

Міністерство освіти і науки України
Державний вищий навчальний заклад
«Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»

КОНОНЕНКО ГАННА АНДРІЇВНА *Коноф*

УДК 669.14.014.294:3:621.785.669.017

**РОЗВИТОК НАУКОВИХ ОСНОВ РОЗРОБКИ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ТА
ПАРАМЕТРІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ
ДОВГОВІЧНОСТІ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС**

05.02.01 – Матеріалознавство

АВТОРЕФЕРАТ
дисертації на здобуття наукового ступеня
доктора технічних наук

Дніпро – 2021

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана в Інституті чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України.

Науковий консультант: доктор технічних наук, старший науковий співробітник
Бабаченко Олександр Іванович,
директор Інституту чорної металургії
ім. З. І. Некрасова НАН України

Офіційні опоненти:

доктор технічних наук, професор **Санін Анатолій Федорович**, Дніпровський національний університет імені Олеся Гончара Міністерства освіти і науки України, завідувач кафедри Технології виробництва;

доктор технічних наук, доцент **Волчук Володимир Миколайович**, ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» Міністерства освіти і науки України, завідувач кафедри Матеріалознавства та обробки матеріалів;

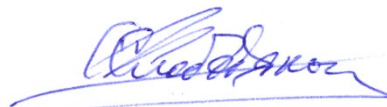
доктор технічних наук, професор **Баглюк Геннадій Анатолійович**, Інститут проблем матеріалознавства ім. І. М. Францевича НАН України, заступник директора з наукової роботи.

Захист відбудеться «23» квітня 2021 р. об 11⁰⁰ годині на засіданні спеціалізованої вченої ради Д 08.085.02 при Державному вищому навчальному закладі «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» за адресою: 49005, м. Дніпро, вул. Чернишевського, 24-а, ауд. 202.

З дисертацією можна ознайомитися у бібліотеці Державного вищого навчального закладу «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» за адресою: 49005, м. Дніпро, вул. Чернишевського, 24-а та на сайті <http://pgasa.dp.ua/dissertation/>.

Автореферат розісланий «19» березня 2021 р.

Вчений секретар
спеціалізованої вченої ради
д.т.н., професор



С. О. Слободянюк

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Сутність науково-практичної проблеми, яка розглядається в роботі, полягає в розвитку й впровадженні у практику теоретичних, методичних і технологічних основ розробки хімічного складу і параметрів термічної обробки для формування однорідної структури і підвищення експлуатаційної надійності та довговічності залізничних коліс, виготовлених з низько- та мікролегованих сталей перлітного класу. Нові результати ґрунтуються на подальшому розвитку теорії міжатомної взаємодії елементів у сплаві, включають впорядкування хімічного складу на підсистемі (матрична, легуюча, мікролегуюча, домішкова) та враховують важливий технологічний параметр обробки – швидкість охолодження. Практичне значення роботи полягає у збільшенні ресурсу експлуатації залізничного транспорту України за рахунок підвищення зносостійкості та опору утворенню дефектів термічного походження на поверхні кочення коліс, що приведе до підвищення довговічності коліс, тобто до зменшення собівартості вантажних перевезень.

Актуальність теми. Залізничний транспорт є однією з найважливіших ланок у дорожньо-транспортному комплексі багатьох країн. Стратегічно важливим завданням є розробка конкурентоспроможних залізничних коліс, що мають службові та експлуатаційні характеристики на достатньому рівні відповідно до різних умов експлуатації. Одним із напрямків розвитку залізничного транспорту є збільшення навантаження на вісь. Але це може призвести до виникнення таких експлуатаційних дефектів як інтенсивне і нерівномірне зношування, накати, відколи. Для запобігання їх утворенню необхідно підвищувати характеристики міцності та твердість обода колеса. Існує ряд механізмів зміцнення сталі. Найдоступнішим у реалізації є твердорозчинне зміцнення базовими хімічними елементами, яке реалізується у вуглецевих сталях. Вміст вуглецю суттєво впливає на міцність та твердість, тому традиційно для високоміцних залізничних коліс застосовують вуглецеві сталі, що відрізняються підвищеним вмістом цього елемента. Але в такому випадку підвищується ймовірність утворення експлуатаційних дефектів в результаті теплового впливу, який виникає при складних умовах гальмування («білий шар», вищербини на повзуні). Таким чином, необхідна розробка методології обґрунтованого вибору вмісту хімічних елементів у сталі для залізничних коліс з підвищеною стійкістю до утворення дефектів, що експлуатуються при підвищених та високих навантаженнях на вісь та різних умовах гальмування, згідно з сучасними вимогами споживачів. При цьому в багатьох випадках високий рівень твердості та міцності повинен поєднуватися з не менш високими значеннями показників пластичності й в'язкості. Аналіз сучасних вимог до залізничних коліс показує, що в деяких випадках одночасно необхідно забезпечувати твердість обода на рівні 321-415 НВ та відносне видовження більше ніж 14% (колеса класу D згідно ААР М-107/М-208). Згідно ДСТУ ГОСТ 10791:2016 для високоміцних коліс марки Т твердість має бути не менше 320 НВ, а відносне видовження – не менше 9%. Досягнення відповідності якості залізничних коліс новим більш жорстким вимогам до залізничних коліс можливе тільки при комплексному підході до вдосконалення технології їх виробництва.

Таким чином, розвиток теоретичних положень про закономірності впливу хімічного складу та структурного стану сталей на механічні властивості, стійкість до

утворення дефектів на поверхні кочення, розробка на цій основі хімічного складу сталі та технологічних параметрів термічної обробки (ТО) залізничних коліс, що забезпечують підвищення їх надійності і довговічності, є актуальною науково-технічною проблемою сучасного матеріалознавства, яка має наукове і практичне значення.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Робота виконана згідно з науковим напрямом Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України «Розвиток наукових основ формування залізвуглецевих сплавів і управління їх структурою і властивостями» в рамках держбюджетних науково-дослідних робіт Національної академії наук України, в яких здобувач приймала участь в якості відповідального виконавця: «Дослідження впливу структурного стану вуглецевих сталей і їх характеристик міцності на зародження і розвиток втомних тріщин», №ДР 0107U001698 (2007–2009 рр.); «Розробка науково обґрунтованого комплексу технологічних рішень виробництва залізничних рейок нового покоління з підвищеними експлуатаційними властивостями», №ДР 0117U004145 (2017-2019 рр.); за цільовою програмою наукових досліджень НАН України «Перспективні конструкційні та функціональні матеріали з тривалим терміном експлуатації, фундаментальні основи їх одержання, з'єднання та обробки»: «Розробка хімічного складу сталі і технологічних параметрів термічного зміцнення залізничних коліс, що забезпечують підвищення їх стійкості до утворення дефектів на поверхні кочення», №ДР 0112U001362 (2012-2016 рр.); за програмою НАН України «Підтримка пріоритетних для держави наукових досліджень і науково-технічних (експериментальних) розробок» проєкт «Наукове обґрунтування та розробка технологічних параметрів термічної обробки залізничних коліс, які забезпечують рівномірну структуру по перерізу обода», №ДР 0120U101181 (2020-2021 рр.); цільової комплексної програми наукових досліджень НАН України «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин» («Ресурс-2»): «Розробка хімічного складу сталі та технологічних параметрів деформаційної та термічної обробки залізничних коліс, що забезпечують підвищення їх ресурсу в різних умовах експлуатації», №ДР 0120U102688 (2020 р.), №ДР 0119U101398 (2019 р.), №ДР 0118U004203 (2018 р.), №ДР 0117U000674 (2017 р.), №ДР 0116U007038 (2016 р.), госпдогвірної тематики: «Оптимізація хімічного складу колісних сталей ER8, ER9 та A2, що забезпечує зниження собівартості виробництва залізничних коліс і центрів» №ДР 0115U003332 (2015 р.).

Мета і задачі дослідження. Мета роботи полягає у вирішенні науково-практичної проблеми забезпечення високого комплексу механічних властивостей і однорідної ферито-перлітної структури шляхом науково обґрунтованого вибору хімічного складу сталі та режимів термічної обробки залізничних коліс для підвищення їх експлуатаційної надійності та довговічності в залежності від умов експлуатації з використанням сучасних методів математичного моделювання, лабораторних досліджень та промислового випробування.

Відповідно до мети і стану проблеми у дисертації були поставлені наступні задачі:

1. Проаналізувати вплив вмісту хімічних елементів та структурного стану на показники експлуатаційної довговічності залізничних коліс.

2. Розробити модель розрахунку для раціонального вибору вмісту елементів матричної, легуючої та мікролегуючої підсистем, які забезпечать необхідний комплекс механічних властивостей сталі для залізничних коліс.

3. Розробити прогнозні моделі, що враховують міжатомну взаємодію в сплавах для розрахунково-аналітичної оцінки критичних температур фазових перетворень сталей для залізничних коліс.

4. Розробити рекомендації щодо хімічного складу та режимів термічної обробки залізничних коліс з підвищеною стійкістю до зношування, які працюють в легких умовах гальмування при високих навантаженнях на вісь:

- дослідити вплив розробленого хімічного складу та режимів обробки на механічні властивості сталей лабораторного виробництва;

- дослідити вплив технологічних параметрів на структуру і механічні властивості залізничних коліс зі сталі рекомендованого складу при дослідно-промисловому виробництві;

- визначити раціональні силові параметри та узгодити зі споживачем методику випробувань на зношування та відшарування коліс з підвищеною стійкістю до зношування;

- дослідити стійкість до зношування та відшарування дослідної сталі для залізничних коліс у порівнянні з відомою вуглецевою сталлю близького складу.

5. Розробити рекомендації щодо хімічного складу і режимів термічної обробки залізничних коліс з підвищеною стійкістю до зношування, які працюють при високих навантаженнях на вісь за від'ємних температур ($-40\text{ }^{\circ}\text{C}$):

- дослідити вплив дослідного хімічного складу і режимів обробки на механічні властивості сталей лабораторного виробництва;

- дослідити вплив технологічних параметрів на структуру та механічні властивості залізничних коліс при дослідно-промисловому виготовленні залізничних коліс зі сталі рекомендованого складу.

6. Розробити рекомендації щодо хімічного складу та режимів термічної обробки залізничних коліс з підвищеною стійкістю до утворення експлуатаційних дефектів при підвищених навантаженнях на вісь та складних умовах гальмування:

- дослідити вплив дослідного складу та режимів обробки на механічні властивості сталей лабораторного виробництва;

- дослідити схильність дослідних сталей до утворення дефектів термічного походження на поверхні катання залізничних коліс;

- дослідити стійкість до зношування дослідних сталей у порівнянні з відомими сталями, які застосовуються для вантажного руху згідно ДСТУ ГОСТ 10791:2016 (марка Т і марка 2).

7. Встановити залежності формування структурного стану і рівня твердості сталей для залізничних коліс з вмістом вуглецю (0,45...0,71) %, мас. від швидкості при безперервному охолодженні. Розвинути основні теоретичні засади способу диференційного охолодження обода залізничного колеса у залежності від хімічного складу сталі для залізничних коліс з урахуванням хімічної мікронеоднорідності, яка формується в сталі при кристалізації.

8. Розробити спосіб визначення інтервалу швидкостей охолодження сталі, який забезпечує заданий рівень твердості та формування однорідної ферито-перлітної структури в ободі колеса.

9. Встановити раціональні швидкості охолодження сталей для залізничних коліс, які забезпечують підвищення однорідності мікроструктури та досягнення твердості на заданому рівні.

10. Розробити рекомендації щодо режимів термічної обробки залізничних коліс зі сталей різного хімічного складу з використанням моделі розрахунку зміни температури по перерізу обода залізничного колеса при прискореному охолодженні.

11. Впровадити результати досліджень у виробництво та навчальний процес.

Об'єкт дослідження – процеси структуроутворення та формування механічних властивостей при ТО низько- та мікролегованих сталей для залізничних коліс.

Предмет дослідження – закономірності впливу вмісту хімічних елементів та режимів прискореного охолодження при ТО на формування структури і механічних властивостей сталей для залізничних коліс.

Методи досліджень: хімічний аналіз, світлова та скануюча електронна мікроскопія, механічні випробування, математичне моделювання, диференційний термічний та дилатометричний аналізи, мікрорентгеноспектральний аналіз. Обробку результатів досліджень та математичні розрахунки виконано з використанням чисельних математичних методів з застосуванням математичного пакета Excel. Моделювання зміни температури в процесі охолодження сталей для залізничних коліс виконано в середовищі програмного комплексу QForm VX 8.2.

Наукова новизна одержаних результатів:

1. Вперше встановлено закономірності фазових перетворень при безперервному охолодженні сталі хімічного складу (% мас.): 0,68 C, 0,49 Si; 0,7 Mn; 0,77 Cr; 0,22 Ni; 0,069 Mo; 0,087 V для залізничних коліс класу D відповідно до вимог стандарту AAR M-107/M-208. Визначено інтервали швидкостей охолодження, в межах яких спостерігається зміна закономірностей структуроутворення при розпаді аустеніту. Встановлено, що при швидкостях охолодження до 1 °C/с формується повністю перлітна структура, при швидкості охолодження 2 °C/с кінцева структура складається з 15% перліту, 25% бейніту, решта – мартенсит і залишковий аустеніт; при швидкостях охолодження 5 °C/с та більше розпад аустеніту проходить з утворенням мартенситу й залишкового аустеніту.

2. Отримали подальший розвиток наукові уявлення про закономірності формування однорідної мікроструктури в ободі залізничного колеса при термічній обробці. Визначені кількісні значення миттєвої швидкості охолодження по перерізу ободів коліс зі сталей при вмісті вуглецю (0,48...0,71) %, мас., які складають (2...20) °C/сек. При цих умовах охолодження забезпечується формування заданого рівня твердості та однорідного ферито-перлітного структурного стану з урахуванням впливу хімічної мікронеоднорідності, яка утворюється при кристалізації сталі.

3. Отримали подальший розвиток наукові уявлення про закономірності впливу хімічного складу та термічної обробки на механічні властивості сталей для залізничних коліс. Розроблена прогнозна модель з застосуванням параметрів міжатомної взаємодії, яка має малу параметричність, високу точність та може бути

використана при виборі раціонального вмісту хімічних елементів для забезпечення необхідних механічних властивостей сталей для залізничних коліс.

4. Вперше встановлені закономірності комплексного впливу вмісту марганцю та кремнію при вмісті вуглецю (0,55...0,60)%, мас. в сталях для залізничних коліс на довговічність цих виробів. Показано, що при виконанні нерівностей $0,8 \leq \frac{Si}{Mn} \leq 1,0$ і $1,6 \leq Si + Mn \leq 1,8$ за вмістом кремнію та марганцю забезпечується максимальна стійкість залізничних коліс до утворення на поверхні кочення вищербин термічного походження.

5. Отримали подальший розвиток уявлення про вплив мікролегування і неметалевих включень TiC(N) на механічні властивості вуглецевих сталей з вмістом вуглецю 0,55-0,60%, мас. Встановлено, що при мікролегуванні системою (Al-Ti-N) формуються часточки TiC(N), а у прилеглих до них зонах сталі відбувається зменшення вмісту вуглецю. Ймовірно, цим забезпечується підвищення характеристик пластичності сталі для залізничних коліс.

6. Отримали подальший розвиток уявлення про стримуючий вплив тугоплавких дисперсних включень на ріст дійсного зерна при високотемпературних витримках. Встановлено, що у вуглецевих сталях з вмістом вуглецю (0,55...0,60)% мас. та системою мікролегування (Al-Ti-N) при витримці при температурі 1260 °C протягом 2 годин розмір зерна збільшився лише в 3-4 рази, в той час, як для сталі без такого мікролегування – у 8-14 разів; при цьому кількість та розміри часточок TiC(N) значно не змінилися.

7. Вперше встановлено негативний вплив структурної неоднорідності у вигляді ділянок з бейнітною структурою (до 15%) на в'язкість руйнування K_{1C} вуглецевої сталі для залізничних коліс (C~0,47% мас.). Показано, що присутність у структурі сталі бейніту в кількості від 10 до 15% призводить до зниження в'язкості руйнування K_{1C} на 26-40% відповідно у порівнянні з цією характеристикою для сталі з рівномірною ферито-перлітною структурою (підвищення кількості бейніту в структурі в середньому на 1% викликає зниження в'язкості руйнування на 2,7%).

Практичне значення одержаних результатів:

- розроблено рекомендації щодо вдосконалення технології термічного зміцнення залізничних коліс для формування однорідної ферито-перлітної структури по перерізу обода колеса зі сталей різного хімічного складу, що дозволить зменшити витрати на додаткову механічну та повторну термічну обробку цих виробів. Результати захищені патентом України UA 115114 від 17.10.2016 і впроваджені у виробництво на ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» (акт впровадження від 02.03.2018 р.);

- розроблено хімічний склад сталі та температурно-часові параметри термічної обробки коліс, що в сукупності забезпечило отримання високого комплексу механічних властивостей дослідних коліс класу D відповідно до вимог стандарту AAR M-107/M-208. Результати порівняльних випробувань зразків з коліс класу D та коліс класу C на стійкість до зношування та відшарування показали, що метал дослідних коліс класу D має більшу стійкість до відшарування на 65%, а стійкість до зношування – на 10 %. Результати захищені патентом України на винахід UA 118143

від 24.07.2017 і впроваджені у виробництво на ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» (акт впровадження від 20.01.2017 р.);

- розроблено хімічний склад сталі та температурно-часові параметри термічної обробки коліс, що в сукупності забезпечили отримання високого комплексу механічних властивостей дослідних коліс класу D+ відповідно до вимог стандарту AAR M-107/M-208 та додаткових вимог TTCI (AAR's Transportation Technology Center Incorporated): твердість на поверхні 360-420 НВ, відносне подовження при (-40) °C $\geq 15\%$. В умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» виготовлена дослідна партія залізничних коліс, які успішно пройшли експлуатаційні випробування на полігоні TTCI;

- розроблено хімічний склад нової сталі марки «А» для залізничних коліс з обмеженим вмістом вуглецю до 0,60 %, мас., з (0,8...0,9) % кремнію, (0,9...1,0) % марганцю, мікролегуванням системою (Al-Ti-N) та запропоновано параметри термічної обробки, що забезпечують твердість ≥ 300 НВ, границю міцності ≥ 1100 МПа, відносне видовження $\geq 12\%$, відносне звуження $\geq 22\%$. Розроблено проєкт технічних умов ТУ У 30.2-23365425-715:2020 «Колеса суцільнокатані діаметром 957мм з підвищеною експлуатаційною надійністю» на дослідно-промислову партію коліс, виготовлених із сталі марки «А»;

- за результатами проведених досліджень по визначенню силових параметрів випробувань, а також з урахуванням загальних вимог нормативної документації (ГОСТ 30480, ГОСТ 23.204) визначені раціональні режими для проведення порівняльних досліджень на стійкість до зношування та відшарування під навантаженням металу коліс класу C і D, виготовлених за стандартом AAR M -107/M-208. Методику випробувань узгоджено через Rusin Consulting Ltd з Association of American Railroads;

- розроблено спосіб визначення швидкостей охолодження, при яких формується певний структурний стан та рівень твердості сталі. Відповідно до цього способу проводять випробування дослідного зразка на прогартовуваність (ГОСТ 5657) методом торцевого гартування (за методом Джоміні), визначають закономірність зміни твердості та структури від відстані до поверхні, з якої виконували одnobічне охолодження. У другий ідентичний зразок з тієї ж сталі на попередньо визначеній відстані, на якій структурний стан та твердість відповідають вимогам, встановлюють термопари та проводять охолодження в тих самих умовах, як і для першого зразка, із записом зміни температури під час охолодження (заявка на патент № 202003311 від 01.06.2020 р.);

- результати досліджень будуть впроваджені в навчальний процес в Національній металургійній академії України, Дніпровському національному університеті імені О. Гончара, Придніпровській державній академії будівництва та архітектури та в інших навчальних закладах при підготовці бакалаврів та магістрів за спеціальністю 05.02.01 – матеріалознавство.

Достовірність результатів роботи. Достовірність та обґрунтованість отриманих в роботі експериментальних даних і сформульованих на цій підставі наукових положень і висновків забезпечені: використанням добре апробованих сучасних методів дослідження, зокрема мікрорентгеноспектрального, світлової та електронної мікроскопії, механічних випробувань, тощо; застосуванням

сертифікованого дослідницького обладнання; достатнім статистичним колективом випробних зразків; використанням обчислювальних методів фізико-хімічного і математичного моделювання, сучасної обчислювальної техніки та програмного забезпечення; чітким трактуванням отриманих результатів, які не суперечать загальноприйнятим науковим положенням; апробацією результатів на міжнародних науково-технічних конференціях; отриманням за результатами досліджень патентів; застосуванням комплексного підходу з виконанням лабораторних та промислових експериментальних досліджень, а також впровадженням результатів у виробництво.

Особистий внесок здобувача. Аналітичний огляд, визначення мети і завдань досліджень, проведення експериментальних та теоретичних досліджень, обробка й аналіз отриманих результатів виконані особисто автором. Автор брав безпосередню участь в організації та проведенні експериментів на виробництві.

Основні результати роботи отримані здобувачем самостійно. При проведенні досліджень, результати яких опубліковані в співавторстві, автору належить постановка проблеми, мети і завдань досліджень [5, 13, 14, 18, 19, 43], пояснення зв'язку хімічний склад-структура-механічні властивості [6, 11, 14, 26, 36, 47], проведення металографічних досліджень та статистичний аналіз даних [2, 4, 8, 9, 23, 33, 35, 38, 40, 44, 48], проведення промислових та лабораторних експериментів [1, 3, 10, 12, 24, 28, 29, 34, 42, 45], аналіз та узагальнення отриманих результатів [7, 13, 15, 20, 25, 27, 32, 37, 39, 41, 46], участь у розробленні патентів на сталь і на способи ТО залізничних коліс [31, 32]. У дисертаційній роботі не використовувались результати досліджень, наукові положення і висновки кандидатської дисертації здобувача.

Апробація результатів дисертації. Матеріали роботи були повідомлені та обговорені на: Міжнародній науково-практичній конференції «Стародубовські читання» (2014-2017 рр., м. Дніпро), 74-79 міжнародних науково-практичних конференціях «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту», (2014-2019 рр., м. Дніпро), XV міжнародній конференції «Стратегія якості в промисловості і освіті» (3 червня – 6 червня 2019 р., м. Варна), The International Conference on Materials Science, Mechanical and Automotive Engineerings and Technology (21-23 червня 2019 р., Cappadocia, Turkey), The Proceedings of Fourth International Iron and Steel Symposium (4-6 квітня 2019 р., Karabuk, Turkey), 6th International Conference HighMatTech (4-6 грудня 2019 р., м. Київ), III Міжнародна конференція «Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід» (12-14 листопада 2019 р., м. Амстердам, Нідерланди), IV Міжнародній науково-технічній конференції «Машини і пластична деформація металів» (18–20 жовтня 2018 р., м. Кам'янське).

Публікації. Основний зміст дисертації опубліковано в 48 наукових працях: з них 1 монографія, 14 статей – в журналах, включених до міжнародних наукометричних баз даних, 15 – у фахових виданнях, що відповідають переліку ДАК МОН України, 16 тез доповідей науково-практичних конференцій, 2 патенти України.

Структура і обсяг дисертації. Дисертаційна робота складається зі вступу, 5 розділів, висновків, списку літературних джерел і 3 додатків. Повний обсяг роботи складає 356 сторінок, в тому числі: 274 сторінок основного тексту, 175 рисунків, 51 таблиця, список використаних джерел з 171 найменування на 17 сторінках, 3 додатки на 23 сторінках.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

У вступі визначено сутність науково-прикладної проблеми, яка вирішується в роботі, обґрунтовано вибір і актуальність теми досліджень, сформульовано мету й основні завдання та напрями її досягнення, вказано зв'язок роботи з науковими проектами та темами, подано наукову новизну і практичну цінність отриманих результатів. Відзначено особистий внесок здобувача, наведено відомості про апробацію і публікації результатів дисертаційної роботи, а також про її структуру та обсяг.

У першому розділі дисертації представлено аналіз літературних джерел з тематики: аналіз впливу вмісту хімічних елементів та структурного стану на показники механічних властивостей і експлуатаційної довговічності, теорії зміцнення сталі за різними механізмами; сучасні тенденції підвищення якості залізничних коліс, перспективні матеріали для залізничних коліс.

Відзначено вагомий внесок: І. Г. Узлова, М. Г. Мірошніченка, Т. В. Ларіна, О. П. Остаха та інших у вирішенні проблеми підвищення надійності та довговічності залізничних коліс. Показано, що попри значні досягнення в цьому питанні, проблема підвищення експлуатаційної стійкості коліс для різних умов експлуатації не має сформульованих загальних підходів у зв'язку з різноманіттям умов, в яких вони застосовуються.

Для запобігання передчасному виходу залізничних коліс з експлуатації, актуальним є розвиток теоретичних засад та розробка на їх основі практичних способів підвищення експлуатаційної довговічності цих виробів.

З урахуванням загальносвітових тенденцій розвитку виробництва і споживання залізничних коліс, актуальним є підвищення їх якісних характеристик, зокрема, досягнення у ряді випадків в ободі колеса твердості більше 400НВ, отримання високого рівня таких характеристик надійності, як робота удару, відносне видовження та в'язкість руйнування не тільки при кімнатній температурі, але й при від'ємних ($-40\text{ }^{\circ}\text{C}$) температурах. У зв'язку з цим виникає необхідність розвитку нових напрямків розробки хімічного складу сталей для цих виробів, зокрема підвищення механічних властивостей залізничних коліс шляхом використання низько- та мікролегованих сталей з вмістом вуглецю до 0,70% і TO , здатної забезпечити формування однорідної структури по перерізу обода колеса.

Аналіз умов експлуатації залізничних коліс показав, що не існує єдиного оптимального хімічного складу сталі та технології виробництва залізничних коліс. Вони мають визначатися умовами їх експлуатації (швидкість руху, навантаження на вісь, рівень безпеки, умови гальмування тощо). Тому на сьогодні актуальною є розробка теоретичних положень і практичних рішень для обґрунтованого вибору хімічного складу сталі та технології виготовлення залізничних коліс для різних умов експлуатації.

В результаті аналізу літератури були сформульовані мета та задачі досліджень, а також актуальність наукових і практичних проблем.

У другому розділі наведені матеріали та методики досліджень. Матеріалом досліджень були низько- та мікролеговані сталі для залізничних коліс з різними системами легування лабораторного і промислового способів виробництва.

Була виконана гаряча пластична деформація (ГПД) проб після нагрівання до температури $(1260\pm 10)^{\circ}\text{C}$ і витримки протягом 2 годин, зі ступенем деформації $\sim 50\%$

та охолодженням на спокійному повітрі до кімнатної температури. Це дозволило врахувати вплив ГПД колісної заготовки на пресо-прокатній лінії на механічні властивості готових коліс. З деформованих зливків вирізали заготовки зразків для механічних випробувань і мікроструктурних досліджень, які в лабораторних умовах були термічно оброблені за різними режимами. Режими ТО зразків були наближені до умов охолодження обода залізничного колеса: швидкість охолодження ($V_{\text{охол.}}$) $(0,5...5)^{\circ}\text{C}/\text{с}$ від температури аустенітизації $(850\pm 10)^{\circ}\text{C}$. Після охолодження проводили відпуск при $(500...600)^{\circ}\text{C}$ тривалістю 2 години.

Фазовий склад сталей визначали за допомогою оптичних мікроскопів «Неофот-21» та «AXIOVERT 200M MAT». Основні результати мікрорентгеноспектрального аналізу отримані за допомогою електронного мікроскопа «JSM-6490» зі скануючою приставкою «ASID-4D».

Кінетику розпаду аустеніту при охолодженні в широкому діапазоні $V_{\text{охол.}}$ досліджували дилатометричним методом. Механічні властивості визначалися за стандартними методиками. Для визначення раціонального інтервалу $V_{\text{охол.}}$ розроблено методику та виготовлене лабораторне обладнання (заявка на патент №202003311 від 01.06.2020).

У третьому розділі розроблено концептуальні основи визначення перспективних легуючих і мікролегуючих елементів та необхідного їх вмісту для цілеспрямованого формування підвищених механічних властивостей сталей для залізничних коліс.

Одним із важливих науково-практичних завдань матеріалознавства є отримання сплавів з прогнозованими службовими характеристиками та властивостями шляхом керування фазовими перетвореннями і структурним станом матеріалу. Проблема розробки сплавів із заданими структурними та механічними характеристиками є важливою як з точки зору практичного використання, так і з точки зору розвитку фундаментальних уявлень про процеси, що відбуваються в рівноважних та нерівноважних умовах.

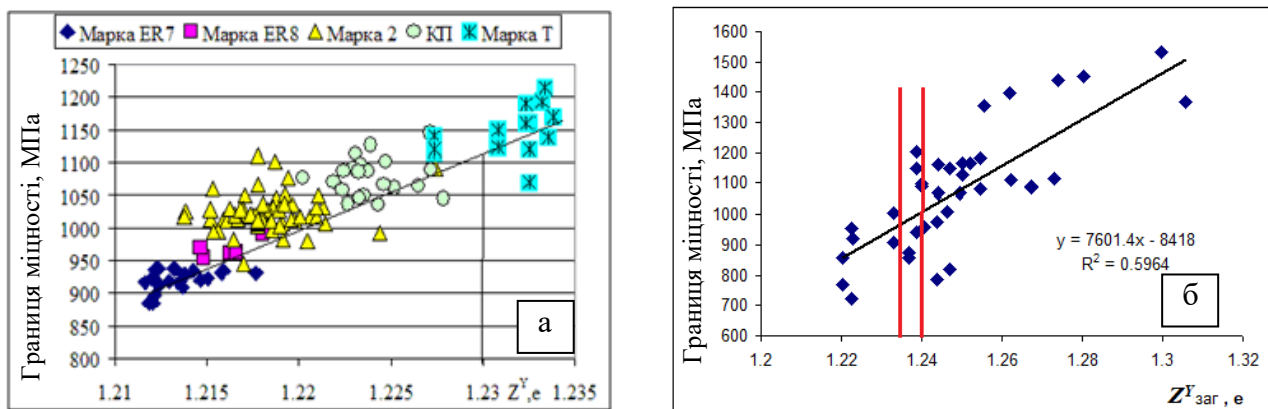
Наявні підходи до розробки хімічного складу сталі, які б забезпечили необхідні механічні властивості металовиробу, як правило, базуються на статистичних моделях «склад-властивість», що не відображають такі аспекти поведінки багатокомпонентного сплаву на завершальних стадіях технології отримання готової продукції, як фазові перетворення, механізм зміцнення тощо. У роботі застосовано комплексний підхід до вибору хімічного складу сталей для залізничних коліс, який базується на основі розробленої Е. В. Приходьком концепції спрямованого хімічного зв'язку, що розглядає металевий сплав, як хімічно єдину систему, і факторного аналізу з відповідною генерацією моделей.

Оскільки фазові перетворення є наслідком міжатомної взаємодії в багатокомпонентному металевому сплаві, здійснено «згортку» хімічного складу за допомогою використання інтегральних параметрів зарядового (Z^Y) і структурного (d) станів. Використання такого підходу дозволяє збільшити інформативність та знизити параметричність моделей.

Методологія раціонального вибору хімічного складу сталей з метою забезпечення необхідних експлуатаційних властивостей металопродукції передбачає такі етапи: 1) оцінка достовірності даних; 2) розрахунок параметрів міжатомної

взаємодії; 3) побудова на основі експериментальних даних залежностей основних механічних характеристик (σ_b , σ_T , Ψ , δ , тощо) як функцій модельних параметрів (Z^Y , d); 4) визначення рекомендованих інтервалів зміни концентрацій компонентів складу, що забезпечують необхідний рівень властивостей.

На рис. 1 представлено порівняльний аналіз даних промислових плавок поточного виробництва для сталей марок 2 і Т (ДСТУ ГОСТ 10791:2016), ER7 і ER8 (EN 13262), які охоплюють область зміни Z^Y від 1,21 до 1,24 е, з лабораторними плавками, де область зміни Z^Y значно ширша: від 1,22 до 1,31 е. Аналіз рис. 1 показав тісний зв'язок границі міцності та зарядового стану сталі Z^Y . На рис. 1, б виділена область з рекомендованими межами зміни параметра Z^Y ($1,235 \leq Z^Y \leq 1,24$), розробленими для масиву рис. 1 а, які мають забезпечити необхідні властивості сталей для високоміцних залізничних коліс.



а – промислові плавки, б – лабораторні плавки

Рисунок 1 – Порівняльний аналіз промислових та лабораторних плавок сталей для залізничних коліс на основі фізико-хімічних критеріїв міжатомних зв'язків елементів

Утворення експлуатаційних дефектів термічного походження на поверхні кочення залізничних коліс пов'язане з нагрівом сталі вище критичних температур. Значний експериментальний матеріал за показниками A_{C1} і A_{C3} наведено в довідниковій літературі. Поряд з експериментальними методами все частіше для розрахунків критичних точок використовуються емпіричні рівняння. Математична обробка репрезентативної вибірки експериментальних даних дає можливість побудови моделей, що пов'язують температури критичних точок зі складом легованих сталей.

У роботі проаналізовано вплив різних компонентів сталі на положення точок A_{C3} і A_{C1} на діаграмах стану з параметрами міжатомної взаємодії. У ряді випадків, при призначенні режимів ТО або оцінки максимально допустимого нагріву при експлуатації залізничних коліс необхідне знання ширини температурного інтервалу між точками A_{C3} і A_{C1} (ΔA_C). Аналіз отриманих даних підтверджує тісний зв'язок ΔA_C з параметрами міжатомної взаємодії.

На основі аналізу експериментальних довідникових даних для прогнозування величин критичних температур і значень міжкритичного інтервалу ΔA_C з використанням інтегральних параметрів міжатомної взаємодії отримані рівняння:

$$Ac_3,^0 C = 301480,86 - 96,01Z^Y - 1572,26d - 296435tg\alpha \quad r=0,80; \quad (1)$$

$$\Delta Ac,^0 C = 21255 + 143,55Z^Y - 595,1d - 222770tg\alpha \quad r=0,89, \quad (2)$$

де: Z^Y – електронний параметр міжатомної взаємодії в системі, е;
 d – структурний параметр міжатомної взаємодії, 10^{-9} м;
 $tg\alpha$ – тангенс кута променів щільності ймовірності розподілу електронів.

З метою оцінки впливу хімічного складу сталей для залізничних коліс на температури фазових перетворень, з огляду на високу точність отриманих моделей, виконано обчислювальний експеримент з покроковою зміною основних компонентів (табл. 1).

Таблиця 1 – Інтервал і крок зміни вмісту компонентів сталей

Елемент	C	Si	Mn
Інтервал зміни вмісту елементу, % мас.	0,4-0,7	0,2-1,3	0,5-1,3
Крок зміни, % мас.	0,05	0,1	0,1

За рівняннями (1) і (2) розраховані значення критичних точок. З огляду на неадитивний вплив Si й Mn на критичні температури перетворень, особливий інтерес представляє оцінка комплексного впливу компонентів на зазначені властивості, зокрема, елементів матричної системи C, Mn і Si. На рис. 2 показана залежність ΔAc від співвідношення легуючих Si/Mn. Максимальні значення міжкритичного інтервалу температур відповідають співвідношенню $Si/Mn \approx 1$ і збільшуються додатково зі зниженням концентрації вуглецю.

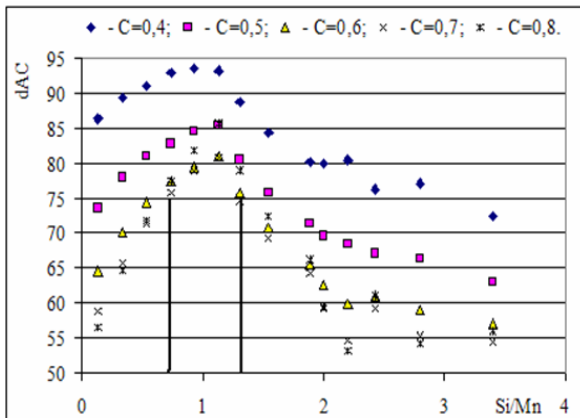


Рисунок 2 – Залежність ΔAc від хімічного складу вуглецевих сталей для виробництва залізничних коліс від їх хімічного складу

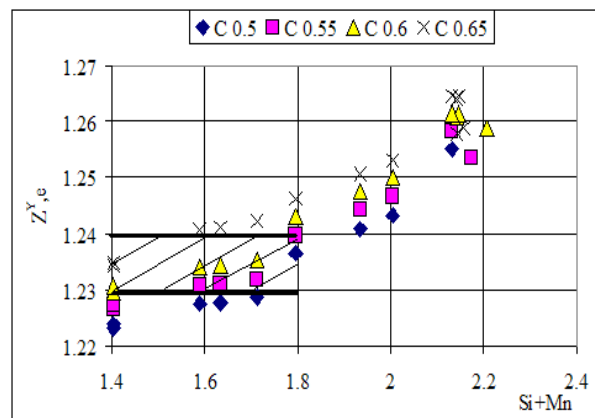


Рисунок 3 – Залежність параметра зарядового стану Z^Y від хімічного складу вуглецевих сталей для виробництва залізничних коліс від їх хімічного складу

Границя міцності для високоміцних коліс марки Т згідно з ДСТУ ГОСТ 10791:2016 має бути $\sigma_B > 1100$ МПа, такий рівень характеристики забезпечується зміною параметра $1,235 \leq Z^Y \leq 1,24$ (рис. 1).

Використання графічних залежностей, представлених на рис. 2 і 3, дозволяє визначити граничні умови для вирішення завдання вибору оптимального вмісту Si і Mn в сталі для залізничних коліс з точки зору підвищення стійкості до утворення експлуатаційних дефектів термічного походження: $0,8 \leq \frac{Si}{Mn} \leq 1,0$; $1,6 \leq Si + Mn \leq 1,8$.

При такому підході вплив кожної з підсистем розглядається комплексно, через фізико-хімічні параметри «згортки» її хімічного складу, що дозволяє отримати адекватні і стійкі моделі за схемою «склад – термічна обробка – механічні властивості».

Рішення представлених нерівностей реалізовано в графічному вигляді (рис. 4). Граничним умовам відповідають такі значення елементів: для кремнію 0,7-0,9 % мас. і марганцю 0,8-1,0 % мас.

Обмеження по вуглецю 0,55-0,60% мас., отримуємо з порівняльного аналізу його впливу на інтегральний параметр Z^Y при забезпеченні обмеження (рис. 3).

При аналізі впливу хімічного складу сталей на властивості металопродукції, дедалі більше значення набуває виявлення ролі малих концентрацій легуючих, мікролегуєчих і домішкових елементів. До числа компонентів, доцільність обліку мікроконцентрацій яких зростає, входять як шкідливі домішки, так і корисні добавки. Для віднесення хімічних елементів в ту чи іншу підсистему використовується методика факторного аналізу.

Для виявлення впливу кожного з елементів на службові властивості сталі на основі виділених факторів і відповідної їх фізико-хімічної інтерпретації виконане впорядкування складу сталі для залізничних коліс на підсистемі – матрична (C, Si, Mn), легуюча (Cr, Ni), мікролегуєча (Ti, Mo, V), домішкова (Cu, Al, S, P).

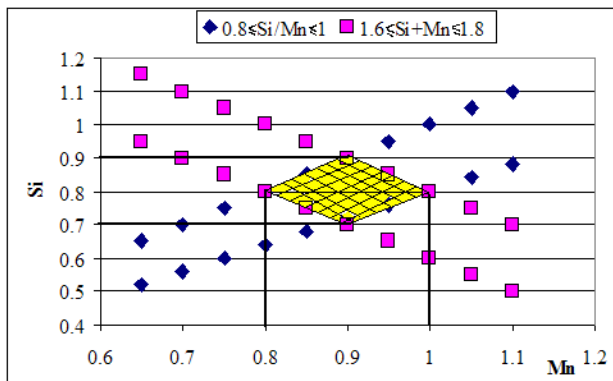
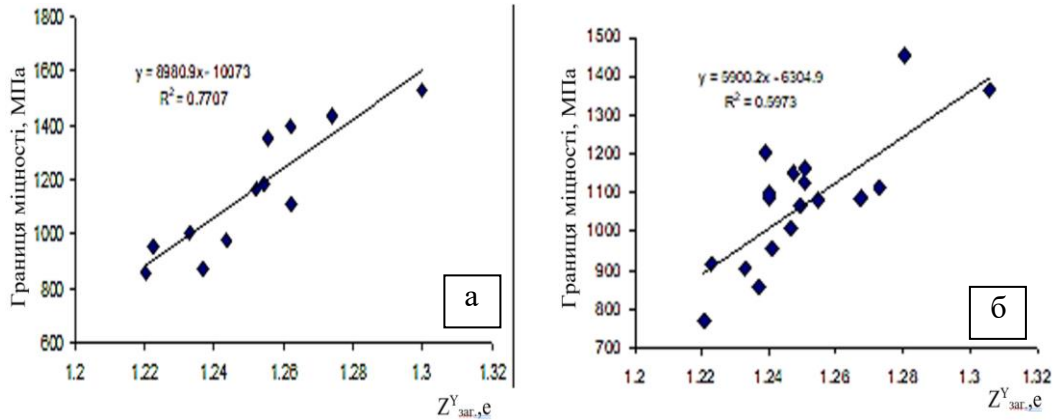


Рисунок 4 – Графічна інтерпретація рішення співвідношень

$$0,8 \leq \frac{Si}{Mn} \leq 1,0 \text{ і } 1,6 \leq Si + Mn \leq 1,8$$

В якості основного параметра ТО, який найбільш суттєво впливає на формування кінцевих механічних властивостей використовували $V_{\text{охол.}}$. На рис. 5 наведено результати аналізу впливу зміни $V_{\text{охол.}}$ та параметра міжатомної взаємодії Z^Y на границю міцності дослідних лабораторних сталей. З огляду на істотну роль режимів охолодження сталі для отримання ферито-перлітної структури виконано порівняльний аналіз властивостей металу плавок після ГПД і ТО з $V_{\text{охол.}}$ 1,6 і 5,1 °C/с від 850 °C. Встановлено, що більша $V_{\text{охол.}} = 5,1$ °C/с дозволяє посилити позитивний вплив збільшення Z^Y на границю міцності.

У роботі розглянуті комбінації матричних і легуючих елементів, які використовуються в реальних промислових умовах (Cr, Ni, Mn, Si), як фізико-хімічного потенціалу для підвищення механічних властивостей сталей для залізничних коліс і цілеспрямованого формування структури. В ході обчислень (рис. 6) встановлено вплив елементів матричної та легуючої підсистем на зарядовий стан системи (Z^Y).



а – $V_{\text{охол.}} = 5,1^\circ\text{C}/\text{c}$; б – $V_{\text{охол.}} = 1,6^\circ\text{C}/\text{c}$

Рисунок 5 – Зв'язок границі міцності і параметра міжатомної взаємодії (Z^Y – зарядовий стан системи) при різній швидкості охолодження ($V_{\text{охол.}}$)

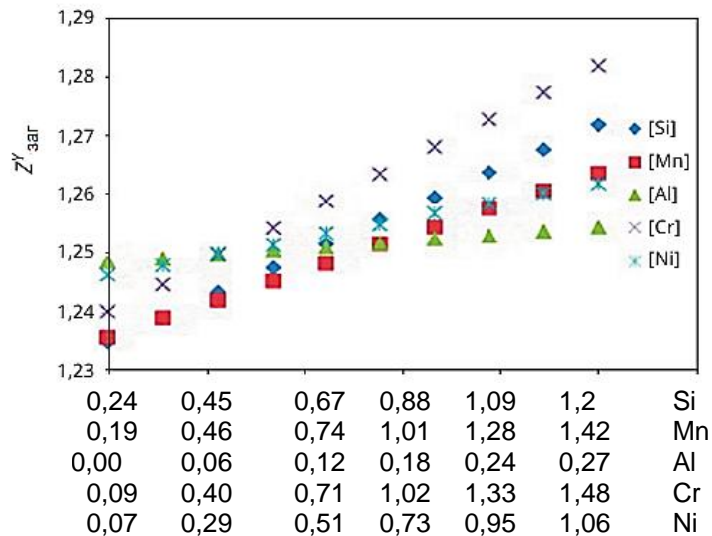


Рисунок 6 – Вплив вмісту хімічних елементів (% мас.) на зміну параметра міжатомної взаємодії Z^Y

З огляду на високий кореляційний зв'язок механічних властивостей з параметрами міжатомної взаємодії, запропоновано моделі для оперативного прогнозування комплексу властивостей у вигляді рівнянь:

$$\sigma_B, \text{ МПа} = 7823,4Z^Y + 1104,96d_{\text{ml}} + 29,917V_{\text{охол.}} - 11932,3 \quad (r = 0,82); \quad (3)$$

$$\sigma_{0,2}, \text{ МПа} = 9748Z^Y + 517,34d_{\text{ml}} + 53,886V_{\text{охол.}} - 13066 \quad (r = 0,80); \quad (4)$$

$$\text{Твердість, НВ} = 1829,63Z^Y + 39,147d_{\text{ml}} - 2043 \quad (r = 0,91), \quad (5)$$

де: Z^y – електронний параметр міжатомної взаємодії в системі, e ;

d_{ml} – структурний параметр міжатомної взаємодії елементів мікролегуючої підсистеми, $10^{-9}m$;

$V_{охол.}$ – швидкість охолодження.

Запропоновані прогнозні моделі будуть застосовані при прийнятті науково обґрунтованих рішень щодо вибору ефективних легуючих і мікролегуючих елементів у конкретних технологічних умовах.

Четвертий розділ присвячено розробці хімічного складу сталі та технологічних параметрів термічного зміцнення залізничних коліс для різних умов експлуатації.

Основним способом підвищення міцності, пластичності і в'язкості обода залізничного колеса є легування сталей елементами, які в комплексі з ефективною термічною обробкою забезпечують формування в ободі колеса дрібнозернистої структури з високою дисперсністю перліту. Залежно від умов експлуатації рухомого складу для виготовлення коліс має використовуватись сталь з різним хімічним складом.

У підрозділі 4.1 наведено результати розробки хімічного складу та режимів ТО коліс класу D відповідно до вимог стандарту AAR (Association of American Railroads) M-107/M-208 «Колеса з вуглецевої сталі». Вимоги до механічних властивостей коліс класу D наведені в таблиці 2.

Таблиця 2 – 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 Брінеллю (на поверхні)	341-415 HB	-
Твердість по Брінеллю (градієнт по перерізу)	321-415 HB	-
В'язкість руйнування K_{Ic}	$\sqrt{35}$ ksi, (38,5 МПа*м ^{1/2})	
Границя міцності	>157 psi (1082 МПа)	> 70 psi (482 МПа)
Границя плинності	> 110 psi (758 МПа)	> 50 psi (345 МПа)
Відносне подовження	>14 %	> 20%
Відносне звуження	> 15%	> 40%

*Примітка: додаткові вимоги.

- Відсутність кільцевих напружень розтягу (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.

Такі колеса експлуатуються в легких умовах гальмування при високих навантаженнях та мають володіти підвищеною стійкістю до зношування у порівнянні з колесами класу С. При цьому 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:

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

За допомогою прогнозувальної моделі, заснованої на встановленому зв'язку механічних властивостей з параметрами міжатомної взаємодії (розділ 3) та узагальнення літературних даних випробувано кілька варіантів хімічного складу дослідних сталей для забезпечення вимог до коліс класу D за ААР М-107/М-208. Була виконана лабораторна виплавка дослідних плавок з розширеним інтервалом зміни хімічного складу як легуючих, так і мікролегуєчих елементів (табл. 3). Сталь варіанту 1 є порівняльною (базовою) і відповідає хімічному складу коліс класу С, інші дослідні сталі відрізнялися вмістом хрому і нікелю, та були мікролеговані ванадієм і молібденом.

Таблиця 3 – Хімічний склад злитків дослідних сталей, % мас.

№ злитку	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	Mo
1	0,69	0,83	0,36	0,29	0,22	0,0056	0,14
2	0,70	0,81	0,57	0,90	0,41	0,11	0,15
3	0,68	0,72	0,52	0,21	0,70	0,11	0,10
4	0,71	0,83	0,55	0,89	0,11	0,10	0,09

Проби зі сталі дослідного складу піддавали ГПД у лабораторних умовах за схемою осаджування на 50%, що відповідає ступеню деформації колеса в поверхневих шарах обода при його виготовленні в промислових умовах. Термічне зміцнення зразків проводили за наступним режимом, близьким до режимів ТО залізничних коліс у промисловому виробництві (температура нагріву $(850 \pm 10)^\circ\text{C}$, $V_{\text{охол.}} \sim 1,5^\circ\text{C/s}$, температура відпуску $(500 \pm 10)^\circ\text{C/s}$, тривалість відпуску – 2 години). Механічні властивості термічно оброблених зразків представлені в таблиці 4.

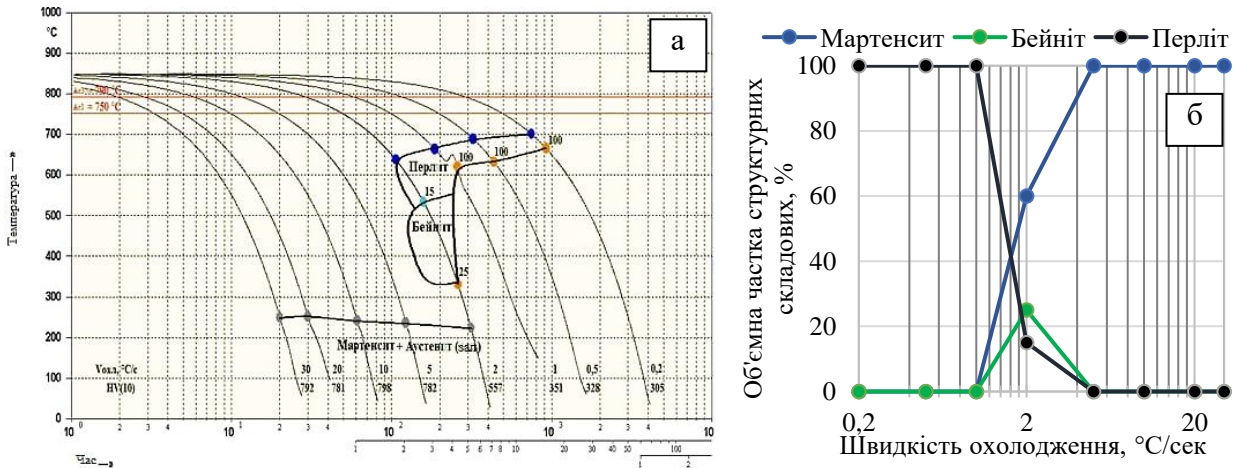
Таблиця 4 – Середні значення механічних властивостей злитків сталі дослідного складу після ГПД і наступної ТО

№ злитку	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %
1	1094,4	14,2	40,5
2	1114,4	14,6	40,4
3	1145,5	14,6	37,6
4	1086,6	14,8	44,2

З таблиці 4 видно, що механічні властивості дослідних сталей відповідають вимогам стандарту ААР М-107/М-208 до коліс класу D. Структурний стан дослідних сталей 1-4: перліт та незначна кількість (2-4%) доевтектоїдного фериту, що цілком задовольняє вимогам стандарту ААР М-107/М-208 до коліс класу D (структура мартенситу неприпустима). У результаті експерименту розроблено рекомендації щодо хімічного складу сталі для виробництва коліс класу D у промислових умовах, (% мас.): C=0,67-0,70; Si=0,45-0,55; Mn=0,65-0,75; Cr= 0,75-0,80; Mo=0,06-0,10; Ni=0,20-0,25; V= 0,08-0,12. На МЗ «ДНІПРОСТАЛЬ» було виготовлено дослідну плавку наступного хімічного складу (% мас.): C=0,68; Si=0,49; Mn=0,70; Cr= 0,77; Mo=0,069; Ni=0,22; V= 0,087.

Досліджено кінетику розпаду аустеніту розробленої дослідної сталі для залізничних коліс при безперервному охолодженні (рис. 7).

Встановлено, що при $V_{\text{охол.}}$ до $1^\circ\text{C}/\text{c}$ у ній формується повністю перлітна структура, при $V_{\text{охол.}}$ $2^\circ\text{C}/\text{c}$ кінцева структура складається з 15% перліту, 25% бейніту, решта – мартенсит і аустенит залишковий (рис. 8). При $V_{\text{охол.}}$ $5^\circ\text{C}/\text{c}$ та більше розпад аустеніту проходить з утворенням мартенситу.



а – термокінетична діаграма; б – структурна діаграма;

Рисунок 7 – Термокінетична і структурна діаграми розпаду аустеніту при безперервному охолодженні сталі (хімічний склад, % мас.: 0,68 С; 0,49 Si; 0,70 Mn; 0,77 Cr; 0,07 Mo; 0,22 Ni; 0,09 V для залізничних коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208)

В умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» була виготовлена дослідно-промислова партія залізничних коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208. Виконані промислові експерименти з дослідження впливу параметрів ТО на структуру і властивості дослідної сталі. Встановлено режими, при яких в колесах з дослідної сталі формується структура дисперсного перліту з невеликою кількістю інших фаз та механічні властивості, які відповідають заданим. Рекомендований режим термічної обробки коліс включає: нагрівання в кільцевій печі під зміцнюючу термічну обробку до $(840 \pm 10)^\circ\text{C}$; тривалість охолодження – (170 ± 5) с; витрата охолоджуючої рідини від нуля до (65 ± 2) м³/год; тривалість підстужування коліс – (35 ± 5) хв; температура відпуску – $(600 \pm 10)^\circ\text{C}$; тривалість відпуску - 3 год. +15 хв.

У роботі були проведені порівняльні дослідження зносостійкості та стійкості до відшарування зразків, виготовлених із коліс класу C та D. Досліджували зразки діаметром 40 мм і товщиною 10 мм від одного колеса класу C (порівняльне) та трьох коліс класу D. Випробування на зношуваність проводили при коефіцієнті ковзання 10%, в умовах сухого тертя. У якості критерію оцінки зносостійкості приймається втрата маси випробного зразка в процесі випробувань. Мінімальна втрата маси зразка відповідає максимальній зносостійкості сталі. Результати випробувань зразків на зносостійкість показали, що метал досліджуваних коліс класу D, маючи більш високий рівень твердості, також має більшу (до 10 %) зносостійкість у порівнянні з металом колеса класу C (табл. 5). Були проведені попередні дослідження для визначення раціональних силових параметрів при випробуваннях, які не перевищували в зоні контакту зразка і контртіла величини границі плинності матеріалу та дозволили коректно визначити стійкість до зношування.

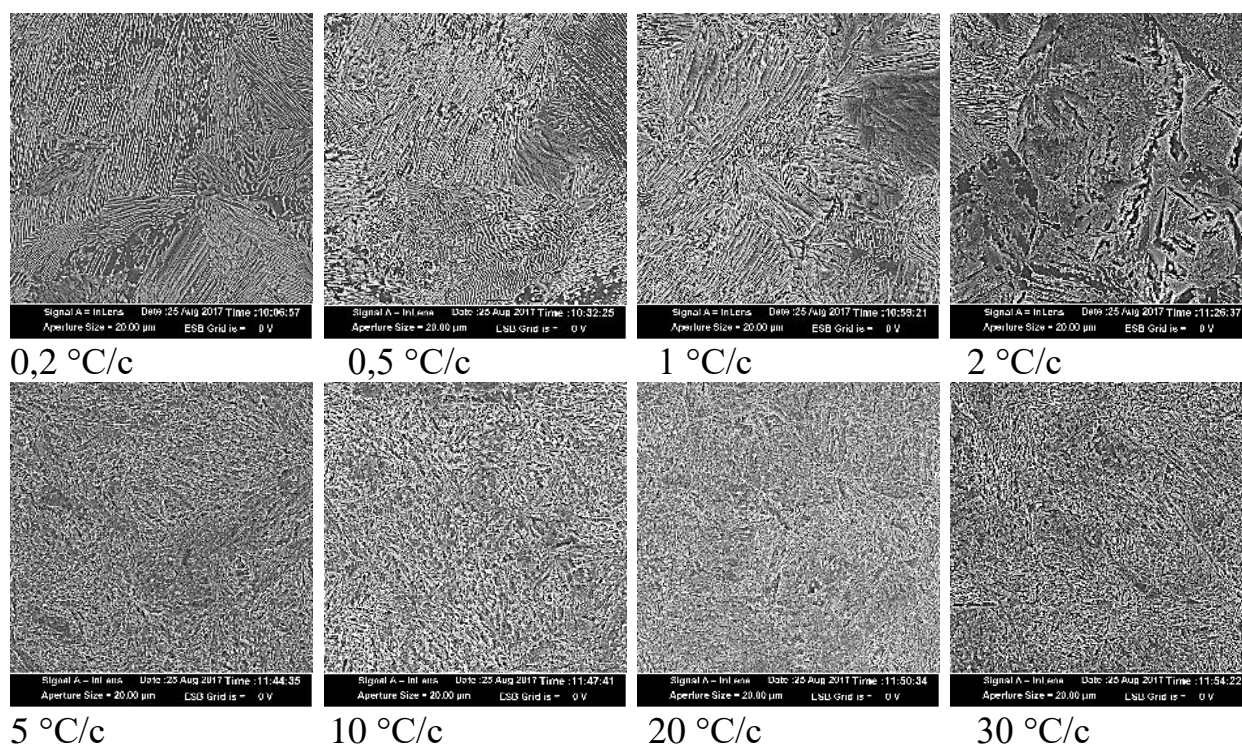


Рисунок 8 – Мікроструктура ($\times 2000$) сталі (хімічний склад % мас.: 0,68 C; 0,49 Si; 0,70 Mn; 0,77 Cr; 0,07 Mo; 0,22 Ni; 0,09 V) для залізничних коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208 після безперервного охолодження за різними швидкостями

Таблиця 5 – Результати випробувань зразків з дослідних коліс на стійкість до зношування

Зразок	Початкова маса зразка, $\text{кг} \cdot 10^{-3}$	Маса зразка після випробування, $\text{кг} \cdot 10^{-3}$	Втрата маси зразка, $\text{кг} \cdot 10^{-3}$	Твердість HRC сер.	Кількість циклів
С (клас С)	82,3913	78,2913	4,10	31,3	500 000
29 (клас D)	79,4852	75,7431	3,7421	37	500 000
32 (клас D)	80,0528	76,2841	3,8187	36	500 000
41 (клас D)	81,8480	77,9156	3,9324	35	500 000

Випробування на стійкість до відшарування проводили з безперервною подачею на контактуючі поверхні зразка і контртіла мастила складу: 75 % гасу і 25 % машинного масла. Останнє запобігає стиранню поверхневого шару зразка, в якому зароджуються втомні тріщини. Гас має високу рідкотекучість і добре заповнює утворені втомні тріщини, не дозволяючи їм закатуватися. Під навантаженням гас розклинає тріщину, прискорює зародження контактно-втомних пошкоджень і проведення випробувань у цілому.

Критерієм оцінки стійкості до відшарування приймається кількість циклів навантаження до появи перших слідів викришування на поверхні тертя випробуваного зразка. Встановлено, що стійкість до відшарування у металу коліс класу D на 65 % вища, ніж у металу порівняльного колеса класу С (табл. 6).

Аналіз мікроструктури досліджуваних зразків (рис. 9) показав, що середній розмір зерна металу колеса класу С дорівнює 0,044 мм, а металу коліс класу D –

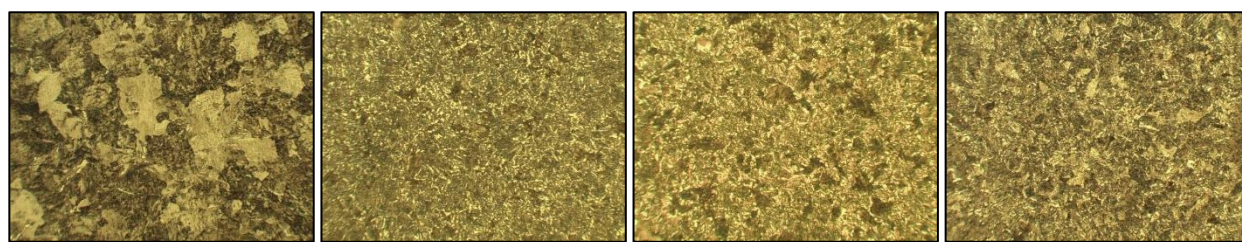
0,01 мм. Цей факт також міг сприяти підвищенню зносостійкості та контактнотомної міцності металу коліс класу D, оскільки подрібнення зерна призводить до підвищення опору сталі пластичній деформації. Таким чином розроблені колеса класу D повністю відповідають і додатковим вимогам. Заводом-виробником отримано сертифікат на виготовлення нового виду продукції – коліс класу D – від The Association of American Railroads.

Таблиця 6 – Результати випробувань на стійкість до відшарування металу коліс класу C і D

Маркування зразку (клас сталі)	Кількість циклів навантаження до появи перших слідів викришування
C (клас C)	1 700 000
29 (клас D)	2 550 000
32 (клас D)	2 650 000
41 (клас D)	3 000 000

У підрозділі 4.2 наведено результати розробки нової сталі для залізничних коліс з підвищеною стійкістю до зношування при високих навантаженнях та високою надійністю при від'ємних температурах експлуатації (-40 °C).

За допомогою моделі, заснованої на встановленні зв'язку механічних властивостей з параметрами міжатомної взаємодії (розділ 3) та узагальнення літературних даних було випробувано кілька варіантів хімічного складу дослідних сталей для забезпечення вимог до коліс класу D+, які відповідають додатковим вимогам TTCI (AAR's Transportation Technology Center Incorporated). Була виконана лабораторна виплавка дослідних плавок з розширеним інтервалом зміни хімічного складу за вмістом як легуючих, так і мікролегуючих елементів (табл. 7).



а – клас C; б – зразок 29 (клас D); в – зразок 32 (клас D); г – зразок 41 (клас D);
Рисунок 9 – Мікроструктура (×400) дослідних зразків для випробувань

Таблиця 7 – Хімічний склад дослідних плавок, % мас.

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

Сталь варіанту 5 є порівняльною (базова), за хімічним складом вона відповідає класу D згідно з вимогами стандарту ААР М-107/М-208. Сталь з хімічним складом варіанту 6 мала 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 в неї додатково вводили азотовмісні феросплави і карбідоутворюючі елементи. Досягнення заданого рівня міцності очікували за рахунок зміцнення дрібними карбідами і карбонітридами, а висока дисперсність частинок мала сприяти збереженню показників в'язкості і пластичності на високому рівні. Варіант хімічного складу 8 мав відрізнитися від сталі для залізничних коліс класу D тим, що вона додатково легована хромом і нікелем. Досягнення заданого комплексу властивостей очікували завдяки формуванню структури високодисперсного легованого перліту.

За методикою, описаною у п. 4.1 дослідні злитки піддавали ГПД і ТО. Досліджували вплив $V_{\text{охол.}}$ і температури відпуску на твердість дослідних сталей (табл. 8). За режимами, які забезпечували необхідний рівень твердості, були оброблені заготовки та визначені механічні властивості дослідних сталей (табл. 9).

За результатами досліджень для дослідно-промислового випробовування було рекомендовано наступний хімічний склад сталі, % мас: C=0,50-0,55; Si=0,90-1,00; Mn=0,80-0,85; V=0,10-0,15; Cr=0,3-0,4; Ni=0,8-0,9; S≤0,025; P≤0,03. В умовах МЗ «ДНПРОСТАЛЬ» була виготовлена промислова плавка сталі наступного хімічного складу, % мас.: C=0,50; Mn=0,80; Si=0,98; P=0,009; S=0,002; Cr=0,32; Ni=0,82; V=0,11.

Таблиця 8 – Твердість (НВ) дослідних сталей після ГПД і ТО (прискорене охолодження від 850°C і відпуск протягом 2 год)

№ злитка	$V_{\text{охол.}}=0,52^{\circ}\text{C}/\text{c}$	$V_{\text{охол.}}=1,59^{\circ}\text{C}/\text{c}$				$V_{\text{охол.}}=5,13^{\circ}\text{C}/\text{c}$			
	Без відпуски	Без відпуски	Твід., °C			Без відпуски	Твід., °C		
			500	550	600		500	550	600
5	277	369	359	337	286	>505	411	369	319
6	298	>505	436	395	321	>505	457	388	357
7	385	502	416	379	326	505	415	388	360
8	304	>505	458	415	334	>505	460	405	363

Таблиця 9 – Механічні властивості дослідних сталей при різних температурах випробувань

№ злитка	$T_{\text{випроб.}}, ^{\circ}\text{C}$	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	Твердість, НВ
5	мінус 40	1291	1429	342
6		1174	1373	370
7		1414	1511	390
8		1286	1401	382
5	плюс 20	1314	1377	345
6		1352	1482	401
7		1448	1527	397
8		1258	1361	378

На ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» були виготовлені залізничні колеса, на яких були відпрацьовані технологічні режими ТО. Механічні властивості термічно оброблених коліс представлені в табл. 10. Встановлено, що колеса з розробленої сталі мають високі механічні властивості при від'ємних температурах та достатню пластичність. При цьому в'язкість руйнування таких залізничних коліс значно перевищує вимоги. Дослідна партія залізничних коліс успішно пройшла експлуатаційні випробування на полігоні ТТСІ.

Таблиця 10 – Механічні властивості дослідних коліс

№ колеса	Твипр., °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	Твердість, НВ		В'язкість руйнування, МПа \times м ^{1/2}
						Внутрішня	Поверхнева	
003	- 40	820,9	1074,2	16,0	34,8	-	-	-
		835,3	1072,7	15,0	38,1			
	+20	783,4	1062	17,3	41,8	321	370	61,4
		792,5	1080	15,7	44,0			
014	- 40	817,7	1063,9	15,7	37,0	-	-	-
		742,3	1013,1	16,3	34,0			
	+20	783,5	1098	16,9	43,3	322	373	54,2
		780,2	1099	17,7	42,2			
ТТСІ кл. D+	- 40	$\geq 724,0$	$\geq 1000,0$	$\geq 15,0$	-	-	-	-
	+20	$\geq 770,0$	$\geq 1060,0$	$\geq 15,0$	-	312-376	360-420	$\geq 38,5$

У підрозділі 4.3 представлені результати розробки хімічного складу і параметрів ТО залізничних коліс з підвищеною стійкістю до утворення експлуатаційних дефектів при підвищених навантаженнях та складних умовах гальмування.

При гальмуванні залізничні колеса піддаються значним тепловим і механічним навантаженням. Ці обставини обумовлюють необхідність забезпечення високої стійкості до утворення дефектів термічного і механічного походження. У теперішній час для вантажних перевезень передбачено використання сталей марки 2 і Т згідно з ДСТУ ГОСТ 10791:2016. Високоміцні колеса зі сталі марки Т, яка передбачає можливий вміст вуглецю до 0,7% мас., мають підвищену схильність до утворення дефектів теплового походження на поверхні кочення. Колеса марки 2 значно поступаються за рівнем твердості та міцності колесам марки Т, що обумовлює їх недостатній рівень зносостійкості. Колеса з нової сталі повинні перевищувати за показниками твердості та міцності колеса зі сталі марки 2, а за показниками опору утворенню дефектів термічного походження, пластичності та в'язкості – сталь марки Т.

Для вирішення поставленого завдання необхідно було обмежити вміст вуглецю в сталі, а знеміцнення компенсувати вдосконаленням хімічного складу та розробкою режиму відповідної ТО. Результатом застосування твердорозчинного механізму зміцнення елементами матричної підсистеми раніше була розроблена сталь марки К (C \leq 0,6%; Mn=0,9-1,1%; Si=0,8-1,0%; V=0,10-0,15% мас.) за ТУУ 35.2-23365425-657:2011. Для розробки нової сталі було випробувано карбонітридоутворюючу

систему легування Al-Ti-N, яку додавали до відомої сталі марки К та марки 2 (табл. 11). У розділі 3 на основі обчислювального експерименту визначено діапазони зміни елементів матричної системи, що забезпечують необхідні службові та експлуатаційні властивості залізничних коліс: вуглець (0,55-0,60%); марганець (0,8-1,0%); кремній (0,7-0,9%), тому в дослідних сталях вміст кремнію і марганцю був знижений у порівнянні з вимогами до марки К.

Таблиця 11 – Хімічний склад дослідних сталей, % мас.

Умовне познач. плавки	C	Si	Mn	P	S	V	Mo	Al	Ti	(N)	(O)
9 (марка Т)	0,72	0,34	0,72	0,014	0,007	0,126	0,011	0,027	≤0,005	0,007	0,073
10 (марка К)	0,55	0,82	0,86	0,012	0,004	0,130	0,015	0,021	≤0,005	0,004	0,011
11 (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
12 (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

За допомогою мікрорентгеноспектрального аналізу підтверджено наявність часточок TiC(N) у структурі дослідних сталей (рис. 10). Встановлено, що в основному частинки утворюються на оксидах алюмінію. Спостерігали зниження вмісту вуглецю в металі, що контактує з TiC(N).

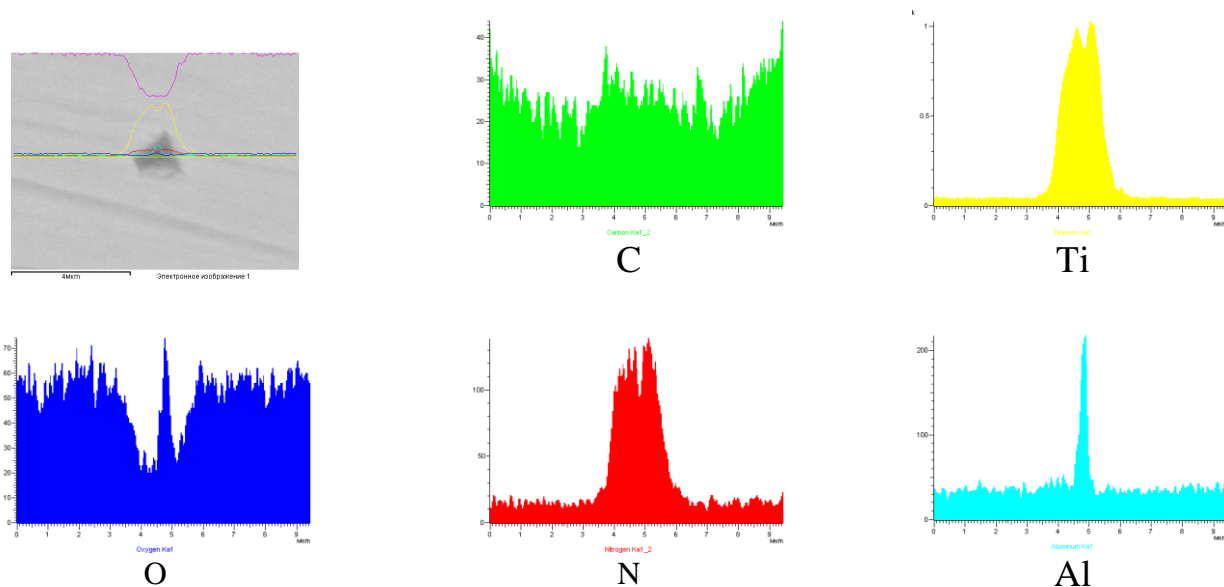
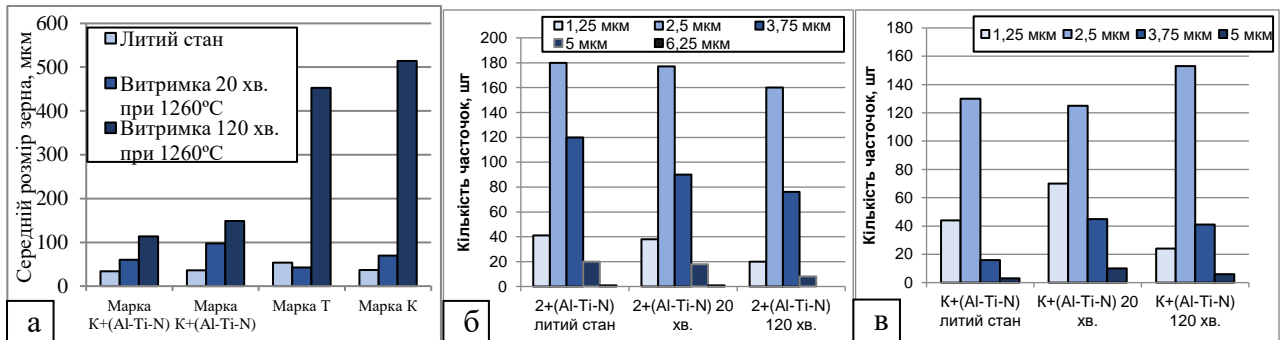


Рисунок 10 – Карти розподілу хімічних елементів в області неметалевого включення в дослідній сталі К+(Al-Ti-N) у литому стані

Досліджено вплив високотемпературної витримки, яка відповідає режимам нагрівання колісної заготовки перед ГПД за чинною технологією (до 2 годин при 1260°C) на розмір зерна (рис. 11, а) та розмір і кількість часточок TiC(N) на площі 0,5см² (рис. 11, б, в). Показано гальмівний вплив наявності дисперсних тугоплавких часточок на ріст зерна при високотемпературних витримках до 2 годин. При цьому кількість і розміри часточок значно не змінилися.

Результати механічних випробувань дослідних злитків після ГПД та ТО за режимами, аналогічними описаним у п. 4.1, наведені в таблиці 12.

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. Це може бути пов'язане зі зниженням концентрації вуглецю навколо карбонітридів.



а – розмір зерна; б, в – розмір карбідів у сталях К+ (Al-Ti-N) і 2+ (Al-Ti-N);
Рисунок 11 – Вплив тривалості високотемпературної витримки (1260 °C) на розмір зерна та карбідів й карбонітридів у дослідних сталях

Таблиця 12 - Механічні властивості дослідних сталей після ГПД і ТО

Умовне позначення злитку	Границя плинності, МПа	Границя міцності, МПа	Відносне звуження, %	Відносне видовження, %	Ударна, в'язкість, КСУ, Дж/см ²	Твердість, НВ
марка К	937	1146	19,75	11,1	51,9	316
марка Т	842	1147	32,2	12,5	47,5	339
К+(Al-Ti-N)	617	997	50,1	18,4	46,7	299
2+(Al-Ti-N)	590	975	50,3	16	55,3	266

Досліджено експлуатаційні властивості дослідних сталей: стійкість до зношування і стійкість до утворення дефектів термічного походження (рис. 12).

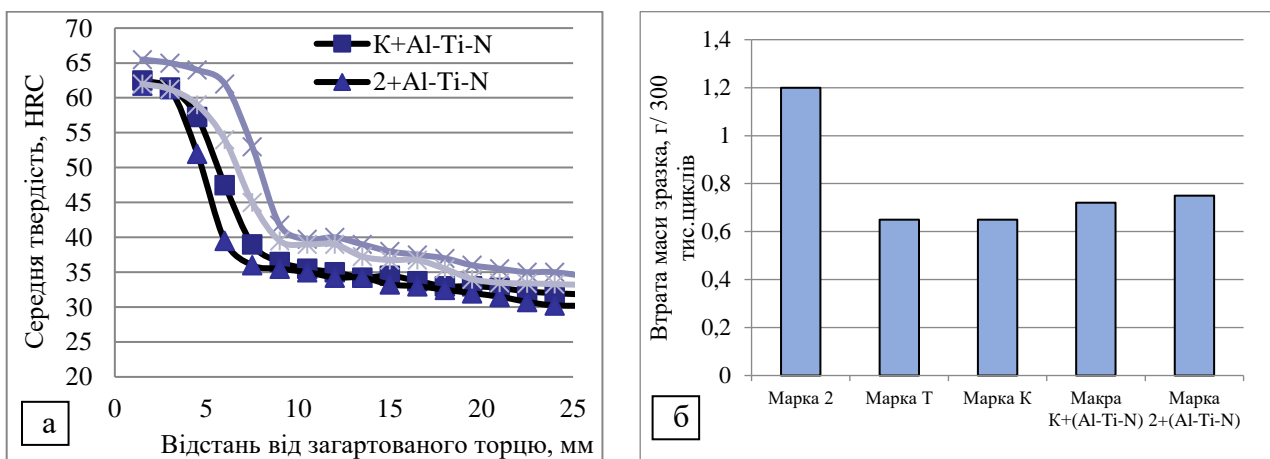


Рисунок 12 – Прогартовуваність (а) та зношуваність (б) дослідних сталей

Встановлено закономірність зміни твердості на відстані від поверхні з однією стороною охолодження при випробуваннях на прогартовуваність за методом Джоміні. Це дозволило оцінити схильність дослідних сталей до утворення дефектів

термічного походження на поверхні кочення залізничних коліс. Доведено, що сталі марок 2+ (Al-Ti-N) та K+ (Al-Ti-N) мають меншу на 20-30% товщину шару зі структурою мартенситу у порівнянні зі сталлю марки Т, що свідчить про більшу стійкість до утворення дефектів термічного походження на поверхні кочення залізничних коліс. Встановлено, що зносостійкість сталей дослідного складу незначно поступається зносостійкості сталі марки Т, але значно перевищує зносостійкість сталі марки 2 за ДСТУ ГОСТ 10791:2016.

За результатами досліджень розроблено рекомендації щодо хімічного складу сталі з підвищеною експлуатаційною надійністю (підвищені показники пластичності у порівнянні з вимогами до коліс зі сталі марки 2) та довговічністю (підвищені стійкість до утворення дефектів термічного походження при складних умовах гальмування у порівнянні зі сталлю марки Т та зносостійкість у порівнянні зі сталлю марки 2). Хімічний склад сталі марки «А» (% мас.): C=0,55...0,60; Mn=0,77...0,90; Si=0,80...0,90; Ti=0,018...0,025%; Al=0,013...0,030; N=0,015...0,020; V≤0,15. Розроблено проєкт технічних умов на дослідно-промислому партію залізничних коліс ТУ У 30.2-23365425-715:2020.

У п'ятому розділі досліджено особливості розпаду аустеніту при охолодженні сталей для залізничних коліс різного хімічного складу. Відомо, що при кристалізації сталевого злитка формується хімічна мікронеоднорідність, пов'язана з дендритною ліквідацією. У місцях з підвищеною концентрацією хімічних елементів кінетика фазових перетворень при прискореному охолодженні з аустенітного стану в процесі ТО може відрізнятись від кінетики розпаду в сусідніх мікрооб'ємах сталі. Неоднорідність структурного стану може призводити до неоднорідності механічних властивостей та зменшення загальної експлуатаційної надійності цих виробів.

У розділі наведені результати дослідження впливу $V_{\text{охол.}}$ (0,02...20 °C/c) на формування структури і рівень механічних властивостей сталей для залізничних коліс з різним вмістом вуглецю (0,63 і 0,68 % мас). Встановлено, що для сталі з вмістом вуглецю 0,63% ділянки зі структурою бейніту спостерігали при $V_{\text{охол.}}$ більших за 14 °C/c, а з подальшим зменшенням $V_{\text{охол.}}$ до 5 °C/c структурні складові та їх співвідношення суттєво не змінювались та являли собою 96-97% перліту з 3-4% доевтектоїдного фериту. При охолодженні сталі з 0,68%С з $V_{\text{охол.}}=17$ °C/c структури бейніту спостерігали у кількості до 10 %. При зменшенні $V_{\text{охол.}}$ формується ферито-перлітна структура. Охолодження з $V_{\text{охол.}}$ 0,02 °C/c призводить до утворення максимальної кількості фериту (~10%), перліт при цьому має будову з великою міжпластинчастою відстанню (~0,32 мкм) (рис. 13).

Найбільші значення ударної в'язкості відповідають $V_{\text{охол.}}$ 1-11 °C/c (рис. 14, а). При подальшому збільшенні $V_{\text{охол.}}$ значення ударної в'язкості починають зменшуватися. Це може бути пов'язане з утворенням у структурі сталі верхнього бейніту. Мінімальне значення ударної в'язкості відповідає стану після відпалу з охолодженням з піччю. Ймовірно, це пов'язано з тим, що тріщина при руйнуванні зразка під час випробування на своєму шляху зустрічала менше перешкод у вигляді границь між феритом і пластинами цементиту в перліті. Тому термічна обробка з прискореним охолодженням є необхідною операцією, яка забезпечує значне підвищення всього комплексу механічних властивостей досліджуваних сталей. При $V_{\text{охол.}}$ від 11 °C/c і вище, твердість значно не змінюється (рис. 14, б). При зниженні

$V_{\text{охол.}}$ відбувається зниження твердості. Такий характер зміни властивості спостерігали для обох досліджуваних сталей. Встановлено, що при $V_{\text{охол.}}$ 5-11 °C/c не відбувається формування структур бейніту, при цьому досягається високий рівень твердості та ударної в'язкості сталі.

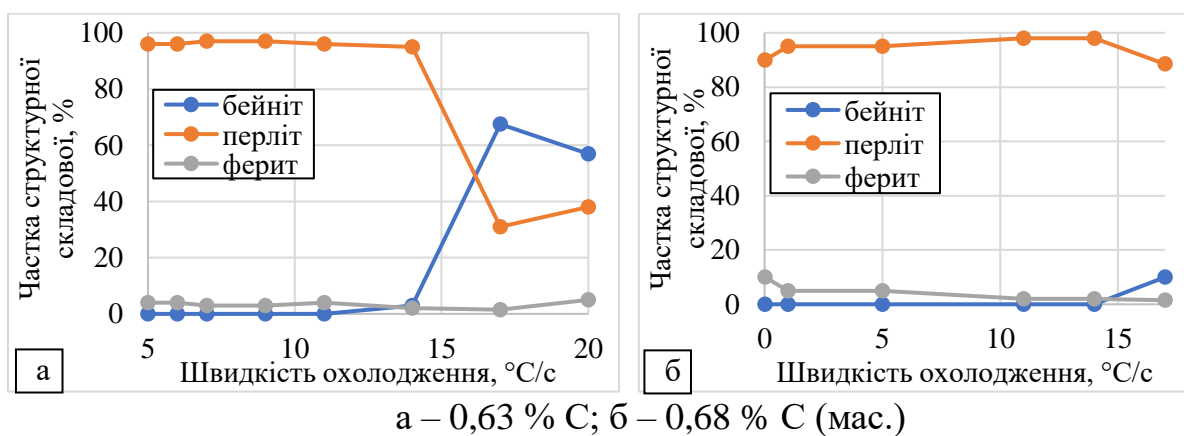


Рисунок 13 – Структурні діаграми кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні сталі марки Т за ДСТУ ГОСТ 10791:2016

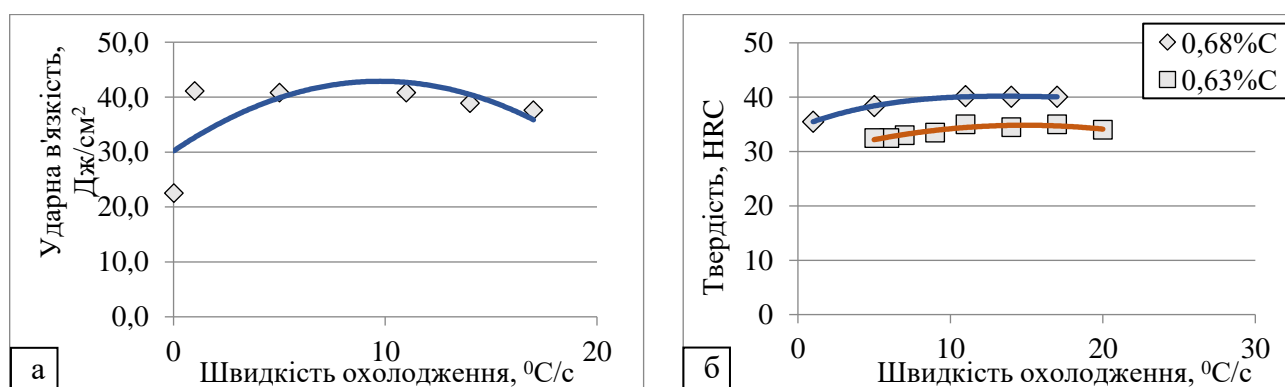


Рисунок 14 – Ударна в'язкість сталі з 0,68%С (а), твердість сталей з 0,68 % С і 0,63 % С (б) після охолодження з різними швидкостями та наступним відпуском

Ще однією характеристикою, яка є чутливою до структурної неоднорідності є в'язкість руйнування K_{1C} . Дослідження цієї характеристики проводилися на зразках, вирізаних з коліс зі сталі марки ER7 за EN 13262 (з ~0,47 % С), з різним рівнем в'язкості руйнування K_{1C} (табл. 13). При цьому розбіжність результатів по колу колеса складала 26-40%.

Таблиця 13 – В'язкість руйнування K_{1C} дослідних зразків

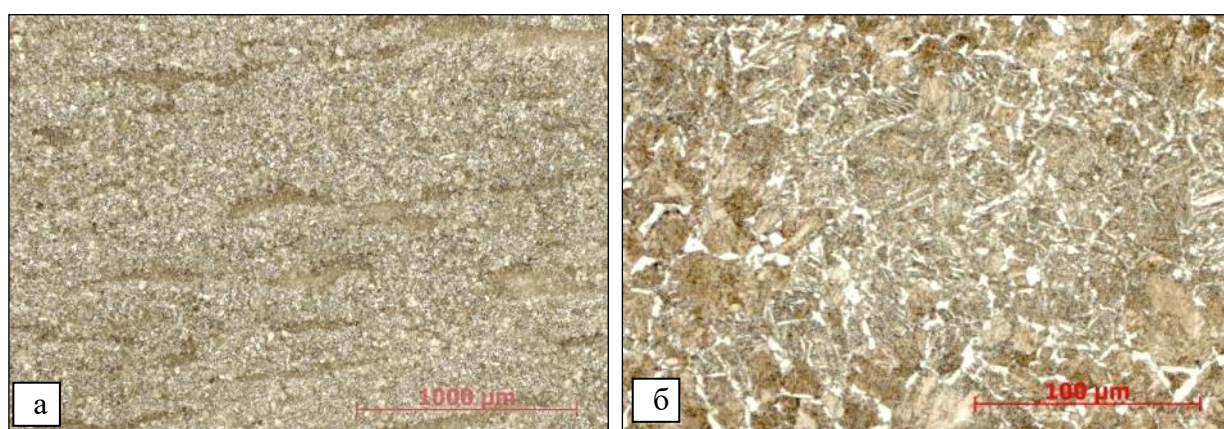
№ плавки	10236		10711		10713	
№ зразка	3	5	2	6	7	10
В'язкість руйнування K_{1C} , МПа·м ^{1/2}	106,0	77,9	88,0	120,0	132,0	77,4

Детальний аналіз мікроструктури показав (рис. 15), що в зразках, які характеризуються більш низьким значенням в'язкості руйнування, крім сорбітоподібного перліту з виділеннями доєвтектоїдного фериту по границях колишніх аустенітних зерен присутні структури з голчатою морфологією, ймовірно,

бейніт (рис. 15). Визначена методом кількісної металографії об'ємна частка структур з голчастою морфологією складала до 15%. Таким чином, підвищення кількості бейніту в мікроструктурі в середньому на 1,0% викликає зниження в'язкості руйнування на 2,7%.

Мікроструктура зразків з підвищеними значеннями в'язкості руйнування складається, в основному, з сорбітоподібного перліту з виділеннями доевтектоїдного фериту по границях колишніх аустенітних зерен. Структури голчастої морфології при аналізі шліфів даних зразків не спостерігали.

Досліджено хімічний склад структурних складових зразків з обох залізничного колеса марки ER7 пл. №10236 в місці з вираженою структурною неоднорідністю (рис. 16). Встановлено, що ділянки з голчастою структурою (ймовірно верхнього бейніту) мали підвищений вміст марганцю у порівнянні з перлітом і феритом, розташованим неподалік (табл. 14).



а – $\times 50$, б – $\times 500$;

Рисунок 15 – Мікроструктура зразка № 10

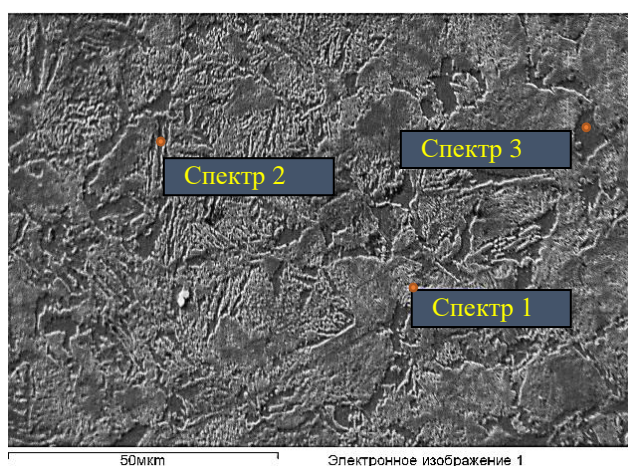


Рисунок 16 – Дослідження хімічного складу структурних складових сталі марки ER7 з 0,47 % С (мас.)

Отримані результати узгоджуються з попередніми дослідженнями та результатами інших авторів. Таким чином, хімічна мікронеоднорідність, яка виникає при кристалізації, може призводити до зміни механізму розпаду аустеніту в локальних ділянках при певних умовах прискореного охолодження.

Використання моделі розрахунку методом кінцевих елементів зміни температури по перерізу обода в процесі ТО коліс дозволило встановити відмінності у закономірностях зміни температури при охолодженні за чинною технологією з постійною витратою охолоджувача в залежності від відстані до поверхні кочення та хімічного складу сталі. Для залізничних коліс застосовують вуглецеві сталі, які в основному відрізняються тільки вмістом вуглецю, марганцю і кремнію. На практиці інтервал змін цих елементів у сталі для залізничних коліс різних марок може становити (% мас.): 0,45-0,70 C; 0,25-0,50 Si; 0,40-1,0 Mn. Умовно було виділено три хімічних складу (% мас.): з мінімальним (C= 0,45; Si=0,25, Mn=0,40), середнім (C=0,58; Si=0,38, Mn=0,70), та максимальним (C= 0,70; Si=0,50, Mn=1,0) вмістом легуючих елементів.

Таблиця 14 – Хімічний склад структурних складових сталі марки ER7

Елемент	Масовий %	Атомний %	Масовий %	Атомний %	Масовий %	Атомний %
	Перліт (спектр 1)		Бейніт (спектр 2)		Ферит (спектр 3)	
Al K	0,09	0,18	0,00	0,00	0,13	0,26
Si K	0,44	0,87	0,32	0,63	0,44	0,86
V K	0,07	0,08	0,00	0,00	0,04	0,05
Mn K	0,70	0,70	0,83	0,85	0,70	0,71
Fe K	98,71	98,17	98,85	98,53	98,55	97,97
Всього	100,00		100,00		100,00	

З рисунка 17 видно, що на глибині 0-3 мм у перші 5 секунд охолодження $V_{\text{охол.}}$ складає близько $70 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$ при постійній витраті води $80 \text{ м}^3/\text{год}$ (діюча технологія), що значно перевищує критичну $V_{\text{охол.}}$ для високовуглецевих доєвтектоїдних сталей. Тобто при термічній обробці за чинною технологією в поверхневих шарах утворюється структура мартенситу через зависоку $V_{\text{охол.}}$.

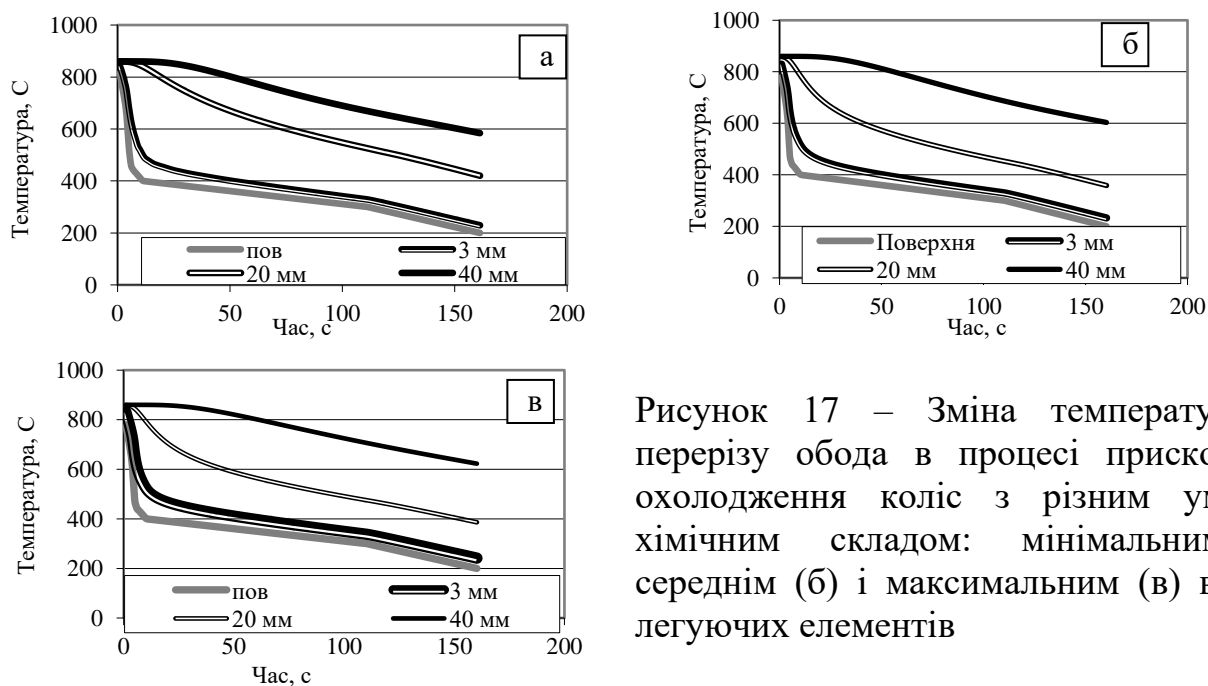


Рисунок 17 – Зміна температури по перерізу обода в процесі прискореного охолодження коліс з різним умовним хімічним складом: мінімальним (а), середнім (б) і максимальним (в) вмістом легуючих елементів

Внаслідок відмінностей теплофізичних властивостей, для сталей з різним вмістом елементів реалізуються різні $V_{\text{охол.}}$ та розподіл температурних полів по перерізу обода (рис. 18). Тому при наявності ліквацийних ділянок у сусідніх мікроб'ємах сталі можуть утворюватися різні мікроструктури. Це може призводити до зміни кількості доєвтектоїдного фериту, рівномірності його розподілу, до зміни міжпластинчастої відстані в перліті, та навіть до утворення проміжних структур за дифузійно-зсувним механізмом.

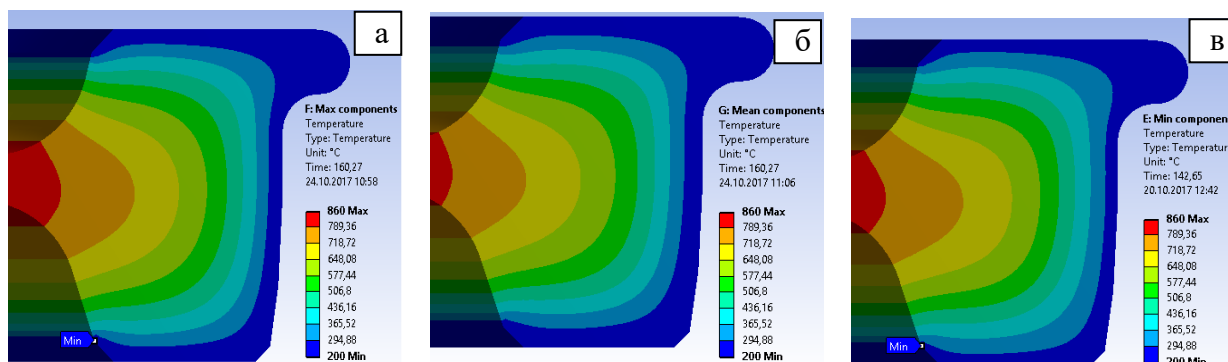


Рисунок 18 – Розподіл температури по перерізу обода через 160 с охолодження спреером у залежності від хімічного складу сталі (з мінімальним (а), середнім (б) і максимальним (в) вмістом легуючих елементів)

Метою наступного експерименту було визначення гранично допустимих $V_{\text{охол.}}$ сталі поблизу поверхні кочення і мінімально необхідних $V_{\text{охол.}}$ центральних ділянок обода залізничного колеса для досягнення високого рівня твердості при ферито-перлітному структурному стані для різних марок сталей для залізничних коліс з урахуванням хімічної мікронеоднорідності, яка формується в сталі при кристалізації.

Розроблено спосіб визначення $V_{\text{охол.}}$, який полягає в наступному. Проводять випробування на прогартуваність (ГОСТ 5657) методом торцевого гартування (за методом Джоміні). Визначають відстань від поверхні, з якої виконували одностороннє охолодження, до місця, де твердість відповідає вимогам нормативної документації для коліс з досліджуваної сталі (рис. 19), та мінімальну відстань, де формується ферито-перлітна структура.

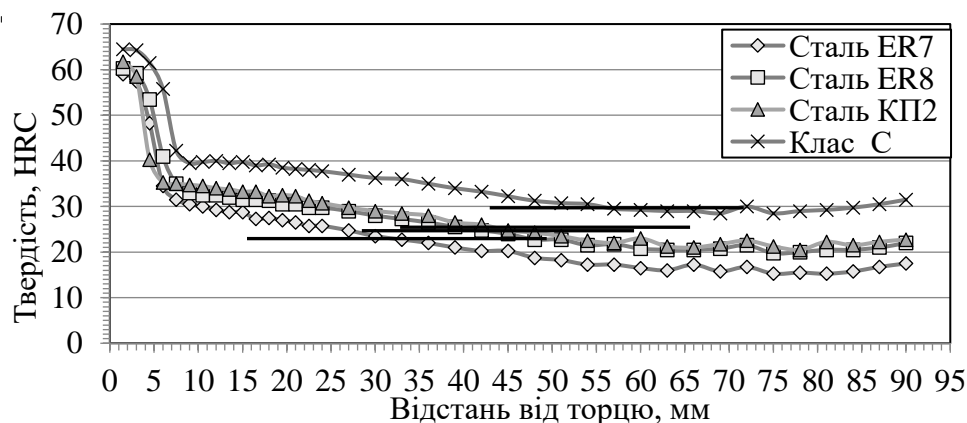
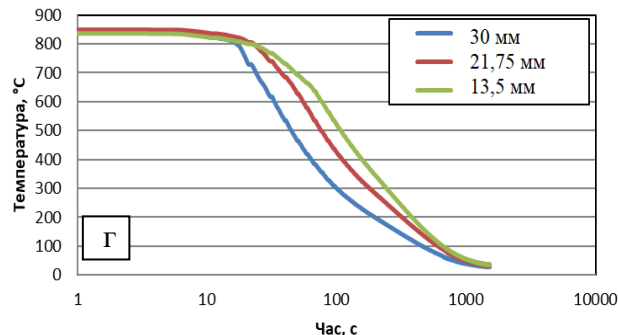
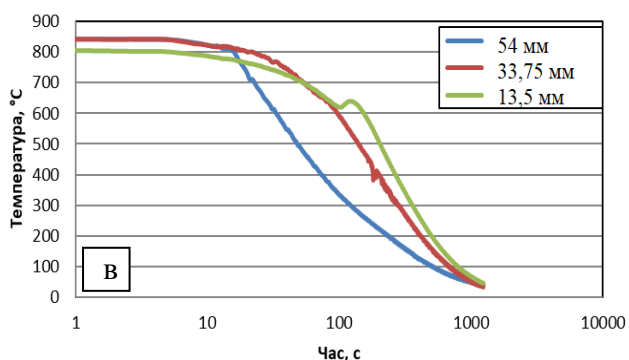
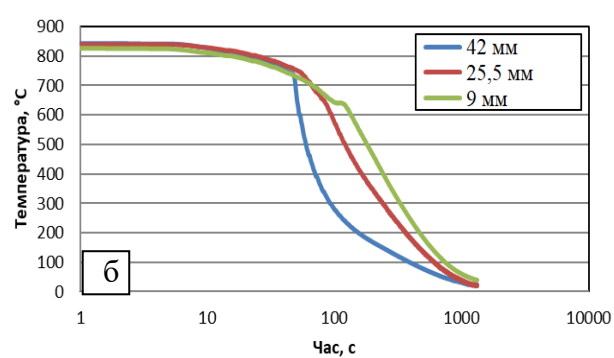
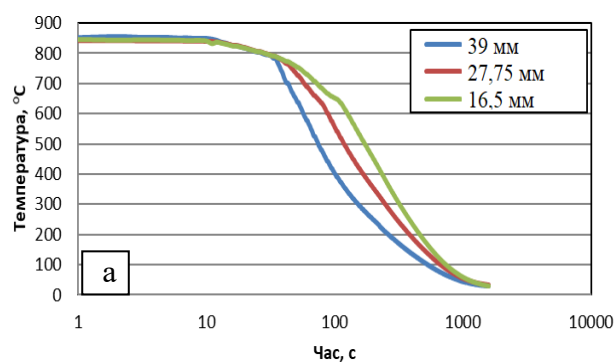


Рисунок 19 – Змінення твердості в залежності від відстані до торцю зразка після випробувань на прогартуваність методом Джоміні (горизонтальна лінія – рівень вимог НТД до коліс з даної марки сталі)

У другий ідентичний зразок з тієї ж сталі на попередньо визначеній відстані встановлюють термопари і проводять охолодження в тих самих умовах, як і для першого зразка, з записом зміни температури під час охолодження (рис. 20). За результатом аналізу кривих охолодження визначають інтервал $V_{\text{охол.}}$, що забезпечує задовільні значення твердості в центральних об'ємах обода і гарантує однорідну ферито-перлітну структуру біля поверхні кочення колеса (табл. 15).

Таблиця 15 – Результати експерименту з однобічним тепловідводом

Досліджувані параметри сталей	Марка сталі			
	Марка 2	Клас С	Марка ER7	Марка ER8
Вміст основних елементів, % мас.	C=0,61 Mn=0,69 Si=0,24	C=0,71 Mn=0,76 Si=0,30	C=0,48 Mn=0,70 Si=0,30	C=0,53 Mn=0,72 Si=0,27
Мінімальна відстань, на якій формується рівномірна ферито-перлітна структура (без утворення ділянок структури бейніту, мартенситу та відманшетту), мм	9	13,5	13,5	16,5
Відстань, що відповідає середині визначеного інтервалу швидкостей, мм	25,5	33,75	21,75	27,75
Відстань, на якій твердість відповідала мінімально припустимій за вимогами відповідної НТД, мм	42	54	30	39



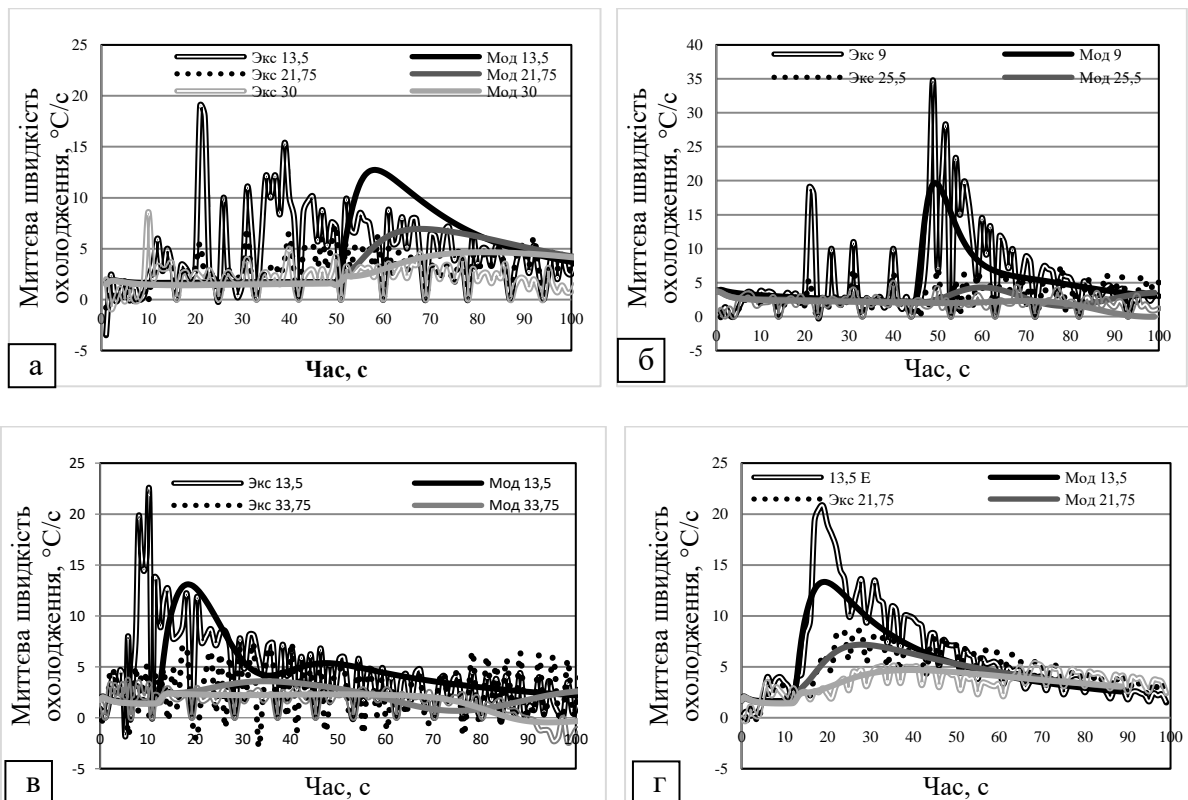
а – марка ER8 за EN 13262, б – марка 2 за ДСТУ ГОСТ 10791:2016, в – сталь класу С за ААР М-107/М-208, г – марка ER7 за EN 13262;

Рисунок 20 – Зміна температури в процесі охолодження досліджуваних сталей

Таким чином, визначені допустимі $V_{\text{охол.}}$ поверхневих і центральних ділянок ободів коліс при прискореному охолодженні сталей марок ER7 і ER8 (EN 13262), марки 2 (ДСТУ ГОСТ 10791:2016), сталі для коліс класу С (AAR M-107/ M-208).

Показано, що для досягнення рівномірного структурного стану по перерізу ободів залізничних коліс необхідне застосування диференційного охолодження при термічній обробці зі зміною інтенсивності тепловідведення в процесі ТО, оскільки діюча технологія з постійною витратою охолоджувача не забезпечує необхідні швидкості охолодження.

У роботі для розробки рекомендованих параметрів диференційного охолодження необхідно було перейти від середніх $V_{\text{охол.}}$ до миттєвої швидкості при безперервному охолодженні. Було визначено миттєву $V_{\text{охол.}}$ при безперервному охолодженні з постійною витратою води при випробуваннях на прогартуваність для умов охолодження в контрольованих точках. В роботі було застосовано моделювання в програмному комплексі QForm VX 8.2. З використанням моделі зміни температури по перерізу зразка для випробувань на прогартуваність отримали миттєву $V_{\text{охол.}}$ в вигляді, який більше відповідає фізичному сенсу процесу (рис. 21), і дозволяє уникнути розкиду фактичних значень, пов'язаного з дискретністю фіксації даних. Таким чином було визначено припустимі миттєві $V_{\text{охол.}}$ досліджуваних сталей. Як можна бачити з рисунка 21, миттєва $V_{\text{охол.}}$ змінюється в процесі безперервної рівномірної подачі охолоджувача.



а – марки ER8 за EN 13262, б – марки 2 за ДСТУ ГОСТ 10791:2016, в – сталі класу С AAR M-107/M-208, г – марки ER7 за EN 13262;

Рисунок 21 – Миттєва $V_{\text{охол.}}$: експериментальні та розрахункові значення досліджуваних сталей

В деяких випадках фіксували значне уповільнення охолодження, або навіть негативні значення миттєвої $V_{\text{охол.}}$. Це пов'язано з виділенням теплоти фазових перетворень, яка виникає під час розпаду аустеніту за дифузійним механізмом. Також можна відзначити, що для різної відстані від торцю максимума миттєвої $V_{\text{охол.}}$ припадають на різний час – це час, коли на метал на певній відстані починає впливати дія охолоджувача. В точках, розташованих ближче до поверхні інтенсивного тепловідводу, максимальна миттєва $V_{\text{охол.}}$ більша.

З використанням моделі розрахунку температури по перерізу обода, для адаптації якої використовували результати попереднього експерименту, розроблені рекомендації щодо умов охолодження залізничних коліс. Для переходу від великої кількості технологічних параметрів охолодження (кількість отворів у спреєрі, швидкість обертання колеса в процесі охолодження, відстань від спреєра до поверхні колеса, температура та рідина охолоджувача), які були постійними, надалі застосували коефіцієнт тепловіддачі у якості єдиного критерію.

Встановлені закономірності зміни коефіцієнту тепловіддачі для забезпечення охолодження обода колеса зі швидкостями у встановленому інтервалі. Рекомендовані режими передбачають збільшення витрати охолоджувача в процесі охолодження протягом першої хвилини від нуля до максимального рівня.

У промислових умовах було виконане випробування рекомендованих режимів на залізничних колесах зі сталі зі зниженим вмістом вуглецю (марка ER 7 за EN 13262 з **0,48 %C**, 0,71 % Mn, 0,32 % Si) та з високим вмістом вуглецю низьколегована (клас D за AAR M-107/M-208 з **0,70 %C**, 0,73 % Mn, 0,29 % Si, 0,23 % Cr, 0,27 % Ni, 0,178 %Mo, 0,084 % V).

З метою мінімізації утворення голчастих (гартівних) структур під поверхнею кочення для підвищення рівня і однорідності властивостей по перерізу обода колеса, виготовленого зі сталі марки ER 7 за EN 13262, у промислових умовах була проведена термічна обробка за дослідними режимами (рис. 22) зі зміною інтенсивності витрати охолоджувача в процесі ТО:

- режим 1 (діюча на підприємстві технологія обробки): максимальна витрата води - 70...80 м³/год, постійна подача з максимальною витратою протягом 180 секунд;
- режим 2: максимальна витрата води – (70...80) м³/год, поступове збільшення інтенсивності витрати води протягом перших 15 секунд, далі протягом 165 секунд постійна подача охолоджувача з максимальною витратою;
- режим 3: максимальна витрата води – (50...60) м³/год, поступове збільшення інтенсивності витрати води в перших 15 секунд, далі протягом 165 секунд постійна подача охолоджувача з максимальною витратою;
- режим 4: максимальна витрата води – (70...80) м³/год, поступове збільшення інтенсивності витрати води протягом перших 25 секунд до 80 м³/год, далі протягом наступних 25 секунд зниження інтенсивності витрати води до 40 м³/год, потім протягом наступних 25 секунд збільшення інтенсивності витрати води до 80 м³/год і так далі до 150 секунди, після чого інтенсивність витрати води збільшували від 40 до 80 м³/год за 30 секунд. Тривалість обробки - 180 секунд.
- режим 5: максимальна витрата води - 70 м³/год, ступінчасте збільшення інтенсивності подачі води: протягом перших 15 секунд витрата води 20 м³/год, далі

протягом наступних 15 секунд витрата води 40 м³/год, в інтервалі з 30 до 180 секунди - постійна подача охолоджувача з максимальною витратою.

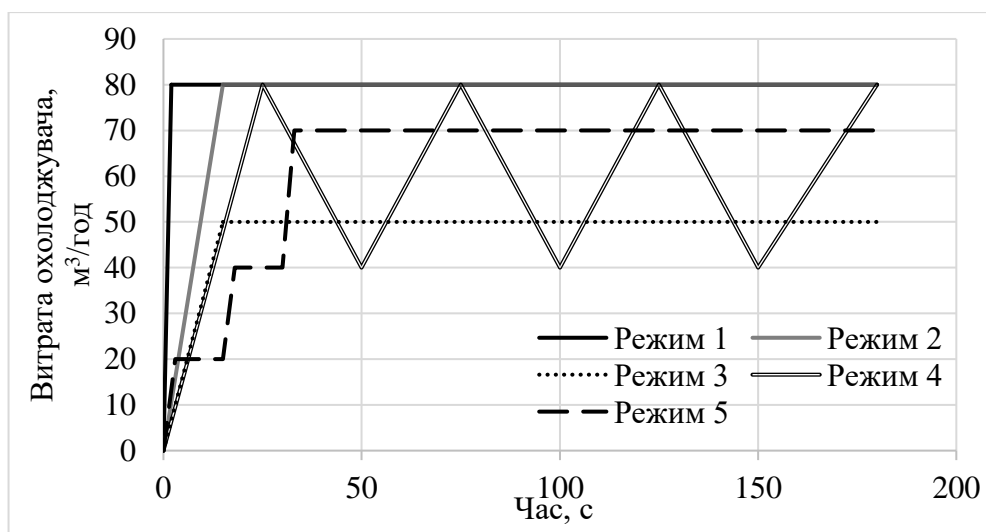


Рисунок 22 – Графіки витрати води при прискореному охолодженні досліджуваних залізничних коліс у промислових умовах

Механічні властивості та результати аналізу структури ободів дослідних коліс представлені в табл. 16. Після обробки за всіма режимами рівень механічних властивостей відповідав вимогам нормативної документації (границя міцності 820-940 МПа, відносне видовження $\geq 14\%$).

Таблиця 16 – Результати досліджень металу ободів коліс після дослідної ТО

№ колеса	№ режиму	Границя міцності, МПа	Відносне видовження, %	Твердість на поверхні кочення колеса, НВ				Мінімальна відстань від поверхні кочення з однорідною структурою, мм
226	1	894,7	16,4	272	285	279	274	20...25мм
225		889,0	16,6	280	275	278	275	25...30 мм
209	2	899,8	16,8	270	276	275	273	18...20 мм
214		894,1	18,0	279	281	280	280	18...20 мм
221	3	878,1	15,6	260	263	263	260	10...12 мм
223		863,8	18,8	263	261	260	258	7...10 мм
217	4	891,8	16,4	269	270	270	269	12...15мм
222		888,4	15,0	271	265	270	265	18...20 мм
216	5	875,0	16,8	260	259	260	259	25...30мм
215		866,3	17,2	265	260	265	260	20...25мм

Термічна обробка досліджуваних коліс по дослідному режиму 3 забезпечила утворення однорідної ферито-перлітної структури на мінімальній, у порівнянні з

іншими дослідними режимами, глибині в ободі коліс – 7...12 мм від поверхні кочення. Беручи до уваги той факт, що після ТО всі колеса піддаються механічній обробці, в результаті якої видаляється поверхневий шар металу глибиною ~ 5-7 мм на сторону, ймовірність формування однорідної структури поблизу поверхні кочення зводиться до максимуму (рис. 23). Крім того, як видно з табл. 16, обробка за режимом 3 сприяє підвищенню рівномірності твердості на поверхні по колу колеса.

Також проводили дослідну термічну обробку залізничних коліс зі сталі, яка за хімічним складом відповідала вимогам до класу D згідно AAR M-107/M-208.

Після ТО за чинною технологією спостерігали неоднорідну мікроструктуру: структура під поверхнею кочення являє собою відпущений мартенсит, в центральній області - мартенсит і бейніт в різному співвідношенні по перерізу (рис. 24, а-б). Ймовірно, це є результатом хімічної неоднорідності, яка виникає в результаті кристалізації сталі, і зі збільшенням кількості легуючих елементів може проявлятися більш інтенсивно.

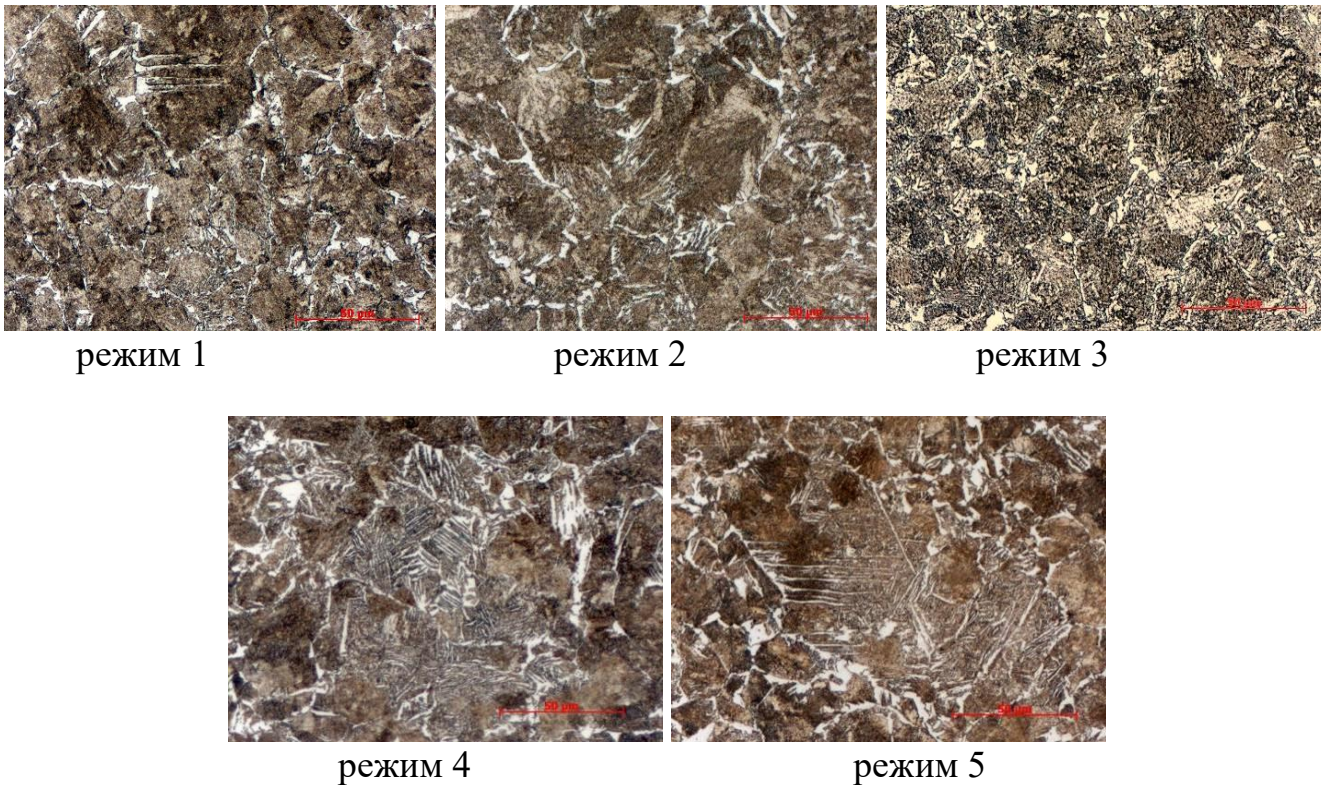


Рисунок 23 – Мікроструктура ($\times 800$) на глибині 10-15 мм від поверхні кочення обода залізничного колеса після ТО за дослідними режимами

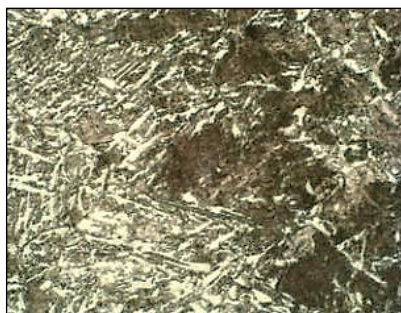
З метою забезпечення структурної однорідності та підвищення комплексу властивостей було випробуване диференційне охолодження обода колеса на вертикальній гартувальній машині зі зміною інтенсивності тепловідводу шляхом зміни витрати охолоджувальної рідини в процесі охолодження від 0 до 60...65 м³/год протягом першої хвилини. Мікроструктура дослідних залізничних коліс після диференційної ТО наведена на рис. 24 в-г. Механічні властивості представлені в табл. 17. На розроблений спосіб термічної обробки отримано патент України UA 118161 від 26.11.2018.

Таблиця 17 – Механічні властивості дослідних залізничних коліс

№ колеса	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KU ⁺²⁰ , Дж	Твердість, НВ
Постійна витрата охолоджувача:						
185	889,0	1125,2	12,8	41,0	11,4	363, 329, 354, 329
Диференційне охолодження за зміною витрати охолоджувача:						
192	871,1	1098,4	15,2	49,0	12,4	384, 399, 368, 362



а



б



в



г

а, б – після охолодження з постійною витратою охолоджувача; в, г – після охолодження зі зміною витрати охолоджувача; а, в – $\times 100$; б, г – $\times 800$;

Рисунок 24 – Мікроструктура сталі колеса класу D згідно ААР М-107/М-208

За результатами дослідно-промислових експериментів встановлено, що для сталей з підвищеним вмістом легуючих та мікролегуючих елементів термічна обробка зі зміною витрати охолоджувача від мінімального до максимального дозволяє уникнути формування структур гартування поблизу поверхні кочення та досягти високого рівня механічних властивостей в центральних об'ємах обода.

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі зроблено теоретичне узагальнення і запропоновано нове вирішення актуальної науково-практичної проблеми підвищення довговічності (стійкості до утворення експлуатаційних дефектів) і механічних властивостей залізничних коліс на основі розвитку наукових положень про закономірності впливу хімічного складу і структурного стану сталей на комплекс їх службових та експлуатаційних властивостей, що відображено у висновках:

1. Виконані аналітичні дослідження впливу хімічних елементів на механічні властивості сталі для залізничних коліс. Показано, що найбільш ефективним хімічним елементом для підвищення характеристик їх міцності є вуглець, але його застосування доцільне лише для легких умов гальмування. В інших випадках необхідно обмежувати вміст вуглецю, а необхідний рівень характеристик міцності

потрібно забезпечувати легуванням та мікролегуванням сталі при застосуванні термічної обробки коліс за раціональними режимами.

2. Розроблено методологію вибору хімічного складу сталі на основі прогнозної моделі з застосуванням параметрів міжатомної взаємодії, яка дозволяє досягати наперед задані механічні властивості залізничних коліс. Моделі включають впорядкування хімічного складу на підсистеми (матрична, легуюча, мікролегуєча, домішкова) та враховують технологічний параметр обробки – швидкість охолодження.

3. На основі аналізу літературних даних щодо величин критичних температур і міжкритичного інтервалу ΔA_c і використання інтегральних параметрів міжатомної взаємодії отримані прогнози моделі, з застосуванням яких був обґрунтований оптимальний вміст основних елементів з точки зору забезпечення високого опору утворенню вищербин термічного походження (% мас.): кремній 0,7-0,9, марганець 0,8-1,0, вуглець 0,55-0,60.

4. За результатами лабораторних досліджень розроблено хімічний склад сталі та температурно-часові параметри термічної обробки коліс, що в сукупності забезпечили отримання високого комплексу механічних властивостей дослідних коліс класу D з підвищеною стійкістю до зношування, які працюють в легких умовах гальмування при високих навантаженнях на вісь відповідно до вимог стандарту AAR M-107/M-208 та, як наслідок, підвищення надійності та довговічності цих виробів. Показана принципова можливість отримання високого комплексу характеристик міцності та пластичності залізничних коліс з формуванням мікроструктури без утворення мартенситу при термічній обробці за рекомендованими режимами в умовах виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»:

- рекомендації щодо хімічного складу сталі для виробництва коліс класу D в промислових умовах (% мас.): C=0,67-0,70; Si=0,45-0,55; Mn=0,65-0,75; Cr= 0,75-0,80; Mo=0,06-0,10; Ni=0,20-0,25; V= 0,08-0,12;

- рекомендований режим обробки: нагрівання в кільцевій печі під зміцнюючу ТО до $(840 \pm 10)^\circ\text{C}$, тривалість охолодження – (170 ± 5) с, налаштування спреєра - $\frac{1}{2}$ висоти обода, температура води – $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$, зміна витрати води від 0 до $(60\dots 65)$ м³/год протягом першої хвилини, тривалість підстужування коліс – (35 ± 5) хв, відпуск при $(600+10)^\circ\text{C}$, протягом 3 год. +15 хв.);

- результати порівняльних випробувань зразків з коліс класу D і C відповідно до вимог стандарту AAR M-107/M-208 показали, що зразки коліс класу D мають на ~ 10 % вищий рівень зносостійкості та на ~65% вищу стійкість до відшарування у порівнянні зі зразками, виготовленими із колеса класу C.

5. За результатами лабораторних досліджень розроблено хімічний склад сталі та температурно-часові параметри термічної обробки коліс, що в сукупності забезпечили отримання високого комплексу механічних властивостей дослідних коліс класу D+ з підвищеною стійкістю до зношування, які працюють при високих навантаженнях на вісь за від'ємних температур (-40°C) відповідно до додаткових вимог TTCI (AAR's Transportation Technology Center Incorporated) в умовах виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»:

- для промислового виробництва коліс класу D+ було рекомендовано наступний хімічний склад (% мас): C=0,50-0,55; Si=0,9-1,0; Mn= 0,80-0,85; V=0,10-0,15; Cr=0,3-0,4; Ni=0,8-0,9; S \leq 0,025; P \leq 0,03; Mo \leq 0,01; Cu \leq 0,25; Al = 0,02-0,03; Ti \leq 0,05;

- рекомендований режим обробки коліс: нагрівання в кільцевій печі під зміцнювальну ТО до $(850 \pm 10)^\circ\text{C}$; тривалість охолодження – (140 ± 5) с, налаштування спреєра - $\frac{1}{2}$ висоти обода, температура води – $(25 \pm 2)^\circ\text{C}$, витрата води від нуля до $(55 \dots 60)$ м³/год протягом першої хвилини, тривалість підстужування коліс – (30 ± 5) хв; відпуск при $(550+10)^\circ\text{C}$ з витримкою 2 год. 40 хв. ± 10 хв. Показана можливість досягнення заданого рівня механічних властивостей при від'ємних температурах (-40°C).

6. За результатами лабораторних досліджень розроблено хімічний склад сталі та режими термічної обробки залізничних коліс з підвищеною стійкістю до утворення експлуатаційних дефектів при підвищених навантаженнях на вісь та складних умовах гальмування:

- для промислового виробництва коліс рекомендовано наступний хімічний склад (% мас.): C=0,55...0,60; Mn=0,77...0,90; Si=0,80...0,90; Ti=0,018...0,025; Al=0,013...0,030; N=0,015...0,020; V \leq 0,15 (марка «А»);

- у результаті порівняльних випробувань встановлено, що товщина шару зі структурами гарту та проміжного перетворення після торцевого гартування дослідної сталі марки «А» менша на 20-30% у порівнянні з відомими сталями марок Т (ДСТУ ГОСТ 10791:2016) і К (ТУУ 35.2-23365425-657:2011), що свідчить про більшу стійкість залізничних коліс з дослідної сталі до утворення дефектів термічного походження на поверхні кочення залізничних коліс при термічному впливі, який виникає при екстремому гальмуванні;

- встановлено, що зносостійкість дослідної сталі марки «А» незначно поступається зносостійкості сталі марки Т та значно перевищує стійкість сталі марки 2, які застосовуються для вантажного руху згідно ДСТУ ГОСТ 10791:2016.

7. Встановлено, що при легуванні сталі для залізничних коліс з 0,55-0,6%С та системою (Al-Ti-N) при кристалізації утворюються дисперсні тугоплавкі частинки карбонітридів титану, що підтверджено мікрорентгеноспектральним аналізом. Встановлено їх хімічний склад та матриці поблизу них. Експериментально встановлено гальмування тугоплавкими частинками зростання зерен при витримці сталі при високих температурах (1260°C).

8. Розроблено спосіб визначення інтервалу швидкостей охолодження сталі, який забезпечує заданий рівень твердості та формування однорідної ферито-перлітної структури в ободі колеса, за допомогою якого визначені раціональні швидкості охолодження сталей для залізничних коліс, що забезпечують підвищення однорідності мікроструктури та досягнення твердості на заданому рівні. Встановлено залежності формування структурного стану та рівня твердості сталей для залізничних коліс з вмістом вуглецю (0,45...0,71) %, мас. від швидкості при безперервному охолодженні.

9. За допомогою моделювання методом кінцевих елементів встановлені закономірності зміни теплового поля по перерізу обода залізничного колеса в процесі його прискореного охолодження в залежності від хімічного складу сталі. Показано, що при охолодженні обода залізничного колеса в його внутрішніх шарах реалізується

менша швидкість охолодження, отже фазові перетворення зі зміною відстані від поверхні кочення проходять в інших умовах. Доведена необхідність зменшення інтенсивності витрати води на перших етапах прискореного охолодження, – для запобігання перевищення критичної швидкості охолодження металу поблизу поверхні тепловідводу та для забезпечення формування однорідної мікроструктури по перерізу обода колеса.

10. У промислових умовах досліджено вплив режимів прискореного охолодження (витрати охолоджувача) на формування структурної неоднорідності в ободі коліс, виготовлених зі сталей марок «ER7» і «D» відповідно. Встановлено режими зміни витрати охолоджувача при ТО, які дозволяють отримати необхідний рівень механічних властивостей та підвищити однорідність структурного стану в ободі колеса.

11. Рекомендовані режими термічної обробки залізничних коліс зі зміною витрати охолоджувача для сталей з різним вмістом хімічних елементів впроваджено в умовах термоділянки колесопрокатного цеху ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ», рекомендації щодо хімічного складу сталі та температурно-часових параметрів термічної обробки коліс для різних умов експлуатації впроваджено у виробництво в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ».

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ Наукові праці, в яких опубліковані основні результати дисертації

Монографія

1. Бабаченко О. І., **Кононенко Г. А.**, Рослик О. В., Майстренко К. М., Подольський Р. В. Розробка сталей для металопродукції залізничного призначення: монографія. Дніпро: «Домінанта-принт». 2020. 298 с. ISBN 978-617-7371-71-6

Публікації в зарубіжних фахових виданнях або виданнях, що входять до міжнародних наукометричних баз даних

2. Filonenko N., Babachenko O., **Kononenko G.** Investigation of Silicon and Manganese Solubility in Cementite of Iron-Based Alloys. *East European Journal of Physics*. 2019. № 2. С. 46-51. DOI: [10.26565/2312-4334-2019-2-07](https://doi.org/10.26565/2312-4334-2019-2-07). (*Scopus*)

3. Babachenko A. I., **Kononenko A. A.** Influence Chemical Composition and Structural State on Tough Properties of Steel for Railway Wheels. *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. 2008. Vol 30. P. 227-234. (*Scopus*)

4. Filonenko N. Yu., Galdina A. N., Babachenko A. I., **Kononenko G. A.** Structural State and Thermodynamic Stability of Fe-B-C Alloys. *Physics and Chemistry of Solid State*. 2019. Vol. 20, № 4. P. 437-444. DOI: [https://doi.org/ 10.26565/2312-4334-2020-1-06](https://doi.org/10.26565/2312-4334-2020-1-06). (*Scopus*)

5. Filonenko N., Babachenko O., **Kononenko G.**, Domina K. Solubility of Carbon, Manganese and Silicon in γ -Iron of Fe-Mn-Si-C alloys. *Physics And Chemistry of Solid State*. 2020.V.21, (3). P. 525-529. DOI: [10.15330/pcss.21.3.525-529](https://doi.org/10.15330/pcss.21.3.525-529). (*Scopus*)

6. Бабаченко А. И., Тогобицкая Д. Н., **Кононенко А. А.**, Снигура И. Р., Кукса О. В. Обоснование выбора легирующих и микролегирующих элементов для улучшения механических свойств железнодорожных колес. *Сталь*. 2020. №11. С. 61-66.

7. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Кныш А. В., Хулин А. Н., Дементьева Ж. А., Шпак Е. А. Влияние твердости и химического состава

железнодорожных колес на стойкость к образованию дефектов на поверхности катания. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2013. №1. С. 53-56. (*Scopus*)

8. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Сафронов А. Л., Клиновая О. Ф. Влияние структурного состояния железнодорожных колес на их чувствительность к концентраторам напряжений. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2010. №3. С. 82-84. (*Scopus*)

9. Узлов И. Г., Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Сафронов А. Л. Эффективность различных показателей оценки надежности железнодорожных колес. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2007. №1. С. 51-54. (*Scopus*)

10. 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. Разработка технологии производства высокопрочных локомотивных бандажей на ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ». *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2009. № 3. С. 104–108. (*Scopus*)

11. Babachenko A. I., Togobitska D. N., Kozachyok A. S., **Kononenko A. A.**, Knysh A. V., Snigura I. R. Optimization of chemical composition of steel for railroad wheels providing stabilization of mechanical and increase of operational properties. *Metallurgical and Mining industry*. 2017. №3. P. 32-39. (*Index Copernicus*)

12. Babachenko O. I., Domina K. G., **Kononenko G. A.**, Khulin A. N., Golovko O. N., Ashkelianets A. V. The influence of initial blank parameters on railway wheels manufacture with hot plastic deformation process. *Metallurgical and Mining Industry*. 2017. № 6. P. 25 – 33. (*Index Copernicus*)

13. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Дедик М. А. Разработка режимов охлаждения железнодорожного колеса на вертикальной закалочной машине с помощью математической модели расчета скоростей охлаждения. *Науковий вісник «Сучасні проблеми металургії»*. 2017. №20. С. 14-21. (*Index Copernicus*)

14. Тогобицкая Д. Н., Бабаченко А. И., Козачек А. С., **Кононенко А. А.**, Головкин Л. А. Информационно-математическое обеспечение оценки влияния химического состава на свойства колесной стали. *Науковий вісник «Сучасні проблеми металургії»* 2013. №16. С. 51-56. (*Index Copernicus*)

Публікації у наукових фахових виданнях України

15. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Дементьева Ж. А. Подольский Р. В., Шпак Е. А., Клиновая О. Ф. Надежность железнодорожных колес, изготовленных разными способами производства. *Металл и литье Украины*. 2019. №3-4, (310-311). С. 48-57. DOI: <https://doi.org/10.15407/pmach2019.03.048>

16. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Подольский Р. В., Шпак Е. А. Оценка склонности к образованию дефектов термического происхождения опытных сталей для железнодорожных колес. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2019. №2 (251-252). С. 17-21. DOI: <https://doi.org/10.30838/J.BPSACEA.2312.280519.16.430>

17. Бабаченко О. И., **Кононенко Г. А.**, Дьоміна К. Г. Розробка хімічного складу та вдосконалення технології виробництва для підвищення експлуатаційної надійності і довговічності залізничної металопродукції. *Металл и литье Украины*. 2019. № 7-9. С. 75-83. DOI: <https://doi.org/10.15407/steelcast2019.07.075>

18. Бабаченко О. І., **Кононенко Г. А.**, Хулін А. М. Моделювання методом кінцевих елементів зміни температури за перетином обода в процесі термічної обробки залізничних коліс зі сталей різного хімічного складу. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2018. №1. С. 10-17. DOI: <https://doi.org/10.30838/J.PMNTM.2413.240418.10.99>

19. Бабаченко О. І., **Кононенко Г. А.**, Філоненко Н. Ю., Хулін А. М. Розробка математичної моделі розрахунку теплового поля за перетином залізничної рейки при термічній обробці. *Сб. Науч. Тр. «Строительство, материаловедение, машиностроение»*. 2018. № 104. С. 31-35. Режим доступу: <http://srd.pgasa.dp.ua:8080/xmlui/handle/123456789/2929>

20. Бабаченко А. И., Кныш А. В., **Кононенко А. А.**, Дементьева Ж. А., Шпак Е. А. Оценка качественных показателей железнодорожных колес, изготовленных различными способами производства. *«Залізничний транспорт України»*. 2014. №5 (108). С. 12-19.

21. Бабаченко А. И., Тогобицкая Д. Н., Козачок А. С., Головки Л. А., **Кононенко А. А.**, Кныш А. В. Концептуальные основы выбора химического состава стали для железнодорожных колес. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2014. № 4. С. 34-48.

22. Тогобицкая Д. Н., Бабаченко А. И., Козачек А. С., **Кононенко А. А.**, Головки Л. А. Оптимизация химического состава колесных марок сталей на основе параметров межатомного взаимодействия. *Математическое моделирование*. 2014. № 30. С. 44-47.

23. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Дементьева Ж. А., Литвиненко П. Л., Кныш А. В. Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации. *Залізничний транспорт України*. 2010. №5. С. 35-38.

24. Бабаченко А. И., Филиппов А. А., Дементьева Ж. А., **Кононенко А. А.** Разработка новой системы микролегирования стали для высокопрочных железнодорожных колес. *Сб. науч. трудов «Строительство, материаловедение, машиностроение»*. 2017. № 96. С. 13-17.

25. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Кныш А. В., Дементьева Ж. А., Шпак Е. А., Клиновая О. Ф. Влияние температуры испытаний на механические свойства стали для железнодорожных колес с новой системой легирования. *Сб. науч. трудов «Строительство, материаловедение, машиностроение»*. 2016. № 78. С. 22-27.

26. Бабаченко А. И., Кныш А. В., **Кононенко А. А.**, Дементьева Ж. А., Шпак Е. А., Клиновая О. Ф. Анализ макро- и микроструктуры железнодорожных колес, изготовленных различными способами производства. *Сб. науч. трудов «Строительство, материаловедение, машиностроение»*. 2015. № 80. С. 27-32.

27. Бабаченко А. И., Кныш А. В., **Кононенко А. А.**, Дементьева Ж. А., Шпак Е. А. Кинетика распада переохлажденного аустенита стали для железнодорожных колес при непрерывном охлаждении. *Сб. науч. трудов «Строительство, материаловедение, машиностроение»*. 2014. № 73. С. 65-69.

28. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Дементьева Ж. А., Сафронов А. Л., Нефедьева Е. Е. Влияние химического состава стали для железнодорожных колес на ее

чувствительность к концентраторам напряжений. *Сб. науч. трудов «Строительство, материаловедение, машиностроение»*. 2008. № 45, (1). С. 154-159.

29. Узлов И. Г., Бабаченко А. И., Дементьева Ж. А., **Кононенко А. А.** Критический коэффициент интенсивности напряжений железнодорожных колес и влияние на него параметров структуры колесной стали. *Сб. науч. трудов «Строительство, материаловедение, машиностроение»*. 2007. № 41, (2). С. 49-53.

Патенти України

30. Сталь для суцільнокатаних коліс Бабаченко О. І., **Кононенко Г. А.**, Дьоміна К. Г., Кузьмичов В. М., Хулін А. М., Рослик А. В., Майстренко Е. Н. Патент UA 118143, Україна. № a201707767; заявл. 24.07.2017; опубл. 26.11.18, Бюл. № 22. 4 с.

31. Спосіб термічного зміцнення залізничних коліс Бабаченко О. І., Книш А. В., **Кононенко Г. А.**, Дьоміна К. Г., Кузьмичов В. М., Хулін А. М. Патент UA 115114, Україна. № a201610469; заявл. 17.10.2016; опубл. 11.09.17, Бюл. № 17. 3 с.

Публікації, що засвідчують апробацію матеріалів дисертації

32. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Подольский Р. В. Сравнительные исследования эксплуатационной надежности цельнокатаных и литых железнодорожных колес для грузовых вагонов. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту: матеріали 79 Міжнародної науково-практичної конференції, Дніпро, 16 – 17 травня 2019 р. м. Дніпро: ДНУЗТ, 2019. С. 314-315.*

33. Бабаченко О. І., **Кононенко Г. А.**, Дьоміна К. Г., Подольський Р. В. Дослідження впливу швидкості охолодження на структурний стан сталі К76Ф для звичайних рейок широкої колії. *Стратегія якості в промисловості і освіті: Збірник наукових праць XV міжнародної конференції, Варна, 3 –6 червня 2019 р. м. Варна: Технічний університет, 2019. С. 19-24.*

34. Babachenko O. I., **Kononenko G. A.**, Podolskyi R. V. Asgarov K., Çuğ H. Studying the effect of the structural condition of carbon steels and carbon content in them on the destruction mechanics during cyclic loading., *The International Conference on Materials Science, Mechanical and Automotive Engineerings and Technology (IMSMATEC 19): Cappadocia*, P. 1-6.

35. **Kononenko G.**, Babachenko A. Investigation of the Kinetics of Decomposition of Supercooled Austenite with Continuous Cooling of K76Ф Steel for Rails. *The Proceedings of Fourth International Iron and Steel Symposium (UDCS'19)*. Karabuk, April 4-6, 2019 Karabuk, 2019. P. 1-5.

36. Тогобицкая Д. Н., **Кононенко А. А.**, Снигура И. Р., Кукса О. В. Разработка критериев для экспертной оценки механических свойств конструкционных сталей. *Університетська наука – 2019: Матеріали міжнародної конференції, Маріуполь, 16-17 травня 2019 Маріуполь: ПГТУ. С. 21-23.*

37. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Подольский Р. В., Сафронова Е. А. Исследование наследственного влияния исходного структурного состояния непрерывнолитой заготовки на качество железнодорожных осей. *Інноваційні технології в науці та освіті. Європейський досвід: Матеріали III Міжнародної конференції, Амстердам, 2019, Амстердам: University of Amsterdam. С. 37-42.*

38. Babachenko O. I., **Kononenko G. A.** Development of steel chemical composition for railway wheels with high complex of operational properties. *6th INTERNATIONAL CONFERENCE HighMatTech 2019*, Kyiv, P. 33.

39. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Филиппов А. А. Разработка химического состава стали для железнодорожных колес, обеспечивающего повышение их ресурса в различных условиях эксплуатации. *Проблемы и перспективы развития железнодорожного транспорта*: материалы 78 Международной научно-практической конференции, Дніпро, 16 – 17 травня 2018 р. Дніпро: ДНУЗТ, 2018. С. 284-286.

40. Бабаченко О. І., **Кононенко Г. А.**, Хулін А. М., Шпак О. А. Дослідження кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні сталі для залізничних коліс з підвищеною зносостійкістю. *Машини і пластична деформація металів*: Матеріали IV Міжнародної науково-технічної конференції, Кам'янське. 18–20 жовтня 2018 року, Кам'янське. С. 132-133.

41. Бабаченко О. І., **Кононенко Г. А.** Моделювання зміни температури за перетином ободу в процесі термічної обробки коліс зі сталей різного хімічного складу. *НАУКА І МЕТАЛУРГІЯ*: Матеріали II Всеукраїнської науково-технічної конференції молодих вчених, Дніпро. 6-7 червня 2018. Дніпро: ІЧМ НАНУ. 2018. С. 31.

42. Бабаченко О. І., Рослік О. В., **Кононенко Г. А.**, Хулін А. М. Розробка хімічного складу сталі для залізничних коліс, що забезпечують виконання вимог стандарту ААР М-107/М-208 до коліс класу D. *Проблеми і перспективи розвитку залізничного транспорту*: Наукові праці 77 Міжнародної науково-практичної конференції, Дніпро, 16 – 17 травня 2017 р. Дніпро: ДНУЗТ, 2017. С. 277-279.

43. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Дедик М. А. Математическая модель расчета скоростей охлаждения по сечению обода колеса при охлаждении на вертикальной закалочной машине в промышленных условиях. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні*: матеріали міжнародної науково-технічної конференції, Дніпро, 28–30 березня 2017 року. Дніпро: НМетАУ, 2017. С. 30.

44. Бабаченко А. И., **Кононенко А. А.**, Кныш А. В. Освоение производства нового класса железнодорожных колес. *Проблеми і перспективи розвитку залізничного транспорту*: матеріали доповідей 76 Міжнародної науково-практичної конференції, Дніпро, 19 – 20 травня 2016 р. Дніпро: ДНУЗТ, 2016. С. 293-295.

45. Бабаченко О. І., **Кононенко Г. А.** Новітні матеріали для залізничних коліс. *Проблеми корозійно-механічного руйнування, інженерія поверхні, діагностичні системи*: Матеріали відкритої науково-технічної конференції молодих науковців і спеціалістів, 16 – 17 травня 2015 р. Львів: ФМІ НАНУ, 2015. С. 161-162.

46. Бабаченко А. И., Мямлин С. В., Мурадян Л. А., Кныш А. В., **Кононенко А. А.** Эксплуатационные свойства железнодорожных колес, изготовленных различными способами производства. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту*: Тези доповідей 75 Міжнародної науково-практичної конференції Дніпро, 14 – 15 травня 2015 р. Дніпро: ДНУЗТ, 2015. С. 79-81.

47. Тогобицкая Д. Н., Бабаченко А. И., Козачек А. С., **Кононенко А. А.**, Головкин Л. А. Информационно-математическое обеспечение оценки влияния химического состава на свойства колесной стали. *Інформаційні технології в металургії*

та машинобудуванні: Матеріали науково-технічної конференції, Дніпропетровськ, 25 – 27 березня 2014 р. Дніпропетровськ: НМетАУ, 2014. С. 15-16.

48. Бабаченко А. И., Кныш А. В., Кононенко А. А. Исследование влияния химического состава сталей для железнодорожных колес на их стойкость к образованию дефектов на поверхности катания. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту*: матеріали 74 Міжнародної науково-практичної конференції, Дніпропетровськ 15-16 травня 2014, Дніпропетровськ: ДНУЗТ, 2014, С. 371-372.

АНОТАЦІЯ

Кононенко Г. А. Розвиток наукових основ розробки хімічного складу та параметрів термічної обробки для підвищення довговічності залізничних коліс. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.01 «Матеріалознавство» (13 – Механічна інженерія). – Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» Міністерства освіти і науки України, Дніпро, 2020.

Дисертаційна робота присвячена створенню методології розробки хімічного складу сталі та технологічних параметрів термічної обробки залізничних коліс для досягнення наперед заданих механічних властивостей, при яких забезпечується високий ресурс працездатності у конкретних умовах експлуатації.

У роботі на рівні міжатомної взаємодії в сталях для залізничних коліс вивчено вплив елементів хімічного складу на їх фізико-механічні властивості та розроблені прогнозні моделі для їх експертної оцінки.

Розроблено новий спосіб термічного зміцнення залізничних коліс зі зміною витрати види в процесі охолодження за режимами, які встановлені в залежності від хімічного складу для формування однорідної мікроструктури та механічних властивостей на рівні вимог нормативної документації. Визначені рекомендовані інтервали швидкостей охолодження для залізничних коліс, виготовлених з вуглецевих сталей, з урахуванням хімічної мікронеоднорідності, яка формується при кристалізації за дендритним механізмом, для запобігання утворенню ділянок зі структурою структури бейніту, мартенситу та відманштетту, які можуть негативно впливати на надійність залізничних коліс.

Ключові слова: вуглецеві та мікролеговані сталі, хімічний склад, залізничні колеса, мікроструктура, механічні властивості, термічна обробка, моделювання.

SUMMARY

Kononenko G.A. Development of scientific foundations for the development of the chemical composition and parameters of heat treatment to increase the durability of railway wheels. – Qualifying research paper as manuscript.

The dissertation for a Doctor's Degree in Engineering Sciences in the specialty 05.02.01 «Materials science» (13 – Mechanical engineering). – Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of National Academy of Sciences of Ukraine, State Higher Educational Establishment «Prydniprovsk State Academy of Building and Architecture» of Ministry of Education and Science of Ukraine, Dnipro, 2020.

The dissertation is devoted to the creation of a methodology for the development of the chemical composition of steel and technological parameters of heat treatment of railway wheels to achieve predetermined mechanical properties, which provide a high resource in specific operating conditions.

In the work at the level of the interatomic interaction in steels for railway wheels the influence of chemical composition elements on their physical and mechanical properties is studied and forecast models for their expert evaluation are developed. In a study at the level of the interatomic interaction in steels for railway wheels, the effect of chemical composition elements on their physical and mechanical properties was studied and predictive models were developed for their expert assessment.

A methodology has been developed for the selection of the chemical composition of steel based on a predictive model using the parameters of the interatomic interaction to achieve predetermined mechanical properties of railway wheels. The obtained equations for predicting the values of critical temperatures and values of the midcritical interval ΔA_c using the integral parameters of interatomic interaction. Taking into account the high accuracy of the models obtained, a computational experiment was carried out, as a result of which the total content and ratio of silicon and manganese, the carbon content in steel for railway wheels from the point of view of increasing resistance to the formation of defects of thermal origin was substantiated. Using the method of factor analysis, the improvement of the composition of steel into subsystems (matrix, alloying, micro-alloying, impurity) was carried out, which made it possible to separately take into account the influence of each of the subsystems on the level of mechanical properties of railway wheels. This made it possible to significantly improve the accuracy and stability of the obtained models.

The obtained adequate and stable models according to the "warehouse - heat treatment - mechanical properties" scheme for predicting the level of mechanical properties, taking into account the content of elements of various subsystems and the cooling rate.

Based on the developed theoretical provisions and laboratory and industrial experiments, recommendations have been developed on the chemical composition of steel and heat treatment parameters of railway wheels: for operation in light braking conditions at high loads, and which should have increased wear resistance (class D, AAR M-107 / M-208); with increased resistance to wear at high loads and high resistance to loads at negative temperatures (class D +, AAR M-107 / M-208, TTCI); with increased resistance to the formation of operational defects under high loads and difficult braking conditions (grade A to replace grade 2 and T according to DSTU GOST 10791: 2016).

The results of comparative wear resistance tests showed that the metal of D-class wheels has a higher level of wear resistance compared to the C-class metal - a weight loss of 3.7-3.9 g after 500 thousand cycles for class D versus 4.1 g after 500 thousand cycles for a class equal to $\sim 10\%$. The results of comparative tests for contact-fatigue strength (detachment) showed that the metal of D-class wheels has greater resistance to spalling (by $\sim 62\%$) in comparison with samples made of a wheel of the class - 2.6-3.0 million cycles to the appearance of dents versus 1,700,000 cycles, respectively.

The chemical composition of steel has been developed, which makes it possible to manufacture railway wheels that meet the requirements for railway wheels of class D +, the following chemical composition was recommended, wt%: C = 0.50-0.55; Si = 1.00-1.20; Mn = 0.80-0.85; V = 0.10-0.15; Cr = 0.3-0.4; Ni = 0.8-0.9; S \leq 0.025; P \leq 0.03; Mo \leq 0.01;

$\text{Cu} \leq 0.25$; $\text{Al} = 0.02-0.03$; $\text{Ti} \leq 0.05$. The influence of the cooling rate, temperature and duration of tempering on the formation of the microstructure and mechanical properties of low-alloy research steels was investigated.

It is established that when alloying steel for railway wheels with 0.55-0.6% C system (Al-Ti-N) during crystallization disperse refractory particles of titanium carbonitrides and aluminum nitrides are formed. The dispersed particles contributed to the grinding of the austenitic grain of cast steel during crystallization. The effect of aging duration (up to 2 hours) at 1260 °C on grain size was experimentally investigated. It was found that refractory particles inhibited the growth of grains in steel for railway wheels. The chemical composition of titanium and matrix metal carbonitrides near these particles was determined by micro-X-ray spectral analysis. It was found that the carbon content decreases around the TiC (N) particles.

A new method of thermal hardening of railway wheels with a change in the flow rate of the species in the cooling process according to the modes that are set depending on the chemical composition to form a homogeneous microstructure and mechanical properties at the level of regulatory requirements. The recommended intervals of cooling rates for railway wheels made of carbon steels are determined, taking into account the chemical microhomogeneity formed during dendritic crystallization, to prevent the formation of areas with the structure of bainite, martensite and widmanstätt, which can negatively affect the reliability of the track.

The regularities of temperature change during cooling according to the current technology with a constant water flow depending on the depth from the rolling surface of the rim and the chemical composition of steel for railway wheels have been established. The necessity of applying differential cooling of the wheel rim with a change in the coolant flow rate during heat treatment has been substantiated.

In the work, simulations were applied in the QForm VX 8.2 software package, as a result, a model for calculating the temperature over the cross section of the rim was developed, for the adaptation of which the results of the experiment were used. To switch from a numerous of technological parameters of cooling (the number of holes in the sprayer, the speed of a rotation of the wheel during the cooling process, the distance from the sprayer to the surface of the wheel, the temperature and the coolant fluid), which were constant in the future, we used the heat transfer coefficient as the only criterion.

The regularities of the change in the heat transfer coefficient of the cooling system is established to ensure cooling of the wheel rim at speeds within the specified interval. The recommended modes provide for a change in the coolant flow rate during the cooling process during the first minute from zero to the maximum level.

According to the results of a pilot-industrial experiments, it was found that for steels with increased content of alloying and micro-alloy elements, heat treatment with a change in coolant flow rate from minimum to maximum during heat treatment allows avoiding the formation of quenching structures nears the rolling surface and achieving a high level of mechanical properties in the central volumes of the rim.

Keywords: carbon and microalloy steels, chemical composition, railway wheels, microstructure, mechanical properties, heat treatment, modeling.

Підписано до друку 16.03.2021 р. Формат 60×90/16. Папір офсетний.
Друк плоский. Гарнітура Times New Roman.
Ум. друк. арк. 1,95. Наклад 100 примір. Зам. № 278

Віддруковано з оригінал-макета ТОВ ВКФ «Візіон»
49107, м. Дніпро, площа Академіка Стародубова, 1, тел.: (0562) 36-27-68
Свідоцтво про державну реєстрацію № 040524442 Ю 0021076
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
Серія ДП № 60-р від 20.03.2001.