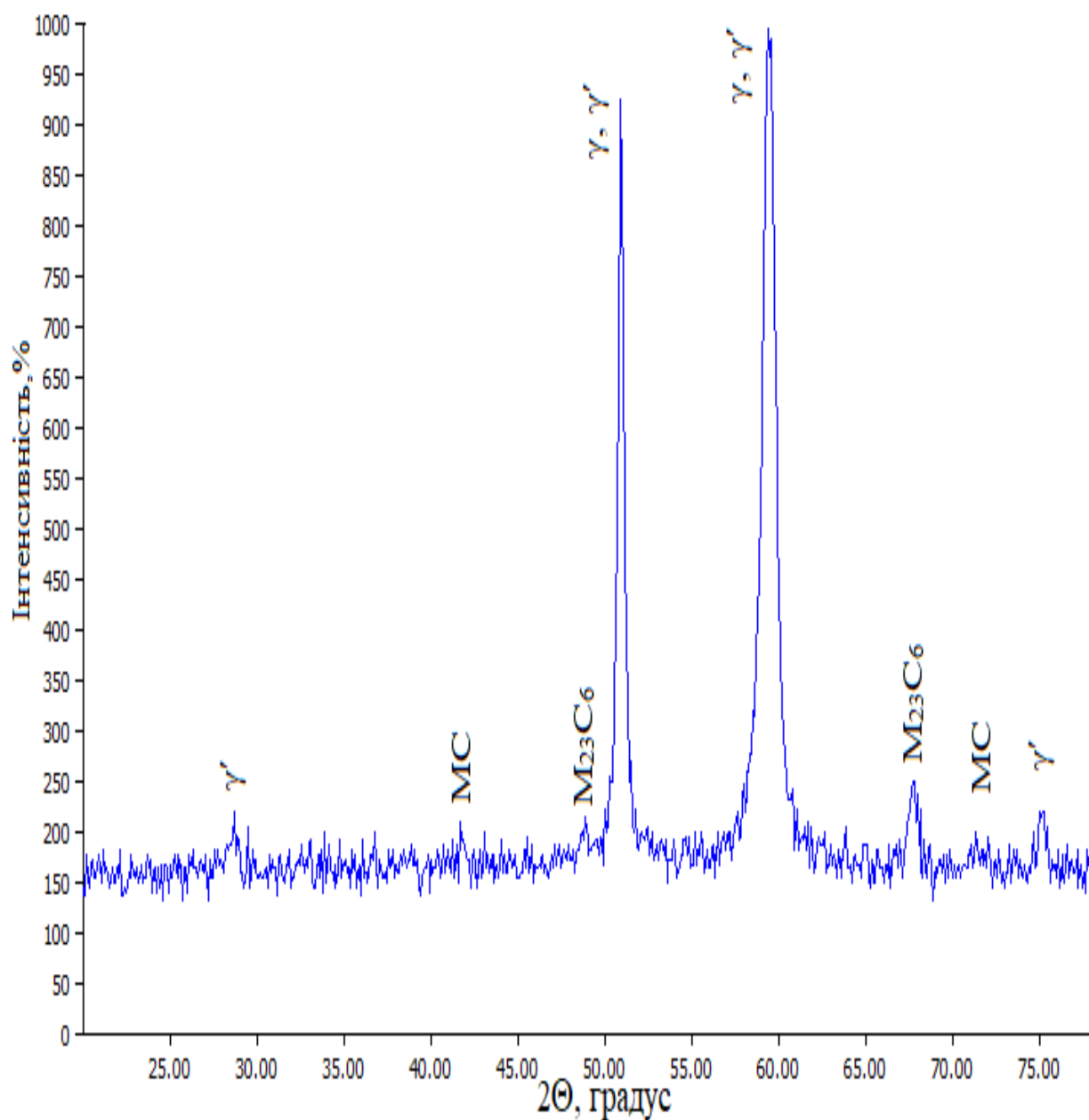


Рисунок 6.7 – Дифрактограма отримана від сплаву системи Ni-34Cr-4,3W-2,3Mo-1,3Al-1,3Ti-1,3Nb-0,1C

Морфологія первинних карбідів в структурі сплаву даного класу зустрічається у вигляді окремих блоків (рис. 6.8). Карбіди типу $M_{23}C_6$ в даному сплаві присутні в переривчастій блоковій і пластинчастій формах (рис. 6.8).

Таблиця 6.5 – Міжплощинні відстані d_{hkl} та інтенсивності ліній експериментально визначених зі сплава типу ВХ4Л та довідникових даних виявлених фаз

Експериментальні значення			Табличні значення d_{hkl} , нм та індекси площин відбиття			
Кут 2Θ	d_{hkl} , нм	Інтенсивність, %	γ (Ni)	γ'	NbC	Cr ₂₃ C ₆
28,68	0,361	207		0,356 (100)		
41,68	0,254	210			0,256 (111)	
48,86	0,216	209				0,215 (422)
50,96	0,207	925	0,203 (111)	0,206 (111)		
59,44	0,180	985	0,176 (200)	0,178 (200)		
67,81	0,160	252				0,160 (622)
71,36	0,155	201			0,157 (220)	
75,25	0,146	220		0,145 (211)		

Експериментально встановлено, що до складу карбідів входять титан, ніобій, вольфрам, молібден, нікель і хром в таких пропорціях в порівнянні з розрахунковими значеннями (табл. 6.6), спектри випромінення наводяться нижче (рис. 6.9).

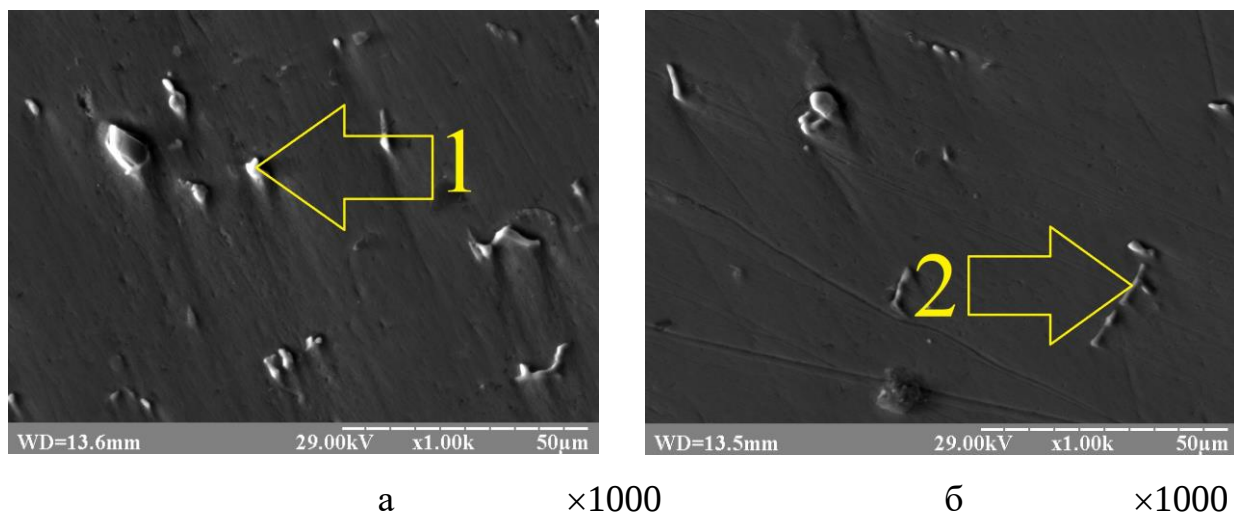
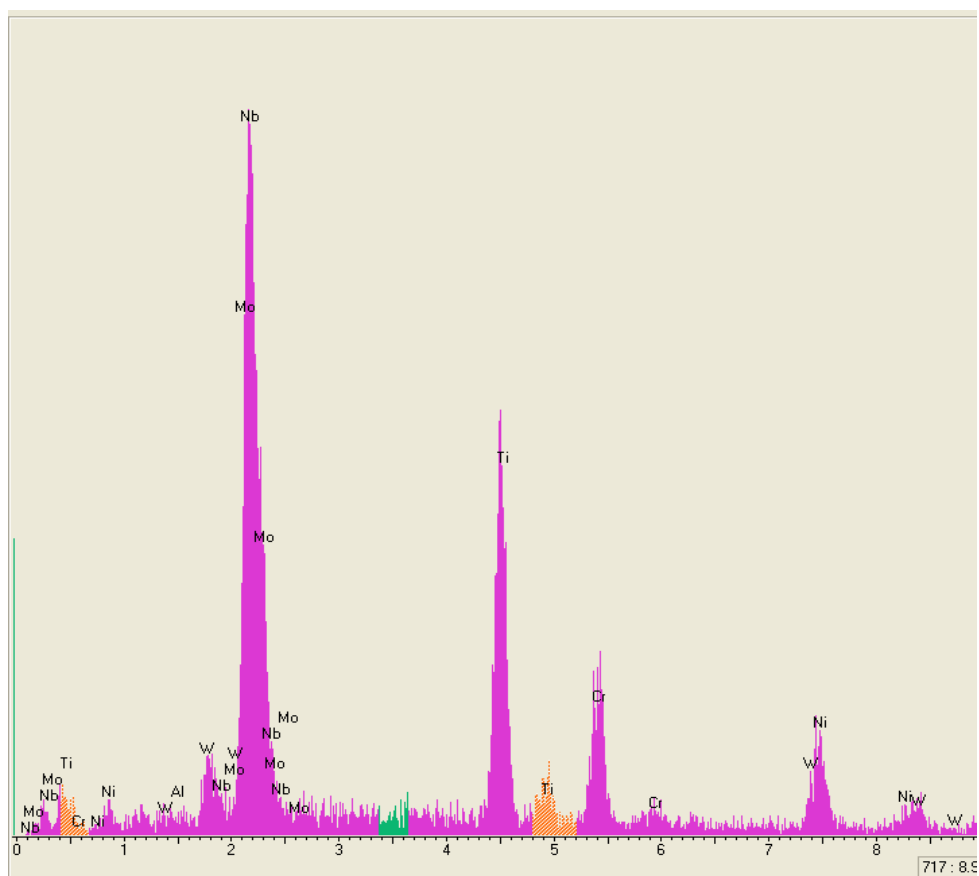


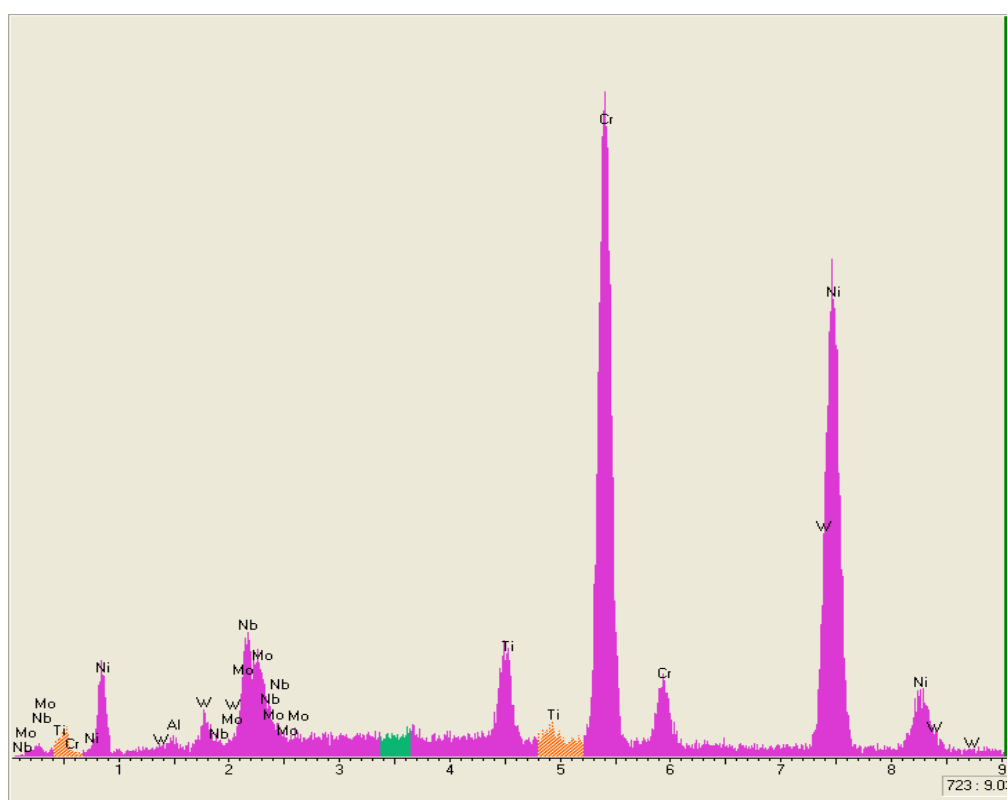
Рисунок 6.8 - Морфологія карбідів в структурі сплаву ВХ4Л

Таблиця 6.6 – Хімічний склад карбідів, розрахований за отриманими залежностями і отриманий експериментально методом рентгеноспектрального мікроаналізу при 20°C

Метод отримання результатів	Вміст елементу, % мас.						
	Ti	Nb	W	Mo	Ni	Cr	C
Розрахований за встановленими моделями МС	25,11	59,09	2,4	-	-	0,49	12,58
Розрахований за встановленими моделями $M_{23}C_6$	-	-	9,31	8,62	3,54	73,47	5,06
Експериментально визначений МС (див. рис. 6.8, точка 1)	23,52	51,3	5,76	-	-	6,92	12,5
Експериментально визначений $M_{23}C_6$ (див. рис.6.8, точка 2)	-	-	8,85	8,86	6,0	71,2	5,05



а



б

Рисунок 6.9 – Спектри отримані від точки 1 (а) та точки 2(б) сплаву ВХ4Л

У таблиці 6.6 показано, що розрахункові та експериментальні дані добре узгоджуються між собою практично по всіх елементах. Спостерігається підвищений вміст хрому і нікелю в первинних і вторинних карбідах відповідно. Такі значення можуть бути викликані підвищенням вмістом цих елементів в сплаві. Таким чином, розрахункові дані щодо визначення типу і хімічного складу карбідів, показали добру збіжність і узгодженість з експериментальними даними, отриманими методом електронної мікроскопії [321, 323, 335, 338].

6.4 Алгоритм конструювання та удосконалення хімічного складу і структури ливарних жароміцних нікелевих сплавів

Новий концептуальний підхід до розробки сплавів шляхом оптимізації їх хімічного складу та структури реалізовано в загальному алгоритмі, що представлено на рисунку 6.10. Розроблений алгоритм методики конструювання та удосконалення складів ливарних ЖНС включає виконання наступних етапів:

- розробляється технічне завдання на сплав, на основі вимог конструкторів і технологів;
- відповідно до технічного завдання формується перелік вимог до сплаву, які задаються з урахуванням особливостей умов його експлуатації;
- визначається сплав-аналог і сплав-прототип з метою вибору дослідних складів сплавів;
- на основі заданих параметрів, визначаються основні характеристики сплавів. У разі невідповідності до висунутих вимог, хімічні склади корегуються. Після порівняльного аналізу отриманих розрахункових властивостей визначається один - найбільш оптимальний склад;

- в промислових умовах здійснюються тестові плавки оптимізованого складу сплаву і встановлення властивостей дослідних зразків.

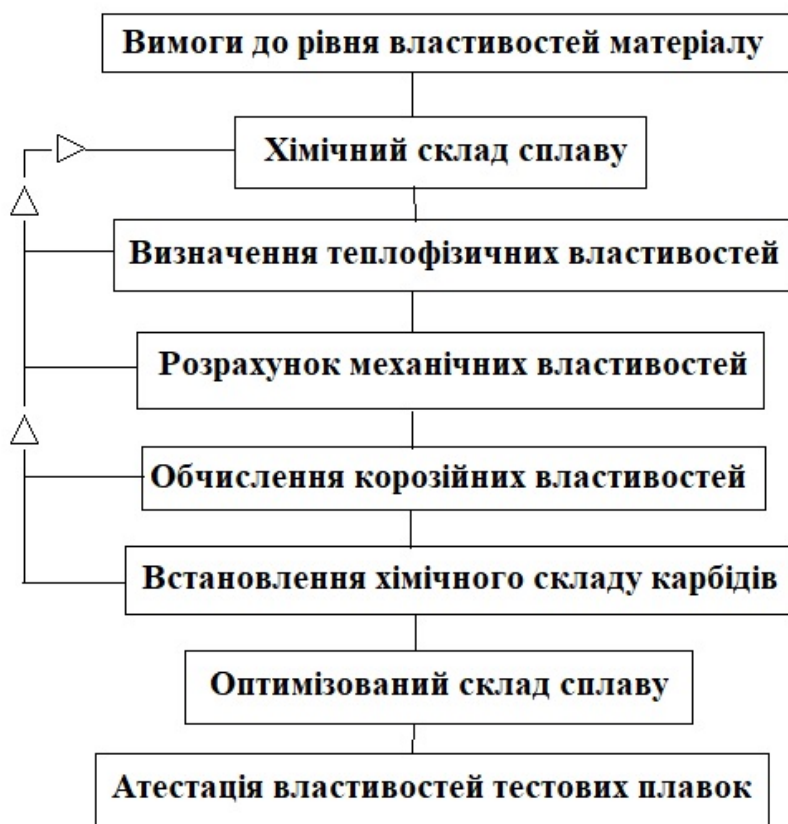


Рисунок 6.10 – Алгоритм методики конструювання та удосконалення хімічного складу ливарних жароміцних нікелевих сплавів

Створений алгоритм конструювання та удосконалення хімічного складу дозволяє оптимізувати склад ливарних ЖНС, без проведення експериментів та визначити основні характеристики сплавів розрахунково.

6.5 Висновки

В результаті комплексних досліджень структурно-фазового складу ливарних жароміцних нікелевих сплавів, було встановлено наступне:

1. При порівнянні хімічного складу карбідів розрахункових і експериментально отриманих результатів встановлено, що вони добре узгоджуються між собою практично за всіма хімічними елементами.

2. Були встановлені стехіометричні формули основних типів карбідів, що виділяються в жароміцних нікелевих сплавах. Отримані співвідношення не завжди відповідають жорсткому співвідношенню металевої основи та вуглецю.

3. На основі встановлених закономірностей створено алгоритм, який дозволяє проводити конструювання та уточнення хімічного складу ливарних жароміцних нікелевих сплавів різної технології виплавки. На його основі можливо підвищити теплофізичні, механічні та експлуатаційні властивості при отриманні оптимального структурно-фазового складу сплаву. Для реалізації алгоритму було обрано групу жароміцних нікелевих сплавів рівновісної кристалізації призначених для виготовлення корпусних деталей газотурбінних двигунів.

РОЗДІЛ 7

АПРОБАЦІЯ РОЗРОБЛЕНОЇ МЕТОДИКИ ДЛЯ СТВОРЕННЯ ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ З ПІДВИЩЕНИМИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИМИ ХАРАКТЕРИСТИКАМИ

До найбільш відомих ливарних ЖНС, які широко застосовуються на вітчизняних моторобудівних підприємствах України для виготовлення литих корпусних деталей різного типу, відносяться серійні промислові сплави ЖСЗЛС [10, 13, 206, 207] та ВЖ98Л-ВІ [10, 17, 257]. Вони мають добру зварюваність (завдяки зниженому вмісту γ' - фази) та задовільні показники міцності ($\sigma_B \leq 750 \text{ МПа}$) і жароміцності ($\sigma_{100}^{1000} \leq 35 \text{ МПа}$). В останні роки, завдяки збільшенню температур експлуатації деталей газотурбінного тракту, до корпусів висуваються підвищені вимоги до механічних характеристик, з одночасним забезпеченням рівня ремонтпридатності (зварюваності). Тому постає завдання в розробці нових матеріалів з підвищеними показниками жароміцності, що збільшить ККД газотурбінних установок.

Авторами встановлено [339], що ливарний жароміцний нікелевий сплав ВЖ98Л-ВІ, легований хромом 23,5...26,5% мас., вольфрамом 13...16% мас. та титаном 0,3...0,7% за масою (табл. 7.1), в якому об'ємна частка ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в структурі становить 3...4% мас., що характеризує сплав як не схильний до утворення термічних тріщин [340] та забезпечує жаростійкість до температури 900°C. Характеристики жароміцності в сплаві на задовільному рівні ($\sigma_{100}^{1000} \approx 25 \text{ МПа}$), що звужує область використання матеріалу.

Ливарний жароміцний нікелевий сплав ЖСЗЛС [39], який легований алюмінієм 2,4...3,0% мас., титаном 2,5...3,0% мас., вольфрамом 3,5...5,0% мас., хромом 15...17% мас., (табл. 7.1), в якому об'ємний вміст ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в структурі становить 38...42% мас. і має схильність до тріщиноутворення при зварюванні [340]. Температура експлуатації досягає рівня 900°C з показниками довготривалої міцності $\sigma_{100}^{1000} \approx 38 \text{ МПа}$.

Таблиця 7.1 - Хімічний склад промислових сплавів ЖСЗЛС [39] і ВЖ98Л-ВІ [339]

Марка сплаву	Вміст елементу, % мас.; Ni - основа									
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Fe	Zr	B
ЖСЗЛС-ВІ	≤0,12	15,0...	4,0...	3,5...	3,5...	2,4...	2,5...	-	0,01...	0,01...
		17,0	6,0	4,5	5,0	3,0	3,0		0,02	0,02
ВЖ98Л-ВІ	≤0,12	23,5...	-	≤1,5	13...	≤0,5	0,3...	≤4	-	-
		26,5			16		0,7			

Порівнявши особливості хімічного складу сплавів, встановлено, що сплав ВЖ98Л не має достатньо високого рівня жароміцності, однак є технологічно зварювальним і добру корозійну стійкість. Одночасно, сплав ЖСЗЛС має нижчий рівень ВТК - стійкості, але не має необхідного рівня структурної стабільності завдяки незбалансованому складу, а також незадовільні ливарні властивості, що також обмежує його використання як матеріал для виготовлення корпусних деталей газотурбінних установок.

7.1 Формування вихідних вимог до розробки складу сплаву

Для сучасних ГТУ необхідні матеріали з підвищеними експлуатаційними характеристиками, які мають збільшені міжремонтні інтервали та високі показники жароміцності і ремонтпридатності. Саме такі вимоги висуваються при проектуванні нових матеріалів для газоперекачувальної техніки підвищеного рівня коефіцієнта корисної дії.

Виходячи з умов експлуатації сучасних ГТУ були сформовані вихідні вимоги до основних параметрів (табл. 7.2). Дані параметри закладалися з урахуванням забезпечення гарантованого комплексу властивостей.

Таблиця 7.2 – Вихідні вимоги для розробки сплаву.

Контрольовані параметри	Одиниця виміру	Величина параметра
Температура солідусу, t_s	$^{\circ}\text{C}$	≥ 1290
Температура кінця розчинення γ' - фази, $t_{\text{к.р.}}^{\gamma'}$	$^{\circ}\text{C}$	≥ 950
Температурний інтервал для проведення гомогенізації, $\Delta t_{\text{ГОМ}}$	$^{\circ}\text{C}$	≥ 20
Об'ємна частка зміцнювальної γ' - фази в структурі при 20°C , $V_{\gamma'}^{20}$	%, (мас.)	$15 < V_{\gamma'}^{20} < 25$
Розмірна невідповідність параметрів кристалічних ґраток γ - і γ' - фаз (місфіту), δ	%	0,6...0,7
Границя короточасної міцності при 20°C , σ_B^{20}	МПа	≥ 650
Час до руйнування зразків (довговічність) при τ_{40}^{800}	годин	≥ 40
Корозійні властивості, (V_q^t)	$\text{г} / \text{м}^2 \cdot \text{с}$	0,002...0,09

Забезпечення високотемпературних характеристик сплаву гарантується критичними температурами, на які впливає легованість сплаву. Тому підвищення температур солідусу та кінця розчинення γ' - фази є необхідним для забезпечення жароміцності та оптимізації термічної обробки сплаву. При цьому інтервал гомогенізації обмежується існуючими термічними печами та не повинен бути менше 20°C .

Для усунення схильності до утворення тріщин при зварюванні рекомендований інтервал об'ємного вмісту γ' - фази в структурі повинен знаходитись в межах 15...25% мас. [340]. Саме такі показники дають змогу виконувати ремонтні операції, не проводячи додаткової (до зварювальної) термічної обробки, та зменшати витрати на виготовлення деталей.

Значення розмірної невідповідності параметрів кристалічних ґраток γ - і γ' - фаз (місфіту) впливає на показники міцності та жароміцності матеріалу

і залежить від легуваності матеріалу. Забезпечення вище вказаних властивостей досягається комплексним введенням як γ - так і γ' - утворювальних елементів в склад сплаву. Досягнення таких показників жароміцності (часу до руйнування зразків), яка є вищою ніж для сплавів ЖСЗЛС та ВЖ98Л-ВІ дає змогу збільшити міжремонтні обслуговування виробів та знизити матеріальні витрати.

Високотемпературна корозія є невід'ємним впливом на деталі гарячого тракту газотурбінних двигунів, тому опору корозії завжди приділяється значна увага. Підвищення стійкості до ВТК збільшує термін експлуатації виробів та міжремонтні зупинки. На відміну від промислових сплавів (ЖСЗЛС та ВЖ98Л-ВІ), в яких швидкість корозії має наступні значення $V_q^{900}=1,3...3,0$ г/м²·с, однак, в сучасних ГТУ вона може бути значно вища. Тому при розробці сплаву були висунуті значно вищі показники ВТК стійкості ($V_q^{900}=0,002...0,09$ г/м²·с), це дасть не тільки підвищення терміну експлуатації, а й забезпечить короткочасні підвищення температури вище рівня експлуатаційних показників.

Таким чином, висунуті вимоги мають підвищені показники в порівнянні з властивостями промислових сплавів та дають можливість збільшити ККД газотурбінних установок.

7.2 Коригування складу ливарного жароміцного нікелевого сплаву

Для отримання дослідних складів за базову систему легування було обрано промисловий ливарний жароміцний нікелевий сплав ВЖ98Л [39], як найбільш близький за науково-технічною сутністю. До теперішнього часу сплав ВЖ98Л широко застосовується у вітчизняній промисловості як матеріал для виготовлення жарових труб, форсажних камер, екранів та литих корпусних деталей.

До базової системи легування Ni-Cr-Al-Ti-Mo-W-C додатково вводяться тантал, гафній, ніобій та кобальт. Тому, пошук дослідних композицій сплаву проводився в новій системі легування Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-Hf-Nb-Zr-B-C шляхом покрокового варіювання новими елементами, що вводилися, – танталом, гафнієм і ніобієм, з одночасним варіюванням вмістом хрому, титану, алюмінію, молібдену і вольфраму, що було обумовлено наступними обставинами:

- по-перше, оптимальне підвищення вмісту хрому з одночасним зменшенням молібдену і вольфраму матиме позитивний вплив на підвищення рівня ВТК - стійкості, без помітного зниження тривалої міцності;

- по-друге, легування танталом, ніобієм і гафнієм разом з алюмінієм і титаном сприятиме збільшенню сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів, що матиме позитивний вплив на збільшення об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі;

- по-третє, легування танталом, ніобієм і гафнієм матиме позитивний вплив на підвищення температури кінця ($t_{K.P.}^{\gamma'}$) розчинення γ' - фази в γ -твердому розчині і збільшенню її залишкової об'ємної частки в структурі при високих температурах, а головне, позитивно впливати на зміну її хімічного складу, що підвищить її термодинамічну стійкість;

- по-четверте, тантал, і особливо, гафній позитивно впливають на морфологію і стабільність карбідів типу MC, при цьому, сповільнюючи процеси утворення менш сприятливих і термодинамічно не стійких карбідів типу $Me_{23}C_6$, що сприяє збільшенню запасу пластичності матеріалу, а отже, поліпшенню його технологічної зварюваності.

Початковий етап, згідно з розробленим алгоритмом, полягав в виборі границь легування γ' - утворювальних елементів, а також елементів, що зміцнюють γ - твердий розчин, в базовому складі системи Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-Hf-Nb-Zr-B-C, що було пов'язано з наступним:

- збільшення середнього вмісту алюмінію і титану до 1,5% (кожного) за масою матиме позитивний вплив на збільшення об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$)

зміцнювальної γ' - фази в структурі і підвищення її термодинамічної стійкості, що буде сприяти підвищенню показників міцності;

- зниження в базовому складі сплаву границь легування по хрому з 26,5% мас. до 23,5% мас. і вольфраму з 16% мас. до 4% мас., матиме позитивний вплив на показники жароміцності при збереженні необхідного рівня ВТК - стійкості.

Коригований склад сплаву було взято як базовий, на основі якого далі здійснювався вибір п'яти дослідних складів сплаву (табл. 7.3), що обґрунтовувалося наступним:

- покрокове зменшення вмісту хрому і вольфраму, а також одночасне покрокове збільшення вмісту алюмінію і титану, буде сприяти підвищенню характеристик жароміцності;

- покрокове введення нових елементів гафнію, ніобію і танталу, сприятиме збільшенню об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) зміцнюючої γ' - фази в структурі і зміні її хімічного складу, що позитивно вплине на її термодинамічну стійкість і залишкову об'ємну частку в температурному діапазоні 800...1000°C, а отже, підвищить характеристики міцності сплаву без зниження показників ВТК - стійкості;

- покрокове підвищення вмісту танталу та гафнію матиме позитивний вплив на морфологію і стабільність карбідів типу MC , при цьому, сповільнюючи механізм утворення несприятливих і термодинамічно не стійких карбідів типу $Me_{23}C_6$, також підвищить пластичність матеріалу і поліпшить його зварюваність;

- визначення оптимальних границь легування хромом, вольфрамом, а також танталом і гафнієм, забезпечить підвищення показників жароміцності, з одночасним забезпеченням ВТК- стійкості.

Результати розрахункових показників, що було отримано на модельних складах 1...5, порівнювалися з рівнем контрольованих параметрів (див. табл. 7.2). Розрахунки виконувалися згідно отриманих залежностей у відповідності з алгоритмом (див. рис. 6.10).

Таблиця 7.3 - Хімічний склад модельних композицій

№ складу	Вміст елементу %, мас.; Ni - основа										
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	Hf	Zr
1	0,12	22,0	7,5	1,3	2,5	1,9	1,9	1,9	1,9	0,6	0,03
2	0,10	22,5	8,0	1,6	3,0	1,6	1,6	1,6	1,6	0,8	0,03
3	0,08	23,0	8,5	1,9	3,5	1,3	1,3	1,3	1,3	1,0	0,03
4	0,06	23,5	9,0	2,2	4,0	1,0	1,0	1,0	1,0	1,2	0,03
5	0,04	24,0	9,5	2,5	4,5	0,7	0,7	0,7	0,7	1,5	0,03

7.3 Оптимізація теплофізичних властивостей модельних сплавів

У відповідності з розробленим алгоритмом, наступним етапом було встановлення критичних температур модельних сплавів. Для кожної композиції визначали співвідношення $K_{\gamma'}$ та K_{γ} , а потім визначали критичні температури за отриманими математичними моделями. Результати розрахунків наведено в таблиці 7.4.

Таблиця 7.4 - Результати визначення теплофізичних характеристик сплавів

№ складу	Теплофізичні характеристики, °C					
	t_L	t_S	$t_{\text{свт.}}$	$t_{\text{п.р.}}^{\gamma'}$	$\Delta t_{\text{кр.}}$	$\Delta t_{\text{гом.}}$
1	1345	1288	1194	1040	57	154
2	1354	1294	1225	1003	60	222
3	1361	1298	1204	968	63	236
4	1369	1302	1175	918	67	257
5	1377	1307	1052	857	70	195

Проаналізувавши отримані характеристики, встановлено, що відповідають поставленим вимогам дослідні склади 2 ($t_s = 1294^\circ\text{C}$; $t_{п.р.}^{\gamma'} = 1003^\circ\text{C}$) і 3 ($t_s = 1298^\circ\text{C}$; $t_{п.р.}^{\gamma'} = 968^\circ\text{C}$), у яких виконуються умови ($t_s \geq 1290^\circ\text{C}$; $t_{п.р.}^{\gamma'} \geq 950^\circ\text{C}$), в порівнянні з дослідними складами 1, 4 та 5, у яких ці умови не виконуються (див. табл. 7.2). Тому встановлені перспективні композиції 2 та 3 в подальшому будуть проаналізовані докладніше.

7.4 Визначення механічних властивостей модельних складів

Відповідно з алгоритмом, наступним кроком в розробці складу ливарного ЖНС є встановлення механічних властивостей дослідних складів композицій у відповідності до встановлених моделей. В залежності від легованості були визначені границі короточасної і тривалої міцності, кількість зміцнювальної фази, місфіту та густини для відповідних температур, що наведено в таблиці 7.5.

Таблиця 7.5 - Розрахункові значення механічних характеристик досліджених сплавів

№ складу	Властивості жароміцних сплавів							
	$V_{\gamma'}^{20}$, %	$V_{\gamma'}^{1000}$, %	δ^{20} , %	δ^{1000} , %	σ_B^{20} , МПа	σ_{100}^{1000} , МПа	σ_{1000}^{1000} , МПа	$\rho \times 10^3$, кг/м ³
1	33,6	8,93	0,712	0,167	735,7	121	25	8,3
2	28,1	0,72	0,689	0,146	713,5	63	8	8,36
3	22,5	-	0,683	-	705,1	36	-	8,41
4	16,8	-	0,69	-	693,3	13	-	8,47
5	11,1	-	0,693	-	695,7	-	-	8,53

Після аналізу отриманих результатів, було встановлено, що оптимальні показники механічних властивостей, у поєднанні з теплофізичними, має дослідний склад 3, у якого виконуються умови, що забезпечують технологічну зварюваність ($15\% < V_{\gamma}^{20} < 25\%$), в порівнянні з іншими композиціями.

Однак, найкращі показники границі 100-годинної тривалої міцності (σ_{τ}^b) за температури 1000°C мають дослідні склади 1 та 2, але вони не задовольняють по характеристикам критичних температур та кількості зміцнювальної фази (зварюваності).

7.5 Встановлення корозійних властивостей дослідних сплавів

Наступним етапом в розробленому алгоритмі було визначення середньої швидкості корозії для дослідних композицій. В цьому випадку використовується співвідношення Кпс, за яким можливо встановити середню швидкість корозії для $800, 850, 900$ та 950°C (табл. 7.6).

Таблиця 7.6 - Розрахункові результати корозійних характеристик дослідних сплавів

№ складу	Корозійні властивості, (V_q^t), г / $\text{м}^2 \cdot \text{с}$			
	$\bar{V}_q^{800} \cdot 10^4$	$\bar{V}_q^{850} \cdot 10^3$	$\bar{V}_q^{900} \cdot 10^3$	$\bar{V}_q^{950} \cdot 10^3$
1	0,0026	0,0072	0,0407	0,1072
2	0,0024	0,0066	0,0374	0,0993
3	0,0021	0,0060	0,0344	0,0920
4	0,0019	0,0055	0,0317	0,0854
5	0,0018	0,0050	0,0291	0,0793

У відповідності з отриманими результатами, встановлено, що найнижчі показники середньої швидкості корозії (що визначають рівень поверхневої

стабільності сплавів), мають дослідні склади 3...5, у яких виконуються умови забезпечення необхідного рівня ВТК - стійкості.

В процесі оптимізації складу сплаву, що розробляється, за заданими критеріями також необхідно враховувати те, що для гарантованого рівня показників жароміцності в температурному діапазоні (800...1000°C), структурна стабільність є необхідною, але не достатньою умовою.

Таким чином, за розробленим алгоритмом поетапно було виконано визначення, для дослідних сплавів, основних технологічних характеристик та порівняно з заданими критеріями. Це дає змогу встановити, що оптимальним варіантом є склад 4, який забезпечує комплекс характеристик з поєднанням оптимальних властивостей (див. табл. 7.2).

7.6 Оптимізація структурно-фазового складу дослідних композицій

Згідно розробленого алгоритму, наступним пунктом оптимізації було встановлення структурно-фазового складу дослідних сплавів за математичними моделями. Визначено, що склад карбідних фаз, для оптимальної композиції №3, задовольняє висунутим умовам, і складається з карбідів типу MC та $M_{23}C_6$. У таблиці 7.7 представлено хімічні склади карбідів для дослідного складу №3.

Таблиця 7.7 – Хімічний склад карбідів розрахований за отриманими залежностями при 20°C для оптимального складу №3

Розрахунковий склад карбідів типу	Вміст елементу, % мас.									
	Ti	Nb	Ta	Hf	Co	W	Mo	Ni	Cr	C
MC	10,0	37,78	25,34	16,5	-	0,48	-	-	0,16	9,44
$M_{23}C_6$	-	-	-	-	1,69	4,48	13,6	5,6	69,5	5,1

У відповідності з визначеними хімічними складами карбідів, для складу дослідного сплаву №3, карбідом типу МС є складний карбід на основі ніобію, танталу та гафнію, що дає змогу отримати первинні карбіди форми наближеної до сферичної. Карбіди $M_{23}C_6$ мають в основі хром, тому вони будуть виділятися дискретно по межах зерен під час термічного оброблення.

Таким чином, за висунутими критеріями визначено оптимальним склад 3, який було обрано для подальшої виплавки та експериментальних досліджень і прийнято за середній рівень легування, з присвоєнням йому марки ЗМІ-М8.

7.7 Атестація властивостей та структурно-фазового складу сплаву розробленого за створеним алгоритмом

Комплексні експериментальні дослідження було здійснено на дослідних зразках, отриманих методом рівновісної кристалізації за дослідною технологією. Згідно визначених температур ліквідусу та солідусу, сплав перегрівали до 1500...1600°C та проводили заливання у підігріті форми (до 850°C) і охолоджували на повітрі. Хімічний склад дослідних плавок №19М7«U»-1, №19ВХ10М, №1ВХ83М«1», №19ВХМ1 та розрахунковий сплав ЗМІ-М8 представлено в таблиці 7.8. Тестові плавки відповідали розрахованим інтервалам варіації хімічних елементів в сплаві.

Макроструктура середньої частини виливки складається, зі стовпчастих кристалів (рис. 7.1 а, в) структурі верхньої (рис. 7.1 б) та нижньої (рис. 7.1 в) частин заготовки спостерігаються зони дрібних підкіркових кристалів, стовпчастих кристалів та рівноосних кристалів.

Таблиця 7.8 - Хімічний склад дослідних плавок та розробленого сплаву ЗМІ-М8

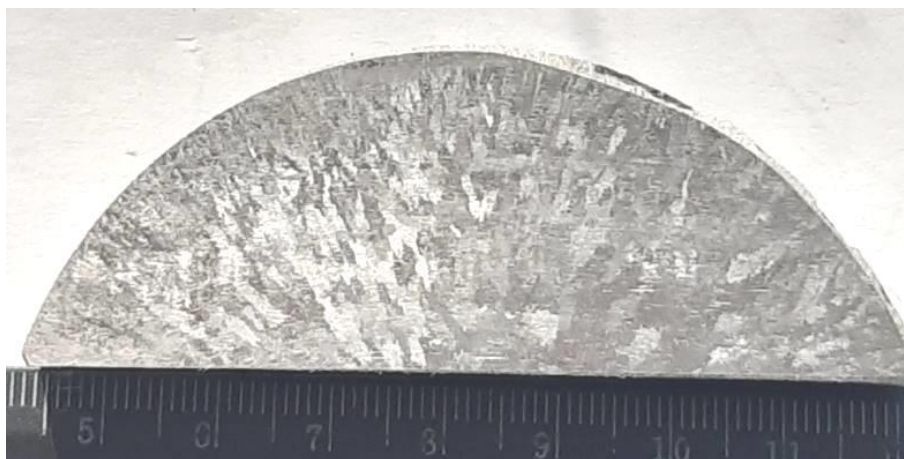
№ плавки	Вміст елементу %, мас.; Ni - основа										
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	Hf	Zr
№19М7«U»-1	0,07	22,5	9,0	2,1	3,3	1,3	1,4	1,3	1,3	0,7	0,03
№19ВХМ1	0,1	23,2	8,8	1,7	3,7	1,5	1,2	1,1	1,2	0,7	0,03
№19ВХ10М	0,08	23,5	8,5	2,2	3,1	1,31	1,6	1,5	1,3	0,7	0,03
2№1ВХ83М«1»	0,08	22,7	9,3	1,8	3,8	1,45	1,5	1,2	1,3	0,7	0,03
Розрахунковий склад ЗМІ-М8	0,09... 0,15	22,5... 23,5	8,5... 9,5	1,6... 2,2	3,0... 4,0	1,0... 1,8	1,0... 1,6	1,0... 1,6	1,0... 1,6	0,6... 1,0	до 0,03

Параметри макроструктурних фрагментів заготовки мають наступні значення: розміри зони дрібних підкіркових кристалів коливається від 0,8 до 1,0 мм, незалежно від висоти заготовки; розміри зони стовбчастих кристалів від 6 до 25 мм з найбільшим значенням в вершині зливу; розміри зони рівновісних кристалів від 23 до 66 мм з найбільшими значеннями в нижній частині зливу; розмір рівновісного зерна 0,3...3,0 мм; зони усадочної раковини не виявлено.

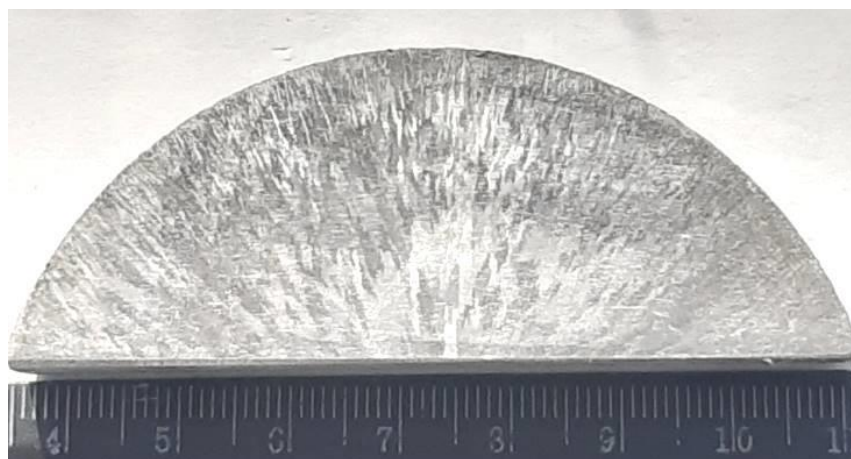
Після литва були виконані металографічні дослідження, які показали, що в литому стані мікроструктура зразків розробленого рівновісного сплаву має дендритну будову, в якій знаходиться γ - твердий розчин, зміцнювальна γ' - фаза, евтектика ($\gamma+\gamma'$) і карбіди типу MC (рис. 7.2) (карбіди $M_{23}C_6$ з'являються після повного циклу термічного оброблення).

Встановлено, що в литому стані мікроструктура зразків рівновісної кристалізації сплаву ЗМІ-М8 характеризується наявністю в міждендритних просторах нерівноважних евтектичних виділень ($\gamma+\gamma'$) евтектики, а також

окремих частинок карбідної фази сферичної і полідричної форми, ідентифікованих як карбіди MC (див. рис. 7.2).



а

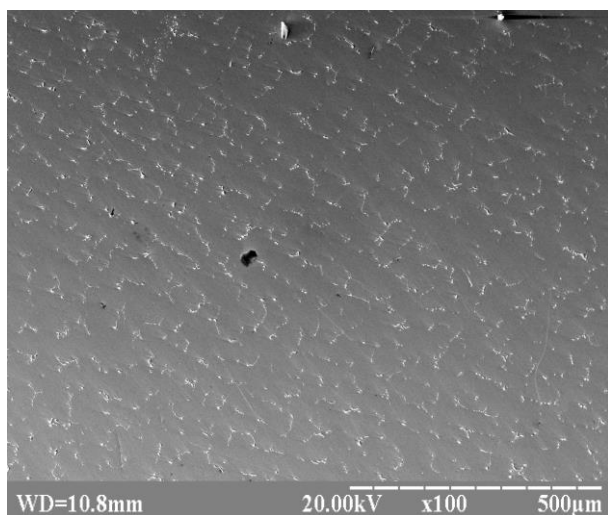


б

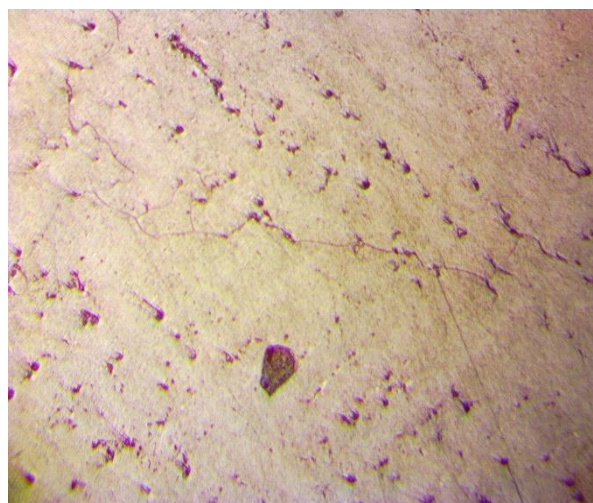


в

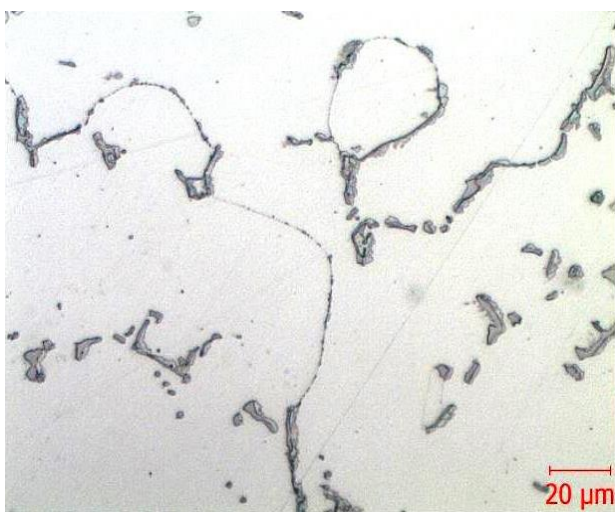
Рисунок 7.1 – Макроструктура в поперечному перетині верхньої (а), середньої (б) та нижньої (в) частини заготовки сплаву ЗМІ-М8



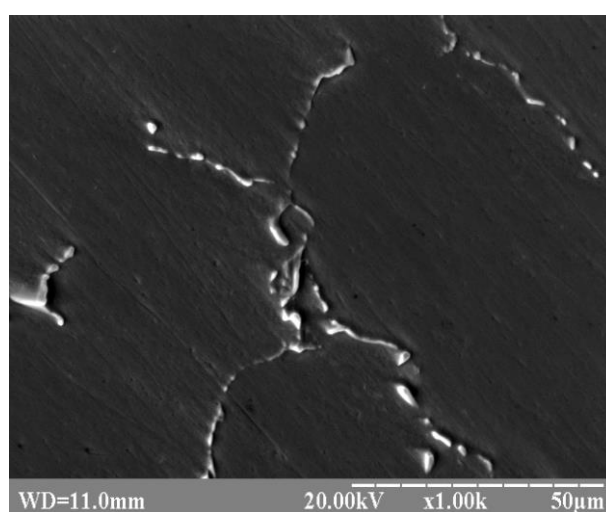
а ×100



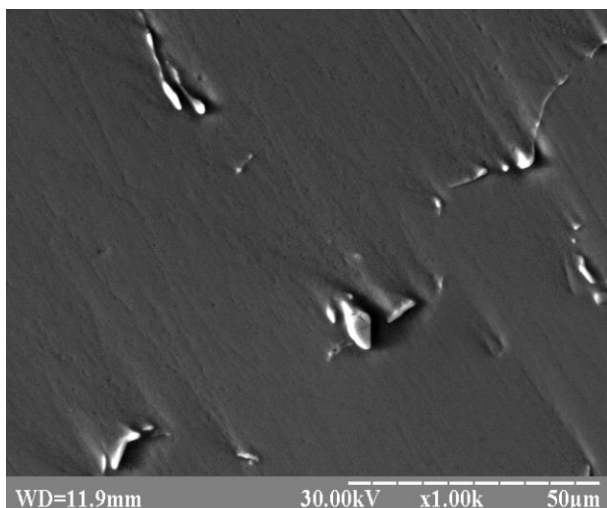
б ×300



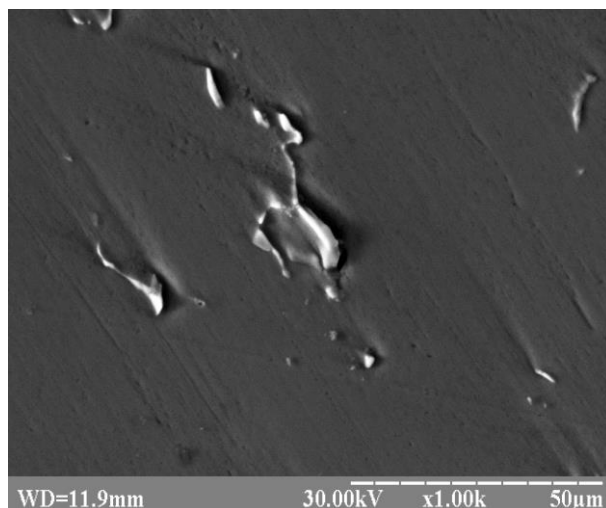
в ×500



г ×1000



д ×1000



е ×1000

Рисунок 7.2 - Структура зразків рівноважної кристалізації сплаву ЗМІ-М8 в литому стані

Після литва досліджували механічні властивості зразків, виготовлених з плавки №19BX10M та 2№1vx83M«1», без проведення термічного оброблення. Результати визначення властивостей, в залежності від етапів термічного оброблення, наведені в таблиці 7.9, фрактограми на рисунку 7.3. На поверхнях зруйнованих зразків можливо вирізнити області дендритів, по яким відбулося руйнування зразків, та зони квазікрихкого руйнування (гребні і сходинки, що утворюються внаслідок перемичок між елементами зламу та при з'єднанні двох поверхонь руйнування), які характерні для сплавів без термічного оброблення.

Таблиця 7.9 – Механічні властивості сплаву ЗМІ-М8 (плавки №19BX10M та 2№1vx83M«1») в залежності від етапу термічного оброблення

Етап термічного оброблення	Механічні властивості при 20°C			Тривала міцність, довговічність при 800°C
	σ_B , МПа	δ , %	KCU, Дж/см ²	τ_{210}^{800} , годин
Без термічного оброблення (литво)	660±9	21±2	39±4	310±10
Гартування 1180 ± 15 °C, витримка 4 години, охолодження на повітрі	570±9	28±3	94±5	330±10
Гартування 1180 ± 15 °C, витримка 4 години, охолодження на повітрі. Старіння при 900 ± 10°C, витримка 16 годин, охолодження на повітрі	670 ±10	16±2	37±3	350±10
Вимоги до рівня контрольованих характеристик	≥650	≥15	≥25	≥40

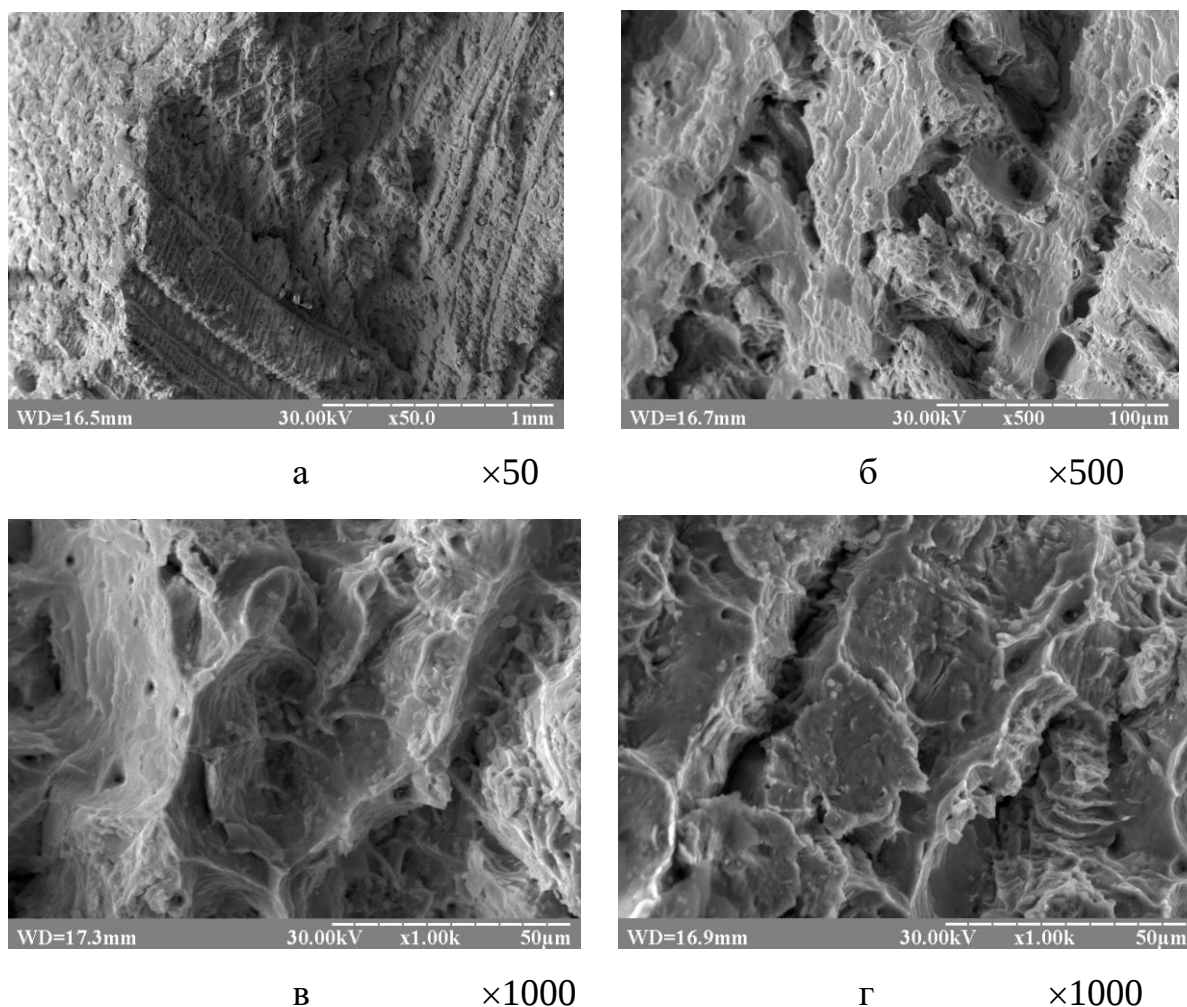
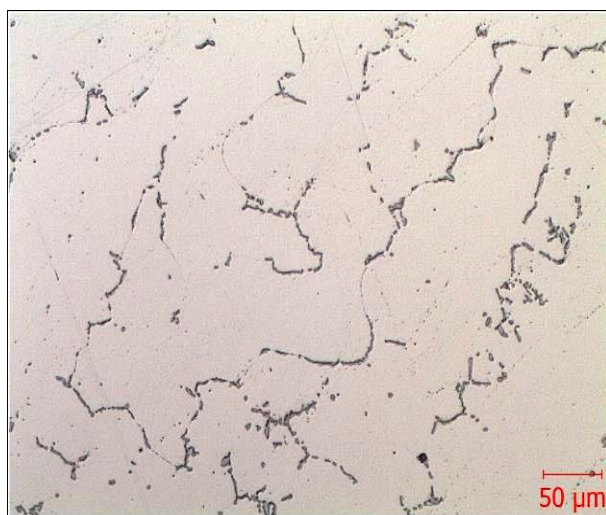
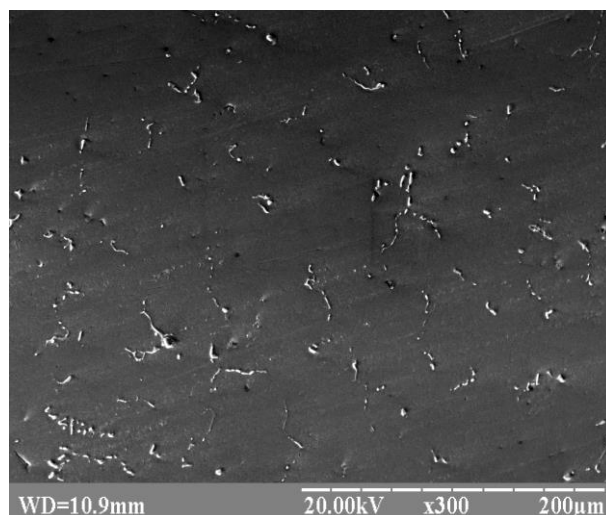


Рисунок 7.3 – Поверхневі руйнування зразків після литва сплаву ЗМІ-М8

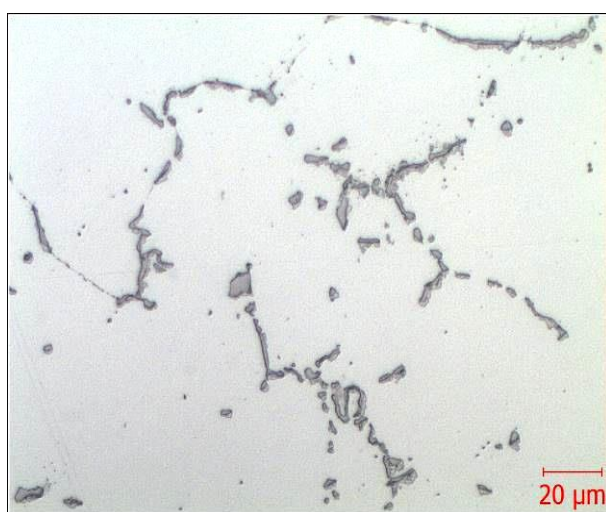
Міцність сплаву без термообробки задовільна в поєднанні з добрими властивостями пластичності, оскільки кількість зміцнювальної γ' - фази та карбідів типу $M_{23}C_6$ є незначною. В подальшому, згідно розрахованих температур ($t_s = 1298^\circ\text{C}$; $t_{п.р.}\gamma' = 968^\circ\text{C}$) зразки гартували за режимом: $1180 \pm 15^\circ\text{C}$, витримка 4 години, охолодження на повітрі. Структури після гартування приведені на рисунку 7.4, на них просліджується подрібнення структурних складових та збільшення рівномірності розподілу. На фрактограмах (рис. 7.5) спостерігаються структурні складові, що відповідають пластичному характеру руйнування (ямки, що утворюються в процесі пластичної течії металу, зародження яких може відбуватися на вторинних фазах чи мікронесуцільностях).



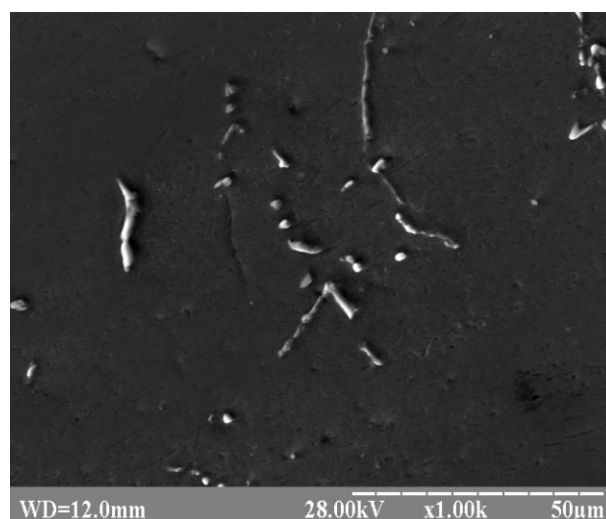
а ×200



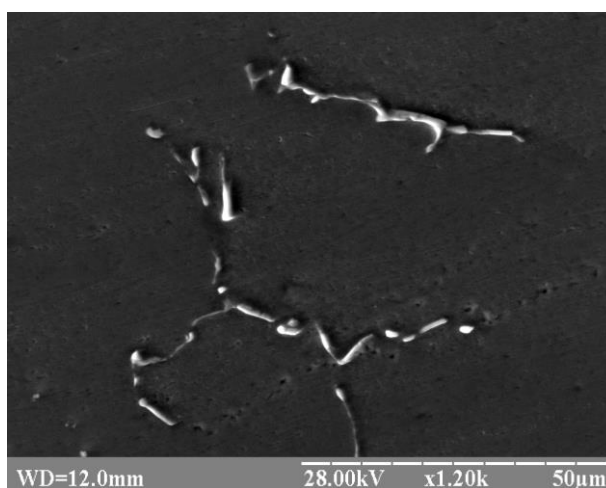
б ×300



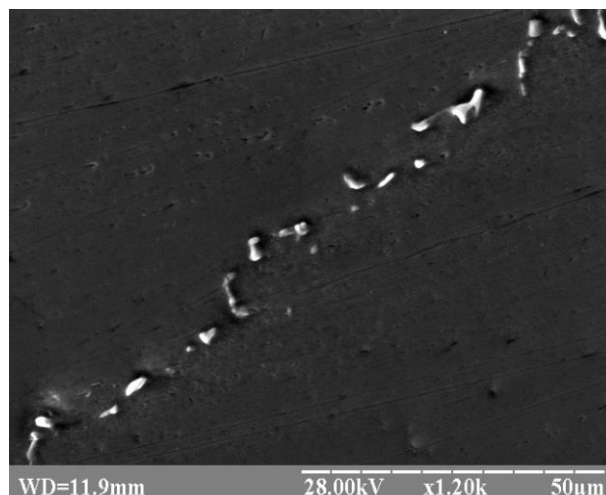
в ×500



г ×1000



д ×1200

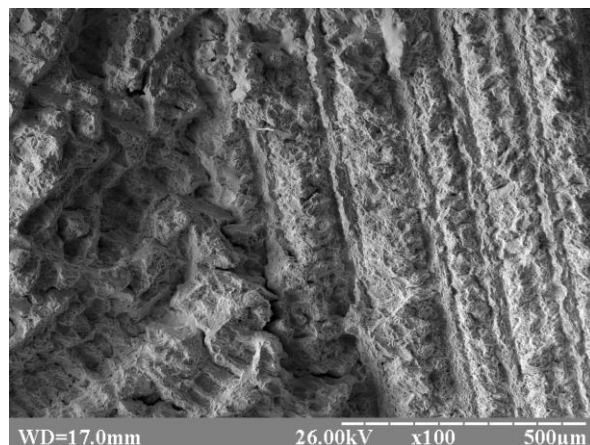


е ×1200

Рисунок 7.4 – Мікроструктура зразків рівновісної кристалізації сплаву ЗМІ-М8 після гартування

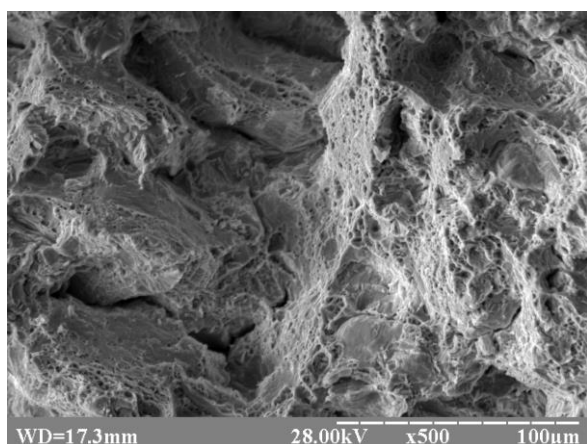


а



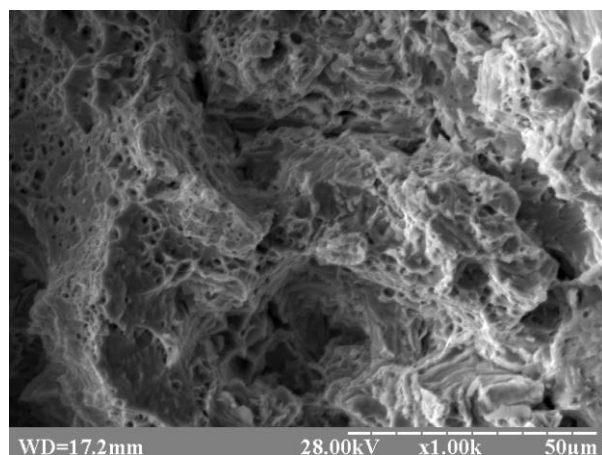
б

×100



в

×500



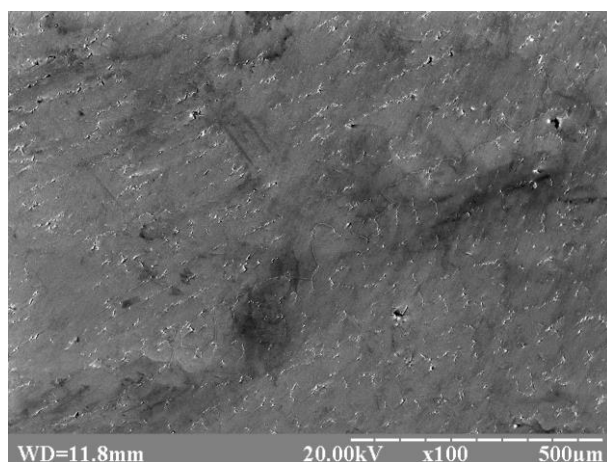
г

×1000

Рисунок 7.5 – Зразки (а) та поверхні руйнування після випробування на розтяг загартованих зразків (б – г) зі сплаву ЗМІ-М8

Температура старіння була вибрана з урахуванням розрахованої температури повного розчинення γ' -фази в сплаві та становить $900 \pm 10^\circ\text{C}$. Звідсіля повний режим термічної обробки полягає в гартуванні $1180 \pm 15^\circ\text{C}$, витримка 4 години, охолодження на повітрі; старінні при $900 \pm 10^\circ\text{C}$, витримка 16 годин, охолодження на повітрі. В структурі після такої обробки (рис. 7.6), чітко просліджуються карбіди MC , у вигляді окремих блоків, та карбіди M_{23}C_6 переривчастих блокової і пластинчастої форми. Після дослідження механічних властивостей, на поверхні руйнування (рис. 7.7) чітко просліджується збільшення таких складових, як гребні і сходишки, що

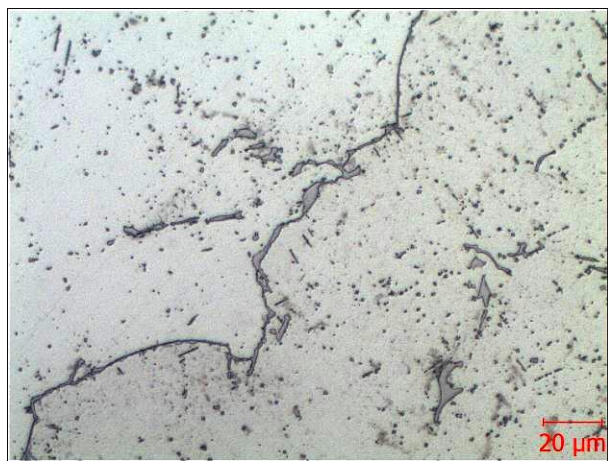
утворюються внаслідок перемичок між елементами зламу та при з'єднанні двох поверхонь руйнування, що характерно для квазікрихкого руйнування.



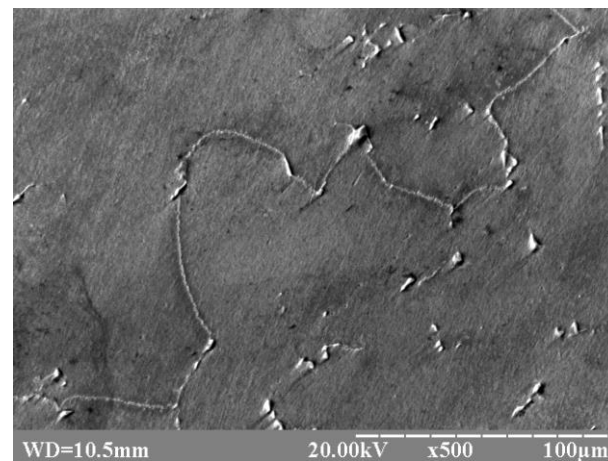
а ×100



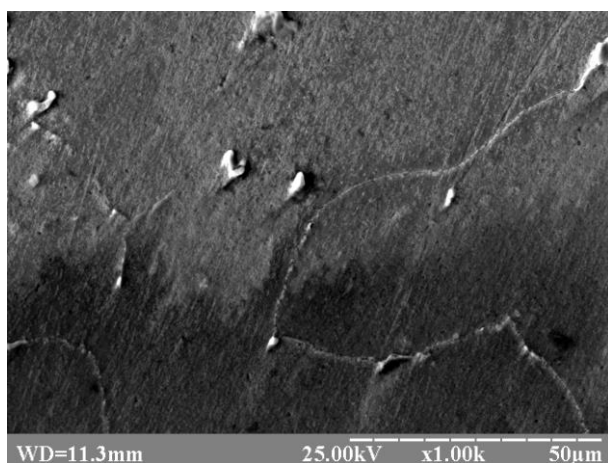
б ×200



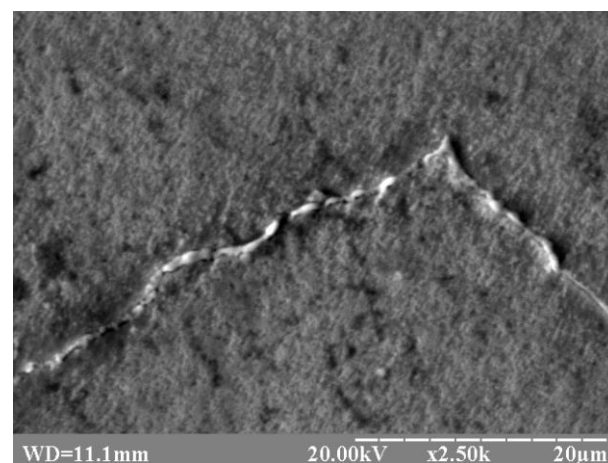
в ×500



г ×500

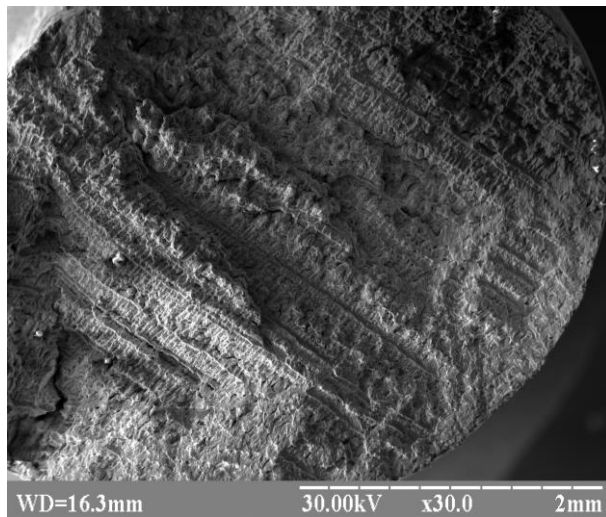


д ×1000

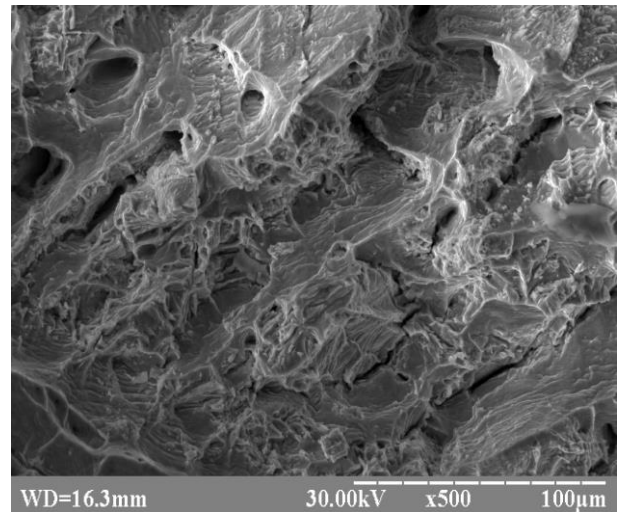


е ×2500

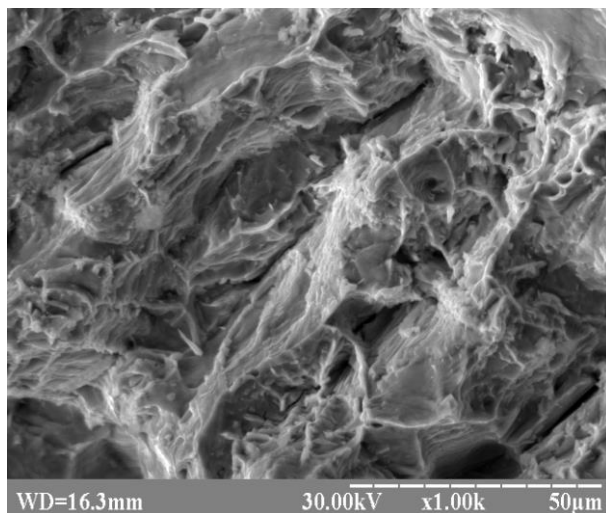
Рисунок 7.6 – Структура зразків рівновісної кристалізації сплаву ЗМІ-М8 після повного режиму термічного оброблення



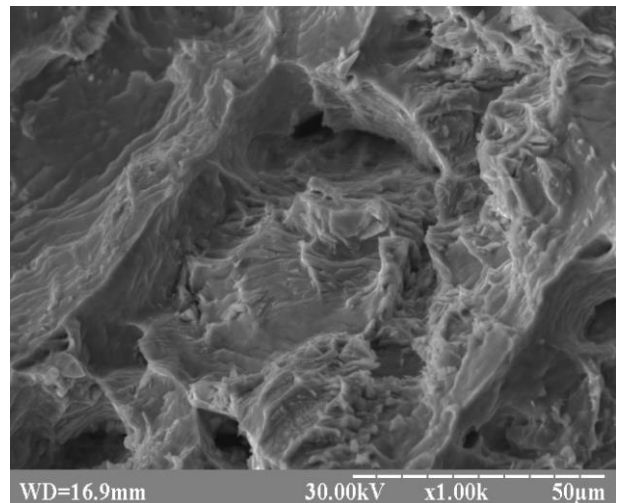
а ×30



б ×500



в ×1000



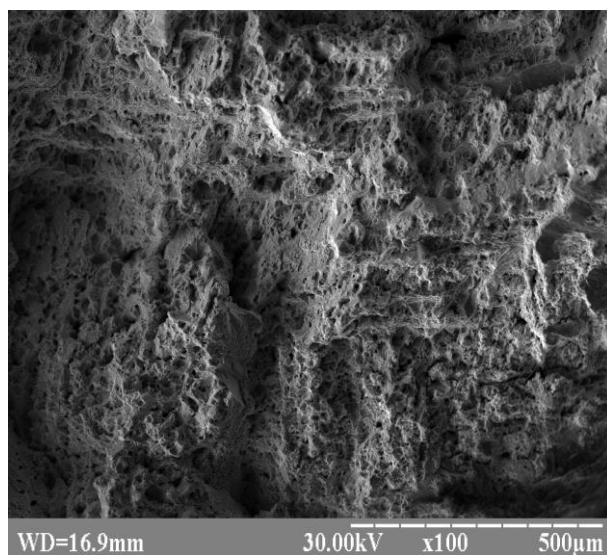
г ×1000

Рисунок 7.7 – Поверхні руйнування зразків після повного циклу термічної обробки сплаву ЗМІ-М8

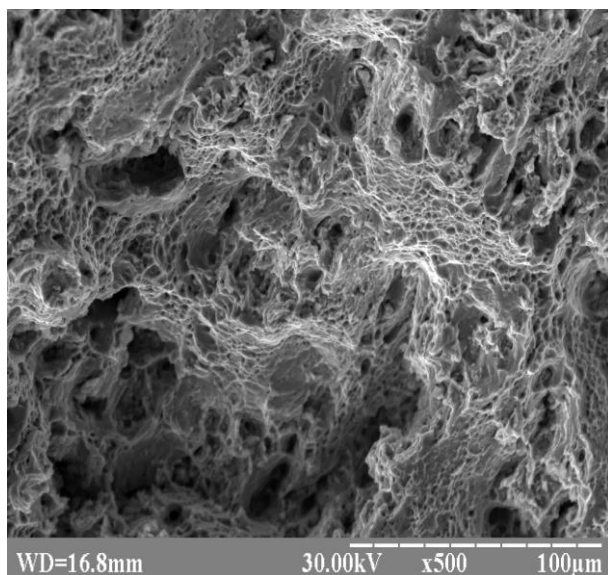
Після випробування на довготривалу міцність досліджувались поверхні руйнування зразків (рис. 7.8), на яких спостерігається збільшення структурних складових, що відповідають пластичному деформуванню матеріалу. Ямки, що утворюються в процесі пластичної течії металу, зародження яких може відбуватися на вторинних фазах чи мікронесуцільностях, розташовуються рівномірно по поверхні зламів. На дні ямок спостерігаються включення, що слугували центрами утворення тріщин. Також просліджуються ознаки руйнування по межах дендритів та сходинки переповзання тріщини.



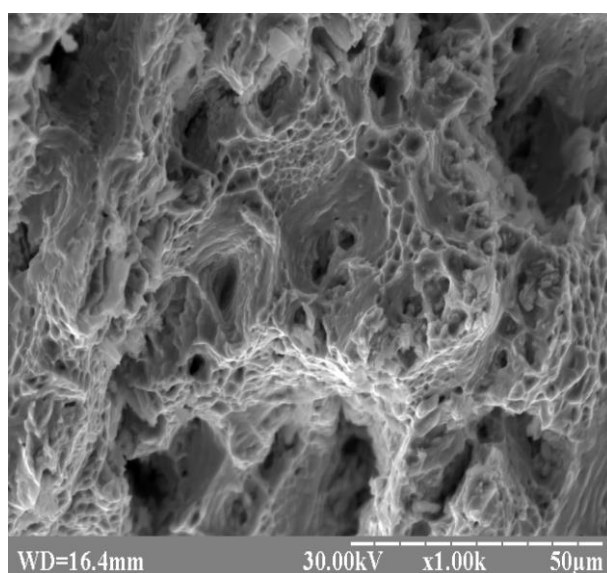
а



б ×100



в ×500



г ×1000

Рисунок 7.8 – Зразки та поверхні руйнування після довготривалих випробувань при 800°C сплаву ЗМІ-М8

Рентгеноструктурні дослідження показали, що структура сплаву складається з γ твердого розчину з г.ц.к. ґраткою на основі нікелю, γ' , γ - кубічної інтерметалідної фази з надструктурою типу $L1_2$, карбідів типу MC та $M_{23}C_6$ (рис.7.9). Встановлено, що карбіди типу MC мають значення міжплощинних відстаней близькі до карбідів TaC (NbC), а типу $M_{23}C_6$ – до карбідів $Cr_{23}C_6$ (табл. 7.10).

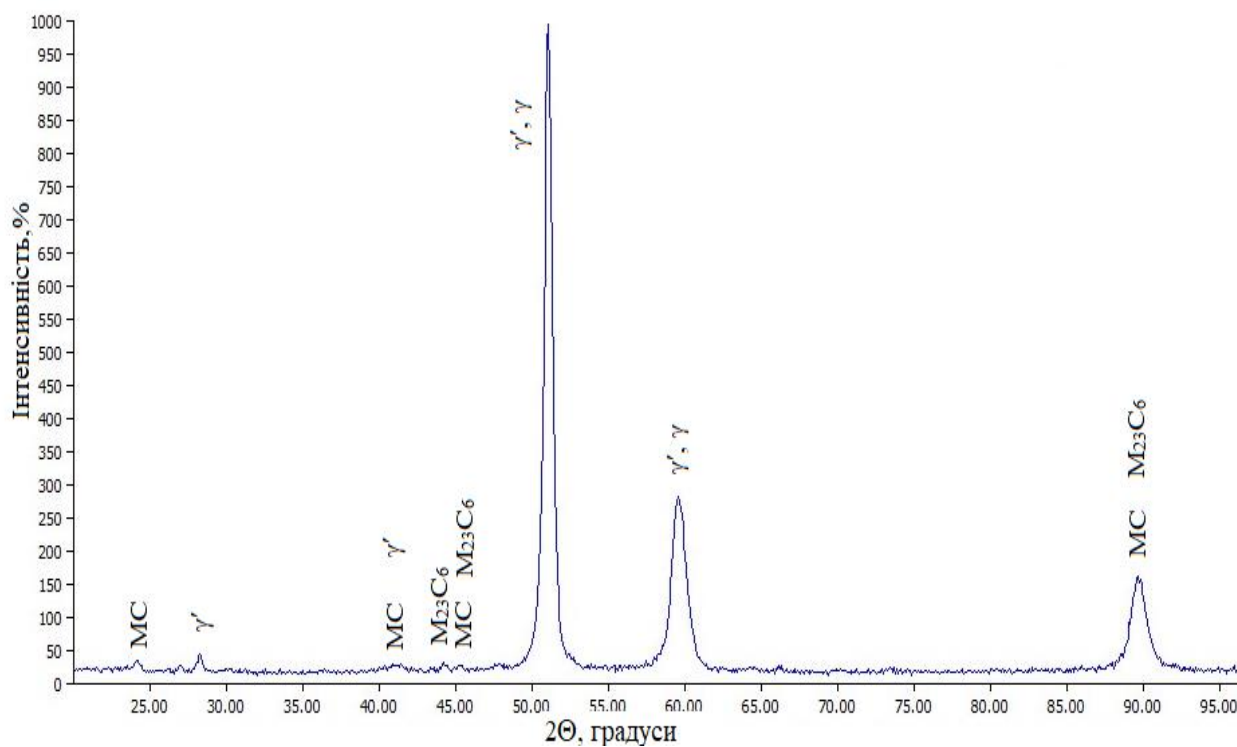


Рисунок 7.9 – Дифрактограма отримана від сплаву ЗМІ-М8

Таблиця 7.10 – Міжплощинні відстані d_{hkl} та інтенсивності ліній експериментально визначених зі сплаву типу ЗМІ-ЗУ та довідникових даних виявлених фаз

Експериментальні значення			Табличні значення d_{hkl} , нм та індекси площин відбиття			
Кут 2θ	d_{hkl} , нм	Інтенсивність, %	γ (Ni)	γ'	TaC (NbC)	$Cr_{23}C_6$
1	2	3	4	5	6	7
24,22	0,426	36	-	-	0,423 (100)	-
28,31	0,365	47	-	3,56 (100)	-	-
40,88	0,256	31	-	0,252 (110)	0,256 (111)	-
44,24	0,237	32	-	-	-	0,237 (420)

Кінець таблиці 7.10.

1	2	3	4	5	6	7
47,95	0,220	31	-	-	0,222 (200)	0,216 (422)
51,05	0,207	970	0,203 (111)	0,206 (111)	-	-
59,56	0,180	280	0,176 (200)	0,178 (200)	-	-
89,65	0,126	160	-	-	0,128 (222)	0,125 (822, 660)

Результати розрахунку хімічного складу (див. табл. 7.7), порівнювали з даними, отриманими за допомогою електронної мікроскопії в режимах мікрозондування на растровому електронному мікроскопі РЕМ-106І. Склад карбідів МС, визначений експериментально методом РСМА узгоджується з розрахунковими результатами. Так, експериментально встановлено, що до складу первинних карбідів входять ніобій, тантал, гафній, титан, вольфрам, хром (табл.7.11), спектр випромінення приводиться нижче (рис. 7.10). До складу вторинних карбідів входять хром, молібден, нікель, вольфрам та кобальт (див. табл. 7.11), спектр випромінення наводиться на рисунку 7.10.

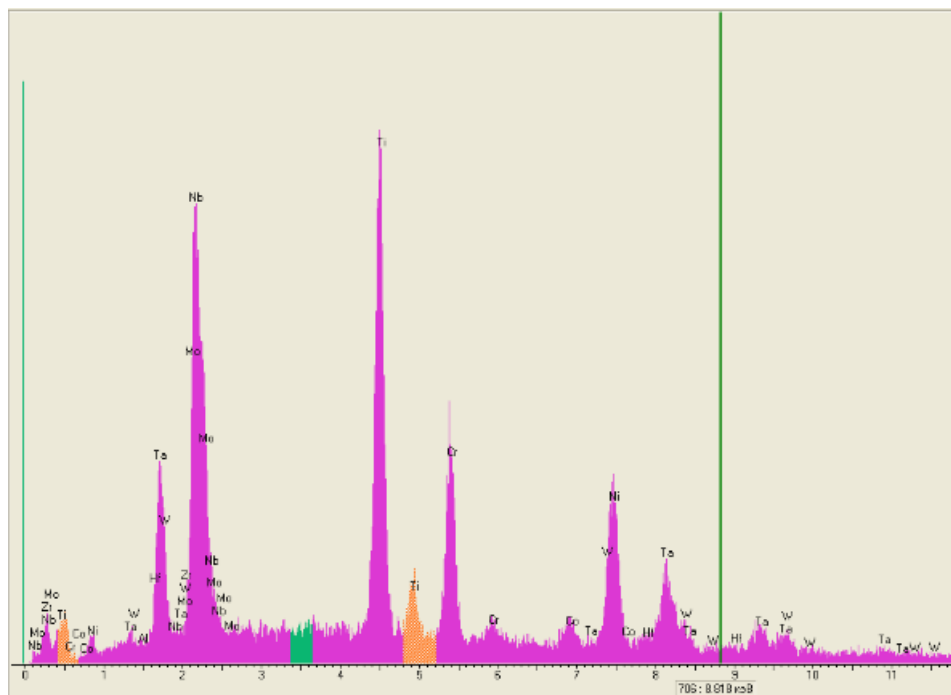
Порівняльний аналіз експериментальних даних складу карбідів (див. табл. 7.11) та розрахункових значень виявив незначну розбіжність (не більше 5% за масою) в кількості елементів, встановленим різними методами. Таким чином, запропонований алгоритм методу конструювання та удосконалення хімічного складу ливарних жароміцних нікелевих сплавів може бути використаний в дослідницьких та конструкторських роботах.

Таблиця 7.11 – Хімічний склад карбідів, експериментально визначений та розрахований для сплаву ЗМІ-М8 при 20°C

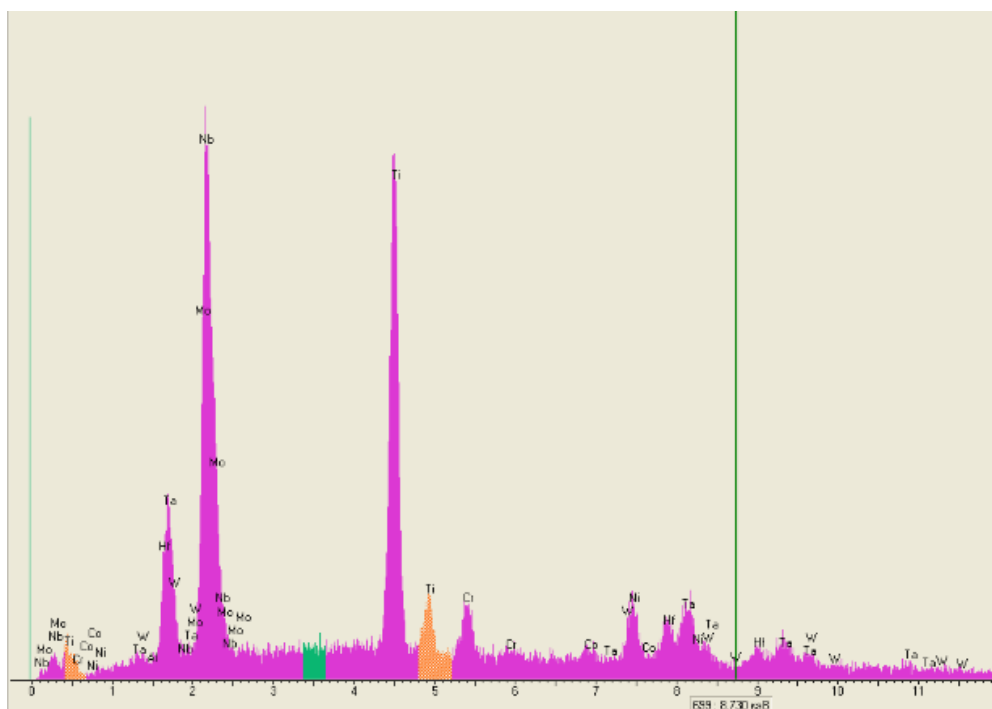
Склад карбідів типу	Вміст елементу, % мас.									
	Ti	Nb	Ta	Hf	Co	W	Mo	Ni	Cr	C
Експериментально визначений склад карбідів										
МС (після литва)	19,3 ±3	31,23 ±3	24,51 ±3	2,73 ±0,5	-	1,07 ±0,3	4,1 ±0,6	-	8,36 ±2	8,7 ±1
МС (після гартування)	13,61 ±2	42,98 ±4	29,04 ±4	5,86 ±0,5	-	0,63 ±0,1	0,21 ±0,1	-	0,2 ±0,1	10,5 ±1,5
МС (після повного циклу ТО)	12,19 ±2	36,1 ±4	25,26 ±3	14,85 ±2	-	0,42 ±0,1	-	-	0,79 ±0,1	10,0 ±1,5
M ₂₃ C ₆ (після повного циклу ТО)	-	-	-	-	1,5 ±0,3	4,34 ±0,5	11,26 ±2	7,3 ±1	70,57 ±8	5,1 ±0,5
Розрахунковий склад карбідів										
МС	10	37,78	25,34	16,5	-	0,48	-	-	0,15	9,44
M ₂₃ C ₆					1,69	4,48	13,6	5,6	69,5	5,1

Не зважаючи на те, що в розроблений сплав вводять додаткові елементи, які збільшують його вартість, спостерігається зростання часу міжремонтного обслуговування корпусних деталей, завдяки збільшенню стійкості сплаву, яке викликає зниження експлуатаційних витрат. Розроблений сплав був опробований на ДП «Івченко-Прогрес» (Додаток В, Г), а теоретичні матеріали докторського дослідження були використані при викладанні дисциплін на кафедрі «Фізичне матеріалознавство» НУ «Запорізька політехніка» (Додаток Д). Очікуваний економічний ефект, отриманий в результаті заміни промислових сплавів, на розроблений сплав ЗМІ-М8 при виготовленні

корпусних деталей газотурбінних установок для газоперекачування становить 15 368 300 грн /рік за цінами 2025 року (Додаток Е).



а



б

Рисунок 7.10 – Спектри отримані від карбідів типу MC після литва (а), гартування (б) та повного циклу термічного оброблення (в) і карбідів типу $M_{23}C_6$ після повного циклу термічного оброблення (г) сплаву ЗМІ-М8

7.8 Висновки

В результаті проведених робіт по конструюванню нового жароміцного нікелевого сплаву ЗМІ-М8, за розробленим алгоритмом, були сформовані наступні висновки:

1. Згідно з визначеними теплофізичними характеристиками (температура ліквідус ($t_L=1361^{\circ}\text{C}$) температура солідус ($t_S = 1298^{\circ}\text{C}$); температура кінця ($t_{\text{пр}}^{\gamma'} = 968^{\circ}\text{C}$) розчинення γ' - фази) були удосконалені режими виготовлення та термічної обробки сплаву ЗМІ-М8, що дало змогу отримати підвищені значення міцності (715 МПа), ударної в'язкості (37 Дж/см²) та довготривалої міцності ($\tau_{210}^{800}=203$ години).

2. Завдяки корегування хімічного складу сплаву ЗМІ-М8 було досягнуто виділення об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в межах 15...25% мас., що забезпечує технологічність при зварюванні і необхідний рівень механічних характеристик.

3. Встановлено, що структурно-фазовий склад розробленого сплаву має два типи карбідів MC і $M_{23}C_6$, що забезпечує регламентований комплекс механічних властивостей матеріалу;

4. Встановлено властивості розробленого сплаву ЗМІ-М8 на зразках тестових плавок №19М7«U»-1, №19ВХ10М, №1ВХ83М«1», №19ВХМ1, показали підвищення довготривалої міцності ($\tau_{210}^{800}=350\pm10$ год.) та ударної в'язкості ($KCU=37\pm3$ Дж/см²) при задовільній міцності ($\sigma_B=670\pm10$ МПа), що задовольняє висунутим вимогам.

5. Атестовано у виробництво жароміцний нікелевий сплав ЗМІ-М8, який має підвищені характеристики жароміцності, що збільшує довговічність корпусних деталей в 1,5 рази в порівнянні із серійним сплавом ЖСЗЛС, завдяки оптимізації вмісту танталу, гафнію, хрому, молібдену і вольфраму.

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі узагальнено наукові та практичні дані щодо важливої науково-прикладної проблеми і запропоновано її нові результати, які стосуються подальшого розвитку оптимізації науково-технологічних основ процесів легування ливарних жароміцних нікелевих сплавів та встановлення закономірностей зв'язку між теплофізичними, механічними та корозійними властивостями таких сплавів, спираючись на результати наукових та експериментальних досліджень, враховуючи промислову реалізацію комплексу технологічних заходів з метою отримання сукупності поліпшених властивостей корпусних деталей газотурбінних двигунів щодо збільшення тривалості їхньої експлуатації. Виконані дослідження дозволяють зробити такі висновки:

1. Проаналізовано науково-технічну літературу, стосовно уявлень процесів структуроутворення в жароміцних нікелевих сплавах та сучасного стану способів їхнього легування для встановлення взаємозв'язків між хімічним складом і властивостями матеріалів. Встановлено, що для визначення закономірностей типу «хімічний склад - структура (властивості)», з використанням сучасних наукових підходів та методик, актуальними і перспективними є дослідження стосовно визначення особливостей фазоутворення та розроблення технологічних рішень, які стосуються керування структурою для забезпечення поліпшених властивостей корпусних деталей газотурбінних двигунів.

2. Із урахуванням сучасних тенденцій виробництва жароміцних нікелевих сплавів узагальнено та систематизовано перспективні композиції хімічних складів сплавів за властивостями та технологіями отримання при визначенні меж легування основними елементами.

3. На основі методів термодинаміки, які стосуються хімічних потенціалів елементів фаз системи, були розроблені співвідношення

кількостей легувальних елементів K_{γ} , $K_{\gamma'}$ та $K_{\text{пс}}$, що враховують конкуренцію та кооперацію в об'ємі термодинамічної системи. За допомогою вказаних співвідношень були встановлені залежності між хімічним складом сплавів та їхніми теплофізичними, механічними і корозійними властивостями.

4. Побудовано діаграми для встановлення теплофізичних характеристик, на основі отриманих співвідношень K_{γ} та $K_{\gamma'}$. Встановлено зв'язок між хімічним складом та температурами ліквідусу (t_L), солідусу (t_S), кінця розчинення γ' - фази в γ - твердому розчині ($t_{\text{пр.}\gamma'}$), а також температури ($t_{\text{евт.}}$) локального плавлення евтектики ($\gamma + \gamma'$). Показано, що завдяки отриманим залежностям можна провести оптимізацію процесів виплавлення та термічного оброблення ливарних жароміцних нікелевих сплавів за різними технологіями виготовлення.

5. Встановлено, що закономірності між співвідношенням $K_{\gamma'}$ та механічними властивостями ливарних жароміцних нікелевих сплавів мають лінійний характер. Показано, що зі збільшенням легованості зростають характеристики жароміцності для сплавів незалежно від технології виготовлення.

6. Розроблено співвідношення $K_{\text{пс}}$, яке дозволяє визначити середню швидкість корозії ливарних жароміцних нікелевих сплавів різної технології виготовлення в умовах, наближених до робочих температурах (800, 850, 900 і 950°C) з похибкою, яка не перебільшує 5%. Встановлено, що для сплавів рівноосної та спрямованої кристалізації треба прагнути до співвідношення легувальних елементів $K_{\text{пс}} \geq 2$, оскільки швидкість корозії за цих умов буде мати мінімальні значення.

7. Встановлено закономірності впливу хімічного складу сплавів на морфологію та тип карбідів. Показано, що на карбіди типу MC можна впливати не тільки проведенням пластичної деформації (що для ливарних жароміцних нікелевих сплавів неприпустимо), а зміною хімічного складу сплавів. Так, при збільшенні кількості титану в сплавах відбувається виділення шрифтових карбідів типу TiC , які негативно впливають на тріщиностійкість.

8. Отримано залежності, за якими можна встановити температури карбідних ліквідусів, що дозволяє оптимізувати режими термічного оброблення для удосконалення структури сплавів. Оскільки, карбіди типу $M_{23}C_6$ та M_6C виділяються під час термічного оброблення, то оптимізація режимів, за отриманими залежностями, дає змогу загальмувати процеси зерномежового проковзування при експлуатації корпусних деталей.

9. Створено алгоритм методики конструювання та уточнення хімічного складу ливарних жароміцних сплавів, що забезпечує можливість розроблення та удосконалення промислових сплавів і дає змогу підвищити теплофізичні, механічні та експлуатаційні характеристики при отриманні необхідного структурно-фазового складу жароміцних матеріалів. Це дозволяє, в умовах обмеженого варіювання легувальних елементів (в межах марочного складу) збільшити механічні та технологічні властивості сплаву.

10. Розроблено, згідно вище зазначеного алгоритму, і впроваджено у виробництво жароміцний нікелевий сплав ЗМІ-М8, який має підвищені характеристики жароміцності ($\tau_{210}^{800} = 203$ годин), що збільшує довговічність корпусних деталей в 2 рази в порівнянні із серійним сплавом ЖСЗЛС. Це обумовлено оптимізацією вмісту легувальних елементів у хімічному складі сплаву: танталу – 1,3% мас., гафнію - 0,15% мас., хрому - 23% мас., молібдену – 1,9% мас. і вольфраму - 3,5% мас..

Очікуваний економічний ефект, при заміні промислового сплаву ЖСЗЛС, на розроблений сплав ЗМІ-М8, який призначений для виготовлення корпусних деталей газотурбінних двигунів, безпілотних літальних апаратів та газоперекачувальних установок становить за розрахунком 15 368 300 грн /рік за цінами 2025 року.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. The Superalloys / ed. by Ch. T. Sims, W. C. Hagel. New York : Wiley-Interscience, 1972. 614 p. ISBN 0-471-79207-1.
2. Superalloys II: High-Temperature Materials for Aerospace and Industrial Power / ed. by Ch. T. Sims, N. S. Stoloff, W. C. Hagel. New York : John Wiley & Sons, 1987. 615 p.
3. Ніколенко Є. Ю., Ткачов Ю. В. Основи технології виробництва ракетно-космічних літальних апаратів : навч. посіб. Дніпропетровськ : РВВ ДНУ, 2006. 116 с.
4. Сталий розвиток авіаційного транспорту України: стратегічні сценарії та інституційний супровід : монографія / Ю. М. Харазішвілі та ін. ; за ред. Ю. М. Харазішвілі ; НАН України, Ін-т економіки пром-сті. Київ, 2022. 276 с. ISBN 978-966-02-9958-0.
5. Erickson G. L., Harris K. DS and SX superalloys for industrial gas turbines. *Materials for Advanced Power Engineering. Part II* : proc. of a conf. (Liege, Belgium, 3-6 Oct. 1994). Dordrecht : Kluwer Academic Publishers, 1994. P. 1055–1074.
6. Giamei A. Development of Single Crystal Superalloys. A Brief History. *Advanced Materials and Processes*. 2013. Vol. 171, no. 11/12. P. 26–30.
7. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / Б. Е. Патон та ін. Київ : Наук. думка, 1987. 256 с.
8. Development of Nickel Based Superalloys for Advanced Turbine Engines / A. Nowotnik et al. *Materials Science Forum*. 2014. Vol. 783–786. P. 2491–2496. DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.783-786.2491.
9. Bollenrath F. The Further Development of Heat-Resistant Materials for Aircraft Engines. Washington, D.C. : NASA Technical Reports Server (NTRS), 2013. 24 p. (NASA Technical Translation ; F-8625).

10. Sajjadi S. A. Ni-Based Superalloys. Mashhad : Ferdowsi University of Mashhad, 2013. 112 p. ISBN 978-964-386-289-3.
11. Blaine G., Hugo L., Xiao H. Superalloys: Alloying and Performance. Materials Park, OH : ASM International, 2010. 245 p. ISBN 978-1-62708-313-3.
12. Structural characteristics of nickel super alloy INCONEL 713LC after heat treatment / P. Jonšta et al. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2007. Vol. 21, iss. 1. P. 29–32.
13. Дурягіна З. А., Лизун О. Я., Пілюшенко В. Л. Сплави з особливими властивостями : навч. посіб. Львів : Вид-во НУ «Львівська політехніка», 2007. 236 с.
14. Satyanarayana D. V. V., Prasad N. E. Nickel-based superalloys. *Aerospace Materials and Material Technologies*. Vol. 1: Aerospace Materials / ed. by N. E. Prasad, R. J. H. Wanhill. Singapore : Springer Singapore, 2017. P. 199–228. DOI: 10.1007/978-981-10-2134-3_10.
15. Michels H. T., Friend W. Z. Nickel-Base Superalloys. *Corrosion of Nickel and Nickel-Base Alloys*. New York : John Wiley & Sons, 1980. P. 435–449.
16. Crystallization processes, structure and properties of castings from high-temperature nickel alloys / É. I. Tsivirko et al. *Metal Science and Heat Treatment*. 2001. Vol. 43, no. 9/10. P. 382–386.
17. Structural and Phase Transformations in Single-Crystal Rhenium- and Ruthenium-Alloyed Nickel Alloy Under Testing For Long-Term Strength / V. P. Kuznetsov et al. *Metal Science and Heat Treatment*. 2015. Vol. 57, no. 7/8. P. 503–506.
18. Klochikhin V., Lysenko N., Naumyk V. Structure and properties of heat-resistant nickel alloys castings after hot isostatic pressing. *Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2017 (MS&T17)* : proc. of a conf. (Pittsburgh, PA, 8-12 Oct. 2017). 2017. Vol. 2. P. 1370–1374.
19. Klochikhin V., Naumyk V. Improvement of technological processes obtaining a heat-resistant nickel alloys for turbine blades using foundry

return. *Materials Science and Technology Conference and Exhibition 2019 (MS&T19)*. 2019. P. 1454–1458. DOI: 10.7449/2019/MST_2019_1454_1458.

20. Rayapati S. Gas turbine blade failure scenario due to thermal loads in case of Nickel based super alloys. *Materials Today: Proceedings*. 2021. Vol. 46. P. 8119–8126. DOI: 10.1016/j.matpr.2021.03.063.

21. Fatigue fracture of the blades of gas turbine engine made of a new refractory nickel alloy / O. I. Balitskii et al. *Materials Science*. 2022. Vol. 57, no. 4. P. 475–483. DOI: 10.1007/s11003-022-00568-0.

22. Structural and mechanical properties of the nickel alloy of gas-turbine engine blades / Y. H. Kvasnytska et al. *Materials Science*. 2022. Vol. 57, no. 5. P. 688–694. DOI: 10.1007/s11003-022-00596-9.

23. High cycle fatigue data transferability of MAR-M 247 superalloy from separately cast specimens to real gas turbine blade / M. Šmíd et al. *Metals*. 2020. Vol. 10, no. 11. Art. 1460. DOI: 10.3390/met10111460.

24. Eckardt D., Rufli P. Advanced gas turbine technology: ABB/BCC historical first. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*. 2002. Vol. 124, iss. 3. P. 542–549. DOI: 10.1115/1.1447236.

25. Hot cracking mechanism affecting a non-weldable Ni-based superalloy produced by selective electron beam melting / E. Chauvet et al. *Acta Materialia*. 2018. Vol. 142. P. 82–94. DOI: 10.1016/j.actamat.2017.09.047.

26. 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. Днепропетровск, 1988. 33 с.

27. Беліков С. Б. Розвиток наукових принципів легування ливарних жароміцних нікельових сплавів з метою підвищення корозійної стійкості деталей в умовах високотемпературного середовища газотурбінних установок : дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.01. Запоріжжя, 1996. 441 с.

28. Беликов С. Б., Коваль А. Д., Натапов Б. С. Влияние легирования на стойкость никелевых сплавов в условиях высокотемпературной коррозии //

Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности : сб. науч. тр. Запорожье, 1980.

29. Беликов С. Б., Гайдук С. В., Кононов В. В. Литейные жаропрочные коррозионностойкие никелевые сплавы для монокристалльных лопаток газовых турбин. *Вестник двигателестроения*. 2004. № 1. С. 151–154.

30. Гайдук С. В., Беликов С. Б., Кононов В. В. О влиянии тантала на характеристические точки жаропрочных никелевых сплавов. *Вестник двигателестроения*. 2004. № 3. С. 99–102.

31. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии (ВТК) / А. Д. Коваль та ін. Запорожье : [б. и.], 1990. 56 с.

32. Бєліков 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.

33. Коваль А. Д., Беликов С. Б., Гайдук С. В. Принципы легирования сплавов, стойких в условиях высокотемпературной коррозии (ВТК). Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий : тез. докл. IV Всесоюз. науч.-техн. конф. Запорожье, 1989. С. 12.

34. Ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав : пат. 67814 Україна : МПК С22С 19/05 (2006.01) / С. В. Гайдук, В. В. Кононов, В. В. Куренкова ; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т. — № u2011 08648 ; заявл. 11.07.2011 ; опубл. 12.03.2012, Бюл. № 5. — 6 с

35. Гайдук С. В., Бєліков С. Б. Наукові основи проектування ливарних жароміцних нікелевих сплавів з необхідним комплексом службових властивостей. Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. 80 с. ISBN 978-617-529-160-3.

36. Ливарний жароміцний нікелевий сплав : пат. 48242 Україна : МПК6 С22С 19/05 / А. Д. Коваль та ін. ; заявник і власник Запорізький нац.

техн. ун-т. — № u2009 09668 ; заявл. 21.09.2009 ; опубл. 10.03.2010, Бюл. № 5— 8 с.

37. Спосіб одержання виробів з корозійностійким високотемпературним покриттям : пат. 48240 Україна : МПК6 С23С 10/00, С23С 28/00 / А. Д. Коваль та ін. ; заявник і власник Запорізький нац. техн. ун-т. — № u2009 09664 ; заявл. 21.09.2009 ; опубл. 10.03.2010, Бюл. № 5— 14 с.

38. Гайдук С. В. Исследование динамики структурных превращений на сопротивление высокотемпературной ползучести жаропрочных никелевых сплавов, содержащих тантал. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2010. № 2. С. 9–15.

39. Паспорт властивостей на жароміцний корозійностійкий сплав ЖСЗЛС / А. Д. Коваль та ін. ; затв. проректор з наук. роботи Ю. М. Внуков. Запоріжжя, 2003. 10 с.

40. Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ЗМИ-3У (ХН64ВМКЮТ) / А. Д. Коваль та ін. ; затв. проректор з наук. роботи Н. С. Гамов. Запоріжжя, 1995. 46 с.

41. Erickson G. L. The Development of the CMSX-11B and CMSX-11C Alloys for Industrial Gas Turbine Application. *Superalloys 1996* : proc. of the 8th int. symp. (Seven Springs, PA, 22-26 Sept. 1996). Warrendale, PA : TMS, 1996. P. 45–52.

42. On the origin of creep dislocations in a Ni-base, single-crystal superalloy: An ECCI, EBSD, and dislocation dynamics-based study / F. Ram et al. *Acta Materialia*. 2016. Vol. 109. P. 151–161. DOI: 10.1016/j.actamat.2016.02.038.

43. Characterization of the microstructure evolution of Ni-based superalloy at liquidus temperature by electromagnetic field / Z. Gao et al. *Metals*. 2018. Vol. 8, iss. 10. Art. 748. DOI: 10.3390/met8100748.

44. Effect of ruthenium on the precipitation of topologically close packed phases in Ni-based superalloys of 3rd and 4th generation / K. Matuszewski et

al. *Acta Materialia*. 2015. Vol. 95. P. 274–283.
DOI: 10.1016/j.actamat.2015.05.033.

45. Caron P., Lavigne O. Recent Studies at Onera on Superalloys for Single Crystal Turbine Blades. *AerospaceLab*. 2011. Iss. 3. P. 1–14.

46. Pistor J., Hagen S. P., Virtanen S., Körner C. Influence of the microstructural homogeneity on the high-temperature oxidation behavior of a single crystalline Ni-base superalloy. *Scripta Materialia*. 2022. Vol. 207. 114301.
<https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.114301>

47. Kitaguchi H. Microstructure-Property Relationship in Advanced Ni-Based Superalloys. *Superalloys* / ed. by M. Al-Amiery. Rijeka : IntechOpen, 2012. P. 185–210. DOI: 10.5772/52011.

48. Balitskii A. Hydrogen assisted crack initiation and propagation in nickel-cobalt heat resistant superalloys. *Procedia Structural Integrity*. 2019. Vol. 16. P. 134–140. DOI: 10.1016/j.prostr.2019.07.032.

49. A simple unified critical plane damage parameter for high-temperature LCF life prediction of a Ni-based DS superalloy / J. Huang et al. *Journal of Materials Science*. 2014. Vol. 49, iss. 22. P. 7625–7638. DOI: 10.1007/s10853-014-8418-6.

50. Li L., Deceuster A., Zhang C. Effect of Process Parameters on Pulsed-Laser Repair of a Directionally Solidified Superalloy. *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2012. Vol. 1. P. 92–98. DOI: 10.1007/s13632-012-0016-x.

51. Alam M. Z., Hazari N., Das D. K. Microstructure and oxidation performance of a γ - γ' Pt-aluminide bond coat on directionally solidified superalloy CM-247LC. *Bulletin of Materials Science*. 2014. Vol. 37. P. 1551–1561. DOI: 10.1007/s12034-014-0110-6.

52. Wu L., Osada T., Watanabe I., Yokokawa T., Kobayashi T., Kawagishi K. (2020) A New Approach to Strength Prediction of Ni-Base Disk Superalloys with Dual-Phase γ/γ' . In: Tin S. et al. (eds) *Superalloys 2020. The Minerals, Metals & Materials Series*. Springer, Cham. https://doi.org/10.1007/978-3-030-51834-9_63

53. Chan K. S. Mechanistic Modeling of Strain Hardening in Ni-Based Superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2020. Vol. 51. P. 5653–5666. DOI: 10.1007/s11661-020-05965-0.
54. Tensile Properties and Deformation Behavior of Several Cast Ni-Based Superalloys Fabricated by Different Solidification Ways / H. T. Li et al. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*. 2017. Vol. 30. P. 280–288. DOI: 10.1007/s40195-016-0499-6.
55. Mitchell R., Preuss M. Inter-Relationships between Composition, γ' Morphology, Hardness, and γ - γ' Mismatch in Advanced Polycrystalline Nickel-Base Superalloys during Aging at 800 °C. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2007. Vol. 38. P. 615–627. DOI: 10.1007/s11661-007-9089-6.
56. Charpagne M. A. et al. Heteroepitaxial Recrystallization, a New Recrystallization Mechanism in Sub-Solvus Forged γ - γ' Nickel-Based Superalloys with Low Lattice Mismatch. *Proceedings of the 6th International Conference on Recrystallization and Grain Growth (ReX&GG 2016)* / ed. by E. A. Holm et al. Cham : Springer, 2016. P. 231–236. DOI: 10.1007/978-3-319-48770-0_38.
57. Partitioning behavior and lattice misfit of γ/γ' phases in Ni-based superalloys with different Mo additions / Z. Ma et al. *Rare Metals*. 2020. Vol. 39. P. 1192–1199. DOI: 10.1007/s12598-019-01309-z.
58. Combined induction and electron beam melting of casting production wastes of heat-resistant alloys ZhS3DK and ZhS26-Vi / Yu. F. Anikin et al. *Advances in Electrometallurgy*. 2002. No. 2. P. 37–43.
59. Беликов С. Б. Влияние некоторых легирующих элементов на коррозионную стойкость никелевых сплавов при высоких температурах. *Энергомашиностроение*. 1980. № 11. С. 27–28.
60. Ji D., Ren J., Zhang L. C. A Novel Creep-Fatigue Life Prediction Model for P92 Steel on the Basis of Cyclic Strain Energy Density. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2016. Vol. 25. P. 4868–4874. DOI: 10.1007/s11665-016-2334-7.

61. U.S. program on materials technology for ultra-supercritical coal power plants / R. Viswanathan et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2005. Vol. 14. P. 281–292. DOI: 10.1361/105994905240316.
62. Low-cycle fatigue behavior of a directionally solidified Ni-based superalloy subjected to gas hot corrosion pre-exposure / H. Y. Qi et al. *Rare Metals*. 2019. Vol. 38, iss. 3. P. 227–232. DOI: 10.1007/s12598-016-0862-9.
63. Bettge D., Österle W., Ziebs J. Temperature Dependence of Yield Strength and Elongation of the Nickel-base Superalloy IN 738 LC and the Corresponding Microstructural Evolution. *International Journal of Materials Research*. 1995. Vol. 86, no. 3. P. 190–197. DOI: 10.1515/ijmr-1995-860309.
64. Badeer G. H. GE Aeroderivative Gas Turbines - Design and Operating Features. Norcross, GA : GE Power Systems, 2000. 20 p.
65. Small-scale specimen testing for fatigue life assessment of service-exposed industrial gas turbine blades / D. Holländer et al. *International Journal of Fatigue*. 2016. Vol. 92, Pt 3. P. 262–271. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2016.03.016.
66. Caron J. L., Sowards J. W. Weldability of Nickel-Base Alloys. *Comprehensive Materials Processing*. Vol. 6. Amsterdam : Elsevier, 2014. P. 151–179. DOI: 10.1016/B978-0-08-096532-1.00615-4.
67. Morinaga M. Ni-Based Superalloys. Stafa-Zurich : Trans Tech Publications Ltd, 2018. 210 p. (Materials Science Foundations ; Vol. 92).
68. Investigation of the Size Effect of Nickel-Base Superalloy Single Crystals Based on Strain Gradient Crystal Plasticity / J. F. Nie et al. *International Journal for Multiscale Computational Engineering*. 2009. Vol. 7, iss. 3. P. 227–236. DOI: 10.1615/IntJMultCompEng.v7.i3.60.
69. Müller J., Eggeler G., Spiecker E. On the identification of superdislocations in the γ' -phase of single crystal Ni-base superalloys - an application of the LACBED method to complex microstructures. *Acta Materialia*. 2015. Vol. 87. P. 34–44. DOI: 10.1016/j.actamat.2014.12.030.
70. Aliofkhazraei M. Superalloys. Rijeka : IntechOpen, 2015. 835 p. DOI: 10.5772/59358. ISBN 978-953-51-2212-8.

71. Strengthening Mechanisms in Polycrystalline Multimodal Nickel-Base Superalloys / R. Kozar et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2009. Vol. 40. P. 1588–1603. DOI: 10.1007/s11661-009-9858-5
72. Zielińska M., Sieniawski J. Surface modification and its influence on the microstructure and creep resistance of nickel based superalloy RENE 77. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2013. Vol. 58, iss. 1. P. 95–98. DOI: 10.2478/v10172-012-0157-6.
73. Reed R. C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications*. Cambridge : Cambridge University Press, 2006. 372 p..
74. Wu B., Li L., Wu J. Microstructure and stress rupture properties of polycrystal and directionally solidified castings of nickel-based superalloys. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2014. Vol. 21, no. 1. P. 58–64. DOI: 10.1007/s12613-014-0865-1.
75. Microstructure and mechanical properties of a new cast nickel-based superalloy K4750 joint produced by gas tungsten arc welding process / J. Xie et al. *Journal of Materials Science*. 2019. Vol. 54, no. 5. P. 3558–3571. DOI: 10.1007/s10853-018-3081-y.
76. Caron P., Khan T. Third Generation Superalloys for Single Crystal Turbine Blades. *Materials for Advanced Power Engineering Part II* : proc. of a conf. (Liege, Belgium, 3-6 Oct. 1994) / ed. by J. Lecomte-Beckers et al. Jülich, Germany : Forschungszentrum Jülich GmbH, 1998. P. 897–912.
77. Harris K., Erickson G. L., Schwer R. E. Directionally Solidified and Single-Crystal Superalloys. *Metals Handbook*. 9th ed. Vol. 1: Properties and Selection: Irons, Steels, and High-Performance Alloys. Materials Park, OH : ASM International, 1989. P. 1–13.
78. Harris K., Erickson G. L., Schwer R. E. CMSX single crystal, CMDS and integral wheel alloys, properties and performance. *Superalloys 1988* : proc. of the 6th int. symp. (Seven Springs, PA, 18-22 Sept. 1988). Warrendale, PA : TMS, 1988. P. 709–728.

79. Development of Ni-Based Single Crystal Superalloys for Power-Generation Gas Turbine / R. Hashizume et al. *Superalloys 2004* : proc. of the 10th int. symp. (Seven Springs, PA, 19-23 Sept. 2004) / ed. by K. A. Green et al. Warrendale, PA : TMS, 2004. P. 53–62.

80. Development of a new single crystal superalloy for industrial gas turbines / T. Hino et al. *Superalloys 2000* : proc. of the 9th int. symp. (Seven Springs, PA, 17-21 Sept. 2000) / ed. by M. Gell et al. Warrendale, PA : TMS, 2000. P. 729–736.

81. MC-NG: A 4th Generation Single-Crystal Superalloy for Future Aeronautical Turbine Blades and Vanes / D. Argence et al. *Superalloys 2000* : proc. of the 9th int. symp. (Seven Springs, PA, 17-21 Sept. 2000) / ed. by M. Gell et al. Warrendale, PA : TMS, 2000. P. 829–837.

82. Interactions between 4th Generation Single Crystal Superalloys and an Aluminide Bond Coat / O. Lavigne et al. *Turbine Forum 2006: Advanced Coatings for High Temperature, Forum of Technology* : proc. of a conf. (Dorsten, Germany, 2006). Dorsten, 2006.

83. Lours P., Coujou A., Columb P. On the deformation of the [001] orientated γ' strengthening phase of the CMSX-2 superalloy. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1991. Vol. 39, no. 8. P. 1787–1797.

84. Khan T., Caron P. Effect of processing conditions and heat treatments on mechanical properties of single-crystal Superalloys CMSX-2. *Materials Science and Technology*. 1986. Vol. 2, no. 5. P. 486–492.

85. Pollock T. M., Argon A. S. Creep resistance of CMSX-3 nickel base superalloy single crystals. *Acta Metallurgica et Materialia*. 1992. Vol. 40, no. 1. P. 1–30.

86. The influence of dislocation substructure on creep rate during accelerating creep stage of single crystal nickel-based superalloy CMSX-4 / N. Miura et al. *Superalloys 2000* : proc. of the 9th int. symp. (Seven Springs, PA, 17-21 Sept. 2000) / ed. by M. Gell et al. Warrendale, PA : TMS, 2000. P. 377–385.

87. Harris K., Wahl J. B. Improved Single Crystal Superalloys, CMSX-4 (SLS) [La+Y] and CMSX-486. *Superalloys 2004* : proc. of the 10th int. symp. (Seven Springs, PA, 19-23 Sept. 2004) / ed. by K. A. Green et al. Warrendale, PA : TMS, 2004. P. 45–52.
88. Stress Corrosion Testing of CMSX-4, CM247LC DS and IN6203DS Ni-Base Superalloys / N. Chapman et al. *Oxidation of Metals*. 2020. Vol. 94. P. 1–16. DOI: 10.1007/s11085-020-10011-w.
89. Kaufman M. Properties of cast MAR-M-247 for turbine blisk applications. *Superalloys 1984* : proc. of the 5th int. symp. (Seven Springs, PA, 7-11 Oct. 1984) / ed. by M. Gell et al. Warrendale, PA : TMS, 1984. P. 43–52.
90. Hon Tong Pang, D'souza N., Dong H. Detailed analysis of the solution heat treatment of a third-generation single-crystal nickel-based superalloy CMSX-10K. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2016. Vol. 47, no. 2. P. 889–906. DOI: 10.1007/s11661-015-3252-2.
91. Thornton P. H., Davies R. G., Johnston T. L. The temperature dependence of the flow stress of the γ' phase based upon Ni_3Al . *Metallurgical Transactions*. 1970. Vol. 1, no. 1. P. 207–218. DOI: 10.1007/BF02819263
92. Optimizing SC Rene N4 alloy for DS AFT-stage bucket applications in industrial gas turbines / G. K. Bouse et al. *Superalloys 2008* : proc. of the 11th int. symp. (Seven Springs, PA, 14-18 Sept. 2008) / ed. by R. D. Kissinger et al. Warrendale, PA : TMS, 2008. P. 99–108.
93. Ford D. A., Arthey R. P. Development of Single Crystal Alloys for Specific Engine Applications. *Superalloys 1984* : proc. of the 5th int. symp. (Seven Springs, PA, 7-11 Oct. 1984) / ed. by M. Gell et al. Warrendale, PA : TMS, 1984. P. 115–124.
94. Sinharoy S., Virro-Nic P., Milligan W. W. Deformation and strength behavior of two nickel-base turbine disk alloys at 650 °C. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001. Vol. 32, no. 8. P. 2021–2032. DOI: 10.1007/s11661-001-0014-0.

95. Ardell A. J., Munjal V., Chellman D. J. Precipitation hardening of Ni-Al alloys containing large volume fractions of γ' . *Metallurgical Transactions A*. 1976. Vol. 7, no. 9. P. 1263–1268. DOI: 10.1007/BF02658809.
96. Segregation of Solutes at Dislocations: A New Alloy Design Parameter for Advanced Superalloys / L. Lilensten et al. *Superalloys 2020* : proc. of the 14th int. symp. / ed. by S. Tin et al. Cham : Springer, 2020. P. 34–44. (The Minerals, Metals & Materials Series). DOI: 10.1007/978-3-030-51834-9_4.
97. Thermo-mechanical fatigue characteristics of CMSX-4 applied to the high-pressure turbine first-stage single-crystal rotor blade / J. Choi et al. *Journal of Mechanical Science and Technology*. 2020. Vol. 34, no. 5. P. 1855–1862. DOI: 10.1007/s12206-020-0406-y.
98. Grain interactions under thermo-mechanical loads investigated with coupled crystal plasticity simulations and high-energy X-ray diffraction microscopy / B. T. Mackey et al. *Acta Materialia*. 2023. Vol. 257. Art. 119166. DOI: 10.1016/j.actamat.2023.119166.
99. Sun J., Huang Y., Yang S. et al. Assessment of thermo-mechanical fatigue in a nickel-based single-crystal superalloy CMSX-4 accounting for temperature gradient effects. *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 809. 140918.
100. Gunston B. Rolls-Royce Aero Engines. Wellingborough : Patrick Stephens Limited, 1989. 256 p. ISBN 1-85260-037-3.
101. Influence of microstructure on macroscopic elastic properties and thermal expansion of nickel-base superalloys ERBO/1 and LEK94 / K. Demtröder et al. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*. 2015. Vol. 46, no. 6. P. 563–576. DOI: 10.1002/mawe.201500406.
102. Development of an Oxidation-Resistant High-Strength Sixth-Generation Single-Crystal Superalloy TMS-238 / K. Kawagishi et al. *Superalloys 2012* : proc. of the 12th int. symp. (Seven Springs, PA, 9-13 Sept. 2012) / ed. by E. S. Huron et al. Warrendale, PA : TMS, 2012. P. 189–195.

103. RENE N6: Third Generation Single Crystal Superalloy / W. S. Walston et al. *Superalloys 1996* : proc. of the 8th int. symp. (Seven Springs, PA, 22-26 Sept. 1996). Warrendale, PA : TMS, 1996. P. 27–34.
104. Tin S., Pollock T. M. Nickel-Based Superalloys. *Turbine Aerodynamics, Heat Transfer, Materials, and Mechanics* / ed. by T. J. Hajek et al. Reston, VA : AIAA, 2014. P. 423–466. DOI: 10.2514/5.9781624102660.0423.0466.
105. Lifetime, Cyclic Deformation and Damage Behaviour of MAR-M247 LC under Thermo-Mechanical Fatigue Loading with 0°, 180°, -90° and +90° Phase Shift between Strain and Temperature / S. Guth et al. *Procedia Engineering*. 2014. Vol. 74. P. 269–272. DOI: 10.1016/j.proeng.2014.06.260.
106. Aspects of thermomechanical fatigue of two single crystal nickel based superalloys / H. Zhou et al. *Materials Science and Technology*. 2013. Vol. 19, no. 7. P. 847–852. DOI: 10.1179/026708303225003054.
107. Development of Next-Generation Ni-Base Single Crystal Superalloys / Y. Koizumi et al. *Superalloys 2004* : proc. of the 10th int. symp. (Seven Springs, PA, 19-23 Sept. 2004) / ed. by K. A. Green et al. Warrendale, PA : TMS, 2004. P. 35–43.
108. Thermomechanical fatigue behavior and life prediction of a cast nickel-based superalloy / W. Huang et al. *Materials Science and Engineering: A*. 2006. Vol. 432, no. 1/2. P. 308–316. DOI: 10.1016/j.msea.2006.06.061.
109. Finite element analysis of the thermo-mechanical fatigue of DD8 single crystal nickel-based superalloy / L. Zhou et al. *International Journal of Materials Research (formerly Zeitschrift für Metallkunde)*. 2003. Vol. 94, no. 11. P. 1222–1227. DOI: 10.3139/146.031222.
110. Arrell D. J., Bressers J., Timm J. Effect of Cycle History on Thermomechanical Fatigue Response of Nickel-Base Superalloys. *Journal of Engineering Materials and Technology*. 2000. Vol. 122, iss. 3. P. 300–304. DOI: 10.1115/1.482801.

111. Skelton R. P., Webster G. A. History effects on the cyclic stress—strain response of a polycrystalline and single crystal nickel-base superalloy. *Materials Science and Engineering: A*. 1996. Vol. 216, no. 1/2. P. 139–154. DOI: 10.1016/0921-5093(96)10402-0.
112. Directional γ - γ' coarsening in a monocrystalline nickel-based superalloy during low-cycle thermomechanical fatigue / S. Kraft et al. *Scripta Metallurgica et Materialia*. 1995. Vol. 32, no. 3. P. 411–416. DOI: 10.1016/S0956-716X(99)80074-0.
113. Ohtomo A. Progress in materials for aircraft engines. *Journal of the Japan Society for Heat Treatment*. 1988. Vol. 28, no. 2. P. 106–112.
114. Ross E. W., O'Hara K. S. RENE N4: A First Generation Single Crystal Turbine Airfoil Alloy With Improved Oxidation Resistance, Low Angle Boundary Strength and Superior Long Time Rupture Strength. *Superalloys 1996* : proc. of the 8th int. symp. (Seven Springs, PA, 22-26 Sept. 1996). Warrendale, PA : TMS, 1996. P. 19–25.
115. Asquith G., Pickard A. C. Fatigue Testing of Gas Turbine Components. *Full Scale Fatigue Testing of Components and Structures* / ed. by K. J. Marsh. London : Butterworths, 1988. Vol. 2. P. 201–234.
116. Choi B. G. MC Carbide Decomposition during Thermal Exposure of Polycrystalline Ni-Base Superalloys. *Solid State Phenomena*. 2007. Vol. 124–126. P. 1505–1508. DOI: 10.4028/www.scientific.net/SSP.124-126.1505.
117. Donachie M. J., Donachie S. J. Superalloys: A Technical Guide. 2nd ed. Materials Park, Ohio : ASM International, 2002. 439 p.
118. Modern nickel superalloys and the efficient resource-saving technologies of their production / P. G. Min et al. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2015. No. 13. P. 1060–1068. DOI: 10.1134/S0036029515130182.
119. Montakhab M., Balikci E. Integrated Computational Alloy Design of Nickel-Base Superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2019. Vol. 50. P. 3330–3342. DOI: 10.1007/s11661-019-05252-7.

120. Naffakh-Moosavy H. Microstructural evolution and castability prediction in newly designed modern third-generation nickel-based superalloys. *International Journal of Minerals, Metallurgy and Materials*. 2016. Vol. 23, no. 5. P. 548–562. DOI: 10.1007/s12613-016-1266-4.

121. Development of New High Strength Corrosion Resistant Single Crystal Superalloys for Industrial Gas Turbine Applications / P. Caron et al. *PARSONS 2000 - Advanced Materials for 21st Century Turbines and Power Plant* : proc. of a conf. (Cambridge, UK, July 2000) / ed. by A. Strang et al. London, UK : IOM Communications Ltd, 2000. P. 847–864.

122. Feng Y. Q., Yang B. W. Determination of Trace B in Nickel Base, Iron-Nickel Base High Temperature Alloy and Structure Steel. *Chinese Journal of Spectroscopy Laboratory*. 2000. Vol. 2. URL: http://en.cnki.com.cn/Article_en/CJFDTOTAL-GPSS200002020.htm (дата звернення: 19.01.2026).

123. Li F., Ye J. P., Zhou X. L. ICP-AES Determination of Trace Amount of Boron in High Temperature Alloy. *Physical Testing and Chemical Analysis (Part B: Chemical Analysis)*. 2013. Vol. 8. URL: http://en.cnki.com.cn/Article_en/CJFDTOTAL-LHJH201308023.htm (дата звернення: 19.01.2026).

124. Das N. Advances in nickel-based cast superalloys. *Transactions of the Indian Institute of Metals*. 2010. Vol. 63, iss. 2/3. P. 265–274. DOI: 10.1007/s12666-010-0036-7.

125. Mukai K., Li Z., Mills K. C. Prediction of the densities of liquid Ni-based superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2005. Vol. 36, iss. 2. P. 255–262. DOI: 10.1007/s11663-005-0027-y.

126. Li Z., Mills K. C. The effect of γ' content on the densities of Ni-based superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2006. Vol. 37, iss. 5. P. 781–790. DOI: 10.1007/s11663-006-0060-5.

127. Phase-Field Modeling of Precipitation Growth and Ripening During Industrial Heat Treatments in Ni-Base Superalloys / M. Fleck et al. *Metallurgical*

and *Materials Transactions A*. 2018. Vol. 49, iss. 9. P. 4146–4157. DOI: 10.1007/s11661-018-4746-5.

128. Tawancy H. M. On the Evolution of Microstructure of Gamma Prime + Gamma Platinum Bond Coats Deposited on Ni-Based Superalloys and Their Oxidation Resistance: Role of Superalloy Substrate. *Metallography, Microstructure, and Analysis*. 2017. Vol. 6. P. 315–323. DOI: 10.1007/s13632-017-0364-7.

129. Microstructure and mechanical properties of spray deposited Ni-based superalloys / G. Mi et al. *Journal of Wuhan University of Technology-Materials Science Edition*. 2009. Vol. 24, no. 5. P. 796–799. DOI: 10.1007/s11595-009-5796-8.

130. Measurement of the density and surface tension of Ni-based superalloys in the liquid and mushy states / Z. Li et al. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2005. Vol. 36, iss. 2. P. 247–254. DOI: 10.1007/s11663-005-0026-z.

131. Inertia Friction Welding of Dissimilar Superalloys Mar-M247 and LSHR / O. N. Senkov et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2014. Vol. 45, iss. 12. P. 5545–5561. DOI: 10.1007/s11661-014-2512-x.

132. Zhang J., Singer R. F. Effect of Zr and B on castability of Ni-based superalloy IN792. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2004. Vol. 35, iss. 4. P. 1337–1342. DOI: 10.1007/s11661-004-0308-0.

133. High temperature properties of a single crystal superalloy PWA1484 directly recycled after turbine blade use / S. Utada et al. *Superalloys 2016* : proc. of the 13th int. symp. (Seven Springs, PA, 11-15 Sept. 2016) / ed. by M. Hardy et al. Warrendale, PA : TMS, 2016. P. 591–599.

134. Investigation of techniques for measuring lattice mismatch in a rhenium containing nickel base superalloy / D. Lahrman et al. *Acta Metallurgica*. 1988. Vol. 36, iss. 5. P. 1309–1320. DOI: 10.1016/0001-6160(88)90283-0.

135. Effect of Hf and Ta on Ni-based superalloy powders / H. Zhang et al. *Journal of Physics: Conference Series*. 2024. Vol. 2680. Art. 012005. DOI: 10.1088/1742-6596/2680/1/012005.

136. Metastable hexagonal close-packed phases in Ni-rich Ni-Nb and Ni-Ta alloys / R. C. Ruhl et al. *Journal of the Less Common Metals*. 1967. Vol. 13, iss. 6. P. 611–618. DOI: 10.1016/0022-5088(67)90044-1.
137. Nash P. Cr-Ni (Chromium-Nickel). *Binary Alloy Phase Diagrams* / ed. by T. B. Massalski. 2nd ed. Materials Park, OH : ASM International, 1990. Vol. 2. P. 1298–1302.
138. Еременко В. Н., Прима С. Б., Третьяченко Л. А. Политермические разрезы диаграммы состояния системы V-Nb-Ni. *Порошковая металлургия*. 1991. № 6. С. 49–54.
139. Kodentzov A. A., Dunaev S. F., Slusarenko E. M. Diffusion paths and phase equilibria in the Mo-Ni-Cr system at 1425 K. *Journal of the Less Common Metals*. 1987. Vol. 141, no. 2. P. 225–234. DOI: 10.1016/0022-5088(88)90073-4.
140. Experimental investigation of phase equilibria in the Ni–Nb–V ternary system / X. Liu et al. *International Journal of Materials Research*. 2017. Vol. 108, no. 8. P. 614–621. DOI: 10.3139/146.111534
141. Determination of isothermal sections of nickel rich portion of Ni-Cr-Mo system by analytical electron microscopy / M. Raghavan et al. *Metallurgical Transactions A*. 1984. Vol. 15, no. 5. P. 783–792. DOI: 10.1007/BF02644468.
142. Topologically close-packed precipitations and phase diagrams of Ni-Mo-Cr and Ni-Mo-Fe with constant additions of chromium / E. Gozlan et al. *Materials Science and Engineering: A*. 1991. Vol. 141, no. 1. P. 85–95. DOI: 10.1016/0921-5093(91)90708-3.
143. Неманежин Є., Львов Г., Торба Ю. Методика визначення характеристик сталюї повзучості монокристалічного сплаву. *Авіаційно-космічна техніка і технологія*. 2022. № 4. С. 42–49. DOI: 10.32620/aktt.2022.4sup2.07.
144. Lukas H. L. Chromium – Molybdenum – Nickel. *Landolt-Börnstein: Numerical Data and Functional Relationships in Science and Technology*. New Series IV/11E3 / ed. by G. Effenberg. Berlin : Springer, 2010. P. 170–181. DOI: 10.1007/978-3-642-01956-2_17.

145. Determination of phase equilibria in the Ni–V–Nb–Ta–Cr–Mo–W system at 1375 K using the graph method / M. Sofin et al. *Journal of Alloys and Compounds*. 2001. Vol. 321, no. 1. P. 102–131. DOI: 10.1016/S0925-8388(01)00916-1.
146. Das D. K. Intermediate phases in Mo-Fe-Co, Mo-Fe-Ni and Mo-Ni-Co ternary system. *Journal of the Institute of Metals*. 1952. Vol. 4. P. 1071.
147. A thermodynamic modeling of the Cr–Nb–Ni system / Y. Du et al. *Calphad*. 2005. Vol. 29, no. 2. P. 140–148. DOI: 10.1016/j.calphad.2005.05.004.
148. Kainuma R., Ohnuma I., Ishida K. Partition of alloying elements between γ (L1₂), η (DO₂₄), β (B2) and H(L2₁) phases in the Ni-Al-Ti base systems. *Journal de Chimie Physique et de Physico-Chimie Biologique*. 1997. Vol. 94. P. 978–985. DOI: 10.1051/jcp/1997940978.
149. Solution-based thermodynamic modeling of the Ni-Ta and Ni-Mo-Ta systems using first-principle calculations / S. H. Zhou et al. *Calphad*. 2009. Vol. 33, no. 4. P. 631–641. DOI: 10.1016/j.calphad.2009.07.004.
150. On The Oxidation Resistance of Nickel-Based Superalloys / A. Sato et al. *Advanced Materials Research*. 2011. Vol. 278. P. 174–179. DOI: 10.4028/www.scientific.net/AMR.278.174
151. Synergistic effect of rhenium and ruthenium in nickel-based single-crystal superalloys / X. X. Yu et al. *Journal of Alloys and Compounds*. 2014. Vol. 582. P. 299–304. DOI: 10.1016/j.jallcom.2013.08.055.
152. Influence of Re/Ru on concentration distribution in the γ/γ' phases of nickel-based single crystal superalloys / S. Delong et al. *Materials & Design*. 2017. Vol. 132. P. 198–207. DOI: 10.1016/j.matdes.2017.06.059.
153. Pyczak F., Neumeier S., Göken M. Temperature dependence of element partitioning in rhenium and ruthenium bearing nickel-base superalloys. *Materials Science and Engineering: A*. 2010. Vol. 527, iss. 29/30. P. 7939–7943. DOI: 10.1016/j.msea.2010.08.067.
154. Microstructure control in processing nickel, titanium and other special alloys / C. Sommitsch et al. *Microstructure Evolution in Metal Forming Processes /*

ed. by J. Lin et al. Cambridge, UK : Woodhead Publishing, 2012. P. 337–383. DOI: 10.1533/9780857096340.3.337.

155. Creep behaviour and life assessment of a cast nickel – base superalloy MAR – M247 / M. Kvapilova et al. *High Temperature Materials and Processes*. 2019. Vol. 38, iss. 1. P. 590–600. DOI: 10.1515/htmp-2019-0006.

156. Role of Titanium, Carbon, Boron, and Zirconium in Carbide and Porosity Formation during Equiaxed Solidification of Nickel-Based Superalloys / E. Cortes et al. *Journal of Materials Engineering and Performance*. 2019. Vol. 28, iss. 7. P. 4171–4186. DOI: 10.1007/s11665-019-04179-9.

157. Galizoni B. B., Couto A. A., Pereira D. A. P. Heat Treatments Effects on Nickel-Based Superalloy Inconel 713C. *Metals*. 2019. Vol. 9, Iss. 1. 51.

158. Microstructural and mechanical characterization of as-cast nickel-based superalloy (IN-713C) / M. F. Moreira et al. *International Journal of Metalcasting*. 2021. Vol. 15. P. 544–555. DOI: 10.1007/s40962-020-00540-0.

159. Simulation of the temperature distribution on the mold surface and inside casting during high-gradient directional solidification / Y. A. Bondarenko et al. *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2017. Vol. 58, iss. 5. P. 481–488. DOI: 10.3103/S1067821217050042.

160. Selvaraj S. K., Sundaramali G., Dev S. J. et al. Recent advancements in the field of Ni-based superalloys. *Advances in Materials Science and Engineering*. 2021. Article ID 9723450. 60 p. DOI: <https://doi.org/10.1155/2021/9723450>.

161. Mitchell A. Vacuum Arc Melting of Titanium and Superalloys. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2005. Vol. 36, iss. 2. P. 255–262.

162. Pandey P., Sawant A. K., Nithin B. et al. Design of low mass density γ/γ' CoNi-based superalloys with high thermal stability. *Physical Review Materials*. 2021. Vol. 5, Iss. 7. 073608.

163. Novakovic D., Amore S., Giuranno R., Ricci E. Surface tension and density of RENE N5® and RENE 90® Ni-based superalloys. *Journal of Materials Science*. 2015. Vol. 50, Iss. 6. P. 2548–2555.

164. Unocic K. A., Lance M. J., Pint B. A., Haynes J. A. Influences of Superalloy Composition and Pt Content on the Oxidation Behavior of γ - γ' NiPtAl Bond Coatings. *Oxidation of Metals*. 2021. Vol. 96, Iss. 1-2. P. 1–19.
165. Zhang Y., Pint B. A., Haynes J. A., Wright I. G. A Platinum-Enriched γ + γ' Two-Phase Bond Coat on Ni-Base Superalloys. *Oxidation of Metals*. 2015. Vol. 83, Iss. 3-4. P. 317–335.
166. Wunderlich R. K., Fecht H.-J., Lohof G. Surface tension and viscosity of the Ni-based superalloys LEK94 and CMSX-10 measured by the oscillating drop method on board a parabolic flight. *Metallurgical and Materials Transactions B*. 2017. Vol. 48B. P. 237–246.
167. Naver J., Xiao X., SanSoucie M. P., Matson D. M. Effect of mass evaporation on measurement of liquid density of Ni-based superalloys using ground and space levitation techniques. *High Temperatures-High Pressures*. 2020. Vol. 49, № 1-2. P. 17–29.
168. Fang W., Lu X., Zhou Y. et al. Density, Surface Tension, and Viscosity of Molten Ni-Based Superalloys Using Maximum Bubble Pressure and Oscillating Crucible Methods. *Steel Research International*. 2025. Vol. 96, Iss. 1. 2300766.
169. Bachelet E., Lamanthe G. High-performance AM-1 superalloy for single-crystal turbine blades and vanes. *Revue Scientifique SNECMA*. 1990. No. 10. P. 37–44.
170. Лавренченко Г. К. Використання кисню і природного газу для підвищення ефективності паротурбінних установок. *Refrigeration Engineering and Technology*. 2021. Vol. 57, no. 3. P. 189–195. DOI: 10.15673/ret.v57i3.2169.
171. Hlushkova D. B., Kalinin A. V., Kalinina N. E. et al. Study of nanomodification of nickel alloy GS3 with titanium carbide. *Problems of Atomic Science and Technology*. 2023. № 2. P. 126–129. DOI: <https://doi.org/10.46813/2023-144-126>.
172. Influence of solution heat treatment on microstructure and stress rupture properties of a Ni₃Al base single crystal superalloy IC6SX / P. Li et

al. *Intermetallics*. 2011. Vol. 19, iss. 2. P. 182–186. DOI: 10.1016/j.intermet.2010.08.037.

173. Nowotnik A. Nickel-Based Superalloys. *Superalloys* / ed. by B. Al-Mangour. Rijeka : IntechOpen, 2014. P. 45–66. DOI: 10.1016/B978-0-12-803581-8.02574-1

174. Наумик В. В. Проведення дослідних плавок з виробництва із свіжих компонентів сучасного ливарного жароміцного нікелевого сплаву // Процеси лиття. – 2021. – № 4. – С. 3–13. – DOI: 10.15407/plit2021.04.003

175. Гараненко Т. Розробка конструкторсько-технологічних рішень виготовлення порожнистої лопатки з титанових сплавів. *Обробка матеріалів тиском*. 2019. № 2 (49). С. 128–135. DOI: 10.37142/2076-2151/2019-2(49)128.

176. Взаємозв'язок теплових характеристик малоамперної дуги і напружено-деформованого стану зварних з'єднань з жароміцних нікелевих сплавів вузлів газотурбінних двигунів військової і транспортної авіації / М. Ю. Каховський та ін. *Озброєння та військова техніка*. 2016. № 4. С. 61–66. DOI: 10.34169/2414-0651.2016.4.11.

177. Matysiak H., Zagorska M., Andersson J. Microstructure of Haynes® 282® Superalloy after Vacuum Induction Melting and Investment Casting of Thin-Walled Components. *Materials*. 2013. Vol. 6, no. 11. P. 5016–5037. DOI: 10.3390/ma6115016.

178. Abnormal phases in high w content nickel base superalloys and phase control / Y. Zheng et al. *Superalloys 2004* : proc. of the 10th int. symp. (Seven Springs, PA, 19-23 Sept. 2004) / ed. by K. A. Green et al. Warrendale, PA : TMS, 2004. P. 743–751.

179. Ci S., Liang J., Li J. et al. Microstructure and stress-rupture property of DD32 nickel-based single crystal superalloy fabricated by additive manufacturing. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 854. 157180.

180. Seiser B., Drautz R., Pettifor D. G. TCP phase predictions in Ni-based superalloys: Structure maps revisited. *Acta Materialia*. 2011. Vol. 59, iss. 2. P. 749–763. DOI: 10.1016/j.actamat.2010.10.013.

181. Zhang J., Zhang P., Zhang J. et al. Evolution of superdislocation structures during tertiary creep of a nickel-based single-crystal superalloy at high temperature. *Materials Science and Engineering: A*. 2021. Vol. 825. 141916.
182. Microstructure and mechanical properties of nickel based superalloy IN718 produced by rapid prototyping with electron beam melting (EBM) / A. Strondl et al. *Materials Science and Technology*. 2011. Vol. 27, iss. 5. P. 876–883. DOI: 10.1179/026708309X12468927349451.
183. The effects of carbon content on the microstructure and elevated temperature tensile strength of a nickel-base superalloy / Chao-Nan Wei et al. *Materials Science and Engineering: A*. 2010. Vol. 527, iss. 16/17. P. 3741–3747. DOI: 10.1016/j.msea.2010.03.053.
184. ETA Phase Formation During Thermal Exposure and Its Effect on Mechanical Properties in Ni-Base Superalloy GTD 111 / B. G. Choi et al. *Superalloys 2004* : proc. of the 10th int. symp. (Seven Springs, PA, 19-23 Sept. 2004) / ed. by K. A. Green et al. Warrendale, PA : TMS, 2004. P. 163–171.
185. Tan X. P., Liu J. L., Jin T., Hu Z. Q. Ultra-High Temperature Creep of Ni-Based Single Crystal Superalloys at 1250 °C. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2012. Vol. 43, Iss. 5. P. 1548–1560.
186. Pollock T. M., Tin S. Nickel-Based Superalloys for Advanced Turbine Engines: Chemistry, Microstructure and Properties. *Journal of Propulsion and Power*. 2006. Vol. 22, № 2. P. 361–374.
187. Donnini R., Nardone M., Coppola T., Alipour M., Sasso M. High Energy Density Welding of Ni-Based Superalloys: An Overview. *Metals*. 2025. Vol. 15, Iss. 1. 59.
188. Shi S., Li S., Li J. et al. Study of the Creep Behavior of Nickel-Based Single Crystal Superalloy Micro Specimens with Dimensional Effects. *Crystals*. 2022. Vol. 12, Iss. 5. 592.
189. Дурягіна З. А., Ольшанецький В. Ю., Кононенко Ю. І. Структурно-енергетичний стан внутрішніх і зовнішніх меж зерна в металевих системах : монографія. Львів : Вид-во Львівської політехніки, 2013. 456 с.

190. Hydrogen Cooling of Turbo Aggregates and the Problem of Rotor Shafts Materials Degradation Evaluation / A. Balitskii et al. *Energies*. 2023. Vol. 16, iss. 23. Art. 7851. DOI: 10.3390/en16237851.

191. Гайдук С. В. Исследование влияния тантала на структуру и свойства сплава ЗМИ-3У. Saarbrücken : LAP LAMBERT Academic Publishing, 2012. 223 p. ISBN 978-3-8473-3290-9.

192. Исследование структурных превращений жаропрочных никелевых сплавов в условиях ползучести / С. В. Гайдук та ін. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2012. № 2. С. 37–40.

193. Гайдук С. В., Беликов С. Б., Кононов В. В. Исследование влияния концентраций молибдена, вольфрама и тантала на сопротивление локальному коррозионному разрушению никелевых сплавов. *Вестник двигателестроения*. 2003. № 1. С. 162–165.

194. Гайдук В. В., Натапов Б. С., Ольшанецкий В. Е. Влияние состояния межзеренных границ на свойства сплава типа ЖС, содержащего горофильную примесь. *Физика металлов и металловедение*. 1968. № 5. С. 853–859.

195. Гайдук С. В., Тихомирова Т. В. Применение аналитических методов для расчета химического состава γ -, γ' - фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Авиационно-космическая техника и технология*. 2015. № 9. С. 33–37.

196. Гайдук С. В., Тихомирова Т. В. Применение CALPHAD-метода для расчета количества γ' - фазы и прогнозирования длительной прочности литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2015. № 6. С. 64–68.

197. Гайдук С. В., Кононов В. В. Исследование гафния на фазовый состав литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава с применением метода пассивного эксперимента. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2014. № 1. С. 45–51.

198. Гайдук С. В., Кононов В. В. Применение CALPHAD-метода к расчету фазового состава литейного свариваемого жаропрочного

коррозионностойкого никелевого сплава с танталом. *Вестник двигателестроения*. 2015. № 1. С. 131–138.

199. Гайдук С. В., Кононов В. В., Куренкова В. В. Расчет фазового состава литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD. *Современная электрометаллургия*. 2015. № 3. С. 35–40.

200. Гайдук С. В., Кононов В. В. Расчет фазового состава литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD. *Вестник двигателестроения*. 2016. № 1. С. 107–112.

201. Гайдук С. В., Кононов В. В. Применение методов пассивного и активного эксперимента к оценке влияния гафния на характеристические температуры многокомпонентного никелевого сплава. *Вестник двигателестроения*. 2014. № 1. С. 120–126.

202. Гайдук С. В., Кононов В. В. Оценка влияния тантала на критические температуры в литейном свариваемом жаропрочном никелевом сплаве с применением расчетных и экспериментальных методик. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2014. № 2. С. 34–40.

203. Гайдук С. В., Коваль А. Д., Андрієнко А. Г., Кононов В. В. Оптимизация режима термической обработки для сплава ЖСЗЛС, легированного гафнием и танталом. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2012. № 2. С. 15–19.

204. Гайдук С. В., Коваль А. Д., Андриенко А. Г., Кононов В. В. Влияние тантала на структуру и прочностные характеристики литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЖСЗЛС. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2011. № 2. С. 42–46.

205. Гайдук С. В., Коваль А. Д., Андриенко А. Г., Кононов В. В. Исследование влияния гафния на структуру и свойства литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава. *Вестник двигателестроения*. 2012. № 1. С. 196–200.

206. Гайдук С. В., Коваль А. Д., Андрієнко А. Г. та ін. Влияние соотношения вольфрама к молибдену на механические свойства сплава

ЖСЗЛС, оптимально легированного гафнием и танталом. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2012. № 1. С. 31–34.

207. Коваль А. Д., Андриенко А. Г., Гайдук С. В., Кононов В. В. Исследование влияния гафния на структуру и свойства литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава. *Вестник двигателестроения*. 2012. № 1. С. 196–200.

208. Гайдук С. В., Тихомирова Т. В. Технологически свариваемый литейный жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2017. № 1 (304). С. 65–70.

209. Гайдук С. В., Петрик И. А., Кононов В. В. Сравнительные исследования свариваемости литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2015. № 1. С. 82–88.

210. Гайдук С. В., Кононов В. В. Прогнозирование параметров структурной стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Вестник двигателестроения*. 2017. № 1. С. 139–148.

211. Tin S., Pollock T. M., Murphy W. T. Stabilization of thermosolutal convective instabilities in Ni-based single-crystal superalloys: Carbon additions and freckle formation. *Metallurgical and Materials Transactions A*. 2001. Vol. 32, Iss. 7. P. 1743–1753. DOI:10.1007/S11661-001-0151-5

212. Zhang C., Hu W. Creep residual life prediction of a nickel-based single crystal superalloy based on microstructure evolution. *Materials Science and Engineering: A*. 2019. Vol. 763. 138139. DOI: <https://doi.org/10.1016/J.MSEA.2019.03.132>

213. Liu L., Jin T., Zhao N. et al. Effect of carbon addition on the creep properties in a Ni-based single crystal superalloy. *Materials Science and Engineering: A*. 2012. Vol. 550. P. 1–5. DOI:10.1016/J.MSEA.2004.06.003

214. Dorolia R., Lahrman D. F., Field R. D. Superalloys 1988 / eds.: S. Reichman et al. USA : Publ. Metallurgical Society, Seven Springs, Mountain Resort, 1988. P. 255.
215. Argence D., Vernault C., Desvallees Y., Fournier D. Superalloys 2000 / eds.: T. M. Pollock, R. D. Kissinger, R. R. Bowman et al. Champion (Pennsylvania), 2000. P. 829.
216. Movenko D. A., Zavodov A. V., Laptev A. B. et al. Changing the Structure of a Single-Crystal Ni-Based Superalloy During Its High-Temperature Salt Corrosion at 750°C. *Met Sci Heat Treat.* 2024. Vol. 66. P. 277–285. URL: <https://doi.org/10.1007/s11041-024-01047-9> (дата звернення: 20.01.2026).
217. Сравнительная оценка чувствительности к образованию горячих трещин сварочных соединений сплавов INCONEL 690 / К. А. Ющенко та ін. *Автоматическая сварка.* 2011. № 11. С. 4–9.
218. Das D., Murphy K., Ma S. et al. Formation of Secondary Reaction Zones in Diffusion Aluminide-Coated Ni-Base Single-Crystal Superalloys Containing Ruthenium. *Metall Mater Trans A.* 2008. Vol. 39. P. 1647–1657. URL: <https://doi.org/10.1007/s11661-008-9534-1> (дата звернення: 20.01.2026).
219. Kablov E. N., Evgenov A. G., Mazalov I. S. et al. Evolution of the Structure and Properties of High-Chromium Heat-Resistant VZh159 Alloy Prepared by Selective Laser Melting: Part I. *Inorg. Mater. Appl. Res.* 2020. Vol. 11. P. 7–16. URL: <https://doi.org/10.1134/S2075113320010153> (дата звернення: 20.01.2026).
220. Ren Y., Li Z., Chen Y. et al. Effect of Heat Treatment on the Microstructure and Mechanical Properties of Nickel Superalloy GH3536 Obtained by Selective Laser Melting. *Met Sci Heat Treat.* 2021. Vol. 63. P. 369–374. URL: <https://doi.org/10.1007/s11041-021-00697-3> (дата звернення: 20.01.2026).
221. Min P. G., Sukhov D. I., Vadeev V. E. et al. Effect of Heat Treatment Mode on the Structure and Mechanical Properties of Corrosion-Resistant Refractory Alloy VZhL718 Obtained by Selective Laser Melting. *Met Sci Heat Treat.* 2023. Vol. 64. P. 729–739. URL: <https://doi.org/10.1007/s11041-023-00879-1> (дата звернення: 20.01.2026).

222. Lazurenko D. V., Ivannikov A. A., Anisimov A. G. et al. Formation of Composite Material by Magnetic Pulse Welding of Crystalline Titanium and Nickel-Based Amorphous Alloy. *Met Sci Heat Treat*. 2023. Vol. 65. P. 309–316. URL: <https://doi.org/10.1007/s11041-023-00931-0> (дата звернення: 20.01.2026).

223. Kearsey R. M., Koul A. K., Beddoes J. C., Cooper C. Development and Characterization of a Damage Tolerant Microstructure for a Nickel Base Turbine Disc Alloy. *Superalloys–2000*. P. 117–126.

224. Getsov L. B., Balandina M. Y., Laptev A. B. et al. A Study of Metal-Powder Alloy KhN56KVMTYuB for GTE Disks Under Aggressive Impact of Sodium Chlorides and Sulfates. *Met Sci Heat Treat*. 2021. Vol. 63. P. 363–368. URL: <https://doi.org/10.1007/s11041-021-00696-4> (дата звернення: 20.01.2026).

225. William B. Eisen. The Current Status of as-HIP Superalloy in Aircraft Engines. *Proceeding of International Techno-Business Conference on the Superalloys Industry «Superalloys for Gas Turbine»* (Tampa, Florida, USA, 1998). P. 73–84.

226. Lvov G., Levit V. I., Kaufman M. J. Mechanism of Primary MC Carbide Decomposition in Ni-Base Superalloys. *Metallurgical and Materials Transaction A*. 2004. Vol. 35A. P. 1669.

227. Qin X. Z., Guo J. T. Precipitation and thermal instability of $M_{23}C_6$ carbide in cast Ni-base superalloys K452. *Materials Letters*. 2008. Vol. 62. P. 258–261.

228. Xiaoming Dong, Xiaoli Zhang, Kui Du et al. Microstructure of Carbides at Grain Boundaries in Nickel Based Superalloys. *Journal of Material Science & Technology*. 2012. Vol. 28. P. 1031–1038. DOI: [https://doi.org/10.1016/S1005-0302\(12\)60169-8](https://doi.org/10.1016/S1005-0302(12)60169-8)

229. Lizi He, Sun X. F., Guan H. R. Effect of carbides on the creep properties of a Ni-base superalloy M963. *Materials Science and Engineering A*. 2005. № 397(1). P. 297–304.

230. Amina A. S., Mohammeda T. Y., Mousab A. A. Spectrophotometric studies and applications for the determination of yttrium in pure and in nickel base

alloys. *Spectrochimica Acta Part A: Molecular and Biomolecular Spectroscopy*. 2003. Vol. 59, Iss. 11. P. 2577–2584.

231. Пристрій для випробувань на корозійне-ерозійне зношування : пат. 80394 Україна : МПК G01N 17/00 (2006.01) / З. А. Дурягіна, В. І. Алімов, Н. В. Цигилик, В. Я. Підкова, М. В. Георгіаду, С. О. Ольшевська ; заявник і патентовласник Нац. ун-т «Львівська політехніка». — № u201214876 ; заявл. 25.12.2012 ; опубл. 27.05.2013, Бюл. № 10.

232. Kondrat'ev S. Yu., Sviatysheva E. V., Anastasiadi G. P., Petrov S. N. Fragmented structure of niobium carbide particles in as-cast modified HP alloys. *Acta Materialia*. 2017. Vol. 127. P. 267–276.

233. Zhou L., Shao B., Shi W.-J. et al. Prediction of the quantum spin Hall effect in monolayers of transition-metal carbides MC (M = Ti, Zr, Hf). *2D Materials*. 2016. Vol. 3, № 3. 035022.

234. Srivastava A., Diwan B. Elastic and thermodynamic properties of divalent transition metal carbides MC (M = Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta). *Canadian Journal of Physics*. 2012. Vol. 90. P. 331–338.

235. Ma W.-B., Liu G.-Q., Hu B.-F., Zhang Y.-W., Liu J.-T. Effect of Hf on carbides of FGH4096 superalloy produced by hot isostatic pressing. *Materials Science and Engineering: A*. 2013. Vol. 587. P. 313–319.

236. Sisi Xiang, Zhenju Shen, Shengcheng Mao. Site preference of metallic elements in M₂₃C₆ carbide in a Ni-based single crystal superalloy. *Materials & Design*. 2017. № 129. P. 457–468.

237. Xiaobing Hu, Zhou L. Z., Zhu Y. L. Atomic imaging of the interface between M₂₃C₆-type carbide and matrix in a long-term ageing polycrystalline Ni-based superalloy. *Philosophical Magazine Letters*. 2015. Vol. 95, № 4. P. 237–244.

238. Yonghua R., Geng H., Yongxiang G. Characterization of M₂₃C₆ carbide precipitated at grain boundaries in a superalloy. *Metallography*. 1989. Vol. 22, № 1. P. 47–55.

239. Rui Hu, Jinshan Li, Guanghai Bai. Precipitation behavior of grain boundary M₂₃C₆ and its effect on tensile properties of Ni–Cr–W based superalloy. *Materials Science and Engineering A*. 2012. № 548. P. 83–88.

240. Yang J., Jing F., Yang Z. et al. Thermomechanical fatigue damage mechanism and life assessment of a single crystal Ni-based superalloy. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. Vol. 857. 159578. DOI:10.1016/j.jallcom.2021.159578

241. Hu X. B., Zhu Y. L., Zhou L. Z., Wu B., Ma X. L. Atomic imaging of the interface between M₂₃C₆-type carbide and matrix in a long-term ageing polycrystalline Ni-based superalloy // *Philosophical Magazine Letters*. 2015. Vol. 95, № 8. P. 435–442.

242. Li Jiang, Zhang W.-Z., Xu Z.-F. et al. M₂₃C₆ and M₆C carbide precipitation in Ni-Mo-Cr based superalloys containing silicon. *Materials & Design*. 2016. Vol. 112. P. 300–308. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.075>

243. Bürstmayr R., Theska F., Webster R., Lison-Pick M., Primig S. Correlative analysis of grain boundary precipitates in Ni-based superalloy René 41. *Materials Characterization*. 2021. Vol. 178. 111250.

244. Fathi S., Zangeneh S., Pahlavani M. A Comprehensive Analysis of Premature Failure in a Cobalt-Based Superalloy X-45 Gas Turbine Vane. *Journal of Failure Analysis and Prevention*. 2019. Vol. 19. P. 1–11.

245. Duriagna Z., Bohun L., Pleshakov E., Tepla T. Innovation technologies in training specialists in engineering materials science. *Ukrainian Journal of Mechanical Engineering and Materials Science*. 2015. Vol. 1, № 1. P. 8–18.

246. Kuznetsov V. P., Lesnikov V. P., Moroz E. V. et al. Structure and Phase Composition of Complex Refractory Coating and of the Reaction Zone of Interaction with Single-Crystal Alloy ZhS36-VI after High-Temperature Holds. *Met Sci Heat Treat*. 2013. Vol. 55. P. 203–208. URL: <https://doi.org/10.1007/s11041-013-9606-8> (дата звернення: 20.01.2026).

247. Bill R. C., Ludwig L. P. Wear of seal materials used in aircraft propulsion systems. *Wear*. 1980. Vol. 59, № 1. P. 165–189.

248. Матеріали і технології для лопаток вітчизняних промислових газотурбінних двигунів : монографія / Г. П. Мьяльніца та ін. ; ред. В. В. Вероцька. Київ : Наукова думка, 2023. 180 с. (Проект «Наукова книга»). DOI: 10.15407/978-966-000-1810-5

249. Yu Fang-Li, Bai Yu, Wu Xiu-Ying et al. Corrosion Resistance and Anti-wear Property of Nickel Based Abradable Sealing Coating Deposited by Plasma Spraying. *Journal of Inorganic Materials*. 2016. Vol. 31, № 7. P. 687–693.

250. Stringer I. High Temperature corrosion of superalloys. *Materials Science and Technology*. 1987. Vol. 3. P. 482–493.

251. Rapp R. A. Hot corrosion chemistry: Defect chemistry of solids / ed. by Tohanssen O., Andersen A. G. Amsterdam, 1989. P. 291–329.

252. Suzuki A. S., Kawagishi K., Yokokawa T., Kobayashi T. Prediction of initial oxidation behavior of ni-base single crystal superalloys: a new oxidation map and regression analysis. *Superalloys : 12th International Symposium on Superalloys*, 2012. P. 321–329.

253. Pettit F. S., Meier G. H. Oxidation and hot corrosion of superalloys. *Superalloys : 5th International Symposium on Superalloys*, 1984. P. 651–668.

254. Дурягіна З. А., Алімов В. І. Корозія та захист металів від корозії : навчальний посібник. Донецьк : Східний видавничий дім, 2012. 326 с.

255. Mudgal D., Singh S., Prakash S. High Temperature Cyclic Oxidation Behavior of Ni and Co Based Superalloys. *Journal of Minerals & Materials Characterization & Engineering*. 2012. Vol. 11, № 3. P. 211–219.

256. Brenneman J., Wei J., Sun Z., Liu L. Oxidation behavior of GTD111 Ni-based superalloy at 900°C in air. *Corrosion Science*. 2015. № 100. P. 267–274.

257. Harada H. et al. Phase calculation and its use in alloy design program for nickel-base superalloys. *Superalloys: A publ. of the Met. Soc. of AIME (USA)*, 1988. P. 733–742.

258. Svistanova T. V. Nickel-base corrosion-resistant alloys. *Met Sci Heat Treat*. 1994. Vol. 36. P. 456–461. URL: <https://doi.org/10.1007/BF01395903> (дата звернення: 20.01.2026).
259. Reising R. Nickel Oxide Scale Sodium-Sulfate-Induced Hot Corrosion of Nickel. *Corrosion*. 1977. Vol. 33, № 3. P. 84–88.
260. Seybolt A. U. Contribution to the Study of Hot Corrosion. *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. 1980. Vol. 242, № 422. P. 1955–1961.
261. Razumovskii I. M., Ruban A. V., Razumovskiy V. I. et al. New generation of Ni-based superalloys designed on the basis of first-principles calculations. *Material Science Engineering A*. 2008. Vol. 497. P. 18–24.
262. Razumovskiy V. I., Lozovoi A. Y., Razumovskii I. M., Ruban A. V. Analysis of the alloying system in Ni-base superalloys based on ab initio study of impurity segregation to Ni grain boundary. *Advanced Materials Research*. 2011. Vol. 278. P. 192–197.
263. Bergman P. A. Review of the Practical Aspects of Hot Corrosion Problems in Gas Turbines. *High Temperature Metallic Corrosion of Sulfur and its Compounds* / ed. by Z. A. Foroulis. New York, 1970. P. 224–252.
264. Wang Y., Zhao M., Li Z. et al. The synergistic effect of Re and W on the evolution of TCP phases in Nickel-based superalloys. *Journal of Alloys and Compounds*. 2021. 163286.
265. Kumar K., Hari C., Wollants P., Delaey L. Thermodynamic Calculation of Nb-Ti-V Phase Diagram. *CALPHAD*. 1994. Vol. 18, № 1. P. 71–79.
266. Frisk K. Thermodynamic Modelling of Multicomponent Cubic Nb, Ti and V Carbides/Carbonitrides. *CALPHAD*. 2008. Vol. 32, № 2. P. 326–337.
267. Hodge F. G. Effect of microstructure on the properties of Ni-Mo alloys. *Proc. 9th European Congress on Corrosion* (Utrecht, Holland, 1989). P. 134–155.
268. Horn E. M., Manning P. E., Renner M. Corrosion behavior of stainless steels and nickel-base alloys in a mixed solution of nitric and hydrofluoric

acids. *Proc. 9th European Congress on Corrosion* (Utrecht, Holland, 1989). P. 1–50.

269. Kresse G., Marsman M., Furthmüller J. *VASP the Guide* [Электронный ресурс]. Computational Materials Physics, Faculty of Physics, Universität Wien, 2016. URL: <http://cms.mpi.univie.ac.at/vasp/> (дата звернення: 20.01.2026).

270. Kresse G., Furthmüller J. Efficient iterative schemes for ab initio total-energy calculations using a plane-wave basis set. *Physical Review B*. 1996. Vol. 54. P. 11169–11186

271. Kresse G., Joubert D. From ultrasoft pseudopotentials to the projector augmented-wave method. *Physical Review B*. 1999. Vol. 59. P. 1758–1775.

272. Blöchl P. E. Projector augmented-wave method. *Physical Review B*. 1994. Vol. 50. P. 17953–17979.

273. Kresse G. Efficiency of ab-initio total energy calculations for metals and semiconductors using a plane-wave basis set. *Computer Material Science*. 1996. Vol. 6. P. 15–50.

274. Perdew J. P., Burke K., Ernzerhof M. Generalized Gradient Approximation Made Simple. *Physical Review Letters*. 1996. Vol. 77. P. 3865–3868.

275. Dubrovinskaia N. A., Dubrovinsky L. S., Saxena S. K., Sundman B. Thermal expansion of Chromium (Cr) to melting temperature Calphad. *Calphad*. 1997. Vol. 21, № 4. P. 497–508.

276. Draper N. R., Smith H. *Applied Regression Analysis*. 3rd ed. New York : John Wiley & Sons, 1998. 736 p.

277. Mosteller F., Tukey J. W. *Data Analysis and Regression: A Second Course in Statistics*. Reading, Massachusetts : Addison-Wesley, 1977. 588 p.

278. Chakraborty S., Morolia A., Peduri A. Quantum Regularized Least Squares. *Quantum*. 2023. Vol. 7. 988 p. URL: <https://quantum-journal.org/papers/q-2023-04-27-988/> (дата звернення: 20.01.2026).

279. Seber G. A. F., Wild C. J. Nonlinear Regression. John Wiley & Sons, 2003. 752 p. URL: <https://onlinelibrary.wiley.com/doi/book/10.1002/0471725315> (дата звернення: 20.01.2026).
280. Harada H., Ohno K., Yamagata T. et al. Phase calculation and its use in alloy design program for nickel-base superalloys. *Superalloys: A publ. of the Met. Soc. of AIME (USA)*. Champion (Pennsylvania) : TMS, 1988. P. 733–742.
281. Harada H., Yamagata T., Yakokawa T. et al. Computer analysis on microstructure and property of nickel-base single crystal superalloys. *Proc. of the Fifth Intern. Conf. held at University College*. Swansea : The Inst. of Met., 1993. P. 255–264.
282. Kaufman L., Turchi P. E. A., Huang W., Liu Z. K. Thermodynamics of the Cr-Ta-W System by Combining the Ab Initio and CALPHAD Methods. *Calphad*. 2001. Vol. 25, № 3. P. 419–433.
283. Gorbachev I. I., Popov V. V. Thermodynamic simulation of the Fe-V-Nb-C-N system using the CALPHAD method. *Phys. Metals Metallogr.* 2011. Vol. 111. P. 495–502. URL: <https://doi.org/10.1134/S0031918X11040053> (дата звернення: 20.01.2026).
284. Gorbachev I. I., Popov V. V. Analysis of the solubility of carbides, nitrides, and carbonitrides in steels using methods of computer thermodynamics: IV. Solubility of carbides, nitrides, and carbonitrides in the Fe-Nb-C, Fe-Nb-N, and Fe-Nb-C-N systems. *Phys. Metals Metallogr.* 2010. Vol. 110. P. 52–61. URL: <https://doi.org/10.1134/S0031918X10070070> (дата звернення: 20.01.2026).
285. Perrut M. Thermodynamic Modeling by the CALPHAD Method and its Applications to Innovative Materials. *AerospaceLab*. 2015. Iss. 9. P. 1–11.
286. Small C. J., Saunders N. The Application of CALPHAD Techniques in the Development of a New Gas-Turbine Disk Alloy. *Materials Research Society Bulletin*. 1999. April. P. 22.
287. Wang J., Osawa M., 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.

288. Глотка А. А., Гайдук С. В. Проектирование литейных жаропрочных сплавов на никелевой основе. Palmarium Academic Publishing, 2019. 245 с.

289. Glotka A., Ol'shanetskii V. Influence of alloying systems on the properties of single crystal nickel-based superalloys. *International Journal of Materials Research*. 2021. Vol. 112, № 10. P. 794–799. DOI: <https://doi.org/10.1515/ijmr-2021-8328>

290. Glotka A. A., Ol'shanetskii V. E. Forecasting the Properties of Heat-Resistant Nickel Alloys Equalaxial Crystallization. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2022. Vol. 67, № 1. P. 51–56. DOI: <https://doi.org/10.24425/amm.2022.137471>

291. Modeling of carbide formation in alloy of the Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C system / O. Glotka, S. Byelikov, O. Lysytsya // *Acta Metallurgica Slovaca*. — 2024. — Vol. 30, No. 1. — Pp. 15–18

292. Glotka A. A., Ol'shanetskii V. E. Prediction thermo-physical characteristics heat-resistant nickel alloys directional crystallization. *Acta metallurgica Slovaca*. 2021. Vol. 27, № 2. P. 68–71.

293. Hlotka A. A., Haiduk S. V. Prediction of the thermodynamic processes of phase separation in single-crystal refractory alloys based on nickel. *Materials Science*. 2020. Vol. 55, № 6. P. 878–883. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00382-5>

294. Глотка О. А., Овчинников А. В. Аналіз вітчизняних жароміцних порошків на нікелевій основі, які застосовуються в адитивних технологіях. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2016. № 2. С. 39–43.

295. Effect of Alloying on the Phase composition of Nickel-Based Superalloys / V. L. Greshta, O. A. Glotka, K. V. Obnosov, D. E. Sotnikov // *Archives of Metallurgy and Materials*. — 2025. — Vol. 70, No. 2. — Pp. 721–725. — <https://doi.org/10.24425/amm.2025.153473>.

296. Оцінка впливу танталу в сплаві ЗМІ-3У на критичні температури фазових перетворень / С. В. Гайдук, О. А. Глотка, В. В. Кононов, А. С. Дорогокупля. *Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення*

надійності та довговічності виробів : матеріали XIV міжнар. наук.-техн. конф. (Запоріжжя, 8–10 жовт. 2019 р.). Запоріжжя, 2019. С. 41–43.

297. Glotka A. A., Haiduk S. V. Estimation of the effect of alloying elements on critical temperatures and structuring of multicomponent nickel systems using the modeling of thermodynamic processes. *Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів : матеріали XIV міжнар. наук.-техн. conf. (Zaporizhzhia, 8–10 Oct. 2019). Zaporizhzhia, 2019. P. 14–15.*

298. Ольшанецький В. Ю., Глотка О. А. Залежність критичних температур багатокомпонентних нікелевих сплавів від їх атомно-фазового стану. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2021. № 2. С. 83–85.

299. Глотка О. А., Ольшанецький В. Ю. Прогнозування властивостей жароміцних нікелевих сплавів спрямованої кристалізації. *Металознавство та обробка металів*. 2021. № 27 (99). С. 15–22.

300. Гайдук С. В., Глотка О. А., Дорогокупля А. С. Моделювання термодинамічних процесів для оцінки впливу танталу на критичні температури і структуроутворення багатокомпонентних нікелевих систем. *Математичне моделювання*. 2018. № 1 (40). С. 139–149.

301. Glotka O. A. Modelling the composition of carbides in nickel-based superalloys of directional crystallization. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2020. № 102/1. Pp. 5–15. DOI: <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.6324>

302. Глотка О. А., Гайдук С. В. Прогнозування температурних інтервалів кристалізації і гомогенізації в монокристалічних жароміцних нікелевих сплавах. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2018. № 2. С. 25–29.

303. Глотка А. А., Гайдук С. В. Прогнозирование температурных интервалов кристаллизации и гомогенизации монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов. *Нові матеріали і технології в*

машинобудуванні : матеріали XI Міжнарод. науч.-техн. конф. (Київ, НТУУ «КПІ»). Київ, 2019. С. 50–52.

304. Glotka O. A., Ovchinnikov O. V., Degtyaryov V. I. et al. Application of Domestic Heat-Resistant Powders in Additive Techniques. *Powder Metall Met Ceram.* 2018. Vol. 56. P. 144–152. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11106-018-9948-2>

305. Glotka O. A., Olshanetskii V. Yu. Properties of nickel-based superalloys of equiaxial crystallization. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.* 2021. № 1. С. 13–21.

306. Глотка А. А., Ольшанецкий В. Е., Гайдук С. В. Математическое прогнозирование свойств жаропрочных никелевых сплавов. *Наука та прогрес транспорту.* 2020. № 4 (88). С. 77–85.

307. Гончарова В. В., Глотка О. А. Чисельний метод визначення властивостей жароміцних нікелевих сплавів. *Природничі та гуманітарні науки. Актуальні питання : тези IV Міжнарод. студент. наук.-техн. конф. (м. Тернопіль, 2021 р.).* Тернопіль, 2021. С. 144–145. URL: <http://tntu.edu.ua/storage/pages/00000852/Zbirnyk-studconf2021.pdf> (дата звернення: 20.01.2026).

308. Глотка А. А., Овчинников А. В. Возможности использования порошкового жаропрочного сплава ЭП741п в аддитивных технологиях. *Космические технологии: сегодня и в будущем : материалы VI международ. конф. (Днепр, 28–30 мая 2017 р.).* Днепр, 2017. С. 58–60.

309. Глотка О. А., Гайдук С. В., Кононов В. В. Вплив системи легування та розмірної невідповідності кристалічних ґраток γ - та γ' - фаз на характеристики міцності монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів. *Вісник двигунобудування.* 2019. № 1. С. 107–113.

310. Глотка А. А., Гайдук С. В. Прогнозирование свойств монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов. *Наука та прогрес транспорту.* 2019. № 2 (80). С. 91–100.

311. Глотка А. А., Гайдук С. В. Математическое прогнозирование свойств монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов. *Литво. Металургія 2019* : матеріали VIII міжнар. наук.-практ. конф. (Запоріжжя, 21–23 травня 2019 р.). Запоріжжя, 2019. С. 261–262.

312. Ольшанецкий В. Ю., Глотка О. А., Кононов В. В. Влияние системы легирования та розмірної невідповідності решіток γ - і γ' - фаз на характеристики міцності монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2021. № 2. С. 6–10.

313. Глотка А. А., Гайдук С. В. Математическое моделирование высокотемпературной коррозии жаропрочных никелевых сплавов. *Вісник Приазовського державного технічного університету*. 2019. Вип. 38. С. 30–38.

314. Глотка О. А., Гайдук С. В. Оцінка високотемпературної корозії жароміцних сплавів на нікелевій основі. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2019. № 1. С. 6–11.

315. Глотка А. А., Ольшанецкий В. Е. Количественное прогнозирование высокотемпературной коррозии жаропрочных никелевых сплавов. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту* : матеріали 79 міжнар. наук.-практ. конф. (Дніпро, 2019 р.). Дніпро, 2019. С. 323–324.

316. Glotka O. A. Distribution of alloying elements in carbides of refractory nickel alloys under the conditions of equiaxial crystallization. *Materials Science*. 2021. Vol. 56, № 5. P. 714–721.

317. Ol'shanetskii V. E., Glotka A. A., Klochikhin V. V. Prediction of carbide liquidus and carbide composition of the Ni-14Cr-9Co-5Ti-3Al-3Ta-3.5W-1.5Mo-0.15Hf-0.1C system. *Functional Materials*. 2021. Vol. 28, № 2. P. 359–365. DOI: <https://doi.org/10.15407/fm28.02.359>

318. Comparative analysis of the complex of properties of nickel-based superalloys / S. Byelikov, V. Kononov, O. Hlotka, M. Sydorenko, S. Pychek // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. — 2025. — № 1. — С. 13–23. — DOI: 10.15588/1607-6885-2025-1-2.

319. Glotka O. A., Haiduk S. V. Distribution of Elements in Carbides of Multicomponent Superalloys. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2020. Vol. 42, № 6. P. 869–884.

320. Удосконалення структури сплаву системи Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C / К. В. Обносков, В. Л. Грешта, О. А. Глотка, В. В. Кононов, Є. О. Фасоль // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2024. — № 3. — С. 6–11. — DOI: 10.15588/1607-6885-2024-3-1.

321. Glotka A. A., Ol'shanetskii V. E. Modeling of carbides composition in welded alloy system NI-34CR-4,3W-2,3MO-1,3AL-1,3TI-1,3NB-0,1C. *Acta metallurgica Slovaca*. 2021. Vol. 27, № 3. P. 157–161. URL: <https://doi.org/10.36547/ams.27.3.1049> (дата звернення: 20.01.2026).

322. Glotka O. A., Ol'shanetskii V. E. Mathematical forecasting composition of secondary carbides in the single-crystal superalloys. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2021. Vol. 111, № 1. P. 34–41.

323. Glotka O. A. Prediction carbides composition in nickel-based superalloys directional crystallization. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2020. № 2. С. 13–21.

324. Ольшанецький В. Ю., Глотка О. А. Прогнозування складу первинних карбідів багатокомпонентної системи Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C. *Вісник ХНАДУ*. 2021. Вип. 92, т. 2. С. 109–115.

325. Глотка О. А., Ключихін В. В., Ольшанецький В. Ю. Вторинні карбіди в багатокомпонентній системі Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. 2020. № 1. С. 19–23.

326. Глотка О. А., Гайдук С. В., Ольшанецький В. Ю. Розподіл легувальних елементів в структурі жароміцних нікелевих сплавів у вторинних карбідах. *Металознавство та обробка металів*. 2020. № 26 (95). С. 25–36.

327. Phase composition of nickel-based superalloys / O. Glotka, K. Obnosov, D. Sotnikov // Прикладні науково-технічні дослідження : матеріали

VI міжнар. наук.-практ. конф., 14–16 трав. 2024 р. — Івано-Франківськ, 2024. — С. 35–37.

328. Глотка О. А., Ольшанецький В. Ю. Карбіди в жароміцних нікелевих сплавах. *Прикладні науково-технічні дослідження* : матеріали IV Міжнар. наук.-практ. конф. (Івано-Франківськ, 2020 р.) [Електронний ресурс]. Івано-Франківськ, 2020. С. 68–70.

329. Глотка О. А., Ольшанецький В. Ю. Вторинні карбіди в жароміцних нікелевих сплавах. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту* : матеріали 80 Міжнар. наук.-практ. конф. (Дніпро, ДНУЗТ, 2020 р.) [Електронний ресурс]. Дніпро, 2020. С. 205–207.

330. Глотка А. А., Ольшанецкий В. Е. Распределение элементов в карбидах никелевых сплавов равноосной кристаллизации. *Металургія 2020* : матеріали IX міжнар. наук.-практ. конф. (Запоріжжя, 8–10 вересня 2020 р.). Запоріжжя, 2020. С. 204–206.

331. Glotka O. A., Goncharova V. V. Carbides in nickel-based superalloys. *Прикладні науково-технічні дослідження* : матеріали V міжнар. наук.-практ. конф. (5–7 квіт. 2021 р.). Академія технічних наук України, 2021. С. 275–277.

332. Глотка О. А., Грибанова С. В. Прогнозування складу первинних карбідів багатокомпонентних систем. *Прикладні науково-технічні дослідження* : матеріали V міжнар. наук.-практ. конф. (5–7 квіт. 2021 р.). Академія технічних наук України, 2021. С. 278–280.

333. Глотка О. А., Ольшанецький В. Ю. Процеси карбідоутворення в системі NI-5CR-9CO-6AL-8,3W-4RE-4TA-1MO-1,5NB-0,15C. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту* : тези 81 Міжнар. наук.-практ. конф. (Дніпро, 2021 р.). Дніпро, 2021. С. 219–220.

334. Глотка А. А., Ольшанецкий В. Е. Математическое прогнозирование карбидного ликвидуса и состава карбидов жаропрочных никелевых сплавов. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021* :

матеріали XIII Міжнар. наук.-техн. конф. (Київ, 28–29 квіт. 2021 р.). Київ, 2021. С. 60–61.

335. Глотка А. А., Гончарова В. В. Распределение элементов в карбидах никелевых сплавов равноосной кристаллизации. *Металургія 2021* : матеріали X міжнар. наук.-практ. конф. (Запоріжжя, 18–20 трав. 2021 р.). Запоріжжя, 2021. С. 41–43.

336. Глотка О. А., Ольшанецкий В. Ю. Еволюція хімічного складу карбідів в залежності від режиму термічної обробки. *Неметалеві вкращення і гази у ливарних сплавах* : матеріали XVI Міжнар. наук.-техн. конф. (Запоріжжя, 7–8 жовт. 2021 р.). Запоріжжя, 2021. С. 74–76.

337. Глотка А. А., Мороз А. Н. Об эвтектической составляющей в экономнолегированных быстрорежущих сталях. *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра* : матеріали XIV всеукр. наук.-практ. конф. (Київ, 19 квіт. 2016 р.). Київ, 2016. С. 260–268.

338. Glotka A., Goncharova D. Modeling of carbides composition in welded alloy. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2022* : матеріали XIV Міжнар. наук.-техн. конф. (Київ, 28–29 квіт. 2022 р.). Київ, 2022. С. 9–11.

339. ГСТУ 3-045-2003. Сплави нікелеві жароміцні ливарні. Марки. Київ : Міністерство промислової політики України, 2003. 18 с.

340. Сорокин Л.И. Свариваемость жаропрочных никелевых сплавов в состаренном состоянии // Автоматическая сварка. 1983. №7. С.12-16.

ДОДАТОК А

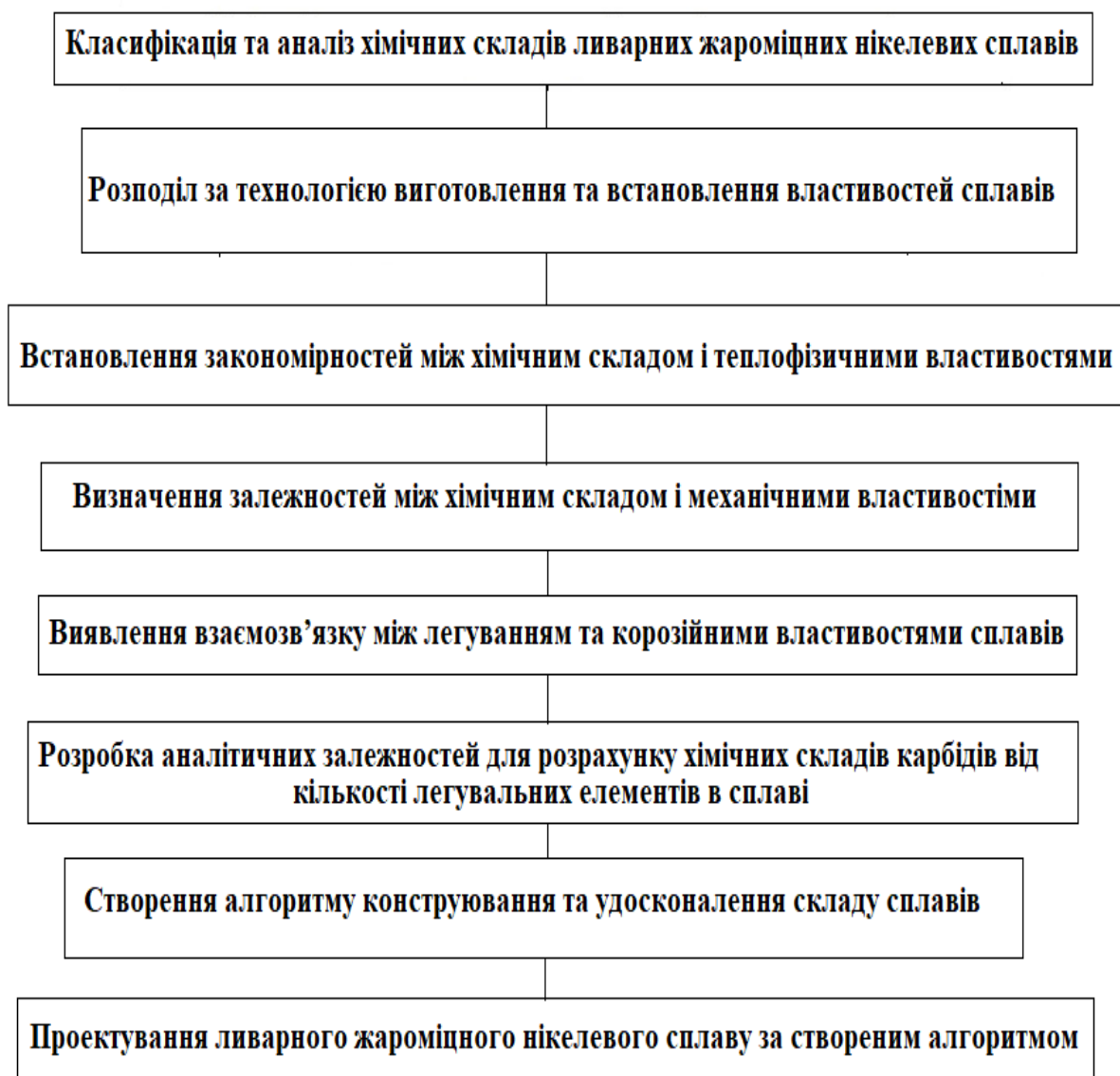


Рисунок. А1. - Схема систематизації та обробки характеристик ливарних жароміцних нікелевих сплавів

ДОДАТОК Б

Таблиця Б.1- Основні теплофізичні та механічні властивості ливарних ЖНС

Марка сплаву	Характеристичні температури, °C						Механічні та структурні властивості					
	t _L	t _S	t _{пр.γ'}	t _{свт}	Δt _{кр.}	Δt _{гом}	σ _B , МПа	σ _{100¹⁰⁰⁰} , МПа	δ ²⁰ , (місфіт) %	V _{γ'²⁰} , %	V _{γ'¹⁰⁰⁰} , %	ρ, г/см ³
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
ЖС30М	1403	1331	1281	1297	72	16	1210	226	0,161	66,3	46,1	8,59
PWA1480	1374	1325	1298	1323	49	25	1390	221	0,625	79,2	62,3	8,7
Rene N4	1381	1332	1277	1319	50	42	1148	218	0,439	64,3	50,6	8,56
MC2	1420	1325	1297	1307	54	21	1230	228	0,57	68,9	52,2	8,63
NASAIR100	1408	1335	1283	1307	73	24	1320	258	0,097	74,4	49,4	8,54
DS16	1398	1325	1289	1305	74	35	1256	238	0,54	72	53	8,8
GTD-111	1357	1307	1211	1254	50	43	1070	100	0,5	60	48,1	8,26
Rene 80H	1348	1302	1256	1285	52	20	1086	186	-	56	42	8,6
MAR-M247	1363	1314	1221	1257	49	36	1063	215	0,308	59,6	47,6	8,61
PWA1422	1354	1295	1235	1267	55	42	999	178	-	55	41	8,6
MAR-M002	1358	1315	1212	1255	43	43	1063	215	0,29	59	47	8,55
MAR-M200+Hf	1364	1310	1220	1245	54	25	1014	191	0,3	57	43	8,6
MAR-M246+Hf	1365	1311	1221	1241	54	20	1014	191	0,239	56	43	8,55
Rene 150	1347	1305	1229	1270	42	41		178	-	57	41	8,9
CM249LC	1363	1307	1216	1263	56	42	1058	210	-	59	47	8,5
IN792LC	1348	1293	1187	1268	55	81	1021	204	-	61	52	8,6
Rene 125	1348	1293	1190	1270	55	80	1129	245	0,38	64	53	8,55
3MI-3Y	1352	1289	1166	1239	63	73	918	139	0,207	51	43	8,3
ЖС6K	1364	1277	1230	1249	87	19	927	144	0,05	52	47	8,1
ЖС6Y	1360	1276	1223	1255	84	32	965	165	0,18	54	67	8,3
ЧС70	1342	1280	1143	1232	63	89	885	120	-	49	24	-

Кінець таблиці Б.1

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
ЖСЗЛС	1345	1273	1056	1209	72	153	747	38	0,207	40,6	12,7	8,3
ВЖЛ12Е	1373	1289	1250	1275	84	25	1039	203	0,303	58	45	7,95
IN-939	1340	1269	1102	1205	71	103	907	133	0,748	50	33	8,13
IN-738	1339	1274	1142	1219	66	77	972	124	0,752	45	32	8,2
U-500	1354	1241	1109	1186	113	77	773	54	0,322	42	19	8,06
U-700	1337	1254	1124	1206	83	82	878	116	0,267	48,5	30	7,99
B1900	1385	1296	1229	1258	89	30	1076	221	0,34	60	48	8,19
Rene220	1328	1267	1103	1227	-	125	994	180	-	55	41	8,6
CM939W	1348	1268	1069	1221	80	152	860	106	0,67	47	28	8,1
ЧС88У	1351	1260	1162	1220	91	58	913	136	0,33	51	34	8,2
ЧС104	1351	1258	1099	1205	93	105	802	72	0,359	44	22	8,14
ВЖЛ12У	1375	1283	1220	1256	92	36	1045	205	0,286	58	46	7,91
ЖСЗДК	1356	1278	1139	1225	78	85	863	107	0,168	48	29	8,19
BX4Л	1332	1222	942	1205	-	263	579	-	-	30	-	8,2
Rene 77	1335	1272	1134	1215	63	81	890	123	0,284	50	32	7,95
MAR-M200	1387	1285	1200	1253	-	53	952	158	-	53	38	8,5

ДОДАТОК В

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з наукової роботи
 НУ «Запорізька політехніка»
 проф. Шаломєєв В.А.



6.05.2025р

ЗАТВЕРДЖУЮ

Головний інженер
 ДП «Івченко-Прогрес»
 Подобний О.В.



04.05.2025р

АКТ

Цей акт складено в тому, що кандидат технічних наук, доцент кафедри «Фізичне матеріалознавство» Національного університету «Запорізька політехніка» Глотка О.А. виконав комплекс наукових досліджень по розробці нового ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву з необхідним комплексом властивостей з присвоєною маркою ЗМІ-М8.

Автор брав активну і безпосередню участь в технологічному випробуванні розробленого сплаву ЗМІ-М8 в промислових умовах підприємства ДП «Івченко-Прогрес». Сплав призначений для виготовлення корпусних деталей наземних установок Д-336 методом рівноосного литва, з метою заміни промислових ливарних жароміцних сплавів ЖСЗЛС та ВХ4Л.

Від НУ «Запорізька політехніка»

Зав кафедрою ФМ

Проф. Ольшанецький В.Ю.

к.т.н., доц. Глотка О.А.

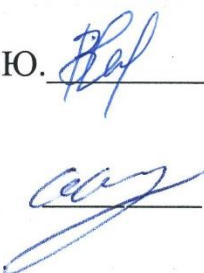
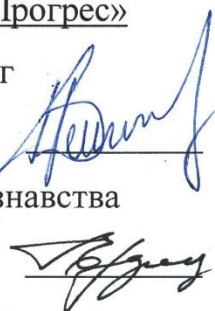
Від ДП «Івченко-Прогрес»

Головний металург

Бехтер Р.В.

Нач. бюро металознавства

Гордієнко О.І.

ДОДАТОК Г

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з наукової роботи
 НУ «Запорізька політехніка»
 проф. Шаломєєв В.А.



28.05.2025р.

ЗАТВЕРДЖУЮ

Головний інженер
 ДП «Івченко-Прогрес»
 Подобний О.В.



28.05.2025р.

АКТ

Цей акт складений в тому, що розроблений ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЗМІ-М8 технологічно випробувано і атестовано за рівнем жароміцності і технологічності, які перевищують промисловий ливарний жароміцний нікелевий сплав ЖСЗЛС, що підтверджено результатами порівняльних механічних і технологічних випробувань. З атестованого металу промислових плавок №22В5695, №22В5696, №22В6458, №22В6459 (загальна вага 500 кг) сплаву ЗМІ-М8, виготовленні дослідні корпусні деталі до наземних установок Д-336. Дослідні корпусні деталі відпрацювали призначений ресурс (10 тисяч годин) на натурній турбіні Д-336 з позитивним результатом і до теперішнього часу експлуатуються з метою збільшення терміну їх напрацювань.

Від НУ «Запорізька політехніка»

Зав кафедрою ФМ

Проф. Ольшанецький В.Ю.

к.т.н., доц. Глотка О.А.



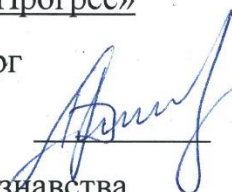

Від ДП «Івченко-Прогрес»

Головний металург

Бехтер Р.В.

Нач. бюро металознавства

Гордієнко О.І.




ДОДАТОК Д

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з наукової роботи

НУ «Запорізька політехніка»

д.т.н. проф. Вадим ШАЛОМЄЄВ



АКТ

про використання результатів дисертаційної роботи Глотки Олександра Анатолійовича «Науково-технологічні основи оптимізації процесів легування нікелевих сплавів для підвищення ресурсу газотурбінних двигунів» у навчальному процесі НУ «Запорізька політехніка» кафедри «Фізичне матеріалознавство»

Цей акт складений в тому, що в Національному університеті «Запорізька політехніка» результати дисертаційної роботи к.т.н., доцента Глотки О.А. використовуються в навчальному процесі кафедри «Фізичне матеріалознавство» при виконанні магістрами та бакалаврами дипломних проєктів за фахом G8 «Матеріалознавство», а також в курсах лекцій з дисциплін: «Тонкі методи дослідження», «Функціональне призначення матеріалів газотурбінних установок в енергетиці», «Спеціальні сталі та сплави в газотурбобудуванні», «Високотемпературна корозія матеріалів газотурбінних установок» та «Методи структурного аналізу».

Використання результатів дисертаційної роботи Глотки О.А. значно підвищує конкурентну здатність та ефективність майбутніх спеціалістів в галузі матеріалознавства.

В.о. зав. кафедри «Фізичне матеріалознавство»

Дар'я ТКАЧ

ДОДАТОК Е

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор наукової роботи
 НУ «Запорізька політехніка»
 проф. Шаломєєв В. А.



10.12.2025 р.

ЗАТВЕРДЖУЮ

Головний інженер
 ДП «Івченко-Прогрес»
 Подобний О. В.



12.12.2025 р.

РОЗРАХУНОК

економічного ефекту, отриманого при заміні промислових сплавів ВЖ98Л і ЖСЗЛС
 на розроблений сплав ЗМІ-М8 для виготовлення корпусних деталей газотурбінних
 установок

Запоріжжя

Обґрунтування підвищення міжремонтного ресурсу корпусних деталей газотурбінних установок типу Д-336, що виготовлені з розробленого сплаву ЗМІ-М8

Розрахунок проведений на основі отриманих актів від ДП «Івченко-Прогрес» про технологічне випробування та атестацію сплаву ЗМІ-М8. Не зважаючи на те, що в розроблений сплав вводять додаткові елементи, які збільшують його вартість, спостерігається зростання часу міжремонтного обслуговування корпусних деталей, внаслідок збільшення стійкості сплаву, що викликає зниження експлуатаційних витрат. Орієнтовна ціна основних шихтових матеріалів, що використовуються для виплавки сплавів ВЖ98Л, ЖСЗЛС та ЗМІ-М8 приведена в таблиці 1.

Вартість однієї тони (C_1) промислового серійного сплаву марки ЖСЗЛС становить: $C_1 = 753\,929,81$ грн/т

Вартість однієї тони (C_2) розробленого сплаву марки ЗМІ-М8 становить: $C_2 = 986\,245,60$ грн/т

При робочій температурі в межах (800°C) наземних установок Д-336 розроблений сплав забезпечує збільшення міжремонтного ресурсу в 1,5 рази при підвищенні характеристик жароміцності до рівня $\tau_{210}^{800} = 203$ годин, що значно перебільшує вимоги ($\tau_{210}^{800} \geq 40$ годин).

Збільшення собівартості (ΔC) розробленого сплаву ЗМІ-М8, в порівнянні з вартістю промислового серійного сплаву ЖСЗЛС становить:

$$\Delta C = (C_2 - C_1) / C_1$$

$$\Delta C = (986\,245,60 - 753\,929,81) / 753\,929,81 = 0,31 \quad (\text{тобто } 31\%)$$

Коефіцієнт збільшення вартості ($k_{ЗВ}$) розробленого сплаву ЗМІ-М8, в порівнянні з промисловим серійним сплавом ЖСЗЛС становить:

$$k_{ЗВ} = 1,31$$

Вартість корпусних деталей складається з сумарної вартості сплаву, яка враховує: лиття по виплавлюваним моделям; технологічні операції зварювання при усуненні ливарних дефектів (пори, мікротріщини і ін.);

термічну обробку; механічну обробку; контрольні операції та ін. При цьому, питома вага обробки (r) в ціні готової деталі становить:

$$r = 15\%$$

Таблиця 1 – Орієнтовна ціна шихтових матеріалів на 2025 рік для виготовлення промислових ЖНС

Назва матеріалу	Марка матеріалу	Ціна, грн/кг	Стандарт
Нікель електролітичний	Н0, Н1	482,50	ГОСТ 849-97
Хром металевий	Х99А, Х99Б	302,38	ГОСТ 5905-2004
Кобальт (злитки)	К0, К1, К1А	1302,0	ГОСТ 123-78
Молібден (штабіки)	МШ-В	2883,0	ТУ 48-19-102-82
Вольфрам (штабіки)	ШВЧ	2267,0	ТУ 48-19-76-90
Алюміній	А99	71,55	ГОСТ 11069-2001
Титан (кондиційні відходи сплавів)	ВТ-0, ВТ-1, ВТ5Л	81,99	ГОСТ 19807-91
Цирконій кальцієтермічний	КТЦ-100	1166,67	-
Лігатура нікель-бор	НБ-0, НБ-1	2,10	ТУ 14-5-106-2004
Мішметал (РЗМ)	МЦ50ЖС3(6)	1000	-
Графітові електроди (відходи)	-	-	-

Таким чином, враховуючи збільшення вартості сплаву (ΔC), коефіцієнт збільшення вартості ($K_{ЗВ}$) сплаву і його питому вагу (r) в ціні готової деталі, збільшення ціни ($\Delta Ц$) складає:

$$\Delta Ц = Ц_1 \cdot r \cdot K_{ЗВ}$$

$$\Delta Ц = Ц_1 \cdot 0,15 \cdot 1,31 = 0,19 \cdot Ц_1$$

Де $Ц_1$ – ціна готової деталі зі сплаву ЖСЗЛС.

Отже, ціна ($Ц_2$) одного виробу, виготовленого з розробленого сплаву ЗМІ-М8 становить:

$$Ц_2 = Ц_1 + \Delta Ц$$

$$Ц_2 = Ц_1 + 0,19 \cdot Ц_1 = (1 + 0,19) \cdot Ц_1 = 1,19 \cdot Ц_1$$

$$Ц_2 = 1,19 \cdot Ц_1$$

З розрахунків видно, що ціна (Π_2) одного виробу, виготовленого з розробленого сплаву ЗМІ-М8 на 19% більше ціни (Π_1) виробу, виготовленого з промислового сплаву ЖСЗЛС.

Виходячи з вище наведеного, ціна (Π_1) одного виробу, виготовленого з промислового серійного сплаву ЖСЗЛС становить:

$$\Pi_1 = C_1 \cdot m \cdot 100\% / 15\%$$

$$\Pi_1 = 753,9 \cdot 30,2 \cdot 100 / 15 = 151\,785,2 \text{ грн}$$

Тоді, ціна (Π_2) одного виробу, виготовленого з розробленого сплаву ЗМІ-М8 становить:

$$\Pi_2 = 1,19 \cdot \Pi_1 = 1,19 \cdot 151\,785,2 = 180\,624,3 \text{ грн}$$

При цьому, експлуатаційні витрати (B_1) становлять:

$$B_1 = \Pi_1 \cdot n_1;$$

де, Π_1 - ціна одного виробу, виготовленого з промислового сплаву ЖСЗЛС;
 $n_1 = 5$ (кількість виробів з серійного сплаву ЖСЗЛС).

У той же час, експлуатаційні витрати (B_2) при використанні виробів, виготовлених з розробленого сплаву ЗМІ-М8 складають:

$$B_2 = \Pi_2 \cdot n_2;$$

де, Π_2 - ціна одного виробу, виготовленого з розробленого сплаву ЗМІ-М8;
 $n_2 = 2,5$ (кількість виробів з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М).

Таким чином, економічний ефект ($E\Phi_D$), одержуваний на одній наземній установці Д-336 становить:

$$E\Phi_D = B_1 - B_2$$

$$E\Phi_D = \Pi_1 \cdot n_1 - \Pi_2 \cdot n_2$$

$$E\Phi_D = (151\,785,2 \cdot 5) - (180\,624,3 \cdot 2,5) = 307\,366 \text{ грн.}$$

При середньорічній програмі виготовлення корпусних деталей (50 шт.), на підприємстві, середньорічний економічний ефект ($E\Phi_p$), отриманий за рахунок заміни промислового серійного сплаву ЖСЗЛС на розроблений сплав ЗМІ-М8 становить:

$$E\Phi_p = N_d \cdot E\Phi_d$$

$$E\Phi_{p50} = 50 \cdot 307\,366 = 15\,368\,300 \text{ грн}$$

Незважаючи на збільшення ціни на 19% одного виробу, виготовленого з 100% свіжого металу розробленого сплаву ЗМІ-М8, в порівнянні з ціною виробу з промислового серійного сплаву ЖСЗЛС, загальний економічний ефект досягається при збільшенні часу міжремонтного обслуговування в 1,5 рази, а отже, суттєве зниження загальних експлуатаційних витрат, що становить 15 368 300 грн / рік.

Від НУ «Запорізька політехніка»

В.о. зав кафедрою ФМ

К.т.н. Ткач Д.В.

к.т.н., доц. Глотка О.А.

Від ДП «Івченко-Прогрес»

Головний металург

Бехтер Р.В.

Нач. бюро металознавства

Гордієнко О.І.

ДОДАТОК Ж



ДОДАТОК К



ДОДАТОК Л

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з НР та МД
 НУ «Запорізька політехніка»
 Проф. Наумик В.В.



23.03.2022р.

ЗАТВЕРДЖУЮ

Головний інженер
 АТ «МОТОР СІЧ»
 К.Б. Балушок



23.03.22р.

АКТ

Цей акт складений в тому, що розроблений новий ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЗМІ-М8 технологічно випробувано і атестовано за рівнем жароміцності і технологічності, які не поступаються промислового ливарного жароміцному корозійностійкому сплаву ЖСЗЛС та ВЖ98Л, що підтверджено результатами порівняльних механічних і технологічних випробувань.

Від НУ «Запорізька політехніка

Зав кафедрою ФМ

В.Ю. Ольшанецький

Керівник роботи О.А. Глотка

Від АТ «МОТОР СІЧ»

Головний металург

В.В. Клочихин

ДОДАТОК М

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з НР та МД
 НУ «Запорізька політехніка»
 Проф. Наумик В.В.



ЗАТВЕРДЖУЮ

Головний інженер
 АТ «МОТОР СІЧ»
 К.Б. Балушок



АКТ

Цей акт складено в тому, що кандидат технічних наук, доцент кафедри «Фізичне матеріалознавство» Національного університету «Запорізька політехніка» Глотка О.А. виконав комплекс наукових досліджень по розробці нового ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву з необхідним комплексом властивостей з присвоєною маркою ЗМІ-М8.

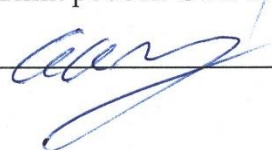
Автор брав активну і безпосередню участь в технологічному випробуванні розробленого сплаву ЗМІ-М8 в промислових умовах підприємства. Сплав призначений для виготовлення корпусних деталей наземних установок Д-336, з метою заміни промислових ливарних жароміцних сплавів ЖСЗЛС та ВХ4Л.

Від НУ «Запорізька політехніка

Зав кафедрою ФМ

В.Ю. Ольшанецький



 Керівник роботи О.А. Глотка
 

Від АТ «МОТОР СІЧ»

Головний металург

В.В. Клочихин



ДОДАТОК Н

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з НР

НУ «Запорізька політехніка»

Проф. В.А. Шаломєєв



22.12.22р.

ЗАТВЕРДЖУЮ

Головний інженер

АТ «МОТОР СІЧ»

К.Б. Балущок



21.12.22р.

АКТ

впровадження результатів дисертаційної роботи Глотки О. А.

Цим актом підтверджується впровадження у виробництво ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву ЗМІ-М8, розробленого на підставі інформації, щодо промислових плавок №19М7«U»-1, №19ВХ10М, №1ВХ83М«1», №19ВХМ1 (загальна вага 500 кг) і який за рівнем жароміцності та технологічності перевищує промисловий ливарний жароміцний корозійностійкий сплав ЖСЗЛС, що підтверджено результатами порівняльних механічних і технологічних випробувань. Виготовленні за дослідною технологією корпусні деталі газотурбінного двигуна Д-336 із розробленого сплаву ЗМІ-М8 мають показники довговічності в 2 рази більші в порівнянні зі сплавом ЖСЗЛС.

Від НУ «Запорізька політехніка»

Зав. кафедрою ФМ Олышанецький В.Ю.

Від АТ «МОТОР СІЧ»

Головний металург Клочихин В.В.

Керівник роботи Глотка О.А.

ДОДАТОК П

ДП «Український науково-дослідний інститут
спеціальних сталей, сплавів та феросплавів»

В.о. Директора  А.В. Дегтярьов
16.01.2025р



АКТ ПРОМИСЛОВОГО ОПРОБОВУВАННЯ НАУКОВО-ДОСЛІДНОЇ РОБОТИ

Цей акт підтверджує те, що доцентом кафедри «Фізичне матеріалознавство» НУ «Запорізька політехніка», к.т.н. Глоткою О.А. запропоновано у виробництво ливарний жароміцний нікелевий сплав ЗМІ-М8.

Виплавку сплаву проводили в вакуумній індукційній печі фірми «ULVAC» за розробленим автором температурним режимом. На установці газової атомізації УРЖМ-3 були отримані порошки відповідних фракцій.

Дослідно-промислові випробування показали, що отримані методом порошкової металургії корпусні деталі мають підвищений ресурс експлуатації в 1,3 – 1,6 рази у порівнянні з корпусними деталями виготовленими зі сплаву ВХ4Л-ВІ.

Цей акт не веде до взаємних зобов'язань за фінансовими розрахунками.

Радник директора, к.т.н.

Член-кореспондент Інженерної Академії України



Є.Г. Сотніков

ДОДАТОК Р

ДП «Український науково-дослідний інститут
спеціальних сталей, сплавів та феросплавів»

В.о. Директора  А.В. Дегтярьов

12.10.2024р

АКТ**ДОСЛІДНО-ПРОМИСЛОВОЇ ПЕРЕВІРКИ НОВОГО РОЗРОБЛЕНОГО
ЖАРОМІЦНОГО СПЛАВУ ЗМІ-М8**

У Національному університеті «Запорізька політехніка» на кафедрі фізичне матеріалознавство доцентом, к.т.н. Глоткою Олександром Анатолійовичем розроблено новий жароміцний корозійностійкий сплав на основі нікелю ЗМІ-М8. Відпрацьовано технологічний процес його отримання та режими термічного оброблення.

На Державному підприємстві «Український науково-дослідний інститут спеціальних сталей, сплавів і феросплавів» проведено дослідно-промислова апробація сплаву ЗМІ-М8 на корпусних деталях виготовлених методом порошкової металургії. Встановлено, що вироби повністю відповідають критеріям якості, для деталей відповідного класу за шорсткістю поверхні, міцністю та жароміцністю. Використання розробленого сплаву ЗМІ-М8 замість сплаву ВХ4Л-ВІ підвищить ресурс експлуатації виробів на 30-40% і знизить затрати на міжексплуатаційні ремонти.

Цей акт не веде до взаємних зобов'язань за фінансовими розрахунками.

Радник директора, к.т.н.

Член-кореспондент Інженерної Академії України



Є.Г. Сотніков

ДОДАТОК С

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Монографії у виданні іншої держави

1. Morphology and diffusion coalescence of boundary phases in metal systems : monograph / O. Glotka, V. Ol'shanetskii. — Germany : Palmarium Academic Publishing, 2022. — 81 с. — ISBN 978-620-2-05434-8

Статті у виданнях, що включені до міжнародних науково-метричних баз *Scopus* та *Web of Science*

2. Modelling the composition of carbides in nickel-based superalloys of directional crystallization / O. A. Glotka // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. — 2020. — № 102/1. — Pp. 5–15. — <https://doi.org/10.5604/01.3001.0014.6324>.

3. Distribution of alloying elements in carbides of refractory nickel alloys under the conditions of equiaxial crystallization / O. A. Glotka // Materials Science. — 2021. — Vol. 56, No. 5. — Pp. 714–721.

4. Mathematical prediction of the properties of heat-resistant nickel alloys after directional crystallization / O. A. Glotka, V. Yu. Ol'shanetskii // Materials Science. — 2023. — Vol. 58, No. 5. — Pp. 679–685.

5. Influence of alloying systems on the properties of single crystal nickel-based superalloys / A. Glotka, V. Ol'shanetskii // International Journal of Materials Research. — 2021. — Vol. 112, No. 10. — Pp. 794–799. — <https://doi.org/10.1515/ijmr-2021-8328>.

6. Forecasting the Properties of Heat-Resistant Nickel Alloys Equalaxial Crystallization / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // Archives of Metallurgy and Materials. — 2022. — Vol. 67, No. 1. — Pp. 51–56. — <https://doi.org/10.24425/amm.2022.137471>.

7. Prediction thermo-physical characteristics heat-resistant nickel alloys directional crystallization / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // *Acta Metallurgica Slovaca*. — 2021. — Vol. 27, No. 2. — Pp. 68–71.

8. Prediction of carbide liquidus and carbide composition of the Ni-14Cr-9Co-5Ti-3Al-3Ta-3.5W-1.5Mo-0.15Hf-0.1C system / V. E. Ol'shanetskii, A. A. Glotka, V. V. Klochikhin // *Functional Materials*. — 2021. — Vol. 28, No. 2. — Pp. 359–365. — <https://doi.org/10.15407/fm28.02.359>.

9. Optimisation of the composition and morphology of carbides in single-crystal nickel-based superalloys / V. Ol'shanetskii, A. Glotka, V. Klochikhin // *Structural Integrity and Life*. — 2023. — Vol. 23, No. 2. — Pp. 185–189.

10. Glotka O., Obnosov K., Fasol Y., Sotnikov D., Dzhus A. Improvement of the Phase Composition of Single-Crystal Superalloys for Working and Nozzle Blades // *Advanced and Novel Technologies—Interdisciplinary Collaboration in Materials Science* / eds. M. Aikin, O. Smolyakov, V. Girzhon, D. Tkach, S. Belikov, G. S. Yar-Mukhamedova, V. Shalomeev, O. Narivskyi. Cham : Springer Nature Switzerland AG, 2025. P. 27–34. DOI: 10.1007/978-3-032-00373-7_4.

11. Distribution of Elements in Carbides of Multicomponent Superalloys / O. A. Glotka, S. V. Haiduk // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. — 2020. — Vol. 42, No. 6. — Pp. 869–884.

12. Prediction of the thermodynamic processes of phase separation in single-crystal refractory alloys based on nickel / A. A. Hlotka, S. V. Haiduk // *Materials Science*. — 2020. — Vol. 55, No. 6. — Pp. 878–883. — <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00382-5>.

13. Modeling of carbides composition in welded alloy system Ni-34Cr-4,3W-2,3Mo-1,3Al-1,3Ti-1,3Nb-0,1C / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // *Acta Metallurgica Slovaca*. — 2021. — Vol. 27, No. 3. — Pp. 157–161. — <https://doi.org/10.36547/ams.27.3.1049>.

14. Application of Domestic Heat-Resistant Powders in Additive Techniques / O. A. Glotka, O. V. Ovchinnikov, V. I. Degtyaryov et al. // *Powder Metallurgy and*

Metal Ceramics. — 2018. — Vol. 56. — Pp. 726–732.
— <https://doi.org/10.1007/s11106-018-9948-2>.

15. Mathematical forecasting composition of secondary carbides in the single-crystal superalloys / O. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // Archives of Materials Science and Engineering. — 2021. — Vol. 111, No. 1. — Pp. 34–41.

16. Control of the processes of phase formation of carbide components in nickel-based superalloys / A. A. Glotka, V. E. Ol'shanetskii // Acta Metallurgica Slovaca. — 2022. — Vol. 28, No. 2. — Pp. 101–105.
— <https://doi.org/10.36547/ams.28.2.1506>.

17. Influence of Alloying Elements on the Composition of Primary Carbides in the Ni–11.5Cr–5Co–3.6Al–4.5Ti–7W–0.8Mo–0.06C System / V. Y. Ol'shanetskii, O. A. Glotka // Metallofizika i Noveishie Tekhnologii. — 2022. — Vol. 44, No. 7. — Pp. 861–871.

18. Influence of alloying systems on the lattice parameters of nickel-based superalloys / O. Glotka, V. Ol'shanetskii, S. Byelikov, Y. Fasol // Archives of Materials Science and Engineering. — 2023. — Vol. 122, No. 1. — Pp. 5–12.

19. Modeling of carbide formation in alloy of the Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C system / O. Glotka, S. Byelikov, O. Lysytsya // Acta Metallurgica Slovaca. — 2024. — Vol. 30, No. 1. — Pp. 15–18.

20. Effect of Alloying on the Phase composition of Nickel-Based Superalloys / V. L. Greshta, O. A. Glotka, K. V. Obnosov, D. E. Sotnikov // Archives of Metallurgy and Materials. — 2025. — Vol. 70, No. 2. — Pp. 721–725.
— <https://doi.org/10.24425/amm.2025.153473>.

Статті у наукових фахових виданнях України, у тому числі без співавторів

21. Comparative analysis of the complex of properties of nickel-based superalloys / S. Byelikov, V. Kononov, O. Hlotka, M. Sydorenko, S. Pychek // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2025. — № 1. — С. 13–23. — DOI: 10.15588/1607-6885-2025-1-2.

22. Удосконалення структури сплаву системи Ni-Cr-Co-W-Mo-Al-Ti-C / К. В. Обносов, В. Л. Грешта, О. А. Глотка, В. В. Кононов, Є. О. Фасоль // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2024. — № 3. — С. 6–11. — DOI: 10.15588/1607-6885-2024-3-1.

23. Оптимізація фазового складу жароміцного нікелевого сплаву, що використовується для виготовлення направляючих лопаток газотурбінних двигунів та установок / К. В. Обносов, В. Л. Грешта, О. А. Глотка, О. Ю. Дроль // Збірник наукових праць Державного науково-дослідного інституту авіації. — 2024. — № 20 (27). — С. 246–251. — DOI: 10.54858/dndia.2024-20-31.

24. Prediction carbides composition in nickel-based superalloys directional crystallization / О. А. Glotka // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2020. — № 2. — С. 13–21. — DOI: 10.15588/1607-6885-2020-2-2.

25. Прогнозування складу первинних карбідів багатокомпонентної системи Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C / В. Ю. Ольшанецький, О. А. Глотка // Вісник ХНАДУ. — 2021. — Вип. 92, т. 2. — С. 109–115. — DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2021.92.2.109.

26. Вторинні карбіди в багатокомпонентній системі Ni-13,5Cr-5Co-3,4Al-4,8Ti-7,3W-0,8Mo-0,015B-0,12C / О. А. Глотка, В. В. Ключихін, В. Ю. Ольшанецький // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2020. — № 1. — С. 6–12. — DOI: 10.15588/1607-6885-2020-1-1.

27. Properties of nickel-based superalloys of equiaxial crystallization / О. А. Glotka, V. Yu. Olshanetskii // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2021. — № 1. — С. 19–23. — DOI: 10.15588/1607-6885-2021-2-3.

28. Математическое прогнозирование свойств жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, В. Е. Ольшанецкий, С. В. Гайдук // Наука та прогрес транспорту. — 2020. — № 4 (88). — С. 77–85. — DOI: 10.15802/stp2020/213420.

29. Розподіл легувальних елементів в структурі жароміцних нікелевих сплавів у вторинних карбідах / О. А. Глотка, С. В. Гайдук, В. Ю. Ольшанецький // *Металознавство та обробка металів*. — 2020. — № 26 (95). — С. 25–36. — DOI: 10.15407/mom2020.03.025.

30. Вплив системи легування та розмірної невідповідності кристалічних ґраток γ - та γ' -фаз на характеристики міцності монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів / О. А. Глотка, С. В. Гайдук, В. В. Кононов // *Вісник двигунобудування*. — 2019. — № 1. — С. 107–113.

31. Математическое моделирование высокотемпературной коррозии жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, С. В. Гайдук // *Вісник Приазовського державного технічного університету*. — 2019. — Вип. 38. — С. 30–38. — DOI: 10.31498/2225-6733.38.2019.181273.

32. Оцінка высокотемпературної корозії жароміцних сплавів на нікелевій основі / О. А. Глотка, С. В. Гайдук // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. — 2019. — № 1. — С. 6–11. — DOI: 10.15588/1607-6885-2019-1-1.

33. Прогнозирование свойств монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, С. В. Гайдук // *Наука та прогрес транспорту*. — 2019. — № 2 (80). — С. 91–100. — DOI: 10.15802/stp2019/165876.

34. Прогнозування температурних інтервалів кристалізації і гомогенізації в монокристалічних жароміцних нікелевих сплавах / О. А. Глотка, С. В. Гайдук // *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*. — 2018. — № 2. — С. 25–29.

35. Прогнозування властивостей жароміцних нікелевих сплавів спрямованої кристалізації / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький // *Металознавство та обробка металів*. — 2021. — № 27 (99). — С. 15–22. — DOI: 10.15407/mom2021.03.015.

36. Моделювання термодинамічних процесів для оцінки впливу танталу на критичні температури і структуроутворення багатокomпонентних нікелевих

систем / С. В. Гайдук, О. А. Глотка, А. С. Дорогокупля // Математичне моделювання. — 2018. — № 1 (40). — С. 139–149.

37. Аналіз вітчизняних жароміцних порошків на нікелевій основі, які застосовуються в адитивних технологіях / О. А. Глотка, А. В. Овчинников // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2016. — № 2. — С. 39–43.

38. Термодинамічні аспекти фазових перетворень в подвійних металевих системах / В. Ю. Ольшанецький, О. А. Глотка, Ю. І. Кононенко // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2022. — № 2. — С. 74–75. — DOI: 10.15588/1607-6885-2022-1-11.

39. Вплив системи легування та розмірної невідповідності решіток γ - і γ' - фаз на характеристики міцності монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів / В. Ю. Ольшанецький, О. А. Глотка, В. В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2021. — № 2. — С. 6–10. — DOI: 10.15588/1607-6885-2021-3-1.

40. Залежність критичних температур багатокомпонентних нікелевих сплавів від їх атомно-фазового стану / В. Ю. Ольшанецький, О. А. Глотка // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2021. — № 2. — С. 83–85. — DOI: 10.15588/1607-6885-2021-3-14.

41. Закономірності впливу хімічного складу на морфологію і тип карбідів в жароміцному нікелевому сплаві / О. А. Глотка, В. Л. Грешта, В. Ю. Ольшанецький // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2022. — № 2. — С. 13–18. — DOI: 10.15588/1607-6885-2022-1-2.

42. Наукові підходи до оптимізації основних критичних температур жароміцних нікелевих сплавів рівноосної кристалізації / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, С. Б. Беліков, В. В. Кононов, В. В. Хвостак // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. — 2023. — № 1. — С. 12–17. — DOI: 10.15588/1607-6885-2023-1-2.

Патенти на корисну модель

43. Спосіб визначення механічних властивостей жароміцних нікелевих сплавів : пат. 151631 Україна : МПК G01N 25/02 (2006.01) / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Кононов ; заявник і патентовласник Нац. ун-т «Запорізька політехніка». — № u202106110 ; заявл. 01.11.2021 ; опубл. 25.08.2022, Бюл. № 34.

44. Спосіб підвищення жароміцних характеристик сплавів на основі нікелю : пат. 152691 Україна : МПК C22F 1/10 G01N 25/02 (2006.01) / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Кононов ; заявник і патентовласник Нац. ун-т «Запорізька політехніка». — № u202203328 ; заявл. 12.09.2022 ; опубл. 29.03.2023, Бюл. № 13.

Тези доповідей в матеріалах вітчизняних і міжнародних конференцій

45. Phase composition of nickel-based superalloys / О. Glotka, К. Obnosov, D. Sotnikov // Прикладні науково-технічні дослідження : матеріали VI міжнар. наук.-практ. конф., 14–16 трав. 2024 р. — Івано-Франківськ, 2024. — С. 35–37.

46. Удосконалення складу зміцнюючої фази жароміцного нікелевого сплаву / О. А. Глотка, В. Л. Грешта, К. В. Обносков // Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах : матеріали XVIII міжнар. наук.-техн. конф., 26–27 листоп. 2024 р. — Запоріжжя, 2024. — С. 129–131. — ISBN 978-617-529-488-8.

47. Удосконалення фазового складу монокристалічних сплавів на основі нікелю / О. А. Глотка, К. В. Обносков, Є. О. Фасоль, Д. Є. Сотніков, А. В. Джус // Advanced & Novel Technologies - Interdisciplinary Collaboration in Materials Science (ANTICM-2025) : матеріали міжнар. наук.-техн. конф., 25–27 лют. 2025 р. — Запоріжжя, 2025. — С. 71–73.

48. Математическое прогнозирование свойств монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, С. В. Гайдук // Литво.

Металургія 2019 : матеріали VIII міжнар. наук.-практ. конф., 21–23 трав. 2019 р. — Запоріжжя, 2019. — С. 261–262.

49. Количественное прогнозирование высокотемпературной коррозии жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, В. Е. Олышанецкий // Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту : матеріали 79 міжнар. наук.-практ. конф. — Дніпро, 2019. — С. 323–324.

50. Прогнозирование температурных интервалов кристаллизации и гомогенизации монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в машинобудуванні : матеріали XI Міжнарод. науч.-техн. конф. — Киев : НТУУ «КПІ», 2019. — С. 50–52.

51. Оцінка впливу танталу в сплаві ЗМП-3У на критичні температури фазових перетворень / С. В. Гайдук, О. А. Глотка, В. В. Кононов, А. С. Дорогокупля // Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів : матеріали XIV міжнар. наук.-техн. конф., 8–10 жовт. 2019 р. — Запоріжжя, 2019. — С. 41–43.

52. Estimation of the effect of alloying elements on critical temperatures and structuring of multicomponent nickel systems using the modeling of thermodynamic processes / A. A. Glotka, S. V. Haiduk // Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів : матеріали XIV міжнар. наук.-техн. конф., 8–10 жовт. 2019 р. — Запоріжжя, 2019. — С. 14–15.

53. Карбіди в жароміцних нікелевих сплавах / О. А. Глотка, В. Ю. Олышанецкий, С.В. Гайдук // Прикладні науково-технічні дослідження: матеріали IV міжнар. наук.-практ. конф. — Івано-Франківськ, 2020. — С. 68–70.

54. Вторинні карбіди в жароміцних нікелевих сплавах / О. А. Глотка, В. Ю. Олышанецкий, С.В. Гайдук // Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту : матеріали 80 міжнар. наук.-практ. конф. — Дніпро: ДНУЗТ, 2020. — С. 205–207.

55. Распределение элементов в карбидах никелевых сплавов равноосной кристаллизации / А. А. Глотка, С.В. Гайдук // Металургія 2020 : матеріали ІХ міжнар. наук.-практ. конф., 8–10 верес. 2020 р. — Запоріжжя, 2020. — С. 204–206.

56. Carbides in nickel-based superalloys / О. А. Glotka, V. V. Goncharova // Прикладні науково-технічні дослідження : матеріали V міжнар. наук.-практ. конф., 5–7 квіт. 2021 р. — Івано-Франківськ : Академія технічних наук України, 2021. — С. 275–277. — ISBN 978-617-7926-12-1.

57. Прогнозування складу первинних карбідів багатокomпонентних систем / О. А. Глотка, С. В. Грибанова // Прикладні науково-технічні дослідження : матеріали V міжнар. наук.-практ. конф., 5–7 квіт. 2021 р. — Івано-Франківськ : Академія технічних наук України, 2021. — С. 278–280. — ISBN 978-617-7926-12-1.

58. Вплив легування на параметр граток гама та гама штрих фази в жароміцних нікелевих сплавах / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, С. Б. Беліков, С. В. Єсауленко, В. В. Кононов // Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту : тези 82 міжнар. наук.-практ. конф. — Дніпро, 2023. — С. 274–275.

59. Процеси карбідоутворення в системі Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький // Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту : тези 81 міжнар. наук.-практ. конф. — Дніпро, 2021. — С. 219–220.

60. Чисельний метод визначення властивостей жароміцних нікелевих сплавів / В. В. Гончарова, О. А. Глотка // Природничі та гуманітарні науки. Актуальні питання : тези IV міжнар. студ. наук.-техн. конф. — Тернопіль, 2021. — С. 144–145. — Електронний ресурс.

61. Математическое прогнозирование карбидного ликвидуса и состава карбидов жаропрочных никелевых сплавов / А. А. Глотка, В. Е. Ольшанецкий // Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2021 : матеріали XIII міжнар. наук.-техн. конф., 28–29 квіт. 2021 р. — Київ, 2021. — С. 60–61.

62. Математичне прогнозування властивостей жароміцних нікелевих сплавів / А. А. Глотка, В. В. Гончарова // *Металургія 2021 : матеріали X міжнар. наук.-практ. конф., 18–20 трав. 2021 р. — Запоріжжя, 2021. — С. 41–43.*

63. Еволюція хімічного складу карбідів в залежності від режиму термічної обробки / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький // *Неметалеві вкращення і гази у ливарних сплавах : матеріали XVI міжнар. наук.-техн. конф., 07–08 жовт. 2021 р. — Запоріжжя, 2021. — С. 74–76. — ISBN 978-617-529-335-5.*

64. Возможности использования порошкового жаропрочного сплава ЭП741п в аддитивных технологиях / А. А. Глотка, А. В. Овчинников, А.А. Скребцов // *Космические технологии: сегодня и в будущем : материалы VI междунар. конф., 28–30 мая 2017 г. — Днепр, 2017. — С. 67–68.*

65. Об эвтектической составляющей в экономнолегированных быстрорежущих сталях / А. А. Глотка // *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра : матеріали XIV всеукр. наук.-техн. конф., 19 квіт. 2016 р. — Київ, 2016. — С. 260–268.*

66. Modeling of carbides composition in welded alloy / A. Glotka, D. Goncharova // *Нові матеріали і технології в машинобудуванні-2022 : матеріали XIV міжнар. наук.-техн. конф., 28–29 квіт. 2022 р. — Київ, 2022. — С. 9–11.*

67. Концепція впливу хімічного складу на структуру і властивості жароміцних нікелевих сплавів / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Хвостак, В. В. Кононов // *Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів : матеріали XV міжнар. наук.-техн. конф., 08–09 листоп. 2022 р. — Запоріжжя, 2022. — С. 28–31. — ISBN 978-617-529-387-4.*

68. Carbide transformations in a welded nickel-based superalloy / O. A. Hlotka, V. Yu. Olshanetsky, D. Yu. Honcharenko, V. F. Cherep, D. A. Andriyanenko // *Нові сталі та сплави і методи їх оброблення для підвищення надійності та*

довговічності виробів : матеріали XV міжнар. наук.-техн. конф., 08–09 листоп. 2022 р. — Запоріжжя, 2022. — С. 31–34. — ISBN 978-617-529-387-4.

69. Збільшення працездатності жароміцних нікелевих сплавів завдяки оптимізації хімічного складу / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький, В. В. Хвостак // Матеріалознавство та технології : матеріали міжнар. наук.-техн. конф., 22–23 верес. 2022 р. — Харків, 2022. — С. 130–134.

70. Удосконалення структурно-фазового складу ливарних жароміцних нікелевих сплавів рівноосної кристалізації / О. А. Глотка, В. Ю. Ольшанецький // Процеси, машини та обладнання агропромислового виробництва: проблеми теорії та практики : матеріали міжнар. наук.-практ. конф., 29–30 верес. 2022 р. — Тернопіль, 2022. — С. 115–116.

71. Improvement of carbide phases in welded nickel-based superalloy / O. Glotka, V. Olshanetsky, S. Belikov // Нові матеріали і технології в машинобудуванні : матеріали XV міжнар. наук.-практ. конф., 27–28 квіт. 2023 р. — Київ : НТУУ «КПІ», 2023. — С. 21–22.

72. Встановлення критичних температур в жароміцних нікелевих сплавах за хімічним складом / О. Глотка, В. Ольшанецький, К. Литвинова // Сучасна наука та освіта: стан, проблеми, перспективи : матеріали III міжнар. наук.-практ. конф., 20–21 берез. 2023 р. — Полтава, 2023. — С. 401–402.

73. Прогнозування складу карбідів в ливарному жароміцному нікелевому сплаві / О. Глотка, С. Беліков, В. Ольшанецький, С. Єсауленко // Матеріали та технології в інженерії: інженерія, матеріали, технології, транспорт : матеріали міжнар. конф., 16–18 трав. 2023 р. — Луцьк, 2023. — С. 90–92.

74. Predicting the properties of cast nickel-based superalloys / O. A. Glotka // Металургія 2023 : матеріали XII міжнар. наук.-практ. конф., 10–12 жовт. 2023 р. — Харків-Київ, 2023. — С. 274–277.