

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
**Національний університет «Запорізька політехніка»**

Фізико-технічний інститут (ФТІ), Інженерно-фізичний факультет (ІФФ)

---

(повне найменування інституту, факультету)

Кафедра «Фізичне матеріалознавство» (ФМ)

---

(повне найменування кафедри )

**Пояснювальна записка**

до дипломного проєкту (роботи)

Магістр

(ступінь вищої освіти)

на тему Дослідження впливу лантаноїдів на морфологію примежових карбідів та властивості жароміцних сплавів на основі нікелю

Виконав: студент 2 курсу, групи ІФЗ-219м

Спеціальності 132 «Матеріалознавство»  
(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація)  
прикладне матеріалознавство

Градусов Г.А

Керівник Ольшанецький В.Ю.  
(прізвище та ініціали)

Рецензент Скребцов А.А.  
(прізвище та ініціали)

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
Національний університет «Запорізька політехніка»  
(повне найменування закладу вищої освіти)

Інститут, факультет Фізико-технічний інститут, Інженерно-фізичний факультет  
Кафедра Фізичного матеріалознавства

Ступінь вищої освіти Магістр

Спеціальність 132 «Матеріалознавство»  
(код і найменування)

Освітня програма (спеціалізація) «Прикладне матеріалознавство»  
(назва освітньої програми (спеціалізації))

**ЗАТВЕРДЖУЮ**

Завідувач кафедри

« 10 » грудня 2020 року

**З А В Д А Н Н Я**  
**НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЄКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТА (КИ)**

Градусов Григорій Андрійович

(прізвище, ім'я, по батькові)

1. Тема проєкту (роботи) Дослідження впливу лантаноїдів на морфологію  
примежових карбідів та властивості жароміцних сплавів на основі нікелю

керівник проєкту (роботи) Ольшанецький Вадим Юхимович, зав. каф. ФМ д.т.н.

( прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

затверджені наказом закладу вищої освіти від « 02 » листопада 2020 року № 293

2. Строк подання студентом проєкту (роботи) 14 грудня 2020 року

3. Вихідні дані до проєкту (роботи) грамові злитки, розрізані на зразки у вигляді шайб  
із жароміцних нікелевих сплавів ЖСЗЛС, ЖС6К

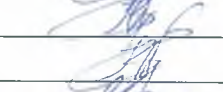
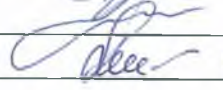
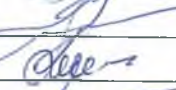
4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити) 1. Літературний огляд 2. Матеріали і методика досліджень 3. Результати досліджень і їх аналіз 4. Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях 5. Економіко-організаційна частина.

5. Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)

Презентація: Зображення границь нахилу та кручення, Вплив бору та церію на повзучість та на стабільність границь зерен сплаву U-500, Руйнування по границях зерен сплаву Рене-80, Ланцюжок частинок примежових виділень линзовидної та ромбовидної форми, Залежність критерію  $\eta$  від двогранного кута і кількості частинок

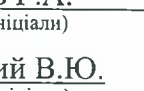
(п), Вплив легувальних елементів на величину двогранного кута и відношення поверхневих енергій, Додатки легувальних елементів до основного складу ЖНС, Примежові виділення карбідів в сплаві ЖСЗЛС, який мікролегований церієм, бором, бором і церієм, цирконієм, Графіки зміни властивостей ЖСЗЛС від легування поверхнево-активними домішками, Вплив мікролегування лантаноїдами на властивості сплаву ЖС6К.

#### 6. Консультанти розділів проєкту (роботи)

| Розділ | Прізвище, ініціали та посада консультанта | Підпис, дата                                                                          |                                                                                       |
|--------|-------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------|
|        |                                           | завдання видав                                                                        | прийняв виконане завдання                                                             |
| 1      | Ольшанецький В.Ю.                         |    |    |
| 2      | Ольшанецький В.Ю.                         |   |   |
| 3      | Ольшанецький В.Ю.                         |  |  |
| 4      | Нестеров О.В.                             |  |  |
| 5      | Круглікова В.В.                           |  |  |
| НК     | Ткач Д.В.                                 |  |  |

7. Дата видачі завдання 15 » жовтня 2020 року .

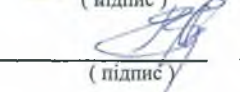
#### КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

| № з/п | Назва етапів дипломного проєкту (роботи)          | Строк виконання етапів проєкту ( роботи ) | Примітка                                                                              |
|-------|---------------------------------------------------|-------------------------------------------|---------------------------------------------------------------------------------------|
| 1     | Аналіз моделей міжзеренних структур               | 15.10.2020                                |  |
| 2     | Матеріали і методика досліджень                   | 01.11.2020                                |  |
| 3     | Результати досліджень і їх аналіз                 | 10.11.2020                                |  |
| 4     | Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях | 26.11.2020                                |  |
| 5     | Економіко-організаційна частина                   | 10.12.2020                                |  |

Студент

Керівник проєкту (роботи)

  
( підпис )

  
( підпис )

Градусов Г.А.  
(прізвище та ініціали)

Ольшанецький В.Ю.  
(прізвище та ініціали)

## РЕФЕРАТ

ПЗ: 137 с., 40 рис., 23 табл., 30 формул, 85 джерел.

Об'єкт дослідження: морфологія примежових фаз сплавів на основі нікелю.

Мета роботи: визначення впливу зміни морфології примежових фаз на механічні властивості сплавів на основі нікелю.

В ході виконання комплексної курсової роботи було досліджено межі зерен як один із дефектів кристалічної будови. Визначено малокутові та багатокуткові границі, а також їх види (спеціальні та довільні границі, зернограничні дислокації).

Також було з'ясовано, що показники міцності жароміцних сплавів, в тому числі сплавів на основі нікелю, дуже сильно залежать від розміру зерна і товщини деталі. Визначено, що у сучасних литих сплавах контроль розміру зерна дуже важливий для виконання основної задачі: збереження рівноваги між надмірно дрібними зернами, що викликають зменшення опору повзучості і тривалої міцності, і великими зернами, які шкідливо впливають на міцність при розтягуванні і межу плинності.

Особливу увагу було приділено мікролегуванню нікелевих сплавів поверхнево активними добавками, що є енергозберігаючою технологією поліпшення функціональних властивостей сплавів.

МЕЖІ ЗЕРЕН; МАЛОКУТОВА ГРАНИЦЯ; БАГАТОКУТОВА ГРАНИЦЯ; ЖАРОМІЦНІ НІКЕЛЕВІ СПЛАВИ; МОРФОЛОГІЯ ЧАСТИНОК; ЖАРОМІЦНІСТЬ; МІКРОЛЕГУВАННЯ; БОР; ЦИРКОНІЙ; ІТРІЙ; ЦЕРІЙ; U-500; ЖСЗЛС; ЖС6

## ЗМІСТ

|                                                                                                                                                    |     |
|----------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----|
| Вступ .....                                                                                                                                        | 6   |
| 1 Літературний огляд .....                                                                                                                         | 7   |
| 1.1 Границі зерен (моделі міжзеренних структур) .....                                                                                              | 7   |
| 1.2 Зв'язок морфології частинок із властивостями .....                                                                                             | 23  |
| 1.3 Мікролегування поверхнево-активними добавками .....                                                                                            | 24  |
| 2 Матеріали і методика досліджень .....                                                                                                            | 30  |
| 2.1 Особливості експлуатації жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС) .....                                                                              | 30  |
| 2.2 Основні наукові принципи легування (ЖНС) .....                                                                                                 | 33  |
| 2.3 Математичний критерій коалесценції примежових виділень .....                                                                                   | 44  |
| 3 Результати досліджень і їх аналіз .....                                                                                                          | 59  |
| 3.1 Вплив мікролегування на вільну енергію меж поділу і морфологію<br>примежових фаз в сплавах на основі нікелю .....                              | 59  |
| 3.2 Аномальна характеристика впливу лантановидів на зерномежову енергію і<br>рушійну силу міграції меж в нікелі та залізі підвищеної чистоти ..... | 76  |
| 4 Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях .....                                                                                          | 93  |
| 4.1 Аналіз потенційних небезпек .....                                                                                                              | 93  |
| 4.2 Заходи щодо забезпечення безпеки .....                                                                                                         | 94  |
| 4.3 Заходи щодо виробничої санітарії та гігієни праці .....                                                                                        | 99  |
| 4.4 Заходи з пожежної безпеки .....                                                                                                                | 104 |
| 4.5 Заходи з безпеки у надзвичайних ситуаціях .....                                                                                                | 105 |
| 5 Економіко-організаційна частина .....                                                                                                            | 107 |
| 5.1 Розрахунок економічного ефекту проекту .....                                                                                                   | 107 |
| Висновки .....                                                                                                                                     | 128 |
| Перелік посилань .....                                                                                                                             | 129 |
| Додаток А .....                                                                                                                                    | 138 |
| Додаток Б .....                                                                                                                                    | 140 |

## ВСТУП

Нікелеві сплави широко застосовуються для виготовлення деталей відповідальних галузей промисловості таких як авіаційна, атомна, ракетно-космічна та ін. Їх використовують в конструкціях деяких типів потужних атомних реакторів. Нікелеві сплави застосовуються у атомних реакторах як захисні високотемпературні оболонки для захисту уранових стрижнів від корозії. Нікелеві литі жароміцні сплави використовують у конструкціях стаціонарних газових турбін та реактивних двигунів літаків. Саме тому, виникає необхідність забезпечення високої якості металопродукції та її конкурентоздатності на внутрішньому та світових ринках в умовах обмеження ресурсної бази металургії. Це вимагає використання енергозберігаючих технологій поліпшення функціональних властивостей сплавів. Однією з таких технологій є мікролегування поверхнево-активними елементами. Механізм дії малих добавок елементів спрямований на модифікування сплавів (подрібнення структури і зміну форми складових) а також зміну структурно-фазового стану приграничних зон зерен. До таких елементів можна віднести Вта Zr.

Зважаючи на вищенаведене, слід звернути особливу увагу на межі зерен, їх види та вплив на властивості, зокрема на властивості жароміцності.

## 1 ЛІТЕРАТУРНИЙ ОГЛЯД

### 1.1 Границі зерен (моделі міжзеренних структур)

Границею зерен, а також субзерен називають поверхню, від якої з обох сторін кристалічні ґратки відрізняються просторовою орієнтацією. Ця поверхня є двовірним дефектом, який має макроскопічні розміри в двох вимірах та атомні – в третьому вимірі. Двовірний дефект може бути плоским.

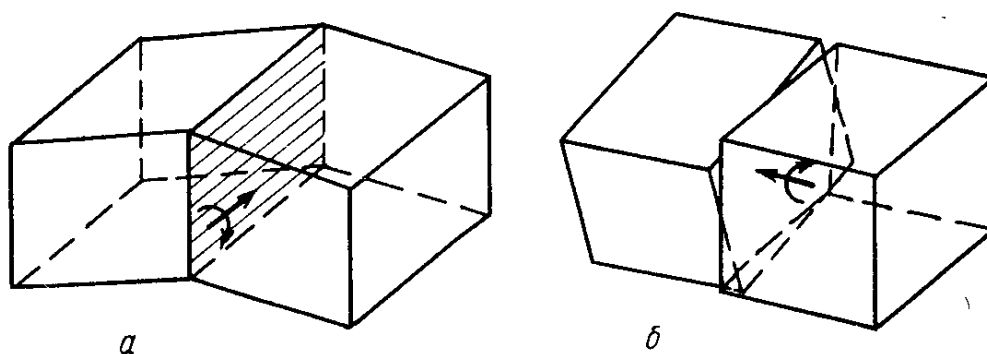


Рисунок 1.1 – Зображення границі нахилу (а) та границі кручення (б)

Взаємну орієнтацію ґраток сусідніх зерен часто характеризують, указуючи спільний для обох зерен кристалографічний напрямок ( $uvw$ ) та кут повороту  $\theta$  навколо нього, що приводить до паралельності ґраток сусідніх зерен. Відповідна умовна форма запису:  $\theta(uvw)$ . Якщо вісь обертання лежить в площині границі зерен (субзерен), то таку границю називають границею нахилу (рис.1.1, а), а якщо вісь обертання перпендикулярна площині границі, то має місце границя кручення (рис.1.1, б). У деяких загальних випадках границя змішаного типу складається із елементів і нахилу, і кручення. Границі з орієнтацією сусідніх зерен менше  $\sim 10^\circ$  відносять до малокутових, а з більшою розорієнтацією – до високутових (багатокутових).

Розглянемо більш детально малокутові границі зерен. Ці границі утворені системами дислокацій. На рис.1.2 наведено найпростішу схему будови малокутової границі для примітивної кубічної ґратки.

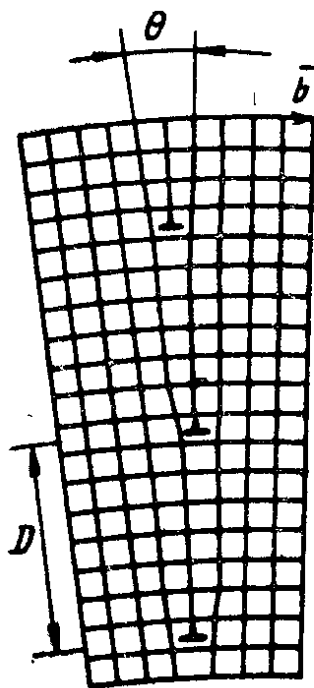


Рисунок 1.2 – Схема будови малокутової границі для примітивної кубічної ґратки

Ґратки двох зерен або субзерен пружно сполучаються, за винятком місць, де закінчуються неповні атомні площини, тобто там, де знаходяться крайові дислокації. Така границя є стінкою дислокацій одного знака. Лінії дислокацій перпендикулярні площині креслення. Два сусідніх зерна або субзерна симетрично нахилені відносно площини границі. Тому таку малокутову границю називають симетричною границею нахилу.

При розгляді геометрії симетричної границі нахилу на рис.1.2 встановлено, що відстань між дислокаціями в стінці  $D$ , вектор Бюргерса  $b$  та кут розорієнтації зерен  $\theta$  пов'язані наступним співвідношенням:  $b/2 = D \sin \theta/2$ .

При малих кутах  $\sin \theta \approx \theta$ , тоді  $D = b/\theta$  [1].

Чим більше кут розорієнтування, тим менше відстань між дислокаціями в стінці. При кутах розорієнтування більше  $\sim 10^\circ$  зазначена дислокаційна модель непридатна для опису будови границізерен, оскільки дислокації розташовуються дуже близько одна до одної і втрачають свою індивідуальність (їх ядра зливаються). Тому до малокутових або дислокаційних відносять міжзеренні границі з кутом розорієнтування не більше  $10^\circ$ . Сусідні субзерна всередині одного зерна зазвичай розорієнтовані на кут не більше  $1^\circ$ . Тому всісубзеренні (блокові) границімалокутові.

Якщо малокутоваграниця лежить несиметрично, то будова її ускладнюється, тому що на ній закінчуються дві групи площин, що утворюють дві серії крайових дислокацій (рис.1.3).

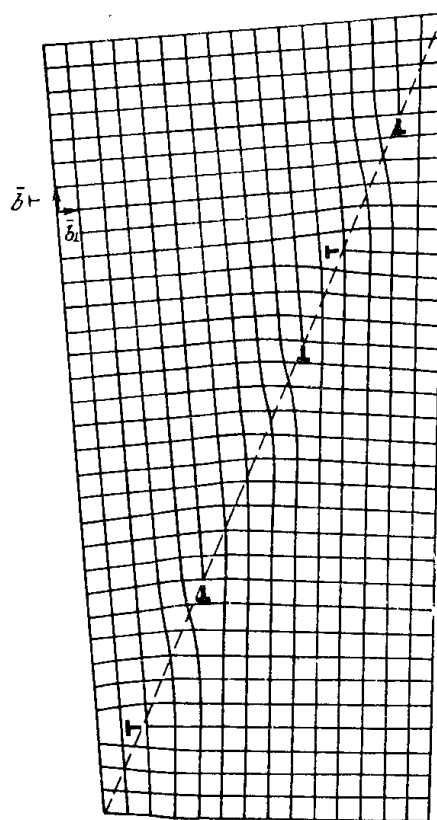


Рисунок 1.3 – Несиметрична границя нахилу [1]

Малокутоваграниця кручення утворена рядами гвинтових дислокацій

(на рис. 1.4 чорні кружки позначають атоми нижче площини границі, а світлі - вище її). Границя не може складатися з одного ряду паралельних гвинтових дислокацій, оскільки такий ряд був би нестабільним. Границя кручення утворена сіткою двох взаємно перпендикулярних рядів гвинтових дислокацій. Як і в малокутовій границі нахилу, тут також між ділянками з недосконалою ґраткою (областями ядер дислокацій) є ділянки пружного сполучення ґраток сусідніх зерен. На рис.1.4 такі ділянки розташовані всередині осередків дислокаційної сітки. Розглянута дислокаційна модель границі кручення, як і границі нахилу, може бути застосована тільки при малих кутах разорієнтировки сусідніх зерен, так як і в цьому випадку  $D = b/\theta$  ( $D$  - відстань між дислокаціями однієї серії).

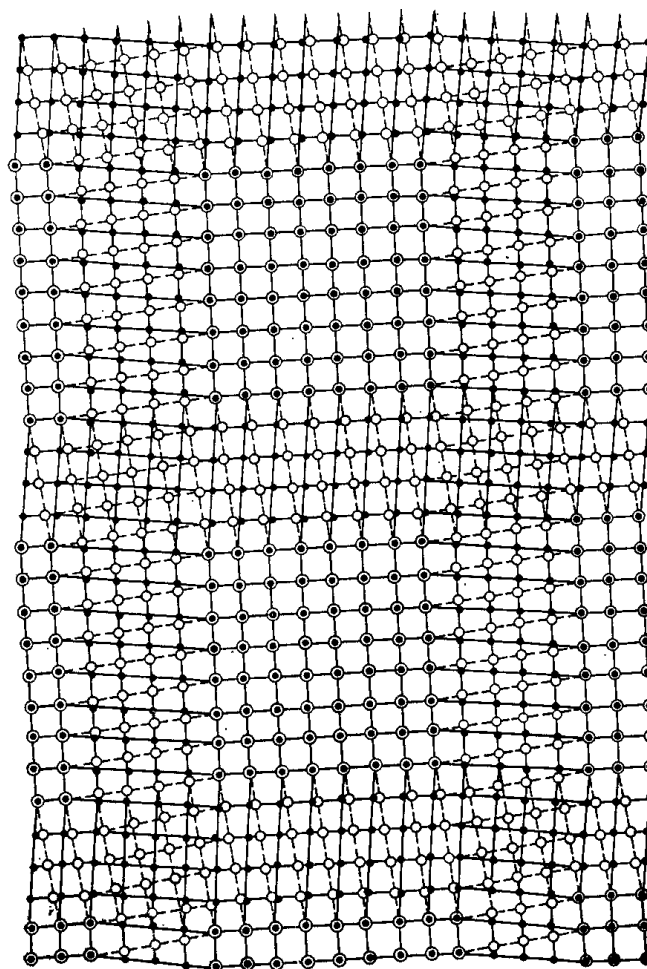


Рисунок 1.4 – Границя кручення

На рис.1.2, 1.3, 1.4 показані найпростіші дислокаційні моделі будови границь. У більш загальному випадку малокутова границя містить ряди дислокацій різної орієнтації і з різними векторами Бюргерса. Симетрична границя нахилу, що є стінкою крайових дислокацій одного знака з паралельними векторами Бюргерса і паралельними площинами ковзання, може легко переміщатися при колективному ковзанні всіх дислокацій, що входять в стінку. Таку границю називають границею ковзання.

У більш загальному випадку малокутової границі вона не може ковзати через непаралельність площин ковзання складових її дислокацій.

Міграція границі може відбуватися тільки дифузійним шляхом, коли в залежності від орієнтації одні екстраплощини добудовуються, а інші скорочуються, розчиняючись з кромки. Наприклад, на рис.1.3 міграція в горизонтальному напрямку несиметричної границі нахилу як єдиного цілого повинна бути пов'язана з переповзанням дислокацій, вектори Бюргерса яких перпендикулярні напрямку міграції.

Кут розорієнтировки зерен або субзерен  $\theta$  визначає енергію малокутової границі:

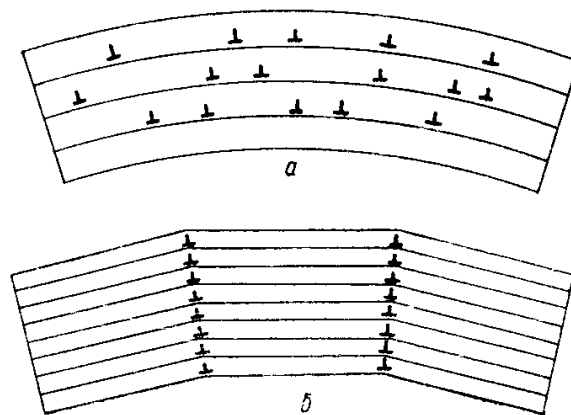
$$E_{gr} = E_0 \theta (A - \ln \theta) \quad (1.1)$$

де  $E_0$  і  $A$  - константи ( $E_0$  пропорційна модулю зсуву і вектору Бюргерса).

Відповідно до цієї формули і багатьом експериментальним даним, зі збільшенням  $\theta$  енергія малокутової границі безперервно зростає.

Малокутові границі - стінки дислокацій виникають при зростанні кристалів з розплаву, при пластичній деформації і при дорекристалізаційному відпалі після холодної деформації. Утворення стінок дислокацій, що приводить до розділу кристала на субзерна - полігони (багатокутники), було названо полігонізацією (згодом полігонізацією стали називати більш

загальний процес перерозподілу дислокацій, що приводить до утворення областей кристала довільної форми, вільних від дислокацій і розділених малокутовими границями). Якщо, наприклад, до відпалу в зігнутому кристалі дислокації були хаотично розподілені по площинах ковзання (рис.1.5, а), то внаслідок відпалу при полігонізації вони шикуються одна над іншою в вертикальні стінки (рис.1.5, б). При порівнянні рис.1.5, а і б, для вибудовування в стінку необхідно і ковзання, і переповзання дислокацій.



а – хаотичне розташування крайових дислокацій у зігнутому кристалі;  
б – вертикальні стінки із дислокацій після полігонізації

Рисунок 1.5 – Схема полігонізації

Поля пружних напружень окремих дислокацій в стінці, накладаючись, значно взаємно знищуються (на рис.1.5, б під областю розтягування від однієї дислокації знаходиться область стиснення від іншої дислокації). Цим і забезпечується стабільність стінки. В результаті поле пружних напружень нескінченної стінки, всередині якої дислокації знаходяться одна від одної на відстані  $D$ , стає мізерно малою при віддаленні по обидва боки від стінки на відстань більше  $D$ .

Малокутова границя притягує до себе точкові дефекти, в тому числі і домішкові атоми, внаслідок пружної взаємодії з ними дислокацій, що

утворюють границю. Це тяжіння, як наслідок з викладеного, реалізується в зоні, що складає всього кілька міжатомних відстаней від нескінченної границі. Домішкові атмосфери гальмують міграцію малокутових границь, стабілізуючи субструктуру.

Малокутові границі виявляються на шліфах у вигляді ланцюжків ямок травлення, кожна з яких повинна відповідати дислокації в стінці дислокацій (див. рис.1.2). Під електронним мікроскопом на фользі границі субзерен виявляються у вигляді сіток дислокацій (рис.1.6).

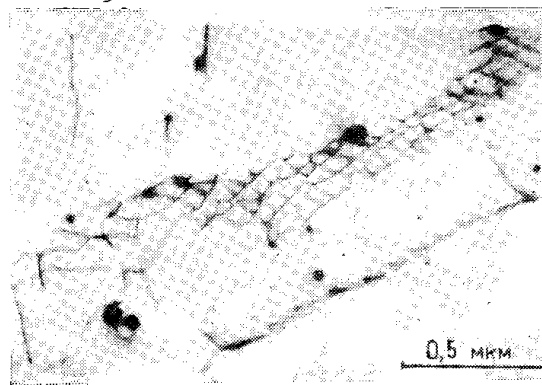


Рисунок 1.6 – Субграниця у вигляді сітки дислокацій у гарячепресованому сплаві Al – 6,5% Mg [1]

Далі слід приділити увагу багатокутовим границям.

Межі зерен, що вирости з різних центрів при кристалізації і фазових перетвореннях в твердому стані, найчастіше бувають багатокутовими. Багатокутові границі - це «найстаріший» вид дефектів кристалічної будови металів, виявлений в найбільш ранніх металографічних роботах при вивченні під мікроскопом протравленої поверхні шліфів. Експериментально прямо доведено, що ширина меж зерен в чистих металах не перевищує двох-трьох атомних діаметрів.

Слід розглянути більш детально спеціальні та довільні границі. У 1949 р. Кронберг і Вільсон ввели уявлення про спеціальні границі, що

відповідають деяким особливим розорієнтировкам сусідніх зерен і відрізняються зниженою енергією завдяки більш досконалій будові, ніж довільні границі (границі загального типу).

При розвороті двох однакових ґраток навколо спільної кристалографічної осі на певний кут частина однієї ґратки збігається з вузлами іншої ґратки. Такі вузли, що збігаються, наприклад уздовж прямої  $m$  на рис.1.7, утворюють свою тривимірну «надґратку» - спільну для обох зерен ґратку співпадаючих вузлів (ГСВ). Характерним дискретним кутом повороту відповідає певна щільність співпадаючих вузлів, тобто їх частка відносно всіх вузлів ґратки металу. Наприклад, на рис.1.7 при куті повороту  $36,9^\circ$  навколо осі  $\langle 001 \rangle$  ГСВ утворена кожним п'ятим атомом сусідніх зерен, тобто щільність співпадаючих вузлів дорівнює  $1/5$ .

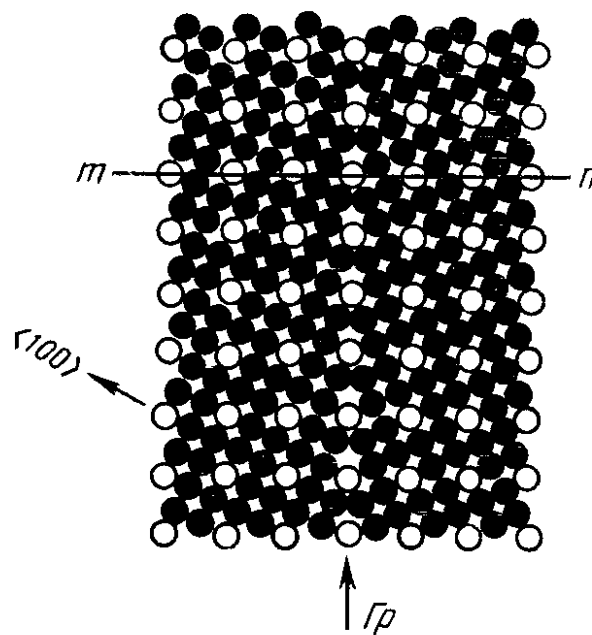


Рисунок 1.7 – Спеціальна границя Гр співпадаючих вузлів (світлі круги) між зернами з примітивною кубічною ґраткою, розвернутими на  $36,9^\circ$  навколо осі  $\langle 001 \rangle$

Для характеристики ГСВ частіше використовують обернену щільність співпадаючих вузлів, що позначається  $\Sigma$ , - кількість вузлів ґратки металу, що припадають на один співпадаючий вузол в загальній надґратці. Наприклад, у випадку, зображеному на рис.1.7,  $\Sigma = 5$ .

При будь-якій розорієнтовці ґраток сусідніх зерен можна знайти деяку кількість співпадаючих вузлів. Але при низькій їх щільності поняття про загальну надґратку практично втрачає сенс для аналізу будови границь зерен. Зазвичай розглядають ґратки співпадаючих вузлів при значеннях  $\Sigma$ , що знаходяться в інтервалі 3-25 (при  $\Sigma = 1$  кут розорієнтовки дорівнює нулю).

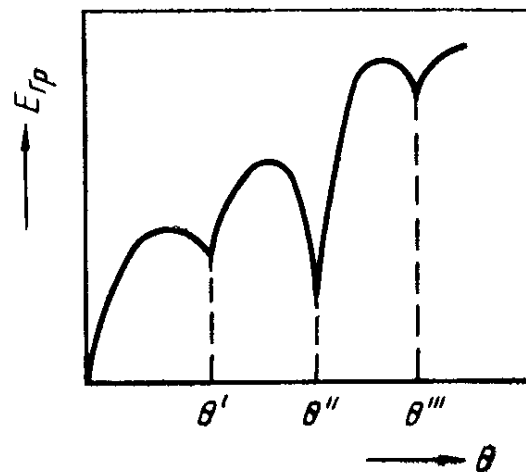


Рисунок 1.8 – Залежність енергії границь зерен  $E_{gp}$  від кута їх розорієнтовки  $\theta$  [1]

Якщо границя зерен розташовується уздовж площини з максимальною щільністю співпадаючих вузлів в ГСВ (див. рис.1.7), то через велику кількість атомів, що належать одночасно ґраткам сусідніх зерен, структура границі співпадаючих вузлів досить досконала і відповідно її енергія мінімальна. Така границя є спеціальною. У моделі ГСВ площина спеціальної границі паралельна площинам ГСВ з низькими індексами. Зі збільшенням кута

розорієнтировки сусідніх зерен енергія границі між ними проходить через мінімуми (рис.1.8), які відповідають спеціальним границям (при кутах  $\theta'$ ,  $\theta''$  і  $\theta'''$ ).

Якщо границя зерен знаходиться під невеликим кутом до щільнопакованої площини в ГСВ, то вона може мати ступеневу будову (рис.1.9), що забезпечує мінімум енергії. При цьому границя прагне розташуватися більшою частиною своєї поверхні в площинах з максимальною щільністю співпадаючих вузлів, де найдосконаліше поєднання ґраток двох зерен, мінімальні енергія і ширина границі (див. ділянки АВ і CD на рис.1.9). Ці плоскі ділянки границі (фасетки) з'єднані сходинкою (BC). Кількість сходинок на одиниці довжини границі зерен тим більше, чим сильніше її макроскопічна орієнтація відхиляється від площини з найбільшою щільністю співпадаючих вузлів. На рис.1.9 видно, що уздовж сходинки BC ґратки сусідніх зерен погано пов'язані і границя тут ширше. Так, розглянута фасетована границя уявляє чергування областей гарного і поганого сполучення ґраток сусідніх зерен, причому погане сполучення зосереджено на невеликих ділянках (сходинках).

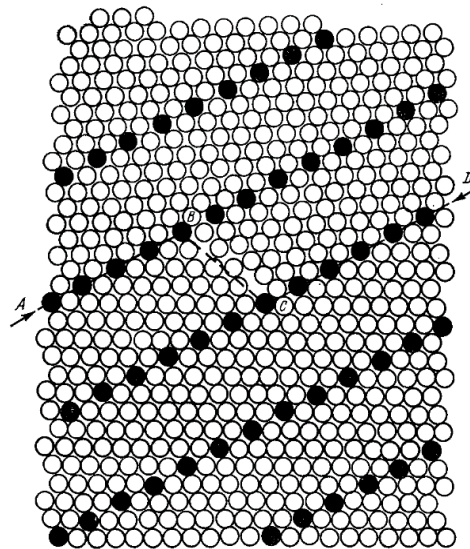


Рисунок 1.9 – Фасетована ступінчаста границя ABCD, між двома зернами з ОЦКґраткою, розгорнутій на  $50,5^\circ <110>$  [1]

У моделі жорстких сфер нерелаксована ідеальна границя співпадаючих вузлів не може відповідати мінімуму енергії. На рис.1.10 показано фізично неможливі перекриття жорстких сфер (атомів) двох зерен праворуч від вузлів співпадань A і B і ділянки відсутності контакту зерен між цими вузлами (великий надлишковий об'єм на границі в порівнянні з досконалою ґраткою всередині зерен).

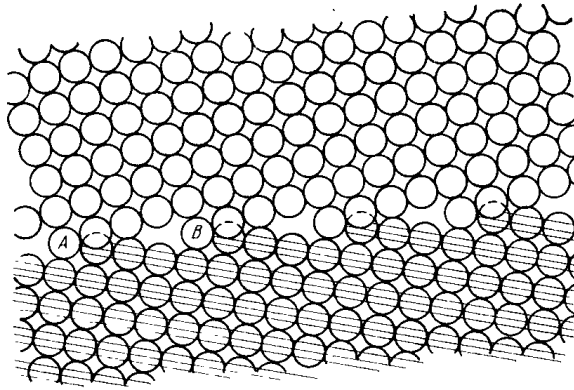


Рисунок 1.10 – Границя співпадаючих вузлів між двома зернами ( $\Sigma = 17$ )

Границю співпадаючих вузлів можна розглядати як ту, що складається з однакових сегментів (AB на рис.1.10 або P на рис. 1.11, а), що є «одиницею повторюваності» двовимірної періодичної структури.

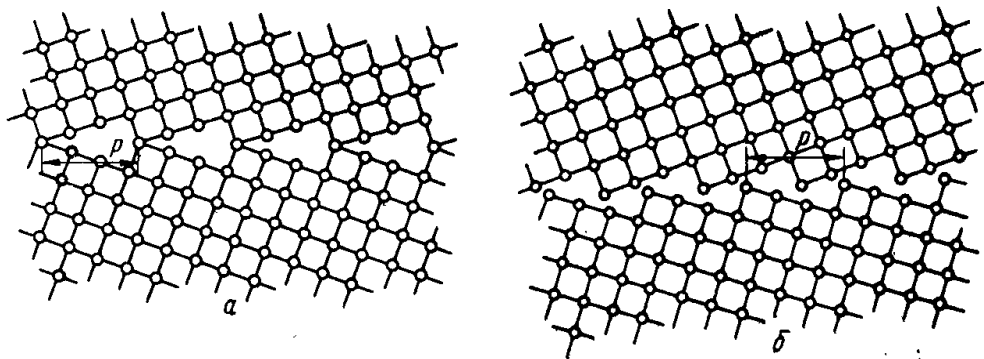


Рисунок 1.11 – Нахилена границя  $37^\circ \langle 001 \rangle$  між зернами з кубічною ґраткою в положенні співпадань (а) та після жорсткої релаксації (б)

Щоб в границях сегмента Р (рис.1.11, а) зменшити суму енергій парних взаємодій атомів сусідніх кристалів, необхідно, згідно розрахунків, змістити кристали один відносно іншого (без обертання), вивівши границю з положення співпадаючих вузлів (рис.1.11, б). При такій «жорсткій релаксації» кожен атом залишається в вузлі ґратки свого кристалу. Слід зазначити, що хоча границя співпадаючих вузлів після зазначеного зсуву зерен вже не існує, періодичність будови границі зберігається і зберігається сегмент повторюваності Р (рис.1.11, б), що дорівнює відповідному сегменту в ідеальній границі співпадаючих вузлів (рис.1.11, а).

Сума енергій парних взаємодій атомів в межах кожного сегмента Р додатково зменшується при індивідуальних зсувах атомів з вихідних вузлів так, щоб покращився контакт сусідніх зерен уздовж сегмента повторюваності (така релаксація окремих атомів на рис. 1.11, б не показана). При цьому по обидва боки від границі ґратка повинна деформуватися на відстань, порівняну з довжиною сегмента Р. Надлишкова енергія (в розрахунку на одиницю площі границі) тим менша, чим менше сегмент повторюваності.

Отже, хоча реальна структура границь і не описується моделлю співпадаючих вузлів, особливі орієнтаційні співвідношення ґраток сусідніх зерен визначають меншу величину сегмента повторюваності в періодичній структурі границь і обумовлюють тим самим їх особливі властивості.

Всі без винятку багатокутові границі складаються з характерних структурних одиниць – порівняно щільно пакованих атомних угруповань з певним розташуванням атомів. Наприклад, атоми всередині однієї структурної одиниці границі можуть розташовуватися по вершинах багатогранників двох і більше видів, зістикованих одне до одного у певній послідовності.

Спеціальні границі, які складаються з структурних одиниць одного типу, називають переважними. У них дуже короткий сегмент повторюваності (кілька атомних діаметрів), тобто вони є «короткоперіодні». Довільні багатокутові границі можна представити у вигляді повторюваного набору в

різній пропорції структурних одиниць двох типів, тобто вони є «довгоперіодні». Зі зміною кута розорієнтування зерен безперервно змінюється набір структурних одиниць, з яких складається багатокутова границя.

Наступний вид багатокутових границь це зернограничні дислокації (ЗГД). Границя зерна має, як зазначалося, періодичну будову. ЗГД відокремлює ту частину міжзеренної границі, де зсув уже пройшов і відновилося вихідна періодична будова границі, від тієї частини, де він ще не почався. На рис.1.12 показана крайова ЗГД, що є областю лінійного недосконалості на границі зерен навколо краю двох «зайвих» площин у верхньому зерні. Вектор Бюргерса такої ЗГД лежить в площині границі, і ЗГД може ковзати в цій площині. При ковзанні ЗГД в кожен момент часу в зсуві беруть участь тільки ті атоми, які знаходяться в області ядра дислокації. Просування однієї дислокації по поверхні розділу сусідніх зерен викликає їх взаємне зміщення на величину вектора Бюргерса ЗГД. Тут повна аналогія з ковзанням дислокацій усередині зерен, які, на відміну від зернограничного, називають дислокаціями міграток.

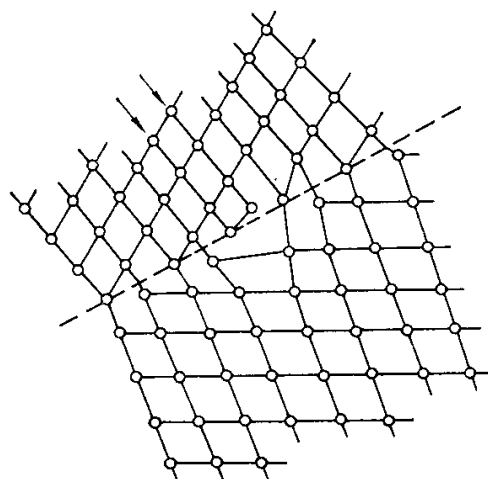


Рисунок 1.12 – Модель будови границі зерен із зернограничною дислокацією ковзання (стрілками позначено дві екстраплощини) [1]

Крім повних ЗГД, після просування яких відновлюється вихідна структура багатокутової границі, існують часткові ЗГД, ковзання яких приводить до зміни будови границі. Оскільки періодична структура границі залежить від взаємної кристалографічної орієнтації зерен і орієнтації самої границі, то ЗГД можуть мати різні вектори Бюргерса. Вектор Бюргерса ЗГД в спеціальних границях тим менше, чим більше  $\Sigma$ .

Консервативний рух (ковзання) ЗГД, не пов'язане з перенесенням маси, можливий тільки на плоских ділянках границі зерен, на яких вектор Бюргерса і лінія ЗГД знаходяться в площині границі. Плоскі ділянки (фасетки) розрізняють під мікроскопом. Через те, що вся межа зерен не ідеально плоска, ЗГД можуть переміщатися на значні відстані уздовж границі тільки при поєднанні ковзання і переповзання. У довільних границях ЗГД рухаються легше, ніж в спеціальних, оскільки дифузія, що необхідна для переповзання, в більш рихлих довільних границях проходить швидше.

Переповзання ЗГД пов'язано з випусканням або абсорбцією вакансій. Відповідно багатокутова границя, яка містить такі ЗГД, слугує ефективним джерелом або стоком точкових дефектів, причому довільна границя є більш ефективним джерелом або стоком вакансій у порівнянні зі спеціальною.

Зернограничні дислокації поділяють на два типи: власні (вторинні) і невластні (внесені, надлишкові, сторонні) ЗГД.

Власні ЗГД, властиві наведеній границі, є невід'ємним елементом її структури і не мають поля напружень далекої дії. Сітка власних ЗГД виконує роль акомодатії, при цьому пристосовує структуру границі до конкретної розорієнтировки зерен, та дещо відрізняється від тієї, яка точно відповідає існуванню границі співпадаючих вузлів. Така сітка власних ЗГД забезпечує мінімум енергії багатокутової границі при відхиленні орієнтації ґраток сусідніх зерен від спеціальної. У цьому сенсі власні ЗГД є «рівноважним» лінійними дефектами структури багатокутової границі. Власні ЗГД на границі

між зернами однієї фази фактично виконують ту ж роль, що і дислокації невідповідності на міжфазній границі.

Відстань між власними ЗГД в їх рівноважній сітці обернено пропорційна куту відхилення від спеціальної орієнтації. Тут повна аналогія з впливом розорієнтировки на відстань між дислокаціями в малокутовій границі, в якій дислокації, що забезпечують мінімум енергії сполучення дещо розорієнтованих ґраток, є не специфічними зернограничними, а звичайними ґратковими (для малокутової границі  $\Sigma = 1$ ).

Невласні (внесені) ЗГД утворюються в результаті взаємодії границі з дислокаціями ґратки (рис.1.13). На рис.1.13 видно проекцію на екран просвічувального електронного мікроскопа поверхні границі між зернами 1 і 2, похило розташованої в об'ємі фольги. Ширина цієї проекції становить сотні нанометрів; вона нічого спільного не має з фізичною шириною границі зерен, яка вимірюється частками нанометра (два-три атомних діаметра). Система майже паралельних темних і світлих смуг, що чергуються уздовж границі зерен - це специфічний контраст внаслідок особливих дифракційних умов, не пов'язаний з атомною структурою міжзеренної границі. Деякі внесені дислокації частково розташовані в границі зерен, а частково - в тілі зерна 2. При зустрічі нерухомою границі з дислокацією ґратки, що рухається до неї, або при зустрічі мігруючої границі з нерухомою дислокацією остання входить в границю. Така захоплена границею дислокація ґратки є однією з різновидів внесених ЗГД.

Дифракційний контраст від захоплених границею дислокацій ґратки при підвищених температурах поступово зникає, границя абсорбує захоплені ґраткові дислокації. При цьому кожна з них може дисоціювати на кілька внесених ЗГД.

Вектори Бюргерса ЗГД - продуктів дисоціації менше вектора Бюргерса захопленої границею дислокації ґратки, тому така дисоціація енергетично вигідна та приводить до зменшення далекодійного поля пружних

напружень. Внесені ЗГД, на відміну від власних, не є складовою рівноважної структури границі. З ними пов'язано дальнодіюче поле пружних напружень.

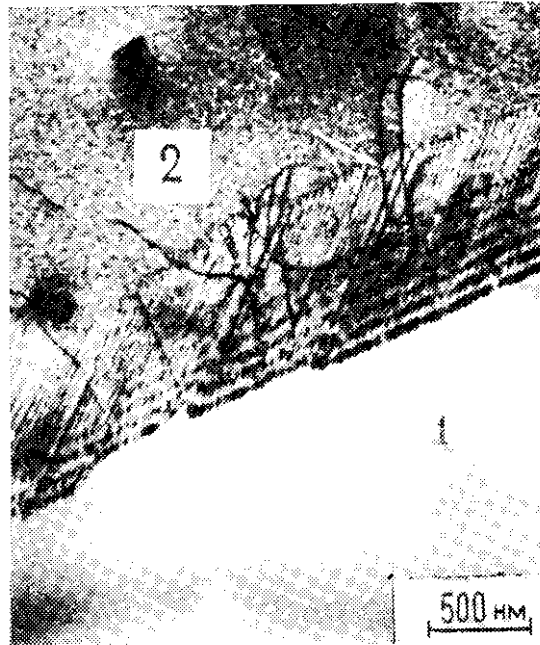


Рисунок 1.13 – Внесені зернограничні дислокації в гарячедеформованому сплавi Al-Cu-Mn [1]

Дисоціацію дислокаційгратки, захопленої границею, на кілька ЗГД спостерігали в спеціальних границях і границях, близьких до спеціальних, але не спостерігали в довільних границях. Для них була запропонована інша модель зменшення енергії - безперервна делокалізація ядра дислокаційгратки.

На рис.1.14,а показана крайова дислокаціягратки, що ковзає до границізерен. На рис. 1.14,б край екстраплощини досягаєграниці зерен. При локалізованому ядрі захваченої дислокації енергія границі висока (див. сильні спотворення на рис. 1.14,б). Пружна енергія зменшиться, якщо область невідповідності ґраток, обумовлена наявністю екстраплощини, буде розширюватися (рис.1.14,в). Цей процес узгоджується з поступовим розмиванням зображень дислокаційгратки, захоплених довільними границямизерен, аж до повного зникнення дифракційного контрасту від

них. Безперервну делокалізацію ядра захопленої границею дислокації ґратки можна трактувати і як її дисоціацію на велику кількість невидимих в електронному мікроскопі ЗГД з дуже малими векторами Бюргерса.

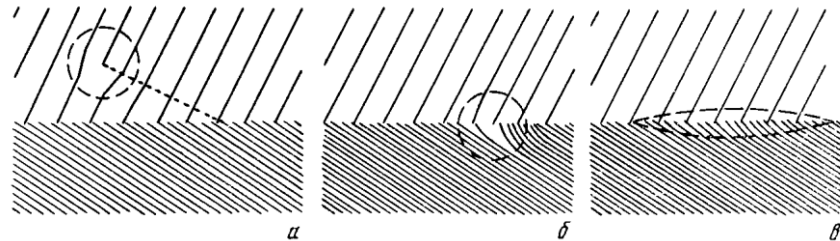


Рисунок 1.14 – Розмиття ядра дислокації ґратки, яку захвачено границею

Розглянуті процеси абсорбції, поглинання границею захоплених дислокацій ґратки інтенсифікуються з підвищенням температури.

Границі зерен можуть не тільки поглинати, а й випускати ґраткові дислокації. Останнє можливо, якщо відбудеться об'єднання декількох ЗГД з малими векторами Бюргерса в одну ґраткову дислокацію або ж станеться стиснення делокалізованого ядра (див. перехід від схеми на рис.1.14,в до схеми на рис.1.14,б).

Уступи, злами границь і потрійні стики зерен є найбільш ймовірними місцями випускання ґраткових дислокацій, оскільки біля них, як бар'єрів, утворюються скупчення ЗГД, після чого об'єднуються під дією прикладеного навантаження в ґраткову дислокацію.

## 1.2 Зв'язок морфології частинок із властивостями

Міцність жароміцних сплавів дуже сильно залежить від розміру зерна і товщини деталі. Річардс виявив, що довговічність і опір повзучості зростають пропорційно збільшенню відношення товщини деталі до розміру зерна. Для

деформовного сплаву за умовисталого зазначеного співвідношення довговічності і опору повзучості зростають зі збільшенням розміру зерна.

Для литих жароміцних сплавів характерна та ж сама залежність довговічності і опору повзучості від величини відношення товщини до розміру зерна. Однак зміна розміру зерна в межах від 2 до 7 мм через коливання температури лиття не спричинило зміну властивостей при даній величині відношення.

Ці умови можуть мати важливе значення при існуванні великих зерен в тонких перетинах. Тонкостінні виливки можуть характеризуватися зниженими довговічністю і опором повзучості, подібно тонкому листу, якому перед штампуванням провели відпуск при високій температурі.

В сучасних литих сплавах контроль розміру зерна дуже важливий: необхідно зберігати рівновагу між надмірно дрібними зернами, що викликають зменшення опору повзучості і тривалої міцності, і великими зернами, які шкідливо впливають на міцність при розтягуванні і межу плинності. [2]

### 1.3 Мікролегування поверхнево-активними добавками

Найкращим прикладом дії легування на властивості жароміцних сплавів є покращення характеристик тривалої міцності при введенні малих добавок бору і цирконію (див. таблицю 1).

$$*_n = \frac{\log \varepsilon_{ss}''}{\log \sigma} \quad (1.2)$$

де  $\sigma$  – напруження в інтервалі 140-210 Н/мм<sup>2</sup>,

$\varepsilon''_{ss}$  – мінімальна швидкість на другій стадії повзучості.

Бор і цирконій можуть збільшити довговічність в 13 разів, подовження в 7 разів, границю тривалої міцності в 1,9 рази і параметр  $n$  (залежність швидкості повзучості від напруження) в 2,4 – 9 разів.

Встановлено, що добавки магнію в кількості від 0,01 до 0,05%, як було встановлено в роботі [7], покращують властивості сплавів і вводяться до складу деяких деформівних сплавів. Магній не міститься в сплавах, що одержують точним литтям по виплавляємим моделях.

Таблиця 1.1 – Вплив ВтаZr на повзучість сплаву U-500 при 870°C [2]

| Сплав                               | ε на першій<br>стадії<br>повзучості | Довговічність,<br>год | Видовження,<br>% | σ для ε'' <sub>ss</sub><br>0,004%/год,<br>кг/мм <sup>2</sup> | n*  |
|-------------------------------------|-------------------------------------|-----------------------|------------------|--------------------------------------------------------------|-----|
|                                     | σ = 175 Н/мм <sup>2</sup>           |                       |                  |                                                              |     |
| Основа                              | 0,002                               | 50                    | 2                | 11,9                                                         | 2,4 |
| Основа +<br>0,19% Zr                | 0,002                               | 140                   | 6                | 16,1                                                         | 4   |
| Основа +<br>0,009% В                | 0,002                               | 400                   | 8                | 19,6                                                         | 7   |
| Основа +<br>0,009 % В +<br>0,01% Zr | 0,002                               | 647                   | 14               | 22,4                                                         | 9   |

Незважаючи на досить ясний характер впливу на властивості, механізми цього впливу вимагали уточнення. Різноманітність застосовуваних елементів ускладнює спроби висунення простих механізмів. Однак широко поширена думка, що бор, цирконій і магній сегрегують по межах зерен, вірогідно, зважаючи на великі відмінності в розмірному факторі (21-29%). Якщо взяти до уваги, що високотемпературна повзучість і руйнування всіх сплавів починаються в місцях залягання карбідів по межах зерен і поширюються

уздовж них, то значення цього ефекту стає зрозумілим. Хорошим прикладом є один з перших розроблених сплавів U-500 (табл. 2).

Бор і цирконій, без сумніву, викликали уповільнення зародження тріщин на границі зерен. У сплаві, що не містить бору і цирконію, спостерігалось зародження мікротріщин в кінці першої стадії повзучості (23 год).

Таблиця 1.2 – Вплив В та Zr на стабільність границь зерен сплаву U-500 при 870°C [5] після деформації  $\epsilon = 0,012\%$  за 200 год

| Сплав                | Границі зерен,<br>вільні від<br>виділень | Мікротріщини | Сфероїдні<br>карбіди, $\gamma'$ | Сфероїдні<br>карбіди, $\gamma''$     |
|----------------------|------------------------------------------|--------------|---------------------------------|--------------------------------------|
|                      | після $\epsilon = 0,012\%$ за 200 год    |              |                                 | після 200 год<br>без<br>навантаження |
| Основа               | 264                                      | 314          | 418                             | 230                                  |
| Основа +<br>0,19% Zr | 127                                      | 78           | 173                             | 90                                   |
| Основа +<br>0,009% В | 60                                       | 30           | 63                              | 60                                   |
| Основа +<br>0,01% Zr | 23                                       | 20           | 20                              | 20                                   |

В присутності бору і цирконію мікротріщини нерозвивалися аж до третьої стадії повзучості (214 год).

У сплав U-500, який отримують сучасним методом вакуумного індукційного плавлення, вводити цирконій не потрібно.

Різкий вплив бору і цирконію на хід експоненційної залежності швидкості деформації від напруження пна другій стадії повзучості (табл. 1) і недостатньо сильний вплив на першій стадії повзучості, можливо, є ключовими у механізмі зміцнення. Очевидно, можна контролювати за

вільними від виділень  $\gamma'$ -фаз зонам поблизу границь зерен з карбідами, що не оточені  $\gamma'$ -фазою. Завершення утворення зон, вільних від виділень, на другій стадії повзучості при відсутності бору і цирконію відповідало  $n = 2,4$ , яке характерне для утворення сплавів твердих розчинів. Наявність збіднених зон і карбідів в оточенні  $\gamma'$ -фази характеризується  $n = 9$ , що типово для сплавів, зміцнених  $\gamma'$ -фазою.

Без сумніву, бор і цирконій покращують властивості сплавів, які містять  $\gamma'$ -фази (кобальтові сплави і нержавіючі сталі); тому поняття «збідненої зони» або «захищеного карбіду» не можна вважати універсальними для всіх сплавів. Хоча є винятки, існують все-таки докази зменшення карбідних виділень по межах зерен і переміщення вуглецю всередину зерен під впливом бору [8-11]. Також повідомлялося про те, що магній в нікельхромтитаналюмінієвому сплаві викликає утворення внутризеренних карбідів MeC [7].

Загальний механізм розглянутих вище ефектів полягає в сегрегації різних за розміром атомів по межах зерен, заповненні вакансій і зменшенні дифузії по границях зерен. Це узгоджується з останніми висновками Тьєна і Гембела [12] про утворення зон, вільних від виділень шляхом дифузії типу Херрінга - Набарро. Якщо це в цілому справедливо, то бор і цирконій ефективні не тільки на границях аустеніту, але також на границях типу  $\gamma$ -карбід і  $\gamma'$ -карбід.

Вплив розпаду карбідів MeC на утворення по межах зерен великої кількості карбідів  $Me_{23}C_6$ , оточених  $\gamma'$ -фазою, обговорювалося в зв'язку з іншими питаннями. У деяких сплавах, особливо менш легованих, таких як інконель X-750 і німонік 80A, цього явища не було виявлено.

У цих сплавах шар, збіднений  $\gamma'$ -фазою, часто утворювався безпосередньо біля границь зерен. Це викликається дифузією хрому, спрямованою на утворення приграничних карбідів. Таким чином, в зоні, збідненої на хром, зростала розчинність нікелю та алюмінію, що приводило до зникнення  $\gamma'$ -фази. Поява такої границі зерна показано на рис.1.15.

Концентрація  $\gamma'$ -фази на межі зерен в жароміцних сплавах, що розроблені, забезпечує набагато краще поєднання міцності і пластичності. Оточення твердих приграничних карбідів середовищем, що дозволяє «контролювати» ковзання, перешкоджає початку міжзеренного руйнування і часто веде до збільшення довговічності. Виявляється, що надмірний розвиток цих ефектів може зашкодити. Переродження приграничної плівки  $\gamma'$ -фази в сплавах U-700 і німонік 115 може привести до крихкості при розтягуванні.

У деяких литих сплавів, наприклад Mar-M246, значного обволакування границь зерен  $\gamma'$  - фазою не спостерігається.

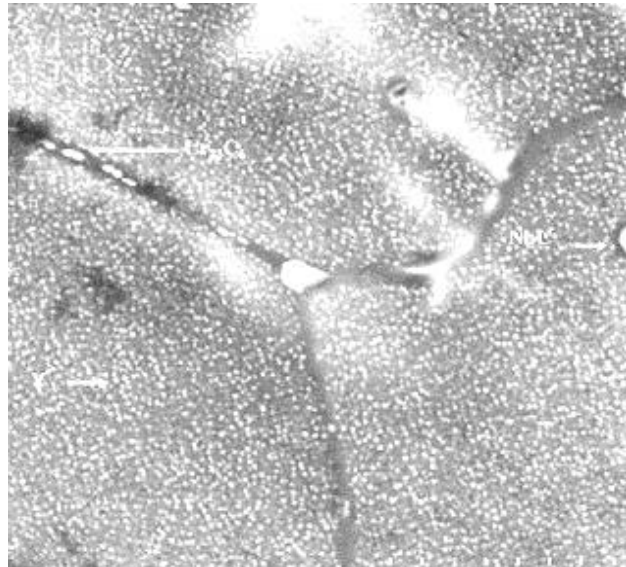
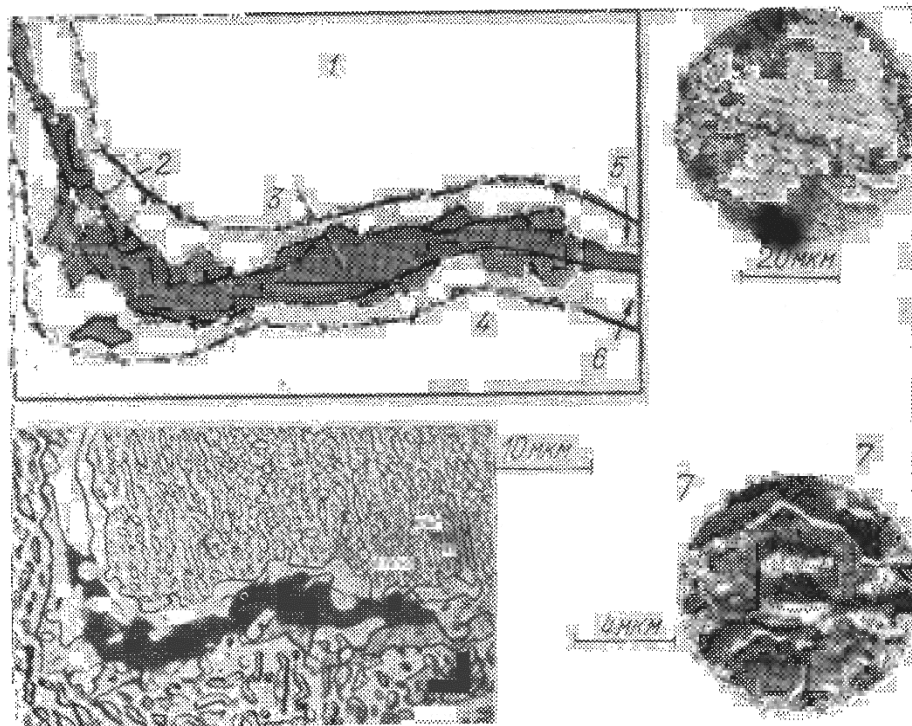


Рисунок 1.15 – Мікроструктура дрібних виділень карбідів  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  та грубі, що розташовуються по границях зерен карбиду  $\text{MeC}$  в сплаві X-750

Все ж вони також характеризуються гарною міцністю і пластичністю. Причина цього ще не з'ясована і не висловлено будь-якого припущення. В кінцевому рахунку, границя зерен завжди є місцем руйнування.

Ці ефекти були вперше проілюстровані Декером і Фріменом [13] і прекрасно узагальнені Смеші [14] при дослідженні властивостей сплаву Рене 80. На рис.1.16 показана добре розвинена границя зерна в сплаві Рене 80, з якої все ж почалося руйнування (розтріскування) в процесі експлуатації в

умовах дії розривних напружень. Литий сплав, після типової чотириступінчастій термічній обробці, був випробуваний при  $980^{\circ}\text{C}$  при навантаженні  $105 \text{ Н/мм}^2$  аж до руйнування через 1 236 год. На рис.1.16 показано утворення тріщин на границі зерен при наближенні до моменту руйнування. Карбіди  $\text{Me}_{23}\text{C}_6$  і  $\text{Me}_6\text{C}$ , що окреслюють границю зерна, показані в оточенні  $\gamma'$ -фази. Очевидно, що карбіди сприяли початку руйнування. Електронна мікрофотографія показує роль  $\gamma'$ -фази в розвитку поперечного ковзання і затримки моменту руйнування.



1 – матриця  $\gamma$ - $\gamma'$  №1; 2 – карбіди; 3 – тріщина по границі зерна; 4 – матриця  $\gamma$  –  $\gamma'$  №2; 5 – плівка  $\gamma'$  №1; 6 – плівка  $\gamma'$  №2; 7 – поперечне ковзання в зернограничній  $\gamma'$ -області

Рисунок 1.16 – Руйнування по границям зерен сплаву рене 80 [14]

## 2 МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

### 2.1 Особливості експлуатації жароміцних нікелевих сплавів (ЖНС).

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

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

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

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

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

В даний час для базових агрегатів рівень робочих температур ( $960...1600^{\circ}\text{C}$ ) і ( $1065...1100^{\circ}\text{C}$ ) - для пікових. При цьому слід звернути увагу на те, що статичне руйнування лопаток, внаслідок недостатньої тривалої міцності, може відбуватися в результаті підвищення температури газу, зниження властивостей матеріалу, внаслідок відхилення від регламентованих режимів термічної і механічної обробки.

Висока корозійна стійкість забезпечується наявністю в сплаві хрому не менше 20% за масою. Однак, такий вміст хрому в складі в присутності алюмінію, титану, вольфраму, молібдену, ніобію, танталу і гафнію, може викликати утворення крихких топологічно щільноупакованих (ТЩУ) фаз типу  $\sigma$ -,  $\mu$ -,  $\eta$ - , які різко знижують працездатність сплаву. Тому жароміцні

корозійностійкі нікелеві сплави повинні відповідати жорстким вимогам структурної та фазової стабільності щодо виділення несприятливих ТЩУ фаз в процесі тривалої експлуатації, а також мати високий опір сольовій і газовій корозії, що досягається вмістом хрому (12...16)% за масою при певному відношенні концентрації титану до алюмінію ( $Ti / Al > 0,7...1,0$ ).

Таким чином, дві основні вимоги, що пред'являються до сучасних жароміцних нікелевих сплавів, знаходяться в прямому протиріччі. Однак, слід звернути увагу на те, що в ряді відомих сплавів, в яких вміст хрому збалансовано з іншими легувальними елементами, забезпечується структурно-фазова стабільність.

З точки зору економічних підходів важливою вимогою до експлуатованих лопаток є можливість їх багаторазового використання після періодичного відновлення структури і властивостей. Тому, необхідно встановлення критичного моменту, при якому відновна термообробка ще ефективна, або вона стає неможливою, в зв'язку із незворотними змінами, які відбулися в структурі матеріалу.

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

Так як багато із перерахованих вище вимог несумісні між собою, то для задоволення всіх специфічних вимог деталі для газових турбін виготовляють із різних класів жароміцних сплавів із застосуванням різних покриттів і технологічних прийомів. Тому складний хімічний і фазовий склад сплавів є наслідком численних і суперечливих вимог, які слід враховувати. Таким чином, подальший розвиток сучасних жароміцних нікелевих сплавів пов'язано з розробкою композицій, які відповідають всім цим вимогам. При цьому, слід

враховувати економічну доцільність (вартість сплаву, дефіцитність легувальних елементів та ін.)[15, 16].

## 2.2 Основні наукові принципи легування жароміцних нікелевих сплавів

Сучасні ливарні жароміцні нікелеві сплави являють собою складні багатокомпонентні системи, до складу яких входить до 12 - 15 легувальних елементів, причому деякі з них одночасно присутні в складі різних фаз і по різному впливають на ті чи інші властивості. У численних роботах вітчизняних і зарубіжних вчених досліджено індивідуальний і комплексний вплив легувальних елементів на жароміцність нікель-хромової (Ni-Cr) основи, і встановлена можливість зміцнення бінарної системи за допомогою, як основних легувальних елементів (Al, Ti, Co, Mo, W, Nb, Ta, Hf), так і мікролегувальних елементів (Zr, B, Y, La, Ce). Відомо, що одночасна присутність кількох легувальних елементів (Cr, Ti, Mo, W, Co, Nb) в складі ливарних ЖНС надає більш ефективний вплив на жароміцність, ніж еквівалентна кількість одного елемента. Таким чином, в залежності від впливу на механізм зміцнення ливарних ЖНС, легувальні елементи можна класифікувати і розділити на наступні основні групи:

- а) розчинно-дисперсійні зміцнювачі;
- б) твердорозчинні зміцнювачі;
- в) карбідоутворювальні елементи;
- г) мікролегувальні елементи і шкідливі домішки.

Такий поділ є досить умовним, оскільки розчинні зміцнювачі можуть розчинятися не лише в  $\gamma$ - твердому розчині, а й в інтерметалідній  $\gamma'$ - фазі з утворенням сполуки типу (Ni, Cr)<sub>3</sub>(Al, Ti, Mo, W) [2, 17].

- а) Розчинно-дисперсійні зміцнювачі

За класифікацією до легувальних елементів, які утворюють в бінарних сплавах Ni-X (де X - Al, Ti, Nb, Ta, Hf) інтерметалідну сполуку  $Ni_3X$ , відносяться  $\gamma'$ - утворювальні елементи, які переважно розчиняються в  $\gamma'$ - фазі. Так, до групи розчинно-дисперсійних зміцнювачів відносяться елементи (Al, Ti, Nb, Ta, Hf), що утворюють основну зміцнювальну інтерметалідну  $\gamma'$ - фазу. Внесок в зміцнення  $\gamma'$ - фази визначається характером дислокаційних реакцій на прикладене зусилля. Компоненти сплаву певним чином розподіляються в інтерметалідній фазі, заміщуючи один одного. Так, в  $\gamma'$ - фазі кобальт заміщує нікель. Титан, ніобій, тантал і гафній заміщують алюміній. Хром, молібден і вольфрам можуть заміщувати як нікель, так і алюміній. Так, наприклад, для підвищення опору повзучості слід збільшувати об'ємну частку  $\gamma'$ - фази внаслідок введення ніобію, танталу і гафнію, які мають високу спорідненість до  $\gamma'$ - фази і низьку дифузійну рухливість.

В структурі ливарних ЖНС основною зміцнювальною фазою є інтерметалідна  $\gamma'$ - фаза на основі  $Ni_3(Al, Ti)$ , об'ємна частка якої, головним чином, залежить від вмісту у складі сплаву алюмінію і титану. Проте наголошується, що перевищення сумарного вмісту цих елементів вище граничного значення призводить до утворення евтектичної  $\gamma'_{евт.}$ -фази, зміцнювальний ефект якої значно нижче.

Міжнародна практика показує, що по мірі вдосконалення ливарних ЖНС, вміст алюмінію і титану, що входять до складу  $\gamma'$ - фази, значно підвищується. Разом з тим, надмірне збільшення вмісту цих елементів в складі викликає небезпеку «перелегування», в результаті чого в структурі сплавів можливе утворення грубих метастабільних евтектичних (перитектичних) фаз типу  $(\gamma + \gamma')$ , які негативно впливають на жароміцність.

Так, наприклад, титан підвищує жароміцність ливарних ЖНС внаслідок активного впливу, як на зміцнення  $\gamma'$ - фази, так і на уповільнення швидкості коагуляції її частинок. При цьому показано, що надлишок титану стимулює утворення шкідливих ТЩУ фаз, зокрема  $\eta$ - фази ( $Ni_3Ti$ ), яка має несприятливу

морфологію. При цьому, з підвищенням сумарного вмісту алюмінію і титану проявляється тенденція до зниження вмісту хрому в складі сучасних ливарних ЖНС.

Останнім часом спостерігається тенденція легування ливарних ЖНС одним алюмінієм, замість спільного введення алюмінію і титану (Al+Ti). Показано, що в структурі таких сплавів частинки  $\gamma'$ - фази ( $\text{Ni}_3\text{Al}$ ) мають більш високу термічну стабільність і переходять в  $\gamma$ - твердий розчин при температурах вище на (150 - 200°C), ніж частинки  $\gamma'$ - фази  $\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$ .

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

Ніобій є  $\gamma'$ - утворювальним елементом, який підвищує температуру кінця розчинення ( $t_{\text{к.р.}}^{\gamma'}$ ) основної зміцнювальної  $\gamma'$ - фази в ливарних ЖНС. Показано, що більш 1/2 кількості ніобію знаходиться в складі  $\gamma'$ - фази, близько 1/3 - в складі  $\gamma$ - твердого розчину і частина його (0,2...0,3)% за масою міститься в карбідній фазі типу NbC. Одночасна присутність ніобію в  $\gamma'$ - фазі і в  $\gamma$ -твердому розчині забезпечує як твердорозчинне зміцнення, так і велику ефективність в зміцненні  $\gamma'$ - фази. Ніобій в ливарних ЖНС сприяє уповільненню дифузійних процесів, зменшення розчинності алюмінію і титану в  $\gamma$ - твердому розчині, а також виділенню більшої об'ємної частки зміцнювальної  $\gamma'$ - фази, сповільнюючи процес її коагуляції, і як наслідок, підвищуючи температуру знеміцнення сплаву. Для ніобію характерно сприятливий вплив на зниження схильності ливарних ЖНС до зональної ліквідації. Вплив ніобію на зміцнення  $\gamma$ - твердого розчину більше, ніж молібдену і титану, але менше, ніж вольфраму і танталу, що позитивно впливає на жароміцність ливарних ЖНС. Проте слід наголосити, що надмірний вміст ніобію негативно впливає на пластичність ливарних ЖНС, що знижує їх стійкість до утворення тріщин. Так, при високому сумарному вмісті ніобію, титану і танталу рекомендується до складу ливарних ЖНС вводити алюміній

в такій же кількості. В іншому випадку це може стати причиною утворення інтерметалідних  $\delta$ - фаз на основі  $\text{Ni}_3(\text{Nb}, \text{Ta})$  і  $\eta$ - фаз на основі  $(\text{Ni}_3\text{Ti})$ . З цих причин ніобій вводиться обмежено і його вміст в складі ливарних ЖНС рідко перевищує 2% за масою. При рівних атомних концентраціях ніобій надає більш ефективний вплив на тривалу міцність ливарних ЖНС за температур ( $700 \dots 800^\circ\text{C}$ ), в порівнянні з іншими легувальними елементами (Al, Ti, Ta, Mo, W, Co, V) [18].

Вважається, що для підвищення жароміцності до складу ливарних ЖНС слід вводити тантал, який має високу температуру плавлення і гарні пластичні властивості. Легування танталом сприяє підвищенню опору до високотемпературної повзучості і зниженню схильності ливарних ЖНС до розвитку втомних тріщин. Однак його надлишок приводить до збільшення кількості евтектичних фаз ( $\gamma + \gamma'$ ) в структурі, а також питомої ваги ливарних ЖНС. Слід звернути увагу на те, що тантал найбільш ефективно зміцнює і стабілізує  $\gamma'$ - фазу, сприяє підвищенню її температури кінця ( $t_{\text{к.р.}}^{\gamma'}$ ) розчинення в  $\gamma$ - твердому розчині. При цьому, забезпечує одночасне зміцнення  $\gamma$ - твердого розчину ливарних ЖНС, ефективно гальмуючи дифузійні процеси. Тантал є більш сильним зміцнювачем  $\gamma'$ - фази, ніж титан і ніобій, як при кімнатній, так і при підвищених температурах. Легування ливарних ЖНС танталом сприяє збільшенню об'ємної частки  $\gamma'$ - фази і евтектики ( $\gamma + \gamma'$ ), при цьому, значно підвищується їх термодинамічна стабільність.

Відомо, що гафній помітно підвищує пластичність і позитивно впливає на службові характеристики ливарних ЖНС. Так, на початку 70-х років минулого століття в промислове виробництво США були впроваджені модернізовані склади, леговані гафнієм: сплав В-1900 + (Hf) за маркою ММ-007; сплав IN713C + (Hf) за маркою ММ-004.

Було показано, що для системи легування конкретного сплаву, введення оптимальної кількості гафнію призводило до одночасного підвищення як характеристик міцності, так і пластичності. При цьому, загальний позитивний

вплив гафнію полягає в подрібненні дендритної структури, гальмуванні дифузійних процесів на границях зерен, в сприятливій зміні морфології карбідної фази при одночасному підвищенні термічної стабільності зміцнювальної  $\gamma'$ - фази [15].

В даний час гафній вводиться до складу багатьох ливарних ЖНС, де його вміст знаходиться в діапазоні (0,03 - 2,0)%, за масою. Однак, слід звернути увагу на те, що гафній є елементом, який помітно знижує температуру евтектичного ( $L + \gamma \rightarrow \gamma'$ ) і перитектичного ( $L \rightarrow \gamma + \gamma'$ ) перетворень, сприяючи виділенню евтектичних (перитектичних) фаз, що підвищує небезпеку локального плавлення евтектики ( $\gamma + \gamma'$ ) в процесі термічної обробки ливарних ЖНС. Також відзначають негативний вплив гафнію на величину параметра «місфіт», в результаті чого  $\gamma'$ - фаза починає набувати сферичної форми, що має менший зміцнюючий ефект, в порівнянні із кубічною.

Існує прямий зв'язок між сумарним вмістом  $\gamma'$ - утворювальних елементів (Al, Ti, Nb, Ta, Hf) в складі ливарних ЖНС і об'ємною часткою ( $V_{\gamma'}$ ) зміцнювальної  $\gamma'$ - фази, яка виділилася в їх структурі, а також рівнем жароміцності. Показано, що збільшення вмісту алюмінію при збалансованому легуванні титаном, ніобієм, танталом і гафнієм, забезпечує додаткову можливість підвищення рівня температурної працездатності ливарних ЖНС [16,17].

#### б) Твердорозчинні зміцнювачі

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

зміцнення  $\gamma$ - твердого розчину по зростаючій ролі визначено послідовністю (Cr, Mo, W, Ta, Re і Ru).

Твердорозчинне зміцнення кобальтом і хромом зберігається до температур ( $0,6t_{пл}$ ). Разом з тим показано, що в області високотемпературної повзучості вище ( $0,6t_{пл}$ ), зміцнення  $\gamma$ - твердого розчину залежить від швидкості дифузії. Тому, для більш ефективного зміцнення  $\gamma$ - твердого розчину і підвищення його термічної стабільності, в склад ливарних ЖНС вводяться важкотопкі елементи (Mo, W, Ta, Re, Ru), що мають низьку дифузійну рухливість, які є більш потужними зміцнювачами  $\gamma$ - твердого розчину. Кобальт сприяє зміцненню і стабілізації  $\gamma$ - твердого розчину ливарних ЖНС, підвищуючи пластичність і в'язкість, а також границі розчинності алюмінію, хрому, танталу та інших елементів. З цих причин вміст кобальту в ливарних ЖНС знаходиться в досить широкому діапазоні (3-15) %, за масою.

Однак, слід звернути увагу на те, що якщо в складі ливарних ЖНС вміст кобальту перевищує 10%, за масою, то його співвідношення з іншими елементами (Cr, Mo, W, Re, Al, Ti, Nb, Ta, Hf), стає незбалансованим. В результаті чого в структурі ливарних ЖНС можуть виділятися шкідливі ТЩУ фази, які різко знижують характеристики міцності. Тому вважається загальноприйнятим, що вміст кобальту в складі ливарних ЖНС має перебувати в межах (3...6) %, за масою [15, 16, 17].

При легуванні хромом необхідно враховувати те, що в складнолегованих ливарних ЖНС його основна кількість знаходиться в  $\gamma$ - твердому розчині. При цьому, хром сприяє збільшенню схильності сплавів до утворення шкідливих ТЩУ фаз типу ( $\alpha$ Cr-,  $\sigma$ -), і як наслідок, до зниження жароміцності ливарних ЖНС. Разом з тим, хром позитивно впливає на опір росту втомних тріщин.

Легування ливарних ЖНС вольфрамом знаходиться в досить широких межах (0,5...12,5) %, за масою, це пов'язано із рядом причин. Будучи одним з легувальних елементів, присутніх як в  $\gamma$ - твердому розчині, так і в  $\gamma'$ - фазі,

вольфрам одночасно підвищує як термічну стабільність останньої, так і ефективно зміцнює  $\gamma$ - твердий розчин.

Практика легування показує, що вольфрам більш ефективно підвищує жароміцність ливарних ЖНС особливо при одночасній присутності в складі молібдену та/або танталу. Для забезпечення необхідного рівня жароміцності вміст вольфраму повинен бути не менше, ніж 8,0%, за масою. При більшому його вмісті (10,0...12,0) % значно погіршується стійкість ливарних ЖНС до високотемпературного окислення та газової корозії. Також слід звернути увагу на те, що вольфрам є одним з найважчих важкотопких легувальних елементів, використання якого приводить до збільшення питомої ваги сплавів.

Підвищення в складі ливарних ЖНС вмісту  $\gamma'$ - утворювальних елементів, таких як титан, ніобій, тантал, гафній сильніших, ніж вольфрам, призводить до його заміщення в складі як  $\gamma'$ - фази, так і в карбідній фазі типу MC. Збільшення вмісту вольфраму при зниженні вмісту хрому і кобальту приводить до підвищення температури кінця розчинення ( $t_{к.р.}'$ )  $\gamma'$ - фази в  $\gamma$ - твердому розчині, що відповідає сучасним тенденціям легування ливарних ЖНС.

Відомо, що молібден є елементом, який одночасно присутній як в  $\gamma$ - твердому розчині, так і в  $\gamma'$ - фазі, але на відміну від вольфраму його основна частина знаходиться в  $\gamma$ - твердому розчині. Молібден одночасно підвищує жароміцність і термостабільність ливарних ЖНС. Однак по ефективності зміцнення  $\gamma$ - твердого розчину молібден поступається вольфраму і танталу. Незважаючи на це, молібден залишається елементом, який часто використовується для легування ливарних ЖНС, завдяки меншій питомій рідиніт вартості, порівняно з вольфрамом.

Вважається, що в складі ливарних ЖНС наявність молібдену в невеликих кількостях сприяє підвищенню їх стійкості до сульфідної-оксидної корозії, в порівнянні зі сплавами в складі яких він відсутній. Слід звернути увагу на те, що при вмісті молібдену більше 3,0%, за масою, значно

погіршується стійкість жароміцних нікелевих сплавів до високотемпературного окислення і газової корозії. Тому вміст молібдену в більшості ливарних ЖНС знаходиться в межах (0,5...2,5) %, за масою [2].

Незважаючи на зазначені переваги, молібден і вольфрам в великих кількостях, в поєднанні з високим вмістом хрому призводять до структурної нестабільності, що різко знижує характеристики міцності ливарних ЖНС. При підвищенні вмісту важкотопких елементів в складі ливарних ЖНС, таких як молібден, вольфрам, ніобій, тантал і реній, необхідно знижувати вміст хрому.

Суттєвий прогрес в області підвищення жароміцності ливарних ЖНС був досягнутий за рахунок легування танталом і ренієм, які раніше в складах вітчизняних сплавів не застосовувалися. Легування танталом підвищує жароміцність ливарних ЖНС, внаслідок зміцнення  $\gamma$ - твердого розчину при спільній присутності в складі молібдену і вольфраму. Так, спільне легування танталом і ренієм відомого сплаву ЖС32 забезпечило підвищення рівня його температурної працездатності більш, ніж на 400С, в порівнянні зі сплавом ЖС26, який має аналогічний склад, але не містить даних елементів.

Порівняльний аналіз хімічних складів ливарних ЖНС показує, що на відміну від сплавів рівновісгової кристалізації, сплави, які призначені для спрямованої кристалізації і монокристалічного лиття містять тантал в досить широких межах (0,5-12)%, за масою, що пояснюється різним вмістом в їхньому складі хрому, який обмежує розчинність танталу в нікелевій  $\gamma$ - матриці.

Реній є найбільш ефективним елементом, що підвищує жароміцність ливарних ЖНС. Так, в фазовому складі сплавів він концентрується в  $\gamma$ - твердому розчині і маючи низьку дифузійну рухливість, найбільш ефективно його зміцнює. При цьому, реній уповільнює процес коагуляції частинок  $\gamma'$ - фази, підвищуючи її термічну стабільність. Введення ренію до складу жароміцних нікелевих сплавів сприяє формуванню більш дрібнодисперсних частинок  $\gamma'$ - фази при їх виділенні з  $\gamma$ - твердого розчину, а також уповільнює

подальше розчинення частинок  $\gamma'$ - фази при підвищених температурах. Внаслідок твердофазного розчинення в  $\gamma$ - матриці реній підвищує жароміцність ливарних ЖНС, при цьому, позитивно впливає на опір до високотемпературної повзучості і високотемпературного окислення [15-17].

Крім позитивного ефекту, легування ренієм ливарних ЖНС має ряд негативних особливостей. Так, реній в межах дендритної гратки дуже схильний до ліквідаційної неоднорідності, усунути яку термічною обробкою складно, а часом і неможливо, через його низьку дифузійну рухливість. Крім того, реній найбільше сприяє утворенню в структурі сплавів ТЩУ фаз (р-фаза). Однак, головним недоліком ренію є його висока вартість і дефіцитність через малий обсяг світового виробництва.

Існує загальноприйнята думка про те, що рутеній в високоренієвих ливарних ЖНС стабілізує  $\gamma$ - твердий розчин і фазовий склад, що знижує ймовірність виділення в структурі шкідливих ТЩУ фаз.

Реній, як і рутеній, мають найнижчі коефіцієнти дифузії в нікелі. Однак міжнародна практика легування показує, що безперервне підвищення жароміцності, за рахунок збільшення вмісту важкотопких елементів, особливо ренію, призводить до виділення в структурі ливарних ЖНС шкідливих надлишкових ТЩУ фаз типу  $\sigma$ -,  $\mu$ -, р- внаслідок чого знижується їх структурна стабільність і характеристики жароміцності. У зв'язку з цим, було запропоновано замінити рутенієм частину ренію. Рутеній може надати найбільшого позитивного впливу на механічні властивості матеріалу, зокрема на тривалу міцність, завдяки поліпшенню структурної та фазової стабільності у високоренієвих ливарних ЖНС [15-18].

#### в) Карбідоутворювальні і мікролегувальні елементи

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

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

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

Значну роль в структурі ливарних ЖНС відіграють границі зерен. Через меншу міцність границь зерен, в структурі таких сплавів при високих температурах спостерігається переважно міжзерний характер повзучості із проковзуванням зерен. Тому, для підвищення міцності границь зерен і границь фаз, до складу вводяться мікролегувальні елементи ( $Hf$ ,  $Zr$ ,  $B$ ,  $Y$ ,  $La$ ,  $Ce$ ,  $Nd$ ), які сприяють гальмуванню дифузійних процесів [2, 15].

З появою ливарних ЖНС із більш ефективною монокристалічною структурою, де взагалі відсутні границі зерен, немає необхідності вводити до складу елементи, які їх зміцнюють ( $C$ ,  $B$ ,  $Zr$ ). Разом з тим, слід звернути увагу

на те, що сплави для монокристалічного лиття серії «Rene» містять невеликі добавки вуглецю і бору. На думку розробників, повне виключення цих елементів зі складу приводить до зниження довговічності, а введення вуглецю в невеликих концентраціях (до 0,05%, за масою) необхідно для зміцнення малокутових границь між дендритами і підвищення термічної стабільності карбідної фази, а також загальної стабілізації структури монокристалічних ливарних ЖНС. Так, зниження концентрації елементів, які зміцнюють границі зерен (C, B, Zr) приводить до помітного підвищення температури солідусу ( $t_s$ ), початку плавлення сплаву, при цьому повне розчинення  $\gamma'$ - фази із переважним розчиненням метастабільних фаз стає можливим без ризику локального плавлення евтектики ( $\gamma + \gamma'$ ).

Будучи потужними карбідоутворювальними елементами, ніобій, тантал і гафній впливають на морфологію карбідів в структурі ливарних ЖНС. Їх використання дозволяє уникнути утворення карбідів несприятливої морфології у вигляді «китайських ієрогліфів», перетворюючи карбідні включення в набагато більш ефективну сферичну або поліедрічну форму. Важливою особливістю даних елементів є їх здатність утворювати термодинамічно більш стійкі сульфіді. При цьому, будучи найбільш сильними стабілізаторами  $\gamma'$  - фази і карбідів типу (MC), які більш міцно пов'язані із  $\gamma$ - матрицею, витісняють молібден і вольфрам в матричний  $\gamma$  - твердий розчин, що сприяє додатковому його зміцненню.

Мікролегувальні елементи, такі як бор, цирконій, гафній та рідкоземельні метали (РЗМ), такі як ітрій, церій і лантан цілеспрямовано вводяться до складу ливарних ЖНС в концентраціях на рівні десятих або декількох сотих часток відсотка. В основному їх вводять до хімічного складу ливарних ЖНС, призначених для рівновісгової кристалізації, з метою зміцнення границь зерен і границь фаз. Малі добавки гафнію, цирконію, церію, лантану і неодиму суттєво знижують дифузійну рухливість атомів і уповільнюють коагуляцію частинок  $\gamma'$ - фази при тривалому

високотемпературному нагріванні. Позитивний вплив РЗМ пояснюється ще й тим, що дані елементи утворюють із шкідливими домішками важкоплавкі сполуки. Крім того, вони перешкоджають окисленню сплавів по границях зерен при високих температурах завдяки утворенню важкоплавких оксидів, які мають захисні властивості від подальшого окислення [15-17]. Так повідомляється про позитивний вплив мікролегування лантаном нікелевого жароміцного сплаву ВЖМ4-ВІ для монокристалічного лиття, що дозволило підвищити його стійкість до високотемпературного окислення в 1,5...2,0 рази. Показано негативний вплив шкідливих домішок, таких як легкотопкі сполуки сірки, свинцю, олова, вісмуту, кисню, азоту і водню, які негативно впливають на характеристики міцності і технологічність ливарних ЖНС [18].

### 2.3 Математичний критерій коалесценції примежових виділень.

Як вже неодноразово наголошувалося в літературі (див. [28]), механічні властивості гетерогенних металевих систем значною мірою визначаються морфологією виділень надлишкових фаз по межах зерен. Особливо важливого значення набуває форма і характер розподілу частинок примежових фаз в жароміцних сплавах, оскільки спроможність зниження інтенсивності процесу міжзеренного проковзування, здійснення релаксації напружень в примежових зонах і локальної міграції граничних ділянок між частинками виділень (все це є дуже суттєвим для запобігання утворення клиновидних тріщин і подальшого інтеркристалітного руйнування) передусім залежить від того, наскільки сприятливими є ці морфологічні фактори. Тепер уже загальновизнано [29,30], що, з погляду вимог, які висуваються практиками, найбільш бажано мати на межах зерен переривчастий (ланцюжковий) розподіл частинок надлишкової фази; причому, форма самих частинок в кожному окремому ланцюжку має

бути сфероїдальною або в якійсь мірі наближатися до неї. Такий характер структурного стану граничних зон може бути забезпечений шляхом дроблення, сфероїдизації і коалесценції міжзеренних прожилків виділень («залишків» або повних сегментів примежової сітки, що сформувалася з самого початку), якщо не існує обмежень термодинамічного плану для реалізації всіх цих змін. Спрямована термообробка сплавів якраз і дозволяє вирішити задачу встановлення ланцюжкових форм надлишкових виділень із заданим значенням міжчастинкової відстані в кожному окремому ланцюжку. Проте, при розробці технологічних режимів для отримання оптимального структурного стану меж зерен необхідно враховувати такий важливий критерій, як схильність примежових фаз до коалесценції (без цього неможливо добитися необхідної міжчастинкової відстані в ланцюжках виділень), а також зв'язок цього критерію з геометрією рівноважних (за формою) частинок виділень. Визначимо схильність до коалесценції відношенням [31]:

$$\eta = \frac{\sum_i \gamma_i^{(1)}}{\gamma^{(2)}} \quad (2.1)$$

де  $\sum_i \gamma_i^{(1)}$  – сумарна міжфазна енергія ланцюжка з  $n$  рівних частинок (наприклад, кількість частинок, що припадає на одиницю довжини граничного сегменту), які коалесціюють за певний час в одну частинку;

$\gamma^{(2)}$  – міжфазна енергія всієї поверхні цієї частинки та частини межі поділу, що звільнилася при зміні загальної поверхні кожної окремої частинки.

Безрозмірний критерій  $\eta$ , що характеризує собою інтенсивність зниження сумарної міжфазної енергії в процесі коалесценції, при такому визначенні залежатиме лише від величини двогранного кута  $\theta$  (у стику зерна

виділення з двома зернами матричної фази) і «густини» початкового ланцюжка (з цією густиною якраз і корелює параметр  $n$ ).

Аналітична оцінка  $\eta$  для різнотипних примежових ланцюжків, що складаються з однакових частинок виділень, дуже бажана, оскільки на підставі вигляду робочих співвідношень можна отримати конкретну інформацію щодо схильності різних за формою примежових виділень до дифузійної коалесценції.

Проведемо розрахунок критерію коалесценції для різних геометричних моделей виділень (за характером нормального перерізу окремої частинки).

Спочатку розглянемо ланцюжок, що має лінзовидну форму (рис. 2.1). Зі схеми, що приведена на рисунку, безпосередньо витікає, що

$$\eta = \frac{\theta n \gamma^{ij}}{\theta R \gamma^{ij} + (L - D) \gamma^{ij} \cos \frac{\theta}{2}} = \frac{\theta L}{\theta D + (L - D) \sin \theta}, \quad (2.2)$$

де  $\gamma^{ij}$ , як і раніше, – міжфазна вільна енергія межі поділу матриця-виділення.

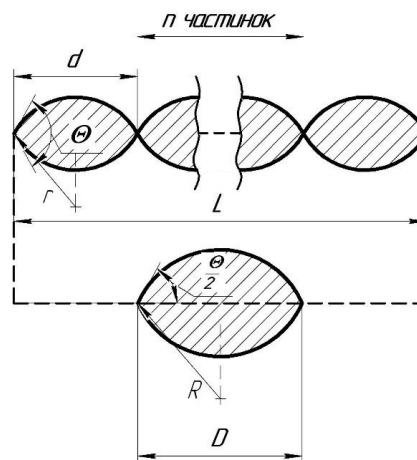


Рисунок 2.1 – Ланцюжок перерізів (схема) частинок примежових виділень надлишкової фази, що коалесціюють в одну крупну частинку (випадок лінзовидних перерізів)

З урахуванням, що  $d = 2r \sin \frac{\theta}{2}$ , а також, згідно  $S_{\text{л}} = r^2(\theta - \sin \theta)$ ,

$$S_{\text{л}}^R = R^2(\theta - \sin \theta) = nS_{\text{л}}^r$$

(при цьому  $S_{\text{л}}^r = r^2(\theta - \sin \theta)$ ), отримаємо для нашого критерію такий остаточний вираз [31]:

$$\eta(\theta, n) = \frac{\theta}{\sin \theta + \frac{1}{\sqrt{n}}(\theta - \sin \theta)}, \quad (2.3)$$

з подібності вказаних на рис. 2.1 трикутників і еквівалентності площ перерізів дрібних і великої частинок витікає, що

$$r/R = d/D \quad (2.3,a)$$

де  $r$  – радіус маленької (некоалесценційованої) частинки,

$R$  – радіус великої (коалесценційованої) частинки,

$d/D$  – відповідно, діаметри сфер великої та маленької частинки

$$D/L = \frac{R}{nr} = \frac{1}{\sqrt{n}} \quad (2.3,b)$$

де  $L$  – довжина неперервного ланцюжку карбідних виділень на початку сфероїдизації,

$n$  – кількість частинок у ланцюжку на відрізок, що корелює з параметрами густини.

Якщо ж ланцюжок виділень представлений чисто ромбовидними частинками, то відповідно до рис. 2.2 можна записати

$$\eta = \frac{\frac{L}{\cos \frac{\theta}{2}} \cdot \gamma^{ij}}{\left( \frac{D}{\cos \frac{\theta}{2}} \right) \gamma^{ij} + (L - D) \left( \cos \frac{\theta}{2} - \sin \frac{\theta}{2} \operatorname{tg} \frac{\theta}{2} \right) \gamma^{ij}} = \frac{L}{L - 2(L - D) \sin^2 \frac{\theta}{2}} \quad (2.4)$$

(тут всі позначення мають колишній сенс, а  $a$  (або  $A$ ) =  $d$  (або  $D$ ) /  $2 \cos \frac{\theta}{2}$

крім того, використано формулу  $\frac{\gamma^{ij}}{\gamma^{ii}} = \gamma_{\text{вмф}} = \frac{1}{2 \left( \cos \frac{\theta}{2} - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \operatorname{tg} \frac{\theta}{2} \right)}$ .

Далі остаточно отримуємо:

$$\eta(\theta, n) = \frac{1}{1 - 2 \left( 1 - \frac{1}{\sqrt{n}} \right) \sin^2 \frac{\theta}{2}} \quad (2.5)$$

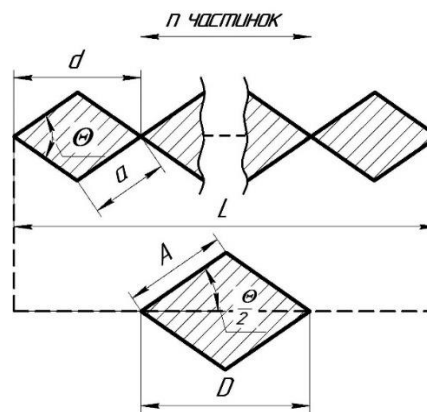
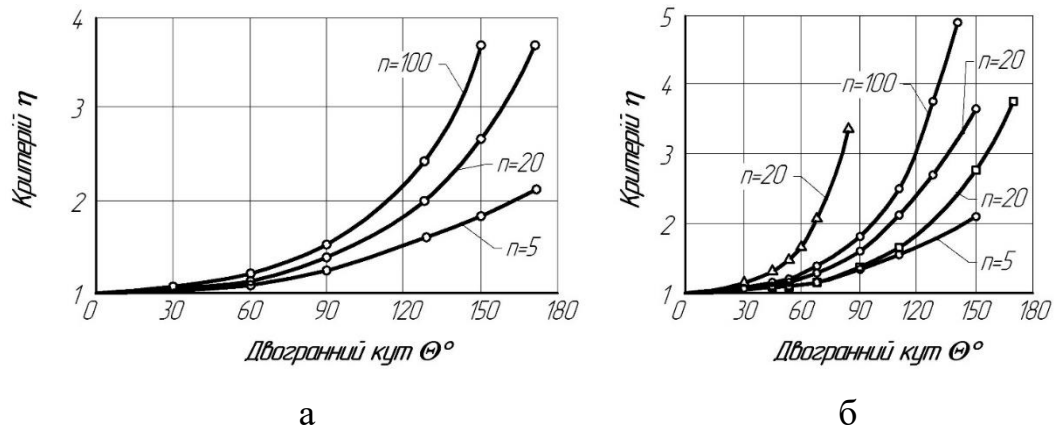


Рисунок 2.2 – Ланцюжок перерізів частинок примежових виділень надлишкової фази, що коалесціюють в одну крупну частинку



а – розрахунок за співвідношенням 2.3; б – розрахунок за співвідношенням 2.5 (○), 2.3 (□) і з урахуванням "згладженості" контуру частинок (Δ)

Рисунок 2.3 – Залежність критерію  $\eta$  від двогранного кута і кількості частинок ( $n$ ), що коалесціюють в одну частинку

Як витікає з графіків залежностей (2.3) і (2.5), представлених на рис. 2.3,  $\eta$  різко збільшується зі зростанням  $n$  для будь-яких за формою частинок (у ромбовидних частинок схильність до коалесценції при цьому вище). Для ромбовидних частинок параметр  $\eta$  надто чутливий ще і до зміни двогранного кута  $\theta$ , тобто схильність до коалесценції таких частинок значною мірою залежатиме від співвідношення між зерномежовою і міжфазною питомими енергіями.

При малих значеннях двогранного кута  $\theta$  формулу (2.5) можна дещо спростити

$$\eta(\theta, n) \cong \frac{1}{1 - \left(1 - \frac{1}{\sqrt{n}}\right) \sin^2 \frac{\theta}{2}} \quad (2.5 \text{ а})$$

Мабуть, це співвідношення добре виконується також при середніх (і навіть великих) значеннях кута  $\theta$ , оскільки в результаті ефекту

«згладжування» контуру перерізу частинки виділення член  $\sin \frac{\theta^*}{2} \cdot \operatorname{tg} \frac{\theta^*}{2}$  повинен продовжувати залишатися малим; при цьому  $\theta^*$  вже є не реальним двограним кутом контакту, а лише деякою ефективною характеристикою, рівною одному з проміжних значень  $\theta$  в інтервалі малих двограних кутів стику двох зерен матриці із зерном виділення (наприклад, в інтервалі  $0 \dots 30^\circ$ ).

У контексті даного розгляду певний інтерес представляє аналіз граничних ситуацій. Так, незалежно від форми частинок виділень надлишкової фази, при  $\theta \rightarrow 0$  критерій  $\eta$  наближується до одиниці:

$$\eta(\theta, n) = \lim_{\theta \rightarrow 0} \frac{\theta}{\sin \theta + \frac{1}{\sqrt{n}}(\theta - \sin \theta)} = \lim_{\theta \rightarrow 0} \frac{1}{\sin \theta / \theta + \frac{1}{\sqrt{n}}(1 - \sin \theta / \theta)} = 1 \quad (2.6)$$

У цьому випадку коалесценція відсутня. При  $\theta = 180^\circ$  або  $\theta = 90^\circ$  (для чистого ромбу в перерізі частинки), навпаки, схильність до коалесценції стає максимальною і буде визначатися величиною параметра  $n$  ( $\eta = \sqrt{n}$ ):

$$\eta(\pi, n) = \lim_{\theta \rightarrow \pi} \frac{\theta}{\sin \theta + \frac{1}{\sqrt{n}}(\theta - \sin \theta)} = \frac{\pi}{\sqrt{\frac{1}{n}} \cdot \pi} = \sqrt{n} \quad (2.7)$$

Аналітичний розгляд термодинамічних умов і механізму встановлення рівноважної форми виділень (у рамках моделі однократного вигину напівконтуру перетину примезових частинок) виявляє, що на цей процес (а, отже, і на процес коалесценції) сильно впливає кристалоповерхневий тиск, який для граничних виділень не завжди є гідростатичним [31,32].

У попередніх розділах ми розглядали зміну форми крапель, що задається двограним кутом  $\theta$ , при збереженні геометричної подоби і площі їх нормальних перерізів.

Нагадаємо, що ця зміна здійснюється в процесі стягнення первинних виділень уздовж контурних ліній матричних меж і продовжується аж до встановлення такого (рівноважного) значення кута  $\theta$ , який відповідав би мінімуму всієї поверхневої енергії. При цьому в системі матриця-виділення виникає (в ізометричних умовах) лише метастабільна механічна рівновага, оскільки зміна величини стрибків тисків на межах виділень при їх стягненні, природно, повинна порушити досягнуту (у початковій фазі процесу формування морфологічної подоби примежових виділень) рівність парціальних хімічних потенціалів компонентів системи. Встановлення остаточної (стабільної) рівноваги в даній системі припускає або зміну сумарного об'єму частинок виділень при зберіганні їх форми, або ж коалесценцію примежових виділень, що також не приводить до зміни форми, та проте зменшує кількість таких частинок.

Природно очікувати, що в нашій системі, скоріш за все, реалізуються обидва процеси, але для зручності модельного розгляду (без якого-небудь порушення фізичної сутності явищ) можна прийняти таку послідовність подій, що відбуваються: спочатку встановлюється рівноважна форма примежових частинок (без їх розчинення в матриці або додаткового виділення з неї), а потім активно розвивається процес коалесценції частинок, що приводить практично до повного вирівнювання парціальних хімічних потенціалів компонентів у всьому об'ємі системи матриця-примежові виділення. Наступна, більш пасивна фаза цього процесу набуває квазістатичного характеру [33], що припускає плавну і згасаючу зміну вказаних хімічних потенціалів при фактичному збереженні їх рівності (при цьому повинно дещо змінюватися і кількісне співвідношення фаз системи).

Отже, для аналітичної оцінки стрибків тисків на викривлених або зігнутих межах примежових вкраплень досить скористатися термодинамічною тотожністю, що витікає з основного рівняння термодинаміки [33] для системи із внутрішніми міжзеренними і міжфазними межами поділу.

Для нашої конкретної системи (матриця-примежові виділення) ця тотожність має вигляд

$$dF = -P_M dV_M - P_b dV_b + \sum_k \gamma_k dA_k, \quad (2.8)$$

де  $F$  – ізохорно-ізотермічний потенціал (вільна енергія Гельмгольца);

$P_{M(b)}$  – тиск в матриці (виділенні);

$V_{M(b)}$  – об'єм матричної фази (фази виділення);

$\gamma_k$  и  $A_k$  – питома  $k$ -та вільна енергія і  $k$ -та площа межі поділу (міжзеренної або міжфазної).

Оскільки  $V_M + V_b = \text{const}$ , умова механічної рівноваги примежових частинок із матрицею визначиться як

$$\Delta P = P_b - P_M = \frac{\sum_k \gamma_k dA_k}{dV_b}. \quad (2.9)$$

Тут  $\Delta P$  якраз і є стрибком тиску, що нас цікавить, на міжфазній межі матриця-виділення. Крім того, передбачається, що все  $\gamma_k$  не чутливі до зміни профілю межі.

Спочатку визначимо стрибок тиску на поверхні поділу лінзовидних частинок.

Тоді для вкраплень типу «лінзи», згідно  $S_l = r^2(\theta)(\theta - \sin\theta)$ , будемо мати:

$$\Delta V_b = S_n \Delta x = r^2(\theta - \sin\theta)\Delta x \quad \text{і} \quad \delta\Delta V_b(r) = 2r(\theta - \sin\theta)\Delta x\delta r \quad (2.10)$$

Далі, відповідно до  $Y(\theta) = \left\{ [m - d(\theta)]\gamma^{ii} + 2\ell(\theta)\gamma^{ij} \right\} \Delta x$ , а також  $d(\theta) = 2r(\theta) \sin \frac{\theta}{2}$ , маємо:

$$\begin{aligned} \sum_k \gamma_k \delta A_k &= \left\{ \gamma^{ii} \delta \left[ m - 2r \sin \frac{\theta}{2} \right] + 2\gamma^{ij} \theta \delta r \right\} \Delta x = \\ &= 2 \left( \gamma^{ij} \theta - \gamma^{ii} \sin \frac{\theta}{2} \right) \Delta x \delta r = 2\gamma^{ij} (\theta - \sin \theta) \Delta x \delta r, \end{aligned} \quad (2.11)$$

Тепер, згідно (2.9), остаточно отримаємо

$$\Delta P = \frac{\sum_k \gamma_k \delta A_k(r)}{\delta \Delta V(r)} = \frac{2\gamma^{ij} (\theta - \sin \theta) \Delta x \delta r}{2r(\theta - \sin \theta) \Delta x \delta r} = \frac{\gamma^{ij}}{r}. \quad (2.12)$$

Таким чином, на викривленій (і орієнтованій по контуру нормального перерізу) вузькій поверхні смужки лінзоподібного вкраплення діє додатковий тиск, що дорівнює половині лапласівського тиску на поверхні сферичного тіла. Відзначимо спеціально, що в загальному випадку радіус  $r$  функціонально не пов'язаний з двограним кутом  $\theta$ . Аналогічний результат будемо мати і при розташуванні частинок виділення із рівноважно викривленими міжфазними межами в стику трьох зерен матриці.

Тепер перейдемо до виділень, що мають одноразово зігнуті частини контурів своїх нормальних перерізів. Спочатку знайдемо вираз для стрибка тиску на поверхні тонкого шару ромбоподібної частинки (нормальний профіль зрізу – точний ромб). Для цього скористаємося раніше отриманими виразами

$$Y(\theta) = \left\{ \left[ m - 2\alpha(\theta) \cos \frac{\theta}{2} \right] \gamma^{ii} + 4\alpha(\theta) \gamma^{ij} \right\} \Delta x.$$

$$I \frac{\gamma^{ij}}{\gamma^{ii}} = \gamma_{\text{емф}} = \frac{1}{2 \left( \cos \frac{\theta}{2} - \sin \frac{\theta}{2} \cdot \operatorname{tg} \frac{\theta}{2} \right)}. \quad (\text{а також даними рис. 2.4), які}$$

дозволять перетворити загальний вираз (2.12) до вигляду, що нас цікавить.

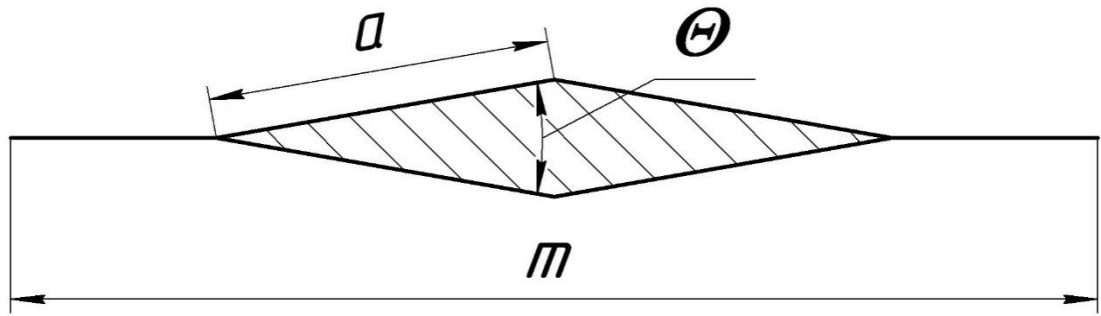


Рисунок 2.4 – Ромбовидний переріз рівноважного зерна виділення на межі поділу матриця-матриця

З вказаних виразів виходить, що  $\Delta V_b(a) = a^2 \sin \theta \Delta x$  и  $\delta \Delta V_b(a) = 2a \sin \theta \Delta x \delta a$ ;

$$\sum_k \gamma_k \delta A_k = \left\{ \gamma^{ii} \delta \left[ m - 2a \cos \frac{\theta}{2} \right] + 4\gamma^{ij} \delta a \right\} \Delta x \quad (2.13)$$

тоді для (2.12) можна записати:

$$\Delta P(h, \theta) = \frac{\gamma^{ij} \left( 1 - \cos^2 \frac{\theta}{2} + \sin^2 \frac{\theta}{2} \right)}{a \sin \theta} = \frac{2\gamma^{ij} \sin^2 \frac{\theta}{2}}{a \sin \theta} = \frac{\gamma^{ij}}{h} \cdot \sin^2 \frac{\theta}{2} \quad (2.14)$$

де  $h$  – найкоротша відстань від центру перетину ромбовидної частинки до будь-якої сторони цього перетину (ромба).

Сильна залежність стрибка тиску від малих значень кута в разі примежових частинок ромбовидної форми (оскільки  $\frac{d^2 \Delta P}{d\theta^2} > 0$ , якщо  $\theta/2 < 45^\circ$ )

вказує на можливість помітної активізації мікролокальних дифузійних процесів, що згладжують вигини контурних ліній розрізів виділень (ступінь цього згладжування буде тим значніше, чим нижчим виявиться рівень кристалогеометричного зв'язку виділень із матрицею) і що ослабляють тим самим схильність їх до коалесценції (критерій  $\eta$  зменшується).

Спробуємо з'ясувати з якісного боку причини цього явища. У випадку, якщо контур перерізу примежового виділення складається з двох (лінзовидне вкраплення) або трьох кругових дуг (у останньому випадку вкраплення в перерізі має вид трикутника з опуклими або увігнутими сторонами), то надлишковий тиск на поверхні вкраплення по суті є гідростатичним (виняток становлять ребра двогранних кутів контакту зерен виділень із зернами матричної фази). Це означає, що розчинені в матриці речовини в процесі стабілізації форми вкраплень прагнутимуть сформувати гомогенні, які поступово розростаються, сегрегати (в примежових зонах таких вкраплень) з додатнім або від'ємним накопиченням розчинених елементів.

При переході до ромбовидних вкраплень, для яких вже абсолютно не прийнятний сам термін «гідростатичність» (надлишковий тиск діє на вкраплення не по будь-яких нормалях до його поверхні, а лише по нормалях до ліній – слідів площини, що проходить через точки вигинів напівконтурів ромбічних перерізів виділення), розподіл розчинених елементів в примежових зонах частинок надлишкової фази набуває дискретного характеру і здійснюється за механізмом «висхідної дифузії». Надлишок концентрації елементів поблизу лінії кожної вільної «зморшки» на поверхні виділення через виникнення сильних концентраційних градієнтів часто забезпечує ефективне згладжування такої зморшки в часі.

Вказаний вище надлишок концентрації  $q$ -го компонента можна легко оцінити, якщо скористатися умовою хімічної рівноваги і класичними співвідношеннями теорії регулярних розчинів.

$$\mu_q^b(\theta > 0^\circ) = \mu_q^b(\theta = 0^\circ) + \Delta p V_q \quad (2.15)$$

де  $\mu_q^{b(m)}$  – парціальний хімічний потенціал q-го компонента частинки виділення (матричної фази);

$V_q$  – його атомний об'єм.

Далі, оскільки  $kT \ln c_{(\theta > 0)} = kT \ln c_{(\theta = 0)} + \Delta p V_q$ , надлишковий кристалоповерхневий тиск  $\Delta p$  підкоряється загальному співвідношенню (2.12), одразу отримуємо для ромбовидних частинок співвідношення:

$$c_{(\theta > 0)} = c_{(\theta = 0)} \exp \left( \frac{V_q}{kT} \cdot \frac{\gamma^{ij}}{h} \cdot \sin^2 \frac{\theta}{2} \right) \quad (2.16)$$

де  $k$  – стала Больцмана;

$T$  – температура за Кельвіним.

Як витікає з приведеного виразу, що є різновидом закону Томсона-Фрейндліха (строга відповідність цьому феноменологічному рівнянню матиме місце при  $\theta = 180^\circ$  і  $h = r$ , де  $r$  – радіус сферичної частинки), надлишок концентрації  $\Delta c(\theta) = c_{(\theta > 0)} - c_{(\theta = 0)}$  у випадку  $\theta = 0^\circ$  також зводиться до нуля (плоске примежове вкраплення), а по мірі наближення  $\theta$  до  $90^\circ$  різко зростає, що, як вже наголошувалося вище, активізує дифузійний процес згладжування вільних «зморшок» на поверхні примежової (або об'ємної) частинки виділення.

На закінчення розділу розглянемо кутову залежність стрибків тиску на поверхні примежової частинки (з триразово зігнутим контуром перерізу), яка розташована в симетричному стику трьох зерен матриці.

Скориставшись виразами

$$Y(\theta) = 3 \left\{ \left[ m - \frac{2}{\sqrt{3}} a(\theta) \sin \left( 120^\circ - \frac{\theta}{2} \right) \right] \gamma^{ii} + 2a(\theta) \gamma^{ij} \right\} \Delta x \quad (2.17)$$

$$a(\theta) = \sqrt{\frac{\sqrt{3} S_b}{2 \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \left( 120^\circ - \frac{\theta}{2} \right)}} \quad (2.18)$$

$$\frac{\gamma^{ij}}{\gamma^{ii}} = \gamma_{\text{вмф}} = \frac{1}{2} \frac{\sin \left( 120^\circ - \frac{\theta}{2} \right)}{\sin(120^\circ - \theta)} \quad (2.19)$$

можливо отримати наступні вирази:

$$\Delta V_b = 3 S_b \Delta x = \frac{1}{3} 6 \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \left( 120^\circ - \frac{\theta}{2} \right) a^2 \Delta x$$

$$\delta \Delta V_b(a) = \frac{12}{\sqrt{3}} \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \left( 120^\circ - \frac{\theta}{2} \right) a \Delta x \delta a$$

Тепер, згідно (2.12), будемо мати:

$$\begin{aligned} \Delta P[a(h), \theta] &= \frac{\frac{\sqrt{3}}{2} - \sin(120^\circ - \theta)}{2 \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \left( 120^\circ - \frac{\theta}{2} \right)} \cdot \frac{\gamma^{ij}}{a} = \frac{\gamma^{ij}}{a} \operatorname{ctg} \left( 120^\circ - \frac{\theta}{2} \right) \\ &= \frac{2}{\sqrt{3}} \cdot \frac{\gamma^{ij}}{h} \sin \frac{\theta}{2} \cdot \cos \left( 120^\circ - \frac{\theta}{2} \right), \end{aligned}$$

$$\text{оскільки } \sin 120^\circ - \sin(120^\circ - \theta) = 2 \sin \frac{\theta}{2} \cdot \cos \left( 120^\circ - \frac{\theta}{2} \right).$$

Тут  $h$  – висота, яка опущена з центру шестикутного симетричного перерізу на будь-яку з його сторін ( $h = \frac{2}{\sqrt{3}} a \cdot \sin \frac{\theta}{2} \cdot \sin \left( 120^\circ - \frac{\theta}{2} \right)$ ).

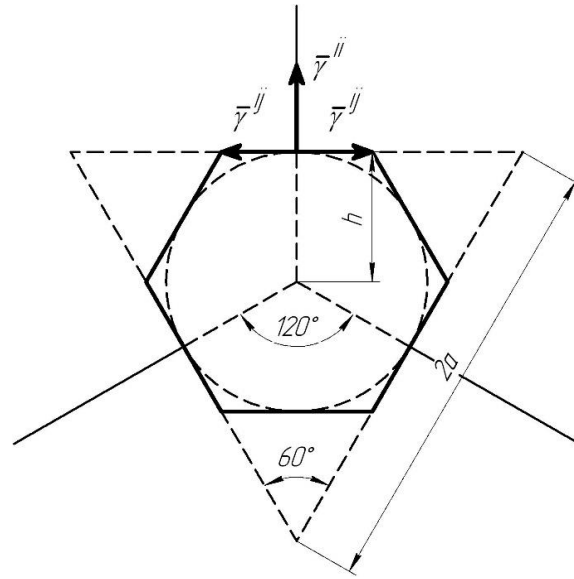


Рисунок 2.5 – Варіанти перерізу частинки виділення в рівноважному стику трьох зерен матриці для випадку, коли  $\theta \rightarrow 180^\circ$  і  $\Delta P \rightarrow \gamma^{ij}/h$  ( $\Delta P$  – надлишковий кристалоповерхневий тиск)

При  $\theta = 60^\circ$  стрибок тиску  $\Delta P$  набуває нульового значення, оскільки частини контуру перерізу в даному випадку вже не мають згинів (переріз є правильним трикутником із прямолінійними сторонами); крім того, під час переходу через це значення двогранного кута (у напрямку його зменшення) надлишковий тиск змінює знак з додатного на від'ємний. Останнє цілком зрозуміло, бо сторони трикутника перерізу при  $\theta \leq 60^\circ$  мають увігнутість до центру фігури. Якщо ж  $\theta \rightarrow 180^\circ$ , то  $\Delta P \rightarrow \frac{\gamma^{ij}}{h}$  і переріз частинки або перетвориться на коло радіусом  $r = h$  (при слабкому кристалогеометричному зв'язку), або ж при сильному зв'язку і високому рівні симетрії ґратки кожна сторона перерізу набуває ще одного чітко вираженого згину (див. рис. 2.5), так що отримувана фігура є по суті правильним шестикутником зі стороною, що дорівнює  $2a/3$ , і відстанню  $h = \frac{a\sqrt{3}}{3}$ . У останньому випадку надлишковий тиск продовжує залишатися кристалоповерхневим (тобто дискретно-гідростатичним).

### З РЕЗУЛЬТАТИ ДОСЛІДЖЕНЬ І ЇХ АНАЛІЗ

#### 3.1 Вплив мікролегування (легування) на вільну енергію меж поділу і морфологію примежових фаз в сплавах на основі нікелю (заліза)

У роботах [19-25, 34-51] науковці спробували оцінити вплив невеликих (0,1-1%) і зовсім малих (0,01 – 0,1%) добавок різних елементів на величину відносної міжфазної енергії і, відповідно, пов'язану з нею форму примежових виділень надлишкової фази. У роботі [20] викладено принципову методику проведення експериментів, яка ґрунтувалася на встановленні дійсних двограних кутів контакту карбідів із матричною фазою (феритом або аустенітом) шляхом використання графіків частоти вимірюваних значень кутів. Розрахунок відносної міжфазної енергії здійснювали за формулою Сміта:

$$\frac{\gamma^{ij}}{\gamma^{ii}} = \frac{1}{2 \cos \frac{\theta}{2}} \quad (3.1)$$

Дана формула в приведеній вище формі є зручною енергетичною характеристикою межі поділу різнойменних фаз, оскільки безпосереднє визначення вільної енергії будь-якої відносно узятій межі зустрічає значні (часто нездоланні) експериментальні труднощі [20]. Теоретична важливість цього відношення значно зростає, якщо врахувати, що в реальних сплавах межі матричної фази рідко бувають чистими. Майже завжди в них присутні виділення надлишкової фази (карбіди, нітриди, інтерметаліди або різні евтектичні конгломерати). Багато з цих виділень може існувати у вигляді найтонших прошарків (плівок), що фактично повністю «змочують» поверхні матричної фази, які сполучаються. Проте найчастіше на межах зерен доводиться спостерігати потовщені лінійні прошарки переривчастого або

практично безперервного характеру, окремі сфероїдизовані частинки і евтектичні (а у ряді випадків і евтектоїдні) розгалуження [37].

Відзначимо при цьому, що, як витікає з літературних джерел [20, 52], відносна вільна енергія міжфазної межі (тобто спільної межі матриці і фази виділення) в технічних сплавах практично менша за одиницю.

Отже, можна констатувати, що вільна енергія межі поділу матриця-карбід (змінною енергії вздовж лінії межі часто можна нехтувати) звичайно менше за енергію межі матриця-матриця (через ефект кращої «припасовки» граничних різнорозмірних атомів) і лише в порівняно окремих випадках дорівнює або навіть дещо перебільшує її. Звідси безпосередньо витікає, що рівноважні сегрегації позитивних (гирофільних) адсорбатів повинні перш за все виникати на межах поділу матриця-матриця, оскільки це здатне забезпечити системі більш значний термодинамічний вииграш в порівнянні з тим випадком, коли адсорбати накопичуються на спільній межі матриця-фаза виділення.

Мабуть, наведена обставина дозволяє у багатьох випадках нехтувати змінною вільної енергії  $\gamma^{ij}$  на межах різноимених фаз і як домінанту розглядати зміну зерномежової енергії  $\gamma^{ij}$ . Такий підхід виявився виправданим при розгляді особливостей впливу різних за адсорбційною активністю елементів на відносну міжфазну енергію і морфологію примезових виділень другої фази в металевих системах на основі нікелю.

Як ілюструючий приклад, в таблиці 3.1 [20, 34] приведений вміст різних мікролегувальних добавок у жароміцний сплав на основі ніхром, і значення відносної міжфазної енергії для меж поділу карбід-металева матриця, що відрізняються за типом матричної фази.

Особливого інтересу набуває питання оптимального мікролегування жароміцних ливарних сплавів рідкісними і рідкісноземельними поверхнево активними елементами. Раніше, ніж винести остаточну думку з цього питання, розглянемо дещо детальніше вплив різних елементів (включаючи і деякі із

згаданих раніше) на відносну міжфазну енергію і пов'язану з нею морфологію примежових виділень в сплавах на нікелевій основі.

Таблиця 3.1 – Вплив легувальних елементів на величину двогранного кута и відношення поверхневих енергій на межах карбід-матриця (нікелевий твердий розчин) і матриця-матриця ( $\gamma^{\text{МК}}/\gamma^{\text{ММ}}$ ) при температурі 950°C

| Легувальний елемент, %     | Двогранний кут $\theta^\circ$ | $\gamma^{\text{МК}}/\gamma^{\text{ММ}}$ |
|----------------------------|-------------------------------|-----------------------------------------|
| Мішметал (Ce+Nd+Pr) - 0,08 | ~ 120                         | 1,000                                   |
| B - 0,01                   | ~ 100                         | 0,780                                   |
| Zr - 0,01                  | ~ 90                          | 0,700                                   |
| Al - 1,80                  | 20 - 30                       | В середн. 0,513                         |
| Nb - 1,12                  | 15 - 40                       | --"-- 0,515                             |
| Ti - 1,90                  | 15 - 60                       | --"-- 0,530                             |
| Fe + Cr + Mo + W - (35÷43) | 0 - 15                        | ~ 0,500                                 |

У роботі [25] було розглянуто широкий спектр жароміцних сплавів (основа: 0,15-0,20% C; 15-20% Fe; 14-16% Cr; 2,8-3,5% Mo; 2,9-3,5% W; інше – Ni) додатково і різнолегованих одним з наступних елементів (або змішаною добавкою у вигляді комбінації РЗМ): титаном, алюмінієм, бором, ніобієм, цирконієм і мішметалом. Дослідження стабілізованої структури показало, що лише введення малих добавок бору, цирконію і мішметалу викликає збільшення міжфазної енергії меж надлишкова фаза-нікелевий твердий розчин. Це приводить до розподілу примежових виділень у вигляді окремих частинок сфероїдальної форми, тобто забезпечує досягнення, як буде показано нижче, найбільш сприятливою для багатьох властивостей жароміцних сплавів морфології примежових фаз.

Проте питання про розумне легування (мікролегування) таких сплавів елементами, що діють максимально сприятливо на морфологію примежових виділень (особливо, частинок карбідної фази), авторами згаданої роботи не ставилося.

Практичне вирішення питання про оптимальне мікролегування складнолегованих жароміцних сплавів було продемонстроване в роботах [35, 38] стосовно добавок таких елементів, як бор, церій і цирконій. У першій з цих робіт ретельно прослідковано вплив різних кількостей бору і церію (як у окремих, так і змішаних варіантах введення їх у сплав) на зміну енергетичного стану меж зерен основної фази у напрямі формування і стабілізації сфероїдальних карбідів, замість примежових прошарків сіткового типу. Нижче спробуємо детально викласти зміст цієї роботи.

Вихідним матеріалом (основою) слугував жароміцний сплав, виплавлений у відкритій індукційній печі і який за хімічним складом був близьким до ряду промислових сплавів (19% Cr; 3,5% W; 2,5% Mo; 4,8% Co; 2,3% Al; 2,9% Ti; інше – Ni). Бор і церій вводили при переплаву основи у вакуумній печі (див. дозування в таблиці 3.2).

Плавки проводили в алундових тиглях. Отримані граміві злитки розрізали впоперек на зразки у вигляді шайб. Зразки піддавали гомогенізації при 1200°C з витримкою 4 години і старінню при 980°C протягом 100 годин для більш повного виділення надлишкових фаз; при цьому форма примежових виділень наближалася до рівноважної. Травлення мікрошліфів здійснювали в реактиві Марблї, а металографічний аналіз проводили з використанням світлової імерсійної оптики.

Аналіз мікроструктур дозволив встановити ряд морфологічних особливостей, які визначаються характером додаткового (у тому числі і комплексного) легування вихідного сплаву бором і церієм.

Особливо цікавими в цьому відношенні виявилися плавки із церієм.

Елементи вводилися за розрахунком без подальшого хімічного аналізу. При введенні в жароміцний сплав 0,002% церію стійкою формою карбідних виділень виявилася безперервна сітка (див. рис. 3.1, а), що оточує крупні зерна матриці, по перетину яких помітна велика кількість дрібних частинок  $\gamma'$ -фази, що виділилася. Збільшення кількості введенного церію (до 0,05%) привело до

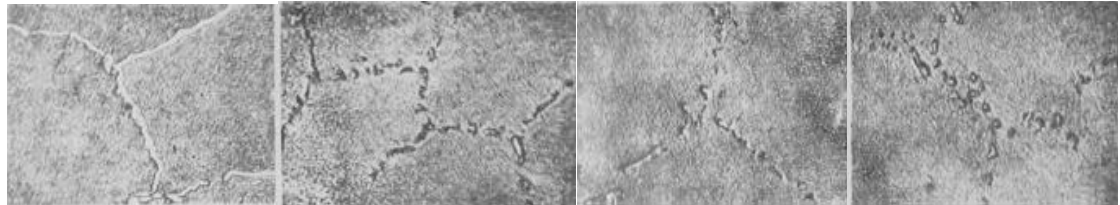
заміни суцільної карбідної сітки окремими короткими частково сфероїдизованими прошарками (див. рис. 3.1, б).

Таблиця 3.2 -Добавки легувальних елементів до основного складу нікелевого сплаву

| Номер<br>варіантів<br>сплаву | Вміст елементів,<br>% (мас.) |       |      | Номер<br>варіантів<br>сплаву | Вміст елементів,<br>% (мас.) |       |                 |
|------------------------------|------------------------------|-------|------|------------------------------|------------------------------|-------|-----------------|
|                              | B                            | Ce    | B+Ce |                              | B                            | Ce    | B+Ce            |
| 1                            | 2                            | 3     | 4    | 5                            | 6                            | 7     | 8               |
| 1                            | 0,01                         | –     | –    | 13                           | –                            | 0,010 | –               |
| 2                            | 0,02                         | –     | –    | 14                           | –                            | 0,015 | –               |
| 3                            | 0,03                         | –     | –    | 15                           | –                            | 0,020 | –               |
| 4                            | 0,04                         | –     | –    | 16                           | –                            | 0,030 | –               |
| 1                            | 2                            | 3     | 4    | 5                            | 6                            | 7     | 8               |
| 5                            | 0,05                         | –     | –    | 17                           | –                            | 0,050 | –               |
| 6                            | 0,06                         | –     | –    | 18                           | –                            | 0,080 | –               |
| 7                            | 0,08                         | –     | –    | 19                           | –                            | 0,100 | –               |
| 8                            | 0,10                         | –     | –    | 20                           | –                            | 0,150 | –               |
| 9                            | 0,15                         | –     | –    | 21                           | –                            | 0,200 | –               |
| 10                           | 0,20                         | –     | –    | 22                           | –                            | –     | 0,010+0,00<br>5 |
| 11                           | –                            | 0,002 | –    | 23                           | –                            | –     | 0,080+0,08<br>0 |
| 12                           | –                            | 0,005 | –    | 24                           | –                            | –     | 0,200+0,20<br>0 |

Найбільш ефективними виявилися добавки церію в кількостях 0,10 і 0,20% (рис. 3.1, в і г). У цьому випадку по межах матриці сплаву спостерігаються ланцюжки сильно сфероїдизованих карбідних частинок. Аналогічні результати були отримані і при введенні бору. Добавка в

сплав 0,01% бору зберегла характер вихідної структури: по межах зерен основної фази можна спостерігати суцільну карбідну сітку (рис. 3.2, а).



а

б

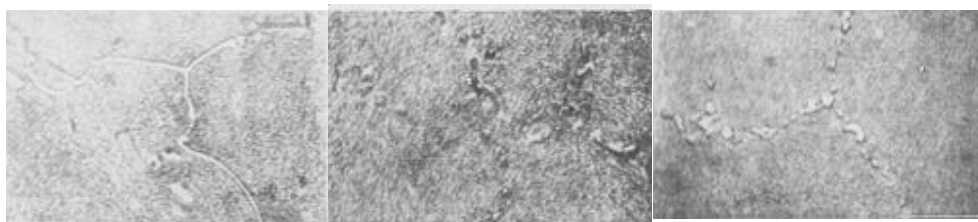
в

г

а – 0,002 %(мас.) церію; б – 0,050 %(мас.) церію; в – 0,100 %(мас.) церію; г – 0,200 %(мас.) церію. ( $\times 1150$ )

Рисунок 3.1 – Примежові виділення карбідів в нікелевому складнолегованому сплаві (ЖСЗЛС), який мікролегований церієм

Збільшення частки легувальної добавки до 0,04% запобігло утворенню стійкої примежової сітки, замінивши останню окремими сильно сфероїдизованими частинками карбіду (рис. 3.2, б). Подальше підвищення кількості досаджуваного бору (до 0,02%) не привело до суттєвих змін у формі карбідних виділень (рис. 3.2, в).



а

б

в

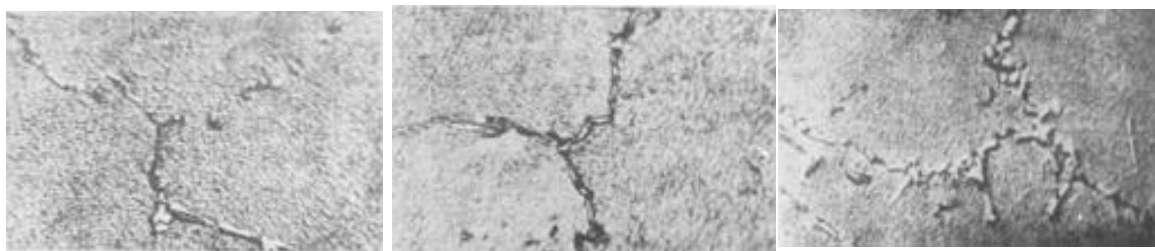
а – 0,01 % (мас.) бора; б – 0,04 % (мас.) бора; в – 0,20 % (мас.) бора ( $\times 1150$ )

Рисунок 3.2 – Примежові виділення карбідів в нікелевому складнолегованому сплаві (ЖСЗЛС), що додатково мікролегований бором

Вплив малих добавок як церію, так і бору на характер примежового розподілу карбідної фази може бути пояснений з позицій уявлень про внутрішню адсорбцію легувальних елементів [20, 53, 54]. Обидва елементи практично нерозчинні в нікелевій матриці, і, ймовірно, характеризуються високою позитивною адсорбційною активністю по відношенню до меж матричної фази. Можна вважати, що значний діаметр атомів церію (3,64 кХ) і малий – атомів бору (1,78 кХ), мабуть є найбільш сприятливими для зняття локальних пружних деформацій в перехідній міжкристалітній зоні, що з'єднує сусідні зерна матриці (для нікелю атомний діаметр складає 2,49 кХ).

Отримані результати переконують в тому, що чітко виражена тенденція до сфероїдизації прошарків надлишкових карбідів має місце лише при введенні церію або бору в кількостях, що не перевищують кількості цих елементів, які зазвичай додаються в жароміцні сплави.

Спільне ж введення в досліджуваний жароміцний сплав церію і бору показало, що сумарний вплив цих елементів на сфероїдизацію примежових карбідів не відповідає принципу адитивності.



а

б

в

а – 0,010 % В + 0,005 % Се; б – 0,080 % В + 0,080 % Се; в – 0,2 % В + 0,2 % Се (проценти масові) ( $\times 1150$ )

Рисунок 3.3 – Примежові виділення карбідів в нікелевому складнолегованому сплаві (ЖСЗЛС), що додатково мікролегований бором і церієм

Більш того при незначних добавках церію і бору (0,005% Ce і 0,01% B) ще відчувається деяка схильність сплаву до утворення ланцюжків слабо сфероїдизованих карбідних частинок (рис. 3.3, а), та вже при введенні лігатури, що містить 0,08% церію і 0,08% бору, утворюється практично безперервна сітка (рис. 3.3, б).

Подальше збільшення в сплаві вмісту цих елементів (0,2% Ce + 0,2% B) приводить до появи евтектичних конгломератів (скоріш за все, карбоборидної евтектики (рис. 3.3, в)).

Зменшення ефекту сфероїдизації при сумісному легуванні нікелевого сплаву церієм і бором (при обраних поєднаннях концентрацій), очевидно, слід пояснити «конкуренцією» цих добавок, що приводить до значного взаємного послаблення горофільних властивостей. Про можливість існування явищ подібного роду повідомляється в роботах [26, 53, 55].

У іншій роботі [35] вже розглянутий зв'язок форми примежових карбідів із різними властивостями жароміцного ливарного сплаву типу ЖСЗЛС. Регулятором форми карбідних виділень знову-таки виступали ті ж бор, церій і на додаток до них цирконій. При цьому враховувалося, що ступінь впливу цих елементів визначається не тільки зміною морфології примежових карбідів, але і мікролокальними змінами в атомній структурі меж матриці, що виявляються при введенні навіть дуже невеликих («гомеопатичних») доз будь-якого поверхневоактивного адсорбата.

Слід вказати, що на той момент мала місто відсутність в літературі скільки-небудь детальних відомостей про зв'язок форми примежових виділень надлишкової фази з показниками тривалої міцності, термостійкості і іншими міцносними характеристиками сплавів на нікелевій основі. Наприклад, досить добре відомо, що сіткові виділення крихкої карбідної фази сильно знижують жароміцність матеріалів. В той же час навіть в роботах оглядового характеру, присвячених оцінці ролі міжзеренних меж у процесі повзучості і тривалого руйнування (наприклад, [55]), практично не приводяться дані про вплив

ступеня сфероїдизації і коагуляції примежових карбідів на показники жароміцності.

Як наголошується в роботі [56], розчинені домішки, що здатні адсорбуватися по межах зерен, збільшують схильність сплавів до міжзеренного руйнування при високих температурах. Проте, автор роботи, що містить досить повний огляд літературних даних, стверджує, що відомостей з цього питання в даний час недостатньо.

У роботі [35] якраз і було зроблено спробу розглянути ці актуальні питання в тому випадку, коли жароміцний сплав є легованим хромом, вольфрамом, молібденом, кобальтом, алюмінієм і титаном. Сплав готували у відкритій індукційній печі на чистих шихтових матеріалах. З отриманого сплаву відлили у вакуумі ( $10^{-2}$  мм рт. ст.) заготовки для випробувань на ударну в'язкість, тривалу міцність і термостійкість. Під час вакуумного переплаву проводили присадку бору, церію і цирконію у виді лігатур з нікель-бору, силікоцирконію та мішметалу. Вміст кожного з цих елементів в зливках за розрахунком склав такий ряд концентрацій: 0,002; 0,01; 0,08; 0,1 і 0,2%.

Литі заготовки піддавали гомогенізації при  $1200^{\circ}\text{C}$  – 4 години і наступному старінню при  $950^{\circ}\text{C}$  протягом 100 годин з метою можливо більшого наближення форми примежових виділень карбідної фази до рівноважної. Потім із заготовок були виготовлені стандартні зразки для випробувань на тривалу міцність (6 зразків на одне випробування) і ударну в'язкість (3 зразки на одне випробування), а також конічні шайби для випробування на термічну втому і окремо зразки для дослідження мікроструктури.

Тривалу міцність оцінювали за часом до руйнування зразка при температурі  $950^{\circ}\text{C}$  і напруженні  $122,6 \text{ МН/м}^2$ . Випробування на ударну в'язкість проводили при кімнатній температурі.

Термостійкість визначали по числу циклів «нагрів до  $960^{\circ}\text{C}$  – охолодження у маслі» до появи першої тріщини, видимої при десятиразовому

збільшенні. Результат кожного окремого випробування визначали як середнє арифметичне з даних, які отримані на 6 конічних шайбах.

Травлення зразків для мікродослідження проводили в реактиві Марблї. Структуру вивчали на мікроскопі МІМ-7 при збільшенні 1200 разів.

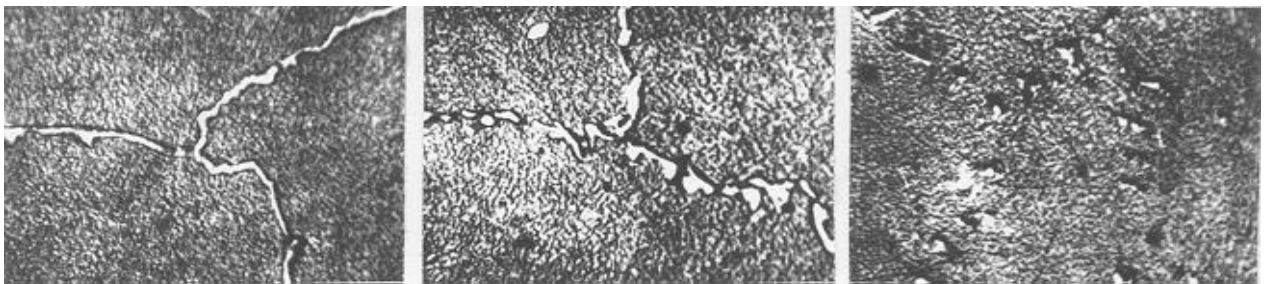
Дослідження характеру розподілу надлишкових примежових карбідів в зливках з мікродобавками бору і церію показало, що при збільшенні в сплавї вмісту будь-якого з цих поверхнево активних (горофільних) елементів спостерігається поступова зміна форми карбідних виділень від монолітної сітки, що охоплювала зерна матриці, до окремо сильно сфероїдизованих частинок, які розташовані ланцюжками вздовж меж. Найбільш виражена сфероїдальна форма примежових виділень карбідної фази виникає при вмісті бору і церію в кількості 0,05 і 0,10% відповідно.

Таким чином, перехід від «нормальної» (сіткової) форми розподілу карбідів по межах зерен до «аномальної» (ланцюжки сфероїдизованих частинок) включає цілу гамму проміжних конфігурацій. Кожна з них може бути охарактеризована наявністю певної сукупності відокремлених один від одного прошарків карбїду з певним значенням дійсного двогранного кута контакту з прилеглими до них зернами матриці (як вже наголошувалося раніше, дійсний кут будь-якого потрійного стику зерен відповідає нормальному перерізу меж і може бути визначений із графіків частоти кутових величин [26]). Ці експериментальні дані добре відповідають результатам, що отримані в іншій більш ранній роботі ([38]) на нікелевому сплаві аналогічного складу.

Приблизно таку ж картину отримано і на зразках з цирконієм. Аналіз показав, що при введенні в сплав цього елементу в кількості 0,002% порівняно стабільною формою виділень надлишкової карбідної фази залишається безперервна сітка (рис. 3.4, а). Збільшення вмісту цирконію до 0,05-0,08% приводить до утворення ланцюжків карбідних частинок (рис. 3.4, б). На мікрофотографії чітко видно, що всі частинки карбідної фази у стиках з

суміжними зернами матриці мають двогранний кут, відмінний від нуля (безперервним виділенням сіткового характеру, як вже наголошувалося вище, може бути приписаний нульовий кут контакту із зернами основної фази). Коли концентрація цирконію зростає до 0,2%, ступінь сфероїдизації карбідних частинок стає фактично максимальним (рис 3.4, в).

Украй незначна (практично дорівнює нулю) розчинність цирконію в нікелі [57] і сфероїдизація примежових карбідів, що викликається ним відповідно до запропонованої нами концепції [20] і відбувається скоріш за усе внаслідок помітного зниження вільної енергії поверхні поділу матриця-матриця, дозволяють віднести цирконій до елементів, що відрізняються сильною горофільністю щодо меж нікелевого твердого розчину.



а            бв

а – 0,002; б – 0,08; в – 0,2 % (мас.) цирконію ( $\times 1200$ )

Рисунок 3.4 – Примежові виділення карбідів в нікелевому складнолегованому сплаві (ЖСЗЛС), що додатково мікролегований цирконієм

Вивчено спільний вплив форми примежових виділень карбідів, яка залежить від концентрації поверхнево активної домішки, і безпосередньо кількості самої домішки, на механічні властивості нікелевого жароміцного сплаву. Максимальні значення ударної в'язкості відповідають таким концентраціям горофільної речовини: 0,05% бору, 0,08% церію і 0,2% цирконію (рис. 3.5, б). Із аналізу мікроструктур зразків виходить, що вказані

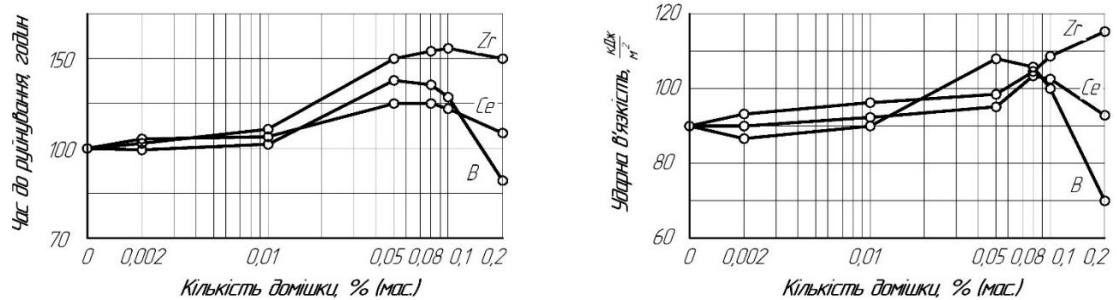
кількості горофільних адсорбатів забезпечили фактично повну сфероїдизацію карбідних виділень (див. рис. 3.2, 3.3 і 3.4). Графік зміни ударної в'язкості показує, що при концентраціях бору і церію, які перевищують екстремальні значення, спостерігається різке падіння в'язкості. Не дивлячись на те, що графік зміни величини ударної в'язкості в залежності від концентрації цирконію, строго кажучи, не показує максимуму функції, збільшення вмісту цирконію понад 0,2% навряд чи приведе до помітного підвищення ударної в'язкості, оскільки вже при цій концентрації практично досягається граничний ступінь сфероїдизації карбідних виділень. Більше того, при подальшому збільшенні вмісту цирконію, ймовірно, слід очікувати навіть падіння в'язкості по аналогії з випадком бору і церію.

Те, що допустима концентрація цирконію (з погляду впливу на величину ударної в'язкості) істотно перевищує аналогічні в цьому сенсі концентрації бору і церію, слід пов'язати з його значною розчинністю в кубічному карбіді хрому, який в основному і визначає природу карбідної фази в нікелевих сплавах типу ЖС. При цьому вміст цирконію в примежових ділянках, що примикають до карбідів, буде нижчий за загальний вміст цього елемента в сплаві.

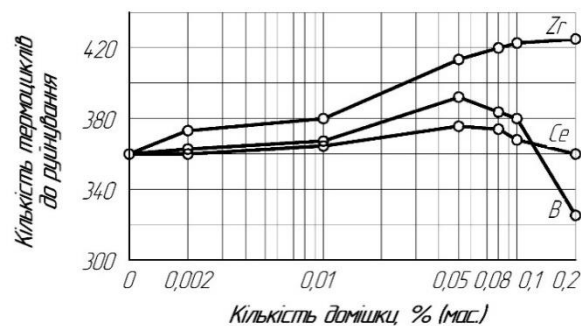
Таким чином, низьке значення величини ударної в'язкості має місце як у разі присутності в сплаві неперервної сітки карбідних виділень, так і при підвищеній концентрації горофільного адсорбата, незважаючи на те, що ступінь сфероїдизації примежових карбідів залишатиметься при цьому максимальним.

Рис. 3.6, а ілюструє залежність тривалої міцності досліджуваного сплаву, яку оцінено часом до руйнування зразка за умов високотемпературних випробувань, від вмісту горофільного елемента. Як і слід було очікувати, зразки вихідного сплаву і сплаву з низькою концентрацією поверхневоактивної домішки (0,002%), яка не забезпечила навіть часткову

сфероїдизацію примезових прошарків карбідної фази в процесі старіння, мали знижену тривалу міцність.



аб



в

Рисунок 3.6 – Графіки зміни властивостей в нікелевому складнолегованому сплаві (ЖСЗЛС), що додатково легований поверхнево активною домішкою (бором, церієм або цирконієм)

Зразки, що містили 0,05% бору, 0,05...0,08% церію або 0,1% цирконію показали максимальну тривалу міцність. Збільшення ступеня мікролегування кожним з вказаних елементів привело до зниження тривалої міцності. Особливо сильно це помітно на зразках із бором. При співставленні ступеня сфероїдизації примезових карбідів і величини тривалої міцності було встановлено, що у випадку бору (0,05%) найбільше значення тривалої міцності відповідало максимуму сфероїдизації примезових виділень, а у випадку церію (0,05-0,08%) і цирконію (0,1%) спостерігався деякий зсув у бік меншого

ступеня сфероїдизації. Дослідження впливу структурного стану міжзеренних меж на термостійкість сплаву показало, що найбільше значення цієї характеристики досягалося при значній сфероїдизації карбідних виділень (рис. 3.6, в). Концентрація бору і церію в цьому випадку складала по 0,05%, а для цирконію близько 0,2%. Подальше збільшення концентрації цих елементів вже призводить до суттєвого зниження термостійкості. У плавці з 0,2% бору, наприклад, термостійкість стала набагато нижче за рівень термостійкості вихідного сплаву.

Цікаво відмітити, що залежності тривалої міцності і термостійкості від рівня вмісту домішок мають приблизно аналогічний вид.

Представлений тут характер поведінки ударної в'язкості, тривалої міцності і термостійкості в залежності від стану карбідної фази на межах сплаву дозволяє висловити деякі припущення відносно того, яка структура виділень має найбільш сприятливий вплив на дані властивості.

Розглянемо два крайні випадки структурного стану межі:

- а) межа зерна не містить вторинних виділень;
- б) вторинні виділення заповнюють межу, утворюючи суцільний крихкий скелет (карбіди, нітрид, борід, карбонітриди тощо).

Якщо швидкість деформації велика, то наявність виділень крихкої фази по межах зерен зменшуватиме опір матеріалу міжзеренному руйнуванню, що призведе до зниження його ударної в'язкості. Зниження опору руйнуванню по межах зерен можна пояснити тим, що наявність поверхонь поділу матриця-крихка фаза практично виключає можливість протікання скільки-небудь значної пластичної деформації в примезових зонах. У свою чергу, відсутність локальних пластичних зсувів приводить до великих місцевих концентрацій напружень і, отже, до крихкого руйнування по межах. Чим більш вираженою виступає примезова сітка вторинних карбідів, тим легше здійснюється процес міжзеренного руйнування. З цієї точки зору вільні від крихких карбідних виділень межі мають бути в даному відношенні найбільш сприятливими.

Поверхневоактивні (горофільні) адсорбати, сприяючи сфероїдизації примежових карбідів, повинні (до певних концентрацій) збільшувати ударну в'язкість, оскільки окремі сфероїдальні частинки приводять до менших локальних напружень в примежових ділянках матриці, ніж безперервна карбідна сітка. Стан істотно змінюється при тривалих випробуваннях в умовах повзучості, а також при розвитку термічної втоми.

Відомо, що при відсутності примежових виділень крихкої фази (випадок 1), утворення міжзеренних тріщин відбувається переважно внаслідок розвитку міжзеренного ковзання [55,58]. За наявності на межі частинок вторинної фази механізм міжзеренного руйнування істотно змінюється (у тому числі і завдяки утворенню «пір» уздовж лінії межі, які здатні зростати через дифузію вакансій [59]). Тут велику роль відіграє форма частинок вторинної фази, що виділилися. Наявність суцільної сітки примежових виділень (випадок 2) повинна сприяти сильній концентрації напружень, що призводить до утворення надривів і розвитку тріщин уздовж межі фаза виділення-матриця.

Оптимальною структурою межі є, мабуть, деякий проміжний стан, який можна представити ланцюжком декілька відокремлених одна від одної і сильно сфероїдизованих частинок надлишкової фази (карбіди, нітриди, інтерметаліди тощо). Розглянуті вище експериментальні дані підтверджують цей висновок.

Таким чином, позитивний вплив поверхневоактивних домішок на ударну в'язкість, показники тривалої міцності і термічної втоми можна пояснити тим, що домішки забезпечують отримання сприятливої форми вторинних виділень по межах зерен.

Цим вплив горофільних домішок, мабуть, не обмежується. Не виключено, що внаслідок зниження вільної енергії і, у зв'язку з цим, зміни особливостей атомної будови міжкристалітних зон, можливі зміни в цих областях і характеристик взаємодії дефектів ґратки між собою, а також із наявними перешкодами. Це може, звичайно, змінити поведінку матеріалу при

повзучості. Характер можливих змін залежатиме і від типу домішки, і від її кількості.

Отже, кількість сильного позитивного адсорбата (горофільної добавки), що вводиться в сплав (або сталь), має бути такою, аби тільки забезпечити (при високотемпературному відпалі) перетворення крихких примежових прошарків другої фази на ланцюжки сфероїдизованих і ізольованих одна від одної частинок. Наявність такого роду ланцюжків, як вже наголошувалося раніше, відповідає оптимальному структурному стану меж матричних зерен, оскільки ізольовані частинки ланцюжка перешкоджають розвитку процесів міжзеренного ковзання, виступаючи в ролі «гальмуючих сходинок», і в той же час у значно меншій мірі, ніж суцільна сітка виділень, блокують дислокації при розповсюдженні локальної деформації на суміжні зерна матриці. Сам факт ефективної сфероїдизації в сплаві примежових виділень надлишкових фаз у присутності деяких горофільних елементів вже неодноразово пов'язувався нами з підвищенням відносної міжфазної енергії матриця-надлишкова фаза, першопричиною якої слугувало, за припущенням, суттєве зменшення зерномежової енергії самої матриці (через сегрегацію по її межах поверхневоактивних елементів).

Проте чітка залежність сфероїдизації примежових фаз сплавів від ступеня горофільності легувальних (мікролегувальних) добавок багатьох елементів без певних зауважень не може бути поширена на випадок, якщо сплав мікролегований таким сильним адсорбатом, як, наприклад, церій.

Як показано раніше, малі добавки церію (та і будь-яких інших лантаноїдів) у високочисті метали (нікель, залізо) дуже помітно збільшують їх зерномежову енергію (аж до критичних значень концентрації домішок). Ці експериментальні результати, вперше описані і пояснені в роботах [60-63], на перший погляд вступають (у порівнянні з викладеним вище) в протиріччя з добре відомими даними по сприятливому впливу елементів ряду лантану на сфероїдизацію примежових карбідів в складних сплавах на основі нікелю.

Якщо продовжувати дотримуватися концепції підвищення зерномежової енергії через присутність в сплаві добавки РЗМ, то єдине розумне пояснення виниклого протиріччя слід шукати, дотримуючись рамок простої аргументації, в різкому збільшенні міжфазної енергії меж поділу матриця-виділення (більш сильному, ніж підвищення зерномежової енергії), що не зовсім ув'язується із принципом кращого примежового «припасування» різнойменних фаз, ніж однойменних.

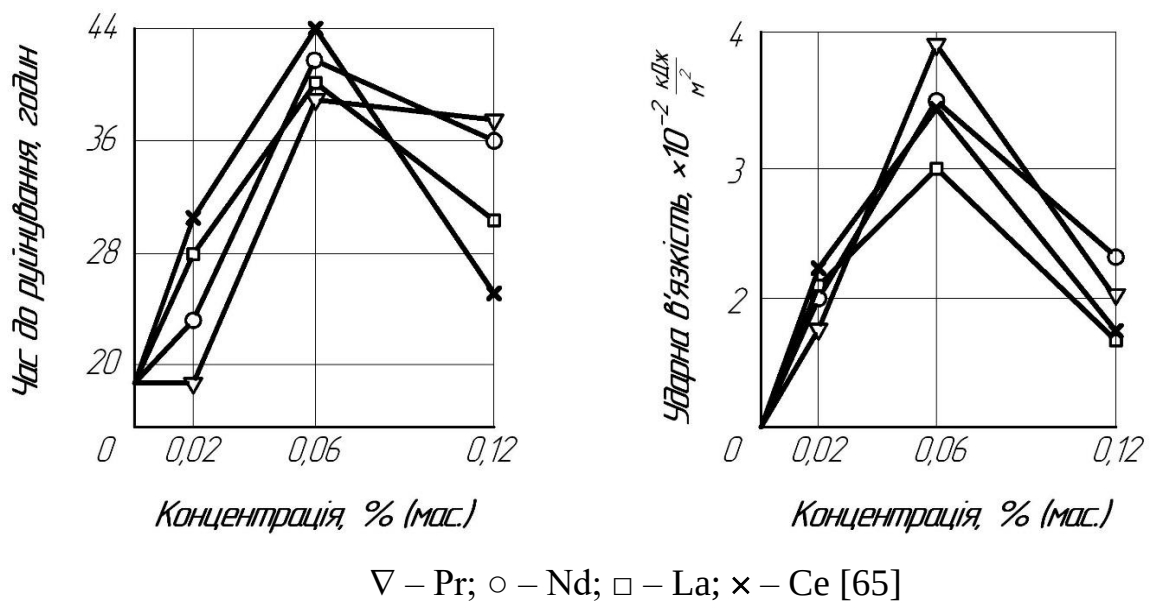


Рисунок 3.7 – Вплив мікролегуювання лантаноїдами на властивості жароміцного сплаву (типу ЖС6К)

З іншого боку, викликає сумнів правомірність порівняння стану міжзеренних меж складних сплавів і їх металевих основ після мікролегуювання хоча б тим же церієм. І оскільки ці стани вже суттєво відрізняються один від одного ще до мікролегуювання (у складних сплавах межі сильно «розмиті» [64] і є багатими на дефекти і домішки), неадекватність впливу лантаноїдів на енергетику обох типів меж практично зрозуміла.

Цілком імовірно, що в таких умовах примежова адсорбція РЗМ із розряду аномальних (за характером дії на межі поділу) для чистих систем

перетворюється на стандартну (нормально позитивну) для технічних сплавів, тобто таку адсорбцію, при якій мікролегування сплаву будь-яким РЗМ викликає помітне зниження зерномежової енергії.

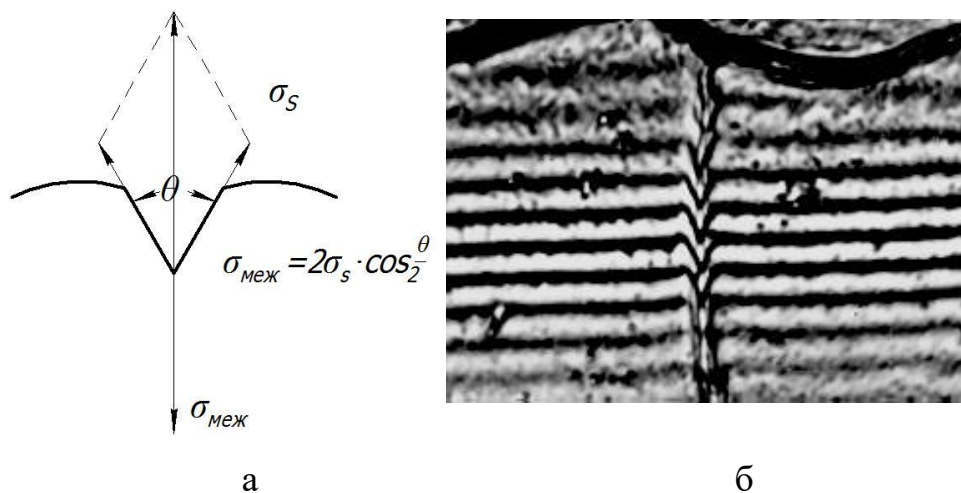
### 3.2 Аномальна характеристика впливу лантаноїдів на зерномежову енергію і рушійну силу міграції меж в нікелі та залізі підвищеної чистоти

У даному розділі, в основному, представлено первинну інформацію про деякі специфічні особливості впливу елементів групи лантану (Nd, Pr, Ce і La) на зерномежову (відносну) енергію і міграцію меж чистого і особливо чистого нікелю (сплави 0-4 і 5-13). Крім того, розглянуто вплив одного із лантаноїдів (Ce) на ріст зерен в синтетичному ніхромі (сплави 00, 03) [60, 61].

Для порівняльної оцінки енергії меж зерен мікролегованих металевих систем (по відношенню до енергії меж чистої системи) використовували метод термічного травлення зразків у вакуумі протягом 3 годин (при температурі 1000°С та залишковому тиску  $1 \cdot 10^{-5}$  мм рт.ст.). За допомогою інтерференційного мікроскопа Лінника (МІІ-4) визначали глибину і ширину канавки травлення. Розрахунок відносної зерномежової енергії  $\gamma_{\text{відн}}$  проводили за формулою [60, 61] із припущенням, що малі добавки елементів практично не впливають на вільну енергію поверхні поділу метал-вакуум (індекс «Д» є позначкою мікролегованої системи). При цьому розгляду піддавали лише канавки травлення симетричного інтерференційного профілю (рис. 3.8) тобто розрахунки проводили для тих меж, які були практично перпендикулярні до площини шліфа.

$$\gamma_{\text{відн}} = \frac{\gamma^{\text{Д}}}{\gamma} = \frac{\cos \theta^{\text{Д}}/2}{\cos \theta/2} \quad (3.1)$$

Відносний результат в кожній серії вимірювань знаходили усереднюванням 12-15 відліків параметрів таких канавок. Крім того, в отримані на підставі вимірювань значень кутів вносили 10% поправки, оскільки, згідно оцінкам авторів робіт [66, 67], обчислені значення двогранних кутів завжди дещо перебільшують їх дійсні значення (через використання пучків світла, що сходяться, в інтерференційних мікроскопах). Урахування всіх наведених вище обставин забезпечило достатньо низьку відносну похибку методу (не більше 75%).



а – схема дії сил поверхневих натягів в стику двох суміжних зерен при утворенні канавки травлення; б – характер зламу інтерференційних ліній при перерізі їх міжзеренною межею, яка перпендикулярна поверхні шліфа  
(випадок канавки симетричного профілю)

Рисунок 3.8 – До методики визначення відносної зерномежової енергії

Був також проведений оціночний розрахунок відносної вільної енергії міжзеренних меж із використанням значень питомої поверхні поділу зерен після закінчення збиральної рекристалізації зразків, деформованих стискуванням (для усунення кристалографічної текстури) на 50%.

Питому поверхню меж зерен  $S_v$  визначали методом січних [68] за формулою:

$$S_v = \frac{S}{V} = \frac{2N}{L} \quad (3.2)$$

де  $N$  – кількість перетинів меж зерен довільними прямими із загальною довжиною  $L$ .

Метод випадкових січних є дуже зручний тим, що дозволяє обчислити з необхідною точністю величину питомої поверхні міжзеренних меж, що нас цікавить.

У даній серії експериментів, як і в усіх подальших серіях, кількість довільних прямих (січних), вибирали такою, щоб кількість перетинів меж цими прямими була близько 500...600 (це забезпечувало низьку, не більше 2-4%, відносну помилку обчислень [68]). Січні наносили безпосередньо на матове скло світлового мікроскопа; при цьому в залежності від величини зерна структури варіювали збільшення мікроскопа і кількість полів зору. Критерієм достатності кількості перетинів слугувало досягнення монотонності залежностей  $S_v$  від часу, що свідчило про високий рівень достовірності отримуваних результатів.

Спочатку [60, 61], для визначення відносної міжзеренної енергії використовували співвідношення

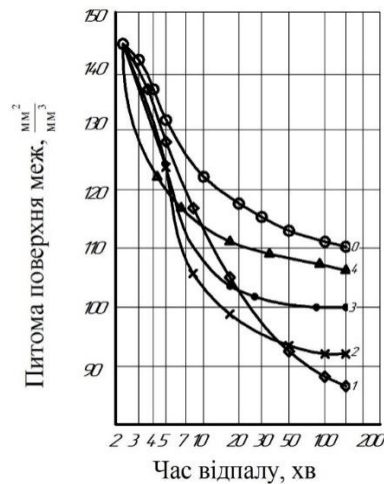
$$\gamma_{\text{відн}} = \frac{\gamma^D}{\gamma} = \frac{(S_v)_D}{(S_v)_\Pi} \quad (3.3)$$

де  $\gamma^D$  – міжзеренна вільна енергія нікелю із мікродобавкою РЗМ;

$\gamma$  – міжзеренна вільна енергія нікелю без мікродобавки;

$(S_v^{(D)})_{II}$  і  $(S_v)_{II}$  – ординати паралельних ділянок відповідних кривих  $S_v^{(D)}(\tau)$ , що узяті в спільній точці часу.

Точність цього виразу вельми приблизна, оскільки криві часових залежностей  $S_v^{(D)}(\tau)$  штучно суміщали лівими кінцями в одній точці (рис. 3.9).



○ – Ni; ▲ – Ni+La; ● – Ni+Ce; × – Ni+Pr; ◇ – Ni+Nd

Рисунок 3.9 – Часові залежності питомої поверхні меж зерен чистого і мікролегованого нікелю, що приведені до однакових вихідних даних (збиральна рекристалізація при 600°C)

Такого роду графічний зсув здійснювали з метою приведення всіх побудованих залежностей до однакових вихідних даних (як за часом початку збиральної рекристалізації, так і за величиною вихідного зерна [60, 61]). Хоча ця процедура заслуговує на певну критику (через її недостатню строгість – дивися про це докладніше в розділі, присвяченому методиці більш коректного визначення  $\gamma_{\text{відн}}$ ), все ж її реалізація не створювала протиріччя кінцевій мікроструктурній картині, що спостерігається в зразках чистого та мікролегованого нікелю. Припускалося, що дана операція в якійсь мірі усуває з розгляду стимул до росту зерен, викликаний відмінністю у початкових значеннях їх поверхонь поділу, і не спотворює скільки-небудь помітним

чином вихідний стимул росту, пов'язаний лише з відмінністю у величині зерномежової енергії досліджуваних систем.

Як було показано в роботах [35, 38], невеликі добавки РЗМ в жароміцні сплави на нікелевій основі сприяють сфероїдизації примежових виділень іншої фази, що побічно підтверджує позитивну адсорбційну активність (горофільність) важкорозчинних РЗМ по відношенню до нікелевої матриці складного складу. Практично ж нерозчинність таких мікродобавок у чистому нікелі дозволяє припустити їх горофільність і по відношенню до останнього. Для підтвердження цього припущення було досліджено залежність періоду ґратки нікелю чистотою 99,99% і нікелю такої ж вихідної чистоти, мікролегованого РЗМ, від величини зерна. Лінійні параметри визначали методом зворотної зйомки в мідному випромінюванні (віддзеркалення  $(331)_\alpha$  і  $(420)_\alpha$ ). У роботі [69] показано, що при зменшенні об'єму міжкристалітної перехідної зони металу, яке відбувається при укрупненні зерна до максимального розміру, частина домішок, адсорбованих по межах, розчиняється в товщі зерен. Це приводить до збільшення періоду ґратки металу.

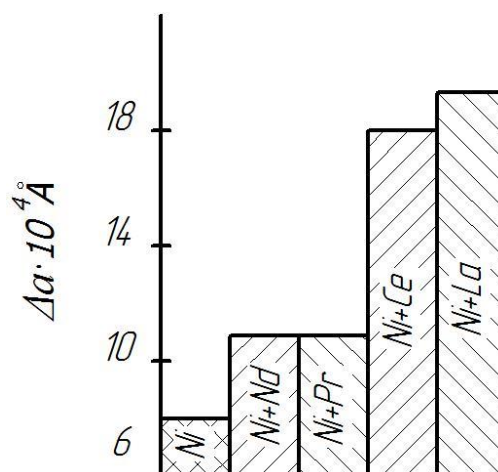


Рисунок 3.10 – Зміна періоду кристалічної ґратки нікелю при мікролегуванні РЗМ (сплави 0-4)

На рис. 3.10 показані зміни періоду ґратки нікелю при легуванні його РЗМ. Збільшення періоду ґратки при зменшенні загальної протяжності меж зерен, тобто при зменшенні об'єму міжкристалітних перехідних зон, очевидно, підтверджує горофільність Nd, Pr, Ce і La по відношенню до нікелю.

Таким же доказом горофільності атомів РЗМ є чітко виражена дифузія їх по межах зерен, що виявляється в особливому характері фронту дифузії церію (поява виступів на мікрофотографії нікелю (рис. 3.11)).

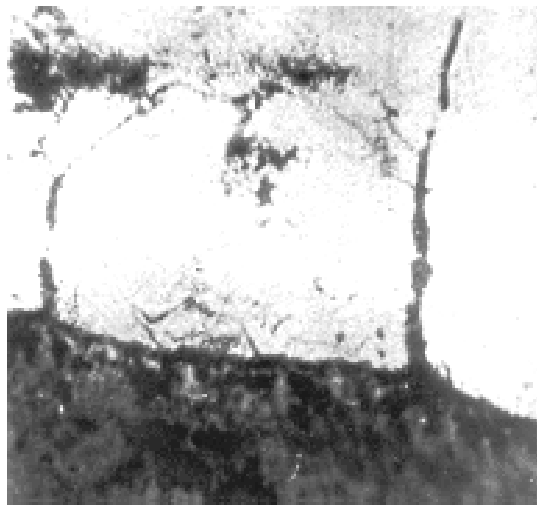


Рисунок 3.11 – Дифузія церію по межах зерен карбонільного нікелю при 850°C за 32 години ( $\times 300$ )

Сегрегація горофільних домішок по межах зерен, як прийнято вважати, сприяє зменшенню термодинамічного стимулу до росту зерен в процесі збиральної рекристалізації, оскільки накопичення домішок в примежових зонах пов'язують зі зменшенням надлишкової вільної енергії останніх.

Крім того, окрім коттреллівської і електричної взаємодій розчинених атомів із межею зерна, міграція останньої в процесі росту зерен повинна сильно змінитися, оскільки при своєму переміщенні межа повинна захоплювати атмосферу домішок. Тому слід очікувати, що введення

мікродобавок РЗМ у нікель повинно уповільнити процес міграції меж при збиральній рекристалізації (у порівнянні з нікелем без добавок).

Проте, дані, що отримані для електролітичного нікелю і його сплавів із концентрацією мікродобавок Nd, Pr, Ce і La 0,21 ат. %, показали, що всі без винятку мікродобавки зменшують питому поверхню меж зерен, що приводить зрештою до збільшення розміру зерна сплаву Ni-РЗМ (після закінчення збиральної рекристалізації). Введення мікродобавок РЗМ у вказаній кількості підвищує відносну енергію меж зерен, причому в деяких випадках це підвищення складає 17%. Розрахунок відносної зерномежової енергії різними вказаними вище способами показав ідентичність характеру її зміни і задовільне узгодження отриманих результатів (рис. 3.12).

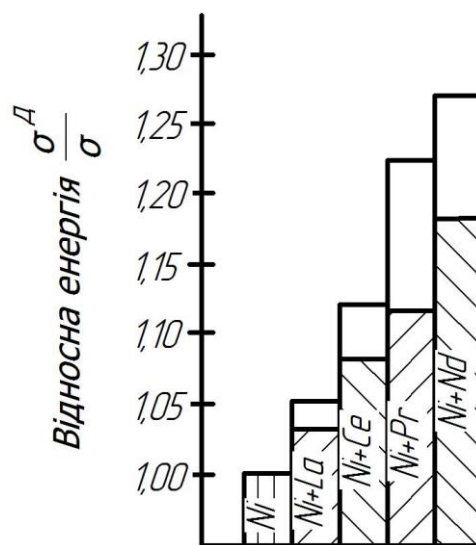
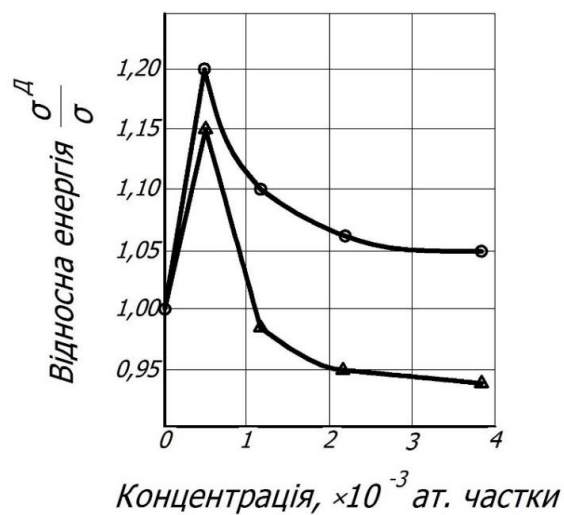


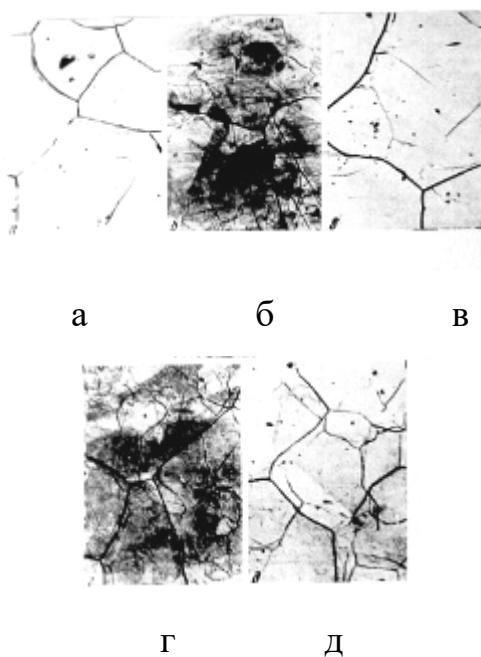
Рисунок 3.12 – Зміна відносної енергії меж зерен при мікролегуванні його РЗМ (сплави 0-4)

Визначення концентраційної залежності відносної вільної енергії для карбонільного нікелю, якого було відпалено в середовищі водню і переплавлено у вакуумі, дає криву з максимумом при вмісті мікродобавки Ce або La 0,05 ат. % (рис. 3.13) [60, 61].



○ – Ni+Ce; Δ – Ni+La

Рисунок 3.13 – Концентраційні криві відносної зерномежової енергії карбонільного нікелю, що мікролегований РЗМ



а – чистий нікель (99,99%), б – Ni+  $4,0 \cdot 10^{-4}$  ат. частки Nd; в – Ni+  $4,0 \cdot 10^{-4}$  ат. частки Pr, г – Ni+  $4,0 \cdot 10^{-4}$  ат. частки Ce, д – Ni+  $4,0 \cdot 10^{-4}$  ат. частки La

Рисунок 3.14 – Мікроструктура чистого і мікролегованого нікелю після відпалення при  $1000^{\circ}\text{C}$  ( $\times 150$ )

Подальше підвищення вмісту мікродобавок вже приводить до зниження відносної енергії меж зерен нікелю. При цьому, розмір зерен карбонільного нікелю, які вирости в процесі збиральної рекристалізації, є пропорційним величині відносної енергії (рис. 3.14). Аналогічна картина спостерігається і у разі мікролегування РЗМ карбонільного заліза [70, 71].

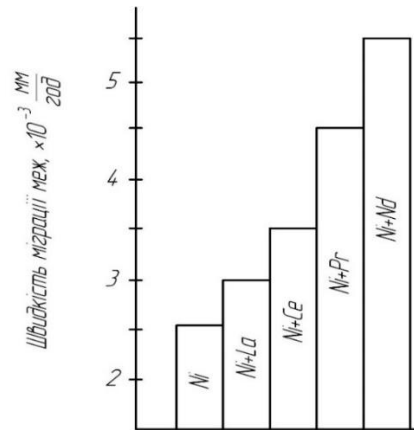
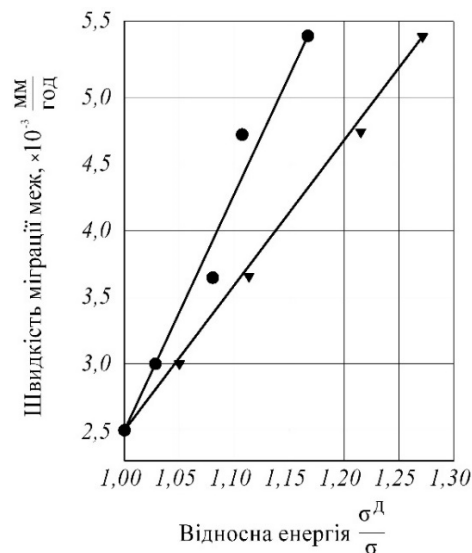


Рисунок 3.15 – Вплив мікродобавок РЗМ на швидкість міграції меж зерен нікелю (99,99% чистота)



● – метод канавок,  $\Delta$  - метод січних

Рисунок 3.16 – Залежність швидкості міграції меж мікролегованого електролітичного нікелю ( $C_{\text{РЗМ}}=4,0 \cdot 10^{-4}$  ат.частки) від відносної зерномежової енергії

Цікаво відзначити, що автор роботи [72] також наводить експериментальні дані щодо збільшення розміру зеренармоко-заліза при дифузійному насиченні металу церієм, розглядаючи отриманий результат як аномальний, оскільки на його думку логічніше було б очікувати у цьому випадку зменшення величини зерна).

Таким чином, при введенні деякої критичної кількості РЗМ в нікель або залізо відбувається помітне прискорення процесу міграції меж зерен (див. ще [47, 73-75]) (рис.3.15 і рис.3.16). Поряд з цим підвищується (згідно розрахункам) і відносна зерномежова енергія (за умови горофільності РЗМ ця енергія, як завжди вважають (наприклад, [38]), повинна знижуватися). Вказану аномалію можна спробувати пояснити таким чином. У загальному випадку швидкість мікроскопічної міграції меж визначається рівнянням [76]

$$V = m (P_{\gamma} - P_F) = m \Delta p, \quad (3.4)$$

де  $P_{\gamma} = 2\gamma/R$  – рушійна сила міграції, яка обумовлена прагненням системи до мінімуму зерномежової енергії  $\gamma$ ;

$R$  – радіус зерна;

$P = 3/2\gamma N_0$  – сила, що перешкоджає міграції меж і є результатом їх взаємодії із частинками виділень надлишкової фази (вона оцінюється кількістю частинок на одиницю довжини); при цьому  $N_0 = 0$ , якщо  $c = 0$  ( $c$  – концентрація домішки);  $m$  – мікроскопічна рухомість меж.

Тоді залежність швидкості міграції від концентрації мікродобавки може бути записана таким чином:

$$V = m (P_{\gamma} - P_{\gamma}) = m \Delta p, \quad (3.5)$$

$$\text{де } P_F^*(c) = \left[ 1 - \frac{3R}{4} N_0(c) \right].$$

З рівняння (3.4) виходить, що вид результуючої кривої  $V(c)$  і  $N_0(c)$ , залежить від характеру зміни функцій  $\gamma(c)$  і  $N_0(c)$ , що визначають відповідно і характер зміни співмножників  $P_\gamma(c)$  і  $P_F^*(c)$  у виразі (3.5). Можлива концентраційна залежність  $m$  не може вплинути на форму кривої  $V(c)$ .

Невеликі добавки РЗМ внаслідок малої розчинності в нікелі (через високу невідповідність атомних діаметрів) розташовуються переважно по межах зерен (і мабуть блоків), різко збільшуючи зерномежову енергію (у припущенні, що товщина межі зерна складає тільки 3 ат. шари) (рис.3.13). Проте, ступінь підвищення вільної енергії при цьому має бути менше, ніж у разі збереження атомів РЗМ в твердому розчині, тобто розподіл таких атомів уздовж різних меж забезпечує системі відносний мінімум вільної енергії.

Подальше збільшення кількості мікродобавок РЗМ приводить до зростання їх концентрації по межах, що сприяє, ймовірно, утворенню (починаючи з певного вмісту) в примежовій зоні субмікроевиділень хімічної сполуки типу  $MeNi_5$ , які зв'язують мікродобавки, що були розташовані раніше по межах зерен. Наслідком цього буде зниження зерномежової енергії  $\gamma$  і рушійної сили міграції  $P_\gamma$ .

Таким чином, функція  $\gamma(c)$  повинна мати вид кривої з максимумом, що сповна відповідає експериментальним даним (рис. 3.13).

У випадку, якщо при підвищенні концентрації РЗМ субмікроевиділення ще не утворюються, але вже фіксується зменшення поверхневої зерномежової енергії, то його, ймовірно, слід пов'язувати зі зміною характеру електронної будови примежової зони.

Очевидно, що зі зростанням вмісту РЗМ дисперсність включень  $N_0(c)$  буде збільшуватися, збільшуючи тим самим і силу  $P_F$ , що перешкоджає міграції (за умови, що  $\gamma(c)$  буде змінюватиметься менш помітним чином).  $P_F^*$

при цьому завжди тільки зменшується. Результуюча рушійна сила  $\Delta P(c)$ , яка задається співвідношенням величин  $P_\gamma$  і  $P_F$  (або  $P_F'$ ), також матиме вид кривої з максимумом при певній (критичній) концентрації, що узгоджується з розмірами зерен нікелю або заліза на рис. 4.14. На рис. 3.17 схематично показано зміну результуючої рушійної сили процесу міграції меж зерен в залежності від концентрації РЗМ.

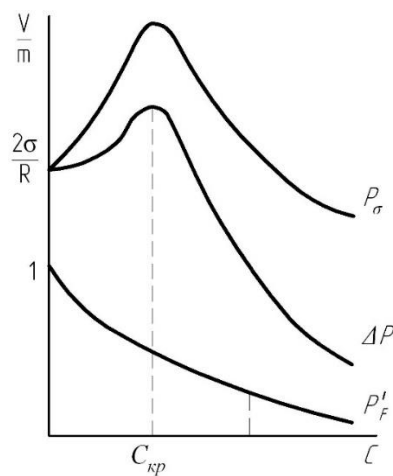


Рисунок 3.17 – Залежність результуючої сили міграції меж зерен

нікелю від концентрації РЗМ (для випадку  $\frac{2\sigma}{R} > 1$ )

Зі сказаного вище виходить, що невеликі добавки РЗМ у нікель (залізо) збільшують термодинамічний стимул до росту зерна. При деякому вмісті добавки ( $c_{кр}$ ) рушійна сила міграції може стати значно більше за силу, що стримує міграцію, завдяки взаємодії меж з мікродобавками. В цьому випадку швидкість росту зерна в системі метал-РЗМ буде вищою, ніж в чистому металі.

При вмісті РЗМ більшому за критичну концентрацію сила опору міграції  $P_F$  значно збільшується, а термодинамічний стимул росту, навпаки, зменшується (внаслідок зменшення величини зерномежової енергії). Це приводить до суттєвого уповільнення темпу міграції меж. Відзначимо, що

швидкість міграції стане рівною нулю при такій концентрації домішок, при якій дисперсність включень складе  $N_0=4/3R$  (див. рівняння 3.5).

Проте в принципі може бути надане і інше трактування отриманих результатів.

Останні численні дослідження все більше надають упевненості в тому, що чисті, а отже і відповідно тонкі (3-5 ат. шарів) межі відносно рідко спостерігаються навіть в найбільш очищених металах. Це повинно відноситись і до двох сортів високочистого нікелю, використаного в даній роботі. Цілком імовірно, що вони містять домішки, що не виявляються при хімічному аналізі (невраховані домішки). Очевидно також, що таких домішок буде більше в електролітичному нікелі.

Швидкість міграції меж зерен у присутності домішок контролюється найбільш повільним з двох процесів, залежних від температури: перенесенням атомів нікелю крізь межу або рухомістю домішкових атомів, що сегрегують (зазвичай визначальна роль міграції належить домішкам, які, починаючи з певного вмісту, підвищують енергію активації цього процесу). Крім того, невраховані горофільні домішки, які розташовані по межах зерен, можуть утворювати ланцюжки дрібних включень, що механічно перешкоджають просуванню меж.

Введення горофільних РЗМ, які мають особливо високу хімічну активність, повинно обов'язково приводити до утворення частинок хімічних сполук типу «домішка-РЗМ», великих за розмірами і рідше розташованих на межі, ніж вкраплення неврахованих домішок. Реалізація такого роду змін зменшує гальмівну дію на межу зерна. Крім того, вона збільшує термодинамічний стимул до росту зерен через підвищення зерномежової енергії, оскільки вуглець (карбонільний нікель) і невраховані горофільні домішки переважно будуть зв'язані в ізольовані хімічні сполуки типу «домішка-РЗМ». Все це в результаті повинно викликати збільшення швидкості міграції меж. Очевидно, що максимальний приріст швидкості міграції

відповідатиме такому вмісту РЗМ, який здатний зв'язати вуглець і всі невраховані домішки без залишку ( $C_{кр}$ ).

У випадку, коли вміст РЗМ перевищить  $C_{кр}$ , надлишок добавки, розташовуючись при цьому внаслідок позитивної адсорбційної активності на ділянках меж, вільних від хімічних сполук «домішка-РЗМ», знизить зерномежову енергію (тобто зменшить термодинамічний стимул росту зерен). Внаслідок цього, а також в результаті взаємодії надлишку мікродобавки з межею, зменшиться її швидкість міграції.

Таким чином, і з розглянутої вище точки зору можна отримати результат, аналогічний тому, що виникає за умови підвищення надлишкової енергії тонкої межі при мікролегуванні металу РЗМ. Проте, як буде показано нижче, інше можливе трактування аномального ефекту підвищення зерномежової енергії при наявності горофільної добавки РЗМ не може розглядатися як домінуюче.

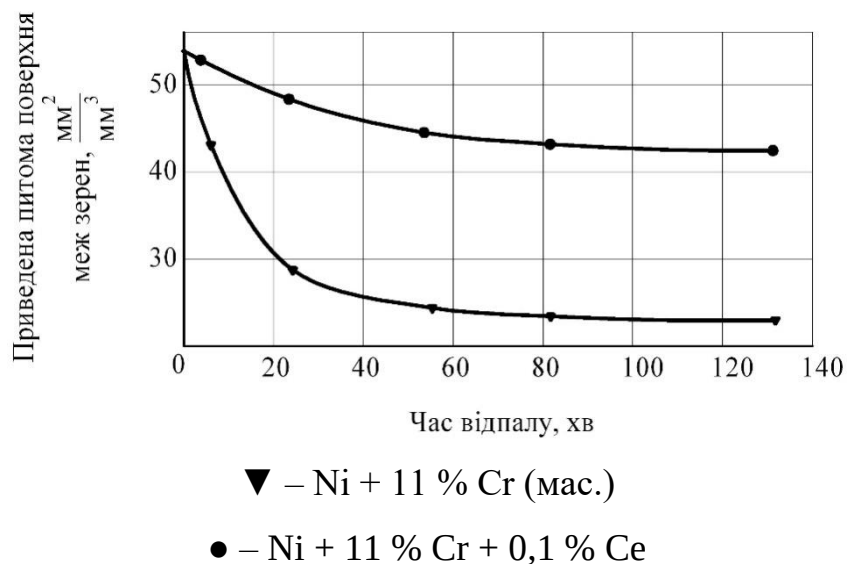


Рисунок 3.18 – Вплив тривалості відпалу при 850°C на питому поверхню меж зерен сплавів на основі електrolітичного нікелю

Помітне підвищення зерномежової енергії, ймовірно, ніколи не матиме місця у сплавах на нікелевій (залізній) основі (з високим вмістом другого

базового компонента), оскільки межі зерен в цих випадках будуть більш рихлими у порівнянні з чистим нікелем (або залізом). Мікродобавки РЗМ в бінарних або складніших сплавах сегрегатимуть по міжзеренних межах, зменшуючи рихлість останніх, що відповідно приведе до зниження термодинамічного стимулу (зменшить поверхневу енергію) міграції меж зерен [70].

Так, введення церію в кількості 0,1% (мас.) у сплав Ni+11%Cr (рис. 3.18) сприяло (за приблизними оцінками) підвищенню питомої поверхні меж зерен (в електролітичному нікелі така добавка церію знижує її – рис. 3.9) у процесі збиральної рекристалізації.

Слід також зазначити, що сегрегація мікродобавок РЗМ відбувається не тільки на межах субзерен (блоків). Підтвердженням цього слугує той факт, що дослідження залежності величини блоків від концентрації (рис. 3.19) дозволило отримати криву, аналогічну концентраційній кривій зерномежовій енергії (рис. 3.13).

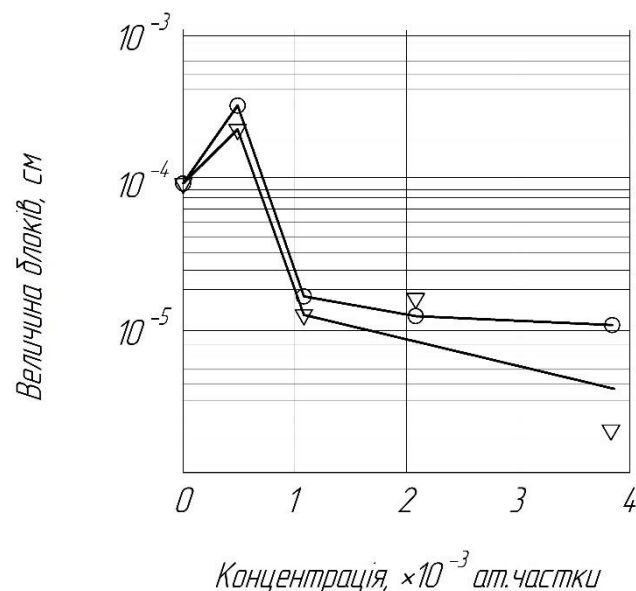


Рисунок 3.19 – Вплив мікродобавок церію (∇) і лантану (O) на величину блоків карбонільного нікелю

У роботах [77, 81] приведені деякі результати дослідження впливу Nd, Pr, Ce і La на структуру меж і властивості сплаву ЖС6К з підвищеним (до 15%) вмістом хрому. Безпосереднє визначення зерномежової енергії в цих випадках фактично не стало можливим (при застосуванні експериментальних методів) через складний структурний стан меж, з одного боку, і їх малорухомості, з іншого. Отже судити про характер зміни вільної енергії меж матриці складного складу під впливом мікролегування тим або іншим лантаноїдом можна лише по чисто непрямах (побічних) ефектах: зміні морфології примежових карбідних виділень і властивостей даного жароміцного сплаву (див. табл. 3.3).

Таблиця 3.3 – Вплив РЗМ на тривалу міцність та ударну в'язкість сплаву типу ЖС6К з підвищеним вмістом хрому

| Властивості сплаву                                                    | Концентрація РЗМ, % (мас.) |      |      |      |      |      |      |      |      |      |      |      |      |
|-----------------------------------------------------------------------|----------------------------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
|                                                                       | Без домішки                | Nd   |      |      | Pr   |      |      | Ce   |      |      | La   |      |      |
|                                                                       |                            | 0,02 | 0,06 | 0,12 | 0,02 | 0,06 | 0,12 | 0,02 | 0,06 | 0,12 | 0,02 | 0,06 | 0,12 |
| Час до руйнування, год (t=975 <sup>0</sup> С; σ=200 МПа)              | 19                         | 3    | 2    | 6    | 9,5  | 9    | 7    | 0    | 4    | 5    | 8    | 0    | 0    |
| Ударна в'язкість а <sub>к</sub> , ×10 <sup>2</sup> кДж/м <sup>2</sup> | 1                          | 2    | 3,5  | 2,2  | 1,8  | 3,8  | 2    | 2,2  | 3,5  | 1,8  | 2,1  | 3    | 1,8  |

Одразу відзначимо, що збільшення вмісту хрому у сплаві ЖС6К призвело до значного погіршення жароміцних властивостей і ударної в'язкості (таблиця 3.3). В основному це, мабуть, пов'язано з появою на межах зерен великої кількості карбідів, що утворюють практично неперервну сітку,

введення невеликої кількості будь-якого з вище перелічених РЗМ сприяло відновленню властивостей цього сплаву. Оптимальним вмістом кожної з мікродобавок, як витікає з тієї ж таблиці, є концентрація 0,06% мас. (за розрахунком). При такому вмісті РЗМ відбувалася повна сфероїдизація примежових виділень карбідної фази.

Утворення по межах зерен мікролегованих сплавів ланцюжків сфероїдизованих карбідів (замість суцільної сітки) підтверджує позитивну поверхневу активність РЗМ, але сам факт сфероїдизації карбідних частинок начебто суперечить всьому викладеному раніше: процес сфероїдизації провокується перш за все зменшенням зерномежової енергії, а не збільшенням її (останнє якраз і є характерним для бінарних систем «нікель-мікродобавка РЗМ»).

Проте, тут, цілком неправомірно взагалі наводити які-небудь жорсткі аналогії, оскільки побічні фактори типу однокомпонентного або комплексного легування можуть абсолютно змінити атомну будову і термодинамічні характеристики примежових зон сплавів, а отже, і напрям зміни зерномежової енергії при введенні мікродобавки РЗМ. Цікаво відзначити, що при надмірному мікролегуванні сплаву РЗМ (до 0,12%) відбувалося значне погіршення його властивостей (таблиця 3.3). Ймовірно, це слід пояснювати кардинальною зміною характеру атомної будови меж (збільшенням їх «жорсткості») внаслідок наявності на межах надлишкової кількості атомів РЗМ. Саме такого роду зміни відповідальні за зниження пластичності примежових зон і полегшення розвитку процесу інтеркристалітного руйнування (за умов збереження сприятливої форми примежових карбідів).

## 4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

### 4.1 Аналіз потенційних небезпек

а) Небезпеки, які пов'язані з порушенням роботодавцем вимог щодо створення безпечних і нешкідливих умов праці шляхом належного облаштування робочих місць і виробничих, санітарно-побутових та інших приміщень на підприємстві, безпечного використання працівниками засобів праці, забезпечення навчання працівників і залучення їх до вирішення питань охорони праці;

б) Недостатня підготовка робітників може бути обумовлена недостатніми знаннями за фахом, відсутність знань технології і експлуатаційної документації, що може призвести до аварійних ситуацій;

в) Можливість ураження електричним струмом у наслідок несправності електрообладнання, яке використовується під час виконання дослідницьких робіт, невиконання правил техніки безпеки при користуванні електричним обладнанням, відсутності групових або індивідуальних засобів захисту, що може призвести до електротравм різного ступеню або навіть долетального наслідку;

г) Вірогідність отримати механічні травми при отриманні дослідницьких зразків або виробів для подальшої обробки, це може бути пов'язано з порушенням охорони праці під час роботи з абразивним інструментом та металообробним обладнанням;

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.;

ж) Незадовільні параметри мікроклімату робочого місця, у зв'язку ізвідсутністю приладів, що забезпечують необхідний повітрообмін таопалювальної системи, які можуть викликати загальні захворювання;

з) Недостатнє або надмірне освітлення робочих місць, в зв'язку знесправністю, або хибним вибором освітлювальних приладів, в зв'язку знеправильним розташуванням робочих місць по відношенню до джерелприродного та штучного освітлення, що призводить до погіршення зору або ефекту засліплення.

і) Небезпеки, які пов'язані з умовами праці в надзвичайних ситуаціях.

#### 4.2 Заходи по забезпеченню безпеки працівників

а) Згідно вимог НПАОП 0.00-7.11-12 "Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників"[78]:

— Усі працівники повинні пройти навчання та перевірку знань з питань охорони праці відповідно до "положення про порядок проведення навчання" затверджено наказом держнагляду охорони праці"

— Вимоги щодо облаштування робочих зон. Конструкція і міцність будівель та споруд, призначених для розміщення робочих зон, повинні відповідати їх призначенню.

Шляхи евакуації, аварійні виходи і підходи до них повинні бути вільними від будь-яких предметів, надавати можливість найкоротшого шляху на зовнішній простір або до безпечної зони і мати належні позначення. Працівники мають бути проінформовані та проінструктовані щодо дій, необхідних у разі виникнення на підприємстві аварійних ситуацій, пов'язаних з безпосередньою загрозою для їх життя і здоров'я, та про вжиті або такі, що мають бути вжитими, запобіжні і захисні заходи.

Роботодавець забезпечує повну і вичерпну інформацію працівників та їх уповноважених представників з питань охорони праці про можливі небезпечні ситуації, про вжиті заходи для їх запобігання або їх ліквідації та про дії працівників у аварійних ситуаціях.

Для забезпечення належного виконання цих заходів роботодавець призначає відповідальних осіб, забезпечує їх підготовку і спорядження відповідно до небезпечності виробництва, масштабів і специфіки підприємства.

б) Нормами радіаційної безпеки встановлюються такі категорії осіб які зазнають опромінювання:

Категорія А (персонал) - особи, які постійно чи тимчасово працюють безпосередньо з джерелами іонізуючих випромінювань.

Категорія Б (персонал) - особи, які безпосередньо не зайняті роботою з джерелами іонізуючих випромінювань, але у зв'язку з розташуванням робочих місць в приміщеннях та на промислових майданчиках об'єктів з радіаційно-ядерними технологіями можуть отримувати додаткове опромінення. Для контролю опромінення персоналу встановлюється:

- Для персоналу індивідуальна річна ефективна доза не повинна перевищувати значення ЛД для даної категорії згідно НРБУ.

- Особи, молодші за 18 років, не допускаються до роботи з джерелами іонізуючого випромінювання.

- Радіоактивне забруднення шкіри, спецодягу та робочих поверхонь не повинно перевищувати ДЗА.

- Контроль за опроміненням персоналу регламентується відповідним розділом Основних санітарних правил України (ОСПУ).

- Обсяг і види контролю радіаційного стану на радіаційно-ядерному об'єкті здійснюється відповідно до вимог ОСПУ.

в) Для уникнення ураження електричним струмом згідно ПУЕ - 2017 «Правила улаштування електроустановок»:

- Усе електрообладнання (корпуси електричних машин, трансформаторів, апаратів, світильників, розподільчих щитів, щитів управління, металеві корпуси пересувних і переносних електричних приймачів тощо) підлягає заземленню.

- Обов'язкова щоденна перевірка щільності заземлювачів.

- Не рідше одного разу на рік перевірка контактів та електричних з'єднань [77].

- Ремонт мають проводити працівники, які мають кваліфікацію не менше В.

г) Для виключення механічних травм при проведенні механічної або абразивної обробки зразків, або дослідницьких виробів передбачено:

- заходи захисту при використанні абразивного інструменту.

Для уникнення механічних травм при виготовленні зразків необхідно виконувати вимоги інструктажів з охорони праці при роботі на металообробному обладнанні згідно НПАОП 0.00.-1.30-01. «Правила безпечної роботи з інструментом та пристроями» (31713), зокрема, установка абразивних кіл на верстатах повинна проводитися тільки спеціально проінструктованими наладчиками, використання абразивних кіл з дефектами заборонено, абразивні кола повинні мати штамп або наклейку про випробування, порядковий номер кола і підпис особи, відповідальної за випробування, біля кожного верстата необхідно вивісити табличку із зазначенням допустимої роботи колової швидкості використовуваних кіл і частоти обертання шпинделя верстата в хвилину, при обертанні абразивного кола, виступаючі кінці шпинделя і кріпильні деталі захистити захисними кожухами, підручники повинні мати достатній за величиною майданчик для

стійкого положення оброблюваного виробу. Зазор між краєм підручника і робочою поверхнею шліфувального круга повинен бути не більше 3 мм.

Використовувати індивідуальні засоби захисту, зокрема, для виключення травмування органів зору передбачено застосування захисних окулярів.

- при необхідності проведення токарної, фрезерної обробки обов'язковим є виконання інструкцій з техніки безпеки при використанні певного обладнання. Відносно безпеки обов'язковим є використання індивідуальних заходів захисту: окуляри ГОСТ 12.4.013- 97, спецодягу ГОСТ 12.4.100-80, взуття.

- при необхідності очищення поверхні методом піско-струйного оброблення, основним заходом захисту є захисні окуляри або маска, заходо захисту органів слуху беруші за ГОСТ ЕН 13819-2:2014 і захисту рук.

д) 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 водопостачання постаратися 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.

Особливої уваги слід одразу приділити форвакуумному насосу. Треба простежити, щоб форвакуумний насос не працював «на повітря», а переключити його на закритий обсяг, наприклад на відкачку боксу з фотопластинками.

В цьому випадку найнебезпечнішим для мікроскопа випадком може з'явитися тріщина в керамічному ізоляторі високовольного введення. Тому найкраще буде якомога швидше усунути протікання.

Електронний мікроскоп «Tesla BS 540», має потужне джерело іонізуючих випромінювань, що як наслідок негативно впливає на організм людини при зовнішньому опроміненні. Зовнішнє опромінення – це дія на організм іонізуючих випромінювань від зовнішніх відносно нього джерел випромінювання. Під дією іонізуючих випромінювань в організмі людини відбувається іонізація молекул і атомів тканини, порушується хімічна структура сполук, утворюються сполуки, не властиві живій клітині, що в свою чергу призводить до її відмирання. Зміни фізичних і біологічних процесів в організмі залежно від дози опромінювання.

Для попередження шкідливої дії іонізуючих випромінювань необхідно усувати всяку можливість опромінювання організму дозами, які перевищують гранично допустимі.

Ступінь ураження радіоактивними речовинами організму людини залежить від ряду чинників: виду випромінювання (альфа-, бета-, гамма-промені і т. ін.); кількості ізотопу (активності); його властивостей (енергії частинок в період піврозпаду та ін.); шляхів попадання в організм людини та його індивідуальної чутливості.

Для захисту від зовнішнього опромінювання, яке має місце при роботі із закритими джерелами випромінювання, основні зусилля необхідно направити на попередження переопромінення персоналу шляхом:

- збільшення відстані між джерелом випромінювання і людиною (захист відстанню);

- скорочення тривалості роботи в зоні випромінювання (захист часом);
- екранування джерела випромінювання (захист екранами).

#### 4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці

ж) Неправильне проектування або несправність систем опалення та вентиляції в приміщенні лабораторії може призвести до негативних впливів на здоров'я працівників у вигляді простудних захворювань, перегрівань. Метеорологічні умови в приміщенні лабораторії – температура повітря, відносна вологість повітря й швидкість його переміщення відповідають встановленим державним санітарно-гігієнічним вимогам ДСН 3.3.6.042-99 «Державні санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень» [79].

Роботи в лабораторному приміщенні, належать до категорії І - легка робота, тому передбачені наступні оптимальні значення параметрів мікроклімату:

- у холодний період року: температура 21-23 С; відносна вологість: 40-60%; швидкість переміщення повітря: 0,1 м/с;

у теплий період року: температура 22-24 С; відносна вологість: 40-60%; швидкість переміщення повітря: 0,2 м/с.

з) Основними причинами недостатньої або надмірної освітленості робочих місць є несправність або хибний вибір освітлювальних приладів, неправильне розташування робочих місць по відношенню до джерела освітлення. Незадовільна освітленість на робочому місці або на робочій зоні може бути причиною зниження продуктивності та якості праці, отримання травм. Недостатнє або надмірне освітлення викликає зоровий дискомфорт,

щовиражається у відчутті незручності або напруженості. Тривале перебування в умовах зорового дискомфорту призводить до розсіювання уваги, зменшення зосередженості, зоровій і загальній втоми. У лабораторному приміщенні, згідно ДБН В.2.5-28-2006 «Інженерне обладнання будинків і споруд. Природне і штучне освітлення» [80] передбачене природне та штучне освітлення. Природне освітлення здійснено через світлові прорізи, які забезпечують коефіцієнт природної освітленості (КПО) не нижче 1,5%. Для захисту від прямих сонячних променів, які створюють прямі та відбиті відблиски на поверхні екранів і клавіатури, передбачено сонцезахисні пристрої, на вікнах встановлені жалюзі або штори. Розрахунок штучного освітлення відбувається в приміщенні розміром 8 x 4 x 3,5 м, ЛПО (растровим) типом світильника, числовим значенням коефіцієнта світильника 1,4, колір стелі, стін, підлоги 70%, 50%, 30%.

Площина нормування освітленості, висота площини над підлогою Г – 0,8, розряд і під розряд зорової роботи Б-1, освітленість робочих поверхонь при загальному освітленні 300.

1. Розрахувати кількість рядів світильників у приміщенні  $N_p$ :

$$N_p = \frac{B}{(H - h_p) \cdot \frac{L}{h}} \quad (4.1)$$

де  $B$  – ширина приміщення, м;

$H$  – висота приміщення, м;

$h_p$  – висота робочої поверхні, м;

$L/h$  – числове значення коефіцієнта світильника.

$N_p = 1,058 = 2$  шт.

2. Визначити максимальну припустиму відстань між рядами світильників  $L_{\max}$ :

$$L_{\max} = \frac{B}{N_p} \quad (4.2)$$

де  $B$  – ширина приміщення, м;

$N_p$  – кількість рядів світильників у приміщенні, шт.

$$L_{\max} = 4/2 = 2 \text{ м.}$$

3. Визначити значення індексу приміщення  $i$ , що характеризує співвідношення розмірів освітлювального приміщення і висоти розміщення світильників:

$$I = \frac{A \cdot B}{(H - h_p) \cdot (A + B)} \quad (4.3)$$

де  $A$  – довжина приміщення, м;

$B$  – ширина приміщення, м;

$H$  – висота приміщення, м;

$h_p$  – висота робочої поверхні, м.

$$i = \frac{8 \cdot 4}{(3,5 - 0,8) \cdot (8 + 4)} = 0,99$$

4. Визначити значення коефіцієнта використання світлового потоку  $\eta$ , створюваного світильниками вибраного типу.

Коефіцієнт використання світлового потоку при індексі приміщення 1.33 :  $\eta = 47 \%$ .

5. Визначити сумарний світловий потік освітлювальної установки у даному приміщенні  $\Phi_{\Sigma}$ :

$$\Phi_{\Sigma} = \frac{E_n \cdot A \cdot B \cdot k_3 \cdot z}{\eta} \quad (4.4)$$

де  $E_n$  – рівень нормованого загального освітлення, лк;

$A$  – довжина приміщення, м;

$B$  – ширина приміщення, м;

$k_3$  – коефіцієнт запасу;

$z$  – коефіцієнт нерівномірності (мінімальної) освітленості (відношення середньої освітленості до мінімальної освітленості), як правило дорівнює (для люмінесцентних ламп  $z = 1,1$ );

$\eta$  – коефіцієнт використання світлового потоку.

$$\Phi_{\Sigma} = \frac{300 \cdot 8 \cdot 4 \cdot 1,4 \cdot 1,1}{0,47} = 31455 \text{ лм}$$

6. Визначити умовну загальну кількість світильників у приміщенні  $N_{\text{св}}$ :

$$N_{\text{св}} = \frac{A \cdot B}{L_{\text{max}}^2} \quad (4.5)$$

де  $A$  – довжина приміщення, м;

$B$  – ширина приміщення, м;

$L_{\text{max}}$  – максимально припустима відстань між рядами світильників, м.

$$N_{\text{св}} = \frac{8 \cdot 4}{2^2} = 8 \text{ шт}$$

7. Розрахувати світловий потік умовного джерела світла  $\Phi_{\text{л}}$ :

$$\Phi_{\text{л}}^* = \frac{\Phi_{\Sigma}}{N_{\text{л}}} \quad (4.6)$$

де  $\Phi_{\Sigma}$  – сумарний світловий потік освітлювальної установки, лм;

$N_{\text{л}}$  – загальна кількість ламп у світильнику, яка розраховується за формулою:

$$N_{\text{л}}^* = N_{\text{св}} \cdot n \quad (4.7)$$

де  $n$  – кількість ламп у світильнику, шт.

$$N_{\text{л}}^* = 8 \cdot 4 = 32 \text{ шт}$$

$$\Phi_{\text{л}}^* = 31455/32 = 983 \text{ лм.}$$

8. Обираємо тип стандартної лампи з найближчим значенням фактичного світлового потоку лампи  $\Phi$  визначаємо коефіцієнт  $m$ .

Лампа потужністю 18 Вт, світловий потік 1050 лк.

$$m = \frac{\Phi_{\text{л}}^*}{\Phi_{\text{л}}} \quad (4.8)$$

$$m = 983/1050 = 0,88$$

9. Визначити оптимальну (фактичну) кількість світильників:

$$N_{\text{св}} = N_{\text{св}}^* \cdot m \quad (4.9)$$

де  $N_{\text{св}}^*$  - умовна загальна кількість світильників у приміщенні, шт.

$m$  - співвідношення між розрахунковим світловим потоком лампи та фактичним світловим потоком вибраної стандартної лампи.

$$N_{\text{св}} = 8 \cdot 0,88 = 7,04 = 8$$

10. Визначити фактичну кількість ламп у приміщенні  $N_{\text{л}}$ :

$$N_{\text{л}} = N_{\text{св}} \cdot n \quad (4.10)$$

$$N_{\text{л}} = 8 \cdot 4 = 32 \text{ шт}$$

11. Визначити загальну розрахункову освітленість  $E_p$  у приміщенні, що створюється при застосуванні стандартних ламп:

$$E_p = \frac{\Phi_{\text{л}} N_{\text{л}} \eta}{A B k_3 z} \quad (4.11)$$

$$E_p = \frac{1050 \cdot 32 \cdot 0,47}{8 \cdot 4 \cdot 1,4 \cdot 1,1} = 320,45, \text{ лк.}$$

Таким чином, розрахункова освітленість у приміщенні, що створюється при застосуванні стандартних ламп на 20 лк вища ніж нормована освітленість робочих поверхонь при загальному освітленні.

і) Рівень пожежної безпеки робочих зон, приміщень та інженерного устаткування повинен відповідати вимогам Правил пожежної безпеки в Україні, затверджених наказом МНС України від 30.12.2014 № 1417, зареєстрованих в Міністерстві юстиції України 05 березня 2015 р. за № 252/26697 (НАПБ А.01.001-2014) [81], та інших нормативно-правових актів з питань пожежної безпеки.

#### 4.4 Заходи з пожежної безпеки

Комплекс протипожежних заходів приміщення обладнаного ПК з ВДТ розроблений згідно вимог НАПБ А.01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні» [81]. Виходячи з аналізу речовин та матеріалів, які використовуються при роботі у приміщенні, відповідно до вимог ДСТУ Б В.1.1-36-2016 «Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухо-пожежною та пожежною небезпекою» [82], приміщення обладнання ВДТ належить до виробництв категорії "Д" з пожежної небезпеки - простір у приміщенні. у якому перебувають тверді горючі речовини та матеріали. Оскільки приміщення, обладнане ПК з ВДТ належить до виробництва категорії "Д", тому згідно вимог ДБН В 1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги» [83] вона має II ступінь вогнестійкості. З

технічних та організаційних заходів запобігання пожеж в приміщенні обладнаному ПК з ВДТ передбачені наступні протипожежні заходи. На силовому обладнанні, силових та освітлювальних колах, згідно вимог ПУЕ встановлені захисні пристрої, що вимикають джерело живлення від ділянки електричного кола, у якій виникло коротке замикання.

#### 4.5 Заходи з безпеки у надзвичайних ситуаціях

У відповідності до Кодексу цивільного захисту України [85] у випадку техногенної небезпечної ситуації зв'язаного з вибухом вибухонебезпечних речовин для захисту людей від використовуються захисні споруди, споруди подвійного призначення та найпростіші укриття. Захисні споруди цивільного захисту – інженерні споруди, призначені для захисту населення від впливу небезпечних факторів, що виникають внаслідок надзвичайних ситуацій, воєнних дій або терористичних актів.

До захисних споруд цивільного захисту належать:

- сховище – герметична споруда для захисту людей, в якій протягом певного часу створюються умови, що виключають вплив на них небезпечних факторів, які виникають внаслідок надзвичайної ситуації, воєнних (бойових) дій та терористичних актів

- протирадіаційне укриття – негерметична споруда для захисту людей, в якій створюються умови, що виключають вплив на них іонізуючого опромінення у разі радіоактивного забруднення місцевості

- швидко споруджувана захисна споруда цивільного захисту – захисна споруда, що зводиться із спеціальних конструкцій за короткий час для захисту людей від дії засобів ураження в особливий період.

Споруда подвійного призначення – це наземна або підземна споруда, що може бути використана за основним функціональним призначенням і для захисту населення. (підземний простір метрополітену, підземні стоянки, підземні переходи тощо).

Найпростіше укриття - це фортифікаційна споруда, цокольне або підвальне приміщення, що знижує комбіноване ураження людей від небезпечних наслідків надзвичайних ситуацій, а також від дії засобів ураження в особливий період.

Отже, з цього розділу можна зробити висновок, що заходи, які проводяться на підприємстві для забезпечення охорони праці та безпеки в надзвичайних ситуаціях створюють безпечні умови праці, попередження травматизму та сприятливий санітарний стан.

Охорона праці включає систему законодавчих актів та соціально-економічні, технічні, санітарно-гігієнічні, організаційні засоби, які направлені на забезпечення безпеки та створення умов збереження.

Пожежна безпека на підприємстві включає в себе не тільки оснащення інструментами пожежогасіння і речовинами, а й розробку плану екстреної евакуації, а також проведення заходів з навчання персоналу.

У розділі було з'ясовано такі питання при проведенні робіт в приміщенні:

- визначено заходи по забезпеченню безпеки;
- проведені розрахунки рівня штучного освітлення у приміщенні та проведене порівняння їх з нормованими показниками для робочого приміщення;
- визначені захисні споруди для захисту населення від деяких факторів небезпеки

## 5 ЕКОНОМІКО-ОРГАНІЗАЦІЙНА ЧАСТИНА

### 5.1 Розрахунок економічного ефекту проекту

Забезпечення високої якості продукції, що в свою чергу сприяє підвищенню конкурентоспроможності, є основою успішного функціонування підприємства у будь-якому середовищі. В авіаційній промисловості широко застосовуються нікелеві сплави. Основною галуззю їх застосування є виготовлення конструкційних елементів газових турбін та реактивних двигунів літаків. Якісними показниками конкурентоспроможності газотурбінного двигуну є його потужність, витрата пального, моторесурс.

Задля більш ефективного використання газотурбінного двигуну необхідно збільшувати його робочу температуру (збільшення потужності при відносному збереженні витрат пального), при цьому необхідно забезпечити його стабільну роботу та збереження моторесурсу.

Щоб досягти таких якісних показників необхідно поліпшити функціональні властивості сплавів. У свою чергу технологія поліпшення властивостей сплавів має бути енергоефективною. . Однією з таких технологій є мікролегування поверхнево-активними елементами. Механізм дії малих добавок елементів спрямовий на модифікування сплавів (подрібнення структури і зміну форми складових) а також зміну структурно-фазового стану приграничних зон зерен.

Значну роль в структурі ливарних ЖНС відіграють границі зерен. Через меншу міцність границь зерен в структурі таких сплавів при високих температурах спостерігається переважно між зерновий характер повзучості із проковзуванням зерен. Тому для підвищення міцності границь зерен і границь фаз, до складу вводяться мікро легувальні елементи (лантан, церій, гафній та ін.), які сприяють гальмуванню дифузійних процесів. Малі добавки гафнію, цирконію, бору, церію, лантану, неодиму суттєво знижують рухливість атомів,

і уповільнюють коагуляцію частинок  $\gamma'$ -фази при тривалому високотемпературному нагріванні. Добавки РЗМ призводять до збільшення опору високотемпературної корозії, повзучості, тривалої міцності, що збільшують ресурс використання ГТД.

Основна ідея розгляду даної роботи викладена у таблиці 5.1:

Таблиця 5.1 – Зміст ідеї проекту

| Зміст ідеї                                                                      | Напрямки застосування                                                                                       | Вигоди для споживачів (користувачів)                                           |
|---------------------------------------------------------------------------------|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------|
| Покращення механічних властивостей ЖНС через вплив на морфологію примежових фаз | Виготовлення конструкційних елементів (робочих лопаток, посадкових кілець, валів та ін) авіаційних двигунів | Збільшення моторесурсу двигуну                                                 |
|                                                                                 | Виготовлення елементів для наземних газотурбінних установок                                                 | Використання більш економічного парогазового циклу;<br>збільшення моторесурсу. |

Задля того, щоб реалізувати ідею із найбільшою для підприємства вигодою, необхідно проаналізувати характеристику потенційного ринку. Характеристикою потенційного ринку є якісна оцінка зовнішніх факторів, що присутні на ринку, до якого входить підприємство. До факторів ринку відносять:

- головних конкурентів підприємства;
- динаміку ринку;
- наявність обмежень для входу;
- наявність специфічних умов щодо сертифікації та стандартизації.

Дана характеристика для АТ «Мотор Січ» представлена у вигляді таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 – Попередня характеристика потенційного ринку

| №<br>п/п | Показники стану<br>ринку<br>моторобудування                    | Характеристика                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                             |
|----------|----------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 1        | 2                                                              | 3                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                          |
| 1        | Головні конкуренти<br>АТ «Мотор Січ»                           | АТ "ОДК-Климов" - провідний російський розробник газотурбінних двигунів для військової та цивільної авіації.<br>ВАТ "Сатурн-газові турбіни « дочірня компанія НВО» Сатурн", ВАТ « Сатурн – газіві турбіни " - російська компанія інтегратор і комплексний постачальник енергетичного обладнання. Pratt&Whitney-американський виробник газотурбінних авіаційних двигунів. На даний момент Pratt&Whitney є частиною корпорації United Technologies.                                                                                          |
| 2        | Динаміка ринку<br>(якісна оцінка)                              | Кількість авіаперевезень зростає. Двигуни зношуються і потребують більш швидкої заміни на новий. Найбільші авіамоторобудівники не встигають за темпами зросту ринку на фоні постійного оновлення та модернізації.                                                                                                                                                                                                                                                                                                                          |
| 3        | Наявність обмежень<br>для входу (вказати<br>характер обмежень) | 1. Складне і вартісне устаткування;<br>2. Відповідно до цього великий обсяг інвестицій в устаткування та його обслуговування;<br>3. Складність організації технологічних процесів (складність розробки, введення та використання технології), якість підготовки персоналу;<br>4. Необхідність високого інтелектуального потенціалу задля якісного (швидкого та точного) використання досягнень НТП у розробці нових двигунів;<br>5. Високі вимоги до стандартизації та сертифікації як самого виробника так і продукції, яку він виробляє. |
| 4        | Специфічні вимоги<br>до стандартизації та<br>сертифікації      | Ліцензування та сертифікацію експлуатантів здійснює Державна авіаційна служба України (ДАСУ) згідно вимог авіаційних правил України що відповідають міжнародним стандартам.                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                |

Визначаємо попередні характеристики потенційних груп клієнтів, їх та сформуємо орієнтовний перелік вимог до товару для кожної групи (див. Таблицю 5.3):

Таблиця 5.3 – Попередня характеристика потенційних клієнтів

| № п/п | Потреба, що формує ринок                                                                     | Цільова аудиторія (цільові сегменти ринку)                       | Відмінності у поведінці різних потенційних цільових груп клієнтів                                                              | Вимоги споживачів (користувачів)                                                                                                                 |
|-------|----------------------------------------------------------------------------------------------|------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| 1     | 2                                                                                            | 3                                                                | 4                                                                                                                              | 5                                                                                                                                                |
| 1     | Потреба у надійному і економічному цивільному авіаперевезенні                                | Авіакомпанії (Ukraine Air Alliance, Мотор Січ, Antonov Airlines) | Державні стандарти з авіаперевезення, державні екологічні норми; Цінова політика;                                              | -Висока економічність;<br>-Мінімальне забруднення навколишнього середовища;<br>-Якісне обслуговування після продажу                              |
| 2     | Потреба в покращенні мобільності збройних сил та обороноздатності країни                     | ДП «Укроборонпром»                                               | Швидкість перенавчання персоналу;<br>Здатність до стабільної роботи при відхиленнях навколишніх факторів більших за допустимі; | -Можливість безперебійної роботи у надзвичайних ситуаціях;<br>-Простота ремонту та експлуатації;                                                 |
| 3     | Потреба в стабільному та ефективному отриманні електроенергії у містах та віддалених районах | Мала енергетична галузь (енергетичні компанії)                   | Цінова політика;<br>Норми екологічності;<br>Строки поставки;                                                                   | -Висока автоматизація процесу;<br>- Якісне обслуговування (швидке введення в експлуатацію, профілактичні та ремонтні заходи в будь-якому районі) |

Черговим етапом ринкового аналізу можливостей впровадження проекту є складання SWOT-аналізу (таблиця 5.4) на основі виділених ринкових загроз та можливостей, та сильних і слабких сторін.

Таблиця 5.4 – SWOT- аналіз ПАТ «Мотор Січ»

| Сильні сторони:                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                  | Слабкі сторони:                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                            |
|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| <ul style="list-style-type: none"> <li>- виробництво двигунів відносно невеликої вартості із гарними характеристиками;</li> <li>- повний цикл створення авіадвигунів, партнерство з КБ «Івченко-Прогрес»;</li> <li>- достатня кількість досвідченого і кваліфікованого персоналу;</li> <li>- достатня забезпеченість власними коштами</li> </ul>                                                 | <ul style="list-style-type: none"> <li>- недостатня ємність внутрішнього ринку;</li> <li>- велика частка ринку у країнах третього світу;</li> <li>- відсутність контролю над операційною діяльністю з боку іноземних акціонерів;</li> </ul>                                                                                                                                                |
| Можливості:                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                      | Загрози:                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                                   |
| <ul style="list-style-type: none"> <li>- держзамовлення на поставку вертольотів (цивільної та військової авіації);</li> <li>- зростання потреб у авіатехніці;</li> <li>- проникнення на ринок Китаю і країн Південно-Східної Азії;</li> <li>- створення авіадвигунів 5-го покоління протягом декількох років;</li> <li>- високий ступінь зносу авіаційних парків країн СНД (окрім РФ)</li> </ul> | <ul style="list-style-type: none"> <li>- політична нестабільність (підстава сумнівів у інститутах правління);</li> <li>- нестабільність національної валюти;</li> <li>- загострення стосунків між Росією та Україною (складність виходу на ринки збуту у інших країнах СНД);</li> <li>- посилення конкуренції на ринку авіадвигунів;</li> <li>- дорожчання імпортової сировини;</li> </ul> |

Перелік ринкових можливостей та ринкових загроз складається на основі аналізу факторів загроз та факторів можливостей маркетингового середовища. Ринкові загрози та ринкові можливості є наслідками (результатами за прогнозом) впливу факторів, і, на відміну від них, ще не є реалізованими на ринку та мають певну ймовірність здійснення.

Розроблення ринкової стратегії проекту.

Розроблення ринкової стратегії першим кроком передбачає визначення стратегії охоплення ринку: опис цільових груп потенційних споживачів (табл. 5.5). Таким чином першочергово даний проект необхідно спрямувати на розвиток ГТД для вертольото- та літако-будування у сфері військової авіації та ДСНС.

Таблиця 5.5 – Вибір цільових груп потенційних споживачів

| №<br>п/п                                                                                                    | Опис профілю<br>цільової групи<br>потенційних<br>клієнтів | Готовність<br>споживачів<br>сприйняти<br>продукт | Орієнтовний<br>попит в межах<br>цільової групи<br>(сегменту) | Інтенсивність<br>конкуренції в<br>сегменті | Простота входу у<br>сегмент |
|-------------------------------------------------------------------------------------------------------------|-----------------------------------------------------------|--------------------------------------------------|--------------------------------------------------------------|--------------------------------------------|-----------------------------|
| 1                                                                                                           | Авіакомпанії                                              | Середня                                          | Зростаючий                                                   | Висока                                     | Складний                    |
| 2                                                                                                           | Оборонна<br>промисловість                                 | Середня                                          | Зростаючий                                                   | Середня                                    | Складний                    |
| 3                                                                                                           | Енергетична<br>промисловість                              | Низька                                           | Стабільний                                                   | Низька                                     | Середня<br>складність       |
| Які цільові групи обрано: ЗСУ та ДСНС (ГТД для вертольотів та літаків), ГТУ для енергетичної промисловості. |                                                           |                                                  |                                                              |                                            |                             |

Ринок цивільної авіації дуже обмежений і попит на продукцію АТ «Мотор Січ» наразі також дуже обмежений, а саме цивільна авіація є провідною галуззю для АТ «Мотор Січ». В країні лише 3 авіакомпанії з 12 використовують літаки із двигунами вітчизняного виробництва, при цьому їх доля пасажирських перевезень найменша. Найбільша частка авіаперевезень всередині країни належить літкам фірми Boeing (літаки серії 737, модифікацій 300, 500, 700 та 800), авіамотори яких виробляються фірмою Rolls-Royce, та літаки фірми Airbus (Pratt&Whitney).

Наразі компанія Rolls-Royce стикається із рядом проблем щодо модернізації двигунів для компанії Boeing. Компанії щоденно несуть багатомільйонні збитки через простій літаків, оскільки виходячи з міжнародної історичної практики, якщо в цілій серії літаків знаходиться проблема, то до її вирішення вся серія літаків має біти відкликана від виконання авіаперевезень. Основною причиною є недоліки у використанні матеріалів лопаток та ненадійна їх нова конструкція. Підприємству АТ «Мотор Січ» саме зараз необхідно звернути увагу на ключові критерії вибору клієнтом двигуну: вага апарату, витрата пального, злітно-тяглові

характеристики, моторесурс, стабільність роботи, вартість виробництва. Використання нових легованих поверхнево-активними добавками жароміцних сталей призведе до збільшення моторесурсу и зможе надати можливості щодо збільшення паливної ефективності, зміни конструкції лопаток, і, відповідно, зміни якісних характеристик двигуну в цілому.

Таким чином АТ «Мотор Січ» має змогу віднайти нові ринки збуту щоб доповнити власний внутрішній ринок, та знайти заміну ринку РФ. Основним конкурентним фактором АТ «Мотор Січ» на ринку авіабудування є науково-технічний потенціал. Необхідно звернути увагу на досвід європейських підприємств щодо модернізації конструкції двигунів і перенести на конструкцію вітчизняних моторів, а також запропонувати використання нових жароміцних матеріалів, створених у кооперації із ВНЗ «Запорізька політехніка».



Рисунок 5.1 Карта стейкхолдерів АТ «Мотор Січ»

Швидке проведення іспитів нового двигуна дасть змогу відповісти на питання конкурентоздатності, а міжнародна стандартизація та сертифікація якості дасть змогу запропонувати виріб іноземним клієнтам для порівняння. Так, головними конкурентами серед провідних компаній для Мотор Січ є Pratt & Whitney та Rolls – Royce. Так на Паризькому авіасалоні 2016 у виробництві Ан-178 на встановлення двигунів було надано перевагу канадській компанії Pratt & Whitney, що говорить про недостатню конкурентоспроможність АТ «Мотор Січ» серед світових лідерів.

Про економічну доцільність використання вказаної у роботі технології «розумного» мікролегування та спрямованої термообробки необхідно судити виходячи з розрахунку фінансового результату, та врахування виробничих і невиробничих ризиків.

Визначаємо витрати на оплату праці з урахуванням балансу робочого часу одного працівника (таблиця 5.6, 5.7), визначаємо суму ЄСВ. Питома вага виробництва лопаток, над якими здійснюється експеримент складає 10% від загального випуску продукції на даних дільницях, тому баланс робочого часу становитиме 10% від річного для даного розрахунку.

При виробництві лопаток застосовують виробничі потужності плавильної дільниці, дільниці токарної обробки, поверхневої обробки, термічної дільниці та дільниці травлення. Таким чином формується собівартість лопатки безпосередньо перед передачею до складального цеху, де здійснюється збірка робочих дисків різних ступенів.

Таким чином фонд заробітної плати виробничих працівників з урахуванням преміальних виплат складає 910 744,9 грн, тобто 50,6 грн. на одну лопатку, в тому числі основних працівників 483 724,8 гривень. Сума ЄСВ встановлена на рівні 22% від тарифного заробітку. Сума ЄСВ становитиме 154 126 грн., в тому числі основних працівників 81 861,12 грн.

Таблиця 5.6 – Склад, чисельність та фонд заробітної плати виробничих працівників

| Категорії працівників               | Наявна чисельність, осіб |         | Тарифна ставка за розрядом виконуваних робіт, грн / годину | Ефективний фонд робочого часу, годин | Тарифний заробіток, грн. | Преміальний відсоток до тарифного заробітку | Розмір премії, тис. грн. | Річний фонд заробітної плати, тис. | ЄСВ, тис. грн. |
|-------------------------------------|--------------------------|---------|------------------------------------------------------------|--------------------------------------|--------------------------|---------------------------------------------|--------------------------|------------------------------------|----------------|
|                                     | за зміну                 | на добу |                                                            |                                      |                          |                                             |                          |                                    |                |
| 1                                   | 2                        | 3       | 4                                                          | 5                                    | 6                        | 7                                           | 8                        | 9                                  | 10             |
| Виробничі працівники, в тому числі: |                          |         |                                                            |                                      |                          |                                             |                          |                                    |                |
| 1.Основні працівники                | 30                       | 45      | 43,52                                                      | 190                                  | 372 096,0                | 30                                          | 111 628,8                | 483 724,8                          | 81 861,12      |
| 2.Допоміжні працівники              | 20                       | 25      | 36,50                                                      | 198                                  | 180 675,0                | 30                                          | 54 202,5                 | 234 877,5                          | 39 748,5       |
| 3.Черговий та ремонтний персонал    | 15                       | 20      | 42,10                                                      | 206                                  | 173 452,0                | 30                                          | 52 035,6                 | 225 487,6                          | 38 159,4       |
| Разом виробничих працівників        | 65                       | 90      | X                                                          | Всього                               | 700 573,0                | -                                           | 210 171,9                | 910 744,9                          | 154 126,0      |

Визначаємо склад, чисельність та фонд заробітної плати адмінперсоналу (таблиця 5.7). Розраховуємо загальний посадовий оклад як добуток тарифу та 10% від річного фонду часу (186 годин) відповідної кількості працівників.

Таблиця 5.7 – Склад, чисельність та фонд заробітної плати адмінперсоналу

| Посада    | Наявна Кількість осіб | Загальний Посадовий оклад, грн | Преміальний відсоток до окладу, % | Сума премії грн | Загальний фонд оплати праці, грн | ЄСВ, грн |
|-----------|-----------------------|--------------------------------|-----------------------------------|-----------------|----------------------------------|----------|
| 1         | 2                     | 3                              | 4                                 | 5               | 6                                | 7        |
| Начальник | 1                     | 17093,4                        | 20,0                              | 3 418,7         | 20 512,1                         | 3 760,6  |

Продовження таблиці 5.7

| 1                     | 2 | 3        | 4    | 5        | 6        | 7         |
|-----------------------|---|----------|------|----------|----------|-----------|
| Заступники            | 2 | 29760,0  | 20,0 | 5 952,0  | 35 712,0 | 6 547,2   |
| Керівники груп        | 5 | 51 708,0 | 20   | 10 341,6 | 62 049,6 | 11 375,76 |
| Майстри груп          | 5 | 42 408,0 | 20   | 8 481,6  | 50 889,6 | 9 329,76  |
| Керівник ПДБ          | 1 | 11346,0  | 20,0 | 2 269,2  | 13 615,2 | 2 496,1   |
| Керівник ТБ           | 1 | 11904,0  | 20,0 | 2 380,8  | 14 284,8 | 2 618,9   |
| Керівник ФЕУ          | 1 | 10230,0  | 20,0 | 2046,0   | 12276,0  | 2250,6    |
| Керівник БВ           | 1 | 11160,0  | 20,0 | 2232,0   | 13392,0  | 2455,2    |
| Керівник БТЗ          | 1 | 9858,0   | 20,0 | 1971,6   | 11829,6  | 2168,8    |
| Керівник ВТК          | 1 | 11160,0  | 20,0 | 2232,0   | 13392,0  | 2455,2    |
| Механік цеху          | 1 | 9858,0   | 20,0 | 1971,6   | 11829,6  | 2168,8    |
| Енергетик             | 1 | 9114,0   | 20,0 | 1822,8   | 10936,8  | 2005,1    |
| Робітники ПДБ         | 3 | 22096,8  | 20,0 | 4419,4   | 26516,2  | 4861,3    |
| Робітники ТБ          | 5 | 39060,0  | 20,0 | 7812,0   | 46872,0  | 8593,2    |
| Робітники ФЕУ         | 2 | 15810,0  | 20,0 | 3162,0   | 18972,0  | 3478,2    |
| Робітники БО          | 2 | 16963,2  | 20,0 | 3392,6   | 20355,8  | 3731,9    |
| Робітники БТЗ         | 2 | 14359,2  | 20,0 | 2871,8   | 17231,0  | 3159,0    |
| Секретарі             | 2 | 13950,0  | 20,0 | 2790,0   | 16740,0  | 3069,0    |
| Керівники лабораторій | 5 | 55800,0  | 20,0 | 11160,0  | 66960,0  | 12276,0   |
| Керівник відділу УК   | 1 | 11160,0  | 20,0 | 2232,0   | 13392,0  | 2455,2    |
| Робітники УК          | 2 | 16740,0  | 20,0 | 3348,0   | 20088,0  | 3682,8    |
| Керівник Юр. Відділу  | 1 | 12090,0  | 20,0 | 2418,0   | 14508,0  | 2659,8    |
| Робітники Юр. Відділу | 2 | 18079,2  | 20,0 | 3615,8   | 21695,0  | 3977,4    |
| Диспетчер             | 1 | 7440,0   | 20,0 | 1488,0   | 8928,0   | 1636,8    |
| Голов. Інженер        | 1 | 15047,4  | 20,0 | 3009,5   | 18056,9  | 3310,4    |
| Конструктор           | 1 | 14061,6  | 20,0 | 2812,3   | 16873,9  | 3093,6    |
| Майстри КБ            | 5 | 54498,0  | 20,0 | 10899,6  | 65397,6  | 11989,6   |

Продовження таблиці 5.7

| 1                 | 2  | 3        | 4    | 5        | 6        | 7        |
|-------------------|----|----------|------|----------|----------|----------|
| Головний металург | 1  | 15177,6  | 20,0 | 3035,5   | 18213,1  | 3339,1   |
| Головний метролог | 1  | 11122,8  | 20,0 | 2224,6   | 13347,4  | 2447,0   |
| Метролог          | 1  | 9653,4   | 20,0 | 1930,7   | 11584,1  | 2123,7   |
| Головний технолог | 1  | 11160,0  | 20,0 | 2232,0   | 13392,0  | 2455,2   |
| Паяльник          | 1  | 9597,6   | 20,0 | 1919,5   | 11517,1  | 2111,5   |
| Зав. Канцелярією  | 1  | 7551,6   | 20,0 | 1510,3   | 9061,9   | 1661,4   |
| Зав. Складом      | 1  | 8370,0   | 20,0 | 1674,0   | 10044,0  | 1841,4   |
| Майстер контролер | 5  | 7179,0   | 20,0 | 1435,8   | 8614,8   | 1579,4   |
| Всього            | 68 | 632566,8 | -    | 126513,4 | 759080,2 | 139164,7 |

Таким чином, річний фонд заробітної плати адмінперсоналу складатиме 759 080,2 грн. з урахуванням преміальних виплат, в тому числі керуючих дільницями 94 116 грн. Сума ЄСВ для адміністративних працівників на рік становитиме 139164,7 грн, в тому числі ЄСВ керуючих дільницями становитиме 20 705,52 грн.

Розраховуємо матеріальні витрати на виконання річної виробничої програми лопаток для двигуну з матеріалу ЖС6К мікролегованого лантаноїдами: празеодим, неодим, лантан та церій. Річна програма лопаток нового зразка для 60-ти двигунів складатиме 18 000 штук масою 0,2 кг кожна.

Таким чином, загальні сировинні витрати на 18 000 лопаток, що становлять річну програму випуску, складають 648 524,42 грн, тобто 36 гривень 3 копійки на кожную лопатку.

Необхідно також врахувати вартість витратних матеріалів, що застосовуються у виробництві (титанова губка, шлаки, відрізні диски, токарні

різці, свердла, шліфувальні та полірувальні диски, тара, стапелі та пристосування тощо) які становлять загалом 350 025,58 грн.

Таблиця 5.8 – Сировинні витрати

| Матеріальні витрати | Норматив, % | Обсяг сировини, кг | Ціна,грн/кг | Сума, грн  |
|---------------------|-------------|--------------------|-------------|------------|
| Fe                  | 1,76        | 63,4               | 3,3         | 209,2      |
| C                   | 0,16        | 5,8                | 7,6         | 44,1       |
| Si                  | 0,3         | 10,8               | 42          | 453,6      |
| Mn                  | 0,3         | 10,8               | 40,5        | 437,4      |
| Ni                  | 65,4        | 2354,4             | 121,8       | 286 765,9  |
| S                   | 0,015       | 0,54               | 25,2        | 13,6       |
| P                   | 0,015       | 0,54               | 30,8        | 16,6       |
| Cr                  | 10,5        | 378,0              | 201,2       | 76 053,6   |
| Ce                  | 0,06        | 2,16               | 117,6       | 254,1      |
| Mo                  | 4,0         | 144                | 512,6       | 73 814,4   |
| W                   | 4,75        | 171                | 544,9       | 93 177,9   |
| Co                  | 4,15        | 149,4              | 581,5       | 86 876,1   |
| Ti                  | 3,175       | 114,3              | 63,5        | 7 258,1    |
| Al                  | 5           | 180                | 67,7        | 12 186,0   |
| Zr                  | 0,03        | 1,08               | 101,2       | 109,3      |
| B                   | 0,015       | 0,54               | 105,0       | 56,7       |
| Pr                  | 0,06        | 2,16               | 2604,0      | 5 624,6    |
| Nd                  | 0,06        | 2,16               | 2072,0      | 4 475,52   |
| La                  | 0,06        | 2,16               | 120,4       | 260,1      |
| Інші домішки        | 0,19        | 6,76               | -           | -          |
| Разом               | 100         | 3600               | -           | 648 524,42 |

Загалом сировини та матеріалів витрачається 998 550 грн, що становить 55,475 грн на одну лопатку.

Розраховуємо вартість спожитих послуг, під час виробництва (табл. 5.9).

До розрахунку електропостачання необхідно віднести вартість електроенергії витраченої на переплавлення, токарну обробку, зачистку, полірування, термічну обробку у печах, травлення у електролітичних ваннах та освітлення відповідних ділянок.

Тариф на купівлю електроенергії ПАТ «Запоріжжяобленерго» складає 1,705 грн за кВт/год. Тариф на розподіл електроенергії для підприємств другого класу складає 0,653 грн за кВт/год. Таким чином вартість одного кВт/год складає 2,356 грн.

На переплавлення з охолодженням витрачається загалом близько 9 годин часу. Кількість лопаток в одній садці становить 75 штук. На програму 18 000 лопаток необхідно 240 садок. Загальний час на 240 садок становить 2160 годин. Використовують 3 печі по 720 годин кожна, що становить 30 діб роботи на кожен, що становить 10% станко-годин на ділянці взагалі. Потужність печі із охолоджувачем загалом 250 кВт (170 кВт нагрівача та 80 кВт підігріву охолоджувальної камери).

Витрата електроенергії загальна на одну садку із урахуванням cosφ складає 600 кВт/год, що становить 1413,6 грн, тобто 18,848 грн на одну лопатку.

Витрати на освітлення на годину складають 23,56 грн. Випуск лопаток на годину складає 25 штук. Таким чином витрати на освітлення на одну лопатку становитимуть 0,9424 грн.

Вартість електроенергії першої ділянки складає 19,7904 грн на одні лопатку.

Вартість електроенергії на токарну обробку складає 4,7832 грн на одну лопатку.

Вартість всієї поверхневої обробки складатиме 2,5601 грн на одну лопатку.

Вартість термічної обробки складатиме 4,4764 грн на одну лопатку.

Вартість електроенергії на травлення складатиме 1,8848 грн на одну лопатку.

Загальні витрати на електроенергію становлять 33,49 грн на одну лопатку.

Тариф на водопостачання та водовідведення становить 54,888 грн на 12 м<sup>3</sup>.

Таблиця 5.9 – Розрахунок вартості спожитих послуг

| Вид послуг        | Норматив у розрахунку на один. продук. (послуг) | Виробнича програма | Тарифи | Сума грн  |
|-------------------|-------------------------------------------------|--------------------|--------|-----------|
| 1                 | 2                                               | 3                  | 4      | 5         |
| Електропостачання | 33,49                                           | 18 000             | 2,356  | 602 908,2 |
| Водопостачання    | 3,21                                            | 18 000             | 54,888 | 57 841,2  |
| Теплопостачання   | 5,76                                            | 18 000             | 34,560 | 103 680,0 |
| Газопостачання    | 7,25                                            | 18 000             | -      | 130 620,6 |
| Разом             | 49,72                                           | -                  | -      | 895 050,0 |

Вартість тепла становить 34,56 грн на 1м<sup>2</sup> у зимовий період. Вартість газу розраховується виходячи із використання аргону у термічній обробці та подачі кисню в охолоджувачі. Виходячи із таблиці 5.9 загальна вартість спожитих послуг даними ділянками під час виробництва тільки лопаток становить 895 050,0 грн, тобто 48,225 грн. на одну лопатку.

Визначаємо річну суму амортизації з урахуванням первісної вартості основних засобів та норми амортизації (табл. 5.10). Час використання становить 10% від загального річного на ділянці. Амортизація розраховується за наступною формулою:

$$B_p = (B_{\Pi}^n - 3_{\Pi}^n + \sum 3_{\Pi}^{n-1}) * A^n / 100 \quad (5.1)$$

де  $B_n$  – початкова вартість основних засобів n-ного періоду;

$Z_v^n$  – вартість засобів, що вибули за відповідний період;

$Z_n$  – вартість засобів, що надійшли за відповідний період;

Оскільки важко здогадатися в якому з місяців біли введені які кошти, зробимо загальний розрахунок витрат на рік за остаточною вартістю ОЗ із нормою амортизації, і віднесемо 10 % її до вартості випуску лопаток.

Таблиця 5.10 – Розрахунок амортизації

| Група основних засобів                | Норма амортизації, % | Первісна вартість ОЗ тис.грн | Надійшло ОЗ, тис. грн. | Вибуло ОЗ тис. грн. | Сума А, тис. грн. |
|---------------------------------------|----------------------|------------------------------|------------------------|---------------------|-------------------|
| 1                                     | 2                    | 3                            | 4                      | 5                   | 6                 |
| Будівлі                               | 2                    | 23 667,00                    | -                      | -                   | 946,68            |
| Споруди                               | 3                    | 7 560,00                     | -                      | -                   | 378,00            |
| Передавальні пристрої                 | 5                    | 5 540,00                     | 230,00                 | 250,00              | 554,00            |
| Машини та обладнання                  | 8                    | 73 720,00                    | 1200,00                | 5810,00             | 5 602,72          |
| Інструменти, прилади, меблі, інвентар | 10                   | 2 250,00                     | 150,00                 | -                   | 240,00            |
| Інші основні засоби                   | 10                   | 275,00                       | 25,00                  | -                   | 30,00             |
| Інвентарна тара                       | 20                   | 500,00                       | 120,00                 | 100,00              | 104,00            |
| Предмети прокату                      | 10                   | 1 280,00                     | 120,00                 | 200,00              | 120,00            |
| Разом                                 | -                    | 114 792,00                   | 1 845                  | 6 360               | 7 975,40          |

Таким чином загальна амортизація складає 7 975 400 грн.

Амортизація основних засобів, яку можна віднести на виробництво лопаток за відповідний період становить 797 540 грн, або 44,31 грн на одну лопатку.

Визначаємо повну собівартість одиниці продукції.

Повна собівартість продукції складається з виробничої собівартості продукції та витрат звітного періоду.

Виробнича собівартість продукції складається з наступних груп:

- прямі матеріальні витрати;
- прямі витрати на оплату праці;
- інші прямі витрати (витрати від браку близько 2% напівфабрикатів від загальної кількості продукції);
- змінні та постійні розподілені загальновиробничі витрати;
- постійні нерозподілені загальновиробничі витрати;
- наднормативні витрати.

Витрати звітного періоду складаються з наступних груп:

- адміністративні витрати;
- витрати на збут;
- інші операційні витрати.

В свою чергу загальновиробничі витрати складаються з наступних груп:

- витрати на управління виробництвом (витрати на оплату праці керівників ділень, відрахування на соціальні заходи апарату управління);
- амортизація основних засобів та інших необоротних матеріальних активів загальновиробничого (цехового, діленьного, лінійного) призначення;
- амортизація нематеріальних активів загальновиробничого (цехового, діленьного, лінійного) призначення

-витрати на утримання та експлуатацію основних засобів (витрати на допоміжні матеріали з догляду за обладнанням, оплата праці допоміжних працівників, відрахування на соціальні заходи допоміжних працівників,

витрати на опалювання, освітлення, водопостачання, водовідведення та інше утримання виробничих приміщень);

- Витрати, пов'язані з утриманням пожежної та сторожової охорони виробничих приміщень;

- Витрати на ремонт основних засобів;

- Суми орендної плати за користування отриманими в операційну оренду необоротними активами загальновиробничого призначення;

- Витрати на утримання, експлуатацію та ремонт об'єктів необоротних матеріальних активів загальновиробничого призначення, отриманих в операційну оренду;

- Витрати на страхування основних засобів, інших необоротних активів загальновиробничого призначення;

- Витрати некапітального характеру на вдосконалення технології та організації виробництва;

- Витрати на обслуговування виробничого процесу;

- Витрати на охорону праці та техніку безпеки;

- Витрати на охорону природного довкілля;

- Податки, збори (обов'язкові платежі);

- Інші витрати.

Інші витрати становитимуть 10% від заробітної плати основних працівників.

Всі статті відображені в таблиці 5.11.

Таким чином ВУЕО становлять 323,55 % від заробітної плати основних виробничих працівників, що на 7,85% більше за середній показник.

ЗВВ становлять 473,75 % від заробітної плати основних виробничих працівників, що на 18,44% більше за середній показник.

Таким чином повна собівартість однієї лопатки становитимуть 283,16 гривень. Загальна вартість виробництва партії лопаток складатиме 5 096 115,51. Розрахункова вартість складає 5 096 880,00 грн. Різниця між

вартістю в таблиці і розрахунковою пояснюється математичною похибкою. Похибка дорівнює 0,015%.

Таблиця 5.11 – Кошторис витрат

| Калькуляційні статті                                     | Витрати                                       |                                               |
|----------------------------------------------------------|-----------------------------------------------|-----------------------------------------------|
|                                                          | у розрахунку на<br>одиницю продукції,<br>грн. | у розрахунку на весь<br>обсяг продукції, грн. |
| 1                                                        | 2                                             | 3                                             |
| Прямі матеріальні витрати                                | 55,49                                         | 998 550,00                                    |
| Прямі витрати на оплату праці                            | 26,87                                         | 483 724,80                                    |
| ЄСВ основних працівників                                 | 4,55                                          | 81 861,12                                     |
| Інші прямі витрати                                       | 1,79                                          | 32 204,00                                     |
| Загальновиробничі витрати                                |                                               |                                               |
| Витрати на управління виробництвом                       |                                               |                                               |
| Заробітна плата керівників дільниць                      | 6,28                                          | 112 939,20                                    |
| ЄСВ                                                      | 1,15                                          | 20 705,52                                     |
| Амортизація основних засобів                             | 44,31                                         | 797 540,00                                    |
| Витрати на утримання та експлуатацію<br>основних засобів |                                               |                                               |
| Заробітна плата допоміжних працівників                   | 13,05                                         | 234 877,50                                    |
| ЄСВ                                                      | 2,21                                          | 39 748,50                                     |
| Електропостачання                                        | 33,50                                         | 602 908,20                                    |
| Водопостачання                                           | 3,21                                          | 57 841,20                                     |
| Теплопостачання                                          | 5,76                                          | 103 680,00                                    |
| Газопостачання                                           | 7,26                                          | 130 620,60                                    |
| Витрати з пожежної безпеки                               | 2,28                                          | 40 998,70                                     |
| Заробітна плата чергового та ремонтного<br>персоналу     | 12,53                                         | 225 487,6                                     |
| ЄСВ                                                      | 2,12                                          | 38 159,4                                      |
| Витрати на ремонт основних засобів                       | 11,37                                         | 204 603,20                                    |

Продовження таблиці 5.11

| 1                                                           | 2      | 3            |
|-------------------------------------------------------------|--------|--------------|
| Витрати на вдосконалення технології                         | 2,56   | 46 000,00    |
| Витрати на охорону праці                                    | 1,26   | 22 550,00    |
| Разом ВУЕО                                                  | 97,11  | 1747 474,90  |
| Разом ЗВВ                                                   | 148,85 | 2 678 659,62 |
| Виробнича собівартість                                      | 237,55 | 4 274 995,40 |
| Адміністративні витрати:                                    |        |              |
| Заробітна плата адмін персоналу (окрім керівників дільниць) | 35,89  | 646 141,00   |
| ЄСВ                                                         | 6,58   | 118 459,18   |
| Інші витрати                                                | 3,14   | 56 520,00    |
| Витрати на сбут                                             | -      | -            |
| Повна собівартість продукції                                | 283,16 | 5 096 115,51 |

Визначаємо ціну реалізації інноваційного продукту виходячи з повної собівартості продукції, відсотка податку на додану вартість, та відсотка очікуваного прибутку:

$$Ц_p = П_c \times (1 + (\%ПДВ + \% \text{ очікуваного прибутку})) \quad (5.2)$$

$Ц_p$  – ціна реалізації, грн;

$П_c$  – повна собівартість інноваційного продукту, грн;

$$Ц_p = 283,16(1 + (0,2 + 0,15)) = 382,27 \text{ гривень.}$$

Визначаємо очікуваний дохід та фінансовий результат (таблиця 5.12).

Таким чином при виконанні плану з виробництва двигунів завдяки виробництву нових типів лопаток матимемо прибуток в розмірі 764 424,0 гривень, що становить 15% від собівартості. Після виплати податку на прибуток, що становить 18% від фактичного прибутку у другому, третьому, четвертому кварталі матимемо чистий прибуток у розмірі 594 686,83 гривні.

Таблиця 5.12 – Розрахунок фінансового результату

| № періоду | Обсяги виробництва, шт | Обсяги реалізації, шт | Залишок нереалізованої продукції, шт | Собівартість, грн | Дохід, грн  | Чистий дохід, грн | Прибуток, грн |
|-----------|------------------------|-----------------------|--------------------------------------|-------------------|-------------|-------------------|---------------|
| 1         | 2700                   | 1800                  | 900                                  | 764 532,0         | 688 086,0   | 585 968,4         | (178 563,0)   |
| 2         | 4550                   | 4600                  | -50                                  | 1 288 378,0       | 1 758 442,0 | 1 497 934,8       | 209 556,8     |
| 3         | 6400                   | 6400                  | 0                                    | 1812 224,0        | 2 446 528,0 | 2 084 083,2       | 271 859,2     |
| 4         | 4350                   | 5200                  | -850                                 | 1 231 746,0       | 1 987 804,0 | 1 693 317,6       | 461 571,6     |

Не дивлячись на високу вартість легуючих елементів, їх доля в вартості виробництва дуже мала (близько 2,5%). Результатом розумного мікролегкування жароміцних сплавів на нікелевій основі може бути підвищення моторесурсу до 15% від номінального.

Розрахуємо економічну ефективність проекту.

Ефективність розраховується за формулою:

$$E = (C_6 \times K_m - C_n) \times V_n \quad (5.3)$$

де  $C_6$  – собівартість одиниці продукції базова (270 грн/шт.);

$K_m$  – коефіцієнт збільшення моторесурсу (1,15);

$C_n$  – собівартість одиниці продукції номінальна (283,16 грн/шт.);

$V_n$  – обсяг виробництва лопаток за проектом (18000 шт.).

$$E = (270 \times 1,15 - 283,16) \times 18\,000 = 492\,120 \text{ гривень.}$$

Таким чином економічна ефективність реалізації проекту становитиме 492 120 гривень.

Найважчим і найбільш вартісним етапом щодо впровадження випуску таких елементів є розробка технології шляхом практичного виконання. Разом із цим пов'язано багато ризиків:

- важкість розрахунку кількості елементів, що вводяться задля необхідних нових механічних властивостей матеріалу;

- збільшення кількості бракованих деталей (як таких, що не відповідають новим вимогам щодо механічних властивостей);

- завчасний вихід з ладу машин і технологічного устаткування, а відповідно до цього, зміна строку введення технології у виробництво.

Не дивлячись на це саме шлях модернізації виробництва и введення нових технологій (завдяки гарній науково-технологічній базі підприємства АТ «Мотор Січ») є найбільш сприятливим шляхом розвитку.

## ВИСНОВКИ

В ході виконання дипломної роботи було з'ясовано, що границі зерен є двомірним дефектом, який відіграє важливу роль у формуванні властивостей сплавів. У сучасних литих сплавах контроль розміру зерна дуже важливий: необхідно зберігати рівновагу між надмірно дрібними зернами, що викликають зменшення опору повзучості і тривалої міцності, і великими зернами, які шкідливо впливають на міцність при розтягуванні і межу плинності. Для деформовного сплаву за умовисталогоспіввідношення товщини деталі до розміру зерна, довговічність і опір повзучості зростають зі збільшенням розміру зерна.

Відзначено, що позитивний вплив поверхневоактивних домішок на ударну в'язкість, показники тривалої міцності і термічної втоми можна пояснити тим, що домішки забезпечують отримання сприятливої форми вторинних виділень по межах зерен.

Визначено, що кількість сильного позитивного адсорбата (горофільної добавки), що вводиться в сплав (або сталь), має бути такою, аби тільки забезпечити (при високотемпературному відпалі) перетворення крихких примежових прошарків другої фази на ланцюжки сфероїдизованих і ізольованих одна від одної частинок, із досягненням найбільш задовільного результату серед показників тривалої міцності і термічної втоми. Головною задачею при легуванні буде слідкування за тим, щоб не відбулося перелегування, оскільки останнє є недоцільним через зниження характеристик після екстремумів, до того ж матеріал є дуже дорогим. Тобто кількість додатку адсорбата повинна, за можливості, бути екстремальною.

## ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Новиков И.И., Розин К.М. Кристаллография и дефекты кристаллической решетки. М.:Металлургия, 1990, с.336.
2. Симс Ч., Хагелъ В. Жаропрочные сплавы. Нью-Йорк–Лондон–Сидней–Торонто, Пер. с англ. М.: Металлургия. 1976, с.568.
3. Бибер К.К. Плавка и горячая прокатка никелевых сплавов, Монографія, ASM, Cleveland, 1948, с.177.
4. В. Р. Коффлер, Дж. Пеннінгтон, Річмонд Ф. М. Універсал-Сфероїдні конгломерати у сталі, дослідження і розробки. Отд. Рем.,1956, с.48.
5. Декер Р. Ф. Зміцнюючі механізми в суперсплавах на основі нікелю: Симпозіум компанії «Клаймакс Молібден». Цюрих, 1969, с.33-37.
6. Натапов Б.С., Ольшанецкий В.Е., Пономаренко Е.П. Металловедение и термическая обработка. О распределении граничных выделений второй фазы в легированных сталях и сплавах. Т1,2.Запорожье, 1965, с.11-15.
7. Річардс Е. Г., Твігг П. Л. Вплив бору на аустенітний сплав NiCr. 11-й колоквиум повзучості, Сакле, Франція, 1967, с.33-39.
8. Каско Ф. С. Вплив церію і ванадію на мікроструктуру, міцність при розтягуванні і повзучості властивості хромо-нікель-нікель-марганець-молібден-нержавіюча сталь: Ж. Інт. Конф. на повзучість. Інститут механіки. Англ., Лондон, 1963, с.16-29.
9. Ц. Крузар, Дж. Плато, Генрі Г. Вплив бору в аустенітних сплавах. Джей-Ти. Інт. Конф. на повзучість. Існт. механіки. Англ., Лондон, 1963, с16-19.
10. Смеші Р. В. Вплив тривалих, високих напружень на мікроструктуру сплаву Рене-80. Щорічні збори AIME, Cleveland, с.56-63.

11. Гайдук С.В. Наукові основи проектування ливарних жароміцних нікелевих сплавів з необхідним комплексом службових властивостей. Запоріжжя, ЗНТУ, 2017. с.80.
12. Логунов А.В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин. М. Наука, 2016, с.592
13. Каблов Е.Н. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С.Т. Кишкина: науч.-техн. сб. : к 100-летию со дня рождения С.Т. Кишкина. Под общ. ред. Е.Н. Каблова. М.: Наука, 2006, с.272.
14. Симс, Ч.Т. Суперсплавы II: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок. Пер. с англ. под ред. Р.Е. Шалина. М.: Металлургия, 1995, с.384.
15. Smith C.S. Introduction to Grains Phases and Interfaces – an interpretation of Microstructure. Trans AIME, 1948, с.15-25.
16. Натапов Б.С., Ольшанецкий В.Е. Влияние поверхностной активности легирующих элементов на форму вторичных выделений при распаде аустенита. *Физика металлов и металловедение*, Т.18,Вып.6, 1964. с.895-903.
17. Натапов Б.С., Ольшанецкий В.Е., Потуремец А.А. О распределении граничных выделений второй фазы в легированных сталях и сплавах. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1966. № 5. С. 8-9.
18. Ольшанецкий В.Е. О сфероидизации пограничных прослоек карбидной фазы в инструментальных сталях. Производство и исследование быстрорежущих и штамповых сталей. М.: Металлургия, 1970, с.139-144.
19. Натапов Б.С., Ольшанецкий В.Е., Шаблий Н.М., Христофорова Л.И. Об устранении карбидной сетки в стали ХВГ. Производство и исследование быстрорежущих и штамповых сталей. М.: Металлургия, 1970, с.144-147.
20. Ольшанецкий В.Е. Исследование закономерностей образования аномальных структур в металлических сплавах: автореф. дис. канд. техн. наук. Днепропетровск, 1966, с.21.

21. Натапов Б.С., Ольшанецкий В.Е., Пономаренко Е.П. Влияние легирующих элементов на форму вторичных выделений в жаропрочных сплавах с никелевой основой. *Металловедение и термическая обработка металлов*. М.: Металлургиздат, 1965, с.12-15.
22. Мак-Лин Д. Границы зерен в металлах. М.: Металлургиздат, 1960. с.322.
23. Коваль О.Д., Ольшанецкий В.Ю. Про коалесценцію примежових виділень у металевих сплавах. *Нові матеріали та технології у металургії та машинобудуванні*. Запоріжжя, ЗНТУ 2010, №1, с.34-39.
24. Геллер Ю.А. Инструментальные стали. М.: Металлургиздат, 1961, с.370
25. Симс Ч., Хагел В. Жаропрочные сплавы. М.: Металлургия, 1976. с.567
26. Калинина Л.Т., Николаев Н.А.,. Влияние температур аустенизации на склонность белого чугуна к структурной аномальности. *Известия вузов. Черная металлургия*, Запорожье, 1970, с.134-137.
27. Ольшанецкий В.Е. О коалесценции выделений пограничных фаз в гетерогенных сплавах. Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий: Тез. докл. II Всесоюзн. научн.-техн. конф. 7-9 сентября 1983г. Запорожье, 1983, с. 41-43.
28. Ольшанецкий В.Е. Влияние фактора формы включений на активизацию процесса микролокальной диффузии в сплавах. Неметаллические включения и газы в литейных сплавах: Тез. докл. пятой респ. научн.-техн. конф. 6-8 сентября 1988 г. Запорожье, 1988. с.112-113.
29. Базаров И.П. Термодинамика. М.: Высшая школа, 1976, с.447.
30. Ольшанецкий В.Е., Натапов Б.С. Влияние адсорбционной активности легирующих элементов на характер распределения избыточных фаз по границам зерен сплавов с никелевой основой. Свойства и применение жаропрочных сплавов. М.: Наука, 1966. С. 194-200.

31. Гайдук В.В., Натапов Б.С., Ольшанецкий В.Е. Влияние состояния межзеренных границ на свойства сплава типа ЖС, содержащего горофильную примесь. *Физика металлов и металловедение*. 1968, т.26. Вып.5. с.853-859.

32. Натапов Б.С., Ольшанецкий В.Е. Влияние адсорбционной активности элементов на характер пограничного распределения избыточных фаз. Тезисы всесоюзной конференции по жаропрочным сплавам. М. 1964, с.49.

33. Влияние адсорбционной активности редких и редкоземельных металлов (РЗМ) на структуру пограничных зон и свойства сплавов. Редкоземельные металлы в сплавах, III. Киев-Одесса, Институт проблем литья, АН УССР, 1969. с.50-55.

34. Гайдук В.В., Натапов Б.С., Ольшанецкий В.Е. Влияние бора и церия на характер пограничного распределения избыточных карбидов в сложнолегированном никелевом сплаве ЖС. *Физика металлов и металловедение*. 1967. Т.23. Вып.4. с.685-689.

35. Коваль А.Д., Натапов Б.С., Ольшанецкий В.Е. О характере взаимодействия РЗМ с границами зерен никеля и его сплавов. *Физика и химия обработки материалов*. 1972. № 4. с. 102-107.

36. Ольшанецкий В.Е., Коваль А.Д. Влияние поверхностно-активных элементов на структуру границ зерен и свойства металлических сплавов. *Физико-химическая механика материалов*. 1972. № 4. с.103-104.

37. Натапов Б.С., Василенко Г.И., Ольшанецкий В.Е. К вопросу о характере распределения карбидной фазы в цементованном слое легированных сталей. *Известия вузов. Черная Металлургия* №2. 1965, с.134-141.

38. Ольшанецкий В.Е. , Натапов Б.С. Об устойчивости сеточных выделений карбидной фазы. Юбилейная республиканская межвузовская научно-техническая конференция по вопросам машиностроения. Тез. докл. выпуск III. конф. 11-15 мая 1967г. Запорожье, 1967, с.71-72.

39. Банас И.П., Вильчек А.И., Ольшанецкий В.Е. О роли структурного фактора в контактном разрушении поверхностей качения. Первая республиканская конференция молодых ученых по механике твердого деформируемого тела. Киев, 1969. с.4-5.

40. Натапов Б.С., Ольшанецкий В.Е., Коваль А.Д., Сидорова Н.М. Вопросы формирования оптимальной структуры пограничных зон в металлических сплавах. Прогрессивные методы термической обработки металлов и сплавов. Тез. докл. Всесоюз. семинара 19-21 мая 1970 г. Воронеж, 1970, с. 39-41.

41. Василенко Г.И., Вильчек А.И., Михайлов П.А., Ольшанецкий В.Е., Попов И.И. Повышение теплоустойчивости и контактной выносливости стали типа ШХ дополнительным легированием. *Технология и организация производства*, №3, Запорожье, 1971, с.22-23.

42. Банас И.П., Вильчек А.И., Михайлов П.А., Ольшанецкий В.Е. Исследование контактной выносливости сталей различной теплоустойчивости. *Физико-химическая механика материалов*. №2, Запорожье, 1971. с.3-7.

43. Коваль А.Д., Натапов Б.С., Ольшанецкий В.Е. О характере взаимодействия РЗМ с границами зерен никеля и его сплавов. Физические основы жаропрочности металлических материалов. Тез. докл. всесоюз. совещан., Воронеж, 1971, с.44-45.

44. Коваль А.Д., Ольшанецкий В.Е. Микролегирование никелевых жаропрочных сплавов РЗМ. *Технология и организация производства*, №3, 1972, с.111-112.

45. Ольшанецкий В.Е., Порада И.Л. О роли остаточного аустенита во вторичном твердении стали. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, №6, Запорожье, 1974, с.35-36.

46. Порада И.Л., Ольшанецкий В.Е., Натапов Б.С. О природе вторичной твердости в среднелегированных заэвтектоидных сталях. *Металлургическая и горнорудная промышленность*, №6, Запорожье, 1974, с.33-34.

47. Ольшанецкий В.Е., Коваль А.Д., Степанова Л.П. Некоторые вопросы оптимизации формы пограничных фаз в литейных сплавах. Неметаллические включения и газы в литейных сплавах. Тез. докл. пятой респ. научн.-техн. конф. Запорожье, 1979, с.24-25.

48. Smith C.S. Imperfections in Nearly Perfect Crystals. Cleveland, 1952, с.377.

49. Архаров В.И. К вопросу о неравномерностях концентрации, экспериментально выявляемых в твердых телах. *Физика металлов и металловедение*, Т.8, Вып.6, 1959, с.861-866.

50. Архаров В.И., Мархасин Е.С., Дубров Н.Ф. Использование межкристаллитной внутренней адсорбции для одновременного повышения прочности и пластических свойств материалов. *Доклады АН СССР*. Т. 222, №5, 1957, с.1102-1104.

51. Грант Н. Дж. Межкристаллитное разрушение при высоких температурах. Атомный механизм разрушения. М.: Metallurgizdat, 1963. с.575-592.

52. Гард Р.У. Механические свойства материалов при повышенных температурах. М.: Metallurgiya, 1965. с.150.

53. Джифкинс Р.К. Механизм межкристаллитного разрушения при повышенных температурах. Атомный механизм разрушения. М.: Metallurgizdat, 1963. с.593-647.

54. Паркер Е. Р., Уошберн Джей Джей. Повзучості і відновлення, Амер. Жароміц. Метали, Клівленд, 1956, с.112.

55. Коваль А.Д., Ольшанецкий В.Е. О влиянии микродобавок редкоземельных металлов на энергию границ зерен никеля. *Изв. АН СССР. Металлы*, 1972, с.124-132.

56. Ольшанецкий В.Е., Степанова Л.П., Войтович Н.А. Влияние иттрия на содержание неметаллических включений и энергетические параметры границ зерен в никеле. Неметаллические включения и газы в литейных сплавах. Запорожье, 1985, с.103-104.

57. Коваль А.Д., Ольшанецкий В.Е. Об аномальном изменении зернограницной энергии никеля, микролегированного лантаном или цезием. К.: Наукова думка, *Металлофизика*, Вып. 44, 1973, с. 67-72.

58. Коваль А.Д., Ольшанецкий В.Е. О зависимости зернограницной энергии никеля от концентрации РЗМ. Теория и практика микролегирования и модифицирования сталей (материалы Респ. научн.-техн. конф. 7-9 декабря 1971 г.). Донецк: ДПИ, 1971. с.76-77.

59. Ост К.Т., Раттер Дж.В. Миграция границ зерен. Возврат и рекристаллизация металлов. М.: Металлургия, 1966. с.123-156.

60. Дурягіна З.А., Ольшанецкий В.Ю., Кононенко Ю.І. Структурно-енергетичний стан внутрішніх та зовнішніх меж поділу у металевих системах. Львів: Видавництво львівської політехніки, 2013. 456 с.

61. Герштейн Н. А., Райнс Ф.Н. Абсолютні міжфазні енергії нахилу і меж зерен в міді. *Acta Metallurgica*, №7, 1959, с.319-329.

62. Мукур Х. Зміна поверхневого натягу нікелю при кристалографічній орієнтації. *Acta Metallurgica*, № 6, 1961, с.570-576.

63. Салтыков С.А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1976. 270 с.

64. Архаров В.И., Скорняков Н.Н. Об изменениях параметра решетки поликристаллических твердых растворов в связи с межкуристаллитной внутренней адсорбцией. *Труды ИФМ УФАН СССР*. Вып.16, 1945. с.75.

65. Степанова Л.П. Исследование состояния границ в никеле и железе с добавками рения, циркония и РЗМ с целью повышения свойств материала лопаток судовых ГТУ. Автореф. Запорожье, 1982. 22 с.

66. Степанова Л.П., Войтович Н.А. Взаимодействие примесных атомов с границами зерен в чистом железе. Новые конструкционные стали и сплавы и методы их обработки для повышения надежности и долговечности изделий: Тез.докладов III Всесоюзн. научн.-техн. конф. Запорожье, 1986. с.16-17.

67. Любченко А.П., Можаров М.В. О диффузии и микрораспределении церия в железе и чугунах. *Физика металлов и металловедение*. 1962. Т.14.Вып.1. с.61-67.

68. Коваль А.Д., Ольшанецкий В.Е., Рябцев С.И. Влияние РЗМ на энергетическое состояние границ зерен никеля и его сплавов. Легирование и хрупкость стали. К.: ИПЛ АН УССР, 1971. с.247-252.

69. Коваль А.Д., Ольшанецкий В.Е. Влияние микродобавок РЗМ на рекристаллизацию никеля. *Известия вузов. Цветная металлургия* №6. 1972 с. 128-131.

70. Коваль А.Д., Ольшанецкий В.Е. Влияние некоторых редкоземельных металлов на процесс рекристаллизации никеля. Научные основы технологии и прогрессивные технологические процессы в машино- и приборостроении (материалы 3-й Всесоюзн. научн.-техн. конф. 10-13 марта 1970 г. ). М.: МВТУ им. Баумана, 1970. с. 20-21.

71. Любов Б.Я. Кинетическая теория фазовых превращений. М.: Металлургия, 1969. 263 с.

72. Лукке К., Детерт К.А. Кількісна теорія зернозбирального руху і рекристалізації металів у присутності домішок. *Acta Metallurgica* №5, 1957, с.628-637.

73. Zener C., Smith C.S. Phases and interfaces an interpretation of microstructure – Trans AIME, 1948. 175 с.

74. Приданцев М.В. Влияние примесей и редкоземельных металлов на свойства сплавов. М.: Металлургиздат, 1962. 206 с.

75. МакЛин Д. Границы зерен в металлах . М.: Металлургиздат, 1960. с. 322.

76. Ост К.Т., Раттер Дж.В., Миграция границ зерен. Возврат и рекристаллизация металлов. М.: Металлургия, 1966. с.123-156.

77. Правила улаштування електроустановок ПУЕ – 2017. Затверджено наказом № 476 Міністерства енергетики та захисту України від 21 липня 2017 року

78. НПАОП.0.00-7.11-12. Загальні вимоги стосовно забезпечення роботодавцями охорони праці працівників. [Чинний від 2012-03-16]. Вид. офіц. Київ : МНС України, 2012. 37с.

79. Державні санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень ДСН 3.3.6.042-99. Постанова № 42 від 01.12.99 м. Київ.

80. «Інженерне обладнання будинків і споруд. Природне і штучне освітлення». ДБН В.2.5-28-2006. Зміна № 1, Київ. Мінрегіонбуд України, 2008, с. 12.

81. НАПБ А.01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні», Наказ МВС України від 30.12.2014 № 1417, зі змінами № 657, від 31.07.2017.

82. ДСТУ Б В.1.1-36:2016 Визначення категорій приміщень, будинків, установок за вибухопожежною та пожежною небезпекою. Чинний з 1 січня 2017 р.

83. «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги» ДБН В.1.1-7:2016. Міністерство регіонального розвитку, будівництва та житлово-комунального господарства України, Київ, 2017, с.39.

84. ДБНВ. 1.1.7-2002 «Пожежна безпека об'єктів будівництва» Вид.офіц. Київ, 2003. 42с.

85. Кодекс цивільного захисту України, прийнятий ВР від 02.10.2012 № 5403-VI (чинний).

## ДОДАТОК А

Таблиця А.1 Хімічний склад у % матеріалу ЖС6К

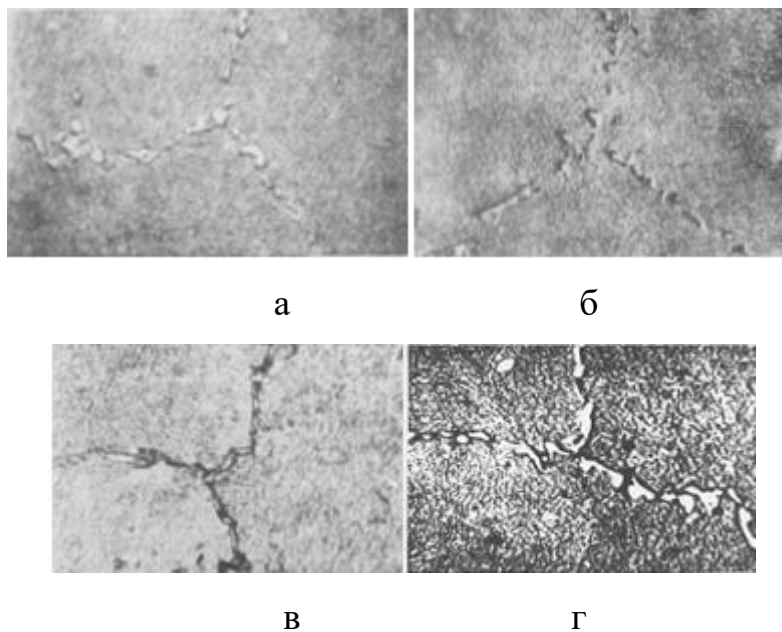
|             |    |
|-------------|----|
| 2           | Fe |
| 0.13 - 0.2  | C  |
| до 0.4      | Si |
| до 0.4      | Mn |
| 60.1 - 68.4 | Ni |
| до 0.015    | S  |
| до 0.015    | P  |
| 9.5 - 12    | Cr |
| до 0.025    | Ce |
| 3.5 - 4.5   | Mo |
| 4.5 - 5.5   | W  |
| 4 - 5.5     | Co |
| 2.5 - 3.2   | Ti |
| 5 - 6       | Al |
| до 0.04     | Zr |
| до 0.02     | B  |
| до 0.001    | Pb |
| до 0.0005   | Bi |

Таблиця А.2 Хімічний склад у % матеріалу ЖСЗЛС

|             |    |
|-------------|----|
| до 2        | Fe |
| 0.05 - 0.12 | C  |
| до 0.6      | Si |
| до 0.6      | Mn |
| 58.6 - 67.1 | Ni |
| до 0.015    | S  |
| до 0.015    | P  |
| 15 - 18     | Cr |
| до 0.015    | Ce |
| 3 - 4.5     | Mo |
| 3 - 4.5     | W  |
| 4 - 5       | Co |
| 2.4 - 3     | Ti |
| 2.4 - 3     | Al |
| до 0.015    | Zr |
| до 0.015    | B  |
| до 2        | Fe |
| 0.05 - 0.12 | C  |

Таблиця А.3 Хімічний склад у % основи матеріалу ЖНС

|             |       |       |         |         |       |
|-------------|-------|-------|---------|---------|-------|
| C           | Fe    | Cr    | Mo      | W       | Ni    |
| 0,15 – 0,16 | 15-20 | 14-16 | 2,8-3,5 | 2,9-3,5 | basis |



а – оптимальне легування бором (0,2%); б – оптимальне легування церієм (0,1%); в – оптимальне легування бором (0,08%) та церієм (0,08%)  
г – оптимальне легування цирконієм (0,08%),

Рисунок А.1 - Мікроструктура сплаву ЖСЗЛС при оптимальному мікролегуванні

## ДОДАТОК Б

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
Національний університет «Запорізька політехніка»

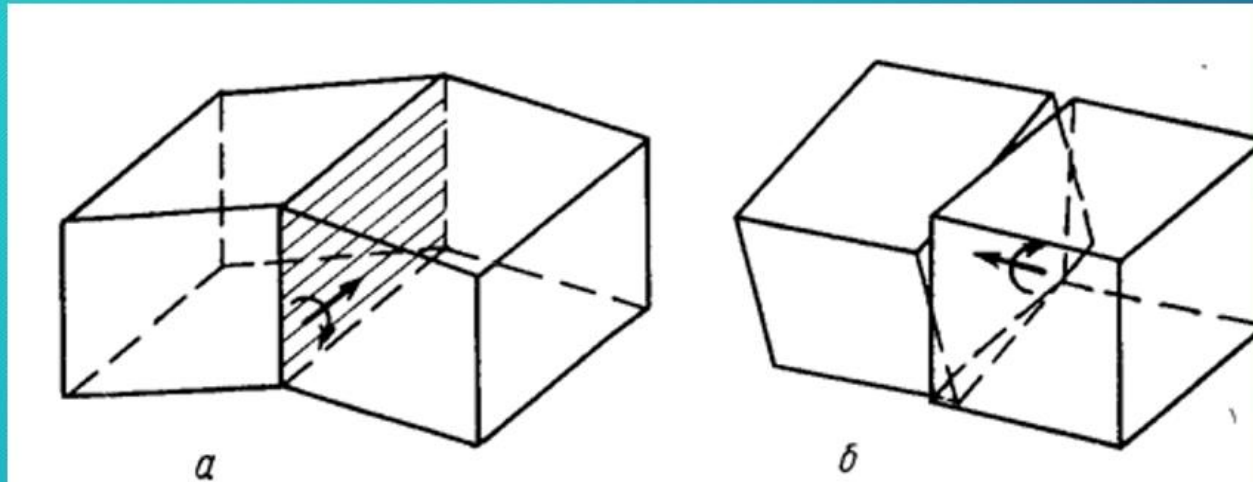
Дипломна робота магістра

Дослідження впливу лантаноїдів на морфологію примежових карбідів та  
властивості жароміцних сплавів на основі нікелю

Науковий керівник : д.т.н. проф. Ольшанецький В.Ю.

Виконав: студент групи ІФЗ-219 Градусов Г.А.

Рисунок 1.1 – Зображення границі нахилу (*а*) та границі кручення (*б*)



## Вплив В та Zr на повзучість сплаву U-500 при 870°С

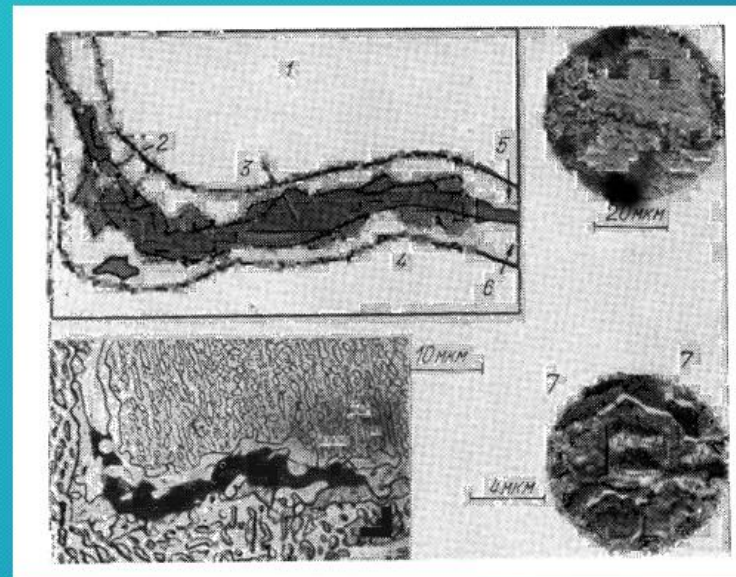
| Сплав                         | ε на першій стадії повзучості | Довговічність, год | Видовження, % | σ для ε <sup>ss</sup> 0,004%/год, кг/мм <sup>2</sup> | n*  |
|-------------------------------|-------------------------------|--------------------|---------------|------------------------------------------------------|-----|
|                               |                               |                    |               |                                                      |     |
| Основа                        | 0,002                         | 50                 | 2             | 11,9                                                 | 2,4 |
| Основа + 0,19% Zr             | 0,002                         | 140                | 6             | 16,1                                                 | 4   |
| Основа + 0,009% В             | 0,002                         | 400                | 8             | 19,6                                                 | 7   |
| Основа + 0,009 % В + 0,01% Zr | 0,002                         | 647                | 14            | 22,4                                                 | 9   |

# Вплив В та Zr на стабільність границь зерен сплаву U-500 при 870°C після деформації $\epsilon = 0,012\%$ за 200 год

| Сплав             | Границі зерен, вільні від виділень    | Мікротріщини | Сфероїдні карбіди, $\gamma'$ | Сфероїдні карбіди, $\gamma''$  |
|-------------------|---------------------------------------|--------------|------------------------------|--------------------------------|
|                   | після $\epsilon = 0,012\%$ за 200 год |              |                              | після 200 год без навантаження |
| Основа            | 264                                   | 314          | 418                          | 230                            |
| Основа + 0,19% Zr | 127                                   | 78           | 173                          | 90                             |
| Основа + 0,009% В | 60                                    | 30           | 63                           | 60                             |
| Основа + 0,01% Zr | 23                                    | 20           | 20                           | 20                             |

## Руйнування по границям зерен сплаву рене 80

1 – матриця  $\gamma$ - $\gamma'$  №1; 2 – карбіди; 3 – тріщина по границі зерна; 4 – матриця  $\gamma$ - $\gamma'$  №2;  
5 – плівка  $\gamma'$  №1; 6 – плівка  $\gamma'$  №2; 7 – поперечне ковзання в зернограничній  $\gamma'$ -області



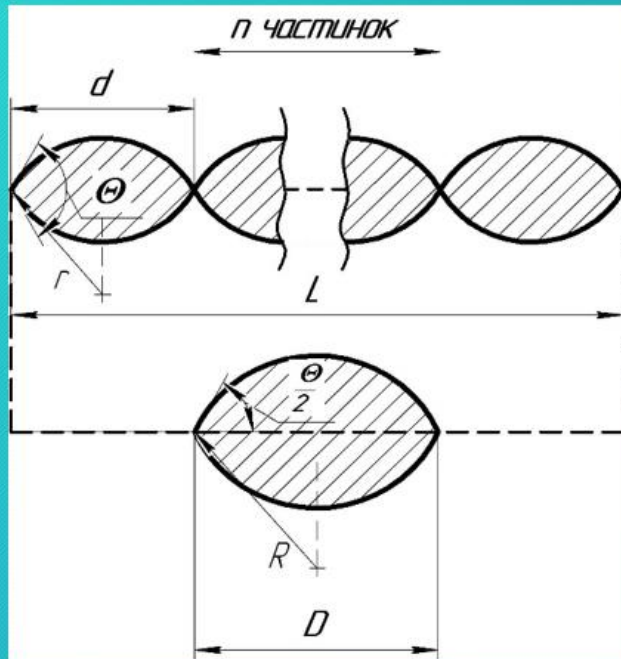
## Загальна схильність до коалесценції примежових виділень:

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

де  $\sum_i \gamma_i^{(1)}$  – сумарна міжфазна енергія ланцюжка з  $n$  рівних частинок

- $\gamma^{(2)}$  - міжфазна енергія всієї поверхні цієї частинки та частини межі поділу

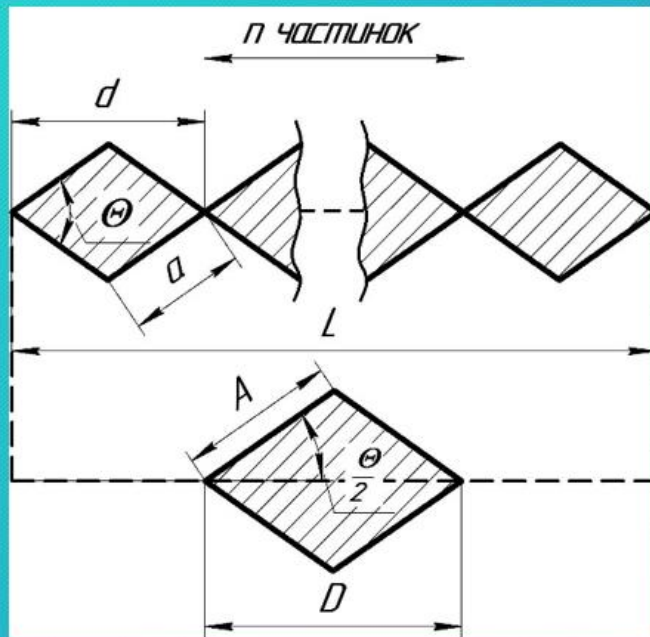
Ланцюжок перерізів (схема) частинок примежових виділень надлишкової фази, що коалесціюють в одну крупну частинку (випадок лінзовидних перерізів)



$$\eta = \frac{\theta n \gamma^{ij}}{\theta R \gamma^{ij} + (L - D) \gamma^{ij} \cos \frac{\theta}{2}} = \frac{\theta L}{\theta D + (L - D) \sin \theta}$$

де  $\gamma^{ij}$  – міжфазна вільна енергія межі поділу матриця-виділення.

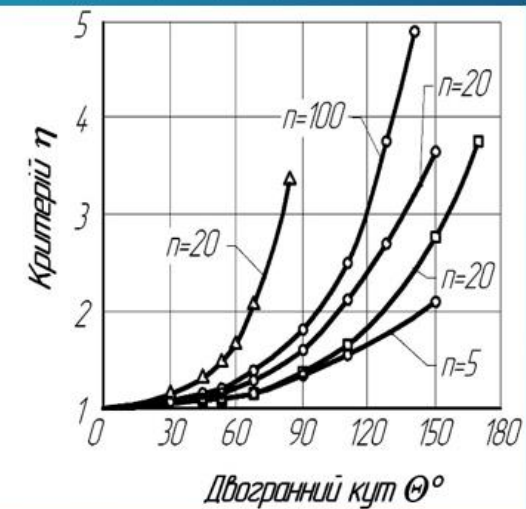
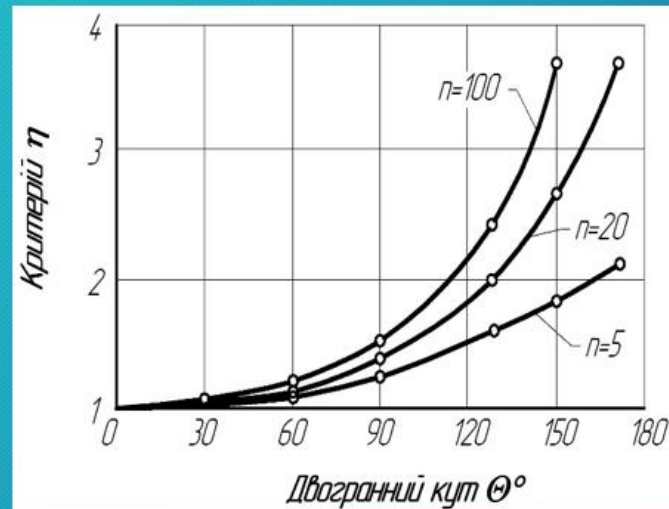
Ланцюжок перерізів (схема) частинок примежових виділень надлишкової фази, що коалесціюють в одну крупну частинку (випадок ромбовидних перерізів)



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

## Залежність критерію $\eta$ від двогранного кута і кількості частинок ( $n$ ), що коалесцюють в одну частинку

*a* – розрахунок за співвідношенням 2.3; *б* – розрахунок за співвідношенням 2.5 (○), 2.3 (□) і з урахуванням "згладженості" контуру частинок, що коалесцюють (Δ)



Вплив легувальних елементів на величину двогранного кута и відношення поверхневих енергій на межах карбід-матриця (нікелевий твердий розчин) і матриця-матриця ( $\gamma^{\text{МК}}/\gamma^{\text{ММ}}$ ) при температурі 950°C

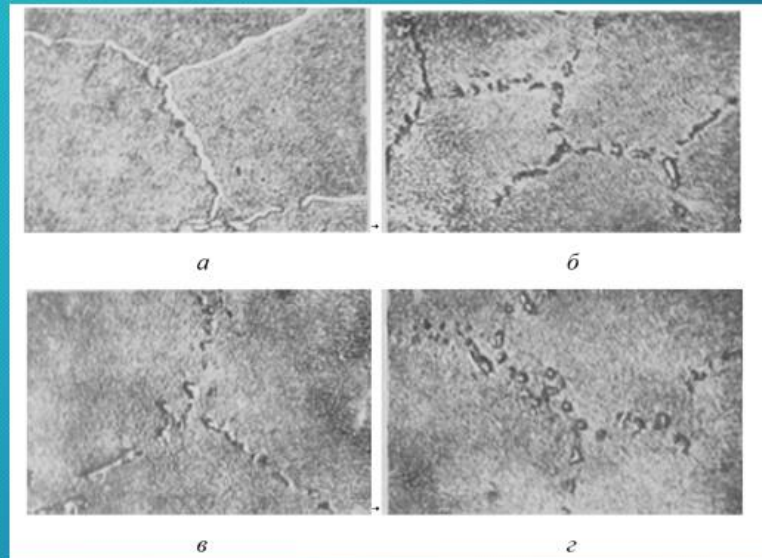
| Легувальний елемент, %     | Двогранний кут $\theta^\circ$ | $\gamma^{\text{МК}}/\gamma^{\text{ММ}}$ |
|----------------------------|-------------------------------|-----------------------------------------|
| Мішметал (Ce+Nd+Pr) - 0,08 | ~ 120                         | 1,000                                   |
| B - 0,01                   | ~ 100                         | 0,780                                   |
| Zr - 0,01                  | ~ 90                          | 0,700                                   |
| Al - 1,80                  | 20 - 30                       | В середн. 0,513                         |
| Nb - 1,12                  | 15 - 40                       | --"-- 0,515                             |
| Ti - 1,90                  | 15 - 60                       | --"-- 0,530                             |
| Fe + Cr + Mo + W - (35÷43) | 0 - 15                        | ~ 0,500                                 |

## Добавки легувальних елементів до основного складу нікелевого сплаву\*

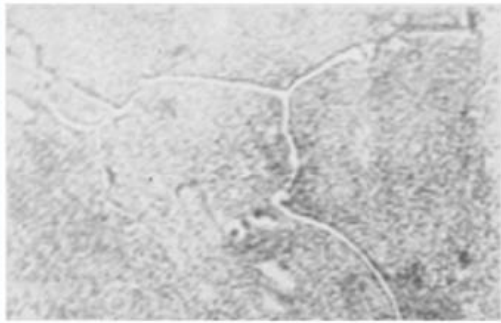
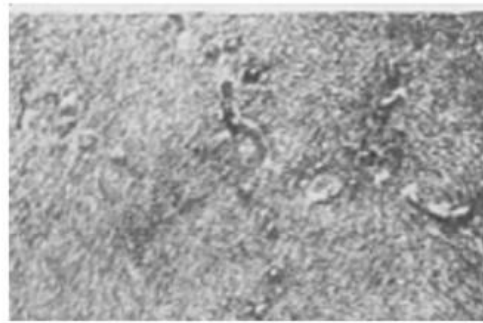
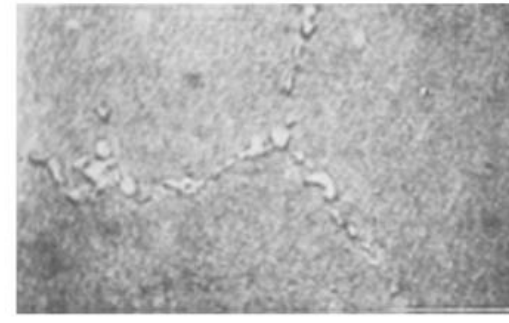
| Номер<br>варіантів<br>сплаву | Вміст елементів,<br>% (мас.) |       |      | Номер<br>варіантів<br>сплаву | Вміст елементів,<br>% (мас.) |       |             |
|------------------------------|------------------------------|-------|------|------------------------------|------------------------------|-------|-------------|
|                              | В                            | Ce    | В+Ce |                              | В                            | Ce    | В+Ce        |
| 1                            | 0,01                         | —     | —    | 13                           | —                            | 0,010 | —           |
| 2                            | 0,02                         | —     | —    | 14                           | —                            | 0,015 | —           |
| 3                            | 0,03                         | —     | —    | 15                           | —                            | 0,020 | —           |
| 4                            | 0,04                         | —     | —    | 16                           | —                            | 0,030 | —           |
| 5                            | 0,05                         | —     | —    | 17                           | —                            | 0,050 | —           |
| 6                            | 0,06                         | —     | —    | 18                           | —                            | 0,080 | —           |
| 7                            | 0,08                         | —     | —    | 19                           | —                            | 0,100 | —           |
| 8                            | 0,10                         | —     | —    | 20                           | —                            | 0,150 | —           |
| 9                            | 0,15                         | —     | —    | 21                           | —                            | 0,200 | —           |
| 10                           | 0,20                         | —     | —    | 22                           | —                            | —     | 0,010+0,005 |
| 11                           | —                            | 0,002 | —    | 23                           | —                            | —     | 0,080+0,080 |
| 12                           | —                            | 0,005 | —    | 24                           | —                            | —     | 0,200+0,200 |

## Примежові виділення карбідів в нікелевому складнолегованому сплаві (ЖСЗЛС), який мікролегований церієм

*a* – 0,002 %(мас.) церію;  
*б* – 0,050 %(мас.) церію;  
*в* – 0,100 %(мас.) церію;  
*г* – 0,200 %(мас.) церію.  
( $\times 1150$ )

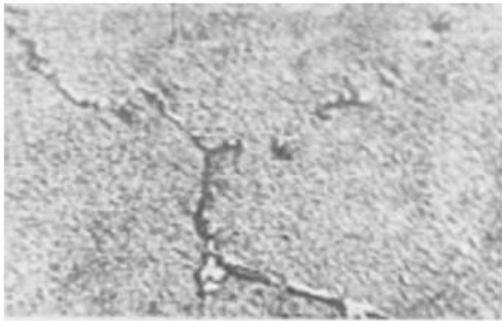
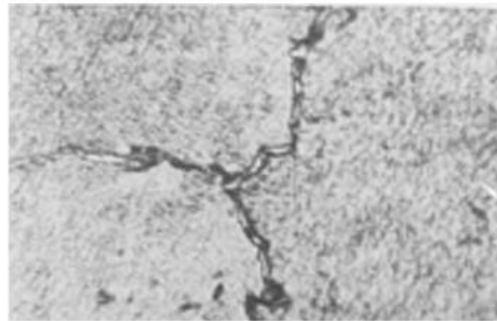
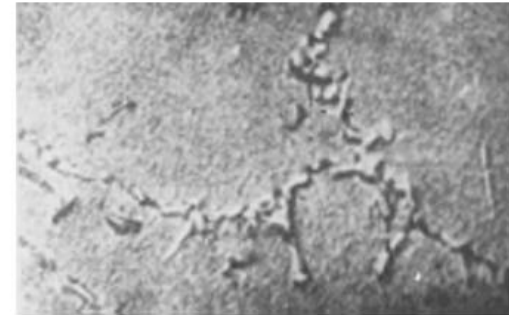


Примежові виділення карбідів в нікелевому  
складнолегованому сплаві (ЖСЗЛС), що додатково  
мікролегований бором

*a**б**в*

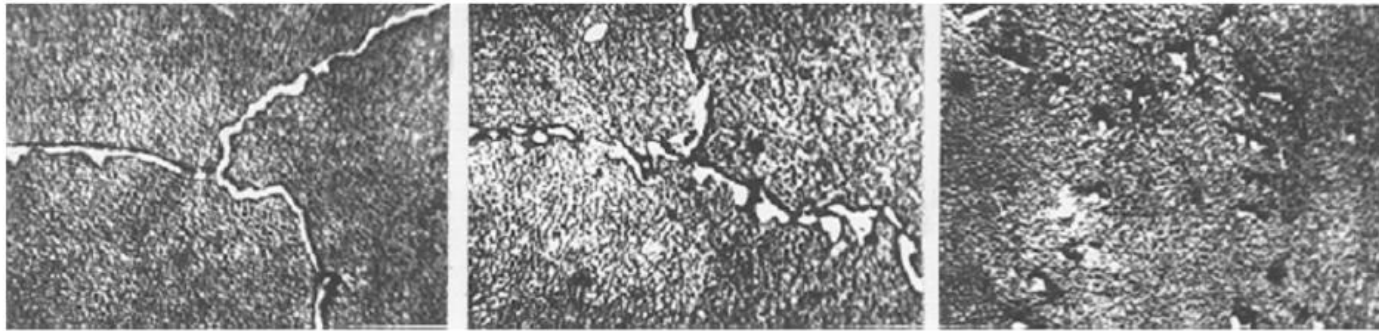
*a* - 0,01 % (мас.) бора; *б* - 0,04 % (мас.) бора; *в* - 0,20 % (мас.) бора ( $\times 1150$ )

Примежові виділення карбідів в нікелевому  
складнолегованому сплаві (ЖСЗЛС), що додатково  
мікролегований бором і церієм

*a**б**в*

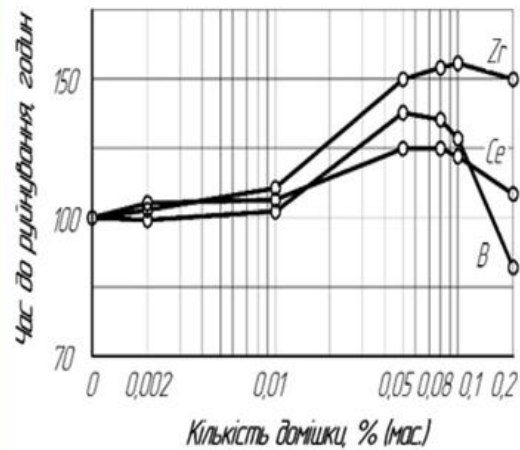
*a* - 0,010 % В + 0,005 % Се; *б* - 0,080 % В + 0,080 % Се; *в* - 0,2 % В + 0,2 % Се  
(%, мас.) ( $\times 1150$ )

Примежові виділення карбідів в нікелевому  
складнолегованому сплаві (ЖСЗЛС), що додатково  
мікролегований цирконієм

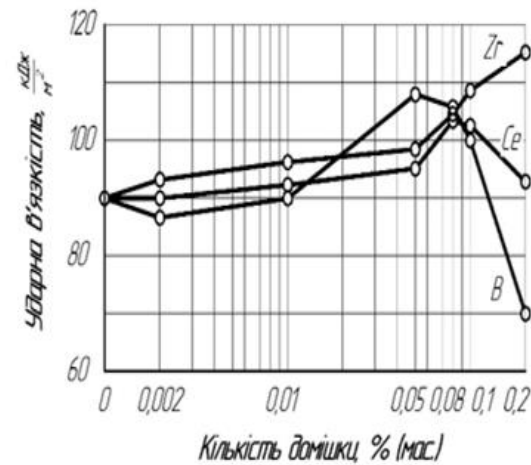
*a**б**в*

*a* - 0,002; *б* - 0,08; *в* - 0,2 % (мас.) цирконію ( $\times 1200$ )

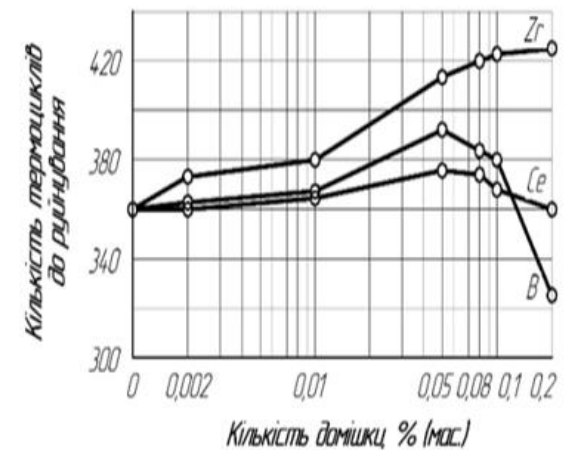
Графіки зміни властивостей в нікелевому складнолегованому сплаві (ЖСЗЛС), що додатково легований поверхнево активною домішкою (бором, церієм, цирконієм)



а



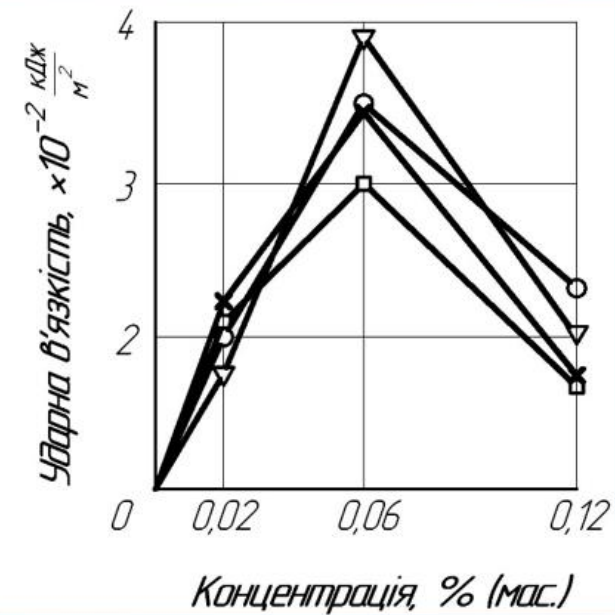
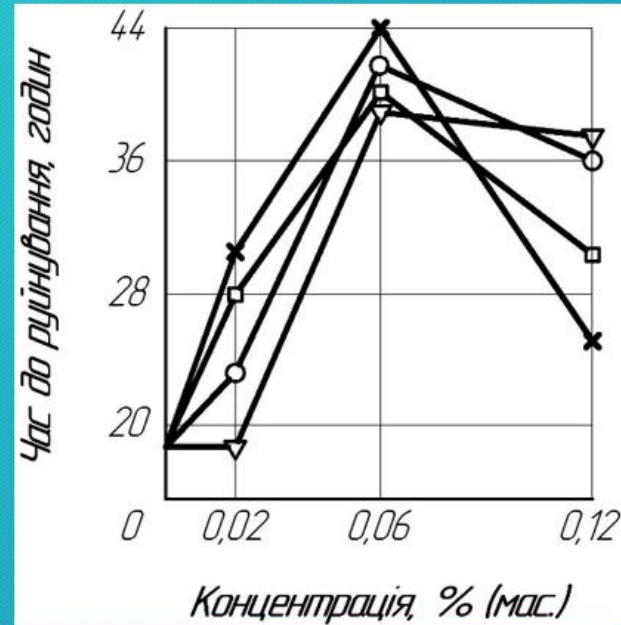
б



в

## Вплив мікролегуювання лантаноїдами на властивості жароміцного сплаву (типу ЖС6К)

$\nabla$  – Pr;  
 $\circ$  – Nd;  
 $\square$  – La;  
 $\times$  – Ce



## Висновки

- В ході виконання дипломної роботи було з'ясовано, що границі зерен є двомірним дефектом, який відіграє важливу роль у формуванні властивостей сплавів.
- Визначено позитивний вплив поверхневоактивних домішок на ударну в'язкість, показники тривалої міцності і термічної втоми.
- Визначено, що кількість сильного позитивного адсорбата (горофільної добавки), що вводиться в сплав (або сталь), має бути такою, аби тільки забезпечити (при високотемпературному відпалі) перетворення крихких примежових прошарків другої фази на ланцюжки сфероїдизованих і ізольованих одна від одної частинок, із досягненням найбільш задовільного результату серед показників тривалої міцності і термічної втоми.