

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
Національний університет «Запорізька політехніка»

Інженерно-фізичний факультет

(повне найменування інституту, факультету)

Кафедра фізичного матеріалознавства

(повне найменування кафедри)

Пояснювальна записка

до дипломного проекту (роботи)

магістр

(ступінь вищої освіти)

на тему Оцінка можливостей підвищення технологічності та
експлуатаційної стійкості дисків ГТД

Виконав: студент(ка) VI курсу, групи ІФ-218м

Спеціальності 132 «Матеріалознавство»

(код і найменування спеціальності)

Освітня програма (спеціалізація)

Прикладне матеріалознавство

Маєв Ілля Михайлович

(прізвище та ініціали)

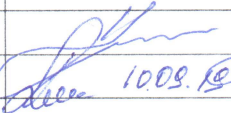
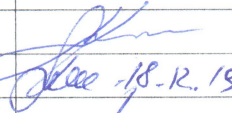
Керівник Климов О.В., к.т.н., доцент

(прізвище та ініціали)

Рецензент Двірник Л.В.

(прізвище та ініціали)

6. Консультанти розділів проекту (роботи)

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	прийняв виконане завдання
1	Климов О.В, к.т.н, доцент каф. ФМ		
2	Климов О.В, к.т.н, доцент каф. ФМ		
3	Климов О.В, к.т.н, доцент каф. ФМ		
4	Нестеров О.В, к.т.н доцент каф. ОП і НС		
5	Круглікова В.В., к.е.н., доцент каф. ПТБД	 10.09.19	 18.12.19
НК	Ткач Д.В., к.т.н, доцент каф. ФМ		

7. Дата видачі завдання « 03 » вересня 2019 року.

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

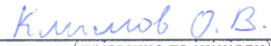
№ з/п	Назва етапів дипломного проекту (роботи)	Строк виконання етапів проекту (роботи)	Примітка
1.	Умови роботи дисків ГТД	09.09.2019	
2.	Особливості легування жароміцних сплавів	16.09.2019	
3.	Термічна обробка жароміцних сталей і сплавів	23.09.2019	
4.	Хімічний склад досліджуваних сплавів	30.09.2019	
5.	Дослідження мікроструктури сплавів, механічні випробування	07.10.2019	
6.	Вплив хімічного складу на властивості сплавів	21.09.2019	
7.	Кількість зміцнювальної фази в дослідних сплавах	04.11.2019	
8.	Вплив хімічної, фазової та структурної неоднорідності на властивості сплавів	18.11.2019	
9.	Вплив технологічних факторів на структуру і властивості сплавів	02.12.2019	
10.	Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях	09.12.2019	
11.	Економічна частина	16.12.2019	

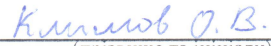
Студент(ка)


 (підпис)


 (прізвище та ініціали)

Керівник проекту (роботи)


 (підпис)


 (прізвище та ініціали)

РЕФЕРАТ

ПЗ 82с., 13 рис., 9табл., 35 джерел

Метою роботи є дослідження можливостей підвищення технологічності та експлуатаційної стійкості дисків ГТД із сплавів нового покоління ЭК151, ЭП975, ВЖ175, ЭИ698.

В роботі розглянуті особливості впливу легування та термічної обробки на структуроутворення деформівних нікелевих сплавів та його вплив на експлуатаційні властивості виробів. Досліджено вплив структурної та фазової неоднорідності та вплив технологічних параметрів на властивості розглянутих сплавів. Розглянуті питання з охорони праці та розраховано економічну ефективність.

АВІАЦІЙНИЙ ДВИГУН, ДИСКИ ГТД, ХІМІЧНИЙ СКЛАД, ЛЕГУВАННЯ, ЗМІЦНЮВАЛЬНІ ФАЗИ, МІКРОСТРУКТРА, КАРБІДНА НЕОДНОРІДНІСТЬ, ДОВГОТРИВАЛА МІЦНІСТЬ

ЗМІСТ

Вступ.....	6
1.1 Аналітичний огляд	7
1.1 Умови роботи дисків ГТД	7
1.2 Особливості легування жароміцних сплавів	13
1.3 Термічна обробка жароміцних сталей і сплавів	18
2 Матеріали та методика	31
2.1 Хімічний склад досліджуваних сплавів	31
2.2 Дослідження мікроструктури сплавів	32
2.2.1 Приготування зразків	32
2.2.2 Дослідження мікроструктури на МІМ-7	34
2.2.3 Дослідження мікроструктури на РЕМ	36
2.3 Механічні випробування	40
3 Експериментальна частина	41
3.1 Вплив хімічного складу на властивості сплавів	42
3.2 Кількість зміцнювальної фази в дослідних сплавах	45
3.3 Вплив хімічної, фазової та структурної неоднорідності на властивості сплавів	46
3.4 Вплив технологічних факторів на структуру і властивості сплавів	48
4 Охорона праці та безпека у надзвичайних ситуаціях	52
4.1 Аналіз потенційних небезпек	52
4.2 Заходи по забезпеченню безпеки	53
4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці	57
4.4 Заходи з пожежної безпеки	60
4.5 Заходи по забезпеченню безпеки у надзвичайних ситуаціях	62
5 Економічна частина	65
5.1 Тенденції розвитку світового ринку технологій	65

5.2 Техніко-економічні розрахунки.....	66
Висновки	72
Перелік посилань.....	73

ВСТУП

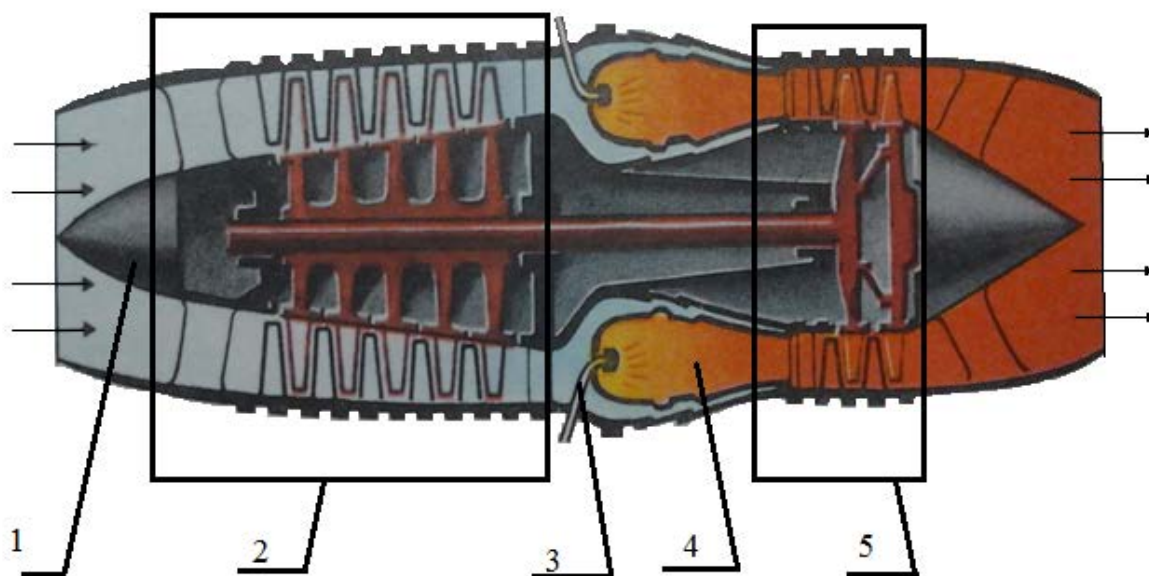
Розвиток виробництва ГТД для авіаційної і космічної техніки пов'язано перш за все з підвищенням температури газу на вході в турбіну, яка повинна бути здійснено в значній мірі за рахунок використання нових жароміцних матеріалів.

Найбільш відповідальними серед різних деталей, як з точки зору підвищення тактико-технічних параметрів ГТД, так і по відношенню до безпеки і надійності їх роботи є диски турбіни і компресора. Тому створення матеріалів, вдосконалення режимів термічної та технологічної обробки для дисків, здатних працювати в умовах різкого зростання параметрів двигунів нового покоління є складним і відповідальним завданням, що потребує величезного наукового потенціалу. Вирішення практичних задач стосовно матеріалів та термічної обробки має більш загальне теоретичне і практичне значення. Аналіз властивостей і особливостей конструкційних матеріалів різних класів показав, що найбільш перспективними для дисків турбін і останніх ступенів компресора ГТД на найближче десятиліття будуть жароміцні деформовані нікелеві та залізонікелеві сплави. Підвищення параметрів, ресурсу та надійності дисків ГТД можна вирішити на основі комплексного підходу до проблеми: розвиток принципів легування і термічної обробки, вдосконалення механізму зміцнення, розробка нових технологічних процесів виплавки і деформації.

1 АНАЛІТИЧНИЙ ОГЛЯД

1.1 Умови роботи дисків ГТД

Газові турбіни призначені для перетворення внутрішньої енергії робочого газу на механічну енергію обертання валу турбіни. Основні елементи газових турбін показані на рисунку 1.1. - це корпус турбіни та опори ротора (статор), вал турбіни з робочими колесами. Диски турбіни найбільш відповідальні і визначні елементи конструкції газотурбінних двигунів [1].



1- обтискувач компресора, 2- компресор високого тиску, 3- форсунки, 4- камера згорання, 5- турбіна.

Рисунок 1.1 – Схема газової турбіни

Диски є найбільш відповідальними елементами конструкції роторної частини ГТД. Починаючи з входу в проточну частину ВМД і при виході газів з турбіни, діють силові і температурні навантаження, які сприймає ротор. У дисках компресора і турбіни закріплені лопатки, які забезпечують поступове стиснення повітря в компресорі низького тиску, середнього тиску і високого тиску. Далі суміш повітря і палива з камери згорання подається на турбіну.

Потік газів, що мають високу температуру ($T_{г.мах} = 1600K$), поступаючи на лопатки турбіни, створює обертання роторної частини ГТД. Реактивна сила, що виникає в роторі, забезпечує роботу виробу [2,3].

Диски турбіни складаються з обода, полотна, кільцевих і інших виступів, фланців. Обод представляє собою розширену, постійної або змінної ширини периферійну частину диска, що слугує для кріплення робочих лопаток і підводу повітря для охолодження лопаток. У ряді випадків на ободі диска виготовляються бортики лабіринтних ущільнень або виступи для кріплення інших деталей ротора. Полотно диска у більшості випадків виготовляється змінної товщини, при цьому використовуються закони зміни по конусу або гіперболі. На полотні диска вмонтовані фланці для кріплення дисків між собою із валами і цапфами, бурти кріплення кілець лабіринтних ущільнень і інших конструктивних і технологічних елементів, наприклад місця кріплення балансового вантажу і таке інше. Проектуючи диски, велику увагу приділяють їх охолодженню як з метою зниження рівня нагрівання для забезпечення необхідної міцності (високотемпературні ступені), так і з метою використання менш дефіцитних матеріалів, які забезпечують необхідну міцність при більш низькому рівні температур. Для охолодження дисків використовуються різні конструктивні методи, що дозволяють знизити різницю температур по радіусу диска, рівень температурних напружень і підвищити запас міцності завдяки підвищенню працездатності матеріалу диска за розрахунок зниження температури нагрівання. З метою зниження перепаду температур по радіусу використовується обдув обода диска і продувка повітря через монтажні зазори ялинкових замків в з'єднанні лопаток з диском. Велика поверхня каналів і інтенсивний теплообмін в них спричиняє зниження різниці температур обода і центральної частини диска [4]. При обдувці бічних поверхонь диска забезпечується як зниження середнього рівня нагрівання диска, так і температурний перепад по радіусу диска. Найбільший ефект має місце при продуванні повітря між диском і рухомим дефлектором диска, при цьому підведення повітря бажано

виконувати над ступицею диска, забезпечуючи більш інтенсивне його охолодження і не збільшуючи різницю температур по радіусу диска. В сучасних газових турбінах на охолодження диска одного ступеня витрати повітря складають 0,5...1,0% [5].

Умови експлуатації диску досить складні та достатньо тяжкі. В процесі роботи турбіни на диск діють відцентрові сили власної маси диска і маси робочих лопаток турбіни, газові сили і моменти, створювані цими силами, термічні навантаження, що виникають внаслідок нерівномірного нагрівання по радіусу і товщині диска. Диск відчуває, крім того, дію гіроскопічних моментів, що виникають при еволюціях літака в польоті або при вигині вала турбіни.

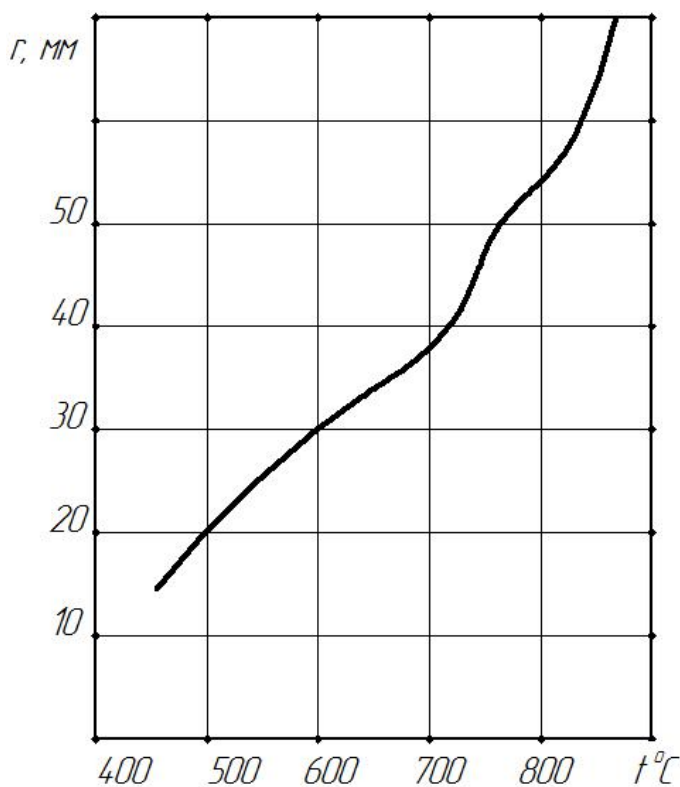


Рисунок 1.2 – Залежність радіуса диска від температури

Температура дисків може досягати: обода до 800...850 $^{\circ}\text{C}$, в центрі (біля осі руху) до 550...650 $^{\circ}\text{C}$. Слід мати на увазі, що $\Delta T = f(R)$ в процесі нагрівання після запуску двигуна температура зростає, досягає максимуму по ΔT на

меншому ΔR , а в подальшому по мірі прогрівання всього диска декілька змінюється і може складати $\Delta T=250...350^{\circ}\text{C}$. З рисунку 1.2 видно, що найбільша температура в частині диска, до якої прикріплюється лопатка. А чим більше відстань від цього замку (і ближче до осі диска), тим температура падає [6,7].

Осьові складові газових сил, що діють на лопатки і тіло диска, створюють момент, що вигинає диск. Окружні складові газових сил створюють крутний момент, що передається диском на вал турбокомпресора.

Температурні напруження виникають при роботі двигуна на несталіх режимах в процесі запуску і зупинки двигуна, коли особливо великі градієнти температури в диску. На режимі запуску обід диска нагрівається швидше, ніж його центральна частина. Із - за цього зовнішня більш нагріта частина диска прагне до розширення в радіальному і окружному напрямках більшою мірою, ніж менш нагріта внутрішня частина, що перешкоджає такому розширенню. Тому на ободі диска виникають великі окружні напруження стиснення. У міру прогрівання диска величина температурних напружень зменшується. Однак і на сталих режимах роботи двигуна температура центральної частини диска залишається меншою, ніж у обода. Прагнення до зниження маси призводить до високих робочих напружень. У деяких випадках ці напруження можуть перевищувати межі пружності і межі плинності матеріалу, в результаті чого деформації найбільш навантажених ділянок диска будуть носити пластичний характер. З появою пластичних деформацій напруження в диску будуть розподілятися, змінюючи всю картину напруженого стану. При високих температурах помітний вплив на міцність диска може надати повзучість матеріалу.

Характер напруженого стану диска в процесі експлуатації змінюється як внаслідок перерозподілу напружень із-за повзучості, так і при запусках і зупинках, що викликають різкі зміни температурних напружень. Відповідні ускладнення виникають при оцінюванні напруженого стану дисків в основі пазів, що призначені для кріплення лопаток і розташованих по ободу диска, а

також біля отворів для кріплення диска, що розташовані на деякому радіусі. Під час роботи турбіни мають місце коливання облопачених дисків, що передаються від лопаток, затиснених при русі ротора в ободі диска. При розрахунках напружень у виступах диска зазвичай обмежуються визначенням середніх напружень розтягу від відцентрових сил, а також доповнюють їх оцінкою напружень від змяття на контактних поверхнях і умовних згинальних напружень в зубцях, що задаються рівномірним розподілом напружень по зубцям. Суттєві ускладнення напруженого стану відбуваються за рахунок концентрації напружень в пазах, нерівномірним забрудненням монтажних зазорів, різниці в коефіцієнтах лінійного розширення металу лопаток і дисків, згину в осьовому напрямі під дією осьового градієнта температур і вібраційних напружень, що збуджуються від коливання лопаток. Додаткові напруження у диску можуть виникати у випадку анізотропії механічних і фізичних властивостей матеріалу. В залежності від конструкції диска і умов роботи ГТУ співвідношення між діючими напруженнями в різних місцях дисків суттєво змінюються: в деяких місцях дисків максимальними є радіальні напруження, в інших – тангенціальні. Різкі запуски і зупинки машини викликають інколи значні термічні напруження.

Отримані доволі важкі умови роботи потребують спеціального профілювання поперечного перетину диска по радіусу і використання жароміцних матеріалів для забезпечення достатньої міцності. Виготовляються диски куванням або штампуванням і потім механічно обробляються. Диски призначені для закріплення робочих лопаток і передають обертаючий момент на вал двигуна. Разом із робочими лопатками диски утворюють робочі колеса турбіни. Руйнування турбінних дисків, дефлекторів і крильчаків під час експлуатації можуть бути викликані статичними, термоциклічними і вібраційними напруженнями. В таблиці 1.1. приведені умови роботи дисків і причини їх руйнування [8].

Таблиця 1.1 - – Умови роботи дисків ГТД та причини їх руйнування

	Місце і характер руйнування	Умови роботи	Причини руйнування
1	Утворення міжзеренної макротріщини в основі пазу виступу диска.	Експлуатація при підвищених температурах .	Високі статичні напруження при підвищених температурах.
2	Обрив трьох виступів диска.	Експлуатація впродовж тривалого часу при високій температурі	Руйнування диску, виготовленого з чутливого до надрізу матеріалу, внаслідок накладання напруження згину (викликаних доторканням полук лопаток через неправильну їх зборку) на напруження розтягу від відцентрових сил в умовах концентрації напружень.
3	Руйнування диску.	Стенові випробування впродовж 200 годин при температурі ободу 600°C.	Кувальна тріщина в поковці, не виявлена при ультразвуковому контролі за допомогою циліндричного щупа.
4	Міжзеренні тріщини в пазах під стопорні пластинки і відрив частини диска.	Багатократні пуски і зупинки.	Руйнування від термічної втоми диску в процесі тривалої експлуатації при наявності високих термічних напружень протилежного знаку.

Відомі руйнування і другого роду:

- 1) відриви за циліндричним перерізом (від радіальних напружень);
- 2) руйнування від невиявлених при контролі дефектів матеріалу в центральній частині диску;
- 3) утворення тріщин біля отворів під фіксуючі штифти робочих лопаток (через міжкристалічну корозію, термічну втому);
- 4) руйнування зубчастих виступів внаслідок нерівномірності прикладання навантаження (через помилку при виготовленні пазів на станках із-за недостатньої компенсації згину робочих лопаток газовими силами і короблення профільної частини лопаток, що призводить до зміщення центру ваги);
- 5) утворення тріщин біля ексцентричних отворів для кріплення дисків;
- 6) втомне руйнування зубців виступів через коливання, які передаються від лопаток;
- 7) зріз кільцевих виступів і утворення тріщин у сполучних з ним пазах під дією температурних напружень.

Матеріали диску зазнають дії вібраційних та динамічних навантажень, при цьому в пазах для кріплення робочих лопаток має місце значна концентрація напружень. Матеріали, що застосовуються для виготовлення газових турбін, повинні мати достатню міцність при підвищених температурах, підвищену ударну в'язкість, невисоку чутливість до концентраторів напружень. В якості матеріалів для дисків використовують жароміцні сплави та сталі [9,10].

1.2 Особливості легування жароміцних сплавів

Всі легувальні елементи можна розподілити наступним чином:

- елементи, що розчиняються переважно в γ -твердому розчині - Cr, Mo, Co, Fe, Re;
- елементи, що розчиняються переважно в γ' -фазі (γ' - стабілізуючі) - Ti, Al, Nb, Ta, Hf;
- карбідоутворювальні елементи - Cr, Mo, W, V, Hf, Nb, Ta, Ti;
- мікролегувальні елементи, зміцнюючі границі зерен - C, B, Zr, La, Y, Ce та інші РЗМ;
- шкідливі домішки - Pb, In, As, Bi, Fe, Si, Cu, Sb, Zn, Cd, Ti, Tl, S, P тощо.

Такий важливий легувальний елемент, як вольфрам, в цій класифікації віднесений до карбідоутворювальних елементів, проте він в повній мірі може бути віднесений і до першої, і до другої групи легуювальних елементів, так як він не виявляє переважного розподілу в якій-небудь одній фазі.

Механізм зміцнення заснований на внесенні спотворень в кристалічну ґратку нікелю при утворенні твердого розчину, що перешкоджають переміщенню рухомих дислокацій, а також зниженні швидкості дифузії легуючих елементів в γ -твердому розчині. Твердорозчинне зміцнення зберігається аж до високих температур. Однак вище $0,6T_S$, тобто в області високотемпературної повзучості, зміцнення γ' -фази залежить від способу дифузії легувального елемента в твердому розчині. Тому легуювальні елементи, повільно дифундують та уповільнюють швидкість дифузії інших елементів, є найбільш ефективними зміцнювачами. Виявлення однозначної закономірності впливу даних елементів на властивості нікелевих жароміцних сплавів ускладнене тим, що вони беруть участь відразу в декількох механізмах зміцнення: крім аустенітної матриці, вони розчиняються в інтерметаллідних фазах і утворюють карбіди різного складу.

Хром в жароміцних сплавах на основі нікелю підвищує жароміцність і корозійну стійкість за рахунок утворення на поверхні сплаву стійких оксидів типу Cr_2O_3 . Зниження тривалої міцності зі збільшенням концентрації Cr пов'язано з тим, що з підвищенням ступеня легування γ -твердого розчину

розчинність в ньому хрому зменшується і надлишок його може виділятися у вигляді фаз несприятливої морфології (фази типу σ -, μ -фази, карбіди типу $M_{23}C_6$ і M_6C). Крім того, Cr зменшує кількість γ' -фази, що виділяється при розпаді пересиченого γ -твердого розчину погіршує її термостабільність і більш, ніж інші елементи, розширює інтервал кристалізації жароміцних сплавів [11,12].

Кобальт є елементом дуже близьким до нікелю за атомною будовою і конфігурацією електронних орбіталей, утворює з нікелем необмежений твердий розчин і дещо підвищує температуру солідусу сплаву і його пластичність, одночасно знижуючи температуру сольвусу. Зниження тривалої міцності зі збільшенням концентрації Z пов'язано також з утворенням ТЦП-фаз типу Co_7W_6 , що окрихчують сплав.

Молібден розчиняється переважно в γ -твердому розчині, підвищує термостабільність γ' -фази і перешкоджає її коагуляції, сповільнюючи дифузію алюмінію в γ -твердому розчині. Наявність в сплаві молібдену також підвищує стійкість до сульфідної корозії, проте при цьому знижується жаростійкість через утворення оксидів. Крім того, молібден знижує температуру солідусу сплаву. Надлишок молібдену також робить сплав схильним до виділення ТЦП-фаз. У зв'язку з цим в сучасних сплавах на основі нікелю молібден визнається менш ефективним зміцнювачем, ніж, наприклад, вольфрам і реній.

Вольфрам є одним з найбільш ефективних зміцнювачів нікелевих жароміцних сплавів. Він помітно підвищує температуру солідусу сплавів, в значних кількостях входить і до складу γ -твердого розчину, і до складу γ' -фази, сповільнюючи дифузійні процеси і підвищуючи таким чином термостабільність γ' -фази. Основною небезпекою при надмірному легуванні вольфрамом також як і при молібденом, схильність до виділення карбідних і ТЦП-фаз, що призводять до знеміцнення сплавів.

Реній, як і вольфрам, підвищує температуру солідусу сплаву і надає помітного впливу на термостабільність γ -твердого розчину. Внаслідок

низького коефіцієнту розподілу ренію в γ -твердому розчині приблизно в 10 ... 20 разів збільшується його вміст в γ' -фазі, тому в жароміцних сплавах, що містять реній твердий розчин легований тугоплавкими елементами, такими як вольфрам і реній, і все дифузійні процеси в ньому протікають з низькою швидкістю. При цьому вольфрам втілюється в γ' -фазу, внаслідок чого розчинення і коагуляція часток γ' -фази протікають надзвичайно повільно, відповідно і менш інтенсивно відбувається знеміцнення сплаву. Крім того, реній в значно підвищує опір окисленню і газової корозії.

Механізм зміцнення розчинно-дисперсійними елементами обумовлений виділенням частинок γ' -фази, що перешкоджають переміщенню рухомих дислокацій на основі когерентних до аустенітної матриці інтерметалідних з'єднань типу Ni_3Al , Ni_3Ti , Ni_3Nb , Ni_3Ta , $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al})$, $\text{Ni}_3(\text{Ti}, \text{Al}, \text{Nb})$ при старінні перенасиченого γ -твердого розчину цих елементів в нікелі. Жароміцність сплаву безпосередньо залежить від кількості γ' -фази (рисунок 1.3).

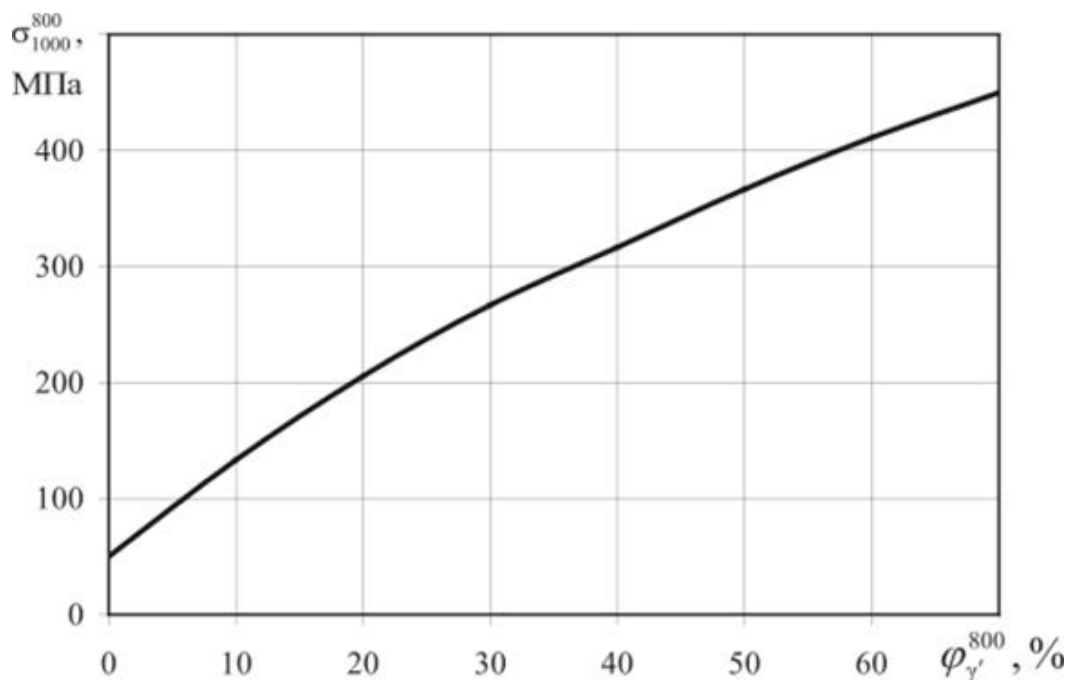


Рисунок 1.3 - Залежність 1000-годинної жароміцності нікелевих жароміцних сплавів від об'ємної частки γ' -фази при температурі 800°C

Алюміній і титан є основними γ' -утворювальними елементами в нікелевих жароміцних сплавах. Вони позитивно впливають на температуру сольвусу жароміцних сплавів, підвищуючи її значення. Титан, крім того сприяє підвищенню температури солідусу сплаву. Алюміній є також елементом, що забезпечує ефективний захист нікелевих жароміцних сплавів від високотемпературної газової корозії. Збільшення довговічності сплавів при високій температурі досягається не за рахунок підвищення сумарного вмісту цих елементів. Навпаки, їх концентрація (при загальному збільшенні кількості γ' -фази і γ' -утворювальних елементів в сплавах) має тенденцію до деякого зниження, особливо титану (рисунок 1.4).

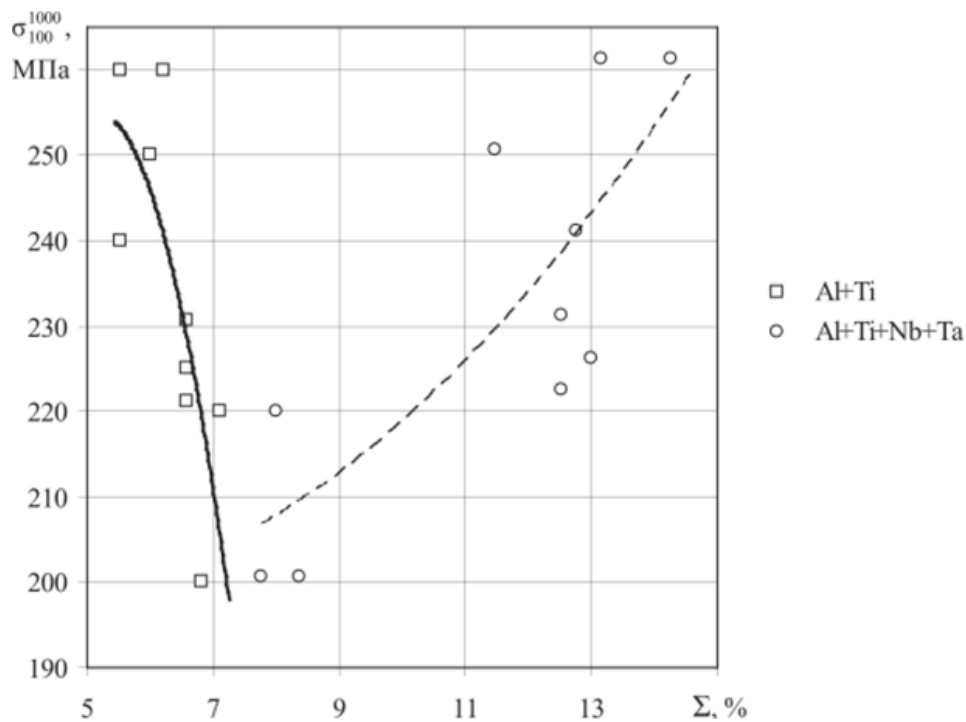


Рисунок 1.4 - Залежність жароміцності нікелевих сплавів від сумарного вмісту γ' -утворювальних легувальних елементів

Наступну залежність можна пояснити тим, що при досягнутому рівні легування ефективними зміцнювачами є γ' -утворювальні елементи, такі як ніобій і тантал, оскільки вони інтенсивніше стабілізують γ' -фазу і карбіди, забезпечують більш широкі можливості для досягнення оптимального

параметра невідповідності ґраток на міжфазних γ/γ' -границях, що призводить до збільшення термостабільності і жароміцних сплавів в цілому.

Зміцнення міжфазних та міжзерених границь в жароміцних сплавах забезпечується в першу чергу мікролегуванням. Оскільки обсяг граничних просторів малий у порівнянні з об'ємом сплаву (хоча саме вони в значній мірі визначають працездатність матеріалу), достатнім виявляється введення мікродобавок, які, розташовуючись в приграничних обсягах, вдосконалюють границі зерен і фаз, значно покращують експлуатаційні характеристики жароміцних сплавів. Для сплавів тих чи інших конкретних складів вказується різна величина ефекту мікролегування, проте у всіх випадках він є позитивним [12-14].

1.3 Термічна обробка жароміцних сталей і сплавів

Термічна обробка впливає на структуру (величину зерна, величину і кількість дисперсних фаз, характер їх розподілу), а також формує стан границь зерен і спрямоване виділення зміцнювальних фаз, що значно підвищує властивості жароміцних матеріалів.

Аустенітні дисперсійно-твердіючі сталі і сплави піддають різним видам термічної обробки: відпалу, гартуванню, відпуску (старінню або дисперсійному твердінню) та відпусканню для зняття напружень [15].

У процесі механічної обробки тиском або інших операцій метал окрихчується. Для усунення крихкості і зниження твердості сплавів застосовують відпал. При відпалі сплави нагрівають до високих температур $\sim 1000-1250^{\circ}\text{C}$ (в залежності від хімічного складу сплаву), витримують від 30 хвилин до декількох годин (в залежності від маси заготовки або деталі) і охолоджують з якомога більшою швидкістю. Для менш легуваних сплавів допускається охолодження в воді, але для високолегуваних складних сплавів

краще охолодження на повітрі в маслі і інших м'якоохолоджувальних середовищах, так як охолодження в воді може призвести до термічних тріщин.

Для досягнення високих характеристик властивостей міцності і жароміцності жароміцні сталі і сплави піддаються подвійній обробці, що складається з гартування і подальшого старіння.

Для розглянутих сплавів операція гартування за своїм ефектом відрізняється і гартування вуглецевих сталей і проводиться з метою розчинення карбідних і інтерметаллідних фаз в твердому розчині, тобто для отримання однорідного твердого розчину, що має мінімальну твердість. У США і Англії гартування звичайних вуглецевих сталей називається «hardening», тобто. набуття твердості; гартування ж жароміцних сплавів називається «solution treating», тобто. обробка на (твердий) розчин.

Для всіх дисперсійно-твердіючих жароміцних сталей і сплавів температура нагрівання під гартування приблизно така ж, як і температура відпалу.

Витримкою при високих температурах досягається розчинення надлишкових фаз в твердому розчині і отримання зерен необхідних розмірів. Величина зерна сталей і сплавів залежить від температури нагрівання та часу витримки.

Часто після гартування рекомендують проводити швидше охолодження - для запобігання виділень надлишкових фаз [16,17]. Однак це зайве, особливо при обробці складних аустенітних сплавів, у яких навіть при порівняно швидкому охолодженні відбувається кататермічне твердіння, тобто. виділення зміцнювальних фаз при охолодженні з високої температури. Цей процес залежить від схильності сплавів до дисперсійного тверднення, тому необхідно зупинитися на цьому важливому явищі.

Дисперсійне твердіння або старіння сталей і сплавів може бути: діатермічне, кататермічне і ізотермічне. Діатермічне старіння відбувається в процесі нагрівання сталі або сплаву при безперервному підвищенні

температури, кататермічне старіння відбувається в процесі охолодження сталі або сплаву при безперервному зниженні температури [18]. Ізотермічне старіння відбувається при постійній температурі.

Існують слабо, помірно і сильно дисперсійно-твердіючі сплави. Різкого розмежування між ними немає, проте за інтенсивністю процесів твердіння легко розділити ці групи сплавів. За цим принципом вперше в роботі [18], а після і в роботі [19] дисперсійно-твердіючі сплави були поділені на три групи.

Сильно дисперсійно-твердіючі сталі і сплави в основному ефективно зміцнюються внаслідок твердіння при кататермічному старінні. Ці сплави містять 5-7% і більш зміцнювальної фази. Додаткове старіння цих сплавів мало або майже не призводить до зростання твердості і міцності, наприклад такі сплави, як: НХ35ВТЮ (ЭИ787), ЭИ929, ЭИ867, Юдимет 700, Nin-109, NiN-115 тощо.

Помірно дисперсійно-твердіючі сплави зміцнюються при кататермічному і в більшій мірі при ізотермічному старінні. Ці сплави ХН35ВТ (ЭИ612), ЭИ612К, ХН35ВТР (ЭИ725), ЭП164, А-286, Дискалой-24 містять 2-5% зміцнювальної фази.

Слабо або мало дисперсно-тверднуть сплави зміцнюються тільки при штучному ізотермічному старінні. Кататермічному старінню ці сталі і сплави не піддаються і містять невелику кількість зміцнювальної фази (до 2%). До цієї групи належать сплави: EI813, X25N16Г7АР (EI835), EI435, Nim-75, V-480S тощо.

Таким чином, немає необхідності в забезпеченні швидкого охолодження сплавів після високотемпературного нагріву. Необхідне зміцнення сплавів тієї чи іншої групи може бути досягнуто в результаті природного кататермічного або штучного ізотермічного старіння, або, нарешті, в результаті їх комбінацій.

Подвійне гартування. Для деяких, особливо що містять значну кількість зміцнювальної фази, сплавів найкраще поєднання механічних

властивостей виходить після подвійної гартування (нормалізації) [20]. Перша високотемпературна нормалізація (1170-1200°C) забезпечує утворення гомогенного твердого розчину і порівняно велике зерно, що сприяє найбільш високому опору повзучості. Друга низькотемпературна нормалізація (1000-1100°C) призводить до переважного виділення карбідів по межах зерен і утворення зміцнювальної фази різної дисперсності. Більші виділення γ' -фази утворюються при охолодженні від 1050°C на повітрі [20]. У багатьох сплавів ХН70ВМТЮ (ЭИ617), ЭИ929, ХН35ВТЮ (ЭИ787), серія «німонік» - після подвійної нормалізації з подальшим старінням значно підвищуються властивості жароміцні і пластичності.

Дисперсійне твердіння (старіння). Для отримання високих властивостей міцності майже всі жароміцні сплави перед експлуатацією піддають дисперсійному твердінню (виділення дисперсних фаз з твердого розчину). Склад і природа зміцнювальних фаз визначають у даного сплаву температурні режими старіння.

У жароміцних сплавах на нікельхромовій, залізонікельхромовій і кобальтнікельхромовій основі містяться:

а) первинні карбіди (TiC , VC , TaC , ZrC , NbC), які мають дуже високу температуру дисоціації;

б) вторинні карбіди ($M_{23}C_6$; M_6C ; M_7C_3), що виділяються з твердого розчину. Карбід $M_{23}C_6$ утворюється в сплавах з 5% Cr і більше;

в) основні зміцнювальні інтерметалідні γ' -фази (Ni_3Ti , Ni_3Al , Ni_3Nb) Внаслідок тонкої дисперсності цих фаз і когерентності з твердим розчином, сплави при їх утворенні набувають максимальну жароміцності.

Сталі і сплави з карбідним зміцненням застосовуються при більш низьких температурах, ніж сплави з інтерметалідним зміцненням. Карбіди менш дисперсні, більш схильні до коагуляції і розподілені в матриці сплаву менш рівномірно, ніж γ' -фази. Однак для досягнення середньої жароміцності досить одного карбідного зміцнення. Карбідні фази додатково зміцнюють сплави, твердіють в результаті виділення γ' -фази.

Морфологія частинок γ' -фаз і карбідів в значній мірі залежить від термічної обробки і її тривалості і регулює властивості сплавів. Тривалість теплових витягів призводить до збільшення розмірів частинок γ' -фази і викликає реакції, що відбуваються в першу чергу по межах зерен. Для розуміння процесів, що протікають в сплавах при термічній обробці, і прогнозування їх властивостей при тривалій службі дуже важливо знати точний склад γ' -фази при будь-якій температурі і різному часі витримки при цій температурі, а також хімічний склад матричного твердого розчину. Швидкості перетворення карбідних і інтерметалідних фаз, їх реакції можуть оцінюватися додатково за допомогою даних кінетики змін твердості, фізичних і механічних властивостей. У найбільш поширених, жароміцних сплавах на нікелевій основі, що містять хром і кобальт, легованих алюмінієм, титаном і молібденом, реакції перетворень можна виразити у вигляді рівняння: $MC + \gamma \rightarrow M_6C + \gamma + \gamma' + MC$, де М елементи: Cr, Ti, та й інші; M' - ті ж карбідоутворювальні елементи, що і в М. Приблизно половина кількості вуглецю, за даними роботи [21], залишається в карбідах МС, умовно позначених $M'C$; γ' -фаза (Ni_3M) - з'єднання надлишку титану, алюмінію в твердому γ -розчині з нікелем.

Карбіди M_6C утворюються при 980-1150°C, тоді як карбідна реакція $MC \rightarrow M_{23}C_6$ протікає при 760-980°C. Встановлено [21,22], якщо в сплаві міститься молібден і вольфрам в сумі > 6%, то в основному будуть виділятися карбіди в формі $M_{23}C_6$, однак зазначено [23], що дане положення, по-видимому, неточно обґрунтовано. Це залежить, очевидно, від вмісту вуглецю.

Дослідженнями, проведеними на сплаві В - 1900, встановлені реакції, що протікають в ньому після термічної обробки (1080°C 4 ч, повітря + 899°C 10 год, повітря) і в процесі тривалого старіння до 2400 год при 980°C [21]. Вони виражені рівнянням: $MC + \gamma + \gamma' \rightarrow M_6C + \gamma + \text{залишок } \gamma'$.

Карбіди МС ($a = 4,37 \text{ \AA}$) збагачені титаном і танталом, а карбіди M_6C ($a=11,05 \text{ \AA}$) збагачені молібденом, нікелем і кобальтом. Карбіди M_6C

спостерігаються в двох формах: глобулярної і пластинчастої. З часом глобули і пластинки карбідів укрупнюються. Виділення γ' -фази спочатку глобулярна, потім з'являється γ' -фаза у вигляді пластинок, з часом при високій температурі відбувається їх зростання, агрегація і подовження в розмірах. Одночасно виділення γ' -фази оточують всі карбіди і границі зерен у вигляді оболонки. Додаткові напруження значно прискорюють процес переходу карбідів MC в карбіди M_6C і інтерметаллідним змінам. У сплавах з більш високим вмістом хрому в основному утворюються карбіди $M_{23}C_6$.

Швидкість реакції перетворення γ' -фази більше при накладенні напружень в процесі теплової витримки, ніж при напружених, попередньо отриманих перед цим. Напруження призводять до процесів виділень і перетворень і сприяють потовщенню границь зерен, викликають подовження і коалесценції зміцнювальних фаз, як було показано в роботах [22,23]. Укрупнення зерна сприяє прискоренню реакцій перетворень карбідних і інтерметаллідних фаз, що відбуваються в прикордонних зонах. Наприклад, поява високотемпературної пластинчастої фази в сплавах виявляється значно раніше в крупнозернистих сплавах.

В роботі [24] встановлено утворення в сплаві 15 Cr-25 Ni₃Al-2,5 Ti інтерметаллідними фазами Ni₂-Al, Ti, поряд з γ' -фазою Ni₃(Al, Ti). Фаза Ni₂Al, Ti утворюється в процесі старіння при 700°C і має вигляд пластин, розмір яких збільшується з плином часу витримки. Ця фаза виділяється головним чином в областях, вільних від γ' -фази, а також по межах зерен. Вона некогерентного з твердим розчином, тому мікропорожнечі перед руйнуванням сплаву утворюються в першу чергу поблизу її виділень.

Фази Лавеса (AB_2) - незначно зміцнюють сплави внаслідок їх некогерентности з твердим розчином і термічній нестабільності. Але при наявності в структурі γ' -фази, фази Лавеса дають можливість, через властивий їм тривалості інкубаційного періоду виділення продовжувати термін експлуатації сплавів при температурах не вище 750°C.

Боридні фази - типу M_3B_2 , M_3B , M_5B_5 різних боромістких сплавах мають складний хімічний склад. Наприклад, за даними роботи [18], такі фази відповідають з'єднанню $(Mo_{0,5}Cr_{0,25}Ti_{0,15}Ni_{0,10})_3B_2$

Залежно від наявності тих чи інших фаз і стану сплаву (литі, деформовані) призначають режими твердіння. Температура старіння не повинна викликати розчинення зміцнювальних фаз і їх коагуляцію. Хоча в деяких випадках для отримання заданих властивостей доводиться свідомо застосовувати високі температури, що викликають коагуляцію частинок і виділення їх в менш дисперсному вигляді. Зазвичай старіння сплавів з карбідним зміцненням проводять при $600-800^{\circ}C$, з інтерметалідним зміцненням при $700-1000^{\circ}C$, в залежності від кількості і складу надлишкових фаз. Зі збільшенням кількості зміцнювальної фази (суми титану і алюмінію) у сплавах підвищується і температура старіння (рисунок 1.3). Сплави, що містять більше 8% (Ti + Al), тільки нагрівають до $1050-1200^{\circ}C$ і охолоджують на повітрі. Такі сплави в результаті кататермічного старіння набувають максимального зміцнення (наприклад, сплави ЖС6-К і ЭИ857). Сплави Rene 100 і IN-100 з 9-10,5% (Ti + Al) піддають старінню при $\sim 1000^{\circ}C$, але це по суті друге гартування, а не старіння. Мабуть для таких сплавів це високотемпературне старіння зайве, вони в ще більшій мірі схильні до кататермічного старіння, і для них цілком достатньо охолодження на повітрі з температур нормалізації, як, наприклад, показано на рисунку для сплаву IN-100. Режими старіння можна змінювати в залежності від необхідних властивостей сплаву. Існують ступінчасті режими старіння - подвійні і більш складні, але вони мало прийнятні для практики. Для короткочасних термінів служби і особливо для тривалих термінів застосування багатоступеневих режимів старіння абсолютно не виправдано, так як отримані структури в процесі складних термічних обробок неминуче змінюються в умовах тривалої експлуатації, при впливі температури і навантаження.

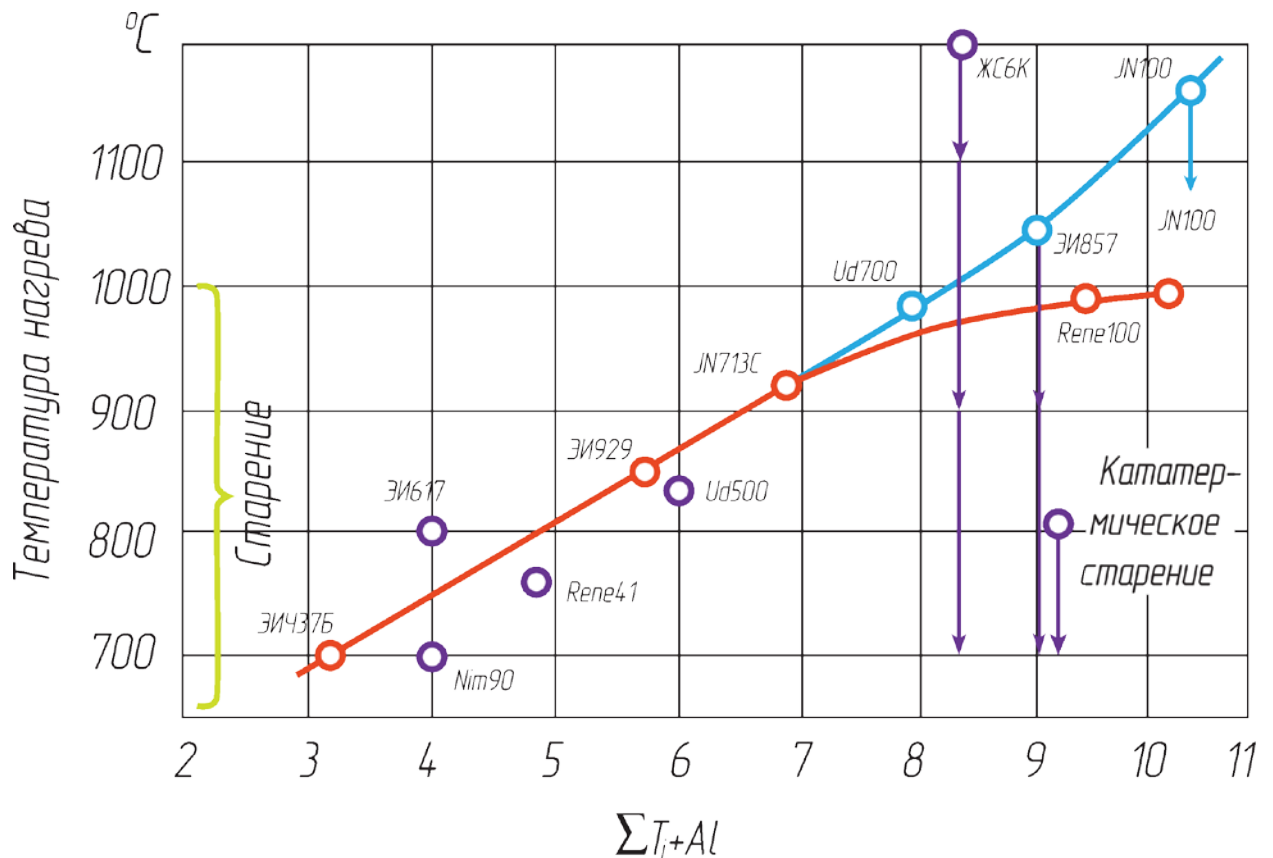


Рисунок 1.5 - Режимы старения сплавов на основе никеля в зависимости от вмісту титану і алюмінію

Процеси старіння в сплавах продовжують протікати незалежно від вихідного структурного стану. Частинки зміцнювальної фази коагулюють, а нестійкі частинки розчиняються в твердому розчині, відбуваються повторні і неодноразові виділення нових більш рівноважних (на даному етапі) частинок, ці процеси відбуваються одночасно. Залежно від температурних умов той чи інший процес може переважати. Після витримки (зазвичай від 4 до 16 годин) при температурах старіння сплави охолоджують на повітрі.

Ще варто відмітити такий факт, що температура гартування за кордоном нижче і час витримки значно менше (майже в 2 рази), ніж температура гарту, що застосовується в для вітчизняних сплавів. В результаті цього закордонні сплави більш дрібнозернисті, ніж ті, що застосовуються у нас. Друге гартування за кордоном не застосовують, тоді як у нас воно успішно застосовується для багатьох сплавів.

Типові режими термічної обробки можуть бути змінені в залежності від вимог. Відомо, що сплави з великим зерном, що одержуються при нагріванні до високих температур, мають більш високий опір повзучості, ніж дрібнозернисті. Грубозернисті сплави (2-3-й бал) мають і значно вищу тривалу міцність при високих температурах. Однак, в разі помірно високих температур (600-700°C) більш високу жароміцність мають сплави із середнім розміром зерна 4-5 бала. Дрібнозерниста структура внаслідок більшої поверхневої енергії розгалужених границь зерен більш нестабільна, особливо при підвищених температурах експлуатації, тому величина зерна жароміцних сплавів, особливо призначених для тривалої експлуатації, повинна відповідати 3-4-му балу стандартної шкали. Така величина зерна зазвичай після нагрівання до 1100-1120°C, а складно легованих плавів при 1150-1170°C.

Для отримання високих властивостей міцності при кімнатній і невисоких температурах (~ 550°C) нормалізацію слід проводити при 950-1050°C і старіння при більш низьких температурах, внаслідок чого сплави стають дрібнозернистим (5-6-й бал), зміцнені тонкодисперсними виділеннями γ' -фази.

Таким чином, вибір режиму термічної обробки визначається необхідними механічними властивостями. При застосуванні сильно дисперсійно-твердіючих сплавів для роботи при температурах, що перевищують температурний інтервал твердіння (наприклад, при 900-950°C), їх піддають тільки одній нормалізації. При нагріванні до температур експлуатації відбувається інтенсивне твердіння сплавів в процесі нагрівання, вони мають максимальне зміцнення в зоні робочих температур і можуть певний час успішно витримувати навантаження. Однак такі ж сплави, попередньо зістарені, мають менший запас опору дії високим температурам і навантаженням і, отже, менш працездатні. Слабо дисперсійно-твердіючі сплави (ЭИ813, ЭИ435, Inconel-600 тощо) є піддають під старінню, так як дисперсійне твердіння їх дає малий ефект і відбувається під час експлуатації.

Для забезпечення тривалої стабільності сплавів необхідно помірно зміст зміцнювальних фаз в їх структурі (тобто застосування помірно дисперсійно-твердіючих сплавів). Дуже важливо при цьому отримати рівномірне і максимальне виділення тонкодисперсних інтерметалідних і карбідних фаз, що передбачається ступінчастими режимами обробки. Ступінчасті режими старіння [15], хоча і призводять до втрати властивостей міцності, але значно підвищують пластичні властивості і зменшують схильність сплавів до теплової крихкості. Однак проведені пізніше експерименти показали недоцільність цього методу. Так, на сильно дисперсійно-твердіючому сплаві ХН35ВТЮ (ЭИ787) були перевірені складні режими термічної обробки одночасно з найпростішим режимом, що складається тільки з одного старіння при 750°C. Оцінювалася схильність до теплової крихкості при витягах до 10'000-20'000 год і температурі 700°C. Результати показують, що незалежно від складності попереднього режиму термічної обробки сплав окрихчується. Збільшення числа ступенів відпустку або тривалості витримки впливає лише тільки на вихідні значення ударної в'язкості. В процесі старіння вона знижується, причому в меншій мірі після термічної обробки, що складається з одного старіння.

Як було раніше зазначено, процеси дисперсійного виділення, і розчинення термодинамічно нестійких частинок другої фази відбуваються безперервно. Ці процеси відбуваються регенеративно, цикл повторюється за циклом, тому скільки б сплав ні зістаривали попередньо і ускладнювали режим термічної обробки, при тривалій тепловій витримці буде змінювати свої властивості, охрупчивається в результаті постійного виділення частинок зміцнювальної фази і зміни структурного стану.

Слід зупинитися на оригінальному і простому режимі термічної обробки дисперсійно - твердіючих гарячо або холоднодеформованих сплавів, який складається з одинарного старіння (без попередньої гарту).

Цей режим дозволяє отримувати найкращі властивості міцності і пластичність в широкому діапазоні температур, а також найвищу

жароміцність і опір втомі при температурах до 750°C [16]. Крім того, цей режим забезпечує кращий опір тепловій крихкості і нечутливість до надрізів. Режим обробки, що складається тільки з одного старіння, перевірений на деяких сплавах і успішно впроваджений у виробництво [16, 21, 22]. Відомостей про застосування таких режимів за кордоном поки немає.

Інша важлива умова забезпечення тривалої стабільності сплавів - досягнення високої термічної стійкості зміцнювальних фаз. Це досягається ускладненням складу зміцнювальних фаз, введенням в сплав елементів, які частково входять до складу зміцнювальної γ' - фази. Найбільш ефективні зміцнювальні γ' - фази - Ni_3Al і Ni_3Ti та їх поєднання - $\text{Ni}_3(\text{Al},\text{Ti})$ можуть бути ускладнені: ніобієм, танталом, оловом, кремнієм, магнієм, берилієм, рутенієм, молібденом та іншими елементами, що забезпечують дисперсійне твердіння нікелевих сплавів. З них особливий інтерес представляють елементи з дещо більшим атомним діаметром, наприклад олово.

Атомні діаметри деяких елементів, що утворюють з нікелем фази типу γ' наведені в таблиці 1.2

Таблиця 1.2 – Атомні діаметри елементів

Елемент	Діаметр атома в Å
Нікель	2,49
Берилій	2,25
Кремній	2,67
Рутеній	2,67
Молібден	2,80
Алюміній	2,83
Титан	2,94
Ніобій	2,94
Тантал	2,94
Олово	3,16

Для зняття напружень і стабілізації розмірів деталей часто використовують відпустку. Внутрішні напруги можуть виникати в результаті механічної обробки, зварювання або в процесі експлуатації. Готові вироби з жароміцних сплавів піддають відпустку при 400-700°C з витримкою в залежності від габаритів виробу; після відпускання повільне охолодження.

При більш високих температурах відпустку починають відбуватися процеси старіння, і для багатьох сплавів відпускання може бути поєднано зі звичайним старінням, тому, як остаточну обробку перед експлуатацією, доцільно проводити старіння, що дозволяє повністю знімати внутрішні напруження.

При тривалій термічній обробці або в процесі експлуатації в багатьох жароміцних сплавах виділяються σ -, μ - і інші фази, які не мають строгого стехіометричного співвідношення і є твердими розчинами змінного складу. Ці фази викликають зниження пластичних властивостей сталей і сплавів. Утворенню σ -фази в значній мірі можуть сприяти хром, вольфрам, молібден. Невеликі добавки кобальту (до 5%) можуть зменшити процес σ -утворення. При цьому він входить до складу зміцнювальної фази Ni_3M і звільняє хром в твердий розчин. Зміст кобальту вище 5% активно впливає на σ -утворення, особливо при нестачі в сплаві хрому. Існують методи розрахунку часу утворення σ -фази в сплавах. Це - обчислення так званої точки N_v - точки щільності електронних вакансій [15, 19], однак вони не завжди точні. Є сплави, що мають небезпечну точку N_v , але не утворюють σ -фази. У сплавах Ud-700, Ud-500, Ud-520, IN-713C, Rene-41 була виявлена σ -фаза. Хоча σ -фаза знижувала характеристики сплавів Ud-700 і IN-100, вона мало або зовсім не впливала на міцність інших сплавів [15, 22]. Дослідженнями високоміцних литих сплавів встановлено, що присутність σ -фази не впливає на зниження властивостей [23].

Сплави на нікелевій основі добре протистоять окисленню до температур 850-950°C. При більш високих температурах (температури нагрівання під гартування) вони окислюються з поверхні і по границям зерен,

тому для термічної обробки жароміцних сплавів при високих температурах, за даними роботи [24], бажано використовувати вакуумні печі. Охолодження металу після закінчення витримки досягається за допомогою струменя інертного газу. Якщо окислення неприпустимо, необхідно застосовувати печі із захисною атмосферою. Нагрівання в соляних ваннах небажаний, так як хлоридні ванни можуть реагувати з поверхнею металу в процесі нагрівання навіть при температурах старіння. Термічні печі для проведення старіння можуть бути звичайні з повітряною атмосферою і нагріватися газом. Розбавлена екзотермічна атмосфера порівняно безпечна і економічна. Ендотермічна атмосфера не рекомендується. Якщо неприпустимо окислення, то застосовують атмосферу аргону. Точність регулювання температури при термічній обробці повинна бути для що де формівних сплавів в межах 4-5°C, для ливарних 8-10°C.

2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА

2.1 Хімічний склад досліджуваних сплавів

В роботі розглядаються такі сплави для виготовлення дисків ГТД ЭК151, ЭП975, ВЖ175 , ЭИ698. Такі сплави для забезпечення підвищених параметрів нових поколінь ГТД є складнолегованими системами на нікелевій основі та складно піддаються деформації. Хімічний склад наведено в таблиці 2.1

Таблиця 2.1 – Хімічний склад сплавів (% мас.) ГОСТ 5632-2014

Сплав	Cr	Mo	V	Nb	Ti	Al	W	C	Co	Інше	Ni
ЭК151	10,0- 12,0	4,0- 5,0	0,4- 0,8	3,0- 3,5	2,5- 3,1	3,5- 4,0	2,5- 3,5	0,04- 0,08	-	P, Si, S, B, Cu	Решта
ЭП742	7,5- 9,0	0,8- 1,5	≤0,2	1,0- 2,0	2,0- 2,7	4,6- 5,1	9,5- 11,0	0,10- 0,16	14,1- 17,0	La, Ce, Mg, B, S, P	
ЭИ698	13,0- 16,0	2,8- 3,2	≤0,2	1,9- 2,2	2,35- 2,75	1,45- 1,8	≤0,2	0,03- 0,07	≤0,2	Si, P, S, Pb, Ce, As, B, Bi, Sb, Sn	
ВЖ175	9,4- 11,0	4,0- 4,8	0,4- 0,8	4,1- 4,6	2,3- 2,8	3,5- 4,0	2,9- 3,4	0,04- 0,08	14,8- 16,0	Si, Mn, P, S, Cu, Ce, La, Sc	

Механічні властивості зазначених сплавів наведені в таблиці 2.2

Таблиця 2.2 – Механічні властивості досліджених сплавів

Сплав	σ_B^{20} , МПа	$\sigma_{0,2}^{20}$, МПа	δ , %	σ_{100} , МПа		σ_0 на базі 10^4 циклів		σ_0 на базі 10^4 циклів (надріз $\Gamma_H = 0.25$ мм)	
				650°C	750°C	650°C	750°C	650°C	750°C
ЭК151	1471	1050	21	1010	640	1090	1020	510	500
ЭП742	1365	1070	17	960	755	990	950	500	490
ЭИ698	1350	1060	18,5	950	740	980	940	480	450
ВЖ175	1595	1150	17,5	1050	640	1275	1130	550	490

2.2 Дослідження мікроструктури сплавів

2.2.1 Приготування зразків

Мікрошліф - це зразок, поверхня якого підготовлена для мікроаналізу. Правильне виготовлення шліфів має важливе значення, оскільки від цього залежить правильність тлумачення мікроструктур. Найбільш зручними є прості форми зразків, такі як циліндр, куб. Зразки виготовляють зі скошеними кутами на поверхні мікрошліфа, щоб під час полірування не рвати сукно, розміри зразків: діаметр 10-20 мм або сторона квадрата 10-20 мм при висоті 10-15 мм. Зразки вирізають як на токарному, фрезерувальному або стругальному верстатах. З металів і сплавів, що мають високу твердість із складною оброблюваністю, зразки вирізають на тих же верстатах з застосуванням нормального різального інструменту, виготовленого із твердих або надтвердих сплавів або за допомогою тонкого наждачного круга, а також електроіскрового різання. З крихких матеріалів зразки відбирають з використанням алмазного інструменту. При механічній обробці повинні бути вжиті заходи, що запобігають перегріванню зразка, якщо це пов'язано зі

зміною структури. Виготовлення мікрошліфа зводиться до послідовного виконання наступних операцій:

- вирівнювання поверхні зрізу або зламу грубим шліфуванням;
- тонке шліфування;
- полірування.

Шліфування виконується на абразивних кругах. При шліфуванні на абразивних кругах слід застосовувати інтенсивне охолодження. Шліфування закінчують після повного вирівнювання всієї поверхні зрізу (шліфа). Шліфування виконується на 4-5 номерах шліфувального паперу, який обирається в залежності від властивостей оброблюваного матеріалу.

Поліруванням видаляють дрібні дефекти поверхні, rischi, що залишилися після шліфування. Полірування виконується на спеціальному полірувальному верстаті, диск якого обтягнутий фетром, сукном або оксамитом. Диск верстата змочують полірувальною рідиною, що складається з води, в якій знаходяться частинки полірувального порошку: окису алюмінію або оксиду хрому.

Щоб виявити структуру, слід створити рельєф або пофарбувати в різні кольори структурні складові, що досягається зазвичай хімічним травленням. При травленні кислота в першу чергу впливає на межі фаз і зерен, як місця, що мають найбільш дефектну будову і які на протравленому шліфі стануть заглибленнями. Світло, яке падає буде розсіюватися, і в поле зору мікроскопу вони будуть здаватися темними, а тіло зерна - світлим. Зразки сплавів для зазначеного випробування (мікрошліфи), щавили хімічно в реактиві складу:
 $92 \text{ мл HCl} + 5 \text{ мл H}_2\text{SO}_4 + 3 \text{ мл HNO}_3 + 5 \text{ г CuSO}_4 + 50 \text{ мл C}_2\text{H}_5\text{OH}$ або
 електролітично в реактиві $9,8 \text{ г H}_2\text{SO}_4 + 16 \text{ г NaCl} + 5,4 \text{ г FeSO}_4 + 100 \text{ H}_2\text{O}$
 при густині струму $0,1 \text{ A/cm}^2$

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 2.1 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.

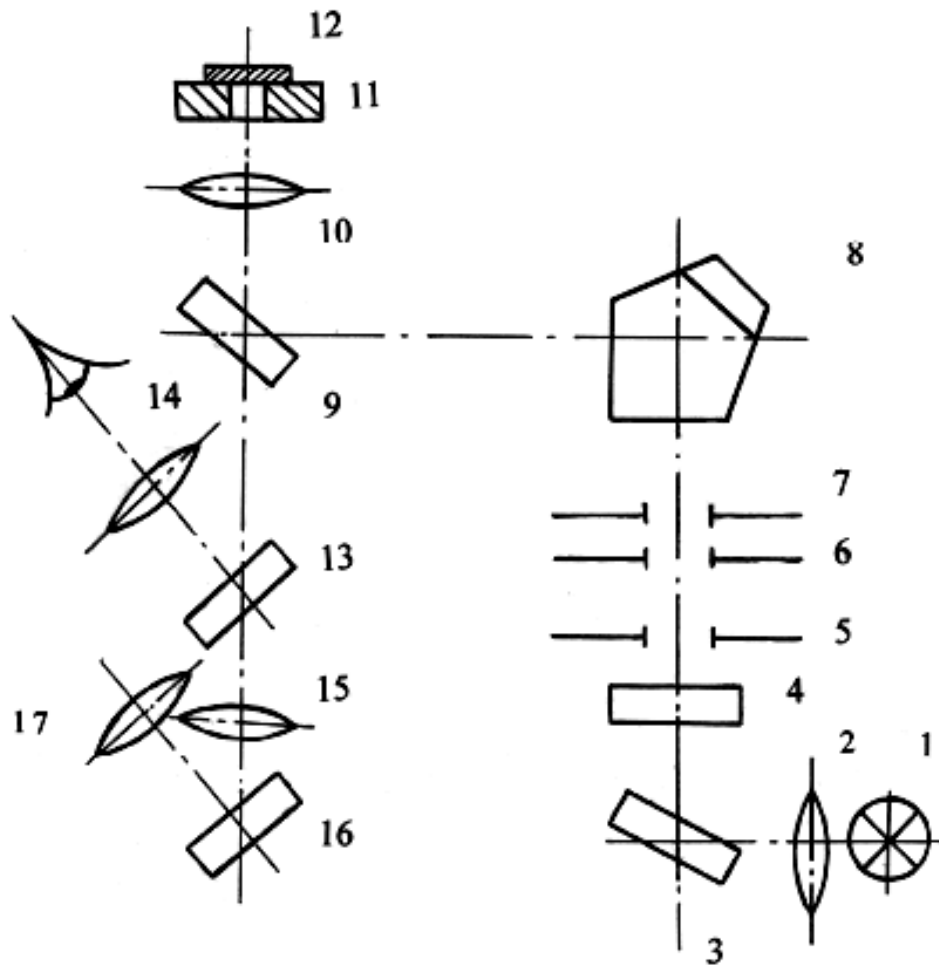


Рисунок 2.2 – Оптична схема мікроскопа МІМ-7

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. 2.2). 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.

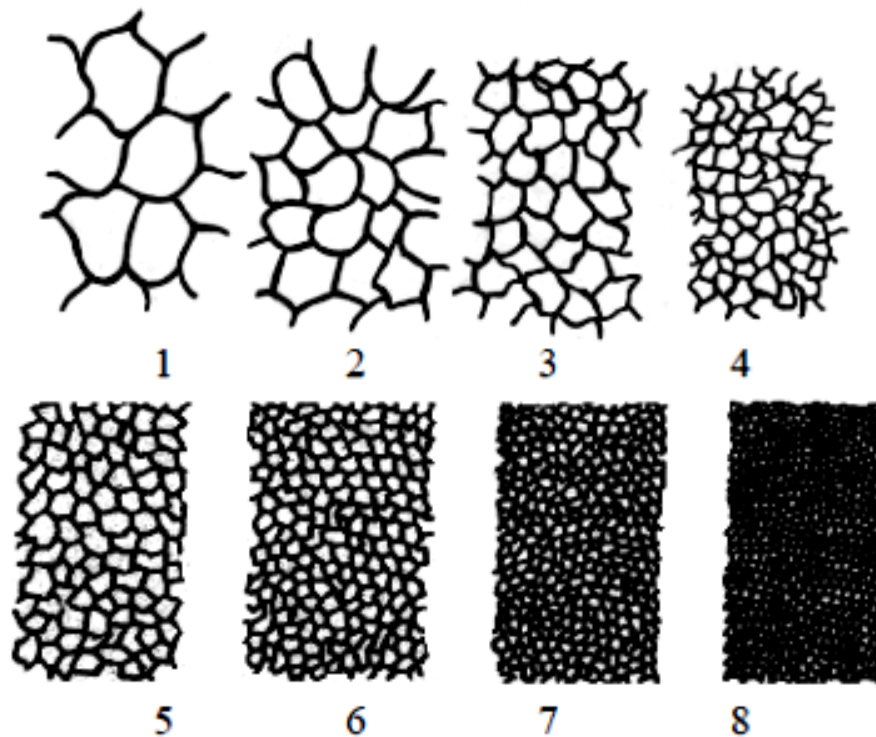


Рисунок 2.2 – Шкала бальності зерна, x100

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.

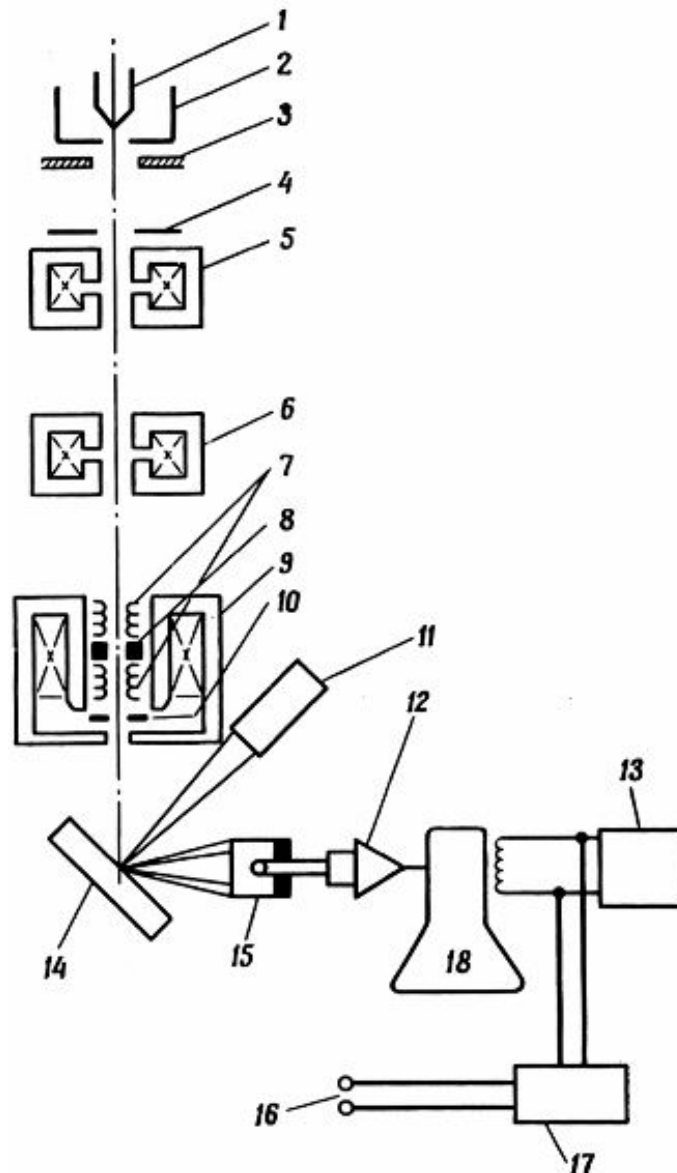
2.2.3 Дослідження мікроструктури на РЕМ

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. 2.3.

Електрони з вольфрамового катода, розжареного до 2430°C , 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. 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.



- 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 2.3 – Схема електронної оптики растрового електронного мікроскопа з мікроаналізатором

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 перекидає діапазон збільшення світлового мікроскопа.

2.3 Механічні випробування

Визначення твердості сплавів проводилось методом Роквелла на установці «Amsler». Індентором слугує алундовий наконечник з радіусом закруглення 2,5 мм. Навантаження складає 250 МПа. Перед навантаженням наконечним разом із зразком прогрівається до температури випробування. Час витримки під навантаженням дорівнює 30 с. Випробування на розтяг виконується на розривній машині ЦД-10. Зразки мали діаметр робочої частини 5 та розрахункову довжину 25 при загальній довжині 75 мм.

3 ЕКСПЕРИМЕНТАЛЬНА ЧАСТИНА

У більшості сучасних ГТД диски турбіни і останніх ступенів компресорів піддаються нерівномірному, часто нестаціонарному нагріванню (обідна частина: 550-800°C, серцевина: 300-550°C).

Межі міцності, плинності, повзучості і малоциклічна втома є основними контрольованими властивостями дисків. Підкреслимо, що опір малоциклічній втомі особливо лімітує довговічність диска. Таким чином, виробництво дисків, здатних працювати в умовах різкого зростання значень параметрів для двигунів V і VI поколінь, є складним і відповідальним завданням. Механізми зміцнення, що відповідають за межу міцності і тривалу міцність, мають різну природу. Тому одночасне досягнення їх високих значень представляє самотійну, дуже складну проблему. Загальний вигляд поковок дисків наведений на рисунку 3.1.



Рисунок 3.1 – Загальний вигляд поковок дисків ГТД зі сплаву ВЖ175

Для забезпечення працездатності дисків з нікелевих сплавів до матеріалу пред'являються наступні основні вимоги:

- високий рівень тривалої і короткочасної міцності у всьому діапазоні робочих температур;

- низька чутливість до концентрації напружень при статичному навантаженні;
- висока пластичність при тривалому і короткочасному навантаженні;
- досить високий опір малоциклічній втомі;
- стабільність структури і фазового складу;
- хороша технологічність.

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.

3.1 Вплив хімічного складу на властивості сплавів

Хімічний склад сталей, що досліджуються в дипломній роботі наведені в таблиці 2.1. Всі елементи, що містяться в дослідних сплавах, присутні, у тій чи іншій мірі, в усіх його фазах. Проте зазначені 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, ванадій, ніобій.
- 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 борида. Хром переважно розчиняється в карбідах типу $Me_{23}C_6$; вольфрам, молібден, ванадій, ніобій – Me_6C , MeC .

Чистий нікель має низьку довготривалу міцність 40 МПа при 800°C за 100 годин і низький опір газовій корозії при високих температурах. Необхідні властивості досягається шляхом комплексного легування, в результаті якого утворюються багатофазні сплави, що відповідають вимогам жароміцності.

Нікель – перехідний метал, належить VIIIA підгрупі періодичної системи елементів. Атомний діаметр нікелю 0,249 нм, густина – 8,907 г/см³.

При високих температурах в нікелі розчиняються Cr, V, Mo, Ta, W до 35–40%; Al, Ti, Nb – від 2,5 до 20%. Зі зниженням температури розчинність легувальних елементів зменшується, що дозволяє зміцнювати сплави завдяки дисперсійному твердінню.

Найбільш ефективним є легування нікелю наступними елементами: W, Mo, Cr, Al. Але при надмірному легуванні W, Mo слід врахувати можливості утворення σ –, μ –фаз, що мають несприятливий вплив на властивості сплавів

Хром сприяє зростанню стійкості сплавів 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°C.

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.

Ванадій, ніобій, легують γ' -фазу, зміцнюють γ -твердий розчин та формують первинні карбіди.

Елементи втілення – бор, азот, вуглець – мають обмежену і змінну з температурою розчинність в твердому розчині і приводять до утворення надлишкових фаз – боридів, нітридів, карбідів або фаз змішаного складу. 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.

На процес повзучості можна впливати введенням малої кількості домішок: так, при введенні 0,01% В, самодифузія нікелю (Ni) при 800°C на межах зерен уповільнюється приблизно в 5 разів, із збільшенням часу до руйнування в чотири рази. Олово (Sn) прискорює самодифузію нікелю при 700°C в 7 разів, ітрій (Y) – уповільнює при 800°C в 4 рази. Мікролегування РЗМ дозволяє змінювати структурно-енергетичний стан границь зерен та впливати на процеси міжзеренного руйнування. При вивченні впливу РЗМ (Ce, La) на властивості Ni встановлено, що РЗМ розміщуються на дислокаціях, межах зерен, утворюють надлишкові фази (Ni_5Ce). Введення РЗМ підвищує температурний поріг рекристалізації ($T_{п.р.}$).

Вуглець до певної границі збільшує твердість сплавів і кількість карбідів. Вплив на міцність більш складний, але також вона підвищується до певного вмісту вуглецю. В'язкість знижується із збільшенням вуглецю.

3.2 Кількість зміцнювальної фази в дослідних сплавах

Серед багатьох чинників, що визначають високі жароміцні властивості багатокомпонентних нікелевих сплавів, особлива роль належить зміцнювальній γ' -фазі на основі з'єднання Ni_3Al . Її високодисперсні частинки, розташовані рівномірно в γ -матриці, сприяють гальмуванню пластичної деформації сплаву по дислокаційному механізму в процесі його високотемпературної експлуатації. Фізичну природу фазових рівноваг часто інтерпретують в рамках формалізму Юм-Розері на підставі аналізу подвійних сполук нікелю стехіометричного складу A_3B і при легуванні їх третім компонентом. Вважають, що контролюючим фактором стабільності структури Ni_3Al є концентрація валентних електронів $e/a < 8,65$. Певну роль виконує також розмірний фактор, зокрема співвідношення атомних радіусів елементів груп А і В. При оцінці стабільності складнолегована γ' -фази в реальних сплавах роль факторів Юм-Розера важко врахувати. Завдання спрощується, якщо відомий хімічний склад інтерметаліду.

Вміст γ' -фази в дослідних сплавах наведено в таблиці 3.1.

Таблиця 3.1 – Вміст γ' -фази за масою

Сплав	Вміст фази	Температура повного розчинення γ' -фази, °С
ЭИ698	20,5	960
ЭП742	33,6	1160
ЭК151	52,0	1180
ВЖ175	54,0	1210

Температура повного розчинення зміцнювальної фази залежить від загального змісту легувальних елементів в сплаві, легування γ - і γ' -фаз, а також від сумарного вмісту γ' -утворювальних елементів (Al, Ti) - кількості зміцнювальної фази. Максимальна тп.р. γ' -фази досягається при сумарному вмісті легувальних елементів в сплаві ~ 40 ат. % і в γ - і γ' -фазах – 40,5 і 33 ат.% відповідно.

3.3 Вплив хімічної, фазової та структурної неоднорідності на властивості сплавів

Диски сучасних ГТД виготовляються з великогабаритних поковок жароміцних сплавів. У зв'язку з цим технологія їх виробництва складається з багатьох складних операцій. Відхилення від встановленої технології можуть приводити до виникнення в матеріалі дисків різних видів структурної неоднорідності і дефектів.

Основні види структурних дефектів, що найчастіше зустрічаються в заготовках дискових жароміцних сплавів, - сторонні включення («корона», «корольки», шлак), зональна ліквіація, ліквіація зміцнювальної γ' -фази, карбідна і карбонітридна ліквіація.

Неоднорідність розподілу γ' -фази в жароміцних сплавах на нікелевої основі є наслідком дендритного характеру кристалізації злитків, що сильно ускладнює управління процесами виділення та характером розподілу γ' -фази на всіх етапах технологічного процесу виготовлення штамповок дисків ГТД.

Встановлено, що виділення γ' -фази в матеріалі неоднорідна за складом, а сама γ' -фаза сильно збагачена γ' -утворювальними елементами. Наявність в структурі сплаву γ' -фази, що утворилася в процесі кристалізації, в кількості $>3\%$. Знижує тривалу міцність матеріалу при випробуванні як гладких зразків, так і зразків з концентратором напруги (рисунок 3.2).

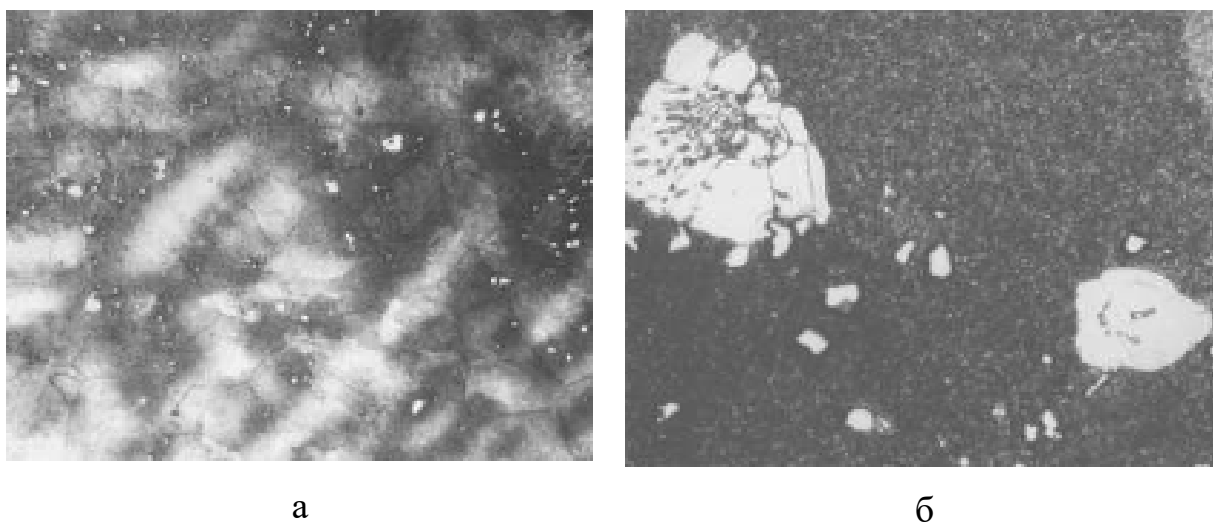


Рисунок 3.2 – Мікроструктура сплаву ЭК151 із надлишковою евтектичною γ' - фази (а - $\times 100$; б - $\times 1000$)

Вивчення взаємозв'язку структури і властивостей промислових штамповок дискових сплавів ЭИ698, ЭП742 показало, що дендритна неоднорідність призводить до полосчастого розподілу частинок γ' -фази, а подальша незадовільна технологія отримання деформованих заготовок для штампування (цикл: нагрів-кування) може викликати утворення областей в близькограничних зонах, що не містять виділень частинок γ' -фази. Такий матеріал чутливий до надрізу при випробуваннях на тривалу міцність і має низьку технологічність.

Карбідна і карбонітридна ліквация значно впливає на більшість експлуатаційних властивостей сплавів. Первинні карбіди або карбонітриди (типу MC або MCN) виділяються в процесі затвердіння у вигляді евтектичних складових в міжвісьових ділянках. При гарячій деформації напрямок орієнтації вздовж течії металу і утворюють скупчення строчених включень, кількість і розмір яких залежить від вмісту вуглецю в сплаві і режимів його (сплаву) подальшої термомеханічної обробки.

З підвищенням вмісту вуглецю (навіть в межах марочного складу) збільшується вміст карбідної фази в сплаві, а також зростають розміри і кількість первинних виділень (рисунок 3.2).

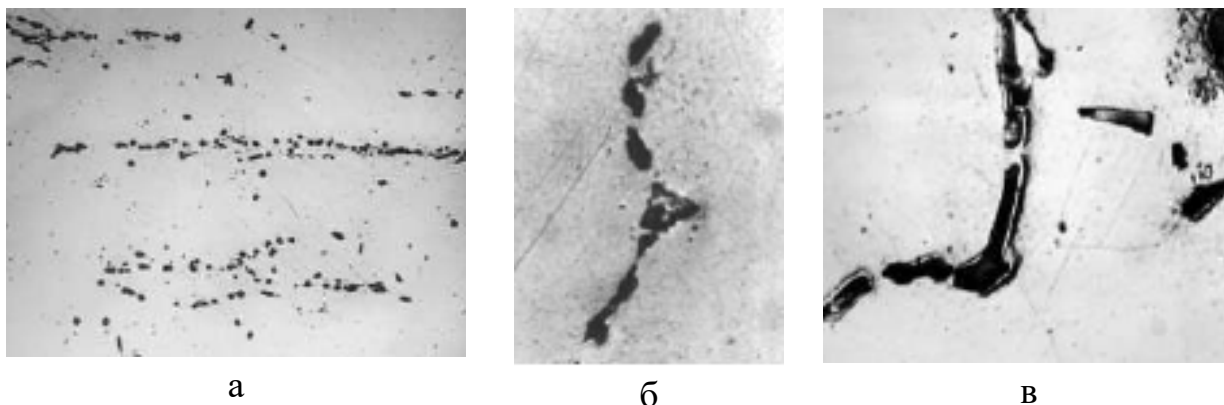


Рисунок 3.3 – Карбіди в структурі (а - $\times 100$, б - $\times 1000$) сплаву ЭИ698 при вмісті вуглецю 0,035 (а,б) та 0,05% (в)

Так, при збільшенні вмісту вуглецю в сплаві ЭИ698 з 0,025 до 0,085% сумарна кількість карбідів і боридів зростає з 0,45 до 0,65%; при цьому кількість γ' -фази зменшилася з 20,4 до 18,2%.

При підвищеному вмісті в металі вуглецю і високій швидкості наплавлення виливку, а також при недостатньому ступені деформації карбідні рядки, витягуються в напрямку течії металу, що зменшують його міцність. При цьому різко підвищується чутливість металу до надрізу. Злам такого матеріалу має шарово-шиферний характер (ступінь шаруватості оцінюється за спеціально розробленою п'ятибальною шкалою).

Найбільш часто руйнування матеріалів, чутливих до надрізу, пов'язане з характером вторинних карбідних виділень, розташованих по границях зерен.

3.4 Вплив технологічних факторів на структуру і властивості сплавів

Складні за складом дискові сплави в стані після лиття мають багатофазну гетерогенну структуру, а в більшості випадків низьку пластичність і малу здатність до деформації.

Обробка тиском жароміцних нікелевих сплавів і подальша термообробка пов'язані з низкою проблем, вирішення яких в значній мірі визначає якість

металу та його властивості. Складність цих проблем збільшується із підвищенням ступеня легування сплавів і розмірів виливку.

Проведені дослідження дозволили розробити концепцію управління мікроструктурою для досягнення необхідного комплексу властивостей нових матеріалів.

У зв'язку зі складністю проведення початкової обробки дискових матеріалів тиском в промислових умовах в однофазному стані були розроблені технологічні процеси деформації сплавів в двофазному стані, що забезпечують підвищення технологічної пластичності із зниженням їх опору деформації шляхом формування оптимальної структури. Цей процес включає отримання заготовок з контрольованими розмірами зерен твердого розчину і певним характером розподілу часток зміцнювальної γ' -фази, карбідів, боридів тощо. Формування такої структури досягається попередньою гомогенізацією литого матеріалу, наступною деформацією і проміжним відпалом в процесі деформації.

Підвищення однорідності структури і пластичності заготовок перед штампуванням внаслідок поліпшення умов деформації позитивно позначається на стабільності механічних властивостей поковок дисків після остаточного термічного оброблення.

Для виробництва штамповок дисків із складнолегованих сплавів, що містять більше 40% зміцнювальної γ' -фази, необхідний переклад матеріалу заготовок для штампування в надпластичний стан. При цьому значення відносного видовження складають до 800%. Реалізація ефекту надпластичності при формоутворенні заготовок диска здійснюється в процесі ізотермічного штампування. Проте і при традиційних схемах штампування заготовки в стані надпластичності витримують однократну осадку на промислових гідравлічних пресах зі ступенем деформації до 80% без утворення тріщин.

У таблиці 3.2 наведені середні значення характеристик при температурі 20°C.

Таблиця 3.2 - Механічні властивості поковок дисків зі сплаву ЭП742

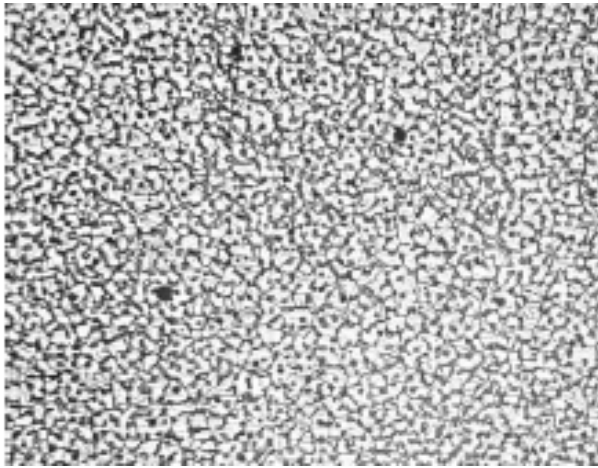
Стан зразків	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	КСУ Дж/см ²
Без відпалу	1170	770	18,0	18	54
Після відпалу та витримки					
4	1230	815	19,2	18,3	59
12	1240	832	20,2	20,4	60

Цим методом при більш високих економічних показниках (в порівнянні зі звичайною технологією) виготовлені і серійно поставляються диски складної форми з однорідною структурою і стабільними механічними властивостями із складнолегованих сплавів типу ЭК151 і ЭП975.

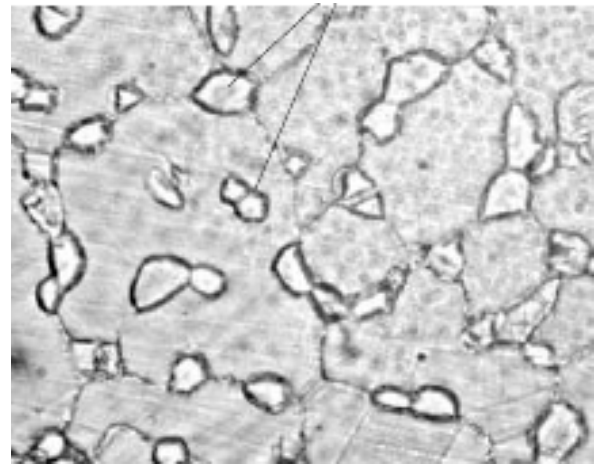
Важливою ланкою реалізації управління мікроструктурою і отримання оптимальних властивостей сплавів було вивчення процесів структуроутворення після остаточної штампування і зміцнювальної термічної обробки. Процеси структуроутворення і зміни фазового складу, що залежать від параметрів остаточної деформації і подальшої термічній обробки, суттєво впливають на комплекс механічних властивостей жароміцних дискових сплавів.

Результати проведених досліджень доцільно проілюструвати на прикладі нового сплаву ВЖ175, що перевершує за комплексом властивостей (міцність, жароміцність, малоциклічна втома) розглянуті сплави.

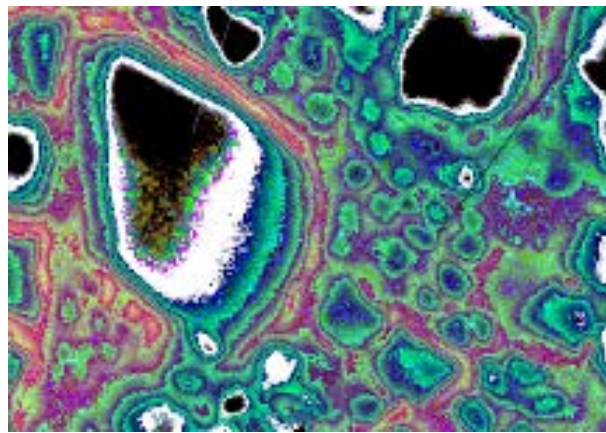
Вплив режиму двоступеневого гартування на розмір мікрозерна сплаву ВЖ175. Мікроструктура наведена на рисунку 3.4.



а



б



в

Рисунок 3.4 – Мікроструктура (а - $\times 100$, б - $\times 500$, в - $\times 5000$) штамповки диску ВЖ175

Як видно з наведеного рисунку 3.4 а видно зерно розміром 20-30нм, при більшому збільшені видно частинки утворених частинок γ' - фази , а при максимальному збільшені видно частинки вторинної та третинної γ' - фази. Отже, можна відзначити, що тільки однорідна дрібнозерниста структура у поєднанні з оптимальним легуванням забезпечує найкращий комплекс механічних властивостей.

4 ОХОРОНА ПРАЦІ ТА БЕЗПЕКА У НАДЗВИЧАЙНИХ СИТУАЦІЯХ.

В розділі надані основні заходи з охорони праці при дослідженні сплавів для виготовлення дисків ГТД.

4.1 Аналіз потенційних небезпек

а) зниження працездатності, в наслідок порушення вимог ергономіки при організації робочого місця дослідника з урахуванням розташування дослідницького обладнання;

б) можливість ураження електричним струмом, внаслідок справи з електробезпеки, або несправності електрообладнання, що може привести до електричних травм, або летального наслідку;

в) небезпеки, які пов'язані з проведенням досліджень структури з використанням електронної мікроскопії, зокрема негативний вплив іонізуючих випромінювань електронного мікроскопу, що може призвести до розвитку тяжких захворювань;

г) можливість ушкоджень кістково-м'язового апарату внаслідок довготривалої роботи в однотипній позі, які пов'язані із обробкою результатів досліджень із використанням ПК;

д) незадовільні параметри повітряного середовища в приміщення дослідницької лабораторії, внаслідок неефективної роботи системи опалення та повітрообміну, можливо привести до загального захворювання;

е) незадовільне освітлення робочого місця дослідницької лабораторії в наслідок несправності приладів освітлення, що може призвести до зорового напруження;

є) небезпеки, які пов'язані з наявністю заряджених частин типу в приміщень, де експлуатують електрорастровий мікроскоп, подразнень, що може призвести до появи алергенних реакцій;

ж) можливих загорянь внаслідок порушення правил пожежної безпеки, що може привести до пожежі;

з) небезпеки, які пов'язані з умов праці у надзвичайних ситуаціях, зокрема виконання порядку проведення евакуації співробітників;

4.2 Заходи по забезпеченню безпеки

а) робоче місце повинно бути зручне та раціональне розташоване. Згідно з вимогами, площа одного робочого місця становить $>6\text{м}^2$, а об'єм $>20\text{м}^3$.

Робочий стіл повинен відповідати вимогам ергономіки і забезпечувати оптимальне розміщення на робочій поверхні використовуваного обладнання і документів.

Висота робочого столу з ВДТ має регулюватися в межах 680...800мм, а ширина і глибина – забезпечувати можливість виконання операцій у зоні досяжності моторного поля (рекомендовано 600...1400мм – ширина, 800...1000мм – глибина).

Робочій стіл повинен мати простір для ніг заввишки не менше ніж 600мм, завширшки не менше ніж 500мм, завглибшки не менше ніж 450мм, на рівні простягнутої ноги – ніж 650мм.

Робочий стілець повинен бути підйомно-поворотний, регульованим за висотою, з кутом нахилу сидіння та спинки. Поверхня сидіння має бути плоскою, передній край – заокруглений. Висота поверхні сидіння має регулюватися в межах 400...500мм, а ширина і глибина не менше ніж 400мм.

Висота спинки стільця має становити приблизно 300 мм, ширина не менше ніж 380мм.

Для зниження статичного напруження м'язів верхніх кінцівок слід використовувати стаціонарні або змінні підлокітники завдовжки не менше ніж 250мм, завширшки 50...70мм.

Для запобігання кістково-м'язових порушень у зв'язку з тривалим статичним напруженням м'язів спини, шиї, рук і ніг необхідно виконувати фізичні вправи 2-3 рази протягом робочого часу по 5-10 хвилин. Передбачено використання регульованого за висотою. Стільця з підлокітниками та спинкою.

б) Можливість ураження електричним струмом.

Невиконання правил електробезпеки є головною причиною несправності енергоспоживаючого обладнання, відсутність захисного заземлення або занулення, що призвести до електричних травм або летального наслідку.

Основними заходами захисту:

До виконання робіт допускаються повнолітні особи, що пройшли навчання та перевірку знань з електробезпеки згідно ДНАОП 1.1.10-1.01-2000 «Правила безпечної експлуатації електроустановок – споживачів» та отримали допуск з електробезпеки відповідної групи.

Електрообладнання повинно відповідати вимогам НПАОН 40.1-1.21-98 «Правила безопасной эксплуатации электроустановок потребителей» та ін. діючим нормативним актам.

Підготовлений персонал повинен здійснювати ремонт електроустановок.

Експлуатаційні схеми повинні бути для кожного електроспоживаючого обладнання, нормальної та аварійної роботи. В схемах передбачені захисні електроприймачі від перевантажень і коротких замикань.

Всі не ізолювані струмопровідні елементи електрообладнання повинні бути суцільно огороженнями, зняття або відкриття, яких можливе тільки за допомогою спеціальних пристроїв.

Високе розташування струмоведучих частин. Значенням напруги визначається висота розташування: при напрузі до 1000В – не менше 3,5м, при напрузі більше 1000В – не менше 6м.

Електроізоляція. Опір ізоляції електричних дротів повинен бути не менше 0,5МОм. Одним із найбільш ефективних захисних заходів є подвійна електроізоляція.

При роботах, що пов'язані з можливістю ураження електричним струмом необхідно використовувати індивідуальні засоби захисту в відповідності з НПАОП 40.1-1.21-98 «Правила безпечної експлуатації електроустановок - споживачів». Наприклад, при гартуванні деталей ТВЧ використовуються діелектричні килимки.

Ввімкнення джерел живлення технологічного обладнання здійснюється тільки через рубильник.

в) Захист від механічного травмування та дії іонного випромінювання може бути пов'язано з незадовільним станом робочої зони (захаращеність, нераціональне розташування технологічного обладнання), непередбаченим контактом з частинами обладнання, що рухаються, потраплянням в небезпечні зони технологічного процесу.

Основними заходами захисту є дотримання чистоти та порядку на робочому місці згідно ГОСТ 12.2.061 – 81 «ССБТ. Оборудование производственное. Общие требования безопасности к рабочим местам»; проведення усіх видів інструктажів та перевірка знань з охорони праці при виконанні конкретних операцій.

Джерелами електромагнітного випромінювання під час виконання досліджувальної роботи є мікроскоп та комп'ютери. Робота цих пристроїв призводить до виникнення м'якого рентгенівського, ультрафіолетового, видимого, інфрачервоного, радіочастотного діапазону, електростатичних

полів. Рентгенівське випромінювання та частини інших випромінювань поглинаються склом екрану. Навколо працюючого монітору виникають електромагнітні поля низької частоти: від 5 Гц до 400 кГц.

Згідно з ГОСТ 12.1.006 – 84 (Електромагнітне поле радіочастот. Засоби захисту) для захисту користувачів персональних комп'ютерів та мікроскопів від дії електромагнітних випромінювань передбачаються наступні заходи:

- робітник повинен знаходитися на відстані 0,7 м від екрану монітора;
- тривалість роботи не повинна перевищувати 4 години на день, протягом тижня цей час не повине перевищувати 20 годин;
- після кожної години роботи необхідно робити 10 хвилинні перерви;
- планування приміщення повинно бути виконано так, щоб уникати випромінювання від цокольної частини кінескопу монітора;
- в процесі роботи необхідно використовувати захисний заземлений фільтр для екрану монітора, який послаблює електромагнітне випромінювання та підсилює контраст зображення;
- розміщення робочого місця оператора за комп'ютером та мікроскопа так, щоб електромагнітні випромінювання від електронної труби дисплею не поширювались на робочі місця. Для цього ЕОМ розташовується біля зовнішньої стіни приміщення.

г) Заходи запобігання підвищеним статичним навантаженням користування ПК та “тунельному синдрому”.

Для мінізації негативних наслідків “синдрому тривалих статичних навантажень” (СТСН) передбачено вдосконалення ергономічних умов робочого місця користувачів ПК та перерви в роботі.

При введення даних кількість дрібних стереотипних рухів кистей і пальців рук за робочий час може перевищити 60 тис., що є небезпечним. Кожне натискання на клавішу сполучено зі скороченням м'язів та сухожилля, внаслідок чого можуть розвинутися хворобливі запальні процеси. Запальні процеси тканин сухожилля одержали загальну назву “травма повторюваних навантажень”.

Для запобігання “тунельного синдрому” робоче місце має бути зручним і ергомічним продуманим. Працюючи за клавіатурою, необхідно стежити, щоб кут згину руки в лікті був 90”.

Потрібно мати оптимальну висоту клавіатури від підлоги – 650-750 мм.

Комп’ютерна миша не повинна лежати на краю стола, щоб долонь при роботі не звисала, а була прямою і розслабленою. Лікоть руки також повинен лежати на столі.

Профілактичним заходом є опора для зап’ястя під час роботи. Нею може служити килимок для миші, клавіатура спеціальної форми, силіконові подушечки, вмонтовані в стіл.

Потрібно періодично робити перерви для проведення декількох вправ для рух.

4.3 Заходи по забезпеченню виробничої санітарії та гігієни праці

д) Негативний вплив електромагнітних полів та випромінювань. Негативна дія електромагнітних полів, яка полягає в зниженні імунітету людини, а відповідно, сприяє загальній захворюваності. Однією з мір захисту є нормування їх напруженості у відповідності ДСН 3.3.6.096–2002 «Державні санітарні норми і правила при роботі з джерелами електромагнітних полів », винос потужного технологічного обладнання за межі робочої зони.

е) Незадовільні параметри повітряного середовища в робочій зоні, причинами є незадовільна робота систем опалення та повітрообміну, що може призвести до зниження комфортності праці та загальних захворювань.

Для нормалізації параметрів повітряного середовища в проекті передбачено: устрій технічних систем, які повинні забезпечувати параметри повітряного середовища у відповідності до норм, які вказані в таблиці 1, згідно СНиП 23-01-99 «Будівельна кліматологія».

Таблиця 4.1 Оптимальні фізичні параметри повітряного середовища цеху.

Період року	Температура, °C	Відносна вологість, %	Швидкість руху, м/с
Холодний	18 - 22	40 - 60	0,1 – 0,3
Теплий	20 - 23	40 - 60	0,1 – 0,4

В теплий період року для зниження температури повітря в робочому просторі необхідно використовувати природну вентиляцію, або загально обмінну приточно-витяжну вентиляцію згідно ГОСТ.

є) Незадовільне освітлення робочої зони, що може бути пов'язано з виходом з ладу освітлювальних приладів або надмірної їх забрудненості. Це може призвести до погіршення зору, погіршення здатності розрізняти об'єкти, а внаслідок і до травмування.

Для забезпечення необхідного рівня виробничого освітлення слід дотримуватися вимог ДБН В.2.5-28-2006 «Природне і штучне освітлення. Норми проектування» з урахуванням характеру зорової роботи.

Розрахунок загального рівномірного штучного освітлення виробничого приміщення.

$$A \times B \times H = 16 \times 10 \times 4,5 \quad h_p = 0,8$$

Визначим рівень нормованого освітлення

$$E_n = 200 \text{ лк}$$

Вибір типу освітлення

$$\text{ЛСП} - \text{IP} = 64 \quad L/h = 1,3$$

Оцінка коефіцієнта запасу та коефіцієнта нерівномірного освітлення.

$$K_z = 1,4 \quad Z = 1,1$$

Оцінка коефіцієнта відбиття приміщення

$$\rho_c = 70\%, \quad \rho_{ст} = 50\%, \quad \rho_{п} = 30\%$$

Чисельне значення індексу приміщення

$$i = AB / (h_3/A+B)$$

якщо h_3 не задано, то:

$$N_p = B / ((H-h_p) [L/h]) = 10 / ((4,5-0,8) \times 1,3) = 3$$

$$L_{\max} = 10 / 3 = 3,3$$

$$H = 3,5 / 1,3 = 2,56$$

$$h_3 = 4,5 - 0,8 - 2,56 = 1,14$$

$$i = 16 \times 10 / (2,56(16+10)) = 2,4$$

Визначимо коефіцієнт використання світлового потоку

$$\eta = 60\%$$

Визначимо світловий потік лампи та загальну кількість освітлення.

Провести за схемою

$$\Phi_{\Sigma} = (200 \times 160 \times 1,4 \times 1,1) / 60 = 82133,33 \text{ лм}$$

Умовна загальна кількість світла

$$N^* = \Phi_{\Sigma} / N_{\text{л}} = 82133,33 / 29,38 = 2795,55$$

$$N_{\text{л}} = N^* \times h = 14,69 \times 2 = 29,38$$

Тип стандартної лампи

Лампа ЛБ 3200 лм

$$m = 2795 / 3200 = 0,87$$

$$N_{\text{од}} = N_{\text{од}} \times h = 12 \times 2 = 24$$

Загальний розрахунок освітлення E_p

$$E_p = (3200 \times 24 \times 0,6) / (160 \times 1,4 \times 1,1) = 187 \text{ лк}$$

Розрахунок загальної потужності освітлювальної установки

$$P_{\Sigma} = N_{\text{л}} \times P_{\text{л}} = 29,38 \times 40 = 1175 \text{ Вт}$$

4.4 Заходи з пожежної безпеки

ж) Аналіз пожежної безпеки

Пожежна безпека відповідно до ГОСТ 12.1.004-91 забезпечується наступними нормами:

- системою запобігання пожежі;
- системою пожежного захисту;
- організаційно-технічними заходами щодо пожежної безпеки.

У досліджуваному приміщенні є в наявності тільки тверді і волокнисті пальні речовини: дерево, папір, тканина. Таким чином, робочі зони приміщення відносяться до класу П-ПаПУЭ-76/87, а приміщення до категорії по пожежонебезпеці згідно НАПБ.03.002-2007. Можливими причинами пожежі в приміщенні є несправність електроустаткування і порушення протипожежного режиму (використання побутових нагрівальних приладів, паління). Для гасіння пожежі в коридорі розташовані пінні вогнегасники ОХП-10, а в кожній кімнаті, де встановлені комп'ютери, додатково знаходяться вуглекислотні вогнегасники ОУ – 5 (2 шт). Також на сходовій клітині розташований пожежний кран.

Така кількість, розташування та умови зберігання первинних засобів пожежогасіння відповідають вимогам ISO 3941-77 та ГОСТ 12.4.009-89.

Система запобігання пожежі:

1. контроль і профілактика ізоляції;
2. наявність плавких вставок і запобіжників в електронному устаткуванні;

3. для захисту від статичної напруги використовується заземлення;
4. захист від блискавки будинку і устаткування відповідно до РД 34.21.122-87.

Система пожежного захисту:

1. аварійне відмикання і перемикання апаратури;
2. наявність первинних засобів пожежогасіння, вогнегасників ВВК-5, тому що вуглекислота має погану електропровідність, або порошкових вогнегасників;
3. система оповіщення, світлова і звукова сигналізація; захист легкозаймистих частин устаткування, конструкцій захисними матеріалами;
4. у помешканнях, де немає робочого персоналу встановлена автоматична система пожежного захисту.

Організаційні заходи протипожежної профілактики:

є вступний інструктаж під час вступу на роботу, навчання персоналу правилам пожежної безпеки; видання необхідних інструкцій і плакатів, засобів наочної агітації, плану евакуації персоналу у випадку пожежі.

Для попередження пожежі в приміщеннях, згідно вимогам ДБН передбачений пристрій системи пожежної сигналізації.

Як сигналізатори виникнення пожеж прийняті теплові повідомники типу ІП-105, димові повідомники типу ДІП-3.

Теплові і димові повідомники встановлюються на стелях відповідних приміщень.

Таким чином усі фактори пожежної безпеки задовольняють вимогам встановлених норм, згідно НАПБ А.01,001-95 та „Правила пожежної безпеки в Україні”.

4.5 Заходи по забезпеченню безпеки у надзвичайних ситуаціях

з) Відповідальність за організацію і стан цивільної оборони за постійну готовність її сил і засобів до проведення рятувальних та інших невідкладних робіт (Р та ІНР) несе начальник ЦО, підприємства - її перший керівник.

Для планування заходів ЦО, підтримки готовності до дій у НС сил і персоналу, застосування засобів захисту і спеціального майна на підприємствах створюються штатні органи управління ЦО на правах основних підрозділів адміністрації підприємства або призначаються окремі штатні працівники.

На радіаційно та хімічно небезпечних підприємствах, а також на підприємствах, які залучаються до виконання завдань ЦО, незалежно від чисельності працівників, для безпосередньої організації і ведення робіт із планування, забезпечення і здійснення заходів ЦО призначається штатний працівник.

Основними завданнями адміністрації підприємств є:

- забезпечення захисту працівників і службовців на підприємстві;
- розробка і здійснення організаційних робіт та ІТМ з підвищення безпеки роботи ОГ і їх стійкості в умовах НС;
- керівництво створенням і оснащенням формувань для ліквідації наслідків НС, здійснення контролю за їх підготовкою;
- підготовка з питань ЦО керівного складу і контролю за підготовкою підлеглих органів і підрозділів.

Організаційну структуру ЦО промислового підприємства умовно можна поділити на: -керівництво ЦО; -служби ЦО; -формування ЦО.

До складу керівництва ЦО об'єкта входять: начальник ЦО (НЦО), заступники: по евакуації, якому підпорядкована евакомісія; по заміській зоні; по технічній частині, якому підпорядковується комісія з підвищення сталості роботи підприємства; начальник штабу, який є першим заступником НЦО

підприємства. Тільки йому надане право віддавати розпорядження з питань ЦО від імені НЦО. Штаб ЦО підприємства є основним органом управління ЦО підприємства.

Штаб ЦО здійснює заходи щодо захисту робітників, службовців і населення підвідомчих робітничих мікрорайонів і селищ при стихійних лихах, виробничих аваріях і катастрофах, а також від сучасних засобів ураження. Організовує і забезпечує безупинне управління ЦО. Розробляє плани ЦО об'єкта на мирний і воєнний час, періодично коректує й організовує їх виконання. Організовує і контролює навчання робітників та службовців з Цивільної оборони і підготовку формувань ЦО об'єкта.

На об'єкті в залежності від характеру виробничої діяльності і наявності бази створюються служби ЦО: оповіщення і зв'язку, медична, протирадіаційного і протихімічного захисту, охорони громадського порядку, протипожежна, енергопостачання і світломаскування, аварійно-технічна, сховищ і укриттів, транспортна, матеріально-технічного постачання й ін. На них покладається виконання спеціальних заходів і забезпечення дій формувань при проведенні рятувальних та інших невідкладних робіт.

Керівництво служби здійснюється їх начальниками, що призначаються наказом начальника ЦО об'єкта з числа керівників відділів, цехів, на базі яких створені ці служби.

Служба оповіщення і зв'язку звичайно створюється на базі вузла зв'язку об'єкта. На службу покладається: організація своєчасного оповіщення керівного складу, робітників та службовців і населення робітничих селищ об'єкта про загрозу нападу противника; організація зв'язку та підтримка його в стані постійної готовності. Крім того, служба усуває аварії на мережах і спорудах зв'язку, що містяться у вогнищах ураження.

Медична служба організовується на базі медсанчастини (медпункту, поліклініки) об'єкта, начальник служби – головний лікар. Служба забезпечує комплектування, навчання і підтримку в готовності медичних засобів індивідуального захисту, медичну розвідку і санітарно-епідеміологічне

спостереження. Надає медичну допомогу ураженим і евакуює їх до лікувальних установ, здійснює медичне забезпечення робітників, службовців і членів їх родин у місцях евакуації.

Служба протирадіаційного і протихімічного захисту розробляє і здійснює заходи щодо захисту людей, харчувальних блоків.

Служба сховищ і укриттів організовується на базі відділу капітального будівництва, житлом-комунального відділу, будівельних цехів. Вона займається: розробкою розрахунків укриття робітників, службовців, населення робітничих селищ об'єкта, забезпеченням готовності сховищ і укриттів та контролем за правильністю їх експлуатації, організацією будівництва захисних споруд. На її особовий склад покладається забезпечення своєчасного заповнення сховищ і укриттів за сигналами оповіщення Цивільної оборони. Крім того, ця служба бере участь у рятувальних роботах при розкритті завалених сховищ і укриттів.

Транспортна служба розробляє і здійснює заходи щодо забезпечення перевезень, пов'язаних з розосередженням робітників, службовців доставкою їх до місця роботи, організовує підвезення сил і засобів до вогнища ураження, готує транспорт для перевезень робітників, службовців, евакуації уражених, а також для інших цілей Цивільної оборони, проводить роботи по знезаражуванню транспорту.

Служба матеріально-технічного постачання розробляє план матеріально-технічного постачання об'єкта, організовує ремонт техніки і різного майна, підвезення його до ділянок робіт, збереження й облік, забезпечує продовольством і предметами першої необхідності робітників та службовців як на самому підприємстві, так і в місцях розосередження. На невеликих об'єктах господарювання служби ЦО не створюються, їх функції при проведенні необхідних заходів виконують структурні органи управління цих об'єктів. Начальником штабу ЦО звичайно призначається наказом директора один із працівників даного об'єкта.

5 ЕКОНОМІЧНА ЧАСТИНА

5.1 Тенденції розвитку світового ринку технологій

Ринок технологій є найважливішим фактором сучасної міжнародної економіки.

Економічна ефективність виготовлення будь-якої продукції, особливо такої відповідальної, як деталі ГТД вказує на високий рівень науково-технічної підготовки виробництва в цілому. Рішення економічних задач пов'язано із швидким технічним прогресом виробництва та використання його досягнень в розвитку авіаційної промисловості.

Основними завданнями технічної підготовки для забезпечення економічної ефективності підприємства на авіа двигунобудівному підприємстві є такі чинники:

- формування прогресивної технічної політики, що направлена на створення більш досконалих видів продукції та технологічних процесів її виробництва;
- створення умов для високопродуктивної, ритмічної та рентабельної роботи підприємства;
- поступове зниження тривалості технічної підготовки виробництва, її трудомісткості та вартості при одночасному підвищенні якості.

Технічна підготовка виробництва, як відомо, за своїм змістом поділяється на дослідну, конструкторську і технологічну стадії. Призначення першої - проведення прикладних досліджень, експериментування, вивчення можливостей використання нових конструктивних рішень, матеріалів, технологічних процесів, прогнозування попиту на продукцію тощо. Друга стадія охоплює всі необхідні види робіт з конструювання (розробку проекту) нових виробів, виготовлення дослідних зразків, вдосконалення виробів, що випускаються. Третя стадія має своїм завданням розробку нових і вдосконалення існуючих технологічних процесів, технологічного оснащення,

засобів і методів контролю якості, нормативів трудових і матеріальних витрат, вдосконалення організації виробництва в цехах і на виробничих підрозділах.

Деталі ГТД вітчизняного виробництва, особливо такі специфічні та складні за своєю технологією виробництва та відповідальністю складові частини турбіни та компресора як диски та лопатки користуються величезним попитом далеко за межами України. На рисунку 4.1 наведена діаграма, що характеризує попит іноземних країн на виробництво вітчизняних деталей.

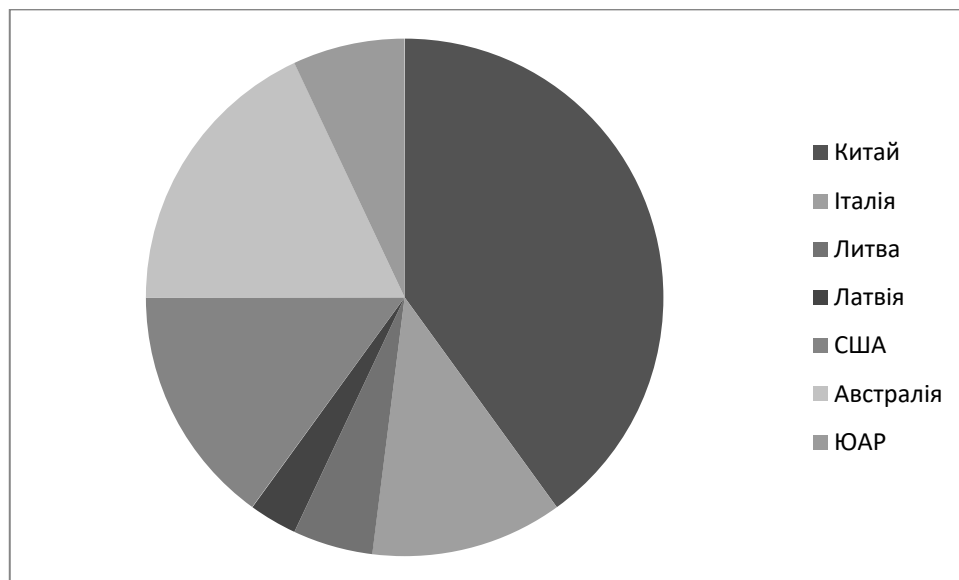


Рисунок 4.1 – Світовий попит на виготовлення дисків ГТД вітчизняного виробництва

5.2 Техніко-економічні розрахунки

Метою цього розділу є обґрунтування доцільності виробництва дисків ГТД. В таблиці 5.1 вказані техніко-економічні показники виробів.

Таблиця 5.1 – Техніко-економічні показники виробів

Показник	Базовий виріб	Новий виріб
1. Диск ГТД	Сплав ВЖ175	ВЖ175
2. Технологія зміцнення	—	Відпал, гартування, старіння
3. Програма випуску, шт.	—	500

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.
Відпал	3	IV	55	165
Гартування	4	IV	55	220
Старіння	36	IV	55	1980
Усього	43	—	—	2365

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:

$$ЗД = ЗО \cdot \frac{K_d}{100} = 2365 \cdot \frac{40}{100} = 946 \text{ грн.}$$

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:

$$ВС = (ЗО + ЗД + ПП) \cdot \frac{K_{вс}}{100} = (2365 + 946 + 1182,5) \cdot \frac{22}{100} = 3492 \cdot 0,22 = 3571.15 \text{ грн}$$

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:

$$ЗВВ = ЗО \cdot \frac{\alpha}{100} = 2365 \cdot \frac{400}{100} = 9460 \text{ грн.}$$

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:

$$АВ = ЗО \cdot \frac{\beta}{100} = 2365 \cdot \frac{400}{100} = 9460 \text{ грн.}$$

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:

$$BЗ = C_{\text{в}} \cdot \frac{\gamma}{100} = 12287 \cdot \frac{2}{100} = 245 \text{ грн.}$$

де $C_{\text{в}}$ – 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	2365
3	Додаткова заробітна плата основних виробничих робітників	946
4	Відрахування на соціальні заходи з заробітної плати основних виробничих робітників	3571,15
5	Загальновиробничі витрати	9460
6	Собівартість виробнича	12287
7	Адміністративні витрати	9460
8	Витрати на збут	245
9	Собівартість повна	38614,15

Економічний ефект розраховується за такою формулою:

$$E = (C_{\text{б}} \cdot K) - C_{\text{н}} = (148400 \cdot 1,4) - 38614,15 = 169145,85 \text{ грн.};$$

де $C_{\text{б}}$ – собівартість базового виробу, грн./т;

$C_{\text{н}}$ – собівартість нового виробу, грн./т;

К – коефіцієнт експлуатаційного ресурсу (коефіцієнт приведення).

Економічні розрахунки підтверджують, що собівартість сплаву зменшується з 148400 грн. до 38614,15 грн., при тому, що тривала міцність та експлуатаційні властивості дослідного сплаву збільшуються, очікуваний економічний ефект складає 169145,85 грн.

Таким чином, можна зробити висновок, що після термічної обробки та впливу деяких технологічних факторів виробництва сплав забезпечено оптимальними механічними властивостями.

ВИСНОВКИ

1. Розглянуті умови експлуатації дисків ГТД та зазначено, що в процесі роботи на диск діють відцентрові сили власної маси диска і маси робочих лопаток турбіни, газові сили і моменти, створювані цими силами, термічні навантаження, що виникають внаслідок нерівномірного нагрівання по радіусу і товщині диска. Зазначено, що специфічні умови експлуатації потребують використання матеріалів, які відповідають зазначеним вимогам. Проаналізовано легування сплавів та термічне оброблення.

2. В роботі розглянуті такі нові сплави для виготовлення дисків ГТД як ЭК151, ЭП975, ВЖ175 , ЭИ698, що мають високі механічних характеристик. Розглянуто вплив хімічних елементів на структуру зазначених сплавів, наведена кількість зміцнювальної фази та її температура повного розчинення

3. Розглянуто вплив структурної та фазової неоднорідності на властивості розглянутих сплавів, та показано, що будь-яка структурна неоднорідність негативно впливає на структуру та може бути причиною окрихчення сплаву.

4. Зазначений вплив технологічних факторів на властивості сплавів, на прикладі сплаву ВЖ175, що містить близько 40% зміцнювальної фази. Вказано, що передній відпал, на прикладі сплаву ЭП742 підвищує механічні властивості сплаву.

5. Розглянуті питання з охорони праці та розраховано економічну доцільність проведених досліджень та виробництва дисків ГТД.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ

1. Гецов Л. Б. Детали газовых турбин: Материалы и прочность. Л. : Машиностроение, 1982. – 296 с.
2. Масленников Н.М., Шальман Ю.Н. Авиационные газотурбинные двигатели. М.: Машиностроение, 1975.-576 с.
3. Технологическое обеспечение эксплуатационных характеристик деталей ГТД. Лопатки компрессора и вентилятора. Часть I. Монография. Запорожье, изд. ОАО «Мотор Сич», 2003. -396 с.
4. Пчелкин Ю.М. Камеры сгорания газотурбинных двигателей. М.: Машиностроение, 1984.-280 с
5. Иноземцев А.А, Нихамкин М.А, Сандрацкий В.Л. Основы конструирования авиационных двигателей и энергетических установок М. «Машиностроение», 2007. - 208 с., илл.
6. Газотурбинные установки. А.В. Рудаченко, Н.В Чухарева, Издательство Томского политехнического университета, 2008. 139с.
7. Абианц В.Х. Теория авиационных газовых турбин. М.: Машиностроение, 1979
8. Смирнов Н.Н. Техническая эксплуатация летательных аппаратов: М.: Транспорт, 1990.423 с
9. Ловинский С.И Теория авиационных двигателей М:Машиностроение, 1982 223 с.
10. Скубачевский Г. С. Авиационные газотурбинные двигатели. Рипол Классик, 2013.
11. Кузнецов Н. Д. Обеспечение надежности двигателей для гражданской авиации. Основные вопросы теории и практики надежности. М.: Сов. радио, 1975. С. 27-42.

12. Солоков С. С.; Самойлов Ю. В.; Самойлов В. Е. Влияние легирующих элементов на механические свойства и структуру сплавов на основе никеля. *Металл и литье Украины*, 2011.

13. Еремин Е. Н., Филиппов Ю. О., Маталасова А. Е.. (2014). Структура и состав карбидных фаз в литых сплавах на никелевой основе. *Металлургия: технологии, управление, инновации, качество*. 2014

14. Полинец В. А., Зимина Л. Н.. Влияние бора, церия и циркония на свойства литого сплава ХН65ВБМЮ. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1978. № 11. С. 37-40.

15. Назаров Е. Г., Латышов Ю. В. Улучшение свойств дисперсионно-твердеющих жаропрочных сталей и сплавов. М., ГООИНТИ, 1964, № 23—64. 1349/26.

16. Борздыка А. М., Цейтлин В. З. Структура и свойства жаропрочных сплавов в связи с термической обработкой НТО МАШПРОМ М., «Машиностроение», 1967.

17. Беликова Э. И., Назаров Е. Г. *МиТОМ*, 1962, № 7.

18. Беттеридж В. Смит. Жаропрочные металлические материалы. Изд-во иностр. лит., 1958.

19. Лившиц Д. Е., Химушин Ф. Ф. Исследования по жаропрочным сплавам. *АН СССР*, 1957.

20. Левин Е. Е., Пивник Е. М. Прогрессивные методы термической обработки высоколегированных жаропрочных сплавов. Серия «*Металловедение и термическая обработка*». Вып. 4. Ленинград, 1963.

21. Назаров Е.Г., Масленков С.Б. Термическая обработка аустенитных жаропрочных сталей и сплавов. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1970.№3. С. 20-31

22. Mihalisin I., Bicer C., Grant R. «*Trans, of Metallurgical Society of AIME*», 1968, v. 242.

23. Ozel M., Nutting I. «*J. Iron and Steel Institute*», 1969, v. 207.

24. Кишкин С.Т., Строганов Г.Б., Логунов А.В. Литейные жаропрочные сплавы на никелевой основе. М.: Машиностроение, 1987. 112 с
25. Ломберг Б.С., Моисеев С.А. Жаропрочные деформируемые сплавы для дисков ГТД и перспективы их развития. *Авиационные материалы: науч.-технич. сб.* М.: ВИАМ. 1982. С. 119–123.
26. Логунов А.В., Шмотин Ю.Н. Современные жаропрочные никелевые сплавы для дисков газовых турбин (материалы и технологии). М.: *Наука и технологии*, 2013.-264 с
27. Ломберг, Б. С., С. В. Овсеян, М. М. Бакрадзе. Особенности легирования и термической обработки жаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей нового поколения. *Авиационные материалы и технологии*. 15. 2010.
28. Ломберг Б. С. Высокотемпературные жаропрочные никелевые сплавы для деталей газотурбинных двигателей. *Авиационные материалы и технологии*. 2012. С. 52.
29. Ломберг Б. С., Овсеян С. В., Бакрадзе М. М. Новый жаропрочный никелевый сплав для дисков газотурбинных двигателей (ГТД) и газотурбинных установок (ГТУ). *Материаловедение*. 2010, 7: 24-28.
30. Бакрадзе М. М. Влияние режимов закалки на структуру и свойства штамповок дисков из жаропрочного никелевого сплава ЭК151-ИД. *Труды ВИАМ*. 2013. 9.
31. Ломберг Б. С., Бакрадзе М. М., Чабина Е. Б. Взаимосвязь структуры и свойств высокожаропрочных никелевых сплавов для дисков газотурбинных двигателей. *Авиационные материалы и технологии*. 2011.
32. Каблов Е. Н.; Ломберг Б. С.; Оспенникова О. Г. Создание современных жаропрочных материалов и технологий их производства для авиационного двигателестроения. *Крылья Родины*, 2012, 3-4: 34-38.
33. Морозова Г. И. Феномен γ' -фазы в жаропрочных никелевых сплавах. *Доклады Академии наук. Федеральное государственное унитарное предприятие "Академический научно-издательский, производственно-*

полиграфический и книгораспространительский центр" Наука", 1992. р. 1193-1197.

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

35. 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.