

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

МАТЕМАТИЧНИЙ ФАКУЛЬТЕТ
Кафедра загальної та прикладної фізики

Освітньо-професійна програма «Прикладна фізика»

КВАЛІФІКАЦІНА РОБОТА МАГІСТРА

на тему: «Термічне оброблення комплекснолегованих
корозійностійких сталей подвійного призначення»

Виконав: студент _____ 2 _____ курсу, групи _____ 8.1050
спеціальності _____ 105 прикладна фізика та наноматеріали
освітньої програми _____ прикладна фізика

_____ М. Ю. Тамуров

(ініціали та прізвище)

Керівник _____ професор, д-р. техн. н. Міщенко В.Г.
(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

Рецензент _____ доцент, канд. техн. н. Климов О.В.
(посада, вчене звання, науковий ступінь, прізвище та ініціали)

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ
ЗАПОРІЗЬКИЙ НАЦІОНАЛЬНИЙ УНІВЕРСИТЕТ

Факультет математичний

Кафедра загальної та прикладної фізики

Рівень вищої освіти магістр

Спеціальність 105 прикладна фізика та наноматеріали

Освітня програма прикладна фізика

ЗАТВЕРДЖУЮ

Завідувач кафедри
загальної та прикладної фізики,
д.т.н., професор

_____ Андреев А.М.
(підпис)

« _____ » _____ 2021 р.

ЗАВДАННЯ
НА КВАЛІФІКАЦІЙНУ РОБОТУ СТУДЕНТУ

Тамурову Михаїлу Юрійовичу

(прізвище, ім'я та по батькові)

1. Тема роботи Термічне оброблення комплекснолегованих корозійностійких сталей
подвійного призначення

керівник роботи Міщенко Валерій Григорович, доктор техн. н., проф.

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

затверджені наказом ЗНУ від « 09 » червня 2021 року № 851-с

2. Строк подання студентом роботи _____

3. Вихідні дані до роботи Об'єкт дослідження: теплостійка сталь 09Х3НМЗФБч

в литому стані для виготовлення зубчастих коліс авіаційного редуктора. Методи

дослідження: металографічні, рентгеноструктурні дослідження та механічні випробування.

4. Зміст розрахунково-пояснювальної записки (перелік питань, які потрібно розробити)

1. Літературний огляд

2. Матеріали та методи дослідження

3. Результати та їх обговорення

4. Висновки

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

Презентація

6. Консультанти розділів роботи

Розділ	Прізвище, ініціали та посада консультанта	Підпис, дата	
		завдання видав	завдання прийняв
1	Міщенко В. Г., д. техн. н., проф.	26.05.2021	18.06.2021
2	Міщенко В. Г., д. техн. н., проф.	15.06.2021	09.09.2021
3	Міщенко В. Г., д. техн. н., проф.	10.09.2021	22.10.2021
4	Міщенко В. Г., д. техн. н., проф.	11.09.2021	23.10.2021

7. Дата видачі завдання _____

КАЛЕНДАРНИЙ ПЛАН

№	Назва етапів кваліфікаційної роботи	Строк виконання етапів роботи	Примітка
1.	Літературний пошук	20.04.2021	виконано
2.	Оформлення літературного огляду	11.06.2021	виконано
3.	Проведення ТО сталі 09ХЗНМЗФБч	13.09.2021	виконано
4.	Металографічне дослідження зразків	29.09.2021	виконано
5.	Рентгеноструктурний аналіз зразків	14.10.2021	виконано
6.	Випробування механічних властивостей сталі	19.10.2021	виконано
7.	Оформлення дипломної роботи	25.11.2021	виконано
8.	Корегування дипломної роботи згідно з вимогами ДСТУ	08.12.2021	виконано

Студент _____
(підпис)

М. Ю. Тамуров _____
(ініціали та прізвище)

Керівник роботи _____
(підпис)

В. Г. Міщенко _____
(ініціали та прізвище)

Нормоконтроль пройдено

Нормоконтролер _____
(підпис)

В. І. Меньяло _____
(ініціали та прізвище)

РЕФЕРАТ

Кваліфікаційна робота магістра «Термічне оброблення комплекснолегованих корозійностійких сталей подвійного призначення»: с. 46, рис. 15, табл. 5, джерел 37.

ТЕРМІЧНА ОБРОБКА, МІКРОСТРУКТУРА, УДАРНА В'ЯЗКІСТЬ, ГРАНИЦЯ МІЦНОСТІ, КОРОЗІЙНОСТІЙКІ СТАЛІ.

Об'єкт дослідження – нова цементована сталь 09ХЗНМЗФБч.

Мета і завдання дослідження – у магістерській роботі досліджено формування структурного стану нової сталі 09ХЗНМЗФБч, після попередньої термічної обробки. Визначено раціональний режим термічної обробки, який забезпечуватиме високі механічні та експлуатаційні характеристики обраної сталі.

Методи дослідження – механічний, металографічний та рентгеноструктурний.

Актуальність теми – розробка нового режиму термічної обробки дозволить отримати необхідні властивості нової сталі 09ХЗНМЗФБч, що в свою чергу дозволить покращити механічні та експлуатаційні характеристики порівняно з аналогами використовуваними в Україні та світі.

Експериментально визначено оптимальний режим термічної обробки сталі у литому стані, який забезпечить, після гарячої деформації та хіміко-термічної обробки сталі 09ХЗНМЗФБч, високі показники міцності та ударної в'язкості.

За результатами випробувань отримано: раціональний хімічний склад сталі, підвищені значення ударної в'язкості та границі міцності.

SUMMERY

Qualification work of the master "The Heat Treatment of Complex Alloy Stainless Steels of Double-Duty": 46 pp., 15 figures, 5 tables, 37 sources.

HEAT TREATMENT, MICROSTRUCTURE, IMPACT VISCOSITY, STRENGTH LIMIT, CORROSION RESISTANT STEEL.

The object of research is a new cemented steel 09X3HM3ФБч.

The purpose and objectives of the study - in the master's thesis investigated the formation of the structural state of the new steel 09X3HM3ФБч, after preliminary heat treatment. The rational mode of heat treatment which will provide high mechanical and operational characteristics of the chosen steel is defined.

Research methods - mechanical, metallographic and X-ray structural.

Relevance of the topic - the development of a new mode of heat treatment will obtain the necessary properties of the new steel 09X3HM3ФБч, which in turn will improve the mechanical and operational characteristics compared to analogues used in Ukraine and the world.

The rational mode of heat treatment of steel in the cast state has been experimentally determined, which will provide, after hot deformation and chemical-heat treatment of steel 09X3HM3ФБч, high indicators of strength and toughness.

According to the test results, the following results were obtained: rational chemical composition of steel, increased values of impact strength and tensile strength.

ЗМІСТ

Завдання на кваліфікаційну роботу.....	2
Реферат.....	4
Summary.....	5
Вступ.....	7
Розділ 1. Аналіз сучасних тенденцій підвищення механічних та експлуатаційних властивостей зубчатих коліс авіаційних редукторів.....	8
1.1 Сучасні рішення підвищення механічних та експлуатаційних властивостей зубчатих коліс в авіаційних редукторів.....	8
1.2 Аналіз умов експлуатації зубчатих коліс.....	13
1.3 Методи підвищення ударної в'язкості серцевини зубчатих коліс авіаційних редукторів.....	20
1.4 Види термічного оброблення цементованих сталей для підвищення ударної в'язкості.....	25
Розділ 2. Матеріали та методика. Методи досліджень.....	31
2.1 Матеріали досліджень.....	31
2.2 Металографічний та рентгеноспектральний аналіз.....	34
2.3 Механічні випробування.....	37
Розділ 3. Вибір технології термічної обробки для поліпшення структури та властивостей зубчатих коліс авіаційних редукторів.....	38
3.1 Вибір режимів попередньої термічної обробки конструкційної сталі марки 09ХЗНМЗФБч.....	38
3.2 Експлуатаційні властивості серцевини зубів зубчатих коліс після додаткової термічної обробки.....	41
Висновки.....	42
Список використаних джерел.....	43

ВСТУП

Розвиток авіаційної промисловості не стоїть на місці, і постійно висуває нові вимоги для конструкційних сталей, які мають забезпечувати безперебійну роботу усіх вузлів, механізмів, тощо. Тому для забезпечення високих вимог необхідним стає пошук нових рішень для вдосконалення процесів виготовлення деталей з яких вони складаються. Зубчаті колеса авіаційних редукторів, від працездатності яких залежить живучість двигуна і як наслідок всього літального апарату. Вони працюють під високим навантаженням, що робить деталь недовговічною. Для запобігання руйнувань стає актуальним вдосконалення процесів виготовлення деталей. Вплив на структуру сталі дозволяє покращити її механічні та експлуатаційні властивості. Одним з таких процесів є термічна обробка сталі, розробка режиму якої може значно поліпшити структурний стан сталі та надати їй необхідні властивості.

Вдосконалений хімічний склад та розроблений режим термічної обробки зубчатих коліс авіаційних редукторів дозволить їм працювати з високим тепло-енерго навантаженням при 400-450° С. За відсутності мастила близько 100 годин.

РОЗДІЛ 1 АНАЛІЗ СУЧАСНИХ ТЕНДЕНЦІЙ ПІДВИЩЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ТА ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗУБЧАТИХ КОЛІС АВІАЦІЙНИХ РЕДУКТОРІВ

1.1 Сучасні рішення підвищення механічних та експлуатаційних властивостей зубчатих коліс в авіаційних редукторів

Першорядні завдання в області створення виробництва сучасних авіаційних двигунів полягають у підвищенні експлуатаційних характеристик, економічності у виробництві й надійності в роботі. Вирішення цих завдань вимагає постійного вдосконалювання технологічних процесів, що забезпечують високу якість виготовлення деталей двигуна. До технологій, що вимагають постійного вдосконалювання, відносять технології зміцнення зубчастих коліс, від працездатності яких багато в чому залежить живучість двигуна й у цілому всього літального апарата [1].

Функціональне призначення зубчастих коліс у газотурбінних двигунах, високошвидкісна передача крутного моменту різним агрегатам в умовах високого навантаження й підвищених робочих температур. Зубчасті колеса повинні відповідати високим вимогам по контактній витривалості, витривалості зубів при вигині, зносостійкості профілів зубів, стійкості до заїдання. Для забезпечення зазначених експлуатаційних властивостей необхідно застосовувати теплостійкі комплекснолеговані сталі електрошлакового переплаву типу 16ХЗНВФМБ-Ш (ВКС-5), 20ХЗМВФ-Ш (ЭИ415) [1].

Вибір виду хіміко-термічного зміцнення робочих поверхонь залежить від конструктивно-технологічних особливостей і експлуатаційних характеристик деталей. Для забезпечення контактної витривалості, витривалості зубів при вигині, стійкості до заїдання доцільно застосовувати цементацію, а для забезпечення високої твердості поверхні, зносостійкості й

високої теплостійкості робочої поверхні азотування. Газотурбінний двигун (ГТД) 31Ф включає 115 цементованих деталей, серед яких основними є зубчасті колеса, що включають 88 типорозмірів. Номенклатура авіаційних деталей редукторів і приводів газотурбінних двигунів, зміцнюваних азотуванням, нараховує більш 200 найменувань [2,3].

У цей час серед сучасних зміцнюючих технологій, що забезпечують необхідні експлуатаційні характеристики зубчастих коліс, особливий інтерес представляють іонно-плазмові й вакуумні процеси цементації й азотування, що замінили собою аналогічні газові процеси [2].

Роботи з освоєння процесів іонної й вакуумної цементації проводилися разом із ученими МГТУ ім. Н.Є. Баумана на підприємстві "Салют", на ділянці "Іонно-вакуумна хіміко-термічна обробка". Базовою одиницею ділянки є трикамерна піч німецької фірми Ipsen, призначена для проведення процесів як іонної, так і вакуумної цементації (нітроцементації), які можна поєднувати з безпосереднім загартуванням. Також на ділянці перебуває установка для іонного азотування "Салют-60М" (з додатковим підігрівом деталей), розроблена разом зі співробітниками МГТУ.

Головна перевага іонної і вакуумної цементації полягає у формуванні дифузійних шарів, що мають високу несучу здатність, без окиснення й зневуглецювання поверхні [3,4].

Експлуатаційні властивості зубчастих коліс зростають у міру збільшення міцності й твердості серцевини, досягаючи максимальних значень ($\sigma_B = 1200$ МПа, HRC 42..43). Такі властивості забезпечують сталі типу ВКС-5, що мають структуру маловуглецевого мартенситу. Особливістю навуглецювання цих сталей є підвищена схильність до карбідоутворення. У результаті цементації утворюються дифузійні шари, що полягають із трьох зон:

- 1) активної карбідної зони із часток легованого цементиту;
- 2) зони спеціальних карбідів;
- 3) зони твердого розчину.

Умова забезпечення високої твердості поверхні є зона карбідів, високий рівень твердості поблизу поверхні й плавне зниження по товщині шару показує розподіл мікротвердості по глибині шару. Довжина активної карбідної зони повинна бути не менш 0,3 мм, тому що значна її частина (0,2 мм) віддаляється при шліфуванні. Зубошліфування є обов'язковою операцією для відновлення ступеня точності зубчастих коліс після високотемпературної хіміко-термічної обробки, у результаті якої виникають деформації й жолобоутворення. Остаточні готові деталі здобувають тверду цементовану поверхню 60..64 HRC і грузлу серцевину 38..43 HRC.

Технологічний маршрут зміцнення зубчастих коліс зі сталей типу ВКС-5 складається з попередньої термічної обробки, іонної або вакуумної цементації й остаточної термічної обробки із проміжними етапами механічної обробки, призначеними для зняття припусків металу. З метою підвищення економічності виготовлення зубчастих коліс, розроблені технологічні маршрути вакуумної цементації без проміжної механічної обробки із застосуванням захисту поверхонь [5].

Використовувані способи захисту не зміцнюваних поверхонь припуском металу при газовій, іонній і вакуумній цементації, а так само гальванічним обмідненням при газовій цементації мають ряд недоліків. Наприклад, захист припуском приводить до нераціональної витрати металу, збільшенню трудомісткості механічної обробки й додатковій витраті різального інструменту. До основних недоліків процесу обміднення можна віднести: підвищену трудомісткість операцій по нанесенню й наступному видаленню гальванічного покриття, витрата енергоресурсів і кольорових металів, що збільшує час технології виготовлення деталі й приводить до збільшення її вартості. В іонно-плазмових процесах цементації використовують універсальне технологічне оснащення, до якого ставляться захисні екрани поверхні, що охороняють деталі від цементації. Захисні екрани розроблені для невеликої групи зубчастих коліс. Через різноманіття

типорозмірів у заводській практиці прийнято виготовляти зубчасті колеса із припуском металу й наступним його видаленням механічною обробкою [5].

Сукупність недоліків розглянутих вище способів запобігання поверхонь виробів від науглецювання привела до пошуку нових технологічних рішень. Одним з таких рішень є використання антицементацийних покриттів.

Перевага цього методу простота використання й відсутність спеціального устаткування. Захисне покриття використовують замість припуску металу при вакуумній цементації й замість гальванічного міднення при газовій цементації. Стає непотрібною проміжна механічна операція знімання припуску металу з деталі після остаточної термообробки. Очевидне скорочення операцій механічної обробки дозволяє заощаджувати час виготовлення деталей, кількість металообробного встаткування й відповідно здешевлює процес.

У якості антицементацийних покриттів використовують пасти європейських виробників: "Ovac", "BCT20", "Evin". Технології нанесення покриттів розроблені з обов'язковим високотемпературним сушінням у сушильних шафах при температурі до 250° С, що забезпечує висока якість захисту поверхонь від науглецювання і якісну цементацію робочих поверхонь деталей. При цьому має місце зниження трудомісткості обробки деталей і зниження браку завдяки створенню стабільного газонепроникного, легко видаляемого шару, що ізолює. Технологічний процес виготовлення деталей з використанням антицементацийних захисних покриттів не передбачає введення, а отже й видалення припусків, що дозволяє підвищити коефіцієнт використання матеріалу заготовки на 15-20 % і знизити трудомісткість механічної обробки на 12-15 %.

При іонному азотуванні для захисту не зміцнюваних поверхонь, замість металевих екранів, так само можна використовувати захисні покриття. Проведені дослідження якості захисних властивостей покриттів і якості дифузійних шарів показали задовільні результати. Використання захисних

покриттів дозволяє скоротити кількість оснащення, що зменшує рівень витрат при виготовленні деталей [5,6].

Іонне азотування зубчастих коліс застосовують як процес, альтернативний процесу цементації, тому що він ставиться до малодеформаційних способів поверхневого зміцнення деталей. Низька температура процесу ($480...580^{\circ}\text{C}$) і відсутність фазових перетворень при зміцненні обумовлюють значне зниження деформацій деталей і збереженню геометричних параметрів профілю зубів зубчастих коліс. У результаті не потрібно подальша механічна обробка (шліфування), що докорінно міняє технологію виготовлення деталей, роблячи її більш ефективною, при цьому знижується трудомісткість і собівартість продукції.

Іонне азотування є одним з основних методів підвищення зносостійкості деталей. Технологія цього процесу заснована на застосуванні високоміцних сталей мартенситного класу типу ВКС-5, ВКС-7 та ін. Важлива особливість таких сталей полягає в здатності зберігати міцність і твердість серцевини при нагріванні до температур $500-530^{\circ}\text{C}$ [3,4].

Технологічний шлях зміцнення серійних деталей ГТД складається з декількох етапів. На першому етапі штампування проходить попередню термічну обробку, потім деталь іде на 1-й і 2-й етапи механічної обробки. У термічному цеху готову деталь піддають остаточній термообробці, далі виконують шліфування (3-й і 4-й етапи механічної обробки), після якого деталь відправляють на ділянку іонного азотування. Деталі складної конфігурації перед іонним азотуванням піддають стабілізуючому відпуску. Потім, на поверхні, що не піддають азотуванню, наноситься захисне покриття. Іонний процес забезпечує рівномірний розподіл дифузійного шару по профілю шліц, високий рівень твердості поблизу поверхні й плавне зниження по товщині шару [6].

Мікроструктура азотованого шару складається з тонкого нітридного шару (менше 5 мкм) (світла зона на поверхні) і розташованої під ним дифузійної зони (насичений азотом α -твердий розчин з надлишковими

виділеннями високодисперсних нітридів легуючих елементів). Азотований шар забезпечує більш високу твердість на поверхні (у порівнянні із цементацією), має високу теплостійкість, зносостійкість і з високим опором заїданню. Завдяки перерахованим перевагам, азотовані зубчасті колеса здатні працювати в умовах високих окружних швидкостей, але при обмежених контактних навантаженнях через малу товщину шару (не більш 0,5 мм) [6].

1.2 Аналіз умов експлуатації зубчатих коліс

Досвід при ремонті авіаційних редукторів показав, що в процесі експлуатації зубчатих коліс виникають дефекти, що негативно впливають на довговічність виробів. Довговічність зубчатих коліс багато в чому залежить від режимів навантаження виробу при експлуатації, а також конструктивно-технологічних факторів.

Актуальність виконуваного огляду визначається дефектами зубчатих коліс, виявленими на етапі експлуатації в результаті аналізу великого масиву даних про зношування деталей. Наявність серед цих дефектів явно виражених систематичних закономірностей дозволяє виявити фактори, що приводять до їхнього виникнення [7,8].

Так, у центральному редукторі вертольота на ведучих косозубих шестірнях валу несучого гвинта неодноразово мали місце викришування на робочих поверхнях зубів, як зазначено у роботах [6]-[8] (див. рис.1.1). У цей час теоретичних і експериментальних досліджень по вивченню впливу параметрів різних модифікацій зубчастого зачеплення на розподіл контактних навантажень косозубих шестірень проведено недостатньо для побудови математичної моделі й аналітичних залежностей, що дозволяють вибирати оптимальні параметри модифікованого профілю зубчастих коліс [8].

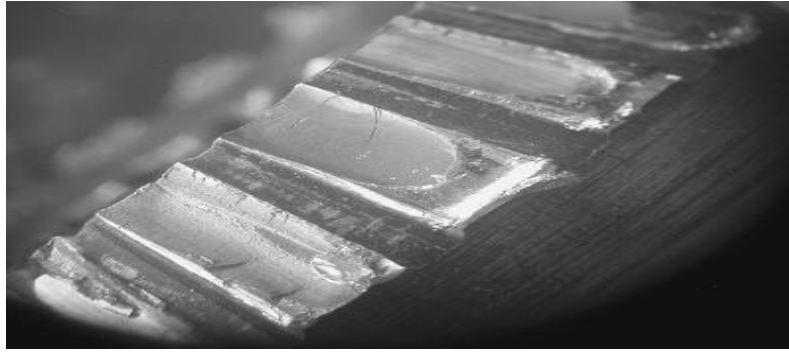


Рисунок 1.1 – Загальний вид викришених зубів, x 1,5 [8]

В умовах екстремального навантаження можуть відбуватися істотні структурні зміни поверхневих шарів, складна хімічна взаємодія на поверхнях контакту, які цілком можуть сприяти передчасному виходу з ладу таких деталей [9].

Основний вид руйнування зубчатих коліс - зношування при ковзанні сполучень із руйнуванням втоми [9,10], коли повторні зіткнення двох поверхонь у парі ковзання рівносильні дії циклічного навантаження. При цьому досить часто можуть виникати високочастотні коливання, тому при такому зношуванні більшу роль відіграють зношені руйнування. Тому науковий і практичний інтерес представляють комплексні дослідження зміни стану поверхні трибологічних сполучень при тривалому інтенсивному напруженні, а також порівняльний аналіз утворення поверхневих дефектів при зношуванні втоми, поверхонь, що пройшли різні види попереднього зміцнення.

Сталеві зубчасті колеса (ЗК) працюють під навантаженням [10, 11], є частиною складних технічних систем, таких як газотурбінний двигун (ГТД), і утворення у процесі експлуатації тріщини на їхній поверхні найчастіше приводить до виникнення аварійних ситуацій і руйнуванню конструкції.

Дослідження експлуатаційних руйнувань дозволяють не тільки виявити причини їх появи, але й дати рекомендації з коректування конструкції й технології виробництва, спрямовані на забезпечення безпечної експлуатації й збільшення ресурсу зубчастих коліс [6,10].

Багаторічні дослідження випадків експлуатаційних руйнувань шестірень газотурбінних двигунів (ГТД) дозволили провести статистичне узагальнення даних і виявити ряд особливостей, що приводять до виникнення тріщин втоми й розвитку руйнування.

Найчастіше зношені тріщини розбудовуються від поверхні фасок з боку великого або малого модуля, а також від міжзубцевих западин і пов'язані з виробничими дефектами.

Дефекти можуть виникати при відхиленнях у процесах механічної, термічної й хіміко-термічної обробки (ХТО). Велику роль відіграє також якість складання готового виробу. Відхилення геометричної форми поверхонь, що сполучаються, приводить до нерівномірності прикладеного навантаження, перерозподілу внутрішніх напружень у шестірні, викрашуванню матеріалу, виникненню контактної втоми. Одним із зовнішніх ознак відхилення геометричної форми є зсув плями контакту на поверхні зуба.

У якості виробничих дефектів, що викликають утворення тріщини втоми, можуть виступати неякісно виконані:

- шліфування поверхні зуба;
- абразивна обробка фасок;
- обробка міжзубцевих западин (вириви матеріалу, що утворювалися при фрезеруванні, відсутність радіусів переходу),
- а також порушення послідовності або застосування додаткових технологічних операцій.

Матеріалом шестірень є сталь 20Х3МВФ. Поверхня зубчастого вінця шестірень зміцнена методом ХТО за серійною технологією нітроцементації з наступним загартуванням у маслі після аустенітизації при температурі 910°С протягом 30 хв, обробкою холодом при температурі -100°С протягом 2 годин і відпуском при температурі 300°С протягом 3 годин [12].

У процесі досліджень по виявленню причин експлуатаційних руйнувань проводився комплексний аналіз матеріалу зубчастих коліс на

відповідність вимогам креслення й нормативної документації, що включає проведення наступних робіт:

- візуальний огляд, фотозйомка представленого ЗК або його фрагментів;
- аналіз поверхні ЗК, плям контакту й міжзубцевих западин з використанням оптичного аналізу;
- проведення хімічного аналізу на відповідність марці сталі;
- проведення фрактографічного аналізу;
- дослідження мікроструктури як серцевини, так і нітроцементованного шару ЗК;
- вимір твердості серцевини, нітроцементованного шару з визначенням його глибини.

Металографічні й фрактографічні дослідження виконані на оптичному мікроскопі DM і растровому електронному мікроскопі JSM-6490LV.

Мікроструктуру і якість хіміко-термічної обробки оцінювали на шліфах, виготовлених у поперечному напрямку зуба поблизу руйнування втоми. Мікротвердість визначали на мікротвердомірі Durascan 80 [6].

Хімічний склад матеріалу визначали рентген-флуоресцентним методом на спектрометрі S4 EXPLORER і оптико-емісійному спектрометрі APL 4460.

Моделювання руйнування втоми зразків зі сталі 20Х3МВФ виконали на резонансній машині CRACKTRONIC при високочастотному напруженні із симетричним і асиметричним циклом навантаження в умовах розтягання й стиску.

Вимір ступеня шорсткості зламів проводили за допомогою конфокального скануючого лазерного мікроскопа OLYMPUS LEXT OLS3100.

Мікроструктура нітроцементованного шару шестірні являє собою дрібнодисперсний (безструктурний) мартенсит і дрібні карбіди. Мікроструктура серцевини шестірні - маловуглецевий мартенсит відпуску.

Забруднення металу неметалічними включеннями становить 1 бал за ДСТУ 1778.

На підставі проведених досліджень встановлено, що руйнування втоми розростається від поверхневих дефектів у вигляді рисок від абразивного інструмента глибиною - 17 мкм, орієнтованих у напрямку міжзубцевих западин в зоні фаски з боку малого модуля [13].

Причиною утворення вогнища руйнування втоми зубчастого колеса є комбінація факторів:

- абразивне зачищення фасок з боку малого модуля, виконувана після операції;

- зсув контактної плями на ввігнутій поверхні зуба у бік малого модуля внаслідок відхилення геометричної форми поверхонь, що сполучаються.

Для визначення діапазону динамічних навантажень при випробуваннях зразків на вигин, що задаються величиною згинального моменту, проаналізовані умови роботи редуктора під час запуску ГТД і в режимі приводу електрогенератора. У результаті аналізу встановлено, що максимальний обертальний момент (еквівалент згинального моменту при випробуванні зразків) виникає при роботі редуктора в режимі запуску ГТД. З ростом оборотів ротора компресора високого тиску (КВТ) обертальний момент знижується. Під час запуску ГТД величина переданого редуктором обертального моменту, що створює стискаючі напруги в зоні зародження тріщини втоми, більш ніж удвічі перевищує величину обертального моменту при роботі редуктора в режимі приводу електрогенератора, що створює розтягувальні напруги [6].

Для моделювання механізму руйнування втоми зразків зі сталі 20Х3МВФ обрані значення коефіцієнта асиметрії циклу навантаження R (відношення величини мінімального значення напруги в циклі навантаження до максимального значення) у діапазоні від -10 до +10. Частота навантаження зразків перебувала в діапазоні значень 110-130 Гц, що відповідає частоті

навантаження зубів конічної шестірні редуктора при швидкості обертання ротора компресора високого тиску 5600-6700 об/хв. [14,15].

Наявність стискаючих напруг у зміцненому нітроцементованому поверхневому шарі, що досягають по даним рентгеноструктурного аналізу значень 400-700 МПа, збільшує величину сумарних амплітудних напруг, що з урахуванням геометричних концентраторів напруг може привести до досягнення границі текучості сталі 20Х3МВФ в умовах стиснення [14].

За результатами комплексних досліджень розроблені рекомендації:

- для виключення випадків зсуву плями контакту підбирати комплекти зубчастих коліс зі сталі 20Х3МВФ за результатами вимірів профілів зуба з наступними розрахунками експлуатаційних навантажень методом кінцевих елементів;

- для виключення виникнення концентраторів напруг у вигляді малих радіусів сполучення поверхонь, що зазнають ХТО, фаску з боку малого й великого модулів замінити на модифікований радіус;

- для виключення виникнення поздовжніх рисок на поверхні модифікованих радіусів, профіль модифікованих радіусів виконувати абразивним інструментом з віссю обертання, орієнтованою в напрямку міжзубцевого виття западини;

- на операції фінішного шліфування виконувати чистове шліфування профілю зуба, включаючи міжзубцеву западину [6,16].

Значну роль у виникненні експлуатаційних руйнувань відіграє відхилення геометричної форми поверхонь, що сполучаються. Це приводить до зсуву плям контакту, нерівномірності прикладеного навантаження й перерозподілу внутрішніх напружень у шестірні.

Руйнування всіх досліджених деталей відповідало руйнуванню втоми: на зламах були присутні характерні зони, що різняться по рельєфу вогнища, зони стабільного розвитку тріщин з бороздками втоми, плато, піттингами втоми й трековими слідами, зон дозламу [17]. Злами відповідають руйнуванню втоми, коли руйнування відбувається в основному при

пружному деформуванні, а максимальні значення виникаючих напруг нижче границі плинності сталі.

При виявленні макродефектів виявлені тільки крапкова неоднорідність - 1 бал по шкалі 2 і загальна плямиста ліквация - 1 бал по шкалі 3, що припустимо для великих кувань зі сталі 40X [8]. Причиною руйнування валу слід уважати незадовільну термічну обробку, а саме неякісне проведення операцій загартування й відпуску, і як наслідок зниження твердості.

Рельєф поверхні руйнування зуба відповідає руйнуванню втоми по механізму багатоциклічної втоми, характерному для зубчастої передачі, а початок руйнування зуба є типовим при рівній міцності матеріалів обох дотичних поверхонь. Рельєф поверхні руйнування зуба в області стабільного розвитку тріщини показаний (рис 1.2.) У цьому випадку руйнуванню сприяло нерівномірне навантаження робочих поверхонь зуба внаслідок порушення умов складання або експлуатації - одна з них сильно притерта із глибокими подряпинами, на ній відзначена пластична деформація поблизу вершини зуба [18].

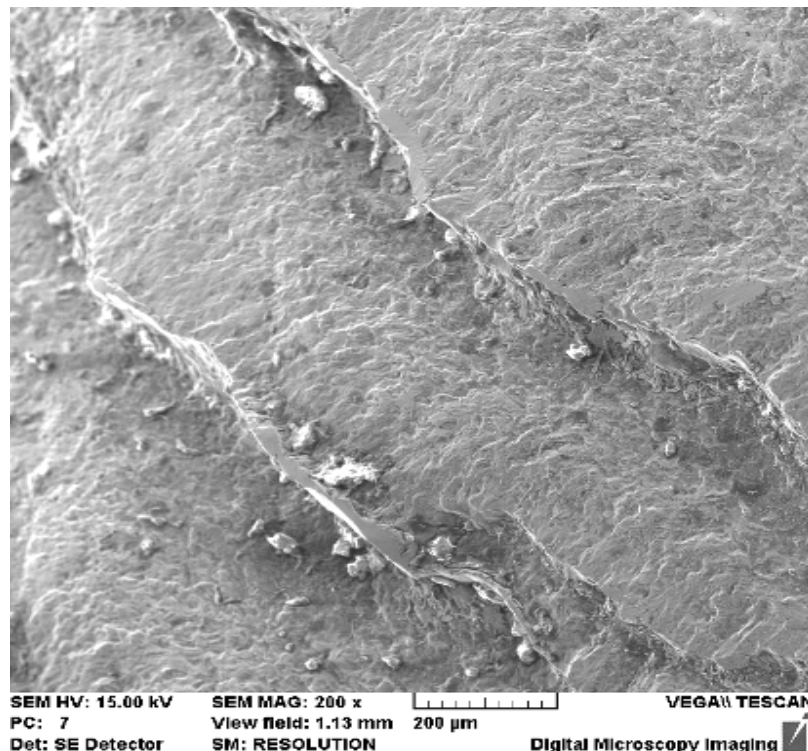


Рисунок 1.2 – Зношені канали й складки в зоні розвитку тріщини коліс [18]

Для цементованої шестерні зі сталі 12Х2Н4А незважаючи на високу твердість поверхні, була відзначена значна пластична деформація у вигляді розвальцювання. На цих ділянках зафіксоване додаткове підвищення значень твердості, що говорить про зміцнення поверхневих шарів при експлуатації з високими навантаженнями. Цементований шар містить значну кількість цементиту у вигляді залишків розірваної сітки, що є гранично припустимою структурою і може прискорювати зародження піттингів втоми [15].

У матеріалі шестерні виявлені окремі оксидні включення розмірами 0,06 мм, що виходять на поверхню, які могли ініціювати появу первинних мікротріщин при експлуатації в умовах циклічно мінливих напруг. Вузькі зони дозламу поверхні руйнування зубів щодо всієї площі зламу, а також часте розташування зношених бороздок свідчать про невисокі значення діючих напруг і повільному розвитку первинних тріщин. На поверхні зубів шестерні спостерігали множинні піттинги втоми, які також могли стати початковими ділянками зародження тріщин втоми.

Дослідження показали однакову природу руйнування досліджених деталей в умовах екстремальної експлуатації - малоциклічну втоми, причини якої закладені в структурному стані поверхневих шарів. Показана можливість пластичної деформації цементованої сталі 12Х2Н4А незважаючи на значну кількість часток надлишкового цементиту поблизу поверхні при екстремальних експлуатаційних навантаженнях [15].

1.3 Методи підвищення ударної в'язкості серцевини зубчастих коліс авіаційних редукторів

Більшість зубчастих коліс газотурбінних двигунів працює в умовах високих контактних напруг, швидкостей ковзання, температурних впливів. Ці фактори, обумовлюють високі вимоги до якості зміцнення зубчастих коліс [9].

Реалізація таких вимог диктує необхідність застосування цементованих теплостійких комплексно-легованих сталей 20X3MBФ-Ш, 16X3NBФМБ-Ш. Особливість хімічного складу теплостійких сталей - наявність активних карбідоутворюваних елементів (Cr, Mo, W, V, Nb). Наслідок цієї особливості - формування в приповерхневій частині цементованого шару часток карбідної фази - легованого цементиту $Fe(Cr, Mn)_3C$ і спеціальних карбідів: Me_4C_3 , VC і NbC. Утворення високовуглецевої карбідної фази супроводжується зниженням концентрації вуглецю в мартенситі (структурній основі шару) і як наслідок його твердості до 58...59 HRC, що нижче необхідних 60...63 HRC значень. Тому структура поверхні з певною часткою карбідної фази є оптимальною, здатною забезпечувати необхідну високу твердість і працездатність зубчастих коліс [19].

Для утворення карбідної фази необхідна технологічна атмосфера, що насичує. Таку здатність має газове середовище з ацетилену, застосоване при вакуумній цементації. Цементация в ацетилені низького тиску - новий процес, що одержав широке застосування за кордоном. Автори робіт Л.П. Фоміна, Н.М. Рижов, Р.С. Фахуртдінов назвали вакуумну цементацію в ацетилені останнім досягненням в області розвитку технології навуглецювання. Для її реалізації закордонні фірми роблять вакуумні автоматизовані установки, що забезпечують дифузійне насичення вуглецем і наступним малодеформаційним "сухим" загартуванням в потоці азоту за методикою у роботах [17]-[20].

Такі установки, що мають високу вартість, у нашій країні не роблять. Купувати імпортне устаткування доводиться без технології зміцнення; за кордоном не застосовують вітчизняні теплостійкі сталі.

При пошуку оптимальних технологічних рішень вакуумну цементацію проводили на дослідно-промисловій установці, оснащеної керуючим комп'ютером і системами автоматичного регулювання технологічних параметрів. Ацетилен подавали циклічно у вигляді чергування активних

стадій, коли в робочу камеру подавали цементацийний газ, і пасивних (дифузійних) стадій при виключеній подачі газового середовища.

Предметом дослідження були зразки 50x20 мм зі сталі 16ХЗНВФМБ-Ш. Навуглецьовані зразки використовували для досліджень структури цементованого шару, розподілу в ньому концентрації вуглецю й твердості. Металографічні дослідження виконували для двох станів: 1 - після дифузійного насичення й високого відпуску при температурі 650 °С, 5 год; 2 - після повного циклу термічної обробки по режимах, прийнятих для досліджуваної сталі.

Результат науглецювання оцінювали по концентраційних кривих, отриманих пошаровим аналізом, виконаним спектральним методом. Насиченість шару вуглецем оцінювали ефективною товщиною (η_{ef} , як найбільш насичену (з 0,4 %) частину шару), концентрацією вуглецю на поверхні (Спов) і на відстані 0,2 мм від поверхні після видалення припуску в 0,2 мм шліфуванням. Ефективну товщину шару відповідно до ДСТУ 1.41.467-73 визначали металографічно за структурою після дифузійного насичення й високого відпуску, як відстань від поверхні зразка до половини перехідної зони.

Для розробки технології вакуумної цементації важливе розуміння механізму формування цементованого шару. Як показано в проведеній раніше роботі, цементований шар формується в результаті інтенсивного каталітичного розкладання молекул ацетилену на поверхні металу [21].

Реалізується інтенсивний перенос вуглецю з газового середовища на поверхню, що насичується. Протягом активної стадії циклу поверхня теплостійкої сталі покривається майже суцільним шаром карбідів. По даним металографічного й рентгено-спектрального аналізів такий шар утворюють тонкі плоскі карбіди легованого цементиту. На пасивній (дифузійній) стадії циклу значна частина цих карбідів розчиняється, поставляючи атоми вуглецю у твердий розчин. Від циклу до циклу ці процеси повторюються [22].

Таким чином, цементований шар формується під шаром карбідної фази в кінетичному режимі, інтенсивність якого визначається швидкістю розчинення карбідів поверхневого шару. Швидкість вступу вуглецю у твердий розчин виявляється високою, достатньою для пересичення твердого розчину, утвору в ньому карбідної зони. Її товщина перевищує 50 мкм уже після 3-х хвилин насичення. Відіграючи роль посередника в передачі вуглецю з газового середовища у твердий розчин, поверхневий шар з карбідної фази виконує ще кілька важливих функцій: підтримує високий і постійний вуглецевий потенціал газового середовища й установлює режим саморегулювання. Поверхня карбідів не має каталітичну активність, тому не викликає дисоціацію молекул ацетилену. Вуглець перестає надходити до тієї частини поверхні, що насичується, яка закрита карбідами [23].

Вакуумна цементация - багатофакторний процес. Для її проведення технологічні фактори доцільно розділити на дві групи: 1) умовно постійні фактори - температура процесу, витрата ацетилену, тиск, підтримувані в процесі насичення на постійному рівні; 2) керуючі фактори - час дифузійного насичення й режим циклічної подачі ацетилену [24].

Температура - важливий технологічний фактор, що визначає швидкість дифузійного насичення. Діапазон вибору температури досить широкий: від 880 до 980 °С. При підвищенні температури суттєво скорочується тривалість процесу, але змінюється будова карбідної зони: збільшуються частки карбідів, зменшується їхнє число на одиниці площі, знижується частка карбідної фази. Для вакуумної цементации теплостійких сталей доцільна температура 940 °С, яка забезпечується високою швидкістю дифузійного насичення дрібних часток карбідів (табл. 1.1).

Витрати ацетилену повинні бути достатнім для забезпечення заданої насиченості цементованого шару. Його визначають приблизно на основі нескладних розрахунків. Тиск у прийнятному на практиці інтервалі значень 4-15 ГПа практично не впливає на характеристики шару.

Витрата ацетилену, як і величина тиску, є контрольованими факторами. При проведенні експериментів їх значення становили: витрата ацетилену $6 \cdot 10^{-3}$ м³/год; тиск 8 ГПа (6 мм. рт. ст.).

Таблиця 1.1. – Розрахунковий час цементації при $t = 940$ °С

№ групи	Ефективна товщина шару, мм		Час цементації, год
	до шліфування	після шліфування	
1	0,7...0,9	0,5...0,7	2,4
2	0,9...1,1	0,7...0,9	5,1
3	1,1...1,3	0,9...1,1	6,8
4	1,3...1,5	1,1...1,3	9,3

Опір контактної утоми - експлуатаційна властивість зубчастих коліс, що визначає їхній ресурс і несучу здатність. Відповідно до механізму контактної утоми, для попередження поверхневого викрашування робочої поверхні зубів, пред'являються вимоги до характеристик цементованого шару. Необхідно забезпечити добре розвинену карбідну зону із дрібними й рівномірно розподіленими частками карбідів і, як наслідок, плавним зниженням твердості по товщині шару. Для того щоб зберегти насиченість мартенситу легувальними елементами, вміст часток карбідної фази повинен бути оптимальним (17...20 %). Цьому значенню відповідає концентрація вуглецю на робочій поверхні в 1,3...1,5 % і твердість 61...62 HRC. Довжина карбідної зони повинна становити 0,4 мм і більше, щоб перевищувати на ~0,2 мм товщину припуску, що видаляється при шліфуванні.

Достатня циклічна міцність - важлива умова працездатності зубчастих колес. Для теплостійких сталей згідно робіт [14] - [16], найбільше значення міцності зубів при вигині досягається при концентрації вуглецю на поверхні 0,9...1,0 % і товщині шару 0,7...0,9 мм. Для забезпечення таких характеристик дифузійних шарів потрібна карбідна зона із дрібними й рідкими частками карбідів. Щільність зміцнюючої фази повинна бути в тій

ступені, у якій вона, збільшуючи об'ємні зміни поверхневого шару, сприяє формуванню в ньому високих залишкових напруг стиску.

При вакуумній цементації можливий широкий діапазон зміни характеристик дифузійного шару - його насиченості, твердості, структурного й фазового складу, що дає можливість забезпечувати на необхідному рівні експлуатаційні властивості, які є визначальними для даного виду зубчастої передачі.

1.4 Види термічного оброблення цементованих сталей для підвищення ударної в'язкості

Термічна обробка сталі, кольорових металів - процес зміни структури сталі, кольорових металів, сплавів при нагріванні й наступному охолодженні з певною швидкістю.

Термічна обробка приводить до істотних змін властивостей сталі, кольорових металів, сплавів. Хімічний склад металу не змінюється [25].

Термічна обробка сталі дозволяє додати виробам, деталям і заготовкам необхідні якості й характеристики. Залежно від того, на якому етапі в технологічному процесі виготовлення проводилася термічна обробка, у заготовок підвищується оброблюваність, з деталей знімаються залишкові напруги, а в деталях підвищуються експлуатаційні властивості.

Так, молекулярні ґрати вуглецевої сталі при температурі не більше 910°C представляють куб об'ємо-центрований. При нагріванні понад 910°C до 1400°C ґрати приймають форму грані-центрованого куба. Подальше нагрівання перетворює куб в об'ємо-центрований [26].

Сутність термічної обробки сталей - це зміна розміру зерна внутрішньої структури сталі (рис 1.3). Строго дотримання температурного режиму, часу й швидкості на всіх етапах, які прямо залежать від кількості вуглецю елементів, що легують, і домішок, що знижують якість матеріалу.

Під час нагрівання відбуваються структурні зміни, які при охолодженні протікають у зворотній послідовності.



Рисунок 1.3 – Зміна структури металу при термообробці [29]

Термічна обробка сталі проводиться при температурах, наближених до критичних точок. Тут відбувається:

- вторинна кристалізація сплаву;
- перехід гама заліза в стан альфа заліза;
- перехід великих часток у пластинки.

Внутрішня структура двофазної суміші прямо впливає на експлуатаційні якості й легкість обробки.

Основне призначення термічної обробки - це додання сталям:

а) у готових виробах:

- 1) міцності;
- 2) зносостійкості;
- 3) корозійної стійкості;
- 4) термостійкості.

б) у заготовках:

- 1) зняття внутрішніх напружень після: лиття; штампування (гарячого, холодного); глибокої витяжки;
- 2) збільшення пластичності;
- 3) полегшення обробки різанням.

Термічна обробка застосовується до наступних типів сталей:

- 1) Вуглецевих і легованих.
- 2) З різним змістом вуглецю, від низьковуглецевих 0,25% до високовуглецевих 0,7%.
- 3) Конструкційним, спеціальним, інструментальним.
- 4) Будь-якої якості.

Класифікація й види термообробки

Основними параметрами, що впливають на якість термообробки є:

- час нагрівання (швидкість);
- температура нагрівання;
- тривалість витримування при заданій температурі;
- час охолодження (інтенсивність).

Змінюючи дані режими можна одержати кілька видів термообробки.

Види термічної обробки сталі:

1. Відпал

1.1 I - роду: гомогенізація; рекристалізація; ізотермічний; зняття внутрішніх і залишкових напруг;

1.2. II - роду: повний; неповний;

2. Загартування;

Відпал сталі

Режими обробки:

Нагрівання до температури - від 450°C, але не вище 650°C [27].

Застосування відпалу дозволяє одержати однорідну внутрішню структуру без напруг кристалічних ґрат. Процес проводять у наступній послідовності:

- нагрівання до температури ледве вище критичної точки залежно від марки сталі;
- витримка з постійною підтримкою температури;
- повільне охолодження (звичайне охолодження відбувається разом з піччю).

3. Гомогенізація

Гомогенізація, по-іншому відпал дифузійний, усуває неоднорідну ліквідацію виливків. Режими обробки:

- нагрівання до температури - від 1000°C, але не вище 1150°C;
- витримка - 8-15 годин;
- охолодження:
- зниження температури до 800°C;
- повітря.

4. Відпал для усунення напруг [28,29]

Зняття внутрішніх і залишкових напруг відпалом використовується після зварювальних робіт, лиття, механічної обробки. З накладенням робочих навантажень деталі зазнають руйнуванню. Режими обробки:

- нагрівання до температури - 727°C;
- витримування - до 20 годин при температурі 600°C - 700°C;
- повільне охолодження.

5. Повний відпал

Повний відпал дозволяє одержати внутрішню структуру із дрібним зерном, у складі якої ферит з перлітом. Повний відпал використовують для литих, кованих і штампованих заготовок, які будуть надалі оброблятися різанням і піддаватися загартуванню.

Повний відпал сталі

Режими обробки:

- температура нагрівання - на 30-50°C вище критичної точки;
- витримка;
- охолодження до 500°C:
- сталь вуглецева - зниження температури за годину не більш 150°C
- сталь легована - зниження температури за годину не більш 50°C.

Суть загартування - це максимально швидке охолодження прогрітої наскрізь деталі в різних середовищах. Розжарювання проводиться з

поліморфними змінами й без них. Поліморфні зміни можливі тільки в тих сталях, у яких присутні елементи здатні до перетворення [29].

Загартування сталі. Такий сплав зазнає нагрівання до тієї температури, при якій кристалічні ґрати поліморфного елемента витримують зміни, за рахунок чого збільшується розчинність легувальних елементів. При зниженні температури ґрати змінюють структуру через надлишок легувального елемента й приймає голчасту структуру [30].

Неможливість поліморфних змін при розжарюванні обумовлене обмеженою розчинністю одного компонента в іншому при високій швидкості охолодження. Для дифузії мало часу. У підсумку виходить розчин з надлишком нерозчиненого компонента (метастабільний).

Для збільшення швидкості охолодження сталі використовуються такі середовища як:

- вода;
- соляні розчини на основі води;
- технічне мастило;
- інертні гази.

Порівнюючи швидкісний режим охолодження сталевих виробів на повітрі, то охолодження у воді з 600°C відбувається в шість разів швидше, а з 200°C у маслі в 28 разів [31]. Розчинені солі підвищують здатність к гартуванню. Недоліком використання води вважається поява тріщин у місцях утворення мартенситу. Технічне мастило використовується для загартування легувальних сплавів, але воно пригорає до поверхні [32].

Нормалізація формує структуру із дрібним зерном. Для низьковуглецевих сталей - це структура ферит-перліт, для легованих - сорбітоподібна. Одержувана твердість не перевищує 300 НВ. Нормалізації зазнають гарячекатані сталі. При цьому в них збільшується:

- опір зламу;
- продуктивність обробки;
- міцність;

- в'язкість.

Процес нормалізації сталі:

- відбувається нагрівання до температури на 30-50°C вище критичної точки;
- витримування в даному температурному коридорі;
- охолодження на відкритому повітрі.

У термічно неопрацьованих сталях абразивне зношування високе й пропорційне власній твердості, яка залежить від складу хімічних елементів. Так, незагартовані матриці штампів добре сполучаються при роботі з розжареними пуансонами [33]- [37].

Після проведеного літературного аналізу стало відомо, що зубчасті колеса авіаційних редукторів піддаються високим тепло-енерго навантаженням. Досліджено, за даними різних джерел, основні експлуатаційні дефекти, зокрема тріщини, викришування, зсув контактної плями шестерень.

Це зумовлює потребу розробки або вдосконалення марок сталі, які будуть відрізнятись високими механічними та експлуатаційними характеристиками. Досягти підвищених характеристик можна за допомогою обробки сталі. Термічна обробка дозволяє, за допомогою різних режимів, значно підвищувати характеристики сталі та впливати на її структурний стан.

РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКА. МЕТОДИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Матеріали досліджень

З Розділу 1 з'ясовано, що основними матеріалами, для зубчастих коліс, служать термостійкі цементовані сталі.

Для проведення досліджень було обрано зразок сталі 09ХЗНМЗФБч, виготовленого в «УкрНДІспецсталі». З метою усунення недоліків виготовлення було прийнято зробити вакуумно-індукційний переплав для отримання необхідного хімічного складу з наступним вакуумно-дуговим переплавом для зменшення неметалевих включень та домішок кольорових металів. В роботі було проведено дослідження зразків (рис. 2.1 та рис. 2.2) для визначення механічних властивостей.



Рисунок 2.1 – Сегмент темплету нижньої частини вилівка промислової плавки Ø310 мм.



Рисунок 2.2 – Розривні зразки для визначення механічних властивостей сталі 09ХЗНМЗФБч при $T=450^{\circ}\text{C}$

Через неможливість за допомогою хіміко-термічної обробки значно підвищити межу міцності та ударну в'язкість – прийнято рішення розробити варіант термічної обробки для поліпшення механічних та експлуатаційних властивостей у заготовках із нової сталі 09ХЗНМЗФБч, призначеної для виготовлення шестерень 6281100066-6004/6005 та ін.

На рис. 2.3 зображено варіант діаграми Шефлера для порівняння структурного стану цементованих сталей на вторинне твердіння 13ХЗНМ2ВФ (ВКС-4) і 09ХЗНМЗФБч та на первинне твердіння сталей 14ХГСН2МА (ДИ-3А) і М50 NiL. З діаграми видно, що сталь 09ХЗНМЗФБч має більшу відстань до зони залишкового аустеніту порівняно з іншими марками сталей, відповідно має перевагу у порівнянні із аналогами.

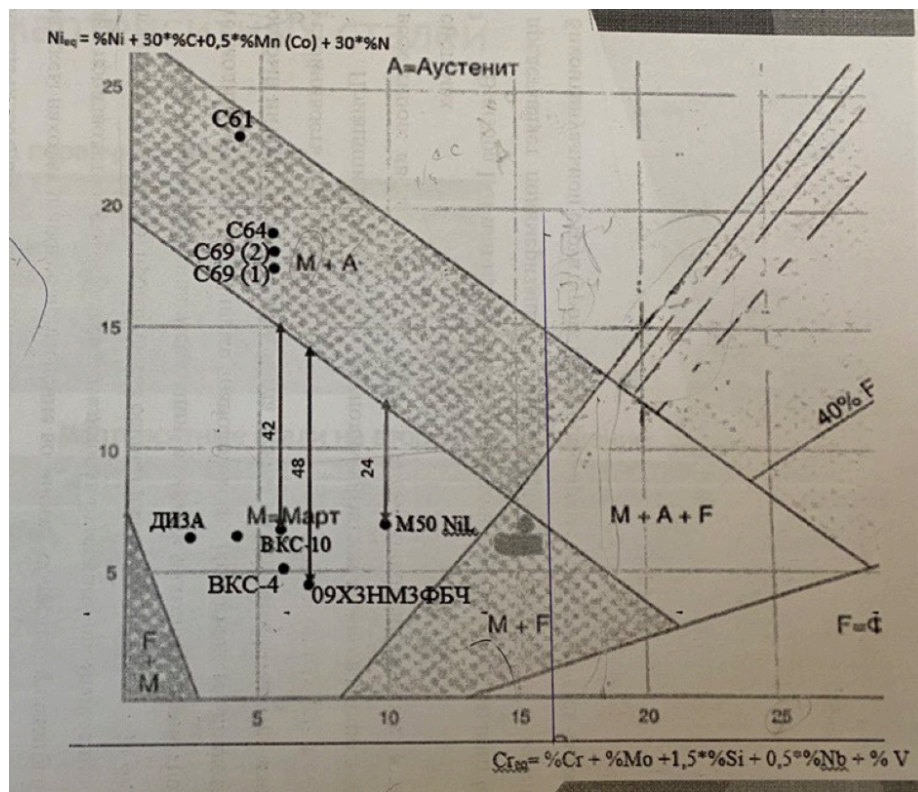


Рисунок 2.3 – Варіант діаграми Шефлера

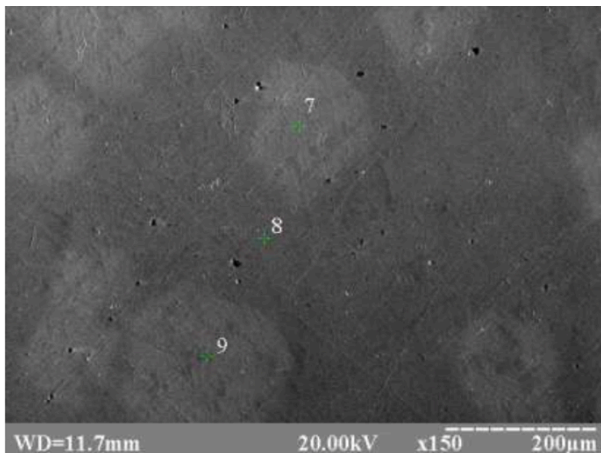
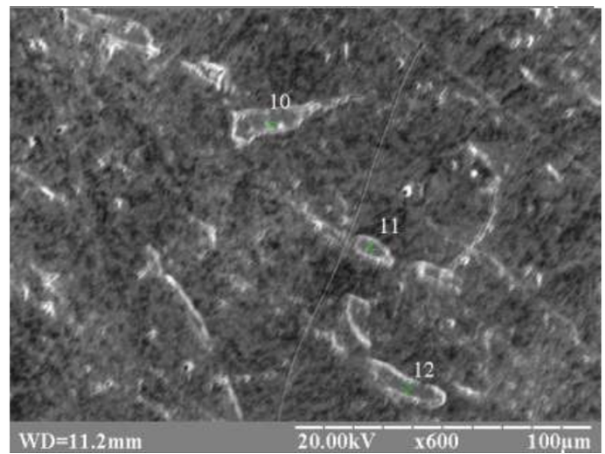
Вміст легувальних елементів досліджуваного зразку сталі 09ХЗНМЗФБч після переплаву ВІП+ВДП наведено у таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Вміст легувальних елементів сталі 09ХЗНМЗФБч

Вміст легувальних елементів в мас. %														
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	W	Mo	V	Co	Al	Ti	Cu	Nb
0,09	0,27	0,76	0,015	0,0085	2,88	1,40	0,03	2,93	0,28	0,02	0,02	0,005	0,16	0,25

2.2 Металографічний та рентгеноспектральний аналіз

Металографічні дослідження, після травлення у 4% розчині азотної кислоти, проводили на мікроскопі МИМ-8М, біологічному мікроскопі МБИ-6 зі збільшенням $\times 150 \dots 600$. Для визначення хімічного складу, неметалевих та металевих включень, використовували растровий електронний мікроскоп РЕМ-106И оснащений системою рентгеноспектрального енергодисперсійного мікроаналізу при напрузі від 20 до 30 кВ і силі струму зонда від $4\mu\text{A}$ до $30\mu\text{A}$ у вторинних та відбитих електронах з діаметром зонда від 1000 до 2000 нм (рис. 2.4-2.7).

а) збільшення $\times 150$ б) збільшення $\times 150$

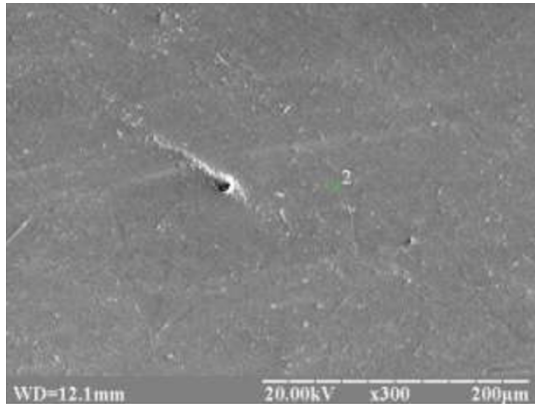
Елемент	Инт.	С %
C K	66	0.24
Si K	-21	0.00
V K	206	0.40
Cr K	1261	2.20
Mn K	147	0.50
Fe K	35194	92.67
Ni K	82	0.43
Cu K	4	0.02
Nb L	9	0.04
Mo L	891	3.49

Елемент	Инт.	С %
C K	112	0.50
Si K	-3	0.00
V K	182	0.37
Cr K	1136	2.06
Mn K	161	0.57
Fe K	33802	92.88
Ni K	38	0.21
Cu K	-5	0.00
Nb L	-4	0.00
Mo L	833	3.41

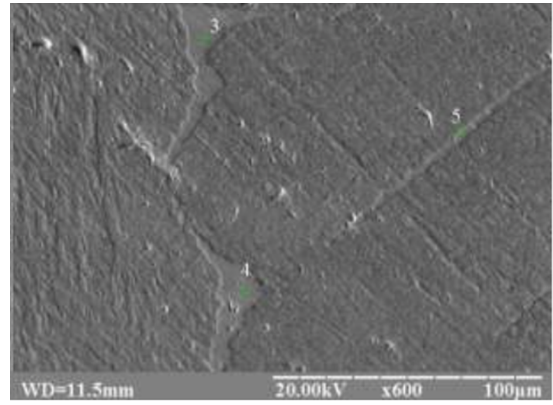
в) результати спектрального аналізу

Рисунок 2.4 – Мікроструктура та спектральний аналіз 1 зразка

Спектральний аналіз проводили за прикордонними зонами зерен та неметалевими включеннями на межах зерен, для виявлення ліквацийних включень ніобію.



а) збільшення x300



б) збільшення x600

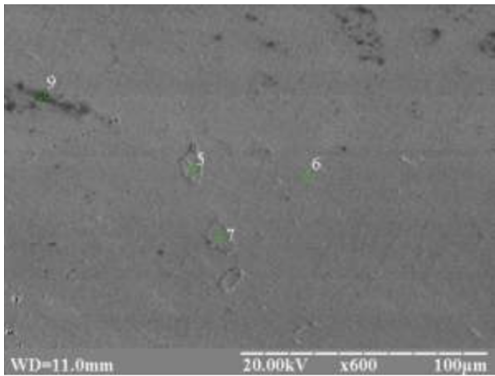
Елемент	Инг.	С %	Елемент	Инг.	С %		
С	К	123	0.60	С	К	39	0.12
Si	К	-24	0.00	Si	К	2	0.01
V	К	177	0.38	V	К	174	0.37
Cr	К	1014	1.97	Cr	К	1081	2.08
Mn	К	97	0.37	Mn	К	158	0.59
Fe	К	31585	92.69	Fe	К	31950	92.40
Ni	К	49	0.29	Ni	К	87	0.50
Cu	К	-10	0.00	Cu	К	-3	0.00
Nb	Л	7	0.04	Nb	Л	44	0.22
Mo	Л	840	3.67	Mo	Л	861	3.71

в) результати спектрального аналізу

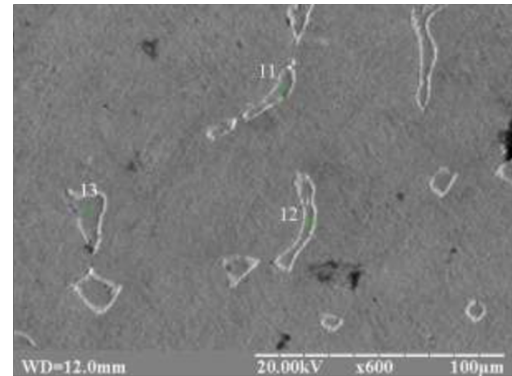
Рисунок 2.5 – Мікроструктура та спектральний аналіз 2 зразка

Дослідження мікроструктури проводили після вакуумно-індукційного переплаву з наступним вакуумно-дуговим переплавом в литому стані.

Мікроструктура, оцінених зразків, фактично аналогічна, є маловуглецевим мартенситом відпуску та характеризується різнозернистістю.



а) збільшення х600

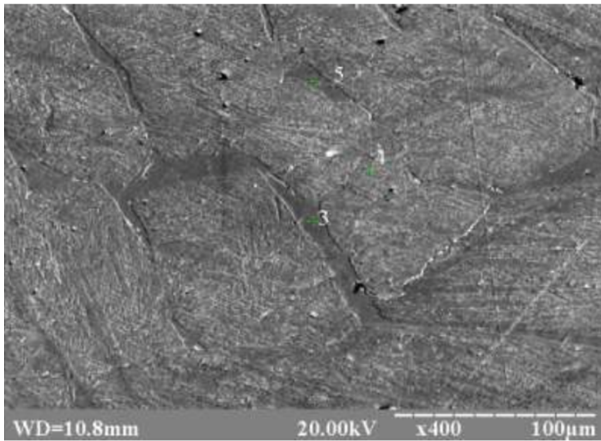


б) збільшення х600

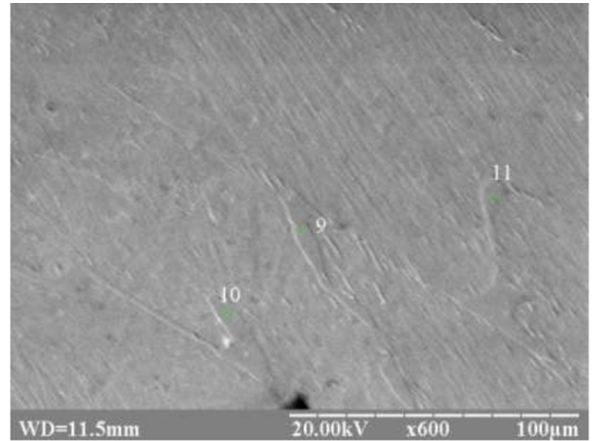
Елемент	Инт.	С %	Елемент	Инт.	С %
С	К 23	0.08	С	К 133	0.76
Si	К 21	0.06	Si	К 6	0.02
V	К 176	0.42	V	К 214	0.53
Cr	К 1029	2.23	Cr	К 980	2.17
Mn	К 158	0.66	Mn	К 138	0.59
Fe	К 28312	92.19	Fe	К 27610	91.69
Ni	К 90	0.59	Ni	К 54	0.36
Cu	К 22	0.15	Cu	К 1	0.01
Nb	L -1	0.00	Nb	L 11	0.06
Mo	L 746	3.62	Mo	L 774	3.81

в) результати спектрального аналізу

Рисунок 2.6 – Мікроструктура та спектральний аналіз 5 зразка



а) збільшення х600



б) збільшення х600

Елемент	Инт.	С %	Елемент	Инт.	С %
С	К 11	0.03	С	К 48	0.56
Si	К 18	0.06	Si	К 7	0.04
V	К 142	0.40	V	К 88	0.47
Cr	К 840	2.13	Cr	К 470	2.25
Mn	К 83	0.41	Mn	К 69	0.64
Fe	К 24313	92.82	Fe	К 12843	92.09
Ni	К 35	0.27	Ni	К 5	0.07
Cu	К -14	0.00	Cu	К 3	0.04
Nb	L 31	0.21	Nb	L 22	0.27
Mo	L 647	3.68	Mo	L 335	3.57

в) результати спектрального аналізу

Рисунок 2.7 – Мікроструктура та спектральний аналіз 7 зразка

Мікроструктура – задовільна і відповідає вимогам ТУ У 27.1-00186536-005.2016.

Отримані результати рентгеноспектрального аналізу структурно-фазового складу сталі 09ХЗНМЗФБч, показали, що після переплаву вдалось суттєво зменшити ліквіційні включення ніобію на границях зерен, що зменшить вірогідність появи тріщин.

2.3 Механічні випробування

Для визначення механічних властивостей використовували розривні зразки, виготовлені зі сталі 09ХЗНМЗФБч (табл. 2.2).

Таблиця 2.2 – Результати випробування механічних властивостей

№ Зразків	Режими обробки	Механічні властивості		
		σ_B , Н/мм ²	δ , %	Ψ , %
Дослідні зразки 1-4	Загартування 1030°C, 1 год, олія, відпуск 530°C, 1год ×3, повітря	1164...1178	15,2...19,2	59...69
Норми ТУ У 27.1-00186536-005.2016, не менш ніж	Загартування 1030°C ± 10°C, олія Відпуск 530°C ± 5°C (×3...5)	1200	10	30

Отримані результати випробувань свідчать, що механічні властивості досліджуваних зразків, а саме межа міцності - не відповідають вимогам ТУ У 27.1-00186536-005.2016, відносно видовження та відносне звуження - відповідають.

РОЗДІЛ 3 ВИБІР ТЕХНОЛОГІЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ДЛЯ ПОЛІПШЕННЯ СТРУКТУРИ ТА ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗУБЧАТИХ КОЛІС АВІАЦІЙНИХ РЕДУКТОРІВ

3.1 Вибір режимів попередньої термічної обробки конструкційної сталі марки 09ХЗНМЗФБч

Вибір проводиться на зразках, відібраних із цієї частини зливка, отриманого методом ВП+ВДП в умовах ДП «УкрНДІспецсталь» (після повторного переплаву). У зв'язку з тим, що матеріал прутків ф 90 мм і ф 150 мм характеризувався низьким значенням ударної в'язкості ($KCU=20-24$ Дж/см² порівняно з необхідним рівнем ударної в'язкості – не менше 70 Дж/см²) прийнято рішення проводити експерименти тільки на ударних зразках типу U-1, вирізаних із 2-х частин темплету. Схему вирізу зразків наведено на рис. 3.1.

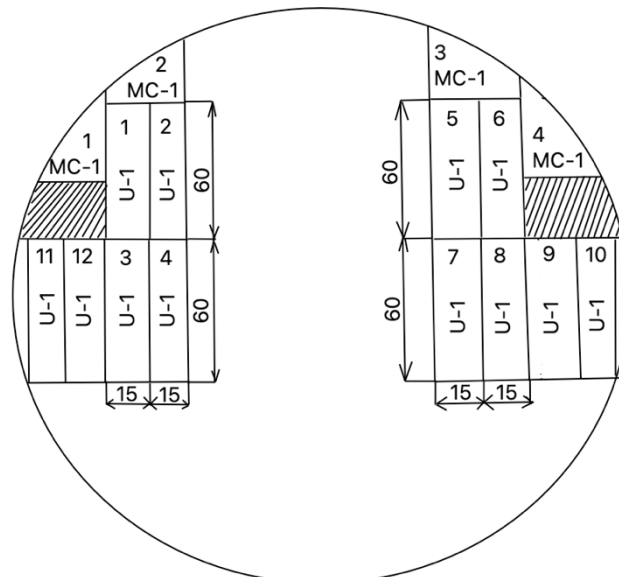


Рисунок 3.1 – Схема вирізу зразків

Ударна в'язкість зразків від виливка ВІП+ВДП (повторний перепплав) із сталі 09Х3НМ3ФБч після різних варіантів попередньої термообробки, результати вимірювань наведено в таблиці 3.1.

Таблиця 3.1 – Показники ударної в'язкості сталі 09Х3НМ3ФБч

Варіант термічної обробки	№, тип зразка	Місце вирізу зразка	Режим попередньої та кінцевої термообробки	Ударна в'язкість КСУ, МДж/м ²	Середні значення парних зразків
1	11, U-1	Край темплету від зливка	Початковий стан зливка (без термообробки) донна частина зливка	0,54	0,33
2	12, U-1	Ближче до ½ R зливка		0,122	
3	9, U-1	Край темплету від зливка	Гомогенізація за спец. режимом (без гартування та відпуску)	0,54	0,55
4	10, U-1	Край темплету від зливка	Ізотермічний відпал за спец. режимом (без гартування та відпуску)	0,56	
5	3, U-1	1/2R	<ul style="list-style-type: none"> • Гомогенізація за спец. режимом • Загартування від T₃=1030°C±10, T_в=30-35хв. мастило • Відпуск при T=530°C, 3 рази по 1г, повітря 	0,049	0,049
6	4, U-1	1/2R		0,049	
7	7, U-1	1/2R	<ul style="list-style-type: none"> • Ізотермічний відпал за спец. режимом • Загартування від T=1030°C, T_в=30-35хв, мастило • Відпуск при T=530°C 3 рази по 1г, повітря 	0,073	0,073
8	8, U-1	1/2R		0,073	

Продовження таблиці 3.1

9	1, U-1	1/2R	<ul style="list-style-type: none"> Загартування від $T=1030^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{в}}=15-16$ ($\tau_{\text{в}}=1\text{хв/мм}$) охолодження в мастилі. Відпуск при $T=530^{\circ}\text{C}$, 3 рази по 1 г, повітря 	0,098	0,098
10	2, U-1	1/2R		0,098	
11	5, U-1	1/2R	<ul style="list-style-type: none"> Загартування від $T=1030^{\circ}\text{C}$, $\tau_{\text{в}}=30-35$ ($\tau_{\text{в}}=2\text{хв/мм}$) охолодження мастилі Відпуск при $T=530^{\circ}\text{C}$, 3 рази по 1 г, повітря 	0,59	0,62
12	6, U-1	1/2R Ближче до краю		0,64	

За отриманими даними було побудовано діаграму, яка візуалізує отримані результати ударної в'язкості після різних варіантів термічної обробки (рис.3.2).

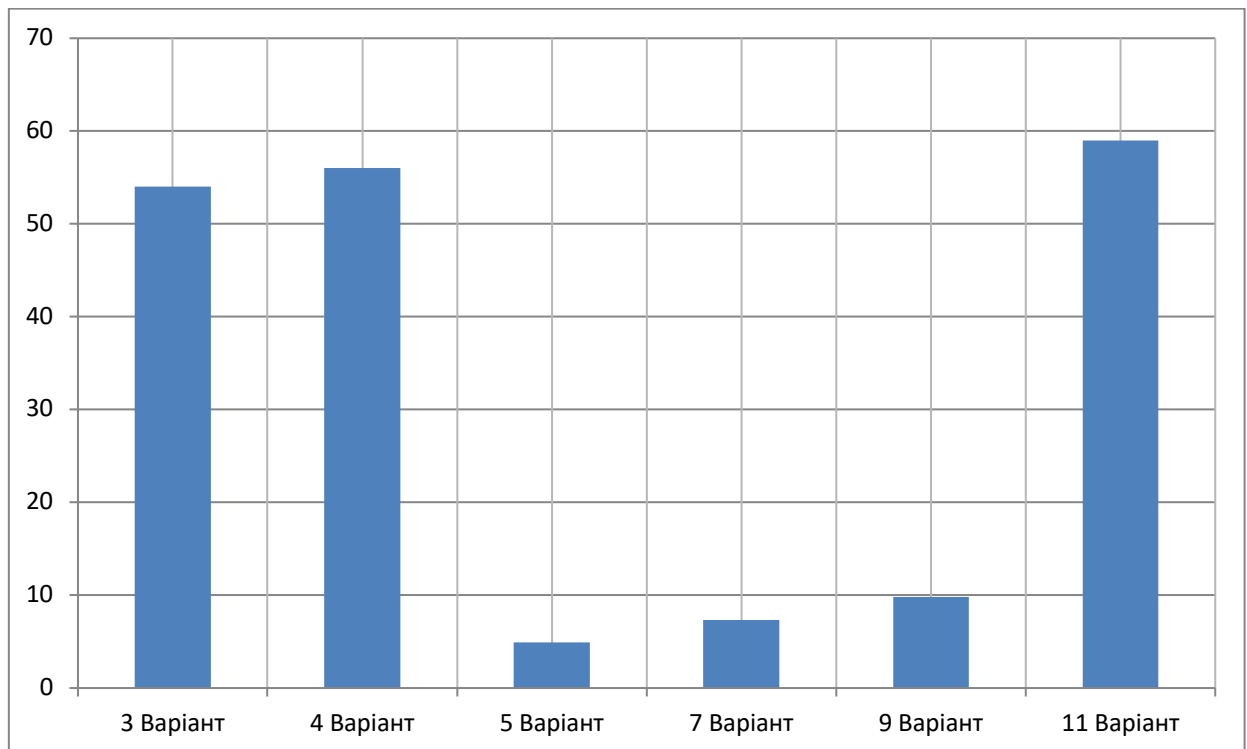


Рисунок 3.2 –Значення КСУ при різних варіантах термічної обробки

3.2 Експлуатаційні властивості серцевини зубів зубчатих коліс після додаткової термічної обробки

Для дослідження впливу термічної обробки для багатокомпонентної сталі 09Х3НМ3ФБч були проведені випробування у ННВЦ «Металспецпроект». Результати випробувань наведено у таблиці 3.2.

Таблиця 3.2 - Результати випробувань

Номер зразка	Режим ТО (без ТО)	Мікротвердість (HRC)	Ударна в'язкість МДж/м ²
1 Центр	Без ТО (початковий стан зливка)	33-40	0,025
5 Центр	Загартування T=1030°C, τв=30-35 хв Охолодження Мастило + відпуск = 530°C, 3 рази по 1г	35-37	0,05
ТУ У 27.1- 0018653 6- 005.2016	<ul style="list-style-type: none"> • Загартування з T=1030±10°C, мастило • Відпуск при T=530°C, 3-5 рази по 1г, повітря (після деформації)		0,71

Розроблено раціональний режим термічної обробки для нової багатокомпонентної сталі 09Х3НМ3ФБч після переплаву, який дозволяє отримати підвищені показники гарячої твердості й границі міцності. Ударна в'язкість забезпечується високою термостійкістю дисперсної фази, яка складається зі спеціальних карбідів молібдену, ніобію, хрому сприятливої морфології. Вибраний режим термічної обробки забезпечує отримання однорідної структури й мінімальної кількості аустеніту, у результаті чого досягається висока зносостійкість робочого шару зубчастих коліс авіаційних редукторів.

ВИСНОВКИ

Провівши вакуумно-індукційний переплав з наступним вакуумно-дуговим переплавом сталі 09Х3НМ3ФБч, вдалось значно зменшити ліквацийні включення ніобію по границях зерен, що в свою чергу підвищує механічні властивості сталі.

За допомогою розробленого режиму термічної обробки вдалося підвищити ударну в'язкість досліджуваних зразків майже в 2 рази.

1. Ударна в'язкість сталі 09Х3НМ3ФБч у литому стані, після дослідних режимів термообробки, підвищилась з 0,33 до 0,55...0,64 МДж/м².
2. На відстані $\frac{1}{2}$ R темплету результати ударної в'язкості також покращені з 0,05 до 0,07 МДж/м².

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Капелевич А. Редукторы МГТД. Классификация, выбор кинематических схем, геометрии зацепления, расчет на прочность, оценка массогабаритных параметров: техн. отчет ЦИАМ; исполн. Капелевич А. – М., 1991. – 75 с. – Инв. № 11719.
2. Ананьев В.М., Калинин Д.В., Кожаринов Е.В. Совершенствование методов проектирования зубчатых передач редукторов привода вентилятора ТРДД /Авиационно-космическая техника и технология. – 2013. – № 9(106). – С. 134–139.
3. Дорофеев В.Л., Голованов В.В., Гукасян С.Г. Модификация авиационных зубчатых передач с целью уменьшения износа контактной поверхности /Современное машиностроение. Наука и образование. – 2014. – № 4. – С. 173–183.
4. Фетисов, Г.П. Материаловедение и технология металлов: учеб. для студ-ентов машиностр. спец. вузов / Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман, В.М. Матюшин; под ред. Г.П.
5. Фетисова. – 3-е изд., испр. и доп. – М.: Высш. шк., 2005. 862 с.
6. Гуляев, А. П. Металловедение / А. П. Гуляев. – М. : Металлургия, 1986. – 544 с.
7. Металлография железа. Т. III. Структура сталей / под ред. Ф. Н. Тавадзе. – М.: Металлургия, 1972. – 236 с.
8. Арзамасов, Б.Н. Материаловедение: учеб. для вузов / Б.Н. Арзамасов и др.; – 7-е изд., стереотип. – М.: Изд-во МГТУ 2005. 648 с.
9. Дорофеев В.Л. Применение метода фиктивной нагрузки для решения проблемы расчета контактных напряжений /Современное машиностроение. Наука и образование. – 2016. – № 5. – С. 390–401.

10. Дорофеев В.Л., Голованов В.В., Ананьев В.М. Математическая модель проектирования авиационных зубчатых передач /Авиационно-космическая техника и технология. – 2012. – № 10(97). – С. 44–49.
11. Кротов А.О. Модификация профиля зубьев зубчатых колес – один из способов повышения их технологичности /Молодежный научный вестник. – 2016. – № 12(12). – С. 63–66.
12. Дорофеев В.Л. Инвариантное преобразование параметров исходного контура, как основа прямого синтеза зубчатых передач /Современное машиностроение. Наука и образование. – 2016. – № 12. – С. 163–172.
13. Короткин В.И., Онишков Н.П., Харитонов Ю.Д. Напряженное состояние зубьев зубчатых передач Новикова в условиях их реального многопарного зацепления /Справочник. Инженерный журнал. – 2015. – № 6. – С. 11–17.
14. Короткин В.И. Оценка эффективности продольной модификации поверхностей зубьев цилиндрических зубчатых передач Новикова со стандартным исходным контуром по ГОСТ 30224–96 /Справочник. Инженерный журнал. – 2015. – № 12. – С. 14–20.
15. Короткин В.И. Критериальная контактная напряженность, фазовые перемещения и жесткость зубьев зубчатых передач Новикова, выполненных на основе исходного контура по ГОСТ 15023–76 /Справочник. Инженерный журнал. – 2016. – № 6. – С. 14–20.
16. Производство зубчатых колес газотурбинных двигателей / Ю.С. Елисеев, В.В. Крымов, И.П. Нежурин и др. / М.: Высшая школа, 2001. / 493 с.
17. Лахтин Ю.М., Арзамасов Б.Н. Химико/термическая обработка металлов. / М.: Металлургия, 1985. / 256 с.
18. Технология ионной химико/термической обработки деталей ГТД / Крымов В.В., Фомина Л.П.// Авиационная промышленность. / 2014. / № 4. / С 19/22.

19. Вакуумная цементация / эффективный способ упрочнения зубчатых колес газотурбинного двигателя / Л.П. Фомина, Н.М. Рыжов, Р.С. Фахуртдинов и др. // *Авиация и космонавтика* / 2008: Тез. докл. 7/й междунар. конф. / М., 2008. / С. 79.
20. Повышение качества защиты поверхности от науглероживания деталей газотурбинных двигателей / Фомина Л.П., Крымов В.В. // *Авиационная промышленность*. / 2015. / № 4. / С. 46/51.
21. Влияние химико/термической обработки на долговечность деталей ГТД / Фомина Л.П. // *Двигатель* / 2013. / № 6. / С. 8/10.
22. Елисеев Ю.С., Крымов В.В., Нежурин И.П. и др. Производство зубчатых колес газотурбинных двигателей. - М.: Высш. шк., 2001. - 493 с.
23. Алексеев В.И., Ананьев В.М., Булыгина М.М. и др. Авиационные зубчатые передачи и редукторы. - М.: Машиностроение, 1981. - 374 с.
24. Банас И.П., Алексеева Г.П., Уткина А.Н. Современные стали для высоконапряженных зубчатых колес // *Вестник машиностроения*. - 1985. - № 9. - С.12-15.
25. Grafen W., Edenhofer B. Acetylene low-pressure carburising – a novel and superior carburizing technology // *Heat treatment of metals*. - 1999. - V. 26, № 4. - P. 79–85.
26. Kula P., Olejnik J., Kowalewski J. New vacuum carburizing technology // *Heat treatment progress*. - 2001. - V. 1, №. 1. - P. 57–65.
27. Atena H., Schrank F. Neiderdruck-Aufkohlung mit Hochdruck-Gasabsschreckung // *НТМ*. - 2002. - V. 4, №57. - P. 247–256.
28. Фахуртдинов Р.С., Пахомова С.А., Рыжова М.Ю. Проблемы модернизации оборудования для вакуумной цементации // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. - 2017. - № 2. - С. 113–118.
29. Бузаверов К.А., Гресс М.А., Рыжова М.Ю., Шебешев К.И. Упрочняющая термическая обработка экономно легированной стали после цементации // *Вестник научно-технического развития*. - 2019. - № 2 (138). - С. 3-8.

30. Пахомова С.А., Фахуртдинов Р.С., Рыжова М.Ю. Особенности вакуумной цементации деталей для горнодобывающей промышленности // Современные инновационные технологии подготовки инженерных кадров для горной промышленности и транспорта. 2016. № 3. С. 108-116.

31. Макушина М.А., Климкина А.А., Пахомова С.А. Исследование технологической наследственности разных способов цементации // В сборнике: Будущее науки-2016. Сборник научных статей 4-й Международной молодежной научной конференции: в 4-х томах. - 2016. - С. 86-89.

32. Рыжов Н.М., Смирнов А.Е., Фахуртдинов Р.С. Управление насыщенностью углеродом диффузионного слоя при вакуумной цементации теплостойких сталей // МиТОМ. - 2004. - №8. - С. 22-27.

33. Пахомова С.А. Совершенствование технологии поверхностного упрочнения шестерен из высокопрочных сталей // Тяжелое машиностроение. - 2009. - № 10. - С. 35-38.

34. Шебешев К.И., Бузаверов К.А., Рыжова М.Ю., Гресс М.А. Повышение контактной выносливости зубчатых колес из стали 25X13H2 // Вестник научно-технического развития. - 2018. - № 6 (130). - С. 10-15.

35. Пахомова С.А., Рыжова М.Ю., Фахуртдинов Р.С., Смирнов А.Е., Макушина М.А., Пикалов А.И., Усова В.В., Юшин Н.А. Контактная выносливость и износостойкость теплостойкой стали после разных видов цементации // Вестник научно-технического развития. - 2016. - №9 (109). - С. 19-28.

36. Пахомова С.А., Манаев О.И. Разработка технологии вакуумной цементации стали 19ХГН // В сборнике: Фундаментальные научные исследования: теоретические и практические аспекты. Сборник материалов 3 Международной научно-практической конференции. - 2017. - С. 422-426.

37. Гришин В.И. Повышение контактной выносливости деталей из цементуемой стали 12Х2Н4А // Вестник научно-технического развития. - 2016. - № 11 (111). - С. 3-9.