

Міністерство освіти і науки України
Запорізький національний технічний університет

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

ГАЙДУК СЕРГІЙ ВАЛЕНТИНОВИЧ



УДК 669.245.018.044:620.193.53

ДИСЕРТАЦІЯ

**РОЗВИТОК І ЗАСТОСУВАННЯ НАУКОВИХ ПРИНЦИПІВ
ЛЕГУВАННЯ ДЛЯ РОЗРОБКИ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ
СПЛАВІВ З ГАРАНТОВАНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ**

Спеціальність 05. 02. 01 – «Матеріалознавство»

Подається на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук

Запоріжжя – 2018

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



____ С.В. Гайдук

Науковий консультант: Беліков Сергій Борисович, лауреат державної премії України у галузі науки та техніки доктор технічних наук, професор

АНОТАЦІЯ

Гайдук С.В. Розвиток і застосування наукових принципів легування для розробки жароміцних нікелевих сплавів з гарантованими властивостями. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.01 - «Матеріалознавство».

Робота виконана в Запорізькому національному технічному університеті, Запоріжжя, 2018.

Зміст дисертації. Дисертаційна робота присвячена розвитку і застосуванню наукових принципів легування для розробки жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) з гарантованим комплексом властивостей шляхом багатокритерійної оптимізації їх складу за заданими властивостями. На основі математичної обробки розрахункової і експериментальної статистики за визначеними групами найважливіших властивостей, які кардинально впливають на працездатність сплавів цього класу в умовах експлуатації, отримано групи регресійних моделей для розрахункового прогнозу цих властивостей. В створеному алгоритмі комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) реалізовано новий концептуальний підхід оптимізації складу ливарних ЖНС без попереднього проведення експериментів, гарантуючи задані властивості. Розвиток наукових принципів легування ливарних ЖНС дало можливість на практиці за створеною методикою КРАМ та її алгоритмом розробити склади нових вітчизняних ливарних жароміцних корозійностійких нікелевих сплавів ЗМІ-ЗУ-М1 і ЖСЗЛС-М відповідального призначення.

В першому розділі *«Сучасний стан теорії і практики легування жароміцних нікелевих сплавів»* проведено аналітичний огляд з питань проблеми сучасного стану теорії і практики легування жароміцних нікелевих сплавів, а також сучасні підходи і методи їх розробки. Показані існуючі

погляди на оцінку найважливіших службових властивостей, які кардинально впливають на працездатність ливарних ЖНС в умовах експлуатації.

Проаналізовані сучасні тенденції розвитку наукових принципів легування ливарних ЖНС, як одних з перспективніших матеріалів в газотурбобудуванні, наведено основні вимоги до них.

Розглянуті існуючі розрахункові методи прогнозування властивостей, а також сучасні методи комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів, які відбуваються в структурі жароміцних матеріалів в широкому температурному діапазоні. Проаналізовано обширну експериментальну базу даних за складами і властивостями відомих вітчизняних та зарубіжних ливарних ЖНС з різноманітними системами легування, які використовуються в сучасному авіаційному і стаціонарному газотурбобудуванні. Проаналізовано стан та напрямки досліджень в цій області.

За результатами аналітичного огляду патентних і 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. Здійснено вибірку ливарних ЖНС з позицій різноманітних систем легування, що за вмістом основних елементів охоплює широкий діапазон легування, а також надання надійних розрахункових і експериментальних даних за групами властивостей: 1- структурна стабільність, 2 - структурно-фазові, 3 - фізичні, 4 - температурні, 5 – корозійні, 6 - механічні. Кожен досліджений сплав виступав як самостійний об'єкт дослідження.

Математичну обробку розрахункових і експериментальних даних за групами властивостей досліджених складів ливарних ЖНС було здійснено у програмному комплексі Microsoft Office в пакеті MS EXCEL методом найменших квадратів (МНК) з отриманням кореляційних залежностей типу «параметр-властивість» з побудовою функцій відгуку (ліній трендів) з

отриманням математичних рівнянь регресійних моделей, які оптимально описують ці залежності.

Розрахунки структурно-фазових і фізичних характеристик досліджених сплавів було здійснено з використанням комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів методом CALPHAD в програмі JMatPro на основі їх хімічного складу, з отриманням температурних залежностей типу «склад-властивість».

У третьому розділі *«Комплексна розрахунково-аналітична методика (КРАМ) та її алгоритм для оптимізації складу ливарних жароміцних нікелевих сплавів»* представлено результати поетапного отримання регресійних моделей для розрахункового прогнозу властивостей на основі обробки розрахункових і експериментальних даних за групами вищезазначених характеристик для класу ливарних ЖНС.

Отримано прогнозуючі регресійні моделі (група 1), які дозволяють з більш високою точністю ($R^2 \geq 0,9$) здійснювати розрахунки параметрів структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$), ($\bar{M}_{d\gamma}$) за величиною мінілегувального комплексу $\Pi_{\text{ТЩУ}} = \text{Cr} / (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W})$, співвідношенням цих елементів в складі ливарних ЖНС, а також більш точно розраховувати параметр ($\bar{M}_{dC}$) за величиною дисбалансу (ΔE) системи легування сплаву, ніж відомі методи PHACOMP і New PHACOMP.

Показано, що розрахунки структурно-фазових (група 2: тип, об'ємна доля, склад фаз) і фізичних (група 3: щільність, модуль пружності, коефіцієнт термічного розширення, теплопровідність, електричний опір, місфіт) характеристик можна адекватно здійснювати за хімічним складом ливарних ЖНС комп'ютерним моделюванням термодинамічних процесів методом CALPHAD в програмі JMatPro, що містить термодинамічні бази даних. Отримано прогнозуючі регресійні моделі (група 4), які дозволяють з високою точністю ($R^2 \geq 0,9$) здійснювати розрахунки критичних температур ліквідусу (t_L) і солідусу (t_S) за величиною мінілегувального комплексу $(\Sigma C_i^V) = (\text{Mo} + \text{W} + \text{Ta} + \text{Re} + \text{Ru})\%$, за масою, сумарного вмісту елементів, що

зміцнюють γ - твердий розчин і критичних температур початку ($t_{\text{П.Р.}}^{\gamma}$) та кінця ($t_{\text{К.Р.}}^{\gamma}$) розчинення γ' - фази, а також температури ($t_{\text{ЕВТ.}}$) локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$) за величиною мінілегувального комплексу ($\Sigma C_i^{\gamma'} = (\text{Al}+\text{Ti}+\text{Nb}+\text{Ta}+\text{Hf})\%$, за масою, сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів у складі ливарних ЖНС.

Отримано прогножуючі регресійні моделі (група 5), які дозволяють з високою точністю ($R^2 \geq 0,9$) здійснювати розрахунки середньої швидкості корозії (V_q^t) за температур 800⁰, 850⁰, 900⁰ і 950⁰С, а також критичної температури ($t_{\text{КРИТ.}}$) переходу до прискореної ВТК, в умовах впливу синтетичної золи, за величиною мінілегувального комплексу $\text{ПКС} = \sqrt{Cr} \cdot (\text{Ti} / \text{Al})$, співвідношенням цих елементів у складі ливарних ЖНС.

Отримано прогножуючі регресійні моделі (група 6), які дозволяють з високою точністю ($R^2 \geq 0,9$) здійснювати розрахунки об'ємної долі ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС за величиною мінілегувального комплексу ($\Sigma C_i^{\gamma'} = (\text{Al}+\text{Ti}+\text{Nb}+\text{Ta}+\text{Hf})\%$, за масою, сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів у їхньому складі, а також розраховувати границі короткочасної (σ_B^t) міцності для температур 20⁰, 800⁰, 900⁰, 1000⁰С і границі 100- і 1000- годинної тривалої (σ_t^t) міцності для температур 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С за величиною об'ємної долі ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС.

Створено алгоритм методики КРАМ для багатокритерійної оптимізації складу розробляемого сплаву за заданими властивостями. Алгоритм методики КРАМ разом із відомими методами, містить групи отриманих регресійних моделей, інтегрованих в загальну схему, що дозволяє поетапно здійснювати розрахунки заданих властивостей і шляхом багатокритерійної оцінки оптимізувати склад розробляемого сплаву, гарантуючі заданий комплекс властивостей без попереднього проведення експериментів.

У четвертому розділі *«Розробка ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву для виготовлення литих робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації»* представлено результати поетапної розробки за створеним алгоритмом методики КРАМ

складу нового ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для наземних газотурбінних установок Д-336 різних модифікацій, який має характеристики жароміцності і технологічності на рівні промислового ливарного жароміцного не корозійностійкого сплаву ЖС26-ВІ, а показники ВТК- стійкості на рівні промислового ливарного корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У, значно перевищуючи його за показниками жароміцності і технологічності. На початковому етапі розробки були задані технічні вимоги до рівня контрольованих параметрів, які закладалися в розрахунок для багатокритерійної оцінки і оптимізації складу розробляемого сплаву, призначеного для отримання методом спрямованої (моно) кристалізації литих робочих лопаток для наземних газотурбінних установок Д-336. За створеним алгоритмом методики КРАМ поетапно були здійснені розрахунки за групами контрольованих властивостей, що дозволило шляхом багатокритерійної оцінки визначити оптимальний склад 4, який задовольняє вимогам до заданих характеристик. В умовах підприємства ДП «Івченко-Прогрес» на тестових і промислових плавках на мокристалічних зразках і лопатках з КГО [001], отриманих за серійною технологією у відповідності з нормативними вимогами затверджених ТУ 14-134-446-2010, було здійснено експериментальні дослідження, технологічне випробування і промислову атестацію розробленого сплаву з присвоєнням марки ЗМІ-3У-М1. Лопатки першого дослідного комплекту відпрацювали в натурних умовах понад 10 тисяч годин з позитивним результатом і до сьогодні експлуатуються з метою збільшення терміну їх напрацювання.

У п'ятому розділі *«Розробка ливарного технологічно зварювального жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву для виготовлення цільнолитих соплових апаратів»* представлено результати поетапної розробки за створеним алгоритмом методики КРАМ складу нового ливарного технологічно зварювального жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву для виготовлення цільнолитих соплових апаратів двигуна

ТВЗ-117, який має показники жароміцності на рівні промислового жароміцного сплаву ВЖЛ12Е, який не має необхідної ВТК- стійкості і технологічно незварювальний, а технологічну зварювальність і ВТК- стійкість на рівні промислового ливарного технологічно зварювального корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС, значно перевищуючи його за показниками жароміцності. На початковому етапі розробки були задані технічні вимоги до рівня контрольованих параметрів, які закладалися в розрахунок для багатокритерійної оцінки і оптимізації складу розробляемого сплаву, призначеного для отримання цільнолитих соплових апаратів двигуна ТВЗ-117. За створеним алгоритмом методики КРАМ поетапно за групами були розраховані задані властивості, що дозволило шляхом багатокритерійної оцінки визначити оптимальний склад 3, який задовольняє вимогам до заданих властивостей. Експериментальні дослідження, технологічне випробування і промислову атестацію розробленого сплаву з присвоєною маркою ЖСЗЛС-М було здійснено на зразках рівновісної кристалізації, отриманих за серійною технологією на тестових і промислових плавках в умовах підприємств АТ «МОТОР СІЧ» і ЗМЗ ім. В.І. Омельченка у відповідності з нормативами затверджених ТУУ 24.4-23365425-698:2016. Перший дослідний СА ТВЗ-117 відпрацював призначений ресурс на технологічному двигуні з позитивним результатом і експлуатується до сьогодні з метою збільшення терміну його напрацювання.

Ключові слова: жароміцні нікелеві сплави, структурна стабільність, фазовий склад, критична температура, високотемпературна корозія, механічні властивості, прогнозування, регресійна модель, алгоритм, комплексна розрахунково-аналітична методика.

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Монографія

1. Гайдук, С.В. Наукові основи проектування ливарних жароміцних нікелевих сплавів з необхідним комплексом службових властивостей / С.В. Гайдук, Беліков С.Б. - Запоріжжя, ЗНТУ. - 2017. – 80 с. - ISBN: 978-617-529-160-3.

Монографія у виданні іншої держави

2. Гайдук, С.В. Жаропрочные никелевые сплавы / С.В. Гайдук // LAP LAMBERT Academic Publishing. - Saarbrücken, Deutschland. - 2012. – 196 p. – ISBN: 978-3-84433-190-5.

Статті без співавторів у наукових фахових виданнях України

3. Гайдук, С.В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2015. - №2. - С. 92-103.

4. Гайдук, С.В. Проектирование литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава для изготовления турбинных лопаток методом направленной (моно) кристаллизации / С.В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.-2016.- №1.- С. 58-68.

5. Гайдук, С.В. Проектирование технологически свариваемого литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава для изготовления цельнолитых сопловых аппаратов / С.В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.-2016.- №2. -С. 66-76.

Статті у виданнях з індексом цитування

6. Гайдук, С.В. Исследование влияния соотношения тантала и рения на высокотемпературную коррозионную стойкость жаропрочного никелевого сплава ЖС-32 / С.В. Гайдук, А.Г.Андриенко, В.В. Кононов, И.С. Малащенко // Современная электрометаллургия. - 2009. - № 4 (97). - С. 36-39.

7. Гайдук, С.В. Расчет фазового состава литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2015. - № 3 (120). – С. 35-40.

8. Гайдук, С.В. Применение CALPHAD-метода для расчета количества γ' - фазы и прогнозирования длительной прочности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Metallургическая и горнорудная промышленность. - 2015. - №6 (297). - С. 64-68.

9. Гайдук, С.В. Получение прогнозирующих математических моделей для расчета термодинамических параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // Современная электрометаллургия. - 2015. - №4 (121). – С. 31-37.

10. Гайдук, С.В. Регрессионные модели для прогнозирующих расчетов коррозионных параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // Современная электрометаллургия. - 2016. - № 3 (124). - С.51-56.

11. Гайдук, С.В. Применение комплексной расчетно-аналитической методики для многокритериальной оптимизации составов литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2017. - № 1. – С. 44-51.

12. Гайдук, С.В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов с требуемыми служебными свойствами / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Metallургическая и горнорудная промышленность. - 2016. - №5(302). - С. 62-69.

13. Гайдук, С.В. Автоматизированное проектирование литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава для направленной (моно) кристаллизации отливок с требуемыми свойствами / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Metallургическая и горнорудная промышленность. - 2016. – №6 (303). - С. 30-34.

14. Гайдук, С.В. Технологически свариваемый литейный жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2017. - №1. - С. 65-70.

Статті у наукових фахових виданнях України

15. Гайдук, С.В. Оценка влияния соотношения тантала к рению на структурную стабильность и механические свойства жаропрочного никелевого сплава ЖС-32 / С.В. Гайдук, А.Г. Андриенко, В.В. Кононов, О.В. Гнатенко // Вестник двигателестроения. - 2010. - №1. - С. 128-132.

16. Гайдук, С.В. Прогнозирование структурной и фазовой стабильности экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отливок / С.В. Гайдук, О.В. Гнатенко, В.В. Наумик // Вісник ДДМА. - 2011. - №4 (25). – С. 40-43.

17. Гайдук, С.В. Влияние тантала на структуру и прочностные характеристики литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЖСЗЛС / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андриенко [и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2011. - №2. - С. 42-46.

18. Гайдук, С.В. Исследование влияния гафния на структуру и свойства литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андриенко [и др.] // Вестник двигателестроения. - 2012. - № 1. - С. 196-200.

19. Гайдук, С.В. Влияние соотношения вольфрама к молибдену на механические свойства сплава ЖСЗЛС, оптимально легированного гафнием и танталом / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.- 2012.- №1.- С.31-34.

20. Гайдук, С.В. Механические свойства и технологические особенности получения деталей ГТУ с направленной (моно) структурой из жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава / С.В. Гайдук, А.Г. Андриенко, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2012. - № 2. – С. 81-86.

21. Гайдук, С.В. Разработка состава коррозионностойкого защитного покрытия и способа его нанесения на отливки из жаропрочных сплавов / С.В. Гайдук, О.В. Гнатенко, В.В. Наумик // Вестник двигателестроения. - 2013. - №1. - С. 133-138.

22. Гайдук, С.В. Применение методов пассивного и активного эксперимента к оценке влияния гафния на характеристические температуры многокомпонентного никелевого сплава / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2014. - № 1. – С. 120-126.

23. Гайдук, С.В. Исследование гафния на фазовый состав литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава с применением метода пассивного эксперимента / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.-2014.- №1.- С. 45-51.

24. Гайдук, С.В. Оценка влияния тантала на критические температуры в литейном свариваемом жаропрочном никелевом сплаве с применением расчетных и экспериментальных методик / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.-2014.-№ 2.- С. 34-40.

25. Гайдук, С.В. Применение CALPHAD-метода к расчету фазового состава литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава с танталом / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2015. - № 1. – С. 131-138.

26. Гайдук, С.В. Сравнительные исследования свариваемости литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, И.А. Петрик [и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.- 2015.-№1.- С. 82-88.

27. Гайдук, С.В. Применение аналитических методов для расчета химического состава γ -, γ' - фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Авиационно-космическая техника и технология. - 2015. - № 9(126).- С. 33-37.

28. Гайдук, С.В. Расчет фазового состава литейного свариваемого жаро-прочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD

/ С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. - 2016.- №1. - С. 107-112.

29. Гайдук, С.В. Прогнозирование параметров структурной стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. - 2017. - № 1. - С. 139-148.

Патенти на винахід

30. Пат. 2354733, Россия, МПК⁶ C22C 19/05. Сплав на никелевой основе для литья монокристаллических лопаток турбины газотурбинного двигателя / Ю.С. Елисеев, В.А. Поклад, О.Г. Оспенникова, А.Г. Андриенко, С.В. Гайдук и др. ; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное унитарное предприятие ММПП «Салют».-№ 2007123936/02; заявл. 27.06.07 ; опубл. 10.05.09, Бюл. № 13. – 7 с.

31. Пат. 48242, Україна, МПК⁶ C22C 19/05. Ливарний жароміцний нікелевий сплав / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль та ін. ; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т. - № u200909668 ; заявл.21.09.09 ; опубл.10.03.10, Бюл. №5. - 8 с.

32. Пат. 48240, Україна, МПК⁶ C23C 10/00 C23C 28/00. Спосіб одержання виробів з корозійностійким високотемпературним покриттям / А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, С.В. Гайдук, В.В. Кононов та ін. ; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т; заявл. 21.09.2009, № u2009 09664; опубл. 10.03.2010, Бюл. № 5. – 14 с.

33. Пат. 67814, Україна, МПК⁶ C22C 19/05. Ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, В.В. Кононов та ін. ; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т. - № U201108648 ; заявл. 11.07.11 ; опубл. 12.03.12, Бюл. №5. - 6 с.

Тези в матеріалах вітчизняних і міжнародних конференцій

34. Гайдук С.В., Коваль А.Д, Андриенко А.Г., Ястребова О.Ф., (2010), *Зависимость параметров коррозионной стойкости сплава ЖС-32 от величины соотношения тантала к рению*, «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів» :

Зб. наук. пр. XII-й Міжнар. наук.-техн. конф. – (Запоріжжя, 6-8 жовтня 2010). – сс. 35-37.

35. Гайдук С.В., Коваль А.Д., Андриенко А.Г., Ястребова О.Ф., (2010), *О влиянии соотношения тантала к рению в сплаве ЖС-32 на механические свойства*, «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів» : Зб. наук. пр. XII-й Міжнар. наук.-техн. конф. – (Запоріжжя, 6-8 жовтня 2010). – сс. 49-51.

36. Гайдук С.В., Андриенко А.Г., Кононов В.В., Тихомирова Т.В., (2011), *Влияние легирования гафнием на структурообразование жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава*, «Молодежь в авиации: новые решения и передовые технологии» : Сб. тез. докл. V-й Междунар. молодёж. конф. авиастроительной отрасли. - (Запорожье - Алушта, 16-20 мая 2011). - сс.172-174.

37. Гайдук С.В., Гнатенко О.В., Наумик В.В., (2011), *Прогнозирование фазовой стабильности экономнолегированного никелевого сплава*, «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология» : Материалы Междунар. научн.-практич. конф.-выставки. – (Украина, Киев, 2011). - сс. 67–69.

38. Гайдук С.В., Гнатенко О.В., Наумик В.В., (2012), *Разработка оптимального состава экономно-легированного жаропрочного никелевого сплава с повышенной фазовой стабильностью*, «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах» : Зб. тез XIII Міжнар. наук.-техн. конф. – (Запоріжжя, 9-12 жовтня 2012). – сс. 106 – 107.

39. Гайдук С.В., Гнатенко О.В., Андриенко А.Г., Наумик В.В., (2012), *Структурные превращения жаропрочных никелевых сплавов в условиях ползучести*, «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах» : Зб. тез XIII Міжнар. наук.-техн. конф. – (Запоріжжя, 9-12 жовтня 2012). – сс. 112-113.

40. Кононов В.В., Гнатенко О.В., Гайдук С.В., Наумик В.В., (2012), *Состав коррозионностойкого защитного покрытия и способ его нанесения на отливки из жаропрочных никелевых сплавов*, «Неметалеві

вкраплення і газу у ливарних сплавах» : Зб. тез XIII Міжнар. наук.-техн. конф.- (Запоріжжя, 9-12 жовтня 2012). – сс. 114-115.

41. Гайдук С.В., Андриенко А.Г., Петрик І.А., (2014), *Сравнительная оценка свариваемости литейных жаропрочных никелевых сплавов*, «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів» : Зб. матер. наук. пр. XIII-й Міжнар. наук.-техн. конф.– (Запоріжжя, ЗНТУ, 2014). – сс. 90-92.

42. Belikov S.B., Sanchugov E.L., Stepanova L.P., Gayduk S.V., Denisov D.L., (2014), *Corrosion resistance of nickel superalloys for marine gas turbines*, «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів» : Зб. матер. наук. пр. XIII-й Міжнар. наук.-техн. конф.– Запоріжжя, ЗНТУ, 2014). – сс. 196-197.

43. Гайдук С.В., Милонин Е.В., Наумик В.В., (2015), *Система легирования жаропрочного никелевого сплава для силовых агрегатов наземных установок*, «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» : Матер. VII-й Міжнар. наук.-техн. конф. - (Україна, Київ, 2015). - сс. 101-102.

44. Гайдук С.В., Тихомирова Т.В., (2015), *Применение аналитических методов для расчета химического состава γ -, γ' - фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов*, «XX-й міжнародний конгрес двигунобудівників» : Тези доповідей. – (Харків, «ХАІ», 2015). – сс.88.

45. Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В., (2015), *Экономнолегированный жаропрочный никелевый сплав для установок наземной эксплуатации*, «Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах» : Зб. тез XIV Міжнар. наук.-техн. конф. – (Запоріжжя, 6-9 жовтня 2015). – сс. 107 – 109.

46. Гайдук С.В., Тихомирова Т.В., (2015), *Исследование структурно-фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов с помощью синтеза расчетно-аналитических методик*, «Неметалеві

вкраплення і газу у ливарних сплавах» : Зб. тез XIV Міжнар. наук.-техн. конф. – (Запоріжжя, 6-9 жовтня 2015). – сс. 125 – 127.

ANNOTATION

Gayduk S.V. Development and application of the scientific alloying concepts in engineering of high-temperature nickel-base alloys with guaranteed properties. - Qualifying scientific work by right of a manuscript.

The dissertation is intended for getting the scientific degree of Doctor of Technical Sciences, speciality 05.02.01 «Materials Science».

The work has been carried out at the Zaporizhzhya National Technical University, Zaporizhzhya, 2018.

The content of the dissertation. This dissertation is devoted to the development and application of the scientific alloying concepts in engineering of high-temperature nickel-base alloys (HTN-alloys) with the given set of properties by multi-criteria optimization of their chemical composition. On the base of mathematical processing of the calculated and tested statistics data according to defined groups, which influence essentially on serviceability of this class alloys under service conditions, the groups of regression models, which calculate the properties forecast have been obtained. A new concept way for optimization of cast HTN-alloys has been realized in the created algorithm of Comprehensive Analytical Solution Method (CASM), without preliminary tests, providing, however, the given properties. The development of the scientific alloying concepts for cast HTN-alloys has given a practical possibility by the created algorithm CASM, to engineer chemical compositions of new national high-temperature corrosion-resistant cast alloys 3MI-3Y-M1 and ЖС3ЖС-М of responsible appointment.

Chapter one, «*Present-day condition of the alloying theory and practice concerning high-temperature nickel-base alloys*», analyzes the problem of theoretical and practical state considering alloying of the high-temperature nickel-base alloys today and what the present ways and methods are used in alloys engineering. The existing views on evaluation of the most important service properties, which significantly influence on serviceability of cast HTN- alloys under service conditions, are represented. The tendencies of today in the development of the scientific alloying concepts for cast HTN-alloys, which are the most promising materials in gas-turbine engineering, have been analyzed, and the main requirements to these alloys are indicated.

The existing calculating methods for the properties forecast and the present computer ways modeling thermodynamic processes, which occur in the high-temperature materials structure within a wide temperature range, have been considered. An extensive experimental data base has been analyzed by chemical compositions and properties of the known national and foreign cast HTN-alloys with different alloying systems used in the aircraft and stationary gas-turbine engineering of today. The investigation conditions and directions of this field have been analyzed, too.

By analytical review of the patents and literature sources, we have made the conclusions and both the object and research job have been substantiated.

Chapter two, «*Materials and methods of investigation*», is devoted to methodological justification of research in order to achieve the defined goals, which include the materials used, calculating and standard experimental procedures and their sequence. Sampling of cast HTN-alloys by different alloying systems, which covers a wide content range of the main chemical elements, has been made, and the reliable calculated and experimental data according to the groups of properties, are represented as: 1 - structure stability parameters, 2 - structure and phase properties, 3 - physical properties, 4 - thermal properties, 6 - mechanical properties. Each tested alloy was considered as a separate subject of investigation.

Mathematical processing of the calculated and experimental data has been carried out by Ordinary Least Squares (OLS) in MS EXEL according to the groups of properties concerning chemical compositions of cast HTN-alloys under investigation in order to obtain the correlation dependences «parameter – property» for them and to build a response function (trend lines) with mathematical equations of regression models, which describe these dependences perfectly.

Calculations of phase-structural and physical properties of the alloys under investigation have been carried out by CALPHAD-method in program JMatPro on the base of chemical compositions data using computer modeling of thermodynamic processes in order to obtain temperature functions «chemical composition – property».

Chapter three, «*Comprehensive Analytical Solution Method (CASM) and its algorithm applied for high-temperature nickel-base cast alloys to optimize their chemical composition*», represents the results of step-by-step regression models obtained to forecast the properties on the base of calculated and experimental data processing according to the groups of the above-mentioned cast HTN-alloys.

The determined forecasting regression models (group 1), allow to calculate the structure stability parameters ($\bar{N}_{V\gamma}$), ($\bar{M}_{d\gamma}$) with higher accuracy ($R^2 \geq 0.9$), by mini-alloying complex $P_{TCP} = Cr / (Cr + Mo + W)$ and relationship of these elements in cast HTN-alloys and to computer more precisely, in comparison with known PHACOMP and New PHACOMP methods, a parameter ($\bar{M}_{dC}$), by disbalancement (ΔE) of the alloying system.

It has been shown, that phase and structure properties (group 2: phase type, phase volume fraction in solid solution, phase chemical composition) and physical properties (group 3: density, modulus of elasticity, thermal expansion coefficient, heat conduction, electrical resistance, crystal lattices misfit) can be calculated correctly by chemical composition of HTN-alloys using computer modeling of thermodynamic processes by CALPHAD-method in program JMatPro with introduced thermodynamic data base.

The obtained forecasting regression models (group 4), allow to calculate with high accuracy ($R^2 \geq 0.9$), critical temperatures of liquidus (t_L) and solidus (t_S) by value of mini-alloying complex ($\Sigma C_i^{\gamma} = (\text{Mo}+\text{W}+\text{Ta}+\text{Re}+\text{Ru})\%$, by mass, i.e. the total content of elements, which strengthens γ - solid solution, critical temperatures of solvus start ($t_{st}^{\gamma'}$) and finish ($t_F^{\gamma'}$) of γ' - phase, and also to calculate local melting temperature of eutectic ($\gamma+\gamma'$) by mini-alloying complex ($\Sigma C_i^{\gamma'} = (\text{Al}+\text{Ti}+\text{Nb}+\text{Ta}+\text{Hf})\%$, by mass, i. e. the total content of γ' - phase generating elements in HTN-alloy composition.

The obtained forecasting regression models (group 5), allow to calculate with high precision ($R^2 \geq 0.9$), the average corrosion rate (V_q^t) at temperatures 800°, 850°, 900° and 950°C and critical temperature of change to accelerated high-temperature corrosion (HTC) under the influence of synthetic ash by the value of mini-alloying complex $P_{Cor.} = \sqrt{Cr} \cdot (\text{Ti} / \text{Al})$ and to determine the relationship of these elements in cast HTN-alloy composition.

The forecasting regression models (group 6), have been obtained to calculate with high accuracy ($R^2 \geq 0.9$), the volume fraction ($V_{\gamma'}^t$) of γ' - phase in cast HTN-alloys by mini-alloying complex ($\Sigma C_i^{\gamma'} = (\text{Al}+\text{Ti}+\text{Nb}+\text{Ta}+\text{Hf})\%$, by mass, i.e. the total content of γ' - phase generating elements in the alloy composition, and also to compute the short-term strength (σ_U^t) limits at temperatures 20°, 800°, 900°, 1000°C and the long-duration strength (σ_r^t) limits during 100 and 1000hrs at temperatures 800°, 900° i 1000°C, by volume fraction ($V_{\gamma'}^t$) of γ' - phase in the structure of cast HTN-alloys.

Algorithm CASM for multi-criteria optimization of alloy under development with the given properties has been created. Together with other known methods it contains the groups of the obtained regression models integrated into the total scheme. That allows to make step-by-step calculations of the specified properties and to optimize by multi-criteria evaluation, the chemical composition of investigated alloy without preliminary tests.

Chapter four, *«Development of high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy applied for production of cast blades by directional (mono)*

crystallization», represents the results of step-by-step development by created algorithm CASM, of chemical composition of new high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy applied for blades manufacturing by directional (mono-) crystallization used in ground-based gas-turbine units D-336 of different versions. This alloy exhibits high-temperature strength and technological properties at the same level as commercial high-temperature non-corrosion-resistant cast alloy ЖС-26ВІ and the values of high – temperature corrosion resistance near to commercial corrosion-resistant cast alloy 3МІ-3У, significantly exceeding its high-temperature strength and technological values. In the first stage of the development, the special technical requirements to the controlled parameters introduced into the multi-criteria evaluation and optimization of the developed alloy chemical composition applied for gas-turbine units D-336, have been specified. According to the created algorithm CASM, calculations of the controlled properties by groups have been carried out step-by-step that has allowed by multi-criteria evaluation to find out optimal chemical composition 4, which satisfies the requirements to the given properties. Under the conditions of SE «Іvchenko-Progress» using experimental and commercial melts, mono-crystal samples and blades with crystallographic direction [001] produced by commercial technology according to standard requirements ТУ 14-134-446-2010, we have carried out experimental investigations, technological tests and certification of the developed alloy, and brand 3МІ-3У-М1 has been applied to it. The blades of the first investigated set have been worked under the full-scale conditions for over 10000 hours successfully and continue their service by today increasing running hours.

Chapter five, *«Development of operative-weldable high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy applied for cast in block nozzle units»*, shows according to algorithm CASM the results of step-by-step chemical composition development of new operative-weldable high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy applied for cast in block nozzle units of engine ТВ3-117. The new alloy exhibits high-temperature strength the same as commercial high-temperature alloy ВЖІІ12Е, which does not demonstrate

necessary high-temperature corrosion resistance and operative weldability. Besides, the new alloy demonstrates its operative weldability and HTC-resistance at the same level as commercial corrosion-resistant operative-weldable cast alloy ЖС3ЖС, exceeding by far its high-temperature strength. In the first stage of the development, the special technical requirements to the controlled parameters introduced into the multi-criteria evaluation and optimization of chemical composition of the developed alloy applied for engine TB3-117, were given. By created algorithm CASM the given properties have been calculated step-by-step for different groups that allows by multi-criteria evaluation to find out optimal chemical composition 3, which satisfies the requirements to the given properties.

Experimental investigations, technological tests and certification of the developed alloy have been carried out using the equiaxed samples obtained from the testing and commercial melts according to the commercial technology of «Motor Sich» JSC and ZMBP named after V.I. Omelchenko by standard requirements ТУУ 24.4-23365425-698:2016, and brand ЖС3ЖС-M has been applied to it. The first tested nozzle unit TB3-117 has worked for an allocated resource in the laboratory engine successfully and continues its service by today increasing running hours.

Key words: high-temperature nickel-base cast alloys, structure stability, phase composition, critical temperature, high-temperature corrosion resistance, mechanical properties, forecast, regression model, algorithm, Comprehensive Analytical Solution Method.

PUBLICATIONS BY THE SUBJECT OF DISSERTATION

Monograph

1. Gayduk, S.V. Scientific foundations for development of high-temperature nickel-base cast alloys with a necessary set of service properties / S.V. Gayduk, S.B. Byelikov.- Zaporizhzhya, ZNTU.- 2017.- 80 c. - ISBN: 978-617-529-160-3.

Monograph issued by a foreign state

2. Gayduk, S.V. Nickel-base superalloys / S.V. Gayduk // LAP LAMBERT Academic Publishing. - Saarbrücken, Deutschland. - 2012. – 196 p. – ISBN: 978-3-84433-190-5.

Articles without co-authors in scientific professional journals of Ukraine

3. Gayduk, S.V. Comprehensive Analytical Solution Method applied for high-temperature nickel-base cast alloys engineering / S.V. Gayduk // Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. - 2015. - №2. - P. 92-103.

4. Gayduk, S.V. High-temperature corrosion resistant nickel-base cast alloy engineering applied for turbine blades production by directional (mono) crystallization / S.V. Gayduk // Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. - 2016. - №1. - P. 58-68.

5. Gayduk, S.V. Development of technologically weldable high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy for production cast in block nozzle units / S.V. Gayduk // Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. - 2016. - №2. - P. 66-76.

Articles in journals with citation index

6. Gayduk, S.V. Investigation of tantalum to rhenium ratio influence on high-temperature corrosion resistance of high-temperature nickel-base alloy ЖС-32 / S.V. Gayduk, A.G. Andrienko, V.V. Kononov, I. S. Malashenko // Advances in Electrometallurgy. - 2009. - № 4 (97). - P. 36-39.

7. Gayduk, S.V. Phase composition calculation by CALPHAD-method of high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy / S.V. Gayduk, V.V. Kononov, V.V. Kurenkova // Advances in Electrometallurgy. - 2015. - №3(120). - P. 35-40.

8. Gayduk, S.V. Application of CALPHAD-method for calculation of γ' - phase quantity and long-duration strength forecast for high-temperature nickel-base cast alloys / S.V. Gayduk, T.V. Tykhomirova // Metallurgical and Mining Industry. - 2015. - № 6 (297). - P. 64-68.

9. Gayduk, S.V. Obtaining of forecasting mathematical models for calculation of high-temperature nickel-base cast alloys thermodynamic characteristics / S.V. Gayduk, V.V. Kononov, V.V. Kurenkova // *Advances in Electrometallurgy*. - 2015. - № 4 (121). - P. 31-37.

10. Gayduk, S.V. Mathematical regressive models for forecasting calculation of corrosion characteristics of high-temperature nickel-base cast alloys / S.V. Gayduk, V.V. Kononov, V.V. Kurenkova // *Advances in Electrometallurgy*. - 2016. - №3 (124). - P. 51-56.

11. Gayduk, S.V. Multi-criterion optimization of high-temperature nickel-base cast alloys chemical composition Comprehensive Analytical Solution Method application / S.V. Gayduk, V.V. Kononov, V.V. Kurenkova // *Advances in Electrometallurgy*. - 2017. - №1. - P. 44-51.

12. Gayduk, S.V. Comprehensive Analytical Solution Method development of high-temperature nickel-base cast alloys with required service properties / S.V. Gayduk, T.V. Tykhomirova // *Metallurgical and Mining Industry*. - 2016. - №5 (302). - P. 62-69.

13. Gayduk, S.V. Computer-aided design of high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy used for directional (mono-) crystallization with the required properties / S.V. Gayduk, T.V. Tykhomirova // *Metallurgical and Mining Industry*. - 2016. - №6 (303). - P. 30-34.

14. Gayduk, S.V. High-temperature operative-weldable corrosion-resistant nickel-base cast alloy / S.V. Gayduk, T.V. Tykhomirova // *Metallurgical and Mining Industry*. - 2017. - № 1. - P. 65-70.

Articles in scientific professional journals of Ukraine

15. Gayduk, S.V. Estimation of tantalum to rhenium ratio influence on structural stability and mechanical properties of high-temperature nickel-base alloy ЖС-32 / S.V. Gayduk, A.H. Andrienko, V.V. Kononov, O.V. Hnatenko // *Herald of aeroenginebuilding*. - 2010. - № 1. - P. 128-132.

16. Gayduk, S.V. Structural and phase stability forecast of economically alloyed high-temperature alloy for reliable castings / S. V. Gayduk, O.V. Hnatenko, V.V. Naumik // Herald of DDMA. - 2011. - №4 (25). - P. 40-43.

17. Gayduk, S.V. Influence of tantalum on structure and strength characteristics of high-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy ЖС3ЖС / S.V. Gayduk, A.D. Koval, A.H. Andrienko and others // Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. - 2011. - №2. - P. 42-46.

18. Gayduk, S.V. Investigation of hafnium influence on structure and properties of high - temperature corrosion - resistant nickel - base cast alloy / S.V. Gayduk, A.D. Koval and others // Herald of aeroenginebuilding. - 2012. - №1. - P. 196-200.

19. Gayduk, S.V. Influence of tungsten to molybdenum ratio on mechanical properties of alloy ЖС3ЖС optimum alloyed with hafnium and tantalum / S.V. Gayduk, A.D. Koval, A.H. Andrienko, V.V. Kononov // Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering.-2012.- №1.- P. 31-34.

20. Gayduk S.V. Mechanical properties and technological peculiarities in manufacturing of GTU-parts made of high-temperature corrosion-resistant nickel-base alloy with directed (mono-) structure / S.V. Gayduk, A.H. Andrienko, V.V. Kononov // Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. - 2012. - №2. - P. 81-86.

21. Gayduk, S.V. Engineering of corrosion-resistant protective coating chemical composition and its application technology for high-temperature alloy castings / S.V. Gayduk, O.V. Hnatenko, V. V. Naumik // Herald of aeroenginebuilding. - 2013. - № 1. - P. 133-138.

22. Gayduk, S.V. Application of passive and active experimental methods for evaluating hafnium influence on critical temperatures of multi-component nickel alloys / V. Gayduk, V.V. Kononov // Herald of aeroenginebuilding. - 2014. - №1. - P. 120-126.

23. Gayduk, S.V. Investigation of hafnium influence on phase composition of high-temperature corrosion-resistant cast nickel alloy using passive experimental method / S.V. Gayduk, V.V. Kononov // Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. - 2014. - № 1. - P. 45-51.

24. Gayduk, S.V. Estimation of tantalum influence on the critical points of cast weldable high-temperature nickel-base alloy by calculating and experimental methods / S. V. Gayduk, V.V. Kononov // Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. - 2014. - № 2. - P. 34-40.

25. Gayduk, S.V. Application of CALPHAD-method for phase composition calculation of cast weldable high - temperature corrosion - resistant nickel – base alloy containing tantalum / S. V. Gayduk, V.V. Kononov // Herald of aeroenginebuilding. - 2015. - №1. - P. 131-138.

26. Gayduk, S.V. Comparative investigation of high-temperature nickel-base cast alloys weldability / S.V. Gayduk, I. A. Petryk and others // Innovative materials and technologies in metallurgy and mechanical engineering. - 2015. - №1. - P. 82-88.

27. Gayduk, S.V. Application of analytical techniques for calculation of γ - and γ' - phases chemical composition and phase stability parameters of high-temperature nickel-base cast alloys / S. V. Gayduk, T.V. Tykhomirova // Aircraft Engineering and Aerospace Technology. - 2015. - №9 (126). - P. 33-37.

28. Gayduk, S.V. Phase composition calculation by CALPHAD-method of high-temperature corrosion-resistant weldable nickel-base cast alloy / S.V. Gayduk, V.V. Kononov // Herald of aeroenginebuilding. - 2016. - №1. - P. 107-112.

29. Gayduk, S.V. Forecast of structural stability parameters for high-temperature nickel-base cast alloys / S.V. Gayduk, V.V. Kononov // Herald of aeroenginebuilding. - 2017. - №1. - P. 139-148.

Patents for invention

30. Patent 2354733, Russian Federation, МПК⁶ C22C 19/05. Nickel-base alloy applied for casting of gas-turbine blades / I.S. Eliseev, V.A. Poklad,

O.G. Ospennikova, A.G. Andrienko S.V. Gayduk and others; applicant and patenter is Federal State Unitary Enterprise SMP «Salyut».- № 2007123936/02; applied on June 27, 2007; published on May 10, 2009, Bulletin №13. – 7 p.

31. Patent 48242, Ukraine, МПК⁶ C22C 19/05. High-temperature nickel-base cast alloy /S.V. Gayduk, A.D. Koval and others; applicant and patenter is Zaporizhzhya National Technical University.- № u200909668; applied on Sept. 21, 2009; published on March 10, 2010, Bulletin №5. – 8 p.

32. Patent 48240, Ukraine, МПК⁶ C23C 10/00 C23C 28/00. Way of manufacturing of the products with high-temperature corrosion-resistant coating / A.D. Koval, A.H. Andrienko, S.V. Gayduk, V. V. Kononov and others; applicant and patenter is Zaporizhzhya National Technical University.- № u2009 09664; applied on Sept. 21, 2009; published on March 10, 2010, Bulletin №5. – 14 p.

33. Patent 67814, Ukraine, МПК⁶ C22C 19/05. High-temperature corrosion-resistant nickel-base cast alloy / S.V. Gayduk, A.D. Koval, A.H. Andrienko, V.V. Kononov and others; ; applicant and patenter is Zaporizhzhya National Technical University.- № U201108648; applied on July 11, 2011; published on March 12, 2012, Bulletin №5. – 6 p.

Abstracts of National and International Conferences

34. Gayduk S.V., Koval A.D., Andrienko A.H., Yastrebova O.F., (2010), *Dependence of corrosion resistance parameters of alloy ЖС-32 on tantalum to rhenium ratio*, «New structural steels and alloys, methods of treatment to improve their products reliability and durability»: Collection of scientific works of XII International scientific and technical conference. - (Zaporizhzhya, Oct. 6-8, 2010). - pp. 35-37.

35. Gayduk S.V., Koval A.D., Andrienko A.H., Yastrebova O.F., (2010), *Influence of tantalum to rhenium ratio on the mechanical properties of alloy ЖС-32*, «New structural steels and alloys, methods of treatment to improve their products reliability and durability»: Collection of scientific works of XII International scientific and technical conference. - (Zaporizhzhya, Oct. 6-8, 2010). - pp. 49-51.

36. Gayduk S.V., Andrienko A.H., Kononov V.V., Tykhomirova T.V., (2011), *Influence of alloying with hafnium on structure formation of high-temperature corrosion-resistant nickel-base alloy*, «Youth in aviation: new solutions and advanced technologies»: Collection of abstracts of V International young conference of aircraft building industry. - (Zaporozhye- Alushta on May 16-20, 2011). - pp. 172-174.

37. Gayduk S.V., Hnatenko O.V., Naumik V.V., (2011), *Phase stability forecast of economically alloyed nickel-base alloy*, «Foundry industry: technologies, materials, equipment, economics and ecology»: Proceedings of International scientific and technical conference and exhibition.- (Ukraine, Kiev, 2011). - pp. 67-69.

38. Gayduk S.V., Hnatenko O.V., Naumik V. V., (2012), *Development of economically alloyed high-temperature nickel-base alloy optimal composition with increased phase stability*, «Non-metallic inclusions and gases in the cast alloys»: Collection of abstracts of XIII International scientific and technical conference. - (Zaporizhzhya, Oct. 9-12, 2012). - pp. 106-107.

39. Gayduk S.V., Hnatenko O.V., Andrienko A.H., Naumik V. V., (2012), *Structure transformations in high-temperature nickel-base alloys under creep*, «Non-metallic inclusions and gases in the cast alloys»: Collection of abstracts of XIII International scientific and technical conference. - (Zaporizhzhya, Oct. 9-12, 2012). - pp. 112-113.

40. Kononov V.V., Hnatenko O.V., Gayduk S.V., Naumik V.V., (2012), *Chemical composition of corrosion-resistant protective coating and its applying on the surfaces of castings made of high-temperature nickel-base alloys*, «Non-metallic inclusions and gases in the cast alloys»: Collection of abstracts of XIII International scientific and technical conference. - (Zaporizhzhya, Oct. 9-12, 2012). - pp. 114-115.

41. Gayduk S.V., Andrienko A.H., Petryk I.A., (2014), *Comparative evaluation of weldability of nickel-base cast alloys*, «New structural steels and alloys, methods of treatment to improve their products reliability and durability»:

Collection of scientific works of XIII International scientific and technical conference. - (Zaporizhzhya, ZNTU, 2014). - pp. 90-92.

42. Belikov S.B., Sanchugov E.L., Stepanova L.P., Gayduk S. V., Denisov D.L., (2014), *Corrosion resistance of nickel superalloys for marine gas turbines*, «New structural steels and alloys, methods of treatment to improve their products reliability and durability»: Collection of scientific works of XIII International scientific and technical conference. - (Zaporizhzhya, ZNTU, 2014). - pp. 196-197.

43. Gayduk S.V., Milonin E.V., Naumik V.V., - *Alloying system of high-temperature nickel-base alloy applied for power aggregates of ground based units*, «New materials and technologies in machinebuilding»: Proceedings of VII International scientific and technical conference.- (Ukraine, Kyiv, 2015). - pp. 101-102.

44. Gayduk S.V., Tykhomirova T.V., (2015), *Application of analytical methods for calculation of γ -, γ' -phases chemical composition and phase stability parameters of high-temperature nickel-base cast alloys*, «XX International Congress of Aeroenginebuilders»: Abstracts of reports. - (Kharkiv, «kHAI», 2015). - pp.88.

45. Mylonin E.V., Naumik V.V., Gayduk S.V., (2015), *Economically alloyed high-temperature nickel-base alloy for ground-based units*, «Non-metallic inclusions and gases in the cast alloys»: Collection of abstracts of XIV International scientific and technical conference. - (Zaporizhzhya, Oct. 6-9, 2015). - pp. 107-109.

46. Gayduk S.V., Tykhomirova T.V., (2015), *Investigation of structure and phase stability of high-temperature nickel-base cast alloys by synthesis of analytical solution methods*, «Non-metallic inclusions and gases in the cast alloys»: Collection of abstracts of XIV International scientific and technical conference. - (Zaporizhzhya, Oct. 6-9, 2015). - pp. 125-127.

ЗМІСТ

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ.....	37
ВСТУП.....	39
РОЗДІЛ 1. СУЧАСНИЙ СТАН ТЕОРІЇ І ПРАКТИКИ	
ЛЕГУВАННЯ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ.....	50
1.1. Особливості експлуатації ливарних жароміцних нікелевих сплавів і вимоги, що пред'являються до них.....	50
1.1.1 Ливарні ЖНС для рівновісгової кристалізації.....	53
1.1.2 Ливарні ЖНС для спрямованої кристалізації.....	56
1.1.3 Ливарні ЖНС для монокристалічного лиття.....	59
1.2 Основні принципи легування ливарних ЖНС.....	66
1.2.1 Легувальні елементи, що утворюють γ' - фазу.....	67
1.2.2 Легувальні елементи, що зміцнюють γ - твердий розчин.....	71
1.2.3 Карбідоутворювальні і мікролегувальні елементи.....	76
1.3 Вплив легувальних елементів на структуру і властивості ливарних ЖНС.....	79
1.3.1 Механізми зміцнення ливарних ЖНС.....	80
1.3.2 Вплив легувальних елементів на критичні температури і характеристики міцності ливарних ЖНС.....	85
1.4 Високотемпературна корозійна стійкість ливарних ЖНС.....	91
1.4.1 Легувальні елементи, що підвищують стійкість ливарних ЖНС до високотемпературної корозії.....	93
1.4.2 Легувальні елементи в ливарних ЖНС, що знижують стійкість до високотемпературної корозії.....	97
1.5 Розрахунково-аналітичні методи, що застосовуються для оптимізації складів ливарних ЖНС.....	102
1.5.1 Статистичні методи, що застосовуються для математичної обробки експериментальних даних.....	102

1.5.2 Комп'ютерні програми моделювання, що застосовуються для термодинамічних розрахунків.....	104
1.5.3 Методи прогнозування структурної стабільності.....	106
1.6 ВИСНОВКИ	108
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	110
2.1 Матеріали досліджень.....	111
2.2 Аналіз, систематизація та математична обробка розрахункових і експериментальних даних за класом ливарних ЖНС.....	112
2.3 Групи основних властивостей, що кардинально впливають на працездатність ливарних ЖНС.....	114
2.4 Розрахункові методи досліджень.....	116
2.4.1 Прогнозування структурної стабільності ливарних ЖНС методом RHASOMP.....	116
2.4.2 Прогнозування структурної стабільності ливарних ЖНС методом New RHASOMP.....	118
2.4.3 Прогнозування збалансованості системи легування ливарних ЖНС ΔE- методом.....	121
2.4.4 Обробка результатів методом найменших квадратів.....	125
2.5 Експериментальні методи досліджень.....	126
2.5.1 Шихтові матеріали для виготовлення тестових і промислових плавок.....	126
2.5.2 Метод диференційного термічного аналізу.....	129
2.5.3 Металографічні дослідження.....	130
2.5.4 Метод електронної мікроскопії.....	131
2.5.5 Мікрорентгеноспектральний аналіз.....	132
2.5.6 Рентгеноструктурний аналіз.....	132
2.5.7 Оцінка високотемпературної корозійної стійкості.....	133
2.5.8 Оцінка механічних властивостей.....	134
2.5.9 Оцінка зварювальності і міцності зварних з'єднань.....	135
2.6 ВИСНОВКИ	139

РОЗДІЛ 3. КОМПЛЕКСНА РОЗРАХУНКОВО-АНАЛІТИЧНА МЕТОДИКА (КРАМ) ТА ЇЇ АЛГОРИТМ ДЛЯ ОПТИМІЗАЦІЇ СКЛАДУ ЛИВАРНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ.....	140
3.1 Розрахункове прогнозування структурної і фазової стабільності ливарних ЖНС.....	140
3.1.1 Встановлення кореляційного зв'язку між розрахунками методів PHASOMP і New PHASOMP.....	141
3.1.2 Встановлення кореляційного зв'язку між розрахунками методів New PHASOMP і ΔE- методом.....	148
3.1.3 Регресійні моделі (група 1) для розрахунку параметрів структурної стабільності ливарних ЖНС.....	151
3.2 Структурно-фазові характеристики (група 2) ливарних ЖНС, розраховані методом CALPHAD (JMatPro).....	158
3.3 Фізичні властивості (група 3) ливарних ЖНС, розраховані методом CALPHAD (JMatPro).....	161
3.4 Температурні характеристики ливарних ЖНС.....	166
3.4.1 Регресійні моделі (група 4) для розрахунку критичних температур ливарних ЖНС.....	167
3.4.2 Критичні температури сплаву ЗМІ-3У, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 4).....	174
3.5 Корозійні властивості ливарних ЖНС.....	175
3.5.1 Регресійні моделі (група 5) для розрахунку корозійних властивостей ливарних ЖНС.....	175
3.5.2 Корозійні властивості сплаву ЗМІ-3У, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 5).....	180
3.6 Механічні характеристики ливарних ЖНС.....	182
3.6.1 Регресійні моделі (група 6) для розрахунку об'ємної частки (V_{γ}^t) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС.....	183
3.6.2 Регресійні моделі (група 6) для розрахунку границь короткочасної міцності (σ_B^t) ливарних ЖНС.....	186

3.6.3 Регресійні моделі (група 6) для розрахунку границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_t) ливарних ЖНС.....	189
3.6.4 Характеристики міцності сплаву ЗМІ-3У, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 6).....	193
3.7 Комплексна розрахунково-аналітична методика (КРАМ) для оптимізації складу ливарних ЖНС із заданими властивостями.....	195
3.7.1 Алгоритм методики КРАМ для оптимізації складу ливарних ЖНС.....	195
3.7.2 Послідовність виконання розрахунків за алгоритмом методики КРАМ при оптимізації складів ливарних ЖНС.....	198
3.8 ВИСНОВКИ	200
РОЗДІЛ 4. РОЗРОБКА ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО КОРОЗІЙНОСТІЙКОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТИХ РОБОЧИХ ЛОПАТОК МЕТОДОМ СПРЯМОВАНОЇ (МОНО) КРИСТАЛІЗАЦІЇ.....	
4.1 Формування вихідних вимог до розробки складу нового сплаву для виготовлення литих лопаток зі спрямованою (моно) структурою.....	203
4.2 Контрольовані параметри для оптимізації складу розробляемого сплаву в новій системі легування Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-B-Y-La-C....	205
4.3. Коригування базового складу ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування.....	206
4.3.1 Обґрунтування вибору модельних композицій для оптимізації складу розробляемого сплаву за заданими критеріями.....	207
4.3.2 Параметри структурної стабільності досліджених сплавів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 1).....	209
4.3.3 Структурно-фазові характеристики (група 2) досліджених сплавів, розраховані методом CALPHAD (JMatPro).....	211
4.3.4 Фізичні властивості (група 3) досліджених сплавів, розраховані CALPHAD-методом (JMatPro).....	214

4.3.5 Критичні температури досліджених сплавів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 4).....	215
4.3.6 Корозійні властивості досліджених сплавів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 5).....	216
4.3.7 Характеристики міцності досліджених сплавів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 6).....	217
4.4 Результати експериментальних досліджень оптимізованого складу розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1.....	222
4.4.1 Експериментальні дослідження структурно-фазових характеристик (група 2) сплаву ЗМІ-3У-М1.....	222
4.4.2 Експериментальні дослідження фізичних властивостей (група 3) сплаву ЗМІ-3У-М1.....	232
4.4.3 Експериментальне визначення критичних температур (група 4) сплаву ЗМІ-3У-М1.....	232
4.4.4 Експериментальна оцінка корозійних властивостей (група 5) сплаву ЗМІ-3У-М1.....	234
4.4.5 Експериментальна оцінка характеристик міцності (група 6) сплаву ЗМІ-3У-М1.....	236
4.5 Технологічне випробування розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 на підприємстві ДП «Івченко-Прогрес».....	245
4.6 ВИСНОВКИ	253
РОЗДІЛ 5. РОЗРОБКА ЛИВАРНОГО ТЕХНОЛОГІЧНО ЗВАРЮВАЛЬНОГО ЖАРОМІЦНОГО КОРОЗІЙНОСТІЙКОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЦІЛЬНОЛИТИХ СОПЛОВИХ АПАРАТІВ.....	
5.1 Формування вихідних вимог до розробки складу нового сплаву для виготовлення цільнолитих соплових апаратів.....	257
5.2 Контрольовані параметри для оптимізації складу розробляемого сплаву в новій системі легування Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-Hf-Zr-B-C.....	259

5.3. Коригування базового складу ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС середнього рівня легування.....	261
5.3.1 Обґрунтування вибору модельних композицій для оптимізації складу розробляемого сплаву за заданими критеріями.....	261
5.3.2 Параметри структурної стабільності модельних складів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 1).....	264
5.3.3 Структурно-фазові характеристики (група 2) модельних складів, розраховані методом CALPHAD (JMatPro).....	265
5.3.4 Фізичні властивості (група 3) модельних складів, розраховані методом CALPHAD (JMatPro).....	268
5.3.5 Критичні температури модельних складів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 4).....	269
5.3.6 Корозійні властивості модельних складів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 5).....	270
5.3.7 Характеристики міцності модельних складів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 6).....	271
5.4 Результати експериментальних досліджень оптимізованого складу розробленого сплаву ЖСЗЛС-М.....	275
5.4.1 Експериментальні дослідження структурно-фазових характеристик (група 2) сплаву ЖСЗЛС-М.....	276
5.4.2 Експериментальне визначення фізичних властивостей (група 3) сплаву ЖСЗЛС-М.....	285
5.4.3 Експериментальне визначення температурних характеристик (група 4) сплаву ЖСЗЛС-М.....	286
5.4.4 Експериментальна оцінка корозійних властивостей (група 5) сплаву ЖСЗЛС-М.....	288
5.4.5 Експериментальна оцінка характеристик міцності (група 6) сплаву ЖСЗЛС-М.....	289

5.4.6 Експериментальна оцінка технологічної зварюваності і міцності зварних з'єднань розробленого сплаву ЖСЗЛС-М.....	295
5.5 Технологічне випробування розробленого сплаву ЖСЗЛС-М на промислових підприємствах АТ «МОТОР СІЧ» і ЗМЗ ім. В.І. Омельченка.....	306
5.6 ВИСНОВКИ	314
ВИСНОВКИ.....	317
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ.....	321
ДОДАТОК А АКТ про промислову атестацію властивостей розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 і натурних випробуваннях робочих лопаток І-го і ІІ- го ступенів із сплаву ЗМІ-3У-М1 зі спрямованою (моно) структурою на наземній установці Д-336.....	376
ДОДАТОК Б АКТ про промислове випробування розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 в умовах підприємства ДП «Івченко-Прогрес» як матеріалу для виготовлення робочих лопаток зі спрямованою (моно) структурою установок Д-336.....	377
ДОДАТОК В АКТ - про промислову атестацію властивостей розробленого технологічно зварювального сплаву ЖСЗЛС-М і натурних випробуваннях дослідного цільнолитого СА ТВ3-117 із сплаву ЖСЗЛС-М на технологічному двигуні.....	378
ДОДАТОК Г АКТ - про промислове випробування розробленого сплаву ЖСЗЛС-М в умовах підприємств АТ «МОТОР СІЧ» і ЗМЗ ім. Омельченка як матеріал цільнолитих соплових апаратів двигуна ТВ3-117ВМА-СБМ1В.....	379
ДОДАТОК Д Розрахунок економічного ефекту, отриманого за рахунок заміни промислового сплаву ЖС26-ВІ на розроблений сплав ЗМІ-3У-М1 для виготовлення методом спрямованої (моно) кристалізації робочих лопаток І-го і ІІ-го ступенів для наземних установок Д-336.....	380

ДОДАТОК Е Розрахунок економічного ефекту, отриманого за рахунок заміни промислових сплавів ВЖЛ12Е і ЖСЗЛС на розроблений сплав ЖСЗЛС-М для виготовлення цільнолитих соплових апаратів двигуна ТВЗ-117ВМА-СБМ1В.....	388
ДОДАТОК Ж АКТ про використання результатів дисертаційної роботи в навчальному процесі ЗНТУ кафедри «Фізичне матеріалознавство».....	397
ДОДАТОК И Перелік опублікованих праць за темою дисертації	398

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

- ГТД - газотурбінний двигун;
- ГТУ – газотурбінна установка;
- ЖНС - жароміцний нікелевий сплав;
- ЛЕ – легувальний елемент;
- РК – рівновіслова кристалізація;
- СК, МК – спрямована або моно- кристалізація
- ТО - термічна обробка;
- C_i^γ - концентрація i -го елемента в γ - твердому розчині, % за масою, (ат. %);
- $C_i^{\gamma'}$ - концентрація i -го елемента в γ' - фазі, % за масою, (ат. %);
- ΣC_i^γ – сумарний вміст елементів в складі сплаву, що зміцнюють γ - твердий розчин, % за масою;
- $\Sigma C_i^{\gamma'}$ – сумарний вміст γ' - утворювальних елементів в складі сплаву, % за масою;
- РР – регресійне рівняння;
- РМ – регресійна модель;
- R^2 – коефіцієнт детермінації регресійної моделі;
- КРАМ – комплексна розрахунково-аналітична методика;
- ТЩУ - топологічно щільноупаковані фази типу σ -; μ - ; η - ;
- $P_{\text{ТЩУ}}$ – параметр структурної стабільності;
- $\bar{N}_{V\gamma}$ – кількість електронних вакансій для γ - твердого розчину;
- $\bar{M}_{d\gamma}$ – енергетичний рівень d -електронів для γ - твердого розчину;
- $\bar{M}_{dC}$ – енергетичний рівень d -електронів для сплаву;
- ΔE – величина дисбалансу системи легування сплаву;
- ρ - питома щільність, кг/м^3 , (г/см^3) ;
- E – модуль пружності Юнга;
- α - коефіцієнт термічного розширення, $1/\text{K}$ ($^\circ\text{C}$);

C_p – питома теплоємність, Дж/г·К ;

r – питомий електроопір, Ом·м ;

λ - теплопровідність, Вт/м·К ;

$a_{\gamma'}$ – параметр кристалевої ґратки γ' - фази, нм ;

a_{γ} – параметр кристалевої ґратки γ - твердого розчину, нм ;

δ (Δa) – розмірна невідповідність параметрів ґраток (місфіт), %;

t_L - температура ліквідуса, $^{\circ}\text{C}$;

t_S - температура солідуса, $^{\circ}\text{C}$;

$\Delta t_{\text{кр.}}$ - температурний інтервал кристалізації, $^{\circ}\text{C}$;

$t_{\text{евт.}}$ - температура локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$), $^{\circ}\text{C}$;

$t_{\text{п.р.}}^{\gamma'}$ - температура початку розчинення γ' - фази в твердому розчині, $^{\circ}\text{C}$;

$t_{\text{к.р.}}^{\gamma'}$ - температура кінця розчинення γ' - фази в γ - твердому розчині, $^{\circ}\text{C}$;

$\Delta t_{\text{гом}}$ – температурний інтервал для проведення гомогенізації, $^{\circ}\text{C}$;

$t_{\text{гом.}}$ – оптимальна температура гомогенізації сплаву, $^{\circ}\text{C}$;

ВТК – високотемпературна корозія;

$\Pi_{\text{КС}}$ - параметр корозії;

$\bar{V}_q^t$ - середня швидкість корозії (г / м² · с) за температури ($t^{\circ}\text{C}$);

$t_{\text{крит.}}$ - критична температура переходу до прискореної корозії, $^{\circ}\text{C}$;

$V_{\gamma'}^t$ - об'ємна частка γ' - фази за температури ($t^{\circ}\text{C}$), % за масою;

КГО - кристалографічна орієнтація;

σ_B^t - границя короткочасної міцності (МПа) за температури ($t^{\circ}\text{C}$);

δ^{20} - відносне подовження при температурі $t^0 = 20^{\circ}\text{C}$, %;

a_H - ударна в'язкість, Дж/см²;

σ_{τ}^t - границя тривалої міцності (МПа) за температури ($t^{\circ}\text{C}$);

τ_{σ}^t – довговічність (в годинах) при температурі ($t^{\circ}\text{C}$) і напрузі (σ , МПа);

t_{τ}^{σ} – температурна працездатність, $^{\circ}\text{C}$;

σ_{-1}^t - границя витривалості (втоми) за температури ($t^{\circ}\text{C}$);

СА – сопловий апарат;

АДЗ – аргонодугове зварювання.

ВСТУП

Актуальність теми. Для успішного розвитку економіки України необхідно підвищення конкурентоспроможності високотехнологічної продукції на внутрішньому та зовнішньому ринках, засноване на модернізації наукової і промислової сфери. Багаторічна практика показує, що більше 80% інноваційних розробок базується на впровадженні нових матеріалів і технологій їх виробництва. Тому, важливу роль відіграє розробка і впровадження нових жароміцних матеріалів з поліпшеним комплексом службових властивостей в провідних галузях вітчизняної промисловості.

У світовій практиці протягом тривалого часу емпіричний метод залишається основним при розробці жароміцних матеріалів. Стає очевидним, що пошук оптимального складу сплаву з необхідними властивостями є складне і наукомістке завдання.

Сучасне матеріалознавство в своєму розвитку підійшло до того, що емпіричний шлях перестає задовольняти вимогам до темпу і якості створення нових жароміцних матеріалів. Проблема розробки нових сплавів з необхідними властивостями може бути вирішена тільки на основі комплексного використання методів класичного металознавства, фізики металів, а також розрахунково-аналітичних методів і технологій комп'ютерного моделювання.

Прогрес в області розробки жароміцних матеріалів значно стримується відсутністю недорогих і ефективних методик. Тому, сучасний етап розвитку вимагає підвищення ефективності науково-дослідних робіт (НДР) за рахунок збільшення частки експресних і економних розрахунково-аналітичних методик. Вирішення цих завдань можливе шляхом використання сучасних технологій комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів, що відбуваються в матеріалах.

Такий підхід суттєво підвищить конкурентоспроможність високотехнологічної продукції за рахунок зниження витрат на проведення НДР і зменшення терміну від розробки до впровадження нових жароміцних матеріалів з необхідними службовими властивостями на новій техніці в перспективних промислових галузях України (авіаційній, енергетичній, суднобудівній, машинобудівній та ін.).

Публікацій про комп'ютерні програми, що орієнтовані на прогнозування властивостей нових матеріалів, практично немає. Однак це не означає, що такі програми не існують, тому що є досить велика кількість наукових робіт, присвячених розробці різних методів розрахунку фізико-хімічних властивостей складнолегованих сплавів, їх структури, фазових рівноваг багатокомпонентних систем. Стає очевидним, що на основі таких робіт провідними компаніями світу розробляються внутрішні, специфічно орієнтовані програми комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів для проектування сплавів, які входять до пакетів ноу-хау даних компаній.

Дана робота присвячена розвитку і застосуванню наукових принципів легування для розробки жароміцних нікелевих сплавів з заданим комплексом властивостей для перспективної техніки, на основі розробки алгоритму комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ).

Для сучасного розвитку газотурбобудування України даний напрямок є актуальним і перспективним, що дозволить вітчизняному розробнику і виробнику закріпитися на сучасному світовому рівні, який досягнутий передовими зарубіжними країнами.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Основні етапи дисертації виконані автором в Запорізькому національному технічному університеті відповідно до планів науково-дослідних робіт кафедри «Фізичне матеріалознавство» за наступними держбюджетними і госпдоговірними тематиками:

1. «Розвиток наукових основ і принципів розробки високожароміцних економнолегованих нікелевих сплавів», ДБ №01019, 2009. - 2010. - № держ. рег. 0109U000217.

2. «Розвиток теоретичних і практичних основ легування промислових жароміцних корозійностійких нікелевих сплавів перспективними елементами», ДБ №02811, 2011 - 2012. - № держ. рег. 0111U000058.

3. «Підвищення зварюваності і характеристик міцності зварних з'єднань сплаву ЖСЗЛС-М», ГД №1013, 2013.

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

Мета і задачі дослідження. Основна мета полягала в розвитку та застосуванні наукових принципів легування для розробки жароміцних нікелевих сплавів з гарантованими властивостями шляхом оптимізації хімічного складу на основі розрахункового прогнозу заданих характеристик, які кардинально впливають на їх працездатність в умовах експлуатації.

Для досягнення цієї мети необхідно було вирішити наступні завдання:

1. Систематизувати хімічні склади широкого ряду відомих промислових вітчизняних і зарубіжних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) з різноманітними системами легування з математичною обробкою розрахункових та експериментальних даних за визначеними групами найважливіших характеристик, що впливають на працездатність.

2. Отримати групи регресійних моделей (РМ) типу «склад-властивість» або «параметр-властивість» для розрахунку параметрів структурної стабільності, структурно-фазових, фізичних, температурних, корозійних і механічних характеристик для класу жароміцних нікелевих сплавів.

3. Створити комплексну розрахунково-аналітичну методику (КРАМ) і її алгоритм для розрахунку вищезазначених груп властивостей для розробки як нових складів, так і удосконалення складів існуючих промислових марок.

4. Розробити за створеним алгоритмом методики КРАМ склад нового ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву, призначеного для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для наземних газотурбінних установок Д-336, з рівнем жароміцності і технологічності промислового жароміцного некорозійностійкого сплаву ЖС26-ВІ, при забезпеченні ВТК - стійкості на рівні промислового корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У, перевершуючи його за показниками жароміцності.

5. Розробити за створеним алгоритмом методики КРАМ склад нового ливарного технологічно зварювального жароміцного корозійностійкого сплаву, призначеного для виготовлення цільнолитих соплових апаратів двигуна ТВ3-117ВМА-СБМ1В, з рівнем жароміцності промислового сплаву ВЖЛ12Е, який не має необхідної ВТК - стійкості і технологічно не зварювальний, а технологічною зварювальністю і ВТК - стійкістю на рівні промислового сплаву ЖС3ЛС, перевершуючи його за показниками жароміцності.

Об'єкт дослідження – процеси структуроутворення, які впливають на працездатність жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) в умовах експлуатації.

Предмет дослідження – структурна стабільність, структурно-фазові, фізичні, температурні, корозійні і механічні властивості жароміцних нікелевих сплавів з різноманітними системами легування.

Методи дослідження – розрахунково-аналітичні методи PHACOMP, New PHACOMP, ΔE -метод; комп'ютерне моделювання термодинамічних процесів методом CALPHAD в програмі JMatPro; визначення хімічного складу спектральним аналізом на оптичному емісійному приладі «ARL-4460»; визначення критичних температур методом диференційного термічного аналізу на установці ВДТА-8М; дослідження структури з використанням оптичної та електронної мікроскопії з якісним і кількісним аналізом фаз на приставці до растрового електронного мікроскопу марки JEOL JSM - 6360LA із системою енергодисперсійного мікрорентгено-

спектрального аналізу JED-2300; рентгеноструктурний аналіз; стандартні методи оцінки корозійних і механічних властивостей; математичне оброблення розрахункових і експериментальних даних за допомогою персонального комп'ютера в стандартному програмному пакеті MS EXCEL методом найменших квадратів (МНК); кореляційний аналіз.

Наукова новизна одержаних результатів полягає в розвитку і застосуванні наукових принципів легування для розробки нових жароміцних нікелевих сплавів з гарантованими властивостями на основі поетапного розрахункового прогнозу заданих характеристик за отриманими групами регресійних моделей з метою оптимізації хімічного складу.

Основні положення, які характеризують наукову новизну роботи, полягають у наступному:

- **Узагальнено закономірності комплексного впливу легувальних елементів, що входять до хімічного складу ливарних ЖНС, на групи властивостей, які впливають на працездатність: структурна стабільність, структурно-фазові, фізичні, температурні, корозійні та механічні.** Показано, що процеси фазових перетворень, які протікають при високих температурах в структурі ливарних ЖНС дають можливість узагальнити експериментальну статистику, а також встановити залежність критичних температур і інтервалів фазових перетворень від системи легування сплавів. Показано, що середню швидкість корозії ($\bar{V}_q$) ливарних ЖНС в умовах впливу синтетичної золи можна оцінювати за корозійними параметрами: (Cr/Al) , (Ti/Al) і $\sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$. Показано, що рівень жароміцності залежить, не тільки від об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі, але і від її хімічного складу, морфології та розміру часток, а також структурної стабільності фаз в широкому температурному діапазоні.

- **Вперше запропоновано регресійні моделі (група 1) для розрахунку параметрів структурної стабільності ливарних ЖНС.** Встановлено, що отримані регресійні моделі дозволяють розраховувати величину параметрів структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}_{d\gamma}$) для γ - твердого розчину за

величиною мінілегувального комплексу $\Pi_{\text{ТЩУ}} = \text{Cr} / (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W})$, співвідношенням цих елементів в їхньому складі, з відповідними похибками 2,98% і 1,37%, а величину параметра ($\bar{M}_{\text{dC}}$) для сплаву за величиною дисбалансу (ΔE) системи легування сплаву, з похибкою 1,07%, тобто точніше, ніж традиційні методи PHACOMP і New PHACOMP з їх відомими регресійними рівняннями.

- **Розширено уявлення про комп'ютерне моделювання термодинамічних процесів, які відбуваються в структурі жароміцних нікелевих сплавів в процесі охолодження (кристалізації) і нагрівання.** Показано, що термодинамічні розрахунки структурно-фазових (група 2) і фізичних (група 3) характеристик, здійснених на основі хімічного складу досліджених ливарних ЖНС методом CALPHAD в програмі JMatPro, мають похибку менше 5%, в порівнянні з експериментальними даними.

- **Вперше запропоновано регресійні моделі (група 4) для розрахунку критичних температур ливарних ЖНС.** Встановлено, що отримані регресійні моделі дозволяють розраховувати температури ліквідусу (t_L) і солідусу (t_S) за величиною мінілегувального комплексу $\Sigma C_i^{\gamma} = (\text{Mo} + \text{W} + \text{Ta} + \text{Re} + \text{Ru})\%$, за масою, сумарного вмісту цих елементів в складі, що зміцнюють γ - твердий розчин, з відповідними похибками 1,41% і 1,36%, а температури початку ($t_{\text{П.Р.}^{\gamma}}$) і кінця ($t_{\text{К.Р.}^{\gamma}}$) розчинення γ' - фази в γ - твердому розчині, а також температуру ($t_{\text{ЕВТ.}}$) локального плавлення евтектики ($\gamma + \gamma'$) за величиною мінілегувального комплексу $\Sigma C_i^{\gamma'} = (\text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf})\%$, за масою, сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів в їхньому складі, з відповідними похибками 1,76% ; 1,69 ; 2,10%.

- **Вперше запропоновано регресійні моделі (група 5) для розрахунку середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$) і критичної температури ($t_{\text{КРИТ.}}$) переходу до прискореної ВТК ливарних ЖНС.** Встановлено, що отримані регресійні моделі дозволяють розраховувати середню швидкість корозії ($\bar{V}_q^t$) для температур 800⁰, 850⁰, 900⁰ і 950⁰С в умовах впливу синтетичної золи, що імітує продукти згоряння газотурбінного палива, а також критичну

температуру ($t_{\text{крит.}}$) переходу до прискореної ВТК за величиною мінілегувального комплексу $\Pi_{\text{КС}} = \sqrt{Cr} \cdot (Ti / Al)$, співвідношенням цих елементів в їхньому складі, з відповідними похибками 2,85%; 2,96%; 2,50%; 2,66%, 1,39%.

- Вперше запропоновано регресійні моделі (група б) для розрахунку об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС, а також границь їх короткочасної ($\sigma_{\text{в}}^t$) та тривалої ($\sigma_{\text{т}}^t$) міцності. Встановлено, що отримані регресійні моделі дозволяють розраховувати об'ємну частку ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі для температур 20^0 , 800^0 , 900^0 і 1000^0C за величиною мінілегувального комплексу $\Sigma C_{\gamma'} = (Al+Ti+Nb+Ta+Hf)\%$, за масою, сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів в їхньому складі, з відповідними похибками 1,81%; 1,83%; 1,80%; 1,77%. Показано, що отримані регресійні моделі дозволяють за величиною об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в їх структурі розраховувати границі короткочасної ($\sigma_{\text{в}}^t$) міцності для температур 20^0 , 800^0 , 900^0 , 1000^0C з відповідними похибками 2,28% ; 2,20% ; 1,20% ; 2,52%, а також границі 100- і 1000- годинної тривалої ($\sigma_{\text{т}}^t$) міцності для температур 800^0 , 900^0 , 1000^0C з відповідними похибками 1,19%; 1,41%; 1,12%; 1,88%; 1,75%; 1,87%.

- Створено алгоритм комплексної розрахунково - аналітичної методики [1], який дозволяє узагальнити механізми впливу легувальних елементів на групи властивостей жароміцних нікелевих сплавів. Показано, що відповідно з алгоритмом методики КРАМ без попереднього проведення експериментів, на основі покрокового розрахунку характеристик за групами, з подальшою оптимізацією хімічного складу за заданими критеріями можна розробляти як нові жароміцні нікелеві сплави, так і удосконалювати склади існуючих промислових марок з гарантованими властивостями, які враховують умови експлуатації.

- Оптимізовано, за створеним алгоритмом методики КРАМ, склад нового ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 [30], призначеного для виготовлення робочих лопаток

методом спрямованої (моно) кристалізації для наземних газотурбінних установок Д-336. Експериментально встановлено, що розроблений сплав **ЗМІ-ЗУ-М1** має жароміцність ($\tau_{260}^{975} \geq 40$ годин) і технологічність (48-50%) при отриманні придатних робочих лопаток за макроструктурою, на рівні промислового не корозійностійкого сплаву **ЖС26-ВІ**, а показники ВТК- стійкості на рівні промислового корозійностійкого сплаву **ЗМІ-ЗУ**, значно перевершуючи його за рівнем жароміцності, за рахунок оптимізованого вмісту легувальних елементів в хімічному складі: вуглецю - 0,06%, хрому - 11,5% і танталу - 4%, за масою.

- Оптимізовано, за створенням алгоритмом методики КРАМ, склад нового вітчизняного ливарного технологічно зварювального жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву ЖСЗЛС-М [33], призначеного для виготовлення цільнолитих соплових апаратів двигунів ТВ3-117. Експериментально встановлено, що розроблений сплав **ЖСЗЛС-М** має жароміцність ($\tau_{180}^{975} \geq 40$ годин) на рівні промислового не корозійностійкого сплаву **ВЖЛ12Е**, який не має необхідної ВТК – стійкості і технологічно не зварювальний, а технологічну зварювальність і ВТК – стійкість має на рівні промислового технологічно зварювального корозійностійкого сплаву **ЖСЗЛС**, значно перевершуючи його за рівнем жароміцності, за рахунок оптимізованого вмісту легувальних елементів в хімічному складі: танталу - 2,5%, гафнію - 0,3%, хрому - 14,5%, молібдену - 2,0% і вольфраму - 6,5%, за масою.

Практичне значення одержаних результатів. В результаті теоретичних та експериментальних досліджень, які проведені автором:

1. Розроблено ефективну комплексну розрахунково-аналітичну методику та її алгоритм [1], що дозволяє розробляти як нові жароміцні нікелеві сплави, так і удосконалювати склади існуючих промислових марок, шляхом оптимізації хімічного складу за заданими критеріями, гарантуючи заданий комплекс властивостей.

2. Розроблено новий вітчизняний ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав марки ЗМІ-ЗУ-М1, призначений для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для наземних газотурбінних установок Д-336. На розроблений сплав ЗМІ-ЗУ-М1 отримано патент на винахід [30].

3. Відпрацьована і впроваджена технологія виплавлення шихтової заготовки із розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 в промислових умовах ГП «Івченко-Прогрес» відповідно з затвердженими ТУ 14-134-446-2010.

4. Розроблено новий вітчизняний ливарний технологічно зварювальний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав марки ЖСЗЛС-М, призначений для виготовлення цільнолитих соплових апаратів двигунів ТВЗ-117. На розроблений сплав ЖСЗЛС-М отримано патент на винахід [33].

5. Відпрацьована і впроваджена технологія виплавлення шихтової заготовки із розробленого сплаву ЖСЗЛС-М в промислових умовах АТ «МОТОР СІЧ» і ЗМЗ ім. В.І. Омельченка відповідно з затвердженими ТУУ 24.4-23365425-698: 2016.

6. Середньорічний економічний ефект від використання результатів роботи по заміні сплаву ЖС26-ВІ на розроблений сплав ЗМІ-ЗУ-М1 для промислового підприємства ГП «Івченко-Прогрес» склав 13 680 159 грн. на рік (Додаток Д).

7. Середньорічний економічний ефект від використання результатів роботи по заміні сплавів ВЖЛ12Е і ЖСЗЛС на розроблений сплав ЖСЗЛС-М для промислових підприємств АТ «Мотор Січ» і ЗМЗ ім. В.І. Омельченка склав 9 588 139 грн. на рік (Додаток Е).

8. Загальний економічний ефект від використання результатів роботи на промислових моторобудівних підприємствах України склав 23 268 298 грн. на рік (за цінами 2015 року).

Особистий внесок здобувача. Дисертація відображає основні результати досліджень, здійснених автором у Запорізькому національному

технічному університеті. Здобувач самостійно провів науковий аналіз, систематизацію, математичну обробку результатів і сформулював висновки.

Автору особисто належать ідеї розробки комплексної розрахунково - аналітичної методики (КРАМ) і її алгоритму для оптимізації складу ливарних жароміцних нікелевих сплавів ЗМІ-3У-М1 і ЖСЗЛС-М з гарантованими властивостями, отримання патентів України на розроблені сплави та практичне їх впровадження у вітчизняну промисловість. Автором особисто [1-5] отримано групи регресійних моделей для розрахункового прогнозу заданих властивостей, що кардинально впливають на працездатність ливарних ЖНС в умовах експлуатації. У надрукованих статтях, опублікованих у співавторстві, автору належать наступні особисті наукові внески: систематизація та математична обробка результатів досліджень, щодо визначення властивостей, які забезпечують працездатність розроблених сплавів ЗМІ-3У-М1 [13, 20, 21, 30-32] і ЖСЗЛС-М [14, 17-19, 22-24, 26, 28, 33] з урахуванням умов їх експлуатації: параметри структурної стабільності [15, 16, 27, 29, 37, 38, 43, 44, 46], структуроутворення і фазовий склад [7, 8, 16-18, 23, 25, 27, 28, 36], критичні температури фазових перетворень [9, 11, 12, 22, 24], корозійні [6, 10, 30, 32-34, 42] і механічні характеристики [15, 17-20, 30, 31, 33, 35, 39, 45], технологічність [20, 26, 40, 41], розроблена методика КРАМ і її алгоритм [11-14]. Автором особисто проведено розрахункові і експериментальні дослідні роботи, що представлено в дисертації як нові. Усі наукові положення, автором розроблені особисто.

Апробація результатів дисертації. Основні матеріали дисертаційної роботи доповідалися та обговорювалися на міжнародних науково-технічних конференціях: «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів» (Україна, Запоріжжя, 2010, 2014); «Молодёжь в авиации: новые решения и передовые технологии» (Украина, Запорожье-Алушта 2011) ; «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология» (Украина, Киев, 2011); «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах» (Україна, Запоріжжя,

2012, 2015); «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» (Україна, Київ, 2015); «Международный Конгресс Двигателестроителей» (Украина, Харьков – Николаев - Коблево, 2015), кафедральних і міжкафедральних семінарах ЗНТУ.

Публікації. Основні результати роботи наведено в 46 публікаціях, з яких 2 – монографії, 3 – статті без співавторів, 9 - статей в виданнях з індексом цитування, 15 – статей у фахових наукових журналах, 4 – патенти на винахід, 13 – тез в матеріалах вітчизняних і міжнародних конференцій.

Структура та обсяг роботи. Дисертаційна робота складається з анотації, вступу, 5 розділів, висновків, списку використаних джерел та 8 додатків. Загальний обсяг дисертації складає 404 сторінки: основного тексту 282 сторінки, список використаних джерел із 465 найменувань на 55 сторінках та 8 додатків на 29 сторінках.

З глибокою повагою автор висловлює подяку колективам кафедри «Фізичне матеріалознавство» (ЗНТУ) і колективам промислових підприємств ДП «Івченко-Прогрес», АТ «МОТОР СІЧ» і ЗМЗ ім. В.І. Омеляченка за технічну підтримку та допомогу в проведенні експериментальних і технологічних досліджень.

РОЗДІЛ 1. СУЧАСНИЙ СТАН ТЕОРІЇ І ПРАКТИКИ ЛЕГУВАННЯ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

У цьому аналітичному огляді розглянуті аспекти, що стосуються розвитку ливарних жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) і вимогам, що пред'являються до них. Проведено аналіз їх хімічних складів, структурної стабільності і фазового складу, режимів термообробки, корозійної стійкості та механічних властивостей, проаналізовані сучасні розрахунково-аналітичні методи, які застосовуються для оптимізації складів сплавів даного класу.

1.1 Особливості експлуатації ливарних жароміцних нікелевих сплавів і вимоги, що пред'являються до них

Відомо [1-7], що найбільш напруженим і відповідальним вузлом в турбіні є лопатковий апарат, а найбільш термічно напруженими деталями в гарячому тракті є робочі лопатки турбіни високого тиску (ТВТ), які в сучасних двигунах працюють десятки тисяч годин в широких інтервалах температур і напруг.

Слід зазначити, що специфіка умов роботи лопаток газових турбін визначає характер вимог до матеріалів, з яких вони виготовляються. Залежно від призначення (робочі або соплові) лопатки вимоги до рівня тих чи інших властивостей жароміцних сплавів різні. Тому до матеріалу робочих лопаток пред'являються більш жорсткі вимоги по працездатності в широкому діапазоні температур: висока короткочасна і тривала міцність у поєднанні з пластичністю при високому опорі високотемпературної повзучості; структурна стабільність і корозійна стійкість [2-6, 8, 9].

До матеріалів робочих лопаток газових турбін висуваються жорсткі вимоги щодо опору статичному і циклічному руйнуванню; малої схильності до крихких руйнувань; низької чутливості до експлуатаційних перегрівів; втомної міцності при робочих температурах; мінімальної швидкості росту тріщин; технологічними характеристиками, що забезпечують необхідний рівень виходу придатних лопаток за макроструктурою при отриманні їх методом спрямованої (моно) кристалізації; мінімальної вартості деталей і ін. [4, 6, 7]. У роботах [4, 8-11] зазначено, що підвищення потужності і коефіцієнту корисної дії (ККД) сучасних енергетичних установок можливе лише при підвищенні початкової температури газу на вході в турбіну. Підвищення робочих температур газотурбінних установок призводить до підвищення рівня термічних напруг, тому вимоги до термостійкості жароміцних нікелевих сплавів постійно зростають.

Необхідною умовою високої експлуатаційної надійності деталей ГТД є стабільність зовнішньої поверхні. Хоча на лопатки ГТД наносять різні захисні покриття, проте, опір до газової і сольової корозії сплаву-основи має велике значення [6]. Відомо [12-14], що швидкість окислення на порядок нижче швидкості високотемпературної корозії (ВТК) при одній і тій же температурі. Тому процесом, контролюючим ресурс роботи деталей гарячої частини ГТД при постійних температурно-силових параметрах є ВТК, яка призводить до прискореного пошкодження робочих лопаток і передчасного виходу з ладу лопаткового апарату.

Розробка нового покоління як авіаційних двигунів, так і наземних газотурбінних установок зв'язується, в першу чергу, з отриманням лопаток з нових сучасних ливарних жароміцних корозійностійких нікелевих сплавів, здатних працювати при більш високих температурах і напругах в агресивних корозійних середовищах. Підвищення робочих температур лопаток турбін зробило досить актуальною задачу забезпечення сплавів високим опором газової корозії. Тому однією з важливих вимог, що пред'являються до

сплавів, призначених для виготовлення робочих лопаток газових турбін є високий рівень жаростійкості [4, 6, 9, 14].

В даний час для базових агрегатів освоєний рівень температур (960...1060⁰C) і (1065...1100⁰C) - для пікових. При цьому звернуто увагу на те, що статичне руйнування лопаток, внаслідок недостатньої тривалої міцності, може відбуватися в результаті підвищення температури газу, зниження властивостей матеріалу, внаслідок відхилення від регламентованих режимів термічної і механічної обробки [2-6, 8, 10-14].

У відомих роботах [2, 3, 9, 14] відзначається, що висока корозійна стійкість забезпечується наявністю в сплаві хрому не менше 20% за масою. Однак, такий вміст хрому в складі в присутності алюмінію, титану, вольфраму, молібдену, ніобію, танталу і гафнію, може викликати утворення крихких топологічно щільноупакованих (ТЩУ) фаз типу σ -, μ -, η - , які різко знижують працездатність сплаву. Тому жароміцні корозійностійкі нікелеві сплави повинні відповідати жорстким вимогам структурної та фазової стабільності щодо виділення несприятливих ТЩУ фаз в процесі тривалої експлуатації, а також мати високий опір сольовій і газової корозії, що досягається вмістом хрому (12...16)% за масою при певному відношенні концентрації титану до алюмінію ($Ti / Al > 0,7...1,0$).

Таким чином, дві основні вимоги, що пред'являються до сучасних жароміцних нікелевих сплавів, знаходяться в прямому протиріччі. Однак, автори звертають увагу на те, що в ряді відомих сплавів, в яких вміст хрому збалансовано з іншими легувальними елементами, забезпечується структурно-фазова стабільність [2, 3, 9, 14, 15].

З точки зору економічних підходів [2-4, 8, 10, 11], важливою вимогою до експлуатованих лопаток є можливість їх багаторазового використання після періодичного відновлення структури і властивостей. Автори показують, що необхідно встановлення критичного моменту, при якому відновна термообробка ще ефективна, або вона стає неможливою, в зв'язку з незворотними змінами, що відбулися в структурі матеріалу.

До ливарних ЖНС, що призначені для спрямованої (моно) кристалізації, пред'являються більш жорсткі вимоги, ніж до сплавів, що використовуються для рівновісної кристалізації, за вмістом шкідливих домішок кольорових металів, джерелом яких є шихтові матеріали, а також газових домішок, зокрема, кисню та азоту, які є джерелом неметалевих включень оксидів і нітридів [1, 4, 6, 7].

Так як багато з перерахованих вище вимог несумісні між собою, то для задоволення всіх специфічних вимог деталі для газових турбін виготовляють з різних класів жароміцних сплавів із застосуванням різних покриттів і технологічних прийомів [15-19]. Тому складний хімічний і фазовий склад сплавів є наслідком численних і суперечливих вимог, які слід враховувати [2-6]. Таким чином, подальший розвиток сучасних жароміцних нікелевих сплавів пов'язано з розробкою композицій, які відповідають всім цим вимогам. При цьому, слід враховувати економічну доцільність (вартість сплаву, дефіцитність легуючих елементів та ін.) [1, 4, 6, 7, 15, 18-25].

1.1.1 Ливарні ЖНС для рівновісгової кристалізації

На рисунку 1.1 проілюстровано розвиток підходів до розробки жароміцних нікелевих сплавів за кордоном, починаючи з 1940-х років. В якості критерію для конкретної марки сплаву вказана температура, при якій відбувається його руйнування в умовах прикладеної напруги $\sigma = 140$ МПа на тимчасовій базі $\tau = 1000$ годин. На рисунку показано, що спочатку використовувалися деформовані жароміцні нікелеві сплави, а потім з середини 1950-х років XX-го століття почалося застосування ливарних жароміцних нікелевих сплавів, які були отримані з використанням вакуумної індукційної технології лиття і мали кращі характеристики жароміцності [2, 3, 12, 13].

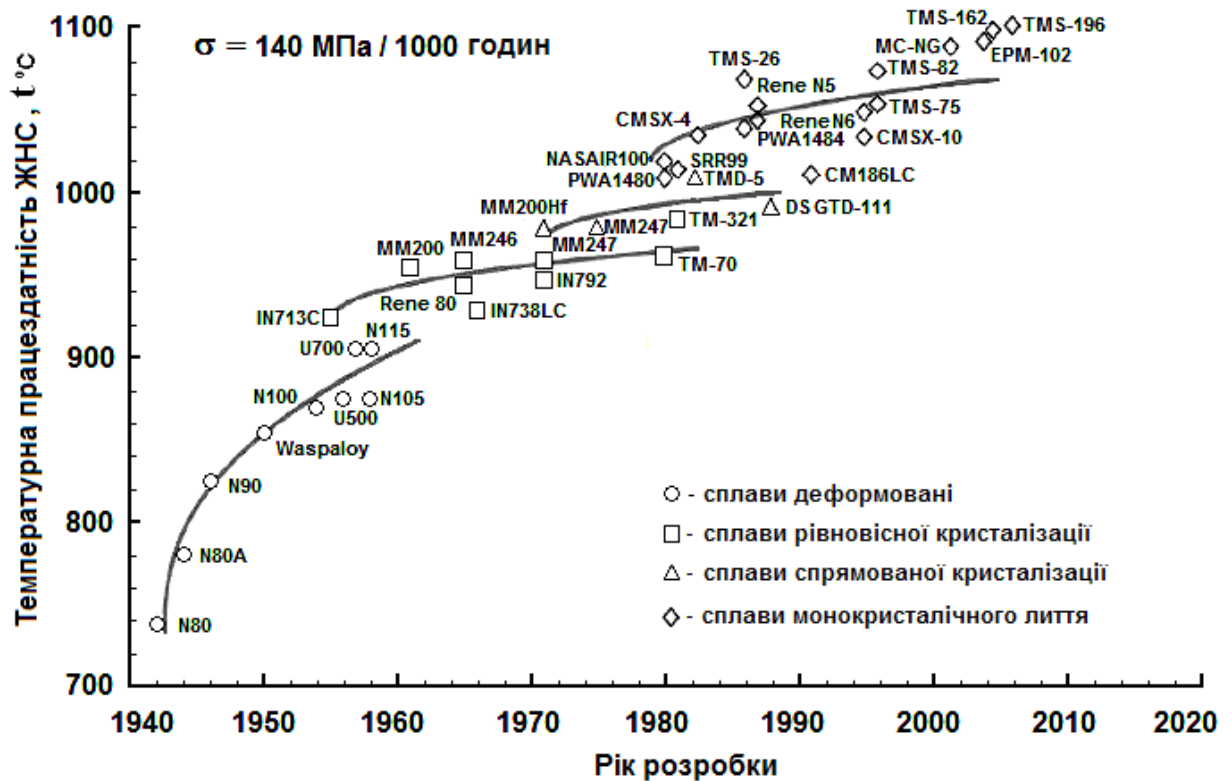


Рисунок 1.1 - Прогрес в області розробки, технології отримання і підвищення рівня температурної працездатності зарубіжних ЖНС [2, 3, 9, 12, 13, 20, 32, 33, 36, 59-65, 67-76, 81-84, 87, 88, 90, 91, 95-100, 107]

У 50-70-х роках минулого століття прогрес газотурбобудування в значній мірі визначався створенням нових конструкційних жароміцних матеріалів, використання яких дозволило поліпшити найважливіші параметри ГТД і ГТУ. Так, реалізація масштабних програм (COST 50, NAVSIA, VAMAS і ін.) в провідних країнах світу сприяла розробці ряду сплавів, таких як U-500, U-700, IN-713C, IN-738LC, IN-792, IN939, Rene 80, MAR-M200 і інших [2, 3, 9, 14], з більш високим вмістом елементів, таких як алюміній, титан, ніобій, тантал і гафній, що зміцнюють і стабілізують γ' -фазу. Першими вітчизняними ливарними ЖНС, які отримали промислове застосування на основі (Ni-Cr), були сплави ЖС-3 і АНВ-300 [13]. На початку 70-х років XX-го століття були впроваджені більш досконалі методи лиття, що дозволили здійснити спрямовану кристалізацію, і тим самим, усунути появу поперечних границь зерен [9, 15-20]. На початку 80-х років XX-го

століття впровадження даних матеріалів дозволило забезпечити робочі температури зарубіжних ГТУ з не охолоджуваними лопатками в межах ($900...940^{\circ}\text{C}$), а для ГТУ з охолоджуваними лопатками в межах ($1000...1080^{\circ}\text{C}$) [2, 5, 8 11, 21-23].

Істотне відставання вітчизняного газотурбобудування не в останню чергу визначалося відсутністю матеріалів для виготовлення найбільш відповідальних деталей гарячого тракту перспективних ГТД і ефективних стаціонарних енергетичних, газоперекачувальних і суднових ГТУ, так як використання деформованих жароміцних нікелевих сплавів в установках першого покоління різко обмежувало можливості підвищення температури газу, і як наслідок, економічність газової турбіни [8, 11, 14, 24, 25].

Спроби вирішення проблеми за рахунок використання високо-жароміцних ливарних нікелевих сплавів (ЖС6К, ЖС6У, ВЖЛ12У, ВЖЛ12Е, ЖС26, ЖС32 і ін.), які знайшли широке застосування в авіаційному двигунобудуванні, не були успішними через низьку стійкість деталей з цих сплавів внаслідок процесів поверхневої взаємодії з продуктами згоряння забруднених палив. Також не виправдалися спроби створення модифікацій існуючих матеріалів без реалізації нових підходів до схеми легування в цілому. Це призвело лише до погіршення рівня їх механічних властивостей і не задовольняло вимог до корозійної стійкості. У зв'язку з цим, у вітчизняній практиці на початку 80-х років ХХ-го століття було вимушеним рішення використовувати сплави, такі як ВЖЛ18 (ЕП539ЛМ) - для суднових турбін і ЖС6К, ЕІ893, ЕІ607А - для енергетичних турбін, незважаючи на їх незадовільні корозійні властивості [14, 24, 25].

Протягом періоду з кінця 50-х до початку 80-х років минулого століття, найбільш поширеними у вітчизняній практиці авіаційного газотурбобудування були серійні лопаточні жароміцні нікелеві сплави ЖС6К, ЖС6У, ВЖЛ12У, ВЖЛ12Е з рівновісній структурою, що мали границю 100-годинної тривалої міцності при $t = 1000^{\circ}\text{C}$ не більше (140...150) МПа. Даний рівень механічних властивостей вже не задовольняє

сучасним умовам експлуатації газотурбінних двигунів у зв'язку з вимогами до підвищення робочої температури та збільшенню ресурсу. Для лопаток нових перспективних двигунів необхідні жароміцні матеріали, що здатні працювати при температурах 1000°C і вище, в умовах впливу високих напруг і агресивних середовищ [4, 5, 26].

На сьогоднішній день кращими вітчизняними сплавами, що знайшли практичне застосування в газоперекачувальних і суднових ГТУ є сплави, такі як ЗМІ-3У, ЧС70, ЧС88У [4, 27, 28] з рівновісною структурою. Вони мають досить високий рівень корозійної стійкості, однак, за рівнем жароміцності не здатні конкурувати із зарубіжними монокристалічними корозійностійкими сплавами CMSX-11В, CMSX-11С [6, 29].

Найбільший темп росту жароміцності ливарних ЖНС було досягнуто за останні 30 років. Подальше підвищення температури газу на вході в турбіну обмежується температурною працездатністю матеріалу зберігати жароміцність, пластичність і структурну стабільність протягом тривалого часу [1, 4, 5, 7, 30-37].

1.1.2 Ливарні ЖНС для спрямованої кристалізації

Відомо [1, 4, 6, 9, 22, 23, 26, 38], що науковим обґрунтуванням застосування методу спрямованої кристалізації у виробництві турбінних лопаток для ГТД і ГТУ стали результати досліджень механізмів високотемпературного руйнування ливарних ЖНС з полікристалічною (рівновіською) структурою.

Вітчизняна і зарубіжна практика [4-9, 11-17, 20-23, 26, 27, 39-43] показала, що найважливішу роль у формуванні високого комплексу механічних властивостей ливарних ЖНС, поряд з легуванням, грає структурний фактор. При цьому, звертається увага на те, що перевагою

сплавів спрямованої кристалізації (СК), в порівнянні зі сплавами рівновісьової кристалізації (РК), є відсутність поперечних границь зерен, розташованих перпендикулярно до діючої напруги, що істотно підвищує їх жароміцність і знижує темп втрати міцності. Автори повідомляють, що використання для спрямованої кристалізації сплавів, призначених для лиття методом рівновісьової кристалізації з традиційною схемою легування, дозволяє незначно підвищити границі їх тривалої міцності і пластичності, але не дозволяє реалізувати в повній мірі потенційні можливості цих сплавів.

Дослідження про поведінку ливарних ЖНС, що призначені для рівновісьової кристалізації, в анізотропному стані практично відсутні і, як правило, відносяться до зарубіжних сплавів U-500, U-700, IN-738LC, Rene 80 [2, 3, 9, 15], близьких за складом до вітчизняних сплавів ЗМІ-3У, ЧС-70, ЧС-88У, ЖС6К, ЖС6У [4, 21, 26-28, 44].

У матеріалах [3-7, 9, 10, 16, 18-20, 27, 40, 41] відзначається, що раніше для технології спрямованої кристалізації використовувалися сплави, розроблені стосовно до звичайних методів лиття, без зміни їх складу. Однак, подальший досвід показав, що для успішного застосування високолегованих ливарних ЖНС потрібне коригування їхнього хімічного складу, що враховує специфіку кристалізації. Разом з тим, багато технологічних процесів і деякі загальні принципи легування ливарних ЖНС, розроблені в авіаційному матеріалознавстві, успішно застосовуються і в стаціонарному газотурбобудуванні [2-6, 8, 10, 11, 17, 19, 24, 25, 39]. Перш за все, це стосується технології отримання лопаток газових турбін з ливарних корозійностійких ЖНС зі спрямованою і монокристалічною структурою [20, 29, 39, 42, 43].

У ряді відомих робіт [1-7, 18, 20, 32, 33] відзначається, що легування ливарних ЖНС для спрямованої кристалізації і монокристалічного лиття має свої специфічні особливості, які необхідно враховувати при розробці нових композицій, а також модернізації складів відомих промислових марок.

У вітчизняному газотурбобудуванні [4, 6, 39, 42, 43, 45-49] накопичено певний досвід застосування лопаток із спрямованою і монокристалічною

структурою на перспективних стаціонарних установках нового покоління, які серійно поки не випускаються. Разом з тим, в міжнародній практиці обсяг накопичених даних по виробництву лопаток методом спрямованої кристалізації і монокристалічного лиття, а також найважливішим службовим характеристикам, що забезпечують працездатність ливарних ЖНС з урахуванням специфіки їх умов експлуатації, явно недостатній.

До теперішнього часу в авіаційному газотурбобудуванні широке застосування знайшли анізотропні литі лопатки, які вже використовуються протягом 25-30 років, причому в останні 15-20 років - монокристалічні. У міру вдосконалення складів ливарних ЖНС і здешевлення технологічного процесу область застосування таких лопаток в стаціонарному газотурбобудуванні значно розширилася [7, 39, 27, 42, 43, 50-53].

У вітчизняній практиці [4-6, 17-19, 21, 39, 48, 49], в період освоєння технологічного процесу спрямованої (моно) кристалізації в стаціонарному газотурбобудуванні, для виготовлення лопаток використовувалися авіаційні ливарні сплави ЖС-6К, ЖС-6У, ЖС-26, ЖС-32, які мають високі характеристики жароміцності і низькі показники корозійної стійкості. Надалі, з урахуванням умов роботи лопаткового апарату стаціонарних ГТУ, що характеризуються відносно зниженими робочими температурами в межах (750...950⁰С) і великим ресурсом експлуатації при наявності корозійно-активних середовищ, ВІАМ був розроблений ряд ливарних жароміцних корозійностійких сплавів, таких як ЦНК-7, ЦНК-8, ЖСКС-1 і ЖСКС-2 [4, 6, 54-58].

За кордоном досвід застосування анізотропних лопаток для стаціонарних ГТУ є обмеженим. Так, в США фірмою «General Electric» (GE) технологічний процес спрямованої кристалізації використовується для виготовлення робочих лопаток першого ступеня серійних установок MS-5001, MS-5002 і дослідних MS-7001, MS-9001, а застосування монокристалічних лопаток здійснено тільки на початку 90-х років [50, 59-63].

У своїх нових розробках [1, 64, 65] французькі моторобудівні фірми «Scimens» і «Turbomesa», також орієнтуються на перспективні ливарні ЖНС, як для спрямованої кристалізації, так і монокристалічного лиття. Так, ряд фірм, включаючи «Snecma» і «ONERA», розглядають можливість перспективного застосування лопаток зі спрямованою і монокристалічною структурою на стаціонарних газотурбінних установках. До теперішнього часу триває інтенсивна розробка нових ливарних ЖНС для виготовлення лопаток методом спрямованої кристалізації, виробництво яких є менш трудомістким, ніж лопаток з монокристалічною структурою [66, 67].

1.1.3 Ливарні ЖНС для монокристалічного лиття

З середини 1980-х років промислово почали виробляти перші монокристалічні лопатки з ливарних ЖНС, в структурі яких відсутні границі зерен, що дозволило виключити зі складу цих сплавів елементи, які традиційно додаються, такі як вуглець, цирконій і бор. Це призвело до більш ефективного впливу термообробки (ТО), що проводиться для зниження дендритної ліквідації, зменшення мікросегрегацій і евтектичних утворень. З моменту появи перших промислових монокристалічних ливарних ЖНС до теперішнього часу було розроблено кілька поколінь сплавів даного класу [1, 4, 6, 21, 34, 61, 68].

У США були проведені науково - дослідні роботи по розробці монокристалічного сплаву MAR-M-247 [68], на базі якого в подальшому за програмою Garrett / NASA «Матеріали для перспективних двигунів» були розроблені кілька модифікацій CMSX-2 [69-71], CMSX-3 [72, 73], CMSX-4 [74-76]. При розробці цих сплавів застосовувався комплексний підхід з метою досягнення більш високого рівня механічних властивостей і збалансованості складу.

На рисунку 1.2 показано, що температурний рівень працездатності ливарних ЖНС виріс більш ніж на 200°C , а в перспективі до 2020 року робоча температура ливарних ЖНС може підвищитися до 1200°C .

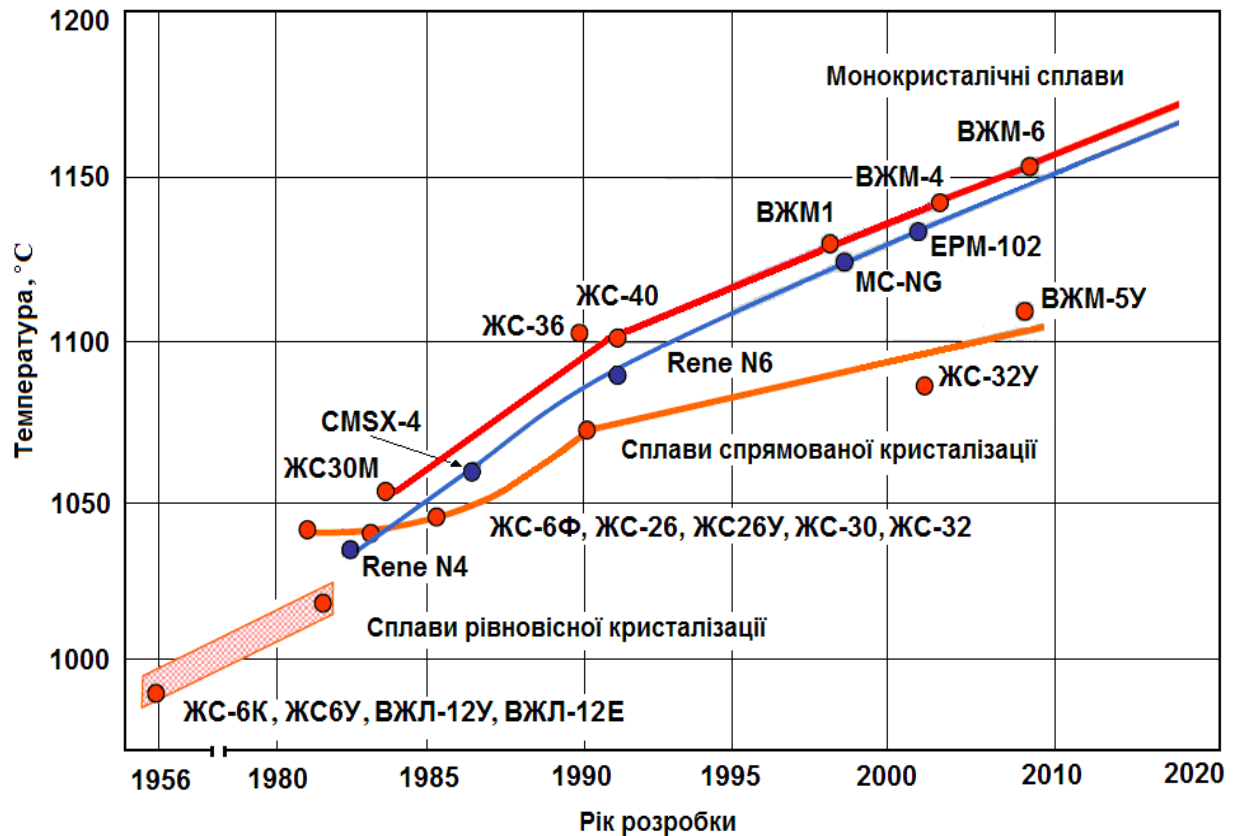


Рисунок 1.2 - Прогрес в області розробки і підвищення рівня температурної працездатності вітчизняних і зарубіжних ливарних ЖНС [1, 4-7, 26, 36, 60-65, 74-77, 81-87, 91-93, 95, 98, 100 -103, 110]

За кордоном проведені роботи по розробці і впровадженню в промисловість ливарних ЖНС для виробництва лопаток з монокристалічною структурою на стаціонарні ГТУ, що мають високий рівень жароміцності і підвищений вміст хрому. В результаті цього з'явився цілий ряд нових сплавів, що перевершують вітчизняні, серед яких можна відзначити CMSX-11В, CMSX-11С [29] та інші. Дані сплави мають задовільну стійкість до сульфідно-оксидної корозії і досить високий рівень жароміцності, в порівнянні з матеріалами, які використовуються в авіаційних двигунах.

Світовим лідером за рівнем жароміцності серед них є сплав CMSX-11В [29], застосування якого обмежується виключно підприємствами патентовласника «General Electric» (GE) і не може використовуватися конкурентами.

На даний час в Росії (ВІАМ) розроблені ливарні корозійностійкі нікелеві сплави ЖСКС-1 [77] і ЖСКС-2 [58, 77] з підвищеною жароміцністю, які призначені для лиття лопаток стаціонарних ГТУ методом спрямованої кристалізації і монокристалічного лиття. Дані сплави мають ВТК - стійкість на рівні вітчизняних корозійностійких сплавів ЗМІ-3У, ЧС-70, ЗМІ-3УМ [44, 78-80], а за жароміцністю наближаються до авіаційних сплавів ЖС6К, ЖС6У, ЖС6Ф, ЖС26 [4-6, 21, 26].

Найбільшу відповідність із зарубіжними сплавами серед розробок ВІАМ має сплав ЖСКС-2 [58, 77], легований танталом до 2% і ренієм до 1% за масою. Сплав ЖСКС-2 має досить високі показники жароміцності, однак, не має необхідної стійкості в умовах окисдно-сульфідної корозії, що не забезпечує його задовільну працездатність.

Перші монокристалічні лопатки були поставлені в 1982 році американською фірмою «Pratt and Whitney Aircraft» (PWA) на двигун літака «Боїнг-767». Відтоді провідними американськими фірмами «Howmet», «General Electric» (GE), «Pratt and Whitney Aircraft» виробляються мільйони монокристалічних лопаток для виконання військових і цивільних проектів, при цьому впроваджуються як на нові, так і на раніше розроблені двигуни. Дані фірми автоматизують установки для виробництва лопаток як зі спрямованою, так і монокристалічною структурою, постійно вдосконалюючи хімічні склади ливарних ЖНС і технологію їх отримання [20, 29, 32, 33, 59-61, 67, 68, 76].

На рисунку 1.3 показано, що рівень температурної працездатності ливарних ЖНС, як і обсяг виробництва з них монокристалічних робочих лопаток зростає з кожним роком [1-3, 9, 15, 81, 88, 98].

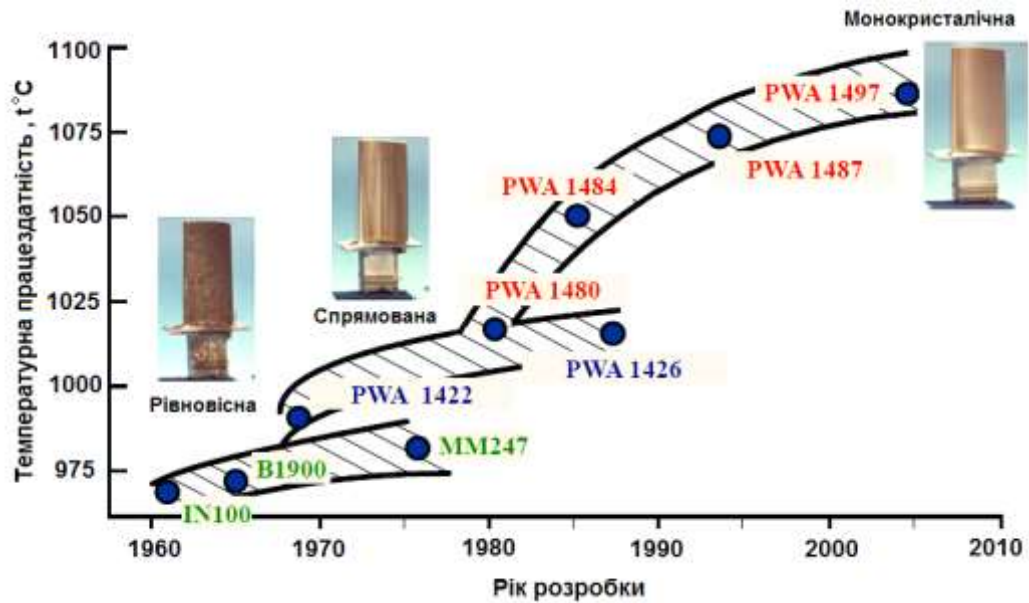


Рисунок 1.3 - Прогрес зарубіжних ливарних ЖНС в області технології виготовлення лопаток з різним типом структури [1-3, 9, 15, 81, 88, 98]

На рисунку 1.4 проілюстровано основні тенденції розвитку принципів легування ливарних ЖНС для монокристалічного лиття [1-7, 9, 10, 12, 13, 18, 20, 29-31, 34, 42-44, 58-65, 67-76, 78, 79, 81 92, 95-101, 106-111].

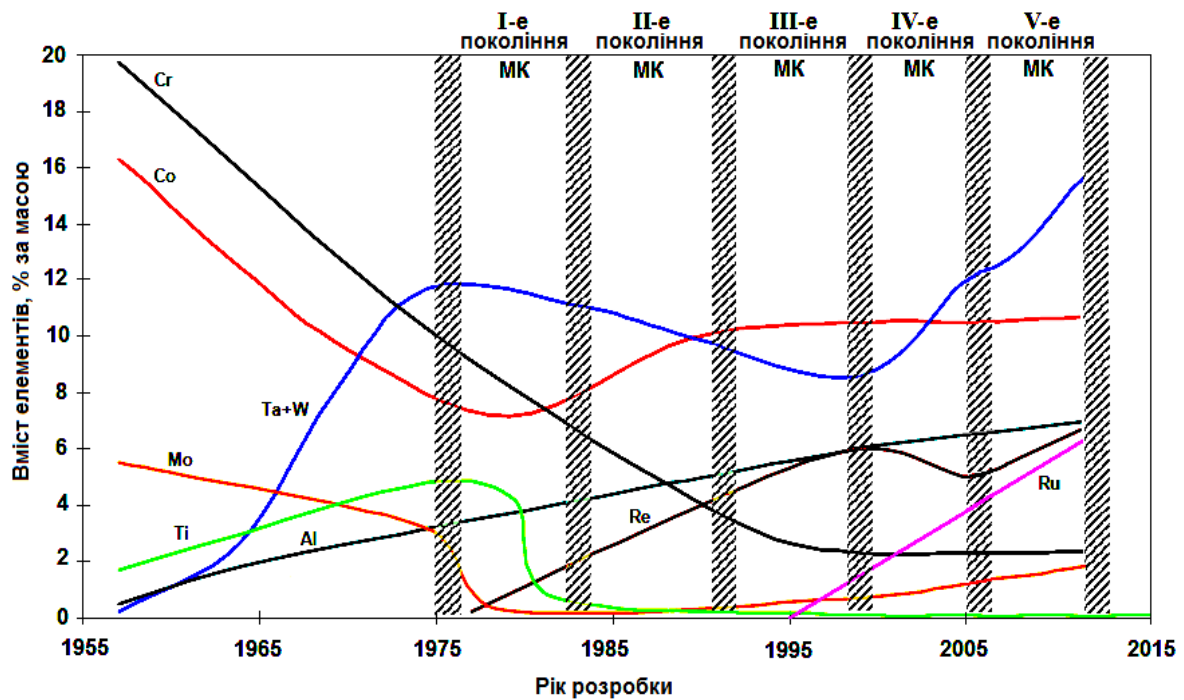


Рисунок 1.4 - Тенденція розвитку загальних принципів легування ливарних ЖНС [1-7, 9, 10, 12, 13, 18, 20, 29-31, 34, 42-44, 58-65, 67-76, 78, 79, 81 92, 95-101, 106-111]

Прийнято вважати, що до I-го покоління монокристалічних ливарних ЖНС відносяться сплави, такі як PWA1480 [7, 81], Rene N4 [82, 83], CMSX-2 [7, 69-71], SRR99 [7, 84], ЖС30М [1, 6, 7, 85], ЖС-40 [7, 86], CMSX-11В [29], CMSX11С [29], ЖСКС-1 [77] і деякі інші, які не містять у складі реній, проте містять значну кількість γ' - утворювальних елементів, таких як алюміній, титан, ніобій, тантал та / або гафній.

До II-го покоління відносяться монокристалічні ливарні ЖНС, такі як PWA1484 [7, 87, 88], Rene N5 [7, 89], CMSX-4 [7, 74-76], TMS-71 [7, 90], TMS -82+ [7, 91], ЖС-32У (ВЖМ3) [4, 6, 26, 92, 93], ЖС-36 [1, 7, 94], ЖСКС-2 [58, 77] і деякі інші, які містять в складі реній в кількості 2-4% за масою. Слід зазначити, що реній як легувальний елемент став використовуватися з кінця 80-х років минулого століття. Так, першим вітчизняним сплавом для спрямованої кристалізації, легований ренієм в кількості 4% за масою, став сплав ЖС32 [4, 6].

До III-го покоління відносяться монокристалічні ливарні ЖНС, такі як Rene N6 [7, 95], CMSX-10 [7, 96], TMS-75 [7, 97] і деякі інші, які характеризуються збільшенням в їх складі вмісту ренію до 5-6% за масою. При цьому, в складі знижений вміст хрому і підвищений вміст алюмінію, при низькому вмісті титану і молібдену. Максимального вмісту реній досягає в складі сплаву III-го покоління марки ВЖМ-1 [1, 7], де його вміст становить 9% за масою.

До IV-го покоління монокристалічних ливарних ЖНС відносяться сплави, які з'явилися в період з 2000 року, такі як PWA1497 [7, 98], TMS-138 [7, 98, 99], MC-NG [7, 64, 65, 98], ЕРМ-102 [7, 100], ВЖМ-4 [1, 7, 101], ВЖМ-5 [102, 103], які характеризуються вмістом ренію до 5-6% і рутенію до 2-4% за масою. За рахунок легування важкотопкими елементами, такими як тантал і реній, покращені характеристики опору до високотемпературної повзучості, що пов'язано зі збільшенням щільності даних ливарних ЖНС [1, 7, 104-106].

До V-го покоління монокристалічних ливарних ЖНС відносяться сплави, такі як TMS-162 [7, 107, 109], TMS-173 [107], TMS-196 [7, 108, 109], ВЖМ-6 [109], в складі яких збільшений вміст ренію до 5-6,5% і рутенію до 5-6% за масою, що дозволило підвищити опір повзучості сплавів V-го покоління, в порівнянні зі сплавами IV-го покоління. Однак, монокристалічні ливарні ЖНС IV-го і V-го поколінь мають знижений опір до високотемпературного окислення, в порівнянні зі сплавами попередніх поколінь, що пов'язано з досить високим сумарним вмістом важкотопких елементів, таких як молібден, вольфрам і реній.

На рисунку 1.5 показано, що на кожному новому етапі розвитку ливарних ЖНС, підвищення їх температурної працездатності стає все більш важким завданням і вимагає для своєї практичної реалізації значних промислових і фінансових ресурсів [1, 6, 26, 81, 69-71, 74-76, 85, 89, 92-96].

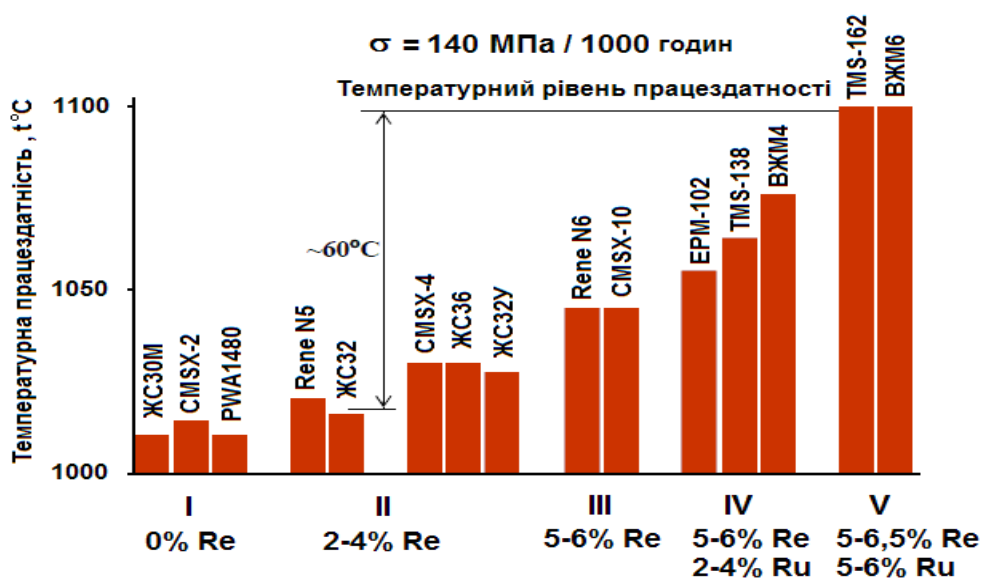


Рисунок 1.5 - Сучасні ливарні ЖНС, розроблені методом комп'ютерного конструювання [1, 6, 26, 81, 69-71, 74-76, 85, 89, 92-96, 98-102, 104-107, 109]

В даний час з'явилися перші монокристалічні ливарні ЖНС VI-го покоління, до яких відноситься сплав TMS-238 [108]. При його розробці в складі був знижений вміст молібдену, вольфраму і збільшений вміст кобальту і танталу. Сплав TMS-238 має кращі характеристики жароміцності,

при цьому має підвищений опір до високотемпературного окислення. Слід відзначити, що недоліками монокристалічних ливарних ЖНС є їх висока щільність ($\rho \geq 9 \text{ г / см}^3$) за рахунок легування ренієм, а також їх дуже висока вартість, в тому числі через використання рутенію [1, 7, 104-109].

Відомо, що розробкою нових ливарних ЖНС в Росії переважно займається ВІАМ. Так, за період (2007-2015р.) ВІАМ були виконані теоретичні і експериментальні роботи, результатом яких стала розробка цілого ряду нових ливарних жароміцних нікелевих сплавів типу ВЖМ, що містять реній, таких як ВЖМ-1 [1, 7, 110, 111], ЖС32У (ВЖМ-3) [4, 6, 26, 92, 93] і сплавів, що містять реній і рутеній, таких ВЖМ-4 [1, 7, 101, 112], ВЖМ-5У [102, 103], ВЖМ-6 [109].

За міжнародними прогнозами [1, 3, 4, 6, 7, 10, 20, 29 - 31, 34, 40 - 43, 45, 50, 59 - 61, 66, 67, 81, 85, 106, 109] в майбутні 15 - 20 років потужність двигунів зросте в 2-3 рази, а робочі температури основних двигунів наблизяться до $1100-1150^\circ\text{C}$ і вище. При цьому, тенденція розвитку ливарних ЖНС за останні роки показала, що раніше зроблений прогноз щодо застосування важкотопких металів і сплавів, а також дисперсійне зміцнення сплавів оксидами металів не виправдався, і ливарні жароміцні нікелеві сплави на найближчі десятиліття залишаться основними матеріалами для перспективних газотурбінних ГТД і ГТУ.

До сьогоденного часу провідними країнами світу активно проводяться дослідні роботи з розробки та впровадження в промисловість ливарних ЖНС нового покоління, про що свідчить велика кількість публікацій з даної проблематики в наукових журналах [17, 19, 27-30, 40, 43, 46-48, 56, 60-64, 74-76, 83, 84, 88, 90, 91, 95-98, 100, 108, 109].

На даний час пошук оптимальних складів ливарних ЖНС ще далеко не завершений. Тому щорічно в провідних країнах світу з'являються нові патенти і публікації: в США [20, 29, 32, 33, 59-61, 76, 68, 73, 76, 88, 96, 100], Великобританії [34, 84], Японії [62, 63, 74, 87, 90, 91, 97-99, 107, 108], Франції [35-37, 64, 65, 69-72, 82, 83, 95], Росії [1, 4, 6, 7, 30, 31, 55, 58, 77-80,

85, 86, 92, 101, 104-106, 109-112], Україні [24, 25, 42-44, 78, 79, 113-116]. Слід зазначити, що перші патенти на ливарні ЖНС з рутенієм відомі з початку 80-х років минулого століття. Однак, незважаючи на це, відкриті публікації з'явилися порівняно недавно.

В останні роки провідними країнами світу проводяться інтенсивні роботи зі створення нових ливарних ЖНС для монокристалічного лиття, легованих ренієм і рутенієм [1, 7, 64-65, 98-109]. Дослідження спрямовані як на створення нових композицій, так і на вдосконалення методів їх розробки.

1.2 Основні принципи легування ливарних ЖНС

Сучасні ливарні жароміцні нікелеві сплави являють собою складні багатокомпонентні системи, до складу яких входить до 12 - 15 легувальних елементів, причому деякі з них одночасно присутні в складі різних фаз і по різному впливають на ті чи інші властивості [1, 3-7, 9, 21, 24, 25, 117, 118].

У численних роботах вітчизняних і зарубіжних вчених досліджено індивідуальний [119-123] і комплексний [124, 125] вплив легувальних елементів на жароміцність нікель-хромової (Ni-Cr) основи, і встановлена можливість зміцнення бінарної системи за допомогою, як основних легувальних елементів (Al, Ti, Co, Mo, W, Nb, Ta, Hf), так і мікролегувальних елементів (Zr, B, Y, La, Ce).

Відомо [1-3, 5, 9, 12, 13, 117, 118], що одночасна присутність кількох легувальних елементів (Cr, Ti, Mo, W, Co, Nb) в складі ливарних ЖНС надає більш ефективний вплив на жароміцність, ніж еквівалентна кількість одного елемента. Більшість дослідників [1, 2-6, 21, 126-129] прийшли до висновку про те, що в залежності від впливу на механізм зміцнення ливарних ЖНС, легувальні елементи можна класифікувати і розділити на наступні основні групи: розчинно-дисперсійні зміцнювачі; твердорозчинні зміцнювачі;

карбідоутворювальні елементи; мікролегувальні елементи і шкідливі домішки. Такий поділ є досить умовним, оскільки розчинні зміцнювачі можуть розчинятися не лише в γ - твердому розчині, а й в інтерметалідній γ' - фазі з утворенням сполуки типу $(\text{Ni}, \text{Cr})_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Mo}, \text{W})$. Однак, автори вважають, що дотримуючись такої класифікації створюється досить цілісна картина.

1.2.1 Легувальні елементи, що утворюють γ' - фазу

За класифікацією [1, 2, 3, 5, 21, 27, 126, 127] легувальні елементи, що утворюють в бінарних сплавах Ni-X (де X - Al, Ti, Nb, Ta, Hf) інтерметалідну сполуку Ni_3X , відносяться до γ' - утворювальних елементів, які переважно розчиняються в γ' - фазі. Так, до групи розчинно-дисперсійних зміцнювачів відносять елементи (Al, Ti, Nb, Ta, Hf), що утворюють основну зміцнювальну інтерметалідну γ' - фазу. Внесок в зміцнення γ' - фази визначається характером дислокаційних реакцій на прикладене зусилля. Компоненти сплаву певним чином розподіляються в інтерметалідній фазі, заміщуючи один одного. Так, в γ' - фазі кобальт заміщує нікель. Титан, ніобій, тантал і гафній заміщують алюміній. Хром, молібден і вольфрам можуть заміщувати як нікель, так і алюміній. Відзначається, що для підвищення опору повзучості слід збільшити об'ємну частку γ' - фази за рахунок введення ніобію, танталу і гафнію, які мають високу спорідненість до γ' - фази і низьку дифузійну рухливість.

У ряді відомих робіт [1-7, 21, 38] повідомляється, що в структурі ливарних ЖНС основною зміцнювальною фазою є інтерметалідна γ' - фаза на основі $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$, об'ємна частка якої, головним чином, залежить від вмісту в складі сплаву алюмінію і титану. Проте наголошується, що перевищення

сумарного вмісту цих елементів вище граничного значення призводить до утворення евтектичної $\gamma'_{\text{ЕВТ.}}$ - фази, зміцнювальний ефект якої значно нижче.

Міжнародна практика [4-6, 9, 21, 27, 51] показує, що в міру вдосконалення ливарних ЖНС, вміст алюмінію і титану, що входять до складу γ' - фази, неухильно підвищується. Разом з тим наголошується, що надмірне збільшення вмісту цих елементів в складі викликає небезпеку «перелегування», в результаті чого в структурі сплавів можливе утворення грубих метастабільних евтектичних (перитектичних) фаз типу $(\gamma + \gamma')$, які негативно впливають на жароміцність.

Зокрема в роботах [2, 3, 9, 19, 21, 24, 25, 27, 128, 129] відзначається, що титан підвищує жароміцність ливарних ЖНС за рахунок активного впливу, як на зміцнення γ' - фази, так і на уповільнення швидкості коагуляції її частинок. При цьому показано, що надлишок титану стимулює утворення шкідливих ТЩУ фаз, зокрема η - фази (Ni_3Ti), яка має несприятливу морфологію. Також повідомляється, що з підвищенням вмісту алюмінію і титану проявляється тенденція до зниження вмісту хрому в складі сучасних ливарних ЖНС.

Останнім часом спостерігається тенденція [1, 7, 20, 30, 31, 61-65, 70-76, 86-88, 95-100, 106-112, 130-140] легування ливарних ЖНС одним алюмінієм, замість спільного введення алюмінію і титану ($\text{Al} + \text{Ti}$). У даних дослідженнях показано, що в структурі таких сплавів частинки γ' - фази (Ni_3Al) мають більш високу термічну стабільність і переходять в γ - твердий розчин при температурах вище на $(150 - 200^\circ\text{C})$, ніж частинки γ' - фази $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$.

У міжнародній практиці легування ливарних ЖНС важливого значення набули такі елементи як ніобій, гафній і тантал, вміст останнього в складі сплаву PWA-1480 досягає 12% за масою [81, 88].

У ряді досліджень [2-6, 9, 21, 24, 25, 131, 132] повідомляється, що ніобій є γ' - утворювальним елементом, який підвищує температуру кінця розчинення ($t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'}$) основної зміцнювальної γ' - фази в ливарних ЖНС. За даними авторів більш 1/2 кількості ніобію знаходиться в складі γ' - фази,

близько $1/3$ - в складі γ - твердого розчину і частина його $(0,2...0,3)\%$ за масою міститься в карбідній фазі типу NbC. Одночасна присутність ніобію в γ' - фазі і в γ -твердому розчині забезпечує як твердорозчинне зміцнення, так і велику ефективність в зміцненні γ' - фази. Ніобій в ливарних ЖНС сприяє уповільненню дифузійних процесів, зменшення розчинності алюмінію і титану в γ - твердому розчині, а також виділенню більшої об'ємної частки зміцнювальної γ' - фази, сповільнюючи процес її коагуляції, і як наслідок, підвищуючи температуру знеміцнення сплаву. На думку дослідників для ніобію характерно сприятливий вплив на зниження схильності ливарних ЖНС до зональної ліквідації. У дослідженнях цих авторів показано, що вплив ніобію на зміцнення γ - твердого розчину більше, ніж молібдену і титану, але менше, ніж вольфраму і танталу, що позитивно впливає на жароміцність ливарних ЖНС. Проте наголошується, що надмірний вміст ніобію негативно впливає на пластичність ливарних ЖНС, що знижує їх стійкість до утворення тріщин. Так, при високому сумарному вмісті ніобію, титану і танталу рекомендовано до складу ливарних ЖНС вводити алюміній в такій же кількості. В іншому випадку це може стати причиною утворення інтерметалідних δ - фаз на основі $Ni_3(Nb, Ta)$ і η - фаз на основі (Ni_3Ti) . З цих причин ніобій вводиться обмежено і його вміст в складі ливарних ЖНС рідко перевищує 2% за масою.

У роботах [2, 3, 5, 9, 13, 21-25, 27, 29] показано, що при рівних атомних концентраціях ніобій надає більш ефективний вплив на тривалу міцність ливарних ЖНС за температур $(700...800^{\circ}C)$, в порівнянні з іншими легувальними елементами (Al, Ti, Ta, Mo, W, Co, V).

Більшість дослідників [2, 3, 5, 20, 21, 27, 141-144] вважає, що для підвищення жароміцності до складу ливарних ЖНС слід вводити тантал, який має високу температуру плавлення і гарні пластичні властивості. Автори повідомляють, що легування танталом сприяє підвищенню опору високотемпературної повзучості і зниженню схильності ливарних ЖНС до розвитку втомних тріщин. Однак його надлишок призводить до збільшення

кількості евтектичних фаз ($\gamma + \gamma'$) в структурі, а також питомої ваги ливарних ЖНС. Автори звертають увагу на те, що тантал найбільш ефективно зміцнює і стабілізує γ' - фазу, сприяє підвищенню її температури кінця ($t_{\text{к.р.}}^{\gamma'}$) розчинення в γ - твердому розчині. При цьому, забезпечує одночасне зміцнення γ - твердого розчину ливарних ЖНС, ефективно гальмуючи дифузійні процеси. У матеріалах авторів також відзначається, що тантал є більш сильним зміцнювачем γ' - фази, ніж титан і ніобій, як при кімнатній, так і при підвищених температурах.

У дослідженнях авторів [27, 141-143] показано, що легування ливарних ЖНС танталом сприяє збільшенню об'ємної частки γ' - фази і евтектики ($\gamma + \gamma'$), при цьому, значно підвищується їх термодинамічна стабільність.

Відомо [2-6, 21], що гафній помітно підвищує пластичність і позитивно впливає на службові характеристики ливарних ЖНС. Так, на початку 70-х років минулого століття в промислове виробництво США були впроваджені модернізовані склади, леговані гафнієм: сплав В-1900 + (Hf) за маркою ММ-007; сплав IN713C + (Hf) за маркою ММ-004 [2, 3, 9, 145-147]. Було показано, що для системи легування конкретного сплаву, введення оптимальної кількості гафнію призводило до одночасного підвищення як характеристик міцності, так і пластичності. При цьому, загальний позитивний вплив гафнію полягає в подрібненні дендритної структури, гальмуванні дифузійних процесів на границях зерен, в сприятливій зміні морфології карбідної фази при одночасному підвищенні термічної стабільності зміцнювальної γ' - фази. Відзначається, що в даний час гафній вводиться до складу багатьох ливарних ЖНС, де його вміст знаходиться в діапазоні (0,03 - 2,0)%, за масою.

Однак, в роботах [3-6, 21, 145-147] звернуто увагу на те, що гафній є елементом, що помітно знижує температуру евтектичного ($L + \gamma \rightarrow \gamma'$) і перитектичного ($L \rightarrow \gamma + \gamma'$) перетворень, сприяючи виділенню евтектичних (перитектичних) фаз, що підвищує небезпеку локального плавлення евтектики ($\gamma + \gamma'$) в процесі термічної обробки ливарних ЖНС. Також

відзначається негативний вплив гафнію на величину параметра «місфіт», в результаті чого γ' - фаза починає набувати сферичну форму, що має менший зміцнюючий ефект, в порівнянні з кубічною.

У ряді досліджень [1-7, 18, 20, 21, 32, 39, 40, 42, 43, 51, 54, 55, 59-63, 65, 67, 77, 81, 85, 91, 98, 100, 106, 109, 112] показано, що існує прямий зв'язок між сумарним вмістом γ' - утворюючих елементів (Al, Ti, Nb, Ta, Hf) в складі ливарних ЖНС і об'ємною часткою ($V_{\gamma'}$) зміцнювальної γ' - фази, що виділилася в їх структурі, а також рівнем жароміцності. У даних роботах відзначається, що збільшення вмісту алюмінію при збалансованому легуванні титаном, ніобієм, танталом і гафнієм, забезпечує додаткову можливість підвищення рівня температурної працездатності ливарних ЖНС.

1.2.2 Легувальні елементи, що зміцнюють γ - твердий розчин

До групи елементів, що зміцнюють γ - твердий розчин, відносять (Cr, W, Mo, Co, Ta, Ru, Re). Зміцнення γ - твердого розчину пов'язують як з великими атомними радіусами легувальних елементів, що визначаються за збільшенням параметрів кристалеві гратки, так і зі зниженням енергії дефектів пакування в результаті легування, що приводить до підвищення опору поперечного ковзання [1-6, 127]. В сучасних ливарних ЖНС до складу γ - твердого розчину входять головним чином (Ni, Co, Cr), а також важкотопкі елементи, внесок яких в зміцнення γ - твердого розчину по зростаючій ролі визначено послідовністю (Cr, Mo, W, Ta, Re і Ru).

Однак авторами [1-7, 30, 31, 42, 43, 58, 64, 69-76, 83, 86, 92, 95-101, 106-116] відзначається, що твердорозчинне зміцнення кобальтом і хромом зберігається до температур ($0,6t_{\text{пл}}$). Разом з тим показано, що в області високотемпературної повзучості вище ($0,6t_{\text{пл}}$), зміцнення γ - твердого розчину залежить від швидкості дифузії. Тому, для більш ефективного

зміцнення γ - твердого розчину і підвищення його термічної стабільності, в склад ливарних ЖНС вводяться важкотопкі елементи (Mo, W, Ta, Re, Ru), що мають низьку дифузійну рухливість, які є більш потужними зміцнювачами γ - твердого розчину. Згідно думки дослідників [148, 149] кобальт сприяє зміцненню і стабілізації γ - твердого розчину ливарних ЖНС, підвищуючи пластичність і в'язкість, а також межі розчинності алюмінію, хрому, танталу та інших елементів. З цих причин вміст кобальту в ливарних ЖНС знаходиться в досить широкому діапазоні (3-15)%, за масою.

Однак, деякі дослідники [150-152] звертають увагу на те, що якщо в складі ливарних ЖНС вміст кобальту перевищує 10%, за масою, то його співвідношення з іншими елементами (Cr, Mo, W, Re, Al, Ti, Nb, Ta, Hf), стає незбалансованим. В результаті чого в структурі ливарних ЖНС можуть виділятися шкідливі ТЦУ фази, які різко знижують характеристики міцності.

Тому вважається загальноприйнятим, що вміст кобальту в складі ливарних ЖНС має перебувати в межах (3...12)%, за масою.

У роботах [2, 3, 21, 150, 153, 154] показано, що при легуванні хромом необхідно враховувати те, що в складнолегованих ливарних ЖНС його основна кількість знаходиться в γ - твердому розчині. При цьому, хром сприяє збільшенню схильності сплавів до утворення шкідливих ТЦУ фаз типу (α_{Cr} -, σ -), і як наслідок, до зниження жароміцності ливарних ЖНС. Разом з тим, автори відзначають, що хром позитивно впливає на опір росту втомних тріщин.

У матеріалах досліджень [1-7, 21, 24, 25] авторами повідомляється, що легування ливарних ЖНС вольфрамом знаходиться в досить широких межах (0,5...12,5)%, за масою, що пов'язано з рядом причин. Будучи одним з легувальних елементів, присутніх як в γ - твердому розчині, так і в γ' - фазі, вольфрам одночасно підвищує як термічну стабільність останньої, так і ефективно зміцнює γ - твердий розчин. Практика легування показує, що вольфрам більш ефективно підвищує жароміцність ливарних ЖНС особливо при спільній присутності в складі молібдену та / або танталу. Дослідниками

відзначається, що для забезпечення необхідного рівня жароміцності вміст вольфраму повинен бути не менше, ніж 8,0%, за масою. При більшому його вмісті (10,0...12,0)% значно погіршується стійкість ливарних ЖНС до високотемпературного окислення і газової корозії. Також звернуто увагу на те, що вольфрам є одним з найважчих важкотопких легувальних елементів, використання якого призводить до збільшення питомої щільності сплавів.

Автори робіт [141-146, 155] повідомляють, що підвищення в складі ливарних ЖНС вмісту γ' - утворювальних елементів, таких як титан, ніобій, тантал, гафній сильніших, ніж вольфрам, призводить до його заміщення в складі як γ' - фази, так і в карбідній фазі типу MC. Авторами також зазначається, що збільшення вмісту вольфраму при зниженні вмісту хрому і кобальту призводить до підвищення температури кінця розчинення ($t_{к.р.}^{\gamma'}$) γ' - фази в γ - твердому розчині, що відповідає сучасним тенденціям легування ливарних ЖНС.

Відомо [1-7, 21], що молібден є елементом, який одночасно присутній як в γ - твердому розчині, так і в γ' - фазі, але на відміну від вольфраму його основна частина знаходиться в γ - твердому розчині. Автори відзначають, що молібден одночасно підвищує жароміцність і термостабільність ливарних ЖНС. Однак по ефективності зміцнення γ - твердого розчину молібден поступається вольфраму і танталу [27, 141, 142, 144]. Незважаючи на це, молібден залишається елементом, який часто використовується для легування ливарних ЖНС, завдяки меншій щільності і вартості, в порівнянні з вольфрамом.

На думку дослідників [2, 3, 14, 21, 24, 25] вважається, що в складі ливарних ЖНС наявність молібдену в невеликих кількостях сприяє підвищенню їх стійкості до сульфідної-оксидної корозії, в порівнянні зі сплавами в складі яких він відсутній. Автори звертають увагу на те, що при вмісті молібдену більше 3,0%, за масою, значно погіршується стійкість жароміцних нікелевих сплавів до високотемпературного окислення і газової

корозії. Тому вміст молібдену в більшості ливарних ЖНС знаходиться в межах (0,5...2,5)%, за масою.

Незважаючи на зазначені гідності, молібден і вольфрам в великих кількостях, в поєднанні з високим вмістом хрому призводять до структурної нестабільності, що різко знижує характеристики міцності ливарних ЖНС [2-7, 9, 24, 25, 150, 153, 156-159].

У ряді відомих досліджень [1, 6, 7, 27, 30, 31, 40, 41, 109, 112, 160-163] повідомляється, що при підвищенні вмісту важкотопких елементів в складі ливарних ЖНС, таких як молібден, вольфрам, ніобій, тантал і реній, необхідно знижувати вміст хрому.

Суттєвий прогрес в області підвищення жароміцності ливарних ЖНС був досягнутий за рахунок легування танталом і ренієм, які раніше в складах вітчизняних сплавів не застосовувалися. У дослідженнях [141-144] показано, що легування танталом підвищує жароміцність ливарних ЖНС, внаслідок зміцнення γ - твердого розчину при спільній присутності в складі молібдену і вольфраму. Так, спільне легування танталом і ренієм відомого сплаву ЖС32 забезпечило підвищення рівня його температурної працездатності більш, ніж на 40⁰С, в порівнянні зі сплавом ЖС26, який має аналогічний склад, але не містить даних елементів в складі [1, 4, 6, 7, 164].

Порівняльний аналіз хімічних складів ливарних ЖНС [1-7, 9, 10, 15, 18, 20, 27, 30-34, 39-43, 54, 55, 58-63] показав, що на відміну від сплавів рівновісної кристалізації, сплави, які призначені для спрямованої кристалізації і монокристалічного лиття містять тантал в досить широких межах (0,5-12)%, за масою, що пояснюється різним вмістом в їх складі хрому, який обмежує розчинність танталу в нікелевій γ - матриці.

У ряді досліджень [1, 6, 7, 30, 31, 106, 109, 112, 160-164] відзначається, що реній є найбільш ефективним елементом, що підвищує жароміцність ливарних ЖНС. Так, в фазовому складі сплавів він концентрується в γ - твердому розчині і маючи низьку дифузійну рухливість, найбільш ефективно його зміцнює. При цьому, реній уповільнює процес коагуляції

частинок γ' - фази, підвищуючи її термічну стабільність. Введення ренію до складу жароміцних нікелевих сплавів сприяє формуванню більш дрібнодисперсних частинок γ' - фази при їх виділенні з γ - твердого розчину, а також уповільнює подальше розчинення частинок γ' - фази при підвищених температурах. Внаслідок твердофазного розчинення в γ - матриці реній підвищує жароміцність ливарних ЖНС, при цьому, позитивно впливає на опір високотемпературної повзучості і високотемпературного окислення.

Більшість дослідників [1, 6, 7 160-164] вважає, що крім позитивного ефекту, легування ренієм ливарних ЖНС має ряд негативних особливостей. Відзначається, що реній в межах дендритної комірки дуже схильний до ліквідаційної неоднорідності, усунути яку термічною обробкою складно, а часом і неможливо, через його низьку дифузійну рухливість. Крім того, реній найбільшою мірою сприяє утворенню в структурі сплавів ТЩУ фаз (ρ - фаза). Однак, головним недоліком ренію є його висока вартість і дефіцитність через малий обсяг світового виробництва.

Існує загальноприйнята думка про те, що рутеній в високоренієвих ливарних ЖНС стабілізує γ - твердий розчин і фазовий склад, що знижує ймовірність виділення в структурі шкідливих ТЩУ фаз [1, 7, 98, 99, 165-169].

Згідно робіт [1, 6, 7, 165-173] реній, як і рутеній, мають найнижчі коефіцієнти дифузії в нікелі. Однак міжнародна практика легування показує, що безперервне підвищення жароміцності, за рахунок збільшення вмісту важкотопких елементів, особливо ренію, призводить до виділення в структурі ливарних ЖНС шкідливих надлишкових ТЩУ фаз типу σ -, μ -, ρ - внаслідок чого знижується їх структурна стабільність і характеристики жароміцності. У зв'язку з цим, в роботах авторів [1, 7, 64, 98, 99, 102, 106-112, 165-169] було запропоновано частину ренію замінити рутенієм. Дослідники показують, що рутеній надає найбільш позитивний вплив на механічні властивості, зокрема тривалу міцність, за рахунок поліпшення структурної та фазової стабільності високоренієвих ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

1.2.3 Карбідоутворювальні і мікролегувальні елементи

До групи карбідоутворюючих елементів відносять елементи (Ti, Nb, Ta, Hf, Cr, Mo, W), а також мікролегувальні елементи, що зміцнюють границі зерен (C, B, Zr, Ce, Y, Hf, La, Nd, Pr) за рахунок утворення важкотопких термодинамічно стійких сполук [1-6, 127].

Відомо [2-5, 9, 13, 21-23, 174], що вуглець є елементом, що забезпечує в структурі ливарних ЖНС утворення карбідів різних типів (MC , M_6C , $M_{23}C_6$). Наявність карбідних включень сферичної форми забезпечує додаткове дисперсне зміцнення γ - твердого розчину і в значній мірі гальмує дифузійні процеси на границях зерен. При цьому в дослідженнях повідомляється, що присутність карбідної фази в структурі ливарних ЖНС сприяє зниженню температур ліквідусу (t_L) і солідусу (t_S).

У більшості раніше опублікованих робіт [2, 3, 5, 9, 12, 13, 21-23, 174] з дослідження великої групи промислових вітчизняних і зарубіжних ливарних ЖНС повідомляється, що в загальному механізмі зміцнення ливарних ЖНС велике значення відіграють карбіди, які більшою частиною утворюються з рідини, розташовуючись між осями дендритів і по границях зерен, що обумовлює їх специфічну морфологію. При цьому наголошується, що всі γ' - утворювальні елементи (Ti, Nb, Ta, Hf) здатні утворювати карбіди типу MC , які є найбільш термодинамічно стійкими фазами в структурі ливарних ЖНС. Однак, в реальних сплавах до складу карбідів MC входять не тільки основні карбідоутворювальні елементи (Ti, Nb, Ta, Hf), але також і інші елементи (Co, Cr, Mo, W). За рахунок цього можуть послаблюватися сили зв'язку і можливі реакції розпаду, що ведуть до утворення карбідів інших типів ($M_{23}C_6$, M_6C), при цьому характеристики міцності можуть вести себе нестабільно. Залежно від системи легування ливарних ЖНС, об'ємна частка карбідів різних типів знаходиться у межах (0,5...2,5)%, за масою.

У роботах [2-5, 9, 12, 13, 21, 174] показана значна роль границь зерен в структурі ливарних ЖНС. Через меншу міцність границь зерен, в структурі таких сплавів при високих температурах спостерігається переважно міжзерний характер повзучості з проковзуванням зерен. Тому, для підвищення міцності границь зерен і границь фаз, до складу вводяться мікролегувальні елементи (Hf, Zr, B, Y, La, Ce, Nd), які сприяють гальмуванню дифузійних процесів.

Багато дослідників [4-6, 15, 18, 20, 21, 29, 41-43, 51, 59-61, 77, 106, 109, 112, 175-181] вважають, що з появою ливарних ЖНС з більш ефективною монокристалічною структурою, де взагалі відсутні границі зерен, немає необхідності вводити до складу елементи, які їх зміцнюють (C, B, Zr). Разом з тим, звернуто увагу на те, що сплави для монокристалічного лиття серії «Rene» містять невеликі добавки вуглецю і бору. На думку розробників, повне виключення цих елементів зі складу призводить до зниження довговічності, а введення вуглецю в невеликих концентраціях (до 0,05%, за масою) необхідно для зміцнення малокутових границь між дендритами і підвищення термічної стабільності карбідної фази, а також загальної стабілізації структури монокристалічних ливарних ЖНС.

У ряді досліджень [1, 4-7, 18-21, 30, 31, 176-182] відзначається, що зниження концентрації елементів, які зміцнюють границі зерен (C, B, Zr) призводить до помітного підвищення температури солідусу (t_s), початку плавлення сплаву, при цьому повне розчинення γ' - фази з переважним розчиненням метастабільних фаз стає можливим без ризику локального плавлення евтектики ($\gamma + \gamma'$).

У роботах [21, 27, 33, 141, 142, 144-147] показано, що будучи потужними карбідоутворювальними елементами, ніобій, тантал і гафній впливають на морфологію карбідів в структурі ливарних ЖНС. Їх використання дозволяє уникнути утворення карбідів несприятливої морфології у вигляді «китайських ієрогліфів», перетворюючи карбідні включення в набагато більш ефективну сферичну або поліедрічну форму.

Автори відзначають, що важливою особливістю даних елементів є їх здатність утворювати термодинамічно більш стійкі сульфіді. При цьому, будучи найбільш сильними стабілізаторами γ' - фази і карбідів типу (МС), які більш міцно пов'язані з γ - матрицею, витісняють молібден і вольфрам в матричний γ - твердий розчин, що сприяє додатковому його зміцненню.

Мікролегувальні елементи, такі як бор, цирконій, гафній та рідкісноземельні метали (РЗМ), такі як ітрій, церій і лантан цілеспрямовано вводяться до складу ливарних ЖНС в концентраціях на рівні десятих або декількох сотих часток відсотка. В основному їх вводять до хімічного складу ливарних ЖНС, призначених для рівновісної кристалізації, з метою зміцнення границь зерен і границь фаз [4-6, 9, 13, 21, 147, 174, 183-185].

Авторами зазначених робіт повідомляється, що малі добавки гафнію, цирконію, церію, лантану і неодиму суттєво знижують дифузійну рухливість атомів і уповільнюють коагуляцію частинок γ' - фази при тривалому високотемпературному нагріванні. Позитивний вплив РЗМ автори пояснюють ще й тим, що дані елементи утворюють з шкідливими домішками важкотопкі сполуки. Крім того, вони перешкоджають окисленню сплавів по границях зерен при високих температурах завдяки утворенню важкотопких оксидів, які мають захисні властивості від подальшого окислення.

У складі ливарних ЖНС з монокристалічною структурою церій, ітрій і лантан використовують для зміцнення міжфазних границь. Добавки РЗМ дозволяють істотно підвищити поверхневу стабільність ливарних ЖНС, їх опір високотемпературному окисленню і газової корозії. Зокрема, в роботах [1, 101] повідомляється про позитивний вплив мікролегування лантаном нікелевого жароміцного сплаву ВЖМ4-ВІ для монокристалічного лиття, що дозволило підвищити його стійкість до високотемпературного окислення в 1,5...2,0 рази. В цілому ряді робіт [4-7, 9, 13, 21, 118, 127, 174, 186] показано негативний вплив шкідливих домішок, таких як легкотопкі сполуки сірки, свинцю, олова, вісмуту, кисню, азоту і водню, які негативно впливають на характеристики міцності і технологічність ливарних ЖНС.

1.3 Вплив легувальних елементів на структуру і властивості ливарних ЖНС

У вітчизняній і зарубіжній промисловості для виготовлення відповідальних деталей сучасних газових турбін постійно розширюється номенклатура ливарних ЖНС, а також удосконалюється технологія їх виробництва. Широкий температурний діапазон застосування ливарних ЖНС висуває на перший план дослідження механізму їх зміцнення і руйнування, а також дослідження структурних і фазових перетворень в діапазоні експлуатаційних температур. Тому складний хімічний і фазовий склад ливарних ЖНС є наслідком численних і часто суперечливих вимог до матеріалів даного класу [1-7, 10, 13, 14, 18, 20-25, 27, 54, 55, 59-65, 67-76, 78- 84, 86, 90-92, 95-100, 107-116].

Вивчення структурного і фазового складу ливарних ЖНС постійно супроводжує весь період їх розвитку. Ливарні ЖНС відносять до класу дисперсійно-зміцнювальних матеріалів. Рівень жароміцності багато в чому залежить від хімічного складу γ' - фази і її об'ємної частки в структурі ливарних ЖНС, морфології і розміру часток, а також стабільності γ' - фази в широкому температурному діапазоні при комплексному впливі термічних, статичних і втомних напружень [1-7, 21, 27, 126-129, 141, 146, 150-152, 155, 164, 174, 187-207].

Вплив конкретного легувального елемента на зміцнення γ - твердого розчину і γ' - фази, а також на об'ємну частку і хімічний склад фаз, вплив на параметри кристалевих ґраток та інші важливі структурні характеристики ливарних жароміцних нікелевих сплавів досить складне і не завжди однозначне. Проте, результати досліджень структури і фазового складу широкого ряду ливарних ЖНС з різноманітними системами легування та різного призначення дають підставу говорити про загальні тенденції і закономірності [1-7, 9, 21, 27, 208-228].

1.3.1 Механізми зміцнення ливарних ЖНС

На рисунку 1.6 представлено механізм зміцнення ливарних ЖНС частинками γ' - фази, де об'ємна кількість частинок в структурі сплаву постійна [1-7, 117, 118, 187-191]. На рисунку показано, що для досягнення найбільшого ефекту зміцнення, об'ємна частка γ' - фази повинна бути максимальною, а розмір її часток (d) оптимальним.



Рисунок 1.6 - Механізм зміцнення ливарних ЖНС частинками γ' - фази (об'ємна кількість частинок постійна) [1-3, 117, 118, 187-191, 196]

Відомо [1, 6, 7, 187-192], що високі жароміцні властивості сплавів цього класу досягаються, головним чином, за рахунок розпаду пересиченого γ - твердого розчину і виділення з нього дрібнодисперсних частинок інтерметалідної γ' - фази на основі Ni_3Al за умови утворення однорідної гетерофазної структури. При цьому наголошується, що істотний вплив на характеристики міцності надає γ' - фаза, поведінка якої при високих температурах і тривалих витримках визначає працездатність ливарних ЖНС в цілому. Разом з тим, відомо, що більше половини алюмінію може замінюватися титаном, і що невелика частина елементів - хрому, кобальту, вольфраму та інших, що містяться в складі сплаву, пов'язані в γ' - фазі. При цьому до складу γ' - фази входить більше 50% загальної кількості ніобію і

танталу, а до складу γ - твердого розчину близько 30%, за масою. У складі карбо-нітридних фаз типу Nb (C, N), Ta (C, N) їх вміст складає (0,2...0,3)%. Однак точного зв'язку між хімічним складом ливарних ЖНС і складом γ' - фази поки не встановлено. Також показано, що, якщо γ' - фаза містить в основному алюміній, то вона не може перетворюватися в інші сполуки типу (Ni₃X). Однак, таке перетворення стає можливим, якщо в ній присутня досить велика кількість титану та / або ніобію, танталу, гафнію [2-5, 8, 13, 14, 21, 24, 25, 42-44, 54, 55, 58, 125-128, 141-146, 200-203]. Так в ряді робіт [1-7, 27, 232-237] відзначається, що працездатність ливарних ЖНС багато в чому визначається термічною стабільністю їх фаз. Показано, що реальні ливарні ЖНС, внаслідок особливостей структури є динамічними системами, і практично завжди відрізняються внутрішньою нестабільністю. Хоча характер структурних та фазових перетворень при нагріванні і охолодженні в сплавах з різними хімічними складами, неоднаковий, оптимальні механічні властивості досягаються завдяки контролюванню процесів виділення та зростання частинок зміцнювальної γ' - фази.

На рисунках 1.7 і 1.8 показана залежність об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази, що виділяється в структурі, від вмісту алюмінію і хрому у складі ливарних ЖНС [1, 127, 202, 207, 229-231].

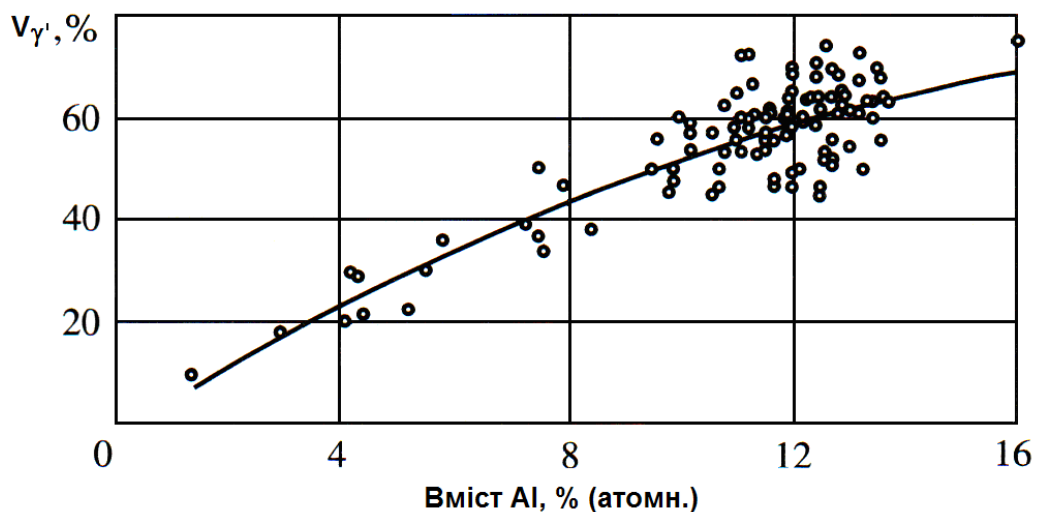


Рисунок 1.7 - Залежність об'ємної частки γ' - фази ($V_{\gamma'}$) в структурі ливарних ЖНС від вмісту алюмінію в їх складі [1, 127, 202, 207, 229-231]

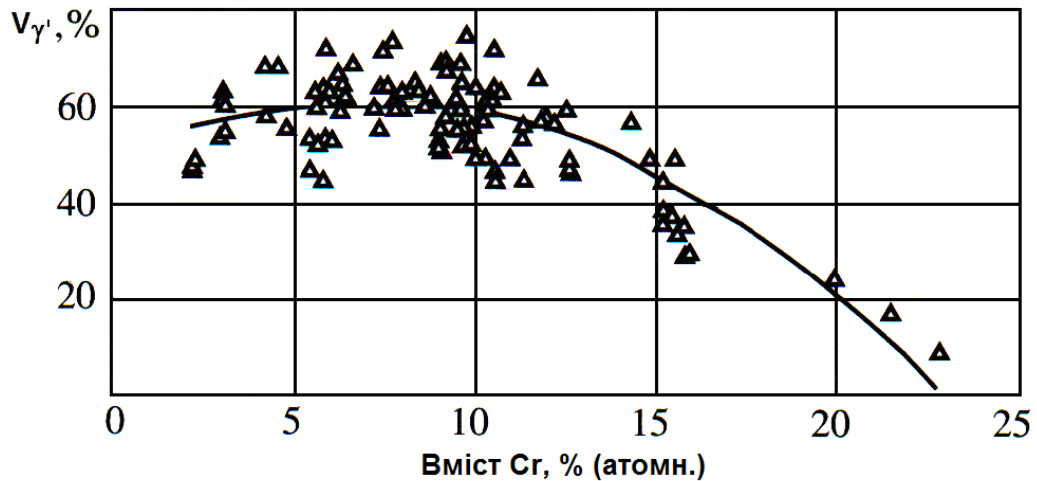
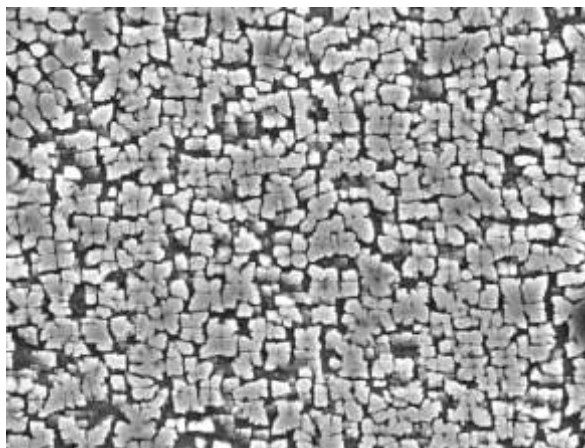


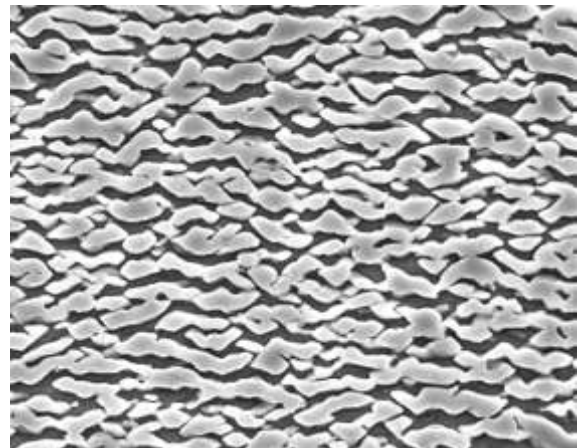
Рисунок 1.8 - Залежність об'ємної частки γ' - фази ($V_{\gamma'}$) в структурі ливарних ЖНС від вмісту хрому в їх складі [1, 127, 202, 207, 229-231]

Показано, що з підвищенням вмісту алюмінію, збільшується об'ємна частка ($V_{\gamma'}$) γ' - фази, і навпаки, з підвищенням вмісту хрому в складі ливарних ЖНС, процес виділення γ' - фази поступово знижується (див. рис. 1.7, 1.8).

На рисунку 1.9 представлено типову структуру ливарних жароміцних нікелевих сплавів, яка сформувалася в умовах напруги $\sigma = 180$ МПа за температури $t = 1000^{\circ}\text{C}$ [142, 144].



а

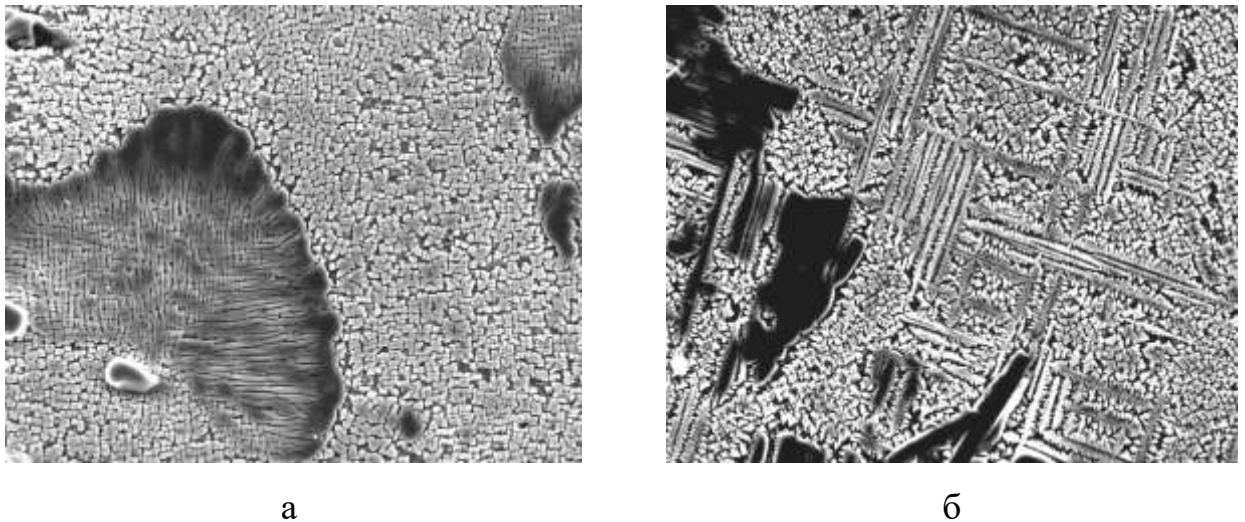


б

а - вихідна структура (після термообробки), б - РАФТ структура, що утворилася після тривалих випробувань. [142, 144].

Рисунок 1.9 - Деградація структури ливарних ЖНС в процесі випробувань на тривалу міцність при $t = 1000^{\circ}\text{C}$ і $\sigma = 180$ МПа: $\times 5000$

У ряді досліджень [2-5, 21, 126, 127, 141, 142-145, 151-154] відзначається, що сумарний вміст γ' - утворювальних елементів в сучасних ливарних ЖНС став настільки великий, що в їх структурі спостерігається значне збільшення об'ємної частки евтектики ($\gamma+\gamma'$) в міждендритних областях (рис. 1.10а), а також виділення ТЩУ фаз (рис. 1.10б).



а - евтектика ($\gamma+\gamma'$), б - ТЩУ фази в осях дендритів [142, 144].

Рисунок 1.10 - Метастабільні фази в структурі ливарних ЖНС: $\times 2000$

Багато авторів [1-3, 6, 9, 24, 25, 129, 150, 153, 238-240] відзначають, що найбільш гостро проблема схильності до підвищеної дендритної ліквідації спостерігається в ливарних жароміцних нікелевих сплавах, призначених для монокристалічного лиття, де найбільш критичним є не середня частка ТЩУ фаз в структурі сплаву, а їх найбільша щільність в локальних скупченнях. При цьому, авторами вищезазначених робіт вважається, що менш небезпечними, але також небажаними в структурі ливарних жароміцних нікелевих сплавів є α - фази (α_{Cr} , α_W і ін.), в які входять γ - твердорозчинні зміцнювачі, такі як хром, молібден і вольфрам. В результаті чого їх концентрація помітно знижується в γ - твердому розчині сплаву, і відповідно, знижується ефект зміцнювання. Крім того, звернуто увагу на те, що найбільш схильними ділянками до утворення ТЩУ фаз в структурі ливарних

жароміцних нікелевих сплавів є осі дендритів (рис. 1.10 б), що кристалізуються в першу чергу при формуванні виливки, і тому, найбільш збагачені важкотопкими елементами, такими як молібден, вольфрам і реній, а не міждендритний простір (рис. 1.10 а). Ці фази відрізняються високою крихкістю і мають несприятливу пластинчасту морфологію, будучи концентраторами напружень сприяють утворенню та розвитку тріщин, що різко знижують характеристики міцності ливарних жароміцних нікелевих сплавів. У цих же дослідженнях повідомляється про те, що вплив ТЩУ фаз на працездатність ливарних жароміцних нікелевих сплавів починає проявлятися тільки при досягненні певної їх концентрації в структурі матеріалу. Зокрема, вказується на різке зниження працездатності ливарних жароміцних нікелевих сплавів при кількості в їх структурі ТЩУ фаз більше 7%, за масою.

Більшістю дослідників [2, 3, 6, 24, 25, 27, 129, 150, 153, 241, 242] показано, що утворення ТЩУ фаз типу σ - і μ - в значній мірі сприяють хром, вольфрам, молібден і реній, а також деякі інші елементи, наприклад кобальт. Разом з тим, авторами відзначається, що добавки кобальту менше 5%, за масою, знижують процес утворення σ - фази, а вміст кобальту більше 5% активно впливає на утворення σ - фази. Разом з тим, авторами вищезазначених робіт повідомляється, що при підвищеному вмісті елементів, таких як титан, ніобій, тантал і гафній в структурі ливарних ЖНС можуть бути присутніми ТЩУ фази типу η - фази (Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta , Ni_3Hf). Зокрема, вказується на можливість виділення пластин η - фази на основі сполуки (Ni_3Ti), температура розчинення якої перевищує температуру кінця ($t_{\text{к.р.}}^{\gamma'}$) розчинення γ' - фази. Даний факт повністю виключає можливість усунення цих фаз в процесі термічної обробки. Разом з тим повідомляється, що для зниження схильності до утворення ТЩУ фаз типу σ - і η - при підвищеному вмісті титану, необхідно в складі ливарних жароміцних нікелевих сплавів зменшувати вміст хрому і підвищувати вміст кобальту.

1.3.2 Вплив легувальних елементів на критичні температури і характеристики міцності ливарних ЖНС

Систематичне вивчення процесів фазових перетворень, що протікають при високих температурах в ливарних ЖНС дає можливість отримати і узагальнити експериментальну статистику про особливості кінетики процесів, що протікають, а також залежність критичних температур і інтервалів фазових перетворень від системи легування сплавів. Про роль процесів виділення і розчинення зміцнювальних фаз при формуванні структури ливарних ЖНС відзначається в роботах [27, 182, 243-245].

Про зв'язок легування з термічною стабільністю γ' - фази більшість досліджень [1, 4-6, 21, 27, 125, 131-133, 143, 153, 182, 243, 246-246] дають обмежену інформацію, яка в основному відноситься до конкретних промислових сплавів. В даний час відомо [1-6, 21, 125, 143, 250-252], що температурна працездатність ливарних ЖНС характеризується структурно-фазовою стабільністю і рівнем жароміцності, що залежить від критичних температур, таких як температури ліквідусу (t_L) і солідусу (t_S), температури ($t_{\text{ЕВТ.}}$) локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$), а також температур початку ($t_{\text{П.Р.}\gamma'}$) і кінця ($t_{\text{К.Р.}\gamma'}$) розчинення зміцнювальної γ - фази. Як показує багаторічна практика, значення критичних температур ліквідусу (t_L) і солідусу (t_S) суттєво впливають на інтервал кристалізації сплавів ($\Delta t_{\text{КР.}} = t_L - t_S$), який визначає схильність ливарних ЖНС до дендритної ліквідації. Вважається, що чим менше температурний інтервал кристалізації ($\Delta t_{\text{КР.}}$) сплаву, тим менше ступінь дендритної ліквідації, і тим більше однорідність сплаву за хімічним складом і структурою. При цьому, зменшується різниця за хімічним складом між осями дендритів і міждендритними областями, а також схильність сплавів до утворення мікропористості, що знижує характеристики міцності. У той же час відзначається, що температура солідусу (t_S) обмежує максимально можливу

робочу температуру експлуатації сплаву. Тому вважається, що чим вище температура солідус (t_s), тим вище температурна працездатність ливарних ЖНС.

У більшості раніше опублікованих робіт [21-23, 27, 238-240, 253-258] показано, що ступінь дендритної ліквації залежить від умов кристалізації сплаву. Автори відзначають що, чим менше температурний градієнт на фронті кристалізації і нижче швидкість його руху, тим більше міждендритна відстань, а отже, більше ступінь дендритної ліквації. Також наголошується, що ступінь дендритної ліквації залежить від дифузійних характеристик легувальних елементів в твердому і в рідкому станах, оскільки в наближених до фронту кристалізації зонах активно протікають дифузійні процеси, як з рідкої фази в тверду, так і навпаки. При цьому показано, що елементи, що зміцнюють γ - твердий розчин, мають низьку дифузійну рухливість, тим самим значно гальмуючи дифузійні процеси при високих температурах. Це істотно впливає на швидкість розчинення дрібнодисперсних частинок зміцнювальної γ' - фази в γ - твердому розчині, а також темп їх коагуляції, що пов'язано із деградацією структури ливарних ЖНС.

Відомо, що для конкретного сплаву критичні температури є індивідуальними, які визначають рівень його термодинамічної стабільності і характер високотемпературного знеміцнювання, а отже, жароміцність при робочих температурах. До теперішнього часу для визначення критичних температур фазових перетворень в ливарних ЖНС застосовуються експериментальні методи. Так, автори робіт [27, 143, 207, 243, 244, 259-262] звертають увагу на те, що для сучасних ливарних ЖНС робочі температури досягли такого рівня, що температурні границі розчинення зміцнювальної γ' - фази часто знаходяться всередині цього діапазону. У цих дослідженнях показано, що підвищений вміст алюмінію і / або титану, ніобію, танталу, гафнію призводить до зростання температури кінця ($t_{к.р. \gamma'}$) розчинення γ' - фази. При цьому, звужується температурний інтервал ($\Delta t_{гом.}$) для проведення термічної обробки на γ - твердий розчин (гомогенізація), що

негативно впливає на технологічність ливарних ЖНС. Також авторами звернуто увагу на те, що евтектичні перетворення це складні термодинамічні процеси, які можуть протікати в структурі ливарних ЖНС одночасно, накладаючись один на інший в певному температурному діапазоні. Тому при визначенні критичних температур експериментальними методами, такими як дилатометричний аналіз (ДА), диференційний термічний аналіз (ДТА), необхідна правильна інтерпретація і об'єктивна оцінка отриманих даних.

Загальноприйнятим вважається [1, 4-6, 21, 26, 263-273], що максимальні характеристики міцності досягаються при повному розпаді γ - твердого розчину, що спостерігається при розмірі частинок γ' - фази (0,30...0,50 мкм). Автори вказують на те, що стандартні режими термообробки ливарних ЖНС, які включають операції гомогенізації і двоступеневого старіння, дозволяють отримувати достатньо високі характеристики жароміцності, однак, не завжди дозволяють отримати достатній запас пластичності, необхідний для лопаток при тривалій експлуатації стаціонарних ГТУ.

У роботах [263, 266-269, 271] повідомляється, що багатоступенева циклічна гомогенізація лопаток зі спрямованою і монокристалічною структурою є найбільш ефективною у вирівнюванні хімічного складу. З її допомогою домагаються більш повного розчинення γ' - фази і більшої частини нерівноважних фаз в γ - твердому розчині, без помітного впливу на евтектику ($\gamma + \gamma'$). Автори показують, що на практиці цей шлях реалізовувався за допомогою емпіричного підбору оптимальних температур гомогенізації і старіння для ряду вітчизняних і зарубіжних ливарних ЖНС. При цьому наголошується, що в сплавах зі спрямованою і монокристалічною структурою стабілізація фазового стану відбувається при більш високих температурах, ніж у сплавів з рівновісною структурою.

За сучасними уявленнями [274-279] вважається, що оптимальне поєднання міцності і пластичності в ливарних ЖНС досягається при обмеженому перестарюванні γ' - фази і наявності специфічної структури, коли

дискретні виділення карбідів оточені більш пластичною γ - матрицею. Експериментально встановлено, що така структура забезпечує затримку розвитку міждендритних тріщин за рахунок зниження чутливості до концентраторів напружень, що сприяє збільшенню довговічності ливарних ЖНС.

Деякі автори [2, 3, 9, 13, 39] вважають, що після високотемпературної гомогенізації, ливарним ЖНС слід проводити низькотемпературну гомогенізацію з охолодженням на повітрі, що надає γ' - фазі бімодальність і оптимізує параметри повзучості. При цьому, об'ємна частка γ' - фази, розміри і морфологія її частинок, а також розподіл евтектики ($\gamma+\gamma'$) і карбідної фази є визначальними структурними чинниками ливарних ЖНС, що одночасно впливають на характеристики міцності і пластичності.

Існує думка [203, 269, 280, 281], що ливарні ЖНС не слід термічно обробляти, так як розпад γ - твердого розчину з виділенням частинок γ' - фази відбувається в процесі кристалізації сплаву. Відзначається, що неоднорідна структура в ливарних ЖНС є найбільш оптимальною для лопаток газових турбін, що працюють в умовах складнонапруженого стану. Автори вказують на те, що різна за розміром частинок (в основному бімодальна) зміцнювальна γ' - фаза забезпечує вирівнювання міцності по різних кристалографічних напрямках, роблячи матеріал більш ізотропним. При цьому наголошується, що жароміцність в значній мірі визначається об'ємною часткою, розподілом і дисперсністю частинок γ' - фази. Однак, більшість авторів [2-5, 9, 13, 21-27, 38-40, 44, 150, 153, 154] вважає, що в ливарних ЖНС які не піддаються термічній обробці, через спадкову ліквідаційну неоднорідність структури, значно погіршується пластичність впродовж тривалої експлуатації.

Багатьма авторами [1, 4, 6, 7, 20, 26, 29-34, 42, 43, 54, 55, 58, 60-63, 70, 73, 82, 83, 92, 93, 110, 111] відзначається, що легування ливарних ЖНС елементами, які мають низьку дифузійну рухливість, такими як ніобій, тантал, гафній, реній та рутеній, дозволяє підвищити температурний рівень жароміцності, але при цьому значно збільшується їх вартість (рис. 1.11).

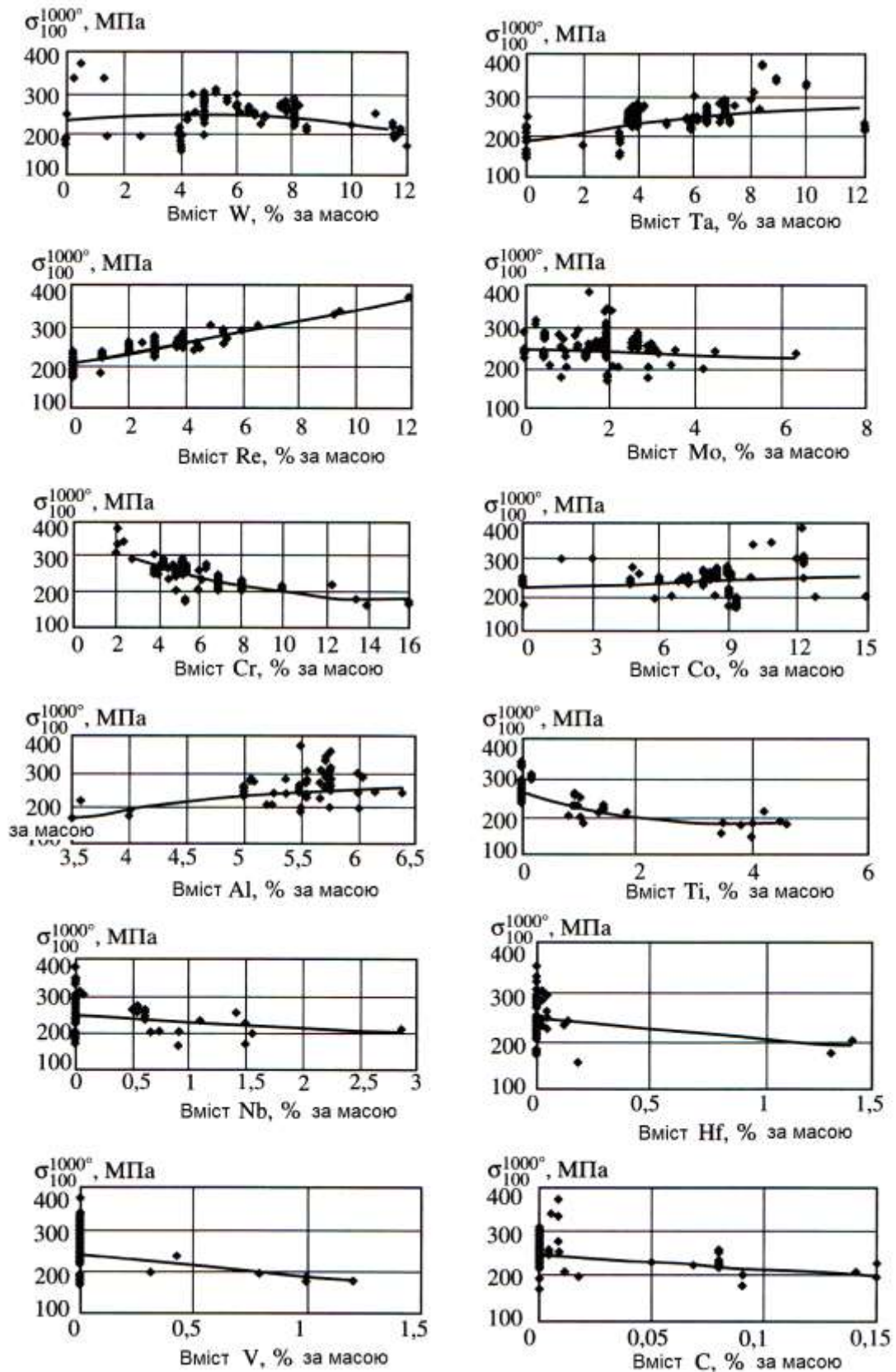


Рисунок 1.11 - Вплив легувальних елементів на границю 100- годинної тривалої міцності монокристалів [001] ливарних ЖНС при $t=1000^\circ\text{C}$ [1, 4, 6, 7, 20, 26, 29-34, 42, 43, 54, 55, 58, 60-63, 70, 73, 82, 83, 92, 93, 110, 111]

Вважається загальноприйнятим [1-7, 18, 20, 21-25, 31-36, 39, 42, 43, 51, 54, 55, 58, 60-63, 151, 152, 160-163, 165-173], що оптимізація характеристик міцності ливарних ЖНС полягає в підвищенні сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів (Al, Ti, Nb, Ta, Hf), які в більшій мірі концентруються в γ' – фазі, ніж в γ - твердому розчині, при збалансованому сумарному легуванні з твердорозчинними зміцнювачами (Cr, Mo, W, Re, Ru). Експериментально встановлено, що знеміцнювання ливарних ЖНС, особливо зі спрямованою і монокристалічною структурою, відбувається внаслідок перерозподілу легувальних елементів в результаті дифузійних процесів, що протікають поблизу границь фаз, що відноситься до найбільш дифузійно рухомих елементів, таких як алюміній, титан і хром, а також до шкідливих домішок, які сприяють процесу прискорення коагуляції частинок γ' - фази і зменшенню їх загальної кількості. Більшість дослідників [2-6, 21, 88, 156, 187, 188, 194, 216-220, 282-291] зазначає, що жароміцність ливарних ЖНС залежить від багатьох факторів: типу кристалізації, дифузійної рухливості легувальних елементів, параметрів кристалевих ґраток γ -, γ' - фаз, а також величини їх розмірної невідповідності (місфіт). Дослідники робіт [39, 42, 43, 51, 59-63, 141-145, 196] вважають, що для забезпечення стабільних експлуатаційних властивостей ливарних ЖНС при робочих температурах, необхідно термообробкою сформувати оптимальний структурний стан, який відрізняється високою термічною стабільністю і забезпечує виділення максимальної об'ємної частки γ' - фази, близької до граничної для даного складу, при сприятливому розподілі її частинок за розмірами.

У роботах [39, 232-235, 249, 263-266, 269-271] відзначається, що для складнолегованих ливарних ЖНС типовий режим ТО передбачає три стадії: гомогенізацію для вирівнювання ліквідаційної неоднорідності і розчинення нерівноважних фаз, а також два ступені старіння для виділення дисперсних вторинних фаз. Однак практика показує, що найкраще поєднання характеристик міцності і пластичності для ливарних ЖНС досягається після двоступеневої гомогенізації.

До теперішнього часу режими термообробки для ливарних ЖНС визначаються емпірично на основі тривалих пошуків з метою формування оптимальної структури, яка забезпечить необхідний комплекс службових властивостей. На сьогоднішній час немає єдиної думки і підходу до вибору оптимальних режимів термообробки для ливарних ЖНС [1-7, 21, 27, 39, 143, 144, 196, 199, 207, 209, 224, 225, 232-234, 246, 249, 263 -271, 273].

1.4 Високотемпературна корозійна стійкість ливарних ЖНС

Існують різні типи високотемпературної корозії (ВТК), яку часто називають «гарячої корозією», «сульфидування», «чорною віспою», сірчистою корозією, сульфідно-оксидною та газовою корозією. Всі вони, як правило, пов'язуються з прискореною корозією матеріалу лопаток ГТУ в високотемпературних середовищах, де присутні корозійноактивні елементи, такі як натрій, сірка, хлор, ванадій та ін. [2, 3, 9, 14, 24, 25, 241, 242, 292-295].

До теперішнього часу розробники сучасних ливарних ЖНС прагнуть вирішити дві основні проблеми: з одного боку - досягнення максимальних характеристик жароміцності, з іншого - забезпечення корозійної стійкості в високотемпературному агресивному середовищі. Складність розв'язуваної задачі полягає в тому, що необхідно знаходити оптимальне рішення, яке задовольняє одночасно цим двом головним вимогам і суперечать одне одному. З одного боку, ливарні ЖНС повинні мати високу жароміцність, що може бути забезпечено легуванням важкотопкими елементами (Mo, W, Re), які негативно впливають на корозійну стійкість. З іншого боку, для забезпечення необхідного рівня корозійної стійкості, вміст хрому в їхньому складі має бути не нижче 12%, за масою [9, 14, 24, 25, 27, 241, 242, 295-299].

У більшості раніше опублікованих робіт [2, 14, 24, 25, 27, 300, 301] було показано, що зі збільшенням температури швидкість

високотемпературної корозії зростає, досягаючи максимуму в інтервалі (927...980⁰C), що пов'язувалося з прискоренням дифузійних процесів. З подальшим підвищенням температури інтенсивність ВТК знижувалася в зв'язку з випаровуванням солей (Na₂SO₄) і зміною механізму протікання процесів на високотемпературне окислення.

Авторами [14, 24, 25, 241, 295-298] відзначається, що при однаковій температурі швидкість ВТК на порядок вище швидкості високо-температурного окислення. Тому процесом, що контролює ресурс роботи деталей гарячої частини ГТУ при постійних температурно-силових параметрах є ВТК, яка призводить до прискореного пошкодження робочих лопаток і передчасного виходу з ладу лопаткового апарату. У зв'язку з цим, корозійні властивості, головним чином, визначають рівень поверхневої стабільності ливарних ЖНС при тривалій експлуатації в умовах корозійно-активного середовища.

В цілому ряді публікацій [2, 3, 9, 14, 24, 25, 241, 242] відзначається, що накопичений в авіаційному двигунобудуванні досвід щодо застосування ливарних ЖНС для лиття лопаток широко використовується і в інших галузях промисловості, зокрема, в стаціонарному газотурбобудуванні. Однак, звертається увага на те, що просте перенесення принципів легування сплавів авіаційного призначення на сплави, які призначені для виготовлення відповідальних деталей гарячого тракту наземних газотурбінних установок є недоцільним.

Слід також враховувати специфічні умови їх роботи, а саме, більш низькі температури газу на вході в турбіну (750...950⁰C) і більш тривалі ресурси експлуатації (20-50 тисяч годин) в умовах впливу корозійноактивних середовищ (продукти згоряння рідкого палива, природного газу і його конденсатів) [14]. Багато дослідників [14, 24, 25, 27, 241, 242, 295, 297, 298, 302-306] прийшли до висновку, що для кожного сплаву корозійні властивості є індивідуальними, що визначають характер корозійних процесів, які при тривалому впливі температурного поля і напруг в корозійноактивних

середовищах можуть протікати як за «нізкотемпературним», так і за «високотемпературним» механізмами. На сьогоднішній час робочі температури досягли рівня, при яких корозійноактивні елементи (S, Na, Cl, V і ін.), які присутні в корозійному середовищі, надають найбільш агресивний вплив на відповідальні деталі гарячої частини стаціонарних ГТУ [14, 24, 25].

1.4.1 Легувальні елементи, що підвищують стійкість ливарних ЖНС до високотемпературної корозії

На високотемпературну корозійну стійкість дуже сильно впливає хімічний склад ливарних ЖНС. Так, в ряді робіт відзначається, що кобальт є більш корозійностійкою основою, ніж нікель, що зумовило його вибір у багатьох зарубіжних сплавах [2, 9, 14, 24, 25, 301]. У вітчизняній практиці корозійностійкі ливарні ЖНС розробляються, як правило, на основі нікелю із застосуванням кобальту як легуючої добавки [14, 24, 25, 301, 307]. За впливом на ВТК - стійкість ливарних ЖНС кобальт найчастіше оцінюється як нейтральний елемент при вмісті до 20%, за масою [308, 309], або як елемент, що незначно підвищує ВТК - стійкість [310, 311].

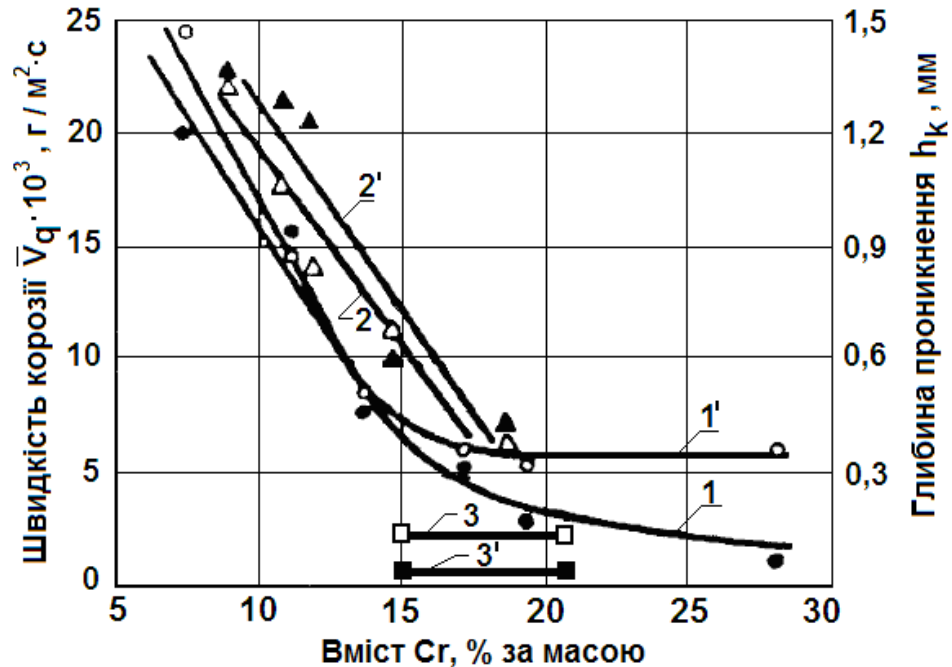
У численних дослідженнях [2, 14, 24, 25, 441, 242, 295, 312-315] показано, що хром є основним елементом, який забезпечує стійкість ливарних ЖНС в умовах ВТК. При цьому, позитивний вплив хрому на ВТК - стійкість, незалежно від умов випробувань, зазначалося більшістю дослідників. Автори відзначають, що хром вносить вирішальний вклад в опір нікелевих сплавів ВТК [24, 25, 241, 242, 308, 316], при цьому його малі добавки малоефективні.

Дослідження великої групи промислових ливарних ЖНС показало, що існує чітка залежність між рівнем корозії і вмістом хрому, причому

підвищення його вмісту з 8% до 15%, за масою, призводить до зниження швидкості корозії в 5...10 разів [24, 25, 301]. Аналогічні результати були представлені в роботі [317], де показана математична залежність між швидкістю корозії і квадратним коренем від вмісту хрому в складі жароміцних нікелевих сплавів.

Однак, існує розбіжність в оцінці мінімально допустимого вмісту хрому в складі жароміцних нікелевих сплавів для досягнення задовільної ВТК - стійкості. Так, в ряді робіт [302, 316, 317-319] показано, що вміст хрому 15%, за масою, забезпечує необхідну ВТК - стійкість завдяки утворенню суцільної захисної плівки Cr_2O_3 . Автори вважають, що 15% хрому для сплавів цього класу є граничним, при цьому вважають, що кількість хрому має бути не менше 13%, за масою.

На рисунку 1.12 показано, що задовільна стійкість жароміцних нікелевих сплавів до сульфідно-оксидної корозії забезпечується при вмісті хрому не менше (12...16)%, за масою [320].



$\bar{V}_q$ (850⁰, 900⁰, 950⁰C) - 1, 2, 3; h_k - 1', 2', 3'.

Рисунок 1.12 - Вплив хрому на ВТК - стійкість сплавів Ni-Cr (1, 1') і Ni-Cr-Al-Ti (2, 2') - для $(\text{Ti} / \text{Al}) < 1$; (3, 3') - для $(\text{Ti} / \text{Al}) > 1$ [24, 25, 241, 242, 295, 320]

Аналогічні результати досліджень представлені в роботах [8, 308, 313, 321] для зарубіжних жароміцних нікелевих сплавів. Автори звертають увагу на те, що при легуванні іншими елементами, вміст хрому може знаходитися в межах (10...20)%, за масою.

Так, при виборі хімічного складу ряду зарубіжних сплавів цього класу було встановлено, що в присутності певних елементів, виявляється достатнім вміст хрому (13...16)%, за масою для ефективного захисту від ВТК [2, 3, 9, 15, 20, 29, 292, 300, 303, 305, 306, 308, 310-312, 317-322]. При цьому наголошується, що збільшення вмісту хрому більше 20%, за масою, не призводить до помітного поліпшення показників ВТК - стійкості жароміцних нікелевих сплавів.

Багато авторів прийшли до висновку про несприятливий вплив алюмінію на показники ВТК - стійкості [314, 316, 317, 323]. Хоча, в деяких дослідженнях [310, 324] відзначається позитивний вплив добавок алюмінію на ВТК - стійкість ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

У роботах авторів [314, 317, 325, 326] показано, що титан в складі ливарних жароміцних нікелевих сплавів дає позитивний ефект у підвищенні корозійної стійкості. Причому відзначається, що показники швидкості корозії знижуються зі збільшенням вмісту титану до 4,5%, за масою, приблизно в 5 разів.

Автори [308, 317] відзначають, що в ливарних ЖНС, що містять у складі хром (20...30)%, за масою, титан практично не впливає на ВТК - стійкість до 5%, за масою, проте при менших вмістах хрому (6...19)%, за масою, титан має суттєвий позитивний вплив.

У ряді робіт [317, 327] досліджено вплив співвідношення вмісту титану і алюмінію. Автори відзначили поліпшення показників ВТК - стійкості з підвищенням відношення (Ti/Al) від 0,5 до 5,0. Було встановлено, що оптимальне поєднання показників ВТК - стійкості і механічних властивостей досягається при відношенні (Ti/Al) = 2,0...3,5. При цьому показано, що опір

ВТК промислових ливарних ЖНС є лінійною функцією відношення (Ti/Al), причому на це відношення вміст хрому помітно не впливає.

У роботах [2, 3, 9, 14, 20, 29] показана висока ефективність введення до складу ливарних ЖНС рівної кількості алюмінію і титану. Однак вважається, що для забезпечення необхідної ВТК - стійкості відношення титану до алюмінію має відповідати умові $(Ti/Al) > 0,7 \dots 1,0$ для забезпечення високих характеристик міцності.

У зв'язку з цим, важливим критерієм для корозійностійких ливарних ЖНС є як сумарний вміст алюмінію і титану ($Al + Ti$), так і їх відношення (Ti / Al) в складі ливарних ЖНС [24, 25, 241, 242, 295, 317, 327]. Льюїс і Сміт [309] показали, що ніобій впливає аналогічно титану, підвищуючи стійкість нікелевих сплавів до ВТК.

Однак, в роботах [24, 25, 241, 308, 318, 328] повідомляється, що ніобій погіршує захисні властивості в присутності нейтральних добавок і стає нейтральним при збільшенні вмісту хрому в складі ливарних жароміцних нікелевих сплавів. При цьому, автори відзначають, що з підвищенням сумарного вмісту алюмінію і титану ($Al + Ti$) в складі ливарних ЖНС слід обмежувати вміст хрому, молібдену, вольфраму і ніобію.

Прийнято вважати, що тантал є нейтральним елементом щодо впливу на процеси, які протікають при ВТК [308, 316, 318]. Разом з тим, в роботах [27, 155, 329-332] відзначається позитивний вплив танталу на ВТК - стійкість ливарних ЖНС в синтетичної золі, що містить оксиди і сульфід.

У багатьох дослідженнях [2, 3, 9 14, 145, 146] показано, що гафній поряд з хромом і алюмінієм підвищує стійкість ливарних ЖНС до високотемпературного окислення і газової корозії. Введення гафнію дозволяє знижувати вміст хрому в складі ливарних ЖНС без помітного погіршення параметрів ВТК - стійкості, при цьому добавки гафнію сприяють одночасному підвищенню характеристик міцності і пластичності.

У ряді досліджень показано позитивну роль добавок РЗМ в підвищенні поверхневої стабільності ливарних ЖНС [4, 14, 21, 24, 25, 241, 322, 328].

1.4.2 Легувальні елементи в ливарних ЖНС, що знижують стійкість до високотемпературної корозії

Багато дослідників вважають, що молібден і вольфрам знижують стійкість жароміцних нікелевих сплавів до ВТК [312, 316, 321, 333, 334]. При цьому відзначається більший негативний вплив молібдену. Разом з тим в роботі [308] відзначається, що молібден і вольфрам позитивно впливають в сплавах з низьким вмістом хрому. Так, в дослідженнях [335] відзначається негативний вплив молібдену і позитивний вплив вольфраму на стійкість нікелевих сплавів до ВТК, і навпаки, в роботі [336] показано позитивний вплив молібдену і незначний негативний - вольфраму.

У роботах А.Д Ковалю. і С.Б. Белікова [24, 25, 241, 242] наводяться дослідження з роздільного та спільного впливу молібдену і вольфраму на швидкість ВТК ливарних ЖНС, представлених на рис. 1.13, відповідно до умов, що описуються рівняннями еліпса (1.1) і (1.2).

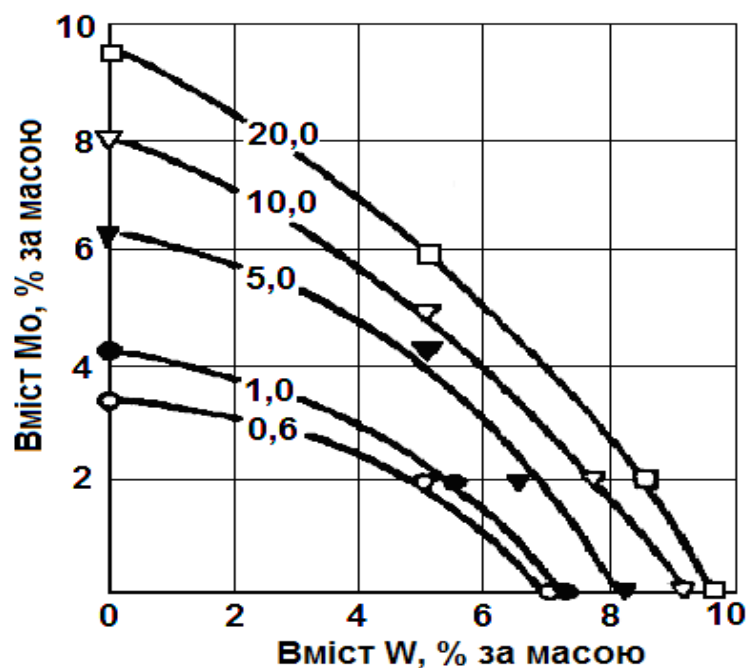


Рисунок 1.13 - Ізошвидкосні перетини залежностей швидкості ВТК ($\bar{V}_q$, г/м²·с) сплавів системи Ni - 15Cr - 6Ti - 3Al - Mo - W при спільному легуванні молібденом і вольфрамом [24, 25, 241, 295]

З рівнянь (1.1) і (1.2) видно, що перехід до прискореної ВТК ливарних ЖНС відбувається при значно менших вмістах молібдену, ніж вольфраму [24, 25, 241, 242].

$$8 \cdot [\text{Mo}]^2 + 2 \cdot [\text{W}]^2 \leq 89 \quad (1.1)$$

$$3 \cdot [\text{Mo}]^2 + [\text{W}]^2 \leq 50 \quad (1.2)$$

Відомо [2, 3, 14], що залежність швидкості протікання корозійних процесів від температури описується загальним експоненціальним рівнянням $\bar{V}_q = V_0 \cdot \exp^{-Q/RT}$. Більшість авторів дійшли висновку, що оцінка впливу кожного елементу окремо може бути неадекватною при різних схемах легування ливарних ЖНС, в зв'язку з чим, робилися спроби комплексної оцінки їх впливу.

Так, Льюїс і Сміт [9, 14, 309] запропонували виражати вплив елементів на ВТК в функції «еквівалентного» хрому» $[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}}$, так званого «хромового еквіваленту» [24, 25, 241] у вигляді:

$$[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}} = [\text{Cr}] + 0,7 \cdot [\text{Al}] + 1,1 \cdot [\text{Ti}] \quad (1.3)$$

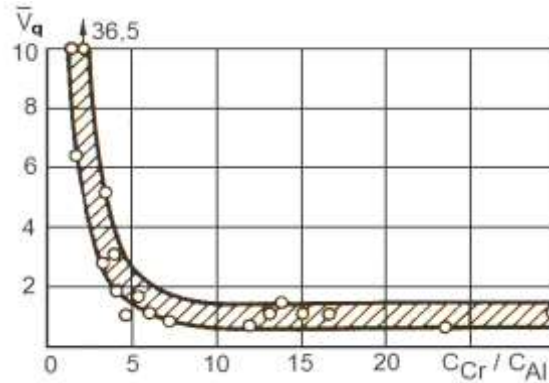
$$[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}} = [\text{Cr}] + 0,7 \cdot [\text{Al}] + 1,1 \cdot [\text{Ti} + \text{Nb}] \quad (1.4)$$

Подібне лінійне рівняння для еквівалентного хрому $[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}}$ використовувалося Харадою [337]. Навпаки, Волл і Мікаел [338] встановили, що стійкими до ВТК є сплави з $[\text{Cr}] - [\text{Al}] \geq 14$, а Рентц [9, 14] використовував більш складне рівняння:

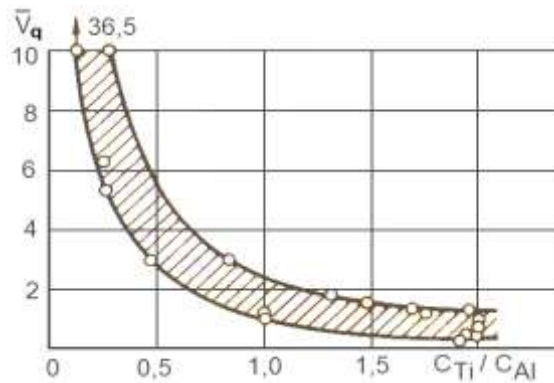
$$[\text{Cr}]_{\text{ЕКВ.}} = [\text{Cr}] + 3,8 \cdot [\text{Al} - 5] - 2 \cdot [\text{W}] - 12,5 \cdot [\text{C}] - 1,4 \cdot [\text{Mo} - 1] \quad (1.5)$$

де показано, що високий вміст алюмінію сприятливо з точки зору ВТК - стійкості нікелевих сплавів, а вольфраму, молібдену і вуглецю несприятливо.

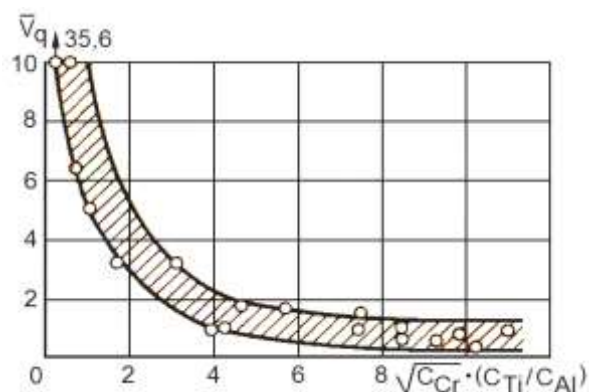
На рисунках 1.14 і 1.15 представлено порівняльну оцінку середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q$) і критичної температури ($t_{\text{крит.}}$) переходу до прискореної ВТК відомих промислових ливарних ЖНС в умовах впливу синтетичної золи за корозійними параметрами: (Cr/Al) , (Ti/Al) і $\sqrt{C_{\text{Cr}}} \cdot (\text{Ti}/\text{Al})$.



а



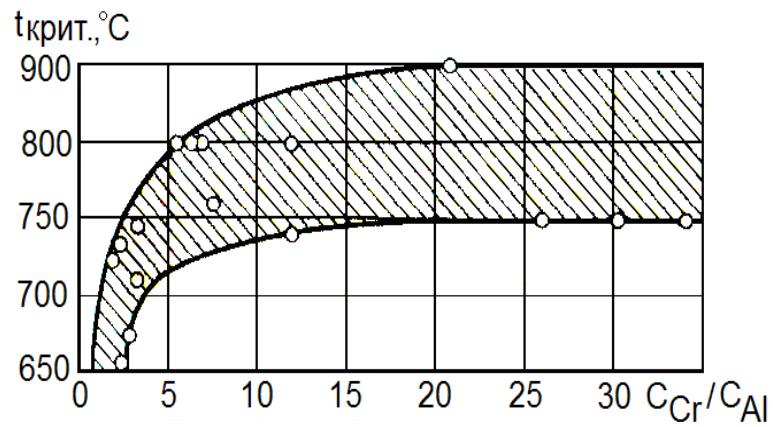
б



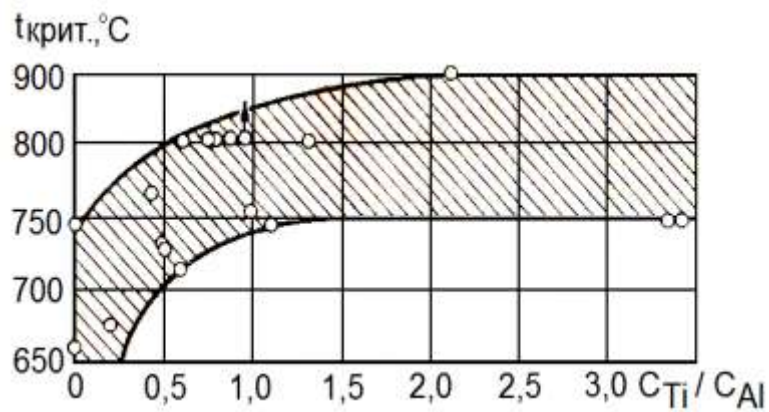
в

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

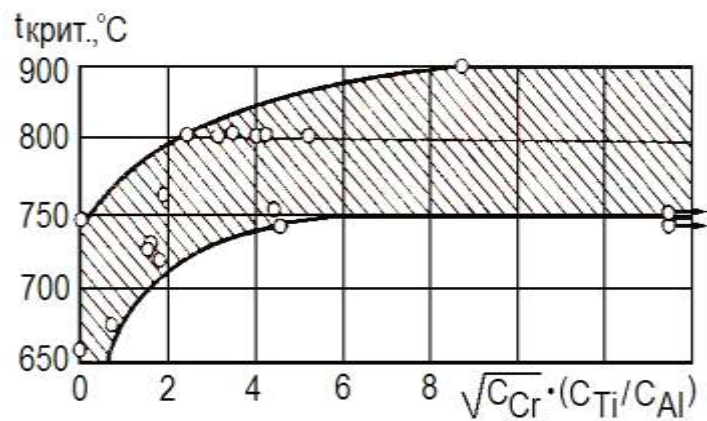
Рисунок 1.14 - Залежність швидкості ВТК ($\bar{V}_q$, г/м²·с) ливарних ЖНС від корозійних параметрів при випробуваннях $t = 850^\circ\text{C}$ протягом (100...300) годин в умовах синтетичної золи [2, 3, 9, 14, 24, 25, 241, 242, 295-299, 313]



а



б



в

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

Рисунок 1.15 - Залежність критичної температури ($t_{крит.}$) сульфідно-оксидної корозії ливарних ЖНС від корозійних параметрів при випробуваннях $t = 850^{\circ}\text{C}$ протягом (100...300) годин в умовах впливу синтетичної золи [2, 3, 9, 14, 24, 25, 241, 242, 295- 299, 313]

Оцінка ВТК - стійкості ливарних ЖНС за параметрами (Cr/Al) , (Ti/Al) і $\sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$ була успішно проведена в роботах [2, 3, 9, 14, 20, 29, 241, 313, 340]. Це дозволило зіставити рівень ВТК - стійкості ливарних ЖНС з різними схемами легування (див. рис. 1.14, 1.15). При цьому, в роботі [293] показано, що при захисті ливарних ЖНС від високотемпературного окислення, титан значно менш ефективний, ніж алюміній.

У ряді робіт [1-6, 9, 14, 21, 24, 25, 241, 242] було показано, що поява все більш суттєвої різниці в системах легування ливарних ЖНС змушує розробників робити постійний вибір між більш високою жароміцністю в сплавах з низьким вмістом хрому ($Cr < 6...10\%$ за масою) і більш високою ВТК - стійкістю в сплавах, що містять більшу кількість хрому ($Cr > 12...16\%$ за масою). Автори відзначають, 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. Крім того, на відміну від сплавів авіаційних ГТД, в сплавах для наземних ГТУ наявність титану в складі є обов'язковою умовою, що обмежує додаткові можливості для введення перспективних елементів, таких як ніобій, тантал або гафній, через збільшення ймовірності утворення на їх основі η - фази (Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta або Ni_3Hf).

Беручи до уваги вищесказане, можна зробити висновок про те, що оптимальне введення до складу сучасних корозійностійких ливарних ЖНС зміцнювачів γ - твердого розчину (Cr, Co, Mo, W, Re) і γ' - утворювальних елементів (Al, Ti, Nb, Ta, Hf), є цілком виправданим. Однак слід враховувати, що корозійностійкі ливарні ЖНС повинні мати не тільки опір до ВТК, що забезпечується вмістом хрому $(12...16)\%$ за масою, при відношенні титану до алюмінію $(Ti / Al) \geq 1,0$, але також мати необхідний рівень жароміцності і структурну стабільність щодо виділення шкідливих ТЩУ фаз, що забезпечується збалансованим легуванням багатокомпонентних нікелевих

систем [1-7, 9, 14, 20, 21, 24, 25, 27, 29, 150-153, 157-159, 170-173, 175-180, 187-191, 202, 207, 215, 229-231, 233, 241, 242, 250-252, 273, 275, 291, 295-299, 331, 332, 336].

1.5 Розрахунково-аналітичні методи, що застосовуються для оптимізації складів ливарних ЖНС

Для отримання оптимального комплексу службових властивостей при забезпеченні структурної і фазової стабільності, багатокомпонентний хімічний склад ливарних ЖНС вимагає збалансованості системи легування по кожному елементу. Тому для прогнозування найважливіших характеристик ливарних ЖНС, що впливають на їх працездатність, необхідне застосування більш точних розрахунково-аналітичних методів [1-7, 24, 25, 27, 129, 150-153, 202, 207, 215, 229, 230, 233, 241, 242, 250-252].

1.5.1 Статистичні методи, що застосовуються для математичної обробки експериментальних даних

Найбільш широко поширеними статистичними методами є дисперсійний, кореляційний і регресійний аналізи [341-344], за допомогою яких здійснюється обробка результатів статистики та будується математична модель з використанням методу найменших квадратів (МНК) [345].

Для вирішення завдання щодо оптимізації складів ливарних ЖНС застосування цих методів аналізу полягає в побудові адекватної математичної моделі впливу легуючих елементів на властивості, в результаті

чого з'являється можливість вибору оптимального складу сплаву за прогнозованими розрахунковими значеннями необхідних властивостей [346].

Методика оптимізації складів, що заснована на фізико-хімічному аналізі з використанням активного і пасивного експериментів, стосовно ливарних жароміцних нікелевих сплавів, викладена в роботах [347-349].

У роботах [1, 6, 7, 39, 202, 275, 281, 346, 347, 350-358] відзначається, що при оптимізації хімічного складу ливарних ЖНС, метод планування експерименту дозволяє значно скоротити кількість проведених експериментів, в порівнянні з традиційними експериментальними методами. Однак вважається, що і в цьому випадку, загальна кількість дослідних плавок, що необхідно проводити і вивчати для визначення оптимального складу досить велика і вимагає значних тимчасових і фінансових витрат. Особливо це стосується сучасних ливарних ЖНС, що леговані дорогими і дефіцитними елементами, такими як ніобій, тантал, гафній, реній, рутеній і деяких інших.

У ряді робіт авторами [6, 39, 275, 281, 352-355] запропонована методика розрахунку структурних і фізико-механічних характеристик для широкої номенклатури жароміцних нікелевих сплавів. Так, в роботі [354] пропонується структурно-статистичний метод, заснований на попередній оцінці за складом сплаву структурних характеристик γ' - фази і γ - твердого розчину, що визначають жароміцність, з подальшим визначенням кореляційного зв'язку між цими факторами і жароміцністю. В роботі [359] представлена методика розрахунку жароміцності складнолегованих жароміцних нікелевих сплавів за допомогою рівнянь системи неполяризованих іонних радіусів (CHIP).

У ряді розрахункових досліджень авторами [341-346, 360] показано, що при вирішенні задачі оптимізації складів жароміцних нікелевих сплавів застосовуються різні методи, такі як дисперсійний, кореляційний і регресійний аналізи [341-344], а також метод групового урахування аргументів (МГУА) [202], метод інформаційної оцінки (МІО) [361], метод

розпізнавання образів (МРО) [346]. Методи на основі штучних нейронних мереж (ШНМ) [362, 363] можуть застосовуватися на заключному етапі моделювання в якості перевірочних методів для побудови математичних моделей.

1.5.2 Комп'ютерні програми моделювання, що застосовуються для термодинамічних розрахунків

За останні 15-20 років отримали розвиток автоматизовані методи комп'ютерного конструювання ливарних ЖНС [1, 6, 7, 104, 105, 350, 351, 364-373], в основу яких покладені відомі регресійні рівняння (моделі) типу «склад-властивість», що отримані на основі обробки даних експериментальної статистики для тих чи інших характеристик матеріалу.

У ряді досліджень [368-387] відзначається, що сучасні програми комп'ютерного моделювання процесів засновані на фізичних теоріях теплових, дифузійних і термодинамічних явищах, які здатні адекватно відобразити картину фізико-хімічних процесів, що відбуваються в багатокомпонентних нікелевих системах як при кристалізації (охолодженні), так і при нагріванні. Автори показують, що методи комп'ютерної термодинаміки дозволяють будувати діаграми стану для багатокомпонентних систем в широких інтервалах температур і концентрацій, а також розраховувати тип, об'ємну частку і склад фаз для рівноважних умов і нерівноважних фазових переходів.

В даний час на міжнародному ринку існують як комерційні, так і вільно поширювані версії комп'ютерних програм, таких як ProCast [388, 389], Thermo-Calc [390], CALPHAD (JMatPro) [391 - 401] та інші, які застосовуються як при проведенні наукових досліджень, так і на виробництві. Однак, завдання отримання регресійних моделей типу «склад-

властивість» або «параметр-властивість» для прогнозуючих розрахунків найважливіших параметрів ливарних ЖНС, що впливають на їх працездатність, не може вирішуватися тільки за допомогою вищевказаних комп'ютерних програм. Разом з тим, дані комп'ютерні програми містять термодинамічні бази даних, що дозволяє виконувати необхідні розрахунки, які в подальшому можна використовувати для отримання регресійних моделей з метою проведення розрахункових прогнозів найважливіших властивостей при проектуванні нових ливарних ЖНС або модернізації складів існуючих промислових марок.

У роботах Ртищева В.В. і Ганєєва А.А. [233, 269, 275, 347, 353-355, 402-407] вказується на те, що для отримання регресійних моделей залежності службових властивостей від складу ливарних ЖНС необхідна наявність експериментальної статистики. Автори відзначають, що на теперішній час накопичена досить велика кількість експериментальної статистики по відомим вітчизняним і зарубіжним промисловим ливарним ЖНС, що містять значення границь 100- і 1000- годинної жароміцності для широкого діапазону температур. Реалізація підходів, що пов'язана з використанням термодинамічних даних діаграм стану багатокomпонентних систем, де описана процедура розрахунку оптимального складу корозійностійких сплавів для стаціонарних ГТУ на ЕОМ, наведено в роботах [272, 408].

Комп'ютерна термодинаміка CALPHAD (JMatPro) [391-401] базується на тому, що фазова діаграма є проявом рівноважних термодинамічних властивостей системи, які складаються з властивостей окремих фаз, що входять в систему. Таким чином, існує можливість розрахунку фазової діаграми шляхом оцінки термодинамічних властивостей всіх фаз, що входять в систему. Комп'ютерна термодинаміка об'єднує всю експериментальну інформацію про фазові рівноваги в системі і всю термодинамічну інформацію, отриману при проведенні термохімічних і теплофізичних досліджень, що реалізовано в програмному комплексі JMatPro (Java-based Materials Properties) [396, 417, 418], заснованому на методі CALPHAD.

Програмний комплекс JMatPro [396, 417, 418], розроблений компанією «Sente Software» (Великобританія), призначений для моделювання широкого спектру властивостей багатокомпонентних систем на різній основі (Fe, Al, Ti, Ni, Co та ін.), містить термодинамічні бази даних для моделювання процесів охолодження (кристалізації) або нагрівання матеріалів. Інтерфейс оболонки програми JMatPro призначений для користувача. Програма JMatPro зроблена на основі мови програмування Java та розрахункові модулі на основі мови програмування (C / C++). Програма JMatPro універсальна і може використовуватися на будь-якій операційній системі з сімейства Windows, починаючи з версії Windows 98, як на малопотужних персональних комп'ютерах, так і на сучасних багатопроесорних обчислювальних машинах. Концепція CALPHAD-методу (JMatPro) складається в прогнозуванні стабільних фаз і їх складу, а також їх термодинамічних властивостей в тих областях фазової діаграми, де відсутня експериментальна інформація. Комп'ютерна програма JMatPro дозволяє здійснювати термодинамічні розрахунки для багатокомпонентних систем на нікелевій основі класу ливарних ЖНС за визначенням типу, об'ємної частки фаз, що виділяються (γ -, γ' -, MC, $M_{23}C_6$, M_6C , M_3B_2 та ін.), хімічного складу фаз і температурної області їх існування, а також фізичні властивості: питому щільність (ρ), модуль пружності Юнга (E), коефіцієнт термічного розширення (α), питомий електроопір (r) і інші характеристики.

1.5.3 Методи прогнозування структурної стабільності

У ряді відомих робіт [2-5, 9, 11, 21, 24, 25, 33, 129, 150, 153, 241] показано, що виділення небажаних фаз в структурі ливарних ЖНС має місце як при кристалізації і термообробці, так і в процесі тривалої експлуатації в інтервалі, так званих, небезпечних температур в межах (750...950°C).

Експериментально встановлено, що ТЩУ фази виділяються, в основному, з γ - твердого розчину, тому прогнозування схильності ливарних ЖНС до виділення в структурі шкідливих крихких фаз несприятливої морфології є однією з найважливіших задач в підвищенні надійності роботи матеріалу лопаток і збільшенні робочого ресурсу ГТД і ГТУ.

Відомо [4, 5, 20, 21, 38-40, 42, 43, 54, 55, 77], що ускладнення схеми легування ливарних ЖНС може призводити до зміни їх структури і фазового складу, при цьому різні надлишкові фази складно впливають на жароміцність ливарних ЖНС, і в даний час немає досить об'єктивних уявлень про характер цього впливу.

Багато авторів [1-3, 6, 7, 9, 24, 25, 39, 150-153, 207, 241, 242, 352-354] пов'язують причини утворення ТЩУ фаз типу σ -, μ - і ρ - в структурі ливарних ЖНС, як правило, з високим вмістом хрому і γ - твердорозчинних зміцнювачів (Mo, W, Re), а η - фази з високим вмістом γ' - утворювальних елементів (Ti, Nb, Ta, Hf). Автори повідомляють про те, що ТЩУ фази, які виділяються у вигляді голок і пластин, різко знижують пластичність сплавів і їх опір до втомного руйнування при високих температурах. Тому, прогнозування умов утворення різних типів ТЩУ фаз, виділення яких в структурі ливарних ЖНС є найбільш імовірним, представляє дуже великий інтерес.

У міжнародній практиці існують відомі аналітичні методи, що дозволяють оцінювати фазовий склад ливарних жароміцних нікелевих сплавів за даними про їхній хімічний склад і уявленням про їх електронну структуру, що дає інформацію про те, чи будуть виділятися в таких сплавах крихкі шкідливі ТЩУ фази, і яка кількість буде утворюватися корисних зміцнюючих фаз. До числа таких методик відноситься відомий розрахунковий метод PHACOMP [2, 3, 409], а також принципово подібні розрахункові методи, які дозволяють врахувати неоднорідність розподілу легувальних елементів в структурі сплаву, це метод New PHACOMP [410-414] і ΔE - метод [1, 7, 151, 152], який дозволяє розраховувати на основі

хімічного складу сплаву величину дисбалансу системи легування (ΔE). При цьому, незважаючи на певні успіхи в прогнозуванні структурної нестабільності ливарних жароміцних нікелевих сплавів, в даній області залишається ще багато невирішених проблем.

1.6 ВИСНОВКИ

В останні роки провідними країнами світу проводяться інтенсивні роботи зі створення нових ливарних ЖНС, про що свідчить велика кількість публікацій і доповідей на міжнародних конференціях з даної проблематики. Дослідження спрямовані як на створення нових сплавів, так і на методи їх розробки, специфічно орієнтованих програм комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів для розрахункового прогнозування тих чи інших властивостей матеріалів, що входить до пакетів ноу-хау приватних компаній.

На сьогоднішній час не існує систематизованої експериментальної статистики по найважливішим службовим характеристикам для ливарних ЖНС, що застосовуються у вітчизняному та зарубіжному газотурбобудуванні. Не існує експресних і економних комплексних методик для розробки сплавів, які б поєднували у собі розрахунково-аналітичні методи з перевагами сучасного комп'ютерного моделювання процесів.

В даний час в у вітчизняному газотурбобудуванні недостатньо промислово освоєних ливарних жароміцних корозійностійких нікелевих сплавів з характеристиками жароміцності близькими до серійних промислових не корозійностійких сплавів ЖС6К, ЖС6У, ВЖЛ12Е, ЖС26 авіаційного призначення, розроблених ВІАМ (Росія).

Сучасний етап розвитку матеріалознавства вимагає підвищення ефективності науково-дослідних робіт (НДР) за рахунок створення ефективних методик та їх алгоритмів для оптимізації нових складів

жароміцних нікелевих сплавів, які гарантовано забезпечать комплекс заданих властивостей.

Концептуальне вивчення питання вимагає більш широкої його постановки на базі жароміцних нікелевих сплавів з різноманітними системами легування та різного призначення, з аналізом та систематизацією розрахункових і експериментальних даних. А також, встановлення зв'язку між хімічним складом або мінілегувальними комплексами (суми чи співвідношенням конкретних елементів, що входять до загального складу) і групами найважливіших властивостей, які суттєво впливають на працездатність сплавів даного класу.

РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

З метою отримання груп регресійних моделей і створення алгоритму методики КРАМ для розробки нових ливарних ЖНС із заданими властивостями, було систематизовано хімічні склади і оброблено розрахункові та експериментальні дані широкого ряду відомих промислових вітчизняних і зарубіжних сплавів даного класу з різноманітними системами легування та різного призначення за групами найважливіших властивостей, які впливають на їх працездатність (рис. 2.1, табл. 2.1).



Рисунок 2.1 - Схема систематизації та обробки даних за групами основних характеристик ливарних ЖНС

На рисунку 2.1 представлено схему систематизації та обробки розрахункових і експериментальних даних за групами основних службових властивостей, які впливають на працездатність ливарних ЖНС, що визначило використанні методики, температурні інтервали і тривалість експериментів, наведених у цій роботі.

2.1 Матеріали досліджень

Таблиця 2.1 - Хімічний склад досліджених ливарних ЖНС [1-7, 9, 13, 14, 20, 21, 24, 25, 29, 33, 34, 39, 42-44, 54, 55, 58, 60-65, 69-84, 88, 95-107, 109, 110, 113-115]

Марка сплаву	Вміст елементу, % за масою														
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Hf	V	Re	Ru	Zr	B
TMS-71	-	6,0	6,0	5,7	-	6,4	-	-	8,4	-	-	2,5	-	-	-
ЗМІ-3У	0,12	13,3	5,0	3,4	4,8	0,9	7,3	-	-	-	-	-	-	-	0,015
CMSX-10	-	2,0	3,0	5,7	0,2	0,4	5,0	0,1	8,0	0,03	-	6,0	-	-	-
ЖС32	0,15	5,0	9,0	6,0	-	1,0	8,3	1,5	4,0	-	-	4,0	-	-	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
ЖС26	0,15	4,9	9,0	5,9	1,0	1,1	11,7	1,6	-	-	1,0	-	-	-	0,015
*ЗМІ-3У-М1	0,06	11,5	5,0	3,6	4,5	0,8	7,0	-	4,0	-	-	-	-	-	0,010
ЧС70	0,09	15,8	10,7	2,8	4,6	2,0	5,5	0,2	-	-	-	-	-	0,050	0,020
ВЖМ-1	-	2,5	11,0	5,8	-	2,0	1,3	-	8,8	-	-	9,0	-	-	-
ВЖМ-4	0,008	2,5	6,0	6,0	-	4,0	4,0	-	4,5	-	-	6,5	4,0	-	0,004
ЖС3ЛС	0,09	16,0	5,0	2,7	2,7	4,0	4,0	-	-	-	-	-	-	0,015	0,015
*ЖС3ЛС-М	0,10	14,5	4,5	3,0	3,0	2,0	6,5	-	2,5	0,3	-	-	-	0,015	0,015
ЖС32Е	0,07	5,0	5,5	6,0	-	0,6	6,7	0,8	8,0	-	-	2,0	-	0,025	0,010
ВЖЛ12Е	0,18	9,4	9,0	5,4	4,5	3,1	1,4	0,75	-	-	0,75	-	-	0,020	0,011
CMSX-4	-	6,5	9,0	5,6	1,0	0,6	6,0	-	6,5	0,10	-	3,0	-	-	-
IN-939	0,15	22,5	19,0	1,9	3,7	-	2,0	1,0	1,4	-	-	-	-	0,100	0,010
GTD-111	0,10	14,0	9,5	3,0	5,0	1,5	4,0	-	3,0	0,15	-	-	-	0,030	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
Rene N5	0,05	7,0	7,5	6,2	-	1,5	5,0	-	6,6	0,15	-	3,0	-	-	0,004
Rene N6	0,05	4,2	12,5	5,75	-	1,4	6,0	-	7,2	0,15	-	5,4	-	-	0,004

Продовження таблиці 2.1

Марка сплаву	Вміст елементу, % за масою														
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Hf	V	Re	Ru	Zr	B
CM186LC	0,07	6,0	9,0	5,7	0,7	0,5	8,0	-	3,0	1,4	-	3,0	-	0,005	0,015
CM247LC	0,07	8,1	9,2	5,6	0,7	0,5	9,5	-	3,2	1,4	-	-	-	0,015	0,015
Rene 80	0,17	14,0	9,5	3,0	5,0	4,0	4,0	-	-	-	-	-	-	0,030	0,015
PWA1422	0,14	9,0	10,0	5,0	2,0	-	12	1,0	-	1,5	-	-	-	0,050	0,015
PWA1480	-	10	5,0	5,0	1,5	-	4,0	-	12,0	-	-	-	-	-	-
ЖСКС-1	0,10	14,0	9,0	4,0	4,0	2,0	4,0	1,0	0,5	-	-	-	-	-	0,015
ЖСКС-2	-	13,5	9,5	4,1	3,8	2,0	4,1	-	2,0	-	-	1,0	-	-	-
CMSX-11B	0,002	12,5	7,0	3,6	4,2	0,5	5,6	0,01	5,0	0,004	-	-	-	0,001	0,002
CMSX-11C	0,002	14,9	3,0	3,4	4,2	0,4	4,5	0,01	5,0	0,004	-	-	-	0,001	0,002
TMS-162	-	2,9	5,8	5,8	-	3,9	5,8	-	5,6	0,09	-	4,9	6,0	-	-
TMS-196	-	4,6	5,6	5,6	-	2,4	5,0	-	5,6	0,10	-	6,4	5,0	-	-
Примітка: * - сплави ЗМІ-3У-М1 [432] і ЖСЗЛС-М [433] розроблені ЗНТУ в рамках науково-дослідних робіт кафедри «Фізичне матеріалознавство».															

2.2 Аналіз, систематизація та математична обробка розрахункових і експериментальних даних за класом ливарних ЖНС

На даний момент не існує належним чином систематизованої і обробленої експериментальної статистики за основними службовими властивостями, що впливають на працездатність ливарних ЖНС, які застосовуються в газотурбобудуванні.

Експериментальна база даних по класу ливарних жароміцних нікелевих сплавів охоплює широкий спектр найважливіших службових властивостей цих сплавів, систематизованих за основними групами: параметри структурної

стабільності і структурно-фазові (тип, об'ємна частка і хімічний склад фаз), фізичні і корозійні властивості, температурні і механічні характеристики.

Проведений аналіз і систематизація розрахункових і експериментальних даних з вітчизняних і зарубіжних джерел за класом ливарних ЖНС показали загальну закономірність, що призвело до нового концептуального підходу, який дозволив визначити основні напрямки подальших досліджень.

Основний підхід до аналізу, систематизації та математичної обробки даних за класом ливарних ЖНС полягав в наступному:

- розрахункові і експериментальні дані, які наведено в вітчизняних та зарубіжних публікаціях, оброблялися за вищевказаними групами властивостей з використанням комп'ютерних технологій, що істотно прискорило численні трудомісткі розрахунки за рахунок автоматизації процесу, а також значно підвищило рівень їх ефективності та інформативності;

- за основу було взято 6 основних груп параметрів, де кожен сплав був як окремий об'єкт дослідження. У разі, якщо деякі експериментальні дані не наводилися в літературних і патентних джерелах, то вони доповнювалися результатами розрахункових досліджень;

- отримання ряду прогнозуючих математичних залежностей у вигляді регресійних моделей на основі обробленої експериментальної статистики для розрахунку властивостей, що входять в конкретну групу, які оптимально описують залежність тієї чи іншої властивості від хімічного складу або мінілегувального комплексу, суми чи співвідношення елементів, що входять в загальний хімічний склад ливарних жароміцних нікелевих сплавів;

- для більш об'єктивної і достовірної оцінки тих чи інших властивостей передбачалося комплексне використання, як традиційних розрахунково-аналітичних методів, які включають відомі формули і регресивні рівняння, так і групи прогнозуючих регресійних моделей, отриманих на основі обробки

експериментальної статистики широкого ряду промислових вітчизняних і зарубіжних ливарних жароміцних нікелевих сплавів з різноманітними системами легування.

2.3 Групи основних властивостей, що кардинально впливають на працездатність ливарних ЖНС

З метою розробки алгоритму комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ) для розробки нових складів ливарних жароміцних нікелевих сплавів або удосконалення складів відомих промислових марок цього класу сплавів з гарантованими властивостями, були обґрунтовані і визначені основні параметри (критерії), що впливають на їх працездатність, які були поділені на 6 основних груп: структурна стабільність (група 1), структурно-фазові (група 2), фізичні (група 3), температурні (група 4), корозійні (група 5) і механічні (група 6) властивості.

До параметрів структурної стабільності (група 1) відносяться: мінілегувальний комплекс $\Pi_{\text{ТЩУ}} = \text{Cr} / (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W})$, співвідношення цих елементів у складі сплаву; $\bar{N}_{V\gamma}$ - сумарна кількість електронних вакансій в γ - твердому розчині; $\bar{M}d_{\gamma}$ - сумарний енергетичний рівень d - орбіталей елементів в γ - твердому розчині; $\bar{M}d_{\text{C}}$ - сумарний енергетичний рівень d - орбіталей елементів в сплаві; ΔE - величина дисбалансу системи легування сплаву.

До структурно-фазових характеристик (група 2) відносяться: γ - фаза, складнолегований γ - твердий розчин; γ' - фаза - складнолегована інтерметалідна фаза на основі (Ni_3Al); евтектика типу ($\gamma + \gamma'$); карбіди різних типів (MC , M_{23}C_6 , M_6C); боридаи різних типів (M_3B_2 , MB_2); топологічно щільноупаковані (ТЩУ) фази різних типів (σ -, μ -, η -, ρ -).

До фізичних властивостей (група 3) відносяться: ρ - питома щільність; E - модуль пружності Юнга ; α - коефіцієнт термічного розширення; C_p – питома теплоємність ; γ - питомий електроопір ; λ – теплопровідність; $a_{\gamma'}$ - параметр кристалевої ґратки γ' - фази; a_{γ} - параметр кристалевої 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 температурних характеристик (група 4) відносяться: мінілегувальні комплекси (ΣC_i^{γ}) – сумарний вміст елементів, що зміцнюють γ - твердий розчин і ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) – сумарний вміст γ' - утворювальних елементів в складі ливарних ЖНС; 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 ($t_{гом.}$).

До корозійних властивостей (група 5) відносяться: мінілегувальний комплекс $P_{КС} = \sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$, співвідношення цих елементів у складі сплаву; ($\bar{V}_q^t$) - середня швидкість ВТК за температури (t^0C); ($t_{крит.}$) - критична температура переходу до прискореної ВТК.

До характеристик міцності (група 6) відносяться: ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) - сумарний вміст γ' - утворювальних елементів в складі сплаву; ($V_{\gamma'}^t$) – об'ємна частка γ' - фази в структурі за температури (t^0C); границі короточасної (σ_B^t) і границі 100- і 1000- годинної тривалої (σ_{τ}^t) міцності за температури (t^0C); довговічність - (τ_{σ}^t), час до руйнування зразків ($\tau_{руйн.}$) при напрузі (σ , МПа) за температури ($t, ^0C$).

2.4 Розрахункові методи досліджень

2.4.1 Прогнозування структурної стабільності ливарних ЖНС методом PHASOMP

Спроби застосування ЕОМ для розрахунків, пов'язаних з розробкою жароміцних сплавів на основі нікелю, відносяться до початку 60-х років, коли була розроблена система PHASOMP [409]. Система базується на теорії електронних вакансій (дірок), заснованої Л. Полингом, яка полягає в тому, що з ряду припущень визначається хімічний склад залишкового твердого розчину (γ -матриці) сплаву і обчислюється кількість електронних вакансій (дірок) за відомим регресійним рівнянням [2, 3]. Отримане значення $\bar{N}_{V\gamma}$ порівнюється з критичним для сплаву. При виконанні умови ($\bar{N}_{V\gamma} < \bar{N}_{V\gamma}^{KP}$) вважається, що сплав не схильний до утворення ТЩУ фаз, хоча, різні автори наводять різні значення для $\bar{N}_{V\gamma}$ - фактору. Так, в роботах [2, 3, 189] наводяться значення $\bar{N}_{V\gamma} = 2,45-2,50$, а в дослідженнях [2, 3, 412] $\bar{N}_{V\gamma} = 2,52$. Метод показав досить високу точність при визначенні σ - фази в промислових сплавах США [189, 352]. Однак застосування фіксованого значення $\bar{N}_{V\gamma}$ – фактора не завжди виправдовувало себе. Тому в роботах Ртищева В.В. [352, 355] було запропоновано визначати величину $\bar{N}_{V\gamma}$ – фактора для ливарних ЖНС виходячи з хімічного складу їх γ - твердих розчинів і температури випробувань.

Більшість методик використовують концепцію переважаючого впливу електронного фактора на стабілізацію σ -, μ - фаз в структурі ливарних жароміцних нікелевих сплавів. Прогнозуючі розрахунки зводяться до визначення значень середньої ($\bar{N}_{V\gamma}$) і критичної ($\bar{N}_{V\gamma}^{KP}$) концентрації електронних вакансій в γ - твердому розчині.

При обчисленні методом PHASOMP [2, 3, 409] хімічного складу різних фаз, присутніх в структурі жароміцних нікелевих сплавів, виконується ряд умов:

- вважається 50% вуглецю пов'язаним в монокарбідах (TaC, TiC і ін.), а решта вуглецю - в з'єднаннях (Cr_{23}C_6) або $\text{Cr}_{21}(\text{Mo}, \text{W})_2\text{C}_6$, якщо в хімічному складі є вольфрам і молібден;

- участь нікелю, хрому, титану і молібдену в утворенні боридів враховується формулою $(\text{Mo}_{0,5} \text{Ti}_{0,15} \text{Cr}_{0,25} \text{Ni}_{0,10})\text{B}_2$;

- вміст алюмінію, титану, ніобію, танталу і гафнію, що залишилися після виділення карбідів і боридів, плюс 3% від початкового вмісту хрому, комбінується з утричі більшим вмістом нікелю, щоб врахувати утворення γ' - фази $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti}, \text{Nb}, \text{Ta}, \text{Hf}, \text{Cr})$;

- вміст елементів фаз підсумовується, а потім віднімається з повного хімічного складу сплаву. Підсумковий склад залишкового аустеніту (новий γ - твердий розчин) приймається за 100%;

- хімічний склад нової γ - матриці кожного дослідного складу використовується для розрахунку середньої кількості ($\bar{N}_{V\gamma}$) електронних вакансій (дірок) шляхом підсумовування за формулою (2.2):

$$\bar{N}_V = \sum_{i=1}^n m_i \cdot (N_V)_i \quad (2.2)$$

де m_i і $(N_V)_i$ відповідно - атомна частка і середнє число електронних вакансій (дірок) для кожного конкретного легувального елемента γ - матриці ($\bar{N}_{V\gamma}$),

n - число компонентів в γ - твердому розчині.

Для досліджених складів порівнюються отримані значення ($\bar{N}_{V\gamma}$) з критичними умовами ($\bar{N}_{V\gamma}^{\text{кр}} \geq 2,45 \dots 2,49$).

При розрахунку структурної стабільності досліджуваних ливарних жароміцних нікелевих сплавів за відомим регресійним рівнянням (2.3) методом PHACOMP, значення ($\bar{N}_{Vi}$) було взято з літературних джерел [2, 3, 409] для кожного легувального елемента (табл. 2.2).

$$\begin{aligned} \bar{N}_{V\gamma} = & 7,66 \cdot (\text{Al}) + 6,66 \cdot (\text{Ti} + \text{Zr} + \text{Si} + \text{Hf}) + 5,66 \cdot (\text{V} + \text{Nb} + \text{Ta}) + \\ & + 4,66 \cdot (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W}) + 3,66 \cdot (\text{Mn} + \text{Re}) + (2,22) 2,66 \cdot (\text{Fe} + \text{Ru}) + \\ & + 1,71 \cdot (\text{Co} + \text{Ir}) + (0,66) 0,61 \cdot (\text{Ni}), \text{ ат. \%} \end{aligned} \quad (2.3)$$

Таблиця 2.2 - Значення $(\bar{N}_v)_i$ для легувальних елементів ливарних ЖНС [2, 3, 409]

Значення $(\bar{N}_v)_i$ елемента											
Al	Ti	Hf	Nb	Ta	Cr	Mo	W	Re	Ru	Co	Ni
7,66	6,66	6,66	5,66	5,66	4,66	4,66	4,66	3,66	2,66	1,71	0,61

Раніше авторами системи PHACOMP [2, 3, 9, 409] було показано, що σ -фаза утворюється при значеннях в межах $(\bar{N}_{V\gamma}^{\text{кр}} \geq 2,45 \dots 2,49)$.

Таким чином, сплави, що мають менші значення $\bar{N}_{V\gamma}$ – фактора для γ -твердого розчину, вважалися σ -безпечними.

Однак, в роботах [24, 25, 129, 150, 352] показано, що для багатьох ливарних ЖНС, схильних до утворення σ -фази або іншого типу ТЩУ фаз, критичне значення $(\bar{N}_{V\gamma}^{\text{кр}})$ знаходиться при менших значеннях. Так, для деяких σ -небезпечних сплавів наводяться менші значення: $\bar{N}_{V\gamma}^{\text{кр}} = 2,32$ для Rene 80; $\bar{N}_{V\gamma}^{\text{кр}} = 2,36$ для IN-738LC [2, 3, 9].

2.4.2 Прогнозування структурної стабільності ливарних ЖНС методом New PHACOMP

Пізніше в Японії був розроблений метод New PHACOMP [410-415], заснований на розрахунках електронного стану, що полягає у визначенні залежності d -орбіталей перехідних металів від температури для γ -твердого розчину. Величина $(\bar{M}d_\gamma)$ для γ -твердого розчину визначається за відомим

регресійним рівнянням. Отриманий ($\bar{M}d_\gamma$) - рівень для γ - твердого розчину порівнюється з критичною величиною ($\bar{M}d_\gamma^{KP}$). Так, в роботі [412] розглядається залежність об'ємної частки σ - фази в структурі ливарних ЖНС від величини параметра ($\bar{M}d_\gamma$).

У ряді робіт [1-7, 111, 129, 150-153, 189, 207, 208, 229, 230, 282, 352-355, 409-416] наводяться емпіричні співвідношення концентрацій хімічних елементів, що призводять до утворення ТЩУ фаз, де показано що існує кореляційний зв'язок між величинами $\bar{N}_{V\gamma}$ (PHACOMP), $\bar{M}d_\gamma$ (New PHACOMP) і параметром ΔE (ΔE - метод). Представлені результати неоднозначні і вказують на те, що даний підхід вимагає узгодження і коригування. Однак, незважаючи на деякі відмінності в вітчизняних та зарубіжних методиках, що застосовуються для розрахунку структурної стабільності ливарних ЖНС, вони укладаються в загальну схему, яка складається з ряду послідовних етапів. Для теоретичної оцінки ймовірності утворення ТЩУ фаз в ливарних ЖНС широко використовуються результати розрахунків за методом New PHACOMP [410-412]. Відповідно до даної методики розрахунку визначаються значення для γ - твердого розчину ($\bar{M}d_\gamma$) або для сплаву ($\bar{M}d_C$) за формулою (2.4):

$$Md = \sum_{i=1}^n C_i \cdot (Md)_i \quad (2.4)$$

де C_i - атомна частка i -елемента в γ - твердому розчині або сплаві;

($\bar{M}d$) $_i$ - середній енергетичний рівень d - орбіталей для легувальних елементів γ - твердого розчину (матриці) або сплаву;

n - кількість елементів, включаючи основу.

New PHACOMP (Md -метод) [410-412] прогнозує ймовірність виділення ТЩУ фаз, якщо розрахований параметр ($\bar{M}d_\gamma$) для γ - твердого розчину перевищує критичне значення, заздалегідь визначений з експерименту. Так, даний метод був використаний при розробці безвуглецевих

монокристалічних ливарних ЖНС III-го покоління. Значення параметра $(Md)_i$ для елементів наведено в таблиці 2.3.

Таблиця 2.3- Значення $(Md)_i$ для легувальних елементів ливарних ЖНС [410-414]

Значення $(Md)_i$ елемента											
Ni	Al	Cr	Mo	W	Ta	Co	Nb	Ti	Re	Hf	Ru
0,717	1,900	1,142	1,550	1,655	2,224	0,777	2,117	2,271	1,267	3,020	1,006

Приймалося, що сплави, для яких розраховане значення параметра $(\bar{Md})_\gamma \leq 0,907$, не міститимуть ТЩУ фази [1, 6, 7, 110].

При цьому, практика використання методу New PHACOMP для прогнозування фазової нестабільності широкого ряду ливарних ЖНС показала, що, як і в методі PHACOMP ($\bar{N}_{V\gamma}^{KP}$), критичне значення параметра $(\bar{Md}_\gamma^{KP})$ залежить як від хімічного складу γ - твердого розчину, так і від загальної збалансованості системи легування сплаву.

За допомогою методу New PHACOMP [410-412] можна оцінити тенденцію до виділення ТЩУ фаз для сплаву шляхом порівняння величини параметра $(\bar{Md}_C)$ для цього сплаву і щодо близького сплаву з відомим ризиком утворення ТЩУ фаз. Для ливарних ЖНС величину параметра для γ - твердого розчину $(\bar{Md}_\gamma)$ або для сплаву $(\bar{Md}_C)$ розраховують за відомим регресійним рівнянням (2.5):

$$\begin{aligned} \bar{M}_d = & 0,717 \cdot A_{Ni} + 1,900 \cdot A_{Al} + 1,142 \cdot A_{Cr} + 1,550 \cdot A_{Mo} + \\ & + 1,655 \cdot A_W + 2,224 \cdot A_{Ta} + 0,777 \cdot A_{Co} + 2,117 \cdot A_{Nb} + 2,271 \cdot A_{Ti} + \\ & + 1,267 \cdot A_{Re} + 3,02 \cdot A_{Hf} + 1,006 \cdot A_{Ru}, \% \text{ ат.} \end{aligned} \quad \dots(2.5)$$

де A_{Al} , A_{Cr} , ... A_{Ni} - атомні долі концентрації компонентів в хімічному складі твердого розчину (γ - матриці) або в складі сплаву.

Так, при розробці ливарних ЖНС IV-го і V-го поколінь було показано, що в поле, обмеженому відомим критичним значенням параметра $(\bar{M}d)_\gamma \leq 0,907$, до 40% експериментально досліджених ливарних ЖНС виявляли фазову нестабільність. При цьому, було показано, що чисельні критичні значення параметра $(\bar{M}d_\gamma^{KP})$ знижуються в міру збільшення в цих сплавах вмісту ніобію, танталу, гафнію, ренію, рутенію і деяких інших елементів, наприклад кобальту [1, 7, 64, 65, 72, 98-101, 367-373].

2.4.3 Прогнозування збалансованості системи легування ливарних ЖНС ΔЕ- методом

Вітчизняна практика показує, що збалансоване легування багатокомпонентних складів ливарних ЖНС є необхідною умовою для експлуатації, що гарантує відсутність або істотне зниження ймовірності утворення небажаних фаз в їх структурі. У ВІАМ (Росія) був розроблений ΔЕ- метод [1, 7, 151, 152], заснований на розрахунку сумарної кількості *d*- орбіталей перехідних металів за хімічним складом конкретного сплаву з визначенням величини дисбалансу (ΔЕ) системи його легування. Даний метод вигідно відрізняється від традиційних відомих методів PHACOMP $(\bar{N}_{V\gamma})$ [2, 3, 409] і New PHACOMP $(\bar{M}d_\gamma)$ [1, 7, 410 - 414], відсутністю необхідності експериментального визначення критичних значень параметрів $(\bar{N}_{V\gamma}^{KP})$ і $(\bar{M}d_\gamma^{KP})$ для γ- твердого розчину ливарних ЖНС.

Для оцінки структурної та фазової стабільності ливарних ЖНС, а також можливості коригування багатокомпонентного складу при проектуванні нових композицій або модернізації складів існуючих промислових марок використовується розрахунковий ΔЕ-метод [1, 7, 151, 152, 191].

Структурна і фазова стабільність багатокомпонентних ливарних ЖНС є одним з найважливіших умов підвищення їх жароміцності і надійності

протягом усього тривалого експлуатаційного ресурсу. Дані характеристики забезпечують сучасні ливарні жароміцні нікелеві сплави з багатокомпонентною системою легування. Тому, при розробці нових складів ливарних ЖНС, пріоритетним є підвищення температурного рівня працездатності матеріалу робочих і соплових лопаток перспективних ГТД і ГТУ, що продиктовано постійним підвищенням експлуатаційних температур. Завдяки існуванню всередині марочного складу концентраційного інтервалу легувальних компонентів, частка збалансованих фазово - стабільних композицій в загальному масиві можливих варіантів всередині багатокомпонентної системи легування визначається шириною цих інтервалів і раціональним вибором оптимального складу середнього рівня легування. У ΔЕ-методі використовується статистичне рішення задачі пошуку можливої для даної системи сукупності збалансованих варіантів з обґрунтуванням необхідності звуження інтервалів легувальних елементів багатокомпонентної системи, а також шляхи багатокритерійного пошуку оптимального складу в міні-масиві збалансованих варіантів [1, 7, 151, 152, 191, 208]. В результаті систематичних досліджень фазового складу методом фізико-хімічного фазового аналізу [126] емпіричним шляхом було отримано рівняння балансу системи легування (2.6), яке аналітично пов'язує середню сумарну концентрацію валентних електронів компонентів $\bar{E}_0 = \sum_{i=1}^n C_i \cdot E_i$ в збалансованому за хімічним складом сплаві з його середньою атомною

масою $\bar{A}_C = \sum_{i=1}^n C_i \cdot A_i$:

$$\Delta E = (\sum C_i \cdot E_i - 0,036 \cdot \sum C_i \cdot A_i) - 6,28 \quad (2.6)$$

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

Зазвичай промислові ливарні жароміцні нікелеві сплави мають значення ($\bar{E}_C$), що відрізняється від ($\bar{E}_0$) на величину ($\Delta E = \bar{E}_C - \bar{E}_0$), звану дисбалансом системи легування сплаву. Величина і знак (ΔE) характеризує дисбаланс системи легування сплаву і ймовірність напрямку протікання фазових перетворень. Знак величини (ΔE) визначає характер фазових реакцій і свідчить про ступінь збалансованості багатоконпонентного складу сплаву. Так, при значенні ($\Delta E \ll 0$) велика ймовірність утворення ТЩУ фаз типу σ -, μ -, ρ - або подвійних карбідів типу M_6C . Сплави, у яких величина ($\Delta E \gg 0$), схильні до утворення евтектичних фаз типу η - фази на основі (Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta , Ni_3Hf). При значенні близькому або рівному нулю ($\Delta E = 0$) хімічний склад сплаву вважається ідеально збалансованим. Слід зазначити, що для збалансованих складів ливарних ЖНС, що містять вуглець, величина параметра (ΔE) знаходиться в межах ($-0,04 \leq \Delta E \leq 0,04$). Таким чином, загальна збалансованість системи легування для більшості складів ливарних жароміцних нікелевих сплавів забезпечується дотриманням умов: ($\Delta E = \pm 0,04$) [1, 7, 151, 152, 191, 208].

У розгорнутому вигляді рівняння (2.6) для розрахунку збалансованості системи легування ливарних ЖНС (табл. 2.4) набуває наступного виду (2.7):

$$\begin{aligned} \Delta E = & [(10 \cdot C_{Ni} + 9 \cdot C_{Co} + 6 \cdot C_{Cr} + 3 \cdot C_{Al} + 5 \cdot C_V + 4 \cdot C_{Ti} + 6 \cdot C_{Mo} + \\ & + 5 \cdot C_{Nb} + 7 \cdot C_{Re} + 8 \cdot C_{Ru} + 6 \cdot C_W + 5 \cdot C_{Ta} + 4 \cdot C_{Hf}) - 0,036 \cdot (58,7 \cdot C_{Ni} + \\ & + 58,9 \cdot C_{Co} + 52,0 \cdot C_{Cr} + 27,0 \cdot C_{Al} + 51,0 \cdot C_V + 47,9 \cdot C_{Ti} + \\ & + 96,0 \cdot C_{Mo} + 92,9 \cdot C_{Nb} + 186,3 \cdot C_{Re} + 101,1 \cdot C_{Ru} + 183,9 \cdot C_W + \\ & + 180,9 \cdot C_{Ta} + 178,6 \cdot C_{Hf})] - 6,28 \end{aligned} \quad (2.7)$$

Рівняння (2.7) включає всі компоненти сплаву, включаючи основу сплаву (Ni), за винятком елементів - вуглецю (C) і бору (B).

Таблиця 2.4 - Значення показників для легувальних компонентів ливарних ЖНС, що входять в рівняння (2.7) [1, 7, 151, 152]

Показник	Елемент												
	Ni	Co	Cr	Al	V	Ti	Mo	Nb	W	Ta	Re	Ru	Hf
Кількість валентних електронів, E_i	10	9	6	3	5	4	6	5	6	5	7	8	4
Концентрація в сплаві, C_i , % ат.	C_{Ni}	C_{Co}	C_{Cr}	C_{Al}	C_V	C_{Ti}	C_{Mo}	C_{Nb}	C_W	C_{Ta}	C_{Re}	C_{Ru}	C_{Hf}
Атомна маса, A_i	58,7	58,9	52,0	27,0	51,0	47,9	96,0	92,9	183,9	180,9	186,3	101,1	178,6
Примітка: p і s – електрони алюмінію; d і s – електрони перехідних металів.													

Розрахунково-аналітичний ΔE -метод [1, 7, 151, 152] для оцінки величини дисбалансу системи легування ливарних жароміцних нікелевих сплавів вигідно відрізняється від традиційних відомих методів PHASOMP [2, 3, 409] і його різновиди New PHASOMP [410-414], головним чином, відсутністю необхідності експериментального визначення критичних значень параметрів ($\bar{N}_{V\gamma}^{KP}$) і ($\bar{M}_{d\gamma}^{KP}$) для сплавів даного класу. Разом з тим, слід звернути увагу на те, що симетричне звуження інтервалів легування дає позитивний результат тільки для оптимально збалансованих складів середнього рівня легування. Тому оптимізація складу за багатьма критеріями вимагає розгляду тільки збалансованих варіантів і остаточного вибору одного, найбільш оптимального складу, який буде гарантовано забезпечувати необхідний комплекс властивостей [1, 7, 42, 43, 58, 159, 173, 207, 208, 215, 355, 373, 416].

2.4.4 Обробка результатів методом найменших квадратів

Математична обробка експериментальної статистики за класом ливарних ЖНС була здійснена в стандартному програмному комплексі Microsoft Office в пакеті MS EXCEL методом найменших квадратів (МНК) [419-421] з отриманням функцій відгуку, які оптимально описують залежність між двома змінними (x , y).

Обробка експериментальної бази даних (БД) за групами 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 $y = a \cdot \exp^{bx}$; статеchna $y = a \cdot x^b$.

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 плавок

Для виготовлення плавок використовувалися стандартні шихтові матеріали (табл. 2.5). Хімічний аналіз тестових і промислових плавок 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 2.5 - Стандартні шихтові матеріали

Назва матеріалу	Марка матеріалу	Стандарт
Нікель електролітичний	Н0, Н1	ГОСТ 849-97
Хром металевий	Х99А, Х99Б	ГОСТ 5905-2004
Кобальт (злиток)	К0, К1, К1А	ГОСТ 123-78
Молібден (штабіки)	МШ-В	ТУ 48-19-102-82
Вольфрам (штабіки)	ШВЧ	ТУ 48-19-76-90
Алюміній	А99	ГОСТ 11069-2001
Титан (кондиційні відходи сплавів)	ВТ-0, ВТ-1, ВТ5Л	ГОСТ 19807-91
Тантал (злиток, лист) (пруток)	ЭЛП-1, ТВЧ, ТВЧ-1	ТУ 647 РК 30054230-205-2001
Цирконій кальцієтермічний	КТЦ-100	ТУ 95.2185
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

Продовження таблиці 2.5

Назва матеріалу	Марка матеріалу	Стандарт
Мішметал (РЗМ)	МЦ50ЖСЗ(6)	ТУ 48-4-280-91
Лантан	ЛаМ-1, ЛаМ-2, ЛаМ-3	ТУ 48-4-218
Вуглець (електродний бій)	-	ГОСТ 4426-79

На початковому етапі з досліджуваних сплавів були отримані виливки вагою 10кг потрібного складу. На наступному етапі були виготовлені монокристалічні зразки з КГО [001] на високоградієнтній установці для спрямованої (моно) кристалізації УВНК-8П в спеціальні керамічні блоки, з попередньо встановленими всередину стартовими кристалами (затравками), відповідно до серійної технології. Необхідна швидкість охолодження забезпечувалася шляхом занурення залитих форм в рідкометалевий кристалізатор (розплав алюмінію) зі швидкістю ($\bar{V} = 10 \text{ мм / хв.}$).

Для отримання заданої кристалографічної орієнтації (КГО) застосовувалися стартові кристали (важкотопкі затравки зі сплаву бінарної системи Ni-W), які мали відхилення від основного кристалографічного напрямку [001] на кут не більше, ніж $\alpha \leq 5^\circ$ (рис. 2.2).

Зростання монокристалу в зразку забезпечувалося за рахунок підплавлення зовнішньої поверхні затравки металом, що заливався. Заливка проводилася одночасно в два блоки по шість зразків. Загальна кількість литих заготовок циліндричної форми (діаметр $\varnothing 16 \text{ мм}$, довжина $l = 180 \text{ мм}$) становило не менше 12 штук для кожного дослідного сплаву.

Перед заливанням розплав витримувався в тиглі при температурі перегріву металу $t_{\text{ПЕР.}} = 1620^\circ\text{C}$ протягом 8...10 хвилин. Заливка зразків проводилася при наступних параметрах: температура заливки $t_{\text{ЗАЛ.}} = 1580^\circ\text{C}$; температура нижнього нагрівача $t_{\text{Н.Н.}} = 1610^\circ\text{C}$; температура верхнього нагрівача $t_{\text{В.Н.}} = 1580^\circ\text{C}$.



а – литий зразок із затравкою і стартовим конусом, б – литий зразок із стартовим конусом без затравки, в – литий зразок без стартового конуса після термообробки, г – виготовлені стандартні циліндричні зразки.

Рисунок 2.2 - Виготовлення монокристалічних зразків за серійною технологією з КГО [001] для механічних випробувань

Литі заготовки монокристалічних зразків [001] з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1, а також аналогічні зразки з промислових сплавів ЗМІ-3У, ЖС26-ВІ проходили 100% контроль макроструктури шляхом травлення в розчині, що містить хлорне залізо (700...800 г), соляну кислоту (120...150 см³) і воду до 1 дм³, а також контроль КГО на установці ДРОН-3М.

Литі зразки розробленого сплаву ЖС3ЛС-М із рівновіською структурою, а також аналогічні зразки з промислових сплавів ЖС3ЛС, ВЖЛ12Е отримували в вакуумно-індукційної печі марки УППФ-3М за серійною технологією.

2.5.2 Метод диференційного термічного аналізу

Дослідження методом диференційного термічного аналізу (ДТА) проводилося на установці ВДТА-8М в середовищі гелію при постійній швидкості нагрівання (охолодження), яка дорівнювала $20^{\circ}\text{C}/\text{хв}$. Як еталон використовувався термічно інертний зразок чистого вольфраму (W-еталон). Технологія калібрування за температурами плавлення чистих металів дозволила отримати добре відтворювані результати, незалежно від швидкості нагріву [1, 143, 178, 209-213, 243, 259-262, 422].

Використовуючи даний метод, на ДТА- кривих визначалися температурні інтервали фазових перетворень, пов'язані зі зміною ентальпії в зразку досліджуваного сплаву, як в твердому, так і в рідкому стані.

За кількістю, формою, величиною і розташуванням піків на термічних кривих (термограмах) нагрівання та охолодження визначалися порогові значення температур і ширина температурного інтервалу для конкретного фазового перетворення. Максимальна температура нагріву зразків в установці ВДТА-8М становила 1450°C . Заповнення камери гелієм здійснювалося до $(0,08...0,09)$ МПа після попередньої відкачки камери до розрідження не менше $(1,33 \cdot 10^{-3})$ Па. При цьому, операція «промивання» гелієм повторювалася двічі [178, 243].

Зразки досліджуваних сплавів були однакові за розмірами (діаметр $\varnothing 3$ мм, довжина $l = 3$ мм) і масою $(1,45 \pm 0,0005$ г). Для кожного складу сплаву досліджувалося по два зразка. Відповідно до методики експерименту, нагрівання та охолодження кожного зразка здійснювалося двічі в тиглі з оксиду цирконію. Повторний нагрів проводився з метою більш повного заповнення дна тигля після розплавлення зразка і виключення похибок, пов'язаних з вимірюванням температури, оскільки отримання даних проводилося через витончене дно тигля. Відносна похибка методу становила $\pm 5^{\circ}\text{C}$ [143].

В процесі нагрівання або охолодження, зі зміною температури в часі, відбувалося порівняння теплових потоків в термічно інертному еталоні вольфраму і досліджуваному зразку. У разі їх рівності отримували базову лінію на реєструючому приладі, без будь-яких змін. При наявності в досліджуваному зразку будь-яких перетворень, пов'язаних зі зміною ентальпії, що протікає з поглинанням або виділенням тепла (ендо- або екзотермічні процеси), фіксувалися відхилення від прямолінійного ходу базової лінії у вигляді піків на термічній кривій в одну або іншу сторону. На підставі результатів досліджень, отриманих методом ДТА, литі зразки досліджених сплавів термічно оброблялися, відповідно до визначених температур [243].

Температура гомогенізації для оптимізованих складів розроблених сплавів призначалася індивідуально, всередині температурного інтервалу між критичною температурою ($t_{\text{ЕВТ.}}$) локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$) і кінцем ($t_{\text{К.Р.}\gamma'}$) розчинення γ' - фази в γ - твердому розчині [143]. Подальші експериментальні дослідження структурних, температурних, корозійних і механічних властивостей оптимізованих складів розроблених сплавів марок ЗМІ-ЗУ-М1 і ЖСЗЛС-М проводилися на дослідних зразках тестових і промислових плавок після відповідних режимів термічної обробки.

2.5.3 Металографічні дослідження

Металографічне вивчення мікроструктури зразків дослідних сплавів проводилося на не травлених і травлених мікрошліфах, площа яких була орієнтована уздовж і по нормалі до поверхні зразків, на світловому оптичному мікроскопі «Olympus IX-70» з цифровою відеокамерою «ExwaveHAD color video camera Digital Sony» при різних збільшеннях: $\times 50$, $\times 100$, $\times 200$, $\times 500$.

Мікроструктура досліджувалася [423] 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 . Для ідентифікації σ -, μ - фаз або карбідів типу M_{23}C_6 , M_6C , що мають схожу голчасту або пластинчасту морфологію, проводилося кольорове травлення за допомогою реактиву: червона кров'яна сіль - 10 г, NaOH - 10 г, H_2O - 100 мл, щільність струму 500 А / м^2 .

2.5.4 Метод електронної мікроскопії

Тонкі металографічні дослідження структури зразків (морфологія, об'ємна частка, склад фаз) оптимізованих складів розроблених сплавів ЗМІ-ЗУ-М1 і ЖСЗЛС-М до і після термообробки було здійснено методом електронної мікроскопії на растровому електронному мікроскопі JEOL JSM-6360LA при різних збільшеннях: $\times 2000$, $\times 2500$, $\times 3000$, $\times 4500$, $\times 5000$, $\times 10000$.

Розміри, форма і кількість частинок γ - фази визначалися електронно-мікроскопічним методом на репліках. Оцінка розмірів γ - фази здійснювалася на поперечних шліфах. Виміри проводилися по одній зі сторін квадрату частинки на електронно-мікроскопічних знімках при збільшенні $\times 10000$. За допомогою кількісної металографії розраховувалася об'ємна частка γ' - фази в структурі досліджуваних сплавів. Відносна похибка методу становила $\pm 1\%$ [424, 425].

2.5.5 Мікрорентгеноспектральний аналіз

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 JEOL JSM-6360LA з системою енергодисперсійного мікрорентгеноспектрального аналізу (МРСА) JED-2300. Даним методом експериментально оцінювався хімічний склад фаз в структурі розроблених сплавів ЗМІ-ЗУ-М1 і ЖСЗЛС-М в порівнянні з результатами, отриманими розрахунково-аналітичними методами. Переклад значень якісного аналізу в кількісний проводився автоматично за програмою приладу. Відносна похибка методу становила $\pm 0,1\%$ за масою.

2.5.6 Мікрорентгеноструктурний аналіз

Контроль кристалографічної орієнтації (КГО) здійснювався рентгеноструктурним методом на дифрактометрі ДРОН-ЗМ з використанням гоніометричної приставки і монохроматора дифракційних променів на стартових конусах, відрізаних від зразка або пера лопатки. Контроль показав, що всі монокристалічні зразки і лопатки з розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1, а також аналогічні зразки і лопатки промислових сплавів ЗМІ-ЗУ і ЖС26 мали допустиме відхилення від основного напрямку $[001]$ на кут не більше, ніж $\alpha \leq 10^\circ$. Відхилення певного кристалографічного напрямку визначалось за формулою (2.8):

$$\Delta_{HKL} = \alpha_{HKL} - \theta_{HKL}, \quad (2.8)$$

де θ_{HKL} - кут Вульфа-Брега для відображення HKL ;

α_{HKL} - знайдений максимум рефлексу HKL в градусах для зразка або лопатки.

Для визначення осі Z в стандартному стереографічному трикутнику визначалися кути відхилень щодо кристалографічних напрямків [001], [113], [110]. Залежно від величини відхилення вибиралися необхідні три відображення. За допомогою математичної обробки результатів вимірювань встановлювалося положення осі Z в стереометричному трикутнику. Відносна похибка методу становила $\pm 1^0$.

2.5.7 Оцінка високотемпературної корозійної стійкості

Порівняльні експериментальні дослідження ВТК - стійкості зразків сплавів зі спрямованою (моно) структурою (ЗМІ-3У, ЗМІ-3У-М1, ЖС26-ВІ) і з рівновіською структурою (ЖСЗЛС, ЖСЗЛС-М, ВЖЛ12Е), проводилися в синтетичній золі за методикою, розробленою Нікітіним В.І. (ЦКТІ ім. І. І. Ползунова), яка широко застосовується в галузі [14, 298]. Для корозійних випробувань використовувалися стандартні циліндричні зразки (діаметр $\varnothing 10$ мм, довжина $l = 12$ мм), на які після попереднього знежирення, вимірювання і зважування на аналітичних вагах з точністю ($\pm 0,0005$ г), наносилася на їх поверхню 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%, за масою, які розміщувалися і витримувалися в печі на платформі з вогнетривкого матеріалу в повітряній атмосфері. Порівняльні корозійні випробування проводилися в синтетичній золі за температур 800^0 , 850^0 , 900^0 і 950^0C протягом (100...300) годин. Після проведення експериментів продукти корозії вилучалися за методикою водневого відновлення окалини,

розробленої ЦКТІ ім. І.І. Ползунова [14]. Порівняльна стійкість зразків досліджуваних сплавів до ВТК оцінювалася за питомою втратою маси (q , г/м²) і середньою швидкістю корозії ($\bar{V}_q$, г/м²·с).

Питома втрата маси (q , г/м²) розраховувалася за формулою (2.9):

$$q = \frac{\Delta m}{S}, \quad (2.9)$$

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

S - площа поверхні зразка, м².

Середня швидкість корозії ($\bar{V}_q$, г/м²·с) розраховувалася за формулою (2.10):

$$\bar{V}_q = \frac{q}{\tau}, \quad (2.10)$$

де τ - тривалість випробувань, с.

2.5.8 Оцінка механічних властивостей

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

Випробування сплавів ЗМІ-3У, ЗМІ-3У-М1 і ЖС26 на короточасну міцність здійснювалося на зразках зі спрямованою (моно) структурою з КГО

[001] за температур 20⁰, 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С на розривних машинах УМЕ-10ТМ і ГСМ-20 (ГОСТ 1497-61, ГОСТ 9651-73, ГОСТ 1497-84).

Випробування сплавів ЗМІ-3У, ЗМІ-3У-М1 і ЖС26 на тривалу міцність проводилися на аналогічних зразках за температур 800⁰, 900⁰, 975⁰ і 1000⁰С на машинах АІМА-5-2 і ZTZ 3/3 (ГОСТ 10145-81) шляхом одновісьового розтягування при постійному навантаженні на стандартних тимчасових базах 40, 100 і 1000 годин.

Порівняльні механічні випробування сплавів ЖСЗЛС, ЖСЗЛС-М і ВЖЛ12Е проводилося на зразках із рівновіською структурою після проведення відповідного режиму термічної обробки для кожного сплаву.

2.5.9 Оцінка зварювальності і міцності зварних з'єднань

Дослідження технологічної зварювальності було проведено методом аргонодугового зварювання (АДЗ) за серійною технологією на зразках-темплетах досліджуваних сплавів ВЖЛ12Е, ЖСЗЛС-М і ЖСЗЛС в литому стані двома видами присадних матеріалів: розробленим сплавом ЖСЗЛС-М (електроди Ø1,8мм) і серійним зварювальним дротом марки ЕП367, що відповідав нормам ГОСТ 2246-70 (рис. 2.3). Хімічний склад присадних матеріалів наведено в таблиці 2.6.

Таблиця 2.6 - Склад досліджених присадних матеріалів

Марка сплаву	Вміст елементу, % за масою ; Ni - основа									
	C	Cr	Al	Ti	Mo	W	Co	Ta	Hf	B
ЖСЗЛС-М	0,09	14,3	3,1	3,1	1,8	6,8	4,5	2,9	0,35	0,012
ЕП367	≥0,08	14,0-16,0	-	≥0,2	14,0-16,0	-	-	-	-	Fe ≥4,0



а



г



б



д



в



е

а - сплав ВЖЛ12Е, зварений серійною присадкою ЕП367; б - сплав ЖСЗЛС-М, зварений серійною присадкою ЕП367; в - сплав ЖСЗЛС, зварений серійною присадкою ЕП367; г - сплав ВЖЛ12Е, зварений дослідною присадкою ЖСЗЛС-М; д - сплав ЖСЗЛС-М, зварений дослідною присадкою ЖСЗЛС-М; е - сплав ЖСЗЛС, зварений дослідною присадкою ЖСЗЛС-М.

Рисунок 2.3 - Зовнішній вигляд зварених зразків-темплетів для металографічних досліджень: $\times 3$

За наведеним на рисунку 2.4 кресленням, а також розмірами, зазначеними в таблиці 2.7, виготовлялися стандартні циліндричні зразки типу РК-3 із розробленого сплаву ЖСЗЛС-М. Одна частина зразків виготовлялася без кільцевого надрізу, а інша частина зразків виготовлялася із кільцевим надрізом під зварювання різними присадними матеріалами: розробленим сплавом ЖСЗЛС-М (електроди $1,8\varnothing$ мм) і серійним присадним дротом марки ЕП367.

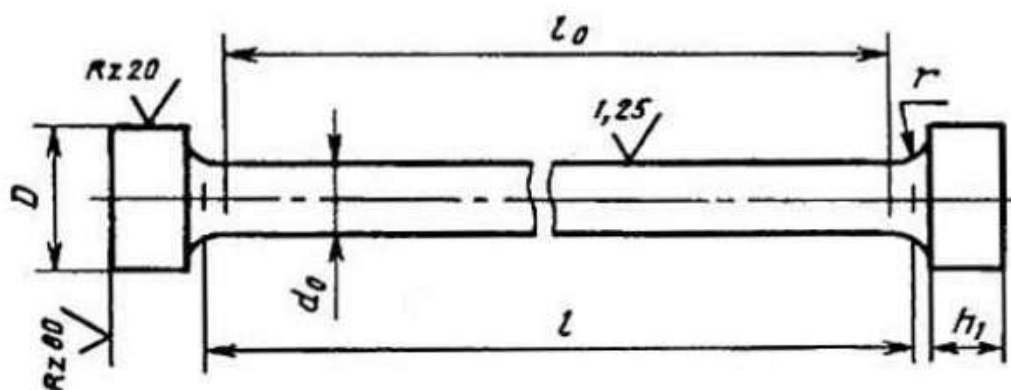


Рисунок 2.4 – Стандартний циліндричний зразок типу РК-3 (ГОСТ 1497-84) для механічних випробувань (ГОСТ 10145 – 81)

Таблиця 2.7 – Розміри стандартного циліндричного зразка типу РК-3 (ГОСТ 1497-84)

Тип	Розмір, мм					
РК-3	d_0	$l_0=5d_0$	l	D	h_1	r
	6	30	$l_0 + (1,5...2) d_0$	12	10	1,5

Для металографічних досліджень попередньо було проведено ЛЮМа-контроль всіх дослідних зразків-темплетів після зварювання з метою визначення наявності різних дефектів в зварних швах і біляшовних зонах (тріщини, пористість та ін.). Після виконання зачистки зварних швів на зразках-темплетах були проведені металографічні дослідження мікроструктури зварних швів, а також зон термічного впливу і основного металу досліджених сплавів ВЖЛ12Е, ЖСЗЛС-М і ЖСЗЛС (див. рис. 2.3).

Порівняльна оцінка міцності зварних з'єднань розробленого сплаву ЖСЗЛС-М проводилася на циліндричних зразках з робочою частиною (діаметр $\varnothing 6$ мм, довжина $l = 30$ мм) із кільцевим надрізом під зварювання після шліфовки (рис. 2.5).

Зварювання зразків здійснювалося методом аргонодугового зварювання (АДЗ) двома типами присадних матеріалів: серійним присадним дротом марки ЕП367 і електродами ($\varnothing 1,8$ мм) із розробленого сплаву ЖСЗЛС-М (див. табл. 2.6). Для зняття залишкових напруг в зразках після зварювання і подальшого шліфування, було здійснено нагрів з витримкою за температури 1000°C протягом 2 годин.



Рисунок. 2.5 – Циліндричні зразки типу РК-3 с кільцевим надрізом під зварювання

Механічні випробування проводилися за температури $t = 20^{\circ}\text{C}$ на розривних машинах УМЕ-10ТМ і ГСМ-20 (ГОСТ 1497-61).

Всі дослідні роботи були виконані Запорізьким національним технічним університетом відповідно з науковими планами кафедри «Фізичне матеріалознавство» в рамках держбюджетних і госпдоговірних тематик спільно з промисловими підприємствами ДП «Івченко-Прогрес», АТ «МОТОР СІЧ» і ЗМЗ ім. В.І. Омеляченка.

2.6 ВИСНОВКИ

Достовірність і надійність отриманих результатів в роботі було забезпечено використанням основних фундаментальних положень фізичного металознавства із комплексним застосуванням сучасних розрахунково-аналітичних методів, а також методів стандартних експериментальних досліджень та їх коректним узгодженням.

При здійснюванні досліджень було проведено розрахунки параметрів структурної стабільності з використанням традиційних методів PHACOMP [2, 3, 189, 352, 409, 412], New PHACOMP [410-415] і ΔE -методу [1, 7, 151, 152] за їх відомими регресійними рівняннями, а також було проведено розрахунки структурно-фазових і фізичних властивостей ливарних ЖНС із застосуванням комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів методом CALPHAD в програмі JMatPro [391-401, 417, 418].

Математичну обробку бази даних для обраних ливарних ЖНС (див. табл. 2.1) за групами властивостей (див. рис. 2.1) було здійснено в програмному пакеті EXCEL із застосуванням методу найменших квадратів (МНК) [419-421]. Це дозволило отримати кореляційні поля з побудовою ліній трендів і отриманням математичних рівнянь регресійних моделей, які оптимально описують кореляційний зв'язок між величинами мінілегувальних комплексів, сумою або співвідношенням елементів, що входять до складу досліджених ливарних ЖНС і відповідними групами властивостей.

При проведенні експериментальних досліджень розроблених сплавів ЗМІ-ЗУ-М1 і ЖСЗЛС-М застосовувалися стандартні методи: оптична металографія і електронна мікроскопія з комплексною методикою якісної і кількісної оцінки структурних складових, метод диференційного термічного аналізу для визначення критичних температур фазових перетворень, а також стандартні експериментальні методи випробувань для оцінки корозійних і механічних властивостей.

РОЗДІЛ 3 КОМПЛЕКСНА РОЗРАХУНКОВО-АНАЛІТИЧНА МЕТОДИКА (КРАМ) ТА ЇЇ АЛГОРИТМ ДЛЯ ОПТИМІЗАЦІЇ СКЛАДУ ЛИВАРНИХ ЖАРОМІЦНИХ НІКЕЛЕВИХ СПЛАВІВ

На сучасному етапі в галузі розробки нових жароміцних матеріалів, використання тільки експериментальних методів досліджень перестає задовольняти вимогам, щодо темпу і якості їх розробки. Підвищення ефективності наукових досліджень можливо лише за рахунок збільшення частки автоматизованих розрахунково-аналітичних методик, які дозволяють швидко прогнозувати і об'єктивно оцінювати за багатьма критеріями властивості жароміцних матеріалів. Тому, в результаті застосування комп'ютерного моделювання, що дозволяє здійснювати різноманітні термодинамічні розрахунки, суттєво зменшується експериментальна частина роботи. Це дозволяє значно скоротити час на розробку і впровадження нових жароміцних матеріалів у вітчизняне промислове виробництво. Даний підхід стає можливим завдяки використанню комп'ютерних програм, що містять термодинамічні бази даних для багатокomпонентних нікелевих систем.

3.1 Розрахункове прогнозування структурної і фазової стабільності ливарних ЖНС

Новий концептуальний підхід, що реалізувався в загальному алгоритмі, полягає в оптимізації за багатьма критеріями хімічного складу проектованого сплаву шляхом комплексного застосування комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів методом CALPHAD в програмі (JMatPro) [391-401, 417, 418] і традиційних розрахунково-аналітичних методів PHACOMP [2, 3, 409], New PHACOMP [410-414] і ΔE -методу

[1, 7, 151, 152, 170] з їх відомими формулами і регресійними рівняннями, а також групами отриманих прогнозуючих регресійних моделей, що дозволяють здійснювати розрахунки важливих властивостей, які суттєво впливають на працездатність жароміцних сплавів на нікелевій основі.

3.1.1 Встановлення кореляційного зв'язку між розрахунками методів PHACOMP і New PHACOMP

Основною метою досліджень, наведених в даному підрозділі, було встановлення взаємозв'язку між прогнозуючими методами PHACOMP [2, 3, 409] і New PHACOMP [410-414], що дозволяють розраховувати параметри структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}_{d\gamma}$) на основі даних про хімічний склад γ - твердих розчинів ливарних ЖНС. Для досліджень було зроблено вибірку жароміцних нікелевих сплавів з різними системами легування (див. розділ 2, табл. 2.1), яка здійснювалася з позицій достовірного експериментального визначення хімічного складу їх γ - твердих розчинів і γ' - фази [1, 7, 126].

У процесі досліджень були використані результати розрахункових даних про склад γ - твердих розчинів і γ' - фази обраних ливарних жароміцних нікелевих сплавів, отриманих за допомогою комп'ютерної термодинаміки CALPHAD-методом (JMatPro) [391-401, 417, 418] і експериментальних даних, отриманих методом фізико-хімічного аналізу [126].

У таблиці 3.1 представлено хімічні склади досліджених ливарних ЖНС з різноманітними системами легування, що наведено в роботах [1, 4-7, 21, 29-37, 39-44, 54, 55, 58, 60-65, 67-76, 82- 84, 108-111, 126, 134, 136-140, 151, 152, 159-163, 165-173, 176-182, 250-252], які було обрано для розрахункових досліджень методом CALPHAD (JMatPro) [391 - 401, 417, 418], разом з даними, отриманими в результаті термодинамічних розрахунків хімічних складів їх γ - твердих розчинів і γ' - фази [426-431].

Таблиця 3.1 - Хімічний склад досліджених ливарних ЖНС і складу γ' - фази і γ - твердого розчину, розраховані методом CALPHAD (JMatPro) [426-431]

Сплав	Фаза	Вміст елементу, % (ат.)											
		Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Hf	Re	Ru
TMS-71	сплав	66,62	6,12	6,94	12,71	-	4,01	-	-	2,79	-	0,81	-
	γ'	71,80	3,15	1,74	17,31	-	1,89	-	-	4,10	-	0,008	-
	γ	61,07	12,78	16,24	4,26	-	5,05	-	-	0,25	-	0,34	-
ЗМІ-3У	сплав	64,62	4,88	14,72	7,25	5,77	0,48	2,28	-	-	-	-	-
	γ'	71,38	2,82	2,76	11,50	9,95	0,04	1,55	-	-	-	-	-
	γ	58,12	7,93	27,53	2,01	0,53	0,66	3,22	-	-	-	-	-
CMSX-10	сплав	74,11	3,18	2,41	13,21	0,26	0,26	1,70	0,07	2,77	0,01	2,02	-
	γ'	75,12	1,52	0,84	16,94	0,35	0,12	1,14	0,09	3,74	0,01	0,13	-
	γ	76,65	6,80	5,47	6,00	0,09	0,16	1,62	0,02	0,83	0,00	2,36	-
ЖС32	сплав	63,04	9,34	5,88	13,59	-	0,70	3,74	1,05	1,35	-	1,31	-
	γ'	69,49	5,70	1,46	17,86	-	0,36	1,80	1,44	1,86	-	0,03	-
	γ	58,54	24,73	11,19	3,16	-	0,25	1,66	0,03	0,03	-	0,41	-
ЖС6К	сплав	65,18	4,29	11,46	11,88	3,29	2,34	1,56	-	-	-	-	-
	γ'	70,76	3,09	3,88	15,59	4,59	0,77	1,29	-	-	-	-	-
	γ	58,83	8,45	24,04	3,81	0,20	3,34	1,33	-	-	-	-	-
ЖС6У	сплав	60,66	9,67	10,07	11,64	3,16	0,91	3,26	0,63	-	-	-	-
	γ'	67,07	6,93	2,87	15,35	4,40	0,19	2,32	0,87	-	-	-	-
	γ	51,48	18,21	22,09	3,48	0,19	0,96	3,56	0,03	-	-	-	-
ЖС26	сплав	64,56	9,07	5,71	12,77	1,24	0,68	3,78	1,02	V-1,17	-	-	-
	γ'	67,98	6,25	2,10	16,55	1,73	0,43	3,08	1,41	V-0,48	-	-	-
	γ	56,81	15,61	14,30	3,86	0,10	1,23	5,17	0,10	V-2,82	-	-	-
*ЗМІ-3У-М1	сплав	64,36	5,02	13,10	7,90	5,57	0,49	2,25	-	1,31	-	-	-
	γ'	71,35	2,83	2,41	11,62	8,62	0,03	1,16	-	1,98	-	-	-
	γ	55,26	9,08	29,92	1,72	0,42	0,68	2,74	-	0,18	-	-	-
ЧС70	сплав	57,48	10,47	17,53	5,99	5,54	1,20	1,73	0,06	-	-	-	-
	γ'	73,34	5,94	2,27	5,39	9,90	0,13	2,81	0,22	-	-	-	-
	γ	48,54	15,04	27,16	0,74	0,30	2,64	5,58	0,00	-	-	-	-

Продовження таблиці 3.1 [426-431]

Сплав	Фаза	Вміст елементу, % (ат.)											
		Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Hf	Re	Ru
ВЖМ-1	сплав	63,87	11,74	3,02	13,52	-	1,31	0,44	-	3,06	-	3,04	-
	γ'	70,18	5,67	0,71	18,03	-	0,35	0,28	-	4,68	-	0,10	-
	γ	58,26	24,50	6,60	6,55	-	0,57	0,35	-	0,28	-	2,89	-
ВЖМ-4	сплав	66,60	6,34	3,23	13,85	-	2,60	1,36	-	1,55	-	2,01	2,46
	γ'	70,76	3,36	1,02	18,35	-	1,56	1,19	-	2,25	-	0,05	1,46
	γ	67,13	12,83	6,81	6,39	-	1,80	1,09	-	0,27	-	1,22	4,34
ЖСЗЛС	сплав	64,42	4,91	17,82	5,80	3,27	2,42	1,36	-	-	-	-	-
	γ'	72,37	2,20	2,79	12,54	8,93	0,29	0,88	-	-	-	-	-
	γ	60,84	6,29	25,22	2,48	0,47	3,25	1,45	-	-	-	-	-
*ЖСЗЛС М	сплав	64,36	4,53	16,54	6,59	3,72	1,24	2,10	-	0,82	0,10	-	-
	γ'	72,31	2,06	2,54	12,26	7,81	0,11	1,07	-	1,62	0,22	-	-
	γ	59,14	6,60	27,74	2,10	0,43	1,59	2,22	-	0,18	-	-	-
ЖСЗ2Е	сплав	68,26	5,72	5,89	13,62	-	0,38	2,23	0,53	2,71	-	0,66	-
	γ'	71,68	3,28	2,07	17,01	-	0,20	1,47	0,69	3,57	-	0,02	-
	γ	62,47	12,78	17,12	4,30	-	0,45	2,08	0,05	0,25	-	0,50	-
ВЖЛ 12Е	сплав	61,95	8,44	9,88	11,06	5,20	1,79	0,42	0,45	V-0,81	-	-	-
	γ'	68,34	5,81	2,63	14,36	7,14	0,46	0,40	0,61	V-0,25	-	-	-
	γ	49,59	14,87	25,92	2,92	0,19	3,62	0,50	0,01	V-2,38	-	-	-
CMSX-4	сплав	63,74	9,26	7,58	12,59	1,28	0,38	1,98	-	2,18	0,03	0,98	-
	γ'	69,59	5,28	2,21	16,61	1,80	0,14	1,17	-	3,12	0,05	0,02	-
	γ	55,57	18,53	18,88	4,22	0,12	0,42	1,50	-	0,13	0,00	0,63	-
IN-939	сплав	47,80	18,24	23,94	3,98	4,37	-	0,62	0,61	0,44	-	-	-
	γ'	65,96	8,39	1,74	9,49	11,41	-	0,29	1,60	1,12	-	-	-
	γ	39,53	23,88	34,52	0,85	0,31	-	0,82	0,04	0,05	-	-	-
GTD-111	сплав	59,53	9,25	15,62	6,45	6,06	0,91	1,17	-	0,96	0,05	-	-
	γ'	69,48	4,86	2,08	10,57	10,54	0,07	0,68	-	1,64	0,09	-	-
	γ	49,21	14,59	30,95	1,31	0,39	1,65	1,79	-	0,11	0,00	-	-
IN-738	сплав	60,01	8,18	17,45	7,36	4,15	1,01	0,80	0,49	0,55	-	-	-
	γ'	70,12	4,13	2,48	12,65	7,95	0,10	0,58	0,94	1,04	-	-	-
	γ	51,05	12,94	31,08	2,05	0,26	1,49	1,05	0,03	0,05	-	-	-

Продовження таблиці 3.1 [426-431]

Сплав	Фаза	Вміст елементу, % (ат.)											
		Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Hf	Re	Ru
U-500	сплав	50,62	17,02	20,36	6,19	3,49	2,32	-	-	-	-	-	-
	γ'	65,98	8,44	2,58	13,24	9,50	0,27	-	-	-	-	-	-
	γ	44,33	22,10	27,95	2,58	0,26	2,78	-	-	-	-	-	-
U-700	сплав	51,25	15,87	16,40	9,59	4,02	2,87	-	-	-	-	-	-
	γ'	64,53	9,61	3,07	15,21	7,09	0,50	-	-	-	-	-	-
	γ	42,92	24,25	26,22	3,55	0,18	2,88	-	-	-	-	-	-
Rene N5	сплав	64,74	7,64	8,08	13,79	-	0,94	1,63	-	2,16	0,05	0,97	-
	γ'	70,22	4,46	2,61	17,93	-	0,49	1,16	-	3,04	0,07	0,03	-
	γ	58,17	15,90	18,21	4,93	-	0,88	1,11	-	0,11	0,01	0,68	-
Rene N6	сплав	61,18	13,22	5,04	13,28	-	0,91	2,03	-	2,48	0,05	1,81	-
	γ'	68,40	6,84	1,40	18,33	-	0,36	1,03	-	3,59	0,01	0,05	-
	γ	54,64	24,97	11,29	5,82	-	0,55	1,13	-	0,14	0,00	1,46	-
CM 186LC	сплав	64,78	9,22	6,97	12,76	0,88	0,32	2,63	-	1,00	0,47	0,97	-
	γ'	69,57	5,34	2,69	17,34	1,33	0,17	1,80	-	1,51	0,21	0,03	-
	γ	60,06	16,63	15,14	5,15	0,10	0,28	1,86	-	0,07	0,02	0,69	-
CM 247LC	сплав	62,05	10,14	9,20	12,18	1,25	0,44	3,25	-	0,99	0,50	-	-
	γ'	67,56	6,41	2,91	16,75	1,87	0,17	2,80	-	1,43	0,09	-	-
	γ	53,07	18,15	19,91	4,04	0,10	0,55	4,11	-	0,06	0,01	-	-
Rene 80	сплав	59,36	9,23	15,42	6,37	5,98	2,39	1,25	-	-	-	-	-
	γ'	69,33	5,20	2,24	11,03	11,40	0,16	0,58	-	-	-	-	-
	γ	51,49	14,19	27,76	1,73	0,43	3,17	1,23	-	-	-	-	-
PWA 1422	сплав	60,41	10,18	10,38	11,12	2,51	-	4,08	0,65	-	0,67	-	-
	γ'	67,26	6,46	3,21	15,59	3,78	-	2,60	0,94	-	0,15	-	-
	γ	51,92	17,06	23,43	3,56	0,16	-	3,83	0,03	-	0,01	-	-
PWA 1480	сплав	64,67	5,15	11,68	11,25	1,90	-	1,32	-	4,03	-	-	-
	γ'	71,20	2,66	2,38	14,69	2,58	-	1,04	-	5,46	-	-	-
	γ	50,81	11,46	33,08	2,26	0,10	-	2,09	-	0,20	-	-	-
ЖСКС- 1	сплав	59,61	8,69	15,32	8,43	4,75	1,19	1,24	0,61	0,16	-	-	-
	γ'	69,23	4,78	2,63	13,02	7,98	0,15	0,92	1,03	0,26	-	-	-
	γ	50,06	13,82	30,11	2,27	0,24	1,89	1,57	0,03	0,01	-	-	-

Кінець таблиці 3.1

Сплав	Фаза	Вміст елементу, % (ат.)											
		Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Nb	Ta	Hf	Re	Ru
ЖКС-2	сплав	58,30	9,30	14,97	8,76	4,58	1,20	1,29	-	0,64	-	0,31	-
	γ'	69,06	5,14	2,65	13,38	7,56	0,16	1,01	-	1,05	-	0,00	-
	γ	50,67	15,01	28,04	2,47	0,27	1,72	1,71	-	0,05	-	0,06	-
CMSX-11B	сплав	61,97	7,02	14,20	7,88	5,18	0,31	1,80	0,01	1,63	-	-	-
	γ'	70,33	3,71	2,33	11,82	8,20	0,03	1,02	0,01	2,55	-	-	-
	γ	50,45	12,27	32,23	1,59	0,31	0,55	2,45	0,00	0,15	-	-	-
CMSX-11C	сплав	64,42	2,98	16,78	7,38	5,14	0,24	1,43	0,01	1,62	-	-	-
	γ'	72,52	1,45	2,56	11,49	8,45	0,02	0,92	0,01	2,58	-	-	-
	γ	56,54	5,04	33,56	1,61	0,39	0,49	2,12	0,00	0,25	-	-	-
TMS-162	сплав	64,24	6,28	3,68	13,72	-	2,59	2,01	-	1,97	0,04	1,68	3,79
	γ'	69,87	3,28	1,09	18,01	-	1,27	1,26	-	2,78	0,05	0,04	2,37
	γ	61,21	12,87	8,77	5,80	-	1,77	1,18	-	0,33	0,01	0,91	7,15
TMS-196	сплав	64,55	6,03	5,61	13,17	-	1,59	1,73	-	1,96	0,04	2,18	3,14
	γ'	70,57	3,01	1,67	18,08	-	0,68	1,10	-	2,98	0,05	0,05	1,80
	γ	61,08	11,92	12,28	5,63	-	0,90	0,86	-	0,24	0,007	1,31	5,77
Примітка: * - сплави ЗМІ-3У-М1 [432] і ЖСЗЛС-М [433] розроблені ЗНТУ на кафедрі «Фізичне матеріалознавство»													

Порівняльний аналіз результатів показав, що розрахункові дані для досліджених ливарних ЖНС (див. табл. 3.1) узгоджуються з експериментальними даними, отриманими методом фізико-хімічного фазового аналізу [1-7, 126], і можуть бути використані для подальших розрахункових досліджень при прогнозуванні параметрів структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}d_{\gamma}$) за відомими регресійними рівняннями традиційних методик PHACOMP [2, 3, 409] і New PHACOMP [410-414].

Дослідження показали принципову можливість застосування методу CALPHAD (JMatPro) [391-401, 417, 418] для розрахунку складів γ -твердого розчину на основі хімічного складу сплаву, з подальшим використанням цих даних для розрахункових прогнозів параметрів структурної стабільності

($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}d_\gamma$), які визначають схильність сплавів цього класу до утворення шкідливих ТЩУ фаз в їх структурі.

На рисунку 3.1 наведено розрахункові значення параметрів структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}d_\gamma$) (точки) разом з апроксимуючою прямою. Встановлено, що отримана регресійна модель $\bar{N}_{V\gamma} = 10,065 \cdot (\bar{M}d_\gamma) - 6,9463$ має високий коефіцієнт детермінації ($R^2 = 0,9813$). Це дозволяє зробити висновок про принципову еквівалентність даних методик при розрахунку даних параметрів, а також про можливість прогнозування значень параметрів однієї методики, спираючись на відомі значення іншої з похибкою 1,37%.

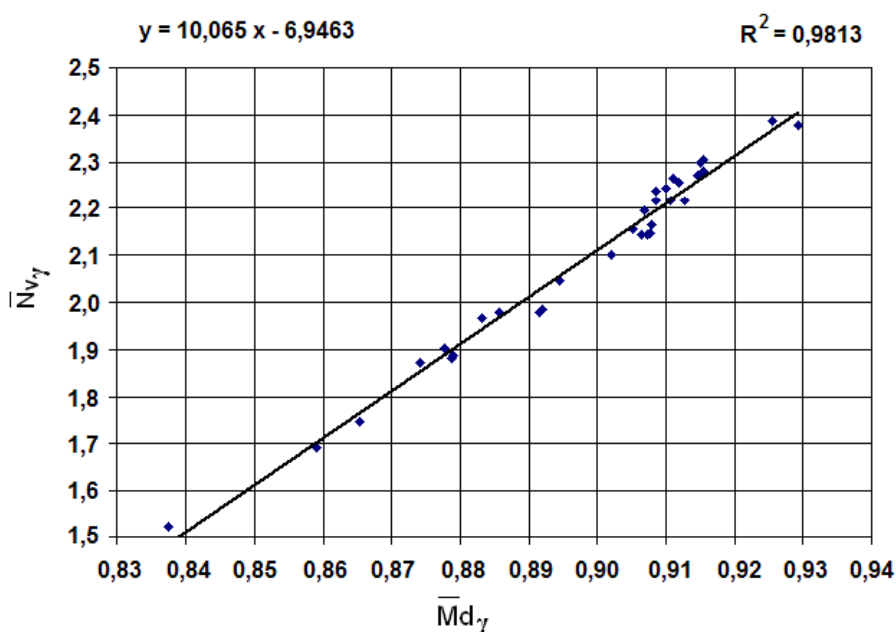


Рисунок 3.1 - Кореляційний зв'язок між параметрами ($\bar{M}d_\gamma$) New PHАСОМР і ($\bar{N}_{V\gamma}$) PHАСОМР для досліджених ливарних ЖНС [426, 434]

Зіставлення розрахункових даних (див. рис. 3.1), отриманих методами PHАСОМР [2, 3, 409] і New PHАСОМР [410-414] дозволило встановити кореляційний зв'язок між параметрами ($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}d_\gamma$), в розрахунку яких використовувалися хімічні склади γ -твердих розчинів. Залежність між вищевказаними параметрами оптимально апроксимується поліномом першого ступеня (лінійною функцією).

Встановлено, що хімічні склади γ - і γ' - фаз, розраховані методом CALPHAD (JMatPro) [391-401, 417, 418] для температури 20⁰С відрізняються від складів γ - і γ' - фаз, розрахованих для температури 800⁰С. Особливо ця відмінність спостерігається для γ - твердих розчинів за вмістом елементів, таких як алюміній і титан, що мають найбільші коефіцієнти (7,66 і 6,66 відповідно) у відомому регресійному рівнянні методу PHACOMP [2, 3, 409]. У зв'язку з цим, якщо проводити розрахунки параметра ($\bar{N}_{V\gamma}$) традиційним методом PHACOMP [2, 3, 409], де не враховується вміст алюмінію і титану в складі γ - твердого розчину при 20⁰С, то значення параметра ($\bar{N}_{V\gamma}$) для ливарних ЖНС будуть помітно занижені [426, 434].

Слід особливо зазначити, що раніше отримана регресійна модель, яка апроксимувала кореляційну залежність між параметрами ($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}_{d\gamma}$), розрахованих на основі складу γ - твердих розчинів для 20⁰С, показала значно нижчий коефіцієнт детермінації ($R^2 = 0,7806$) з похибкою 4,68%.

Тому, розрахунки параметра ($\bar{N}_{V\gamma}$) необхідно було коригувати і здійснювати їх з урахуванням вищезазначених поправок для розрахунку складів γ - твердих розчинів при температурі 800⁰С (див. табл. 3.1).

В результаті цього було досягнуто більш тісну кореляцію (див. рис. 3.1), і отримана нова регресійна модель значно поліпшила апроксимуючу здатність ($R^2 = 0,9813$) з похибкою 1,37% [426, 434].

На рисунку 3.1 показано, що для фазово-стабільних складів ливарних жароміцних нікелевих сплавів, при коригованому розрахунку параметрів структурної стабільності відомими методами PHACOMP і New PHACOMP, критичне значення параметру ($\bar{N}_{V\gamma}$) не повинно перевищувати значення $\leq 2,40$, а критичне значення параметра ($\bar{M}_{d\gamma}$) не повинно перевищувати величину $\leq 0,93$.

Таким чином, в результаті проведених розрахункових досліджень було встановлено тісний кореляційний зв'язок між методами PHACOMP [2, 3, 409] і New PHACOMP [410-414] і узгоджені між собою отримані результати.

3.1.2 Встановлення кореляційного зв'язку між розрахунками методів New PHASOMP і ΔE - методом

Порівняння даних, отриманих розрахунково-аналітичними методами New PHASOMP [410 - 414] і ΔE -методу [1, 7, 151, 152, 170] дозволило встановити тісний кореляційний зв'язок між параметрами структурної стабільності ($\bar{M}_{dC}$) і (ΔE), які розраховувалися на основі хімічних складів сплавів.

На рисунку 3.2 представлено розрахункові значення параметрів структурної стабільності ($\bar{M}_{dC}$) і (ΔE) для досліджених ливарних ЖНС (точки) разом з апроксимуючою прямою [426, 434].

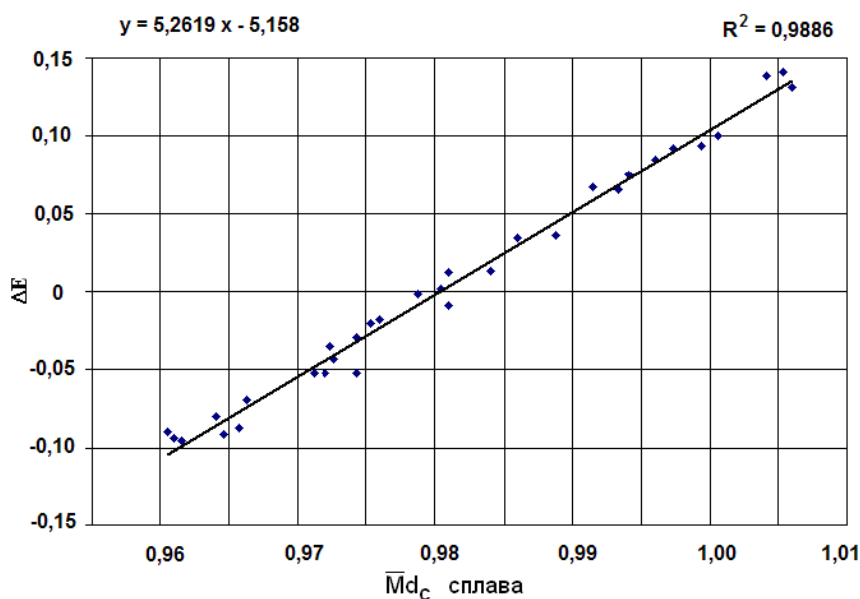


Рисунок 3.2 - Кореляційний зв'язок між параметрами ($\bar{M}_{dC}$) New PHASOMP і (ΔE) ΔE - метод для досліджених ливарних ЖНС [426, 434-436]

Встановлено, що кореляційна залежність між вищезазначеними параметрами досліджених ливарних ЖНС, оптимальним чином апроксимується поліномом першого ступеня (лінійною функцією). При цьому, отримана регресійна модель $\Delta E = 5,2619 \cdot (\bar{M}_{dC}) - 5,158$ має високий

коефіцієнт детермінації ($R^2 = 0,9886$), що дозволяє зробити висновок про принципову еквівалентність цих методик для розрахунку даних параметрів, а також про можливість розрахункового прогнозування значень параметрів однієї методики, спираючись на відомі значення іншої з похибкою 1,07%.

Дослідження ливарних ЖНС ΔE -методом [1, 7, 151, 152, 170] показали, що при розрахунку величини дисбалансу системи легування сплавів, значення параметра (ΔE) для збалансованих складів повинно знаходитися в межах від - 0,04 до + 0,04, тобто ($\Delta E = 0,00 \pm 0,04$). З цього можна зробити висновок, що оптимальні значення параметра ($\bar{M}_{dC}$) для збалансованих складів ливарних ЖНС повинно знаходитися в межах від 0,972 до 0,988, тобто $\bar{M}_{dC} = 0,980 \pm 0,008$ (рис. 3.2, табл. 3.2) [426, 434].

Таблиця 3.2 - Параметри структурної стабільності ливарних ЖНС, розраховані за регресійними рівняннями (РР) традиційних методик [426, 434]

Марка сплаву	Параметри структурної стабільності, розраховані за РР			
	$\bar{N}_{V\gamma}$	$\bar{M}_{d\gamma}$	$\bar{M}_{dC}$	ΔE
TMS-71	1,9362	0,8918	0,9804	+ 0,0017
ЗМІ-3У	2,1431	0,9065	0,9833	+ 0,0362
CMSX-10	1,6907	0,8590	0,9616	+ 0,1180
ЖС-32	1,6508	0,8676	0,9915	- 0,0865
ЖС6К	2,1464	0,9127	0,9941	- 0,0280
ЖС6У	2,0470	0,9077	0,9994	- 0,0935
ЖС26	1,7340	0,8743	0,9641	+0,0064
*ЗМІ-3У-М1	2,2159	0,9106	0,9720	-0,0410
ЧС-70	2,2787	0,9192	0,9818	- 0,0344
ВЖМ-1	1,7481	0,8654	0,9727	- 0,0429
ВЖМ-4	1,5980	0,8778	0,9743	- 0,0296
ЖСЗЛС	2,1542	0,9053	0,9464	+0,1316
*ЖСЗЛС-М	2,1435	0,9072	0,9705	+ 0,0123

Кінець таблиці 3.2 [426, 434]

Марка сплаву	Параметри структурної стабільності, розраховані за РР			
	$\bar{N}_{V\gamma}$	$\bar{M}d_{\gamma}$	$\bar{M}d_c$	ΔE
ЖС32Е	1,8799	0,8788	0,9761	- 0,0180
ВЖЛ-12Е	2,2282	0,8915	0,9841	+ 0,0130
CMSX-4	1,9668	0,8831	0,9843	- 0,0520
IN-939	2,3872	0,9254	0,9657	- 0,0873
GTD-111	2,2648	0,9110	0,9724	- 0,0349
IN-738LC	2,3782	0,9086	0,9788	+0,002
U-500	2,3727	0,9068	0,9605	- 0,0124
U-700	2,3165	0,9118	0,9600	- 0,1103
Rene N5	1,9775	0,8856	0,9712	- 0,0800
Rene N6	1,8719	0,8741	0,9646	- 0,0909
CM186LC	1,8877	0,8789	0,9753	-0,0180
CM247LC	2,0992	0,9061	0,9663	- 0,0695
Rene 80	2,2166	0,9086	0,9780	- 0,0086
PWA 1422	2,0645	0,9080	0,9540	- 0,1349
PWA 1480	2,3059	0,9154	0,9520	- 0,1409
ЖСКС-1	2,2982	0,9149	0,9730	- 0,0391
ЖСКС-2	2,2445	0,9100	0,9542	- 0,1384
CMSX-11B	2,3102	0,9145	0,9666	-0,0735
CMSX-11C	2,2801	0,9155	0,9680	- 0,0621
TMS-162	1,8267	0,8873	0,9899	- 0,1589
TMS-196	1,8774	0,8862	0,9813	- 0,1333
Примітка: * - сплави ЗМІ-3У-М1 [432] і ЖСЗЛС-М [433] розроблені ЗНТУ на кафедрі «Фізичне матеріалознавство»				

У таблиці 3.2 показано, що комплексні розрахунки параметрів структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$, $\bar{M}d_c$, ΔE) дозволяють більш об'єктивно

і точно оцінювати структурну і фазову нестабільність ливарних жароміцних нікелевих сплавів, щодо їх схильності к утворенню в структурі шкідливих ТЩУ фаз різного типу (σ -, μ -, η -, p -).

Отримані результати, що представлено на рисунках 3.1, 3.2 і в таблиці 3.2, показують тісний кореляційний зв'язок між параметрами структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}d_{\gamma}$), оскільки вони розраховуються на основі хімічного складу твердого розчину (γ - матриці) принципово еквівалентними методами PHACOMP [2, 3, 409] і New PHACOMP [410-414] за їх відомими регресійними рівняннями. Також встановлено тісний кореляційний зв'язок між параметрами структурної стабільності ($\bar{M}d_C$) і (ΔE), що розраховуються на основі хімічного складу сплаву принципово еквівалентними методами New PHACOMP [410-414] і ΔE -методом [1, 7, 151, 152, 170].

Представлені результати розрахунків для досліджених ливарних жароміцних нікелевих сплавів [426, 434-436] узгоджуються з даними, що наведено в роботах [1-3, 6, 7, 9, 24, 25, 33, 44, 58, 110, 111, 129, 150-152, 170, 191, 192, 202, 207, 229, 230, 241, 242, 247, 250-252, 295, 350, 352, 409-413, 415, 416].

3.1.3 Регресійні моделі (група 1) для розрахунку параметрів структурної стабільності ливарних ЖНС

Розрахунки проводилися з метою встановлення кореляційного зв'язку між мінілегувальним комплексом $P_{ТЩУ} = Cr / (Cr+Mo+W)$, співвідношенням цих елементів у складі ливарних ЖНС, з параметрами структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}d_{\gamma}$), а також зв'язку між параметрами (ΔE) і ($\bar{M}d_C$).

Дослідження були спрямовані на отримання нових прогнозуючих регресійних моделей, які оптимально описують залежність параметрів ($\bar{N}_{V\gamma}$)

і ($\bar{M}d_{\gamma}$) від мінілегувального комплексу $\Pi_{\text{ТЦУ}} = \text{Cr} / (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W})$, а також параметра ($\bar{M}d_{\text{C}}$) від величини дисбалансу (ΔE) системи легування сплаву, на основі математичної обробки масиву даних за дослідженими хімічними складами обраних ливарних жароміцних нікелевих сплавів.

З метою отримання регресійних моделей (група 1) для розрахункового прогнозу параметрів структурної стабільності був використаний метод найменших квадратів, який входить в стандартний пакет MS EXCEL програмного комплексу Microsoft Word [419-421], з побудовою ліній трендів. Даний підхід дозволив отримати ряд апроксимуючих залежностей (функцій відгуку): $\bar{N}_{V\gamma} = f(\Pi_{\text{ТЦУ}})$, $\bar{M}d_{\gamma} = f(\bar{N}_{V\gamma})$, $\bar{M}d_{\text{C}} = f(\Delta E)$ для розрахункового прогнозу параметрів структурної стабільності ливарних ЖНС.

На рисунках 3.3, 3.4 і 3.5, а також в таблиці 3.3 представлено отримані регресійні моделі (група 1) для розрахунку параметрів структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$) за величиною мінілегувального комплексу $\Pi_{\text{ТЦУ}} = \text{Cr} / (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W})$, співвідношенням цих елементів в складі ливарних ЖНС, а також параметра ($\bar{M}d_{\text{C}}$) за величиною дисбалансу (ΔE) системи легування сплаву. Розрахунки проводилися в атомних відсотках (ат.%).

В результаті математичної обробки даних було отримано нові регресійні моделі з високими коефіцієнтами детермінації ($R^2 = 0,9112$; $R^2 = 0,9813$), які враховують коригований розрахунок параметрів структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$) на основі розрахунку хімічного складу γ - твердого розчину за температури 800⁰С, а не 20⁰С, як розраховується традиційними методами PHASOMP [2, 3 , 409] і New PHASOMP [410-414], з відповідними похибками 2,98% і 1,37% (рис. 3.3, 3.4, табл. 3.3).

Після обробки даних за величиною параметру дисбаланса (ΔE) системи легування досліджених ливарних ЖНС ΔE -методом [1, 7, 151, 152, 170], була отримана нова регресійна модель ($R^2 = 0,9886$) для розрахунку параметра структурної стабільності ($\bar{M}d_{\text{C}}$) сплавів за величиною дисбалансу (ΔE) системи легування ливарних ЖНС з похибкою 1,07% (рис. 3.5, див.табл. 3.3).

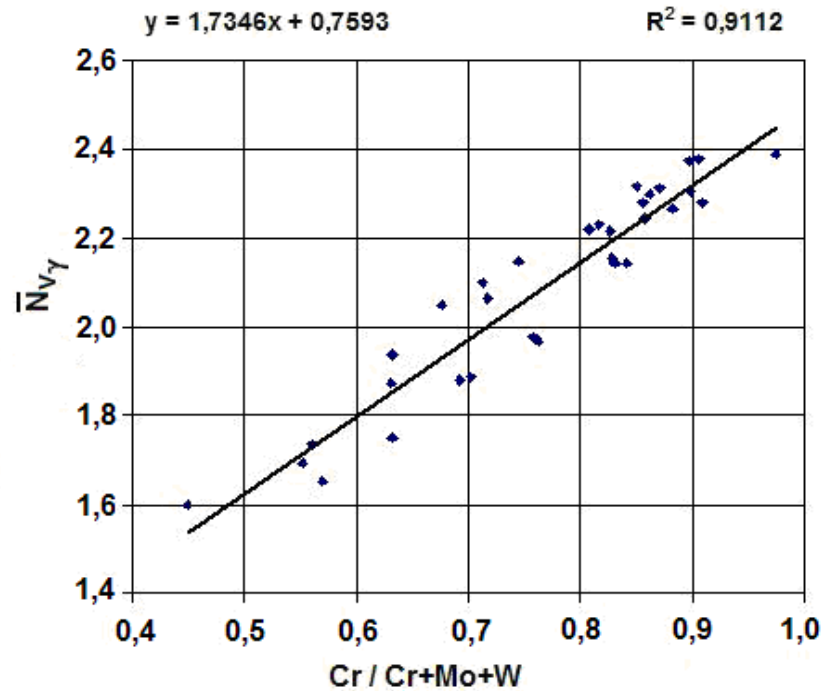


Рисунок 3.3 - Кореляційна залежність $\bar{N}_{V\gamma}$ - фактора (PHACOMP) від величини мінілегувального комплексу $\Pi_{\text{ТЦУ}} = Cr / (Cr+Mo+W)$, співвідношенням цих елементів в складі ливарних ЖНС [426, 434, 465]

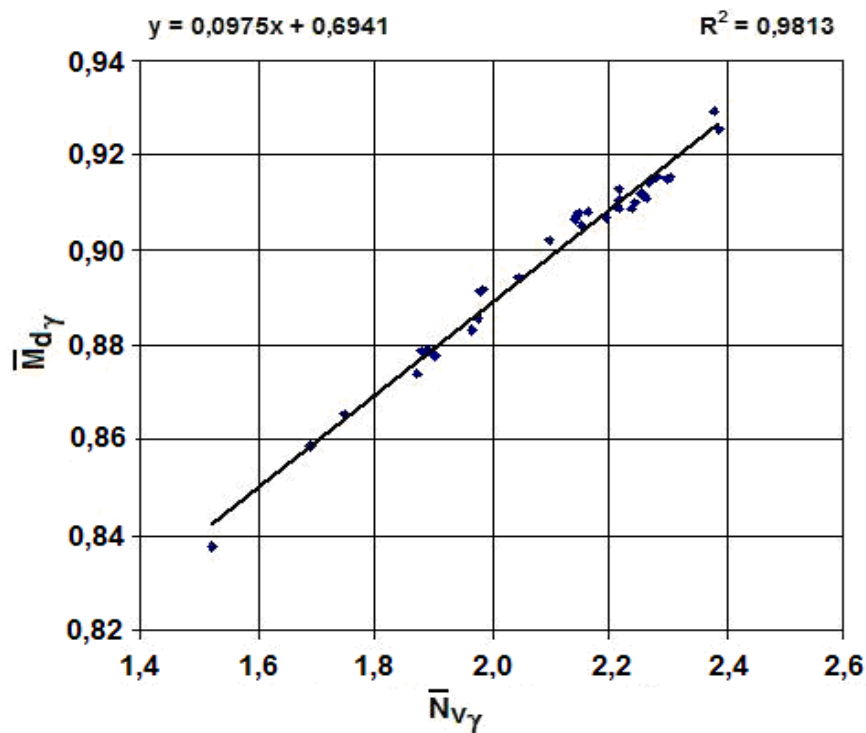


Рисунок 3.4 - Кореляційний зв'язок між параметрами структурної стабільності $\bar{N}_{V\gamma}$ (PHACOMP) і $\bar{M}d_{\gamma}$ (New PHACOMP) [426, 434, 465]

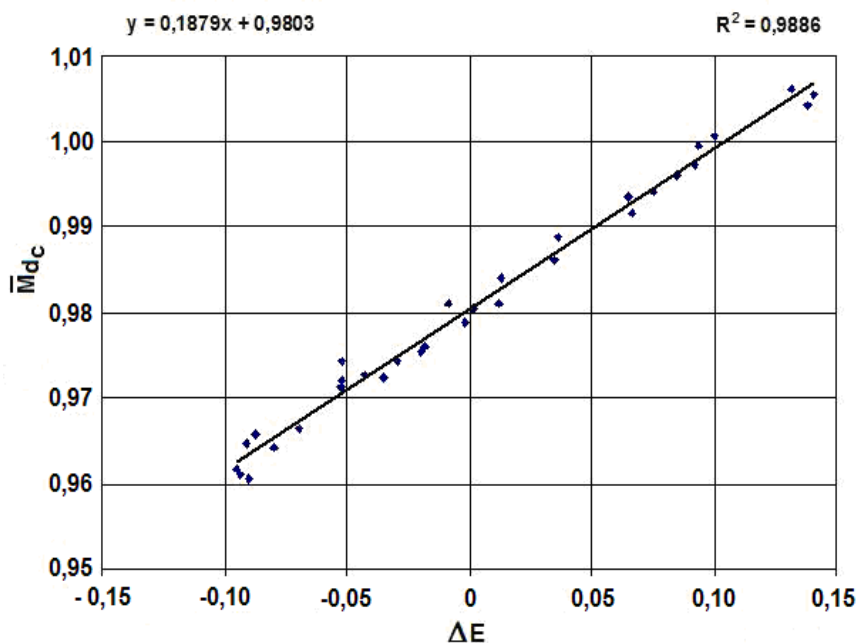


Рисунок 3.5 - Кореляційний зв'язок між параметром структурної стабільності $\bar{M}_{dC}$ (New PHACOMP) і величиною дисбалансу ΔE системи легування ливарних ЖНС [426, 434, 465]

Таблиця 3.3 - Регресійні моделі (група 1) для розрахунку параметрів структурної стабільності ливарних ЖНС [426, 434, 465]

Розрахунковий параметр	Умови стабільності	R^2	Регресійні моделі (група 1)
$\Pi_{\text{ТЦУ}}$	$0,825 \pm 0,025$	-	$\Pi_{\text{ТЦУ}} = \text{Cr} / (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W})$
$\bar{N}_{V\gamma}$	$\leq 2,40$	0,9112	$\bar{N}_{V\gamma} = 1,7346 \cdot (\Pi_{\text{ТЦУ}}) + 0,7593$
$\bar{M}_{d\gamma}$	$\leq 0,93$	0,9813	$\bar{M}_{d\gamma} = 0,0975 \cdot (\bar{N}_{V\gamma}) + 0,6941$
ΔE [151,152]	$0,00 \pm 0,04$	-	$\Delta E = \sum E_i \cdot C_i - 0,036 \cdot \sum A_i \cdot C_i - 6,28$
$\bar{M}_{dC}$	$0,980 \pm 0,008$	0,9886	$\bar{M}_{dC} = 0,1879 \cdot (\Delta E) + 0,9803$

На рисунках 3.3, 3.4 і 3.5, а також в таблицях 3.3 і 3.4 показано взаємну залежність параметрів структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}_{d\gamma}$), з одночасною залежністю цих параметрів від величини мінілегувального комплексу $\Pi_{\text{ТЦУ}} = \text{Cr} / (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W})$, співвідношення цих елементів у складі сплаву, а також показана залежність параметра ($\bar{M}_{dC}$) від величини дисбалансу (ΔE)

системи легування ливарних ЖНС, що оптимально описується лінійними функціями.

Таблиця 3.4 - Значення параметрів структурної стабільності ливарних ЖНС, розраховані за отриманими РМ (група 1) [426, 434, 465]

Марка сплаву	Параметри структурної стабільності, розраховані за РМ				
	$P_{TЦУ} = Cr / (Cr+Mo+W)$	$\bar{N}_{V\gamma}$	$\bar{M}d_{\gamma}$	$\bar{M}d_C$	ΔE
TMS-71	0,6336	1,8583	0,8753	0,9806	+ 0,0017
ЗМІ-3У	0,8421	2,2200	0,9106	0,9871	+ 0,0362
CMSX-10	0,5507	1,7145	0,8613	1,0024	+ 0,1180
ЖС-32	0,6228	1,8396	0,8746	0,9518	- 0,1519
ЖС6К	0,7459	2,0531	0,8943	0,9750	- 0,0280
ЖС6У	0,7072	1,9860	0,8877	0,9627	- 0,0936
ЖС26	0,5614	1,7331	0,8631	0,9815	+0,0064
*ЗМІ-3У-МІ	0,8265	2,1929	0,9079	0,9728	-0,0400
ЧС-70	0,8779	2,2821	0,9166	0,9738	- 0,0344
ВЖМ-1	0,6326	1,8566	0,8751	0,9722	- 0,0429
ВЖМ-4	0,4501	1,5400	0,8442	0,9747	- 0,0296
ЖС3ЛС	0,8254	2,1919	0,9077	1,0027	+0,1192
*ЖС3ЛС-МІ	0,8323	2,2030	0,9089	0,9826	+ 0,0123
ЖС32Е	0,6925	1,9605	0,8852	0,9769	- 0,0180
ВЖЛ-12Е	0,7900	2,1296	0,9017	0,9827	+ 0,0130
CMSX-4	0,7528	2,0617	0,8951	0,9705	- 0,0520
IN-939	0,9750	2,4505	0,9330	0,9639	- 0,0873
GTD-111	0,8827	2,2904	0,9174	0,9737	- 0,0349
IN-738LC	0,9062	2,3312	0,9214	0,9803	+0,0002
U-500	0,8976	2,3163	0,9199	0,9780	- 0,0124
U-700	0,8512	2,2358	0,9121	0,9596	- 0,1103

Кінець таблиці 3.4 [426, 434, 465]

Марка сплаву	Параметри структурної стабільності, розраховані за РМ				
	$P_{TЩУ} = Cr / (Cr+Mo+W)$	$\bar{N}_{V\gamma}$	$\bar{M}d_{\gamma}$	$\bar{M}d_C$	ΔE
Rene N5	0,7370	2,0377	0,8928	0,9704	- 0,0525
Rene N6	0,6310	1,8538	0,8748	0,9632	- 0,0909
CM186LC	0,7031	1,9789	0,8870	0,9784	-0,0100
CM247LC	0,7138	1,9975	0,8889	0,9672	- 0,0695
Rene 80	0,8092	2,1629	0,9050	0,9787	- 0,0086
PWA 1422	0,7180	2,0047	0,8896	0,9549	- 0,1349
PWA 1480	0,8984	2,3177	0,9201	0,9538	- 0,1409
ЖСКС-1	0,8634	2,2570	0,9142	0,9730	- 0,0391
ЖСКС-2	0,8575	2,2467	0,9132	0,9543	- 0,1384
CMSX-11B	0,8708	2,2698	0,9154	0,9665	-0,0735
CMSX-11C	0,9091	2,3362	0,9219	0,9686	- 0,0621
TMS-162	0,4441	1,5296	0,8432	0,9504	- 0,1589
TMS-196	0,6288	1,8500	0,8745	0,9553	- 0,1333

На рисунку 3.6 представлено результати розрахунків параметрів структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$, ΔE , $\bar{M}d_C$) досліджених ливарних ЖНС, розрахованих за отриманими регресійними моделями (група 1), що наведено в таблиці 3.3. На рисунку показано, що в графічному вигляді на суміщених шкалах для традиційних методик PHACOMP і New PHACOMP збігаються критичні значення для $\bar{N}_{V\gamma} = 2,40$ і $\bar{M}d_{\gamma} = 0,93$, а також збігаються значення величини параметра $\Delta E = 0,00$ на шкалі ΔE -методу збалансованого легування і величини $\bar{M}d_C = 0,98$ на шкалі методу New PHACOMP, відповідно.

Таким чином, на рисунку 3.6 показано, що отримані результати комплексних розрахункових досліджень враховують принципи збалансованого легування ливарних ЖНС. Це дозволяє більш об'єктивніше оцінювати і точніше визначати параметри їх структурної стабільності:

$\Pi_{\text{ТЦУ}} = 0,825 \pm 0,025$; $\bar{N}_{V\gamma} \leq 2,40$; $\bar{M}_{d\gamma} \leq 0,93$; $-0,04 \leq \Delta E \leq 0,04$;
 $0,972 \leq \bar{M}_{dC} \leq 0,988$.

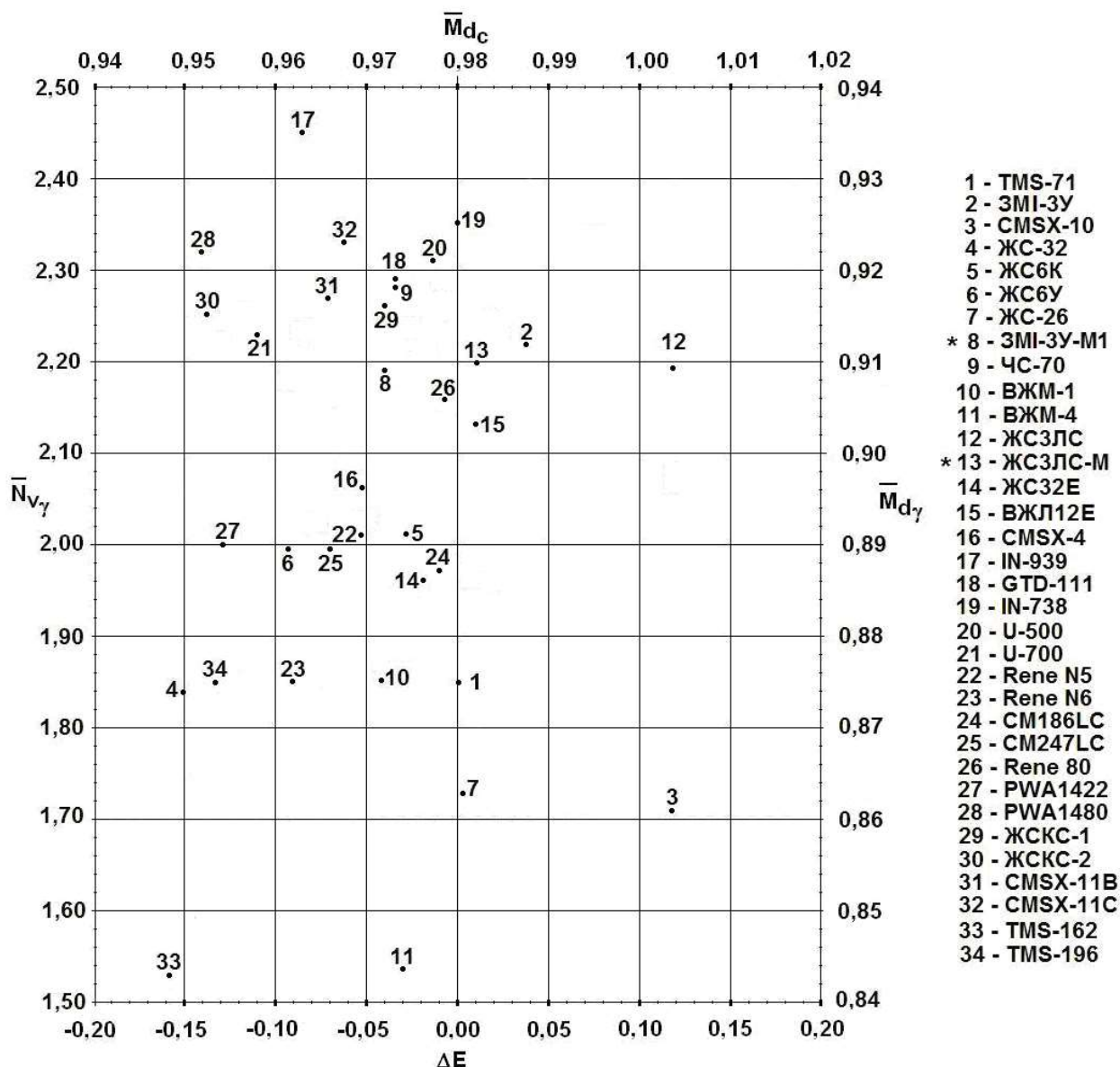


Рисунок 3.6 - Суміщення шкал за значеннями параметрів структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$ - $\bar{M}_{d\gamma}$) і (ΔE - $\bar{M}_{dC}$) для досліджених ливарних ЖНС, розрахованих за отриманими регресійними моделями (група 1) [434, 465]

В таблиці 3.5, як приклад, представлено результати розрахунків параметрів структурної стабільності для промислового сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування [44], отриманих за новими регресійними моделями (група 1) (табл. 3.1), в порівнянні з результатами розрахунків,

отриманих за відомими регресійними рівняннями (PP) традиційних методів PHACOMP [2, 3, 409], New PHACOMP [410-414] (табл. 3.5).

Таблиця 3.5 - Порівняльні розрахункові значення параметрів структурної стабільності (група 1) для сплаву ЗМІ-3У [44]

Сплав ЗМІ-3У	Параметр структурної стабільності				
	П _{ТЩУ}	$\bar{N}_{V\gamma}$	$\bar{M}d_{\gamma}$	ΔE	$\bar{M}d_c$
PHACOMP [2, 3, 409]	-	2,1431	-	-	-
New PHACOMP [410-414]	-	-	0,9065	-	0,9833
ΔE -метод [151, 152]	-	-	-	+0,0362	-
Розрахунок за РМ [434, 465]	0,8421	2,2200	0,9106	+0,0362	0,9871

Порівняльний аналіз отриманих результатів за розрахунками параметрів структурної стабільності для ливарних ЖНС, на прикладі сплаву ЗМІ-3У показав, що отримані нові регресійні моделі (група 1) можна використовувати з вищезазначеними похибками для розрахункових прогнозів параметрів ($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}d_{\gamma}$), замість традиційних методів PHACOMP [2, 3, 409] і New PHACOMP [410-414] з їх відомими регресійними рівняннями. Водночас, показана можливість більш точного розрахунку параметра ($\bar{M}d_c$) для сплаву із застосуванням ΔE -методу [151, 152], замість відомого методу New PHACOMP [1, 7, 410-414].

3.2 Структурно-фазові характеристики (група 2) ливарних ЖНС, розраховані методом CALPHAD (JMatPro)

Для термодинамічних розрахунків структурно-фазових характеристик (група 2) досліджуваних ливарних ЖНС була використана комп'ютерна термодинаміка CALPHAD (JMatPro) [391-401, 417, 418]. Для кожного

досліджуваного сплаву (див. розділ 2, табл. 2.1) індивідуально були здійснені розрахунки за визначенням структурно - фазових характеристик на основі хімічного складу. Отримані розрахункові значення порівнювалися з експериментальними даними, наведених в роботах для цих же ливарних ЖНС [1-7, 104, 105, 178].

Моделювання процесу кристалізації (охладження) або нагрівання здійснювалося в температурному діапазоні ($20^0 \dots 1400^0\text{C}$) з одночасним проведенням термодинамічних розрахунків за визначенням типу, об'ємної частки, а також хімічного складу фаз (γ - твердий розчин; γ' - фаза; карбіди типу MC , M_{23}C_6 , M_6C ; бори́ди типу M_3B_2 , MB_2 і ін.) в сплаві ЗМІ-ЗУ середнього рівня легування. Прийнято вважати [1-7, 21, 104, 105, 178, 417, 418, 426, 434], що в процесі кристалізації всі основні фази виділяються в структурі ливарних жароміцних нікелевих сплавів до температури $t = 600^0\text{C}$.

Як приклад, наведено термодинамічні розрахунки структурно-фазових характеристик (група 2), отриманих методом CALPHAD в програмі JMatPro [391-401, 417, 418], в порівнянні з експериментальними паспортними даними відомого промислового ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву ЗМІ-ЗУ середнього рівня легування [44].

На рисунку 3.7 і в таблиці 3.6 представлено результати розрахунків структурно-фазових характеристик (група 2) - тип, об'ємна частка, хімічний склад фаз для сплаву ЗМІ-ЗУ середнього рівня легування після комп'ютерного моделювання методом CALPHAD (JMatPro) [391-401, 417, 418] термодинамічних процесів, що протікають при кристалізації, в порівнянні з експериментальними паспортними даними.

З розрахункових досліджень, представлених на рисунку 3.7 і в таблиці 3.6 видно, що утворення в структурі сплаву ЗМІ-ЗУ фаз типу M_3B_2 , MB_2 , ρ - і σ - малоймовірно, оскільки їх виділення знаходиться в межах досить низьких температурних границь, що узгоджується з експериментальними паспортними даними, отриманими методом локального МРСА на зразках сплаву ЗМІ-ЗУ [44].

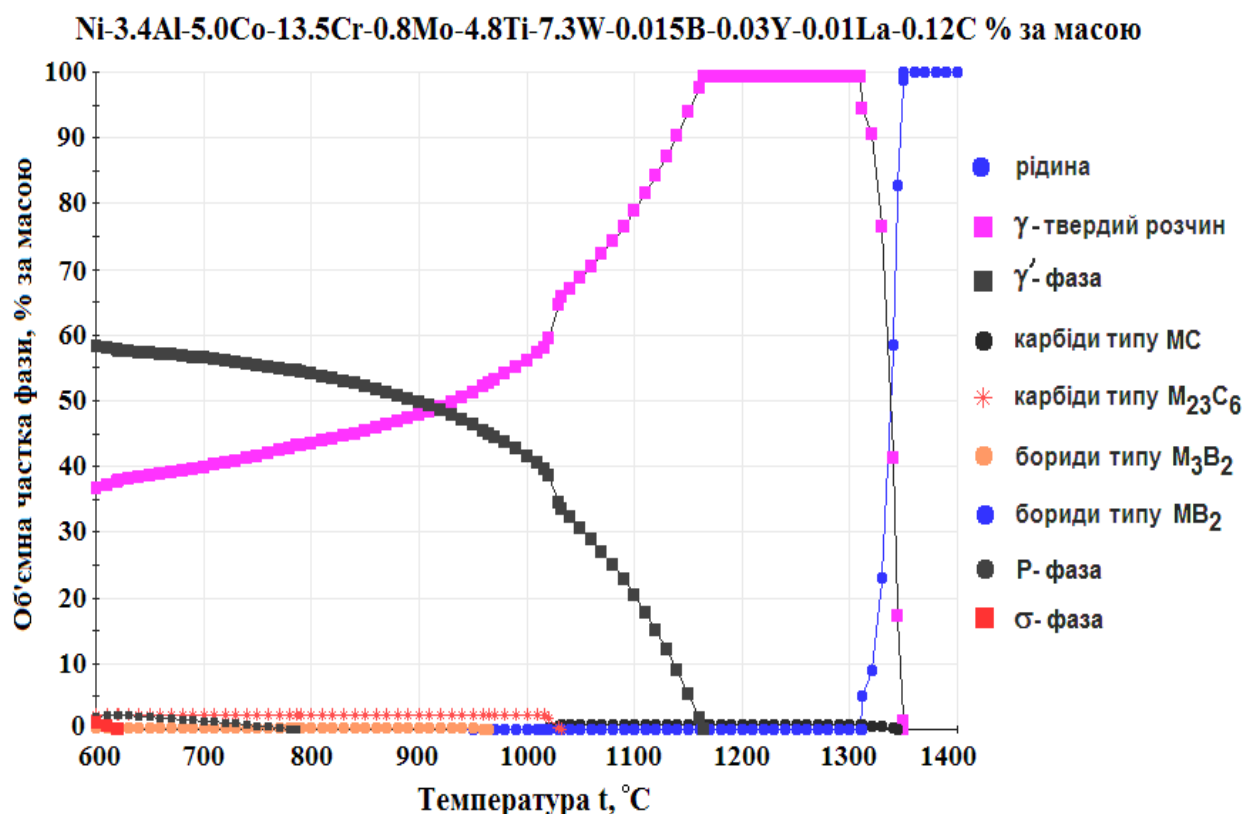


Рисунок 3.7 - Моделювання процесу виділення фаз при кристалізації в структурі сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування [434]

Таблиця 3.6 -Розрахункові і експериментальні значення структурно-фазових характеристик (група 2) промислового сплаву ЗМІ-3У [44, 434]

Фаза	Об'ємна частка фази, % за масою		Вміст елементу в фазі сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування, % за масою								
	Розр.	Експ.	C	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	B	Ni
γ-	36,63	45,2	-	9,17	26,05	0,35	0,06	0,52	7,63	-	56,22
			*-	*9,00	*25,85	*-	*-	*0,50	*7,50	*-	*57,20
γ'-	57,43	52,0	-	2,39	2,09	5,62	8,21	0,03	5,65	-	76,01
			*-	*2,40	*2,30	*5,60	*7,90	*-	*5,20	*-	*76,60
MC	0,72	0,9	15,13	-	0,73	-	57,69	0,16	26,29	-	-
			*15,90	*-	*-	*-	*56,40	*-	*27,70	*-	*-
M ₂₃ C ₆	2,15	1,9	5,10	1,01	71,54	-	-	13,45	5,13	-	3,77
			*5,20	*1,00	*72,90	*-	*-	*13,00	*5,00	*-	*2,90

Кінець таблиці 3.6 [44, 434]

Фаза	Об'ємна частка фази, % за масою		Вміст елементу в фазі сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування, % за масою								
	Розр.	Експ.	C	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	B	Ni
**M ₃ B ₂	0,18	-	-	-	21,84	-	-	63,88	6,02	8,08	0,18
**MB ₂	0,04	-	-	-	-	-	68,88	-	-	31,12	-
**p-	1,96	-	-	4,65	18,13	-	-	8,40	54,23	-	14,60
**σ-	0,89	-	-	16,52	62,24	-	-	1,98	3,61	-	15,65
Примітка: * - експериментальні значення, отримані методом локального МРСА; ** - фази експериментально не визначено.											

Таким чином показано, що з використанням комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів методом CALPHAD в програмі (JMatPro) [434] можна надійно здійснювати розрахунки структурно-фазових характеристик (група 2) для багатокомпонентних нікелевих систем (ливарних жароміцних нікелевих сплавів) на основі їх хімічного складу.

3.3 Фізичні властивості (група 3) ливарних ЖНС, розраховані методом CALPHAD (JMatPro)

Для термодинамічних розрахунків фізичних властивостей (група 3) досліджених ливарних ЖНС також було використано комп'ютерне моделювання термодинамічних процесів в програмі (JMatPro) [391-401, 417, 418]. Для кожного складу дослідженого сплаву (див. розділ 2, табл. 2.1) розрахунки за визначенням фізичних характеристик виконувалися індивідуально. Отримані розрахункові значення порівнювалися з експериментальними даними, наведеними в роботах для цих же ливарних ЖНС [1-7, 104, 105, 178]. Як приклад, на (рис. 3.8 - 3.15) і в таблиці 3.7 представлено розрахункові дані фізичних властивостей (група 3), отриманих

в програмі (JMatPro) [391-401, 417, 418] на основі хімічного складу промислового сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування, в порівнянні з експериментальними паспортними даними [44]. Розрахунки фізичних властивостей здійснювалися в температурному діапазоні ($20^0 \dots 1400^0\text{C}$).

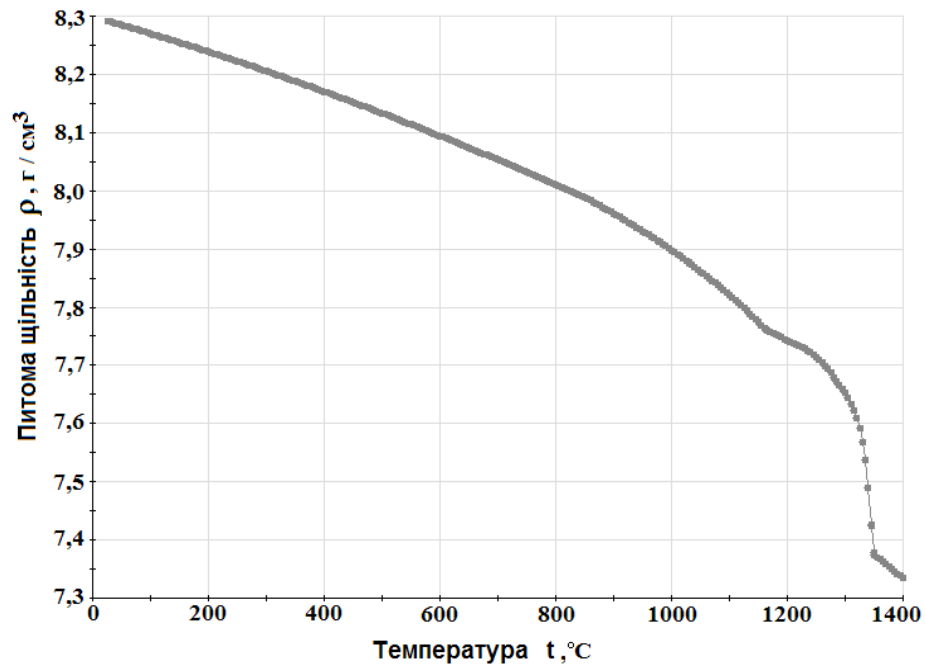


Рисунок 3.8 - Температурна залежність питомої щільності (ρ) сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування [434]

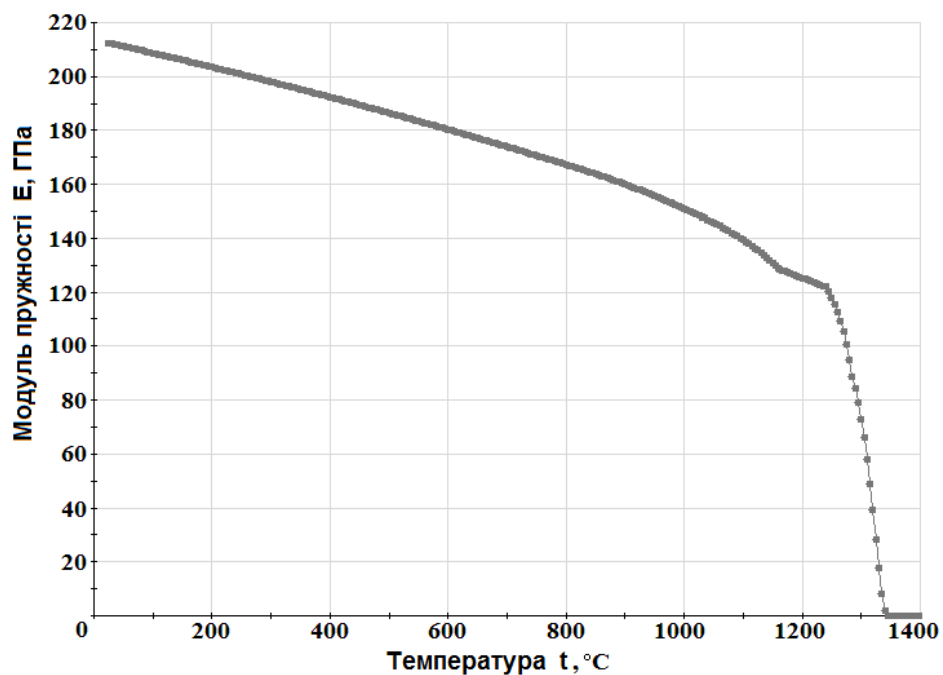


Рисунок 3.9 - Температурна залежність модуля пружності Юнга (E) сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування [434]

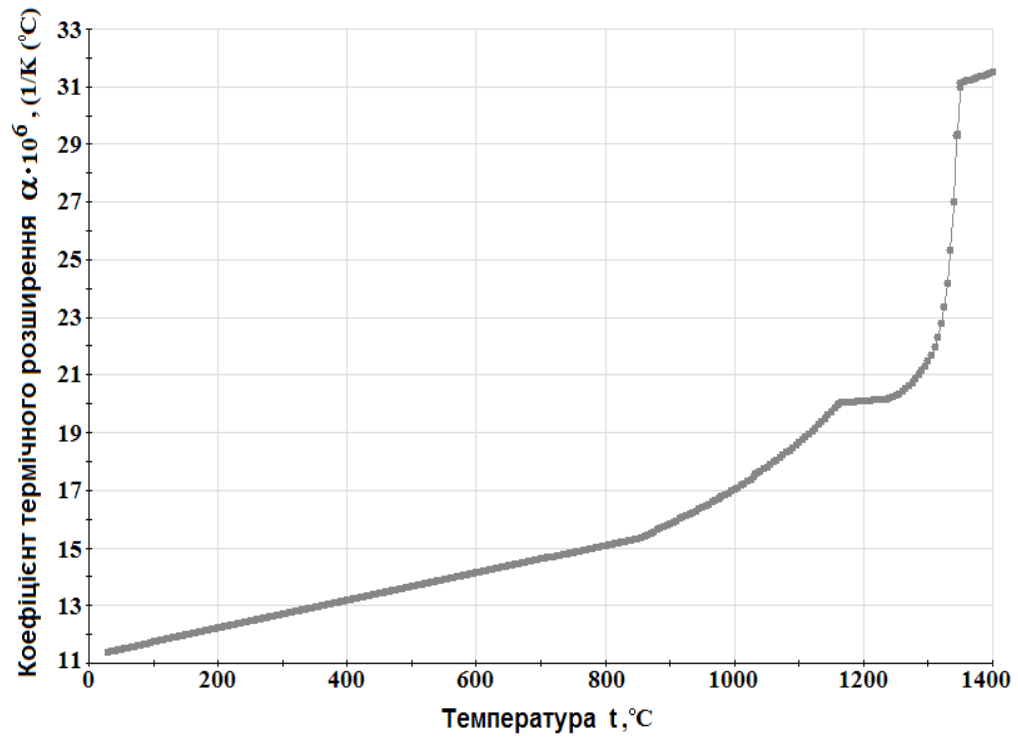


Рисунок 3.10 - Температурна залежність коефіцієнта термічного розширення (α) сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування [434]

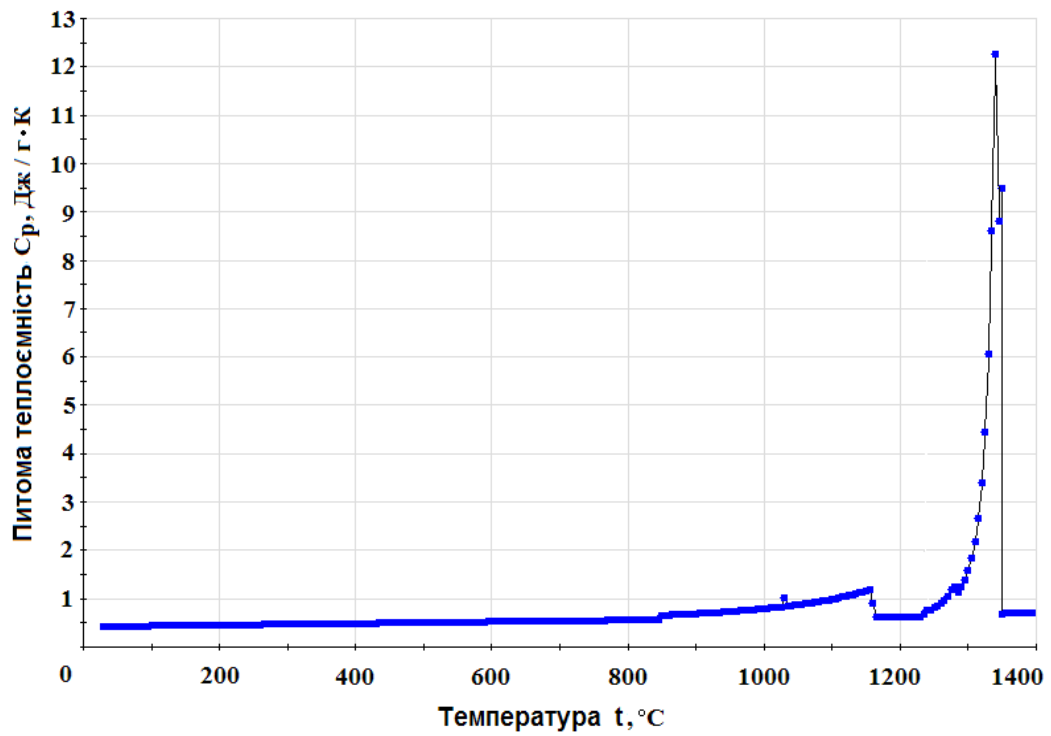


Рисунок 3.11 - Температурна залежність питомої теплоємності (C_p) сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування [434]

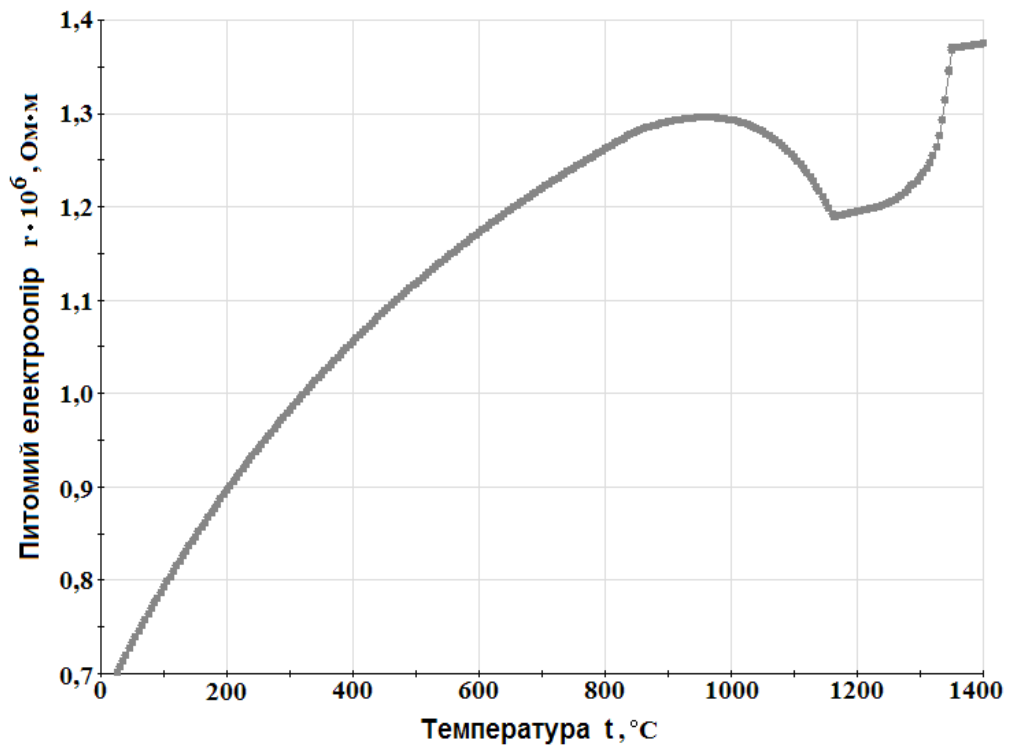


Рисунок 3.12 - Температурна залежність питомого електричного опору (ρ) сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування [434]

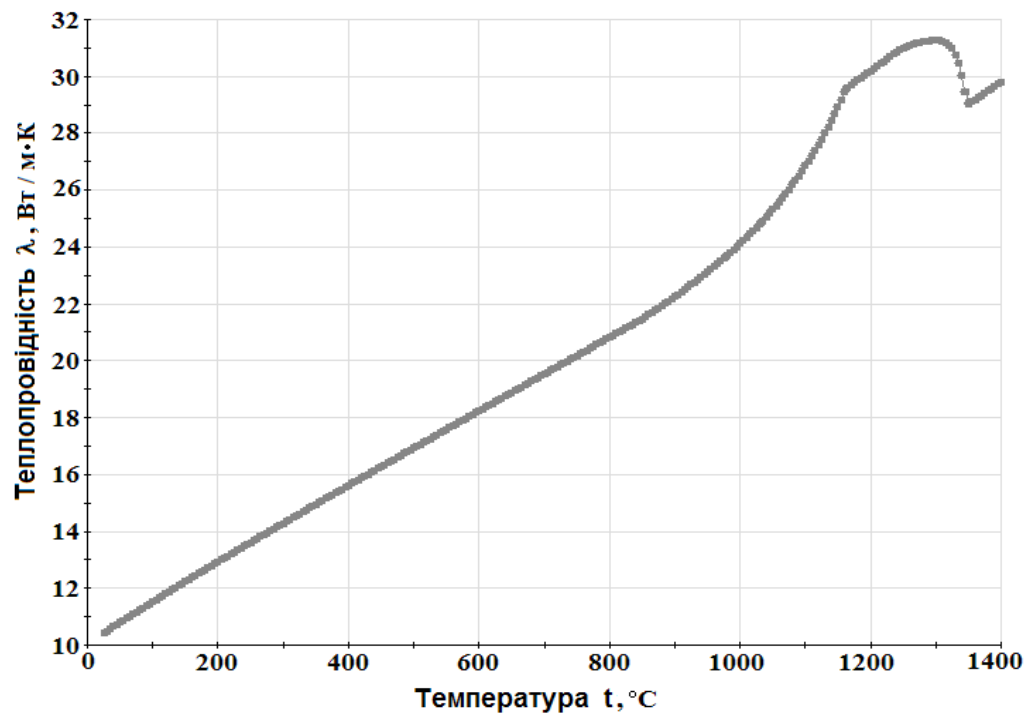


Рисунок 3.13 - Температурна залежність теплопровідності (λ) сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування [434]

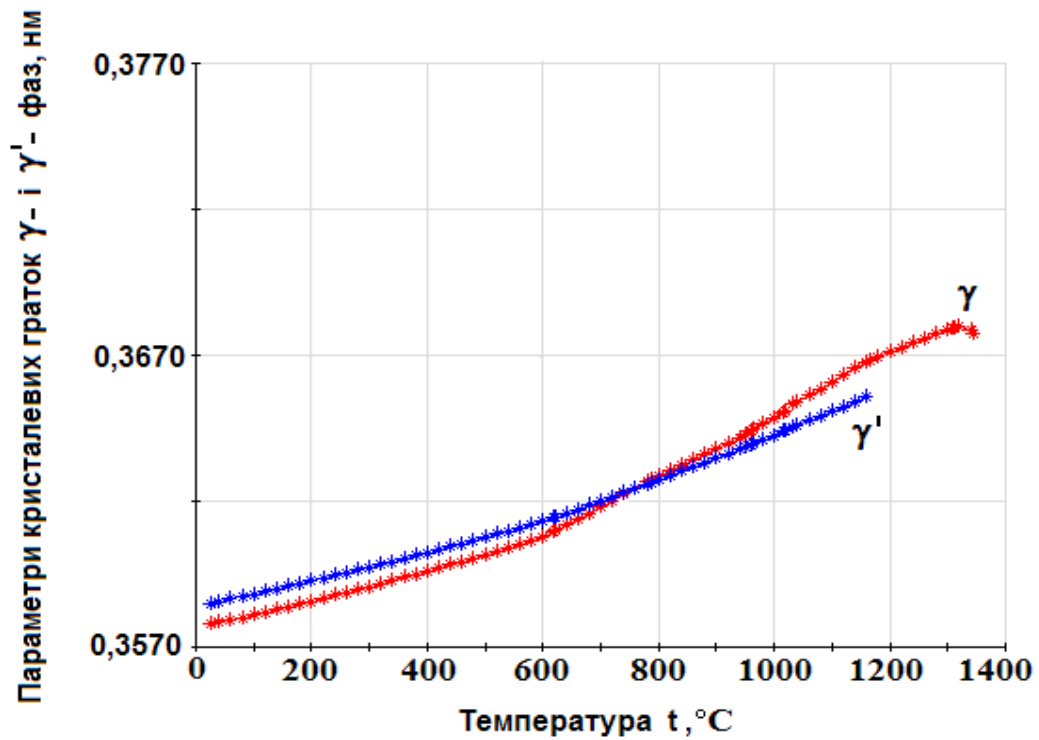


Рисунок 3.14 - Температурна залежність параметрів кристалевих ґраток γ - і γ' - фаз в сплавi ЗМІ-3У середнього рівня легування [434]

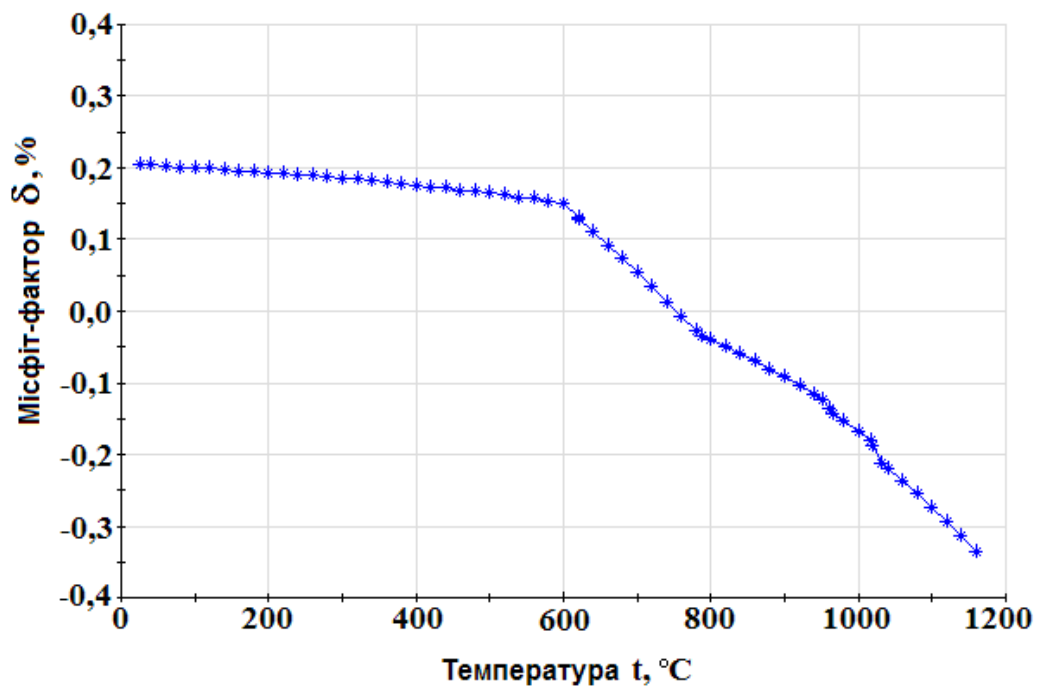


Рисунок 3.15 - Температурна залежність розмірної невідповідності параметрів кристалевих ґраток γ - і γ' - фаз (місфіт-фактор, $\delta\%$) в сплавi ЗМІ-3У середнього рівня легування [434]

Таблиця 3.7 - Розрахункові і експериментальні значення фізичних властивостей (група 3) сплаву ЗМІ-3У [44, 434]

Сплав ЗМІ-3У [44]	Фізичні характеристики при 20 ⁰ С								
	ρ	E	$\alpha \cdot 10^6$	C_p	$\tau \cdot 10^6$	λ	$a_{\gamma'}$	a_{γ}	δ
Од. виміру	г/см ³	ГПа	1/К	Дж/г·К	Ом·м	Вт/м· К	нм	нм	%
Розрахунок	8,29	212,5	12,23	0,430	0,70	10,42	0,3586	0,3578	0,220
Експеримент	8,28	224,0	12,20	0,436	0,69	8,6	0,3587	0,3577	0,280

Термодинамічні розрахунки, що представлені в таблиці 3.7 і на рисунках 3.8 - 3.15 для сплаву ЗМІ-3У [434], показали збіжність і узгодженість з експериментальними паспортними даними [44].

Таким чином показано, що використовуючи комп'ютерне моделювання термодинамічних процесів методом CALPHAD в програмі (JMatPro) [391-401, 417, 418] можна надійно здійснювати розрахунки фізичних властивостей (група 3) для класу складнолегованих ливарних жароміцних нікелевих сплавів на основі їх хімічного складу.

3.4 Температурні характеристики ливарних ЖНС

Метою цих досліджень було встановлення кореляційного зв'язку між критичними температурами і мінілегувальними комплексами (ΣC_i^{γ}) і ($\Sigma C_i^{\gamma'}$), суми елементів, що зміцнюють γ - твердий розчин і суми γ' - утворювальних елементів, які входять в хімічний склад досліджуваних ливарних ЖНС, на основі математичної обробки експериментальних даних, наведених в роботах [1, 4-7, 21, 42-44, 60-65, 70-76, 82-84, 95-100, 104-112, 125, 133-140, 143, 159 -165, 178, 182, 202, 208-213, 243, 244, 246, 250-252, 259-262, 367-373] для цих же ливарних ЖНС.

3.4.1 Регресійні моделі (група 4) для розрахунку критичних температур ливарних ЖНС

Критичні температури головним чином визначають рівень жароміцності, термодинамічної стабільності і технологічності ливарних ЖНС, а також їх температурний рівень працездатності в умовах тривалої експлуатації. Для досліджених складів обраних ливарних жароміцних нікелевих сплавів (див. розділ 2, табл. 2.1) було математично оброблено експериментальні дані за температурними характеристиками. На основі обробки даних експериментальної статистики було отримано нові регресійні моделі (група 4) для розрахункового прогнозу критичних температур для класу ливарних ЖНС з різними схемами легування.

Кореляційні залежності критичних температур (t_L , t_S , $t_{EVT.}$, $t_{П.Р.}^{\gamma'}$, $t_{К.Р.}^{\gamma'}$) від величин мінілегувальних комплексів, суми елементів, що входять в хімічний склад ливарних ЖНС, це: параметр ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) - сумарний вміст важкотопких елементів ($Mo + W + Ta + Re + Ru$) %, за масою, що зміцнюють γ - твердий розчин і параметр ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) - сумарний вміст γ' - утворювальних елементів ($Al + Ti + Nb + Ta + Hf$)% за масою, були отримані з використанням стандартного пакету програмного комплексу MS EXCEL методом найменших квадратів [419-421].

Для розрахункового прогнозу критичних температур ливарних ЖНС з різними системами легування, на основі обробки експериментальних даних було отримано нові регресійні моделі (група 4), що дозволило визначити ряд функціональних залежностей: $t_L = f(\Sigma C_i^{\gamma'})$, $t_S = f(\Sigma C_i^{\gamma'})$, $t_{П.Р.}^{\gamma'} = f(\Sigma C_i^{\gamma'})$, $t_{К.Р.}^{\gamma'} = f(\Sigma C_i^{\gamma'})$, $t_{EVT.} = f(\Sigma C_i^{\gamma'})$ з побудовою ліній трендів.

На рисунках 3.16 і 3.17 показано, що критичні температури ліквідусу (t_L) і солідусу (t_S) ливарних ЖНС залежать від сумарного вмісту важкотопких

елементів (ΣC_i^γ), що зміцнюють γ - твердий розчин. Це елементи, які мають зворотну ліквіацію (Mo, W, Ta, Re, Ru), виняток становить тантал [434, 437].

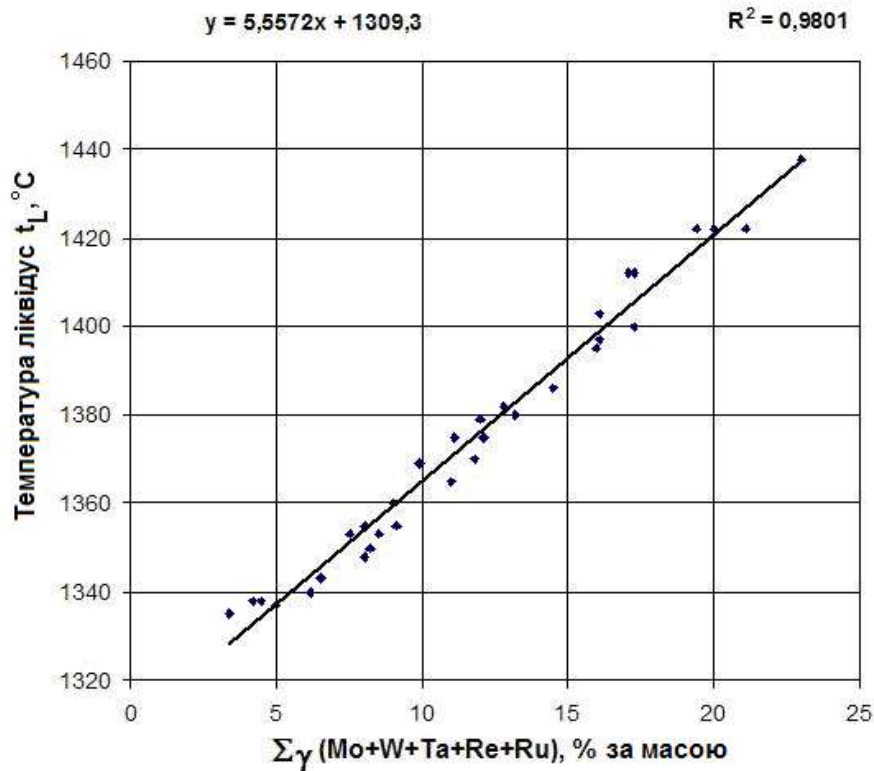


Рисунок 3.16 - Кореляційна залежність температури ліквідусу (t_L) ливарних ЖНС від величини мінілегувального комплексу (ΣC_i^γ) [434, 437]

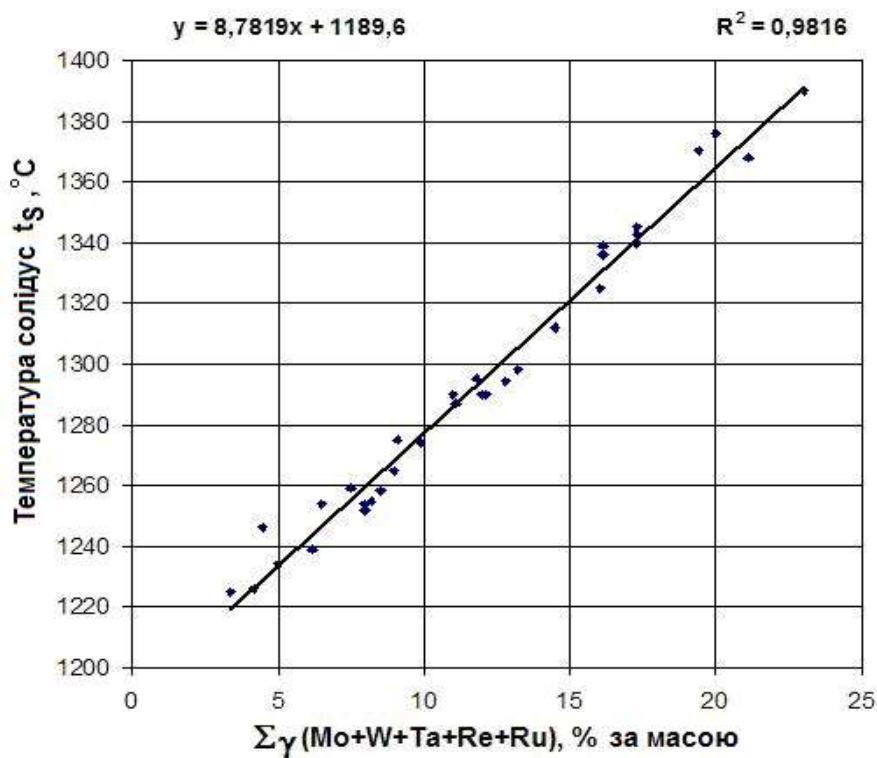


Рисунок 3.17 - Кореляційна залежність температури солідусу (t_s) ливарних ЖНС від величини мінілегувального комплексу ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) [434, 437]

Встановлено, що для досліджених ливарних ЖНС, критичні температури ліквідусу (t_L) і солідусу (t_s) підвищуються лінійно зі збільшенням в їх складі сумарного вмісту важкотопких елементів ($\Sigma C_i^{\gamma'}$), що зміцнюють γ - твердий розчин і мають зворотну ліквідацію [143, 434, 437-439].

На рисунках 3.18, 3.19 і 3.20 показано, що критичні температури початку ($t_{п.р.}^{\gamma'}$) і кінця ($t_{к.р.}^{\gamma'}$) розчинення γ' - фази, а також температура ($t_{ЕВТ.}$) локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$) ливарних ЖНС, також мають лінійну залежність тільки від сумарного вмісту ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) γ' - утворювальних елементів (Al, Ti, Nb, Ta, Hf) в їх складі, які мають пряму ліквідацію.

Встановлено, що, чим більший сумарний вміст γ' - утворювальних елементів в складі досліджених ливарних ЖНС, які мають пряму ліквідацію, тим вище значення критичних температур ($t_{п.р.}^{\gamma'}$), ($t_{к.р.}^{\gamma'}$) і ($t_{ЕВТ.}$) [143, 434, 437-439]. При цьому, слід зазначити, що для досліджених ливарних ЖНС (див. рис. 3.18) температура початку ($t_{п.р.}^{\gamma'}$) розчинення γ' - фази знаходиться в межах досить вузького температурного діапазону ($835^0 \dots 865^0\text{C}$).

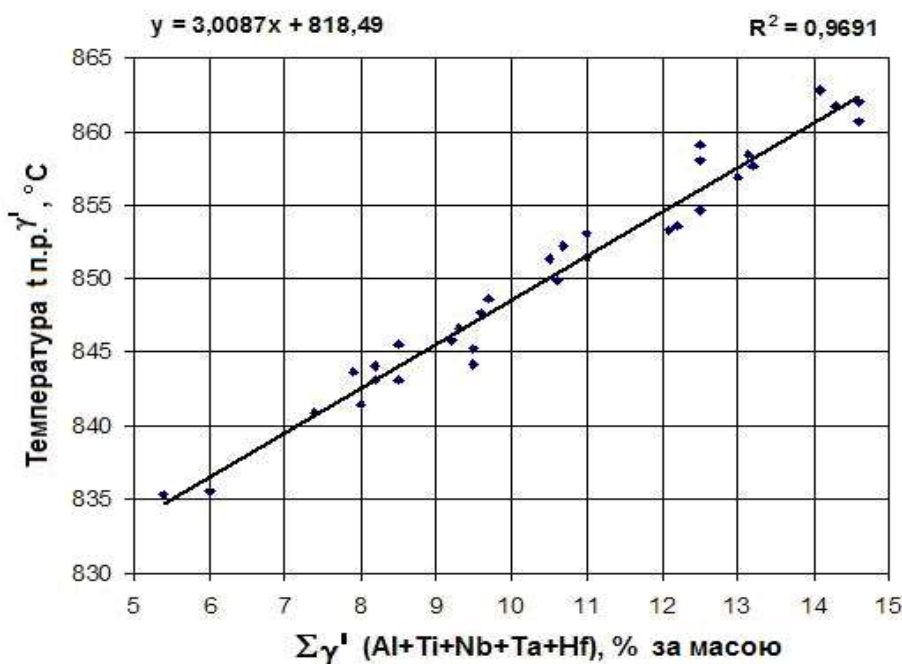


Рисунок 3.18 - Кореляційна залежність температури початку розчинення ($t_{п.р.}^{\gamma'}$) γ' - фази в γ - твердому розчині від величини мінілегувального комплексу ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) ливарних ЖНС [434, 437]

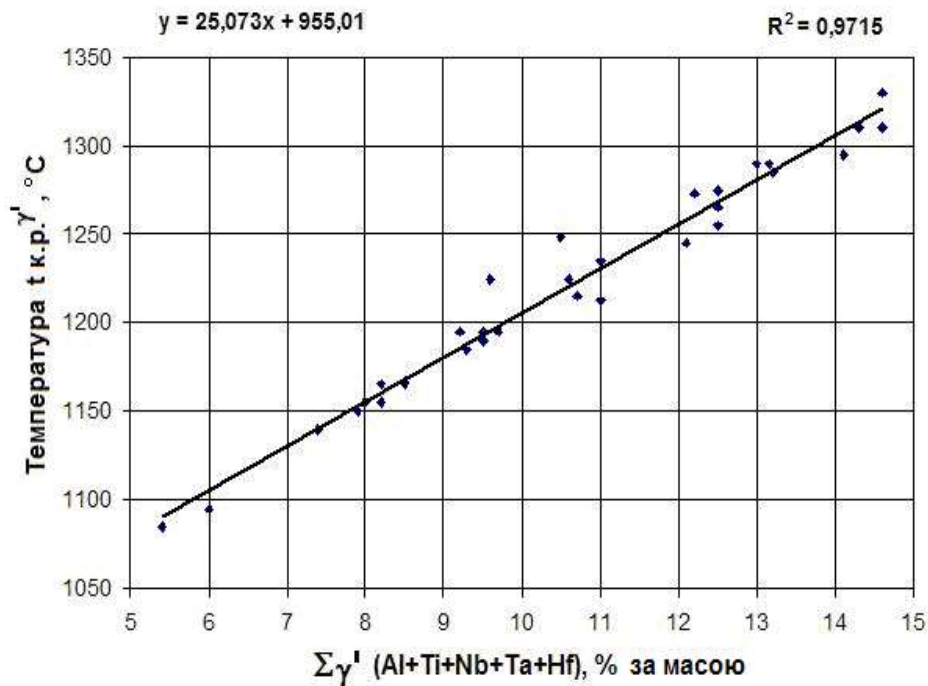


Рисунок 3.19 - Кореляційна залежність температури кінця розчинення ($t_{к.р.}^{\gamma'}$) γ' - фази в γ - твердому розчині від величини мінілегувального комплексу ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) ливарних ЖНС [434, 437]

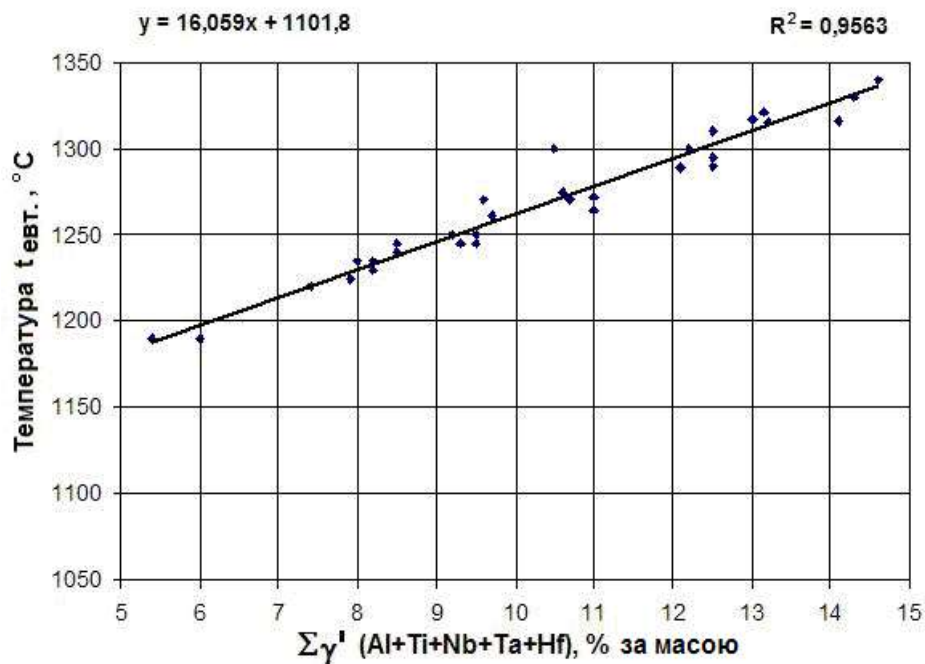


Рисунок 3.20 - Кореляційна залежність температури ($t_{\text{ЕВТ.}}$) локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$) від величини мінілегувального комплексу ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) ливарних ЖНС [434, 437]

Вважається, що однією з найбільш відповідальних і оптимізованих критичних температур ливарних ЖНС, що відповідає за рівень їх високотемпературної міцності, є температура кінця ($t_{\text{К.Р.}\gamma'}$) розчинення зміцнюючої γ' - фази [1-7, 104, 105, 178].

Аналіз наведеної регресійної моделі (див. рис. 3.19) вказує на те що до елементів, які ефективно підвищують температуру кінця ($t_{\text{К.Р.}\gamma'}$) розчинення γ' - фази відносяться всі γ' - утворювальні елементи (Al, Ti, Nb, Ta, Hf). При цьому елементи, які зміцнюють γ - твердий розчин (Mo, W, Re, Ru), на температуру кінця ($t_{\text{К.Р.}\gamma'}$) розчинення γ' - фази активно не впливають.

Встановлено, що верхню граничну межу, що визначає експлуатаційні можливості ливарних ЖНС, поряд з температурою ($t_{\text{К.Р.}\gamma'}$), є критична температура ($t_{\text{ЕВТ.}}$) локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$). Тому, температура ($t_{\text{ЕВТ.}}$) локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$) є також важливою характеристикою ливарних ЖНС (див. рис. 3.20), оскільки обмежує верхню границю температурного інтервалу ($\Delta t_{\text{ГОМ}}$) для проведення гомогенізації, термічної обробки на γ - твердий розчин. Нижня границя, яка визначає ширину температурного інтервалу ($\Delta t_{\text{ГОМ}}$) для проведення гомогенізуючої термічної обробки є температура кінця ($t_{\text{К.Р.}\gamma'}$) розчинення γ' - фази в γ - твердому розчині ($\Delta t_{\text{ГОМ}} = t_{\text{ЕВТ.}} - t_{\text{К.Р.}\gamma'}$) [143, 434, 437-439].

У зв'язку з цим, при проектуванні нових ливарних ЖНС або модернізації складів існуючих промислових марок слід враховувати дані обставини і забезпечувати необхідну ширину температурного інтервалу ($\Delta t_{\text{ГОМ}}$) для проведення ефективної гомогенізації ($t_{\text{ГОМ.}} = t_{\text{К.Р.}\gamma'} + 1/2 \cdot \Delta t_{\text{ГОМ.}}$).

Слід особливо звернути увагу на те, що якщо в ливарних ЖНС величина температури кінця ($t_{\text{К.Р.}\gamma'}$) розчинення γ' - фази досить близька до температури ($t_{\text{ЕВТ.}}$) локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$), то в цьому випадку при виході на необхідний рівень температурної гомогенізації ($t_{\text{ГОМ.}}$)

слід застосовувати повільний ступінчастий нагрів з відповідними тимчасовими витримками [434, 437-439].

На рисунках 3.16 - 3.20 показано, що кореляційна залежність критичних температур (група 4): ліквідусу (t_L) і солідусу (t_S) від мінілегувального комплексу ($\sum C_i^\gamma$), суми γ - твердорозчинних зміцнювачів, а також кореляційна залежність температур ($t_{\text{ЕВТ.}}$) локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$), початку ($t_{\text{П.Р.}}^{\gamma'}$) і кінця ($t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'}$) розчинення γ' - фази від мінілегувального комплексу ($\sum C_i^{\gamma'}$), суми γ' - утворювальних елементів в хімічному складі досліджених ливарних ЖНС, оптимально описуються лінійними функціями.

У таблиці 3.8 представлено нові регресійні моделі (група 4) для розрахунку критичних температур, які отримані на основі математичної обробки експериментальних даних, визначених методом диференційного термічного аналізу, наведених у роботах [1, 4-7, 21, 42-44, 60-65, 70-76, 82-84, 95-100, 104-112, 125, 133-140, 143, 159-165, 178, 182, 202, 208-213, 243, 244, 246, 250-252, 259-262, 367-373] для досліджених ливарних ЖНС.

Таблиця 3.8 - Регресійні моделі (група 4) для розрахунку критичних температур ливарних ЖНС [434, 437]

Розрахунковий параметр	Одиниця виміру	R^2	Регресійні моделі (група 4)
$\sum C_i^\gamma$	%, за масою	-	$\sum C_i^\gamma = (\text{Mo}+\text{W}+\text{Ta}+\text{Re}+\text{Ru})$
t_L	$^{\circ}\text{C}$	0,9801	$t_L = 5,5572 \cdot (\sum C_i^\gamma) + 1309,3$
t_S	$^{\circ}\text{C}$	0,9816	$t_S = 8,7819 \cdot (\sum C_i^\gamma) + 1189,6$
$\sum C_i^{\gamma'}$	%, за масою	-	$\sum C_i^{\gamma'} = (\text{Al}+\text{Ti}+\text{Nb}+\text{Ta}+\text{Hf})$
$t_{\text{ЕВТ.}}$	$^{\circ}\text{C}$	0,9563	$t_{\text{ЕВТ.}} = 16,059 \cdot (\sum C_i^{\gamma'}) + 1101,8$
$t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'}$	$^{\circ}\text{C}$	0,9715	$t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'} = 25,073 \cdot (\sum C_i^{\gamma'}) + 955,01$
$t_{\text{П.Р.}}^{\gamma'}$	$^{\circ}\text{C}$	0,9691	$t_{\text{П.Р.}}^{\gamma'} = 3,0087 \cdot (\sum C_i^{\gamma'}) + 818,49$

Отримані регресійні моделі (група 4) дозволяють з високою точністю ($R^2 \geq 0,9$) розраховувати критичні температури (t_L) і (t_S) з похибками 1,41%; 1,36%, відповідно, а критичні температури ($t_{П.Р.}^{\gamma'}$), ($t_{К.Р.}^{\gamma'}$) і ($t_{ЕВТ.}$) з похибками 1,76%; 1,69%; 2,1%, відповідно, як при розробці складів нових ливарних ЖНС, так і при удосконалюванні складів існуючих промислових марок, а також розраховувати інші важливі температурні характеристики, такі як:

- інтервал кристалізації ($\Delta t_{КР.}$), який залежить від різниці температур ліквідус (t_L) і солідус (t_S): $\Delta t_{КР.} = (t_L - t_S)$, що визначає схильність ливарних ЖНС до дендритної ліквідації і утворенню пористості;

- робочу експлуатаційну температуру ($t_{РОБ.}$) ливарних ЖНС, яка залежить, як від температури ($t_{ЕВТ.}$) локального плавлення евтектики ($\gamma + \gamma'$), так і температури кінця ($t_{К.Р.}^{\gamma'}$) розчинення γ' - фази, і в меншій мірі від температури початку ($t_{П.Р.}^{\gamma'}$) її розчинення: $t_{РОБ.} = (t_{К.Р.}^{\gamma'} - t_{П.Р.}^{\gamma'}) / 2$;

- температурний інтервал ($\Delta t_{ГОМ.}$) для проведення гомогенізації, обробки на γ - твердий розчин, головним чином залежить від величини температури ($t_{ЕВТ.}$) локального плавлення евтектики ($\gamma + \gamma'$), що визначає верхню температурну границю, і температури кінця ($t_{К.Р.}^{\gamma'}$) розчинення γ' - фази, що визначає нижню температурну границю технологічного інтервалу $\Delta t_{ГОМ.} = (t_{ЕВТ.} - t_{К.Р.}^{\gamma'})$ для проведення оптимальної і ефективної гомогенізації $t_{ГОМ.} = t_{К.Р.}^{\gamma'} + (\Delta t_{ГОМ.} / 2)$ для ливарних ЖНС.

В результаті обробки експериментальних даних за критичними температурами фазових перетворень широкого ряду ливарних ЖНС було отримано регресійні моделі (група 4) для розрахунку критичних температур (t_L , t_S , $t_{ЕВТ.}$, $t_{П.Р.}^{\gamma'}$, $t_{К.Р.}^{\gamma'}$) за сумою елементів мінілегувальних комплексів ($\sum C_i^{\gamma'}$) і ($\sum C_i^{\gamma}$), що входять до хімічного складу ливарних ЖНС. Враховуючи високі коефіцієнти детермінованості ($R^2 \geq 0,9$) регресійних моделей (група 4) і низький рівень похибок між розрахунковими результатами і експериментальними даними для критичних температур, можна зробити висновок, що отримані моделі є універсальні. Моделі дозволяють надійно

розраховувати критичні температури при розробці ливарних ЖНС за величиною відповідних мінілегувальних комплексів ($\sum C_i^{\gamma}$) і ($\sum C_i^{\gamma'}$) [434, 437].

За отриманими регресійними моделями (див. табл. 3.8) для кожного складу дослідженого ливарного ЖНС були здійснені розрахунки критичних температур (t_L , t_S , t_{EVT} , $t_{LP}^{\gamma'}$, $t_{KP}^{\gamma'}$). Результати розрахунків показали збіжність і узгодженість з результатами експериментальних даних, отриманих методом ДТА для цих сплавів, що наведено в роботах [1, 4-7, 21, 42-44, 60-65, 70-76, 82-84, 95-100, 104-112, 125, 133-140, 143, 159-165, 178, 182, 202, 208-213, 243, 244, 246, 250-252, 259-262, 367-373].

3.4.2 Критичні температури сплаву ЗМІ-3У, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 4)

Для відомого промислового сплаву ЗМІ-3У [44] середнього рівня легування, взятого в якості прикладу, представлено розрахункові значення температурних характеристик, розрахованих за отриманими регресійними моделями (група 4) (див. табл. 3.8), в порівнянні з паспортними даними, отриманими експериментально ДТА-методом (табл. 3.9).

Таблиця 3.9 - Розрахункові і експериментальні значення критичних температур (група 4) для сплаву ЗМІ-3У [44, 434]

Сплав ЗМІ-3У	Температурні характеристики, °С								
	$\sum C_i^{\gamma}$	t_L	t_S	Δt_{KP}	$\sum C_i^{\gamma'}$	t_{EVT}	$t_{KP}^{\gamma'}$	$t_{LP}^{\gamma'}$	$\Delta t_{ГОМ.}$
Розрахунок	8,1	1354,3	1260,7	93,6	8,2	1233,5	1160,6	843,2	72,9
Експеримент	-	1350	1255	95,0	-	1235	1167	-	68,0

В таблиці 3.9 показано, що розрахункові результати критичних температур за отриманими регресійними моделями (група 4) [434, 437]

показали збіжність і узгодженість з експериментальними паспортними даними для сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування [44].

Таким чином, показано, що при розробці нових ливарних ЖНС або удосконаленні складів існуючих промислових марок, можна надійно здійснювати розрахунки критичних температур за отриманими регресійними моделями (група 4) на основі мінілегувальних комплексів ($\sum C_i^{\text{л}}$) і ($\sum C_i^{\text{г}}$).

3.5 Корозійні властивості ливарних ЖНС

Метою цих досліджень було встановлення кореляційного зв'язку між середньою швидкістю корозії ($\bar{V}_q^t$), критичною температурою ($t_{\text{крит.}}$) переходу до прискореної ВТК і мінілегувальним комплексом $\text{ПКС} = \sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$ на основі математичної обробки експериментальних даних досліджених ливарних ЖНС в умовах впливу синтетичної золи (див. розділ 2, підрозділ 2.7).

За отриманими регресійними моделями (група 5) для температур 800⁰, 850⁰, 900⁰ і 950⁰С було здійснено розрахунки середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$) для досліджених ливарних ЖНС (див. розділ 2, табл. 2.1). Отримані результати розрахунків порівнювалися з результатами експериментальних даних для цих сплавів, наведених в роботах [2, 3, 9, 14, 24, 25, 29, 42-44, 54, 55, 58, 207, 295-299, 301-305, 308-313, 327-332, 339, 434, 438, 439].

3.5.1 Регресійні моделі (група 5) для розрахунку корозійних властивостей ливарних ЖНС

При отриманні нових регресійних моделей (група 5) для розрахункового прогнозу корозійних характеристик, також в програмному комплексі MS EXCEL застосовувався метод найменших квадратів [419-421] з побудовою ліній трендів. Це дозволило отримати ряд функціональних залежностей: $\bar{V}_q^t = f(\Pi_{KC})$ для розрахунків середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$) за мінілегувальним комплексом $\Pi_{KC} = \sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$ для температур 800⁰, 850⁰, 900⁰ і 950⁰С, а також залежність $t_{крит.} = f(\Pi_{KC})$ для розрахунків критичної температури ($t_{крит.}$) переходу до прискореної ВТК, що характеризує механізм і інтенсивність протікання корозійних процесів в ливарних ЖНС в умовах впливу продуктів згоряння газотурбінного палива (синтетичної золи).

На рисунках 3.21 - 3.24 показано, що для досліджених ливарних ЖНС зі збільшенням величини параметра корозії (Π_{KC}), спостерігається зниження середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$) за експоненційним законом для всіх температур 800⁰, 850⁰, 900⁰ і 950⁰С. Аналіз отриманих регресійних моделей (група 5) показав, що середня швидкість корозії ($\bar{V}_q^t$) досліджених ливарних ЖНС за всіх досліджених температур залежить від величини співвідношення елементів $\Pi_{KC} = \sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$ в їхньому хімічному складі, що узгоджується з експериментальними даними, що наведено в роботах [2, 3, 9, 14, 24, 25, 29, 42-44, 54, 55, 58, 207, 295-299, 301-305, 308-313, 327-332, 339, 434, 438 -440].

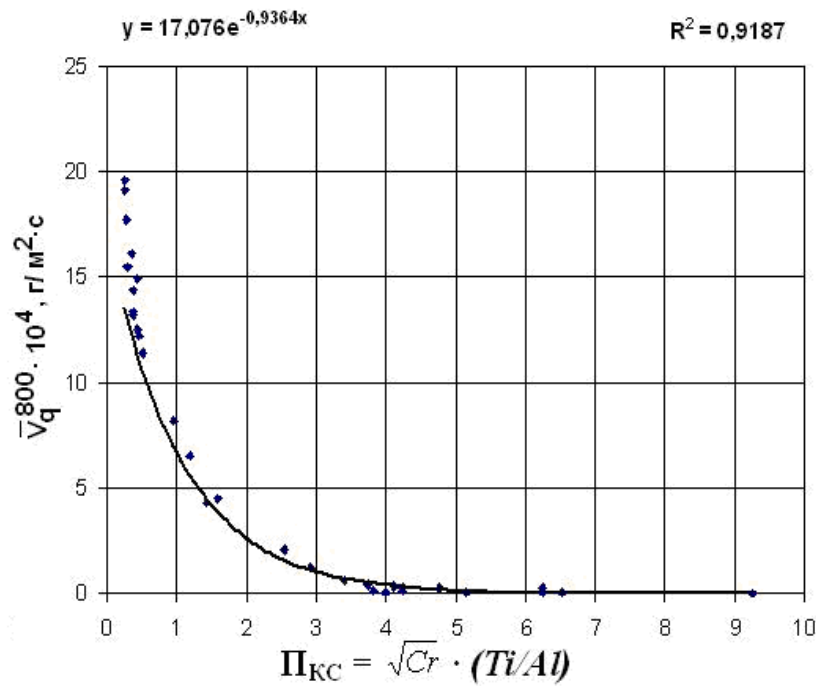


Рисунок 3.21 - Кореляційна залежність середньої швидкості ВТК ($\bar{V}_q^{800}$) при 800°C від величини параметра корозії ($\Pi_{\text{КС}}$) ливарних ЖНС [434, 440]

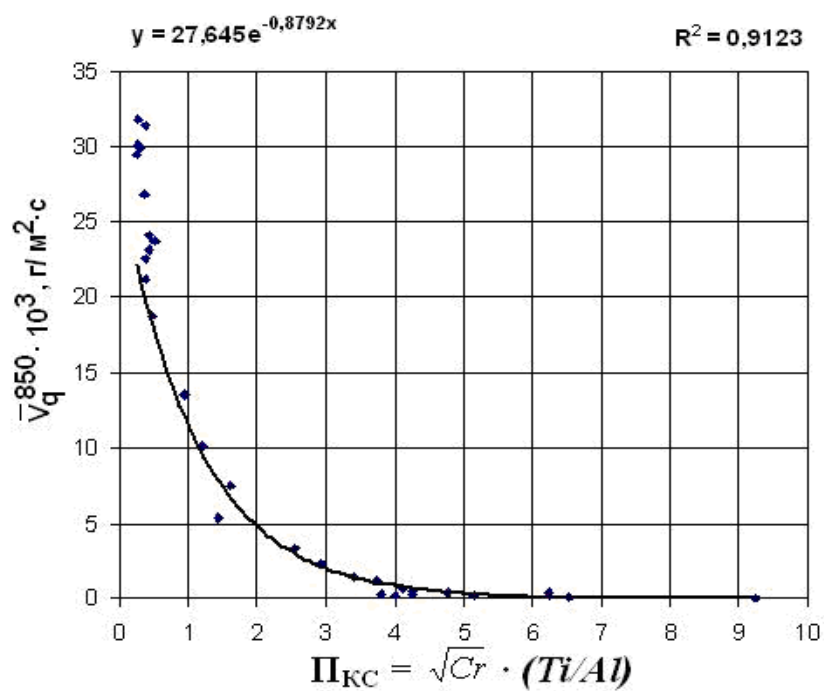


Рисунок 3.22 - Кореляційна залежність середньої швидкості ВТК ($\bar{V}_q^{850}$) при 850°C від величини параметра корозії ($\Pi_{\text{КС}}$) ливарних ЖНС [434, 440]

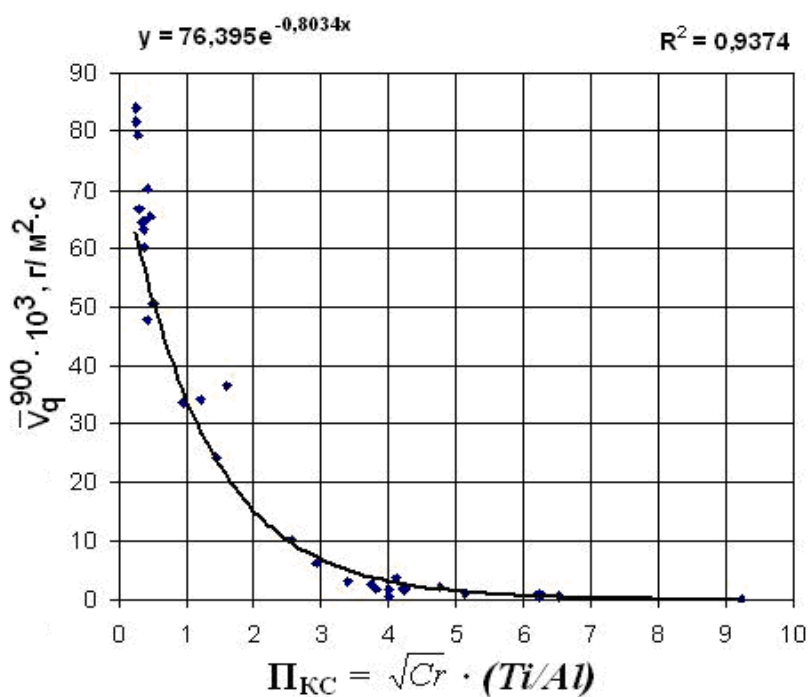


Рисунок 3.23 - Кореляційна залежність середньої швидкості ВТК ($\bar{V}_q^{900}$) при 900°C від величини параметра корозії (Π_{KC}) ливарних ЖНС [434, 440]

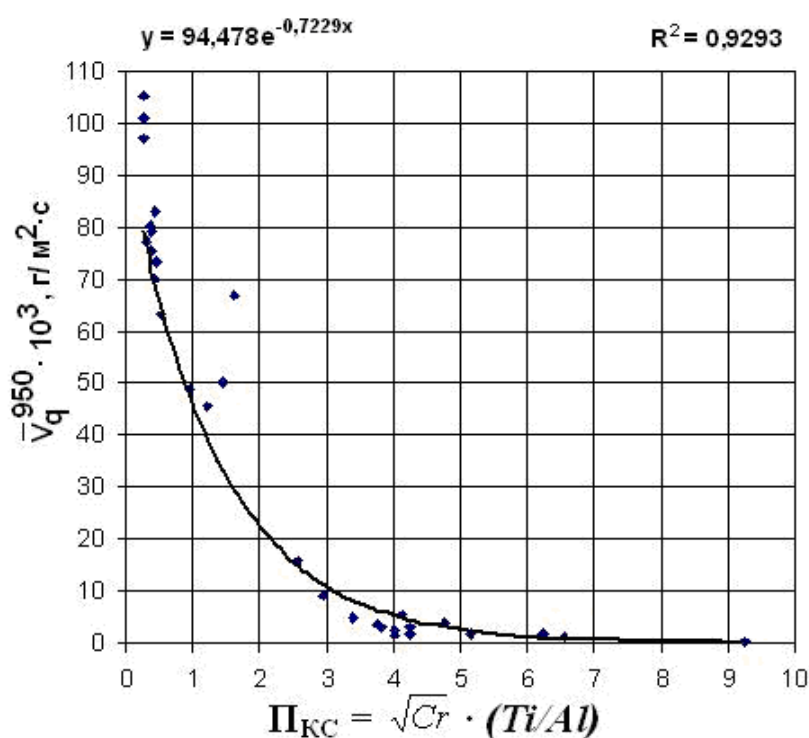


Рисунок 3.24 - Кореляційна залежність середньої швидкості ВТК ($\bar{V}_q^{950}$) при 950°C від величини параметра корозії (Π_{KC}) ливарних ЖНС [434, 440]

Встановлено, що від системи легування ливарних ЖНС залежить величина параметра корозії $P_{KC} = \sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$, який впливає на температурний рівень ($t_{крит.}$) переходу до прискореної ВТК і середню швидкість корозії ($\bar{V}_q^t$), що визначає експлуатаційні можливості конкретного сплаву.

В таблиці 3.10 і на рисунках 3.21-3.25 показано, що величина параметра корозії (P_{KC}) є важливою характеристикою для класу ливарних жароміцних нікелевих сплавів, оскільки визначає діапазон робочих температур, при яких забезпечується необхідна надійність роботи відповідальних деталей гарячого тракту стаціонарних ГТУ різного призначення при тривалій експлуатації в агресивних середовищах. У зв'язку з цим, при оптимізації нових складів корозійностійких ливарних ЖНС або удосконаленні складів існуючих промислових марок слід враховувати цю обставину і забезпечувати необхідну величину параметра корозії ($P_{KC} \geq 3,0$).

Таблиця 3.10 - Регресійні моделі для розрахунку середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$) і критичної температури ($t_{крит.}$) ВТК для ливарних ЖНС

Розрахунковий параметр	Одиниця виміру	R^2	Регресійні моделі (група 5) [434, 440]
P_{KC}	-	-	$P_{KC} = \sqrt{Cr} \cdot (Ti / Al)$
$\bar{V}_q^{800}$	$г / м^2 \cdot с$	0,9187	$\bar{V}_q^{800} \cdot 10^4 = 17,076 \cdot \exp^{-0,9364 \cdot P_{KC}}$
$\bar{V}_q^{850}$	$г / м^2 \cdot с$	0,9123	$\bar{V}_q^{850} \cdot 10^3 = 27,645 \cdot \exp^{-0,8792 \cdot P_{KC}}$
$\bar{V}_q^{900}$	$г / м^2 \cdot с$	0,9374	$\bar{V}_q^{900} \cdot 10^3 = 76,395 \cdot \exp^{-0,8034 \cdot P_{KC}}$
$\bar{V}_q^{950}$	$г / м^2 \cdot с$	0,9293	$\bar{V}_q^{950} \cdot 10^3 = 94,478 \cdot \exp^{-0,7229 \cdot P_{KC}}$
$t_{крит.}$	$^{\circ}C$	0,9806	$t_{крит.} = 677,22 \cdot (P_{KC})^{0,1405}$

На рисунку 3.25 показано, що зі зниженням величини параметра корозії (P_{KC}), також знижується і значення критичної температури ($t_{крит.}$) переходу

до прискореної ВТК, де корозійні процеси в ливарних жароміцних нікелевих сплавах починають протікати за «високотемпературним» механізмом.

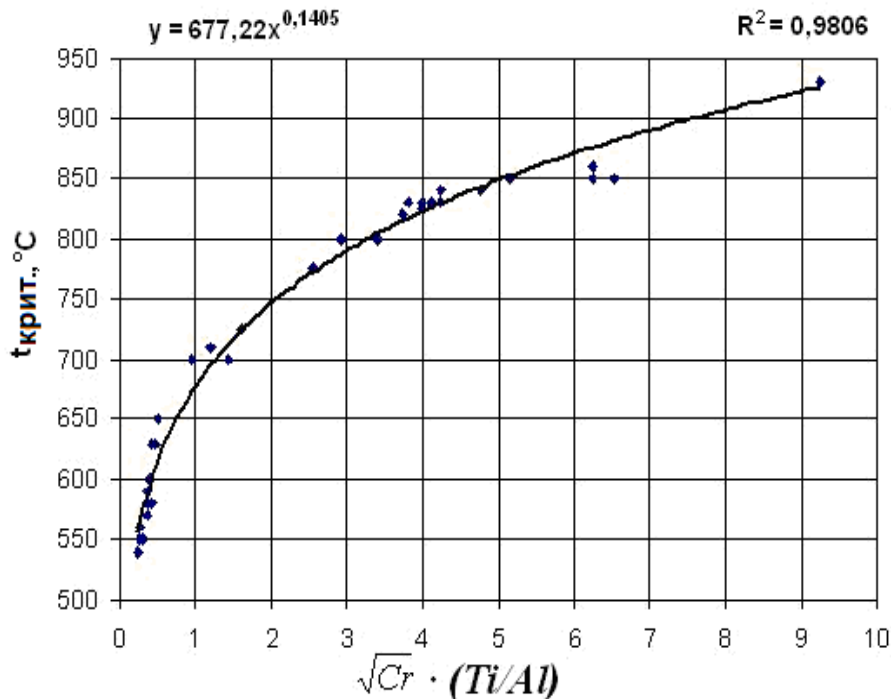


Рисунок 3.25 - Кореляційна залежність критичної температури ($t_{\text{крит.}}$) від величини параметра корозії ($\Pi_{\text{КС}}$) ливарних ЖНС [434, 440]

Критична температура ($t_{\text{крит.}}$) переходу до інтенсивного прискорення процесів ВТК є дуже важливою корозійною характеристикою, яка дозволяє більш об'єктивно оцінювати корозійну стійкість ливарних ЖНС за рівнем температурного переходу від повільно протікаючих процесів за «низькотемпературним» механізмом до прискореної або катастрофічної корозії, яка протікає за «високотемпературним» механізмом [434, 440].

На рисунках 3.21 - 3.25 показано, що для забезпечення необхідного рівня ВТК - стійкості ($\bar{V}_q^t$) ливарних ЖНС, величина параметра корозії ($\Pi_{\text{КС}}$) повинна бути не менше значення ($\Pi_{\text{КС}} \geq 3,0$), що забезпечує необхідний рівень критичної температури переходу до прискореної ВТК ($t_{\text{крит.}} \geq 800^\circ\text{C}$) [434, 440].

Розрахункові дослідження показали, що для кожного сплаву середня швидкість ВТК ($\bar{V}_q^t$) і критична температура ($t_{\text{крит.}}$) є індивідуальними характеристиками, що в кінцевому підсумку, і визначає механізм корозійного

пошкодження або руйнування ливарних ЖНС з різноманітними схемами легування в високотемпературному корозійноактивному середовищі. Слід зазначити, що в складі сучасних ливарних ЖНС, призначених для спрямованої кристалізації або монокристалічного лиття, вміст титану менше 1%, за масою, або він зовсім відсутній, тоді параметр корозії $P_{KC} = \sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$ набуває наступного вигляду: $P_{KC} = \sqrt{Cr} / Al$ [434, 440].

3.5.2 Корозійні властивості сплаву ЗМІ-3У, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 5)

Як приклад, для розрахунку середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$) і критичної температури ($t_{\text{КРИТ.}}$) за отриманими регресійними моделями (група 5) (див. табл. 3.10), був узятий добре вивчений промисловий ливарний жароміцний корозійностійкий сплав ЗМІ-3У [44], широко відомий у вітчизняній промисловості для виготовлення робочих лопаток стаціонарних ГТУ, який має задовільну корозійну стійкість в високотемпературному сульфідно-оксидному (синтетична зола) середовищі.

У таблиці 3.11 наведено значення критичних температур ($t_{\text{КРИТ.}}$), що розраховані за відомим регресійним рівнянням (3.1) [14] і за отриманою регресійною моделлю (див. рис. 3.25, табл. 3.10) [434, 440], в порівнянні з експериментальними паспортними даними для сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування [44].

$$t_{\text{КРИТ.}} = 651,95 + 4,90C_{Cr} + 8,19C_{Ti} - 0,49C_{Al} - 1,52C_{Mo} - 0,30C_W \quad (3.1)$$

Порівняльні результати (див. табл. 3.11) показали, що найкращу прогножуючу спроможність має отримана регресійна модель, гіршу - відоме

регресійне рівняння (3.1), в порівнянні з експериментальними паспортними даними сплаву ЗМІ-3У [44].

Таблиця 3.11 - Розрахункові і експериментальні значення критичної температури ($t_{\text{КРИТ.}}$) переходу до прискореної ВТК (група 5) сплаву ЗМІ-3У [14, 44, 434]

Сплав ЗМІ-3У	Критична температура, $t_{\text{КРИТ.}}$, °С		
	Розрахунок за РР (3.2) [14]	Розрахунок за РМ [434]	Експеримент [44]
	751	852,6	~ 850

У таблиці 3.12 наведено порівняльні результати середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$) для температур 800°, 850°, 900° і 950°С, а також критичної температури ($t_{\text{КРИТ.}}$) переходу до прискореної ВТК, що було отримано за новими регресійними моделями (група 5, див. табл. 3.10) [434], в порівнянні з експериментальними паспортними даними сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування [44].

Таблиця 3.12 - Розрахункові і експериментальні значення корозійних властивостей (група 5) сплаву ЗМІ-3У [44, 434, 440]

Сплав ЗМІ-3У	Середня швидкість корозії ($\bar{V}_q^t$), г / м ² ·с					
	П _{КС}	$\bar{V}_q^{800} \cdot 10^4$	$\bar{V}_q^{850} \cdot 10^3$	$\bar{V}_q^{900} \cdot 10^3$	$\bar{V}_q^{950} \cdot 10^3$	$t_{\text{КРИТ.}}$, °С
Розрахунок	5,15	0,140	0,2990	1,2208	2,2852	852,6
Експеримент	-	0,100	0,2500	1,1400	1,8500	~ 850

Встановлено, що для досліджених ливарних ЖНС отримані нові регресійні моделі (див. табл. 3.10) мають високі коефіцієнти детермінації ($R^2 \geq 0,9$) і низький рівень похибок між розрахунковими і експериментальними значеннями середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$) та критичної температури ($t_{\text{КРИТ.}}$). Це дозволяє зробити висновок, що отримані

регресійні моделі (група 5) є універсальні і можуть використовуватися з відповідними похибками 2,85%; 2,96%; 2,50%; 2,66%; 1,39% для розрахунку вищезазначених корозійних характеристик жароміцних нікелевих сплавів з різноманітними системами легування [434, 440].

3.6 Механічні характеристики ливарних ЖНС

Метою цих досліджень було встановлення кореляційного зв'язку між мінілегувальним комплексом ($\Sigma C_i^{\gamma'}$), сумарним вмістом γ' - утворювальних елементів в складі досліджених ливарних ЖНС і об'ємною часткою ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в структурі, а також границями короткочасної (σ_B^t) міцності за температур 20^0 , 800^0 , 900^0 і 1000^0C та границями 100- і 1000- годинної тривалої (σ_t^t) міцності за температур 800^0 , 900^0 і 1000^0C , на основі математичної обробки експериментальних даних для цих сплавів, що наведено в роботах [1-7, 9, 13, 26, 30-36, 39-44, 51, 54, 55, 58-65, 67-88, 91, 92, 95-101, 103-116, 134-140-147, 156-173, 176-180, 427, 434, 438, 439, 441, 442].

3.6.1 Регресійні моделі (група 6) для розрахунку об'ємної частки ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС

В процесі досліджень характеристик міцності (група 6) було оброблено в програмному комплексі MS EXCEL методом МНК [419-421] експериментальні дані за об'ємною часткою ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в структурі досліджуваних ливарних жароміцних нікелевих сплавів, а також за короткочасною (σ_B^t) і тривалою міцністю (σ_t^t) в температурному діапазоні ($800...1000^0\text{C}$) в залежності від сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) в складі цих сплавів (див. розділ 2, табл. 2.1), з побудовою графіків функцій (ліній трендів).

Це дозволило отримати ряд функціональних залежностей: $V_{\gamma'}^t = f(\Sigma C_i^{\gamma'})$, $\sigma_B^t = f(V_{\gamma'}^t)$, $\sigma_{\tau}^t = f(V_{\gamma'}^t)$ для розрахункових прогнозів механічних властивостей (група 6) ливарних ЖНС за величиною мінілегувального комплексу ($\Sigma C_i^{\gamma'}$), сумарним вмістом в їх складі γ' - утворювальних елементів (Al + Ti + Nb + Ta + Hf)%, за масою, для температур 20⁰, 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С, що наведено в таблицях 3.13-3.15 і на рисунках 3.26 - 3.39.

Таблиця 3.13 - Регресійні моделі (група 6) для розрахунку об'ємної частки ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС [427, 434, 441, 442]

Розрах. параметр	Од-ця виміру	R ²	Регресійні моделі (група 6)
$\Sigma C_i^{\gamma'}$	%, мас.	-	$\Sigma C_i^{\gamma'} = \text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf}$
$V_{\gamma'}^{20}$	%, мас.	0,9671	$V_{\gamma'}^{20} = -0,1028 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 5,0757 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) + 16,209$
$V_{\gamma'}^{800}$	%, мас.	0,9665	$V_{\gamma'}^{800} = -0,4437 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 12,769 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 26,493$
$V_{\gamma'}^{900}$	%, мас.	0,9677	$V_{\gamma'}^{900} = -0,3556 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,892 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 21,033$
$V_{\gamma'}^{1000}$	%, мас.	0,9686	$V_{\gamma'}^{1000} = -0,2879 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'})^2 + 10,259 \cdot (\Sigma C_i^{\gamma'}) - 30,409$

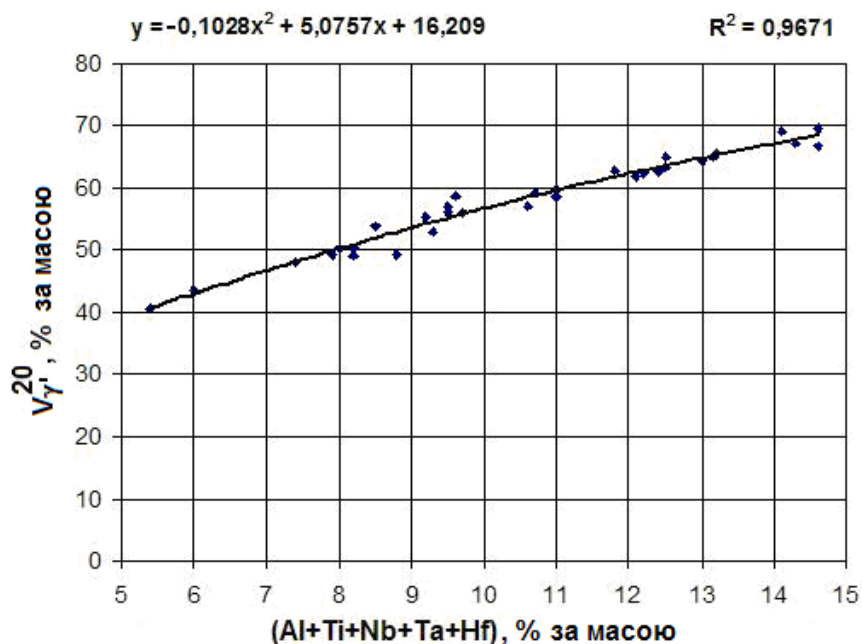


Рисунок 3.26 - Кореляційна залежність об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС при 20⁰С від величини мінілегувального комплексу ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) [427, 434, 441, 442]

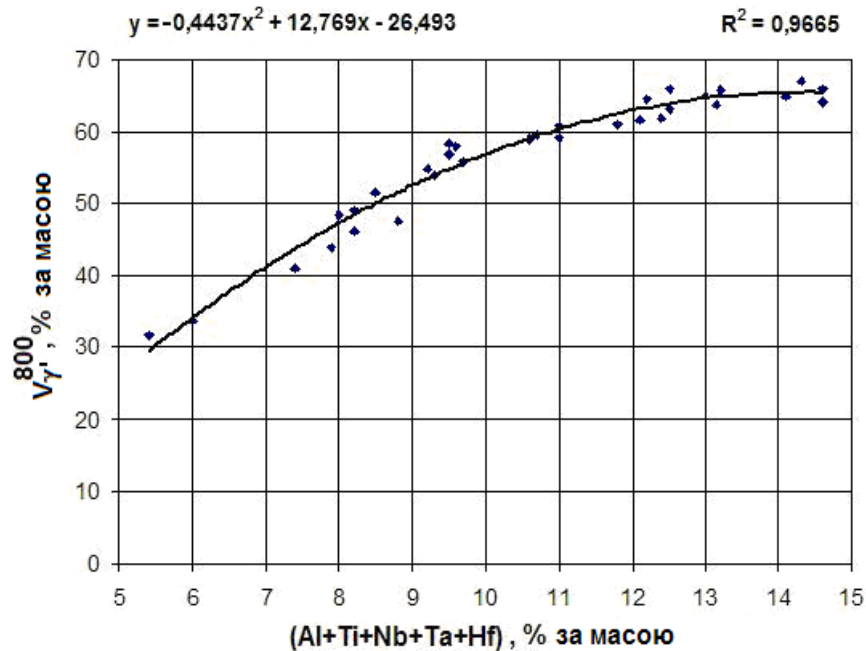


Рисунок 3.27 - Кореляційна залежність об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{800}$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС при 800⁰С від величини мінілегувального комплексу ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) [427, 434, 441, 442]

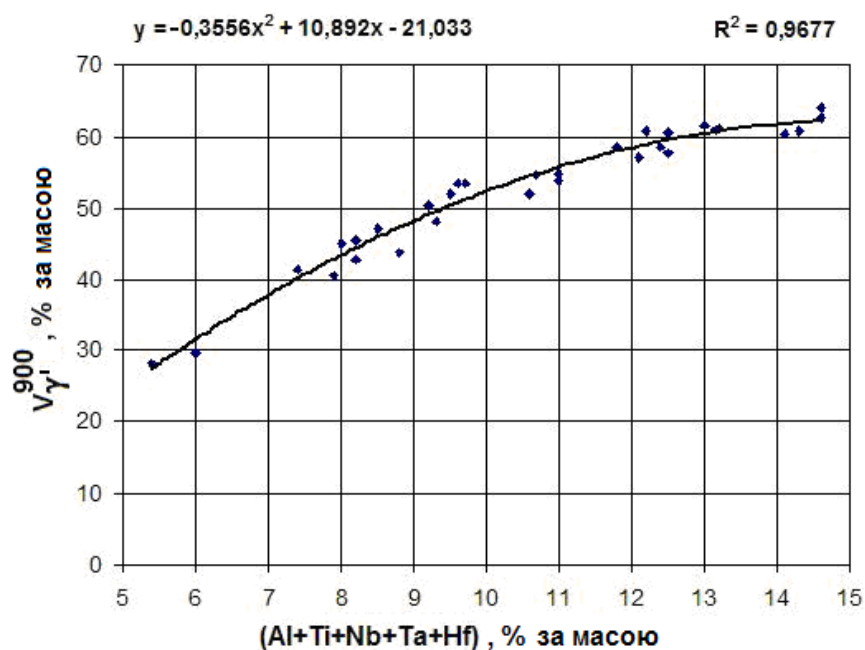


Рисунок 3.28 - Кореляційна залежність об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{900}$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС при 900°C від величини мінілегувального комплексу ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) [427, 434, 441, 442]

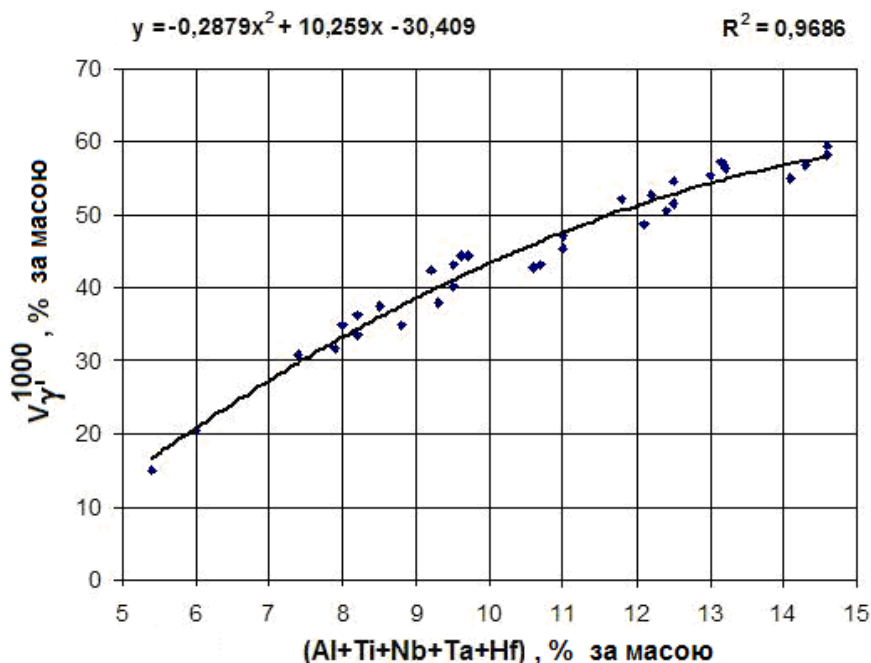


Рисунок 3.29 - Кореляційна залежність об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{1000}$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС при 1000°C від величини мінілегувального комплексу ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) [427, 434, 441, 442]

В таблиці 3.13 і на рисунках 3.26 - 3.29 показано, що залежність об'ємної частки ($V_{\gamma'}^t$) основної зміцнювальної γ' - фази в структурі досліджених ливарних ЖНС від сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) в їхньому складі, найбільш оптимально за всіх температур (20° , 800° , 900° і 1000°C) описується функцією квадратичного полінома другого ступеня: $y = -a \cdot x^2 + b \cdot x + c$.

3.6.2 Регресійні моделі (група б) для розрахунку границь короткочасної міцності (σ_b^t) ливарних ЖНС

В таблиці 3.14 і на рисунках 3.30 - 3.33 представлено нові регресійні моделі (група 6), що отримані на основі математичної обробки експериментальних даних досліджених ливарних жароміцних нікелевих сплавів з різноманітними системами легування, для розрахункових прогнозів границь короточасної міцності (σ_B^t) за об'ємною часткою основної зміцнювальної γ' - фази ($V_{\gamma'}^t$) в їх структурі за температур 20⁰, 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С.

Таблиця 3.14 - Регресійні моделі (група 6) для розрахунку границь короточасної міцності (σ_B^t) за об'ємною часткою ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в структурі ЖНС [434]

Розрахунковий параметр	Одиниця виміру	R ²	Регресійні моделі (група 6) [427, 434, 441, 442]
σ_B^{20}	МПа	0,9479	$\sigma_B^{20} = 16,625 \cdot (V_{\gamma'}^{20}) + 72,049$
σ_B^{800}	МПа	0,9517	$\sigma_B^{800} = 8,432 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 493,67$
σ_B^{900}	МПа	0,9857	$\sigma_B^{900} = 13,331 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) + 131,60$
σ_B^{1000}	МПа	0,9461	$\sigma_B^{1000} = 9,0038 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) + 164,07$

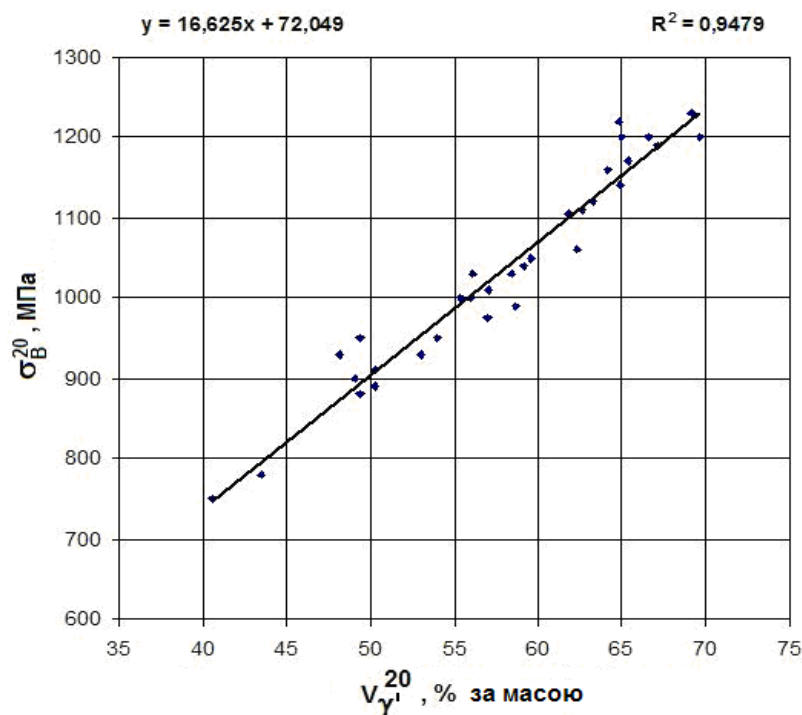


Рисунок 3.30 - Кореляційна залежність границі короткочасної міцності (σ_B^{20}) ливарних ЖНС від об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в їх структурі при 20⁰С [434, 441, 442]

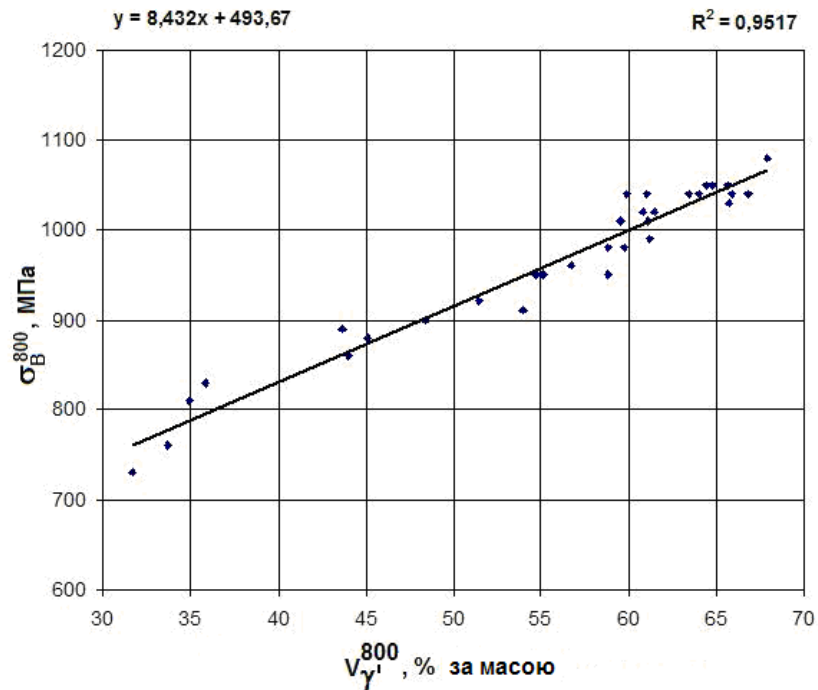


Рисунок 3.31 - Кореляційна залежність границі короткочасної міцності (σ_B^{800}) ливарних ЖНС від об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{800}$) γ' - фази в їх структурі при 800⁰С [434, 441, 442]

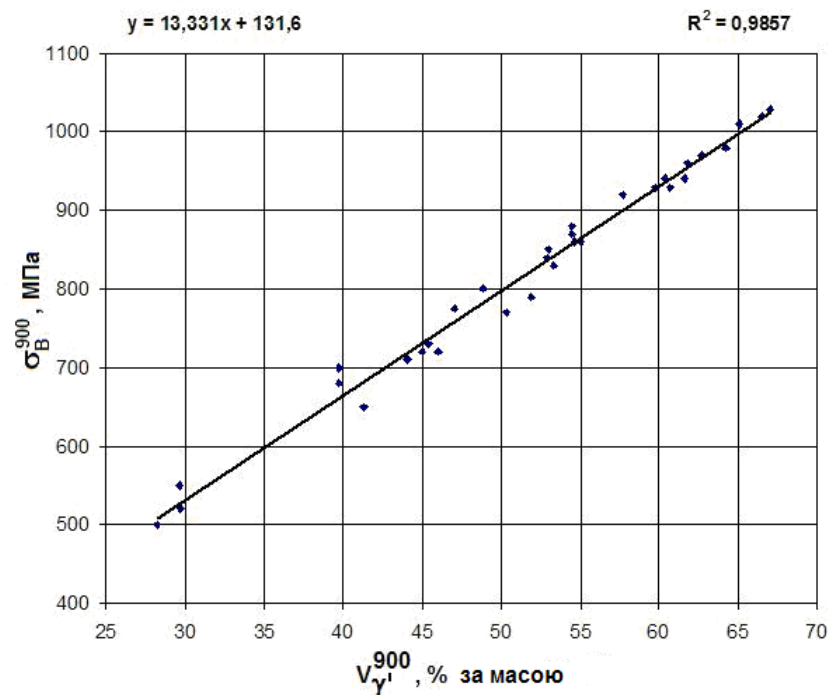


Рисунок 3.32 - Кореляційна залежність границі короткочасної міцності (σ_B^{900}) ливарних ЖНС від об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{900}$) γ' - фази в їх структурі при 900°C [434, 441, 442]

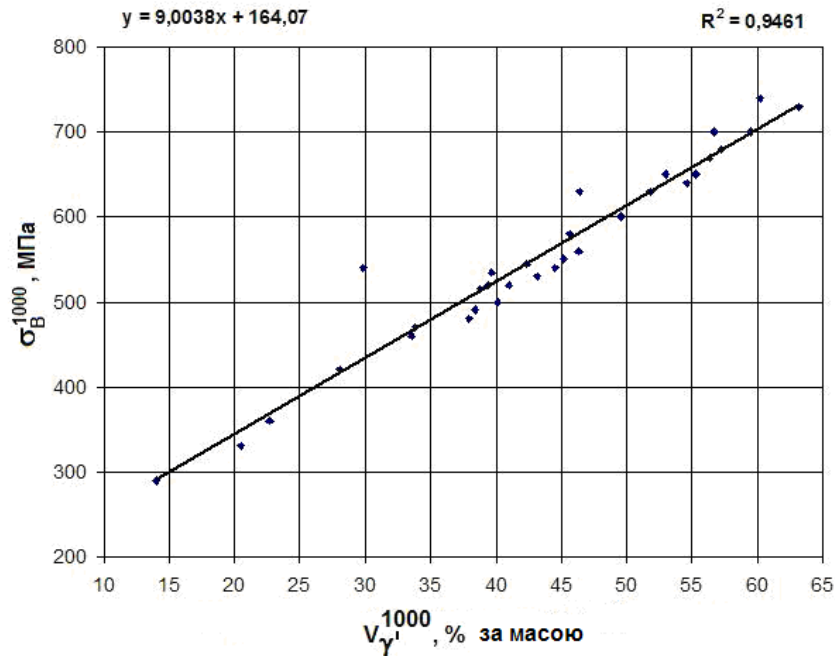


Рисунок 3.33 - Кореляційна залежність границі короткочасної міцності (σ_B^{1000}) ливарних ЖНС від об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{1000}$) γ' - фази в їх структурі при 1000°C [434, 441, 442]

3.6.3 Регресійні моделі (група б) для розрахунку границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_t^t) ливарних ЖНС

У таблиці 3.15 і на рисунках 3.34 - 3.39 представлено регресійні моделі (група б), що отримані на основі математичної обробки експериментальних даних досліджених ливарних жароміцних нікелевих сплавів, для розрахунку границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_t^t) за об'ємною часткою основної зміцнювальної γ' - фази в їх структурі для температур 800° , 900° і 1000°C .

Таблиця 3.15 - Регресійні моделі (група 6) для розрахунку границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності за об'ємною часткою ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази [434]

Розрахунковий параметр	Одиниця виміру	R ²	Регресійні моделі (група 6) [427, 434, 441, 442]
σ_{100}^{800}	МПа	0,9859	$\sigma_{100}^{800} = 8,3257 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 127,09$
σ_{1000}^{800}	МПа	0,9645	$\sigma_{1000}^{800} = 7,7537 \cdot (V_{\gamma'}^{800}) + 1,4101$
σ_{100}^{900}	МПа	0,9802	$\sigma_{100}^{900} = 9,4593 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 99,463$
σ_{1000}^{900}	МПа	0,9692	$\sigma_{1000}^{900} = 9,5859 \cdot (V_{\gamma'}^{900}) - 231,47$
σ_{100}^{1000}	МПа	0,9875	$\sigma_{100}^{1000} = 5,7086 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 56,666$
σ_{1000}^{1000}	МПа	0,9650	$\sigma_{1000}^{1000} = 5,3733 \cdot (V_{\gamma'}^{1000}) - 141,95$

Вище було показано, що границі короткочасної (σ_B^t) міцності ливарних жароміцних нікелевих сплавів залежать від об'ємної частки ($V_{\gamma'}^t$) основної зміцнювальної γ' - фази в їх структурі, що за всіх досліджених температур оптимально описується лінійними функціями (див. рис. 3.30-3.33, табл. 3.14).

В таблиці 3.15 і на рисунках 3.34-3.39 показано, що границі 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_t^t) ливарних ЖНС, також залежать від об'ємної частки ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в їх структурі і оптимально описуються лінійними функціями за всіх досліджених температур.

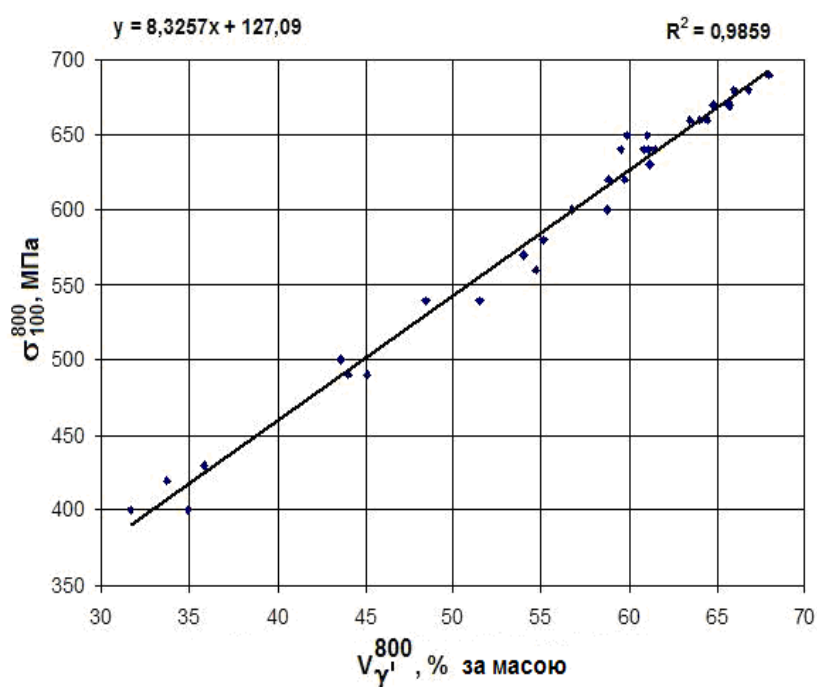


Рисунок 3.34 - Кореляційна залежність границі 100- годинної тривалої міцності (σ_{100}^{800}) від об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{800}$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС при 800°C [427, 434, 441, 442]

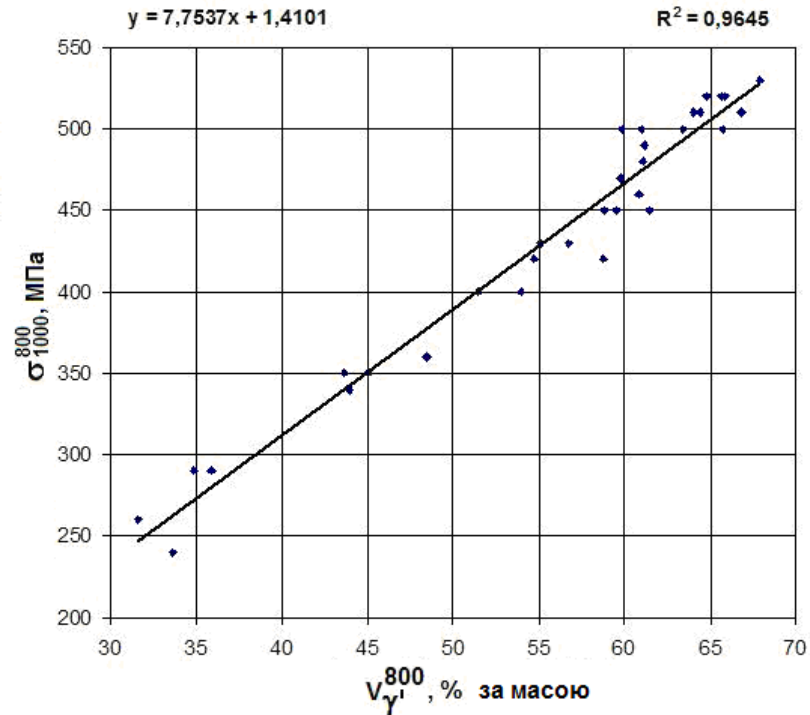


Рисунок 3.35 - Кореляційна залежність границі 1000- годинної тривалої міцності (σ_{1000}^{800}) від об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{800}$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС при 800°C [427, 434, 441, 442]

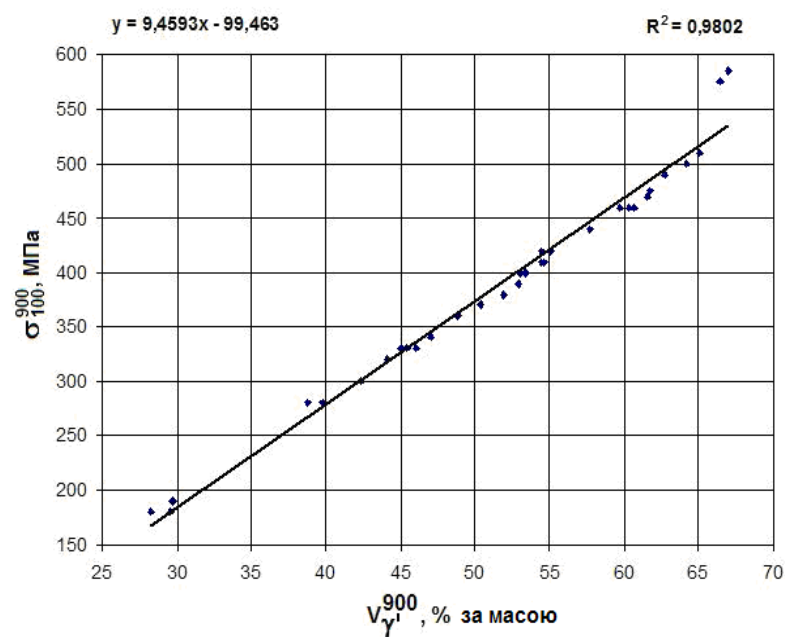


Рисунок 3.36 - Кореляційна залежність границі 100- годинної тривалої міцності (σ_{100}^{900}) від об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{900}$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС при 900°C [427, 434, 441, 442]

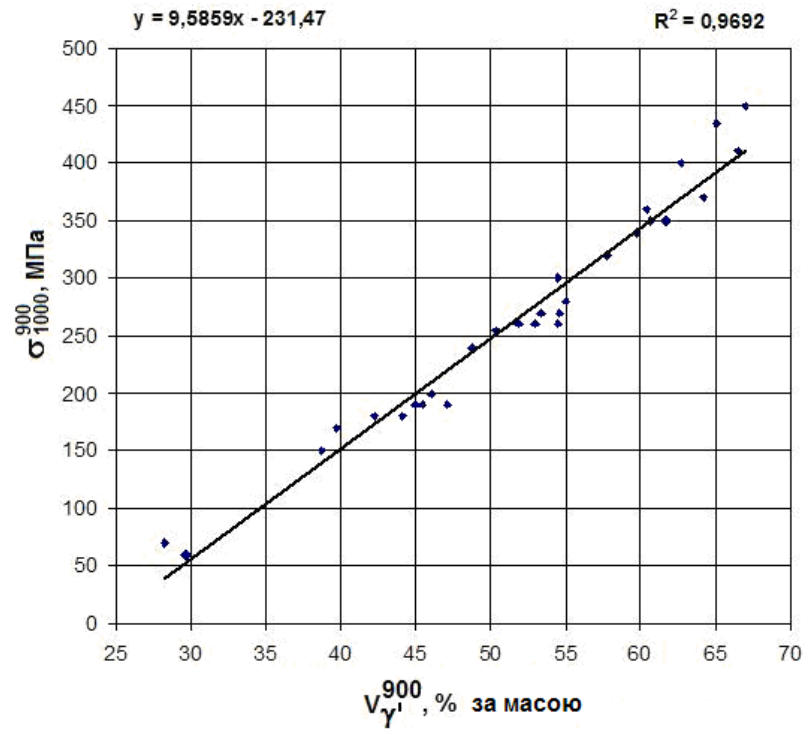


Рисунок 3.37 - Кореляційна залежність границі 1000- годинної тривалої міцності (σ_{1000}^{900}) від об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{900}$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС при 900°C [427, 434, 441, 442]

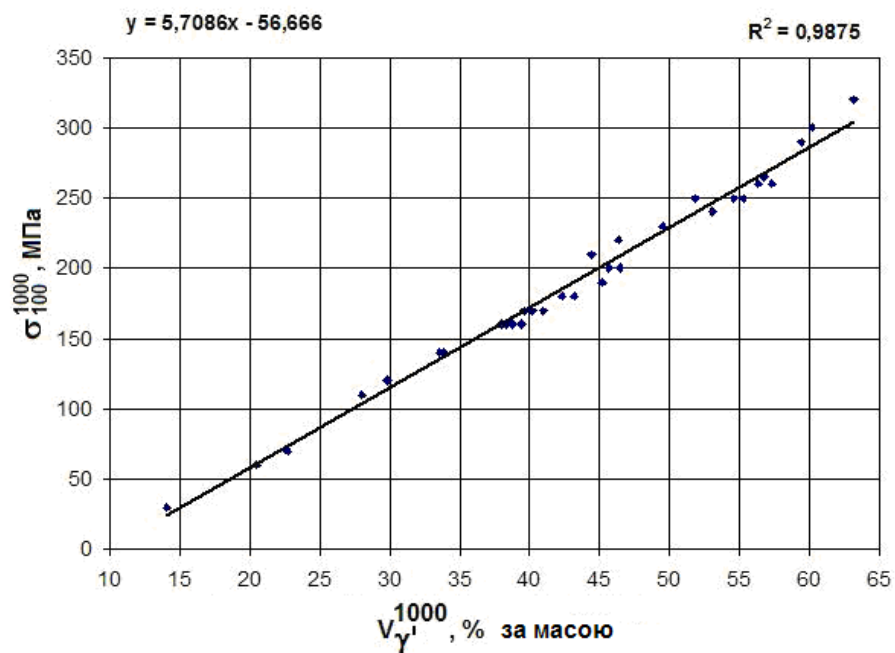


Рисунок 3.38 - Кореляційна залежність границі 100- годинної тривалої міцності (σ_{100}^{1000}) від об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{1000}$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС при 1000⁰С [427, 434, 441, 442]

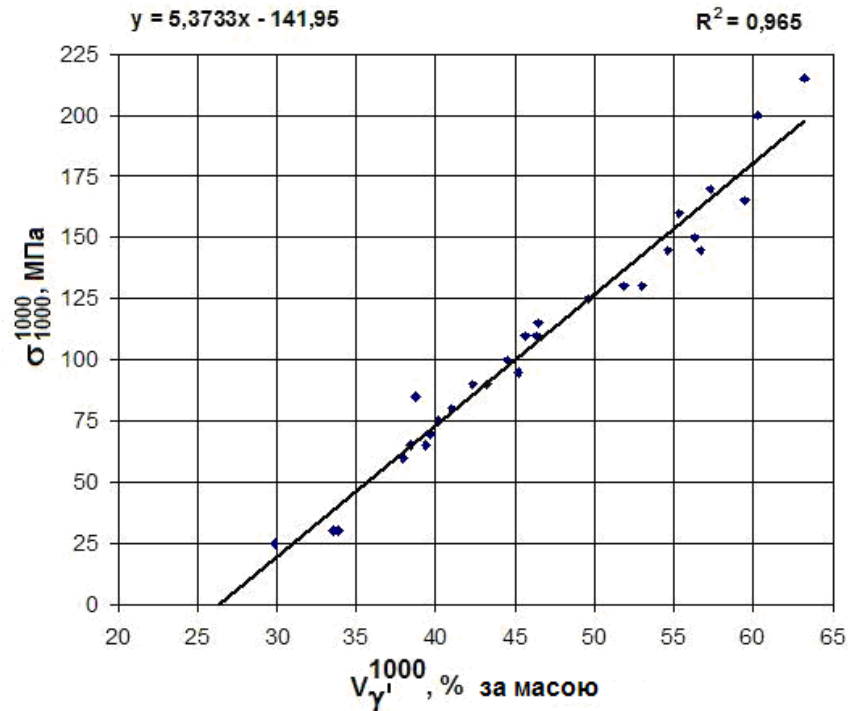


Рисунок 3.39 - Кореляційна залежність границі 1000- годинної тривалої міцності (σ_{1000}^{1000}) від об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{1000}$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС при 1000⁰С [427, 434, 441, 442]

В таблицях 3.13 - 3.15 і на рисунках 3.26 - 3.39 показано, що отримані нові регресійні моделі (група 6) мають високі коефіцієнти детермінації ($R^2 \geq 0,9$) і низький рівень похибок між розрахунковими та експериментальними значеннями для досліджених ливарних ЖНС.

3.6.4 Характеристики міцності сплаву ЗМІ-ЗУ, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 6)

У таблицях 3.16 - 3.18 представлено розрахункові значення об'ємної частки ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази, а також границь короткочасної (σ_B^t) та границь 100- і 1000- годинної тривалої (σ_t^t) міцності для досліджених температур, які розраховувалися за отриманими регресійними моделями (група б) (див. табл. 3.13 - 3.15), в порівнянні з експериментальними паспортними даними для промислового ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У [44] середнього рівня легування, взятого в якості прикладу. На основі порівняльного аналізу отриманих результатів встановлено, що розрахункові значення, що наведено в таблицях 3.16 - 3.18, мають збіжність і узгодженість з експериментальними паспортними даними для промислового ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування [44], [434].

Таблиця 3.16 - Розрахункові [434] і експериментальні значення границь короткочасної міцності (σ_B^t) (група б) для сплаву ЗМІ-3У [44]

Сплав ЗМІ-3У	Мінілегувальний комплекс ($\Sigma C_i^{\gamma'}$), об'ємна частка ($V_{\gamma'}^t$), % за масою ; границя короткочасної міцності (σ_B^t), МПа								
	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$V_{\gamma'}^{20}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$	σ_B^{20}	σ_B^{800}	σ_B^{900}	σ_B^{1000}
Розрахунок	8,2	50,9	48,4	44,4	34,4	918,6	901,6	723,1	473,4
Експеримент	-	48	-	-	-	920	900	735	-

Таблиця 3.17 - Розрахункові [434] і експериментальні значення границь 100- годинної тривалої міцності (σ_{100}^t) (група б) для сплаву ЗМІ-3У [44]

Сплав ЗМІ-3У	Мінілегувальний комплекс ($\Sigma C_i^{\gamma'}$), об'ємна частка ($V_{\gamma'}^t$), % за масою ; границя 100- годинної тривалої міцності (σ_t^t), МПа						
	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$	σ_{100}^{800}	σ_{100}^{900}	σ_{100}^{1000}
Розрахунок	8,2	48,4	44,4	34,4	509,9	320,2	139,4
Експеримент	-	-	-	-	491	300	-

Таблиця 3.18 - Розрахункові [434] і експериментальні значення границь 1000- годинної тривалої міцності (σ_{1000}^t) (група б) для сплаву ЗМІ-3У [44]

Сплав ЗМІ-3У	Мінілегувальний комплекс ($\Sigma C_i^{\gamma'}$), об'ємна частка ($V_{\gamma'}^t$), % за масою ; границя 1000- годинної тривалої міцності (σ_{τ}^t), МПа						
	$\Sigma C_i^{\gamma'}$	$V_{\gamma'}^{800}$	$V_{\gamma'}^{900}$	$V_{\gamma'}^{1000}$	σ_{1000}^{800}	σ_{1000}^{900}	σ_{1000}^{1000}
Розрахунок	8,2	48,4	44,4	34,4	376,5	193,9	42,6
Експеримент	-	-	-	-	392	199	-

Таким чином, визначено, що за величиною ($\Sigma C_i^{\gamma'}$) для класу ливарних жароміцних нікелевих сплавів можна розраховувати об'ємну частку ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в їх структурі для досліджених температур 20⁰, 800⁰, 900⁰, 1000⁰С з відповідними похибками 1,81%; 1,83%; 1,80%; 1,77%.

Також визначено, що за величиною об'ємної частки ($V_{\gamma'}^t$) основної зміцнювальної γ' - фази в структурі ливарних жароміцних нікелевих сплавів можна розраховувати границі короткочасної міцності (σ_B^t) для досліджених температур 20⁰, 800⁰, 900⁰, 1000⁰С з відповідними похибками 2,28%; 2,20%; 1,20%; 2,52%, а також розраховувати границі тривалої міцності (σ_{τ}^t) для досліджених температур 800⁰, 900⁰, 1000⁰С: границі (σ_{100}^t)- годинної тривалої міцності з відповідними похибками 1,19%; 1,41%; 1,12%; границі (σ_{1000}^t)- годинної тривалої міцності з похибками 1,88%; 1,75%; 1,87%, відповідно.

3.7 Комплексна розрахунково-аналітична методика (КРАМ) для оптимізації складу ливарних ЖНС із заданими властивостями

На основі проведених розрахункових досліджень за основними групами параметрів, які впливають на працездатність ливарних ЖНС, розроблено загальний алгоритм, який об'єднує відомі розрахунково-аналітичні методи [1-3, 7, 9, 151, 152, 170, 347, 352-355, 359-361, 365-372, 375-389, 391-401, 406, 409-421] з групами отриманих регресійних моделей [426-431, 434, 436-442] для проектування нових сплавів даного класу або

модернізування складів існуючих промислових марок з необхідним рівнем службових властивостей шляхом оптимізації їх хімічного складу за багатьма критеріями з порівняльною оцінкою з експериментальними даними, які отримують в промислових умовах на дослідних зразках тестових плавок.

3.7.1 Алгоритм методики КРАМ для оптимізації складу ливарних ЖНС

Створений алгоритм методики КРАМ дозволяє максимально ефективно виконувати пошук оптимальних складів шляхом оптимізації хімічного складу сплаву за заданими критеріями, який гарантовано забезпечує заданий рівень характеристик, значно скорочує фінансові витрати і час на проведення комплексних науково-дослідних робіт, без попереднього проведення експериментів.

Новий концептуальний підхід до розробки нових ливарних ЖНС шляхом багатокритерійної оптимізації їх хімічного складу, що гарантовано забезпечує комплекс заданих властивостей, реалізовано в загальному алгоритмі, представленому на рисунку 3.40, що має такі переваги:

- можливість більш об'єктивної оцінки ймовірності виділення з γ - твердого розчину різного типу крихких шкідливих ТЩУ фаз;
- більш висока точність розрахунків за групами отриманих регресійних моделей типу «параметр-властивість», які враховують специфіку впливу мінілегувальних комплексів (співвідношення елементів), що входять в хімічний склад розробляемого сплаву, на ті або інші властивості;
- розроблений алгоритм експресної та економічної методики КРАМ є необхідним і важливим інструментом для сучасного матеріалознавства при розробці як нових складів ливарних ЖНС, так і удосконаленні складів існуючих промислових марок. із заданим комплексом властивостей.

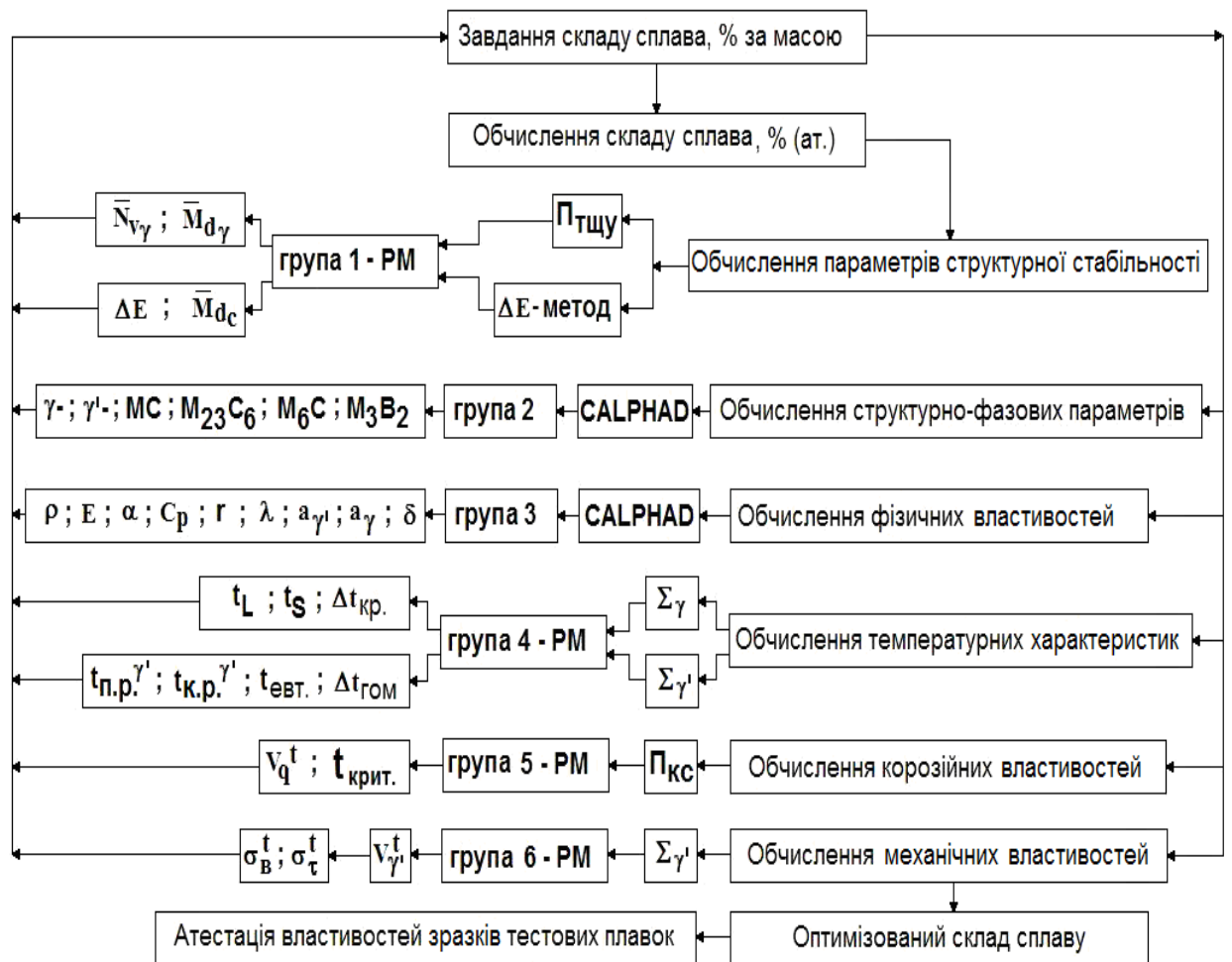


Рисунок 3.40 - Загальний алгоритм методики КРАМ для оптимізації складу розробляемого сплаву за заданими критеріями [426-431, 434, 436-442]

Представлений на рисунку 3.40 розроблений загальний алгоритм експресної методики КРАМ для оптимізації складів ливарних ЖНС з гарантованим комплексом службових властивостей включає виконання наступних підготовчих етапів:

- на першому етапі розробляється технічне завдання на розробляємий сплав, на основі вимог конструкторів і технологів;
- на другому етапі відповідно до технічного завдання формується перелік вимог до розробляемого сплаву, які задаються з урахуванням особливостей умов його експлуатації;

- на третьому етапі формується концептуальний підхід щодо визначення сплаву-аналога і сплаву-прототипу з метою вибору групи модельних (дослідних) складів для розробки майбутнього сплаву;

- на четвертому етапі на основі заданих параметрів, які закладаються в комплексний розрахунок, відбираються структурно-стабільні дослідні склади розробляемого сплаву. Далі, відповідно до алгоритму комплексної методики КРАМ розраховуються всі структурно-стабільні дослідні склади за основними контрольованими параметрами, які потім аналізуються шляхом багатокритерійного підходу. Після порівняльного аналізу отриманих розрахункових даних з рівнем необхідних характеристик, визначається один - найбільш оптимальний склад;

- на п'ятому етапі в промислових умовах здійснюються тестові плавки оптимізованого складу розробленого сплаву і комплексне експериментальне дослідження всіх контрольованих параметрів на отриманих дослідних зразках.

Частіше за все потрібно неодноразове повторення розрахункового процесу за наведеним алгоритмом (див. рис. 3.40). Зазом з тим, все основне навантаження в даному процесі займають комп'ютерні розрахунки, істотно підвищуючи продуктивність процесу, що надає науковим дослідженням більшу ефективність, інформативність і економічність.

3.7.2 Послідовність виконання розрахунків за алгоритмом методики КРАМ при оптимізації складу ливарних ЖНС

Розроблений алгоритм для оптимізації складу ливарних ЖНС реалізований з комплексним використанням комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів на основі методу CALPHAD в програмі (JMatPro) [391-401, 417, 418] і ΔE - методу [1, 7, 151, 152, 170], а також групами отриманих регресійних моделей, інтегрованих в загальний алгоритм методики КРАМ, який включає наступні розрахункові етапи:

- розрахунок за отриманими регресійними моделями (група 1) параметрів структурної стабільності ($\Pi_{\text{ТЩУ}}$, $\bar{N}_{V\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$, $\bar{M}d_C$, ΔE) з метою відбору фазово-стабільних дослідних композицій розробляемого сплаву [426, 434];

- розрахунок для фазово-стабільних композицій розробляемого сплаву структурно-фазових характеристик (група 2) з використанням комп'ютерної термодинаміки CALPHAD (JMatPro) [391-401, 417, 418]: тип, об'ємна частка і хімічний склад фаз (γ -, γ' -, MC, $M_{23}C_6$, M_6C , M_2B_3 і ін.), які з найбільшою ймовірністю можуть виділятися в їх структурі;

- розрахунок для фазово-стабільних композицій розробляемого сплаву фізичних властивостей (група 3) - (ρ , α , E, C_p , γ , λ , $a_{\gamma'}$, a_{γ} , δ) з використанням комп'ютерної термодинаміки CALPHAD (JMatPro) [391-401, 417, 418];

- розрахунок за отриманими регресійними моделями (група 4) для фазово-стабільних дослідних складів розробляемого сплаву температурних характеристик (ΣC_i^{γ} , t_L , t_S , $\Sigma C_i^{\gamma'}$, t_{EVT} , $t_{LP}^{\gamma'}$, $t_{KP}^{\gamma'}$, Δt_{KP} , $\Delta t_{ГОМ}$.) [434, 437];

- розрахунок за отриманими регресійними моделями (група 5) для фазово-стабільних композицій розробляемого сплаву корозійних характеристик - ($\Pi_{КС}$, $\bar{V}q^{800}$, $\bar{V}q^{850}$, $\bar{V}q^{900}$, $\bar{V}q^{950}$, $t_{КРИТ.}$) [434, 440];

- розрахунок за отриманими регресійними моделями (група 6) для фазово-стабільних композицій розробляемого сплаву характеристик міцності: мінілегувального комплексу ($\Sigma C_i^{\gamma'}$), об'ємної частки γ' - фази ($V_{\gamma'}^{20}$, $V_{\gamma'}^{800}$, $V_{\gamma'}^{900}$, $V_{\gamma'}^{1000}$) в структурі, границь короточасної міцності (σ_B^{20} , σ_B^{800} , σ_B^{900} , σ_B^{1000}), границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_{100}^{800} , σ_{100}^{900} , σ_{100}^{1000} , σ_{1000}^{800} , σ_{1000}^{900} , σ_{1000}^{1000}) [427, 434, 441, 442];

- в разі отримання незадовільного результату значення для одного або більшої кількості розрахункових параметрів, в порівнянні з необхідним рівнем контрольованих властивостей, заданих технічним завданням, коригується хімічний склад і проводяться повторні розрахунки у тієї ж послідовності;

- в разі задоволення всіх контрольованих розрахункових параметрів необхідним вимогам, в промислових умовах проводяться експериментальні дослідження та випробування дослідних зразків тестових плавок оптимізованого складу розробленого сплаву;

- в разі експериментального підтвердження всіх контрольованих властивостей атестацією зразків тестових плавок, подається заявка на винахід з отриманням патенту України на хімічний склад розробленого сплаву з метою його подальшого впровадження в промислове виробництво.

Результати розрахункових досліджень, представлених на прикладі відомого промислового ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву марки ЗМІ-3У середнього рівня легування показали, що розроблений алгоритм комплексної розрахунково-аналітичної методики КРАМ, який включає як відомі методи, так і групи отриманих регресійних моделей, що забезпечує можливість більш ефективного прогнозування заданих властивостей при розробці як нових ливарних ЖНС, так і удосконаленні складів існуючих промислових марок без попереднього проведення експериментів.

3.8 ВИСНОВКИ

Виконаний комплекс розрахункових досліджень дозволив сформулювати ряд теоретичних положень, що визначають наукові принципи проектування ливарних ЖНС із необхідним рівнем службових властивостей. Проведені дослідження вперше дозволили отримати наступне:

- систематизовано і оброблено розрахункові та експериментальні дані по класу ливарних ЖНС за основними групами властивостей, що впливають на їх працездатність, таких як: структурна стабільність, структурно-фазові, фізичні, температурні, корозійні і механічні;

- отримано регресійні моделі (група 1), що дозволяють за мінілегувальним комплексом $\Pi_{\text{ТЩУ}} = \text{Cr} / (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W})$, співвідношенню цих елементів в складі ливарних ЖНС, розраховувати параметри структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}_{d\gamma}$) з похибками 2,98% і 1,37%, відповідно, тобто точніше, ніж традиційні методи PHASOMP і New PHASOMP з їх відомими регресійними рівняннями; отримано регресійну модель (група 1) для розрахунку параметра ($\bar{M}_{dC}$) сплаву за величиною дисбалансу (ΔE) системи легування ливарних ЖНС з похибкою 1,07%, замість - New PHASOMP;

- показано, що термодинамічні розрахунки структурно-фазових (група 2) і фізичних (група 3) характеристик досліджених ливарних ЖНС, що були розраховані на основі їх хімічного складу з використанням комп'ютерного моделювання термодинамічних процесів в програмі JMatPro, показали узгодженість і збіжність з експериментальними даними для цих сплавів;

- отримано регресійні моделі (група 4), що дозволяють розраховувати критичні температури ліквідусу (t_L) і солідусу (t_S) для класу ливарних ЖНС за мінілегувальним комплексом (ΣC_i^{γ}), сумарним вмістом елементів в їх складі ($\text{Mo} + \text{W} + \text{Ta} + \text{Re} + \text{Ru}$)%, за масою, що зміцнюють γ - твердий розчин, з похибками 1,41%; 1,36%, відповідно, а також дозволяють розраховувати критичні температури початку ($t_{\text{П.Р.}\gamma}$) і кінця ($t_{\text{К.Р.}\gamma}$) розчинення γ' - фази в γ - твердому розчині та температуру ($t_{\text{ЕВТ.}}$) локального плавлення евтектики ($\gamma + \gamma'$) за мінілегувальним комплексом (ΣC_i^{γ}), сумарним вмістом в їх складі γ' - утворювальних елементів ($\text{Al} + \text{Ti} + \text{Nb} + \text{Ta} + \text{Hf}$)%, за масою, з похибками 1,76%; 1,69; 2,10%, відповідно;

- отримано регресійні моделі (група 5), що дозволяють розраховувати за мінілегувальним комплексом $\Pi_{\text{КС}} = \sqrt{\text{Cr}} \cdot (\text{Ti} / \text{Al})$, співвідношенням цих елементів в складі, середню швидкість корозії ($\bar{V}_q^t$) для класу ливарних ЖНС в умовах впливу синтетичної золи за температур 800⁰, 850⁰, 900⁰ і 950⁰С та критичну температуру ($t_{\text{КРИТ.}}$) переходу до прискореної ВТК, з похибками 2,85%; 2,96%; 2,50%; 2,66%, 1,39%, відповідно;

- отримано регресійні моделі (група б), що дозволяють розраховувати за мінілегувальним комплексом ($\Sigma C_i^{\gamma'}$), сумарним вмістом в складі ливарних ЖНС γ' - утворювальних елементів (Al+Ti+Nb+Ta+Hf)%, за масою, об'ємну частку ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в структурі за температур 20⁰, 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С з похибками 1,81%; 1,83%; 1,80%; 1,77%, відповідно, а також розраховувати за об'ємною часткою ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в структурі ливарних ЖНС границі короточасної міцності (σ_B^t) за температур 20⁰, 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С з похибками 2,28%; 2,20%; 1,20%; 2,52%, відповідно, та границі 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_t^t) за температур 800⁰, 900⁰, 1000⁰С з похибками 1,19%; 1,41%; 1,12% та 1,88%; 1,75%; 1,87%, відповідно;

- створено загальний алгоритм комплексної розрахунково-аналітичної методики (КРАМ), що дозволяє без попереднього проведення експериментів, шляхом оптимізації хімічного складу за заданими критеріями, розробляти як нові жароміцні нікелеві сплави, так і удосконалювати склади існуючих промислових марок, гарантовано забезпечуючи комплекс властивостей з урахуванням умов експлуатації.

Результати досліджень опубліковано в роботах [426, 427, 429-431, 434-437, 440-442].

РОЗДІЛ 4 РОЗРОБКА ЛИВАРНОГО ЖАРОМІЦНОГО КОРОЗІЙНОСТІЙКОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЛИТИХ РОБОЧИХ ЛОПАТОК МЕТОДОМ СПРЯМОВАНОЇ (МОНО) КРИСТАЛІЗАЦІИ

До найбільш відомих промислових ливарних ЖНС для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації, які широко застосовуються на моторобудівних підприємствах України, відносяться серійні сплави ЖС26-ВІ, ЖС32-ВІ, ЖС32Е [4, 6, 26, 51, 435, 436, 443-445, 449, 451] (див. розділ 2, табл. 2.1).

Відомо, що промисловий ливарний жароміцний не корозійностійкий нікелевий сплав ЖС26-ВІ [4, 6, 26, 51], легований алюмінієм в кількості (5,5...6,2)% і титаном (0,8...1,2)%, за масою (табл. 4.1), в якому об'ємна частка ($V_{\gamma^{20}}$) γ' - фази в структурі становить (58...62)%, має значно вищу жароміцність і кращий опір високотемпературної повзучості при 1000°C, ніж промисловий ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЗМІ-3У [44, 78], легований алюмінієм в кількості (2,8...4,0)% і титаном (4,0...5,5)%, за масою (див. табл. 4.1), в якому об'ємна частка ($V_{\gamma^{20}}$) γ' - фази в структурі менше на (15...20)%, що становить (44...52)% за масою.

Таблиця 4.1 - Хімічний склад промислових сплавів ЗМІ-3У [44, 78] і ЖС26-ВІ [51]

Марка сплаву	Вміст елементу, % за масою ; Ni - основа											
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Nb	V	B	Y	La
ЗМІ-3У-ВІ	0,07-0,15	12,5-14,0	4,0-6,0	0,5-1,25	6,5-8,0	2,8-4,0	4,0-5,5	-	-	0,015	0,03	0,01
ЖС26-ВІ	0,13-0,18	4,3-5,6	8,0-10,0	0,8-1,4	10,9-12,5	5,5-6,2	0,8-1,2	1,4-1,8	0,8-1,2	0,015	0,005	0,005

Однак, промисловий сплав ЖС26-ВІ не має необхідної ВТК - стійкості, що робить його застосування в якості матеріалу робочих лопаток стаціонарних ГТУ не перспективним. У той же час, промисловий сплав ЗМІ-3У має необхідний рівень ВТК - стійкості, але не має необхідного рівня жароміцності, що робить його застосування для перспективних стаціонарних ГТУ, також неможливим.

4.1 Формування вихідних вимог до розробки складу нового сплаву для виготовлення литих лопаток зі спрямованою (моно) структурою

Основною метою досліджень була розробка за створеним алгоритмом методики КРАМ [434, 441, 442, 446] складу нового ливарного корозійностійкого нікелевого сплаву з характеристиками міцності на рівні промислового серійного ливарного жароміцного не корозійностійкого сплаву ЖС26-ВІ [4, 6, 26], взятого за аналог, призначеного для виготовлення робочих лопаток зі спрямованою (моно) структурою наземних газотурбінних установок Д-336 різних модифікацій (Т1, Т2).

Для отримання дослідних складів за основу було обрано промисловий ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЗМІ-3У [4, 44, 78], взятий за прототип, як найбільш близький за науково-технічною сутністю і очікуваному результату (табл. 4.1). Ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЗМІ-3У до теперішнього часу широко застосовується у вітчизняній промисловості в якості матеріалу для виготовлення робочих лопаток існуючих наземних ГТУ різного призначення, наприклад газоперекачувальних агрегатів типу ГТК-10І, ГТК-25І.

В таблиці 4.1 показано, що базова система легування сплаву ЗМІ-3У (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Y-B-C) не містить танталу. Тому, пошук дослідних композицій розробляемого сплаву проводився в новій системі легування

(Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-B-Y-La-C) [447, 448] шляхом одночасного варіювання вмістом вуглецю і хрому з введенням нового елементу - танталу, що було обумовлено наступними обставинами:

- по-перше, зниження вмісту вуглецю і хрому матиме позитивний вплив на підвищення рівня характеристик жароміцності, особливо тривалої міцності і пластичності, без помітного зниження характеристик ВТК - стійкості;

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

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

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

У зв'язку з вищевикладеним, розробка за створеним алгоритмом методики КРАМ [434, 441, 442, 446] нового ливарного корозійностійкого сплаву з підвищеними характеристиками жароміцності, призначеного для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації до перспективних наземних ГТУ, з подальшим впровадженням його в промислове виробництво, є актуальним і перспективним для вітчизняного газотурбобудування.

4.2 Контрольовані параметри для оптимізації складу розробляемого сплаву в новій системі легування Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-B-Y-La-C

Таким чином, показано, що для розробки сплаву із заданими характеристиками в новій системі легування (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-B-Y-La-C), було сформульовано основні вимоги до контрольованих параметрів (табл. 4.2). Дані параметри закладалися в розрахунок відповідно до створеного алгоритму (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40) методики КРАМ [434, 441, 442, 446] з метою оптимізації складу розробляемого сплаву за заданими критеріями, що гарантовано забезпечить комплекс властивостей [447, 448].

Таблиця 4.2 - Контрольовані параметри для оптимізації складу розробляемого сплаву для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації [447, 448]

Контрольовані параметри	Одиниця виміру	Величина параметра
Параметр структурної стабільності, $P_{\text{ТЩУ}} = \text{Cr} / (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{W})$	-	$0,825 \pm 0,025$
Сумарна кількість електронних вакансій в γ -твердому розчині, $\bar{N}_{V\gamma}$	-	$\leq 2,40$
Сумарна кількість валентних електронів в γ -твердому розчині, $\bar{M}d_{\gamma}$	-	$\leq 0,93$
Сумарна кількість валентних електронів в сплаві, $\bar{M}d_{\text{C}}$	-	$0,980 \pm 0,008$
Величина дисбалансу системи легування сплаву, ΔE	-	$0,00 \pm 0,04$

Кінець таблиці 4.2 [447, 448]

Контрольовані параметри	Одиниця виміру	Величина параметра
Температура солідус, t_s	$^{\circ}\text{C}$	≥ 1290
Температурний інтервал кристалізації сплаву, $\Delta t_{\text{кр.}}$	$^{\circ}\text{C}$	≤ 80
Температура кінця розчинення γ' - фази, $t_{\text{к.р.}}^{\gamma'}$	$^{\circ}\text{C}$	≥ 1200
Температурний інтервал для проведення гомогенізації, $\Delta t_{\text{гом.}}$	$^{\circ}\text{C}$	≥ 20
Об'ємна частка зміцнювальної γ' - фази в структурі при 20°C , $V_{\gamma'}^{20}$	%, за масою	≥ 60
Розмірна невідповідність параметрів кристалевих ґраток γ - і γ' - фаз (місфіт), δ	%	0,15 - 0,45
Границя короточасної міцності при 20°C , σ_B^{20}	МПа	≥ 950
Відносне подовження при 20°C , δ^{20}	%	$\geq 5,0$
Час до руйнування зразків (довговічність) при умовах τ_{260}^{975}	годин	≥ 40
Параметр корозії, $\Pi_{\text{КС}} = \sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$	-	$\geq 3,0$
Критична температура переходу до прискореної ВТК, $t_{\text{крит.}}$	$^{\circ}\text{C}$	≥ 800
Вихід придатних литих робочих лопаток за макроструктурою	%	На рівні ЖС26-ВІ

4.3. Коригування базового складу ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування

Початковий етап розробки полягав в коригуванні границь легування деяких елементів (див. табл. 4.1) всередині марочного складу промислового сплаву ЗМІ-3У [44, 78], що було пов'язано з наступним:

- звуження границь легування γ' - утворювальних елементів: по алюмінію - підвищення нижньої границі легування з 2,8% до 3,2%, за масою; по титану - зниження верхньої границі легування з 5,5% до 4,8%, за масою, що сприятиме збільшенню об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в структурі і підвищенню її термодинамічної стабільності в коригованому складі сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування;

- звуження границь легування за елементами, що зміцнюють γ - твердий розчин: по молібдену - зниження верхньої границі легування з 1,25% до 1,0%; по вольфраму - зниження верхньої границі легування з 8,0% до 7,3%, за масою, сприятиме поліпшенню структурно-фазової стабільності, зменшенню розкиду показників міцності, стабілізації показників ВТК - стійкості в коригованому складі сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування;

- зниження концентрації зернограничних зміцнювачів - бору з 0,015% до 0,010% і верхньої границі вуглецю з 0,15% до 0,12%, за масою, що буде сприяти підвищенню критичних температур в коригованому базовому складі сплаву ЗМІ-3У середнього рівня легування.

4.3.1 Обґрунтування вибору модельних композицій для оптимізації складу розробляемого сплаву за заданими критеріями

Скоригований склад сплаву ЗМІ-3У був узятий в якості базового, на основі якого далі здійснювався вибір п'яти (1-5) модельних складів (табл. 4.3) розробляемого сплаву, що обґрунтовувалося наступним:

- покрокове зниження вмісту хрому на 2,0% в інтервалі від 13,0% до 11,0% за масою з концентраційним кроком 0,5% матиме позитивний вплив на підвищення характеристик жароміцності проектованого сплаву без помітного впливу на характеристики ВТК - стійкості, в порівнянні з базовим сплавом ЗМІ-3У, взятим за прототип;

- покрокове зниження вмісту вуглецю на 0,08% в інтервалі від 0,12% до 0,04% за масою з концентраційним кроком 0,02% сприятиме підвищенню критичних температур, стабілізації параметрів ВТК - стійкості, зниження загальної об'ємної частки карбідної фази і поліпшенню її морфології, що матиме позитивний вплив на характеристики пластичності розробляемого сплаву;

- покрокове введення нового елемента танталу в інтервалі від 1,0% до 5,0% за масою з концентраційним кроком 1,0% сприятиме збільшенню об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в структурі і зміни її хімічного складу, що підвищить термодинамічну стабільність γ' - фази і її залишкову частку в структурі розробляемого сплаву в межах температурного діапазону (800...1000°C);

- визначення оптимального вмісту і границь легування вуглецем, хромом і танталом в складі проектованого сплаву забезпечить підвищення жароміцності до рівня близького промислового сплаву ЖС26-ВІ, поліпшить його технологічність за рахунок звуження температурного інтервалу кристалізації ($\Delta t_{кр.}$), що є важливим при формуванні бездефектної структури в зразках і лопатках, отриманих методом спрямованої (моно) кристалізації;

- підхід до оптимізації хімічного складу за багатьма критеріями в новій вибраній системі легування (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-B-Y-La-C) забезпечить виконання заданих вимог, щодо забезпечення рівня контрольованих параметрів, які були визначені для розробляемого сплаву (див. табл. 4.2).

У таблиці 4.3 представлено дослідні склади (1-5) розробляемого сплаву, разом зі складами промислових сплавів ЗМІ-3У і ЖС26-ВІ середнього рівня легування.

Діапазон варіювання елементами в новій обраній системі легування (Ni-Cr-Co-Al-Ti-Mo-W-Ta-B-Y-La-C) розробляемого сплаву був заданий в наступних досліджуваних межах: вуглець (0,04...0,12)%; хром (11,0...13,0)%; тантал (1,0...5,0)% за масою.

Таблиця 4.3 - Хімічний склад дослідних сплавів [447, 448]

№ складу	Вміст елементу %, за масою; Ni - основа												
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	V	Ta	B	Y	La
ЗМІ-3У	0,12	13,5	5,0	3,4	4,8	0,8	7,3	-	-	-	0,015	0,03	0,01
1	0,12	13,0	5,0	3,6	4,5	0,8	7,0	-	-	1,0	0,010	0,03	0,01
2	0,10	12,5	5,0	3,6	4,5	0,8	7,0	-	-	2,0	0,010	0,03	0,01
3	0,08	12,0	5,0	3,6	4,5	0,8	7,0	-	-	3,0	0,010	0,03	0,01
4	0,06	11,5	5,0	3,6	4,5	0,8	7,0	-	-	4,0	0,010	0,03	0,01
5	0,04	11,0	5,0	3,6	4,5	0,8	7,0	-	-	5,0	0,010	0,03	0,01
ЖС26-ВІ	0,16	5,0	9,0	5,8	0,8	1,1	11,5	1,6	1,0	-	0,015	0,005	0,005

Для дослідних складів (1-5) і промислових сплавів ЗМІ-3У [44, 78] і ЖС26-ВІ [4, 6, 26, 51], наведених в таблиці 4.3, були розраховані параметри за основними групами, відповідно до розробленого алгоритму (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40) методики КРАМ [426-432, 434, 436-442].

Результати розрахункових параметрів, що були отримані на модельних складах (1-5) порівнювалися з рівнем контрольованих показників (див. табл. 4.2). Це дозволило здійснити порівняльну оцінку за заданими критеріями і визначити для проведення подальших експериментальних досліджень один оптимальний склад [434, 441, 442, 446-448].

4.3.2 Параметри структурної стабільності досліджених сплавів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 1)

Відповідно з розробленим алгоритмом експрес-методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40) за отриманими регресійними моделями (група 1) [426, 434] було здійснено порівняльну оцінку структурної стабільності дослідних складів (1-5) за параметрами $\Pi_{\text{тщ}}^{\text{у}}$, $\bar{N}_{\text{v}\gamma}$, $\bar{M}_{\text{d}\gamma}$, $\bar{M}_{\text{dC}}$,

Таблиця 4.4 - Розрахункові значення параметрів структурної стабільності (група 1) досліджених сплавів [434, 441, 442, 446-448]

[illegible]

Відповідно з ΔE -методом [151, 152] показано, що в складі ливарних ЖНС з великим негативним значенням дисбалансу системи легування ($\Delta E \ll -0,04$) велика ймовірність утворення гетеротипних фаз: карбідів типу M_6C , α - фаз на основі вольфраму (α_w) і молібдену (α_{Mo}), а також ТЩУ фаз типу (σ -, μ -). У той же час, сплави з великим позитивним значенням дисбалансу системи легування ($\Delta E \gg +0,04$), схильні до утворення гомеотипних фаз типу η - фази на основі (Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta), а також евтектичних ($\gamma+\gamma'$) (перитектичних) фаз на основі (Ni_3Al). Якщо величина ($\Delta E \rightarrow 0$) близька до нуля, то сплав за хімічним складом вважається ідеально збалансованим.

Встановлено (див. табл. 4.4), що дослідні склади (1-4) і промислові сплави ЗМІ-3У, ЖС26-ВІ збалансовані з точки зору умов дисбалансу системи легування ($\Delta E = \pm 0,04$). Так, величина (ΔE) для дослідних складів (1-4) знаходиться в межах від $+0,0054$ до $-0,0400$, що задовольняє умовам збалансованого легування. Разом з тим, показано, що величина (ΔE) для дослідного складу 5 не задовольняє умовам збалансованого легування ($\Delta E = -0,0856$), тому цей склад був виключений з подальших розрахункових досліджень [447, 448].

4.3.3 Структурно-фазові характеристики (група 2) досліджених сплавів, розраховані методом CALPHAD (JMatPro)

Далі, відповідно з алгоритмом методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40), для фазово-стабільних дослідних композицій (1-4) та промислових сплавів ЗМІ-3У і ЖС26-ВІ, методом CALPHAD (JMatPro) [391-401, 417, 418] були здійснені термодинамічні розрахунки структурно-фазових характеристик (група 2). У таблиці 4.5 представлено розрахункові

значення структурно-фазових характеристик (група 2) для досліджених складів.

Таблиця 4.5 - Розрахункові результати структурно-фазових характеристик досліджених сплавів

№ складу	Тип, об'ємна частка фаз в структурі (група 2) при 20 ⁰ С, % за масою, CALPHAD-метод (JMatPro) [391-401, 417, 418]									
	γ -	γ' -	MC	M ₆ C	M ₂₃ C ₆	*M ₃ B ₂	*MB ₂	* σ -	* μ -	*p-
ЗМІ-3У	41,01	52,24	0,78	-	2,35	0,18	0,05	1,21	-	2,18
1	38,59	54,47	0,85	-	2,35	0,12	0,03	1,53	-	2,06
2	35,20	56,95	0,77	-	1,96	0,12	0,03	2,18	-	2,79
3	32,43	59,48	0,67	-	1,57	0,12	0,03	2,84	-	2,86
4	28,13	63,03	0,55	-	1,18	0,12	0,03	2,51	-	4,45
ЖС26-ВІ	31,77	62,16	1,13	-	-	0,18	0,04	-	4,72	-

Розрахункові дослідження (див. табл. 4.5) показали, що промисловий сплав ЖС26-ВІ може проявляти незначну схильність до утворення μ - фази, а дослідні склади (1-4) і промисловий сплав ЗМІ-3У до утворення фаз типу σ - або p- .

Разом з тим, показано (рис. 4.1, табл. 4.6), що виділення в структурі досліджених сплавів фаз типу *M₃B₂, *MB₂, * σ -, * μ -, *p- мало ймовірно, тому що утворення цих фаз в процесі кристалізації стає практично неможливим в низькотемпературних областях їх існування.

Встановлено [447, 448], що кращий показник об'ємної частки (V_{γ}^{20}) γ' - фази в структурі досліджених сплавів, який впливає на характеристики жароміцності, має фазово-стабільний дослідний склад 4 ($V_{\gamma}^{20} = 63,03\%$), а також промисловий сплав ЖС26-ВІ ($V_{\gamma}^{20} = 62,16\%$) (див. табл. 4.5), для яких виконується умова ($V_{\gamma}^{20} \geq 60\%$) (див. табл. 4.2, 4.4, 4.5), в порівнянні з дослідними складами (1 -3) і промисловим сплавом ЗМІ-3У.

На рисунку 4.1 представлено результати розрахункових значень структурно-фазових (група 2) характеристик (див. табл. 4.5), а також хімічного складу фаз (див. табл. 4.6), розрахованих методом CALPHAD (JMatPro) [391-401, 417, 418] для дослідного сплаву 4, у якого виконується умова ($V_{\gamma}^{20} \geq 60\%$) (див. табл. 4.2, 4.4, 4.5).

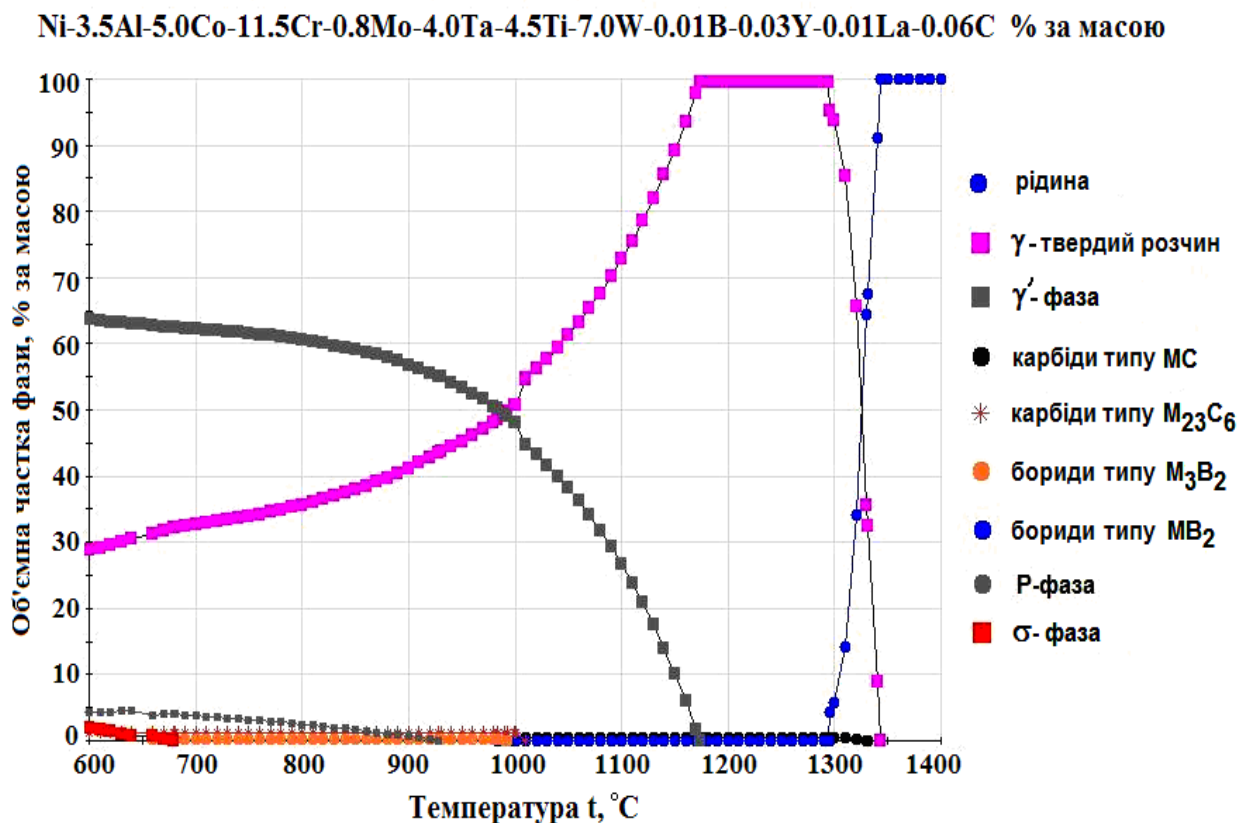


Рисунок 4.1 - Фазовий склад дослідного складу 4 [447, 448], розрахований методом CALPHAD (JMatPro) [391-401, 417, 418]

Таблиця 4.6 - Розрахункові результати хімічного складу фаз (група 2) в структурі дослідного складу 4 [447, 448]

Фаза	Вміст елементу в фазі при 20 ⁰ C, % за масою									
	Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	C	B
γ'-	73,45	2,19	1,52	5,43	6,90	0,04	4,38	6,09	-	-
γ-	55,24	10,34	25,73	0,28	0,06	0,61	7,59	0,15	-	-
MC	-	-	0,28	-	27,29	0,12	9,15	52,76	10,4	-

Кінець таблиці 4.6 [447, 448]

Фаза	Вміст елементу в фазі при 20 ⁰ С, % за масою									
	Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	C	B
M ₂₃ C ₆	1,96	0,84	73,19	-	-	14,59	4,31	-	5,11	-
*M ₃ B ₂	-	-	22,11	-	-	62,49	7,36	-	-	8,04
*MB ₂	-	-	-	-	68,88	-	-	-	-	31,12
*p-	14,90	4,42	17,56	-	-	11,47	51,65	-	-	-
*σ-	15,05	18,26	60,70	-	-	2,91	3,08	-	-	-
Примітка: * - утворення фаз *M ₃ B ₂ , *MB ₂ , *σ- і *p- мало ймовірно.										

4.3.4 Фізичні властивості (група 3) досліджених сплавів, розраховані CALPHAD-методом (JMatPro)

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40) були здійснені термодинамічні розрахунки фізичних властивостей (група 3) для фазово-стабільних композицій (1-4), а також промислових сплавів ЗМІ-3У і ЖС26-ВІ з використанням комп'ютерного моделювання в програмі (JMatPro) [391-401, 417, 418], результати наведено в таблиці 4.7.

Встановлено [447, 448], що кращий показник місфіт-фактора $\delta = 2 \cdot \frac{(a_{\gamma'} - a_{\gamma})}{(a_{\gamma} + a_{\gamma'})} \cdot 100\% = 0,359\%$, який впливає на характеристики жароміцності, має фазово-стабільний дослідний склад 4, для якого виконуються вихідні умови розробки ($V_{\gamma}^{20} \geq 60\%$) і ($0,15 \leq \delta \leq 0,45\%$) (див. табл. 4.2, 4.4, 4.5, 4.7), в порівнянні з промисловим сплавом ЖС26-ВІ, а також дослідними складами (1-3) і промисловим сплавом ЗМІ-3У для яких не виконується умова ($V_{\gamma}^{20} \geq 60\%$).

Таблиця 4.7 - Розрахункові результати фізичних властивостей (група 3) досліджених сплавів [391-401, 417, 418]

№ складу	Фізичні характеристики (група 3) при 20 ⁰ С, CALPHAD-метод (JMatPro)								
	ρ , г/см ³	E, ГПа	$\alpha \cdot 10^6$, 1/К	C_p , Дж/Г·К	$r \cdot 10^6$, Ом·м	λ , Вт/м·К	$a_{\gamma'}$, нм	a_{γ} , нм	δ , %
ЗМІ-3У	8,29	212,58	11,39	0,43	0,70	10,42	0,3585	0,3578	0,220
1	8,31	212,80	11,38	0,42	0,70	10,41	0,3586	0,3578	0,230
2	8,36	213,19	11,35	0,42	0,70	10,41	0,3588	0,3578	0,273
3	8,41	213,48	11,32	0,42	0,70	10,40	0,3589	0,3578	0,316
4	8,46	213,66	11,29	0,42	0,70	10,39	0,3591	0,3580	0,362
ЖС26-ВІ	8,57	203,53	10,95	0,42	0,67	10,98	0,3583	0,3575	0,213

4.3.5 Критичні температури досліджених сплавів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 4)

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40) за отриманими регресійними моделями (група 4) [434, 441, 442, 446] для фазово-стабільних композицій (1-4) розробляемого сплаву, а також промислових сплавів ЗМІ-3У і ЖС26-ВІ були здійснені розрахунки критичних температур, що представлено в таблиці 4.8.

Встановлено [447, 448], що кращі показники критичних температур (t_s , $t_{к.р.}^{\gamma'}$, $\Delta t_{кр.}$, $\Delta t_{гом.}$), відповідальних за рівень показників жароміцності, а також технологічності при отриманні бездефектної спрямованої (моно) структури в зразках і лопатках, мають дослідний склад 4 і промисловий ливарний жароміцний не корозійностійкий нікелевий сплав ЖС26-ВІ (див. табл. 4.8), для яких виконуються умови ($t_s \geq 1290^0\text{C}$; $t_{к.р.}^{\gamma'} \geq 1200^0\text{C}$; $\Delta t_{кр.} \leq 80^0\text{C}$; $\Delta t_{гом.} \geq 20^0\text{C}$) (див. табл. 4.2), в порівнянні з дослідними

складами (1-3) і промисловим ливарним жароміцним корозійностійким нікелевим сплавом ЗМІ-3У, для яких ці умови не виконуються.

Таблиця 4.8 - Розрахункові результати температурних характеристик (група 4) досліджених сплавів [447, 448]

№ складу	Температурні характеристики (група 4), °С								
	$\sum C_{\gamma}$	t_L	t_S	$\sum C_{\gamma'}$	$t_{EVT.}$	$t_{П.Р.}^{\gamma'}$	$t_{К.Р.}^{\gamma'}$	$\Delta t_{КР.}$	$\Delta t_{ГОМ.}$
ЗМІ-3У	8,1	1354	1261	8,2	1233	843	1161	93	72
1	8,8	1358	1267	9,1	1248	846	1183	91	65
2	9,8	1364	1276	10,1	1264	849	1208	88	56
3	10,8	1369	1284	11,1	1280	852	1233	85	47
4	11,8	1374	1296	12,1	1293	855	1258	78	38
ЖС26-ВІ	12,8	1380	1302	8,4	1287	854	1266	78	21

4.3.6 Корозійні властивості досліджених сплавів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 5)

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40), за отриманими регресійними моделями (група 5) [434, 441, 442, 446] для фазово-стабільних композицій (1-4), а також промислових сплавів ЗМІ-3У і ЖС26-ВІ були розраховані корозійні властивості, що наведено в таблиці 4.9.

Встановлено, що кращі показники ($P_{КС}$; $t_{КРИТ.}$), а також показники середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$), які визначають рівень поверхневої стабільності сплавів, мають промисловий ливарний корозійностійкий сплав ЗМІ-3У і фазово-стабільні дослідні склади (1-4), для яких виконуються умови щодо забезпечення ВТК - стійкості ($P_{КС} \geq 3,0$; $t_{КРИТ.} \geq 800^{\circ}\text{C}$) (див. табл. 4.2, 4.9), в порівнянні з промисловим ливарним жароміцним не

корозійностійким сплавом ЖС26-ВІ, для якого ці умови не виконуються ($P_{КС} = 0,39$; $t_{КРИТ.} = 592^{\circ}\text{C}$) [447, 448].

Таблиця 4.9 - Розрахункові результати корозійних характеристик (група 5) досліджених сплавів [447, 448]

№ складу	Корозійні властивості (група 5), (V_q^t), г / м ² · с ; ($t_{КРИТ.}$), °С					
	$P_{КС} \geq 3,0$	$\bar{V}_q^{800} \cdot 10^4$	$\bar{V}_q^{850} \cdot 10^3$	$\bar{V}_q^{900} \cdot 10^3$	$\bar{V}_q^{950} \cdot 10^3$	$t_{КРИТ.} \geq 800$
ЗМІ-3У	5,15	0,1330	0,2990	1,2208	2,2852	853
1	4,51	0,2510	0,5257	2,0443	3,6339	837
2	4,42	0,2720	0,5677	2,1932	3,8712	834
3	4,33	0,2960	0,6141	2,3563	4,1293	832
4	4,24	0,3220	0,6653	2,5354	4,4107	829
ЖС26-ВІ	0,39	11,9020	19,6974	56,0466	71,4979	592

4.3.7 Характеристики міцності досліджених сплавів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 6)

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40), за отриманими регресійними моделями (група 6) [434, 441, 442, 446] для фазово-стабільних складів (1-4), а також промислових сплавів ЗМІ-3У і ЖС26-ВІ, були здійснені розрахунки об'ємної частки ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в їх структурі та виконані розрахунки границь короткочасної (σ_B^t) і тривалої (σ_r^t) міцності для досліджених температур, що наведено в таблицях 4.10 - 4.12.

Встановлено [447, 448], що кращі показники границь короткочасної міцності (σ_B^t) за температур 20⁰, 800⁰, 900⁰С має дослідний склад 4, а за температури 1000⁰С - дослідний склад 4 і промисловий ливарний жароміцний не корозійностійкий сплав ЖС26-ВІ (табл. 4.10).

Таблиця 4.10 - Розрахункові значення границь короткочасної (σ_B^t) міцності за температур 20⁰, 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С для досліджених сплавів [447, 448]

№ складу	Границі короткочасної (σ_B^t) міцності (група 6), МПа							
	$V_{\gamma'}^{20}$	σ_B^{20}	$V_{\gamma'}^{800}$	σ_B^{800}	$V_{\gamma'}^{900}$	σ_B^{900}	$V_{\gamma'}^{1000}$	σ_B^{1000}
ЗМІ-3У	50,92	918	48,4	912	44,4	723	34,3	473
1	53,88	968	52,9	940	48,6	780	39,1	516
2	56,99	1019	57,2	976	52,7	834	43,8	559
3	59,88	1068	59,3	1004	56,1	879	48,0	596
4	62,60	1112	63,0	1025	58,7	914	51,6	628
ЖС26-ВІ	61,59	881	59,4	1001	55,4	861	45,5	683

Встановлено [447, 448], що близький рівень показників границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_{100}^t) за температур 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С мають дослідний склад 4 і промисловий ливарний жароміцний не корозійностійкий сплав ЖС26-ВІ (табл. 4.11, 4.12).

Таблиця 4.11 - Розрахункові значення границь (σ_{100}^t) тривалої міцності (група 6) за температур 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С для досліджених сплавів [447, 448]

№ складу	Границі (σ_{100}^t) - годинної тривалої міцності (група 6), МПа					
	$V_{\gamma'}^{800}$	σ_{100}^{800}	$V_{\gamma'}^{900}$	σ_{100}^{900}	$V_{\gamma'}^{1000}$	σ_{100}^{1000}
ЗМІ-3У	48,4	530	44,4	320	34,3	140
1	52,9	564	48,6	356	39,1	164
2	57,2	600	52,7	396	43,8	191
3	59,3	626	56,1	425	48,0	213
4	63,0	648	58,7	451	51,6	234
ЖС26-ВІ	59,4	639	55,4	430	45,5	246

Таблиця 4.12 - Розрахункові значення границь (σ_{1000}^t) тривалої міцності (група 6) за температур 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С для досліджених сплавів [447, 448]

№ складу	Границі (σ_{1000}^t) - годинної тривалої міцності (група 6), МПа					
	V_{γ}^{800}	σ_{1000}^{800}	V_{γ}^{900}	σ_{1000}^{900}	V_{γ}^{1000}	σ_{1000}^{1000}
ЗМІ-3У	48,4	377	44,4	194	34,3	43
1	52,9	412	48,6	235	39,1	68
2	57,2	445	52,7	274	43,8	94
3	59,3	471	56,1	306	48,0	116
4	63,0	490	58,7	331	51,6	135
ЖС26-ВІ	59,4	485	55,4	300	45,5	148

Екстраполяція значень довговічності ($\tau_{руйн.}$) для умов випробування ($\tau_{260}^{975} \geq 40$ годин) показала (табл. 4.13), що розрахунковий час до руйнування зразків дослідного складу 4 становить ($\tau_{руйн.} = 47,3$ годин), а зразків промислового сплаву ЖС26-ВІ - ($\tau_{руйн.} = 55,6$ годин), що задовольняє умовам (див. табл. 4.2, 4.13) [447, 448].

Таблиця 4.13 - Розрахункові значення характеристик досліджених сплавів за групами [447, 448]

Контрольовані характеристики за групами	Значення характеристик сплаву		
	Сплав- прототип ЗМІ-3У	Оптимальний склад 4 (ЗМІ-3У-М1)	Сплав- аналог ЖС26-ВІ
<u>Структурна стабільність:</u>			
$P_{ТЦУ} = 0,825 \pm 0,025$	0,8421	0,8265	0,5614
$\bar{N}_{v_{\gamma}} \leq 2,40$	2,2200	2,1929	1,7331
$\bar{M}_{d_{\gamma}} \leq 0,93$	0,9106	0,9079	0,8631
$\bar{M}_{d_C} = 0,980 \pm 0,008$	0,9871	0,9728	0,9815
$\Delta E = 0,00 \pm 0,04$	+0,0356	-0,0400	+0,0064

Продовження таблиці 4.13 [447, 448]

Контрольовані характеристики за групами	Значення характеристик сплаву		
	Сплав- прототип ЗМІ-3У	Оптимальний склад 4 (ЗМІ-3У-М1)	Сплав- аналог ЖС26-ВІ
<u>Структурно- фазові:</u>			
$\sum C_{\gamma} \geq 11 \%$, за масою	8,1	11,8	12,8
$\sum C_{\gamma'} \geq 11 \%$, за масою	8,2	12,1	8,4
$V_{\gamma'}^{20} \geq 60 \%$, за масою	50,90	62,60	61,60
ρ , г/см ³	8,29	8,46	8,57
$0,15 \leq \delta \leq 0,45\%$	0,220	0,359	0,213
<u>Температурні:</u>			
t_L , °C	1354	1374	1380
$t_S \geq 1290^\circ\text{C}$	1261	1296	1302
$\Delta t_{\text{КР.}} \leq 80^\circ\text{C}$	93	78	78
$t_{\text{ЕВТ.}}$, °C	1233	1293	1287
$t_{\text{П.Р.}\gamma'}$, °C	843	855	854
$t_{\text{К.Р.}\gamma'} \geq 1200^\circ\text{C}$	1161	1258	1266
$\Delta t_{\text{ГОМ}} \geq 20^\circ\text{C}$	72	38	21
<u>Корозійні:</u>			
$P_{\text{КС}} \geq 3,0$	5,15	4,24	0,39
$\bar{V}_q^{800} \times 10^4$, г/м ² ·с	0,1330	0,3220	11,9020
$\bar{V}_q^{850} \times 10^3$, г/м ² ·с	0,2990	0,6653	19,6974
$\bar{V}_q^{900} \times 10^3$, г/м ² ·с	1,2208	2,5354	56,0466
$\bar{V}_q^{950} \times 10^3$, г/м ² ·с	2,2852	4,4107	71,4979
$t_{\text{КРИТ.}} \geq 800^\circ\text{C}$	853	829	592

Кінець таблиці 4.13 [447, 448]

Контрольовані характеристики за групами	Значення характеристик сплаву		
	Сплав- прототип ЗМІ-3У	Оптимальний склад 4 (ЗМІ-3У-М1)	Сплав- аналог ЖС26-ВІ
<u>Короткочасна</u> <u>міцність:</u> $\sigma_B^{20} \geq 950$ МПа	918	1112	881
σ_B^{800} , МПа	912	1025	1001
σ_B^{900} , МПа	723	914	861
σ_B^{1000} , МПа	473	628	683
<u>Тривала</u> <u>міцність:</u> σ_{100}^{800} , МПа	530	648	639
σ_{1000}^{800} , МПа	377	490	485
σ_{100}^{900} , МПа	320	451	430
σ_{1000}^{900} , МПа	194	331	300
σ_{100}^{1000} , МПа	140	234	246
σ_{1000}^{1000} , МПа	43	135	148
$\tau_{260}^{975} \geq 40$ годин	15,1	47,3	55,6

В процесі оптимізації складу розробляемого сплаву за заданими критеріями було встановлено [447, 448], що структурна стабільність є важливою характеристикою, але ще недостатньою умовою для забезпечення необхідного рівня жароміцності в температурному діапазоні (800...1000°C).

За розробленим алгоритмом методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40) поетапно були виконані розрахунки для досліджених сплавів за групами заданих характеристик, що наведено в таблиці 4.13. Це дозволило шляхом порівняльної оцінки за заданими критеріями визначити оптимальний склад 4, який задовольняє за рівнем

характеристик контрольованим параметрам, відповідно з вихідними умовами розробки (див. табл. 4.2).

Таким чином, для подальших експериментальних досліджень за заданими критеріями було обрано оптимальний **склад 4**, який прийнято за середній рівень легування, з присвоєнням йому марки **ЗМІ-ЗУ-М1**.

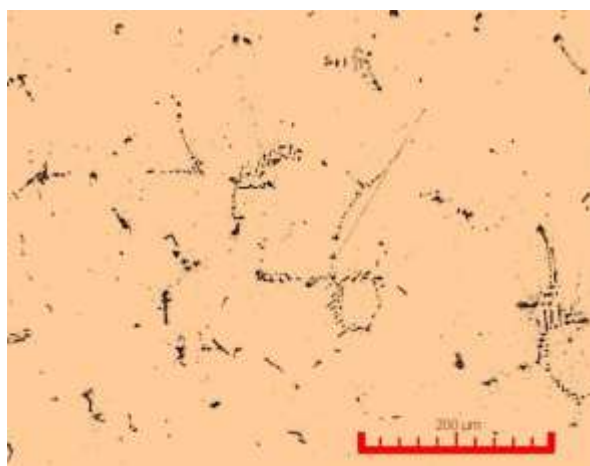
4.4 Результати експериментальних досліджень оптимізованого складу розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1

Комплексні експериментальні дослідження за групами контрольованих параметрів (див. табл. 4.2) були здійснені на дослідних монокристалічних зразках з КГО [001], виготовлених методом спрямованої (моно) кристалізації з металу тестових і промислових плавок №5В9863 (цехова плавка № 1МІ₁) і №5В9864 (цехова плавка № 2МІ₁) розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 [432], в порівнянні з аналогічними зразками промислових сплавів ЗМІ-ЗУ [44, 78] і ЖС26-ВІ [51].

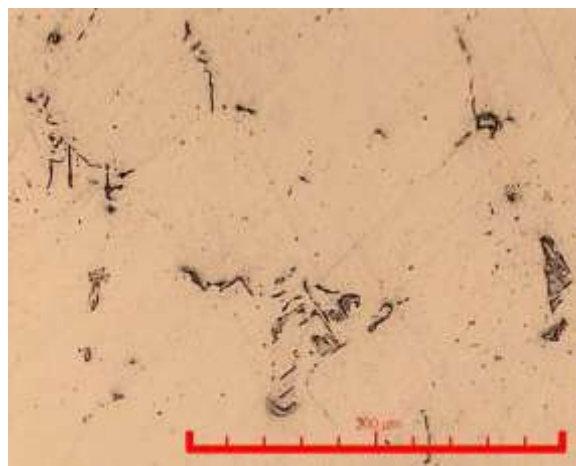
4.4.1 Експериментальні дослідження структурно-фазових характеристик (група 2) сплаву ЗМІ-ЗУ-М1

Металографічні дослідження показали, що в литому стані мікроструктура монокристалічних зразків [001] розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 має типову для ливарних ЖНС спрямовану (моно) структуру дендритної будови, що представляє γ - твердий розчин, зміцнювальну γ' - фазу, евтектику ($\gamma+\gamma'$) і карбідну фазу двох типів МС і $M_{23}C_6$ (рис. 4.2 - 4.4).

Встановлено, що в литому стані структура монозразків сплаву ЗМІ-3У-М1 характеризується наявністю в міждендритних просторах глобулярних евтектичних колоній нерівноважних фаз ($\gamma+\gamma'$) (див. рис. 4.3, 4.4), а також окремі частинки карбідної фази поліедричної морфології, що ідентифіковано як карбіди МС. Частинки карбідної фази, що мають шрифтову і полігональну морфологію, що ідентифіковано як карбіди $M_{23}C_6$ (див. рис. 4.2, 4.3).

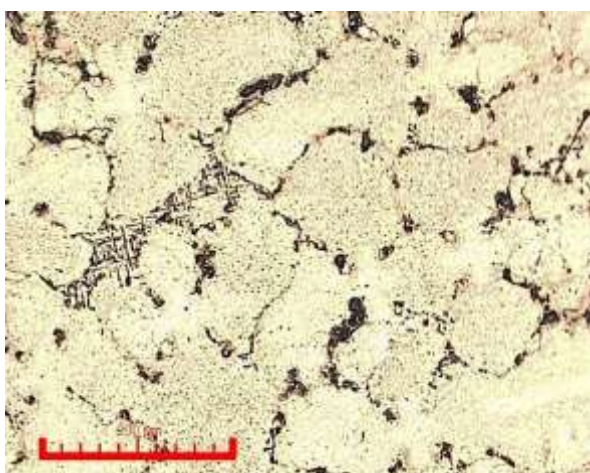


×100

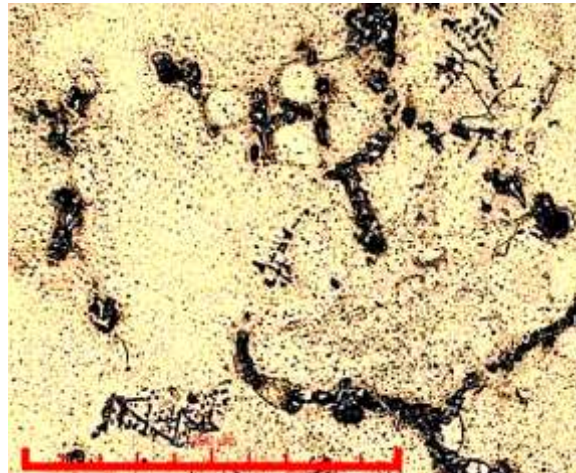


×200

Рисунок 4.2 - Мікроструктура монокристалічних зразків [001] сплаву ЗМІ-3У-М1 в литому стані (без травлення)

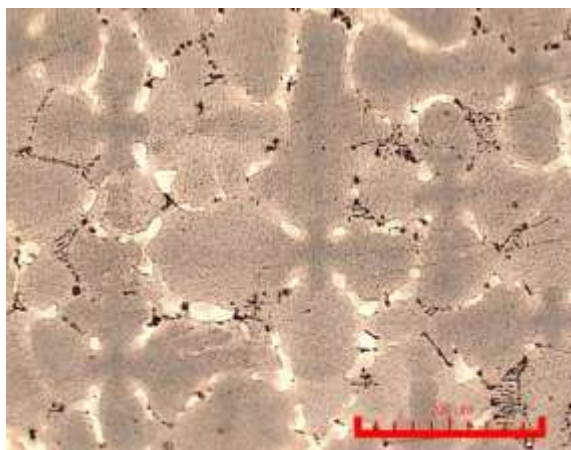


×100

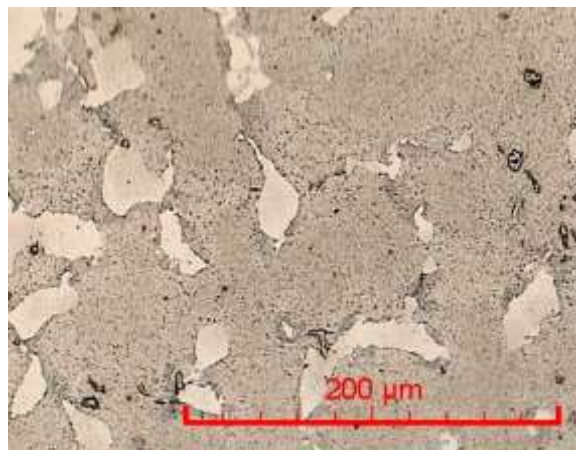


×200

Рисунок 4.3 - Мікроструктура монокристалічних зразків [001] сплаву ЗМІ-3У-М1 в литому стані (травлення в реактиві Марбле)



×100



×200

Рисунок 4.4 - Мікроструктура монокристалічних зразків [001] сплаву ЗМІ-3У-М1 в литому стані (травлення в електроліті)

З метою оптимізації режиму термічної обробки для розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 була досліджена мікроструктура монокристалічних зразків [001] після трьох режимів гомогенізації (рис. 4.5):

- 1 - $t_{\text{ГОМ.}}$ - 1235⁰С, час витримки 4 години в вакуумі (1×10^{-6});
- 2 - $t_{\text{ГОМ.}}$ - 1240⁰С, час витримки 4 години в вакуумі (1×10^{-6});
- 3 - $t_{\text{ГОМ.}}$ - 1250⁰С, час витримки 4 години в вакуумі (1×10^{-6}).

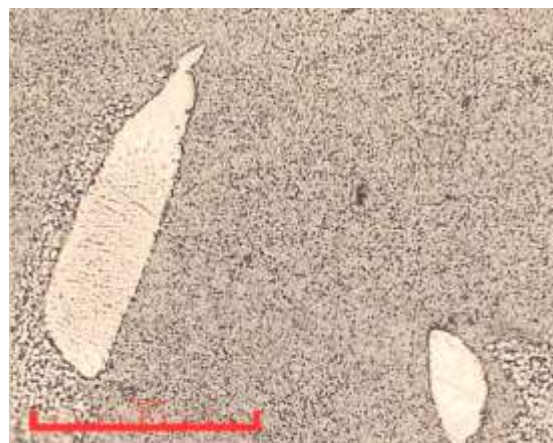
На рисунках 4.3 - 4.5 показано, що внаслідок мікроліквіації легувальних елементів в процесі спрямованої кристалізації в мікроструктурі монокристалічних зразків [001] сплаву ЗМІ-3У-М1 спостерігається структурна та хімічна неоднорідність, яка в значній мірі усувається наступною термічною обробкою.

Встановлено, що з підвищенням температури гомогенізації з 1235⁰ до 1250⁰С спостерігається зменшення об'ємної частки карбідів шрифтової морфології. Розподіл часток карбідної фази по перетину зразка став більш рівномірним, спостерігається помітне зменшення об'ємної частки евтектики ($\gamma + \gamma'$), виділення частинок зміцнювальної γ' - фази стає більш рівномірним (рис. 4.5).



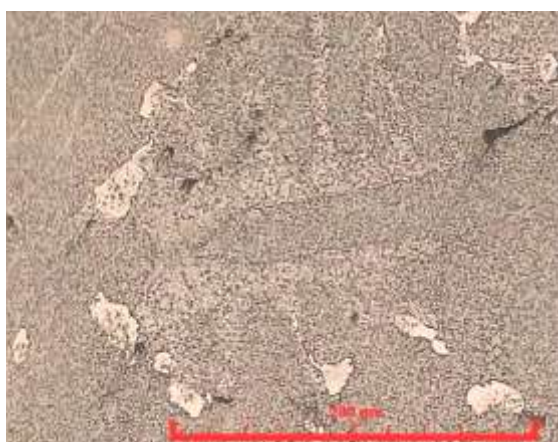
....×200

а



.....×500

г



×200

б



.....×500

д



×200

в



×500

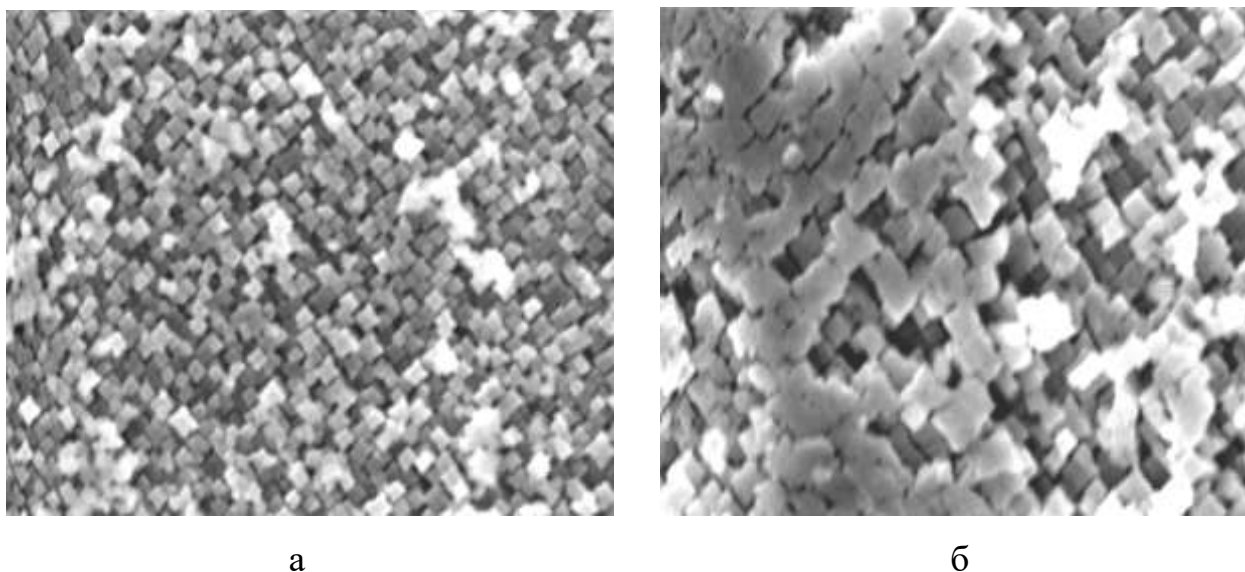
е

а, г - 1235⁰С ; б, д - 1240⁰С ; в, е - 1250⁰С.

Рисунок 4.5 - Мікроструктура монокристалічних зразків [001] сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 після трьох режимів гомогенізації

Металографічні дослідження показали, що після гомогенізації монокристалічних зразків сплаву ЗМІ-3У-М1 за температури 1250⁰С (режим 3), мікроструктурний стан стає більш гомогенним і стабільним (див. рис. 4.5 в, е).

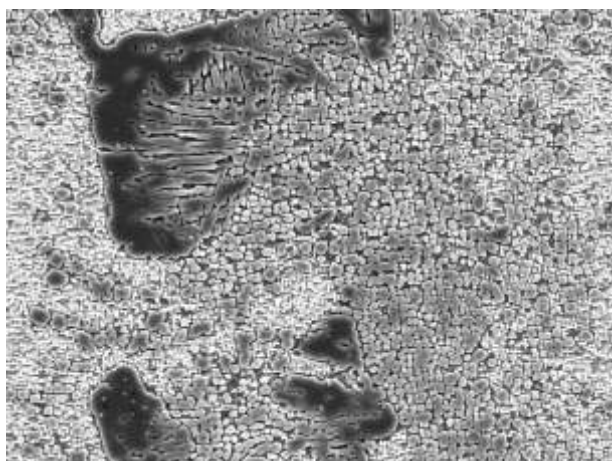
Дослідження мікроструктури в литому стані (рис. 4.6) з використанням електронної мікроскопії показало, що форма частинок γ' - фази правильна кубічна, розмір яких знаходиться в межах (0,15...0,75) мкм. Так, в структурі в литому стані (без ТО) розміри частинок γ' - фази значно розрізняються в осях дендритів (рис. 4.6 а) і в міждендритних просторах (рис. 4.6 б). У міждендритних просторах частинки γ' - фази в 3-5 разів більше за розміром, ніж в осях дендритів. Розмірна і морфологічна неоднорідність частинок γ' - фази в структурі моно [001] зразків і лопаток є прямим наслідком дендритної ліквідації після спрямованої (моно) кристалізації.



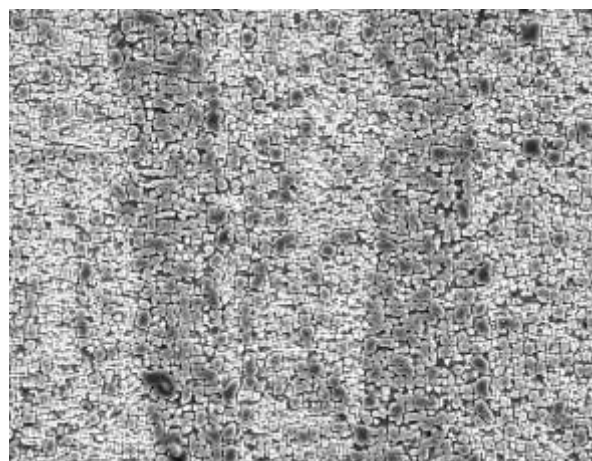
а - вісь дендрита; б - міждендритний простір.

Рисунок 4.6 - Морфологія γ' - фази в структурі монокристалічних зразків [001] сплаву ЗМІ-3У-М1 в литому стані: $\times 10000$

З підвищенням температури гомогенізації з 1235⁰С до 1250⁰С спостерігається більш повне розчинення евтектики ($\gamma + \gamma'$) з виділенням додаткової частки дрібнодисперсних частинок γ' - фази (рис. 4.7).



а

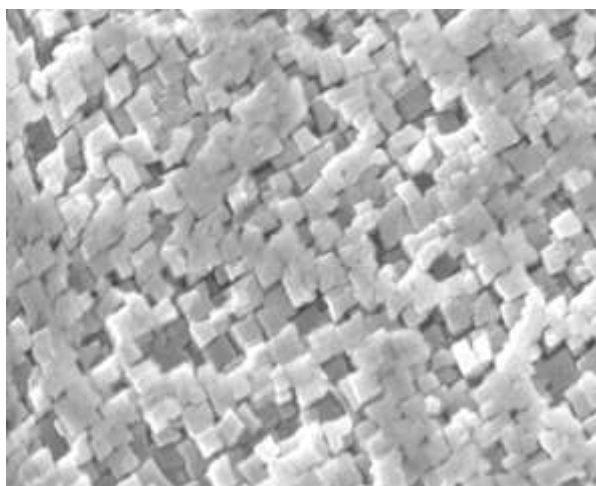


б

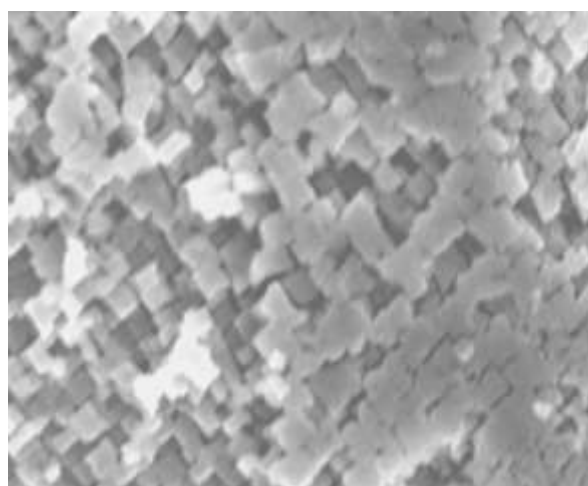
а – 1235⁰С ; б – 1250⁰С.

Рисунок 4.7 - Розчинення евтектики ($\gamma+\gamma'$) в структурі монокристалічних зразків [001] сплаву ЗМІ-3У-М1 після гомогенізації: $\times 2000$

На рисунку 4.8 показано, що після термічної обробки, проведеної за режимом 3 (гомогенізація при 1250⁰С $\pm$ 10⁰С протягом 4 годин з подальшим охолодженням на повітрі), відбулося досить повне розчинення нерівноважної евтектики ($\gamma+\gamma'$). При цьому, розмір частинок γ' - фази в осях дендритів (див. рис. 4.8 а) і в міждендритних просторах (див. рис. 4.8 б) практично вирівнюється (0,35...0,45 мкм).



а



б

а - вісь дендрита; б - міждендритний простір.

Рисунок 4.8 - Морфологія частинок γ' - фази в структурі монозразків [001] сплаву ЗМІ-3У-М1 після гомогенізації при 1250⁰С: $\times 10000$

В таблицях 4.14-4.16 і на рисунках 4.9-4.11 представлено експериментальні дані за визначенням структурно-фазових характеристик (група 2), а також хімічного складу ідентифікованих фаз (γ -, γ' -, МС, $M_{23}C_6$) в структурі монокристалічних зразків [001] розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 в литому стані і після оптимізованого режиму термічної обробки, що було визначено з використанням методу локального мікрорентгеноспектрального аналізу (МРСА).

Показано, що експериментальні дані узгоджуються з результатами термодинамічних розрахунків (див. підрозділ 4.3.3, рис. 4.1, табл. 4.5, 4.6) [432, 447, 448].

Таблиця 4.14 - Тип і середня об'ємна частка фаз (група 2) в структурі сплаву ЗМІ-3У-М1 після кристалізації, визначених методом МРСА [432, 447, 448]

Сплав ЗМІ-3У-М1	Тип і об'ємна частка фаз в литому стані, % за масою								
	γ -	γ' -	$\gamma+\gamma'$	МС	$M_{23}C_6$	* M_3B_2	* MB_2	* p -	* σ -
	31,4	61,7	5,5	0,4	1,0	не визначено			

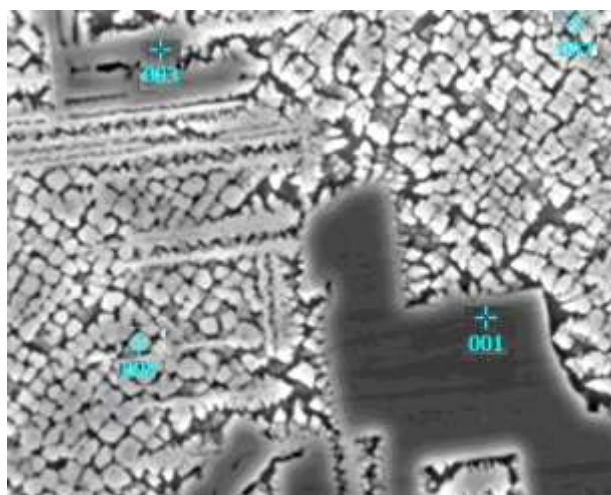
Таблиця 4.15 - Хімічний склад ідентифікованих фаз в структурі монокристалічних зразків [001] сплаву ЗМІ-3У-М1 в литому стані, визначений експериментально методом локального МРСА [432, 447, 448]

Фаза	Вміст елементу в фазі при 20 ⁰ С, % за масою									
	Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	C	B
γ' -	71,52	1,86	2,69	5,94	6,79	-	4,97	6,23	-	-
$\gamma'_{\text{ТВТ}}$	77,55	-	-	7,35	7,40	-	-	7,70	-	-
γ -	55,14	10,80	23,96	-	-	0,50	8,93	0,67	-	-
МС	-	-	-	-	23,14	1,05	11,12	54,59	10,10	-
$M_{23}C_6$	2,80	-	71,70	-	-	15,90	3,90	-	5,70	-

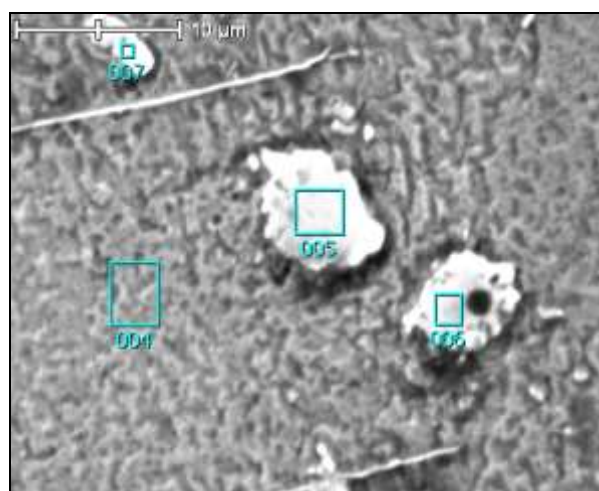
Таблиця 4.16 - Хімічний склад ідентифікованих фаз в структурі монокристалічних зразків [001] сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 після ТО за оптимальним режимом 3, визначений експериментально методом МРСА [432, 447, 448]

Фаза	Вміст елементу в фазі при 20 ⁰ С, % за масою									
	Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	C	B
γ' -	71,36	2,01	2,93	5,75	6,49	0,10	5,01	6,35	-	-
$\gamma'_{\text{ЕВТ.}}$	77,75	-	-	7,25	7,30	-	-	7,40	-	-
γ -	55,49	10,65	23,72	-	-	0,40	8,89	0,85	-	-
МС	-	-	-	-	19,51	1,88	13,56	54,75	10,30	-
$M_{23}C_6$	2,20	0,40	71,81	-	-	15,77	4,10	-	5,72	-

На (рис. 4.9 а) і (рис. 4.10 а) показано, що виділення евтектичної $\gamma'_{\text{ЕВТ.}}$ - фази, які розташовані в міждендритних просторах, є більш великими за розмірами, ніж частинки основної зміцнювальної γ' - фази, і збагачені γ' - утворювальними елементами, що мають пряму ліквідацію.



а



б

Рисунок 4.9 - Фазовий склад структури монокристалічних зразків [001] сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 в литому стані: $\times 5000$

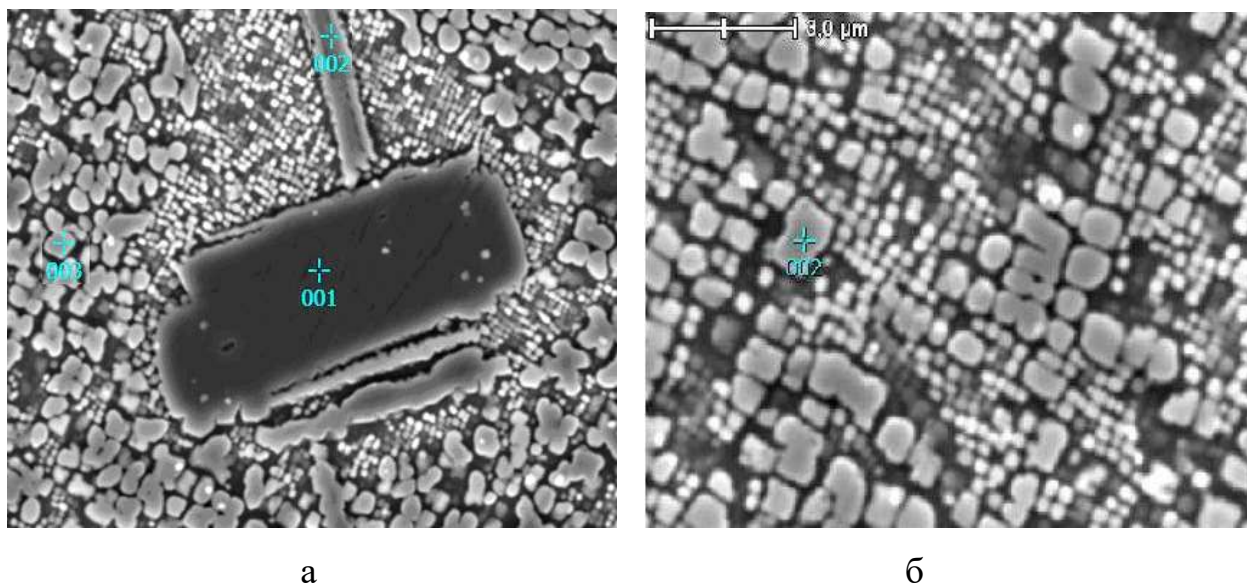


Рисунок 4.10 - Фазовий склад структури монокристалічних зразків [001] сплаву ЗМІ-3У-М1 після термічної обробки: $\times 5000$

Слід зазначити, що експериментально методом МРСА присутність фаз типу $*M_3B_2$, $*MB_2$, $*\sigma$ - і $*p$ - в структурі не визначено. Хоча, деяку незначну кількість цих фаз було прогнозовано термодинамічними розрахунками (див. підрозділ 4.3.3, табл. 4.5).

При цьому, розрахунки показали, що з термодинамічної точки зору утворення зазначених фаз не вигідно і малоймовірно, тому що температурний інтервал їх існування знаходиться в зоні низьких температур. Даний факт підтверджується експериментальними дослідженнями мікроструктури монокристалічних зразків [001] розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1.

Результати, які були отримані на монокристалічних зразках [001] розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 (оптимальний склад 4) [432, 447, 448], що представлено на рисунках 4.9 - 4.11 і в таблицях 4.14 - 4.16 показали, що експериментальні дані за визначенням структурно-фазових (група 2) характеристик збігаються і узгоджуються з результатами термодинамічних розрахунків (див. підрозділ 4.3.3, рис. 4.1, табл. 4.5, 4.6).

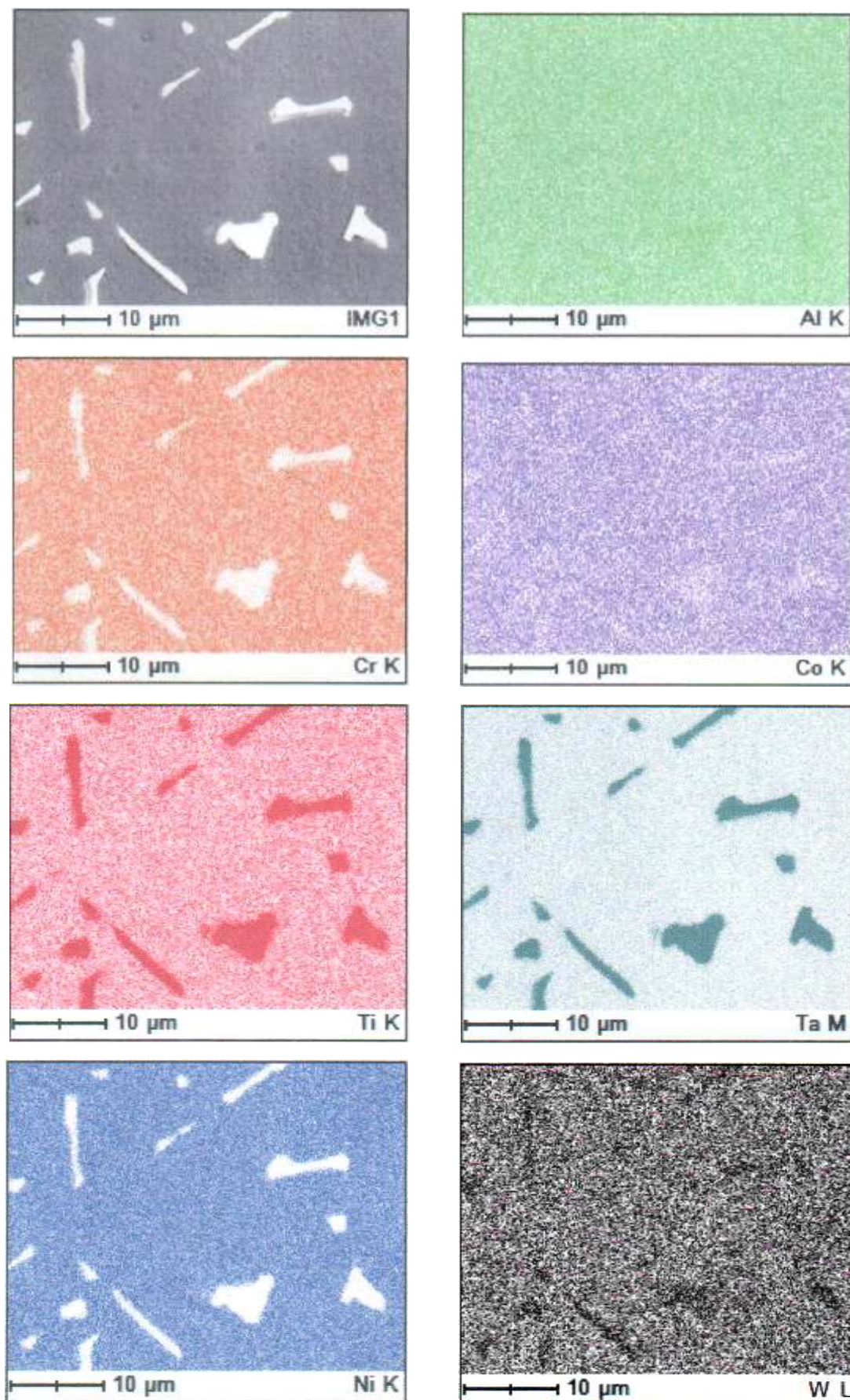


Рисунок 4.11 - Розподіл легувальних елементів в структурі сплаву ЗМІ-3У-М1, визначений методом МРСА в режимі картування: $\times 3000$

4.4.2 Експериментальні дослідження фізичних властивостей (група 3) сплаву ЗМІ-ЗУ-М1

У таблиці 4.17 представлено експериментальні значення фізичних властивостей (група 3), визначених стандартними методами досліджень на монокристалічних зразках [001] розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 (оптимальний склад 4) [432, 447, 448], в порівнянні з аналогічними зразками промислових сплавів ЗМІ-ЗУ [44, 78] і ЖС26-ВІ [4, 6, 26, 51]. Показано, що отримані експериментальні дані на монокристалічних зразках [001] розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 (склад 4) і аналогічних зразках промислових сплавів ЗМІ-ЗУ [44, 78], ЖС26-ВІ [4, 6, 26, 51] за визначенням фізичних властивостей (група 3) збігаються і узгоджуються з результатами термодинамічних розрахунків (див. підрозділ 4.3.4, табл. 4.7).

Таблиця 4.17 - Експериментальні значення фізичних властивостей (група 3) досліджених сплавів [4, 6, 26, 44, 51, 78, 432, 447, 448]

Марка сплаву	Фізичні властивості при 20 ⁰ С								
	ρ , г/см ³	E, ГПа	$\alpha \cdot 10^6$, 1/К	C_p , Дж/г·К	$\gamma \cdot 10^6$, Ом·м	λ , Вт/м·К	a_{γ} , нм	a_{γ} , нм	δ , %
ЗМІ-ЗУ	8,28	224,0	12,20	0,436	0,69	10,42	0,3586	0,3578	0,220
ЗМІ-ЗУ-М1	8,45	213,4	11,60	0,420	0,70	11,40	0,3598	0,3586	0,351
ЖС26-ВІ	8,57	203,0	11,90	0,430	0,67	12,10	0,3583	0,3576	0,204

4.4.3 Експериментальне визначення критичних температур (група 4) сплаву ЗМІ-ЗУ-М1

Експериментальне визначення значень критичних температур і інтервалів фазових перетворень в структурі зразків розробленого сплаву

ЗМІ-3У-М1 [432, 447, 448], в порівнянні з аналогічними зразками промислових сплавів ЗМІ-3У [44, 78] і ЖС26-ВІ [4, 6, 26, 51], було здійснено на монокристалічних зразках с КГО [001] в литому стані (до термообробки) методом диференційного термічного аналізу на ДТА- кривих нагрівання і охолодження (кристалізації).

У таблиці 4.18 представлено результати експериментальних досліджень, отриманих методом ДТА на установці ВДТА-8М в середовищі гелію при постійній швидкості нагрівання (охолодження) - 20⁰С / хв.

Таблиця 4.18 - Експериментальні значення температурних характеристик (група 4) досліджених сплавів, визначених методом ДТА [4, 6, 26, 44, 51, 78, 432, 447, 448]

Марка сплаву	Критичні температури, ⁰ С							
	t _L	t _S	t _{ЕВТ.}	t _{П.Р.^{γ'}}	t _{К.Р.^{γ'}}	Δt _{КР}	Δt _{ГОМ}	t _{ГОМ}
ЗМІ-3У [44]	1343	1245	1235	840	1167	98	68	1180
ЗМІ-3У-М1	1365	1305	1290	850	1248	60	42	1250
ЖС26-ВІ [4]	1383	1310	1284	855	1260	73	24	1265

Встановлено, що найбільш високі показники температури солідусу (t_S) мають промисловий серійний сплав ЖС26-ВІ (1310⁰С), а також розроблений сплав ЗМІ-3У-М1 (1305⁰С), найбільш низький показник температури солідусу (t_S) має промисловий корозійностійкий сплав ЗМІ-3У (1245⁰С). При цьому, найширший температурний інтервал кристалізації (Δt_{КР.} = 98⁰С) має промисловий корозійностійкий сплав ЗМІ-3У, а найвужчий інтервал кристалізації (Δt_{КР.} = 60⁰С) має розроблений сплав ЗМІ-3У-М1 (табл. 4.18).

Експериментальні дослідження показали, що підвищення показників критичних температур розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1, в порівнянні з промисловим сплавом ЗМІ-3У, пов'язано зі зниженим вмістом вуглецю (0,06%) і хрому (11,5%) в його складі, а також присутністю нового елементу танталу (Ta) в оптимальній кількості (4,0%), при практично

однаковому вмісті інших легувальних елементів, таких як алюміній (3,6%), титан (4,5%), молібден (0,8%), вольфрам (7,0%) і кобальт (5,0%) за масою.

В таблиці 4.18 показано, що експериментальні показники критичних температур (група 4), визначених на монокристалічних зразках [001] розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 (склад 4), а також на аналогічних зразках промислових сплавів ЗМІ-ЗУ і ЖС26-ВІ мають збіжність і узгодженість з результатами розрахунків (див. підрозділ 4.3.5, табл. 4.8).

Таким чином показано, що за температурними характеристиками розроблений сплав ЗМІ-ЗУ-М1 досить близький до промислового ливарного жароміцного сплаву ЖС26-ВІ. Це забезпечує необхідний рівень показників жароміцності і температурного інтервалу кристалізації сплаву (технологічності) при виготовленні робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації.

4.4.4 Експериментальна оцінка корозійних властивостей (група 5) сплаву ЗМІ-ЗУ-М1

У таблиці 4.19 представлено експериментальні значення середньої швидкості корозії (V_q^t) і критичної температури ($t_{\text{крит.}}$) переходу до прискореної ВТК (група 5), що були отримані в умовах впливу синтетичної золи на монокристалічних зразках [001] розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 [432, 447, 448], в порівнянні з аналогічними зразками промислових сплавів ЗМІ-ЗУ [44, 78] і ЖС26-ВІ [51] для досліджених температур.

Порівняльні дослідження показали, що найнижчі показники середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$) і критичної температури ($\sim 590^\circ\text{C}$) в умовах впливу синтетичної золи мають монокристалічні зразки [001] промислового ливарного жароміцного не корозійностійкого сплаву ЖС26-ВІ. Найкращі і близькі між собою показники середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$) і критичної

температури ($t_{\text{КРИТ.}}$) мають монокристалічні зразки промислового ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву ЗМІ-3У ($\sim 850^{\circ}\text{C}$) і розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 ($\sim 830^{\circ}\text{C}$).

Таблиця 4.19 - Експериментальні значення середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$) і критичної температури ($t_{\text{КРИТ.}}$) в умовах впливу синтетичної золи [14, 44, 51, 78, 432, 447, 448]

Марка сплаву	Середня швидкість корозії в золі ($\bar{V}_q^t$), г / м ² ·с				
	$\bar{V}_q^{800} \cdot 10^{-4}$	$\bar{V}_q^{850} \cdot 10^{-3}$	$\bar{V}_q^{900} \cdot 10^{-3}$	$\bar{V}_q^{950} \cdot 10^{-3}$	$t_{\text{КРИТ.}}, ^{\circ}\text{C}$
ЗМІ-3У [447]	0,14	0,30	1,22	2,29	~ 850
ЗМІ-3У-М1	0,20	0,60	2,50	3,95	~ 830
ЖС26-ВІ [447]	11,90	19,70	56,10	71,50	~ 590

Експериментальні дослідження показали, що для досягнення показників жароміцності близьких жароміцному сплаву ЖС26-ВІ при рівні корозійних властивостей, близьких до корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У, необхідно забезпечити величину параметра корозії $P_{\text{КС}} = \sqrt{Gr} \cdot (Ti/Al) \geq 3,0$ при оптимальному легуванні танталом ($\sim 4,0\%$), а також зниження вмісту вуглецю 0,06% за масою, що компенсує зниження вмісту хрому до 11,5%, за масою, в хімічному складі розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 [432, 447, 448], в порівнянні зі складом промислового ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву ЗМІ-3У [44].

В таблиці 4.19 показано, що експериментальні показники корозійних властивостей (група 5), що отримані на монокристалічних зразках [001] розробленого ливарного корозійностійкого нікелевого сплаву ЗМІ-3У-М1 (оптимальний склад 4) з підвищеною жароміцністю і аналогічних зразків промислових сплавів ЗМІ-3У і ЖС26-ВІ збігаються і узгоджуються з результатами розрахунків (див. підрозділ 4.3.6, табл. 4.9).

4.4.5 Експериментальна оцінка характеристик міцності (група б) сплаву ЗМІ-ЗУ-М1

Експериментальні дослідження характеристик міцності проводилися на зразках тестових №1МІ₁, №2МІ₁ і промислових плавок №5В9863, №5В9864. Випробування на короточасну і тривалу міцність проводилися відповідно до норм розробленого і затвердженого ТУ 14-134-446-2010 за стандартними методами (див. підрозділ 2.1.7) на циліндричних зразках з КГО [001], що були отримані з розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 методом спрямованої (моно) кристалізації. У таблиці 4.20 наведено результати порівняльних механічних випробувань монокристалічних зразків [001] розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 після проведення термічної обробки по трьох режимах гомогенізації, наведених вище (див. підрозділ 4.4.1).

Таблиця 4.20 - Порівняльні результати механічних випробувань монокристалічних зразків [001] розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1

Температура гомогенізації, t, °C	Результати механічних випробувань			
	Короточасна міцність при t = 20°C			Тривала міцність при t = 975°C
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	$\tau_{260}^{975} \geq 40$ годин
1235	1174-	1065-	*3,0-	81 ⁴⁵ -
	1219	1084	*4,8	101 ⁴⁰
1240	1120-	1038-	*4,6-	58 ⁰⁵ -
	1183	1045	6,7	90 ²⁵
1250	1066-1218	1015-1041	5,4-	69 ⁰⁵ -
			7,3	84 ⁰⁰
ТУ 14-134-446-2010	≥ 950	≥ 900	$\geq 5,0$	≥ 40
Примітка: * - показники пластичності (δ), які не відповідають нормам затвердженого ТУ 14-134-446-2010.				

В таблиці 4.20 показано, що експериментальні дані за характеристиками міцності (група 6), які отримані на монокристалічних зразках [001] розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 після термічної обробки за режимом 3 ($t_{\text{ГОМ}} = 1250^{\circ}\text{C}$) збігаються і узгоджуються з результатами розрахунків (див. підрозділ 4.3.7, табл. 4.10-4.13).

На рисунку 4.12 представлені зразки тестових і промислових плавів розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 після механічних випробувань. Поверхня зразків після випробувань механічних властивостей при 20°C зберегла сірий колір і металевий блиск. Руйнування зразків відбулося в межах робочої зони, без формування шийки.



а - плавка № 5В9863; б - плавка № 5В9864

Рисунок 4.12 - Зовнішній вигляд зразків після механічних випробувань на короточасну міцність при 20°C атестованих промислових плавів зі сплаву ЗМІ-ЗУ-М1

На рисунку 4.13 показано типовий злам, який характерний для статичного руйнування монокристалічних зразків з кристалографічною орієнтацією [001]. Ливарні дефекти в зламах зразків не виявлені.



Рисунок 4.13 - Типовий злам зразків сплаву ЗМІ-3У-М1 після механічних випробувань на короточасну міцність при 20⁰С без формування шийки: ×5

На рисунку 4.14 представлено зовнішній вигляд зразків тестових і промислових плавок розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 після випробувань на тривалу міцність при $t = 975^{\circ}\text{C}$ і напрузі $\sigma = 260$ МПа.



а



б

а - плавка № 5В9863; б - плавка № 5В9864

Рисунок 4.14 - Зовнішній вигляд зразків після випробувань на тривалу міцність при $t = 975^{\circ}\text{C}$ і напрузі $\sigma = 260$ МПа зі сплаву ЗМІ-3У-М1

На рисунку 4.15 показано, що руйнування зразків відбувається в межах робочої зони. Поверхня зразка окислена, має чорний і темно-сіро-зелений колір. Ливарні дефекти в зламах зразків не виявлені.



Рисунок 4.15 - Характерний дендритно-ямковий злам у зразків сплаву ЗМІ-3У-М1 після випробувань на тривалу міцність при $t = 975^{\circ}\text{C}$ і напрузі $\sigma = 260 \text{ МПа}$. з утворенням шийки: $\times 5$

Ударні випробування виконувалися на зразках, відлитих методом рівновісгової кристалізації (рис. 4.16). Зразкам була проведена термічна обробка за режимом 3 ($t_{\text{ГОМ.}} = 1250^{\circ}\text{C}$). Результати випробувань наведено в таблиці 4.21.

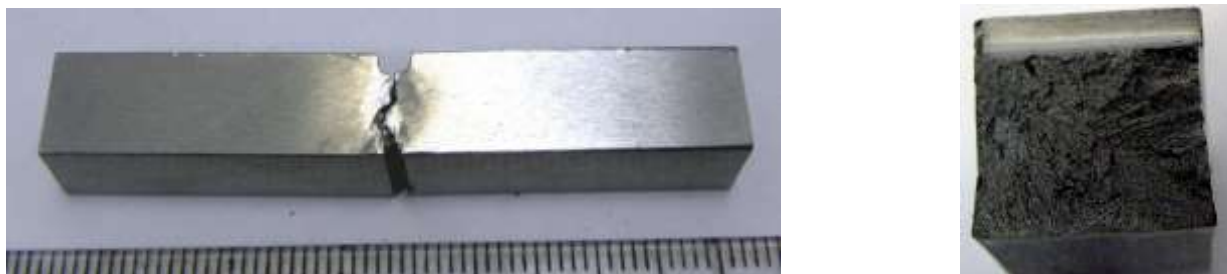


Рисунок 4.16- Зовнішній вигляд і злам зразка розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 після випробувань на ударну в'язкість: $\times 2$

Таблиця 4.21 - Результати ударних випробувань зразків розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 при 20°C

№ зразка	Ударна в'язкість a_H , Дж/см ²	Вимоги ТУ 14-134-446-2010
1	36	≥ 15
2	25	
3	31	

Отримані результати механічних випробувань показали, що:

- всі три режими ТО забезпечують необхідний рівень показників границь короткочасної міцності (σ_B^{20}) і текучості ($\sigma_{0,2}^{20}$) зразків відповідно з нормативами розроблених і затверджених ТУ 14-134-446-2010;

- всі три режими ТО забезпечують необхідний рівень показників тривалої міцності (довговічності) зразків в умовах випробувань при ($\tau_{260}^{975} \geq 40$ годин) відповідно з вимогами ТУ 14-134-446-2010;

- при проведенні термічної обробки за режимами 1 ($t_{\text{ГОМ}}=1235^{\circ}\text{C}$) і 2 ($t_{\text{ГОМ}} = 1240^{\circ}\text{C}$) не забезпечується необхідний рівень показників пластичності (δ) відповідно з нормами ТУ 14-134-446-2010;

- при проведенні термічної обробки за режимом 3 ($t_{\text{ГОМ}}=1250^{\circ}\text{C}$) забезпечується необхідний рівень всіх показників міцності (σ_B^{20}), ($\sigma_{0,2}^{20}$) і пластичності (δ), а також довговічності ($\tau_{260}^{975} \geq 40$ годин) відповідно з нормами ТУ 14-134-446-2010.

Металографічні дослідження мікроструктури зразків показали, що щоб уникнути недогріву, для забезпечення необхідного рівня показників пластичності (δ), які відповідають нормам ТУ 14-134-446-2010, оптимальною термічною обробкою вважати режим 3. Повний режим ТО складається: підйом температури до $(1000 \pm 10)^{\circ}\text{C}$ протягом (1,5 – 2,0) годин з витримкою (30...45) хвилин в вакуумі 0,133...0,00133 Па ($1 \cdot 10^{-3} \dots 1 \cdot 10^{-5}$ мм рт. ст.); підйом до температури $(1250 \pm 10)^{\circ}\text{C}$ протягом (1...1,5) годин в динамічному вакуумі (13,3...1,33) Па ($1 \cdot 10^{-1} \dots 1 \cdot 10^{-2}$ мм рт. ст.) з витримкою протягом (2...2,5) годин в динамічному вакуумі (13,3...1,33) Па ($1 \cdot 10^{-1} \dots 1 \cdot 10^{-2}$ мм рт. ст.); охолодження в захисному середовищі зі швидкістю $(40 \dots 80)^{\circ}\text{C} / \text{хв}$.

На рисунку 4.17 представлено типову мікроструктуру монокристалічних зразків [001] розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 після випробувань на тривалу міцність в умовах $t = 975^{\circ}\text{C}$ і $\sigma = 260$ МПа.

Руйнування монокристалічних зразків [001] відбувалося за механізмом повзучості характерного для високих температур, що супроводжувалося утворенням на поверхні робочої зони зразка зовнішніх тріщин і пор (рис. 4.18), які сформували характерний дендритно-ямковий злам [449].

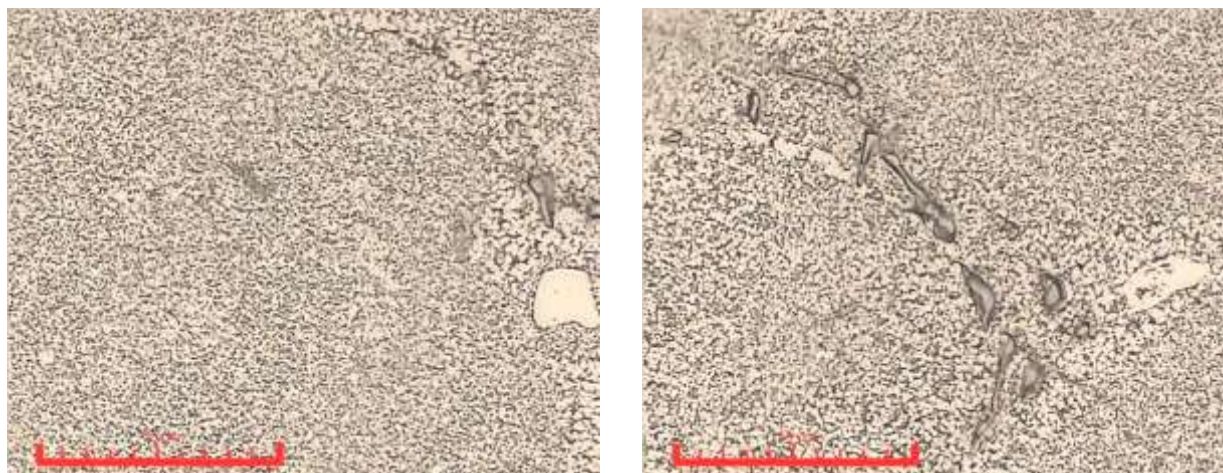
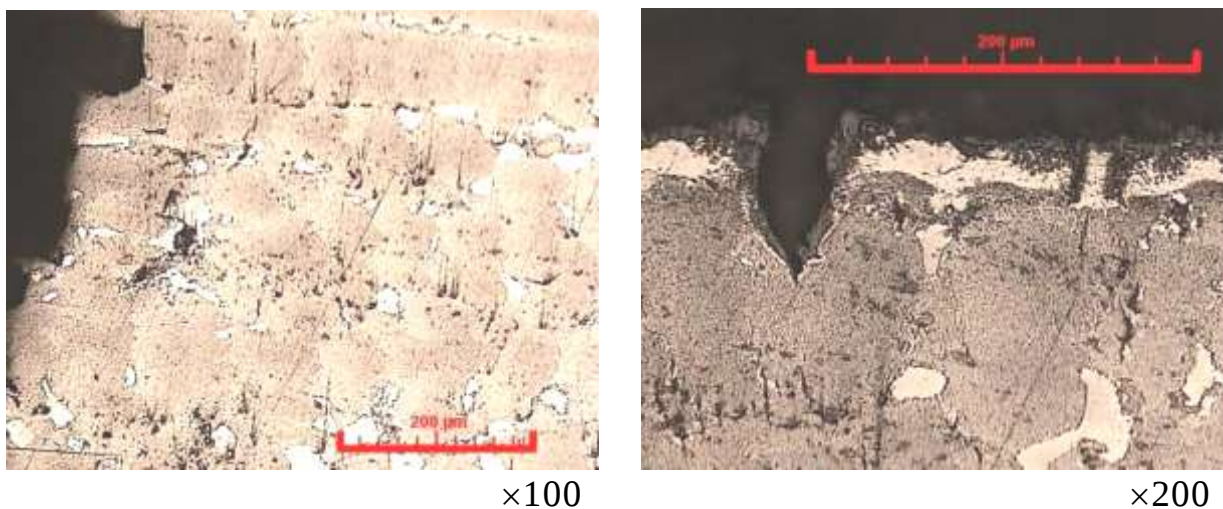


Рисунок 4.17 - Мікроструктура монозразків [001] сплаву ЗМІ-3У-М1 (робоча зона) в поперечному перерізі після випробувань на тривалу міцність при $t = 975^{\circ}\text{C}$ і напрузі $\sigma = 260 \text{ МПа}$: $\times 200$



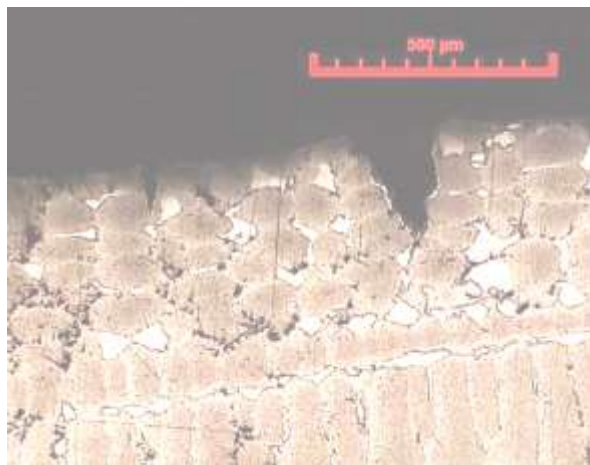
$\times 100$

$\times 200$

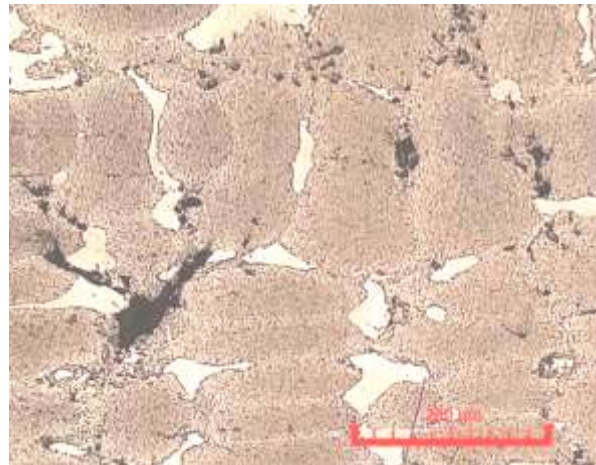
Рисунок 4.18 - Утворення зовнішніх тріщин і пор за механізмом повзучості на поверхні робочої частини монозразків [001] сплаву ЗМІ-3У-М1 поблизу руйнування

На рисунку 4.19 показано, що руйнування монокристалічних зразків [001] відбувається за характерним для високих температур механізмом

повзучості, що супроводжується утворенням в робочій частині зразка внутрішніх пор і тріщин, що також мало помітний вплив на формування характерного дендритно-ямкового зламу [449].



×50



×100

Рисунок 4.19 - Утворення внутрішніх тріщин і пор за механізмом повзучості в робочій частині монокристалічних зразків [001] сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 поблизу руйнування

У таблиці 4.22 наведено середні експериментальні значення об'ємної частки ($V_{\gamma^{20}}$) γ' - фази в структурі при 20⁰С, що було визначено методом кількісної металографії при дослідженні мікроструктури монокристалічних зразків [001] розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 [432, 447, 448, 450], в порівнянні із аналогічними зразками промислових сплавів ЗМІ-ЗУ [44, 78], ЖС26-ВІ [4, 6, 26, 51].

Таблиця 4.22 - Експериментальні значення об'ємної частки ($V_{\gamma^{20}}$) γ' - фази в структурі досліджених сплавів при 20⁰С [4, 6, 26, 44, 51, 78, 432, 447, 448, 450]

Середня об'ємна частка ($V_{\gamma^{20}}$) γ' - фази в структурі при 20 ⁰ С, % за масою		
ЗМІ-ЗУ	ЗМІ-ЗУ-М1	ЖС26-ВІ
50,0	61,7	60,0

У таблиці 4.23 наведено порівняльні експериментальні значення границь короточасної міцності монокристалічних зразків розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 з КГО [001] за температур випробувань 20⁰, 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С [432, 447-450], в порівнянні із аналогічними зразками промислових сплавів ЗМІ-3У [44, 78] і ЖС26-ВІ [4, 6, 26, 51].

Таблиця 4.23 - Експериментальні значення границь короточасної міцності монозразків [001] сплавів за досліджених температур випробувань

Марка сплаву	Границі короточасної міцності на розрив (σ_B^t), МПа							
	σ_B^{20}	σ_B^{800}	σ_B^{900}	σ_B^{1000}	$\delta^{20}, \%$	$\delta^{800}, \%$	$\delta^{900}, \%$	$\delta^{1000}, \%$
ЗМІ-3У [44, 78]	840-	850-	720-	-	3,2-	3,2-	6,8-	-
	940	955	750	-	5,6	6,8	10,9	-
ЗМІ-3У-М1 [447-451]	1066-	930-	835-	620-	5,4-	8,0-	14,0-	14,0-
	1218	1030	900	680	7,3	10,1	19,7	18,2
ЖС26-ВІ [4, 6, 26, 51]	860-	910-	850-	670-	8,0-	8,0-	16,0-	16,0-
	930	1030	880	690	16,0	18,0	21,0	20,0

Порівняльний аналіз експериментальних даних показав, що за температури випробувань 20⁰С найкращі показники границі короточасної міцності мають монокристалічні зразки [001] з розробленого ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У-М1, в порівнянні із аналогічними зразками промислових сплавів ЗМІ-3У і ЖС26-ВІ. За температур випробувань 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С характеристики короточасної міцності монокристалічних зразків [001] розробленого ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У-М1 і аналогічних зразків промислового жароміцного не корозійностійкого сплаву ЖС26-ВІ знаходяться практично на однаковому рівні. При цьому, найнижчі показники границь короточасної міцності за всіх досліджених температур мали зразки промислового ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У (див. табл. 4.23).

У таблиці 4.24 наведено експериментальні значення границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності монокристалічних зразків [001] розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 [432, 447-450] за температур випробувань 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С, в порівнянні із аналогічними зразками промислових сплавів ЗМІ-ЗУ [44, 78] і ЖС26-ВІ [4, 6, 26, 51].

Таблиця 4.24 - Експериментальні значення границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_{100}^t), (σ_{1000}^t) і довговічності (τ_{260}^{975}) монозразків [001] сплавів за досліджених температур випробувань

Марка сплаву	Границі 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_t^t), МПа						
	σ_{100}^{800}	σ_{1000}^{800}	σ_{100}^{900}	σ_{1000}^{900}	$\tau_{260}^{975} \geq 40$ Г	σ_{100}^{1000}	σ_{1000}^{1000}
ЗМІ-ЗУ [44, 78]	450-	350-	260-	140-	-	-	-
	520	390	280	170	-	-	-
ЗМІ-ЗУ-М1 [447-450]	580-	460-	380-	180-	69-	180-	80-
	640	500	400	220	84	200	90
ЖС26-ВІ [4, 6, 26, 51]	545-	460-	380-	220-	67-	180-	80-
	620	500	410	240	121	200	100

Порівняльний аналіз експериментальних даних показав, що за температур випробувань 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С границя тривалої міцності монокристалічних зразків [001] розробленого ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 і аналогічних зразків промислового ливарного жароміцного не корозійностійкого сплаву ЖС26-ВІ знаходяться на близькому рівні. При цьому, найнижчі показники границь тривалої міцності за всіх досліджених температур мали зразки промислового жароміцного корозійностійкого сплаву ЗМІ-ЗУ (див. табл. 4.24).

В таблицях 4.23 і 4.24 показано, що отримані експериментальні дані за характеристиками міцності (група б) для розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 (склад 4), а також промислових сплавів ЗМІ-ЗУ і ЖС26-ВІ показали збіжність

і узгодженість з результатами розрахунків (див. підрозділ 4.3.7, табл. 4.10 - 4.13).

4.5 Технологічне випробування розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 на підприємстві ДП «Івченко-Прогрес»

В результаті комплексних розрахунково-експериментальних досліджень, шляхом оптимізації складу за заданими характеристиками, розроблений новий вітчизняний ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав за маркою ЗМІ-ЗУ-М1 для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для наземних установок Д-336. Розроблений сплав ЗМІ-ЗУ-М1 атестований за характеристиками міцності на двох промислових плавках №5В9863 і №5В9864 загальною вагою 1000 кг в умовах промислового підприємства ДП «Івченко-Прогрес».

У таблиці 4.25 наведено оптимізований склад розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1, із зазначенням середнього вмісту основних легувальних елементів і їх граничними допусками, відповідно до розроблених нормативів затвердженого ТУ 14-134-446-2010.

Таблиця 4.25 - Хімічний склад розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 для спрямованої (моно) кристалізації відповідно з ТУ 14-134-446-2010

Рівень легування	Вміст елемента, % за масою ; Ni – основа.							
	C	Cr	Co	Al	Ti	W	Mo	Ta
Мінімальний	0,04	11,2	4,5	3,2	4,2	6,7	0,6	3,7
Середній	0,06	11,5	5,0	3,6	4,5	7,0	0,8	4,0
Максимальний	0,08	11,8	5,5	4,0	4,8	7,3	1,0	4,3
Границі (ЛЕ)	±0,2	±0,3	±0,5	±0,4	±0,3	±0,3	±0,2	±0,3

В таблиці 4.26 приведено повний хімічний склад промислових плавок №5В9863 і №5В9864 розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1, отриманих відповідно з нормативами розроблених і затверджених ТУ 14-134-446-2010.

Таблиця 4.26 - Реальний хімічний склад промислових плавок розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1

№ плавки	Вміст елементу, % за масою ; Ni - основа								За розрахунком			
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Ta	B	Y	La	
5В9863	0,061	11,34	5,00	3,94	4,50	0,82	6,93	3,88	0,01	0,03	0,01	
5В9864	0,059	11,23	5,01	3,76	4,44	0,81	7,25	4,06	0,01	0,03	0,01	
ТУ 14- 134- 446- 2010	0,04- 0,08	11,2- 11,8	4,5- 5,5	3,20- 4,00	4,3- 4,7	0,60- 1,00	6,7- 7,3	3,7- 4,3	0,008- 0,012	0,020- 0,040	0,005- 0,015	
№ плавки	Вміст елементу, % за масою											
	Не більше											
	Si	Mn	Fe	S	P	Pb	Bi	As	Sb	Cu	N ₂	O ₂
5В9863	0,016	0,0076	0,154	0,0025	0,001	0,0001	0,00005	0,00029	0,0001	0,0077	0,0012	0,0010
5В9864	0,016	0,0052	0,151	0,0024	0,003	0,0001	0,00005	0,00039	0,0001	0,0110	0,0020	0,0014
ТУ 14- 134- 446- 2010	≤ 0,3	≤ 0,3	≤ 0,4	≤0,008	≤0,008	≤0,001	≤0,005	≤0,005	≤0,0005	≤0,07	≤0,01	≤0,01

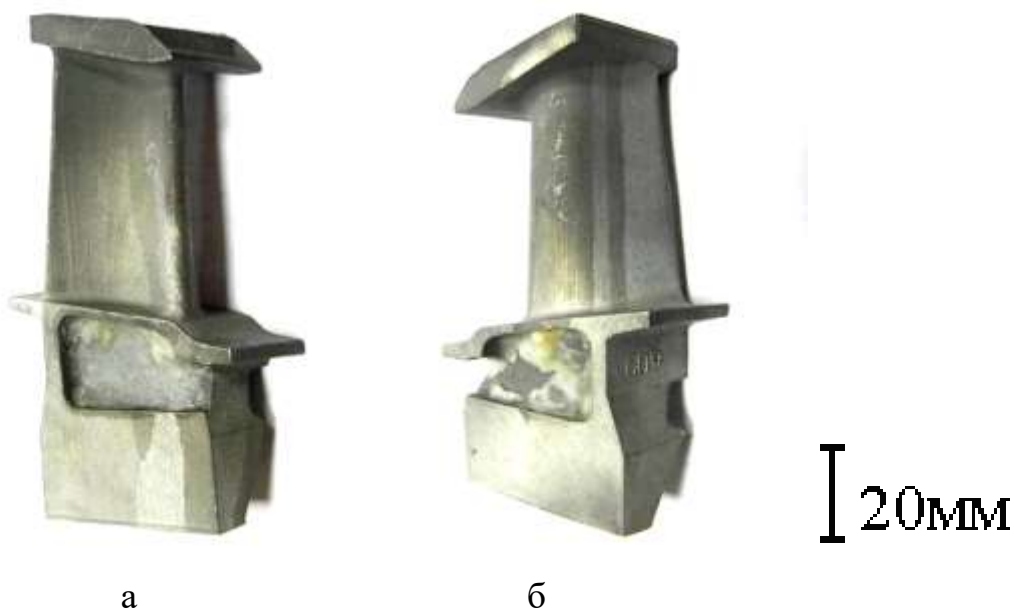
Виготовлення литих робочих лопаток першого і другого ступенів для наземної газотурбінної установки Д-336 здійснювалося у вакуумній індукційній установці марки УВНК-8П для спрямованої (моно) кристалізації за серійною технологією в умовах промислового підприємства ДП «Івченко-Прогрес».

На рисунках 4.20 - 4.22 представлено зовнішній вигляд робочих лопаток, виготовлених з розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 [432, 447] методом

спрямованої (моно) кристалізації за серійною технологією з металу промислових плавів №5В9863 і №5В9864, атестованих за властивостями.

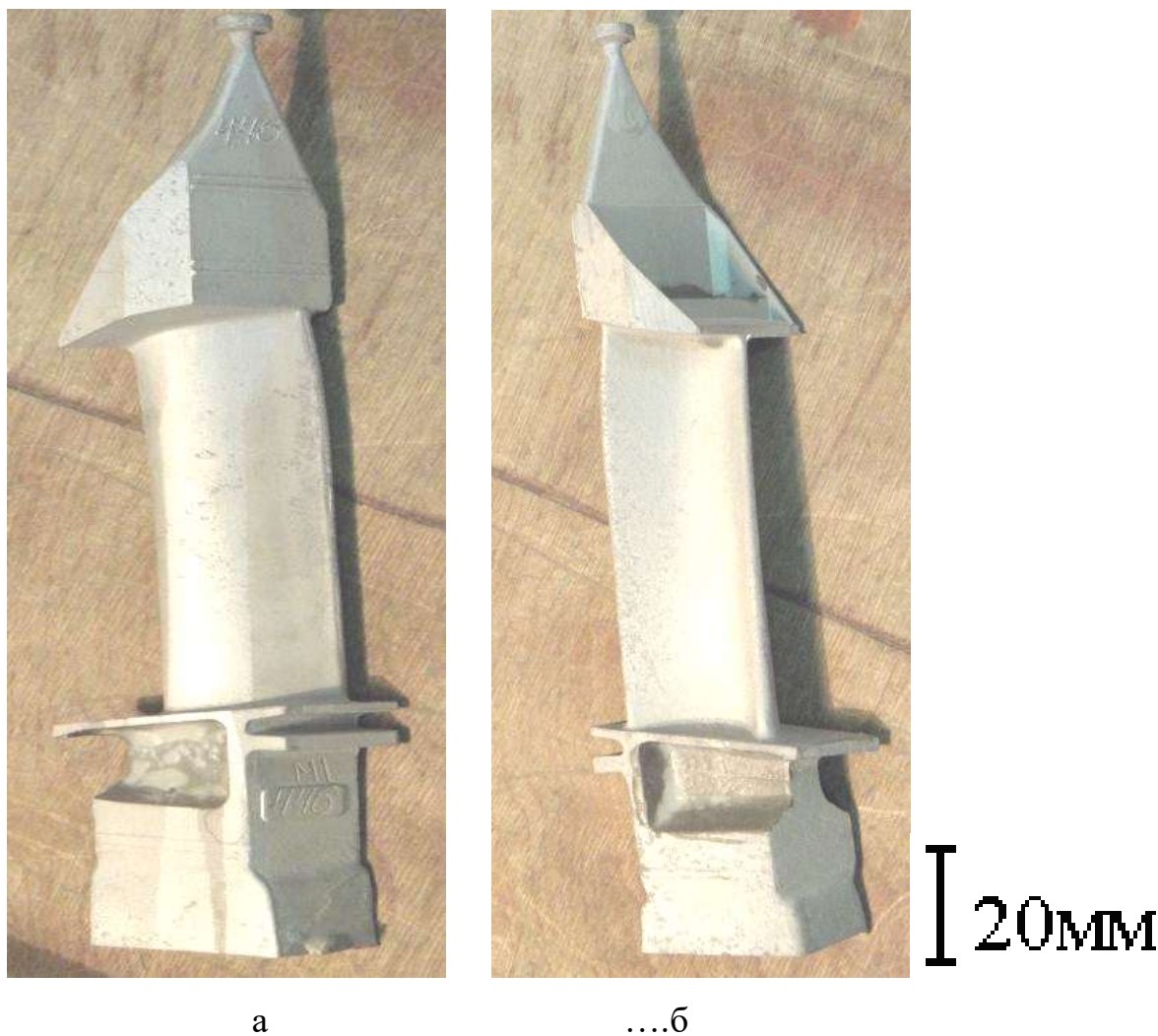


Рисунок - 4.20 - Литі робочі лопатки першого ступеня, виготовлені методом спрямованої (моно) кристалізації з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1



а – брак лопатки за макроструктурою; б – придатна лопатка за макроструктурою.

Рисунок - 4.21 - Макроструктура литих робочих лопаток І-го ступеня з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 для наземної установки Д-336



а – брак лопатки за макроструктурою; б – придатна лопатка за макроструктурою.

Рисунок - 4.22- Макроструктура литих робочих лопаток II- го ступеня з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 для наземної установки Д-336

Після механічної обробки 24-х дослідних робочих лопаток I-го ступеня, виготовлених із розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1, були проведені випробування на втому.

Випробування проводилися на вібростенді МІКАТ з параметрами навантаження: $\sigma_{\text{нач.}} = 180 \text{ МПа}$ (18 кгс/мм^2) ; $\Delta\sigma = \pm 2 \text{ МПа}$; $N_{\text{ц}} = 2 \cdot 10^7$ циклів, з метою визначення границі витривалості (σ_{-1}). Результати випробувань на втому дослідних робочих лопаток I-го ступеня, виготовлених із розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1, представлено в таблиці 4.27.

Таблиця 4.27 - Результати випробувань на втому дослідних лопаток першого ступеня, виготовлених з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 [447]

№ лопатки	σ_{-1} , МПа (кгс/мм ²)	f, Гц	N _ц , циклів	КГО	Результати дефектоскопії ЛЮМ1-ОВ
1	240 (24)	2991	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
2	240 (24)	3014	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
3	240 (24)	2970	$2 \cdot 10^7$	Моно 3 ⁰	По перу тріщин немає
4	240 (24)	2987	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
5	240 (24)	3110	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
6	240 (24)	2999	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
7	240 (24)	3037	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
8	240 (24)	2954	$2 \cdot 10^7$	Моно 2 ⁰	По перу тріщин немає
9	220 (22)	2976	$2 \cdot 10^7$	Моно 3 ⁰	По перу тріщин немає
10	220 (22)	3157	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
11	220 (22)	2971	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
12	220 (22)	2997	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
13	220 (22)	2981	$2 \cdot 10^7$	-	По перу тріщин немає
14	220 (22)	3118	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
15	220 (22)	3278	$2 \cdot 10^7$	-	По перу тріщин немає
16	220 (22)	3146	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
17	200 (20)	3044	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
18	200 (20)	2995	$2 \cdot 10^7$	Моно 3 ⁰	По перу тріщин немає
19	180 (18)	2968	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
20	180 (18)	3135	$2 \cdot 10^7$	-	По перу тріщин немає
21	180 (18)	3275	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
22	180 (18)	3353	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
23	180 (18)	3029	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає
24	180 (18)	3174	$2 \cdot 10^7$	СК	По перу тріщин немає

В таблиці 4.28 приведено порівняльні експериментальні результати за групами характеристик (структурна стабільність, структурно-фазові, фізичні, температурні, корозійні, механічні) для розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 [432, 447-450], в порівнянні з аналогічними характеристиками промислових сплавів ЗМІ-3У [44, 78] і ЖС26-ВІ [4, 6, 26, 51]. При порівнянні експериментальних даних з розрахунковими результатами для досліджених сплавів спостерігається їх узгодженість і відповідність між собою (див. табл. 4.13). Це дозволяє зробити висновок про те, що контрольовані показники властивостей розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 успішно прогножуються за розробленим алгоритмом методики КРАМ [434].

Таблиця 4.28 - Експериментальні значення характеристик сплавів [4, 6, 26, 44, 51, 78, 432, 447-450]

Контрольовані характеристики за групами	Значення характеристик сплаву		
	Сплав- прототип ЗМІ-3У	Розроблений сплав ЗМІ-3У-М1	Сплав- аналог ЖС26-ВІ
<u>Структурно-фазові:</u> $V_{\gamma}^{20} \geq 60 \%$, за масою	50,0	61,7	60,0
<u>Фізичні:</u> ρ , г/см ³	8,28	8,45	8,56
<u>Температурні:</u> t_L , °C $t_s \geq 1290^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\text{кр.}} \leq 80^\circ\text{C}$ $t_{\text{ЕВТ.}}$, °C $t_{\text{П.Р.}\gamma'}$, °C $t_{\text{К.Р.}\gamma'} \geq 1200^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\text{ГОМ}} \geq 20^\circ\text{C}$ $t_{\text{ГОМ}}$, °C	1343 1245 98 1235 840 1167 68 $1180^0 \pm 10^0$	1365 1305 60 1290 850 1248 42 $1250^0 \pm 10^0$	1383 1310 73 1284 855 1260 24 $1265^0 \pm 10^0$

Кінець таблиці 4.28 [4, 6, 26, 44, 51, 78, 432, 447-450]

Контрольовані характеристики за групами	Значення характеристик сплаву		
	Сплав- прототип ЗМІ-3У	Розроблений сплав ЗМІ-3У-М1	Сплав- аналог ЖС26-ВІ
<u>Корозійні:</u> $\Pi_{КС} \geq 3,0$ $\bar{V}_q^{800} \times 10^4, \text{ г/м}^2 \cdot \text{с}$ $\bar{V}_q^{850} \times 10^3, \text{ г/м}^2 \cdot \text{с}$ $\bar{V}_q^{900} \times 10^3, \text{ г/м}^2 \cdot \text{с}$ $\bar{V}_q^{950} \times 10^3, \text{ г/м}^2 \cdot \text{с}$ $t_{\text{КРИТ.}}, ^\circ\text{C}$	- 0,14 0,30 1,22 2,29 ~850 ⁰	- 0,20 0,60 2,50 3,95 ~830 ⁰	- 11,9 19,7 56,1 71,5 ~590 ⁰
<u>Короткочасна міцність:</u> $\sigma_B^{20} \geq 950 \text{ МПа}$ $\sigma_B^{800}, \text{ МПа}$ $\sigma_B^{900}, \text{ МПа}$ $\sigma_B^{1000}, \text{ МПа}$	890 903 735 -	1140 1010 900 630	895 990 870 680
<u>Тривала міцність:</u> $\sigma_{100}^{800}, \text{ МПа}$ $\sigma_{1000}^{800}, \text{ МПа}$ $\sigma_{100}^{900}, \text{ МПа}$ $\sigma_{1000}^{900}, \text{ МПа}$ $\sigma_{100}^{1000}, \text{ МПа}$ $\sigma_{1000}^{1000}, \text{ МПа}$ $\tau_{260}^{975} \geq 40 \text{ годин}$	520 370 300 180 - - -	620 480 410 320 230 130 69-84	620 480 410 330 240 140 67-121
Вихід придатних лопаток за макроструктурою, %	20-25	48-50	48-52

На основі комплексних розрахунково-експериментальних досліджень, шляхом оптимізації складу за заданими критеріями показано, що розроблений сплав ЗМІ-ЗУ-М1 забезпечує необхідні властивості відповідно з заданими вимогами (див. табл. 4.2, 4.13 і 4.28).

Збалансований оптимальний склад розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 [432, 447, 448] відрізняється від сплаву-аналогу ЖС26-ВІ [4, 6, 26, 51] тим, що містить в складі оптимальну кількість нового легувального елемента танталу ($Ta = 4,0 \pm 0,3\%$), нижчий вміст вольфраму ($W = 7,0 \pm 0,3\%$) при відсутності елементів таких як ніобій і ванадій, а також відрізняється від сплаву-прототипу ЗМІ-ЗУ [4, 44, 78] тим, що має в складі тантал, нижчий вміст хрому ($Cr = 11,5 \pm 0,3\%$) і вуглецю ($C = 0,06 \pm 0,02\%$) за масою.

Результати атестації металу тестових і промислових плавок розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1, що було отримано на зразках і лопатках зі спрямованою (моно) структурою показали, що їх якість задовольняє вимогам розробленого і затвердженого ТУ 14-134-446-2010. При цьому, показники жароміцності і технологічності знаходяться на рівні промислового серійного ливарного жароміцного не корозійностійкого сплаву-аналогу ЖС26-ВІ, що значно перевищує рівень цих характеристик, в порівнянні з промисловим ливарним жароміцним корозійностійким сплавом-прототипом ЗМІ-ЗУ.

В умовах промислового підприємства ДП «Івченко-Прогрес» з розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 за серійною технологією методом спрямованої (моно) кристалізації було виготовлено дослідні комплекти робочих лопаток I-го і II-го ступенів для наземної газотурбінної установки Д-336. Лопатки першого дослідного комплексу відпрацювали в натурних умовах на турбіні Д-336 понад 10 тисяч годин з позитивним результатом. Після зовнішнього візуального огляду, відновлення захисного покриття, технологічно поєднаного з термічною обробкою для відновлення структури, робочі лопатки експлуатуються до теперішнього часу з метою збільшення терміну їх напрацювання.

За створеним алгоритмом методики КРАМ [434] розроблено, технологічно випробувано і атестовано в умовах промислового підприємства ДП «Івченко-Прогрес» новий вітчизняний ливарний корозійностійкий нікелевий сплав марки ЗМІ-3У-М1 [432, 439, 447, 448] з підвищеними характеристиками жароміцності, призначений для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для стаціонарних установок Д-336 різних модифікацій (Т1, Т2), з метою заміни промислового ливарного жароміцного не корозійностійкого сплаву ЖС26-ВІ.

4.6 ВИСНОВКИ

В результаті комплексних розрахунково - експериментальних досліджень по розробці складу нового вітчизняного ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву марки ЗМІ-3У-М1, призначеного для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для стаціонарних газотурбінних установок Д-336 різних модифікацій, вперше було встановлено наступне:

- отримано показники структурної стабільності відповідно з вихідними умовами проектування ($P_{\text{ТЩУ}} = 0,825 \pm 0,025$; $\bar{N}_{V\gamma} \leq 2,40$; $\bar{M}d_{\gamma} \leq 0,93$; $\Delta E = 0,00 \pm 0,04$; $\bar{M}d_C = 0,980 \pm 0,008$), що враховують збалансованість системи легування: $P_{\text{ТЩУ}} = 0,8265$; $\bar{N}_{V\gamma} = 2,1929$; $\bar{M}d_{\gamma} = 0,9079$; $\Delta E = - 0,0400$; $\bar{M}d_C = 0,9728$, які забезпечують необхідну структурну і фазову стабільність розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1;

- отримано температурні показники відповідно з вихідними умовами проектування ($t_s \geq 1290^{\circ}\text{C}$; $t_{\text{к.р.}\gamma'} \geq 1200^{\circ}\text{C}$; $\Delta t_{\text{кр.}} \leq 80^{\circ}\text{C}$; $\Delta t_{\text{гом.}} \geq 20^{\circ}\text{C}$), які знаходяться в межах: температура солідус ($t_s = 1296...1305^{\circ}\text{C}$); температура кінця ($t_{\text{к.р.}\gamma'} = 1248...1258^{\circ}\text{C}$) розчинення γ' - фази ; температурний інтервал кристалізації ($\Delta t_{\text{кр.}} = 60...78^{\circ}\text{C}$) ; температурний інтервал для проведення

гомогенізації, обробки на γ - твердий розчин ($\Delta t_{\text{ГОМ.}} = 38 \dots 42^{\circ}\text{C}$), що забезпечує оптимальний мікроструктурний стан і показники механічних властивостей розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 на рівні сплаву ЖС26-ВІ;

- за рахунок забезпечення виділення в структурі розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 об'ємної частки (V_{γ}^{20}) γ' - фази в межах (60,5...63,0)%, за масою, а також забезпечення показника місфіт-фактора (δ) в межах (0,351...0,362%) було досягнуто рівень показників міцності (група б): границя короточасної міцності в межах ($\sigma_B^{20} = 1066 \dots 1218$) МПа і довговічність зразків в межах ($\tau_{260}^{975} = 69 \dots 84$ годин), відповідно з вихідними вимогами до розробки ($V_{\gamma}^{20} \geq 60\%$; $\delta = 0,15 \dots 0,45\%$; $\sigma_B^{20} \geq 950$ МПа ; $\tau_{260}^{975} \geq 40$ годин) та нормативами затвердженого ТУ 14-134-446-2010;

- за рахунок забезпечення показника параметра корозії ($P_{\text{КС}} = 4,24$) і значення критичної температури ($t_{\text{КРИТ.}}$) переходу до прискореної ВТК на рівні ($\sim 830^{\circ}\text{C}$), відповідно із заданими умовами ($P_{\text{КС}} \geq 3,0$; $t_{\text{КРИТ.}} \geq 800^{\circ}\text{C}$), було досягнуто корозійні властивості розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 на рівні промислового корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У;

- за створеним алгоритмом експрес-методики КРАМ розроблено склад нового вітчизняного ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву марки ЗМІ-3У-М1, призначеного для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для наземних газотурбінних установок Д-336, з метою заміни промислового некорозійностійкого сплаву ЖС26-ВІ. На розроблений сплав ЗМІ-3У-М1 отримано патент на винахід [432, 439] і затверджено ТУ 14-134-446-2010;

- встановлено, що експериментальні дані, які було отримано на монокристалічних зразках і лопатках з КГО [001], виготовлених за серійною технологією з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 в умовах ДП «Івченко-Прогрес», при атестації властивостей металу тестових №1МІ₁, №2МІ₁ і промислових плавок №5В9863, №5В9864 (загальна вага 1000 кг), показали узгодженість з результатами розрахунків;

- технологічне випробування при виготовленні робочих лопаток I-го і II-го ступенів методом спрямованої (моно) кристалізації для наземної газотурбінної установки Д-336 показало, що розроблений сплав ЗМІ-3У-М1 має характеристики міцності і технологічності на рівні промислового серійного сплаву ЖС26-ВІ, з виходом придатних за макроструктурою литих лопаток в межах (48-50%);

- в умовах промислового підприємства ДП «Івченко-Прогрес» з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 за серійною технологією було виготовлено дослідні комплекти робочих лопаток I-го і II-го ступенів для наземних газотурбінних установок Д-336. Лопатки першого дослідного комплекту відпрацювали в натурних умовах понад 10 тисяч годин з позитивним результатом і до сьогодні експлуатуються з метою збільшення терміну їх напрацювання.

Результати досліджень опубліковано в роботах [426, 427, 432, 434, 437-439, 440-442, 446-450].

РОЗДІЛ 5. РОЗРОБКА ЛИВАРНОГО ТЕХНОЛОГІЧНО ЗВАРЮВАЛЬНОГО ЖАРОМІЦНОГО КОРОЗІЙНОСТІЙКОГО НІКЕЛЕВОГО СПЛАВУ ДЛЯ ВИГОТОВЛЕННЯ ЦІЛЬНОЛИТИХ СОПЛОВИХ АПАРАТІВ

До найбільш відомих ливарних ЖНС, які широко застосовуються на вітчизняних моторобудівних підприємствах України для виготовлення литих соплових лопаток різного типу, відносяться серійні промислові сплави ЖСЗЛС [434, 438, 452, 453], ЖСЗДК [449], ВЖЛ12У, ВЖЛ12Е [4, 21, 26, 280, 434, 454, 455] (розділ 2, табл. 2.1).

Відомо [4, 26, 280, 434, 454], що промисловий ливарний жароміцний не корозійностійкий нікелевий сплав ВЖЛ12Е, легований алюмінієм (5,0...5,7)% і титаном (4,2...4,7)% за масою (табл. 5.1), в якому об'ємна частка (V_{γ}^{20}) γ' - фази в структурі становить (58...64)%, за масою, забезпечує підвищену жароміцність і опір високотемпературної повзучості при 1000°C, в порівнянні з промисловим серійним ливарним технологічно зварюваним жароміцним корозійностійким нікелевим сплавом ЖСЗЛС [434, 452, 453], що легований алюмінієм (2,4...3,0)% і титаном (2,5...3,0)%, за масою (див. табл. 5.1), в якому об'ємна частка (V_{γ}^{20}) γ' - фази в структурі менше на (20...25)%, що становить (38...42)% за масою.

Таблиця 5.1 - Хімічний склад промислових сплавів ЖСЗЛС [452] і ВЖЛ12Е [280, 454]

Марка сплаву	Вміст елементу, % за масою ; Ni - основа										
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	V	Nb	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
ВЖЛ12Е- ВІ	0,12-	8,5-	8,0-	2,7-	1,0-	5,0-	4,2-	0,5-	0,5-	0,01-	0,01-
	0,20	10,0	10,0	3,4	1,8	5,7	4,7	1,0	1,0	0,02	0,02

Однак, промисловий сплав ВЖЛ12Е не має необхідної ВТК - стійкості і технологічно не зварювальний, що робить його застосування в якості матеріалу для виготовлення цільнолитих соплових апаратів (СА) неможливим. Одночасно, промисловий технологічно зварювальний сплав ЖСЗЛС має необхідний рівень ВТК - стійкості, але не має необхідного рівня жароміцності, що також обмежує його використання в якості матеріалу для виготовлення цільнолитих СА для перспективних ГТД.

5.1 Формування вихідних вимог до розробки складу нового сплаву для виготовлення цільнолитих соплових апаратів

Основною метою досліджень була розробка за створеним алгоритмом методики КРАМ [434, 441, 442, 446] складу нового ливарного технологічно зварювального корозійностійкого нікелевого сплаву з підвищеними характеристиками міцності, близькими до промислового ливарного жароміцного не корозійностійкого сплаву ВЖЛ12Е [4, 21, 26, 280, 434, 454], взятого за аналог, призначеного для виготовлення цільнолитих соплових апаратів двигуна ТВ3-117ВМА-СБМ1В.

Для отримання дослідних складів за основу було обрано промисловий ливарний технологічно зварюваний жароміцний корозійностійкий сплав ЖСЗЛС [434, 452, 453], взятий за прототип, як найбільш близький за науково-технічною сутністю і очікуваному результату (див. табл. 5.1).

До теперішнього часу ливарний технологічно зварювальний ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЖСЗЛС [434, 438, 452, 453] широко застосовується у вітчизняній промисловості в якості матеріалу для виготовлення соплових лопаток існуючих ГТД різного призначення, наприклад цільнолитих соплових апаратів типу ТВ3-117.

В таблиці 5.1 показано, що базова система легування сплаву ЖСЗЛС (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Zr-B-C) не містить танталу і гафнію. Тому, пошук дослідних композицій розробляемого сплаву проводився в новій системі легування (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-Hf-Zr-B-C) [453, 455, 463] шляхом покрокового варіювання новими елементами, що вводилися - танталом і гафнієм, з одночасним варіюванням вмістом хрому, молібдену і вольфраму, що було обумовлено наступними обставинами:

- по-перше, оптимальне зниження вмісту хрому і молібдену з одночасним підвищенням вмісту вольфраму матиме позитивний вплив на підвищення рівня характеристик міцності, особливо тривалу міцність, без помітного зниження показників ВТК - стійкості;

- по-друге, легування танталом і гафнієм разом з алюмінієм і титаном буде сприятиме збільшенню сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів, що матиме позитивний вплив на збільшення об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі, а головне, позитивно впливати на зміну її хімічного складу, що буде сприятиме підвищенню її термодинамічної стійкості;

- по-третє, легування танталом 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, що буде сприятиме підвищенню характеристик жароміцності, особливо тривалої міцності;

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

У зв'язку з вищезазначеним, розробка за створеним алгоритмом методики КРАМ [434, 441, 442, 446] складу нового ливарного технологічно зварювального корозійностійкого сплаву з підвищеним рівнем жароміцності, з подальшим його використанням у промисловому виробництві для

виготовлення цільнолитих соплових апаратів, є актуальним і перспективним напрямком для вітчизняного двигунобудування.

5.2 Контрольовані параметри для оптимізації складу розробляемого сплаву в новій системі легування Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-Hf-Zr-B-C

Показано, що для розробки складу сплаву із заданими властивостями в новій системі легування (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-Hf-Zr-B-C), було сформульовано вихідні вимоги до основних контрольованих параметрів (табл. 5.2). Дані параметри закладалися в розрахунок за методикою КРАМ відповідно зі створеним алгоритмом [434, 441, 442, 446] для оптимізації складу розробляемого сплаву за заданими критеріями, що гарантовано забезпечить комплекс властивостей [453, 455, 463].

Таблиця 5.2 - Контрольовані параметри для оптимізації складу розробляемого сплаву за заданими критеріями для виготовлення цільнолитих соплових апаратів [453, 455, 463]

Контрольовані параметри	Одиниця виміру	Величина параметра
Параметр структурної стабільності, $P_{\text{тщ}} = Cr / (Cr + Mo + W)$	-	$0,825 \pm 0,025$
Сумарна кількість електронних вакансій в γ -твердому розчині, $\bar{N}_{V\gamma}$	-	$\leq 2,40$
Сумарна кількість валентних електронів в γ -твердому розчині, $\bar{M}d_{\gamma}$	-	$\leq 0,93$
Сумарна кількість валентних електронів в сплаві, $\bar{M}dC$	-	$0,980 \pm 0,008$

Кінець таблиці 5.2 [453, 455, 463]

Контрольовані параметри	Одиниця виміру	Величина параметра
Величина дисбалансу системи легування сплаву, ΔE	-	$0,00 \pm 0,04$
Сумарний вміст елементів в складі, що зміцнюють γ - твердий розчин, $\sum C_{\gamma} = (Mo+W+Ta)$	%, за масою	$\geq 10,0$
Сумарний вміст в складі γ' - утворювальних елементів, $\sum C_{\gamma'} = (Al+Ti+Ta+Hf)$	%, за масою	$8,0 \leq \sum \gamma' \leq 9,0$
Температура солідусу, t_s	$^{\circ}C$	≥ 1280
Температура кінця розчинення γ' - фази, $t_{к.р.}^{\gamma'}$	$^{\circ}C$	≥ 1150
Температурний інтервал для проведення гомогенізації, $\Delta t_{гом.}$	$^{\circ}C$	≥ 20
Об'ємна частка зміцнювальної γ' - фази в структурі при $20^{\circ}C$, $V_{\gamma'}^{20}$	%, за масою	$43 < V_{\gamma'}^{20} < 50$
Розмірна невідповідність параметрів кристалевих ґраток γ - і γ' - фаз (місфіт), δ	%	$0,15 - 0,45$
Границя короточасної міцності при $20^{\circ}C$, σ_B^{20}	МПа	≥ 850
Відносне подовження при $20^{\circ}C$, δ^{20}	%	$\geq 5,0$
Час до руйнування зразків (довговічність) при τ_{180}^{975}	годин	≥ 40
Параметр корозії, $P_{КС} = \sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$	-	$\geq 3,0$
Критична температура переходу до прискореної ВТК, $t_{крит.}$	$^{\circ}C$	≥ 800
Технологічна зварюваність, щодо усунення ливарних дефектів на цільнолитих СА методом аргонодугового зварювання (АДЗ)	-	На рівні сплаву ЖСЗЛС

5.3 Коригування базового складу ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС середнього рівня легування

Початковий етап розробки полягав в коригуванні границь легування γ' - утворювальних елементів, а також елементів, що зміцнюють γ - твердий розчин, в базовому складі промислового сплаву ЖСЗЛС [452] (див. табл. 5.1), що було пов'язано з наступним:

- збільшення середнього вмісту алюмінію і титану до 3,0% за масою за рахунок підвищення нижніх границь легування з 2,4% до 2,7% і підвищення верхніх границь легування з 3,0% до 3,3 % 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 в коригованому складі технологічно зварювального сплаву ЖСЗЛС середнього рівня легування;

- зниження в базовому складі сплаву ЖСЗЛС верхніх границь легування по хрому з 17,0% до 15,5% і молібдену з 4,5% до 3,0%, за масою, з одночасним підвищенням верхньої границі легування по вольфраму з 4,5% до 5,5%, за масою, матиме позитивний вплив на показники жароміцності при збереженні необхідного рівня ВТК - стійкості.

5.3.1 Обґрунтування вибору модельних композицій для оптимізації складу розробляемого сплаву за заданими критеріями

Коригований склад сплаву ЖСЗЛС було взято в якості базового, на основі якого далі здійснювався вибір п'яти (1-5) дослідних складів розробляемого сплаву, що обґрунтовувалося наступним:

- покрокове зниження вмісту хрому і молібдену на 2,0% з концентраційним кроком 0,5% - по хрому в інтервалі від 15,5% до 13,5% і по молібдену від 3,0% до 1,0%, а також одночасне покрокове підвищення вмісту вольфраму з 5,5% до 7,5% за масою, буде сприяти підвищенню характеристик жароміцності до рівня, близького промислового жароміцному не корозійностійкому сплаву ВЖЛ12Е, взятого за аналог;

- покрокове введення нових елементів гафнію в межах від 0,1% до 0,5% з концентраційним кроком 0,1% і танталу в межах від 1,5% до 3,5% з концентраційним кроком 0,5%, за масою, сприятиме збільшенню об'ємної частки ($V_{\gamma'}^t$) зміцнювальної γ' - фази в структурі і зміни її хімічного складу, що позитивно вплине на її термодинамічну стійкість і залишкову об'ємну частку в температурному діапазоні (800...1000⁰С), а отже, підвищить характеристики міцності проектуємого сплаву без зниження показників ВТК - стійкості, в порівнянні з промисловим корозійностійким сплавом ЖСЗЛС, взятим за прототип;

- покрокове підвищення вмісту нових елементів танталу та гафнію в зазначених межах матиме позитивний вплив на морфологію і стабільність карбідів типу МС, при цьому, сповільнюючи механізм утворення менш сприятливих і термодинамічно менш стійких карбідів типу $Me_{23}C_6$, сприятиме підвищенню запасу пластичності матеріалу і поліпшенню його технологічної зварювальності;

- визначення оптимальних границь легування хромом, молібденом, вольфрамом, а також новими елементами танталом і гафнієм, які вводяться в склад розробляємого сплаву, забезпечить підвищення показників жароміцності до рівня промислового сплаву ВЖЛ12Е, взятого за аналог, з одночасним забезпеченням технологічної зварювальності і ВТК- стійкості на рівні технологічно зварювального корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС;

- підхід до оптимізації хімічного складу за заданими критеріями в вибраній новій системі легування (Ni-Co-Cr-Al-Ti-Mo-W-Ta-Hf-Zr-B-C) забезпечить виконання вихідних вимог по досягненню рівня контрольованих параметрів, які були сформульовані для розробляемого сплаву (табл. 5.2).

Для дослідних складів (1-5) і промислових сплавів ЖСЗЛС [434, 452, 453] і ВЖЛ12Е [4, 21, 26, 280, 434, 454], наведених в таблиці 5.3, були розраховані параметри за основними групами, відповідно з розробленим алгоритмом (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40) методики КРАМ [426-431, 433, 434, 436-442].

Таблиця 5.3 - Хімічний склад модельних композицій [453, 455, 463]

№ складу	Вміст елементу %, за масою												
	Ni - основа												
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Nb	V	Ta	Hf	Zr	B
ЖСЗЛС	0,10	16,0	5,0	2,7	2,7	4,0	4,0	-	-	-	-	0,015	0,015
1	0,10	15,5	4,5	3,0	3,0	3,0	5,5	-	-	1,5	0,1	0,015	0,015
2	0,10	15,0	4,5	3,0	3,0	2,5	6,0	-	-	2,0	0,2	0,015	0,015
3	0,10	14,5	4,5	3,0	3,0	2,0	6,5	-	-	2,5	0,3	0,015	0,015
4	0,10	14,0	4,5	3,0	3,0	1,5	7,0	-	-	3,0	0,4	0,015	0,015
5	0,10	13,5	4,5	3,0	3,0	1,0	7,5	-	-	3,5	0,5	0,015	0,015
ВЖЛ12Е	0,16	9,25	9,0	5,4	4,5	3,1	1,4	0,75	0,75	-	-	0,020	0,015

Результати розрахункових показників, що було отримано на модельних складах (1-5), порівнювалися з рівнем контрольованих параметрів (див. табл. 5.2). Це дозволило їх оцінити і оптимізувати склад за заданими критеріями, з визначенням одного, найбільш оптимального складу, для проведення подальших експериментальних досліджень в промислових умовах.

Склади, що задовольняли умовам ($P_{\text{ТЩУ}} = 0,825 \pm 0,025$; $\bar{N}_{V\gamma} \leq 2,40$; $\bar{M}d_{\gamma} \leq 0,93$; $-0,04 \leq \Delta E \leq +0,04$; $0,972 \leq \bar{M}d_C \leq 0,988$), вважалися фазово-стабільними. Розрахунки параметрів структурної стабільності ($P_{\text{ТЩУ}}$, $\bar{N}_{V\gamma}$, $\bar{M}d_{\gamma}$, ΔE , $\bar{M}d_C$) було здійснено за отриманими регресійними моделями (група 1) [434, 441, 442, 446, 453, 455, 463]. Визначено, що всі дослідні склади (1-5) і промисловий сплав ВЖЛ12Е збалансовані з точки зору умов дисбалансу системи легування ($\Delta E = \pm 0,04$). Так, величина (ΔE) для дослідних складів (1-5) знаходиться в межах від +0,0111 до -0,0289, що задовольняє умовам збалансованого легування. При цьому, показано, що показник (ΔE) для промислового сплаву ЖСЗЛС не задовольняє умовам збалансованого легування ($\Delta E = +0,1192$) [453, 455, 463]. Показано, що дослідні склади 4 і 5 не задовольняють умовам (див. табл. 5.2) за контрольованим параметром об'ємної частки (V_{γ}^{20}) γ' - фази в структурі, яка має бути в межах ($43\% < V_{\gamma}^{20} < 50\%$) для забезпечення необхідного рівня показників механічних властивостей і технологічної зварювальності. Тому дослідні склади 4 і 5 було виключено з подальших досліджень, що також було підтверджено термодинамічними розрахунками, здійснених методом CALPHAD в програмі (JMatPro) [453, 455, 463].

5.3.3 Структурно-фазові характеристики (група 2) модельних складів, розраховані методом CALPHAD (JMatPro)

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40), для фазово-стабільних композицій (1-3), які задовольняють умовам (див. табл. 5.2) за контрольованим параметром об'ємної частки (V_{γ}^{20}) γ' - фази в структурі, а також для промислових сплавів ЖСЗЛС і ВЖЛ12Е, було розраховано структурно-фазові характеристики

(група 2) з використанням комп'ютерного моделювання в програмі (JMatPro) [391-401, 417, 418].

На рисунку 5.1 представлено результати розрахункових досліджень структурно-фазових (група 2) характеристик (табл. 5.5), а також хімічного складу фаз (табл. 5.6), розрахованих в програмі (JMatPro) [391-401, 417, 418] для дослідного складу 3, у якого виконується умова ($43\% < V_{\gamma}^{20} < 50\%$) (див. табл. 5.2).

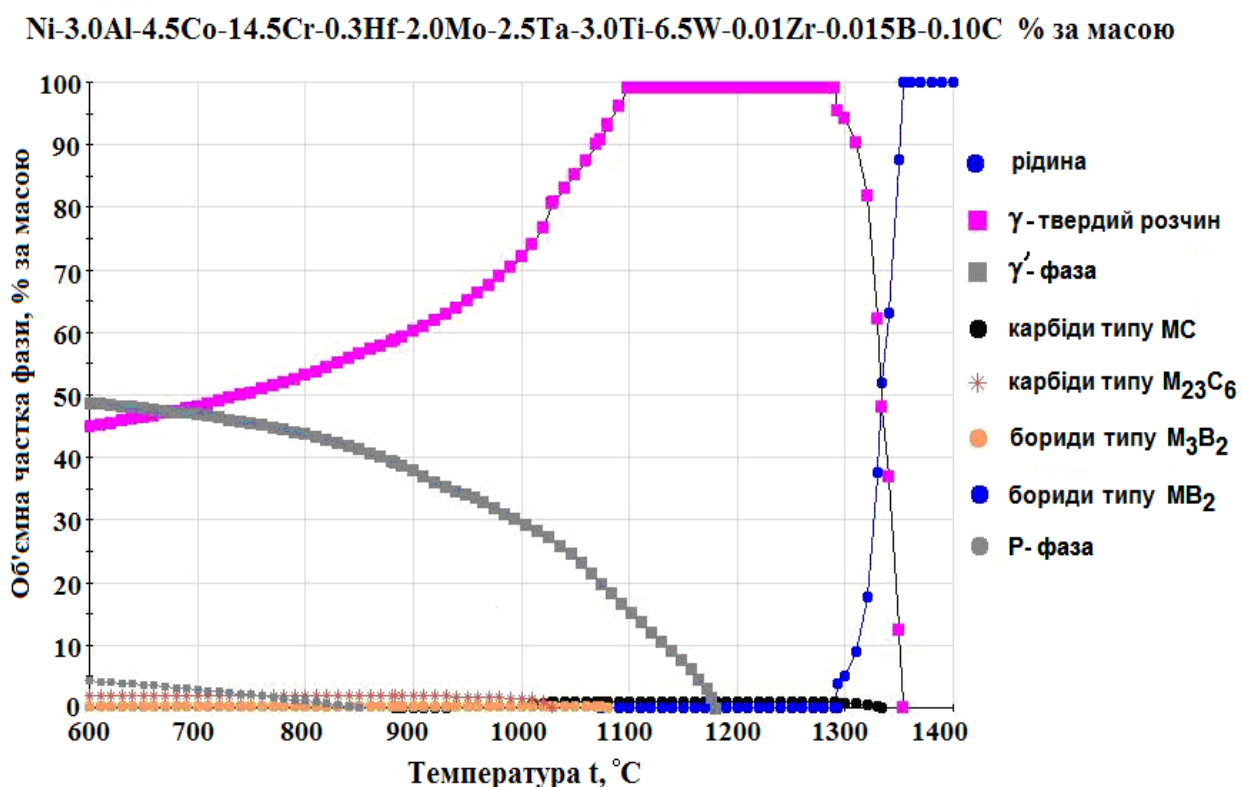


Рисунок 5.1 - Розрахунковий фазовий склад дослідного сплаву 3 [453, 455, 463], (CALPHAD-метод, JMatPro) [391-401, 417, 418]

У таблиці 5.5 представлено розрахункові значення структурно-фазових характеристик (група 2), розрахованих методом CALPHAD (JMatPro) для досліджених складів. Розрахункові дослідження показали, що промисловий сплав ВЖЛ12Е може проявляти незначну схильність до виділення σ - і μ - фаз, а дослідні склади (1-3) і промисловий сплав ЖСЗЛС до виділення r - фази. Разом з тим, показано (див. рис. 5.1, табл. 5.6), що утворення в структурі

№ склад	Тип, об'ємна частка фаз (група 2) в структурі при 20 ⁰ С, % за масою, CALPHAD-метод (JMatPro) [391-401, 417, 418]								
	γ-	γ'-	MC	M ₂₃ C ₆	*M ₃ B ₂	*MB ₂	*σ-	*μ-	*ρ-
ЖСЗЛС	53,36	40,20	0,53	1,76	0,18	0,04	-	-	3,93
1	45,74	45,88	0,77	1,55	0,18	0,05	-	-	5,83
2	45,09	47,22	0,89	1,43	0,18	0,05	-	-	5,14
3	44,51	48,59	1,03	1,29	0,18	0,05	-	-	4,35
4	37,11	50,96	0,98	1,39	0,21	0,10	-	6,68	2,57
5	36,45	52,10	0,99	1,41	0,21	0,10	-	6,82	1,92
ВЖЛ12Е	29,76	61,29	0,99	2,78	0,18	0,05	2,19	2,76	-

Фаза	Вміст елементу в фазі при 20 ⁰ C, % за масою										
	Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	Hf	C	B
γ'-	74,62	1,67	1,88	5,83	6,12	0,13	4,11	5,02	0,62	-	-
γ-	59,08	7,95	25,35	0,38	0,06	1,40	5,64	0,14	-	-	-
MC	-	-	0,16	-	20,49	0,33	7,28	39,85	21,47	10,42	-
M ₂₃ C ₆	2,84	0,77	71,75	-	-	18,08	1,43	-	-	5,13	-
*M ₃ B ₂	-	-	20,70	-	-	69,46	1,65	-	-	-	8,19
*MB ₂	-	-	-	-	66,92	-	-	-	2,30	-	30,78
*р-	16,58	2,32	17,44	-	-	19,02	44,64	-	-	-	-
Примітка: * - утворення фаз типу *M ₃ B ₂ , *MB ₂ і *р- мало ймовірно.											

Встановлено [453, 455, 463], що кращий показник об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в структурі, що відповідає за рівень жароміцності і технологічної зварювальності, має фазово-стабільний дослідний склад 3 ($V_{\gamma'}^{20} = 48,59\%$) у якого виконується умова ($43\% < V_{\gamma'}^{20} < 50\%$), в порівнянні з промисловим технологічно не зварювальним сплавом ВЖЛ12Е ($V_{\gamma'}^{20} = 61,29\%$), у якого ця умова не виконується (див. табл. 5.2).

5.3.4 Фізичні властивості (група 3) модельних складів, розраховані методом CALPHAD (JMatPro)

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40) з використанням комп'ютерного моделювання в програмі (JMatPro) [391-401, 417, 418] було розраховано фізичні властивості (група 3) для фазово-стабільних композицій (1-3), а також промислових сплавів ЖСЗЛС і ВЖЛ12Е, результати яких наведено в таблиці 5.7.

Таблиця 5.7 - Розрахункові результати фізичних властивостей (група 3) досліджених сплавів [453, 455, 463]

№ складу	Фізичні властивості (група 3) при 20°C, CALPHAD-метод (JMatPro) [391-401, 417, 418]								
	ρ , г/см ³	E, ГПа	$\alpha \cdot 10^6$, 1/K	C_p , Дж/Г·К	$\gamma \cdot 10^6$, Ом·м	λ , Вт/м·К	$a_{\gamma'}$, нм	a_{γ} , нм	δ , %
ЖСЗЛС	8,33	213,76	11,65	0,43	0,72	10,21	0,3580	0,3574	0,174
1	8,38	213,64	11,49	0,42	0,71	10,25	0,3585	0,3575	0,290
2	8,42	213,28	11,47	0,42	0,71	10,27	0,3587	0,3575	0,338
3	8,47	213,25	11,46	0,42	0,71	10,29	0,3589	0,3575	0,377
ВЖЛ12Е	7,91	213,58	11,51	0,44	0,68	10,76	0,3581	0,3576	0,151

Встановлено [453, 455, 463], що кращі показники місфіт-фактора (табл. 5.7) $\delta = 2 \cdot \frac{(a\gamma' - a\gamma)}{(a\gamma + a\gamma')} \cdot 100\%$, що відповідає за рівень жароміцності, мають фазово-стабільні дослідні склади (1-3) ($\delta = 0,290-0,377\%$), у яких виконуються умови ($43\% < V_{\gamma}^{20} < 50\%$) і ($0,15 \leq \delta \leq 0,45\%$), в порівнянні з промисловими сплавами, у яких не виконується умова ($43\% < V_{\gamma}^{20} < 50\%$): ЖСЗЛС ($V_{\gamma}^{20} = 40,20\%$) і ВЖЛ12Е ($V_{\gamma}^{20} = 61,29\%$) (див. табл. 5.2, 5.5).

5.3.5 Критичні температури модельних складів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 4)

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40) за отриманими регресійними моделями (група 4) [434, 441, 442, 446] для фазово-стабільних композицій (1-3) розробляемого сплаву, а також промислових сплавів ЖСЗЛС і ВЖЛ12Е було розраховано критичні температури, що наведено в таблиці 5.8.

Таблиця 5.8 - Розрахункові результати температурних характеристик (група 4) досліджених сплавів [433, 453, 455-458, 463]

№ складу	Температурні характеристики (група 4), °C								
	$\sum C_{\gamma}$	t_L	t_S	$\sum C_{\gamma'}$	$t_{EVT.}$	$t_{П.Р.}^{\gamma'}$	$t_{К.Р.}^{\gamma'}$	$\Delta t_{КР.}$	$\Delta t_{ГОМ.}$
ЖСЗЛС	8,0	1354	1260	5,4	1188	835	1090	94	98
1	10,0	1365	1277	7,6	1224	841	1146	88	78
2	10,5	1368	1282	8,2	1233	843	1160	86	73
3	11,0	1370	1286	8,8	1243	845	1176	84	67
ВЖЛ12Е	4,5	1334	1273	10,65	1229	851	1222	61	7

Встановлено [433, 453, 455-458, 463], що кращі показники критичних температур (t_s , $t_{K.P.}'$), відповідальних за характеристики жароміцності, мають дослідні склади 2 ($t_s = 1282^{\circ}\text{C}$; $t_{K.P.}' = 1160^{\circ}\text{C}$) і 3 ($t_s = 1286^{\circ}\text{C}$; $t_{K.P.}' = 1176^{\circ}\text{C}$) (див. табл. 5.8), у яких виконуються умови ($t_s \geq 1280^{\circ}\text{C}$; $t_{K.P.}' \geq 1150^{\circ}\text{C}$) (див. табл. 5.2), в порівнянні з дослідним складом 1 ($t_s = 1277^{\circ}\text{C}$; $t_{K.P.}' = 1146^{\circ}\text{C}$) і промисловим сплавом ЖСЗЛС ($t_s = 1260^{\circ}\text{C}$; $t_{K.P.}' = 1090^{\circ}\text{C}$), у яких ці умови не виконуються, а також промисловим сплавом ВЖЛ12Е у якого не виконуються умови за показниками ($t_s = 1273^{\circ}\text{C}$; $\Delta t_{\text{ГОМ.}} = 7^{\circ}\text{C}$).

5.3.6 Корозійні властивості модельних складів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 5)

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40), за отриманими регресійними моделями (група 5) [434, 441, 442, 446] для фазово-стабільних композицій (1-3), а також промислових сплавів ЖСЗЛС і ВЖЛ12Е було здійснено розрахунки корозійних властивостей, що представлено в таблиці 5.9.

Таблиця 5.9 - Розрахункові результати корозійних характеристик (група 5) досліджених сплавів [434, 441, 442, 446, 463]

№ складу	Корозійні властивості (група 5), (V_q^t) , г / м ² · с ; ($t_{\text{КРИТ.}}$), °С					
	$P_{KC} \geq 3,0$	$\bar{V}_q^{800} \cdot 10^4$	$\bar{V}_q^{850} \cdot 10^3$	$\bar{V}_q^{900} \cdot 10^3$	$\bar{V}_q^{950} \cdot 10^3$	$t_{\text{КРИТ.}} \geq 800$
ЖСЗЛС	4,00	0,4030	0,8209	3,0720	5,2423	825
1	3,94	0,4280	0,8676	3,2314	5,4866	821
2	3,87	0,4540	0,9179	3,4020	5,7465	819
3	3,81	0,4830	0,9719	3,5846	5,9234	817
ВЖЛ12Е	2,53	1,5910	2,9776	9,9713	15,1226	772

Встановлено, що кращі показники ($P_{КС}$; $t_{крит.}$), а також показники середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$), що визначають рівень поверхневої стабільності сплавів, мають промисловий корозійностійкий сплав ЖСЗЛС і фазово-стабільні дослідні склади (1-3), у яких виконуються умови забезпечення необхідного рівня ВТК - стійкості ($P_{КС} \geq 3,0$; $t_{крит.} \geq 800^{\circ}\text{C}$) (табл. 5.2, 5.9), в порівнянні з промисловим ливарним жароміцним не корозійностійким сплавом ВЖЛ12Е, у якого ці умови не виконуються ($P_{КС} = 2,53$; $t_{крит.} = 772^{\circ}\text{C}$) [453, 455, 463].

5.3.7 Характеристики міцності модельних складів, розраховані за отриманими регресійними моделями (група 6)

Відповідно з алгоритмом методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40), за отриманими регресійними моделями (група 6) [434, 441, 442, 446], для фазово-стабільних складів (1-3), а також промислових сплавів ЖСЗЛС і ВЖЛ12Е, за показником об'ємної частки (V_{γ}^t) γ' - фази в структурі було розраховано границі короткочасної і тривалої міцності для досліджених температур, що наведено в таблицях 5.10 - 5.12.

Таблиця 5.10 - Розрахункові значення границь короткочасної (σ_B^t) міцності (група 6) досліджених сплавів за температур 20° , 800° , 900° і 1000°C

№ складу	Границі короткочасної (σ_B^t) міцності (група 6), МПа							
	V_{γ}^{20}	σ_B^{20}	V_{γ}^{800}	σ_B^{800}	V_{γ}^{900}	σ_B^{900}	V_{γ}^{1000}	σ_B^{1000}
ЖСЗЛС	40,6	747	29,52	743	27,41	497	16,59	313
1	45,9	884	44,92	872	41,20	681	30,90	442
2	47,2	918	48,38	902	44,37	723	34,36	473
3	48,6	952	49,14	928	47,28	842	37,57	502
ВЖЛ12Е	60,8	1046	59,17	993	54,63	860	46,20	580

Таблиця 5.11 - Розрахункові значення границь (σ_{100}^t) тривалої міцності (група б) для досліджених сплавів за температур 800⁰, 900⁰, 1000⁰С

№ складу	Границі (σ_{100}^t) - годинної тривалої міцності (група б), МПа					
	$V_{\gamma'}^{800}$	σ_{100}^{800}	$V_{\gamma'}^{900}$	σ_{100}^{900}	$V_{\gamma'}^{1000}$	σ_{100}^{1000}
ЖСЗЛС	29,52	373	27,41	160	16,59	38
1	44,92	401	41,20	230	30,90	100
2	48,38	460	44,37	290	34,36	119
3	49,14	515	47,28	305	37,57	129
ВЖЛ12Е	59,17	530	54,63	317	46,20	135

Таблиця 5.12 - Розрахункові значення границь (σ_{1000}^t) тривалої міцності (група б) для досліджених сплавів за температур 800⁰, 900⁰, 1000⁰С

№ складу	Границі (σ_{1000}^t) - годинної тривалої міцності (група б), МПа					
	$V_{\gamma'}^{800}$	σ_{1000}^{800}	$V_{\gamma'}^{900}$	σ_{1000}^{900}	$V_{\gamma'}^{1000}$	σ_{1000}^{1000}
ЖСЗЛС	29,52	230	27,41	31	16,59	-
1	44,92	330	41,20	144	30,90	24
2	48,38	346	44,37	154	34,36	43
3	49,14	363	47,28	179	37,57	70
ВЖЛ12Е	59,17	420	54,63	212	46,20	90

Встановлено [453, 455, 459-463], що кращі показники границь короткочасної міцності (σ_B^t) за температур 20⁰, 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С має дослідний склад 3, у якого виконуються умови, що забезпечують технологічну зварювальність ($43\% < V_{\gamma'}^{20} < 50\%$) (див. табл. 5.10), в порівнянні з промисловим ливарним жароміцним сплавом ВЖЛ12Е, який технологічно не зварювальний і не має необхідної ВТК – стійкості.

Встановлено [453, 455, 459-463], що кращі показники границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_t^t) за температур 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С мають корозійностійкий дослідний склад 3 і промисловий жароміцний не корозійностійкий сплав ВЖЛ12Е (див. табл. 5.11, 5.12).

В процесі оптимізації складу розробляемого сплаву за заданими критеріями було встановлено [453, 455, 459-463], 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 методики КРАМ (див. розділ 3, підрозділ 3.9.1, рис. 3.40) поетапно було виконано розрахунки для досліджених сплавів за групами заданих параметрів, що представлено в таблиці 5.13. Це дозволило шляхом порівняльної оцінки за заданими критеріями визначити оптимальний склад 3, який гарантовано забезпечує комплекс характеристик за контрольованими параметрами, відповідно з умовами розробки (див. табл. 5.2).

Екстраполяція показників довговічності ($\tau_{руйн.}$) для умов випробувань ($\tau_{180}^{975} \geq 40$ годин) показала [453, 455, 463], що розрахунковий час до руйнування зразків дослідного складу 3 становить ($\tau_{руйн.} = 86,7$ годин), а зразків промислового сплаву ВЖЛ12Е - ($\tau_{руйн.} = 145,0$ годин), що задовольняє умовам (див. табл. 5.2, 5.13).

Таблиця 5.13 - Розрахункові значення характеристик досліджених сплавів за групами [453, 455, 463]

Контрольовані характеристики за групами	Значення характеристик сплаву		
	Сплав-прототип ЖСЗЛС	Оптимальний склад 3 (ЖСЗЛС-М)	Сплав-аналог ВЖЛ12Е
<u>Структурна стабільність:</u>			
$\Pi_{ТЩУ} = 0,825 \pm 0,025$	0,8254	0,8323	0,7900
$\bar{N}_{V\gamma} \leq 2,40$ —	2,1910	2,2030	2,1296
$\bar{M}_{d\gamma} \leq 0,93$ —	0,9077	0,9089	0,9017
$\bar{M}_{dC} = 0,980 \pm 0,008$	1,0027	0,9826	0,9827
$\Delta E = 0,00 \pm 0,04$	+0,1192	+0,0123	+0,0130

Продовження таблиці 5.13 [453, 455, 463]

Контрольовані характеристики за групами	Значення характеристик сплаву		
	Сплав- прототип ЖСЗЛС	Оптимальний склад 3 (ЖСЗЛС-М)	Сплав- аналог ВЖЛ12Е
<u>Структурно- фазові:</u> $\sum C_{\gamma} \geq 10,0\%$, за масою $8,0 \leq \sum C_{\gamma'} \leq 9,0 \%$ $43 < V_{\gamma}^{20} < 50 \%$	8,0 5,4 40,60	11,0 8,8 48,60	4,5 10,65 60,80
<u>Фізичні:</u> ρ , г/см ³ $0,15 \leq \delta \leq 0,45 \%$	8,33 0,174	8,47 0,377	7,91 0,151
<u>Температурні:</u> t_L , °C $t_S \geq 1280^\circ\text{C}$ $t_{\text{ЕВТ.}}$, °C $t_{\text{П.Р.}}^{\gamma'}$, °C $t_{\text{К.Р.}}^{\gamma'} \geq 1150^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\text{ГОМ.}} \geq 20^\circ\text{C}$	1354 1260 1188 835 1090 98	1370 1286 1243 845 1176 67	1334 1273 1229 851 1222 7
<u>Корозійні:</u> $P_{\text{КС}} \geq 3,0$ $\bar{V}_q^{800} \times 10^4$, г/м ² ·с $\bar{V}_q^{850} \times 10^3$, г/м ² ·с $\bar{V}_q^{900} \times 10^3$, г/м ² ·с $\bar{V}_q^{950} \times 10^3$, г/м ² ·с $t_{\text{КРИТ.}} \geq 800^\circ\text{C}$	4,00 0,4030 0,8209 3,0720 5,2423 825	3,81 0,4830 0,9719 3,5846 5,9234 817	2,53 1,5910 2,9776 9,9713 15,1226 772

Кінець таблиці 5.13 [453, 455, 463]

Контрольовані характеристики за групами	Значення характеристик сплаву		
	Сплав- прототип ЖСЗЛС	Оптимальний склад 3 (ЖСЗЛС-М)	Сплав- аналог ВЖЛ12Е
<u>Короткочасна міцність:</u>			
$\sigma_B^{20} \geq 850$ МПа	747	952	1046
σ_B^{800} , МПа	743	928	993
σ_B^{900} , МПа	497	842	860
σ_B^{1000} , МПа	313	502	580
<u>Тривала міцність:</u>			
σ_{100}^{800} , МПа	373	515	530
σ_{1000}^{800} , МПа	230	363	420
σ_{100}^{900} , МПа	160	305	317
σ_{1000}^{900} , МПа	31	179	212
σ_{100}^{1000} , МПа	38	129	135
σ_{1000}^{1000} , МПа	-	70	90
$\tau_{180}^{975} \geq 40$ годин	23,3	86,7	145,0

Таким чином, за заданими критеріями визначено оптимальним **склад 3**, який було обрано для подальших експериментальних досліджень і прийнято за середній рівень легування, з присвоєнням йому марки **ЖСЗЛС-М**.

5.4 Результати експериментальних досліджень оптимізованого складу розробленого сплаву ЖСЗЛС-М

Комплексні експериментальні дослідження за групами контрольованих параметрів (див. табл. 5.2) було здійснено на дослідних зразках, отриманих

методом рівновісгової кристалізації за серійною технологією, виготовлених з металу тестових і промислових плавок №14см01U, №14см06U, №15см01U, №15см02U, №15см03U, №15см04U розробленого сплаву ЖСЗЛС-М [433, 463], в порівнянні з аналогічними зразками промислових сплавів ЖСЗЛС [452] і ВЖЛ12Е [454].

5.4.1 Експериментальні дослідження структурно-фазових характеристик (група 2) сплаву ЖСЗЛС-М

Металографічні дослідження показали, що в литому стані мікроструктура зразків розробленого сплаву ЖСЗЛС-М представляє типову для цього класу сплавів рівновісову структуру дендритної будови, що представляє γ - твердий розчин, зміцнювальну γ' - фазу, евтектику ($\gamma+\gamma'$) і карбідну фазу двох типів MC і $M_{23}C_6$ (рис. 5.2 - 5.4).

Металографічні дослідження показали, що внаслідок мікроліквації легувальних елементів, в мікроструктурі зразків, отриманих методом рівновісгової кристалізації зі сплаву ЖСЗЛС-М спостерігається структурна та хімічна неоднорідність, яка в значній мірі усувається наступною термічною обробкою. (рис. 5.3 - 5.5).

Встановлено, що в литому стані мікроструктура зразків рівновісгової кристалізації сплаву ЖСЗЛС-М характеризується наявністю в міждендритних просторах нерівноважних евтектичних виділень фаз ($\gamma+\gamma'$) (див. рис. 5.3), а також окремих частинок карбідної фази сферичної і поліедричної морфології, ідентифікованих як карбіди MC (див. рис. 5.4). Частинки карбідної фази полігональної і шрифтової морфології, які розташовані переважно на границях зерен, ідентифікованих як карбіди $M_{23}C_6$ (див. рис. 5.4, 5.5).

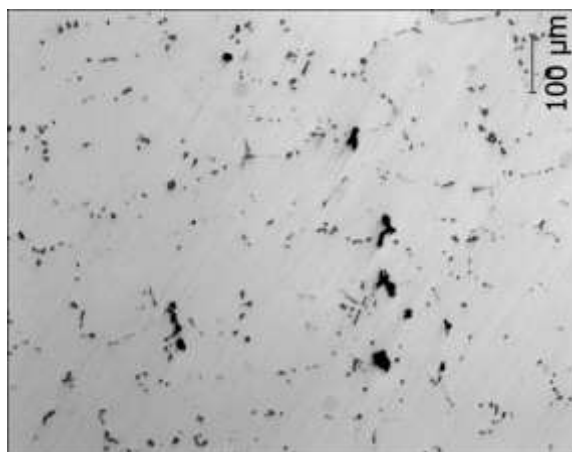
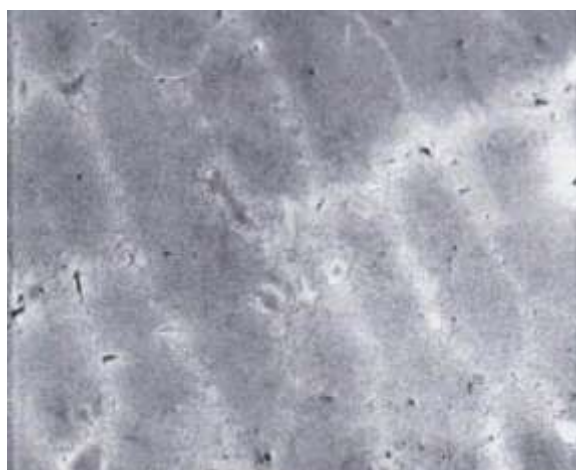
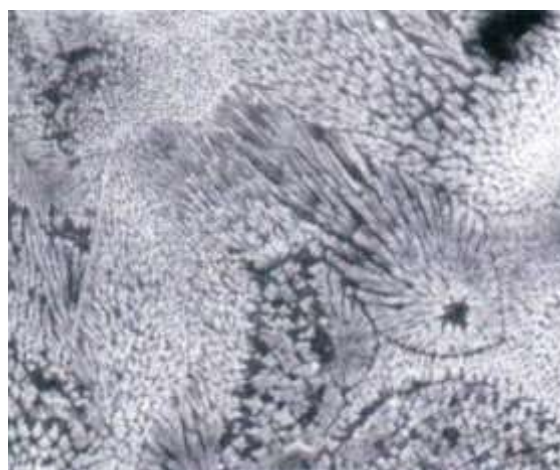


Рисунок 5.2 - Мікроструктура зразків рівновісгової кристалізації сплаву ЖСЗЛС-М в литому стані (без травлення): $\times 200$

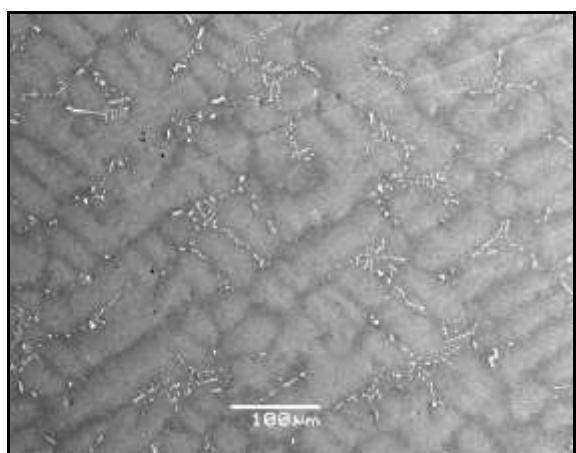


$\times 500$

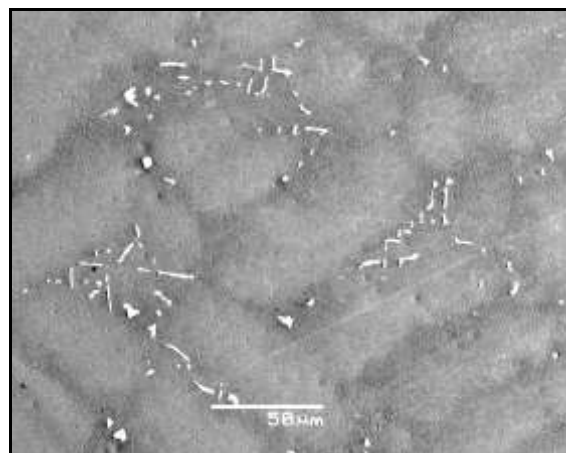


$\times 5000$

Рисунок 5.3 - Морфологія евтектики ($\gamma+\gamma'$) в структурі зразків сплаву ЖСЗЛС-М в литому стані (електролітичне травлення)



$\dots \times 100$



$\times 200$

Рисунок 5.4 - Мікроструктура зразків рівновісгової кристалізації сплаву ЖСЗЛС-М в литому стані (електролітичне травлення)

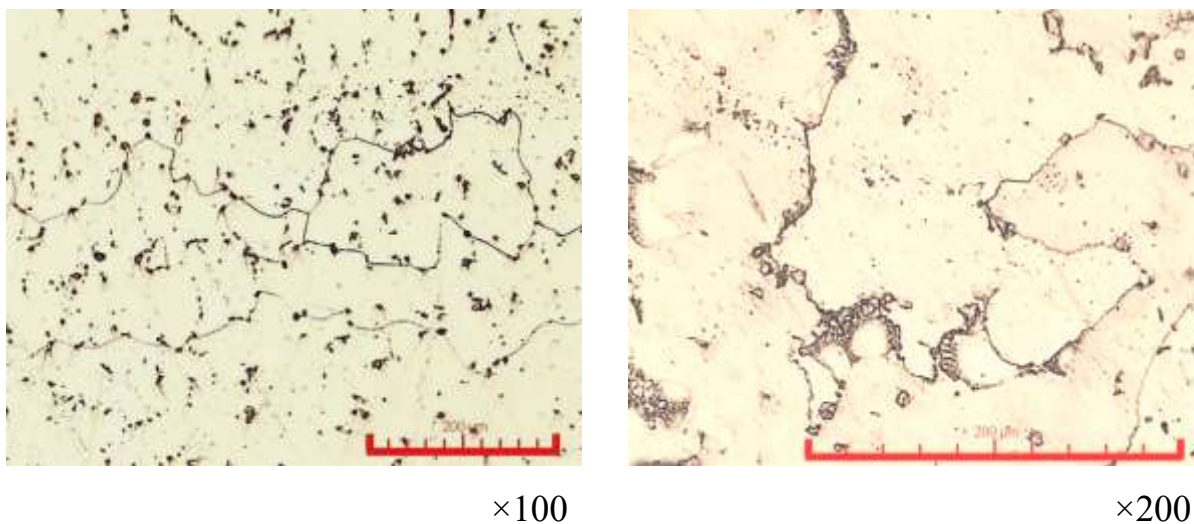


Рисунок 5.5 - Мікроструктура зразків рівновісьової кристалізації сплаву ЖСЗЛС-М в литому стані (травлення в реактиві Марбле)

З метою оптимізації режиму термічної обробки для розробленого сплаву ЖСЗЛС-М металографічно була досліджена мікроструктура зразків після чотирьох режимів гомогенізації (рис. 5.6):

- 1 - $t_{\text{ГОМ.}}$ - 1180°C , час витримки 4 години, охолодження на повітрі;
- 2 - $t_{\text{ГОМ.}}$ - 1190°C , час витримки 4 години, охолодження на повітрі;
- 3 - $t_{\text{ГОМ.}}$ - 1200°C , час витримки 4 години, охолодження на повітрі;
- 4 - $t_{\text{ГОМ.}}$ - 1210°C , час витримки 4 години, охолодження на повітрі.

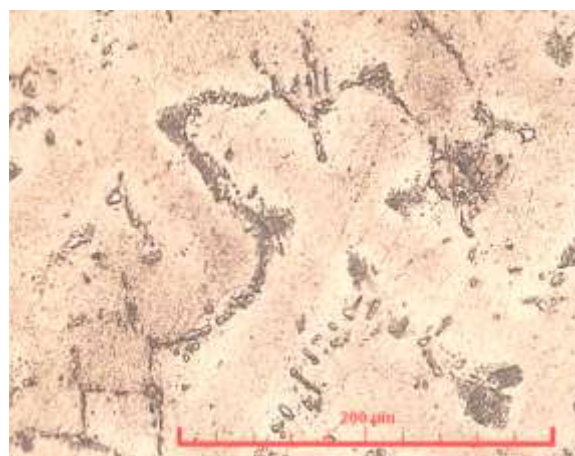
Встановлено, що з підвищенням температури гомогенізації в інтервалі від 1180°C до 1210°C спостерігається зменшення об'ємної частки карбідів шрифтової морфології. Розподіл часток карбідної фази в структурі стає більш рівномірним, спостерігається помітне зменшення об'ємної частки евтектики ($\gamma+\gamma'$), виділення частинок γ' - фази стає більш рівномірним (див. рис. 5.6).

Металографічні дослідження показали, що після гомогенізації за температури 1190°C (режим 2) досягнуто найбільш оптимальний стан мікроструктури в зразках сплаву ЖСЗЛС-М, яка стає більш гомогенною і стабільною, включаючи стан границь зерен (див. рис. 5.6 б, е).



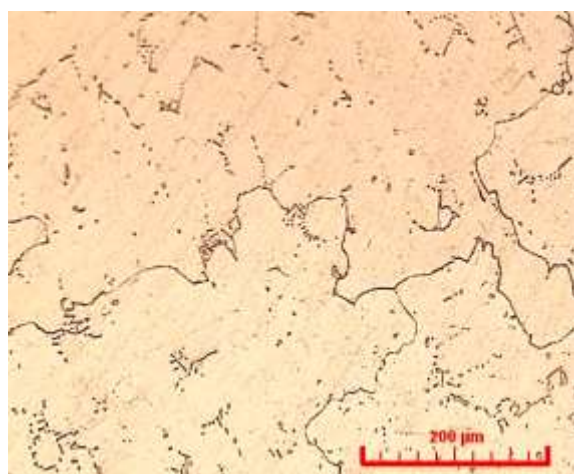
...×100

а



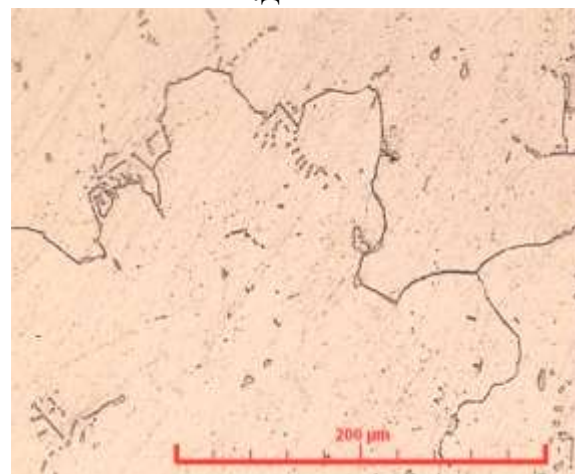
×200

.д



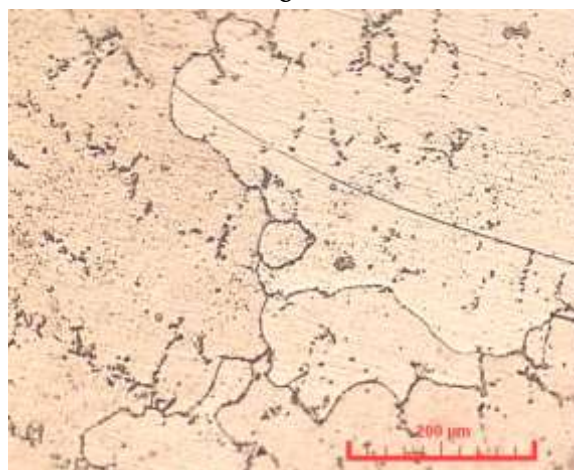
×100

б



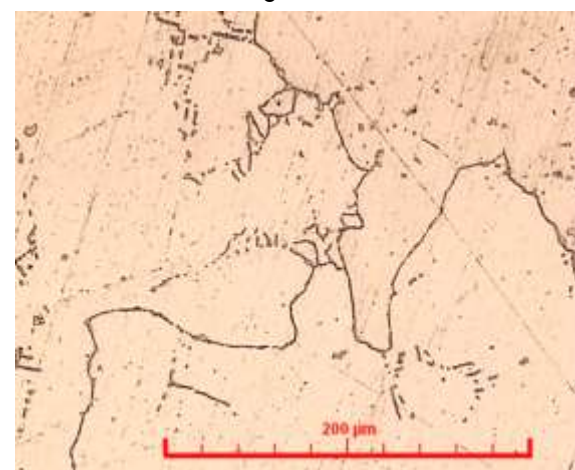
×200

е



...×100

в



×200

ж

а, д - 1180⁰С; б, е - 1190⁰С ; в, ж - 1200⁰С ; г, з - 1210⁰С

Рисунок 5.6. Мікроструктура зразків сплаву ЖСЗЛС-М після чотирьох режимів гомогенізації (травлення в реактиві Марбле)

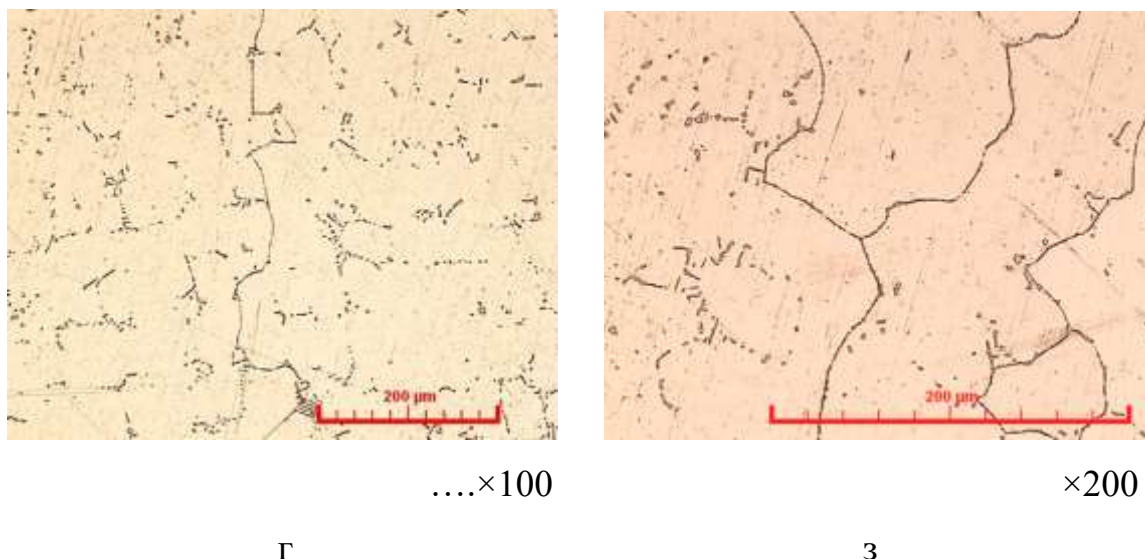


Рисунок 5.6, аркуш 2

Тонкі дослідження мікроструктури зразків розробленого сплаву ЖСЗЛС-М в литому стані і після гомогенізації за температури 1190°C (тип, об'ємна частка, морфологія та хімічний склад фаз) було здійснено з використанням електронної мікроскопії на растровому мікроскопі JEOL JSM-6360LA при різних збільшеннях (рис. 5.7).

Дослідження мікроструктури в литому стані методом електронної мікроскопії показало, що форма частинок γ' - фази правильна кубічна, середній розмір яких становить $(0,15...0,45 \text{ мкм})$. Так, в литий структурі (без ТО) розміри частинок γ' - фази значно розрізняються в осях дендритів (рис. 5.7 а) і в міждендритних просторах (рис. 5.7 б). У міждендритних просторах частинки γ' - фази значно більші, ніж в осях дендритів. Розмірна і морфологічна неоднорідність частинок γ' - фази в структурі зразків і цільнолитих СА після кристалізації є прямим наслідком дендритної ліквідації.

На рисунках 5.6 і 5.7 показано, що після термічної обробки, проведеної за режимом 2, гомогенізація при $(1190 \pm 10)^{\circ}\text{C}$ протягом 4 годин з подальшим охолодженням на повітрі, розмір частинок γ' - фази в осях дендритів (рис. 5.7 б) і в міждендритних областях (рис. 5.7 г) практично вирівнюється $(0,25...0,35 \text{ мкм})$. Встановлено, що з підвищенням температури гомогенізації від 1180°C до 1210°C спостерігається більш повне розчинення нерівноважної

евтектики ($\gamma+\gamma'$) з додатковим виділенням частинок дрібнодисперсної γ' - фази (див. рис. 5.7).

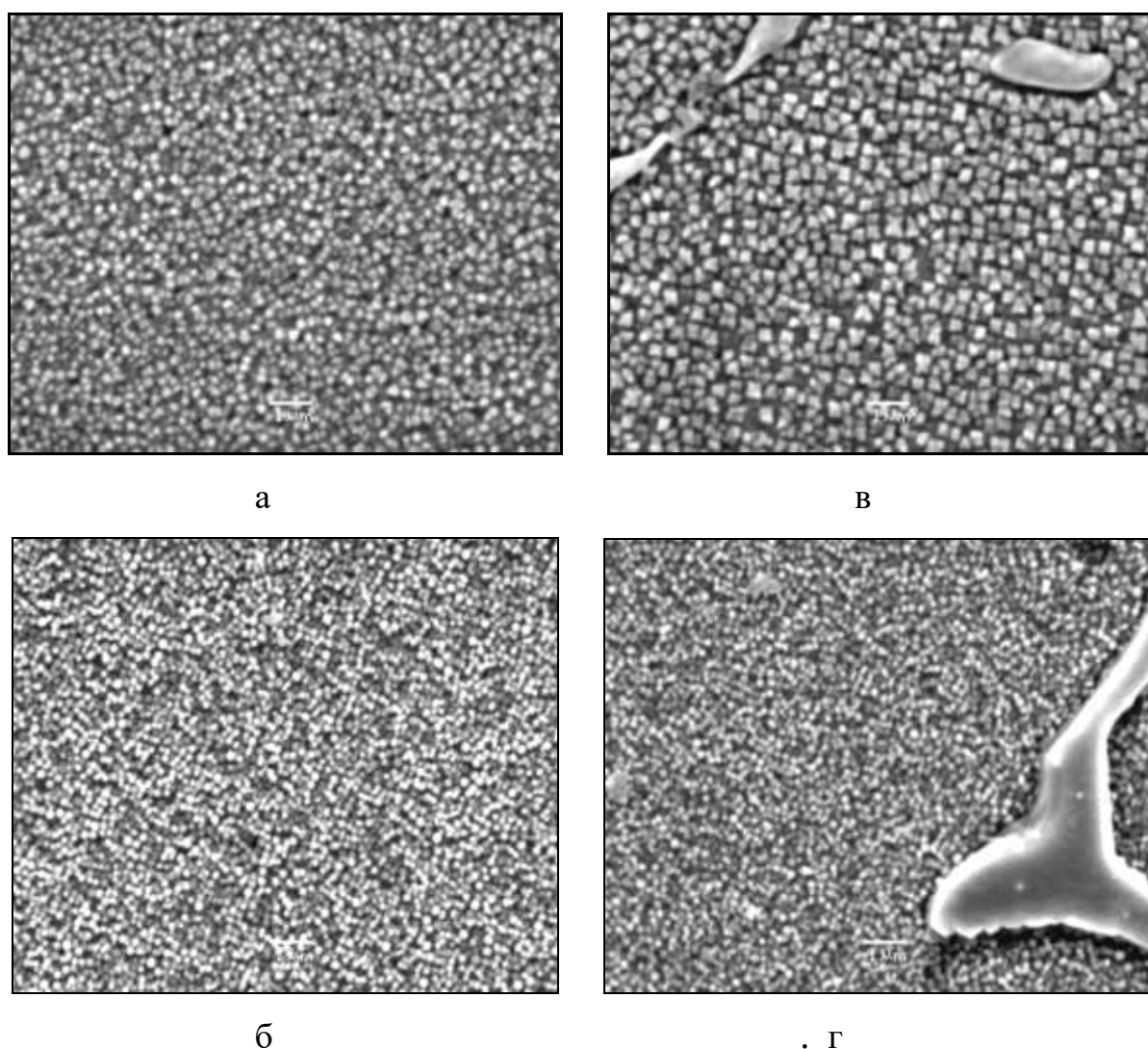


Рисунок 5.7 - Розподіл і розміри частинок γ' - фази в структурі зразків сплаву ЖСЗЛС-М в литому стані (а, в) і після ТО (б, г): $\times 10000$

В таблицях 5.14 - 5.16 і на рисунках 5.8 - 5.10 представлено експериментальні дані за визначенням структурно-фазових (група 2) характеристик і хімічного складу ідентифікованих фаз (γ -, γ' -, МС, $M_{23}C_6$) в зразках розробленого сплаву ЖСЗЛС-М (склад 3) [433, 453, 455, 463] з рівновісною структурою в литому стані і після ТО за оптимальним режимом 2, що були отримані методом локального МРСА і в режимі картування. Показано, що експериментальні дані узгоджуються з

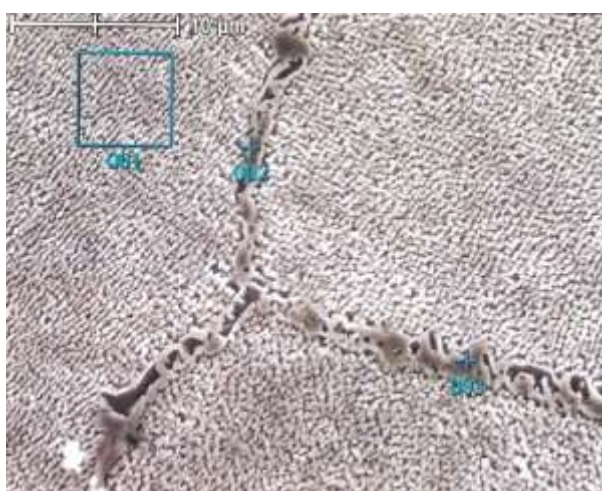
результатами термодинамічних розрахунків (див. підрозділ 5.3.3, табл. 5.5, 5.6) [432, 447, 448].

Таблиця 5.14 - Тип і середня об'ємна частка фаз (група 2) в структурі сплаву ЖСЗЛС-М в литому стані, визначених методом МРСА [432, 447, 448]

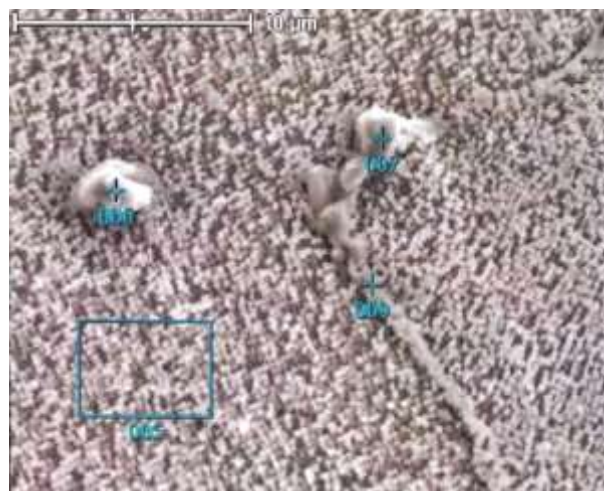
Сплав ЖСЗЛС-М	Тип і об'ємна частка фаз в литому стані, % за масою								
	γ -	γ' -	$\gamma+\gamma'$	МС	$M_{23}C_6$	* M_3B_2	* MB_2	*р-	* σ -
	47,7	46,5	3,5	1,00	1,30	не визначено			

Таблиця 5.15 - Хімічний склад ідентифікованих фаз в структурі сплаву ЖСЗЛС-М в литому стані, визначений експериментально методом локального МРСА [433, 453, 455, 463]

Фаза	Вміст елементу в фазі в литому стані, % за масою									
	Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	Hf	C
γ' -	74,00	1,50	2,60	5,50	6,00	0,50	4,00	5,90	-	-
$\gamma'_{\text{ЕВТ.}}$	78,65	-	-	6,65	7,10	0,65	-	6,95	-	-
γ -	56,25	6,60	26,60	-	-	1,45	6,30	2,80	-	-
МС	-	-	-	-	22,65	1,90	7,65	52,70	5,20	9,90
$M_{23}C_6$	-	-	73,90	-	-	18,75	2,20	-	-	5,15



...×4500



×2500

Рисунок 5.8 - Фазовий склад структури зразків рівновісової кристалізації сплаву ЖСЗЛС-М в литому стані

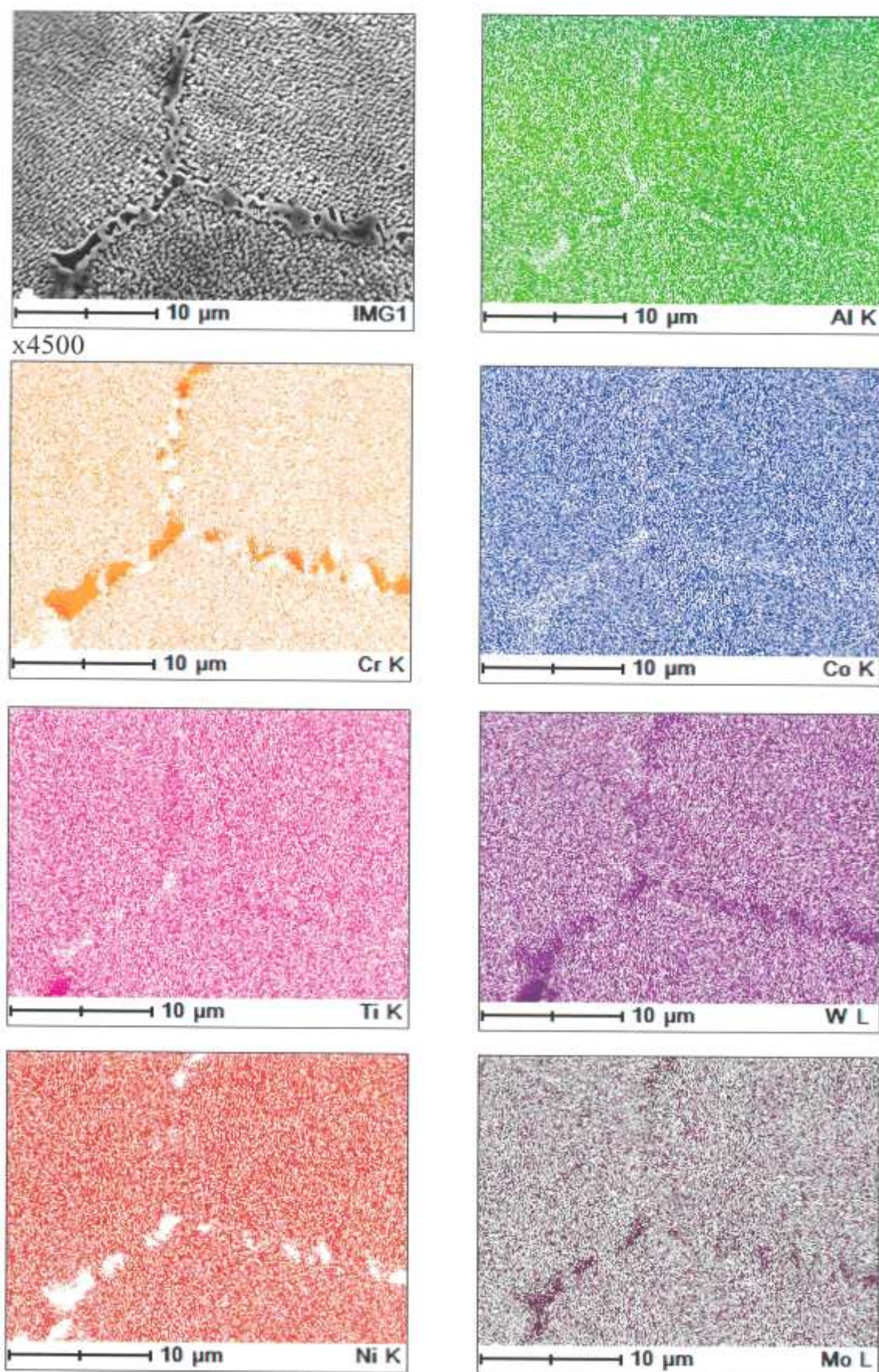


Рисунок 5.9 - Розподіл легувальних елементів в структурі сплаву ЖСЗЛС-М, визначений методом МРСА в режимі картування: $\times 4500$

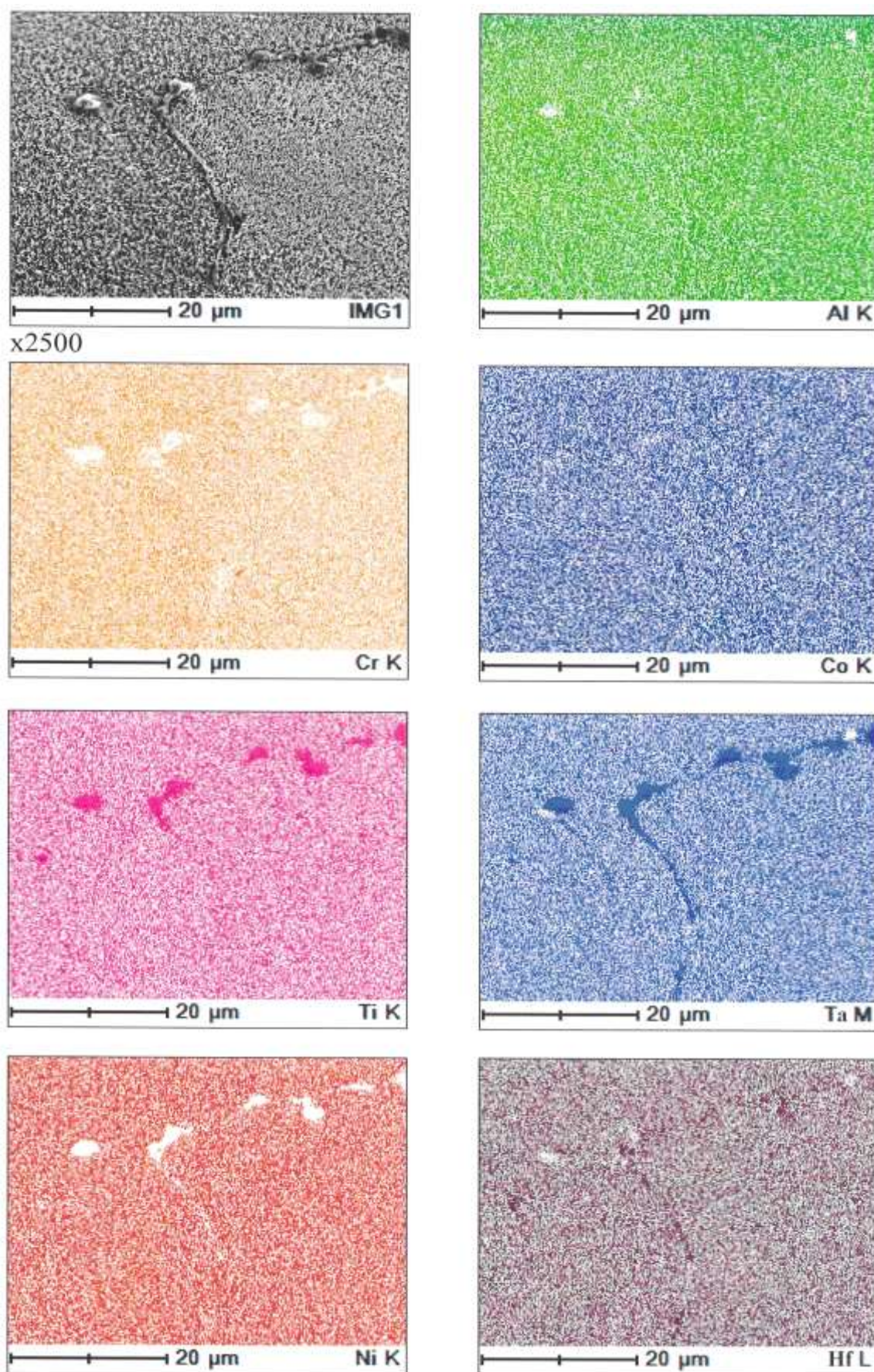


Рисунок 5.10 - Розподіл легувальних елементів в структурі сплаву ЖСЗЛС-М, визначений методом МРСА в режимі картування: $\times 2500$

Таблиця 5.16 - Хімічний склад ідентифікованих фаз в структурі сплаву ЖСЗЛС-М після ТО за оптимальним режимом 2, визначений експериментально методом локального МРСА

Фаза	Вміст елементу в фазі після ТО, % за масою									
	Ni	Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Ta	Hf	C
γ' -	71,70	1,75	3,10	5,75	6,35	0,85	4,00	6,50	-	-
$\gamma'_{\text{ЕВТ.}}$	79,90	-	-	6,15	6,85	0,25	-	6,85	-	-
γ -	57,35	6,10	25,40	-	-	1,50	6,55	3,10	-	-
МС	-	-	-	-	21,10	1,30	7,55	55,20	5,25	9,60
$M_{23}C_6$	-	-	73,40	-	-	18,50	2,70	-	-	5,40

Слід зазначити, що експериментально методом МРСА присутність фаз типу $*M_3B_2$, $*MB_2$, $*\sigma$ - і $*p$ - в структурі не виявлено (див. табл. 5.14 - 5.16). Хоча, незначну об'ємну частку цих фаз було прогнозовано термодинамічними розрахунками (див. підрозділ 5.3.3, табл. 5.5, 5.6). При цьому, розрахунки показали, що з термодинамічної точки зору виділення цих фаз не вигідно і малоймовірно, тому що температурні інтервали їх існування знаходяться в зоні низьких температур.

5.4.2 Експериментальне визначення фізичних властивостей (група 3) сплаву ЖСЗЛС-М

У таблиці 5.17 представлено порівняльні дані фізичних властивостей (група 3), визначених стандартними експериментальними методами на зразках розробленого сплаву ЖСЗЛС-М (склад 3) [433, 453, 455, 463] і аналогічних зразках промислових сплавів ЖСЗЛС [452] і ВЖЛ12Е [280, 454].

Таблиця 5.17- Експериментальні значення фізичних (група 3) властивостей досліджених сплавів [280, 433, 452-455, 463]

Марка сплаву	Фізичні властивості при 20 ⁰ С								
	ρ , г/см ³	E, ГПа	$\alpha \cdot 10^6$, 1/К	C_p , Дж/г·К	$\gamma \cdot 10^6$, Ом·м	λ , Вт/м·К	$a_{\gamma'}$, нм	a_{γ} , нм	δ , %
ЖСЗЛС	8,33	203,5	11,90	0,42	0,72	10,00	0,3574	0,3580	0,171
ЖСЗЛС-М	8,47	210,5	11,50	0,42	0,71	10,10	0,3597	0,3583	0,367
ВЖЛ12Е	7,93	197,0	11,75	0,44	0,69	12,10	0,3581	0,3576	0,151

В таблиці 5.17 показано, що порівняльні експериментальні дані, отримані на зразках розробленого сплаву ЖСЗЛС-М (оптимальний склад 3) і промислових сплавів ЖСЗЛС [452], ВЖЛ12Е [280, 454] за фізичними властивостями (група 3), узгоджуються з результатами термодинамічних розрахунків (див. підрозділ 5.3.4, табл. 5.7).

5.4.3 Експериментальне визначення температурних характеристик (група 4) сплаву ЖСЗЛС-М

Експериментальне визначення критичних температур і інтервалів фазових перетворень у структурі розробленого сплаву ЖСЗЛС-М [433, 453, 455-458, 463], в порівнянні з промисловими сплавами ЖСЗЛС [452] і ВЖЛ12Е [280, 454], було здійснено на зразках з рівновіською структурою в литому стані (до термообробки) на ДТА- кривих нагрівання і охолодження, отриманих методом диференційного термічного аналізу.

У таблиці 5.18 представлено результати експериментальних досліджень, отриманих ДТА - методом на установці ВДТА-8М в середовищі гелію при постійній швидкості нагрівання (охолодження), яка дорівнювала 20⁰С / хв.

Таблиця 5.18 - Експериментальні значення критичних температур (група 4) досліджених сплавів, визначених методом ДТА [433, 453, 455, 463]

Марка сплаву	Температурні характеристики, °C							
	t_L	t_S	$t_{EBT.}$	$t_{П.Р.}^{\gamma'}$	$t_{К.Р.}^{\gamma'}$	Δt_{KP}	$\Delta t_{ГОМ.}$	$t_{ГОМ.}$
ЖСЗЛС [452]	1355	1250	1195	830	1100	105	95	1150
ЖСЗЛС-М	1355	1290	1220	850	1160	65	60	1190
ВЖЛ12Е [280, 454]	1335	1273	1225	850	1210	62	15	без ТО або (1210±10)

Встановлено, що найбільш високий показник температури солідусу (t_S) має розроблений сплав ЖСЗЛС-М (1290°C), більш низькі показники температури солідусу (t_S) мають промислові сплави ЖСЗЛС (1250°C) і ВЖЛ12Е (1273°C). При цьому, більш широкі температурні інтервали для проведення гомогенізації мають сплави ЖСЗЛС ($\Delta t_{ГОМ} = 95^\circ\text{C}$) і розроблений сплав ЖСЗЛС-М ($\Delta t_{ГОМ} = 60^\circ\text{C}$). Найвужчий температурний інтервал для проведення гомогенізації має промисловий сплав ВЖЛ12Е ($\Delta t_{ГОМ} = 15^\circ\text{C}$), що не задовольняє вимогам проектування ($\Delta t_{ГОМ} \geq 20^\circ\text{C}$) (див. табл. 5.2, 5.18).

Експериментальні дослідження показали, що підвищення показників критичних температур розробленого сплаву ЖСЗЛС-М, в порівнянні з промисловим сплавом ЖСЗЛС, пов'язано з нижчим вмістом в його складі хрому (14,5%) і молібдену (2,0%) і більш високим вмістом вольфраму (6,5%), а також присутністю в оптимальних кількостях нових елементів танталу (2,5%) і гафнію (0,3%), при практично однаковому середньому вмісті інших легувальних елементів, таких як вуглець (0,10%), кобальт (5,0%), алюміній (3,0%) і титан (3,0%).

Встановлено, що за своїми температурними характеристиками (див. табл. 5.18) розроблений сплав ЖСЗЛС-М значно перевершує показники промислового технологічно зварювального ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС. При цьому, температурні характеристики сплаву ЖСЗЛС-М близькі до промислового жароміцного сплаву ВЖЛ12Е,

який не має необхідної ВТК – стійкості і технологічно не зварювальний, що забезпечує йому підвищення показників жароміцності до заданого рівня.

В таблиці 5.18 показано, що експериментальні значення критичних температур (група 4), що отримано на зразках розробленого сплаву ЖСЗЛС-М (склад 3) з рівновіською структурою, а також аналогічних зразках промислових сплавів ЖСЗЛС і ВЖЛ12Е, показали узгодженість і збіжність з результатами розрахунків (див. підрозділ 5.3.5, див. табл. 5.8).

5.4.4 Експериментальна оцінка корозійних властивостей (група 5) сплаву ЖСЗЛС-М

У таблиці 5.19 представлено експериментальні значення середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$) і критичної температури ($t_{\text{крит.}}$) переходу до прискореної ВТК (група 5), отриманих в умовах впливу синтетичної золи на зразках з рівновіською структурою розробленого сплаву ЖСЗЛС-М [433, 453, 455, 463], в порівнянні з аналогічними зразками промислових сплавів ЖСЗЛС [452, 453] і ВЖЛ12Е [453, 454] при досліджених температурах.

Таблиця 5.19 - Експериментальні значення середньої швидкості корозії (V_q^t) і критичної температури ($t_{\text{крит.}}$) в умовах впливу синтетичної золи [433, 452-455, 463]

Марка сплаву	Середня швидкість корозії в золі (V_q^t), г / м ² ·с				
	$\bar{V}_q^{800} \cdot 10^{-4}$	$\bar{V}_q^{850} \cdot 10^{-3}$	$\bar{V}_q^{900} \cdot 10^{-3}$	$\bar{V}_q^{950} \cdot 10^{-3}$	$t_{\text{крит.}}, ^\circ\text{C}$
ЖСЗЛС	0,40	0,80	3,00	5,20	~825
ЖСЗЛС-М	0,50	0,90	3,50	5,90	~820
ВЖЛ12Е	1,60	2,95	9,90	15,05	~770

Порівняльна оцінка отриманих результатів (див. табл. 5.19) показала, що більш високу середню швидкість корозії ($\bar{V}_q^t$) за всіх досліджених температур і найнижчу критичну температуру ($\sim 770^\circ\text{C}$) в умовах впливу синтетичної золи, мали зразки промислового жароміцного не корозійностійкого сплаву ВЖЛ12Е. Близькі показники середньої швидкості корозії ($\bar{V}_q^t$), а також критичної температури ($t_{\text{крит.}}$) показали зразки розробленого сплаву ЖСЗЛС-М ($\sim 820^\circ\text{C}$) і промислового корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС ($\sim 825^\circ\text{C}$).

Порівняльна оцінка експериментальних даних показала, що для підвищення характеристик жароміцності до рівня близького сплаву ВЖЛ12Е при збереженні корозійних властивостей, близьких до промислового ливарного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС, необхідно одночасно забезпечити показник параметра корозії на рівні $P_{\text{КС}} = \sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al) \geq 3,0$, при зниженому вмісті молібдену (2,0%) і підвищеному вмісті вольфраму (6,5%), а також при оптимальному вмісті танталу (4,0%) і гафнію (0,3%), що компенсує знижений вміст хрому (14,5%), за масою, в хімічному складі розробленого сплаву ЖСЗЛС-М [433, 453, 455, 463].

В таблиці 5.19 показано, що експериментальні значення корозійних властивостей (група 5), отриманих на зразках розробленого сплаву ЖСЗЛС-М (склад 3) з рівновіською структурою, а також аналогічних зразках промислових сплавів ЖСЗЛС і ВЖЛ12Е, узгоджуються з результатами розрахунків (див. підрозділ 5.3.6, див. табл. 5.9).

5.4.5 Експериментальна оцінка характеристик міцності (група 6) сплаву ЖСЗЛС-М

Експериментальні дослідження характеристик міцності проводилися на зразках тестових і промислових плавках №14см01U, №14см06U, №15см01U,

№15см02У, №15см03У, №15см04У, №5В9864. Випробування на короточасну і тривалу міцність проводилися стандартними методами відповідно з нормативами розробленого і затвердженого ТУУ 24.4-23365425-698:2016 (див. розділ 2, підрозділ 2.9) на циліндричних зразках розробленого сплаву ЖСЗЛС-М з рівновіською структурою, що піддавалися чотирьом варіантам термічної обробки, наведених вище (див. підрозділ 5.4.1).

В таблиці 5.20 представлено результати порівняльних механічних випробувань зразків розробленого сплаву ЖСЗЛС-М після проведення термічної обробки по чотирьох режимах гомогенізації.

Таблиця 5.20 - Порівняльні результати механічних випробувань зразків розробленого сплаву ЖСЗЛС-М

Температура гомогенізації	Середні значення результатів випробувань		
	Короточасна міцність при $t = 20^{\circ}\text{C}$		Тривала міцність при $t = 975^{\circ}\text{C}$
	σ_B , МПа	δ , %	$\tau_{180}^{975} \geq 40$ годин
Литий стан (без ТО)	925	8,8	43,0
$t_{\text{ГОМ}}=1180^{\circ}\text{C}$	967	*3,2	67,5
$t_{\text{ГОМ}}=1190^{\circ}\text{C}$	975	6,1	44,5
$t_{\text{ГОМ}}=1200^{\circ}\text{C}$	960	*4,1	39,0
$t_{\text{ГОМ}}=1210^{\circ}\text{C}$	951	10,8	35,0
ТУУ 24.4-23365425- 698:2016	≥ 850	$\geq 5,0$	≥ 40
Примітка: * - показники пластичності (δ), які не відповідають нормам затверджених ТУУ 24.4-23365425-698: 2016.			

Отримані результати порівняльних механічних випробувань показали, що:

- термообробка за режимом 1 ($t_{\text{гом}}=1180^{\circ}\text{C}$) не забезпечує необхідного рівня показників пластичності (δ) при $t = 20^{\circ}\text{C}$ відповідно з нормами ТУУ 24.4-23365425-698: 2016 ($\delta \geq 5\%$);

- термообробка за режимами 3 ($t_{\text{гом}}=1200^{\circ}\text{C}$) і 4 ($t_{\text{гом}}=1210^{\circ}\text{C}$) не забезпечує необхідного рівня показників тривалої міцності, довговічності зразків за умов $\tau_{180}^{975} \geq 40$ годин, відповідно з нормами ТУУ 24.4-23365425-698:2016;

- термообробка за режимом 2 ($t_{\text{гом}}=1190^{\circ}\text{C}$) вважається оптимальною, яка одночасно забезпечує необхідний рівень показників короткочасної і тривалої міцності, довговічності зразків при $\tau_{180}^{975} \geq 40$ годин, що відповідає нормам ТУУ 24.4-23365425-698: 2016;

- металографічні дослідження структури зразків показали, що з метою забезпечення необхідного рівня показників пластичності, що відповідають нормам ТУУ 24.4-23365425-698:2016, оптимальною термічною обробкою вважати режим 2: температура гомогенізації $1190^{\circ}\text{C} \pm 10^{\circ}\text{C}$, час витримки 4 години, охолодження на повітрі;

- в процесі промислової атестації зразків тестових і промислових плавок №14см01U, №14см06U, №15см01U, №15см02U, №15см03U, №15см04U встановлено, що термообробка за режимом 2 ($t_{\text{гом}}=1190^{\circ}\text{C}$) забезпечує необхідний рівень всіх показників міцності розробленого сплаву ЖСЗЛС- М, відповідно з нормами розробленого і затвердженого ТУУ 24.4-23365425-698:2016.

У таблиці 5.21 наведено експериментальні значення об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в структурі при 20°C , визначеної з використанням кількісної металографії на зразках з рівновіською структурою розробленого сплаву ЖСЗЛС-М [433, 453, 455, 458-463], в порівнянні з аналогічними зразками промислових сплавів ЖСЗЛС [452] і ВЖЛ12Е [280, 454].

Таблиця 5.21 - Експериментальні значення об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в структурі досліджених сплавів при 20⁰С [280, 433, 452-455, 458-463]

Середня об'ємна частка ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в структурі при 20 ⁰ С, % за масою		
ЖСЗЛС	ЖСЗЛС-М	ВЖЛ12Е
40,0	46,5	61,0

На рисунку 5.11 представлена типова мікроструктура зразків розробленого сплаву ЖСЗЛС-М в поперечному перерізі (робоча зона) після випробувань на тривалу міцність в умовах $t = 975^{\circ}\text{C}$ і $\sigma = 180$ МПа.



Рисунок 5.11 - Мікроструктура зразків розробленого сплаву ЖСЗЛС-М після випробувань на тривалу міцність (довговічність) за температури $t = 975^{\circ}\text{C}$ і напрузі $\sigma = 180$ МПа: $\times 500$

У таблиці 5.22 наведено порівняльні експериментальні значення границь короткочасної міцності (σ_b^t) за температур випробувань 20⁰, 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С зразків з рівновіською структурою розробленого сплаву ЖСЗЛС-М [433, 453, 455, 458-463], в порівнянні з аналогічними зразками промислових сплавів ЖСЗЛС [452] і ВЖЛ12Е [280, 454].

Таблиця 5.22 - Експериментальні значення границь короточасної міцності (σ_B^t) дослідних сплавів за досліджених температур випробувань

Марка сплаву	Границі короточасної міцності на розрив (σ_B^t), МПа							
	σ_B^{20}	σ_B^{800}	σ_B^{900}	σ_B^{1000}	δ^{20}	δ^{800}	δ^{900}	δ^{1000}
ЖСЗЛС [452]	740-	620-	520-	-	4,0-	3,0-	3,0-	-
	770	650	600	-	6,0	6,0	4,0	-
ЖСЗЛС-М [453, 455, 463]	930-	911-	849-	500-	8,8-	2,9-	2,9-	5,0-
	975	956	854	563	13,2	3,8	5,3	9,7
ВЖЛ12Е [280, 454]	910-	880-	850-	500-	9,0-	4,0-	5,0-	5,0-
	975	1000	870	580	12,5	9,0	8,5	11,0

У таблиці 5.23 представлені експериментальні значення границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності зразків розробленого сплаву ЖСЗЛС-М [433, 453, 544, 458-463] з рівновіською структурою, що були випробувані за температур 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С, в порівнянні з аналогічними зразками промислових сплавів ЖСЗЛС [452] і ВЖЛ12Е [280, 454].

Таблиця 5.23 - Експериментальні значення границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_{100}^t), (σ_{1000}^t) і довговічності зразків (τ_{180}^{975}) дослідних сплавів за досліджених температур випробувань

Марка сплаву	Границі 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_t^t), МПа						
	σ_{100}^{800}	σ_{1000}^{800}	σ_{100}^{900}	σ_{1000}^{900}	$\tau_{180}^{975} \geq 40$ Г	σ_{100}^{1000}	σ_{1000}^{1000}
ЖСЗЛС [452]	380-	-	180-	-	-	-	-
	400	-	200	-	-	-	-
ЖСЗЛС-М [453, 455]	480-	350-	280-	170-	44-	110-	70-
	500	370	300	190	68	130	80
ВЖЛ12Е [280, 454]	480-	370-	270-	180-	68-	120-	75-
	530	420	305	205	127	145	90

Порівняльний аналіз експериментальних даних показав, що за температури випробувань 20°C найкращі показники границі короточасної міцності мали зразки розробленого ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС-М і промислового не корозійностійкого сплаву ВЖЛ12Е, в порівнянні з аналогічними зразками промислового корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС (див. табл. 5.22).

Порівняльний аналіз експериментальних даних границь короточасної міцності (σ_B^t) за температур випробування 800° , 900° і 1000°C показав, що характеристики міцності і показники пластичності зразків розробленого ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС-М і промислового ливарного жароміцного не корозійностійкого сплаву ВЖЛ12Е знаходяться практично на однаковому рівні.

При цьому, найнижчі показники границь короточасної міцності і пластичності мали зразки промислового ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС (див. табл. 5.22).

Порівняльний аналіз експериментальних даних границь 100- і 1000- годинної тривалої міцності (σ_{100}^t), (σ_{1000}^t) показав, що за температур випробування 800° , 900° і 1000°C границі тривалої міцності зразків розробленого ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС-М і промислового ливарного жароміцного не корозійностійкого сплаву ВЖЛ12Е знаходяться на близькому рівні.

При цьому, найнижчі показники границь тривалої міцності мали зразки промислового корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС (див. табл. 5.23).

Таким чином, в таблицях 5.22, 5.23 показано, що отримані експериментальні дані по визначенню характеристик міцності (група б) для зразків розробленого сплаву ЖСЗЛС-М, а також зразків промислових сплавів ЖСЗЛС і ВЖЛ12Е, показали узгодженість і збіжність з результатами розрахунків (див. підрозділ 5.3.7, див. табл. 5.10 - 5.13).

5.4.6 Експериментальна оцінка технологічної зварюваності і міцності зварних з'єднань розробленого сплаву ЖСЗЛС-М

Оскільки головну роль в зміцненні ливарних ЖНС грає γ' - фаза, об'ємна частка якої в сучасних сплавах даного класу перевищує $V_{\gamma'}^{20} > 50\%$ за масою, то це і визначає складність їх зварювання аргонодуговим методом.

Технологічна зварюваність досліджених сплавів оцінювалася за їх схильністю до утворення термічних тріщин при зварюванні цим методом. Схильність до утворення термічних тріщин оцінювалася за вмістом в складі алюмінію і титану, а також об'ємної долі ($V_{\gamma'}^{20}$) зміцнювальної γ' - фази в структурі, що найбільшою мірою негативно впливає на рівень залишкових температурних напружень при аргонодуговому зварюванні (АДЗ).

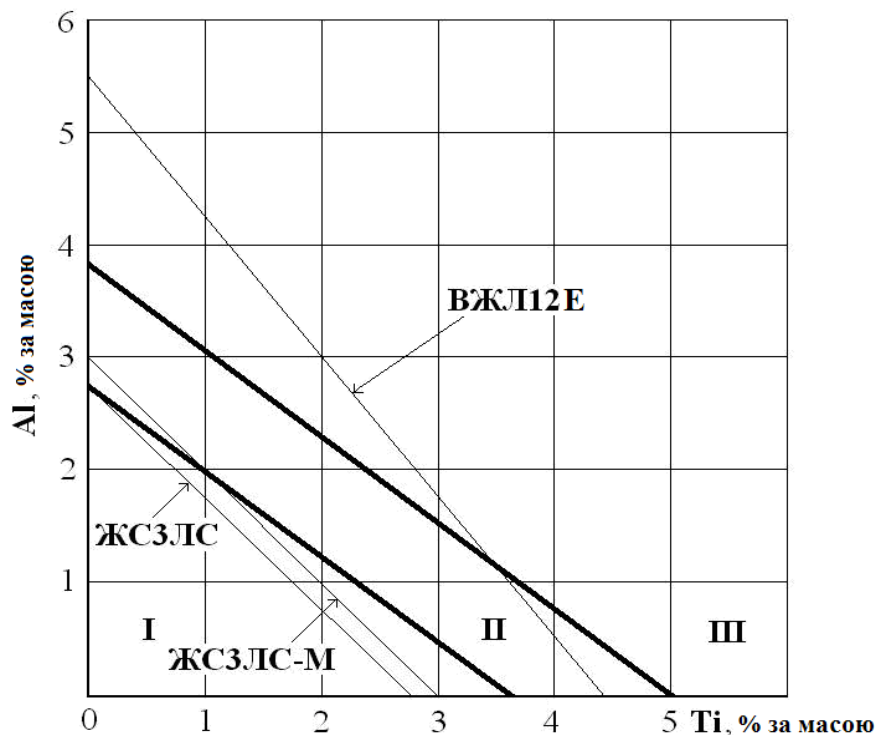
На рисунку 5.12 приведено діаграму для оцінки технологічної зварюваності досліджених сплавів [463, 464], яка передбачає поділ сплавів на три групи: добре, задовільно і технологічно не зварювані.

Показано, що в зоні I (див. рис. 5.12) знаходиться промисловий технологічно зварюваний сплав ЖСЗЛС, який не схильний до утворення термічних тріщин, що містить в складі алюміній в межах (2,4...3,0)% і титан в межах (2,4...3,0)% за масою, що відповідає об'ємній частці ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в структурі в межах (38...42)%, за масою [452].

Разом з тим показано, що розроблений сплав ЖСЗЛС-М (див. рис. 5.12) знаходиться одночасно в I-й і II-й зонах, при цьому сплав не схильний до утворення термічних тріщин. Сплав містить в складі алюміній і титан в межах (2,5...3,5)% по масою, що відповідає об'ємній частці ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в структурі в контрольованих межах (43...49)%, за масою [453, 455, 463, 464].

У III-й зоні (див. рис. 5.12) знаходиться промисловий жароміцний сплав ВЖЛ12Е, який має високу схильність до утворення термічних тріщин, що містить в складі алюміній в межах (5,0...5,7)% і титан в

межах (4,2...4,7)%, що відповідає об'ємній частці ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в структурі в межах (58...64)% за масою [280, 454].



зона I - сплави не схильні до утворення термічних тріщин;
 зона II - сплави з помірною схильністю до утворення термічних тріщин;
 зона III - сплави з високою схильністю до утворення термічних тріщин.

Рисунок 5.12- Діаграма оцінки схильності сплавів до утворення термічних тріщин при зварюванні методом АДЗ

На рисунках 5.13 - 5.15 показано, що при зварюванні зразків-темплетів був сформований щільний зварний шов, дефекти типу непровар не встановлені. При зовнішньому огляді зварних зразків-темплетів зі сплаву ВЖЛ12Е (див. рис. 5.13) в ультрафіолетовому світлі в зоні зварного шва було виявлено поперечні і поздовжні тріщини, а також групові точкові світіння пенетранту. В той же час на аналогічних зразках сплавів ЖСЗЛС-М (див. рис. 5.14) і ЖСЗЛС (див. рис. 5.15) спостерігалось тільки одиничні точкові світіння.

На рис. 5.13 показано індикаторний розподіл дефектів у зварному шві під лампою УФС при контролі зони зварювання зразків-темплетів

промислового сплаву ВЖЛ12Е. На рис. (5.13а) показаний зварний шов, сформований серійним присадним матеріалом марки ЕП367 на зразку-темплеті зі сплаву ВЖЛ12Е. Ширина зварного шва становила (4...6мм). На зварювальному шву були виявлені дві зварювальні тріщини. Тріщини звивисті і окислені, протяжністю (4...6мм). На рис. (5.13б) показано зварний шов, що сформований присадним матеріалом з розробленого сплаву ЖС3ЛС-М на зразку-темплеті зі сплаву ВЖЛ12Е. Ширина зварного шва становить (4-6 мм). На поверхні зразка-темплета спостерігали групове світіння в зоні зварного шва через скупчення пор діаметром (0,1...0,5мм).

На рисунках 5.14 і 5.15 показано зварні шви, що сформовані серійним присадним дротом марки ЕП367 і присадним матеріалом з розробленого сплаву ЖС3ЛС-М на зразках-темплетах зі сплаву ЖС3ЛС-М і промислового сплаву ЖС3ЛС. Показано, що ширина зварного шва на зразках становить (4...6 мм), при цьому по зварному шву спостерігалися тільки одиничні точкові світіння, зварювальні тріщини відсутні.



а



б

а - тріщини в зварному шві (присадка марки ЕП367); б - групове світіння в зоні зварювання (присадка ЖС3ЛС-М).

Рисунок 5.13- Зовнішній вигляд поверхні зварного шва зразків-темплетів промислового сплаву ВЖЛ12Е (зварювання методом АДЗ)



а



.....б

а - одиничні точкові світіння в зоні зварного шва (присадка ЕП367); б - одиничні точкові світіння в зоні зварного шва (присадка ЖСЗЛС-М).

Рисунок 5.14 - Зовнішній вигляд поверхні зварного шва зразків-темплетів розробленого сплаву ЖСЗЛС-М (зварювання методом АДЗ)



а



.....б

а - одиничні точкові світіння в зоні зварного шва (присадка ЕП367); б - одиничні точкові світіння в зоні зварного шва (присадка ЖСЗЛС-М).

Рисунок 5.15 - Зовнішній вигляд поверхні зварного шва зразків-темплетів промислового сплаву ЖСЗЛС (зварювання методом АДЗ)

Товщина всіх зразків-темплетів в зоні оброблення під зварювання становила (2,0...2,5 мм). При мікроаналізі було встановлено, що в основному матеріалі зразків-темплетів всіх досліджених сплавів ливарні дефекти були відсутні. Зварні шви мали чітку сформовану границю з проникненням в основний матеріал.

Металографічні дослідження показали, що структурні перетворення в зразках-темплетах досліджених сплавів ВЖЛ12Е, ЖСЗЛС-М і ЖСЗЛС більш інтенсивно відбувалися на границі зварного шва і основного металу, близько до зварювальної зони, що зумовлено відмінностями хімічного складу цих зон. Так, при мікроаналізі зони зварювання зразків-темплетів промислового сплаву ВЖЛ12Е, були виявлені зварні тріщини (рис. 5.16, 5.17).

На рисунках 5.16 і 5.17 показано, що всі тріщини окислені і мають звивисту морфологію, в основному розвиваються по границях зерен. Встановлено, що в зразках-темплетах сплаву ВЖЛ12Е термічні тріщини утворюються при зварюванні двома видами присадних матеріалів (ЕП367 і ЖСЗЛС-М), як по зварному шву, так і по границі зварного шва. Протяжність тріщин становить (0,1...0,5 мм) і більше.

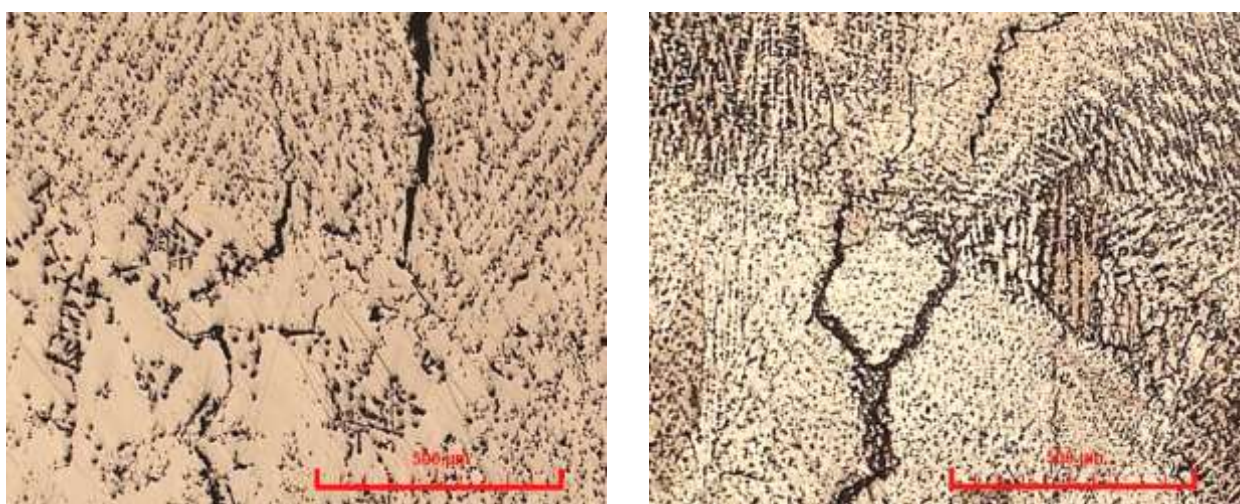


Рисунок 5.16 - Зварні тріщини в зразках-темплетах промислового сплаву ВЖЛ12Е, що виходять на зовнішню поверхню по границі зварного шва і в зоні термічного впливу: $\times 50$

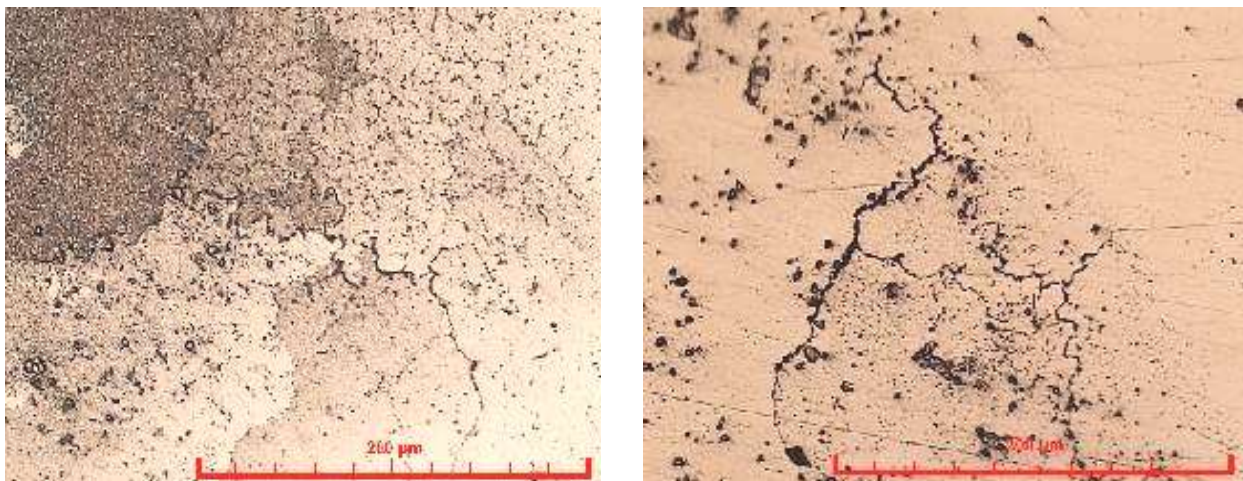


Рисунок 5.17 - Внутрішні тріщини в зразках-темплетах сплаву ВЖЛ12Е по границях зерен в зоні зварювання: $\times 200$

Встановлено, що тріщини розвиваються як по зварному шву, так і по границі зварного шва. Так, в перерізі шліфа були виявлені множинні тріщини, що мають вихід як на поверхню зразка-темплета (рис. 5.16), так і внутрішні тріщини без виходу на поверхню (рис. 5.17).

Мікроструктура зразків-темплетів сплаву ВЖЛ12Е на границі зварного шва, що сформований дослідною присадкою ЖСЗЛС-М (рис. 5.18) неоднорідна, по границях зерен спостерігалися виділення евтектичного походження, а в зоні зварювання спостерігалися дрібні частинки γ' - фази, що виділилися більш рівномірно.

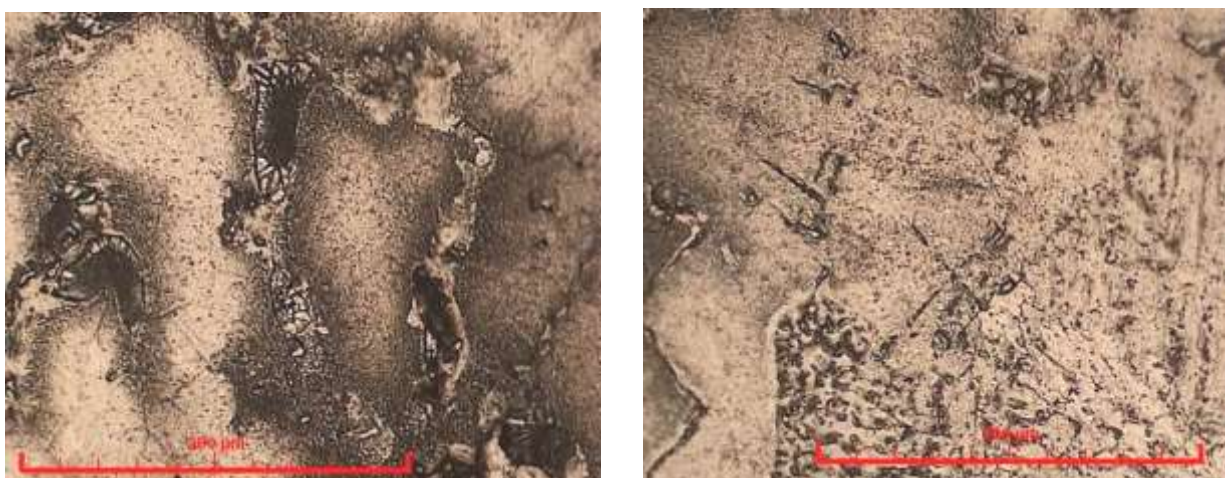


Рисунок 5.18 - Мікроструктура зразка-темплета сплаву ВЖЛ12Е в зоні зварювання, що сформована присадкою ЖСЗЛС-М: $\times 100$

Мікроструктура зразків-темплетів сплаву ВЖЛ12Е на границі зварного шва, що сформований серійної присадкою ЕП367 (рис. 5.19), також неоднорідна. Так, в зоні зварного шва і біляшовної зони, карбідні частки помітно дрібніше, ніж в основному металі. Додаткове виділення частинок γ' - фази не спостерігалось.

Аналіз мікроструктури (рис. 5.20, 5.21) в зоні зварювання зразків-темплетів промислового ливарного технологічно зварюваного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС показав, що зварні тріщини не утворюються при зварюванні двома видами присадних матеріалів (розробленим сплавом ЖСЗЛС-М і серійної присадкою марки ЕП367).

Мікроструктура на границі зварного шва, що сформована в зразках-темплетах промислового сплаву ЖСЗЛС дослідною присадкою ЖСЗЛС-М (рис. 5.20) також, як і в сплаві ВЖЛ12Е неоднорідна, на границях шва спостерігалися евтектичні виділення великих часток $\gamma'_{\text{ЕВТ.}}$ - фази.

Мікроструктура на границі зварного шва, що сформована в зразках-темплетах промислового сплаву ЖСЗЛС серійною присадкою ЕП367 (рис. 5.21), неоднорідна, по границях шва спостерігалися виділення великих часток $\gamma'_{\text{ЕВТ.}}$ - фази евтектичного походження.

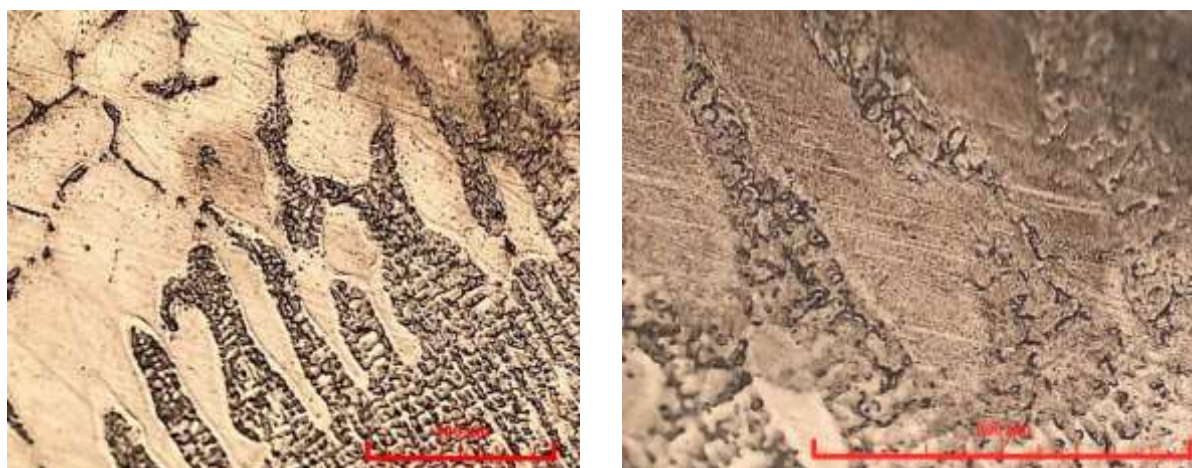


.... $\times 100$



$\times 200$

Рисунок 5.19 - Мікроструктура зразка-темплета сплаву ВЖЛ12Е в зоні зварювання, що сформована серійної присадкою ЕП367

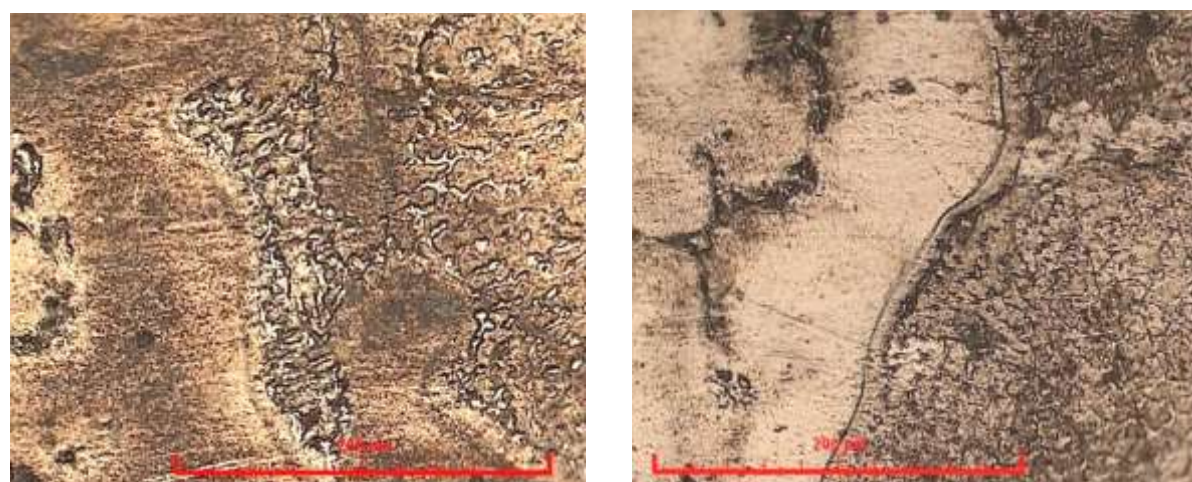


а

б

а - мікроструктура в зоні зварного шва; б - мікроструктура на границі зварного шва.

Рисунок 5.20 - Мікроструктура зразка-темплета сплаву ЖС3ЛС в зоні зварювання, що сформована присадкою ЖС3ЛС-М: $\times 200$



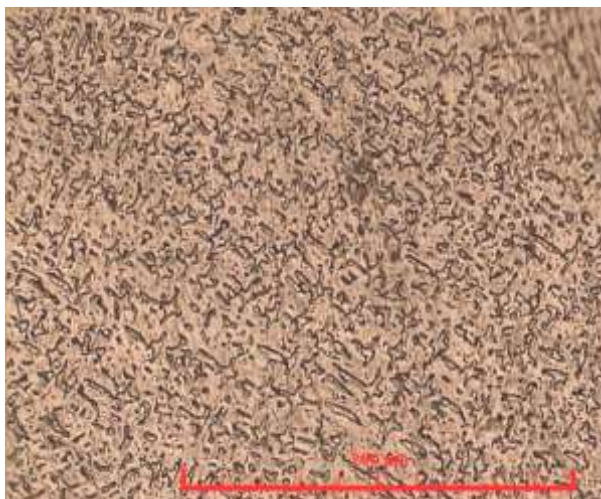
а

б

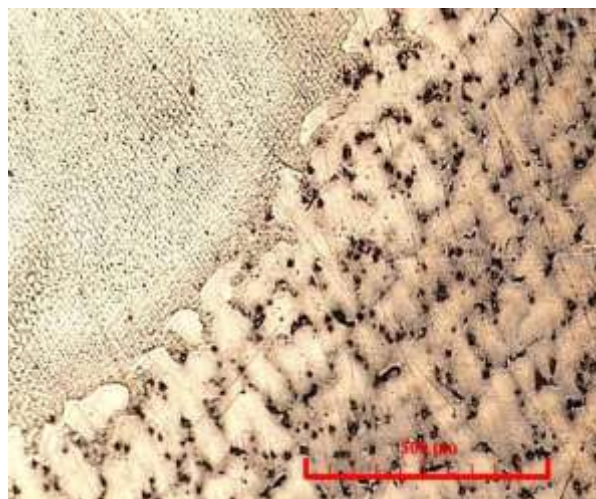
а - мікроструктура в зоні зварного шва; б - мікроструктура на границі зварного шва.

Рисунок 5.21 - Мікроструктура зразка-темплета сплаву ЖС3ЛС в зоні зварювання, що сформована серійної присадкою ЕП367: $\times 200$

При мікроаналізі зони зварювання зразків-темплетів розробленого сплаву ЖС3ЛС-М зварні тріщини не були виявлені при зварюванні двома видами присадних матеріалів, розробленим сплавом - ЖС3ЛС-М і серійним присадним дротом - ЕП367 (рис. 5.22, 5.23).



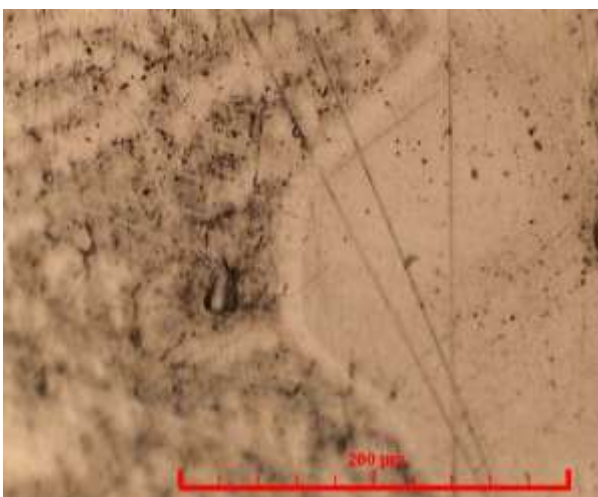
а



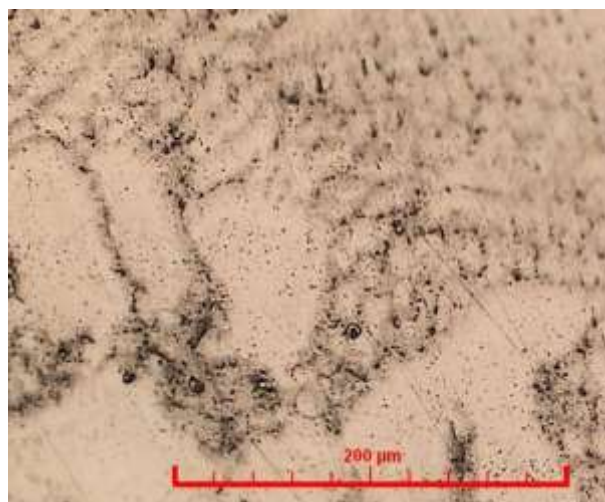
б

а - мікроструктура в зоні зварного шва; б - мікроструктура на границі зварного шва.

Рисунок 5.22 - Мікроструктура зразка-темплета розробленого сплаву ЖСЗЛС-М в зоні зварювання, що сформована дослідною присадкою ЖСЗЛС-М: $\times 200$



а



б

а - мікроструктура в зоні зварного шва; б - мікроструктура на границі зварного шва.

Рисунок 5.23 - Мікроструктура зразка-темплета розробленого сплаву ЖСЗЛС-М в зоні зварювання, що сформована серійною присадкою ЕП367: $\times 200$

Мікроструктура зразків-темплетів в зоні зварного шва, що сформована в розробленому сплаві ЖСЗЛС-М присадкою з того ж матеріалу (див. рис. 5.22 а), має дендритну будову і однорідна з рівномірним виділенням дрібнодисперсних частинок γ' - фази.

На границі зварного шва мікроструктура має помітний перехід. У зоні зварного шва і біляшовної зони карбіди помітно дрібніше, ніж в основному металі, при цьому карбідні частки мають рівномірне розташування, евтектичні виділення не спостерігалися. У зоні зварного шва спостерігається рівномірне виділення дрібнодисперсних частинок γ' - фази (див. рис. 5.22 б).

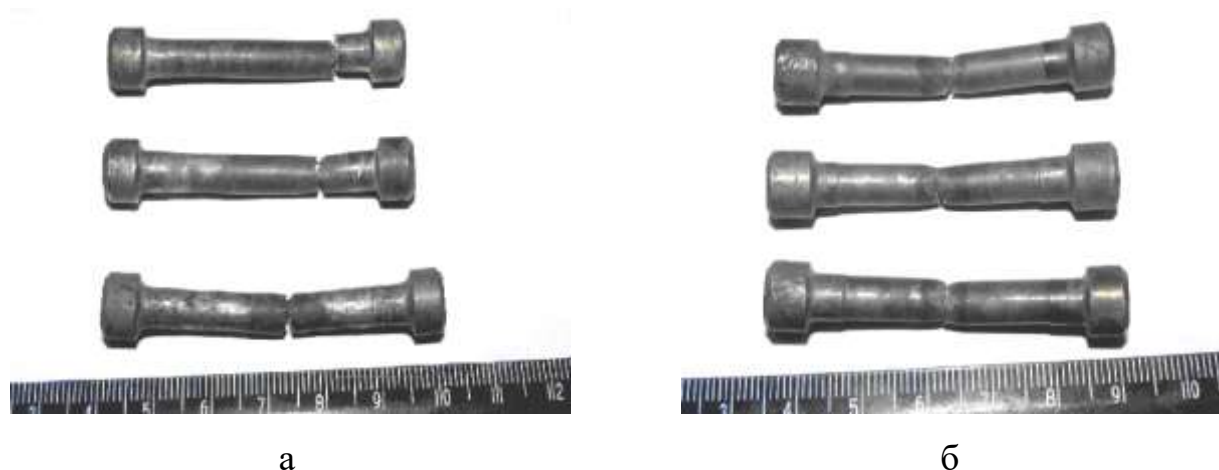
Мікроструктура зразків-темплетів розробленого сплаву ЖСЗЛС-М в зоні зварного шва і на його границі, що сформована серійною присадкою ЕП367, має дендритну структурну з неоднорідною границею переходу (див. рис. 5.23).

Мікроструктура в зоні зварного шва (рис. 5.23) має дендритну будову, але структура неоднорідна, спостерігається нерівномірне виділення часток γ' - фази і карбідної фази.

На границі зварного шва і в основному металі мікроструктура більш однорідна (рис. 5.23 а), але спостерігаються евтектичні виділення (рис. 5.23 б). У зоні зварного шва і біляшовної зони карбідні частинки дрібніші, ніж в основному металі, але при цьому карбідна фаза виділяється досить рівномірно. У зоні зварного шва помітного виділення дрібнодисперсних частинок γ' - фази не спостерігалось.

З метою дослідження міцності зварних з'єднань було проведено ЛЮМа-контроль всіх досліджуваних зразків після термічної обробки і зварювання з подальшою термічною обробкою (старінням після зварювання) Для оцінки кількості дефектів в зварних швах та біляшовних зонах (тріщини, пористість та ін.).

Результати порівняльних механічних випробувань зразків розробленого сплаву ЖСЗЛС-М після зварювання дослідною присадкою ЖСЗЛС-М і серійним присадним дротом марки ЕПЗ67, наведено на рисунку 5.24 і в таблиці 5.24.



а - зразки, зварені дослідною присадкою ЖСЗЛС-М; б - зразки, зварені серійним присадним дротом ЕПЗ67.

Рисунок 5.24 - Зовнішній вигляд зварних зразків із розробленого сплаву ЖСЗЛС-М після випробувань на короточасну міцність при $t = 20^{\circ}\text{C}$

Таблиця 5.24 - Результати механічних випробувань зразків розробленого сплаву ЖСЗЛС-М, зварених дослідною присадкою ЖСЗЛС-М і серійною присадкою марки ЕПЗ67

Марка сплаву	Механічні властивості при 20°C	
	σ_{B}^{20} , МПа	δ^{20} , %
ЖСЗЛС-М	1010-	7,0-
після ТО	1050	9,5
ЖСЗЛС-М	952-	4,8-
зварювання ЖСЗЛС-М	1008	11,5
ЖСЗЛС-М	564-	2,9-
зварювання ЕПЗ67	599	4,4
Норми ОСТ1 90126-85	≥ 850	$\geq 5,0$

Механічні випробування показали, що руйнування зразків розробленого сплаву ЖСЗЛС-М, зварених дослідною присадкою ЖСЗЛС-М відбувається поза зварним швом, а в зоні температурного впливу по основному металу (див. рис. 5.24 а). У той же час руйнування зразків, зварених серійною присадкою ЕП367 відбувається по зварному шву (див. рис. 5.24 б).

Коефіцієнт знеміцнення металу зварного шва розробленого сплаву ЖСЗЛС-М, отриманий на зразках, зварених дослідною присадкою ЖСЗЛС-М знаходиться в межах $k = \sigma_{\text{Бсв}}/\sigma_{\text{Вом}} = (0,92 \dots 0,97)$. У порівнянні з границею міцності $\sigma_{\text{В}}^{20}$ основного металу, показники границі міцності $\sigma_{\text{В}}^{20}$ зварного шва знизилися лише на 3...8% при високих показниках пластичності $\delta^{20} = 4,8 \dots 11,5\%$ (див. табл. 5.24).

Коефіцієнт знеміцнення металу зварного шва розробленого сплаву ЖСЗЛС-М, отриманий на зразках, зварених серійним присадним дротом марки ЕП367 знаходиться в межах $k = \sigma_{\text{Бсв}}/\sigma_{\text{Вом}} = (0,58 \dots 0,64)$. У порівнянні з границею міцності $\sigma_{\text{В}}^{20}$ основного металу, показники границі міцності $\sigma_{\text{В}}^{20}$ зварного шва знизилися на 36...42%, при більш низьких показниках пластичності $\delta^{20} = 2,9 \dots 4,4\%$ (див. табл. 5.24).

5.5 Технологічне випробування розробленого сплаву ЖСЗЛС-М на промислових підприємствах АТ «МОТОР СІЧ» і ЗМЗ ім. В.І. Омельченка

В результаті комплексних розрахунково-експериментальних досліджень, шляхом оптимізації складу за заданим рівнем характеристик, розроблений склад нового вітчизняного ливарного технологічно зварювального жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву марки ЖСЗЛС-М для виготовлення цільнолитих соплових апаратів. Розроблений сплав ЖСЗЛС-М атестований за характеристиками міцності на шести

промислових плавках №14см01U, №14см06U, №15см01U, №15см02U, №15см03U, №15см04U загальною вагою 600 кг в умовах промислового підприємства АТ «МОТОР СІЧ».

У таблиці 5.25 наведено оптимізований склад розробленого сплаву ЖСЗЛС-М із зазначенням середнього вмісту основних легувальних елементів та їх граничними допусками, відповідно з нормативами затверджених ТУУ 24.4-23365425-698:2016.

Таблиця 5.25 - Хімічний склад розробленого сплаву ЖСЗЛС-М відповідно з ТУУ 24.4-23365425-698:2016

Рівень легування	Вміст елементу, % за масою; Ni - основа								
	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	Hf
Мінімальний	0,08	14,0	4,0	1,5	6,2	3,0	2,5	2,4	0,2
Середній	0,10	14,5	4,5	2,0	6,6	3,3	3,0	2,7	0,3
Максимальний	0,12	15,0	5,0	2,5	7,0	3,6	3,5	3,0	0,4
Границі (ЛЕ)	±0,2	±0,5	±0,5	±0,5	±0,3	±0,3	±0,5	±0,3	±0,1

В таблиці 5.26 приведено реальний хімічний склад промислових плавок розробленого сплаву ЖСЗЛС-М (№14см01U, №14см06U, №15см01U, №15см02U, №15см03U, №15см04U), отриманих відповідно з нормативами затверджених ТУУ 24.4-23365425-698:2016.

Таблиця 5.26 - Хімічний склад промислових плавок розробленого сплаву ЖСЗЛС-М

№ плавки	Вміст елементу, % за масою ; Ni - основа									Розрахунок	
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Ta	Hf	Zr	B
14см01U	0,09	14,12	4,53	3,50	2,90	2,18	6,26	2,63	0,34	0,015	0,015
14см06U	0,12	14,31	4,78	3,55	3,14	2,37	6,58	2,69	0,29	0,015	0,015
15см01U	0,10	14,04	4,55	3,57	3,17	2,37	6,38	2,60	0,28	0,015	0,015
15см02U	0,09	14,37	4,62	3,53	3,18	2,23	6,58	2,66	0,33	0,015	0,015

Кінець таблиці 5.26

№ плавки	Вміст елементу, % за масою ; Ni - основа									Розрахунок	
	C	Cr	Co	Al	Ti	Mo	W	Ta	Hf	Zr	B
15см03U	0,09	14,82	4,54	3,40	3,10	2,26	6,61	2,62	0,30	0,015	0,015
15см04U	0,12	14,38	4,53	3,53	3,06	2,36	6,56	2,27	0,33	0,015	0,015
ТУ У 24.4- 23365425- 698:2016	0,08- 0,12	14,0- 15,0	4,0- 5,0	3,2- 3,8	2,5- 3,5	1,5- 2,5	6,2- 7,0	2,4- 3,0	0,2- 0,4	0,015	0,015
№ плавки	Вміст елементу, % за масою										
	Не більше										
	Si	Mn	Fe	S	P	Cu					
14см01U	0,10	0,050	0,32	0,006	0,003	0,008					
14см06U	0,10	0,050	0,34	0,006	0,003	0,007					
15см01U	0,10	0,048	0,34	0,006	0,003	0,006					
15см02U	0,10	0,048	0,34	0,006	0,002	0,005					
15см03U	0,09	0,050	0,34	0,006	0,002	0,006					
15см04U	0,10	0,048	0,34	0,006	0,002	0,006					
ТУ У 24.4-23365425- 698:2016	≤ 0,4	≤ 0,4	≤ 1,0	≤ 0,01	≤ 0,01	≤ 0,07					

При виготовленні шихтової заготовки з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М повинні контролюватися наступні умови відповідно з нормативами ТУУ 24.4-23365425-698:2016:

- сумарний вміст алюмінію і титану контролюється в межах $6,4\% \leq (Al + Ti) \leq 7,0\%$ за масою;
- сумарний вміст вольфраму і молібдену контролюється в межах $8,5\% \leq (W + Mo) \leq 9,5\%$ за масою;
- цирконій, бор вводяться за розрахунком і хімічним аналізом не визначаються, в протоколи заносяться тільки розрахункові дані.

В таблиці 5.27 приведено порівняльні експериментальні результати характеристик за основними групами службових властивостей, що забезпечують працездатність розробленого сплаву ЖСЗЛС-М з урахуванням умов експлуатації [433, 453, 455-464], в порівнянні з аналогічними характеристиками промислових сплавів ЖСЗЛС [452] і ВЖЛ12Е [280, 454].

Таблиця 5.27 - Експериментальні значення характеристик сплавів

Контрольовані характеристики за групами	Значення характеристик сплаву		
	Сплав-прототип ЖСЗЛС	Розроблений сплав ЖСЗЛС-М	Сплав-аналог ВЖЛ12Е
<u>Структурно-фазові:</u> $43\% < V_{\gamma}^{20} < 50\%$	40,0	46,5	61,0
<u>Фізичні:</u> $\rho, \text{г/см}^3$	8,33	8,46	7,93
<u>Температурні:</u> $t_L, ^\circ\text{C}$ $t_S \geq 1280 ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\text{кр.}}, ^\circ\text{C}$ $t_{\text{ЕВТ.}}, ^\circ\text{C}$ $t_{\text{П.Р.}\gamma'}, ^\circ\text{C}$ $t_{\text{К.Р.}\gamma'} \geq 1150, ^\circ\text{C}$ $\Delta t_{\text{ГОМ}} \geq 20 ^\circ\text{C}$ $t_{\text{ГОМ.}}, ^\circ\text{C}$	1355 1250 105 1195 830 1100 95 $1150^0 \pm 10^0$	1355 1290 65 1220 850 1160 60 $1190^0 \pm 10^0$	1335 1275 60 1225 850 1210 15 (без ТО) або ($1210^0 \pm 10^0$)
<u>Корозійні:</u> $\Pi_{\text{КС}} \geq 3,0$ $\bar{V}_q^{800} \times 10^4, \text{г/м}^2 \cdot \text{с}$ $\bar{V}_q^{850} \times 10^3, \text{г/м}^2 \cdot \text{с}$ $\bar{V}_q^{900} \times 10^3, \text{г/м}^2 \cdot \text{с}$ $\bar{V}_q^{950} \times 10^3, \text{г/м}^2 \cdot \text{с}$ $t_{\text{КРИТ.}} \geq 800 ^\circ\text{C}$	- 0,40 0,80 3,00 5,20 825	- 0,50 0,90 3,50 5,90 ~820	- 1,60 2,95 9,90 15,05 770

Кінець таблиці 5.27

Контрольовані характеристики за групами	Значення характеристик сплаву		
	Сплав-прототип ЖСЗЛС	Розроблений сплав ЖСЗЛС-М	Сплав-аналог ВЖЛ12Е
<u>Короткочасна міцність:</u>			
$\sigma_B^{20} \geq 850$ МПа	750	955	975
σ_B^{800} , МПа	635	930	960
σ_B^{900} , МПа	510	850	860
σ_B^{1000} , МПа	-	510	560
<u>Тривала міцність:</u>			
σ_{100}^{800} , МПа	380	500	520
σ_{1000}^{800} , МПа	-	360	400
σ_{100}^{900} , МПа	180	300	300
σ_{1000}^{900} , МПа	-	170	190
σ_{100}^{1000} , МПа	-	125	130
σ_{1000}^{1000} , МПа	-	75	85
$\tau_{180}^{975} \geq 40$ годин	-	44-68	68-127
Технологічна зварюваність щодо усунення ливарних дефектів на цільнолитих СА методом аргонодугового зварювання (АДЗ)		На рівні сплаву ЖСЗЛС	

При порівнянні експериментальних даних (див. табл. 5.27) з розрахунковими показниками досліджених сплавів спостерігається їх відповідність і узгодженість між собою (див. табл. 5.13). Це дозволяє зробити висновок про те, що контрольовані показники властивостей розробленого сплаву ЖСЗЛС-М успішно прогнозуються за створеним алгоритмом методики КРАМ [434] за заданими групами характеристик, що забезпечують їх працездатність, з урахуванням особливостей умов експлуатації.

Збалансований оптимальний склад розробленого сплаву ЖСЗЛС-М [433, 453, 455, 463] відрізняється тим, що містить в складі оптимальну кількість нових легувальних елементів танталу ($2,7 \pm 0,3$)% і гафнію ($0,3 \pm 0,1$)%, більш високий вміст вольфраму ($6,7 \pm 0,3$)% при відсутності елементів, таких як ніобій і ванадій, в порівнянні зі складом промислового сплаву ВЖЛ12Е [280, 454], а також, нижчий вміст хрому ($14,5 \pm 0,5$)% і молібдену ($2,0 \pm 0,5$)% за масою, в порівнянні зі складом промислового технологічно зварювального сплаву ЖСЗЛС [452].

Результати атестації металу тестових і промислових плавків за механічними властивостями, отриманих на зразках і цільнолитих соплових апаратах, виготовлених з розробленого ливарного технологічно зварювального жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву ЖСЗЛС-М показали, що їх якість задовольняє вимогам затвердженого ТУУ 24.4-23365425-698:2016. При цьому, характеристики жароміцності розробленого сплаву ЖСЗЛС-М знаходяться на рівні промислового ливарного жароміцного сплаву ВЖЛ12Е, взятого за аналог, який не має необхідної ВТК- стійкості і технологічно не зварювальний, що значно перевищує рівень аналогічних характеристик серійного промислового ливарного технологічно зварювального жароміцного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС. Таким чином, на основі комплексних розрахунково-експериментальних досліджень шляхом оптимізації складу за заданими критеріями показано, що розроблений сплав ЖСЗЛС-М гарантовано забезпечує комплекс властивостей відповідно із заданими умовами розробки (див. табл. 5.13, 5.27).

На рисунку 5.25 показані типові ливарні дефекти на цільнолитих СА ТВ3-117, виготовлених з промислового сплаву ВЖЛ12Е (5.24 а, б, в), а також з промислового сплаву ЖСЗЛС (див. рис. 5.25 г) і атестованої за механічними властивостями промислової плавки №14см01U з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М (див. рис. 5.25 д, е) [433, 453, 463, 464] та усунення цих дефектів методом аргонодугового зварювання (рис. 5.26).



а



г



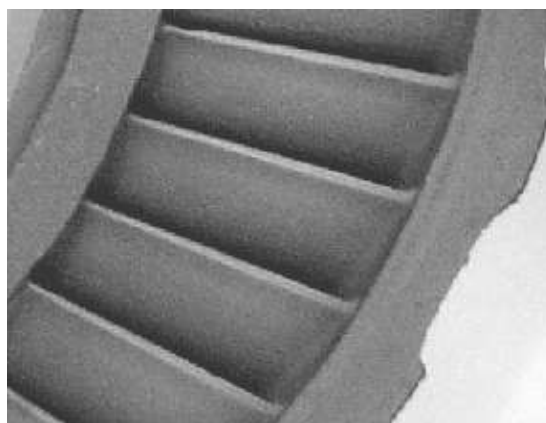
б



д



в



е

а, б, в - світіння люмінофора по тріщинах на ободі; г - світіння люмінофора на рихлоті (скупчення точкових світінь); д - точкове світіння люмінофора на одиничних мікропорах; е - світіння люмінофора відсутня.

Рисунок 5.25 - Типові ливарні дефекти на цільнолитих СА ТВЗ-117, виготовлених (а, б, в) - з промислового сплаву ВЖЛ12Е; (г) - з промислового сплаву ЖСЗЛС; (д, е) - з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М



а



в



б



г

а - цільнолитий сопловий апарат ТВЗ-117; б - усунення точкових ливарних дефектів на соплових лопатках; в - усунення мікротріщин на внутрішній поверхні обода; г - придатний цільнолитий СА ТВЗ-117 після ТО і механічної обробки.

Рисунок 5.26 - Усунення ливарних дефектів на соплових апаратах ТВЗ-117 методом АДЗ присадкою з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М

Виготовлення цільнолитих соплових апаратів ТВЗ-117 з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М проводилося в умовах промислового підприємства ЗМЗ ім. В.І. Омельченка у вакуумній індукційній установці марки УППФ-3М за серійною технологією. Було виготовлено дослідні цільнолиті соплові

апарати двигуна ТВ3-117ВМА-СБМ1В. Перший дослідний цільнолитий СА ТВ3-117 відпрацював призначений ресурс на технологічному двигуні з позитивним результатом. Після зовнішнього візуального огляду і ЛЮМа контролю, цільнолитий сопловий апарат експлуатується до теперішнього часу з метою збільшення терміну його напрацювання.

Таким чином, за створеним алгоритмом методики КРАМ [434] розроблено, технологічно випробувано і атестовано в умовах промислових підприємств АТ «МОТОР СІЧ» і ЗМЗ. ім. В.І. Омеляченка новий вітчизняний ливарний технологічно зварювальний корозійностійкий нікелевий сплав марки ЖСЗЛС-М [433, 453, 463, 464] з підвищеними характеристиками жароміцності, призначений для виготовлення цільнолитих соплових апаратів двигунів ТВ3-117ВМА-СБМ1В, з метою заміни промислового серійного технологічно зварювального ливарного жароміцного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС, а також промислового ливарного жароміцного сплаву ВЖЛ12Е, що технологічно не зварювальний і не має необхідного рівня ВТК – стійкості.

5.6 ВИСНОВКИ

В результаті комплексних розрахунково - експериментальних досліджень по розробці і технологічному випробуванню нового вітчизняного ливарного технологічно зварювального жароміцного корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС-М, призначеного для виготовлення цільнолитих соплових апаратів двигунів ТВ3-117ВМА-СБМ1В, вперше було встановлено наступне:

- отримано показники структурної стабільності відповідно з вихідними умовами проектування ($P_{\text{ТЩУ}} = 0,825 \pm 0,025$; $\bar{N}_{V\gamma} \leq 2,40$; $\bar{M}d_{\gamma} \leq 0,93$; $\Delta E = 0,00 \pm 0,04$; $\bar{M}d_C = 0,980 \pm 0,008$), що враховують збалансованість системи легування: $P_{\text{ТЩУ}} = 0,8323$; $\bar{N}_{V\gamma} = 2,2023$; $\bar{M}d_{\gamma} = 0,9089$;

$\Delta E = + 0,0123$; $\bar{M}d_C = 0,9826$ і забезпечують структурну і фазову стабільність розробленого сплаву ЖСЗЛС-М;

- за рахунок забезпечення виділення в структурі розробленого сплаву ЖСЗЛС-М контрольованої об'ємної частки ($V_{\gamma'}^{20}$) γ' - фази в межах (43...49)%, за масою, була забезпечена технологічна зварювальність і необхідний рівень характеристик міцності: границя короточасної міцності ($\sigma_B^{20} = 930...975$ МПа) і довговічність зразків в умовах τ_{180}^{975} ($\tau_{руйн.} = 44...68$ годин), відповідно з вихідними умовами розробки ($43 < V_{\gamma'}^{20} < 50$ % ; $\sigma_B^{20} \geq 850$ МПа; $\tau_{180}^{975} \geq 40$ годин) і нормами затвердженого ТУУ 24.4-23365425-698:2016;

- отримано температурні характеристики відповідно з вихідними вимогами ($t_S \geq 1280^\circ\text{C}$; $t_{п.р.}^{\gamma'} \geq 1150^\circ\text{C}$; $\Delta t_{ГОМ.} \geq 20^\circ\text{C}$), які знаходяться в межах: температура солідус ($t_S = 1286...1290^\circ\text{C}$); температура кінця ($t_{к.р.}^{\gamma'} = 1160...1176^\circ\text{C}$) розчинення γ' - фази; інтервал для проведення гомогенізації, термообробки на γ - твердий розчин ($\Delta t_{ГОМ.} = 60...67^\circ\text{C}$), що забезпечує оптимальний структурний стан для тривалої працездатності розробленого сплаву ЖСЗЛС-М в температурному діапазоні ($800...1000^\circ\text{C}$);

- за рахунок забезпечення показника параметра корозії ($P_{КС} = 3,81$) і критичної температури ($t_{крит.} \sim 820^\circ\text{C}$), відповідно з вихідними вимогами ($P_{КС} \geq 3,0$; $t_{крит.} \geq 800^\circ\text{C}$), було досягнуто корозійні властивості (група 5) розробленого сплаву ЖСЗЛС-М на рівні промислового сплаву ЖСЗЛС;

- за створеним алгоритмом методики КРАМ розроблено склад нового ливарного технологічно зварювального корозійностійкого нікелевого сплаву марки ЖСЗЛС-М з підвищеними характеристиками жароміцності, призначеного для виготовлення цільнолитих соплових апаратів двигунів ТВ3-117ВМА-СБМ1В. На розроблений сплав ЖСЗЛС-М отримано патент на винахід [433] і затверджено ТУ У 24.4-23365425-698:2016;

- встановлено, що експериментальні дані, які було отримано в умовах АТ «МОТОР СІЧ» при атестації властивостей металу розробленого сплаву ЖСЗЛС-М на зразках тестових і промислових плавок №14см01U,

№14см06U, №15см01U, №15см02U, №15см03U, №15см04U (загальна вага 600 кг), показали збіжність і узгодженість з результатами розрахунків;

- технологічне випробування при виготовленні цільнолитих соплових апаратів двигунів ТВ3-117ВМА-СБМ1В показало, що розроблений сплав ЖСЗЛС-М має технологічну зварювальність і ВТК – стійкість на рівні промислового ливарного технологічно зварювального корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС при значно вищих показниках жароміцності, які знаходяться на рівні промислового жароміцного сплаву ВЖЛ12Е, який не має необхідної ВТК – стійкості та технологічно не зварювальний;

- в промислових умовах ЗМЗ ім. В.І. Омельченка з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М за серійною технологією було виготовлено дослідні цільнолиті соплові апарати двигунів ТВ3-117ВМА-СБМ1В. Перший дослідний СА ТВ3-117 відпрацював призначений ресурс на технологічному двигуні з позитивним результатом і експлуатується до сьогодні з метою збільшення терміну його напрацювання.

Результати досліджень опубліковано в роботах [426-431, 433, 434, 438, 440-442, 453, 456-464].

ВИСНОВКИ

Виконаний комплекс розрахункових і експериментальних досліджень дозволив розвинути і застосувати наукові принципи легування для розробки жароміцних нікелевих сплавів з гарантованим комплексом властивостей. Проведені дослідження дозволили прийти до наступних висновків:

1. Показано, що легувальні елементи, які ходять до хімічного складу жароміцних нікелевих сплавів, комплексно впливають на різні групи властивостей, забезпечуючи їх працездатність. Показано, що процеси фазових перетворень, які протікають при високих температурах в структурі сплавів цього класу дають можливість встановити залежність критичних температур і інтервалів фазових перетворень від системи легування сплавів. Показано, що середню швидкість корозії ($\bar{V}_q$) для сплавів з різними системами легування можна оцінювати за різними корозійними параметрами: (Cr/Al) , (Ti/Al) і $\sqrt{Cr} \cdot (Ti/Al)$. Показано, що рівень жароміцності сплавів комплексно залежить від фазового складу, об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в структурі і її хімічного складу, морфології та розміру часток, а також їх структурної та поверхневої стабільності в широкому температурному діапазоні.

2. Встановлено, що отримані регресійні моделі (група 1) дозволяють розраховувати за величиною мінілегувального комплексу $P_{TЩУ} = Cr / (Cr+Mo+W)$, співвідношенням цих елементів в складі жароміцних нікелевих сплавів, величину параметрів структурної стабільності ($\bar{N}_{V\gamma}$) і ($\bar{M}d_{\gamma}$) для γ - твердого розчину, з відповідними похибками 2,98% і 1,37%, а також розраховувати за величиною дисбалансу (ΔE) системи легування сплаву величину параметра ($\bar{M}d_C$) для сплаву, з похибкою 1,07%, тобто точніше, ніж за регресійними рівняннями традиційних методів PHACOMP і New PHACOMP.

3. Показано, що розрахунки структурно-фазових (група 2) і фізичних (група 3) характеристик жароміцних нікелевих сплавів можна здійснювати на основі їхнього хімічного складу, використовуючи комп'ютерне моделювання термодинамічних процесів, які відбуваються в структурі при охолодженні (кристалізації) або нагріванні, з похибкою менше 5%, в порівнянні з експериментальними даними.

4. Встановлено, що отримані регресійні моделі (група 4) дозволяють розраховувати температури ліквідусу (t_L) і солідусу (t_S) за величиною мінілегувального комплексу $\Sigma C_i^\gamma = (Mo+W+Ta+Re+Ru)\%$, за масою, сумарного вмісту цих елементів в складі, що зміцнюють γ - твердий розчин, з відповідними похибками 1,41% і 1,36%, а температури початку ($t_{п.р.}^\gamma$) і кінця ($t_{к.р.}^\gamma$) розчинення γ' - фази в γ - твердому розчині, а також температуру ($t_{евт.}$) локального плавлення евтектики ($\gamma+\gamma'$) за величиною мінілегувального комплексу $\Sigma C_i^{\gamma'} = (Al+Ti+Nb+Ta+Hf)\%$, за масою, сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів в складі жароміцних нікелевих сплавів, з відповідними похибками 1,76% ; 1,69 ; 2,10%.

5. Встановлено, що отримані регресійні моделі (група 5) дозволяють розраховувати середню швидкість корозії ($\bar{V}_q^t$) для температур 800⁰, 850⁰, 900⁰ і 950⁰С в умовах впливу синтетичної золи, що імітує продукти згоряння газотурбінного палива, а також критичну температуру ($t_{крит.}$) переходу до прискореної ВТК за величиною мінілегувального комплексу $ПКС = \sqrt{Cr} \cdot (Ti / Al)$, співвідношенням цих елементів в складі жароміцних нікелевих сплавів, з відповідними похибками 2,85%; 2,96%; 2,50%; 2,66%, 1,39%.

6. Встановлено, що отримані регресійні моделі (група 6) дозволяють розраховувати об'ємну частку ($V_{\gamma'}^t$) γ' - фази в структурі для температур 20⁰, 800⁰, 900⁰ і 1000⁰С за величиною мінілегувального комплексу $\Sigma C_i^{\gamma'} = (Al+Ti+Nb+Ta+Hf)\%$, за масою, сумарного вмісту γ' - утворювальних елементів в складі жароміцних нікелевих сплавів, з відповідними похибками 1,81% ; 1,83% ; 1,80% ; 1,77%. Показано, що отримані регресійні моделі

дозволяють за величиною об'ємної частки ($V_{\gamma'}$) γ' - фази в їх структурі розраховувати границі короточасної (σ_B) міцності для температур 20⁰, 800⁰, 900⁰, 1000⁰С з відповідними похибками 2,28% ; 2,20% ; 1,20% ; 2,52%, а також границі 100- і 1000- годинної тривалої (σ_t) міцності для температур 800⁰, 900⁰, 1000⁰С з відповідними похибками 1,19%; 1,41%; 1,12%; 1,88%; 1,75%; 1,87%.

7. Показано механізми комплексного впливу легувальних елементів на групи властивостей жароміцних нікелевих сплавів, що реалізовано в створеному алгоритмі комплексної розрахунково-аналітичної методики [434]. Встановлено, що за створеним алгоритмом методики КРАМ без попереднього проведення експериментів, на основі розрахунку характеристик за групами, можна оптимізувати хімічний склад за заданими критеріями, як при розробці нових жароміцних нікелевих сплавів, так і удосконаленні складів існуючих промислових марок, гарантуючи властивості, які забезпечують працездатність в умовах експлуатації.

8. Оптимізовано, за створеним алгоритмом методики КРАМ, склад нового ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву марки ЗМІ-3У-М1, призначеного для виготовлення робочих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації для наземних газотурбінних установок Д-336. Встановлено, що розроблений сплав ЗМІ-3У-М1 має жароміцність ($\tau_{260}^{975} \geq 40$ годин) і технологічність (48-50%) при отриманні придатних робочих лопаток за макроструктурою на рівні промислового не корозійностійкого сплаву ЖС26-ВІ, а показники ВТК- стійкості на рівні промислового корозійностійкого сплаву ЗМІ-3У, значно перевершуючи його за рівнем жароміцності, за рахунок оптимізованого вмісту легувальних елементів в хімічному складі: вуглецю - 0,06%, хрому - 11,5% і танталу – 4,0%, за масою. На розроблений сплав ЗМІ-3У-М1 отримано патент на винахід [432] і затверджено ТУ14-134-446-2010 (Додатки А, Б).

9. Оптимізовано, за створеним алгоритмом методики КРАМ, склад нового вітчизняного ливарного технологічно зварювального жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву марки ЖСЗЛС-М, призначеного для виготовлення цільнолитих соплових апаратів двигунів ТВЗ-117. Встановлено, що розроблений сплав ЖСЗЛС-М має жароміцність ($\tau_{180}^{975} \geq 40$ годин) на рівні промислового не корозійностійкого сплаву ВЖЛ12Е, який не має необхідної ВТК – стійкості і технологічно не зварювальний, а технологічну зварювальність і ВТК – стійкість має на рівні промислового технологічно зварювального корозійностійкого сплаву ЖСЗЛС, значно перевершуючи його за рівнем жароміцності, за рахунок оптимізованого вмісту легувальних елементів в хімічному складі: танталу - 2,5%, гафнію - 0,3%, хрому - 14,5%, молібдену - 2,0% і вольфраму - 6,5%, за масою. На розроблений сплав ЖСЗЛС-М отримано патент на винахід [433] і затверджено ТУУ 24.4-23365425-698:2016 (Додатки В, Г).

10. Використання результатів роботи значно підвищує конкурентну спроможність держбюджетних і госпдоговірних тематик та ефективність їх виконання, за рахунок зниження витрат на проведення НДР, а також скорочення часу на наукові дослідження при розробці нових жароміцних нікелевих сплавів [432, 433] для перспективних галузей вітчизняної промисловості. Загальний економічний ефект від використання результатів роботи на промислових моторобудівних підприємствах України склав 23 268 298 грн / рік (за цінами 2015 року) (Додатки Д, Е).

11. Результати роботи використовуються в навчальному процесі кафедри «Фізичне матеріалознавство» при виконанні магістрами дипломних проектів за спеціальністю 8.090101 «Прикладне матеріалознавство», а також в курсі лекцій з дисциплін: «Функціональне призначення матеріалів газотурбінних установок в енергетиці», «Спеціальні сталі та сплави в газотурбобудуванні», «Високотемпературна корозія матеріалів газотурбінних установок» (Додатки Ж, И).

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Каблов, Е.Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч.-техн. сб. : к 100-летию со дня рождения С.Т. Кишкина / Под общ. ред. Е.Н. Каблова. - М. : Наука, 2006. - 272 с. – ISBN 5-02-034099-5.
2. Симс, Ч. Жаропрочные сплавы / Ч. Симс, В. Хагель // Пер. с англ. под ред. Савицкого Е.М. - М. : Металлургия, 1976. - 567 с.
3. Симс, Ч.Т. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок: В 2-х кн. / Под ред. Ч.Т. Симса, Н.С. Столоффа, У.К. Хагеля ; Пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. – М.: Металлургия, 1995. – Кн. 1. - 384 с. ; Кн. 2. - 384 с.
4. Каблов, Е.Н. Литые лопатки газотурбинных двигателей (сплавы, технология, покрытия) / Е.Н. Каблов. - Всероссийский научно-исследовательский институт авиационных материалов, Государственный научный центр Российской Федерации. - М.: МИСИС, 2001. - 632 с.
5. Кишкин, С.Т. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе / С.Т. Кишкин, Г.Б. Строганов, А.В. Логунов. – М.: Машиностроение, 1987. – 112 с.
6. Шалин, Р.Е. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов / Р.Е. Шалин, И.Л. Светлов, Е.Б. Качанов [и др.]. – М. : Машиностроение, 1997. - 336 с.
7. Каблов, Е.Н. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2007 / Юбилейный научно-технический сборник ; под общ. ред. акад. РАН Е.Н. Каблова. - М.: «ВИАМ», 2007. - 438 с.
8. Левин, Е.Е. Перспективные материалы для основных деталей газовых турбин / Е.Е. Левин // Энергомашиностроение. – 1975. - № 12. - С. 10-13.
9. Котсорадис, Д. Жаропрочные сплавы для газовых турбин. Материалы международной конференции / Д. Котсорадис, П. Феликс,

Х. Фишмайстер и др.; пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1981. - 480 с.

10. Шалин, Р.Е. Новые материалы и технический прогресс / Р.Е. Шалин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1981. - №6. – С. 3-8.

11. Левин, Е.Е. Повышение параметров надежности и ресурса жаропрочных сплавов для деталей стационарных газовых турбин / Е.Е. Левин, Е.М. Пивник, Г.В. Ильина // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. – М. : Наука, 1984. - С. 218-223.

12. Михайлов-Михеев, Б.П. Металл газовых турбин / Б.П. Михайлов-Михеев. – Москва-Ленинград, МАШГИЗ. – 1958. – 351 с.

13. Химушин, Ф.Ф. Жаропрочные стали и сплавы / Ф.Ф. Химушин. - М.: Металлургия, 1969. - 752 с.

14. Никитин, В.И. Коррозия и защита лопаток газовых турбин / В.И. Никитин. – Л. : Машиностроение, 1987. - 272 с.

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

16. Каблов, Е.Н. Технологические аспекты управления структурой жаропрочных сплавов при направленной кристаллизации / Е.Н. Каблов, В.В. Герасимов, А.В. Дубровский // Литейное производство. – 1994. - №4. – С. 7-8.

17. Каблов, Е.Н. Производство турбинных лопаток ГТД методом направленной кристаллизации / Е.Н. Каблов // Газотурбинные технологии. – 2000. - №3. - С. 10-14.

18. Кишкин, С.Т. Особенности легирования жаропрочных никелевых сплавов при направленной кристаллизации / С.Т. Кишкин, Г.Б. Строганов, А.В. Логунов [и др.] // Доклады Академии наук СССР. - 1983. – Т. 268. - №4. - С. 865-867.

19. Кишкин, С.Т. Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов / С.Т. Кишкин, Г.Б. Строганов, А.В. Логунов [и др.] // Литейное производство. – 1984. - №4. – С. 17-19.

20. Erickson, G.L. DS and SX superalloys for industrial gas turbines / G.L. Erickson, K. Harris // Materials for Advanced Power Engineering. Part II. Proc. of a Conf. Belgium, Kluwer Academic Publishers, – 1994. – P. 1055- 1074.

21. Патон, Б.Е. Жаропрочность литейных никелевых сплавов и защита их от окисления / Б.Е. Патон, Г.Б. Строганов, С.Т. Кишкин и др. – К.: Наук. думка, 1987. – 256 с.

22. Захаров, М.В. Жаропрочные сплавы / М.В. Захаров, А.М. Захаров. - М. : Металлургия, 1972. - 384 с.

23. Масленков, С.Б. Жаропрочные стали и сплавы / С.Б. Масленков. – М.: Металлургия. – 1983. – 192 с.

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

25. Беліков, С.Б. Розвиток наукових принципів легування ливарних жароміцних никельових сплавів з метою підвищення корозійної стійкості деталей в умовах високотемпературного середовища газотурбінних установок : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня д-ра. техн. наук : 05.02.01 / Беліков Сергій Борисович. - Запоріжжя, 1996. - 48 с.

26. Каблов, Е.Н. Жаропрочность никелевых сплавов / Е.Н. Каблов, Е.Р. Голубовский. - М. : Машиностроение, 1998. - 464 с.

27. Гайдук, С.В. Исследование влияния тантала на структуру и свойства сплава ЗМИ-3У / С.В. Гайдук // LAP LAMBERT Academic Publishing.- Saarbrücken, Deutschland.- 2012.- 223 p.- ISBN: 978-3-8473-3290-9.

28. Монастырская, Е. В. Структура, фазовый состав и свойства коррозионностойкого жаропрочного сплава ЧС88У / Е.В. Монастырская, Г.И. Морозова, Ю.Б. Власов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2006. – № 8. – С. 39-44.

29. Erickson, G.L. The Development of the CMSX-11B and CMSX-11C Alloys for Industrial Gas Turbine Application / G.L. Erickson // Superalloys. - 1996. - P. 45-52.
30. Каблов, Е.Н. Монокристаллические никелевые ренийсодержащие сплавы для турбинных лопаток ГТД / Е.Н. Каблов, В.Н. Толораия, Н.Г. Орехов // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2002. - № 7. - С. 7-11.
31. Каблов, Е.Н. Особенности монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, М.Б. Бронфин [и др.] // Металлы. - 2006. - № 5. - С. 47-57.
32. VerSnyder, F.L. High Temperature Materials in Gas Turbines / J.S. Erickson, C.P. Sullivan, F.L. VerSnyder et al. – Amsterdam. – 1974. - P. 315.
33. Choi, B.G. ETA Phase Formation During Thermal Exposure and Its Effect on Mechanical Properties in Ni-Base Superalloy GTD 111 / B.G. Choi, I.S. Kim, D.H. Kim, S.M. Seo, C.Y. Jo // Superalloys. - 2004. – P. 163-171.
34. Bhadeshia, H.K. 1st, 2nd and 3rd Generation Single-Crystal Nickel Based Superalloys / H.K. Bhadeshia // University of Cambridge. - 2003. - P. 1-4.
35. Caron, P. Recent Studies at Onera on Superalloys for Single Crystal Turbine Blades / P. Caron, O. Lavigne // AerospaceLab. - Issue 3 – November, 2011. – P. 1-14.
36. Caron, P. Third Generation Superalloys for Single Crystal Turbine Blades / P. Caron, T. Khan // Materials for Advanced Power Engineering Part II Forschungszentrum Jülich GmbH, Jülich, Germany (J. Lecomte-Beckers, F. Schubert and P.J. Ennis, eds), 1998. - P. 897-912.
37. Caron, P. Development of New High Strength Corrosion Resistant Single Crystal Superalloys for Industrial Gas Turbine Applications / P. Caron, A. Escale, G. McColvin, M. Blacker [et al.] // PARSONS 2000 - Advanced Materials for 21st Century Turbines and Power Plant, IOM Communications Ltd, London, UK (A. Strang et al., eds), 2000. - P. 847-864.

38. Кишкин, С.Т. Исследования по жаропрочным сплавам / С.Т. Кишкин, Э.В. Поляк // Труды ИМЕТ.- М. : АН СССР, 1962.- Т.7.- С. 295.
39. Ртищев, В.В. Перспективные анизотропные материалы лопаток стационарных ГТУ со столбчатой и монокристаллической структурами / В.В. Ртищев // Труды ЦКТИ, 1992. – Вып. 270. – С. 104-119.
40. Орехов, Н.Г. Современные литейные жаропрочные сплавы для рабочих лопаток газотурбинных двигателей / Н.Г. Орехов, Г.М. Глезер, Е.А. Кулешова и др. // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1993. - №7. – С. 32-35.
41. Петрушин, Н.В. Применение направленной кристаллизации к решению проблем разработки и оптимизации жаропрочных материалов / Н.В. Петрушин, Е.В. Монастырская // Материаловедение. – 1998. - № 5. – С. 2-10.
42. Гайдук, С.В. Исследование динамики структурных превращений на сопротивление высокотемпературной ползучести жаропрочных никелевых сплавов, содержащих тантал / С.В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2010. - № 2. - С.9-15.
43. Беликов, С.Б. Литейный жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав для монокристаллического литья методом направленной кристаллизации / С.Б. Беликов, А.Г. Андриенко, С.В. Гайдук [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2008. - №1. - С. 16-20.
44. Паспорт на жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав ХН64ВМКЮТ (ЗМИ-ЗУ) / А.Д. Коваль, С.Б. Беликов, А.Г. Андриенко и др. : утв. проректор по научной работе Н.С. Гамов. – Запорожье, 1995. - 30 с.
45. Ножницкий, Ю.А. Монокристаллические рабочие лопатки высокотемпературных турбин перспективных ГТД / Ю.А. Ножницкий, Е.Р. Голубовский // Авиационно-космическая техника и технология. – 2006. – № 9 (35). – С. 117-125.
46. Каблов, Е.Н. Управление структурой жаропрочных сплавов при изготовлении лопаток ГТД направленной кристаллизацией / Е.Н. Каблов,

В.В. Герасимов, Е.М. Висик // *Авиационная промышленность*. – 1999. - №2. – С. 18-27.

47. Каблов, Е.Н. Получение монокристаллических лопаток ГТД высокоградиентной направленной кристаллизацией / Е.Н. Каблов, Ю.А. Бондаренко // *Авиационная промышленность*. – 2000. - №1. – С. 53-56.

48. Каблов, Е.Н. Крупногабаритные лопатки ГТУ с направленной и монокристаллической структурой / Е.Н. Каблов, В.В. Герасимов, Е.М. Висик // *Авиационные материалы и технологии*. – 2003. - №1. - С. 45-53.

49. Бондаренко, Ю.А. Перспективы технологии направленной кристаллизации крупногабаритных рабочих лопаток наземных газовых турбин / Ю.А. Бондаренко // *Материаловедение*. – 1998. - № 7. – С. 21-25.

50. Братухин, А.Г. Рабочие лопатки турбин высокого давления современных двигателей гражданской авиации / А.Г. Братухин, Д.А. Огородников, Б.Е. Карасев [и др.] // *Авиационное двигателестроение*. – 1994. - № 1. - С. 1-27.

51. Сертификат на сплав ЖС-26 высокоскоростной направленной кристаллизации / Г.Б. Строганов, Р.Е. Шалин. - ВИАМ, 1984. – 11 с.

52. Бондаренко, Ю.А. Направленная кристаллизация жаропрочных сплавов с повышенным температурным градиентом / Ю.А. Бондаренко, Е.Н. Каблов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 2002. - №7. - С. 20-23.

53. Толораия, В.Н. Усовершенствованный метод монокристаллического литья турбинных лопаток ГТД и ГТУ / В.Н. Толораия, Н.Г. Орехов, Е.Н. Каблов // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 2002. - № 7. - С. 11-16.

54. Толораия, В.Н. Коррозионностойкие жаропрочные сплавы для крупногабаритных монокристаллических турбинных лопаток / В.Н. Толораия, Н.Г. Орехов, Б.С. Ломберг // *Металловедение и термическая обработка металлов*. - 2003. - №1. - С. 30-32.

55. Толорайя, В.Н. Коррозионностойкие жаропрочные сплавы для крупногабаритных монокристаллических турбинных лопаток и их технология литья / В.Н. Толорайя, Н.Г. Орехов, Б.С. Ломберг // Авиационные материалы и технологии. – 2003. - №1. - С. 12-18.

56. Толорайя, В.Н. Технологии литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД и ГТУ / В.Н. Толорайя, Е.Н. Каблов, Н.Г. Орехов // Авиационные материалы и технологии. – 2003. - №1. - С. 63-79.

57. Толорайя, В.Н. Формирование монокристаллической структуры литых крупногабаритных турбинных лопаток ГТД и ГТУ на установках высокоградиентной направленной кристаллизации / В.Н. Толорайя, И.М. Демонис, Г.А. Остроухова // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2011. - №1. - С. 25-33.

58. Толорайя, В.Н. Корректировки состава жаропрочного коррозионностойкого сплава ЖСКС2 для литья крупногабаритных турбинных лопаток ГТД и ГТУ с полностью монокристаллической структурой в установках высокоградиентной направленной кристаллизации / В.Н. Толорайя, И.М. Демонис, Г.А. Остроухова // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2010. - № 3. – С. 2-4.

59. Schilke, P.W. Advanced gas turbine materials and coating / P.W. Schilke, A.D. Foster, J.J. Pepe // In: GE turbine library. Schenectedy: GE Publ. – 1988. - P. 1-18.

60. Harris, K. Directionally Solidified and Single-Crystal Superalloys / K. Harris, G.L. Erickson, R.E. Schwer // Cannon - Muskegon Corporation. Metals Handbook. – 1989. - V. 1. - P. 1-13.

61. Harris, K. CMSX single crystal, CMDS and integral wheel alloys, properties and performance / K. Harris, G.L. Erickson, R.E. Schwer // Proc. 6 th. Int. Symposium on Superalloys. - 1988. - P. 709-728.

62. Hashizume, R. Development of Ni-Based Single Crystal Superalloys for Power-Generation Gas Turbine / R. Hashizume¹, A. Yoshinari, T. Kiyono, Y. Murata, M. Morinaga // Superalloys. - 2004. - P. 53-62.

63. Hino, T. Development of a new single crystal superalloy for industrial gas turbines / T Hino, T. Kobayashi, Y. Koizumi et al. // Superalloys. - 2000. – P. 729-736.

64. Argence, D. MC-NG: A 4th Generation Single-Crystal Superalloy for Future Aeronautical Turbine Blades and Vanes / D. Argence, C. Vernault, Y. Desvallees and D. Fournier // Superalloys. - 2000. - P. 829-837.

65. Lavigne, O. Interactions between 4th Generation Single Crystal Superalloys and an Aluminide Bond Coat / O. Lavigne, J. Benoist, P. Caron, C. Ramusat // Turbine Forum 2006: Advanced Coatings for High Temperature, Forum of Technology, Dorsten, Germany, 2006.

66. Герасимов, В.В. О неиспользованных резервах направленной кристаллизации в повышении эксплуатационных характеристик деталей ГТД и ГТУ / В.В. Герасимов, Е.М. Висик, Е.В. Колядов // Литейное производство. – 2013. - №9. – С. 30-32.

67. Badeer, G.H. GE Aeroderivative Gas Turbines - Design and Operating Features / G.H. Badeer // GE Power Systems. – 2000. – P. 20.

68. Kaufman, M. Properties of cast MAR-M-247 for turbine blisk applications / M. Kaufman // Superalloys. - 1984. – P. 43-52.

69. Lours, P. On the deformation of the [001] orientated γ' strengthening phase of the CMSX-2 superalloy / P. Lours, A. Coujou, P. Columb // Acta met. et mater. – 1991. – Vol. 39. - № 8. – P. 1787-1797.

70. Khan, T. Effect of processing conditions and heat treatments on mechanical properties of single-crystal Superalloys CMSX-2 / T. Khan, P. Caron // Mater. Sci. and Technol. – 1986. – Vol. 2. - № 5. – P. 486-492.

71. Pat. 2578554, France, Int. Cl.⁴ C22 C19/05. Alliage monocristallin a matrice a base nickel / F.G. Bois, L.G. Remy, J.M.C. Therret ; Demande De Breyet d'Invention. – Publ. 05.03.85.

72. Bachelet, E. High-performance AM-1 superalloy for single-crystal turbine blades and vanes / E. Bachelet, G. Lamanthe // Rev. Sci. SNECMA. – 1990. - №10. – P. 37-44.

73. Pollock, T.M. Creep resistance of CMSX-3 nickel base superalloy single crystals / T.M. Pollock, A.S. Argon // *Acta met. et mater.* – 1992. – Vol. 40. - №1. – P. 1-30.

74. Miura, N. The influence of dislocation substructure on creep rate during accelerating creep stage of single crystal nickel-based superalloy CMSX-4 / N. Miura, Y Kondo, N. Ohi // *Superalloys.* - 2000. – P. 377-385.

75. Epishin, A. Microstructural stability of CMSX-4 and CMSX-10 under high temperature creep conditions / A. Epishin // *Материаловедение.* – 2007. - № 1. – С. 49-56.

76. Harris, K. Improved Single Crystal Superalloys, CMSX-4 (SLS) [La+Y] and CMSX-486 / K. Harris, J.B. Wahl // *Superalloys.* - 2004. – P. 45-52.

77. Толорайя, В.Н. Коррозионностойкие жаропрочные сплавы для крупногабаритных монокристаллических турбинных лопаток / В.Н. Толорайя, Н.Г.Орехов, Б.С. Ломберг // *Металловедение и термическая обработка металлов.* - 2003. - №1. - С. 30-32.

78. А. с. № 1072497, СССР, МПК⁵ C22C 18/05. Жаропрочный сплав на основе никеля / А.Г. Андриенко, С.Б. Беликов, А.Д. Коваль и др. ; заявитель и патентодержатель Запорожский машиностроительный институт им. В.Я. Чубаря ; заявл. 14.05.82, № 3435471 ; опубл. 08.10.83.

79. А. с. № 199848, СССР, МПК⁵ C22C 18/05. Литейный жаропрочный сплав на основе никеля / В.М. Беглов, В.В. Богаевский, С.В. Гайдук и др. ; заявитель и патентодержатель Запорожский машиностроительный институт им. В.Я. Чубаря ; заявл. 25.04.83, №3064315 ; опубл. 02.03.84.

80. Пат. 80699, Україна, МПК⁶ C22C 19/05. Ливарний жароміцний корозійностійкий сплав / С.В. Гайдук, А.Г. Андрієнко, О.Г. Коломойцев та ін.; заявник і дотримувач Запорізький нац. техн. ун-т. - № 20041008594 ; заявл. 21.10.04 ; опубл. 25.10.07, Бюл. №17. - 10 с.

81. Ohtomo, A. Progress in materials for aircraft engines / A. Ohtomo // *J. Jap. Soc. Heat. Treat.* – 1988. – Vol. 28. - № 2. – P. 106-112.

82. Ross, E.W. RENE N4: A First Generation Single Crystal Turbine Airfoil Alloy With Improved Oxidation Resistance, Low Angle Boundary Strength and Superior Long Time Rupture Strength / E.W. Ross, K.S. O'Hara // Superalloys. - 1996. – P. 19-25.

83. Bouse, G.K. Optimizing SC Rene N4 alloy for DS AFT-stage bucket applications in industrial gas turbines / G.K. Bouse, J.C. Schaeffer, M.F. Henry // Superalloys, TMS, – 2008. – P. 99-108.

84. Ford, D.A. Development of Single Crystal Alloys for Specific Engine Applications / D.A. Ford, R.P. Arthey // Superalloys. - 1984. – P. 115-124.

85. Качанов, Е.Б. Состояние и перспективы развития работ по жаропрочным сплавам для лопаток турбин / Е.Б. Качанов // Технология лёгких сплавов. – 2005. - №1-4. – С. 10-18.

86. Пат. 1776076, СССР, Int. Cl. C22 C19/05. Никелевый жаропрочный сплав для монокристаллического литья / Н.В. Петрушин, И. Л. Светлов, В.В. Сидоров и др. ; заявитель и патентообладатель ВИАМ ; заявл. 23.10.90 // Изобретения. – 1995. - №4.

87. Matsugi, K. High temperature properties of single crystal superalloys optimized by an electron theory / K. Matsugi, R. Yokoyama, Y. Murata et al. // High temp. mater. for power eng.: Proc. Of Conf., pt II, Liege (Belgium). Dordrecht: Kluwer, 1990. – P. 1251-1260.

88. Wilston, B.C. The effect of composition, misfit, and heat treatment on the primary creep behavior of single crystal nickel base superalloys PWA 1480 and PWA 1484 / B.C. Wilston, G.E. Fuchs // Superalloys. – 2008. – P. 149-158.

89. Бондаренко, Ю.А. Влияние высокоградиентной направленной кристаллизации на структуру и фазовый состав жаропрочного сплава типа RENE-N5 / Ю.А. Бондаренко, Е.Н. Каблов, Г.И. Морозова // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1999. - № 2. - С. 15-18.

90. Murakami, H. Determination of Atomistic Structure of Ni-Base Single Crystal Superalloys Using Monte Carlo Simulation and Atom-Probe

Microanalyses / H. Murakami, Y. Saito and H. Harada // Superalloys. - 1996. – P. 249-257.

91. Hino, T. Development of a New Single Crystal Superalloy for Industrial Gas Turbines / T. Hino, T. Kobayashi, Y. Koizumi, H. Harada and T. Yamagata // Superalloys. – 2000. – P. 729-736.

92. Пат. 2148099, РФ, МПК⁷ C22 C19/05. Жаропрочный сплав на основе никеля / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, В.В. Сидоров и др. ; заявитель и патентообладатель ВИАМ ; заявл. 18.01.99, № 99101034/02 ; опубл. 27.04.00.

93. Герасимов, В.В. Влияние дрейфа фронта кристаллизации на структуру монокристаллических отливок из сплава ЖС32У / В.В. Герасимов, Е.М. Висик, Е.В. Колядов // Metallurgy машиностроения. – 2013. - №3. – С. 14-16.

94. Кузнецов, В. П. Структура жаропрочного никелевого сплава ЖС36ВИ для монокристаллических лопаток ТВД / В. П. Кузнецов, В.П. Лесников, Е.В. Мороз [и др.] // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. - 2008. - № 4. - С. 26-29.

95. Walston, W.S. RENE N6: Third Generation Single Crystal Superalloy / W.S. Walston, K.S. O'Hara, E.W. Ross, T.M. Pollock and W.H. Murphy // Superalloys. – 1996. – P. 27-34.

96. Erickson, G.L. The Development and Application of CMSX-10 / G.L. Erickson // Superalloys. - 1996. - P. 35-44.

97. Murakumo, T. Creep behaviour of the generation Ni-base single crystal Superalloy TMS 75 and its γ/γ' tie line alloys / T. Murakumo, T Kobayashi, S. Nakazawa, H. Harada // Energy Technol. – 2002. – Vol. 21. –P. 159-166.

98. Sato, A. A 5th Generation SC Superalloy with Balanced High Temperature Properties and Processability / A. Sato, H. Harada, A.C. Yeh, K. Kawagishi, T. Kobayashi, Y. Koizumi, T. Yokokawa and J.X. Zhang // Superalloys. - 2008. – P. 131 – 138.

99. Zhang, J.K. Interfacial Dislocation Networks Strengthening a Fourth-Generation Single-Crystal TMS-138 Superalloy / J.K. Zhang, T. Murakamo,

Y. Koizumi, T. Kobayashi, H. Harada, S. Mazaki // Met. Mater. Trans. A, 2002. - Vol. 33. - P. 3741-3746.

100. Walston, S. Joint Development of a Fourth Generation Single Crystal Superalloy / S. Walston, A. Cetel, R. MacKay, K. O'Hara, D. Duhl, R. Dreshfield // Superalloys. - 2004. - P. 15-24.

101. Сидоров, В.В. Влияние лантана на жаростойкость монокристаллов из высокожаропрочного сплава ВЖМ4-ВИ, содержащего рений и рутений / В.В. Сидоров, А.В. Горюнов, Н.А. Колмыкова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. - №3. – С. 23-27.

102. Кузнецов, В.П. Эволюция структуры и механических свойств в монокристаллических сплавах, легированных Re и Ru, после высокотемпературных выдержек / В.П. Кузнецов, В.П. Лесников [и др.] // Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета. - 2012. - № 3 (34). – С. 203-210.

103. Кузнецов, В.П. Структура и свойства монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов : учебное пособие / В.П. Кузнецов, В.П. Лесников, Н.А. Попов. - Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2016. -160 с. - ISBN 978-5-7996-1829-2.

104. Логунов, А.В. Моделирование и разработка новых жаропрочных сплавов. Часть 1 / А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин, И.А. Лещенко, Б.Ю. Старков // Двигатель. – 2013. - №5(89). – С. 24-27.

105. Логунов, А.В. Моделирование и разработка новых жаропрочных сплавов. Часть 2 / А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин, И.А. Лещенко, Б.Ю. Старков // Двигатель. – 2013. - №6(90). – С. 5-7.

106. Каблов, Е.Н. Монокристаллические жаропрочные сплавы для газотурбинных двигателей / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, Е.С. Елютин // Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Машиностроение». - 2011. – С. 38-52. - ISSN 0236-3941.

107. Koizumi, Y. Development of Next-Generation Ni-Base Single Crystal Superalloys / Y. Koizumi, T. Kobayashi et al. // Superalloys. - 2004. - P. 35-43.

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

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

110. Пат. 2153021, РФ, Int. Cl. C22 C19/05. Никелевый жаропрочный сплав для монокристалльного литья / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, В.В. Сидоров и др. ; заявитель и патентообладатель ВИАМ ; заявл. 01.06.99, № 99111583/02 ; опубл. 20.07.00.

111. Морозова, Г. И. Особенности структуры и фазового состава высокорениевого никелевого жаропрочного сплава / Г.И. Морозова, О.Б. Тимофеева, Н.В. Петрушин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2009. – № 2. – С. 10-16.

112. Каблов, Е.Н. Литейные жаропрочные никелевые сплавы для перспективных авиационных ГТД / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, И.Л. Светлов [и др.] // Технология легких сплавов. – 2007. - № 2. – С. 6-16.

113. Пат. 35414А, Україна, МПК⁶ C22C 19/05. Жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав / А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, С.В. Гайдук та ін. ; заявник і дотримувач Запорізький держ. техн. ун-т ; заявл. 11.10.99, № 99105517 ; опубл. 15.03.01, Бюл. № 2. – 8 с.

114. Пат. 48317, Україна, МПК⁶ C22C 19/03, 19/05. Сплав для виготовлення великогабаритних лопаток газових турбін / А.Г. Андрієнко, С.В. Гайдук, А.Д. Коваль та ін. ; заявник і дотримувач Запорізький держ. техн. ун-т ; заявл. 17.02.00, № 2000020889 ; опубл. 15.08.02, Бюл. № 8. – 10 с.

115. Беликов, С.Б. Литейные жаропрочные коррозионностойкие никелевые сплавы для монокристалльных лопаток газовых турбин / С.Б. Беликов, С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2004. - № 1. - С. 151-154.

116. Гайдук, С.В. Получение экономичных ответственных отливок из жаропрочных Ni-сплавов / С.В. Гайдук, О.В. Гнатенко, В.В. Наумик // Литейное производство. – 2012. – № 1. – С. 11 – 14.
117. Уманский, М.С. Физические основы металловедения / М.С. Уманский, Б.Н. Финкельштейн, М.Е. Блантер, С.Т. Кишкин [и др.]. : Metallurgizdat, 1955. – 721 с.
118. Масленков, С.Б. Физико-химические основы легирования высокопрочных и жаропрочных сплавов / С.Б. Масленков // Технология металлов. – 2008. - № 6. – С. 12-16.
119. Лякишев, Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: В 3-х томах / Н.П. Лякишев // Под общ. ред. акад. РАН Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1996. – Том. 1. – 992 с.
120. Лякишев, Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: В 3-х томах / Н.П. Лякишев // Под общ. ред. акад. РАН Н.П. Лякишева. – М.: Машиностроение, 1997. – Том. 2. – 1024 с.
121. Лякишев, Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: В 3-х томах / Н.П. Лякишев // Под общ. ред. акад. РАН Н.П. Лякишева.- М.: Машиностроение, 2001. - Т. 3. - Кн. 1. - 872 с.
122. Лякишев, Н.П. Диаграммы состояния двойных металлических систем. Справочник: В 3-х томах / Н.П. Лякишев // Под общ. ред. акад. РАН Н.П. Лякишева.- М.: Машиностроение, 2000. - Т. 3.- Кн. 2. - 448 с.
123. Масленков, С.Б. Тугоплавкие ОЦК металлы в никелевых сплавах / С.Б. Масленков // Технология металлов. – 2009. - № 8. – С. 16-18.
124. Приходько, Э.В. Металлохимия комплексного легирования // Э.В. Приходько. – М.: Металлургия, 1983. – 184 с.
125. Ганеев, А.А. О повышении жаропрочности литейных сплавов / А.А. Ганеев, О.Б. Деменюк, Л.К. Ишмухаметов // Металлургия машиностроения. – 2010. - №4. – С. 25-31.

126. Лашко, Н.Ф. Физико-химический фазовый анализ сталей и сплавов / Н.Ф. Лашко, Л.В. Заславская, М.Н. Козлова и др. - 2-е изд.: М.: Металлургия, 1978. - 336 с.
127. Воздвиженский, В.М. Классификация легирующих элементов и расчет количества γ' - фазы в жаропрочных никелевых сплавах / В.М. Воздвиженский, А.А. Шатульский, М.А. Шаповалова // Заготовительные производства в машиностроении. – 2007. - №8. – С. 44-49.
128. Поварова, К.Б. Фазовый состав и структура сплавов на основе Ni-Al систем Ni-Al-Co-M, где М- Ti, Zr, Hf, V, Nb, Ta, Cr, Mo / К.Б. Поварова, Н.К. Казанская, Б.С. Ломберг [и др.] // Металлы. - 1996. - № 3. - С. 85-94.
129. Пигрова, Г.Д. ТПУ- фазы в сплавах на никелевой основе с повышенным содержанием хрома / Г.Д. Пигрова // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2005. - №12. - С. 15-23.
130. Каблов, Е.Н. Перспективы применения литейных жаропрочных сплавов для производства турбинных лопаток ГТД / Е.Н. Каблов, С.Т. Кишкин // Газотурбинные технологии. – 2002. - №1. – С. 34-37.
131. Каблов, Е.Н. Особенности легирования и термообработки литейных жаропрочных никелевых сплавов. Часть I / Е.Н. Каблов, А.В. Логунов, В.В. Сидоров // Материаловедение. – 2001. - № 4. – С. 26-30.
132. Каблов, Е.Н. Особенности легирования и термообработки литейных жаропрочных никелевых сплавов. Часть II / Е.Н. Каблов, А.В. Логунов, В.В. Сидоров // Материаловедение. – 2001. - № 5. – С. 28-34.
133. Zhao, S. Thermal Stability Study on a New Ni-Cr-Co-Mo-Nb-Ti-Al Superalloy / S. Zhao, J. Dong, X. Xie, G. D. Smith, S. J. Patel // Superalloys. - 2004. – P. 63-72.
134. Erickson, G.L. A new third generation single crystal, casting superalloy / G.L. Erickson // J. Metals. – 1995. – Vol. 47. - № 4. – P. 36-39.
135. Kawagishi, K. Effect of Alloying Elements on the Oxidation Resistance of 4th Generation Ni-base Single-crystal Superalloys / K. Kawagishi,

A. Sato, T. Kobayashi and H. Harada // J. Japan Inst. Metals, 69 (2005). - P. 249-252.

136. Khan, T. Development of a New Single Crystal Superalloy for Industrial Gas Turbine Blades / T. Khan, P. Caron // High Temperature Materials for Power Engineering, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, Holland (E. Bachelet et al., eds), 1990. - P. 1261-1270.

137. Kobayashi, T. Development of a third generation DS Superalloy / T. Kobayashi, M. Sato, Y. Koizumi, H. Harada, T. Yamagata, A. Tamura, J. Fujioka // Superalloys. - 2000. – P. 323-328.

138. Koizumi, Y. Third generation single crystal superalloys with excellent processability and phase stability / Y. Koizumi, T. Kobayashi, T. Yokokawa et al. // Cost Conf. Liege, Part 2, – 1998. – P. 1089-1098.

139. Reed, R.C. The Superalloys Fundamentals and Applications / R.C. Reed // Cambridge University Press. The Edinburgh Building, Cambridge, UK. Published in the United States of America by Cambridge University Press, New York, 2006. – 372 p.

140. Reed, R.C. A New Single Crystal Superalloy for Power Generation Application / R.C. Reed, J.J. Moverare, A. Sato, F. Karlsson, M. Hasselqvist // Superalloys 2012. – P. 197–204.

141. Бурова, Н.Н. Структурные особенности никелевых сплавов, легированных танталом / Н.Н. Бурова, С.Б. Масленков // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1979. - № 5. - С. 19-22.

142. Гайдук, С.В. Особенности влияния тантала на структуру и свойства никелевых сплавов / С.В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2004. - № 1. - С. 16 - 19.

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

144. Гайдук, С.В. Исследование структуры и свойств монокристаллов жаропрочного никелевого сплава с переменной концентрацией тантала до и

после длительного теплового воздействия / С.В. Гайдук, В.В. Кононов [и др.] // Вестник двигателестроения. - 2005. - № 3. - С. 150 - 154.

145. Масленков, С.Б. Влияние гафния на структуру и свойства никелевых сплавов / С.Б. Масленков, Н.Н. Бурова, В.В. Хангулов // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1980. - №4. – С. 45-46.

146. Кишкин, С.Т. Карбидные фазы в жаропрочных никелевых сплавах с гафнием / С.Т. Кишкин, Г.Б. Строганов, А.В. Логунов и др. // Металлы. - 1983. - №5. - С. 143-149.

147. Луковкин, А.И. Влияние циркония и гафния на длительную прочность и трещиностойчивость никелевых сплавов с повышенным содержанием вольфрама / А.И. Луковкин, В.А. Панкратов, Н.В. Петрушин [и др.] // Авиационная промышленность.- 1984. - №12. – С. 53-56.

148. Масленков, С.Б. Кобальт в никелевых сплавах / С.Б. Масленков // Технология металлов. – 2008. - № 9. – С. 5-7.

149. Шпунт, К. Я. Роль кобальта в никелевых жаропрочных сплавах / К. Я. Шпунт, Г. И. Морозова, Л. Б. Василенок, В. А. Вертоградский [и др.] // Академия наук СССР. Известия. Сер. Металлы. – 1985. – № 6. – С. 100-108.

150. Пигрова, Г.Д. Условия образования σ - и μ - фаз в жаропрочных сплавах на никелевой основе / Г.Д. Пигрова, Е.Е. Левин // Физика металлов и металловедение. - 1969. - Т. 28. - № 5. - С. 858-861.

151. Морозова, Г. И. Сбалансированное легирование жаропрочных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // Металлы.– 1993.–№1.- С.38-41.

152. Морозова, Г. И. Компенсация дисбаланса легирования жаропрочных никелевых сплавов / Г.И. Морозова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. - №12. – С. 52-56.

153. Пигрова, Г.Д. Процессы выделения фаз в жаропрочных сталях и сплавах для энергетического машиностроения : автореф. дис. на соискание учен. степени д-ра. техн. наук : 05.16.01 / Пигрова Галина Дмитриевна. – Санкт-Петербург, 1993. - 34с.

154. Гайдук, С.В. Исследование структурных превращений жаропрочных никелевых сплавов в условиях ползучести / С.В. Гайдук, О.В. Гнатенко, А.Г. Андриенко, В.В. Наумик // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2012. - № 2. – С. 37-40.

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

156. Кривенюк, В.В. Исследование связи между химическим составом и длительной прочностью жаропрочных никелевых сплавов / В.В. Кривенюк, Р.И. Куриат, Г.В. Мухопад, С.Г. Киселевская // Проблемы прочности. – 2011. - №2. – С. 79-92.

157. Васильчук, М.В. Влияние химического состава на условия формирования структуры и свойств жаропрочных никелевых сплавов с монокристаллической и столбчатой структурой / М.В. Васильчук, А.А. Шатульский // Заготовительные производства в машиностроении. – 2009. - №10. – С. 45-50.

158. Виноградова, О.В. Системный анализ и синтез эксплуатационных характеристик никелевых жаропрочных монокристаллических сплавов [Текст] / О.В. Виноградова, М.А. Зиновьев, А.В. Тимофеев [и др.] // Заготовительные производства в машиностроении. – 2010. - №5. – С. 45-48.

159. Логунов, А. В. Теоретический анализ системы легирования и разработка новых жаропрочных никелевых сплавов / А.В. Логунов, И.М. Розумовский, Г.Б. Строганов [и др.] // Доклады Академии наук. - Металлы. – 2008. – Т. 421. - № 5. – С. 621-624.

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

161. Каблов, Е.Н. Рений в жаропрочных никелевых сплавах для лопаток газовых турбин (Продолжение) / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, Л.Б. Василенок [и др.] // Материаловедение.- 2000.- №3.- С. 38-43.
162. Каблов, Е.Н. Рений в жаропрочных никелевых сплавах / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, Л.Б. Василенок [и др.] // Материаловедение. – 2001. - № 2. – С. 23-29.
163. Каблов, Е.Н. Рений в жаропрочных никелевых сплавах / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, Л.Б. Василенок [и др.] // Материаловедение. – 2001. - № 3. – С. 38-43.
164. Пигрова, Г.Д. Карбидные фазы в сплаве ЖС-32 / Г.Д. Пигрова, А.И. Рыбников // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2013. - №12. – С. 21-23.
165. Каблов, Е.Н. Никелевые жаропрочные сплавы, легированные рутением / Е.Н. Каблов, И.Л. Светлов, Н.В. Петрушин // Авиационные материалы и технологии. – 2004. - №1. - С. 80-90.
166. Zheng, Y. Effect of Ru Addition on Cast Nickel Base Superalloy With Low Content of Cr and High Content of W / Y. Zheng, X. Wang, J. Dong, Y. Han // Superalloys. - 2000. – P. 305-311.
167. Kearsey, R.M. The Effects of Re, W and Ru on Microsegregation Behaviour in Single Crystal Superalloy Systems / R.M. Kearsey, J.C. Beddoes, K.M. Jaansalu [et. al.] // Superalloys. - 2004. – P. 801-810.
168. Yeh, A.C. High Temperature Creep of Ru-Bearing Ni-Base Single Crystal Superalloys / A.C Yeh, C.M.F Rae, S. Tin // Superalloys. - 2004. – P. 677-685.
169. Hobbs, R.A. The effect of ruthenium on the intermediate to high temperature creep response of high refractory content single crystal nickel-base superalloy / R.A. Hobbs, L. Zhang [et. al.] // Mat. Sc. Eng. A, 2008. - Vol. 489. - P. 65-76.

170. Каблов, Е.Н. Физико-химические и технологические особенности создания жаропрочных сплавов, содержащих рений / Е.Н. Каблов // Вестник Моск. Ун-та. Сер.2. : Химия. – 2005. – Т. 46. - №3. – С. 155-167.

171. Каблов, Е.Н. Разработка высокорениевых жаропрочных сплавов для литья монокристаллических турбинных лопаток ГТД / Е.Н. Каблов, В.Н. Толорайя, Н.Г. Орехов // Авиационные материалы и технологии. – 2003. - №1. - С. 3-11.

172. Каблов, Е.Н. Физико-химические факторы жаропрочности никелевых сплавов, содержащих рений / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, Г.И. Морозова [и др.] // Авиационные материалы и технологии. – 2004. - №1. - С. 37-47.

173. Каблов, Е.Н. Разработка жаропрочного ренийсодержащего никелевого сплава нового поколения для литья монокристаллических турбинных лопаток современных ГТД / Е.Н. Каблов, В.Н. Толорайя, Н.Г. Орехов [и др.] // Авиационные материалы и технологии. – 2004. - №1. - С. 118-131.

174. Гайдук, В. В. Влияние состояния межзеренных границ на свойства сплава типа ЖС, содержащего горофильную примесь / В.В. Гайдук, Б.С. Натапов, В.Е. Ольшанецкий // Физика металлов и металловедение. – 1968. – №5 – С. 853-859.

175. Панкратов, В.А. Особенности легирования сплавов для литья с высокоскоростной направленной кристаллизацией / В.А. Панкратов // Литейное производство. – 2007. - №12. – С. 11-12.

176. Петрушин, Н.В. Литейные жаропрочные никелевые сплавы / Н.В. Петрушин, И.Л. Светлов, О.Г. Оспенникова // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2012. - № 5. – С. 15-19.

177. Петрушин, Н.В. Литейные жаропрочные никелевые сплавы / Н.В. Петрушин, И.Л. Светлов, О.Г. Оспенникова // Все материалы. Энциклопедический справочник. – 2012. - № 6. – С. 16-21.

178. Петрушин, Н.В. Основы легирования жаропрочных никелевых сплавов с ориентированной структурой для турбинных лопаток перспективных авиационных двигателей : автореф. дис. на соискание учен. степени д-ра техн. наук: 05.16.01 / Петрушин Николай Васильевич. - М., 1997. - 51 с.

179. Каблов, Е.Н. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой (Часть I) / Е.Н. Каблов, И.Л. Светлов, Н.В. Петрушин // Материаловедение. – 1997. - № 4. – С. 32-38.

180. Каблов, Е.Н. Никелевые жаропрочные сплавы для литья лопаток с направленной и монокристаллической структурой (Часть II) / Е.Н. Каблов, И.Л. Светлов, Н.В. Петрушин // Материаловедение. – 1997. - № 5. – С. 14-17.

181. Каблов, Е.Н. Направленная кристаллизация жаропрочных никелевых сплавов / Е.Н. Каблов, В.Н. Толорайя, И.М. Демонис, Н.Г. Орехов // Технология легких сплавов. – 2007. - № 2. – С. 60-70.

182. Логунов, А.В. Температуры растворения упрочняющих интерметаллидных фаз в жаропрочных никелевых сплавах / А.В. Логунов, Н.В. Петрушин, И.М. Хацинская // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1977. - № 6. - С. 67-68.

183. Каблов, Е.Н. Микролегирование РЗМ – современная технология повышения свойств литейных жаропрочных никелевых сплавов / Е.Н. Каблов, А.В. Логунов, В.В. Сидоров // Перспективные материалы. – 2001. - № 1. – С. 23-34.

184. Сидоров, В.В. Влияние лантана и иттрия на жаростойкость монокристаллов из жаропрочных высокорениевых никелевых сплавов / В.В. Сидоров, Н.В. Петрушин, А.В. Макеев [и др.] // Авиационные материалы и технологии. – 2005. - №1. - С. 7-15.

185. Сидоров, В.В. Исследование влияния РЗМ на карбидную структуру жаропрочных никелевых сплавов / В.В. Сидоров, В.А. Вертоградский, Е.А. Кулешова и др. // Металлы. - 1992. - №4. - С. 94-98.

186. Каблов, Д.Е. Азот в монокристаллических жаропрочных сплавах / Д.Е. Каблов, В.В. Сидоров // Литейное производство. – 2012. - №3. – С. 6-8.
187. Масленков, С.Б. Влияние тонкого строения на упрочнение никелевых сплавов / С.Б. Масленков, Г.В. Эстулин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1963. - № 1. – С. 25.
188. Миркин, И.Л. Связь жаропрочности и разности периодов фаз дисперсионно-твердеющих сплавов / И.Л. Миркин, О.Д. Кончеев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1967. - № 1. - С. 8.
189. Морозова, Г.И. Роль электронного и размерного факторов в самоорганизации γ' - фазы и ее стабильности / Г.И. Морозова // Доклады Академии наук СССР. - 1986. – Т. 288. - №6. - С. 1415-1418.
190. Морозова, Г. И. Феномен γ' - фазы в жаропрочных никелевых сплавах / Г. И. Морозова // Доклады Академии наук. – 1992. – Т. 325. - №6. - С. 1193-1197.
191. Морозова, Г. И. Закономерность формирования химического состава γ/γ' - матрицы многокомпонентных никелевых сплавов / Г. И. Морозова // ДАН СССР. – 1991. – Т.320. - №6. - С. 1413-1416.
192. Логунов, А.В. Распределение легирующих элементов в γ - и γ' - фазах современных высокожаропрочных никелевых сплавов / А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин, В.В. Рагозина // Вестник МГОУ, серия «Техника и технология». – 2011. – № 3 (5). – С. 5-9.
193. Никулина, Н.В. Изменение дислокационной структуры никелевых сплавов в процессе ползучести / Н.В. Никулина, М.П. Усиков, Л.П. Сорокина [и др.] // Металлофизика.- 1991.- Т.13.- №10.-С. 22-28.
194. Петрушин, Н.В. Исследование влияния размерного несоответствия периодов кристаллических решеток γ и γ' - фаз на характеристики жаропрочности дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов / Н.В. Петрушин, И.А. Игнатова, А.В. Логунов [и др.] // Металлы. - 1981. - №6. - С. 153-159.

195. Пигрова, Г.Д. Состав γ' - фазы при длительном старении некоторых жаропрочных сплавов на никелевой основе / Г.Д. Пигрова, Е.Е. Левин // Физика металлов и металловедение. - 1971. - Т. 31. - № 2. - С. 373-378.

196. Приданцев, М.В. Влияние состава γ' - фазы на свойства и структуру жаропрочных дисперсионно-твердеющих никелевых сплавов / М.В. Приданцев, В.Б. Латышев // Изв. АН СССР. Metallургия. - 1979. - № 3. - С. 139-146.

197. Glatzer, U. Calculations of Internal Stresses in the γ/γ' Microstructure of a Nickel-Base Superalloys with High Volume Fraction of γ' Phase / U. Glatzer, M. Feller-Kniepmeier // Scripta Met. - 1989. - Vol. 23. - P. 1839-1844.

198. Морозова, Г.И. Особенности метода физико-химического фазового анализа современных жаропрочных никелевых сплавов / Г.И. Морозова, Г.Н. Матвеева // Заводская лаборатория.- 1994. - №1.- С. 7-10.

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

200. Морозова, Г.И. Особенности электрохимического изолирования карбидов из сложнолегированных никелевых сплавов / Г.И. Морозова, Н.Х. Богина // Заводская лаборатория.- 1987.- Т.53.- №3.- С. 11-15.

201. Кишкин, С.Т. Структурная стабильность карбидных фаз и их влияние на механические свойства жаропрочных никелевых сплавов с гафнием / С.Т. Кишкин, Г.Б. Строганов, А.В. Логунов и др. // Изв. АН СССР. Металлы. – 1983. - №6. – С. 163-169.

202. Ганеев, А.А. Повышение жаропрочности литейных никелевых сплавов с использованием методов активного и пассивного экспериментов [Текст]: автореф. дис. на соискание учен. степени д-ра. техн. наук : 05.16.04 / Ганеев Альмир Амирович. – Екатеринбург, 2000. - 42 с.

203. Морозова, Г.И. Влияние бора на фазовый состав и термостабильность никелевого жаропрочного сплава / Г.И. Морозова,

Е.П. Паремузов, Л.Б. Василенок [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1993. – №5. – С. 31-36.

204. Баканова, Т.П. Состав избыточных фаз в литом жаропрочном никельхромовом сплаве / Т.П. Баканова, Е.А. Кулешова, В.Г. Костоногов, Г.А. Файвилевич [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 1975. – №4. – С. 75-78.

205. Simonetti, M. Role and Behaviour of μ Phase During Deformation of a Nickel-Based Single Crystal Superalloy / M. Simonetti, P. Caron // *Mat. Sc. and Engin.*, A254, 1998. – P. 1-12.

206. Pessah, M. Effect of μ Phase on the Mechanical Properties of a Nickel-Base Single Crystal Superalloy / M. Pessah, P. Caron, T. Khan // *Superalloys.* – 1992. – P. 567-576.

207. Жуков, А.А. Оценка эксплуатационной пригодности жаропрочных сплавов для ГТД и ГТУ / А.А. Жуков, О.А. Смирнова // *Авиационно-космическая техника и технология.* – 2005. – №10(26). – С. 60-66.

208. Морозова, Г. И. Особенности структуры и фазового состава высокорениевого никелевого жаропрочного сплава / Г. И. Морозова, О.Б. Тимофеева, Н.В. Петрушин // *Металловедение и термическая обработка металлов.* – 2009. – № 2. – С. 10-16.

209. Петрушин, Н.В. Особенности структурно-фазовых превращений при термической обработке монокристаллов высокорениевых жаропрочных никелевых сплавов / Н.В. Петрушин, М.Б. Бронфин, Е.Н. Каблов [и др.] // *Авиационные материалы и технологии.* – 2004. – №1. – С. 57-67.

210. Петрушин, Н.В. О фазовых и структурных превращениях в жаропрочных ренийсодержащих сплавах монокристаллического строения / Н.В. Петрушин, Е.С. Елютин, Е.Б. Чабина [и др.] // *Литейное производство.* – 2008. – №7. – С. 1-7.

211. Петрушин, Н.В. Высокотемпературные фазовые и структурные превращения в монокристаллах жаропрочного никелевого сплава,

содержащего рений и рутений / Н.В. Петрушин, И.Л. Светлов, А.И. Самойлов [и др.] // Материаловедение. – 2008. - № 10. – С. 13-26.

212. Петрушин, Н.В. Высокотемпературные фазовые и структурные превращения в монокристаллах жаропрочного никелевого сплава, содержащего рений и рутений (Окончание) / Н.В. Петрушин, И.Л. Светлов, А.И. Самойлов [и др.] // Материаловедение.- 2008.- № 11. - С. 26-31.

213. Петрушин, Н.В. Зависимость температур фазовых превращений и структуры жаропрочных никелевых сплавов от температуры нагрева расплавов / Н.В. Петрушин, Е.Р. Черкасова // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1993. - №1. – С. 22-25.

214. Светлов, И.Л. Влияние направленной кристаллизации на фазовый состав и дисперсность структуры никелевых сплавов / И.Л. Светлов, Е.А. Кулешова, В.П. Монастырский [и др.] // Изв. АН СССР. Металлы. - 1990. - №1. - С. 86-93.

215. Логунов, А.В. Прогнозирование влияния структурных факторов на механические свойства жаропрочных сплавов / А.В. Логунов, Н.В. Петрушин, Е.А. Кулешова [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1981. - № 6. - С. 16-20.

216. Протасова, Н. А. Размерное несоответствие периодов кристаллических решеток γ - и γ' - фаз в монокристаллах жаропрочных никелевых сплавов / Н. А. Протасова, И.Л. Светлов, М.Б. Бронфин [и др.] // Физика металлов и материаловедение. - 2008. - Т. 106. - № 5. - С. 512-519.

217. Протасова, Н.А. Влияние отжига на характер структурно-фазового несоответствия в монокристаллах жаропрочных никелевых сплавах / Н.А. Протасова, И.Л. Светлов // Материаловедение. - 2012. - № 5. - С. 44-50.

218. Самойлов, А.И. Мисфит как характеристика уровня межфазных напряжений в монокристаллических жаропрочных никелевых сплавах / А.И. Самойлов, Р.М. Назаркин, Н.В. Петрушин [и др.] // Металлы. - 2011. - № 3. - С. 71.

219. Самойлов, А.И. Размерное несоответствие кристаллических решеток γ - и γ' - фаз в никелевых ренийсодержащих жаропрочных сплавах / А.И. Самойлов, Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин [и др.] // Авиационные материалы и технологии. – 2004. - №1. - С. 48-57.

220. Светлов, И.Л. Концентрационная зависимость периодов решеток γ - и γ' - фаз никелевых жаропрочных сплавов / И.Л. Светлов, И.В. Олдаковский, Н.В. Петрушин [и др.] // Металлы. - 1991. - № 6. - С. 150–157.

221. Жеманюк, П.Д. Фазовые и структурные превращения при высокотемпературной обработке расплава жаропрочного сплава / П.Д. Жеманюк, Н.А. Лысенко, В.В. Клочихин [и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.- 2003.- №1.- С.10-14.

222. Кишкин, С.Т. Электронно-микроскопические исследования структуры жаропрочных сталей и сплавов / С.Т. Кишкин, Э.В. Поляк. - М. : Металлургия, 1969. - 183 с.

223. Кишкин, С.Т. Фазовые превращения в жаропрочном никелевом сплаве ЖС6У, испытанном на усталость / С.Т. Кишкин, Г.И. Морозова, М.С. Беляев [и др.] // Физика металлов и металловедение. – 1984. – Т. 58. – № 6. – С. 1171-1178.

224. Кишкин, С.Т. Особенности структурных превращений жаропрочного никелевого сплава в процессе высокотемпературного нагрева / С.Т. Кишкин, Е.А. Кулешова, А.В. Логунов [и др.] // Изв. АН СССР. Металлы. - 1980. - №6. - С. 190-194.

225. Кузнецов, В.П. Структурные и фазовые превращения в монокристаллическом сплаве ЖС36-ВИ [001] после выдержек в интервале температур 1050-1300⁰С / В.П. Кузнецов, В.П. Лесников, М.С. Хадыев [и др.] // МиТОМ. – 2012. - №2. – С. 38-44.

226. Кузнецов, В. П. Структура, фазовый состав и прочностные свойства монокристаллического никелевого сплава, содержащего тантал и

рений / В. П. Кузнецов, В.П. Лесников, И.П. Конакова [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов.* - 2010. - № 10. - С. 45-50.

227. Кузнецов, В.П. Структура и фазовый состав монокристаллического сплава ВЖМ-4 с газоциркуляционным защитным покрытием / В.П. Кузнецов [и др.] // *Металловедение и термическая обработка металлов.* - 2011. - № 3. - С. 28-32.

228. Кузнецов, В.П. Эволюция структуры и механических свойств в монокристаллических сплавах, легированных Re и Ru, после высокотемпературных выдержек / В.П. Кузнецов, В.П. Лесников, И.П. Конакова, Н.А. Попов // *Вестник Самарского государственного аэрокосмического университета, №3(34).* – 2012. - №3 (34). – С. 203-210.

229. Самойлов, А.И. Аналитический метод оптимизации легирования жаропрочных никелевых сплавов. Методы анализа и испытаний материалов / А.И. Самойлов, Г.И. Морозова, А.И. Кривко [и др.] // *Материаловедение.* – 2000. - № 2. – С. 14-17.

230. Трофимов, Е.А. Анализ методик оптимизации составов жаропрочных сплавов на основе никеля / Е.А. Трофимов, Е.Р. Вахитова // *Вестник ЮУрГУ. Серия «Металлургия».* – 2013. – Т. 13. - № 1. – С. 103-107.

231. Harada, H. Calculation of gamma-prime / gamma equilibrium in multy-component nickel-base superalloys / H. Harada H, T. Yokokawa, T. Ohno // *High Temperature Materials of Power Engineering, Part II. Proc. Conf –Liege.* – 1990. - P. 1387-1396.

232. Лесников, В.П. Влияние термообработки на структуру и свойства дисперсионно-упрочненного никелевого сплава / В.П. Лесников, В.А. Копылова, А.А. Копылов [и др.] // *Изв. Вузов. Черная металлургия.* – 1987. - №6. – С. 81-85.

233. Ртищев, В.В. Исследования в области служебных характеристик материалов – основа повышения надежности и ресурса газовых турбин / В.В. Ртищев, П.М. Храбров, Ю.Г. Корсов // *Энергомашиностроение.* – 1986. - № 6. - С. 25-30.

234. Шиняев, А.Я. Термическая стабильность никелевых сплавов / А.Я. Шиняев, Ю.В. Соловьев // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. – М. : Наука, 1984. - С. 198-204.

235. Быков, Ю.Г. Исследование влияния дисперсности микроструктуры на механические свойства жаропрочного никелевого сплава / Ю.Г. Быков, И.М. Разумовский // Перспективные материалы. – 2010. - № 1. – С. 10-15.

236. Restall, J.S. Constitution and microstructure of certain cast nickel superalloys / J.S. Restall, E.C. Toulson // Metals and Mater. - 1973. - Part I. – V. 7. - № 3. - P. 134-139.

237. Rowe, A. Microstructural Evolution of Single Crystal and Directionally Solidified Rejuvenated Nickel Superalloys / A. Rowe, J. Wells, G.D. West, R.C. Thomson // Superalloys. - 2012. - P. 245-254.

238. Голиков, И.Н. Дендритная ликвация в сталях и сплавах / И.Н. Голиков, С.Б. Масленков. - М. : Metallurgy, 1977. - 332 с.

239. Кулешова, Е.А. Дендритная ликвация в никелевых жаропрочных сплавах / Е.А. Кулешова, Е.Р. Черкасова, А.В. Логунов // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallrov. – 1981. - №6. – С. 20-23.

240. Гайдук, С.В. Исследование дендритной ликвации и фазовой неоднородности в жаропрочных коррозионностойких никелевых сплавах / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, Н.Б. Налесный // Vestnik dvigatelostroeniya. – 2006. - № 1. - С. 150-154.

241. Коваль, А.Д. Научные основы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких против высокотемпературной коррозии (ВТК) / А.Д. Коваль, С.Б. Беликов, Е.Л. Санчугов, А.Г. Андриенко. – Запорожье, 1990. – 56 с.

242. Бєліков, С.Б. Принципи легування корозійностійких ливарних жароміцних сплавів на основі нікелю для деталей гарячої частини газотурбінних установок / С.Б. Бєліков, А.Д. Коваль // Metaloznavstvo ta obrrobka metalliv. – 1995. - № 2. – С. 20–26.

243. Вертоградский, В.А. Исследование фазовых превращений в сплавах типа ЖС методом ДТА / В.А. Вертоградский, Т.П. Рыкова // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе.- М.: Наука, 1984.– С. 223-227.

244. Логунов, А.В. Высокотемпературный резистометрический анализ металлов и сплавов / А.В. Логунов, Н.В. Петрушин // Новые методы структурных исследований металлов и сплавов.- М.: Знание, 1982.-С.108-113.

245. Чабина, Е.Б. Применение методов аналитической микроскопии и рентгеноструктурного анализа для исследования структурно - фазового состояния материалов / Е.Б. Чабина, А.А. Алексеев, Е.В. Филонова [и др.] // Труды ВИАМ. – 2013. - № 5. – С. 6.

246. Жуков, А.А. Оценка температуры полного растворения γ' - фазы жаропрочных никелевых сплавов на основе анализа двойных диаграмм состояния / А.А. Жуков, О.А. Смирнова // Заготовительные производства в машиностроении. - 2004. - №11. – С.44-47.

247. Kablov, E. N. Physicochemical and technological features of creating metal-based high-superalloys / E. N. Kablov, N. V. Petrushin // Pure Appl. Chem., 2004. - Vol. 76. - № 9. - P. 1679–1689.

248. Сорокина, Ю.Г. Кинетика роста частиц γ' - фазы в сплавах Ni-Cr-W-Mo с различным отношением Al/Ti / Ю.Г. Сорокина, С.А. Юганова // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1970. - № 3. - С. 8-12.

249. Драпкин, Б.М. Влияние термической обработки на структуру и свойства сплавов типа ЖС / Б.М. Драпкин, В.Ф. Котов, П.В. Лебедев [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1985. - № 2. - С. 56-58.

250. Логунов, А.В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе Часть - I / А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин, Д.В. Данилов // Технология металлов. – 2014. - № 5. – С. 3-9.

251. Логунов, А.В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе Часть – II /

А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин, Д.В. Данилов // Технология металлов. – 2014. - № 6. – С. 3-10.

252. Логунов, А.В. Методологические основы автоматизированного проектирования жаропрочных сплавов на никелевой основе Часть – III / А.В. Логунов, Ю.Н. Шмотин, Д.В. Данилов // Технология металлов. – 2014. - № 7. – С. 3-11.

253. Ажажа, В.М. Роль теплофизических условий в процессе формирования структуры при направленной кристаллизации жаропрочных на никелевой основе / В.М. Ажажа, В.Я. Свердлов, А.Н. Лодыгин [и др.] // Вопросы атомной науки и техники. – 2004. - №6. – С. 128-135.

254. Ажажа, В.М. Перспективы высокоградиентной направленной кристаллизации / В.М. Ажажа, В.Я. Свердлов // Материаловедение. – 2006. - № 11. – С. 50-56.

255. Гранкин, С.С. Исследование градиента температуры на фронте кристаллизации монокристаллов Ni-W сплавов / С.С. Гранкин, В.Я. Свердлов // Вопросы атомной науки и техники. – 2008. - №1. – С. 162-165.

256. Бондаренко, Ю.А. Направленная кристаллизация лопаток ГТД при литье с повышенным температурным градиентом / Ю.А. Бондаренко, В.В. Деев, Е.Н. Каблов // Авиационные материалы и технологии. – 2003. - №1. - С. 53-63.

257. Бондаренко, Ю.А. О направленной кристаллизации жаропрочных сплавов с использованием охладителя / Ю.А. Бондаренко, А.Б. Ечин, В.А. Сурова [и др.] // Литейное производство. – 2011. - №5. – С. 36-39.

258. Бондаренко, Ю.А. Влияние высокоградиентной направленной кристаллизации на структуру и свойства ренийсодержащего монокристаллического сплава / Ю.А. Бондаренко, Е.Н. Каблов, В.А. Сурова [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2006. - №8. - С. 33-35.

259. Cao, W. D. Differential Thermal Analysis (DTA) Study of the Homogenization Process in Alloy 718 / W. D. Cao, R. L. Kennedy, M. P. Willis //

Superalloys: Edited by Edward A. Loria. - The Minerals, Metals & Materials Society, 1991. – P. 147-160.

260. Fippen, J.S. Using differential thermal analysis to determine phase change temperatures / J.S. Fippen, P.B. Sparks // Metal Progr. -1979. - № 4. – P. 56-59.

261. Sponseller, D.L. Differential thermal analysis of nickel-base superalloys / D.L. Sponseller // Superalloys: A publ. of the Minerals, Met. and Mater. Soc. Champion (Pennsylvania), 1996. – P. 259-270.

262. Caron, P. High γ' - solvus new generation nickel-based superalloys for single crystal turbine blade applications / P. Caron // Superalloys. - 2000. - P. 737-746.

263. Лысенко, Н.А. Разработка режима гомогенизации жаропрочного никелевого сплава, полученного методом высокоскоростной направленной кристаллизации / Н.А. Лысенко, В.Г. Клочихин, Б.В. Долгов [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1997. - № 1. - С. 25-27.

264. Нагин, А.С. Влияние температуры закалки на структуру литого жаропрочного сплава на никелевой основе / А.С. Нагин, В.Н. Гадалов, П.В. Новичков [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1975. - № 3. - С. 20-23.

265. Масленков, С.Б. Легирование и термическая обработка жаропрочных сплавов / С.Б. Масленков // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1977. - № 10. - С. 49-53.

266. Мельникова, И.С. Влияние отдельных ступеней термической обработки на формирование исходной структуры никелевого жаропрочного сплава / И.С. Мельникова // Труды ЦКТИ им. И.И. Ползунова. – Л., 1971. - Вып. 105.- С. 20-29.

267. Мельникова, И.С. Оптимальная структура сплавов на Ni – основе, обеспечивающая длительный ресурс / И.С. Мельникова // Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова. – Л., 1982. - № 194. - С. 87-91.

268. Панкратов, В.А. Получение оптимальной структуры жаропрочных сплавов при высокоскоростной направленной кристаллизации / В.А. Панкратов // Литейное производство. – 2007. - №2. – С. 9-12.

269. Ртищев, В.В. Легирование и термическая обработка жаропрочных никелевых деформируемых и литейных изотропных и анизотропных лопаточных сплавов стационарных газотурбинных установок : автореф. дис. на соискание учен. степени д-ра. техн. наук : 05.16.01 / Ртищев Владимир Викторович. – Санкт-Петербург, 1991. - 36 с.

270. Клещев, А.С. Структурные изменения в высоколегированных жаропрочных никелевых сплавах при гомогенизации / А.С. Клещев, Н.Н. Корнеева, О.М. Юрина [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1981. - № 3. - С. 42-44.

271. Кулешова, Е.А. Оптимизация режимов термической обработки жаропрочных никелевых сплавов, отлитых с применением высокотемпературной обработки расплава / Е.А. Кулешова, И.М. Хацинская, Е.В. Бамашкина [и др.] // Авиационная промышленность. - 1989. - Приложение №2 – С. 10-14.

272. Звездин, Ю.И. Разработка жаропрочных коррозионностойких сплавов и режимов термической обработки деталей горячего тракта стационарных газовых турбин / Ю.И. Звездин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1991. - №6. – С. 20-22.

273. Гайдук, С.В. Влияние скорости кристаллизации и термической обработки на структуру и свойства монокристаллов жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, И.А. Петрик [и др.] // Вестник двигателестроения. – 2005. - № 1. - С. 150-153.

274. Люцнау, В.Г. Изучение длительной прочности монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов / В.Г. Люцнау, Е.П. Костюкова, В.Н. Толораия [и др.] // Изв. АН СССР. Металлы. - 1981. - № 6. - С. 160-164.

275. Ртищев, В.В. Статистические расчеты 100- и 1000– часового пределов длительной прочности жаропрочных лопаточных сплавов на

никелевой основе при температурах 800 и 900⁰С / В.В. Ртищев // Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова. – Л., 1980. - № 177. - С. 121-132.

276. Протасова, Н.А. Влияние деформации ползучести на структурно-фазовое несоответствие в монокристаллах жаропрочных никелевых сплавов / Н.А. Протасова, И.Л. Светлов // Материаловедение. - 2012. - №7. - С. 19-25.

277. Голубовский, Е.Р. Длительная прочность никелевых сплавов с монокристаллической структурой для лопаток ГТД / Е.Р. Голубовский, И.Л. Светлов, К.К. Хвацкий // Авиационные материалы и технологии. – 2001. - №1. - С. 24-31.

278. Голубовский, Е.Р. Температурно-временная зависимость прочности ренийсодержащего никелевого сплава для монокристаллических лопаток турбины / Е.Р. Голубовский, Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин [и др.] // Авиационные материалы и технологии. – 2004. - №1. - С. 67-71.

279. Епишин, А.И. Высокотемпературная ползучесть монокристаллов никелевых жаропрочных сплавов с ориентацией [001] / А.И. Епишин, И.Л. Светлов [и др.] // Материаловедение. - 1999. - № 5. – С. 32-42.

280. Пат. 2153020, РФ, МПК⁷ С22 С19/05. Литейный жаропрочный сплав на никелевой основе / Е.Н. Каблов, А.Ф. Павлов, С.Т. Кишкин, А.В. Логунов и др. ; заявитель и патентообладатель ВИАМ ; заявл. 27.05.99, № 99110984/02 ; опубл. 20.07.00.

281. Ртищев, В.В. Расчетное и экспериментальное исследование ликвационной неоднородности и параметров кристаллизации жаропрочных сплавов на никелевой основе для нового энергетического оборудования / В.В. Ртищев, С.В. Малышевский, Е.Н. Масалева [и др.] // Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова. – Л., 1983. – Вып. 204. – С. 13-28.

282. Ртищев, В.В. Дальнее упорядочение матрицы сложнолегированных жаропрочных сплавов на никелевой основе / В.В. Ртищев, Е.З. Винтайкин // ФММ. – 1997. – Т. 43. – С. 48-51.

283. Голубовский, Е.Р. Влияние типа кристаллизации литейного никелевого сплава семейства ЖС6 на его жаропрочность / Е.Р. Голубовский,

И.П. Булыгин, Л.Н. Тимофеева [и др.] // Проблемы прочности. – 1982. - №5. – С. 59-64.

284. Жуков, Н.Д. Влияние факторов кристаллизации на выносливость литейных никелевых сплавов / Н.Д. Жуков, Н.Ф. Лашко, М.С. Беляев // Проблемы прочности. – 1974. - №7. – С. 99-105.

285. Зайцев, Н.А. Комплексное определение коэффициентов диффузии легирующих элементов в жаропрочных никелевых сплавах и нанесение полифункциональных многослойных защитных покрытий / Н.А. Зайцев, А.В. Логунов, А.А. Шатульский [и др.] // Материаловедение. – 2012. - № 9. – С. 3-13.

286. Зайцев, Н.А. Определение коэффициентов диффузии легирующих элементов в жаропрочных никелевых сплавах / Н.А. Зайцев, А.В. Логунов, А.А. Шатульский [и др.] // Технология металлов. – 2011. - № 10. – С. 38-46.

287. Caron, P. Effect of the γ/γ' Lattice Mismatch on the Creep Behaviour at 760°C of New Generation Single Crystal Superalloys / P. Caron, F. Diologent // Annual Meeting Supplemental Proceedings, Volume 3: General Paper Selections, TMS, Warrendale, USA, 2008. - P. 171-176.

288. Каблов, Е.Н. Особенности структуры и жаропрочных свойств монокристаллов $\langle 001 \rangle$ высокорениевого никелевого жаропрочного сплава, полученного в условиях высокоградиентной направленной кристаллизации / Е.Н. Каблов, Ю.А.Бондаренко, Д.Е. Каблов // Авиационные материалы и технологии. – 2011. - №4. - С. 25-31.

289. Кузнецов, В. П. Структура жаропрочного никелевого сплава ЖС36ВИ для монокристаллических лопаток ТВД / В. П. Кузнецов, В.П. Лесников, Е.В. Мороз [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2008. - № 4. - С. 26-29 .

290. Кузнецов, В. П. Механические свойства жаропрочного никелевого сплава ЖС36ВИ для монокристаллических лопаток ТВД / В. П. Кузнецов [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. - 2008. - № 5. - С. 23-26.

291. Шарова, Е.А. К вопросу о выборе новых жаропрочных никелевых сплавов для перспективных авиационных ГТД / Е.А. Шарова, Е.А. Тихомирова, А.Л. Барабаш [и др.] // Вестник СГАУ. – 2009. – № 3(19). – С. 249-254.
292. Bergman, P.A. Hot Corrosion of Gas Turbine Alloys / P.A. Bergman // Corrosion. – 1967. – V. 23. № 3. – P. 72-81.
293. Белтран, А.М. Высокотемпературная коррозия / А.М. Белтран, Д.А. Шорес // В кн.: Ч.С. Симс, В. Хагель. – Жаропрочные сплавы : пер. с англ. под ред. Савицкого Е.М. - М. : Металлургия, 1976. – С. 293-320.
294. Belcher, P.R. The «Black Plague» Corrosion of Aircraft Turbine Blades / P.R. Belcher, R.J. Bird, S.W. Wilson // Hot Corrosion Problems Associated with Gas Turbines. – ASTM Special Technical Publication. – 1967. - № 421. – P. 123-145.
295. Коваль, А.Д. Принципы легирования жаропрочных никелевых сплавов, стойких к высокотемпературной коррозии / А.Д. Коваль, С.Б. Беликов, Е.Л. Санчугов // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. – 2001. - № 10. – С. 5-9.
296. Коломыцев, П.Т. Газовая коррозия и прочность никелевых сплавов / П.Т. Коломыцев. – М. : Металлургия, 1984. – 216 с.
297. Никитин, В.И. Легирование никелевых сплавов для защиты от сульфидно - оксидной коррозии / В.И. Никитин // Изв. АН СССР. Металлы. – 1985. - № 1. - С. 176-181.
298. Никитин, В.И. Влияние состава никелевых сплавов на их коррозионную стойкость в золе газотурбинного топлива / В.И. Никитин, М.Б. Ревзюк, И.П. Комисарова // Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова. – Л., 1978. – Вып. 158. – С. 71-74.
299. Свистунова, Т.В. Коррозионностойкие сплавы на основе Ni / Т.В. Свистунова // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. – 1994. - № 9. – С. 9–13.

300. Michels, H.T. Nickel-Base Superalloys / H.T. Michels, W.Z. Friend // Corrosion of Nickel and Nickel-Base Alloys. – New York, 1980. – P. 435-449.
301. Stringer, J. Temperature Oxidation and Corrosion of Metals and Alloys / J. Stringer, D.P. Whittle // Revue Internationale des Hautes Temperatures et des Refractaires. – 1977. – V. 14. - № 1. – P. 6-20.
302. Гайдук, С.В. Оценка влияния тантала в сплаве ЗМН-3У на сопротивление отдельных фаз ускоренному коррозионному проникновению / С. В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2010. - № 1. - С. 39-44.
303. Erickson, G.L. Superalloys Resist hot Corrosion and Oxidation / G.L. Erickson // Advanced materials & processes. – 1997. – № 3. – P. 27-30.
304. Murata, Y. Hot Corrosion Resistant and High Strength Nickel-Based Single Crystal and Directionally-Solidified Superalloys Developed by the d-electrons Concept / Y. Murata, S. Miyazaki, M. Morinaga and R. Hashizume // Superalloys. - 1996. - P. 61–70.
305. Pettit, F. S. Oxidation and Hot Corrosion of Superalloys / F. S. Pettit, G. H. Meier // Metallurgical and Materials Engineering Department University of Pittsburgh, 1984. - P.651-687.
306. Sato, A. Oxidation of Nickel-based Single-crystal Superalloys for Industrial Gas Turbine Applications / A. Sato, Y.L. Chiu, R.C. Reed // Acta mater., 2011. -Vol. 59. - P. 225-240.
307. Танака, Р. Современное состояние и перспективы развития термостойких сплавов / Р. Танака // Коррозия и защита металлов. – 1976. - № 37. – Реф. 285. – С. 10-22.
308. Schultz, J.W. Corrosion-Resistant Nickel Base Alloys for Gas Turbines / J.W. Schultz, W.R. Hulsizer // Metals Engineering Quarterly. – 1978. – V. 16. - № 3. – P. 15-24.
309. Lewis, H. Corrosion of High-Temperature Nickel-Base Alloys by Sulfate-Chloride Mixtures / H. Lewis, R.A. Smith // First International Congress on Metallic Corrosion. – London. – 1962. – P. 202-214.

310. Bergman, P.A. Development of Hot Corrosion Resistant Alloys for Marine Gas Turbine Service / P.A. Bergman, C.L. Sims, A.N. Beltran // Hot Corrosion Problems Associated with Gas Turbines. – ASTM Special Technical Publication. – 1967. - № 421. – P.38-63.

311. Stringer, J. Corrosion of High Temperature Alloys / J. Stringer // Metal – Slag – Gas Reactions and Processes. – 1975. – P. 543-556.

312. Conde, J. Mechanisms of Hot Corrosion / J. Conde, E. Erdoes, A. Rahmel // High Temperature Alloys for Gas Turbines ; ed. by R. Brunetoud, D. Cousouradis, J. B. Giblons et al. – Dordrecht e. a., 1982. - XV. – P. 99-148.

313. Никитин, В.И. Особенности газовой коррозии сплавов на никелевой основе / В.И. Никитин, И.П. Комиссарова, Г.Д. Пигрова // Изв. АН СССР. Металлы. – 1982. – № 5. – С. 117–125.

314. Юст, Ш. Сравнительный анализ методов оценки температурной зависимости горячей коррозии / Ш. Юст // Жаропрочные сплавы для газовых турбин ; под ред. Д. Котсорадиса, П. Феликса, Х. Фишмайстера и др. – М. : Металлургия, 1981. – С. 79-95.

315. Johnson, D.M. Oxidation of Nickel and Cobalt-Base Alloys in Presence of Condensed Sodium Sulphate / D.M. Johnson, D.P. Whittle, J. Stringer // Werkstoffe und Korrosion. – 1975. – Jr. 26. - № 8. – P. 611-617.

316. Гильдер, Х. Сульфидная коррозия сплавов на основе никеля и кобальта / Х. Гильдер, Р. Морбиола // Жаропрочные сплавы для газовых турбин ; под ред. Д. Котсорадиса, П. Феликса, Х. Фишмайстера и др. – М. : Металлургия, 1981. – С. 59-78.

317. Felix, P.C. Evalution of Gas Turbine Materials by Corrosion Rig Tests / P.C. Felix // Deposition and Corrosion in Gas Turbines ; ed. A.B. Hart, A. Cutler. – London, 1975. – P. 331-349.

318. Johnson, D.M. Mechanisms of Na_2SO_4 – Induced Accelerated Oxidation / D.M. Johnson, D.P. Whittle, J. Stringer // Corrosion Science. – 1975. – V. 15. - № 11/12. – P. 721-739.

319. Masaki, U. Hot Corrosion Behavior of Heat Resisting Alloys in Combustion Gas Containing Salt / U. Masaki // Tensu to Hagane, Journal of Iron and Steel Institute of Japan. – 1982. – V. 68. - № 12. – P. 285.

320. Murata, Y. Alloying Effects on Surface Stability and Creep Strength of Nickel Based Single Crystal Superalloys containing 12 mass % Cr / Y. Murata, R. Hashizume, A. Yoshinari, N. Aoki, M. Morinaga, Y. Fukui // Superalloys. - 2003. – P. 285-294.

321. Reising, R. Nickel Oxide Scale Sodium-Sulfate-Induced Hot Corrosion of Nickel / R. Reising // Corrosion. – 1977. – V. 33. - № 3. – P. 84-88.

322. Seybolt, A.U. Contribution to the Study of Hot Corrosion / A.U. Seybolt // Transactions of the Metallurgical Society of AIME. – 1980. – V. 242. - № 422. – P. 1955-1961.

323. Клыпин, Б.А. Современное состояние производства и пути повышения качества жаропрочных покрытий за рубежом / Б.А. Клыпин. - М.: Ин-т Чермет – информация. – 1978. – 80 с.

324. Santoro, G.J. Hot Corrosion of Nickel-Chromium-Aluminium Alloys / G.J. Santoro, C.A. Barret // Journal of the Electrochemical Society. – 1978. – V. 125. - № 2. – P.271-278.

325. El-Dahshan, M.E. The Role of Titanium in High Temperature Corrosion of Gas Turbine Alloys / M.E. El-Dahshan // Titanium-80. Science and Technology. – New York. – 1980. – V. 4. – P. 2877-2886.

326. Приданцев, М.В. Влияние лантана, титана и ниобия на жаростойкость хромоникелевого сплава на воздухе и в продуктах сгорания мазута / М.В. Приданцев, А.М. Самарина, М.П. Матвеева // Известия АН СССР. Металлы. – 1982. - № 1. – С. 110-114.

327. Billingham, J. Optimization of Ti/Al Ratio in a Nickel-Base Superalloys for Service in Marine Turbines / J. Billingham, J. Lauridsen, R.E. Lawn [et. al.] // Deposition and Corrosion in Gas Turbines. - London. – 1973. – P. 229–243.

328. Bergman, P.A. Review of the Practical Aspects of Hot Corrosion Problems in Gas Turbines / P.A. Bergman // High Temperature Metallic Corrosion of Sulfur and its Compounds ; ed. by Z.A. Foroulis. - New York. – 1970. – P. 224-252.

329. Зими́на, Л.Н. Тантал в жаропрочных сплавах / Л.Н. Зими́на // Редкие элементы. Сырьё и экономика.— М.: 1982. - № 16. – С. 90-95.

330. Гайдук, С.В. Высокотемпературная коррозия монокристаллов никелевых сплавов, содержащих тантал / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, Ю.М. Федорченко [и др.] // Вестник двигателестроения. – 2007. - № 1. - С. 150-154.

331. Гайдук, С.В. Исследование влияния соотношения тантала и рения на высокотемпературную коррозионную стойкость жаропрочного никелевого сплава ЖС-32 / С.В. Гайдук, А.Г. Андриенко, В.В. Кононов, И.С. Малащенко // Современная электрометаллургия. - 2009. - № 4 (97). – С. 36-39.

332. Гайдук, С.В. Оценка влияния тантала на высокотемпературную коррозионную стойкость монокристаллов никелевых сплавов / С.В. Гайдук, А.Г. Андриенко, Ю.М. Федорченко [и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2005. - № 1. - С. 61-64.

333. Bourhis, D.J. Na₂SO₄- and NaCl- Induced Hot Corrosion of Six Nickel-Base Alloys / D.J. Bourhis, S.C. John // Oxidation of Metals. – 1975. – V. 9. - № 6. – P. 507-526.

334. Young, D.J. The Effects of Molybdenum Additions to Nickel-Chromium Alloys on Their Sulfidation Properties / D.J. Young, W.W. Smeltzer, J.S. Kirkaldy // Metallurgical Transactions. – 1975. – V. 6A. - № 6. – P. 1205-1215.

335. Donachie, M.J. Sulfidation of Hot Section Alloys in Gas Turbine Engine / M.J. Donachie, R.A. Sprague, R.N. Russell [et. al.] // Hot Corrosion Problems Associated with Gas Turbines. – ASTM Special Technical Publication. - № 421. – P. 85-104.

336. Гайдук, С.В. Разработка состава коррозионностойкого защитного покрытия и способа его нанесения на отливки из жаропрочных сплавов / С.В. Гайдук, О.В. Гнатенко, В.В. Наумик // Вестник двигателестроения. – 2013. - № 1. – С. 133-138.

337. Харада, Й. Стойкость к ВТК диффузионного хромового покрытия / Й. Харада, М. Негоро, Ю. Омя // Экспресс – информация. – 1972. - № 44. – Реф. 426. – С. 1-5.

338. Wall, F.G. Effect of Sulfate Salts on Corrosion Resistance of Gas Turbine Alloys / F.G. Wall, S.T. Mickael // Hot Corrosion Problems Associated with Gas Turbines. – ASTM Special Technical Publication. – 1967. - № 421. – P. 223-245.

339. Феликс, П.К. Коррозия газовых турбин // Жаропрочные сплавы для газовых турбин ; под ред. Д. Котсорадиса, П. Феликса, Х. Фишмайстера и др. ; пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. – М. : Металлургия, 1981. – С. 39-44.

340. Bornstein, N.S. The role of Sodium in the Accelerated Oxidation Phenomenon Termed Sulfidation / N.S. Bornstein, M.A. De Cresente // Metallurgical Transactions. – 1971. – V. 2. - № 10. – P. 2875-2883.

341. Айвазян, С.А. Прикладная статистика: Исследование зависимостей: Справочник / С.А. Айвазян, И.С. Енюков, Л.Д. Мешалкин. - М. : Финансы и статистика, 1985. - 487 с.

342. Вучков, И. Прикладной линейный регрессионный анализ / И. Вучков, Л. Бояджиева, Е. Солаков.- М.: Финансы и статистика, 1987.-239с.

343. Мостеллер, Ф. Анализ данных и регрессия / Ф. Мостеллер, Дж. Тьюки. - М. : Финансы и статистика, 1982. - Вып. 1. – 317 с.

344. Мостеллер, Ф. Анализ данных и регрессия / Ф. Мостеллер, Дж. Тьюки. - М. : Финансы и статистика, 1982. - Вып. 2. – 239 с.

345. Зоркальцев, В.И. Метод наименьших квадратов: геометрические свойства, альтернативные подходы, приложения / В.И. Зоркальцев // РАН. Сибирское отделение. Сибирский энергетический институт. - Новосибирск: Наука, 1995. - 220 с.

346. Готовцева, Е.Р. Исследование и разработка жаропрочных никелевых сплавов с использованием методов теории распознавания образов: дисс. на соискание учен. степени канд. техн. наук: 05.16.04 / Готовцева Елена Рудольфовна. – Екатеринбург. – 1995. -225 с.

347. Ганеев, А.А. Повышение жаропрочности литейных никелевых сплавов с использованием методов активного и пассивного экспериментов: дис. на соискание учен. степени д-ра. техн. наук : 05.16.04 / Ганеев Альмир Амирович. – Уфа. – 2000. - 455 с.

348. Гуляев, Б.Б. Физико-химические основы синтеза сплавов [Текст] / Б.Б. Гуляев // Изд. Ленинградского университета. - Л., 1980. -192 с.

349. Гуляев, Б.Б. Синтез жаропрочных сплавов на основе никеля / Б.Б. Гуляев, А.А. Ганеев // Свойства сплавов в отливках. - М. : Наука, 1975. – С. 74-83.

350. Harada, H. Phase calculation and its use in alloy design program for nickel-base superalloys / H. Harada, K. Ohno, T. Yamagata [et. al.] // Superalloys: A publ. of the Met. Soc. of AIME (USA). Champion (Pennsylvania) TMS. – 1988. – P. 733-742.

351. Harada, H. Computer analysis on microstructure and property of nickel-base single crystal superalloys / H. Harada, T. Yamagata, T. Yakokawa [et. al.] // Proc. Of the Fifth Intern. Conf. held at University College. Swansea: The Inst. of Met., 1993. – P. 255-264.

352. Ртищев, В.В. Прогнозирование склонности жаропрочных сплавов к выделению ТПУ– фаз / В.В. Ртищев // Труды ЦКТИ им И.И. Ползунова. – Л., 1982. – Вып. 194. - С. 101-108.

353. Овсепян, С.В. Метод оптимизации состава жаропрочных никелевых сплавов / Овсепян С.В. // Авиационные материалы и технологии. – 2002. - №3. - С. 3-8.

354. Ртищев, В.В. Методы прогнозирования структурных характеристик и свойств жаропрочных сплавов на никелевой основе /

В.В. Ртищев // Металловедение и термическая обработка металлов. - 1994. - № 9. - С. 13-19.

355. Ртищев, В.В. Применение компьютерной программы PSCPCSP для оптимизации состава серийных и разработки новых жаропрочных сплавов на никелевой основе / В.В. Ртищев // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1995. - № 11. - С. 28-34.

356. Воздвиженский, В.М. Планирование эксперимента и математическая обработка результатов в литейном производстве / В.М. Воздвиженский, А.А. Жуков // Ярославл. политехн. ин-т. - Ярославль, 1985. - 83 с.

357. Должанский, Ю.М. Планирование эксперимента при исследовании и оптимизации свойств сплавов / Ю.М. Должанский, Ф.С. Новик, Т.А. Чемлева. - М. : Мир, 1974. - 131 с.

358. Тамразов, А.М. Планирование и анализ регрессионных экспериментов в технологических исследованиях / А.М. Тамразов. - Киев: Наукова думка, 1987. - 176 с.

359. Овсепян, С.В. Расчет жаропрочности сложнолегированных никелевых сплавов с помощью уравнений системы неполяризованных ионных радиусов / С.В. Овсепян, Б.С. Ломберг, Е.В. Бабурина // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1995. – № 6. – С. 9-11.

360. Ганеев, А.А. Применение регрессионного анализа к построению зависимостей «состав–свойство» / А.А. Ганеев, О.С. Нургаянова // Компьютерное моделирование 2005 : сб. тр. 6-й междунар. науч.-техн. конф. – СПб., 2005. – С. 114–117.

361. Ганеев, А.А. О повышении информативности баз данных по жаропрочным сплавам для монокристалльного литья / А.А. Ганеев, П.Н. Никифоров // Ползуновский альманах. – 2003. - № 4. – С. 41-42.

362. Ланкин, Ю.П. Использование нейросетевых методов при создании новых сплавов / Ю.П. Ланкин, В.М. Колокольников, И.Х. Тухватулин [и др.] // Изв. Вузов. Черная металлургия.- 2000.- №11. - С. 44-48.

363. Ганеев, А.А. Нейросетевые подходы к проектированию новых никелевых стоматологических сплавов / А.А. Ганеев, Е.Ф. Шайхутдинова // Ползуновский альманах. – 2008. – №3. – С. 189-191.

364. Ганеев, А.А. Моделирование зависимости состав-свойство жаропрочных никелевых сплавов многомерным корреляционным сплайном / А.А. Ганеев, О.С. Нургаянова // Ползуновский альманах. – 2004. – № 4. – С. 135-137.

365. Ганеев, А.А. Автоматизированная система построения математической модели для синтеза литейных жаропрочных сплавов / А.А. Ганеев, Д.В. Попов, П.В. Аликин, П.Н. Никифоров // Литейщик России. – 2009. – № 6. – С. 22–24.

366. Ганеев, А.А. Теоретические основы автоматизированного проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / А.А. Ганеев, Е.Ф. Шайхутдинова, Б.А. Кулаков, А.И. Мезенцева // Вестник ЮУрГУ. – 2012 - № 15. – С. 41-45.

367. Ганеев, А.А. Технология синтеза литейных жаропрочных никелевых сплавов, основанная на концепциях активного и пассивного экспериментов / А.А. Ганеев, П.Н. Никифоров // Ползуновский альманах. – 2004. – № 4. – С. 142-145.

368. Каблов, Е.Н. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин // Авиационные материалы и технологии. – 2004. – №1. – С. 3-21.

369. Каблов, Е.Н. Разработка монокристаллических высокорениевых жаропрочных никелевых сплавов методом компьютерного конструирования / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, В.В. Сидоров [и др.] // Авиационные материалы и технологии. – 2004. – №1. – С. 22-36.

370. Каблов, Е.Н. Компьютерное конструирование жаропрочного никелевого сплава IV поколения для монокристаллических лопаток газовых турбин / Е.Н. Каблов, Н.В. Петрушин, И.Л. Светлов // Сб. Литейные жаропрочные сплавы «Эффект С.Т. Кишкина».- М.: Наука.- 2006. – С. 98-115.

371. Каблов, Е.Н. Разработка монокристаллических высокорениевых жаропрочных никелевых сплавов методом компьютерного конструирования / Е.Н. Каблов, Петрушин, В.В. Сидоров [и др.] // Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина : науч.-техн. сб. под общ. ред. Е.Н. Каблова. – М.: Наука, 2006. – С. 79-97.

372. Петрушин, Н.В. Прогнозирование закономерностей изменения свойств жаропрочных сплавов на никелевой основе в зависимости от легирования / Н.В. Петрушин, А.В. Логунов, Ю.М. Должанский [и др.] // Сплавы редких и тугоплавких металлов с особыми физическими свойствами. – 1979. – С. 63–67.

373. Каблов, Е.Н. Расчетная корректировка состава для фазово-стабильных жаропрочных никелевых сложнолегированных систем / Е.Н. Каблов, А.И. Самойлов, Г.И. Морозова [и др.] // Авиационные материалы и технологии. – 2001. - №1. - С. 16-24.

374. Приходько, Э.В. Физико-химическое моделирование процессов формирования структуры и свойств жаропрочных сталей и сплавов / Э.В. Приходько // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. – М.: Наука, 1984. – С. 4-11.

375. Ганеев, А.А. Математическое моделирование влияния легирующих элементов на жаропрочность никелевых сплавов с монокристаллической структурой / А.А. Ганеев, О.С. Нургаянова, С.П. Павлинич // Вестник УГАТУ. – 2006. – Т. 8. - № 1(17). – С. 91–96.

376. Горбачёв, И.И. Термодинамическое моделирование системы Fe–V–Nb–C–N на основе CALPHAD-метода / И.И. Горбачёв, В.В. Попов // Физика металлов и металловедение. - 2011. - Т. 111. - № 5. - С. 518-525.

377. Петрушин, Н.В. Конструирование жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе γ' - фазы с высокой температурой плавления. Часть 1 / Н.В. Петрушин, Е.Б. Чабина, Р.М. Назаркин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. - № 2. – С. 32-38.

378. Петрушин, Н.В. Конструирование жаропрочных интерметаллидных сплавов на основе γ' - фазы с высокой температурой плавления. Часть 2 / Н.В. Петрушин, Е.Б. Чабина, Р.М. Назаркин // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2012. - № 3. – С. 20-23.

379. Нургаянова, О.С. Система автоматизированного проектирования литейных никелевых жаропрочных сплавов с монокристаллической структурой / О.С. Нургаянова, А.А. Ганеев // Ползуновский альманах. - 2006. - № 3. – С. 22-26.

380. Нургаянова, О.С. Синтез литейных никелевых жаропрочных сплавов для отливок с направленной и монокристаллической структурой / О.С. Нургаянова, А.А. Ганеев // Вестник УГАТУ. - 2007. - Т. 9. - № 1. - С. 160-169.

381. Горбачев, И.И. Анализ растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики. III. Растворимость карбидов, нитридов и карбонитридов в системах Fe–Ti–C, Fe–Ti–N и Fe–Ti–C–N / И.И. Горбачев, В.В. Попов // Физика металлов и металловедение. - 2009. - Т. 108. - № 5. - С. 1-12.

382. Горбачев, И.И. Анализ Растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики. IV. Растворимость карбидов, нитридов и карбонитридов в системах Fe–Nb–C, Fe–Nb–N и Fe–Nb–C–N / И.И. Горбачев, В.В. Попов // Физика металлов и металловедение. - 2010. - Т. 110. - № 1. - С. 55-64.

383. Попов, В.В. Анализ растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики. I. Описание термодинамических свойств. Метод расчета / В.В. Попов, И.И. Горбачев // ФММ. - 2004. - Т. 98. - № 4. - С. 11-21.

384. Попов, В.В. Анализ растворимости карбидов, нитридов и карбонитридов в сталях методами компьютерной термодинамики. II. Растворимость карбидов, нитридов и карбонитридов в системах Fe–V–C,

Fe-V-N и Fe-V-C-N / В.В. Попов, И.И. Горбачев // Физика металлов и металловедение. - 2005. - Т. 99. - № 3. - С. 69-82.

385. Шайхутдинова, Е.Ф. Синтез сплавов с применением интеллектуальных математических методов / Е.Ф. Шайхутдинова, А.А. Ганеев, А.И. Мезенцева // Ползуновский альманах. - 2011. - № 4. - С. 5-9.

386. Шкляев, С.Э. Современные возможности компьютерного моделирования металлургических процессов / С.Э. Шкляев, Л.Н. Маркова [и др.] // Электromеталлургия. - 2012. - № 12. - С. 39-43.

387. Huang, W. A thermodynamic description of the Cr – Ni – Re - Al system / W. Huang, Y.A. Chang // Mater. Sci. and Eng. A. - 1999. - Vol. A259. - P. 110-119.

388. Осипова, Н.А. Пакеты прикладных программ САПР ТП литейного производства / Н.А. Осипова, Н.А. Кидалов, Е.Л. Чуканова [и др.] // Литейное производство. - 1990. - №10. - С. 32-33.

389. Абдуллин, А.Д. Компьютерное моделирование литейных процессов с применением программного комплекса PROCAST / А.Д. Абдуллин // Литейное производство. - 2011. - № 6. - С. 19-21.

390. Masao, D. Computer applications to materials science and engineering / D. Masao // JAERI. - М. - 1992. - V. 207. - № 92. - P. 592-597.

391. Perrut, M. Thermodynamic Modeling by the CALPHAD Method and its Applications to Innovative Materials / M. Perrut // AerospaceLab, Issue 9 - July, 2015. - P. 1-11.

392. Saunders, N. Phase Diagram Calculations for Ni-based Superalloys / N. Saunders // Superalloys. - 1996. - P. 101-110.

393. Saunders, N. The Application of CALPHAD Calculations to Ni-Based Superalloys / N. Saunders, M. Fahrman, C.J. Small // Superalloys. - 2000. - P. 803-811.

394. Saunders, N. Modelling the material properties and behaviour of Ni-based superalloy / N. Saunders, Z. Guo, A. P. Miodownik, J-Ph. Schillé // Superalloy. - 2004. - P. 849-858.

395. Saunders, N. Modelling the material properties and behaviour of Ni- and NiFe- based superalloys / N. Saunders, Z. Guo, A.P. Miodownik, J-Ph. Schillé // *Superalloys*. - 2005. – P. 571-580.

396. Saunders, N. Using JMatPro to Model Materials Properties and Behavior / N. Saunders, Z. Guo, X. Li, A.P. Miodownik, J-Ph. Schillé // *JOM*, 55. - 2003. - № 12. – P. 60-65.

397. Saunders, N. CALPHAD (Calculation of Phase Diagrams): A Comprehensive Guide / N. Saunders, A.P. Miodownik // School of Mechanical and Materials Engineering, University of Surrey, Guildford, UK: PERGAMON, 1998. – 480 p.

398. Small, C.J. The Application of CALPHAD Techniques in the Development of a New Gas-Turbine Disk Alloy / C.J. Small, N. Saunders // *Materials Research Society Bulletin*. – April. – 1999. - P. 22.

399. Wang, J. Phase-field Modeling with CALPHAD and CVM for Microstructural Evolution of Ni-base Superalloy / M. Osawa, T. Yokokawa, H. Harada, M. Enomoto // *Superalloys*. - 2004. - P. 933-940.

400. Saunders, N. Calphad / N. Saunders, A.P. Miodownik // *Pergamon Materials Series*. – 1998. - Vol. 1.– 480 p. - ISBN 0-08-042129-6.

401. Lukas, H. L. Computational thermodynamics: the Calphad method / H. L. Lukas, S. G. Fries, B. Sundman // Cambridge University Press. - 2007. - 307 p. - ISBN 978-0-521-86811-2.

402. Ганеев, А.А. Проблемно-ориентированная база данных по жаропрочным сплавам / А.А. Ганеев, Е.Р. Готовцева. - М.: Свидетельство РосАПО об официальной регистрации базы данных № 940015 от 11.10.1994.

403. Ганеев, А.А. Технология формирования и дистрибуции проблемно-ориентированных баз данных по современным жаропрочным сплавам / А.А. Ганеев, Е.Р. Готовцева // Матер. сб. науч. трудов «Прогрессивные технологические процессы и высококачественные сплавы в литейном производстве»: Рыбинская государственная авиационная технологическая академия. – Ярославль, 1995. -С. 27-29.

404. Ганеев, А.А. Автоматизированная система баз данных для поддержки работ по исследованию рынка жаропрочных материалов / А.А. Ганеев, Е.Р. Готовцева, В.С. Жернаков. - М. : Свидетельство РосАПО об официальной регистрации базы данных № 960271 от 24.06.1996.

405. Ганеев, А.А. Информационная телекомпьютерная система, ориентированная на использование баз данных по жаропрочным сплавам / А.А. Ганеев, Е.Р. Готовцева, В.В. Мартынов. - М. : Свидетельство РосАПО об официальной регистрации программы для ЭВМ № 960272 от 24.06.1996.

406. Ртищев, В.В. Расчетные методы прогнозирования фазового состава, структурных характеристик и пределов длительной прочности по химическому составу жаропрочных сплавов на никельхромовой основе / В.В. Ртищев // Жаропрочные и жаростойкие стали и сплавы на никелевой основе. - М. : Наука, 1984. - С. 144-150.

407. Ганеев, А.А. Интерполяция жаропрочности никелевых сплавов / А.А. Ганеев, Д.В. Попов, В.С. Жернаков // Проблемы и перспективы развития литейного производства: материалы Междунар. науч.-практ. конф. – Барнаул, 2000. – С. 29–36.

408. Zvezdin, Y.L. A new corrosion resistant superalloys and technological process of casting gas turbine parts / Y.L. Zvezdin, E.L. Kaz, Y.W. Kotov, M.L. Konter // Proc. of the 6 Int. Conf on Behavior of materials.- Kyoto, 1990.- P.34-49.

409. Murphy, H. J. PHACOMP Revisited / H. J. Murphy, C. T, Sims and A. M. Reltran // Superalloys. - 1968. – P. 47-66.

410. Morinaga, M. New Phacomp and Its Applications to Alloy Design / M. Morinaga, N. Yukawa, H. Ezaki and H. Adachi // Superalloys. - 1984. - P. 523-532.

411. Morinaga, M. An Electronic Approach to Materials Design / M. Morinaga, Y. Murata, N. Yukawa // J. Mater. Sci. Technol. – 2003. – Vol. 19. – Suppl. 1. – P. 73-76.

412. Yukawa, N. Alloy design of superalloys by the d-electrons concept / N. Yukawa, M. Morinaga, H. Ezaki, Y. Murata // High temp. alloys for gas turbines and other applications: Proc. Of Conf., Liege (Belgium). - 1986. - P. 935-944.

413. Zhao, J.C. The Thermodynamic Prediction of Phase Stability in Multicomponent Superalloys / J.C. Zhao, M. F. Henry // JOM. - 2002. - January. – P. 37-41.

414. Невитт, М.В. Электронная структура переходных элементов и химия их сплавов / М.В. Невитт. - М. : Металлургия, 1966. – 97 с.

415. Пигрова, Г.Д. О методах прогнозирования ТПУ - фаз в сплавах на никелевой основе, применяемых для газовых турбин / Г.Д. Пигрова // Труды ЦКТИ им. И. И. Ползунова. – Л., 1980. - № 177. - С. 59-65.

416. Белянчиков, Л.Н. Современные аналитические методы оценки фазовой стабильности жаропрочных никелевых сплавов / Л.Н. Белянчиков // Электрометаллургия. – 2010. - № 10. – С. 5-11.

417. Сидоров, А. JMatPro – программный пакет для моделирования свойств сталей и сплавов / А. Сидоров // САПР и графика. Современные технологии – в промышленность. – 2015. – Апрель. – С. 2-4.

418. Tapia, A.S. Computational Design Of Nickel Based Superalloys For Industrial Gas Turbine Components / A.S. Tapia // University Of Florida. – 2006. – 224 p.

419. Новиков, Ф.А. Microsoft Word 2003 / Ф.А. Новиков. – СПб. : БХВ-Петербург, 2004. – 976 с.

420. Новиков, Ф.А. Microsoft Office / Ф.А.Новиков, А.Д. Яценко // С.-П. : БХВ-Петербург, 2002. – С. 449-458.

421. Долженков, В.А. Microsoft Excel 2003 / В.А. Долженков, Ю.В. Колесников. – СПб. : БХВ-Петербург, 2004. – 1024 с.

422. Уэдндландт, У. Термические методы анализа / У. Уэдндландт; под ред. В.А. Степанова, В.А. Берштейна. – М : Мир, 1978. – 527 с.

423. Коваленко, В.С. Металлографические реактивы: справочник / В.С. Коваленко ; [3-е изд., перераб. и доп.]. - М. : Metallurgiya, 1981. – 120 с.
424. Салтыков, С.А. Стереометрическая металлография / С.А. Салтыков. – М. : Metallurgiya, 1976. – 271 с.
425. Блэнк, Д. Количественная металлография. Приборы и методы физического металловедения / Д. Блэнк, Т. Гледман. – М. : Мир, 1973. – Вып. 1. - С. 277 - 331.
426. Гайдук, С.В. Применение аналитических методов для расчета химического состава γ -, γ' - фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Авиационно-космическая техника и технология. - 2015.- № 9(126). - С. 33-37.
427. Гайдук, С.В. Применение CALPHAD-метода для расчета количества γ' - фазы и прогнозирования длительной прочности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'. - 2015. - №6 (297). - С. 64-68.
428. Гайдук, С.В. Исследование гафния на фазовый состав литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава с применением метода пассивного эксперимента / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2014. - №1. - С. 45-51.
429. Гайдук, С.В. Применение CALPHAD-метода к расчету фазового состава литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава с танталом / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2015. - № 1. – С. 131-138.
430. Гайдук, С.В. Расчет фазового состава литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2015. - № 3 (120). – С. 35-40.

431. Гайдук, С.В. Расчет фазового состава литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2016. - № 1. – С. 107-112.

432. Пат. 2354733, Россия, МПК⁶ C22C 19/05. Сплав на никелевой основе для литья монокристаллических лопаток турбины газотурбинного двигателя / Ю.С. Елисеев, В.А. Поклад, О.Г. Оспенникова, А.Г. Андриенко, С.В. Гайдук и др. ; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное унитарное предприятие ММПП «Салют». - № 2007123936/02 ; заявл. 27.06.07 ; опубл. 10.05.09, Бюл. № 13. – 7 с.

433. Пат. 67814, Україна, МПК⁶ C22C 19/05. Ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, В.В. Кононов та ін. ; заявник і дотримувач Запорізький нац. техн. ун-т. - № u2011 08648 ; заявл. 11.07.11 ; опубл. 12.03.12, Бюл. №5. - 6 с.

434. Гайдук С. В. Наукові основи проектування ливарних жароміцних нікелевих сплавів з необхідним комплексом службових властивостей / С.В. Гайдук, С.Б. Беліков. – Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. – 80 с. - ISBN: 978-617-529-160-3.

435. Гайдук, С. В. Оценка влияния соотношения тантала к рению на структурную стабильность и механические свойства жаропрочного никелевого сплава ЖС-32 / С. В. Гайдук, А. Г. Андриенко, В. В. Кононов [и др.] // Вестник двигателестроения. – 2010. - №1. - С. 128-132.

436. Пат. 48242, Україна, МПК⁶ C22C19/05. Ливарний жароміцний нікелевий сплав / А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, С.В. Гайдук, В.В. Кононов та ін. ; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т; заявл. 21.09.2009, № u2009 09668; опубл. 10.03.2010, Бюл. № 5. – 8 с.

437. Гайдук, С.В. Получение прогнозирующих математических моделей для расчета термодинамических параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2015. - № 4(121). – С. 31-37.

438. Гайдук, С.В. Жаропрочные никелевые сплавы / С.В. Гайдук // LAP LAMBERT Academic Publishing. - Saarbrücken, Deutschland. - 2012. – 196 p. – ISBN: 978-3-8443-3190-5.

439. Пат. 48240, Україна, МПК⁶ C23C 10/00 C23C 28/00. Спосіб одержання виробів з корозійностійким високотемпературним покриттям / А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, С.В. Гайдук, В.В. Кононов та ін. ; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т; заявл. 21.09.2009, № u2009 09664; опубл. 10.03.2010, Бюл. № 5. – 14 с.

440. Гайдук, С.В. Регрессионные модели для прогнозирующих расчетов коррозионных параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2016. - № 3 (124). – С. 51-56.

441. Гайдук, С.В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. - № 2. – С. 92-103.

442. Гайдук, С.В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов с требуемыми служебными свойствами / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2016. - №5 (302). - С. 62-69.

443. Гайдук, С.В. Разработка экономнолегированного жаропрочного сплава для отечественных отливок / С.В. Гайдук, О.В. Гнатенко, В.В. Наумик // Вестник двигателестроения. – 2012. - № 1. – С. 206-210.

444. Гайдук, С.В. Прогнозирование структурной и фазовой стабильности экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отливок / С.В. Гайдук, О.В. Гнатенко, В.В. Наумик // Вісник ДДМА. – 2011. – № 4 (25). – С. 40-43.

445. Гайдук, С.В. Экономичное литье из жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, О.В. Гнатенко, В.В. Наумик // Оборудование и инструмент для профессионалов. Металлообработка.- 2015.- №3.- С.62-64.

446. Гайдук, С.В. Применение комплексной расчетно-аналитической методики для многокритериальной оптимизации составов литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2017. - № 1(126). – С. 44-51.

447. Гайдук, С.В. Проектирование литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава для изготовления турбинных лопаток методом направленной (моно) кристаллизации / С.В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2016. - № 1. – С. 58-68.

448. Гайдук, С.В. Автоматизированное проектирование литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава для направленной (моно) кристаллизации отливок с требуемыми свойствами / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2016. - № 6 (303). – С. 30-34.

449. Калинина, Н.Е. Повышение механических и коррозионных свойств многокомпонентных жаропрочных сплавов / Н.Е. Калинина, Е.А. Джур, В.Г. Калинин [и др.] // Вестник двигателестроения. – 2016. - №2. – С. 190-193.

450. Гайдук, С.В. Механические свойства и технологические особенности получения деталей ГТУ с направленной (моно) структурой из жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава / С.В. Гайдук, А.Г. Андриенко, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2012. - № 2. – С. 81-86.

451. Balyts'kyi, O.I. Evaluation of the influence of hydrogen on mechanical characteristics of complexly alloyed nickel alloys / O.I. Balyts'kyi, V.M. Mochylski, L.M. Ivaskievich // Materials Science. – 2016. – V. 51, No 4. – P. 538–547.

452. Паспорт властивостей на жароміцний корозійностійкий сплав ЖСЗЛС / А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, В.І. Шмирко : утв. проректор з наукової роботи Ю.М. Внуков. – Запоріжжя, 2003. - 10 с.

453. Гайдук, С.В. Проектирование технологически свариваемого литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава для изготовления цельнолитых сопловых аппаратов / С.В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2016. - № 2. - С. 66-76.

454. Жаропрочный сплав ВЖЛ12Э / Новые авиационные материалы. Экспресс-информация. - ВИАМ, 1983. – 4 с.

455. Міщенко, В.Г. Вплив легувальних елементів на експлуатаційні властивості жаростійких сплавів / В.Г. Міщенко, А.А Гречка, А.І . Меняйло // Металлургия и горнорудная промышленность. Вип. 7 (296). – Днепропетровск, ООО «Укрметаллургинформ НТА». – 2015. – С. 87 – 91.

456. Гайдук, С.В. Применение методов пассивного и активного эксперимента к оценке влияния гафния на характеристические температуры многокомпонентного никелевого сплава / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2014. - № 1. – С. 120-126.

457. Гайдук, С.В. Оценка влияния тантала на критические температуры в литейном свариваемом жаропрочном никелевом сплаве с применением расчетных и экспериментальных методик / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2014. - №2. - С. 34-40.

458. Гайдук, С.В. Оптимизация режима термической обработки для сплава ЖСЗЛС, легированного гафнием и танталом / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2012. - № 2. – С. 15-19.

459. Гайдук, С.В. Влияние тантала на структуру и прочностные характеристики литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЖСЗЛС / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андриенко, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2011. - № 2. – С. 42-46.

460. Гайдук, С.В. Исследование влияния гафния на структуру и свойства литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андриенко, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2012. - № 1. – С. 196-200.

461. Гайдук, С.В. Влияние соотношения вольфрама к молибдену на механические свойства сплава ЖСЗЛС, оптимально легированного гафнием и танталом / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко [та ін.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2012.- №1. - С. 31-34.

462. Гайдук, С.В. Изменение механических свойств жаропрочного сплава ЖСЗЛС-ВИ в зависимости от содержания гафния / С.В. Гайдук, А.Г. Андриенко, А. Б. Милосердов, Т.В. Тихомирова // Авиационные материалы и технологии. – М.: ВИАМ, 2012. - №3. – С. 13-16.

463. Гайдук, С.В. Технологически свариваемый литейный жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2017. - № 1 (304). – С. 65-70.

464. Гайдук, С.В. Сравнительные исследования свариваемости литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, И.А. Петрик, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2015. - № 1. – С. 82-88.

465. Гайдук, С.В. Прогнозирование параметров структурной стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2017. - № 1. – С. 139-148.

ДОДАТОК А

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з НР та МД

ЗНТУ
проф. Наумик В.В.
2017 р.



ЗАТВЕРДЖУЮ

Головний інженер

ДП «Івченко-Прогрес»

Подобний О.В.

2017 р.
27.09.17



АКТ

Цей акт складений в тому, що розроблений новий ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЗМІ-ЗУ-МІ технологічно випробувано і атестовано за рівнем жароміцності і технологічності, які не поступаються промислового ливарного жароміцному не корозійностійкому сплаву ЖС26-ВІ, що підтверджено результатами порівняльних механічних і технологічних випробувань відповідно з ТУ 14-134-446-2010. З атестованого металу промислових плавів №5В9863, №5В9864 (загальна вага 1000 кг), за серійною технологією методом спрямованої (моно) кристалізації виготовлено дослідні комплекти робочих лопаток І-го і ІІ-го ступенів до наземних установок Д-336. Лопатки дослідного комплекту відпрацювали на натурній турбіні Д-336 понад 10 тисяч годин з позитивним результатом і до теперішнього часу експлуатуються з метою збільшення терміну їх напрацювання.

Від ЗНТУ:

Зав. кафедрою ФМ

проф. Ольшанецький В. Ю.

пр.н.с., к.т.н. Гайдук С.В.

пр.н.с., к.т.н. Андрієско А.Г.


Від ДП «Івченко-Прогрес»:

Головний металург

Милосердов О.Б.

Нач. бюро металознавства

Гордієнко О.І.



ДОДАТОК Б

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з НР та МД

ЗНТУ
 проф. Наумик В.В.
 2017 р.



ЗАТВЕРДЖУЮ

Головний інженер

ДП «Івченко-Прогрес»

Подобний О.В.

27.09.17 2017 р.



АКТ

Цей акт складений в тому, що провідний науковий співробітник Запорізького національного технічного університету кафедри «Фізичне матеріалознавство» Гайдук С. В. виконав комплекс наукових досліджень по розробці нового ливарного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву з необхідним комплексом властивостей з присвоєною маркою ЗМІ-3У-М1 відповідно з затвердженими ТУ 14-134-446-2010.

Автор брав активну і безпосередню участь в технологічному випробуванні розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 в промислових умовах підприємства ДП «Івченко-Прогрес». Сплав призначений для виготовлення робочих лопаток наземних установок Д-336 методом спрямованої (моно) кристалізації, з метою заміни промислового ливарного жароміцного не корозійностійкого сплаву ЖС26-ВІ.

Від ЗНТУ:

Зав. кафедрою ФМ

проф. Ольшанецький В. Ю.

пр.н.с., к.т.н. Гайдук С.В.

пр.н.с., к.т.н. Андрієнко А.Г.


Від ДП «Івченко-Прогрес»:

Головний металург

Милосердов О.Б.

Нач. бюро металознавства

Гордієнко О.І.



ДОДАТОК В

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з НР та МД

ЗНТУ
проф. Наумик В.В.

2017 р.

ЗАТВЕРДЖУЮ

Технічний директор

АТ «МОТОР СІЧ»
Жегажук В.В.

АКТ

ЗАТВЕРДЖУЮ

Директор ЗМЗ

ім. В.І. Омеляченка
Коломійцев О.Г.

2017 р.

Цей акт складений в тому, що при атестації металу промислових плавок №14см01U, №14см06U, №15см01U, №15см02U, №15см03U, №15см04U (загальна вага 600 кг), розроблений новий ливарний технологічно зварюваний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЖСЗЛС-М показав рівень механічних характеристик, близький промислового жароміцному сплаву ВЖЛ12Е, що підтверджено результатами порівняльних механічних випробувань згідно з затвердженими ТУУ 24.4-23365425-698:2016). При виготовленні за серійною технологією дослідних цільнолитих соплових апаратів двигуна ТВ3-117ВМА-СБМ1В, розроблений сплав ЖСЗЛС-М показав технологічну зварюваність на рівні промислового технологічно зварюваного сплаву ЖСЗЛС, значно перевищуючи його за показниками жароміцності. Перший дослідний СА ТВ3-117 відпрацював призначений ресурс на технологічному двигуні з позитивним результатом і до теперішнього часу експлуатується з метою збільшення терміну його напрацювання.

Від ЗНТУ:

Зав. кафедрою ФМ

проф. Ольшанецький В. Ю.

пр.н.с., к.т.н., Гайдук С.В.

пр.н.с., к.т.н. Андрієнко А.Г.

Від АТ «МОТОР СІЧ»:

Головний металург

Ключихин В.В.

Від ЗМЗ ім. В.І. Омеляченка:

Головний металург

Старожук В.В.

ДОДАТОК Г



Цей акт складений в тому, що провідний науковий співробітник Запорізького національного технічного університету кафедри «Фізичне матеріалознавство» Гайдук С. В. виконав комплекс наукових досліджень по розробці нового ливарного технологічно зварюваного жароміцного корозійностійкого нікелевого сплаву з необхідним комплексом властивостей з присвоєною маркою ЖСЗЛС-М відповідно з затвердженими ТУУ 24.4-23365425-698:2016.

Автор брав активну і безпосередню участь в технологічному випробуванні розробленого сплаву ЖСЗЛС-М в умовах промислових підприємств АТ «МОТОР СІЧ» і ЗМЗ ім. В.І. Омеляченка. Сплав призначений для виготовлення цільнолитих соплових апаратів двигуна ТВ3-117ВМА-СБМ1В, з метою заміни промислових сплавів ВЖЛ12Е і ЖСЗЛС.

Від ЗНТУ:

Зав. кафедрою ФМ

проф. Ольшанецький В. Ю.

пр.н.с., к.т.н. Гайдук С.В.

пр.н.с., к.т.н. Андрієнко А.Г.

Від АТ «МОТОР СІЧ»:

Головний металург

Клочихин В.В.

Від ЗМЗ ім. В.І. Омеляченка:

Головний металург

Старожук В.В.

ДОДАТОК Д

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з НР та МД ЗНТУ

д-р. техн. наук, проф.

Наумик В.В.



ЗАТВЕРДЖУЮ

Головний інженер

ДП «Івченко-Прогрес»

Полобний О.В.



РОЗРАХУНОК

економічного ефекту, отриманого за рахунок заміни
 промислового сплаву ЖС26-ВІ на розроблений сплав ЗМІ-ЗУ-М1
 для виготовлення робочих лопаток І-го ступеня (ТВТ)
 для наземних установок Д-336
 методом спрямованої (моно) кристалізації

Обґрунтування підвищення ресурсу безвідмовної роботи лопаток I-го ступеня установки Д-336 з розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1

До теперішнього часу робочі лопатки першого ступеня (ТВТ) установки Д-336 виготовляються з промислового серійного сплаву ЖС26-ВІ методом (моно) спрямованої кристалізації, для яких час безвідмовної роботи при робочій температурі в межах (930...980°C) становить 4000 годин при загальному часу експлуатації до 1-го кап. ремонту 24000 годин, відповідно з вимогами експлуатації установок Д-336.

Таблиця 1 - Дані по робочих лопатках першого ступеня турбіни високого тиску (ТВТ) установки Д-336

Показники	Робочі лопатки ТВТ
Кількість лопаток в колесі, шт.	116
Вага металу литої лопатки, кг	0,2813
Середньорічна програма кількості комплектів, шт	30
Середньорічна програма кількості лопаток, шт	3480
Гарантований ресурс безвідмовної роботи, годин	4000
Час до першого кап. ремонту, годин	24000

Промисловий серійний сплав ЖС26-ВІ відповідає вимогам, що пред'являються до температурного рівня характеристик жароміцності. Сплав досить технологічний - вихід придатних литих лопаток за макроструктурою становить (48...52%). Однак, сплав ЖС26-ВІ не забезпечує надійну роботу наземних установок Д-336, а також гарантований ресурс безвідмовної роботи лопаток протягом 4000 годин (працездатність) при загальному часу експлуатації до 1-го кап. ремонту 24000 годин, тому що не має необхідну корозійну стійкість, що робить його застосування неперспективним.

Таблиця 2 - Ціна шихтових матеріалів на 2015 рік для виготовлення промислового серійного сплаву ЖС26-ВІ

Назва матеріалу	Марка матеріалу	Ціна, 1кг/грн	Навіс на 100 кг	Стандарт
Нікель електролітичний	Н0, Н1	482,50	63,512	ГОСТ 849-97
Хром металевий	Х99А, Х99Б	302,38	5,00	ГОСТ 5905-2004
Кобальт (злитки)	К0, К1, К1А	1302,0	9,00	ГОСТ 123-78
Молібден (штабіки)	МШ-В	2883,0	1,10	ТУ 48-19-102-82
Вольфрам (штабіки)	ШВЧ	2267,0	11,7	ТУ 48-19-76-90
Алюміній	А99	71,55	5,90	ГОСТ 11069-2001
Титан (кондиційні відходи сплавів)	ВТ-0, ВТ-1, ВТ5Л	81,99	1,00	ГОСТ 19807-91
Ніобій (штабіки) (злитки)	НБШ-0(1) НБШ-(1)	3125 3900	1,60	ГОСТ 16099-80
Ванадій (злитки)	ВНМ-1	4875	1,00	ГОСТ 26473.2-85
Лігатура нікель-бор	НБ-0, НБ-1	2,10	0,015	ТУ 14-5-106-2004

Вартість однієї тонни (C_1) промислового серійного сплаву марки ЖС26-ВІ становить: $C_1 = 852\,118,12$ грн/т. В якості базового матеріалу був обраний промисловий ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав ЗМІ-ЗУ. Сплав ЗМІ-ЗУ забезпечує необхідний рівень корозійної стійкості, але не має необхідний рівень характеристик жароміцності, які пред'являються до матеріалу робочих лопаток першого ступеня ТВТ установки Д-336, а також не забезпечує необхідний рівень технологічності при отриманні литих лопаток методом спрямованої (моно) кристалізації за макроструктурою (вихід придатних лопаток становить 20...25%), що робить його застосування неможливим. Розроблений сплав ЗМІ-ЗУ-М1 має характеристики жароміцності і технологічність на рівні промислового серійного сплаву ЖС26-ВІ зі спрямованою (моно) структурою, а показники

корозійної стійкості близькі до промислового корозійностійкого сплаву ЗМІ-ЗУ, проте сплав ЗМІ-ЗУ-М1 дорожче на 18%, ніж промисловий сплав ЖС26-ВІ.

Таблиця 3 - Ціна шихтових матеріалів на 2015 рік для виготовлення розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1

Назва матеріалу	Марка матеріалу	Ціна, 1кг/грн	Навіс на 100 кг	Стандарт
Нікель електролітичний	Н0, Н1	482,50	63,347	ГОСТ 849-97
Хром металевий	Х99А, Х99Б	302,38	11,50	ГОСТ 5905-2004
Кобальт (злитки)	К0, К1, К1А	1302,0	5,00	ГОСТ 123-78
Молібден (штабіки)	МШ-В	2883,0	0,80	ТУ 48-19-102-82
Вольфрам (штабіки)	ШВЧ	2267,0	7,00	ТУ 48-19-76-90
Алюміній	А99	71,55	3,70	ГОСТ 11069-2001
Титан (кондиційні відходи сплавів)	ВТ-0, ВТ-1, ВТ5Л	81,99	4,50	ГОСТ 19807-91
Тантал (злиток, лист, пруток)	ЕЛП-1, ТВЧ, ТВЧ-1	9500	4,00	ТУ 647 РК 30054230-205-2001
Лігатура нікель-бор	НБ-0, НБ-1	2,10	0,010	ТУ 14-5-106-2004
Ітрій металевий (злиток)	ІТМ-1	8800	0,03	ТУ 48-4-208-72
Лантан металевий	ЛаМ-1	294940,66	0,01	ГОСТ 23862.5-79
Мішметал (РЗМ)	МЦ50ЖС3 (6)	1000	0,023	-
Графітові електроди (відходи)	-	-	0,08	-

Вартість однієї тонни (C_2) розробленого сплаву марки ЗМІ-ЗУ-М1 становить: $C_2 = 1\,005\,978,31$ грн/т.

В таблицях 2 і 3 показано, що збільшення вартості (ΔC) розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1, в порівнянні з вартістю серійного сплаву ЖС26-ВІ становить:

$$\Delta C = (C_2 - C_1) / C_1$$

$$\Delta C = (1\,005\,978,31 - 852\,118,12) / 852\,118,12 = 0,18 \quad (\text{тобто } 18\%)$$

Звідси, коефіцієнт збільшення вартості ($K_{ЗВ}$) розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1, в порівнянні з серійним сплавом ЖС26-ВІ становить:

$$K_{ЗВ} = 1,18$$

Вартість робочої лопатки складається, в основному, з вартості сплаву (в масі виробу), вакуумного лиття по виплавлюваних моделях, термічної обробки, механічної обробки, технологічних операцій нанесення захисного покриття, контрольних операцій та ін. При цьому, цінова доля сплаву (r) в ціні готової деталі становить:

$$r = 15\%$$

Враховуючи збільшення вартості сплаву (ΔC), коефіцієнт збільшення вартості ($K_{ЗВ}$) сплаву і цінову долю сплаву (r) в ціні готової деталі, збільшення ціни ($\Delta Ц$) робочої лопатки складає:

$$\Delta Ц = Ц_1 \cdot r \cdot K_{ЗВ}$$

$$\Delta Ц = Ц_1 \cdot 0,15 \cdot 1,18 = 0,18 \cdot Ц_1$$

Отже, ціна робочої лопатки з розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 становить:

$$\Pi_2 = \Pi_1 + \Delta\Pi$$

$$\Pi_2 = \Pi_1 + 0,18 \cdot \Pi_1 = (1 + 0,18) \cdot \Pi_1 = 1,18 \cdot \Pi_1$$

$$\Pi_2 = 1,18 \cdot \Pi_1$$

З розрахунків видно, що ціна (Π_2) робочої лопатки з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 на 18% більше, ніж ціна (Π_1) робочої лопатки з серійного сплаву ЖС26-ВІ.

Виходячи з виробничого досвіду по виготовленню литих робочих лопаток зі спрямованою структурою за серійною технологією з урахуванням цінової долі сплаву ($r = 15\%$) в ціні готової литої робочої лопатки, а також необхідної кількості сплаву для виготовлення однієї робочої лопатки ТВТ ($m = 0,2813$ кг), вартості сплаву ЖС26-ВІ (C_1) (табл.2), ціна (Π_1) робочої лопатки з промислового серійного сплаву ЖС26-ВІ становить:

$$\Pi_1 = C_1 \cdot m \cdot 100\% / 15\%$$

$$\Pi_1 = 852,118 \cdot 0,2813 \cdot 100 / 15 = 1\,598,0 \text{ грн}$$

Тоді, ціна (Π_2) робочої лопатки з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 становить:

$$\Pi_2 = 1,18 \cdot \Pi_1 = 1,18 \cdot 1\,598,0 = 1\,885,64 \text{ грн}$$

Ціна комплекту ($\Pi_{1к}$) робочих лопаток ТВТ з промислового сплаву ЖС26-ВІ становить:

$$\Pi_{1к} = \Pi_1 \cdot n_k = 1\,598,0 \cdot 116 = 185\,368,0 \text{ грн}$$

де: $n_k = 116$ штук.

Ціна комплекту ($\Pi_{2к}$) робочих лопаток ТВД з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 становить:

$$\Pi_{2K} = \Pi_2 \cdot n_K = 1\,885,64 \cdot 116 = 218\,734,24 \text{ грн}$$

Для забезпечення ресурсного часу до 1-го капітального ремонту газотурбінного приводу 24000 годин при використанні робочих лопаток ТВТ з промислового серійного сплаву ЖС26-ВІ необхідно шість комплектів, експлуатаційні витрати (B_1) складають:

$$B_1 = \Pi_{1K} \cdot n_{1K}$$

де, Π_{1K} - ціна комплекту робочих лопаток ТВТ з промислового сплаву ЖС26-ВІ;

$n_{1K} = 6$ (кількість комплектів робочих лопаток ТВТ зі сплаву ЖС26-ВІ, що необхідне для забезпечення ресурсу газотурбінного приводу до 1-го кап. ремонту 24000 годин).

Для забезпечення ресурсного часу до 1-го капітального ремонту газотурбінного приводу 24000 годин при використанні робочих лопаток ТВТ з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1 необхідно три комплекти, експлуатаційні витрати (B_2) складають:

$$B_2 = \Pi_{2K} \cdot n_{2K}$$

де, Π_{2K} - ціна комплекту робочих лопаток ТВТ з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1;

$n_{2K} = 3$ (кількість комплектів робочих лопаток ТВД з розробленого сплаву ЗМІ-3У-М1, що необхідне для забезпечення ресурсного часу до 1-го капітального ремонту газотурбінного приводу 24000 годин).

Тоді, економічний ефект ($E\Phi_{\Pi}$) для одного газотурбінного приводу Д-336 складає:

$$E\Phi_{\Pi} = B_1 - B_2$$

$$E\Phi_{\Pi} = C_{1K} \cdot n_{1K} - C_{2K} \cdot n_{2K}$$

$$E\Phi_{\Pi} = (185\,368,0 \cdot 6) - (218\,734,24 \cdot 3) = 456\,005,3 \text{ грн}$$

При середньорічній програмі ($N_{\Pi} = 30$ комплектів) робочих лопаток ТВТ комплектується 30 газотурбінних приводів Д-336, середньорічний економічний ефект ($E\Phi_{\Pi P}$) становить:

$$E\Phi_{\Pi P} = N_{\Pi} \cdot E\Phi_{\Pi}$$

$$E\Phi_{\Pi P} = 30 \cdot 456\,005,3 = 13\,680\,159,0 \text{ грн}$$

Таким чином, застосування розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 в якості матеріалу для виготовлення робочих лопаток ТВТ дозволяє підвищити ресурс безвідмовної роботи газотурбінного приводу Д-336 з 4000 годин до 8000 годин.

При цьому слід зазначити, що до 1-го капремонту приводу Д-336 (24000 годин), необхідно 6 комплектів лопаток з серійного сплаву ЖС26-ВІ, в той час як з розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 тільки 3 комплекти лопаток.

Незважаючи на те, що ціна робочої лопатки з розробленого сплаву ЗМІ-ЗУ-М1 на 18% вище, ніж ціна аналогічної лопатки, виготовленої з серійного сплаву ЖС26-ВІ, економічний ефект досягається за рахунок зниження експлуатаційних витрат, що становить 13 680 159,0 грн / рік.

Від ЗНТУ:

Зав. кафедрою ФМ

проф. Олышанецкий В. Ю.

пр.н.с., к.т.н. Гайдук С.В.

пр.н.с., к.т.н. Андрієнко А.Г.



Від ДП «Івченко-Прогрес»:

Головний металург

Милосердов О.Б.

Нач. бюро металознавства

Гордієнко О.І.



ДОДАТОК Е

ЗАТВЕРДЖУЮ

Проректор з НР та МД

ЗНТУ

проф. Наумик В.В.

2017 р.



ЗАТВЕРДЖУЮ

Технічний директор

АТ «МОТОР СІЧ»

Жеманюк Г.Д.

10.10.17



ЗАТВЕРДЖУЮ

Директор ЗМЗ

ім. В.І.Омельченка

Коломоїцев О.Г.

2017 р.



РОЗРАХУНОК

економічного ефекту, отриманого за рахунок заміни
 промислових сплавів ВЖЛ12Е і ЖСЗЛС на розроблений сплав ЖСЗЛС-М
 для виготовлення цільнолитих соплових апаратів
 двигуна ТВ3-117ВМА-СБМ1В

Обґрунтування підвищення міжремонтного ресурсу цільнолитих соплових апаратів з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М двигуна ТВЗ-117ВМА-СБМ1В

До теперішнього часу цільнолиті соплові апарати (СА) 3170401007 двигуна ТВЗ-117ВМА-СБМ1В виготовляються з промислового серійного сплаву ЖСЗЛС, для якого час міжремонтного ресурсу складає 3000 годин при загальному призначеному ресурсі 12000 годин, відповідно до нових технічних вимог експлуатації.

Промисловий серійний сплав ЖСЗЛС має необхідну корозійну стійкість і технологічну зварюваність, що дозволяє усувати ливарні дефекти на цільнолитих СА методом аргонодугового зварювання (АДЗ). Однак, на даний час сплав ЖСЗЛС не відповідає новим підвищеним технічним вимогам, які пред'являються до експлуатації двигунів ТВЗ-117ВМА-СБМ1В (міжремонтний ресурс 6000 годин при загальному призначеному ресурсі двигуна 12000 годин) тому, що не забезпечує необхідний рівень характеристик жароміцності.

Таблиця 1 - Дані по цільнолитим СА 3170401007 двигуна ТВЗ-117ВМА-СБМ1В

Показники	Старі вимоги	Нові вимоги
Середньорічна програма за кількістю цільнолитих СА, шт.	100	100
Навіс металу на цільнолитий СА, кг	$29,6 \pm 0,5$	$29,6 \pm 0,5$
Час до 1-го кап. ремонту, годин	3000	6000
Призначений ресурс експлуатації двигуна ТВЗ-117ВМА-СБМ1В, годин	6000	12000

Таблиця 2 - Ціна шихтових матеріалів на 2015 рік для виготовлення промислового сплаву ЖЗЛС

Назва матеріалу	Марка матеріалу	Ціна, 1кг/грн	Навіс на 100 кг	Стандарт
Нікель електролітичний	Н0, Н1	482,50	65,337	ГОСТ 849-97
Хром металевий	Х99А, Х99Б	302,38	17,00	ГОСТ 5905-2004
Кобальт (злитки)	К0, К1, К1А	1302,0	4,50	ГОСТ 123-78
Молібден (штабіки)	МШ-В	2883,0	3,75	ТУ 48-19-102-82
Вольфрам (штабіки)	ШВЧ	2267,0	3,75	ТУ 48-19-76-90
Алюміній	А99	71,55	2,70	ГОСТ 11069-2001
Титан (кондиційні відходи сплавів)	ВТ-0, ВТ-1, ВТ5Л	81,99	2,70	ГОСТ 19807-91
Цирконій кальцієтермічний	КТЦ-100	1166,67	0,015	-
Лігатура нікель-бор	НБ-0, НБ-1	2,10	0,125	ТУ 14-5-106-2004
Мішметал (РЗМ)	МЦ50ЖС3 (6)	1000	0,023	-
Графітові електроди (відходи)	-	-	0,100	-

Вартість однієї тонни (C_1) промислового серійного сплаву марки ЖСЗЛС становить: $C_1 = 622\,929,81$ грн/т. Промисловий серійний сплав ВЖЛ12Е за характеристиками жароміцності відповідає новим технічним експлуатаційним вимогам. Однак, сплав ВЖЛ12Е не має необхідну

ВТК - стійкість і технологічно не зварюваний. Таким чином, його застосування для виготовлення цільнолитих СА 3170401007 двигуна ТВ3-117ВМА-СБМ1В не перспективно через неможливість усунення ливарних дефектів методом аргонодугового зварювання.

Розроблений сплав ЖСЗЛС-М забезпечує необхідний рівень характеристик жароміцності. При цьому, розроблений сплав ЖСЗЛС-М має необхідну корозійну стійкість і технологічно зварюваний, що було досягнуто в результаті додаткового легування базового складу промислового сплаву ЖСЗЛС оптимальною кількістю танталу і гафнію при оптимальному зниженні вмісту хрому і молібдену та підвищенні вмісту вольфраму, що в свою чергу, збільшило вартість сплаву.

Таблиця 3 - Ціна шихтових матеріалів на 2015 рік для виготовлення розробленого сплаву ЖЗЛС-М

Назва матеріалу	Марка матеріалу	Ціна, 1кг/грн	Навіс на 100 кг	Стандарт
Нікель електролітичний	Н0, Н1	482,50	62,417	ГОСТ 849-97
Хром металевий	Х99А, Х99Б	302,38	15,00	ГОСТ 5905-2004
Кобальт (злитки)	К0, К1, К1А	1302,0	4,50	ГОСТ 123-78
Молібден (штабіки)	МШ-В	2883,0	2,00	ТУ 48-19-102-82
Вольфрам (штабіки)	ШВЧ	2267,0	6,50	ТУ 48-19-76-90
Алюміній	А99	71,55	3,50	ГОСТ 11069-2001
Титан (кондиційні відходи сплавів)	ВТ-0, ВТ-1, ВТ5Л	81,99	3,00	ГОСТ 19807-91

Кінець таблиці 3

Назва матеріалу	Марка матеріалу	Ціна, 1кг/грн	Навіс на 100 кг	Стандарт
Тантал (злиток, лист, пруток)	ЕЛП-1, ТВЧ, ТВЧ-1	9500	2,50	ТУ 647 РК 30054230- 205-2001
Цирконій кальцієтермічний	КТЦ-100	1166,67	0,015	-
Лігатура нікель-бор	НБ-0, НБ-1	2,10	0,125	ТУ 14-5-106- 2004
Лігатура гафній-нікель	ГФН-10	17750	0,30	ТУ 48-4-419- 80
Мішметал (РЗМ)	МЦ50ЖСЗ (6)	1000	0,023	-
Графітові електроди (відходи)	-	-	0,120	-

Вартість однієї тонни (C_2) розробленого сплаву марки ЖСЗЛС-М становить: $C_2 = 906\,245,60$ грн/т. При робочій температурі в межах ($900...930^{\circ}\text{C}$) двигуна ТВЗ-117ВМА-СБМ1В розроблений сплав ЖСЗЛС-М забезпечує збільшення міжремонтного ресурсу соплового апарату (до 1-го кап. ремонту) в 2 рази (з 3000 до 6000 годин) за рахунок підвищення характеристик жароміцності до рівня, близького промислового сплаву ВЖЛ12Е. З таблиць 2 і 3 видно, що збільшення вартості (ΔC) розробленого сплаву ЖСЗЛС-М, в порівнянні з вартістю промислового серійного сплаву ЖСЗЛС становить:

$$\Delta C = (C_2 - C_1) / C_1$$

$$\Delta C = (906245,60 - 622929,81) / 622929,81 = 0,45 \quad (\text{тобто } 45\%)$$

Коефіцієнт збільшення вартості ($k_{зв}$) розробленого сплаву ЖСЗЛС-М, в порівнянні з промисловим серійним сплавом ЖСЗЛС становить:

$$K_{3B} = 1,45$$

Вартість цільнолитого соплового апарату складається з сумарної вартості сплаву (в масі виробу), вакуумного лиття по виплавлюваних моделях, технологічних операцій подварки при усуненні ливарних дефектів (пори, мікротріщини і ін.), термічної обробки, механічної обробки, контрольних операцій та ін. При цьому, цінова доля сплаву (r) в ціні готової деталі (СА) становить:

$$r = 15\%$$

Таким чином, враховуючи збільшення вартості сплаву (ΔC), коефіцієнт збільшення вартості (K_{3B}) сплаву і цінову долю сплаву (r) в ціні готової деталі, збільшення ціни (ΔC) соплового апарату складає:

$$\Delta C = C_1 \cdot r \cdot K_{3B}$$

$$\Delta C = C_1 \cdot 0,15 \cdot 1,45 = 0,22 \cdot C_1$$

Отже, ціна (C_2) одного цільнолитого СА, виготовленого з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М становить:

$$C_2 = C_1 + \Delta C$$

$$C_2 = C_1 + 0,22 \cdot C_1 = (1 + 0,22) \cdot C_1 = 1,22 \cdot C_1$$

$$C_2 = 1,22 \cdot C_1$$

З розрахунків видно, що ціна (C_2) одного цільнолитого СА, виготовленого з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М на 22% більше ціни (C_1) цільнолитого соплового апарату, виготовленого з промислового сплаву ЖСЗЛС.

Виходячи з багаторічного промислового досвіду виготовлення цільнолитих СА за серійною технологією, врахування цінової долі сплаву

($r = 15\%$) в ціні готового цільнолитого соплового апарату, необхідної кількості сплаву для виготовлення одного СА ($m = 29,6$ кг), вартості (C_1) сплаву ЖСЗЛС (табл. 1), ціна (Π_1) одного соплового апарату, виготовленого з промислового серійного сплаву ЖСЗЛС становить:

$$\Pi_1 = C_1 \cdot m \cdot 100\% / 15\%$$

$$\Pi_1 = 622,93 \cdot 29,6 \cdot 100 / 15 = 122\,924,85 \text{ грн}$$

Тоді, ціна (Π_2) одного цільнолитого СА, виготовленого з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М становить:

$$\Pi_2 = 1,22 \cdot \Pi_1 = 1,22 \cdot 122\,924,85 = 149\,968,31 \text{ грн}$$

Для забезпечення призначеного ресурсу 12000 годин двигуна ТВЗ-117ВМА-СБМ1В необхідно чотири цільнолитих СА, виготовлених з промислового серійного сплаву ЖСЗЛС. При цьому, експлуатаційні витрати (B_1) становлять:

$$B_1 = \Pi_1 \cdot n_1$$

де, Π_1 - ціна одного цільнолитого СА, виготовленого з промислового сплаву ЖСЗЛС;

$n_1 = 4$ (кількість СА з серійного сплаву ЖСЗЛС, що необхідно для забезпечення призначеного ресурсу двигуна 12000 годин).

У той же час, експлуатаційні витрати (B_2) при використанні цільнолитих СА, виготовлених з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М складають:

$$B_2 = \Pi_2 \cdot n_2$$

де, Π_2 - ціна одного цільнолитого СА, виготовленого з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М;

$n_2 = 2$ (кількість СА з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М, що необхідно для забезпечення призначеного ресурсу двигуна 12000 годин).

Таким чином, економічний ефект ($E\Phi_d$), одержуваний на одному двигуні ТВЗ-117ВМА-СБМ1В становить:

$$E\Phi_d = B_1 - B_2$$

$$E\Phi_d = C_1 \cdot n_1 - C_2 \cdot n_2$$

$$E\Phi_d = (122\,924,85 \cdot 4) - (149\,968,31 \cdot 2) = 191\,762,78 \text{ грн.}$$

При середньорічній програмі цільолитих СА 3170401007 (100 шт.), підприємство ЗМЗ ім. В.І. Омельченка, виготовляючи цільолиті соплові апарати з розробленого сплаву ЖСЗЛС-М, може укомплектувати 50 двигунів ТВЗ-117ВМА-СБМ1В, а при виготовленні цільолитих СА з промислового серійного сплаву ЖСЗЛС тільки 25 двигунів, що в 2 рази менше.

Таким чином, середньорічний економічний ефект ($E\Phi_p$), отриманий за рахунок заміни промислового серійного сплаву ЖСЗЛС на розроблений сплав ЖСЗЛС-М для виготовлення цільолитих СА становить:

$$E\Phi_p = N_d \cdot E\Phi_d$$

Середньорічний економічний ефект ($E\Phi_{p50}$), отриманий на 50 двигунах ТВЗ-117ВМА-СБМ1В, становить:

$$E\Phi_{p50} = 50 \cdot 191\,762,78 = 9\,588\,139,0 \text{ грн}$$

Таким чином, при призначеному ресурсі 12000 годин двигуна ТВЗ-117ВМА-СБМ1В, в процесі міжремонтного обслуговування необхідно 4 соплових апарату СА 3170401007, виготовлених з серійного сплаву ЖСЗЛС.

Використання розробленого сплаву ЖСЗЛС-М з підвищеним рівнем характеристик жароміцності може забезпечити двома СА 3170401007 загальний призначений ресурс 12000 годин двигуна ТВЗ-117ВМА-СБМ1В.

Незважаючи на збільшення ціни на 22% одного цільнолитого соплового апарату, виготовленого з 100% свіжого металу розробленого сплаву ЖСЗЛС-М, в порівнянні з ціною соплового апарату з промислового серійного сплаву ЖСЗЛС, загальний економічний ефект досягається за рахунок збільшення часу міжремонтного обслуговування в 2 рази, а отже, суттєве зниження загальних експлуатаційних витрат, що становить 9 588 139,0 грн / рік.

Слід зазначити, що надалі вартість цільнолитих соплових апаратів СА 3170401007 буде знижуватися за рахунок використання 50% оборотного металу, відповідного марці сплаву ЖСЗЛС-М, який буде накопичуватися в результаті власного виробництва.

Від ЗНТУ:

Зав. кафедрою ФМ

проф. Ольшанецький В. Ю.

пр.н.с., к.т.н., Гайдук С.В.

пр.н.с., к.т.н. Андрієнко А.Г.

Від АТ «МОТОР СІЧ»:

Головний металург

Клочихин В.В.

Від ЗМЗ ім. В.І. Омельченка:

Головний металург

Старожук В.В.

ДОДАТОК Ж

ЗАТВЕРДЖУЮ

Перший проректор ЗНТУ

проф. Пруцківський В.Г.

2017 р.

АКТ



про використання результатів дисертаційної роботи Гайдука Сергія Валентиновича «Розвиток і застосування наукових принципів легування для розробки жароміцних нікелевих сплавів з гарантованими властивостями» в навчальному процесі ЗНТУ кафедри «Фізичне матеріалознавство»

Цей акт складений в тому, що в Запорізькому національному технічному університеті результати дисертаційної роботи провідного наукового співробітника Гайдука С.В. використовуються в навчальному процесі кафедри «Фізичне матеріалознавство» при виконанні магістрами дипломних проектів за фахом 8.090101 «Прикладне матеріалознавство», а також в курсі лекцій з дисциплін: «Функціональне призначення матеріалів газотурбінних установок в енергетиці», «Спеціальні сталі та сплави в газотурбобудуванні», «Високотемпературна корозія матеріалів газотурбінних установок».

Використання результатів дисертаційної роботи Гайдука С.В. значно підвищує конкурентну здатність та ефективність при виконанні держбюджетних і госпдоговірних тематик за планами НДР кафедри, за рахунок зниження фінансових витрат і скорочення терміну на розробку нових жароміцних матеріалів для перспективної техніки у важливих галузях вітчизняної промисловості.

Зав. кафедрою ФМ, д.т.н. проф.

Ольшанецкий В.Ю.

ДОДАТОК И

ПЕРЕЛІК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Монографія

1. Гайдук, С.В. Наукові основи проектування ливарних жароміцних нікелевих сплавів з необхідним комплексом службових властивостей / С.В. Гайдук, Беліков С.Б. - Запоріжжя, ЗНТУ. - 2017. – 80 с. - ISBN: 978-617-529-160-3.

Монографія у виданні іншої держави

2. Гайдук, С.В. Жаропрочные никелевые сплавы / С.В. Гайдук // LAP LAMBERT Academic Publishing. - Saarbrücken, Deutschland. - 2012. – 196 p. – ISBN: 978-3-84433-190-5.

Статті без співавторів у наукових фахових виданнях України

3. Гайдук, С.В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. - 2015. - №2. - С. 92-103.

4. Гайдук, С.В. Проектирование литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава для изготовления турбинных лопаток методом направленной (моно) кристаллизации / С.В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.-2016.- №1.- С. 58-68.

5. Гайдук, С.В. Проектирование технологически свариваемого литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава для изготовления цельнолитых сопловых аппаратов / С.В. Гайдук // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.-2016.- №2. -С. 66-76.

Статті у виданнях з індексом цитування

6. Гайдук, С.В. Исследование влияния соотношения тантала и рения на высокотемпературную коррозионную стойкость жаропрочного никелевого сплава ЖС-32 / С.В. Гайдук, А.Г.Андриенко, В.В. Кононов, И.С. Малащенко // Современная электрометаллургия. - 2009. - № 4 (97). - С. 36-39.

7. Гайдук, С.В. Расчет фазового состава литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2015. - № 3 (120). – С. 35-40.

8. Гайдук, С.В. Применение CALPHAD-метода для расчета количества γ' - фазы и прогнозирования длительной прочности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Metallургическая и горнорудная промышленность. - 2015. - №6 (297). - С. 64-68.

9. Гайдук, С.В. Получение прогнозирующих математических моделей для расчета термодинамических параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // Современная электрометаллургия. - 2015. - №4 (121). – С. 31-37.

10. Гайдук, С.В. Регрессионные модели для прогнозирующих расчетов коррозионных параметров литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // Современная электрометаллургия. - 2016. - № 3 (124). - С.51-56.

11. Гайдук, С.В. Применение комплексной расчетно-аналитической методики для многокритериальной оптимизации составов литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов, В.В. Куренкова // Современная электрометаллургия. – 2017. - № 1. – С. 44-51.

12. Гайдук, С.В. Комплексная расчетно-аналитическая методика для проектирования литейных жаропрочных никелевых сплавов с требуемыми служебными свойствами / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Metallургическая и горнорудная промышленность. - 2016. - №5(302). - С. 62-69.

13. Гайдук, С.В. Автоматизированное проектирование литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава для направленной (моно) кристаллизации отливок с требуемыми свойствами / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Metallургическая и горнорудная промышленность. - 2016. – №6 (303). - С. 30-34.

14. Гайдук, С.В. Технологически свариваемый литейный жаропрочный коррозионностойкий никелевый сплав / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2017. - №1. - С. 65-70.

Статті у наукових фахових виданнях України

15. Гайдук, С.В. Оценка влияния соотношения тантала к рению на структурную стабильность и механические свойства жаропрочного никелевого сплава ЖС-32 / С.В. Гайдук, А.Г. Андриенко, В.В. Кононов, О.В. Гнатенко // Вестник двигателестроения. - 2010. - №1. - С. 128-132.

16. Гайдук, С.В. Прогнозирование структурной и фазовой стабильности экономнолегированного жаропрочного сплава для ответственных отливок / С.В. Гайдук, О.В. Гнатенко, В.В. Наумик // Вісник ДДМА. - 2011. - №4 (25). – С. 40-43.

17. Гайдук, С.В. Влияние тантала на структуру и прочностные характеристики литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава ЖСЗЛС / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андриенко [и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.-2011.-№2. - С. 42-46.

18. Гайдук, С.В. Исследование влияния гафния на структуру и свойства литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андриенко [и др.] // Вестник двигателестроения. - 2012. - № 1. - С. 196-200.

19. Гайдук, С.В. Влияние соотношения вольфрама к молибдену на механические свойства сплава ЖСЗЛС, оптимально легированного гафнием и танталом / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.- 2012.- №1.- С.31-34.

20. Гайдук, С.В. Механические свойства и технологические особенности получения деталей ГТУ с направленной (моно) структурой из жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава / С.В. Гайдук, А.Г. Андриенко, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні. – 2012. - № 2. – С. 81-86.

21. Гайдук, С.В. Разработка состава коррозионностойкого защитного покрытия и способа его нанесения на отливки из жаропрочных сплавов / С.В. Гайдук, О.В. Гнатенко, В.В. Наумик // Вестник двигателестроения. - 2013. - №1. - С. 133-138.

22. Гайдук, С.В. Применение методов пассивного и активного эксперимента к оценке влияния гафния на характеристические температуры многокомпонентного никелевого сплава / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2014. - № 1. – С. 120-126.

23. Гайдук, С.В. Исследование гафния на фазовый состав литейного жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава с применением метода пассивного эксперимента / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.-2014.- №1.- С. 45-51.

24. Гайдук, С.В. Оценка влияния тантала на критические температуры в литейном свариваемом жаропрочном никелевом сплаве с применением расчетных и экспериментальных методик / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.-2014.-№ 2.- С. 34-40.

25. Гайдук, С.В. Применение CALPHAD-метода к расчету фазового состава литейного свариваемого жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава с танталом / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. – 2015. - № 1. – С. 131-138.

26. Гайдук, С.В. Сравнительные исследования свариваемости литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, И.А. Петрик [и др.] // Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні.- 2015.-№1.- С. 82-88.

27. Гайдук, С.В. Применение аналитических методов для расчета химического состава γ -, γ' - фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, Т.В. Тихомирова // Авиационно-космическая техника и технология. - 2015. - № 9(126).- С. 33-37.

28. Гайдук, С.В. Расчет фазового состава литейного свариваемого жаро-прочного коррозионностойкого никелевого сплава методом CALPHAD

/ С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. - 2016.- №1. - С. 107-112.

29. Гайдук, С.В. Прогнозирование параметров структурной стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов / С.В. Гайдук, В.В. Кононов // Вестник двигателестроения. - 2017. - № 1. - С. 139-148.

Патенти на винахід

30. Пат. 2354733, Россия, МПК⁶ C22C 19/05. Сплав на никелевой основе для литья монокристаллических лопаток турбины газотурбинного двигателя / Ю.С. Елисеев, В.А. Поклад, О.Г. Оспенникова, А.Г. Андриенко, С.В. Гайдук и др. ; заявитель и патентообладатель Федеральное государственное унитарное предприятие ММПП «Салют».-№ 2007123936/02; заявл. 27.06.07 ; опубл. 10.05.09, Бюл. № 13. – 7 с.

31. Пат. 48242, Україна, МПК⁶ C22C 19/05. Ливарний жароміцний нікелевий сплав / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль та ін. ; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т. - № u200909668 ; заявл.21.09.09 ; опубл.10.03.10, Бюл. №5. - 8 с.

32. Пат. 48240, Україна, МПК⁶ C23C 10/00 C23C 28/00. Спосіб одержання виробів з корозійностійким високотемпературним покриттям / А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, С.В. Гайдук, В.В. Кононов та ін. ; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т; заявл. 21.09.2009, № u2009 09664; опубл. 10.03.2010, Бюл. № 5. – 14 с.

33. Пат. 67814, Україна, МПК⁶ C22C 19/05. Ливарний жароміцний корозійностійкий нікелевий сплав / С.В. Гайдук, А.Д. Коваль, А.Г. Андрієнко, В.В. Кононов та ін. ; заявник і патентовласник Запорізький нац. техн. ун-т. - № U201108648 ; заявл. 11.07.11 ; опубл. 12.03.12, Бюл. №5. - 6 с.

Тези в матеріалах вітчизняних і міжнародних конференцій

34. Гайдук С.В., Коваль А.Д, Андриенко А.Г., Ястребова О.Ф., (2010), *Зависимость параметров коррозионной стойкости сплава ЖС-32 от величины соотношения тантала к рению*, «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів» :

Зб. наук. пр. XII-й Міжнар. наук.-техн. конф. – (Запоріжжя, 6-8 жовтня 2010). – сс. 35-37.

35. Гайдук С.В., Коваль А.Д., Андриенко А.Г., Ястребова О.Ф., (2010), *О влиянии соотношения тантала к рению в сплаве ЖС-32 на механические свойства*, «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх обробки для підвищення надійності та довговічності виробів» : Зб. наук. пр. XII-й Міжнар. наук.-техн. конф. – (Запоріжжя, 6-8 жовтня 2010). – сс. 49-51.

36. Гайдук С.В., Андриенко А.Г., Кононов В.В., Тихомирова Т.В., (2011), *Влияние легирования гафнием на структурообразование жаропрочного коррозионностойкого никелевого сплава*, «Молодежь в авиации: новые решения и передовые технологии» : Сб. тез. докл. V-й Междунар. молодёж. конф. авиамоторостроительной отрасли. - (Запорожье - Алушта, 16-20 мая 2011). - сс.172-174.

37. Гайдук С.В., Гнатенко О.В., Наумик В.В., (2011), *Прогнозирование фазовой стабильности экономнолегированного никелевого сплава*, «Литейное производство: технологии, материалы, оборудование, экономика и экология» : Материалы Междунар. научн.-практич. конф.-выставки. – (Украина, Киев, 2011). - сс. 67–69.

38. Гайдук С.В., Гнатенко О.В., Наумик В.В., (2012), *Разработка оптимального состава экономно-легированного жаропрочного никелевого сплава с повышенной фазовой стабильностью*, «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах» : Зб. тез XIII Міжнар. наук.-техн. конф. – (Запоріжжя, 9-12 жовтня 2012). – сс. 106 – 107.

39. Гайдук С.В., Гнатенко О.В., Андриенко А.Г., Наумик В.В., (2012), *Структурные превращения жаропрочных никелевых сплавов в условиях ползучести*, «Неметалеві вкраплення і гази у ливарних сплавах» : Зб. тез XIII Міжнар. наук.-техн. конф. – (Запоріжжя, 9-12 жовтня 2012). – сс. 112-113.

40. Кононов В.В., Гнатенко О.В., Гайдук С.В., Наумик В.В., (2012), *Состав коррозионностойкого защитного покрытия и способ его нанесения на отливки из жаропрочных никелевых сплавов*, «Неметалеві

вкраплення і газу у ливарних сплавах» : Зб. тез XIII Міжнар. наук.-техн. конф.- (Запоріжжя, 9-12 жовтня 2012). – сс. 114-115.

41. Гайдук С.В., Андриенко А.Г., Петрик И.А., (2014), *Сравнительная оценка свариваемости литейных жаропрочных никелевых сплавов*, «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів» : Зб. матер. наук. пр. XIII-й Міжнар. наук.-техн. конф.– (Запоріжжя, ЗНТУ, 2014). – сс. 90-92.

42. Belikov S.B., Sanchugov E.L., Stepanova L.P., Gayduk S.V., Denisov D.L., (2014), *Corrosion resistance of nickel superalloys for marine gas turbines*, «Нові конструкційні сталі та стопи і методи їх оброблення для підвищення надійності та довговічності виробів» : Зб. матер. наук. пр. XIII-й Міжнар. наук.-техн. конф.– Запоріжжя, ЗНТУ, 2014). – сс. 196-197.

43. Гайдук С.В., Милонин Е.В., Наумик В.В., (2015), *Система легирования жаропрочного никелевого сплава для силовых агрегатов наземных установок*, «Нові матеріали і технології в машинобудуванні» : Матер. VII-й Міжнар. наук.-техн. конф. - (Україна, Київ, 2015). - сс. 101-102.

44. Гайдук С.В., Тихомирова Т.В., (2015), *Применение аналитических методов для расчета химического состава γ -, γ' - фаз и параметров фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов*, «XX-й міжнародний конгрес двигунобудівників» : Тези доповідей. – (Харків, «ХАІ», 2015). – сс.88.

45. Милонин Е.В., Наумик В.В., Гайдук С.В., (2015), *Экономно-легированный жаропрочный никелевый сплав для установок наземной эксплуатации*, «Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах» : Зб.тез XIV Міжнар. наук.-техн.конф. - (Запоріжжя, 6-9 жовтня 2015).– сс. 107 – 109.

46. Гайдук С.В., Тихомирова Т.В., (2015), *Исследование структурно-фазовой стабильности литейных жаропрочных никелевых сплавов с помощью синтеза расчетно-аналитических методик*, «Неметалеві вкраплення і газу у ливарних сплавах» : Зб. тез XIV Міжнар. наук.-техн. конф. – (Запоріжжя, 6-9 жовтня 2015). – сс. 125 – 127.