

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ ТЕХНІЧНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

ЗНТУ Інженерно-фізичний

(повне найменування інституту, назва факультету)

Фізичне матеріалознавство

(повна назва кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

Магістр

(ступінь вищої освіти (освітній ступінь))

на тему Вдосконалення речень термічної обробки деталей
газотурбінних двигунів з жароміцних сплавів на основі
нікелю

Виконав: студент 6 курсу, групи ІФ-213М
спеціальності (напряму підготовки)

132 Матеріалознавство

(код і назва напряму підготовки, спеціальності)

Марченко О.С.

(прізвище та ініціали)

Керівник Климов О.В.

(прізвище та ініціали)

Рецензент Івахненко Є.І.

(прізвище та ініціали)

м.Запоріжжя

2018 рік

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Запорізький національний технічний університет
 (повне найменування вищого навчального закладу)

Інститут, факультет Інженерно-фізичний
 Кафедра Фізичне матеріалознавство
 Ступінь вищої освіти (освітній ступінь) Магістр
 Спеціальність 132 Матеріалознавство
 (код і назва)
 Напрямок підготовки Прикладне матеріалознавство
 (код і назва)

ЗАТВЕРДЖУЮ

/Завідувач кафедри Климов О.В.
 "12" 12 2018 року

З А В Д А Н Н Я
НА ДИПЛОМНИЙ ПРОЕКТ (РОБОТУ) СТУДЕНТУ

Марченко Ольга Сергіївна
 (прізвище, ім'я, по батькові)

Тема проекту (роботи) Вдосконалення релієв термічної обробки деталей газотурбінних двигунів з жароміцних сплавів на основі нікелю.

Виконавець проекту (роботи) Климов О.В. к.т.н. доцент кафедри Ф.М.
 (прізвище, ім'я, по батькові, науковий ступінь, вчене звання)

Затверджені наказом вищого навчального закладу від "18" 10 2018 року № 264

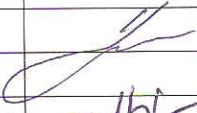
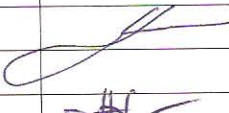
Строк подання студентом проекту (роботи) 15.12.18.

Вихідні дані до проекту (роботи) Марки матеріалів; ескіз виробу; технічні вимоги до матеріалів.

Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розв'язати):
 1. Аналітичний огляд; 2. Матеріали та методики дослідження; 3. Характеристика та аналіз можливих варіантів термічного оброблення сталей ГТД з деформованих та литвирних сплавів на основі Ni; 4. Порівняльний аналіз структури та властивостей сплавів після різних режимів термічної обробки; 5. Економічна частина; 6. Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях.
 Перелік графічного матеріалу (з точним зазначенням обов'язкових креслень)

1. Характеристика матеріалів для робочих лопаток ГТД; 2. Графіки термічного оброблення жароміцних сплавів; 3. Мікроструктури жароміцних нікелевих сплавів після термічного оброблення; 4. Структура та властивості сплаву НСЗВ після термічної обробки; 5. Порівняльний аналіз жароміцних нікелевих сплавів; 6. Тонка структура жароміцних нікелевих сплавів.

Консультанти розділів проекту (роботи)

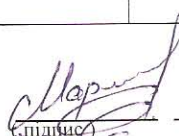
Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
4-4	Климов О.В., доцент кафедри ФМ		
5	Кругликова В.В., доцент	24.09.18 	28.11.18 
6	Нестеров О.В., доцент каф. ОПІНС		
Контроль	Климов О.В., доцент кафедри ФМ		

Дата видачі завдання 15.09.2018

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№ етапу	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1	Аналітичний огляд	25.09.2018	
2	Матеріали та методики дослідження	15.10.2018	
3	Характеристика та аналіз можливих варіантів термічного оброблення деталей ГТД з детор-мованих та ливарних сплавів на основі Ni	22.10.2018	
4	Порівняльний аналіз структури та властивостей сплавів після різних варіантів термічної обробки.	10.11.2018	
5	Економічна частина.	20.11.2018	
6	Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях	27.11.2018	

Студент



Марченко О.С.

(прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи)



Климов О.В.

(прізвище та ініціали)

ПЗ: 100 с., 31 рис., 19 табл., 36 джерел.

Метою дипломного проекту є вдосконалення процесів термообробки, а також розгляд перспективи використання сучасних методів отримання литих заготовок, які призначаються для виготовлення робочих лопаток газотурбінних двигунів і працюють в складному температурному режимі, зазнаючи дії статичних, динамічних та циклічних навантажень.

Дослідження проводилося на основі даних випробувань на розтяг, довготривалу міцність, ударну в'язкість, повзучість та зображень мікроструктури на РЕМ. Об'єктами дослідження були такі жароміцні нікелеві сплави на основі Ni, як ЭИ867, ЖС6К та ЖС36.

Як результат, було проаналізовано хімічний склад, механічні властивості, термічну обробку та мікроструктуру сплавів ЭИ867, ЖС6К та ЖС36.

РОБОЧА ЛОПАТКА ГАЗОВОЇ ТУРБИНИ АВІАДВИГУНА, УМОВИ ЕКСПЛУАТАЦІЇ, ВПЛИВ ЛЕГУВАННЯ, СТРУКТУРА, МОНОКРИСТАЛ, МАТЕРІАЛ, ДОСЛІДЖЕННЯ, ВИПРОБУВАННЯ, СПЛАВ ЭИ867, СПЛАВ ЖС6К, СПЛАВ ЖС36, ДОВГОТРИВАЛА МІЦНІСТЬ, ЖАРОМІЦНІСТЬ, ЗМІЦНЮЮЧА ФАЗА, ЛЕГУВАЛЬНІ ЕЛЕМЕНТИ, МІКРОСТРУКТУРА, ГАРТУВАННЯ, СТАРІННЯ

ЗМІСТ

ВСТУП.....	7
1. АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД.....	9
1.1 Характеристика та умови експлуатації робочої лопатки газової турбіни авіадвигуна.....	9
1.2 Вплив легування на жароміцність.....	12
1.3 Структура нікелевих сплавів.....	16
1.4 Розмір зерна нікелевих сплавів.....	17
1.5 Термічна обробка жароміцних нікелевих сплавів.....	17
1.5.1 Деформовані сплави.....	20
1.5.2 Ливарні сплави.....	22
1.5.3 Спрямована кристалізація.....	25
2. МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕННЯ.....	33
2.1 Матеріали дослідження	33
2.2 Методики дослідження.....	33
2.2.1 Дослідження мікроструктури на РЕМ.....	34
2.2.2 Дослідження мікроструктури на МІМ-7.....	37
3. ХАРАКТЕРИСТИКА ТА АНАЛІЗ МОЖЛИВИХ ВАРІАНТІВ ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ГТД З ДЕФОРМОВАНИХ ТА ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ Ni.....	41
3.1 Сплав ЭИ867.....	41
3.1.1 Особливості легування сплаву ЭИ867.....	42
3.1.2 Особливості термічної обробки виробів зі сплаву ЭИ867.....	44
3.1.3 Мікроструктура сплаву ЭИ867.....	48
3.2 Сплав ЖС6К.....	49
3.2.1 Особливості легування сплаву ЖС6К	50
3.2.2 Особливості термічної обробки виробів зі сплаву ЖС6К	51

3.2.3 Мікроструктура сплаву ЖС6К	5
3.3 Сплав ЖС36.....	57
3.3.1 Особливості легування сплаву ЖС36	58
3.3.2 Особливості термічної обробки виробів зі сплаву ЖС36	59
3.3.3 Мікроструктура сплаву ЖС36	68
4. ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВІВ ПІСЛЯ РІЗНИХ ВАРІАНТІВ ТЕОРМІЧНОЇ ОБРОБКИ.....	69
5. ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА.....	75
5.1 Тенденції розвитку світового ринку технологій.....	75
5.2 Техніко-економічні розрахунки.....	76
6. ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ.....	82
6.1 Аналіз потенційних небезпек.....	82
6.2 Заходи по забезпеченню техніки безпеки.....	83
6.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці.....	88
6.4 Заходи з пожежної безпеки.....	90
6.5 Заходи по забезпеченню безпеки у надзвичайних ситуаціях.....	93
ВИСНОВОК.....	96
ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ.....	97

ВСТУП

Сплави на основі нікелю – найбільш складні сплави, які володіють найдивовижнішими властивостями з усіх сплавів, широко використовуються для виготовлення деталей, що зазнають дії значних температур. Вони застосовуються при найвищих гомологічних температурах у порівнянні з будь-якими сплавами звичайних систем і на даний час складають більше 50% ваги сучасних авіаційних двигунів.

Фізична металургія нікелевих сплавів – найбільш складна, проте взаємозв'язок властивостей зі структурою вивчений в цих системах краще, ніж у всіх інших матеріалів, що застосовуються в інтервалі температур 650-1100°C.

Жароміцні нікелеві сплави вдало поєднують високу жароміцність, окалиностійкість та технологічність.

Температури експлуатації жароміцних нікелевих сплавів варіюються приблизно з 750 до 1000-1100°C. Це можливо за рахунок:

- використання для приготування жароміцних сплавів більш чистих шихтових матеріалів, вільних від шкідливих легкоплавких домішок (свинець, вісмут, олово, сурма, сірка та ін.);
- легування жароміцних сплавів значними кількостями вольфраму, кобальту, молібдену і ніобію (вводять окремо або спільно), які суттєво загальмовують дифузійні процеси знеміцнення в сплавах і підвищують їх жароміцність;
- збільшення до оптимального рівня вмісту легуючих елементів, що викликають зміцнення жароміцних нікелевих сплавів при термічній обробці (в першу чергу алюмінію та титану);
- введення у сплави невеликих домішок бору, цирконію та інших аналогічних легуючих елементів, які сприяють зміцненню границь зерен та приграничних областей за рахунок утворення боридів та ін. ;

- удосконалення технології виробництва і обробки жароміцних нікелевих сплавів (плавлення у вакуумі або середовищі інертного газу, різні варіанти зміцнювальної термічної або термомеханічної обробки та ін.).

Важливим і актуальним завданням є вирішення проблеми підвищення працездатності і надійності робочих лопаток турбіни високого тиску, яке засноване на всебічних дослідженнях структурних і фазових змін матеріалу турбінних лопаток в умовах температурного впливу, а також на оцінці властивостей залишкової міцності матеріалу.

1 АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД

Основою турбіни, яка визначає її надійність і економічність, є її проточна частина, найбільш відповідальними елементами якої є робочі лопатки, профілі яких утворюють робочу решітку. У каналах робочої решітки відбувається перетворення енергії потоку пари на корисну роботу валу турбіни. На рис. 1.1 наведена схема газотурбінного авіадвигуна та зображення робочої лопатки авіадвигуна.

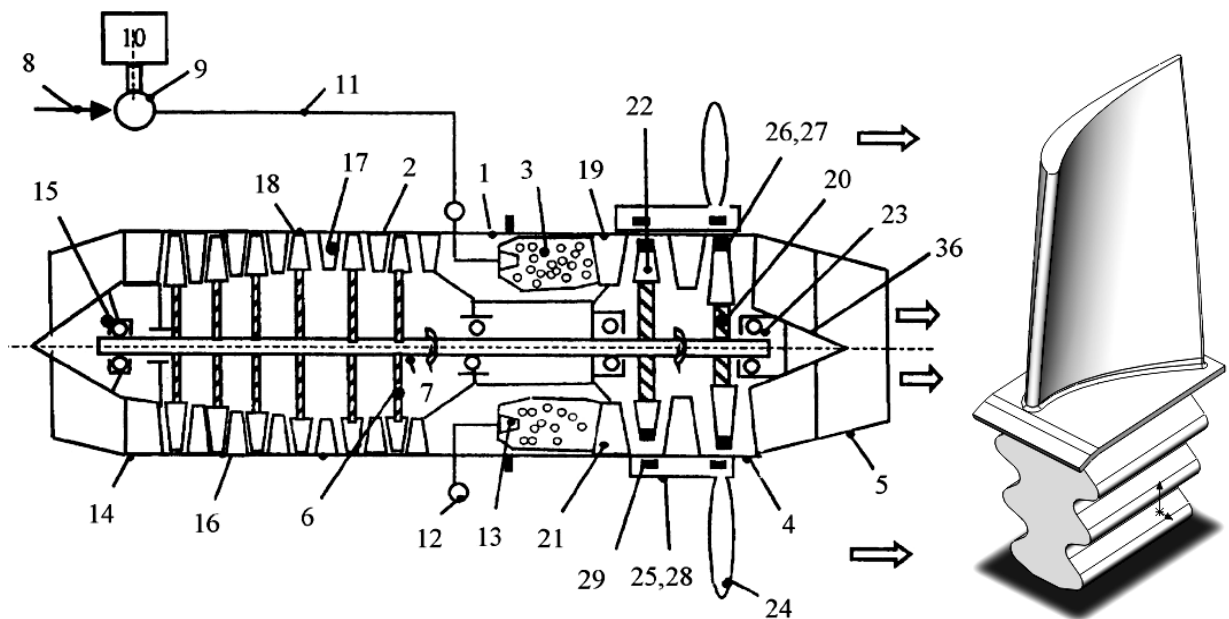


Рисунок 1.1 – Схема газотурбінного авіадвигуна та робоча лопатка (22)

1.1 Характеристика та умови експлуатації робочої лопатки газової турбіни авіадвигуна

Лопатка складається з робочої частини (пера) і хвостовика. Робоча частина має профілі, установка яких з рівним шагом утворює робочі канали. Хвостовики служать для кріплення лопаток на диску. У розглянутому випадку використовують кріплення типу “ялинка”. Воно потребує великої точності виготовлення і застосовуються при підвищених температурах та

значеннях навантаженнях, тобто коли може мати місце вирівнювання навантажень в зубцях з'єднань завдяки пластичності матеріалу.

Робочі лопатки повинні відповідати таким основним вимогам:

- Профільна частина повинна мати добрі аеродинамічні характеристики.
- Конструкція лопаток і використаний для них матеріал повинен забезпечувати високу механічну міцність, оскільки діючі на лопатку відцентрові і газові сили викликають значні напруження розтягу, згину і крутіння.
- Конструкція і технологія виготовлення лопаток повинні забезпечити високу точність виготовлення і чистоту обробки поверхні.
- Лопатки повинні мати належні вібраційні характеристики, що виключають можливість виникнення вібрацій лопаток з великими амплітудами в діапазоні робочих режимів двигуна [1].

При роботі двигуна на робочу лопатку діють статичні, динамічні і температурні навантаження, створюючи складну систему напружень.

Динамічні навантаження, що є результатом коливань лопаток, викликають в них змінні за величиною і знаком навантаження крутіння та згину. Температурні навантаження, що діють на лопатку турбіни, викликаються нерівномірним нагрівом її за товщиною та довжиною. До статичних навантажень, що діють на лопатки, відносяться відцентрові сили мас лопаток, що виникають при крутінні ротора, та газові сили, що виникають при обтіканні газом профілю та через наявність різниці тисків газу перед, та поза лопаткою.

Відцентрові сили викликають деформації розтягу, згину та крутіння, газові - деформації згину та крутіння. Напруження розтягу мають найбільший вплив; напруження згину значно менші напружень розтягу. Напруження крутіння від відцентрових сил в мало закручених робочих лопатках турбін малі.

Як вже відмічено, лопатки ГТД працюють в умовах багатократних теплосмін, підлягають впливу високотемпературних газових потоків, випробовують додатковий вплив компонентів палива і продуктів його згорання. Вплив високої робочої температури і домішок, що містяться у використовуваних паливах, викликає високотемпературну сольову корозію, яка являє собою процес швидкого окислювання і сульфидування робочої поверхні лопатки під впливом продуктів згорання високосірчаного палива, і визначає ресурс роботи лопаточного апарату.

Можливість матеріалу лопаток витримувати нагрівання від температури навколишнього середовища до температури роботи турбін при певній кількості циклів, не руйнуючись, вимагає стійкості до теплосмін. Найбільш розповсюдженими матеріалами для виготовлення лопаток турбін є жароміцні нікелеві сплави, у яких об'ємна частка частинок основної зміцнювальної γ' -фази досягає 40 %.

При високих швидкостях потоку газу в турбінах (більше 100 м/с) в поверхневому шарі металу можуть виникнути значні нормальні напруження і напруження зрізу, які можуть видалити погано зчеплену поверхневу плівку, що призведе до руйнування основи матеріалу під впливом агресивного середовища.

Швидкість окислення більшості сплавів значно вище в газовому потоці ще й через підвищену швидкість підведення окислювальних компонентів до поверхні сплаву. Важливим наслідком збільшення швидкості окислення є утворення товстої окисної плівки на сплаві. Зі збільшенням товщини плівки у ній виникають напруження розтягу, що приводить до її розтріскування та в подальшому до відшарування. Відшарування окисної плівки збільшується при термоциклуванні.

Постійна необхідність збільшення потужності та ККД газових турбін всіх типів приводить до збільшення температури на вході турбіни. За цих умов основним фактором, який зменшує ресурс турбінних лопаток, є високотемпературна корозія. Це явище являє собою швидку, часто

катастрофічну дію на поверхню жароміцних сплавів, яка пов'язана з домішками, що присутні в повітрі та паливі [4].

Для підвищення працездатності лопаток застосовуються конструктивні заходи, наприклад забезпечення охолодження при експлуатації. Лопатка виготовляється з порожнинами, при продуванні через них повітря з більш низькою температурою здійснюється зниження температури в лопатці. Кромки охолоджуваних лопаток практично не охолоджуються. Середня зона таких лопаток має більш низьку температуру. Від напружень вібрації відбувається більшість поломок. Ушкодження робочих лопаток турбіни – є одним з найбільш поширених видів руйнування високотемпературних деталей ГТУ. Дія твердих частинок, які знаходяться в робочому середовищі, приводить до ерозійного зношування лопаток. Причинами поломок можуть бути сторонні частинки, що потрапили в проточну частину, підвищений рівень вібраційних напружень, високі циклічні напруження, перегрів, в умовах яких метал лопаток має недостатню жароміцність [1].

1.2 Вплив легування на жароміцність

Леговані сплави на нікелевій основі широко застосовуються при виготовленні газотурбінних двигунів для робочих лопаток [2]. Вони містять від 12 до 13 важливих елементарних складових в ретельно контрольованих кількостях і, крім того, можливо, від 10 до 12 домішкових елементів, таких як марганець, кремній, фосфор, сірка, кисень і азот, вміст яких так само слід контролювати при правильному веденні плавки (рис. 1.2) [1].

II A	III A	IV B						
	-21 B	-27 C						
+29 Mg	+6 Al 7,66		IV A	V A	VI A	VII A	4 N _v VIII A	
		+9 Ti 6,66	+5 V 5,66	+3 Cr 4,66		+3 Fe 2,66	+1 Co 1,71	0 Ni 0,66
		+28 Zr	+18 Nb 5,66	+12 Mo 4,66				
			+18 Ta 5,66	+13 W 4,66				

Рисунок 1.2 – Елементи які грають важливу роль у будові сплавів на нікелевій основі: 1 – елемент, який бере участь в утворенні γ -фази; 2 – елемент, який бере участь в утворенні γ' -фази; 3 – елемент, який діє по границях зерен; 4 – різниця в атомних діаметрах елементу та нікелю, % [1]

Основні принципи легування сплавів, які можуть бути зведені до наступних положень:

- багатокomпонентне легування -твердого розчину і γ' -фази для забезпечення високої фазової та структурної стабільності сплаву;
- зміцнення границь зерен, яке досягається за рахунок МС-карбідних виділень, а також виборчим мікролегуванням В і Zr. Дослідження із застосуванням радіоактивних ізотопів і електронної мікроскопії показали, що мікролегування уповільнює процеси дифузії по границях зерен, різко підвищуючи жаропрочність виливок з рівноважною структурою;
- досягнення певного співвідношення між сумарним вмістом Al, Ti, Nb (γ' -утворюючі елементи) і сумарним вмістом Mo, Cr, W (переважно

γ-стабілізуючі елементи) з метою отримання оптимальної різниці параметрів кристалічних ґраток γ'-фази і γ-твердого розчину;

- зведення до мінімуму ймовірності утворення топологічно щільнопакованих (ТЩУ) фаз (σ-фази, μ-фази, фази Лавеса), карбідів типу Me_6C , виділення яких призводить до знеміцнення сплаву [3].

Додавання 20% Cr до нікелю порівняно мало зміцнює твердий розчин при високих температурах і підвищення межі тривалої міцності становить 25-30%. Хром покращує окалинотійкість та підвищує енергію зв'язку атомів в твердому розчині системи Ni-Cr-Fe.

Значному зростанню жароміцності сприяє збільшення вмісту титану або алюмінію разом з бором і тугоплавкими елементами - W, Mo або Nb (рис.1.3).

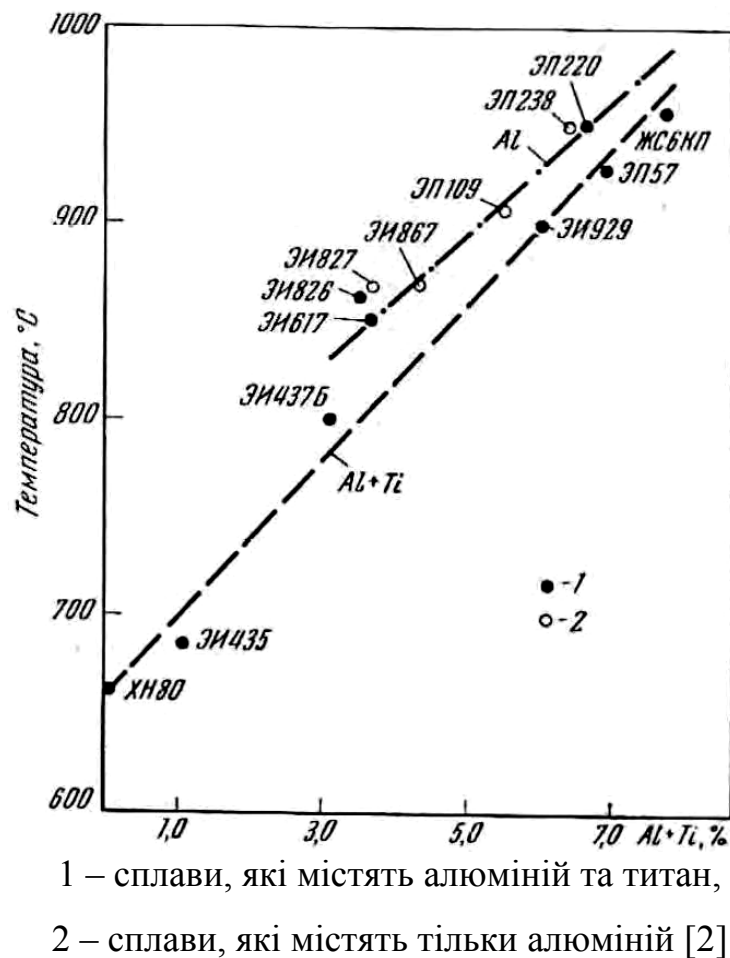


Рисунок 1.3 – Зміна температури, яка відповідає $\sigma_{100}=200$ МПа, сплавів на нікелевій основі в залежності від вмісту титану та алюмінію або їх суми:

Між швидкістю зростання частинок вторинної фази при старінні сплаву на нікелевій основі і довготривалою міцністю є певна відповідність. Додавання бору прискорює процеси укрупнення частинок вторинної фази, а підвищення вмісту алюмінію уповільнює цей процес.

Молибден, вольфрам та хром, які що вводять у нікель окремо, підвищують твердість, жароміцність, електроопір та збільшують параметр ґратки твердого розчину.

Встановлено кількісні залежності між швидкостями росту частинок γ' -фази в процесі старіння і зміною швидкості повзучості у зв'язку з тривалістю випробування.

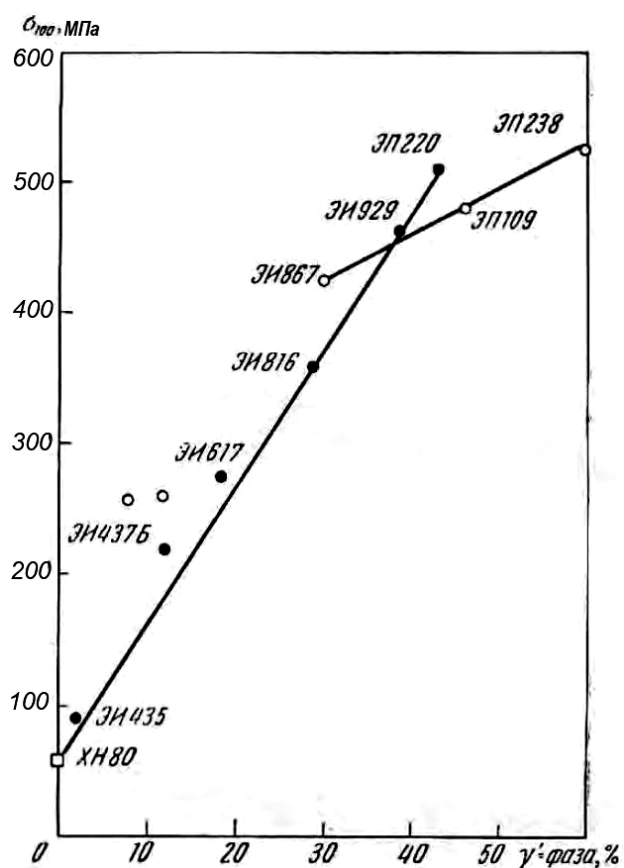


Рисунок 1.4 – Вплив кількості зміцнювальної γ' -фази на 100-г довготривалу міцність сплавів на нікелевій основі [2]

Між довготривалою міцністю, твердістю при відповідній температурі випробування і кількістю зміцнювальних фаз, які утворюються в результаті термічної обробки нікельхромистих сплавів, спостерігається певна

залежність. З підвищенням вмісту титану або алюмінію в нікельхромистому сплаві збільшується кількість інтерметалідної фази типу γ' [Ni, Al] або фази Ni_3Al (рис. 1.4) [2].

1.3 Структура нікелевих сплавів

Нікелеві сплави зміцнюються при наявності певних і досить очевидних особливостей структури. Основні складові структури нікелевих сплавів наступні.

1. Матриця сплаву (γ -фаза). Цілісна матриця, яка представляє собою аустенітну фазу на нікелевій основі з ГЦК ґраткою, зазвичай із підвищеним вмістом елементів, що утворюють тверді розчини: кобальту, хрому, молібдену і вольфраму.

2. γ' -фаза. Алюміній і титан введені в кількості і взаємних пропорціях, які забезпечують виділення великих об'ємних кількостей γ' -фази (ГЦК ґратка), яка виділяється когерентно з аустенітом.

3. Карбіди. Вуглець додається в кількості - 0,05-0,2% і часто взаємодіє з присутніми хімічно активними і тугоплавкими елементами з утворенням первинних MeC карбідів. Під час термічної обробки і в процесі експлуатації вони розпадаються на карбіди зі зниженим вмістом вуглецю Me_{23}C_6 і Me_6C , які виділяються по межах зерен.

4. Зерногранична γ' -фаза. Для багатьох сплавів розроблені режими термічних обробок, які забезпечують утворення плівки γ' по межах зерен; вважають, що це сприяє досягненню оптимальних характеристик тривалої міцності.

5. Фази типу ТЩУ. У певних умовах утворюються σ -, μ - та фази-Лавеса з пластинчастою формою виділень, що викликає знижену тривалу міцність і пластичність [1].

1.4 Розмір зерна нікелевих сплавів

Міцність жароміцних сплавів дуже сильно залежить від розміру зерна і товщини деталі. Довговічність і опір повзучості зростають по мірі збільшення співвідношення товщини деталі до розміру зерна. Для деформованого сплаву при умові постійного зазначеного співвідношення, довговічність і опір повзучості зростають зі збільшенням розміру зерна.

Для литих жароміцних сплавів характерна та ж сама залежність довговічності і опору повзучості від величини співвідношення товщини до розміру зерна. Однак зміна розміру зерна в межах від 2 до 7 мм через коливання температури лиття не викликало зміни властивостей при даній величині співвідношення. Ці умови можуть мати важливе значення при існуванні великих зерен в тонких перетинах. Тонкостінні відливки можуть характеризуватися зниженими довговічністю і опором повзучості, подібно тонкому листу, підданому перед штампуванням відпуску при високій температурі.

В сучасних литих сплавах контроль розміру зерна дуже важливий: слід зберігати рівновагу між надмірно дрібними зернами, які викликають зменшення опору повзучості та тривалої міцності, і великими зернами, які шкідливо впливають на міцність при розтягуванні і межу плинності [1].

1.5 Термічна обробка жароміцних нікелевих сплавів

Необхідні жароміцні властивості забезпечуються в результаті термічної обробки, яка складається з гарту на твердий розчин та старіння.

Мета гарту - перевести різні складові сплаву в твердий γ' -розчин таким чином, щоб при подальшій операції старіння інтерметалідні фази виділилися при знижених температурах у високодисперсному стані.

Температури гарту обирають (в залежності від легування) таким чином, щоб отримати необхідну величину зерна і жароміцність.

У ряді випадків застосовують ступінчасте гартування: спочатку сплав гартують з високих температур на повітрі, а потім, вдруге, зі знижених температур (1000-1050 °C) для виділення і коагуляції карбідів ще до виділення інтерметалідних зміцнювальних фаз з метою підвищення пластичності сплаву.

Швидкості охолодження впливають на жароміцні властивості, які залежать від легування сплаву.

Жароміцні сплави з інтерметалідним зміцненням здатні до повернення властивостей в залежності від температур старіння або робочих температур.

З підвищенням температури (назвемо це перегрівом) вище максимуму, при якому досягається найбільше зміцнення за певний проміжок часу, відбуваються невелика коагуляція інтерметалідів і розчинення їх в γ -твердому розчині, що супроводжується зниженням твердості і жароміцності. Вторинне нагрівання сплаву в цьому стані при знижених температурах сприяє додатковому утворенню інтерметалідних фаз у дисперсному стані, а отже, і додатковому зміцненню.

Для зняття залишкових напружень після механічної обробки, готові лопатки піддають нагріванню при температурах нижче температур гарту, але вище температур старіння, а потім, для відновлення механічних властивостей - додатковому старінню, така послідовність призводить до підвищення експлуатаційної надійності деталей.

Термічну обробку деталей із жароміцних сплавів проводять при високих температурах (1180-1220 °C) і досить тривалій витримці (2-10 год) у печах з різним газовим середовищем і у вакуумі.

Нагрівання у вакуумі, а також у атмосферах аргону, азоту і суміші азоту з 4% H_2 значно зменшує чад легуючих елементів (Cr, Al, Ti, V), завдяки чому виявляється можливим виготовляти деталі з меншими припусками, істотно заощаджуючи дорогий метал. Тому останнім часом термічну обробку виконують в спеціальних печах, які забезпечують значно менший чад зазначених елементів.

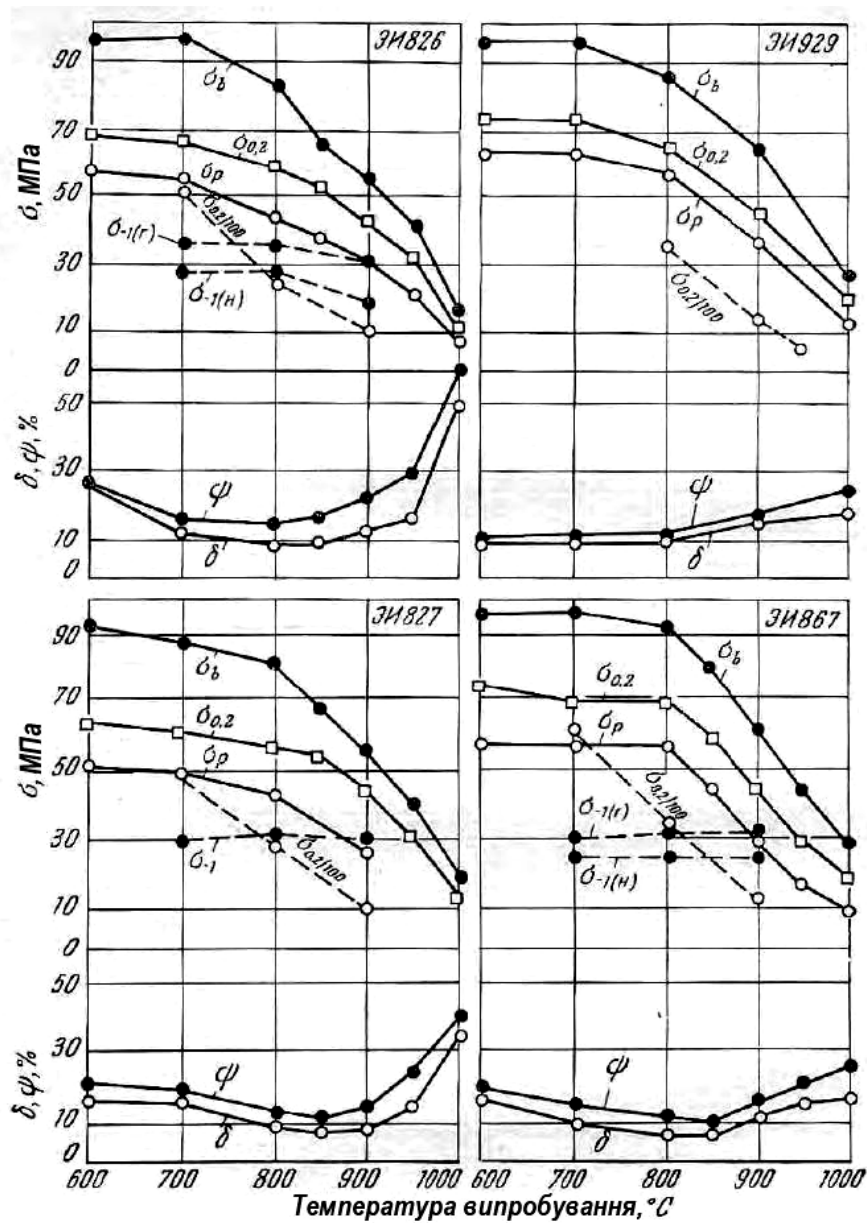


Рисунок 1.5 – Зміна механічних властивостей жароміцних сплавів на нікелевій основі в залежності від температури випробування (Г – гладкі зразки, Н – з надрізом) [2]

Дані про зміну механічних властивостей ряду жароміцних сплавів в залежності від температури випробування наведені на рисунку 1.5 [2].

1.5.1 Деформовані сплави.

Після термічної обробки на твердий розчин деформовані сплави складаються в основному з γ -матриці та карбідів MeC. Температура відпалу для отримання твердого розчину лежить в інтервалі 1040-1230°C і готує γ -матрицю до рівномірного виділення γ' -фази при наступному старінні. Далі проводяться серії низькотемпературних відпалів для того, щоб утворилося виділення і формування головних зміцнювальних фаз.

Опір руйнуванню при повзучості досягається виділенням γ' -фази в інтервалі температур 840-1100°C шляхом чотирьох 24-г термічних обробок. Наступне старіння при температурі $\sim 760^\circ\text{C}$ завершує утворення виділень.

Досягти міцності на розтяг при понижених температурах, необхідних, наприклад, для основи лопаток, можна виділенням тільки однієї γ' -фази у тонкодисперсному вигляді при 760°C. Це також зводить до мінімуму утворення карбідів по границях зерен.

Виділення γ' -фази. За результатами досліджень були встановлені оптимальні співвідношення між термічною обробкою, морфологією γ' -фази та зміцненням.

Аналіз мікроструктури показав, що при 1125°C відбувалося розчинення γ' -фази; при охолодженні на повітрі утворювалися дрібні частинки γ' -фази, більшість з яких знову розчинялися при повторному нагріванні до 1080°C. Охолодження на повітрі з 1080°C призводить до появи додаткової кількості γ' -фази більш тонкої дисперсності, яка більш ефективно зміцнює у порівнянні з фазою, яка попередньо утворилася при охолодженні з 1130°C, оскільки вона утворилася при більш низьких температурах. Крім того, спостерігалось незначне укрупнення залишкових частинок γ' -фази. Подальше старіння при 925°C призводило до зростання як первинної "охолодженої", так і скоагульованої γ' -фази, що супроводжувалося додатковим виділенням γ' -фази у невеликій кількості. Остаточне старіння при 730°C призводило до

незначної зміни структури. Для цієї структури характерним є поєднання помірної межі міцності на розтяг та доброї довговічності, що дуже підходить для застосування у літаках з великим ресурсом і для лопаток промислових турбін.

Карбіди. Розробники сплавів застосовують короточасні термічні обробки через їх значну перевагу у створенні карбідів сприятливих вихідних типів і морфології. Наприклад в деяких деформованих жароміцних сплавах перед проведенням остаточного старіння застосовуються проміжні термічні обробки при 1040-1100°C, а для деяких інших жароміцних сплавів - при 760-850°C.

Так у сплаві рене 41 відпал при 1175°C призводить до розчинення карбідів типу Me_6C і наступному швидкому виділенню у сплаві суцільної плівки $Me_{23}C_6$ по границях зерен. Це призводить до поганої пластичності та розтріскуванню під час зварювання, тому наразі такий відпал не проводиться. Проміжна обробка при 1040°C дозволяє зберегти структуру з однорідних дрібних зерен з рівномірно розподіленими карбідами Me_6C . Розтріскування зменшується, а пластичність покращується через затримки в утворенні фази $Me_{23}C_6$.

Термічна обробка сплаву німонік 80А при температурі ~1000-1080°C, яка попереджує старіння з виділенням γ' -фази при 700°C, призводила до прекрасних результатів довговічності. При 1080°C по границях зерен утворювалися крупні виділення Cr_7C_3 . Це первинне утворення Cr_7C_3 зменшувало початкову швидкість утворення $Cr_{23}C_6$ під час старіння з виділенням γ' -фази при 700°C. Переваги цієї обробки пояснювалися збідненням границь зерен γ' -фазою, яке відбувалося в результаті зменшення вмісту хрому у виділеннях.

Термічна обробка і характеристика довготривалої міцності. Спочатку термічні обробки деформованих сплавів, таких як М-252 та німонік 80А, склалися переважно з високотемпературної термічної обробки на твердий розчин та наступного низькотемпературного старіння. Це призводило до

покращення добрих характеристик руйнування при короткотривалих навантаженнях, однак це не забезпечувало достатньої стабільності структури для отримання оптимальних характеристик опору руйнуванню при довготривалих навантаженнях. З ціллю пришвидшення реакції розпаду карбідів MeC , крім основної термічної обробки, було введено додаткове старіння при проміжній температурі; утворювалися границі зерен з крупними виділеннями Me_{23}C_6 , оточеними шаром γ' -фази.

У всіх випадках границя довготривалої міцності при низьких напругах та високому значенні параметра Ларсена-Міллера P_{LM} зростала. В результаті структура сплаву "стабілізувалася". Цей підхід згодом успішно був застосований до сплаву U-500. Оскільки термічна обробка сплаву вже була чотирьохступеневою, ефект досягався збільшенням температури старіння з 845 до 925°C з ціллю правильного здійснення реакції розпаду карбідів [1].

1.5.2 Ливарні сплави

Формування литої структури жароміцних нікелевих сплавів починається при кристалізації з утворенням у відносно невеликому інтервалі температур кристалів γ -твердого розчину у формі дендритних гілок. Далі одночасно з затвердінням рідини міждендритних областей утворюються монокарбіди MC по евтектичній реакції: $\text{Ж} = \gamma + \text{MC}$. Закінчується формування литої структури жароміцних нікелевих сплавів кристалізацією фаз евтектичного походження, які виділяються в глобулярній або дендритній формі: $(\gamma + \gamma')_{\text{евт}}$, M_6C , α . Потім в процесі охолодження з температури нижче γ' -сольвус (температурна розчинність γ' -фази у γ -розчині) первинний γ -твердий розчин розпадається з виділенням дисперсних частинок γ' -фази. Цей процес, протікає з невеликим температурним переохолодженням (10-20 °C) щодо γ' -сольвусу, і носить в жароміцних нікелевих сплавах спонтанний характер, пов'язаний з гомогенним зародженням і подальшим зростанням виділень γ' -фази при малих шляхах дифузії атомів.

Твердорозчинне зміцнення γ -матриці легувальними елементами обумовлено різницею у атомних діаметрах та валентностях легувального елемента заміщення та нікелю. Збільшення різниці валентностей нікелю та добавки знижує енергію дефектів пакування Ni, що ускладнює рух дислокацій у нікелевому твердому розчині. До додаткового зміцнення матричної γ -фази призводить легування металом з більшим, ніж у нікелю, модулем пружності. Таким чином, зміцнення нікелевого твердого розчину при легуванні буде збільшуватися у ряді елементів Co, Fe, Cr, V, Al, Ti, Mo, W, Nb, Ta, Re.

При температурах вище $0,6 T_{пл}$, окрім перерахованих факторів, на зміцнення γ -твердого розчину чинить суттєвий вплив дифузійна рухомість атомів легувальних елементів. Між коефіцієнтом дифузії та температурою $T_{пл}$ існує тісна кореляція.

Якщо легування підвищує $T_{пл}$, то гомологічна температура, а також дифузійна рухомість атомів у такому сплаві буде нижче. В результаті високотемпературної повзучості найбільший внесок в опір руйнуванню вносять легувальні метали (Re, W), які підвищують температуру солідус жароміцних нікелевих сплавів.

У жароміцних нікелевих сплавах γ' -фаза представлена безліччю складових, що свідчить про її здатність розчиняти майже всі перехідні елементи у їх різноманітному поєднанні. Сумарна межа розчинності легувальних елементів збільшується від 5-6 ат. % в γ' -фазі нікелевих сплавів трикомпонентних систем Ni-Al-W (Mo) до 10 ат. % у багатоконпонентній γ' -фазі складно легованих нікелевих сплавів. Об'ємна частка частинок γ' -фази у жароміцних нікелевих сплавах визначається у відповідності з концентрацією алюмінію і таких γ' -утворюваних елементів, як Ti, Nb, Ta, Hf, у найбільш жароміцних сплавах вона досягає 60-70 %. При підвищених концентраціях цих елементів у структурі сплаву з'являються виділення $\gamma'_{евт}$ -фази у вигляді включень глобулярної форми, які розташовуються у міждентритних областях. Фаза $\gamma'_{евт}$ не робить внесок у зміцнення сплаву, а

навпаки, негативно впливає на опір високотемпературної повзучості.

Дисперсійне зміцнення частинками γ' -фази забезпечує тривале збереження високої температурної здатності жароміцних нікелевих сплавів в широкому інтервалі температур, аж до 1150°C , і досягається шляхом гальмування ковзаючих дислокацій в γ -матриці високодисперсними частинками γ' -фази. Отже, найважливішу роль в опорі високотемпературної повзучості жароміцних нікелевих сплавах, поряд з об'ємною часткою і розмірами частинок γ' -фази, фізико-хімічними і механічними властивостями γ - і γ' -фаз, грають такі параметри гетерофазної γ/γ' -структури, як температура повного розчинення γ' -фази у γ -розчині (солвус γ') і розмірна невідповідність періодів кристалічних ґраток γ - і γ' -фаз.

Карбіди в жароміцних сплавах на нікелевої основі розподіляються переважно по периферії гілок дендритів і границь зерен. Їх роль в жароміцних нікелевих сплавах неоднозначна. Карбіди, розташовані по межах зерен, здійснюють позитивний вплив на характеристики короткочасної і тривалої міцності, ускладнюючи зернограничне проковзування. Роль карбідного зміцнення зростає при підвищених температурах. Карбіди перешкоджають рекристалізації та дифузії по поверхням поділу, сприяючи збільшенню температурної працездатності сплавів.

Виділення карбідів чинять і непрямий вплив на зміцнення нікелевих сплавів. Пов'язуючи значну кількість основних легувальних елементів (Ti, Ta, W та ін.), карбіди збіднюють ними γ - та γ' -фази, знижуючи тим самим ефективність твердорозчинного та дисперсійного (γ' -фаза) механізмів зміцнення.

У жароміцних сплавах спостерігається чотири типи карбідів. Їх утворення визначається складом сплаву, температурою та часом. Карбіди MC, які сформувалися в процесі кристалізації сплаву, при довготривалому впливі високої температури і напруження можуть зазнавати перетворення у карбіди інших типів: Me_{23}C_6 , Me_6C .

Карбіди Me_{23}C_6 стабільні до температур $900-1000^{\circ}\text{C}$; при більш високих

температурах стійкими є подвійні карбіди типу Me_6C . Карбідні виділення, які утворилися в твердій фазі мають пластинчасту морфологію та слугують концентраторами напружень, негативно впливаючи на в'язкість руйнування.

До ТЩУ-фаз у жароміцних нікелевих сплавах відносяться тетрагональна σ -фаза і ромбоєдрична μ -фаза. ТЩУ-фази утворюються з γ —твердого розчину сплаву у вигляді тонких пластин в інтервалі температур 750-1000°C, часто зароджуються на карбідах Me_{23}C_6 та Me_6C по границях зерен. У жароміцних нікелевих сплавах, які містять реній, випадання σ -фази спостерігається в області більш високих температур (1000-1150°C) і додатково може утворюватися орторомбічна Р-фаза.

Негативний вплив ТЩУ-фаз на механічні властивості жароміцних нікелевих сплавів проявляється у тому, що пластична морфологія фаз служить джерелом зародження та розповсюдження тріщин, які призводять до крихкого руйнування [3].

1.5.3 Спрямована кристалізація

Так як в монокристалах відсутні границі зерен, то немає необхідності вводити в сплав елементи, які зміцнюють їх. Ця обставина істотно спростила систему легування жароміцних сплавів для вирощування монокристалів. Крім того, використовуючи анізотропію фізико-механічних властивостей, можна вибрати таку раціональну орієнтацію монокристалу (осьову або азимутальну) відносно напрямлення дії головних напружень, яка забезпечила б найкращий комплекс механічних властивостей і максимальний ресурс роботи виробу.

Відсутність в монокристалах великокутових границь зерен виключило для зміцнення міжзерених границь потребу у введенні С, В, Zr, Hf. За відсутності вуглецю і бору вдалося істотно підвищити температуру солідус (рис. 1.6), опір механічної і термічної втоми і повзучості монокристалів

завдяки усуненню можливості утворення карбідів і боридів, які є концентраторами напружень і осередками зародження тріщин.

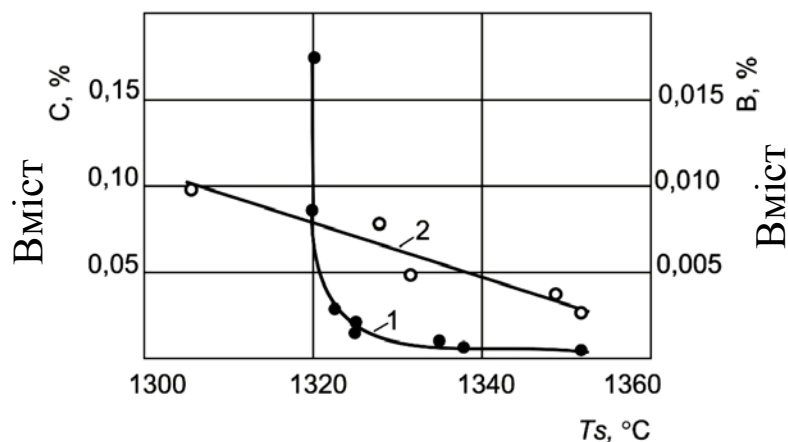


Рисунок 1.6 – Вплив вуглецю (1) і бору (2) на температуру солідусу T_s монокристалічного жароміцного сплаву ЖС40 [3]

Реній найбільш інтенсивно збільшує рівень жароміцності сплавів, в той час як хром знижує характеристики тривалої міцності (рис. 1.7). Позитивний вплив ренію на жароміцність нікелевих сплавів обумовлений збільшенням температури солідусу сплаву, підвищеною розчинністю ренію в нікелевому твердому розчині і збільшенням періоду його кристалічної ґратки, зниженням коефіцієнтів дифузії легувальних елементів.

Якщо в сплавах першого покоління в якості легувальних елементів використовували хром, молібден, титан, вольфрам, тантал, кобальт і алюміній, то в подальшому у сплави стали додавати реній, який має високу температуру плавлення (3190 °C) (табл. 1.1). Реній входить до складу сплавів другого і третього поколінь в кількості 2-4 і 5-6% відповідно. До четвертого і п'ятого поколінь відносяться жароміцні нікелеві сплави, які містять реній, додатково леговані новим елементом Ru.

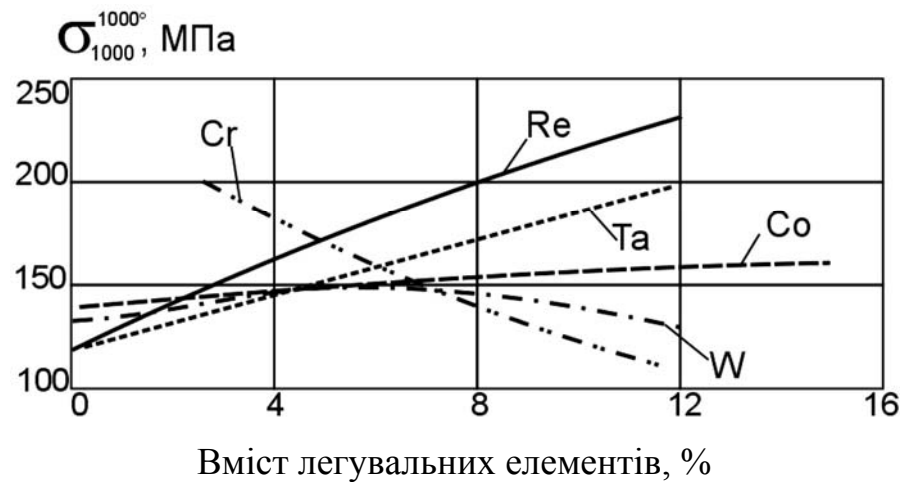


Рисунок 1.7 – Вплив вмісту легувальних елементів на тривалу міцність при температурі 1000 °C і на базі 1000 год. монокристалів з орієнтацією [001] жароміцних нікелевих сплавів типу ЖС [3]

Таблиця 1.1 - Хімічний склад і щільність монокристалічних жароміцних нікелевих сплавів [3]

Сплав	Вміст, мас.%, легувальних елементів											Щіль- ність, г/см ²
	Cr	Ti	Mo	W	Re	Ta	Al	Co	Nb	Hf	Інші	
Перше покоління												
ЖС30М	7,0	1,8	0,6	11,7	—	—	5,1	7,5	1,1	0,1	—	8,635
ЖС40	6,1	—	4,0	6,9	—	7,0	5,6	0,5	0,2	—	0,02Y; 0,02Ce; 0,02La	8,84
PWA-1480	10,0	1,5	—	4,0	—	12,0	5,0	5,0	—	—	—	8,70
CMSX-2	8,0	1,0	0,6	8,0	—	6,0	5,6	5,0	—	—	—	8,56
AMI	7,8	1,1	2,0	5,7	—	7,9	5,2	6,5	—	—	—	8,59
Друге покоління												
ЖС36	4,0	1,1	1,6	11,7	2,0	—	5,8	7,0	1,1	—	—	8,724
CMSX-4	6,5	1,0	0,6	6,0	3,0	6,5	5,6	9,0	—	0,1	—	8,70
Rene N5	7,0	—	2,0	5,0	3,0	7,0	6,2	8,0	—	0,2	0,05C; 0,004B	8,63
SC180	5,0	1,0	2,0	5,0	3,0	8,5	5,2	10,0	—	0,1	—	8,84
PWA-1484	5,0	—	2,0	6,0	3,0	8,7	5,6	10,0	—	0,1	—	8,95
Третє покоління												
Rene N6	4,2	—	1,4	6,0	5,4	7,2	5,75	12,5	—	0,15	0,05C; 0,004B; 0,01Y	8,97
CMSX-10	2,0	0,2	0,4	5,0	6,0	8,0	5,7	3,0	0,1	0,03	—	9,05
ЖС47	2,5	—	2,0	1,3	9,3	8,8	5,75	11,0	—	—	0,02Y; 0,02Ce; 0,02La	9,089
Четверте покоління												
MC-NG	4,0	0,5	1,0	5,0	4,0	5,0	6,0	—	—	0,1	4,0Ru; 0,1Si	8,75
TMS-138	3,2	—	2,8	5,9	5,0	5,6	5,9	5,8	—	0,1	2,0Ru	8,95
П'яте покоління												
TMS-196	4,6	—	2,4	5,0	6,4	5,6	5,6	4,6	—	0,1	5,0Ru	9,01

Рутеній має низку переваг у порівнянні з ренієм; щільність рутенію майже у 2 рази менше ренію, він не схильний до утворення ТЩУ-фаз і менш схильний до ліквідації.

Застосування ренію, як легувального елемента, значно здорожує жароміцні сплави, проте воно виправдане помітним підвищенням їх ресурсу і експлуатаційних параметрів (рис. 1.8).

Як впливає з рисунку 1.8, реній зменшує швидкість дифузії атомів матриці (нікелю), підвищує температуру солідус як сплаву, так і γ' -фази і підвищує характеристики жароміцності. При цьому при легуванні ренієм можливий негативний вплив його на службові характеристики жароміцних нікелевих сплавів. Цими факторами є наступні.

До першого з них можна віднести порушення балансу легування сплаву. Високе від'ємне значення показника дисбалансу легування приводить в процесі експлуатації до утворення надлишкових фаз нерідко пластинчастої морфології. Наприклад, в сплаві ЖС32 при хімічному складі, що відповідає $\Delta E = -0,03$, можуть з'явитися пластини карбіду на основі W_6C , а також ТЩУ-фази типу μ , R, P. Вважають, що пластини таких досить крихких фаз є концентраторами напружень і джерелом зародження і поширення тріщин. Крім того, γ -твердий розчин в тих мікрооб'ємах сплаву, в яких утворюються ТЩУ-фази, збіднюється тугоплавкими легувальними елементами, що сприяє знеміцненню сплаву. У таких випадках необхідне коригування складу жароміцного сплаву за допустимим показником дисбалансу легування ($\Delta E = \pm 0,02$).

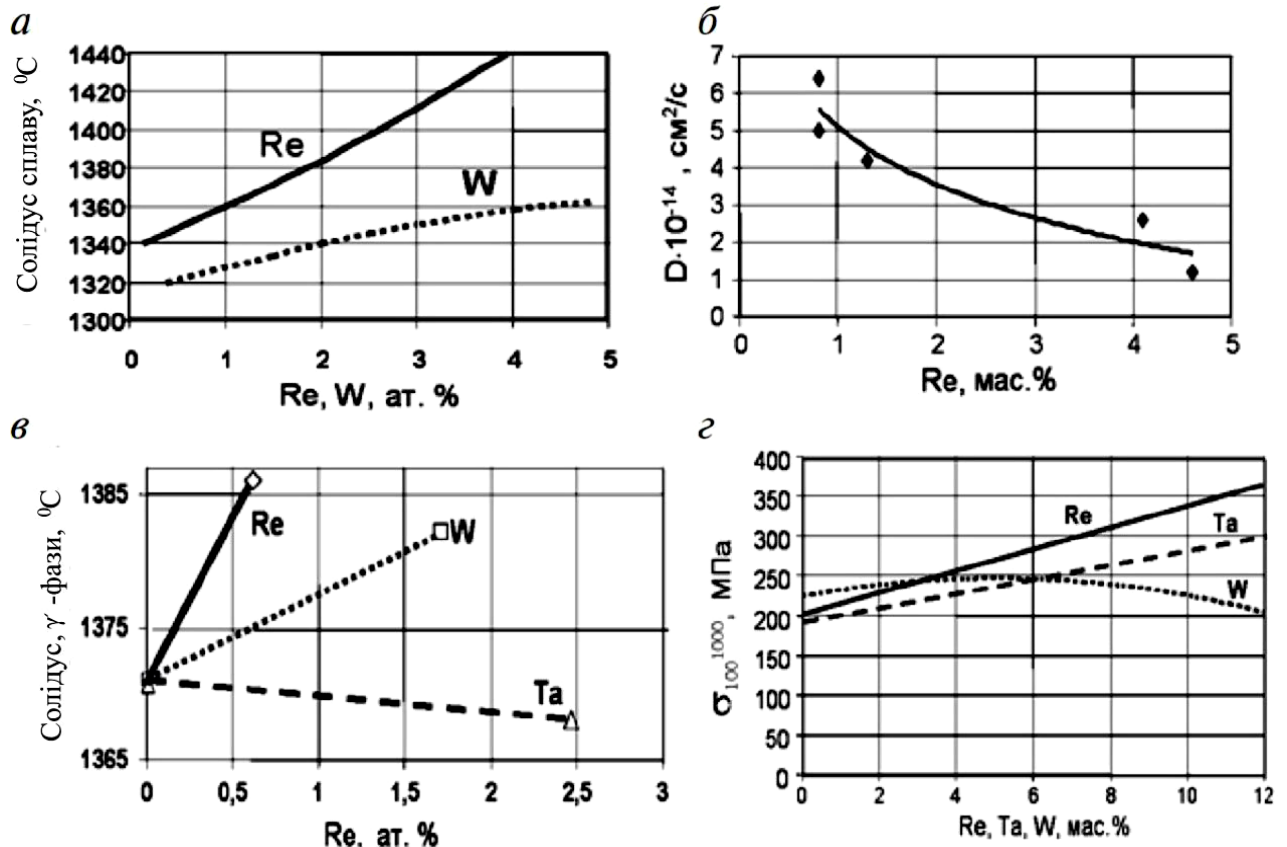


Рисунок 1.8 – Основні фактори підвищення жароміцності нікелевих сплавів, які містять реній: а – вплив Re і W на температуру солідус сплаву; б – вплив Re на швидкість дифузії атомів Ni; в – вплив Re, W, Ta на температуру солідус γ' -фази; г - вплив Re, Ta, W на жароміцність монокристалів [3]

З огляду на нерівноважні умови кристалізації монокристалів з високоренієвих жароміцних нікелевих сплавів, а також неможливість проведення повної високотемпературної гомогенізації і, отже, усунення за розумний час ліквацийної неоднорідності, в першу чергу за концентраціями тугоплавких елементів Re і W, можна зробити висновок, що ТЩУ-фази можуть утворюватися як в литому стані монокристалів, так і після їх гомогенізації.

Найбільш інтенсивне утворення ТЩУ-фаз спостерігається в процесі тривалих високотемпературних відпалів або випробувань на повзучість в інтервалі температур існування цих фаз.

У сплавах з несприятливим поєднанням легуючих елементів або через їх ліквідації можуть утворюватися ТЩУ-фази різного типу: ромбоєдрична μ -фаза, тетрагональна μ -фаза і орторомбічна P -фаза. За своєю природою ТЩУ-фази відносяться до крихких електронних з'єднань перехідних елементів. Вони виділяються у формі пластин з γ -твердого розчину. Крім кристалічної структури, ТЩУ-фази розрізняються вмістом тугоплавких металів та їх співвідношенням.

В якості другого фактора, здатного знизити рівень жароміцності ливарного сплаву, слід вказати його ліквідаційну неоднорідність, пов'язану з сегрегацією тугоплавких елементів W, Mo, Re в осях дендритів. Ця обставина створює локальні осередки, які є потенційною причиною виділення надлишкових фаз навіть в сплавах збалансованого (в середньому) хімічного складу. Ліквідація елементів частково усувається за допомогою багатоступінчастої термічної обробки, що включає тривалу гомогенізацію при температурах до 1370°C, а також при використанні високоградієнтної спрямованої кристалізації.

Третім негативним фактором необхідно визнати утворення пор округлої, кубічної або тетрагональної форми. Відомо, що їх походження пов'язане з явищами мікроусадки при кристалізації (ливарні пори), розчиненням нерівноважної евтектичної ($\gamma + \gamma'$)-фази в умовах гомогенізації сплаву (пори гомогенізації), дифузії вакансій в процесі повзучості (деформаційні пори). Вважається, що всі вони вносять свій внесок в механізм знеміцнення сплавів. Стабілізації пор в структурі сплавів сприяє наявність на їх поверхні тугоплавких елементів W і Re. Для усунення пор зазвичай застосовують гаряче ізостатичне пресування (ГІП), яке підвищує тривалу міцність сплавів.

Для отримання монокристалічного лиття турбінних лопаток із жароміцних нікелевих сплавів застосовують тільки метод Бріджмена-Стокбаргера.

Метод Бріджмена-Стокбаргера – нормальна спрямована кристалізація. Він полягає у тому, що метал або сплав необхідного складу, розплавлений в контейнері – тиглі, найчастіше циліндричної форми з конічним дном, повільно переміщується із зони розплавлення. При цьому на дні контейнеру, який охолоджується першим, виникають нечисленні центри кристалізації, які по мірі опускання тигля ростуть за рахунок поглинання розплаву. Між ними йде геометричний відбір через швидкість росту кристалів, що розрізняються за орієнтуванням. В результаті може залишитися всього один кристал, який, розростаючись, буде займати весь обсяг циліндричної частини контейнера. У такому випадку процес вважається успішним, так як отримано монокристал сплаву. Але часто не всі зерна виклинюються в процесі росту, і виходить направлено закристалізований злиток з невеликою кількістю стовпчастих зерен. Іноді після відповідного розрізання їх можна також використовувати як монокристали. Застосовуючи тигель з більш складною будовою донної частини, наприклад, використовуючи перетискання, можна збільшити ймовірність отримання монокристалів.

Даний метод універсальний і дозволяє вирощувати монокристали більшості жароміцних нікелевих сплавів. На жаль, вирощені монокристали можуть мати такі ж недосконалості структури, які є в злитках (ізоляція, пористість, розорієнтування кристалічної ґратки).

В основу вітчизняної технології монокристалічного лиття було покладено затравочний метод з використанням затравок з температурою плавлення на 150-170°C вище температури плавлення жароміцного сплаву. Зокрема, в серійної технології використовуються затравки зі сплаву системи Ni-W або Ni-W-C, одержувані методом орієнтованої вирізки з заготовок довільної орієнтації. Використання затравок дає можливість отримати виливки з будь-якою заданою орієнтацією як в аксіальному, так і в азимутальному напрямках.

Оптимальні умови для отримання монокристалічної виливки створюються в тому випадку, коли в установці забезпечуються:

- Плоский фронт зростання в макроскопічному масштабі;
- Стабільність фронту кристалізації щодо нагрівача протягом усього процесу формування виливки.

Таким чином, метою дипломного проекту є вдосконалення процесів термообробки, а також розгляд перспективи використання сучасних методів отримання литих заготовок.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ

2.1 Матеріали дослідження

На підставі літературних даних, серед багатьох марок сплавів, які випускають вітчизняні та закордонні підприємства, обрано три жароміцні нікелеві сплави: ЭИ867 (ГОСТ 5632-72), ЖС6К (ОСТ 1 90127-85) та ЖС36 (ТУ 1-595-4-473-95), які використовують для виготовлення робочих лопаток газової турбіни авіадвигуна. Хімічний склад цих сплавів наведено в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Хімічний склад жароміцних нікелевих сплавів [3, 5]

Марка сплаву	Вміст хімічного елементу, % (мас.)									
	Ni	Cr	Al	Co	Mo	W	Ti	C	Re	Інші
ЭИ867	62	9,5	4,5	5,0	10,2	5,2	–	0,1	–	0,6 Si; 0,5 Mn; 0,4 Fe; 0,02 B; 0,02 Ce; 0,015 P; 0,011 S
ЖС6К	64	11,3	5,5	4,5	4,0	5,0	2,85	0,16	–	0,04 Zr; 0,02 B
ЖС36	65,7	4,0	5,8	7,0	1,6	11,7	1,1	–	2,0	1,1 Nb

2.2 Методики дослідження

Метою дипломного проекту було дослідження впливу хімічного складу та термічної обробки на структуру та властивості жароміцних сплавів на основі Ni, які володіють високою жароміцністю, окалинотійкістю та технологічністю при виробництві робочих лопаток газової турбіни авіадвигуна.

У ході роботи досліджувався вплив ряду легуючих елементів на структуру і властивості сплавів, що містять 62-65,7% нікелю. Розглядався вплив Cr, Al, Co, W, Mo, Ti, Re, C, B, Ce та Zr на основні параметри –

жароміцність, утворення зміцнювальної інтерметалідної фази, стійкість до окислення та високотемпературної корозії, технологічність.

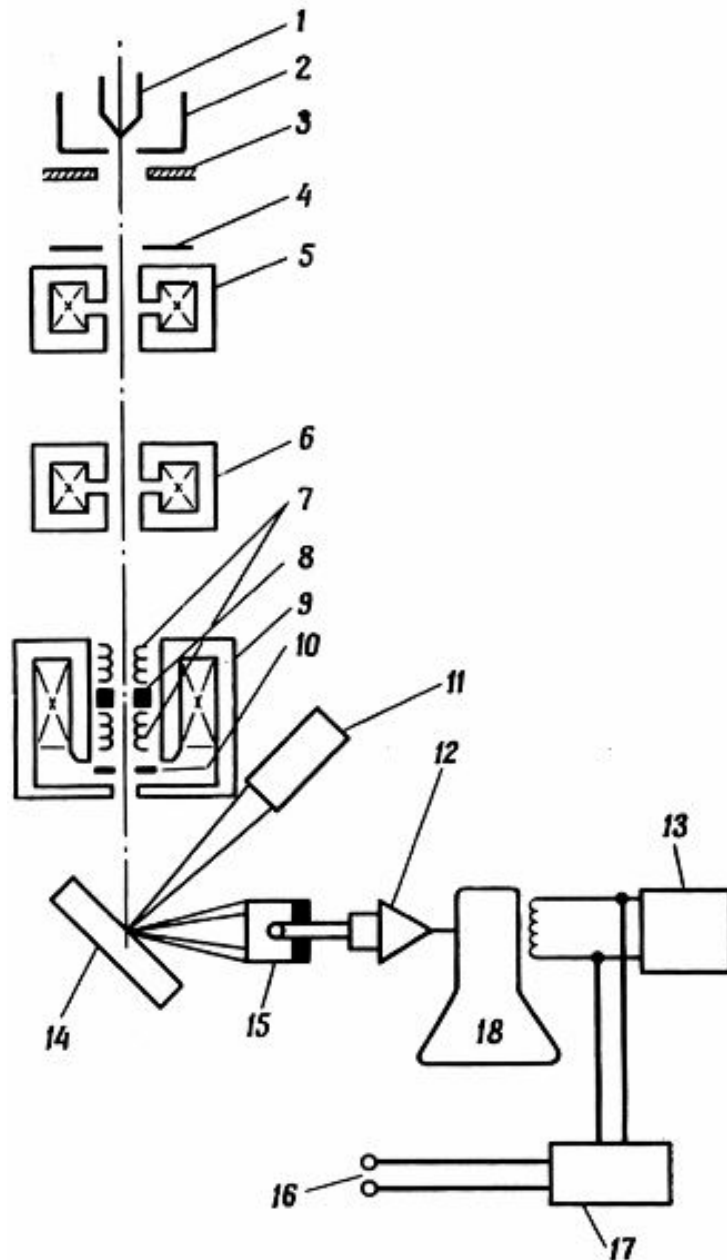
При проведенні експериментів у цій роботі, були використані сучасні методи досліджень мікроструктури, фізико-механічних, експлуатаційних і технологічних властивостей матеріалу. Проведені випробування на розтяг (у відповідності до ГОСТ 1497–84), тривалу міцність (ГОСТ 10145–81), межу повзучості (ГОСТ 3248–81), ударну в'язкість (ГОСТ 9454–78) та досліджено структуру на растровому електронному мікроскопі і оптичному мікроскопі.

2.2.1 Дослідження мікроструктури на РЕМ

Растровий електронний мікроскоп (РЕМ) призначається для дослідження і аналізу мікроструктурних характеристик сплавів. Він дозволяє одержувати зображення мікрорельєфу поверхні зразків з високою роздільною здатністю і значною глибиною різкості, а також проводити аналіз хімічного складу дослідженої ділянки зразка з використанням рентгенівського мікроаналізатора. Електроннооптичну схему РЕМа зображено на рис. 2.13.

Електрони з вольфрамового катода, розжареного до 2430 °С, прискорюються в електричному полі, створеному різницею потенціалів (до 50 кВ) між катодом 1 і анодом 3. За допомогою конденсорних лінз 5 і 6 та об'єктивної лінзи 9 пучок електронів формується у вузький зонд розміром 0,1-3 мкм. Змінюючи струм у лінзах, здійснюють регулювання інтенсивності та фокусування зонда на поверхні зразка 14 за рахунок взаємодії магнітного поля лінз з пучком електронів.

Вузький сфокусований пучок електронів може бути нерухомим, або розгортатися в растр за допомогою генератора сканування 13 та відхиляючої системи 7. Синхронно із скануванням зонда на екрані електроннопроменевої трубки (ЕПТ) 18 формується зображення.



- 1 – катод; 2 – фокусуючий електрод; 3 – анод; 4 – діафрагма;
 5,6 – конденсорні лінзи; 7 – котушка подвійного відхилення; 8 – стигматор;
 9 – об'єктивна лінза; 10 – діафрагма для обмеження розміру пучка;
 11 – детектор рентгенівського випромінювання; 12 – підсилювач;
 13 – генератор сканування; 14 – зразок; 15 – детектор вторинних електронів;
 16 – клеми для підключення відхиляючої системи; 17 – блок регулювання збільшенням; 18 – ЕПТ.

Рисунок 2.1 – Схема електронної оптики растрового електронного мікроскопа з мікроаналізатором

При взаємодії первинних електронів із зразком відбуваються такі процеси: відбиття електронів внаслідок пружного розсіяння, поглинання електронів, поява вторинних електронів та утворення характеристичного рентгенівського випромінювання.

Відбиті електрони – це пружнорозсіяні електрони з такою ж довжиною хвилі, як і у первинних, бо зміна траєкторії їх розповсюдження у зразку відбувається із незначною втратою енергії. Слабозв'язані електрони, після непружної взаємодії з первинними електронами, емітують із зовнішніх оболонок атомів зразка, тому їх називають вторинними електронами. При взаємодії первинних електронів із електронами внутрішніх оболонок атомів зразка також виникає характеристичне рентгенівське випромінювання. Енергія рентгенівських квантів електронів, а саме довжина хвилі, є характеристикою хімічного елемента.

Вторинна електронна емісія виникає поблизу місця падіння зонда від усіх точок складного рельєфу. За допомогою детектора 15, встановленого біля зразка, сигнали від електронів, що виходять з поверхні зразка, перетворюються в електричні імпульси. Після проходження через підсилювач 12, вони передаються в модулятор електроннопроменевої трубки 18. Сканування електронного зонда по поверхні об'єкта і променя на екрані ЕПТ здійснюється синхронно від генератора сканування 13 і тому кожній точці на зразку відповідає точка на екрані ЕПТ.

При переміщенні зонда, у відповідності зі зміною локальних властивостей зразка (частинки інших фаз, рельєф поверхні і т. інше), змінюється кількість розсіяних електронів і відповідно змінюється яскравість точки на екрані ЕПТ, тобто виникає контраст і створюється зображення поверхні зразка.

В РЕМі використовують два види контрасту: контраст від хімічного складу, що залежить від атомного номеру елементів, і топографічний контраст, який визначається рельєфом поверхні зразка.

Контраст від хімічного складу виникає тому, що ділянки з великим атомним номером будуть більш яскравішими, бо кількість розсіяних електронів пропорційна атомному номеру елемента. Топографічний контраст, на відміну від попереднього, пов'язаний з розташуванням рельєфної поверхні під різними кутами до напрямку падіння зонда. Більша кількість електронів буде реєструватися від тих ділянок рельєфу, що мають більший кут між нормаллю до поверхні ділянки (в точці падіння первинного пучка) і його напрямком.

Враження об'ємності структури поверхні пояснюється великою глибиною зображення РЕМа. Цей вид контрасту використовується при вивченні зламів.

При реєстрації струму поглинання контраст зображення буде протилежним контрасту у відбитих (розсіяних) та вторинних електронах.

Збільшення зображення, одержаного в РЕМі, дорівнює відношенню лінійних розмірів растра на екрані ЕПТ і растра на зразку. Розмір растра на об'єкті можна регулювати зміною сили струму в растрових котушках. Загальне збільшення коливається в широкому діапазоні від 50 до 200 тис. разів і значно перекриває діапазон збільшення світлового мікроскопа.

2.2.2 Дослідження мікроструктури на МІМ-7

Оптична мікроскопія заснована на використанні білого світла, оптичних лінз, призм і дозволяє одержувати на металографічному мікроскопі МІМ-7 корисне збільшення до 1440 і 1350 раз відповідно при візуальному спостереженні й до 2000 раз при фотографуванні. Металографічний мікроскоп МІМ-7 є вертикальним оптичним мікроскопом.

Мікроскоп МІМ-7 складається з оптичної системи з фотографічною апаратурою, освітлювального обладнання й механічної системи.

В оптичну систему входять об'єктив, окуляр, дзеркала, призми. Об'єктив і окуляр являють собою складну систему лінз, розміщених в одній

оправі. Об'єктив, звернений до об'єкту огляду, дає його зворотне, збільшене дійсне зображення. Окуляр, звернений до ока спостерігача, дає уявне, збільшене зображення, отримане об'єктивом, але це не може підвищити роздільної здатності мікроскопа. Його вибирають таким чином, щоб чітко були видні деталі структури, збільшені об'єктивом.

На рисунку 2.2 наведена оптична схема металографічного мікроскопа МІМ-7. Від джерела світла 1 через колектор 2 відбиваюче дзеркало 3 і світлофільтри 4, апертурну діафрагму 5, фотозатвор 6, польову діафрагму 7 і поворотну призму 8 промені світла попадають на плоскопаралельну пластину 9. Частина світлового потоку проходить через неї, а частина променів відбивається нагору від пластини через об'єктив 10 і отвір у предметному столику 11 попадає на шліф 12, площина якого розташована перпендикулярно оптичній осі мікроскопа. Відбиті від шліфа 12 промені знову проходять через об'єктив 10, плоскопаралельну пластину 9 і відбившись від дзеркала 13, через окуляр 14 попадають в око спостерігача або через фотоокуляр 15 - у фотокамеру, де, відбившись від дзеркала 16, попадають на фотопластинку 17.

Поліровану поверхню зразка піддають травленню для виявлення мікроструктури. Для травлення шліфів сплавів звичайно застосовують 4% розчин азотної кислоти в спирті, у який на 6-15 хв. опускають дзеркальну поверхню зразка. Поверхня шліфа стає матовою. Її промивають проточною водою й просушують фільтрувальним папером.

Травлення шліфів дозволяє виявити дві важливі особливості структури сплавів:

- 1) полікристалічна, зерниста будова (розмір, форма, розподіл зерен);
- 2) структурні складові сплави.

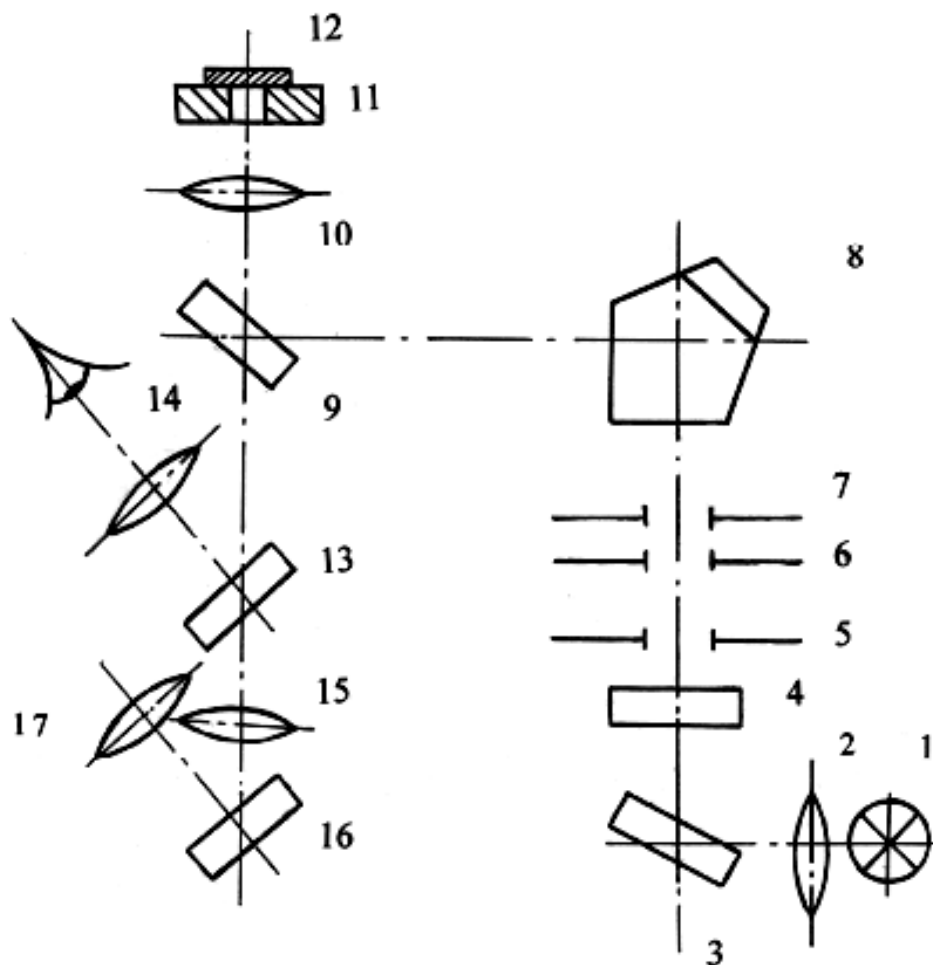


Рисунок 2.2 – Оптична схема мікроскопа МІМ-7

При дослідженні металів і сплавів часто необхідно знати величину якого-небудь елемента структури, наприклад, розмір зерна або часток другої фази, відстань між ними, глибину цементованого або азотованого шару і т.д. Найбільш важливою структурною характеристикою металів і сплавів є розмір зерна, від якого залежать механічні властивості виробів, поведінка матеріалу в різних процесах обробки тиском, термічної й механічної обробки. Відомо, що зі зменшенням розміру зерна збільшується границя текучості гомогенних сплавів. При однаковій твердості й міцності ударна в'язкість дрібнозернистої сталі значно перевершує ударну в'язкість грубозернистої сталі.

Визначення розміру зерна проводиться за ДСТ 5639–82 "Сталі й сплави. Методи, виявлення й визначення величини зерна". Для визначення розміру зерна досліджувану мікроструктуру порівнюють зі стандартними

шкалами або підраховують число зерен, що припадає на одиницю площі поверхні шліфа, або визначають лінійний розмір зерен. За ДСТ 5639-82 величину зерна оцінюють балами.

Метод візуальної оцінки величини зерна заснований на порівнянні видимих під мікроскопом зерен з еталонною шкалою (рис. 2.3). Ця шкала являє собою схематизовану сітку, обмежуючу зерна середнього розміру (по площі даного номера). Розмір зерна по цьому методу оцінюють відповідним балом (1- 8 номер зерна) при збільшенні мікроскопа в 100 раз.

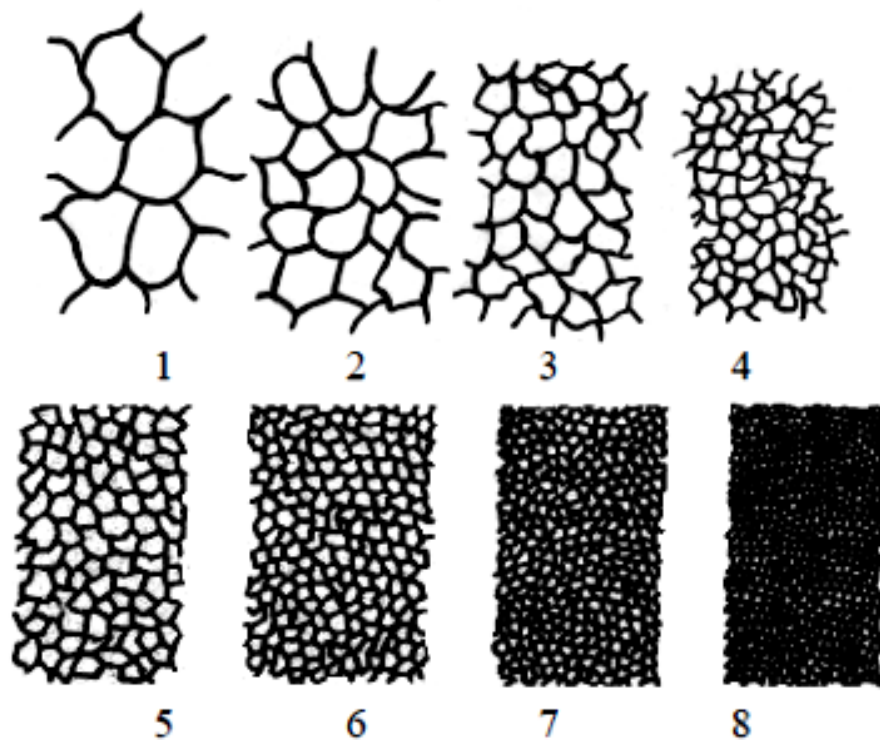


Рисунок 2.3 – Шкала бальності зерна, x100

Якщо в мікроструктурі спостерігається явна різнозернистість, то величину зерна оцінюють двома номерами, перший з яких означає переважну величину зерна. Якщо зерна переважної величини займають більш 90% площі шліфа, то вказується тільки один номер зерна.

3 ХАРАКТЕРИСТИКА ТА АНАЛІЗ МОЖЛИВИХ ВАРІАНТІВ ТЕРМІЧНОГО ОБРОБЛЕННЯ ДЕТАЛЕЙ ГТД З ДЕФОРМОВАНИХ ТА ЛИВАРНИХ СПЛАВІВ НА ОСНОВІ Ni

3.1 Сплав ЭИ867

Деформований сплав ХН62МВКЮ (ЭИ867) використовують для виготовлення робочих лопаток турбореактивного двигуна, з інтерметалідним дисперсійним зміцненням, за рахунок частинок Ni_3Al .

Розглянемо хімічний склад у табл.3.1 та основні механічні властивості в табл. 3.2.

Таблиця 3.1 – Хімічний склад сплаву ХН62МВКЮ (ЭИ867)

Марка сплаву	Вміст хімічного елементу, % (мас.)									
	Ni	Cr	Al	Co	Mo	W	Si	Mn	C	Інші
ЭИ867	62	9,5	4,5	5,0	10,2	5,2	0,6	0,5	0,1	0,4 Fe; 0,02 В; 0,02 Се; 0,015 Р; 0,011S

Таблиця 3.2 – Механічні властивості сплаву ХН62МВКЮ (ЭИ867)

Марка сплаву	t, °C	σ _Б	σ _{0,2}	δ, %	КСУ, Дж/см ²	σ ^{900/} ₁₀₀	σ ^{900/} ₁₀₀₀	σ ₋₁ , N=10 ⁷
		МПа				МПа		
ХН62МВКЮ (ЭИ867)	20	1000	780	6	15	—	—	—
	900	600	400	8	50	190	110	—

Характерною особливістю жароміцних сплавів є їх висока міцність при робочих температурах газової турбіни. Як показала практика, ГЦК гратка забезпечує високу міцність, пластичність, опір повзучості до більш високих температур ніж ОЦК гратка, що обумовлено дією кількох факторів, серед яких особливе місце займають високі показники модуля пружності та коефіцієнту дифузії в ГЦК гратці легувальних елементів.

Найбільше значення має висока розчинність багатьох елементів в матриці та можливість контрольованого виділення інтерметалідів, наприклад, γ' -фази, та карбідів. Це дозволяє отримувати сплави для деталей будь-якого спрямування.

Сплав ЭИ867 являє собою легований нікельхромовий твердий розчин з присадками алюмінію (Al), вольфраму (W), молібдену (Mo) та кобальту (Co). Сплав не містить титану (Ti). Основна зміцнююча фаза – інтерметаліди типу Ni_3Al , кількість якого залежить від умов охолодження при гартуванні і режиму старіння.

При охолодженні з 1220 °C на повітрі, виділяється більша кількість фази Ni_3Al (27%), тоді як при охолодженні у воді кількість цієї фази зменшується до 15%, а при більш різкому охолодженні – до 9%.

У сплаві ЭИ867 після охолодження з температур гарту при випробуванні на прогартуваність в торці у місці дотику зі струменем води досягається твердість ≥ 270 HB. Це свідчить про те, що інтерметалідна фаза Ni_3Al в цьому сплаві утворюється з високою швидкістю. Старіння при 950 °C дещо пом'якшує сплав, і дозволяє отримати найкраще поєднання жароміцності і пластичності.

Крім γ' -твердого розчину і фази Ni_3Al , в сплаві виявлено подвійний карбід типу Me_mMe_n^2 і боридна фаза типу Me_3B_2 .

3.1.1 Особливості легування сплаву ЭИ867

Всі елементи, які містить сплав, присутні, у тій чи іншій мірі, в усіх його фазах. Але легувальні елементи можна об'єднати в окремі класи в залежності від їх переважної фазоутворювальної дії:

- елементи, які переважно утворюють твердий розчин (матрицю). Це нікель, кобальт, залізо, хром, вольфрам, молібден;
- елемент, який разом із нікелем утворює основну зміцнювальну

γ' -фазу – алюміній;

- такі елементи, як хром, молібден, вольфрам в присутності вуглецю та бору утворюють карбіди та бориди. Хром переважно розчиняється в карбідах типу $Me_{23}C_6$; вольфрам та молібден – Me_6C , MeC .

Хром сприяє зростанню стійкості стопів до окислення та високотемпературної корозії. З іншого боку, підвищення вмісту хрому знижує температуру розчинення γ' -фази і, як наслідок, призводить до зменшення жароміцності, особливо при температурах вищих за 700...750 °С.

Алюміній забезпечує утворення зміцнювальної інтерметалідної фази на основі Ni_3Al . Алюміній та хром забезпечують опір окисленню та газовій корозії внаслідок утворення захисних плівок, що збагачені окислами Cr_2O_3 та Al_2O_3 .

Кобальт позитивно впливає на жароміцність та технологічність завдяки підвищенню термічної стабільності твердого розчину та γ' -фази.

Вольфрам та молібден знижують дифузійну рухомість атомів в твердому розчині і γ' -фазі, що сприяє підвищенню термічної стабільності та жароміцності нікелевих сплавів.

Бор сприяє подрібненню зерна і в малих кількостях (0,002...0,015 %) утворює бориди типу Me_2B .

Вуглець присутній в невеликих кількостях (0,08...0,12 %) для утворення карбідів та карбонітридів.

Церій додають в кількостях, що не перевищують соті частки відсотку. Мета введення – утворення фаз втілення, зміцнення меж зерен за рахунок сегрегації на них, також він сприяє утворенню зерномежових фаз сфероїдальної морфології, що позитивно впливає на механічні властивості.

Вміст легкоплавкої домішки S потрібно обмежувати, тому що вона знижує жароміцні та технологічні властивості.

Карбідні та боридні фази, якщо вони розташовані вздовж меж зерен у вигляді дисперсних частинок, сприяють зростанню жароміцності.

3.1.2 Особливості термічної обробки виробів зі сплаву ЭИ867

Для виробів, що виготовляють зі сплавів типу ЭИ867 можливими є декілька варіантів термічної обробки. Здебільшого використовують гартування із наступним старінням.

Технологія термічної обробки – складова частина технологічного процесу виготовлення металевого виробу, яка забезпечує отримання необхідної структури, механічних та експлуатаційних властивостей, якості цього виробу.

Вибір основних операцій термічної обробки необхідно здійснювати таким чином, щоб технологія була високопродуктивною, забезпечувала б найбільш раціональне використання матеріальних та енергетичних ресурсів і головне – високу якість продукції.

Нагрівання виробів в захисній атмосфері для запобігання окислення, знеуглецювання та знелегування поверхні з застосуванням захисної атмосфери дозволяє виключити операції очищення, забезпечує економію матеріалів, зменшує енергетичні витрати, підвищує культуру виробництва.

Найкраще поєднання властивостей спостерігається після гартування при температурі 1220 ± 10 °C (витримка 4-6 годин) з охолодженням на повітрі та старіння при температурі 950 ± 15 °C (протягом 8 годин) з охолодження на повітрі (рис. 3.1, 3.2).

Гартування проводиться з метою розчинення карбідних та інтерметалідних фаз в твердому розчині, тобто з метою отримання пересиченого твердого розчину. Витримка при високих температурах дозволяє розчинити надлишкові фази в твердому розчині і отримати зерна необхідних розмірів. Гартування слід проводити у вакуумі, а охолодження в інертному газі – аргоні, так як при термічній обробці у відкритих печах, при високих температурах гарту (1220 ± 10 °C) та порівняно тривалому нагріві (4-6 годин), сплав ЭИ867 значно збіднюється деякими легувальними елементами

(Al, Cr) в поверхневому шарі (1-2 мм), що знижує довготривалу міцність сплаву.

Наступна операція термічної обробки лопатки зі сплаву – старіння при 950 °С. Старіння сплаву дозволяє перевести структуру в більш стабільний стан, зняти внутрішні напруження після гартування та механічної обробки, одночасно відбуваються карбідні перетворення. Температура старіння була обрана з урахуванням експлуатаційної температури (на 30-50 °С вища за експлуатаційну).

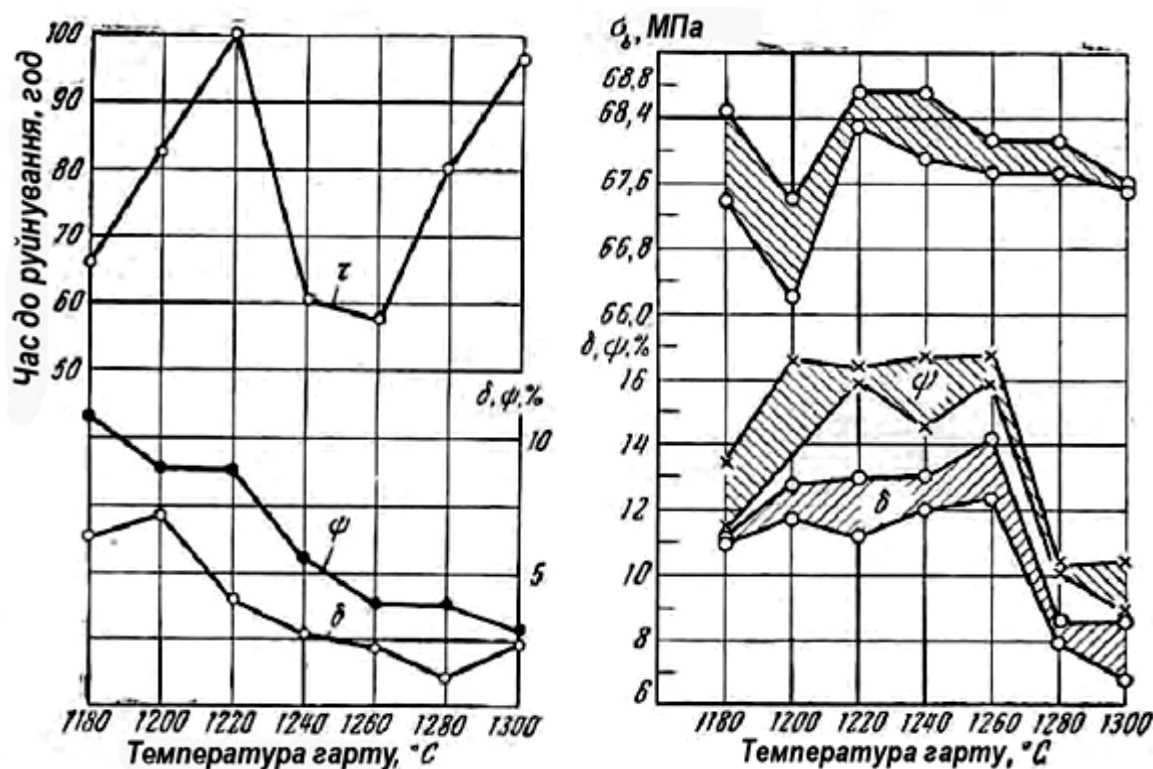


Рисунок 3.1 – Вплив температури гарту на довготривалу міцність

($t=900^{\circ}\text{C}$, $\sigma = 220 \text{ МПа}$) і пластичність сплаву ЕІ867

Рисунок 3.2 – Вплив температури гарту на короткотривалу міцність
сплаву ЕІ867

При розпаді пересиченого твердого розчину збільшується об'ємна кількість частинок фаз, концентрація легувальних елементів в твердому розчині зменшується, при збідненні матриці відбувається процес коагуляції частинок, що виділилися на попередньому етапі. Процес росту окремих

частинок відбувається за рахунок розчинення інших, менших за розміром. Швидкість коагуляції зростає з підвищенням коефіцієнта дифузії та поверхневої енергії на межі поділу „частинка-матриця”. Коефіцієнт дифузії збільшується з підвищенням температури за експоненціальним законом, тому з ростом температури старіння коагуляція прискорюється.

Тривале нагрівання зразків (до 10000 год.) при 700-900°C викликає зміну властивостей сплаву (рис. 3.3).

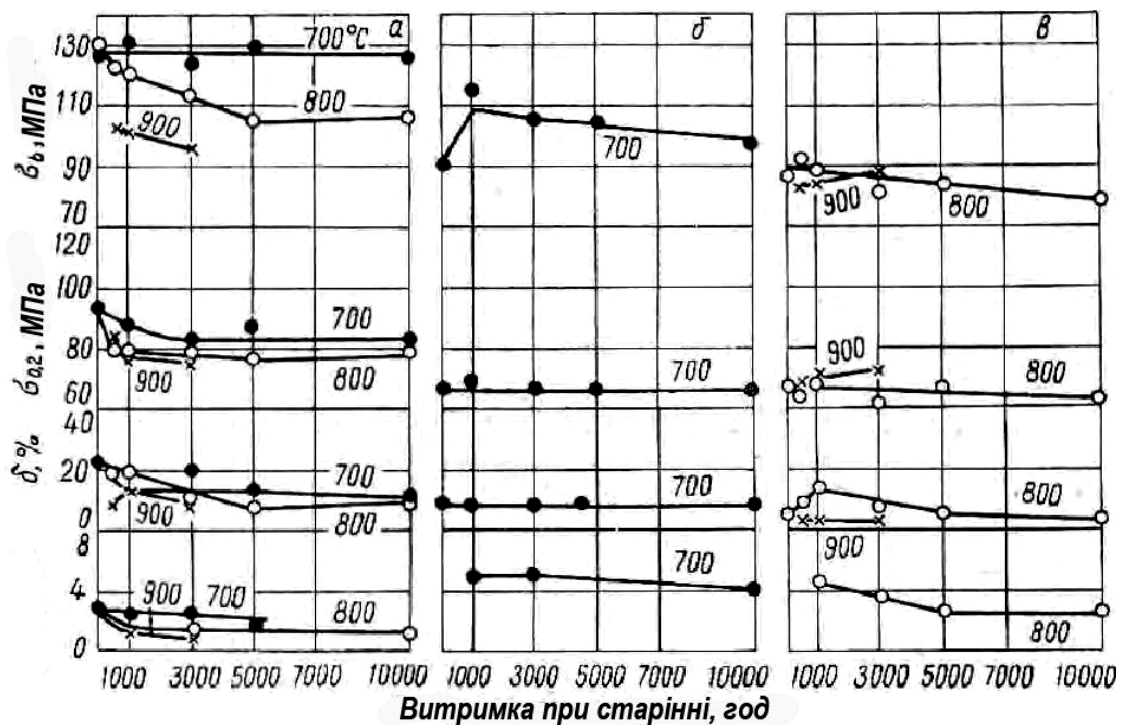


Рисунок 3.3 – Вплив тривалого нагрівання сплаву ЭИ867 при температурах 700-900 °С на механічні властивості при 20 (а), 700 (б) та 800 °С (в)

В цілях зняття напружень, виникаючих в деталях в результаті наклепу при механічній обробці (різання, шліфування та полірування), їх додатково відпалюють протягом 2 годин у середовищі нейтрального газу при 950 °С, далі охолоджують у цьому ж середовищі до 600 °С.

Цей сплав дуже добре деформується при виготовленні полуфабрикатів та лопаток газових турбін. Завдяки більш високій жаростійкості цього сплаву при його використанні підвищується термін експлуатації виробу й він не потребує алітування.

При проведенні термічної обробки жароміцних сплавів необхідно приймати до уваги не лише процеси розчинення та виділення інтерметалідів, зокрема, γ' -фази, але й ті зміни, які відбуваються з іншими надлишковими фазами: карбідами, карбонітридами, боридами. Зміни, які відбуваються при термічній обробці, повинні забезпечувати сприятливу форму та розподіл різних за природою фаз, що є передумовою високих експлуатаційних властивостей.

Після термічної обробки сплавів повинні бути отримані такі властивості:

- а) високий ступінь гомогенізації твердого розчину та максимально можливий рівень досконалості кристалічної ґратки матриці;
- б) максимально можлива величина зерна, що забезпечує оптимальне поєднання міцності, пластичності, опору втомі;
- в) мінімальний об'єм переривчастого виділення карбідів MeC та плівкових примежових виділень $Me_{23}C_6$;
- г) округлі частинки зміцнювальних фаз по межах зерен, що перешкоджають проковзуванню по межах зерен та порівняно слабо знижують пластичність.

На рис. 3.4 показана схема термічної обробки лопатки газової турбіни турбореактивного двигуна зі сплаву ХН62МВКЮ (ЭИ867).

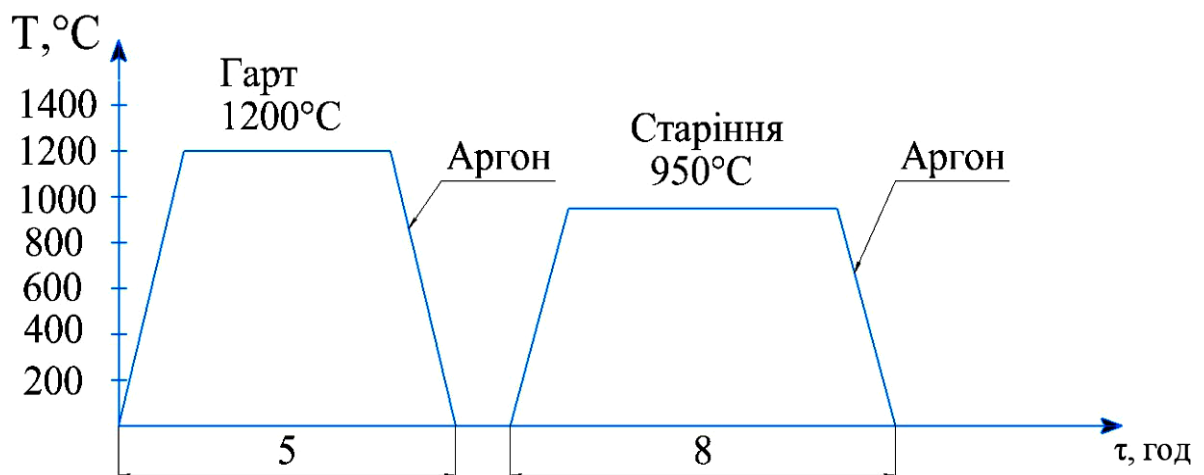
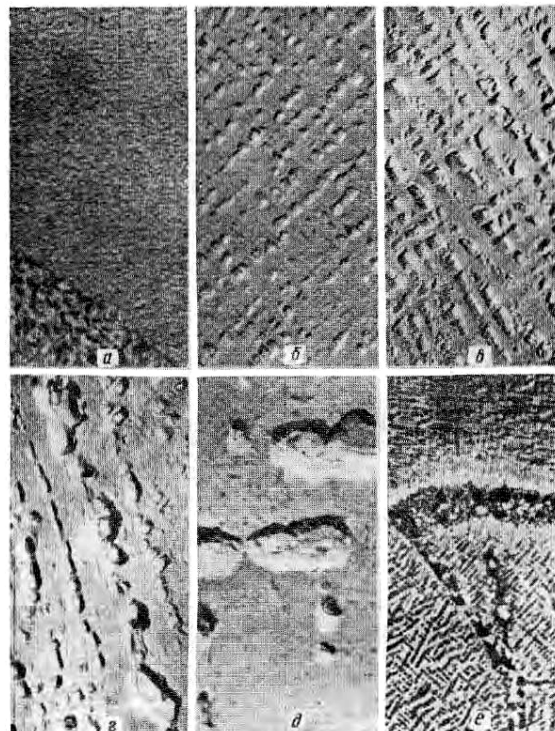


Рисунок 3.4 – Схема термічної обробки робочої лопатки газової турбіни
авіадвигуна зі сплаву ЭИ867

Структура після термічної обробки (гартування + старіння) буде :
 $\gamma + \gamma' +$ карбіди, γ' - фаза складається з 27 % Ni_3Al .

3.1.3 Мікроструктура сплаву ЭИ867

Мікроструктура жароміцних сплавів на основі нікелю являє собою твердий розчин легувальних елементів (γ -фаза з ГЦК граткою); зміцнювальну інтерметалідну фазу на основі Ni_3Al (γ' -фаза з упорядкованою ГЦК граткою); карбіди та борида; суміш вказаних фаз евтектичної та евтектоїдної морфології. На рис. 3.5 показані мікроструктури сплаву після стандартної термічної обробки та різних витримках при високих температурах.



а) 8 год. при 900°C x 1000; б) 8 год. при 900°C x 10000;
в) 100 год. при 800°C x 10000; г) 100 год. при 900°C x 10000; д) 100 год. при
1000°C x 10000; е) 100 год. при 1000°C x 1000

Рисунок 3.5 – Мікроструктура сплаву ЭИ867 після гартування з 1220 °C

на повітрі та старіння при 950°C

Ці данні свідчать про те, що тривалі витримки при 900 та 950 °C сприяють росту частинок інтерметалідної фази Ni₃Al.

3.2 Сплав ЖС6К

Сплав ЖС6К звичайного складу з 10% Cr рекомендується для лопаток з робочою температурою газу до 1000°C при тривалості служби 5000 г. Однак це забезпечується у тому разі, якщо нема умов, які сприяють газовій корозії, тобто якщо в газовому середовищі відсутні оксиди заліза.

Сплав виплавляють у вакуумних печах. Деталі виготовляють методом точного лиття по виплавлюваних моделях з використанням до 50% ливарних відходів.

Розглянемо хімічний склад у табл.3.3 та основні механічні властивості в табл. 3.4.

Таблиця 3.3 – Хімічний склад сплаву ЖС6К

Марка сплаву	Вміст хімічного елементу, % (мас.)									
	Ni	C	Cr	Al	Co	Mo	W	B	Ti	Zr
ЖС6К	≤64	0,16	11,3	5,5	4,5	4,0	5,0	0,02	2,85	0,04

Таблиця 3.3 – Механічні властивості сплаву ЖС6К

Марка сплаву	Властивості	Температура випробування, °C					
		20	800	850	900	1000	1050
ЖС6К	$E \cdot 10^{-3}$, МПа	195	150	125	115	112	98
	σ_B , МПа	1000	920	785	560	400	255
	$\sigma_{0,2}$, МПа	895	805	590	390	295	195
	δ , %	8,0	1,0	3,0	6,0	12,0	10,0
	φ , %	15,0	5,0	3,0	6,5	12,0	20,0
	σ_{100} , МПа	—	520	315	155	90	—
	σ_{1000} , МПа	—	—	280	—	70	—

3.2.1 Особливості легування сплаву ЖС6К

Усі легувальні елементи жароміцного нікелевого сплаву ЖС6К в залежності від їх впливу можна поділити на декілька груп (табл. 3.4).

Таблиця 3.4 – Вплив легувальних елементів на властивості у сплаві ЖС6К

Хімічні елементи	Властивості у сплаві
Co, Cr, Mo, W	Зміцнення твердого розчину
Al, Ti	Дисперсійне зміцнення інтерметалічними фазами γ' на основі Ni_3Al
Ti, W	Дисперсійне зміцнення при зменшенні проковзування по формуванню карбідів типу:
Cr	MC
Cr, Mo, W	M_7C_3
Mo, W	$M_{23}C_6$
C, B, Zr	M_6C ; зниження зернограничної дифузії зерен, підвищення в'язкості руйнування
Al, Cr	Опір газовій корозії
Cr, Ti	Опір сульфідній корозії
Al, Ti, W, Mo	Підвищення температури повного розчину γ' -фази; підвищення температури солідус

Твердорозчинне зміцнення γ -матриці легувальними елементами обумовлено різницею у атомних діаметрах та валентностях легувального елемента заміщення та нікелю. Збільшення різниці валентностей нікелю та добавки знижує енергію дефектів пакування Ni , що ускладнює рух дислокацій у нікелевому твердому розчині. До додаткового зміцнення матричної γ -фази призводить легування металом з більшим, ніж у нікелю, модулем пружності. Таким чином, зміцнення нікелевого твердого розчину при легуванні буде збільшуватися у ряді елементів Co, Cr, Al, Ti, Mo, W.

В результаті високотемпературної повзучості найбільший внесок в опір руйнуванню вносить легувальний метал – W, який підвищує температуру

солідус сплаву ЖС6К.

Об'ємна частка частинок γ' -фази у сплаві визначається у відповідності з концентрацією алюмінію і такого γ' -утворюваного елементу, як Ti, і вона може досягати 60-70%.

Більш рівномірному розподіленню легуючих елементів між твердим розчином, фазами та в об'ємі сприяє використання високотемпературного нагрівання при гартуванні.

3.2.2 Особливості термічної обробки виробів зі сплаву ЖС6К

Термічна обробка сплаву ЖС6К складається з нагрівання при 1200°C, протягом 4 годин, охолодження з піччю до 1050°C та охолодження на повітрі (рис. 3.6).

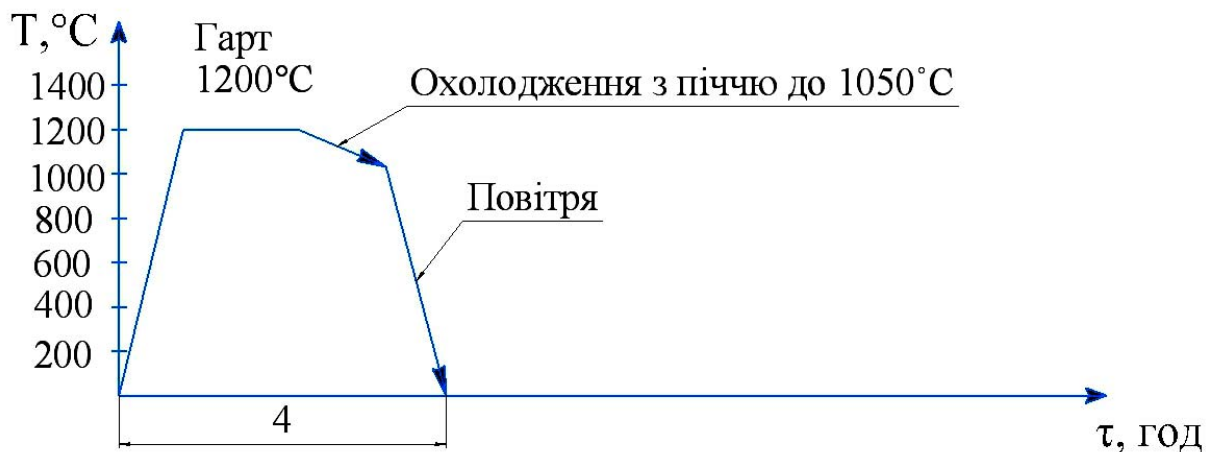
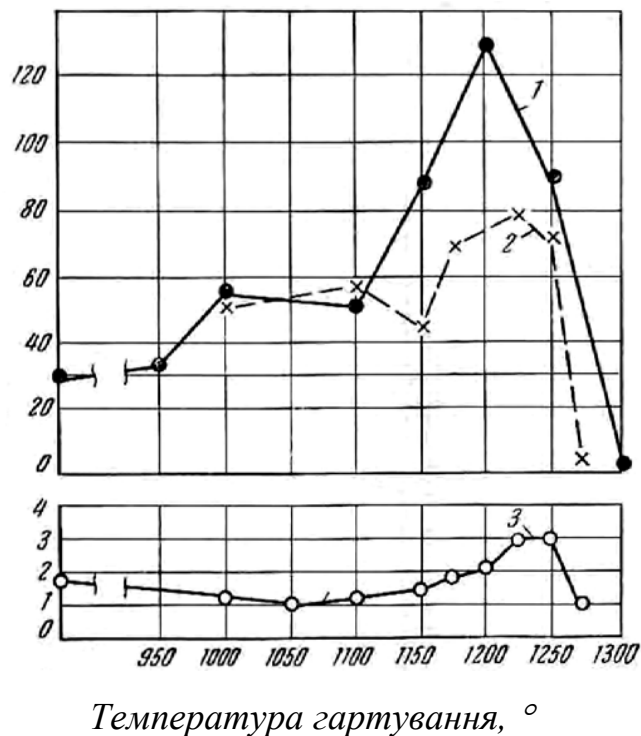


Рисунок 3.6 – Схема термічної обробки робочої лопатки газової турбіни авіадвигуна зі сплаву ЖС6К

Завдяки такому нагріванню досягається більш рівномірне виділення зміцнювальних фаз при наступному старінні, а отже, підвищуються механічні властивості сплаву (поєднання міцності та пластичності), і експлуатаційна надійність деталей (рис. 3.7).

Границя міцності буде коливатися у межах 800-900 МПа, але пластичність при збільшенні тривалості старіння зменшиться. На рис. 3.8

показана зміна механічних властивостей сплаву ЖС6К в залежності від температури.



С2 – сплав ЖС6К: $t_{\text{випр}}=1030^{\circ}\text{C}$, $\sigma = 150 \text{ МПа}$;

3 – сплав ЖС6К: ударна в'язкість при 20°C

Рисунок 3.7 – Вплив температури гартування на властивості сплаву ЖС6К

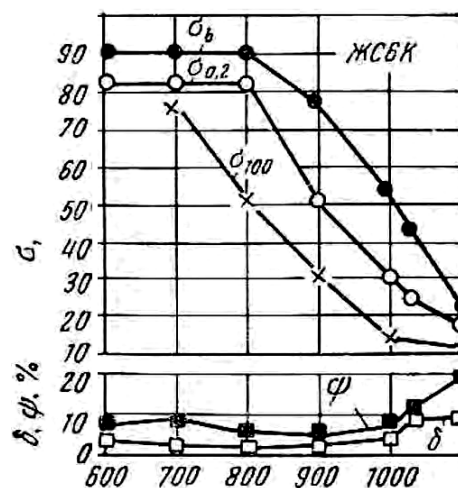


Рисунок 3.8 – Зміна механічних властивостей ливарного нікелевого сплаву ЖС6К в залежності від температури випробування

У литому стані γ' -фаза рівномірно розподілена у вигляді глобулярних дисперсних виділень; є наявні також грубі виділення її по границях зерен.

При повільному охолодженні у литому сплаві додатково виділяються зміцнювальні карбідні фази $\text{Me}_n^1\text{Me}_m^2\text{C}$ і Me_{23}C_6 . Крім того, по границях зерен спостерігаються грубі виділення первинних карбідів титану типу TiC . Довготривале старіння при $850\text{--}1100^\circ\text{C}$ призводить до зменшення вмісту карбиду Me_{23}C_6 та збільшенню кількості подвійного карбиду типу $\text{Me}_n^1\text{Me}_m^2\text{C}$.

Щоб підвищити опір окисленню поверхневих шарів та термостійкість деталі в цілому, литі лопатки газотурбінного двигуна зі сплаву ЖС6К піддають алітуванню, що підвищить термін служби виробу. На рис. 3.9, 3.10 та 3.11 зображені залежності довготривалої міцності від температури та кількості γ' -фази відповідно.

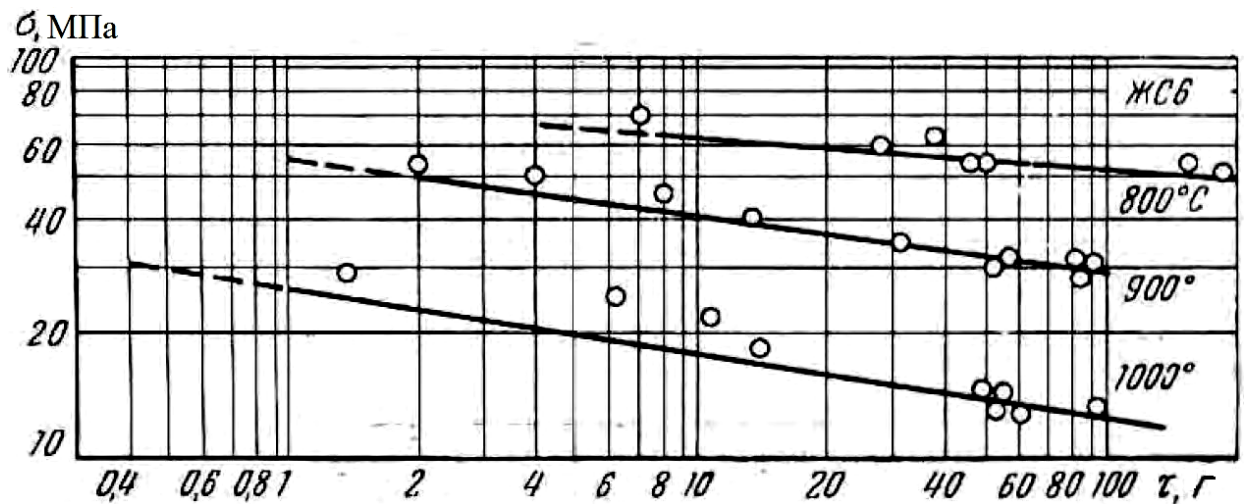


Рисунок 3.9 – Діаграма довготривалої міцності сплаву ЖС6К при різних температурах

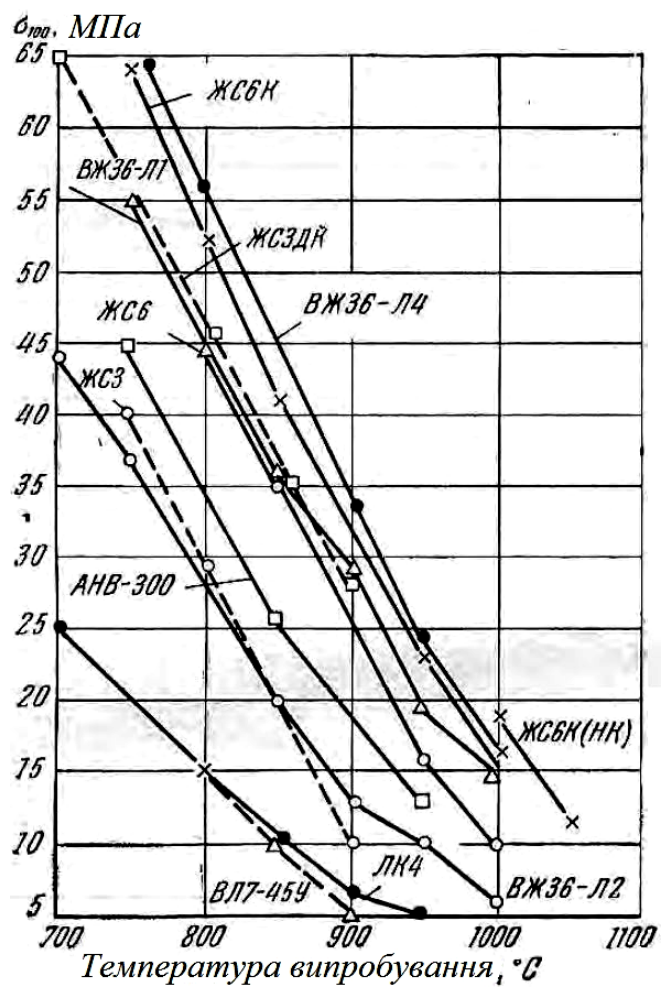


Рисунок 3.10 – Зміна 100-г довготривалої міцності сплаву ЖС6К в залежності від температури випробування

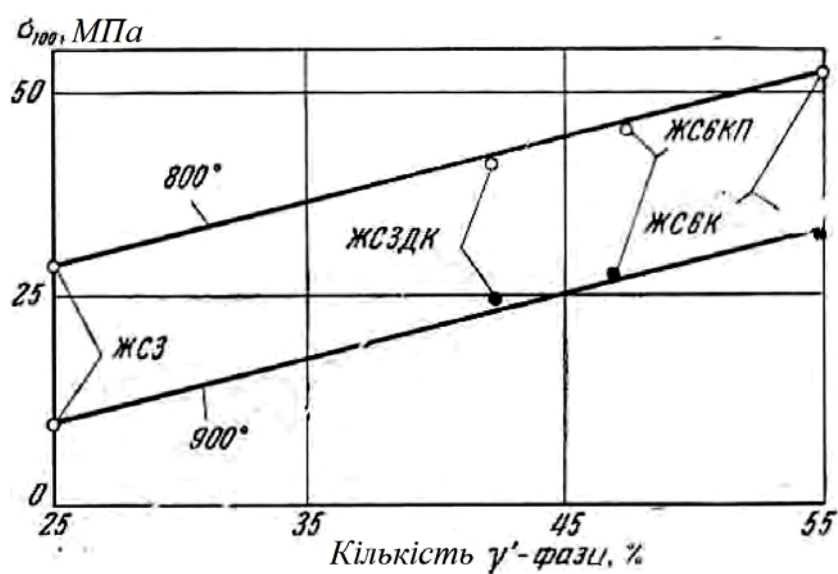


Рисунок 3.11 – Зміна 100-г довготривалої міцності сплаву ЖС6К залежно від кількості γ' -фази

Сплав ЖС6К має високу структурну стабільність, завдяки чому забезпечується висока жароміцність при робочих температурах. В процесі експлуатації робочих лопаток кількість γ' -фази трохи зменшується у поверхневих шарах і у тонкій частині лопаток, що видно з даних табл. 3.5.

Таблиця 3.5 – Властивості сплаву ЖС6К після довготривалої роботи виробу

	γ' -фази, %		τ^*	σ_b	
	в замк- в'ї ча- сти	в пер лопатки		сердце- вин	поверх- н
1200	50	45	28	97	90
3000	55	48	33	99	65
6000	55	40	35	91	74

* τ — до при 975° С, $\sigma =$
= 20 .

Випробування показали, що навіть через 6000 г. експлуатації, властивості сплаву ЖС6К знаходяться приблизно на рівні властивостей вихідного матеріалу.

3.2.3 Мікроструктура сплаву ЖС6К

При термічній обробці величина зерна у литих сплавах практично мало змінюється і дендритна неоднорідність в структурі, не дивлячись на гомогенізаційну обробку, повністю не усувається. Вельми важливо у результаті термічної обробки отримати настільки стабілізовану структуру, щоб при роботі деталі в умовах дії температури та навантажень, наступні структурні зміни були мінімальними.

У литому жароміцному нікелевому сплаві ЖС6К утворюються наступні фази. Інтерметалідна γ' -фаза з ГЦК ґраткою, типу Ni_3Al . Ця фаза розподіляється відносно рівномірно та на початковій стадії утворення має кубічну форму (рис. 3.12).

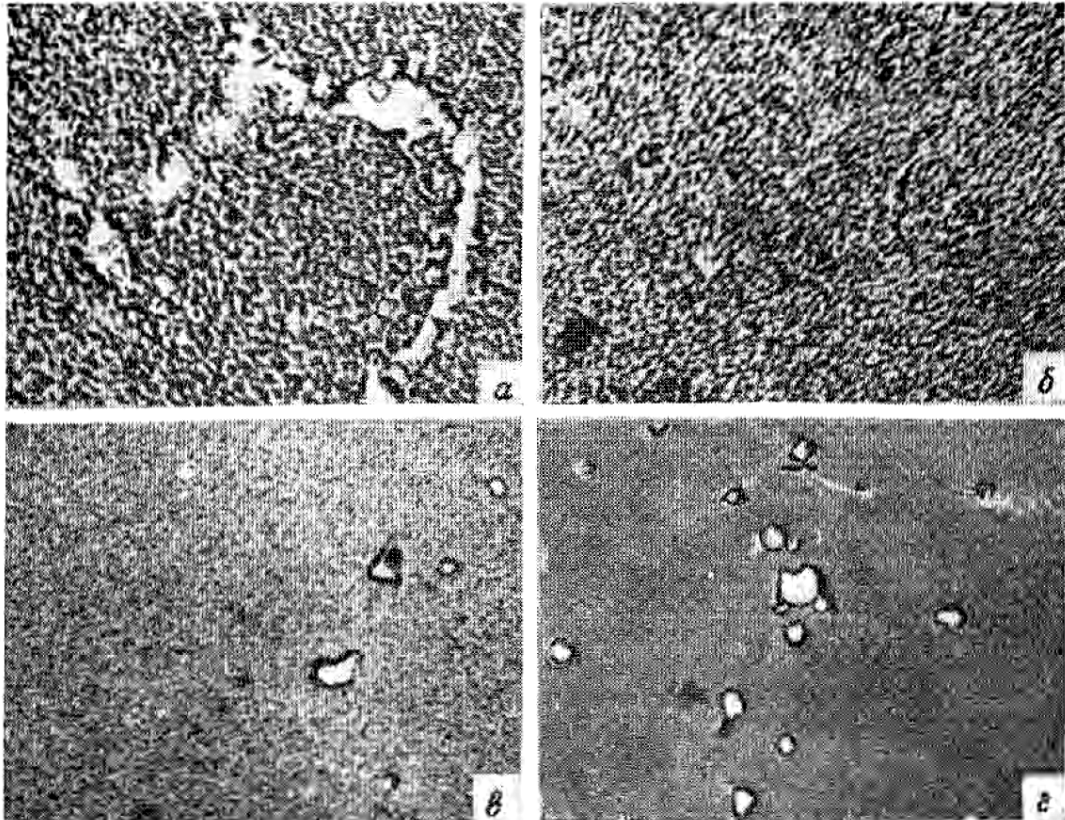


Рисунок 3.12 – Мікроструктура сплаву ЖС6К після охолодження з 1200°C з різною швидкістю, X1000: а – у воді, б – в маслі, в – на повітрі, г – в печі

Для сплаву ЖС6К, в залежності від швидкості охолодження при гартуванні з температурою 1200°C (4 г.) γ' -фаза виділяється у наступних кількостях:

- З піччю – 44,6%;
- На повітрі – 44,5%;
- В маслі – 40,0%;
- У воді – 37,2%.

При охолодженні з піччю γ' -фаза виділяється у вигляді частинок, видимих під мікроскопом при збільшенні 1000, при охолодженні на повітрі –

у вигляді виділень високої ступені дисперсності. У випадку охолодження на повітрі та в маслі γ' -фаза ще більш дисперсна та невидима під світловим мікроскопом. Найліпше поєднання властивостей пластичності та жароміцності у сплаві ЖС6К досягається після охолодження на повітрі.

3.3 Сплав ЖС36

Жароміцний сплав ЖС36 являє собою без вуглецевий монокристалічний сплав, який містить реній. Розглянемо хімічний склад у табл.3.6 та основні механічні властивості в табл. 3.7.

Таблиця 3.6 – Хімічний склад та щільність сплаву ЖС36

Марка сплаву	Вміст хімічного елементу, % (мас.)									Щільність, г/см ²
	Ni	Cr	Ti	Mo	W	Re	Al	Co	Nb	
ЖС36	65,7	4,0	1,1	1,6	11,7	2,0	5,8	7,0	1,1	8,724

Таблиця 3.7 – Механічні властивості сплаву ЖС36 після повної термічної обробки

Марка сплаву	t, °C	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	φ , %	$\sigma_{10\%}^{90\circ}$, МПа	$\sigma_{100\%}^{90\circ}$, МПа
ЖС36	20	980	1080	16,0	13,0	—	—
	900	—	—	—	—	450	360
	975	880	890	19,0	26,0	—	—

Цей сплав призначений для лиття лопаток з монокристалічною структурою, які переважно мають кристалографічну орієнтацію [111]; в цій орієнтації сплав має високий рівень жароміцності ($\sigma_{10\%}^{100\circ}=31$ кгс/мм²). Для лопаток, які мають внутрішню порожнину охолодження, більш переважною є кристалографічна орієнтація [001]; рівень характеристик жароміцності цього сплаву з орієнтацією [001] недостатньо високий ($\sigma_{10\%}^{100\circ}=25$ кгс/мм²). Крім того, легування сплаву великою кількістю елементів з прямою ліквідацією (W, Re) при відносно не високому вмісті у сплаві танталу, обмежує

можливість виробництва із цього сплаву монокристалічних відливок на ливарному обладнанні з невисоким градієнтом на фронті кристалізації через можливість утворення поверхневих дефектів типу «струменевої ліквідації».

3.3.1 Особливості легування сплаву ЖС36

В даний час у формуванні суперсплавів використовується велика кількість елементів. Причини введення такої великої кількості елементів різні. Багатокомпонентний склад сучасних суперсплавів стабілізує дальній атомний порядок і структуру суперсплавів. Це пов'язано з конкуренцією при дифузії різних елементів. Ця ж конкуренція збільшує енергію активації повзучості.

До основотворних елементів сплаву ЖС36 відносяться Ni та Co. До цих елементів ми віднесли також Al як основний елемент, що забезпечує формування двофазної суміші ($\gamma + \gamma'$)-фаз.

Ti та Nb – це елементи, які зміцнюють γ' -фазу. Вони вводяться для організації далекого атомного порядку і формування γ' -фази та інших фаз. Як правило, вони розташовані переважно в γ' -фазі і займають γ' -вузли. Позитивну температурну залежність напруги течії γ' -фази особливо підсилюють Nb і Ti. Зазвичай їх вводять в кількості, що не допускає утворення фаз з сверхструктурами, так як останні фази менш пластичні, ніж γ' -фаза.

Cr, Mo та W – елементи, які зміцнюють γ -фазу. Вони вводяться в сплав для підвищення енергії активації дифузії і тим самим для утруднення повзучості. Переважно вони розташовуються в γ -фазі і серйозно зміцнюють її.

Nb, Mo, W та Re - відображають легування тугоплавкими елементами, майже повністю локалізованими в γ -фазі. Вони стабілізують структуру

γ' -фази та ускладнюють повзучість. Крім того, дані елементи формують топологічно щільнопаковані фази і спеціальні алюмініди. Всі ці фази упрочняють суперсплав.

3.3.2 Особливості термічної обробки виробів зі сплаву ЖС36

Для забезпечення оптимальних механічних властивостей монокристали жароміцних сплавів піддають термічній обробці. Для сплаву ЖС36 вона складається з гомогенізуючої витримки при 1310 ± 10 °C протягом 4 год., подальшого гарту зі швидкістю охолодження не нижче $100^\circ\text{C}/\text{хв}$ і двоступеневого старіння при $1030 \pm 10^\circ\text{C}$, протягом 4 годин і при $870 \pm 10^\circ\text{C}$ протягом 32 годин.

При високотемпературній гомогенізації (1310°C) відбувається наступне:

- Розчинення зміцнюючих частинок γ' -фази під час нагрівання до температури гомогенізації;
- Повне і часткове розчинення грубих виділень нерівноважної евтектики ($\gamma + \gamma'$) при температурі гомогенізації;
- Зменшення ліквацийної неоднорідності, тобто вирівнювання хімічних складів осей дендритів і міжосних просторів.

Як правило, за час витримки, дендритна ліквация в основному вирівнюється, хоча у складнолегованих сплавах повного вирівнювання хімічних складів осей і міжосних ділянок досягти не вдається.

Крім вирівнювання хімічного складу по перетину дендритних комірок, в процесі гомогенізації відбувається розчинення нерівноважної евтектики ($\gamma + \gamma'$), яка завжди присутня в структурі монокристалів після лиття. Грубі включення евтектичної фази знижують тривалу міцність, і тому її присутність небажана. Не завжди вдається повністю розчинити евтектичну фазу в процесі гомогенізації, допускається її залишковий вміст в кількості

0,1-0,4%. При розчиненні евтектики в місцях її розташування залишаються мікропори.

Швидкість охолодження від температури гомогенізації є критичним параметром першого ступеня термообробки монокристалів жароміцних сплавів. Зазвичай застосовують високі швидкості охолодження (більше $100^{\circ}\text{C}/\text{хв}$), тому охолодження відбувається на повітрі або в потоці інертного газу (зазвичай аргону). Проте, щоб уникнути викривлення і розтріскування, монокристалічні лопатки зі складною геометрією внутрішньої тонкостінної порожнини не можна охолоджувати зі швидкостями понад $200\text{-}250^{\circ}\text{C}/\text{хв}$.

Після охолодження на повітрі з високими швидкостями частки γ' -фази мають середній розмір $0,15\text{-}0,20$ мкм і сфероїдну морфологію, а після гомогенізації монокристалів в вакуумних печах частинки γ' -фази мають форму субкубів. Якщо гомогенізація пройшла досить повно, то розмір γ' -частинок і їх морфологія в осях і міжосних просторах ідентичні, так як вони виділяються з твердого розчину однаковим складом.

Відомо, що оптимальна тривала міцність в жароміцних сплавах досягається при певних розмірах частинок зміцнюючої γ' -фази, $d=0,35\text{...}0,40$ мкм. Крім оптимального розміру часток, важливі також їх однорідність за розміром, правильна кубічна морфологія і впорядковане розташування в обсязі твердого розчину. Мета високотемпературного старіння полягає в тому, щоб виконати ці вимоги. Слід зазначити, що в монокристалах, загартованих з високими швидкостями на повітрі, зазначені вимоги задовольняються щонайкраще.

Температура першого старіння становить 1030°C , тобто приблизно дорівнює робочій температурі лопаток.

В результаті високотемпературного старіння приблизно 10-12% частинок γ' -фази розчиняються, а ті що залишилися, набувають кубовидну форму, збільшуються в розмірі до $0,35\text{-}0,45$ мкм і утворюють

псевдорегулярну структуру кубічної макроратки. У процесі охолодження на повітрі від температури першого старіння з пересиченого твердого розчину відповідно до кривої розчинності виділяються ультрадрібні частинки γ' -фази. Таким чином, після першого старіння структура монокристалів жароміцних сплавів має бімодальний розподіл за розмірами: великі частинки γ' -фази кубовидної морфології розміром 0,35-0,40 мкм з псевдорегулярним просторовим розташуванням у вигляді кубічної ґратки, а в проміжках γ -твердого розчину - ультрадрібні виділення γ' -фази.

Низькотемпературне старіння проводиться в області температур початку розчинення γ' -фази (870°C протягом 32 год). При цьому ультрадрібні частинки розчиняються, а при подальшому охолодженні відбувається виділення «будівельного матеріалу» на великих частинках, в результаті чого габітусні поверхні частинок стають більш гладкими і набувають сувору кубічну морфологію. Середній розмір γ' -частинок після низькотемпературного старіння не змінюється.

Схема термічної обробки лопатки ГТД зі сплаву ЖС36 наведена на рис. 3.13.

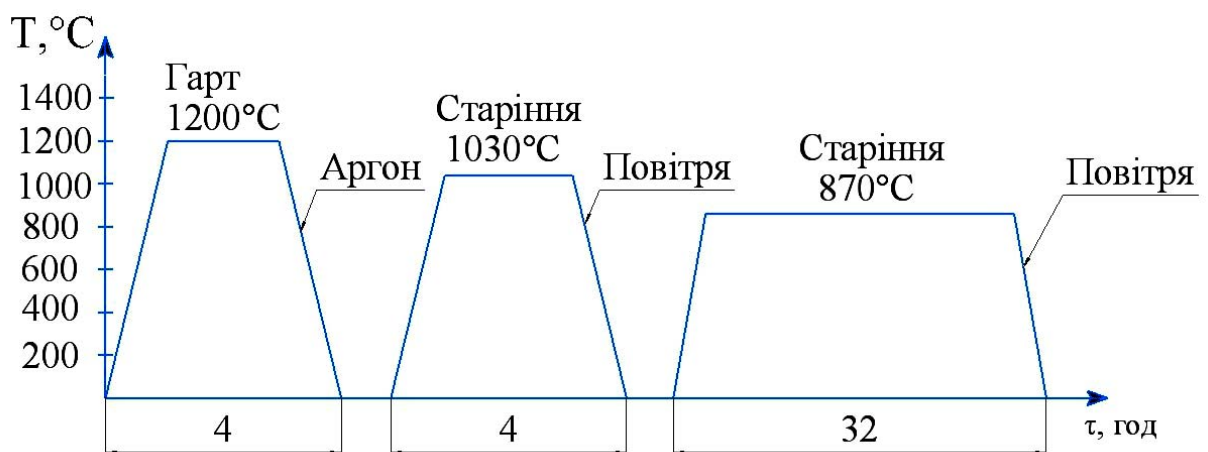


Рисунок 4.3 – Схема термічної обробки робочої лопатки газової турбіни авіадвигуна зі сплаву ЖС36

Основна мета термічної обробки монокристалів жароміцних сплавів полягає в створенні рівномірно впорядкованої структури кубічних частинок γ' -фази оптимальним розміром 0,45 мкм. Така вихідна структура чинить максимальний опір повзучості при високих температурах, в процесі якої відбувається коагуляція часток γ' -фази в пластини (так звана рафт-структура), орієнтовані перпендикулярно осі прикладеної напруги.

При формуванні нерівноважної ($\gamma + \gamma'$)-евтектики γ -твердий розчин в її складі збіднений ренієм в порівнянні з осями дендритів, а γ' -фаза збагачена танталом. Результати експериментальних досліджень фазового і хімічного складу сплаву ЖС36 наведені в табл. 3.8.

Таблиця 3.8 – Фазовий та хімічний склад монокристалічного жароміцного нікелевого сплаву ЖС36

Марка сплаву	Фаза	К-ть фази, мас. %	Вміст хімічного елементу, % (мас.)								
			Ni	Co	Cr	Al	Ti	Nb	Mo	W	Re
ЖС36	γ'	68,6	66,7	6,9	2,0	8,0	1,8	1,4	1,0	12,0	0,45
	γ	31,4	60,8	13,8	7,3	1,0	0,1	0,4	1,1	10,4	5,1

Отримані дані показують, що реній в основному входить до складу γ -твердого розчину. Він має найнижчий коефіцієнт розподілу, що визначається його незначною розчинністю (близько 1 ат.%) В γ' -фазі Ni_3Al і свідчить про високу ефективність ренію як основного зміцнювача твердого розчину сплаву ЖС36. Вольфрам рівномірно розподіляється між γ' - і γ -фазами, а тантал переважно легує γ' -фазу.

Таким чином, існуючий режим термообробки після виливки монокристалічного сплаву не призводить до повного усунення ліквідаційної неоднорідності сплавів. Для реальних лопаток ТВД не потрібно повного усунення дендритних ліквідацій, так як при гомогенізації більше 4 год. опір повзучості сплаву підвищується дуже незначно. Тривала витримка при високій температурі гомогенізації викликає збільшення об'ємної частки і

середнього розміру мікропор. В результаті такої термічної обробки отримана однорідна, дисперсна ($\gamma + \gamma'$)-структура з високою об'ємною часткою зміцнюючої γ' -фази (75%) розміром 0,3-0,4 мкм.

Частинки γ' -фази мають характерну кубоїдну форму. Електроннографічний і мікродифракційний аналізи показують, що частинки γ' -фази збудовані в напрямках типу $[100]\gamma$ монокристалу.

На спеціальних зразках зі сплаву ЖС36 були досліджені калориметричні ефекти (ДСК) при нагріванні зі швидкістю 20°C/хв в термоаналізаторі. На кривих ДСК спостерігаються екзо - і ендотермічні піки реакцій у зразку. По кривим ДСК і їх похідним (dДСК) були визначені температури фазових переходів в сплав: початкова, пікова і кінцева.

Пік ДСК при 874°C в процесі нагрівання відповідає початковим процесам розчинення γ' -фази в твердому розчині, а в інтервалі до 1000°C відбувається розчинення γ' -частинок, що мають бімодальний розподіл за розмірами. При температурі 1245°C γ' -фаза починає інтенсивно розчинятися, а при температурі 1312°C відбувається повне розчинення γ' -фази і залишків нерівноважної евтектики ($\gamma + \gamma'$), а сплав переходить в однофазний стан γ -твердого розчину.

При охолодженні зразка в температурному інтервалі 1257-1200°C спостерігається інтенсивна екзотермічна реакція (виділення енергії), яка свідчить про початок розпаду γ' -твердого розчину з утворенням частинок γ' -фази. Початок виділення γ' -фази відповідає 1257°C, максимальна швидкість виділення γ' -фази відповідає 1225°C, а перехід сплаву ЖС36 в двофазний ($\gamma + \gamma'$) стан закінчується при 1000°C.

Результати вимірювання ДСК показують, що темп розчинення зміцнюючої γ' -фази в сплаві ЖС36 в інтервалі температур 950-1200°C дуже низький, що дуже важливо для оцінки температурно-напруженого стану лопаток ТВД сучасних ГТД.

Як відомо, деформаційна поведінка і характеристики міцності і пластичних властивостей безвуглеводних монокристалічних нікелевих сплавів з ($\gamma + \gamma'$) структурою, в т.ч. і сплаву ЖС36, є структурно-чутливими. Це підтверджують результати визначення короточасних механічних властивостей ($\sigma_{0,2}$; σ_B ; δ) сплаву ЖС36 після тривалих високотемпературних витримок. Опір деформації монокристалу ЖС36 після температурних витримок зростає зі зміною складу γ' -фази, збільшенням енергії і щільності границь γ/γ' , за рахунок утворення суміші ($\gamma + \gamma'$) нанорозмірного рівня і підвищення величини внутрішніх напружень. Експериментальні дані щодо впливу температури на механічні властивості монокристалічного безвуглецевого сплаву ЖС36 після стандартної термообробки наведені на рис. 3.14.

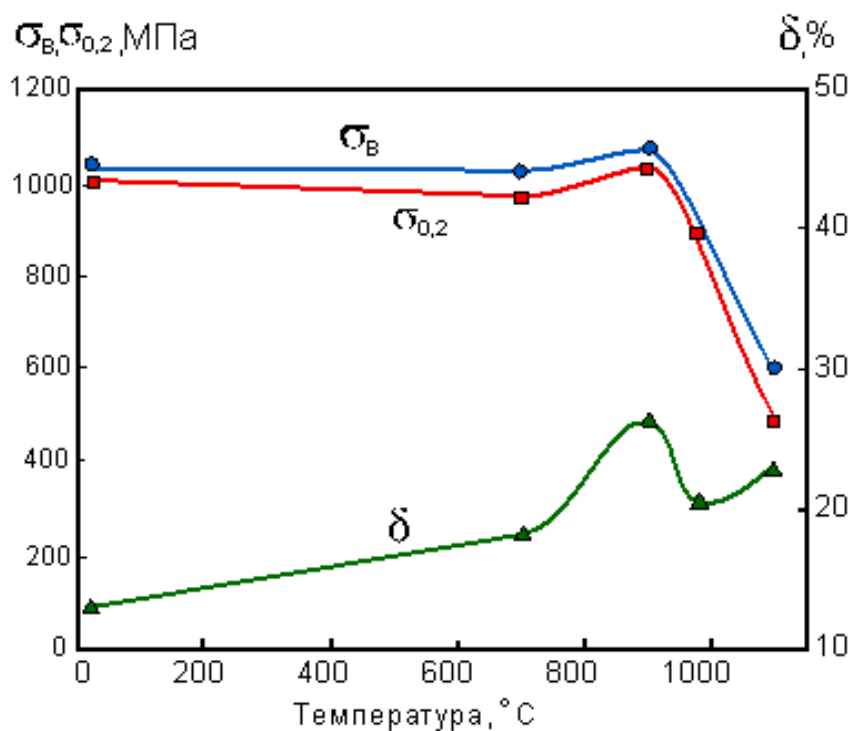


Рисунок 3.14 – Короточасні механічні властивості монокристалів сплаву ЖС36 [001] в залежності від температури випробувань (середні значення)

До $T=750^{\circ}\text{C}$ відбувається незначне зниження властивостей міцності і збільшення пластичності. В інтервалі температур $750-900^{\circ}\text{C}$ спостерігається аномалія механічних властивостей, яка полягає в тому, що межа плинності і

межа міцності не падають, як зазвичай, з ростом температури, а підвищуються до досягнення значення температури 900°C. Ця аномальна залежність визначається дислокаційним механізмом пластичної деформації інтерметаліду Ni_3Al (γ' -фази), який вирізняється при підвищених температурах від механізму деформації неупорядкованого твердого розчину на основі нікелю (γ -фази). Подальше знеміцнення сплаву з підвищенням температури пов'язано з розчиненням γ' -фази.

На рис. 3.15 показано зміну $\sigma_{\text{в}}$ і δ сплавів ЖС32 і ЖС36 в залежності від температури випробувань. Видно, що при $T > 900^\circ\text{C}$ без вуглецевий монокристалічний сплав ЖС36 другого покоління володіє вищими властивостями міцності і пластичності, ніж сплав ЖС32.

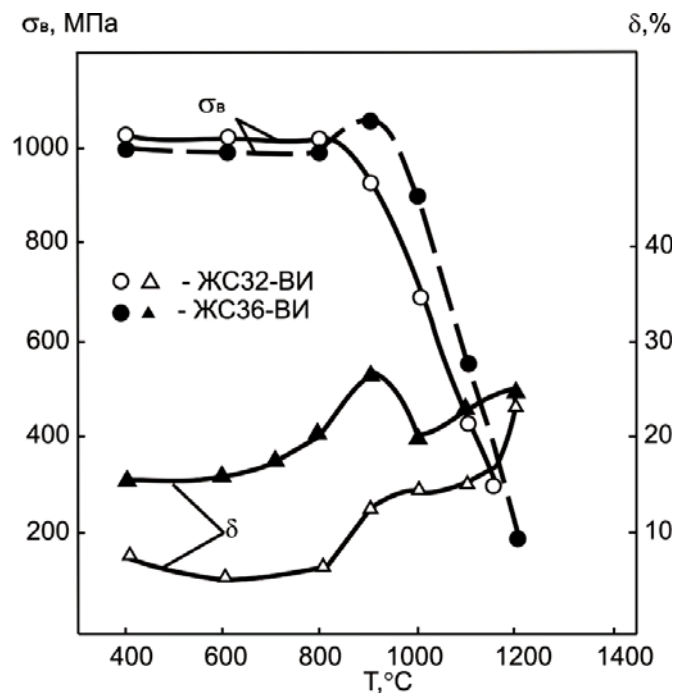


Рисунок 3.15 – Температурна залежність границі міцності ($\sigma_{\text{в}}$) і пластичності (δ) сплавів ЖС32 і ЖС36

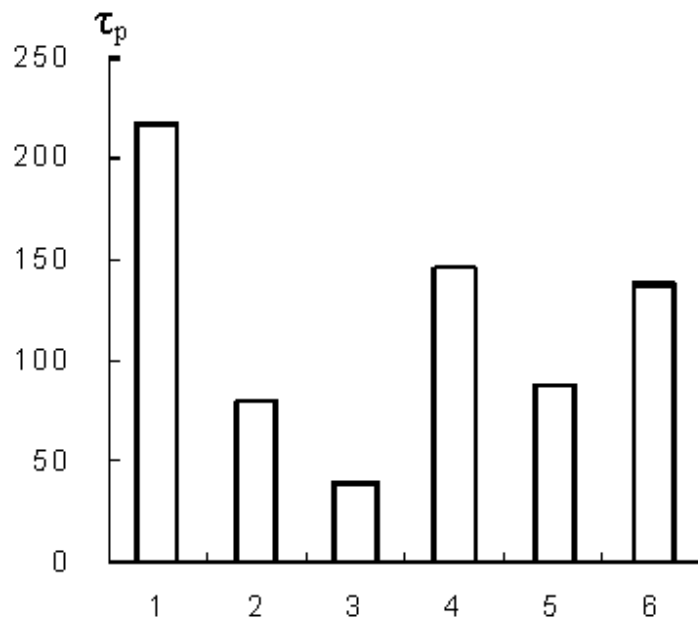
Жароміцні сплави з монокристалічною макроструктурою перевершують по тривалій міцності сплави зі спрямованою макроструктурою завдяки повній відсутності границь зерен. У таблиці 3.9 представлена

тривала міцність монокристалічного сплаву ЖС36, який містить реній з кристалографічною орієнтацією [001] (розрахункові дані).

Таблиця 3.9 – Тривала міцність монокристалічного сплаву ЖС36 з кристалографічною орієнтацією [001]

Сплав	$\sigma_{100}^{90^\circ}$	$\sigma_{100}^{90^\circ}$	$\sigma_{100}^{100^\circ}$	$\sigma_{100}^{100^\circ}$	$\sigma_{100}^{110^\circ}$	$\sigma_{100}^{110^\circ}$	$\sigma_{100}^{120^\circ}$
	МПа						
ЖС36	450	360	320	240	200	160	130

Тривала міцність сплаву ЖС36 [001] при різних температурах і напругах показана на рис. 3.16. Видно, що при $T=975^\circ\text{C}$ і $\sigma=340\ldots360$ МПа час до руйнування (τ_p) більше 40 год.



1 – $T=975^\circ\text{C}$, $\sigma=300$ МПа; 2 – $T=975^\circ\text{C}$, $\sigma=340$ МПа;

3 – $T=975^\circ\text{C}$, $\sigma=360$ МПа; 4 – $T=900^\circ\text{C}$, $\sigma=475$ МПа;

5 – $T=800^\circ\text{C}$, $\sigma=725$ МПа; 6 – $T=700^\circ\text{C}$, $\sigma=885$ МПа

Рисунок 3.16 – Тривала міцність сплаву ЖС36 [001] (τ_p – середній час до руйнування) при різних температурах і напругах:

В табл. 3.10 наведені середні значення границь втоми монокристалів з орієнтаціями [001] і [111] сплаву ЖС36 при різних температурах випробування.

Таблиця 3.10 – Границі втоми монокристалів сплаву ЖС36 з орієнтаціями [001] і [111] при різних температурах

Сплав	Орієнтація	Форма зразку	Границі втоми σ_{-1} (МПа) при температурах, °С		
			20	900	1100
ЖС36	[001]	Гладкий	300	350	17
	[111]	Гладкий	360	430	17
	[001]	З надрізом	190	280	16

Основними осередками зародження мікротріщин втоми є карбіди і мікропори. Оскільки в безвуглецевому монокристалі зі сплаву ЖС36 карбіди відсутні, то границі втоми в такому монокристалі при кімнатній температурі мають більш високі значення.

Що стосується орієнтаційної залежності меж втоми σ_{-1} , то орієнтація [111] виявляється сильнішою за [001]. Як випливає з табл. 3.10, монокристали обох орієнтацій мають однакові межі втоми при температурі 1100°С. Таким чином, анізотропія меж багатоциклової втоми вироджується при високих температурах подібно до того, як це має місце при короткочасних і тривалих статичних випробуваннях.

На відміну від полікристалів жароміцних сплавів з рівновісною структурою, монокристали мають високу чутливість до концентраторів напружень. Про це свідчать результати випробувань на втому зразків з надрізом. Високу чутливість монокристалів до концентрації напружень можна пояснити відсутністю границь зерен, які в деякому роді є перешкодою на шляху поширення магістральної тріщини втоми. Оскільки в полікристалах орієнтація зерен довільна, то тріщина змінює свій напрямок поширення щоразу, коли вона перетинає границі зерен. Це супроводжується збільшенням довжини траєкторії тріщини втоми.

3.3.3 Мікроструктура сплаву ЖС36

Після стандартної термічної обробки для сплаву ЖС36 типова структура, представлена на рис. 3.15. Видно, що в результаті такої обробки отримана однорідна, дисперсна ($\gamma + \gamma'$)-структура з високою об'ємною часткою зміцнюючої γ' -фази (75%) розміром 0,3-0,4 мкм (рис 3.17).

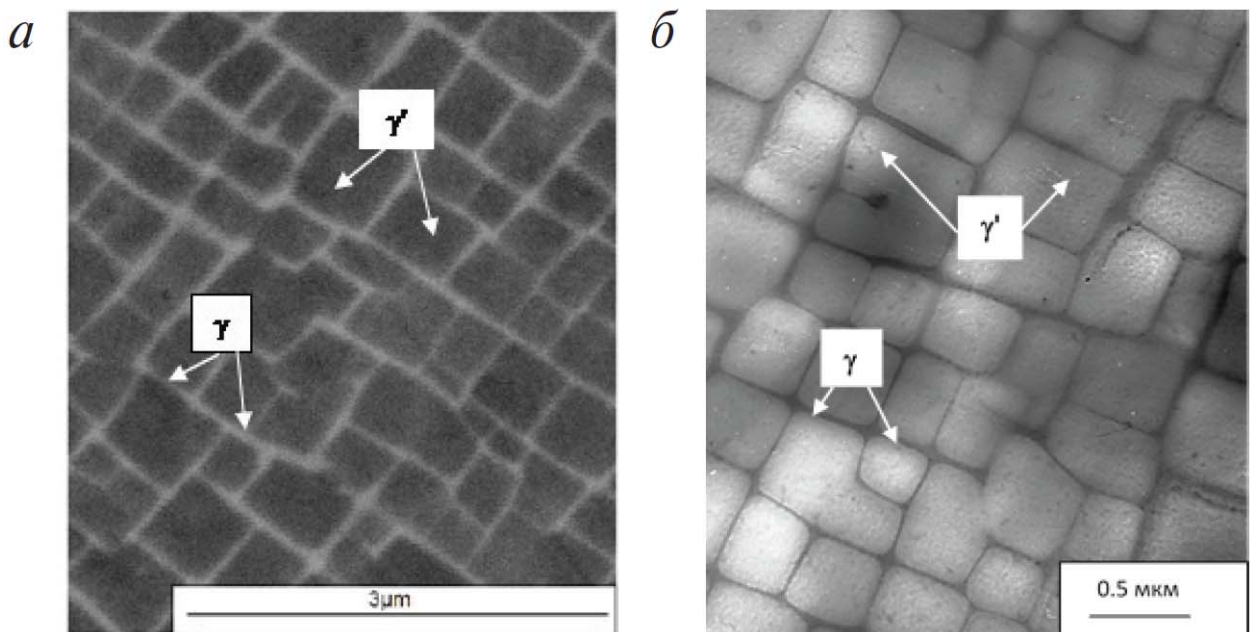


Рисунок 3.17 – Тонка структура сплаву ЖС36 після повної термообробки: а - РЕМ; б – ПЕМ

Частинки γ' -фази мають характерну кубічну форму. Електронографічний та мікродифракційний аналіз показують, що частинки γ' -фази збудовані в напрямках типу $[100]_{\gamma}$ монокристалу.

4 ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ СПЛАВІВ ПІСЛЯ РІЗНИХ ВАРІАНТІВ ТЕОРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Важливими чинниками, які необхідно враховувати при виборі матеріалу для виготовлення робочих лопаток, є врахування умов роботи, робочі температури, рівень напружень, вплив навколишнього середовища. Основними вимогами до конструктивних елементів газової турбіни є висока жароміцність та жаростійкість.

Матеріали робочих лопаток порівнюють за характеристикою границі тривалої міцності при робочій температурі сплаву, яка повинна забезпечувати необхідний запас міцності відносно максимального розтягуючого зусилля. Крім жароміцності, висувається вимога високої жаростійкості в продуктах згорання палива при температурі, що дорівнює температурі газу. Також сплав повинен бути корозійностійким та мати достатній рівень пластичності. Як було вказано в розділі 1, такими матеріалами є жароміцні нікелеві сплави.

Порівняємо такі три марки жароміцних нікелевих сплавів: ХН62МВКЮ (ЭИ867), ЖС6К та ЖС36 для виготовлення робочих лопаток ГТД. В табл. 4.1 та 4.2 наведено хімічний склад вказаних марок сплавів та їх механічні властивості відповідно.

Таблиця 4.1 – Хімічний склад жароміцних нікелевих сплавів

Марка сплаву	Вміст хімічного елементу, % (мас.)									
	Ni	Cr	Al	Co	Mo	W	Ti	C	Re	Інші
ЭИ867	62	9,5	4,5	5,0	10,2	5,2	–	0,1	–	0,6 Si; 0,5 Mn; 0,4 Fe; 0,02 B; 0,02 Ce; 0,015 P; 0,011 S
ЖС6К	64	11,3	5,5	4,5	4,0	5,0	2,85	0,16	–	0,04 Zr; 0,02 B
ЖС36	65,7	4,0	5,8	7,0	1,6	11,7	1,1	–	2,0	1,1 Nb

Таблиця 4.2 – Основні механічні властивості жароміцних нікелевих сплавів

Марка сплаву	t, °C	σ_B	$\sigma_{0,2}$	δ , %	$\sigma_{10\%}^{90^\circ}$	$\sigma_{100\%}^{90^\circ}$
		МПа			МПа	
ЭИ867	20	1000	780	6	—	—
	900	600	400	8	190	110
ЖС6К	20	1000	895	8	—	—
	900	560	390	6	210	170
ЖС36	20	1080	980	16	—	—
	900	900	880	18	450	360

На підставі аналізу хімічного складу, можна зауважити, що так як сплави ЭИ867 та ЖС6К потребують очищення, тобто зміцнення міжзерених границь, то в них необхідно вводити такі хімічні елементи як С, В, Се та С, В, Zr відповідно. Завдяки такому легуванню утворюються фази втілення та відбувається зміцнення меж зерен за рахунок сегрегації на них; знижується зерногранична дифузія; утворюються зерно межові фази сфероїдальної морфології, що позитивно впливає на механічні властивості.

Для сплаву ЖС36 відсутність великокутових границь зерен (так як це монокристал) виключила для зміцнення міжзерених границь потребу у введенні С, В, Се та Zr. За відсутності вуглецю і бору вдалося істотно підвищити опір механічної і термічної втоми та повзучості монокристалів завдяки усуненню можливості утворення карбідів і боридів, які є концентраторами напружень і осередками зародження тріщин. Натомість в сплав додається такий хімічний елемент як Re, завдяки якому відбувається додаткове твердорозчинне зміцнення.

Порівнюючи механічні властивості та показники жароміцності з табл. 4.2, можна сказати, що найкращим рівнем властивостей відповідає сплав ЖС36. У зв'язку з тим, що в цьому сплаві містяться такі хімічні елементи як Ni, Cr, Al, Co, W та Re, кристалізація відбувається з отриманням найбільш сприятливого спрямування у розташуванні кристалів, які додають свій внесок до загального рівня властивостей.

Якщо порівняти сплави ЭИ867 та ЖС6К, можна помітити, що показники міцності при короточасних випробуваннях у сплаві ЭИ867 дещо вищі, ніж показники у сплаві ЖС6К. Це пояснюється тим, що у звичайних умовах макроструктура деформованого сплаву ЭИ867 буде завжди краща, ніж у литого сплаву ЖС6К (через ліквідацію). Але при впливі високих температур у сплаві ЭИ867 значно менше бар'єрів на шляху руху дислокацій, які потрібно гальмувати, ніж у сплаві ЖС6К, у якому кількість γ' -фази значно більша. Отже не дивлячись на те, що при випробуваннях на короткотривалу міцність показники сплаву ЖС6К нижчі, натомість при дії тривалих температурних навантажень, ресурс сплаву ЖС6К значно вищий за сплав ЭИ867.

Представлені сплави ЭИ867, ЖС6К та ЖС36 насамперед відрізняються способом виготовлення. Отже сплав ЭИ867 – деформований, для ЖС6К використовують лиття по витоплюваних моделях з рівно вісною структурою, а для ЖС36 – лиття з монокристалічною структурою за методом Бріджмена-Стокбаргера.

Для всіх сплавів термічна обробка складається з гартування та старіння в захисному середовищі (рис. 4.1; 4.2; 4.3). Але у сплаві ЖС6К старіння робочої лопатки відбувається в процесі експлуатації, і за рахунок повільного протікання дифузійних процесів у сплаві, повільно змінюються його властивості. Також сплав ЖС6К піддають алітуванню, задля підвищення опору окисленню поверхневих шарів та термостійкості деталі в цілому, і завдяки цьому відповідно підвищується термін служби виробу.

На відміну від сплаву ЭИ867, термічна обробка сплаву ЖС36 передбачає двоступеневе старіння. Метою першого – високотемпературного старіння є розчинення 10-12% частинок γ' -фази, і набуття тих частинок, що залишилися, кубічної форми розміром оптимальним для тривалої міцності сплаву (до 0,35-0,45 мкм). Крім того частинки стають більш однорідними за розміром, правильної кубічної морфології і їх розташування впорядковане в

обсязі твердого розчину. А під час низькотемпературного старіння, γ

розчиняються ультрадрібні частинки γ' -фази, і при подальшому охолодженні відбувається виділення «будівельного матеріалу» на великих частинках, в результаті чого габітусні поверхні частинок стають більш гладкими і набувають сувору кубічну морфологію. При цьому середній розмір γ' -частинок не змінюється.

Стовбчатая діаграма показників тривалої міцності для сплавів ЭИ867, ЖС6К та ЖС36, зображена на рисунку 4.1.

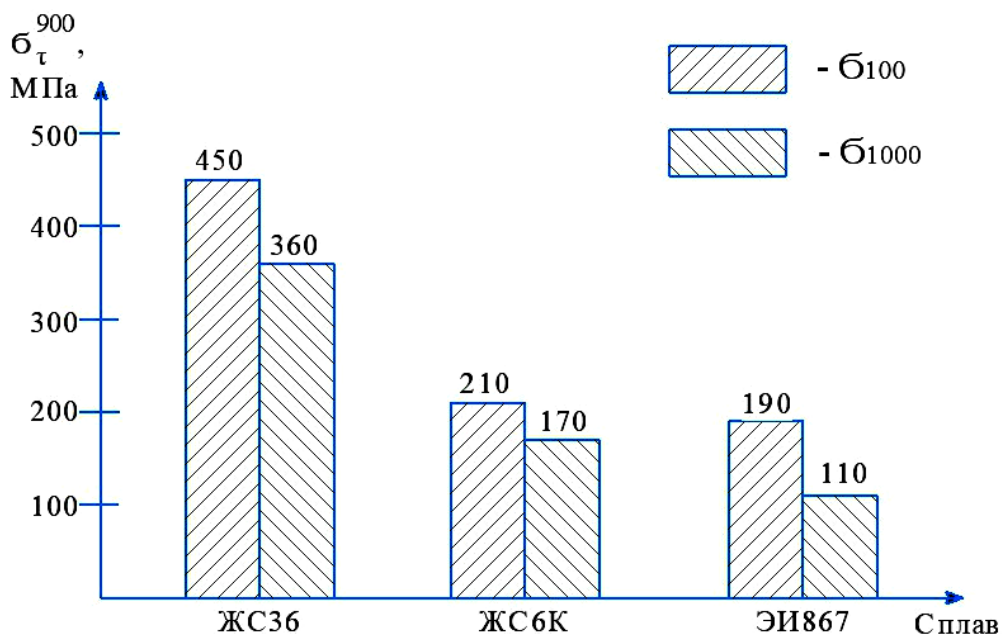


Рисунок 4.1 – Тривала міцність сплавів ЭИ867, ЖС6К та ЖС36 при 900°C

Отже після термічної обробки максимальна температура експлуатації сплаву ЭИ867 досягає 900°C, сплаву ЖС6К – до 1000°C, а для сплаву ЖС36 – до 1100°C. Кількість зміцнювальної γ' -фази (рис. 4.2) для сплаву ЭИ867 складає 27% (Ni_3Al), для сплаву ЖС6К – 70% ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$), а у сплаву ЖС36 – 75% ($\text{Ni}_3(\text{Al}, \text{Ti})$).

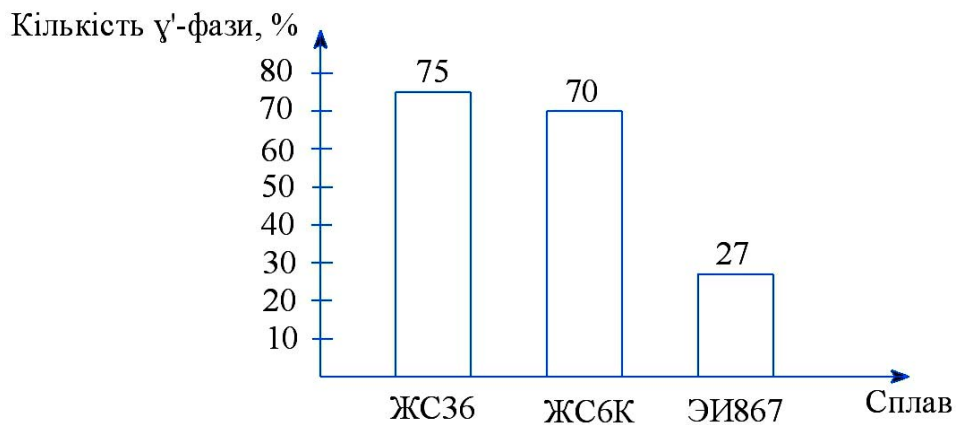


Рисунок 4.2 – Кількість γ' -фази після термічної обробки у сплавах ЭИ867, ЖС6К та ЖС36

Мікроструктура сплаву ЭИ867 складається з $\gamma + \gamma'$ -фази, карбідів та боридів. Зміцнювальна γ' -фаза на основі Ni_3Al , має упорядковану ГЦК ґратку. Відомо, що тривалі витримки при 900 та 950°C сприяють росту частинок γ' -фази, що негативно впливає на механічні властивості. Сплави ЖС6К та ЖС36 складаються з $\gamma + \gamma'$ -фази, зі стабілізованою, однорідною, дисперсною структурою, з частинками кубічної форми (рис. 4.4).

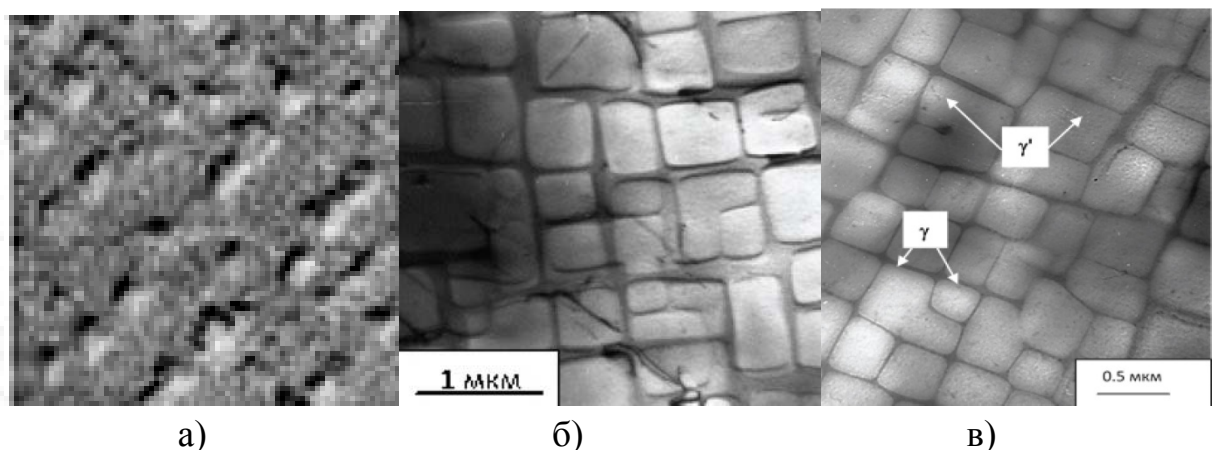


Рисунок 4.4 – Мікроструктура жароміцних нікелевих сплавів:
а) ЭИ867, X1000; б) ЖС6К; в) ЖС36

Також можна порівняти собівартість сплавів. ЖС36 – найдорожчий за рахунок ускладненого способу виготовлення сплаву (лиття з

монокристалічною структурою), термічної обробки (гартування та двоступеневе старіння) та вмісту такого кошовного хімічного елементу як Re. Звісно виготовлення сплавів ЭИ867 та ЖС6К дешевші, але ці сплави поступаються ЖС36 у таких важливих показниках як довготривала міцність та максимальна температура експлуатації виробу.

5 ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

5.1 Тенденції розвитку світового ринку технологій

Ринок технологій є найважливішим фактором сучасної міжнародної економіки.

Сучасне ринкове середовище характеризується тим, що технології, безперервно розвиваючись, змінюють ринок, формуючи нові потреби і видозмінюючи зв'язані технологічні ланцюжки.

Світові ринки технологій служать своєрідним полігоном, на якому проходять вирішальні випробування і здійснюється відбір нововведень, що розробляються в науково-дослідних і виробничо-технічних підрозділах різних країн.

Найважливішим кроком у вдосконаленні структури жароміцних сплавів було отримання матеріалів взагалі без будь-яких меж зерен, тобто монокристалів. Для цього знадобилася не тільки модернізація технології спрямованої кристалізації з метою виростити монокристали із заданою орієнтацією, а й розробка спеціальних складів жароміцних сплавів, а також режимів їх термічної обробки. Так як в монокристалах відсутні границі зерен, то немає необхідності вводити в сплав елементи, які зміцнюють їх. Ця обставина істотно спростила систему легування жароміцних сплавів для вирощування монокристалів. Крім того, використовуючи анізотропію фізико-механічних властивостей, можна вибрати таку раціональну орієнтацію монокристалу (осьову або азимутальну) щодо направлення дії головних напружень, яка забезпечила б найкращий комплекс механічних властивостей і максимальний ресурс роботи виробу.

Вперше монокристалічні лопатки були встановлені в двигун літака «Боїнг-767» американською фірмою Pratt and Whitney в 1982 році. Обсяг

виробництва монокристалічних лопаток збільшується з кожним роком (рис. 5.5).

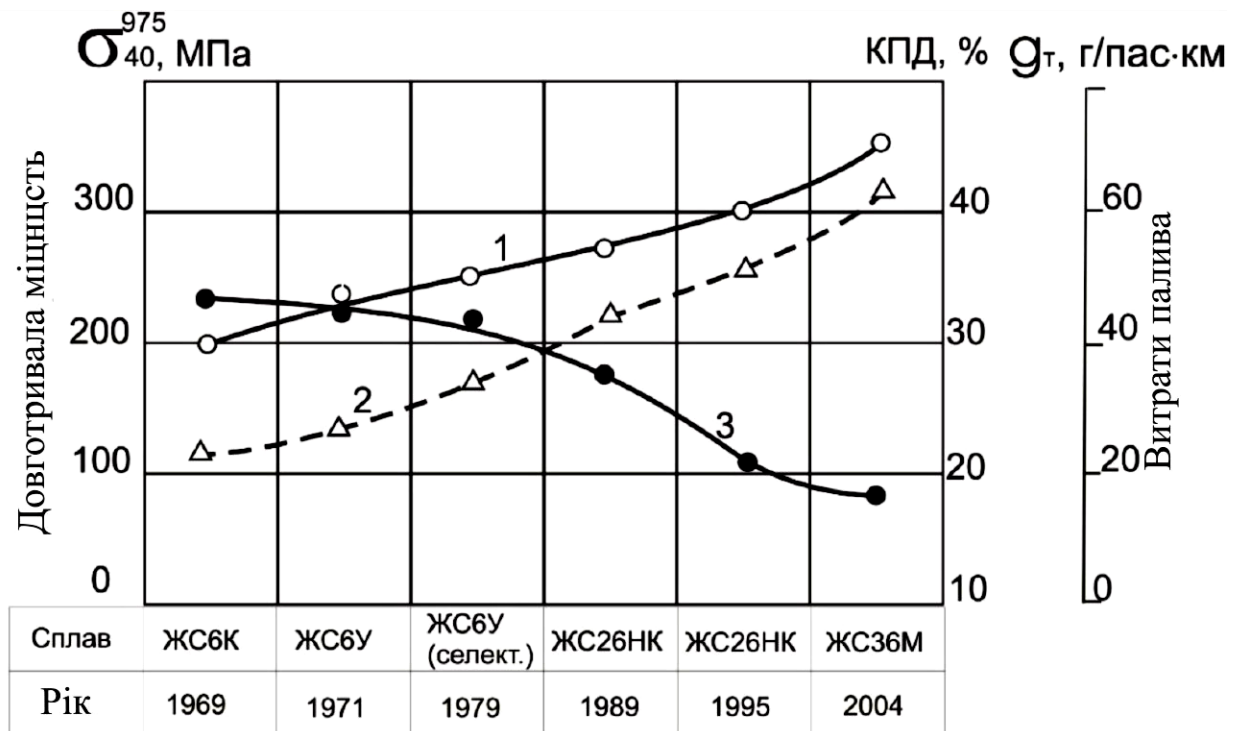


Рисунок 5.1 – Динаміка зростання тривалої міцності жароміцних нікелевих сплавів (1), ККД (2) і зменшення витрати палива (3) газотурбінних двигунів розробки ВАТ «Авіадвигун» [3]

У вітчизняному газотурбобудуванні перехід на жароміцні нікелеві сплави зі спрямованою і монокристалічною структурою для відливання турбінних лопаток ГТД забезпечив зростання ККД і значне зменшення витрат палива сучасних авіаційних двигунів [3].

5.2 Техніко-економічні розрахунки

Метою цього розділу є обґрунтування доцільності використання технології термічної обробки робочих лопаток ГТД. В таблиці 5.1 вказані техніко-економічні показники виробів.

Таблиця 5.1 – Техніко-економічні показники виробів

Показник	Базовий виріб	Новий виріб
1. Робоча лопатка	Сплав ЖС36	Сплав ЖС36
2. Технологія зміцнення	—	Гартування, старіння
3. Програма випуску, кг.	—	1000

Вартість сировини і основних матеріалів розраховується на основі технічно обґрунтованих норм використання на виробництво одиниці виробу, цін відповідних видів матеріальних ресурсів. При цьому враховуються транспортно-заготівельні витрати. Сума витрат на сировину та матеріали зменшується на величину зворотних відходів, які створюються в процесі виробництва. Вартість сировини та основних матеріалів наведена в таблиці 5.2.

Таблиця 5.2 – Вартість основних матеріалів при термічній обробці та старінні

Найменування сировини та основних матеріалів	Норма використання	Ціна, грн.	Вартість, грн.
Аргон	40 л	7 грн./м ³	280
Разом	—	—	280

Основна заробітна плата основних виробничих робітників на одиницю виробу розраховується на основі трудомісткості виготовлення та часових тарифних ставок. Розрахунок основної заробітної плати на одиницю продукції наведений в таблиці 5.3.

Таблиця 5.3- Заробітна плата на одиницю продукції (розцінка)

Найменування операції	Норма часу, год.	Розряд робітника	Часова тарифна ставка, грн.	Заробітна плата на одиницю продукції (розцінка), грн.
Гартування	4	IV	43	172
Старіння	36	IV	43	1548
Усього	40	—	—	1720

Додаткова заробітна плата виробничих робітників виплачується за кількість та якість виконаної роботи. Вона вміщує надбавки і доплати, премії за виробничі результати, оплату чергових та додаткових відпусток та інше. Додаткова заробітна плата складає 40% від основної, та розраховується за формулою:

$$ЗД = ЗО \cdot \frac{K_d}{100} = 1720 \cdot \frac{40}{100} = 688, \text{ грн.}$$

де K_d – процент додаткової заробітної плати.

Відрахування на соціальні заходи являють собою форму перерозподілу доходу на фінансування суспільних потреб, розраховуються згідно діючого законодавства і складають 22% від фонду оплати праці. Відрахування на соціальні заходи розраховуються за формулою:

$$ВС = (ЗО + ЗД + ПП) \cdot \frac{K_{вс}}{100} = (1720 + 688 + 860) \cdot \frac{22}{100} = 3268 \cdot 0,22 = 719, \text{ грн.}$$

де ПП – премії з прибутку (50%), грн.;

$K_{вс}$ – % відрахування на соціальні заходи.

Загальновиробничі витрати вміщують витрати на утримання та експлуатацію обладнання, цехові витрати і послуги виробничого характеру. Витрати на утримання та експлуатацію обладнання вміщують витрати на технічне обслуговування машин і механізмів, витрати на поточний ремонт

обладнання, цехового транспорту та інструментів, знос малоцінних і швидкозношуваних приладів, заробітну плату допоміжного персоналу та інші. Цехові витрати вміщують витрати, пов'язані з поточним ремонтом та амортизацією будівель цеху, заробітну плату керівників і спеціалістів цеху, витрати на охорону праці та техніку безпеки в цеху та інші.

Загальновиробничі витрати складають в середньому 400% до основної заробітної плати та розраховуються за формулою:

$$ЗВВ = ЗО \cdot \frac{\alpha}{100} = 1720 \cdot \frac{400}{100} = 6880, \text{ грн.}$$

де α – % загальновиробничих витрат.

Вищенаведені витрати складають виробничу собівартість.

Адміністративні витрати вміщують витрати, пов'язані з утриманням адміністративно-управлінського персоналу підприємства, а також утриманням та експлуатацією основних засобів загального виробничого призначення, охорону праці, техніку безпеки персоналу та інші. Адміністративні витрати складають в середньому 400% від основної заробітної плати основних виробничих робітників та розраховуються за формулою:

$$АВ = ЗО \cdot \frac{\beta}{100} = 1720 \cdot \frac{400}{100} = 6880, \text{ грн.}$$

де β – % адміністративних витрат.

Витрати на збут складаються з витрат, пов'язаних з реалізацією продукції і вміщують витрати на тару та тарні матеріали, транспортування готової продукції, рекламу, витрати на маркетингові дослідження та інші. Витрати на збут складають 2% від виробничої собівартості і розраховуються за формулою:

$$ВЗ = C_v \cdot \frac{\gamma}{100} = 10287 \cdot \frac{2}{100} = 206, \text{ грн.}$$

де C_v – собівартість виробнича, грн.;

γ – % витрат на збут.

Калькуляція собівартості і ціни продукції наведена в таблиці 5.4.

Таблиця 5.4 – Калькуляція собівартості термічної обробки і ціни виробу

	Статті витрат	Сума, грн.
1	Матеріали на термічну обробку	280
2	Основна заробітна плата основних виробничих робітників	1720
3	Додаткова заробітна плата основних виробничих робітників	688
4	Відрахування на соціальні заходи з заробітної плати основних виробничих робітників	719
5	Загальновиробничі витрати	6880
6	Собівартість виробнича	10287
7	Адміністративні витрати	6880
8	Витрати на збут	206
9	Собівартість повна	17373

Економічний ефект від впровадження нової технології термообробки розраховується за такою формулою:

$$E = (C_6 \cdot K) - C_n = (1484000 \cdot 1,4) - 1501373 = 576227;$$

Де C_6 – собівартість базового виробу, грн./т;

C_n – собівартість нового виробу, грн./т;

K – коефіцієнт експлуатаційного ресурсу (коефіцієнт приведення).

Після економічних розрахунків визначено, що собівартість сплаву ЖС36 зросла на 17373 грн., але завдяки збільшенню тривалої міцності ми очікуємо отримати економічний ефект у розмірі 576227 грн.

Таким чином, можна зробити висновок, що після термічній обробці ми забезпечили монокристал оптимальними механічними властивостями.

Завдяки високотемпературній гомогенізації відбулося зменшення лікваційної неоднорідності (вирівнювання хімічного складу осей дендритів і

міжосних просторів), та розчинення нерівноважної евтектики $\gamma + \gamma'$ (грубі включення евтектичної фази знижують тривалу міцність і тому вона не бажана).

Оптимальна тривала міцність у сплаві ЖС36 досягається при певному розмірі частинок зміцнюючої γ' -фази, $d=0,35\ldots 0,40$ мкм. Отже в результаті високотемпературного старіння приблизно 10-12% частинок γ' -фази розчинилися, а ті що залишилися, набули вигляд кубічної форми, збільшилися в розмірі до 0,35-0,45 мкм і утворили псевдорегулярну структуру кубічної макроратки. Крім того частинки стали більш однорідними за розміром, правильної кубічної морфології і їх розташування стало впорядковане в обсязі твердого розчину.

Отже завдяки термічній обробці було створено рівномірно впорядковану структуру кубічних частинок γ' -фази оптимальним розміром 0,45 мкм та високою об'ємною часткою зміцнюючої γ' -фази (75%). Така вихідна структура чинить максимальний опір повзучості при високих температурах, в процесі якої відбувається коагуляція часток γ' -фази в пластини, орієнтовані перпендикулярно осі прикладеної напруги. Також суттєво підвищилась тривала міцність монокристалічного сплаву ЖС36, якщо порівнювати зі сплавом без термічної обробки.

6 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ

В розділі надані основні заходи з охорони праці, при розробленні технології термічної обробки та дослідженні жароміцних сплавів.

6.1 Аналіз потенційних небезпек

а) Можливість ураження електричним струмом. Основними причинами є порушення правил з електробезпеки, зокрема допуск до виконання робіт осіб, які не пройшли навчання та перевірку знань з електробезпеки, або несправності енергоспоживаючого обладнання, які можуть призвести до електричних травм або до летальних наслідків.

б) Небезпеки, які пов'язані з невиконанням вимог ергономіки стосовно організації робочого місця дослідника в приміщенні дослідницької лабораторії, зокрема недостатності площі на одне робоче місце або нераціональне розташування дослідницького обладнання.

в) Небезпеки, які пов'язані з підготовкою дослідницьких зразків або матеріалу для подальшого проведення досліджень, зокрема можливість отримання механічних травм при нарізці заготовок на відрізному станку, проведенні шліфувально-полірувальних операцій та визначенні хімічного складу вихідного матеріалу.

г) Небезпеки, які пов'язані з визначенням хімічного складу спектральним аналізом, зокрема можливість отримання термічних опіків та ураження інтенсивним світловим випромінюванням.

д) Можливість отримання механічних травм при випробуванні механічних, експлуатаційних властивостей дослідницьких зразків.

е) Небезпеки, які пов'язані з проведенням досліджень мікроструктури на оптичному мікроскопі, зокрема можливість отримання хімічних опіків внаслідок необережного поводження з травильними розчинами, або

небезпека ушкодження органів зору внаслідок хибного вибору світлофільтрів мікроскопу.

є) Небезпеки, які пов'язані з обробкою результатів досліджень з використанням ПК, зокрема ушкодження кістково-м'язового апарату внаслідок довготривалої роботи в однотипній позі.

ж) Незадовільні метеорологічні параметри повітряного середовища в приміщенні дослідницької лабораторії, внаслідок неефективної роботи систем опалення та повітрообміну.

з) Незадовільне освітлення робочих місць в дослідницьких лабораторіях, внаслідок виходу з ладу джерел освітлення, що може призвести до погіршення зору та зниження працездатності.

і) Можливість загоряння в наслідок порушення правил пожежної безпеки, порушень правил зберігання легкозаймистих речовин, або коротких замикань, що може призвести до пожежі.

ї) Небезпеки, які пов'язані з умовами праці у надзвичайних ситуаціях зокрема, порядок проведення аварійно-рятувальних та інших невідкладних робіт.

6.2 Заходи по забезпеченню техніки безпеки

а) Для запобігання ураження електричним струмом передбачено:

- організаційні заходи: до виконання робіт допускаються особи не молодше 18 років, які пройшли навчання та перевірку знань з електробезпеки, та отримали відповідну ДНАОП 1.1.10-1.01-2000 «Правила безпеки експлуатації електроустановок споживачів», групу з електробезпеки (2 група – при напрузі 2000 В, 3 група – при напрузі більше 3000 В). Експлуатацію та ремонт електрообладнання повинен здійснювати тільки спеціально підготовлений персонал. Для кожного виду обладнання повинні бути складені схеми нормування роботи та роботи в аварійних ситуаціях.

- Технічні заходи: усі не ізолювані струмопровідні елементи електрообладнання повинні бути надійно огорожено суцільними огороженнями, зняття або відкриття, яких можливе тільки за допомогою спеціальних пристроїв; розташування струмоведучих ланцюгів виконується на недоступній висоті (при напрузі до 1000 В - не менше 3,5 м; при напрузі більше 1000 В - не менше 6 м); обов'язковим є наявність захисного заземлення з опором не більше 4 кОм.

б) Для виключення негативного впливу факторів, пов'язаних з ергономічністю робочого місця технолога згідно ГОСТ 12.2.032-78 – «Рабочее место при выполнении работ сидя. Общие эргономические требования». Передбачено:

- площа робочого місця повинна складати 6 м², а об'єм – 20 м³;
- конструкція та взаємне розташування елементів робочої зони, повинні відповідати характеру роботи, а також антропометричним, фізіологічним та психологічним особливостям технолога;
- як правило, основним приладдям в робочих зонах технолога є комп'ютерний стіл та стілець. Для оптимізації негативних наслідків синдрому статичного навантаження, площа комп'ютерного стола повинна забезпечувати зону повного досягнення. Для запобігання тунельного синдрому, кут згину руки в лікті має бути прямим, оптимальна висота клавіатури відносно поверхні стола не більше 30 мм, при куті підйому від 2 до 15°. Комп'ютерна «миша» не повинна розташовуватися на краю стола, щоб долоня при роботі звисала. Робочий стілець або крісло повинно мати підлокітники, бути поворотним та регульованим за висотою та кутом нахилу спинки.

в) Для запобігання механічних травм при підготовці зразків до випробування механічних властивостей або мікроструктури, необхідно виконувати вимоги інструктажів з охорони праці при роботі на металообробному обладнанні згідно ДНАОП 1.1.10-1.04-01 “Правила безпечної роботи з інструментом і пристосуваннями”, ГОСТ 12.3.028-82

«Процесс обработки абразивными и эльборовым инструментом» 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.

г) При визначенні хімічного складу новітніх матеріалів доцільно використовувати спектральний аналіз.

Для запобігання термічних опіків при визначенні хімічного складу сплавів досліджуваного матеріалу передбачено використання індивідуальних засобів захисту, зокрема рукавиці спеціальні ГОСТ 12.4.010-75.

Для запобігання ураження органів зору при визначенні хімічного складу на спектральному мікроскопі обов'язковим є екранування зони сканування захисним екраном.

д) Для запобігання механічних травм в процесі випробування на механічні властивості передбачено виконання інструкцій з техніки безпеки, які стосуються конкретно дослідницького обладнання.

Для запобігання механічних травм в процесі механічних випробувань на розтяг на інсталяції УСП-CS503 фірми Instron передбачено триступеневу систему захисту:

- для запобігання зриву зразка внаслідок перекосив або зношування захватів передбачені центруючі та вирівнюючі втулки;

- для виключення похибок при випробуванні, інсталяція має електронну систему управління та гідравлічний привод, що дає змогу програмувати режим випробування та не допускати максимальне навантаження на конструкцію інсталяції, що може призвести до руйнування та аварійної ситуації;

- усі електричні кабелі екрановані спеціальними кожухами, що дає можливість уникнути ураження електричним струмом.

е) При визначенні мікроструктури важливе значення має якість підготовленої до дослідження поверхні. Після шліфування та полірування, використовують метод травлення в суміші азотної кислоти та етилового спирту. Для попередження хімічних опіків передбачено використання індивідуальних засобів захисту, зокрема гумових рукавиць згідно ГОСТ 12.4.103-79 «ССБТ. Одежда специальная защитная, средства индивидуальной защиты рук и ног», гумових чоботів згідно ГОСТ 5375-79 «Сапоги резиновые формовые. Технические условия», фартухів згідно ГОСТ 12.4.029-76 «Фартуки специальные. Технические условия», захисних окулярів згідно ГОСТ 12.4.001-80 «ССБТ. Очки защитные».

є) Заходи щодо забезпечення виробничої санітарії та гігієни праці для приміщення (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, офісу, тощо) обладнаного ПК з ВДТ розроблені відповідно до вимог Державних санітарних норм та правил «Гігієнічна класифікація праці за показниками шкідливості та небезпечності факторів виробничого середовища, важкості та напруженості трудового процесу», МЮУ 06.05.2014 р. за № 472/25249, ДСанПіН 3.3.2.007-98 «Державні стандартні правила і норми роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин» і НПАОП 0.00-7.15-18 «Вимоги щодо безпеки та захисту здоров'я працівників під час роботи з екранними пристроями».

Режим праці й відпочинку передбачає дотримання певної тривалості безперервної роботи на ПК і перерв, регламентованих з урахуванням тривалості робочої зміни, видів і категорії трудової діяльності.

За характером трудової діяльності виділено три професійні групи, згідно з ДК 003:2010 «Національний класифікатор України. Класифікатор професій»: група А - робота зі зчитування інформації з екрана з попереднім запитом; група Б - робота з введення інформації; група В - творча робота в режимі діалогу із ПК.

Категорії тяжкості й напруженості роботи на ПК визначаються рівнем навантаження за робочу зміну. Розглянемо II категорію роботи по тяжкості й напруженості: для групи А – до 40000 знаків; для групи Б – до 30000 знаків; для групи В – до 4,0 год. безпосередньої роботи на ПК.

При 8-годинній робочій зміні й роботі на ПК регламентовані перерви для другої категорії робіт варто встановлювати через 2 години від початку робочої зміни й через 1,5-2,0 години після обідньої перерви тривалістю 15 хвилин кожна або тривалістю 10 хвилин через щогодини роботи.

При 12-годинній робочій зміні регламентовані перерви повинні встановлюватися в перші 8 годин роботи аналогічно перервам при 8-годинній робочій зміні, а протягом останніх 4 годин роботи, щогодини тривалістю 15 хвилин.

Тривалість безперервної роботи на ПК без регламентованої перерви не повинна перевищувати 2 години. Ефективними є нерегламентовані перерви (мікропаузи) тривалістю 1-3 хвилини.

Регламентовані перерви й мікропаузи доцільно використовувати для виконання комплексу вправ і гімнастики для очей, пальців рук, а також масажу, які наведені у Державних санітарних правилах і нормах роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин ДСанПіН 3.3.2.007-98 «Державні санітарні правила і норми роботи з візуальними дисплейними терміналами електронно-обчислювальних машин».

Всі професійні користувачі ПК повинні проходити обов'язкові попередні медичні огляди при надходженні на роботу, періодичні медичні

огляди з обов'язковою участю терапевта, невропатолога й окуліста, а також проведенням загального аналізу крові й ЕКГ.

6.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці

ж) Для забезпечення задовільних параметрів повітряного середовища робочого простору (температура, вологість, швидкість переміщення повітряних мас) обов'язковими є природна вентиляція, загально обмінна штучна вентиляція, та кондиціонування приміщення згідно ГОСТ 2.2.137-96 «Оборудование для кондиционирования воздуха и вентиляции. Общие требования безопасности», СНиП 2.04.05-91 «Отопление, вентиляция и кондиционирование», ГОСТ 30646-99 «Кондиционеры центральные общего назначения. Общие технические условия», ГОСТ 12.1.005-88 ССБТ «Общие санитарно-гигиенические требования к воздуху рабочей зоны». Заходи щодо забезпечення санітарних норм мікроклімату розробляються відповідно до вимог ДСН 3.3.6-042-99 «Санітарні норми мікроклімату виробничих приміщень».

з) Вибір системи освітлення залежить від зорових робіт і визначається за Державними будівельними нормами України ДБН В.2.5–28–2006 «Природне і штучне освітлення», ГОСТ 12.2.007.13-2000 ССБТ «Лампы электрические. Требования безопасности», ГОСТ МЭК 60598-2-2-2002 «Светильники. Часть 2. Частные требования. Раздел 2. Светильники встраиваемые».

При цьому враховується вимога, що при виконанні в приміщеннях робіт I–III, IVa, IVб, IVв, Va розрядів слід застосовувати систему комбінованого освітлення. Використання системи загального освітлення передбачено при технічній неможливості або недоцільності влаштування місцевого освітлення при узгодженні з органами державного санітарного нагляду. При комбінованому освітленні доля загального повинна складати не менше 10%.

В роботі передбачено визначення повітряобміну з урахуванням типу виробничого приміщення та виду виробництва.

Природна вентиляція використовується для нормалізації мікроклімату як у невиробничих так і у виробничих приміщеннях без виділення шкідливих речовин.

Штучна механічна вентиляція застосовується в тих випадках, коли тепловиділення у приміщенні недостатньо для постійного, протягом року, використання природної вентиляції, або коли кількість чи токсичність речовин, що виділилися у повітря приміщення викликали необхідність постійного повітряобміну незалежно від метеорологічних умов навколо середовища.

Загальнообмінна вентиляція забезпечується створенням необхідного мікроклімату та чистоти повітряного середовища у всьому об'ємі робочої зони приміщення.

Місцева витяжна механічна вентиляція забезпечує вловлювання шкідливих виділень безпосередньо в місцях їх виділення, що запобігає поширення цих речовин в приміщенні.

Продуктивність природної вентиляції в приміщенні дослідницької лабораторії, визначається за формулою:

$$L=K \cdot V_n=2 \cdot 5950=11900 \text{ м}^3/\text{год},$$

де k – кратність повітрообміну (відповідно до галузевих норм, кратність повітрообміну в цеху становить $k=2$);

V_n – об'єм приміщення, м³.

Об'єм повітря, що відсмоктується витяжним зонтом при травленні зразків, визначається за формулою:

$$L=a \cdot b \cdot V \cdot 3600=0,54 \cdot 0,7 \cdot 1,5 \cdot 3600=2041 \text{ м}^3/\text{год},$$

де a та b – розміри зонти в плані, м;

V – швидкість руху повітря, яке відсмоктується, в площині перерізу по комірці зонта. Значення V приймається від 0,5 до 1,5 м/с в залежності від конструкції зонта.

Об'єм повітря, що видаляється від витяжних шаф:

$$L=F \cdot V \cdot 3600=5,4 \cdot 0,5 \cdot 3600=9720 \text{ м}^3/\text{год},$$

де F – площа робочого отвору (відкритих проїомів та нещільностей), м^2 ;

V – швидкість руху вилученого повітря через відкриті робочі отвори, м/с. Приймається від 0,5 до 1,7 м/с в залежності від токсичності та леткості газів та парів, що видаляються.

Отже продуктивність природної вентиляції складатиме $11900 \text{ м}^3/\text{год}$., об'єм повітря, що відсмоктується витяжним зонтом – $2041 \text{ м}^3/\text{год}$, а об'єм повітря, що видаляється від витяжних шаф – $9720 \text{ м}^3/\text{год}$.

6.4 Заходи з пожежної безпеки

і) «Заходи з пожежної безпеки» розробляється відповідно до вимог НАПБ А.01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні».

Розробку заходів з пожежної безпеки починають з аналізу речовин і матеріалів, що використовуються при роботі на об'єкті, з метою визначення класу можливої пожежі (А, В, С, D, F, E) згідно ДСТУ EN 2:2014 «Класифікація пожеж» (EN 2:1992, EN 2:1992/A1:2004, IDT та категорії його пожежної небезпеки, відповідно до вимог ДСТУ Б В.1.1-36:2016 «Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною безпекою» та СНиП 2.09.02-85* «Производственные здания». Тобто указати до якої категорії виробництва з пожежної небезпеки (А, Б, В, Г, Д) належить об'єкт (дослідницька лабораторія, конструкторське бюро, дільниця, підстанція, цех, тощо).

Відповідно до категорії виробництва з пожежної небезпеки і вимог ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги»,

вказати ступінь вогнестійкості приміщення об'єкта (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, дільниці, підстанції, цеху, тощо).

Відповідно до вимог ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги», передбачити шляхи евакуації працівників на випадок пожежі (переходи, евакуаційні виходи). Вказати максимальне видалення від найбільш віддаленого робочого місця до найближчого евакуаційного виходу згідно п. 2.29 (табл. 2) СНиП 2.09.02-85* «Производственные здания».

Показати відповідність обладнання, силових і освітлювальних мереж об'єкту (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, офісу, дільниці, підстанції, цеху, тощо), вимогам пожежної безпеки, згідно вимог НПА ОП 40.1-1.32-01 «Правила будови електроустановок. Електрообладнання спеціальних установок».

Показати наявність засобів виявлення загорянь і пожеж згідно вимог ДБН В.2.5-56:2014 «Системи протипожежного захисту»:

- автоматичних сигналізаторів про пожежу;
- системи пожежної сигналізації.

З огляду на пожежну небезпеку виробництва, передбачити систему пожежного водопостачання або автоматичного пожежогасіння та первинні засоби пожежогасіння (вогнегасники різних видів) відповідно до вимог «Правил експлуатації та типових норм належності вогнегасників», затверджених наказом МВСУ 15.01.2018 № 25 та зареєстрованих в МЮУ 23.02.2018 р. за № 225/31677.

Комплекс протипожежних заходів для виробничого приміщення (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, тощо) обладнаного ПК з ВДТ розроблений згідно вимог НАПБ А.01.001-2014 «Правила пожежної безпеки в Україні».

Виходячи з аналізу речовин та матеріалів, які використовуються при роботі у приміщенні (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, тощо) обладнаному ПК з ВДТ:

- згідно ДСТУ EN 2:2014 «Класифікація пожеж» (EN 2:1992, EN 2:1992/A1:2004, IDT) у приміщенні (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, тощо) обладнаному ПК з ВДТ можлива пожежа класів – А (що супроводжується горінням твердих матеріалів) та Е (горіння електроустановок, що перебувають під напругою до 1000 В);

- відповідно до вимог ДСТУ Б В.1.1-36:2016 «Визначення категорій приміщень, будинків та зовнішніх установок за вибухопожежною та пожежною безпекою», воно належить до категорії «Д» з пожежної безпеки – простір у приміщенні, у якому перебувають тверді горючі речовини та матеріали.

Оскільки приміщення (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, тощо) обладнане ПК з ВДТ належить до категорії «Д» з пожежної безпеки, тому відповідно до вимог ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги» воно має II ступінь вогнестійкості.

У разі виникнення пожежі у приміщенні (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, тощо) обладнаному ПК з ВДТ для евакуації персоналу відповідно до вимог ДБН В.1.1-7:2016 «Пожежна безпека об'єктів будівництва. Загальні вимоги» передбачені виходи, по обидві сторони приміщення, з одного боку вікно (на пожежні сходи), а з іншого – вхідні двері. Згідно п. 2.29 (табл. 2) СНиП 2.09.02-85* «Производственные здания», відстань від найбільш віддаленого робочого місця до найближчого евакуаційного виходу не обмежується.

Обладнання, силові та освітленні мережі приміщення (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, тощо) обладнаного ПК з ВДТ відповідають вимогам пожежної безпеки, оскільки виконані відповідно до вимог НПАОП 40.1-1.32-01 «Правила будови електроустановок. Електрообладнання спеціальних установок», та мають ступінь захисту ізоляції обладнання IP44 яка відповідає класу пожежонебезпечної зони П-Па до якої належить приміщення.

З технічних та організаційних заходів запобігання пожеж в приміщенні (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, тощо) обладнаному ПК з ВДТ передбачені наступні протипожежні заходи. На силовому обладнанні, силових та освітлювальних колах, згідно вимог пункту 3.1 «ПУЕ», встановлені захисні пристрої, що вимикають джерело живлення від ділянки електричного кола, у якій виникло коротке замикання.

Згідно вимог ДБН В.2.5-56:2014 «Системи протипожежного захисту», в приміщенні (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, тощо) обладнаному ПК з ВДТ встановлена система пожежної й охоронної сигналізації «Сигнал-ВК6». Яка забезпечує виявлення теплових і димових ознак пожежі і місця виникнення пожежі з точністю до місця розміщення датчика.

Оскільки приміщення (дослідницької лабораторії, конструкторського бюро, тощо) що обладнане ПК з ВДТ має площу 39 м², тому відповідно до вимог п. 5 розділу VI «Вибір типу та необхідної кількості вогнегасників», «Правил експлуатації та типових норм належності вогнегасників», затверджених наказом МВСУ 15.01.2018 № 25 та зареєстрованих в МЮУ 23.02.2018 р. за № 225/31677 для гасіння електроустановок, що знаходяться під напругою, передбачені вуглекислотні вогнегасники типу ВВК-3,5 у кількості 2 штук (з розрахунку один вогнегасник с величиною заряду вогнегасної речовини 3 кг. і більше, на 20 м² площі приміщення). Додатково, на кожному поверсі будівлі, в якій розміщене приміщення обладнане ПК з ВДТ, передбачене два переносних порошкових вогнегасника – ВП-5. Відстань між вогнегасниками та місцями можливих загорянь не перевищує 10 м.

6.5 Заходи по забезпеченню безпеки у надзвичайних ситуаціях

ї) Найбільшу небезпеку для життєдіяльності виробничого персоналу представляють аварії технічних систем. Причинами аварій можуть бути

стихійні лиха, порушення режимів технологічних процесів (недотримання технологічної дисципліни) або правил експлуатації виробничого, енергетичного, транспортного та ін. обладнання, а також правил техніки безпеки.

З особливостей небезпечних аварій слідує: захисні заходи і, перш за все, прогнозування, виявлення і періодичний контроль за змінами обстановки, оповіщення персоналу підприємства повинні проводитися з надзвичайно високою оперативністю. Локалізація джерела надходження СДОР в навколишнє середовище має вирішальну роль в попередженні масової поразки людей. Швидке здійснення цієї задачі може направити аварійну ситуацію в контрольоване русло, зменшити викид СДОР і істотно знизити збитки.

Захист від СДОР являє собою комплекс заходів, що здійснюються з метою виключення або максимального послаблення поразки персоналу і збереження його працездатності.

Комплекс заходів по захисту від СДОР включає:

- Інженерно-технічні заходи щодо зберігання і використання СДОР;
- Підготовку сил і засобів для ліквідації хімічно небезпечних аварій;
- Навчання їх порядку і правилам поведінки в умовах виникнення аварій;
- Оповіщення про безпосередню загрозу поразки СДОР;
- Тимчасову евакуацію з небезпечних районів;
- Хімічну розвідку району аварії;
- Пошук і надання медичної допомоги постраждалим;
- Локалізацію та ліквідацію наслідків аварії.

Обсяг і порядок здійснення заходів щодо захисту багато в чому залежать від конкретної обстановки, яка може скластися в результаті аварії, наявність часу, сил і засобів для здійснення заходів з захисту та інших факторів.

Всі заходи щодо захисту відображаються в плані захисту об'єкта, який розробляється завчасно з участю всіх головних фахівців об'єкту. План розробляється, як правило, текстуально з додатком необхідних схем, що вказують розміщення об'єкту, сил і засобів ліквідації наслідків аварії, їх організацію і т.д. Він складається з декількох розділів і визначає підготовку об'єкту до захисту та порядок ліквідації наслідків аварії згідно з ДБН В.1.2-4 -2006 «Інженерно-технічні заходи цивільного захисту (цивільної оборони)».

ВИСНОВОК

Розглянувши різноманітні жароміцні нікелеві сплави для робочих лопаток газотурбінних двигунів, для порівняння було обрано такі сплави як ЭИ867, ЖС6К та ЖС36. Вони відрізняються методом виготовлення, хімічним складом та термічною обробкою.

На підставі аналізу всіх властивостей сплавів, було встановлено, що серед цих трьох, найбільш перспективним для робочої лопатки ГТД є сплав ЖС36. Так як для сплаву ЖС36 використовують лиття з монокристалічною структурою, то немає необхідності вводити в сплав елементи, які зміцнюють границі зерен, через їх відсутність. Крім того, можна вибрати таку раціональну орієнтацію монокристалу відносно напрямлення дії головних напружень, яка забезпечила б найкращий комплекс механічних властивостей і максимальний ресурс роботи виробу. Завдяки легуванню Ni, Cr, Al, Co та W вдалося істотно підвищити опір механічної і термічної втоми та повзучості монокристалу, а через додавання Re відбулося додаткове твердорозчинне зміцнення. Після термічної обробки, яка складається з гартування та двоступеневого старіння, вдалося отримати найбільший вміст γ' -фази (75%), серед даних трьох сплавів. Завдяки цьому вдалося істотно підвищити ресурс роботи робочої лопатки, при дії високих температур.

Не зважаючи на те, що сплав ЖС36 має найвищу вартість серед трьох порівнюваних, його використання цілком виправдовується через високу жароміцність та тривалий час до руйнування виробу.

В роботі також були проведенні розрахунки економічної ефективності даного дослідження, в результаті якого очікуваний ефект складає 576227 грн. Наведені можливі небезпеки при дослідженні та можливі шляхи їх запобігання.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Симс Ч., Хагель В. Жаропрочные сплавы : учеб. пособие / пер. с англ. Е. М. Савицкого. Москва : Металлургия, 1976. 568 с.
2. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы : монография. Москва : Металлургия, 1964. 672 с.
3. Кузнецов В. П., Лесников В. П., Попов Н. А. Структура и свойства монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов : учеб. пособ. Екатеринбург : Изд-во Урал. ун-та, 2016. 160 с.
4. Сазонова О.В., Грешта В. Л. Конспект лекцій з дисципліни «Функціональне призначення матеріалів газотурбінних установок в енергетиці» для студентів спеціальності 8.090101 «Прикладне матеріалознавство» усіх форм навчання : конспект лекцій. Запоріжжя : ЗНТУ, 2003. 64 с.
5. Масленков С. Б., Масленкова Е. Л. Стали и сплавы для высоких температур : в 2-х т. Москва : Металлургия, 1991. 832 с.
6. Современные технологии в производстве газотурбинных двигателей / под ред. А.Г. Братухина. Москва : Машиностроение, 1997. 416с.
7. ГОСТ 9454-78 : 1978. Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. [Действующий от 1979-01-01]. Изд. офиц. Москва : Издательство стандартов, 1994. 11 с.
8. ГОСТ 1497-84 : 1984. Металлы. Методы испытания на растяжение. [Действующий от 1984-07-16]. Изд. офиц. Москва : Издательство стандартов, 1997. 28 с.
9. ГОСТ 10145-81 : 1981. Металлы. Метод испытания на длительную прочность. [Действующий от 1981-09-02]. Изд. офиц. Москва : Издательство стандартов, 1987. 11 с.

10. ГОСТ 3248-81 : 1981. Металлы. Метод испытания на ползучесть. [Действующий от 1981-07-01]. Изд. офиц. Москва : Издательство стандартов, 1988. 10 с.

11. Круглікова В.В. Методичні вказівки до виконання економічного розділу науково-дослідницьких дипломних проектів для студентів спеціальності : метод. вказ. Запоріжжя : ЗНТУ, 2018. 32 с.

12. Нестеров О.В. Методичні вказівки до виконання розділу «Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях» в магістерських дипломних роботах зі спеціальності 132 Матеріалознавство спеціалізацій «Прикладне матеріалознавство», «Композиційні та порошкові матеріали, покриття» зі спеціальності 136 Металургія спеціалізації «Ливарне виробництво чорних та кольорових металів і сплавів, усіх форм навчання : метод. вказ. Запоріжжя : ЗНТУ, 2018. 40 с.

13. Масленков С. Б. Жаропрочные стали и сплавы : справочник. Москва : Металлургия, 1983. 192 с.

14. Голубовский Е. Р., Светлов И. Л., Хвацкий К.К. Длительная прочность никелевых сплавов для монокристаллических лопаток газотурбинных установок. *Конверсия в машиностроении*. 2005. № 3. С. 61-64.

15. Шалин Р. Е., Светлов И. Л., Качанов Е. Б. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов : учеб. пособ. Москва : Машиностроение, 1997. 336 с.

16. Каблов Е. Н., Голубовский Е. Р. Жаропрочность никелевых сплавов : учеб. пособ. Москва : Машиностроение, 1998. 464 с.

17. Суперсплавы 2: Жаропрочные материалы для аэрокосмических и промышленных энергоустановок / по ред. Ч. Т. Симса., Н. С. Столоффа, У. К. Хагеля. Москва : Металлургия, 1995. 384 с.

18. Каблов Е. Н., Петрушин Н. В., Елютин Е. С. Монокристаллические жаропрочные сплавы для газотурбинных двигателей. *Вестник МГТУ им. Н. Э. Баумана, серия «Машиностроение»*. 2011. № 52. С. 38-52.

19. Петрушин Н. В., Светлов И. Л. Физико-химические и структурные характеристики жаропрочных никелевых сплавов. *Металлы*. 2001. № 2. С. 63-73.
20. Каблов Е. Н., Петрушин Н. В. Компьютерный метод конструирования литейных жаропрочных никелевых сплавов. *Авиационные материалы и технологии*. 2004. № 1. С. 3-21.
21. Каблов Е. Н., Петрушин Н. В., Морозова Г. И., Светлов И. Л., Физико-химические факторы жаропрочности никелевых сплавов, содержащих рений. *Авиационные материалы и технологии*. 2004. № 1. С. 37-47.
22. Каблов Е. Н., Петрушин Н. В., Светлов И. Л., Демонис И. М. Литейные жаропрочные никелевые сплавы для перспективных авиационных ГТД. *Технология легких сплавов*. 2007. № 2. С. 6-16.
23. Каблов Е. Н., Петрушин Н. В., Василенок Л. Б., Морозова Г. И. Рений в никелевых сплавах для лопаток газовых турбин. *Материаловедение*. 2000. № 2. С. 23-29.
24. Петрушин Н. В., Светлов И. Л., Оспенникова О. Г. Литейные жаропрочные никелевые сплавы. *Все материалы. Энциклопедический справочник*. 2012. № 6. С. 16-21.
25. Литейные жаропрочные сплавы. Эффект С. Т. Кишкина : науч. техн. сб. / под ред. Е. Н. Каблова. Москва : Наука, 2006. 272 с.
26. Литые лопатки газотурбинных двигателей: сплавы, технологии, покрытия / под общ. ред. Е. Н. Каблова. 2-е изд. Москва : Наука, 2006. 632 с.
27. Кишкин С. Т., Каблов Е. Н. Литейные жаропрочные сплавы для турбинных лопаток. *Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932-2002*. 2002. С. 48-58.
28. Монокристаллы никелевых жаропрочных сплавов : монография / Р. Е. Шалин и др. Москва : Машиностроение, 1997. 336 с.

29. Козлов Э. В., Дементьев В. М., Кормин Н. М. Структуры и стабильность упорядоченных фаз : учеб. пособ. Томск : Изд-во ТГУ, 1994. 247 с.

30. Каблов Е. Н. Повышение эксплуатационных характеристик литых лопаток газотурбинных двигателей на жаропрочных никелевых сплавах путем управления процессом структурообразования при кристаллизации : автореф. дис. ... д-р техн. наук : 05.02.01. Москва, 1995. 59 с.

31. Петрушин Н. В., Оспенникова О. Г., Светлов И. Л. Монокристаллические жаропрочные никелевые сплавы для турбинных лопаток перспективных ГТД. *Авиационные материалы и технологии*. 2017. № 5. С. 72-103.

32. Трофимов Е. А., Вахитова Е. Р. Анализ методик оптимизации составов жаропрочных сплавов на основе никеля. *Вестник Южно-Уральского Государственного университета, серия: металлургия*. 2013. № 1. С. 103-107.

33. Поварова К. Б., Казанская Н. К., Дроздов А. А., Базылева О. А. Изучение влияния редкоземельных металлов на жаропрочность сплавов на основе Ni_3Al . *Металлы*. 2011. № 1. С. 55-57.

34. Каблов Е. Н., Петрушин Н. В., Бронфин М. Б., Алексеев А. А. Особенности монокристаллических жаропрочных никелевых сплавов, легированных рением. *Металлы*. 2006. № 5. С. 47-57.

35. Иванов С. А., Рыбников А. И., Кузнецов В. Г. Влияние длительной эксплуатации на усталостную прочность лопаток газовых турбин. *Металлообработка*. 2006. № 6. С. 68-70.

36. Ажажа В. М., Свердлов В. Я., Ладыгин А. Н., Богуслаев А. В. Перспективные направления в совершенствовании структуры монокристаллических лопаток газотурбинных двигателей. *Прогресивні технології і системи машинобудування*. 2008. № 2. С. 3-9.