



*Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Рослик О.В.,
Майстренко К.М., Подольський Р.В.*

Розробка сталей для металопродукції залізничного призначення

Дніпро — 2020

УДК 669.14:629.4(02.064

Р 65

Рекомендовано до друку Вченою радою ІЧМ
НАН України від 22.10.2020 р. (протокол № 4)

Рецензенти:

професор, доктор технічних наук Дейнеко Л.М.
(НМетАУ)

професор, доктор технічних наук Волчук В.Н. (ПДАБА)

Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Рослик О.В.,
Майстренко К.М., Подольський Р.В.

Б... Розробка сталей для металопродукції
залізничного призначення: Монографія.— Дніпро:
«Домінанта-принт», 2020.— 296 стор.

У монографії отримали розвиток наукові
положення про закономірності впливу хімічного складу
та структурного стану феритно-перлітних сталей, які
застосовуються для виробництва залізничної
металопродукції (колеса та рейки), на їх службові та
експлуатаційні механічні властивості (зносостійкість,
чутливість до термічного впливу при гальмуванні).

Встановлено закономірність впливу хімічного
складу сталей та параметрів їх термічної обробки на
зносостійкість, стійкість до утворення «білих шарів»,
твердість, характеристики міцності та пластичності при
різних кліматичних температурах.

Призначається для наукових та інженерно-
технічних працівників науково-дослідних інститутів,
металургійних та машинобудівних заводів; може бути
корисною викладачам і студентам відповідних ВНЗ.

ISBN 978-617-7371-71-6

ЗМІСТ

ВСТУП.....	6
ГЛАВА 1. АНАЛІЗ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ КОЛІС І РЕЙОК ТА ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ЇЇ ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ	7
1.1 Види експлуатаційних дефектів та аналіз умов їх виникнення.....	7
1.2 Вплив хімічного складу на експлуатаційні властивості сталей для металопрокату залізничного призначення.....	15
ГЛАВА 2 ВИГОТОВЛЕННЯ В ЛАБОРАТОРНИХ УМОВАХ ЗЛИТКІВ МАЛОГО ОБ'ЄМУ, ПРОВЕДЕННЯ ЇХ ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ.....	44
ГЛАВА 3 РОЗРОБКА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС З ПІДВИЩЕНОЮ СТІЙКІСТЮ ДО ЗНОСУ, ЯКІ ПРАЦЮЮТЬ В ЛЕГКИХ УМОВАХ ГАЛЬМУВАННЯ ПРИ ВИСОКИХ НАВАНТАЖЕННЯХ.....	53
3.1 Розробка хімічного складу сталі для залізничних коліс.....	59
3.2 Розробка параметрів термічної обробки залізничних коліс.....	68
3.3 Дослідження експлуатаційних властивостей дослідних залізничних коліс.....	97
ГЛАВА 4 РОЗРОБКА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ СТАЛІ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС З ПІДВИЩЕНОЮ СТІЙКІСТЮ ДО ЗНОСУ ТА ВИСОКОЮ СТІЙКІСТЮ ДО НАВАНТАЖЕНЬ ПРИ НЕГАТИВНИХ ТЕМПЕРАТУРАХ.....	115
4.1 Розробка хімічного складу сталі для залізничних коліс.....	134

4.2 Розробка параметрів термічної обробки залізничних коліс.....	153
ГЛАВА 5 РОЗРОБКА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС З ПІДВИЩЕНОЮ СТІЙКІСТЮ ДО УТВОРЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ДЕФЕКТІВ ПРИ ПІДВИЩЕНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ ТА СКЛАДНИХ УМОВАХ ГАЛЬМУВАННЯ.....	160
5.1 Розробка хімічного складу сталі з твердорозчинним зміцненням і режимів термічної обробки залізничних коліс, що забезпечують підвищення їх стійкості до утворення дефектів на поверхні кочення.....	163
5.1.1 Розробка хімічного складу сталі для залізничних коліс.....	163
5.1.2 Розробка режимів термічної обробки сталі для залізничних коліс	172
5.1.3 Дослідження експлуатаційних властивостей дослідних залізничних коліс.....	191
5.2 Розробка хімічного складу сталі з дисперсійним зміцненням тугоплавкими частинками і режимів термічної обробки залізничних коліс, що забезпечують підвищення їх стійкості до утворення дефектів на поверхні кочення.....	197
5.2.1 Розробка хімічного складу сталі для залізничних коліс.....	203
5.2.2 Розробка режимів термічної обробки сталі для залізничних коліс.....	227
5.2.3 Визначення експлуатаційних властивостей сталі для залізничних коліс.....	241

ГЛАВА 6 РОЗРОБКА СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК НОВОГО ПОКОЛІННЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ.....	243
6.1 Розробка хімічного складу сталі для залізничних рейок.....	249
6.2 Дослідження впливу гарячої пластичної деформації на мікроструктуру та механічні властивості дослідних сталей різного хімічного складу.....	255
6.3 Дослідження впливу параметрів термічної обробки на формування мікроструктури та механічних властивостей дослідних сталей різного хімічного складу.....	261
Перелік посилань.....	282

ВСТУП

Наразі залізничний транспорт є основним видом транспорту для України. На нього припадає 88 % вантажообігу (без урахування трубопровідного транспорту) і 50 % пасажирообігу. У цих умовах підвищення експлуатаційної надійності залізничного транспорту є важливим завданням.

Одним із напрямків розвитку залізничного транспорту є збільшення навантаження на вісь. Але в деяких випадках це може привести до виникнення таких експлуатаційних дефектів як інтенсивний і нерівномірний знос, повзуни, відколи. Для запобігання їх утворенню необхідно підвищувати характеристики міцності та твердості. Традиційно для залізничних вантажних коліс та рейок застосовують вуглецеві сталі, що відрізняються в першу чергу вмістом вуглецю.

Ускладнення умов експлуатації залізничних коліс та рейок веде до посилення вимог, що пред'являються до них споживачами. При цьому в багатьох випадках високий рівень показників пластичності, в'язкості та витривалості повинен поєднуватися з не менш високими значеннями твердості та міцності. Відповідність новим більш жорстким вимогам можлива тільки при комплексному підході до вдосконалення технології їх виробництва при обґрунтованому виборі хімічного складу сталі та режимів термічної обробки.

Таким чином, розвиток теоретичних положень про закономірності впливу хімічного складу та структурного стану сталей для залізничних коліс та рейок на їх службові та експлуатаційні властивості є актуальною науково-технічною проблемою сучасного матеріалознавства і має наукове і практичне значення.

ГЛАВА 1 АНАЛІЗ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ КОЛІС І РЕЙОК ТА ВПЛИВ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ НА ЇЇ ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ВЛАСТИВОСТІ

1.1 Види експлуатаційних дефектів та аналіз механізмів їх утворення

Підвищення експлуатаційної надійності і довговічності основних елементів рухомого складу, до яких, зокрема, відносяться колеса вантажних залізничних вагонів та високоміцні рейки, в даний час є актуальними.

У зв'язку зі зростанням на залізницях швидкостей руху і збільшенням осьових навантажень, як для пасажирських, так і для вантажних поїздів, особливої актуальності набуває проблема підвищення стійкості коліс до утворення на поверхні кочення дефектів експлуатаційного походження. Напруження, що виникають при експлуатації коліс в контакті «колесо-рейка», призводять до пошкоджень, переважну більшість яких можна класифікувати як знос поверхні кочення, дефекти теплового характеру, що виникають в ободі в процесі гальмування і ковзання колеса, дефекти втомного походження і крихке руйнування металу [1-3].

Вагонне колесо в процесі експлуатації на залізниці працює з великими дотичними і нормальними напруженнями в його поверхневому шарі. Внаслідок цього в ньому виникають явища пластичного деформування і значні температури, що призводять до появи експлуатаційних дефектів.

Знос поверхні кочення. Колісна сталь повинна володіти високою зносостійкістю. Зносостійкість залізничних коліс є однією з важливих характеристик

їхньої працездатності [4]. У більшості випадків період міжремонтних пробігів коліс рухомого складу визначається, в основному, зносом.

Під зносом мається на увазі зміна профілю поверхні обода по колу кочення колеса, викликаного силами взаємодії його з рейкою. Значна частина відмов залізничних коліс відбувається не в результаті руйнування, а внаслідок зношування поверхонь, що труться. За цим видом зносу обточується близько 50% всіх коліс, що надходять на ремонт [1, 5].

Механізм зносу коліс не завжди однаковий. Теплові явища, що відбуваються на поверхні тертя, в значній мірі визначаються і супроводжуються процесами пластичної деформації. При невеликому прослизанні зношування може відбуватися в основному за рахунок відділення пластично деформованих частинок металу.

На стійкість коліс проти зношування істотно впливає твердість коліс. При виборі оптимального співвідношення міцності елементів пари «колесо – рейка» рекомендується використовувати комплексний підхід [1, 6]. Для підвищення зносостійкості залізничних коліс і рейок необхідно проводити їх зміцнюючу термічну обробку з метою отримання в робочому шарі пластинчастих дрібнодисперсних продуктів розпаду аустеніту.

У поверхневих шарах металу внаслідок зміцнення від наклепання й втрати пластичності з'являються мікроскопічні тріщини, розвиток яких і приводить до відділення часток металу. При терті кочення з ковзанням утворення наклепаного шару відбувається також за рахунок стирання – механічного відриву з поверхні обода деформованих, окислених чи зі зміненою структурою часток металу [1].

Знос складається з двох процесів, які протікають одночасно: зминання металу при терті кочення й стирання його від тертя ковзання [7-10].

Наростання зносу від стирання також пов'язано з деформацією, однак трактування механізму цього процесу в різних авторів різне. За одним з них [7, 9, 11-14] механізм зносу при терті кочення з ковзанням представляють як відділення з поверхні кочення часток пластично деформованого металу, чи часток “білого шару”, що утворився в результаті структурних перетворень під дією тепла тертя колеса об гальмівну колодку й рейку. Вказується, що процес відділення часток деформованого металу може мати переважний розвиток у випадку низької міцності сталі за наявності зовнішнього шару металу обода, що має відхилення від номінальної геометричної форми і відмінні фізико-механічні властивості в порівнянні з властивостями основного матеріалу [7, 11, 15-17].

З іншого погляду [10, 18-20], унаслідок зміцнення від наклепання й утрати пластичності в поверхневому шарі металу порівняно невеликої глибини з'являються мікроскопічні тріщини, які при подальшій експлуатації розвиваються. Це приводить до відділення від поверхні кочення часток металу у виді пелюстків товщиною до 0,3 мм. При терті ковзання має місце механічний відрив цих часток.

У ряді робіт [21, 22] вказується на наявність окисних процесів у поверхневих шарах. При терті кочення з ковзанням у поверхневому шарі відбувається пластична деформація, у результаті якої метал активізується, спостерігається посилення дифузійних процесів. При цьому поверхневий шар колеса піддається зношуванню і циклам нагрів-охолодження в умовах гальмування [23, 24].

Деформований метал окислюється і легко відокремлюється від поверхні. У деяких роботах відзначається, що наявність продуктів окислювання приводить до зменшення зносу, тому що ці продукти перешкоджають металевому контакту.

З викладеного випливає, що всі процеси, що визначають характер зношування й опір зносу, є, насамперед, прямим чи непрямим наслідком пластичної деформації і супутніх їй явищ у поверхневому шарі.

Дефекти теплового походження. В процесі інтенсивного гальмування на ободі часто виникають пошкодження термічного (термомеханічного) походження: білі шари, повзуни, навари, гальмівні вищербини, термічні тріщини, тощо. В цілому за дефектами термомеханічного характеру ремонтується до 35% коліс, що вилучаються з експлуатації [1, 3].

Утворення цього дефекту веде до передчасної обточки коліс і зменшення терміну їх служби на залізницях. Найбільших збитків з цієї точки зору наносять вищербини втоми, так як глибина цих дефектів може досягати значних розмірів (15-20 мм) [25].

Утворення вищербин викликає передчасне обточування залізничних коліс, при яких для видалення дефекту доводиться знімати великий шар металу з поверхні кочення. При цьому слід враховувати, що природний знос колеса на глибину 1 мм відповідає його пробігу 20 000 км. Таким чином, видалення шару завтовшки 10 мм виявляється рівноцінним зносу колеса після пробігу 200 000 км [25].

Тепло, що виникає в процесі ковзання, сприймається поверхнею обода, яка може нагріватися вище критичних точок. Слід зазначити, що саме

поверхневий шар, в порівнянні з основним матеріалом, має підвищену хімічну активність. Формування структури в металі різних виробів, обумовлене змінами термодинамічного стану системи, що відбуваються під впливом як зовнішніх чинників (теплові потоки, пластична деформація, фізичні поля і т.д.), так і внутрішніх, наведених зовнішнім впливом, і прагнуть повернути систему в рівноважний стан [26-31, 15]. Подальше швидке відведення тепла призводить до утворення структур гарту (мартенситу) - твердої і крихкої фази, а в малих обсягах загартованої сталі можуть відбуватися процеси відпуску (з процесами структуроутворення, характерними для різних стадій, в т.ч. дисперсійного і вторинного твердіння для сталей з сильними карбідоутворюючими елементами) [15]. Ця структурна складова слабо піддається травленню і тому називається білим шаром, або світлою кіркою. При тривалому юзі на поверхні тертя обода утворюється так званий повзун, який негативно впливає на умови експлуатації як колеса, так і рейки внаслідок великих динамічних навантажень. При подальшій експлуатації ділянки зі структурою крихкого мартенситу під впливом циклічних навантажень викришуються, утворюючи за місцем твердої скоринки (або повзуна) так звані вищербини гальмівного характеру. Глибина вищербин (до 3 мм) визначається глибиною загартованого шару.

Відомо, що на утворення вищербин впливає цілий ряд факторів експлуатаційного і матеріалознавчого характеру. До перших відносяться інтенсивність гальмування, швидкість руху вагона, стан гальмівної системи та ін. Матеріалознавчими факторами, в першу чергу, є хімічний склад колісної сталі і рівень твердості колеса [32- 37].

Застосування композиційних гальмівних колодок призводить до збільшення числа випадків виходу коліс з експлуатації по наварам і термічним тріщинам. Навар (наволочування металу на поверхню кочення) утворюються при певних умовах гальмування, коли має місце ковзання колеса по рейці з незначним імпульсним поворотом. Структура ділянок металу, що наволочується, як і повзунів, представлена мартенситом. Його утворення пов'язане з впливом на поверхню високого тиску і температури. За місцем наварів при подальшій експлуатації також утворюються вищербини.

При роботі коліс в умовах різких повторюваних гальмувань на поверхні кочення утворюються термічні тріщини, які є наслідком збільшеного теплового навантаження на обід за рахунок застосування композиційних колодок: приблизно 95-97% тепла гальмування відводиться колесом і тільки 3-5% розсіюється колодкою [3]. Термічні тріщини, які утворилися на поверхні кочення найчастіше переходять в вищербини. Ці дефекти утворюються як у випадках, коли температура поверхні перевищує критичні точки сталі, так і при більш низьких температурах. В останньому випадку тріщини є наслідком циклічних температурних напружень, що перевищують границю втоми сталі. Вирішальний вплив на частоту утворення цього типу пошкоджень чинить вміст вуглецю [33, 38].

Нагрівання коліс призводить до утворення термічних напружень і тріщин термічної втоми. За даними ВНИИЖТ до 2% коліс пасажирських вагонів ремонтуються через наявність тріщин термічної втоми. Нагрівання поверхневих шарів вище критичних температур і швидке відведення тепла в тіло колеса

можуть привести до утворення структур гарту. У загартованому шарі виникають високі об'ємні напруження, які, підсумовуючись з експлуатаційними, зумовлюють появу тріщин в цих ділянках. Однак ці тріщини можуть утворюватися і при нагріванні до температур нижче критичних в основному через наявність великих температурних градієнтів. Встановлено, що втомні тріщини утворюються в колесах, які піддавалися частим інтенсивним гальмуванням. Руйнування може наступати тоді, коли теплові зміни супроводжуються повторною пластичною деформацією. Від циклу до циклу відбувається накопичення напружень розтягу. У разі перевищення границі текучості сталі і при наявності концентратора напружень може відбутися руйнування. На стійкість коліс проти термічної втоми впливають такі фактори, як хімічний склад сталі, її структурний стан, механічні властивості і напружений стан виробу.

Встановлено, що основним елементом сталі, що впливає на термостійкість, є вуглець [1]. В роботі [39] відзначено масове утворення тріщин термічної втоми при швидкості руху поїздів до 120 км/год на колесах, виготовлених зі сталі з вмістом до 0,9% С.

Втомне викришування. При високих циклічних напружених в контактні на поверхні кочення обода колеса з'являються тріщини, які поширюються і на більш значну глибину (15-20 мм). Виникнення тріщин спостерігається також при наявності концентраторів напружень на деякій відстані від поверхні. Згідно [42], контактна втома – це накопичення пошкоджень і руйнування поверхневих шарів під дією циклічних контактних навантажень. Зазвичай вона проявляється при терті кочення. Для контактної втоми, крім

утворення тріщин, характерна наявність на поверхні ямок викришування (пітингів).

Процес втомного контактного руйнування сталі при коченні і коченні з ковзанням автори [43, 44] описують так: перші втомні тріщини в більшості випадків з'являються на поверхні деталей в зоні дії максимальних напружень, на центральній частині доріжки кочення і розташовуються перпендикулярно напрямку кочення, тобто напрямку дії напружень розтягу на краях контакту, що котиться. При коченні з ковзанням або з тангенціальними зусиллями тріщина розвивається вглиб від поверхні, з відхиленням від нормалі в напрямку кочення, та відколює пласт, по товщині приблизно рівній глибині розташування максимальних дотичних напружень.

Причина цього явища – пластична деформація з «розкриттям» кристалічної решітки і переходом від зовнішнього тертя до внутрішнього в поверхневих мікрошарах. Глибина проникнення пластичної деформації залежить від вихідного рівня твердості матеріалу і зменшується при зниженні останнього. З ростом границі міцності опір втомним викришуванням зростає [45, 46].

Основною характеристикою, що визначає стійкість сталі проти втомного викришування, є її міцність. Встановлено, що більш високий опір втомному викришуванню має колісна сталь з пластинчастою будовою карбідної фази. Сталі з дрібнозернистою будовою мають більш високий опір пластичній деформації [47-55]. Неметалеві включення несприятливої форми (строчечні, гострокутні) сприяють виникненню дефектів втомного походження.

Руйнування коліс. Це явище ініціюється концентраторами напружень у вигляді втомних тріщин

диска і термічних тріщин обода. Спостерігаються і крихкі (раптові) руйнування коліс. Дослідження показали, що крім названих однією з причин зламів може бути і високий рівень залишкових напружень, що виникають в процесі виготовлення коліс [3, 56]. Крихке руйнування виникає при цьому в результаті накладення робочих (перш за все теплових) напружень на залишкові. Схильність сталі до крихкого руйнування в значній мірі визначається її властивостями.

Отже, підвищений опір зносу та втомлювальному контактному руйнуванню повинна мати сталь із високими значеннями характеристик міцності та пластичності.

1.2 Вплив хімічного складу на експлуатаційні властивості сталей для металопрокату залізничного призначення

Рівень фізико-механічних властивостей та експлуатаційних характеристик металопрокату залізничного призначення докорінно залежить від хімічного складу сталі [1].

З урахуванням основних факторів при розробці сталей, що задовольняють призначенню та вимогам, необхідна комбінація властивостей з урахуванням умов експлуатації. Властивості сталей залежать від мікроструктури, при дослідженні, якої слід враховувати не тільки власне мікроструктуру, а й такі характеристики, як дефекти або ліквіація хімічних елементів. Для підвищення експлуатаційної стійкості доцільно розглянути основні механізми зміцнення сталей в процесі виробництва металопрокату залізничного призначення.

До основних факторів, що визначають механічні властивості металу виробу, можна віднести: наявність твердого розчину; розміри зерен; поліморфне перетворення і структурний стан металу; виділення часток другої фази (кількість і розмір); щільність дефектів решітки (наприклад, дислокацій) і вид субструктурних побудов.

Відомо, що введення в залізо атомів заміщення призводить до збільшення міцності [57, 58]. Ступінь зміцнення такого твердого розчину залежить від ряду факторів.

1. Різниця в розмірах атомів розчинника і розчинених в ньому атомів. Зазвичай ступінь зміни міцності в залежності від концентрації легуючих компонентів визначається співвідношенням:

$$\frac{d\tau}{dC} \approx \left(\frac{1}{a} \cdot \frac{dC}{da} \right)$$

де τ - напруження зсуву; a - параметри решітки твердого розчину; C - концентрація компонентів. Дані, що підтверджують вплив відмінності розмірів атомів в ферито-перлітних сталях наведені в роботі [59].

2. Збудження електронної структури, яку зазвичай виражають через модулі зсуву атомів розчинника і розчинених атомів.

У загальному вигляді ефект впливу розміру атомів в розчинах заміщення на міцність може бути виражений через концентрацію:

$$\sigma \approx C^{1/2}$$

де σ - границя текучості.

У розбавлених твердих розчинах, як це часто зустрічається для широкого класу сталей, вищенаведене співвідношення можна спростити введенням лінійної залежності ступеня зміцнення твердого розчину від концентрації вираженою в

атомних відсотках (в разі, коли атоми розчинника і розчинені атоми не мають помітної відмінності в атомній масі), або лінійної залежності від концентрації, вираженої в відсотках по масі [60].

У розчинах впровадження, таких як вуглець і азот в α -залізі, має місце асиметричне викривлення решітки, що приводить до значно більших ефектів зміцнення, в порівнянні з зміцненням розчинів заміщення. Особливо ефектним прикладом зміцнення в твердих розчинах впровадження є зміцнення мартенситу. У цьому випадку цілком прийнятною для аналізу результатів роботи [60] є модель Флейшера [61].

Комбінований ефект зміцнення при утворенні твердих розчинів заміщення і впровадження зазвичай визначається декількома факторами.

1. Утворення з'єднань при обмеженій розчинності атомів впровадження, таких як TiC, TiN та ін. Незважаючи на те, що це призводить до деякого зменшення загального рівня ефектів зміцнення при утворенні твердого розчину, воно може бути до певної міри скомпенсовано зміцненням внаслідок виділень частинок другої фази. Більш того, частинки другої фази, виділяючись на границях зерен, часто сприяють їх подрібненню [62] або в деяких випадках чинять помітний вплив на процеси рекристалізації [63].

2. Утворення «комплексів» або пов'язаних атомів заміщення і впровадження без утворення нових фаз. Такі комплекси можуть привести до істотного збільшення міцності внаслідок асиметричних викривлень решітки, а також в результаті сильної взаємодії з дислокаціями до активізації переривчастої течії і деформації в процесі старіння. Останній з вищевказаних ефектів часто пов'язаний зі

скрихченням, особливо при підвищених температурах [64]. Температура, при якій має місце деформаційне старіння, визначається швидкістю дифузії переважно атомів заміщення, а не впровадження. При цьому ступінь впливу елементів заміщення визначається в наступному порядку: Fe, Mn, Cr, Mo, V.

Сформовані тверді розчини заміщення і впровадження дуже впливають на механічні властивості.

Наявність в фериті різних розчинених атомів призводить в першу чергу до зменшення пластичності при максимально однорідній деформації, а також деформації в разі руйнування. При цьому розчини впровадження мають гірші пластичні властивості, ніж розчини заміщення. Ця загальноприйнята точка зору не може бути застосована до аустенітних нержавіючих сталей. У багатьох випадках при оптимальному підборі складу твердого розчину досягається максимальна пластичність, властива таким сталям.

У більшості твердих розчинів, що утворюються в фериті, ступінь деформаційного зміцнення підвищена, особливо в розчинах впровадження. Наявність твердого розчину впливає, як на границю текучості, так і на ступінь деформаційного зміцнення. При цьому зазвичай границя текучості при пластичній деформації підвищується. Можна припустити, що вплив твердого розчину на ступінь деформаційного зміцнення пов'язаний з його впливом на розподіл дислокацій в процесі деформації. У твердих розчинах в деяких випадках пригнічене поперечне ковзання [65-67], що може бути обумовлено зниженням енергії дефектів упаковки [68]. Елементами, що викликають цей ефект, є кремній, фосфор, молібден, ванадій і кобальт.

Вплив елементів, що утворюють тверді розчини, на ударну в'язкість ще поки недостатньо вивчений, проте вважається загальноприйнятим, що якщо вони утворюють тверді розчини заміщення, що призводять зазвичай до значного зміцнення, то вони є шкідливими добавками, що збільшують температуру переходу в крихкий стан. Розчини впровадження, зокрема, вуглецю і азоту менш вивчені, ймовірно, у зв'язку з дуже складною взаємодією атомів впровадження з дислокаціями і атомами заміщення. Однак цілком очевидно, що ефект шкідливого впливу домішок виражений сильніше, ніж у розчинах заміщення. Разом з тим не можна робити висновок про те, що всі елементи, що утворюють тверді розчини, мають шкідливий вплив на в'язкість, наприклад нікель, є винятком. Підвищення ударної в'язкості за рахунок збільшення концентрації нікелю і деяких інших елементів заміщення може бути пов'язаний з ефектами деформації двійникуванням в фериті, тобто в результаті їх впливу на енергію дефектів упаковки [69].

Тверді розчини також сильно впливають на температуру рекристалізації і, отже, на характер процесів, що протікають при цьому. Сегрегації по границях зерен, які обумовлені елементами, що утворюють тверді розчини, можуть сприяти різним видам скрихнення, а також призводити до локалізації ліквідаційних процесів при високотемпературній обробці.

Ефективність легування сталі в багатьох випадках залежить від розподілу легуючих елементів між твердим розчином і карбідною фазою. Легуючі елементи, розчиняючись в фериті, змінюють його властивості, зокрема, підвищують міцність. Причому ті

з них, які мають відмінну від α -заліза гратку, або більший атомний радіус (кремній, марганець), зміцнюють ферит сильніше. Підвищення міцності фериту при легуванні кремнієм до 2% і марганцем до 3% не супроводжується падінням відносного видовження і звуження. За зменшенням здатності зміцнювати ферит елементи розташовуються в наступному порядку: кремній, марганець, ванадій, хром.

Автори [70] досліджували вплив хімічного складу і форми карбідної фази на зносостійкість вуглецевих колісних сталей з 0,51% і 0,62% вуглецю. Випробування на опір зносу при терті кочення показали, що термічно зміцнена середньовуглецева сталь з пластинчастою будовою карбідної фази має високий опір зносу в широкому інтервалі значень твердості від 250 до 450 HB, причому підвищення вмісту вуглецю від 0,51% до 0,62% при однаковій твердості позитивно позначається на зносостійкості металу. Сталі зі структурою відпущеного мартенситу мають високу зносостійкість тільки при високих значеннях твердості (350-450 HB). При значеннях твердості 250-300 HB процеси зносу у цих сталей протікають найбільш активно.

Авторами роботи [40] досліджено вплив хімічного складу колісної сталі на термічну втому із застосуванням клинчастого зразка, гостра кромка якого нагрівалася струмом високої частоти і охолоджувалася водою, температурний цикл становив 20-600 ° С. На рис. 1.1 приведена отримана залежність утворення термотрещин від вмісту вуглецю [1, 41].

Кількість і розмір тріщин визначалися на нетравлених шлифах під мікроскопом при 50-кратному збільшенні. Встановлено, що в сталях з

перлітною структурою зародження тріщин, як правило, починається в більш м'якій фазі- фериті (переважно в структурно-вільному), а поширення їх має транскристаллитний характер. При дослідженні ряду сталей з різним рівнем міцності встановлено, що сталь з великим рівнем міцності (твердості) менш терmostійка. Сталь, що має мартенситну структуру, менш терmostійка в порівнянні зі сталями, що мають сорбітну або перлітну структуру внаслідок більш високої її твердості і меншої теплопровідності. Таким чином, вивчення впливу термічного зміцнення сталі перлітного класу в інтервалі твердості 170-330 НВ показало, що зміцнення до 250 НВ значно підвищує терmostійкість, а подальше зміцнення до 330 НВ практично не впливає на терmostійкість [41]. Наявність напружень розтягу значно знижує терmostійкість.

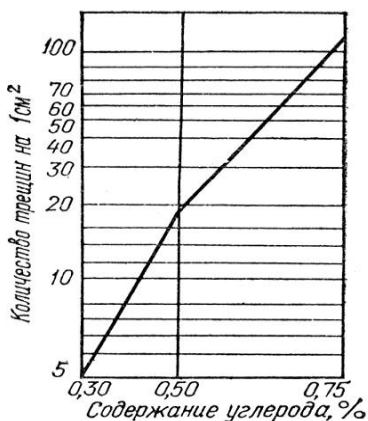


Рисунок 1.1- Залежність утворення тріщин термічної втоми від вмісту вуглецю [41, 1]

Виконані дослідження дозволили встановити, що термін служби суцільнокатаних коліс та рейок і їх конструктивна міцність залежать від хімічного складу

сталі, її структури в різних елементах і системи залишкових напружень, що утворюються в процесі термічної обробки [1].

Автори роботи [1] проводили випробування коліс на втому на гальмівному інерційному стенді. Принцип випробування полягав в чергуванні циклів нагрівання при колодковому гальмуванні і подальшого охолодження коліс стисненням повітрям. Тривалість циклу складала 120 сунд (25 сунд нагрів і 95 сунд охолодження). Гальмування здійснювали серійними пластмасовими колодками при двосторонньому натисканні на колесо зусиллям 17 кН. Швидкість обертання колеса відповідала лінійної швидкості руху вагона 125 км / ч на початку і 100 км / ч в кінці гальмування. При цьому температура колеса на глибині 5 мм від поверхні кочення становила 300 і 550 ° С на початку і в кінці гальмування відповідно. Результати випробувань дослідних коліс на гальмівному стенді, наведені в табл. 1.1, свідчать про те, що максимальну стійкість проти утворення та накопичення термічних тріщин мають колеса зі сталі з мінімальним вмістом вуглецю (плавка 5).

Таблиця 1.1- Термостійкість дослідних коліс [1]

Плав-ка	Вміст, %				Границя міцності, МПа	Кількість циклів до появи першої тріщини $N_{тр}$, тыс.	Пл. діл. з тр. $F_{тр}$	Коефіцієнт пошкоджуваності
	C	Mn	Si	V				
1	0,56	0,64	0,37	-	1000	1,69	22	13,0
2	0,64	0,65	0,32	-	1100	1,03	18	17,4
3	0,73	0,81	0,35	-	1150	1,51	31	20,7
4	0,75	0,90	0,34	0,15	1200	1,40	21	15,0
5	0,44	1,10	0,54	0,15	1050	2,57	12	4,7
6	0,65	0,75	0,40	0,10	1100	0,96	16	16,6

Зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі інтенсивність накопичення ушкоджень $V_{тр}$ ($V_{тр} = F_{тр}$. /

N_{тр.}) зростає. Мікролегування сталі ванадієм (плавки 4 і 6) покращує її стійкість проти утворення термічних тріщин: показник інтенсивності накопичення ушкоджень становить для цих сталей 16,6 і 15,0, в той час як для вуглецевих сталей без ванадію з близьким вмістом вуглецю (плавка 2 і 3) він дорівнює 17; 4 і 20,7 од.

Автори [71] досліджували вплив вуглецю на експлуатаційну стійкість колісної сталі. Матеріалом досліджень служила сталь з вмістом вуглецю 0,55-0,71% та твердістю 250-350 HB. Лабораторні випробування на зносостійкість показали екстремальну залежність зносостійкості колісної сталі від вмісту вуглецю. Максимальну зносостійкість при однаковому рівні твердості мають сталі з вмістом вуглецю 0,63-0,66%. Проникнення пластичної деформації від поверхні контакту вглиб матеріалу у цих сталей найменше у порівнянні з іншими сталями. Проведені дослідження дозволяють стверджувати, що опір колісної сталі зносу, як і пластичній деформації, визначається основними параметрами її структури – величиною міжпластинчастої відстані в перліті, кількістю структурно-вільного фериту і товщиною цементитних пластин. Більш низька зносостійкість сталей з 0,55-0,57% C може бути пояснена наявністю значної частки структурно-вільного фериту, а сталей з 0,68-0,71% C - збільшенням міжпластинчастої відстані і огрубінням самих пластин цементиту. Випробуваннями на контактнo-втомну міцність виявлена аналогічна залежність, тобто при однаковому рівні твердості максимальною контактнo-втомною витривалістю володіє колісна сталь з вмістом 0,66% вуглецю.

В роботі [72] показано, що підвищення однорідності перлітної структури і рівномірності наклепання колісної сталі призводить до підвищення її зносостійкості.

Досліджувався вплив вмісту вуглецю і ванадію на зносостійкість колісної сталі [73]. Було встановлено, що зі збільшенням вмісту вуглецю від 0,55% до 0,75% знижується знос сталі як в гарячекатаному, так і в термічно зміцненому стані, причому знос зразків з термічно зміцнених коліс значно нижче, ніж з гарячекатаних. Найменший знос спостерігався у зразків з термічно зміцнених коліс з вмістом 0,73% С і 0,12% V з твердістю 350 НВ. Зі збільшенням вмісту вуглецю підвищується також контактна міцність сталі.

Вплив міді, що зменшує схильність металу до взаємодії з киснем і вологою атмосферою, на зносостійкість сталі з 0,64% С було вивчено в роботі [74]. Було встановлено, що зміна вмісту міді від 0,15 до 0,60% призводить до істотного (більше 30%) підвищення зносостійкості поліпшеної сталі з твердістю 350 НВ. При цьому, зносостійкість сталі після ізотермічного загартування в гарячому середовищі до 350 НВ і навіть у нормалізованому стані (250 НВ) значно вище (приблизно в два рази), ніж після поліпшення (350 НВ), що підтверджує результати досліджень авторів [70]: сталь з пластинчастим цементитом більш зносостійка, ніж з глобулярним. Однак, при пластинчастій формі карбідів (нормалізація, ізотермічне гартування) зміна кількості міді в зазначеному інтервалі до підвищення зносостійкості не приводить.

Співробітниками ІЧМ НАНУ були проведені експериментальні дослідження впливу хімічного складу і режимів термічної обробки колісної сталі на

зносостійкість. В результаті виконаних експериментів встановлено, що не представляється можливим збільшити твердість колісної сталі вище 400 НВ в процесі термічного зміцнення при збереженні структури пластинчастого сорбіту (перліту) для вуглецевої нелегованої сталі. Отримання більших показників твердості за рахунок формування структур з зернистою карбідною фазою призводить до зниження зносостійкості металу. Подальше зростання твердості вуглецевої сталі з формуванням структури пластинчастого перліту можливе за рахунок використання легування з оптимізацією режимів термічного зміцнення.

В роботі [75] вивчали вплив малих добавок титану, бору та рідкоземельних металів на зносостійкість гарячекатаної високовуглецевої сталі. Твердість поверхневого деформованого шару зразків зі сталі, обробленої роздільними присадками бору і рідкоземельних металів, збільшується на 10-40 кгс/мм² в порівнянні з твердістю звичайної сталі. При цьому зносостійкість зростає на 4-15%. У разі спільних присадок бору і рідкоземельних металів твердість поверхневого шару і зносостійкість ростуть у міру збільшення в сталі вмісту церію. Максимальне зростання зносостійкості (близько 25%) спостерігалось в сталі з добавкою бору і рідкоземельних металів відповідно 0,008 і 0,1%. При обробці сталі малими добавками титану (0,02-0,04%) твердість шару збільшується на 75-150 кгс/мм² в порівнянні з твердістю звичайної сталі. При цьому зносостійкість зростає на 20-45%.

Збільшення вмісту марганцю до 1,2% в середньовуглецевій сталі з 0,4% С призводить до утворення в ободі колеса змішаних структур (перліт +

бейніт + мартенсит), в результаті чого сильно знижується зносостійкість колеса. При збільшенні в цій же сталі кремнію до 0,7% з'являється смугастість структури, що також знижує її зносостійкість [76].

Випробування на зносостійкість сталей різного структурного класу з однаковою твердістю, отриманою загартуванням з наступним відпуском при 100-600°C показали, що знос цих сталей може значно відрізнятись і навпаки - сталі з різною твердістю можуть мати близьку зносостійкість. Зносостійкість слід оцінювати не тільки по твердості, але й за іншими показниками, які пов'язані з циклічною міцністю і енергією руйнування. Таким показником може бути добуток тимчасового опору та відносного звуження. Для зносостійкості сталі важлива також її структурна стійкість в умовах теплового впливу, так як високі температури, що виникають при терті, будуть суттєво змінювати початкові структуру і механічні властивості [77].

Для забезпечення високої зносостійкості дуже важливо, щоб метал мав здатність зміцнюватись в процесі експлуатації. Тобто початкова висока твердість менш важлива з точки зору забезпечення високої зносостійкості, ніж здатність самозміцнюватись матеріалу на поверхні зносу [78].

Автори [79] досліджували механічні властивості і тонку структуру сталей з 0,1, 0,4, 1% C з глобулярною і пластинчастою формою карбідів після холодної пластичної деформації. Дослідження показали, що при одному і тому ж вмісті вуглецю сталь з пластинчастим цементитом зміцнюється сильніше, ніж сталь з глобулярним цементитом. Приріст міцності після деформації збільшується зі зростанням дисперсності вихідної структури.

В роботі [41] вивчали вплив вмісту вуглецю (0,34-0,74%) на зносостійкість колісної сталі при постійній швидкості охолодження. Показано, що при швидкості охолодження 6 °C/с зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі зростає її зносостійкість.

У той же час становить інтерес можливість і доцільність виробництва коліс з легованих сталей, які дозволили б вирішити багато проблем підвищення міцності коліс, стійкості до утворення дефектів, підвищення ударної в'язкості. Спроби використання коліс з низьколегованих сталей відомі. Так, у Франції виготовляли колеса із сталі марки SR, яка містить 0,40-0,56 % C, 0,56-0,94 % Mn і леговану 0,94-1,56 % Cr і 0,18-0,38 % Mo. У Великобританії фірма "Steel Feech and Tozez" випускала колеса зі сталі, легованої до 0,2% Mo. В Італії була рекомендована сталь: 0,20-0,24 % C, 0,90-0,10 % Mn, 1,0-1,2 % Cr, 0,30-0,40 % Mo і до 0,18 % V. Аналогічне завдання було і в Японії, де були розроблені марки сталі STY-80 і SVTY-75, леговані ванадієм.

Основним зміцнювачем сталі для залізничних коліс є вуглець. Змінюючи його вміст у сталі можна домогтися різних властивостей в готових виробах.

Підвищення концентрації вуглецю призводить до зростання міцності сталі (твердості, границі текучості, тимчасового опору), збільшуючи зносостійкість і контактну втомну міцність. При цьому пластичні властивості сталі (відносне звуження і відносне подовження), а також ударна в'язкість знижуються (рис. 1.2). З підвищенням вмісту вуглецю збільшується схильність сталі до крихкого руйнування (рис. 1.3) [1].

Ефективність легування сталі в багатьох випадках залежить від розподілу легуючих елементів

між твердим розчином і карбідною фазою. Легуючі елементи, розчиняючись в фериті, змінюють його властивості, зокрема, підвищують міцність. Причому ті з них, які мають відмінну від α -заліза гратку, або більший атомний радіус (кремній, марганець), зміцнюють ферит сильніше. Підвищення міцності фериту при легуванні кремнієм до 2% і марганцем до 3% не супроводжується падінням відносного видовження і звуження. За зменшенням здатності зміцнювати ферит елементи розташовуються в наступному порядку: кремній, марганець, ванадій, хром.

Марганець сприяє зсуву $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення до більш низьких температур, що призводить до зменшення дифузійних констант, що визначають кінетику перетворення. Збільшення вмісту марганцю впливає на перетворення так само, як і підвищення швидкості охолодження: збільшується ступінь дисперсності перліту, зменшується кількість доєвтектоїдного фериту. Критична швидкість охолодження, необхідна для повного припинення перлітного перетворення, у присутності марганцю значно знижується [1].

Підвищення вмісту марганцю в колісній сталі від 0,6 до 1,4% супроводжується зростанням міцності (рис. 1.4) за рахунок збільшення кількості перліту і зниження кількості доєвтектоїдного фериту завдяки підвищенню стійкості аустеніту, що знижує температуру його розпаду. Пластичні властивості сталі з вмістом марганцю до 1,2-1,6% знаходяться на відносно високому рівні. Збільшення марганцю більше 2% призводить до різкого падіння пластичності і ударної в'язкості (рис. 1.4,1.5). При 1,8% Mn спостерігається аномальне різке збільшення зносу ($\sim$ в 2 рази) щодо

його малої величини при вмісті до 1,4%. Разом з тим, контактна довговічність зростає зі збільшенням вмісту марганцю до 2% при випробуваннях на контактну втому.

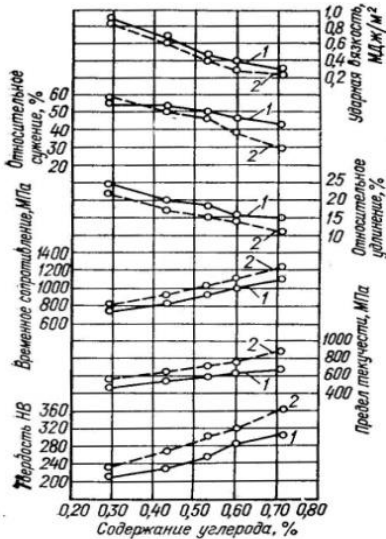


Рисунок 1.2 – Залежність механічних властивостей сталі від вмісту вуглецю: 1 - після нормалізації; 2 - після ізотермічного розпаду при 500 °C [1]

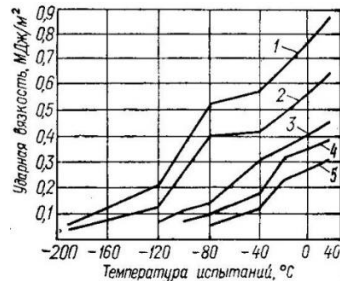


Рисунок 1.3 – Криві зміни холодноламкості сталі з різним вмістом вуглецю (% мас.): 1 - 0,29; 2 - 0,43; 3 - 0,53; 4 - 0,60; 5 - 0,71 [1]

Кремній не є карбідоутворюючим елементом, і його кількість в сталі обмежують до 2%. Він значно підвищує границю текучості і границю міцності сталі, але при вмісті в сталі більше 1,2% знижує в'язкість, пластичність і підвищує поріг холодноламкості. Кремній структурно не виявляється, так як повністю розчинний у фериті, окрім тієї частини кремнію, яка у

вигляді окису кремнію не встигла спливати в шлак і залишилася в металі у вигляді силікатних включень.

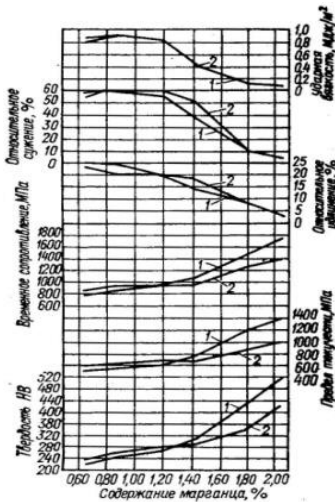


Рисунок 1.4 – Залежність механічних властивостей сталі від вмісту марганцю: 1 - після нормалізації; 2 - після ізотермічного розпаду при 500 °C [1]

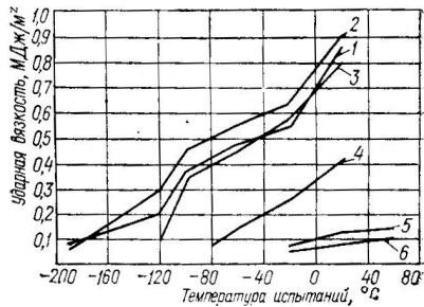


Рисунок 1.5 – Криві зміни холодноламкості сталі з різним вмістом марганцю (% мас.): 1 - 0,66; 2 - 0,87; 3 - 1,18; 4 - 1,43; 5 - 1,80; 6 - 2,05 [1]

Кремній в кількості до 1,7% в сталі з 0,4% С незначно підвищує характеристики міцності кременистої сталі і практично не позначається на її пластичних властивостях. При вмісті кремнію в сталі більше 0,7% спостерігається різке падіння її

зносостійкості, викликане, імовірно, спотворенням решітки фериту, його зниженою пластичністю, невисоким опором відриву, а також анізотропією сталі, що пов'язано, очевидно, з її перитектичним механізмом кристалізації і посиленням дендритної ліквідації [80, 81]. Контактна втомна міцність під дією кремнію практично не змінюється [1].

Хром, як і марганець, в сталі знаходиться в основному в твердому розчині, тому його вплив на перетворення аустеніту в перлітному інтервалі аналогічно впливу марганцю. Здатність хрому утворювати більш стійкі карбіди, ніж карбіди марганцю, призводить до того, що область проміжного перетворення зі збільшенням вмісту хрому відокремлюються і зсувається вправо в меншій мірі, ніж перлітна. Пластичність колісної сталі під впливом хрому не змінюється до його вмісту 0,9%, після чого відбувається зниження пластичних властивостей і ударної в'язкості [1].

Нікель чинить незначний вплив на швидкість росту зародків перліту при різних температурах. Невеликі добавки нікелю підвищують дисперсність перліту, що позитивно впливає на пластичні властивості і ударну в'язкість колісної сталі [82].

Молібден належить до тієї ж групи періодичної системи, що і хром. Всі сталі, що містять молібден, відрізняються високою швидкістю перетворення в проміжній області, причому температура максимуму швидкості перетворення в перлітній області підвищується, а в проміжній області знижується. Порівняно повільне протікання перетворення в перлітній області порівняно з проміжною сприяє тому, що в сталях при нормальних швидкостях охолодження виявляються проміжні структури. Молібден

відноситься до карбідоутворюючих елементів, але вплив його чітко проявляється тільки при вмісті більше 0,6%. Нижче цієї межі молібден, майже не змінюючи співвідношення структурних складових і повністю розчиняючись в фериті евтектоїда, сприяє отриманню щільної дрібнозернистої структури по всьому перетину виробу [83].

Ванадій, як сильний карбідоутворюючий елемент, у разі недостатньо високої температури нагрівання під гартування не тільки не збільшує прогартовуваність сталі, а навпаки, знижує її. При цьому карбіди, що не розчинилися, грають роль зародків, що сприяє прискореному перетворенню аустеніту в перлітній області. Зниження прогартовуваності при цьому сприяє подрібненню зерна. Міцнісні, пластичні властивості і ударна в'язкість сталі при цьому зростають [1, 84].

Ванадій є мікролегуєчим елементом. Вже при незначному вмісті ванадію і невеликій швидкості охолодження перетворення в перлітній області виявляється пригніченим, якщо при нагріванні всі карбіди ванадію були розчинені. Водночас початок перетворення в проміжній області під впливом ванадію майже не зміщується.

Виникнення проміжного перетворення визначається тією обставиною, що при деякому переохолодженні стають практично неможливими дифузійні переміщення атомів заліза і легуючих елементів, в той час як дифузія вуглецю все ще може відбуватися. Починаючи з деякого переохолодження, спостерігається перетворення, при якому поєднуються кооперативні, впорядковані переміщення атомів заліза з дифузійним перерозподілом вуглецю в аустеніті [1].

У сталі з 0,4-0,7% С механічні властивості після нормалізації під впливом ванадію залежать від температури нагрівання і, в загальному випадку, спостерігається тенденція до їх зростання, за винятком деякого зниження пластичних характеристик (рис. 1.6). Ударна в'язкість ванадієвої сталі з вмістом вуглецю від 0,48-0,70% зростає; в сталі з 0,40% - знижується (рис. 1.7). Після нормалізації від оптимальних температур нагрівання збільшення тимчасового опору сталі не призводить до зниження її пластичності. У мікролегованих ванадієм колісних сталях з 0,48, 0,60 і 0,70% С низькотемпературна нормалізація призводить до збільшення в'язкості [1]. Зносостійкість сталі з ванадієм і її втомна міцність також зростають.

З усіх хімічних сполук, які утворюються в легованій сталі, найбільш важливі карбіди. Групу карбідоутворюючих складають елементи, які мають високий ступінь спорідненості до вуглецю і, що утворюють спеціальні карбіди більш міцні і стійкі при нагріванні, ніж цементит. До них відносяться титан, ванадій, хром і марганець.

Тільки частина карбідоутворюючого елемента, який міститься в сталі, утворює карбіди. Інша частина знаходиться в твердому розчині в фериті. Прийнято вважати, що розподіл легуючого елемента між твердим розчином і карбідною фазою в близькому до рівноважного стані залежить від кількості відповідного елемента і вмісту в сталі вуглецю. Крім того, чим активніше елемент «працює» як карбідоутворювач, тим більше його входить до складу карбідів і тим менше знаходиться в розчині (в фериті).

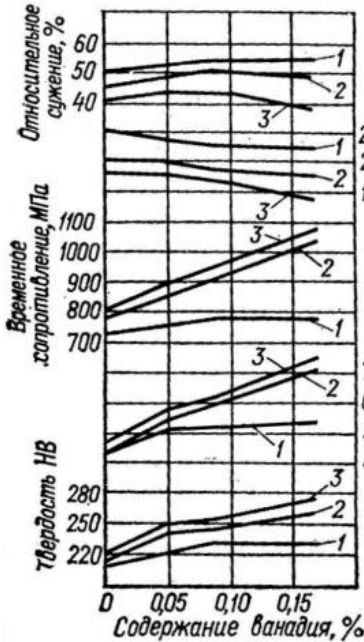


Рисунок 1.6 – Властивості сталі з 0,48% С в залежності від вмісту ванадію і температури нормалізації, °С: 1 – 850; 2 – 950; 3 – 1050 [1]

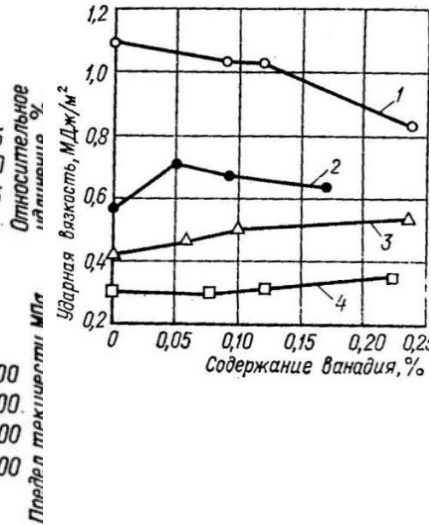


Рисунок 1.7 – Вплив ванадію на ударну в'язкість сталі з різним вмістом вуглецю (% мас.) після нормалізації при 850 °С: 1 – 0,40; 2 – 0,48; 3 – 0,60; 4 – 0,70 [1]

Вплив молібдену. Молібден в колісній сталі (0,72 % С) в кількості від 0,05 до 0,22 % істотно збільшує прогартуваність, підвищує міцність в нормалізованому та покращеному станах, призводить до зниження пластичності та сприяє зростанню зерна аустеніту при нагріванні. У раніше виконаних дослідженнях було встановлено, що зростання зерна

аустеніту в сталі без молібдену змінюється стрибкоподібно – температурний поріг активного росту зерна знаходиться на рівні близько 1000 °С. У сталях із молібденом при всіх температурах нагріву зерно аустеніту крупніше, а його величина тим більша, чим вищий вміст молібдену. Підвищення температури нагрівання під загартування сталі з молібденом більше ніж до 850 °С призводить до погіршення властивостей [85].

Нікель в сталь додається в якості елемента, що підвищує опір крихкому руйнуванню.

Вплив ніобію. Досліджували сталь з вмістом 0,73 % С, 0,6 % Мп, 0,28 % Si (базовий склад) з добавками ніобію від 0,05 до 0,20 %. Зерно аустеніту дослідних сталей спостерігали після нагрівання до 800, 850, 900, 950 і 1000 °С. Встановлено, що введення ніобію в сталь сприяє подрібненню зерна від 6 – 7 до 9 – 11 балів, при всіх температурах нагріву. Чим вищий вміст ніобію, тим більше подрібнюється зерно. Вплив ніобію як подрібнювача зерна особливо виразно виявляється при температурах нагріву 950 і 1000 °С, коли у звичайній (порівняльній) вуглецевої сталі зерно суттєво зростає.

Введення в колісну сталь ніобію призводить після нормалізації до деякого зниження рівня міцності властивостей і підвищення пластичності [86.], що слід пояснювати збіднінням твердого розчину вуглецем, який разом з ніобієм утворює важкорозчинні карбіди.

Ударна в'язкість досліджених сталей з підвищеним вмістом ніобію істотно зростає при всіх температурах нагрівання під нормалізацію. Вивчення схильності до крихкого руйнування нормалізованих сталей показало, що практично при всіх температурах випробування робота удару під впливом ніобію

збільшується. Особливо це помітно у випадку нормалізації від температури 950 °С, коли в'язкість вуглецевої сталі знижується внаслідок зростання зерна. Критична температура крихкості сталі з ніобієм нижче аналогічної температури сталі звичайного складу .

Прогартовуваність дослідних сталей під впливом ніобію знижується. Причому з підвищенням температури нагріву від 800 до 1000 °С різниця в прогартовуваності сталей з добавками ніобію та порівняльної сталі збільшується, так як укрупнення зерна вуглецевої сталі без ніобію з підвищенням температури нагріву сприяє збільшенню прогартовуваності.

Після гартування (850, 950 1050 °С) і високого відпуску (600 °С) характеристики міцності сталі при 0,05 % Nb зростають: твердість на 10 – 30 НВ, границя текучості на 80 – 120 МПа, тимчасовий опір на 50 – 120 МПа. Максимальний приріст твердості та тимчасового опору спостерігається при нагріванні під гартування 1050 °С. Подальше збільшення вмісту ніобію до 0,2 % практично не змінює міцності сталі. Зміцнюючий вплив ніобію обумовлений виділенням дисперсних карбідів. Пластичні та в'язкі характеристики поліпшеної сталі під впливом ніобію зменшуються: відносне подовження до 4 аб. %, ударна в'язкість при кімнатній температурі на 15 Дж/см².

Вплив титану. Досліджували вплив титану на властивості сталі з вмістом 0,68 % С з добавками титану від 0,04 до 0,20 %.

Як відомо, титан пов'язує вуглець в міцний карбід, який розчиняється в аустеніті при високих температурах і подрібнює зерно. Позитивний вплив титану на прогартовуваність сталі слід очікувати тільки

при підвищених температурах аустенізації. Дослідження прогартуваності сталі в області температур 800 – 900 °С показало, що добавки титану не чинять помітного впливу на глибину поширення напівмартенситної зони.

Добавки титану в малих кількостях слабо впливають на температуру початку інтенсивного росту зерна аустеніту. У сталі ж з 0,20 % Ті зерно в порівнянні з вуглецевою сталлю подрібнюється до розмірів: при 800 °С – 9 балів для сталі з титаном і 7 балів для вуглецевої сталі, при 900 °С 8 – 9 і 5 – 6 балів, при 1000 °С – 7 – 8 і 3 – 5 балів відповідно.

Властивості нормалізованої сталі з титаном вивчали в порівнянні з вуглецевою сталлю після охолодження зразків на повітрі від температур 850, 950, 1050 і 1150 °С. Результати механічних випробувань мікрولةгованої титаном колісної сталі свідчать, що після нормалізації від температур нагрівання 850 і 950 °С приріст міцності відсутній. Титан в кількості 0,07 і 0,13 % дещо підвищує границю текучості. Збільшення вмісту титану в сталі до 0,20 % у разі високотемпературного нагріву призводить до деякого зниження як тимчасового опору, так і границі текучості. Така кількість титану, очевидно, зумовлює утворення в структурі значної кількості великих включень карбідів (карбонітридів), які не виконують функцію зміцнюючих фаз.

Відсутність зміцнюючого ефекту свідчить про те, що прийняті температури нагріву не забезпечили для сталі з заданим хімічним складом інтенсивного протікання процесів розчинення карбідів титану. Після охолодження на повітрі від температури 1150 °С спостерігалось зростання тимчасового опору внаслідок виділення дрібнодисперсних і рівномірно

розподілених карбідів титану з 830 (сталь без титану) до 916 МПа (сталь з 0,20 % титану) при збереженні значень пластичності.

При температурах нормалізації 850 і 950 °С стійкі карбіди титану збіднюють матрицю вуглецем і не підвищують схильність сталі до крихкості. Однак навіть часткове розчинення при температурі 1050 °С негативно позначається на ударній в'язкості сталі (знижує її на 30 Дж/см²) [87] . Високе значення опору крихкому руйнуванню зберігає лише сталь з максимальним вмістом титану, що має найбільш дрібнозеренну структуру.

Різке посилення титаном скрихчення сталі з підвищеним вмістом температури її нормалізації незважаючи на зниження ним величини дійсного зерна змушує дуже уважно ставитися до кількісної сторони легування конструкційних сталей титаном.

Літературні дані про вплив титану на схильність сталі до крихкого руйнування в цілому досить суперечливі. Одні автори вважають, що титан до певної концентрації знижує поріг холодноламкості, інші – стверджують зворотне. Мабуть, критичний вміст титану, при якому досягається мінімальне значення порога холодноламкості, залежить від складу та природи металу, від вмісту вуглецю і структурного стану, що визначається термічною обробкою.

Таким чином, вплив титану на холодостійкість конструкційної сталі складний і, мабуть, є результатом дії двох протилежних факторів: посилення скрихчення сталі, що пов'язане з виникненням в об'ємах та на границях блоків і зерен високотвердих і крихких фаз, і підвищення в'язкості сталі, пов'язаного з збідненням матриці вуглецем. Дослідження схильності до крихкого руйнування сталей після нормалізації від

температур нагрівання 850 і 950 °С показало перевагу вуглецевої сталі перед сталлю мікролегованої титаном. Практично при всіх температурах випробування титан знижує опір сталі до ударних навантажень. У сталі з 0,68 % С домішки титану впливають на міцність і пластичні характеристики при статичному розтягуванні та ударну в'язкість в основному так само, як і у випадку більш низького вмісту вуглецю. Однак зниження ударної в'язкості при вмісті титану 0,04 і 0,10 % спостерігається вже при температурі нормалізації 850 °С. Дослідження тонкої структури мікролегованої сталі під електронним мікроскопом дозволило встановити наявність карбідів титану, що розчинилися при нагріванні. З підвищенням температури нормалізації до 1050 °С розміри частинок карбідів титану, присутніх в як в перліті, так і в надмірному фериті, істотно не змінюються. Електронно-мікроскопічні дослідження добре узгоджуються з результатами, які отримано при механічних випробуваннях зразків .

Границя текучості, тимчасовий опір і відносне подовження сталі, легованої титаном, після зміцнення від температур 850 і 950 °С на рівень твердості 300 НВ знаходиться на рівні значень характеристик вуглецевої сталі. Добавки титану негативно впливають на температуру переходу сталі в крихкий стан – при всіх температурах випробувань ударна в'язкість зразків мікролегованої сталі значно нижче ударної в'язкості сталі без титану.

Введення в колісну сталь малих домішок титану не впливає після гартування від температур нагрівання до 1050 °С і високого відпуску на характеристики міцності. Деяке зростання твердості, границі текучості та тимчасового опору

спостерігається лише у разі підвищеного вмісту титану в сталі, якщо загартування провести від температури 1050 °С. Після гартування і високого відпуску пластичність і ударна в'язкість сталі з титаном поступаються аналогічним властивостям сталі звичайного складу .

Таким чином, введення титану в вуглецеву сталь не робить помітного впливу на її прогартуваність, подрібнює зерно і знижує чутливість сталі до перегріву, призводить до скрихнення сталі без зміни її міцності.

Вплив азоту. Азот при його доступності та низькій вартості є сильним аустенітоутворюючим елементом і ефективно застосовується у виробництві економнолегованих сталей різного призначення. У низьколегованих сталях з нітридним зміцненням зазвичай міститься від 0,010 до 0,040% азоту, а в високолегованому металі концентрація азоту може перевищувати 1%.

Сталі, леговані азотом, прийнято поділяти на дві категорії:

- сталі з вмістом азоту нижче рівноважного;
- сталі з вмістом азоту вище рівноважного.

Перші отримують в умовах виплавки і кристалізації при атмосферному тиску азоту. Другі - при підвищеному тиску азоту, що дозволяє зберегти більший його вміст в металі, ніж при відкритій виплавці.

Потрібно відзначити, що в світовій практиці знайшли застосування низьковуглецеві азотовмісні марки сталі. Рейкові сталі мають вміст вуглецю на рівні 0,7 - 0,9%, що істотно змінює уявлення про технології азотування і вимагає додаткових знань і досліджень. Крім цього в розроблюваних марках міститься

підвищений вміст кремнію, який в свою чергу, як і вуглець знижує розчинність азоту (рис. 1.8).

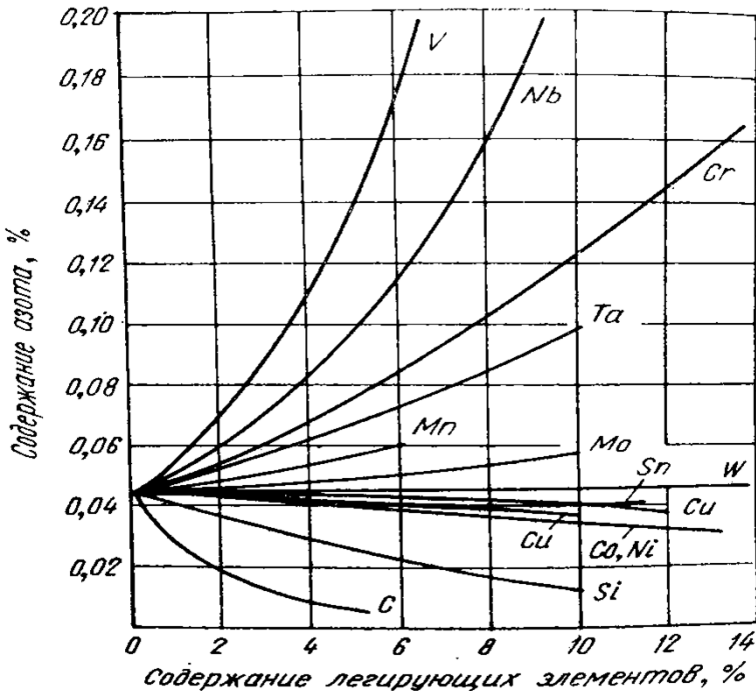


Рисунок 1.8 - Вплив легуючих елементів на розчинність азоту в рідкому залізі при 1600 °C і $P_{N_2} = 1 \text{ AT}$ [Чижевский Н.П. Железо и азот. Томск. -1914. 245 с.]

Присутність домішок впливає на швидкість розчинення азоту в металі. У порядку посилення впливу розчинність азоту збільшують молібден, сірка, марганець, алюміній, хром, ванадій, титан.

Зменшення розчинності азоту в сталі при кристалізації і під час перетворення γ -заліза в α -залізо є основною причиною впливу азоту на властивості сталі. При відсутності в сталі елементів (Ti, Al, Zr, V),

що утворюють нітриди при високій температурі, після утворення α -заліза починається виділення азоту з розчину у вигляді включень нітридів заліза (Fe_2N , Fe_4N , Fe_8N), що призводить до негативних наслідків в структурі готової сталі.

Присадка в сталь елементів, що пов'язують азот в сталі в нітрид при високих температурах, усуває схильність сталі до вказаних вище наслідків. До числа таких елементів відносяться: алюміній, який утворює нітрид в основному під час затвердіння і в твердому металі до температури перетворення γ -заліза в α -залізо; ванадій і цирконій, що утворюють нітриди під час кристалізації; титан, який утворює нітрид в рідкій сталі й під час кристалізації.

Тому для сталей для металопрокату залізничного призначення прийняли рішення проводити нітридне зміцнення титаном і алюмінієм.

Вплив бору. В різних галузях промисловості: машинобудуванні, будівництві, виробництві труб і ін. знайшли широке застосування сталі, мікролеговані бором. Концентрація бору в подібних сталях знаходиться в межах 0,001-0,005%. Однак навіть при такому малому вмісті він чинить істотний вплив на властивості сталі. Одною з основних якостей бору є його здатність різко підвищувати прогартуваність сталі. Такий вплив бору на прогартуваність сталі заснований на його здатності ефективно гальмувати перетворення аустеніту в ферит, сприяючи утворенню більш твердих фаз - бейніту і мартенситу. Розчинений в металевій матриці бор концентрується в тонких приграничних шарах зерен аустеніту, роблячи структуру границь зерен більш досконалою. Як відомо, центри рекристалізації в першу чергу утворюються по границях зерен. Таким чином, розчинений в матриці

бор збільшує інкубаційний період зародження нової фази, знижує температуру початку утворення фериту, в результаті пригнічуючи розпад аустеніту по дифузійному механізму.

Бор легко окислюється і зв'язується в нітрид навіть вкрай малими залишковими концентраціями кисню і азоту в металі. Тому основне завдання при борному мікролегуванні - запобігти окисленню і азотуванню бору і отримати в металі необхідну кількість розчиненого бору, що підвищує прогартовуваність сталі.

Виняткова активність бору в сталевому розплаві вимагає дотримання особливих заходів при виплавці борвмісних сталей.

Для запобігання окислення і нітрування бору проводять попередню обробку металу сильними розкислюючими та деазотуючими елементами. На завершальному етапі здійснюють легування борвмісним сплавом. Технологія виплавки вимагає суворого дотримання жорсткого регламенту виплавки борвмісної сталі.

Таким чином, аналіз літературних даних показав, що підвищення міцностних властивостей сталі для металопрокату залізничного призначення за рахунок термічної обробки і зміни хімічного складу призводить до підвищення її зносостійкості і контактнотомної міцності. Формування в сталі цементиту пластинчастої форми є кращим з точки зору зниження зносу і контактнотомної міцності, ніж глобулярна форма. Подрібнення дійсного зерна сталі також позитивно позначається на довговічності сталевих виробів.

Отже для коліс, які є масовими і в той же час високовідповідальними виробами, використання

легування як окремого способу підвищення механічних властивостей є недоцільним, оскільки легування помітно підвищує їх вартість і знижує їх конкурентоспроможність, а підвищений вміст вуглецю призводить до зниження ударної в'язкості коліс, надійності сталі по відношенню до крихкого руйнування та оброблюваності, що важливо з точки зору технічного обслуговування при експлуатації. Оптимальним рішенням для підвищення механічних властивостей і твердості коліс при збереженні пластичності та в'язкості є комплексний підхід, що включає помірне підвищення вмісту вуглецю та мікролегування. Для залізничних рейок можливий більш високий вміст вуглецю.

ГЛАВА 2 ВИГОТОВЛЕННЯ В ЛАБОРАТОРНИХ УМОВАХ ЗЛИТКІВ МАЛОГО ОБ'ЄМУ, ПРОВЕДЕННЯ ЇХ ГАРЯЧОЇ ПЛАСТИЧНОЇ ДЕФОРМАЦІЇ ТА ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ

Для пороведення досліджень в лабораторних умовах були виготовлені злитки дослідного хімічного складу малого об'єму. Виплавку виконували за допомогою комплексної установки, що складається з плавильного агрегату ІТПЕ-0,01 закритого типу і високочастотного джерела струму ВТГ-20-22, що має вбудовану станцію автономного охолодження. Загальний вигляд комплексної експериментальної установки показано на рис. 2.1. Ця установка дозволяє виплавляти в лабораторних умовах дослідні марки сталі, в тому числі спеціально леговані марганцем, кремнієм, хромом, молібденом та ін.

Однією з головних проблем технологій виплавки контрольованих сплавів в індукційних печах є конструктивні обмеження можливості проведення активних металургійних операцій, що в ряді випадків ускладнюється спадковим впливом якості шихтових матеріалів.

На першому етапі підготовки футерування виконувалася обмазка білим елек-трокорундом марки 33 А безпосередньо витків індуктора зсередини товщиною близько 5 мм. Після висушування першого шару вогнетривкої футеровки на його поверхню був розміщений вогнетривкий азбестоцементно-тканинний прошарок. На рис. 2.2 зліва показані загальний вид розміщення захисного азбестоцементно-тканинного прошарку усередині індуктора. Після цього в печі розміщували сталевий шаблон діаметром 100 мм з товщиною стінки 3 мм. У зазор між шаблоном і захисним прошарком набивали третій робочий шар футеровки. Для третього основного робочого шару футеровки, який безпосередньо контактує з металевим розплавом під час виплавки, спочатку використовували периклазо-хромітову вогнетривку набивочну масу з додаванням від отриманої загальної маси порядку 1-3% сухої борної кислоти. На рис. 2.3 показаний загальний вигляд набивання робочого шару футеровки, що має темний колір у вигляді кільця навколо шаблону.



Рисунок 2.1 - Загальний вигляд експериментального комплексу, що включає в себе індукційну плавильну піч ІТПЕ-0,01 і генератор ВТГ-20-22

Перед проведенням пробних випробувань працездатності печі і її можливостей по виплавці залізовуглецевих сплавів була виконана інтенсивна сушка футерування печі шляхом включення і роботи генератора на половину його потужності протягом трьох годин. Потім було виконано ошлакування і зміцнення вогнетривкої футеровки шляхом проплавлення чавунної заготовки (високовуглецевого металу) з температурою плавлення 1250-1300 °С і витримкою розплавленого металу в печі протягом 40 хв.

Незважаючи на об'єктивні труднощі організації активних фізико-хімічних процесів між металом і шлаком, в індукційних сталеплавильних печах можна виплавляти якісні сталі із сталевого вуглецевого брухту без помітного окислення елементів на

нейтральній футеровці (до складу якої входить понад 75% Al_2O_3). Однак при плавках в умовах лабораторії є стримуючі фактори: малий обсяг печі (в даному випадку садка становить від 6 до 9 кг) і неможливість виконання поточного хімічного аналізу в процесі плавки.

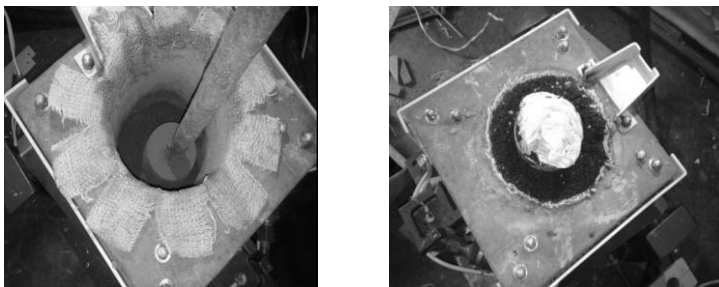


Рисунок 2.2 - Етапи виконання вогнетривкої футеровки експериментальної установки: зліва - укладання екрануючої оболонки, праворуч - набивка вогнетривкою масою

З точки зору якості сталі краще вести плавку з контрольованим окисленням елементів в ході якої відбувається зниження вмісту шкідливої домішки сірки і фосфору. Оскільки метал може насичуватися деякою кількістю неметалевих включень, було прийнято рішення вести процес на нейтральній футеровці, з частковим окисленням елементів (вуглецю, кремнію, марганцю та сірки).

Для досягнення показників за якістю металу, що виплавляється, і мінімізації вмісту неметалевих включень для футерування тигля вибрали нейтральну шпінель, яка утворює робочий шар футеровки (набивна маса) на основі білого корунду REFRAMIX-84SP (Італія). Технічні характеристики обраного матеріалу наведені в табл. 1.2.

Таблиця 1.2 – Технічні характеристики обраного матеріалу футеровки

Марка	Al ₂ O ₃	MgO	Fe ₂ O ₃	SiO ₂	K ₂ O+Na ₂ O	B ₂ O ₃ (поверх 100%)	CaO	Фракція	Класифікаційна температура,
	%	%	%	%	%	%	%	мм	°C
REFRAMIX-84SP	84,0	13,0	0,2	0,6	-	-	-	0-5	1720

Для отримання контрольованого складу металу, що виплавляється, розроблений метод переплавки, де шихтою служить метал подібних марок сталі з відомим і стабільним хімічним складом і вмістом, не більше 0,021% S і не більше 0,020% P. Однорідність металу за хімічним складом при переплавці перевірялася неодноразово на великій кількості експериментів.

Порядок операцій при виплавці дослідного металу наступний.

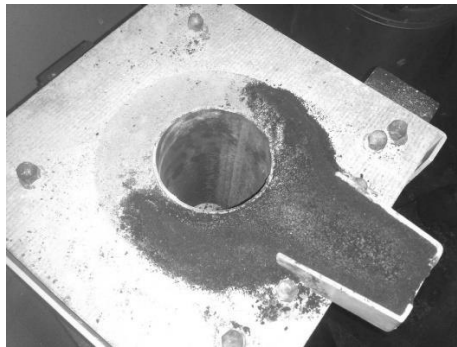


Рисунок 2.3 - Нейтральна футеровка на основі білого корунду REFRAMIX-84SP (Італія)

Після розплавлення шихти на еталонній плавці відбирають проби металу на хімічний аналіз і після отримання останнього проводиться розрахунок необхідної кількості добавок легуючих елементів і

розкислювачів для виплавки експериментальних плавів.

Попередньо дослідним шляхом було визначено показники по окисненню ряду елементів в умовах даної індукційної печі. Так, угар вуглецю в процесі розплавлення шихти склав від 15 до 20%.

Феромарганець для коригування хімічного складу вводили в метал за 10 хв до випуску. Угар марганцю склав 5-10%.

Феровольфрам вводили в завалку. Угар його за період розплавлення досягав 2-3%.

Феромолібден давали в завалку, оскільки його угар за період розплавлення дорівнює 2-3%.

Ферохром в зменшеній проти розрахункової кількості присаджували за 10 хв. до випуску, його засвоєння склало 85-90%.

Ферованадій присаджували за 6 - 8 хв. до випуску сталі. Угар ванадію становив 10 - 15%.

Феросиліцій присаджували за 10 хв. до випуску. Засвоєння становило близько 80%.

Всі феросплави вводили після попереднього розкислення алюмінієм для більш стабільного засвоєння легуючих елементів. Алюміній присаджували в піч в кількості не більше 0,5 кг / т.

З огляду на малий обсяг виплавленого металу (в середньому 7 - 8 кг) і, відповідно малу кількість присаджування для коригування хімічного складу феросплавів (5 - 50 грам), а також дрібну фракцію феросплавів, метод їх введення був вибраний виходячи зі сформованих умов - в захисному металевому коробі з примусовим зануренням в розплав, що дозволить досягти нормальних показників по засвоєнню елементів.

Виплавка дослідних плавок проводилася шляхом переплавлення 8,5-9,0 кг металевої шихти на базі сталі для залізничних коліс. Металеву шихту розігрівали в печі протягом 40 хвилин до температури точки Кюрі (режим роботи печі в цей період був максимальний, що пов'язано з фізичними умовами передачі електричної енергії металевої шихті), після чого протягом 1,5 годин метал нагрівали до його повного розплавлення (рис. 2.4). Розігрів розплавленого металу здійснювали ще протягом 30 хв, після чого його виливали в графітовий тигель (рис. 2.5), який був попередньо підготовлений – очищений і просушений шляхом розміщення і витримки в ньому протягом години розігрітої до температури $\sim 800^{\circ}\text{C}$ сталевий болванки діаметром 50 мм.

Загальний вид дослідних злитків представлено на рис. 2.6.

Від донної частини дослідних злитків були відібрані проби висотою 110 мм. У лабораторних умовах була проведена гаряча пластична деформація дослідних злитків шляхом осаджування на величину 50% (рис. 2.7) з використанням гідравлічної випробувальної машини ЦД-40 (рис. 2.8). Температура нагрівання проб під гарячу деформацію дорівнювала 1240°C , що відповідає температурі нагріву колісної заготовки в кільцевій печі в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ». Контроль температури здійснювали пірометром візуальним загальнопромисловим «Промінь».



Рисунок 2.4 - Процес розплавлення сталі



Рисунок 2.5 - Загальний вигляд плавильного модуля и графітових тиглів для розливки дослідної сталі



Рисунок 2.6 - Загальний вигляд дослідних злитків

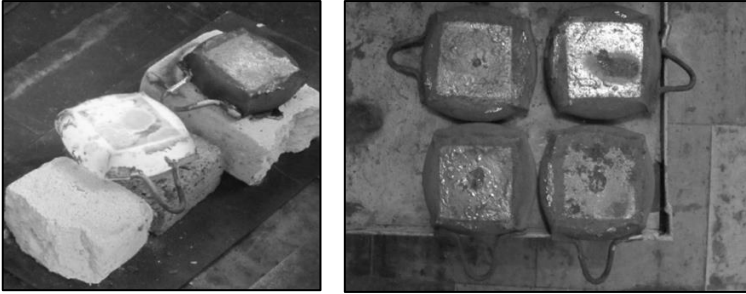


Рисунок 2.7 - Загальний вигляд деформованих дослідних злитків

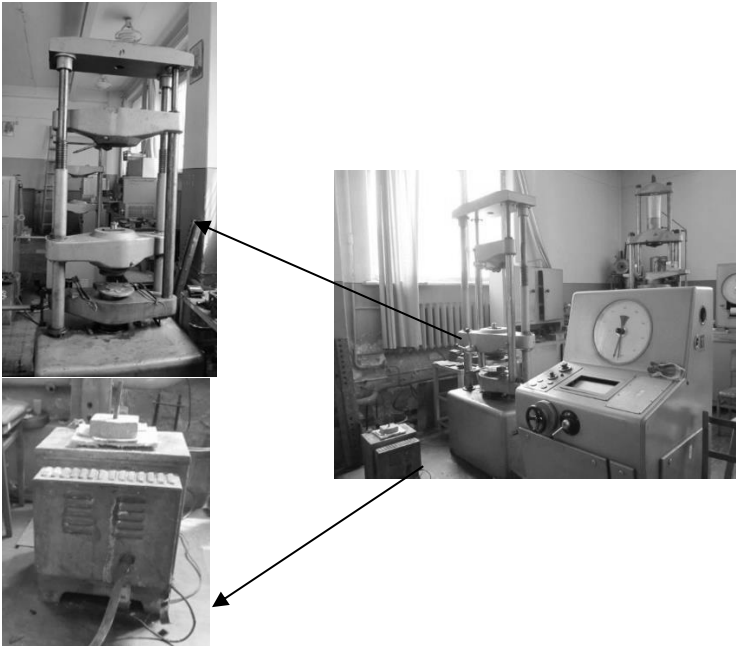


Рисунок 2.8 - Обладнання для проведення гарячої пластичної деформації сталі для залізничних коліс: гідравлічна випробувальна машина ЦД-40 і нагрівальна піч

ГЛАВА 3 РОЗРОБКА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС З ПІДВИЩЕНОЮ СТІЙКІСТЮ ДО ЗНОСУ, ЯКІ ПРАЦЮЮТЬ В ЛЕГКИХ УМОВАХ ГАЛЬМУВАННЯ ПРИ ВИСОКИХ НАВАНТАЖЕННЯХ

Аналіз працездатності виробів з конструкційних сталей показує, що їх експлуатаційна надійність і довговічність залежить не тільки від рівня механічних характеристик (в першу чергу твердості, тимчасового опору, границі текучості, пластичних і в'язких характеристик), але і від зносостійкості і контактнотомної міцності. Значна частина відмов залізничних коліс відбувається не в результаті їх руйнування, а внаслідок зношування та втомного руйнування поверхонь тертя, що вимагає істотних матеріальних витрат для їх ремонту та заміни. Створення нових більш зносостійких матеріалів має важливе значення в проблемі підвищення довговічності залізничних коліс.

Вибір хімічного складу сталей та розробка режимів термічної обробки коліс для створення певного структурного стану дозволить підвищити зносостійкість, контактну втому і опір крихкому руйнуванню.

Механізм і величина зносу залежить від багатьох факторів, які можна розділити на три групи:

- зовнішній механічний вплив (характер руху контактуючих тіл, величина навантаження і ін.);
- фізико-хімічний вплив середовища;
- властивості матеріалів пари тертя.

Перші два фактори в процесі експлуатації змінювати дуже складно. Тому високого рівня зносостійкості і контактної витривалості залізничних

коліс можна досягти, головним чином, за рахунок оптимізації комплексу механічних властивостей та структурного стану сталей, які використовуються. З численних видів механічного зносу, які можна класифікувати за різними ознаками, найбільш поширеним є нормальний окислювальний знос, що йде при наявності на поверхні тертя захисних плівок, які утворюються при взаємодії контактуючих матеріалів з киснем.

Для всіх різновидів нормального зношування характерна інтенсивна пластична деформація тонких поверхневих шарів, їх взаємодія з хімічно активними компонентами проміжної речовини і руйнування цих поверхневих шарів при відсутності руйнування всередині основного металу. Для нормального зношування характерні три стадії. На першій стадії, так званій стадії приробки, з плином часу швидкість зносу зменшується. Це пов'язано з усуненням нерівностей на поверхнях контакту. На другій стадії швидкість зносу постійна. На цьому етапі можна прогнозувати величину зносу і, таким чином, враховувати цю характеристику при визначенні розмірів деталей. Третя стадія характеризується прискоренням величини зносу. В умовах експлуатації перехід до третьої стадії може привести до швидкого виходу деталі з ладу [88].

Особливістю процесу зносу є те, що в зоні безпосереднього контакту третьових тіл в поверхневих шарах виникає особлива, так звана вторинна структура, а під нею розташовується зона з деформованою структурою глибиною до декількох мікрометрів [42]. Основні ознаки нормального зносу на відміну від різних видів пошкоджуваності полягають у відсутності будь-яких видів руйнування основного металу і локалізації руйнування в найтонших

поверхневих шарах вторинних структур, що утворилися при терті.

Зносостійкість вуглецевих і низьколегованих сталей, як і інші їх механічні властивості, визначається їх структурним станом - об'ємною часткою, формою і характером розподілу структурних складових. В роботі [89] показано, що характер розподілу часток другої фази в значній мірі впливає на зносостійкість сталі. Дослідження, виконані в роботі [90] показали, що структура пластинчастого перліту має максимальну зносостійкість в порівнянні зі структурою глобулярного перліту. Зі збільшенням дисперсності пластинчастого перліту зносостійкість сталі підвищується [91]. Такий же вплив на зносостійкість чинить і зменшення феритної складової.

Відомі численні експериментальні дані, що підтверджують прямолінійну залежність зносу сталі від її твердості [92]. Однак, спроби дослідників використовувати твердість (або тимчасовий опір) як характеристику, що однозначно характеризує зносостійкість матеріалів не привели до успіху. У роботах [93] показано, що при одному і тому ж рівні твердості конструкційні сталі в різному структурному стані можуть мати і різну зносостійкість.

Сьогодні суцільнокатані залізничні колеса у всіх країнах виготовляють з вуглецевої сталі звичайної якості. Залежно від умов експлуатації рухомого складу за кордоном для виготовлення коліс використовується сталь з різним хімічним складом. За стандартом The Association of American Railroads (AAR) M-107 / M-208 термічно оброблені колеса виготовляються зі сталі з різним значенням масової частки вуглецю (від $\leq 0,47\%$ до $0,8\%$) і призначені для роботи при таких умовах:

клас А - високі швидкості, важкі умови гальмування, незначні навантаження;

клас В - високі швидкості, важкі умови гальмування і великі навантаження;

клас С - легкі умови гальмування і високі навантаження;

клас L - високошвидкісний рух з більш важкими умовами гальмування, ніж для інших класів, і невеликим осьовим навантаженням;

клас D - легкі умови гальмування і високі навантаження з підвищеною стійкістю до зносу.

Відповідно до вимог стандарту AAR M-107/M-208 «Колеса з вуглецевої сталі» хімічний склад коліс класу D повинен відповідати всім вимогам до хімічного складу коліс класу С. Допускається відхилення за вмістом нікелю, хрому, молібдену і ванадію у разі виконання наступної умови:

$$930 - [570 \times \%C] - [80 \times \%Mn] - [20 \times \%Si] - [50 \times \%Cr] - [30 \times \%Ni] - [20 \times \%Mo + \%V] > 390.$$

Крім вимог до хімічного складу сталі класу D стандарт AAR M-107/M-208 включає вимоги до властивостей коліс, які наведені в табл. 3.1.

При експлуатації коліс в кожному їх елементі виникає складна система напружень стискання і розтягу, яка швидко змінюється в часі. Напруження в контакті колесо-рейка призводять до пошкоджень, переважну більшість яких можна класифікувати як знос поверхні кочення, дефекти теплового характеру, дефекти втомного походження і крихке руйнування металу. До того ж, при гальмуванні в зоні контакту колеса з рейкою може відбуватися швидкий

високотемпературний розігрів металу обода вище критичної температури.

Тому жорсткі вимоги пред'являються не тільки до конструкції колеса, але і до якості матеріалу, що застосовується для його виготовлення. Колесо повинне мати високий рівень міцності, пластичних властивостей, ударної в'язкості і в'язкості руйнування та зносостійкості.

Необхідне поєднання властивостей досягається головним чином за рахунок вибору оптимального структурного стану металу, який визначається хімічним складом колісної сталі і режимами термічної обробки коліс. При виборі матеріалу виходять з конкретних умов експлуатації коліс, їх призначення.

Рівень механічних властивостей та експлуатаційних характеристик залізничних коліс докорінно залежить від хімічного складу сталі [94].

Основним способом підвищення пластичності і в'язкості обода залізничного колеса є легування колісних сталей елементами, які в комплексі з ефективною термічною обробкою забезпечують формування в ободі колеса дрібнозернистої структури з максимальною дисперсністю перліту.

Метою досліджень була розробка хімічного складу сталі і раціональних параметрів термічної обробки залізничних коліс класу D (легкі умови гальмування і високі навантаження з підвищеною стійкістю до зносу), які забезпечать виконання вимог стандарту AAR M-107/M-208.

Таблиця 3.1 – Вимоги стандарту AAR M-107/M-208 до властивостей залізничних коліс класу D*

Механічні властивості	При 65-80 °F (18,3-26,6°C)	При 1000°F (538°C)
Твердість по Бринеллю на поверхні	341-415 HB	-
Твердість по Бринеллю градієнт по перерізу	321-415 HB (32-44 HRC)	-
В'язкість руйнування K _{1c}	√35 ksi, дюйм (38,5 МПа*м ^{1/2})	
Границя міцності	>157 psi (1082 Н/мм ²)	> 70 psi (482 Н/мм ²)
Границя текучості	> 110 psi (758 Н/мм ²)	> 50 psi (345 Н/мм ²)
Відносне подовження	>14 %	> 20%
Відносне звуження	> 15%	> 40%

*Примітка:

додаткові вимоги:

- Відсутність кільцевого напруження (збіжність після радіального розрізу).
- Мікроструктура без мартенситу (зразки включають поверхню кочення).
- У порівнянні з колесами класу С повинні бути вище стійкість до зношування поверхні кочення і відшаровування.
- Контроль в експлуатації 5 000 коліс (50000-мильний пробіг за рік).

3.1 Розробка хімічного складу сталі для залізничних коліс

В лабораторних умовах була виконана виплавка дослідних плавів з різним вмістом легуючих елементів, та отримані злитки масою 8-10 кг для досліджень за технологією, викладеною у главі 2.

За результатами аналітичних досліджень впливу хімічних елементів на механічні властивості конструкційних сталей, були розроблені три варіанти дослідних сталей - варіант 2, 3 і 4 (див. таблицю 3.2). Сталь варіанту 1 є порівняльною (базовою). Фактичний хімічний склад дослідних злитків представлений в табл. 3.3.

Таблиця 3.2 – Варіанти дослідних сталей, розроблені за результатами аналітичних досліджень

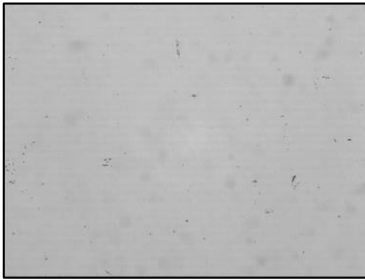
Дослідні плавки	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	Mo
Варіант 1	0,70	0,75	0,30	0,10	0,10	0,00	0,00
Варіант 2	0,70	0,75	0,50	0,80	0,40	0,10	0,10
Варіант 3	0,70	0,75	0,50	0,10	0,80	0,10	0,10
Варіант 4	0,70	0,75	0,50	0,80	0,10	0,10	0,10

Було виконано дослідження забрудненості неметалевими включеннями в лабораторних сталях (рис. 3.1-3.4). З наведених матеріалів видно, що забрудненість неметалевими включеннями не перебільшує 1 бала, їх форма сприятлива, не має гострих верхівок та плівчастої морфології.

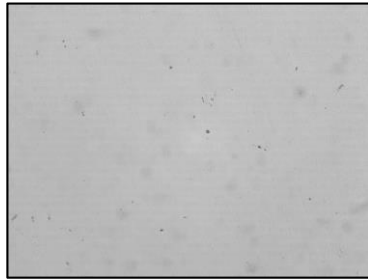
Різний вміст хімічних елементів призвів до формування різного структурного стану. Фотографії мікроструктур в стані після гарячої деформації приведені на рис. 3.5-3.6.

Таблиця 3.3 – Фактичний хімічний склад дослідних плавів, % мас.

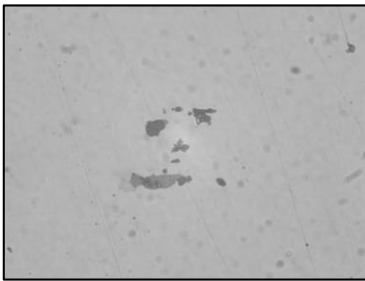
№ злитка	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V
1	0,69	0,36	0,82	0,28	0,14	0,21	0,055
2	0,70	0,57	0,80	0,90	0,15	0,41	0,110
3	0,68	0,52	0,72	0,21	0,10	0,70	0,110
4	0,71	0,55	0,83	0,89	0,09	0,11	0,100



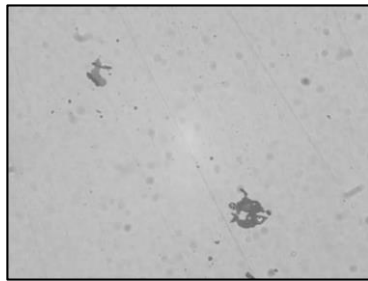
а



б

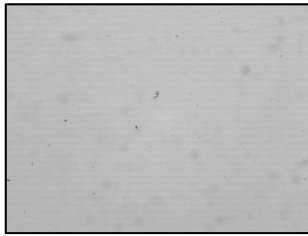


в

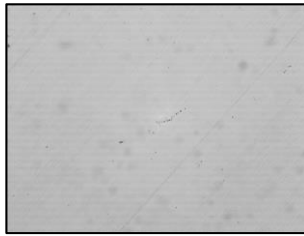


г

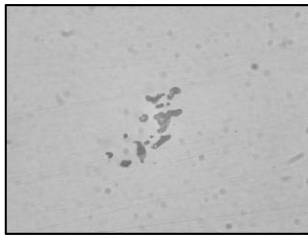
Рисунок 3.1 - Неметалеві включення дослідної сталі №1 (порівняльна класу «С») після гарячої пластичної деформації: а, б – $\times 100$; в, г – $\times 1000$



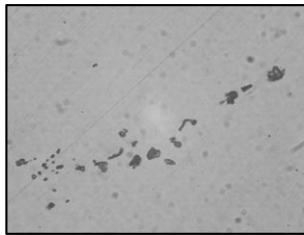
а



б

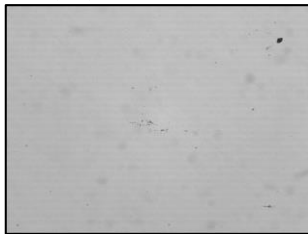


в

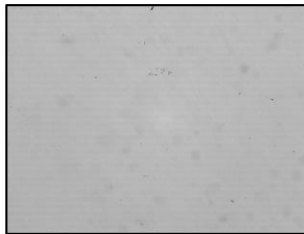


г

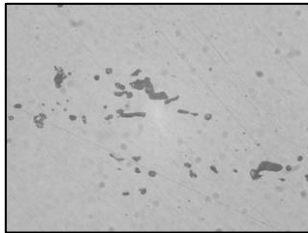
Рисунок 3.2 - Неметалеві включення дослідної сталі №2 (клас «D») після гарячої пластичної деформації: а, б – $\times 100$; в, г – $\times 1000$



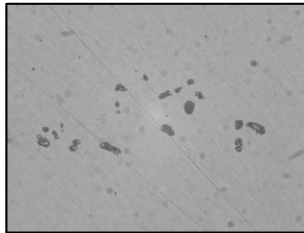
а



б



в

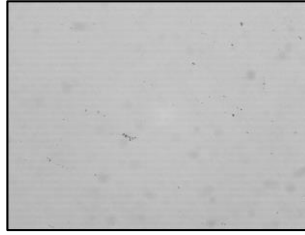


г

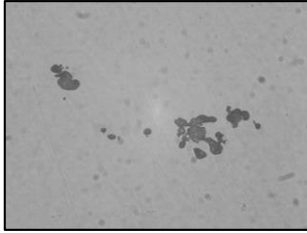
Рисунок 3.3 - Неметалеві включення дослідної сталі №3 (клас «D») після гарячої пластичної деформації: а, б – $\times 100$; в, г – $\times 1000$



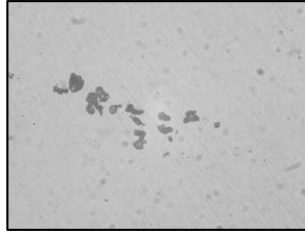
а



б

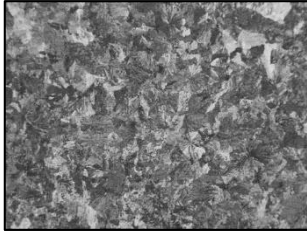


в

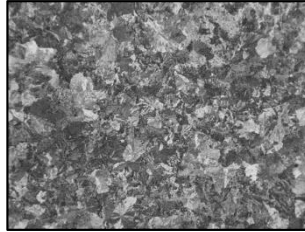


г

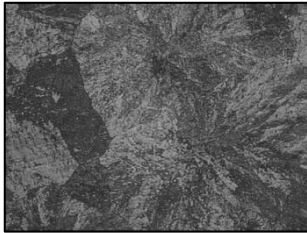
Рисунок 3.4 - Неметалеві включення дослідної сталі №4 (клас «D») після гарячої пластичної деформації: а, б – $\times 100$; в, г – $\times 1000$



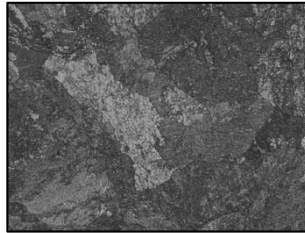
а



б

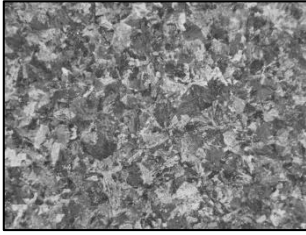


в

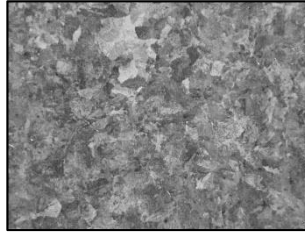


г

Рисунок 3.5 - Мікроструктура дослідної сталі №1 (порівняльна класу «С») після гарячої пластичної деформації: а, б – $\times 100$; в, г – $\times 800$



а



б

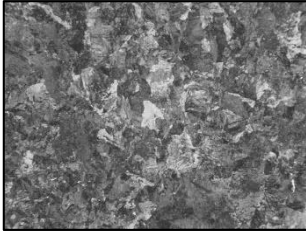


в

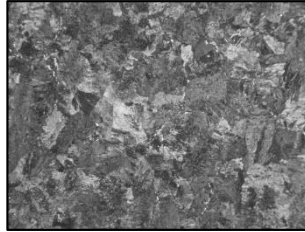


г

Рисунок 3.6 - Мікроструктура дослідної сталі №2 (клас «D») після гарячої пластичної деформації: а, б – $\times 100$; в, г – $\times 800$



а



б



в



г

Рисунок 3.7 - Мікроструктура дослідної сталі №3 (клас «D») після гарячої пластичної деформації: а, б – $\times 100$; в, г – $\times 800$

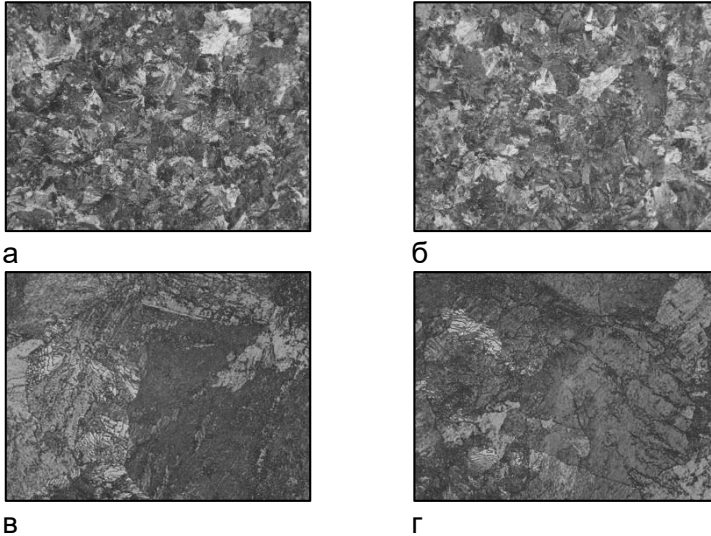


Рисунок 3.8 - Мікроструктура дослідної сталі №4 (клас «D») після гарячої пластичної деформації: а, б – $\times 100$; в, г – $\times 800$

Дослідні сталі підлягали термічній обробці, потім були виготовлені зразки для визначення механічних властивостей. Отримані результати механічних випробувань наведені в таблиці 3.4.

Для аналізу мікроструктури сталі злитків дослідного складу з головок зразків після випробувань на розтяг були виготовлені мікрошліфи. Характерний структурний стан наведений на рис. 3.9-3.12. Він являє собою пластинчастий перліт з невеликою кількістю доевтектоїдного фериту. Структура мартенситу не була виявлена.

Таблиця 3.4 – Механічні властивості сталі злитків дослідного складу після гарячої пластичної деформації та наступної термічної обробки

Злиток №	σ_B , Н/мм ²	$\sigma_{H/мм^2}^{0,2}$	δ , %	Ψ , %
1	1094,4	636,6	14,2	40,51
2	1114,4	671,8	14,6	40,36
3	1145,5	657,9	14,6	37,62
4	1086,6	564,6	14,8	44,19
Вимоги М107-М208	>157 psi (1082 Н/мм ²)	> 110 psi (758 Н/мм ²)	>14 %	> 15%

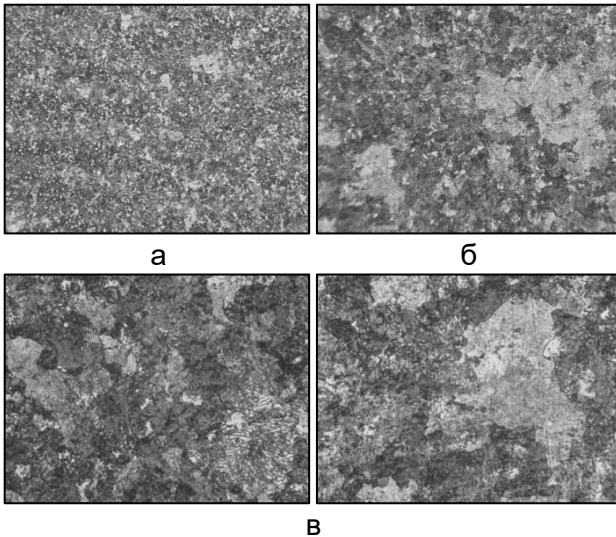


Рисунок 3.9 - Мікроструктура дослідної сталі №1 (клас «С») після гарячої пластичної деформації та термічної обробки: а – $\times 100$; б – $\times 400$; в – $\times 1000$

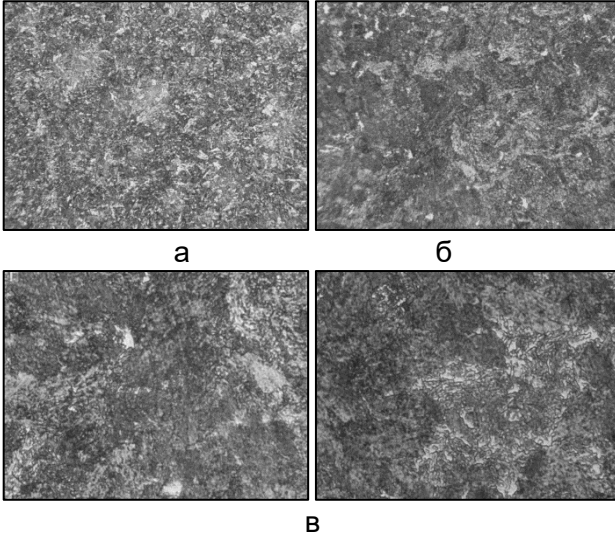


Рисунок 3.10 - Мікроструктура дослідної сталі №2 (клас «D») після гарячої пластичної деформації та термічної обробки: а – $\times 100$; б – $\times 400$; в – $\times 1000$

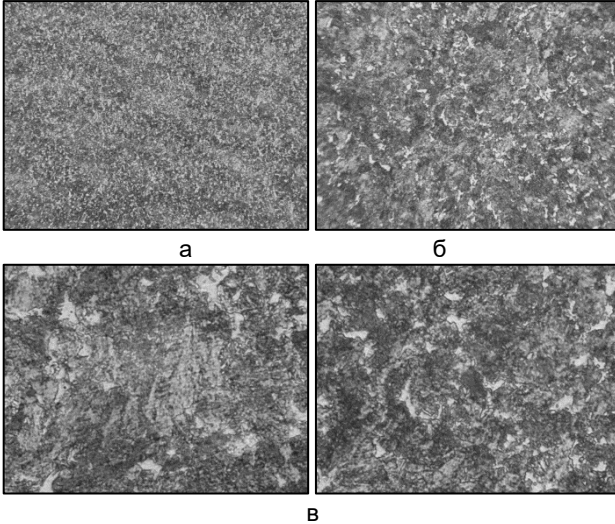


Рисунок 3.11 - Мікроструктура дослідної сталі №3 (клас «D») після гарячої пластичної деформації та термічної обробки: а – $\times 100$; б – $\times 400$; в – $\times 1000$

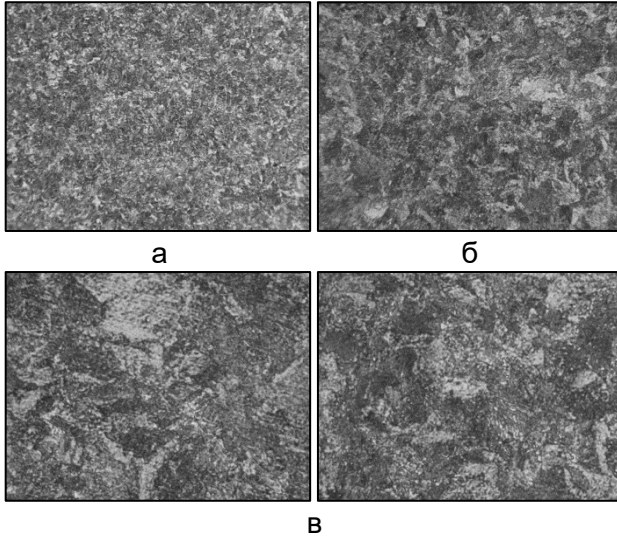


Рисунок 3.12 - Мікроструктура дослідної сталі №4 (клас «D») після гарячої пластичної деформації та термічної обробки: а, б – $\times 100$; в, г – $\times 400$; д, е – $\times 800$

Як видно з таблиці 3.4, механічні властивості термічно оброблених зразків, відібраних від гарячедеформованих злитків із дослідних сталей, перевищують вимоги стандарту AAR M-107/M-208 до коліс класу D (відносне подовження $> 14\%$; границя міцності $> 1082 \text{ Н/мм}^2$).

Дослідження структурного стану дослідних сталей 1-4 показало, що вони мають в основному перлітну структуру та незначну кількість (2-4%) доевтектоїдного фериту, що цілком задовольняє вимоги стандарту AAR M-107/M-208 до коліс класу D.

Таким чином, проведені лабораторні дослідження структури та властивостей дослідних легованих сталей дозволило дати рекомендації по розробці оптимального хімічного складу сталі (табл. 3.5) для виробництва коліс класу D за стандартом AAR

М-107/М-208 в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ». Отримано патент України UA 118143 на сталь для залізничних коліс.

Таблиця 3.5 – Рекомендований хімічний склад сталі для виробництва коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V
0,62-0,77	0,25-0,55	0,60-0,90	0,65-0,90	0,06-0,10	0,20-0,25	0,02-0,12

3.2 Розробка параметрів термічної обробки залізничних коліс

В промислових умовах було виплавлено дослідно-промислову плавку рекомендованого хімічного складу.

Було виконано дослідження кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні. Термокінетична діаграма наведена на рис. 3.13, а мікроструктура після досліджуваних швидкостей охолодження – на рис. 3.14. Встановлено, що при швидкостях охолодження до 1 °C/c формується повністю перлітна структура, при швидкості охолодження 2 °C/c кінцева структура складається з 15% перліту, 25% бейніту, решта – мартенсит та аустеніт залишковий. При швидкостях охолодження 5 °C/c та більше розпад аустеніту проходить з утворенням мартенситу.

В умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» була виготовлена дослідно-промислова партія залізничних коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208.

При подальшому виконанні роботи були відпрацьовані режими термічної обробки коліс, які

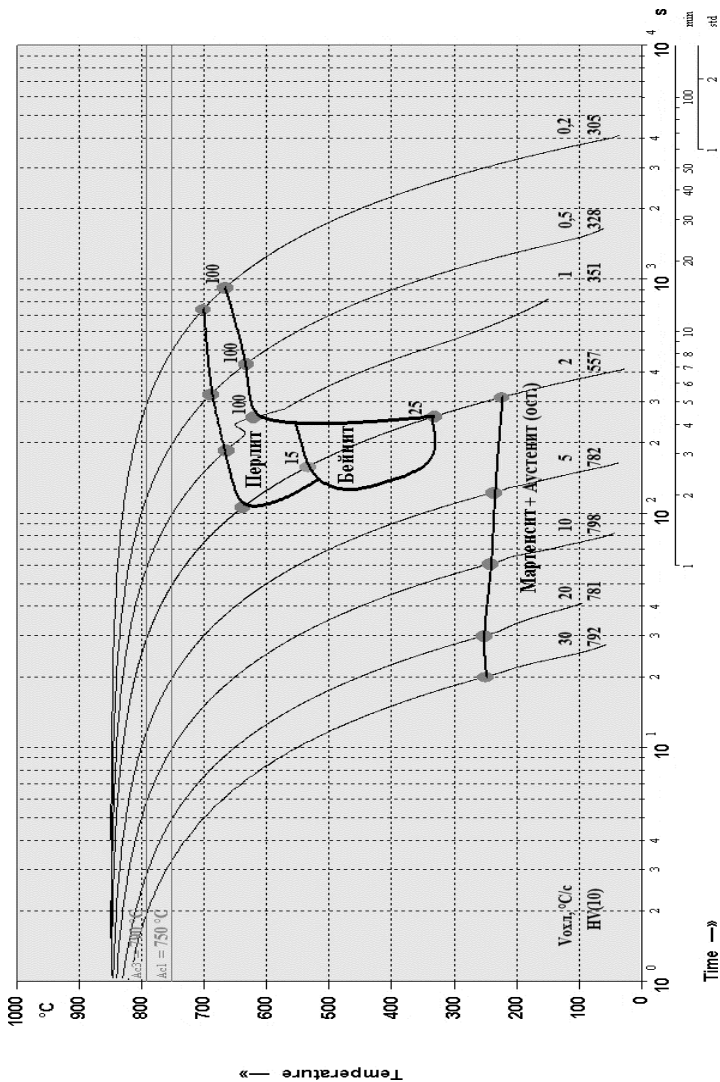


Рисунок 3.13 - Термокінетична діаграма розпаду аустеніту при безперервному охолодженні сталі для залізничних коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208

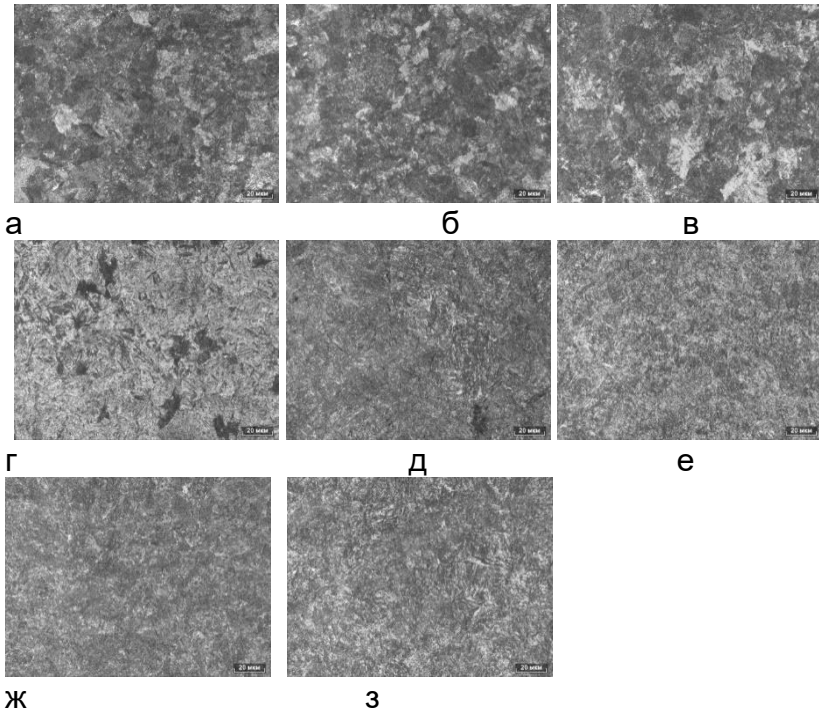


Рисунок 3.14 - Мікроструктура сталі для залізничних коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208 після безперервного охолодження зі швидкістю: а – $0,2^{\circ}\text{C/s}$; б- $0,5^{\circ}\text{C/s}$; в- 1°C/s ; г - 2°C/s ; д - 5°C/s ; е- 10°C/s ; ж - 20°C/s ; з - 30°C/s

забезпечують підвищення зносостійкості колісної продукції в експлуатації.

Світова практика виробництва і експлуатації суцільнокатаних коліс свідчить, що практично у всіх країнах-виробниках коліс останні піддаються термічній обробці з метою їх зміцнення і, отже підвищення експлуатаційної надійності як коліс, так і рухомого складу в цілому.

При термічному зміцненні підвищення міцності відбувається внаслідок подрібнення зерна в сталі і підвищення ступеня дисперсності карбідів. Підвищення опору пластичної деформації досягається також шляхом отримання в процесі термообробки структур з пластинчастими карбідами. З цього випливає, що для підвищення зносостійкості суцільнокатаних коліс необхідно проводити їх термічну обробку таким чином, щоб у всіх шарах ободу були отримані високодисперсні пластинчасті продукти розпаду аустеніту і дрібнозерниста будова сталі. Поряд з цим хімічний склад сталі повинен забезпечити мінімальну здатність до утворення на поверхні тертя загартованого шару, низькі напруження в ньому і високий опір крихкому руйнуванню структур, що утворюються.

Основними технологічними параметрами термічної обробки залізничних коліс є наступні:

1. Час нагрівання виробів в кільцевій печі під зміцнюючу термічну обробку (годин, хв.);
2. Температура нагрівання виробів в кільцевій печі під зміцнюючу термічну обробку ($^{\circ}\text{C}$);
3. Тривалість гартування виробів на вертикальній гартівній машині (с);
4. Температура води при гартуванні ($^{\circ}\text{C}$);
5. Витрата охолоджуючої рідини ($\text{м}^3/\text{год.}$);
6. Тривалість підстижування коліс після гартування перед відпуском (хв.);
7. Температура відпуску коліс ($^{\circ}\text{C}$);
8. Тривалість відпуску коліс (годин, хв.).

Режими термічної обробки залізничних коліс залежать від хімічного складу сталі та рівня механічних властивостей коліс, який необхідно одержати після неї.

Були розроблені наступні параметри термічної обробки коліс зі сталі дослідного хімічного складу. Параметри нагріву представлені в таблиці 3.6: тривалість гартування - 170 ± 5 с., температура води - 25 ± 2 °C, витрата охолоджуючої рідини 60-65 м³/год, тривалість підстижування коліс - 35 ± 5 хв., температура відпуску - 500 °C + 10 °C, тривалість відпуску – 2 год. 40 хв. ± 10 хв. Фактичні дані параметрів термічного зміцнення коліс наведені в таблиці 3.7.

Таблиця 3.6 – Параметри нагріву коліс класу D під зміцнюючу обробку

Температура печі по зонах, °C		Тривалість нагріву, годин, хв.	Схема посадки/ темп посадки	Температура коліс на ВГМ, °C
№ зони	вміст вуглецю, %			
	0,67-0,70			
I	885 $\pm$ 20	2 ¹⁵ $\pm$ 0 ¹⁵	2 – 2	860 $\pm$ 10
II	885 $\pm$ 20			
III	875 $\pm$ 20		1,47-1,82	
IV	875 $\pm$ 20		хв.	

Результати механічних випробувань коліс, термічно зміцнених за наведеними вище режимами термічної обробки, наведені в табл. 3.8 та 3.9. Контроль твердості темплетів після різних варіантів обробки здійснювався відповідно до вимог стандарту AAR M-107 / M-208 (рис. 3.15).

За результатами аналізу механічних властивостей встановлено, що розроблений хімічний склад дослідної сталі дозволяє отримати властивості колісної продукції, що

відповідають вимогам стандарту AAR M-107 / M-208 для сталі класу D.

Таблиця 3.7 - Реалізовані параметри термічного зміцнення коліс

Колесо №	Температура			Витрата води, м³/год	Температура води, °С	Температура перед відпуском, °С
	після печі	на ВГМ	Після охолодження			
003	850	нормалізація				
004	847	795 (затримка)	320	61-63	26	400
002	850	823	380			425
018	850	820	400			445
019	865	830	370			450
023	870	840	400			420

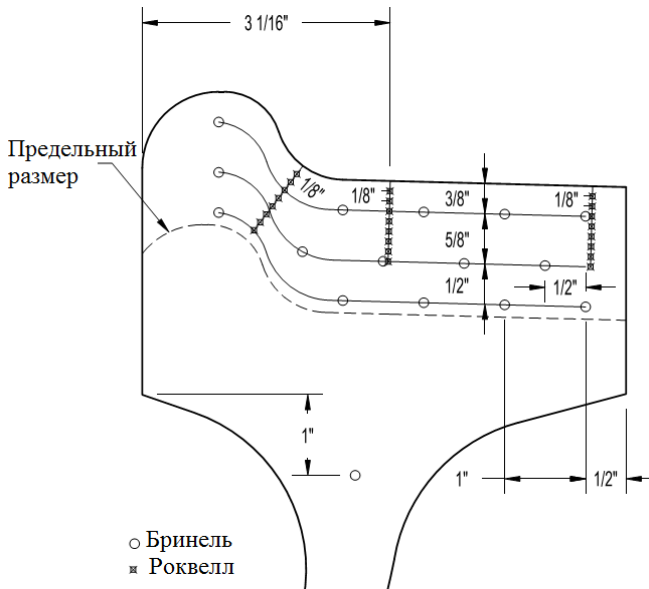


Рисунок 3.15 – Місця вимірювання твердості по AAR M-107/M-208

Таблиця 3.8 – Механічні властивості залізничних коліс пл. 12865 (клас D) при 65-80°F

Колесо №	Границя текучості σ_T , Н/мм ²	Тимчасовий опір σ_B , Н/мм ²	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Твердість, НВ
004	1133,2	1306,9	12,3	46,0	363-345- 337-345- 393 345-337- 393-393- 354 345-404- 354-354- 345 точка «А» 306
018	1143,1	1289,1	17,8	33,0	393-337- 337-337- 363 345-383- 404-383- 345 345-354- 363-393- 345 точка «А» 313
023	1136,4	1278,5	10,6	35,0	393-337- 337-345- 383 363-363- 404-354- 354 354-363- 373-383- 345 точка «А» 306
Вимоги AAR M- 107/M- 208 Клас D	min 758,4	min 1082,5	min 14,0	min 15,0	321-415

Таблиця 3.9 – Механічні властивості залізничних коліс пл. 12865 (клас D) при 1000°F

Колесо №	Границя текучості σ_T , Н/мм ²	Тимчасовий опір σ_B , Н/мм ²	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %
004	517,26	669	17,14	36,15
018	530,9	666,1	25,71	77,92
023	531,62	664,3	23,4	78,09
003 нормаліз.	446,47	592,7	29,14	67,35
Вимоги AAR M-107/M-208 Клас D	min 344,74	min 482,63	min 20,0	min 40,0

Дослідження мікроструктури показали ознаки утворення під час прискореного охолодження структур гартування (мартенситу) в поверхневому шарі ободів залізничних коліс, який поширюється на глибину до 15 мм (рис. 3.16). У точках 2...4 (рис. 3.17) спостерігається мікроструктура перліту зі слідами структурно вільного фериту по границях колишніх аустенітних зерен (рис. 3.18).

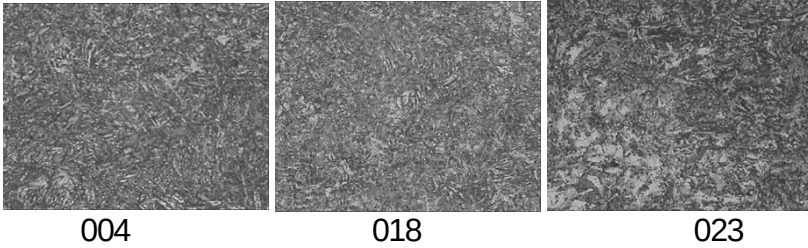


Рисунок 3.16 – Мікроструктура дослідних залізничних коліс після ТО. $\times 800$

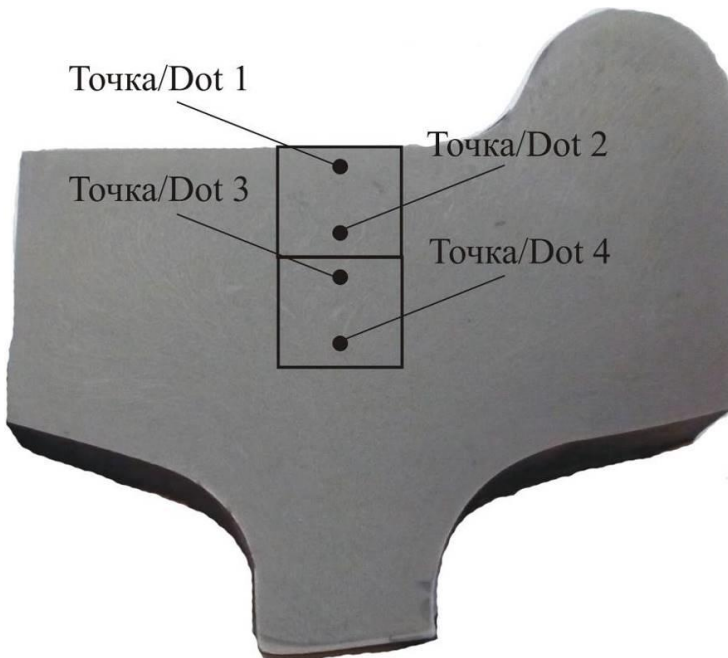
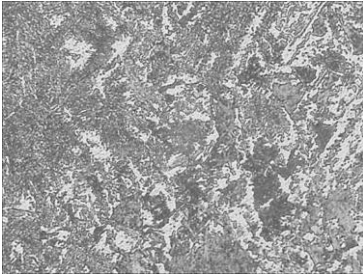
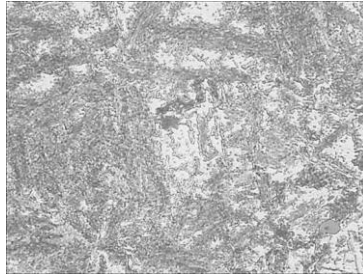


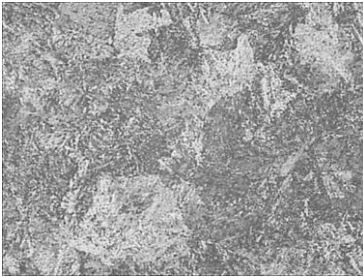
Рисунок 3.17 – Місця дослідження мікроструктури



Точка 1



Точка 2



Точка 3



Точка 4

Рисунок 3.18 – Мікроструктура ободу колеса № 019 пл. 12865 (клас D) в різних точках, $\times 800$

Дослідження впливу температурно-часових параметрів відпуску на твердість і пластичність металу ободів залізничних коліс виконувались на фрагментах ободів залізничного колеса № 19 з дослідної партії. Були досліджені наступні варіанти зміни параметрів відпуску:

- Час відпуску. Температура відпуску становила 510°C , тривалість відпуску 2 год. 30 хв., 2 год. 45 хв. і 3 год. 00 хв;

- Температура відпуску. Час відпуску становив 2 год. 15 хв. при температурі 550°C , 600°C , 620°C і 640°C .

Таким чином було досліджено вісім варіантів обробки. Результати вимірювання твердості представлені в таблиці 3.10.

Таблиця 3.10 – Твердість темплетів колеса № 019 пл. 12865 (клас D)

Варіант обробки	Температура відпуску, °C	Час/ год.- хв.	Твердість, HB		
			A	B	C
1 вихідний	510	2-15	420; 375; 363; 371; 418	360; 373; 395; 382; 395	357; 371; 431; 415; 361
2	510	3-00	415; 385; 363; 385; 415	354; 354; 375; 412; 385	359; 359; 418; 415; 341
3	510	2-45	407; 371; 358; 363; 421	354; 357; 381; 373; 395	348; 365; 409; 415; 348
4	510	2-30	415; 371; 358; 358; 413	357; 358; 381; 381; 401	354; 365; 415; 417; 365
5	550	2-15	363; 343; 321; 339; 395	326; 321; 359; 343; 377	317; 335; 418; 395; 326
6	600	2-15	381; 357; 349; 340; 376	338; 343; 344; 341; 366	336; 339; 380; 376; 359
7	620	2-15	352; 341; 338; 326; 354	316; 328; 326; 330; 350	329; 321; 359; 354; 330
8	640	2-15	340; 325; 323; 310; 330	310; 318; 315; 308; 329	318; 310; 331; 332; 307

За результатами вимірювання твердості, було прийнято рішення провести дослідження впливу двох варіантів відпуску (№ 2 і № 6 у табл. 3.10) на пластичні властивості металу. Результати представлені в таблиці 3.11.

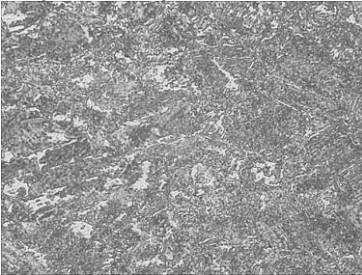
Таблиця 3.11 – Механічні властивості металу ободу колеса, обробленого за режимами № 2 і № 6 у табл. 3.10

Варіант обробки	Тимчасовий опір σ_B , Н/мм ²	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %
2	1227	12,6	39,6
6	1123	15,5	46,4

На темплетях після різних режимів відпуску були виконані мікроструктурні дослідження (рис. 3.19-3.22). Точки (позиції) дослідження мікроструктури відзначені на схемі (рис. 3.15). Даний діапазон, зазначений точками 1...4, дослідження мікроструктури охоплює зони виміру твердості на темплеті за AAR M-107/M-208 (А - 3/8" від поверхні кочення, В - 1" від поверхні кочення, С - 1,5" від поверхні кочення).

Дослідження мікроструктури показали наявність структур гартування (мартенситу) в поверхневому шарі ободів залізничних коліс, який поширюється на глибину до 15 мм. У точках 2 ... 4 спостерігається мікроструктура перліту зі слідами структурно вільного фериту по границях колишніх аустенітних зерен. Тривалість відпуску не вплинула значною мірою на мікроструктуру в аналізованих місцях темплетів. З підвищенням температури відпуску мартенситна структура перетворюється на структуру сорбіту відпуску, при цьому при температурі відпуску 600 °С спостерігається деяке підвищення твердості, що ймовірно пов'язано з твердофазним зміцненням, за рахунок виділення карбідів легуючих елементів – ванадію, хрому.

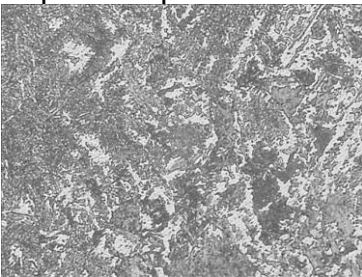
Варіант обробки №1



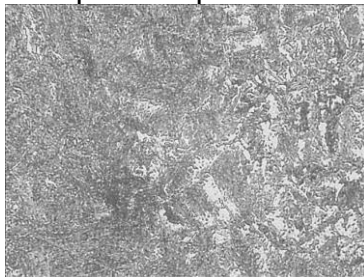
Варіант обробки №2



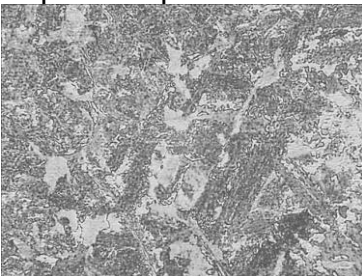
Варіант обробки №3



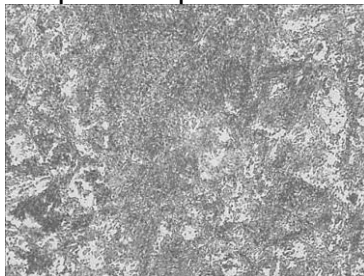
Варіант обробки №4



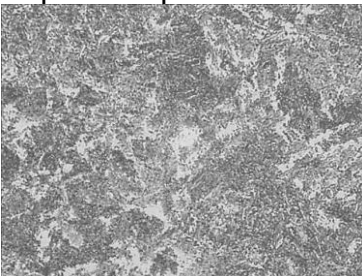
Варіант обробки №5



Варіант обробки №6



Варіант обробки №7



Варіант обробки №8

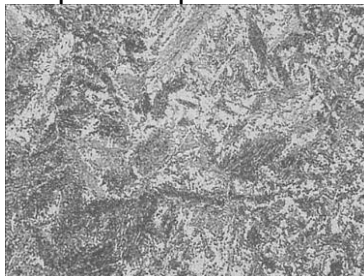
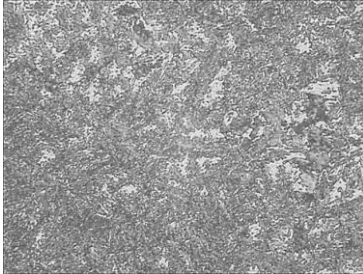
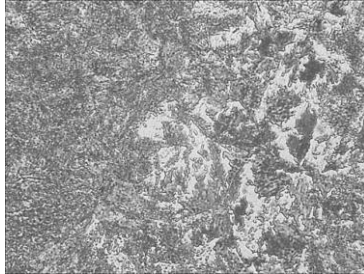


Рисунок 3.19 – Мікроструктура в точці 1

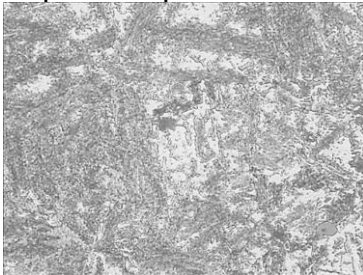
Варіант обробки №1



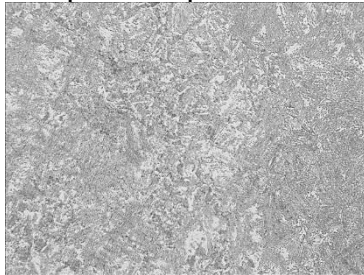
Варіант обробки №2



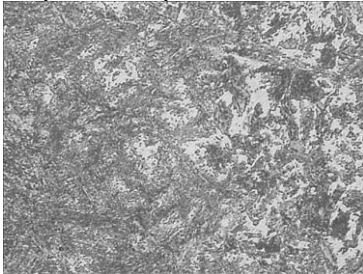
Варіант обробки №3



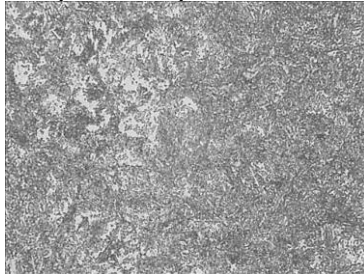
Варіант обробки №4



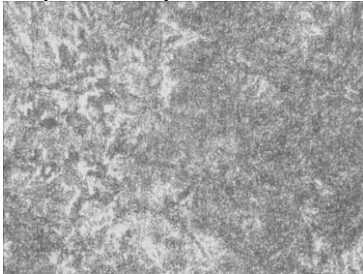
Варіант обробки №5



Варіант обробки №6



Варіант обробки №7



Варіант обробки №8

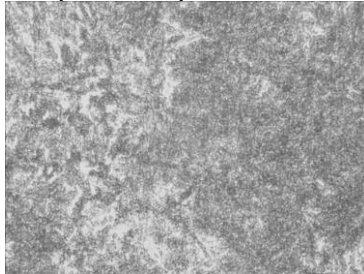
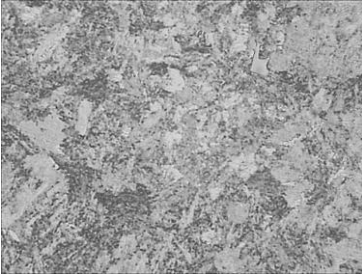


Рисунок 3.20 – Мікроструктура в точці 2

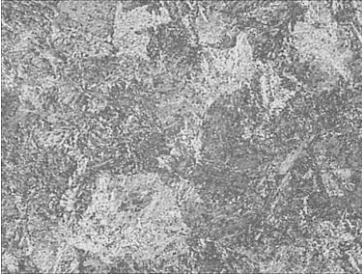
Варіант обробки №1



Варіант обробки №2



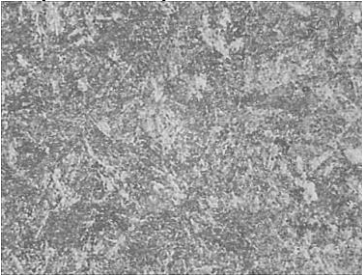
Варіант обробки №3



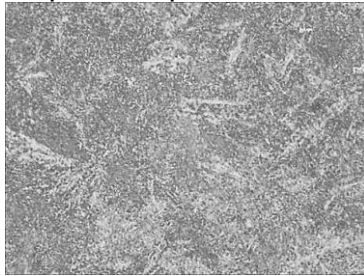
Варіант обробки №4



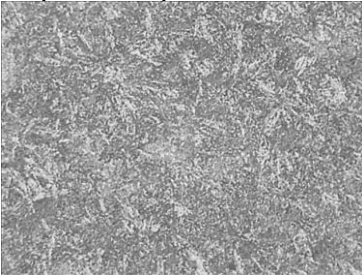
Варіант обробки №5



Варіант обробки №6



Варіант обробки №7



Варіант обробки №8

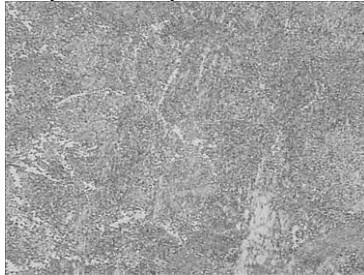
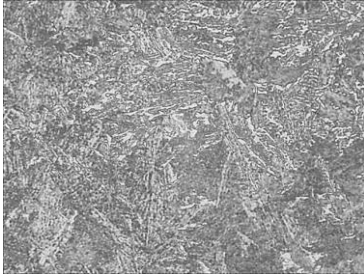
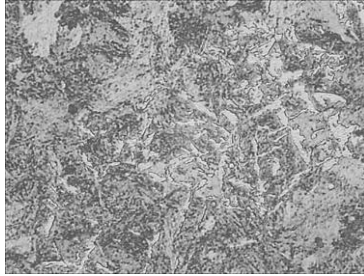


Рисунок 3.21 – Мікроструктура в точці 3

Варіант обробки №1



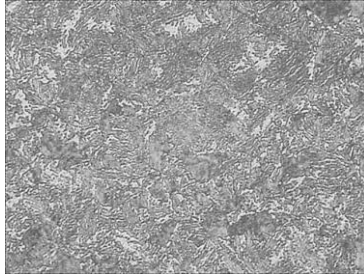
Варіант обробки №2



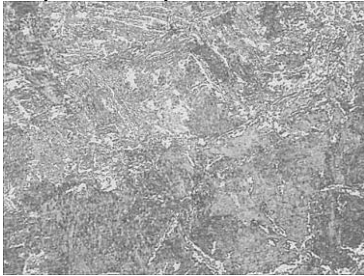
Варіант обробки №3



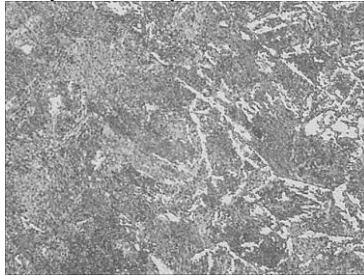
Варіант обробки №4



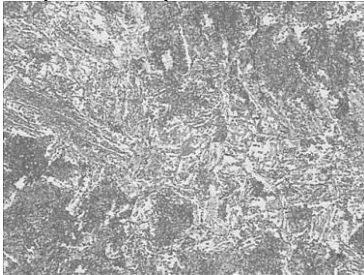
Варіант обробки №5



Варіант обробки №6



Варіант обробки №7



Варіант обробки №8

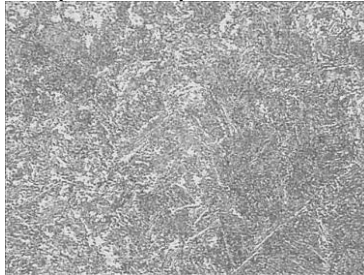


Рисунок 3.22 – Мікроструктура в точці 4

За результатами досліджень було запропоновано підвищити температуру відпуску до 600 °С, при якій спостерігається підвищення пластичності і одержання високих значень твердості, а також зниження температури нагріву під прискорене охолодження, з метою зниження стійкості аустеніту для запобігання отримання мартенситних структур в ободі залізничних коліс класу D.

Для 6 шт. коліс (№№ 09, 07, 13, 12, 08, 20) пл. № 12865 виконано дослідну термічну обробку за режимом, що відрізнявся тривалістю підстужування перед відпуском: температура нагрівання в кільцевій печі під зміцнюючу термічну обробку: 870 ± 20 °С, температура коліс на ВГМ: $840 + 10$ °С, тривалість гартування: 170 ± 5 с., температура води: 25 ± 2 °С, витрата охолоджуючої рідини: 60-65 м³/год., тривалість підстужування коліс: 50 ± 5 хв. або 35 ± 5 хв, температура відпуску: 600 °С + 10 °С, тривалість відпуску: 2 год. 30 хв. - 10 хв.

Результати контролю твердості на зовнішній поверхні 11 шт. дослідних коліс пл. 12865 класу D наведені в табл. 3.12.

Результати вимірювання твердості на зовнішній поверхні 10 шт. дослідних коліс пл. 12865 повністю відповідають вимогам ААР М-107/М-208.

Результати механічних випробувань зразків при температурі навколишнього середовища дослідних 11 шт. коліс наведені в табл. 3.13. Результати випробувань 6 зразків (№№ 21, 15, 17, 09, 13, 08) на розтяг при температурі навколишнього середовища повністю відповідають вимогам ААР М-107 / М-208.

Таблиця 3.12 – Результати вимірювання твердості на поверхні дослідних коліс

№ п/п	Тривалість підстужування	Номер колеса	Результат HB			
			1	2	3	4
1	35±5 хв.	7	36 8	36 2	36 7	37 8
2		8	36 2	35 5	36 0	37 1
3		9	37 2	36 8	37 0	37 9
4		12	35 9	35 3	36 2	37 4
5		13	36 5	35 7	36 0	37 1
6		20	36 6	36 3	37 1	37 6
7	50±5 хв.	10	39 1	39 0	39 2	39 4
8		15	39 4	39 2	39 4	39 4
9		16	40 0	40 1	40 0	40 0
10		17	39 1	39 0	39 0	38 9
11		21	40 1	39 7	39 9	40 0

Результати випробувань 5 зразків (№№ 16, 10, 07, 12, 20) на розтяг при температурі навколишнього середовища не відповідають вимогам AAR M-107/M-208:

– № 16, 10 - незадовільні значення подовження: 13,01% і 13,4% відповідно (при вимозі AAR M-107 / M-208 - min 14,0%);

– №№ 07, 12, 20 - незадовільні значення границі міцності - 1077 Н/мм^2 , 1077 Н/мм^2 та 1073 Н/мм^2 відповідно (при вимозі AAR M-107/M-208 - $\min 1082,5 \text{ Н/мм}^2$).

– № 12 - отримано незадовільне одне значення твердості (HB) в т. В 313 (при вимозі AAR M-107 / M-208 - 321-415 HB);

– № 20 - отримано незадовільне одне значення твердості (HB) в т. А 306 (при вимозі AAR M-107 / M-208 - 321-415 HB).

Результати випробувань зразків при температурі 1000°F дослідних 11 шт. коліс наведені в табл. 3.14. Результати випробувань 11 зразків при температурі 1000°F (538°C) відповідають вимогам AAR M-107/M-208.

Результати значень в'язкості руйнування наведені в таблиці 3.15.

Таким чином, результати досліджень тривалості підстужування показали, що підвищення часу підстужування з 35 хвилин до 50 хвилин приводить до підвищення міцністних властивостей металу залізничних коліс класу D, однак призводить до зниження характеристик пластичності.

Тому було прийнято рішення про повторну обробку 10 шт. коліс по режиму, що показав найкраще сполучення міцністних та пластичних властивостей: температура нагрівання в кільцевій печі під зміцнюючу термічну обробку: $870 \pm 20^\circ \text{C}$, температура коліс на ВГМ: $840 + 10^\circ \text{C}$, тривалість гартування - $170 \pm 5 \text{ с.}$, температура води: $25 \pm 2^\circ \text{C}$, витрата охолоджуючої рідини: $60\text{-}65 \text{ м}^3/\text{год.}$, тривалість підстужування коліс: $35 \pm 5 \text{ хв.}$, температура відпуску: $600^\circ \text{C} + 10^\circ \text{C}$, тривалість відпуску: 2 год. 30 хв. - 10 хв. Результати

контролю твердості на зовнішній поверхні 10 шт. дослідних коліс наведено в таблиці 3.16.

Таблиця 3.13 – Результати випробування зразків при температурі навколишнього середовища

№ колеса	Границя текучості σ_T , Н/мм ²	Тимчасовий опір σ_B , Н/мм ²	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Твердість, HB
21	957,89	1187	14	37,71	A 393-373-363-383-383 B 373-373-363-373-373 C 383-393-373-363-373
16	934,78	1174	<u>13,01</u>	38,66	A 415-345-354-363-383 B 404-337-345-337-354 C 354-345-345-345-393
15	907,25	1147	14,25	28,81	A 404-354-363-354-373 B 393-354-354-345-345 C 363-337-337-329-345
17	873,99	1134	14,6	36,65	A 393-345-345-345-354 B 373-337-345-345-337 C 354-393-383-383-363
10	891,06	1142	<u>13,4</u>	39,23	A 404-363-354-363-373 B 383-363-354-363-383 C 373-354-354-363-363
09	872,14	1113	14,22	40,83	A 363-329-345-337-354 B 354-329-363-354-345 C 329-373-363-373-337
07	846,17	<u>1077</u>	14,2	41,66	A 363-354-329-337-345 B 354-337-337-337-337 C 337-345-321-321-321
13	866,33	1095	15,9	43,69	A 363-329-337-337-329 B 354-329-337-329-337 C 354-345-345-345-337
12	842,40	<u>1077</u>	20,56	54,72	A 354-321-321-321-329 B 337- <u>313</u> -329-321-321 C 329-345-345-329-329
08	875,11	1113	14,2	41,20	A 363-337-337-337-337 B 354-329-337-337-337 C 337-354-363-345-337
20	834,68	<u>1073</u>	14,2	39,52	A 363- <u>306</u> -321-329-329 B 354-321-321-329-321 C 345-313-313-321-337
Вимоги ААР М-107/М-208 Клас D	min 758,4	min 1082,5	<u>min 14,0</u>	min 15,0	321-415

Таблиця 3.14– Результати випробування зразків при 1000°F

№ колеса	Границя текучості σ_T , Н/мм ²	Тимчасовий опір σ_B , Н/мм ²	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %
21	533,52	701,5	21,3	70,09
16	519,01	644,6	27,5	75,28
15	567,45	670,1	27,4	83,06
17	565,14	703,5	20,3	68,58
10	477,68	676,3	24,3	70,04
09	475,31	673,3	24,5	71,41
07	532,13	632	23,3	77,78
13	536,00	620,5	25,8	80,88
12	467,15	590,1	27,25	83,25
08	504,57	614,6	30,2	82,13
20	473,06	670,2	24,2	71,78
Вимоги AAR M-107/M-208 Клас D	min 344,73	min 482,63	min 20,0	min 40,0

Таблиця 3.15 – Результати випробувань на в'язкість руйнування

№ колеса	1	2
21	67,75	-
16	59,21	68,94
15	72,75	48,86
17	69,95	53,0
10	48,61	63,1
09	68,19	-
07	48,09	-
13	66,1	62,09
12	62,01	58,16
08	64,54	56,97
20	66,05	79,2
Вимоги AAR M-107/M-208	min 35,53 МПа·м ^{1/2}	

Таблиця 3.16 – Результати вимірювання твердості на поверхні дослідних коліс

№ п/п	Номер колеса	Результат НВ			
		1	2	3	4
1	25	381	380	385	379
2	26	386	382	393	381
3	27	384	390	389	384
4	28	383	382	380	389
5	30	378	393	384	387
6	49	378	379	387	390
7	51	385	387	390	392
8	52	382	384	389	391
9	53	380	384	379	388
10	54	383	380	382	388

Результати вимірювання твердості на зовнішній поверхні 10 шт. дослідних коліс повністю відповідають вимогам AAR M-107/M-208.

Результати механічних випробувань зразків при температурі навколишнього середовища дослідних коліс наведені в таблиці 3.17.

Вимірювання твердості (HB) по перерізу ободу дослідних коліс виконувалось у відповідності з AAR M-107/M-208 (рис. 3.15).

Результати випробувань трьох (№№ 49, 53, 54) зразків на розтяг при температурі навколишнього середовища повністю відповідають вимогам AAR M-107/M-208.

Результати випробувань 7 зразків (№№ 51, 52, 28, 27, 26, 25, 30) на розтяг при температурі навколишнього середовища не відповідають вимогам AAR M-107 / M-208 – незадовільні значення подовження: 11,02% - 13,58%, при вимозі AAR M-107 / M-208 - min 14,0% (табл. 3.17).

Результати замірів твердості (HB) по перерізу 10 коліс відповідають вимогам AAR M-107/M-208.

Результати випробувань зразків на розтяг при температурі 1000°F (538°C) дослідних коліс класу D (таблиця 3.18).

Результати випробувань 10 зразків на розтяг при температурі 1000°F (538°C) повністю відповідають вимогам AAR M-107 / M-208.

Проведені металографічні дослідження металу зразків з задовільним значенням відносного подовження (кол. №054) і з незадовільним (кол. №025) представлені на рис. 3.23 і 3.24, відповідно.

Аналіз мікроструктури показав, що причиною отримання низьких значень відносного подовження слугувала наявність в структурі металу обода колеса

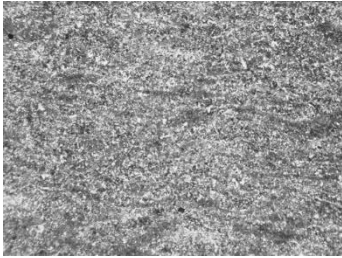
грубих ділянок з голчастою структурою. Такого роду відмінності в структурному стані можуть бути пов'язані в першу чергу з ліквідацією легуючих елементів по довжині безперервнолитої заготовки. Збагачені ділянки легуючими елементами більш схильні до загартування і, як наслідок, в них формуються структури бездифузійного перетворення.

Таблиця 3.17 – Результати випробування зразків при температурі навколишнього середовища

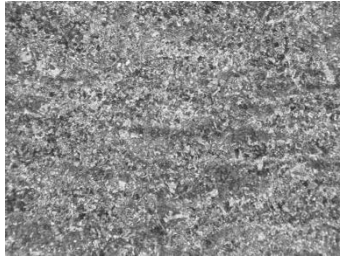
№ колеса	Границя текучості σ_T , Н/мм ²	Тимчасовий опір σ_B , Н/мм ²	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Твердість, HB
1	2	3	4	5	6
051	949,83	1229	<u>11,02</u>	27,88	A 373-329-321-321-354 B 354-372-354-337-329 C 345-354-354-354-329
049	897,30	1143	15,55	42,72	A 363-337-329-345-354 B 337-345-354-354-345 C 329-354-363-345-345
053	942,82	1183	14,96	37,87	A 373-337-337-345-363 B 345-329-363-345-345 C 345-363-373-345-345
052	920,16	1184	<u>13,0</u>	32,62	A 393-345-363-363-383 B 373-345-373-354-363 C 354-383-383-383-345
054	896,96	1142	14,37	38,35	A 393-354-354-363-387 B 363-337-337-337-345 C 345-373-393-345-354

Продовження табл. 3.17

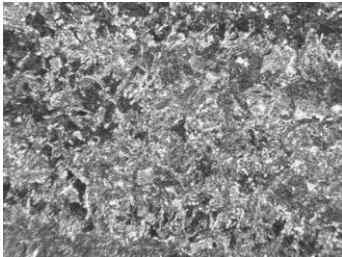
1	2	3	4	5	6
028	986,98	1246	<u>13,58</u>	37,71	A 373-345-345-354-354 B 354-345-393-373-363 C 345-373-363-393-354
027	883,54	1136	<u>13,0</u>	34,02	A 383-345-345-345-363 B 345-354-373-354-345 C 354-373-373-373-337
026	929,25	1190	<u>12,4</u>	32,30	A 383-337-354-345-363 B 345-363-373-383-363 C 345-363-354-383-363
025	970,79	1221	<u>11,42</u>	32,40	A 363-354-345-345-354 B 345-345-363-345-345 C 329-363-363-373-345
030	928,11	1165	<u>13,38</u>	35,04	A 373-337-337-337-354 B 345-345-363-354-337 C 345-354-363-363-329
Вимоги AAR M-107/M-208 Клас D	min 758,4	min 1082,5	<u>min 14,0</u>	min 15,0	321-415



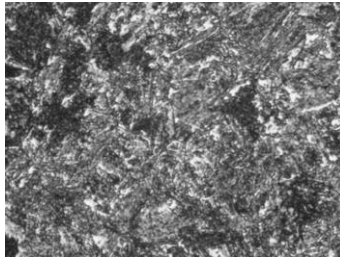
×50



×100

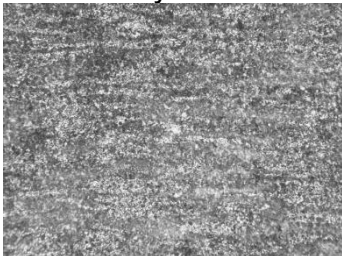


×400

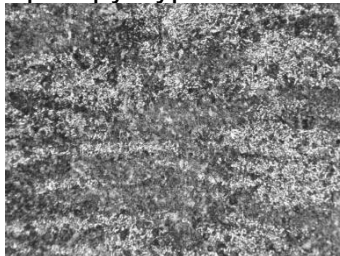


×1000

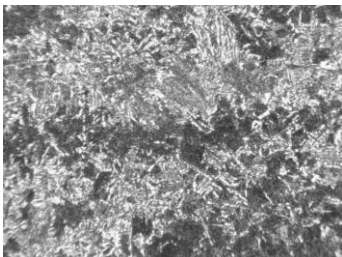
Рисунок 3.23 – Мікроструктура колеса № 54



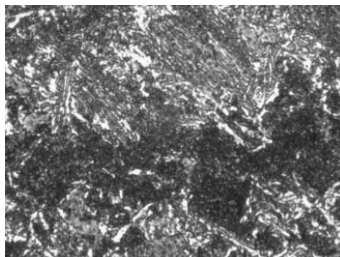
×50



×100



×400



×1000

Рисунок 3.24 – Мікроструктура колеса № 25

Таблиця 3.18 – Результати випробування зразків при 1000°F

№ колеса	Границя текучості σ_T , Н/мм ²	Тимчасовий опір σ_B , Н/мм ²	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %
051	506,46	676,3	23	73,76
049	539,02	657,8	25,3	79,43
053	496,83	615,8	26	68,71
052	550,25	643,1	24	75,95
054	514,39	685,5	21,5	73,41
028	509,48	629,6	22,25	73,93
027	485,99	642,3	27,25	76,60
026	522,43	651,2	25,5	74,50
025	623,18	688,7	22	73,29
030	503,60	646,4	23	78,78
Вимоги AAR M-107/M-208 Класс D	min 344,73	min 482,63	min 20,0	min 40,0

Для запобігання негативного впливу структур гартування на механічні властивості, п'ять коліс було попередньо нормалізовано для отримання рівномірного структурного стану та подрібнення зеренної структури, що повинно знизити стійкість аустеніту при термічній обробці і тим самим зменшити вірогідність отримання структур гарту. Наступна термічна обробка цих коліс виконувалась по рекомендованому режиму, але тривалість відпуску становила 3 години.

Результати випробувань зразків з колеса від цієї партії дослідних коліс на розтяг при температурі навколишнього середовища наведені в таблиці 3.19.

Вимірювання твердості (HB) по перерізу дослідних коліс виконувалось у відповідності з AAR M-107/M-208 (рис. 3.15).

Таблиця 3.19 – Результати випробування при температурі навколишнього середовища

№ колеса	Границя текучості σ_T , Н/мм ²	Тимчасовий опір σ_B , Н/мм ²	Відносне подовження δ , %	Відносна звуження ψ , %
038	874,78	1099	14,37	43,33
Вимоги AAR M-107/M-208 Клас D	min 758,4	min 1082,5	min 14,0	min 15,0

Результати випробувань на розтяг при температурі навколишнього середовища повністю відповідають вимогам AAR M-107/M-208 по показникам міцності і пластичності. Аналіз мікроструктури зразків з колеса №38 показав наявність рівномірної структури (рис. 3.25).

За розробленими режимами термічної обробки були оброблені 5 коліс, в результаті отриманий високий комплекс їх механічних властивостей (табл. 3.20).

Таким чином, були розроблені режими термічної обробки залізничних коліс, які в сукупності з оптимальним хімічним складом сталі забезпечують

виконання вимог стандарту AAR M-107/M-208 до виробів класу D.

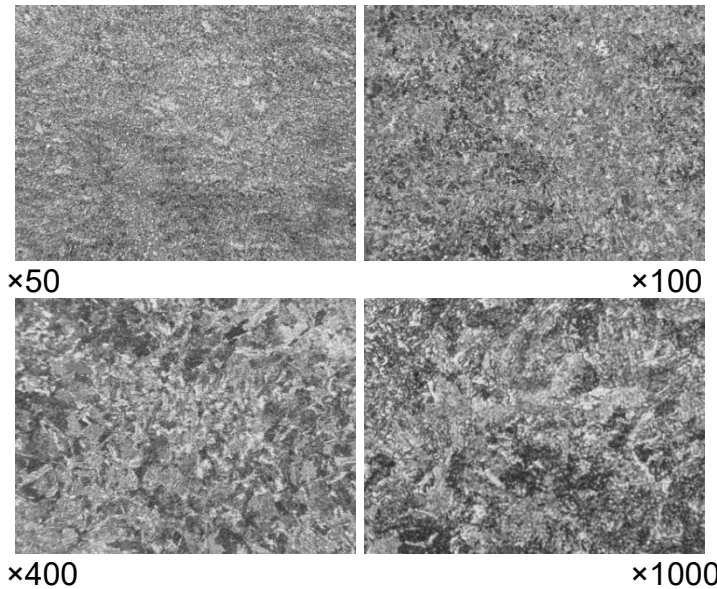


Рисунок 3.25 – Мікроструктура колеса № 38

Таблиця 3.20 – Механічні властивості ободів коліс, оброблених за рекомендованими режимами термічної обробки

№ коліс	Границя текучості σ_T , Н/мм ²	Границя міцності σ_B , Н/мм ²	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Твердість, HB
014	894,07	1140	14,24	38,99	386
005	917,28	1147	14,28	36,26	341
006	951,66	1167	14,57	39,06	377
011	934,21	1176	17,14	42,64	347
022	849,12	1095	14,4	40,44	374

3.3 Дослідження експлуатаційних властивостей дослідних залізничних коліс

Стандартом М-107/М-208 Додатком С "Дозвіл на пробну партію коліс класу D» передбачається проведення лабораторних випробувань на визначення відносної зносостійкості і відшаровування в порівнянні з колесами класу С. Стандартом рекомендуються такі умови проведення випробувань:

1) на зносостійкість:

- тиск на контакті 319500 psi, що відповідає 2246 Н/мм²;

- проковзування 0,75%;
- тривалість 500000 циклів.

2) на відшаровування:

- тиск на контакті 159750 psi, що відповідає 1101,4 Н/мм²;

- проковзування 0,3%;
- тривалість - до початку відшаровування.

Головною метою даних випробувань є оцінка втрати маси при випробуваннях на знос і кількості циклів до появи контактно-втомних пошкоджень (відшаровування) в зразках зі сталей з різним хімічним складом, структурним станом і рівнем механічних властивостей.

Дані випробування вимагають безперервного циклічного навантаження зразків, що обертаються в фрикційній парі з контртілом, для створення на їх поверхні кочення тертя кочення з проковзуванням.

Як відомо, зношування є різновидом втомного руйнування – руйнування і відділення матеріалу з поверхні твердого тіла або накопичення залишкової деформації при терті, які проявляються в поступовій зміні розмірів і (або) форми тіла. Знос – це результат

зношування, що визначається у встановлених одиницях, а зносостійкість – здатність матеріалу чинити опір зношуванню, що оцінюється величиною, зворотної швидкості або інтенсивності зношування (ГОСТ 27674-88).

Втомне руйнування, в свою чергу, – це руйнування, що протікає під дією напружень, набагато менших границі міцності і текучості.

Втрата маси і кількість циклів до появи контактно-втомних пошкоджень характеризують опір матеріалу зносу і контактної втоми при циклічному контактному навантаженні.

Випробування на зносостійкість слід проводити з метою вирішення одного або декількох наступних завдань:

- отримання триботехнічних характеристик конструкційних і мастильних матеріалів, необхідних для обґрунтованого вибору матеріалів і мастил при проектуванні вузлів тертя;
- оперативного оцінювання ефективності заходів щодо вдосконалення властивостей матеріалів і конструкцій, сполучень що труться;
- дослідження закономірностей тертя і зношування, до яких відноситься комплекс робіт по визначенню впливу різних чинників на швидкість зношування та абсолютну величину зносу;
- пошуку нових матеріалів і дослідження їх зносостійкості;
- отримання вихідних даних для розрахунків елементів машин на тертя і зносостійкість;
- визначення характеристик процесу зношування і відповідного їм ступеня втрати працездатності;

- визначення зміни вихідних параметрів виробу і, в першу чергу, параметрів безпеки в залежності від зносу окремих елементів;
- вибору найкращих конструктивно-технологічних рішень;
- вибору оптимальних умов експлуатації та режимів роботи машин і приладів;
- контролю зносостійкості матеріалів, пар тертя і виробів;
- здійснення контролю технологічної стабільності виробництва триботехнічних матеріалів і готової продукції за критеріями тертя і зношування;
- оцінки надійності і безпеки вузлів тертя і їх окремих елементів (в тому числі при сертифікації) за параметрами зносостійкості.

Для досягнення кожної з цілей випробувань на зносостійкість, зазначених вище, слід встановлювати раціональний цикл випробувань (РЦВ), при якому ієрархічно побудовані етапи випробувань передбачають використання результатів випробувань на попередньому етапі при проведенні випробувань на наступних етапах.

За етап випробувань в РЦВ приймаються лабораторні випробування зразків з матеріалу при варіаціях навантаження і (або) температури при різних умовах і видах впливу навколишнього середовища. Характеристикою отриманих даних при цьому є оцінка сумісності даних: визначення граничних силових і теплових навантажень і встановлення критичних точок, після яких спостерігається помітна зміна сили тертя або зменшення зносостійкості.

Випробування зразків матеріалу повинні відповідати таким умовам:

- випробування проводять в умовах, що можливо ближче моделюють умови експлуатації матеріалів у конструкціях або машинах, види навантаження, діючі навантаження, швидкості, температури, умови мастила, абразивне середовище;
- методи випробувальних зразків та випробувальні машини повинні бути стандартними і повинні забезпечувати порівнянність результатів, проведених різними дослідниками;
- умови і методи випробування повинні забезпечувати отримання характеристик зносостійкості в даних умовах з найменшим впливом конструктивних особливостей зразків.

Випробування на зносостійкість при виконанні даної роботи проводяться у відповідність до ГОСТ 30480 «Обеспечение износостойкости изделий. Методы испытаний на износостойкость. Общие требования». Випробувань на відшаровування проводяться у відповідність до Р 50-54-30-87 «Расчеты и испытания на прочность. Методы испытания на контактную усталость. Рекомендации».

Для випробувань на зносостійкість і контактно-втомну міцність використовується випробувальна машина моделі СМЦ-2. Випробувальна машина СМЦ-2 призначена для випробування матеріалів на знос і визначення їх антифрикційних властивостей при терті ковзання і терті кочення при нормальних температурах з парами зразків диск-диск, диск-колодка і диск-вал. При терті кочення і кочення з проковзуванням контакт здійснюється по зовнішній поверхні дисків (зразків). На верхній і нижній вали з встановленими на них зразками 6 (рис. 3.26) обертання передається від асинхронного електричного двигуна 1 через клиноремінну передачу, контрпривід 2, муфту і вали 3-5. Навантаження

задається навантажуючим пружинним пристроєм 8 через рухливу верхню бабку 7.

Момент тертя вимірюється за допомогою індуктивного датчика по скручуванню пружного елемента і безперервно реєструється на стрічці електронного потенціометра.

Установка має набір змінних герметичних камер, що дозволяють проводити випробування в рідких середовищах.

Основні технічні характеристики установки:

- Число оборотів валу нижнього зразка, об/хв: 300, 500, 1000;
- Коефіцієнт проковзування круглих зразків з однаковими діаметрами, %: 0, 10, 15, 20;
- Діапазон вимірювань моменту тертя, Н·мм: 14,7...147;
- Навантаження на зразки, Н: 196...1960;
- Діаметр круглих зразків, мм: 35...50;

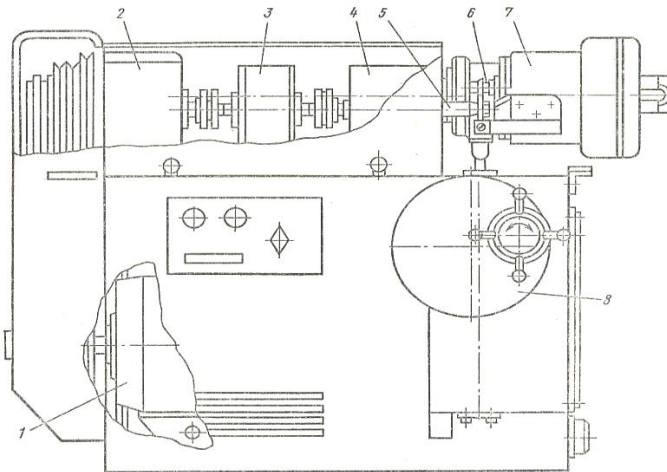


Рисунок 3.26 – Схема випробувальної машини СМЦ-2.

Для випробувань на зносостійкість і контактнo-втомну міцність використовуються круглі зразки (диски) з зовнішнім діаметром 35...50 мм, з чистотою поверхні кочення після механічної обробки 8 класу (рис. 3.27). На верхній вал встановлюється контртіло, з твердістю, більшою твердості випробуваного зразка.

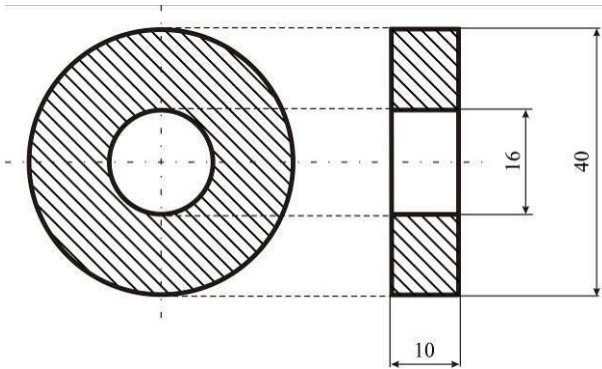


Рисунок 3.27 – Геометричні розміри зразків і контртіла для випробувань на зносостійкість і контактнo-втомну міцність.

Для проведення випробувань на зносостійкість і контактнo-втомну міцність зразків сталей дослідного хімічного складу була розроблена методика, яка була погоджена з Асоціацією американських залізниць (The Association of American Railroads).

Порівняльні випробування металу ободів коліс класу C і D проводились в присутності представника Association of American Railroads.

Випробування на зносостійкість проводяться у відповідності до ГОСТ 30480 в 2 етапи. Перший етап – приробка поверхонь кочення зразків. На нижній вал СМЦ-2 встановлюють випробувальний зразок, на верхній –контртіло, твердість якого більше твердості випробувального зразка. Після

встановлення зразків проводиться запуск випробувальної машини. Навантажуючим пружинним пристроєм задається випробувальне навантаження в контакт зразок-контртіло, і проводиться приробіток поверхонь кочення зразків протягом 10 000 циклів (30 хв). Після чого машина зупиняється, знімають зразки з валів і готують їх до другого етапу.

Другий етап – основне випробування. Зразки очищують етиловим спиртом від продуктів зносу і зважують з допомогою аналітичних ваг АДВ-200М з точністю до 0,0001 г для визначення їх початкової маси m_0 . Після установки зразків при холостому ході (без навантаження) проводиться регулювання діапазону вимірювання моменту тертя за шкалою електронного потенціометра, виставляється момент тертя, що дорівнює 0 Н·мм. Проводиться навантаження зразка до випробувального навантаження.

Випробування проводяться при коефіцієнті ковзання 10%, в умовах сухого тертя. Швидкість обертання нижнього шпинделя становить 300 оборотів за хвилину.

Після проведення випробування, зразки знімають з валів, очищують етиловим спиртом і зважують для визначення їх кінцевої маси m_k .

Критерієм оцінки опору зносу приймається втрата маси випробуваного зразка в процесі випробувань.

Випробування на контактну-втомну міцність (відшаровування) проводять відповідно до Р 50-54-30 в 2 етапи. Перший етап – приробка поверхонь кочення зразків. На нижній вал СМЦ-2 встановлюють випробувальний зразок, на верхній

– контртіло, твердість якого більше твердості випробувального зразка. Після встановлення зразків проводиться запуск випробувальної машини. Навантажуючим пружинним пристроєм задається випробувальне навантаження в контакт зразок-контртіло, і проводиться приробіток поверхонь кочення зразків протягом 10 000 циклів (30 хв). Після чого машина зупиняється, знімають зразки з валів і готують їх до другого етапу.

Другий етап – основне випробування. Зразки очищують етиловим спиртом від продуктів зносу. Після установки зразків при холостому ході (без навантаження) проводиться регулювання діапазону вимірювання моменту тертя за шкалою електронного потенціометра, виставляється момент тертя, що дорівнює 0 Н·мм. Проводиться навантаження зразка, повільно і плавно обертаючи гвинт навантаження до випробуваного навантаження.

Випробування проводяться з безперервною подачею на контактуючі поверхні зразка і контртіла мастила, що складається з 75% гасу і 25% машинного масла. Машинне масло запобігає стирання поверхневого шару зразка, в якому зароджуються втомні тріщини. Гас має високу рідкотекучість і добре заповнює утворюються втомні тріщину. При додатку навантаження він розклинює тріщину, прискорює зародження контактної-втомних пошкоджень і проведення випробувань в цілому.

Критерієм оцінки опору контактної-втомним руйнуванням приймається кількість циклів навантаження до появи перших слідів викришування на поверхні тертя випробуваного

зразка.

Величину випробувального навантаження вибирають з розрахунку необхідної величини напруження в контакті в процесі випробування. Величина тиску в контакті складається з величини нормального напруження (σ_n) навантаження зразка і величини дотичного напруження (τ) від сил тертя в місці контакту зразка з контртілом в процесі випробування:

$$P = \sqrt{\sigma_n^2 + \tau^2}$$

Величина нормального напруження дорівнює:

$$\sigma_n^2 = 0,42 \cdot \sqrt{Q \cdot E \cdot r_n}$$

де: E - модуль пружності, для сталі рівний 210000 Н/мм²;

Q - погонне навантаження;

r_n - приведений радіус зразків.

$$Q = \frac{F}{L}$$

де: F - прикладне навантаження до зразка, Н;

L - ширина зразка, мм.

$$\frac{1}{r_n} = \frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2}$$

де: r_1 - радіус зразка, мм;

r_2 - радіус контртіла, мм.

$$\tau = \sigma_n \cdot f$$

Для визначення силових параметрів в зоні контакту зразка з контртілом були обрані попередні параметри випробування зразків на зносостійкість представлені в таблиці 3.21. Результати випробування і загальний вигляд поверхні кочення зразків до випробування і після представлені в табл. 3.22 і на рис. 3.28.

Таблиця 3.21 - Параметри випробувань на знос

Зразок	Параметри випробування				
	Навантаження, Н	Нормальне напруження, Н/мм ²	Дотичне напруження, Н/мм ²	Напруження в контакті, Н/мм ²	Кількість циклов
С 1	1176	660,03	765,63	1010	250000
D 1	1176	660,03	765,63	1010	250000

Таблиця 3.22 - Результати порівняльних випробувань на знос

Зразок	Вага початкова m_0 , г	Вага кінцева m_k , г	Втрата ваги, г
С 1	82,0712	80,1802	1,8910
D 1	79,9816	78,1253	1,8563



Рисунок 3.28 - Вид поверхні кочення зразків до і після випробувань.

Випробування при навантаженні 1176 Н (напрузі в контакті 1010 Н/мм²) призвело до пластичної деформації контактуючих поверхонь зразків як з колеса марки С так і з колеса марки D – «С 1» і «D 1» відповідно, що могло істотним чином вплинути на результати випробування зносостійкості. Пластична деформація зразків викликана перевищенням в зоні контакту зразка і контртіла величини границі текучості матеріалу. Тому для запобігання пластичної деформації зразків у процесі випробування на зносостійкість навантаження було знижено до 686 Н (напруження в контакті 787 Н/мм²).

За розробленою методикою досліджували по два зразка (по одному зразку на випробування зносостійкості та відшаровування) від чотирьох коліс (одне колесо класу С та три колеса, № 29, 32, 41 класу D) (рис. 3.9).

Схема відбору проб для виготовлення зразків наведена на рис. 3.30. Проби вирізались з підповерхневих шарів ободів колеса, що досліджуються.

Випробування на зносостійкість проводили у відповідності до розробленої методики на циліндричних зразках діаметром 40 мм та товщиною 10 мм (рис. 3.27). Твердість дослідних зразків наведено в таблиці 3.23. Контртіло виготовлено зі сталі У7 з твердістю 47 ± 1 HRC (450 ± 10 HB).



кол. класу С

клас D колесо №29



клас D колесо №329

клас D колесо №41

Рисунок 3.29 - Загальний вигляд зразків для порівняльних досліджень зносостійкості і на відшарування під навантаженням металу коліс класу С і D.

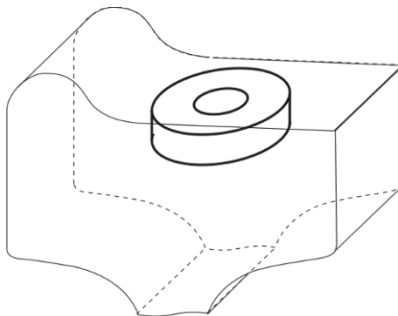


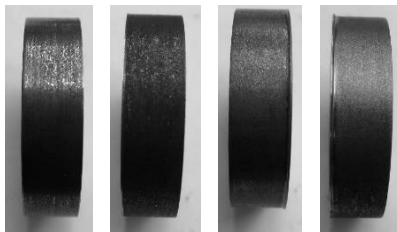
Рисунок 3.30 - Схема відбору проб з обода залізничного колеса.

Таблиця 3.23 - Твердість зразків з коліс класу С та D (AAR M-107 / M-208)

Маркування	HRC			
	1	2	3	Ср.
С-1	32,5	31	30,5	31,3
С-2	30,5	32,5	30	31
29-1	36	37	38	37
29-2	37	35	36	36
32-1	37	35	36	36
32-2	36	36	34	35,3
41-1	35	33,5	34	34,2
41-2	36	35	34	35

Критерієм оцінки зносостійкості приймається втрата маси випробуваного зразка в процесі випробувань. Результати випробування наведені в таблиці 3.24. Загальний вигляд зразків після випробування наведено на рис. 3.31.

Величина моменту тертя під час випробування зразків реєструвалася потенціометром машини на діаграмі. Момент тертя під час випробування зразків дорівнював 1127-1176 Н·см.



кол. кл. С

кл. D №29

кл. D №32

кл. D

№41

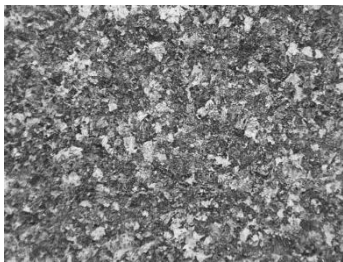
Рисунок 3.31 - Загальний вигляд зразків після випробування на зносостійкість.

Таблиця 3.24 – Результати замірів маси зразків

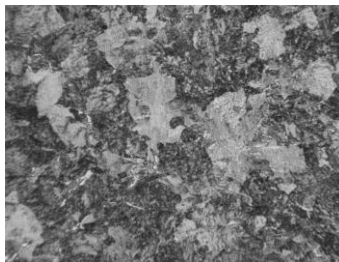
Зразок	Початкова маса зразку, гр	Маса зразку після випробування, гр	Втрата маси зразку, гр	Навантаження, Н	Момент тертя, Н·см	Кількість циклів
С (клас С)	82,3913	78,2913	4,10	686	1176	500 000
29 (клас D)	79,4852	75,7431	3,7421	686	1127	500 000
32 (клас D)	80,0528	76,2841	3,8187	686	1156	500 000
41 (клас D)	81,8480	77,9156	3,9324	686	1176	500 000

Результати випробувань зразків на зносостійкість показали, що метал досліджуваних коліс класу D, маючи більш високий рівень твердості (табл. 3.23), також має більшу (до 10 %) зносостійкість в порівнянні з металом колеса класу С.

В роботі було проведено аналіз мікроструктури зразків, що випробовувались (рис. 3.32-3.35).

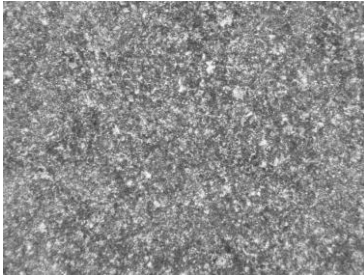


×100

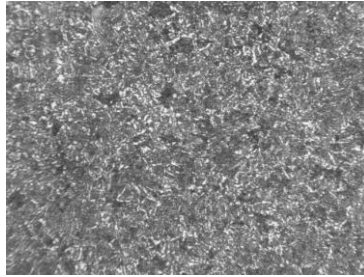


×400

Рисунок 3.32 - Мікроструктура металу зразка з колеса класу С.

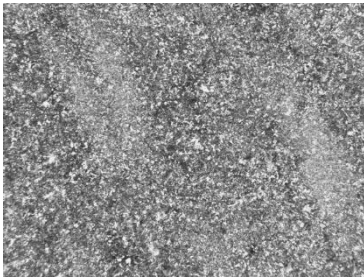


×100

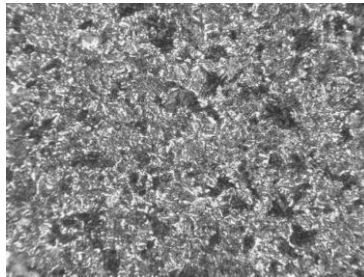


×400

Рисунок 3.33 - Мікроструктура металу зразка з колеса № 29 класу D.

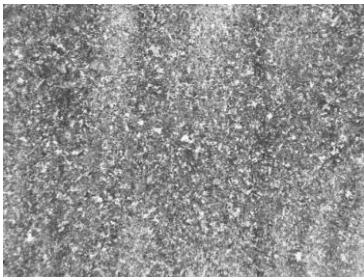


×100

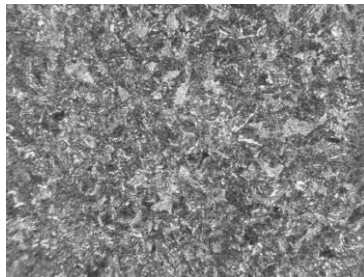


×400

Рисунок 3.34 - Мікроструктура металу зразка з колеса № 32 класу D.



×100



×400

Рисунок 3.35 - Мікроструктура металу зразка з колеса № 41 класу D.

Аналіз мікроструктури показав, що метал зразків, що виготовлені з коліс класу D, є більш дисперсним. Розмір зерна металу колеса класу C дорівнює 6 номеру, а металу коліс класу D – 10-11 номеру. Цей факт також міг слугувати підвищенню зносостійкості металу коліс класу D.

Подрібнення зерна приводить до підвищення опору сталі пластичній деформації [95] і підвищенню зносостійкості [25, 95- 97].

Проведені дослідження впливу структурного стану вуглецевої сталі на її службові й експлуатаційні властивості показали, що при однаковому рівні міцності вуглецеві сталі можуть мати різну зносостійкість у залежності від структурного стану. Отримані залежність вагового зносу циліндричних зразків із вуглецевої сталі від величини дійсного зерна показано, що при здрібнюванні дійсного зерна від 0,031 до 0,015мм відбувається підвищення як ударної в'язкості, так і зносостійкості зразків із досліджуваної сталі.

Здрібнювання дійсного зерна практично не впливає на міцнісні характеристики досліджуваної сталі. Найбільш чутливою до зміни величини зерна є ударна в'язкість, що підтверджують результати досліджень, отриманих авторами [97]. Відомо, що ударна в'язкість характеризує опір матеріалу локальним пластичним деформаціям, що зосереджені в невеликих обсягах біля концентратора напружень (надрізу). Дрібне зерно зменшує неоднорідність розподілу деформацій у мікрообсягах структурних складових, що і приводить до підвищення ударної в'язкості та зносостійкості [97].

В роботі були проведені дослідження металу коліс класу C і D, виготовлених за стандартом

М 107/М208, на відшарування під навантаженням.

Критерієм оцінки опору контактно-втомним руйнуванням приймається кількість циклів навантаження до появи перших слідів викришування на поверхні тертя випробуваного зразка. Контроль появи перших слідів викришування проводиться візуально з використанням збільшувального скла (лупи) через кожні 50 000 циклів.

Результати досліджень приведені в табл. 3.25.

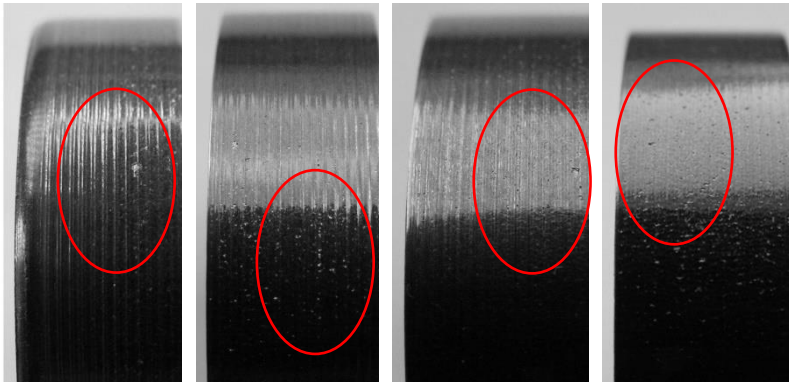
Таблиця 3.25 – Випробування на відшарування (контактно-втомну міцність) під навантаженням металу коліс класу С і D

Зразок	Кількість навантаження до появи перших слідів викришування	циклів до появи слідів
Порівн. (С)	1 700 000	
к. 29 (D)	2 550 000	
к. 41 (D)	2 650 000	
к. 32 (D)	3 000 000	

Як видно з результатів випробувань (табл. 3.25) контактно-втомна міцність (стійкість до відшарування) у металу коліс класу D на 52,9–76,4% більш висока, ніж у металу коліс класу С – $2,6\text{--}3 \times 10^5$ циклів навантаження до появи перших слідів викришування проти $1,7 \times 10^5$ циклів. Вищербини на поверхні кочення зразків після випробувань показані на рис. 3.36.

Більш висока стійкість металу коліс класу D до відшарування в порівнянні з металом коліс класу С пояснюється більш високим рівнем її твердості – 34,2–37,0 HRC проти 31,0–31,3 HRC (табл. 3.23). Оскільки твердість характеризує опір матеріалу до деформації

[82], то для зародження тріщини, її зростання і утворення втомної вищербини для більш міцної сталі необхідне більше напруження (навантаження), або більша кількість циклів навантаження в порівнянні з менш міцною сталлю. Отже, для підвищення контактно-втомної міцності сталі необхідно підвищувати її опір до пластичної деформації.



Порівн. (С) к. 29 (D) к. 41 (D) к. 32 (D)

Рисунок 3.36 – Вищербини на поверхні кочення зразків після випробувань

Залізничні колеса класу D, виготовлені з урахуванням рекомендацій, пройшли сертифікацію AAR та полігонні випробування.

ГЛАВА 4 РОЗРОБКА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ СТАЛІ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС З ПІДВИЩЕНОЮ СТІЙКІСТЮ ДО ЗНОСУ ТА ВИСОКОЮ СТІЙКІСТЮ ДО НАВАНТАЖЕНЬ ПРИ НЕГАТИВНИХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Безпека руху поїздів, збереження людей і вантажів в значній мірі залежать від якості, стійкості та надійності залізничних коліс. В сучасних умовах експлуатації залізничного транспорту навантаження на вісь можуть досягати 35т, а кліматичні умови експлуатації - область дуже низьких температур. Аналіз сучасних тенденцій розвитку ринку показав актуальність розробки залізничних коліс класу «D +» відповідно до вимог стандарту AAR M-107 / M-208 і додаткових вимог компанії TTCI. Одним з ключових моментів вимог по комплексу механічних властивостей таких коліс є необхідність забезпечення високих значень не тільки характеристик міцності (твердості), а й в'язкості руйнування і пластичності, що визначаються при негативних температурах випробувань.

Експлуатаційна стійкість залізничних коліс, як відомо, багато в чому визначається структурою і механічними властивостями сталі. У зв'язку з цим зростає роль досліджень в області створення нових, більш досконалих і прогресивних сталей, здатних забезпечити тривалу стійкість коліс в складних умовах експлуатації.

Розвиток техніки пред'являє до конструкційних сталей все більш високі технічні вимоги. Сталі, що використовуються для виготовлення відповідальних деталей, поряд з високою міцністю повинні володіти необхідною в'язкістю, щоб чинити опір динамічному

впливу. Іншими словами, матеріал повинен мати міцність і надійність [82].

В деталях, що зазнають знакозмінні навантаження, метал повинен володіти високим опором втоми, а деталі, що труться - опором зносу. У багатьох випадках потрібно мати достатній опір корозії, повзучості і іншим постійним впливам. Це означає, що деталі повинні бути довговічними.

Механічні властивості сталі залежать від її структури і хімічного складу. Спільний вплив термічної обробки та легування є ефективним способом підвищення механічних характеристик сталі.

На механічні властивості сталі впливає зміна вмісту вуглецю, легування, диспергування структурних складових, подрібнення зерна, наклеп. Зміцнення зазвичай призводить до зменшення в'язкості і пластичності.

Відомо, що підвищення границі текучості і міцності супроводжується в основному, зниженням пластичності, ударної в'язкості і в'язкості руйнування [98]. Забезпечення високої міцності сталі без втрати пластичності і в'язкості є досить важким і суперечливим завданням матеріалознавства. Тому при розробці хімічних складів конструкційних сталей і режимів їх термічної обробки потрібно розглядати в першу чергу такі способи, при яких пластичні і в'язкі властивості зменшуються в мінімальному обсязі.

Експлуатаційні властивості деталей, виготовлених з конструкційних сталей, в першу чергу залежать від механічних властивостей [99]. Ударна в'язкість є однією з найважливіших властивостей, що забезпечують надійність і довговічність деталей. Широко поширеною характеристикою холодноламкості є критична температура крихкості T_{50} ,

при якій на поверхні зламу сталевого зразка після випробувань на ударний згин частка в'язкої (волокнистої) і крихкої (у вигляді гладких фасеток) складових рівні 50% [100]. Чим нижче T_{50} , тим вище холодостійкість сталі. Слід зазначити, що зі збільшенням швидкості деформації температури в'язко-крихкого переходу підвищуються [101], тобто з точки зору холодноламкості динамічні навантаження є досить небезпечними. Іноді в якості характеристики холодноламкості використовується температура переходу від крихкого до в'язкого руйнування [101]. Це температура, при якій (з підвищенням температури випробування) частка в'язкої складової в зламі становить 100%.

Іншою поширеною характеристикою холодноламкості є температура, при якій ударна в'язкість зразка стає нижче певної величини (це енергетичний критерій). Використовують значення $KCU = 29$ (або 30) Дж/см² при випробуванні на копрі зразка з U-подібним надрізом (з радіусом 1 мм) або $KCV = 20$ Дж / см² при використанні зразка з V-подібним надрізом (з радіусом 0,25 мм) [100, 102]

Розглянемо основні фактори, що впливають на холодноламкість сталей. Якщо крихкість при кімнатній і підвищеній температурі пов'язана в основному з інтеркристалітним руйнуванням, коли тріщина поширюється переважно на границі зерен (наприклад, при відпускній крихкості), то при холодноламкості в більшості випадків має місце крихке транскристалітне руйнування [103].

Однак слід мати на увазі, що місцями зародження тріщин є дефекти структури, такі як неметалеві включення, пори та інші дефекти будови, у яких накопичуються дислокації при їх ковзанні в тілі

зерна. При знижених температурах такий вплив здійснюють сегрегації на межах зерен атомів домішок, в першу чергу сірки і фосфору. Тому засобом зниження порога холодноламкості є зменшення вмісту S і P в сталі. Слід зазначити, що негативний вплив сірки і фосфору полягає в тому, що ці атоми можуть сегрегувати не тільки на границях зерен, але і всередині зерен на поверхнях «матриця - карбід або карбонітридне включення» і на малокутових границях субзерен, що підвищує крихкість матеріалу [102].

В якості конструкційних холодостійких сталей для умов кліматичного холоду використовують низьковуглецеві сталі, що мають ферито-перлітну структуру. Пластинки цементиту в складі перліту мають низьку пластичність, при низьких температурах границі «ферит - цементит» в перліті грають роль перешкод, у яких накопичуються дислокації при їх ковзанні, і служать місцями зародження тріщин. Тому в холодостійких сталях слід зменшувати вміст перліту, що досягається зазвичай зниженням концентрації вуглецю до допустимого мінімуму, а також легуванням. Крім цього, негативний вплив на холодостійкість надають розчинені гази, перш за все кисень і водень [102], які, сегрегуючи на границях зерен, знижують міцність зв'язку між останніми, тим самим привносять в низькотемпературне руйнування елемент межкристалічної крихкості.

У літературі зазначено [104], що підвищення концентрації вуглецю негативно впливає на T_{50} , що пов'язано з підвищенням частки перліту (див. вище). Вуглець, хоча і сприяє ефективному зміцненню, різко знижує в'язкість і пластичність сталі, сприяючи підвищенню холодноламкості. Прийнято вважати, що

збільшення вмісту вуглецю в сталі на кожні 0,1% підвищує поріг холодноламкості на 20 K (рис. 4.1).

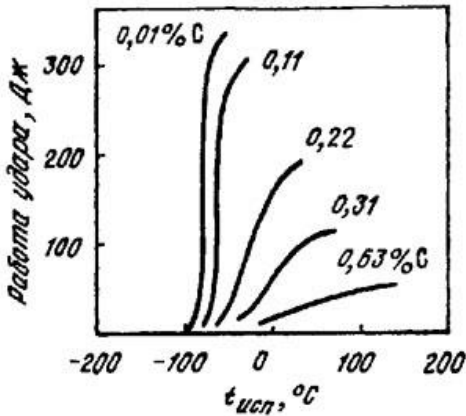


Рисунок 4.1 - Вплив вмісту вуглецю на холодноламкість сталі [82].

У роботі А. П. Гуляєва [82], що стала класикою сучасного металознавства, сказано, що максимальна міцність при феритно-перлітній структурі (нормалізований стан) відповідає вмісту вуглецю приблизно 1% і досягає всього лише $\sim 1000 \text{ Н / мм}^2$ (100 кгс / мм^2), тоді як поріг холодноламкості в такій сталі лежить нижче 0°C лише при вмісті вуглецю не більше 0,4%. Зроблено висновок про те, що граничний вміст вуглецю в сталі з ферито-перлітною структурою становить 0,4%; при цьому вона матиме $\sigma_{\text{в}} = 600 \text{ Н / мм}^2$ (60 кгс / мм^2), $T_{50} = -20^\circ\text{C}$ і робота поширення в'язкої тріщини, чисельно рівна ударній в'язкості зразка з тріщиною, $a_1 = 60 \div 70 \text{ Дж / см}^2$ ($6 \div 7 \text{ кгс / мм}^2$).

Нижче наведені результати впливу термічної обробки на властивості сталі [99]. Матеріалом даного дослідження були обрані конструкційні низьколеговані

сталі, які традиційно використовуються в низькотемпературних кліматичних умовах. Зразки, виготовлені з даних сталей, піддавали нормалізації і поліпшенню за різними режимами (табл. 4.1 і 4.2).

Таблиця 4.1 – Режими термічної обробки сталей і їх механічні властивості [99]

Марка сталі	Режим термічної обробки	Границя текучості $\sigma_{0,2}$, МПа	Тимчасовий опір σ_B , МПа	Ударна в'язкість KCV-40, Дж / см ²	Відносне подовження, %	Частка в'язкої складової, %
09Г2С	Нормалізація 980 °С	343	471	154,0	36,5	33
	Гартування 920 °С, відпуск 560 °С	593	700	128,8	22,1	90
32Г2А	Нормалізація 880 °С	621	736	27,5	7,26	17
	Гартування 860 °С, відпуск 600 °С	548	622	34,7	6,43	6

Сталь 09Г2С містить незначну кількість вуглецю, а, значить, і перліту. Ці два фактори дозволяють цій сталі мати значний запас в'язкості, що, в свою чергу, дозволяє в широких діапазонах варіювати параметрами термічної обробки, а, отже, і управляти фазовим складом. Нагрівання під загартування до температури 920°С дозволяє отримати аустеніт підвищеної гомогенності без збільшення розміру зерна. Знижена температура відпуску дозволяє, в свою чергу, отримати більш високі характеристики без побоювання падіння пластичних властивостей (табл. 4.2).

Сталь 32Г2А має відносно високий вміст вуглецю і підвищену чистоту за вмістом шкідливих домішок. Це дозволяє їй мати достатні характеристики міцності, проте невеличкий запас пластичності не

дозволяє в широкому діапазоні варіювати параметри термічної обробки.

Значний вплив на ударну в'язкість сталей має і конфігурація неметалевих включень, особливо сірчистих, присутніх зазвичай у вигляді пластичних сполук з марганцем. Металургійними шляхами підвищення холодостійкості сталі є розкислення і модифікування, що призводять до зниження концентрації шкідливих домішок (S, P, O) і зменшення об'ємної частки включень. Так, підвищення індексу забрудненості неметалевими включеннями малоperlітної низьколегованої литої сталі з $14,1 \cdot 10^{-3}$ до $19,5 \cdot 10^{-3}$ знижує ударну в'язкість KCV при $T = -60^\circ \text{C}$ (KCV-60) з 32 до 14 Дж / см² [103]. Оскільки тріщина зароджується на границі «неметалеве включення - матриця» в результаті концентрації напружень, на холодостійкість впливає як кількість, так і форма включень. Найбільш небезпечні межкристалічні плівкові включення.

Таблиця 4.2 – Вплив різних режимів поліпшення сталі 09Г2С на поріг холодноламкості [99]

Режим гартування	Режим відпуску	Границя текучості $\sigma_{0,2}$, МПа	Тимчасовий опір σ_B , МПа	Ударна в'язкість $t = -40^\circ \text{C}$, Дж / см ²	Ударна в'язкість $t = -60^\circ \text{C}$, Дж / см ²	Частка в'язкої складової, %
Нагрів до 920°C , 60 хв., вода	540°C , 80 хв., повітря	537	691	169,4	105,7	90
	560°C , 80 хв., повітря	593	700	128,8	102,4	90
	580°C , 80 хв., повітря	497	639	110,2	112,2	90

В прокатаній сталі ці включення набувають вигляду витягнутих ниток. Зі збільшенням вмісту сірки

ударна в'язкість такої сталі знижується, оскільки витягнуті сірчисті включення стають концентраторами напружень і вздовж них розвиваються дрібні тріщини, які зливаються в єдину магістральну тріщину, яка і викликає руйнування. Існують два напрямки боротьби з шкідливим впливом сірки: зниження загального вмісту цієї домішки до мінімально можливої межі і зменшення довжини сульфідних включень. Останнє виявилось можливим при модифікуванні, тобто при заміні сульфід марганцю на більш важкодеформуємий сульфід кальцію або сульфід рідкоземельних металів. Ці метали і кальцій характеризуються більш високим, ніж у марганцю, термодинамічною спорідненістю з сіркою і утворюють сульфід при більш високих температурах, причому включення цих тугоплавких сульфідів мають глобулярну форму і при прокатці не деформуються.

Модифікація сірки у вигляді глобул досить ефективно підвищує в'язкість навіть при звичайному вмісті цієї домішки в сталі. Однак для забезпечення стабільності процесу модифікування в промислових агрегатах і досягнення найвищих значень ударної в'язкості при низьких температурах, а також з економічних міркувань виявилось необхідним використовувати обидва фактори: і зниження загального вмісту сірки, і переведення її включень в глобулярну форму. Позитивний вплив зазначених факторів проявляється в зменшенні кількості і, найголовніше, сумарної відносної довжини включень, тобто їх загальної довжини в одиниці площі перетину; це підвищує енергоємність руйнування матеріалу. Ступінь модифікування сульфідних включень кальцієм або іншими модифікаторами залежить від співвідношення кількостей модифікатора та сірки. Так,

із зростанням відношення Ca / S загальна довжина сульфідних включень зменшується досить швидко і при значенні цього відношення, що дорівнює 2, витягнутих включень сульфідів вже не спостерігається, а ударна в'язкість при цьому досягає максимального значення [105].

Давно використовують метод безкремнієвого розкислення - марганцево-алюмінієвого розкислення. Суть його полягає в тому, що розкислення сталі здійснюється алюмінієм, алюмінієм і титаном або алюмінієм і марганцем, а кремній (як легуючий елемент) при необхідності вводять в повністю розкислену сталь [103].

Також використовують позапічну обробку сталі, що дозволяє здійснити її глибоке очищення (рафінування) від шкідливих домішок, розчинених газів і неметалевих включень. Для цього використовують лужноземельні метали, особливо кальцій, які не тільки розкислюють сталь, але і активно пов'язують сірку і фосфор.

Таким чином, холодостійкість - це характеристика, яка залежить як від складу сталі, так і від її структури. Тому, змінюючи мікроструктуру шляхом модифікування, мікролегування і відповідними режимами ТО і / або ТМО, можна поліпшити холодостійкість. Так, в роботі [103] зазначено, що наявність субструктури позитивно впливає на холодостійкість (знижує температуру в'язко - крихкого переходу).

Слід зазначити, що традиційним, найбільш активним напрямком проведення робіт з підвищення холодостійкості конструкційних сталей, в даний час є легування і мікролегування. Роботи, присвячені іншим

способам впливу на параметри холодостійкості, зустрічаються значно рідше.

Високий комплекс механічних властивостей в конструкційних сталях може бути досягнутий декількома способами [106]. Традиційний шлях - пряме легування сталі значною кількістю нікелю, хрому, молібдену. Однак дефіцит легуючих елементів і їх висока вартість часто виключають цей спосіб поліпшення властивостей для сталі масового призначення.

Введення в вуглецеву сталь до 2% марганцю і до 0,8% кремнію зміцнює феритну матрицю завдяки утворенню твердого розчину заміщення. Легування марганцем подрібнює зерно і збільшує в'язкість фериту, що підвищує величину роботи поширення тріщини при низьких температурах.

Хром дещо підвищує міцність сталі і при утриманні до 1% збільшує її в'язкість. Збільшення концентрації хрому понад 1,5% приводить до підвищення порога холодноламкості. Введення молібдену в кількостях до 0,5% істотно знижує поріг холодноламкості. Молібден знижує дифузійну рухливість фосфору і зменшує відпускну крихкість.

В основному вплив легуючих елементів двоякий: з одного боку, вони збільшують прогартуємість і, тим самим, знижують поріг холодноламкості, з іншого боку, вони, розчиняючись в фериті, підвищують поріг холодноламкості.

Тому легувати конструкційні сталі треба в міру, коли превалює перший фактор, але, коли досягнута наскрізна прогартуємість, тоді перший фактор перестає діяти і таке надлишкове легування стає шкідливим.

Виняток становить нікель, який знижує поріг холодноламкості, хоча при повному в'язкому руйнуванні, тобто вище порога холодноламкості Ni, як і інші елементи, знижує пластичність. Нікель і залізо повністю розчиняються один в одному, мають близьку будову кристалічних решіток. Нікель не є карбідоутворюючим елементом, він знаходиться в твердому розчині в фериті або аустеніті. Нікель зміцнює ферит і одночасно збільшує його в'язкість. Нікель збільшує прогартуємість сталі, подрібнює зерно, а також знижує концентрацію домішок на дислокаціях і зменшує блокування дислокацій домішковими атомами впровадження. Введення 1% Ni знижує поріг холодноламкості приблизно на 20 K [82].

Одночасне підвищення міцності і опору крихкому руйнуванню низьколегованих і рядових маловуглецевих сталей можливо шляхом мікролегування - введення мікродобавок (до 0,15%) елементів переважно IV і V груп періодичної системи. Найбільш поширені мікролегуючі елементи - це ніобій, ванадій і титан [105]. Названі елементи мають високу спорідненість до азоту і вуглецю і легко утворюють нітриди і карбіди (або карбонітриди). При нагріванні нітриди і карбонітриди розчиняються в твердому розчині, а при охолодженні випадають у вигляді самостійної дисперсної фази. Ці процеси і складають в даному випадку основу механізмів зміцнення сталі: подрібнення зерна, твердіння і зміцнення твердого розчину. При звичайному прокатному переділі мікролегуючі добавки підвищують міцність сталі в основному через дисперсійне твердіння, а при контрольованій прокатці або нормалізації (аустенізації з охолодженням на повітрі) - переважно за допомогою подрібнення зерна.

Присадки мікролегуючих елементів в різних поєднаннях приводять до підвищення міцності, часто з підвищенням в'язкості і холодостійкості. Сумарний вплив мікролегування на властивості сталі залежить від співвідношення різних механізмів її зміцнення. Легування сталі малими добавками титану, ніобію і ванадію дозволяє отримувати дрібнодисперсні виділення другої фази типу VC, TiC, Nb (C, N), V (C, N), які ефективно зміцнюють матрицю. Ці ж елементи сприяють подрібненню зерна і знижують схильність сталі до його зростання. На границях зерен утворюються дисперсні частинки карбідів і карбонітридів ніобію, титану і ванадію, які гальмують зростання зерен при нагріванні. Збільшення вмісту цих елементів більш 0,15%, хоча і збільшує міцність, але одночасно підвищує схильність сталі до крихкого руйнування. Підвищення границі текучості сталі під впливом ніобію, також за рахунок подрібнення зерна і твердіння, обумовлено головним чином його карбідами (карбонітридами), що виділяються при температурі $> 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, тому вплив ніобію найсильніше проявляється в гарячекатаному стані при низькій температурі кінця прокатки. Істотна частка цього зміцнення втрачається при подальшій нормалізації, внаслідок коагуляції частинок карбонітриду ніобію. У низьколегованих сталях найбільший вплив на механічні властивості роблять перші 0,04% ніобію. Ефективність мікродобавок ванадію (до 0,1%) збільшується при його поєднанні з азотом ($\sim 0,015\%$) або ніобієм ($\sim 0,04\%$), - причому карбід ніобію в останньому випадку стримує зростання зерна при нагріванні під нормалізацію.

Вплив мікролегуючих елементів проявляється найбільш повно при комплексному мікролегуванні

двома або більше елементами, коли кожен з них вносить в поліпшення механічних властивостей сталі свою лепту через свій механізм зміцнення. Наприклад, сталь 09ХГ2НФБ в результаті контрольованої прокатки з подальшим регульованим охолодженням в процесі прокатки на стані має переважно бейнітну структуру з невеликою кількістю дрібнозернистого фериту, зміцненого дисперсними частинками карбонітридних фаз V і Nb. При $\sigma_{0,2} > 700 \text{ Н / мм}^2$ і $\sigma_B > 900 \text{ Н / мм}^2$ її $\delta_5 = 20,5\%$. При -60°C ударна в'язкість $KCU = 104 \text{ Дж / см}^2$, а критична температура крихкості $T_{50} = -100^\circ \text{C}$ [105].

Істотний позитивний вплив на холодостійкість надає дисперсійне або дисперсне зміцнення частинками фаз, що виділяються з твердого розчину в об'ємі зерен в процесі попередньої ТО або ТМО [107]. Отримання дисперсних структур в результаті переохолодження аустеніту веде до безперервного підвищення твердості і міцності; максимальну твердість (міцність) має мартенситна структура [82]. При 0,4% С мартенситна структура має твердість HRC 60 (HB 650), що відповідає міцності близько 2200 - 2400 Н/мм² (220 - 240 кгс/мм²). Однак в'язкість в цьому випадку неприпустимо низька, і повинна бути підвищена відпуском, але за рахунок зниження міцності.

Подвійна обробка, при якій остаточна структура формується не з аустеніту, а з мартенситу, тобто застосування гартування з подальшим відпуском дозволяє широко змінювати властивості міцності від максимальних, відповідних загартованому стану, до мінімальних, відповідних відпущеному. І важливо, що при цьому пластичні і в'язкі властивості виявляються більш високі, ніж при одинарній обробці (продукти

розпаду аустеніту). Так, наприклад, якщо обробляти сталь для отримання границі міцності $\sigma_v \approx 800 \text{ Н / мм}^2$, то при подвійній обробці (загартування + відпуск) $\delta = 26\%$, $\psi = 65\%$ і $KCU = 140 \div 170 \text{ Дж / см}^2$, а в разі одинарної обробки (нормалізації) $\delta = 14\%$, $\psi = 22\%$ і $KCU = 30 \div 60 \text{ Дж / см}^2$.

Це є результатом різного положення порога холодноламкості і різної кількості в'язкої складової в зламі ($B, \%$). Для загартованої і відпущеної сталі $B = 80\%$, а для нормалізованої $B = 30\%$ (наведені цифри відносяться до сталі 40 звичайної структури і звичайної чистоти).

Високий комплекс механічних властивостей мають продукти відпуску мартенсита або бейніта (оскільки, як відомо, немає принципових відмінностей між бейнітним і ізотермічним мартенситним перетворенням).

До "бейнітних" відносять сталі, які характеризуються перетворенням аустеніту в проміжній області. У роботах 30-х років Бейна і Девенпорта були представлені діаграми ізотермічного розпаду аустеніту і описані кінетика і морфологія продуктів перетворення [108]. Проміжна область розташовується на діаграмі ізотермічного розпаду аустеніту між перлітною областю і точкою початку мартенситного перетворення [109]. Бейнітне перетворення є зсувано-дифузійним. Перетворення аустеніт-ферит відбувається когерентно за мартенситним механізмом з формуванням характерного рельєфу на гладких поверхнях зразка. Разом з тим, дифузійні процеси обумовлюють помітну паузу перед початком перетворення, перерозподіл компонентів на фронті перекристалізації і на міжфазній границі зростаючих частинок. При цьому, в проміжній

області виділяють інтервали утворення "верхнього" і "нижнього" бейніту, істотно різних за своїми генезисом і морфологією. Слід також відзначити, що складність проміжного перетворення полягає в своєрідному і неоднаковому у різних конкретних сталей поєднанні дифузійних процесів перерозподілу вуглецю і бездифузійного, мартенситного гамма-альфа переходу. Відзначено випадки, коли в вуглецевих і деяких низьколегованих сталях проміжна область на діаграмі ізотермічного перетворення невідокремлюється, але мікроструктурно і на кривих залежностей фізичних і механічних властивостей фіксується однозначно. У деяких легованих сталях ділянки залишкового після проміжного перетворення аустеніту розпадаються за перлітним механізмом.

У деяких складнолегованих хромистих і нікелевих сталях, після гартування спостерігається розпад залишкового аустеніту за бейнітною реакцією [108]. Залежно від вмісту вуглецю в сталі, бейнітна реакція може ініціюватися виділенням "пробейнітного фериту" або "пробейнітного карбіду" [110]. При достатньому легуванні аустеніту і при відповідній в ньому концентрації вуглецю виділення карбідів і / або розпад залишкових ділянок може не відбуватися [111]. Якщо врахувати, що проміжне перетворення є невід'ємною властивістю самої системи залізо-вуглець, то стає зрозумілою причина виникнення безлічі структурних особливостей сталей при зміні термодинамічних параметрів перетворення, вмісту вуглецю, складу і кількості легуючих елементів [112].

Підвищена міцність бейніту обумовлена малим розміром феритних кристалів, дисперсними виділеннями карбідів, підвищеною щільністю дислокацій, закріплених атомами вуглецю, і

спотворенням решітки фериту через пересичення її вуглецем і легуючими елементами. Границя текучості бейніта пов'язана з розміром феритних кристалів співвідношенням Холла - Петча, так як границі α -кристалів служать ефективними бар'єрами для дислокацій. Зі зниженням температури ізотермічного перетворення в бейнітному інтервалі через більш повільне відведення в аустеніт атомів вуглецю від границі α/γ кристали фериту виходять дрібніші, і це є однією з головних причин підвищення міцності бейніту.

Частинки карбідів, що знаходяться всередині α -фази, гальмують рух дислокацій тим ефективніше, чим більше їх в одиниці об'єму і чим вони рівномірніше розподілені. У верхньому бейніті карбідні частинки розташовані головним чином по границях феритних кристалів і тому не вносять істотного внеску в зміцнення. Зі зниженням температури перетворення дисперсність карбідів зростає, і вони розташовуються в основному усередині фериту, підвищуючи міцність бейніту.

Ферит в бейніті має більшу щільність дислокацій, ніж надлишковий ферит в доєвтектоїдній сталі.

Можливо, що це – результат мартенситної γ - α -перебудови. Дислокації в бейнітному фериті закріплені коттреллівськими атмосферами з атомів вуглецю і вносять значний вклад у зміцнення. Твердорозчинний механізм зміцнення, особливо елементами, розчиненими за способом заміщення, мабуть, трохи підвищує зміцнення бейніту.

На рис. 4.2 показано, що пластичність при переході з перлітної області в бейнітну падає, а потім зі зниженням температури знову зростає.

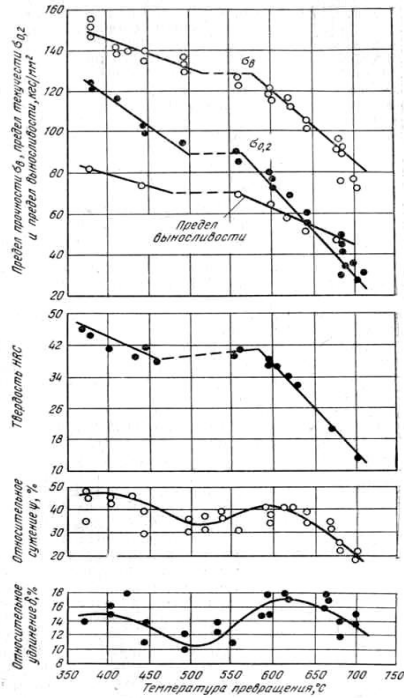


Рисунок 4.2 - Залежність механічних властивостей евтектоїдної сталі від температури перетворення аустеніту [113].

Зниження пластичності пов'язано з тим, що будова верхнього бейніту порівняно груба. Частинки карбіду, що розташовані на границі феритних кристалів, знижують пластичність бейніту. У нижньому ж бейніті частинки карбідів знаходяться всередині α -фази, і тому пластичність у нього більш висока.

Сталь зі структурою нижнього бейніту відрізняється поєднанням високої міцності і в'язкості.

На отриманні бейнітної структури засноване бейнітне гартування. Крім того, в так званих бейнітних сталях структура формується при охолодженні на

повітрі з температури гарячої прокатки або при простій термообробці з нагріванням до аустенітного стану і охолодженням на повітрі.

У таких сталях С-крива бейнітного перетворення повинна бути сильно зміщені до осі ординат, а виділення надлишкового фериту, навпаки, повинно бути повільним, щоб він не виділився при безперервному охолодженні до початку бейнітного перетворення. Це може бути забезпечено за умови введення легуючих елементів.

Тут важливо, щоб при загартуванні утворився не верхній, а нижній бейніт, так як після відпуску карбідна фаза з нижнього бейніту, як і з мартенситу виділяється у вигляді дисперсних частинок, тоді як у вихідній структурі верхнього бейніту карбіди при відпуску набувають пластинчатої форми і властивості виявляються невисокими.

За стандартом AAR M-107 / M-208 для легких умов гальмування і високих навантажень з підвищеною стійкістю до зносу використовуються колеса класу D. Крім вказаних вище класів коліс на північноамериканських залізницях в останні роки з'явилися також колеса класу D+. Ці колеса призначені для використання в суворих кліматичних і експлуатаційних умовах (низькі кліматичні температури і навантаження на вісь ≥ 30 тс). Тому, крім базових вимог стандарту AAR M-107 / M-208 до хімічного складу сталі, макро- і мікроструктури, експлуатаційних властивостей, залишкових напружень, вони повинні володіти високим рівнем міцності, твердості, пластичності (при $+20^{\circ}\text{C}$ та -40°C), в'язкості руйнування (табл. 4.3).

Таблиця 4.3 – Вимоги компанії ТТСІ до механічних властивостей коліс класу D+

№ з/п	Механічні властивості	Одиниця виміру	Значення
1	Границя ткучості σ_T при температурі плюс 20 °C	Н/мм ²	$\geq 770,0$
2	Границя текучості σ_T при температурі мінус 40 °C	Н/мм ²	$\geq 724,0$
3	Границя міцності σ_B при температурі плюс 20 °C	Н/мм ²	$\geq 1100,0$
4	Границя міцності σ_B при температурі мінус 40 °C	Н/мм ²	$\geq 1090,0$
5	Відносне подовження δ при температурі плюс 20 °C	%	$\geq 15,0$
6	Відносне подовження δ при температурі мінус 40 °C	%	$\geq 15,0$
7	Твердість на поверхні	НВ	360 – 420
8	В'язкість руйнування K_{1c}	МПа×м ^{1/2}	$\geq 38,5$

Відомо, що підвищення границі текучості і міцності супроводжується в основному, зниженням пластичності, ударної в'язкості і в'язкості руйнування [98]. Забезпечення високої міцності сталі без втрати пластичності і в'язкості є досить важким і суперечливим завданням матеріалознавства. Тому при розробці хімічних складів конструкційних сталей і режимів їх термічної обробки потрібно розглядати в першу чергу такі способи, при яких пластичні і в'язкі властивості зменшуються мінімально.

4.1 Розробка хімічного складу сталі для залізничних коліс

За результатами аналітичних досліджень впливу хімічних елементів на механічні властивості конструкційних сталей були розроблені три варіанти дослідних сталей - варіант 6, 7 і 8 (див. табл. 4.4). Сталь варіанту 5 є порівняльною (базова), яка за хімічним складом відповідає марці «D» за вимогами стандарту М-107 / М-208. Сталь з хімічним складом варіанту 6 повинна забезпечити після термічної обробки формування однорідної структури бейніту з високим рівнем механічних властивостей. Варіант хімічного складу 7 відрізняється від сталі для залізничних коліс класу «D» тим, що будуть вводиться азотовмісні феросплави і карбідоутворюючі елементи. Досягнення заданого рівня міцності очікується за рахунок зміцнення дрібними карбідами і карбонітридами. Висока дисперсність частинок повинна сприяти збереженню показників в'язкості і пластичності на високому рівні. Варіант хімічного складу 8 відрізняється від сталі для залізничних коліс класу «D» тим, що вона буде додатково легована хромом і нікелем. Досягнення заданого комплексу властивостей очікується завдяки формуванню структури високодисперсного легованого перліту.

Фактичний хімічний склад дослідних плавів представлений в табл. 4.5

Від донної частини дослідних злитків були відібрані проби висотою 80 мм. У лабораторних умовах була проведена гаряча пластична деформація дослідних злитків шляхом осаджування на величину 50% (глава 2). Температура нагрівання проб під гарячу деформацію дорівнювала 1240°C.

Таблиця 4.4 – Рекомендований хімічний склад дослідних лабораторних плавок, % мас.

Досл. плавки	C	Mn	Si	Cr*	Ni*	V*	Mo*	Примітка
Варіант 5	0,67-0,70	0,65-0,75	0,45-0,55	0,75-0,80	0,20-0,25	0,08-0,12	-	Відповідає складу марки «D».
Варіант 6	0,35-0,40	1,20-1,30	0,90-1,00	0,80-1,00	0,20-0,25	0,08-0,15	0,15-0,20	Склад повинен забезпечити отримання бейнітної структури в ободі колеса після ТО.
Варіант 7	0,67-0,70	0,65-0,75	0,45-0,55	0,75-0,80	0,20-0,25	0,08-0,12	-	Сталь додатково буде легована системою Al-Ti-N, що повинно забезпечити карбонітридне зміцнення
Варіант 8	0,57-0,61	0,77-0,85	0,85-1,05	1,20-1,50	0,80-1,00	0,08-0,12	-	Кінцевий структурний стан в ободі-високодисперсний легований перліт

Було виконано дослідження неметалевих включень в лабораторних сталях на нетравлених шліфах (рис. 4.3-4.6).

Таблиця 4.5 – Фактичний хімічний склад дослідних плавок, % мас.

№ злитка	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	V
5	0,63	0,55	0,84	0,015	0,006	0,91	≤0,01	0,23	0,065	0,11	0,11
6	0,35	1,09	1,42	0,013	0,004	0,91	0,17	0,25	0,025	0,10	0,11
7	0,70	0,60	0,95	0,015	0,007	1,48	≤0,01	1,06	0,029	0,12	0,11
8	0,60	1,04	0,93	0,010	0,006	1,41	0,009	0,93	0,038	0,12	0,11

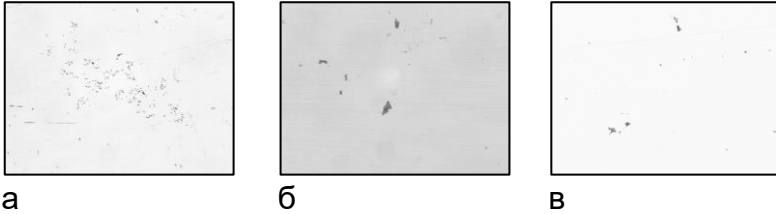


Рисунок 4.3 - Неметалеві включення в дослідній сталі №5: а - поблизу зовнішньої поверхні злитка; б - в області $\frac{1}{2}$ радіусу злитка; в – в центральній зоні злитка. $\times 400$

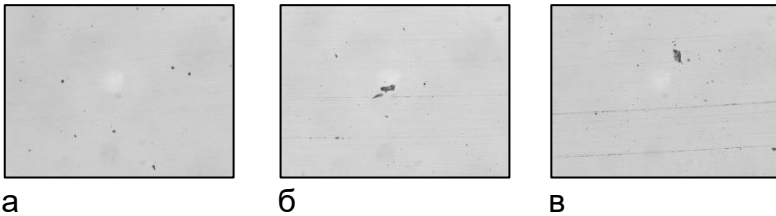


Рисунок 4.4 - Неметалеві включення в дослідній сталі №6: а - поблизу зовнішньої поверхні злитка; б - в області $\frac{1}{2}$ радіусу злитка; в – в центральній зоні злитка. $\times 400$

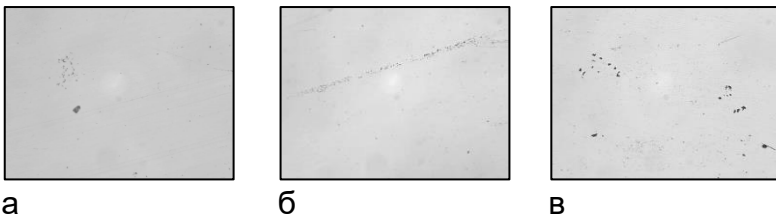


Рисунок 4.5 - Неметалеві включення в дослідній сталі №7 до травлення: а - поблизу зовнішньої поверхні злитка; б - в області $\frac{1}{2}$ радіусу злитка; в – в центральній зоні злитка. $\times 400$

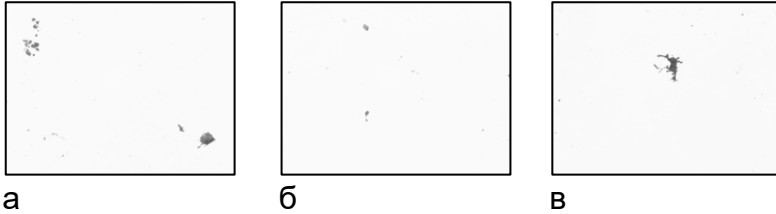


Рисунок 4.6 - Неметалеві включення в дослідній сталі №8 до травлення: а - поблизу зовнішньої поверхні злитка; б - в області $\frac{1}{2}$ радіусу злитка; в – в центральній зоні злитка. $\times 400$

З наведених матеріалів видно, що забрудненість неметалевими включеннями не перебільшує допустимого рівня для залізничних коліс. Різний вміст хімічних елементів призвів до формування різного структурного стану.

Фотографії мікроструктур в литому стані після травлення 3-4% спиртовим розчином азотної кислоти приведені на рис. 4.7-4.10.

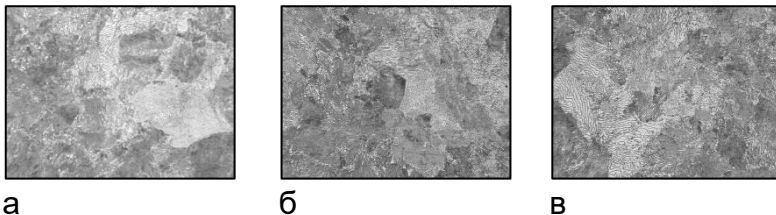


Рисунок 4.7 - Мікроструктура дослідної сталі №5 (марка «D») в литому стані після травлення: а - поблизу зовнішньої поверхні злитка; б - в області $\frac{1}{2}$ радіусу злитка; в – в центральній зоні злитка $\times 400$

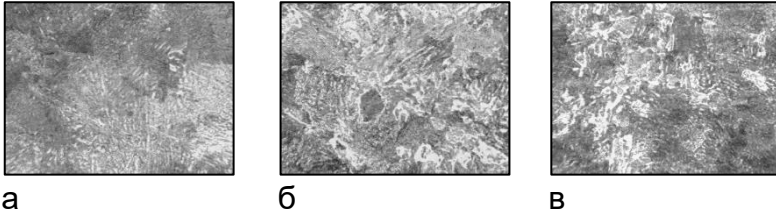


Рисунок 4.8 - Мікроструктура дослідної сталі №6 в литому стані після травлення: а - поблизу зовнішньої поверхні злитка; б - в області $\frac{1}{2}$ радіусу злитка; в – в центральній зоні злитка $\times 400$

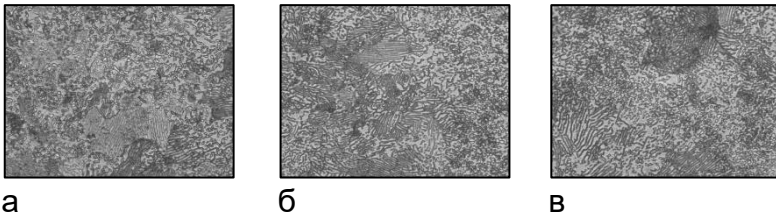


Рисунок 4.9 - Мікроструктура дослідної сталі №7 в литому стані після травлення: а - поблизу зовнішньої поверхні злитка; б - в області $\frac{1}{2}$ радіусу злитка; в – в центральній зоні злитка $\times 1000$

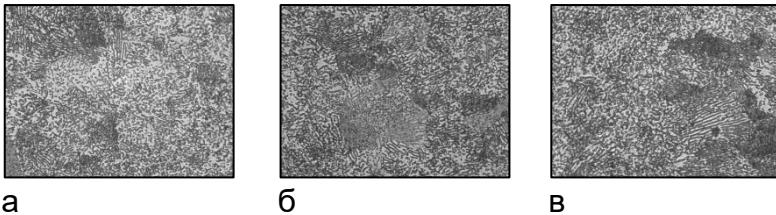


Рисунок 4.10 - Мікроструктура дослідної сталі №8 в литому стані після травлення: а - поблизу зовнішньої поверхні злитка; б - в області $\frac{1}{2}$ радіусу злитка; в – в центральній зоні злитка $\times 1000$

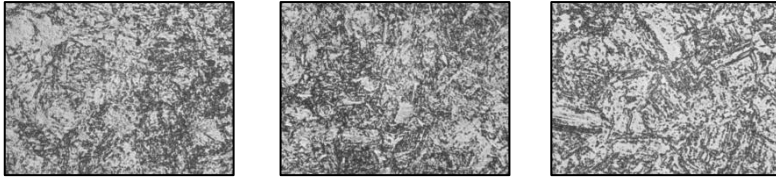
Основними технологічними параметрами термічної обробки залізничних коліс в умовах виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» є наступні:

1. Час нагрівання виробів в кільцевій печі під зміцнюючу термічну обробку (годин, хв.);
2. Температура нагрівання виробів в кільцевій печі під зміцнюючу термічну обробку (°C);
3. Тривалість гартування виробів на вертикальній гартівній машині (с);
4. Температура води при гартуванні (°C);
5. Витрата охолоджуючої рідини (м³/год.);
6. Тривалість підстижування коліс після гартування перед відпуском (хв.);
7. Температура відпуску коліс (°C);
8. Тривалість відпуску коліс (годин, хв.).

Час нагрівання в кільцевій печі під зміцнюючу термічну обробку визначається геометрією виробів: зі збільшенням їх масивності тривалість нагріву подовжується.

Для визначення температури нагріву під термічну обробку був виконаний наступний експеримент: зразки від кожного з дослідних злитків нагрівали до температури 850 °C, 900 °C і 950 °C, витримували протягом 1 години при даній температурі та охолоджували у воді. За результатами досліджень зміни структурного стану (розміру продуктів розпаду аустеніту) було встановлено температуру, при нагріванні до якої починається ріст аустенітних зерен в дослідних сталях (рис. 4.11-4.14). В результаті мікроструктурного аналізу було встановлено, що для сталі №5 і №6 при нагріванні до 900 °C ще не відбувається росту аустенітних зерен, а для сталей №7 і №8 при нагріванні до 900 °C вже змінюється морфологія структури порівняно зі станом після

охлаждения від 850 °С. За результатами даного експерименту було обрано температуру нагріву перед зміцнюючою обробкою 850 °С для всіх дослідних сталей з метою отримання рівномірної дрібнозернистої структури.

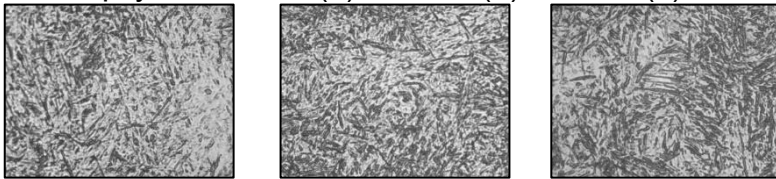


а

б

в

Рисунок 4.11 – Мікроструктура дослідної сталі №5 після гарту від 850 °С (а), 900 °С (б), 950 °С (в). x1000

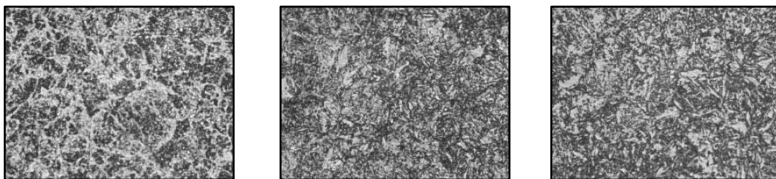


а

б

в

Рисунок 4.12 – Мікроструктура дослідної сталі №6 після гарту від 850 °С (а), 900 °С (б), 950 °С (в). x1000



а

б

в

Рисунок 4.13 – Мікроструктура дослідної сталі №7 після гарту від 850 °С (а), 900 °С (б), 950 °С (в). x1000

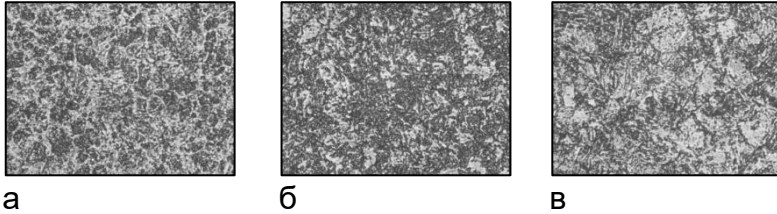


Рисунок 4.14 – Мікроструктура дослідної сталі №8 після гарту від 850 °C (а), 900 °C (б), 950 °C (в). x1000

Наступним параметром термічної обробки є швидкість охолодження. В лабораторних умовах було проведено експеримент по визначенню впливу швидкості охолодження на формування мікроструктури та механічні властивості (твердість). Попередньо охолоджували зразки з зачekanеними термопарами для точного встановлення середньої швидкості охолодження. Охолоджували за трьома режимами, які з урахуванням масштабного фактору та за результатами комп'ютерного моделювання охолодження залізничного колеса, мали відповідати швидкостям при охолодженні на спокійному повітрі колеса (режим №1), при охолодженні на ВГМ на термоділянці колесопрокатного цеху ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» в ободі на глибині 5 мм (режим №3) та на глибині 30 мм (режим №2). Експериментально встановлено, що ці швидкості складають 0,52 °C/с, 1,59 °C/с, 5,13 °C/с (рис. 4.15-4.17).

Після охолодження досліджували сформований структурний стан зразків (рис. 4.18-4.21) та зміну їх твердості (таблиця 4.6).

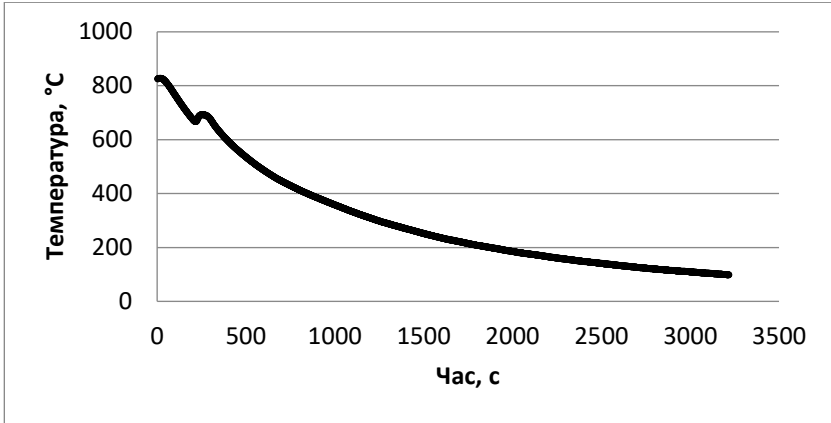


Рисунок 4.15 – Крива зміни температури зразка зі сталі для залізничних коліс при охолодженні за режимом №1 (швидкість охолодження 0,52 °C/c)

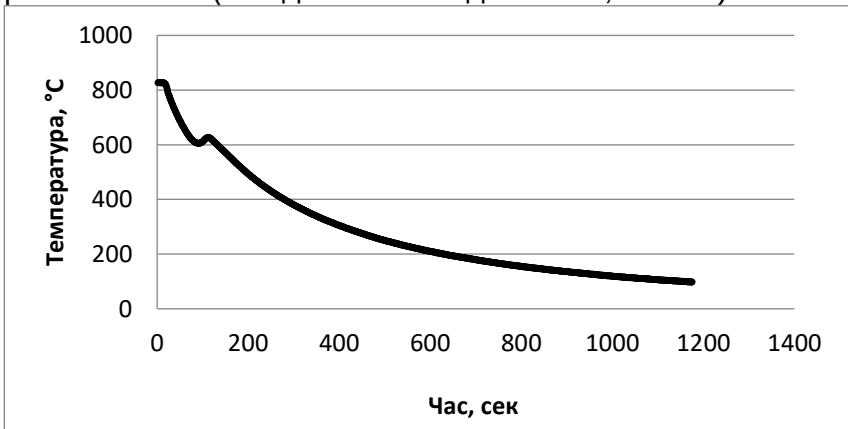


Рисунок 4.16 – Крива зміни температури зразка зі сталі для залізничних коліс при охолодженні за режимом №2 (швидкість охолодження 1,59 °C/c)

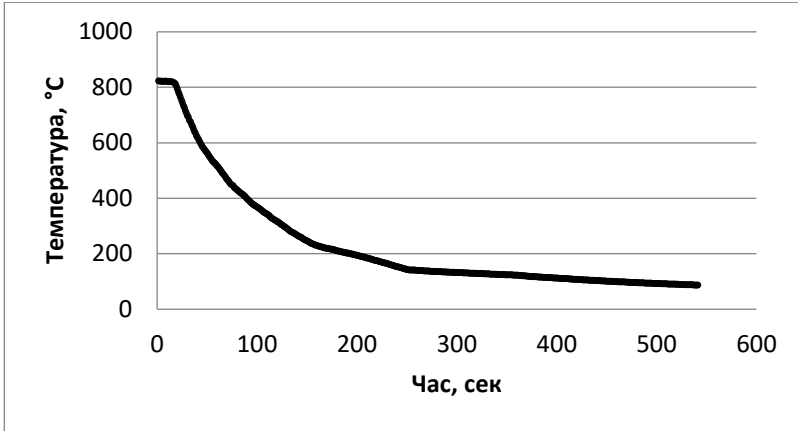


Рисунок 4.17 – Крива зміни температури зразка зі сталі для залізничних коліс при охолодженні за режимом №3 (швидкість охолодження 5,13 °C/c)

Таблиця 4.6 – Твердість сталей дослідного складу після охолодження з різними швидкостями

№ злитка	Швидкість охолодження, °C/c	Твердість				
		HRC ₁	HRC ₂	HRC ₃	HRC _{середн.}	HB
5	0,52	27,0	27,0	26,5	26,8	277
6		40,0	40,5	41,5	40,6	385
7		30,0	30,0	30,0	30,0	298
8		31,0	30,5	30,5	30,6	304
5	1,59	33,0	41,0	33,0	35,6	339
6		50,5	52,5	53,0	52,0	502
7		62,0	62,5	63,0	62,5	>505
8		63,0	63,0	63,0	63,0	>505
5	5,13	61,0	61,5	60,0	60,8	>505
6		52,0	52,0	53,0	52,3	505
7		65,5	64,0	65,0	64,8	>505
8		62,0	63,5	63,0	62,8	>505

В результаті аналізу отриманих даних можна зробити наступні висновки. При повільному охолодженні зі швидкістю $0,52\text{ }^{\circ}\text{C/c}$ на злитках складу №6-8 (див. табл. 4.5) отримали неоднорідну за фазовим складом структуру, що утворилась за дифузійним, проміжним та сдвиговим механізмом. В сталі складу №5 був сформований ферито-перлітний структурний стан, але при цьому твердість (табл. 4.6) була на досить низькому рівні - 277 НВ. Тому при подальших дослідженнях зразки після охолодження за цим режимом не розглядалися. При охолодженні з більшими швидкостями майже у всіх випадках була сформована рівномірна структура мартенситу з твердістю понад 500 НВ, окрім злитка №5 після охолодження зі швидкістю $1,59\text{ }^{\circ}\text{C/c}$.

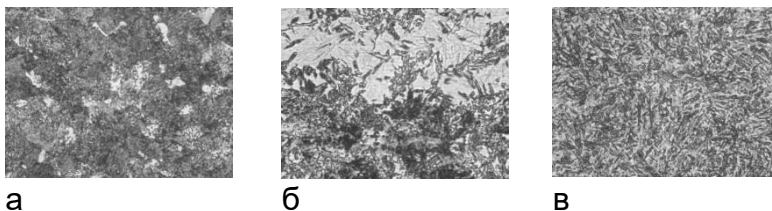


Рисунок 4.18 – Мікроструктура дослідної сталі №5 після охолодження від $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ з середньою швидкістю $0,52\text{ }^{\circ}\text{C/c}$ (а), $1,59\text{ }^{\circ}\text{C/c}$ (б), $5,13\text{ }^{\circ}\text{C/c}$ (в). $\times 1000$

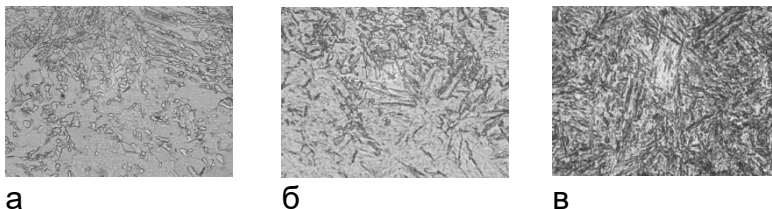


Рисунок 4.19 – Мікроструктура дослідної сталі №6 після охолодження від $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ з середньою швидкістю $0,52\text{ }^{\circ}\text{C/c}$ (а), $1,59\text{ }^{\circ}\text{C/c}$ (б), $5,13\text{ }^{\circ}\text{C/c}$ (в). $\times 1000$

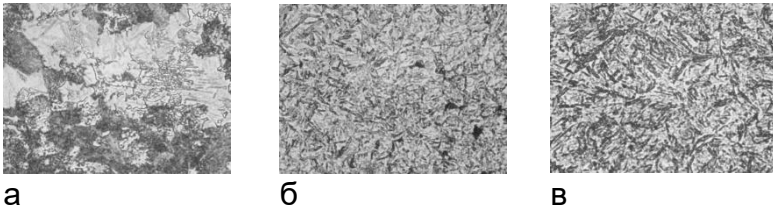


Рисунок 4.20 – Мікроструктура дослідної сталі №7 після охолодження від 850 °C з середньою швидкістю 0,52 °C/c (а), 1,59 °C/c (б), 5,13 °C/c (в). x1000

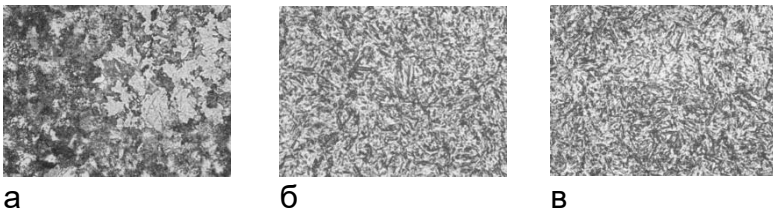


Рисунок 4.21 – Мікроструктура дослідної сталі №8 після охолодження від 850 °C з середньою швидкістю 0,52 °C/c (а), 1,59 °C/c (б), 5,13 °C/c (в). x1000

Наступною операцією термічної обробки залізничних коліс є відпуск, одним з основних параметрів якого є температура витримки. В роботі досліджували вплив температури відпуску на зміну твердості зразків дослідних сталей, що були попередньо охолоджені з різними швидкостями. Експериментальні температури були 500 °C, 550 °C, 600 °C. Результати зміни твердості наведені в таблиці 4.7. З огляду на вимоги компанії ТТСІ серед яких є вимоги до твердості ободу колес, рівень якої має бути в межах 360-420 НВ, для дослідних сталей були обрані наступні режими термічної обробки:

сталь №5: швидкість охолодження $\sim 5^{\circ}\text{C}/\text{с}$,
відпуск при температурі 500°C протягом 2 годин;

сталь №6: швидкість охолодження $\sim 5^{\circ}\text{C}/\text{с}$,
відпуск при температурі 500°C протягом 2 годин;

сталь №7: швидкість охолодження $\sim 1-2^{\circ}\text{C}/\text{с}$,
відпуск при температурі 500°C протягом 2 годин;

сталь №8: швидкість охолодження $\sim 1-2^{\circ}\text{C}/\text{с}$,
відпуск при температурі 550°C протягом 2 годин.

Термічній обробці за вказаними режимами підлягали заготовки під зразки для випробувань на розтяг, з яких було виготовлено зразки для випробувань при кімнатній температурі та при температурі -40°F (-40°C). Результати випробувань представлені в таблиці 4.8.

В рамках даної роботи передбачені механічні випробування при негативних температурах. Для цього були використані температурні камери, створені фірмою "Інстрон" (рис. 4.22) для проведення швидких і точних випробувань матеріалів і деталей при температурі навколишнього середовища, а також при більш високих і при більш низьких температурах.

Камера може бути використана для випробувань на розтяг або стиск при температурах від $+315^{\circ}\text{C}$ до -73°C . В якості холодоагенту використовується рідкий азот. Нагрівання камери до температур вище температури навколишнього середовища здійснюється переважно шляхом теплового випромінювання, а не шляхом конвекції. Таким чином, забезпечується більш ефективна передача тепла зразкам і можливість безконтактного вимірювання температури зразка. Розподіл температур виходить рівномірним як всередині камери, так і по довжині зразка. Температурна стабільність під час випробувань лежить в межах $+0,5^{\circ}\text{C}$, навіть для

температур близьких до температури навколишнього середовища.

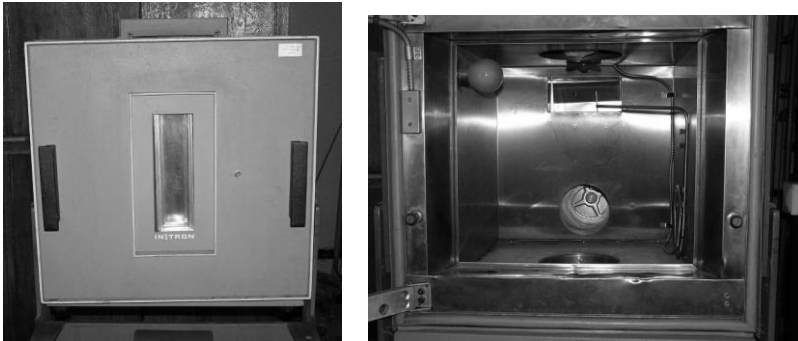


Рисунок 4.22 - Зовнішній вигляд температурної камери

Дані температурні камери, завдяки їх швидкодії і універсальності в поєднанні з випробувальними машинами фірми "Інстрон", являють собою пристрої як для контролю якості продукції, так і дослідження матеріалів і здійснення нових розробок. Ця система може виявитися корисною при вивченні експлуатаційних характеристик окремих деталей при температурах вище і нижче температури навколишнього середовища.

- Основними вузлами системи є:
- Температурна камера,
- Регулятор температури,
- Низькотемпературний блок з використанням в якості холодоагенту рідкого азоту,
- Вставний блок для випробувань на розтяг.

Захвати та тяги створюють шляхи тепловідведення за допомогою провідності. Якщо використовуються захвати і тяги невеликих розмірів, втрати тепла незначні. Ці втрати ще більше знижуються при

використанні кільцевих нагрівачів, що встановлюються по периметру отворів для введення тяг; самі тяги виготовлені з матеріалу з низькою теплопровідністю і мають мінімальний поперечний переріз.

Камера дозволяє проводити випробування при температурах нижче температури навколишнього середовища. Для цієї мети служить спеціальний автономний блок, що складається з: вентилятора, який може працювати як на малих, так і на великих швидкостях; нагнітальної камери; трубопроводів і двох соленоїдних клапанів для рідкого вуглекислого газу. Цей комплекс виконаний у вигляді окремого блоку з наступних причин:

1. Вентилятор необхідний для роботи при низьких температурах, так як постійна часу великих захватів була б неприпустимо велика при низькій швидкості газу, що проходить над ними. При роботі ж з високими температурами тепло передається за допомогою нагрітої стінки, і вентилятор стає не потрібним.

2. Нагнітальна камера працює як фільтр, згладжуючи великі коливання температури.

Конструкція у вигляді окремого блоку дозволяє використовувати даний пристрій при роботі з температурними камерами, забезпечує економічність його виготовлення. Крім того, така конструкція позбавляє від зайвих витрат тих дослідників, які проводять випробування тільки в області високих температур.

Низькотемпературний блок має малу вагу, і процес його установки вимагає мінімальних зусиль. Після того як цей блок встановлений і приєднані електричні дроти, необхідні для управління вентилятором і соленоїдними клапанами, пристрій готовий до роботи. У комплект низькотемпературного блоку входить

двошвидкісний вентилятор (3450/1725 об/хв.), який забезпечує швидке охолодження камери і захватів. Оскільки теплопередача при низьких температурах відбувається цілком за рахунок конвекції, швидкість газу, що проходить над охолоджуваними об'єктами, визначає швидкість передачі тепла об'єкту. Для отримання досить швидкого охолодження масивних об'єктів, необхідно спробувати врівноважити швидкість зовнішньої теплопередачі швидкістю теплопередачі за рахунок теплопровідності всередині об'єкта. Щоб забезпечити потік газу, достатній для прийнятного за часом охолодження великих захватів і затискних пристосувань, необхідний високошвидкісний вентилятор. Однак, після виходу на усталений режим потрібно набагато менший тепловідвід до захватів і тягів, щоб компенсувати втрати через провідності тяг, передають зусилля. Отже, швидкість газу, що проходить над захватами, може бути знижена без будь-якого впливу на температурний градієнт всередині зразка.

Для попередження теплопередачі від електродвигуна в камеру між валом електродвигуна і валом вентилятора встановлена муфта з фенольної смоли, яка має низьку теплопровідність. Трубопровід і деталі конструкції виготовлені з нержавіючої сталі для того, щоб звести до мінімуму втрати через теплопровідність і не допустити корозії від конденсації.

Щоб вологе повітря приміщення не могло крізь зазор вала проникати в відділення вентилятора, використовується фланцевий електродвигун з герметичним шарикопідшипником. Між зовнішнім кожухом і трубопроводом прокладений шар теплоізоляції з уретанового пінопласту завтовшки приблизно 75 мм, який є конструктивним елементом.

Подовжуючий трубопровід передбачений для направлення потоку газу до днища камери в тих випадках, коли проводяться низькотемпературні випробування на розтягнення з використанням вставного блоку.

Тяги (рис. 4.23), що передають зусилля, мають найрізноманітніші розміри, що відповідають розмірам захватів і затискних пристосувань. Тяги і затискні пристрої можуть застосовуватися при будь-яких температурах, так як вони мають оптимальну конструкцію, яка забезпечує максимальне переміщення захватів і траверси випробувальної машини. Тяги для передачі зусилля виготовлені з нержавіючої сталі з тією метою, щоб домогтися їх низької теплопровідності і забезпечити безпечний рівень температур датчиків навантаження. Температура датчиків навантаження не повинна перевищувати $+ 5^{\circ}\text{C}$, так як водонепроникний герметизуючий шар тензодатчиків має низьку температуру плавлення.

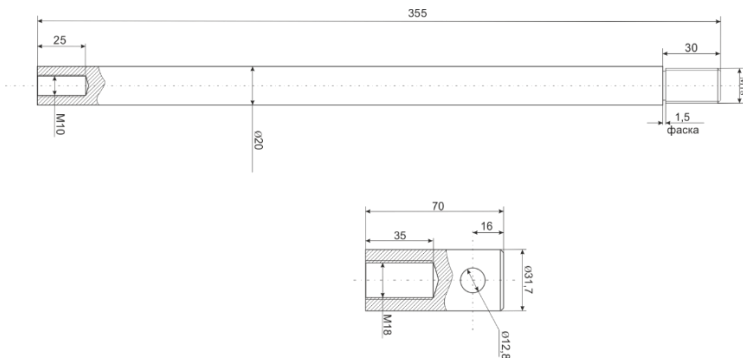


Рисунок 4.23 - Тяги для випробування на розтяг

При підвищених температурах датчики розтягуючого навантаження необхідно захищати від

конвективних потоків, іншими словами, від нерівномірного розподілу температур по перетину. Цей захист здійснюється за допомогою спеціального екрану, який вставляється в нерухому траверсу випробувальної машини і щільно охоплює верхню тягу при високотемпературних випробуваннях. Якщо застосовуються тяги меншого діаметру, ніж отвори у верхній і нижній частині камери, для заповнення великих зазорів служать спеціальні неметалеві вкладиші.

Таблиця 4.7 - Твердість сталей дослідного складу після термічної обробки

№ злитка	Швидкість охолодження, °C/c	Температура відпуску	Твердість				
			HRC ₁	HRC ₂	HRC ₃	HRC _{середн.}	HB
5	1,59	500	39	39,5	41	39,8	369
6			44	45	45	44,6	416
7			46	45	48,5	46,5	436
8			48	49	49	48,6	458
5		550	35,5	37	36,5	36,3	337
6			41	40,5	41	40,8	379
7			42	41,5	44	42,5	395
8			44,5	45	44	44,5	415
5		600	28	31,5	30,5	30	286
6			34,5	34,5	35,5	34,8	326
7			34,5	34,5	34	34,3	321
8			36,5	35	36	35,8	334
5	5,13	500	43	44	45,5	44,1	411
6			44,5	44	45	44,5	415
7			47	49	49,5	48,5	457
8			49	49	48,5	48,8	460
5		550	40	39	40,5	39,8	369
6			41	42	42,5	41,8	388
7			41,5	40,5	43,5	41,8	388
8			43,5	43	44,5	43,6	405
5		600	34	34	34,5	34,1	319
6			38	39,5	39	38,8	360
7			38,5	38	39	38,5	357
8			39	39	39,5	39,1	363

Додаткові вимоги TTCI AAR до коліс класу D+ зазначають, що при випробуваннях на розтяг при температурі -40°C границя текучості має бути на рівні 105 psi (724 Н/мм²), а границя міцності - 158 psi (1090 Н/мм²). Таким чином, всі дослідні сталі відповідають вимогам до характеристик міцності. Також вимогами передбачено досягнення відносного видовження більше 15%. На дослідних зразках такі значення не були досягнені, це може бути пов'язано з умовами виготовлення злитків, так як в лабораторних умовах складно досягти високої якості металу.

Таблиця 4.8 – Механічні властивості дослідних сталей при різних температурах випробувань

№ злитка	Т _{випроб.} , °C	$\sigma_{0,2}$, Н/мм ²	σ_b , Н/мм ²	ψ , %	δ_5 , %	HB
5	мінус 40	1291	1429	23,0	6,4	342
6		1174	1373	34,7	12,4	370
7		1414	1511	6,2	3,6	390
8		1286	1401	8,7	9,2	382
5	плюс 20	1314	1377	21,6	7,6	345
6		1352	1482	16,8	6,8	401
7		1448	1527	5,3	5,2	397
8		1258	1361	11,0	7,6	378

З урахуванням того, що сталь складу №5 відповідає сталі для коліс класу D, але має трохи нижчий вміст вуглецю, і на колесах з такої сталі було досягнуто значень відносного подовження на рівні 14%, а на сталі лабораторного виробництва отримали 6,4%, то з урахуванням цього можна очікувати, що на дослідній сталі складу №8 ми зможемо отримати на колесах більш високі значення, бо на лабораторних

злитках отримали значення відносного подовження 9,2%.

З урахуванням отриманих результатів для дослідно-промислового опробування рекомендовано наступні параметри термічної обробки: температура нагріву під термічну обробку 850-900 °С; швидкість охолодження 1-5 °С/с, температура відпуску 500-550 °С, тривалість відпуску 2год+15хв.

За результатами попередніх досліджень, що були виконані в даній роботі, для дослідно-промислового опробування було рекомендовано наступний хімічний склад, % мас: C=0,45-0,58; Si=0,8-1,20; Mn= 0,80-1,2; V=0,05-0,15; Cr=0,3-0,4; Ni=0,8-1,0; S ≤ 0,025; P ≤ 0,03; Mo ≤ 0,05; Cu ≤ 0,25; Al = 0,02-0,03; Ti ≤ 0,05.

4.2 Розробка параметрів термічної обробки залізничних коліс

В промислових умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» були проведені випробування залізничних коліс класу D на відповідність вимогам до класу D+ (табл. 4.9).

На першому етапі досліджень колеса класу D були термічно оброблені згідно режимів, рекомендованих для цього класу (режим 1), на наступному етапі досліджень колеса зі сталі, яка відповідала класу D були термічно оброблені для підвищення показників міцності та твердості (режим 2), але досягти вимог до коліс класу D+ не вдалося.

Згідно з розробленими на основі лабораторних досліджень рекомендаціями щодо режимів термічної обробки та хімічного складу сталі в умовах МЗ «ДНІПРОСТАЛЬ» була виготовлена плавка № 13367 дослідного складу, а на ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» були

прокатані та термічно оброблені колеса класу D+ (сортамент Ø 36 Фактичний хімічний склад плавки № 13367 наступний: 0,50% C, 0,80% Mn, 0,98% Si, 0,009% P, 0,002% S, 0,024% Al, 0,32% Cr, 0,82% Ni, 0,04% Cu, 0,004% Ti, 0,004% Mo, 0,11% V, 0,002% Nb, 0,005% N. Фактичні температури нагріву коліс перед гартуванням і інші параметри термічної обробки наведені в табл. 4.10.

Таблиця 4.9 - Механічні властивості коліс зі сталі, яка відповідає вимогам до класу D (пл. 12865)

№ колеса	ТО	Температура випробувань °С	Границя текучості σ_T , Н/мм ²	Границя міцності σ_B , Н/мм ²	Відносне подовження δ , %	Відносне звуження ψ , %	Твердість, НВ	
							Внутрішня	На поверхні
1	2	3	4	5	6	7	8	9
73	Резим 1	- 40	875,6	1167	<u>10,8</u>	20,4	388-331-341-341363	394-389-383-385
		+20	881,5	1133	15,6	35,5	352-331-363-341-352 352-375-388-363-352	
- 40		903,9	1159	<u>13,5</u>	42,9	388-331-331-341-363	384-374-370-380	
+20		867	1112	15,7	39,4	341-331-363-331-341-363-375-363-341		
68		- 40	896	1171	<u>11,5</u>	31,0	388-341-341-341-363	389-379-379-385
		+20	875,4	1118	15,4	40,7	352-331-331-331-341 352-363-375-331-331	

Продовження табл. 4.9

1	2	3	4	5	6	7	8	9	
59	Резим 2	- 40	955,4	1238	<u>14,3</u>	37,3	415-373-363-363-393	418-415-413-415	
		+20	924,3	1171	<u>13,2</u>	37,7	383-363-363-354-373 404-363-363-345-354		
- 40		944,7	1220,8	15,6	37,3	404-363-363-354-404	412-416-407-406		
+20		889,36	1150	<u>12,6</u>	27,14	383-354-34nm5-345-373 363-345-383-354-354			
- 40		990,7	1263,2	16,6	42,5	415-373-354-363-383	409-410-409-409		
+20		953,60	1187	<u>12,6</u>	30,87	404-363-345-363-363 373-354-383-345-363			
- 40		970,3	1256,1	16,3	38,6	415-363-354-363-393	418-415-415-412		
+20		902,42	1166	<u>13,8</u>	36,10	404-354-345-354-354 373-373-415-363-345			
Вимоги ТТСТ до кл. D+		- 40	≥724,0	≥1090	≥15,0	-	312-376	360-420	
		+20	≥770,0	≥1100	≥15,0	-			

Після термічної обробки з 5 коліс були відібрані колеса № 003, 014 для дослідження їх макро-, мікроструктури, чистоти сталі за неметалевими включеннями та механічних властивостей.

Фотографії макроструктури коліс показані на рис. 4.24 і 4.25. В макроструктурі коліс відсутні флокени, тріщини, екзогенні включення та інші дефекти несучільності коліс.

Мікроструктура ободів коліс в зоні, близькій до поверхні кочення, представлена на рис. 4.26, 4.27. Із указаних рисунків видно що мікроструктура коліс являє собою сорбіт гартування (близько 70%) та сорбіт

відпуску (близько 30%). Карбідна фаза не розділяється під світловим мікроскопом, що вказує на її високу дисперсність.

Таблиця 4.10 – Технологічні параметри термічної обробки коліс класу Д+, пл. №13367

№з/п	№ колеса	Витрата води, м ³ /год.	Т маточини перед охол., °С	Т ободу перед охол., °С*	№ ВГМ **	Температура води, °С	Час охол., с.	Температура відпуску, °С	Час відпуску
1	001	64-62	861	845	1	25	140	550	2 год. 40 хв.
2	004	60	867	879	3	25	140	550	2 год. 40 хв.
3	002	64-62	856	876	1	25	140	550	2 год. 40 хв.
4	003	60	866	875	3	25	140	550	2 год. 40 хв.
5	014	64	860	869	1	25	140	550	2 год. 40 хв.

* Температура ободу перед охолодженням вимірювалась за допомогою пірометра Micron MX90;

** Для гартування коліс використовували спреєри з трьохстороннім відводом тепла.

Аналіз чистоти сталі за неметалевими включеннями проведено за ISO 4967 (метод А) на шліфах, відібраних зі зразка, який випробовувався на розтягування. Результати наведені в табл. 4.11. Механічні властивості коліс наведені в табл. 4.12.

Таблиця 4.11 – Оцінка забрудненості неметалевими включеннями дослідних коліс класу D+

Тип включень	Колесо № 003		Колесо № 014	
	Серія, бал		Серія, бал	
	тонка	товста	тонка	товста
A (сульфіди)	0,5	0,0	0,0	0,5
B (алюмінати)	0,0	0,0	0,0	0,0
C (силікати)	0,5	0,5	0,5	1,5
D (глобулярні оксиди)	1,5	1,0	1,0	0,5
B+C+D	2,0	1,5	1,5	2,0

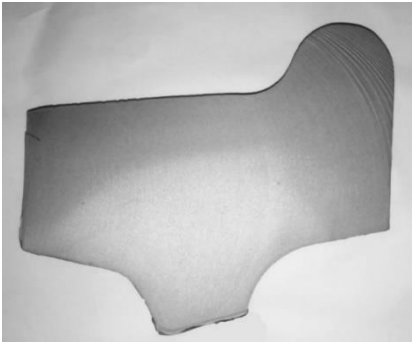


Рисунок 4.24 -
Макроструктура колеса
№ 003, пл. № 13367

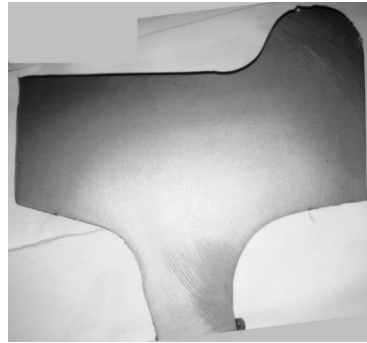
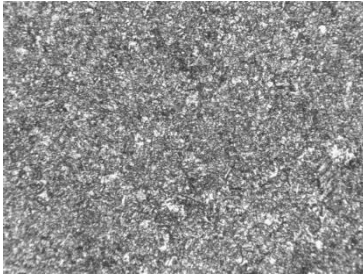
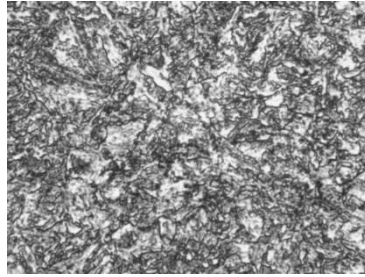


Рисунок 4.25 -
Макроструктура колеса
№ 014, пл. № 13367



×100



×1000

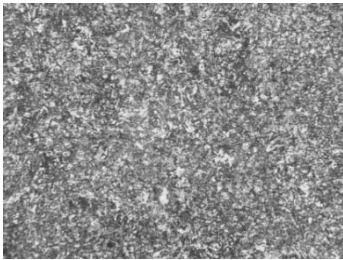
Рисунок 4.26. Мікроструктура ободу колеса № 003, пл. № 13367

Таблиця 4.12 – Механічні властивості коліс класу D+, пл. 13367

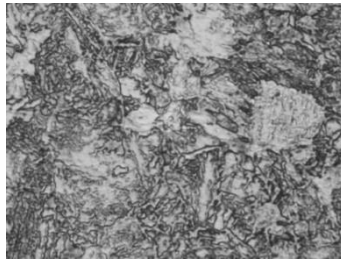
№ колес а	Твипр ., °С	Границя текучос ті , Н/мм ²	Границ я міцност і, Н/мм ²	Відн. подовженн я, %	Відн. звуженн я, %	Твердість, НВ				В'язкість руйнуванн я, МПа×м ^{1/2}
						Внутрішня		Поверхнева		
						Значенн я	Серед н.	Значенн я	Серед н.	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
003	- 40	820,9	1074,2	16,0	34,8	329-313-313-	321	380-368-366-367	370	-
		835,3	1072,7	15,0	38,1	306-354				
	+20	783,4	1052	17,3	41,8	321-321-329-329				61,4
		792,5	1080	14,7	44,0	321-321-306-313-313				

Продовження табл. 4.12

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
014	- 40	817,7	1063,9	15,7	37,0	313-321-306-329-329	322	373-367-378-373	373	-
		742,3	1013,1	16,3	34,0	313-321-306-329-329				
	+20	783,5	1098	16,9	43,3	313-321-306-329-329				54,2
		780,2	1099	17,7	42,2	313-321-306-329-329				
Вимоги ТТСІ до кл. D+	- 40	≥724,0	≥1090,0	≥15,0	-	312-376	-	360-420	-	-
	+20	≥770,0	≥1103,0	≥15,0	-					≥38,5



×100



×1000

Рисунок 4.27. Мікроструктура ободу колеса № 014, пл. № 13367

Із табл. 4.12 витікає, що за твердістю ободу на глибині 3/8"...12/8" від поверхні кочення, твердістю на поверхні, границею текучості та границею міцності, в'язкістю руйнування та відносним подовженням (за винятком другого зразку колеса №003 при температурі +20°C) дослідні колеса відповідають вимогам компанії ТТСІ. При цьому в'язкість руйнування таких залізничних коліс значно перевищують вимоги.

ГЛАВА 5 РОЗРОБКА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА РЕЖИМІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС З ПІДВИЩЕНОЮ СТІЙКІСТЮ ДО УТВОРЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ДЕФЕКТІВ ПРИ ПІДВИЩЕНИХ НАВАНТАЖЕННЯХ ТА СКЛАДНИХ УМОВАХ ГАЛЬМУВАННЯ

При виборі хімічного складу сталі для коліс зазвичай керуються такими міркуваннями. Вуглець найбільш важливий і найбільш дешевий елемент у сталі. Регулюючи його вміст у сталі, можна домогтися різних властивостей в готових виробах. При підвищенні вмісту вуглецю збільшується міцність металу, його зносостійкість, яка дуже важлива для залізничних коліс. Підвищується і контактна міцність. Але підвищення вмісту вуглецю знижує стійкість коліс до утворення на поверхні кочення дефектів термічного походження при їх гальмуванні колодковими гальмами, які в наших умовах використовуються повсюдно. Вуглецева сталь для залізничних коліс повинна задовольняти ряд специфічних і часто суперечливих вимог. Для підвищення опору колісної сталі тепловим руйнуванням і утворення на поверхні кочення "білих шарів" (дефекти гальмівного походження) в ній має бути знижений вміст вуглецю. У той же час для забезпечення високих показників зносостійкості і контактної міцності вміст вуглецю в колісній сталі повинен бути не менше 0,5% [2].

За існуючої тенденції до зростання швидкості руху поїздів зростає і число здійснюваних гальмувань і, як наслідок, можливість появи температурних ушкоджень, пов'язаних з різким нагріванням поверхневих шарів обода. Тому зазвичай приймається

компромісне рішення. Вміст вуглецю в колісній сталі знижується. При цьому необхідна міцність, зносостійкість і стійкість проти контактних втомних пошкоджень досягається здійсненням ефективної термічної обробки коліс. Крім термічної обробки дослідники вивчають й інші шляхи підвищення міцності колісної сталі. Зокрема, зниження вмісту вуглецю компенсується застосуванням легуючих елементів.

У країнах СНД для вантажних вагонів в даний час найбільш масово застосовуються залізничні колеса марки 2 із вмістом вуглецю 0,55-0,63% і структурою високодисперсного перліту в ободі. На початку двохтисячних років на залізницях України загострилася проблема підвищеного зносу поверхні кочення і бічної поверхні гребеня обода колеса в зв'язку із застосуванням на залізничному транспорті України термічно зміцнених рейок з високим рівнем твердості. Для вирішення цієї проблеми фахівцями ІЧМ НАНУ і ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» була розроблена технологія і освоєно промислове виробництво нового виду продукції - залізничних коліс підвищеної міцності і зносостійкості марки Т. Використання на залізницях України таких коліс з твердістю вище 320 НВ дозволило підвищити їх зносостійкість більше ніж на 30%, зберігши при цьому необхідний запас в'язкості [1, 51, 114-120]. Однак при цьому в системі «колесо-рейка» змінилися вихідні параметри (твердість колеса, структурний стан металу обода, міцність і пластичність при підвищених температурах і ін.). У поєднанні зі зміненими (в бік ускладнення) умовами експлуатації коліс це призвело до збільшення дефектів на поверхні кочення коліс, зокрема таких, які пов'язані з тепловим впливом на колесо при гальмуванні.

Підвищення зносостійкості сталі і стійкості до утворення втомних дефектів у вигляді викришування можуть досягатися шляхом збільшення міцності сталі. Збільшення міцності сталі за рахунок підвищення вмісту вуглецю не завжди дає бажаний результат, так як при цьому знижується її пластичність і підвищується чутливість до концентраторів напружень. Ефективним способом підвищення міцності сталі є зміцнююча термічна обробка з отриманням однорідної дрібнодисперсної структури з пластинчастою формою цементиту.

Аналіз літературних даних показав необхідність пошуку нових способів підвищення службових характеристик залізничних коліс. Було встановлено, що легування сталі невеликими добавками різних легуючих елементів і застосування ефективних процесів термічної обробки є визначальними чинниками формування структурного стану і комплексу властивостей, що забезпечують можливість отримання в залізничних колесах поєднання високих значень твердості та в'язкості.

Відомо, що збільшення вмісту вуглецю в колісній сталі призводить до підвищення температури переходу до крихкого руйнування, зниженню рівня пластичних властивостей, а також до підвищення чутливості до утворення дефектів теплового походження. Тому підвищення вмісту вуглецю в сталі для залізничних коліс має бути обмеженим. При цьому має місце знеміцнення сталі, яке необхідно компенсувати введенням легуючих елементів і застосуванням ефективніших процесів термічної обробки.

5.1 Розробка хімічного складу сталі з твердорозчинним зміцненням і режимів термічної обробки залізничних коліс, що забезпечують підвищення їх стійкості до утворення дефектів на поверхні кочення

Аналіз досліджень світових виробників залізничних коліс показав, що одним з перспективних напрямків, що забезпечують підвищення їх стійкості до утворення дефектів на поверхні кочення, є зниження вмісту вуглецю в сталі і заміна його як зміцнювача іншими елементами [175, 176, 177]. Одним з напрямків вирішення цього завдання є використання недорогих легуючих елементів матричної системи, зокрема, кремнію і марганцю. Однак ці легуючі елементи чинять різний і багато в чому протилежний вплив на структуру і властивості сталей. Тому слід враховувати взаємний вплив цих елементів при спільному введенні в сталь і обґрунтовано визначати їх оптимальний вміст в сталі.

5.1.1 Розробка хімічного складу сталі

За результатами аналітичних досліджень було визначено перспективний хімічний склад сталі для залізничних коліс і в лабораторних умовах виплавлені злитки малого обсягу діаметром 80 мм з підвищеним вмістом марганцю і кремнію щодо вимог нормативної документації для залізничних коліс марок «Т» і «2». Хімічний склад дослідних плавок представлений в табл. 5.1. Плавка №16 є порівняльною і за своїм хімічним складом відповідає сталі марки «Т». Від інших дослідних плавок вона відрізняється більш високим вмістом вуглецю (0,63%) і більш низьким вмістом кремнію (0,31%) і марганцю (0,74%). Ця плавка була

виплавлена в однакових умовах з іншими дослідними плавками, і використовується в даних дослідженнях як порівняльна.

Таблиця 5.1 - Хімічний склад дослідних плавок лабораторного способу виплавки в порівнянні з вимогами нормативних документів

Умовне позначення плавки	Вміст елементів, % мас.					
	C	Si	Mn	P	S	V
9	0,55	1,07	0,19	0,014	0,018	0,079
10	0,78	0,63	1,01	0,017	0,013	0,061
11	0,69	0,69	0,43	0,013	0,014	0,037
12	0,67	0,24	0,47	0,011	0,008	0,041
13	0,57	0,43	1,34	0,012	0,009	0,110
14	0,51	0,70	0,93	0,009	0,007	0,070
15	0,53	0,81	0,93	0,009	0,007	0,079
16	0,63	0,31	0,74	0,008	0,005	0,115
Марка «Т» (ДСТУ ГОСТ 10791:2016)	0,61- 0,69	≤0,40	0,70- 0,90	≤0,025	≤0,020	0,08- 0,15
Марка «2» (ДСТУ ГОСТ 10791:2016)	0,55- 0,65	0,22- 0,45	0,50- 0,90	≤0,035	≤0,030	≤0,10

Від донної частини дослідних злитків були відібрані проби висотою 110 мм. У лабораторних умовах була проведена гаряча пластична деформація дослідних злитків шляхом осаджування на величину 50%. Температура нагріву проб під гарячу деформацію

дорівнювала 1260°C . Після пластичного деформування сталі дослідних плавок піддавали термічній обробці, що полягає в нагріванні до температури аустенітизації 880°C , витримці при заданій температурі протягом 10 хв., охолодженні зі швидкістю, що відповідає швидкості охолодження коліс на вертикальній гартувальній машині в умовах КПЦ ПАТ «ІНТЕПРАЙП НТЗ» та наступному відпуску при температурі 500°C протягом двох годин.

Різний вміст хімічних елементів у дослідних сталях призвів до формування в них різних структур як в литому стані (рис. 5.1-5.8), так і після термічної обробки. (рис. 5.9-5.16).

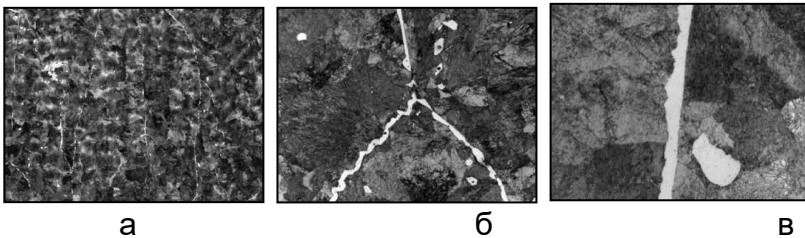


Рис. 5.1. Мікроструктура дослідної плавки №9 в литому стані: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

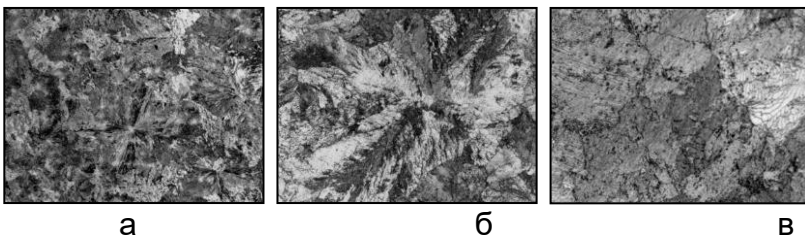


Рис. 5.2. Мікроструктура дослідної плавки №10 в литому стані: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

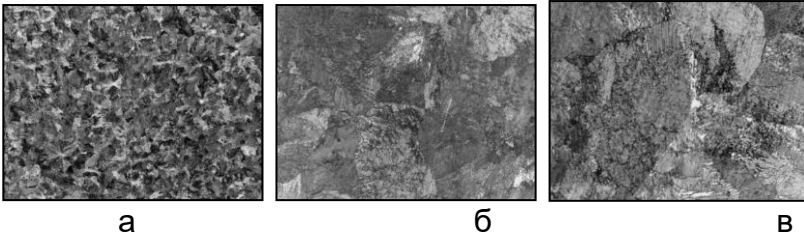


Рис. 5.3. Мікроструктура дослідної плавки №11 в литому стані: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

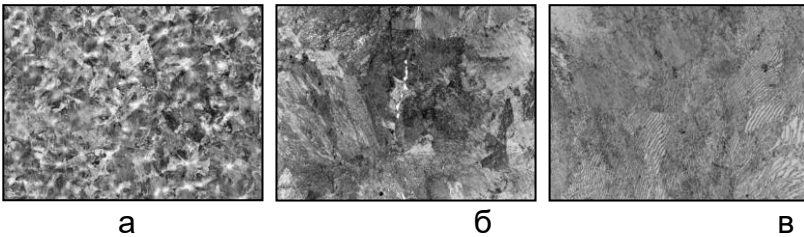


Рис. 5.4. Мікроструктура дослідної плавки №12 в литому стані: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

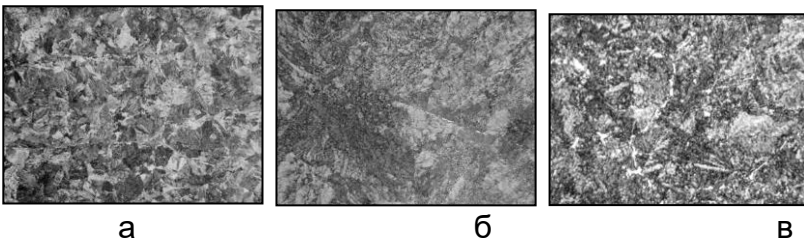


Рис. 5.5. Мікроструктура дослідної плавки №13 в литому стані: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

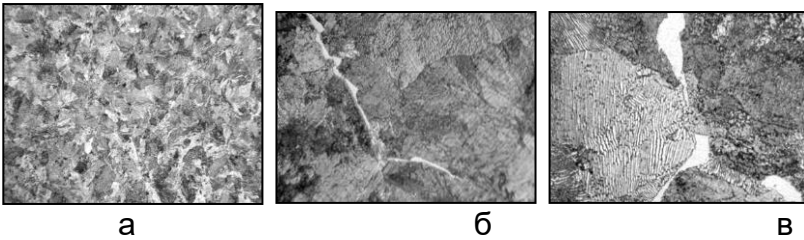


Рис. 5.6. Мікроструктура дослідної плавки №14 в литому стані: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

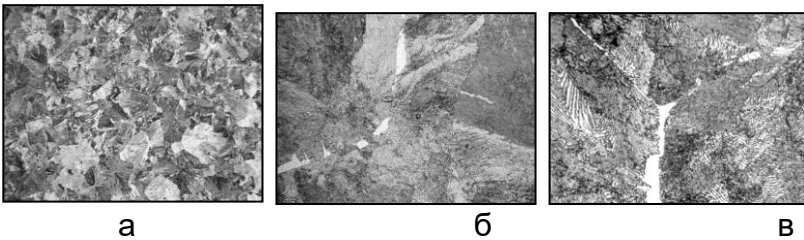


Рис. 5.7. Мікроструктура дослідної плавки №15 в литому стані: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

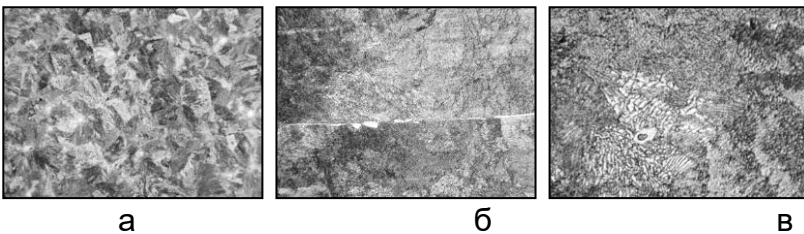
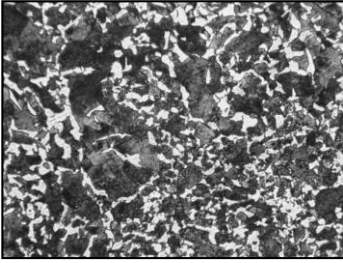
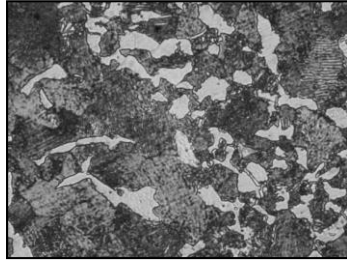


Рис. 5.8. Мікроструктура дослідної плавки №16 в литому стані: а – $\times 50$, б – $\times 400$, в – $\times 1000$

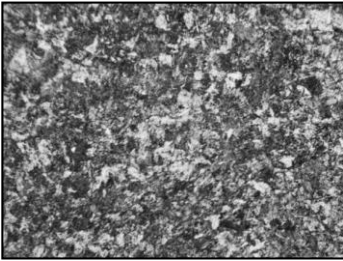


а

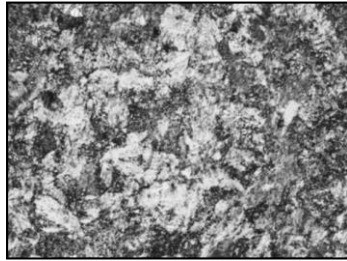


б

Рис. 5.9. Мікроструктура дослідної плавки №9 після гарячої пластичної деформації і термічної обробки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

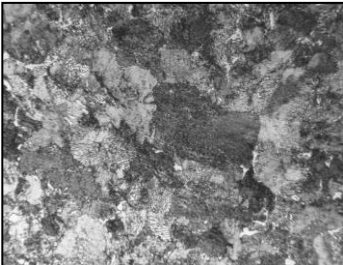


а

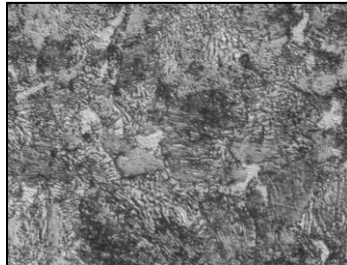


б

Рис. 5.10. Мікроструктура дослідної плавки №10 після гарячої пластичної деформації і термічної обробки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

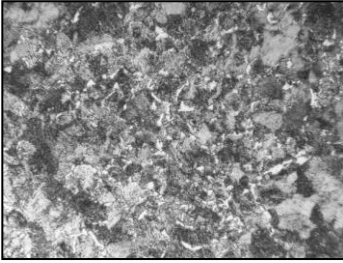


а

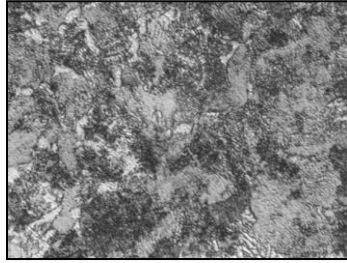


б

Рис. 5.11. Мікроструктура дослідної плавки №11 після гарячої пластичної деформації і термічної обробки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

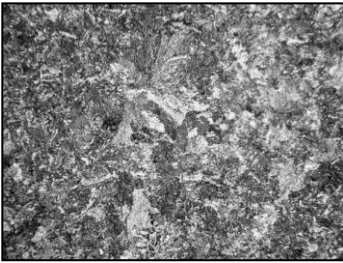


а

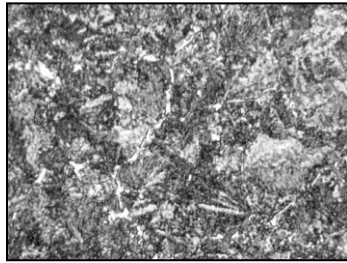


б

Рис. 5.12. Мікроструктура дослідної плавки №12 після гарячої пластичної деформації і термічної обробки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

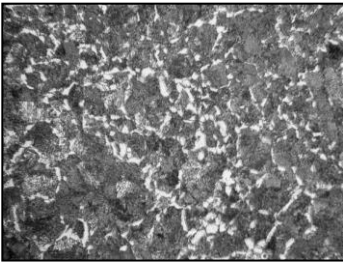


а

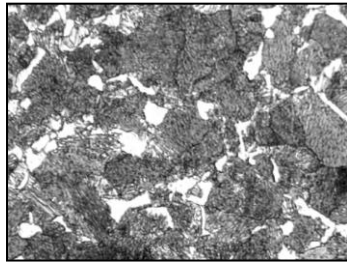


б

Рис. 5.13. Мікроструктура дослідної плавки №13 після гарячої пластичної деформації і термічної обробки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$



а



б

Рис. 5.14. Мікроструктура дослідної плавки №14 після гарячої пластичної деформації і термічної обробки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

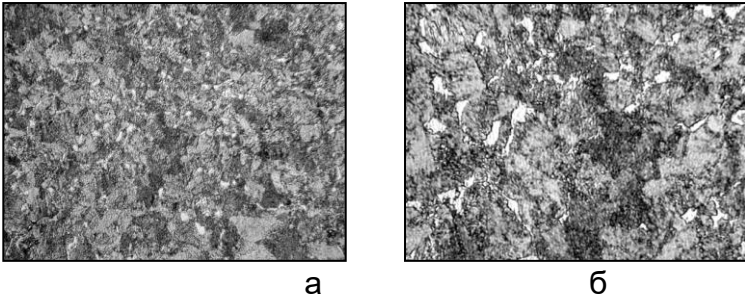


Рис. 5.15. Мікроструктура дослідної плавки №15 після гарячої пластичної деформації і термічної обробки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

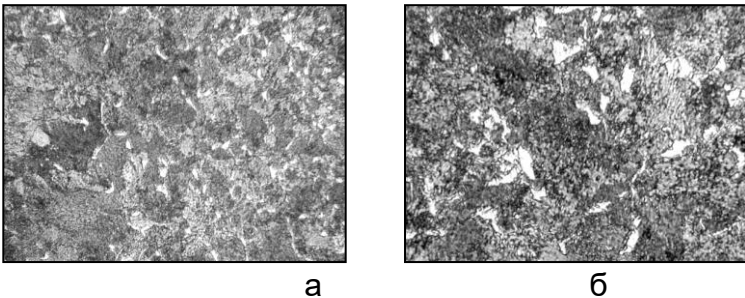


Рис. 5.16. Мікроструктура дослідної плавки №16 після гарячої пластичної деформації і термічної обробки: а – $\times 400$, б - $\times 1000$

Так як залізничні колеса в процесі виробництва піддаються термічному зміцненню, а їх кінцева структура і механічні властивості визначаються саме цієї технологічною операцією, в роботі були проведені дослідження механічних властивостей дослідних сталей після їх деформаційної і термічної обробки (табл. 5.2).

Таблиця 5.2. Механічні властивості дослідних сталей

Умовне позначення плавки	Механічні властивості				
	σ_B , Н/мм ²	ψ , %	δ_5 , %	НВ	КСУ, Дж/см ²
9	857,2	23,4	16,1	239	31
10	1181,5	27,4	13,1	312	22
11	1006,8	23,9	14,7	271	29
12	770,4	7,4	10	242	19
13	1087,7	27,6	11,7	305	16
14	960,4	35	14,3	293	36
15	1019,2	35,5	17,2	318	18
16	1048,6	17	11,3	318	18

Аналіз цих даних показує, що значення границі міцності всіх досліджуваних сталей змінюються від 770 Н/мм² до 1180 Н/мм², що пов'язано в першу чергу з різним вмістом хімічних елементів в сталі. Мінімальні значення границі міцності мають сталь плавки №12 (Si = 0,24%, Mn = 0,42%), сталь плавки №9 (C = 0,55% при Mn = 0,19%) і плавки №14 з мінімальним вмістом вуглецю (C = 0,51%). Аналогічно границі міцності змінюється і твердість дослідних сталей. Найбільш близькі значення границі міцності і твердості зі сталлю №16 (порівняльна) має дослідна сталь плавки №10 і 15. Однак, сталь плавки №10 містить 0,78% С. При цьому важливим є те, що сталь плавки №15 не поступається порівняльній сталі за ударною в'язкістю, а по пластичності значно перевершує її з вмістом вуглецю 0,53%.

Сталь плавки №14 також показала задовільні значення всіх механічних властивостей з урахуванням того, що вміст вуглецю в ній був низький і тому незначне зниження міцності і твердості в порівнянні зі сталлю плавки №16 (порівняльна) було прогнозоване. При цьому якщо міцність і твердість дослідної сталі №14 нижче порівняльної плавки №16 менш ніж на 10%, то її відносне подовження вище на 27%, а відносне звуження і ударна в'язкість - в два рази.

Хімічний склад плавок №11 і 12 близький по всіх елементах, крім кремнію, вміст якого в плавці №11 практично в три рази більше, ніж в плавці №12 (0,69% і 0,24% відповідно). Таким чином, при порівнянні механічних властивостей цих плавок можна судити про вплив кремнію на ці показники. З таблиці видно, що властивості міцності і твердості сталі плавки №11 вище, і при цьому, що особливо важливо, зросли також характеристики пластичності і ударна в'язкість.

5.1.2 Розробка режимів термічної обробки сталі для залізничних коліс

З урахуванням отриманих результатів для виробництва дослідних залізничних коліс з твердістю не нижче 320 НВ була рекомендована для дослідно-промислового випробування сталь наступного хімічного складу: C = 0,57-0,61%; Mn = 0,70-0,85%; Si = 0,85-1,05%; V = 0,08-0,12%.

Для виконання роботи в мартенівському цеху ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» були відлиті два злитки - «двійники» дослідної колісної сталі (номера злитків 23 і 24). При виплавці цих злитків за базову сталь була обрана сталь марки ER8T (пл.32072) наступного хімічного складу (таблиця 5.3).

Таблиця 5.3. Хімічний склад базової сталі

№ плавки	Вміст елементів, % мас.											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	V
32072	0,52	0,33	0,70	0,005	0,005	0,18	0,00	0,05	0,022	0,09	0,006	0,018

Виплавку дослідної сталі проводили відповідно до ВТК №257. При наповненні виливниць дослідного піддону за допомогою спеціальної ложки в центровую під струмінь металу рівномірними порціями вводили дрібнодроблений феросиліцій (марка ФС-65, фракція до 2,0 мм). Введення починалося після настройки струменя металу на задану швидкість розливання (наповнення донної частини виливниць) і закінчувалося з наповненням виливниці - прибуткової частини (вставки). Витрата феросиліцію - 100 кг / піддон- «двійник» (два злитки).

Порізка дослідних злитків проводилася за ескізом порізки для коліс діаметром 957 мм. Прокат коліс Ø957 мм з заготовок дослідної партії проводився відповідно до чинної НД. Всього було прокатано 16 штук дослідних коліс.

Режими термічної обробки дослідних коліс представлені в таблиці 5.4. Від кожного дослідного колеса були відібрані проби для визначення хімічного складу, дослідження макро- і мікроструктури, а також всіх механічних властивостей відповідно до вимог ГОСТ 10791. Додатково були відібрані проби для визначення в'язкості руйнування K_{1c} . Результати контролю хімічного складу і механічні властивості коліс після дослідних режимів термічної обробки представлені в таблицях 5.5 і 5.6.

Аналіз результатів, представлених в таблиці 5.5, показав, що в дослідних колесах вміст кремнію в середньому дорівнює 0,66%, що в два рази вище, ніж

в базовій плавці 32072 (див. табл. 5.3). При цьому його вміст в дослідних колесах змінюється від 0,57% (колесо № 040705) до 0,70% (колесо №040711). Аналіз хімічної неоднорідності по кремнію в досліджуваних колесах показав наступне: тільки в одному колесі (№ 040705) з шістнадцяти досліджуваних має місце коливання вмісту кремнію (від 0,57% до 0,67%). У всіх інших класах хімічна неоднорідність по кремнію відсутня. Аналіз цих результатів показує, що при описаному вище способі введення феросиліцію в виливницю кремній по висоті злитка розподіляється рівномірно.

На рис. 5.17 представлена мікроструктура досліджуваних коліс після різних режимів термічної обробки.

Таблиця 5.4. Режими термічної обробки дослідних коліс

Номер колеса	Параметри термічної обробки
1	2
040709	Нагрів до температури 890°C. Загартування 180 с. з витратою води 80 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 500°C
040716	Нагрів до температури 890°C. Загартування 180 с. з витратою води 100 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 500°C
040717	Нагрів до температури 890°C. Загартування 180 с. з витратою води 80 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 500°C
040712	Нагрів до температури 890°C. Загартування 180 с. з витратою води 100 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 500°C
040708	Нагрів до температури 890°C. Загартування 180 с. з витратою води 80 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 520°C

Продобвження табл. 5.4

1	2
040711	Нагрів до температури 890°C. Загартування 180 с. з витратою води 100 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 520°C
040710	Нагрів до температури 890°C. Загартування 180 с. з витратою води 80 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 520°C
040704	Нагрів до температури 890°C. Загартування 180 с. з витратою води 100 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 520°C
040719	Нагрів до температури 920°C. Загартування 180 с. з витратою води 80 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 500°C
040718	Нагрів до температури 920°C. Загартування 180 с. з витратою води 100 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 500°C
040713	Нагрів до температури 920°C. Загартування 180 с. з витратою води 80 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 500°C
040715	Нагрів до температури 920°C. Загартування 180 с. з витратою води 100 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 500°C
040707	Нагрів до температури 920°C. Загартування 180 с. з витратою води 80 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 520°C
040714	Нагрів до температури 920°C. Загартування 180 с. з витратою води 100 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 520°C
040705	Нагрів до температури 920°C. Загартування 180 с. з витратою води 80 м ³ / год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 520°C
040706	Нагрів до температури 920°C. Загартування 180 с. з витратою води 100 м ³ /год. Відпуск 2 години 10 хв. при температурі 520°C

Таблиця 5.5. Хімічний склад дослідних коліс

№ колеса	Вміст елементів, % мас.											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	V
040709	0,53	0,69	0,70	0,006	0,006	0,17	0,00	0,05	0,025	0,08	0,007	0,019
040717	0,55	0,65	0,69	0,006	0,008	0,18	0,00	0,06	0,025	0,09	0,007	0,019
040716	0,53	0,66	0,69	0,006	0,007	0,17	0,00	0,05	0,024	0,08	0,006	0,019
040712	0,53	0,65	0,69	0,006	0,008	0,18	0,00	0,06	0,024	0,10	0,007	0,019
040708	0,52	0,69	0,69	0,005	0,007	0,17	0,00	0,05	0,024	0,07	0,007	0,019
040710	0,53	0,64	0,70	0,005	0,008	0,18	0,00	0,06	0,025	0,09	0,007	0,020
040711	0,52	0,70	0,70	0,005	0,007	0,17	0,00	0,05	0,023	0,08	0,007	0,018
040704	0,53	0,62	0,69	0,005	0,007	0,17	0,00	0,06	0,024	0,09	0,007	0,019
040719	0,53	0,66	0,69	0,005	0,006	0,17	0,00	0,05	0,024	0,08	0,006	0,018
040713	0,55	0,64	0,70	0,005	0,007	0,18	0,00	0,06	0,026	0,09	0,007	0,020
040718	0,53	0,66	0,69	0,006	0,006	0,17	0,00	0,05	0,023	0,08	0,007	0,019
040715	0,53	0,64	0,69	0,006	0,006	0,17	0,00	0,06	0,023	0,10	0,007	0,019
040707	0,53	0,67	0,69	0,005	0,006	0,17	0,00	0,05	0,024	0,08	0,006	0,018
040705	0,53	0,62*	0,68	0,005	0,007	0,17	0,00	0,05	0,023	0,09	0,006	0,019
040714	0,53	0,67	0,68	0,005	0,006	0,17	0,00	0,05	0,024	0,07	0,006	0,017
040706	0,53	0,69	0,69	0,006	0,006	0,17	0,00	0,05	0,025	0,08	0,006	0,018

* середнє з двох значень (0,57% и 0,67%).

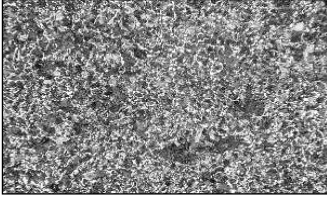
Таблиця 5.6

Механічні властивості дослідних коліс після різних режимів термічної обробки

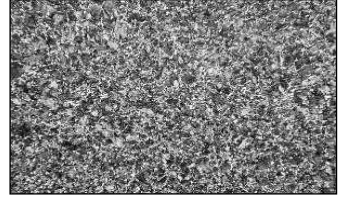
Т _{заг.} , °C/ Т _{заг.} , с./ витрата води, м ³ /год/ Твідп., ° C	№ колеса	Обід								
		σ _в , кг/мм ²	δ ₅ , %	ψ, %	KCU ₊₂₀ , кгс/см ²				НВ глиб. 30мм	НВ т.А
					1	2	3	Ср.		
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
890/ 180 /80 / 500	040709	98	15	29	5	5,2	5,2	5,1	282	241
	040717	99	14,5	32	4	4	4,4	4,1	290	248
890/ 180 /100 /50 0	040716	97	15	26	5	5	5	5	272	241
	040712	98	14,5	34	3,8	4,4	4,2	4,1	280	248
890/ 180 /80 / 520	040708	99	14,5	25	4,2	4	4	4,1	285	241
	040710	98	15,5	31	4,6	4,2	4	4,3	285	248
890/ 180/ 100 / 520	040711	97	14	28	4	4,2	4,2	4,1	285	229
	040704	99	16	29	5.	5	4.6	4.9	290	241

Продовження табл. 5.6

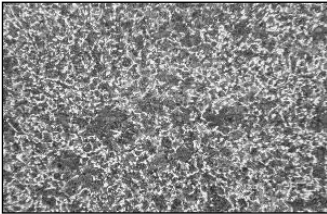
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11			
920/ 180 / 80 / 500	040719	99	14	30	5	5,2	4,8	5	288	241			
	040713	101	14,5	32	4,4	4,2	3,8	4,1	290	241			
920/ 180/ 100 /500	040718	101	14	29	4,4	5	5	4,8	290	241			
	040715	101	14,5	37	3,8	4,2	3,8	3,9	282	235			
920/ 180/ 80/ 520	040707	101	15	32	4,4	3,6	4,6	4,2	277	235			
	040705	103	14,5	28	4,4	4,4	4,6	4,5	290	248			
920/ 180/ 100 /520	040714	100	14,5	29	4	3,8	4,2	4	282	235			
	040706	101	15	33	4,4	4,4	3,8	4,2	282	235			
T _{заг., °C/ T_{заг., °C/ витрата води, м³/год/ Tвідп., °C}}	№ копеса	Диск											
		σ _в , кг/ мм ²	σ _{0,2} , кг/М М ²	δ ₅ , %	Ψ, %	KCU ₊₂₀ , кгс/см ²				KCU ₋₆₀ , кгс/см ²			
1	2					3	Ср.	1	2	3	Ср.		
890/ 180 /80 / 500	040709	82	46	20	44	4,2	4,2	4	4,1	8,3	7,8	8,8	7,8
	040717	83	44,5	20,5	44	3,9	3,9	3,9	3,9	11	9,8	9,2	9,2
890/ 180 /100 /500	040716	83	44,5	18,5	39	5	5,1	5	5	6,8	5,3	6	5,3
	040712	83	45	18,5	42	3,3	3,8	3,3	3,5	9,5	9	7,5	7,5
890/ 180 /80 / 520	040708	85	46	20	45	4,1	4,5	4,6	4,4	7,5	7,5	7,5	7,5
	040710	82	44,5	19	42	5,1	4,6	4,6	4,8	8,0	8,3	8,0	8,0
890/ 180/ 100 / 520	040711	81	43	19,5	44	4,6	4,4	4,3	4,4	8,3	9,8	7,8	7,8
	040704	81	44	20	44	-	-	-	-	-	-	-	-
920/ 180 / 80 / 500	040719	83	44,5	18	34	4,8	5,3	5,3	5,1	6,8	8,8	8,3	6,8
	040713	82	42	16,5	41	3,9	3,9	3,5	3,8	8,8	7,5	8	7,5
920/ 180/ 100 /500	040718	83	42	18	41	3,6	4	3,5	3,7	4,5	5	5,3	4,5
	040715	84	43	19,5	41	3,6	3,9	4,2	3,9	9,5	7,5	9	7,5
920/ 180/ 80/ 520	040707	84	45	18,5	44	4,8	5,9	5,1	5,3	7,5	7,3	8	7,3
	040705	80	43,5	20	44	4,3	4,6	4,4	4,4	8,3	9,8	6,8	6,8
920/ 180/ 100 /520	040714	84	44	18	44	4,8	4,4	4,5	4,6	7,3	8,3	7,8	7,3
	040706	83	44,5	18	42	5,1	4,4	4,8	4,8	8	8,3	8	8



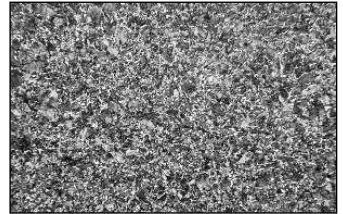
Колесо №040709.



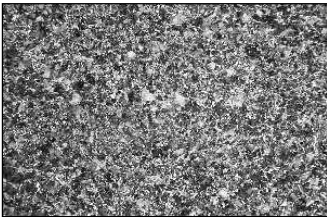
Колесо №706709.



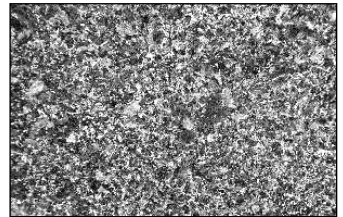
Колесо №040719.



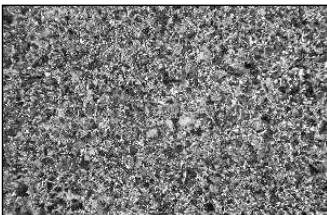
Колесо №706718.



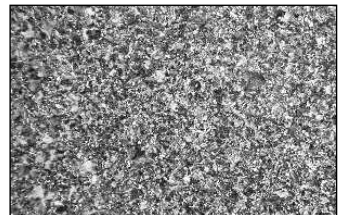
Колесо №040708.



Колесо №706704.



Колесо №040707.



Колесо №706706.

Рисунок 5.17. Мікроструктура дослідних коліс

Мікроструктура всіх дослідних коліс (рис. 5.53) незалежно від режимів термічної обробки є структурою пластинчастого перліту з невеликою кількістю доевтектоїдної фериту, який виділяється по границях колишніх аустенітних зерен. Така структура є характерною для колісної сталі. Підвищений вміст кремнію в сталі не привів до утворення в ободах коліс після термічної обробки будь-яких таких структурних складових як бейніт або мартенсит. Зміна режимів термічної обробки дослідних коліс призвела до незначної зміни їх мікроструктури. Так, наприклад, підвищення температури нагріву під загартування призвело до деякого збільшення кількості доевтектоїдного фериту і розміру перлітного зерна. Макроструктура ободів дослідних коліс є задовільною, флокени в ободах коліс відсутні.

Аналіз всіх отриманих результатів показує, що зміна режимів термічної обробки коліс спричинила певний вплив на їх механічні властивості. Найбільшою мірою це вплинуло на таку характеристику як ударна в'язкість (див. табл. 5.6). Так, наприклад, збільшення температури відпуску призвело до зниження зазначеної характеристики.

Збільшення вмісту кремнію в сталі, підвищуючи міцність і твердість, не призводить до зниження їх ударної в'язкості і пластичності. Таким чином, підвищивши вміст вуглецю і таких легуючих елементів як марганець, кремній і ванадій до рівня, який був рекомендований за результатами виконання лабораторних досліджень, можна досягти рівня властивостей, відповідних колесам марки «Т» (табл. 5.7 і 5.8). Для експериментальної перевірки цього провели дослідну плавку з розливанням дослідного злитка на піддоні- «двійнику».

Таблиця 5.7. Хімічний склад сталей для залізничних коліс

Марка сталі (номер плавки)	Вміст елементів, %						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V
Марка «Т» ДСТУ ГОСТ 10791:201 6	0,61 - 0,69	≤0,4 0	0,70 - 0,90	≤0,02 5	≤0,02 0	≤0,4 0	0,08- 0,15
Марка «2» ДСТУ ГОСТ 10791:201 6	0,55 - 0,65	0,22- 0,45	0,50 - 0,90	≤0,03 5	≤0,03 0	-	≤0,1
Дослідний злиток №1 (пл.23221)	0,60	0,94	0,80	0,009	0,006	0,08	0,08 6
Дослідний злиток №2 (пл.53224)	0,57	0,99	0,78	0,009	0,011	0,11	0,08 9
Дослідний злиток №3 (пл.21377)	0,60	0,94	0,82	0,009	0,003	0,09	0,08 8
Дослідний злиток №4 (пл.21377)	0,60	0,94	0,82	0,009	0,003	0,09	0,08 8

У роботі були проведені дослідження механічних властивостей залізничних коліс з підвищеним вмістом кремнію чотирьох дослідних злитків різного хімічного складу. Аналіз результатів механічних випробувань цих коліс показав хорошу їх повторюваність (табл. 5.8). При цьому рівень найбільш «проблемних» показників механічних властивостей для високоміцних коліс марки «Т» (відносно

подовження, відносно звуження і ударна в'язкість обода, а також ударна в'язкість диска) в цих дослідних злитках був стабільно значно вище вимог ДСТУ ГОСТ 10791:2016 на високоміцні колеса (відносно подовження перевищує вимоги на 30-50%, відносно звуження на 50-80%, ударна в'язкість обода і диска - на 60-80%). Виняток із цієї закономірності складає тільки ударна в'язкість ободів коліс злитка №3.

Таблиця 5.8. Механічні властивості сталей для залізничних коліс

Марка сталі (номер плавки)	Механічні властивості обода					Ударна в'язкість диска
	σ_b Н/мм ²	δ , %	Ψ , %	НВ	КСУ, Дж/см ²	КСУ, Дж/см ²
Марка «Т» ДСТУ ГОСТ 10791:2016	≥1040	≥8	≥14	≥320	≥18	≥20
Марка «2» ДСТУ ГОСТ 10791:2016	(930- 1130)	≥8	≥14	≥255	≥20	≥20
Дослідний злиток №1 (пл.23221)	1150	10,5	21,5	335	33	36
Дослідний злиток №2 (пл.53224)	1133	12	24	321	29	35
Дослідний злиток №3 (пл.21377)	1180	13	33	331	19	31
Дослідний злиток №4 (пл.21377)	1130	11,5	25	326	31	31
Середнє значення по дослідним злиткам	1150	11,8	25,9	328	28	33

Результати статистичного аналізу здавальних механічних властивостей залізничних коліс марки «Т» на ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» за 2016-2017 рр. показали, що їх середні значення для ободу рівні наступним величинам: твердість - 338 НВ, границя міцності - 1176 Н/мм², відносне подовження 10,4%, відносне звуження - 20,1%, ударна в'язкість - 21 Дж/см². Середнє значення ударної в'язкості диска дорівнює 24 Дж/см². Обсяг вибірки становить 613 плавов. Порівняльний аналіз зазначених вище «проблемних» характеристик механічних властивостей показав, що середні значення відносного звуження, відносного подовження і ударної в'язкості обода, а також ударної в'язкості диска дослідних коліс перевершують аналогічні показники для коліс марки «Т».

Таким чином, результати досліджень показали, що дослідні колеса з підвищеним вмістом кремнію і твердістю більше 320 НВ за своїми службовими характеристиками перевершують колеса марки «Т» з аналогічним рівнем твердості і можуть бути рекомендовані для експлуатаційних випробувань на замкнутому маршруті Укрзалізниці.

З використанням отриманих результатів були розроблені технічні умови на дослідну партію залізничних коліс з підвищеним вмістом кремнію ТУ У 35.2-23365425-657: 2011 «Колеса суцільнокатані діаметром 957 мм з підвищеною стійкістю до утворення дефектів на поверхні кочення. Технічні умови». Зазначений нормативний документ був погоджений з фахівцями ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» та інспекцією Укрзалізниці. Основні технічні вимоги за хімічним складом і механічними властивостями розроблених технічних умов представлені в таблицях 5.9 і 5.10.

Таблиця 5.9. Вимоги за хімічним складом сталі для залізничних коліс згідно ТУ У 35.2-23365425-657: 2011

Марка сталі	Масова частка елементів, %								
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	V
	Н е б і л ь ш е								
К	0,57-0,61	0,70-0,85	0,85-1,05	0,020	0,020	0,30	0,25	0,25	0,08-0,12

Таблиця 5.10. Вимоги за механічними властивостями залізничних коліс згідно ТУ У 35.2-23365425-657:2011

Тимчасовий опір, Н/мм ² (кгс/мм ²)	Відносне подовження, %	Відносне звуження, %	Твердість на глибині 30 мм від поверхні кочення НВ	Ударна в'язкість КСU ₊₂₀ , Дж/см ² (кгсм/см ²)
Н е м е н ш е				
1078(110)	9,0	16,0	320	20 (2,0)

Значення ударної в'язкості на зразках з обода колеса при температурі 20°C має бути не менше 18 (1,8) Дж/см² (кгсм/см²)

Відповідно до розроблених та погоджених в Укрзалізниці технічних умов ТУ У 35.2-23365425-657: 2011 «Колеса суцільнокатані діаметром 957 мм з підвищеною стійкістю до утворення дефектів на поверхні кочення. Технічні умови» в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» було вилито дослідну плавку пл. №22505 (марка «К» по ТУ У 35.2-23365425-657: 2011). Хімічний склад цієї плавки представлений в таблиці 5.11.

Таблиця 5.11. Хімічний склад дослідної плавки

№ плавки	Хімічний склад, % мас.											
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Al	Cu	Ti	V
22505	0,58	0,97	0,85	0,009	0,004	0,09	0,00	0,07	0,025	0,06	0,008	0,083

Із зазначеної плавки на пресо-прокатній лінії було прокатано вісім коліс з заготовок одного зливка. Для визначення параметрів термічної обробки необхідно було дослідити кінетику розпаду аустеніту при безперервному охолодженні.

На першому етапі досліджень були визначені критичні точки для дослідної сталі. Дилатометричні дослідження показали, що при нагріванні зразків зі швидкістю 30 °С / хв в сталі з підвищеним вмістом кремнію поліморфне $\gamma \rightarrow \alpha$ -перетворення починається при температурі 750 °С (A_{c1}), закінчується при температурі 795 °С (A_{c3}). Для побудови термкінетичної діаграми (ТКД) зразки нагрівали до температури 850 °С (на 50 °С вище температури A_{c3} для даної сталі).

На ТКД (рис. 5.18) для кожної швидкості охолодження нанесені значення твердості і об'ємні частки структурних складових, виражені в процентах. Аналіз ТКД показує, що температури початку і завершення утворення фериту, перлиту і бейніту помітно зменшуються при збільшенні швидкості охолодження. Починаючи зі швидкості охолодження 10 °С/с, досліджувана сталь після завершення бейнітного (проміжного) перетворення і до початку мартенситного перетворення характеризується відносною стійкістю аустеніту до розпаду в інтервалі температур ~ 400-280 °С. Зі збільшенням швидкості охолодження відзначається тенденція зростання

значень твердості, що пов'язано зі структурними змінами, що відбуваються в сталі: підвищенням дисперсності структурних складових, зменшенням кількості фериту і перліту в структурі, зростанням об'ємної частки бейніту і мартенситу.

При малій швидкості охолодження ($0,5\text{ }^{\circ}\text{C/c}$) структура досліджуваної сталі складається з перліту і невеликої кількості фериту (12%), який утворюється на границях колишнього аустенітного зерна і має вигляд розірваної сітки (рис. 5.19, а). Зі збільшенням швидкості охолодження ($1\text{--}2\text{ }^{\circ}\text{C/c}$) змінюється морфологія і підвищується дисперсність феритної-карбідної суміші: від середньопластинчастого перліту до високодисперсних структур сорбіту та троостита гарту, а також зменшується кількість фериту в структурі до 8–10% (рис. 5.19, б, в).

При швидкості охолодження $5\text{ }^{\circ}\text{C/c}$ на дилатометричній кривій реєструється бейнітне (проміжне) перетворення (рис. 5.19, г). З подальшим збільшенням швидкості охолодження змінюється морфологія бейніту: від пір'ястого (верхнього) до голчастого (нижнього) (рис. 5.19, д, е). Утворення доевтектоїдного фериту і перліту повністю пригнічується в досліджуваній сталі при швидкості охолодження понад $20\text{ }^{\circ}\text{C/c}$. Подальше збільшення швидкості охолодження призводить до зменшення в структурі об'ємної частки бейніту і збільшення кількості мартенситу. При швидкості охолодження $50\text{ }^{\circ}\text{C/c}$ і $120\text{ }^{\circ}\text{C/c}$ відбувається зміна морфології мартенситних голок: зі збільшенням швидкості охолодження продукти розпаду аустеніту подрібнюються.

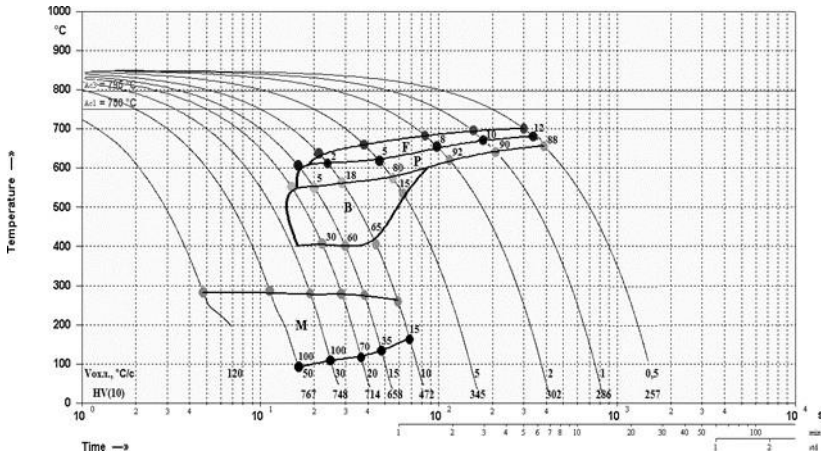


Рисунок 5.18. Термокінетична діаграма розпаду переохолодженого аустеніту при безперервному охолодженні сталі з 0,58% C, 0,97% Si, 0,85% Mn, 0,083% V

Для оцінки впливу температури нагріву на кінцеву структуру сталі були змодельовані режими охолодження зі швидкістю $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ з різних температур нагрівання: 850, 870, 890, 910, 930 $^{\circ}\text{C}$ після п'ятихвилинної витримки. Встановлено, що починаючи з температури 890 $^{\circ}\text{C}$, відбувається зміна співвідношень кількості структурних складових в мікроструктурі зразків, а саме зменшення структур троостита і бейніта і збільшення кількості мартенситу (рис. 5.20). Даний факт побічно вказує на те, що при температурах нагріву 890 $^{\circ}\text{C}$ і вище відбувається зростання аустенітних зерен і підвищується їх однорідність за хімічним складом, що в свою чергу підвищує стійкість аустеніту до розпаду в області дифузійного і проміжного перетворень (зменшується критична швидкість загартування).

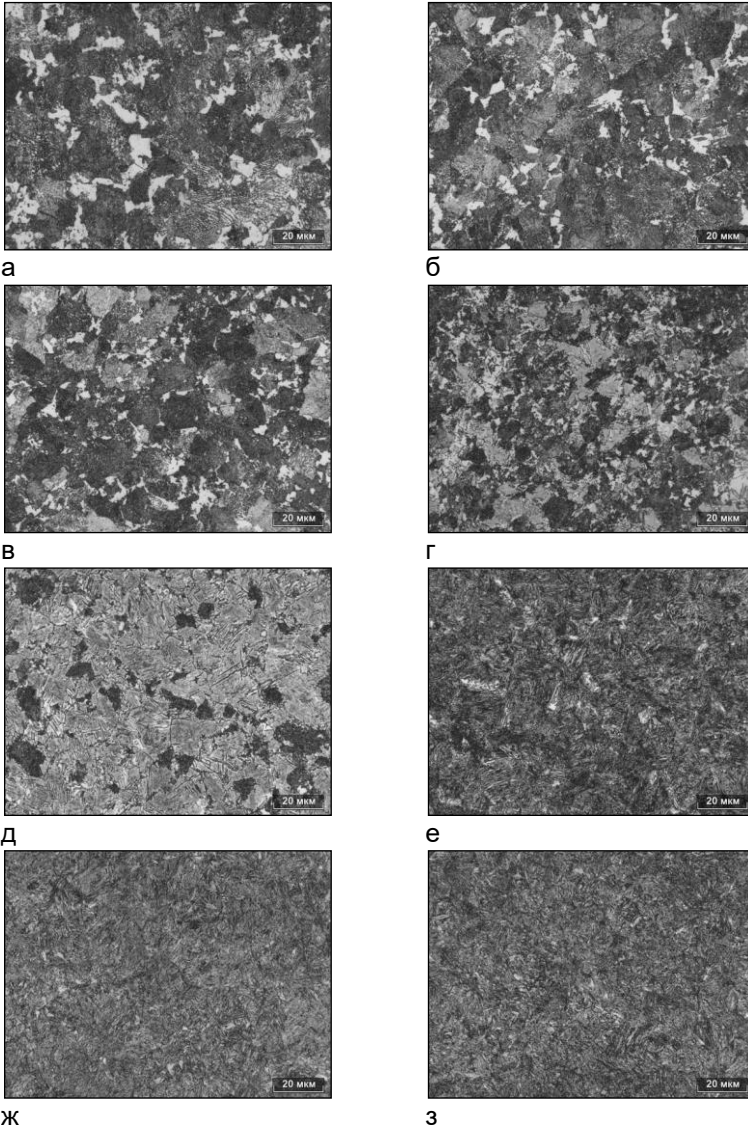


Рис. 5.19. Мікроструктура зразків сталі з 0,58% С; 0,97% Si; 0,85% Mn; 0,083% V, охолоджених з різними швидкостями: а – 0,5 °C/c; б – 1 °C/c, в – 2 °C/c, г – 5 °C/c, д – 10 °C/c, е – 15 °C/c, ж – 20 °C/c, з – 30 °C/c

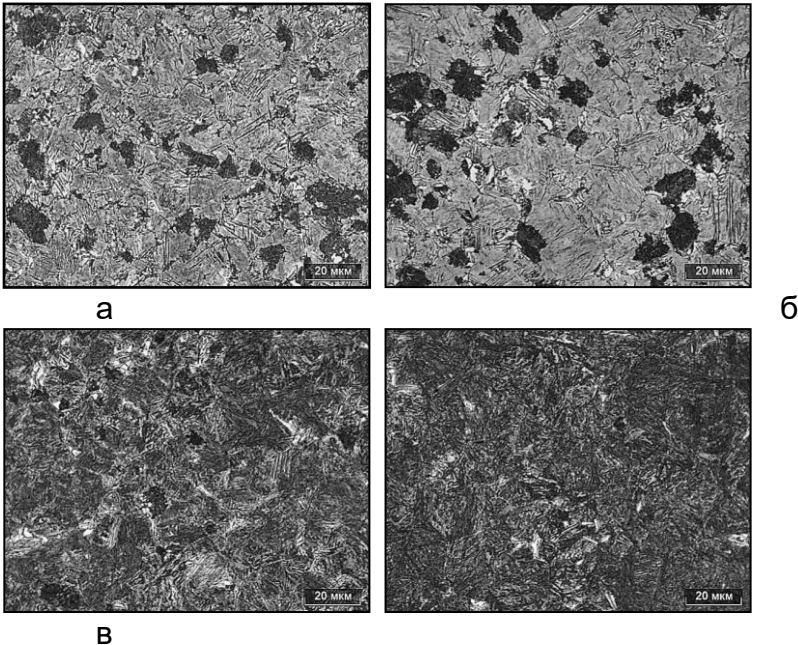


Рис. 5.20. Мікроструктура дослідної сталі марки «К» після охолодження зі швидкістю 10 °C/с від різних температур: а – 850 °C, б – 870 °C, в – 890 °C, г – 930 °C

За результатами досліджень розроблені технологічні параметри термічної обробки залізничних коліс зі сталі з підвищеним вмістом кремнію. Термічну обробку коліс дослідно-промислової партії проводили за режимами, які представлені в таблиці 5.12.

Механічні властивості коліс після зазначених режимів термічної обробки представлені в таблиці 5.13.

Дослідження в'язкості руйнування залізничних коліс марки «К» показали, що їх середнє значення, визначене на чотирьох колесах дослідної плавки (колеса № 329225, 329221) складає 50,7 МПа·м^{1/2}.

Таблиця 5.12. Режим термічної обробки дослідних коліс

Режим т/о	Параметри термічної обробки				
	Температура нагріву, °C	Витрата води, м³/год	Час охолодження, с	Температура відпуску, °C	Тривалість відпуску, час
1	860	80	200	500	2.5
2	880	80	200	500	2.5

Таблиця 5.13. Механічні властивості дослідних коліс

Режим т/о	Номер колеса	Механічні властивості обода					Механічні властивості диска
		σ_b , Н/мм²	δ_5 , %	ψ , %	KCU ₊₂₀ , Дж/см²	НВ на глибині 30мм	KCU ₊₂₀ , Дж/см²
1	329225	1160	12,5	31	27	326	28
1	329221	1160	12,5	33	26	326	38
1	329222	1146	15,0	30	25	337	29
1	329226	1162	13,5	27	22	331	29
2	329227	1170	11,5	25	17	326	25
2	329228	1160	9,8	29	11	326	25

Аналіз структурного стану залізничних коліс дослідної плавки марки «К» №22505 показує, що високий рівень ударної в'язкості в ободах коліс, зміцнених по режиму №1, забезпечується за рахунок формування дрібнодисперсної перлітної структури з невеликою кількістю доєвтектоїдної фериту (рис. 5.21). Зниження ударної в'язкості ободів коліс, зміцнених по режиму 2, відбувається в зв'язку зі збільшенням структурної неоднорідності в ободі колеса в результаті утворення в ньому бейнітної структури (рис. 5.22).

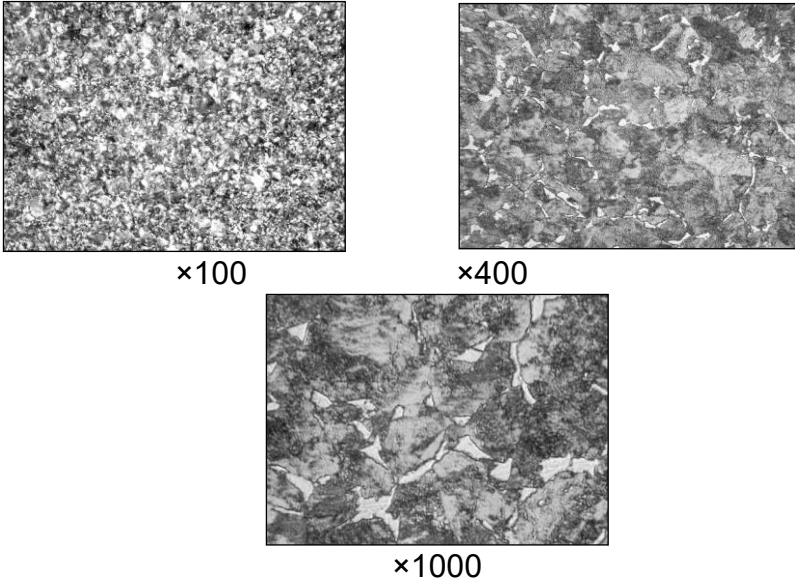


Рис. 5.21. Мікроструктура металу ободів коліс, термічно зміцнених по режиму №1.

Аналіз результатів таблиці 5.13 показує, що вимоги ТУ У 35.2-23365425-657: 2011 по механічними властивостям забезпечує термічна обробка, проведена по режиму 1, який і був рекомендований для термічної обробки всієї дослідної партії коліс.

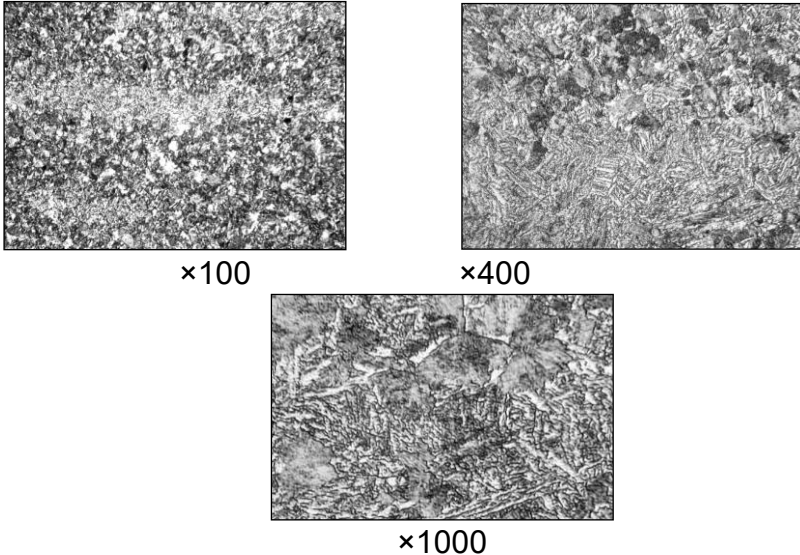


Рис. 5.22. Мікроструктура металу ободів коліс, термічно зміцнених по режиму №2

5.1.3 Дослідження експлуатаційних властивостей дослідних залізничних коліс

За результатами попередніх досліджень авторами було встановлено, що незалежно від хімічного складу і рівня твердості залізничних коліс механізм утворення вищербин на поверхні кочення однаковий і пов'язаний з утворенням на поверхні кочення в результаті теплового впливу крихкої структурної складової - мартенситу, і його подальшого викришування. Тому при розробці хімічного складу сталі для залізничних коліс, які б володіли підвищеною стійкістю до утворення дефектів на поверхні кочення, одним з основних показників їх експлуатаційної довговічності є мінімальна кількість мартенситу, який утворюється на поверхні кочення колеса в процесі його

гальмування (мінімальна товщина мартенситного шару на поверхні кочення колеса).

Для проведення досліджень використовували спеціальний випробувальний стенд і методику, розроблену Інститутом чорної металургії НАН України, що передбачає моделювання умов екстреного гальмування залізничних коліс в процесі експлуатації - руху колеса юзом.

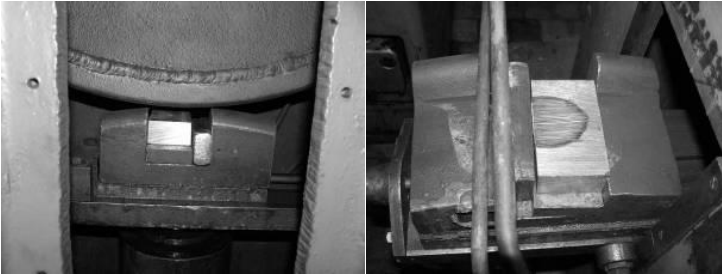
Випробування на стенді (рис. 5.23) реалізовані в такий спосіб:

- тілом обертання є колесо діаметром 1 метр з поверхнею кочення, яка виготовлена за профілем головки рейки з рейкової сталі;
- лінійна швидкість на поверхні колеса - 27,8 м/сек (100 км/год.);
- в ході обертання до поверхні колеса за допомогою гідравліки притискається дослідний зразок розмірами 100 × 60 × 30 мм, закріплений в масивне опрацювання з обода колеса (рис. 5.23, б);
- час дії прикладеного зусилля, яке може змінюватися від 0 до 1000 кгс, вибирається в залежності від температури, яку необхідно досягти в зразку в ході гальмування, після цього контакт зразка з колесом миттєво переривається.

Результатом вищенаведеної взаємодії є моделювання умов гальмування колеса в ході експлуатації. У зоні контакту по глибині від поверхні катання формується зона теплового впливу, складовою якої є «білий шар» з мартенситною структурою і, як наслідок, з високою твердістю.



а



б

Рисунок 5.23. Загальний вигляд випробувального стенду «485 Рч» (а) для моделювання екстреного гальмування в парі «колесо-рейка» і зразка (б).

Результати розрахунків теплових полів, що виникають при екстреному гальмуванні показали, що максимальні значення температури в зоні контакту при експлуатації колеса можуть досягати $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$. При цьому, спостерігається виникнення істотних напружень розтягу, що перевищують в 1,3-1,5 рази границю текучості матеріалу.

Контрольованими параметрами таких досліджень, що визначають чутливість сталі до

теплого впливу, є глибина «білого шару», його мікроструктура і мікротвердість по перетину.

Встановлені дослідним шляхом оптимальні параметри навантаження (зусилля притиснення 700 кгс, час притиснення 5 секунд) забезпечують розігрів зразків з колісних сталей в місці контакту до температури 800-850 ° С. Подальше прискорене охолодження дослідного зразка за рахунок відведення тепла в масивний обод призводить до утворення в ньому структур гарту на глибину, близьку до глибини «білих шарів» одержуваних в процесі експлуатації залізничного колеса. При цьому швидкість охолодження в критичному інтервалі температур, як показують розрахунки, складає 350...400 ° С/с, що вище критичної швидкості гарту для колісних сталей.

Дослідження проводилися на зразках, вирізаних з ободів залізничних коліс марки «Т» і марки «2» (ДСТУ ГОСТ 10791: 2016), виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ», а також дослідних коліс марки «К ». Хімічний склад і механічні властивості досліджуваних коліс марки «К» представлено в таблицях 5.11 і 5.12 (режим 1), а марки «Т» і «2» - в таблицях 5.14 і 5.15.

Таблиця 5.14. Хімічний склад досліджуваних залізничних коліс

Номер плавки	Вміст елементів, % по масі										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Al	Ti
32223, марка «Т»	0,66	0,73	0,33	0,008	0,007	0,19	0,12	0,06	0,085	0,023	0,006
42429, марка «2»	0,61	0,68	0,32	0,007	0,007	0,18	0,05	0,08	-	0,026	0,006

Таблиця 5.15. Механічні властивості досліджуваних коліс

Номер плавки	σ_v , Н/мм ²	δ , %	ψ , %	KCU _{обод} , Дж/см ²	Твердість, НВ
32223	1180	13,5	38,0	18,4	337
42429	1010	16	44	42	298

Основними показниками, що характеризують стійкість колісної сталі до утворення дефектів теплового впливу, є твердість «білого шару», його товщина і мікроструктура.

Результати металографічних досліджень свідчать про те, що незалежно від вмісту вуглецю в сталі для залізничних коліс, в поверхневих шарах досліджуваних зразків утворюється слабо витравлювані об'єми (білий шар) з підвищеною твердістю і структурою мартенситу. З віддаленням від контактної поверхні кількість мартенситу зменшується, а кількість надлишкового фериту збільшується. Структура основного металу являє собою перліт з невеликою кількістю доевтектоїдної фериту.

На рис. 5.24 представлений графік зміни мікротвердості в зразках, вирізаних з ободів коліс марок «2», «Т» і «К» після гальмування на стенді.

Як впливає з цих залежностей, глибина мартенситного шару на поверхні кочення досліджуваних зразків дорівнює 0,8 мм 0,9 мм 1,3 мм для сталей марки «2», «К» і «Т» відповідно. Це означає, що чутливість до термічного впливу сталей «2» і «К» відрізняється незначно (приблизно на 12%). У той же час чутливість до термічного впливу сталі марки «К» в порівнянні зі сталлю «Т» нижче приблизно на 44%. Другою позитивною особливістю марки «К» в

порівнянні з маркою «Т» є більш низький рівень мікротвердості її мартенситного шару.

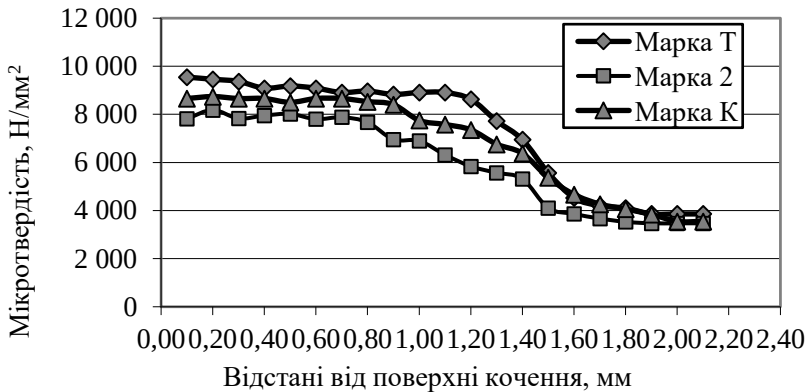


Рис. 5.24. Зміна мікротвердості по перетину зразків, вирізаних з ободів коліс марки «2», «Т» і «К» після гальмування на стенді

Дослідження тонкої кристалічної структури мартенситного шару, який утворився при гальмуванні на стенді (табл. 5.16), за допомогою рентгеноструктурного аналізу показало, що максимальні щільність дислокацій і викривлення другого роду має мартенсит, що утворився при гальмуванні на стенді в колесах, виготовлених зі сталі марки «Т». Такий мартенсит матиме мінімальний опір крихкому руйнуванню.

Таблиця 5.16. Результати рентгеноструктурного аналізу зразків з мартенситним шаром

Марка сталі	Щільність дислокацій, см ⁻²	Викривлення другого роду
Марка «Т»	21,0×10 ¹¹	3,24×10 ⁻³
Марка «К»	18,8×10 ¹¹	3,15×10 ⁻³
Марка «2»	19,3×10 ¹¹	3,14×10 ⁻³

5.2 Розробка хімічного складу сталі з дисперсійним зміцненням тугоплавкими частинками і режимів термічної обробки залізничних коліс, що забезпечують підвищення їх стійкості до утворення дефектів на поверхні кочення

При розробці хімічного складу нової сталі було задіяно кілька способів підвищення міцності. В роботі було застосоване зміцнення термообробкою та твердорозчинне зміцнення при легуванні елементами матричної системи (Si, Mn). Також був застосований механізм дисперсійного зміцнення, при якому маленькі часточки другої фази, наприклад, карбіди ванадію або ніобію, є серйозними перешкодами для руху дислокацій. Виділення частинок другої фази відбувається при розпаді пересиченого твердого розчину. Наприклад, в сталях з розчину виходять ніобій, ванадій, прихоплюючи з собою вуглець і азот, і утворюють карбонітриди Nb_xCyN_z або V_xCyN_z , а дислокації на них потім зупиняються.

Подрібнення зерна шляхом введення в сталь таких елементів, як алюміній, ніобій або титан, які утворюють стійкі до досить високих температур карбіди, нітриди і карбонітриди, які при нагріванні сталі, наприклад, під гарячу пластичну деформацію, є підкладкою для утворення нових зерен (для сталей, що зазнають гамма-альфа перетворення). Чим більше буде цих частинок в об'ємі металу, тим дрібніше буде зерно. До того ж при подальшому нагріванні сталі ці частинки, перебуваючи на границях зерен, стримують їх ріст. Як відомо з літературних джерел [121-122] алюміній, а особливо титан мають високу спорідненість до азоту. Вільна енергія утворення

нітридів за даними [123] представлена в таблиці 5.17. Константи рівноваги утворення нітридів за даними [124] представлені в таблиці 5.18.

Як випливає з даних таблиць 5.1 і 5.2 титан має більшу спорідненість до азоту в порівнянні з алюмінієм. За літературними даними [125] для нітриду титану характерна формула TiN (79% Ti, 21% N) з кристалічною решіткою типу NaCl, з параметром решітки $a_0 = 4,23 \cdot 10^{-10} \text{ м}$, хоча слід зазначити, що для параметра решітки в різних джерелах вказуються різні значення, і в ряді робіт зазначено, що така зміна параметра решітки пов'язано з частковим заміщенням атомів азоту в решітці TiN атомами вуглецю, тобто фактично формується карбонітрид титану Ti (C, N) [122, 126]. Температура плавлення для TiN становить $2900 \pm 20^\circ\text{C}$, щільність $\rho > 5 \text{ г/см}^3$ (також залежить від кількості атомів вуглецю в решітці TiN) [125].

Таблиця 5.17 - Вільна енергія утворення нітридів [123]

Реакція	ΔF на 1 г-атом азоту при 1500°C
$\text{Al(ж)} + 1/2\text{N}_2 \rightarrow \text{AlN}$	-26000
$\text{Ti(т)} + 1/2\text{N}_2 \rightarrow \text{TiN}$	-40000
$\text{Zr(т)} + 1/2\text{N}_2 \rightarrow \text{ZrN}$	-42000
$\text{B(ж)} + 1/2\text{N}_2 \rightarrow \text{BN}$	-9000
$\text{Ce(ж)} + 1/2\text{N}_2 \rightarrow \text{CeN}$	-32000
$\text{La(ж)} + 1/2\text{N}_2 \rightarrow \text{LaN}$	-27600

На рис. 5.25 представлені криві вільної енергії формування різних нітридів в залежності від температури. З аналізу рис. 5.25 випливає, що лише цирконій має сильнішу спорідненість до азоту, ніж титан. Таким чином, при наявності в сталі титану,

алюмінію та азоту спочатку буде формуватися, очевидно, нітрид титану, а потім, за умови, що ще залишається досить структурно-вільного азоту, відбуватиметься формування нітриду алюмінію.

Таблиця 5.18 - Константи рівноваги утворення нітридів [124]

Елемент	Константа рівноваги реакції	Значення константи при 1600°C
Si	$[\text{Si}]^{3/4} \cdot [\text{N}]$	14
V	$[\text{V}] \cdot [\text{N}]$	1,5
Al	$[\text{Al}] \cdot [\text{N}]$	0,55
Ti	$[\text{Ti}] \cdot [\text{N}]$	0,00014
Zr	$[\text{Zr}] \cdot [\text{N}]$	0,00014

Це термодинамічно встановлено Пикерингом [127]. У багатьох роботах висловлюється думка про те, що виділення TiN (Ti (C, N)) у вигляді частинок зі сталі починається ще в рідкій сталі [128, 129] і в подальшому ніяких значних змін з цими частками не відбувається. За останніми даними [130] поряд з формуванням порівняно великих частинок Ti (C, N) в рідкій сталі, після її кристалізації також відбувається виділення часток Ti (C, N), причому виділення цих часток відбувається, як в процесі кристалізації сталі, так і при подальшому охолодженні сталі в твердому стані до $\sim 1400^\circ \text{C}$. Нижче цієї температури виділення часток Ti (C, N) не спостерігається.

Як впливає з рис. 5.26, б при температурах вище 1400°C практично всі нітриди і карбонітриди, існуючі в даному температурному інтервалі ($T_{\text{плавлення}} / \text{кристалізації} \dots 1400^\circ \text{C}$) і при системі легування Al-Ti-V-Nb, матимуть формулу Ti (C, N).

Таким чином, карбонітриди титану починають виділятися з рідкої сталі і продовжують виділятися після завершення процесу кристалізації аж до температури $\sim 1400^\circ \text{C}$. Можна припустити, що частинки $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$, що виділилися в рідкій сталі і в твердому стані, будуть мати різні розміри та щільність розподілу. Також слід зазначити, що в літературі зустрічаються вказівки на те, що різний колір нітридів титану (яскраво-золотистий і світло-рожевий) при дослідженні нетравлених шліфів за допомогою світлової мікроскопії пов'язаний з різним їх складом. Нітриди рожевого кольору містять деяку кількість вуглецю і заліза (тобто є карбонітрид $\text{Ti}(\text{C}, \text{N})$) [131].

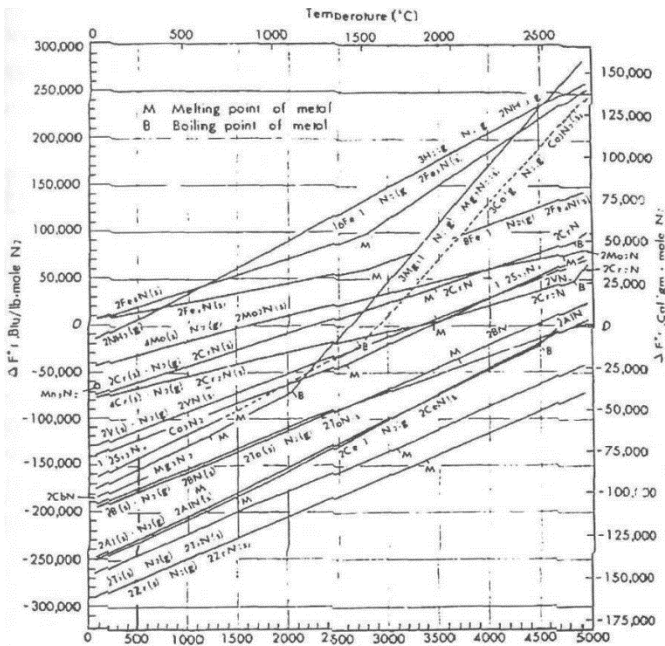


Рисунок 5.25 – Вільна енергія формування різних нітридів [121]

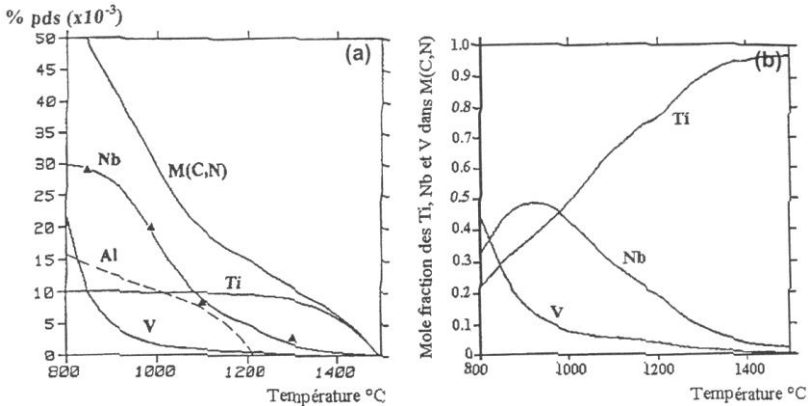


Рисунок 5.26 – Теоретичні криві виділення $Ti(C,N)$, $Nb(C,N)$, AlN , $Al(C,N)$ отримані для сталі з 0,1%С; 0,3%Si; 1,4%Mn мікролегованої Nb (0,013%), Ti (0,01%), V (0,08%) по масі; б) теоретичний склад $M(C,N)$ [130]

Нітрид алюмінію, який спостерігається в сталях, відповідає формулі AlN (65,82% Al, 34,18% N). Для нього характерні два типу решітки: кубічна типу $NaCl$ і гексагональна (вюрцита).

Температура плавлення AlN становить близько 2200 °C (при тиску $P = 4$ атм.) [121, 122]. Як впливає з рис. 5.25, алюміній має меншу спорідненість по відношенню до азоту, ніж титан і цирконій, але в той же час набагато більшу, в порівнянні з елементами, що утворюють стійкі нітриди (бор, ванадій і т.д.).

Отже, можна очікувати, що в сталі при наявності структурно-вільного азоту (мається на увазі азот, що залишився після утворення $Ti(C, N)$), і присутності в сталі алюмінію (структурно-вільного) відбуватиметься формування нітриду алюмінію AlN . Вільна енергія утворення нітриду алюмінію і константа рівноваги цієї реакції представлені в таблицях 5.17 і 5.18, відповідно.

Виходячи з представлених на рис. 5.25 даних, виділення нітриду алюмінію AlN в сталі відбувається при температурах нижче $1250^{\circ}C$ і триває до температури близько $950^{\circ}C$ [121, 122]. Таким чином, температурні інтервали виділення карбонітридів титану і нітриду алюмінію не перекриваються.

Слід зазначити, що сприятливий вплив розкислення алюмінієм на структуру сталі відомий давно [132, 133]. Трохи пізніше було встановлено, що механізм впливу алюмінію на структуру сталі пов'язаний з утворенням нітридів алюмінію типу AlN . Хоча алюміній має більш високу спорідненість до кисню, ніж до азоту і формує в першу чергу оксиди типу Al_2O_3 (глинозем), велика частина цих оксидів (70 ... 90%) видаляється зі сталі в процесі плавки [134]. Так, в роботах [43, 44] вказується на вирішальний вплив нітридів алюмінію на розмір зерна аустеніту в сталі. Також слід враховувати, що такий вплив можливий лише в тому випадку якщо в сталі присутній структурно-вільний алюміній. В іншому випадку спостерігається зниження загального комплексу властивостей сталі [135]. Таким чином необхідно чітко підбирати відсоток алюмінію, що вводиться в рідку сталь, з тим щоб він існував в структурно-вільному вигляді в сталі після кристалізації, і в інтервалі температур $1250 \dots 950^{\circ}C$ могло статися виділення нітридів типу AlN . Ті ж міркування відносяться і до кількості, що вводяться в сталь титану та азоту. Слід також враховувати і більш високу спорідненість титану до азоту в порівнянні з алюмінієм. Також значний інтерес представляє морфологія виділення нітриду алюмінію. Слід зазначити, що в сплавах на основі заліза спостерігаються виділення нітриду алюмінію переважно гексагональної форми (типу вюрцита), як

більш стабільного [43, 44]. Є результати, які свідчать, що гексагональний нітрид алюмінію може змінити свою ґратку на кубічну (тип NaCl) при специфічних умовах (при тиску $P = 16$ ГПа і $T = 1\,627^\circ\text{C}$). В роботі [136] наводяться факти, про те, що в залежності від ступеня деформації сплаву на основі заліза ($\text{Fe} + 2\% \text{Al}$), морфологія нітриду алюмінію може змінюватися з кубічної на гексагональну.

Таким чином на відміну від нітриду титану, що має виключно ГЦК ґратку (типу NaCl), для нітриду алюмінію в сталях характерні два типи кристалічної решітки і морфологія нітриду алюмінію може впливати на ефективність цих частинок в якості утримувачів границь зерен та зміцнювачів.

5.2.1 Розробка хімічного складу сталі для залізничних коліс

Для вирішення поставленої задачі необхідно обмежити вміст вуглецю в сталі, а знеміцнення компенсувати за рахунок введення легуючих елементів. Результатом застосування твердорозчинного механізму зміцнення елементами матричної підсистеми є сталь марки К ($C \leq 0,6\%$; $Mn = 0,9-1,1\%$; $Si = 0,8-0,1\%$) за ТУУ 35.2-23365425-657:2011. Для отримання зміцнення за механізмом дисперсійного твердіння та зернограничного було випробовано нітридо-(карбонітридо)утворюючу систему легування Al-Ti-N, яку додавали до відомої сталі марки К та марки 2.

Фактичний хімічний склад дослідних лабораторних злитків наведено в табл. 5.19. Плавки №9 (К) і №10 (Т) були виплавлені в однакових умовах з іншими дослідними плавками і за своїм хімічним

складом відповідають сталям марки К і Т відповідно до вимог НТД. Вони використовуються в даних дослідженнях як порівняльні. Дослідні сталі містять систему легування Al-Ti-N на базі сталі марки К і марки 2 з обмеженим вмістом вуглецю до 0,6% мас.

Від донної частини порівняльних дослідних злитків були відібрані проби висотою 80 мм. У лабораторних умовах була проведена гаряча пластична деформація дослідних злитків шляхом осаджування на величину 50% (глава 2). Температура нагрівання проб під гарячу деформацію дорівнювала 1240°C.

Таблиця 5.19 – Фактичний хімічний склад дослідних плавов, % мас.

Умовн. познач. плавки	Вміст елементів, % мас.										
	C	Si	Mn	P	S	V	Mo	Al	Ti	(N)	(O)
17 (К)	0,55	0,82	0,86	0,012	0,004	0,130	0,015	0,021	≤0,005	0,004	0,011
18 (Т)	0,72	0,34	0,72	0,014	0,007	0,126	0,011	0,027	≤0,005	0,007	0,073
19 (К+(Al- Ti-N))	0,58	0,88	0,89	0,013	0,005	≤0,005	0,016	0,026	0,022	0,018	0,007
20 (2+(Al- Ti-N))	0,60	0,36	0,76	0,016	0,004	≤0,005	0,023	0,042	0,018	0,013	0,0065

Аналіз дослідних злитків з підвищеним вмістом азоту показав, що всі вони містять неметалеві включення, при цьому найбільш часто зустрічались оксиди заліза та марганцю, комплексні оксиди, силікати, сульфід марганцю, карбіди та карбонітриди титану (рис. 5.27-5.34).

Аналіз розподілу неметалевих включень за перетином злитків показав, що їх кількість збільшується від поверхні до центральної осі. Найбільша кількість включень характерна для

дослідної сталі №20 (2+ Al-Ti-N), але при цьому для всіх дослідних злитків з підвищеним вмістом азоту забрудненість неметалевими включеннями не перевищувала 1 бал за ГОСТ 1778. Визначення типу включень проводили при великих збільшеннях.

Неметалеві включення з'являються через цілий ряд фізико-хімічних явищ, що проходять у розплавленому та твердому металі в процесі його виробництва.

До неметалевих включень відносяться хімічні сполуки, що утворилися в сталі в процесі її виробництва - виплавки і розливання. Неметалеві включення є найважливішим фактором, що характеризує «металургійну» якість сталі. Вони суттєво впливають на якість і властивості сталевих виробів, їх експлуатаційні характеристики в залежності від природи, кількості, форми, розміру і характеру розподілу.

Відповідно до класифікації, всі неметалеві включення по природі їх походження можна розділити на два види:

1. Ендогенні неметалеві включення - з'єднання, що утворилися в сталі в результаті хімічних реакцій, що протікають в процесі її виплавки, розкислення і розливання, та внаслідок зміни розчинності домішок в процесі кристалізації злитка.
2. Екзогенні неметалеві включення - частинки різних з'єднань, що потрапили в рідку сталь або в злиток ззовні, в т. ч. з шихтових матеріалів, вогнетривкої футеровки сталеплавильних агрегатів і пристроїв і т. п.

Класифікація неметалевих включень за складом умовна, так як у багатьох випадках включення є

комплексними і складаються з декількох типів хімічних сполук: кисневі (оксиди і силікати), сульфіді і нітриди.

Кисневі включення найбільш численні. Більшість цих включень є результатом розкислення сталі. Вони можуть бути і екзогенними (частинки вогнетривів). М. І. Виноград розділяє їх на чотири види [137]:

1. Прості оксиди: Al_2O_3 - оксид алюмінію (корунд, глинозем); SiO_2 - Діоксид кремнію (кварц, кремнезем); FeO - оксид заліза (II); Fe_2O_3 - оксид заліза; TiO_2 - діоксид титану; Cr_2O_3 - оксид хрому і ін.

2. Складні оксиди (шпінелі): $FeO * MnO$ - оксид заліза (II) і марганцю (II); $FeO * Cr_2O_3$ - хроміти; $FeO * V_2O_5$ - ванадіти; $FeO * Ti_2O_5$ - ільменіт; $FeO * Al_2O_3$ - герцін; $MgO * Al_2O_3$ - магнезіальна шпінель; $CaO * Al_2O_3$ - алюмінат кальцію.

3. Силікати і алюмосилікати (кристалічні): $2FeO * SiO_2$ - силікат заліза (файяліт); $2MnO * SiO_2$ - силікат марганцю (тефроїт); $mCaO * nSiO_2$ - силікат кальцію; $3Al_2O_3 * 2SiO_2$ алюмосилікат (муллит); $Al_2O_3 SiO_2$ -алюмосилікат (силлиманит).

4. Скло. Не мають кристалічної будови. Зазвичай в їх складі міститься кремнезем. Найбільш часто зустрічаються кварцове скло, силікатні скла з домішкою оксидів алюмінію, марганцю, хрому та ін.

Сульфідні включення утворюються при затвердінні сталі внаслідок того, що розчинність сірки в рідкій фазі значно вище, ніж в твердому розчині.

У сталях в основному утворюються сульфіді заліза і марганцю - FeS і MnS . Сульфід заліза FeS має температуру плавлення $1188^\circ C$, однак в сталі він утворює легкоплавкі евтектики ($988^\circ C$). Сульфід марганцю MnS має температуру плавлення $1620^\circ C$, тобто вище температури плавлення сталі.

Через те, що сірка має більшу спорідненість до марганцю, ніж до заліза, в сталях при наявності певного вмісту марганцю краще утворюється сульфід марганцю або комплексний сульфід $(\text{Mn}, \text{Fe}) \text{S}$, що має склад: 60 ... 62% Mn; 34 ... 35% S і 2 ... 3% Fe.

Легуючі елементи також можуть утворювати сульфідів в сталі. Нікель і кобальт утворюють легкоплавкі нестійкі сульфідів, а сульфідів хрому, цирконію, титану, ніобію, ванадію більш тугоплавкі.

Кристалізація сульфідів в сталі часто відбувається на підкладках оксидів, при цьому комплексні включення називаються окси-сульфідів (наприклад, FeO MnS ; $\text{FeO} * \text{SiO}_2 * \text{MnS}$).

Нітриди хоч і є по суті неметалевими включеннями, але впливають на механічні властивості сталі більшою мірою позитивно. Нітриди можна не вважати неметалевими включеннями в тих випадках коли нітридоутворюючі елементи (Ti, Zr, V, Nb, Al і ін) вводять в сталь як легуючі добавки, або спільно з ними вводиться в сталь підвищений, в порівнянні з залишковим, вміст азоту (більше 0,01%), а утворювані при цьому нітриди і карбонітриди надають сталі спеціальні властивості.

1. Нітрид титану TiN – кристалічна система – кубічна. Спостерігається в вигляді кристалів правильної форми: квадратів, прямокутників. Розташування групами, після деформації ланцюжками. Не деформуються. Висока твердість та відбиваюча здатність. Оптичні властивості: в світлому полі від світло-жовтого до рожевого кольору, непрозорий; облямований по границям лінією, що світиться; в поляризованому світлі ізотропний, непрозорий. Температура плавлення 3000°C. Здатні розчиняти азот і вуглець, утворюючи карбонітриди.

2. Карбінітриди титану $Ti(CN)$, $(TiC \cdot TiN)$ – має ті ж властивості, що і TiN , але в світлому полі має колір від рожевого з фіолетовим відтінком до фіолетово-бузкового, в залежності від вмісту вуглецю.

3. Нітрид ванадію VN – кристалічна система – кубічна. Спостерігається у вигляді кристалів правильної форми. Розташовані одиночно або групами. Не деформуються. Твердість висока. Відбиваюча здатність – дуже висока. Оптичні властивості: в світлому полі – білий з блідо-рожевим відтінком колір, в темному полі – не прозорі, по границям облямований лінією, що світиться; в поляризованому світлі ізотропний, непрозорий. Температура плавлення $2050^{\circ}C$.

4. Нітрид алюмінію AlN – кристалічна система - гексагональна. Спостерігаються у вигляді шестигранників, трикутників, прямокутників. Розташовуються групами. Не деформуються. Твердість 856 HV. Відбиваюча здатність низька. Оптичні властивості: в світлому полі мають темно-сірий колір, в темному полі – прозорі, колір блідо-жовтий, в поляризованому світлі сильно анізотропний. Температура плавлення $2150-2200^{\circ}C$.

Виконаний мікрорентгеноспектральний аналіз неметалевих включень підтвердив наявність вказаних неметалевих включень (рис. 5.35-5.39).

Досліджували зміну карбідів, нітридів та карбонітридів титану після високотемпературної витримки при $1260^{\circ}C$ протягом 20 та 120 хвилин. Встановлено, що високотемпературний нагрів не призводить до суттєвих змін по кількості та розмірам часточок нітридів, карбідів та карбідів титану, (рис. 5.40-5.43). Інші включення (оксиди, сульфід, силікати) також не змінили своїх розмірів та не зазнали

геометричних змін після високотемпературної витримки.

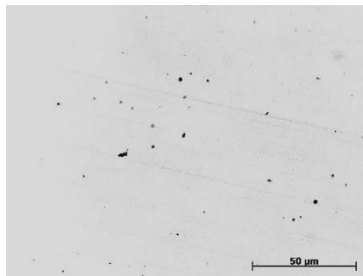
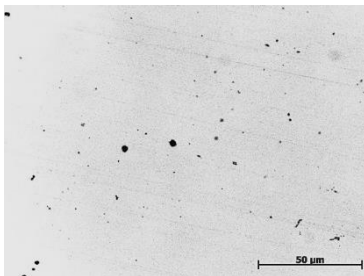


Рисунок 5.27 - Неметалеві включення в дослідній сталі № 19 (К+ Al-Ti-N) близько поверхні злитка, $\times 800$

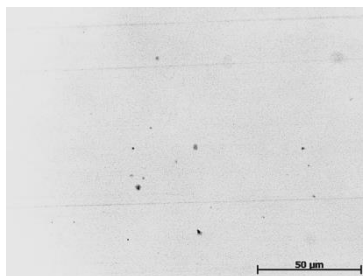
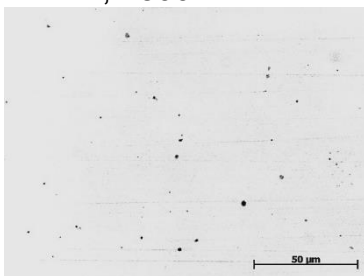


Рисунок 5.28 - Неметалеві включення в дослідній сталі № 19 (К+ Al-Ti-N) близько $\frac{1}{2}$ радіуса злитка, $\times 800$

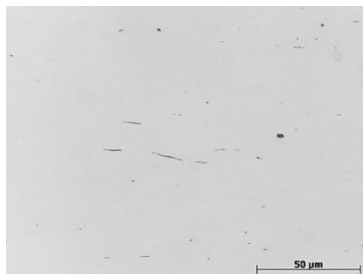
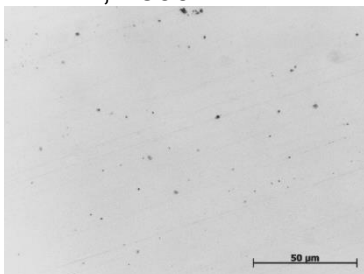


Рисунок 5.29 - Неметалеві включення в дослідній сталі № 19 (К+ Al-Ti-N) близько центру злитка, $\times 800$

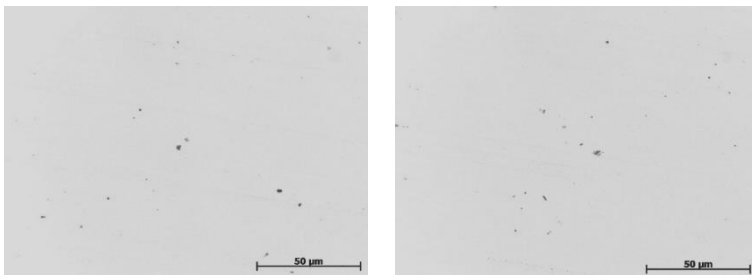


Рисунок 5.30 - Неметалеві включення в дослідній сталі № 20 (2+ Al-Ti-N) близько поверхні злитка, $\times 800$

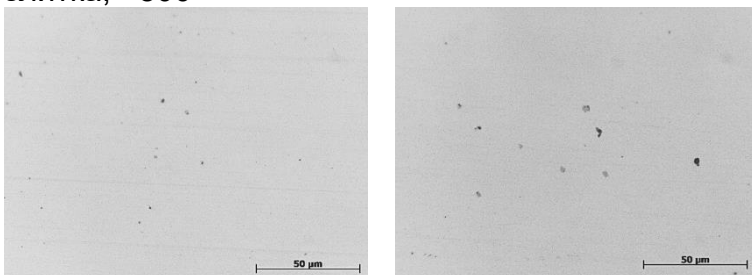


Рисунок 5.31 - Неметалеві включення в дослідній сталі № 20 (2+ Al-Ti-N) близько $\frac{1}{2}$ радіуса злитка, $\times 800$

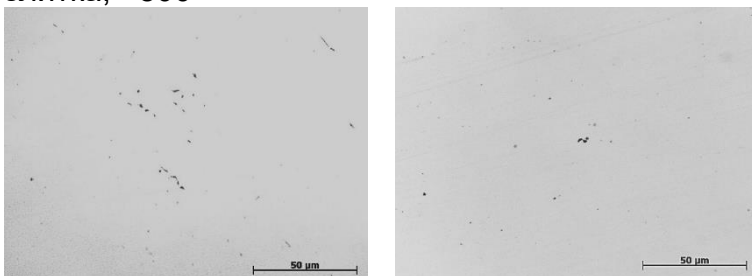


Рисунок 5.32 - Неметалеві включення в дослідній сталі № 20 (2+ Al-Ti-N) близько центру злитка, $\times 800$

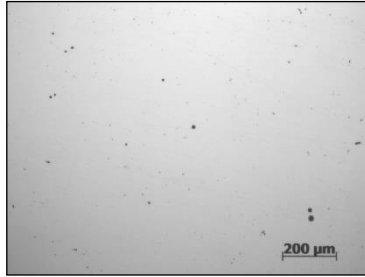
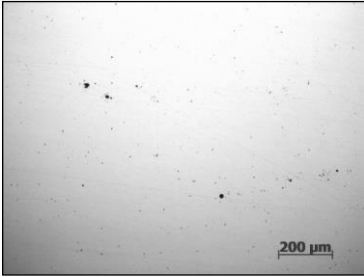


Рисунок 5.33 – Неметалеві включення в дослідній сталі № 18 (Т) у литому стані, $\times 100$

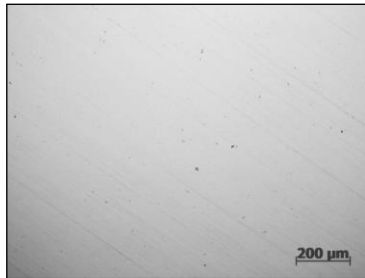
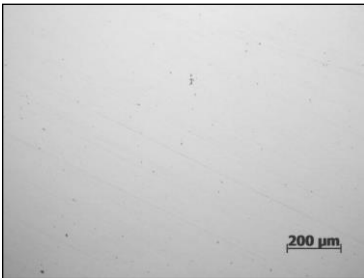


Рисунок 5.34 – Неметалеві включення в дослідній сталі № 17 (К) у литому стані, $\times 100$

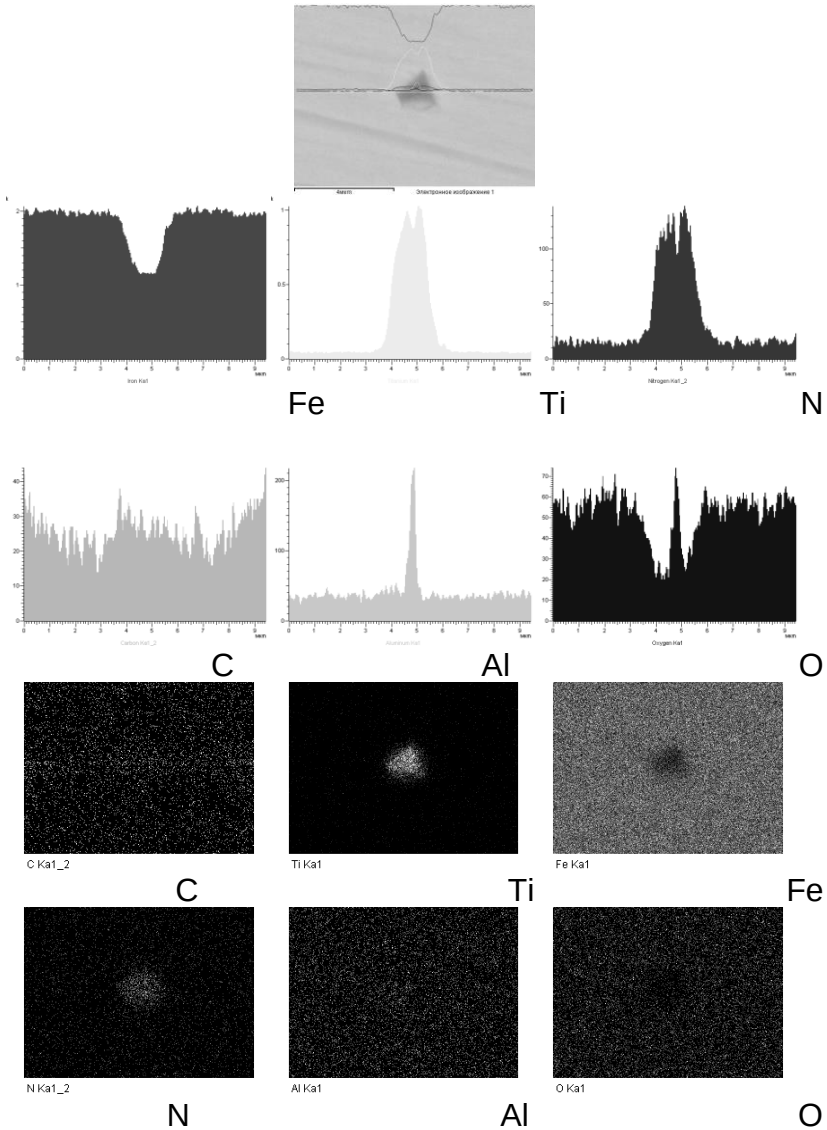


Рисунок 5.35 – Карти розподілу хімічних елементів в неметалевому включенні в дослідній сталі №19 (K+(Al-Ti-N)) у литому стані

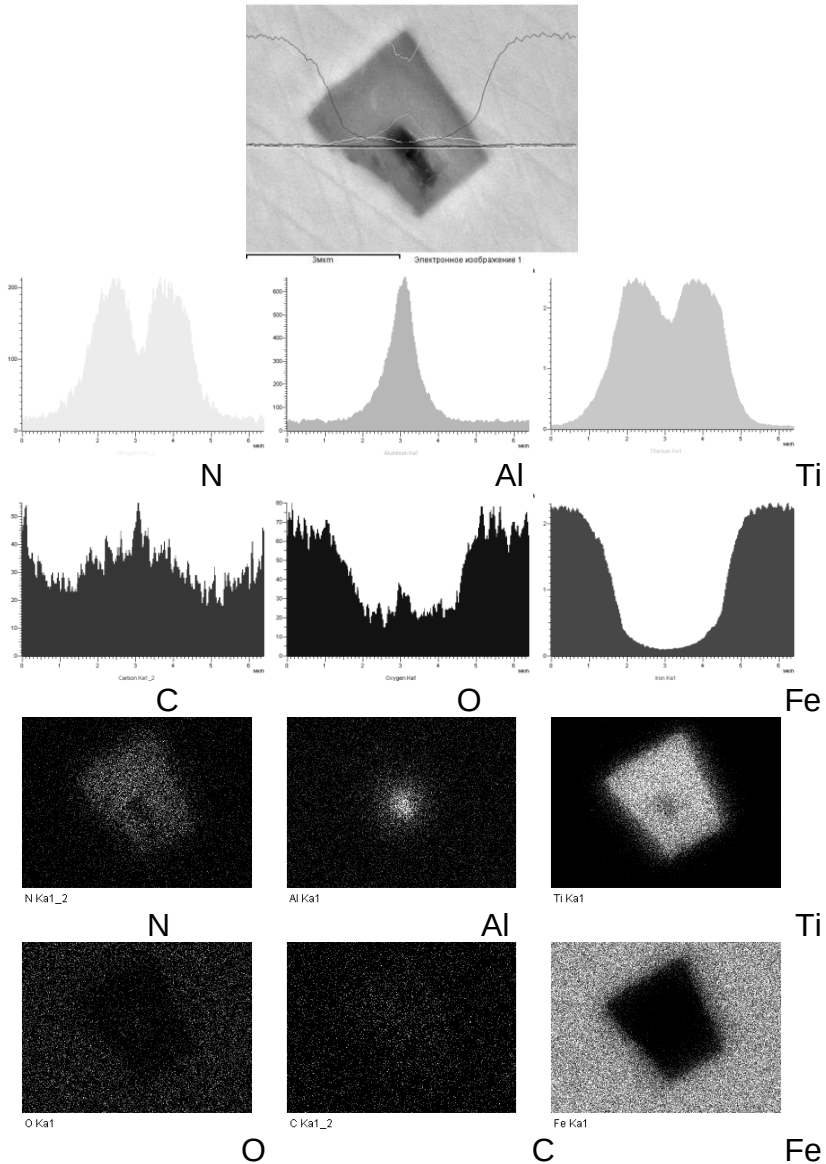


Рисунок 5.36 – Карты розподілу хімічних елементів в неметалевому включенні в дослідній сталі №19 (K+(Al-Ti-N)) у литому стані

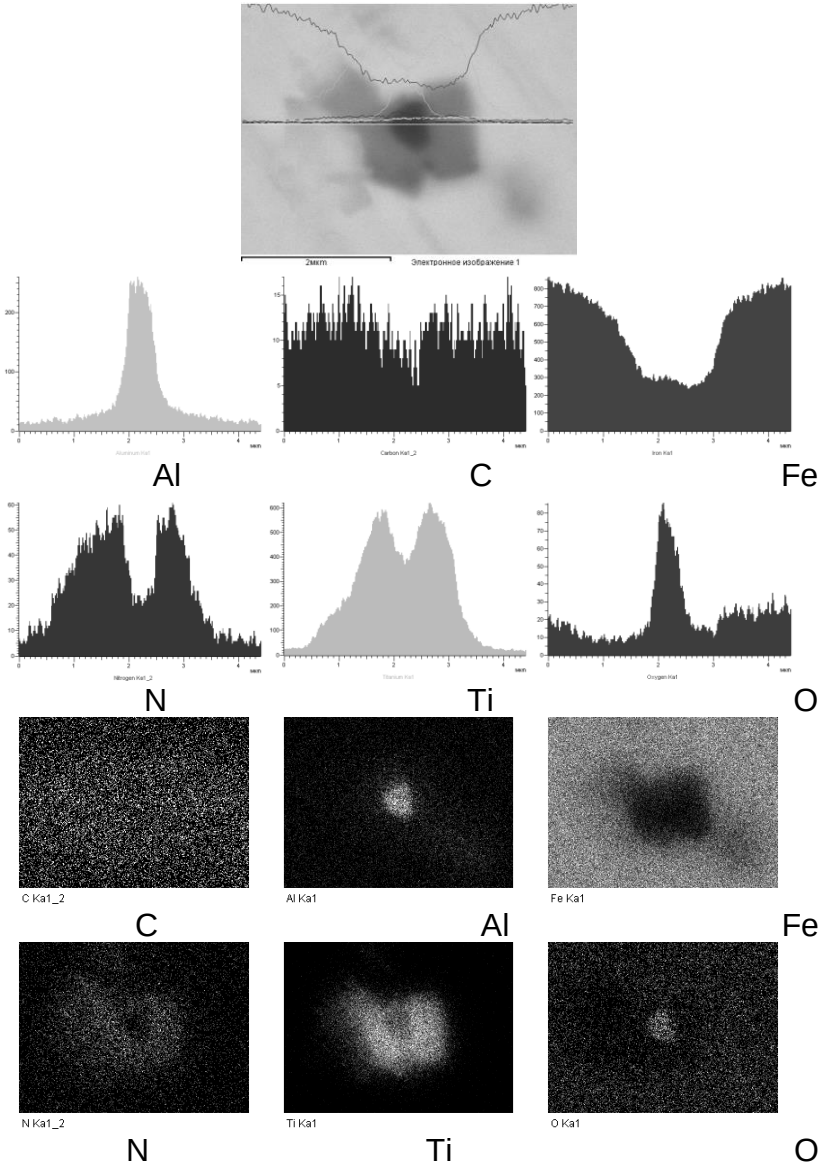
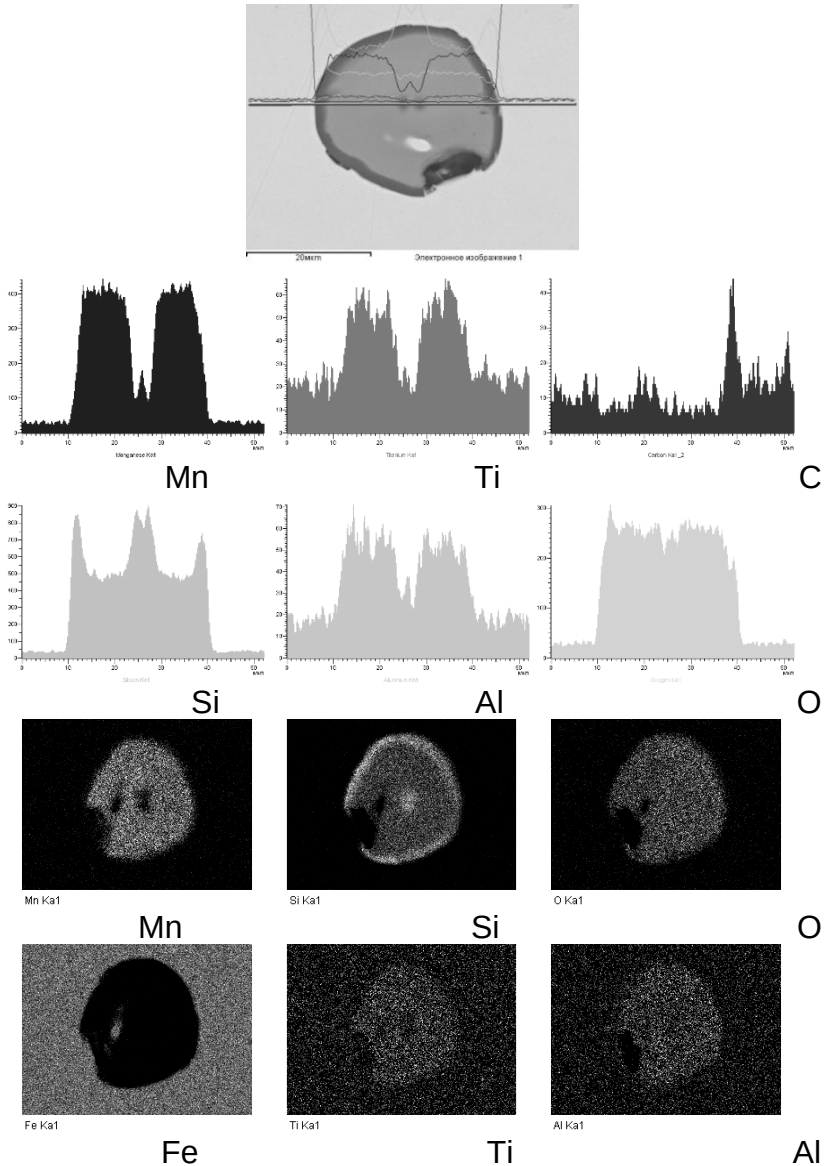


Рисунок 5.37 – Карты розподілу хімічних елементів в неметалевому включенні в дослідній сталі №19 (K+(Al-Ti-N)) у литому стані



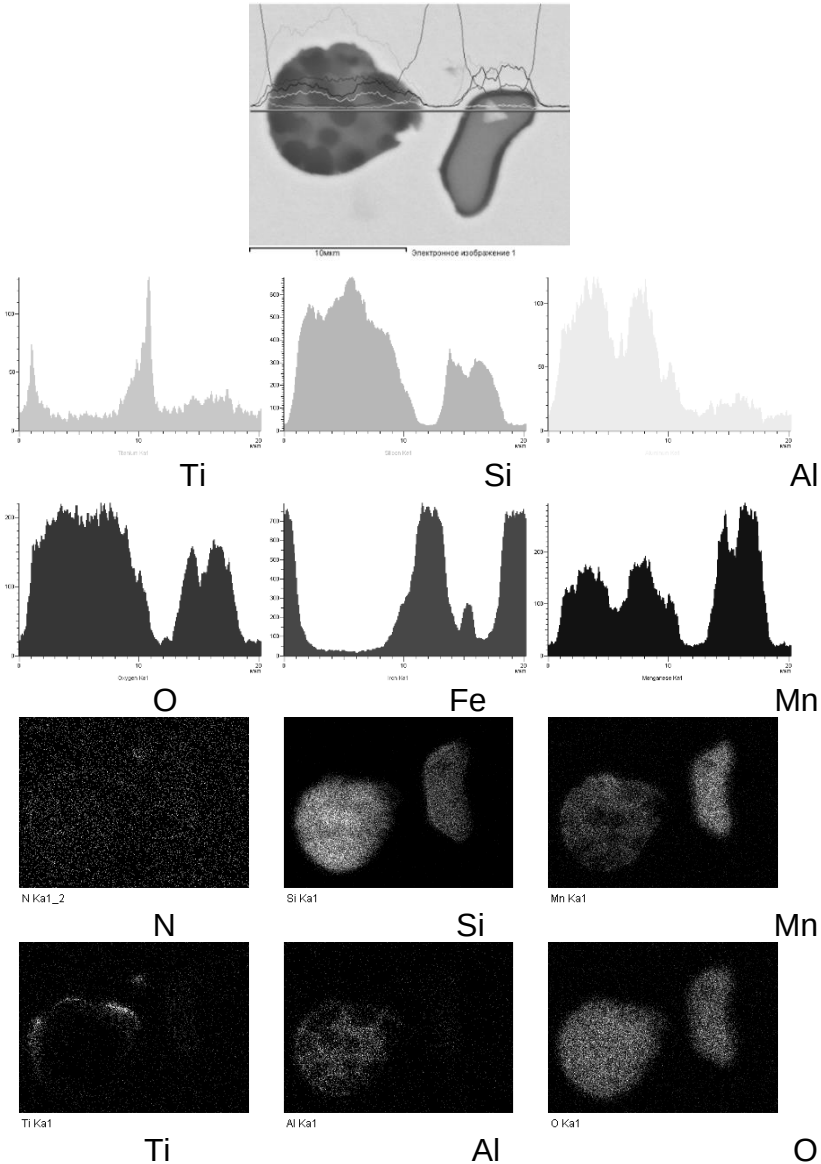


Рисунок 5.39 – Карты розподілу хімічних елементів в неметалевому включенні в дослідній сталі № 19 (K+(Al-Ti-N)) у литому стані

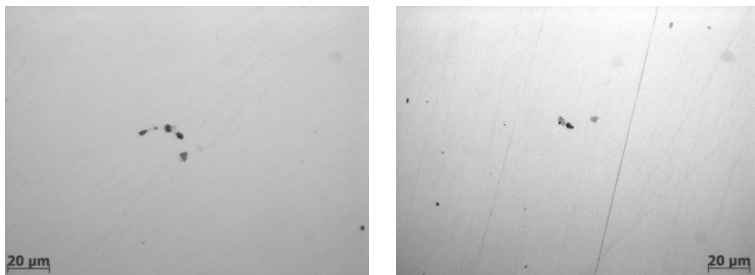


Рисунок 5.40 – Неметалеві включення в дослідній сталі №19 (K+(Al-Ti-N)) у стані після витримки при 1260°C протягом 20 хвилин, x800

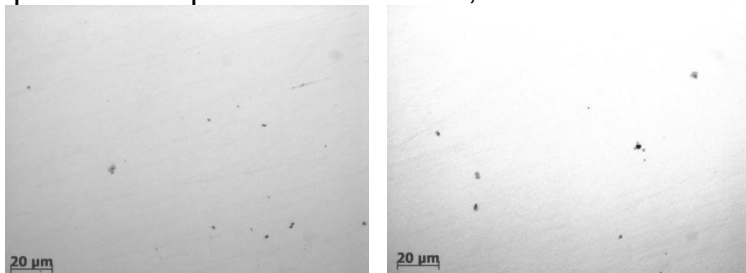


Рисунок 5.41 – Неметалеві включення в дослідній сталі №19 (K+(Al-Ti-N)) у стані після витримки при 1260°C протягом 120 хвилин, x800

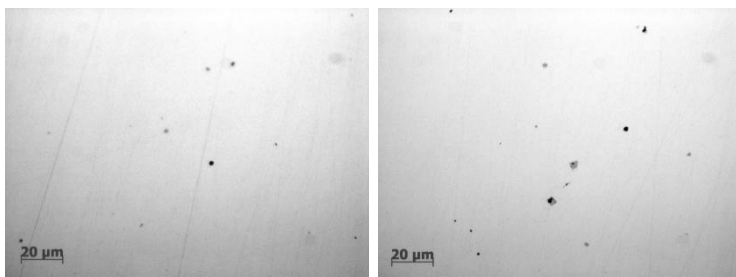


Рисунок 5.42 – Неметалеві включення в дослідній сталі №20 (2+(Al-Ti-N)) у стані після витримки при 1260°C протягом 20 хвилин, x1000

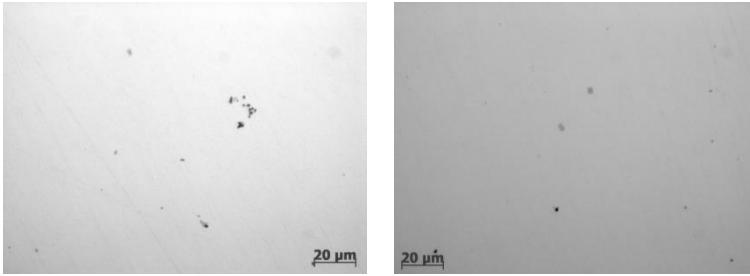
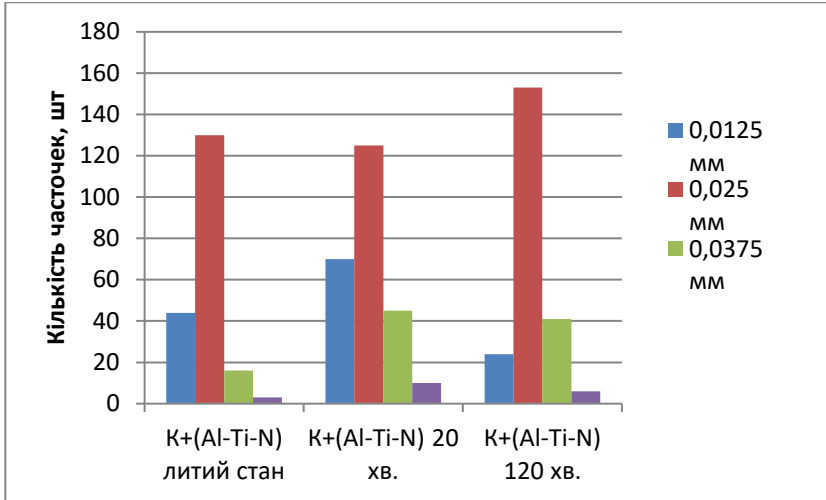


Рисунок 5.43 – Неметалеві включення в дослідній сталі №20 (2+(Al-Ti-N)) у стані після витримки при 1260°C протягом 120 хвилин, $\times 1000$

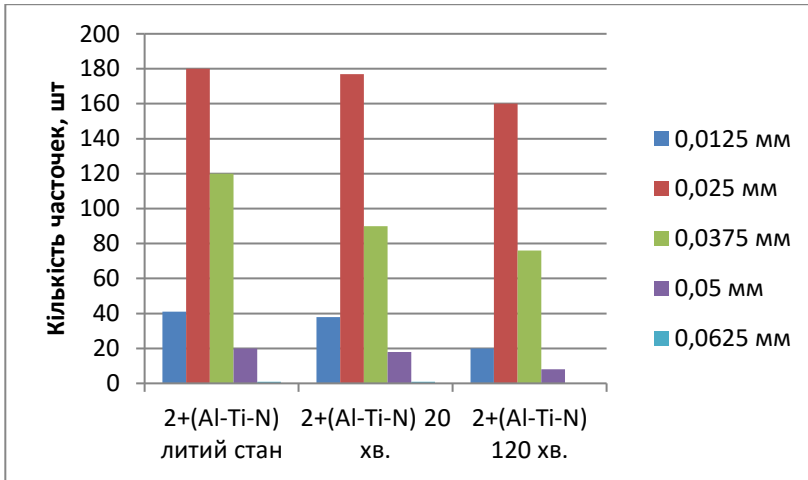
На площі в 0,5 мм² було проведено кількісний аналіз зміни нітридів та карбонітридів титану в залежності від тривалості високотемпературної витримки. Результати представлені на рис. 5.44.

Аналіз структурного стану злитків з підвищеним вмістом азоту показав, що при кристалізації формується ферито-перлітна структура, тугоплавкі дисперсні частинки карбонітридів титану спостерігали рівномірно розподіленими як у феритній фазі, так і посеред перлітних ділянок.

Для дослідної сталі № 19 (К+ Al-Ti-N) близько поверхні номер зерна складав 7, 6 номер. Ферит виділявся у вигляді товстої сітки по границях перлітних зерен, час від часу спостерігали виділення структурно-вільного фериту у вигляді окремих дрібних зерен (рис. 5.45). На відстані близько $\frac{1}{2}$ радіусу злитка розмір зерна відповідав 6, 5 номеру, ферит виділявся у вигляді тонких прошарків по границях зерен (рис. 5.46). У центрі злитку спостерігали поруч з зернами 7, 6 номеру, окремі зерна 5 номеру. Феритна сітка більш тонка, ніж на $\frac{1}{2}$ радіусу (рис. 5.47). карбідів.



а



б

Рисунок 5.44 – Кількісний аналіз зміни карбідів та карбонітридів в дослідних сталях (а – сталь №11 (K+ (Al-Ti-N)), б – сталь №12 (2+ (Al-Ti-N)), в литому стані, після витримки при 1260°C протягом 20 хвилин

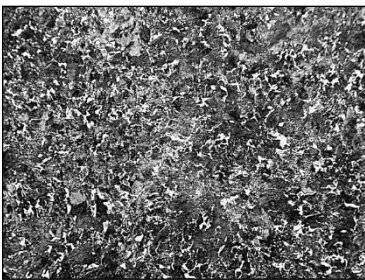
Таким чином, від поверхні до центру зменшується частка феритної складової. Імовірно це пов'язано зі збагаченням залишкового рідкого металу в процесі кристалізації легуючими та домішковими елементами, що виштовхуються перед фронтом кристалізації. Морфологія перліту також змінюється: чим ближче до центру, тим менше перліту з щільною глобулярною морфологією карбідів, збільшується частка перліту з пластинчастою формою.

Для дослідної сталі №20 (2+ Al-Ti-N) близько поверхні розмір зерна складав 6, 7 номер. Ферит виділявся у вигляді тонкої сітки по границях перлітних зерен, час від часу спостерігали виділення структурно-вільного фериту у вигляді крапкових виділень серед масивів перлітних зерен (рис. 5.48). На відстані близько $\frac{1}{2}$ радіусу злитка розмір зерна відповідав 7, 6, 5 номеру, виражена різнозернистість, ферит виділявся у вигляді тонких прошарків по границях зерен (рис. 5.49). У центрі злитку спостерігали поруч з зернами 7, 6 номеру, окремі зерна 5 номеру. Ферит виділяється у вигляді сітки по границях зерен (рис. 5.50). Морфологія перліту близько поверхні злитку глобулярна, менш щільна, ніж у сталі K+ Al-Ti-N, чим ближче до центру, тим більше перліту з пластинчастою формою карбідів.

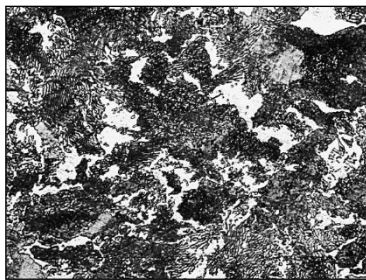
Для дослідної сталі № 9 (K) близько поверхні злитку номер зерна складав 6, 7 номер. Ферит виділявся у вигляді тонкої сітки по границях перлітних зерен, час від часу спостерігали виділення структурно-вільного фериту у вигляді крапкових виділень серед масивів перлітних зерен. На відстані близько $\frac{1}{2}$ радіусу злитка розмір зерна відповідав 7, 6, 5 номеру, ферит виділявся у вигляді тонких прошарків по границях зерен. У центрі злитку спостерігали поруч з зернами 6 номеру, окремі зерна 5 номеру. Ферит виділяється у

вигляді сітки по границях зерен. Морфологія перліту близько поверхні злитку глобулярна, менш щільна, ніж у сталі K+ (Al-Ti-N), чим ближче до центру, тим більше перліту з пластинчастою формою карбідів (рис. 5.51).

Для дослідної сталі №10 (Т) близько поверхні злитку номер зерна складав 6, 7 номер. Ферит виділявся у вигляді тонкої розірваної сітки по границях перлітних зерен, час від часу спостерігали масиви перлітних зерен без феритних прошарків. На відстані близько $\frac{1}{2}$ радіусу злитка розмір зерна відповідав 7, 6, 5 номеру, ферит виділявся у вигляді тонких прошарків по границях зерен. У центрі злитку спостерігали поруч з зернами 7, 6 номеру, окремі зерна 5 номеру. Ферит виділяється у вигляді сітки по границях зерен. Морфологія перліту близько поверхні злитку глобулярна, менш щільна, ніж у сталі K+ (Al-Ti-N), чим ближче до центру, тим більше перліту з пластинчастою формою карбідів (рис. 5.52).

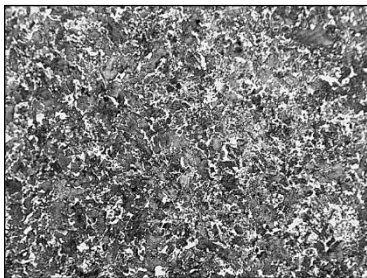


×100



×1000

Рисунок 5.45 – Мікроструктура дослідної сталі № 19 (K+ Al-Ti-N) близько поверхні злитка

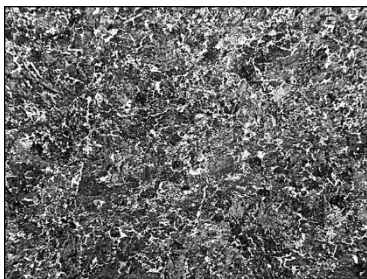


×100



×1000

Рисунок 5.46 – Мікроструктура дослідної сталі № 19 (K+ Al-Ti-N) близько $\frac{1}{2}$ радіусу злитка



×100



×1000

Рисунок 5.47 – Мікроструктура дослідної сталі № 19 (K+ Al-Ti-N) близько центру злитка

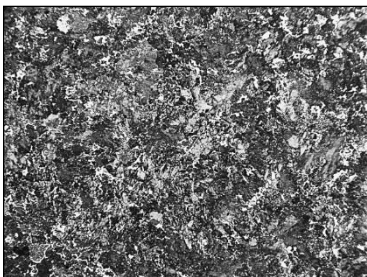


×100



×1000

Рисунок 5.48 – Мікроструктура дослідної сталі №20 (2+ Al-Ti-N) близько поверхні злитка

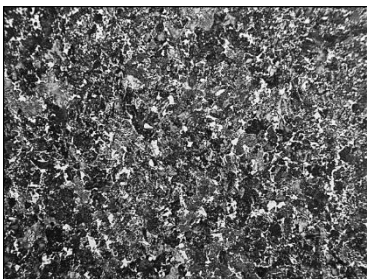


×100



×1000

Рисунок 5.49 – Мікроструктура дослідної сталі №20 (2+ Al-Ti-N) близько $\frac{1}{2}$ радіусу злитка

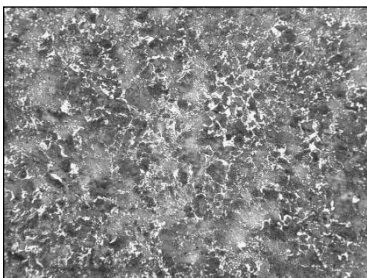


×100



×1000

Рисунок 5.50 – Мікроструктура дослідної сталі № 20 (2+ Al-Ti-N) близько центру злитка

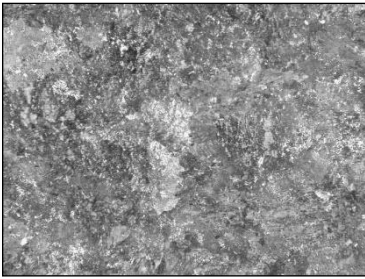


×100

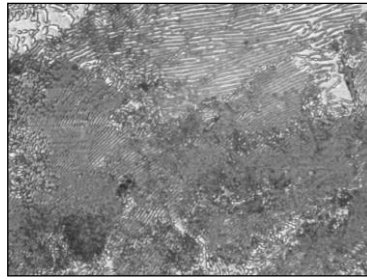


×1000

Рисунок 5.51 – Мікроструктура дослідної сталі № 17 (К) в литому стані



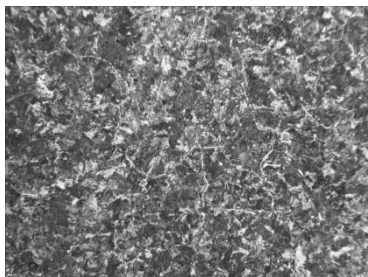
×100



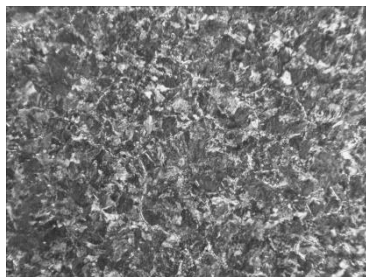
×1000

Рисунок 5.52 – Мікроструктура дослідної сталі №18 (Т) в литому стані

Після високотемпературної витримки при 1260 °С тривалістю 20 і 120 хвилин та охолодження на спокійному повітрі в дослідних сталях сформувалась феритно-перлітна структура (рис. 5.53-5.56). В залежності від хімічного складу змінюються кількість структурно-вільного фериту та розмір зерна. Зеренна структура відрізняється нерівномірністю, спостерігались ділянки перлітної структури з зернистою морфологією карбідів. Аналіз зміни розміру зерна дослідних сталей в залежності від тривалості високотемпературної витримки (рис. 5.57) показав, що сталі, мікролеговані системою (Al-Ti-N) менш схильні до росту зерна.

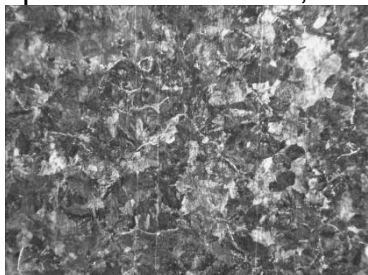


а

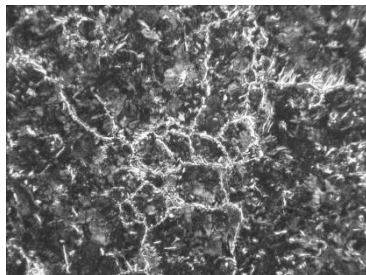


б

Рисунок 5.53 – Мікроструктура дослідної сталі №19 (К+Al-Ti-N) після високотемпературної витримки (1260 °C) протягом: а – 20 хв., б – 120 хв. $\times 100$

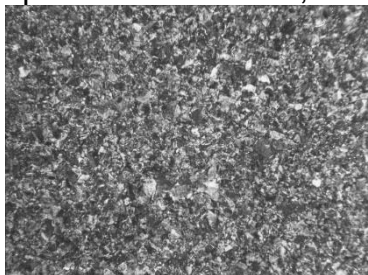


а

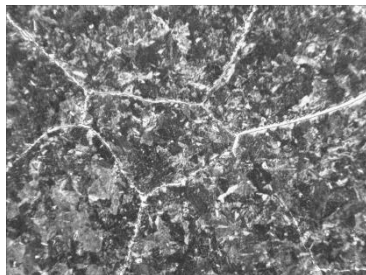


б

Рисунок 5.54 – Мікроструктура дослідної сталі №20 (2+Al-Ti-N) після високотемпературної витримки (1260 °C) протягом: а – 20 хв., б – 120 хв. $\times 100$

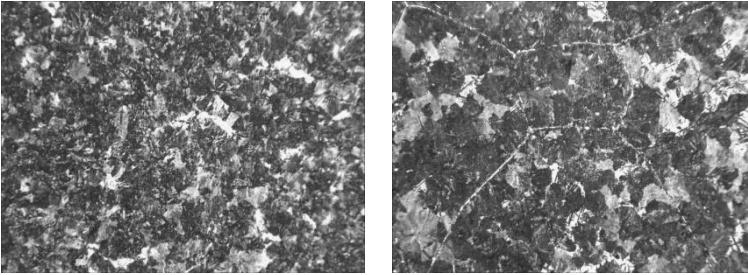


а



б

Рисунок 5.55 – Мікроструктура дослідної сталі № 17 (К) після високотемпературної витримки (1260 °C) протягом: а – 20 хв., б – 120 хв. $\times 100$



а

б

Рисунок 5.56 – Мікроструктура дослідної сталі №18 (Т) після високотемпературної витримки (1260 °С) протягом: а – 20 хв., б – 120 хв. $\times 100$

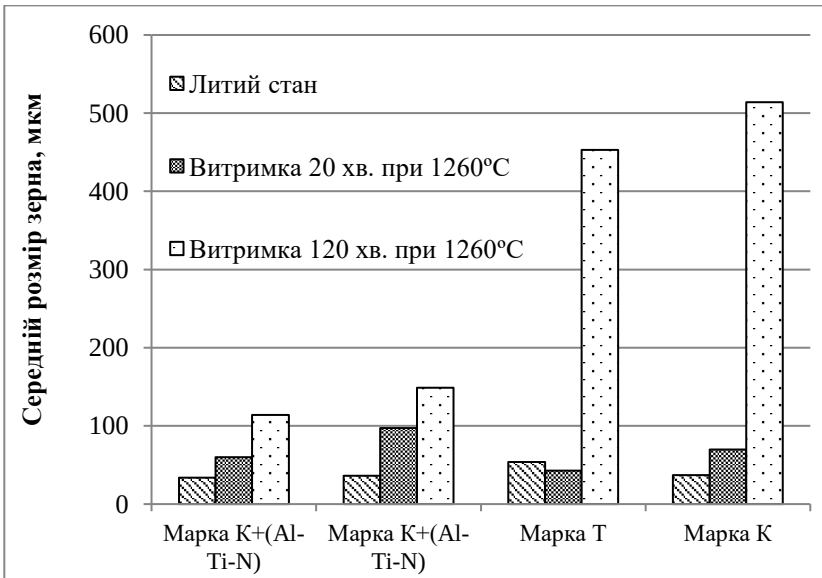


Рисунок 5.57 – Вплив тривалості високотемпературної витримки (1260°C) на розмір зерна дослідних сталей

Визначено механічні властивості дослідних сталей у литому стані. Зразки вирізали від донної частини злитків, схема вирізки була ідентична для всіх дослідних сталей. Випробування проводили на трьох зразках для кожної сталі, в табл. 5.20 наведено середні значення визначених характеристик.

Таблиця 5.20 - Механічні властивості дослідних сталей після гарячої пластичної деформації

Умовне позначення злитку	Границя текучості, МПа	Границя міцності, МПа	Відносне звуження, %	Відносне подовження, %	Ударна, в'язкість, КСУ, Дж/см ²	Твердість, НВ
Після ГПД						
9 (марка К)	397,25	793,25	32,7	11,1	39,5	207
10 (марка Т)	366,95	824,7	17,2	12,5	18,9	190
11 (К+(Al-Ti-N))	394,7	802,6	32,55	19,6	32,5	209
12 (2+(Al-Ti-N))	325,6	735,9	30,05	18,4	33	195

Встановлено позитивний вплив дослідного хімічного складу на показники в'язкості та пластичності при дещо нижчих показниках міцності і твердості у порівнянні з високоміцною сталлю марки Т, що нормується ДСТУ ГОСТ 10791-2016.

5.2.2. Розробка режимів термічної обробки сталі для залізничних коліс

Термічна обробка залізничних коліс є одним з важливих етапів їх виробництва, що суттєво впливає на комплекс механічних властивостей

металопродукції. Основними параметрами зміцнюючої термічної обробки залізничних коліс є температура нагріву, тривалість витримки при високій температурі, умови охолодження та відпуску.

Оскільки залізничні колеса мають такі масивні елементи як маточина та обід, то при нагріві під зміцнюючу термічну обробку, необхідна достатня витримка, щоб забезпечити однорідність аустеніту за перетином, та водночас не допустити росту зерна. Відомо, що наявність тугоплавких дисперсних часточок може стримувати ріст зерна при високих температурах. Тому в рамках виконання роботи було проведено експеримент для визначення впливу тривалості високотемпературної витримки на зміну мікроструктури та твердості дослідних сталей з підвищеним вмістом азоту.

В результаті аналізу впливу тривалості витримки на неметалеві включення (5.58-5.65) встановлено, що при збільшенні витримки кількість неметалевих включень зменшується, а їх розміри збільшуються, тобто відбуваються процеси розчинення дрібних включень та коалесценції великих.

Аналіз зміни структурного стану показав, що із збільшенням тривалості витримки збільшується частка феритної складової (рис. 5.66-5.67), при цьому розмір зерна збільшується не значно, в межах 6-7 балу, але при витримці більше 90 хвилин спостерігаються різнозернистість, присутні окремі зерна 5 номеру.

Результати вимірювання твердості приведено в таблиці 5.21. Аналіз зміни твердості показав, що для сталі № 11 (K+Al-Ti-N) знеміцнення відбувається вже після витримки у 60 хвилин, а для сталі №12 (2+Al-Ti-N) – лише після 120 хвилин витримки відбувається падіння значень твердості. Імовірно, такий характер

зміни твердості пов'язаний не стільки з зміною розміру зерна, скільки зі збільшенням частки м'якої феритної складової в структурі. При збільшенні тривалості високотемпературної витримки структура переходить у більш стабільний стан і наближається до рівновісного структурного стану.

Таблиця 5.21 – Твердість дослідних сталей з підвищенням вмістом азоту після високотемпературної витримки

Сталь	Витримка при 900°C протягом хвилин	HR C1	HR C2	HR C3	HRC ср.	HB
K+Al-Ti-N	30	25	25	25	25	254
	60	25	24	24,5	24,5	249
	90	24	24	24,5	24,2	248
	120	24	24,5	25	24,5	249
2+ Al-Ti-N	30	22,5	21,5	22	22	236
	60	20,5	22	22,5	21,7	235
	90	21	22	21,5	21,5	234
	120	20	19	20	19,7	225

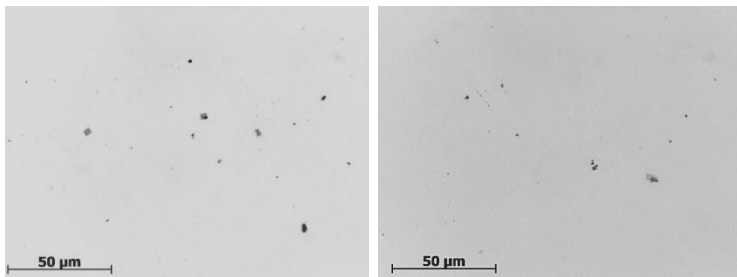


Рисунок 5.58 – Неметалеві включення в дослідній сталі №11 (K+ Al-Ti-N) після витримки протягом 30 хвилин при 900 °С, ×800

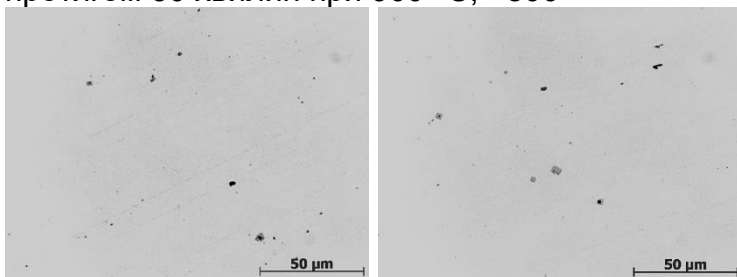


Рисунок 5.59 – Неметалеві включення в дослідній сталі №11 (K+ Al-Ti-N) після витримки протягом 60 хвилин при 900 °С, ×800

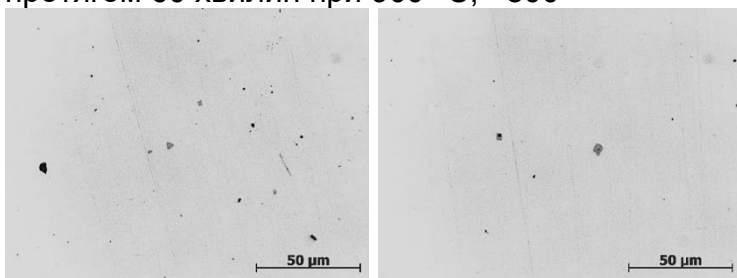


Рисунок 5.60 – Неметалеві включення в дослідній сталі №11 (K+ Al-Ti-N) після витримки протягом 90 хвилин при 900 °С, ×800

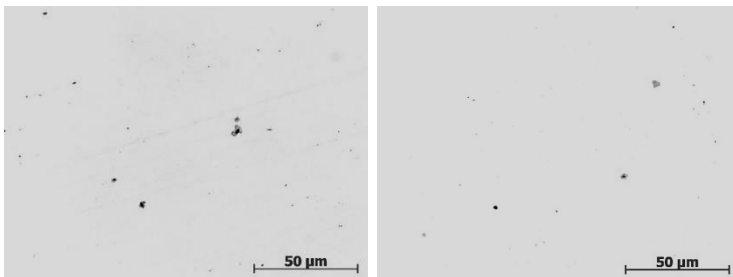


Рисунок 5.61 — Неметалеві включення в дослідній сталі №11 (K+ Al-Ti-N) після витримки протягом 120 хвилин при 900 °C, $\times 800$

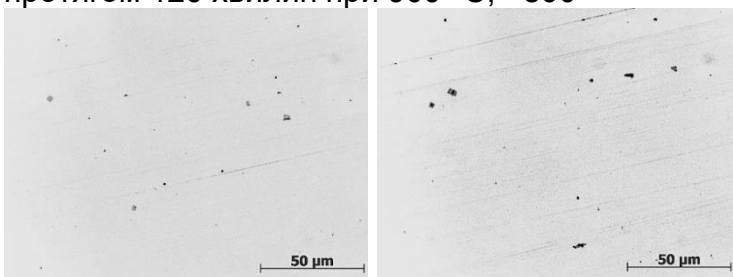


Рисунок 5.62 — Неметалеві включення в дослідній сталі №12 (2+ Al-Ti-N) після витримки протягом 30 хвилин при 900 °C, $\times 800$

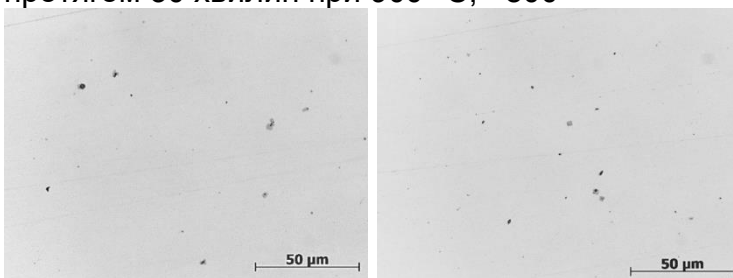


Рисунок 5.63 — Неметалеві включення в дослідній сталі №12 (2+ Al-Ti-N) після витримки протягом 60 хвилин при 900 °C, $\times 800$

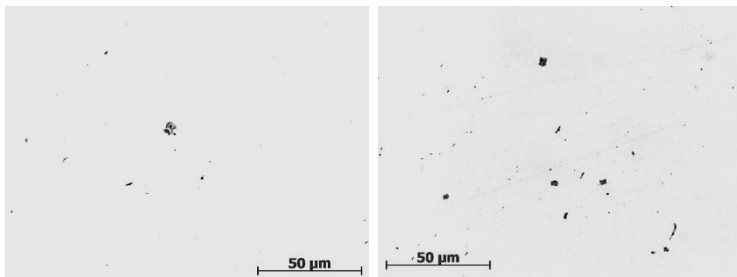


Рисунок 5.64 – Неметалеві включення в дослідній сталі №12 (2+ Al-Ti-N) після витримки протягом 90 хвилин при 900 °С, $\times 800$

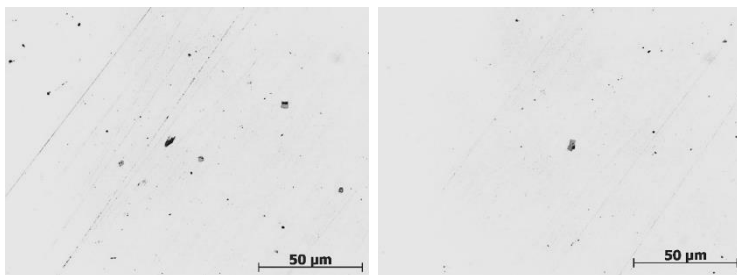


Рисунок 5.65 – Неметалеві включення в дослідній сталі №12 (2+ Al-Ti-N) після витримки протягом 120 хвилин при 900 °С, $\times 800$

Наступним параметром зміцнюючої термічної обробки залізничних коліс є швидкість охолодження з аустенітного стану. Оптимальною кінцевою мікроструктурою для залізничних коліс є рівномірна дрібнозерниста структура перлиту з пластинчастою морфологією карбідів. На практиці в умовах виробництва на вертикальній гартувальній машині реалізуються швидкості охолодження від 5 до 15 °С/с. В лабораторних умовах сталь підлягала охолодженню стиснутим повітрям та водо-повітряною сумішшю. При цьому проводили запис кривих охолодження. Встановлено, що при охолодженні стиснутим повітрям

середня швидкість охолодження склала 5,1 °C/c, а при охолодженні водо-повітряною сумішшю – 10,2 °C/c.

Результати вимірювання твердості представлені в таблиці 5.22. З таблиці можна зробити висновок, що підвищення швидкості охолодження призводить до підвищення твердості, дослідна сталь K+Al-Ti-N має більш високі показники твердості, ніж сталь 2+ Al-Ti-N.

Таблиця 5.22 – Твердість дослідних сталей с підвищеним вмістом азоту після прискореного охолодження

Сталь	Швидкість охолодження	HRC1	HRC2	HRC3	HRC _{ср.}	HB
№19 (K+ Al-Ti-N)	5,1 °C/c	31	32	31	31,3	297
	10,2 °C/c	31,5	32	31,5	31,7	301
№20 (2+Al-Ti-N)	5,1 °C/c	27,5	28	26,5	27,3	267
	10,2 °C/c	28,5	29	28,5	28,7	277

Мікроструктура дослідних сталей в основному ферито-перлітна (рис. 5.68-5.71), подекуди спостерігали окремі невеликі ділянки зі структурою гарту, які імовірно пов'язані з хімічною неоднорідністю у локальних ділянках. На малих збільшеннях видно, що ці ділянки не мають періодичності та не пов'язані з розташуванням відносно поверхні тепловідводу, тобто носять випадковий характер і можуть бути обумовлені особливостями лабораторної виплавки. На великих збільшеннях видно, що частинки нітридів та карбонітридів титану розташовані рівномірно відносно структурних складових: можна їх спостерігати як у феритній, так і в перлітній складовій.

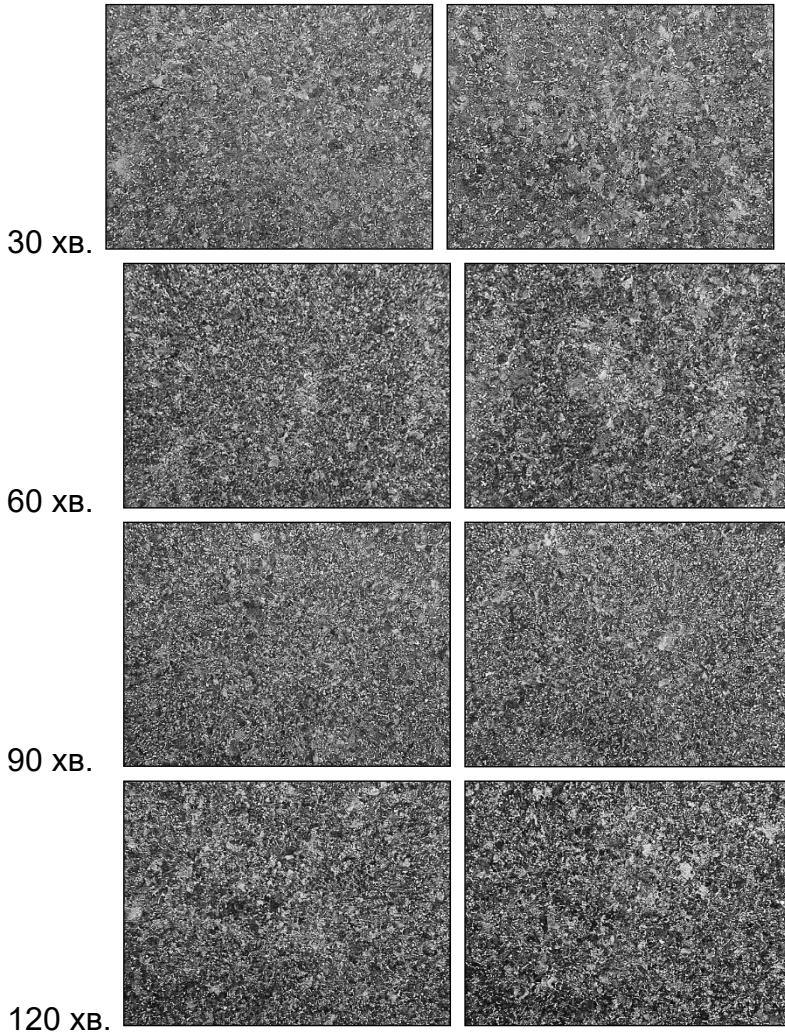


Рисунок 5.66 – Мікроструктура дослідної сталі №11 (K+ Al-Ti-N) після витримки при 900 °C, $\times 100$

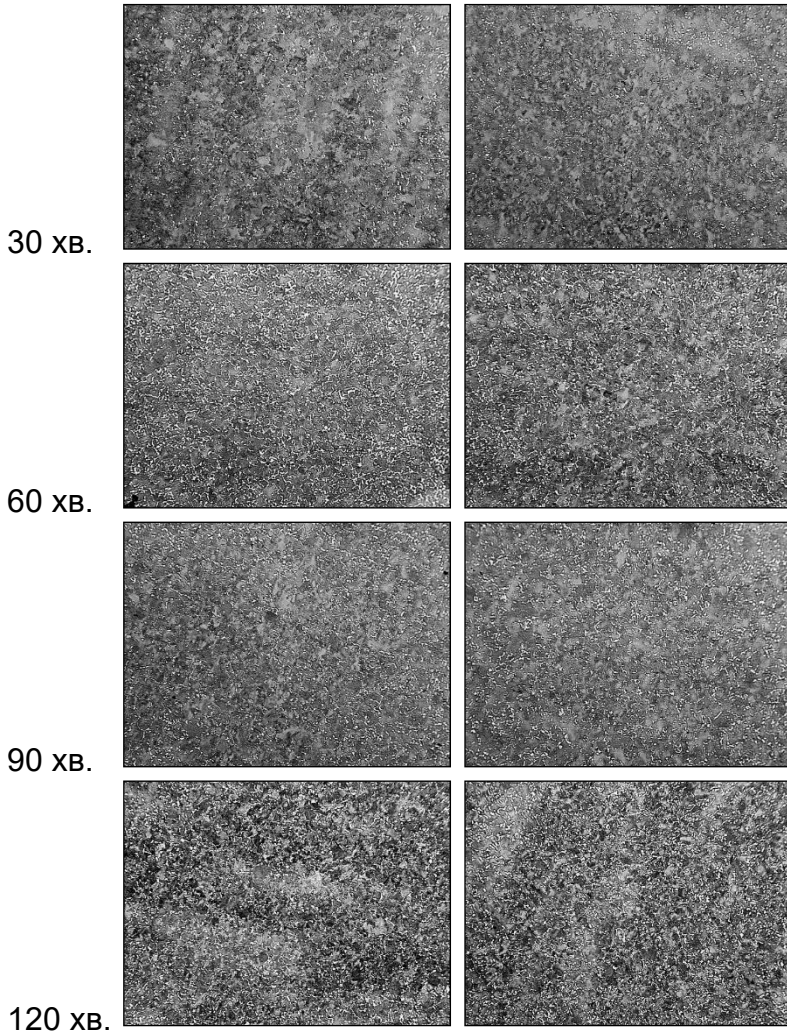
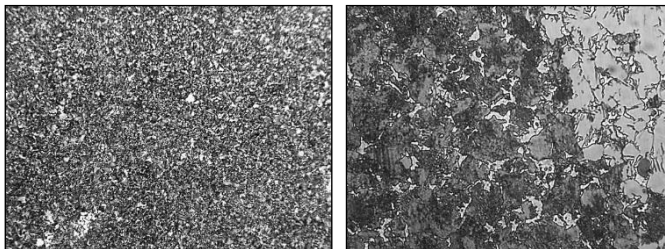


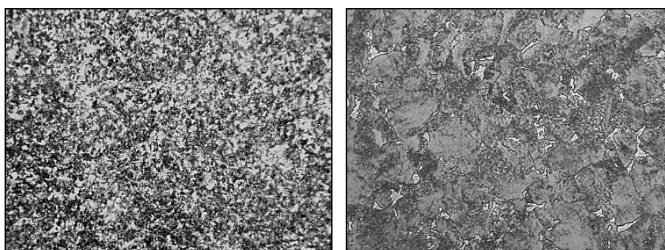
Рисунок 5.67 – Мікроструктура дослідної сталі №12 (K+ Al-Ti-N) після витримки при 900 °С, $\times 100$



×100

×800

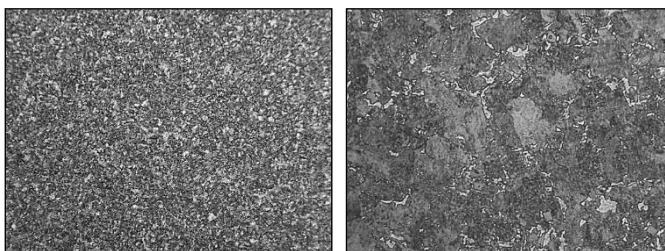
Рисунок 5.68 – Мікроструктура дослідної сталі K+Al-Ti-N після охолодження з середньою швидкістю 5,1 °C/c



×100

×800

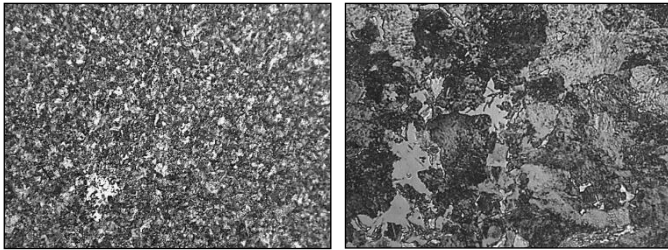
Рисунок 5.69 – Мікроструктура дослідної сталі 2+Al-Ti-N після охолодження з середньою швидкістю 5,1 °C/c



×100

×800

Рисунок 5.70 – Мікроструктура дослідної сталі K+Al-Ti-N після охолодження з середньою швидкістю 10,2 °C/c



×100

×800

Рисунок 5.71 – Мікроструктура дослідної сталі 2+ Al-Ti-N після охолодження з середньою швидкістю 10,2 °C/c

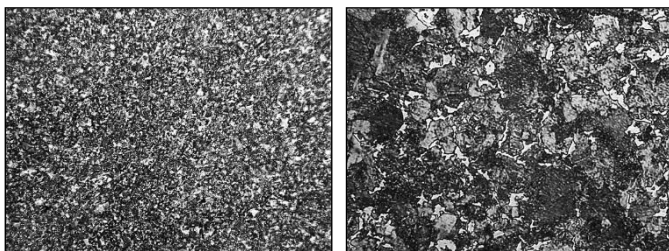
Після прискореного охолодження за технологією термічної обробки залізничних коліс передбачено відпуск для зняття залишкових напружень. В роботі відпуск виконували за режимом, що відповідає прийнятій технології: витримка при 500 °C/c протягом 2 годин. Виконували вимірювання зміни твердості після відпуску, результати наведено в табл. 5.23.

Таблиця 5.23 – Твердість дослідних сталей с підвищеним вмістом азоту після прискореного охолодження та наступного відпуску

Сталь	Швидкість охолодження	HRC1	HRC2	HRC3	HRCср.	HB
№19 (K+ Al-Ti-N)	5,1 °C/c	31	31	31	31	294
	10,2 °C/c	31,5	31,5	31,5	31,5	299
№20 (2+Al-Ti-N)	5,1 °C/c	25,5	26	27,5	26,3	260
	10,2 °C/c	27	27	27,5	27,2	266

У порівнянні з даними таблиці 5.23 видно, що в результаті відпуску твердість сталі K+ Al-Ti-N практично не змінилась, а сталі 2+ Al-Ti-N – змінилась

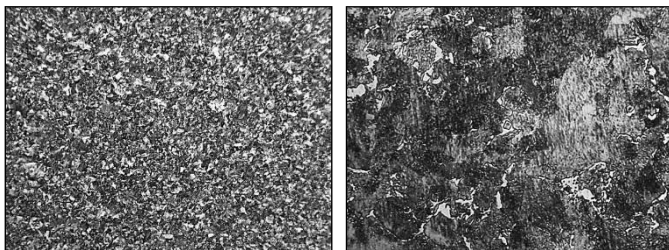
незначно. Імовірно це пов'язано з тим, що після прискороного охолодження в сталі 2+ Al-Ti-N утворилось більше ділянок зі структурою гарту, які мали високу твердість, та в процесі відпуску зазнали перетворень (рис. 5.73 і 5.75) і стали м'якшими. В результаті відпуску структура перліту сталі K+ Al-Ti-N майже не зазнала змін (рис. 5.72 і 5.74), тому і твердість цієї сталі практично не змінилась.



×100

×800

Рисунок 5.72. – Мікроструктура дослідної сталі K+ Al-Ti-N після охолодження з середньою швидкістю 5,1 °C/c та наступного відпуску при 500 °C протягом 2 год



×100

×800

Рисунок 5.73. – Мікроструктура дослідної сталі 2+ Al-Ti-N після охолодження з середньою швидкістю 5,1 °C/c та наступного відпуску при 500 °C протягом 2 год

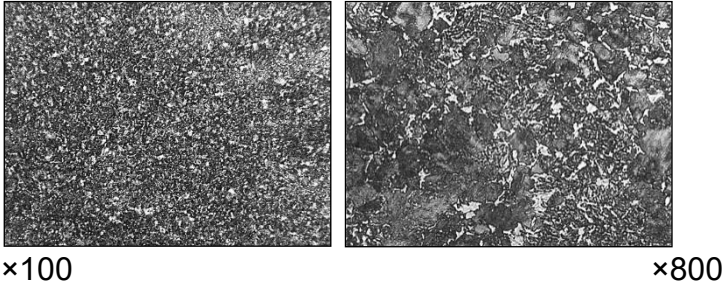


Рисунок 5.74. – Мікроструктура дослідної сталі K+ Al-Ti-N після охолодження з середньою швидкістю 10,2 °C/c та наступного відпуску при 500 °C протягом 2 год

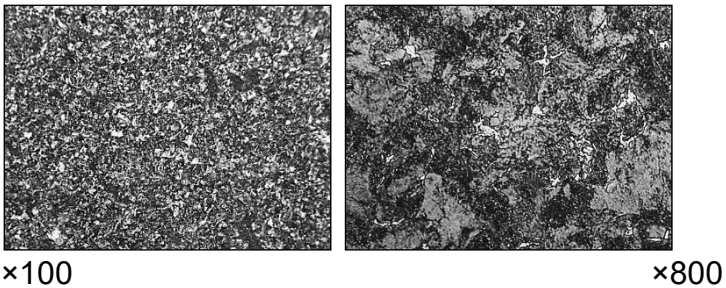


Рисунок 5.75. – Мікроструктура дослідної сталі 2+ Al-Ti-N після охолодження з середньою швидкістю 10,2 °C/c та наступного відпуску при 500 °C протягом 2 год

Для забезпечення максимального рівня твердості дослідних сталей з підвищеним вмістом азоту за результатами лабораторних досліджень розроблено режими термічного зміцнення: нагрів до 850 °C, витримка протягом 30 хвилин, охолодження водо-повітряною сумішшю (середня швидкість охолодження 10,2 °C/c), відпуск при температурі 500 °C протягом 2 год. Такий режим забезпечив

формування дрібнозернистої структури перліту з пластинчастою морфологією карбідів та рівномірним розподілом дисперсних тугоплавких частинок. Зразки, оброблені за таким режимом, випробовували на розтяг та динамічний вигин. Результати випробувань наведено в табл. 5.24.

Встановлено позитивний вплив дослідного хімічного складу на показники в'язкості та пластичності при близьких показниках міцності і твердості у порівнянні з високоміцною сталлю марки Т, що нормується ДСТУ ГОСТ 10791-2016. Оскільки рівень показників пластичності значно вищий за вимоги, то можна запас в'язкості та пластичності дещо знизити, підвищиши міцність та твердість.

Таблиця 5.24 - Механічні властивості дослідних сталей після гарячої пластичної деформації та термічної обробки

Умовне позначення злитку	Границя текучості, МПа	Границя міцності, МПа	Відносне звуження, %	Відносне подовження, %	Ударна, в'язкість, КСУ, Дж/см ²	Твердість, НВ
17 (марка К)	937	1146	19,75	11,1	51,9	316
18 (марка Т)	842	1147	32,2	12,5	47,5	339
19 (К+(Al-Ti-N))	617	997	50,1	18,4	46,7	299
20 (2+(Al-Ti-N))	590	975	50,3	16	55,35	266

5.2.3 Визначення експлуатаційних властивостей сталі для залізничних коліс

Одним з найбільш поширених експлуатаційних дефектів, через який доводиться відновлювати профіль залізничного колеса таким неекономним методом як переточування є вищербини термічного походження.

Схильність до утворення дефектів на поверхні кочення залізничних коліс може бути оцінена як схильність до утворення структур гарту при розпаді аустеніту. Попередніми дослідженнями було показано, що механізм утворення вищербин теплового походження напряду пов'язаний з наявністю та характеристиками «білого шару» - товщина зон зі структурою мартенситу та перехідної зони, що зазнавала термічного впливу.

Прогартуваність сталі за методом Джомені (ГОСТ 5657-69) характеризує глибину проникнення загартованого шару при однобічному охолодженні водою. В лабораторних умовах було виконано експеримент з визначення прогартуваності дослідних сталей. Результати дослідження наведено на рис. 5.76, 5.77. Показано, що дослідні сталі 2+ (Al-Ti-N) та K+ (Al-Ti-N) мають меншу на 20-30% зону структурних змін, що свідчить про більшу стійкість до утворення дефектів термічного походження на поверхні кочення залізничних коліс.

Досліджено зносостійкість сталей для залізничних коліс різного хімічного складу (рис. 5.78). Встановлено, що зносостійкість сталей дослідного складу незначно поступається зносостійкості сталі марки Т за ДСТУ ГОСТ 10791:2016.

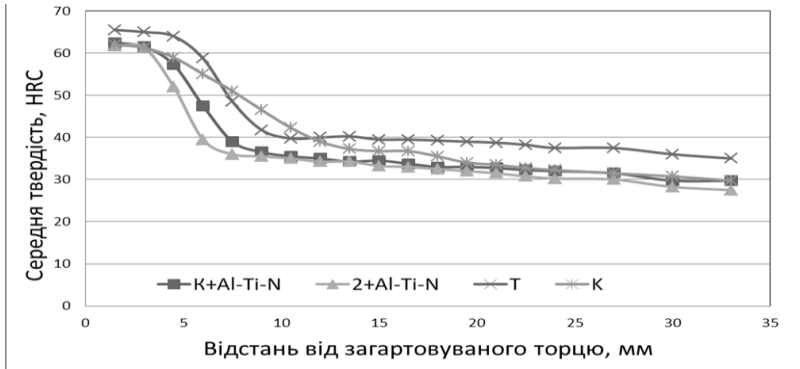


Рисунок 5.76 – Зміна твердості в залежності від відстані

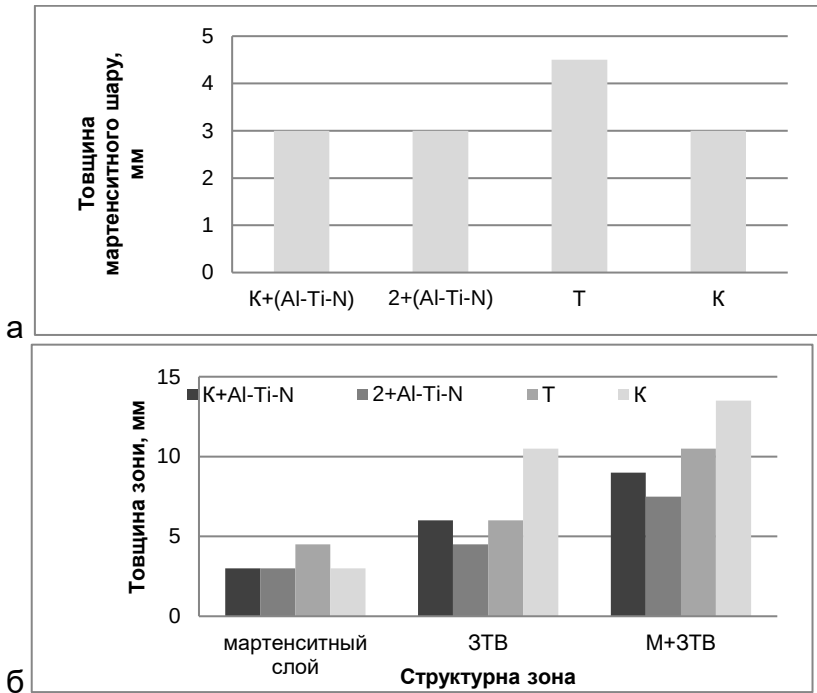


Рисунок 5.77 - Товщина структурних шарів (а), товщина мартенситного шару (б) дослідних сталей після торцевого гартування

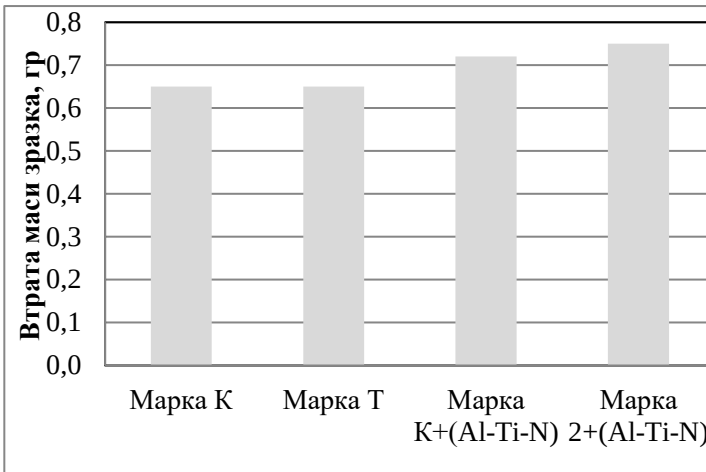


Рисунок 5.78 - Зносостійкість дослідних сталей

Таким чином зміцнення сталей в тому числі тугоплавкими дисперсними частинками, що стримують ріст зерна при нагріві під гарячу пластичну деформацію та термічну обробку, позитивно впливають на зносостійкість і є перспективним напрямом підвищення експлуатаційної надійності та довговічності залізничних коліс.

6 РОЗРОБКА СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК НОВОГО ПОКОЛІННЯ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

Аналіз вітчизняної та світової нормативно-технічної документації на залізничні рейки показав, що в світовій практиці для виробництва серійних рейок використовуються доевтектоїдні середньовуглецеві і високовуглецеві, а також заевтектоїдні сталі. За

ступенем легування застосовуються як вуглецеві, так і мікролеговані, легovanі сплави. У якості мікролегуємих елементів використовуються ванадій, титан, ніобій, азот. В якості легуючих - марганець, кремній, хром.

Вимоги до механічних властивостей, що визначаються при випробуваннях на розтяг, практично однакові для всіх світових стандартів щодо класів рейок. Однак за рівнем твердості в головці рейки є істотні відмінності.

За вимогами (табл. 6.1) до твердості на поверхні кочення (374-401) HB для рейок вищої категорії нормативна документація України займає середню позицію серед стандартів інших країн. Вимоги по твердості на поверхні кочення ДСТУ 4344 перевищує вимоги стандартів Австралії, Японії, Канади та США. Однак поступається вимогам ГОСТ Р 51685-2013 (верхня межа 405-409 HB для рейок ОТ370ИК і ДТ370ИК) і EN 13674-1:2011 року (верхня межа 390-440 HB для рейок R400HT).

Ще однією відмінною особливістю вітчизняного нормативного документа від Російського і Європейського стандартів є глибина виміру твердості по перерізу головки рейки. Так, максимальна глибина, яка визначається ДСТУ 4344, складає 11 мм і рівень твердості в цій точці для рейок вищої категорії повинен становити не менше 321 HB. У той час як ГОСТ Р 51685-2013 регламентує максимальну глибину виміру твердості в головці рейки 22 мм і рівень твердості в цій точці - не менше 352 HB для рейок ОТ370ИК і ДТ370ИК, а EN 13674-1: 2011 - глибину 20 мм з твердістю більше 370 HB.

Таблиця 6.1 - Вимоги ДСТУ 4344:2004, ГОСТ Р 51685-2013, EN 13674-1:2011 до механічних властивостей рейок.												
Категорія рейок	$\sigma_{в, 2}$, Н/мм ²	$\sigma_{0,2, 2}$, Н/мм ²	δ , %	ψ , %	КСУ ⁺²⁰ , Дж/см ²	НВ, пов. кат.	Границя витривалості, МПа (база 5·10 ⁶ ц.)	Тріщиностійкість (циклічна) K _{IC} , МПа м ^{1/2}	Тріщиностійкість (статична) K _{IC} , МПа м ^{1/2}		Швидкість розвтом. тріщини, м/10 ⁹ ц.	
									10б	Cp	При $\Delta K=10$ МПа м ^{1/2}	При $\Delta K=13,5$ МПа м ^{1/2}
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
ДСТУ 4344:2004												
Не менше												
Вища	1290	850	10,0	30,0	15	374...401	-	-	-	-	-	-
I	1196	800	8,0	25,0	25	341...388	-	-	-	-	-	-
II	1137	740	6,0	25,0	15	311...388	-	-	-	-	-	-
ГОСТ Р 51685-2013												
ОТ370IK	1280	870	8,0	20,0	15	370-409	350	28	30	32	≤17	≤55
ДТ370IK	1280	870	9,0	14,0	15	370-409	350	28	30	32	≤17	≤55

Продовження табл. 6.1

1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11	12	13
OT350 OT350HH OT350CC	1180	800	8,0	25,0	25 25(- 60°C) 25	352-405	370	32	30	32	≤17	≤55
DT350 DT350HH DT350CC DT350BC	1180	800	9,0	25,0	15 15(- 60°C) 15 15	352-405	370	32	30	32	≤17	≤55
EN 13674-1:2011												
R350HT	1175	-	9	-	-	350-390	Випробування на розтяг – стик при постійній амплітуді повної деформації 0,00135	-	30	32	≤17	≤55
R350LHT	1175	-	9	-	-	350-390		-	26	29	≤17	≤55
R370CHT	1280	-	9	-	-	370-410		-	26	29	≤17	≤55
R400HT	1280	-	9	-	-	400- 440		-	26	29	≤17	≤55

Експлуатаційна стійкість залізничних рейок багато в чому визначається станом структури і механічними властивостями рейкової сталі. У зв'язку з цим провідна роль відводиться дослідженням в створенні нових, більш досконалих і прогресивних сталей, здатних забезпечити високу довговічність рейок в умовах експлуатації [138].

Підвищення якості залізничних рейок пов'язують із застосуванням сталей нового покоління, що відрізняються від відомих сталей, внесених в ДСТУ 4344: 2004, більш високим рівнем легування [139-141].

На сьогоднішній день, як стверджують автори роботи [142], можна домогтися значного підвищення стійкості рейки проти стирання і зминання підвищенням міцності рейкової сталі. Це завдання вирішується, на їхню думку, шляхом виробництва рейок з заевтектоїдних сталей і сталей бейнітного класу. Російськими вченими проводилися дослідження на підставі вимог ГОСТ Р 51685-2000 для марки сталі Е85Ф і ТУ 0921-125-011243228-2001 для марки сталі Е83Ф. В результаті були розроблені технології виплавки і розливання на машині безперервного лиття заевтектоїдної рейкової сталі, хімічний склад яких наведено в таблиці 6.2. При застосуванні технології нітридного зміцнення рейкової сталі встановлено, що оптимальне поєднання ванадію і азоту, що становить відповідно 0,08-0,10% і 0,013-0,017%, забезпечує підвищення опору рейок крихкому руйнуванню за рахунок утворення дисперсних частинок нітридів алюмінію та карбонітридов ванадію, що призводять до значного подрібнення аустенітного зерна. Це особливо важливо для рейок зі сталі з заевтектоїдним вмістом вуглецю, що характеризуються порівняно низьким запасом в'язкості [143-145]. Зі сталей вказаного складу

були виготовлені рейки, механічні випробування яких показали, що рейки з заевтектоїдної сталі мають суттєву перевагу. Вони мають значно вищий рівень твердості (сер. $HV \geq 390$) і міцності (сер. $\sigma_t = 995,5$ МПа, сер. $\sigma_b = 1389$ МПа), хорошу пластичність (сер. $\delta = 10,8\%$, сер. $\Psi = 38\%$) і задовільну ударну в'язкість при кімнатній температурі (сер. $KCU = 34$ Дж/см²) і мінус 60 ° С (сер. $KCU_{-60^\circ C} = 21,5$ Дж/см²) [143].

Таблиця 6.2 - Хімічний склад заевтектоїдних сталей для залізничних рейок [143]

№ варіанту	Масова частка хімічних елементів, %										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	V	N
I	0,81- 0,87	0,80- 0,92	0,33- 0,40	0,009- 0,018	0,005- 0,011	0,04- 0,11	0,05- 0,09	0,08- 0,15	0,006- 0,011	0,06- 0,08	0,012- 0,017
II	0,82- 0,87	0,77- 0,96	0,29- 0,40	0,011- 0,020	0,006- 0,014	0,04- 0,10	0,04- 0,07	0,07- 0,15	0,006- 0,008	0,05- 0,06	0,009- 0,013
III	0,83- 0,87	0,82- 0,95	0,30- 0,38	0,010- 0,018	0,006- 0,011	0,006- 0,010	0,05- 0,11	0,08- 0,15	0,006- 0,010	0,05- 0,07	-

Більш високі значення твердості і міцності заевтектоїдної сталі обумовлені високим вмістом вуглецю, який, як відомо, зменшує швидкість перлітного перетворення, що приводить при прискореному охолодженні до утворення більш дисперсної структури [145, 146].

На думку інших авторів [147] вирішення завдання корінного підвищення основних експлуатаційних властивостей рейок передбачає не тільки поліпшення металургійної якості сталі і вдосконалення режимів термообробки, але і широке використання можливостей карбонітридного зміцнення металу. Запропоновані способи формування карбонітридів титану, ванадію, ніобію, тощо, в сталях, які призначені для виробництва

металопрокату, який функціонує в умовах високих динамічних навантажень.

Заслугує на увагу нещодавно розроблена технологія виробництва рейок з низьколегованої сталі М70ХГСФ, що забезпечує високий комплекс механічних властивостей в незагартованому стані (близьких до властивостей термооброблених рейок), що дозволяє виключити їх термообробку [148].

Завданням досліджень, які були виконані в Інституті чорної металургії НАН України, була розробка хімічного складу сталі з раціональними параметрами термічної обробки в умовах пічного нагріву, які забезпечать виконання вимог закордонних стандартів по твердості по перерізу головки рейки.

За результатами аналітичного огляду впливу хімічних елементів на поліморфне перетворення і структурний стан з досягненням показників механічних властивостей, а саме твердості на рівні світових аналогів, були розроблені чотири варіанти дослідних рейкових сталей - варіанти 2-5. Сталь варіанту 1 є порівняльною (базовою). Фактичний хімічний склад дослідних рейкових злитків представлений в табл. 6.3.

6.1 Розробка хімічного складу сталі для залізничних рейок

В лабораторних умовах було виплавлені дослідні злитки масою до 10 кг. На першому етапі було досліджено вміст неметалевих включень та мікроструктури в литому стані дослідних злитків (рис. 6.1-6.5). Встановлено, що вони мають досить високу кількість оксидів, силікатів, присутні сульфіди, хроміди та дисперсні нітриди та карбіди. Кількість включень

найменша на $\frac{1}{2}$ радіусу злитка. Середній бал включень: 1,5б СН, 1а ОТ, є окремі включення до 3б СН (по шкалах ГОСТ 1778).

Мікроструктура - перліт різної дисперсності (рис. 6.6-6.10).

Дендритна структура, яка виявляється по слідах хімічної неоднорідності, характеризує процеси кристалізації. З рисунків 6.11-6.15 видно вплив хімічного складу на дисперсність первинних кристалів.

Таблиця 6.3 – Фактичний хімічний склад дослідних плавок рейкових сталей, % мас.

Маркування проби	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	V	B	N
PCT 1	0,75	0,33	0,89	0,010	0,005	0,016	0,013	≤0,005		
PCT 2	0,70	0,44	0,76	0,013	0,009	0,019	0,017	0,006	0,0004	
PCT 3	0,80	0,47	0,97	0,013	0,009	0,022	<0,06	0,0010	0,0001	-
PCT 4	0,84	0,44	0,95	0,014	0,008	0,013	<0,06	0,0012	0,0103	-
PCT 5	0,90	0,39	0,89	0,015	0,009	0,018	<0,06	0,0015	0,0035	0,0123

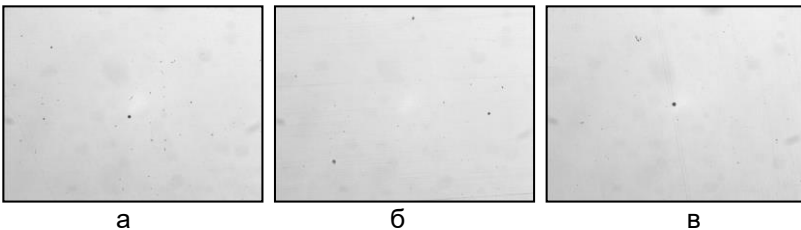


Рисунок 6.1 – Мікроструктура злитку PCT 1: а- поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр. $\times 100$.

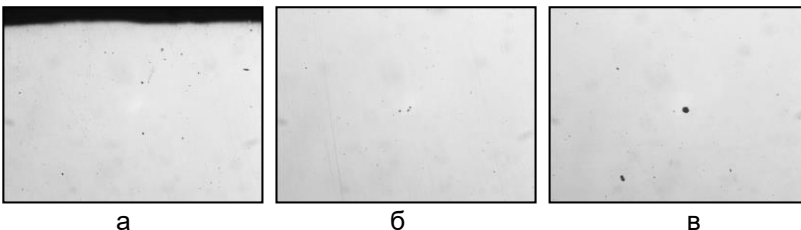


Рисунок 6.2 – Мікроструктура злитку PCT 2: а- поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр. $\times 100$.

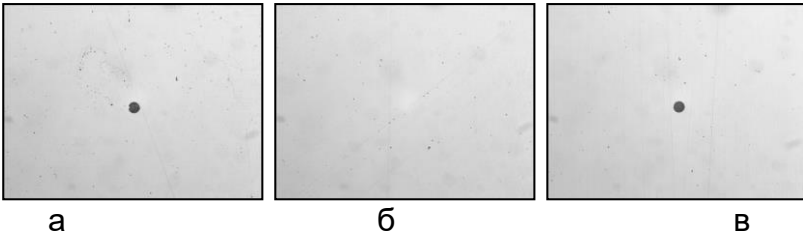


Рисунок 6.3 – Мікроструктура злитку РСТ 3: а- поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр. $\times 100$.

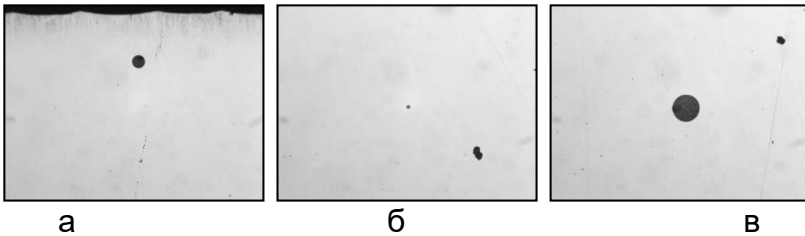


Рисунок 6.4 – Мікроструктура злитку РСТ 4: а- поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр. $\times 100$.

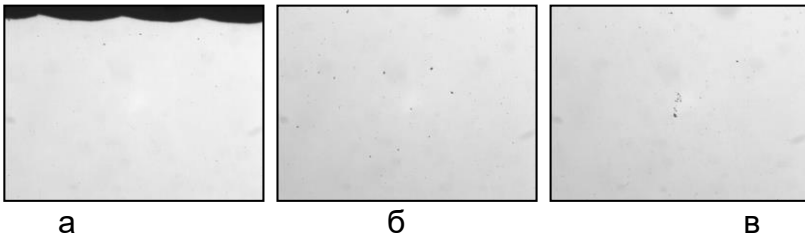


Рисунок 6.5 – Мікроструктура злитку РСТ 5: а- поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр. $\times 100$.

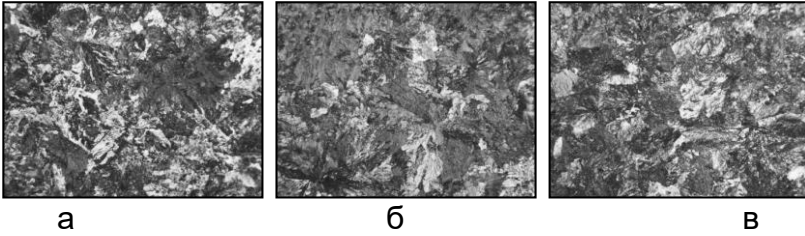


Рисунок 6.6 – Мікроструктура злитку РСТ 1: а- поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр. $\times 100$

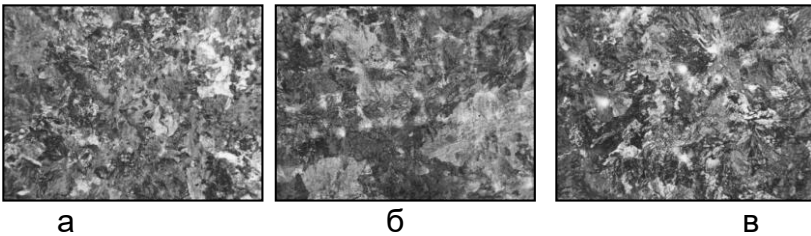


Рисунок 6.7 – Мікроструктура злитку РСТ 2: а- поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр. $\times 100$

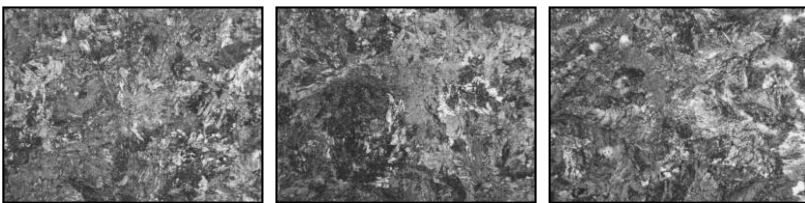


Рисунок 6.8 – Мікроструктура злитку РСТ 3: а- поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр. $\times 100$

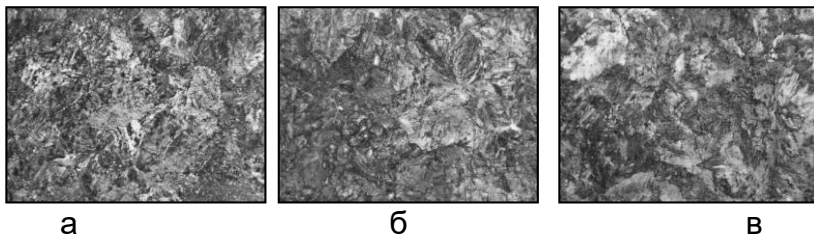


Рисунок 6.9 – Мікроструктура злитку РСТ 4: а- поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр. $\times 100$

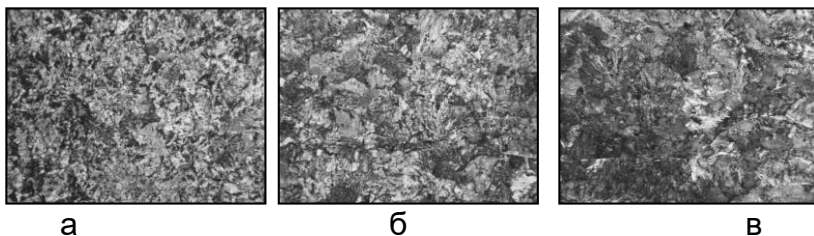


Рисунок 6.10 – Мікроструктура злитку РСТ 5: а- поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр. $\times 100$

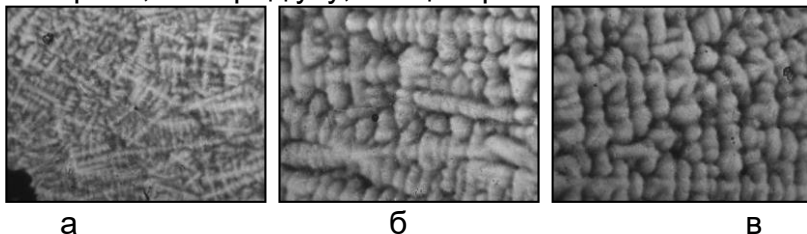


Рисунок 6.11 – Первинна структура злитку РСТ 1: а- поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр (травлено пікратом натрію). $\times 100$

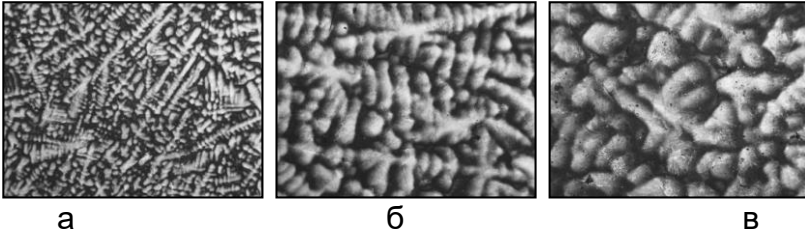


Рисунок 6.12 – Первинна структура злитку РСТ 2: а-поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр (травлено пікратом натрію). $\times 100$

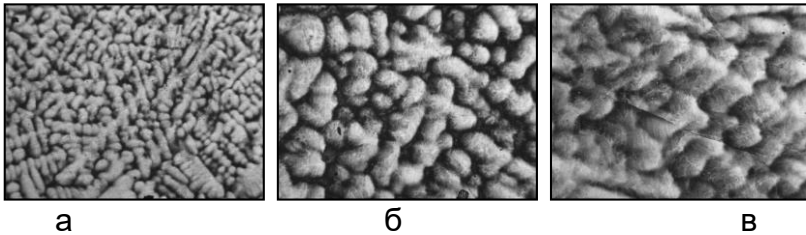


Рисунок 6.13 – Первинна структура злитку РСТ 3: а-поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр (травлено пікратом натрію). $\times 100$

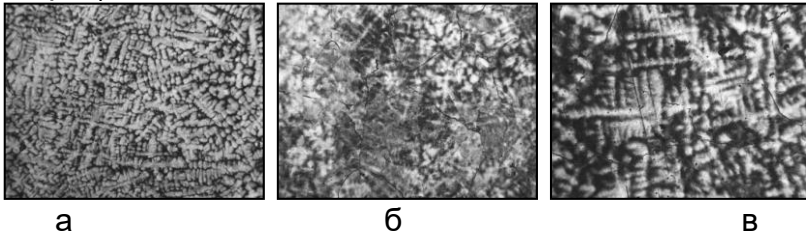


Рисунок 6.14 – Первинна структура злитку РСТ 4: а-поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр (травлено пікратом натрію). $\times 100$

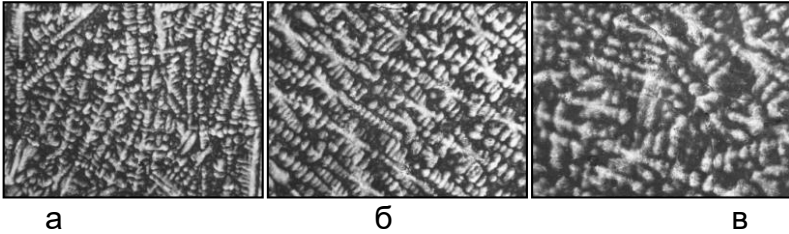


Рисунок 6.15 – Первинна структура злитку РСТ 5: а-поверхня, б- $\frac{1}{2}$ радіусу, в – центр (травлено пікратом натрію). $\times 100$

6.2 Дослідження впливу гарячої пластичної деформації на мікроструктуру та механічні властивості дослідних сталей різного хімічного складу

Експлуатаційна стійкість залізничних рейок багато в чому визначається станом структури і механічними властивостями рейкової сталі. В процесі експлуатації в поверхневих шарах головки рейки виникають значні деформації і температури, що тягнуть за собою зміни структури і властивостей металу, що знижують контактну міцність і зносостійкість рейок.

У зв'язку з цим значна роль приділяється дослідженням в створенні нових, більш досконалих і прогресивних сталей, здатних забезпечити тривалу міцність рейок в таких складних умовах експлуатації [138].

Механічні властивості металу, визначаються його структурою. Найбільш ефективним способом підвищення властивостей металу є зниження розміру зерна. Подрібнення дійсного зерна практично не впливає на характеристики міцності середньо- і

високовуглецевої сталі, але чинить позитивний вплив на її пластичність [97].

Відомо, що гаряча деформація зменшує стійкість аустеніту в перлітній області і збільшує швидкість перлітного перетворення, в результаті чого утворюється дрібне рекристалізоване перлітне зерно. Інтенсифікуючий вплив гарячої деформації на перлітне перетворення проявляється тим сильніше, чим вище ступінь обтиску [149].

У лабораторних умовах була проведена гаряча пластична деформація проб розміром 70*70*80 мм з дослідних злитків шляхом осаджування на величину 50% (рис. 6.16). Температура нагрівання проб під гарячу деформацію дорівнювала 1260°C.

Зразки, що пройшли гарячу пластичну деформацію охолоджували на спокійному повітрі (рис. 6.17).

З отриманих проб після ГПД, були підготовлені заготовки для проведення механічних випробувань. При виготовленні зразків вживалися заходи, що виключають можливість зміни властивостей металу при нагріванні або наклепанні, що виникають в результаті механічної обробки. Результати випробувань на розтяг наведені в таблиці 6.4.

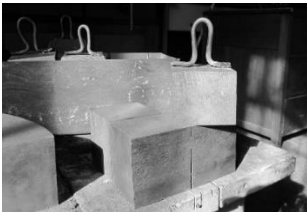


Рисунок 6.16 -
Загальний вигляд проб з
дослідних злитків до
деформації



Рисунок 6.17 –
Охолодження зразків
на повітрі після ГПД

Таблиця 6.4 – Результати випробувань на розтяг дослідних плавків після ГПД.

№ п/п	Плавка	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %
1	РСТ 1	980,66	559,61	8,9	16,0
2	РСТ 2	959,5	516,74	14,0	21,7
3	РСТ 3	1044,8	584,56	10,0	15,6
4	РСТ 4	924,26	595,31	7,8	5,1
5	РСТ 5	1076,4	604,53	9,5	12,6

Процес руйнування є заключною стадією поведінки металу під навантаженням, а опір, який метал надає розвитку цьому процесу, в значній мірі визначає його конструкційну міцність.

Твердість характеризує здатність металу чинити опір контактному впливу і впровадженню в його поверхню наконечника (індентора) певної форми і розмірів, що не деформується. Оскільки в результаті такого впливу відбувається деформація або руйнування в поверхневому шарі, то в загальному випадку твердість дає уявлення про опір металу пружній і пластичній деформації, а також руйнуванню. Результати вимірювань наведені в таблиці 6.5.

Аналіз отриманих результатів механічних випробувань зразків, що піддавали осаджуванню на ступінь деформації 50% показав, що деформація практично не впливає на характеристики міцності металу. Основний вплив деформація чинить на величину пластичності - відносне подовження і звуження. Дані залежності впливу деформації на механічні властивості можна пояснити зміною структурного стану заготовок при осадці.

Таблиця 6.5 – Результати випробувань на твердість за методом Бринелля металу дослідних плавок після ГПД.

Маркування плавки	Діаметр відбитку	Твердість по Бринеллю, HB
PCT 1	1,8	280
PCT 2	1,8	280
PCT 3	1,75	296
PCT 4	1,75	296
PCT 5	1,8	280

Властивості сталі визначаються розміром дійсного зерна. Збільшення його розмірів порівняно мало впливає на границю міцності, твердість і відносне подовження, але різко знижує ударну в'язкість, знижує опір крихкому руйнуванню і підвищує критичну температуру холодноламкості.

Неоднорідність мікроструктури знижує пластичність. Однофазні сплави, при інших рівних умовах, завжди більш пластичні, ніж двофазні. Фази мають неоднакові механічні властивості, і деформація виходить нерівномірною. Дрібнозернисті метали пластичніше, ніж крупнозернисті. Метал злитків менш пластичний, ніж метал прокатоної або кованої заготовки, так як лита структура має різку неоднорідність зерен та інші дефекти.

Для дослідження мікроструктури були відібрані зразки після механічних випробувань. Мікроструктура всіх досліджуваних лабораторних плавок після ГПД складається в основному з перліту, спостерігались ділянки з грубою пластинчастою структурою, в основному перліт є високодисперсним з

пластинчастою та сфероїдизованою формою карбідів (рис. 6.18-6.22). При великих збільшеннях спостерігали тонку уривчасту сітку по границях зерен структурно-вільної фази. Рівномірність структури досягалась завдяки впливу гарячої пластичної деформації, яка вирівнює негативні наслідки литого стану.

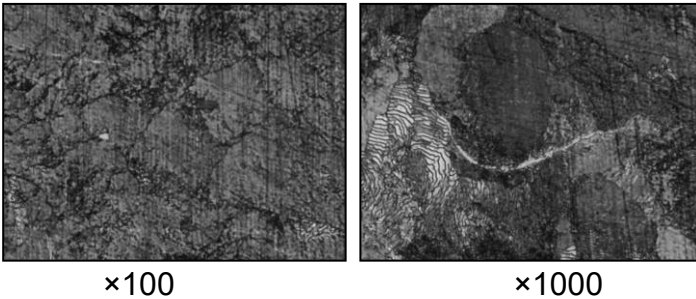


Рисунок 6.18 – Мікроструктура досліджуваного злитку РСТ 1 після ГПД.

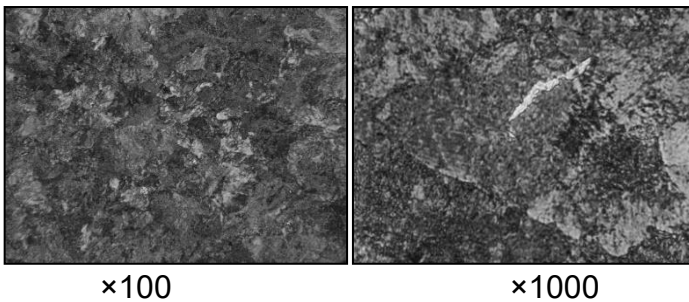
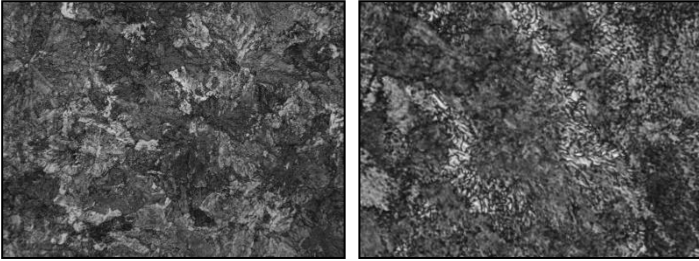


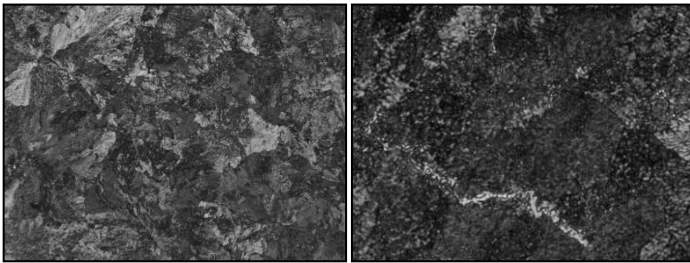
Рисунок 6.19 – Мікроструктура досліджуваного злитку РСТ 2 після ГПД.



×100

×1000

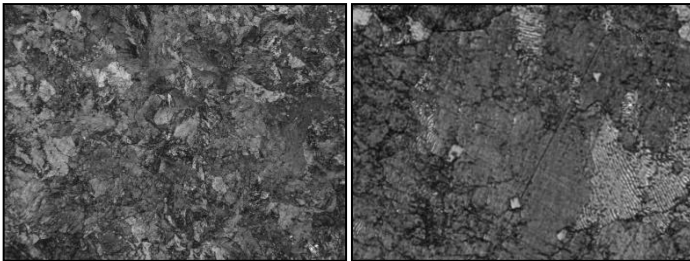
Рисунок 6.20– Мікроструктура досліджуваного злитку РСТ 3 після ГПД.



×100

×1000

Рисунок 6.21 – Мікроструктура досліджуваного злитку РСТ 4 після ГПД.



×100

×1000

Рисунок 6.22 – Мікроструктура досліджуваного злитку РСТ 5 після ГПД.

6.3 Дослідження впливу параметрів термічної обробки на формування мікроструктури та механічних властивостей дослідних сталей різного хімічного складу

В лабораторних умовах були виконані дослідження впливу параметрів термічної обробки зразків дослідних сталей з різним вмістом легуючих елементів на структурний стан та механічні властивості з метою встановлення оптимальних режимів для кожного хімічного складу. Матеріалом для досліджень були сталі лабораторного способу виплавки в стані після гарячої пластичної деформації на величину 50% з температурою нагрівання проб під гарячу деформацію $1260 \pm 10^\circ\text{C}$.

Зразки від кожного з дослідних злитків нагрівали до температури 900°C , витримували протягом ≈ 30 хвилин при даній температурі та охолоджували у різних середовищах. На підставі технічних джерел і літературного аналізу [150, 151] були обрані для досліджень різні швидкості охолодження. На рисунку 6.23 наведено графік термічної обробки дослідних сталей РСТ. Було виконано охолодження в таких середовищах як: на спокійному повітрі – (швидкість охолодження $0,52^\circ\text{C/s}$); рухоме повітря за допомогою вентилятора – $2,3^\circ\text{C/s}$; стиснуте повітря за допомогою компресора – $5,1^\circ\text{C/s}$; вода з температурою 80°C – 75°C/s .

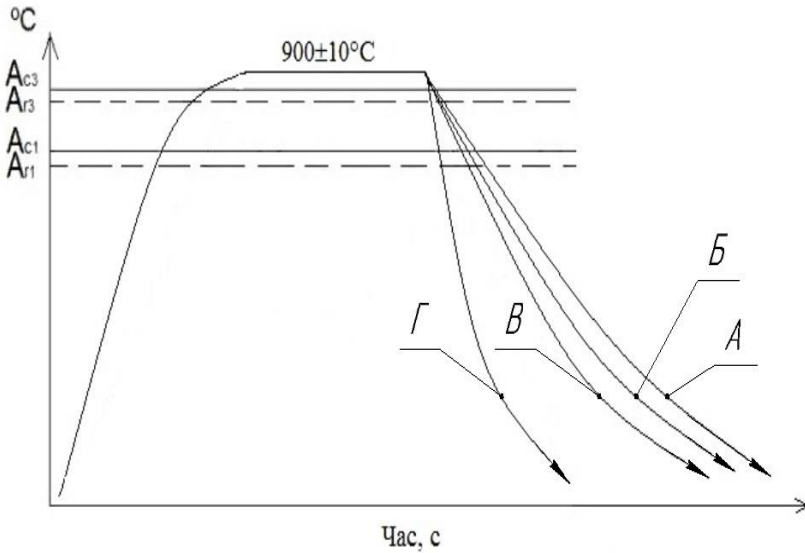
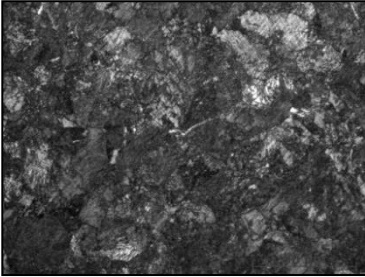


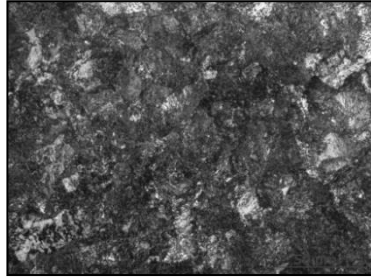
Рисунок 6.23 – Графік термічної обробки сталей РСТ з різними швидкостями охолодження:

А - повітря ($0,52^{\circ}\text{C/s}$); Б - вентилятор ($2,3^{\circ}\text{C/s}$); В - компресор ($5,1^{\circ}\text{C/s}$); Г - вода при температурі 80°C (75°C/s).

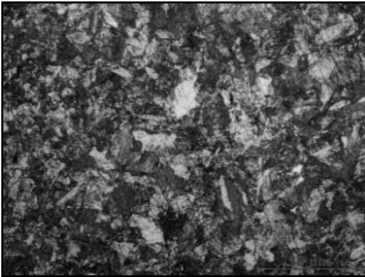
При дослідженні впливу режимів термічної обробки був проведений аналіз мікроструктури (рис. 6.24-6.28) та контроль твердості по Бринеллю (табл. 6.6) на всіх етапах.



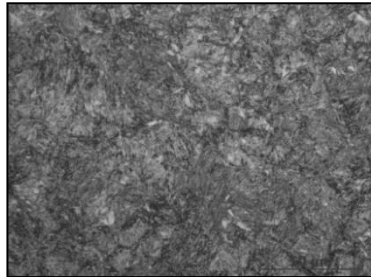
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)

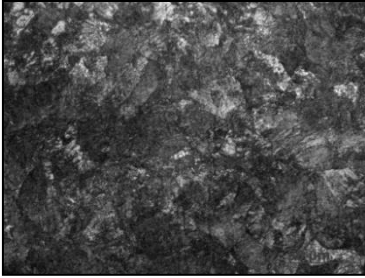


Компресор
(5,1 °C/c)

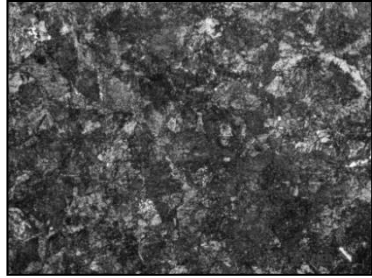


Вода 80°C
(75 °C/c)

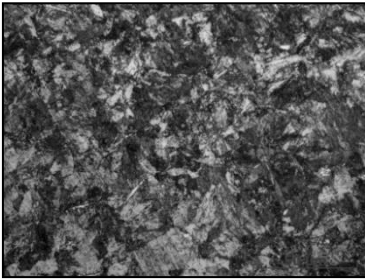
Рисунок 6.24 - Мікроструктура дослідної сталі РСТ 1 після охолодження від 900 °C в різних середовищах. $\times 800$



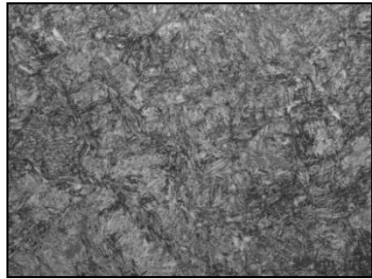
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)

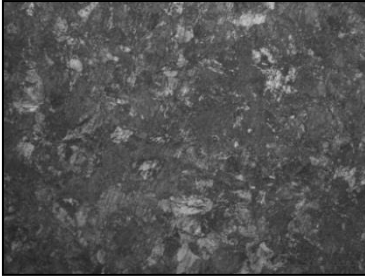


Компресор
(5,1 °C/c)

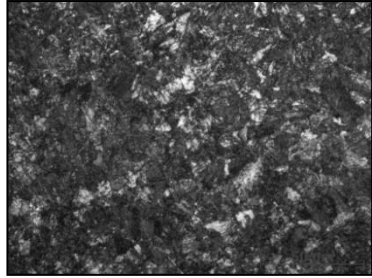


Вода 80 °C
(75 °C/c)

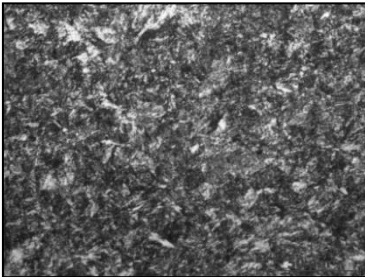
Рисунок 6.25 - Мікроструктура дослідної сталі РСТ 2
після охолодження від 900 °C в різних середовищах.
×800



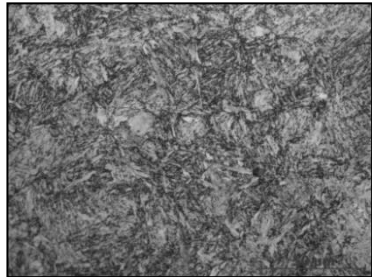
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)

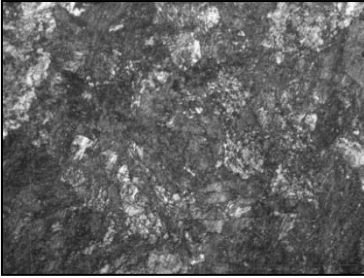


Компресор
(5,1 °C/c)

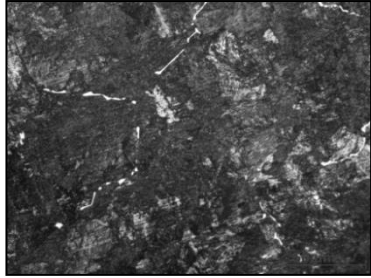


Вода 80 °C
(75 °C/c)

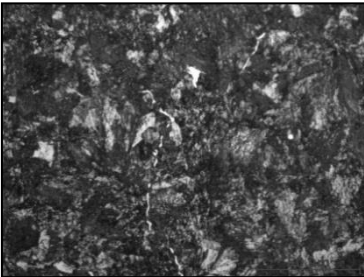
Рисунок 6.26 - Мікроструктура дослідної сталі РСТ 3 після охолодження від 900 °C в різних середовищах. $\times 800$



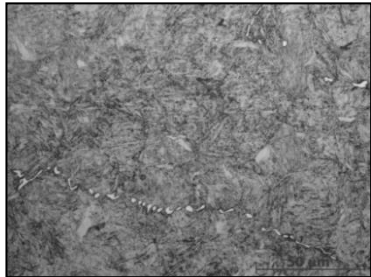
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)

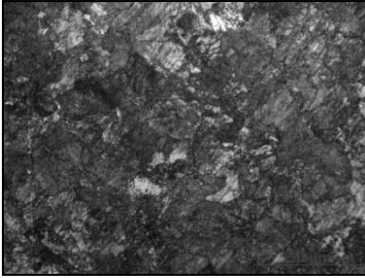


Компресор
(5,1 °C/c)

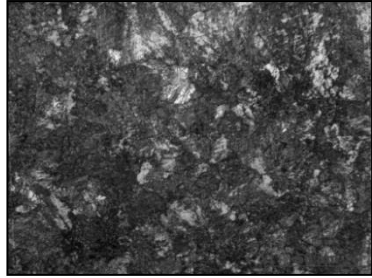


Вода 80°C
(75 °C/c)

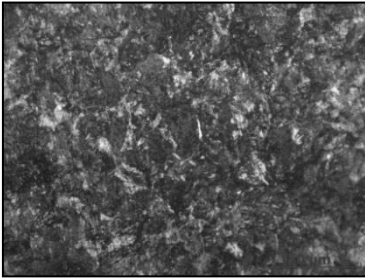
Рисунок 6.27 - Мікроструктура дослідної сталі РСТ 4 після охолодження від 900 °C в різних середовищах. $\times 800$



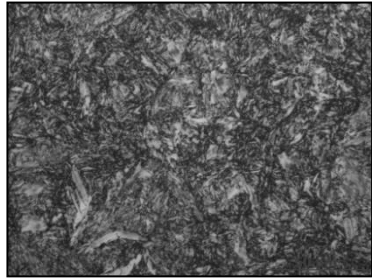
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)



Компресор
(5,1 °C/c)



Вода 80 °C
(75 °C/c)

Рисунок 6.28 - Мікроструктура дослідної сталі РСТ 5 після охолодження від 900 °C в різних середовищах. $\times 800$

Аналіз мікроструктури після нагрівання до 900 °C з наступним охолодженням в різних середовищах показав, що дослідні рейкові сталі, які були охолоджені в гарячій воді з температурою 80 °C (75 °C/c) отримали структуру голчатого мартенситу, що забороняється національною та зарубіжною НТД. Після охолодження на спокійному повітрі (0,52 °C/c) та при охолодженні за допомогою вентилятора (2,3 °C/c) була отримана суміш структури високодисперсного

перліту з невеликою кількістю грубопластинчатого перліту, що відповідає існуючим стандартам для залізничних рейок за вимогами до мікроструктури, але при даній швидкості охолодження отримана низька твердість (табл. 6.6), що не відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004, ГОСТ Р 51685-2011 та EN13674:1-2011.

Після охолодження за допомогою компресора (5,1 °C/c) отримали структуру високодисперсного перліту, з невеликою кількістю безструктурного мартенситу. Твердість після даної операції складає $\approx 415\text{HB}$. Дані результати відповідають вимогам нормативно-технічної документації.

Таблиця 6.6 – Твердість сталей дослідного складу (HB) після охолодження в різних середовищах

Спосіб охолодження (швидкість охолод.)	PCT1	PCT2	PCT3	PCT4	PCT5
Повітря (0,52 °C/c)	302	302	317	121	363
Вентилятор (2,3 °C/c)	309	329	350	131	398
Компресор (5,1 °C/c)	398	373	415	415	415
Гаряча вода 80°C (75 °C/c)	650	590	665	660	650

Наступною операцією термічної обробки дослідних залізничних рейок є відпуск, одним з основних параметрів якого є температура. В роботі досліджували вплив температури відпуску 500°C та 200°C на зміну твердості зразків дослідних сталей, що були попередньо охолоджені з різними швидкостями.

Результати досліджень наведені в таблиці 6.7. З огляду на вимоги НТД серед яких є вимоги до твердості, її рівень має бути в межах 374-401 НВ згідно ДСТУ 4344:2004, 352-405 НВ згідно ГОСТ Р 51685-2013 та 370-410 НВ EN 13674-1:2011, для дослідних сталей були обрані наступні режими термічної обробки: охолодження на повітрі, відпуск при температурі 200°C протягом 2 годин для зняття внутрішніх напружень. Графік повної термічної обробки представлений на рис. 6.29. Дослідження мікроструктури після фінішної термічної обробки при 500°C та 200°C наведено на рис. 6.30-6.34 та 6.35-6.39 відповідно.

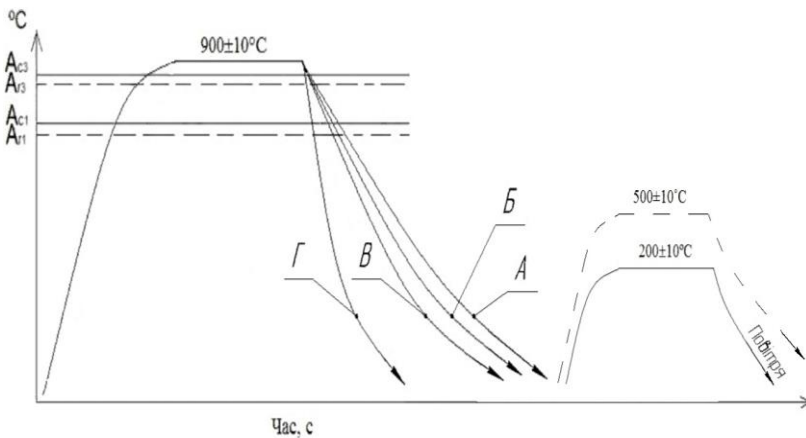
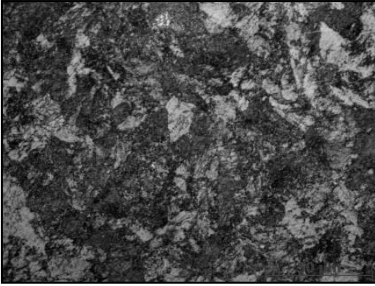
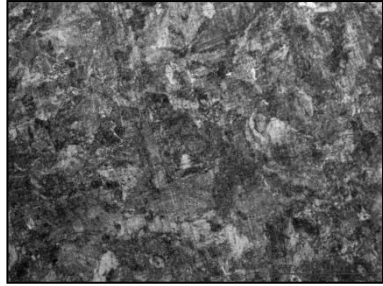


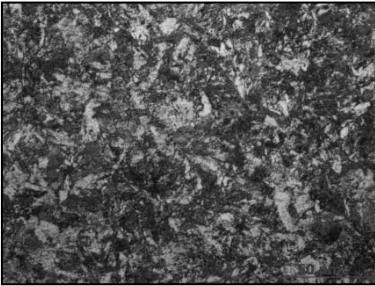
Рисунок 6.29 – Графік повної термічної обробки сталі РСТ з різними швидкостями охолодження, з послідовним відпуском при температурі 500°C, 200°C.



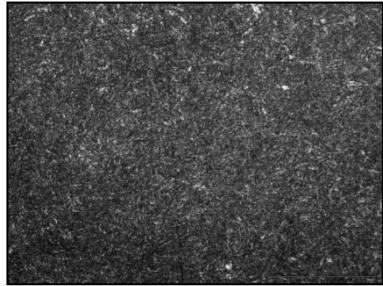
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)

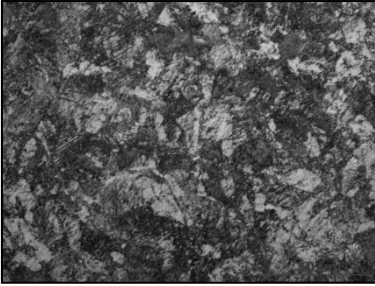


Компресор
(5,1 °C/c)



Вода 80 °C
(75 °C/c)

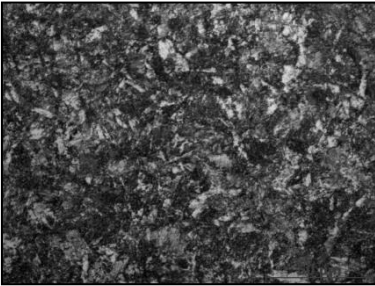
Рисунок 6.30 - Мікроструктура дослідної сталі РСТ 1 після охолодження від 900 °C з наступним відпуском 500 °C. $\times 800$



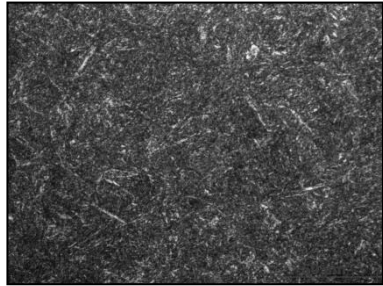
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)

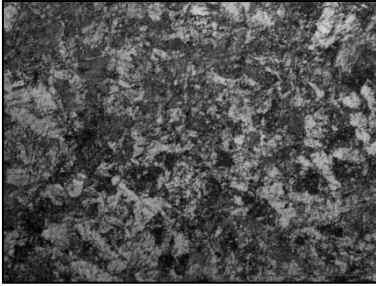


Компресор
(5,1 °C/c)

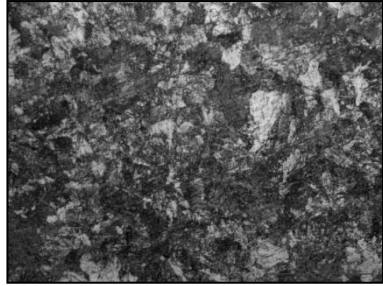


Вода 80 °C
(75 °C/c)

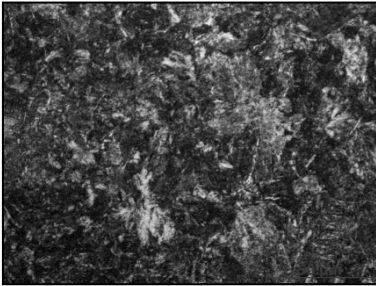
Рисунок 6.31 - Мікроструктура дослідної сталі
РСТ 2 після охолодження від 900 °C з наступним
відпуском 500 °C. $\times 800$



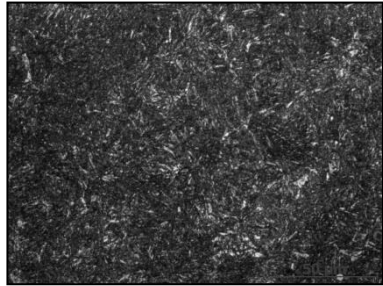
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)

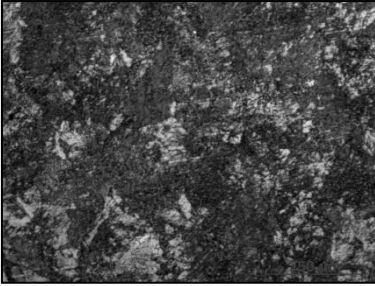


Компресор
(5,1 °C/c)

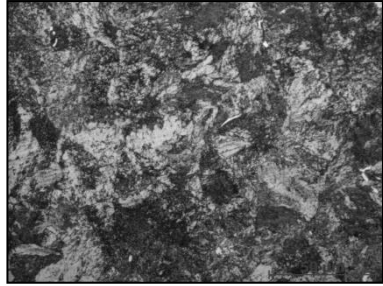


Вода 80 °C
(75 °C/c)

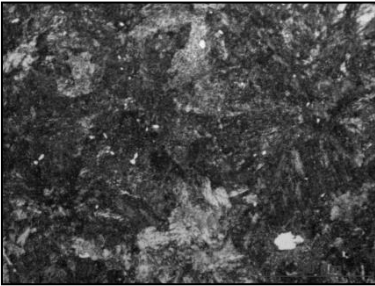
Рисунок 3.32 - Мікроструктура дослідної сталі
РСТ 3 після охолодження від 900 °C з наступним
відпуском 500 °C. $\times 800$



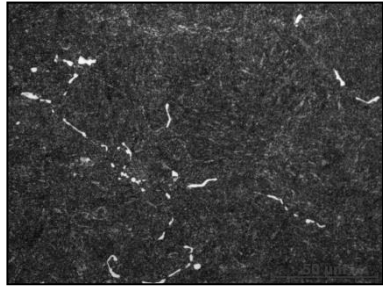
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)

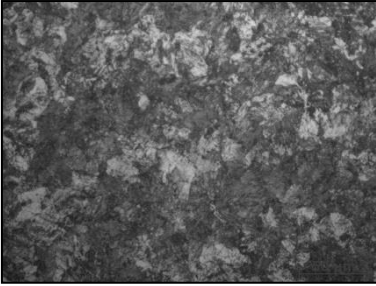


Компресор
(5,1 °C/c)

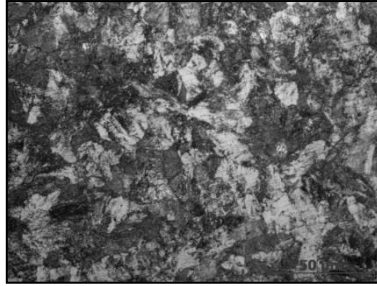


Вода 80 °C
(75 °C/c)

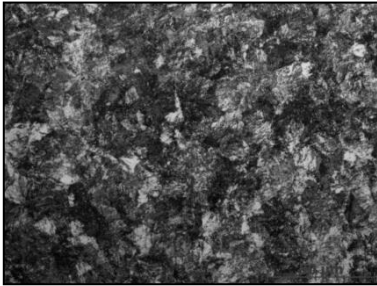
Рисунок 6.33 - Мікроструктура дослідної сталі
РСТ 4 після охолодження від 900 °C з наступним
відпуском 500 °C. $\times 800$



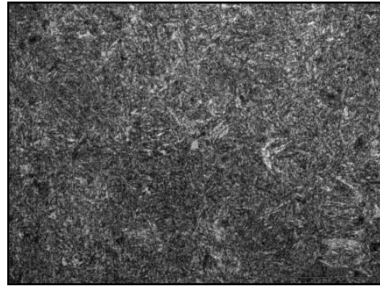
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)



Компресор
(5,1 °C/c)

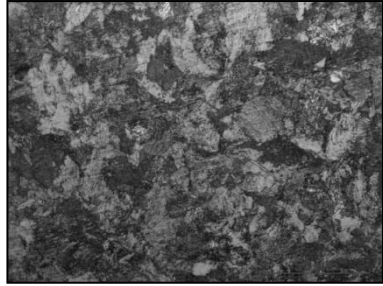


Вода 80 °C
(75 °C/c)

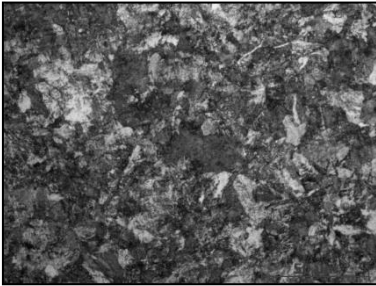
Рисунок 6.34 - Мікроструктура дослідної сталі
РСТ 5 після охолодження від 900 °C з наступним
відпуском 500 °C. $\times 800$



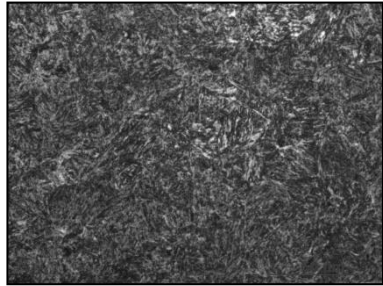
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)

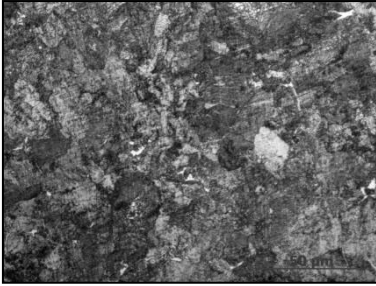


Компресор
(5,1 °C/c)



Вода 80 °C
(75 °C/c)

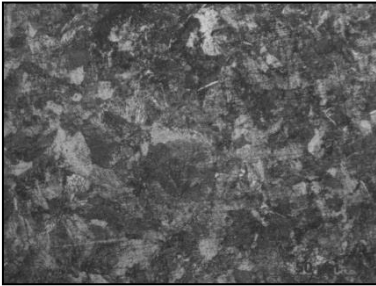
Рисунок 6.35 - Мікроструктура дослідної сталі
РСТ 1 після охолодження від 900 °C з наступним
відпуском 200 °C. $\times 800$



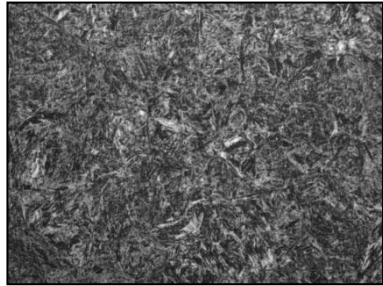
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)

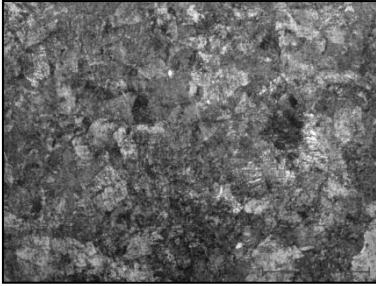


Компресор
(5,1 °C/c)

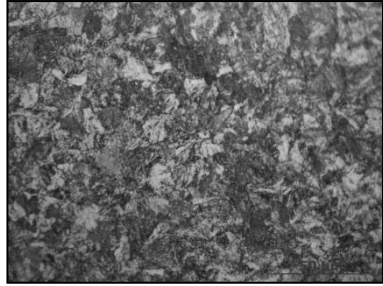


Вода 80 °C
(75 °C/c)

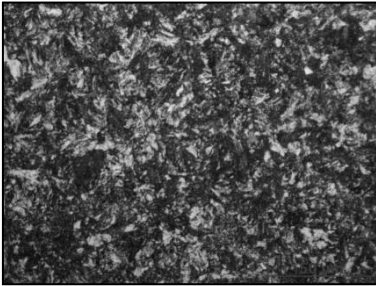
Рисунок 6.36 - Мікроструктура дослідної сталі
РСТ 2 після охолодження від 900 °C з наступним
відпуском 200 °C. $\times 800$



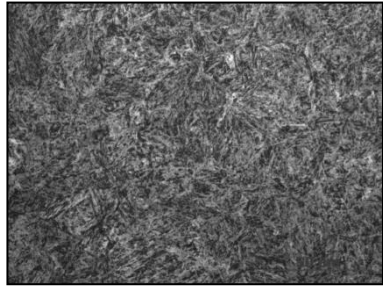
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)

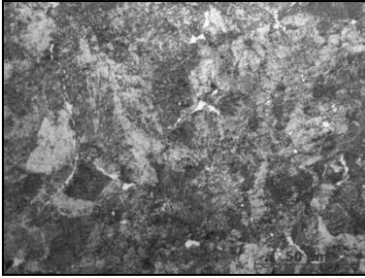


Компресор
(5,1 °C/c)

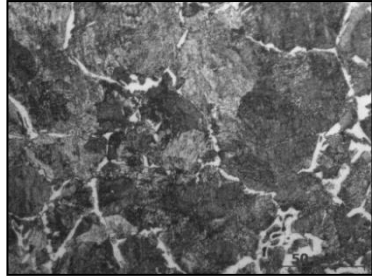


Вода 80 °C
(75 °C/c)

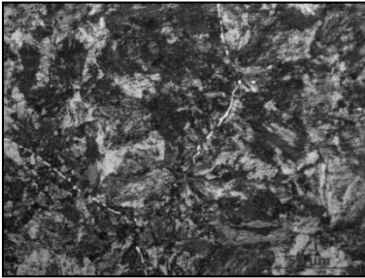
Рисунок 6.37 - Мікроструктура дослідної сталі
РСТ 3 після охолодження від 900 °C з наступним
відпуском 200 °C. $\times 800$



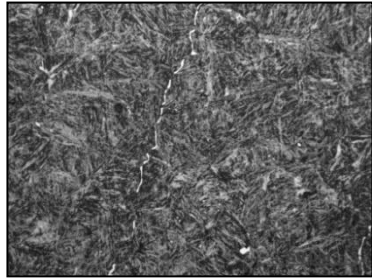
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)

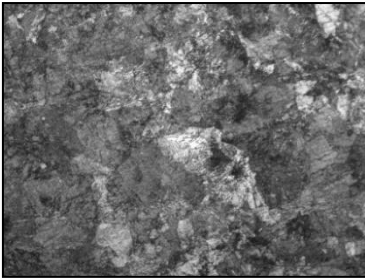


Компресор
(5,1 °C/c)

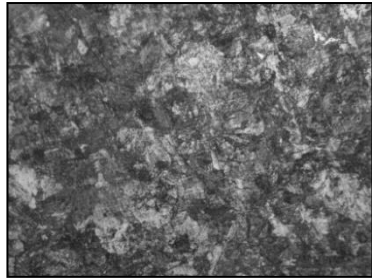


Вода 80 °C
(75 °C/c)

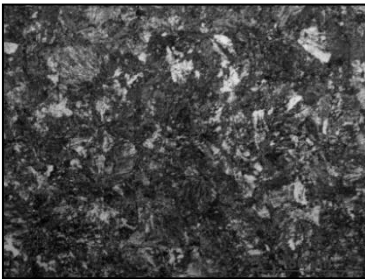
Рисунок 6.38 - Мікроструктура дослідної сталі
РСТ 4 після охолодження від 900 °C з наступним
відпуском 200 °C. $\times 800$



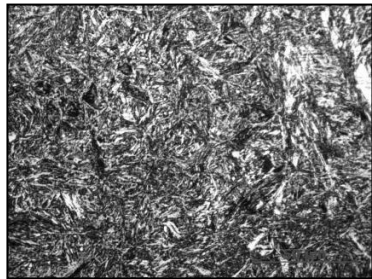
Спокійне повітря
(0,52 °C/c)



Вентилятор
(2,3 °C/c)



Компресор
(5,1 °C/c)



Вода 80 °C
(75 °C/c)

Рисунок 6.39 - Мікроструктура дослідної сталі РСТ 5 після охолодження від 900 °C з наступним відпуском 200 °C. $\times 800$

Аналіз мікроструктури після відпуску при 500 °C з витримки ≈ 120 хв показав, що відбувається значне знеміцнення металу, через проходження дифузійних процесів. Результати визначення твердості після відпуску при 500 °C наведені в табл. 6.7. Виходячи з цього можна зробити висновок, що механічні властивості після ТО за даним режимом не відповідає вимогам НТД та в подальшому не підлягає розгляду.

На підставі аналізу мікроструктури після відпуску при 200°С з витримкою ≈120 хв встановлено, що мікроструктура являє собою високодисперсний перліт з невеликою кількістю грубопластинчатого перліту в деяких областях. Результати твердості після відпуску при 200°С наведені в табл. 6.7. Результати випробувань на розтяг наведені в таблиці 6.8.

Таблиця 6.7 – Твердість (НВ) сталей дослідного складу після термічної обробки.

Маркування злитку	Спосіб охолодження (швидкість охол.)	Повітря (0,52°С/с)	Вентилятор (2,3 °С/с)	Компресор (5,1 °С/с)	Гаряча вода 80°С (75 °С/с)
РСТ1	Без відпуску	302	309	398	650
	Відпуск 500	269	282	292	325
	Відпуск 200	255	306	333	48*
РСТ2	Без відпуску	302	329	373	590
	Відпуск 500	266	272	302	321
	Відпуск 200	275	309	354	55*
РСТ3	Без відпуску	317	350	415	665
	Відпуск 500	285	317	292	313
	Відпуск 200	298	341	355	58*
РСТ4	Без відпуску	121	131	415	660
	Відпуск 500	121	121	333	350
	Відпуск 200	149	255	360	52*
РСТ5	Без відпуску	363	398	415	650
	Відпуск 500	302	317	337	350
	Відпуск 200	313	363	368	56*

*Примітка. Твердість по методу Роквелла за шкалою С.

Таблиця 6.8 – Результати випробувань на розтяг дослідних плавок після ГПД та ТО (охолодження зі швидкістю 5,1 °C/с від 900°C + відпуск 200°C).

№ п/п	Плавка	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %
1	PCT 1	1100,4	655,0	10,6	21,2
2	PCT 2	1092,2	672,4	11,0	24,8
3	PCT 3	1244	784,0	12,5	24,1
4	PCT 4	1301	816,1	10,7	10,8
5	PCT 5	1295,5	816,4	9,8	11,4

За результатами випробувань встановлено, що механічні властивості сталі PCT 3, відповідають вимогам ДСТУ 4344:2004 (вища категорія), ГОСТ Р 51685-2013 (ОТ350, ДТ350), EN 13674:1-2011 (R350LHT) відповідно.

При випробуванні на розтяг заевтектоїдної сталі PCT 5 встановлено, що дана сталь повністю відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 та кращим світовим аналогам.

За результатами лабораторних досліджень, що були виконані в ІЧМ НАНУ, для дослідно-промислового опробування виробництва залізничних рейок рекомендовано наступний хімічний склад, % мас:

C=0,84-0,9; Si=0,39-0,47; Mn= 0,89-0,97; $\leq 0,009$ S; $\leq 0,015$ P; 0,01...0,015 V; $\leq 0,01$ Mo; 0,013...0,022 Al; 0,003...0,005 B; 0,012...0,015 N %, який дозволяє досягти комплексу механічних властивостей, що перевищує можливий для сталі, яка передбачена ДСТУ 4344:2004.

Рекомендований режим термічної обробки для дослідно-промислового опробування: температура нагріву під термічну обробку 900 °C; швидкість охолодження 5,1 °C/с, температура відпуску 200 °C, тривалість відпуску 2год+15хв.

ПЕРЕЛІК ПОСИЛАНЬ:

1. Колесная сталь / Узлов И.Г., Гасик М.И., Есаулов А.Т. и др. – К.: Техник, 1985. – 168 с.
2. Влияние циклических нагрузок на критическую длину усталостной трещины железнодорожных колес различного химического состава / А.И. Бабаченко, А.А. Кононенко, А.В. Рослик, С.В. Беседнов, А.Е. Камышный // Материалы международной конференции «2011 International Heavy Haul Association Conference». – Калгари, 2011
3. Державна Інструкція з огляду, обстеження та формування вагонних колісних пар. Адміністрація залізничного транспорту України «Укрзалізниця» - Київ. - 2006р
4. Ровень П., Цельнокатаные поверхностно-закаленные колеса из углеродистой стали / П. Ровень, П. Готье // Бюллетень международной ассоциации железнодорожных конгрессов. - 1963. - № 12. - С. 72-86.
5. Державна Інструкція з огляду, обстеження та формування вагонних колісних пар. а адміністрація залізничного транспорту України «Укрзалізниця» Київ. 2006р
6. Вихрова А.М. и др. О соотношении твердости рельсовой и колесной стали / А.М. Вихрова, Т.В.Ларин, Ю.М. Парышев, Л.С. Хургин // Вестник ВНИИЖТа, 1983г, №6. с.34-38.
7. Ларин Т.В. Повышение износостойкости паровозных деталей / Т.В. Ларин, В.П. Девяткин, Н.А. Малоземов // Труды ЦНИИ МПС. Трансжелдориздат. - 1955. - вып. 103. - С. 7-118.
8. Ларин Т.В. О выборе стали для железнодорожных колес при высокоскоростном движении / Т.В. Ларин, Н.А. Векслер, В.П. Девяткин // Вестник ЦНИИ МПС. - 1968. - № 6. - С. 27-51.
9. Ларин Т.В. Цельнокатаные железнодорожные колеса / Т.В. Ларин, В.П. Девяткин // Труды ЦНИИ МПС. Трансжелдориздат. - 1956. - вып. 124. - С. 5-184.
10. Кислик В.А. Износ углеродистой бандажной стали / В.А. Кислик. - М.: Трансжелдориздат, 1938. - 237 с.

11. Ларин Т. В. Износ и пути продления срока службы бандажей железнодорожных колес. М.: Трансжелдориздат, 1958. - 167 с.

12. Ларин Т.В. О механизме износа железнодорожных колес /Т.В. Ларин, В.П. Девяткин // Трение и износ в машинах. АН СССР. - 1956. - сб. XI. - С. 33-35.

13. Ларин Т.В. Металл для локомотивных бандажей / Т.В. Ларин // Вестник ЦНИИ МПС. - 1957. - № 5. - С. 18-24.

14. . Ларин Т.В. Износ стали в зависимости от поверхности и содержания в ней углерода / Т.В. Ларин // Вестник ЦНИИ МПС. - 1956. - № 4. - С. 23-31.

15. Любарский, И.М. Металлофизика трения / И.М. Любарский, Л.С. Палатник. – М.: Металлургия, 1976. –176 с.

16. Структурные изменение в ободьях железнодорожных колес с различным профилем поверхности катания/ Ю.Н. Таран, В.П. Есаулов, С.И. Губенко// Известия вузов. Черная металлургия. – 1989.-№9.-С.101-105.

17. О природе износа поверхностей металлов при трении/ Е.А. Марченко. – М.: Наука, 1979.-118 с.

18. . Кислик В.А. Износ и повреждение колес грузовых вагонов / В.А. Кислск // Вестник машиностроения. - 1959. - № 7. - С. 12-18.

19. Кислик В.А. Износ и повреждение поверхности катания колес грузовых вагонов / В.А. Кислик, А.И. Кармазин // Труды РИИЖТа. Трансжелдориздат. - 1958. - вып. XXIII. - С. 5 - 164.

20. Кислик В.А. Выбор стали для вагонных колесных пар / В.А. Кислик, А.И. Кармазин // Железнодорожный транспорт. - 1956. - № 8. - С. 33-37.

21. Костецкий Б.И. Износостойкость и антифрикционность деталей машин / Б.И. Костецкий, И.Г. Носовский. - Киев: Изд-во АН УССР, 1965. - 157 с.

22. Костецкий Б. И., Носовский И. Г. и др. Влияние кислорода на процессы трения и износа. В сб. "Повышение износостойкости и срока службы машин", ч. 1, Киев, 1966.

23. Влияние структуры и механических характеристик колесных сталей на изнашивание и режимы восстановления профиля колесных пар : монография / В. С. Кушнер, Ан. А.

Крутько, Ал. А. Воробьев, С. И. Губенко, И. А. Иванов, Д. Е. Керенцев, И. А. Иванов ; под ред. И. А. Иванова, В. С. Кушнера ; ОмГТУ. – Омск : Изд-во ОмГТУ, 2015. – 221 с.

24. Ресурс и ремонтпригодность колесных пар подвижного состава железных дорог. Монография (под ред. проф. И.А. Иванова). М.: ИНФРА-М, 2011. 264 с

25. Термическая обработка железнодорожных цельнокатаных колес / под ред. К. Ф. Стародубова. - Киев: Изд-во АН УССР, 1956. - 374 с.

26. Трибологія / М. В. Кіндрачук, В. Ф. Лабунець, М. І, Пашенко, Є. В. Корбут. – К.: Вид-во нац. авіац. ун-ту „НАУ – друк”, 2009. – 392 с.

27. Электротермомеханические основы, анализ и синтез на нано-, микро- и миллиуровнях и технические приложения: учебник для вузов\ А.И. Вольченко, М.В. Киндрачук, Д.А. Вольченко и др.. Под ред.. Вольченко А.И.-Киев, 2015.-371с

28. Триботехнічні та матеріалознавчі аспекти руйнування сталей і сплавів при зношуванні: Навчальний посібник. - Запоріжжя: ЗНТУ, 2010.-368 с.

29. Алехин В.П. Физика прочности и пластичности поверхностных слоев материалов. М.: Наука, 1983.- 280 с.

30. Приходько, В. М. Металлофизические основы разработки упрочняющих технологий / В. М. Приходько, Л. Г. Петрова, О. В. Чудина. - М.: Машиностроение, 2003. - 384 с.

31. Ткачев В.Н. и др. Методы повышения долговечности деталей машин. М.: Машиностроение, 1971.-272с

32. М.О. Дружинін, В.І., А.М. Несторенко, А.В. Книш. Особливості структури білих шарів на поверхні катання залізничних коліс. //Металознавство та обробка металів. -№2. – 2008. – С. 3-7.

33. Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации / А.И. Бабаченко, А.А. Кононенко, Ж.А. Дементьева, П.Л. Литвиненко, А.В. Книш // Залізничний транспорт України. - 2010. - № 5. - С. 35-38.;

34. Узлов І.Г. Закономірності утворення дефектів на поверхні кочення коліс різних рівней міцності / І.Г. Узлов, К.І. Узлов, А.В. Книш, А.М. Хулін // Проблеми та перспективи

розвитку залізничного транспорту: 71-ї міжн. наук.-практ. конф., 14.04-15.04.2011.: Тези доповідей. – Дніпропетровськ: ДНУЗТ, 2011. – С. 91-92.

35. Порівняльний аналіз причин утворення дефектів на поверхні кочення вуглецевих та підвищеної твердості мікролегованих суцільнокатаних коліс / І.Г. Узлов, С.В. Мямлін, К.І. Узлов, А.В. Книш, та інш. // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. ИЧМ НАНУ. – Днепропетровск: ВІЗІОН, 2011. – Вып.24. – С. 190-198.

36. Закономірності утворення повзунів та вищербин на колесах різних рівней твердості в експлуатації / І.Г. Узлов, К.І. Узлов, А.В. Книш, А.М. Хулін та інш. // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. - Днепропетровск, 2012. - Вып.64. – С. 228-232.

37. Зіставний аналіз характеру руйнування в експлуатації поверхонь кочення коліс різного рівня твердості / І.Г. Узлов, К.І. Узлов, А.М. Хулін, Ж.А. Дементьева та інш. // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. - Днепропетровск, 2012. - Вып.64. – С.58-64.

38. Влияние твердости и химического состава железнодорожных колес на стойкость к образованию дефектов на поверхности катания Бабаченко А.И., Кононенко А.А., Кныш А.В, Хулин А.Н., Дементьева Ж.А., Шпак Е.А. Металлургическая и горнорудная промышленность.- 2013. - №1. С. 53-56.

39. Равене П. П. Цельнокатаные железнодорожные колеса из углеродистой стали/ П. П. Равене, П. Готье// Ежемесячный бюл. международных ассоциаций ж.-д. конгрессов.- 1963.- № 12.- С. 78-86

40. Установка для испытаний металлов на термическую усталость в условиях температурного градиента/ И. Г. Узлов, Б. М. Климовский, Е. Н. Шамаков [и др.]// Тр. ДИИТа.- 1974.- № 155.- С. 26-30

41. Причины выхода из эксплуатации колес и пути повышения их служебных свойств/ Т. В. Ларин, И. Г. Узлов, Ю. М. Парышев [и др.]// Вестник ВНИИЖТ.- 1975.- № 6.- С. 30-33

42. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов: [учебник для вузов] / В. С. Золоторевский - [2-е изд.]. - М. : Металлургия, 1983. - 352 с

43. Пинегин С. В. Контактная прочность и сопротивление качению / Пинегин С. В. - М. : Машиностроение, 1969. - 244 с.

44. Орлов А. В. Остаточные деформации при контактном нагружении / А. В. Орлов, С. В. Пинегин. - М. : Наука, 1971. - 62 с.

45. Машнев М. М., Мусаев С. Т. Повышение долговечности бандажей и ободьев колесных пар подвижного состава закалкой при нагреве токами высокой частоты. – Научн. труды / Ленинградский институт инженеров железнодорожного транспорта. – Ленинград: ЛИИЖТ. – 1966. - № 197. – С. 87-103.

46. Ларин Т. В. Цельнокатаные железнодорожные колеса. - М.: Трансжелдориздат, 1955. – 250 с.

47. Бабаченко А.И. Взаимосвязь между показателями статической и циклической вязкости разрушения углеродистых сталей / А.И. Бабаченко, А.А. Кононенко // Проблемы сварки, родственных процессов и технологий: Материалы международной научно-технической конференции. – Николаев. - 2009. - С. 22-29.

48. Анализ структуры и свойств сталей бейнитного класса с точки зрения перспективности их использования для производства железнодорожных колес повышенной прочности и износостойкости / И.Г. Узлов, К.И. Узлов, А.Н. Хулин, Ж.А. Дементьева и др. // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. ИЧМ НАНУ. – Днепропетровск: Візіон, 2007. – Вып.15. – С. 172 – 178.

49. Влияние параметров микроструктуры колесной стали на ее вязкие свойства / И.Г. Узлов, А.И. Бабаченко, Ж.А. Дементьева, А.А. Кононенко, А.Л. Сафронов // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. - Днепропетровск: Візіон, 2007. - Вып. 14. - С. 202-210.

50. Структура та опір руйнуванню сталей у різних зонах залізничних коліс / І.М. Андрійко, В.В. Кулик, О.П. Осташ, І.Г.

Узлов, О.И. Бабаченко // Машинознание. - 2008. - №5. - С. 18-21.

51. Определение структурного состояния и свойств железнодорожных бандажей и рельсов с целью минимизации их износа в паре взаимодействия / И.Г.Узлов, К.И. Узлов, А.Н. Хулин, Ж.А. Дементьева и др. // Металлургическая и горнорудная промышленность. – 2009.- № 2. - С. 63- 66.

52. Структурная механика разрушения и эксплуатационная надежность железнодорожных колес / О.П. Осташ, А.И. Бабаченко, И.М. Андрейко, В.В. Кулык, А.А. Кононенко //Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. - Днепропетровск: Візіон, 2009. - Выпуск 20. - С. 235-242.

53. Влияние структурного состояния железнодорожных колес на их чувствительность к концентраторам напряжений / А.И. Бабаченко, А.А. Кононенко, А.Л. Сафронов, О.Ф. Клиновая // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2010. - №3. - С. 82-84.

54. Оптимальное структурное состояние микролегированных ванадием колесно-бандажных сталей нового поколения, обеспечивающее сочетание высоких показателей твердости, прочности и ударной вязкости / И.Г. Узлов, К.И. Узлов, А.В. Кныш, А.Н. Хулин и др. // Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов. - Днепропетровск, 2010. - Вып.53. – С.43-48.

55. Исследования кинетики формирования структуры микролегированной ванадием колесно-бандажной стали и ее влияния на механические свойства изделий железнодорожного транспорта / И.Г. Узлов, М.Ф. Евсюков, К.И. Узлов, А.В. Кныш // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. ИЧМ НАНУ. – Днепропетровск: ВІЗІОН, 2010. – Вып.21. – С. 211-226.

56. Контактнo-усталостное повреждение колес грузовых вагонов. / Труды. ВНИИЖТ. Под ред. д.т.н., проф. С.М. Захарова. // М.: Интекст, 2004. – 160 с

57. Allen N. P. in 'Iron and its dilute solid solutions'. - New York, Wiley Interscience. – 1963. – P. 271-308.

58. F. B. Pickering, and T. Gladman: J Iron and Steel Inst. / K. J. Irvine/. - 1967, - vol. 205, - p. 161.
59. M.J. Roberts and W.S. Owen, Iron and Steel Inst., Spec. Rep. - No. 93,- 1965, - p. 171
60. P.L. Fleisher and W.R. Hibberd, The Relation Between the structure and Mechanical Properties of Metals - H.M.S.O.,- 1963, - p. 261.
61. T. Gladman and F.B. Pickering, J. Iron Steel Inst., - 1967, - **205**, - p.653.
62. T. Gladman et al., J. Iron Steel Inst., - 1971, - **209**, - p.380.
63. J. Glen, J. Iron Steel Inst., - 1958,- **186**, - p.21
64. F. B. Pickering, Towards Improved Toughness and Ductility, Climax Molybdenum, Co. Symp., Kyoto, 1971, p. 9.
65. W. C. Leslie, Iron and its dilute substitutional solid solutions, Metallurgical Transactions 3 (1972), p.5-26
66. D.G. Brandon et al., `Dislocations in solids`, Discussions of Faraday Soc., - 1969, - No. 38,- p.262.
67. N.S. Stoloff et al., Trans. A.I.M.E., - 1965, - **233**, - P.1500
68. Nutting: J. Iron Steel Inst., - 1969, - vol. 207, - p. 872.
69. F.B. Pickering. Physical Metallurgy and the design of steels: Materials science series. Applied science publishers. – 1982.-184 P.
70. Узлов И. Г. Влияние состава и термической обработки на износостойкость и усталостную прочность среднеуглеродистой стали / И. Г. Узлов, В. И. Школа // Термическое упрочнение проката: Сб. тр. - М. : Металлургия, 1969. – Вып. 30. - С. 120-122.
71. Влияние углерода на эксплуатационную стойкость колесной стали/ И. Г. Узлов, В. К. Бабич, Н. Г. Мирошниченко [и др.] // Вестник ВНИИЖТ. - 1989. - № 1. - С.43-45.
72. Новые стали для цельнокатаных железнодорожных колёс / И. Г. Узлов, Т. В. Ларин, А. М. Вихрова [и др.] // Сталь. - 1982. - № 11. - С. 55-56.
73. Влияние содержания углерода, микролегирования ванадием и термического упрочнения на механические свойства колес спецподвижного состава / И. Г. Узлов, Ю. Г. Руфанов, Л. И. Котова [и др.] // Термическая обработка

металлов: Тематический отраслевой сб. - М. : Metallurgy, 1978.- № 7.- С. 36-38.

74. Узлов И. Г. Износостойкость термически упрочненной стали с медью / И. Г. Узлов, Н. Г. Мирошниченко, М. В. Кузьмичев // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. - М. : Metallurgy, 1977.- № 6. - С. 36-38.

75. Чепелева В. П. Влияние микролегирования на износостойкость рельсовой стали / В. П. Чепелева, К. С. Просвирин, В. Я. Савенков // Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб. - М. : Metallurgy, 1978. - № 7. - С. 42-44.

76. Узлов И. Г. Легированные стали для изготовления цельнокатаных железнодорожных колёс / И. Г. Узлов, Т. В. Ларин, Н. Г. Мирошниченко // Сталь. - 1977. - № 1. - С. 72-74.

77. Сорокин Г. М. Основы выбора сталей по результатам испытаний на изнашивание / Г. М. Сорокин, С. Н. Бобров // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. - 1998. - № 2. - С. 28-30.

78. Чейлях А. П. Разработка и исследования новых экономнолегированных износостойких чугунов с метастабильной структурой для быстроизнашивающихся деталей / А. П. Чейлях, Д. В. Клок, С. В. Прекрасный // Металл и литье Украины. - 2006. - № 9-10. - С. 13-17.

79. Кардонский В. М. Влияние размера и формы частиц цементита на структуру и свойства стали после деформации // В. М. Кардонский, Г. В. Курдюмов, М. Д. Перкас // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov. - 1964. - № 2. - С. 2-8.

80. Штейнберг С.С. Metallovedenie. Том III. Специальные стали. – Свердловск – Москва: ОНТИ–НКТП–СССР, 1935. – 264 с.

81. А.И. Яценко А.И. Кристаллизация и первичная структура конструкционных сталей / А.И. Яценко, В.Е. Хрычиков, Т.С. Хохлова и др. – Д.: Журфонд, 2010. – 226 с.

82. А.П. Гуляев. Metallovedenie. 5-е переработанное издание. М: Metallurgy. 1977.- 648 с.

83. Луценко О.В., Нестеренко А.М., Черниченко В.Г., Казачек А.С. Влияние термомеханической обработки на структуру и свойства высокоуглеродистой катанки с регламентированным химическим составом. // Обработка металлов давлением. Сб.науч. трудов. №4, 2010г. Краматорск.

84. Приходько Э.В. Эффективность комплексного легирования стали и сплавов. К. Наукова думка. 1995. – 292с.

85. Мирошниченко Н. Г., Школа В. И. Влияние небольших добавок молибдена на свойства конструкционной стали // Термическая обработка металлов. – 1978. – № 7. – С. 77 – 79.

86. Мирошниченко Н. Г., Школа В. И. Влияние термической обработки на свойства стали с ниобием // Термическая обработка металлов. – 1980. – № 9. – С. 89 – 91.

87. Узлов И. Г., Бабич В. К., Пирогов В. А. и др. Микролегирование среднеуглеродистых сталей ванадием и титаном // Металловедение и термическая обработка металлов. – 1977. – № 5. – С. 82 – 86.

88. Костецкий Б.И. Трение, смазка и износ в машинах. - К: Техніка, 1970, - 396с.

89. Hornbogn Erxard. Metallkundliche Gesichtpunkte des Verachleibes. // VDI-Z, 1976, v.118, №6, s.274 – 280.

90. Стародубов К.Ф., Узлов И.Г., Савенков В.Я. и др. Термическое упрочнение проката.- М: Металлургия, 1970, - 368с.

91. Лемницкий В.В., Казарновский Д.С., Равицкая Т.М. и др. Влияние состава и исходной структуры на изменение свойств стали при контактно-усталостном разрушении. / В сб. Металловедение и термическая обработка металлов. Харьков, УкрНИИМет, - 1971. - Вып. 7. С.37-43.

92. Крагельский И.В. Трение и износ. - М: Машиностроение, 1968, 480с, Тененбаум М.М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин.- М: Машиностроение, - 1966, - 331с.

93. Тененбаум М.М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин.- М: Машиностроение, 1966, 331с, Краузе Г.,Шольтен О. Факторы, влияющие на трение и

износ в системе "колесо -рельс". // Железные дороги мира. - 1978, - №1, - С.62 – 64.

94. Козловский А. И. Производство и качество железнодорожных колес / А. И. Козловский, И. Г. Узлов // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2001. - № 7. - С. 66-69.

95. Гречин, В. П. Износостойкие чугуны и сплавы [Текст] / В. П. Гречин. – М.: Машгиз, 1961. – 398 с

96. Стародубов К.Ф. Исследование износостойкости колесной стали / К.Ф. Стародубов, И.Г. Узлов // Термическая обработка стали. Труды ИЧМ АН УССР. – Днепропетровск: ИЧМ АН УССР, 1957. – С.59-63.

97. Узлов И. Г. Исследование влияния величины действительного зерна на износостойкость и сопротивление хрупкому разрушению углеродистой стали / И. Г. Узлов, А. И. Бабаченко, Ж. А. Дементьева // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2002. - № 5. - С. 52-54.

98. Инглиш А. Т., Бакофен У. А. Влияние технологии обработки металлов на их сопротивление разрушению / А. Т. Инглиш, У. А. Бакофен // Разрушение. Разрушение металлов. Т. 6. – М.: Металлургия, 1976. – С. 90 – 143.

99. Константинов В. М. Анализ путей повышения хладостойкости ряда углеродистых и низколегированных конструкционных сталей / В. М. Константинов, А. И. Галимский, Б. Б. Хина // Металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов. – Минск: БНТУ, 2015. – Вып. 36. – С. 177 – 185.

100. Горицкий В. М. Диагностика металлов / В. М. Горицкий. – М.: Металлургиздат, 2004. – 408 с.

101. Нотт Дж. Ф. Основы механики разрушения / Дж. Ф. Нотт. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.

102. Солнцев Ю. П., Пряхин Е. И. Материаловедение / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. – СПб.: Химиздат, 2004. – 640 с.

103. Солнцев Ю. П. Специальные материалы в машиностроении / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин, В. Ю. Пирайнен. – СПб.: Химиздат, 2004. – 604 с.

104. Матросов Ю. И., Литвиненко Д. А., Голованенко С. А. Сталь для магистральных газопроводов. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.

105. Лякишев Н. П., Литвиненко Д. А., Матросов Ю. И., Никитин В. И. Микролегирование сталей / Н. П. Лякишев, Д. А. Литвиненко, Ю. С. Матросов, В. И. Никитин // В сб.: Металлургия стали, сплавы, процессы. Под ред. Н. П. Лякишева. – М.: Металлургия, - 1982. – С. 110-116

106. Лякишев Н. П. Микролегирование и модифицирование – эффективный путь повышения качества стали / Н. П. Лякишев, Д. А. Литвиненко // Вестник российской академии наук. – 1982. – № 8. – С. 59 – 69.

107. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей / Ф. Б. Пикеринг. Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.

108. Превращения в железе и стали. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. - М.: "Наука", 1977. - 236 с.

109. Влияние легирующих элементов на свойства стали. Бейн Э. - М.: "Металлургиздат", - 1945. - 330 с.

110. Кризement О., Вефер Ф. Бейнитная реакция в высокоуглеродистых сталях // В сб. "Фазовые превращения в стали". - М.: "Металлургиздат", 1961. - С.138 – 148.

111. Schrader A., Wever F. Archiv fur das Eisenhüttenwesen. - 1952, - № **23**, - P.11 - 12.

112. Специальные стали. Гудремон Э. - М.: "Металлургия", - 1966. - т.1,2.

113. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. Учебник. 4-е изд., испр. и доп. М.: Металлургия, 1986 г., 480 с.

114. Создание новой металлопродукции для обновления железнодорожного подвижного состава Украины / И.Г. Узлов // Металлургическая и горнорудная промышленность.- 2006.- № 1.- С. 62-66.

115. Промышленное производство высокопрочных железнодорожных колес / И.Г. Узлов, К.И. Узлов, А.В. Кныш, Г.Н. Польский // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2008. - №1. - С. 98 – 101.

116. Пат. 74116 Україна, МПК С2 В21J5/10, В21K1/28 Спосіб виробництва суцільнокатаних залізничних коліс / Козловський А.І., Шрамко О.В., Данченко В.М., Узлов І.Г., Польський Г.М., Горб Є.В., Соловйов С.Е., Чуприна Л.В., Грінкевич В.О., Бабаченко О.І., Голубева Л.В.; замовник і патентовласник ВАТ «Нижньодніпровський трубопрокатний завод».- а200503714; заявл. 19.04.2005; опубл. 17.10.2005, Бюл. № 10.,

117. Узлов І.Г. Підвищення експлуатаційної зносостійкості високоміцних мікролегованих ванадієм коліс за результатами поїздних випробувань на дослідному маршруті Кривий Ріг-Кошице / І.Г. Узлов, К.І. Узлов, А.В. Книш, В.К. Бруякін // Проблеми механіки залізничного транспорту: XI міжн. конф., 26-29 травня 2004 р.: Матеріали XI. – Дніпропетровськ: ДНУЗТ, 2004. – С. 167-168.

118. Узлов И.Г. Повышение эксплуатационной износостойкости железнодорожных цельнокатаных колес из микролегированной стали при применении оптимизированных режимов термоупрочнения / И.Г. Узлов, К.И. Узлов, А.В. Кныш // Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов: Сб. докладов 6-й межд. конф. – Харьков. – 2005. – Часть I. — С. 129 – 131.

119. Опытнo-промышленная реализация технологии производства высокопрочных локомотивных бандажей повышенной износостойкости / И.Г. Узлов, К.И. Узлов, А.И. Бабаченко, А.Н. Хулин, А.А. Кононенко // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. - Днепропетровск: Візіон, 2009. - Выпуск 19. - С. 255-264.

120. Разработка технологии производства высокопрочных локомотивных бандажей на ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» / Узлов И.Г., Узлов К.И., Бабаченко А.И., Хулин А.Н., Кононенко А.А., Польский Г.Н., Горб Е.В., Камышный А.Е., Донской А.И. // Металлургическая и горнорудная промышленность. - 2009. - № 3. - С. 104-108.

121. S. Hasebe History of the use of aluminium in steel (on compilation of aluminium nitride on steel). //The Sumitomo search, - 1971. - №5. - p. 26-48.

122. R. Chijiwa, H. Tamehiro, M. Hirai et. al. Offshore Mechanics and Arctic Engineering (OMAE), Houston, Texas, - 1988, - p. 1-8.

123. Симс С. Е., Бригс С. В., 25-й международный конгресс литейщиков 1958 в Брюсселе, Москва, стр. 513-530

124. Производство стали в основной мартеновской печи, Сб. М.: Metallurgizdat, 1959.

125. А.Е. Вол, Г.В. Самсонов и Я.С. Уманский Твердые соединения тугоплавких металлов, М.: Metallurgizdat, - 1957, - 387 с.

126. P.L. Harrison, R.A. Farrar //Journal of Materials Science. - 1981. - 16, - p. 2218-2226

127. F.G. Wilson, T. Gladman, Aluminium nitride in steel. //International Materials Reviews. - 1988. - 33, №5. - p.248.

128. G. Sneider, H.W. Kerr //Canadian Metallurgical Quarterly. - 1984. - 23, - p. 315-325.

129. H.K.D.H. Bhadeshia Recent Trends in Welding Science and Technology TWR'89, ed. by S.A. David and J.M. Vitek, ASM International, Ohio, - 1989, - p. 189.

130. H.K. Lee, K.S. Kim, C.M. Kim Fracture resistance of a steel weld joint under fatigue loading. //Eng. Fracture Mechanics, - 2000. - 66. - p. 403-419.

131. S.S. Babu, H.K.D.H. Bhadeshia Mechanism of the Transition from Bainite to Acicular Ferrite; Materials Transactions //JIM. - 1991. - 32, No 8. - p. 679-688.

132. S. Hanai, N. Takemoto, Y. Mizuyama, Precipitates of cubic structure detected in low-carbon aluminium killed steels. //Transaction Iron and Steel Institute of Japan, - 1971, - 11, - p.24-31.

133. Контактно-усталостные повреждения колес грузовых вагонов / Б. М. Асташкевич и др. [ред. С.М. Захаров]. - М. : Интекст, - 2004. - 160 с.

134. A. Taylor, B.G. Kagle, Crystallographic data on metal and alloy structures//New-York: Dover.-1962, - P.368.

135. G.A. Jeffrey, G.S. Parry, R.L. Mozzi, Wurtzite type binary compounds. I. Structures of aluminium nitride and beryllium oxide. //Journal of Chemistry and Physics, 1956, - 25, - p. 1024.

136. H. Vollstadt, E. Ito, M. Akaishi, S.I. Akimoto, O. Fukunaga, High pressure synthesis of the rock salt type of aluminium nitride. //Proceeding of the Japan Academy - 1990. - 66, Series B, - p.7.

137. Включения в стали и её свойства / М. И. Виноград. — Москва : Металлургиздат, 1963. — 252 С.

138. Корнева Л. В. Разработка химического состава и технологии термической обработки железнодорожных рельсов из стали бейнитного класса : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спец. 05 16 01 "Металловедение и термическая обработка" / Корнева Лариса Викторовна – Новокузнецк, 2007. – 23 с.

139. Розробка математичної моделі розрахунку теплового поля за перетином залізничної рейки при термічній обробці / О. І.Бабаченко, Г. А. Кононенко, Н. Ю. Філоненко, Н. Ю. Хулін // Строительство, материаловедение, машиностроение / Сборник научных трудов. – 2018, - 100. – С. 31–35.

140. Х. Де Боер и др. Рельсы высокой прочности с бейнитной структурой, полученной с прокатного нагрева // Черные металлы. – 1995. – С. 29-36.

141. Л.Б. Медовар, К.А. Цыкуленко, А.К. Цыкуленко Бейнитные стали для рельсов // Проблемы СЭМ. -1998.-№3.- С.10-20.

142. В.И. Ворожищев и др. Разработка технологии производства рельсов из бейнитной стали // Сталь. – 2005. - №2. – С.71-74.

143. С. С. Черняк, В. Л. Бройдо, Л. В. Тужилина. Разработка состава и технологии изготовления износостойких рельсов из заэвтектидной стали // Современные технологии системный анализ моделирование. – 2017. – 56, №4. – С. 197–206.

144. Производство рельсов из электростали / Л.А. Годик и др.// Электрометаллургия. Вып. 200. №7. С. 47.

145. В.В. Могильный и др. Качество железнодорожных рельсов из непрерывной стали, выплавленной в электропечи// Сталь. - 1997. - №8. - С.53-55.

146. Козырев Н.А., Яковлев П.Ю., Козырева О.А. Прогнозирование твердости и механических свойств

рельсовой стали Э76Ф// Изв. Вузов. Черная Металлургия. - 1999.- №8. - С. 37-39.

147. Пат. 2224044 Российская Федерация, МПК7 С22 С38/46. Сталь/ Ворожищев В.И., Черняк С.С. и др.; заявитель и патентообладатель Иркутский гос. Ун-т путей сообщения. № ; заявл. 25.01.02, опубл. 20.02.04, Бюл. №5. 6с.

148. Шипицын С.Я., Бабаскин Ю.З., Кирчу И.Ф. Применение сталей с карбонитридным упрочнением – это коренное повышение надежности и долговечности железнодорожных путей и подвижного состава // Металл и литье Украины.– 2004. – № 1-2. – С.39-43.

149. В.И. Большаков, И.Е. Долженков, В.И. Долженков Термическая обработка стали и металлопроката. - Днепропетровск: Gaudeamus, - 2002. -271 с.

150. Качество термически упрочнённых рельсов и подкладок. Исследования. Теория. Оборудование. Технология. Эксплуатация.: Монография. / Т.С. Скобло, В.Е. Сапожков, Н.М. Александрова, А.И. Сидашенко. - Х.: ТОВ «Щедра садиба плюс» - 2014. – 577с.

151. Закалочные среды / Л. В. Петраш. – М: МАШГИЗ, - 1959. – 114 с.

**Бабаченко О. І., Кононенко Г. А., Рослик О.В.,
Майстренко К.М., Подольський Р.В.**

**Розробка сталей для металопродукції
залізничного призначення**

Підписано до друку 23.12.2020. Формат 60х84 1/16.

Гарнітура «Arial». Папір офсетний.

Умовн. друк. арк. 17,44. Обл. вид. арк. 6,47.

Зам. №6703. Наклад 300 прим.

ТОВ «Домінанта Прінт», 49008, Дніпропетровська обл.,

м. Дніпро, вул. Театральна, буд. 6.

Свідоцтво ДК № 5741 від 31.10.2017 р.

Друк: друкарня ТОВ «Домінанта Прінт».

вул. Театральна, 6

Тел. (056) 785-04-00

www.dmprint.com.ua