

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ

Національний університет «Запорізька політехніка»

Інженерно-фізичний факультет
(повне найменування факультету)

Кафедра фізичного матеріалознавства
(повне найменування кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

Магістр
(ступінь вищої освіти)

на тему: Аналіз розподілу легувальних елементів в карбідах ливарних
жароміцних сплавах спрямованої кристалізації
(назва теми)

Виконав: студент(ка) II курсу, групи ІФ-222м
Спеціальності 132 Матеріалознавство
(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація)
Прикладне матеріалознавство
Єсауленко С.В.
(прізвище та ініціали)

Керівник: доцент, канд. техн. наук Глотка О.А.
(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

Рецензент: канд. техн. наук Двірник Я.В.
(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

м. Запоріжжя
2023

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

(повне найменування вищого навчального закладу)

Факультет Інженерно-фізичний
Кафедра Фізичне матеріалознавство
Освітня програма Прикладне матеріалознавство
Курс II , група ІФ-222м , семестр 3

ЗАТВЕРДЖУЮ
Завідувач кафедри

ЗАВДАННЯ

НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЄКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТА(КИ)

ЄСАУЛЕНКО Сергія Васильовича

(прізвище, ім'я, по батькові)

1 Тема роботи: Аналіз розподілу легувальних елементів в карбідах ливарних жароміцних сплавах спрямованої кристалізації

керівник проекту (роботи) ГЛОТКА Олександр Анатолійович, доцент, к.т.н.
(прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)
затверджені наказом закладу вищої освіти від « » 2023 року

2 Строк подання студентом проекту (роботи)

3 Вихідні дані до проєкту (роботи):
Проведене моделювання термодинамічних процесів кристалізації, отримані залежності впливу легувальних елементів на температури розчинення (виділення) карбідів у системі багатокомпонентного легування (Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C).

4 Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік основних питань, які потрібно розробити): Літературний огляд; Матеріали та методики досліджень; Експериментальний розділ; Охорона праці; Економічний розділ.

5 Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень, кількість слайдів, плакатів):
кількість слайдів – 10, з них: титульний лист – 1; схеми – 1; графіки залежності – 6; рисунки морфології складу – 1; спектри рентгенівського випромінювання – 1.

6 Консультанти розділів проєкту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
Охорона праці	НЕСТЕРОВ Олександр Васильович		
Економіч- ний розділ	КРУГЛІКОВА Валентина Володимирівна		

7 Дата видачі завдання «29» вересня 2023 року.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

	Назва етапів дипломного проєкту (роботи)	Строк виконання етапів проєкту (роботи)	Примітка
1	Ознайомлення із темою дипломного проєкту. Ви- вчення відповідної літератури	06.10.2023	
2	Розробка вступу та розділу «Літературний огляд»	13.10.2023	
3	Розробка розділу «Матеріали та методики дослі- джень»	20.10.2023	
4	Розробка розділу «Експериментальний розділ»	27.10.2023	
5	Розробка розділу «Охорона праці»	03.11.2023	
6	Розробка розділу «Економічний розділ»	10.11.2023	
7	Написання висновків та переліку посилань	17.11.2023	
8	Оформлення дипломного проєкту	24.11.2023	

Студент _____ / Єсауленко С.В.
(підпис) (прізвище та ініціали)

Керівник _____ / Глотка О.А.
(підпис) (прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

Пояснювальна записка: 91 с., 14 табл., 13 рис., 47 дж.

Жароміцні нікелеві сплави спрямованої кристалізації використовуються у гарячих частинах авіаційних двигунів. Підвищення робочих температур вимагає створення нових матеріалів, або вдосконалення сплавів, що вже використовуються, що задовольняють вимогам нових конструкцій двигунів по жароміцності та експлуатаційній надійності роботи виробів.

НІКЕЛЬ, СПЛАВ, СПРЯМОВАНА КРИСТАЛІЗАЦІЯ, ФАЗА, ЖАРОМІЦНІСТЬ, ЖАРОСТІЙКІСТЬ, АВІАЦІЙНІ ДВИГУНИ, ТЕМПЕРАТУРА, ЕЛЕМЕНТ, ЛЕГУВАННЯ, ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВИМОГИ, ХАРАКТЕРИСТИКИ, КАРБІДИ, РЕМ, РСМА, ВУГЛЕЦЬ, СИСТЕМА ЛЕГУВАННЯ, МЕТОД CALPHAD, СТРУКТУРА, СКЛАД КАРБІДІВ, ВІЛЬНА ЕНЕРГІЯ МІЖФАЗНИХ ГРАНИЦЬ.

Об'єкт дослідження – легувальні елементи в карбідах ливарних жароміцних сплавах спрямованої кристалізації.

Предмет дослідження – склад легувальних елементів для багатокомпонентної системи $\text{Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C}$ – сплаву типу ЖС32-ВИ.

Мета роботи – вивчення специфіки розподілу легувальних елементів у карбідах у процесі кристалізації.

Методи дослідження – розрахунковий метод прогнозування CALPHAD (пасивний експеримент) у порівнянні з даними, отриманими методом електронної мікроскопії (активний експеримент).

Рекомендації щодо використання результатів роботи – розрахункові дані показали задовільну збіжність і погодженість із експериментальними даними.

Значимість роботи та висновки – отримані залежності тісно корелюють із термодинамічними процесами, що відбуваються в системі.

ЗМІСТ

	С.
Вступ	7
1 Літературний огляд.....	8
1.1 Переваги сплавів зі спрямованою структурою	8
1.2 Основи легування жароміцних нікелевих сплавів спрямованої кристалізації.....	10
1.3 Основи термічної обробки жароміцних нікелевих сплавів спрямованої кристалізації.....	15
1.4 Основні складові структури нікелевих сплавів	17
1.5 Тенденції розвитку жароміцних нікелевих сплавів	21
2 Матеріали та методики досліджень	24
2.1 Хімічний склад та технологія отримання сплаву	26
2.2 Фізичні основи растрової електронної мікроскопії.....	28
2.3 Устрій та робота мікроскопу РЕМ	32
2.4 Підготовка об'єктів для досліджень і особливі вимоги до них	36
2.5 Технічні можливості РЕМ.....	37
2.6 Устрій та робота РСМА.....	38
2.7 Опис методу CALPHAD	40
3 Експериментальний розділ.....	43
3.1 Вплив легувальних елементів.....	46
3.2 Морфологія первинних і вторинних карбідів	53
4 Охорона праці та безпека в надзвичайних ситуаціях	60
4.1 Аналіз потенційних небезпек	60
4.2 Заходи забезпечення безпеки.....	61
4.3 Заходи з виробничої санітарії	65
4.4 Заходи з пожежної безпеки	66
4.5 Заходи безпеки в умовах НС.....	67
5 Економіко-організаційна частина.....	73

5.1 Актуальність теми з позиції маркетингу.....	73
5.2 Послідовний аналіз	74
Висновки.....	84
Перелік джерел.....	86

ВСТУП

Використання жароміцних сплавів у конструкціях, що вимагають більш високих температур або властивостей міцності призведе до розробки нових процесів механічної обробки металів. При цьому нові процеси мають бути економічними і високовиробничими. Основні напрямки майбутніх досліджень:

- регулювання критичних параметрів обробки під час лиття та кування з метою отримання оптимальної структури в існуючих сплавах, що призводить до підвищення механічних властивостей;
- розробка сплавів, що реалізують переваги нових та нестандартних процесів;
- розробка нових економічних високопродуктивних процесів для виготовлення деталей із жароміцних сплавів.

Рівень механічних властивостей, одержаних у жароміцних сплавах, залежить від структури, тобто від розміру зерна, морфології карбідів та їх розподілу, розміру та розподіл у інтерметалідних фаз або розташування дендритів. Є багато даних по кореляції механічних властивостей і мікроструктури як для литих, так і для деформованих сплавів. Однак виробничі обмеження, складна форма та великі розміри деталей із жароміцних сплавів часто перешкоджають отриманню оптимальної структури у готових деталях. Механічні властивості зразків, вирізаних з деталей турбіни, часто не мають таких властивостей, як спеціально виготовлені литі або деформовані зразки. Таким чином, значне збільшення рівня властивостей існуючих матеріалів може бути отримано шляхом поліпшення обробки жароміцних сплавів з метою отримання оптимальних мікроструктур.

Безперервне підвищення жароміцності одержуваних звичайними способами сплавів за рахунок легування, мабуть досягло точки, якою віддача почала зменшуватися.

1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

1.1 Переваги сплавів зі спрямованою структурою

Найбільший ефект досягається при використанні сплавів із монокристалічною структурою. Руйнування полікристалічних матеріалів починається з меж зерна. Відсутність поперечних меж (перпендикулярних до діючого навантаження) суттєво підвищує жароміцність та працездатність металу. Сплави з монокристалічною структурою краще опираються високотемпературній газовій корозії, що знову пояснюється відсутністю в них меж зерен, де з більшою швидкістю протікають процеси дифузії та інтенсивно йде окислення.

Властивості сплавів з монокристалічною структурою залежать від кристалографічної орієнтації. Нікелеві сплави мають найвищу міцність і жароміцність у напрямку $\{111\}$. Термостійкість сплавів з орієнтованою структурою в напрямку $[001]$ (за кількістю циклів до руйнування) приблизно в 2-3 рази вище, ніж термостійкість сплавів з рівноосною структурою, тому що в першому випадку модуль пружності на 40% менше, ніж у полікристалічного сплаву, а величина термічного напруження прямо пропорційна модулю.

У сплавів зі спрямованою структурою міцнісні (у тому числі втомні) властивості у повздовжньому напрямку вищі, ніж у сплавів з рівноосною структурою. При цьому вони характеризуються і більшою пластичністю. У поперечному напрямку їх пластичність залежить від здійснення спрямованої кристалізації, але вона завжди знаходиться не нижче рівня пластичності сплаву з рівноосною структурою.

Дослідження швидкості поширення втомної тріщини при високій температурі показали, що в напрямку, перпендикулярному до напрямку кристалізації, вона поширюється значно повільніше. Особливість її розвитку полягає у появі численних бічних відгалужень. Однак при кімнатній температурі порогові напруження, необхідні для виникнення та розвитку тріщини в спла-

ві зі спрямованою структурою нижче, ніж у сплаві з рівноосною структурою [1].

Хоча сплави зі спрямованою стовпчастою структурою мають кращий комплекс механічних характеристик порівняно зі сплавами з рівноосною структурою, переважними є сплави з монокристалічною структурою, оскільки вони забезпечують найбільшу стабільність механічних властивостей.

Більш високі показники довговічності і термовтомлювальні властивості сплавів зі спрямованою структурою пояснюються не лише кристалографічною орієнтацією зерен, а й відсутністю поперечних меж зерен, що є зародками утворення тріщин. Доречно зазначити, що при повзучості та термовтомі тріщини розвиваються переважно по межах. Ця особливість пояснює підвищення пластичних властивостей спрямованих закристалованих сплавів, тому що поперечні межі зерен, що містять мало пластичні виділення та відповідальні за нижчу пластичність сплавів, відлитих звичайним методом, у сплавах спрямованої кристалізації відсутні.

У випадку спрямованої кристалізації виникає структура, що нагадує композиційну. Більш високі властивості спрямованої структури порівняно з рівноосною пояснюються наявністю стовпчастої евтектичної γ' -фази та позовдгнним розташуванням карбідів. Підвищення механічних характеристик можна пояснити не лише наявністю орієнтовано розташованих виділень евтектичної γ' -фази та карбідів, але й виникненням при спрямованій кристалізації позовдгннього дендритного жароміцного каркасу, що зв'язує матрицю. При тривалому високотемпературному навантаженні монокристалу тріщини виникають у між дендритних об'ємах. Отже, між дендритні області мають відносно меншу міцність, ніж самі дендритні гілки.

Зазначені особливості структури спрямовано закристалізованих сплавів зумовлюють розгалужений характер поширення в них поперечної втомної тріщини при високій температурі, що значно уповільнює швидкість її розвитку. Морфологія фаз, що утворюються при спрямованій кристалізації, вияв-

ляється більш сприятливою, ніж при звичайній кристалізації. Карбіди в сплавах спрямованої кристалізації поряд з морфологією мають округлу форму. Це найкраще проявляється за досить високої швидкості кристалізації [2].

1.2 Основи легування жароміцних нікелевих сплавів спрямованої кристалізації

Висока жароміцність обумовлюється тим, що на відміну від інших металів нікель утворює з великою кількістю легувальних елементів тверді розчини обмеженої розчинності. Введення до складу нікелевих сплавів алюмінію та титану викликає у них здатність до дисперсійного зміцнення.

Алюміній та титан утворюють з нікелем інтерметалідні з'єднання типу $Ni_3(Al, Ti)$, які зазвичай називають γ' -фазою та мають такий же тип ґратки, що і твердий розчин на основі нікелю (гранецентрована кубічна – ГЦК), але з дещо відмінними параметрами. Завдяки цій відмінності в процесі термообробки вказана інтерметалідна сполука виділяється з твердого розчину у вигляді дисперсних частинок, що мають зв'язок з останнім. Оскільки як твердий розчин, так і частинки γ' -фази мають один тип ґратки і відрізняються тільки її параметрами, цей зв'язок є когерентним. У разі легування лише алюмінієм інтерметалідні фаза складається із сполуки Ni_3Al .

Виділення частинок γ' -фази в процесі термообробки дозволяє отримати дисперсійне зміцнення нікелевих сплавів, суть якого полягає в спотворенні ґратки твердого розчину при виділенні частинок γ' -фази і утрудненню пересуванню дислокацій (лінійних дефектів кристалічної ґратки металів, що мають спосібність переходити з одного положення в інше в процесі механічного чи теплового впливу на металеве тіло).

Чим більше введено в сплав алюмінію та титану, тим більше вміст в ньому частинок γ' -фази і тим вище жароміцність сплаву.

Аналогічний вплив підвищення жароміцності нікелевих сплавів надає також збільшення вмісту тугоплавких елементів (вольфраму, молібдену, хрому). Таким шляхом вдалося підняти максимальні робочі температури жароміцних нікелевих сплавів до 800...850°C (сплави ЭИ437, ЭИ617) на двигунах першого покоління, до 900-950°C (сплави ЭИ826, ЭИ929, ЭП109) для двигунів другого покоління та до 1000...1050°C (сплави ЖС6К, ЖС6У, ВЖЛ12У) для двигунів третього покоління [3].

В даний час вважається, що досягнуто межі підвищення жароміцності шляхом збільшення об'ємного вмісту частинок фази, що зміцнює. З метою задовільнення вимог жароміцності для турбін двигунів четвертого покоління використовуються сплави спряваної кристалізації та монокристалічні сплави (ЖС6ФНК, ЖС26НК), що дозволило отримати деталі, здатні працювати в умовах, близьких до перегрівних температур. Важливе значення має розвиток нікелевих сплавів у напрямку отримання евтектичних композицій – матеріалів, здатних працювати під навантаженням аж до температури плавлення.

Розглянемо більш ретельно кожен легувальний елемент.

Перевищення сумарного вмісту алюмінію та титану (Al+Ti) понад необхідне призводить не тільки до появи недостатньо ефективної γ' -фази на основі Ni_3 (Al, Ti) евтектичного походження, але й до зростання температури повного розчинення γ' -фази ($T_{п.р.\gamma'}$) та, відповідно, до зменшення «вікна» термообробки. Для забезпечення оптимального рівня механічних характеристик жароміцних нікелевих сплавів важливим є не тільки сумарний вміст Al+Ti, а й співвідношення з-поміж них. Дослідження показали, що найвищий рівень короткочасної міцності та межі плинності матеріалів цього класу забезпечується щодо масових часток $Ti/Al \sim 1$ [4]. Титан у порівнянні з алюмінієм активніше впливає на зміцнювальний ефект γ' -фази та зменшення швидкості коагуляції γ' -частинок, проте збільшення його концентрації в сплавах робить їх менш стабільними через можливе утворення η - та δ -пластинчастих фазових утворень. По-перше, пластинчаста η -фаза (Ni_3Ti) починає виділятися, коли відношення вмісту (в атомних частках) $Ti/Al > 1,45$, а по-друге, на-

віть за наявності співвідношення Ti/Al близького до 1, може виникнути локальне виділення пластинчастих фаз $\eta(Ni_3Ti)$ та $\delta(Ni_3Nb, Ta)$ при співвідношенні атомних часток $(Nb+Ta)/Al > 0,17$ [5].

Дослідниками встановлено, що у сплавах пластинчаста η -фаза на основі Ni_3Ti з'являється зі збільшенням вмісту Ti , коли значення співвідношення Ti/Al стає більшим за 2,8. Температура її розчинення вища, ніж $T_{п.р.\gamma'}$. Якщо збільшувати в сплаві вміст Ti і одночасно Cr , але при цьому знизити концентрацію Cr , то процес утворення σ -фази уповільнюється, а ймовірність появи η -фази помітно знижується [6].

Вміст хрому й кобальту в сплавах, хоча й має тенденцію до деякого зниження, все-таки залишається досить високим. Це обумовлене наступними причинами:

- зазначені елементи (у першу чергу хром) забезпечують значну стійкість сплавів в умовах високотемпературної газової корозії;
- вони впливають на підвищення працездатності сплавів при впливі сульфідних і інших шкідливих з'єднань, що вкрай важливо для всіх рухових установок. Cr і Co знижують $T_{п.р.\gamma'}$ фази [7] що поліпшує технологічність сплавів.

Вольфрам при вмісті 2 – 4% входить до складу матриці як зміцнюючий елемент, він також входить до складу γ -фази. Зниження концентрації вольфраму нижче 2% приводить, з одного боку, до зменшення швидкості росту втомної тріщини, а з іншого – росту швидкості повзучості. При підвищенні вмісту вольфраму відзначена поява мікроструктурної нестабільності, зниження пластичності й підвищення щільності сплаву.

Молібден є більш дешевим і легким замінником вольфраму, однак як зміцнювач він менш ефективний, при цьому зниження його вмісту менш 3% приводить до істотного падіння опору повзучості; підвищення вмісту Mo веде до зниження стабільності й підвищенню щільності. У цілому вольфрам і молібден позитивно впливають на властивості жароміцних сплавів [8]. Воль-

фрам у порівнянні з молібденом виявляє більше зміцнювальний вплив і із цього погляду більш кращий.

Ніобій, що підвищує $T_{п.р.\gamma'}$ фази, звичайно використовують у кількості не більш 3%. Він є одним з бажаних елементів при легуванні високо жароміцних сплавів. Nb являє собою γ' -утворюючий елемент, який разом з тим у певній концентрації входить до складу γ' -твердого розчину й карбідів. Його позитивна роль полягає не тільки в удосконалюванні γ' зміцнення, але також і в тому, що він зміцнює твердий розчин. А одночасна наявність його у твердому розчині й зміцнюючих фазах крім підвищення жароміцності приводить до зниження схильності сплавів до перебудовування внаслідок ослаблення дифузійних процесів. Це поліпшує структурну стабільність і ресурс роботи.

Гафній є сильним карбідоутворюючим елементом. Легування їм дозволяє підвищити робочі характеристики сплавів. Слід вказати на позитивний вплив гафнію в поліпшенні найбільш важливих характеристик жароміцних сплавів. Як правило, міцність і пластичність зв'язані взаємно протилежним образом, тобто збільшення однієї характеристики приводить до зниження іншої. Гафній виявився одним з тих рідких елементів, введення якого в жароміцні нікелеві сплави дозволило одночасно підвищити як їхню міцність, так і пластичність. Гафній збільшує частку евтектики і змінює морфологію карбідів.

Цирконій при вмісті 0,04–0,06% підвищує пластичність сплавів, знижує швидкість росту тріщини. Цирконій присутній у жароміцних сплавах у малих кількостях (0,05%). Залежність пластичності від вмісту цирконію в межах 0,005-0,05% складна: максимальна пластичність спостерігається при вмісті цирконію 0,01%, при більшому або меншому його вмісті пластичність знижується. Спільне мікролегування (цирконій + бор) виявляє досить сприятливий вплив на властивості сплавів і може підвищувати час до руйнування зразків при випробуванні на повзучість у кілька раз.

Ванадій сприяє підвищенню жароміцності, однак цей елемент виявляє помітний негативний вплив на жаростійкість. Тому вводити його як легуючого компонента в сплави необхідно з достатньою обережністю.

Реній виявляє помітний позитивний вплив на властивості ливарних жароміцних нікелевих сплавів. Результати досліджень його впливу на міцнісні характеристики сплавів говорять про те, що при робочих температурах сучасних дисків (650-750°C) позитивний вплив цього елемента практично відсутній. У теперішній час реній вводиться в склади сплавів у дуже незначних кількостях (0,5-1% або менш) з метою поліпшення характеристик повзучості.

Вуглець, як відомо, обмежує ріст зерна в процесі термообробки. Утворені ним карбідні частки округлої форми є додатковими дисперсними зміцнювачами. Виділяючись у вигляді розрізнених включень, вони ефективно гальмують дифузійні потоки по межах зерен. Тому вуглець є елементом, що спеціально вводиться в склади сплавів на нікелевій основі. Однак перевищення його вмісту більш 0,04–0,1% може стати причиною істотного збільшення швидкості росту втомної тріщини.

Бор є обов'язковим елементом, що спеціально вводиться в жароміцні сплави в малих кількостях. Оптимальний вміст бору становить 0,01-0,02%.

Елементи-Домішки. У сплавах, крім корисних мікродобавок або нейтральних домішок, можуть бути домішки шкідливі. Їхній вміст або обмежується, або ці елементи прагнуть виключити. У цей час увага дослідників зосереджена на вивченні шкідливого впливу багатьох елементів, які, присутні в мінімальних частках у сплавах, різко знижують їхні експлуатаційні характеристики. Часто по границях зерен утворюються легкоплавкі з'єднання типу евтектики. Вміст шкідливих домішок на границях зерен може на кілька порядків перевищувати їхній середній вміст у сплаві, із чим і зв'язаний їхній негативний вплив на властивості жароміцних сплавів [9].

1.3 Основи термічної обробки жароміцних нікелевих сплавів спрямованої кристалізації

Термічна обробка сучасних нікелевих сплавів є відповідальним етапом, що забезпечує необхідний комплекс властивостей. Температура гартування, що є першою ланкою термічної обробки, швидкість нагрівання до цієї температури і час витримки багато в чому визначають структуру та оптимальні параметри зміцнювальних фаз.

Термічна обробка ливарних жароміцних нікелевих сплавів менш складна, ніж деформованих, що пояснюється такими особливостями:

- в силу більш складнішого легування ливарні сплави менш пластичні, ніж деформовані, тому можливості підвищення властивостей міцності за рахунок зниження пластичності обмежені;

- робочі температури ливарних сплавів значно вищі, ніж деформованих, тому для них не можуть застосовуватися низькотемпературні ступені термообробки, що забезпечують високі показники короткочасної межі міцності та отримана у разі структура буде нестабільною у процесі експлуатації при високих температурах;

- для ливарних сплавів використання великих швидкостей охолодження небажано, так як відлиті з них лопатки мають дуже складну форму зовнішньої та внутрішньої поверхні, внаслідок чого при швидкому охолодженні в них виникають значні термічні залишкові напруження, які знижують працездатність лопаток, а в деяких випадках і до тріщин.

Разом з тим термообробка ливарних сплавів у тій чи іншій формі проводиться обов'язково, тому що з її допомогою забезпечується оптимальний комплекс експлуатаційних властивостей та усуваються (або зводяться до мінімуму) залишкові ливарні напруги. Крім того, при нанесенні захисних покриттів на лопатки, сплави піддаються нагріванням до високих температур, які

впливають на їх структуру та властивості і в цілому є певною частиною термообробки.

Важливим ступенем термічної обробки ливарних нікелевих сплавів є гомогенізація, необхідна для зменшення ступеню ліквіації, викликаної дендритною кристалізацією. Гомогенізуюче відпалювання стабілізує структуру сплавів, поліпшує пластичність та підвищую тривалу міцність [10].

До структури жаростійких нікелевих сплавів пред'являються такі вимоги:

- гетеро фазність будови, бажано дрібні (до мікроскопічних розмірів) включення зміцнювальних фаз;
- стабільність матриці та зміцнювальних фаз;
- міцність та стабільність між зерен.

У дисперсійно твердіючих сплавах реалізація цих вимог досягається спрямованим комплексним легуванням, що призводить як ускладнення складу та подрібненню частинок зміцнювальних фаз, що виділяються з пересиченого твердого розчину при старінні, так і до уповільнення їх коагуляції при високих температурах внаслідок гальмування дифузійних процесів. Для нікелевих сплавів досягнуто найбільшого прогресу підвищення жароміцності – робочі температури цих сплавів нині становлять 1000...1100°C.

Для всіх жароміцних сплавів, починаючи зі сплавів типу «нимонік», що містить 10...15% γ' -фази, і до сучасних високо жароміцних матеріалів, вміст γ' -фази в яких доходить до 50-60%, характерна гетеро фаза, високодисперсна структура. Закономірним для цієї структури є рівномірний розподіл у матриці твердого розчину частинок γ' -фази, що перешкоджають руху та переповненню дислокацій в умовах високотемпературної повзучості [11].

1.4 Основні складові структури нікелевих сплавів

Матриця сплаву (γ -фаза). Цілісна матриця, що являє собою аустенітну фазу на основі нікелевої з ГЦК ґратками, зазвичай з підвищеним вмістом елементів, що утворюють тверді розчини кобальту, хрому, молібдену і вольфраму. Міцність жаростійких сплавів залежить від розміру зерна – опір повзучості зростає зі збільшенням цієї характеристики.

Зміцнювальна фаза (γ' -фаза), що грає головну роль у зміцненні сплавів на основі нікелю. Зароджується на площинах (001), за параметром відрізняється від ґрат твердого розчину лише на 0,01...0,03 Å, містить невелику кількість хрому. При взаємодії з дислокаціями γ' -фаза робить внесок у зміцнення міжфазовими межами сплаву γ - γ' . Міцність γ' -фази зростає за збільшенням температури. Спадкова пластичність γ' -фази перешкоджає сильному крихтенню на відміну від зміцнення фазами, які володіють вищою твердістю, наприклад карбід.

Карбіди. Вуглець додається в кількості 0,05...0,20% і часто взаємодіє з присутнім хімічно активними та тугоплавкими елементами з утворенням первинних MeC карбідів. Під час термічної обробки та в процесі експлуатації вони розпадаються на карбіди за зниженим вмістом вуглецю $Me_{23}C_6$ та Me_6C , що виділяються на межі зерен. Здатність карбідів до коагуляції при 950...1050°C використовують при термічній обробці деяких сплавів з інтерметалідних зміцненням, застосовуючи подвійне гартування. Одразу сплави гартують дуже з високих температур (1180-1200°C), при цьому всі фази переходять в твердий розчин, а потім при знижених (950-1050°C), внаслідок чого інтерметалідні фази ще знаходяться у твердому розчині, а карбіди хрому виділяються у скоагульованому вигляді.

При подальшому старінні карбідні фази практично не беруть участі в процесах дисперсійного твердіння і знаходяться у вигляді переривчастих скупчень.

Зернографічна γ' -фаза. Для багатьох сплавів розроблено режим термічних обробок, що забезпечують утворення прошарків γ' -фази по межах зерен, вважають, що це сприяє досягненню оптимальних характеристик тривалої міцності.

Топологічні щільно упаковані фази. В певних умовах утворюються σ -, μ - та Лавес-фази з пластинчатою формою виділень, що викликає знижені тривалі міцність та пластичність.

Жароміцні сплави з інтерметалідним зміцненням здатні до повернення властивостей залежно від температур старіння або робочих температур. З підвищенням температури вище максимальної (перегрів), при якій досягається найбільше зміцнення за певний проміжок часу, відбувається невелика коагуляція інтерметалідів і розчинення їх у твердому розчині, що супроводжується зниженням твердості та жароміцності. Вторинне нагрівання сплаву в цьому стані при знижених температурах сприяє додатковому утворенню інтерметалідних фаз у дисперсному стані, і додатковому зміцненню. Відновлення властивостей сплаву після перегріву залежить від тривалості нагрівання при повторному старінні, ступеня легування твердого розчину (марки сплаву), а також швидкості охолодження [12].

Розвиток ливарних жароміцних сплавів на нікелевій основі пов'язано насамперед з тим, що порівняно з деформованими сплавами, в них можна досягати зміцнювального ефекту за рахунок γ' -фаз і карбідів та вищої структурної стабільності. Важливою перевагою матеріалів цього класу є можливість відливати з них тонкостінні охолоджу вальні лопатки складної конфігурації, виготовити які методом кування і штампування практично неможливо. Застосування ливарних жароміцних сплавів для лопаток турбін значною мірою сприяли успіхи в розробці керамічних матеріалів, оснастки та обладнання, що дозволяють отримати виливки з каналами для охолодження.

Саме в ливарних сплавах допустима особливо велика кількість зміцнюючої інтерметалідної γ' -фази (до 50-60%), яка володіє більшою стабільніс-

тю та забезпечує високий опір повзучості, крім того, процеси дифузії в ливарних сплавах протікають повільніше, ніж у деформованих.

Більшість сплавів застосовують у термічно обробленому стані. Щоб уникнути вигоряння легувальних елементів (Cr, Ni, Al, B), термічну обробку проводять або в нейтральній (аргон, гелій) або захисній атмосфері, або у вакуумі.

У ливарних жароміцних сплавах утворюються ті ж зміцнювальні фази, що й у деформованих, але спостерігається трохи інший розподіл фаз та легувальних елементів, пов'язане з особливостями литої структури. Ливарні сплави мають дендритну структуру, тому мають схильність до локальних неоднорідностей за складом.

Міждендритні об'єми, як правило, збагачені домішками легкоплавких елементів, оксидами, сульфідами, іншими легкоплавкими фазами. Руйнування при високих температурах відбувається в цих місцях. По осях дендритів спостерігається збагачення тугоплавкими елементами і фазами, що утворюються в процесі застигання.

Більш рівномірно розподілу елементів між твердим розчином, фазами та в об'ємі сприяє застосування високотемпературного нагрівання при гартуванні. Завдяки такому нагріванню досягається більш рівномірне виділення зміцнювальних фаз при подальшому старінні, а отже, підвищуються механічні властивості сплаву (поєднання міцності та пластичності) і експлуатаційна надійність деталей. Виділення фаз може відбуватися не тільки при тривалому старінні, але для складно легованих сплавів з Ti, Al, W, Mo та в процесі не дуже швидкого охолодження (на повітрі) при гартуванні. Тому кількість і форма розподілу фаз, а отже, і властивості залежать від швидкості остигання виливки у конкретній формі ті від режимів термічної обробки.

При термічній обробці величина зерна у ливарних сплавів практично мало змінюється, і дендритна неоднорідність структури, незважаючи на гомогенізуючу обробку, повністю не усувається.

Залежно від складу сплаву та режиму термічної обробки в ливарних жароміцних сплавах на нікелевій основі утворюються такі фази.

Інтерметалідна γ' -фаза з ГЦК ґраткою типу $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$. Ця фаза поділяється рівномірно і у початковій стадії має кубічну форму.

Кількість та характер розподілу γ' -фази залежать від легування та швидкості охолодження при термічній обробці. В теперішній час у зв'язку з і збільшенням легованості ливарних сплавів та застосування вакуумних методів виплавки у структурі ливарних сплавів допускається утворення великих первинних виділень γ' -фази, що утворюють з γ -фазою і карбідами MeC евтектичну структуру. Наявність у сплавах значної кількості первинної γ' -фази не впливає значним чином на характеристики міцності та пластичності. Проте, зокрема, свідчить той факт, що зародження та розвиток тріщин в матеріалі не пов'язане з первинними виділеннями.

Первинна γ' -фаза в ливарних нікелевих сплавах має різну ступінь і частково метастабільності і частково або повністю може бути усунена при термічній обробці. Наприклад, у сплаві ЖС6У первинна γ' -фаза частково розчиняється при гомогенізуючому нагріванні до 1210°C , а повністю в інтервалі температур $1240\text{--}1250^\circ\text{C}$.

Карбідні фази. Залежно від легування та термічної обробки в ливарних жароміцних сплавах утворюються карбідні фази різного типу. Більшість вуглецю зв'язується в первинні малорозчинні карбіди титану типу TiC , а в присутності азоту – в карбонітриди титану $\text{Ti}(\text{CN})$. Карбіди титану утворюють з нікелем евтектику, що має знижену температуру плавлення, що спричиняє їх розподіл у між дендритних об'ємах. Розподіл карбідів та нітрідів титану в литій структурі також залежить і від умов кристалізації. При заливці з високих температур і повільному охолодженні карбіди і карбонітриди грубіші, та виділяючись на межі зерен, утворюють сітку (каркас); при швидкому охолодженні вони виділяються у вигляді дрібніших утворень.

Боридні фази. Бор в оптимальних кількостях позитивно впливає на жароміцні властивості нікелевих ливарних сплавів, утворюючи боридні фази

типу Cr_3B , в які входять інші легуючі елементи (Mo, W). Бор утворює ліквідаційні евтектичні скупчення по межах зерен, що повідомляє їм чутливість до перегрівів. При великих кількості бор знижує тривалу міцність. При виплавці жароміцних сплавів та підборі шихти необхідно звертати увагу на чистоту сплавів та зниження вмісту в них шкідливих домішок [13].

1.5 Тенденції розвитку жароміцних нікелевих сплавів

У ряді факторів, що визначають технічний прогрес у галузі створення перспективних газотурбінних двигунів авіаційного та наземного призначення, провідна роль належить пошуку нових жароміцних сплавів для робочих і соплових лопаток, розробки процесів і обладнання для виробництва монокристалічного лиття, вирішення проблем ефективного охолодження деталей, що працюють в умовах високих температур та напружень. Важливою вимогою до промислової технології монокристалічного лиття поряд з високою рентабельністю є забезпечення високого виходу придатної продукції за геометричними та кристалографічними параметрами, а також структурною досконалістю одержуваних виливків.

Тільки на шляху одночасного успішного просування в кожній із зазначених областей можна очікувати помітних досягнень у створенні нового покоління газотурбінних двигунів та установок, що відповідають сучасним потребам авіабудування.

Найбільш інтенсивно розробка ливарних сплавів в останні роки ведеться в основному в наступних напрямках:

- пошук оптимальних композицій з підвищеним вмістом тугоплавких елементів (Re, Ta, W);
- створення сплавів на основі інтерметалідів (головним чином алюмінію та нікелю);

– освоєння в якості жароміцних матеріалів так званих «природніх» композитів, а саме спрямовано закристалізованих евтектичних сплавів, зміцнених ниткоподібними карбідами ніобію і танталу [14].

Резерв подальшого підвищення жароміцності монокристалів класичною структурою «твердий розчин–зміцнюючі дрібнодисперсні частинки фази на основі Ni_3Al » полягає у введенні в твердий розчин граничних кількостей ренію і вольфраму. Хоча механізм впливу такого легування остаточно нез'ясований, передбачається, що насичення твердого розчину зазначеними елементами, що гальмують вплив на дифузійні процеси, що протікають у ньому, уповільнює коагуляцію частинок зміцнюючої фази.

Створення перспективних високо кореневих сплавів для монокристалічного лиття стримується поки що недостатньою фазовою стабільністю систем даного типу, особливо при тривалих термінах високотемпературної експлуатації. Як показали дослідження, найбільш вірогідною причиною цього є виділення під агітованим шаром крихких топологічно щільно упакованих фаз пластинчастої морфології, вміст ренію в яких може доходити до 5-%, а вольфраму до 20%, а також формування колоній тривимірних осередків уздовж малокутових меж в осях дендритів першого порядку. Для подолання зазначеного недоліку будуть потрібні подальші роботи з уточнення композиції цих сплавів та вибору режимів їх термічної обробки.

Всім видам лиття властива наявність мікропористості, точкова та дислокаційна недосконалість структури, ліквіація, невідповідність фазового складу, які визначають надійність та експлуатаційні властивості матеріалу. Одним з перспективних напрямків зменшення мікропористості виливків відповідального призначення, що дозволяє підвищити втомну міцність, а, отже, і експлуатаційну надійність, є гаряче ізостатичне пресування (ГІП) [15].

Поліпшення якості виливок методом ГІП пов'язане з видаленням внутрішніх дефектів, таких як пористість, внутрішні усадження та між дендритні тріщини, що утворюються в процесі затвердіння металу. ГІП усуває ці дефекти спочатку змиканням стін порожнеч за механізмом повзучості та пластич-

ної деформації, а потім дифузійним зварюванням приведених в контакт поверхонь пор. Слід зазначити, що баротермічна обробка не видаляє дефекти, що сполучені з поверхнею [16].

Розробка нових і оптимізація існуючих ливарних жароміцних нікелевих сплавів для виготовлення лопаток газотурбінних двигунів є важливою науково-технічною проблемою. З огляду на чутливість структурних складових до концентрації легувальних елементів, виникають труднощі в оцінці очікуваного комплексу властивостей виробів від хімічного складу або структурного-фазового стану [17].

Для сучасних газотурбінних двигунів важко навантажені деталі мають складну форму, що збільшує напруження всередині виробу. Тому, форма та розмір структурних складових жароміцних сплавів повинна мати сприятливу морфологію та не зосереджувати напруження на мало кутових межах поділу. Карбіди типу MC виділяються в рідкому стані і вплинути на їх форму та розмір можливо лише зміною технології литва, однак на виробництві це зробити складно, тому залишаються питання по оптимізації хімічного складу сплаву, який впливає на тип, хімічний склад та морфологію карбідів [18].

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

Вивчена специфіка розподілу легувальних елементів у карбідах багатокомпонентної системи $\text{Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C}$ – сплаву типу ЖС32-В. Методом CALPHAD проведене моделювання термодинамічних процесів кристалізації. Отримані залежності впливу легувальних елементів на температури розчинення (виділення) карбідів. Результати термодинамічних розрахунків хімічного складу карбідів наведені в порівнянні з експериментальними даними, отриманими методом електронної мікроскопії на мікроскопі, «РЕМ-106И» с системою енергодисперсійного рентгеноспектрального мікроаналізу. Оцінене структурно-енергетичний стан міжфазних меж карбід-матриця. Показане, що отримані залежності тісно корелюють із термодинамічними процесами, що відбуваються в системі.

Розробка нових і оптимізація існуючих ливарних сплавів для виготовлення лопаток газотурбінних двигунів різного призначення, є важливою науково-технічною проблемою. Враховуючи чутливість структурних складових до концентрації легувальних елементів, виникають труднощі в оцінці очікуваного комплексу властивостей лопаток від оптимізації хімічного складу або структурного стану сплавів. Для сучасних газотурбінних двигунів зазначені деталі, що мають складну форму, виготовляють із багатокомпонентних жароміцних сплавів на основі нікелю, кобальту й заліза методами спеціального, спрямованого або монокристалічного лиття.

Розробки останніх років, зосереджені на дослідженні лопаткових матеріалів з низьким вмістом дорогих елементів для авіадвигунів. Однією із проблем для такого типу матеріалів є підвищення їх властивостей міцності. Для приросту жароміцності в сплавах збільшують вміст тугоплавких елементів, які так само входять і до складу карбідів. Однак, високий вміст цих елементів у сплаві може з'явитися причиною появи в структурі виливка топологічних

щільно упакованих фаз типу μ , σ , P , що в результаті їх нестабільності буде сприяти тендітному руйнуванню деталей.

Основною метою роботи є вивчення специфіки впливу легувальних елементів на розподіл карбідів різних типів у структурі, їх топологію, морфологію й схильність до коагуляції, а також їх состава для багатокомпонентної системи типу Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C за допомогою розрахункового методу прогнозування CALPHAD (пасивний експеримент) у порівнянні з даними, отриманими методом електронної мікроскопії (активний експеримент).

Моделювання термодинамічних процесів, що протікають при кристалізації (охолодженні) або нагріванні в структурі сплавів здійснювалися методом CALPHAD.

У системі багатокомпонентного легування діапазон варіювання елементами був обраний з міркувань максимальної й мінімальної кількості елемента, що вводиться в жароміцні нікелеві сплави (ЖНС). Таким чином, для дослідження були обрані карбідоутворюючі елементи в наступних діапазонах легування (% по масі): вуглець 0,02-0,2; тантал 0,5-12; ніобій 0,1-4; хром 1-35; молібден 1-6; вольфрам 1-16.

Експериментально состав карбідів визначали на електронному мікроскопі РЕМ-106И з використанням системи енергодисперсійного рентгеноспектрального мікроаналізу. Даним методом вивчали морфологію й хімічний склад карбідів, що виділилися, у структурі сплаву. Переклад значень якісного в кількісний аналіз робили автоматично по програмі приладу. Відносна погрішність методу становить $\pm 0,1\%$ (по масі). Результати розрахунків типу карбідів і їх хімічного складу порівнювали з експериментальними даними, отриманими за допомогою електронної мікроскопії.

Результати дослідження обробляли в програмному комплексі Microsoft Office у пакеті EXCEL із установленням кореляційних залежностей типу «параметр-властивості» у вигляді математичних рівнянь математичних моделей, які оптимально описують ці залежності. Отримані залежності мають до-

сять високі коефіцієнти критерію кореляції $R^2 \geq 0,85$ і можуть використовуватися для прогнозуючих розрахунків зазначених характеристик з відносною погрішністю порядку 4% [19].

2.1 Хімічний склад та технологія отримання сплаву

У двигунобудівній галузі є досвід застосування сплаву ЖС32-ВИ для виготовлення робочих і соплових лопаток турбіни як з монокристалічної, так і з полікристалічною(стовпчастою) структурою.

По хімічному складу (таб. 2.1)сплав ЖС32-ВИ в порівнянні із традиційними лопатковими матеріалами типу відрізняється наявністю рідкісноземельних елементів. Вміст вуглецю в сплаві ЖС32 становить 0,13-0,18 %.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад сплаву ЖС32-ВИ

Хімічний елемент	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ta	Re	Nb	Ni
Вміст, %	0,15	4,9	9,0	8,5	1,0	5,9	4,0	4,0	1,6	61

Основні схеми процесів спрямованої кристалізації:

– PD (power down). Сутність методу в тому, що поступово знижують потужність нагрівачів форм, починаючи з нижнього нагрівача. Схема проста, надійна, але є більші труднощі в керуванні й регулюванні швидкості охолодження виливка;

– HRS (high rate solidification). Метод полягає в тому, що форма, закріплена (найчастіше) на водоохолоджуваному штоку, поступово виймається із зони нагрівання, чим забезпечується вертикальний градієнт температур, необхідний для створення умов НК. Спосіб називається високошвидкісним, тому що при ньому забезпечуються більш високі швидкості кристалізації, чому при процесі PD;

– LMC (liquid metal cooling). Полягає в тому, що форма з розплавом переміщується із зони нагрівання, одночасно поринаючи в охолодне середовище з легкоплавкого розплаву. Застосування конвективного охолодження в даному варіанті суттєво підвищує швидкість тепловідводу, що викликає значні структурні зміни в сплаві деталей;

– FBQ (fluidised bed quenched). Охолодження в псевдокиплячому шарі по ефективності впливу на розплав, що кристалізується, наближається до способу LMC, але складніше при практичній реалізації [20].

В основі впливу електроструму на розплав лежить різний електроопір твердого металу й розплаву. Тому минаючий через розплав електричний струм на фронті кристалізації буде в першу чергу «перетікати» через виступи неплоского фронту кристалізації в затверділу частину виливка. Добором щільності токи домагаються того, щоб дендритні виступи, що проросли в розплав, були розплавлені, а фронт росту був би плоским протягом усього циклу кристалізації. Це дозволяє одержувати необхідну структуру евтектичних сплавів при менших осьових градієнтах температур, знизити пористість у виливках зі звичайних жароміцних сплавів за рахунок зменшення довжини твердорідкої зони.

Вплив ультразвуку на розплав, що кристалізується, використовують для підвищення ступеня дисперсності макрозерен у виливках при равноосному литті. При спрямованій кристалізації (СК) ультразвук використовують для визначення положення фронту кристалізації, безперервного контролю швидкості кристалізації й температурного градієнта.

Вплив магнітного поля на розплав при СК використовують при одержанні заготовок різального інструменту. Однорідне інтенсивне магнітне поле, орієнтоване строго вертикально й по напрямкові тепловідводу, «вишиковує» (орієнтує) домени в осьовому напрямку в прилягаючі до поверхні роздільні фаз ділянках рідкої фази – у такий спосіб виключається ймовірність бічної орієнтації зростаючих знизу нагору дендритів і пригнічується зародження й ріст кристалів з бічної поверхні форми [21].

2.2 Фізичні основи растрової електронної мікроскопії

Принцип дії заснований на використанні деяких ефектів, що виникають при опроміненні поверхні об'єктів тонко сфальцьованим пучком електронів – зондом. Як показано на рис.2.1, у результаті взаємодії електронів 1 зі зразком (речовиною) 2 генеруються різні сигнали. Основними з них є потік електронів: відбитих 3, вторинних 4, Оже-Електронів 5, поглинених 6, що пройшли через зразок 7, а також випромінювань: катодолюмінісцентного 8 і рентгенівського 9.

Для одержання зображення поверхні зразка використовуються вторинні, відбиті й поглинені електрони. Інші випромінювання застосовуються в РЕМ як додаткові джерела інформації. Найважливішою характеристикою будь-якого мікроскопа є його розв'язна здатність.

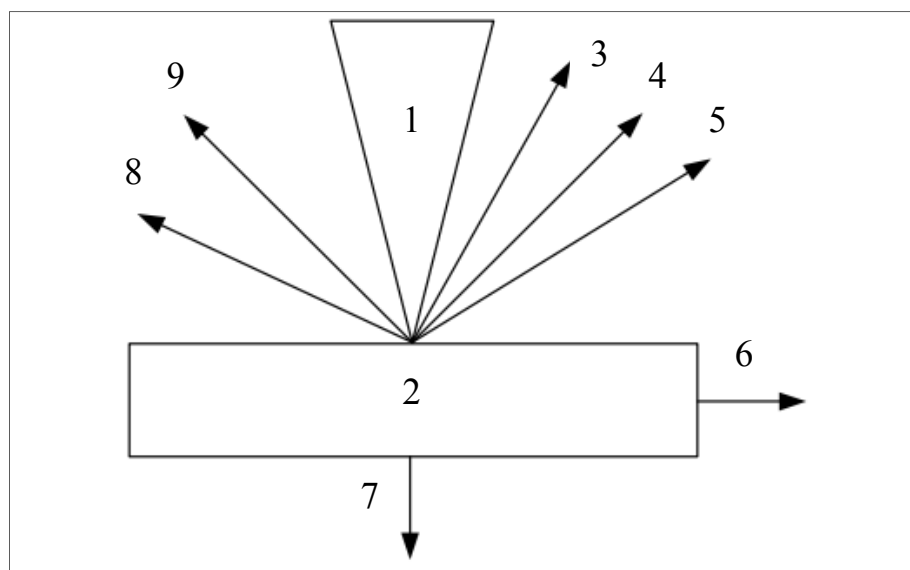


Рисунок 2.1 – Ефекти взаємодії електронного променя з об'єктом

Вона визначається: 1) площею перетину або діаметром зонда; 2) контрастом, створюваним зразком і детекторною системою; 3) областю генерації сигналу в зразку. Діаметр зонда в основному залежить від конструктивних особливостей і якості вузлів мікроскопа й насамперед електронної оптики. У

сучасних РЕМ досягнуте високу досконалість компонентів конструкції, що дозволило зменшити діаметр зонда до 5-10 нм. Вплив контрасту на розв'язну здатність проявляється в наступному. Формування контрасту в РЕМ визначається різницею детектуємих сигналів від сусідніх ділянок зразка: чому вона більше, тем вище контраст зображення. Контраст залежить від декількох факторів: топографії поверхні, хімічного складу об'єкта, поверхневих локальних магнітних і електричних полів, кристалографічної орієнтації елементів структури. Найважливішими з них є топографічні, що залежить від нерівностей поверхні зразка, а також композиційні, що залежить від хімічного складу. Рівень контрасту визначається також і ефективністю перетворення падаючого на детектор випромінювання, яке створює сигнал на його виході. Якщо одержуваний у підсумку контраст недостатній, то його можна підвищити, збільшавши струм зонда. Однак великий потік електронів у силу особливостей електронної оптики не може бути добре сфальцьований, тобто діаметр зонда зросте й відповідно знизиться розв'язна здатність [22].

Інший фактор, що обмежує дозвіл, залежить від розмірів області генерації сигналу в зразку. Схема генерації різних випромінювань при впливі електронного пучка на зразок представлена на рис. 2.2. При проникненні первинних електронів у зразок вони розсіюються у всіх напрямках, тому усередині зразка відбувається розширення пучка електронів. Ділянка зразка, у якій первинні електрони гальмуються до енергії $E = 0$, має грушоподібну форму. Бічне розширення електронного пучка в зразку в цьому випадку має величину від 1 до 2 мкм, навіть коли зонд має діаметр 10 нм. Розбіжність електронів приводить до того, що площа виходу на поверхню зразка електронів буде більше фокуса електронного пучка. У зв'язку із цим процеси розсіювання електронів усередині зразка дуже впливають на розв'язну здатність зображень, одержуваних у відбитих, вторинних і поглинених електронах.

Відбиті електрони утворюються при розсіюванні первинних електронів на більші (до 90°) кути в результаті однократного пружного розсіювання або в результаті багаторазового розсіювання на малі кути. В остаточному підсу-

мку первинні електрони, випробувавши ряд взаємодій з атомами зразка й втрачаючи при цьому енергію, змінюють траєкторію свого руху й залишають поверхню зразка. Розміри області генерації відбитих електронів значні й залежать від довжини пробігу електронів у матеріалі зразка. Довжина області зростає зі збільшенням прискорювального первинні електрони напруги й зменшення середнього атомного номера Z елементів, що входять у склад зразка. Довжина області може змінюватися від 0,1 до 1 мкм. Електрони, що втратили в процесі відбиття частина енергії, залишають зразок на відносно більших відстанях від місця падіння електронного зонда. Відповідно перетин, з якого одержують сигнал, буде суттєво більше перетину зонда. Тому дозвіл РЕМ у режимі реєстрації відбитих електронів невелике й змінюється від десятків нанометрів при роботі з невисокими прискорювальними напругами й важкими матеріалами до сотень нанометрів при роботі з більшими прискорювальними напругами й легкими матеріалами. Важливою особливістю емісії відбитих електронів є її залежність від атомного номера елементів. Якщо атомний номер атомів матеріалу в крапці падіння первинного пучка електронів малий (легені атоми), то утворюється менша кількість відбитих електронів з малим запасом енергії. В областях зразка, що містять високу концентрацію атомів з більшим атомним номером (важкі атоми), більше число електронів відбивається від цих атомів і на меншій глибині в зразку, тому втрати енергії при їхньому русі до поверхні менше. Ці закономірності використовуються при одержанні зображень у відбитих електронах.

Вторинні електрони. Первинні електрони, що проникають у зразок, взаємодіють із електронами зовнішніх оболонок атомів об'єкта, передаючи їм частина своєї енергії. Відбувається іонізація атомів зразка, а електрони, що вивільняються в цьому випадку, можуть покинути зразок і бути виявлені у вигляді вторинних електронів. Вони характеризуються дуже малою енергією (до 50 еВ і тому виходять із ділянок зразка дуже близьких до поверхні. Глибина шару, що дає вторинні електрони, становить 1-10 нм. У межах цього шару розсіювання електронів дуже мале, тому при одержанні зображень у

вторинних електронах розв'язна здатність визначається насамперед діаметром первинного зонда. Вторинні електрони забезпечують максимальну в порівнянні з іншими сигналами розв'язну здатність порядку 5–10 нм. Тому вони є в РЕМ головним джерелом інформації для одержання зображення поверхні об'єкта, і саме для цього випадку приводяться паспортні характеристики приладу.

Області генерації:

1 – Оже-Електронів; 2 – вторинних електронів; 3 – відбитих електронів; 4 – характеристичного рентгенівського випромінювання; 5 – загальмованого рентгенівського випромінювання; 6 – флюоресценції.

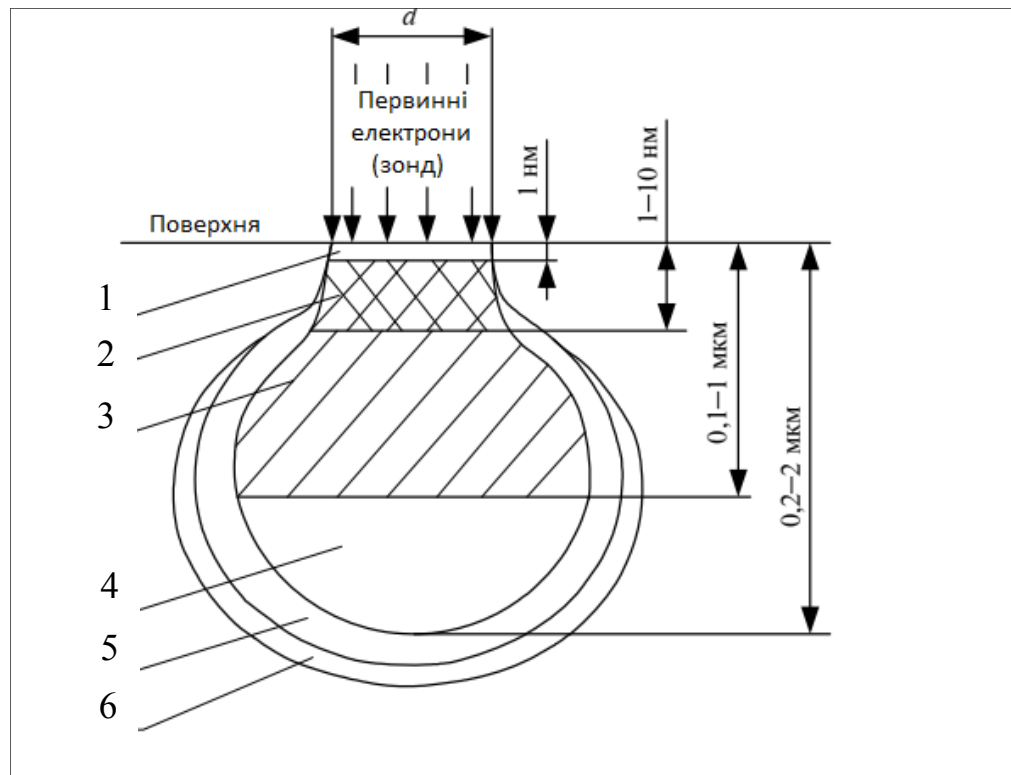


Рисунок 2.2 – Області сигналів і просторовий дозвіл при опроміненні поверхні об'єкта потоком електронів (зонд)

Кількість, що утворюються вторинних електронів слабо залежить від атомного номера елемента. Основним параметром, що визначають вихід вторинних електронів, є кут падіння пучка первинних електронів на поверхню об'єкта. Таким чином, варіації нахилу мікроділянок поверхні викликають різко виражені зміни у виході вторинних електронів. Цей ефект використову-

ється для одержання інформації про топографію поверхні. З метою збільшення емісії вторинних електронів часто зразок установлюється під кутом до осі зонда. При цьому буде погіршуватися різкість зображення – розмиття по краях. Для її виправлення в РЕМ передбачена система компенсації кута нахилу. Метод нахилу зразка застосовують при дослідженні плоских об'єктів (металографічних шліфів і ін.). Для зразків із сильно розвиненим рельєфом повністю провести корекцію кута нахилу не вдається.

Поглинені електрони. При впливі зонда частина електронів, що генерується залишається в обсязі зразка. Так, при енергіях первинного пучка 10-20 кВ приблизно 50% від загального числа, що утворюються вторинних і відбитих електронів досягають поверхні зразка й залишають її. електрони, що залишилися, утворюють струм поглинених електронів. Його величина рівна різниці між струмом зонда й струмами відбитих і вторинних електронів. Ця різниця є сигналом для одержання зображення, на яке впливають як топографічний, так і композиційний ефекти. Поглинені електрони генеруються у великому обсязі. Розв'язна здатність при одержанні зображень у цьому випадку має такий же порядок, як і для відбитих електронів. Даний метод одержання зображень використовується рідко через малу розв'язну здатність [23].

2.3 Устрій та робота мікроскопу РЕМ

Схема растрового електронного мікроскопу наведена на рис. 2.3. Він складається з наступних основних вузлів: електронної гармати 1-3, що емітує електрони; електронно-оптичної системи 4-10, що формує електронний зонд та забезпечує його сканування на поверхні зразка 12; системи, що формує зображення 11-17.

РЕМ має вакуумну камеру, яка служить для створення необхідного розрядження (10^{-5} мм рт. ст.) у робочому обсязі електронної гармати й електронно-оптичної системи.

Складовими частинами мікроскопу є механічні вузли, що забезпечують установку й переміщення зразка. Електронна гармата складається з катода 1, циліндра Венельта 2 і анода 3. Звичайно в якості катода використовується вольфрамовий V-образний дріт, зігнутий під кутом, як це показано на малюнку. При нагріванні катода прямим пропусканням струму відбувається термоemisія електронів. Електрони прискорюються напругою, прикладеною між катодом і анодом, яку можна змінювати від 1 до 50 кВ.

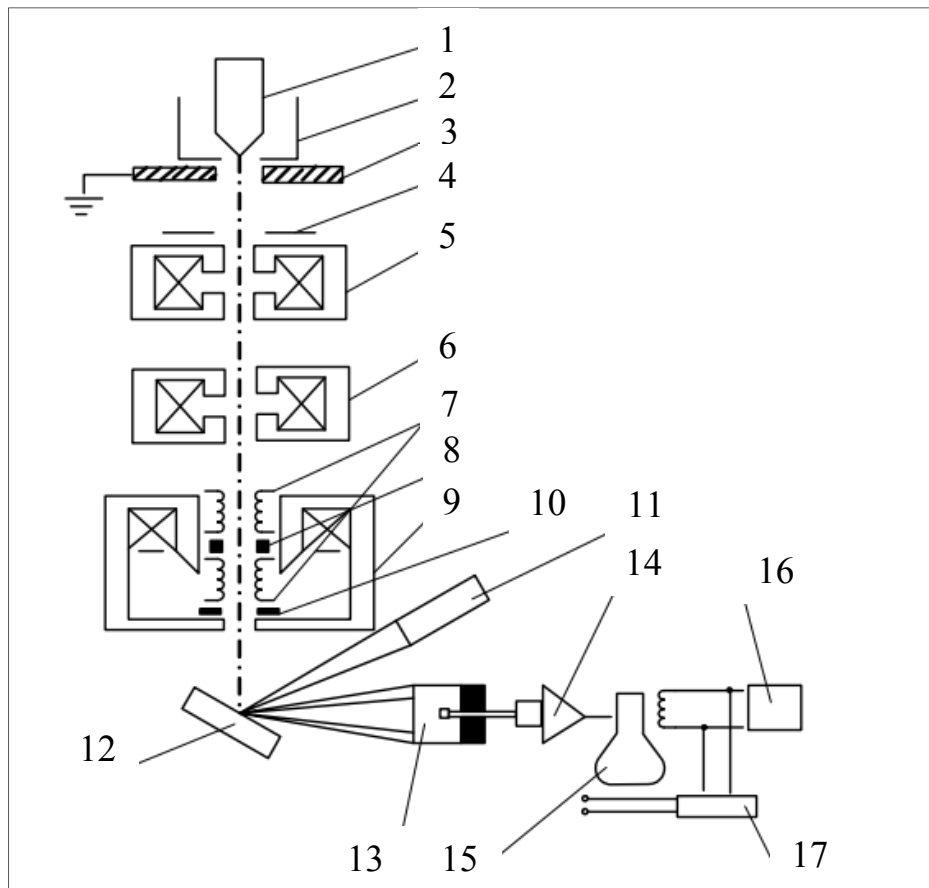


Рисунок 2.3 – Принципова схема растрового електронного мікроскопа

Циліндр Венельта має високий негативний потенціал і служить для регулювання потоку електронів. Пучок електронів від гармати проходить через три електромагнітні лінзи 5, 6, 9. Фокусування потоку електронів здійсню-

ється магнітним полем, що мають осьову симетрію. Воно створюється електромагнітною лінзою, яка являє собою соленоїд. Магнітне поле виникає при пропущенні електричного струму через обмотку соленоїда, концентрується за допомогою так званого полюсного наконечника й впливає на минаючий через нього потік електронів. Фокусну відстань лінзи можна плавно регулювати шляхом зміни сили струму в обмотці соленоїда. У системі є дві діафрагми 4, 10, що обмежують розбіжність пучка електронів.

Стигматор розташовано в об'єктивній лінзі 9. Усередині неї також перебувають дві пари електромагнітних відхиляючих котушок 7, кожна з яких служить для відхилення зонда відповідно в Х та У напрямках у площині, перпендикулярній осі потоку електронів. Котушки з'єднано з генератором 16, що забезпечують синхронність пересування електронного зонда за зразком і електронного променя по екрану електронно-променевої трубки 15. Зразок 12 кріпиться на предметному столику, який може переміщатися в трьох взаємно перпендикулярних напрямках, допускає нахил зразка до 90° до електронно-оптичної осі й обертання навколо осі від 0° до 360° . Електронний пучок, сфальцьований на поверхні зразка, викликає поява відбитих, вторинних і поглинених електронів, які використовуються для одержання зображення поверхні зразка. Ці сигнали вловлюються спеціальними детекторами. На схемі РЕМ представлений тільки один з можливого набору тип детектора, використовуваний для реєстрації вторинних електронів 13. У детекторі потік електронів перетворюється в електричний сигнал (струм). Після проходження струму через підсилювач 14 модулюється яскравість екрана. У якості детектора вторинних електронів використовується детектор Еверхарта-Торнлі, представлена на рисунку 2.4.

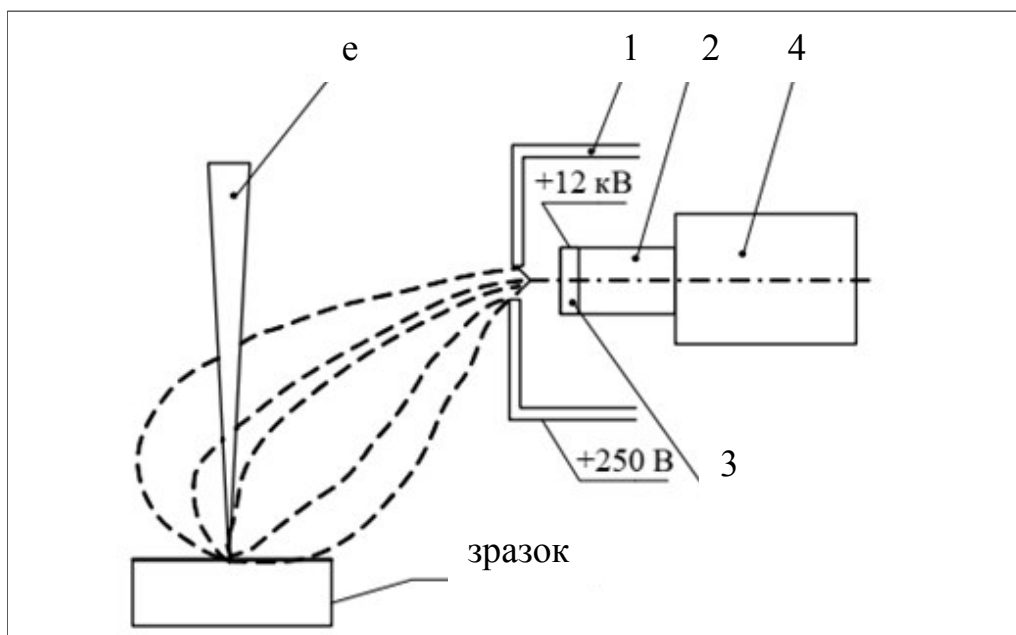


Рисунок 2.4 – Схема детектора емітованих електронів Еверхарта-Торнлі

Колектор 1 має позитивний потенціал, приблизно +250 В, завдяки чому траєкторії вторинних електронів викривляються, і вони попадають у колектор. На первинні й відбиті електрони, що мають високі значення енергії, цей потенціал істотного впливу не має. Усередині колектора електрони прискорюються. Для цього на сцинтилятор 3 подається висока напруга порядку 12 кВ. Його вплив на електронний зонд екранується корпусом колектора. Внаслідок прискорення вторинні електрони одержують достатню енергію, щоб викликати світлове випромінювання матеріалу сцинтилятора, яке по світоводу 2 попадається на фотопомножувач 4, де перетворюється в електричний сигнал. Потужність цього сигналу та яскравість відповідної крапки на екрані при використанні вторинних електронів визначається топографічним контрастом. Характерна риса топографічного контрасту в РЕМ – підвищена яскравість зображення гострих вершин і виступів рельєфу поверхні зразка викликається збільшенням виходу електронів із цих ділянок.

Більша розв'язна здатність РЕМ при роботі в режимі реєстрації вторинних електронів служить причиною того, що саме він використовується при

вивченні топографії поверхні (поверхня зламу, протравленого шліфа й ін.). При формуванні зображення в режимі детектування вторинних електронів можлива поява композиційного контрасту. Однак він відносно невеликий. Для реєстрації відбитих електронів можуть використовуватися різні типи детекторів, у тому числі й детектор Еверхарта–Торнлі, але з деякою зміною. Це викликане тим, що відбиті електрони мають високу енергію, рухаються прямолінійно, не відхиляючись електричним полем, на відміну від вторинних електронів. Тому немає необхідності використовувати в детекторі високі напруги й, отже, колектор. Ефективність збору відбитих електронів залежить від кута нахилу детектора до поверхні генерації електронів і відстані між ними. Одержання зображення у відбитих електронах викликане тим, що емісія цих електронів залежить від порядкового номера хімічного елемента. Тому, наприклад, на плоскій поверхні зразка ділянка матеріалу з більш високим середнім порядковим номером атомів відбиває більша кількість електронів. Він виглядає на екрані більш світлим щодо інших ділянок зразка. Отриманий контраст називають композиційним. Зображення у відбитих електронах дозволяє визначити кількість фаз у матеріалі, спостерігати мікроструктуру матеріалу без попереднього травлення шліфа й ін. Виявлення структури матеріалу стає можливим, оскільки хімічний склад зерен у багатокомпонентних системах відрізняється від хімічного складу їх границь [24].

2.4 Підготовка об'єктів для досліджень і особливі вимоги до них

На РЕМ можуть досліджуватися як шліфи, так і поверхні об'єктів без попередньої підготовки. Виготовлення шліфів для дослідження на РЕМ найчастіше здійснюється так само, як і для світломікроскопічного дослідження. Однак є й деякі особливості. Більша глибина різкості зображення в РЕМ дозволяє одержувати додаткову інформацію, проводячи глибоке травлення

шліфів. У той же час при одержанні зображень у відбитих електронах шліфи не зазнають травлення. Розміри зразків для РЕМ визначаються габаритами камери мікроскопа. Зразки повинні бути електропровідними. Для забезпечення їх гарного електричного контакту із предметним столиком і для фіксації зразків при нахилі стола використовують спеціальні струмопровідні клеї.

При дослідженні матеріалів, що не проводять струм – діелектриків, на їхню поверхню наноситься напилюванням тонка плівка електропровідників – золото, вуглець і т.д. При роботі з органічними матеріалами потрібно враховувати, що при тривалому контакті зонда зі зразком можливо його термічне руйнування. Перед випробуванням зразки повинні бути ретельно очищені, щоб не утворювалися газоподібні продукти, що перешкоджають отриманню необхідного вакууму при відкачці мікроскопа й забруднюють його колону. Рекомендується проводити очищення зразків. При проведенні топографічних досліджень не можна допускати окиснення поверхонь зламу.

2.5 Технічні можливості РЕМ

Електронний мікроскоп дозволяє:

- Безпосередньо досліджувати більші площі поверхонь на масивних зразках і навіть деталях у широкому діапазоні збільшень від $10\times$ до $50\,000\times$ і вище з досить високим дозволом. При цьому не потрібно, як для ПЕМ, виконання складних і тривалих операцій по виготовленню спеціальних об'єктів – реплік, прозорих для електронного променя. Виключається можливість погіршень внаслідок деформації реплік при знятті їх з об'єкта й під дією електронного променя.

- На РЕМ можна досліджувати загальний характер структури всієї поверхні об'єкта при малих збільшеннях і детально вивчити будь-яку ділянку, що цікавить дослідника, при необхідних збільшеннях. При цьому відпадає

необхідність у розробці спеціальних прицільних методів. Перехід від малих збільшень до більших на РЕМ здійснюється швидко й просто. Можливість швидкої зміни збільшення в процесі роботи мікроскопа від $10\times$ до $50000\times$ дозволяє легко встановлювати корисне збільшення. Потрібно також мати на увазі, що зображення буде точно сфальцьоване, коли область зондування пучком на зразку менше, чим розмір елемента зображення.

- РЕМ має більшу глибину фокуса, що дозволяє спостерігати об'ємне зображення структури з можливістю її кількісної оцінки. Створюються умови прямого вивчення структури поверхонь із сильно розвиненим рельєфом, наприклад зламів.

- РЕМ звичайно йде у комплекті з мікроаналізаторами хімічного складу, що дозволяє одержувати більш повну інформацію про поверхню [25].

2.6 Устрій та робота РСМА

Під рентгеноспектральним мікроаналізом розуміють визначення елементного складу мікрообсягів по порушуваному в них характеристичному рентгенівському випромінюванню. Рентгеноспектральний мікроаналіз заснований на тих же принципах, що й «звичайний» емісійний рентгеноспектральний аналіз. Для аналізу характеристичного спектра в рентгеноспектральному мікроаналізаторі (РСМА) також використовують два типи спектрометрів (безкристалльний або із кристалом-аналізатором). Відмінність РСМА в тому, що порушення первинного випромінювання здійснюється в порівняно малих обсягах зразка дуже вузьким електронним зондом, подібним використовуваному в РЕМ. Тому базою для рентгенівського мікроаналізу служить електроннооптична система растрового електронного мікроскопа. При взаємодії електронного зонда зі зразком одним з можливих порушуваних сигналів є рентгенівське випромінювання, яке можна розділити на гальмове й характе-

ристичне. Гальмове рентгенівське випромінювання виникає внаслідок гальмування первинних електронів в електричному (кулоновском) полі атомів аналізованого матеріалу. Кінетична енергія первинних електронів у цьому випадку частково або повністю перетворюється в енергію рентгенівського випромінювання. Відповідно випромінювання має безперервний спектр з енергією від нуля до енергії падаючого електрона, тому його ще називають безперервним рентгенівським випромінюванням.

У загальному випадку підготовка для аналізу металевих зразків не викликає особливих труднощів. Вони виготовляються як звичайні металографічні шліфи з використанням шліфування й наступного полірування. Однак поверхня зразків повинна бути зовсім плоскою й не мати рисок і рельєфу. Наявність цих дефектів приводить до зниження точності визначення концентрації елементів. Із цієї причини полірування повинна виконуватися винятково механічно з використанням алмазних паст. При підготовці шліфів не можна використовувати абразивні матеріали, що містять елементи, що входять до складу досліджуваних матеріалів. Абразивні частки можуть впроваджуватися в поверхню зразка.

Слід уникати електрополіровки й хімічного травлення, тому що вони можуть привести до утворення рельєфу й викликати небезпеку збагачення або збідніння компонентів поверхні внаслідок селективного травлення. Для того щоб відшукати необхідне місце зразка в рентгеноспектральному мікроаналізаторі, можна після полірування слабо протравити зразок і відзначити необхідні місця відбитками мікротвердості. Потім зразок потрібно знову переполірувати настільки, коли травлення зникне, а маркування залишиться.

РСМА використовується для дослідження розподілу компонентів і домішок у сталях і сплавах. Відмінною рисою рентгеноспектрального мікроаналізу в порівнянні з іншими методами хімічного аналізу, наприклад такими, як спектральний емісійний аналіз, лазерний спектральний аналіз, є його висока локальність. У цьому зв'язку застосування РСМА виявилось досить ефективним, а іноді і єдиним способом при розв'язку наступних завдань:

- якісного й кількісного аналізу хімічного складу для ідентифікації різних фаз і включень;
- аналізу розподілу елементів з метою вивчення дендритної ліквідації, мікросегрегацій, тощо;
- визначення товщини різних покриттів на виробках, а також дослідження дифузійних процесів, наприклад при хіміко-термічній обробці, спіканні порошкових матеріалів, тощо.

У загальному випадку РСМА може бути використаний для аналізу металів, скляних виробів, кераміки, різних композиційних матеріалів, а також широкого класу органічних і біологічних зразків [26].

2.7 Опис методу CALPHAD

CALPHAD (від англ. Calculation of Phase Diagrams) — метод розрахунків фазових діаграм, запропонований Л. Кауфманом в 1960-х роках. Під рівноважними фазовими діаграмами звичайно розуміють діаграми залежності состава хімічної системи від температури. На фазовій діаграмі відзначаються області існування з'єднань і розчинів (тобто фаз) і області їх співіснування. Фазові діаграми – дуже потужний інструмент для прогнозування стану системи при різних умовах. Уперше вони з'явилися як графічний метод узагальнення експериментальної інформації про рівновагу.

У складних системах обчислювальні методи, такі як CALPHAD, використовуються для моделювання термодинамічних властивостей для кожної фази й моделювання поведінки багатокомпонентної системи в цілому. Підхід CALPHAD базується на тому факті, що фазова діаграма – це прояв рівноважних термодинамічних властивостей системи, які складаються із властивостей складових систему фаз. Таким чином, існує можливість розрахунків фазової

діаграми шляхом початкової оцінки термодинамічних властивостей усіх фаз системи.

Метод CALPHAD поєднує всю експериментальну інформацію про фазові рівноваги в системі й усю термодинамічну інформацію, отриману при проведенні термохімічних і теплофізичних досліджень. Потім набір термодинамічних властивостей кожної фази описується математичною моделлю, що містить параметри, що настраюються. Параметри обчислюються оптимізацією – припасуванням моделі під усю інформацію, включаючи співіснуючі фази. Після цього можливе перерахування фазової діаграми й термодинамічних властивостей складових систему фаз. Концепція методу CALPHAD полягає як в одержанні несуперечливого опису фазової діаграми, так і в достовірному пророкуванні безлічі стабільних фаз і їх термодинамічних властивостей у тих областях фазової діаграми, де відсутня експериментальна інформація, а також метастабільних станів шляхом моделювання фазових перетворень.

Є два критичні фактори для успішного використання методу CALPHAD.

Перший фактор – це знаходження реалістичної й зручної математичної моделі для енергії Гіббса кожної фази. Енергія Гіббса використовується тому, що більшість експериментальних даних отримане при певних значеннях температури й тиску. Крім того, будь-яка інша термодинамічна величина може бути отримана виходячи з енергії Гіббса. Одержання повного опису енергії Гіббса багатокомпонентної системи в аналітичному виді неможливо. Тому необхідно визначити основні особливості, на яких і будувати математичну модель. Розбіжність між моделлю й реальною системою, в остаточному підсумку, представляється розкладанням у статичний ряд температури, тиску й состава фази. Що настраюються параметри модельного опису уточнюються до відтворення експериментальних даних. Потужність методу CALPHAD полягає в тому, що опис підсистем, що становлять багатокомпонентну систему, може бути об'єднане для її повного опису.

Другим критичним фактором є наявність комп'ютерних програм для розрахунків рівноваги й різних типів схем і баз даних з експертною інформацією. У цей час існує безліч різних видів моделей, використовуваних для різних видів фаз, є кілька термодинамічних баз даних (як комерційних, так і вільно розповсюджуваних) різних матеріалів (стали, суперсплави, напівпровідникові матеріали, водяні розчини, оксиди і т.д.). Є також кілька різних видів програм, що використовують різні види алгоритмів розрахунків рівноваги. Найбільш розвинені з них дозволяють використовувати при розрахунках рівноваги не тільки температуру, тиск і состав, але й безліч інших типів умов існування системи, тому що часта рівновага може бути визначене при постійному обсязі або при заданому хімічному потенціалі елемента або составі певної фази й ін.

Підхід CALPHAD повільно розроблявся з 1960-х років поки в 1980-х не з'явилися складні системи на основі термодинамічних баз даних. Зараз є трохи комерційних (Factsage, MTDATA, PANDAT, Thermo-Calc, NUCLEA/GEMINI і ін.) програмних продуктів, а також безкоштовні програмні коди – Opencalphad, Rucalphad і ESPEI. Вони використовуються й при проведенні наукових досліджень і на виробництві. Застосування цих програм дозволяє суттєво зменшити тимчасові й матеріальні витрати шляхом оптимізації експериментальної роботи в результаті термодинамічного прогнозування поведінки багатокомпонентних систем (що було б практично неможливо без підходу CALPHAD) [27].

3 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНИЙ РОЗДІЛ

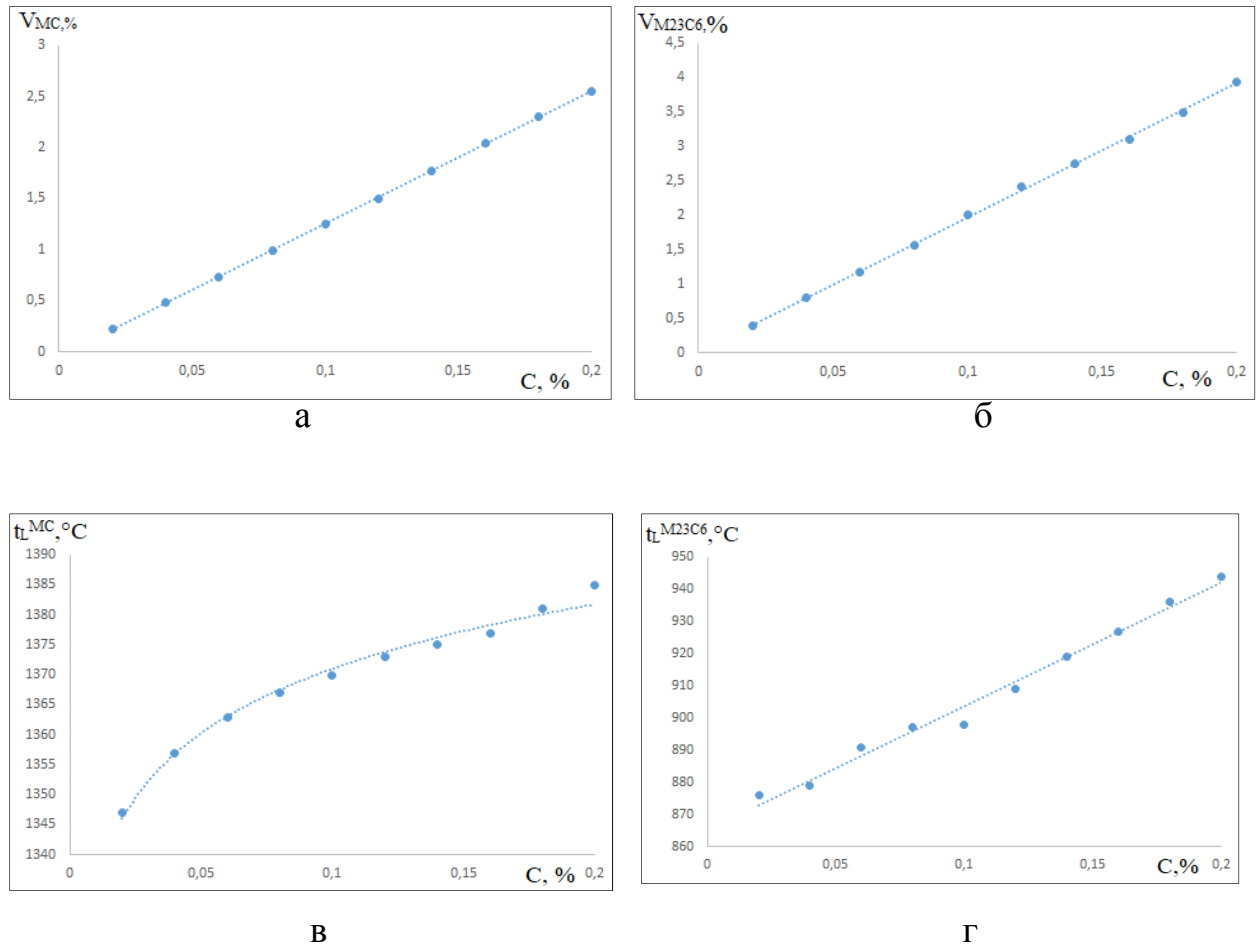
Вивчення виділення фаз у процесі кристалізації дослідженої системи Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C в температурному діапазоні (1600-20°C) показало, що найбільш імовірним є виділення основних фаз у наступному порядку: карбіди типу MC; γ - твердий розчин; евтектика $\gamma+\gamma'$; інтерметаліди типу γ' -фази на основі (Ni₃Al); карбіди типу M₂₃C₆.

Карбіди M₂₃C₆ утворюються в сплавах з помірним або високим вмістом хрому під час низькотемпературної обробки й у процесі експлуатації при 760...980°C внаслідок розпаду карбідів MC із «залишкового» вуглецю, розчиненого в матриці. Звичайно вони розташовуються по границях зерен, іноді уздовж ліній двійників, на дефектах пакування, кінцях двійників і можуть бути центрами зародження пластин σ -фази. До складу карбідів цього типу входять також молібден і вольфрам. Внаслідок несприятливого розташування на границях зерен карбіди M₂₃C₆ можуть впливати на межу тривалої міцності. Зникнення карбідів типу MC із утворенням карбідів M₆C и M₂₃C₆ відбувається по відомих реакціях[28]:



На рис. 3.1а, б показано, що в структурі об'ємна частка як первинних карбідів MC, так і вторинних карбідів M₂₃C₆ залежить від вмісту вуглецю в складі сплаву й оптимально описується лінійними функціями (табл. 3.1). У той час, на рис. 3в показано, що вплив вуглецю на температуру t_L^{MC} розчинення (або виділення) карбідів типу MC має складний характер і оптимально

описується логарифмічними рівняннями (табл. 3.1). Вплив вуглецю на температуру розчинення (виділення) вторинного карбіду $M_{23}C_6$ описується лінійною залежністю (рис. 3.1г).



а – кількість карбідів МС; б - кількість карбідів $M_{23}C_6$; в – температури розчинення карбіду МС; г - температури розчинення карбіду $M_{23}C_6$

Рисунок 3.1 – Залежність кількості карбідів і температури їх розчинення від вмісту вуглецю в сплаві

Таблиця 3.1 – Залежності температури розчинення (виділення) карбідів і вміст легувальних елементів у карбідах від вмісту легувальних елементів у сплавi.

Легувальний елемент	Температури розчинення (виділення) карбідів, °C	Кількість карбідів (V) і вміст елементів у карбіді (З), % мас
C	$t_L^{MC}, ^\circ\text{C} = 15,522 \ln(C) + 1406,8$ $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ\text{C} = 384,24(C) + 865,33$	$V_{MC} = 12,985(C) - 0,0453$ $V_{M_{23}C_6} = 19,512(C) + 0,0187$
Ta	$t_L^{MC}, ^\circ\text{C} = 2,3778 \cdot (C_{Ta})^2 - 2,7164(C_{Ta}) + 1367,1$	карбіди MC: $C_{Ta} = 21,094 \ln(C_{Ta} \text{ у сплаві}) + 33,642$ $C_{Nb} = -17,09 \ln(C_{Ta} \text{ у сплаві}) + 49,288$; $C_W = -1,954 \ln(C_{Ta} \text{ у сплаві}) + 5,4091$ $C_{Mo} = -0,685 \ln(C_{Ta} \text{ у сплаві}) + 1,7157$
Nb	$t_L^{MC}, ^\circ\text{C} = 10,767 \cdot (C_{Nb})^2 - 22,438 \cdot (C_{Nb}) + 1386$; 	карбіди MC: $C_{Nb} = 12,688(C_{Nb} \text{ у сплаві}) + 3,0073$; $C_{Ta} = -11,602(C_{Nb} \text{ у сплаві}) + 83,011$; $C_W = -1,869 \ln(C_{Nb} \text{ у сплаві}) + 3,6579$
Mo	$t_L^{MC}, ^\circ\text{C} = 0,3838 \cdot (C_{Mo})^3 - 2,6457 \cdot (C_{Mo})^2 + 1,9239 \cdot (C_{Mo}) + 1377,1$; $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ\text{C} = 3,0738(C_{Mo})^3 - 41,315(C_{Mo})^2 + 172,25(C_{Mo}) + 781,12$	— карбіди $M_{23}C_6$: $C_W = 0,4196(C_{Mo} \text{ в сплаві})^2 - 4,1238(C_{Mo} \text{ в сплаві}) + 10,222$
W	$t_L^{MC}, ^\circ\text{C} = 0,0683 \cdot (C_W)^3 - 1,1627 \cdot (C_W)^2 + 4,8779 \cdot (C_W) + 1375,1$; $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ\text{C} = -0,3379 \cdot (C_W)^2 + 14,865 \cdot (C_W) + 885,99$	—

Кінець таблиці 3.1

Легувальний елемент	Температури розчинення (виділення) карбідів, °C	Кількість карбідів (V) і вміст елементів у карбіді (C), % мас
Cr	$t_L^{MC}, ^\circ\text{C} = 0,0634 \cdot (C_{Cr})^3 - 1,5272 \cdot (C_{Cr})^2 + 8,8402 \cdot (C_{Cr}) + 1365$ (до 15%Cr в сплаве); $t_L^{MC}, ^\circ\text{C} = 0,3248 \cdot (C_{Cr})^2 - 19,578 \cdot (C_{Cr}) + 1539,4$ (більше 15%Cr в сплаве); $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ\text{C} = 31,75(C_{Cr}) + 741,92$ (3-7% Cr у сплаві); $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ\text{C} = 9,6143(C_{Cr}) + 1034,2$ (9-19% Cr у сплаві); $t_L^{M_{23}C_6}, ^\circ\text{C} = 1,369(C_{Cr}) + 1362,4$ (більше 19% Cr у сплаві)	— карбіди $M_{23}C_6$: $C_{Cr} = 0,006 (C_{Cr} \text{ у сплаві})^3 - 0,4278(C_{Cr} \text{ у сплаві})^2 + 9,6256(C_{Cr} \text{ у сплаві}) + 13,229$; $C_{Ni} = -0,0038 (C_{Cr} \text{ у сплаві})^3 + 0,2603(C_{Cr} \text{ у сплаві})^2 - 5,6346(C_{Cr} \text{ у сплаві}) + 38,919$

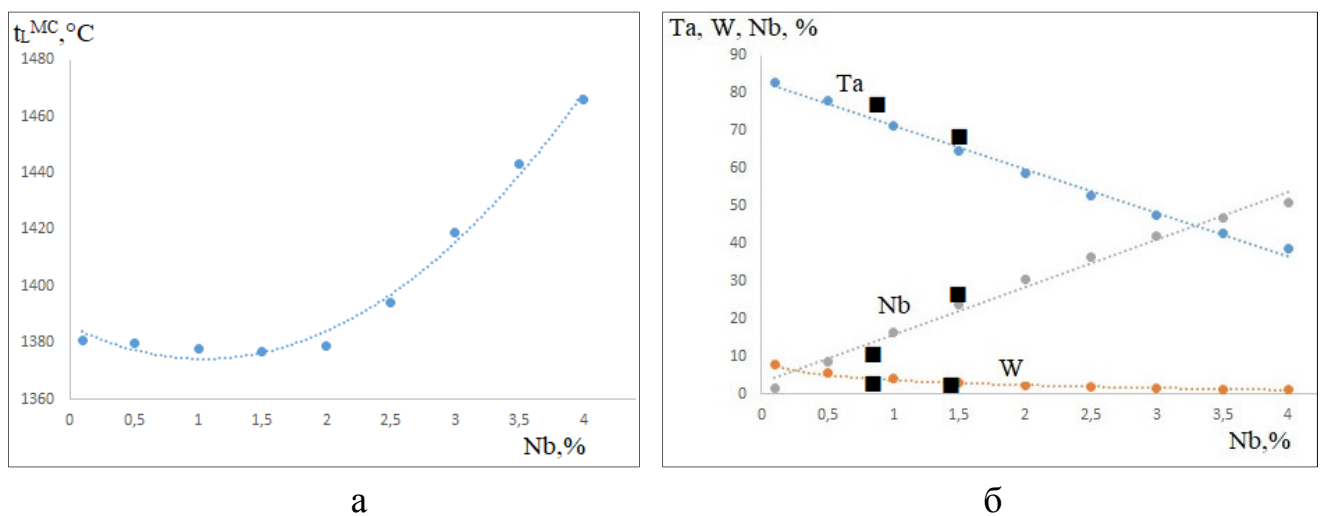
3.1 Вплив легувальних елементів

Ніобій, як сильний карбідоутворюючий елемент, з танталом формує первинний карбід MC на змішаній основі [29]. Ніобій впливає на температури утвору первинних карбідів (рис. 3.1а), підвищуючи по параболічній залежності (табл. 3.1), що пояснюється змінами сил міжатомного зв'язку в цих виділеннях.

На (рис. 3.1б) показане, що зі збільшенням вмісту ніобію в сплаві зростає його концентрація в первинному карбіді й перевищує концентрацію танталу в карбіді при вмісті ніобію в сплаві більше 3% . Так вміст танталу в карбіді MC знижується з 82,96% до 38,57%, а вольфраму з 7,64% до 1,1%, що приводить до утвору карбіду на основі ніобію.

Зміна вмісту ніобію в сплаві не впливає на хімічний склад вторинного карбіду. Середній вміст легувальних елементів у $M_{23}C_6$ перебуває на рівні: 61,97Cr-9,3Ni-6,03Mo-7,1Co-4,9C-10,7W.

Молібден, один з елементів, який бере участь в утворі вторинних карбідів типу M_6C ; при цьому молібден може входити до складу карбідів типу $M_{23}C_6$. Оскільки в досліджуваній композиції відбувається утворення тільки карбідів $M_{23}C_6$, то у подальшому буде розглянутий вплив молібдену на цей тип карбідів. На рис. 3.4 показано, що молібден впливає на температуру розчинення (виділення) карбідів типу MC і $M_{23}C_6$. Температура розчинення (виділення) первинних карбідів знижується по параболічній залежності зі збільшенням кількості молібдену (табл. 3.1), а для вторинні карбідів спостерігається підвищення температури по параболічній залежності. Такий характер залежностей пояснюється зміною сил міжатомних зв'язків у вторинному карбіді (за рахунок збільшення легування тугоплавким молібденом).

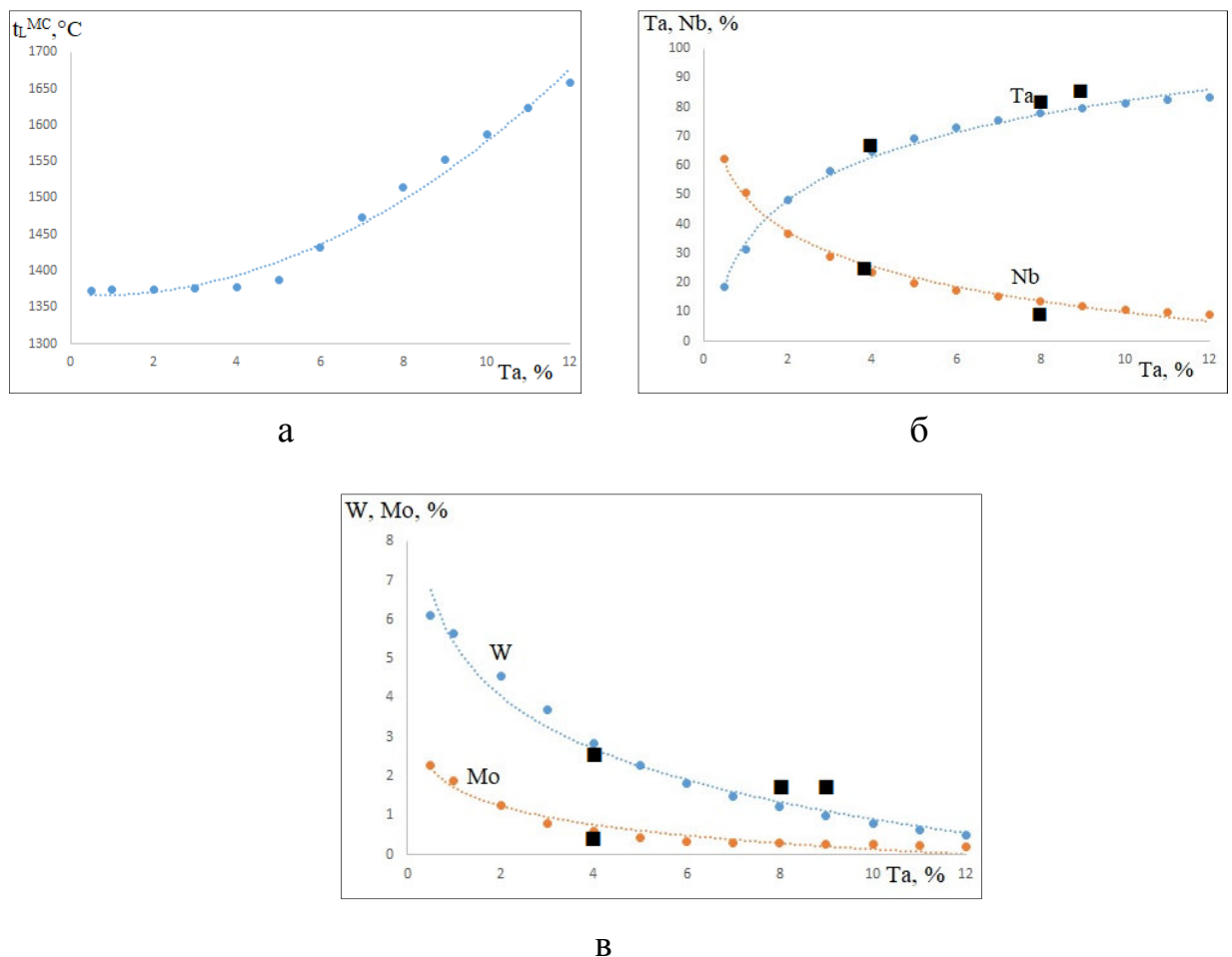


а – карбідів типу MC ; б – кількість танталу, вольфраму й ніобію в MC карбіді

Рисунок 3.2 – Температурна залежність розчинення карбідів від вмісту ніобію в складі сплаву.

Експериментальні значення хімічного складу карбідів нанесені на розрахункові залежності у вигляді ■ крапок.

Відомо, що тантал, володіючи потужною карбідоутворюючою здатністю, формує первинні карбіди МС; при цьому він впливає як на жароміцність, так і корозійну стійкість ЖНС. При незначному введенні в сплав танталу (0,5%) спостерігається його підвищення й у складі первинного карбіду МС до 18,5%. Установлене підвищення танталом температури розчинення (виділення) первинних карбідів МС (рис. 3.3а), що оптимально описується параболічною залежністю (табл. 3.1).



а – розчинення карбідів типу МС; б – кількість танталу й ніобію в МС карбіді; в – вольфраму й молібдену в МС карбіді

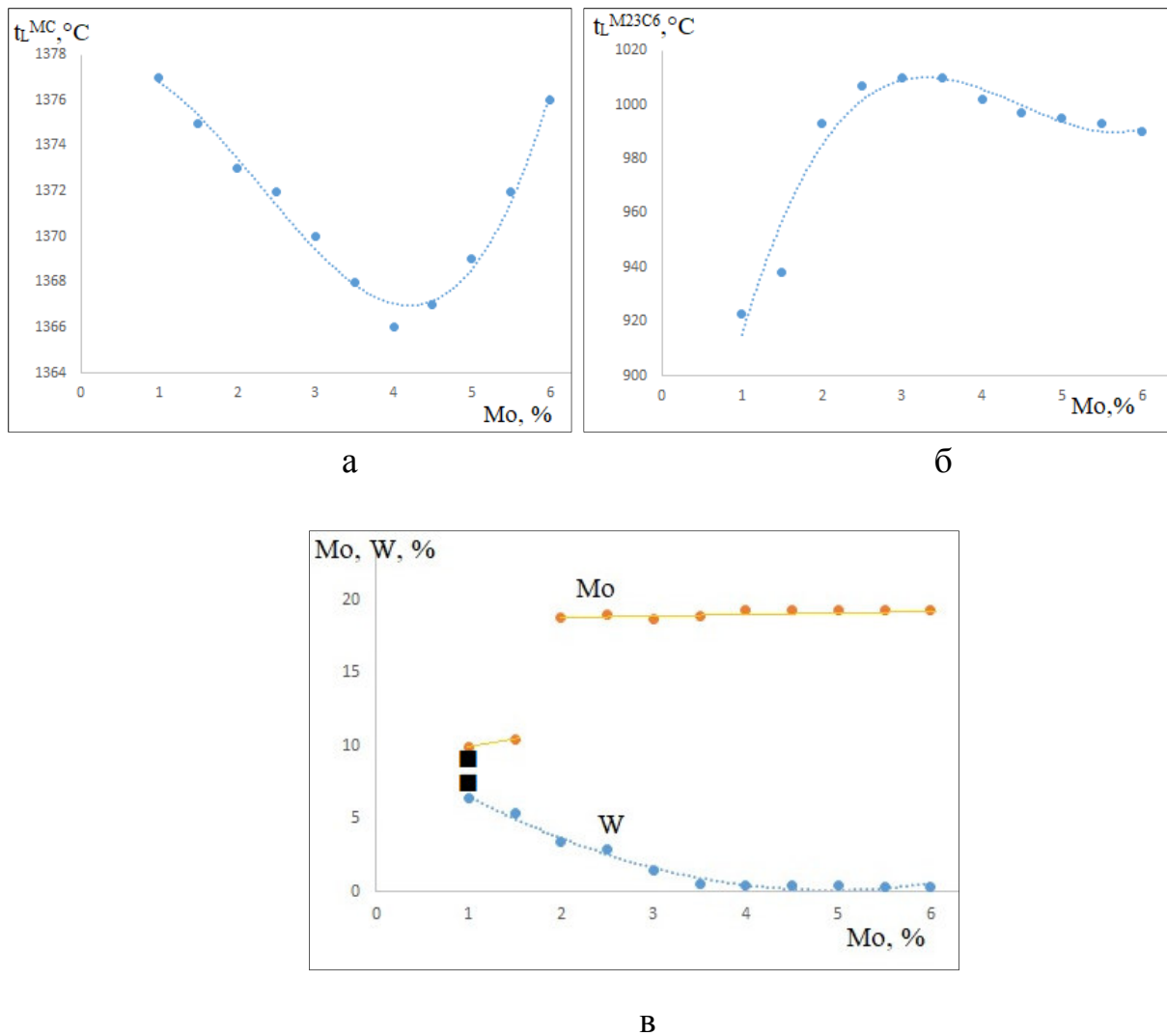
Рисунок 3.3 – Температурна залежність розчинення карбідів від вмісту танталу в складі сплаву

Експериментально встановлене, що при 2% танталу в сплаві, карбід MC змінює свою основу й стає карбідом на основі танталу (рис. 3.3б), причому зміна оптимальна описується логарифмічною функцією (табл. 3.1). При цьому спостерігається зниження по зазначених залежностях вміст ніобію, вольфраму й молібдену (рис. 3.3б, в). Перехід карбиду MC у карбід на основі танталу приводить до збільшення міжатомних зв'язків, що сприяє збільшенню температури розчинення (виділення) карбиду (рис. 3.3а). Зміна вмісту танталу в сплаві не впливає на хімічний склад вторинних карбідних фаз.

Молібден не впливає на хімічний склад первинного карбиду, середній склад якого перебуває на середньому рівні $68,8\text{Ta}-26,4\text{Nb}-2,92\text{W}-1,45\text{Mo}-0,3\text{Cr}$. Однак при вмісті молібдену 3-4% утворюється карбід типу M_6C [30], що відповідає екстремумам на залежностях температур розчинення карбідів (рис. 3.4а, б).

Зі збільшенням кількості молібдену в сплаві, склад карбиду M_{23}C_6 практично не змінюється. Вміст молібдену скачкоподібно змінюється при 2% молібдену в сплаві й залишається постійним, а вміст вольфраму знижується по параболічній залежності з 1,71% до 0,46% (рис. 3.4 в).

Вольфрам уводиться до складу жароміцних сплавів з метою підвищення рівня температур фазових перетворень, а, отже, жароміцності сплаву. Вміст вольфраму в сучасних жароміцних сплавах перебуває в досить широких межах 1-16%. Подальше збільшення вмісту вольфраму суттєво підвищує ймовірність виділення в структурі топологічно щільнопакувальних фаз. Вольфрам впливає на температуру розчинення (утворення) карбиду MC по параболічній залежності й має екстремум при концентрації 12%, що відповідає утворенню карбиду M_6C на основі вольфраму (рис. 3.5). Однак уже при концентрації 4%W у сплаві утворюється фаза, в основі якої лежить вольфрам. Як відомо, [31] μ -фаза суттєво не впливає на механічні й жароміцні властивості сплавів на основі нікелю, тому її утворення у значній міні не впливає на властивості досліджуваної системи.

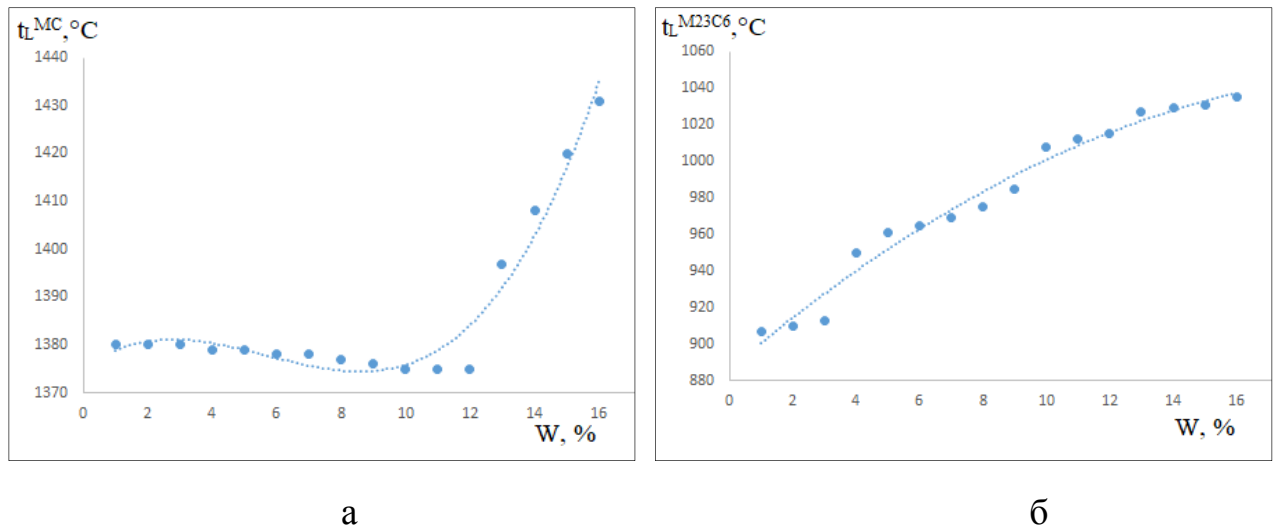


а – розчинення карбідів типу MC; б – розчинення карбідів типу $M_{23}C_6$;
в – вольфраму й молібдену в $M_{23}C_6$ карбіді

Рисунок 3.4 – Температурна залежність розчинення карбідів від вмісту молібдену в складі сплаву

Збільшення концентрації вольфраму в сплаві не приводить до зміни вмісту легувальних елементів у карбідах даної системи.

Хром, один з основних елементів, [32] [33] який підвищує характеристики корозійної стійкості сучасних промислових ЖНС. У середньому вміст хрому перебуває на рівні 15% по масі, однак для збільшення жаростійкості його кількість може бути підняте до 35% масі.



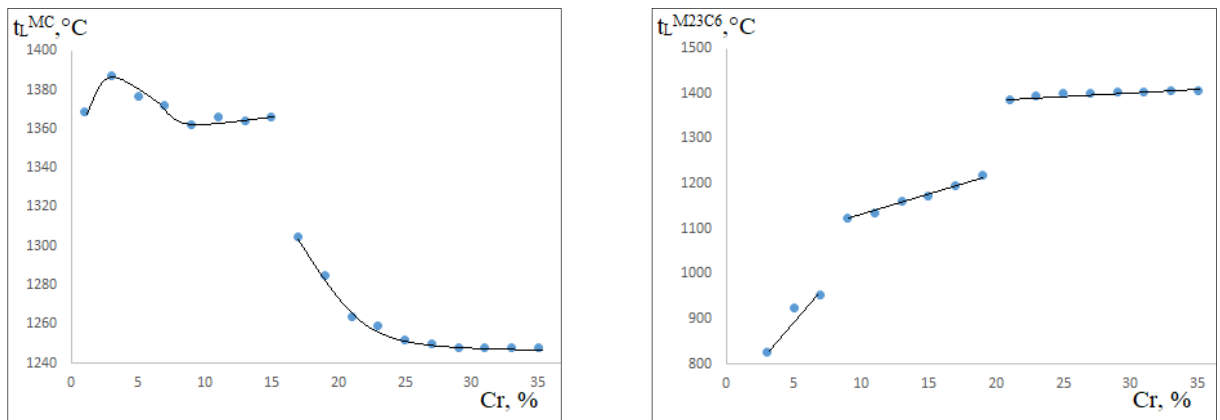
а – розчинення карбідів типу MC; б – розчинення карбідів типу $M_{23}C_6$

Рисунок 3.5 – Температурна залежність розчинення карбідів від вмісту вольфраму в складі сплаву

Крім корозійних властивостей, хром бере участь в утворі одного із вторинних карбідів типу $M_{23}C_6$, який є присутнім майже у всіх ЖНС. Хоча, хром і є елементом, що впливають на утворення вторинних карбідів, він впливає на температуру розчинення (виділення) первинних карбідів. Установлене, що відповідні залежності (рис. 3.6) мають складний характер і описуються залежностями (табл. 3.1).

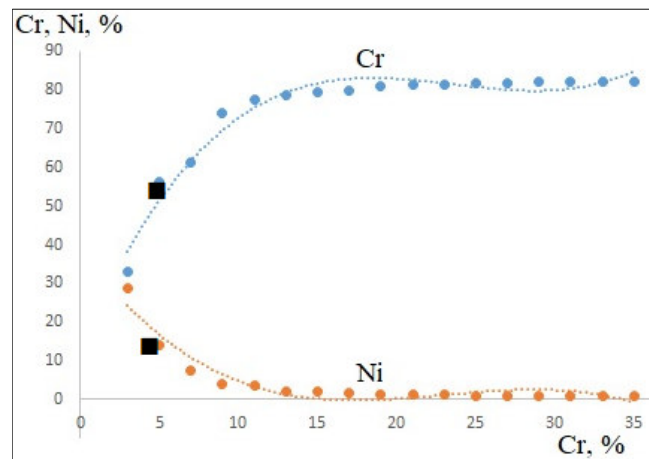
Температура розчинення (виділення) первинного карбиду має максимум при 3%Cr у сплаві, що відповідає утворенню μ -фази й вторинного карбиду в сплаві. При 9% хрому кількість молібдену у вторинному карбіді падає до рівня 0,19% з 19,2% при 3% хрому в сплаві, чому відповідають екстремум на температурній залежності розчинення (виділення) первинних карбідів (рис. 3.6а) і зміни виду лінійних залежностей температури розчинення (виділення) вторинних карбідів (рис. 3.6). Збільшення концентрації хрому вище 15% приводить до формування в структурі σ - фази, що супроводжується зміною ходу кривій на температурній залежності розчинення (виділення) первинного карбиду (рис. 3.6а). Ріст кількості хрому в сплаві більш 19% приводить до зміни

ходу прямої залежності температури розчинення (виділення) вторинного карбіду, оскільки відбувається виділення твердого розчину на основі хрому в структурі сплаву.



а

б



в

а – розчинення карбідів типу MC; б – розчинення карбідів типу $M_{23}C_6$;
в – хрому й нікелю в $M_{23}C_6$ карбіді

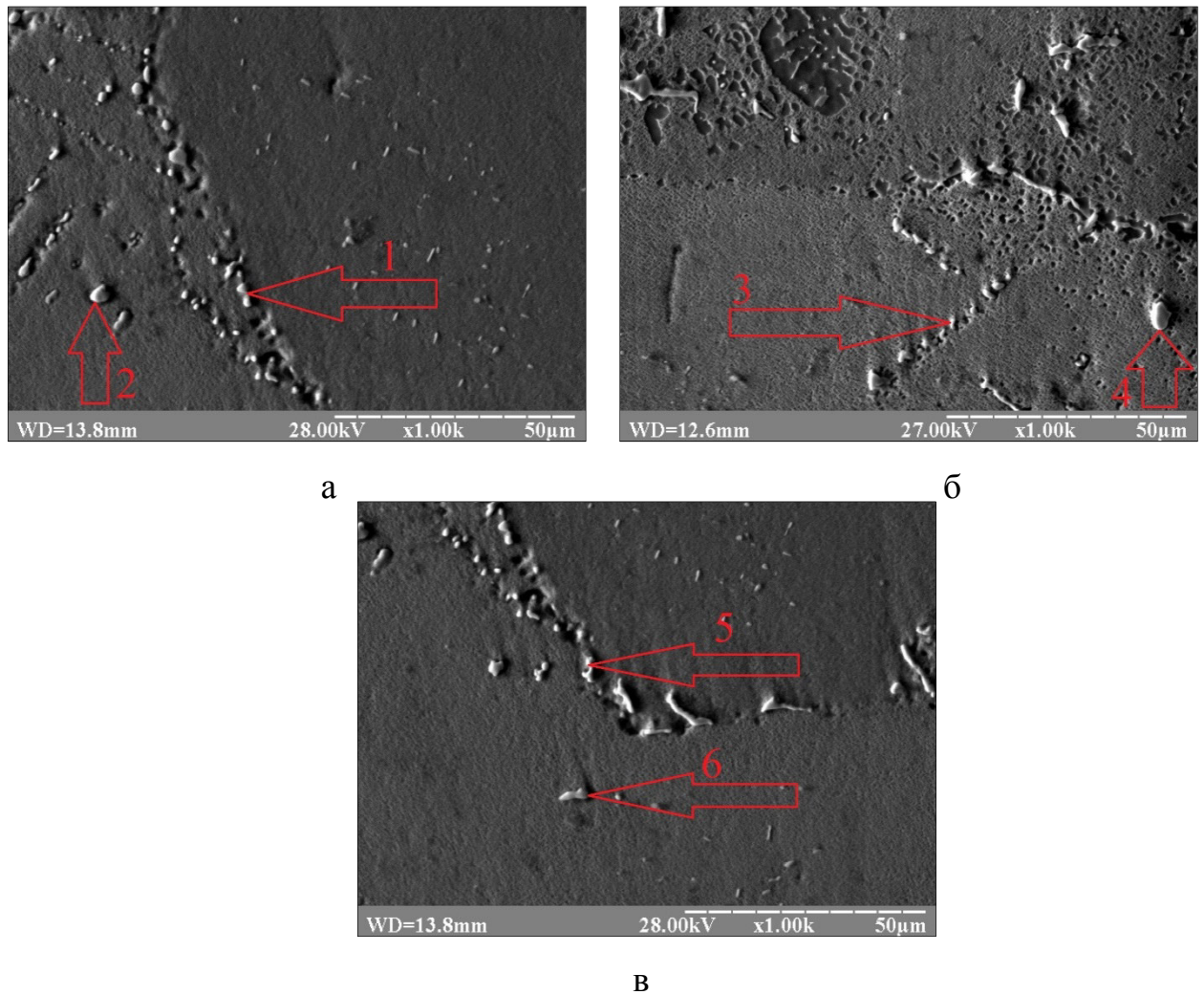
Рисунок 3.6 – Температурна залежність розчинення карбідів від вмісту хрому в складі сплаву

Такий складний вплив хрому на температури розчинення (виділення) карбідів зв'язують із більшою кількістю виділюваних фаз у процесі збільшення його концентрації, що однозначно буде впливати на термодинамічні процеси в сплаві притаманно й іншим складним композиціям.

Хром практично не впливає на хімічний склад первинних карбідів, середня концентрація елементів у них перебуває на рівні 71,2Ta-27,4Nb-1,05W-0,19Mo-0,1Cr. У вторинному карбіді спостерігається стрибкоподібні зміни кількості молібдену при 3% хрому з 19,2% до 0,19 і вміст його перебуває на мінімальному рівні до концентрації хрому 35% у сплаві. Кобальт і вольфрам так само практично не змінюють свою концентрацію у вторинних карбідах і перебувають на середньому рівні 2,3% і 10,2% відповідно. Істотні зміни вмісту у вторинних карбідах мають хром і нікель (рис. 3.6в) які оптимально описуються залежностями (табл. 3.1). При цьому зростання кількості хрому й зниження кількості нікелю спостерігається до концентрації 15% Cr у сплаві. Це може бути пов'язане з утворенням σ -фази, яка зазвичай збагачена хромом [34].

3.2 Морфологія первинних і вторинних карбідів

Результати розрахунків фазового складу, отримані Calphad-Методом, надалі порівнювали з експериментальними даними, отриманими за допомогою електронної мікроскопії у режимі мікрозондування на растровому електронному мікроскопі «РЕМ-106И». Типова морфологія первинних карбідів, яка найбільше часто зустрічається в структурі сплавів даного класу у вигляді окремих блоків (Рис. 3.7, крапки 2, 4, 6). Карбіди типу $M_{23}C_6$ у даному сплаві присутні в переривчастих блокової й пластинчастої формах (рис. 3.7, крапки 1, 3, 5). Переважає блоковий тип виділень вторинних карбідів, оскільки в цьому випадку маємо більш низький рівень концентрації напружень з матрицею.



а – ЖС 32-ВИ; б – ЖС32 Б-ВИ; в – ЖС32 Е-ВИ

Рисунок 3.7 – Типова морфологія первинних і вторинних карбідів сплавів

Склад карбідів визначали експериментально методом РСМА за допомогою електронного мікросонда. Наведені експериментальні дані узгодяться з результатами термодинамічних розрахунків, отриманими Calphad-Методом. Експериментально встановлене, що до складу карбідів МС входять тантал, ніобій, вольфрам і молібдену, до складу карбідів $M_{23}C_6$ – хром, вольфрам, молібден, кобальт і нікель (табл. 3.2). Спектри рентгенівських випромінювань, отримані від характерних крапок, наведено на рис. 3.7. Погрішності визначення елементів даним методом не перевищували (0,1% (по масі)).

Таблиця 3.2 – Хімічний склад карбідів, розраховані по отриманих залежностях і отримані експериментально методом РСМА при 20°C.

Метод отримання результатів	Вміст елемента, % по масі							
	Ta	Nb	W	Mo	Co	Ni	Cr	C
ЖС32-ВИ								
Розрахунковий МС	64,85	23,73	2,85	0,6	–	–	0,36	7,61
Розрахунковий $M_{23}C_6$	–	–	6,08	9,86	8,3	14,2	56,41	5,01
Експериментальний МС (рис. 3.7, крапка 2)	62,51	24,63	4,58	0,41	0,11	–	0,15	7,61
Експериментальний $M_{23}C_6$ (рис. 3.7, крапка 1)	–	–	7,34	8,16	9,2	13,3	56,98	5,01
ЖС32 Б-ВИ								
Розрахунковий МС	89,62	–	3,78	0,22	–	–	0,16	6,22
Розрахунковий $M_{23}C_6$	–	–	6,3	14,45	4,22	11,87	58,13	4,94
Експериментальний МС (рис. 3.7, крапка 4)	88,3	–	2,2	3,08	–	–	0,2	6,22
Експериментальний $M_{23}C_6$ (мал. 3.7, крапка 3)	–	–	6,1	13,5	3,9	11,6	59,96	4,94
Метод одержання результатів	Вміст елемента, % по масі							
	Ta	Nb	W	Mo	Co	Ni	Cr	C
ЖС32 Е-ВИ								
Розрахунковий МС	80,16	8,08	2,26	–	–	–	0,21	6,84
Розрахунковий $M_{23}C_6$	–	–	14,38	–	4,3 5	8,72	67,52	4,9
Експериментальний МС (рис. 3.7, крапка 6)	80,81	9,8	1,9	–	0,1 7	0,23	0,25	6,84
Експериментальний $M_{23}C_6$	–	–	13,1	–	4,1	9,5	68,4	4,9

У табл. 3.2 показано, що розрахункові й експериментальні дані добре узгоджуються між собою практично по всіх елементах (відхилення між розрахунковими й експериментальними значеннями не перевищує $\pm 2\%$).

Структури, наведені на рис. 3.8, є проходженням перерозподілу елементів складу матриці сплаву й карбідних фаз, зосереджених в основному на границях зерен. Структурно-енергетичний стан, що визначає морфологію карбідів, пов'язане зі зміною складу карбідних фаз (у процесі розчинення-виділення) і зміною відносних вільних енергій меж, пов'язаних із двограними кутами взаємного контакту (у полях зору мікроструктури сплавів).

Залежно від характеру контурних образів карбідних виділень (гладких або вигнутих) мають місце наступні залежності вільних енергій від кутів контакту фаз у міжзерених і міжфазних стиках:

– у випадку гладких контурів:

$$\frac{\gamma^{KM}}{\gamma^{MM}} = \frac{1}{2\cos\frac{\theta}{2}}; \quad (3.4)$$

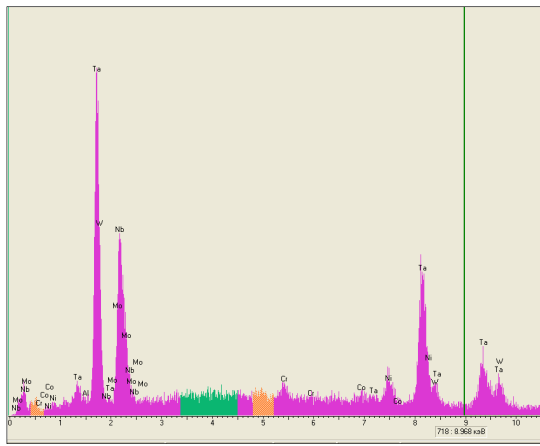
– а при двічі вигнутих контурах:

$$\frac{\gamma^{KM}}{\gamma^{MM}} = \frac{1}{2(\cos\frac{\theta}{2} - \sin\frac{\theta}{2} * \operatorname{tg}\frac{\theta}{2})} \quad (3.5)$$

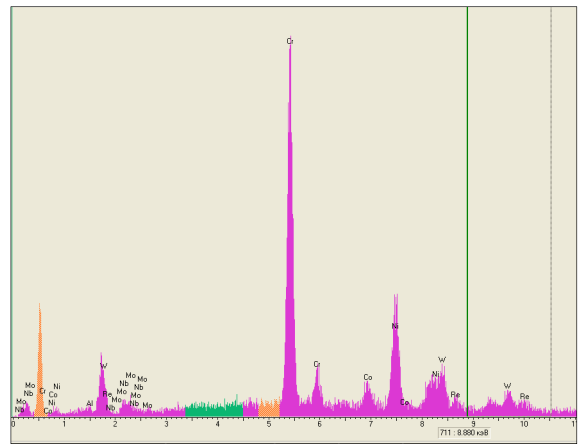
де γ^{KM} - міжфазна енергія на границі матриця-карбідна фаза;

γ^{MM} - міжзеренна енергія на межі матриця-матриця (енергія порівняння);

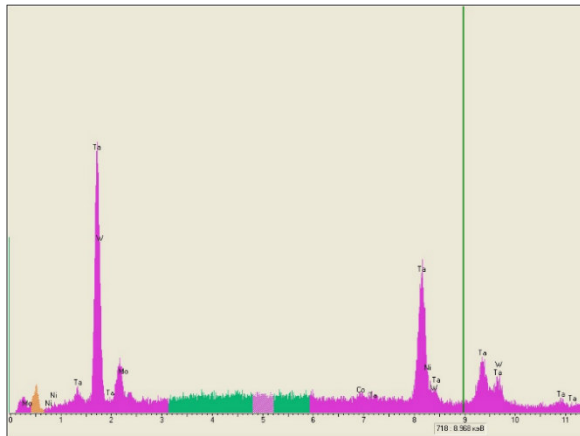
θ – рівноважний двограний кут



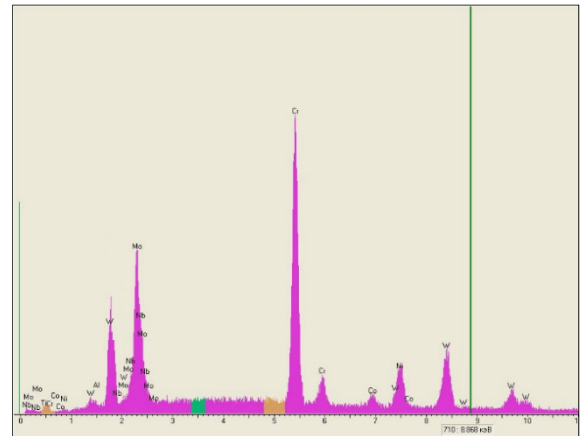
а



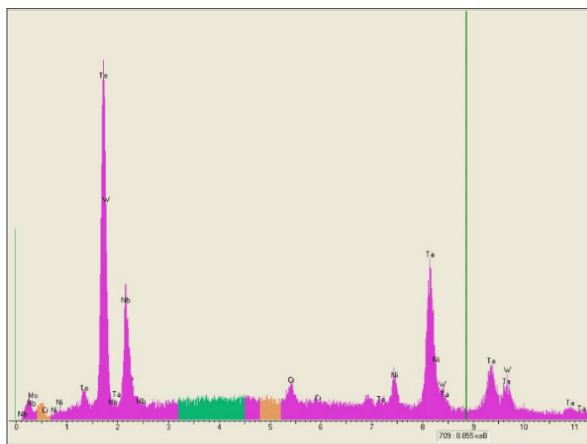
б



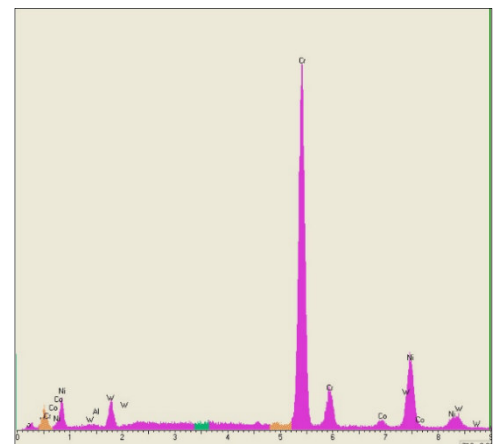
в



г



д



е

а, б – ЖС32-ВИ; в, г – ЖС32 Б-ВИ; д, е – ЖС32 Е-ВИ

Рисунок 3.8 – Спектри рентгенівського випромінювання, отримані від характерних крапок сплавів

У цих вираженнях γ^{KM} міжфазна енергія на межі матриця-карбідна фаза; γ^{MM} міжзеренна енергія на межі матриця-матриця (енергія порівняння); θ – рівноважний двогранний кут.

Відповідно до вищенаведених формул зроблена усереднена оцінка відносної енергії для різних видів карбідів. Так, для сфероїдальних типів карбідів (з кутами θ 45-120°) відносна енергія перебуває на рівні 0,53-0,85, а для кутистих виділень (з кутами (θ 30-80°) відносна енергія становить 0,57-1,28.

Таким чином, якщо в кінцевій структурі мають місце виділення ланцюжкового виду, то для можливості зменшення швидкостей міжзеренного проковзування, необхідна оцінка схильності таких фазових виділень до взаємної коалесценції (щоб оптимізувати цей кінетичний фактор).

У роботі зроблені спроби оцінити схильність до коалесценції за допомогою енергетичного критерію [35]:

$$\eta = \frac{\sum_i \gamma_i^1}{\gamma^{(2)}}; \quad (3.6)$$

де $\sum_i \gamma_i^1$ – сумарна міжфазна енергія ланцюга з n рівних часток, які коагулюють за певний час в одну частку; $\gamma^{(2)}$ – міжфазна енергія всієї поверхні часточки й частини межі розділу, яка звільнилася в при зміні загальної поверхні часток.

У розглянутих вираженнях цей фактор ухвалює вид таких співвідношень, з ростом часу, температури й зміною кута:

- для гладкого контуру:

$$\eta(\theta, n) = \frac{\theta}{\sin \theta + \frac{1}{\sqrt{n}}(\theta - \sin \theta)}; \quad (3.7)$$

- для двічі вигнутого контуру:

$$\eta(\theta, n) = \frac{1}{1 - 2(1 - \frac{1}{\sqrt{n}}) \sin^2 \frac{\theta}{2}}, \quad (3.8)$$

З використанням цих виражень зроблена усереднена оцінка швидкості коалесценції для розглянутих типів карбідних фаз (МС і $M_{23}C_6$). Так, для сфероїдальних типів карбідів (з кутами θ 45-120°) швидкості коалесценції перебувають на рівні 8,77-9,38, а для кутастих виділень (з кутами θ 30 - 80°) - на рівні 1,09 - 2,27.

Як показано раніше, виконані дослідження на сплавах типу фехраль (системи Fe-Cr-Al), і жароміцних сплавах типу ЖС, параметр η корелюють із реальним розподілом прикордонних карбідів. Згідно раніше розглянутим даним, а також відповідних критеріїв, для досліджених сплавів, ураховують можливість поліпшення показників жароміцності, корисне введення в сплав мікролегувальних добавок бору або мішметалу. У цілому, розрахункові дані, отримані Calphad - методом по визначенню типу й хімічного складу карбідів, а так само наведені розрахунки показали задовільну збіжність і погодженість із експериментальними даними.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА В НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

4.1 Аналіз потенційних небезпек

Небезпеки які пов'язані з порушеннями роботодавцями вимог НПАОП 0.00 – 7.11 – 12 «Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників» [37], а саме:

а) небезпеки які пов'язані, з порушенням вимог ергономіки стосовно, організації робочих місць дослідників в приміщенні дослідницької лабораторії, зокрема невідповідності розмірів робочих зон, а також максимально можливої кількості осіб, що можуть там перебувати, нераціонального розташування дослідницького приладдя та офісного обладнання;

б) можливість ураження електричним струмом, при виконанні службових обов'язків внаслідок порушення правил з електробезпеки, несправності енергоспоживаючого обладнання, відсутності групових або індивідуальних засобів захисту, що може призвести до електричних травм або летального наслідку;

в) небезпеки які пов'язані із обробкою результатів досліджень із використанням ПК, зокрема ушкодження кістково-м'язового апарату внаслідок довготривалої роботи в однотипній позі, що може призвести до зниження працездатності та розвитку професійних захворювань;

г) можливість отримання механічних травм при підготовці зразків або дослідницьких виробів до термічної обробки що може бути пов'язано з порушеннями правил охорони праці під час роботи з абразивним інструментом зокрема: використання абразивного інструменту який не пройшов випробування, порушення правил експлуатації, що може призвести до тяжких травм;

д) небезпеки які пов'язані з дослідженням структури металу методом електронної металографії з використанням електронних мікроскопів зокрема: негативний вплив потужного електронного випромінювання на клітинному

рівні, що може призвести до зниження імунітету та розвитку імунних захворювань;

е) незадовільні параметри мікроклімату які повинні відповідати фізіологічним потребам організму працюючих, із врахуванням енергетичних витрат на виконувану роботу внаслідок неефективної роботи систем опалення та повітрообміну, що може призвести до загальних захворювань;

є) невідповідність вимогам освітлення робочих зон дослідницької лабораторії внаслідок виходу з ладу освітлювальних приладів або хибного розрахунку їх кількості та потужності, що може призвести до погіршення зору;

ж) можливість загоряння внаслідок порушень правил пожежної безпеки, а саме хибне визначення видів та кількості первинних засобів пожежогашіння відносно категорій приміщень с пожежної безпеки, що може привести до пожежі;

з) невиконання інженерно-технічні заходи цивільної оборони, що забезпечують тривалу роботу цеху у військовий час [36].

4.2 Заходи забезпечення безпеки

а) конструкція робочого місця дослідника має відповідати сучасним вимогам ергономіки і забезпечувати оптимальне розміщення на робочій поверхні пристроїв і документів, які необхідні для виконання досліджень. Висота робочої поверхні робочого столу ВДТ має регулюватися в межах 680...800мм, а ширина і глибина –забезпечувати можливість виконання операцій у зоні досяжності моторного поля (рекомендовані розміри: 600...1400 мм, глибина –800...1000мм).Робочий стіл повинен мати простір для ніг заввишки не менше ніж 600 мм, завширшки не менше ніж 500 мм, завглибшки (на рівні колін) не менше ніж 450 мм, на рівні простягнутої ноги - ніж 650 мм.

б) до основних заходів захисту людини від ураження електричним струмом, відносять:

- забезпечення неможливості випадкового дотику до струмоведучих частин, що перебувають під напругою;
- електричний розподіл мережі;
- усунення небезпеки ураження з появою напруги на корпусах, кожухах та інших частинах електроустаткування, що досягається захисним заземленням, зануленням і захисним відключенням;
- використання малих напруг;
- захист від випадкового дотику до струмоведучих частин кожухами, огороженням або подвійною ізоляцією;
- захист від небезпек можливих при переході напруги з вищої сторони на нижчу;
- контроль і профілактика пошкоджень ізоляції;
- компенсація ємнісної складової струму замикання на землю;
- застосування спеціальних електрозахисних засобів, блокувань, сигналізації та запобіжних пристроїв;
- організація безпечної експлуатації електроустановок.

Використання захисного заземлення:

- робоче заземлення – це заземлення струмоведучих частин електроустановки, яке виконане для забезпечення роботи електроустановки (не з метою електробезпеки), наприклад, робоче заземлення нейтралі трансформатора;
- заземлення блискавкозахисту – це заземлення блискавкоприймача, з метою захисту об'єкта від прямого удару блискавки;
- захисне заземлення – це заземлення, яке виконане з метою електробезпеки, тобто з'єднання відкритих провідних частин (ВПЧ) із заземлювачем для захисту від непрямого дотику та від наведеного напруги.

в) об'єкти відмінності мають як негативний (темні об'єкти на світлому фоні) так і позитивний (світлі об'єкти на темному фоні) контраст. Тому від-

бувається постійна переадаптація від яскравих об'єктів з позитивним контрастом на темні з негативним контрастом. За восьмигодинний робочий день за монітором користувач кидає приблизно 30000 поглядів на екран, око працює з перевантаженням і не може достатньо адаптуватися до цієї ситуації. Такі особливості призводять до напруження м'язового та світло-сприймаючого апарату очей, що є однією з причин виникнення астенопічних явищ (різь в очах, біль в очах, ломить у надбрівній ділянці, розпливчастість контурів, нечіткість зображення). Постійний погляд на матове скло екрана монітора зменшує частоту кліпання очей, що призводить до висихання та викривлення роговиці ока, погіршує зір (синдром Сікка). Робота користувача за пульсуючим екраном монітора, що не відповідає нормативним вимогам щодо обмеження пульсації (блмання), викликає дискомфорт і втоми (загальну і зорову). Робота з дзеркальною відбиваючою і неплоскою зовнішньою поверхнею екрана монітора, на якій з'являються численні відбиті відблиски, призводить до виникнення у користувача астенопічних явищ та функціональних змін ока. Неправильний розподіл яскравості в полі зору, тобто поверхні периферії (стеля, стіни, меблі і т.п.) висвітлені краще ніж центр поля зору, призводить до порушення основних зорових функцій ока. Засліплююча дія світильників у приміщенні, на робочому місці з ПК викликає не тільки астенопічні явища, але й функціональні порушення очей користувача.

Кольоровий шрифт збільшує навантаження на зір, оскільки складові кольорів мають різні довжини хвиль і видимі на різній віддалі. Око потребує точнішої адаптації, ніж при чорно-білому зображенні.

г) для уникнення механічних травм при виготовленні зразків необхідно працювати на справному станку, своєчасно проводити заміну деталей, термін експлуатації яких вже закінчився та використовувати захисні окуляри та рукавиці; для виключення травмування органів зору передбачено застосування захисних окулярів, які служать для захисту очей від ушкоджень частками твердих тіл, що летять попереду, знизу і збоку. Ці окуляри оснащені фігур-

ними боковинами, що відкидаються. Застосовувати прозорий екран для захисту очей робітника від поранень частками, що відлітають.

д) об'єктиви-ахромати мають корекцію тільки для середніх кольорів видимої частини спектра, з цієї причини при білому світлі вони дають зображення з не чіткими контурами ,пофарбованими головним чином по краю поля зору . Щоб погасити всі кольори ,в яких об'єкт не має корекції ,застосовують жовто-зелений світлофільтр .З огляду на те,що об'єктиви-апохромати мають корекцію майже для всіх кольорів видимої частини спектра ,жовто-зелені світлофільтри для них зайві.

Для електронного мікроскопа «Tesla BS 540» можливі 3 варіанти аварійної ситуації:

- відключення електроживлення;
- відключення води;
- прорив повітря в вакуумну систему.

У таких ситуаціях першочерговим завданням вважається охолодження печі дифузійного насоса і, по можливості, збереження вакууму в системі. У всіх випадках слід спочатку відключити високу напругу, піч диф.насоса і вимкнути головний автомат на стінці. При відмові водопостачанняпостаратися обмотати мокрими ганчірками піч диф. насоса і включити вентилятор для обдування. Гарячі мокрі ганчірки слід міняти, поки вакуум в системі не почне падати. після охолодження приступити до усунення несправності. При прориві повітря в колону мікроскопа, як правило, спрацьовує автоматика, відсікаючи дифузійний насос від решти обсягу, і вимикається напруження катода і висока напруга. Треба тільки простежити, щоб форвакуумний насос не працював «на повітря», а переключити його на закритий обсяг, наприклад на відкачку боксу з фотопластинками [38 - 40].

4.3 Заходи з виробничої санітарії

а) параметри мікроклімату і чистоти повітря визначають в залежності від категорії фізичних робіт, для певних робочих місць (постійних і непостійних). Постійне робоче місце – це місце, на якому працюючий знаходиться понад 50% робочого часу або більше 2-х годин безперервно. Якщо при цьому робота здійснюється в різних пунктах робочої зони, то постійним робочим місцем вважається вся ця зона. Непостійне робоче місце – це місце, на якому працюючий знаходиться менше 50% робочого часу або менше 2-х годин безперервно.

Необхідно враховувати, що:

- для постійних робочих місць визначаються оптимальні та допустимі параметри мікроклімату в холодний та теплий період року;
- для непостійних робочих місць визначаються тільки допустимі параметри мікроклімату в холодний та теплий період року.
- в холодний період року на постійних робочих місцях: температура оптимальна 18-20 °С, допустима 17-23 °С; відносна вологість: оптимальна 40-60 %, допустима 75 %; швидкість переміщення повітря: оптимальна не більше 0,2 м/с, допустима не більше 0,3 м/с;
- в холодний період року на непостійних робочих місцях допустима температура: 15-24 °С; допустима відносна вологість: 75 %; допустима швидкість переміщення повітря: не більше 0,3 м/с;
- в теплий період року на постійних робочих місцях: температура оптимальна 21-23 °С, допустима 18-27 °С; відносна вологість: оптимальна 40-60 %, допустима 40-60 %; швидкість переміщення повітря: оптимальна не більше 0,3 м/с, допустима не більше 0,2-0,4 м/с;
- в теплий період року на непостійних робочих місцях допустима температура 17-29 °С; допустима відносна вологість: 65 % 45при температурі 26 °С; допустима швидкість переміщення повітря: 0,2-0,4 м/с.

б) Виробниче освітлення організується і нормується залежно від:

- розряду зорової роботи, тобто її характеристики (найменшого розміру об'єкта який різниться, світлості фону, контрасту об'єкта з фоном);
- виду і системи освітлення.

Також необхідно врахувати, що передбачається оптимальне (необхідне) освітлення виробничих приміщень і робочих місць:

- природне (бокове або верхнє);
- штучне: робоче, аварійне, евакуаційне, охоронне, чергове [41 - 43].

4.4 Заходи з пожежної безпеки

Категорію виробництва за пожежною небезпекою (А, Б, В, Г, Д) споруд (приміщень) цеху (ділянки, підстанції) визначають на основі аналізу речовин і матеріалів, що використовуються у виробництві, відповідно до категорії виробництва з пожежної небезпеки, визначають ступінь вогнестійкості приміщення цеху (дільниці, підстанції).

Охоронно-пожежна сигналізація неадресного типу влаштована на неадресних (порогових) датчиках. Обладнання розраховане на цілодобову роботу і відповідає необхідним вимогам пожежної безпеки. До складу системи ОПС входить панель, блок управління і індикації та програмне забезпечення.

Панель системи ОПС призначена для прийому сповіщень від шлейфів сигналізації з пожежними та охоронними сповіщувачами або інших приладів, перетворення сигналів, видачі сповіщень про пожежу і/або проникненні з включенням оповіщення та інших виконавчих пристроїв і передачі сповіщень на пульт централізованого спостереження.

Система ОПС на неадресних (порогових) сповіщувачах дозволяє:

- контролювати стан пожежних, охоронних шлейфів сигналізації;

- видавати повідомлення про пожежу та/або проникненні на блоці індикації;
- включати систему оповіщення та інші виконавчі пристрої комплексної системи безпеки;
- передавати повідомлення на Пульт централізованого спостереження, якщо він передбачений проектом.

Разом із системою ОПС можуть працювати такі види охоронних датчиків, як:

- інфрачервоні, що реагують на рух;
- магнітоконтатні, що реагують на розмикання дверей;
- акустичні, що реагують на розбивання скла.

Порогова охоронно-пожежна сигналізація – може працювати як автономно, так і в складі комплексної системи безпеки спільно з відеоспостереженням, контролем доступу і системою підвищення ефективності управління. Істотно розширюються можливості по управлінню обладнанням і обробці інформації, що надходить - при наявності модулів «Моніторинг» або «Центральний пост» на моніторі охоронця автоматично видається інформація про пожежу із зазначенням місця його виникнення на графічному плані підприємства. В охоронюваних приміщеннях встановлюються порогові пожежні або охоронні сповіщувачі, які об'єднуються в шлейфи сигналізації [44 - 45].

4.5 Заходи безпеки в умовах НС

Підвищення міцності промислових споруд, а також їх стійкості до дії ударної хвилі, по-перше, пов'язано із значними затратами, а по-друге, все ж неповністю гарантують їх збереження в епіцентрі ядерного вибуху. У зв'язку із цим проведення робіт по зміцненню тих чи інших споруд може планова-

тись і здійснюватися лише в цілях захисту особливо цінного, унікального обладнання або в тих випадках, коли окремі важливі споруди мають значно меншу міцність, ніж інші, і «підтягнувши» їх міцність до середніх по заводу величин, можна без великих затрат підвищити стійкість об'єкту в цілому.

Вибір заходів, які забезпечують підвищення стійкості об'єкту, визначається різними місцевими умовами в кожному конкретному випадку. Найбільш ефективними являються заглиблення, зменшення парусності і висоти споруд. Міцність і жорсткість конструкцій можна підвищити встановленням контрфорсів, підкосів, додаткових рамних конструкцій, розпірок і відтяжок. Стійкість незначних по розмірам споруд підвищується шляхом обсіпки нижньої частини їх стін ґрунтом (піском і т.п.). Цей же спосіб значно підвищує захисні властивості споруд по відношенню до дії радіаційних випромінювань.

Захист обладнання і готової продукції передбачає розміщення деяких видів обладнання і продукції у заглиблення в приміщеннях, а також підготовку індивідуальних захисних пристроїв.

Надійно захистити все обладнання від впливу ударної хвилі практично неможливо, оскільки доводити міцність цехових споруд до захисних властивостей сховищ економічно недоцільно. Задача полягає в тому, щоб звести до мінімуму небезпеку руйнування і пошкодження особливо цінного обладнання, унікальних шліфувальних, токарних, розточних і зубофрезерних станків, пресів і кувальних машин, насосного обладнання, розрахунково-аналітичних машин і т. д.

Для зменшення руйнування обладнання підсилюють його найбільш слабкі деталі та вузли, виготовляють їх з'ємними і створюють запаси для заміни пошкоджених. Стійкість обладнання від падіння під дією ударної хвилі ядерного вибуху підвищують шляхом надійного закріплення на фундаменті, створення контрфорсів, заглиблень. Запас найбільш нестійких деталей і вузлів для важливого унікального обладнання слід утримувати в спорудах, які забезпечили б їх збереження при дії ударної хвилі.

Підвищення стійкості обладнання може бути досягнуто також шляхом заміни застарілих зразків новими, які найбільш відповідають вимогам до їх стійкості, а також скороченням числа типомodelей станків, що використовуються, що в подальшому значно спростить проведення ремонтних і відновлювальних робіт; заміною горючих і вибухонебезпечних змащувально-охолоджувальних рідин (наприклад, сульфозфрезолу, фрезолу, керосину) емульсіями; впровадженням в процеси термічної обробки с.в.ч. і т. п.

Важливе значення має і раціональне розміщення обладнання. Найбільш цінне і нестійке обладнання і прилади слід розміщувати в найбільш міцних приміщеннях, важкі станки, машини і агрегати повинні розташовуватись на нижніх поверхах споруд. Машини і станки великої цінності рекомендується розміщувати не в основних промислових, а у окремо розташованих спорудах, які мають легкі конструкції і конструкції, які важко горять, руйнування їх не приведе до руйнування цього обладнання.

Особливо велике значення має стійкість і розгалуженість систем енергетичного забезпечення (електроенергія, газо-, паро- і теплопостачання, забезпечення стисненим повітрям).

До числа заходів, які можуть бути рекомендовані для підвищення стійкості роботи систем енергопостачання, відносять: перенос інженерних і енергетичних комунікацій у підземні колектори, розміщення найбільш відповідальних пристроїв (центральні диспетчерські і розподільчі пункти, компресорні і аварійні електричні станції) в захищених спорудах з підвищеною ступеню стійкості до впливу ударної хвилі; кільцювання всіх енергетичних систем; побудова захищених автономних джерел електро- і водопостачання, резервних ємностей і резервуарів; придбання пересувних електростанцій і насосних агрегатів з двигунами внутрішнього згорання; обладнання пристосувань для роботи підприємств на різних видах палива; кооперування постачання групи підприємств, тобто створення умов і можливостей для використання джерел електро-, газо-, тепло- і водопостачання, кисневих станцій, складів палива одного підприємства для забезпечення потреб іншого.

Стійкість систем електропостачання підвищується базуванням підприємств на декількох енергоджерелах, віддалених один від іншого на таку відстань, щоб виключити можливість руйнування їх одним ядерним вибухом. При живленні підприємства від районної енергосистеми лінії електропередач необхідно підводити не менш ніж із двох напрямків, а приймальні підстанції (ЦРП, РП) розташовують одна від одної на можливо більшій відстані. Доцільні і такі заходи, як забезпечення захисту існуючих і побудова резервних підстанцій, перевід енергопостачання із повітряного на підйомно-кабельне, встановлення автоматичних роз'єднувачів для відімкнення ділянок сітей у випадку перевантаження і короткого замикання. Споруди цивільної оборони забезпечуються автономними джерелами енергопостачання.

Система водопостачання також повинна базуватися на двох і більше незалежних вододжерелах, віддалених один від одного на відповідну відстань. Рекомендується встановлювати додаткові бурові скважини (артезіанські скважини), кільцювати розвідні сіті, захищати гідранти і водорозбірні колонки, впроваджувати автоматичні і напіваавтоматичні пристрої, які б відключали б пошкоджені ділянки без порушення роботи іншої частини мережі.

На сітях газопостачання і теплофікації слід передбачити заходи проти втрачання газу (пари, води) у випадку руйнування магістральних ліній і внутрішньої сіті у пошкоджених або зруйнованих спорудах. Це досягається шляхом встановлення на вводах в споруди або на відводах магістральних ліній автоматичних запірних пристроїв, які відмикають лінії при руйнуванні. Встановлюють і задвижки дистанційного управління, які дозволяють відімкнути сіті із одного центра управління.

Мережі зв'язку можна вважати підготовленими з точки зору цивільної оборони, якщо забезпечений захист вузлів зв'язку і розподільчих шаф, а повітряні лінії зв'язку на території підприємства переведені на підземно-кабельні. Стійкість засобів зв'язку може бути підвищена шляхом прокладання другого живлення фідерів на автоматичну телефонну станцію і радіовузлов заводу, придбання пересувних електростанцій для зарядки акумуляторів АТС

і для живлення радіовузла при повному відключенні постійних джерел електроенергії.

Важливе значення має планове накопичення ультракороткохвильових радіостанцій, телефонних апаратів і телефонного кабелю польового типу для створення тимчасових ліній зв'язку на випадок виходу із ладу постійних. Необхідно також мати незмінний резерв запасних частин і деталей для ремонту всіх засобів зв'язку.

Попередження або зменшення до мінімуму можливих руйнувань, пожеж і втрат від додаткової дії вторинних факторів ураження ядерного вибуху в значній мірі залежать від проведення інженерно-технічних заходів, направлених на підвищення загальної стійкості всього інженерно-технічного комплексу підприємства і його окремих елементів. Крім цього, ця задача досягається розосередженням (вивозом) наднормативних запасів вибухових і вогненебезпечних речовин на безпечній відстані від самого підприємства, а також від інших населених пунктів та об'єктів. Таке розосередження вибухових та вогненебезпечних матеріалів здійснюється в основному при виникненні погрози нападу супротивника, однак уже у мирний час для цього слід підготувати склади у загородній зоні.

Роботи із вибуховими речовинами рекомендується сконцентрувати в спеціальних окремо розташованих спорудах, щоб виключити джерела додаткової небезпеки при здійсненні цих робіт у різних цехах. На багатьох підприємствах запаси горючих рідин (нафта, бензин, керосин, масла і т. п.) містяться не в підземних сховищах, а в наземних резервуарах та інших ємностях. В цих випадках такі ємності повинні бути уже в мирний час обваловані, тобто оточені валами ґрунту такої висоти, щоб вони були здатні втримати весь об'єм рідини при руйнуванні резервуару.

Створення обмежувальних земляних валів (дамб) являється також одним із ефективних способів захисту об'єктів, розташованих в низинних ділянках місцевості, від катастрофічного затоплення в результаті руйнування поблизу розташованих гідроспоруд.

Для попередження виникнення джерел хімічного зараження можна рекомендувати наступні заходи: розосередження складів отрутохімікатів, а також обладнання їх пристосуваннями, які забезпечують швидку нейтралізацію отруйних речовин (змивання водою; обробка залізним купоросом приміщень, небезпечних із-за наявності ціаністих сполук; обробка кислот лугами і т. п.); виготовлення міцної і надійної тари; настил підлог в складах отрутохімікатів із кислотоупорних і лугостійких матеріалів; створення запасів нейтралізуючих речовин; ізоляція (відгородження) в цехах небезпечних ділянок (травлення, ціанування, азотування та ін.); забезпечення робочих небезпечних і сумісних з ними ділянок спеціальними засобами індивідуального захисту (промислові протигази, захисний одяг) [46] [47].

5 ЕКОНОМІКО-ОРГАНІЗАЦІЙНА ЧАСТИНА

5.1 Актуальність теми з позиції маркетингу

Інтеграція України в європейський та світовий бізнес-простір вимагає адаптації вітчизняних реалій до правил господарювання та імплементації основоположних принципів діяльності в практику українського підприємництва. Добрі і стійкі відносини зі стейкхолдерами є основою сталого розвитку компаній. І якщо відносини з клієнтами українські компанії навчилися цінувати вже давно, то відносини зі стейкхолдерами в ширшому розумінні не сприймаються як такі, що вимагають окремої стратегії або окремого підходу. В той час як для провідних міжнародних компаній системний підхід до взаємодії зі стейкхолдерами є загальною практикою. Адже врахування впливу/інтересів стейкхолдерів при прийнятті рішень дозволяє компаніям отримати достовірну оцінку своєї діяльності та краще розуміти власні ризики й можливості.

Використання жароміцних сплавів у конструкціях, що вимагають більш високих температур або властивостей міцності призведе до розробки нових процесів механічної обробки металів. При цьому нові процеси мають бути економічними і високовиробничими. Основні напрямки майбутніх досліджень:

- регулювання критичних параметрів обробки під час лиття та кування з метою отримання оптимальної структури в існуючих сплавах, що призводить до підвищення механічних властивостей;
- розробка сплавів, що реалізують переваги нових та нестандартних процесів;
- розробка нових економічних високопродуктивних процесів для виготовлення деталей із жароміцних сплавів.

Рівень механічних властивостей, одержаних у жароміцних сплавах, залежить від структури, тобто від розміру зерна, морфології карбідів та їх роз-

поділу, розміру та розподіл у інтерметалідних фаз або розташування дендритів. Є багато даних по кореляції механічних властивостей і мікроструктури як для литих, так і для деформованих сплавів. Однак виробничі обмеження, складна форма та великі розміри деталей із жароміцних сплавів часто перешкоджають отриманню оптимальної структури у готових деталях. Механічні властивості зразків, вирізаних з деталей турбіни, часто не мають таких властивостей, як спеціально виготовлені литі або деформовані зразки. Таким чином, значне збільшення рівня властивостей існуючих матеріалів може бути отримано шляхом поліпшення обробки жароміцних сплавів з метою отримання оптимальних мікроструктур.

5.2 Послідовний аналіз

Виконаний аналіз напрямків застосування та вигоди для споживачів (табл. 5.1). Надано цілісне уявлення про вміст ідеї та можливі базові потенційні ринки, в межах яких потрібно шукати групи потенційних клієнтів

Таблиця 5.1 – Опис ідеї

Вміст ідеї	Напрямки застосування	Вигоди для споживачів (користувачів)
Розробка сплавів, що реалізують переваги нових та нестандартних процесів у частині ресурсу та строку експлуатації	1 Авіаційне двигунобудування	Підвищення ресурсу та надійності у повітрі
	2 Мобільні електростанції на базі авіаційного двигуна наземного використання	Строк експлуатації та підвищення міжремонтного ресурсу

Виконаний аналіз характеристики потенційного ринку (табл. 5.2).

Таблиця 5.2 – Попередня характеристика потенційного ринку

Показники стану ринку (на- йменування)	Характеристика
Головні конкуренти	1 Підприємства машинобудування України 2 Підприємства машинобудування Європи
Динаміка ринку (якісна оцінка)	Зростає
Наявність обмежень для входу (вказати характер обмежень)	Потрібні великі інвестиції
Специфічні вимоги до стандар- тизації та сертифікації	1 Сертифікація обладнання 2 Вимоги авіаційних правил

Вивчені та визначені потенційні групи клієнтів, їх характеристики, та сформований орієнтований перелік вимог до товару для кожної групи (табл. 5.3).

Таблиця 5.3 – Попередня характеристика потенційних клієнтів

Потреба, що формує ринок	Цільова аудиторія (цільові сегменти ринку)	Відмінності у по- ведінці різних по- тенційних цільо- вих груп клієнтів	Вимоги спо- живачів (ко- ристувачів)
Жароміцні мате- ріали	Підприємства ма- шинобудування України та Європи	Робота при висо- ких температу- рах, відмінностей немає	Надійність, ресурс

Виконаний аналіз SWOT- аналіз середовища реалізації інноваційного проект. Результати аналізу приведені в табл. 5.4.

Таблиця 5.4 – SWOT- аналіз

Сильні сторони:	Слабкі сторони:
– відомий бренд – кваліфікований персонал – помірна цінова політика – клієнтська база	– текучість кадрів – спосібність до інновацій – повільний ріст прибутку – консерватизм системи управління
Можливості:	Загрози:
– розвиток дилерської мережі – вихід на інші ринки – випуск нових моделей двигунів – відхід конкурентів з ринку	– поява нових конкурентів – зростання цін на сировину – цінова конкуренція – непомірна ціна нових технологій

Розроблення ринкової стратегії першим кроком передбачає визначення стратегії охоплення ринку: опис цільових груп потенційних споживачів (табл. 5.5).

Таблиця 5.5 – Вибір цільових груп потенційних споживачів

Опис профілю цільової групи потенційних клієнтів	Готовність споживачів сприйняти продукт	Орієнтовний попит в межах цільової групи (сегменту)	Інтенсивність конкуренції в сегменті	Простота входу у сегмент
Придбання нових зразків	Зацікавлені у підвищеному ресурсі	10.000	Конкуренція зростає	Пов'язана з великими інвестиціями
Ремонт раніше придбаного	Зацікавлені у вдосконаленні матеріалів	100.000	Монополісти	Пов'язана з великими інвестиціями

Виконана ідентифікація стейкхолдерів, виконана їх пріоритезація та побудована Карта стейкхолдерів, яка дозволить візуалізувати картину взаємозв'язків стейкхолдерів. З метою відображення взаємозв'язків стейкхолдерів на Kartі виокремлено три концентричних області, в яких розміщено всіх зацікавлених осіб інноваційного проекту за можливостями впливу на них ініціатора проекту. Область внутрішніх стейкхолдерів – область повноважень/відповідальності ініціатора. Внутрішні зацікавлені сторони знаходяться в прямій підлеглих ініціатора, що дозволяє використовувати досить прості методи адміністрування проекту (рис. 5.1).

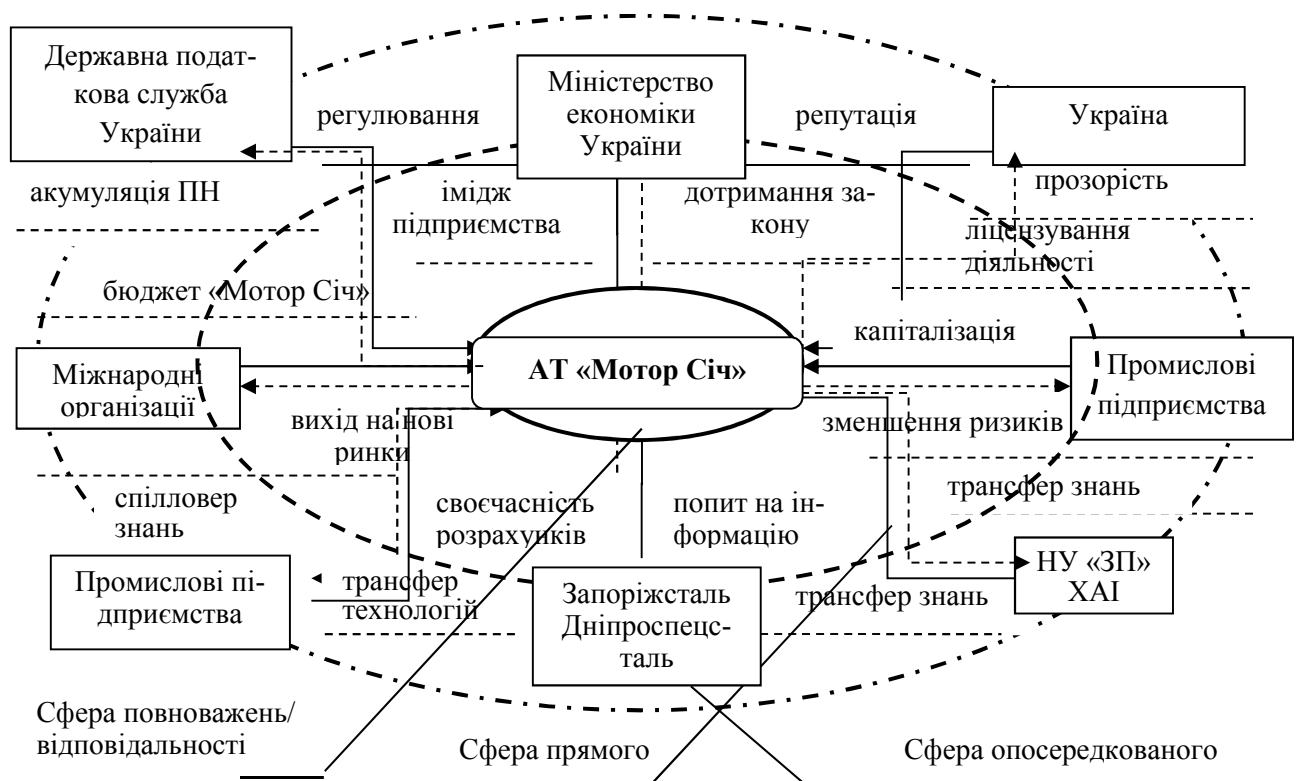


Рисунок 5.1 - Карта стейкхолдерів

Визначили витрати на оплату праці з урахуванням балансу робочого часу одного працівника. Витрати за цією статтею складаються із планового фонду зарплати усіх категорій працівників, які задіяні у проведенні досліджень (табл. 5.6).

Таблиця 5.6 – Склад, чисельність та фонд заробітної плати

Посада	Кі- лькі сть осіб	Посадо- вий оклад, грн	Преміа- льний відсоток до окла- ду, %	Сума пре- мій, грн	Місяч- на за- робітна плата	Річний фонд оплати праці, грн	ЄСВ, грн
Науковий керівник	1	20000	20	4000	24000	288000	63360
Старший науковий співробітник	2	18000	20	3600	21600	259200	57024
Молод- ший нау- ковий співробіт- ник	2	15000	20	3000	1000	216000	47520
Лаборант	3	10000	20	2000	12000	144000	31680
Разом	8	63000	—	12600	75600	907200	199584

Розрахунок вартості матеріалів. До цієї статті належать витрати на придбання основних матеріалів для проведення дослідження, а також для виготовлення макетів та дослідних зразків (табл. 5.7)

Таблиця 5.7 – Розрахунок матеріальних витрат

Матеріальні витрати	Виробнича програма	Обсяг сировини	Ціна за одиницю, грн	Сума, грн
Папір	—	10 блоків	120	1200
Ручка	—	100 одиниць	15	1500
Олівець	—	100 одиниць	10	1000
Зразки	30	30 одиниць	450	13500
Реактиви	—	5 одиниць	900	4500
Змінні лінзи	—	10 одиниць	3200	32000
Тара зразків	—	30 одиниць	50	1500
Разом				55200

Розрахунок вартості матеріалів. До цієї статті належать витрати на електропостачання, водопостачання тощо (табл 5.8).

Таблиця 5.8 – Розрахунок вартості спожитих послуг

Вид послуг	Виробнича програма	Обсяг послуг	Тарифи	Сума, грн
Електропостачання	—	500 кВт	2,64 грн/ кВт	1320
Водопостачання	—	5 м ³	25 грн/м ³	125
Теплопостачання	—	3,42 Гкал	1380 грн/Гкал	4720
Охоронна система	—	1	1500	1500
Утилізація реактивів	5 одиниць	5	200 грн	1000
Разом				8665

Визначили річну суму амортизації з урахуванням первісної вартості основних засобів та норми амортизації при терміні експлуатації у 5 років (табл. 5.9).

Таблиця 5.9 – Розрахунок амортизації

Група основних засобів	Кількість	Первісна вартість ОЗ	Вартість обладнання	Річні амортизаційні відрахування	Витрати на поточний ремонт у розмірі 2%
Металографічний мікроскоп	2	500000	1000000	200000	20000
Електронний мікроскоп	1	1000000	1000000	200000	20000
Прилад для контролю хімічного складу сплавів	1	1500000	1500000	300000	30000
Установка для контролю вмісту газів	1	100000	100000	20000	400
Комп'ютер	4	25000	100000	20000	400
Принтер	2	15000	30000	6000	120
Разом			3730000	746000	74600

Відображаємо кошторис витрат на основі даних, вказаних в табл. 5.6-5.9. В табл. 5.10 наведено кошторис витрат на проведення науково-дослідницьких робіт.

Таблиця 5.10 – Кошторис витрат

Калькуляційні статті	Витрати, грн
Фонд заробітної плати, рік	907200
ЄСВ, рік	199584
Матеріальні витрати, рік	55200
Вартість спожитих послуг, рік	103980
Амортизація обладнання, рік	746000
Поточний ремонт, рік	74600
Виробнича собівартість	2086564
Адміністративні витрати 50%	453600
Повна собівартість	3260164

Розрахунок економічного ефекту виконувався на основі того, що сплав ЖС32Б-ВИ характеризується зменшенням у два рази вмістом одного з найдорожчих у його складі елементів – ренію.

Орієнтовна ціна основних шихтових матеріалів, що використовуються для виплавки розглянутих у роботі сплавів ЖС32-ВИ та ЖС32Б-ВИ.

Таблиця 5.11 – Орієнтовна ціна матеріалів для виготовлення сплавів ЖС32-ВИ та ЖС32Б-ВИ

Назва матеріалу	Ціна, грн/кг	Вміст % ЖС32-ВИ	Ціна 1 кг ЖС32-ВИ	Вміст % ЖС32Б-ВИ	Ціна 1 кг ЖС32Б-ВИ
Нікель Ni	1600	62,7	1003,2	62,4	998,4
Хром Cr	1800	4,9	88,2	5,3	95,4
Кобальт Co	1300	9,0	117	5,4	70,2
Молібден Mo	3000	1,0	30	0,8	24
Вольфрам W	3000	8,5	255	9,4	282
Алюміній Al	600	5,9	35,4	5,7	34,2

Кінець таблиці 5.11

Назва матеріалу	Ціна, грн/кг	Вміст % ЖС32- ВИ	Ціна 1 кг ЖС32-ВИ	Вміст % ЖС32Б- ВИ	Ціна 1 кг ЖС32Б- ВИ
Тантал Та	26000	4,0	1040	9,0	2340
Реній Re	190000	4,0	7600	2,0	3800
Разом	—	100%	10168,8	100%	7644,2

Розрахункова вартість одного кілограму (C_1) промислового серійного сплаву марки ЖС32-ВИ становить: $C_1 = 10168,8$ гривень.

Розрахункова вартість одного кілограму (C_2) промислового серійного сплаву марки ЖС32Б-ВИ становить: $C_2 = 7644,2$ гривень.

Зменшення собівартості (ΔC) сплаву ЖС32Б-ВИ в порівнянні з вартістю сплаву ЖС32-ВИ становить:

$$\Delta C = (C_1 - C_2) / C_2 \quad (5.1)$$

$$\Delta C = (10168,8 - 7644,2) / 7644,2 = 0,33, \text{ тобто } 33\%.$$

Вартість деталей складається з сумарної вартості сплаву, яка враховує: лиття по виплавлюваним моделям; технологічні операції по усуненні ливарних дефектів (пори, мікротріщини і ін.); термічну обробку; механічну обробку; контрольні операції та ін. При цьому, питома вага обробки (r) в ціні готової деталі становить:

$$r = 15\% \quad (5.2)$$

Таким чином, враховуючи зменшення вартості сплаву (ΔC), коефіцієнт зменшення вартості ($k_{зв}$) сплаву і його питому вагу (r) в готовій деталі, зменшення собівартості складає:

$$\Delta C = C_2 \cdot r \cdot K_{3B}; \quad (5.3)$$

$$\Delta C = C_2 \cdot 0,15 \cdot 1,33 = 0,199 C_1;$$

де C_2 – собівартість готової деталі зі сплаву ЖС32Б-ВИ.

Отже, собівартість (C_2) виробу, виготовленого зі сплаву ЖС32-ВИ становить:

$$C_1 = C_2 + \Delta C; \quad (5.4)$$

$$C_1 = C_2 + 0,199 \cdot C_2 = (1 + 0,199) \cdot C_2 = 1,199 \cdot C_2; \quad (5.5)$$

$$C_1 = 1,199 \cdot C_2. \quad (5.6)$$

З розрахунків видно, що собівартість (C_2) одного виробу, виготовленого з розробленого сплаву ЖС32Б-ВИ на 19% менше собівартості (C_1) виробу, виготовленого з промислового сплаву ЖС32-ВИ.

Вартість виготовлення одного кілограму сплаву ЖС32Б-ВИ розробленого з меншим вмістом ренію, незважаючи на підвищений вміст танталу та вольфраму, складає 7644,2 гривень, відмінно від вартості виготовлення одного кілограму сплаву ЖС32-ВИ – 10168,8 гривень.

Беручи до уваги, що сплав ЖС32Б-ВИ відповідає технічним вимогам, що ставляться до жароміцних сплавів даної групи, економічний ефект складає 19,9%.

ВИСНОВКИ

– На основі комплексного підходу, розрахункового й експериментального, для багатокомпонентних жароміцних сплавів отримані нові регресійні моделі, що дозволяють адекватно прогнозувати хімічний склад карбідів по хімічному складу сплаву, це дозволило реалізувати розв'язок завдання розрахункового прогнозування складу карбідів по хімічному складу сплаву, що підтверджене отриманими експериментальними даними.

– Установлені залежності впливу легувальних елементів на температури розчинення (виділення) карбідів у сплаві системи Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C.

– Показане, що зміни в ході кривих залежності температури від вмісту елемента тісно корелюють із термодинамічними процесами, що відбуваються в системі, тобто на кривих спостерігаються екстремуми, що супроводжують зміну стехіометрії карбідів або виділення нових фаз.

– Показане, що при підвищенні сумарної концентрації карбідоутворюючих елементів, ускладнюється й хімічний склад карбідів.

– Установлене, що зі збільшенням вмісту вуглецю в сплаві зростає об'ємна кількість карбідів і температура їх розчинення (виділення). При концентрації більш 2% мас. Та в сплаві, у карбіді MC вміст танталу переважає над вмістом ніобію, це так само приводить до зниження концентрації вольфраму й молібдену в карбіді.

– Виявлене, що при концентрації ніобію більш 3% маси у сплаві його вміст у первинному карбіді перевищує вміст танталу й карбід стає на основі Ta. Зі збільшенням вмісту Mo в сплаві при концентрації 3-4% по масі спостерігається утворення карбиду типу M_6C , що так само викликає поява екстремуму на температурній залежності розчинення (виділення) карбідів.

– Виявлене, що збільшення вмісту вольфраму більш 4%, супроводжується появою μ - фази, а при 12% маси утворюється карбід типу M_6C .

– Збільшення концентрації хрому до 3% у сплаві, приводить до утворення μ - фази й M_6C , більш 15% - σ -фаза, а при 19% хром припиняє розчинятися й виділяється у вигляді твердого розчину α -Cr. Таким чином, легуючі елементи тісно взаємодіють у багатокомпонентній системі й можуть призводити до утворення небажаних фаз.

– Виконаний аналіз потенційних небезпек та оглянуті заходи забезпечення безпеки, що включають в себе небезпеки, які пов'язані з порушенням вимог ергономіки, ураженням електричним струмом, можливістю отримання механічних травм, незадовільними параметрами мікроклімату, невідповідності вимогам освітлення та пожежної безпеки.

ПЕРЕЛІК ДЖЕРЕЛ

- 1 Collins H.E. The effect of thentral exposure on the mechanical properties of the directionally solidified superalloy TRW-NASA-VIA // Met.Trans.A – 1975 - p 317
- 2 Effect of Solidication parameters of the growth geometry of MC carbide in IN-100 dendritic monocrystals / Fernandes R., Lecomte J.C., Kattanus T.Z.// Metal Trans. A.-1978.- p 569
- 3 Pat. 6468 368 USA. High strength powered metallurgy nickel base allow / M. Howard, B.C. Raymond, B. Prabir // publ. date: 22.10.2002
- 4 Reed R.C. The super alloys. Fundamentals and Applications. Cavbridge^ University Press, 2006, 372 p.;
- 5 Guedou J., Applications Development of a New Fatigue and Greep Resistant PM Nikel-Base Superalloy for Disk / Augustins-Lecallier I., Caron P / Superalloys – 2008. TMS, 2008;
- 6 Development of Ni-Co-Base Alloys for High-Temperature Disk Applications / Cu Y., [et al.] Superalloys – 2008, Champion, Pennsylvania, USA, TMS, 2008;
- 7 Gabb T.P.,. Timothy Fatigue Behavior of a Third Generation PM Disk Superalloy. NASA-TM.2008;
- 8 Pal.6468 368 USA. High strength powdermctailurgy nickel base alloy/ M. Howard, B.C. Raymond, B. Prabir//publ. date: 22.10.2002;
- 9 Reed R.C. The superalloys. Fundamentals and Applications. Cambridge: University Press, 2006. 372p;
- 10 Pat. 6521 175 USA/ Superalloy optimized for high-temperature performance in high-pressure turbine disks / D.P. Mourer, E.S. Huron, K.R. Bain E.E. Montero // publ. date: 18.02.2003;

- 11 Guedou J., Superalloy for disk: Development and applications / Lautriaou, Honnorat./ Materials and Processes Department. Snecma. Superalloys – 1992. P. 267;
- 12 Pat. 6468 368 USA. High strength powered metallurgy nickel base allow / M. Howard, B.C. Raymond, B. Prabir // publ. date: 22.10.2002;
- 13 Guedou J. Development of a New Fatigue and Greep Resistant PM Nickel-Base Superalloy for Disk Applications /Augustins-Lecallier I., Caron P.// Superalloys – 2008. TMS, P. 21 – 30;
- 14 Н.А. Лисенко, «Структура та властивості низьковуглецевих нікелевих сплавів для монокристалічних відливок», /В.В. Клочихін, В.В. Наумик/ АТ «Мотор Січ», Запорізький національний технічний університет, Запоріжжя, Україна;
- 15 Лисенко, Н.А. Вплив ГП на структуру й властивості монокристалічних лопаток зі сплаву ЖС26-ВИ [Текст] / Н.А. Лисенко, В.В. Клочихін, Е.Ф. Цивірко // Вісник двигунобудування. – 2010.- №1;
- 16 Ольшанецький В.Ю.,. Підвищення властивостей жароміцних нікелевих сплавів спрямованої кристалізації оптимізацією хімічного складу, /Глотка О.А., Грешка В.Л., Хвостак В.В/ 2022;
- 17 O. A. Glotka and S. V. Haiduk. Distribution of Elements in Carbides of Multicomponent Superalloys. Metallofiz. Noveisliie TeklmoL. 42, N 6: 869-884 (2020) (in Russian). DOI: 10.15407/mfmt.42.06.0869;
- 18 Taheri. M.. Effect of Pre- and Post-weld Heat Treatment on Micro-structure and Mechanical Propeities of GTD-111 Superalloy Welds. /Halvae. A. & Kashani-Bozors S.F/.Met. Mater. bit. (2019);
- 19 УДК 669.245.018.044:620.193.53 Розподіл елементів у карбідах багатокмпонентної системи Ni-5Cr-9Co-6Al-8,3W-4Re-4Ta-1Mo-1,5Nb-0,15C, В.Ю. Ольшанецький, д.т.н., проф., О.А. Глотка, к.т.н., доцент ,Національний університет «Запорізька політехніка», м. Запоріжжя;
- 20 Reed R.C. The superalloys. Fundamentals and Applications. Cambridge: University Press, 2006. 372p

- 21 Guedou J., Superalloy for disk: Development and applications / Materials and Processes Department /Lautriaou, Honnorat/. Snecma. Superalloys – 1992. P. 267;
- 22 Versnyder F.L. Review Paper. /Shank M.B./Materials Science and Eng. – 1970;
- 23 Giamei A.F. Metallurgical Transactions. /Tschinkel J.G. / – 1976;
- 24 TengzeliusJ., Powder Metallurgy in Hie Nordic Countries /Grinder O //International Y of Powder Metallurgy. 2002;
- 25 Nakagawa Y.G., Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan /Murakami ДО, Ohtomo A., Saiga Y. ff. - 1980;
- 26 Guedou J.. Development of a New Fatigue and Greep Resistant PM Nikel-Base Superalloy for Disk Applications /Augustins-Lecallier I., Caron P // Superalloys – 2008. TMS, P. 21 – 30;
- 27 <http://www.calphad.org> Офіційний сайт CALPHAD;
- 28 P. Jonšta Structural characteristics of nickel super alloy INCONEL 713LC after heat treatment / P. Jonšta, Z. Jonšta, J. Sojka, L. Čížek, A. Hernas // Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering. – 2007. Vols. 21. – PP. 29-32;
- 29 B. G. Choi MC Carbide Decomposition during Thermal Exposure of Polycrystalline Ni-Base Superalloys / B. G. Choi // Solid State Phenomena. – 2007.Vols.124-126.–PP.1505-1508.
- 30 Li Jiang M₂C and M₆C carbide precipitation in Ni-Mo-Cr based superalloys containing silicon/ Li Jiang,Wen-Zhu Zhang,Zhou-Feng Xu,He-Fei Huang,Xiang-Xi Ye,Bin Leng,Long Yan,Zhi-Jun Li,Xing-Tai Zhou// Materials & Design. – 2016. - Volume 112. – Pp. 300-308. <https://doi.org/10.1016/j.matdes.2016.09.075>;
- 31 B. Seiser TCP phase predictions in Ni-based superalloys: Structure maps revisited // B. Seiser,R. Drautz,D.G. Pettifor / Acta Materialia. – 2011. - Volume 59. – Pp. 749-763. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2010.10.013>;

- 32 Rui Hu Precipitation behavior of grain boundary M₂₃C₆ and its effect on tensile properties of Ni–Cr–W based superalloy/ Rui Hu, Jinshan Li, Guanghai Bai// Materials Science and Engineering A. – 2012. - №548. – P. 83-88. DOI: 10.1016/j.msea.2012.03.092;
- 33 R Yonghua Characterization of M₂₃C₆ carbide precipitated at grain boundaries in a superalloy / R Yonghua, Hu Geng, G Yongxiang // Metallography. – 1989. - №22(1). – P. 47-55. DOI: [10.1016/0026-0800\(89\)90021-9](https://doi.org/10.1016/0026-0800(89)90021-9);
- 34 Xiaobing Hu Atomic imaging of the interface between M₂₃C₆-type carbide and matrix in a long-term ageing polycrystalline Ni-based superalloy/ Xiaobing Hu, L.Z. Zhou, Y.L. Zhu // Philosophical Magazine Letters . -2015. - № 95(4). – P. 237-244. DOI: [10.1080/09500839.2015.1039621](https://doi.org/10.1080/09500839.2015.1039621);
- 35 Ольшанецький В.Ю. Про оцінку середньої відносної енергії в деяких моделях прикордонних виділень / В.Ю. Ольшанецький// Металофізика. Вип. 50. - К.: Наукова думка, 1974. - С. 89-94;
- 36 Про охорону праці [Електронний ресурс] – Чинний від 1992-10-14. : станом на 20.01.2018 р.–К.:ВРУ України,1998.– URL: <http://zakon.rada.gov.ua/laws/show/2694-12>. – (Закон України);
- 37 Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників [Електронний ресурс] : НПАОП 0.00-7.11-12. – На заміну наказу МНС України від 26.12.2011 № 1350 ; чинний від 2012-03-16. – К. : МНС України, 2012. – 116 с. – URL: <http://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0226-12>. – (Нормативно-правовий акт охорони праці);
- 38 Електробезпека в будівлях і спорудах. Вимоги до захисних заходів від ураження електричним струмом [Текст] : ДСТУ Б В.2.5-82:2016. – На заміну ДБН В.2.5-27-2006 ; чинний від 2017-04-01. – К. : ДП «УкрНДНЦ», 2016. – 109 с. – (Державний Стандарт України);

- 39 Правила охорони праці під час роботи з інструментом та пристроями [Електронний ресурс] : НПАОП 0.00-1.71-13. – Чинний від 2014-03-28. – К. : Міненерговугілля України, 2013. – 59 с. – URL: <http://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0327-14>. – (Нормативно-правовий акт охорони праці);
- 40 Вимоги щодо безпеки та захисту здоров'я працівників під час роботи з екранними пристроям [Електронний ресурс] : НПАОП 0.00-7.15-18. – На заміну НПАОП 0.00-1.28-10 ; чинний від 2018-05-18. – К. : Мінсоцполітики України, 2018. – Режим доступу: <http://zakon.rada.gov.ua/laws/show/z0508-18>. – (Нормативно-правовий акт охорони праці);
- 41 Державні санітарні правила і норми роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин [Електронний ресурс] : ДСанПіН 3.3.2.007-98. – Чинний від 1998-12-10. – К. : МОЗ України, 1998. – URL: <http://mozdocs.kiev.ua/view.php?id=2445>. –(Державні санітарні правила та норми)
- 42 Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень [Електронний ресурс] : ДСН 3.3.6.042-99. – Чинний від 1999-12-01. – К. : МОЗ України, 1999. – URL: <http://zakon2.rada.gov.ua/rada/show/va042282-99>. – (Державні санітарні норми);
- 43 Природне і штучне освітлення. [Текст] : ДБН В.2.5-28-2018. – На заміну ДБН В.2.5-28-2006 ; чинний з 2019-03-01. – К. : Мінрегіон України, 2018. – 133 с. – (Державні будівельні норми України);
- 44 Правила пожежної безпеки в Україні [Текст] : НАПБ А.01.001-14. – На заміну НАПБ А.01.001-04 ; чинний від 2014-12-30. – К. : МВС України, 2014. – 47 с. – (Нормативний акт пожежної безпеки);

- 45 Протипожежний захист. Знаки безпеки. Форма та колір [Текст] : ДСТУ ISO 6309:2007. – На заміну ГОСТ 12.4.026-76 в частині пунктів 1.1, 1.2, 1.4, 1.6 таблиці 5, пунктів 2.1, 2.2 таблиці 6, пунктів 4.1-4.11 таблиці 8; знаків 1.1, 1.2, 1.4, 1.6, 2.1, 2.2, 4.1-4.11 додатка 3 ; чинний від 2007-10-01. – К. : Держспоживстандарт України, 2007. – 9 с. – (Державний Стандарт України);
- 46 Планування і забудова територій [Текст] : ДБН Б.2.2-12:2018 – На заміну ДБН 360-92** ; ДБН Б.2.4-1-94 ; ДБН Б.2.4-3-95 ; ДБН Б.2.4-4-97 ; ДБН Б.1-2-95 ; СНиП II-89-80 ; чинний від 2018-09-01. – К. : Мінрегіон України, 2018. – 179 с. – (Державні будівельні норми);
- 47 Катренко Л. А. Охорона праці. Курс лекцій. Практикум [Текст] : навчальний посібник / Л. А. Катренко, Ю. В. Кіт, І. П. Піскун – 2-ге вид., стер. – Суми: ВТД «Університетська книга», 2007. – 496 с.;