Національна академія наук України
Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова

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

Кваліфікаційна наукова праця
на правах рукопису

КОНОНЕНКО ГАННА АНДРІЇВНА

УДК 621.017:669.14.018.294.083.133:621.771.25.001.5

ДИСЕРТАЦІЯ

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

05.02.01 – Матеріалознавство
(спеціальність)
13 – Механічна інженерія
(галузь знань)

Подається на здобуття наукового ступеня: доктора технічних наук

Дисертація містить результати власних досліджень. Використання ідей, результатів та текстів інших авторів мають посилання на відповідне джерело

_____Г.А. Кононенко
(підпис, прізвище та ініціали здобувача)

Науковий консультант: Бабаченко Олександр Іванович, доктор технічних наук, старший науковий співробітник

Дніпро – 2020

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, м. 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 у конкретних умовах експлуатації.

В 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 методологію вибору хімічного складу сталі на основі прогнозної моделі з застосуванням параметрів міжатомної взаємодії, для досягнення наперед заданих механічних властивостей залізничних коліс. 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 ($\sigma_в$, $\sigma_т$, Ψ, δ, тощо) як функцій модельних параметрів (Z^Y, d); 4) визначення рекомендованих інтервалів зміни концентрацій компонентів складу, що забезпечують необхідний рівень властивостей.

Отримані рівняння для прогнозування величин критичних температур і значень міжкритичного інтервалу ΔAc з використанням інтегральних параметрів

міжатомної взаємодії. З огляду на високу точність отриманих моделей, виконаний обчислювальний експеримент, в результаті якого обґрунтований сумарний вміст та співвідношення кремнію та марганцю, вміст вуглецю в сталі для залізничних коліс з точки зору підвищення стійкості до утворення дефектів термічного походження.

З застосуванням методики факторного аналізу виконане впорядкування складу сталі на підсистеми (матрична, легуюча, мікролегуюча, домішкова), що дозволило врахувати окремо вплив кожної з підсистем на рівень механічних властивостей залізничних коліс. Це дозволило значно підвищити точність та стійкість отриманих моделей.

З застосуванням квазіхімічного методу розраховано максимальну розчинність вуглецю, марганцю та кремнію в фериті, аустеніті та цементиті сплаву системи Fe-C-Mn-Si. Встановлено, що їх максимальна розчинність менша в порівнянні з їх розчинністю в відповідних бінарних системах.

Отримані адекватні і стійкі моделі за схемою «склад – термічна обробка – механічні властивості» для прогнозу рівня механічних властивостей з урахуванням вмісту елементів різних підсистем та швидкості охолодження. Доведено, що підвищення швидкості охолодження в межах до 5 °С/с, яка забезпечує формування дисперсної ферито-перлітної структури, дозволяє підсилити позитивний вплив легування сталей для залізничних коліс.

За допомогою моделі, заснованої на встановлені зв’язку механічних властивостей з параметрами міжатомної взаємодії та результатів розрахунку розчинності вуглецю, марганцю та кремнію в α-, γ-залізі та цементиті в сплавах системи Fe-Mn-Si-C та аналітичних дослідженнь впливу легуючих елементів на механічні властивості сталі для залізничних коліс, було розроблено хімічний склад дослідних злитків малого об’єму для виплавки в лабораторних умовах. Виконана виплавка дослідних плавок.

Розроблено хімічний склад сталі, що дозволяє виготовляти залізничні колеса, які відповідають вимогам до залізничних коліс класу D за стандартом AAR M-107 / M-208, % 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. Та розроблений режим термічного зміцнення, а саме температура нагрівання під прискорене охолодження 840 +10°С, тривалість прискоренного охолодження - 170 ±5 с, витрата охолоджуючої рідини 60-65 $м^3$/год, тривалість підстужування коліс - 35 ±5 хв; відпуск при температурі 600ºС +10ºС протягом 3 год. 00 хв. -10 хв дозволяє отримати в залізничних колесах класу D з розробленої сталі рівень механічних властивостей, що відповідає вимогам AAR M-107/M-208.

Результати порівняльних випробувань на зносостійкість показали, що метал коліс класу D має більший рівень зносостійкості в порівняні з металом класу С – втрата маси 3,7-3,9 г. після 500 тис. циклів для класу D проти 4,1 г після 500 тис. циклів для класу С, що дорівнює ~ 10 %. Результати порівняльних випробувань на контактно-втомну міцність (відшарування) показали, що метал коліс класу D має більшу стійкість до відшарування (на ~65%) у порівнянні із зразками, виготовленими із колеса класу С – 2,6-3,0 млн. циклів до появи вищербин проти 1,7 млн. циклів відповідно

Розроблено хімічний склад сталі, що дозволяє виготовляти залізничні колеса, які відповідають вимогам до залізничних 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 ≤ 0,025; P ≤ 0,03; Mo ≤ 0,01; Cu ≤ 0,25; Al = 0,02-0,03; Ti ≤ 0,05. Досліджено вплив швидкості охолодження, температури та тривалості відпуску на формування мікроструктури і механічних властивостей низьколегованих дослідних сталей. Для дослідно-промислового опробування рекомендовано наступні параметри термічної обробки: температура нагріву під термічну обробку 850 ºС; швидкість охолодження 5 ºС/с, температура відпуску 550ºС, тривалість відпуску 2год+15хв. Розроблений хімічний склад та режими термічної обробки залізничних коліс, що забезпечують формування високого комплексу механічних властивостей (твердість поверхні кочення обода 360-420 НВ; при температурі випробувань -40 °С: границя плинності ≥724,0 МПа, границя міцності ≥1000,0 МПа, відносне видовження ≥15,0 %) при формуванні однорідної перлітної структури.

Встановлено позитивний вплив дослідного хімічного складу системою легування Al-Ti-N в сталях для залізничних коліс з вмістом вуглецю до 0,60% на показники в'язкості та пластичності при дещо нижчих показниках міцності і твердості у порівнянні з високоміцною сталлю марки Т, що нормується ДСТУ ГОСТ 10791-2016.

Встановлено, що при мікролегуванні системою (Al-Ti-N) у вуглецевих сталях з вмістом вуглецю 0,55-0,60% формуються часточки TiC(N), а в металі поблизу TiC(N) відбувається зменшення вмісту вуглецю. Цим забезпечується підвищення характеристик пластичності сталі для залізничних коліс.

Розвинуто уявлення про стримуючий вплив тугоплавких часточок на ріст зерна при підвищених температурах. Встановлено, що у вуглецевих сталях з вмістом вуглецю 0,55-0,60 % мас. та системою мікролегування (Al-Ti-N) при витримці при температурі 1260 °С 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 змінились.

Розроблено режими термічної обробки дослідних сталей, що забезпечують високий рівень твердості зразків. Показано, що після охолодження стиснутим повітрям від температури 850°С та наступного відпуску при 500 °С протягом 2 годин дослідних сталей, з легуючою системою Al-Ti-N формується ферито-перлітна структура з високим комплексом механічних властивостей.

Встановлено закономірність зміни твердості від відстані до поверхні з однобічним охолодженням (випробування на прогартовуваність згідно ГОСТ 5657). Це дозволило оцінити схильність дослідних сталей до утворення дефектів термічного походження на поверхні кочення залізничних коліс. Доведено, що сталі 2+ (Al-Ti-N) та К+ (Al-Ti-N) мають меншу на 20-30% зону структурних змін, що свідчить про більшу стійкість до утворення дефектів термічного походження на поверхні кочення залізничних коліс. Досліджено зносостійкість сталей для залізничних коліс різного хімічного складу. Встановлено, що зносостійкість сталей дослідного складу незначно поступається зносостійкості сталі марки Т та значно перевищує зносостійкість сталі марки 2 за ДСТУ ГОСТ

10791:2016.

Встановлено, що зміна вмісту вуглецю в межах марочного складу (0,63-0,68%С) марки Т за ДСТУ ГОСТ 10791:2016 впливає на рівень механічних властивостей та кінетику розпаду аустеніту сталі для залізничних коліс. Таким чином, необхідно призначувати режими прискореного охолодження в процесі зміцнюючої термічної обробки залізничних коліс з урахуванням можливих локальних змін хімічного складу. За результатами лабораторних досліджень рекомендований інтервал швидкостей охолодження ободу колеса зі сталі марки Т при прискореному охолодженні на ВГМ 1-11ºС/с. Встановлено, що при охолодженні з вказаними швидкостями не відбувається формування структур гартування та проміжних структур, досягається високий рівень твердості, а по значенням ударної в’язкості на цей діапазон припадає найбільші значення.

Встановлений зв'язок ділянок зі структурою проміжних перетворень з хімічною мікронеоднорідністю, яка виникає при кристалізації сталі. Після травлення мікрошліфів в гарячому розчині пікрату натрію та за результатами мікрорентгеноспектрального аналізу показано, що нерівномірний розподіл мартенситних і бейнітних ділянок в мікроструктурі зразків ободів коліс є наслідком дендритної ліквації хімічних елементів, в першу чергу, марганцю.

Показано, що наявність структури бейніту призводить до зниження в’язкості руйнування. Так, присутність бейніту в кількості від 10 до 15,0% призводить до зниження в'язкості руйнування на 40,0 - 70,0% відповідно.

Розроблено спосіб визначення швидкості охолодження сталі. Спосіб включає метод торцевого гартування зразків, нагрів до температури гартування, охолодження водою в спеціальному пристрої за певних умов, проведення замірів твердості на бічній стороні зразка. Додатково досліджують на структурний стан, виявляють місця в яких мікроструктура та рівень твердості відповідають заданим, у такий самий другий зразок в визначені місця розміщують термопари та записують криві зміни температури під час охолодження з торцю, при цьому на кривих визначають швидкість охолодження, при якій забезпечується заданий рівень твердості та структурний стан. Спосіб дозволяє підвищити

інформативність та точність способу та спростити оптимізацію режимів термообробки готового виробу.

Експериментально визначені гранично припустимі швидкості охолодження поверхні кочення і мінімально необхідні для центральних ділянок ободу залізничного колеса для досягнення високого рівня твердості та утворення однорідної мікроструктури. Встановлено, що для кожної марки сталі для залізничних коліс існує визначений вузький інтервал швидкостей охолодження при термічній обробці, в якому забезпечується виконання вимог нормативної документації для залізничних коліс за мікроструктурою (відсутність голчастих структур мартенситу, бейніту, відманштетту) та за рівнем твердості. Для сталей марок ER7, ER8, марки 2, сталі для коліс класу С визначені температури початку та кінця фазових перетворень при різних швидкостях охолодження в межах визначеного допустимого інтервалу швидкостей охолодження при безперервному охолодженні.

Встановлені закономірності зміни температури при охолодженні за діючою технологією з постійною витратою води в залежності від глибини від поверхні кочення ободу та хімічного складу сталі для залізничних коліс. Обґрунтовано необхідність застосування диференційного охолодження ободу колеса зі зміною витрати охолоджувача в процесі термічної обробки.

В роботі було застосовано моделювання в програмному комплексі QForm VX 8.2, в результаті була розроблена модель розрахунку температури по перерізу ободу, для адаптації якої використовували результати експерименту. 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 у подальшому, застосували у якості єдиного критерію — коефіцієнт тепловіддачі.

Встановлені закономірності зміни коефіцієнту тепловіддачі охолоджувальної системи для забезпечення охолодження обода колеса зі швидкостями у встановленому інтервалі. Рекомендовані режими передбачають

зміну витрати охолоджувача в процесі охолодження протягом першої хвилини від нуля до максимального рівня.

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 в процесі термічної обробки дозволяє уникнути формування структур гартування поблизу поверхні кочення та досягти високого рівня механічних властивостей в центральних об'ємах ободу.

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 «Prydniprovska 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 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 methodology of rational choice of chemical stock of steels with the purpose of securing the necessary operational authorities of metal products transferring such steps: 1) assessment of the reliability of the data; 2) the layout of the parameters in the interconnection mode; 3) construction based on experimental data of dependencies of the basic mechanical characteristics ($\sigma_в$, $\sigma_т$, Ψ, δ, etc) as functions of model parameters (Z^Y, d); 4) the designation of the recommended intervals for changing the concentration of components in the warehouse, so that the necessary level of authority is not provided.

The obtained equations for predicting the values of critical temperatures and values of the midcritical interval ΔAc using the integral parameters of the 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.

Using quasi-chemical methods, the maximum solubility of carbon, manganese and silicon in ferrite, austenite and cementite of the Fe-C-Mn-Si system alloy is calculated. It has been found that their maximum solubility is lower than their solubility in the corresponding binary systems.

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. It has been proved that increasing the cooling rate within the range of up to 5 ° C/s, which ensures the formation of a dispersed ferrite-pearlite structure, makes it possible to enhance the positive effect of alloying steels for railway wheels.

Using a model based on the established relationships of mechanical properties with the parameters of interatomic interaction and the results of calculating the solubility of carbon, manganese and silicon in α-, γ-iron and cementite in Fe-Mn-Si-C alloys and analytical studies of the effect of alloying elements on mechanical properties of steel for railway wheels, the chemical composition of research ingots of small volume for smelting in laboratory conditions was developed. Smelting of research heats has been completed.

The chemical composition of steel has been developed, which makes it possible to manufacture railway wheels that meet the requirements for class D railway wheels according to the standard AAR M-107 / M-208, wt%: 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. And a mode of thermal hardening was developed, namely, the heating temperature for accelerated cooling is 840 + 10 °C, the hardening time is 170 ± 5 s, the coolant flow rate is 60-65 m^3/h, the duration of the wheel storing is 35 ± 5 minutes; vacation at a temperature of 600 °C + 10 °C for 3 hours 00 min. -10 min allows to obtain the level of mechanical properties in railway wheels of class D from the developed steel that meets the requirements of AAR M-107 / M-208.

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 ~ 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 ~ 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 ≤ 0.025; P ≤ 0.03; Mo ≤ 0.01; Cu ≤ 0.25; Al = 0.02-0.03; Ti ≤ 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. For pilot testing, the following heat treatment parameters are recommended: heating temperature for heat treatment 850 ° C; cooling rate 5 ° C / s, tempering temperature 550 ° C, tempering duration 2 h + 15 min. The chemical composition and modes of heat treatment of railway wheels have been developed, ensuring the formation of a high complex of mechanical properties (hardness of the rolling surface of the rim 360-420 HB, at a test temperature of -40 ° C: yield strength ≥724.0 MPa, tensile strength ≥1000.0 MPa, relative elongation ≥15.0%) during the formation of a homogeneous pearlite structure.

The positive influence of the research chemical composition of the Al-Ti-N alloying system in steel for railway wheels with a carbon content of up to 0.60% on the viscosity and plasticity indicators at the slightly lower strength and hardness indicators compared to high-strength steel of grade T is established, standardized by DSTU GOST 10791-2016.

It was found that during microalloying with the (Al-Ti-N) system, TiC (N) particles are formed in carbon steels with a carbon content of 0.55-0.60%, and in the metal near TiC (N), the carbon content decreases. This improves the ductility characteristics of steel for railway wheels.

It was found that in carbon steels with a carbon content of 0.55-0.60% of the mass. and a microalloying system (Al-Ti-N) with exposure at a temperature of 1260 ° C for 2 hours, the grain size increased only 3-4 times, while for steel, without such microalloying - 8-14 times; the number and size of TiC (N) particles did not change significantly.

The modes of heat treatment of experimental steels, which ensure a high level of specimen hardness, have been developed. It is shown that after cooling with

compressed air from a temperature of 850 ° C and subsequent tempering at 500 ° C for 2:00 research steels, with the Al-Ti-N alloying system, a ferrite-pearlite structure with a high complex of mechanical properties is formed.

The regularity of the change in hardness from the distance to the surface with one-sided cooling was established (tests for garting according to GOST 5657). This made it possible to assess the tendency of research steels to form defects of thermal origin on the rolling surface of railway wheels. It is proved that steels 2+ (Al-Ti-N) and K + (Al-Ti-N) have a zone of structural changes that is 20-30% smaller, which indicates greater resistance to the formation of defects of thermal origin on the rolling surface of railway wheels.

The wear resistance of steel for railway wheels of different chemical composition has been investigated. It was found that the wear resistance of steels of research composition is slightly inferior to that of steel of grade T and significantly exceeds the wear resistance of steel of grade 2 according to DSTU GOST 10791:2016.

It has been established that a change in the carbon content within the grade composition (0.63-0.68% C) of steel of grade T according to DSTU GOST 10791:2016 affects the level of mechanical properties and the kinetics of austenite decomposition of steel for railway wheels. Thus, it is necessary to indicate the mode of accelerated cooling in the process of hardening heat treatment of railway wheels, taking into account possible local changes in the chemical composition. According to the results of laboratory studies, it is recommended that the range of cooling rates for the wheel rim made of steel of grade T with accelerated cooling 1-11°C/s. It has been established that upon cooling at the indicated rates, the formation of quenching structures and intermediate structures does not occur, a high level of rigidity is achieved, and according to the values of impact toughness, this range has the highest values.

The connection between the areas with the structure of intermediate transformations and chemical micro-inhomogeneous, which occurs during the crystallization of steel, is established. After etching microsections in a hot solution of the sodium picrate and according to the results of X-ray spectral analysis, it was shown that the uneven distribution of martensitic and bainitic regions in the microstructure of

wheel samples is a consequence of the dendritic liquation of chemical elements, primarily manganese.

It is shown that the presence of a bainite structure leads to a decrease in fracture toughness. Thus, the presence of bainite in an amount of 10 to 15.0% leads to a decrease in fracture toughness to 40.0%, respectively.

A method for determining the cooling rate of steel has been developed. The method includes the method of end hardening of the samples, heating to the hardening temperature, cooling with water in a special device under certain conditions, carrying out hardness measurements on the side of the sample. Additionally, they investigate for the structural state, locate the places in which the microstructure and the level of hardness correspond to the specified ones, the same second sample is placed in certain places with thermocouples and the curves of temperature changes during cooling from the end are recorded, while the cooling rate at which the specified level is provided rigidity and a structural condition. The method allows to increase the information content and accuracy of the method and to simplify the optimization of the heat treatment modes of the finished product.

The maximum permissible rates of cooling of the rolling surface and the minimum required rates of cooling of the central sections of the rim of a railway wheel to achieve a high level of hardness and the formation of a homogeneous microstructure are determined experimentally. It has been established that for each steel grade for railway wheels there is a certain narrow range of cooling rates during heat treatment, in which the requirements of regulatory documents for railway wheels are met by microstructure (absence of needle structures of martensite, bainite, widmanstätt) and by the level of rigidity. For steels of grades ER7, ER8, grade 2, steels for class wheels, the temperatures of the beginning and end of phase transformations are determined at different cooling rates within a certain permissible range of cooling rates during continuous cooling.

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..

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА

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. *(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. *(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. *(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 технологи 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.,** Головко 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.,** Дементьєва 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. І., **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.PMHTM.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., Головко Л. А., **Кононенко А. А.,** Кныш А. В. Концептуальные основы выбора химического состава стали для железнодоржных колес. *Металознавство та термічна обробка металів.* 2014. №4. С. 34-48.

22. Тогобицкая Д. Н., Бабаченко А. И., Козачек А. С., **Кононенко А. А.,** Головко 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 стор.

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

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 AAR M-107/M-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.,** Головко 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.

ЗМІСТ

стор.

АНОТАЦІЯ 2

ВСТУП 26

РОЗДІЛ 1 АНАЛІЗ ЛІТЕРАТУРНИХ ДЖЕРЕЛ 37

1.1 Основні види експлуатаційних дефектів залізничних коліс та механізми їх формування 37

1.2 Аналіз способів підвищення міцності сталі 44

1.3 Вплив хімічного складу, структури і механічних властивостей на експлуатаційну довговічність сталі для залізничних коліс 59

1.4 Вплив хімічного складу і структурного стану на холодноламкість 61

1.5 Висновки по розділу 1 71

1.6 Список використаних джерел в розділі 1 72

РОЗДІЛ 2 МАТЕРІАЛИ ТА МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ 73

2.1 Матеріали досліджень 73

2.2 Методики досліджень 80

2.2.1 Методики досліджень мікроструктури 80

2.2.2 Методика визначення механічних властивостей 81

2.2.3 Методика випробувань на стійкість до зношування і відшарування під навантаженням 85

2.2.4 Розробка методики визначення припустимого інтервалу швидкостей охолодження, що забезпечують необхідний рівень твердості та структурний стан 92

2.2.5 Методика дослідження кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні сталі 95

2.3 Висновки по розділу 2 97

2.4 Список використаних джерел в розділі 2 97

РОЗДІЛ 3 ОСНОВИ ВИБОРУ ВМІСТУ ЛЕГУЮЧИХ ТА МІКРОЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ ДЛЯ СПРЯМОВАНОГО

ФОРМУВАННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС 98

3.1 Розчинність вуглецю, марганцю та кремнію в аустеніті сплавів системи Fe-Mn-Si-C 98

3.2 Розчинність вуглецю, марганцю та кремнію в α-залізі сплавів системи Fe-Mn-Si-C 101

3.3 Дослідження розчинності кремнію та марганцю в цементиті сплавів системи Fe-Mn-Si-C 104

3.4 Обґрунтування вибору ефективних легуючих і мікролегуючих елементів, які забезпечують необхідні механічні властивості залізничних коліс 108

3.5 Висновки по розділу 3 134

3.6 Список використаних джерел в розділі 3 135

РОЗДІЛ 4 РОЗРОБКА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ СТАЛІ І ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ТЕРМІЧНОГО ЗМІЦНЕННЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС ДЛЯ РІЗНИХ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ 136

4.1 Розробка хімічного складу і режимів термічної обробки залізничних коліс з підвищеною стійкістю до зношування, які працюють в легких умовах гальмування при високих навантаженнях на вісь 136

4.2 Розробка хімічного складу сталі для залізничних коліс з підвищеною стійкістю до зношування при високих навантаженнях та високою стійкістю до навантажень при негативних температурах 169

4.3 Розробка хімічного складу і режимів термічної обробки залізничних коліс з підвищеною стійкістю до утворення експлуатаційних дефектів при підвищених навантаженнях та складних умовах гальмування 183

4.4 Висновки до розділу 4 209

4.5 Список використаних джерел в розділі 4 212

РОЗДІЛ 5 ОБҐРУНТУВАННЯ СПОСОБУ СТВОРЕННЯ ОДНОРІДНОЇ СТРУКТУРИ ПО ПЕРЕРІЗУ ОБОДУ ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА ТА ВИСОКОГО КОМПЛЕКСУ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ 213

5.1 Дослідження впливу швидкості охолодження на формування структурного стану та рівень механічних властивостей сталей для залізничних коліс з різним вмістом вуглецю (0,63 і 0,68% мас.) в межах однієї марки 213

5.2 Дослідження впливу структур гартування на показники в’язкості руйнування залізничних коліс 221

5.3 Аналіз за допомогою моделі розрахунку зміни температури по перерізу ободу в процесі термічної обробки коліс зі сталей з різним рівнем легуючих елементів 232

5.4 Визначення гранично допустимих швидкостей охолодження поверхні кочення і мінімально необхідних швидкостей охолодження центральних ділянок ободу залізничного колеса для досягнення високого рівня твердості та однорідної структури для різних сталей для залізничних коліс 239

5.5 Розробка рекомендацій та відпрацювання в промислових умовах режимів диференційованої термічної обробки залізничних коліс зі сталей різного хімічного складу 265

5.6 Висновки по розділу 5 309

5.7 Список використаних джерел в розділі 5 311

ВИСНОВКИ 312

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ 316

ДОДАТКИ 334

ДОДАТОК А. ПУБЛІКАЦІЇ ЗДОБУВАЧА 335

ДОДАТОК Б. ТЕХНІЧНІ УМОВИ «КОЛЕСА СУЦІЛЬНОКАТАНІ ДІАМЕТРОМ 957мм З ПІДВИЩЕНОЮ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЮ НАДІЙНІСТЮ» 344

ДОДАТОК В. АКТИ ВПРОВАДЖЕННЯ 353

ВСТУП

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 підсистеми (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 елементу. 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 AAR M-107/M-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 залізовуглецевих сплавів і управління їх структурою і властивостями» в рамках держбюджетних НДР 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 (2020р.), №ДР 0119U101398 (2019 р.), №ДР 0118U004203 (2018 р.), №ДР 0117U000674 (2017 р.), №ДР 0116U007038 (2016 р.), госпдоговірної 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 дослідженя. 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 низьких температур (-40 °С):

- 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 кочення 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 та 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 в 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 термічній обробці (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 ділатометричний 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 полягає у наступному:

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 °С/с формується повністю перлітна структура, при швидкості охолодження 2 °С/с кінцева структура складається з 15% перліту, 25% бейніту, решта – мартенсит і залишковий аустеніт; при швидкостях охолодження 5 °С/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 із сталей з С = (0,48…0,71) %, мас., які складають (2…20) °С/с. 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 $0{,}8 \le \frac{Si}{Mn} \le 1{,}0$ і $1{,}6 \le Si + Mn \le 1{,}8$ по вмісту 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 °С 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 $К_{1С}$ вуглецевої сталі для залізничних коліс (С~0,47% мас.). Показано, що присутність у структурі сталі бейніту в кількості від 10 до 15% призводить до зниження в'язкості руйнування $К_{1С}$ 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 отриманих 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) °С ≥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 ≥12%, відносне звуження ≥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 С 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 однобічне 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 автора.

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 роботи. 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-технічної 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 сторінка, 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.

РОЗДІЛ 1
АНАЛІЗ ЛІТЕРАТУРНИХ ДЖЕРЕЛ

1.1 Основні види експлуатаційних дефектів залізничних коліс та механізми їх формування

Питання підвищення експлуатаційної надійності і довговічності основних елементів рухомого складу, до яких, зокрема, відносяться колеса вантажних залізничних вагонів, в даний час є актуальними.

Високі вимоги, що пред'являються до експлуатаційної надійності і довговічності залізничних коліс, зумовлюються їх відповідальним призначенням в структурі рухомого складу, безпосереднім впливом на безпеку руху і складними, специфічними умовами експлуатації. В процесі експлуатації колеса піддаються впливу статичних, динамічних і циклічних навантажень при русі поїзду, а в локальних областях при його гальмуванні - циклічним впливам високих температур і напружень. Аналіз сил, що діють на колісну пару при експлуатації, показує, що напруження в контакті колеса з рейкою і гальмівною колодкою є основною причиною всіх пружно-пластичних деформацій і в значній мірі теплових явищ, що призводять до руйнування поверхні кочення [1]. Ці сили сприяють розвитку процесів втоми в ободі і диску колеса, викликаючи небезпеку його руйнування. Тому до якості матеріалу пред'являються жорсткі вимоги.

Довговічність є одним з основних комплексних показників якості матеріалів. Експлуатаційну довговічність виробу можна визначити, як його властивість зберігати працездатний стан або виконувати потрібні функції до настання певного граничного стану. Основним показником довговічності є ресурс – сумарний наробіток виробу від початку його експлуатації чи поновлення після ремонту до переходу в граничний стан [2].

Експлуатаційна довговічність залізничних коліс визначається цілою низкою характеристик, і тільки частина з них (базові характеристики) нормуються стандартами на цей вид металопродукції. Основними нормованими характеристиками якості коліс є показники їх міцності, пластичності та в'язкості.

У той же час такі показники як втомна і контактно - втомна міцність, зносостійкість, циклічна в'язкість руйнування, стійкість до утворення дефектів термічного походження при складних умовах гальмування хоча і не входять до переліку здавальних характеристик, тим не менш, є дуже важливими в забезпеченні експлуатаційної надійності і заданого ресурсу експлуатації залізничних коліс [3, 4].

Аналіз національних, зарубіжних і міжнародних стандартів на виробництво залізничних коліс показав, що у всіх країнах їх виготовляють з вуглецевої сталі. Сталь для залізничних коліс повинна мати високий рівень міцності, пластичних властивостей, ударної в'язкості і в'язкості руйнування. Слід зазначити, що суцільнокатані колеса вітчизняного виробництва по міцності, надійності та довговічності знаходяться на рівні кращих зарубіжних зразків [5-8].

Але, як зазначено вище, оцінювані діючими стандартами механічні характеристики суцільнокатаних залізничних коліс не дають повної інформації про їх експлуатаційну надійність та довговічність, тому виникає необхідність у застосуванні для цього й інших критеріїв [9-14].

В даний час у зв'язку зі зростанням на залізницях швидкостей руху і збільшенням осьових навантажень, як для пасажирських, так і для вантажних поїздів, особливої актуальності набуває проблема підвищення стійкості коліс до утворення на поверхні кочення дефектів експлуатаційного походження. Напруження, що виникають при експлуатації коліс в контакті «колесо-рейка», призводять до пошкоджень, переважна більшість яких можна класифікувати як знос поверхні кочення, дефекти теплового характеру, що виникають в ободі в процесі гальмування і ковзання колеса, дефекти втомного походження і крихке руйнування металу [5, 15, 16].

Знос поверхні кочення. Зносостійкість залізничних коліс є однією з важливих характеристик їхньої працездатності [17]. У більшості випадків період міжремонтних пробігів коліс рухливого складу визначається, в основному, зносом. Під цим мається на увазі зміна профілю поверхні обода по колу кочення

колеса, викликаного силами взаємодії його з рейкою. Значна частина відмов залізничних коліс відбувається не в результаті руйнування, а внаслідок зношування тертьових поверхонь. За цим видом зносу обточується близько 50% всіх , що ремонтуються коліс[5, 16].

Механізм зносу коліс не завжди однаковий. Теплові явища, що відбуваються на поверхні тертя, в значній мірі визначаються і супроводжуються процесами пластичної деформації. При невеликому прослизанні зношування може відбуватися в основному за рахунок відділення пластично деформованих частинок металу. У поверхневих шарах металу внаслідок зміцнення від наклепання і втрати пластичності з'являються мікроскопічні тріщини, розвиток яких і призводить до відокремлення частинок металу. При терті кочення з ковзанням знос відбувається також за рахунок стирання - механічного відриву від поверхні обода деформованих, окислених або зі зміненою структурою частинок металу.

Тобто знос являє собою явище, що складається з двох процесів, що протікають одночасно: зминання металу при терті кочення й стирання його від тертя ковзання [18-20]. Наростання зносу за рахунок зминання металу обумовлено пластичною деформацією і часто призводить до утворення напливів на бічні грані колеса.

Наростання зносу від стирання також пов'язано з деформацією, однак трактування механізму цього процесу в різних авторів різне. За одним з них [21-24] механізм зносу при терті кочення з ковзанням представляють як відділення з поверхні кочення часток пластично деформованого металу, чи часток “білого шару”, що утворився в результаті структурних перетворень під дією тепла тертя колеса об гальмівну колодку й рейку. Вказується, що процес відділення часток деформованого металу може мати переважний розвиток у випадку низької міцності сталі [21, 23].

З іншого погляду [25-27], внаслідок зміцнення від наклепання й втрати пластичності в поверхневому шарі металу порівняно невеликої глибини з'являються мікроскопічні тріщини, що при подальшій експлуатації

розвиваються. Це призводить до відділення від поверхні кочення часток металу у виді пелюстків товщиною до 0,3мм. При терті ковзання має місце механічний відрив цих часток.

У ряді робіт [28, 29] вказується на наявність окисних процесів у поверхневих шарах металовиробів. При терті кочення з ковзанням у поверхневому шарі відбувається пластична деформація в у результаті якої метал активізується, і в ньому спостерігається посилення дифузійних процесів [28]. Деформований метал окислюється і легко відокремлюється від поверхні. У деяких роботах, наприклад [29], відзначається, що наявність продуктів окислювання призводить до зменшення зношування, тому що ці продукти перешкоджають металевому контакту.

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

На стійкість коліс проти зношування істотно впливає твердість коліс. При виборі оптимального співвідношення міцності елементів пари колесо - рейка рекомендується використовувати комплексний підхід [5, 30].

Автори роботи [31] досліджували вплив хімічного складу і форми карбідної фази на зносостійкість вуглецевих сталей для залізничних коліс з 0,51% і 0,62% вуглецю. Випробування на опір зносу при терті кочення показали, що термічно зміцнена середньовуглецева сталь з пластинчастою будовою карбідної фази має високий опір зносу в широкому інтервалі значень твердості від 250 до 450 НВ, причому підвищення вмісту вуглецю від 0,51% до 0,62% при однаковій твердості позитивно позначається на зносостійкості металу. Сталі зі структурою відпущеного мартенситу мають високу зносостійкість тільки при високих значеннях твердості (350-450 НВ). При твердості 250-300 НВ процеси зносу у цих сталях протікають найбільш активно.

У роботі [32] показано, що підвищення однорідності перлітної структури і рівномірності наклепання сталі для залізничних коліс призводить до підвищення її зносостійкості.

Таким чином, для підвищення зносостійкості залізничних коліс необхідно проводити їх зміцнюючу термічну обробку з метою отримання в робочому шарі пластинчастих дрібнодисперсних продуктів розпаду аустеніту.

Дефекти теплового впливу. В процесі інтенсивного гальмування на ободі часто виникають пошкодження термічного (термомеханічного) походження: «білі шари», повзуни, навари, гальмівні вищербини, термічні тріщини тощо. У цілому за дефектами термомеханічного характеру ремонтується до 35% коліс, що вилучаються з експлуатації [5, 16].

Тепло, що виникає в процесі ковзання, сприймається поверхнею обода, яка може нагріватися вище критичних точок. Подальше швидке відведення тепла призводить до утворення структур гарту (мартенситу) - твердої і крихкої фази. Ця структурна складова слабо піддається травленню і тому називається «білим шаром», або світлою кіркою. При тривалому юзі на поверхні тертя обода утворюється так званий повзун, який чинить негативний вплив на експлуатацію, як колеса, так і рейки, внаслідок великих динамічних навантажень. При подальшій експлуатації ділянки зі структурою крихкого мартенситу під впливом циклічних навантажень викришувалися, утворюючи за місцем твердої скоринки (або повзуна) так звані вищербини гальмівного характеру. Глибина вищербин (до 3 мм) визначається глибиною загартованого шару.

Відомо, що на утворення вищербин впливає ціла низка факторів експлуатаційного і матеріалознавчого характеру. До перших відносяться інтенсивність гальмування, швидкість руху вагона, стан гальмівної системи та ін. Матеріалознавчими факторами, в першу чергу, є хімічний склад сталі для залізничних коліс і рівень твердості колеса [33-40].

Застосування композиційних гальмівних колодок призводить до збільшення числа випадків виходу коліс з експлуатації по наварам і термічним тріщинам. Навар (наволакування металу на поверхню кочення) утворюються при певних умовах гальмування, коли має місце ковзання колеса по рейці з незначним імпульсним поворотом. Структура ділянок металу, які наволочуються, як і повзунів, представлена мартенситом. Його утворення

пов'язане з впливом на поверхню високого тиску і температури. За місцем наварів при подальшій експлуатації також утворюються вищербини.

При роботі коліс в умовах різких повторюваних гальмувань на поверхні кочення утворюються термічні тріщини, які є наслідком збільшеної теплового навантаження на обід за рахунок застосування композиційних колодок: приблизно 95-97% тепла гальмування відводиться колесом і тільки 3-5% розсіюється колодкою [16].

Утворювані на поверхні кочення термічні тріщини найчастіше переходять у вищербини. Ці дефекти утворюються як у випадках, коли температура поверхні перевищує критичні точки сталі, так і при більш низьких температурах. В останньому випадку тріщини є наслідком циклічних температурних напружень, що перевищують границю втоми сталі. Вирішальний вплив на частоту утворення цього типу пошкоджень має вміст вуглецю [41, 42].

Втомне викришування. При високих циклічних напружених у контакті на поверхні кочення обода колеса з'являються тріщини, які поширюються і на більш значну глибину (15-20 мм). Виникнення тріщин спостерігається також при наявності концентраторів напружень на деякій відстані від поверхні.

Основною характеристикою, що визначає стійкість сталі проти втомного викришування, є її міцність. Встановлено, що більш високим опором втомному викришуванню володіє сталь для залізничних коліс з пластинчастою будовою карбідної фази. Сталі з дрібнозернистою структурою володіють більш високим опором пластичній деформації [14, 43-50].

Згідно [51, 52], контактна втома – це накопичення пошкоджень і руйнування поверхневих шарів під дією циклічних контактних навантажень. Зазвичай вона проявляється при терті кочення. Для контактної втоми, крім утворення тріщин, характерна наявність на поверхні ямок викришування (пітингів).

Процес втомного контактного руйнування сталі при коченні і коченні з ковзанням автори [53, 54] описують так: перші втомні тріщини в більшості випадків з'являються на поверхні деталей в зоні дії максимальних напружень, на

центральній частині доріжки кочення і розташовуються перпендикулярно напрямку кочення, тобто напрямку дії розтягуючих напружень на краях контакту. При коченні з ковзанням або з тангенціальними зусиллями тріщина розвивається вглиб від поверхні, з відхиленням від нормалі в напрямку кочення, та відколює пласт, по товщині приблизно рівний глибині розташування максимальних дотичних напружень.

Глибина проникнення пластичної деформації залежить від вихідного рівня твердості матеріалу і зменшується при зниженні останнього. З ростом границі міцності опір втомним викришуванням зростає [55, 56].

Неметалеві включення несприятливої форми (строчечні, гострокутні) сприяють виникненню дефектів втомного походження [57, 58].

Руйнування коліс. Це явище ініціюється концентраторами напружень у вигляді втомних тріщин диска і термічних тріщин обода. Спостерігаються і крихкі (раптові) руйнування коліс [59]. Дослідження показали, що крім названих, однією з причин зламів може бути і високий рівень залишкових напружень, що виникають у процесі виготовлення коліс [16, 60].

Крихке руйнування виникає при цьому в результаті накладення робочих (перш за все теплових) напружень на залишкові. Схильність сталі до крихкого руйнування в значній мірі визначається її властивостями.

В Україні для вантажних вагонів у даний час найбільш масово застосовуються залізничні колеса марки 2, з вмістом вуглецю 0,55-0,63% і структурою високодисперсного перліту в ободі. На початку двохтисячних років на залізницях України загострилася проблема підвищеного зносу поверхні кочення і бічної поверхні гребеня обода колеса, тому що набули широкого застосування рейки з високою твердістю (360-380 НВ). Підвищення зносостійкості сталі може досягатися шляхом підвищення міцності сталі. Для вирішення цього завдання фахівцями ІЧМ НАНУ і ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» була розроблена технологія і освоєно промислове виробництво нового виду продукції - залізничних коліс підвищеної твердості марки Т (НВ≥320) з вмістом вуглецю до 0,7%, мас. Використання цієї продукції дозволило підвищити

зносостійкість коліс більш ніж на 30%, зберігши при цьому необхідний запас в'язкості [61-65].

Однак, збільшення вмісту вуглецю в залізничних колесах тягне за собою підвищення їх чутливості до концентраторів напружень і зниження стійкості сталі проти утворення дефектів теплового характеру (термічних тріщин, «білих шарів» і подальшого викришування металу).

Підвищення опору утворення таким дефектам може бути досягнуто шляхом застосування сталі, хімічний склад якої забезпечує підвищення значень критичних точок фазових перетворень, мінімальну схильність до утворення загартованих ділянок, а також мінімальну крихкість мартенситу, що утворюється на поверхні кочення коліс. Зниження міцності сталі, що відбувається при цьому, необхідно компенсувати введенням легуючих елементів і застосуванням ефективніших процесів термічної обробки [66-68].

1.2 Аналіз способів підвищення міцності сталі

Підвищення стійкості коліс до утворення перерахованих вище дефектів є найважливішим завданням їх виробництва, оскільки його вирішення дозволяє подовжити термін експлуатації зазначених виробів і зменшити фінансові витрати на ремонт колісних пар рухомого складу.

Як вже відзначалося, рівень фізико-механічних властивостей та експлуатаційних характеристик залізничних коліс суттєво залежить від хімічного складу сталі [5]. На цей час виконано великий обсяг досліджень по створенню низьколегованих і мікролегованих сталей, які дозволили визначити вплив окремих легуючих елементів (C, Mn, Cr, Si, V, Ti та інш.) на структуру, комплекс фізико-хімічних та механічних властивостей та експлуатаційні характеристики коліс [69-75].

При виборі хімічного складу сталі для залізничних коліс зазвичай керуються такими міркуваннями. Вуглець найбільш важливий і найбільш дешевий елемент у сталі. Регулюючи його вміст у сталі, можна домогтися різних властивостей у готових виробах. При підвищенні вмісту вуглецю збільшується

міцність, зносостійкість, підвищується і контактна міцність, яка дуже важлива для залізничних коліс. Але з іншого боку, підвищення вмісту вуглецю знижує стійкість коліс при їх гальмуванні колодковими гальмами, які широко застосовуються в залізничній практиці. Вуглецева сталь для залізничних коліс повинна задовольняти низці специфічних і часто суперечливих вимог. Для підвищення опору сталі для залізничних коліс тепловим руйнуванням і утворення на поверхні кочення "білих шарів" (дефекти гальмівного походження) в ній має бути знижений вміст вуглецю. У той же час для забезпечення високих показників зносостійкості та контактної міцності вміст вуглецю в сталі для залізничних коліс повинен бути не менше 0,5% [5].

За існуючої тенденції до зростання швидкості руху поїздів зростає і число здійснюваних гальмувань і, як наслідок, можливість появи температурних ушкоджень, пов'язаних з різким нагріванням поверхневих шарів обода. Тому зазвичай приймається компромісне рішення. Вміст вуглецю в сталі для залізничних коліс знижується, при цьому необхідна міцність, зносостійкість і стійкість проти контактних втомних пошкоджень досягається застосуванням ефективної термічної обробки коліс та використанням легуючих елементів.

Для легування сталі для залізничних коліс необхідно застосовувати елементи, які забезпечують відповідний комплекс механічних властивостей та мають бути недефіцитними, оскільки необхідно враховувати великий обсяг виробництва коліс.

Оскільки пластична деформація в кристалічних тілах здійснюється рухом дислокацій, то зміцнення металу може бути досягнуто шляхом створення перешкод для їх просування [76]. Такими перешкодами можуть бути [77]:

- атоми іншого хімічного елемента;
- інші дислокації або їх скупчення і конфігурації;
- границі зерен і елементів субструктури (субзерен, осередків);
- часточки вторинної фази.

З наведеного витікає відповідний перелік методів зміцнення металевих матеріалів [78, 79]:

– твердорозчинне зміцнення (зміцнення за рахунок легування);

– деформаційне зміцнення (створення дефектів кристалічної структури за допомогою деформації);

– зернограничне і субструктурне зміцнення (за рахунок подрібнення зерен);

– зміцнення за рахунок термічної обробки (створення в результаті фазових перетворень структури, яка володіє високою міцністю);

– дисперсійне зміцнення або, по-іншому, дисперсійне твердіння (зміцнення за рахунок виділення часточок вторинної фази).

Твердорозчинне зміцнення. Відбувається у кристалічній решітці, як атомами заміщення (атом елемента встає на місце атома основного хімічного елемента, що утворює решітку), так і атомами впровадження, які займають місце в міжвузлях решітки. І в тому, і в іншому випадку відбувається викривлення кристалічної решітки, що створює перешкоду руху дислокації [80, 81].

Деформаційне зміцнення. Дислокації при своєму русі і взаємодії з іншими дислокаціями [76] створюють нові дислокації, які потім самі ж стають перешкодою для їх руху.

Зернограничне зміцнення. Границя зерна є дефектом кристалічної решітки і непереборною перешкодою для руху дислокацій [80]. Чим більше границь зерен, тим дрібніше зерно, і тим більше зміцнення. Цей метод має деяку перевагу перед більшістю інших: зернограничне зміцнення не супроводжується окрихчуванням. Більш того, деякі ділянки границь зерен під час деформації самі є джерелом дислокацій, що також призводить до зміцнення [80].

Способів подрібнення зерна існує декілька. Перший - введення в сталь таких карбідоутворюючих елементів, таких як алюміній, ніобій або титан. Вони утворюють стійкі до досить високих температур карбіди, нітриди і карбонітріди, які при нагріванні сталі, наприклад, під прокатку, є основою для утворення нових зерен (для сталей, що зазнають $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення). Чим більше буде цих часточок в об’ємі металу, тим дрібніше буде зерно. До того ж при подальшому

нагріванні сталі ці часточки, перебуваючи на границях зерен стримують їх ріст. Другий спосіб подрібнення зерна - застосування термічної обробки, наприклад, термоциклювання [80]. По-третє, застосування термомеханічної обробки, одним з різновидів якої є контрольована прокатка, спрямована якраз на отримання дрібного зерна фериту в сталі.

Дисперсійне твердіння. При розпаді пересиченого твердого розчину відбувається виділення часточок вторинної фази. При гартуванні та старінні атоми домішок можуть виходити з кристалічної решітки, прихоплюючи з собою інші домішкові атоми і утворюючи сполуки. Наприклад, такими елементами можуть бути ніобій, ванадій, які можуть утворювати сполуки з вуглецем і азотом, утворюють карбонітріди, які зупиняютьдислокації.

Зміцнення термообробкою. Термообробка, і різні види термомеханічної обробки реалізують відразу кілька механізмів зміцнення. Це - створення підвищеної щільності дислокацій і затримка атомів в кристалічній решітці, або виділення часток вторинної фази.

Всі ці механізми зміцнення можуть протікати разом і впливати один на одного, що найчастіше ізустрічається на практиці: не буває абсолютно чистого заліза без домішок, яке б можна було зміцнити тільки деформацією, або не буває зміцнення лише легуванням. Деформація, наприклад, впливає на виділення вторинної фази, і навпаки.

Науково-технічні рішення щодо вдосконалення хімічного складу залізничних коліс можна звести до наступних основних напрямків:

а) застосування для виробництва коліс вуглецевих сталей для залізничних коліс з різним вмістом вуглецю для різних умов експлуатації (навантаження на вісь, швидкість руху поїзда);

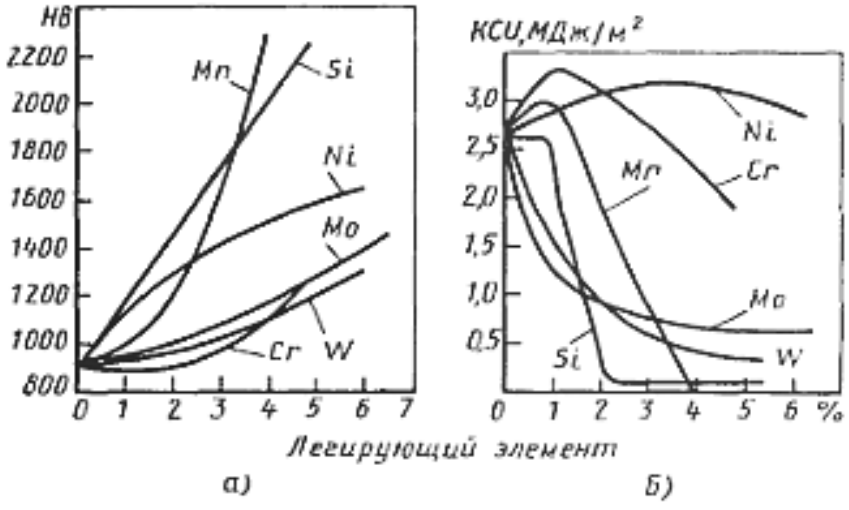
б) зміцнення і підвищення ударної в'язкості сталі для залізничних коліс за рахунок мікролегування ванадієм, ніобієм, цирконієм, титаном, бором;

в) застосування для виробництва коліс з підвищеною термостійкістю легованих сталей зі зниженим вмістом вуглецю.

При виборі хімічного складу сталі для коліс у більшості випадків керуються такими міркуваннями.

Легуючі елементи вводять для підвищення конструкційної міцності сталі [82]. Багато легуючих елементів утворюють з вуглецем карбіди, а з залізом - тверді розчини. Елементи з малим атомним радіусом (азот, бор) утворюють (як і вуглець) тверді розчини впровадження, а решта - тверді розчини заміщення. Якщо атомні радіуси елементів відрізняються від атомного радіусу заліза на величину до 15%, то ці елементи мають підвищену розчинність у залізі (наприклад, хром і нікель).

Легуючі елементи, розчиняючись в фериті, зміцнюють його. Найбільш сильно підвищують твердість фериту сталі кремній, марганець і нікель. Менший вплив на твердість мають молібден, вольфрам і хром (рис. 1.1, а). Зміцнюючи ферит, більшість легуючих елементів (за винятком нікелю) знижують його ударну в'язкість (рис. 1.1, б). Марганець і хром, при їх вмісті до 1,5%, дещо підвищують ударну в'язкість. Однак, при подальшому зростанні кількості цих елементів, ударна в'язкість знижується, досягаючи рівня в'язкості нелегованого фериту, приблизно при 3,5% хрому і 1,5% марганцю. Отже, для досягнення заданих властивостей легованих сталей кількість легуючих компонентів повинна бути раціональною [5, 76].



а - твердість; б - ударна в'язкість

Рисунок 1.1 - Вплив легуючих елементів на властивості фериту [76]

Легуючі елементи за зростанням спорідненості до вуглецю і стійкістю карбідних фаз розташовуються в ряд: Fe → Mn → Cr → Mo → W → Nb → V → Zr → Ti.

Всі карбіди, які зустрічаються в сталях, в залежності від будови кристалічної решітки поділяються на дві групи:

- карбіди першої групи мають складні кристалічні решітки, порівняно легко розчиняються в аустеніті при нагріванні. При цьому вони більш стійкі при високих температурах, ніж легований цементит;

- до другої групи входять спеціальні карбіди, які є фазами впровадження. Ці карбіди мають прості кристалічні решітки і мають високу стійкість. У реальних умовах вони майже не розчиняються в аустеніті [76].

Все карбідні фази мають високу температуру плавлення і велику твердість. В цьому відношенні карбіди другої групи перевершують карбіди першої групи.

Не утворюють простих карбідів кремній, алюміній, мідь, нікель. Ці елементи знаходяться в сталях у твердих розчинах (в аустеніті або фериті). Зазначені елементи при певних умовах знижують стійкість карбідів інших елементів. Особливо сильно вони впливають на стійкість цементиту, сприяючи його розпаду на ферит і вільний вуглець.

Легуючі елементи в промислових сталях можуть перебувати у вільному стані; в формі інтерметалевих з'єднань з залізом або між собою; у вигляді оксидів, сульфідів та інших неметалевих включень.

Більшість застосовуваних легуючих елементів можуть утворювати інтерметалідні з'єднання, що має велике значення для формування структури і властивостей високолегованих сталей.

Пересичені тверді розчини при певних температурних умовах розпадаються з утворенням дисперсних часточок, що являють собою, або хімічні сполуки розчинених атомів та розчинника, або фази змінного хімічного складу. Розпад пересичених твердих розчинів з виділенням дисперсних часточок може стимулювати і пластична деформація. Розпад твердих розчинів при старінні

здійснюється шляхом утворення центрів кристалізації та їх росту. Дисперсність виділень при розпаді може регулюватись шляхом свідомої зміни температурно-часових умов старіння. Якщо дислокація АВ зустрічає на своєму шляху дисперсні виділення 1, 2, 3, то сила, що на неї діє, τ_b проштовхує дислокацію між включеннями (рис. 1.2). Лінія дислокації вигинається між часточками в петлі, що проходять всі стадії (A_IB_I, $A_{II}B_{II}$, $A_{III}B_{III}$), що є характерними для роботи джерела Франка – Рида (рис. 1.3) [83].

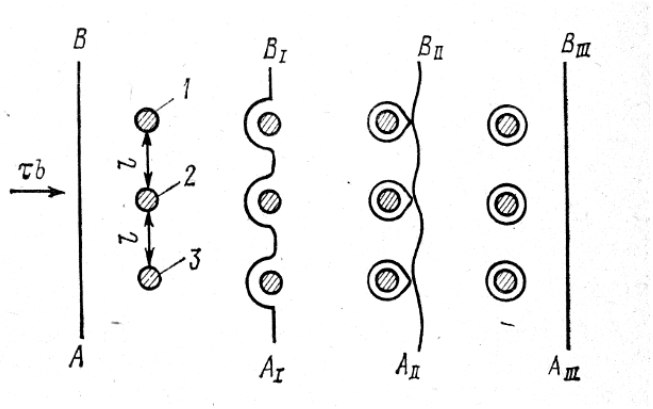


Рисунок 1.2 - Схема огинання часточок дислокацією, що рухається [83]

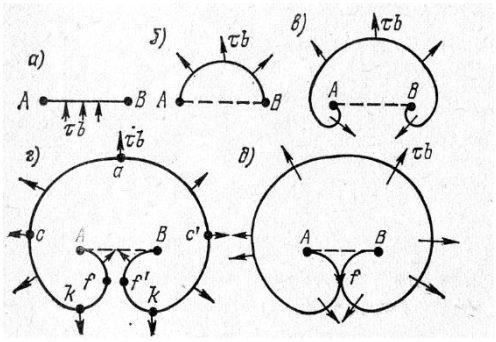


Рисунок 1.3 - Схема розмноження дислокацій для джерела Франка-Рида [83]

За кожною часточкою ділянки петлі мають різні знаки, тому вони змикаються та анігілюють, залишаючи навколо часточок дислокаційні кільця. Сама дислокація продовжує ковзати в поперечному напрямку. Якщо відстань між часточками *l* (рис. 1.3), то найбільший опір рухові дислокації при проходженні через включення буде в той момент, коли радіус петлі $r = l/2$, тоді

$$\tau_{max} = Gb/l. \qquad (1.1)$$

При зменшенні відстані між дисперсними часточками і зростанні τ_{max} дислокації починають проходити через включення, перерізаючи їх.

Розрахунки показують, що найбільше значення τ_{max} отримують, коли включення розподілені рівномірно і дисперсність їх забезпечує середню відстань між включеннями близько 100 міжатомних відстаней.

Крім того, включення гальмують дислокації далеко діючими полями напружень, що виникають через різницю питомих об'ємів (густини) часточок в матриці.

Якщо через ряд дисперсних включень проходить не одна, а кілька дислокацій, кожна з них залишає навкруги кожної часточки кільця, які, накопичуючись, утворюють сильне поле напружень, яке також гальмує рух дислокацій. Цей механізм збільшує й інтенсивність деформаційного зміцнення, оскільки число кілець навкруги включень зростає з підвищенням ступеню пластичної деформації.

Е. Орован [84] запропонував наступну залежність між критичним значенням дотичного напруження і середньою відстанню між часточками:

$$\tau_{кр} = 2\alpha Gb/r+\tau_m, \qquad (1.2)$$

де τ_m – опір зсуву матриці;

α – чисельний коефіцієнт,

b – вектор Бюргерса,

G – модуль зсуву.

Далі було отримано вираз для границі плинності сплава, що містить дисперсні часточки:

$$\tau = \tau_m + \frac{Gb}{4\Pi}\Phi\left(\frac{r-d}{2b}\right)\frac{2}{r-d}, \qquad (1.3)$$

де $\Phi=0,5[1+1/(1-\mu)]$;

μ - коефіцієнт Пуассона;

d – діаметр часточки;

r – відстань між центрами часточок.

Подальше підвищення опору зсуву дають дислокаційні намиста, що утворюються навколо кожного включення після проходження крізь них дислокацій. Число петель навкруги включень зростає з ростом деформації, оскільки кожна дислокація, що пройшла крізь включення, залишає на ньому петлю. Це забезпечує і високу початкову швидкість зміцнення в двофазних структурах з дисперсними часточками (деформаційне зміцнення), яка визначається величиною [85]:

$$\Delta\tau=3f^{3/2}NGb/r, \qquad (1.4)$$

де f – об'ємна доля часточок в сплаві; N - число дислокаційних петель навкруги часточки.

У процесі зменшення відстані між дисперсними часточками, наприклад за рахунок зменшення розміру часточок і зростання їх об'ємної частки, при досягненні дотичним напруженням, що забезпечує залишкову деформацію зсуву, деякої величини $\tau_{кр}$, дислокації починають проходити через включення, прорізуючи їх. Умови прорізання суттєво залежать від наявності чи відсутності когерентного зв'язку між фазами. Легше перерізається когерентна границя завдяки малій різниці в значеннях векторів Бюргерса дислокацій в матриці і часточці [86].

Коли часточки мають мінімальний розмір, границя плинності, згідно з Г. Анселлу [87]відповідає:

$$\sigma_т=(\tau_ч/4)[f^{1/2}/(0.83-f^{1/3})], \qquad (1.5)$$

де $\tau_ч$ – опір часточок зсуву.

Коли розмір часточок сягає критичного значення $d_{кр}$, границя плинності визначається за формулою:

$$\sigma_т = \sqrt{Gb\tau_ч / 2r}\,. \qquad (1.6)$$

Згідно цієї моделі, при заданих f і $\tau_ч$ границя плинності $\sigma_т$ сягає найбільшого значення, коли $d_{кр} = (8Gb/\tau_ч)(0{,}83- f^{1/3})/f^{1/3}$.

Таким чином, міцність двофазної структури матриця-часточка визначається на лише міцністю матриці і дисперсністю та числом часточок, але й міцністю самих часточок.

Оцінки за допомогою розрахунків, а також результати експериментальних досліджень показують, що максимальний ефект від дисперсійного зміцнення досягається при середній відстані між часточками (0,02…0,1) мкм і середньому розмірі часточок (0,005…0,02) мкм.

Кожен метод досягнення високоміцного стану сплавів є суперпозицією складових процесів: подрібнення кристалічних зерен і блоків, підвищення щільності дислокацій при оптимальній конфігурації їх розподілу, введення в сплав рівномірно розподіленої дисперсної твердої фази.

На залізничному транспорті найбільш широке застосування знаходять сталі, що містять такі легуючі елементи [88]:

- хром у кількості до 0,3% у низьколегованих сталях; 0,7 ... 3,5% у середньолегованих і 9 ... 35% у високолегованих хромистих і хромонікелевих. Цей елемент підвищує корозійну стійкість і твердість, сприяє утворенню тугоплавких оксидів. Він наделить до недефіцитних легуючих елементів, що мовлює його широке використання;

- марганець також належить до відносно дешевих і широко поширених легуючих елементів. До 1,5% його нерідко використовують у якості замінника нікелю. Він істотно підвищує границю плинності, однак робить сталь чутливою до перегріву. Тому для подрібнення зерна разом з марганцем вводять карбідоутворюючі компоненти. У значних кількостях (11 ... 14% в сталях типу Г13Л) він забезпечує високу в'язкість, зносостійкість і підвищену здатність сталі до наклепування;

- кремній, кількість якого обмежується 1,5 ... 2%, дешевий елемент, що не утворює карбідів. Він зюваачно підвищує рідкотекучість, що погіршує зварюваність, дещо ускладнює знеміцнювання сталі при відпуску, при вмісті понад 1% підвищує поріг холодноламкості;

- нікель вводять в кількості 0,2 ... 35%. Він суттєво підвищує в'язкість, холодостійкість, корозійну стійкість, пластичні та міцності властивості сталей, подрібнює зерно;

- молібден і вольфрам надежить до коштовних і дефіцитних карбідоутворюючих елементів. Вводяться в кількостях (0,15 ... 0,8)% і (0,18 ... 1,8)% відповідно. Вони збільшують твердість і міцність сталі при ударних навантаженнях і високих температурах, подрібнюють зерно, підвищують стійкість до відпуску, збільшують прогартовуваність;

- титан і ванадій вводять у кількостях (0,02 ... 1)% і (0,05 ... 1,5)% відповідно. Вони належать до сильних карбідоутворюючих компонентів. Вводяться в сталі, що містять хром, марганець, нікель для подрібнення зерна. Підвищують міцність і в'язкість. Однак при підвищеному їх вмісті утворюються спеціальні важкорозчинні при нагріванні надлишкові карбіди, які знижують прогартовуваність сталі та, розташовуючись по границях зерен, сприяють крихкому руйнуванню.

- бор використовується для мікролегування сталей з метою збільшення прогартовуваності. Вводиться в кількості 0,002 ... 0,005%. Мікролегування бором еквівалентно 1% нікелю; 0,5% хрому і 0,2% молібдену.

Легування сталей для залізничних коліс здійснюється елементами, що забезпечують відповідний комплекс механічних властивостей, а також хорошу деформованість, оброблюваність на металорізальних верстатах, низьку флокеночутливість та ін. У лабораторних умовах ІЧМ НАНУ в 70-80-і рр. минулого століття були випробувані багато складів сталі для залізничних коліс, легованої такими елементами як нікель, хром, кремній, марганець, титан, ванадій, молібден, бор та інші [5].

Хімічний склад чинить наступний вплив на механічні та експлуатаційні властивості сталі для залізничних коліс [5]: при збільшенні вмісту вуглецю від 0,3 до 0,7% зростають показники міцності сталі (твердості, границі плинності, границі міцності), у багато разів збільшується зносостійкість і контактна міцність від утоми. При цьому пластичні властивості сталі (відносне звуження і відносне видовження), а також ударна в'язкість знижуються. Збільшується схильність сталі до крихкого руйнування, зростає твердість і глибина утворення "білого шару". Вуглець є також основним елементом, що впливає на термічну втому, знижуючи її з підвищенням вмісту в сталі.

Підвищення вмісту марганцю в сталі для залізничних коліс від 0,6 до 1,4% супроводжується зростанням міцності за рахунок збільшення кількості перліту і зниження кількості доевтектоїдного фериту, завдяки збільшенню стійкості аустеніту через пониження температури його розпаду. Пластичні властивості сталі з вмістом марганцю до 1,2-1,6% знаходяться на відносно високому рівні. Збільшення марганцю понад 2% призводить до різкого падіння пластичності і ударної в'язкості. При 1,8% Mn спостерігається аномальне різке збільшення зношування (~ у 2 рази) щодо його відносно малої величини при вмісті до 1,4% Mn. Разом з тим зі збільшенням вмісту марганцю до 2% зростає контактна довговічність при випробуваннях на контактну втому. Підвищений вміст марганцю позитивно позначається і на термостійкості коліс при низькому і високому вмісті вуглецю.

Кремній у кількості до 1,7% в сталі з 0,4% С незначно підвищує характеристики міцності кременистої сталі і практично не позначається на її пластичних властивостях. При вмісті кремнію в сталі більше 0,7% спостерігається різке падіння її зносостійкості, викликане, ймовірно, викривленням решітки фериту, його зниженою пластичністю, невисоким опором відриву, а також анізотропією сталі, що пов'язано, очевидно, з її перитектичним механізмом кристалізації і посиленням дендритної ліквації [89]. Контактна втомна міцність під дією кремнію практично не змінюється [5].

Вельми ефективною легуючою мікродобавкою, що підвищує комплекс механічних властивостей сталі після її відповідної термічної обробки, є ванадій [5, 90, 91]. У сталі з 0,4-0,7% С механічні властивості після нормалізації під впливом ванадію залежать від температури нагріву і, в загальному випадку, спостерігається тенденція до їх зростання, за винятком деякого зниження пластичних характеристик. Ударна в'язкість ванадієвої сталі з вмістом вуглецю від 0,48-0,70% зростає, а в сталі з 0,40% −знижується. Після нормалізації від оптимальних температур нагрівання збільшення тимчасового опору сталі не призводить до зниження її пластичності. У мікролегованих ванадієм сталях для залізничних коліс з 0,48, 0,60 і 0,70% С низькотемпературна нормалізація призводить до збільшення в'язкості [5]. Зносостійкість сталі з ванадієм і її втомна міцність також зростають.

Дослідження взаємодії азоту зі сталлю проводилися протягом багатьох років. Вони були розпочаті Н.П. Чіжевскім і І.І. Жуковим [92]. Однак тільки після 40-х років стали розглядати можливість використання азоту як легуючого елементу. Питанням впливу азоту на властивості сталей, його розчинності і поведінки в металі приділялося багато уваги, як в нашій країні, так і за кордоном. У даний час в промисловості використовується більше 200 марок сталей, легованих азотом.

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

Сталі, леговані азотом, прийнято поділяти на дві категорії:

- сталі з вмістом азоту нижче рівноважного;

- сталі з вмістом азоту вище рівноважного.

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

Слід відзначити, що в світовій практиці в більшості своїй знайшли застосування низьковуглецеві азотовмісні марки сталі. Дослідні сталі, які мають вміст вуглецю на рівні 0,5 - 0,6%, вимагають додаткових знань і досліджень. Крім цього розроблені марки сталі мають підвищений вміст кремнію, який у свою чергу, як і вуглець, знижує розчинність азоту (рис. 1.4) [93].

Присутність домішок впливає на швидкість розчинення азоту в металі. У порядку посилення впливу на розчинність азоту розташовуються молібден, сірка, марганець, алюміній, хром, ванадій, титан. Знижують розчинність азоту нікель, кремній і вуглець.

Зменшення розчинності азоту в сталі при кристалізації і під час перетворення γ-заліза в α-залізо є основною причиною впливу азоту на властивості сталі. При відсутності в сталі елементів (Ti, Al, Zr, V), що утворюють нітриди при високій температурі, після утворення α-заліза починається виділення азоту з розчину у вигляді включень нітридів заліза (Fe_2N, Fe_4N, Fe_8N), що призводить до негативних наслідків у структурі готової сталі [93].

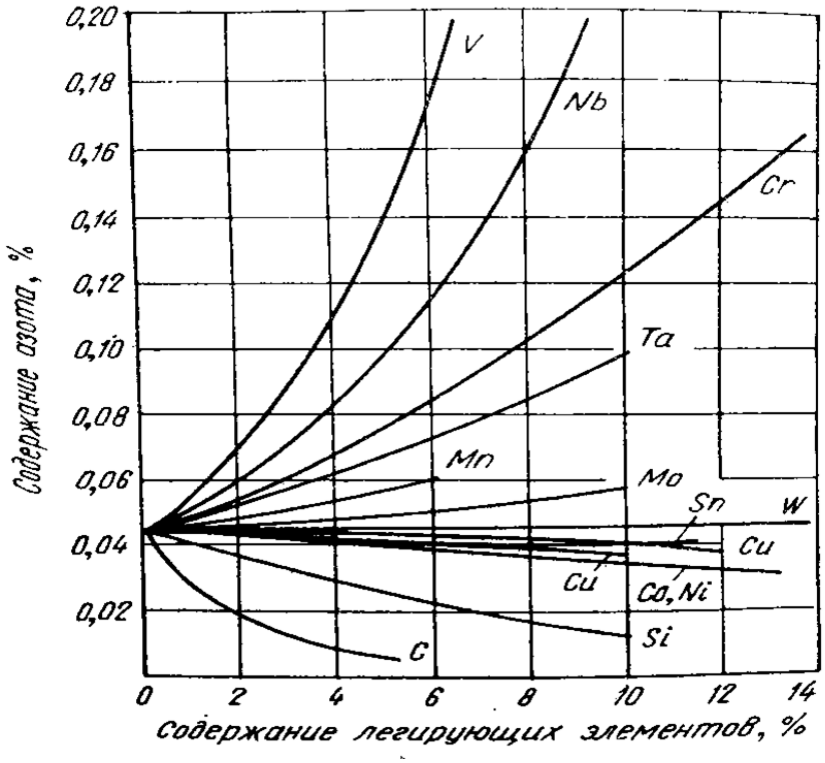


Рисунок 1.4 - Вплив легуючих елементів на розчинність азоту в рідкому залізі при 1600 ^{0}C і PN_2 = 1АТ [93]

Присадка в сталь елементів, що зв'язують азот у сталі в нітриди при високих температурах, усуває схильність сталі до вказаних вище наслідків. До числа таких елементів відносяться: алюміній, який утворює нітрид в основному під час затвердіння і в твердому металі до температури перетворення γ→α; ванадій і цирконій, що утворюють нітриди під час кристалізації; титан, який утворює нітриди в рідкій сталі й під час кристалізації [93].

У результаті для розроблюваних марок сталей прийняли рішення проводити нітридне зміцнення титаном і алюмінієм.

Важливим моментом при легуванні сталі азотом є температурна складова (рис. 1.5). Як видно з графіка, для найбільш ефективного насичення сталі азотом при плавленні вона має перебувати в зоні температур 1530 - 1700 ^{0}C. При проведенні дослідних плавок було обрано інтервал 1620 - 1650 ^{0}C, щоб у свою чергу забезпечити необхідне засвоєння азоту і виключити підвищений угар легуючих при надмірному перегріванні.

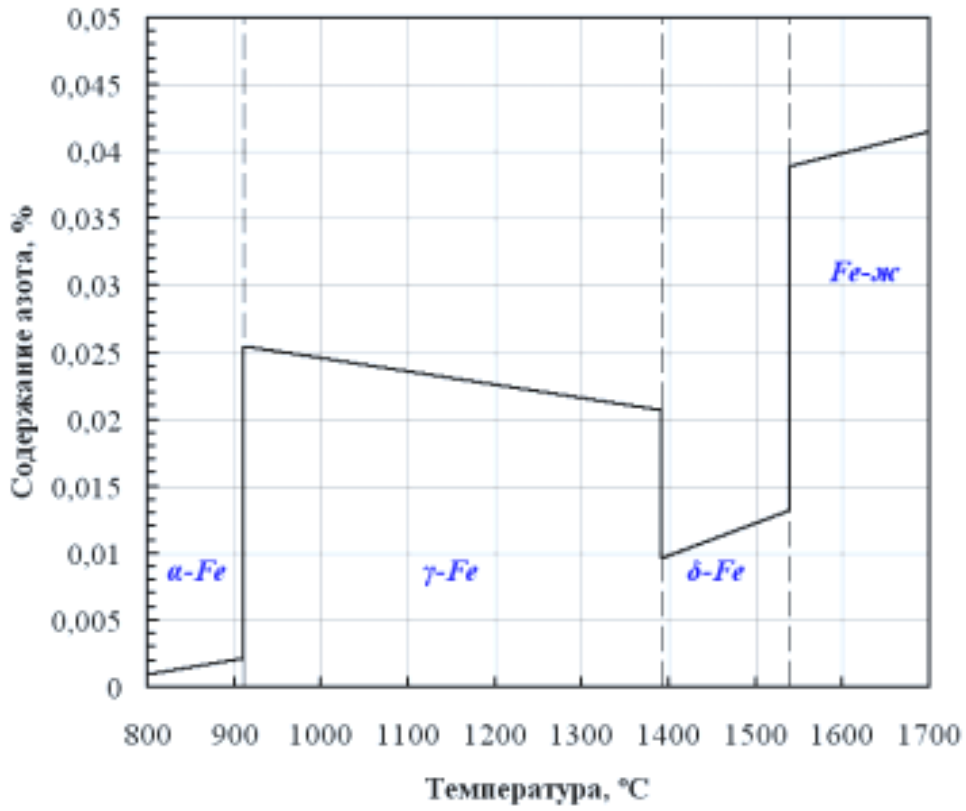


Рисунок 1.5 - Розчинність N_2 в залізі при парціальному тиску азоту 760 мм. рт. ст. [92]

Одним з важливих факторів, що впливають на засвоєння азоту в сталі, є вміст кисню в металі. Так, при збільшенні концентрації кисню від 0,067 до 0,144% час досягнення рівноважної концентрації збільшується в два рази.

1.3 Вплив хімічного складу, структури і механічних властивостей на експлуатаційну довговічність сталі для залізничних коліс

При дослідженні впливу вмісту вуглецю і ванадію на зносостійкість сталі для залізничних коліс було встановлено, що зі збільшенням вмісту вуглецю від 0,55% до 0,75% знижується знос сталі, як в гарячекатаному, так і в термічно зміцненому стані, причому знос зразків з термічно зміцнених коліс значно нижче, ніж з гарячекатаних. Найменший знос спостерігався у зразків з термічно зміцнених коліс з вмістом 0,73% C і 0,12% V з твердістю 350 НВ. Зі збільшенням вмісту вуглецю підвищується також контактна міцність сталі [94].

У роботі [95] було вивчено вплив міді, яка зменшує схильність металу до взаємодії з киснем і вологою атмосфери, на зносостійкість сталі з 0,64% C. Встановлено, що зміна вмісту міді від 0,15 до 0,60% призводить до істотного (більше 30%) підвищення зносостійкості поліпшеної сталі з твердістю 350 НВ. При цьому, твердість сталі після ізотермічного гартування в гарячому середовищі значно вище (приблизно в два рази), ніж після поліпшення, що підтверджує результати досліджень авторів [31]: сталь з пластинчастим перлітом більш зносостійка, ніж з глобулярним. Однак, при пластинчастій формі карбідів перліту (нормалізація, ізотермічне гартування) зміна кількості міді в зазначеному інтервалі не призводить до підвищення зносостійкості.

Вченими ІЧМ НАНУ були проведені експериментальні дослідження впливу хімічного складу і режимів термічної обробки сталі для рейок та коліс на зносостійкість. У результаті виконаних експериментів встановлено, що збільшити твердість сталі для залізничних коліс вище НВ 400 в процесі термічного зміцнення при збереженні структури пластинчастого сорбіту (перліту) для вуглецевої нелегованої сталі не представляється можливим. Отримання більших показників твердості за рахунок формування структур з

зернистою карбідною фазою призводить до зниження зносостійкості металу. Подальше зростання твердості вуглецевої сталі з формуванням структури пластинчастого перліту можливо за рахунок використання легування з оптимізацією режимів термічного зміцнення.

У роботі [96] вивчали вплив малих добавок титану, бору та рідкоземельних металів (РЗМ) на зносостійкість гарячекатаної високовуглецевої сталі. Твердість поверхневого деформованого шару зразків зі сталі, обробленої роздільними присадками бору і РЗМ, збільшується на 10-40 кгс/мм^2 у порівнянні з твердістю звичайної сталі. При цьому зносостійкість зростає на 4-15%. У разі сумісних присадок бору і РЗМ твердість поверхневого шару і зносостійкість ростуть зі збільшенням в сталі вмісту церію. Максимальне зростання зносостійкості (близько 25%) спостерігалося в сталі з добавкою бору і РЗМ відповідно 0,008 і 0,1%. При обробці сталі малими добавками титану (0,02-0,04%) твердість поверхневого шару збільшується на 75-150 кгс/мм^2 в порівнянні з твердістю звичайної сталі. При цьому зносостійкість зростає на 20-45%.

Збільшення вмісту марганцю до 1,2% в середньовуглецевій сталі з 0,4% С призводить до утворення в ободі колеса змішаних структур (перліт + бейніт + мартенсит), в результаті чого сильно знижується зносостійкість металу. При збільшенні в цій самій сталі кремнію до 0,7% з'являється смугастість структури, що також знижує її зносостійкість [97].

Випробування на зносостійкість сталей різного структурного класу з однаковою твердістю, отриманою гартуванням з наступним відпуском при 100-600ºС показали, що зношування цих сталей може значно відрізнятися і навпаки-сталі з різною твердістю можуть мати близьку зносостійкість. Зносостійкість слід оцінювати не тільки за твердістю, але й за іншими показниками, які пов'язані з циклічною міцністю і енергією руйнування. Таким показником може бути добуток тимчасового опору та відносного звуження. Для зносостійкості сталі важлива також її структурна стійкість в умовах теплового впливу, оскільки високі температури, що виникають при терті, будуть суттєво змінювати початкові структуру і механічні властивості [98].

Для забезпечення високої зносостійкості дуже важливо, щоб метал мав здатність зміцнюватися в процесі експлуатації. Тобто початкова висока твердість менш важлива з точки зору забезпечення високої зносостійкості, ніж здатність самозміцнюватись матеріалу на поверхні зносу [99].

Автори [100] досліджували механічні властивості і тонку структуру сталей з 0,1, 0,4, 1% С з глобулярною і пластинчастою формою карбідів після холодної пластичної деформації. Дослідження показали, що при одному і тому ж вмісті вуглецю сталь з пластинчастим цементитом зміцнюється сильніше, ніж сталь з глобулярним цементитом. Приріст міцності після деформації збільшується зі зростанням дисперсності вихідної структури.

У роботі [30] вивчали вплив вмісту вуглецю (0,34-0,74%) на зносостійкість сталі для залізничних коліс при постійній швидкості охолодження. Показано, що при швидкості охолодження 6 град /с зі збільшенням вмісту вуглецю в сталі зростає її зносостійкість.

1.4 Вплив хімічного складу і структурного стану на холодоламкість

Широко поширеною характеристикою холодноламкості є критична температура крихкості T_{50}, при якій на поверхні зламу сталевого зразка після випробувань на ударний згин частки в′язкої (волокнистої) і крихкої (у вигляді гладких фасеток) складових дорівнюють по 50% [102]. Чим нижче T_{50}, тим вище холодостійкість сталі. Слід зазначити, що зі збільшенням швидкості деформації температури в'язко-крихкого переходу підвищуються [103], тобто з точки зору холодноламкості динамічні навантаження є досить небезпечними. Іноді в якості характеристики холодноламкості використовують температуру переходу від крихкого до в'язкого руйнування [103]. Це температура, при якій (з підвищенням температури випробування) частка в'язкої складової в зламі становить 100%.

Іншою поширеною характеристикою холодноламкості є температура, при якій ударна в'язкість зразка стає нижче певної величини (це енергетичний критерій), у якості граничних використовують значення KCU = 29 (або 30)

Дж/см^2 при випробуванні зразка Менаже з U-подібним надрізом (з радіусом 1 мм) або KCV = 20 Дж / см^2 при використанні зразка з V-подібним надрізом (з радіусом 0,25 мм) [102, 104].

Розглянемо основні фактори, що впливають на холодноламкість сталей. Якщо крихкість при кімнатній і підвищеній температурі пов'язана в основному з інтеркристалітним руйнуванням, коли тріщина поширюється переважно на границі зерен (наприклад, при відпускній крихкості), то при холодноламкості в більшості випадків має місце крихке транскристалітне руйнування [104].

Однак слід мати на увазі, що місцями зародження тріщин є дефекти структури, такі як неметалеві включення, пори та інші дефекти будови, у яких накопичуються дислокації при їх ковзанні в тілі зерна [105]. При понижених температурах такий вплив здійснюють сегрегації на границях зерен атомів домішок, у першу чергу сірки і фосфору. Тому засобом зниження порогу холодноламкості є зменшення вмісту S і P в сталі. Слід зазначити, що негативний вплив сірки і фосфору полягає в тому, що ці атоми можуть сегрегувати не тільки на границях зерен, але і всередині зерен на поверхнях «матриця - карбід або карбонітридне включення» і на малокутових границях субзерен, що підвищує крихкість матеріалу [104].

В якості конструкційних холодостійких сталей для умов кліматичного холоду використовують низьковуглецеві сталі, що мають ферито-перлітну структуру. Пластинки цементиту в складі перліту мають низьку пластичність, при низьких температурах границі «ферит - цементит» у перліті відіграють роль перешкод, у яких накопичуються дислокації при їх ковзанні, і служать місцями зародження тріщин. Тому в холодостійких сталях слід зменшувати вміст перліту, що досягається зазвичай зниженням концентрації вуглецю до допустимого мінімуму, а також легуванням. Крім цього, негативний вплив на холодостійкість надають розчинені гази, перш за все кисень і водень [104], які, сегрегуючи на границях зерен, знижують міцність зв'язку між останніми, тим самим привносять в низькотемпературне руйнування елемент межкристалічної крихкості.

У літературі зазначено [76], що підвищення концентрації вуглецю негативно впливає на T_{50}, що пов'язано з підвищенням частки перліту (див. вище). Вуглець, хоча і сприяє ефективному зміцненню, різко знижує в'язкість і пластичність сталі, сприяючи підвищенню холодноламкості. Прийнято вважати, що збільшення вмісту вуглецю в сталі на кожні 0,1% підвищує поріг холодноламкості на 20 К (рис. 1.6).

У роботі А. П. Гуляєва [76] відзначається, що максимальна міцність при ферито-перлітній структурі (нормалізований стан) відповідає вмісту вуглецю приблизно 1% і досягає всього лише ~ 1000 МПа, тоді як поріг холодноламкості в такій сталі лежить нижче 0°С лише при вмісті вуглецю не більше 0,4%. Зроблено висновок про те, що граничний вміст вуглецю в сталі з ферито-перлітною структурою становить 0,4%; при цьому вона матиме σ_B = 600 МПа, Т50 = - 20 ° С і робота поширення в'язкої тріщини, чисельно дорівнює ударній в'язкості зразка з тріщиною, $a_1 = 60 \div 70$ Дж / см^2.

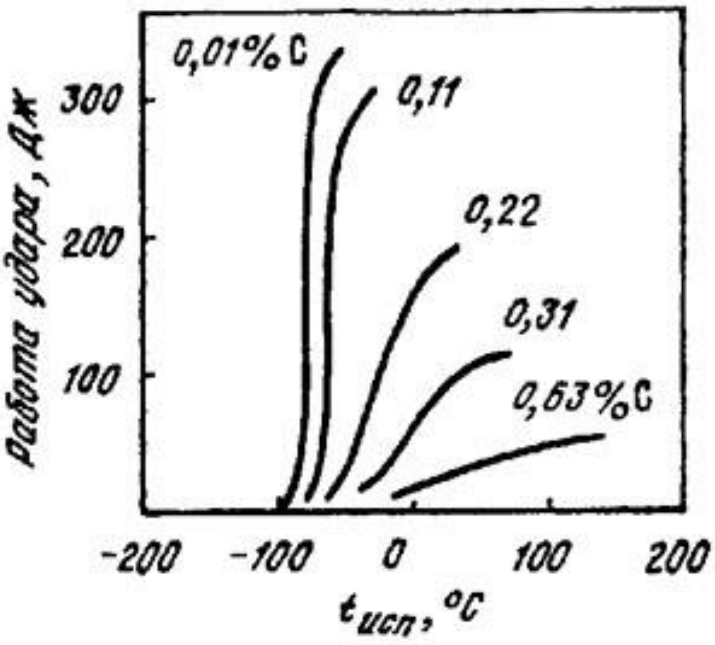


Рисунок 1.6 - Вплив вмісту вуглецю на холодноламкість сталі [76].

Значний вплив на ударну в'язкість сталей має і конфігурація неметалевих включень, особливо сірчастих, присутніх зазвичай у вигляді пластичних сполук

з марганцем. Металургійними шляхами підвищення холодостійкості сталі є розкислення і модифікування, що призводять до зниження концентрації шкідливих домішок (S, P, O) і зменшення об'ємної частки включень. Так, підвищення індексу забрудненості неметалевими включеннями малоперлітної низьколегованої литої сталі з 14,1 • 10^{-3} до 19,5 • 10^{-3} знижує ударну в'язкість KCV при T = - 60 ° C (KCV^{-60}) з 32 до 14 Дж/см^2 [102]. Оскільки тріщина зароджується на границі «неметалеве включення - матриця» в результаті концентрації напружень, на холодостійкість впливає як кількість, так і форма включень. Найбільш небезпечні межкристалічні плівкові включення. У прокатаній сталі вони набувають вигляду витягнутих ниток. Зі збільшенням вмісту сірки ударна в'язкість такої сталі знижується, оскільки витягнуті сірчисті включення стають концентраторами напружень і вздовж них розвиваються дрібні тріщини, які зливаються в єдину магістральну тріщину, яка і викликає руйнування. Існують два напрямки боротьби з шкідливим впливом сірки: зниження загального вмісту цієї домішки до мінімально можливої межі і зменшення довжини сульфідних включень. Останнє виявилося можливим при модифікуванні, тобто при заміні сульфіду марганцю на більш важкодеформуємий сульфід кальцію або сульфіди рідкоземельних металів [106-109]. Ці метали і кальцій характеризуються більш високою, ніж у марганцю, термодинамічною спорідненістю до сірки і утворюють сульфіди при більш високих температурах, причому включення цих тугоплавких сульфідів мають глобулярну форму і при прокатці не деформуються.

Модифікація сірки у вигляді глобул досить ефективно підвищує в'язкість навіть при звичайному вмісті цієї домішки в сталі. Однак для забезпечення стабільності процесу модифікування в промислових агрегатах і досягнення найвищих значень ударної в'язкості при від’ємних температурах, а також з економічних міркувань може виявитися необхідним використання обидвох факторів: і зниження загального вмісту сірки, і переведення її включень у глобулярну форму. Позитивний вплив зазначених факторів проявляється в

зменшенні кількості і, найголовніше, сумарної відносної довжини включень, тобто їх загальної довжини в одиниці площі перетину; це підвищує енергоємність руйнування матеріалу. Ступінь модифікування сульфідних включень кальцієм або іншими модифікаторами залежить від співвідношення кількостей модифікатора та сірки. Так, із зростанням відношення Ca/S загальна довжина сульфідних включень зменшується досить швидко і при значенні цього відношення, що дорівнює 2, витягнутих включень сульфідів вже не спостерігається, а ударна в'язкість при цьому досягає максимального значення [110, 111].

Давно використовують метод безкремнієвого (марганцево-алюмінієвого) розкислення. Суть його полягає в тому, що розкислення сталі здійснюється алюмінієм, алюмінієм і титаном або алюмінієм і марганцем, а кремній (як легуючий елемент) при необхідності вводять у повністю розкислену сталь [112].

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

Таким чином, холодостійкість - це характеристика, яка залежить як від складу сталі, так і від її структури. Тому, змінюючи мікроструктуру шляхом модифікування, мікролегування і відповідними режимами термічної та термомеханічної обробки, можна поліпшити холодостійкість. Так, в роботі [112] зазначено, що наявність субструктури позитивно впливає на холодостійкість (знижує температуру в'язко - крихкого переходу).

Слід зазначити, що традиційним, найбільш активним напрямком проведення робіт з підвищення холодостійкості конструкційних сталей, в даний час є легування і мікролегування. Роботи, присвячені іншим способам впливу на параметри холодостійкості, зустрічаються значно рідше.

Високий комплекс механічних властивостей конструкційних сталей може бути досягнуто декількома способами [86]. Традиційний шлях - пряме легування

сталі значною кількістю нікелю, хрому, молібдену. Однак дефіцит легуючих елементів і їх висока вартість часто виключають цей спосіб поліпшення властивостей для сталі масового призначення.

Введення в вуглецеву сталь до 2% марганцю і до 0,8% кремнію зміцнює феритну матрицю завдяки утворенню твердого розчину заміщення. Легування марганцем подрібнює зерно і збільшує в'язкість фериту, що підвищує величину роботи поширення тріщини при низьких температурах. Хром дещо підвищує міцність сталі і при утриманні до 1% збільшує її в'язкість. Збільшення концентрації хрому понад 1,5% призводить до підвищення порога холодноламкості. Введення молібдену в кількостях до 0,5% істотно знижує поріг холодноламкості. Молібден знижує дифузійну рухливість фосфору і зменшує відпускну крихкість.

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

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

Виняток становить нікель, який знижує поріг холодноламкості, хоча при повному в'язкому руйнуванні, тобто вище порога холодноламкості Ni, як і інші елементи, знижує пластичність. Нікель і залізо повністю розчиняються один в одному, мають близьку будову кристалічних решіток. Нікель не є карбідоутворюючим елементом, він знаходиться в твердому розчині в фериті або аустеніті. Нікель зміцнює ферит і одночасно збільшує його в'язкість. Нікель збільшує прогартовуваність сталі, подрібнює зерно, а також знижує концентрацію домішок на дислокаціях і зменшує блокування дислокацій домішковими атомами впровадження. Введення 1% Ni знижує поріг холоднолакості приблизно на 20 К (рис. 1.7).

Одночасне підвищення міцності і опору крихкому руйнуванню низьколегованих і рядових маловуглецевих сталей можливо шляхом

мікролегування - введення мікродобавок (до 0,15%) елементів переважно IV і V груп періодичної системи. Найбільш поширені мікролегуючі елементи - це ніобій, ванадій і титан [111]. Названі елементи мають високу спорідненість до азоту і вуглецю і легко утворюють нітриди і карбіди (або карбонітриди). При нагріванні нітриди і карбонітриди розчиняються в твердому розчині, а при охолодженні випадають у вигляді самостійної дисперсної фази. Ці процеси і складають в даному випадку основу механізмів зміцнення сталі: подрібнення зерна, твердіння і зміцнення твердого розчину. При звичайному прокатному переділі мікролегуючі добавки підвищують міцність сталі в основному через дисперсійне твердіння, а при контрольованій прокатці або нормалізації (аустенізації з охолодженням на повітрі) - переважно за допомогою подрібнення зерна.

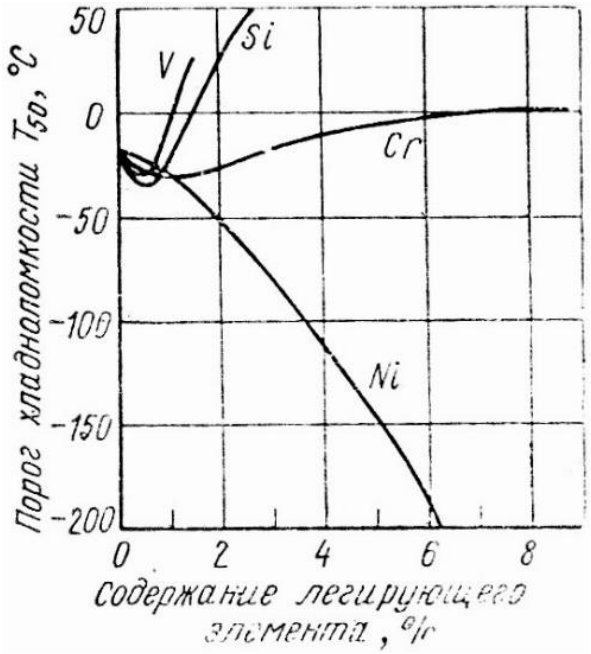


Рисунок 1.7 – Вплив легуючих елементів на поріг хладноломкості заліза [76]

Присадки мікролегуючих елементів в різних поєднаннях призводять до підвищення міцності, часто з підвищенням в'язкості і холодостійкості. Сумарний вплив мікролегування на властивості сталі залежить від співвідношення різних

механізмів її зміцнення. Легування сталі малими добавками титану, ніобію і ванадію дозволяє отримувати дрібнодисперсні виділення другої фази типу VC, TiC, Nb (C, N), V (C, N), які ефективно зміцнюють матрицю. Ці ж елементи сприяють подрібненню зерна і знижують схильність сталі до його зростання. На границях зерен утворюються дисперсні часточки карбідів і карбонітридів ніобію, титану і ванадію, які гальмують зростання зерен при нагріванні [113-117]. Збільшення вмісту цих елементів більш 0,15%, хоча і збільшує міцність, але одночасно підвищує схильність сталі до крихкого руйнування. Підвищення границі плинності сталі під впливом ніобію, також за рахунок подрібнення зерна і твердіння, обумовлено головним чином його карбідами (карбонітридами), що виділяються при температурі > 900 °С, тому вплив ніобію найсильніше проявляється в гарячекатаному стані при низькій температурі кінця прокатки. Істотна частка цього зміцнення втрачається при подальшій нормалізації, внаслідок коагуляції часточок карбонітриду ніобію. У низьколегованих сталях найбільший вплив на механічні властивості мають перші 0,04% ніобію. Ефективність мікродобавок ванадію (до 0,1%) збільшується при його поєднанні з азотом (~ 0,015%) або ніобієм (~ 0,04%), - причому карбід ніобію в останньому випадку стримує зростання зерна при нагріванні під нормалізацію.

Вплив мікролегуючих елементів проявляється найбільш повно при комплексному мікролегуванні двома або більше елементами, коли кожен з них має свій внесок в поліпшення механічних властивостей сталі через свій механізм зміцнення. Наприклад, сталь 09ХГ2НФБ в результаті контрольованої прокатки з подальшим регульованим охолодженням на стані має переважно бейнітну структуру з невеликою кількістю дрібнозернистого фериту, зміцненого дисперсними часточками карбонітридних фаз V і Nb. При $\sigma_{0,2}$> 700 Н / мм^2 і σ_B> 900 Н / мм^2 її δ_5 = 20,5%. При - 60 °С ударна в'язкість KCU = 104 Дж / см^2, а критична температура крихкості T_{50} = - 100 ° С.

Істотний позитивний вплив на холодостійкість має дисперсійне або дисперсне зміцнення часточками фаз, що виділяються з твердого розчину в об′ємі зерен в процесі попередньої термічної або термомеханічної обробки [118].

Отримання дисперсних структур в результаті переохолодження аустеніту веде до безперервного підвищення твердості і міцності; максимальну твердість (міцність) має мартенситна структура [5]. При 0,4% С мартенситна структура має твердість HRC 60 (НВ 650), що відповідає міцності близько 2200 - 2400 МПа. Однак в'язкість у цьому випадку неприпустимо низька, і повинна бути підвищена відпуском, але за рахунок зниження міцності.

Подвійна обробка, при якій остаточна структура формується не з аустеніту, а з мартенситу, тобто застосування гартування з подальшим відпуском дозволяє широко змінювати властивості міцності від максимальних, відповідних загартованому стану, до мінімальних, відповідних відпущеному. І важливо, що при цьому пластичні і в'язкі властивості виявляються більш високі, ніж при одинарній обробці (продукти розпаду аустеніту). Так, наприклад, якщо обробляти сталь для отримання границі міцності $\sigma_B \approx 800$ Н / мм^2, то при подвійній обробці (гартування + відпуск) $\delta = 26\%$, $\psi = 65\%$ і KCU = 140 ÷ 170 Дж / см^2, а в разі одинарної обробки (нормалізації) $\delta = 14\%$, $\psi = 22\%$ і KCU = 30 ÷ 60 Дж / см^2 [118].

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

Високий комплекс механічних властивостей також має структура бейніта. До "бейнітних" відносять сталі, які характеризуються перетворенням аустеніту в проміжній області. У роботах 30-х років Бейна і Девенпорта були представлені діаграми ізотермічного розпаду аустеніту і описані кінетика і морфологія продуктів перетворення [119]. Проміжна область розташовується на діаграмі ізотермічного розпаду аустеніту між перлітною областю і точкою початку мартенситного перетворення [120]. Бейнітне перетворення є зсувано-дифузійним. Перетворення аустеніт-ферит відбувається когерентно за

мартенситним механізмом з формуванням характерного рельєфу на гладких поверхнях зразка. Разом з тим, дифузійні процеси обумовлюють помітну паузу перед початком перетворення, перерозподіл компонентів на фронті перекристалізації і на міжфазній границі зростаючих часточок. При цьому, в проміжній області виділяють інтервали утворення "верхнього" і "нижнього" бейніту, істотно різних за своїми генезисом і морфологією. Слід також відзначити, що складність проміжного перетворення полягає в своєрідному і неоднаковому у різних конкретних сталей поєднанні дифузійних процесів перерозподілу вуглецю і бездифузійного, мартенситного гамма-альфа переходу. Відзначено випадки, коли в вуглецевих і деяких низьколегованих сталях проміжна область на діаграмі ізотермічного перетворення невідокремлюються, але мікроструктурно на кривих залежностей фізичних і механічних властивостей фіксується однозначно. У деяких легованих сталях ділянки залишкового після проміжного перетворення аустеніту розпадаються за перлітним механізмом.

У деяких складнолегованих хромистих і нікелевих сталях, після гартування спостерігається розпад залишкового аустеніту за бейнітною реакцією [121]. Залежно від вмісту вуглецю в сталі, бейнітна реакція може ініціюватися виділенням "пробейнітного фериту" або "пробейнітного карбіду" [122]. При достатньому легуванні аустеніту і при відповідній в ньому концентрації вуглецю виділення карбідів і / або розпад залишкових ділянок може не відбуватися [123]. Якщо врахувати, що проміжне перетворення є невід'ємною властивістю самої системи залізо-вуглець, то стає зрозумілою причина виникнення безлічі структурних особливостей сталей при зміні термокінетичних параметрів перетворення, вмісту вуглецю, складу і кількості легуючих елементів [123].

Підвищена міцність бейніту обумовлена малим розміром феритних кристалів, дисперсними виділеннями карбідів, підвищеною щільністю дислокацій, закріплених атомами вуглецю, і викривленням решітки фериту через пересичення її вуглецем і легуючими елементами. Границя плинності бейнита

пов'язана з розміром феритних кристалів співвідношенням Холла - Петча, так як границі α-кристалів служать ефективними бар'єрами для дислокацій.

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

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

Сталь зі структурою нижнього бейніту відрізняється поєднанням високої міцності і в'язкості. На спрямованному формуванні бейнітної структури засноване бейнітне гартування. Крім того, в так званих бейнітних сталях структура формується при охолодженні на повітрі з температури гарячої прокатки або при простій термообробці з нагріванням до аустенітного стану і охолодженням на повітрі.

Важливо, щоб при гартуванні утворився не верхній, а нижній бейніт, оскільки після відпуску карбідна фаза з нижнього бейніту, як і з мартенситу, виділяється у вигляді дисперсних часточок, тоді як у вихідній структурі верхнього бейніту карбіди при відпуску набувають пластинчатої форми і механічні властивості виявляються невисокими.

1.5 Висновки по розділу 1

Таким чином, аналіз літературних даних показав, що підвищення міцностних властивостей сталі за рахунок термічної обробки і зміни хімічного складу призводить до підвищення її зносостійкості і контактно-втомної міцності.

Залізничні колеса пасажирського транспорту, що експлуатується в умовах помірних навантажень на вісь, підвищених швидкостей руху, для яких

характерні часті гальмування з утворенням на поверхні кочення гальмівних вищербин і термічних тріщин, повинні мати знижений вміст вуглецю, дрібнозернисту структуру сталі і низьку температуру крихкого руйнування.

Вантажний залізничний транспорт має високі навантаження на вісь, а основними причинами виходу його коліс з експлуатації є дефекти контактно-втомного походження і знос. Тому колеса вантажного транспорту повинні мати підвищену міцність і зносостійкість по всьому перетину робочого шару обода, дрібне зерно сталі, високі значення пластичних властивостей і ударної в'язкості при всіх температурах експлуатації.

Формування в сталі цементиту пластинчастої форми є кращим з точки зору зниження зносу і контактно-втомної міцності, ніж глобулярна форма. Подрібнення дійсного зерна сталі також позитивно позначається на довговічності сталевих виробів.

Багаторічна практика вивчення експлуатаційних властивостей суцільнокатаних коліс, механіки природного зношування при русі колеса по рейці, надійності і довговічності підтвердила доцільність застосування середньовуглецевої сталі з застосуванням легування та мікролегування.

1.6. Список використаних джерел у розділі 1

У розділі 1 використані джерела [1-123]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 2
МАТЕРІАЛИ І МЕТОДИКИ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1 Матеріали досліджень

Матеріалами для досліджень в розділі 3 були промислові плавки поточного виробництва марок 2 і Т за ГОСТ 10791, марок ER7 та ER8 згідно EN13261, класів B і C за AAR M-107/M-208 (базові) та сталі дослідного складу лабораторного способу виробництва.

Розробка нових марок сталей для залізничних коліс у промислових умовах, особливо на ранніх стадіях виробництва, є дорогою. Це пояснюється тим, що сучасні промислові металургійні печі, такі як, наприклад, встановлені на електросталеплавильному комплексі «ДНІПРОСТАЛЬ» (м. Дніпро), мають велику ємність (150 т) і вартість 1 плавки в такому випадку становить значну суму.

Тому виплавка дослідних сталей експериментальних хімічних складів, деформаційна і термічна обробка дослідних злитків по режимам, що моделюють заводську технологію, виготовлення зразків, проведення всебічних досліджень структури і механічних властивостей нової сталі здійснювали в лабораторних умовах.

При виконанні досліджень по роботі виплавку виконували за допомогою комплексної установки (рис. 2.1), що складається з плавильного агрегату ІТПЕ-0,01 закритого типу і високочастотного джерела струму ВТГ-20-22, що має вбудовану станцію автономного охолодження. Установка дозволяє виплавляти в лабораторних умовах дослідні марки сталі, в тому числі спеціально леговані марганцем, кремнієм, хромом, молібденом та ін.

Виплавку дослідних плавок проводили шляхом переплавлення 8,5-9,0 кг металевої шихти на базі сталі для залізничних коліс. Металеву шихту розігрівали в печі протягом 40 хвилин до температури точки Кюрі (режим роботи печі в цей період був максимальний, що пов'язано з фізичними умовами передачі електричної енергії металевої шихті), після чого протягом 1,5 годин метал

нагрівали до його повного розплавлення (рис. 2.2). Розігрів розплавленого металу здійснювали ще протягом 30 хв, після чого його виливали в графітовий тигель (рис. 2.3), який був попередньо підготовлений – очищений і просушений шляхом розміщення і витримки в ньому протягом години розігрітою до температури ~ 800 °С сталевої болванки діаметром 50 мм.



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

Для легування сталі застосовували такі матеріали:

- феросиліцій (ФС65);
- феросилікомарганець (МнС17);
- ферохром (ФХ850 і ФХ025);
- феровanадій 80 (ФВД80);
- нікель;
- молібден;
- вуглецевмісний матеріал (С не менше 85%)
- азотований силікомарганець.

Розроблений і випробуваний раніше метод присадки легуючих елементів у захисному металевому коробі з примусовим зануренням у розплав дозволив

досягти нормальних показників по засвоєнню елементів. Так, засвоєння кремнію склало близько (85-90) %, марганцю – (90-95) %, нікелю і молібдену- (98-99) %, феровanадію – 90 %, хрому - на рівні (90-95) %.

Розливання сталі проводили в графітову виливницю, попередньо прогріту до (600 – 700) ^{0}С шляхом розміщення і витримки в ній протягом години розігрітої до температури ~ 800 °С сталевої болванки діаметром 50 мм. Для полегшення видалення з поверхні металу перед розливанням та унеможливлення потрапляння шлаку в злиток використовували коагулятор шлаку для очищення поверхні металу в індукційній печі. Загальний вид дослідних злитків представлено на рис. 2.4.



Рисунок 2.2 - Процес розплавлення сталі у лабораторній печі



Рисунок 2.3 - Загальний вигляд плавильного модуля и графітових тиглів для розливки дослідної сталі



Рисунок 2.4 -Загальний вигляд дослідних злитків

Матеріалами для досліджень у розділі 4 були злитки сталі лабораторного способу виробництва, хімічний склад яких представлено в таблиці 2.1.

Від донної частини дослідних злитків були відібрані проби висотою 110 мм. У лабораторних умовах була проведена гаряча пластична деформація дослідних злитків шляхом осаджування на величину 50% (рис. 2.5) з використанням гідравлічної випробувальної машини ЦД-40 (рис. 2.6). Температура нагрівання проб під гарячу деформацію дорівнювала 1260°С, що відповідає температурі нагріву колісної заготовки в промисловий умовах у кільцевій печі в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ». Контроль температури здійснювали пірометром візуальним загальнопромисловим «Промінь».

Оскільки залізничні колеса в процесі виробництва піддаються термічному зміцненню, а їх кінцева структура і механічні властивості визначаються саме цієї технологічною операцією, в роботі була виконана їх термічна обробка. З деформованих злитків було вирізано заготовки під зразки для механічних випробувань, які піддавали термічній обробці за дослідними режимами.

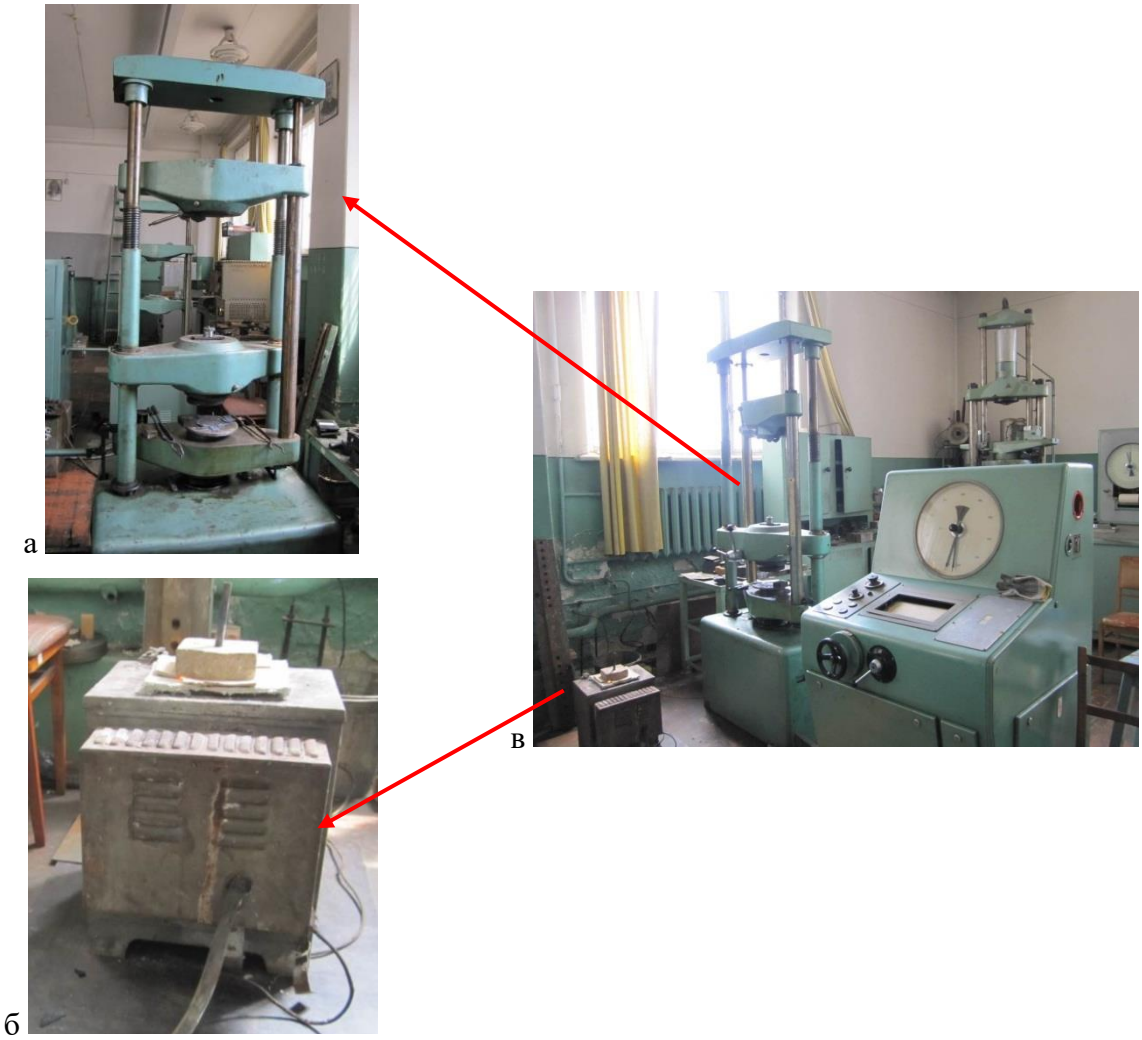
Таблиця 2.1 – Фактичний хімічний склад дослідних плавок, % мас.

№ злитка	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	P	S	Al	Ti	(N)
1	0,69	0,36	0,82	0,28	0,14	0,21	0,055	0,016	0,008	0,21	≤0,005	-
2	0,70	0,57	0,80	0,90	0,15	0,41	0,110	0,01	0,007	0,25	≤0,005	-
3	0.68	0,52	0,72	0,21	0,10	0,70	0,110	0,007	0,010	0,23	≤0,005	-
4	0,71	0,55	0,83	0,89	0,09	0,11	0,100	0,012	0,06	0,20	≤0,005	-
5	0,63	0,55	0,84	0,91	≤0,01	0,23	0,110	0,015	0,006	0,065	≤0,005	-
6	0,35	1,09	1,42	0,91	0,17	0,25	0,110	0,013	0,004	0,025	≤0,005	-
7	0,70	0,60	0,95	1,48	≤0,01	1,06	0,110	0,015	0,007	0,029	≤0,005	-
8	0,60	1,04	0,93	1,41	≤0,01	0,93	0,110	0,010	0,006	0,038	≤0,005	-
9	0,58	0,81	0,93	0,29	≤0,01	0,25	0,079	0,009	0,007	0,019	≤0,005	0,004
10	0,63	0,31	0,74	0,25	≤0,01	0,24	0,115	0,008	0,005	0,021	≤0,005	0,007
11	0,58	0,88	0,89	0,30	0,016	0,22	≤0,005	0,013	0,005	0,026	0,022	0,018
12	0,60	0,36	0,76	0,28	0,023	0,20	≤0,005	0,016	0,004	0,042	0,018	0,013



Рисунок 2.5 - Загальний вигляд деформованих дослідних злитків

Матеріалом для досліджень у розділі 5 для встановлення впливу коливань хімічного складу в межах однієї марки слугували зразки, виготовлені з ободів коліс марки «Т» за ДСТУ ГОСТ 10791:2016, хімічний склад яких представлений в таблиці 2.2.



а - гідравлічна випробувальна машина ЦД-40, б - нагрівальна піч, в – розташування обладнання

Рисунок 2.6 - Обладнання та його розташування для проведення гарячої пластичної деформації сталі для залізничних коліс

Таблиця 2.2 – Хімічний склад сталей для лабораторного експерименту, % мас.

№ плавки	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V
10624	0,68	0,28	0,8	0,01	0,007	0,19	0,13	0,14	0,087
32501	0,63	0,32	0,72	0,012	0,012	0,16	0,11	0,05	0,09

Хімічний склад промислових плавок, на металі яких проводили дослідження впливу наявності ділянок зі структурною неоднорідністю на в’язкість руйнування залізничних коліс представлений в табл. 2.3.

Таблиця 2.3 – Хімічний склад сталей марки ER7, % по масі

№ плавки	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu
10236	0,48	0,30	0,75	0,010	0,009	0,20	0,10	0,14
10711	0,47	0,28	0,72	0,012	0,012	0,12	0,12	0,15
10713	0,46	0,29	0,73	0,010	0,007	0,15	0,11	0,10

Дослідження кінетики розпаду аустеніту на формування структури та твердості в сталях різних марок проводили на зразках з ободів залізничних коліс, хімічний склад яких наведено в табл. 2.4.

Таблиця 2.4 – Вміст хімічних елементів в досліджуваних сталях, % мас.

Хімічний елемент	Марка сталі, плавка			
	Марка 2, пл. 11165	Клас С, пл. 11025	Марка ER7, пл. 11450	Марка ER8, пл. 11495
C	0,61	0,71	0,48	0,53
Mn	0,69	0,76	0,70	0,72
Si	0,27	0,30	0,30	0,27
P	0,013	0,010	0,009	0,009
S	0,002	0,008	0,002	0,003
Al	0,005	0,016	0,011	0,004
Cr	0,08	0,13	0,21	0,21
Ni	0,10	0,09	0,06	0,09
Cu	0,14	0,15	0,23	0,14
Ti	0,001	0,004	-	-
Mo	0,009	0,012	0,006	0,01
V	0,002	0,023	0,002	0,015
Nb	0,002	0,002	-	-
[H], ppm	1,44	0,80	1,50	1,73

Вплив нових режимів термічної обробки в промислових умовах зі змінною подачею води в процесі охолодження для залізничних коліс зі сталі марки ER7 за EN 13262 проводили на плавці № 11495, а коліс зі сталі класу D AAR M-107/M-208 на плавці №13880, хімічний склад яких наведено в табл. 2.5.

Таблиця 2.5 - Хімічний склад досліджуваної сталі марки ER7 (пл. 11495) та класу D (пл. 13883)

№ плавки	Вміст елементів, % мас.										[H], ppm
	C	Mn	Si	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	V	
11495	0,48	0,71	0,32	0,012	0,001	0,009	0,20	0,10	≤0,004	0,002	1,51
13883	0,70	0,73	0,29	0,010	0,007	0,021	0,23	0,27	0,178	0,084	1,72

2.2 Методики досліджень

2.2.1 Методики досліджень мікроструктури

Металографічні дослідження дослідних і промислових сталей виконані на світловому мікроскопі «Neophot 32» і «Axiovert 200 M MAT» фірми «Carl Zeiss». Шліфи виготовляли механічним способом. Мікроструктуру виявляли травленням у 2 - 3% спиртовому розчині азотної кислоти (HNO_3).

Хімічну мікронеоднорідність досліджуваних зразків якісно виявляли за характером розподілу в структурі сталі для залізничних коліс хімічних елементів за допомогою травлення у гарячому водному розчині пікрату натрію: водного розчину солі, що утворюється при реакції тринітрофенолу (пікринової кислоти) і їдкого натру (NaOH). Даний метод травлення за своїм впливом на поверхню металу належить до методу з утворенням оксидної плівки, що має різне забарвлення, внаслідок неоднакової її товщини, яка залежить від складу фаз. Промені, відбиті від поверхні плівки і від її нижньої границі, інтерферують між собою, що і створює при відмінній різниці ходу цих променів те чи інше забарвлення. З підвищенням вмісту кремнію ділянки шліфа змінюють свій колір від світло-коричневого до темно-синього. Але оскільки і для кремнію, і для марганцю характерна пряма дендритна ліквація (відтискування домішкових і легуючих хімічних елементів в міждендритний простір під час росту дендритів при кристалізації сталі), то в цих мікрооб'ємах має місце і підвищений вміст марганцю.

Дослідження часточок карбідів та інших неметалевих включень виконували на растровому електронному мікроскопі "Supra 40WDS"

виробництва "Carl Zeiss" з приставкою для мікроаналізу "INCA Penta FETx3" виробництва "OXFORD Instruments".

2.2.2 Методики визначення механічних властивостей

Механічні випробування на розтяг при кімнатній температурі проводили за стандартною методикою згідно ГОСТ 1497-84, при пониженій температурі – згідно ГОСТ 11150-84, а при підвищеній за ГОСТ 9651-84.

Для цього використані температурні камери фірми "Інстрон" (рис. 2.7) для проведення швидких і точних випробувань матеріалів і деталей при температурі навколишнього середовища, а також при більш високих і при більш низьких температурах.



Рисунок 2.7 - Зовнішній вигляд температурної камери

В якості холодоагенту використовується рідкий азот. Нагрівання камери до температур вище температури навколишнього середовища здійснюється переважно шляхом теплового випромінювання, а не шляхом конвекції. Таким чином, забезпечується більш ефективна передача тепла зразкам і можливість безконтактного вимірювання їх температури. Розподіл температур виходить рівномірним як всередині камери, так і по довжині зразка. Температурна стабільність під час випробувань лежить в межах + 0,5 °С, навіть для температур, близьких до температури навколишнього середовища.

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

Основними вузлами системи є:

• Температурна камера,

• Регулятор температури,

• Низькотемпературний блок з використанням в якості холодоагенту рідкого азоту,

• Вставний блок для випробувань на розтяг.

Захвати та тяги створюють шляхи тепловідведення в результаті теплопровідності. Якщо використовуються захвати і тяги невеликих розмірів, відхилення температури незначні. Ці відхилення ще більше знижуються при використанні кільцевих нагрівачів, що встановлюються по периметру отворів для введення тяг; самі тяги виготовлені з матеріалу з низькою теплопровідністю і мають мінімальний поперечний переріз.

Для проведення випробувань при температурах нижче навколишнього середовища служить спеціальний автономний блок, що складається з: вентилятора, який може працювати як на малих, так і на великих швидкостях; нагнітальної камери; трубопроводів і двох соленоїдних клапанів для рідкого вуглекислого газу.

Конструкція у вигляді окремого блоку дозволяє використовувати даний пристрій при роботі з температурними камерами, забезпечує економічність його виготовлення.

Низькотемпературний блок має малу вагу, і процес його установки вимагає мінімальних зусиль. Після того як цей блок встановлений і приєднані електричні дроти, необхідні для управління вентилятором і соленоїдними клапанами, пристрій готовий до роботи. У комплект низькотемпературного блоку входить двошвидкісний вентилятор (3450/1725 об/хв.), який забезпечує швидке

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

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

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

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

Тяги (рис. 2.8), що передають зусилля, мають найрізноманітніші розміри, що відповідають розмірам захватів і затискних пристосувань. Тяги і затискні пристрої можуть застосовуватися при будь-яких температурах, так як вони

мають оптимальну конструкцію, яка забезпечує максимальне переміщення захватів і траверси випробувальної машини. Тяги для передачі зусилля виготовлені з нержавіючої сталі з тією метою, щоб домогтися їх низької теплопровідності і забезпечити безпечний рівень температур датчиків навантаження. Температура датчиків навантаження не повинна перевищувати + 5 °C, так як водонепроникний герметизуючий шар тензодатчиків має низьку температуру плавлення.

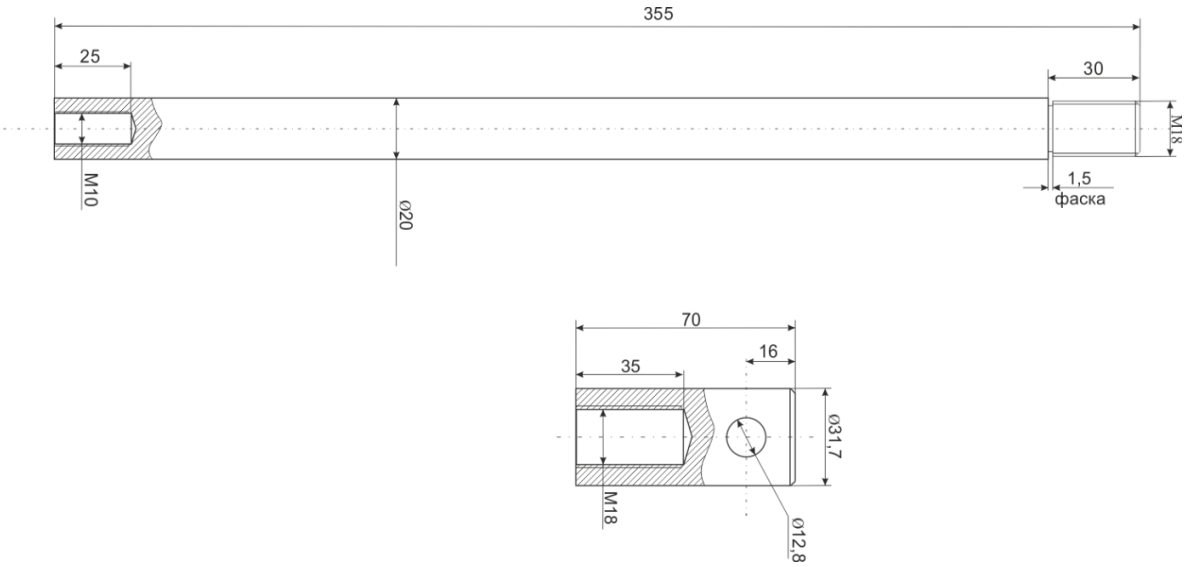


Рисунок 2.8 - Тяги для випробування на розтяг

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

Визначення ударної в'язкості проводили з використанням маятникового копра PSW-30. Твердість за Роквеллом визначали за допомогою твердоміра ТК-

2М. Вимірювання мікротвердості проводили за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3 при навантаженнях 0,490 Н (50 гс).

2.2.3 Методика випробувань на стійкість до зношування і відшарування під навантаженням

Стандартом AAR M-107/M-208 Додатком С "Дозвіл на пробну партію коліс класу D» пунктом 3.1.6 передбачається проведення лабораторних випробувань на визначення відносної стійкості до зношування і відшарування в порівнянні з колесами класу С. Стандартом рекомендуються такі умови проведення випробувань:

1) на зносостійкість:

- тиск на контакті 319500 psi, що відповідає 2246 МПа;
- проковзування 0,75%;
- тривалість 500000 циклів.

2) на відшарування:

- тиск на контакті 159750 psi, що відповідає 1101,4 МПа;
- проковзування 0,3%;
- тривалість - до початку відшарування.

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

Випробування на стійкість до зношування проводили у відповідності до ГОСТ 30480 «Обеспечение износостойкости изделий. Методы испытаний на износостойкость. Общие требования". Випробування на відшарування проводили у відповідності до Р 50-54-30-87 «Расчеты и испытания на прочность. Методы испытания на контактную усталость. Рекомендации».

Для випробувань на стійкість до зношування і відшарування використовували випробувальну машину моделі СМЦ-2 (рис. 2.9). Випробувальна машина СМЦ-2 призначена для випробування матеріалів на знос

і визначення їх антифрикційних властивостей при терті ковзання і терті кочення при нормальних температурах з парами зразків диск-диск, диск-колодка і диск-вал. При терті кочення і кочення з проковзуванням контакт здійснюється по зовнішній поверхні дисків (зразків). На верхній і нижній вали з встановленими на них зразками 6 (рис. 2.9) обертання передається від асинхронного електричного двигуна 1 через клиноремінну передачу, контрпривід 2, муфту і вали 3-5. Навантаження задається навантажуючим пружинним пристроєм 8 через рухливу верхню бабку 7.

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

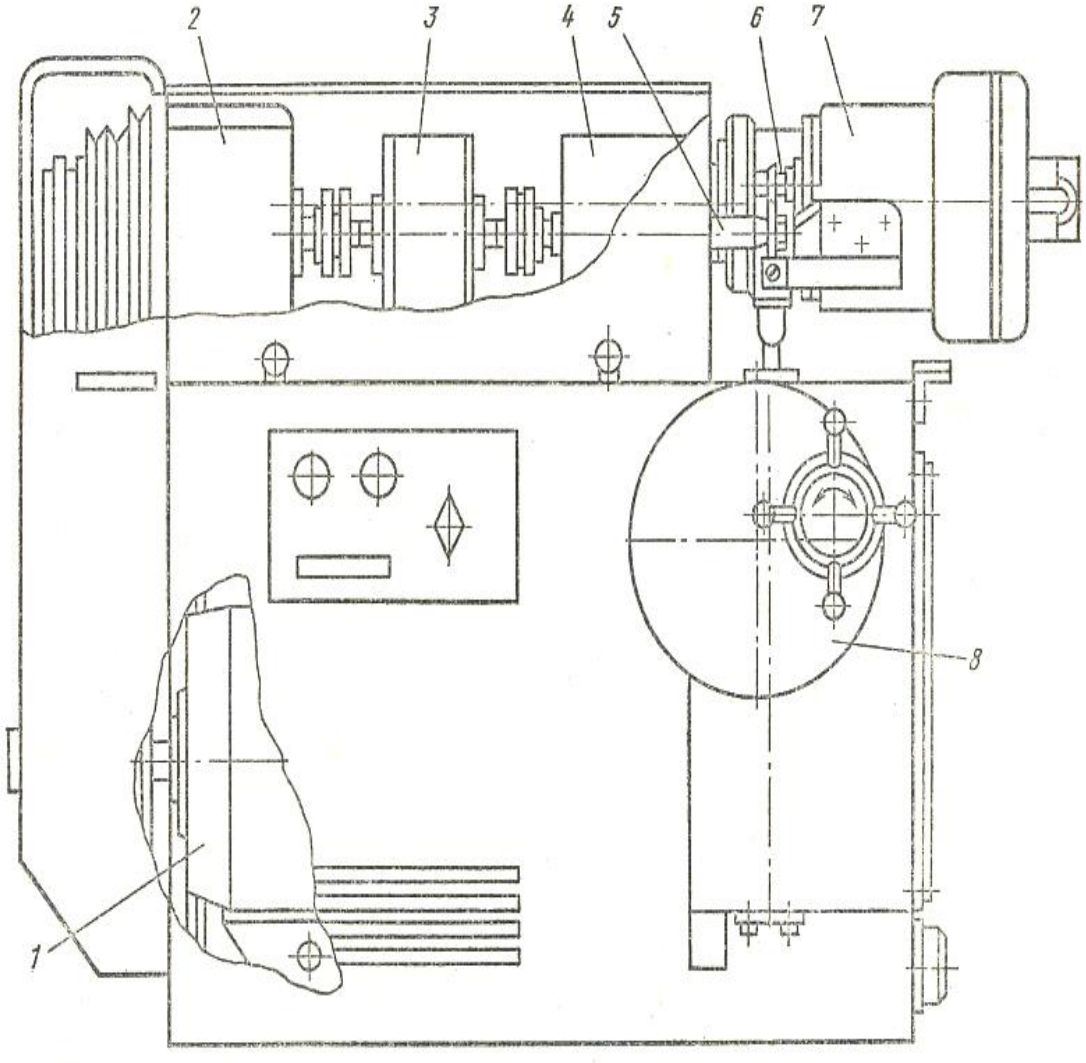


Рисунок 2.9 – Схема випробувальної машини СМЦ-2.

Для випробувань на зносостійкість і контактно-втомну міцність використовуються круглі зразки (диски) з зовнішнім діаметром 35...50 мм, з чистотою поверхні кочення після механічної обробки 8 класу (рис. 2.9).

На верхній вал встановлюється контртіло, з твердістю, більшою твердості випробуваного зразка. Матеріалом для відпрацювання силових параметрів порівняльних досліджень згідно методики випробування були циліндричні зразки Ø40 мм, виготовлені з ободів коліс марки С та D, для випробувань на стійкість до зношування і відшарування. Твердість зразків представлена в табл. 2.1.

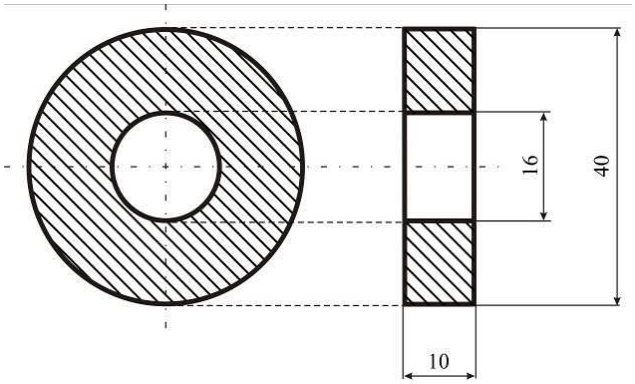


Рисунок 2.10 –Розміри зразків і контртіла для випробувань на стійкість до зношування і відшарування

Таблиця 2.1 – Твердість зразків з коліс марки С та D (AAR M-107 / M-208)

Маркування	HRC			
	1	2	3	Ср.
С 1	32,5	31	30,5	31,3
С 2	30,5	32,5	30	31
D 1	36	37	38	37
D 2	37	35	36	36

Контртіло було виготовлено зі сталі У7 з твердістю (47 ±1) HRC (450 ± 10) НВ.

Випробування на зносостійкість проводили у відповідності до ГОСТ 30480 у 2 етапи. Перший етап – приробка поверхонь кочення зразків. На нижній вал

СМЦ-2 встановлювали випробувальний зразок, на верхній –контртіло, твердість якого більше твердості випробувального зразка. Після встановлення зразків проводили запуск випробувальної машини. Навантажуючим пружинним пристроєм задавали випробувальне навантаження в контакті зразок-контртіло, і проводили приробку поверхонь кочення зразків протягом 10 000 циклів (30 хв). Після чого машину зупиняли, знімалиь зразки з валів і готували їх до другого етапу.

Другий етап – основне випробування. Зразки очищували етиловим спиртом від продуктів зношування і зважували за допомогою аналітичних ваг АДВ-200М з точністю до 0,0001 г для визначення їх початкової маси m_0. Після установки зразків при холостому ході (без навантаження) проводили регулювання діапазону вимірювання моменту тертя за шкалою електронного потенціометра, виставлялия момент тертя, що дорівнював 0 Н·мм. Далі проводили навантаження зразка до випробувального рівня.

Випробування проводили при коефіцієнті ковзання 10%, в умовах сухого тертя. Швидкість обертання нижнього шпинделя становила 300 об/хв., величина моменту тертя реєструвалася потенціометром машини на діаграмі. Момент тертя під час випробування зразків дорівнював 11270-11760 Н·мм.

Після проведення випробувань (база випробувань 500 тис. циклів), зразки знімали з валів, очищували етиловим спиртом і зважували для визначення їх кінцевої маси $m_к$.

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

Випробування на стійкість до відшарування проводили у відповідності з Р 50-54-30 у 2 етапи. Перший етап – приробка поверхонь кочення зразків. На нижній вал СМЦ-2 встановлювали випробувальний зразок, на верхній – контртіло, твердість якого більше твердості випробувального зразка. Проводили запуск випробувальної машини. Навантажуючим пружинним пристроєм задавали випробувальне навантаження в контакті зразок-контртіло, і проводили

приробку поверхонь кочення зразків протягом 10 000 циклів (30 хв). Після чого машину зупиняли, знімали зразки з валів і готували до другого етапу.

Другий етап – основне випробування. Зразки очищували етиловим спиртом від продуктів зношування. Після установки зразків при холостому ході (без навантаження) проводили регулювання діапазону вимірювання моменту тертя за шкалою електронного потенціометра, виставляли момент тертя, що дорівнює 0 Н·мм і проводили навантаження зразка шляхом повільного обертання гвинта навантаження до випробуваного рівня 1274 Н спостерігаючи за положенням індексу на шкалі потенціометра, що показує величину моменту тертя.

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

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

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

$$P = \sqrt{\sigma_н^{\,2} + \tau^2}\,. \qquad (2.1)$$

Величина нормального напруження дорівнює:

$$\sigma_н^{\ 2} = 0{,}42 \cdot \sqrt{Q \cdot E \cdot r_п}\ , \tag{2.2}$$

де: E - модуль пружності, для сталі рівний 210000 МПа;

Q - погонне навантаження;

$r_п$ - приведений радіус зразків.

$$Q = \frac{F}{L}\ , \tag{2.3}$$

де: F - прикладне навантаження до зразка, Н;

L - ширина зразка, мм.

$$\frac{1}{r_п} = \frac{1}{r_1} + \frac{1}{r_2}\ , \tag{2.4}$$

де: r_1 - радіус зразка, мм;

r_2 - радіус контртіла, мм.

$$\tau = \sigma_н \cdot f\ . \tag{2.5}$$

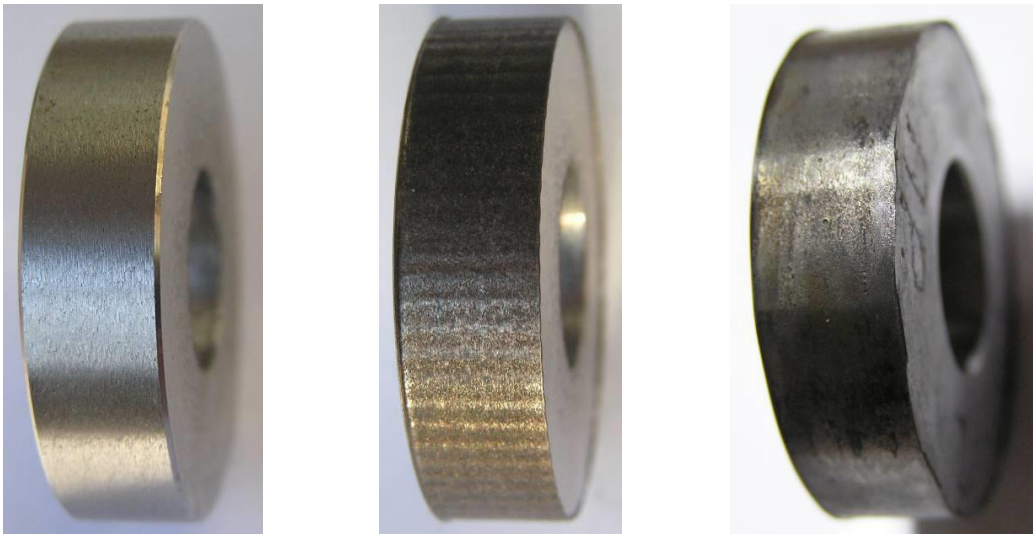
Для визначення силових параметрів у зоні контакту зразка з контртілом були обрані попередні параметри випробування зразків на стійкість до зношування, представлені в таблиці 2.2. Результати випробування і загальний вигляд поверхні кочення зразків до і після випробування представлені в табл. 2.3 і на рис. 2.11.

Таблиця 2.2 - Параметри випробувань на стійкість до зношування

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

Таблиця 2.3 - Результати порівняльних випробувань на стійкість до зношування

Зразок	Вага початкова m_0, кг·10^{-3}	Вага кінцева $m_к$, кг·10^{-3}	Втрата ваги, кг·10^{-3}
C 1	82,0712	80,1802	1,8910
D 1	79,9816	78,1253	1,8563



До випробувань | Після випробувань, зразок «C 1» | Після випробувань, зразок «D 1»

Рисунок 2.11 - Вид поверхні кочення зразків до і після випробувань

Випробування при навантаженні 1176 Н (напруженні в контакті 1010 МПа) привело до пластичної деформації контактуючих поверхонь зразків, як з колеса марки С, так і з колеса марки D – «C 1» і «D 1» відповідно, що могло істотно вплинути на результати випробування. Пластична деформація зразків викликана перевищенням у зоні контакту зразка і контртіла величини границі плинності матеріалу. Тому для запобігання пластичній деформації зразків у процесі випробування на стійкість до зношування навантаження було зниження до 686 Н (напруження в контакті 787 МПа).

2.2.4 Розробка методики визначення припустимого інтервалу швидкостей охолодження сталі, що забезпечують необхідний рівень твердості та структурний стан

Для досягнення поставленої мети, в роботі було розроблено методику для визначення необхідних швидкостей охолодження, що полягає в наступному. Зразок досліджуваної сталі піддавали випробуванню на прогартовуваність (ГОСТ 5657) методом торцевого гартування (за методом Джомені). Визначалася відстань від поверхні, з якої виконували однобічне охолодження, де твердість відповідала вимогам нормативної документації для коліс з досліджуваної сталі, та відстань, де вже не відбувалось гартування та утворення голчастих структур, в тому числі бейніту та відманштетту. Після цього були розміщені термопари в другий зразок з тої ж сталі на попередньо визначені відстані, та проводилось охолодження в тих самих умовах, як і для першого зразка, з записом зміни температури під час охолодження. За результатом аналізу кривих охолодження визначався діапазон швидкостей охолодження, який забезпечуватиме задовільні значення твердості в центральних об’ємах ободу та гарантує відсутність голчастих структур біля поверхні кочення ободу колеса.

Заготовки для зразків для випробування були виготовлені з проб, відібраних від ободів коліс (рис. 2.12). Перед вирізкою зразків заготовки були піддані нормалізації відповідно до вимог ГОСТ 5657. Відповідно до рекомендацій стандарту і з урахуванням хімічного складу сталей було обрано такі параметри нормалізації заготовок: температура нагріву 880 ^{0}C, час витримки 30 хвилин.



Рисунок 2.12 - Загальний вигляд заготовок для зразків

Після нормалізації з заготовок були виготовлені по 2 зразки з розмірами відповідно до вимог стандарту ГОСТ 5657. Загальний вигляд виготовлених зразків представлено на рис. 2.13.

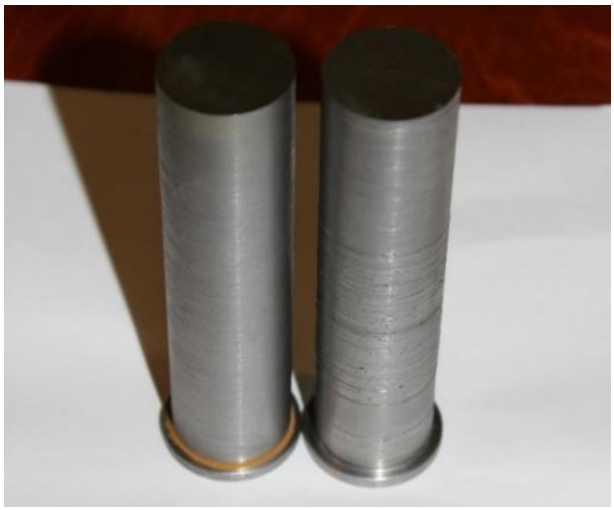


Рисунок 2.13 - Загальний вид зразків для торцевого гартування за ГОСТ 5657

У лабораторних умовах було створено устаткування для проведення випробування на прогартовуваність методом торцевого гартування (відповідає вимогам п. 3. стандарту ГОСТ 5657): висота фонтану води у ньому становить 58-60 мм, забезпечується співвісність водяного сопла і зразка, та рівномірність водяної парасольки (рис. 2.14).



Рисунок 2.14 - Співвісність водяного сопла і осі зразка забезпечує рівномірну водяну парасольку

Для виконання вимог п. 4.1 ГОСТ 5657 зразок має бути розміщений у спеціальній захисній капсулі з графітовою пластиною на час перебування в печі (рис. 2.15). Це дозволяє уникнути процесу зневуглецювання поверхні зразка в процесі нагрівання і витримки. Після проведення випробування вимірювали твердість на бічній стороні зразка.



Рисунок 2.15 - Захисна капсула для попередження зневуглецювання поверхні зразка

Параметри навколишнього середовища при випробуваннях: температура ° С: 20 ± 2 ° С; вологість - 55%; атмосферний тиск - 740 мм рт. ст. Відповідно до вимог стандарту нагрів під загартування здійснювався за таким режимом: температура нагріву: 850 ^{0}С, час нагріву: 30 хвилин, час витримки: 30 хвилин. Лабораторна піч СНОЛ 15/1300 дозволяє підтримувати задану температуру з точністю ± 2 ^{0}С. При проведенні випробувань температура води була 15,5 ^{0}С. Час перенесення зразків з печі в гартівну установку не перевищував 5 с. Включення води здійснювалося електричної кнопкою з швидким спрацьовуванням. Час повного охолодження зразка становив понад 20 хвилин, що відповідає вимогам ГОСТ 5657. Процес однобічного охолодження показано на рис. 2.16.

Заміри твердості проводили відповідно до вимог п.8. стандарту ГОСТ 5657, на твердомірі ТК-2М. Після замірів твердості на бічній поверхні зразка, згідно з розробленим способом, зразок додатково досліджували на структурний стан, виявляли місця в яких мікроструктура та рівень твердості відповідають заданим. У такий самий другий зразок у визначені місця розміщували термопари та записували криві зміни температури під час охолодження з торцю, при цьому по кривих охолодження визначали швидкість охолодження при якій забезпечується заданий рівень твердості та структура сталі.



Рисунок 2.16 - Процес торцевого гартування дослідного зразка

Охолодження зразків в однакових умовах формує в них ідентичний структурний стан, який характеризується однаковою твердістю. На основі розробки подано заявку на патент № 202003311 від 01.06.2020 р. «Спосіб визначення швидкості охолодження».

2.2.5 Методика дослідження кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні сталі

Для дослідження кінетики розпаду аустеніту здійснювали нагрів зразків в дилатометрі DIL 805 A в вакуумі (5,0 · 10-4 mbar) струмами високої частоти (2 МГц) за допомогою індуктора, що складається з двох мідних котушок у вигляді порожнистих мідних трубок. Охолодження індуктора відбувається водою, яка циркулює усередині зовнішньої котушки. Охолодження зразків із

заданою швидкістю відбувається при подачі охолоджуючого газу (гелію або газоподібного азоту) через внутрішні отвори другої котушки. Зразок розташовується горизонтально, зміна його геометричних розмірів зразка визначається за допомогою високоточного датчика LVDT (лінійний диференційний трансформатор зі змінним коефіцієнтом передачі) вимірювання лінійного збільшення.

Режим зміни температури задається програмно, температура зразка в часі контролюється через приварену до нього платино-родієву термопару (сплав Pt-Pt/ Rh 10%) діаметром 0,09 мм. Програма представлена у вигляді таблиці, в якій вказані температури і час. Обладнання підтримує задану температуру в заданий момент часу. Швидкість охолодження визначається швидкістю подачі охолоджуючого газу.

Побудову термокінетіческой діаграми (ТКД) здійснювали після різних швидкостей охолодження дилатометричних зразків, нагрітих за режимом, близьким до умов нагрівання під термозміцнення залізничних коліс у газополум'яній кільцевій печі на ділянці термообробки в колесопрокатному цеху: швидкість нагріву зразків в індукторі становила 30 °С/хв. Після нагріву в аустенітну область зразки витримували протягом 5 хвилин і охолоджували гелієм з різними швидкостями: 0,2; 0,5; 1; 2; 5; 10; 20; 30 °С/с.

Металографічні шліфи виготовляли посередині дилатометричних зразків у перерізі перпендикулярному їх осі. Твердість за методом Віккерса при навантаженні 10 кг визначали з використанням автоматичного мікротвердоміра КВ 30. Кількість структурних складових оцінювали по мікрофотографіям за допомогою аналізатора зображення Thixomet з використанням методик кількісного визначення другої фази.

У роботі застосовували моделювання в програмі QForm VX 8.2, для обробки результатів експерименту - EXCEL Microsoft Office. Розрахунки енергії взаємодії між атомами здійснювали в програмі Gaussian 09W та кристалографічної програми CaRIne v. 3.1.

2.3 Висновки по розділу 2

Обґрунтовано вибір матеріалів, методів, методик і устаткування для досліджень.

Виплавку в лабораторних умовах дослідних зливків виконували за допомогою комплексної установки, що складається з плавильного агрегату ІТПЕ-0,01 закритого типу і високочастотного джерела струму ВТГ-20-22.

Структуру металу вивчали за допомогою оптичного мікроскопа «Неофот-21» та «AXIOVERT 200M MAT». Основні результати мікрорентгеноспектрального аналізу отримані за допомогою електронного мікроскопа «JSM–6490» зі скануючою приставкою «ASID-4D».

Механічні властивості визначались за стандартними методиками.

Розроблено спосіб визначення інтервалу швидкостей, в межах якого досягається певний структурний стан та заданий рівень твердості.

2.4 Список використаних джерел в розділі 2

У розділі 2 не використані літературні джерела.

РОЗДІЛ 3
ОСНОВИ ВИБОРУ ВМІСТУ ЛЕГУЮЧИХ І МІКРОЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ ДЛЯ ЦІЛЕСПРЯМОВАНОГО ФОРМУВАННЯ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

Одним із важливих науково-практичних завдань є отримання сплавів з прогнозованими службовими характеристиками та властивостями за допомогою застосування науково обгрунтованого хімічного складу і керування фазовими перетвореннями і фазовим складом сплавів. Проблема розробки методів для отримання сплавів із заданими структурними та фізичними характеристиками є важливою як з точки зору практичного використання, так і з точки зору розвитку фундаментальних фізичних знань про процеси, що відбуваються в рівноважних та нерівноважних умовах. Наразі в більшості наукових робіт представлені експериментальні результати бінарних металевих сплавів. Але на практиці сталі являють собою багатокомпонентну систему, з наявною мікроліквацією. Як відомо, для прогнозування фазового складу сплавів та фазових перетворень велику роль відіграє межа розчинності легуючих елементів в сплавах.

Для уточнення структурних складових в даній роботі була визначена розчинність вуглецю, марганцю та кремнію в аустеніті, фериті та цементиті в сплавах системи Fe-Mn-Si-C.

3.1 Розчинність вуглецю, марганцю та кремнію в аустеніті сплавів системи Fe-Mn-Si-C

Кристалічна решітка аустеніту ГЦК має октаедричні та тетраедричні пори (рис. 3.1). Координаційне число для ГЦК решітки складає 12. На елементарну решітку ГЦК решітки припадає 4 атоми. В октаедричну пору можна вписати сферу радіусом 0,41 *r*. Атом вуглецю, який розташований в октаедричній порі має найближчих 6 сусідніх атомів заліза, марганцю або кремнію. Атоми заліза знаходяться від атома вуглецю на відстані а/2. Для тетраедричної пори – 4 атоми на відстані $a\sqrt{3}/4$, де a – параметр решітки γ-заліза. У тетрагональній порі атом

вуглецю має 4 найближчих атомів металу. У тетрагональну пору можна вмістити сферу радіусом 0,22 *r*. На кожен атом елементарної комірки припадає одна октаедрична та дві тетрагональні пори [124]. Для визначення вільної енергії аустеніту було застосовано квазіхімічний метод [125].

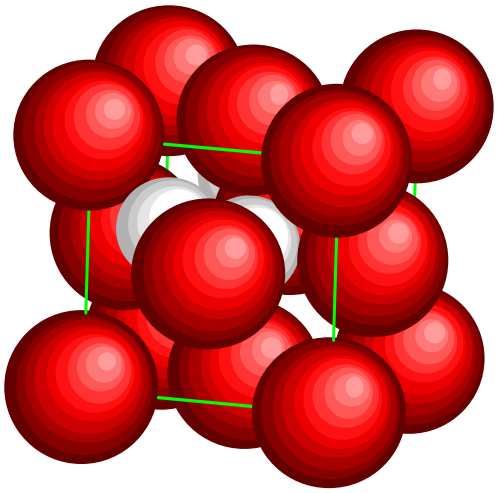


Рисунок 3.1- Кристалічна решітка аустеніту

Розглянемо випадок, коли атоми вуглецю проникають в октаедричні пори решітки твердого розчину γ-заліза, аустеніту.

Вибір даного підходу був зумовлений тим, що тетраедричні пори в решітці γ-фази мають малий розмір та кількість атомів вуглецю розташованих в цих порах буде досить малою. Позначимо кількість атомів в октаедричній порі вуглецю – N_C, вакансій – N_V, а в тетраедричній – вуглецю – N_{C1}, вакансій – N_{V1}. Взаємодію атомів можна врахувати наступним чином: для атомів октаедричної пори енергії взаємодії пар атомів Fe-C, Mn-C, Si-C– $\nu_{FeC}, \nu_{MnC}, \nu_{SiC}$. Енергія взаємодії між атомами на відстані a/2 Å – $\nu_{FeC}, \nu_{FeV}, \nu_{MnC}, \nu_{MnV}, \nu_{SiC}, \nu_{SiV}$.

В даній роботі було проведено розрахунки енергії взаємодії між атомами в програмі «Gaussian 09W». Результати розрахунку показали, що найбільша енергія взаємодії в аустеніті між атомами марганцю та заліза. Енергія взаємодії майже однакова між атомами заліза та вуглецю, атомами марганцю та вуглецю. Енергію взаємодії між атомами заліза, марганцю та кремнію використали з роботи [126].

Вільну енергію фази визначали за формулою:

$$\begin{aligned} F = -6(&N_{Fe}N_C\nu_{FeC} + N_{Mn}N_C\nu_{MnC} + N_{Si}N_C\nu_{SiC} + \\ &N_{Fe}N_V\nu_{FeV} + N_{Mn}N_V\nu_{MnV} + N_{Si}N_V\nu_{SiV}) - kT(6(N_{Fe} + N_{Mn} + \\ &N_{Si})(\ln(N_{Fe} + N_{Mn} + N_{Si}) - 1) - 6N_{Fe}(\ln N_{Fe} - 1) - \\ &6N_{Mn}(\ln N_{Mn} - 1) - 6N_{Si}(\ln N_{Si} - 1) + (N_C + N_V)(\ln(N_C + \\ &N_V) - 1) - N_C(\ln N_C - 1) - N_V(\ln N_V - 1). \end{aligned} \quad (3.1)$$

Щоб розрахувати розчинність вуглецю, марганцю та кремнію в γ-залізі, потрібно знайти розв'язок системи рівнянь з урахуванням вільної енергії γ-заліза:

$$\frac{\partial F}{\partial N_C} = 0, \frac{\partial F}{\partial N_V} = 0, \frac{\partial F}{\partial N_{Fe}} = 0, \frac{\partial F}{\partial N_{Si}} = 0, \frac{\partial F}{\partial N_{Mn}} = 0 \quad (3.2)$$

Отримана система рівнянь (3.2) трансцендентна. Зазвичай розв'язок таких рівнянь можна отримати графічно або чисельно. Але в рамках даної задачі доцільно розглянути асимптотичний розв'язок рівнянь. Для цього представимо логарифм, що входить до кожного з рівнянь системи (3.2) у вигляді ряду Тейлора (це припустимо за умовами його збіжності):

$$\begin{aligned} &\frac{\partial F}{\partial N_C} = -6N_{Fe}\nu_{FeC} - 6N_{Mn}\nu_{MnC} - 6N_{Si}\nu_{SiC} - \\ &-kT\left(\ln N_V + \sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n+1}}{n}\left[\frac{N_C^n}{N_V^n} - (N_C - 1)^n\right]\right) = 0; \end{aligned} \quad (3.3)$$

$$\begin{aligned} &\frac{\partial F}{\partial N_V} = -6N_{Fe}\nu_{FeV} - 6N_{Mn}\nu_{MnV} - 6N_{Si}\nu_{SiV} - \\ &-6kT\left(\ln N_C + \sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n+1}}{n}\left[\frac{N_V^n}{N_C^n} - (N_V - 1)^n\right]\right) = 0 \end{aligned}; \quad (3.4)$$

$$\frac{\partial F}{\partial N_{Fe}} = -6N_C v_{FeC} - 6N_V v_{FeV} - 6kT\left(\ln(N_{Mn}+N_{Si}) + \right.$$
$$\left. + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^{n+1}}{n}\left[\frac{N_{Fe}^n}{(N_{Mn}+N_{Si})^n} - (N_{Fe}-1)^n \right]\right) = 0 \quad ; \qquad (3.5)$$

$$\frac{\partial F}{\partial N_{Mn}} = -6N_C v_{MnC} - 6N_V v_{MnV} - 6kT\left(\ln(N_{Fe}+N_{Si}) + \right.$$
$$\left. + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^{n+1}}{n}\left[\frac{N_{Mn}^n}{(N_{Fe}+N_{Si})^n} - (N_{Mn}-1)^n \right]\right) = 0 \quad ; \qquad (3.6)$$

$$\frac{\partial F}{\partial N_{Si}} = -6N_C v_{SiC} - 6N_V v_{SiV} - 6kT\left(\ln(N_{Mn}+N_{Fe}) + \right.$$
$$\left. + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^{n+1}}{n}\left[\frac{N_{Si}^n}{(N_{Mn}+N_{Fe})^n} - (N_{Si}-1)^n \right]\right) = 0 \quad . \qquad (3.7)$$

Для отримання асимптотичної оцінки розв’язку системи (3.2) достатньо розглянути два перші члени логарифмів.

За результатами проведених в даній роботі розрахунків максимальний вміст вуглецю в аустеніті може досягати 7,3 % (ат.) (1,76 % (мас.)), марганцю 64,5 % (ат.) (64,3 % (мас.)) та кремнію 2,1 % (ат.) (0,93 % (мас.)). Таким чином, легування сплавів на основі заліза кремнієм та марганцем зменшує розчинність вуглецю в сплавах системи Fe-C-Mn-Si.

3.2 Розчинність вуглецю, марганцю та кремнію в α-залізі сплавів системи Fe-Mn-Si-C

Структура фериту має об’ємноцентровану решітку та відноситься до просторової групи O_h^9 – Im3m з 8 атомами в першій координаційній сфері [127]. На кожний атом ОЦК решітки приходиться шість тетраедричних та три октаедричних пори. З шести атомів, що оточують октаедричну пору, два знаходяться найближче в порівнянні з іншими [128]. Розташуванню атомів вуглецю в ОЦК решітці можна надати наступний опис: розташування атомів вуглецю в октаедричній порі, які мають чотири найближчих атомів металу на

відстані 2,02 Å, та два на відстані 1,43 Å, кожен атом металу має 8 сусідів, які розташовані на відстані 2,48 Å один від одного (рис. 3.2).

Для отримання розрахункових результатів межі розчинності атомів вуглецю в решітці фериту було застосовано квазіхімічний метод з урахуванням даних щодо позиції вуглецю в твердому розчині α-заліза [129].

Взаємодію атомів Fe-Fe, Fe-C, Fe-Si, Fe-Mn та Fe-V, де V – вакансія можна врахувати наступним чином: енергії взаємодії пар атомів v_{FeFe}, v_{FeSi}, v_{FeV} v_{FeC} v_{FeMn}. Для числових значень енергії взаємодії пар атомів використовували результати, наведені в роботі [127, 128].

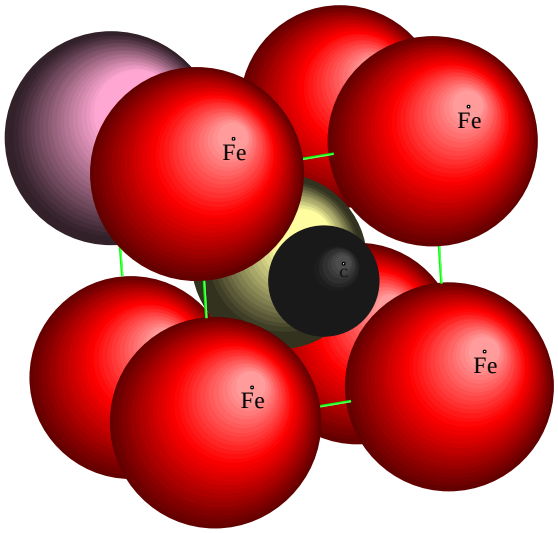


Рисунок 3.2 - Структура решітки фериту

Вільну енергію фериту можна визначити за формулою:

$$F = E - kT\,lnW\,, \tag{3.8}$$

де E – внутрішня енергія фериту,

W – термодинамічна вірогідність розміщення атомів у вузлах кристалічної решітки фериту,

k=1,38·10^{-23}Дж/К – стала Больцмана,

T – абсолютна температура.

Таким чином, вільна енергія фериту визначається за наступним рівнянням:

$$
\begin{aligned}
F = &-8\left(N_{Fe}N_C\nu_{FeC} + N_{Mn}N_C\nu_{MnC} + N_{Si}N_C\nu_{SiC} + N_{Fe}N_V\nu_{FeV} + N_{Mn}N_V\nu_{MnV} + N_{Si}N_V\nu_{SiV}\right) - \\
&- kT(8(N_{Fe} + N_{Mn} + N_{Si})(\ln(N_{Fe} + N_{Mn} + N_{Si}) - 1) - \\
&- 8N_{Fe}(\ln N_{Fe} - 1) - 8N_{Mn}(\ln N_{Mn} - 1) - 8N_{Si}(\ln N_{Si} - 1) + \\
&+ (N_C + N_V)(\ln(N_C + N_V) - 1) - N_C(\ln N_C - 1) - \\
&- N_V(\ln N_V - 1)
\end{aligned}
\tag{3.9}
$$

Щоб розрахувати розчинність вуглецю в α-залізі, потрібно знайти розв’язок системи рівнянь:

$$
\frac{\partial F}{\partial N_C} = 0 \;,\; \frac{\partial F}{\partial N_V} = 0 \;,\; \frac{\partial F}{\partial N_{Si}} = 0 \;,\; \frac{\partial F}{\partial N_{Mn}} = 0 \;,\; \frac{\partial F}{\partial N_{Fe}} = 0 \,. \tag{3.10}
$$

Отримана система рівнянь (3.10) трансцендентна. Зазвичай розв’язок таких рівнянь можна отримати графічно або чисельно. Але в рамках даної задачі доцільно розглянути асимптотичний розв’язок рівнянь. Для цього представимо логарифм, що входить кожного з кожного з рівнянь системи (3.10) у вигляді ряду Тейлора (це припустимо за умовами його збіжності):

$$
\begin{aligned}
&\frac{\partial F}{\partial N_C} = -8N_{Fe}\nu_{FeC} - 8N_{Mn}\nu_{MnC} - 8N_{Si}\nu_{SiC} - \\
&- kT\left(\ln N_V + \sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n+1}}{n}\left[\frac{N_C^n}{N_V^n} - (N_C - 1)^n\right]\right) = 0
\end{aligned}
\;;
\tag{3.11}
$$

$$
\begin{aligned}
&\frac{\partial F}{\partial N_V} = -8N_{Fe}\nu_{FeV} - 8N_{Mn}\nu_{MnV} - 8N_{Si}\nu_{SiV} - \\
&- 8kT\left(\ln N_C + \sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n+1}}{n}\left[\frac{N_V^n}{N_C^n} - (N_V - 1)^n\right]\right) = 0
\end{aligned}
\;;
\tag{3.12}
$$

$$\frac{\partial F}{\partial N_{Fe}} = -8N_C v_{FeC} - 8N_V v_{FeV} - 8kT\left(\ln(N_{Mn} + N_{Si}) + \right.$$
$$\left. + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^{n+1}}{n} \left[\frac{N_{Fe}^n}{(N_{Mn} + N_{Si})^n} - (N_{Fe} - 1)^n \right] \right) = 0 \quad ; \qquad (3.13)$$

$$\frac{\partial F}{\partial N_{Mn}} = -8N_C v_{MnC} - 8N_V v_{MnV} - 8kT\left(\ln(N_{Fe} + N_{Si}) + \right.$$
$$\left. + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^{n+1}}{n} \left[\frac{N_{Mn}^n}{(N_{Fe} + N_{Si})^n} - (N_{Mn} - 1)^n \right] \right) = 0 \quad ; \qquad (3.14)$$

$$\frac{\partial F}{\partial N_{Si}} = -8N_C v_{SiC} - 8N_V v_{SiV} - 8kT\left(\ln(N_{Mn} + N_{Fe}) + \right.$$
$$\left. + \sum_{n=1}^{\infty} \frac{(-1)^{n+1}}{n} \left[\frac{N_{Si}^n}{(N_{Mn} + N_{Fe})^n} - (N_{Si} - 1)^n \right] \right) = 0 \quad ; \qquad (3.15)$$

Для отримання асимптотичної оцінки розв’язку системи (3.10) достатньо розглянути два перші члени логарифмів.

Результати розв’язку системи рівнянь показали, що в δ-залізі може розчинятись до 0,09 % (мас.) вуглецю, марганцю до 3,5 % (мас.), кремнію – 0,25 % (мас.). Отриманий результат щодо вмісту вуглецю в δ-залізі узгоджується з результатами роботи [130, 131].

Максимальна розчинність елементів в α-залізі становить: вуглецю – 0,017 % (мас.), марганцю – 15 % (мас.), кремнію – 1,3 % (мас.), що узгоджується з результатами наведеними в роботі [132].

Таким чином, максимальні розчинності вуглецю, марганцю та кремнію в α-залізі сплавів системи Fe-Mn-Si-C мають менші числові значення в порівнянні з їх розчинністю в відповідних бінарних системах. Отримані результати можна пояснити тим, що заміщення атомів заліза атомами марганцю та кремнію в решітці α-заліза призводять до деформації решітки, що впливає на розчинність вуглецю [133].

3.3 Дослідження розчинності кремнію та марганцю в цементиті сплавів системи Fe-Mn-Si-C

Цементит має складну будову [134]. Автори робіт надали опис структури цементиту та вказали на закономірність будови цементиту, яка полягає в тому, що атоми заліза та вуглецю утворюють зигзагоподібні ланцюги [135].

Кожна елементарна решітка містить 12 атомів заліза, з яких 4 атоми розташовані в позиції FeI (4c) та 8 в позиції FeII (8d). В кристалічній ґратці карбіду Fe_3C атоми вуглецю розташовані в середині призм.

За результатами, наведеними в роботі з застосуванням кристалографічної програми «CaRIne v. 3.1», побудована кристалічна структура карбіду (рис. 3.3).

З аналізу побудованої кристалічної решітки випливає, що відстань між атомами заліза та вуглецю в тригональній призмі складає 1,906 Å, 2,041 Å, 2,064 Å та 2,11 Å, що співпадає з результатами вказаними в роботі [136]. Відстань між найближчими атомами вуглецю складає 3,12 Å.

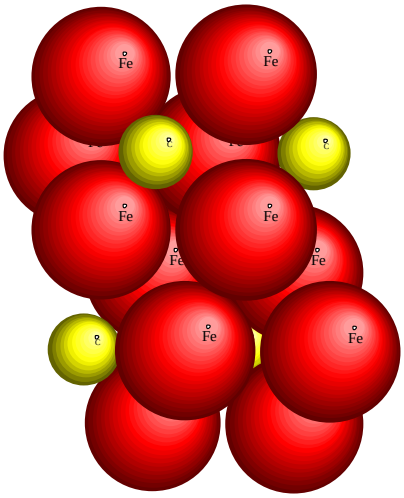


Рисунок 3.3 - Структура карбіду Fe_3C

Для отримання розрахункових результатів межі розчинності атомів вуглецю в решітці карбіду було застосовано квазіхімічний метод. Розташування атомів вуглецю в ґратці карбіду умовно можна розділити на дві підрешітки. Перша підрешітка – (розташування) складається з атомів вуглецю, які мають шість найближчих атомів заліза, два з яких відносяться до позиції атомів заліза FeII та

розташовані на відстані 2,11 Å, а чотири до позиції FeI, два з яких – на відстані 2,04Å, а два – на відстані 1,91Å. Друга підрешітка складається з взаємодії двох найближчих атомів вуглецю, які розташовані на відстані 3,12 Å (див. рис. 3.3).

Взаємодію атомів Fe-C, M-C та C-C можна врахувати наступним чином: енергії взаємодії пар атомів, v_{FeIIC}, v_{MIIC}, v_{MI_1C}, v_{MI_2C}, v_{FeI_1C}, v_{FeI_2C}, відповідно до розташування та для двох атомів вуглецю, розташованих на відстані 3,12 Å – v_{CC}. Для числових значень енергії взаємодії пар атомів використовували результати, наведені в роботі [137].

Вільну енергію карбіду можна визначити за формулою: $F = E - kT\ln W$, де E – внутрішня енергія фази Fe_3C, W – термодинамічна вірогідність розміщення атомів у вузлах кристалічної решітки карбіду, k=1,38·10^{-23} Дж/К – стала Больцмана, T – абсолютна температура.

Таким чином, вільна енергія карбіду визначається таким чином:

$$
\begin{aligned}
F = &-\sum_{i=1}^{2}(N_{FeIIi}N_{Ci}v_{FeIIC} + N_{MIIi}N_{Ci}v_{MIIC}) - \sum_{i=1}^{2}\left(N_{FeI_1i}N_{Ci}v_{Fe_1IC} + N_{MI_1i}N_{C}v_{MI_1C}\right) - \\
&- \sum_{i=1}^{2}\left(N_{FeI_2i}N_{C}v_{FeI_2C} + N_{MI_2i}N_{C}v_{MI_2C}\right) - \sum_{i=1}^{2}N_{Ci}N_{Ci}v_{CC} - \\
&- kT((N_{FeII} + N_{MII})ln(1-(N_{FeII} + N_{MII})) - N_{FeII}\,ln(1-N_{FeII}) - N_{MII}\,ln(1-N_{MII}) + \\
&+(N_{FeI_1} + N_{MI_1})ln(1-(N_{FeI_1} + N_{MI_1})) - N_{FeI_1}\,ln(1-N_{FeI_1}) - N_{MI_1}\,ln(1-N_{MI_1}) + \\
&+(N_{FeI_2} + N_{MI_2})ln(1-(N_{FeI_2} + N_{MI_2})) - N_{FeI_2}\,ln(1-N_{FeI_2}) - N_{MI_2}\,ln(1-N_{MI_2}) + \\
&+(N - N_{Me})ln(1-(N - N_{Me})) - (N - N_C)ln(1-N_C),
\end{aligned}
\tag{3.16}
$$

де $N_{Me} = N_{FeII} + N_{MII} + N_{FeI_1} + N_{MI_1} + N_{FeI_2} + N_{MI_2}$, $N = N_{Me} + N_C$, N_C – кількість атомів вуглецю, N – загальна кількість вузлів, відповідно.

Щоб розрахувати розчинність вуглецю в цементиті, потрібно знайти розв’язок системи рівнянь:

$$\frac{\partial F}{\partial N_{FeII}}=0,\ \frac{\partial F}{\partial N_{MII}}=0,\ \frac{\partial F}{\partial N_{FeI_1}}=0 \text{ та } \frac{\partial F}{\partial N_{MI_1}}=0,\ \frac{\partial F}{\partial N_{FeI_2}}=0,\ \frac{\partial F}{\partial N_{MI_2}}=0,\ \frac{\partial F}{\partial N_C}=0. \quad (3.17)$$

Отримана система рівнянь (3.17) трансцендентна. В рамках даної задачі доцільно розглянути асимптотичний розв'язок рівнянь. Для цього представимо логарифм, що входить до кожного з рівнянь системи (3.17) у вигляді ряду Тейлора (це припустимо за умовами його збіжності):

$$\frac{\partial F}{\partial_{FeII}}=-\sum_{i=1}^{2} N_{Ci}\nu_{FeIIC}-kT\Big(\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_{FeII}+N_{MII})^n}{n}+\frac{N_{FeII}+N_{MII}}{1-N_{FeII}+N_{MII}}-$$
$$-\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_{FeII})^n}{n}-\frac{N_{FeII}}{1-N_{FeII}}=0; \quad (3.18)$$

$$\frac{\partial F}{\partial_{MII}}=-\sum_{i=1}^{2} N_{Ci}\nu_{MIIC}-kT\Big(\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_{FeII}+N_{MII})^n}{n}+\frac{N_{FeII}+N_{MII}}{1-N_{FeII}+N_{MII}}-$$
$$-\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_{MII})^n}{n}\Big)-\frac{N_{MII}}{1-N_{MII}}=0; \quad (3.19)$$

$$\frac{\partial F}{\partial N_{FeI_1}}=-\sum_{i=1}^{2} N_{Ci}\nu_{FeI_1C}-kT\Big(\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_{FeI_1}+N_{MI_1})^n}{n}+\frac{N_{FeI_1}+N_{MI_1}}{1-N_{FeI_1}+N_{MI_1}}-$$
$$-\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_{FeI_1})^n}{n}\Big)-\frac{N_{FeI_1}}{1-N_{FeI_1}}=0; \quad (3.20)$$

$$\frac{\partial F}{\partial N_{MI_1}}=-\sum_{i=1}^{2} N_{Ci}\nu_{MI_1C}-kT\Big(\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_{FeI_1}+N_{MI_1I})^n}{n}+\frac{N_{FeI_1}+N_{MI_1I}}{1-N_{FeI_1}+N_{MI_1I}}-$$
$$-\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_{MI_1})^n}{n}\Big)-\frac{N_{MI_1}}{1-N_{MI_1}}=0; \quad (3.21)$$

$$\frac{\partial F}{\partial N_{FeI_2}}=-\sum_{i=1}^{2} N_{Ci}\nu_{FeI_2C}-kT\Big(\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_{FeI_2}+N_{MI_2})^n}{n}+\frac{N_{FeI_2}+N_{MI_2}}{1-N_{FeI_2}+N_{MI_2}}-$$
$$-\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_{FeI_2})^n}{n}-\frac{N_{FeI_2}}{1-N_{FeI_2}}\Big)=0; \quad (3.22)$$

$$\frac{\partial F}{\partial N_{MI_2}}=-\sum_{i=1}^{2} N_{Ci}\nu_{MI_2C}-kT\Big(\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_{FeI_2}+N_{MI_2})^n}{n}+\frac{N_{FeI_2}+N_{MI_2}}{1-N_{FeI_2}+N_{MI_2}}-$$

$$+\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_{MI_2})^n}{n}-\frac{N_{MI_2}}{1-N_{MI_2}})=0; \qquad (3.23)$$

$$\frac{\partial F}{\partial N_C}=-\sum_{i=1}^{2}(N_{FeIIi}\nu_{FeIIC}+N_{MIIi}\nu_{MIIC})-\sum_{i=1}^{2}\left(N_{FeI_1i}\nu_{Fe_1IC}+N_{MI_1i}\nu_{MI_1C}\right)-$$

$$-\sum_{i=1}^{2}\left(N_{FeI_2i}\nu_{FeI_2C}+N_{MI_2i}\nu_{MI_2C}\right)-\sum_{i=1}^{2}2N_{Ci}\nu_{CC}-kT(-\sum_{n=1}^{\infty}\frac{(-1)^{n-1}(1-N_C)^n}{n}-\frac{N_C}{1-N_C})=0. \qquad (3.24)$$

Для отримання асимптотичної оцінки розв'язку системи (3.17) достатньо розглянути два перші члени логарифмів. Результати розв'язку рівнянь показано на рис. 3.4. При збільшенні температури вміст марганцю та кремнію в карбіді Fe_3C збільшується.

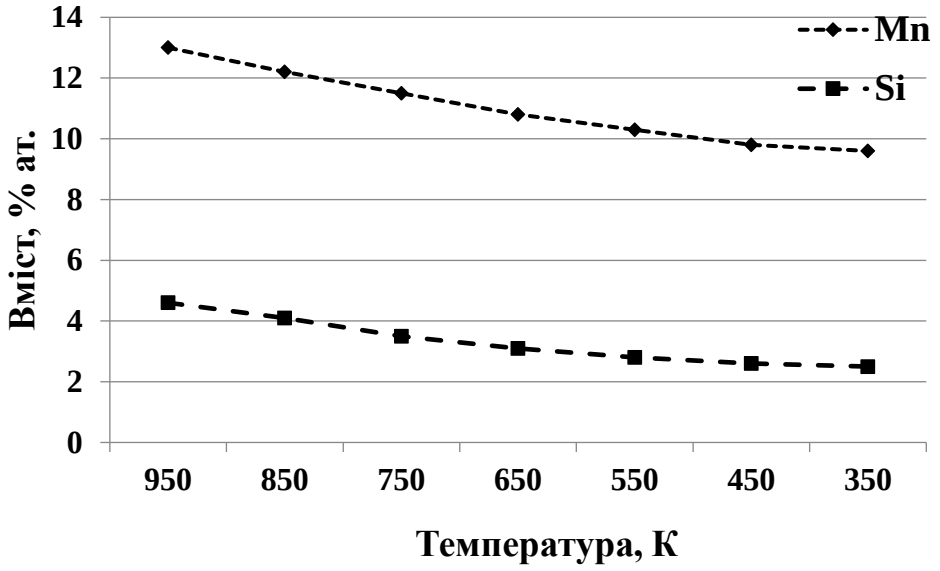


Рисунок 3.4 - Залежність вмісту марганцю та кремнію в карбіді Fe_3C від температури

Аналіз отриманих результатів дозволив визначити розчинність марганцю та кремнію у карбіді Fe_3C, а саме: встановлено, що в залежності від температури марганець може заміщати до 12 %, а кремній - до 4,5 % атомів заліза, що добре узгоджуються з експериментальними даними.

3.4 Обґрунтування вибору ефективних легуючих і мікролегуючих елементів, які забезпечують необхідні механічні властивості залізничних коліс

На рівні міжатомної взаємодії в сталях для залізничних коліс вивчений вплив хімічного складу на їх фізико-механічні властивості і розроблені прогнозні моделі для їх експертної оцінки. Вибір ефективної комбінації легуючих елементів-зміцнювачів залежить від наперед заданих вимог до мікроструктурного стану, фізико-механічних властивостей і умов роботи в умовленому сегменті експлуатаційних показників сталей і сплавів спеціального призначення.

Одним із важливих науково-практичних завдань матеріалознавства є отримання сплавів з прогнозованими службовими характеристиками та властивостями шляхом керування фазовими перетвореннями і структурним станом сплавів. Проблема розробки сплавів із заданими структурними та фізичними 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, який забезпечує 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. В роботі застосований комплексний підхід до вибору хімічного складу сталей для залізничних коліс, який базується на основі розробленої Е. В. Приходько 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. Реалізація процедур «згортки» хімічного складу багатокомпонентних залізовуглецевих сплавів здійснено в програмному модулі «Метал».

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 ($\sigma_в$, $\sigma_т$, Ψ, δ, тощо) як функцій модельних параметрів (Z^Y, d); 4) визначення рекомендованих інтервалів зміни концентрацій компонентів складу, що забезпечують необхідний рівень властивостей.

Вибір достовірних даних в реальних умовах виробництва металопродукції з метою виконання прогнозу, як правило, лягає на дослідника з залученням всього накопиченого арсеналу знань і засобів комп'ютерної обробки даних.

Зведена таблиця хімічного складу і фізичних властивостей може містити недостовірну частина, що отримується в результаті збою на деяких етапах знімання даних. Такі недостовірні частини підлягають видаленню або коригування, що істотно покращує якість прогнозування. З цією метою передбачені процедури виявлення локальних областей і автоматичного виключення «викидів». Остаточний питання про виключення даних визначається шляхом візуального перегляду проекцій на площину і відсікання їх явних «викидів» на основі досвіду експерта.

Цінність результатів інтерпретації оброблюваних даних зростає, якщо вона спирається на фізичну сутність досліджуваного явища, яка, в свою чергу, формалізується адекватним математичним апаратом. У зв'язку з цим, що розробляються методи повинні бути не тільки формально-математичними, а й мати гарне методологічне обґрунтування.

Кінцевим продуктом всякого дослідного процесу є видача рекомендацій (прогнозу), що дозволяють покращувати цільові показники. Мета прогнозу - зведення до мінімуму ризику прийняття рішень по зашумленими даними.

Для перевірки однорідності і достовірності промислових даних використовуються тривіальні закономірності співвідношень σв / δ, σв / НВ, що дозволяють оцінити точність отриманої інформації. На представленому рис. 3.5 проілюстровано підхід до формування вибірки для первинного аналізу даних. Виділені точки «викиди», які в ході подальшого дослідження вплив не враховувалися.

При нормально розподіленій вихідній вибірці виключалися також дані, що виходять за 3σ.

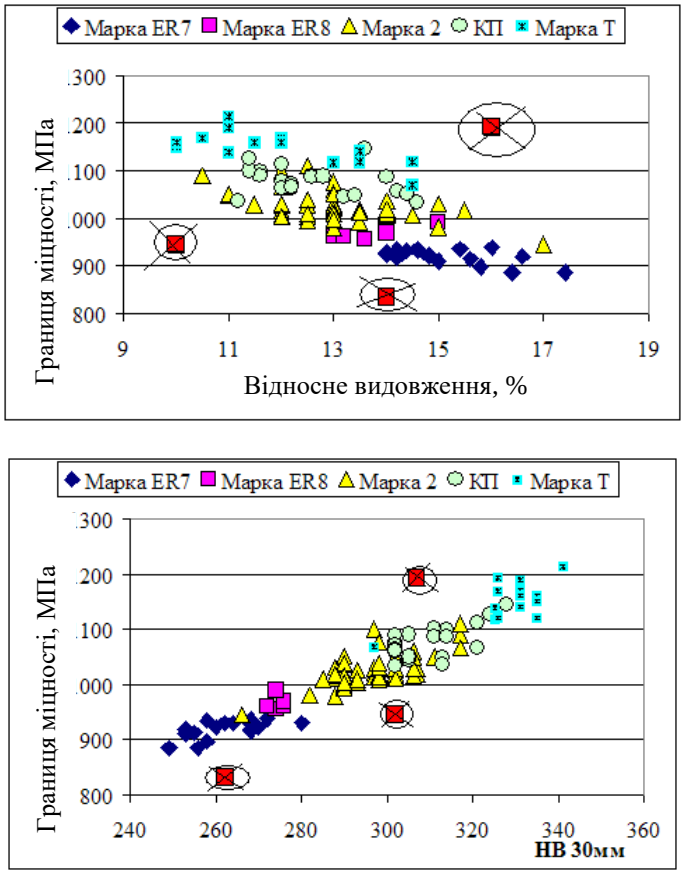


Рисунок 3.5 - Фрагмент аудиту достовірності промислових даних вуглецевих сталей для залізничних коліс виробництва ПАТ ІНТЕРПАЙП НТЗ

Згідно методики [138] розрахунок модельних параметрів міжатомної взаємодії для даного хімічного складу зарядового Z^Y (е) і структурного d (10^{-1}нм) стану, які визначаються як результат попарної взаємодії всіх його (m) компонентів шляхом вирішення системи нелінійних $m^2 - m + 1$ рівнянь:

$$\begin{cases} a - f(\Delta e_{ij}^{'}) = 0, \\ a - f(\Delta e_{ij}^{''}) = 0, \qquad i = 1,2,...,m-1,\ j = i+1,...,m, \\ 4 \cdot Z^X(a, \Delta e^{'}) + Z^Y(d, \Delta e^{''}) = 0, \end{cases} \tag{3.25}$$

де $\Delta e_{ij}^{'}$ - кількість електронів, які локалізуються при взаємодії в напрямку зв'язку $i - j$ на відстані a (по діагоналі ОЦК або ГЦК - решіток), $\Delta e_{ij}^{''}$ - на відстані $d = 0{,}866 \cdot a$ по ребру грані,

$\Delta e^{'} = (\Delta e_{12}^{'}, \Delta e_{13}^{'}, .\Delta e_{ij}^{'}., \Delta e_{m-1,m}^{'})$,

$\Delta e^{''} = (\Delta e_{12}^{''}, \Delta e_{13}^{''}, .\Delta e_{ij}^{''}., \Delta e_{m-1,m}^{''})$.

В результаті вирішення зазначеної нелінійної системи рівнянь визначаються: $a, \Delta e_{ij}^{'}, \Delta e_{ij}^{''}, i = 1,...,m-1,\ j = i+1,...,m.$

Параметр Z^Y визначається шляхом усереднення ефективних зарядів всіх типів зв'язків $i - j$ з довжиною зв'язку d :

$$Z^Y = \sum_{k=1}^{m} \frac{\lg Ru_k^o - \lg(d/2)}{tg\alpha_k} \cdot n_k^2 + 2 \cdot \sum_{k=1}^{m-1} \sum_{l=k+1}^{m} n_k \cdot n_l \cdot \Delta e_{kl}^{''}, \tag{3.26}$$

де n_k - молярна частка, Ru_k^o - радіус неполяризованого атома, $tg\alpha_k$ - параметр, який характеризує зміну електронної щільності при іонізації атома k-того компонента.

Використання інтегральних параметрів Z^Y і d в якості «згортки» хімічного складу багатокомпонентного розплаву дозволяє збільшити інформаційну потужність моделей і знизити їх параметричного.

Найбільш характерними параметрами при нагріванні (охолодженні) сталі є критичні точки фазових перетворень (A_{C1} і A_{C3}). Відповідно до їх значень

призначаються і режими термічної обробки для надання сталям необхідних експлуатаційних властивостей.

Практичне визначення A_{C1} і A_{C3} можна здійснити експериментально шляхом вимірювання будь-якої характеристики, що змінюється при нагріванні (наприклад, зміна довжини зразка на дилатометрі при досить малій швидкості нагріву).

Дилатометричні методи дають похибку визначення ± 2-5^0, однак проведення таких трудомістких досліджень не завжди можливо. Великий експериментальний матеріал за показниками A_{C1} і A_{C3} можна знайти в довідниковій літературі по термічній обробці металів [139, 140].

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. В результаті створюються все більш складні по техніці розрахунку багатофакторні моделі [141, 142], у міру ускладнення яких на задній план йде фізичний зміст досліджуваних залежностей. Так, в монографії Б.Б. Винокура, В.І. Пілюшенко і О.Г. Касаткіна, як результат обробки методами багатовимірного регресійного аналізу на ЕОМ, представлені емпіричні моделі для температур нижньої і верхньої критичних точок. При створенні моделей використані експериментальні дані для сталей, що містять елементи в межах [141]: C≤0,83 %; Mn≤2%; Si≤1,0%; Cr≤2,0%; Mo≤1,0%; Ni≤3,0%; V≤0,5%; W≤1,0%; Ti≤0,15%; Al≤0,2%; Co≤0,2%; S≤0,04%; P≤0,04%; N≤0,025%; B≤0,01%.

Отримані рівняння мають нелінійний характер, взаємодія окремих елементів враховується їх добутком:

$$A_{C1} = 723 - 7.08Mn + 37,7Si + 18.1Cr + 44.2*Mo - 8.95*Ni + 50.1*V + 21.7*Al + 3.18*W + 297*S-830*N - 11.5*C*Si - 14.0*Mn*Si - 3.1*Cr*Si - 57.9*C*Mo - 15.5*Mn*Mo - 5.28*C*Ni - 6.0*Mn*Ni + 6.77*Si*Ni - 0.8*Cr*Ni -27.4*C*V + 30.8*Mo*V - 0.84*Cr*Cr - 3.46*Mo*Mo - 0.46*Ni*Ni - 28*V*V. \quad (3.27)$$

Температура верхньої критичної точки пов'язана з хімічним складом сталі рівнянням:

$$A_{C3} = 912 - 370*C - 27.4*Mn + 27.3*Si - 6.35*Cr - 32.7*Ni + 95.2*V + 70.2*Ti + 72.0*Al + 64.5*Nb + 5.57*W + 332*S + 276*P - 485*N - 900*B + 16.2*C*Mn + 32.3*C*Si + 15.4*C*Cr + 48.0*C*Ni + 4.8*Mn*Ni + 4.32*Si*Cr - 17.3*Si*Mo - 18.6*Si*Ni + 40.5*Mo*V + 174*C*C + 2.46*Mn*Mn - 6.86*Si*Si + 0.322*Cr*Cr + 9.9*Mo*Mo + 1.24*Ni*Ni - 60.2*V*V. \quad (3.28)$$

У ряді випадків, при призначенні режимів хіміко-термічної обробки або оцінки критичного нагріву при експлуатації колісних пар необхідно знання ширини температурного інтервалу між точками A_{c3} і A_{c1} (ΔAc). Для коректної оцінки впливу характеру легування на ширину межкритичного інтервалу температур ΔAC автори [141] рекомендують використовувати емпіричну модель, побудовану за експериментальними даними. Отримано залежності, що характеризують вплив матричної підсистеми (C, Mn, Si) на температури фазових перетворень в зазначених вище діапазонах зміни складів ($\Delta AC = f(d_m, N_m)$ при r = 0,82).

У наших дослідженнях з позицій теорії фізико-хімічного моделювання [143] розглянуті результати обліку впливу різних компонентів сталі на положення точок A_{C3} і A_{C1} в діаграмах стану.

Розглядаючи цю інформацію як відображення процесів, що визначають стійкість аустеніту, умови початку і кінця його перетворень в залежності від складу сталі, принципово важливо було пов'язати на чисельному рівні характеристики діаграм перетворень аустеніту з параметрами міжатомної взаємодії.

За описаною вище методикою в даній роботі проведені розрахунки з метою отримання модельних рівнянь для визначення A_{c3} і A_{C1} на основі параметрів міжатомної взаємодії з експериментальним довідниковими даними [139, 140]. Хімічні склади сталей, параметри міжатомної взаємодії і відповідні критичні температури представлені в таблицях 3.1 і 3.2.

Таблиця 3.1 - Інтервали зміни хімічного складу і критичних температур

Вміст хімічних елементів, % мас.						Критичні температури, °С		
C	Si	Mn	V	P	S	A_{c1}	A_{C3}	ΔAc (A_{c3}-A_{c1})
0,06	0	0	0	0	0	695	740	20
0,64	1,9	2,06	0,083	0,034	0,023	760	870	145
0,419	0,369	0,983	0,004	0,0028	0,0023	726	792	66

На рис. 3.6 показані залежності критичних температур від параметрів міжатомної взаємодії d і tg α.

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

$$Ac_3,^0 C = 301480{,}86 - 96{,}01Z^Y - 1572{,}26d - 296435tg\alpha; \quad r=0{,}80 \quad (3.29)$$

$$\Delta Ac,^0 C = 21255 + 143{,}55Z^Y - 595{,}1d - 222770tg\alpha; \quad r=0{,}89 \quad (3.30)$$

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

d – структурний параметр міжатомної взаємодії, 10^{-9}м

tgα – тангенс кута променів щільності ймовірності розподілу електронів.

Таблиця 3.2 - Параметри міжатомної взаємодії деяких вуглецевих сталей для залізничних коліс

Вміст хімічних елементів, % мас.						Параметри міжатомної взаємодії		
C	Si	Mn	V	P	S	Z^Y	d	tgά
0,57	0,3	0,66	0,088	0,009	0,01	1,22593	2,71621	0,08886
0,59	0,31	0,73	0,087	0,006	0,005	1,22367	2,71746	0,08886
0,6	0,35	0,74	0,08	0,008	0,04	1,2264	2,7148	0,08887
0,58	0,32	0,68	0,085	0,01	0,008	1,22483	2,71787	0,08885
0,61	0,31	0,72	0,084	0,007	0,006	1,22615	2,71631	0,08885

0,66	0,34	0,72	0,083	0,012	0,005	1,22674	2,7134	0,08886

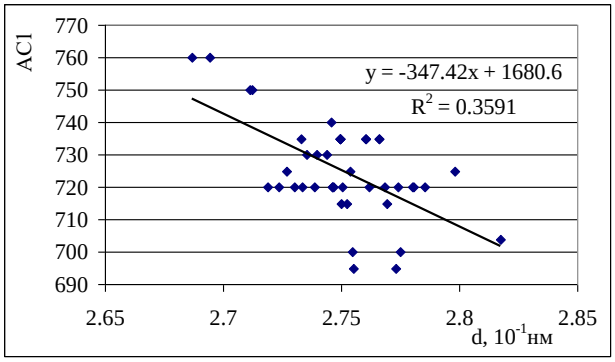
Гарний збіг значень A_{c3}, розрахованих за рівнянням (3.6) з експериментальними довідниковими даними свідчить про коректність запропонованих моделей (рис. 3.7).

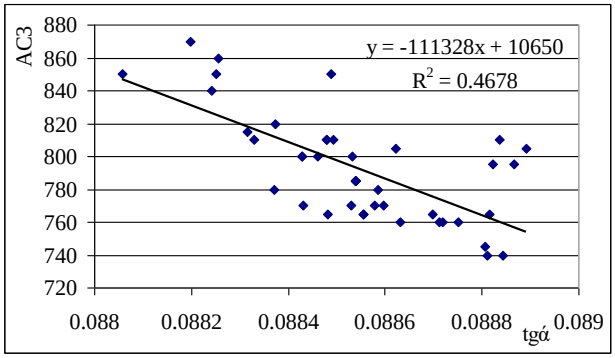
З метою оцінки впливу кожного з елементів хімічного складу сталей для залізничних коліс на температури фазових перетворень, з огляду на високу точність отриманих моделей, виконаний обчислювальний експеримент з покроковою зміною основних компонентів (табл. 3.3).

Таблиця 3.3- Інтервал і крок змін вмісту хімічних елементів в сталі

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

За раніше отриманими модельним рівнянням (3.29 і 3.30) розраховані значення критичних точок. Аналіз отриманих даних підтверджує тісний взаємозв'язок ΔAc з параметрами міжатомної взаємодії. Вплив концентрації вуглецю однозначний - підвищення [C] знижує інтервал ΔAc (рис. 3.8).





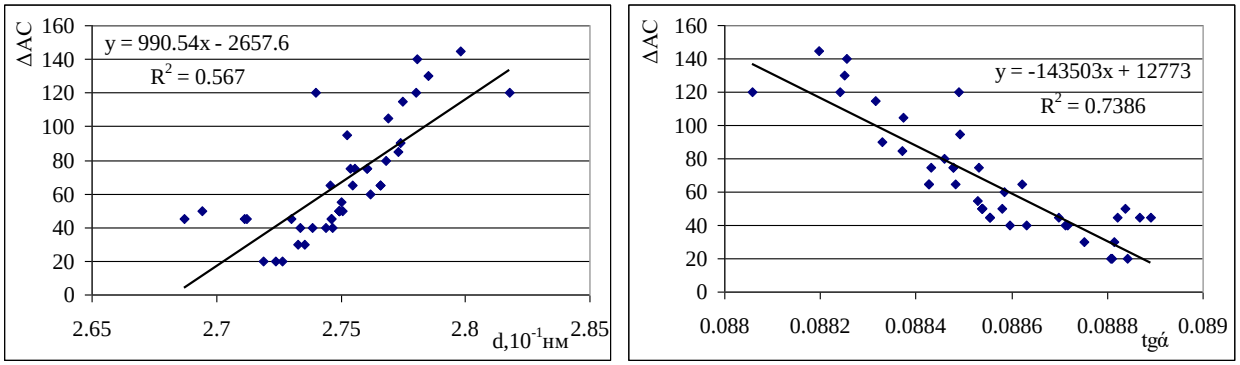


Рисунок 3.6 – Залежності критичних температур від параметрів міжатомної взаємодії d і tg α

З огляду на неаддитивний вплив легуючих елементів (наприклад, Si і Mn) на температури критичних перетворень, особливий інтерес представляє оцінка комплексного впливу компонентів на зазначені властивості, зокрема, елементів матричної системи C, Mn і Si. На рис. 3.8 показана залежність ΔAc від співвідношення легуючих Si/Mn. Максимальні значення міжкритичного інтервалу температур відповідають співвідношенню Si/Mn≈1 і збільшуються зі зниженням концентрації вуглецю.

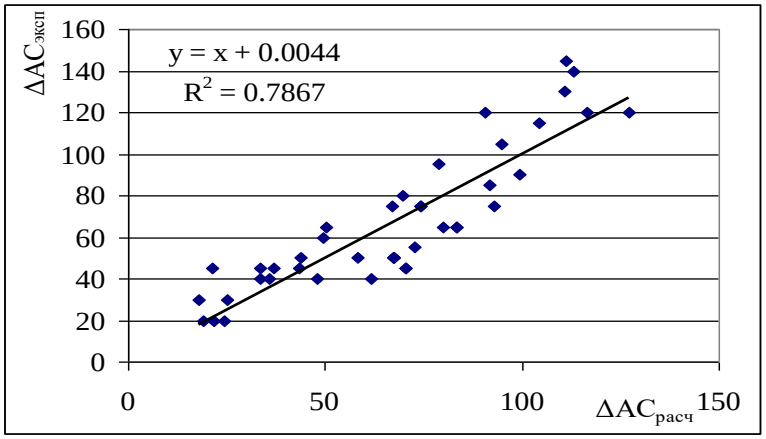


Рисунок 3.7 – Співвідношення експериментальних [139, 140] значень ΔAc (°C) з розрахованими (3.7)

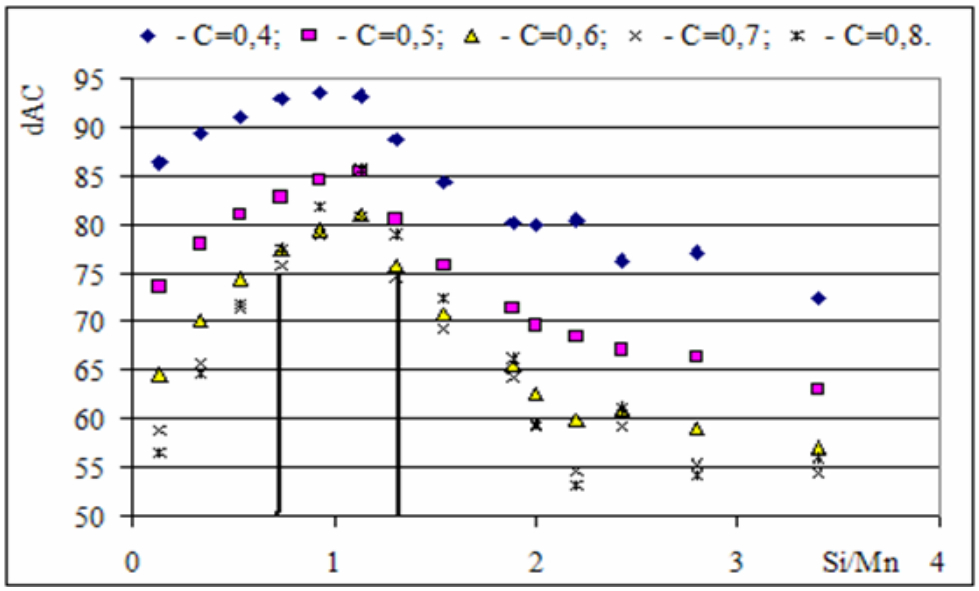


Рисунок 3.8 – Вплив відношенння Si/Mn на величину ΔAc

Для виявлення ролі хімічного складу сталі для залізничних на механічні властивості залізничних коліс сформований масив експериментальної інформації про 232 плавках (сталі марок «Т», «2», «ER7», «ER8»), отриманих на ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» за період кінець 2013 – 2015рр. Масив характеризується однорідністю даних, що підтверджено рис. 3.9.

На базі експериментальних даних про вуглецеві сталі для залізничних коліс отримані регресійні рівняння, що описують їх механічні властивості ($r \geq 0,8$):

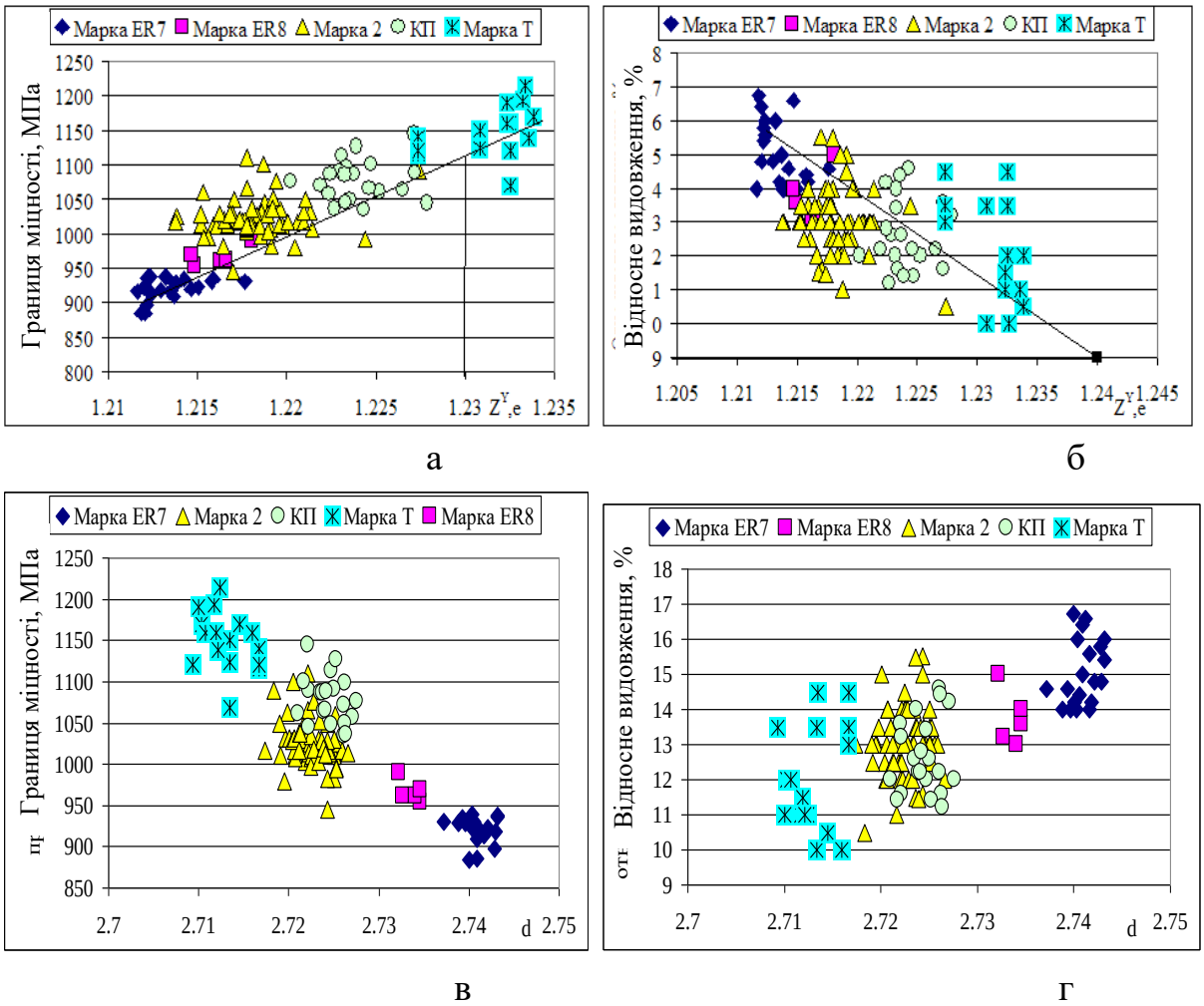
$$\sigma_в = 2808 + 6685 \cdot Z^Y - 3646 \cdot d\,; \qquad (3.31)$$

$$HB30мм = 2091 + 1502 \cdot Z^Y - 1331 \cdot d\,; \qquad (3.32)$$

$$\delta = 86 \cdot d - 36 \cdot Z^Y - 178, \qquad (3.33)$$

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

d_{ml} – структурний параметр міжатомної взаємодії елементів мікролегуючої підсистеми, 10^{-9}м.



а- границя міцності від Z^Y; б – відносне видовження від Z^Y; в – границя міцності від d; г – відносне видовження від d

Рисунок 3.9 - Залежність механічних властивостей залізничних коліс від модельних параметрів

Представлені рівняння інтерпретовані в графічному вигляді на рис. 3.10.

Отримана точність моделей дозволяє використовувати методологію обчислювального експерименту для визначення оптимального складу сталі для залізничних коліс. Для визначення граничних умов рекомендованого хімічного складу використовувалася залежність властивостей міцності вуглецевих сталей для залізничних коліс від інтегрального параметра зарядового стану Z^Y (рис. 3.11).

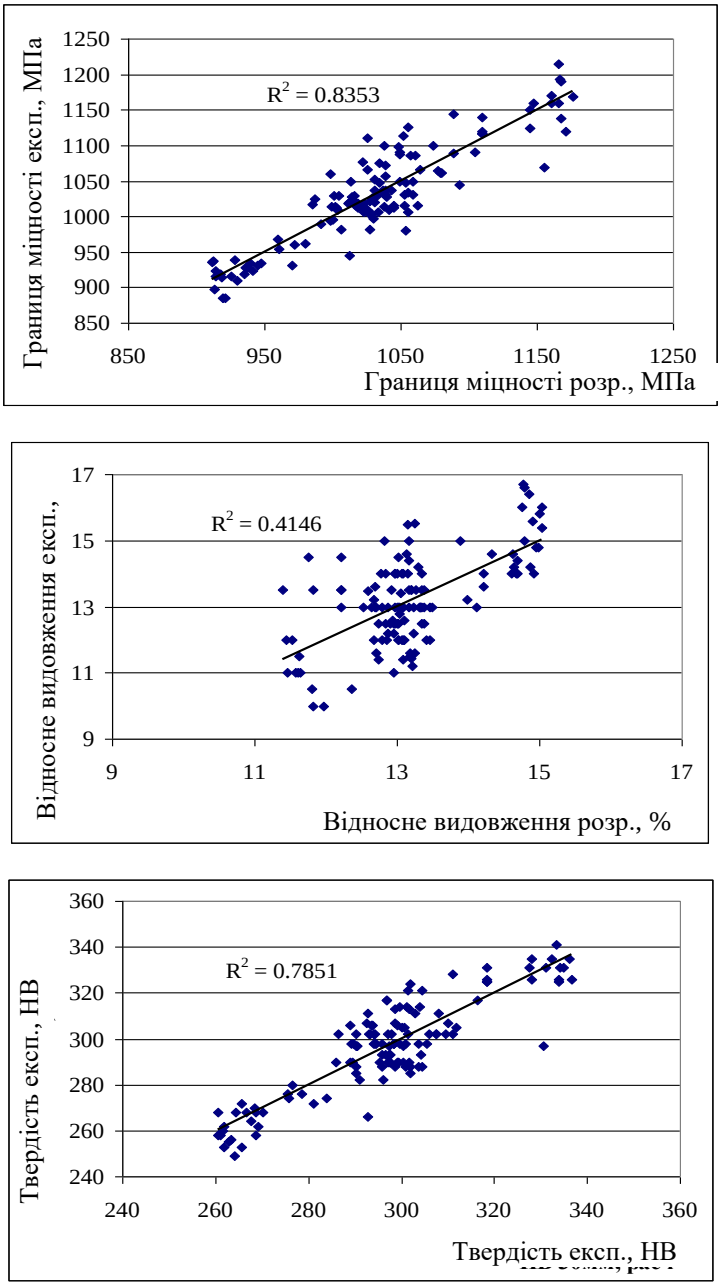


Рисунок 3.10 - Порівняльний аналіз експериментальних і розрахованих за рівняннями (3.31-3.33) механічних властивостей

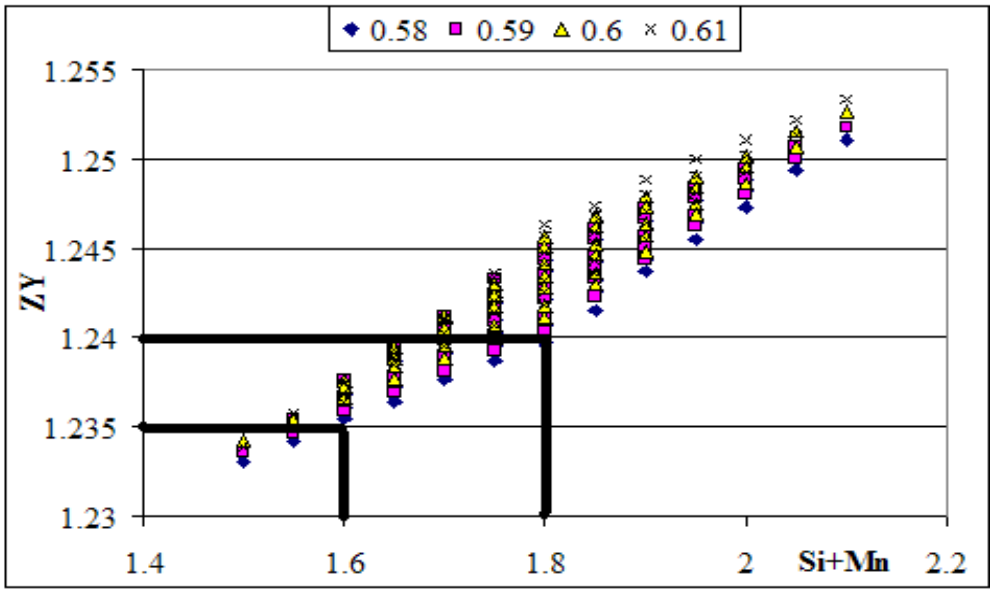


Рисунок 3.11 - Залежність параметра зарядового стану Z^Y вуглецевих сталей для виробництва залізничних коліс від їх хімічного складу

Як випливає з рис. 3.9 а і б, необхідній рівень властивостей $\sigma_в$> 1100МПа забезпечується зміною параметра $1{,}235 \le Z^Y \le 1{,}24$.

Використання графічних залежностей, представлених на рис. 3.8 і 3.9, дозволяє визначити граничні умови для вирішення завдання вибору оптимального з точки зору опору утворенню дефектів термічного походження складу сталі: $0{,}8 \le \frac{Si}{Mn} \le 1{,}0; 1{,}6 \le Si + Mn \le 1{,}8$.

Рішення представлених нерівностей реалізовано в графічному вигляді (рис. 3.12). Граничним умовам відповідають такі значення елементів - для кремнію 0,7-0,9% і марганцю 0,8-1,0%.

Обмеження по вуглецю 0,55-0,6% отримуємо з порівняльного аналізу його впливу на інтегральний параметр Z^Y при забезпеченні обмеження $1{,}6 \le Si + Mn \le 1{,}8$ (рис. 3.13).

Так само в роботі була розроблена методика впорядкування хімічного складу з урахуванням матричної, легуючої, домішкових підсистем і параметрів термообробки для підвищення точності прогнозу механічних властивостей сталі для залізничних коліс по виробничим даними.

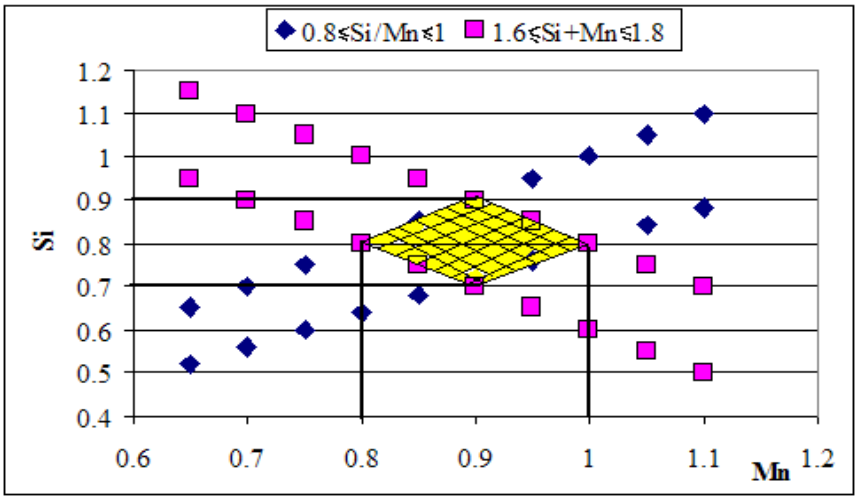


Рисунок 3.12 - Графічна інтерпретація рішення співвідношень $0{,}8 \le \frac{Si}{Mn} \le 1{,}0$ і $1{,}6 \le Si + Mn \le 1{,}8$

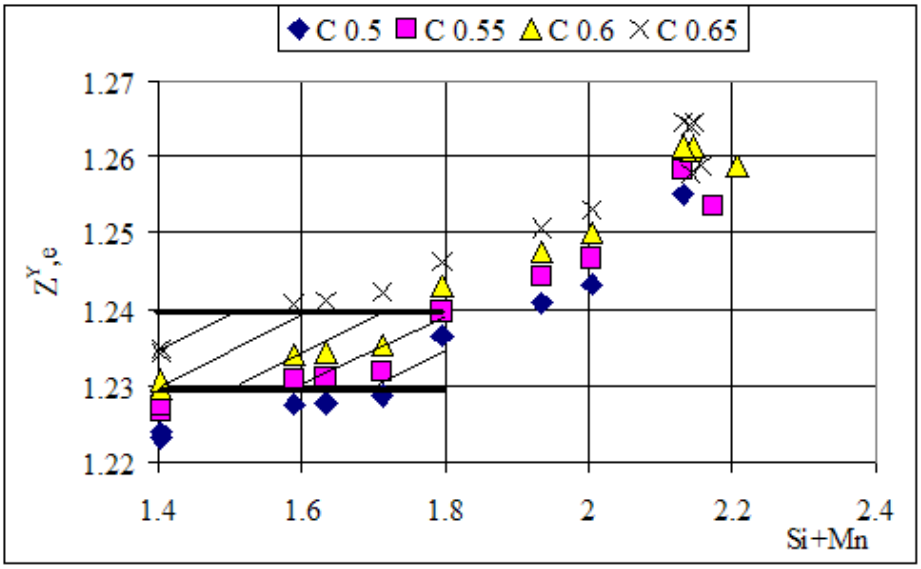


Рисунок 3.13 - Обґрунтування концентрації вуглецю при заданих обмеженнях Z^Y від змісту кремнію і марганцю

При аналізі впливу хімічного складу сталей і сплавів на властивості металопродукції, що отримується з них, все зростаюче значення набуває виявлення ролі малих концентрацій легуючих, мікролегуючих і домішкових елементів. У число компонентів, доцільність обліку мікроконцентрацій яких зростає, входять як шкідливі домішки, так і корисні добавки. Для віднесення хімічних елементів в ту чи іншу підсистему в роботі використовується методика факторного аналізу [142].

У факторному аналізі передбачається, що спостережувані змінні є лінійною комбінацією деяких прихованих чинників. При цьому деякі фактори є загальними для двох і більше змінних. При вирішенні завдань факторного аналізу виконуються наступні чотири операції:

• Обчислення відповідної кореляційної матриці всіх розглянутих змінних.

• Знаходження власних чисел і власних векторів матриці.

• Визначення факторних навантажень для кожної змінної.

• Виконання обертання матриці навантажень з метою отримання найбільш простого рішення.

Кореляційна матриця для m змінних має вигляд:

$$R_{ij} = \begin{pmatrix} r_{11} r_{12} \ldots r_{1m} \\ r_{21} r_{22} \ldots r_{2m} \\ \ldots\ldots\ldots\ldots \\ r_{m1} r_{m2} \ldots r_{mm} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} 1 & & \\ & 1 & R_{ij} \\ R_{ij} & 1 & \\ & & 1 \end{pmatrix}. \qquad (3.34)$$

Для визначення власних чисел і власних векторів кореляційної матриці використовується рівняння:

$$RV = \lambda V, \qquad (3.35)$$

де R – корелійна матриця, V – шуканий вектор, а λ – власне число.

Рішення базується на більш простій формі у вигляді:

$$R - \lambda I = 0, \qquad (3.36)$$

тобто $\det(R - \lambda I) = 0.$

При цьому сума власних чисел дорівнює числу змінних, а добуток дорівнює детерминанту кореляційної матриці. Перше власне число представляє величину дисперсії, що відповідає першому фактору, а друге власне число -

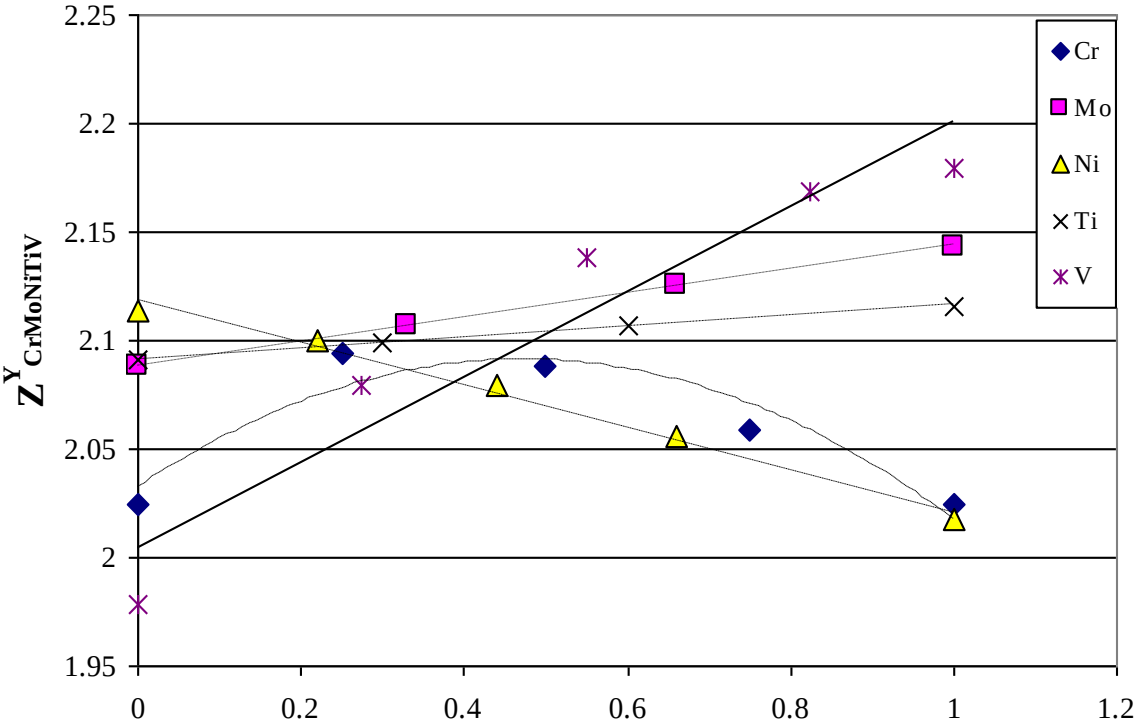
величину дисперсії, що відповідає другому фактору і т.д. При такій схемі обчислень коефіцієнти навантажень змінних на виділені чинники виходять розподілом коефіцієнтів власних векторів на квадратний корінь відповідних власних чисел.

Після обчислень значимих навантажень змінних на інтегральні чинники отримано результат, згідно якого впорядкування хімічного складу сталей для залізничних коліс марок «2», «Т», «ER7», «ER8» виглядає наступним чином: матрична підсистема – C, Si, Mn; легуюча - Cr, Ni; мікролегуюча - Ti, Mo, V; примесна - P, S.

На основі виділених факторів і відповідної їх фізико-хімічної інтерпретації експертом приймається рішення про представлені варіанти впорядкування вибору модельних параметрів для побудови прогнозних моделей і обґрунтування граничних умов параметрів оптимізації. Так, якщо фізичний зміст угруповання хімічного складу матричної (фактор F1) і домішкової (фактор F4) підсистем очевидний, то структура факторів F2 і F3 навантажуються домішковими мікролегуючими елементами, вимагає відповідної інтерпретації. Значимі навантаження мікролегуючих елементів Cr, Ni і Ti, V, Mo, відповідно до сучасних даних про фізико-хімічні властивості і реакційної здатності в твердих розчинах і розплавах, є карбо- і нітрідоутворюючими, що пояснює логіку їх об'єднання в одну групу. Таким чином, генерація моделей оптимального складу здійснюється на основі комплексного поєднання методів математичного та фізико-хімічного моделювання. При цьому, слід зазначити, що в описаних нами результатах аналізу [143, 144], сталей для залізничних коліс виготовлених в умовах мартенівського цеху, виділилася інша мікролегуюча підсистема (Cr, Ti, Al, Cu). Це обумовлено різним вмістом домішкових елементів. Формування різних підсистем обумовлено істотною відмінністю в концентраціях Al, Cu, Ti, V.

На рис. 3.14 представлені результати обчислювального експерименту при оцінці впливу зміни концентрації елементів на зміну параметра зарядового стану $Z^{Y}_{CrNiMoVTi}$ в сталях. Представлена залежність підтверджує правильність концепції факторного аналізу та об'єднання в легуючу (Cr, Ni) і мікролегуючу

(Mo, Ti, V) підсистеми, оскільки збільшення концентрації таких елементів як, ванадій, молібден і титан призводить до збільшення показника Z^Y, а збільшення хрому і нікелю - зменшення.



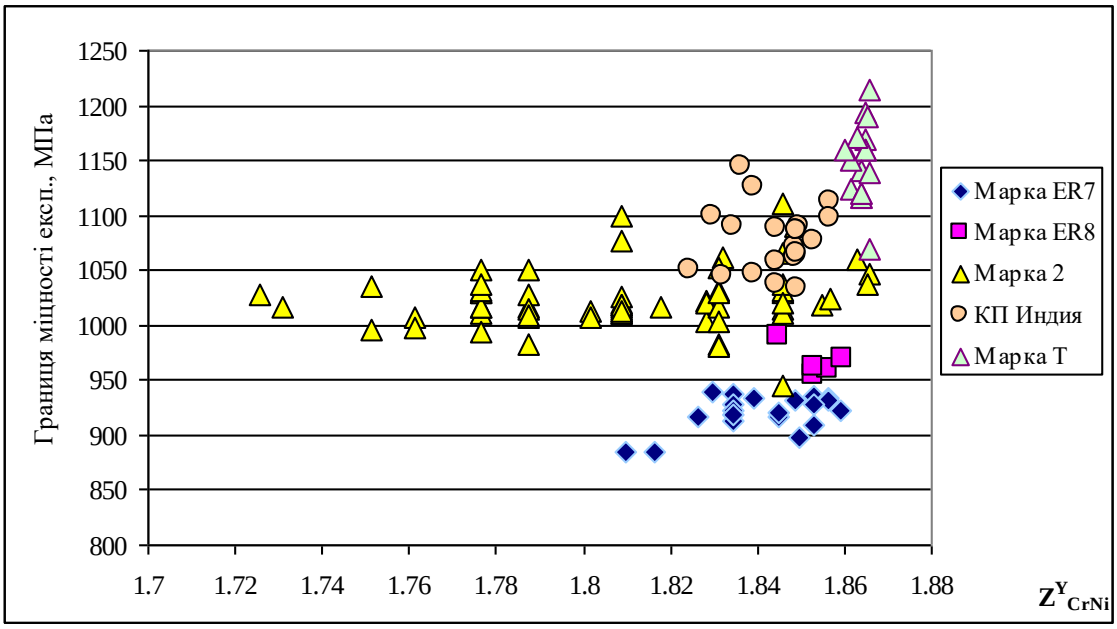
0,05	0,1	0,15	0,2	0,25	Cr
0,01	0,014	0,018	0,022	0,025	Mo
0,07	0,09	0,11	0,13	0,16	Ni
0,005	0,007	0,09	0,011	0,014	Ti
0,005	0,03	0,055	0,08	0,096	V

Рисунок 3.14 - Вплив концентрації елементів (%, мас.) на зміну параметра зарядового стану - $Z^Y_{CrNiMoVTi.}$

Оцінка значущості кореляційного зв'язку дозволила припустити, що в прогнозній моделі для оцінки впливу вмісту в сталі Cr, Ni, Mo, Ti, V на механічні властивості залізничних коліс доцільно використовувати інтегральні характеристики Z^Y, d для цих підсистем.

На рис. 3.15 представлена залежність механічних властивостей від параметрів міжатомної взаємодії для мікролегуючої підсистеми.

У ході обчислювального експерименту (рис. 3.16) виявлено, що додаткове легування сталі ванадієм до 0,08% призводить до зменшення показника Z^{Y}_{MoTiV} до 1,6е, що в свою чергу позитивно позначається на характеристиках міцності.



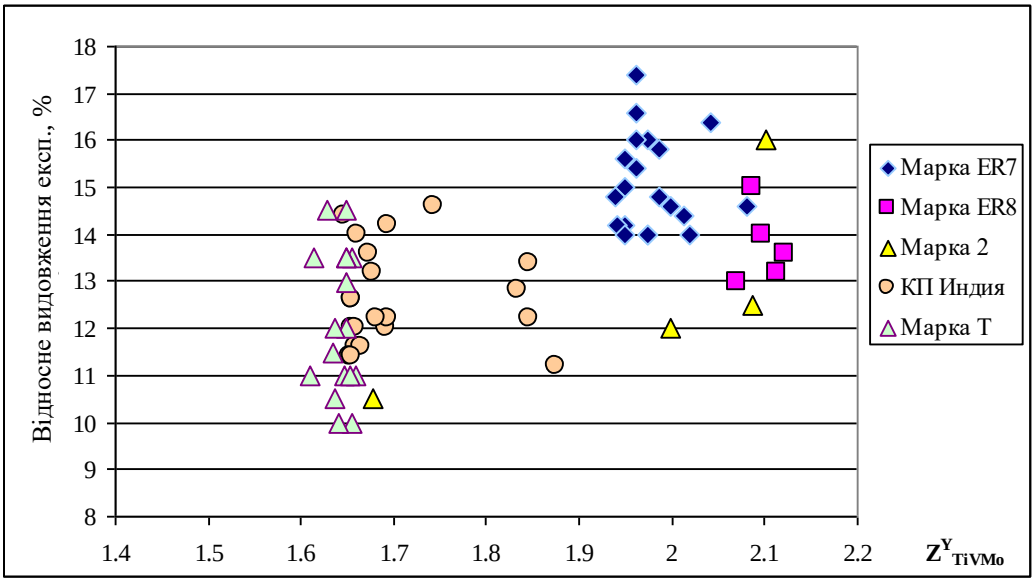


Рисунок 3.15 - Залежність механічних властивостей залізничних коліс від параметрів міжатомної взаємодії для мікролегуючої підсистеми

Побудова картограм зміни механічних властивостей сталей виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» (рис. 3.17) дозволяє обчислити передбачувану область механічних властивостей для сталі ER7 додатково легованої ванадієм.

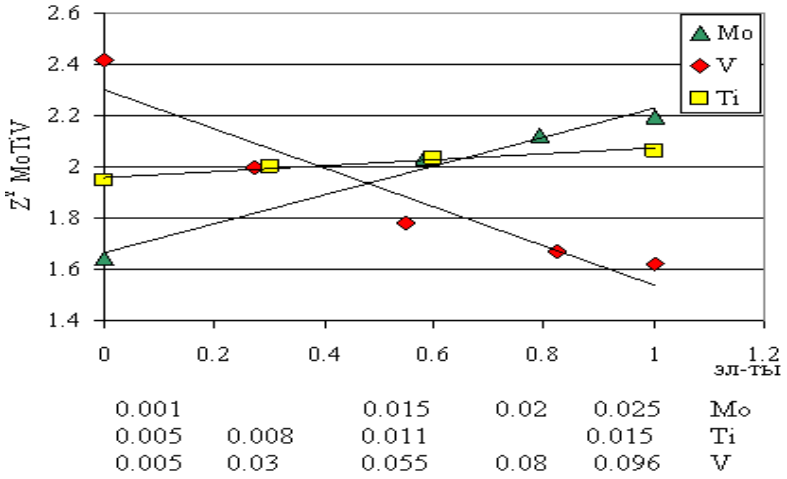


Рисунок 3.16 - Вплив вмісту елементів (%, мас.) на зміну параметра зарядового стану -$Z^{Y}_{MoVTi.}$

З огляду на високий кореляційний зв'язок механічних властивостей з параметрами міжатомної взаємодії для дослідження підсистем і режимом термічної обробки (табл. 3.4), структуру моделей для прогнозування комплексу властивостей з урахуванням існуючої відмінності рівня режимів термічної обробки доцільно шукати у вигляді: σв, δ, НВ, = f1 (параметри хімічного складу) + f2 (Твідпуску, Тгартування). При цьому для кожної марки сталі f2 = const.

$$\sigma_B = -[12181 + 11029 \cdot Z^Y + 0{,}52 \cdot Z^Y{}_{TiVMo} + 172 \cdot Z^Y{}_{CrNi}] - -\left[12181 + 0{,}32 \cdot T_{гарт} - 0{,}57 \cdot T_{відп}\right];$$ r= 0,92 (3.37)

$$\delta_5 = -[249 - 105 \cdot d + 8{,}9 \cdot d_{CrNi}] - \left[249 + 0{,}004 \cdot T_{відп} - 0{,}002 \cdot T_{гарт}\right];$$ r= 0,8 (3.38)

$$HB = -[3675 + 3275 \cdot Z^Y + 6{,}9 \cdot Z^Y{}_{TiVMo} + 66 \cdot Z^Y{}_{CrNi}] - -\left[3675 + 0{,}06 \cdot T_{гарт} - 0{,}21 \cdot T_{відп}\right].$$ r= 0,87 (3.39)

Таким чином, використання сучасних інформаційних технологій створення інформаційно-аналітичних систем, що забезпечують функціонування баз даних і бази моделей, дозволяє виявити нові закономірності впливу хімічного складу на фізико - механічні властивості сталей цільового призначення на рівні міжатомної взаємодії і отримати адекватні напівемпірічні моделі для їх прогнозування.

Таблиця 3.4 - Матриця кореляційних зав’язків

	$\sigma_{в,}$ МПа	δ, %	НВ 30 мм
ZY	0.874	-0.514	0.822
d	-0.847	0.597	-0.847
tg α	0.786	-0.585	0.795
ZY_{MoTiV}	-0.439	0.129	-0.346
d_{MoTiV}	-0.365	0.101	-0.279
Δ_ZY_{MoTiV}	-0.455	0.146	-0.365
$\Delta\ \_d_{MoTiV}$	0.245	0.003	0.149
ZY_{CrNi}	0.256	-0.113	0.208
d_{CrNi}	-0.213	0.324	-0.260
$\Delta\ \_ZY_{CrNi}$	0.258	-0.354	0.301
$\Delta\ \_d_{CrNi}$	-0.264	0.359	-0.307
Тгар., ◦С	0.364	0.155	-0.214
Твідп., ◦С	-0.211	0.212	-0.204

У сучасних умовах розвитку залізничного транспорту актуальним питання є створення високоміцних залізничних коліс з підвищеною стійкістю до утворення дефектів термічного походження. Для проведення досліджень з цього напрямку в лабораторних умовах були виготовлені злитки дослідного хімічного складу з розширеним інтервалом зміни вмісту хімічних елементів (табл. 3.5).

Таблиця 3.5 – Діапазони зміни вмісту (%, мас.) хімічних елементів у дослідних лабораторних сталях для залізничних коліс

C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Cu	Ti	Mo	V
0,35-0,782	0,24-1,2	0,19-1,42	0,005-0,031	0,004-0,038	0,03-0,27	0,09-1,48	0,07-1,06	0,03-0,17	0,005-0,05	0,005-0,49	0,005-0,13

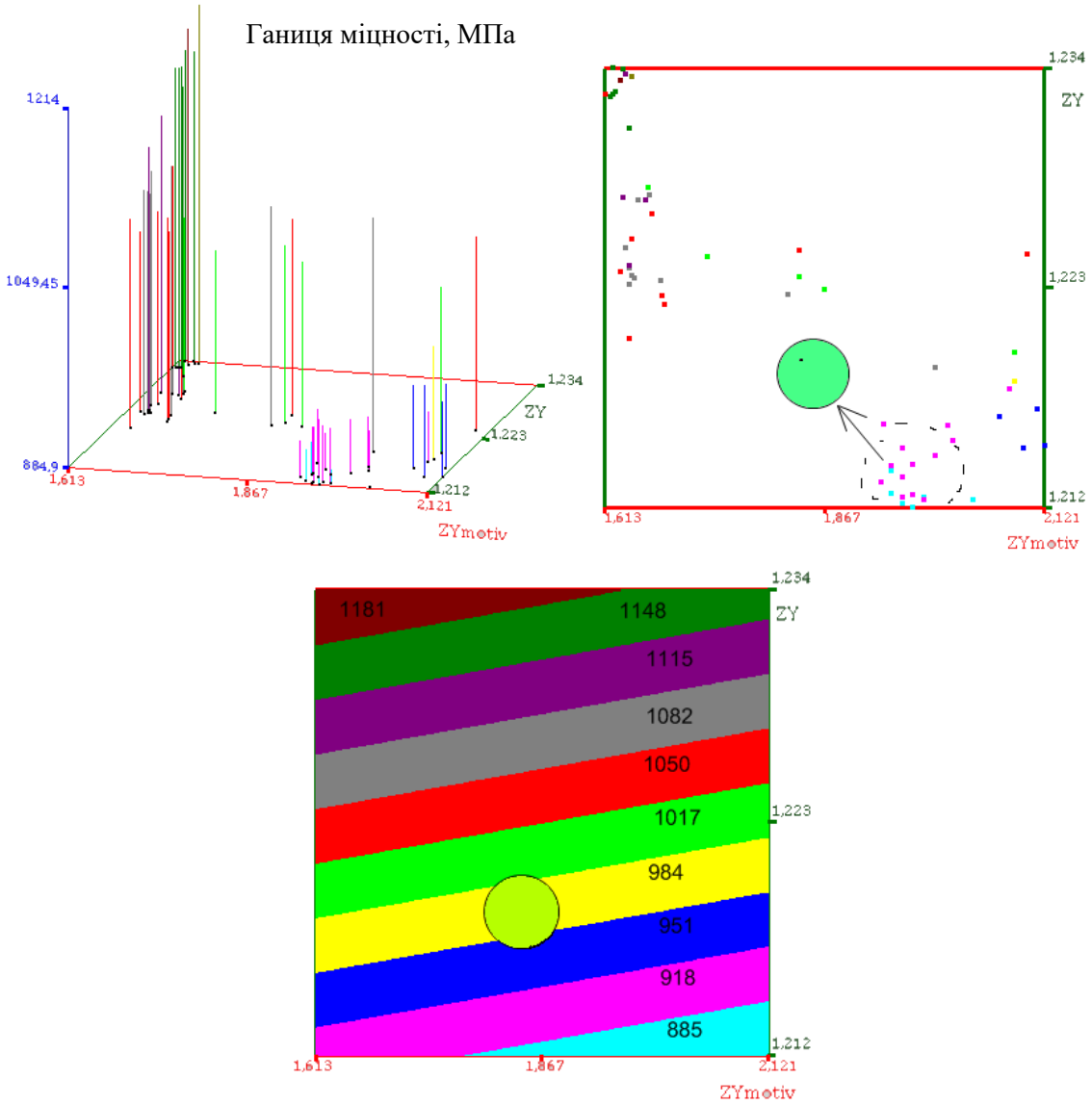


Рисунок 3.17 - Ефект мікролегування ванадієм сталі ER7

У результаті регресійного аналізу для прогнозування зазначених механічних властивостей отримані наступні моделі для виробничих умов ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»:

Була виконана гаряча пластична деформація (~ 50%) проб після нагрівання до температури 1260^{0}С і витримки протягом 2 годин і охолодженням на спокійному повітрі до кімнатної температури. Це дозволило врахувати вплив гарячої пластичної деформації колісної заготовки на пресо-прокатній лінії на механічні властивості готових коліс. З деформованих виливків вирізали

заготовки зразків для механічних випробувань і мікроструктурних досліджень, які в лабораторних умовах були термооброблені за різними режимами.

Режими термічної обробки зразків відрізнялися швидкістю охолодження (Vo=1,6…5^{0}C/c) від температури аустенізації 860^{0}C, відпуск при 500^{o}C 2 години. В результаті проведеного експерименту досягнуті швидкості охолодження, при яких у дослідних сталях різного хімічного складу формується структура дисперсного пластинчастого перліту з невеликою кількістю інших фаз. При цьому поряд з високими характеристиками міцності формуються найбільш високі пластичні властивості металу.

На рис. 3.18 представлено порівняльний аналіз раніше вивчених промислових даних в області Z^Y від 1,21 до 1,24 для сталей марок 2, Т, ER7, ER8 (рис. 3.9, а) з результатами виконаних в роботі лабораторних досліджень (табл. 3.5), які охоплюють область Z^Y від 1,22 до 1,31 (рис. 3.18). Аналізуючи рис. 3.18, помітна зміна діапазону границі міцності до 1600 МПа. На рис. 3.18 виділена область з рекомендованими межами зміни параметра $1{,}235 \le Z^Y \le 1{,}24$, розробленими для масиву рис. 3.9, що дозволяють забезпечити необхідні властивості сталей для залізничних коліс.

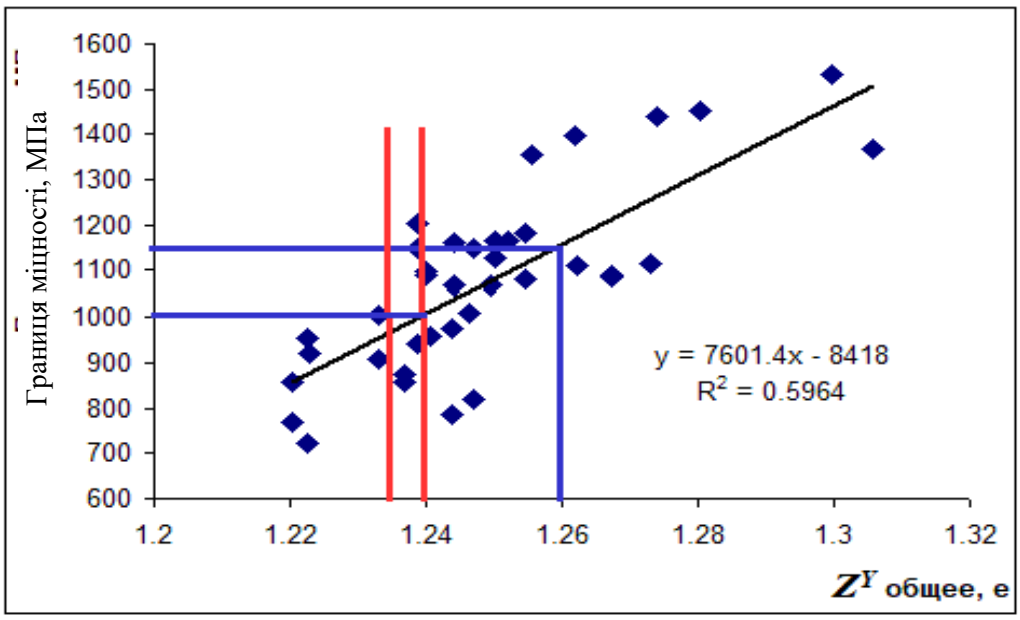
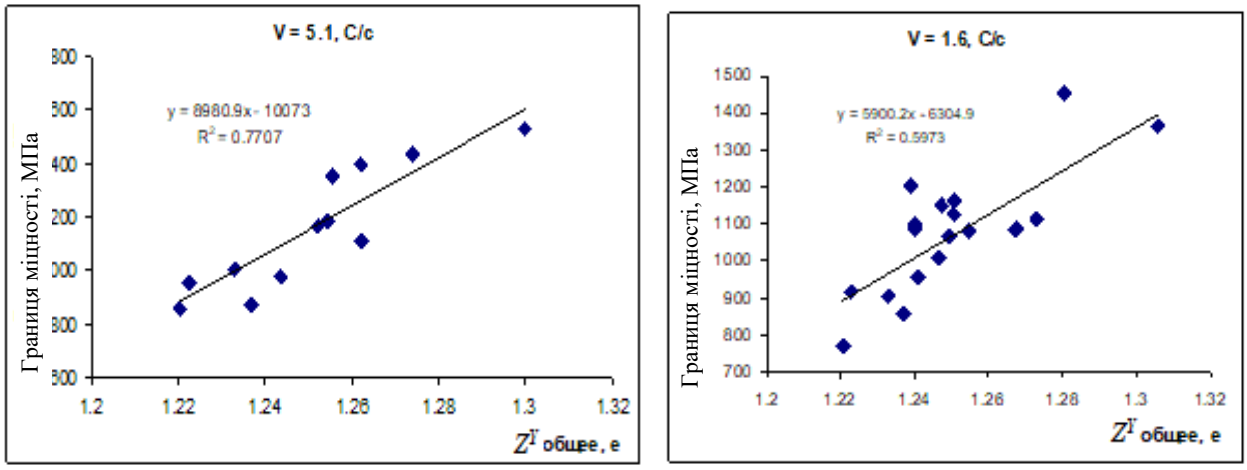


Рисунок 3.18 – Порівняння масивів промислових і лабораторних даних сталей для залізничних коліс

З огляду на істотну роль процесів охолодження заготовок для отримання бажаної структури в процесі термічної обробки виконано порівняльний аналіз плавок зі швидкістю охолодження 1,6 і 5,1ºС/с (рис. 3.19).



а) б)

Рисунок 3.19 – Зв'язок границі міцності с параметром міжатомної взаємодії (Z^Y) при різній швидкості охолодження V_o (ºС/с): а – 5,1; б – 1,6

Швидкість охолодження є безумовно важливим технологічним параметром, проте не єдиним інструментом для спрямованого формування властивостей. Так на рис. 3.19 показано, що при швидкості охолодження до 0,5 ºС/с границя міцності зростає зі зміною параметра міжатомної взаємодії Z^Y, вираженого як еквівалент хімічного складу сталі, який є резервним потенціалом для підвищення експлуатаційних і механічних властивостей досліджуваних сталей для залізничних коліс і підтверджує отримані раніше рекомендації по граничних умовах максимальної границі міцності ($1{,}235 \leq Z^Y \leq 1{,}24$). Ефект впливу швидкості охолодження простежується також при аналізі рис. 3.20, де 1 і 2 спостереження мають однаковий вміст мікролегуючих елементів (Ti, Mo, V), однак в 1-му швидкість охолодження була вище, ніж у 2-му спостереженні.

Для виявлення впливу кожного з елементів на службові властивості сталі на основі виділених факторів і відповідної їх фізико-хімічної інтерпретації виконана структуризація складу сталі для залізничних коліс на підсистеми –

матрична (C, Si, Mn), легуюча (Cr, Ni), мікролегуюча (Ti, Mo, V), домішкова (Cu, Al, S, P).

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».

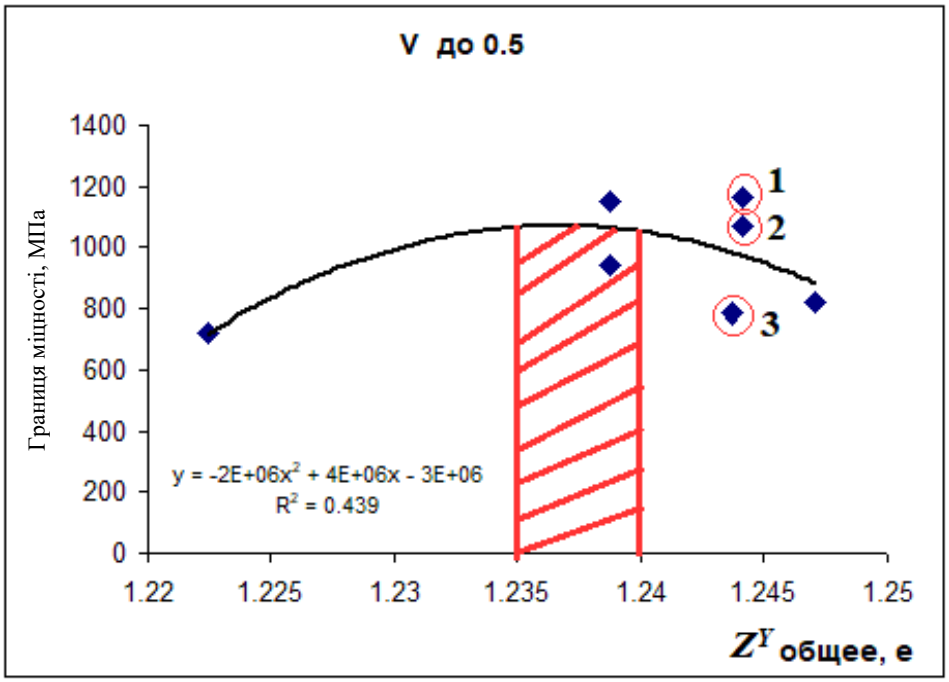


Рисунок 3.20 – Зв'язок границі міцності з Z^Y при V_o до 0,5 ºС/с

В роботі розглянуті також комбінації мікролегуючих елементів, які використовуються в реальних промислових умовах Ti, Mo, V і легуючих Cr, Ni, як фізико-хімічного потенціалу для підвищення механічних властивостей сталей для залізничних коліс і спрямованого формування структури сталі. Правильний облік температур існування кластерів, хімічної індивідуальності і реакційної здатності кластероутворюючих елементів і їх руйнування є одним з ефективних технологічних прийомів, який дозволяє забезпечити рівномірність структури металевого розплаву і оптимізувати температурний режим плавки, як було показано раніше в роботі [145]. Найбільш стійкі кластери утворюються з найбільш сильним міжатомним зв'язком між компонентами розплаву, до таких слід віднести V, Mo, Ti і ін.

На рис. 3.21 інтерес представляє таксонометричний розподіл досліджуваних сталей на три області. Для 1 зони характерний високий вміст хрому і мікролегуючого елемента ванадію. В області 2 значно менший вміст хрому, ніж в першій області, а також в ході плавок додали в якості мікролегуючих елементів молібден і ванадій для забезпечення границі міцності на рівні 1200 МПа. Область 3 відрізняється наявністю трьох мікролегуючих елементів Ti, Mo, V, за рахунок яких границя міцності витримується на рівні 1100 МПа.

Розшарування на рис. 3.21 добре узгоджується з рис. 3.22, де показано, якою мірою мікролегуючі елементи впливають на збільшення зарядового стану системи (Z^Y) і міцність сталі. При цьому ванадій забезпечує формування оптимальної мікроструктури сталі для залізничних коліс, ефективно подрібнюючи зеренну структуру сталі і ускладнюючи коагуляцію карбідної фази. В цілому, утворення дисперсних рівномірно розподілених карбідів, що містять ванадій, і зменшення дифузійної рухливості атомів вуглецю, внаслідок присутності в розчині ванадію, значно підвищують міцність сталі з ванадієм при підвищених температурах [146].

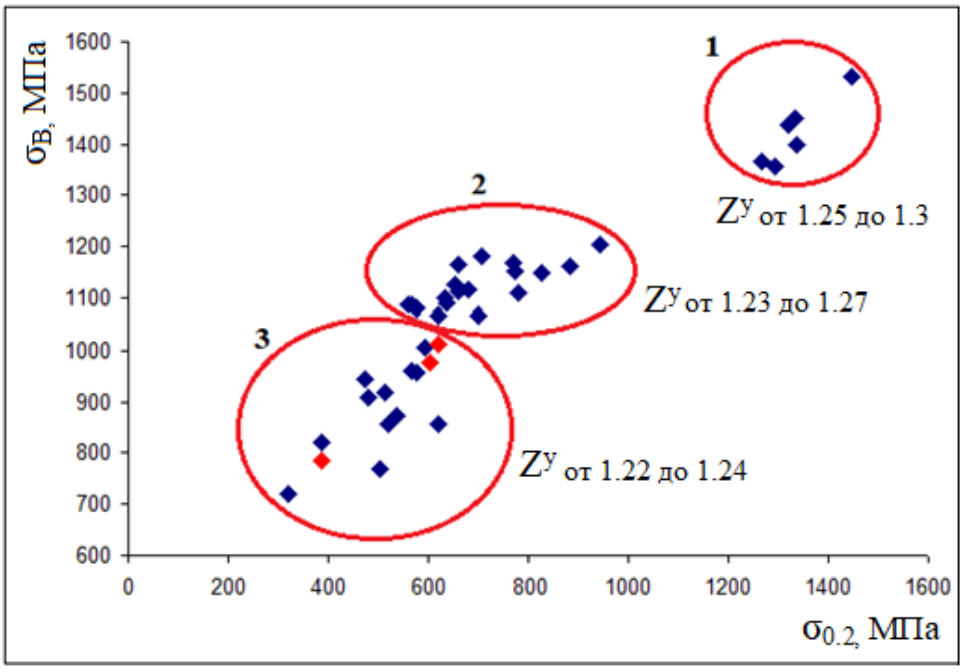
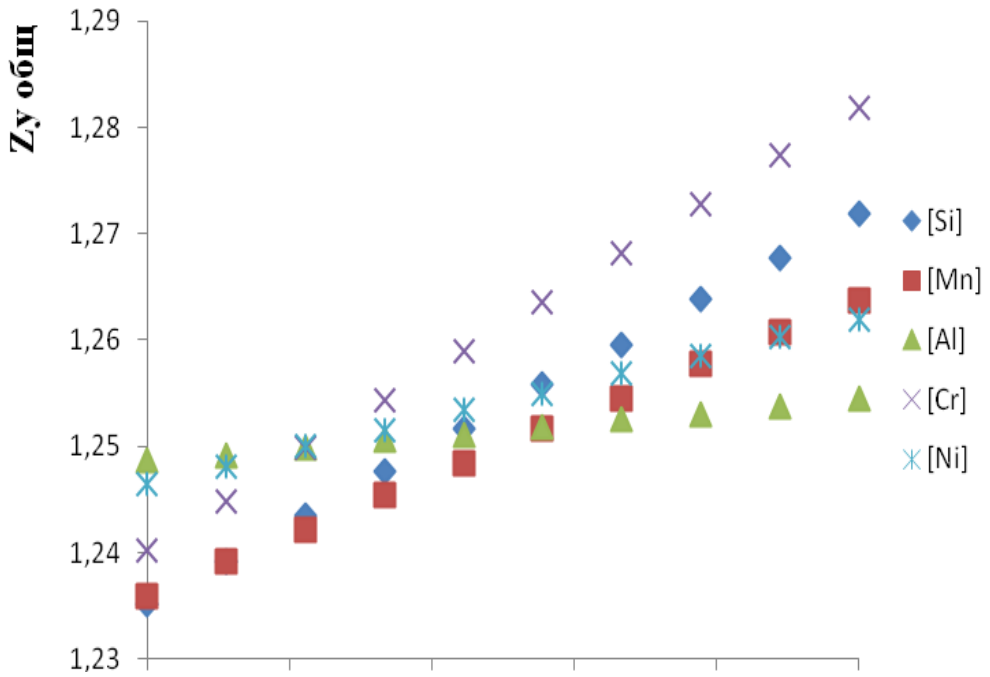


Рисунок 3.21 – Аналіз розшарувань у взаємозв'язку σ_B і $\sigma_{0.2}$

Лабораторні плавки з високим вмістом хрому дозволили досягти найвищих показників міцності (область 1 на рис. 3.21.). Ці дослідження добре узгоджені з даними обчислювального експерименту (рис. 3.22). Істотне збільшення в лабораторних плавках досліджуваного діапазону вмісту легуючих елементів і, відповідно, діапазону Z^Y, дозволило встановити, що підвищення вмісту хрому лінійно взаємопов'язане зі збільшенням границі міцності сталі для залізничних коліс: з (800 – 1200) МПа до (1400 – 1600) МПа і комплекса механічних властивостей в цілому, що дозволяє використовувати даний елемент в якості найефективнішого регулятора, що задає потрібний рівень міцності властивостей кінцевої металопродукції.



0,24	0,45	0,67	0,88	1,09	1,2	Si
0,19	0,46	0,74	1,01	1,28	1,42	Mn
0,00	0,06	0,12	0,18	0,24	0,27	Al
0,09	0,40	0,71	1,02	1,33	1,48	Cr
0,07	0,29	0,51	0,73	0,95	1,06	Ni

Рисунок 3.22 – Вплив вмісту елементів (%, мас.) в сталі на зміну зарядового сталу сталі Z^Y

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

$$\sigma_в, \text{ МПа} = 7823{,}4Z^Y + 1104{,}96d_{ml} + 29{,}917V_{охол.} - 11932{,}3; \quad (r = 0{,}82) \qquad (3.40)$$

$$\sigma_{0,2}, \text{ МПа} = 9748Z^Y + 517{,}34d_{ml} + 53{,}886V_{охол.} - 13066; \quad (r = 0{,}80) \qquad (3.41)$$

$$\text{Твердість, НВ} = 1829{,}63Z^Y + 39{,}147d_{ml} - 2043; \quad (r = 0{,}91), \qquad (3.42)$$

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

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

$V_{охол.}$ – швидкість охолодження.

Запропоновані прогнозні моделі будуть використані при прийнятті науково обґрунтованих рішень щодо вибору ефективних легуючих та мікролегуючих елементів в конкретних технологічних умовах.

3.5 Висновки по розділу 3

Встановлено, що максимальна розчинність вуглецю, марганцю і кремнію в сплавах системи Fe-Mn-Si-C є менші числові значення в порівнянні з їх розчинністю в відповідних бінарних системах.

З застосуванням квазіхімічного методу визначено межу розчинності вуглецю, марганцю і кремнію в фериті, аустеніті та цементиті стплаву системи Fe-C-Mn-Si. Встановлено, що максимальний вміст вуглецю в аустеніті може сягати 7,3 % (ат.), марганцю 67,5 % (ат.), кремнію 2,3 % (ат.). У δ-залізі може розчинятись до 0,09 % (мас.) вуглецю, до 3,5 % (мас.) марганцю, до 0,25 % (мас.) кремнію.

Максимальний вміст основних хімічних елементів у α-залізі може досягати: вуглецю – 0,017 % (мас.), марганцю – 21 % (мас.), кремнію – 1,3 % (мас.).

Встановлено, що в цементиті марганець може заміщати до 12 % атомів заліза, а кремній до 4,5 % атомів заліза в залежності від температури.

Отримані в роботі розрахункові дані щодо розчинності хімічних елементів в сталі добре узгоджуються з експериментальними даними інших авторів.

На основі комплексних критеріїв складу встановлено закономірності впливу хімічного складу сталей для залізничних коліс на їх механічні властивості. В результаті обчислювального експерименту визначено діапазони зміни вмісту хімічних 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%), обґрунтовано ефективність мікролегування сталі для залізничних коліс ванадієм з метою підвищення їх характеристик міцності.

3.6 Список використаних джерел в розділі 3

У розділі 3 використані джерела [124-146]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 4

РОЗРОБКА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ СТАЛІ І ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ ТЕРМІЧНОГО ЗМІЦНЕННЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС ДЛЯ РІЗНИХ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ

4.1 Розробка хімічного складу і режимів термічної обробки залізничних коліс з підвищеною стійкістю до зношування, які працюють в легких умовах гальмування при високих навантаженнях на вісь

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

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

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

-зовнішній механічний вплив (характер руху контактуючих тіл, величина навантаження і ін.);

-фізико-хімічний вплив середовища;

-властивості матеріалів пари тертя.

Перші два фактори в процесі експлуатації змінювати дуже складно. Тому високого рівня зносостійкості і контактної витривалості залізничних коліс можна досягти, головним чином, за рахунок оптимізації комплексу механічних властивостей та структурного стану сталей, які використовуються. З численних

видів механічного зносу, які можна класифікувати за різними ознаками, найбільш поширеним є нормальний окислювальний знос, що йде при наявності на поверхні тертя захисних плівок, які утворюються при взаємодії контактуючих матеріалів з киснем.

Для всіх різновидів нормального зношування характерна інтенсивна пластична деформація тонких поверхневих шарів, їх взаємодія з хімічно активними компонентами проміжної речовини і руйнування цих поверхневих шарів при відсутності руйнування всередині основного металу. Для нормального зношування характерні три стадії. На першій стадії, так званій стадії приробки, з плином часу швидкість зносу зменшується. Це пов'язано з усуненням нерівностей на поверхнях контакту. На другій стадії швидкість зносу постійна. На цьому етапі можна прогнозувати величину зносу і, таким чином, враховувати цю характеристику при визначенні розмірів деталей. Третя стадія характеризується прискоренням величини зносу. В умовах експлуатації перехід до третьої стадії може привести до швидкого виходу деталі з ладу [147].

Особливістю процесу зносу є те, що в зоні безпосереднього контакту тертьових тіл в поверхневих шарах виникає особлива, так звана вторинна структура, а під нею розташовується зона з деформованою структурою глибиною до декількох мікрометрів [148]. Основні ознаки нормального зносу на відміну від різних видів пошкоджуваності полягають у відсутності будь-яких видів руйнування основного металу і локалізації руйнування в найтонших поверхневих шарах вторинних структур, що утворилися при терті.

Зносостійкість вуглецевих і низьколегованих сталей, як і інші їх механічні властивості, визначається їх структурним станом - об'ємною часткою, формою і характером розподілу структурних складових. В роботі [149] показано, що характер розподілу часток другої фази в значній мірі впливає на зносостійкість сталі. Дослідження, виконані в роботі [4] показали, що структура пластинчастого перліту має максимальну зносостійкість в порівнянні зі структурою глобулярного перліту. Зі збільшенням дисперсності пластинчастого перліту зносостійкість сталі підвищується [150]. Такий же вплив на зносостійкість чинить і зменшення феритної складової.

Відомі численні експериментальні дані, що підтверджують прямолінійну залежність зносу сталі від її твердості [151]. Однак, спроби дослідників використовувати твердість (або тимчасовий опір) як характеристику, що однозначно характеризує зносостійкість матеріалів не привели до успіху. У роботах [152] показано, що при одному і тому ж рівні твердості конструкційні сталі в різному структурному стані можуть мати і різну зносостійкість.

Сьогодні суцільнокатані залізничні колеса у всіх країнах виготовляють з вуглецевої сталі звичайної якості. Залежно від умов експлуатації рухомого складу за кордоном для виготовлення коліс використовується сталь з різним хімічним складом. За стандартом AAR M-107 / M-208 термічно оброблені колеса виготовляються зі сталі з різним значенням масової частки вуглецю (від ≤ 0,47% до 0,8%) і призначені для роботи при таких умовах: клас A - високі швидкості, важкі умови гальмування, незначні навантаження; клас B - високі швидкості, важкі умови гальмування і великі навантаження; клас C - легкі умови гальмування і високі навантаження; клас L - високошвидкісний рух з більш важкими умовами гальмування, ніж для інших класів, і невеликим осьовим навантаженням; клас D - легкі умови гальмування і високі навантаження з підвищеною стійкістю до зносу.

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

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

Крім вимог до хімічного складу сталі класу D стандарт AAR M-107/M-208 включає вимоги до властивостей коліс, які наведені в табл. 4.1.

При експлуатації коліс в них виникає складна система напружень стискання і розтягу, яка швидко змінюється в часі. Напруження в контакті колесо-рейка призводять до пошкоджень, переважну більшість яких можна класифікувати як знос поверхні кочення, дефекти теплового характеру, дефекти

втомного походження і крихке руйнування металу. До того ж, при гальмуванні в зоні контакту колеса з рейкою може відбуватися швидкий високотемпературний розігрів металу обода вище критичної температури.

Таблиця 4.1 – Вимоги стандарту AAR M-107/M-208 до властивостей залізничних коліс класу D*

Механічні властивості	При 65-80 °F (18,3-26,6°C)	При 1000°F (538°C)
Твердість по Бринеллю на поверхні	341-415 HB	-
Твердість по Бринеллю градієнт по перерізу	321-415 HB (32-44 HRC)	-
В'язкість руйнування K_{1c}	√35 ksi, дюйм (38,5 МПа*м1/2)	
Границя міцності	>157 psi (1082 МПа)	> 70 psi (482 МПа)
Границя плинності	> 110 psi (758 МПа)	> 50 psi (345 МПа)
Відносне видовження	>14 %	> 20%
Відносне звуження	> 15%	> 40%

*Примітка (додаткові вимоги):

- відсутність кільцевого напруження (збіжність після радіального розрізу);
- мікроструктура без мартенситу (зразки включають поверхню кочення);
- у порівнянні з колесами класу С повинні мати вищу стійкість поверхні кочення до зношування і відшарування;
- контроль в експлуатації 5 000 коліс (50000-мильний пробіг за рік).

Тому жорсткі вимоги пред'являються не тільки до конструкції колеса, але і до якості матеріалу, що застосовується для його виготовлення. Колесо повинне

мати високий рівень міцності, пластичних властивостей, ударної в'язкості і в'язкості руйнування та зносостійкості.

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

Рівень механічних властивостей та експлуатаційних характеристик залізничних коліс докорінно залежить від хімічного складу сталі [153].

Дослідження в даному розділі роботи спрямовані на розробку хімічного складу сталі і раціональних параметрів термічної обробки залізничних коліс класу D (легкі умови гальмування і високі навантаження з підвищеною стійкістю до зносу), які забезпечать виконання вимог стандарту AAR M-107/M-208.

В умовах Інституту чорної металургії була виконана виплавка дослідних плавок з різним вмістом легуючих елементів, та отримані злитки масою 8-10 кг для досліджень.

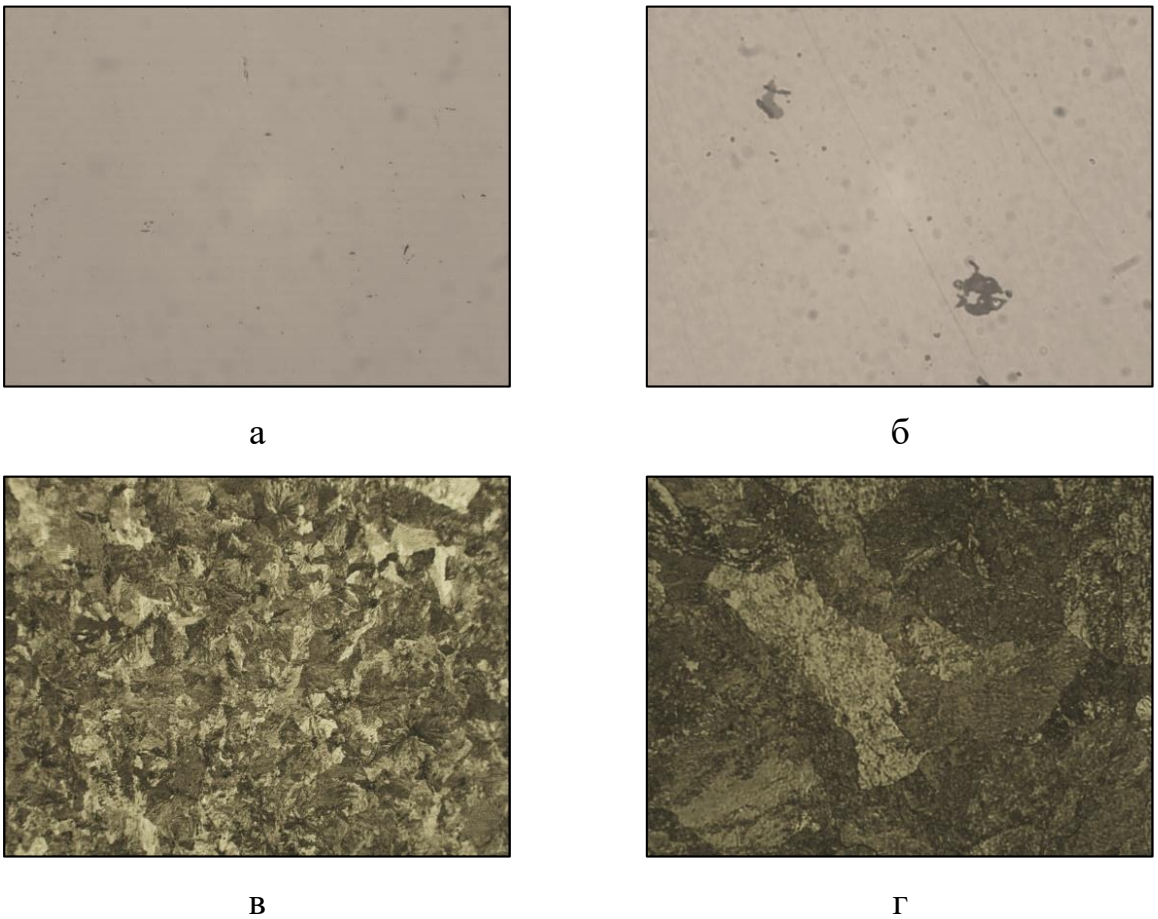
За результатами аналітичних досліджень впливу хімічних елементів на механічні властивості конструкційних сталей, за допомогою прогнозної моделі, заснованої на встановленому зв’язку механічних властивостей з параметрами міжатомної взаємодії та результатів розрахунку розчинності вуглецю, марганцю та кремнію в α-, γ-залізі та цементиті в сплавах системи Fe-Mn-Si-C (розділ 3) були розроблені три варіанти дослідних сталей - варіант 1, 2 і 3 (див. таблицю 4.2).

Сталь варіанту 1 є порівняльною (базовою). Фактичний хімічний склад дослідних злитків представлений в таблиці 2.1.

Було виконано дослідження забрудненості неметалевими включеннями в лабораторних сталях (рис. 4.1-4.4, а-б). З наведених матеріалів видно, що забрудненість неметалевими включеннями не перебільшує 1 бала, їх форма сприятлива, не має гострих верхівок та плівчастої морфології.

Таблиця 4.2 – Варіанти хімічного складу дослідних сталей, розроблених за результатами аналітичних досліджень

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



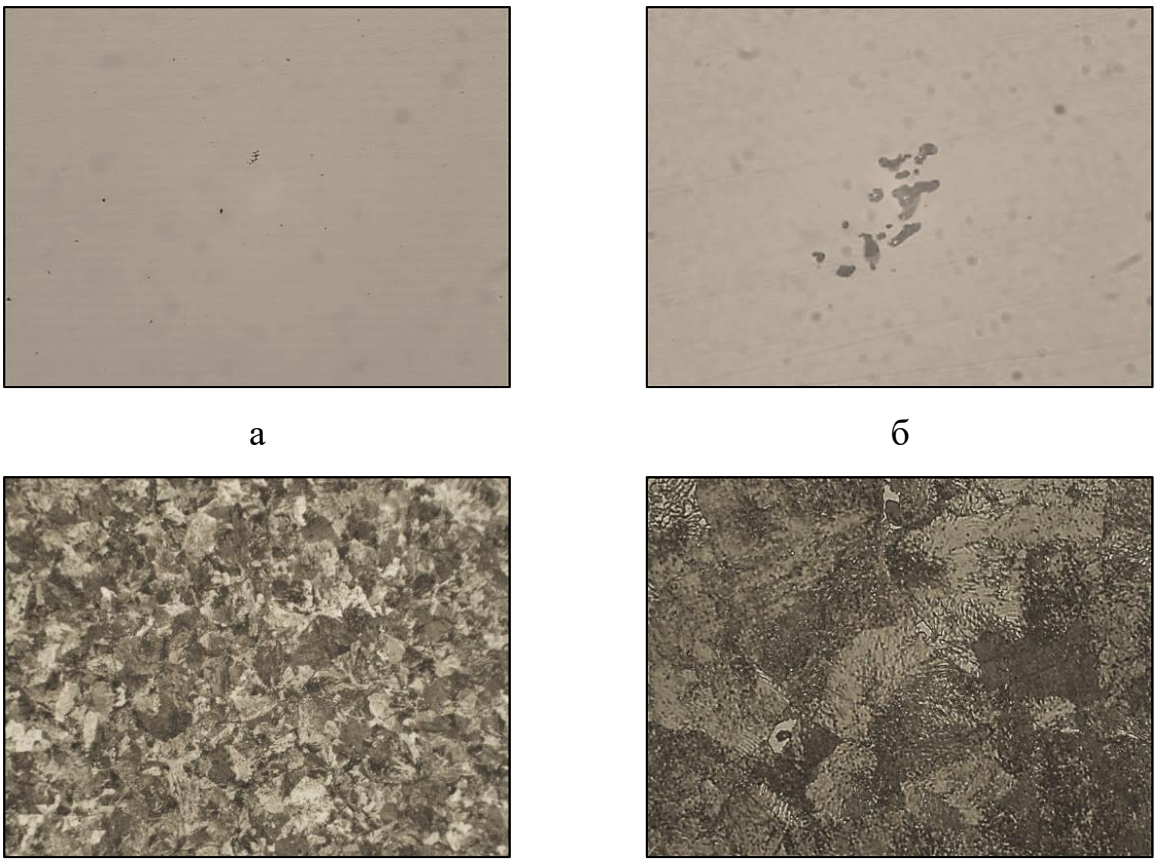
а б

в г

Рисунок 4.1 - Неметалеві включення (а, б) і мікроструктура (в, г) дослідної сталі №1 (порівняльна класу «С») після гарячої пластичної деформації: а, в – ×100; б, г – ×1000

Різний вміст хімічних елементів у вказаних діапазонах на призвів до формування різного структурного стану сталей. Фотографії мікроструктур в

стані після гарячої деформації приведені на рис. 4.1-4.4, в-г. Структурний стан однорідний, ферито-перлітний. Кількість структурновільного фериту в дослідних сталях незначна – до 0,5 %. Коливання хімічного складу сприяли формуванню перліту дещо відмінної дисперсності. Присутність в складі сталі підвищеного вмісту хрому призвела до зменшення балу перліту. Оскільки деформація відбувалась при температурі 1260 °С, то в металі встигали проходити процеси динамічної рекристалізації. Розмір зерна при цьому складав 4-5 бал.

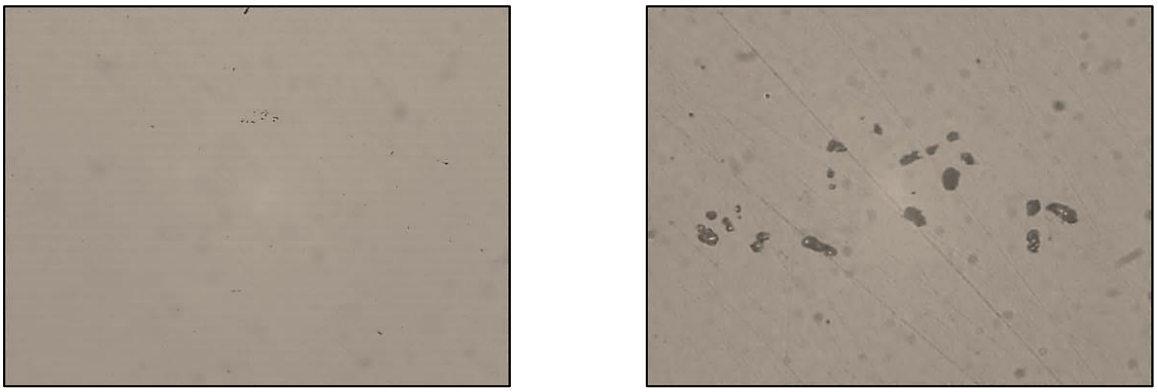


а б

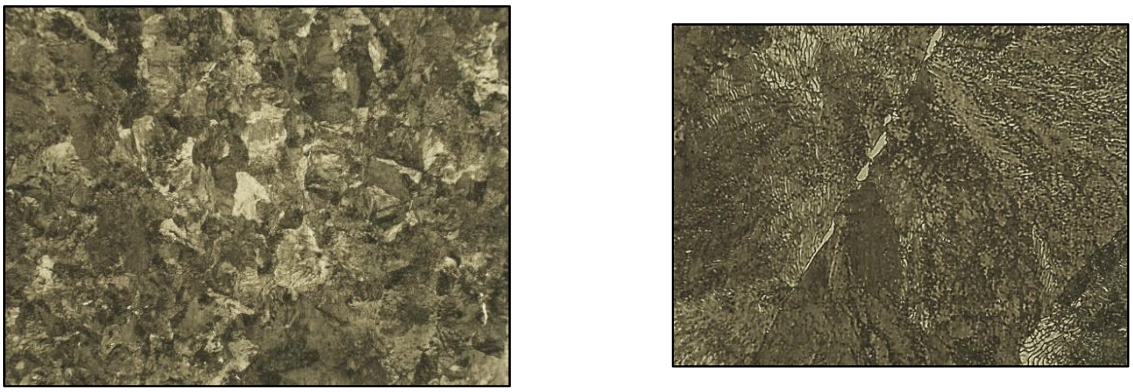
в г

Рисунок 4.2 - Неметалеві включення (а, б) і мікроструктура (в, г) дослідної сталі №2 (клас «D») після гарячої пластичної деформації: а, в – ×100; б, г – ×1000

Дослідні сталі підлягали термічній обробці, потім були виготовлені зразки для визначення механічних властивостей. Отримані результати наведені в таблиці 4.3.



а б



в г

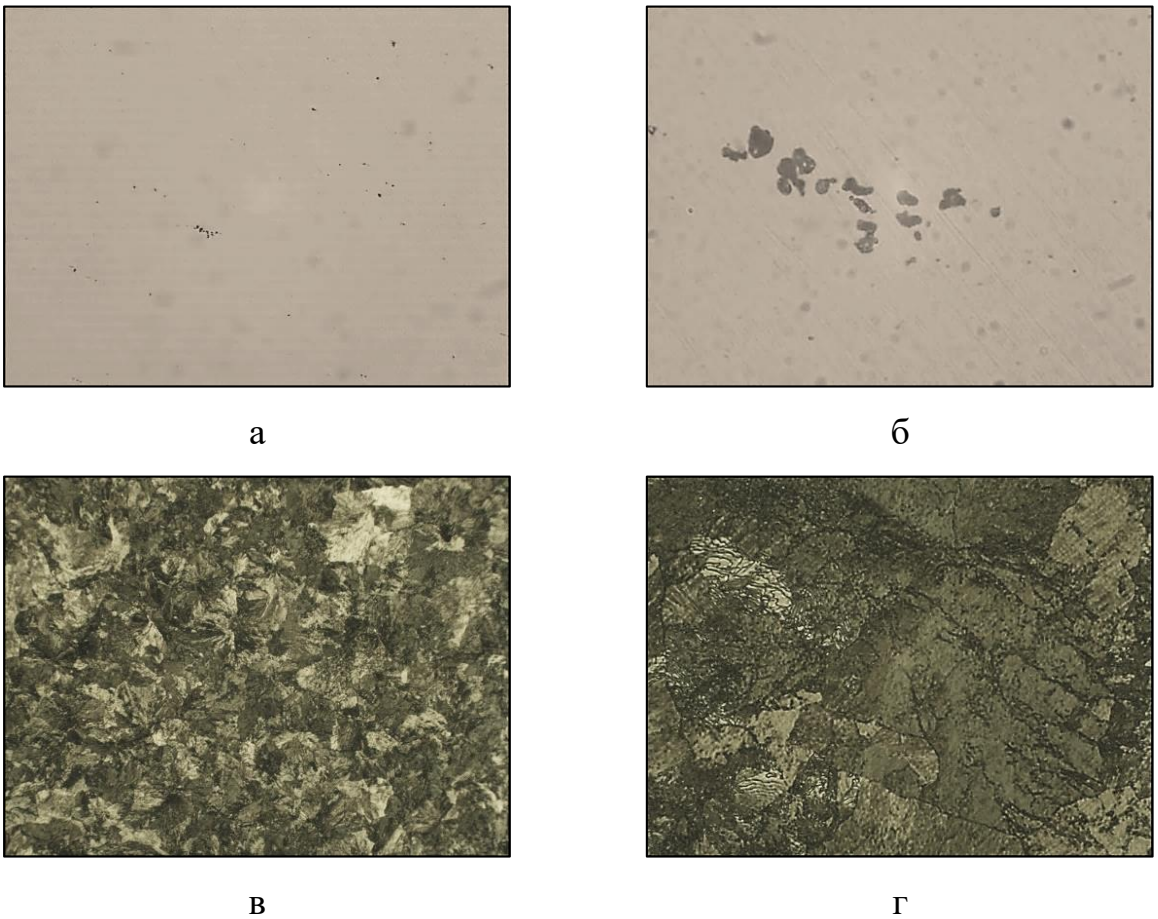
Рисунок 4.3 - Неметалеві включення (а, б) і мікроструктура (в, г) дослідної сталі №3 (клас «D») після гарячої пластичної деформації: а, в – ×100; б, г – ×1000

Таблиця 4.3 – Механічні властивості сталі злитків дослідного складу після гарячої пластичної деформації та наступної термічної обробки

Злиток №	$\sigma_в$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ, %	Ψ, %
1	1094,4	636,6	14,2	40,51
2	1114,4	671,8	14,6	40,36
3	1145,5	657,9	14,6	37,62
4	1086,6	564,6	14,8	44,19
Вимоги M107-M 208	>157 psi (1082 МПа)	> 110 psi (758 МПа)	>14 %	> 15%

Для аналізу мікроструктури сталі злитків дослідного складу з головок зразків після випробувань на розтяг були виготовлені мікрошліфи. Характерний структуний стан сталей наведено на рис. 4.5. Структура сталей представлена

пластинчастим перлітом з невеликою кількістю (до 2%) доевтектоїдного фериту. Структура мартенситу не була виявлена.



а б в г

Рисунок 4.4 - Неметалеві включення (а, б) і мікроструктура (в, г) дослідної сталі №4 (клас «D») після гарячої пластичної деформації: а, в – ×100; б, г – ×1000

Як видно з таблиці 4.3, механічні властивості термічно оброблених зразків, відібраних від гарячедеформованих злитків із дослідних сталей, перевищують вимоги стандарту AAR M-107/M-208 до коліс класу D (відносне видовження > 14%; границя міцності >1082 МПа).

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

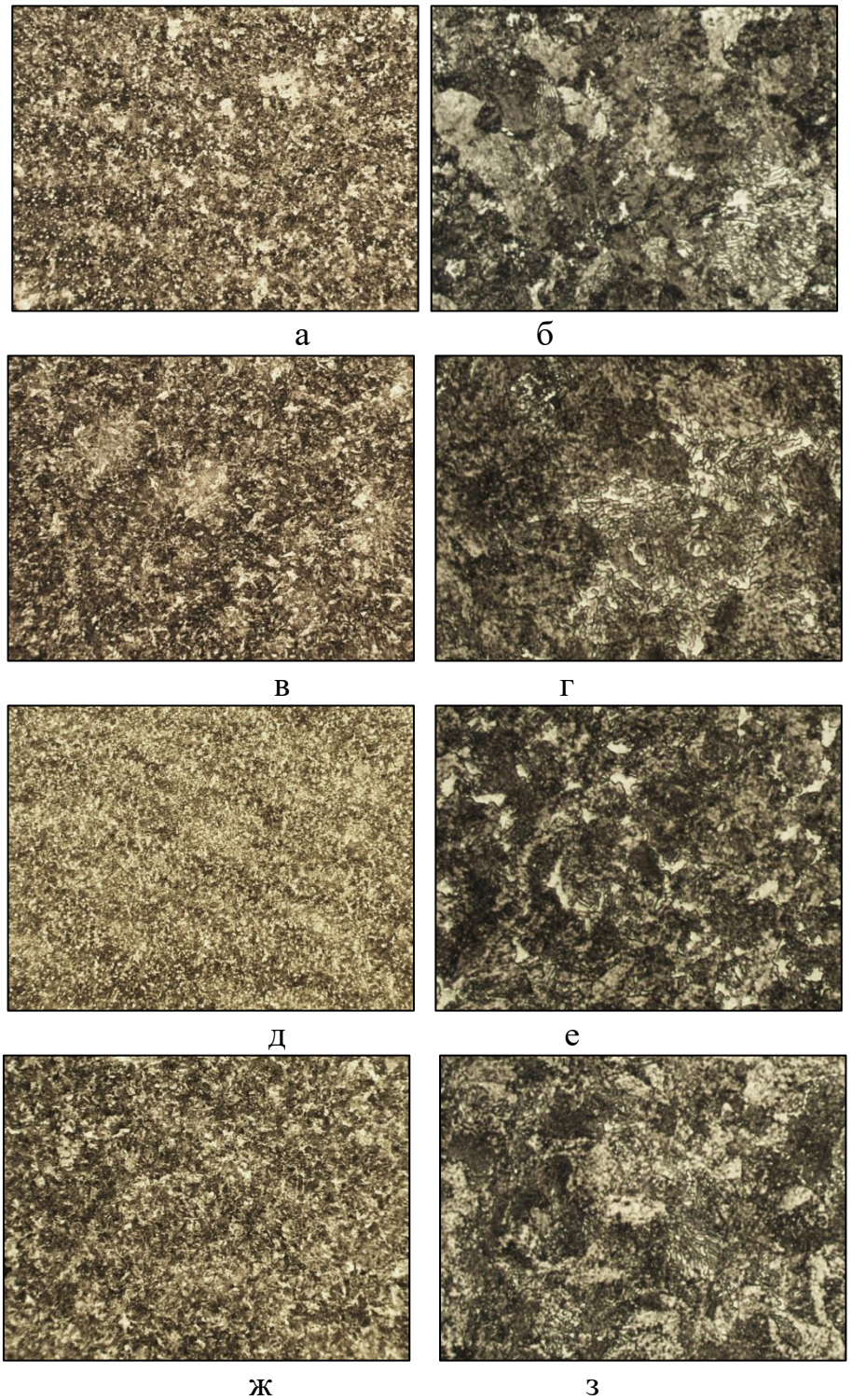


Рисунок 4.5 - Мікроструктура дослідної сталі №1 (а, б), сталі №2 (в, г), сталі №3 (д, е), сталі №4 (ж, з) після гарячої пластичної деформації та термічної обробки: а – ×100; б – ×400; в – ×1000

Таким чином, аналіз результатів досліджень структури та властивостей дослідних легованих сталей дозволили розробити хімічний склад сталі (табл. 4.4) для виробництва коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208 в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ».

Таблиця 4.4 – Рекомендований хімічний склад сталі для виробництва коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V
0,67-0,70	0,45-0,55	0,65-0,75	0,75-0,80	0,06-0,10	0,20-0,25	0,08-0,12

На МЗ «Дніпросталь» було виплавлено дослідну плавку (пл. № 12865), % мас.: з 0,68 %C; 0,49% Si; 0,70% Mn; 0,77% Cr; 0,07% Mo; 0,22% Ni; 0,09% V. Було виконано дослідження кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні. Термокінетична діаграма наведена на рис. 4.6, а мікроструктура після досліджуваних швидкостей охолодження – на рис. 4.7.

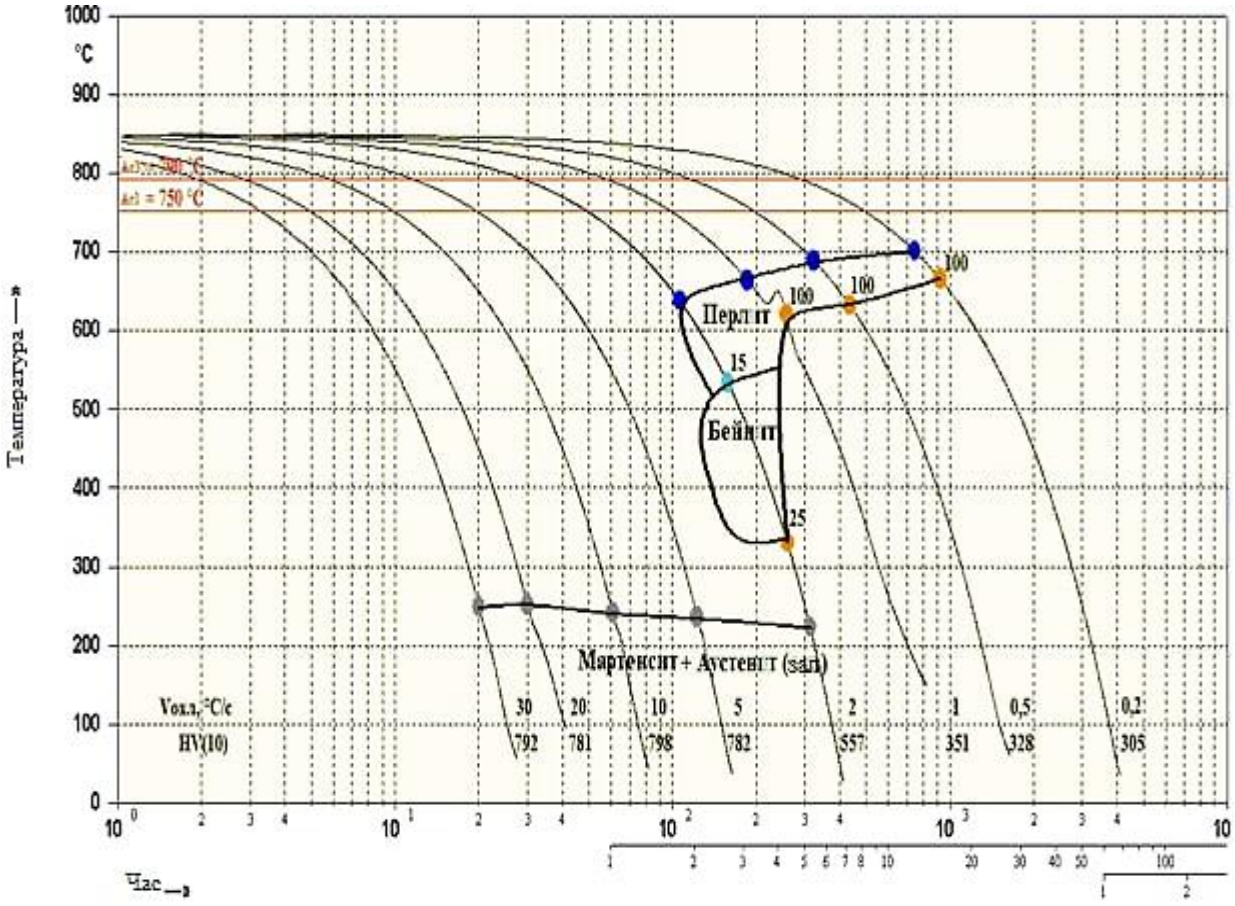


Рисунок 4.6 - Термокінетична діаграма розпаду аустеніту при безперервному охолоджені сталі для залізничних коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208 хімічного складу (%, мас.): 0,68 %C; 0,49% Si; 0,70% Mn; 0,77% Cr; 0,07% Mo; 0,22% Ni; 0,09% V

Встановлено, що при швидкостях охолодження до 1 °С/с формується повністю перлітна структура, при швидкості охолодження 2 °С/с кінцева структура складається з 15% перліту, 25% бейніту, решта – мартенсит та аустеніт залишковий.

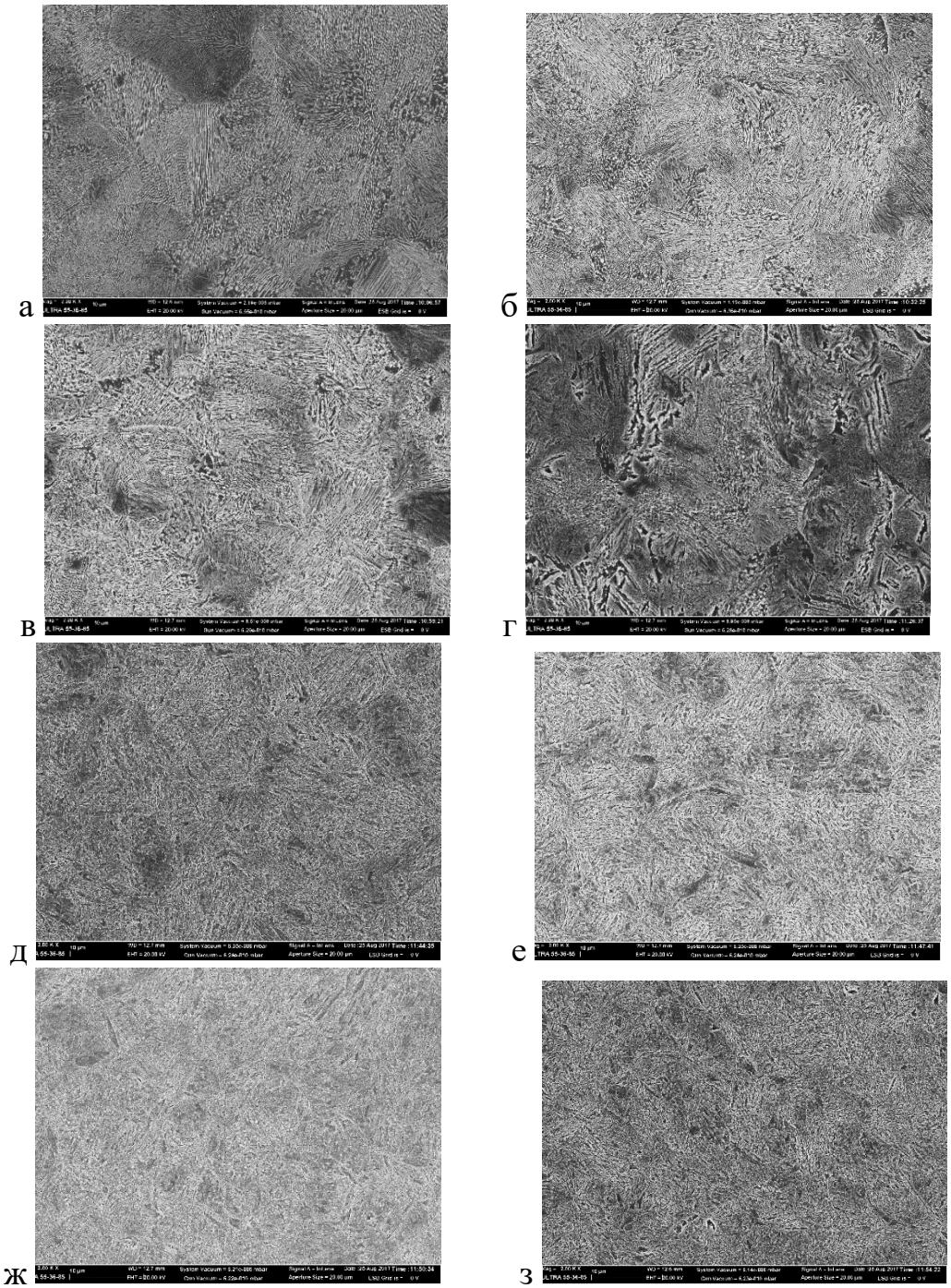


Рисунок 4.7 - Мікроструктура сталі для залізничних коліс класу D за стандартом AAR M-107/M-208 хімічного складу (%, мас.): 0,68 %C; 0,49% Si; 0,70% Mn; 0,77% Cr; 0,07% Mo; 0,22% Ni; 0,09% V (мас.) після безперервного охолодження зі швидкістю: а – 0,2 °С/с; б- 0,5°С/с; в- 1°С/с; г - 2°С/с; д - 5°С/с; е-10°С/с; ж - 20°С/с; з -30°С/с. ×2000

При швидкостях охолодження 5 °С/с та більше розпад аустеніту проходить з утворенням мартенситу. Структурна діаграми розпаду аустеніту дослідної сталі представлена на рис. 4.8

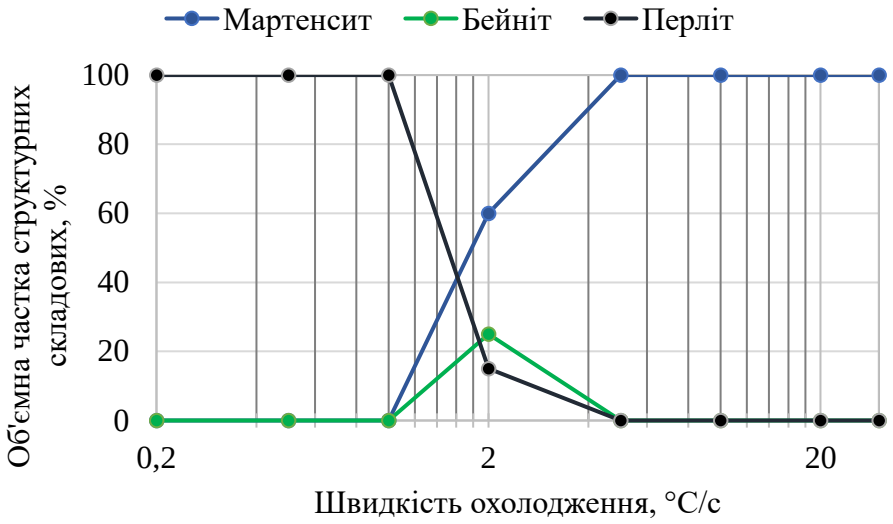


Рисунок 4.8 – Структурна діаграма кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні

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

При подальшому виконанні роботи були встановлені режими термічної обробки коліс, використання яких в промислових умовах забезпечує формування однорідної дисперсної структури, що призводить до підвищення зносостійкості залізничних коліс в експлуатації.

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

При термічному зміцненні підвищення міцності відбувається внаслідок подрібнення зерна в сталі і підвищення ступеня дисперсності карбідів. Підвищення опору пластичній деформації досягається також шляхом отримання в процесі термообробки структур з пластинчастими карбідами. З цього випливає,

що для підвищення зносостійкості суцільнокатаних коліс необхідно проводити їх термічну обробку таким чином, щоб у всіх шарах ободу були отримані дисперсні пластинчасті продукти розпаду аустеніту і дрібнозерниста будова сталі. Поряд з цим хімічний склад сталі повинен забезпечити мінімальну здатність до утворення на поверхні кочення загартованого шару і високий опір крихкому руйнуванню структур, що утворюються .

Основними технологічними параметрами термічної обробки залізничних коліс є наступні:

1. Час нагрівання виробів в кільцевій печі під зміцнюючу термічну обробку (годин, хв.);
2. Температура нагрівання виробів в кільцевій печі під зміцнюючу термічну обробку (°С);
3. Тривалість прискореного охолодження виробів на вертикальній гартівній машині (с);
4. Температура води при прискоренному охолодженні (°С);
5. Витрата охолоджуючої рідини ($м^3$/год.);
6. Тривалість підстужування коліс після прискореного охолодження перед відпуском (хв.);
7. Температура відпуску коліс (°С);
8. Тривалість відпуску коліс (годин, хв.).

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

Були розроблені наступні параметри термічної обробки коліс зі сталі дослідного хімічного складу. Параметри нагріву представлені в таблиці 4.5: тривалість прискоренного охолодження - 170 ± 5 с., температура води - 25 ± 2 ºС, витрата охолоджуючої рідини 60-65 $м^3$/год, тривалість підстужування коліс - 35 ± 5 хв., температура відпуску - 500 ºС + 10 ºС, тривалість відпуску – 2 год. 40 хв. ± 10 хв. Фактичні дані параметрів термічного зміцнення коліс наведені в таблиці 4.6.

Таблиця 4.5 – Параметри нагріву коліс класу D під зміцнюючу обробку

Температура печі по зонах, °С		Тривалість нагріву, годин, хв.	Схема посаду/ темп посаду	Температура коліс на ВГМ, °С
№ зони	вміст вуглецю, %			
	0,67-0,70			
I	885±20	$2^{15}\pm0^{15}$	2 – 2	860 ± 10
II	885±20			
III	875±20		1,47-1,82 хв.	
IV	875±20			

За результатами аналізу механічних властивостей встановлено, що розроблений хімічний склад дослідної сталі дозволяє отримати властивості колісної продукції, що відповідають вимогам стандарту AAR M-107 / M-208 для сталі класу D.

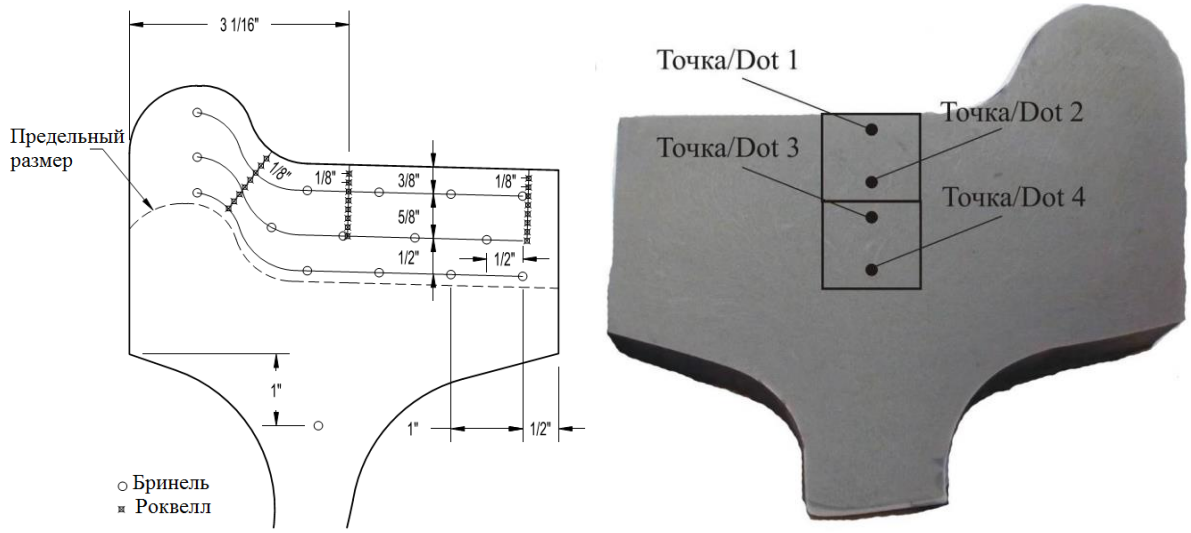
Таблиця 4.6 – Реалізовані параметри термічного зміцнення коліс

Колесо №	Температура колеса, °С			Витрата води, $м^3$/год	Температура води, °С	Температура перед відпуском, °С
	після печі	на ВГМ	після охолодження			
003	850	нормалізація				
004	847	795 (затримка)	320	61-63	26	400
002	850	823	380			425
018	850	820	400			445
019	865	830	370			450
023	870	840	400			420

Результати механічних випробувань коліс, термічно зміцнених за наведеними вище режимами термічної обробки, наведені в табл. 4.7 і 4.8. Контроль твердості темплетів після різних варіантів обробки здійснювався відповідно до вимог стандарту AAR M-107 / M-208 (рис. 4.9).

Таблиця 4.7 – Механічні властивості залізничних коліс пл. 12865 (клас D) при 65-80°F

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



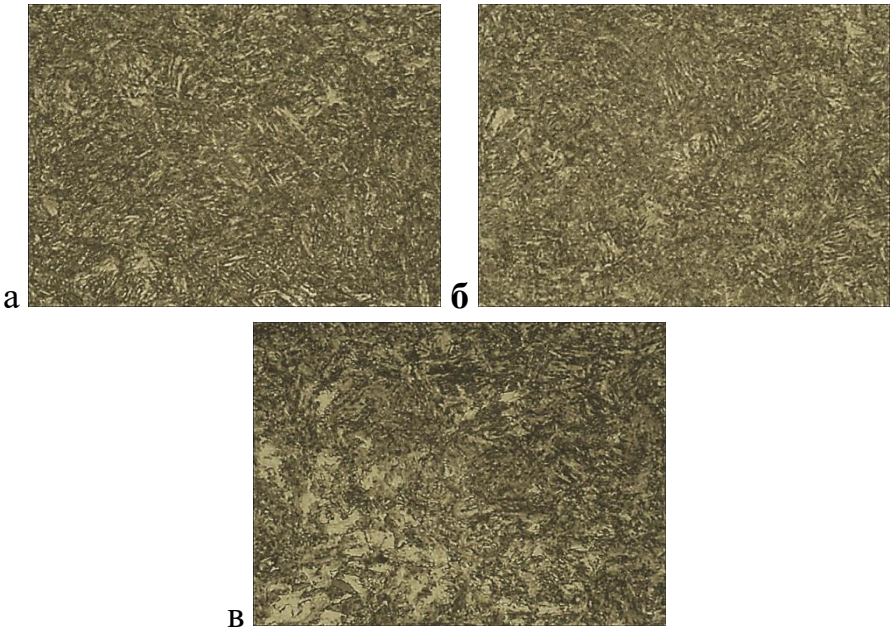
а б

Рисунок 4.9 – Місця вимірювання твердості (а), місця дослідження мікроструктури (б) по AAR M-107/M-208

Дослідження мікроструктури показали ознаки утворення під час прискореного охолодження структур гартування (мартенситу) в поверхневому шарі ободів залізничних коліс, який поширюється на глибину до 15 мм (рис. 4.10). У точках 2...4 (рис. 4.9, б) спостерігається мікроструктура перліту зі слідами структурно вільного фериту по границях колишніх аустенітних зерен (рис. 4.11).

Таблиця 4.8 – Механічні властивості залізничних коліс пл. 12865 (клас D) при 1000°F

Колесо №	Границя плинності $\sigma_т$, МПа	Тимчасовий опір $\sigma_в$, МПа	Відносне видовження δ, %	Відносне звуження ψ, %
004	517,26	669	17,14	36,15
018	530,9	666,1	25,71	77,92
023	531,62	664,3	23,4	78,09
003 нормаліз.	446.47	592.7	29,14	67,35
Вимоги AAR M-107/M-208 Клас D	min 344,74	min 482,63	min 20,0	min 40,0



а - колесо №004, б - колесо №018, в - колесо №023

Рисунок 4.10 – Мікроструктура дослідних залізничних коліс після термічної обробки. ×800



Точка 1



Точка 2



Точка 3



Точка 4

Рисунок 4.11– Мікроструктура ободу колеса № 019 пл. 12865 (клас D) у контрольних точках, ×800

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

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

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

Таким чином було досліджено вісім варіантів обробки. Результати вимірювання твердості представлені в таблиці 4.9.

Дослідження мікроструктури показали наявність структур гартування (мартенситу) в поверхневому шарі ободів залізничних коліс, який поширюється на глибину до 15 мм. У точках 2 ... 4 спостерігається мікроструктура перліту зі

слідами структурно вільного фериту по границях колишніх аустенітних зерен. Тривалість відпуску не вплинула значною мірою на мікроструктуру в аналізованих місцях темплетів. З підвищенням температури відпуску мартенситна структура перетворюється на структуру сорбіту відпуску, при цьому при температурі відпуску 600 °С спостерігається деяке підвищення твердості, що ймовірно пов'язано з твердофазним зміцненням, за рахунок виділення карбідів легуючих елементів – ванадію, хрому.

Таблиця 4.9 – Твердість темплетів колеса № 019 пл. 12865 (клас D)

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

За результатами вимірювання твердості, було прийнято рішення провести дослідження впливу двох варіантів відпуску (№ 2 і № 6 у табл. 4.9) на пластичні властивості металу. Результати представлені в таблиці 4.10. Запропоновано підвищити температуру відпуску до 600 °С, при якій спостерігається підвищення пластичності і одержання високих значень твердості, а також знизити температуру нагріву під прискорене охолодження, з метою зниження стійкості аустеніту.

Таблиця 4.10 – Механічні властивості металу ободу колеса № 19, обробленого за режимами № 2 і № 6 у табл. 4.9

Варіант обробки	Тимчасовий опір $\sigma_в$, МПа	Відносне видовження δ, %	Відносне звуження ψ, %
2	1227	12,6	39,6
6	1123	15,5	46,4

За результатами досліджень було прийнято рішення про обробку 10 шт. коліс по режиму, що показав найкраще сполучення властивостей міцності та пластичності: температура нагрівання в кільцевій печі під зміцнюючу термічну обробку: (870±20) °С, температура коліс на ВГМ: (840 + 10) °С, тривалість прискоренного охолодження – (170 ± 5) с., температура води: (25 ± 2) °С, витрата охолоджуючої рідини: (60-65) м^3/год., тривалість підстужування коліс: (35 ± 5) хв, температура відпуску: (600 + 10) °С, тривалість відпуску: 2 год. 30 хв. - 10 хв. Результати контролю твердості на зовнішній поверхні 10 шт. дослідних коліс наведено в таблиці 4.11.

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

Результати механічних випробувань зразків при температурі навколишнього середовища дослідних коліс наведені в таблиці 4.12.

Вимірювання твердості (НВ) по перерізу ободу дослідних коліс виконувалось у відповідності з AAR M-107/M-208 (рис. 4.9, б). Результати

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

Таблиця 4.11 – Результати вимірювання твердості на поверхні дослідних коліс

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

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

Результати замірів твердості (НВ) по перерізу 10 коліс відповідають вимогам AAR M-107/M-208. Результати випробувань зразків на розтяг при температурі 1000°F (538°C) дослідних коліс класу D приведені в таблиця 4.13.

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

Проведені металографічні дослідження металу зразків з задовільним значенням відносного видовження (кол. №054) і з незадовільним (кол. №025) представлені на рис. 4.12 і 4.13, відповідно.

Таблиця 4.12 – Результати випробування зразків при температурі навколишнього середовища

№ колеса	Границя плинності $\sigma_т$, МПа	Тимчасовий опір $\sigma_в$, МПа	Відносне видовження δ, %	Відносне звуження ψ, %	Твердість, НВ
051	949,83	1229	11,02	27,88	A 373-329-321-321-354 B 354-372-354-337-329 C 345-354-354-354-329
049	897,30	1143	15,55	42,72	A 363-337-329-345-354 B 337-345-354-354-345 C 329-354-363-345-345
053	942,82	1183	14,96	37,87	A 373-337-337-345-363 B 345-329-363-345-345 C 345-363-373-345-345
052	920,16	1184	13,0	32,62	A 393-345-363-363-383 B 373-345-373-354-363 C 354-383-383-383-345
054	896,96	1142	14,37	38,35	A 393-354-354-363-387 B 363-337-337-337-345 C 345-373-393-345-354
028	986,98	1246	13,58	37,71	A 373-345-345-354-354 B 354-345-393-373-363 C 345-373-363-393-354
027	883,54	1136	13,0	34,02	A 383-345-345-345-363 B 345-354-373-354-345 C 354-373-373-373-337
026	929,25	1190	12,4	32,30	A 383-337-354-345-363 B 345-363-373-383-363 C 345-363-354-383-363
025	970,79	1221	11,42	32,40	A 363-354-345-345-354 B 345-345-363-345-345 C 329-363-363-373-345
030	928,11	1165	13,38	35,04	A 373-337-337-337-354 B 345-345-363-354-337 C 345-354-363-363-329
Вимоги AAR M-107/M-208 Клас D	min 758,4	min 1082,5	min 14,0	min 15,0	321-415

Аналіз мікроструктури показав, що причиною отримання низьких значень відносного видовження слугувала наявність в структурі металу обода колеса ділянок з грубою голчастою структурою. Такого роду відмінності в структурному стані можуть бути пов'язані в першу чергу з ліквацією легуючих елементів по довжині безперервнолитої заготовки. Збагачені ділянки легуючими елементами більш схильні до загартування і, як наслідок, в них формуються структури проміжного перетворення.

Таблиця 4.13 – Результати випробування зразків при 1000°F

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

Для запобігання негативного впливу структур гартування на механічні властивості, п'ять коліс біло попередньо нормалізовано для отримання рівномірного структурного стану та подрібнення зеренної структури, що повинно знизити стійкість аустеніту при термічній обробці і тим самим

зменшити вірогідність отримання структур гарту. Наступна термічна обробка цих коліс виконувалась по рекомендованому режиму, але тривалість відпуску становила 3 години.

Результати випробувань зразків з коліса від цієї партії дослідних коліс на розтяг при температурі навколишнього середовища наведені в таблиці 4.14.

Вимірювання твердості (НВ) по перерізу дослідних коліс виконувалось у відповідності з AAR M-107/M-208 (рис. 4.9).

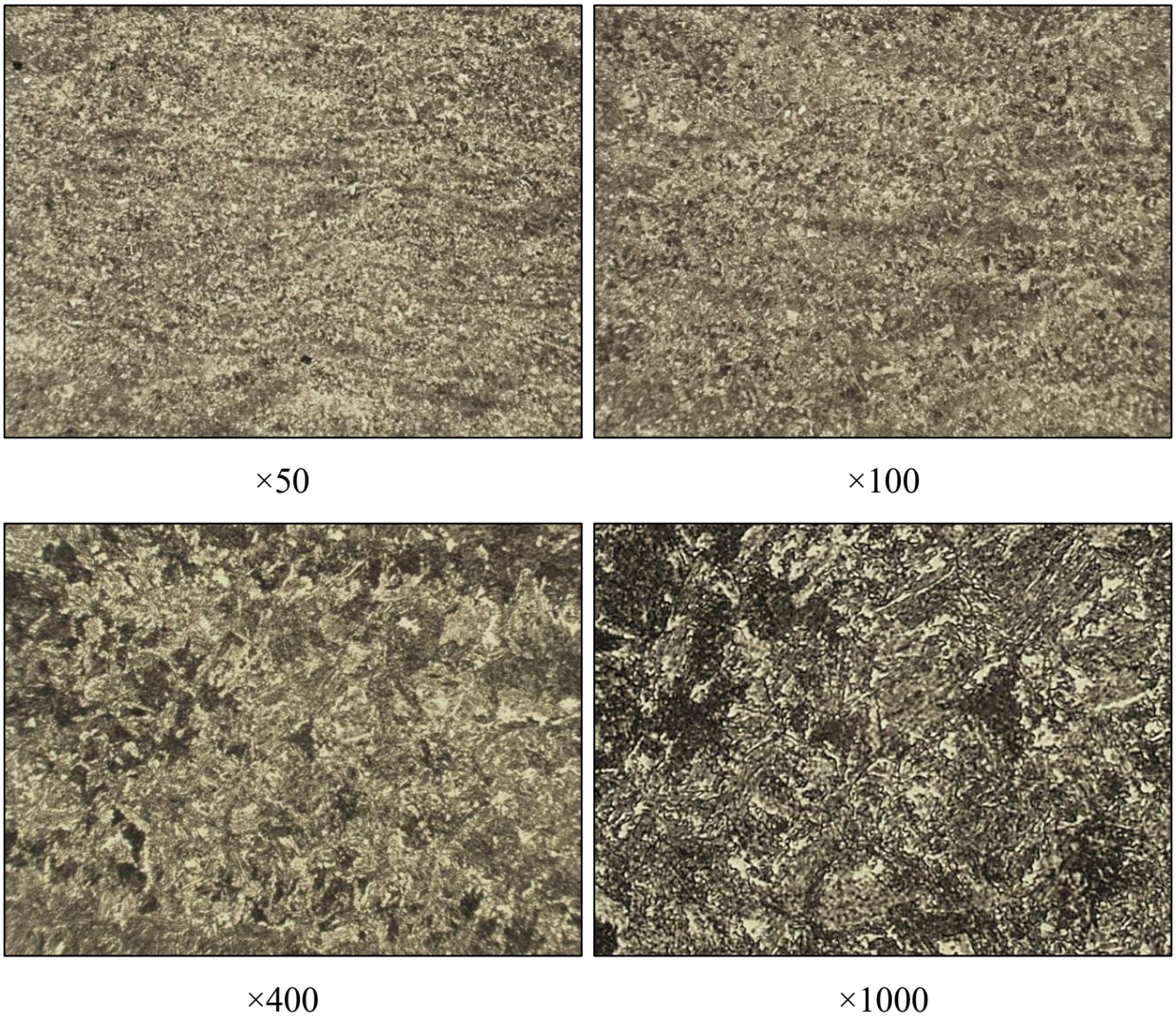
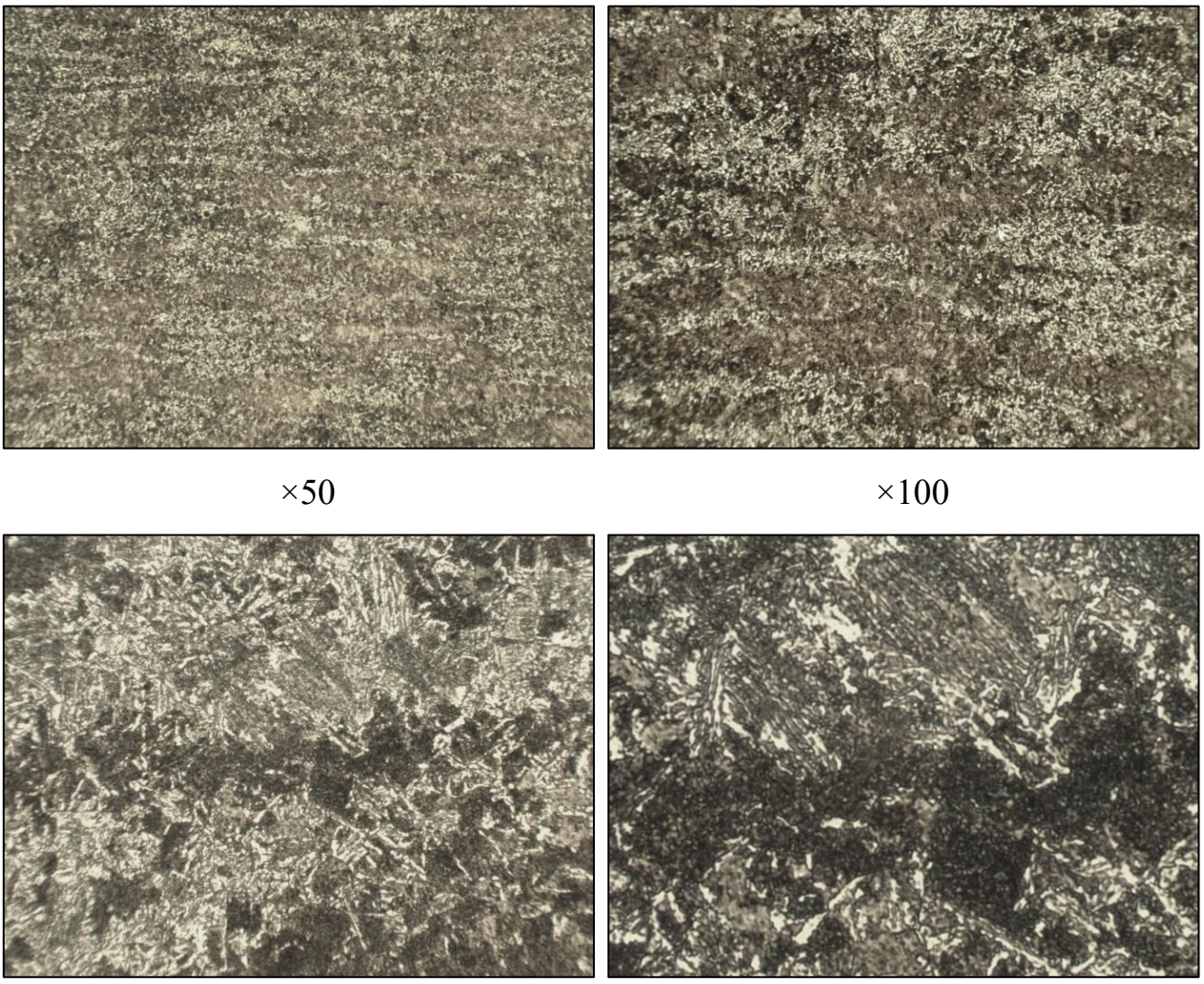


Рисунок 4.12 – Мікроструктура колеса № 54

Результати випробувань на розтягнення при температурі навколишнього середовища повністю відповідають вимогам AAR M-107/M-208 по показникам

міцності і пластичності. Аналіз мікроструктури зразків з колеса №38 показав наявність рівномірної структури (рис. 4.14).



×50 ×100

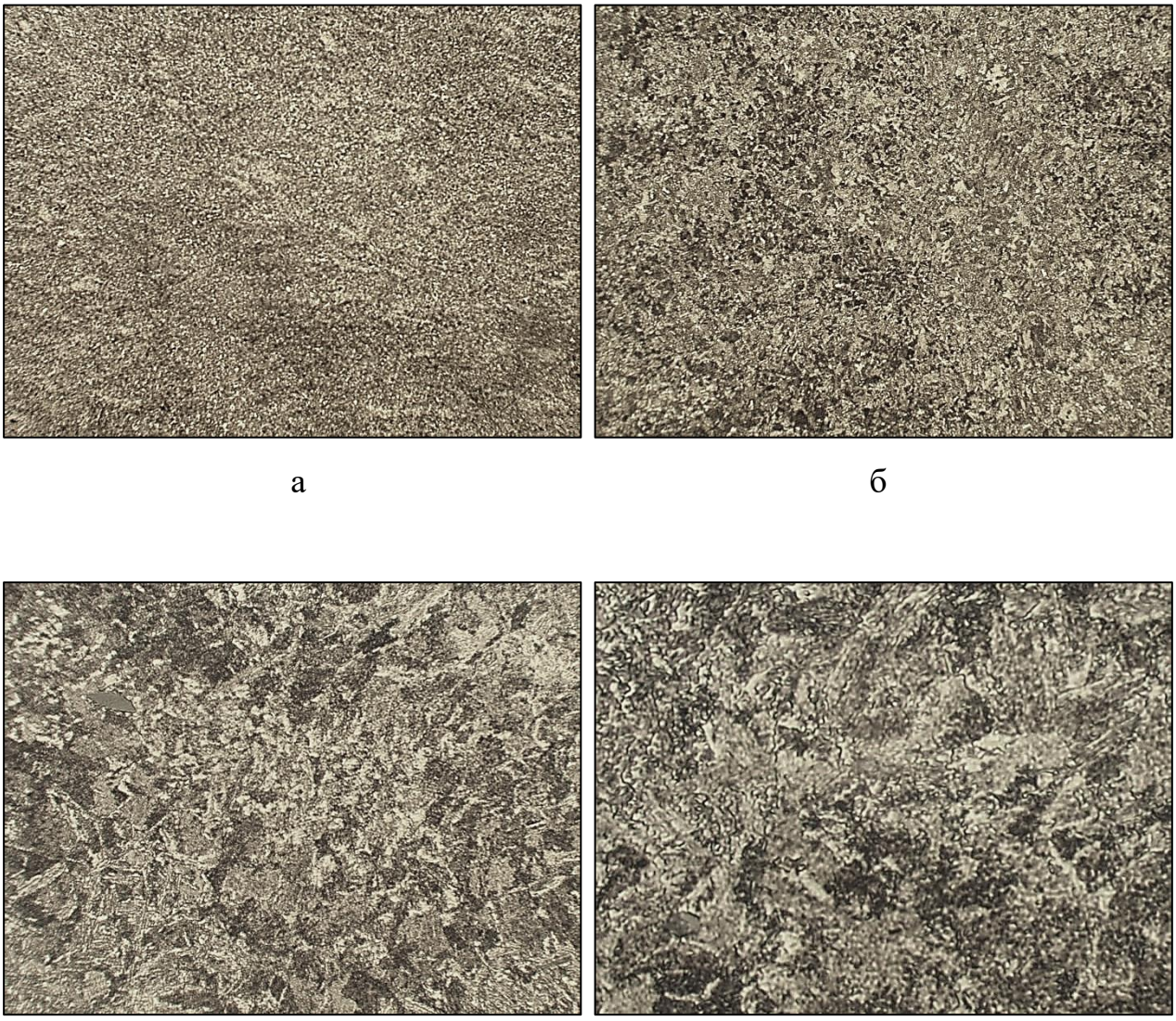
×400 ×1000

Рисунок 4.13 – Мікроструктура колеса № 25

Таблиця 4.14 – Результати випробувань механічних властивостей дослідних колес при температурі навколишнього середовища

№ колеса	Границя плинності $\sigma_т$, МПа	Тимчасовий опір $\sigma_в$, МПа	Відносне видовження δ, %	Відносне звуження ψ, %
038	874,78	1099	14,37	43,33
Вимоги AAR M-107/M-208 Клас D	min 758,4	min 1082,5	min 14,0	min 15,0

За рекомендованими режимами термічної обробки були оброблені 5 коліс (пл. № 12865) та отриманий високий комплекс їх механічних властивостей (табл. 4.15).



а б в г

а- ×50; б - ×100; в - ×400; г - ×1000

Рисунок 4.14 – Мікроструктура колеса № 38

Таким чином, були розроблені режими термічної обробки залізничних коліс, які в сукупності з оптимальним хімічним складом сталі забезпечують виконання вимог стандарту AAR M-107/M-208 до виробів класу D.

Для проведення випробувань на зносостійкість і контактно-втомну міцність зразків сталей дослідного хімічного складу були уточнені силові

параметри при випробуваннях (розділ 2), а методика була погоджена з Асоціацією американських залізниць (The Association of American Railroads).

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

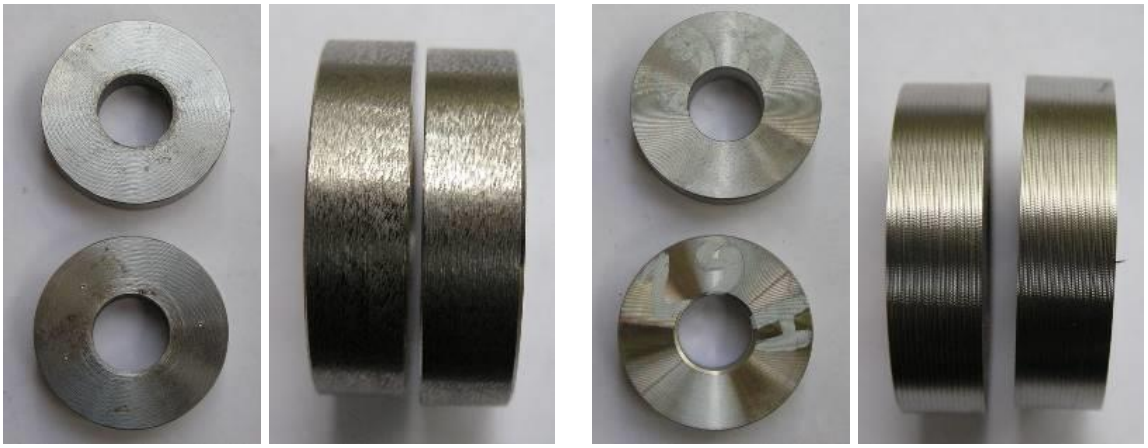
Таблиця 4.15 – Механічні властивості ободів коліс, оброблених за рекомендованими режимами термічної обробки

№ коліс	Границя плинності $\sigma_т$, МПа	Границя міцності $\sigma_в$, МПа	Відносне видовження δ, %	Відносне звуження ψ, %	Твердість, НВ
014	894,07	1140	14,24	38,99	386
005	917,28	1147	14,28	36,26	341
006	951,66	1167	14,57	39,06	377
011	934,21	1176	17,14	42,64	347
022	849,12	1095	14,4	40,44	374
Вимоги AAR M-107/M-208 Клас D	min 758,4	min 1082,5	min 14,0	min 15,0	321-415

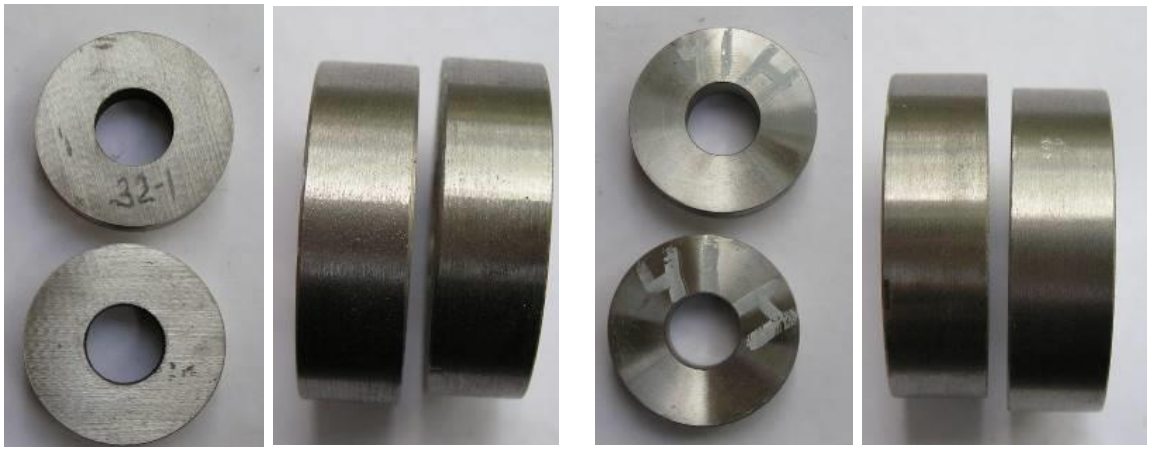
Досліджували по два зразка (по одному зразку на випробування зносостійкості та відшаровування) від чотирьох коліс (одне колесо класу С та три колеса, № 29, 32, 41 пл. 12865, класу D) (рис. 4.15).

Схема відбору проб для виготовлення зразків наведена на рис. 4.16. Проби вирізались з підповерхневих шарів ободів колеса, що досліджуються.

Випробування на зносостійкість проводили у відповідності до розробленої методики (див. Додаток) на циліндричних зразках діаметром 40 мм та товщиною 10 мм. Твердість дослідних зразків наведено в таблиці 4.16.



кол. класу С клас D колесо №29



клас D колесо №329 клас D колесо №41

Рисунок 4.15 - Загальний вигляд зразків коліс класу С і D для порівняльних досліджень зносостійкості та на відшарування під навантаженням

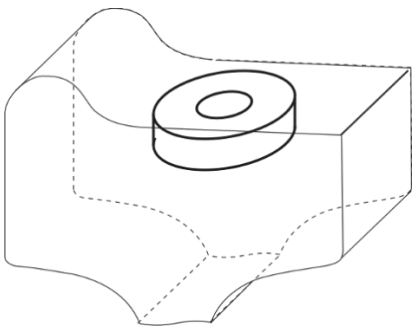


Рисунок 4.16 - Схема відбору проб з обода залізничного колеса

Критерієм оцінки зносостійкості приймається втрата маси випробуваного зразка в процесі випробувань. Результати випробування наведені в таблиці 4.17. Загальний вигляд зразків після випробування наведено на рис. 4.17.

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

Таблиця 4.16 - Твердість зразків з коліс класу С та D (AAR M-107 / M-208)

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



КОЛ. КЛ. С КЛ. D №29 КЛ. D №32 КЛ. D №41

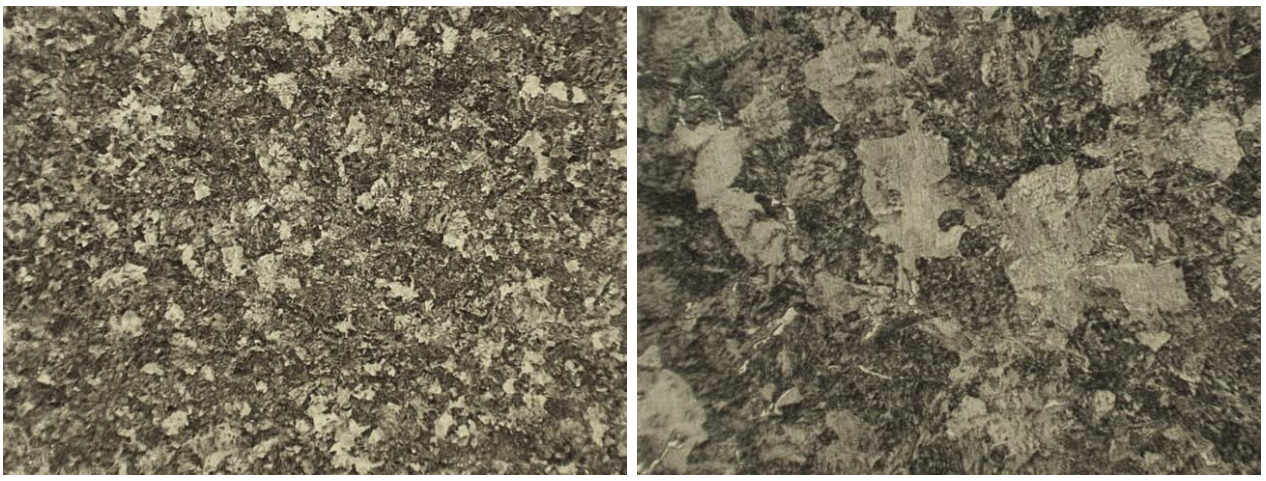
Рисунок 4.17 - Загальний вигляд зразків після випробування на зносостійкість.

Результати випробувань зразків на зносостійкість показали, що метал досліджуваних коліс класу D, маючи більш високий рівень твердості (табл. 4.16), також має більшу (до 10 %) зносостійкість в порівнянні з металом колеса класу С.

Таблиця 4.17 – Результати замірів маси зразків

Зразок	Початкова маса зразку, кг·10^{-3}	Маса зразку після випробування, кг·10^{-3}	Втрата маси зразку, кг·10^{-3}	Наванта ження, Н	Момент тертя, Н·м	Кількість циклів
С (клас С)	82,3913	78,2913	4,10	686	11,76	500 000
29 (клас D)	79,4852	75,7431	3,7421	686	11,27	500 000
32 (клас D)	80,0528	76,2841	3,8187	686	11,56	500 000
41 (клас D)	81,8480	77,9156	3,9324	686	11,76	500 000

Аналіз мікроструктури зразків, що випробовувались (рис. 4.18 - 4.21) показав, що структура зразків, які виготовлені з коліс класу D, є більш дисперсною. Розмір зерна металу колеса класу С дорівнює 6 номеру, а металу коліс класу D – 10-11 номеру. Це також може сприяти підвищенню зносостійкості металу коліс класу D.

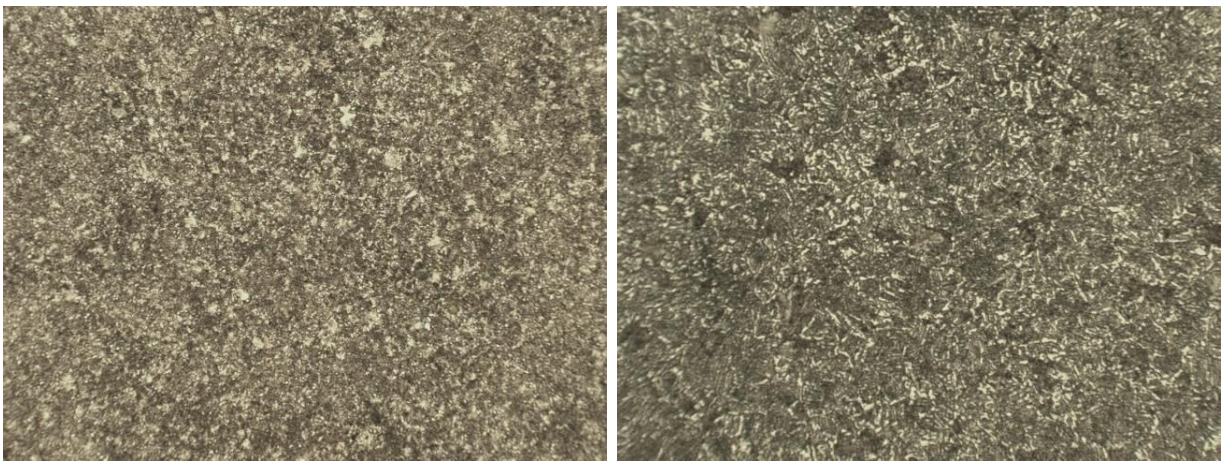


×100 ×400

Рисунок 4.18 – Мікроструктура металу зразка з колеса класу С

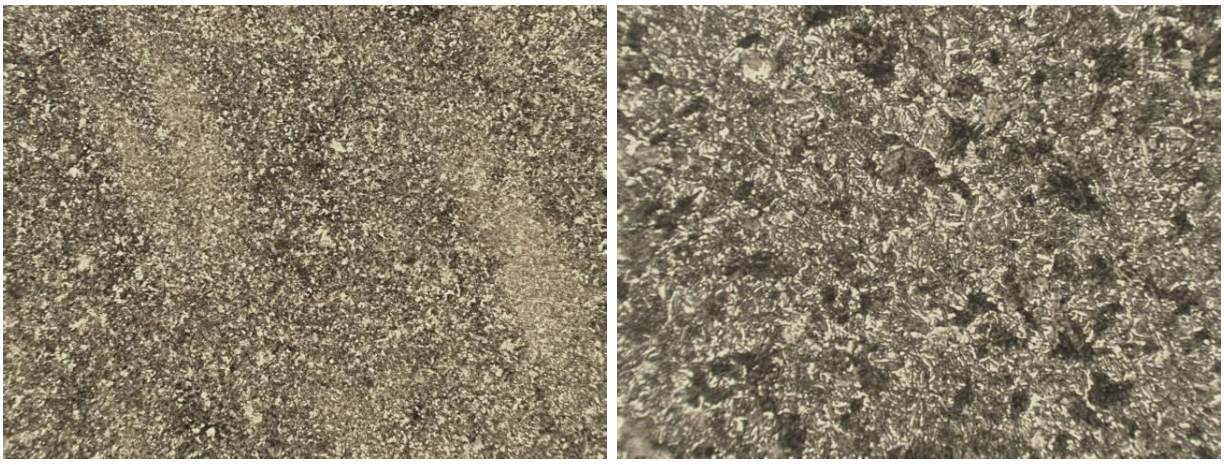
Подрібнення зерна призводить до підвищення опору сталі пластичній деформації [154] і підвищення зносостійкості [154-157].

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



×100 ×400

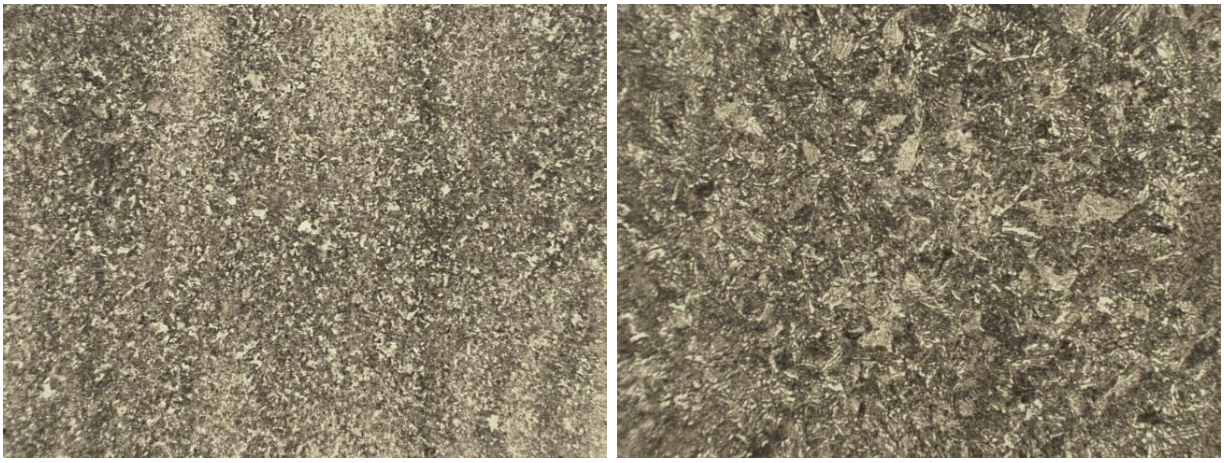
Рисунок 4.19 – Мікроструктура металу зразка з колеса № 29 класу D



×100 ×400

Рисунок 4.20 – Мікроструктура металу зразка з колеса № 32 класу D

Здрібнювання дійсного зерна практично не впливає на міцностні характеристики досліджуваної сталі. Найбільш чутливою до зміни величини зерна є ударна в'язкість, що підтверджують результати досліджень, отриманих авторами [157]. Відомо, що ударна в'язкість характеризує опір матеріалу локальним пластичним деформаціям, що зосереджені в невеликих обсягах біля концентратора напружень (надрізу). Дрібне зерно зменшує неоднорідність розподілу деформацій у мікрообсягах структурних складових, що і призводить до підвищення ударної в'язкості та зносостійкості [157].



×100 ×400

Рисунок 4.21 – Мікроструктура металу зразка з колеса № 41 класу D

В роботі були проведені дослідження металу коліс класу C і D, виготовлених за стандартом M 107/M208, на відшарування під навантаженням.

Випробування проводились у відповідності до методики (розділ 2).

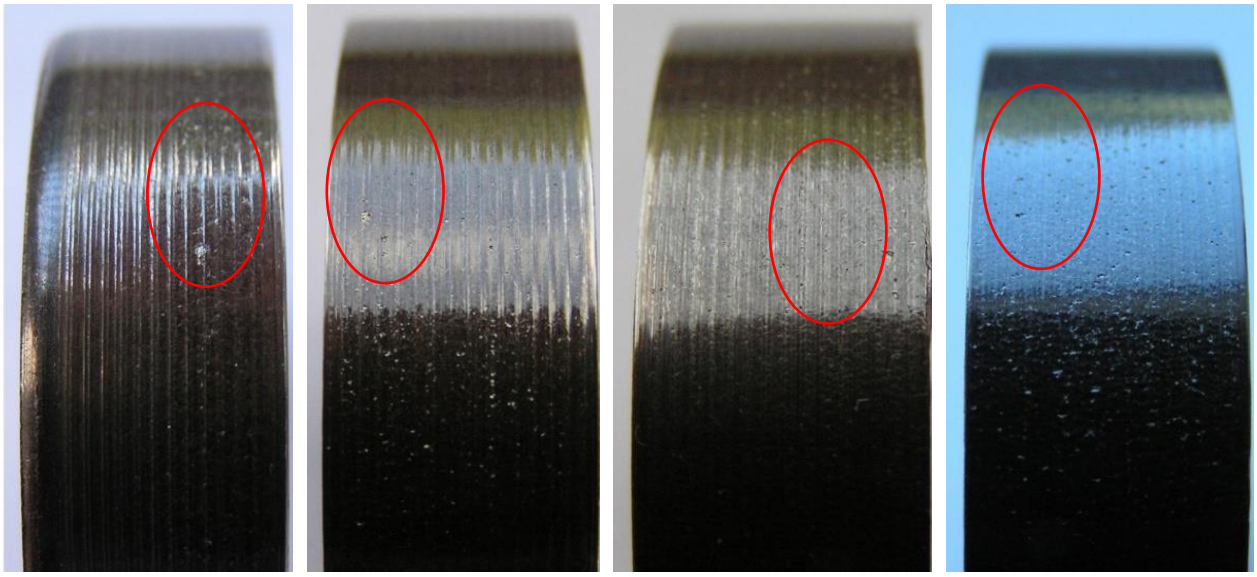
Критерієм оцінки опору контактно-втомним руйнуванням приймається кількість циклів навантаження до появи перших слідів викришування на поверхні тертя випробуваного зразка. Контроль появи перших слідів викришування проводиться візуально з використанням збільшувального скла (лупи) через кожні 50 000 циклів.

Результати досліджень приведені в табл. 4.18. Як видно з результатів випробувань (табл. 4.18) контактно-втомна міцність (стійкість до відшарування)

у металу коліс класу D на 52,9–76,4% більш висока, ніж у металу коліс класу C – 2,6-3×10^5 циклів навантаження до появи перших слідів викришування проти 1,7×10^5 циклів. Вищербини на поверхні кочення зразків після випробувань показані на рис. 4.22.

Таблиця 4.18 – Випробування на відшарування (контактно-втомну міцність) під навантаженням металу коліс класу C і D

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



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

Рисунок 4.22 – Вищербини на поверхні кочення зразків після випробувань

Більш висока стійкість металу коліс класу D до відшарування в порівнянні з металом коліс класу C пояснюється більш високим рівнем її твердості – 34,2-37,0 HRC проти 31,0-31,3 HRC (табл. 4.16). Оскільки твердість характеризує опір

матеріалу до деформації [158], то для зародження тріщини, її зростання і утворення втомної вищербини для більш міцної сталі необхідне більше напруження (навантаження), або більша кількість циклів навантаження в порівнянні з менш міцною сталлю. Отже, для підвищення контактно-втомної міцності сталі необхідно підвищувати її опір до пластичної деформації.

Таким чином розроблені колеса класу D повністю відповідають і додатковим вимогам. Заводом-виробником отриманий сертифікат на виготовлення нового виду продукції – коліс класу D – від The Association of American Railroads.

4.2 Розробка хімічного складу сталі для залізничних коліс з підвищеною стійкістю до зношування при високих навантаженнях та високою стійкістю до навантажень при негативних температурах

За стандартом AAR M-107 / M-208 для легких умов гальмування і високих навантажень з підвищеною стійкістю до зносу використовуються колеса класу D. Крім вказаних вище класів коліс на північноамериканських залізницях в останні роки з’явились також колеса класу D+. Ці колеса призначені для використання в суворих кліматичних і експлуатаційних умовах (низькі кліматичні температури і навантаження на вісь ≥30 тс). Тому, крім базових вимог стандарту AAR M-107 / M-208 до хімічного складу сталі, макро- і мікроструктури, експлуатаційних властивостей, залишкових напружень, вони повинні володіти високим рівнем міцності, твердості, пластичності (при +20°С та -40°С), в'язкості руйнування (табл. 4.19).

Відомо, що підвищення границі плинності і міцності супроводжується в основному, зниженням пластичності, ударної в'язкості і в'язкості руйнування [159]. Забезпечення високої міцності сталі без втрати пластичності і в'язкості є досить важким і суперечливим завданням матеріалознавства. Тому при розробці хімічних складів конструкційних сталей і режимів їх термічної обробки потрібно розглядати в першу чергу такі способи зміцнення, при яких пластичні і в'язкі властивості зменшуються мінімально.

За результатами аналітичних досліджень впливу хімічних елементів на механічні властивості конструкційних сталей, за допомогою прогнозної моделі, заснованої на встановленому зв’язку механічних властивостей з параметрами міжатомної взаємодії та результатів розрахунку розчинності вуглецю, марганцю та кремнію в α-, γ-залізі та цементиті в сплавах системи Fe-Mn-Si-C (розділ 3) були розроблені три варіанти дослідних сталей - варіант 6, 7 і 8 (див. табл. 4.20).

Таблиця 4.19 – Вимоги компанії TTCI до механічних властивостей коліс класу D+

№	Механічні властивості	Одиниця виміру	Значення
1	Границя плинності $\sigma_т$ при температурі плюс 20 °С	МПа	≥ 770,0
2	Границя плинності $\sigma_т$ при температурі мінус 40 °С	МПа	≥ 724,0
3	Границя міцності $\sigma_в$ при температурі плюс 20 °С	МПа	≥ 1060,0
4	Границя міцності $\sigma_в$ при температурі мінус 40 °С	МПа	≥ 1000,0
5	Відносне видовження δ при температурі плюс 20 °С	%	≥15,0
6	Відносне видовження δ при температурі мінус 40 °С	%	≥15,0
7	Твердість на поверхні	НВ	360 – 420
8	В'язкість руйнування $К_{1с}$	МПа×м$^{1/2}$	≥ 38,5

Сталь варіанту 5 є порівняльною (базова), яка за хімічним складом відповідає марці «D» за вимогами стандарту М-107 / М-208. Сталь з хімічним складом варіанту 6 повинна забезпечити після термічної обробки формування однорідної структури бейніту з високим рівнем механічних властивостей. Варіант хімічного складу 7 відрізняється від сталі для залізничних коліс класу

«D» тим, що будуть вводитися азотовмісні феросплави і карбідоутворюючі елементи.

Таблиця 4.20 – Рекомендований хімічний склад дослідних лабораторних плавок різних варіантів,% мас.

Дослідні плавки	C	Mn	Si	Cr	Ni	V	Mo	Примітка
Варіант 5	0,67-0,70	0,65-0,75	0,45-0,55	0,75-0,80	0,20-0,25	0,08-0,12	-	Відповідає складу марки «Д»
Варіант 6	0,35-0,40	1,20-1,30	0,90-1,00	0,80-1,00	0,20-0,25	0,08-0,15	0,15-0,20	Склад повинен забезпечити формування бейнітної структури в ободі колеса після ТО
Варіант 7	0,67-0,70	0,65-0,75	0,45-0,55	0,75-0,80	0,20-0,25	0,08-0,12	-	Сталь додатково легована системою Al-Ti-N, що повинно забезпечити зернограничне зміцнення
Варіант 8	0,57-0,61	0,77-0,85	0,85-1,05	1,20-1,50	0,80-1,00	0,08-0,12	-	Склад повинен забезпечити формування високодисперсного легованого перліту

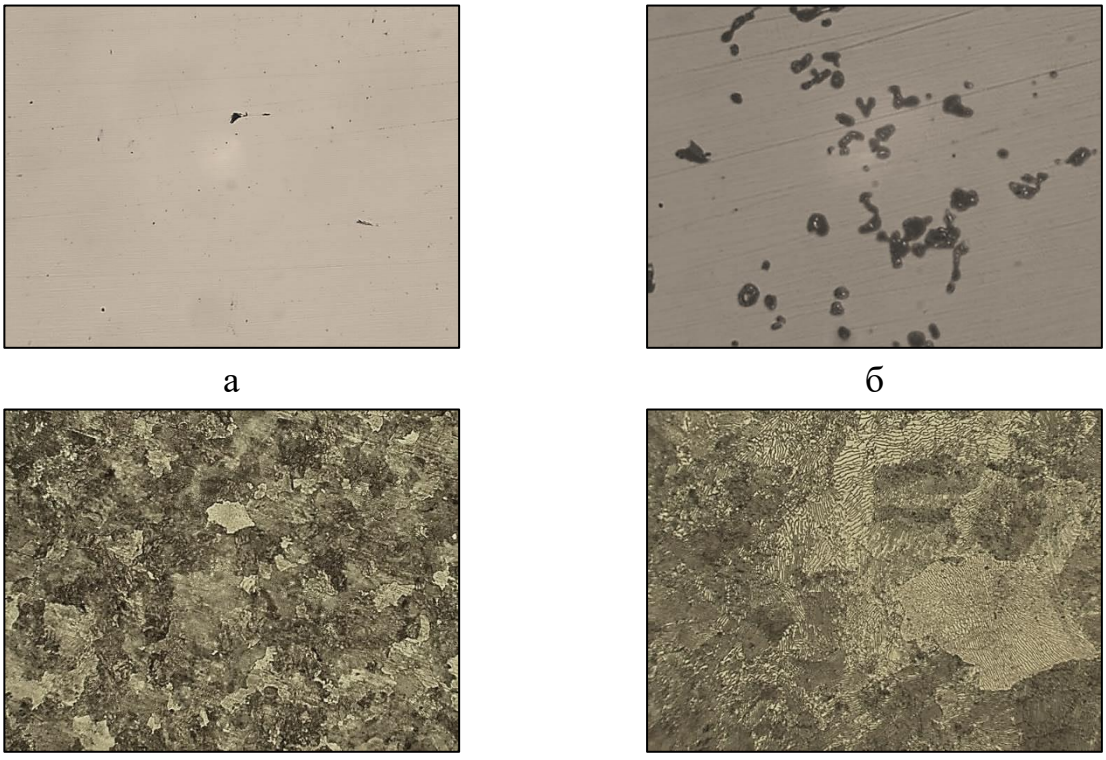
Досягнення заданого рівня міцності очікується за рахунок зміцнення дрібними карбідами і карбонітридами. Висока дисперсність часточок повинна сприяти збереженню показників в'язкості і пластичності на високому рівні.

Варіант хімічного складу 8 відрізняється від сталі для залізничних коліс класу «D» тим, що вона буде додатково легована хромом і нікелем. Досягнення заданого комплексу властивостей очікується завдяки формуванню структури високодисперсного легованого перліту.

Були виконані лабораторні експерименти з відпрацювання параметрів термічної обробки зразків дослідних сталей з різним вмістом легуючих елементів (табл. 2.1) з метою встановлення оптимальних режимів для кожного хімічного складу.

Від донної частини дослідних злитків були відібрані проби висотою 80 мм. У лабораторних умовах була проведена гаряча пластична деформація дослідних злитків шляхом осаджування на величину 50%. Температура нагрівання проб під гарячу деформацію дорівнювала 1260°С.

Було виконано дослідження неметалевих включень в лабораторних сталях на нетравлених шліфах (рис. 4.23-4.26, а-б).



а б

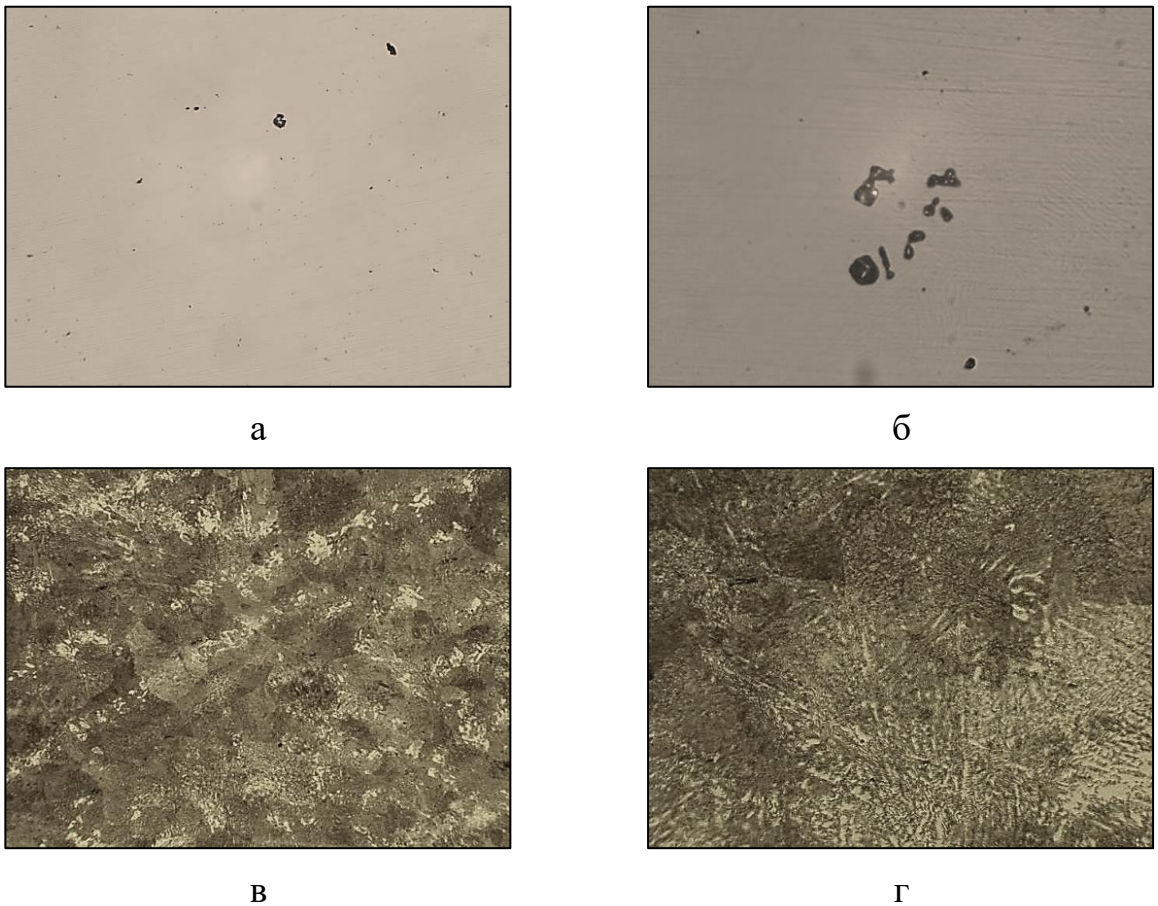
в г

а, в - ×100; б, г – ×1000

Рисунок 4.23 - Неметалеві включення (а, б) та мікроструктура дослідної сталі №5

З наведених матеріалів видно, що забрудненість неметалевими включеннями не перебільшує допустимого рівня для залізничних коліс. Різний вміст хімічних елементів призвів до формування різного структурного стану. Фотографії мікроструктур в литому стані після травлення 3-4% спиртовим розчином азотної кислоти приведені на рис. 4.23-4.26, в-г.

Для визначення температури нагріву під термічну обробку був виконаний наступний експеримент: зразки від кожного з дослідних злитків нагрівали до температури 850 ºС, 900 ºС і 950 ºС, витримували протягом 1 години при даній температурі та охолоджували у воді. За результатами досліджень зміни структурного стану (розміру продуктів розпаду аустеніту) було встановлено температуру, при нагріванні до якої починається ріст аустенітних зерен в дослідних сталях.



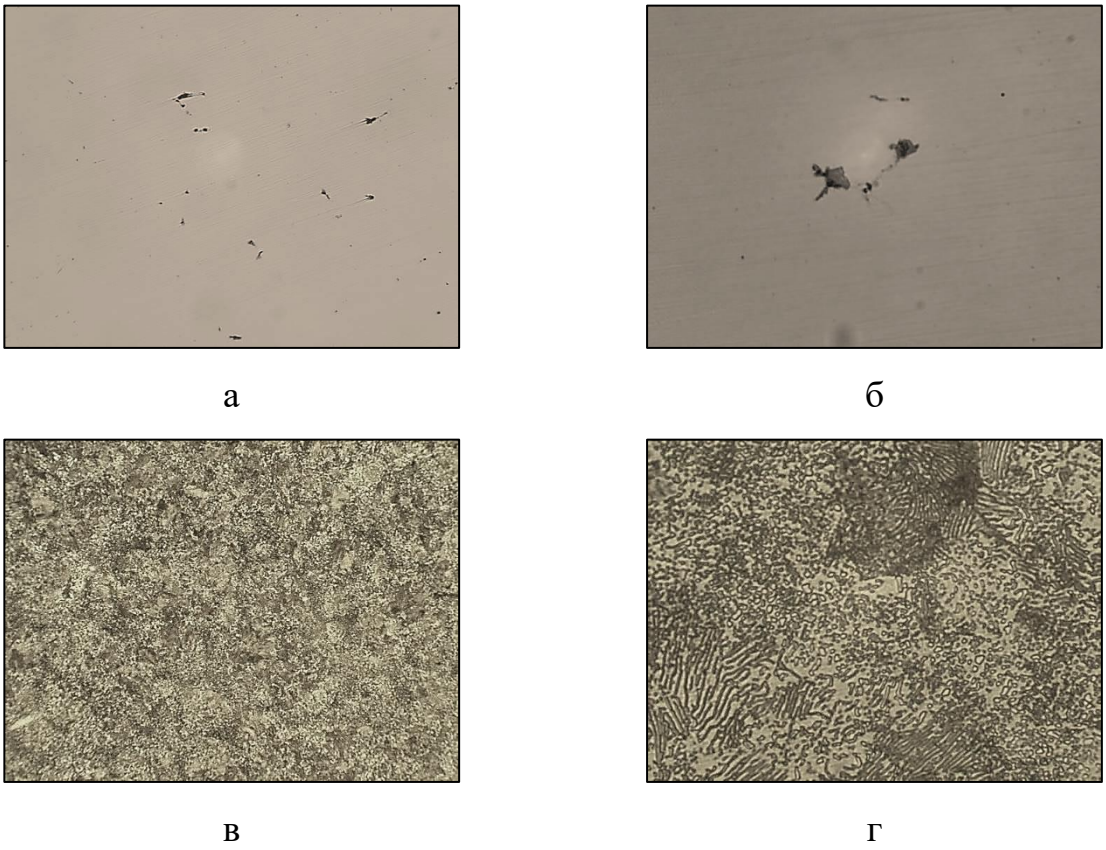
а б

в г

а, в - ×100; б, г – ×1000

Рисунок 4.24 - Неметалеві включення (а, б) і мікроструктура дослідної сталі №6

В результаті мікроструктурного аналізу було встановлено, що для сталі №5 і №6 при нагріванні до 900 ºС ще не відбувається росту аустенітних зерен, а для сталей №7 і №8 при нагріванні до 900 ºС вже змінюється морфологія структури порівняно зі станом після охолодження від 850 ºС. За результатами даного експерименту було обрано за температуру нагріву перед зміцнюючою обробкою 850 ºС для всіх дослідних сталей з метою отримання рівномірної дрібнозернистої структури.



а б

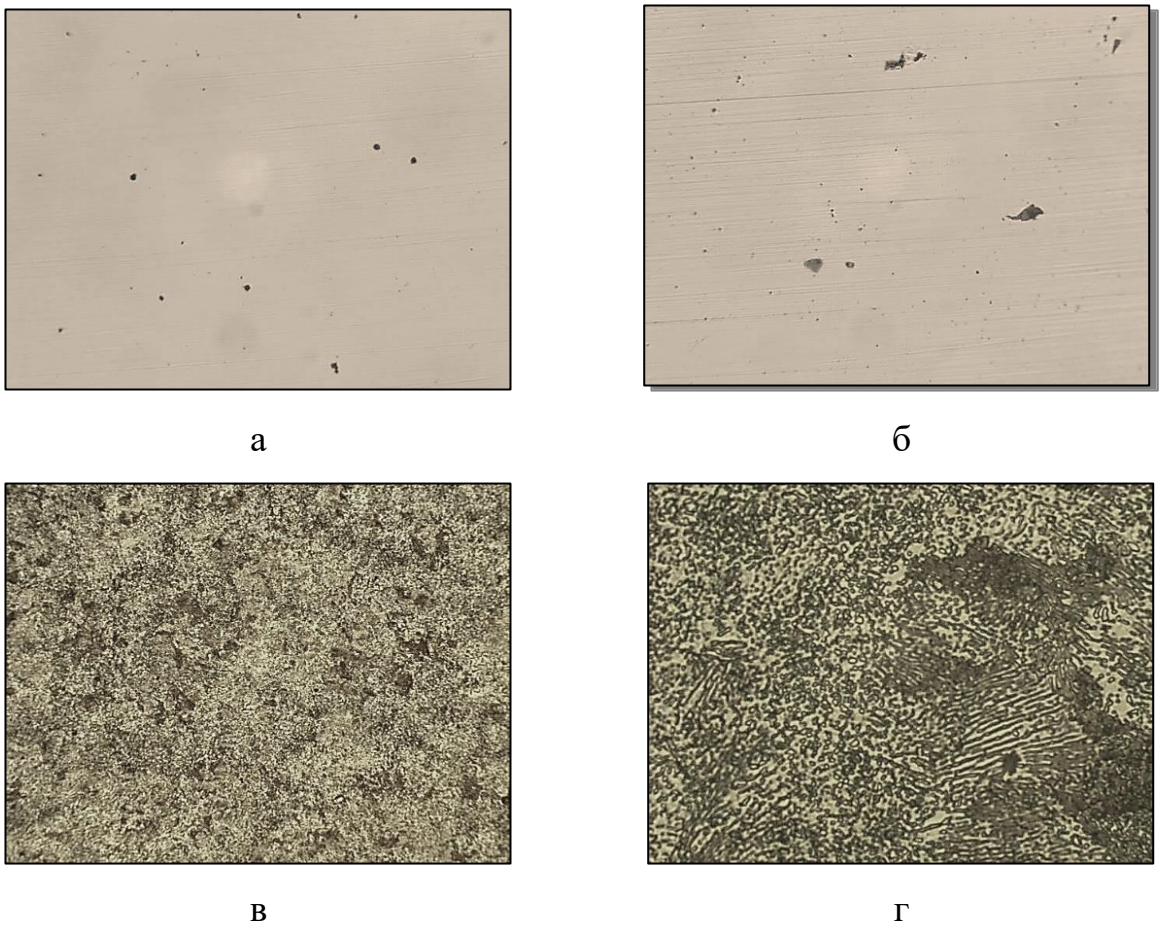
в г

а, в - ×100; б, г – ×1000

Рисунок 4.25 - Неметалеві включення (а, б) і мікроструктура дослідної сталі №7

Наступнім параметром термічної обробки є швидкість охолодження. В лабораторних умовах було проведено експеримент по визначенню впливу швидкості охолодження на формування мікроструктури та механічні властивості

(твердість). Попередньо охолоджували зразки з зачеканеними термопарами для точного встановлення середньої швидкості охолодження. Охолоджували за трьома режимами, які з урахуванням масштабного фактору та за результатами комп'ютерного моделювання охолодження залізничного колеса, мали відповідати швидкостям при охолодженні на спокійному повітрі колеса (режим №1), при охолодженні на ВГМ на термоділянці колесопрокатного цеху ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» в ободі на глибіні 5 мм (режим №3) та на глибині 30 мм (режим №2). Експериментально встановлено, що ці швидкості складають 0,52 ºС/с, 1,59 ºС/с, 5,13 ºС/с (рис. 4.27).



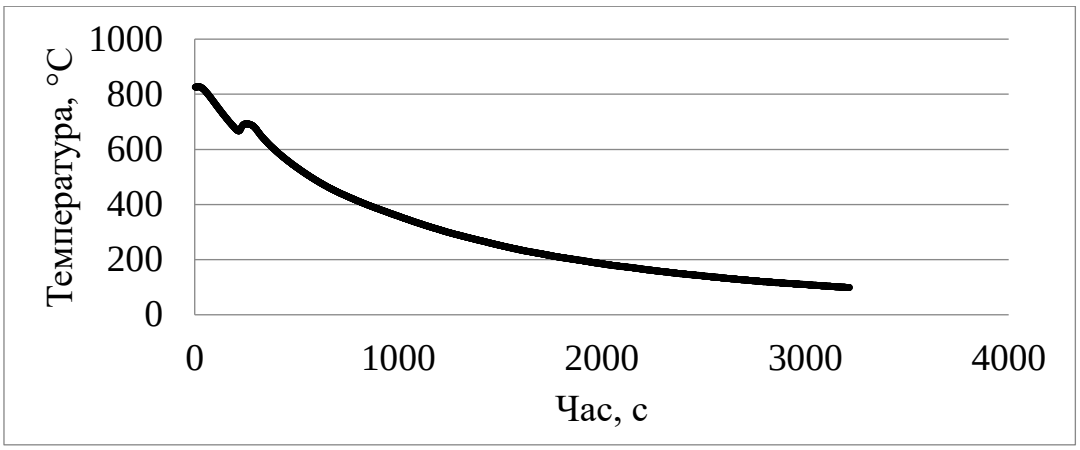
а б в г

а, в - ×100; б, г – ×1000

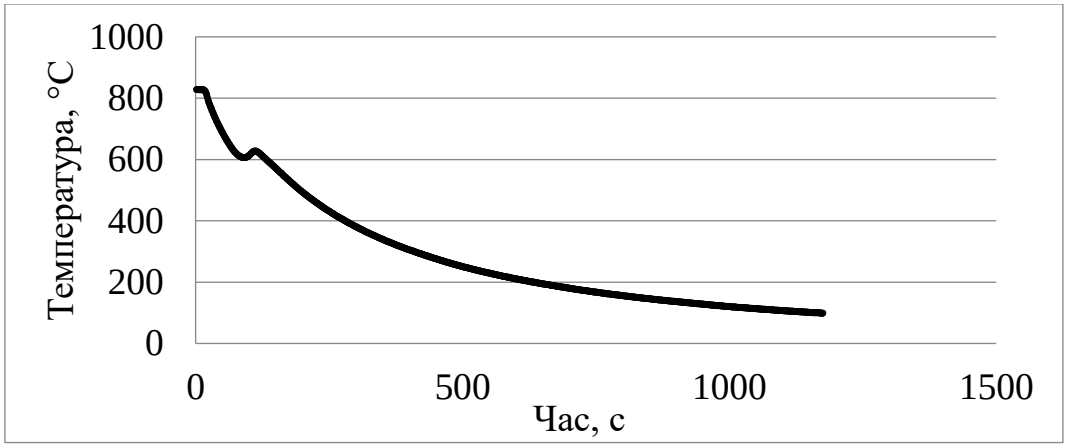
Рисунок 4.26 - Неметалеві включення (а, б) і мікроструктура дослідної сталі №8

Після охолодження досліджували сформований структурний стан зразків (рис. 4.28-4.31) та зміну їх твердості (таблиця 4.21).

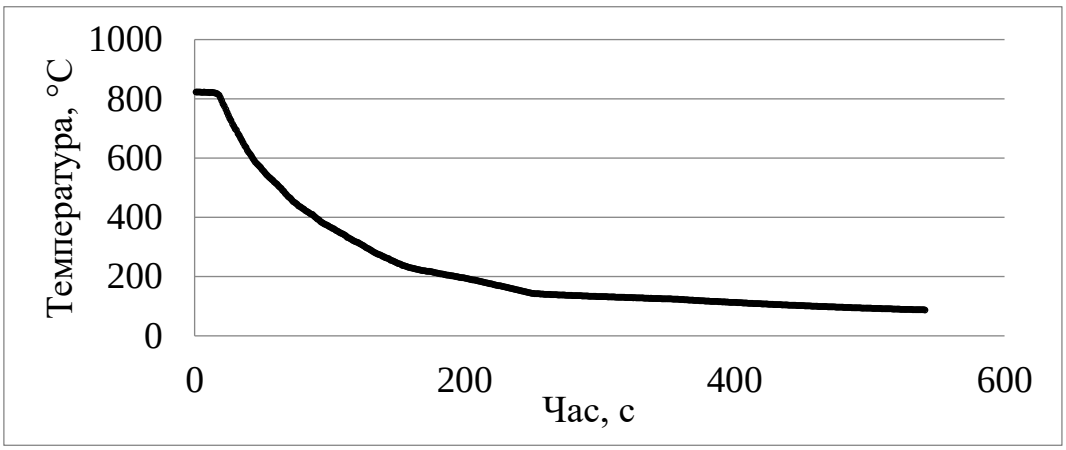
а



б



в



а – режим №1 (швидкість охолодження 0,52 ºС/с), б – режим №2 (швидкість охолодження 1,59 ºС/с); в – режим №3 (швидкість охолодження 5,13 ºС/с)

Рисунок 4.27 – Крива зміни температури зразка зі сталі для залізничних коліс при охолодженні за дослідними режимами

Урезультаті аналізу отриманих даних можна зробити наступні висновки. При повільному охолодженні зі швидкістю 0,52 ºС/с на злитках №6-8 отримали неоднорідну за фазовим складом структуру, що утворилась за дифузійним, проміжним та сдвиговим механізмом (рис. 4.28-4.31).

Таблиця 4.21 – Твердість сталей дослідного складу після охолодження з різними швидкостями

№ злитка	Швидкість охолодження, °С/с	Твердість				
		HRC_1	HRC_2	HRC_3	$HRC_{середн.}$	НВ
1	0,52	27,0	27,0	26,5	26,8	277
2		30,0	30,0	30,0	30,0	298
3		40,0	40,5	41,5	40,6	385
4		31,0	30,5	30,5	30,6	304
1	1,59	33,0	41,0	38,0	38,6	359
2		62,0	62,5	63,0	62,5	>505
3		50,5	52,5	53,0	52,0	502
4		63,0	63,0	63,0	63,0	>505
1	5,13	61,0	61,5	60,0	60,8	>505
2		65,5	64,0	65,0	64,8	>505
3		52,0	52,0	53,0	52,3	505
4		62,0	63,5	63,0	62,8	>505



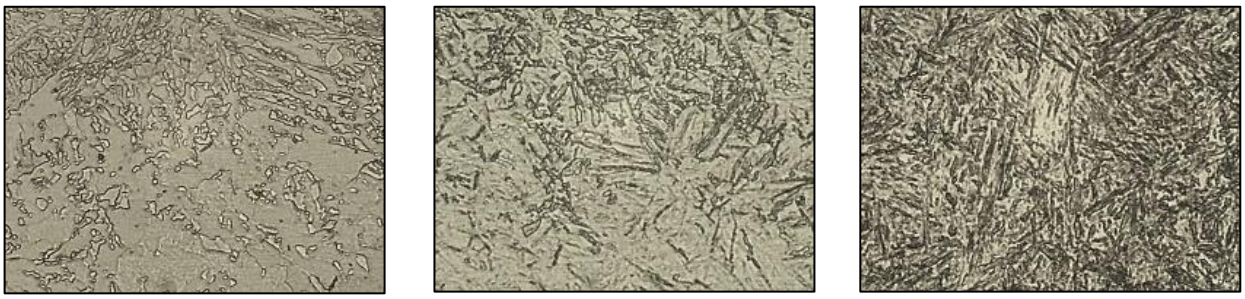
а б в

а- 0,52 ºС/с; б - 1,59 ºС/с; в - 5,13 ºС/с

Рисунок 4.28 – Мікроструктура дослідної сталі №5 після охолодження від 850 ºС з різною середньою швидкістю. х1000

В сталі злитку №5 був сформований ферито-перлітний структурний стан, але при цьому твердість (табл. 4.22) була на досить низькому рівні - 277 НВ.

Тому при подальших дослідженнях зразки після охолодження за цим режимом не розглядалися. При охолодженні з більшими швидкостями майже у всіх випадках була сформована рівномірна структура мартенситу з твердістю понад 500 НВ, окрім злитка №5 після охолодження зі швидкістю 1,59 ºС/с.



а б в

а- 0,52 ºС/с; б - 1,59 ºС/с; в - 5,13 ºС/с

Рисунок 4.29 – Мікроструктура дослідної сталі №6 після охолодження від 850 ºС зрізною середньою швидкістю. х1000



а б в

а- 0,52 ºС/с; б - 1,59 ºС/с; в - 5,13 ºС/с

Рисунок 4.30 – Мікроструктура дослідної сталі №7 після охолодження від 850 ºС з різною середньою швидкістю. х1000



а б в

а- 0,52 ºС/с; б - 1,59 ºС/с; в - 5,13 ºС/с

Рисунок 4.31 – Мікроструктура дослідної сталі №8 після охолодження від 850 ºС з різною середньою швидкістю. х1000

Наступною операцією термічної обробки залізничних коліс є відпуск, одним з основних параметрів якого є температура витримки. В роботі досліджували вплив температури відпуску на зміну твердості зразків дослідних сталей, що були попередньо охолоджені з різними швидкостями. Експериментальні температури були 500 ºС, 550 ºС, 600 ºС. Результати зміни твердості наведені в таблиці 4.22.

Таблиця 4.22 - Твердість (НВ) дослідних сталей після ГПД і ТО

№ злитка	Vox=0,52°C/c	Vox=1,59°C/c				Vox=5,13°C/c			
	Без відпуска	Без відпуска	Твід., °С			Без відпуска	Твід., °С		
			500	550	600		500	550	600
5	277	339	369	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

З огляду на вимоги компанії TTCI серед яких є вимоги до твердості ободу колес, рівень якої має бути в межах 380-420 НВ, для дослідних сталей були обрані наступні режими термічної обробки: сталь №5: швидкість охолодження ~5 ºС/с, відпуск при температурі 500 ºС протягом 2 годин; сталь №6: швидкість охолодження ~5 ºС/с, відпуск при температурі 500 ºС протягом 2 годин; сталь №7: швидкість охолодження ~1-2 ºС/с, відпуск при температурі 500 ºС протягом 2 годин; сталь №8: швидкість охолодження ~1-2 ºС/с, відпуск при температурі 550 ºС протягом 2 годин. Термічній обробці за вказаними режимами підлягали заготовки під зразки для випробувань на розтяг, з яких було виготовлено зразки для випробувань при кімнатній температурі та при температурі -40 °F (-40°C). Результати випробувань представлені в таблиці 4.23.

Додатковими вимогами TTCI встановлено, що при випробуваннях на розтяг при температурі -40ºС границя плинності має бути на рівні 105 psi

(724 МПа), а границя міцності - 150 psi (1000 МПа). Таким чином, всі дослідні сталі відповідають вимогам до характеристик міцності. Також вимогами передбачено досягнення відносного видовження більше 15%. На дослідних зразках такі значення не були досягнені, це може бути пов'язано з умовами виготовлення злитків, так як в лабораторних умовах складно досягти високої якості металу.

Таблиця 4.23 – Механічні властивості дослідних сталей при різних температурах випробувань

№ злитка	$T_{випроб.}$, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_в$, МПа	НВ
5	-40	1291	1429	342
6		1174	1373	370
7		1414	1511	390
8		1286	1401	382
5	+ 20	1314	1377	345
6		1352	1482	401
7		1448	1527	397
8		1258	1361	378

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

За результатами попередніх досліджень, що були виконані в даній роботі, для дослідно-промислового опробування було рекомендовано наступний хімічний склад, % 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; Mo ≤ 0,01; Cu ≤ 0,25; Al = 0,02-0,03; Ti ≤ 0,05.

Згідно з розробленими на основі лабораторних досліджень рекомендаціями щодо режимів термічної обробки та хімічного складу сталі в

умовах МЗ «ДНІПРОСТАЛЬ» була виготовлена плавка № 13367 дослідного складу, а на ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» були прокатані та термічно оброблені колеса класу D+. Фактичний хімічний склад плавки № 13367 наступний: 0,50% C, 0,80% Mn, 0,98% Si, 0,009% P, 0,002% S, 0,024% Al, 0,32% Cr, 0,82% Ni, 0,04% Cu, 0,004% Ti, 0,004% Mo, 0,11% V, 0,002% Nb, 0,005% N. Фактичні температури нагріву коліс перед прискореним охолодженням та інші параметри термічної обробки наведені в табл. 4.24.

Таблиця 4.24 – Технологічні параметри термічної обробки коліс класу D+, пл. №13367

№ колеса	Витрата води, $м^3$/год.	Т-ра мато-чини перед охол., °С	Т-ра ободу перед охол.,°С*	№ ВГМ**	Т-ра води,°С	Час охол., с	Т-ра відпуску, °С	Тривалість відпуску
001	64-62	861	845	1	25	140	550	2 год. 40 хв.
004	60-62	867	879	3	25	140	550	2 год. 40 хв.
002	64-62	856	876	1	25	140	550	2 год. 40 хв.
003	60-62	866	875	3	25	140	550	2 год. 40 хв.
014	64-62	860	869	1	25	140	550	2 год. 40 хв.

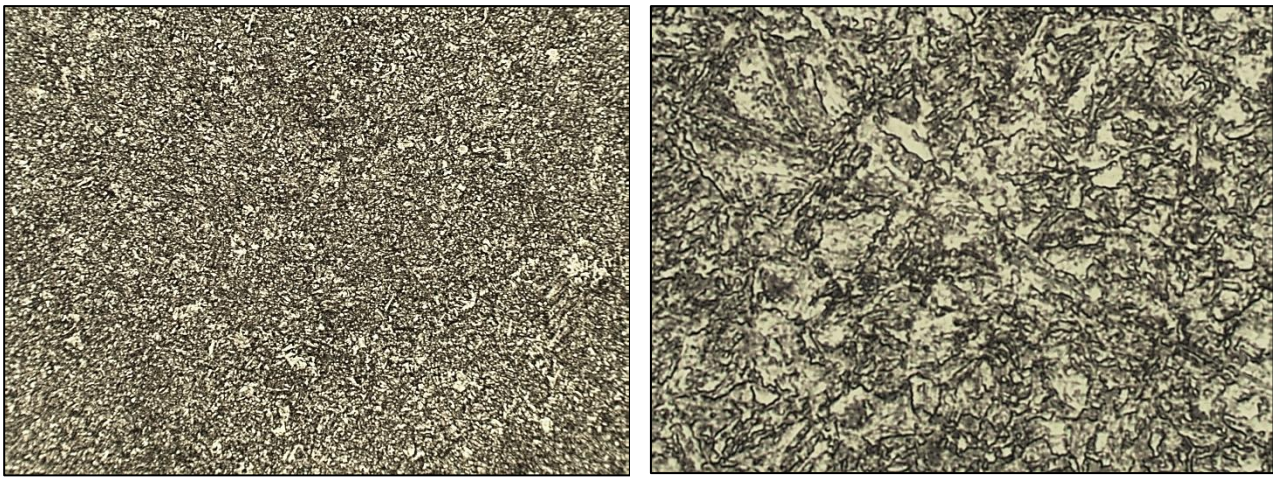
Після термічної обробки з 5 коліс були відібрані колеса № 003, 014 для дослідження їх макро-, мікроструктури, чистоти сталі за неметалевими включеннями та механічних властивостей.

Мікроструктура ободу коліс в зоні, близькій до поверхні кочення, представлена на рис. 4.32. Видно що мікроструктура коліс являє собою сорбіт гартування (близько 70%) та сорбіт відпуску (близько 30%). Карбідна фаза не розділяється за допомогою оптичного мікроскопу, що вказує на її високу дисперсність.

Аналіз чистоти сталі за неметалевими включеннями проведено за ISO 4967 (метод А) на шліфах, відібраних зі зразка, який випробовувався на розтягування. Результати наведені в табл. 4.25. Механічні властивості коліс наведені в табл. 4.26.

Таблиця 4.25 – Оцінка забрудненості сталі дослідних коліс класу D+ неметалевими включеннями

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



а б

а - ×100, б - ×1000

Рисунок 4.32. Мікроструктура ободу колеса № 003, пл. № 13367

З табл. 4.26 можна зробити висновок, що за твердістю ободу на глибині 3/8″…12/8″ від поверхні кочення, твердістю на поверхні, границею плинності та границею міцності, в’язкістю руйнування та відносним видовженням дослідні

колеса відповідають вимогам компанії TTCI. При цьому в'язкість руйнування таких залізничних коліс значно перевищують вимоги.

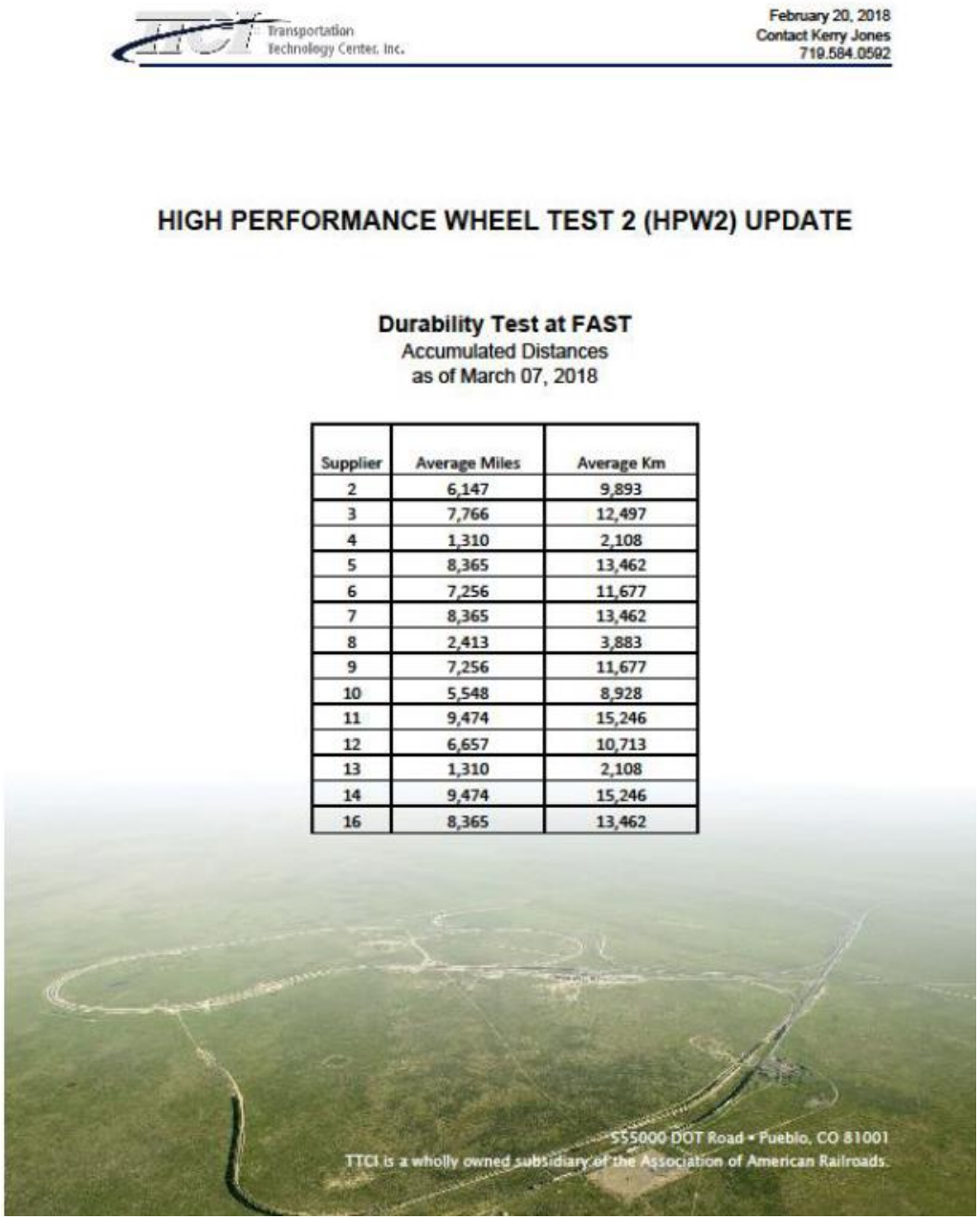
Таблиця 4.26 – Механічні властивості коліс класу D+, пл. 13367

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

Залізничні колеса класу D+, виготовлені з урахуванням рекомендацій, були поставлені для полігонних випробувань. У якості порівняльних коліс використовувались залізничні колеса класу D+ інших світових виробників. Результати випробувань наведені на рис. 4.33, колеса виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» мали умовне маркування 12. Як видно з рисунку, колеса класу D+ вітчизняного виробництва за довговічністю (зносотійкістю) випереджають деякі закордонні аналоги.

4.3 Розробка хімічного складу і режимів термічної обробки залізничних коліс з підвищеною стійкістю до утворення експлуатаційних дефектів при підвищених навантаженнях та складних умовах гальмування

Застосування на залізничному транспорті України термічно зміцнених рейок з високим рівнем твердості і міцності призвело до різкого збільшення зносу, як поверхні кочення, так і гребеня колеса.



Transportation Technology Center, Inc.

February 20, 2018
Contact Kerry Jones
719.584.0592

HIGH PERFORMANCE WHEEL TEST 2 (HPW2) UPDATE

Durability Test at FAST
Accumulated Distances
as of March 07, 2018

Supplier	Average Miles	Average Km
2	6,147	9,893
3	7,766	12,497
4	1,310	2,108
5	8,365	13,462
6	7,256	11,677
7	8,365	13,462
8	2,413	3,883
9	7,256	11,677
10	5,548	8,928
11	9,474	15,246
12	6,657	10,713
13	1,310	2,108
14	9,474	15,246
16	8,365	13,462

55000 DOT Road • Pueblo, CO 81001
TTCI is a wholly owned subsidiary of the Association of American Railroads.

Рисунок 4.33 – Результати полігонних випробувань залізничних коліс класу D (12- умовне маркування коліс виробництва ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»)

Для вирішення цієї проблеми була розроблена технологія виробництва залізничних коліс підвищеної міцності і зносостійкості марки Т [160]. Використання на залізницях України таких коліс з твердістю вище 320 НВ забезпечило зниження зносу поверхні кочення і гребеня на 30%. Однак при цьому в системі «колесо-рейка» змінилися вихідні параметри (твердість колеса,

структурний стан металу обода, міцність і пластичність при підвищених температурах і ін.). У поєднанні зі зміненими (в бік посилення) умовами експлуатації коліс це призвело до збільшення дефектів на поверхні кочення коліс, зокрема таких, які пов'язані з тепловим впливом на колесо при гальмуванні.

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

Утворення на поверхні кочення коліс дефектів теплового характеру (термічних тріщин, білих шарів і подальшого викришування) обумовлено в основному хімічним складом сталі і, зокрема, вмістом вуглецю, з пониженням якого стійкість сталі проти утворення таких дефектів зростає. При цьому має місце знеміцнення сталі, яке необхідно компенсувати введенням легуючих елементів і застосуванням ефективніших процесів термічної обробки.

В даній роботі при розробці нової сталі було задіяно кілька способів підвищення міцності. Один з них – подрібнення зерна шляхом введення в сталь таких елементів, як алюміній, ніобій або титан, які утворюють стійкі до досить високих температур карбіди, нітриди і карбонітріди, які при нагріванні сталі, наприклад, під гарячу пластичну деформацію, є підкладкою для утворення нових зерен (для сталей, що зазнають гамма-альфа перетворення). Чим більше буде цих часточок в об’ємі металу, тим дрібніше буде зерно. До того ж при подальшому нагріванні сталі ці часточки, перебуваючи на границях зерен, стримують їх ріст. Другий спосіб подрібнення зерна - застосування термічної обробки.

Також був застосований механізм дисперсійного зміцнення, при якому маленькі часточки другої фази, наприклад, карбіди ванадію або ніобію, є серйозними перешкодами для руху дислокацій. Виділення часточок другої фази

відбувається при розпаді пересиченого твердого розчину. Наприклад, в сталях з розчину виходять ніобій, ванадій, прихоплюючи з собою вуглець і азот, і утворюють карбонітріди NbxCyNz або VxCyNz.

Для вирішення поставленої задачі необхідно обмежити вміст вуглецю в сталі, а знеміцнення компенсувати за рахунок введення легуючих елементів. Результатом застосування твердорозчинного механізму зміцнення елементами матричної підсистеми є раніше розроблена сталь марки К (C≤0,6%; Mn=09-1,1%; Si=0,8-0,1%) за ТУУ 35.2-23365425-657:2011. Для отримання зміцнення за механізмом дисперсійного твердіння та зернограничного в роботі було випробовано нітридо-(карбонітридо)утворюючу систему легування Al-Ti-N, яку додавали до відомої сталі марки К та марки 2. Фактичний хімічний склад дослідних лабораторних злитків наведено в табл. 2.1 (плавки №9-12).

Плавки №9 (К) і №10 (Т) були виплавлені в однакових умовах з іншими дослідними плавками і за своїм хімічним складом відповідають сталям марки К і Т відповідно до вимог НТД. Вони використовуються в даних дослідженнях як порівняльні. Дослідні сталі містять систему легування Al-Ti-N на базі сталі марки К і марки 2 з обмеженим вмістом вуглецю до 0,6% мас.

Від донної частини порівняльних дослідних злитків були відібрані проби висотою 80 мм. У лабораторних умовах була проведена гаряча пластична деформація дослідних злитків шляхом осаджування на величину 50%. Температура нагрівання проб під гарячу деформацію дорівнювала 1260^{o}C.

Аналіз дослідних злитків з підвищеним вмістом азоту показав, що всі вони містять неметалеві включення, при цьому найбільш часто зустрічались оксиди заліза та марганцю, комплексні оксиди, силікати, сульфіди марганцю, карбіди та карбонітриди титану (рис. 4.34-4.37).

Аналіз розподілу неметалевих включень за перетином злитків показав, що їх кількість збільшується від поверхні до центральної осі. Найбільша кількість включень характерна для дослідної сталі №12 (2+ Al-Ti-N), але при цьому для всіх дослідних злитків з підвищеним вмістом азоту забрудненість неметалевими

включеннями не перевищувала 1 бал за ГОСТ 1778. Визначення типу включень проводили при великих збільшеннях. Основними неметалевими включеннями є сульфіди марганцю. Зустрічаються поодинокі включення комплексних оксісульфідів марганцю, силікатів пластичних і глобулярної форми, карбонітрідів титану (рис. 4.10). Вміст карбонітрідів титану і оксидів точкових не перевищує 0,5 бала, поодиноких силікатів глобулярної форми - 1,0 бала, силікатів пластичних - 1,5 бала. За перерізом злитків розподіл карбонітридів титану – квазірівномірний.

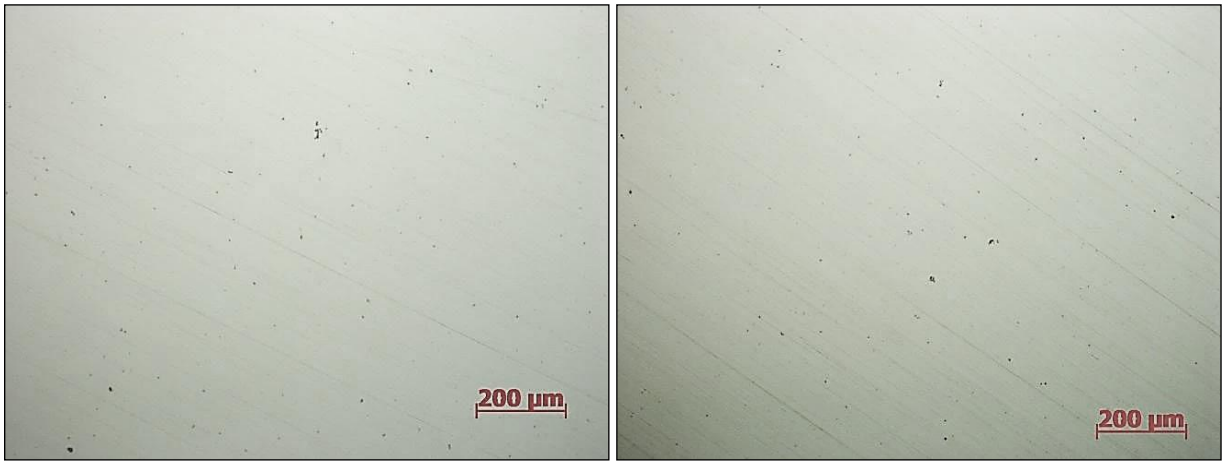


Рисунок 4.34 – Неметалеві включення в дослідній сталі № 9 (К) у литому стані, х100

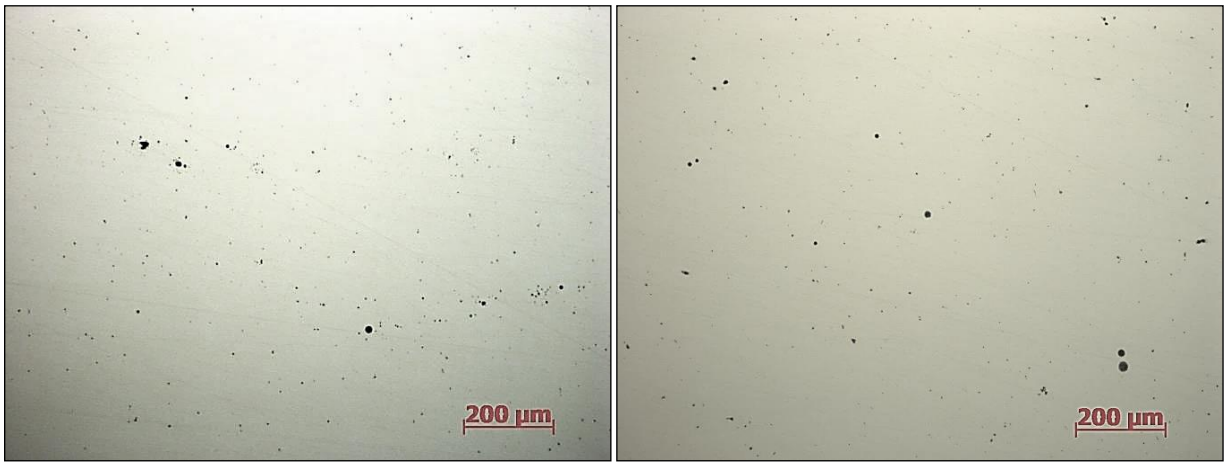
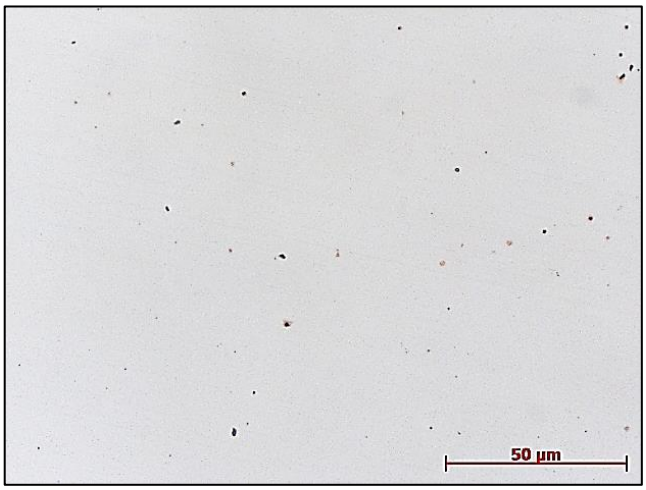
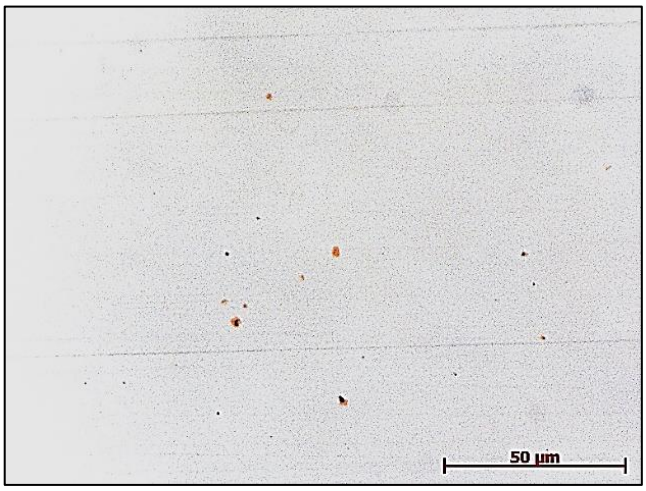


Рисунок 4.35 – Неметалеві включення в дослідній сталі № 10 (Т) у литому стані, х100

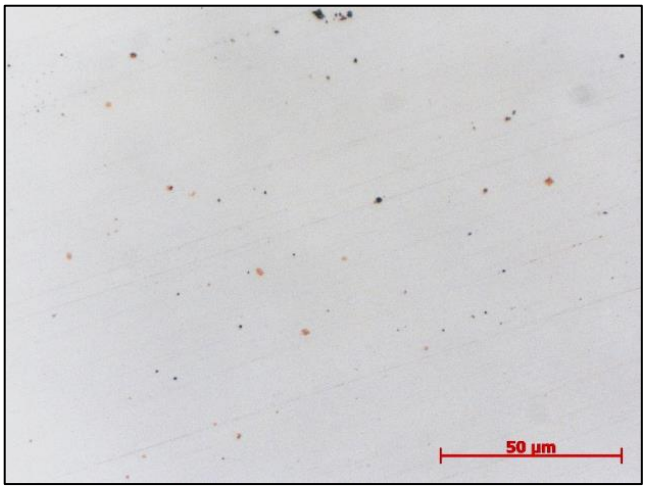
Виконаний мікрорентгеноспектральний аналіз неметалевих включень підтвердив наявність вказаних неметалевих включень (рис. 4.38-4.42).



а



б



в

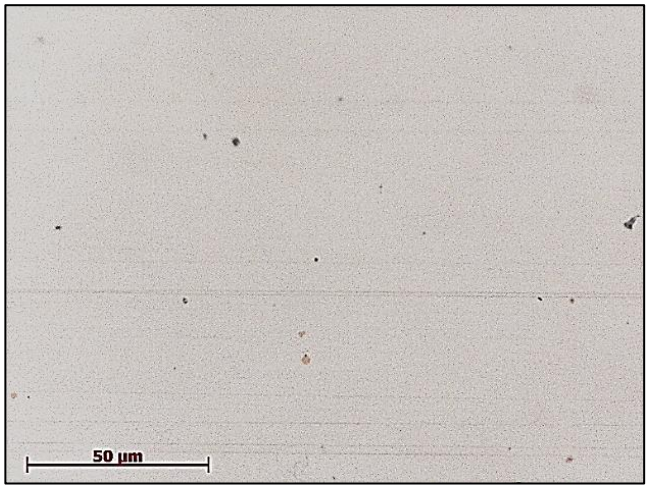
а- біля поверхні; б – на ½ радіусу; в- у центрі

Рисунок 4.36 - Неметалеві включення у злитку дослідної сталі № 11 (К+ Al-Ti-N). ×800

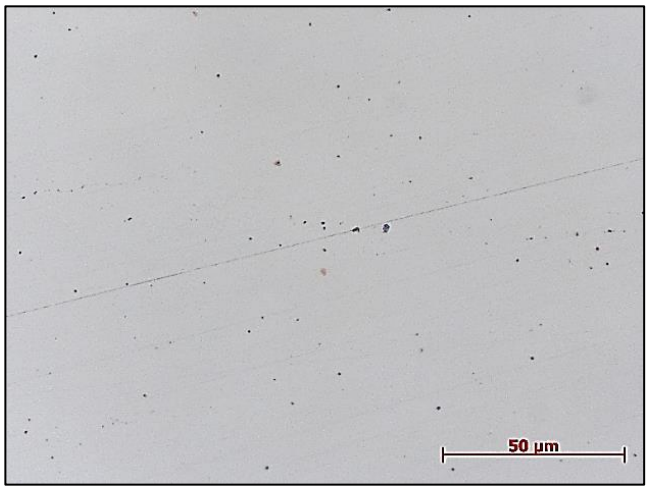
В результаті досліджень встановлено, що для часточок карбонитридів титану основою (підложкою) для утворення слугують оксиди алюмінію.



а



б



в

а- біля поверхні; б – на ½ радіусу; в- у центрі

Рисунок 4.37 - Неметалеві включення у злитку дослідної сталі № 12 (2+ Al-Ti-N). ×800

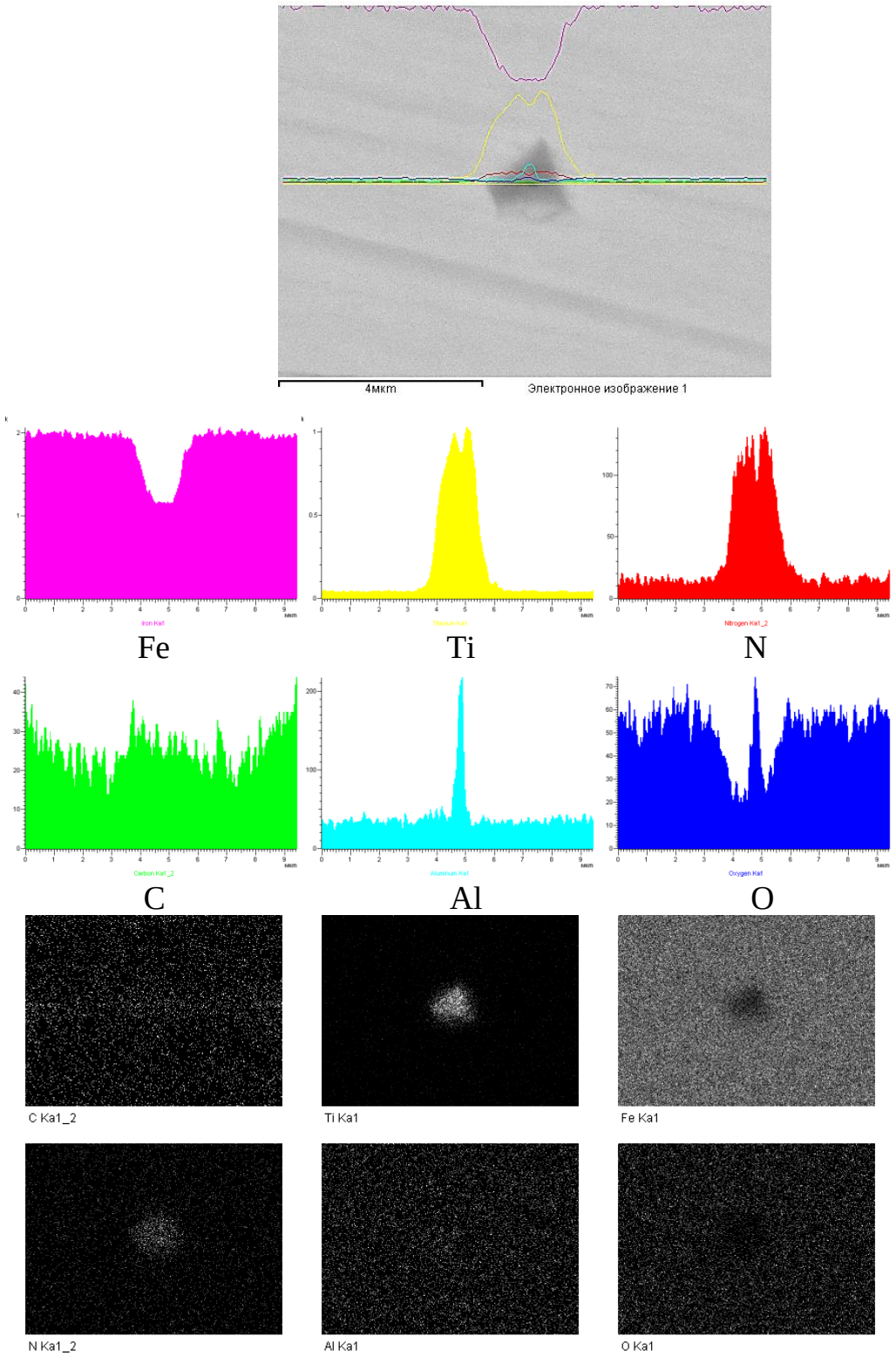


Рисунок 4.38 – Карти розподілу хімічних елементів в неметалевому включенні в дослідній сталі №11 (К+(Al-Ti-N)) у литому стані

Спостерігали зниження вмісту вуглецю довкола часточок карбонітридів титану (рис. 4.38-4.40). В самій часточці та на деякій відстані від неї вміст вуглецю більш високий. Це може пояснюватись тим, що при утворенні

карбонітриду титану, вуглець з прилеглий об’ємів витрачався наутворення сполуки. Часточки мають у більшості випадків кубічну будову з чітко вираженими гранями.

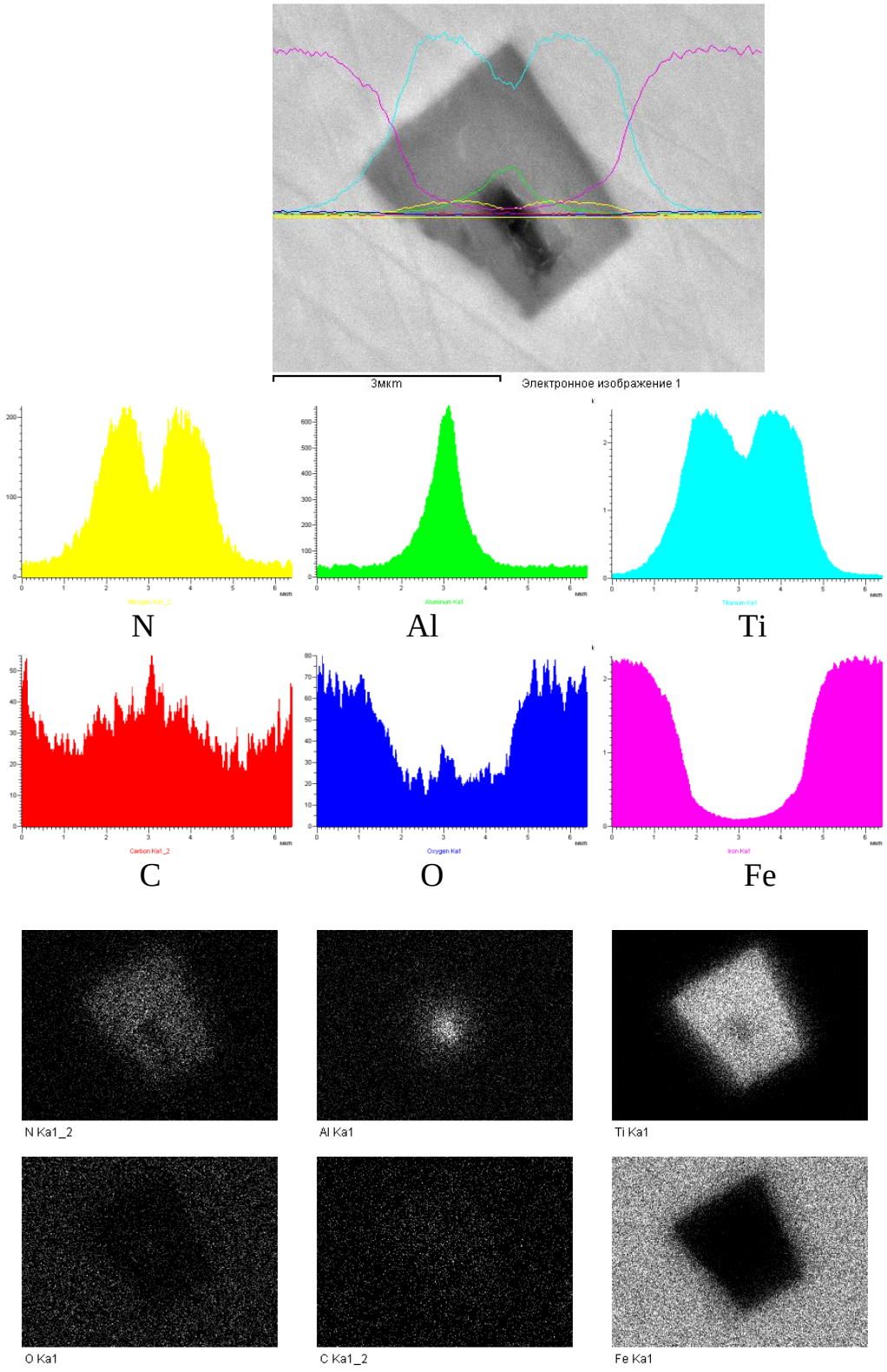


Рисунок 4.39 – Карти розподілу хімічних елементів в неметалевому включенні в дослідній сталі №11 (К+(Al-Ti-N)) у литому стані

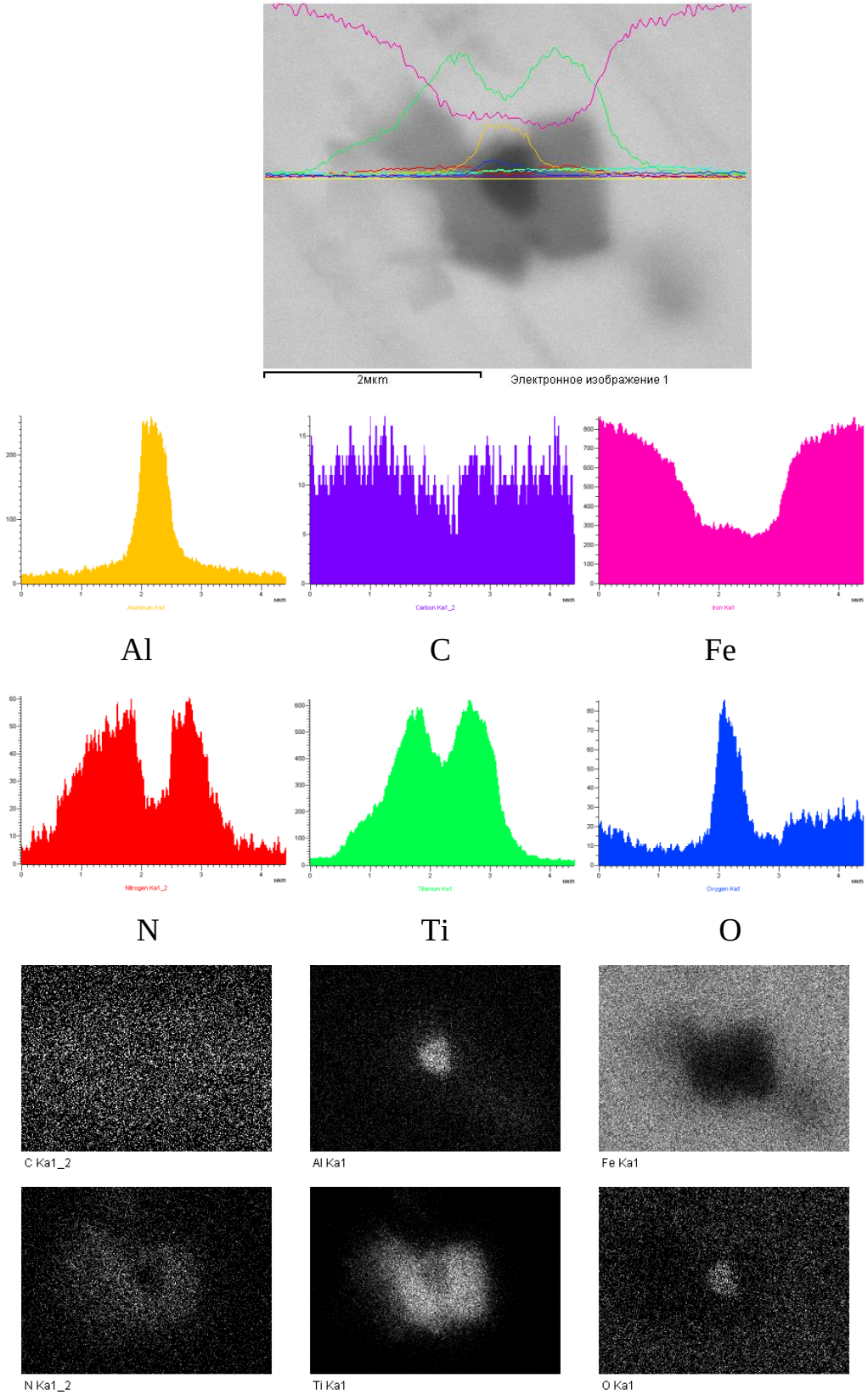


Рисунок 4.40 – Карти розподілу хімічних елементів в неметалевому включенні в дослідній сталі №11 (К+(Al-Ti-N)) у литому стані

Окрім карбонитридів титану досліджували хімічний склад складних оксидів, що були присутні в сталі лабораторного виробництва (рис. 4.41-4.42).

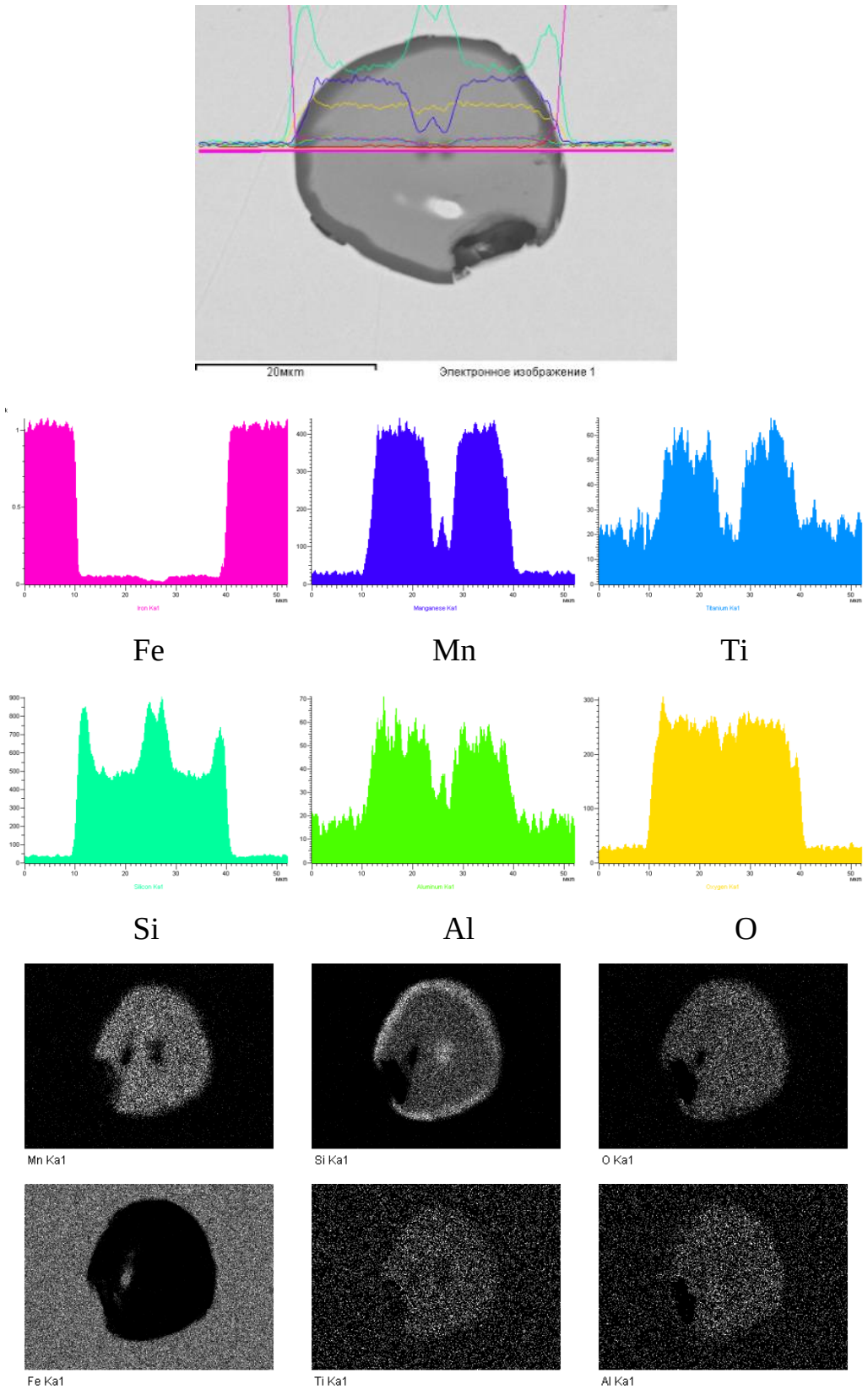


Рисунок 4.41 – Карти розподілу хімічних елементів в неметалевому включенні в дослідній сталі №11 (К+(Al-Ti-N)) у литому стані

Досліджувані складні сполуки являли собою оксиди марганцю, титану, алюмінію, кремнію та заліза. Такі включення мали складну внутрішню будову.

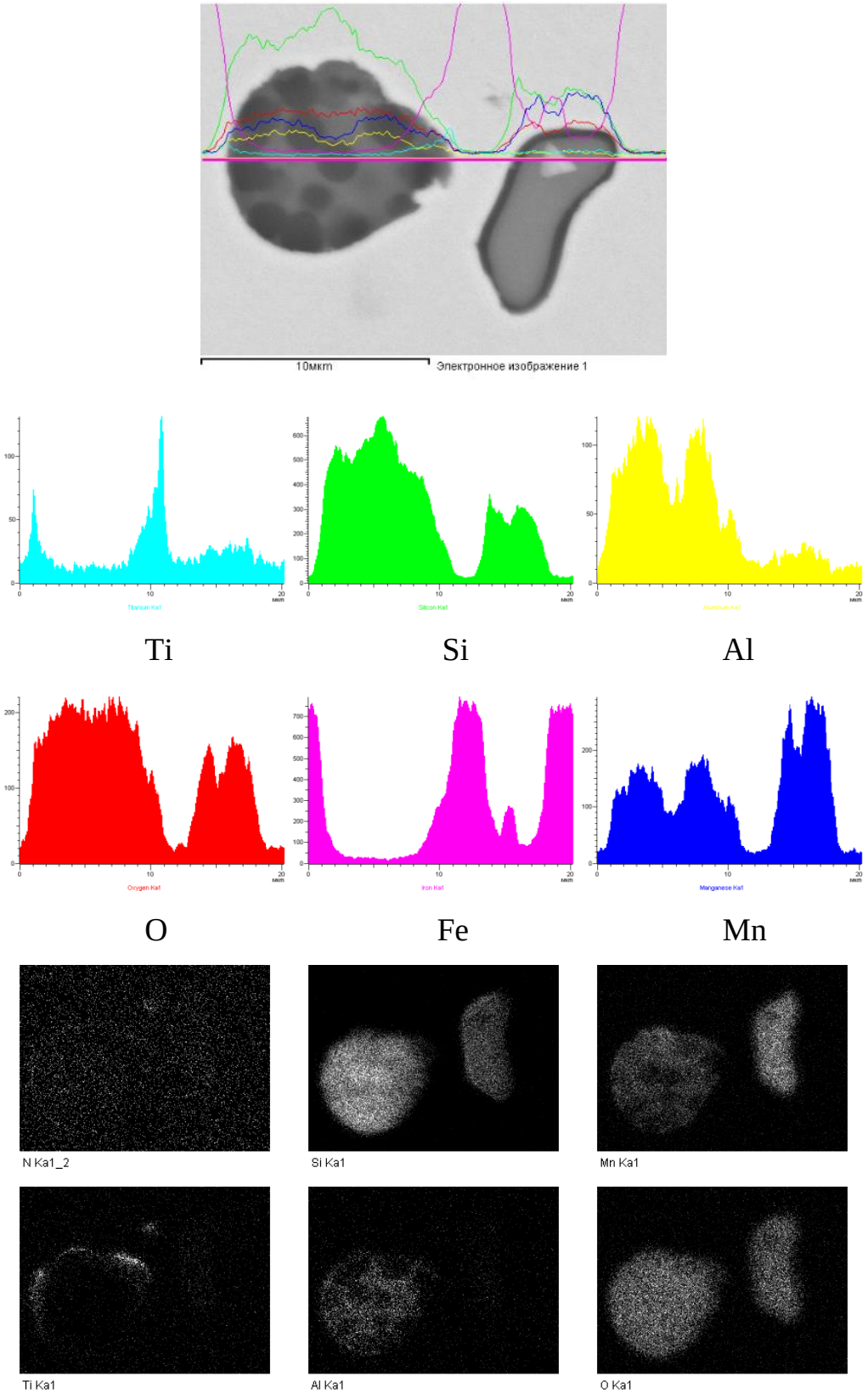
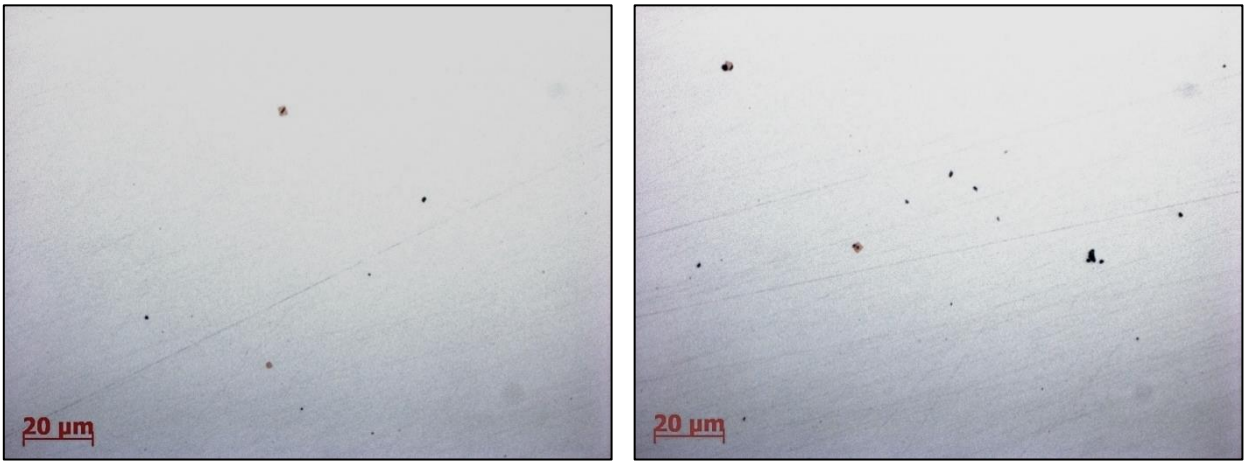


Рисунок 4.42 – Карти розподілу хімічних елементів в неметалевому включенні в дослідній сталі № 11 (К+(Al-Ti-N)) у литому стані

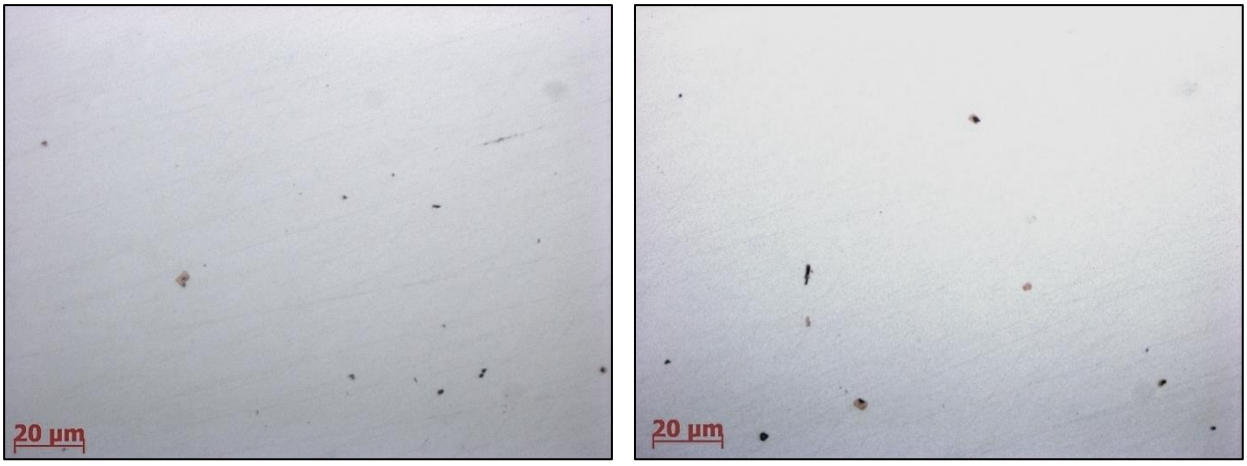
Досліджували зміну карбідів, нитридів та карбонитридів титану після високотемпературної витримки при 1260 °С протягом 20 та 120 хвилин.

Встановлено, що високотемпературний нагрів не призводить до суттєвих змін по кількості та розмірам часточок нітридів, карбідів та карбідів титану, (рис. 4.43-4.44). Інші включення (оксиди, сульфіди, силікати) також не змінили своїх розмірів та не зазнали геометричних змін після високотемпературної витримки.



а б

Рисунок 4.43 – Неметалеві включення в дослідній сталі №11 (К+(Al-Ti-N)) після витримки при 1260ºС протягом 20 хв. (а) і 120 хв. (б), х800

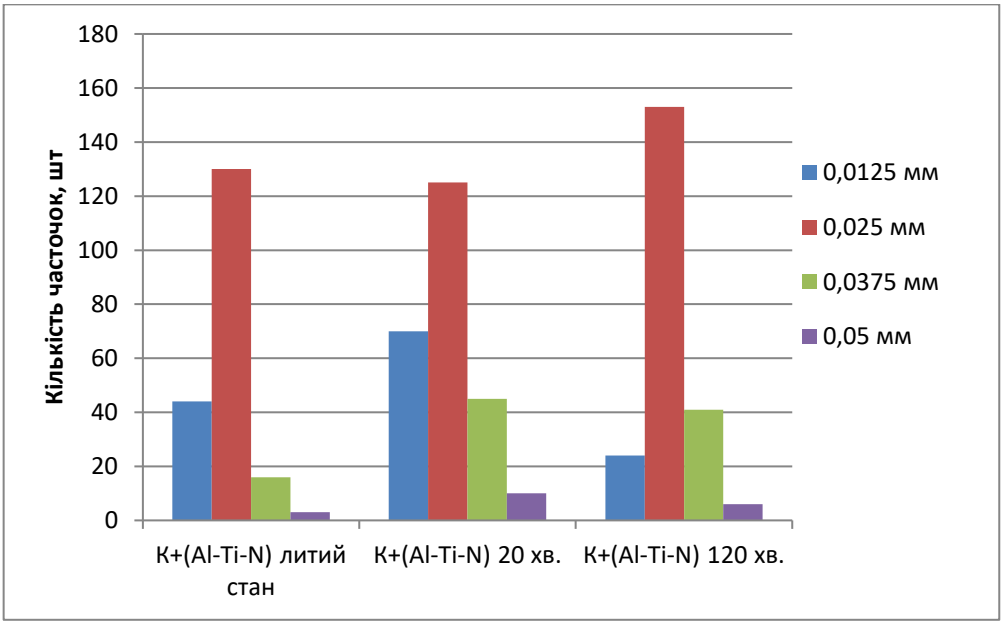


а б

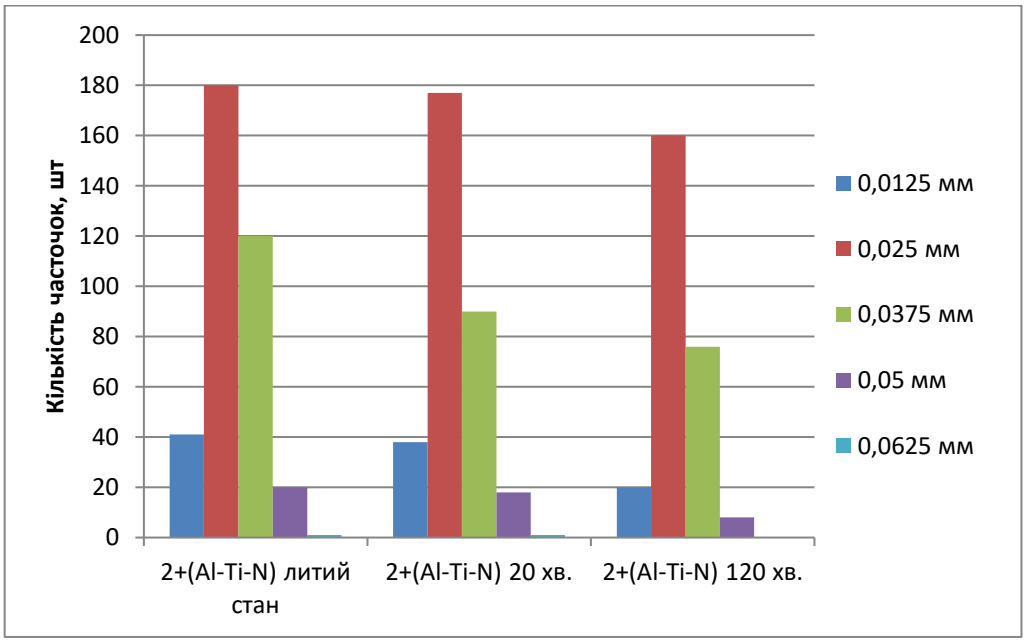
Рисунок 4.44 – Неметалеві включення в дослідній сталі №12 (2+(Al-Ti-N)) після витримки при 1260ºС протягом 20 хв. (а) і 120 хв. (б), х800

На площі в 0,5 мм^2 було проведено кількісний аналіз зміни нітридів та карбонітридів титану в залежності від тривалості високотемпературної витримки. Результати представлені на рис. 4.45.

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



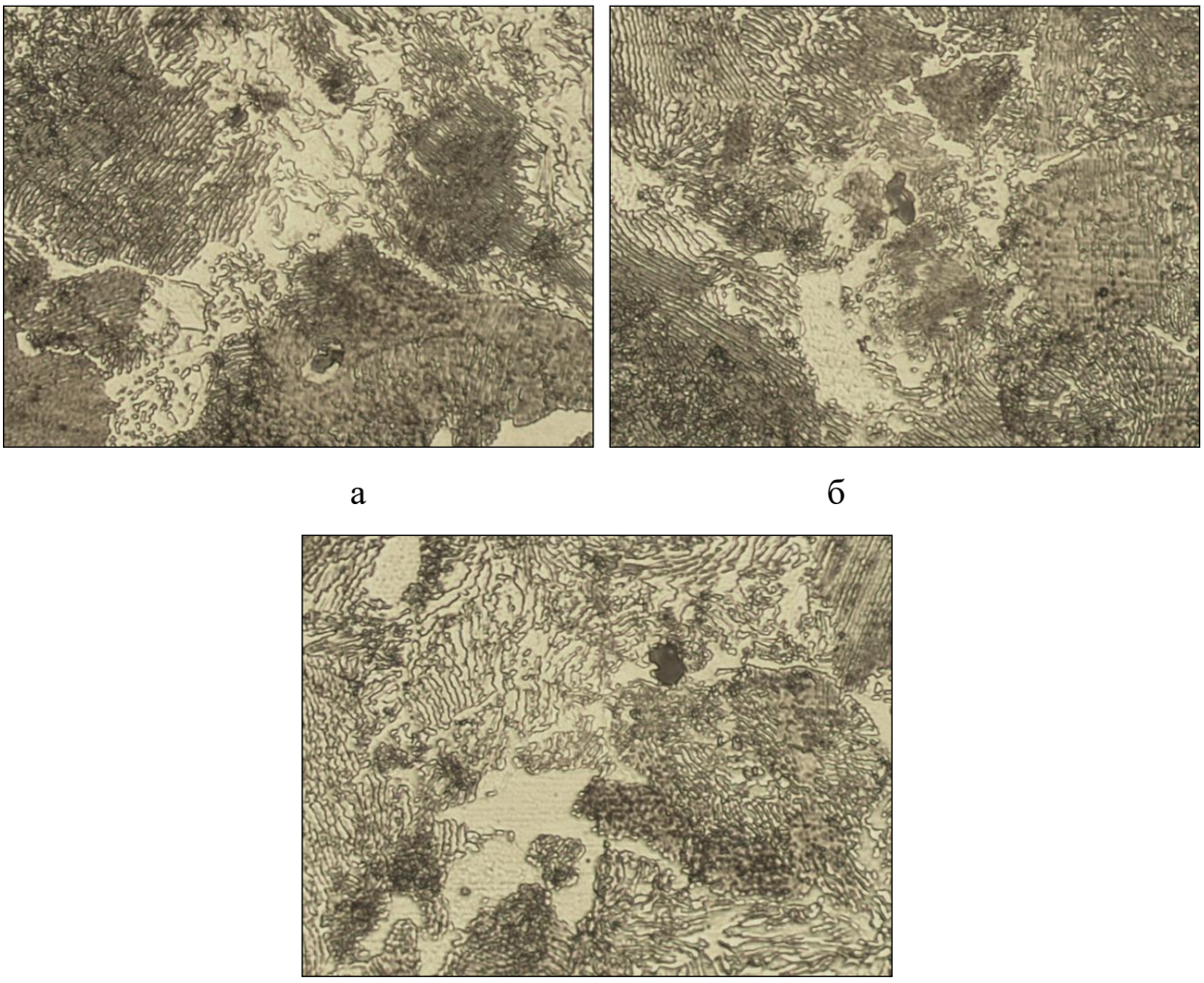
а



б

Рисунок 4.45 – Кількісний аналіз зміни карбідів і карбонітридів в дослідних сталях (а – сталь №11 (К+ (Al-Ti-N)), б – сталь №12 (2+ (Al-Ti-N)), у литому стані, після витримки при 1260ºС протягом 20 хвилин

Для дослідної сталі № 9 (К) близько поверхні злитку розмір зерна складав 6, 7 номер. Ферит виділявся у вигляді тонкої сітки по границях перлітних зерен, час від часу спостерігали виділення структурно-вільного фериту у вигляді крапкових виділень серед масивів перлітних зерен. На відстані близько ½ радіусу злитка розмір зерна відповідав 7, 6, 5 номеру, ферит виділявся у вигляді тонких прошарків по границях зерен. У центрі злитку спостерігали поруч з зернами 6 номеру, окремі зерна 5 номеру. Ферит виділяється у вигляді сітки по границях зерен. Морфологія перліту близько поверхні злитку глобулярна, менш щільна, ніж у сталі К+ (Al-Ti-N), чим ближче до центру, тим більше перліту з пластинчастою формою карбідів (рис. 4.46).



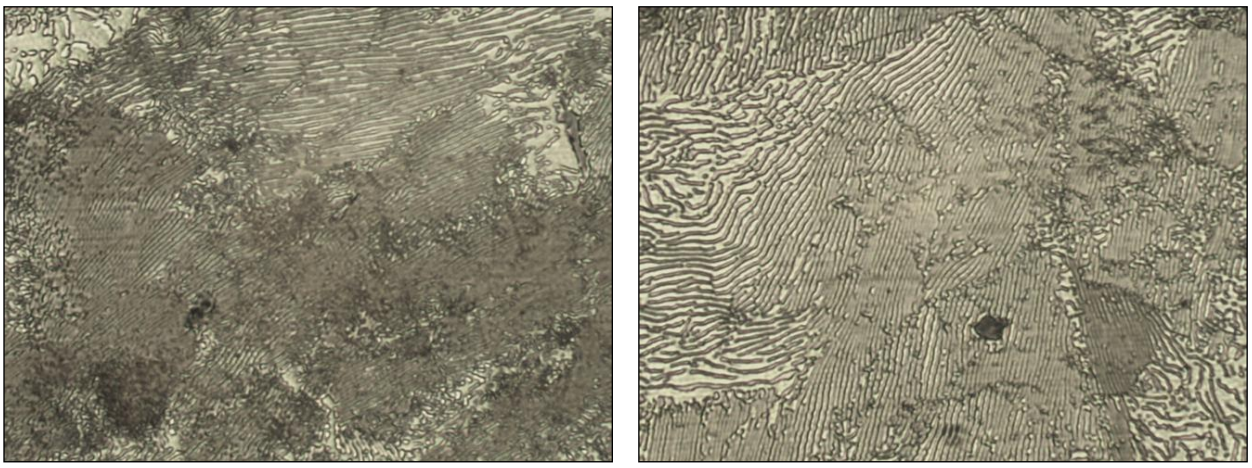
а б

в

а- біля поверхні; б – на ½ радіусу; в- у центрі

Рисунок 4.46 – Мікроструктура у злитку дослідної сталі № 9 (К). ×1000

Для дослідної сталі №10 (Т) близько поверхні злитку розмір зерна складав 6, 7 номер. Ферит виділявся у вигляді тонкої розірваної сітки по границях перлітних зерен, час від часу спостерігали масиви перлітних зерен без феритних прошарків. На відстані близько ½ радіусу злитка розмір зерна відповідав 7, 6, 5 номеру, ферит виділявся у вигляді тонких прошарків по границях зерен. У центрі злитку спостерігали поруч з зернами 7, 6 номеру, окремі зерна 5 номеру. Ферит виділяється у вигляді сітки по границях зерен. Морфологія перліту близько поверхні злитку глобулярна, менш щільна, ніж у сталі К+ (Al-Ti-N), чим ближче до центру, тим більше перліту з пластинчастою формою карбідів (рис. 4.47).



а б

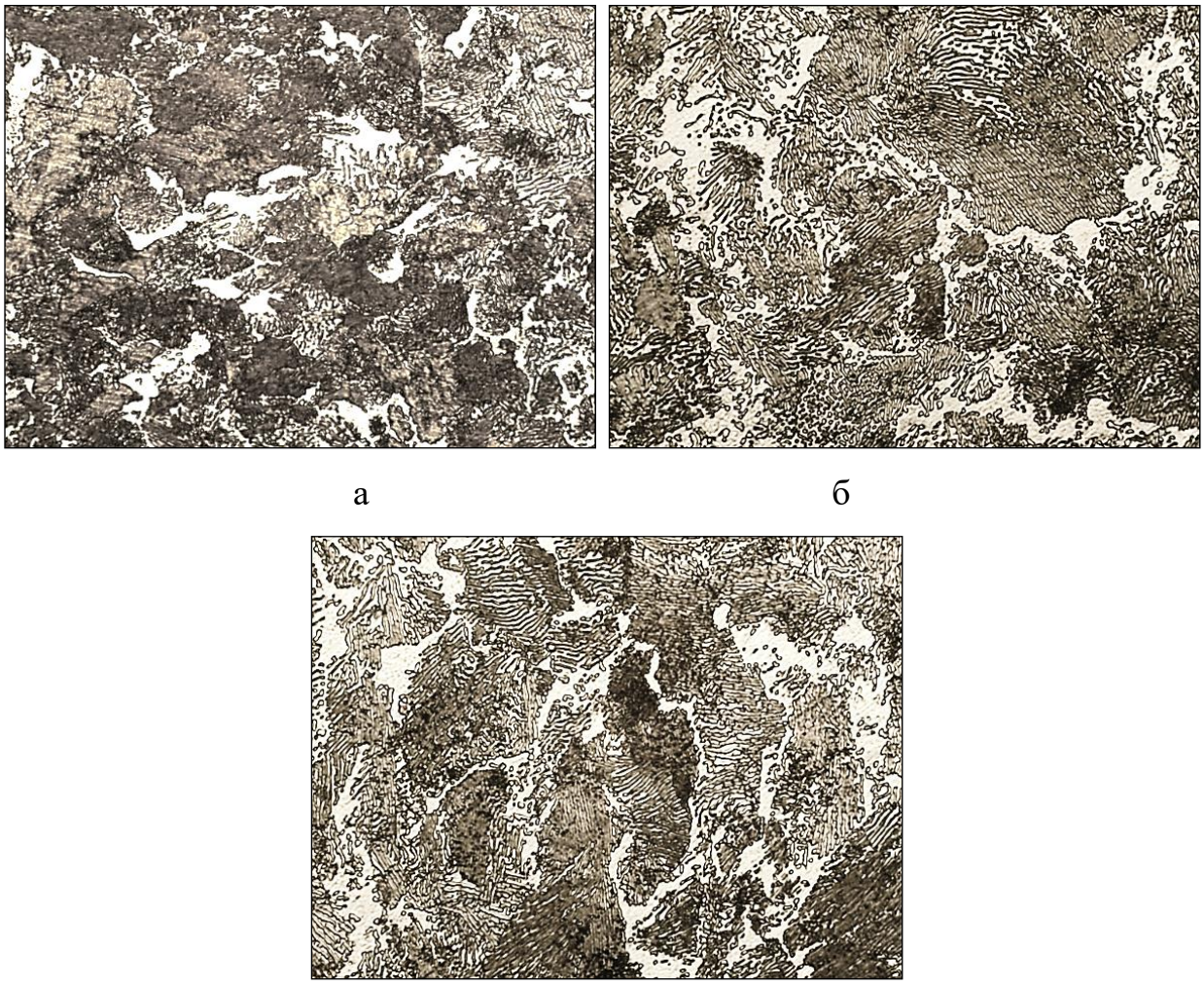


в

а- біля поверхні; б – на ½ радіусу; в- у центрі

Рисунок 4.47 – Мікроструктура у злитку дослідної сталі № 10 (Т). ×1000

Для дослідної сталі № 11 (К+ Al-Ti-N) близько поверхні номер зерна складав 7, 6 номер. Ферит виділявся у вигляді товстої сітки по границях перлітних зерен, час від часу спостерігали виділення структурно-вільного фериту у вигляді окремих дрібних зерен (рис. 4.48).



а б в

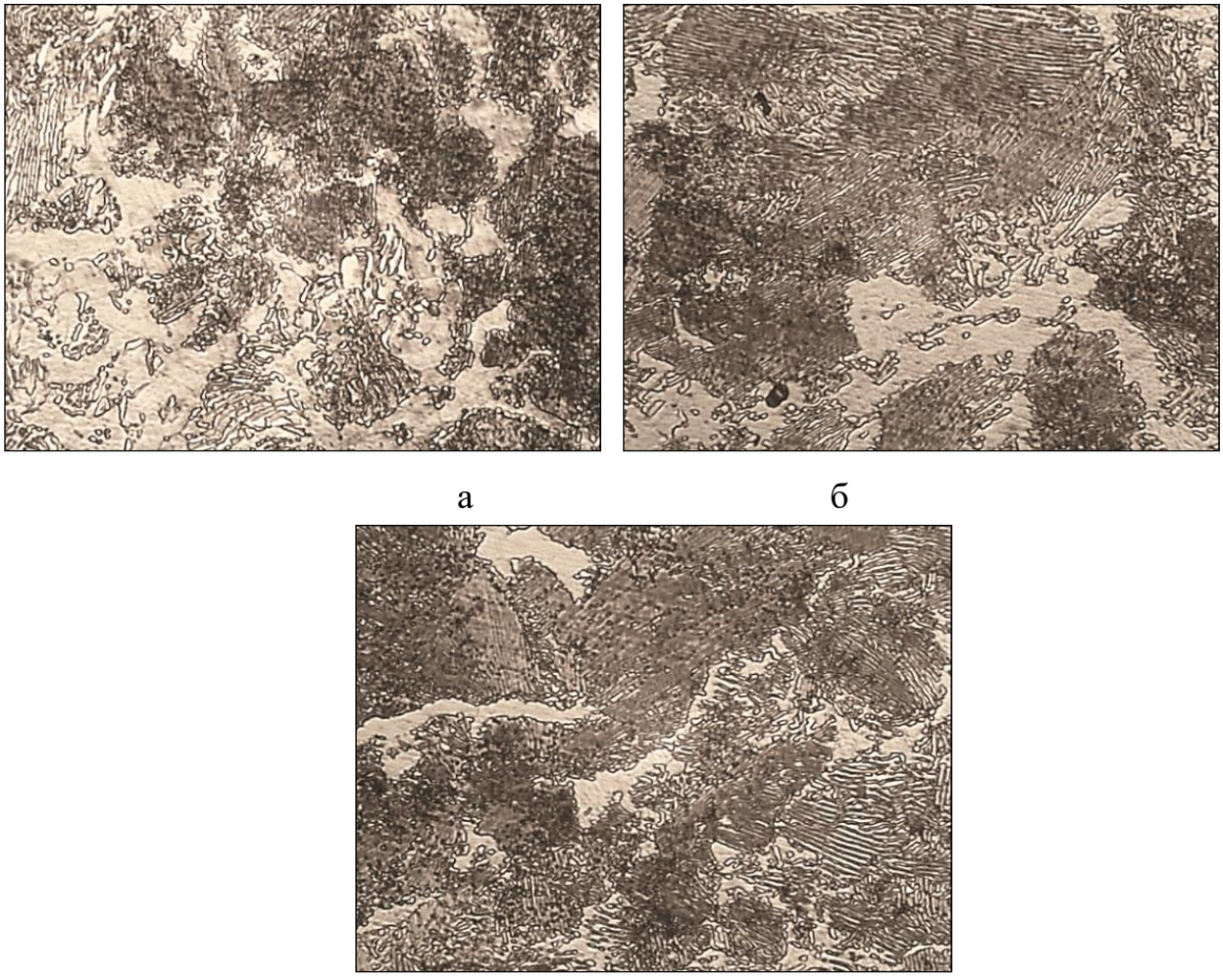
а- біля поверхні; б – на ½ радіусу; в- у центрі

Рисунок 4.48 – Мікроструктура у злитку дослідної сталі № 11 (К+ Al-Ti-N). ×1000

На відстані близько ½ радіусу злитка розмір зерна відповідав 6, 5 номеру, ферит виділявся у вигляді тонких прошарків по границях зерен. У центрі злитку спостерігали поруч з зернами 7, 6 номеру, окремі зерна 5 номеру. Феритна сітка більш тонка, ніж на ½ радіусу. Таким чином, від поверхні до центру зменшується

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

Для дослідної сталі №12 (2+ Al-Ti-N) близько поверхні номер зерна складав 6, 7 номер. Ферит виділявся у вигляді тонкої сітки по границях перлітних зерен, час від часу спостерігали виділення структурно-вільного фериту у вигляді крапкових виділень серед масивів перлітних зерен (рис. 4.49).



а б

в

а- біля поверхні; б – на ½ радіусу; в- у центрі

Рисунок 4.49 – Мікроструктура у злитку дослідної сталі № 12 (2+ Al-Ti-N)). ×1000

На відстані близько ½ радіусу злитка розмір зерна відповідав 7, 6, 5 номеру, виражена разнозернистість, ферит виділявся у вигляді тонких прошарків по границях зерен. У центрі злитку спостерігали поруч з зернами 7, 6 номеру, окремі зерна 5 номеру. Ферит виділяється у вигляді сітки по границях зерен. Морфологія перліту близько поверхні злитку глобулярна, менш щільна, ніж у сталі К+ Al-Ti-N, чим ближче до центру, тим більше перліту з пластинчастою формою карбідів.

Після високотемпературної витримки при 1260 °С тривалістю 20 і 120 хвилин та охолодження на спокійному повітрі в дослідних сталях сформувалась ферито-перлітна структура. В залежності від хімічного складу змінюються кількість структурно-вільного фериту та ріст розміру зерна. Зеренна структура відрізняється нерівномірністю, спостерігались ділянки перлітної структури з зернистою морфологією карбідів. Аналіз зміни розміру зерна дослідних сталей в залежності від тривалості високотемпературної витримки (рис. 4.50, 4.51) показав, що сталі, мікролеговані системою (Al-Ti-N) менш схильні до росту зерна.

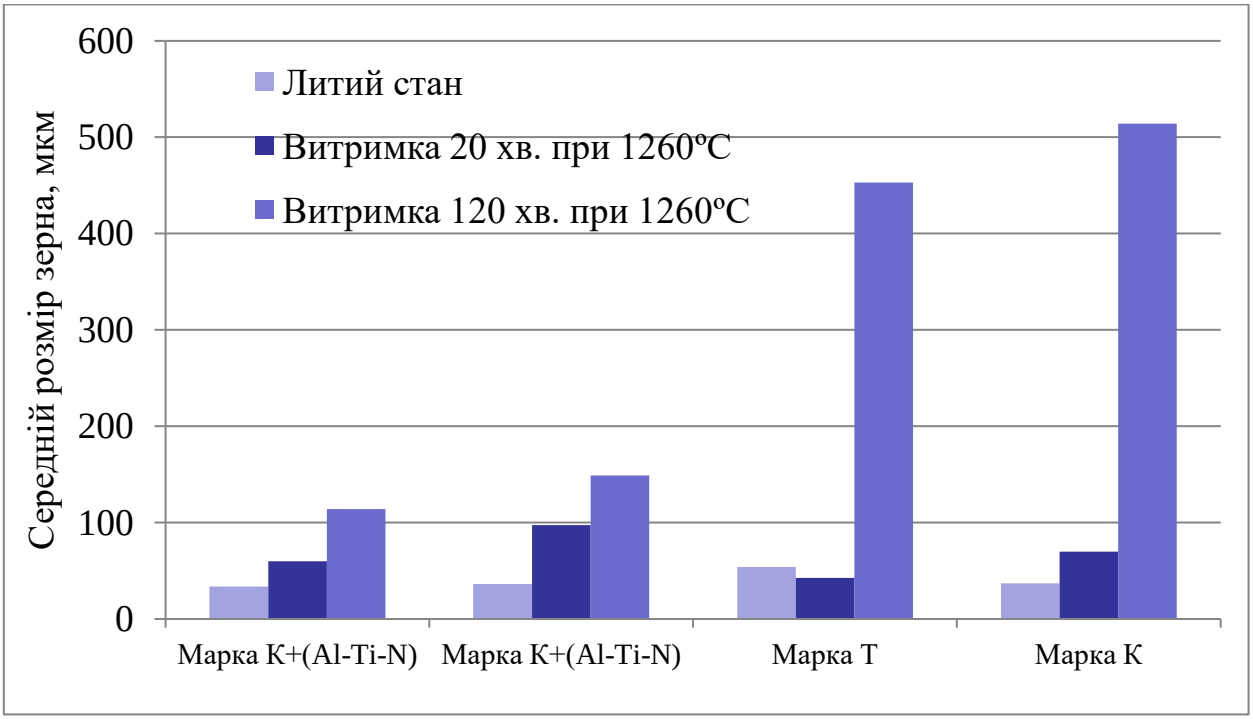
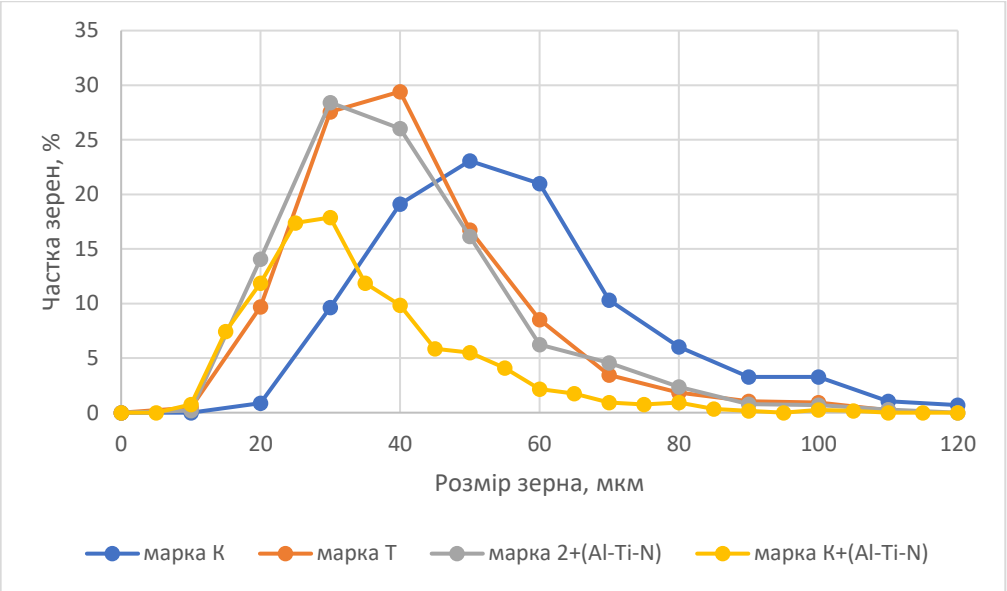
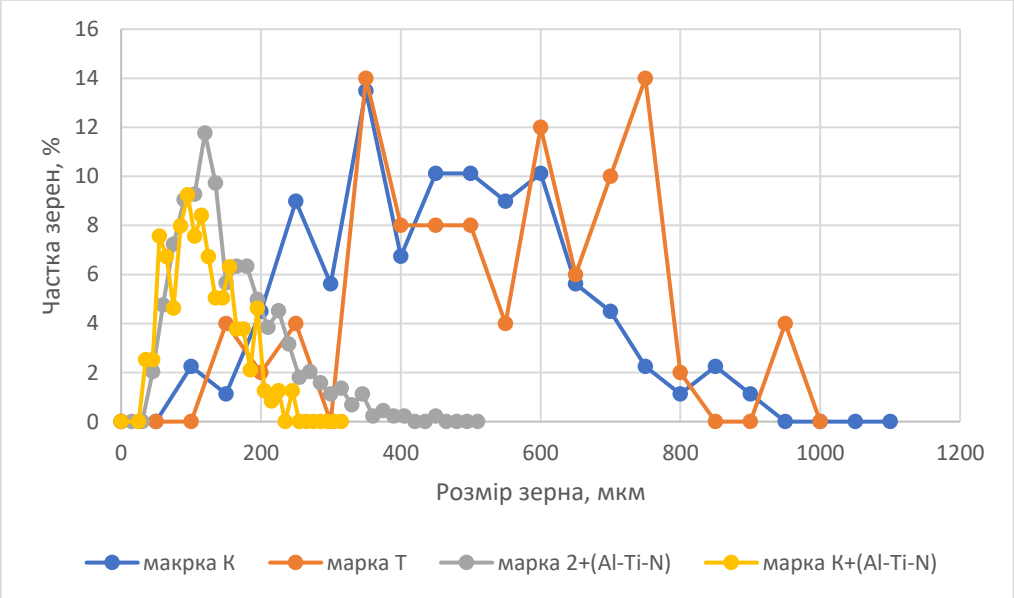


Рисунок 4.50 – Вплив тривалості високотемпературної витримки (1260ºС) на розмір зерна дослідних сталей



а



б

а – литий стан; б – після витримки протягом 2 годин

Рисунок 4.51 – Вплив тривалості високотемпературної витримки (1260ºС) на розподіл за розміром зерен дослідних сталей

Термічна обробка залізничних коліс є одним з важливих етапів їх виробництва, що суттєво впливає на комплекс механічних властивостей металопродукції. Основними параметрами зміцнюючої термічної обробки залізничних коліс є температура нагріву, тривалість витримки при високій температурі, умови охолодження.

Наступним параметром зміцнюючої термічної обробки залізничних коліс є швидкість охолодження з аустенітного стану. Оптимальною кінцевою мікроструктурою для залізничних коліс є рівномірна дрібнозерниста структура перліту з пластинчастою морфологією карбідів. В лабораторних умовах сталь підлягала охолодженню стиснутим повітрям та водо-повітряною сумішшю. При цьому проводили запис кривих охолодження. Встановлено, що при охолодженні стиснутим повітрям середня швидкість охолодження склала 5,1 °С/с, а при охолодженні водо-повітряною сумішшю – 10,2 °С/с.

Результати вимірювання твердості представлені в таблиці 4.27. З таблиці можна зробити висновок, що підвищення швидкості охолодження призводить до підвищення твердості, дослідна сталь К+ Al-Ti-N має більш високі показники твердості, ніж сталь 2+ Al-Ti-N.

Таблиця 4.27 – Твердість дослідних сталей с підвищеним вмістом азоту після прискореного охолодження

Сталь	Швидкість охолодження	HRC1	HRC2	HRC3	HRCср.	НВ
К+ Al-Ti-N	5,1 °С/с	31	32	31	31,3	297
	10,2 °С/с	31,5	32	31,5	31,7	301
2+Al-Ti-N	5,1 °С/с	27,5	28	26,5	27,3	267
	10,2 °С/с	28,5	29	28,5	28,7	277

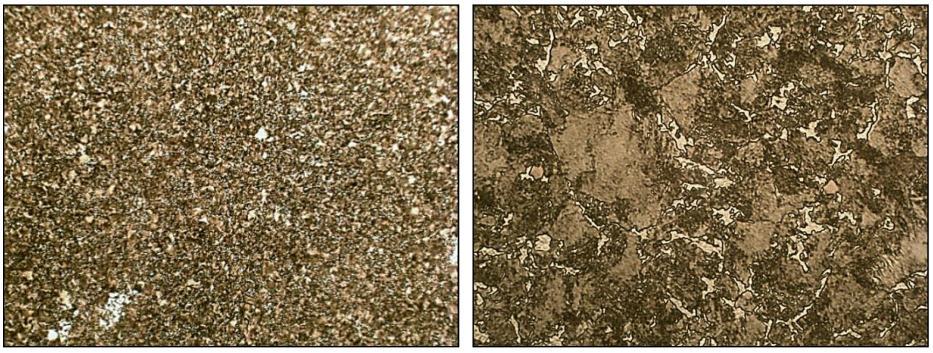
Мікроструктура в основному ферито-перлітна (рис. 4.52-4.55), подекуди спостерігали окремі невелики ділянки зі структурою гартування, які імовірно пов’язані з хімічною неоднорідністю у локальних ділянках. При малих збільшеннях видно, що ці ділянки не мають періодичності та не пов’язані з розташуванням відносно поверхні тепловідводу, тобто носять випадкових характер і можуть бути обумовлені особливостями лабораторної виплавки.

При великих збільшеннях видно, що часточки нітридів та карбонитридів титану розташовані рівномірно відносно структурних складових: можна їх спостерігати як у феритній, так і в перлітній складовій.

Після прискореного охолодження за технологією термічної обробки залізничних коліс передбачено відпуск для зняття залишкових напружень. В роботі відпуск виконували за режимом, що відповідає прийнятій технології: температура нагріву 500 °С/с протягом 2 годин. Виконували вимірювання зміни твердості після відпуску, результати наведено в табл. 4.28.

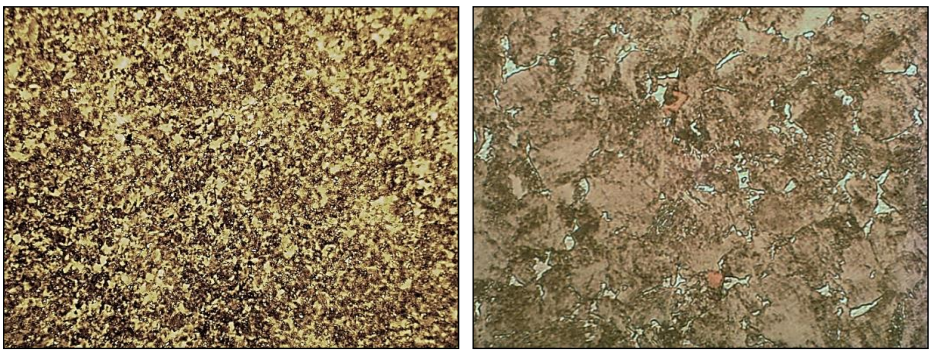
Таблиця 4.28 – Твердість дослідних сталей с підвищеним вмістом азоту після прискореного охолодження та наступного відпуску

Сталь	Швидкість охолодження	HRC1	HRC2	HRC3	HRCср.	HB
К+ (Al-Ti-N)	5,1 °С/с	31	31	31	31	294
	10,2 °С/с	31,5	31,5	31,5	31,5	299
2+(Al-Ti-N)	5,1 °С/с	25,5	26	27,5	26,3	260
	10,2 °С/с	27	27	27,5	27,2	266



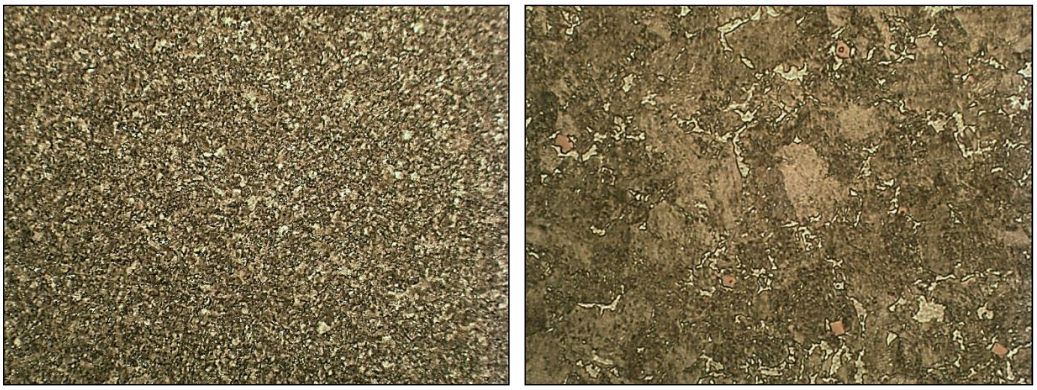
×100 ×800

Рисунок 4.52 – Мікроструктура дослідної сталі К+(Al-Ti-N) після охолодження з середньою швидкістю 5,1 °С/с



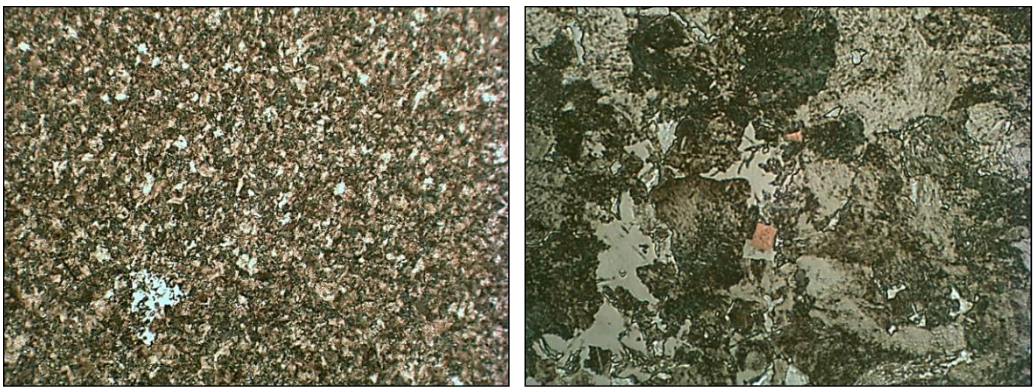
×100 ×800

Рисунок 4.53 – Мікроструктура дослідної сталі 2+**(**Al-Ti-N) після охолодження з середньою швидкістю 5,1 °С/с



×100 ×800

Рисунок 4.54 – Мікроструктура дослідної сталі К+(Al-Ti-N) після охолодження з середньою швидкістю 10,2 °С/с



×100 ×800

Рисунок 4.55 – Мікроструктура дослідної сталі 2+(Al-Ti-N) після охолодження з середньою швидкістю 10,2 °С/с

У порівнянні з даними таблиці 4.27 видно, що в результаті відпуску твердість сталі К+(Al-Ti-N) практично не змінилась, а сталі 2+(Al-Ti-N) – змінилась незначно. Імовірно це пов’язано з тим, що після прискореного охолодження в сталі 2+(Al-Ti-N) утворилось більше ділянок зі структурою гарту, які мали високу твердість, та в процесі відпуску зазнали перетворень і стали м’якшими. В результаті відпуску структура перліту сталі К+(Al-Ti-N) майже не зазнала суттєвих змін, тому і твердість цієї сталі практично не змінилась.

Для забезпечення максимального рівня твердості дослідних сталей з підвищеним вмістом азоту за результатами лабораторних досліджень

розроблено режими термічного зміцнення: нагрів до 850 °С, витримка протягом 30 хвилин, охолодження водо-повітряною сумішшю (середня швидкість охолодження 10,2 °С/с), відпуск з окремого нагріву при температурі 500 °С протягом 2 год. Такий режим забезпечив формування дрібнозернистої структури перліту з пластинчастою морфологією карбідів та рівномірним розподілом дисперсних тугоплавких часточок. Зразки, оброблені за таким режимом, випробовували на розтяг та динамічний вигин. Результати випробувань наведено в табл. 4.29.

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 107912016. Таким чином, запас в'язкості та пластичності дає можливість для підвищення міцності та твердості за рахунок деякого їх зниження.

Таблиця 4.29 - Механічні властивості дослідних сталей після ГПД та ТО

Умовне позначення злитку	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B, МПа	ψ, %	δ, %	KCU^{+20}, Дж/см^2	Твердість, НВ
9 (марка К)	937	1146	19,75	11,1	51,9	316
10 (марка Т)	842	1147	32,2	12,5	47,5	339
11 (К+(Al-Ti-N))	617	997	50,1	18,4	46,7	299
12 (2+(Al-Ti-N))	590	975	50,3	16	55,35	266

Одним з найбільш поширених експлуатаційних дефектів, через який доводиться відновлювати профіль залізничного колеса таким неекономним методом як переточування є вищербини термічного походження.

Схильність до утворення дефектів на поверхні кочення залізничних коліс може бути оцінена як схильність до утворення структур гарту при розпаді аустеніту. Попередніми дослідженнями було показано, що механізм утворення вищербин теплового походження напряму пов'язаний з наявністю та характеристиками «білого шару» - товщина зон зі структурою мартенситу та перехідної зони, що зазнавала термічного впливу.

Прогартовуваність сталі за методом Джомені (ГОСТ 5657-69) характеризує глибину проникнення загартованого шару при однобічному охолодженні водою. В лабораторних умовах було виконано експеримент з визначення прогартовуваності дослідних сталей. Результати дослідження наведено на рис. 4.56, 4.57. Показано, що дослідні сталі 2+ (Al-Ti-N) та К+ (Al-Ti-N) мають меншу на 20-30% зону структурних змін у порівнянні зі сталями марки К і Т, що свідчить про більшу стійкість до утворення дефектів термічного походження на поверхні кочення залізничних коліс.

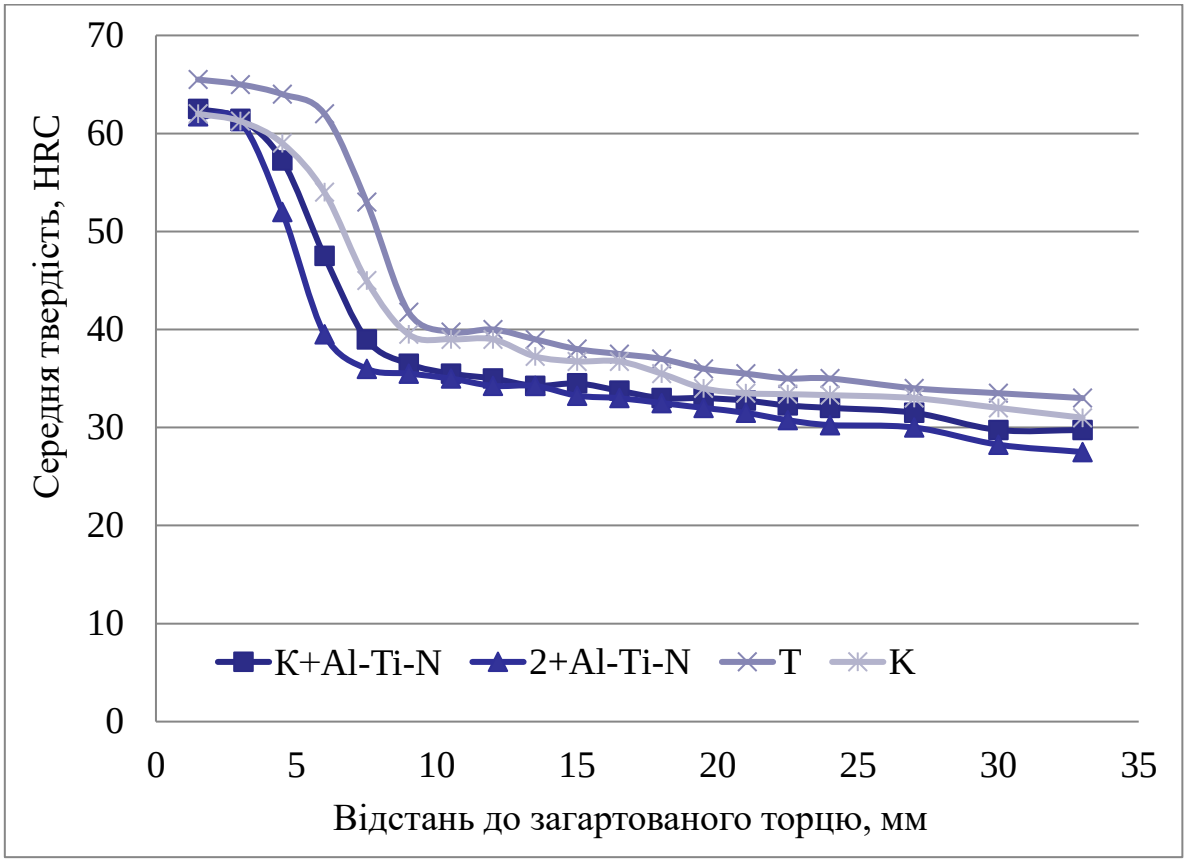


Рисунок 4.56– Зміна твердості в залежності від відстані

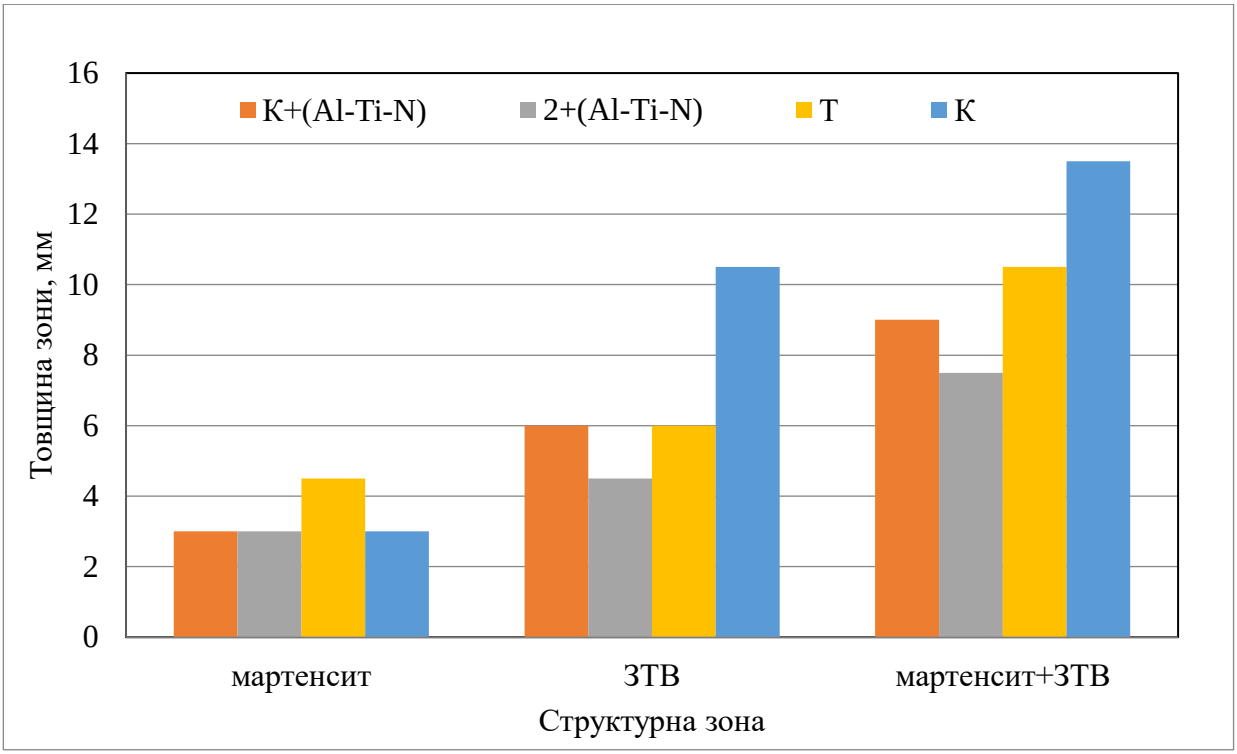


Рисунок 4.57 - Товщини структурних шарів дослідних сталей після торцевого гартування

Досліджено зносостійкість сталей для залізничних коліс різного хімічного складу (рис. 4.58). Встановлено, що зносостійкість сталей дослідного складу незначно поступається зносостійкості сталі марки Т за ДСТУ ГОСТ 10791:2016.

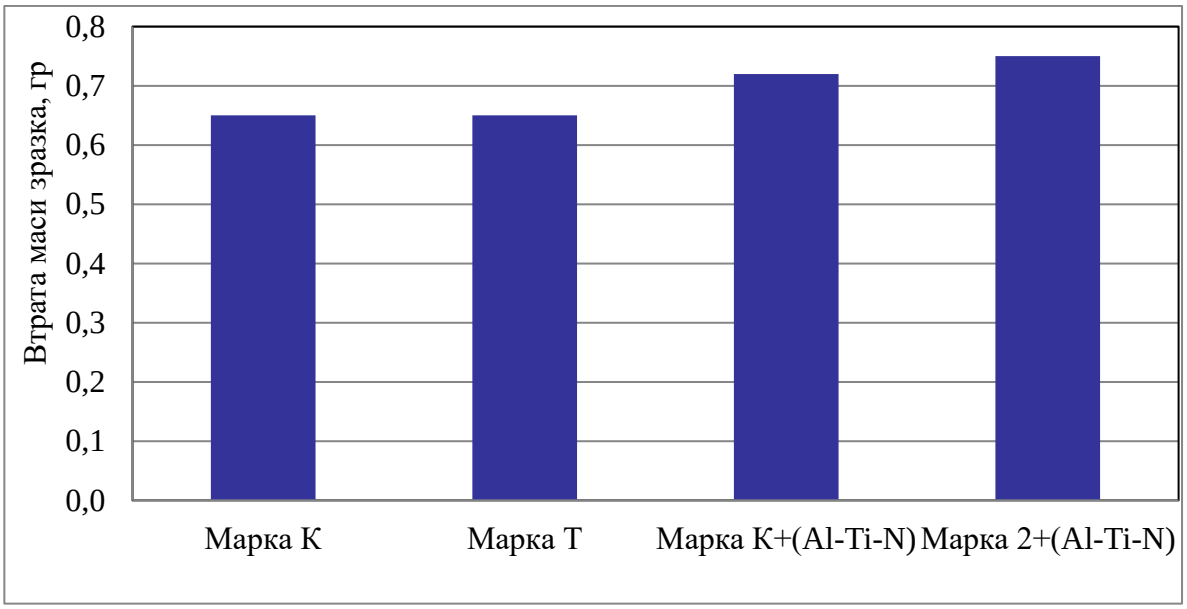


Рисунок 4.58 - Зносостійкість дослідних сталей

Таким чином зміцнення сталей в тому числі тугоплавкими дисперсними часточками, що стримують ріст зерна при нагріві під гарячу пластичну деформацію та термічну обробку, позитивно впливають на зносостійкість.

4.4 Висновки до розділу 4

За допомогою моделі, заснованої на встановлені зв'язку механічних властивостей з параметрами міжатомної взаємодії та результатів розрахунку розчинності вуглецю, марганцю та кремнію в α-, γ-залізі та цементиті в сплавах системи Fe-Mn-Si-C та аналітичних дослідженнь впливу легуючих елементів на механічні властивості сталі для залізничних коліс, було розроблено хімічний склад дослідних злитків малого об'єму для виплавки в лабораторних умовах.

Виконана виплавка чотирьох дослідних плавок для коліс класу «D» з різним вмістом легуючих елементів, та отримані зливки масою 8-10 кг для досліджень. Встановлено, що структура дослідних зливків має, в основному, перлітну структуру з незначною кількістю (2-4%) доевтектоїдного фериту, що цілком задовольняє вимоги стандарту AAR M-107/M-208 до коліс класу D. Механічні властивості термічно оброблених зразків, відібраних від гарячедеформованих злитків із легованих сталей, значно перевищують вимоги стандарту AAR M-107/M-208 до коліс класу D (відносне видовження > 14%; границя міцності >1082 МПа).

За результатами лабораторних досліджень розроблено хімічний склад сталі та температурно-часові параметри термічної обробки коліс, що в сукупності забезпечило отримання високого комплексу механічних властивостей дослідних коліс класу D у відповідності до вимог стандарту AAR M-107/M-208. Показана принципова можливість отримання високого комплексу характеристик міцності та пластичності залізничних коліс з формуванням мікроструктури без утворення мартенситу при деформаційній та термічній обробці за режимами, наближеними до умов виробництва залізничних коліс на ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ».

Розроблено хімічний склад сталі, що дозволяє виготовляти залізничні колеса, які відповідають вимогам до залізничних коліс класу D за стандартом

AAR M-107 / M-208, % 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. .

Розроблений режим термічного зміцнення, а саме температура нагрівання під прискорене охолодження 840 +10°С, тривалість прискоренного охолодження - 170 ±5 с, витрата охолоджуючої рідини 60-65 $м^3$/год., тривалість підстужування коліс - 35 ±5 хв.; відпуск при температурі 600°С +10°С на протязі 3 год. 00 хв. -10 хв., дозволяє отримати в залізничних колесах класу D з розробленої сталі рівень механічних властивостей, що відповідає вимогам AAR M-107/M-208.

За результатами проведеної роботи по визначенню силових параметрів випробувань, а також з урахуванням загальних вимог нормативної документації (ГОСТ 30480, ГОСТ 23.204 та Р 50-54-30) розроблено «Методику проведения испытаний на износостойкость и контактно-усталостную прочность образцов из сталей» для проведення порівняльних досліджень зносостійкості і на відшарування під навантаженням металу коліс класу С і D, виготовлених за стандартом М 107/М208. Методику випробувань узгоджено через Rusin Consulting Ltd. з Association of American Railroads (AAR)

Результати порівняльних випробувань зразків з коліс №№ 29, 32 та 41 класу D (пл. № 12865) на зносостійкості показали, що метал коліс класу D має більший рівень зносостійкості в порівняні з металом класу С – втрата маси 3,8 г після 500 тис. циклів для класу D проти 4,1 г після 500 тис. циклів для класу С, що дорівнює ~ 10 %

Результати порівняльних випробувань зразків з коліс №№ 29, 32 та 41 класу D (пл. № 12865) на контактно-втомну міцність (відшарування) показали, що метал коліс класу D має більшу стійкість до відшарування (на 52,9–76,4%) у порівнянні із зразками, виготовленими із колеса класу С – 2,6-3,0 млн. циклів до появи вищербин проти 1,7 млн. циклів відповідно.

За результатами лабораторних випробувань злитків дослідноко складу для дослідно-промислового опробування 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 ≤ 0,025; P ≤ 0,03; Mo ≤ 0,01; Cu ≤ 0,25; Al = 0,02-0,03; Ti ≤ 0,05.

Проведені дослідження впливу швидкості охолодження, температури та тривалості відпуску на формування мікроструктури і механічних властивостей низьколегованих дослідних сталей. Для дослідно-промислового опробування рекомендовано наступні параметри термічної обробки: температура нагріву під термічну обробку 850 ºС; швидкість охолодження 5 ºС/с, температура відпуску 550ºС, тривалість відпуску 2год+15хв.

Встановлено, що за твердістю ободу на глибині 3/8″…12/8″ від поверхні кочення, твердістю на поверхні, границею плинності та границею міцності, в'язкістю руйнування та відносним видовженням дослідні колеса відповідають вимогам компанії TTCI

Встановлено позитивний вплив дослідного хімічного складу системою легування Al-Ti-N в сталях для залізничних коліс з вмістом вуглецю до 0,60% на показники в'язкості та пластичності при дещо нижчих показниках міцності і твердості у порівнянні з високоміцною сталлю марки Т, що нормується ДСТУ ГОСТ 10791-2016.

Розроблено режими термічної обробки дослідних сталей, що забезпечують високий рівень твердості зразків. Показано, що після охолодження стиснутим повітрям від температури 850°С та наступного відпуску при 500 °С протягом 2 годин дослідних сталей, з легуючою системою Al-Ti-N формується ферито-перлітна структура з високим комплексом механічних властивостей.

Встановлено закономірність зміни твердості від відстані до поверхні з однобічним охолодженням. Це дозволило дослідити схильність дослідних сталей до утворення дефектів термічного походження на поверхні кочення залізничних коліс.

Доведено, що сталі 2+ (Al-Ti-N) та К+ (Al-Ti-N) мають меншу на 20-30% зону структурних змін у порівнянні зі сталями марки Т та К , що свідчить про більшу стійкість до утворення дефектів термічного походження на поверхні кочення залізничних коліс.

Досліджено зносостійкість сталей для залізничних коліс різного хімічного складу. Встановлено, що зносостійкість сталей дослідного складу незначно поступається зносостійкості сталі марки Т та значно перевищує зносостійкість сталі марки 2 за ДСТУ ГОСТ 10791:2016.

4.5 Список використаних джерел в розділі 4

У розділі 4 використані джерела [147-160]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 5
ОБҐРУНТУВАННЯ СПОСОБУ СТВОРЕННЯ ОДНОРІДНОЇ СТРУКТУРИ ПО ПЕРЕРІЗУ ОБОДУ ЗАЛІЗНИЧНОГО КОЛЕСА ТА ВИСОКОГО КОМПЛЕКСУ МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ

При кристалізації сталевого злитка формується хімічна мікронеоднорідность, пов'язана з дендритною ліквацією. Оскільки і для кремнію, і для марганцю, і для сірки характерна пряма дендритна ліквація (виштовхування домішкових і легуючих елементів в міждендритний простір під час росту дендритів при кристалізації сталі), то в цих мікрооб'ємах утворюється сталь іншого хімічного складу [161].

В процесі прискореного охолодження ділянки аустеніту з підвищеним вмістом кремнію і марганцю можуть зазнавати $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення по бездифузійному і проміжному механізму і являють собою структури з голчатою морфологією (мартенсит і бейніт).

Зміна фазового складу і неоднорідність структурного стану є недопустимими згідно окремих нормативних вимог та можуть призводити до зниження механічних властивостей ободів залізничних коліс і зменшення загальної експлуатаційної надійності цих виробів.

5.1 Дослідження впливу швидкості охолодження на формування структурного стану та рівень механічних властивостей сталей для залізничних коліс з різним вмістом вуглецю (0,63 і 0,68% мас.) в межах однієї марки

Для дослідження впливу хімічного складу в межах марки та швидкості охолодження на формування структурного стану та рівень механічних властивостей сталей для залізничних коліс був проведений лабораторний експеримент.

Були виготовлені модельні вироби для визначення швидкості охолодження, мікроструктурного аналізу та для виготовлення зразків для

механічних випробувань з метою встановлення закономірностей впливу хімічної мікронеоднорідності на кінетику розпаду аустеніту та на рівень механічних властивостей залізничних коліс різного хімічного складу, що формується при цьому.

Модельні зразки піддавали попередній термічній обробці – відпалу – для забезпечення однорідності вихідної структури. Під час експерименту термічна обробка була подібна обробці для промислового вироба:

- Температура нагріву під гартування - 900ºС;
- Час аустенітизації – 2 год. 30 хв.;
- Гартування в маслі;
- Відпуск – 500 ºС;
- Час відпуску – 2 год. 30 хв.;

Під час охолодження криві залежності температура-час реєстрували за допомогою світлопроменевого осцилографа Н117/1 з наступною розшифровкою записів і визначенням середньої швидкості охолодження.

Різні швидкості охолодження забезпечувалися завдяки варіаціям у діаметрах зразків 12, 14, 16, 18, 20, 22, 24, 26, 28 та 30 мм (рис. 5.1).



Рисунок 5.1 - Модельні зразки «Циліндр» різного діаметру

Фактичні середні швидкості, які було досягнуто в центральній зоні циліндрів зі сталей з різним вмістом вуглецю, наведено в таблиці 5.1. Швидкість 0,02 ºС/с реалізувалася при охолодженні з піччю. Хімічний склад досліджуваних сталей наведено в табл. 2.2.

На рисунку 5.2 представлені структурні діаграми досліджуваних сталей.

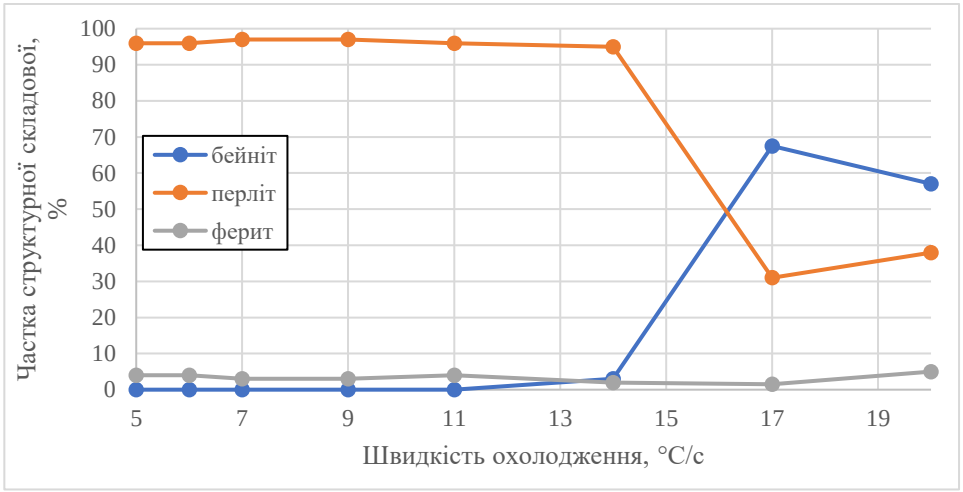
Таблиця 5.1 - Структурні складові та механічні властивості сталей для залізничних коліс марки «Т» після охолодження з різними швидкостями

Вміст вуглецю, %	Швидкість охолодження, ºС/с	% складової			Твердість, HRC	KCU^{+20}, Дж/см^2
		бейніт	перліт	ферит		
0,63	20	57	38	5	34	
	17	67,5	31	1,5	35	
	14	3	95	2	34-35	
	11		96	4	35	
	9		97	3	33-34	
	7		97	3	33	
	6		96	4	32-33	
	5		96	4	32-33	
0,68	17	10	88,5	1,5	40,08	37,6
	14		98	2	40,08	38,9
	11		98	2	40,17	40,8
	5		95	5	38,33	40,8
	1		95	5	35,5	41,1
	0,02		90	10	15	22,5

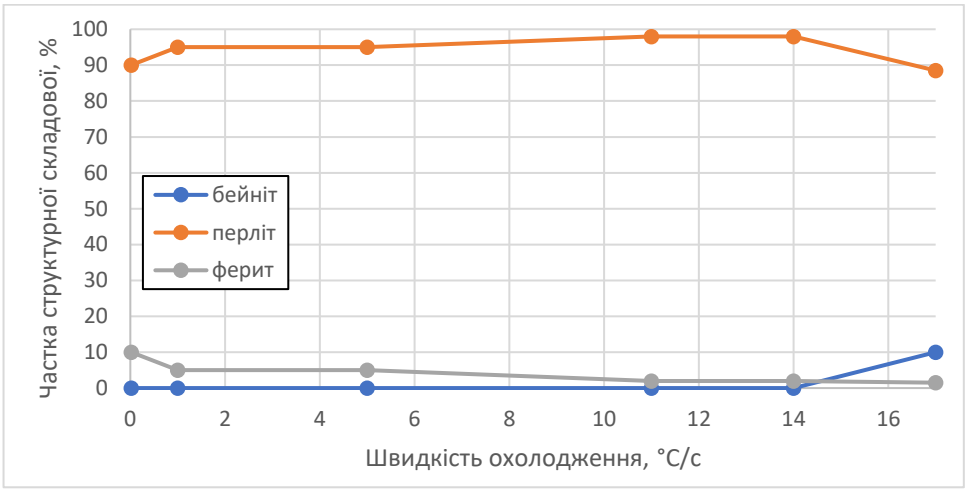
В результаті експерименту встановлено, що для сталі марки «Т» з вмістом вуглецю 0,63% бейнітні структури спостерігали при швидкостях охолодження більших за 14ºС/с (рис. 5.3), а з подальшим зменшенням швидкості охолодження до 5ºС/с структурні складові та їх співвідношення суттєво не змінювались та являли собою 96-97% перліту з 3-4% доевтектоїдного фериту.

При охолодженні сталі марки «Т» з 0,68%С структури бейніту спостерігали при швидкості охолодження 17ºС/с (рис. 5.4) у невеликій кількості (до 10%). При зменшенні швидкості охолодження (збільшення діаметру

заготовки) формується феритно-перлітний стан. При швидкостях охолодження 5-14 ºС/с спостерігали утворення голчатого фериту. При охолодженні з піччю зі швидкістю 0,02ºС/с утворилась максимальна кількість фериту (10%), перліт мав грубу структуру з великою міжпластинчастою відстанню.



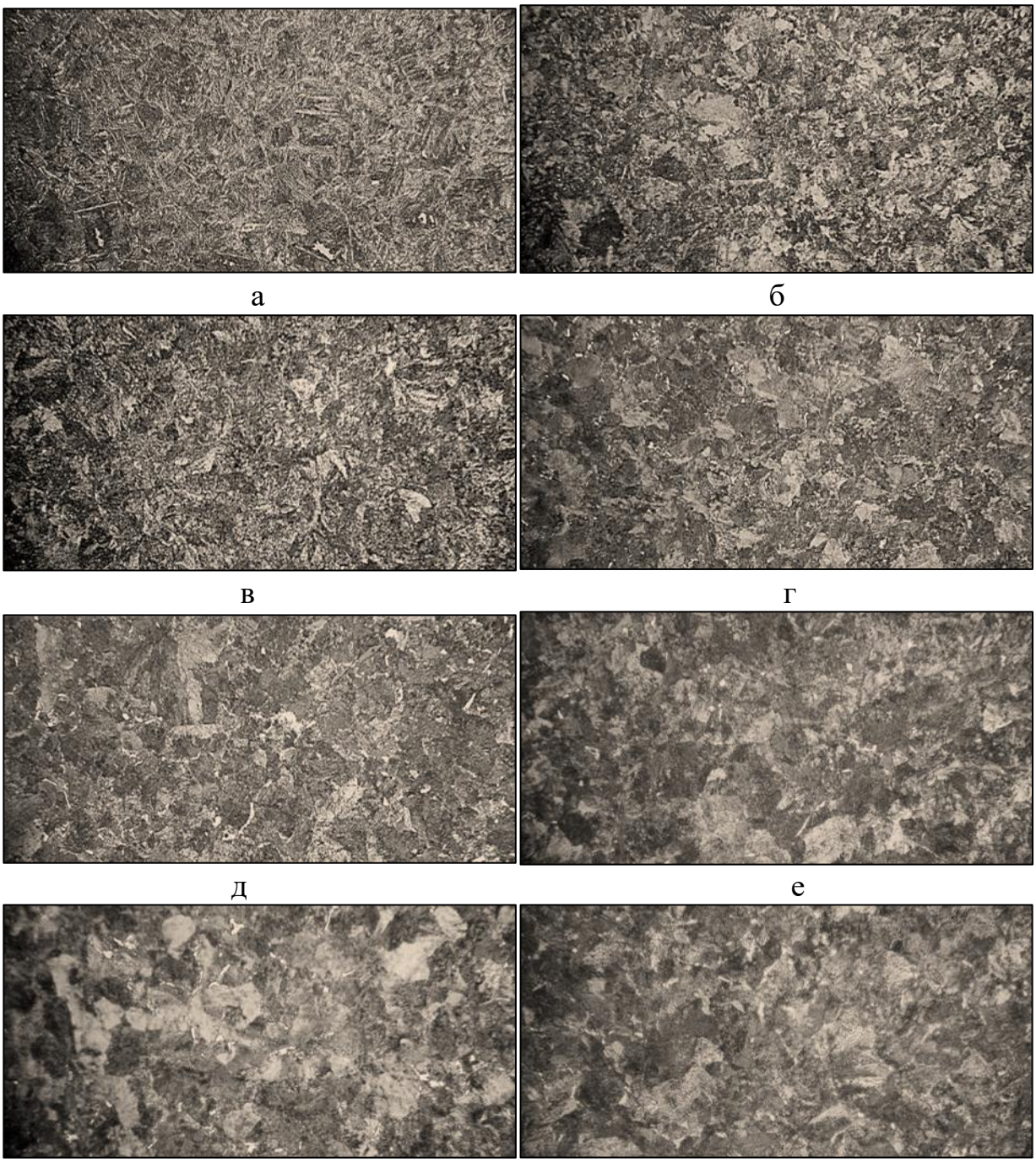
а



б

Рисунок 5.2 - Структурні діаграми кінетики розпаду аустеніту при безперервному охолодженні сталі марки Т за ДСТУ ГОСТ 10791:2016: а- з 0,63% С, мас.; б – 0,68 %С (мас.)

На всіх досліджуваних зразках вимірювали твердість за Роквеллом. Для дослідження впливу швидкості охолодження на в’язкі властивості металу зі сталі з вмістом вуглецю 0,68% виготовили зразки для визначення ударної в’язкості. Результати механічних випробувань представлені в таблиці 5.1. Залежності механічних властивостей сталі марки «Т» від швидкості охолодження представлені на рис. 5.5 і 5.6.

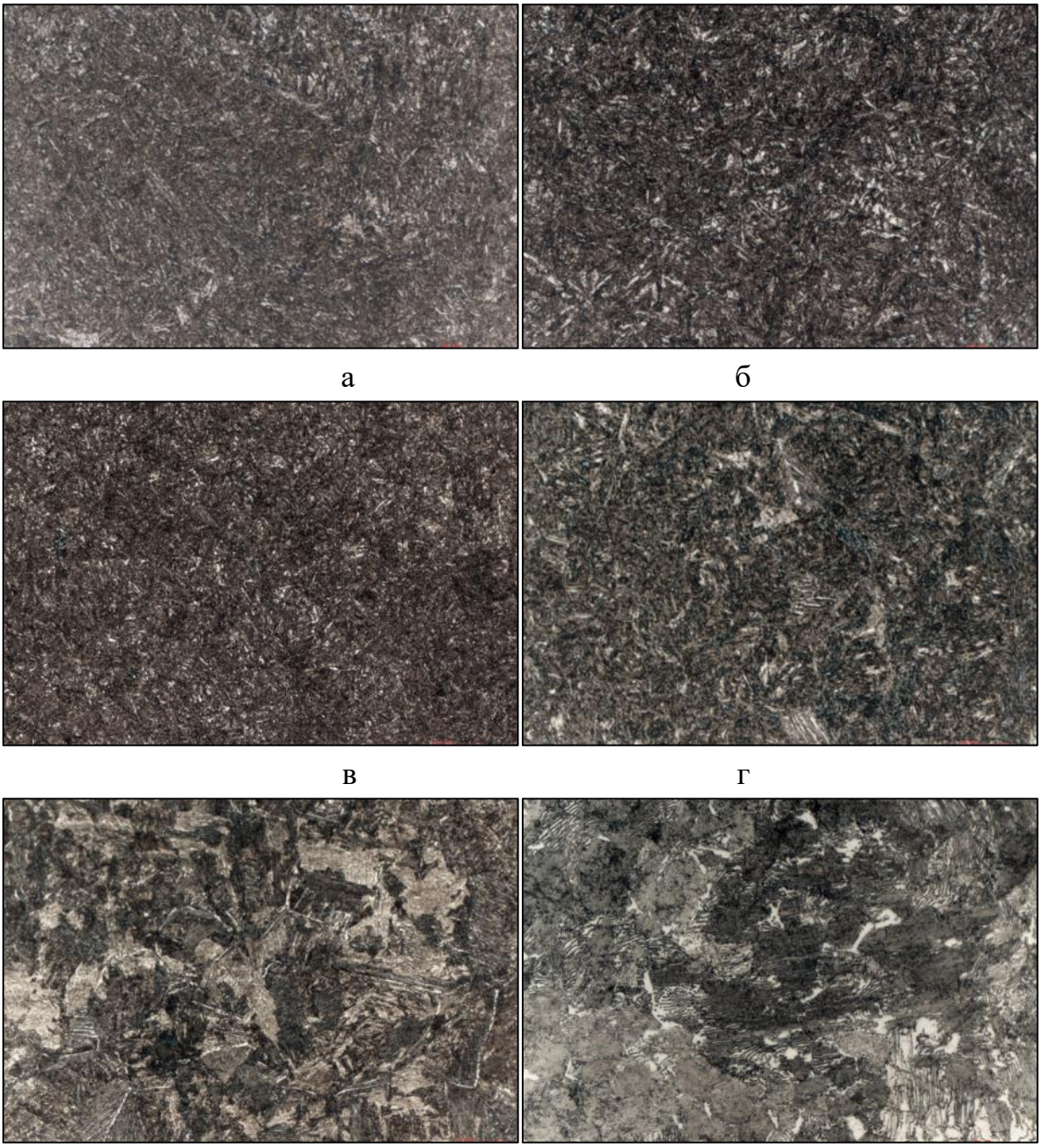


а- 20°С/с; б - 17°С/с; в - 14°С/с; г - 11°С/с; д - 9°С/с; е - 7°С/с; ж - 6°С/с; з - 5°С/с

Рисунок 5.3 - Мікроструктура сталі для залізничних коліс марки «Т» з 0,63% С після охолодження з різною швидкістю. ×400

При аналізі закономірності впливу швидкості охолодження на в’язкість руйнування (рис. 5.5) видно, що найбільші її значення відповідають швидкостям охолодження 1-11°С/с. При подальшому збільшенні швидкості охолодження значення ударної в’язкості починають зменшуватись. Мінімальне значення цієї

механічної характеристики відповідає стану після відпалу з охолодженням з піччю. Ймовірно, це пов’язано с тим, що тріщина при руйнуванні зразка під час випробування на своєму шляху зустрічала менше перешкод у вигляді границь між пластинами фериту і цементиту перліту.



а б в г д е

а - 17°С/с; б - 14°С/с; в - 11°С/с; г - 5°С/с; д - 1°С/с; е - 0,02°С/с

Рисунок 5.4 - Мікроструктура сталі для залізничних коліс марки «Т» з 0,68% С після охолодження з різною швидкістю. ×800

Тому термічна обробка з прискореним охолодженням є необхідною операцією, що забезпечує значне підвищення всього комплексу механічних властивостей.

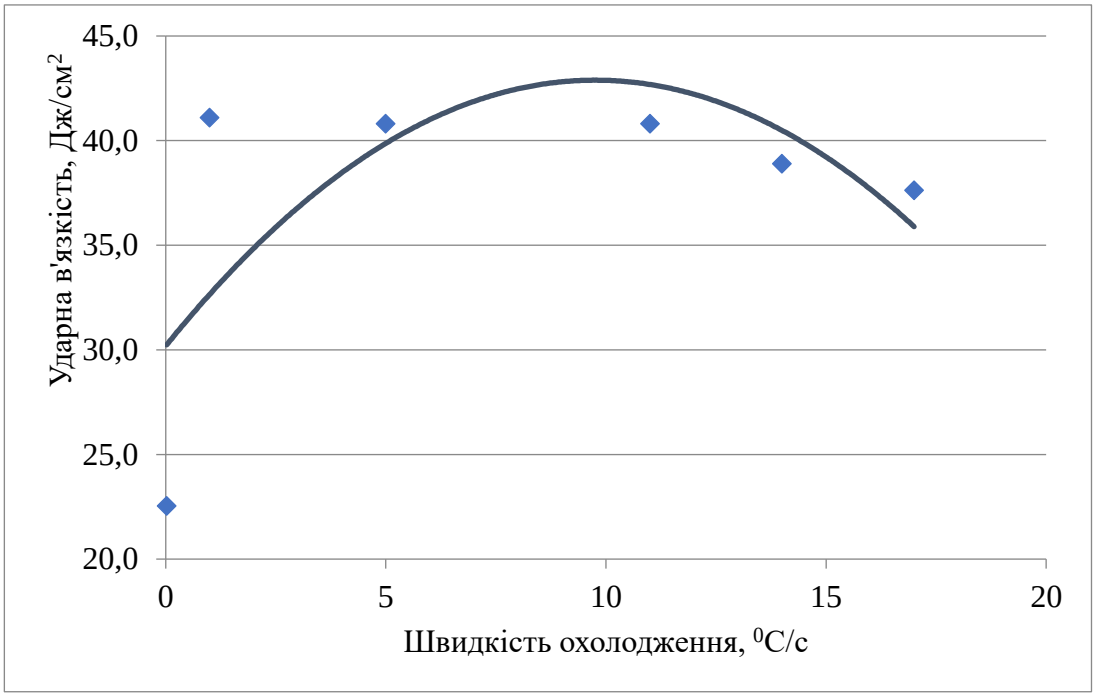


Рисунок 5.5 - Ударна в’язкість сталі для залізничних коліс марки «Т» з 0,68%С після охолодження з різними швидкостями охолодження та наступним відпуском

На рис. 5.6 показана залежність твердості сталі від швидкості охолодження після наступного відпуску за режимом, наближеним до технології виробництва залізничних коліс марки «Т» на ПАТ «ІНТЕРПАП НТЗ». З рисунку видно, що при швидкостях охолодження від 11 ºС/с і вище в діапазоні, що досліджувався, твердість має близькі значення та майже не змінюється. При зниженні швидкості охолодження відбувається зниження твердості. Такий характер зміни властивості спостерігали для обох досліджуваних сталей: є відмінність в абсолютних значеннях твердості, але якісно вони близькі. Як ми бачимо з таблиці 5.1 коливання вмісту вуглецю в межах марочного (до 10%) призводять до того, що при вмісту вуглецю 0,68%С бейніт утворюється при швидкості

охолодження 17 ºС/с, а при вмісті вуглецю 0,63%С бейніт утворюється вже при 14 ºС/с у невеликій кількості, а при 17 ºС/с він вже є основною структурною складовою. Аналіз рис. 5.5 та 5.6 дозволяє зробити висновок, що при наявності структур бейніту (при неоднорідній структурі) спостерігається зниження механічних властивостей сталей для залізничних коліс. Таким чином, необхідно призначувати режими прискореного охолодження в процесі зміцнюючої термічної обробки залізничних коліс з урахуванням можливих локальних змін хімічного складу.

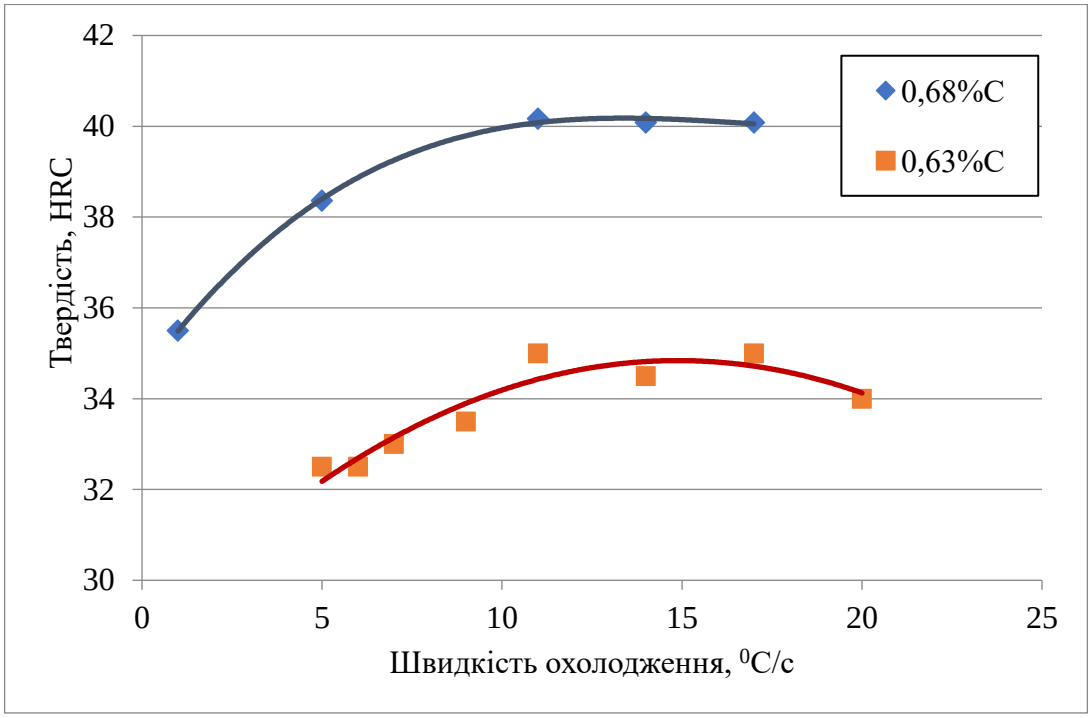


Рисунок 5.6 - Твердість сталей для залізничних коліс марки «Т» з 0,68%С і 0,63%С після охолодження з різними швидкостями охолодження та наступним відпуском

Так, для сталей марки Т рекомендовано проводити термічну обробку ободу залізничного колеса зі швидкостями в інтервалі 1-11ºС/с, що забезпечить відсутність голчатих структур та зниження в'язких властивостей колеса. Наближення до верхньої межі у рекомендованому інтервалі швидкостей охолодження забезпечить більш високий рівень твердості.

5.2 Дослідження впливу структур гартування на показники в'язкості руйнування залізничних коліс

Мікроструктурному аналізу піддавалися шліфи зі сталі марки ER7 (пл. № 10236), виготовлені з компактних зразків після випробувань на в'язкість руйнування K_{1C}. Дослідження проводилися на чотирьох зразках, вирізаних із одного колеса, з різним рівнем в'язкості руйнування K_{1C} (зразок № 3 - максимальне значення K_{1C}; № 4 та № 5 - мінімальні значення K_{1C}; № 6 - найбільш близьке до середнього значення K_{1C}) (табл. 5.2).

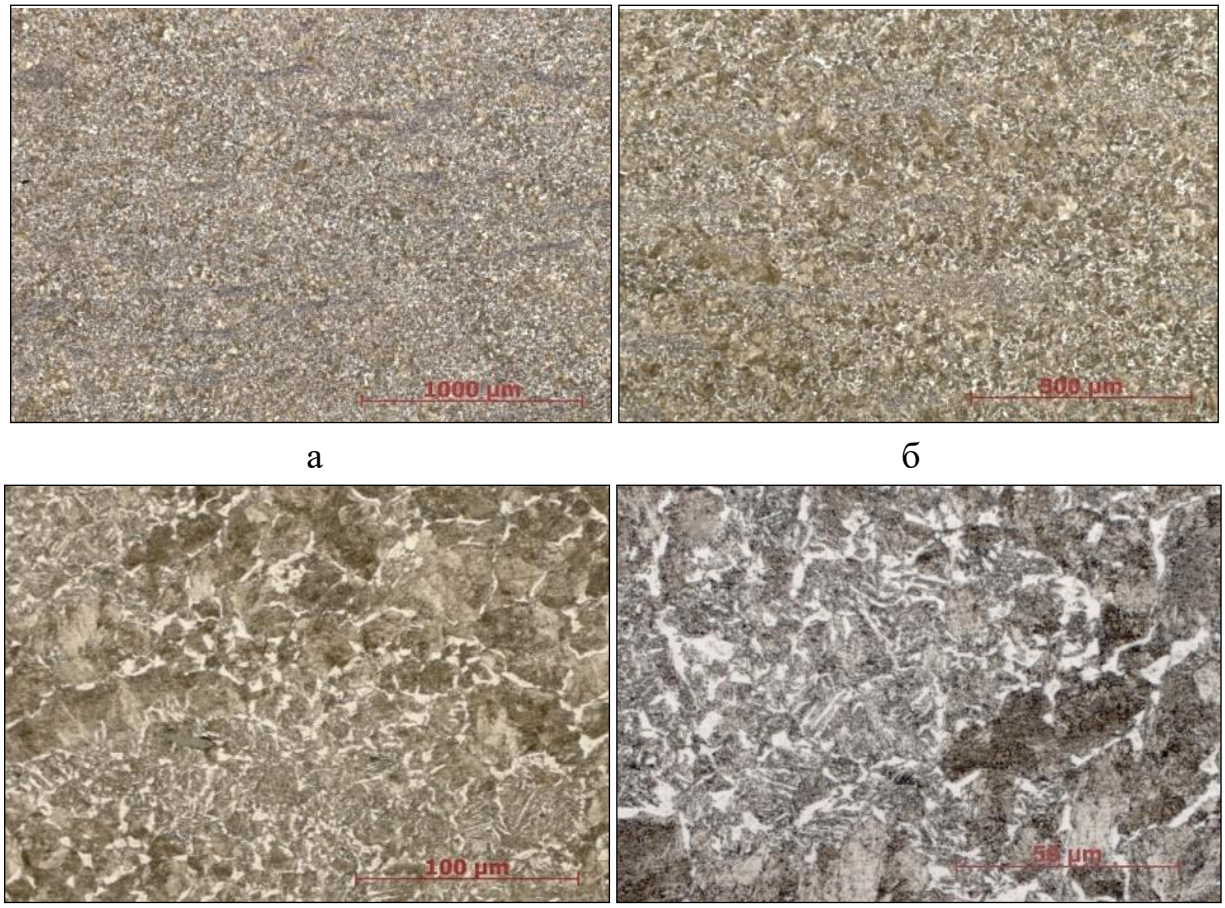
Таблиця 5.2 - В'язкість руйнування зразків коліс із сталі марки ER7

В'язкість руйнування	№ зразка					
	1	2	3	4	5	6
K_{1C}, МПа·м$^{1/2}$	99,6	83,7	106,0	78,0	77,9	85,3

Аналіз мікроструктури показав (рис. 5.18-5.20), що вона являє собою перлітну структуру з невеликою кількістю доевтектоїдного фериту, який виділяється по границям аустенітних зерен. Розмір зерна в досліджуваних зразках приблизно однаковий і дорівнює 6-7 балу. Зустрічаються також зерна п'ятого та восьмого бала. Кількість доевтектоїдного фериту в досліджуваних зразках також практично не відрізняється і в середньому дорівнює ~ 8%. Таким чином, розмір зерна і кількість доевтектоїдного фериту не могли впливати на рівень в'язкості руйнування досліджуваних зразків.

Відмінною особливістю мікроструктури досліджуваних зразків є її неоднорідність (на фотографіях видно темні і світлі ділянки на тлі основної структури (рис. 5.7-5.9). Причому в зразку з максимальним значенням в'язкості руйнування зазначена неоднорідність практично відсутня (див. рис. 5.7). Водночас у зразках з мінімальним значенням K_{1C} (див. рис. 5.8 і 5.9) вона виражена сильніше. Аналіз мікроструктури при збільшенні ×500 крат показав, що ці ділянки являють собою бейніт з характерною для нього голчатою

структурою. Така неоднорідна структура чинить негативний вплив на в'язкість руйнування $К_{1С}$. При цьому загальна закономірність зберігається – чим більше бейніту, тим нижче в'язкість руйнування $К_{1С}$. Таким чином, показано, що утворення окремих ділянок бейнітної структури в досліджуваній сталі чинить негативний вплив на в'язкість руйнування $К_{1С}$. Загальний вигляд зламів показаний на рис. 5.10.



а б

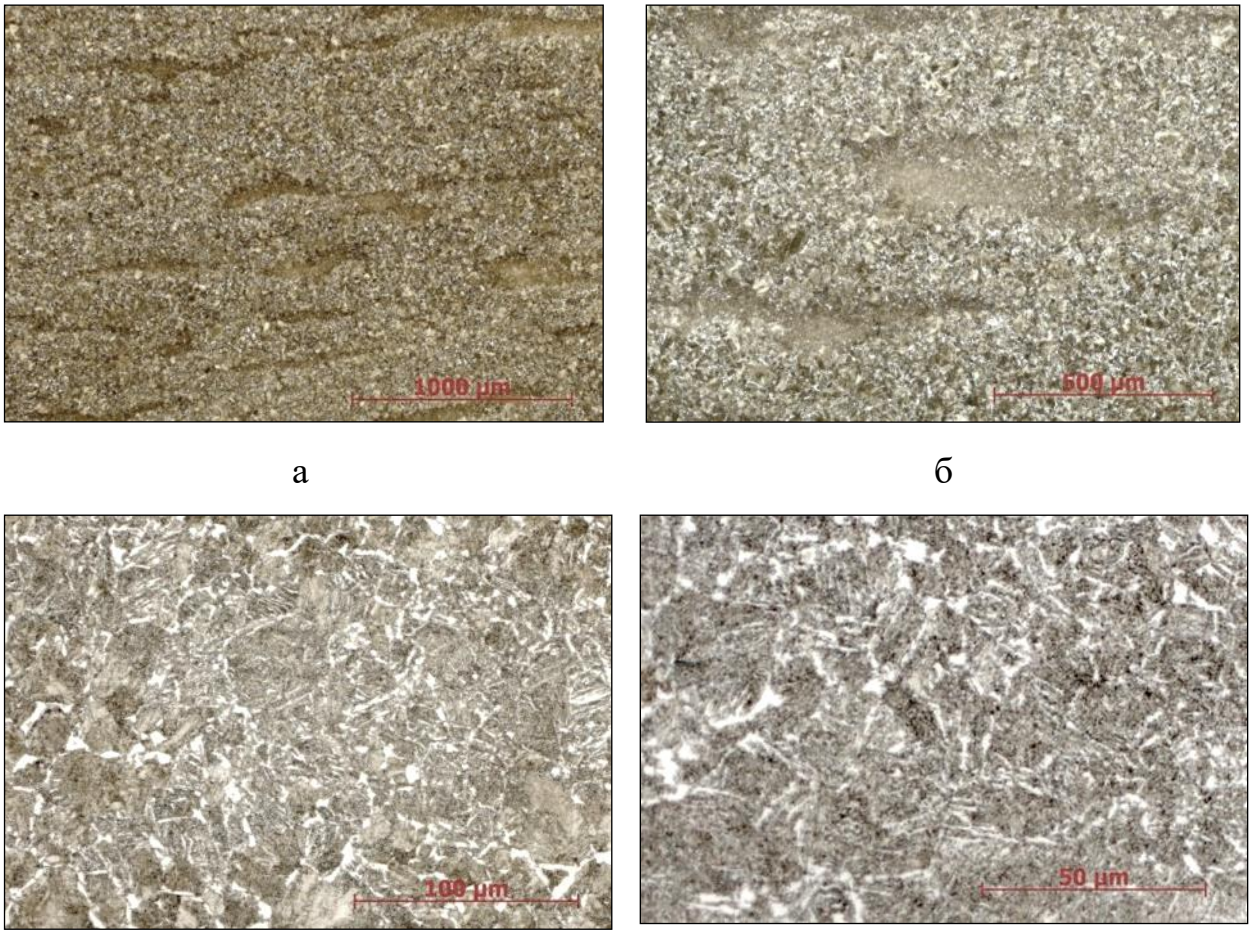
в г

а - ×50, б - ×100, в - ×200, г - ×800

Рисунок 5.7 - Мікроструктура зразка №4, $К_{1с}$=78,0 МПа·м$^{1/2}$

В роботі також були проведені дослідження в’язкості руйнування $К_{1с}$ другої серії зразків. Матеріалом для дослідження були дві пари зразків після випробувань на в'язкість руйнування з двох плавок сталі для залізничних коліс марки ER7. Відібрані зразки показали максимальний і мінімальний рівень

в’язкості руйнування (табл. 5.3): 1-а пара-зразки № 2 та № 6 з обода колеса плавки №10711; 2-а пара - зразки № 7 та № 10 з обода колеса плавки №10713 (рис. 5.11-5.14).



а б

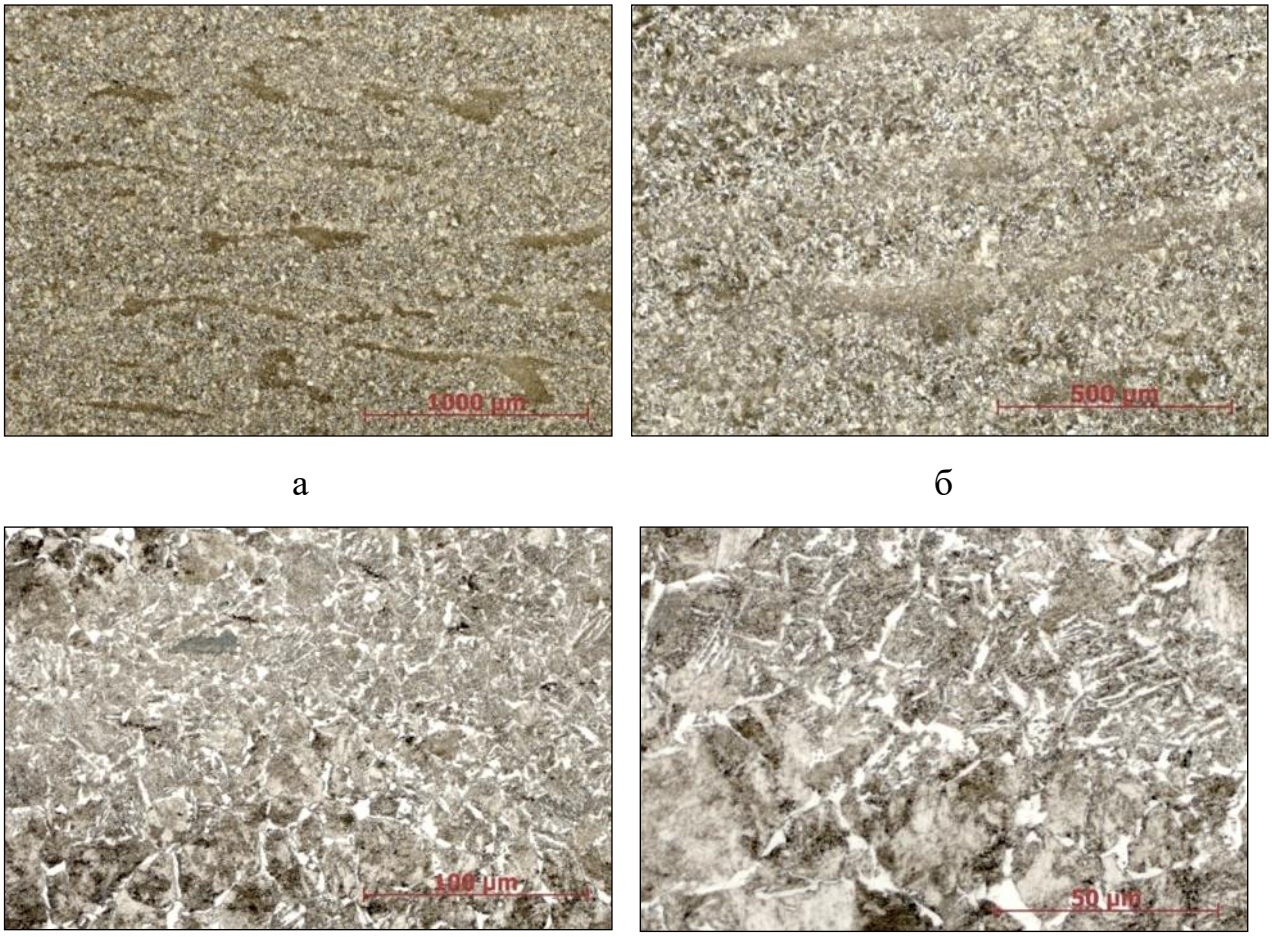
в г

а - ×50, б - ×100, в - ×200, г - ×800

Рисунок 5.8 - Мікроструктура зразка №5, K_{1c}=77,9 МПа·м$^{1/2}$

Детальний аналіз мікроструктури показав, що в зразку №10, що характеризується більш низьким значенням в'язкості руйнування, крім сорбітоподібного перліту з виділеннями доевтектоїдного фериту по границях колишніх аустенітних зерен присутні структури з голчастою морфологією (ймовірно, бейнітної структури). Вони зосереджені, в основному, в мікрооб'ємах, збагачених марганцем (ділянки коричневого

кольору на фотографіях мікроструктури після травлення пікратом натрію) - рис. 5.14. Визначена за допомогою кількісної металографії об'ємна частка структур з голчатою морфологією склала до 17,0%.



а б

в г

а - ×50, б - ×100, в - ×200, г - ×800

Рисунок 5.9 - Мікроструктура зразка №6, $К_{1с}$=85,3 МПа·м$^{1/2}$

Таблиця 5.3 - Значення в'язкості руйнування $К_{1С}$ дослідних зразків

№ плавки	№ зразка	$К_{1С}$, МПа·м$^{1/2}$
10711	2	88,0
	6	120,0
10713	7	132,0
	10	77,4



1 2 3

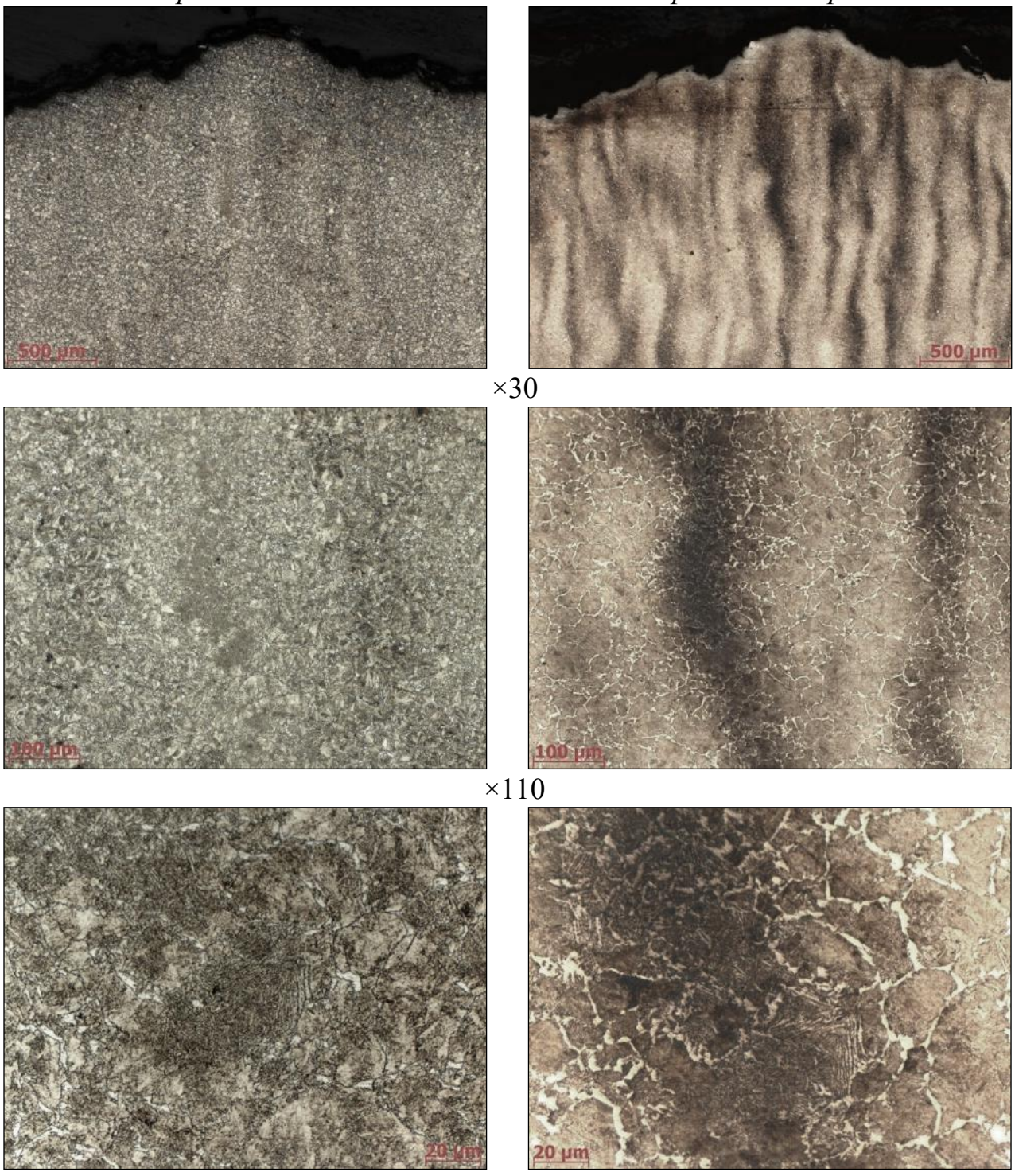


4 5 6

Рисунок 5.10 - Злами зразків № 1-6 на в'язкість руйнування колеса зі сталі марки ER7

Мікроструктура зразка №7 з підвищеними значеннями в'язкості руйнування складається, в основному, з сорбітоподібного перліту з виділеннями доевтектоїдного фериту по границях колишніх аустенітних зерен (рис. 5.13). Структури голчатої морфології при аналізі шліфа даного зразка на оптичному мікроскопі не спостерігали.

після травлення ніталем *після травлення пікратом Na*



×30

×110

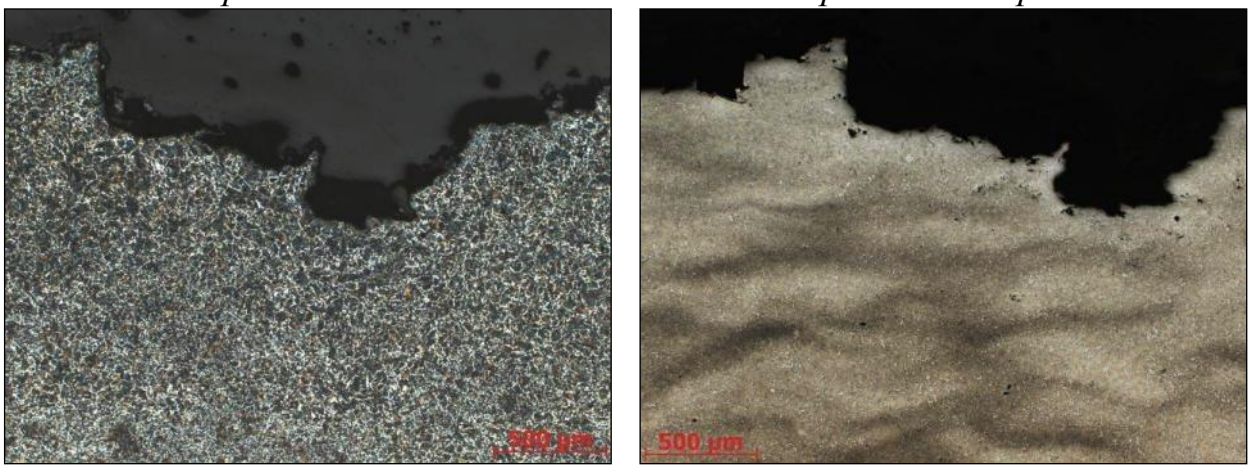
×450

Рисунок 5.11 - Мікроструктура зразка № 2

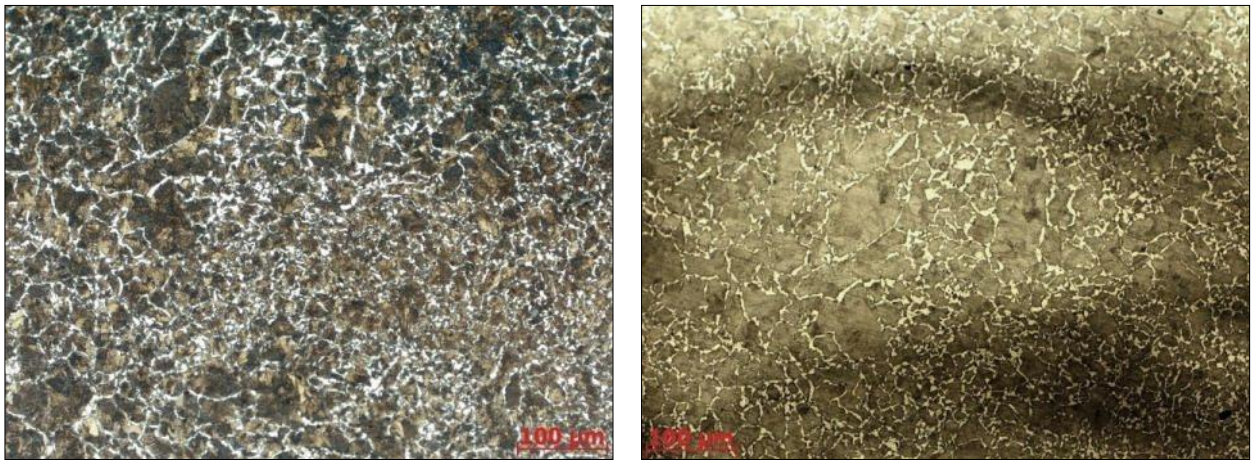
Виходячи з вищевикладеного, можна зробити висновок, що саме присутність в мікроструктурі зразків ободів коліс для визначення в'язкості руйнування, структур з голчатою морфологією спричинило основний вплив на значення в'язкості руйнування. Так, присутність бейніту в кількості від 10

до 15,0% призводить до зниження в'язкості руйнування на 26-40% відповідно. Підвищення кількості бейніту в мікроструктурі в середньому на 1,0% викликає зниження в'язкості руйнування на 2,7%.

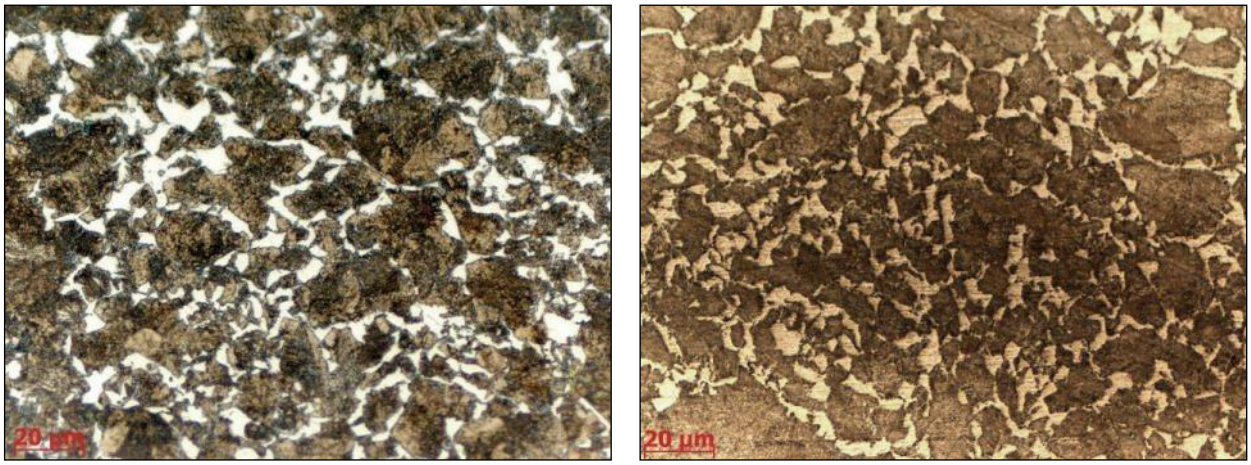
після травлення ніталем *після травлення пікратом Na*



×30



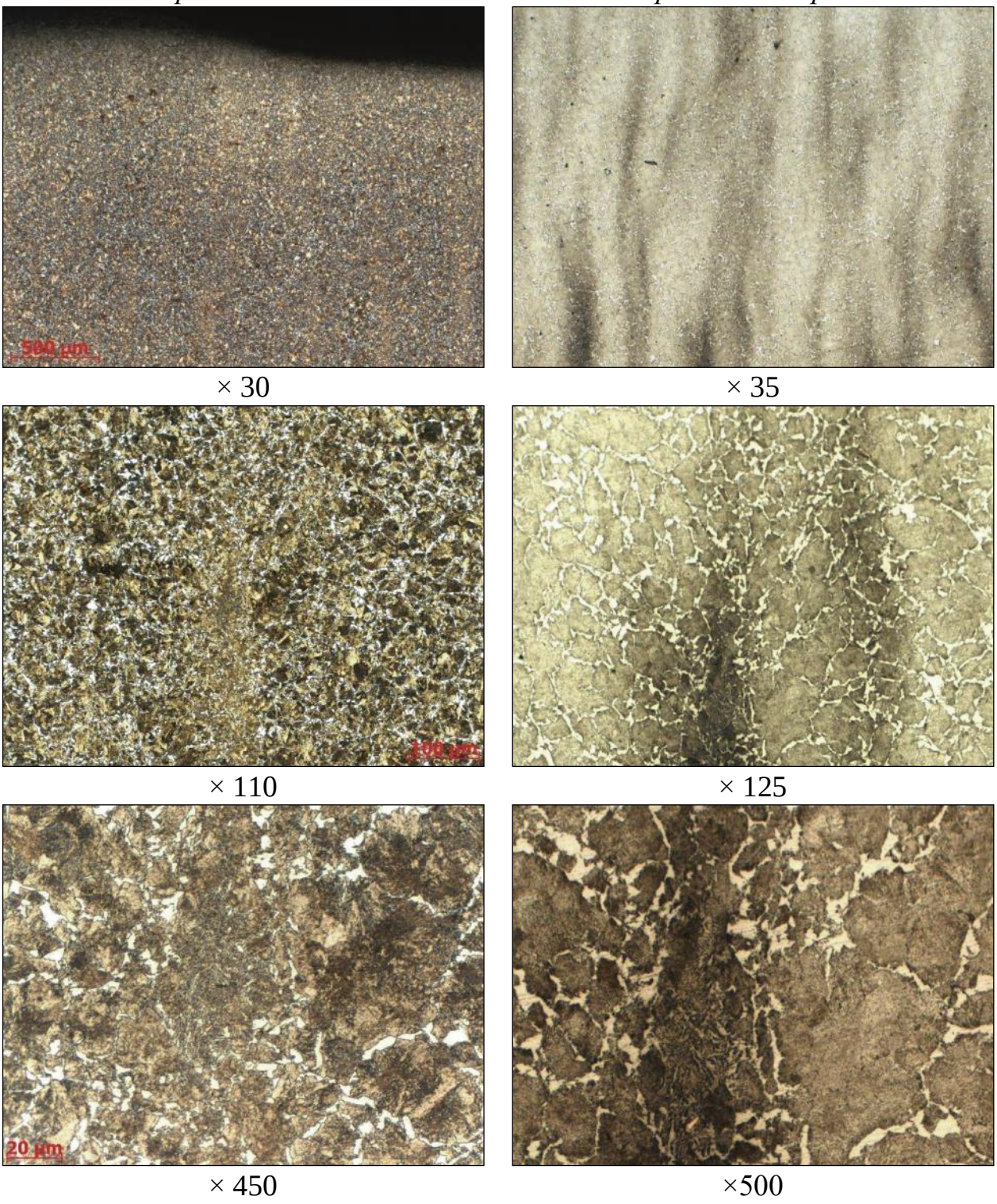
×110



×450

Рисунок 5.12 - Мікроструктура зразка № 6.

після травлення ніталем *після травлення пікратом Na*



× 30 × 35

× 110 × 125

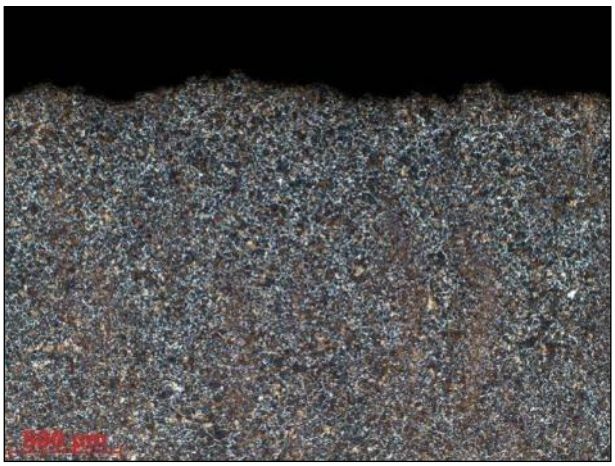
× 450 ×500

Рисунок 5.13 - Мікроструктура зразка № 7.

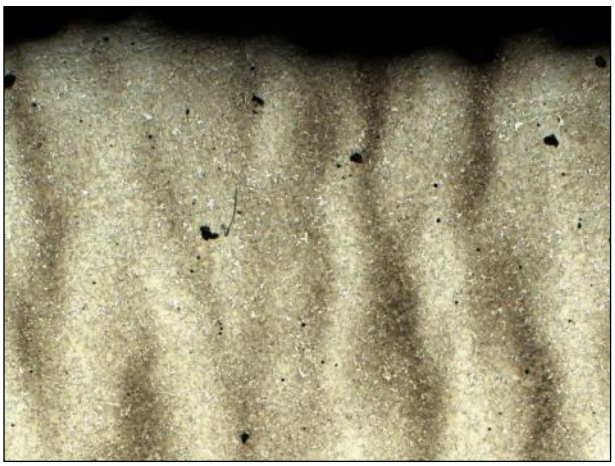
В роботі було досліджено хімічний склад структурних складових зразків з ободу залізничного колеса марки ER7 пл. №10236 в місці з вираженою структурною неоднорідністю (рис 5.15, 5.16). Встановлено, що ділянки з

голчастою структурою (ймовірно верхнього бейніту) мали підвищений вміст марганцю порівняно з перлітом і феритом, розташованим неподалік (табл. 5.4, 5.5).

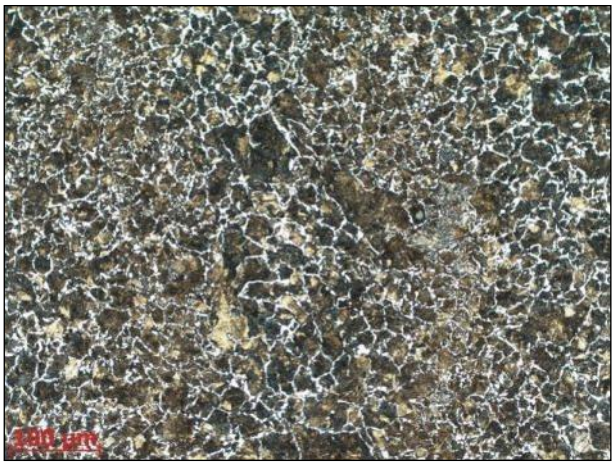
після травлення ніталем *після травлення пікратом Na*



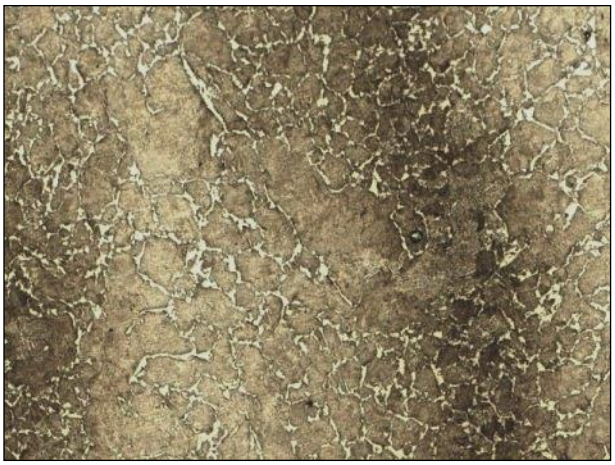
× 30



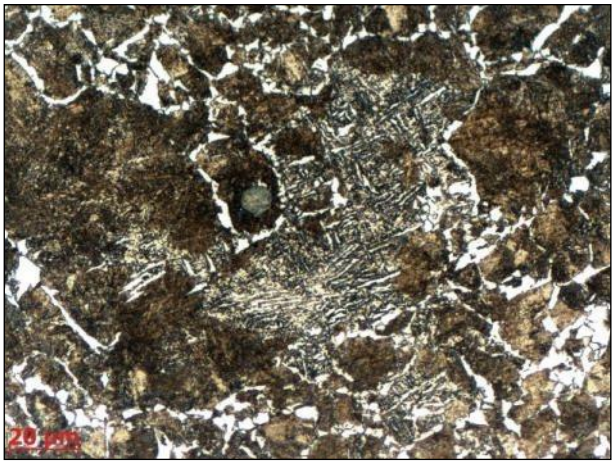
× 35



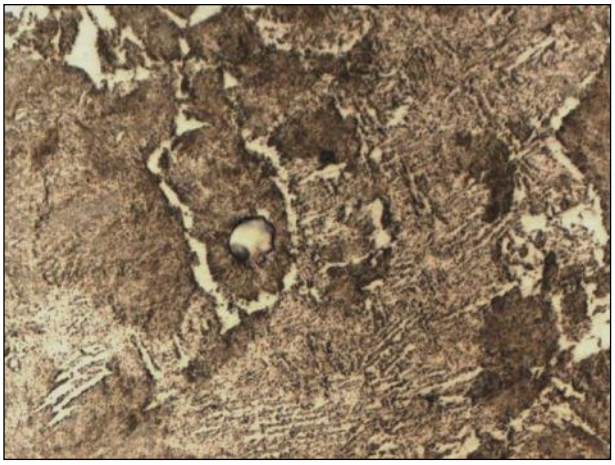
× 110



× 125



× 450



×500

Рисунок 5.14 - Мікроструктура зразка № 10.

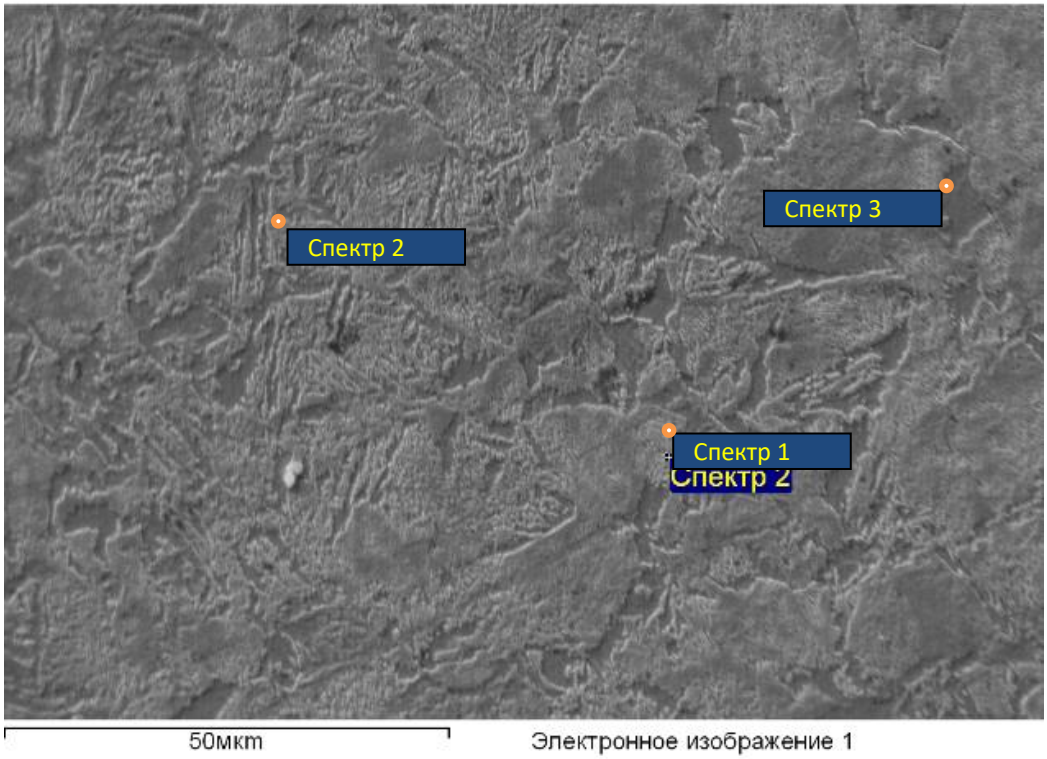


Рисунок 5.15 – Дослідження хімічного складу структурних складових сталі марки ER7 (поле зору 1)

Таблиця 5.4 – Хімічний склад структурних складових сталі марки ER7 (поле зору 1)

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
Cu L	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0.00
Всього	100,00		100,00		100.00	

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.

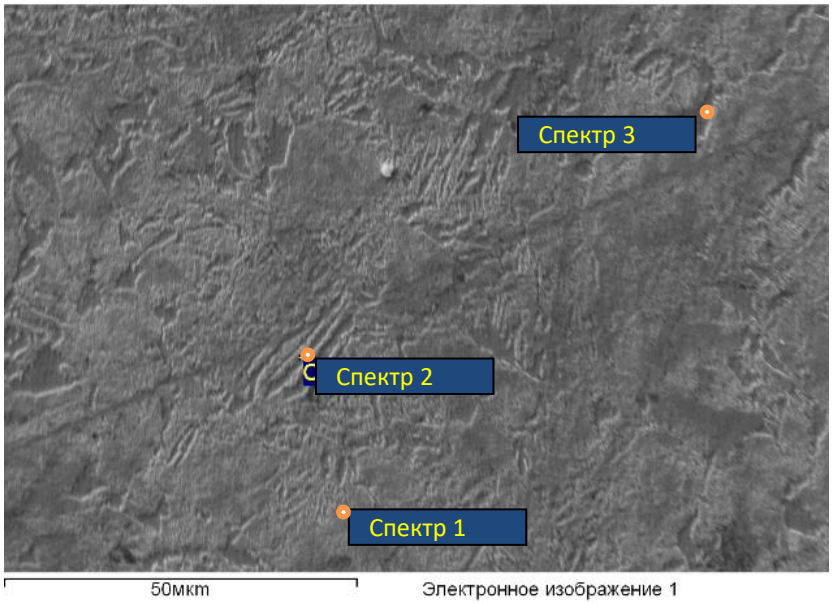


Рисунок 5.16 – Дослідження хімічного складу структурних складових сталі марки ER7 (поле зору 2)

Таблиця 5.5 – Хімічний склад структурних складових сталі марки ER7 (поле зору 2)

Елемент	Масовий %	Атомний %	Масовий %	Атомний %	Масовий %	Атомний %
	перліт (спектр 1)		Бейніт (спектр 2)		Ферит (спектр 3)	
Al K	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Si K	0,41	0,81	0,34	0,68	0,35	0,70
V K	0,00	0,00	0,07	0,07	0,11	0,12
Cr K	0,33	0,36	0,25	0,27	0,19	0,20
Mn K	0,62	0,62	0,75	0,76	0,68	0,69
Fe K	98,64	98,21	98,59	98,21	98,67	98,29
Cu L	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00	0,00
Всього	100,00		100,00		100,00	

5.3 Аналіз за допомогою розрахункової моделі зміни температури по перерізу ободу в процесі термічної обробки коліс зі сталей з різним вмістом легуючих елементів

Термічне зміцнення обода здійснюють по режимах, що забезпечують максимальне подрібнення продуктів розпаду аустеніту (дисперсності перліту), і, в результаті, отримання заданого рівня міцності, твердості, відносного видовження і відносного звуження [162]. Разом з цим, підвищення дисперсності перліту позитивно впливає на в'язкість руйнування і ударну в'язкість обода колеса. Режими зміцнення розробляються відповідно до конкретних коліс: їх конструктивних особливостей, хімічного складу сталі і вимог до їх властивостей.

Але мікроструктурні дослідження ободів залізничних коліс показують, що існуючі режими термообробки призводять в деяких випадках до формування, поряд з феритом і перлітом, структури бейніту в місцях, де може мати місце хімічна мікронеоднорідність.

Таким чином, досягнення високих механічних властивостей обода залізничного колеса з вуглецевої сталі забезпечується за рахунок формування в ній структури тонкодисперсного перліту - сорбіту і доевтектоїдного фериту в невеликій кількості у вигляді сітки по границях колишніх аустенітних зерен без наявності бейнітної структури. Рішенням даної задачі може бути застосування систем гнучкого управління режимами термічної обробки, заснованих на моделюванні процесів фазових і структурних перетворень.

На сьогоднішній день є велика кількість сучасних програмних продуктів, створених на основі кінцево-елементного аналізу, що дозволяють, за допомогою проведення комп'ютерного моделювання удосконалювати технологію виготовлення того чи іншого виробу. Системи автоматизованого проектування, стосовно металів і їх сплавів, дозволяють моделювати процеси лиття, гарячої і холодної пластичної деформації, механічної обробки, зварювання і багато інших.

Структуру і властивості сталі поряд з хімічним складом визначають і умови розпаду аустеніту при її термічній обробці. Якщо відомі швидкості

охолодження по перерізу реальних виробів, то, можна визначити температуру перетворення аустеніту і оцінити одержувану при цьому структуру.

Для розробки раціональних режимів термічної обробки необхідно створити математичну модель розрахунку швидкостей охолодження по перерізу обода колеса при прискореному охолодженні.

В роботі були досліджені температурно-часові параметри охолодження коліс в промислових умовах. Температуру вимірювали пірометром на поверхні кочення колеса. Результати досліджень представлені на рис. 5.17. Для отримання реальних швидкостей охолодження по перерізу обода в лабораторних умовах було проведено наступний експеримент: у фрагмент обода зачеканені термопари на різній глибині від поверхні кочення (5, 15, 30, 45, 60 мм), який потім охолоджували від температури аустенітизації (900°С) за допомогою спреєра, конструкція якого була ідентична тій, що застосовується при термічній обробці залізничних коліс на ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ». Зміна температури по перерізу обода в процесі охолодження представлена на рис. 5.18.

При нагріві коліс під загартування досягається однорідний аустенітний стан сталі, який забезпечує отримання заданої величини зміцнення обода та задовільних значень ударної в'язкості в диску колеса. При цьому від температури нагріву колеса під загартування залежить величина зерна аустеніту в ободі колеса, яка, в свою чергу, істотно впливає на рівень механічних властивостей. З підвищенням температури нагріву перед термічною обробкою сталі повніше розчиняються фази карбіду при нагріванні. В результаті аустеніт більшою мірою збагачується вуглецем.

Моделювання прискореного охолодження колеса проводилося за допомогою методу кінцевих елементів в середовищі програмного комплексу ANSYS. Геометрична модель розбивалася на плоскі чотирьохвузлові кінцеві елементи з одним ступенем свободи (температура) розміром 2,5 мм^2. В якості вихідних умов задавалася температура перед загартуванням 850 ^{0}С. У фізичному сенсі граничні умови приймалися як охолоджувачі вода і повітря, та задавалися у вигляді конвективних навантажень на поверхню колеса, які характеризуються

коефіцієнтом тепловіддачі і температурою охолоджувача. Коефіцієнт тепловіддачі задавався як функція від температури поверхні металу. Для вирішення теплової задачі задавалися наступні температурозалежні властивості сталей: щільність, питома теплоємність і температуропровідність.

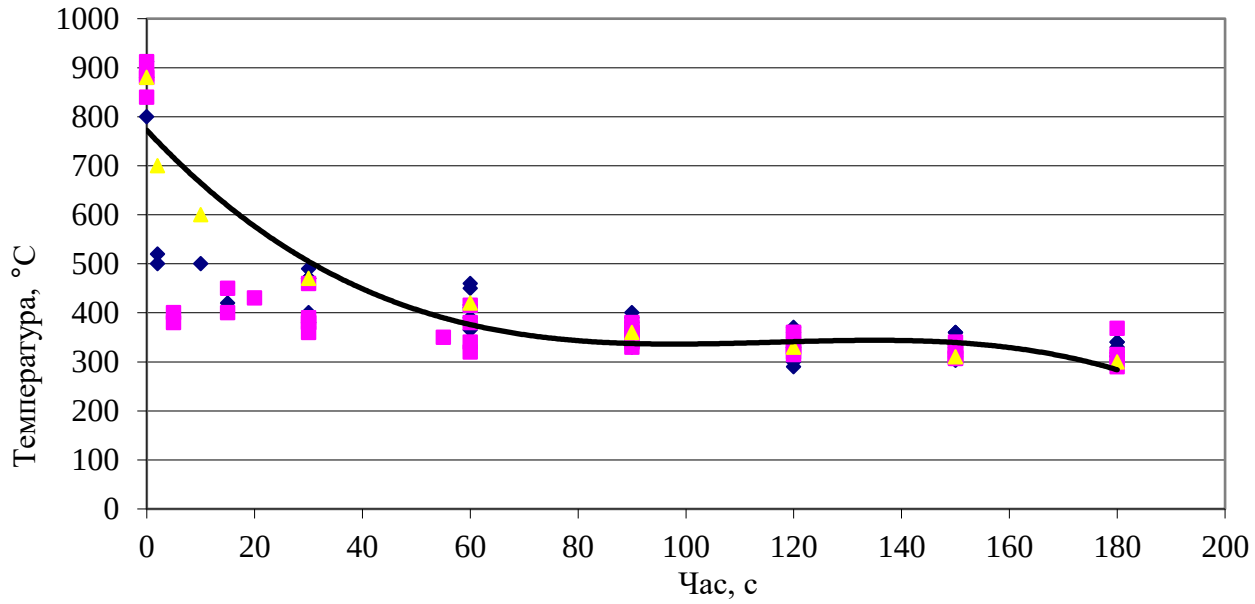


Рисунок 5.17 - Зміна температури обода колеса при охолодженні в промислових умовах при різній витраті охолоджувача: ◆ 80 м^3/год; ■ 100 м^3/год.

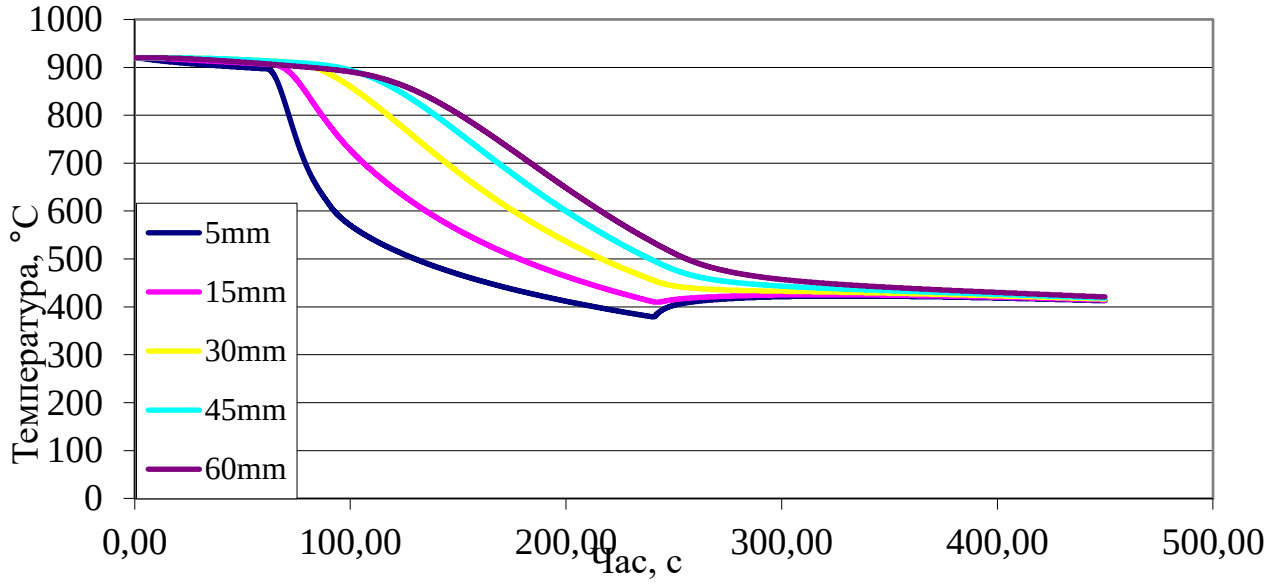


Рисунок 5.18 - Зміна температури по перерізу обода в процесі охолодження спреєром в лабораторних умовах

Значення температури обода залізничного колеса в різних його зонах після гарту протягом охолодження були отримані шляхом рішення методом кінцевих елементів диференціального рівняння теплопровідності (рівняння Фур'є):

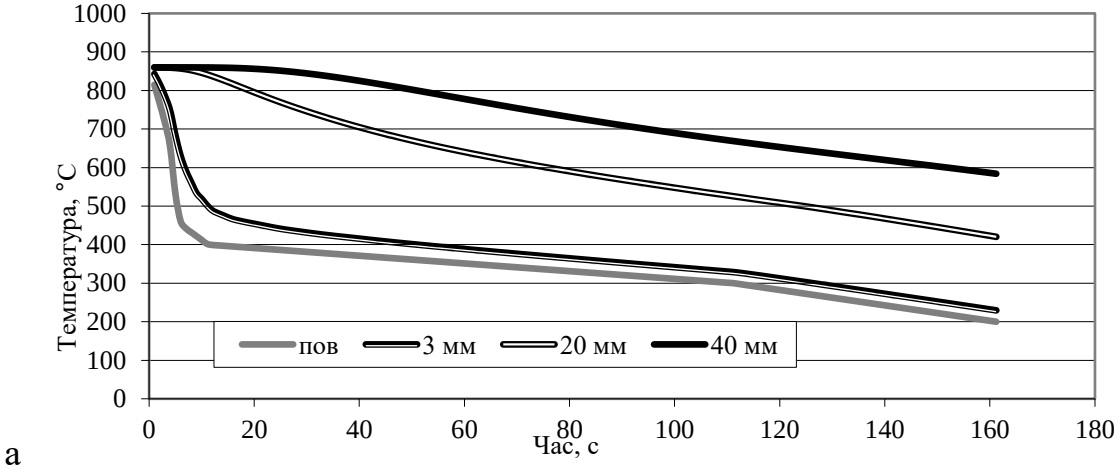
$$\frac{\partial t}{\partial \tau} = a\nabla^2 t + \frac{q_v}{c\rho}, \qquad (5.1)$$

де t - температура; τ - час; а - коефіцієнт температуропровідності; - оператор Лапласа (сума других часткових похідних); q_v - кількість теплоти, що виділяється в одиниці об'єму в одиницю часу; с - теплоємність; ρ - щільність.

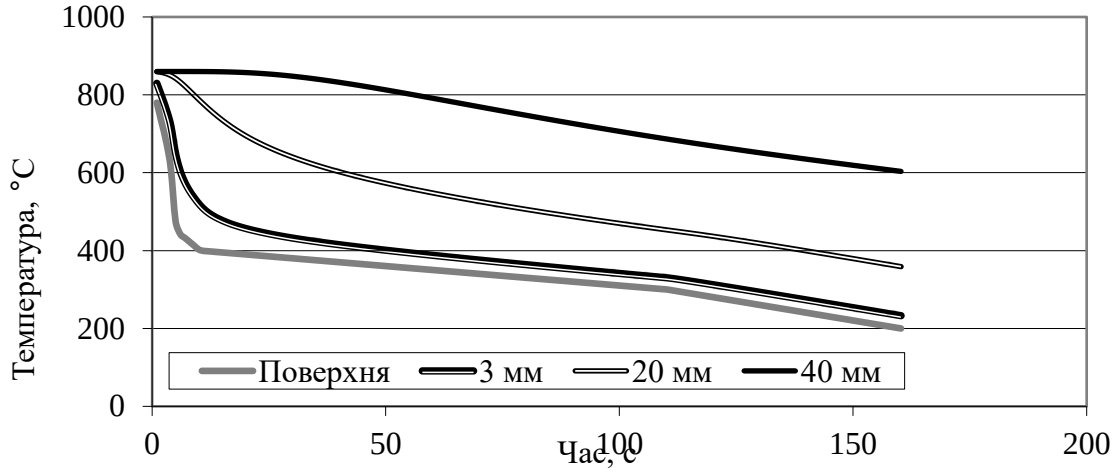
Для залізничних коліс застосовують вуглецеві сталі. В основному, вони відрізняються тільки вмістом вуглецю, марганцю і кремнію. На практиці діапазон змін цих елементів в колісній сталі різних марок в збіднених і збагачених домішками ліквацийних ділянках може становити: 0,45-0,70% вуглецю; 0,25-0,50% кремнію; 0,40-1,0% марганцю. Нами умовно було виділено три хімічних склада: з мінімальнім (С= 0,45%; Si=0,25%, Mn=0,40%), середнім (С=0,58%; Si=0,38%, Mn=0,70%), та максимальним (С= 0,70%; Si=0,50%, Mn=1,0%) вмістом легуючих елементів (ЛЕ). Для кожного умовного складу враховувався комплексний влив змінюваних ЛЕ.

Для адекватної оцінки впливу хімічного складу на кінетику фазових перетворень та охолодження за перерізом ободу, була прийнята однакова геометрія колеса та однакові умови охолодження (охолодження з постійною витратою води). В результаті моделювання отримали криві зміни температури при прискореному охолоджені в залежності від глибини від поверхні кочення та в залежності від хімічного складу.

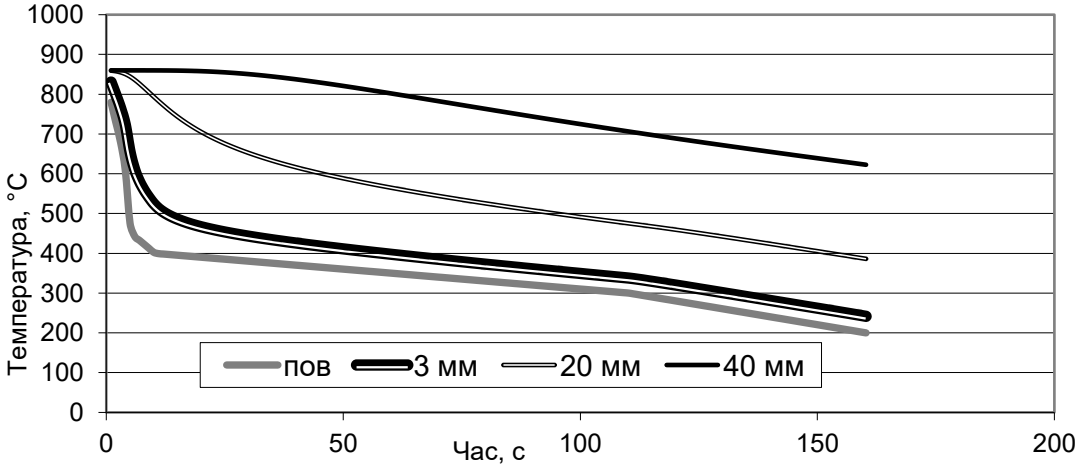
При збільшенні відстані від поверхні кочення фактично реалізується менша швидкість (рис. 5.19), тобто фазові перетворення зі зміною відстані від поверхні кочення проходять в інших умовах. Принципово такий характер мають графіки для всіх аналізованих умовних хімічних складів, та добре корелюють з даними, отриманими експериментально в лабораторних умовах (рис. 5.18)..



а



б



в

а- з мінімальним, б - середнім, в - максимальним вмістом легуючих елементів

Рисунок 5.19 – Зміна температури за перерізом обода в процесі прискореного охолодження коліс з різним умовним хімічним складом

Також з рисунку 5.19 видно, що на глибині 0-3 мм в перші 5 секунд охолодження швидкість складає близько 70 С°/с при витраті води 80 м^3/год. Критична швидкість охолодження для високовуглецевих доевтектоїдних сталей,

при перевищенні якої утворюється мартенсит, складає близько 50 °С/с [163]. При подальшому охолодженні без зміни витрати води швидкість складає близько 30 °С/с, що призводить до утворення проміжних мікроструктур в поверхневому шарі ободу колеса. На глибині 20 мм в перші 5 секунд швидкість охолодження складає близько 20 °С/с, тому формується структура високодисперсного перліту, яка є оптимальною для ободу залізничного колеса.

Вочевидь, що збільшення витрати води в перші секунди охолодження призведе до збільшення швидкостей охолодження, і швидкість охолодження може перевищити критичну на більшій глибині від поверхні кочення. Це призведе до формування нерівномірної макро- і мікроструктури і сприятиме нерівномірності механічних властивостей. Для усунення такої неоднорідності необхідно механічною обробкою видаляти більший шар металу, що негативно впливає на вартість продукції.

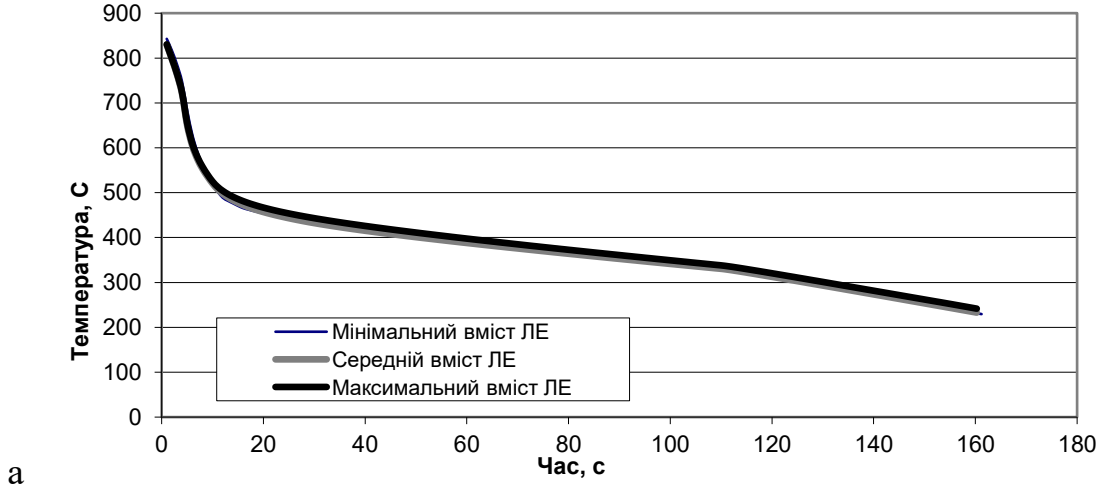
Подальші дослідження в промислових умовах були спрямовані на зменшення витрати води в перший час охолодження з метою формування рівномірної мікроструктури за перерізом ободу колеса. З рисунку 5.20 видно, що на глибині 3 мм від поверхні кочення вплив хімічного складу в досліджуваних інтервалах на швидкість охолодження мінімальний.

На глибині 20 мм за рахунок відмінностей теплофізичних властивостей для сталі з мінімальним вмістом ЛЕ реалізується менша швидкість охолодження, а для сталей з максимальним і середнім вмістом ЛЕ – більша швидкість. Тому при наявності ліквацийних ділянок у сусідніх мікрооб’ємах сталі можуть утворюватися різні мікроструктури.

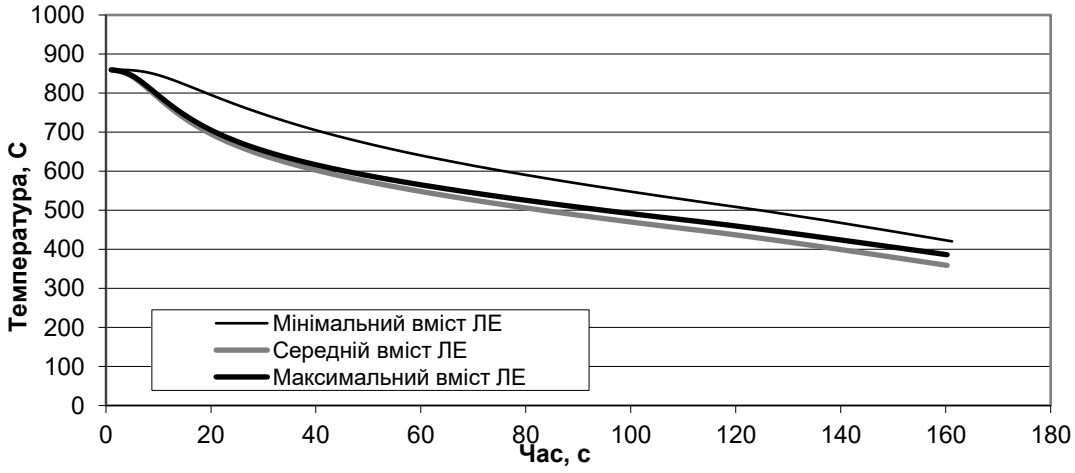
Це може призводити до зміни кількості доевтектоїдного фериту, рівномірності його розподілу, до зміни міжпластинчастої відстані в перліті, та навіть до утворення проміжних структур за дифузійно-зсувним механізмом та призводити до наявності голчастих мікроструктур.

На останньому етапі моделювання проведено адаптацію моделі до реального процесу (зіставлення експериментальних даних в контрольних точках з чисельними

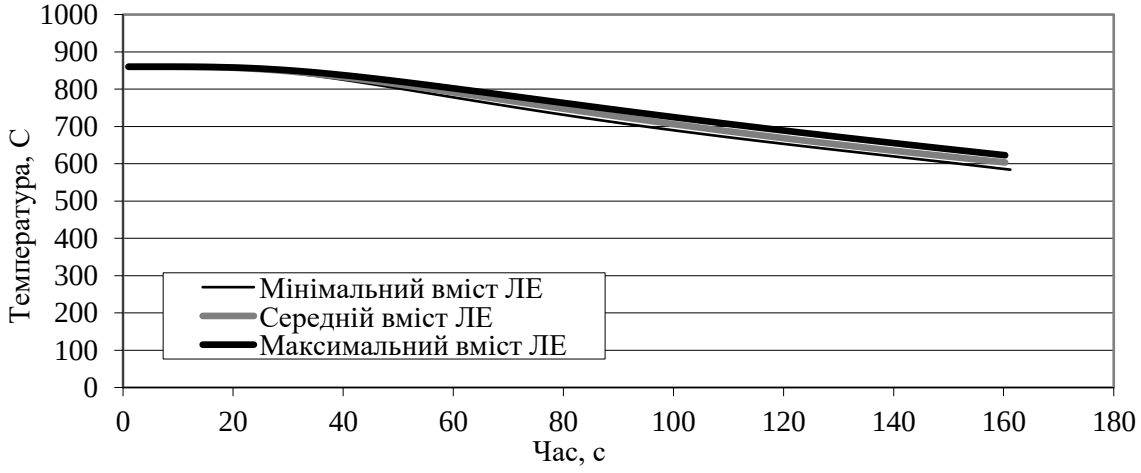
результатами, подальше корегування моделі) і аналіз оптимальних результатів моделювання.



а



б



в

а - 3 мм, б - 20 мм, в - 40 мм

Рисунок 5.20 – Зміна температури обода на різній глибині від поверхні кочення в процесі охолодження спреєром у залежності від хімічного складу сталі

Результати моделювання (температура в вузлах моделі колеса на різній глибині) зіставлялися з експериментальними даними і при значному розходженні вносилися поправки в чисельну модель шляхом зміни коефіцієнта тепловіддачі охолоджувача.

Формування структурного стану при термічній обробці залежить від вихідного стану в момент фазового перетворення при переохолодженні аустеніту нижче критичних температур.

На рис. 5.21 наведені моделі розподілу температури і швидкостей охолодження по перерізу обода, з аналізу яких видно, що після охолодження за допомогою спреєра протягом першої хвилини на одній і тій же глибині від поверхні ободів зі сталей різного хімічного складу досягаються різні температури. Є відмінності не тільки по температурі, але і розподіл температурних полів має іншу картину.

5.4 Визначення гранично допустимих швидкостей охолодження поверхні кочення і мінімально необхідних швидкостей охолодження центральних ділянок ободу залізничного колеса для досягнення високого рівня твердості та однорідної структури для різних сталей для залізничних коліс

Для визначення раціонального інтервалу швидкостей охолодження було виготовляються по два ідентичні зразка з досліджуваних сталей для залізничних коліс з різних марок сталей (табл. 2.4), які за розмірами відповідають вимогам ГОСТ 5657. Виконували випробування на прогартовуваність методом торцевого гартування (за методом Джомені) на одному з зразків згідно вимог ГОСТ 5657 (рис. 5.22).

Було встановлено закономірність зміни твердості від відстані до торцю, з якого проводилося охолодження, та визначено місця, в яких твердість відповідала вимогам заданого рівня твердості сталі необхідної для готового виробу (рис. 5.23).

У роботі було виконано дослідження мікроструктури зразків після торцевого гартування від поверхні, з якої охолоджували в напрямку збільшення відстані (рис. 5.24-5.27).

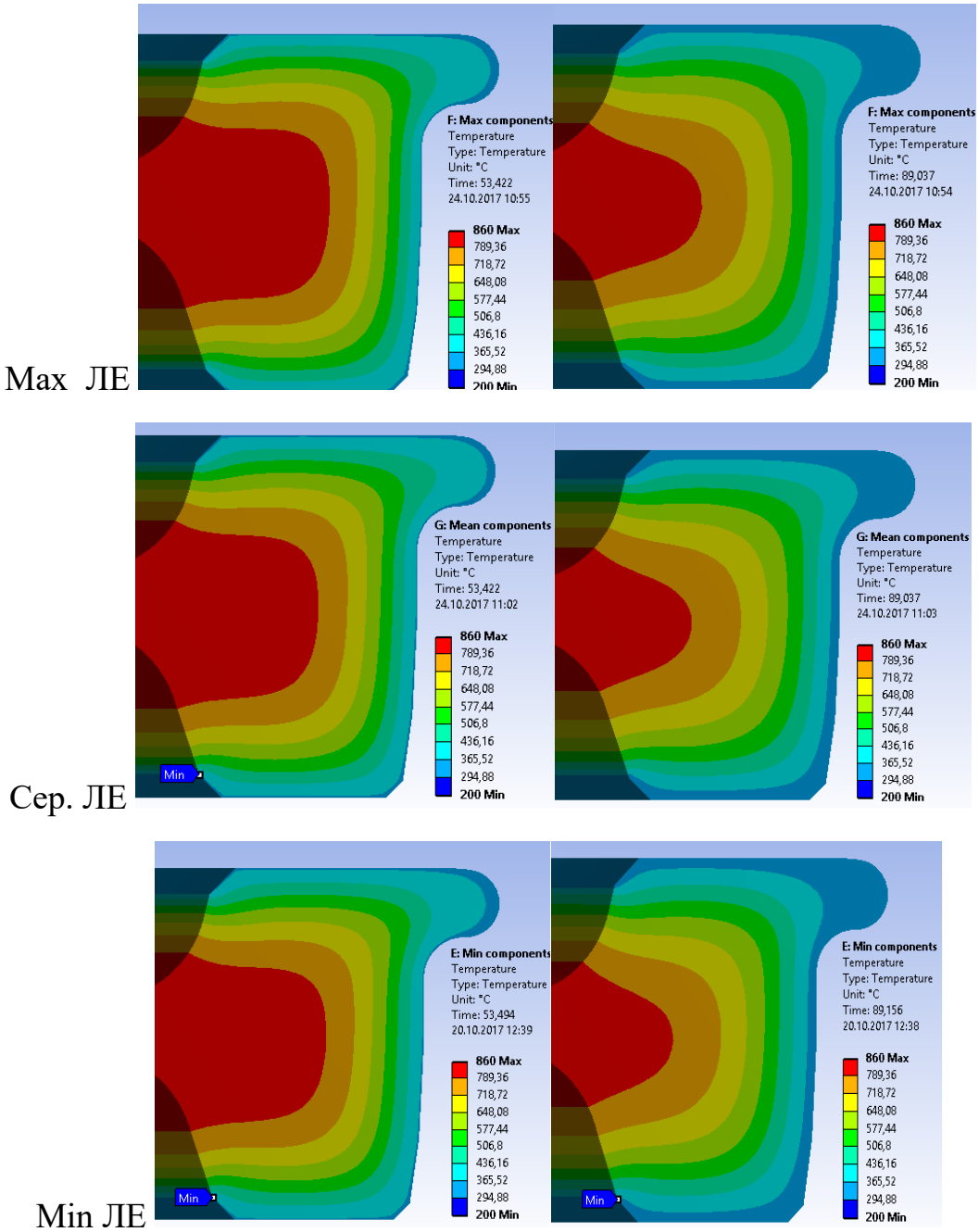
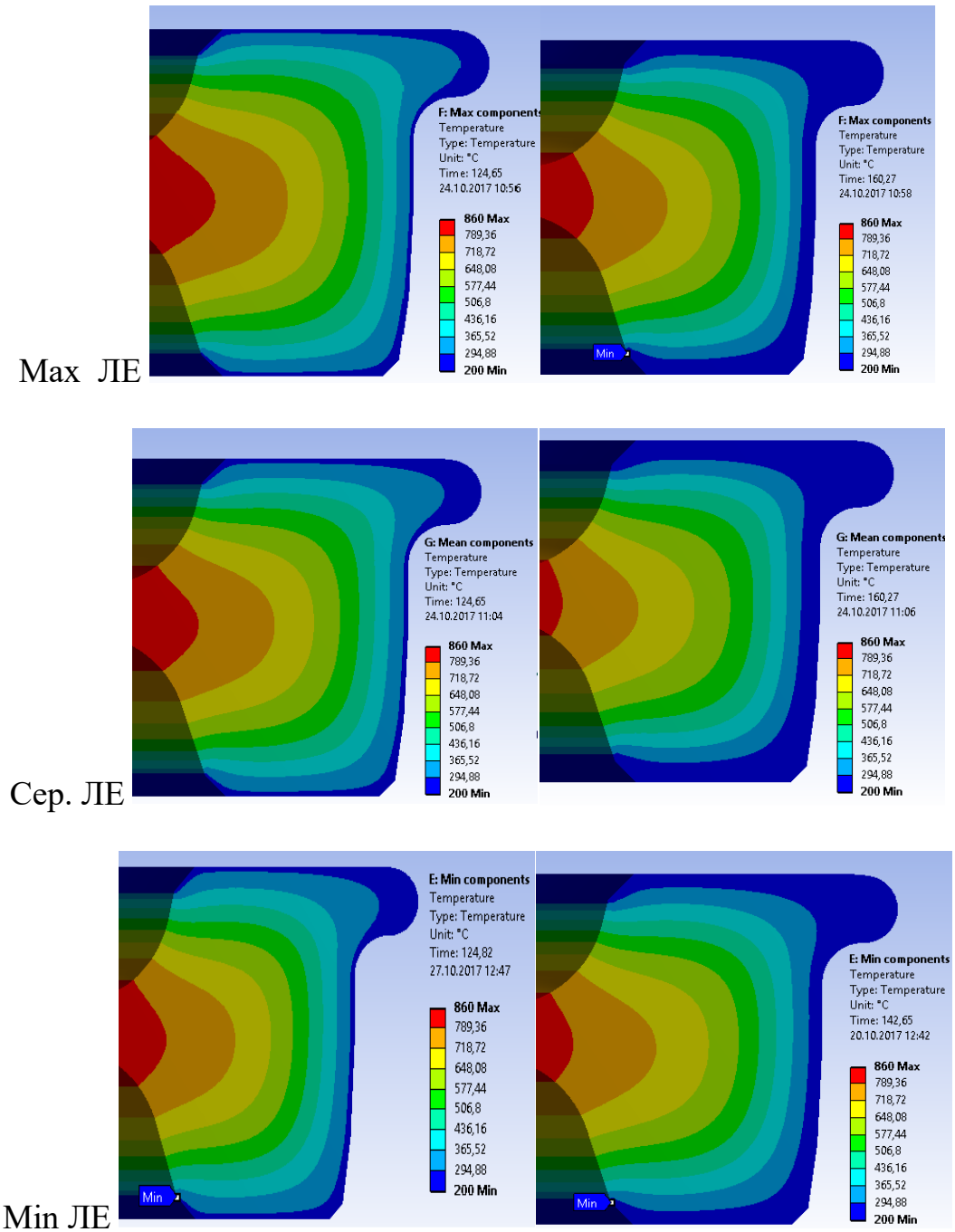


Рисунок 5.21 - Розподіл температури по перерізу обода в процесі охолодження спреєром у залежності від хімічного складу сталі (з мінімальним (Min ЛЕ), середнім (Сер. ЛЕ) і максимальним (Max ЛЕ) вмістом легуючих елементів (ЛЕ)): а – 60 с; б – 90 с; в – 120 с; г – 160 с



Продовження рисунка 5.21 - Розподіл температури по перерізу обода в процесі охолодження спреєром у залежності від хімічного складу сталі (з мінімальним (Min ЛЕ), середнім (Сер. ЛЕ) і максимальним (Max ЛЕ) вмістом легуючих елементів (ЛЕ)): а – 60 с; б – 90 с; в – 120 с; г – 160 с

Показано, що зі збільшенням відстані від торцю структура змінюється від структур гарту до перлітної, різний рівень твердості в контрольованих точках

досягається за рахунок зміни дисперсності перліту. За результатами експерименту встановлені відстані для досліджуваних сталей, на яких не утворюється голчаста мікроструктура (табл. 5.6).



Рисунок 5.22 - Дослідні зразки після вимірювання твердості

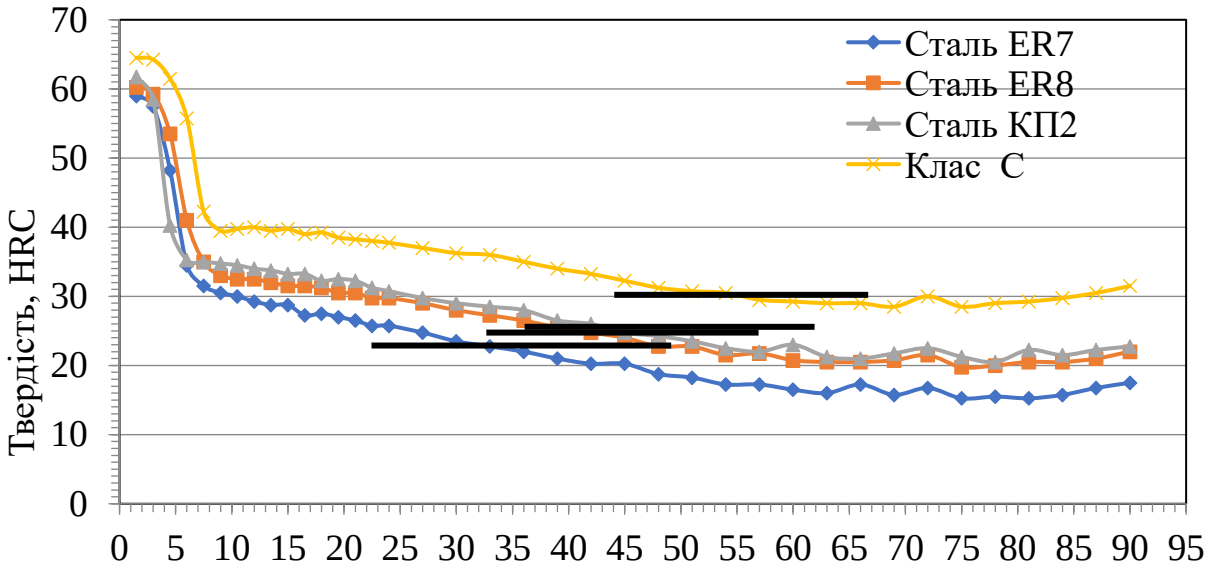


Рисунок 5.23 - Зміна твердості в залежності від відстані до торцю зразка після випробувань на прогартовуваність методом Джоміні

Таблиця 5.6 – Результати експерименту з однобічним тепловідводом

Досліджувані параметри сталей	Марка сталі, плавка			
	Марка 2, пл. 11165	Клас С, пл. 11025	Марка ER7, пл. 181450	Марка ER8, пл. 181495
Мінімальна відстань, на якій не спостерігали голчасті структури бейніту, мартенситу та відманштетту, мм	9	13,5	13,5	16,5
Швидкість охолодження (в інтервалі 850…550 °С) -//-, °С/с	**5,4**	**7,7**	**8,1**	**4,7**
Відстань, що відповідає середині допустимого інтервалу швидкостей, мм	25,5	33,75	21,75	27,75
Швидкість охолодження (в інтервалі 850…550 °С) -//-, °С/с	**2,5**	**2,2**	**4**	**2,6**
Відстань, на якій твердість відповідала мінімально допустимій за вимогами відповідної НТД, мм	42	54	30	39
Швидкість охолодження (в інтервалі 850…550 °С) -//-, °С/с	**1,9**	**1,7**	**3,3**	**2,1**

Так для сталі марки 2 за ГОСТ 10791 мінімальна відстань, на якій не спостерігали голчасті структури бейніту та світлі ділянки мартенситу складає 9 мм (рис. 5.24). Ще на відстані 7,5 мм спостерігали поодинокі мікрооб’єми з неоднорідною мікроструктурою. Наявність таких ділянок ймовірно пов’язана з

наявністю хімічної мікронеоднорідності, яка формується при кристалізації безперервнолитої заготовки за дендритним механізмом.

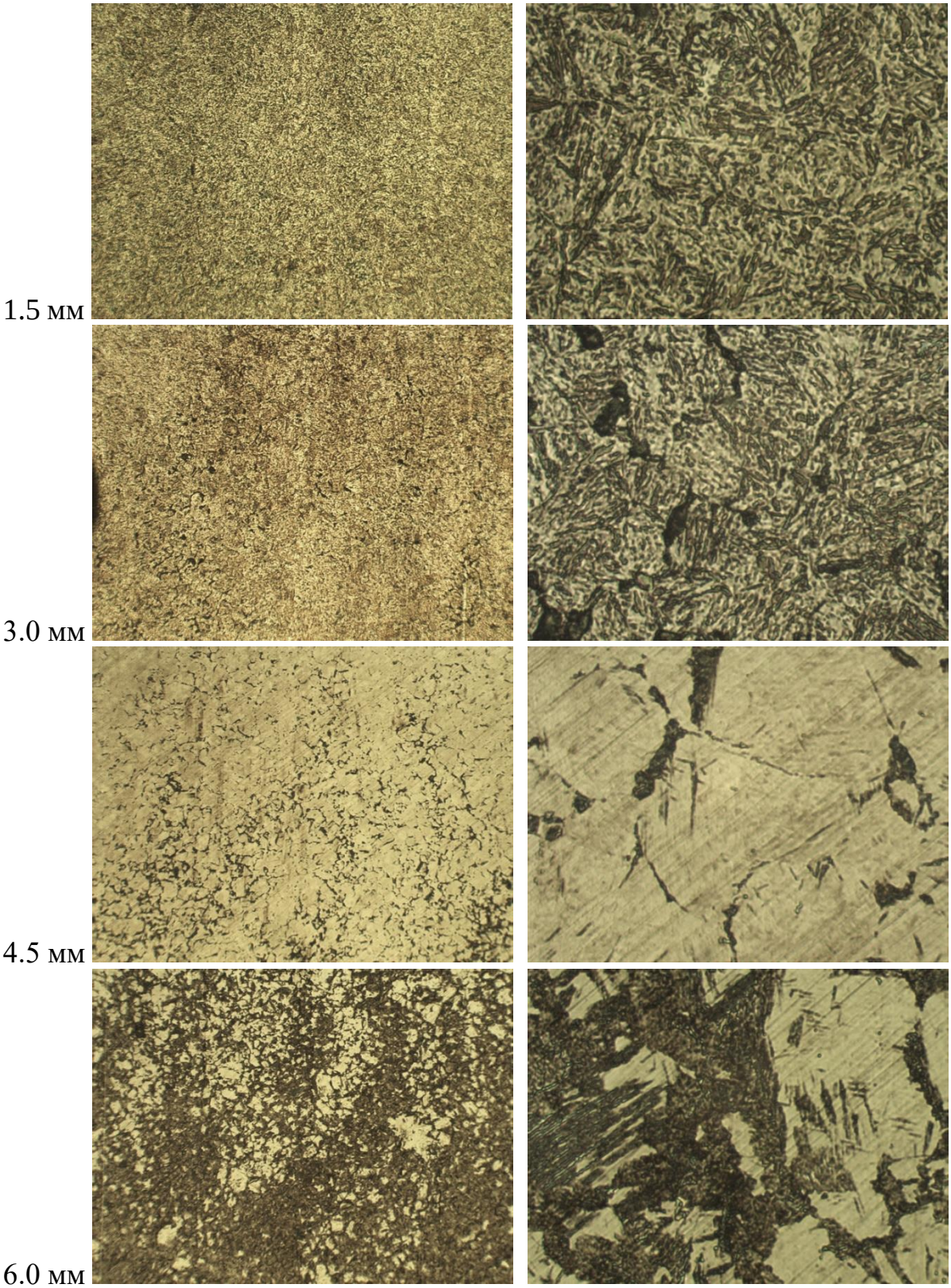
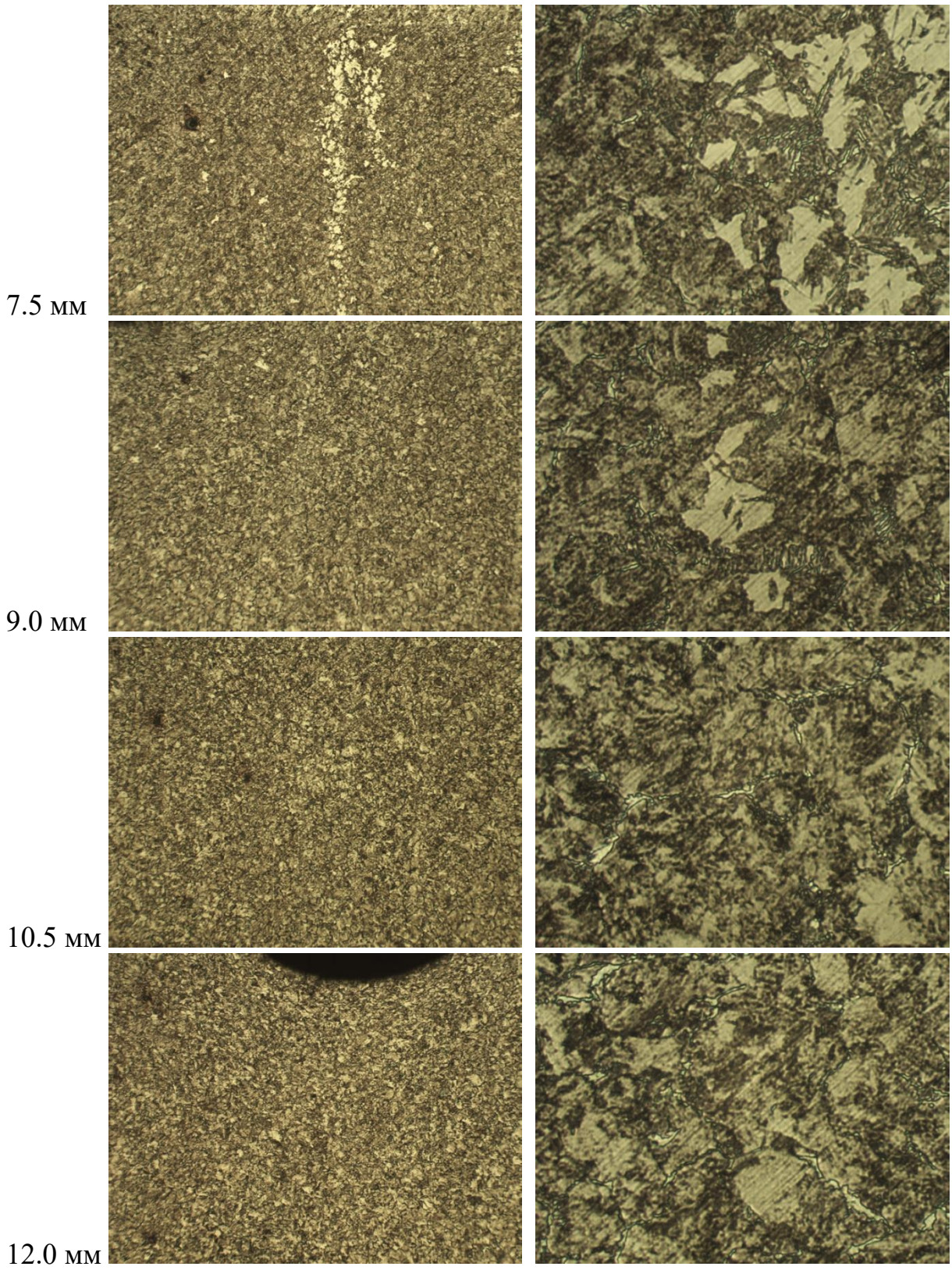


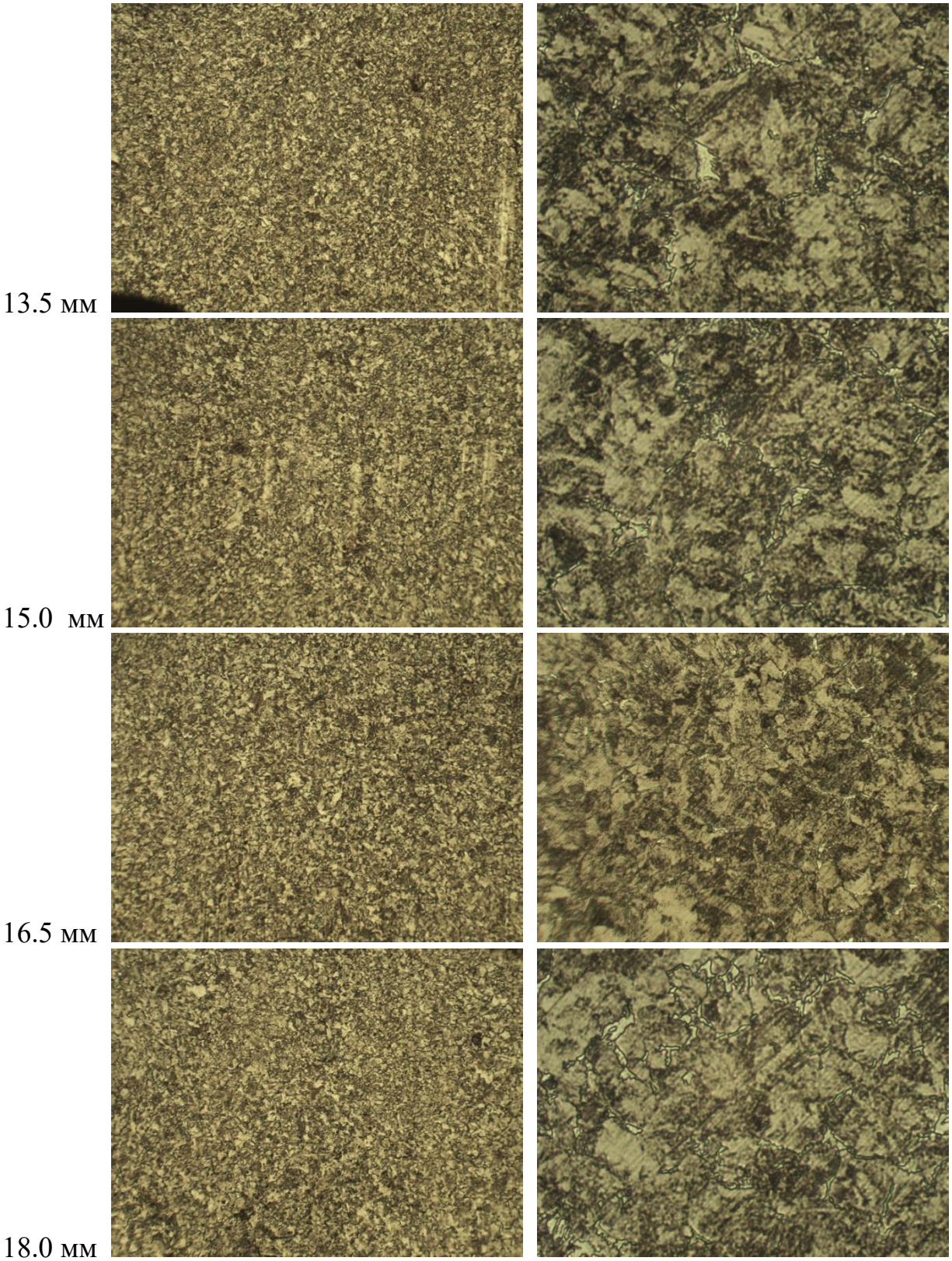
Рисунок 5.24 - Мікроструктура зразка зі сталі марки 2 за ГОСТ 10791 після торцевого гартування на відстані від торцю, а-×100; б - ×1000



Продовження рисунка 5.24 - Мікроструктура зразка зі сталі марки 2 за ГОСТ 10791 після торцевого гартування на відстані від торцю, а -×100; б - ×1000

При подальшому збільшенні відстані від поверхні, з якої відбувався інтенсивний тепловідбор, збільшується частка структурновільного

доевтектоїдного фериту: на відстані 9 мм частка фериту складає 0,5%, а на відстані 18 мм – 3%.



Продовження рисунка 5.24 - Мікроструктура зразка зі сталі марки 2 за ГОСТ 10791 після торцевого гартування на відстані від торцю, а -×100; б - ×1000

Для досліджуваної сталі класу С за AAR M-107/M-208 після торцевого гартування мінімальна відстань, на якій не спостерігали голчасті структури бейніту та світлі ділянки мартенситу складає 13,5 мм (рис. 5.25).

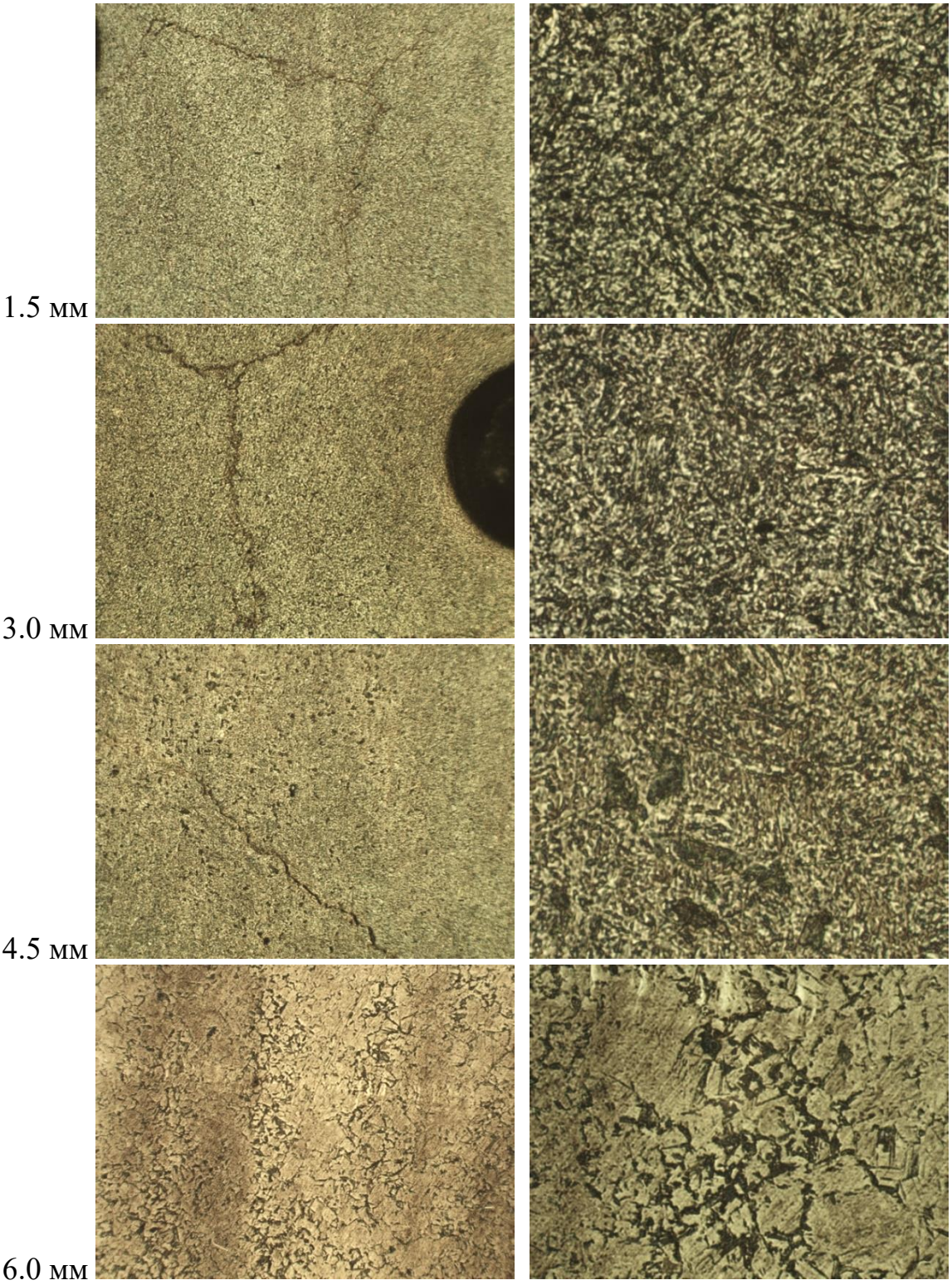
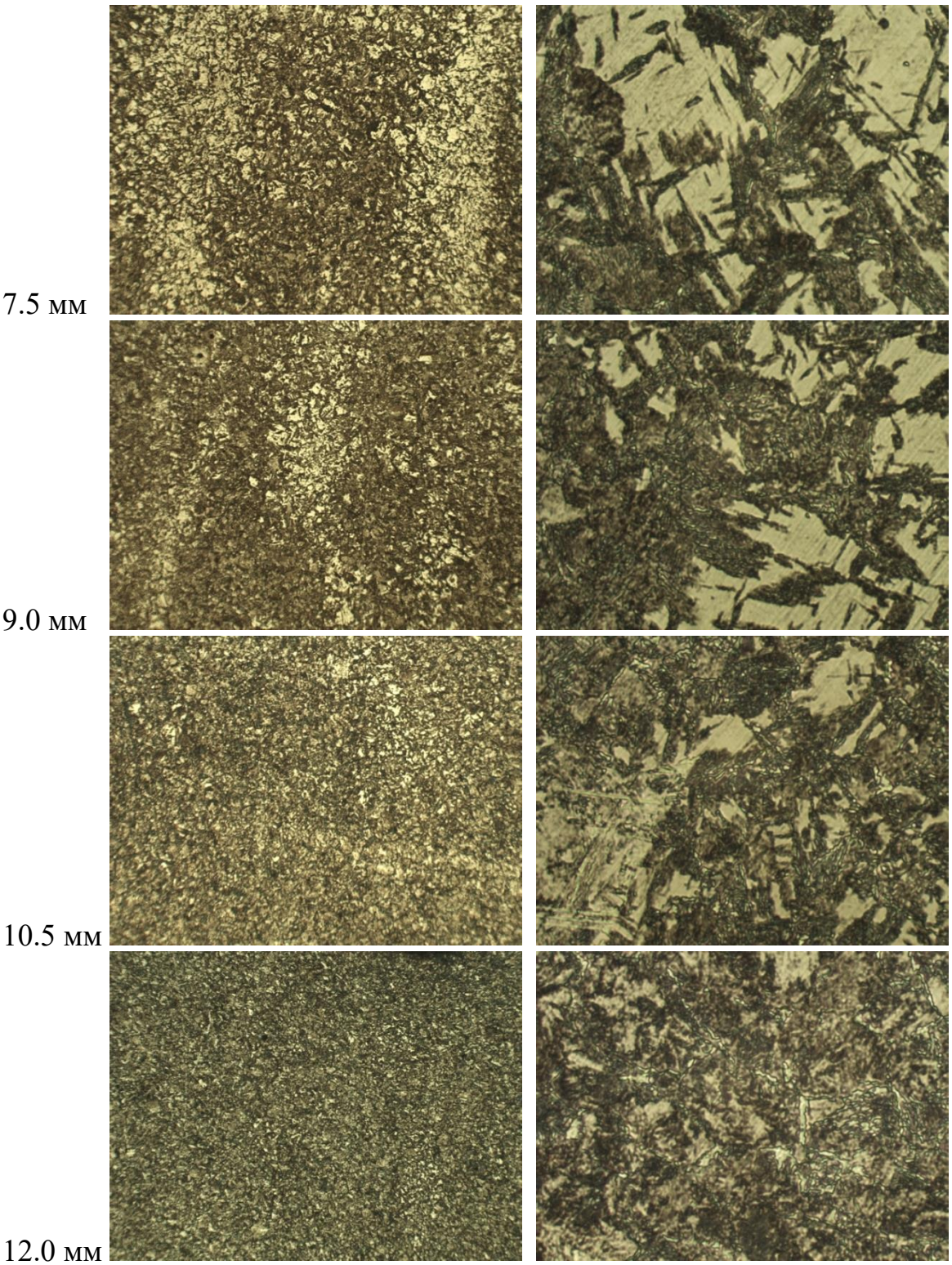


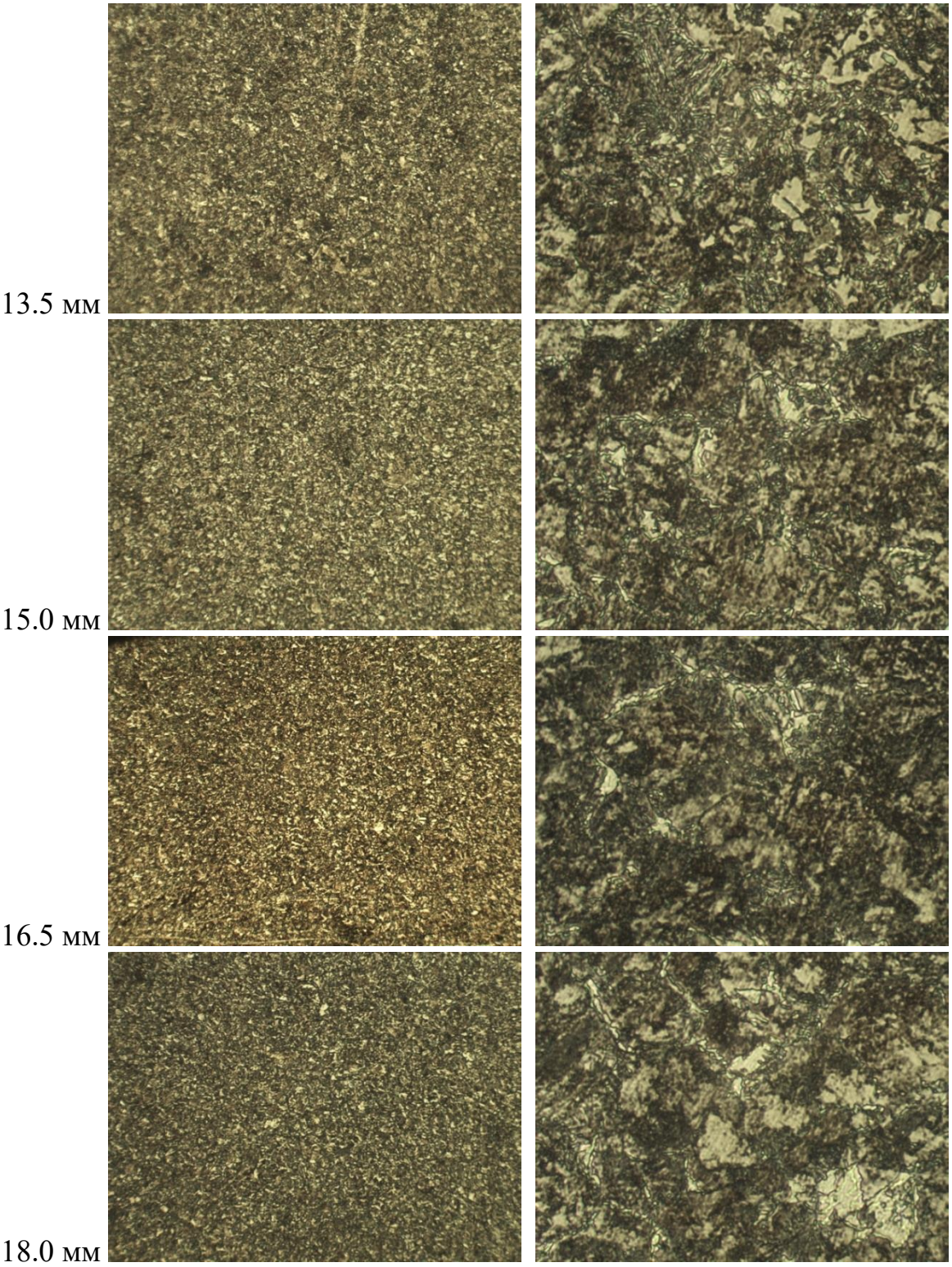
Рисунок 5.25 - Мікроструктура зразка зі сталі для коліс класу С за AAR M-107/M-208 після торцевого гартування на відстані від торцю, а -×100; б - ×1000



Продовження рисунка 5.25 - Мікроструктура зразка зі сталі для коліс класу С за AAR M-107/M-208 після торцевого гартування на відстані від торцю, а - ×100; б - ×1000

При ідентичних умовах охолодження всих випробуваних зразків, лише для сталі класу С спостерігали виникнення термічних тріщин при торцевому

гартуванні в результаті дії термічних напружень. При подальшому збільшенні відстані до 15 мм спостерігали виділення доевтектоїдного фериту у кількості до 1%.



Продовження рисунка 5.25 - Мікроструктура зразка сталі для коліс класу С за AAR M-107/M-208 після торцевого гартування на відстані від торцю, а - ×100; б - ×1000

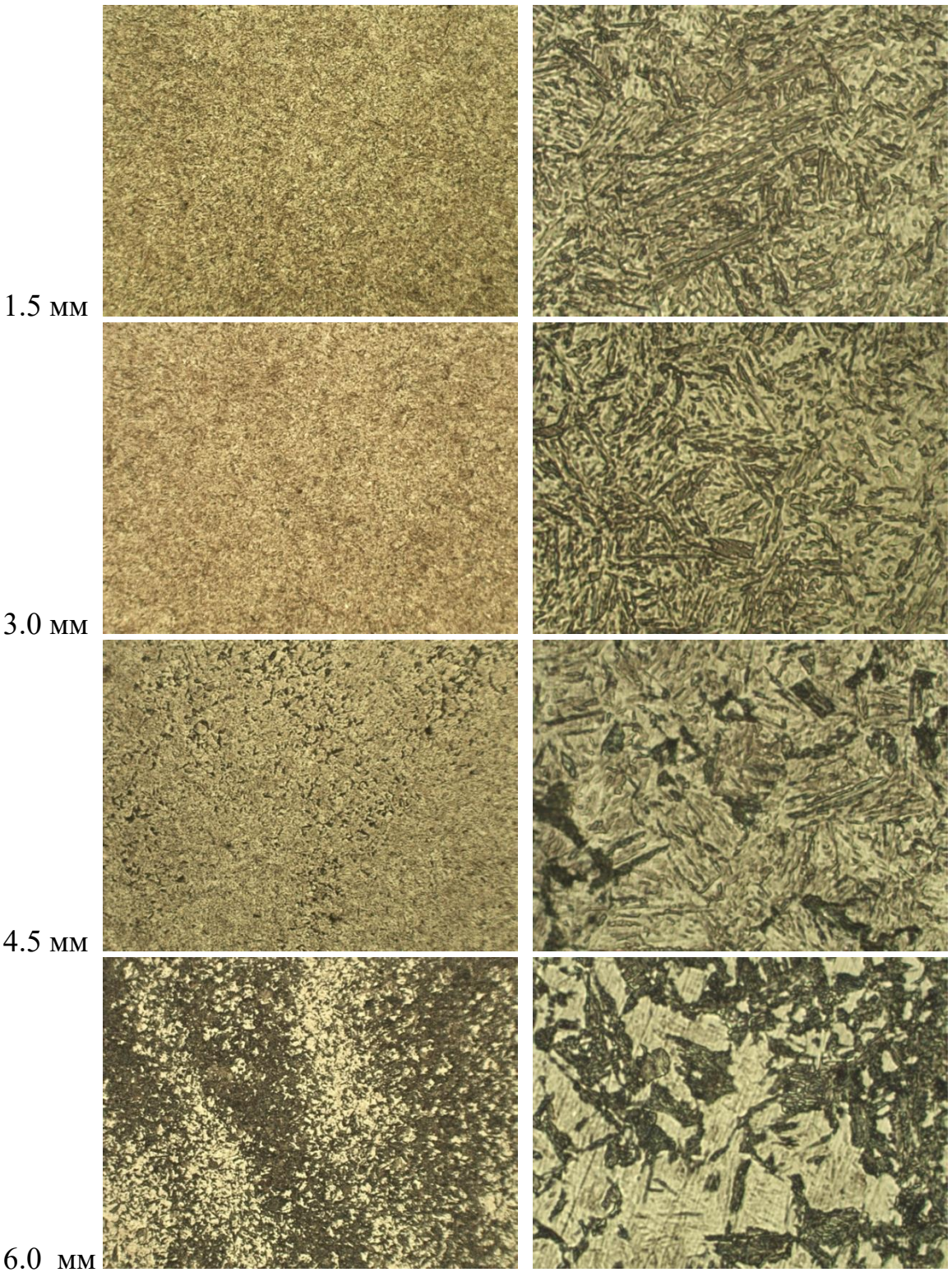
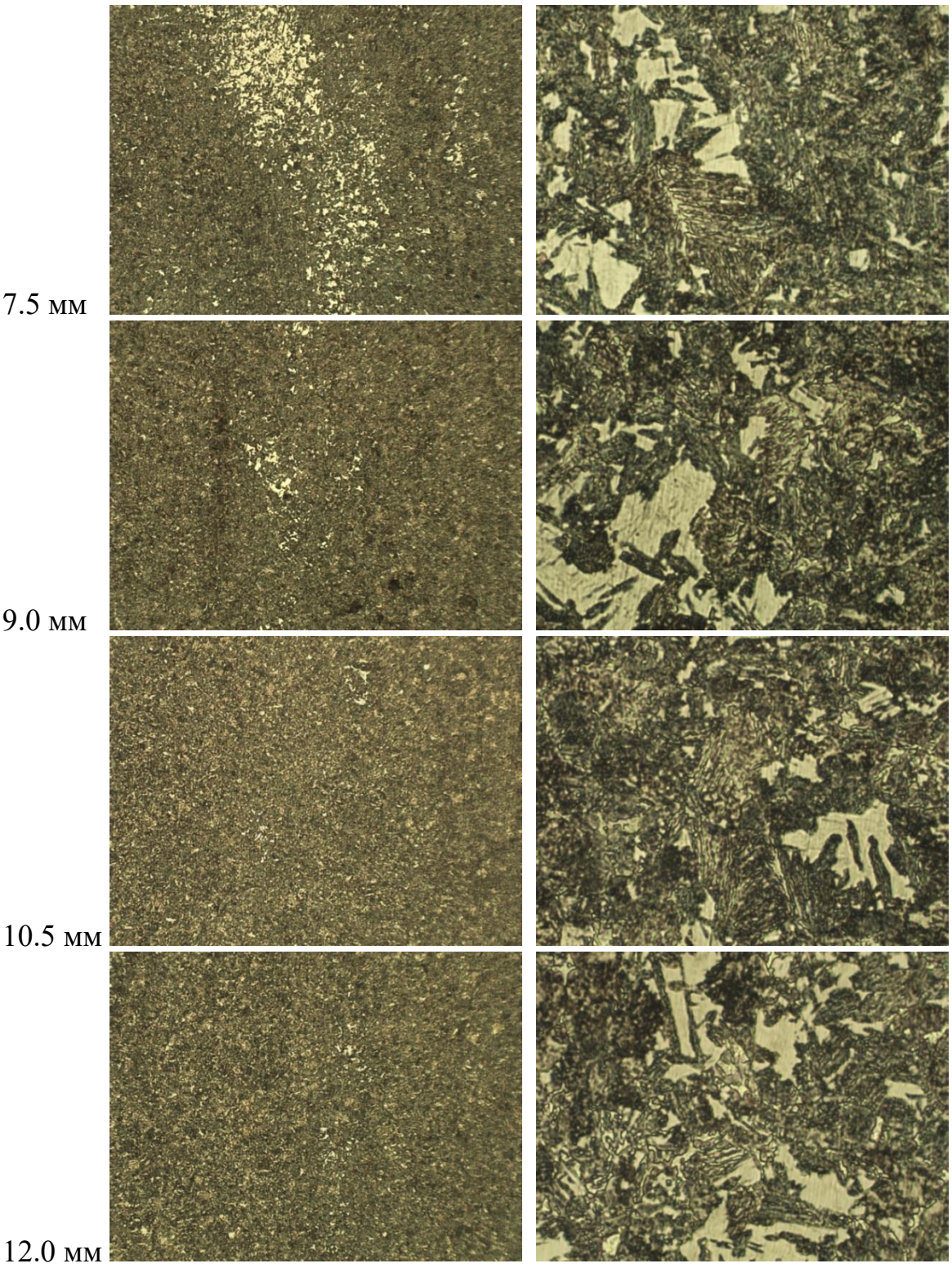


Рисунок 5.26 - Мікроструктура зразка зі сталі марки ER7 за EN 13262 після торцевого гартування на відстані від торцю, а -×100; б - ×1000

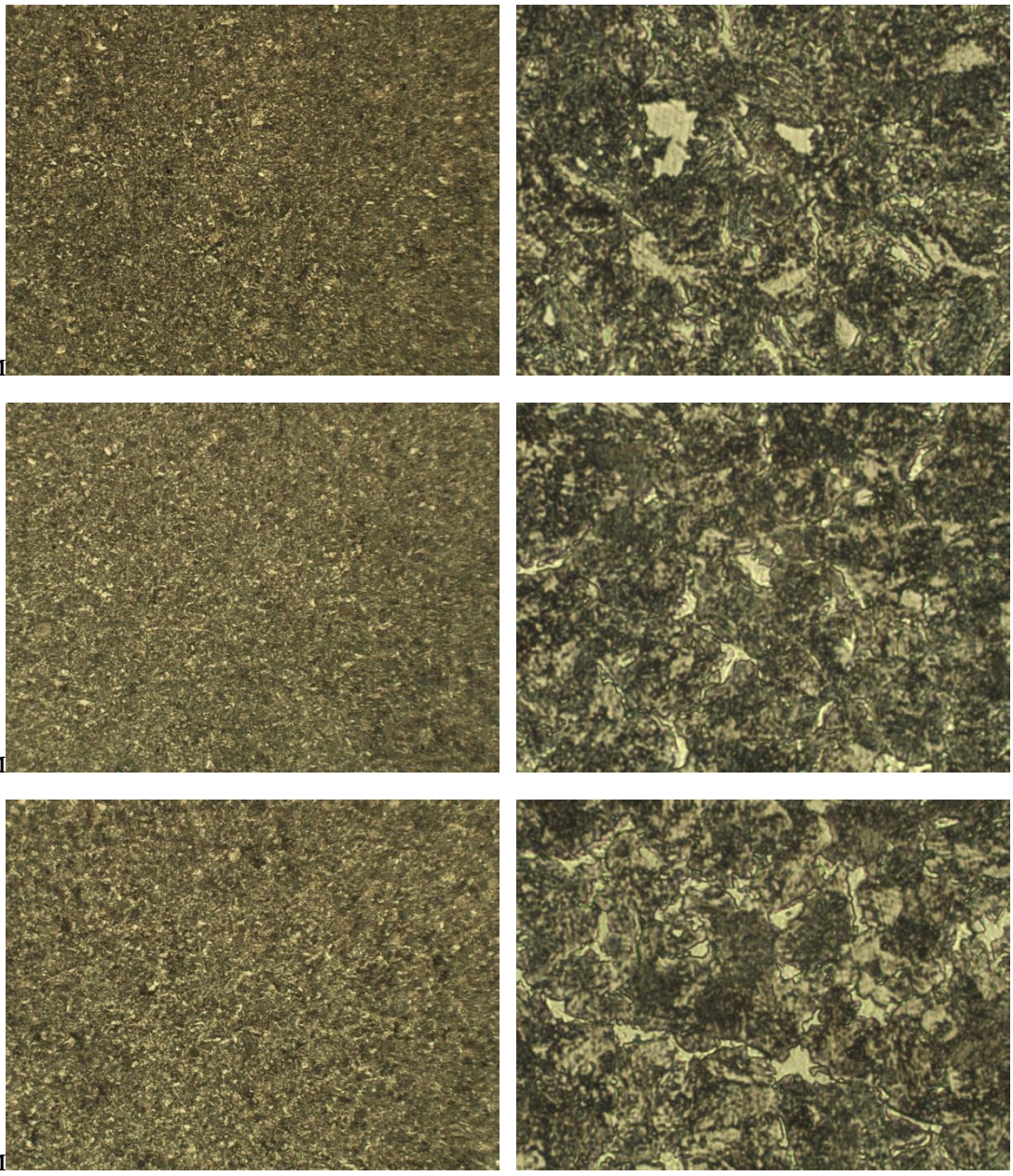
Для сталі марки ER7 за EN 13262 після торцевого гартування мінімальна відстань, на якій не спостерігали голчасті структури бейніту та світлі ділянки мартенситу складає 13,5 мм (рис. 5.26).



Продовження рисунку 5.26 - Мікроструктура зразка зі сталі марки ER7 за EN 13262 після торцевого гартування на відстані від торцю, а -×100; б - ×1000

Ще на відстані 12 мм спостерігали поодинокі мікрооб’єми з неоднорідною мікроструктурою. Наявність таких ділянок ймовірно пов’язана з наявністю

хімічної мікронеоднорідності, яка формується при кристалізації безперервнолитої заготовки за дендритним механізмом.



а б

Продовження рисунку 5.26 - Мікроструктура зразка зі сталі марки ER7 за EN 13262 після торцевого гартування на відстані від торцю, а -×100; б - ×1000

Для сталі марки ER8 за EN 13262 після торцевого гартування мінімальна відстань, на якій не спостерігали голчасті структури бейніту та світлі ділянки мартенситу складає 16,5 мм (рис. 5.27). Ліквацийні явища виражені менш явно, і

на відстані від 10,5 мм до 16,5 мм структурну неоднорідність спостерігали більшою мірою не у вигляді світлих плям – ділянок мартенситу, а у вигляді голчастих структур верхнього бейніту та відманштетту.

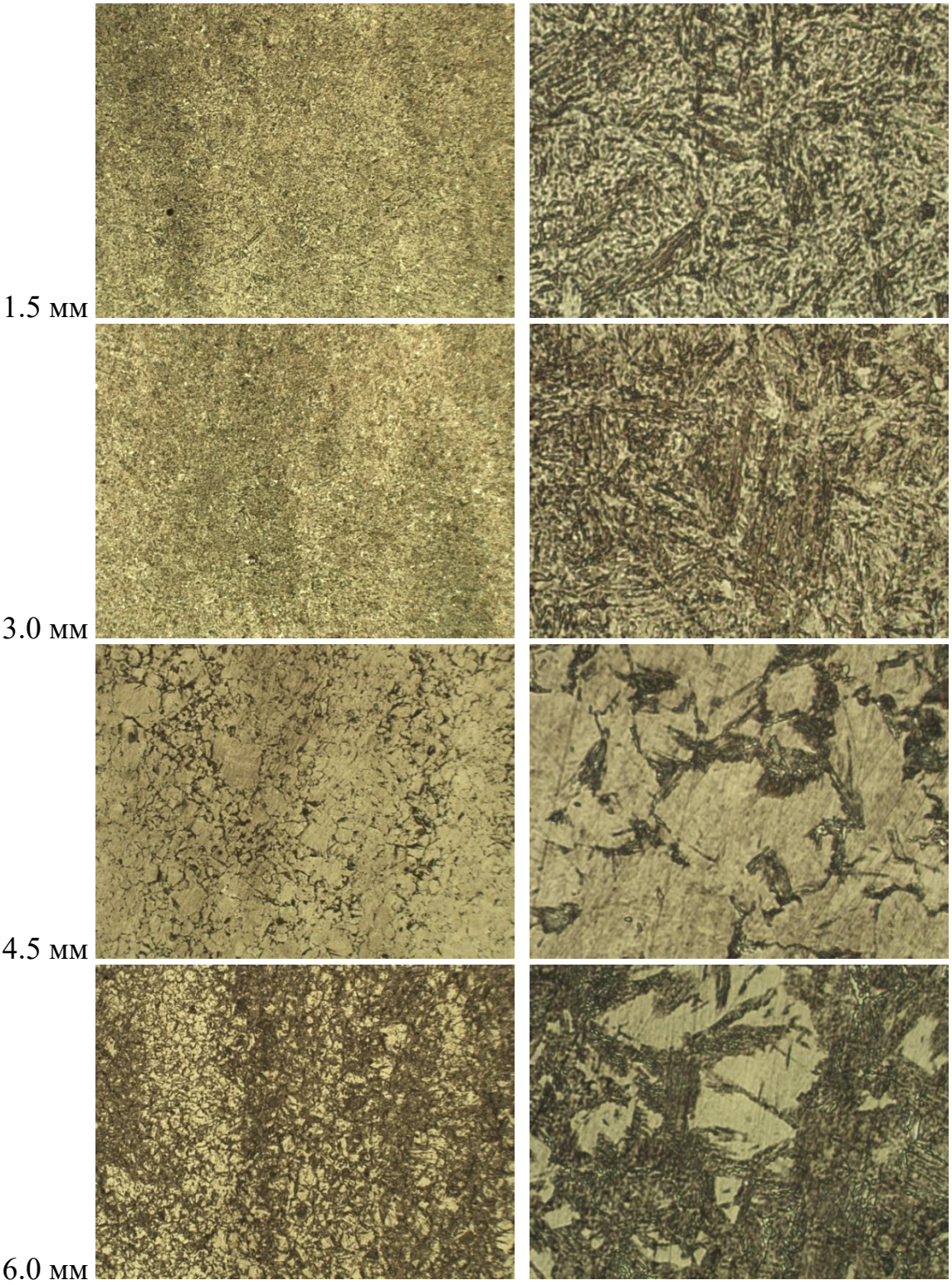
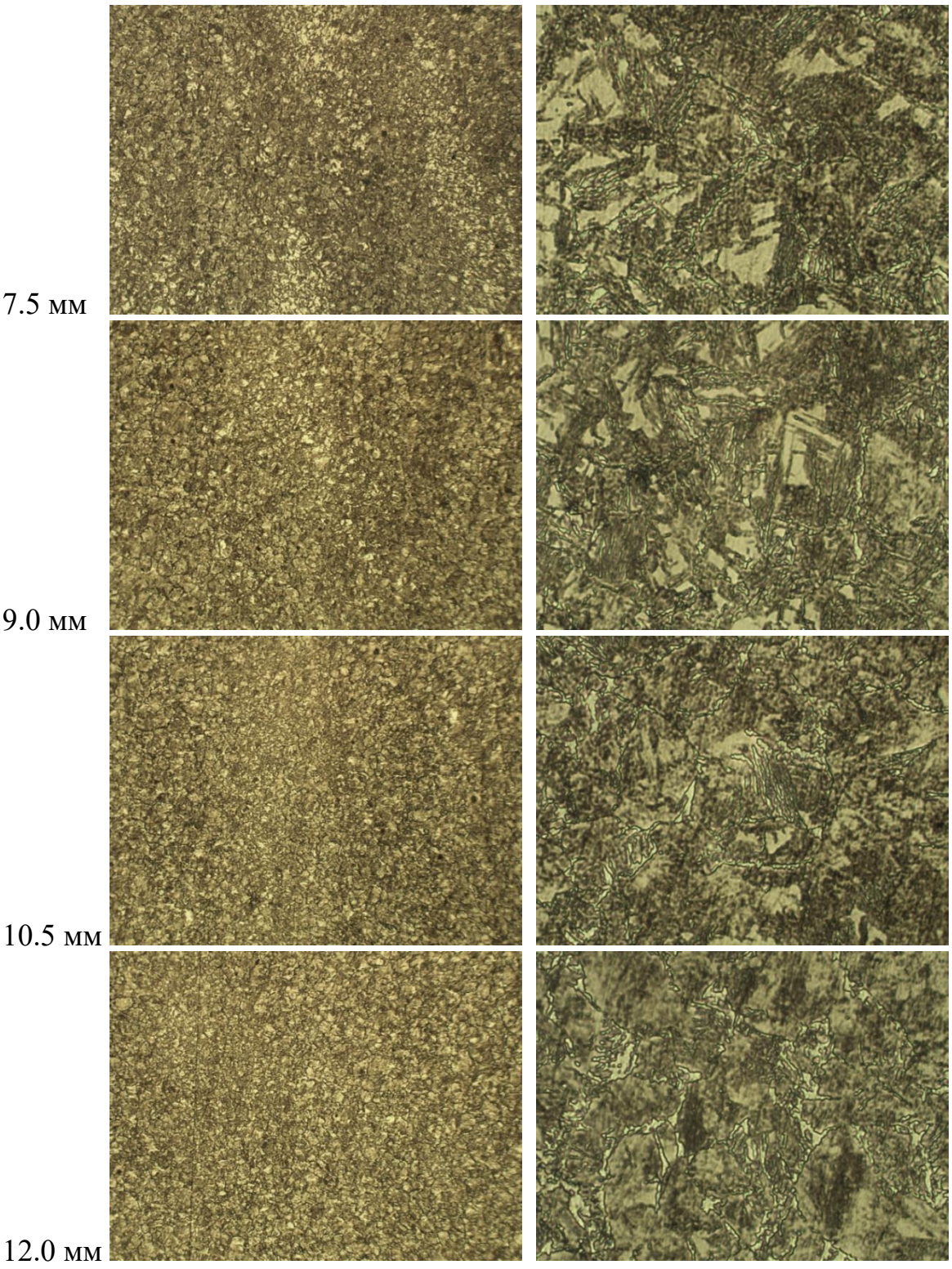


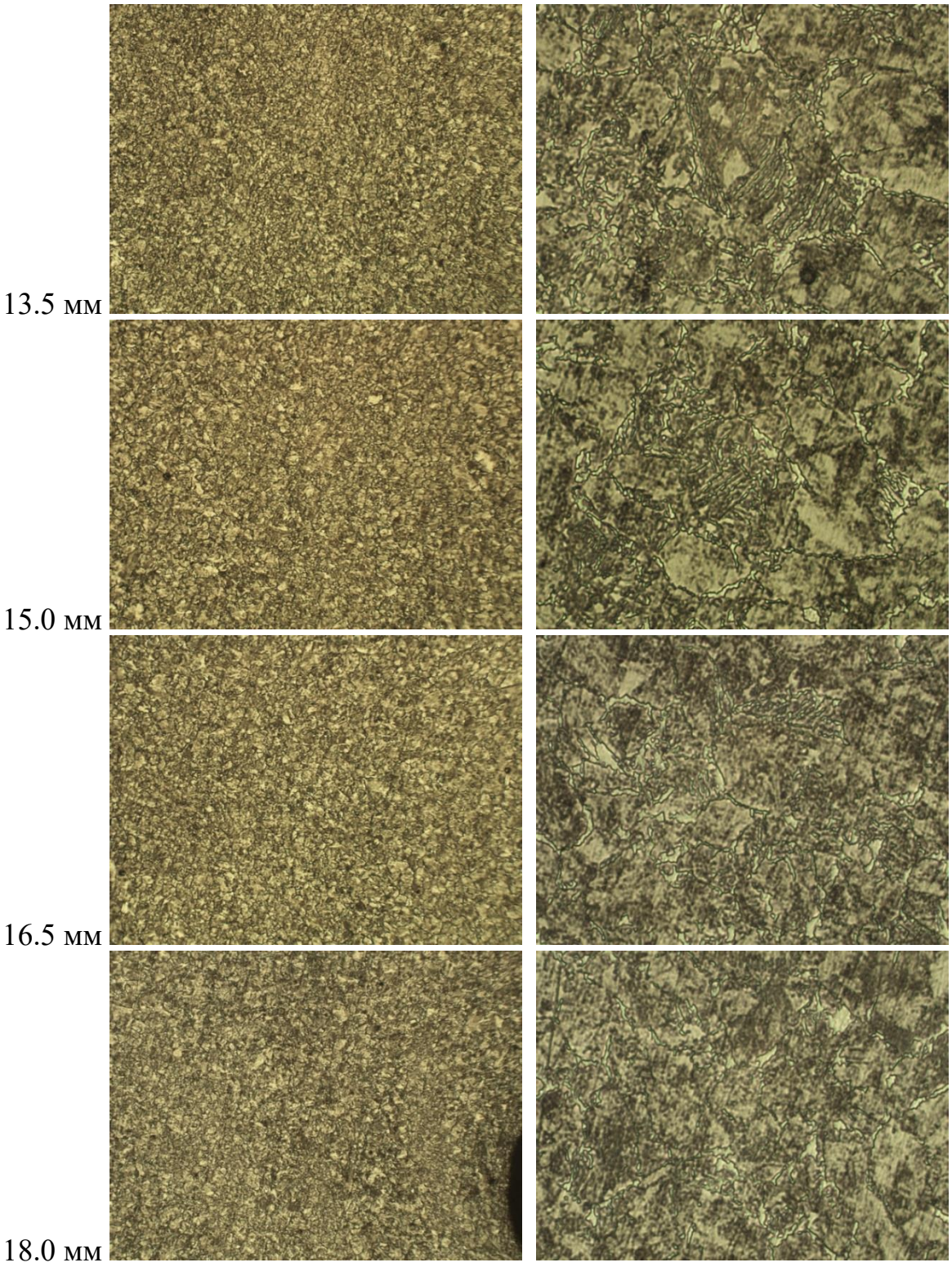
Рисунок 5.27 - Мікроструктура зразка зі сталі марки ER8 за EN 13262 після торцевого гартування на відстані від торцю, а -×100; б - ×1000



Продовження рисунку 5.27 - Мікроструктура зразка зі сталі марки ER8 за EN 13262 після торцевого гартування на відстані від торцю, а -×100; б - ×1000

Відстань, на якій твердість відповідала вимогам нормативної документації для досліджуваних сталей суттєво відрізняється. Це пов’язано і з різним рівнем

вимог до коліс різних марок та класів, і з властивостями сталі, оскільки вони відрізняються за хімічним складом.



Продовження рисунку 5.27 - Мікроструктура зразка зі сталі марки ER8 за EN 13262 після торцевого гартування на відстані від торцю, а -×100; б - ×1000

На наступному етапі досліджень було зачеканено термопари у визначених точках (рис. 5.28) та записано криві охолодження (рис. 5.29, 5.30).

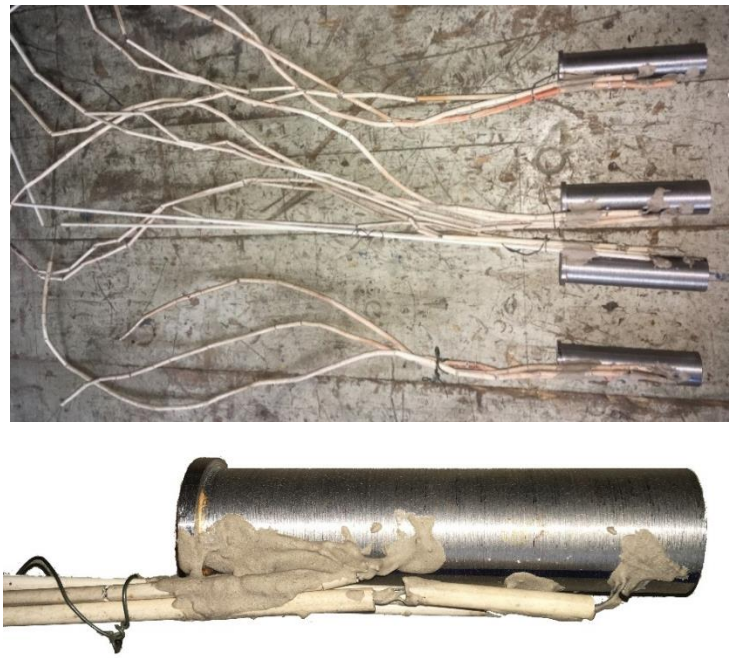


Рисунок 5.28 - Зразки з зачеканеними термопарами



Рисунок 5.29 - Охолодження з записом зміни температури

Отримані криві охолодження дозволяють визначити реальні швидкості охолодження: максимально допустиму для поверхні кочення ободу колеса, при якій не відбувається утворення мартенситу; мінімально необхідну для центральних областей ободу для досягнення твердості на рівні вимог нормативної документації.

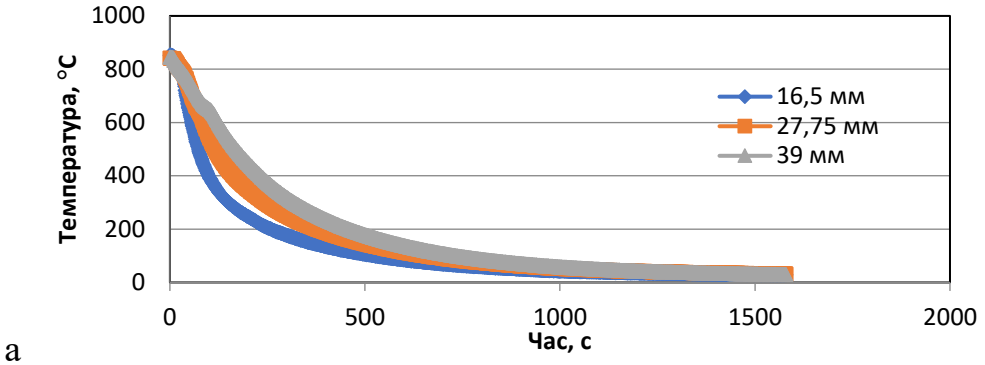
На рисунку 5.31 наведено криві охолодження для досліджуваних сталей марки ER8 за EN 13262, марки 2 за ГОСТ 10791-2011, – сталі класу С за AAR M-107/M-208, марки ER7 за EN 13262. Вони мають перегини та зміну куту нахилу дотичної до кривих при фазових перетвореннях. Аналіз залежностей дозволив установити температури початку та кінця фазових перетворень при охолодженні з досліджуваними швидкостями (рис. 5.31).

Також було встановлено критичні температури Ac_1 і Ac_3 для досліджуваних сталей. В результаті попередніх досліджень було встановлено, що з існуючих експериментально-аналітичних моделей [141, 164-171] розрахунку критичних температур Ac_1 та Ac_3 для вуглецевих та низьколегованих сталей найбільшу близькість розрахункових і експериментальних значень забезпечують формула Б.Б. Винокура та В.Л. Пилюшенко [141, 161] (3.28 та 3.28).

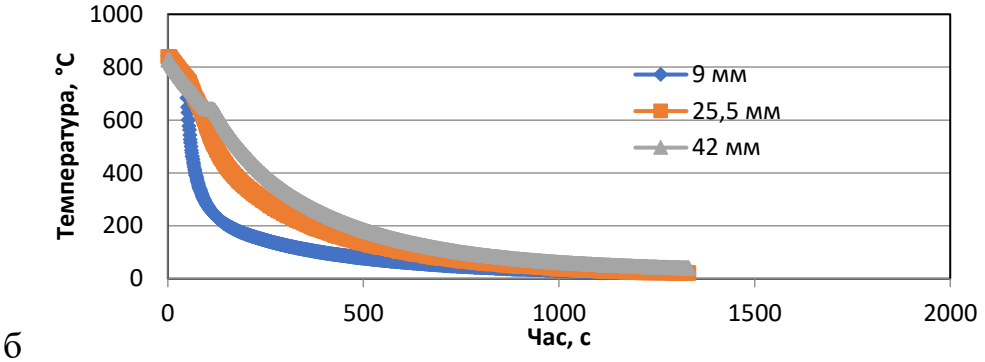
Значення критичних температур для досліджуваних сталей, визначені аналітичним методом, вказано в таблиці 5.7. Критичні температури Ac_1 і Ac_3 для досліджуваних сталей також були визначені експериментально (рис. 5.32, табл. 5.7) методом диференційно-термічного аналізу. Матеріалом для досліджень був метал з ободів коліс, виготовлених з БЛЗ за поточною технологією зі сталей різного складу.

Таблиця 5.7 – Критичні температури сталей марки 2, ER7, ER8 та класу С, визначені розрахунковим та експериментальним способом, °С

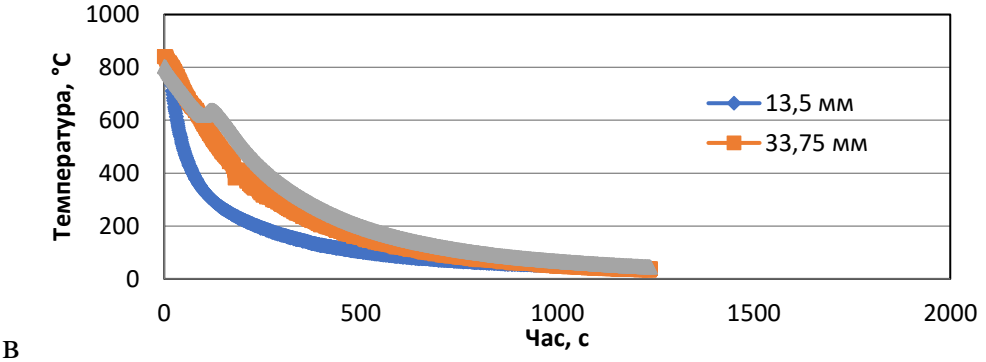
Критична температура	Марка сталі			
	Марка 2	Клас С	Марка ER7	Марка ER8
$Ac_{1\ (розр)}$	724,5	727,4	728,4	727,5
$Ac_{3\ (розр)}$	759,2	750,5	778,0	768,5
$Ac_{1\ (експ.)}$	740	744	740	744
$Ac_{3\ (експ.)}$	834	827	832	856
$T_{\text{ріст зерна}}$	910	930	898	924



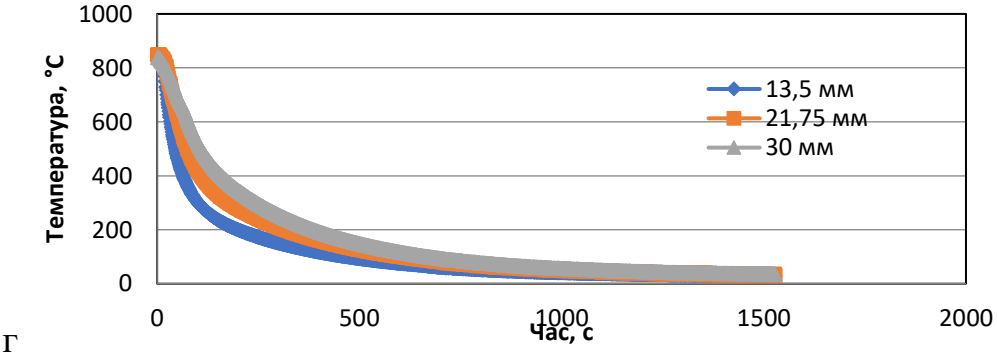
а



б



в



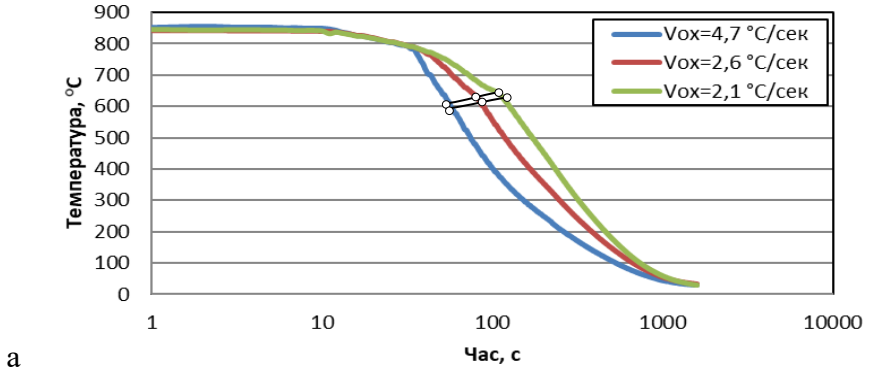
г

а – марка ER8 за EN 13262, б – марка 2 за ГОСТ 10791-2011, в –клас С за ASTM M-107/M-208, г – марка ER7 за EN 13262

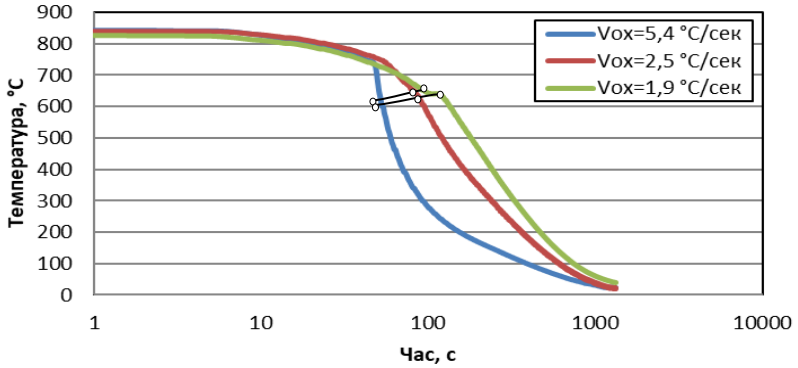
Рисунок 5.30 - Зміна температури в процесі охолодження досліджуваних сталей

Експеримент дозволяє точніше визначити температури початку та кінця перетворення фериту та цементиту в аустеніті з урахуванням хімічної та

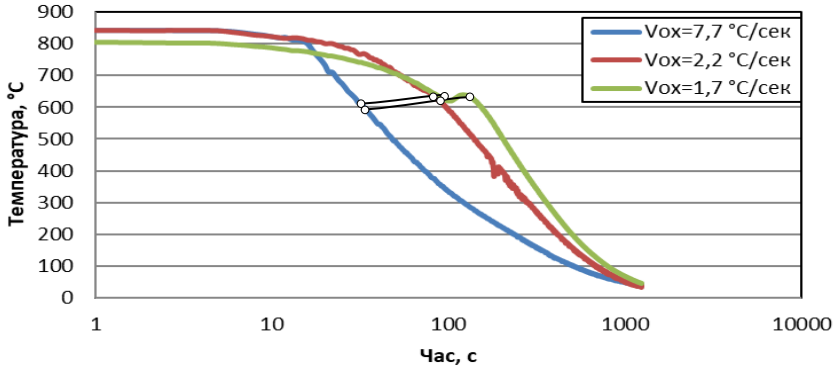
структурної неоднорідності, яка формується при промисловому виробництві безперервнолитої заготовки значного перерізу (діаметр 470 мм) та нерівномірної гарячої пластичної деформації по перерізу ободу залізничного колеса.



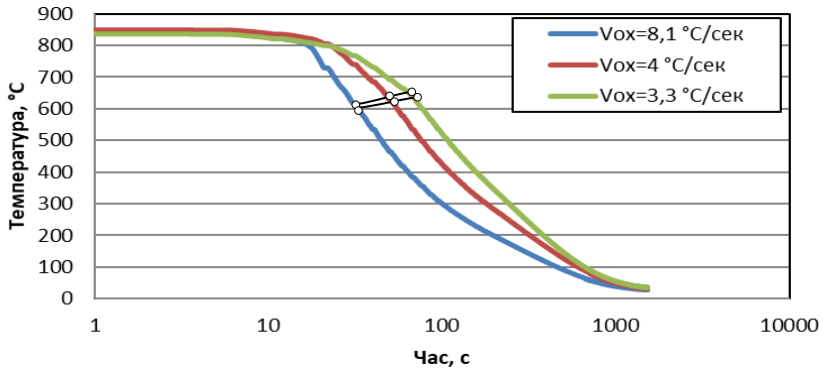
а



б



в

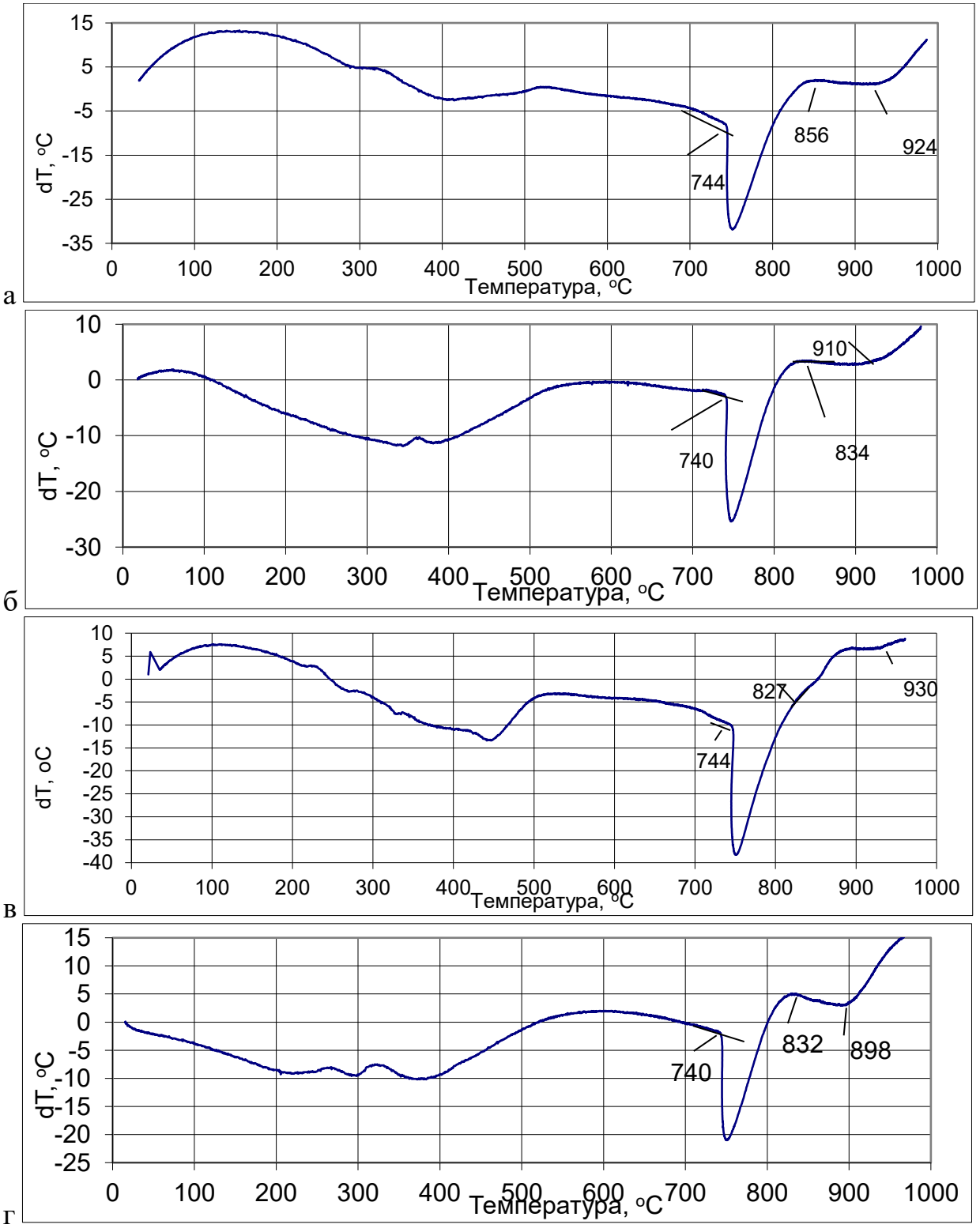


г

а – марка ER8 за EN 13262, б – марка 2 за ГОСТ 10791-2011, в – клас С за AAR M-107/M-208, г – марка ER7 за EN 13262

Рисунок 5.31 - Зміна температури в процесі охолодження досліджуваних сталей

Таким чином, температури нагріву перед зміцнюючою термічною обробкою можуть бути призначені з урахуванням експериментального визначення критичних температур фазових перетворень, але не перевищувати температуру початку росту зерна.



а - марка ER8; б - марка 2; в - клас С; г – марка ER7

Рисунок 5.32 - Криві ДТА при нагріві досліджуваної сталі

На рис. 5.33 наведено криві зміни температури за перетином ободу в процесі прискореного охолодження коліс зі сталі з 0,58% С, 0,70% Mn і 0,38% Si на глибині 3 мм, 20 мм, 40 мм (з середнім рівнем ЛЕ з рисунку 5.19, б) та криві зміни температури для сталі з 0,61 %С, 0,69%Mn і 0,27%Si (марка 2 за ДСТУ ГОСТ 10791:2016 з рисунку 5.30, б), що визначають рекомендований граничний інтервал швидкостей охолодження. З рисунка 5.33 можна зробити висновок про те, що при термічній обробці на вертикальній гартувальній машині (ВГМ) за прийнятою технологією швидкість охолодження поверхні і металу на глибині 3 мм перевищує гранично допустиму швидкість, яка гарантує відсутність голчастих структур в металі ободу колеса. А швидкість охолодження металу ободу на глибині 40 мм від поверхні кочення менша за рекомендовану швидкість, що гарантує твердість не нижче за вимоги нормативної документації для даної марки сталі.

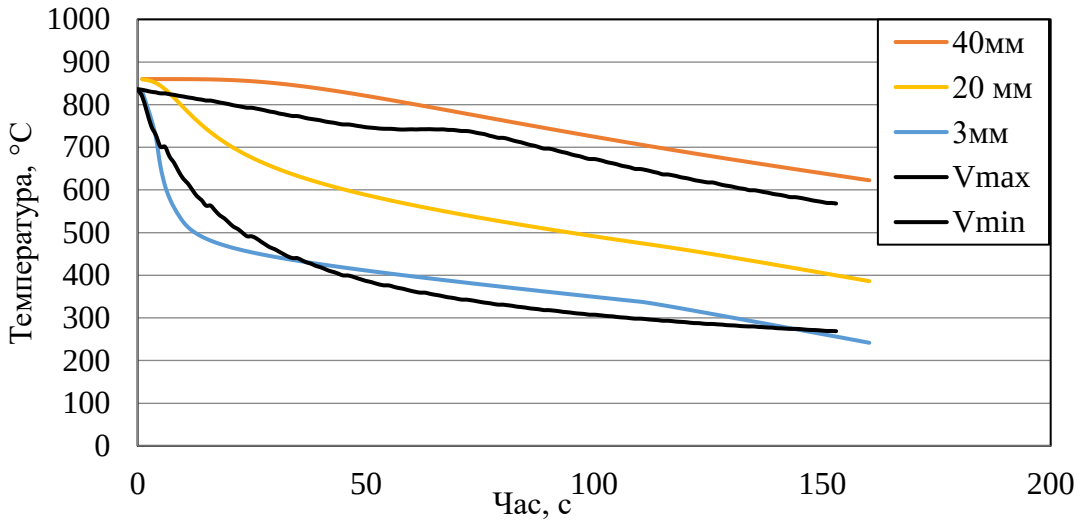


Рисунок 5.33 – Зміна температури за перетином обода в процесі прискореного охолодження коліс зі сталі з 0,58 %С, 0,70%Mn і 0,38%Si на глибині 3мм, 20 мм, 40 мм та криві зміни температури для сталі з 0,61 %С, 0,69%Mn і 0,27%Si, що визначають рекомендований граничний інтервал швидкостей охолодження (Vmax…Vmin)

В роботі було застосовано моделювання в програмному комплексі QForm VX 8.2, в результаті була розроблена модель розрахунку зміни температури по перерізу циліндричного зразка в процесі однобічного

охолодження, для адаптації якої використовували результати експерименту.

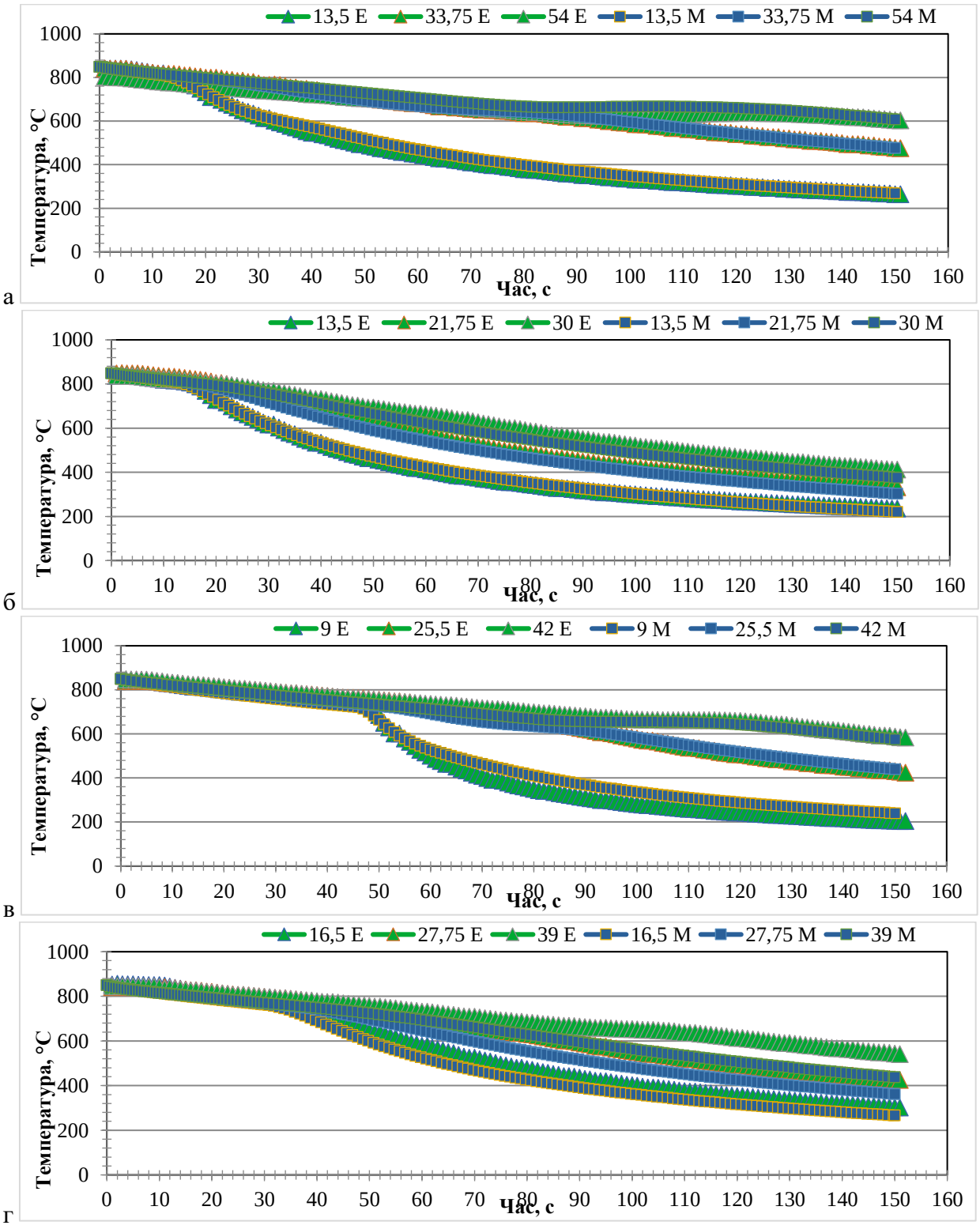
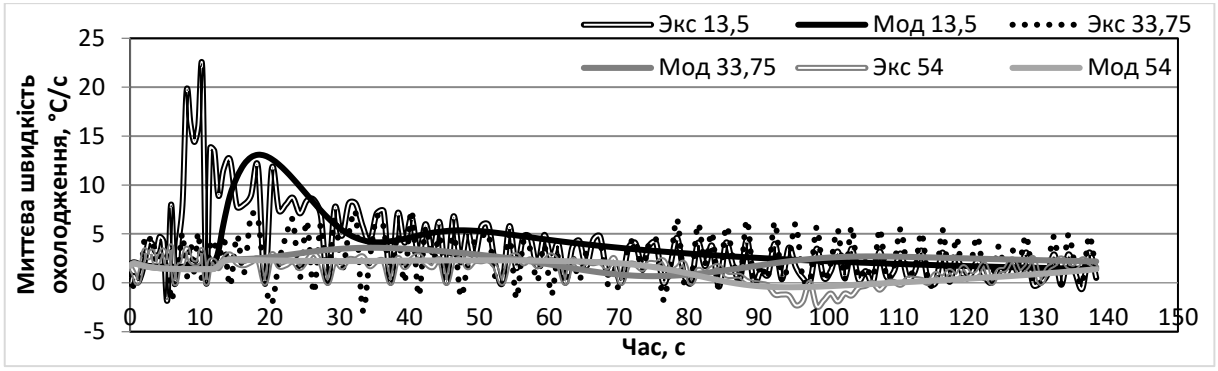
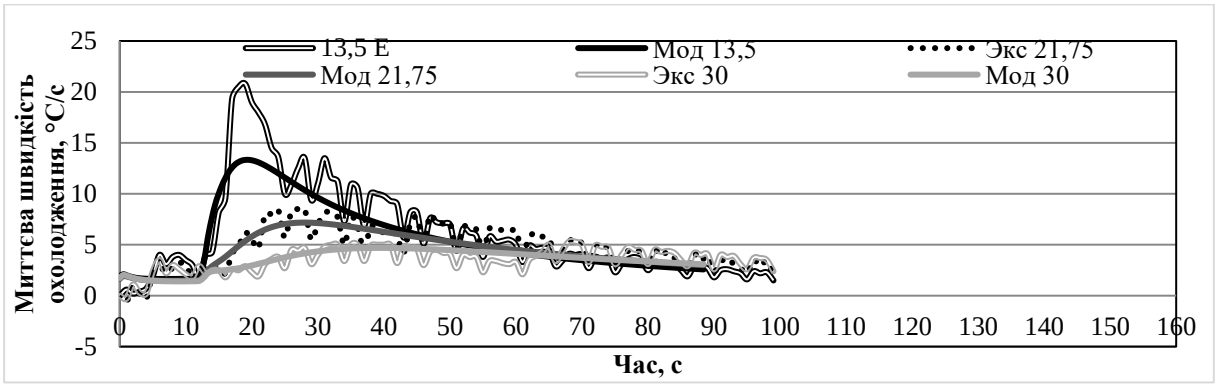


Рисунок 5.34 - Порівняння кривих охолодження досліджуваних сталей експериментальних і розрахункових значень: а – сталі класу С ASTM M-107/M-208, б - марки ER7 за EN 13262, в – марки 2 за ГОСТ 10791, г – марки ER8 за EN 13262

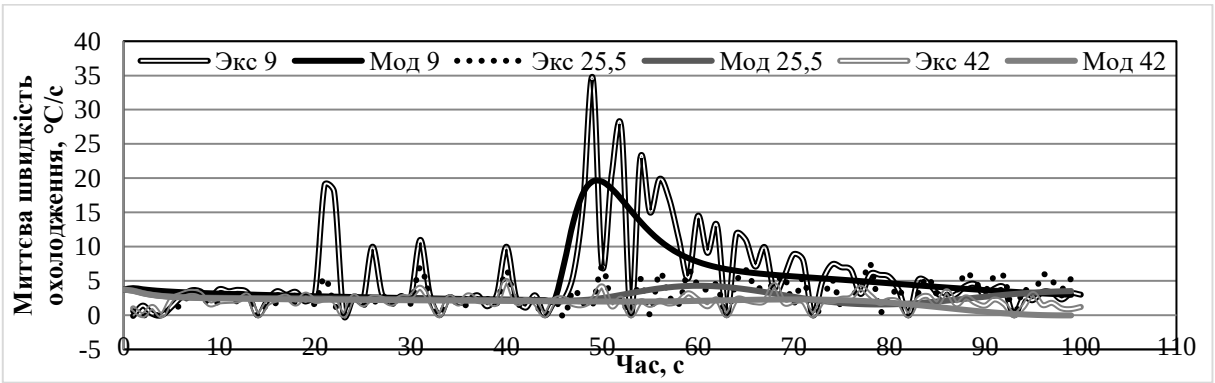
На графіках (рис. 5.34) видно високу збіжність результатів розрахунку та експерименту. При цьому модель дозволила отримати миттєву швидкість охолодження в вигляді, який більше відповідає фізичному сенсу процесу (рис. 5.35), і уникнути розкиду фактичних значень, пов'язаного з дискретністю фіксації даних.



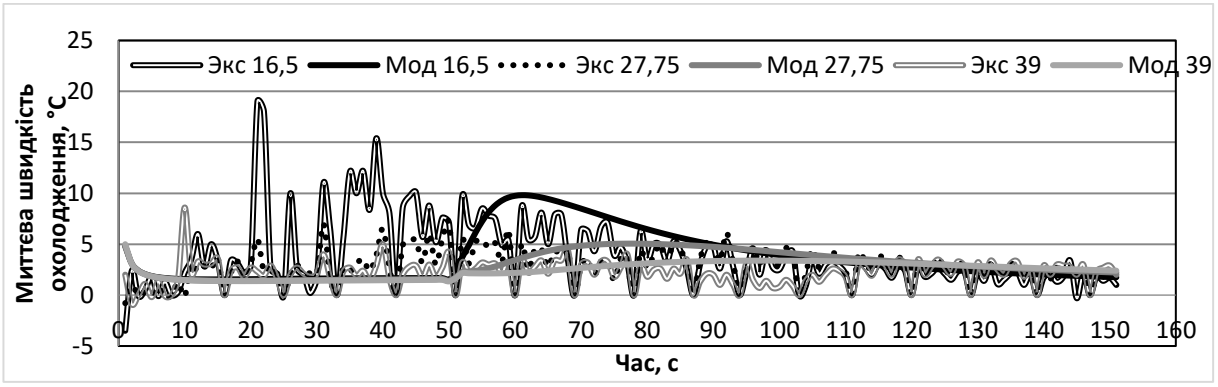
а



б



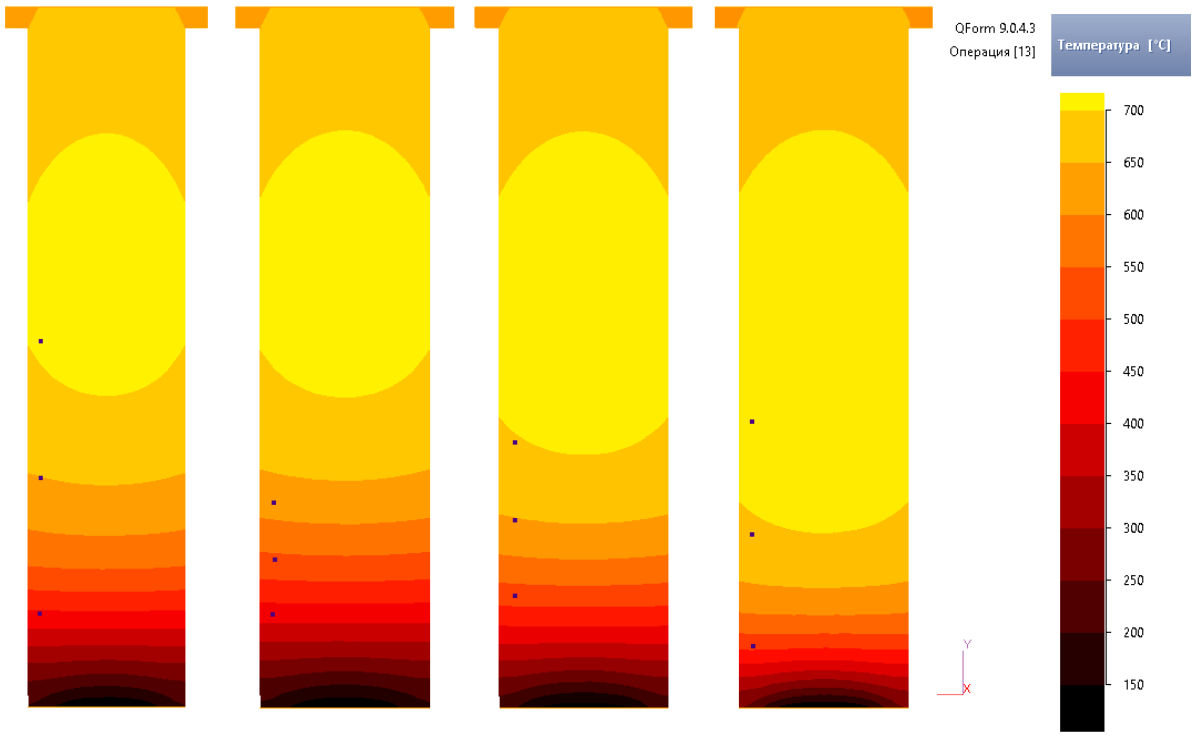
в



г

Рисунок 5.35 - Миттєва швидкість охолодження: порівняння експериментальних та розрахункових значень: а – сталі класу С ASTM M-107/M-208, б - марки ER7 за EN 13262, в – марки 2 за ГОСТ 10791-2011, г – марки ER8 за EN 13262

Як можна бачити з рисунку 5.36, миттєва швидкість охолодження змінюється в процесі безперервної рівномірної подачі охолоджувача. В деяких випадках фіксували значне уповільнення охолодження, або навіть негативні значення миттєвої швидкості охолодження. Це пов'язано з виділенням теплоти фазових перетворень, яке виникає під час розпаду аустеніту за дифузійним механізмом. Також можна відзначити, що для різної відстані від торцю максимуми миттєвої швидкості охолодження припадають на різний час – це час, коли на метал на певній відстані починає впливати дія охолоджувача. До того метал охолоджувався тільки за рахунок відводу тепла бічною поверхнею при контакті з повітрям. У точках, які розташовані ближче до поверхні інтенсивного тепловідводу максимальна миттєва швидкість більша.Результати моделювання зміни температури по перерізу зразка для випробувань на торцеве гартування представлені на рисунку 5.36.



Клас С ER7 ER8 КП2

Рисунок 5.36 – Температурні поля по перерізу зразка для випробувань на прогартовуваність через 60 с охолодження для досліджуваних сталей

З аналізу рисунку видно, що розподіл температури в тілі зразка не значно відрізняється для досліджуваних сталей, але з рисунку 5.36 видно, що відстані від торцю, на яких виконуються вимоги щодо рівня твердості та структурного стану значно відрізняються.

Таким чином, в роботі показано, що для досягнення рівномірного структурного стану за перетином ободу для сталей для залізничних коліс необхідне застосування диференційованого охолодження зі зміною витрати охолоджувача при термічній обробці, так як при існуючій технології з постійною витратою охолоджувача не забезпечується охолодження з оптимальними швидкостями.

5.5 Розробка рекомендацій та відпрацювання в промислових умовах режимів диференційованої термічної обробки залізничних коліс зі сталей різного хімічного складу

В роботі було застосовано моделювання в програмному комплексі QForm VX 8.2, в результаті була розроблена модель розрахунку температури по перерізу ободу, для адаптації якої використовували результати експерименту (рис. 5.30).

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 у подальшому, застосували у якості єдиного критерію — коефіцієнт тепловіддачі.

Було промодельована зміна температури по перерізу ободу колеса за чинною технологією при постійній витраті охолоджувача 80 $м^3$/год для колеса зі сталі марки 2 (рис. 5.37). Також на рис. 5.37 наведено криві зміни температури

при постійному рівні коефіцієнту тепловіддачі (від 500 до 5500 з шагом 500 Вт/м^2·К). Зміна миттєвої швидкості охолодження в контрольованих точках та коефіцієнту тепловіддачі при такому режимі наведено на рис. 5.38).

Встановлено, що при охолоджені за чинною технологією при постійній витраті охолоджувача коефіцієнт тепловіддачі змінюється в залежності від температури поверхні металу ободу в процесі охолодження.

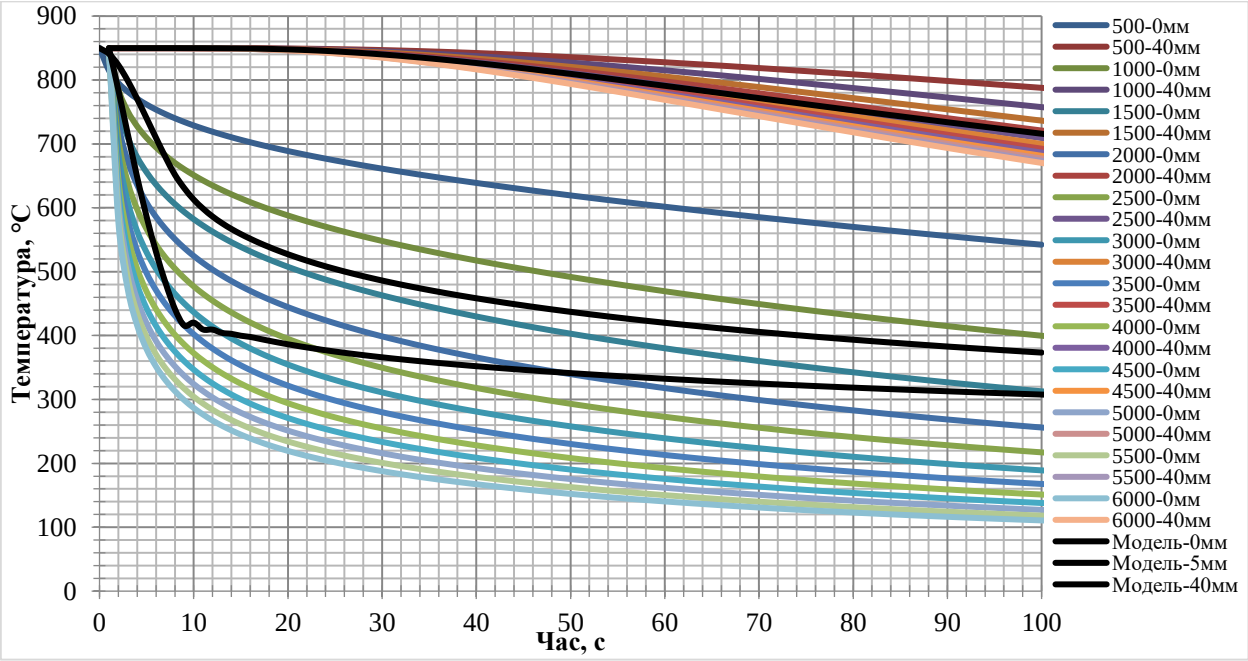
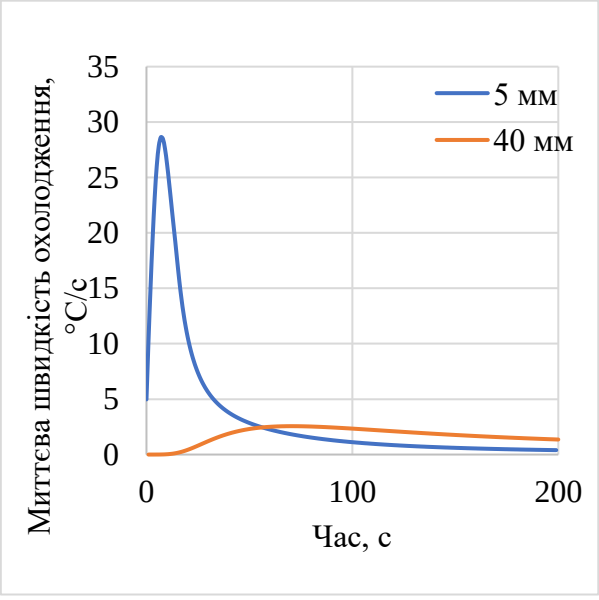
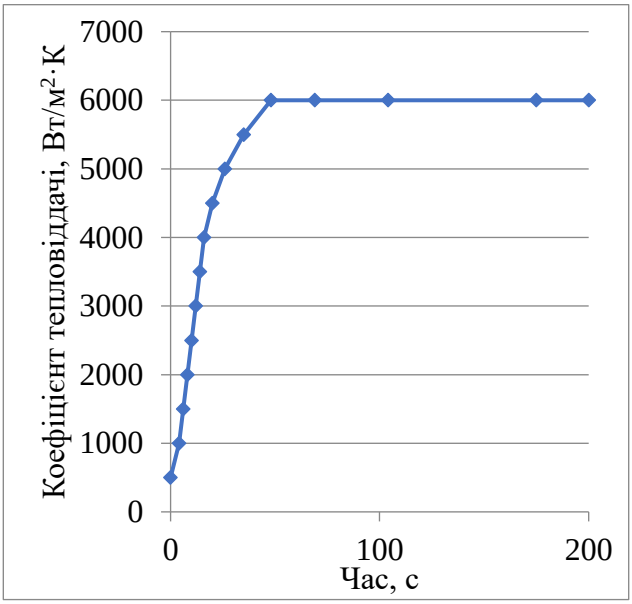


Рисунок 5.37 - Зміна температури в процесі охолодження з постійною витратою охолоджувача (модель) та з постійними коефіцієнтами тепловіддачі.

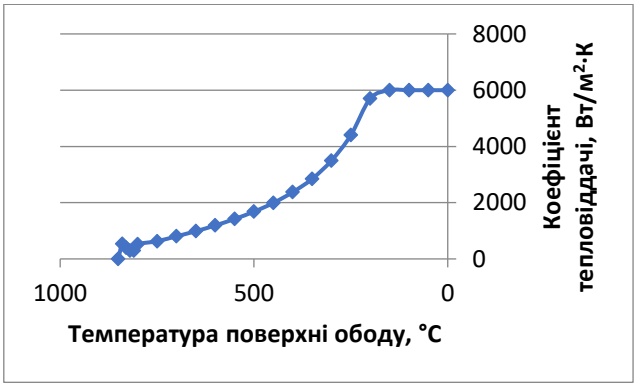


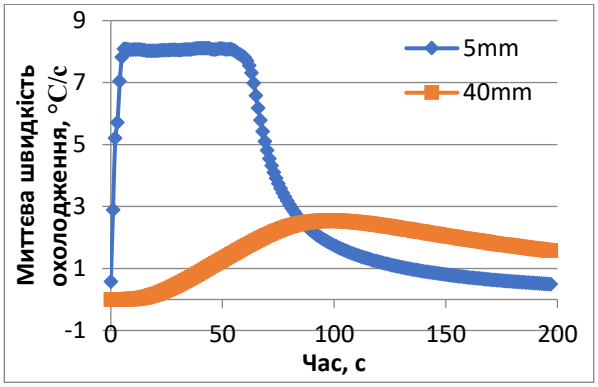


а б

Рисунок 5.38 - Зміна миттєвої швидкості (а) та коефіцієнту тепловіддачі (б) в процесі охолодження ободу колеса зі сталі марки 2 при постійній витраті охолоджувача

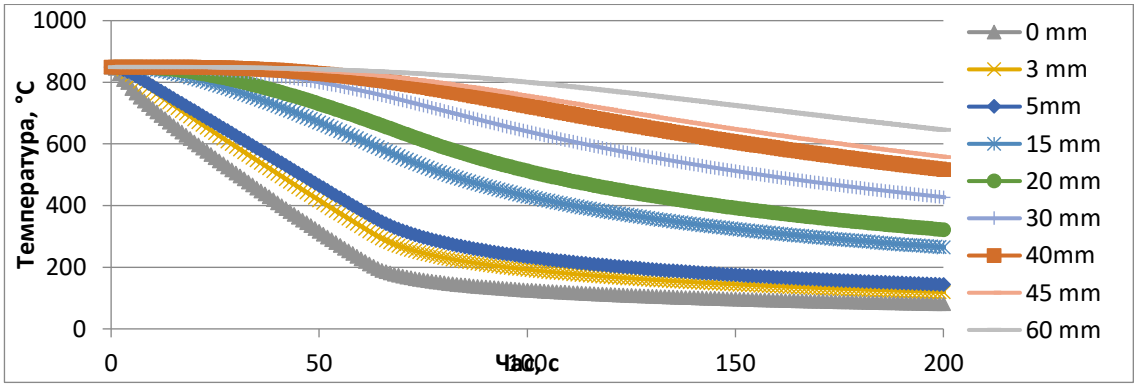
Далі в роботі були встановлені закономірності зміни коефіцієнту тепловіддачі для забезпечення охолодження ободу колеса зі швидкостями у рекомендованому інтервалі (табл. 5.6). Рекомендовані режими передбачають зміну витрати охолоджувача в процесі охолодження протягом першої хвилини від нуля до максимального рівня (рис. 5.39-5.42).





а б

в



г

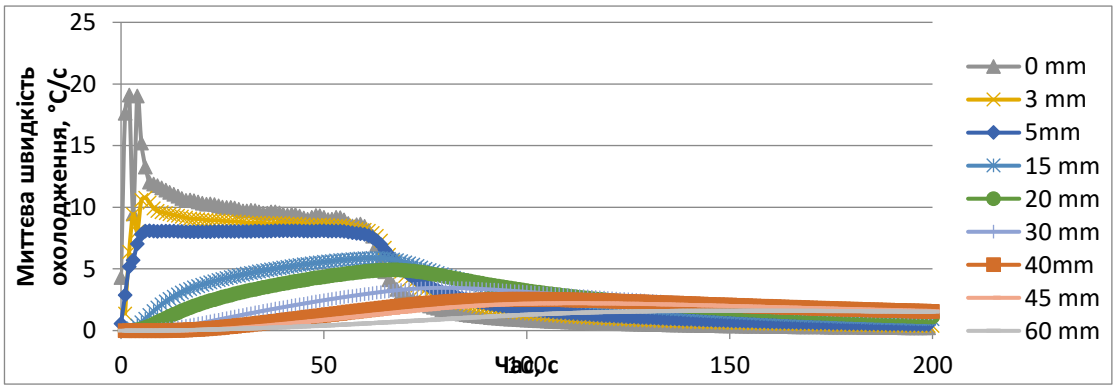
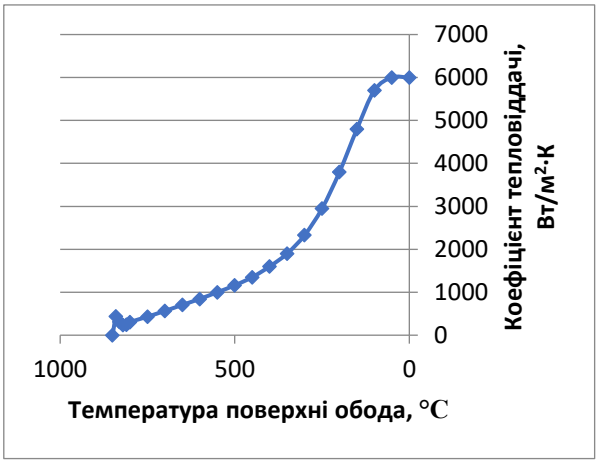
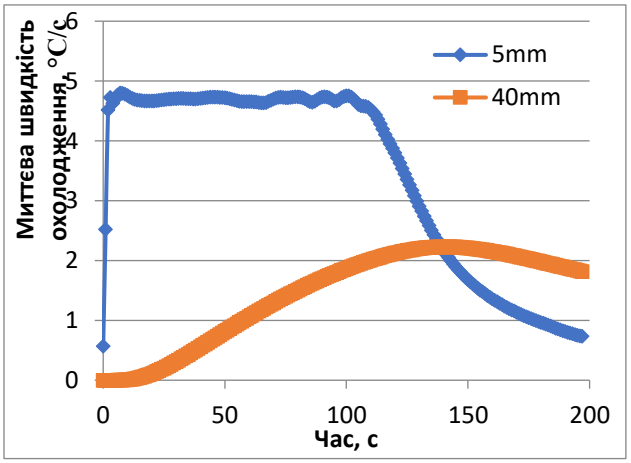


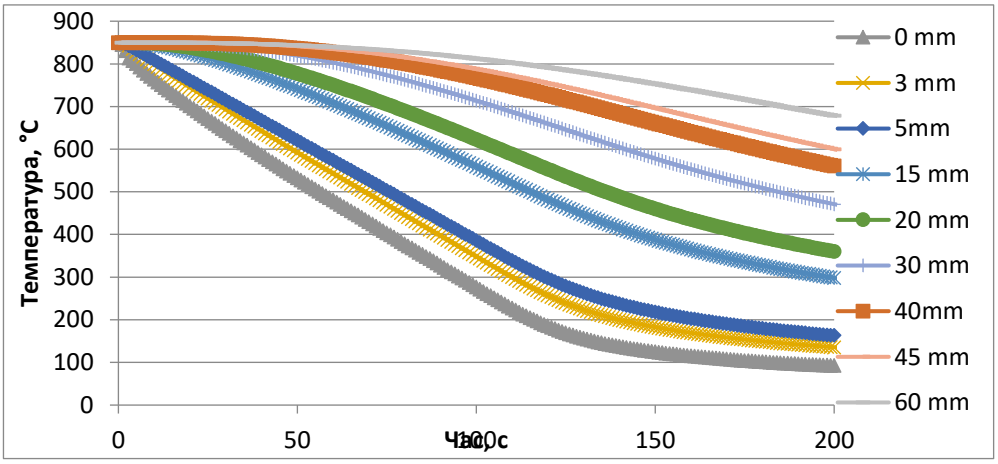
Рисунок 5.39 - Розробка режимів прискореного охолодження ободу залізничного колеса марки ER7 за EN 13262: а – зміна коефіцієнта тепловіддачі, б - миттєва швидкість охолодження в точках 5 і 40 мм, в – зміна температури і г – миттєвої швидкості охолодження в контрольних точках



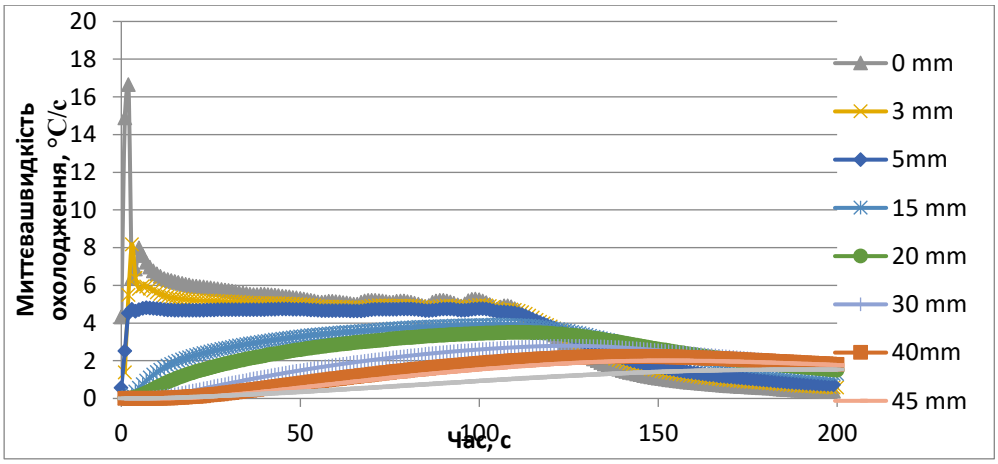
а



б



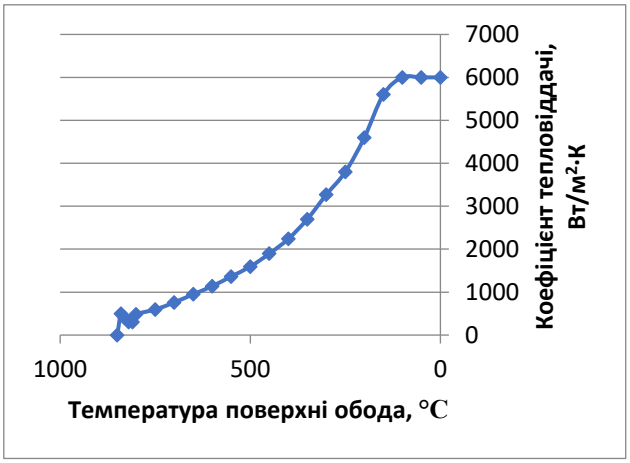
в



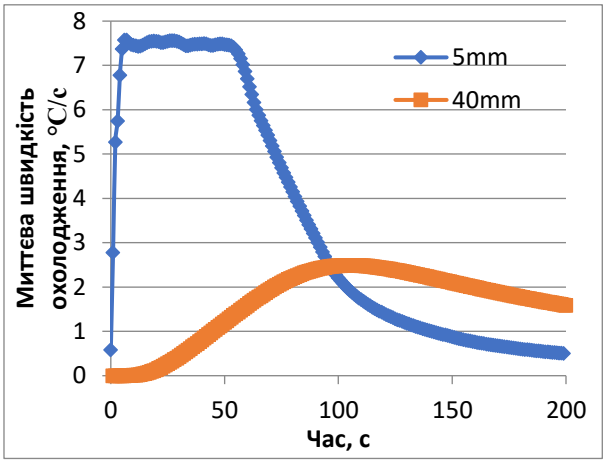
г

Рисунок 5.40 - Розробка режимів прискореного охолодження ободу залізничного колеса марки ER8 по EN 13262: а – зміна коефіцієнта тепловіддачі, б - миттєва швидкість охолодження в точках 5 і 40 мм, в – зміна температури і г – миттєвої швидкості охолодження в контрольних точках

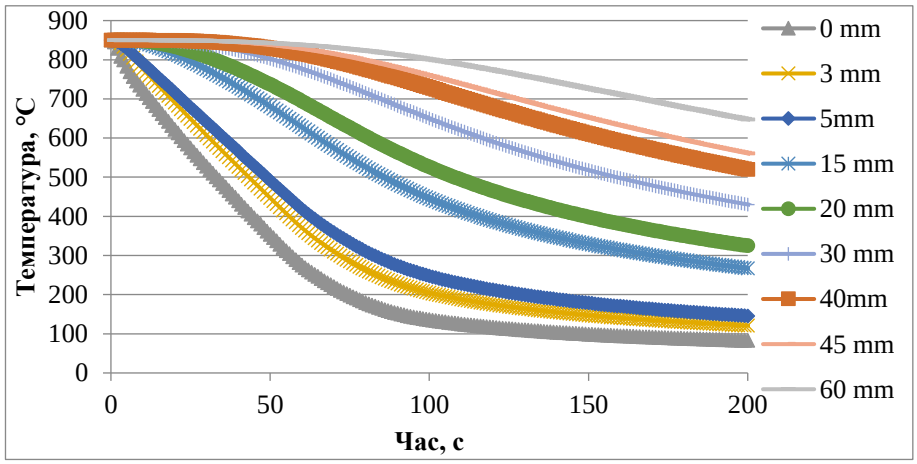
З метою досліджень впливу параметрів прискореного охолодження ободів коліс для мінімізації утворення голчастих (гартівних) структур під поверхнею кочення для підвищення рівня і однорідності властивостей по перетину ободів коліс Ø 920 мм, виготовлених зі сталі марки ER 7 відповідно до вимог EN 13262 в промислових умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» на термічній ділянці колесо-прокатного цеху було проведено дослідно-промислове випробування режимів термічної обробки залізничних коліс.



а



б



в

г

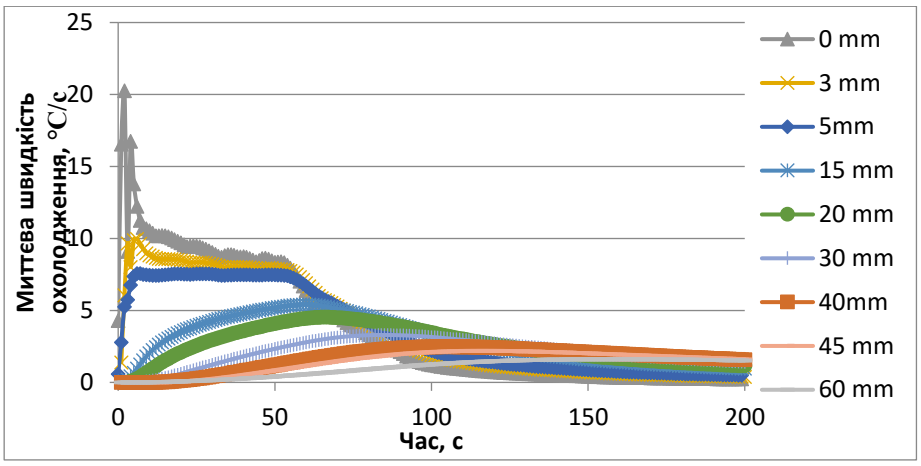
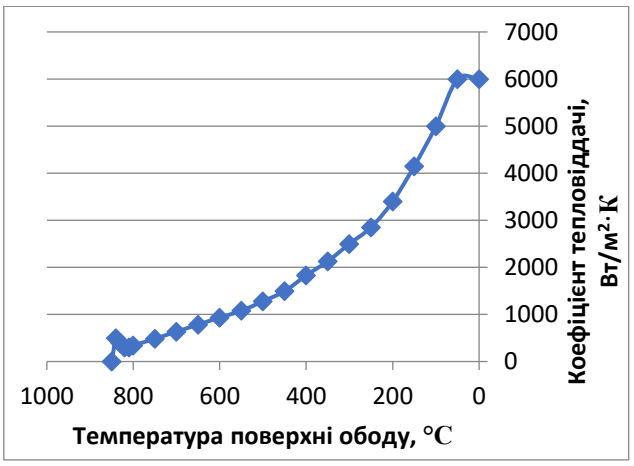
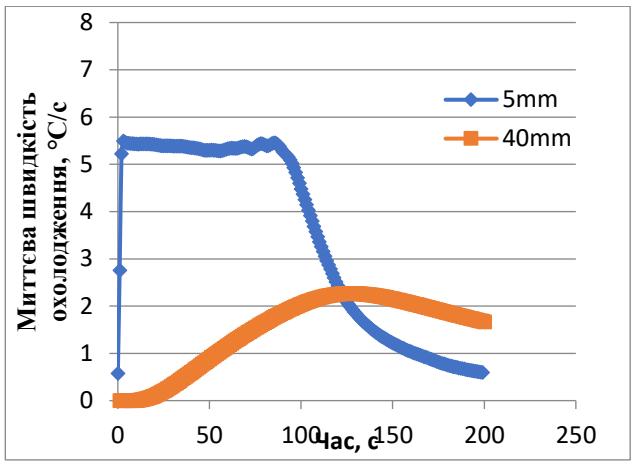


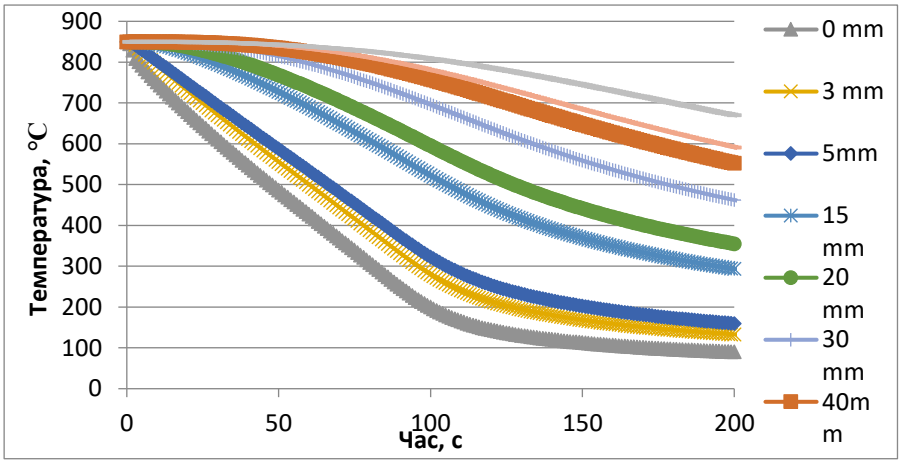
Рисунок 5.41 - Розробка режимів прискореного охолодження ободу залізничного колеса класу С по AAR M-107/M-208: а – зміна коефіцієнта тепловіддачі, б - миттєва швидкість охолодження в точках 5 і 40 мм, в – зміна температури і г – миттєвої швидкості охолодження в контрольних точках



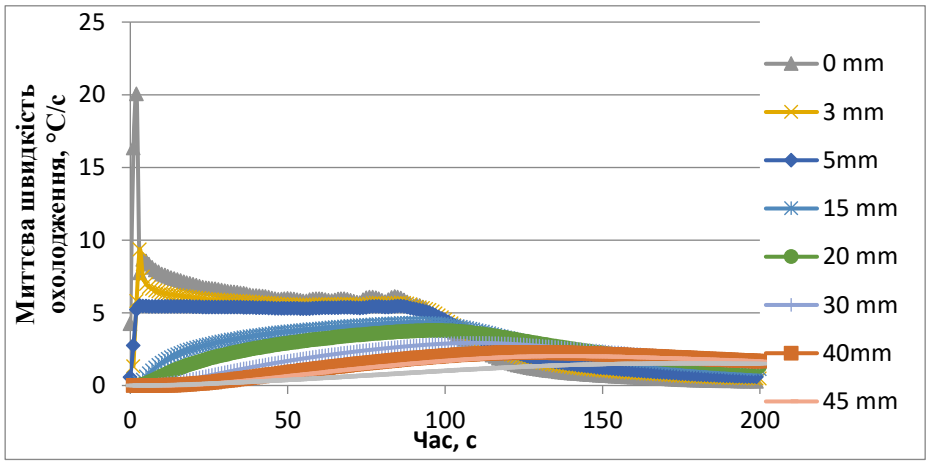
а



б



в



г

Рисунок 5.42 - Розробка режимів прискореного охолодження ободу залізничного колеса марки 2 по ДСТУ ГОСТ 10791:2016: а – зміна коефіцієнта тепловіддачі, б - миттєва швидкість охолодження в точках 5 і 40 мм, в – зміна температури і г – миттєвої швидкості охолодження в контрольних точках

Була виконана дослідна термообробка 20 шт. коліс пл. 11495 (марка сталі ER7, за EN 13262) зі змінною подачею води в процесі охолодження. Хімічний склад

наведено в табл. 2.5.

У процесі роботи були реалізовані наступні варіанти зміни витрати води:

Режим 1 (діюча на підприємстві технологія обробки): максимальна витрата води - 70...80 м^3/год, постійна подача з максимальною витратою протягом 210 секунд;

Режим 2: максимальна витрата води - 70...80 м^3/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 м^3/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 м^3/год, поступове збільшення інтенсивності витрати води протягом перших 25 секунд до 80 м^3/год, далі протягом наступних 25 секунд зниження інтенсивності витрати води до 40 м^3/год, потім протягом наступних 25 секунд збільшення інтенсивності витрати води до 80 м^3/год і так далі до 150 секунди, після чого інтенсивність витрати води збільшували від 40 до 80 м^3/год за 30 секунд. Тривалість обробки - 180 секунд.

Режим 5: максимальна витрата води - 70 м^3/год, ступінчасте збільшення інтенсивності подачі води: протягом перших 15 секунд витрата води 20 м^3/год, далі протягом наступних 15 секунд витрата води 40 м^3/год, в інтервалі з 30 до 180 секунди - постійна подача охолоджувача з максимальною витратою. Графічно дослідні режими представлені на рисунку 5.43.

Основні задані параметри термічної обробки:

- Температура коліс перед прискореним охолодженням - 840 ± 10 °С.
- Налаштування спреєра на ¾ висоти обода.
- Температура води - 25 ± 2 °С.
- Підстужування 45 ± 5 хвилин.
- Відпуск протягом 2 годин і 40 хвилин + 10 хвилин при температурі 530 + 10 °С.

Термообробка проводилася на двох гартівних машинах - № 2 і № 3.

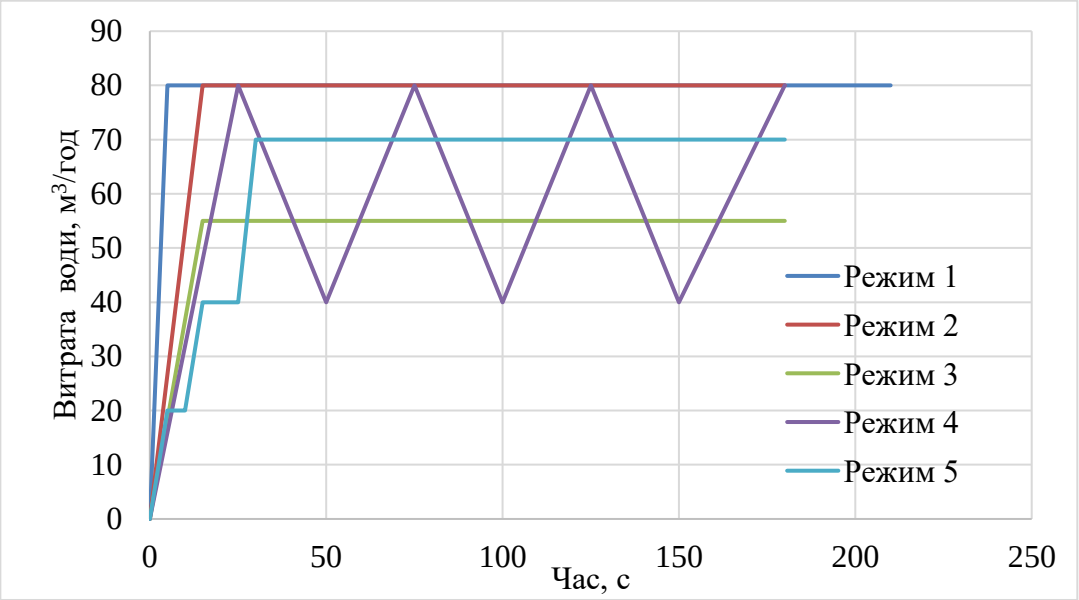


Рисунок 5.43 - Графіки витрати води при прискореному охолодженні досліджуваних залізничних коліс на ВГМ

Виконано аналіз фактично реалізованих режимів охолодження, в результаті якого для випробувань були відібрані 10 коліс.

Оскільки на момент проведення дослідної термообробки обладнання на термоділянці КПЦ знаходиться на етапі налагодження після модернізації - фактичні параметри по витраті води мали відхилення від заданих параметрів.

Режим 1:

ВГМ № 2, колеса № 224 і № 226: обидва колеса оброблялися за близькими режимами - швидкий рівномірний набір інтенсивності витрати води, без викидів, провали до 5 м^3/год, пов'язані з включенням ВГМ № 3.

ВГМ № 3, колеса № 225 і № 228: обидва колеса оброблялися за аналогічними режимами - швидкий рівний набір інтенсивності витрати води вище заданого на 15 м^3 / год з формуванням «зуба» перед площадкою, в кінці другої хвилини спостерігається невелике підвищення витрати води, ймовірно пов'язане з відключенням подачі води на ВГМ №2.

Для подальших досліджень відібрані проби від коліс № 225 і № 226.

Режим 2:

ВГМ № 2:

- колесо № 211 - стрибок витрати води в перші 5 - 6 секунд до 65 м^3/год, замість заданих 25 - 50 м^3/год і наступний «провал» від 65 до 42 м^3/год, потім поступово витрата води вийшла на заданий рівень, проте спостерігався невеликий «провал» в середині циклу гарту - до 5 м^3/ч від заданого на другій хвилині охолодження.

- колесо № 209 - поступовий набір інтенсивності витрати води із запізненням відносно заданого режиму, до максимального заданого рівня витрата води наблизилася до кінця першої хвилини і далі в період 60 - 180 секунд перебувала в інтервалі 70 - 75 м^3 / год.

ВГМ № 3:

- колесо № 227 - набір інтенсивності витрати води в перші 5 - 6 секунд відповідав заданому, потім спостерігався «провал» і витрата води знизилася від 47 до 37 м^3/год, після 10 секунд гарту - витрата інтенсивно збільшилася і на 17 - 25 секунді перевищила максимально задану витрату на 10 м^3 / год. Таким чином, утворився «зуб» перед площадкою с постійною витратою охолоджувача, в середині процесу гартування спостерігалися коливання витрати до 5 м^3/ год в кожну сторону від заданого рівня.

- колесо №214 - набір інтенсивності витрати води - поступовий, в середині процесу загартування - підвищення витрат води виражено слабо, але є «зуб» перед площадкою з постійною подачею води, що перевищує максимально задану витрату на 7 м^3 / год.

Для подальших досліджень відібрані проби від коліс № 209 і № 214.

Режим 3:

ВГМ № 2:

-колесо №212 - охолодження з зупинками і періодичним значним перевищенням заданого рівня максимальної витрати води.

- колесо №221 - охолодження пройшло близько до заданого режиму.

ВГМ №3:

-колесо №210 - охолодження зі значним перевищенням заданого рівня максимальної витрати (до 35 м^3/год) і періодичними зупинками в подачі води.

-Колеса №223 - охолодження пройшло близько до заданих режимів, крім «зуба» на початку площадки з постійною подачею води висотою в 7 м^3/год. Для подальших досліджень відібрані проби від коліс № 221 і № 223.

Режим 4:

ВГМ № 2:

- колесо № 220 - в цілому, фактичний режим охолодження був близький до заданого режиму. Необхідно відзначити, що підвищення витрати відбувається з великим запізненням, ніж зниження, максимальна витрата води не досягала заданого максимуму - 70 замість 80 м^3 / год.

- колесо № 217 - охолодження протікало близько до заданих режимів, але з невеликим запізненням відповідно до заданого часу (6 - 10 секунд).

ВГМ № 3:

- колесо № 222 - на третьому піку витрата перевищила заданий рівень (склав понад 90 м^3/год замість 80 м^3/год).

- колесо № 219 - максимальні значення дещо перевищили задані (близько 85 м^3/год замість 80 м^3/год).

Для подальших досліджень відібрані проби від коліс № 217 і 222.

Режим 5:

ВГМ № 2:

- колесо № 216 і № 213 - набір інтенсивності витрати в перші 3 секунди перевищив заданий на 7 м^3/год, потім до 15 секунди знизився до заданого і надалі поступово збільшувався, але з запізненням, в той час як було задано «ступінчасте» підвищення з тривалістю сходинок в 15 секунд. У період заданої постійної витрати на максимальному рівні спостерігалися коливання витрати до 5 м^3/год в сторону зменшення від заданого рівня.

ВГМ № 3:

- колесо № 218 і № 215 - провали при наборі інтенсивності, «зуби» на початку площадок з постійною подачею води, максимальні коливання навколо заданого рівня витрат води - 15 м^3/год.

Для подальших досліджень відібрані проби від коліс № 216 і № 215.

Було виконано вимір твердості на поверхні коліс-проб в чотирьох діаметрально протилежних точках відповідно до вимог EN 13262. Результати вимірювання твердості приведені в таблиці 5.8 і на рисунках 5.44 і 5.45.

Таблиця 5.8– Твердість на поверхні дослідних коліс пл. № 11495

Номер колеса	ВГМ	Режим	Твердість на поверхні колеса, НВ			
226	2	1	272	285	279	274
225	3		280	275	278	275
209	2	2	270	276	275	273
214	3		279	281	280	280
221	2	3	260	263	263	260
223	3		263	261	260	258
217	2	4	269	270	270	269
222	3		271	265	270	265
216	2	5	260	259	260	259
215	3		265	260	265	260

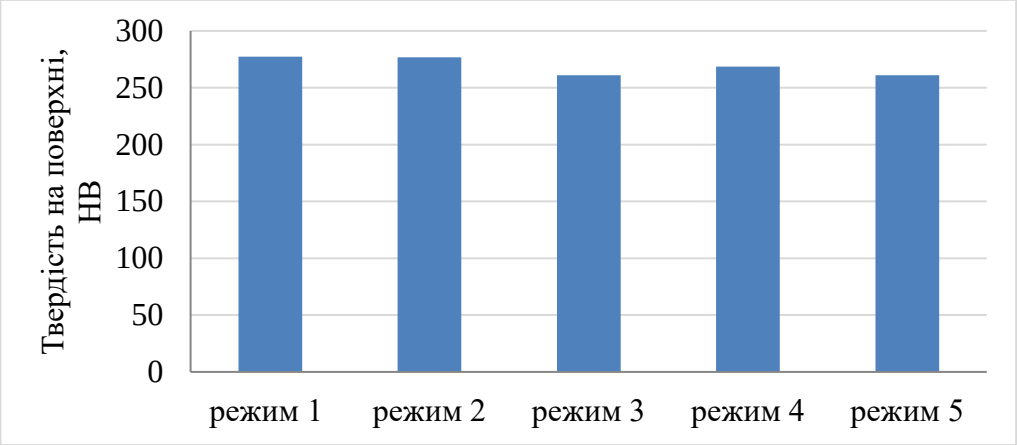


Рисунок 5.44 – Середні значення твердості на поверхні коліс термічно зміцнених за дослідними режимами

З наведених даних випливає, що охолодження по режиму 2 призвело до формування середньої твердості на поверхні коліс близькою до тієї, що мали колеса, оброблені за режимом № 1 (технологія по ТК ТО), однак при цьому розкид значень по 4 точкам на двох колесах нижче на 30%. Колеса після обробки по режимам 3 і 5 мали середню твердість на поверхні нижче, ніж для режиму 1 і 2 на ~ 15 НВ (до 6%), а для режиму 4 - на ~ 10 НВ (близько 3%). Розкид значень

для коліс, оброблених по режимам 3, 4 і 5 менше на 55 - 60% в порівнянні з колесами, обробленими по режиму 1. Результати механічних випробувань дослідних коліс наведені в табл. 5.9. Середні значення за режимами представлені графічно на рис. 5.46 і 5.47.

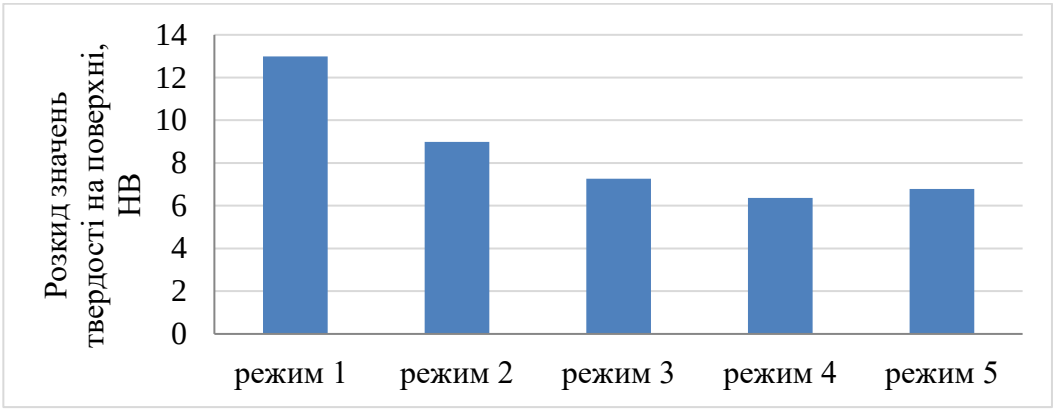


Рисунок 5.45 – Розкид значень твердості на поверхні коліс термічно зміцнених за дослідними режимами

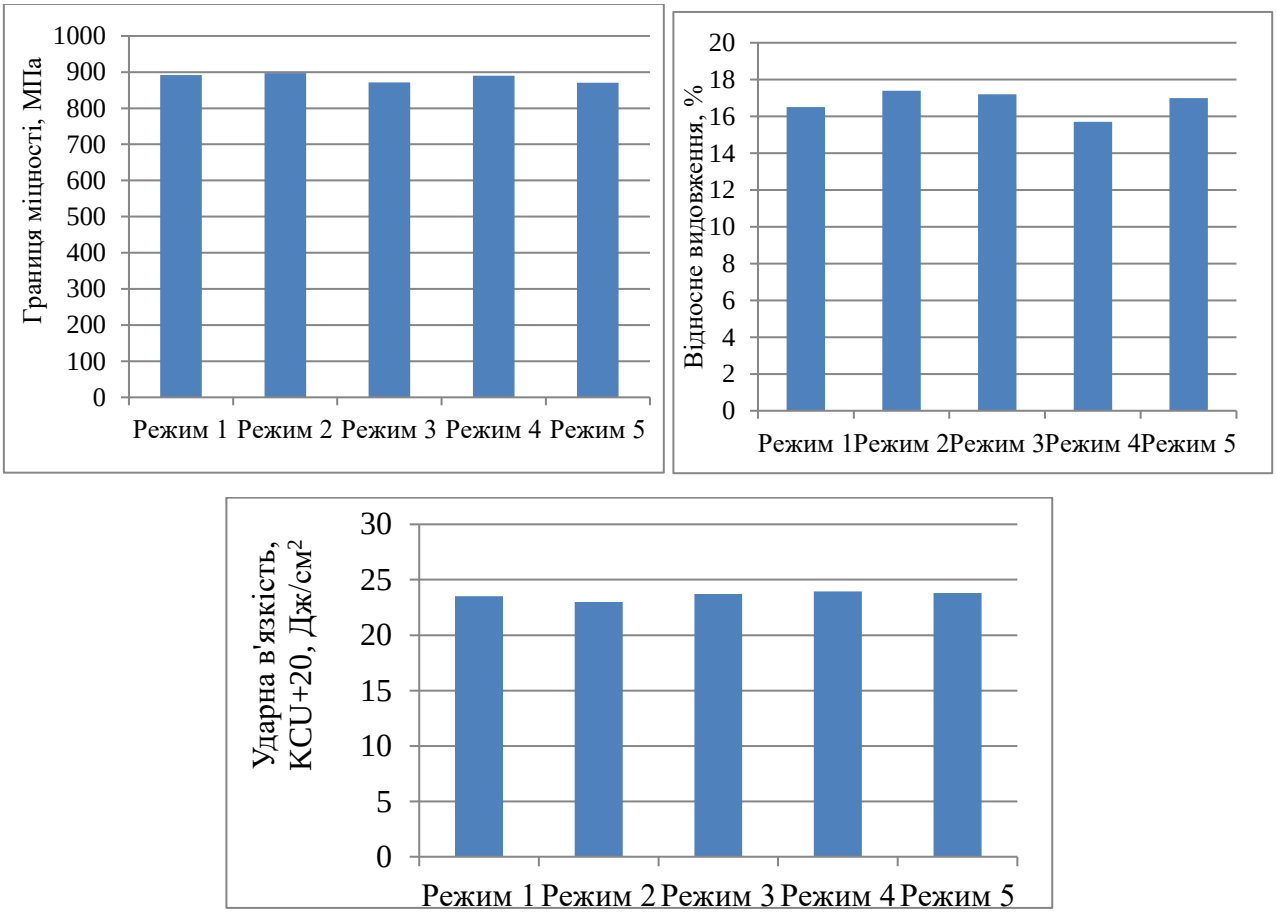


Рисунок 5.46 – Середні значення механічних властивостей ободів коліс, термічно зміцнених за дослідними режимами

Таблиця 5.9 – Механічні властивості дослідних коліс пл. № 11495

Номер колеса	ВГМ	№ режиму	Обод						Диск		
			$\sigma_т$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	НВ гл. 30 мм	НВ т.А	KCU^{+20}, Дж / см^2	$\sigma_в$, МПа	δ, %	KCV^{-20} Дж / см^2
226	2	1	575,6	894,7	16,4	266 260 272	234	23,4 23,4 22,8 сер. 23,2	725,7	19,8	18,0 15,6 12,0 сер. 15,2
225	3		571,9	889,0	16,6	266 260 266	234	23,4 22,8 25,2 сер. 23,8	719,5	20,6	19,8 20,4 18,0 сер. 19,4
209	2	2	593,6	899,8	16,8	244 244 249	229	23,8 24,2 23,0 сер. 23,0	706,1	18,8	12,0 10,4 11,0 сер. 11
214	3		591,9	894,1	18,0	244 249 244	229	23,4 22,8 22,8 сер. 23	699,8	20,0	14,4 13,2 11,4 сер. 13,0
221	2	3	589,6	878,1	15,6	255 244 255	229	22,8 25,2 25,2 сер. 24,4	708,7	18,4	13,2 18,0 19,8 сер. 17,0
223	3		563,8	863,8	18,8	249 249 241	229	21 24,6 23,4 сер. 23,0	724,8	23,4	15,6 13,8 23,4 сер. 17,6
217	2	4	596,6	891,8	16,4	255 249 249	224	22,8 25,4 23,4 сер. 23,9	721,1	19,4	17,4 15,6 18,6 сер. 17,2
222	3		594,4	888,4	15,0	249 249 255	229	24,4 25 22,6 сер. 24,0	698,0	19,4	10,8 12,2 10,4 сер. 11,1
216	2	5	570,9	875,0	16,8	255 244 255	229	24,6 25,2 24,6 сер. 24,8	699,4	19,6	12,0 9,6 10,2 сер. 10,6
215	3		567,2	866,3	17,2	255 255 255	224	23,4 22,8 22,2 сер. 22,8	718,6	20,0	18,0 13,8 15,6 сер. 15,8

У результаті різних умов охолодження за дослідними режимами в ободах залізничних коліс була сформована мікроструктура, яка мала деякі відмінності.

Аналіз мікроструктури проводили в напрямку від поверхні кочення до центру обода на глибину до 50 мм (рис. 5.73-5.57).

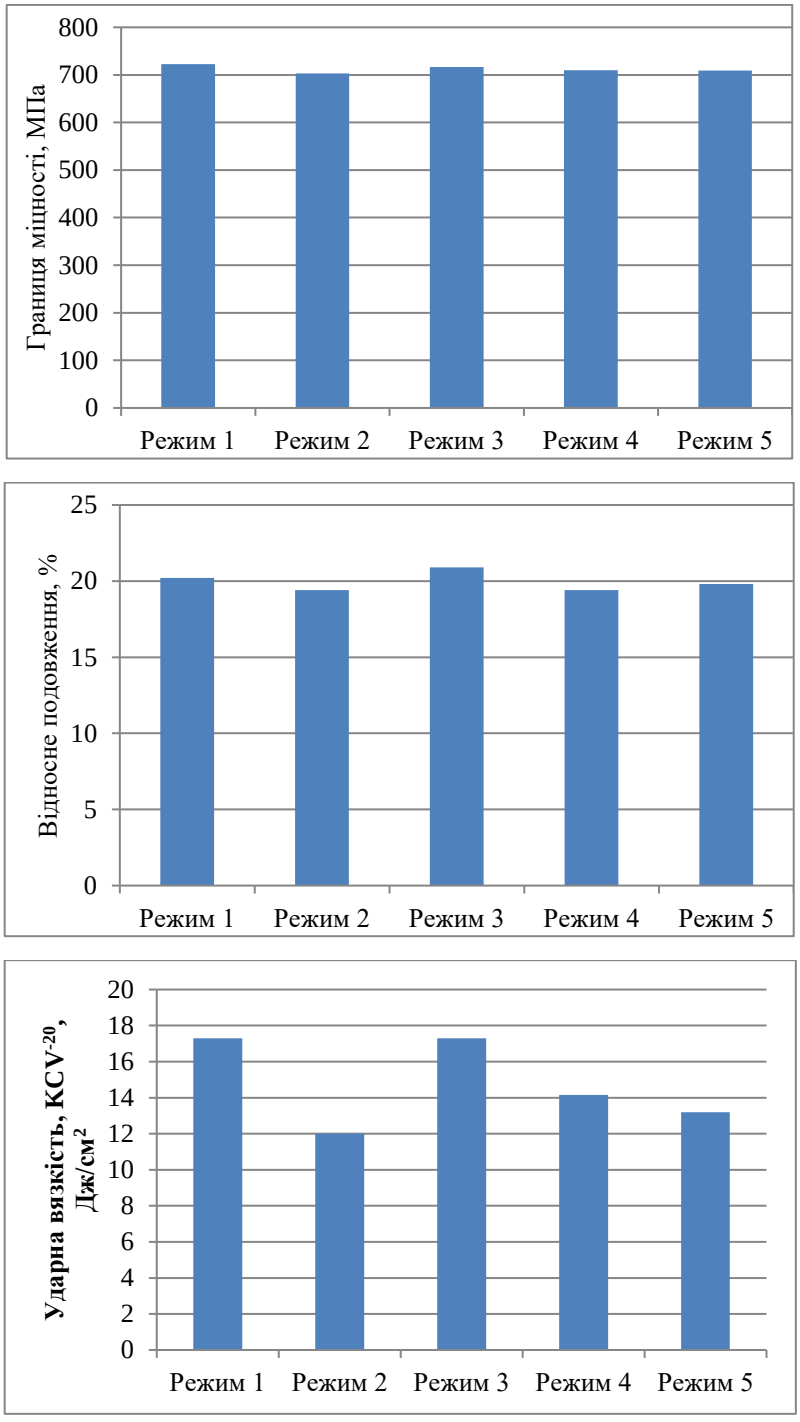
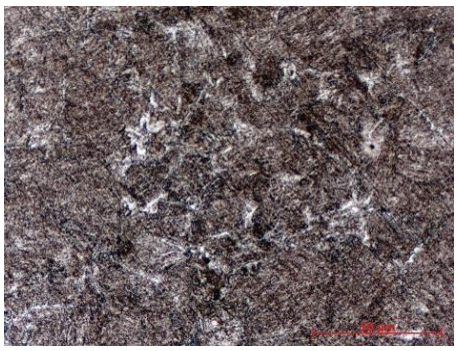
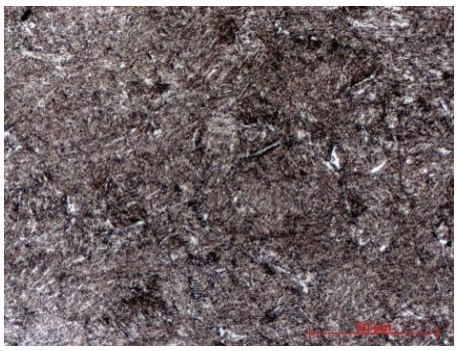


Рисунок 5.47 – Механічні властивості дисків коліс, термічно зміцнених за дослідними режимами

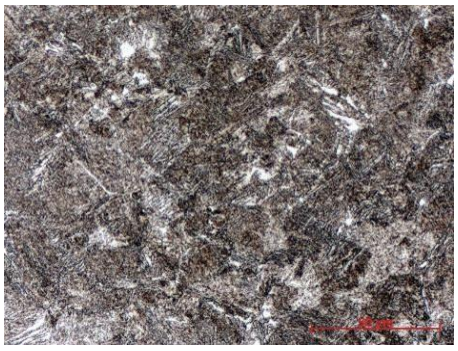
В результаті мікроструктурного аналізу зразків ободів дослідних коліс була визначена максимальна глибина, на якій спостерігалися голчасті структури. Результати досліджень наведені в таблиці 5.10.

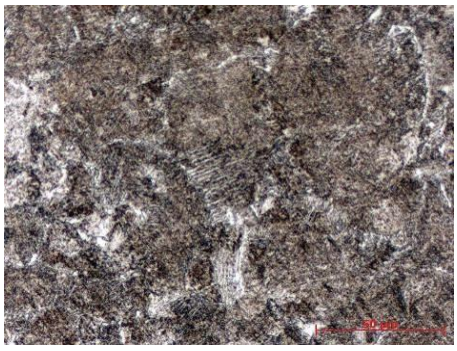
0 – 5 мм



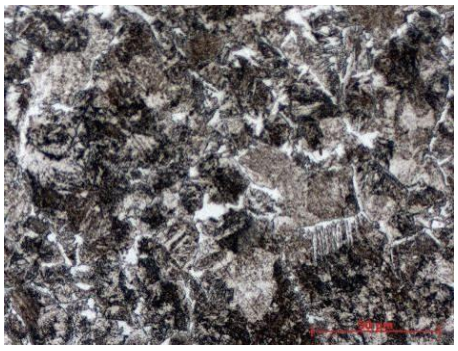


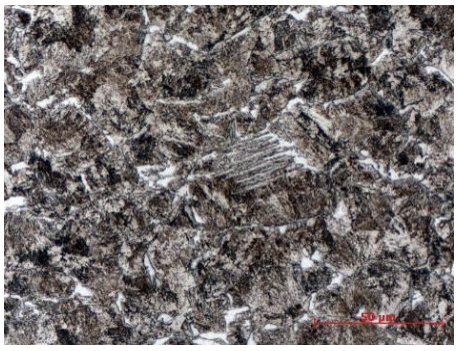
5 – 10 мм



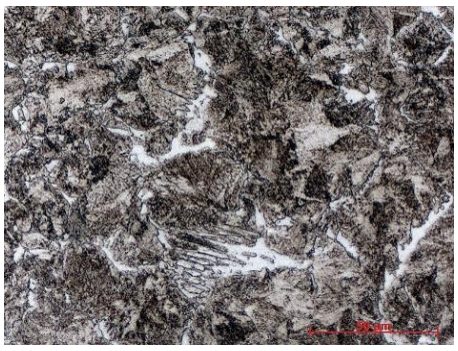


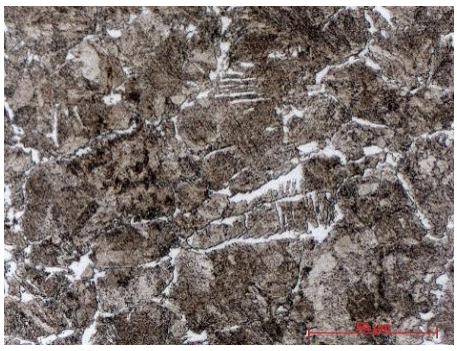
10 – 15 мм





15 – 20 мм





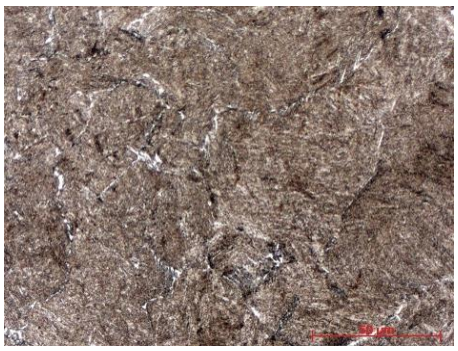
20 – 30 мм

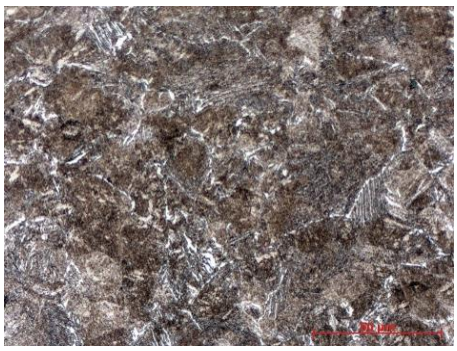




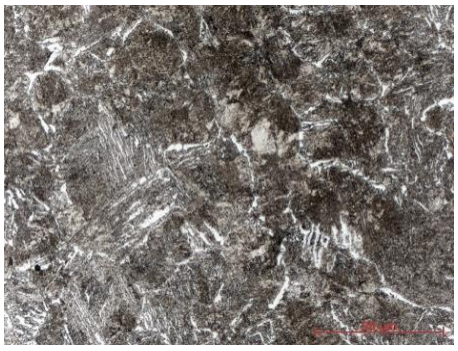
Рисунок 5.48 – Мікроструктура колеса № 226 на різних відстанях від поверхні кочення, режим 1 ВГМ № 2. × 800

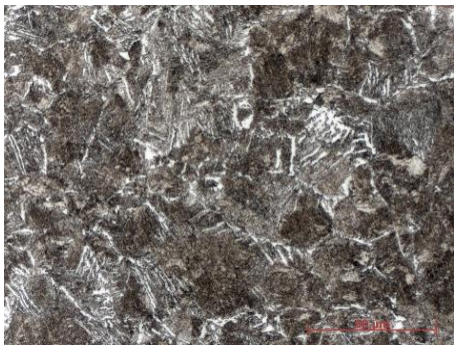
0 – 5 мм



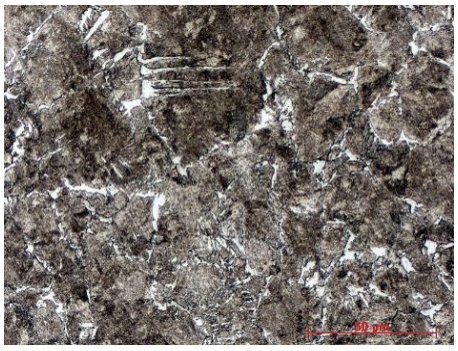


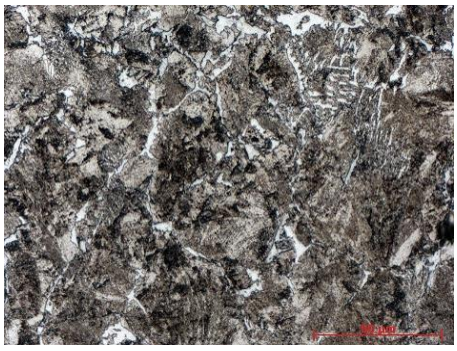
5 – 10 мм



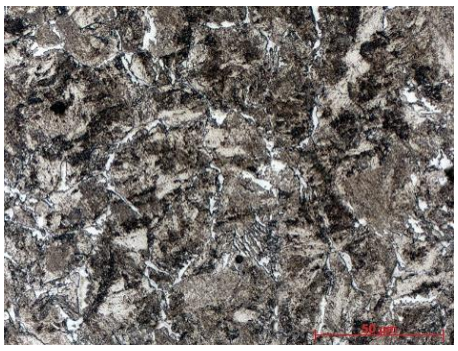


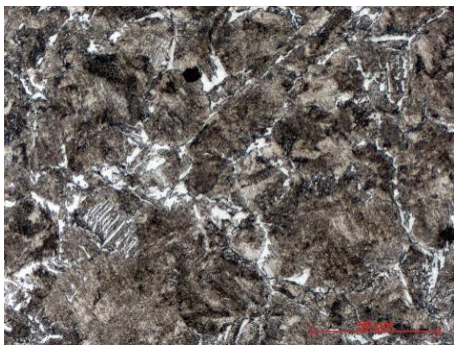
10 – 15 мм



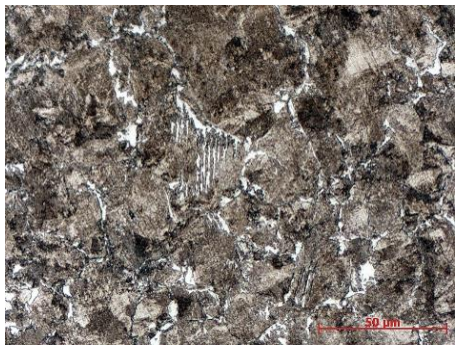


15 – 20 мм





20 – 30 мм



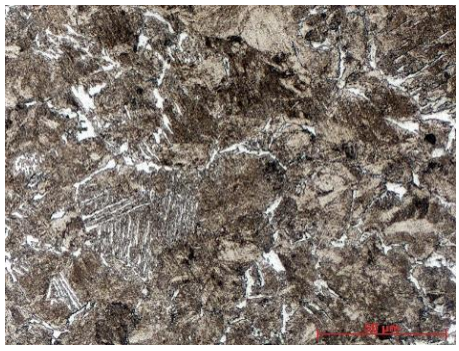
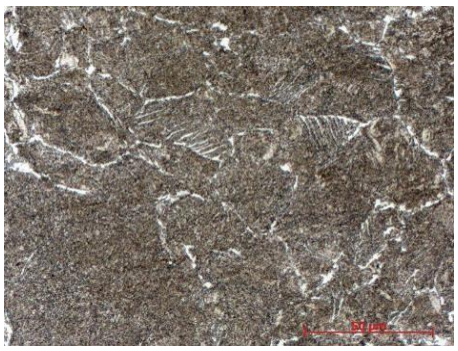
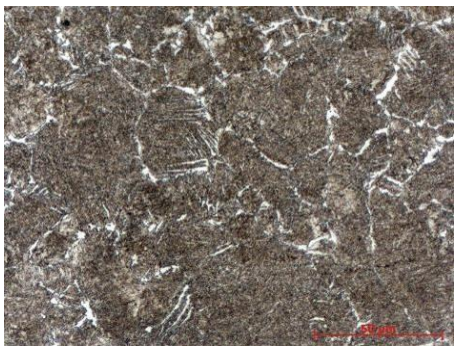


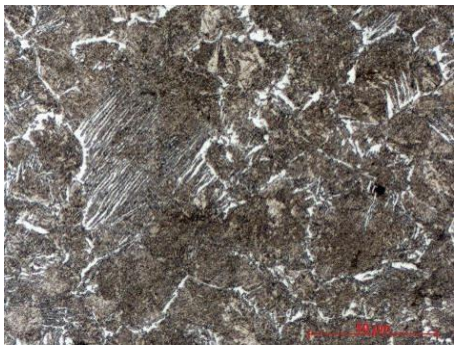
Рисунок 5.49 – Мікроструктура колеса № 225 на різних відстанях від поверхні кочення, режим 1 ВГМ № 3. × 800

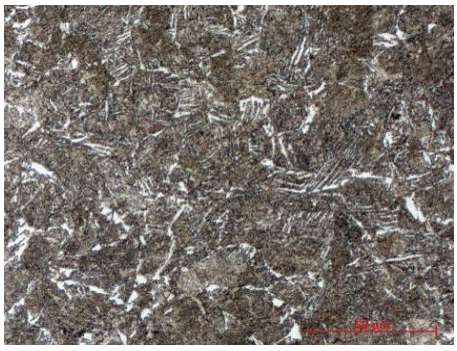
0 – 5 мм



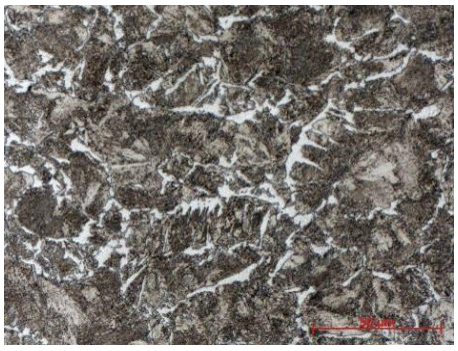


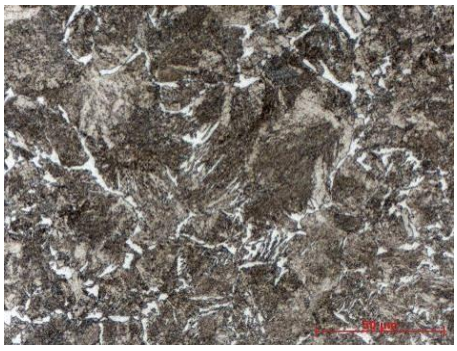
5 – 10 мм



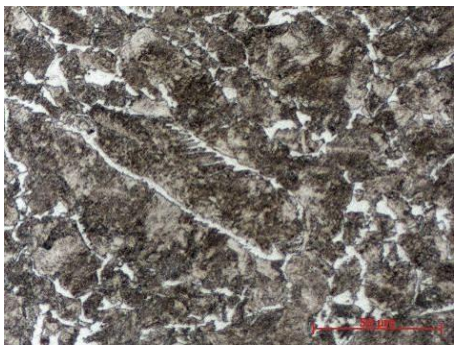


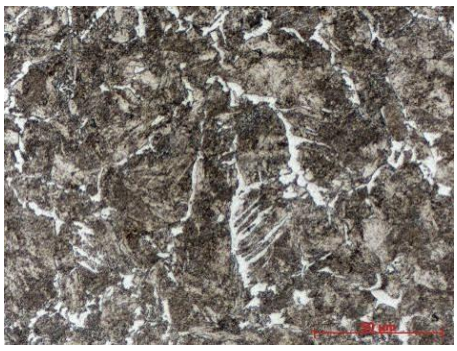
10 – 15 мм



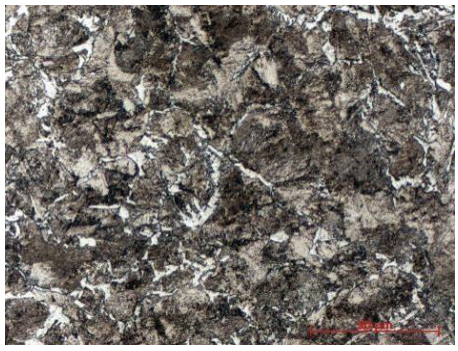


15 – 20 мм





20 – 30 мм



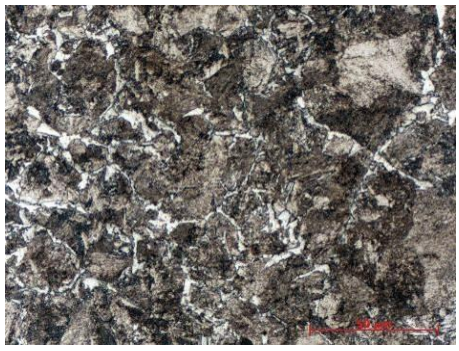


Рисунок 5.50 – Мікроструктура колеса № 209 на різних відстанях від поверхні кочення, режим 2 ВГМ № 2. × 800

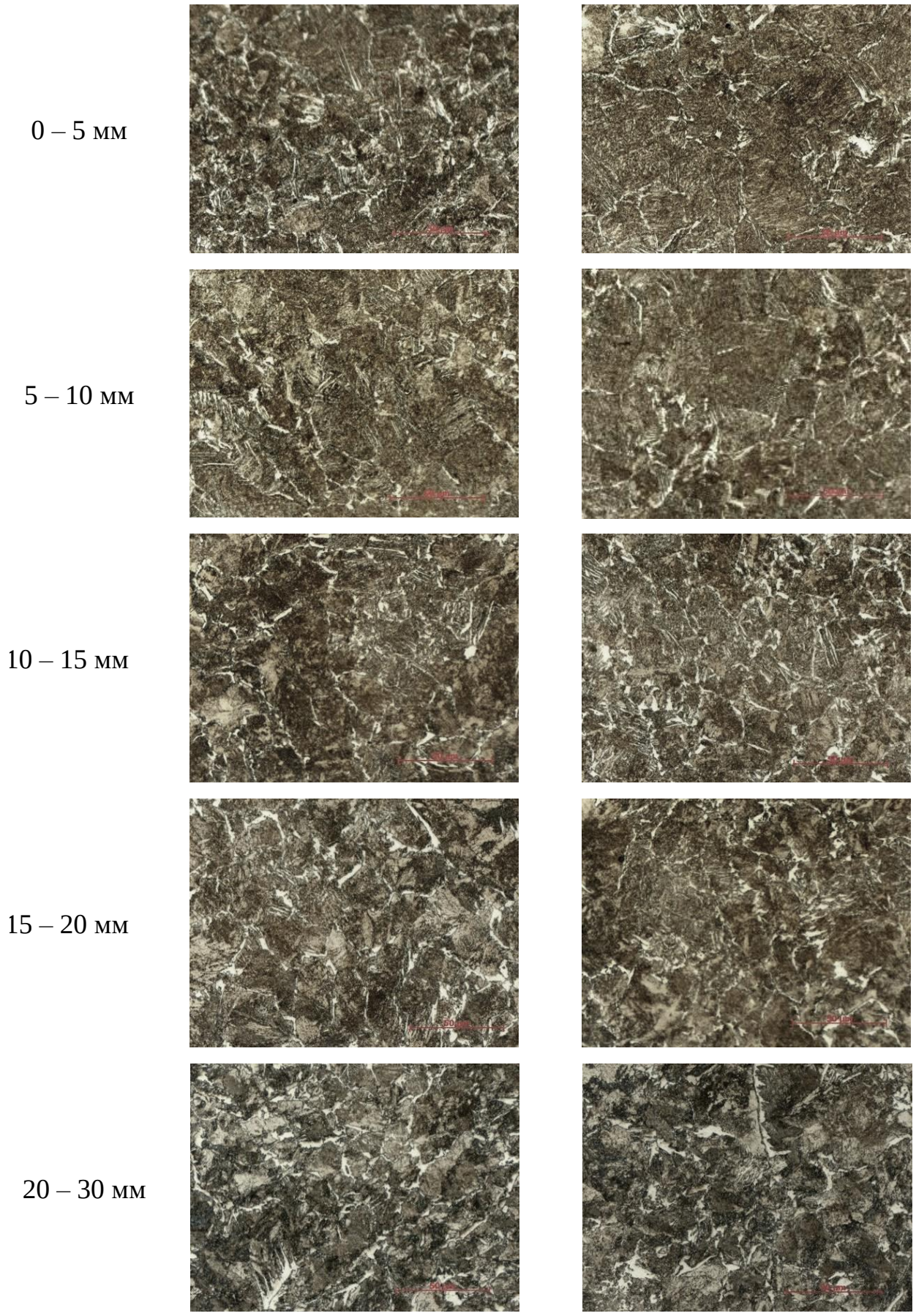


Рисунок 5.51 – Мікроструктура колеса № 214 на різних відстанях від поверхні кочення, режим 2 ВГМ № 3. × 800

0 – 5 мм

5 – 10 мм

10 – 15 мм

15 – 20 мм

20 – 30 мм

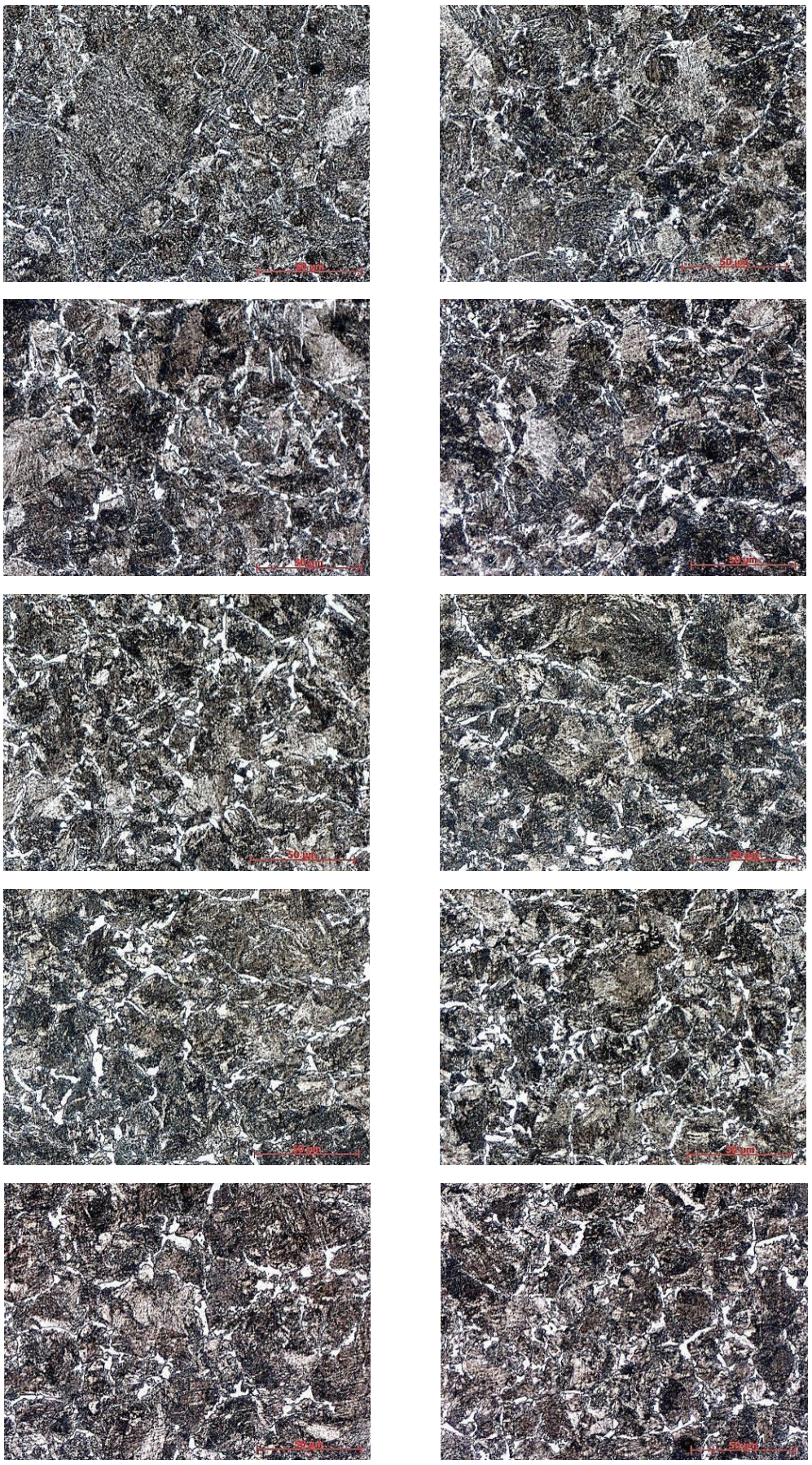


Рисунок 5.52 – Мікроструктура колеса № 221 на різних відстанях від поверхні кочення, режим 3 ВГМ № 2. × 800

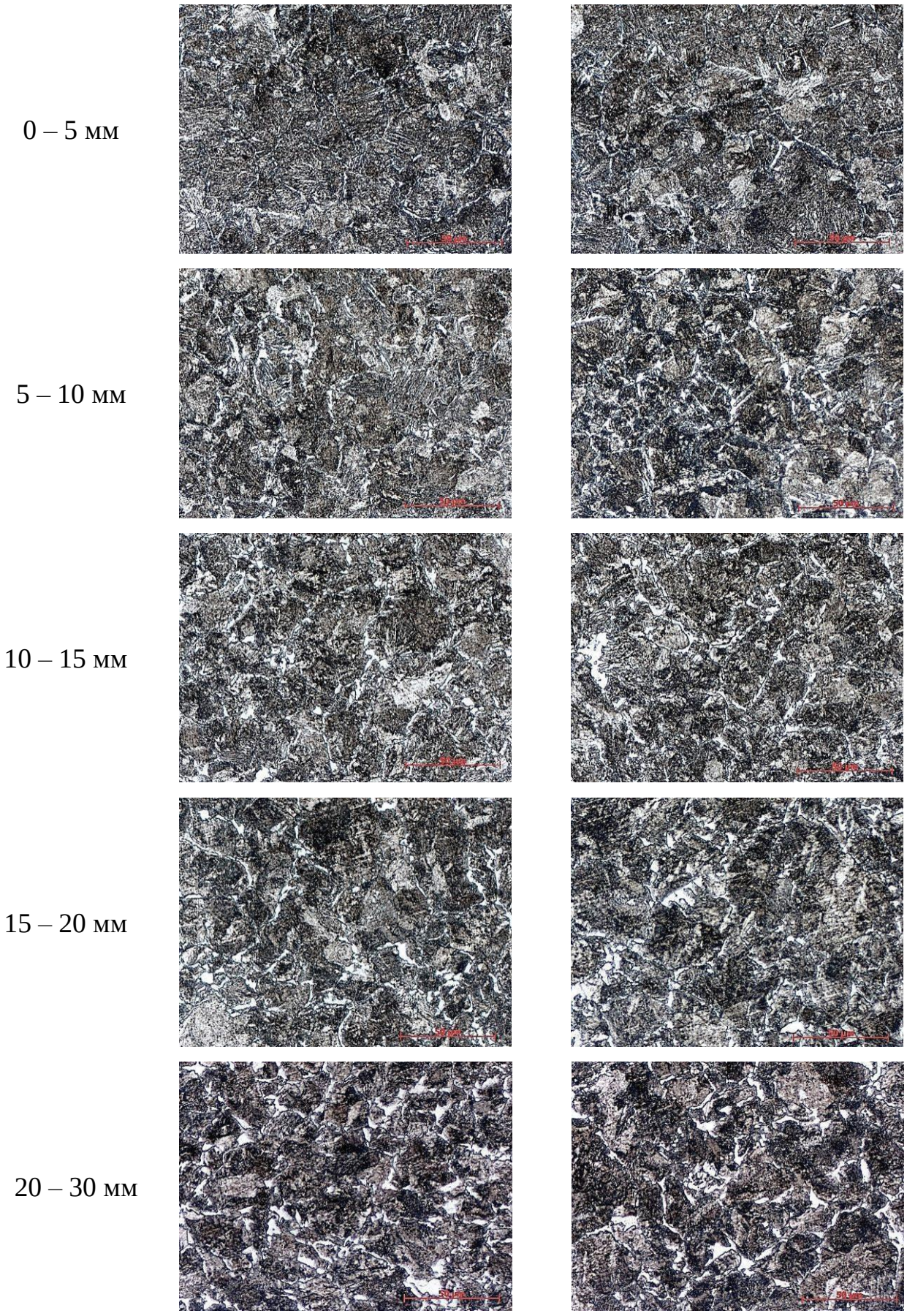
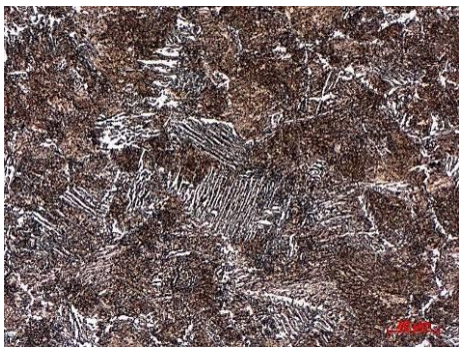


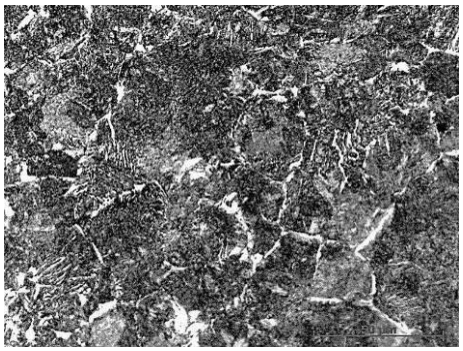
Рисунок 5.53 – Мікроструктура колеса № 223 на різних відстанях від поверхні кочення, режим 3 ВГМ № 3. × 800

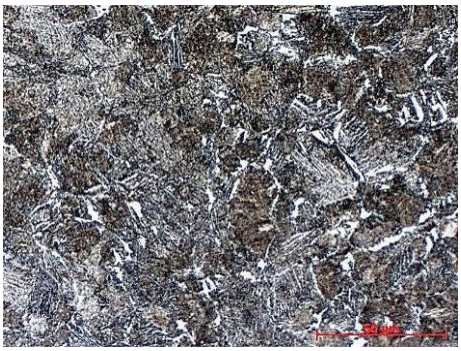
0 – 5 мм



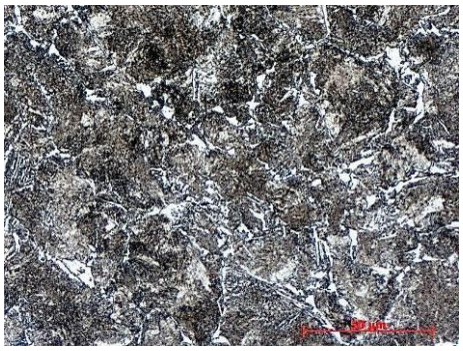


5 – 10 мм



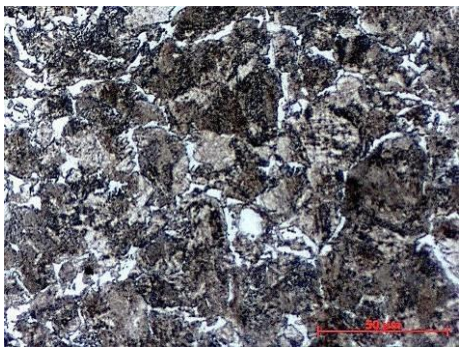


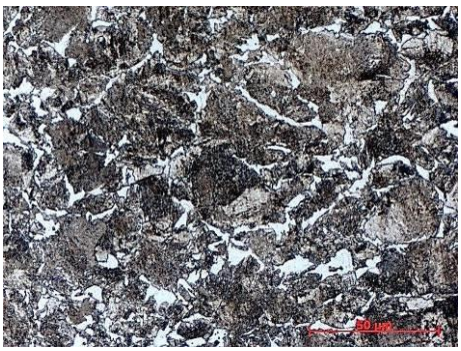
10 – 15 мм



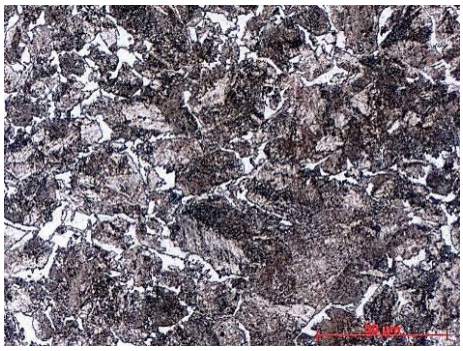


15 – 20 мм





20 – 30 мм



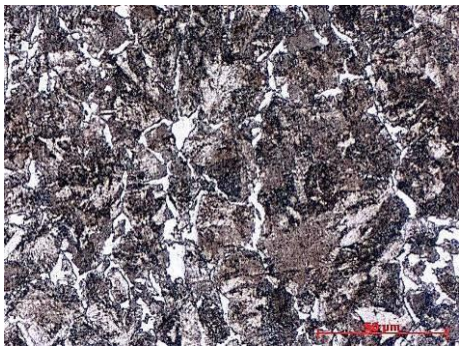
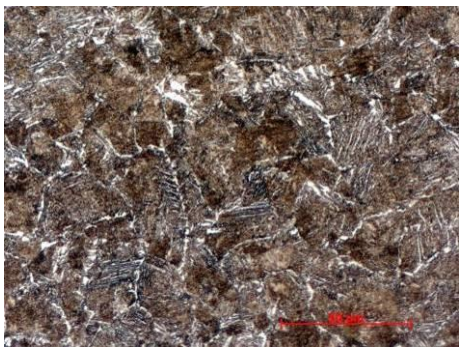
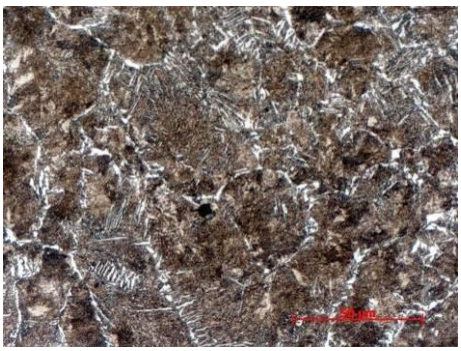


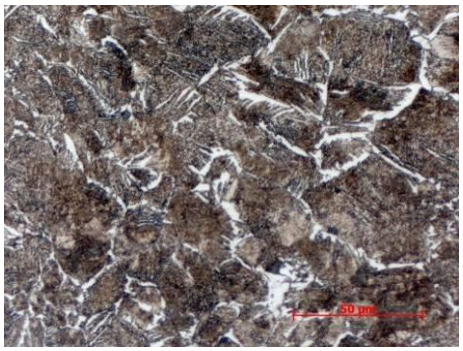
Рисунок 5.54 – Мікроструктура колеса № 217 на різних відстанях від поверхні кочення, режим 4 ВГМ № 2. × 800

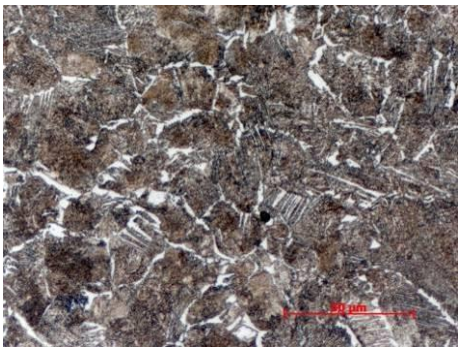
0 – 5 мм



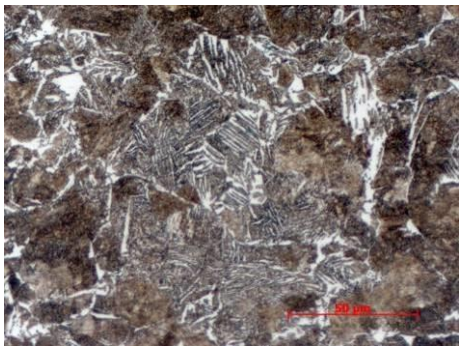


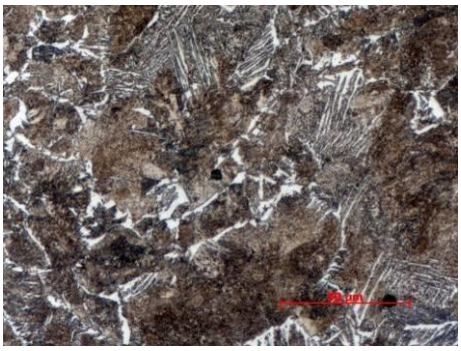
5 – 10 мм



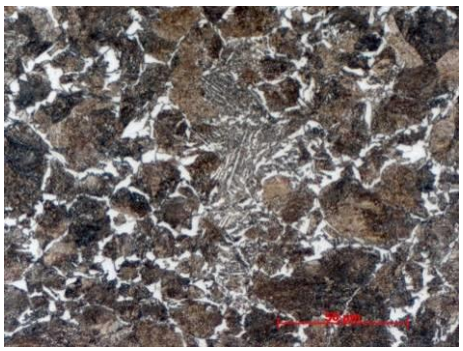


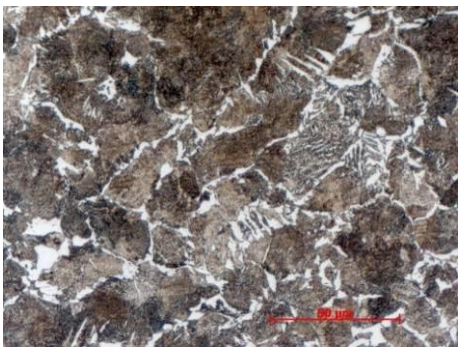
10 – 15 мм



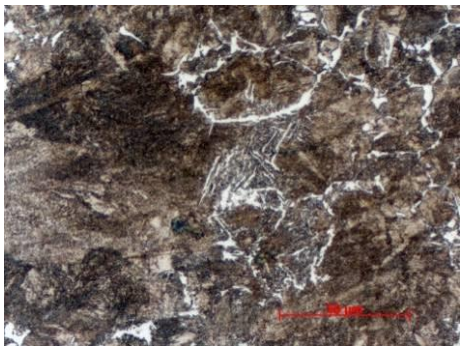


15 – 20 мм





20 – 30 мм



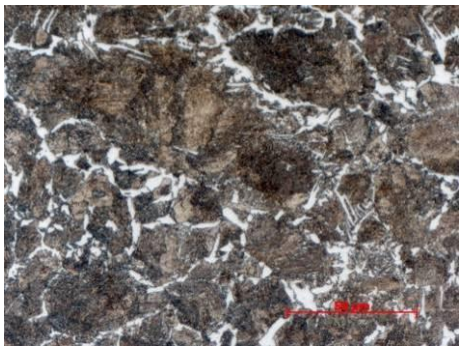
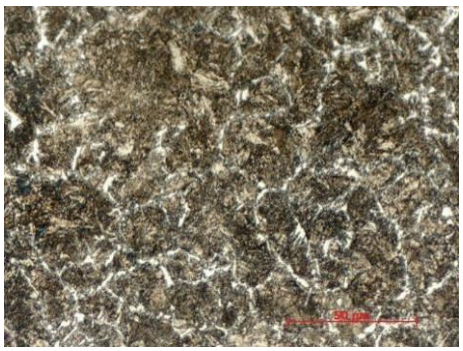
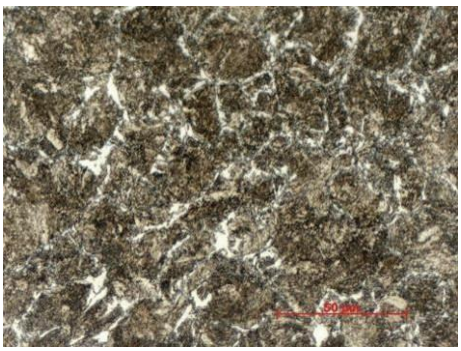


Рисунок 5.55 – Мікроструктура колеса № 222 на різних відстанях від поверхні кочення, режим 4 ВГМ № 3. × 800

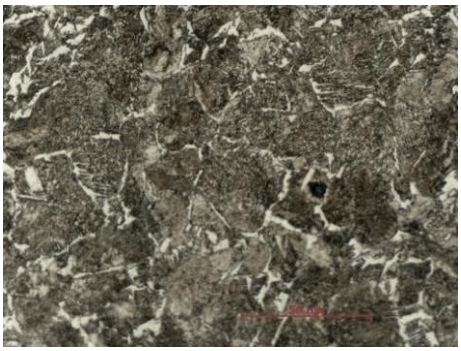
0 – 5 мм



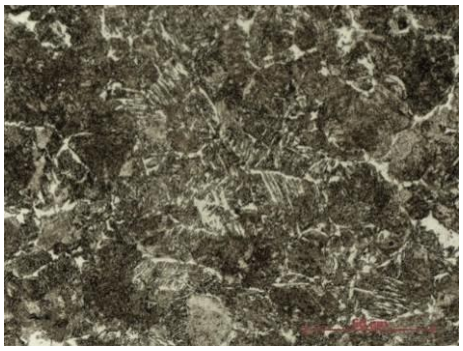


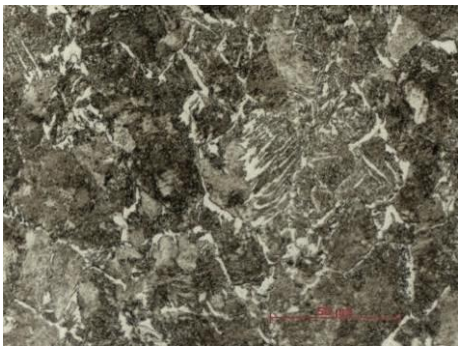
5 – 10 мм



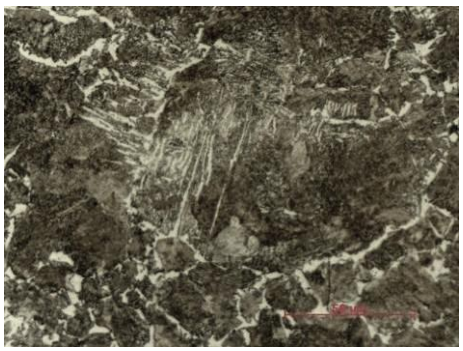


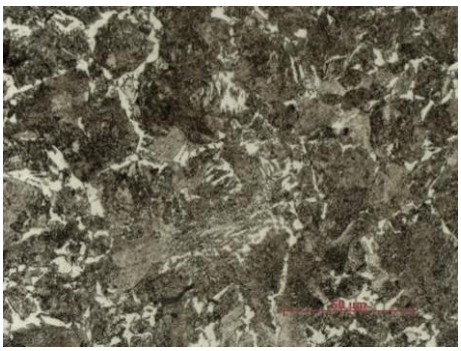
10 – 15 мм





15 – 20 мм





20 – 30 мм



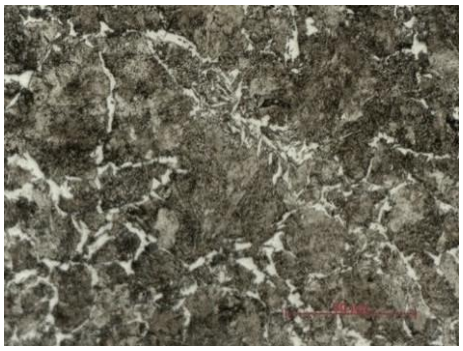
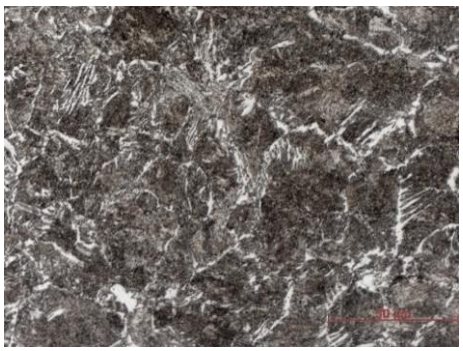
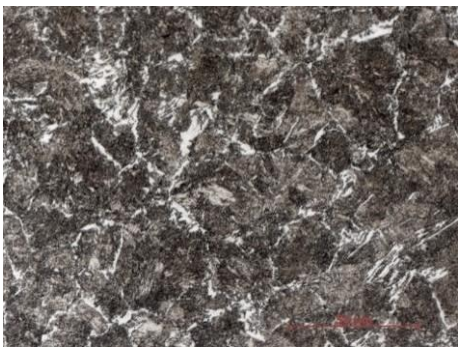


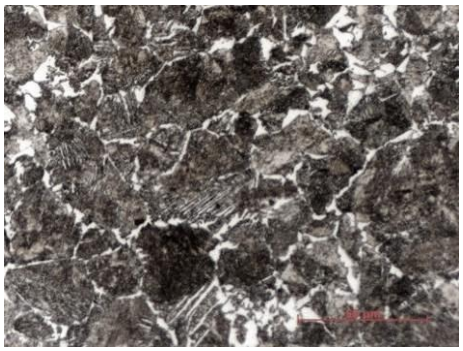
Рисунок 5.56 – Мікроструктура колеса № 216 на різних відстанях від поверхні кочення, режим 5 ВГМ № 2. × 800

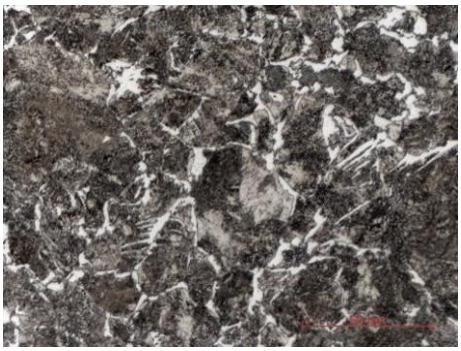
0 – 5 мм



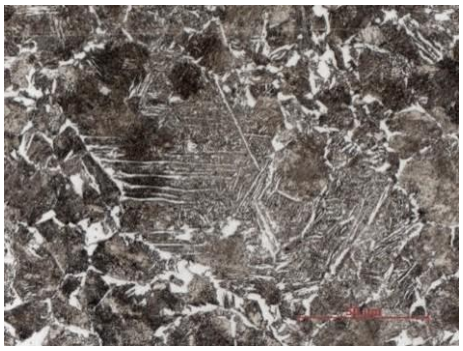


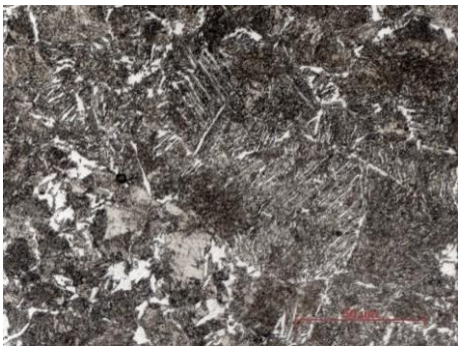
5 – 10 мм



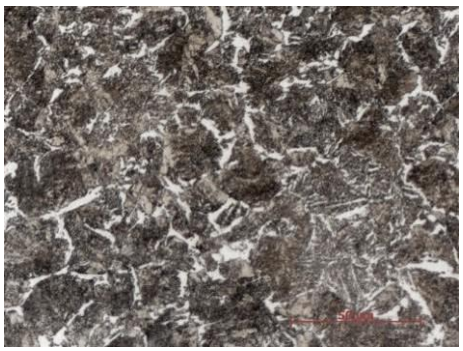


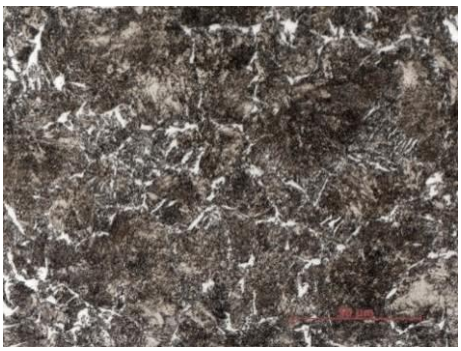
10 – 15 мм



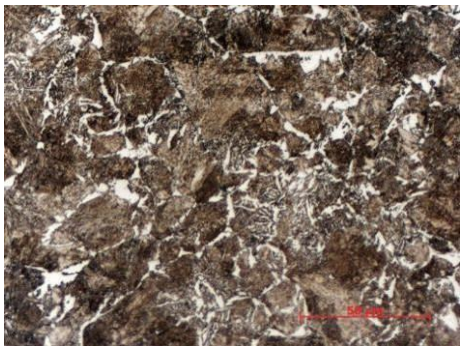


15 – 20 мм





20 – 30 мм



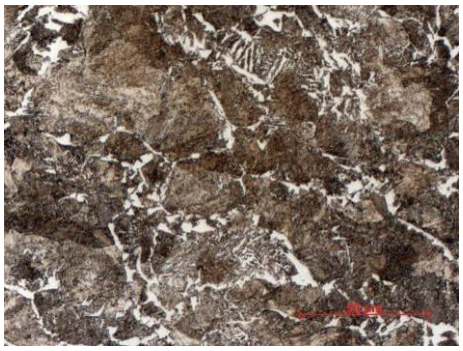


Рисунок 5.57 - Мікроструктура колеса № 215 на різних відстанях від поверхні кочення, режим 5 ВГМ № 3. × 800

Таблиця 5.10 - Результати мікроструктурного аналізу досліджуваних коліс пл. № 11495

Номер колеса	ВГМ	Режим	Максимальна відстань від поверхні кочення, на якій спостерігали голчасті структури, мм
226	2	1	до 20-25мм
225	3		до 25-30 мм
209	2	2	до 18-20 мм
214	3		до 18-20 мм
221	2	3	до 10-12 мм
223	3		до 7-10 мм
217	2	4	до 12-15мм
222	3		до 18-20 мм
216	2	5	до 25-30мм
215	3		до 20-25мм

Обладнання, встановлене на термоділянці на момент проведення експерименту, забезпечило реалізацію заданих режимів охолодження з деякими відхиленнями:

- зупинки в подачі води при проведенні термообробки;

- періодичне неконтрольоване підвищення витрати охолоджувача до 100 $м^3$/год;

- зафіксована характерна наявність «зубів» на графіку витрати води для ВГМ № 3 на початку площадки постійної витрати;

- на обох ВГМ збільшення витрати води реалізується з запізненням відносно заданого режиму.

Макроструктура коліс, оброблених за дослідними режимам, є задовільною для всіх аналізованих режимів термічної обробки. Дефекти макроструктури - ліквацийні смуги, тріщини, пори - не встановлені.

За результатами аналізу механічних характеристик встановлено, що термічна обробка за дослідними режимами привела до формування різного комплексу механічних властивостей залізничних коліс.

Мікроструктура в ободах дослідних коліс змінюється по перетину і має деякі відмінності для різних режимів, основним з яких є ширина зони (від поверхні кочення вглиб обода), що характеризується наявністю структур голчастої морфології.

Термічна обробка досліджуваних коліс за дослідним режимом 3 (максимальна витрата води - 50...60 м^3/год, поступове збільшення інтенсивності витрати води протягом перших 15 секунд, далі протягом 165 секунд постійна подача охолоджувача з максимальною витратою) забезпечила утворення структур з голчастою морфологією на мінімальній, у порівнянні з іншими дослідними режимами, глибині ободів коліс - 7 - 12 мм від поверхні кочення.

Беручи до уваги той факт, що після термічної обробки всі колеса піддаються механічній обробці, в результаті якої видаляється поверхневий шар металу глибиною ~ 5-7 мм на сторону, ймовірність наявності голчастих структур поблизу поверхні кочення зводиться до мінімуму. Надалі це позитивно відіб'ється на експлуатаційних характеристиках колеса, так як знизиться ризик утворення дефектів на поверхні кочення.

Після термічної обробки коліс по режиму 3 рівень відносного видовження було отримано з невеликим запасом 15,6 і 18,8% при допустимому стандартом EN 13262 рівні ≥ 14%. Однак за рахунок плавного збільшення витрати води в процесі прискореного охолодження кількість структур з голчастою морфологією і глибина зони їх поширення в тіло обода від поверхні кочення мінімізовані.

Для отримання стабільних параметрів прискореного охолодження коліс Ø 920 мм, виготовлених зі сталі марки ER7 (по EN 13262), необхідне було проведення подальших досліджень, спрямованих на відпрацювання раціонального режиму термічної обробки, що забезпечує мінімальну кількість голчастих структур в ободах коліс при відповідній настройці обладнання.

Також у колесо-прокатному цеху ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» були прокатані колеса з дослідної сталі, модифікованої молібденом з високим вмістом вуглецю (табл. 2.5, пл. №13880), яка відповідає за хімічним складом вимогам до коліс класу D згідно AAR M-107/M-208. Була виконана термічна обробка дослідних

коліс за режимом, що передбачає нагрів виробів до 880°С, прискорене охолодження протягом 170 с на ВГМ з використанням 4 спреєрів, наступний відпуск при 550°С протягом 2 годин.

Був виконаний контроль градієнту твердості в шести радіальних перерізах обода колеса № 180 (рис. 5.58).

Були отримані наступні значення твердості:

- Переріз № 1 – 313 - 404 НВ (за AAR M-107/M-208 –321-415 НВ)
- Переріз № 2 – 298-393 НВ;
- Переріз № 3 – 298-378 НВ;
- Переріз № 4 – 298-378 НВ;
- Переріз № 5 – 306-393 НВ;
- Переріз № 6 – 306-383 НВ.

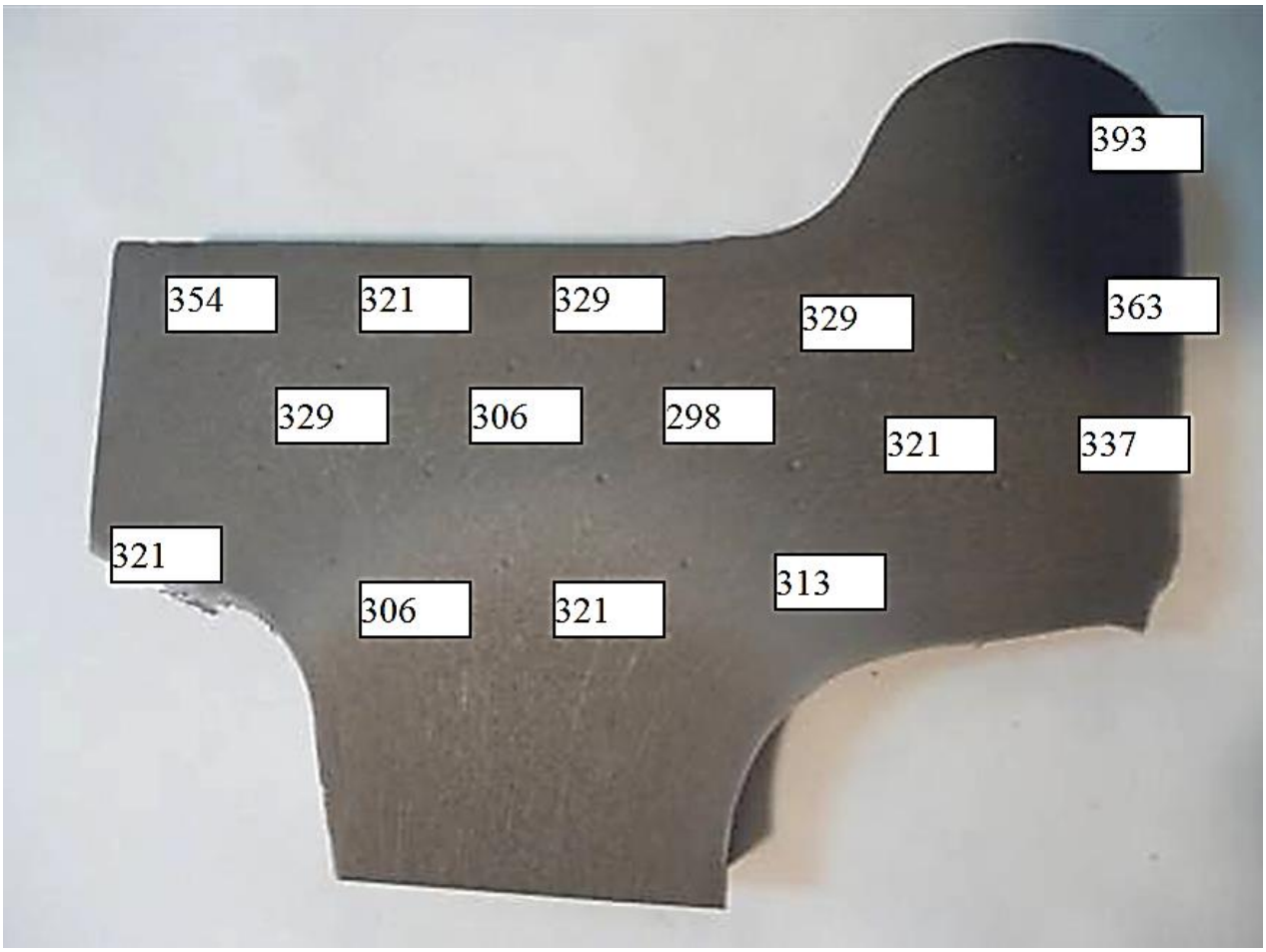


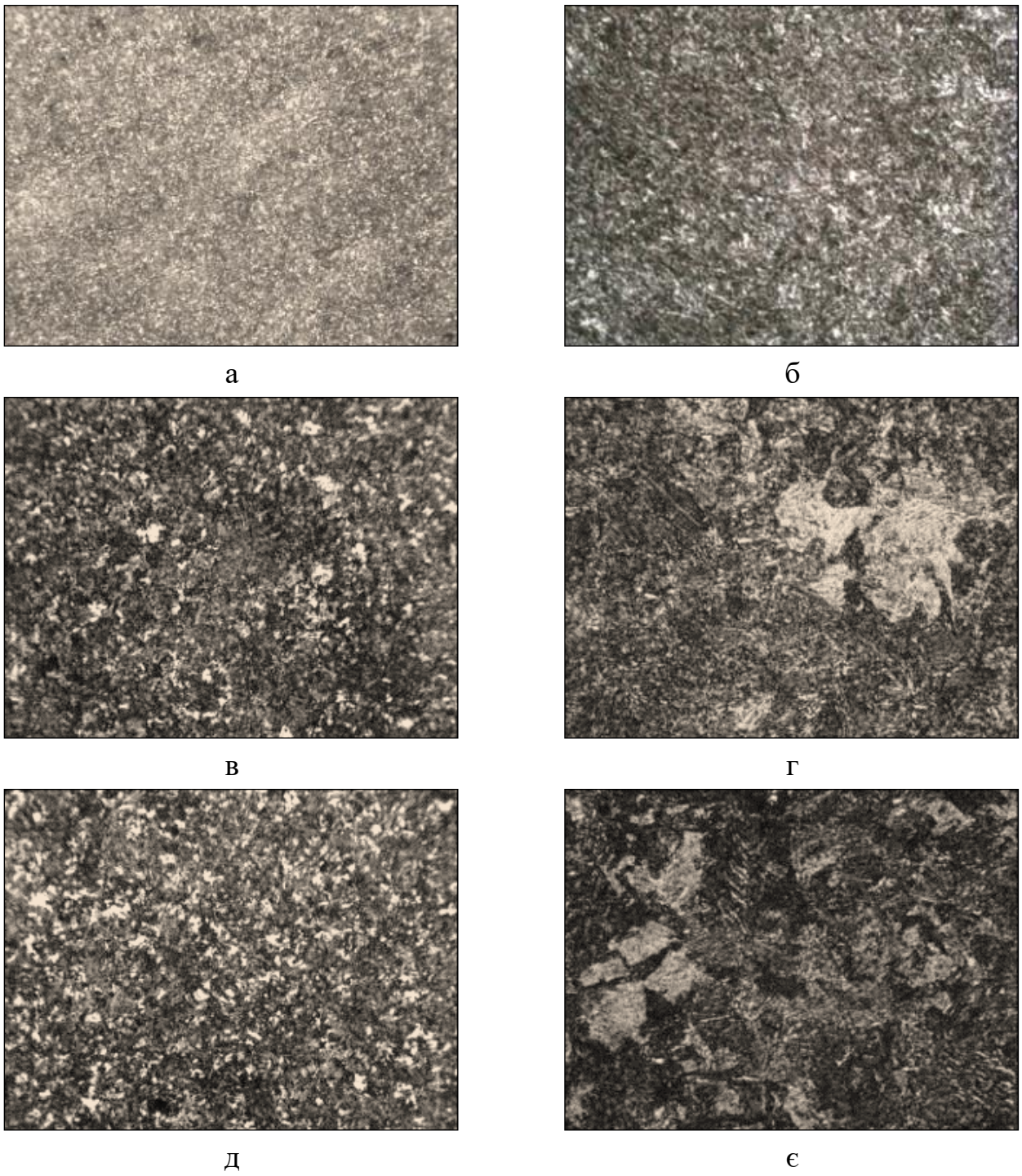
Рисунок 5.58 – Схема вимірювання твердості на ободі колеса № 180, переріз № 2

Аналіз мікроструктури обода залізничного колеса зі сталі, модифікованої молібденом, в стані після термічної обробки, показав, що розпад аустеніту відбувався з утворенням структур гартування. Структура під поверхнею кочення являє собою відпущений мартенсит (рис. 5.59), в центральній області - мартенсит і бейніт в різному співвідношенні по перерізу (рис. 5.60), а в місці переходу обода в диск - структуру перліту з пластинчастою морфологією карбіду і невеликою кількістю доевтектоїдного фериту, що виділяється по границях колишніх аустенітних зерен (рис. 5.61). Було встановлено, що світла смуга, що виявляється при дослідженні макроструктури, відповідає об'єму металу зі структурою бейніту, який характеризується наявністю великих феритних голок.

З огляду на те, що в ободі колеса після зазначеного вище режиму термічної обробки були отримані голчасті структури гартування, які не задовольняють вимогам стандарту, механічні властивості коліс не досліджувалися. Дослідні колеса (5 шт.) піддавали термічній обробці за наведеними в табл. 5.11 параметрами, які передбачають найбільш «м'які» режими прискореного охолодження. При нагріванні під прискорене охолодження температура за зонами печі становила: I-850°C; II-860°C; III-865-870°C; IV-870°C. Подача охолоджуючої рідини при гартуванні здійснювалася на ½ висоти ободу. Механічні властивості - у таблиці 5.12.

Таблиця 5.11 – Режими термічної обробки дослідних залізничних коліс

№ колеса	Температура коліс на ВГМ, °C	Витрата води, $м^3$/год.	Температура води, °C
Гартування двома спреєрами:			
185	842	60	26,5
184	840	60	26,5
Гартування одним спреєром:			
183	835	60	26,5
182	830	60	27

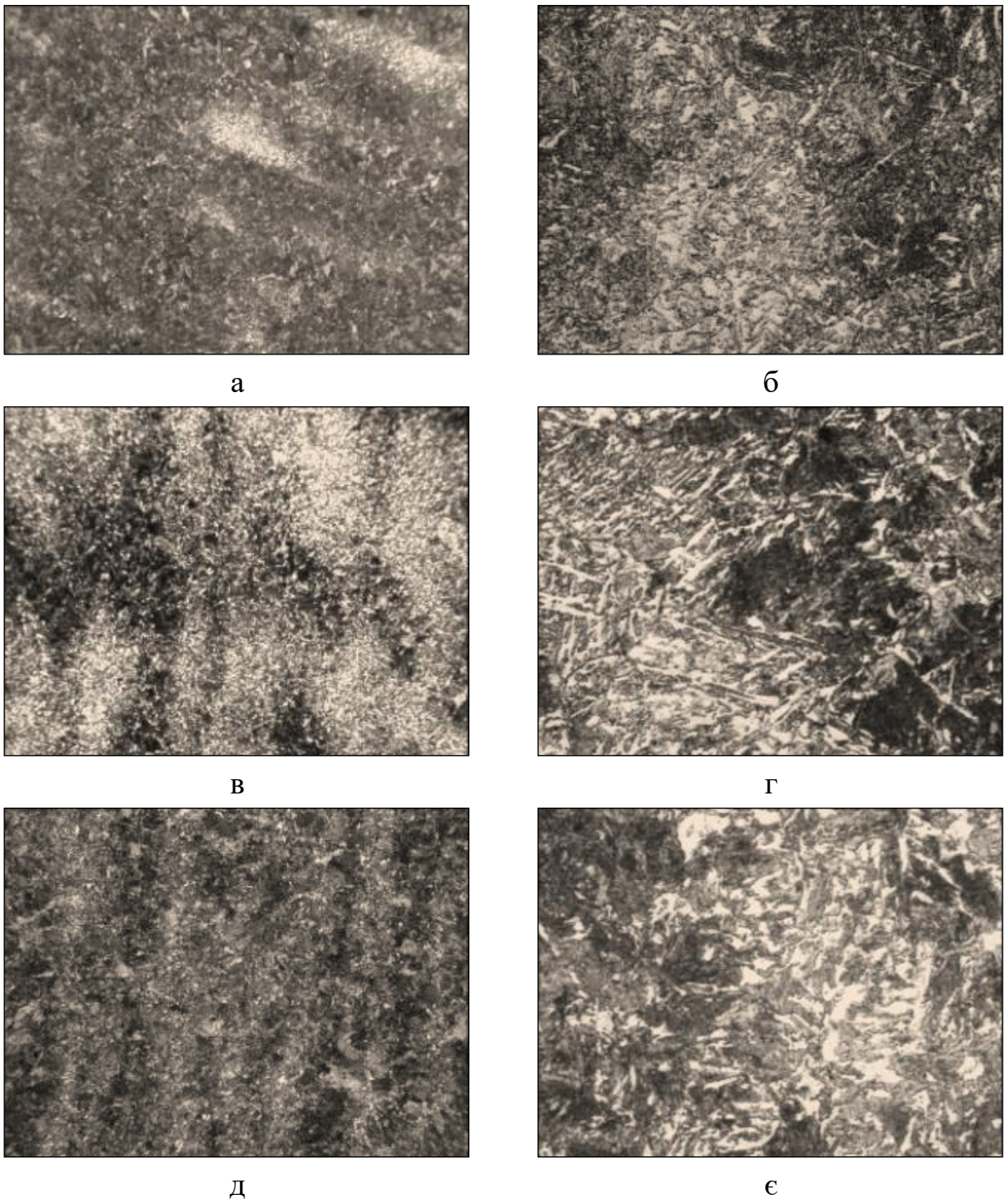


а б в г д є

а, в, д – × 100; б, г, є – × 800

Рисунок 5.59 – Мікроструктура сталі колеса №180 (під поверхнею кочення)

Далі термічна обробка здійснювалася за прийнятою на підприємстві технологією (ТК ТО 90а): прискорене охолодження протягом 170 ± 5 с., підстужування 35 ± 5 хв., відпуск: 2год. 40хв. ± 10 хв., температура відпуску: 500 + 10 °С.

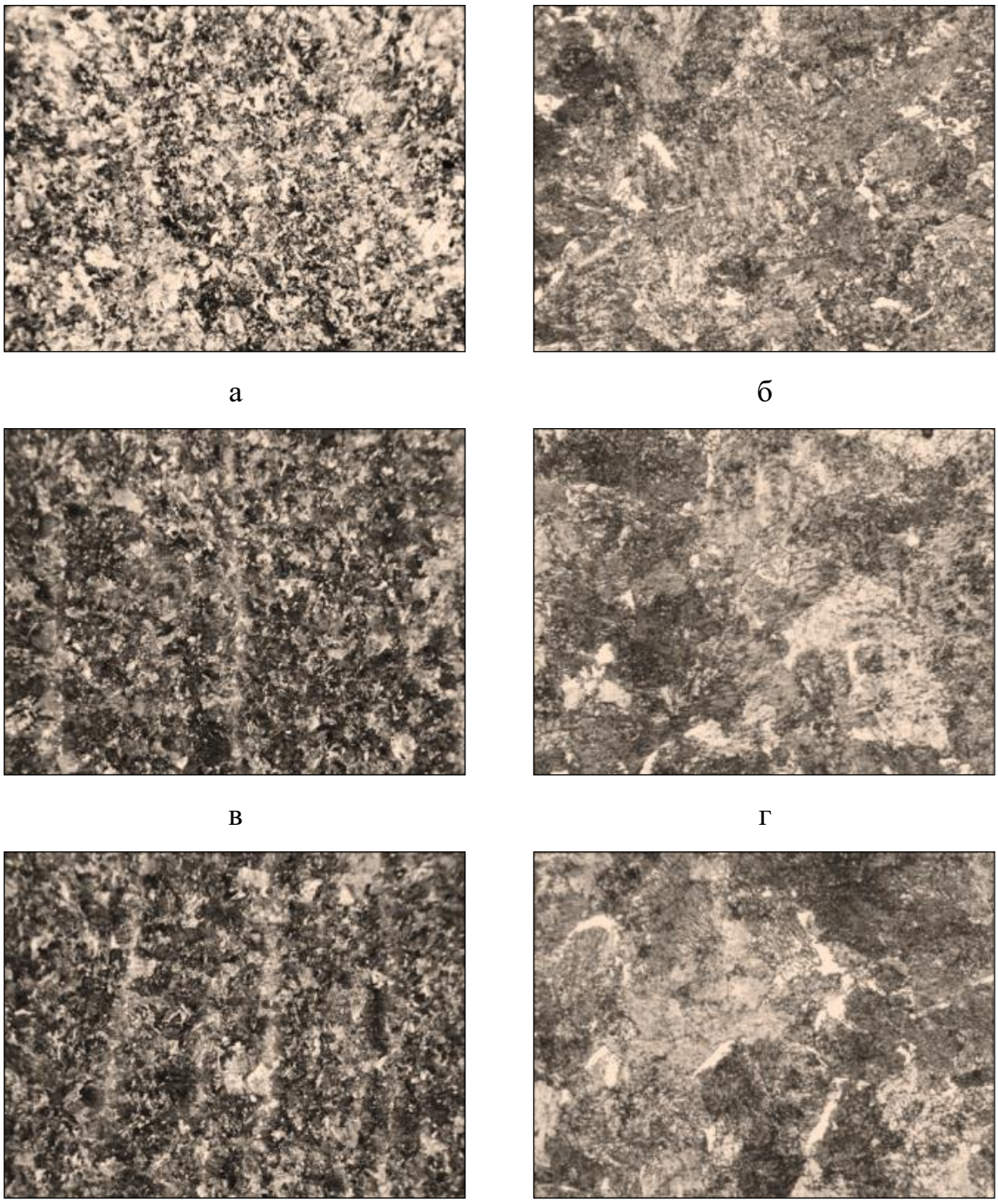


а б в г д є

а, в, д – × 100; б, г, є – × 800

Рисунок 5.60 – Мікроструктура сталі колеса №180 (у центральній частині обода)

Колесо №186 після нагрівання до 830 ° С обертали на ВГМ без подачі води протягом 180 с. (нормалізація), далі термічна обробка виконувалася за прийнятою на підприємстві технологією.



а б

в г

д є

а, в, д – × 100; б, г, є – × 800

Рисунок 5.61 – Мікроструктура сталі колеса №180
(місце переходу обода в диск)

Виконані дослідження мікроструктури дослідних залізничних коліс після різних режимів термічної обробки. Результати досліджень представлені на рис.

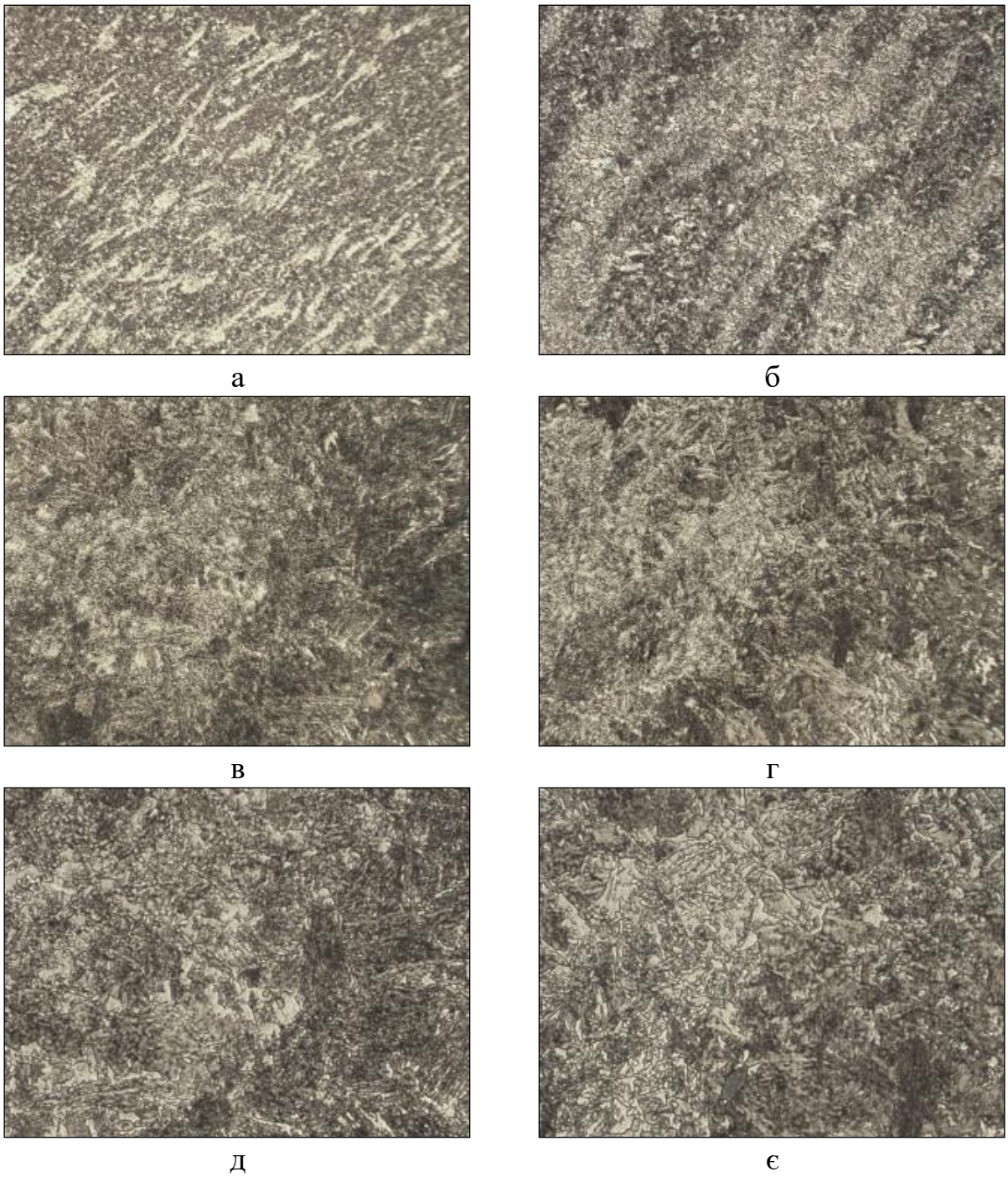
5.62-5.66. Після термічної обробки колеса № 183 одним спреєром і колеса № 185 двома спреєрами структура ободу колеса була неоднорідною за перерізом.

Таблиця 5.12 – Механічні властивості дослідних залізничних коліс

№ колеса	$\sigma_т$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	KU $^{+20}$, Дж		KV, $^{-20}$, Дж		Твер-дість, НВ
					1, 2, 3	Сер.	1, 2, 3	Сер.	
182	968,6	1167,3	12,4	44,0	22,63 15,09 22,65	20,1	13,7 11,8 15,7	13,7	415 444 415 413
183	800,7	1059,2	13,4	-	12,0 10,2 8,4	10,2	9,81 13,7 15,7	13,1	321 321 321 321
184	878,1	1104,9	12,6	46,6	18,82 20,13 15,35	18,3	13,7 13,7 15,7	14,4	351 351 348 344
185	889,0	1125,2	12,8	41,0	11,4 11,4 11,4	11,4	13,7 9,81 9,81	11,1	363 329 354 329
186	532,3	963,3	14,6	38,0	13,8 12,6 19,0	15,1	15,7 7,8 11,8	11,8	293 277 269 277

Спостерігали ділянки зі структурами гартування (рис. 5.62, 5.63). Ймовірно, це є результатом хімічної неоднорідності, яка виникає в результаті

кристалізації сталі, яка зі збільшенням кількості легуючих елементів може проявлятися більш інтенсивно.



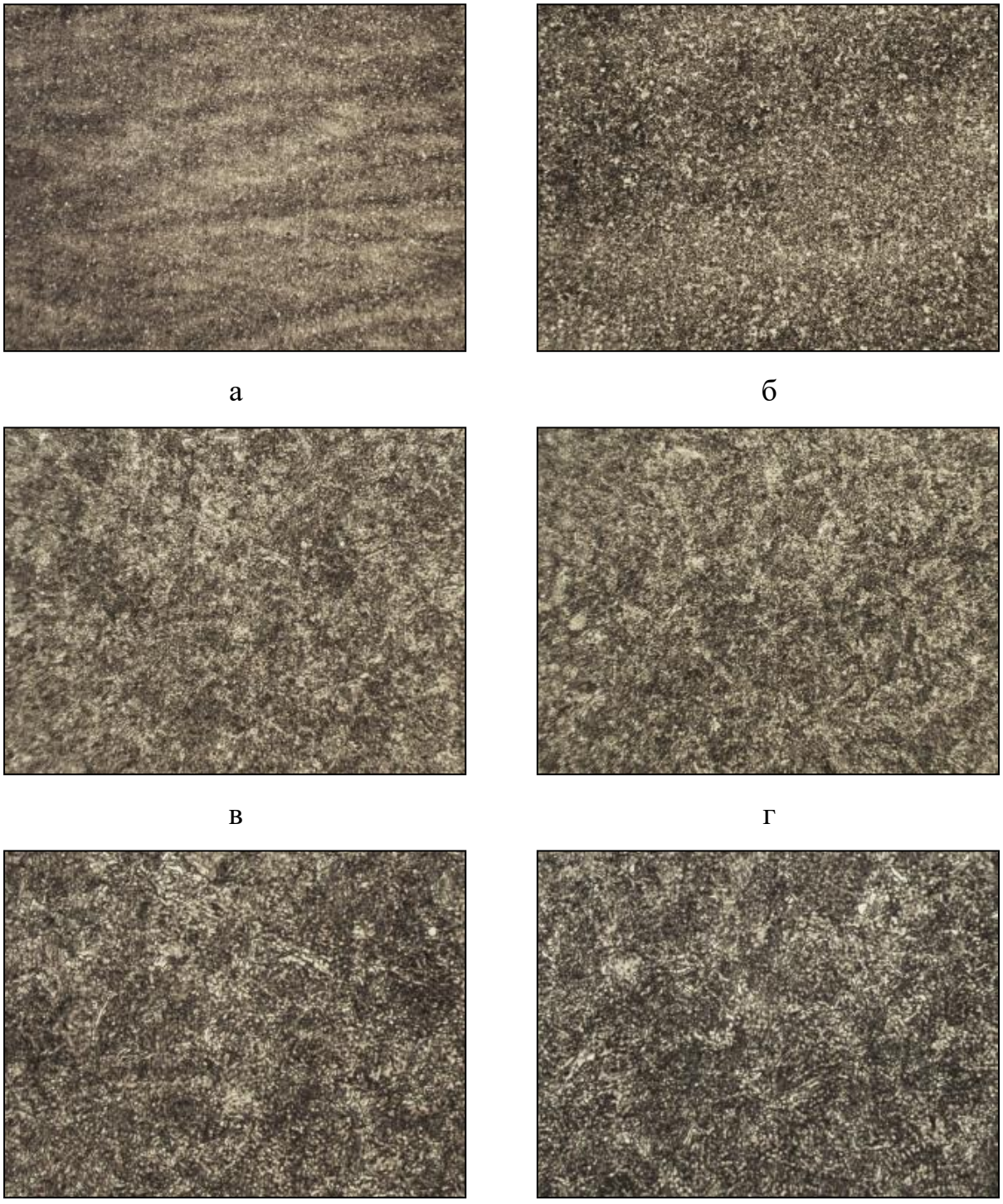
а б в г д є

а – ×25; б - ×100; в, г – ×400; д, є – ×800

Рисунок 5.62 – Мікроструктура залізничного колеса № 183 плавки № 13880

У результаті подальших досліджень встановлено, що після термічної обробки мікроструктура колеса № 182, яке охолоджувалося за допомогою одного спреєра від 830 °С і мало найбільш високі значення твердості, являє

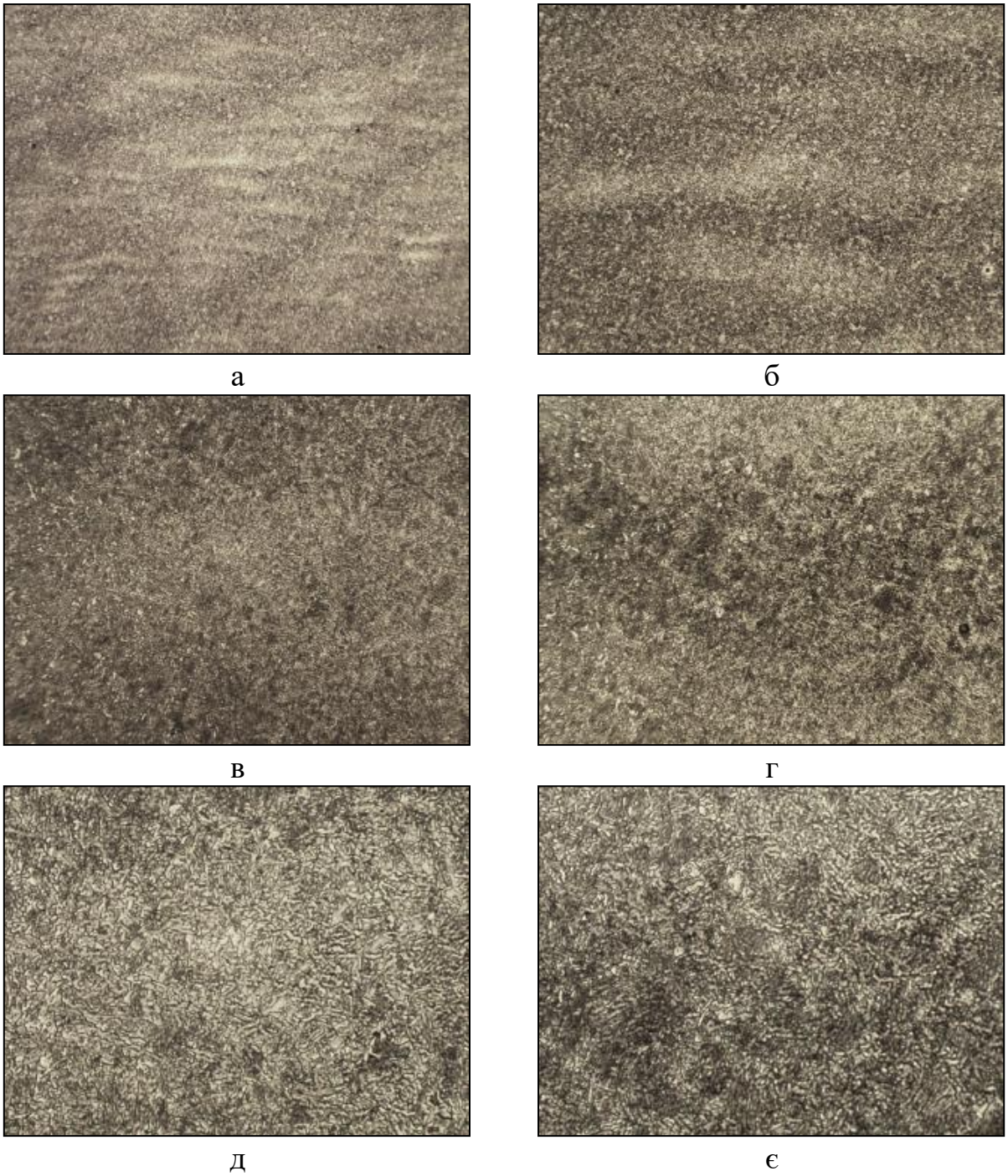
собою високодисперсний перліт з пластинчастою морфологією карбідів. Неоднорідність структури, пов'язана з процесами нерівномірного розподілу легуючих елементів, проявляється дуже слабо (рис. 5.64).



а б в г д є

а – ×25; б - ×100; в, г – ×400; д, є – ×800

Рисунок 5.63 – Мікроструктура залізничного колеса № 184 плавки № 13880



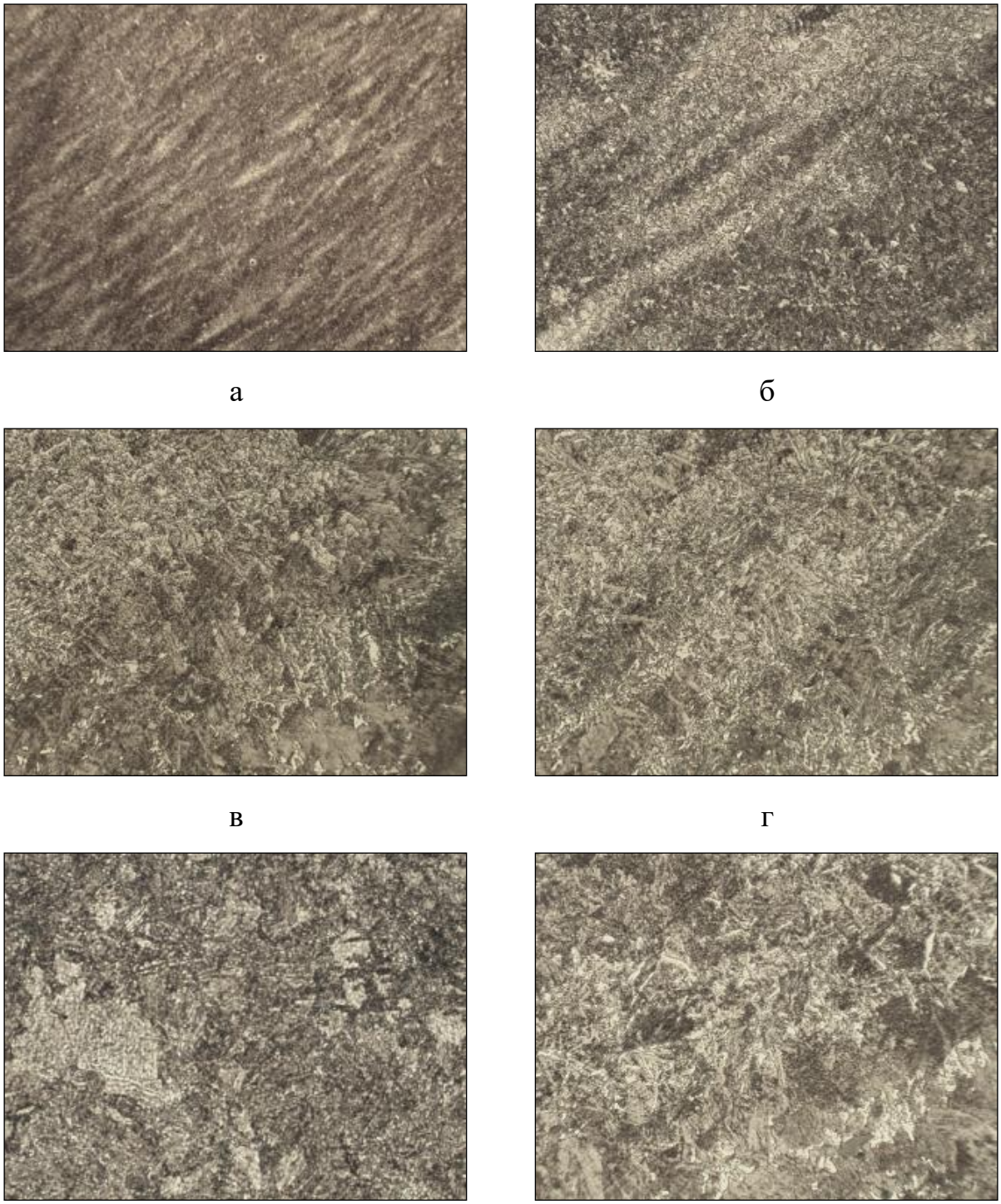
а б в г д є

а – ×25; б - ×100; в, г – ×400; д, є – ×800

Рисунок 5.64 – Мікроструктура залізничного колеса № 182 плавки № 13880

Колесо №184, яке охолоджувалося від 840 °С двома спреєрами, крім того, в процесі прискореного охолодження відбулося потрапляння охолоджувальної рідини на висоту більше 1/2 товщини обода, мало більш низькі значення твердості з досліджених коліс. Його мікроструктура являє собою

високодисперсний пластинчастий перліт і ділянки перліту зі сфероїдальною морфологією карбідів у співвідношенні приблизно 40/60 %...50/50% (рис. 5.65). Неоднорідність структури, пов'язана з процесами нерівномірного розподілу легуючих елементів, проявляється дуже слабо.

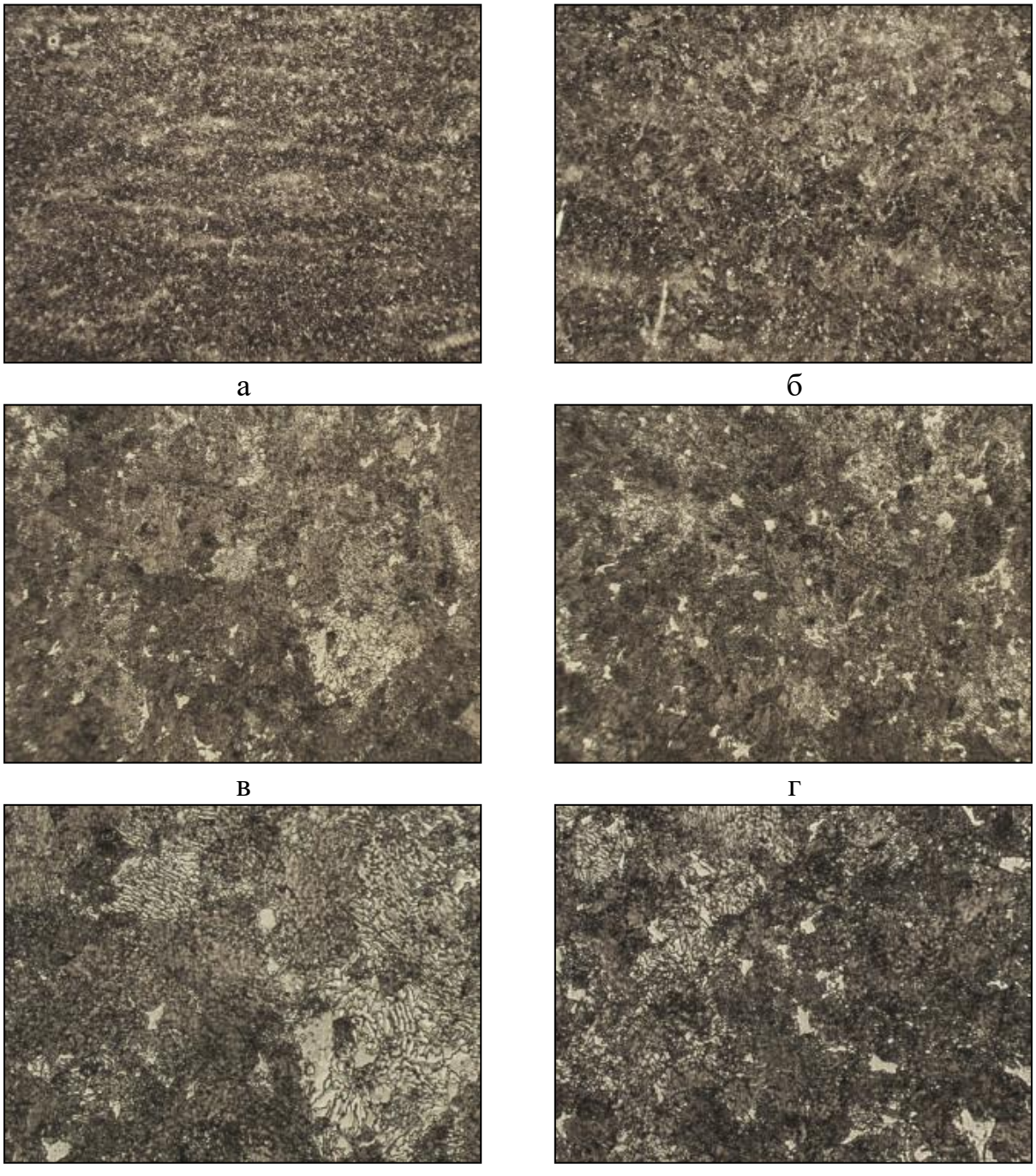


а б в г д є

а – ×25; б - ×100; в, г – ×400; д, є – ×800

Рисунок 5.65 – Мікроструктура залізничного колеса № 185 плавки № 13880

Мікроструктура колеса № 186, яке після нагрівання до 840 °С оберталося без подачі води на ВГМ протягом 180 с, являє собою пластинчастий перліт середньої дисперсності (пластинки добре розділяються на 50-30% поля зору при збільшенні до 1000 крат) з невеликою кількістю доевтектоїдного фериту, що виділився у виді розірваної сітки по границях колишніх аустенітних зерен (рис. 5.66).



а б в г д є

Рисунок 5.66 – Мікроструктура залізничного колеса № 186 плавки № 13880: а–×25, б-×100, в, г –×400, д, є –×800

Такий структурний стан пояснює найменшу твердість колеса з усіх досліджених. Неоднорідність структури, пов'язана з процесами нерівномірного розподілу легуючих елементів, проявляється дуже слабо.

З метою забезпечення структурної однорідності та підвищення комплексу властивостей було випробуване диференційоване охолодження обода колеса на ВГМ зі зміною інтенсивності тепловідводу шляхом зміни витрати охолоджуючої рідини в процесі охолодження від 0 до 60-65 м^3/год.

Дослідні колеса (2 шт.) піддавали термічній обробці за наступним режимом: перші 10-15 с. була мінімальна витрата води, потім її поступово збільшували і після досягнення витрати 65 м^3/год. продовжували охолоджувати протягом 170 с. з постійною витратою (табл. 5.13).

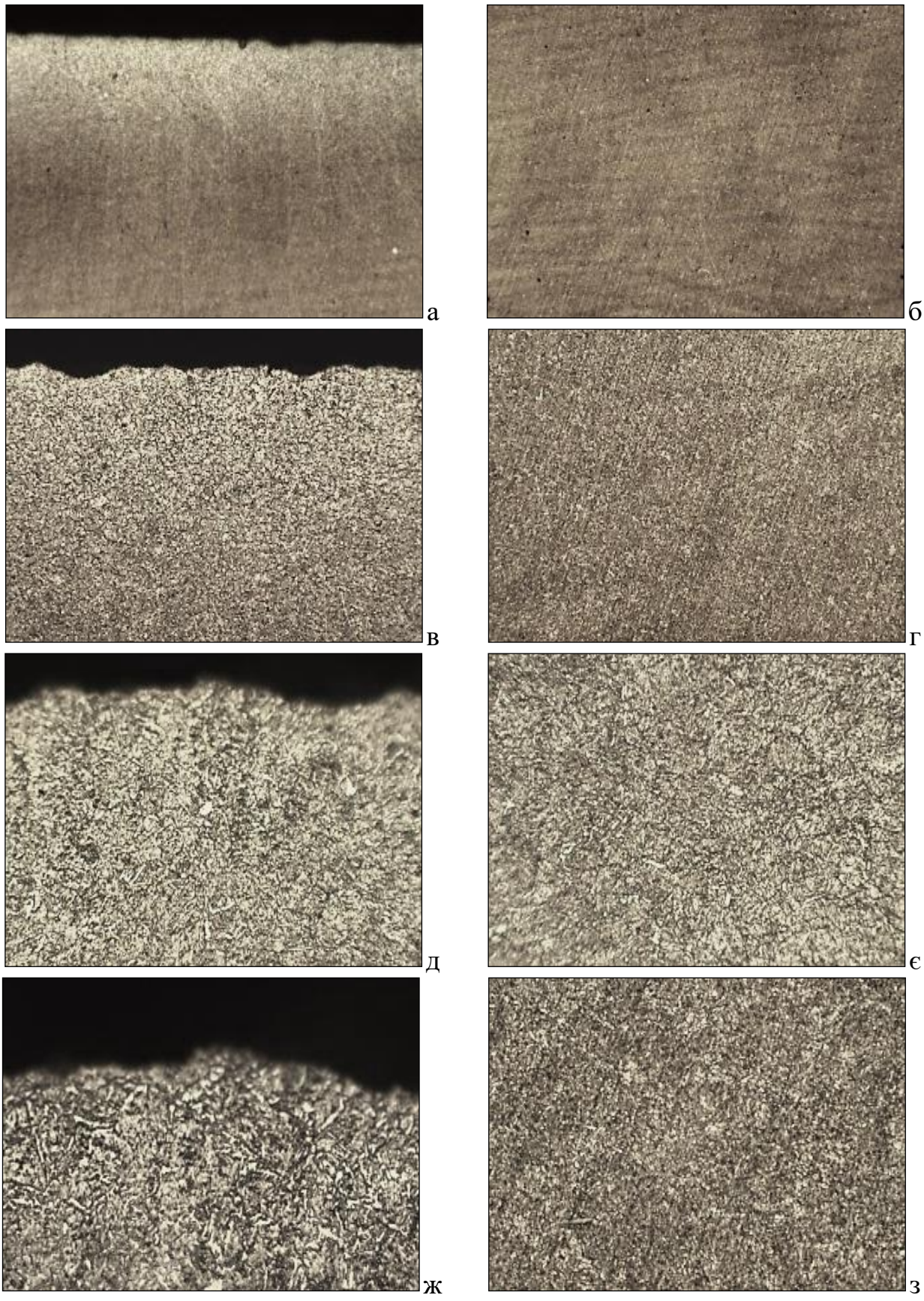
Таблиця 5.13 – Режими термічної обробки з використанням диференційованого охолодження при гартуванні дослідних коліс

Номер колеса	Температура коліс на ВГМ, °С	Витрата води, м^3/год.	Температура води, °С
188	835	0→65	27
192	830	0→65	27

Далі термічна обробка здійснювалася за прийнятою на підприємстві технологією (ТК ТО 90а): підстужування - 35 ± 5хв, відпуск: тривалість 2 год. 40 хв. ± 10 хв., температура відпуску: 500 + 10 °С.

Механічні властивості дослідних залізничних коліс практично повністю відповідають вимогам до коліс марки «D» за AAR M-107/ M-208 (табл. 5.14).

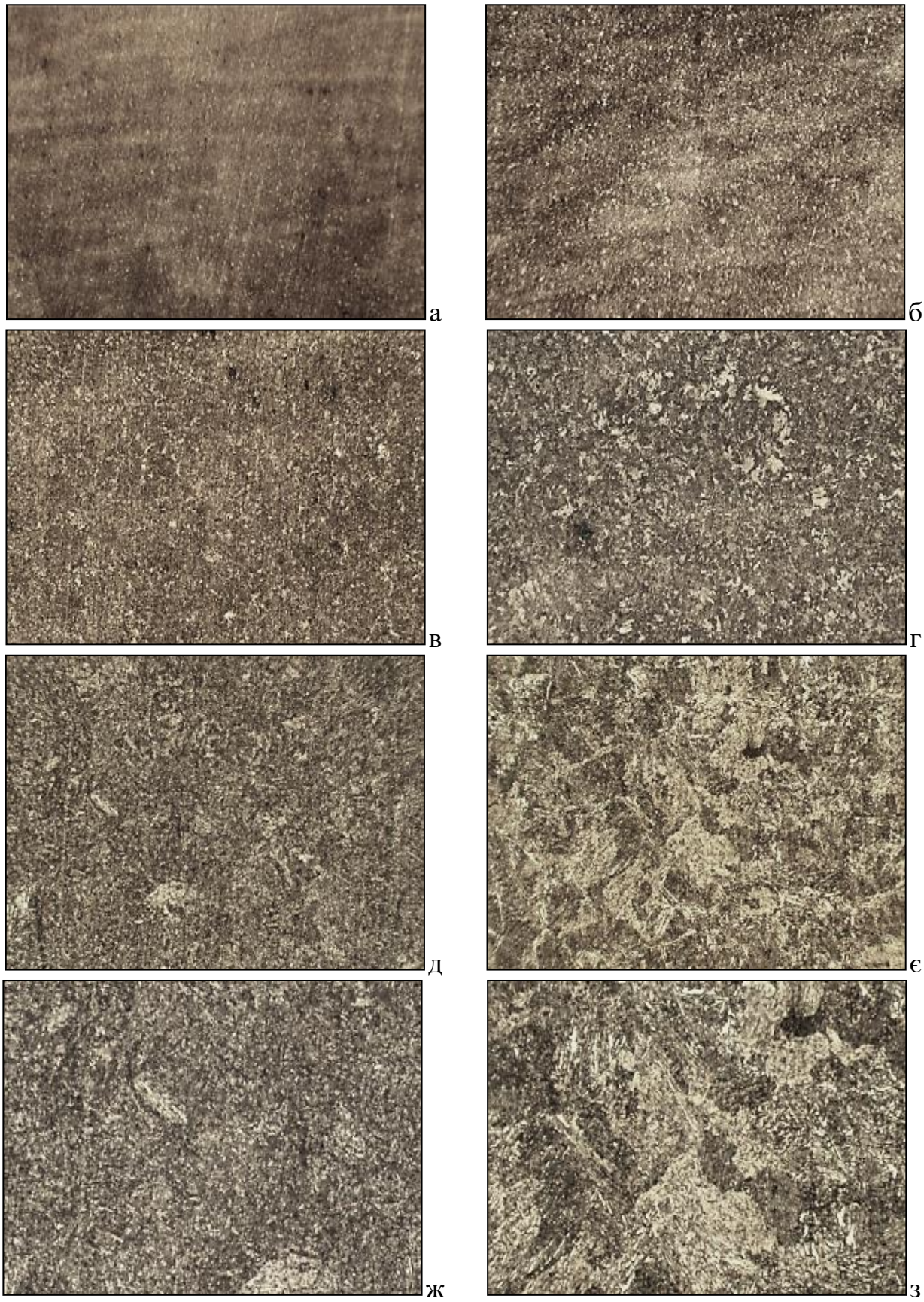
Були виконані дослідження мікроструктури дослідних залізничних коліс після диференційованої термічної обробки. Результати досліджень представлені на рис. 5.67-5.72.



а, б – ×25, в, г – ×100, д, є – ×400, ж, з – ×800;

а, в, д, ж – поверхня кочення; б, г, є, з – 5 мм від поверхні кочення

Рисунок 5.67 – Мікроструктура обода колеса №188 плавки № 13880



а, б – ×25, в, г – ×100, д, є – ×400, ж, з – ×800;

а, в, д, ж – 10 мм від поверхні кочення; б, г, є, з – 20 мм від поверхні кочення

Рисунок 5.68 – Мікроструктура обода колеса № 188 плавки № 13880



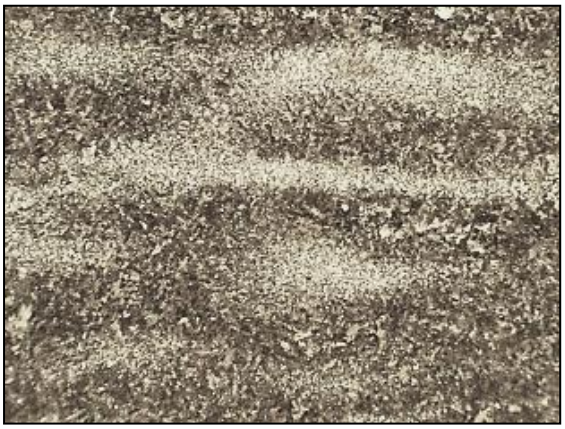
а



б



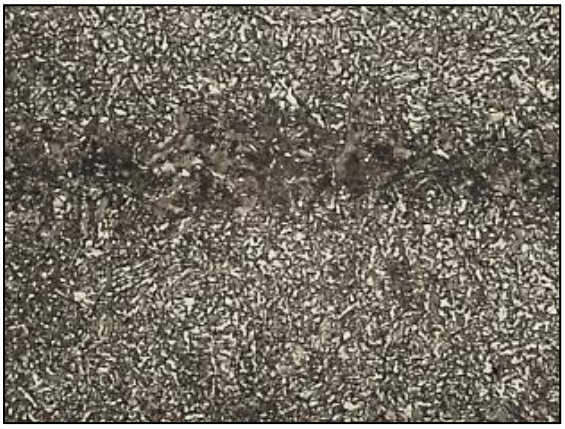
в



г



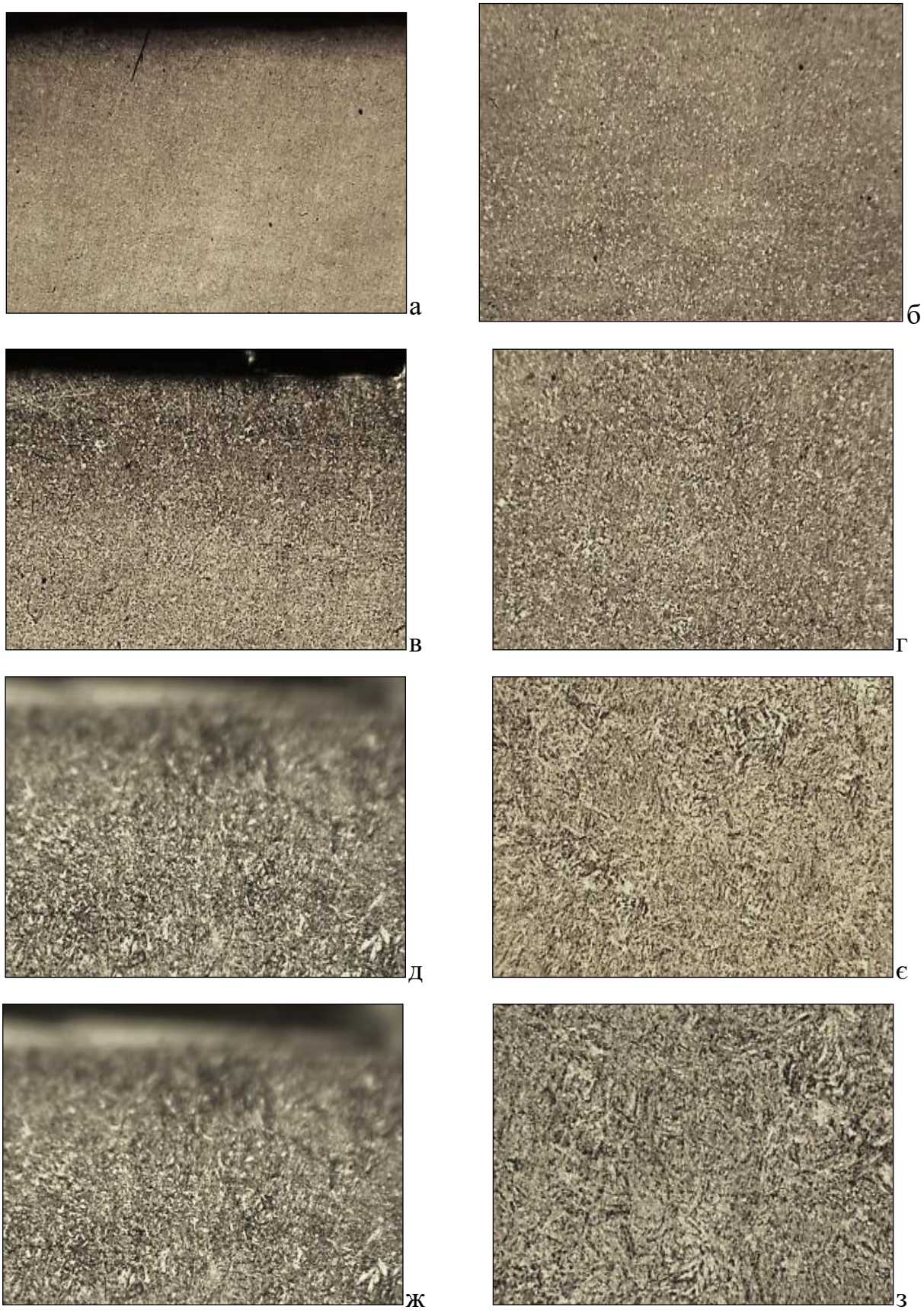
д



є

а – ×25, б - ×100, в, г – ×400, д – ×800, є – ×1000

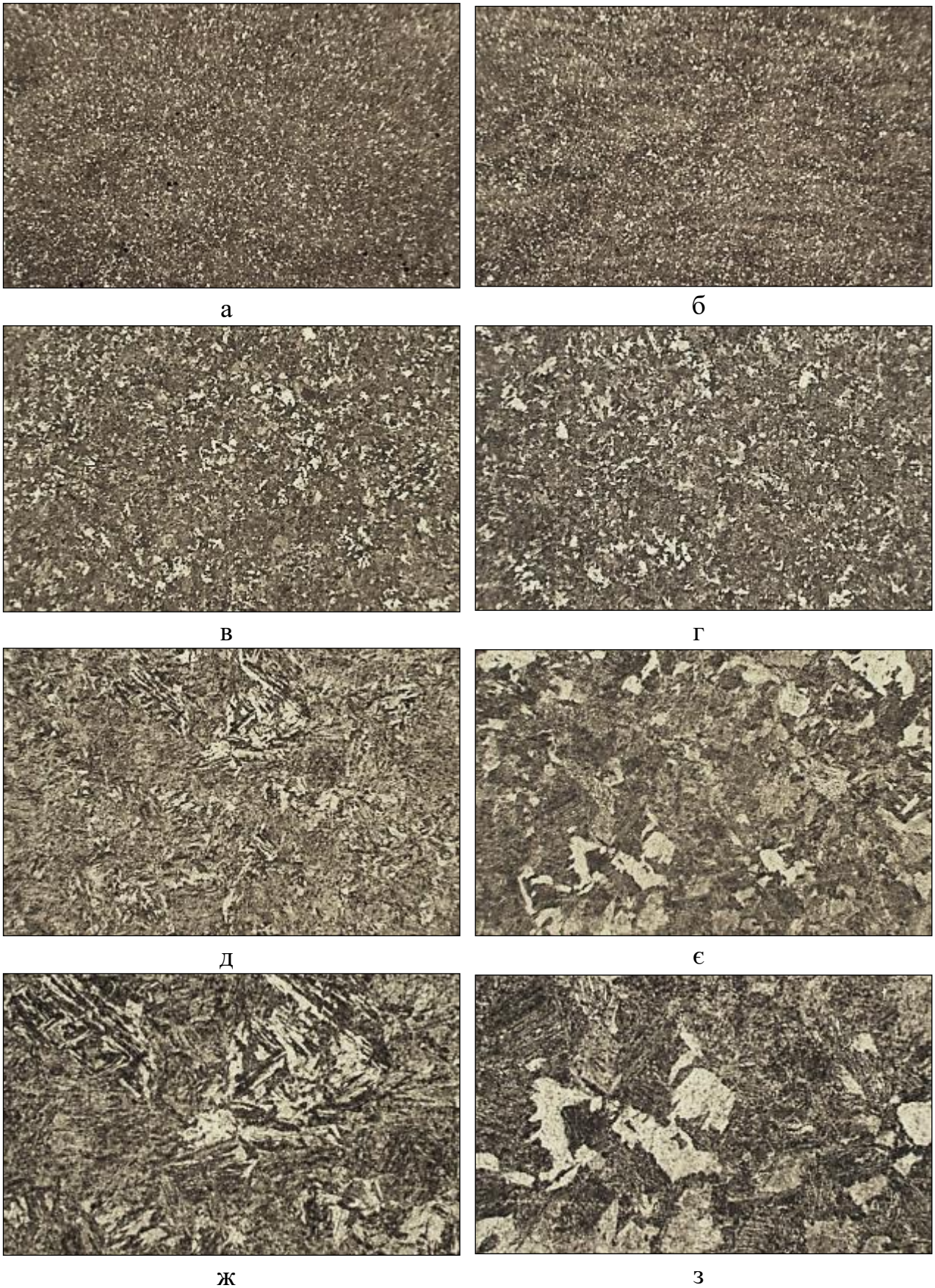
Рисунок 5.69 – Мікроструктура обода колеса № 188 плавки № 13880: 25-30 мм від поверхні кочення



а, б – ×25, в, г – ×100, д, є – ×400, ж, з – ×800;

а, в, д, ж – поверхня кочення; б, г, є, з – 5 мм від поверхні кочення

Рисунок 5.70 – Мікроструктура обода колеса № 192 із сталі плавки № 13880

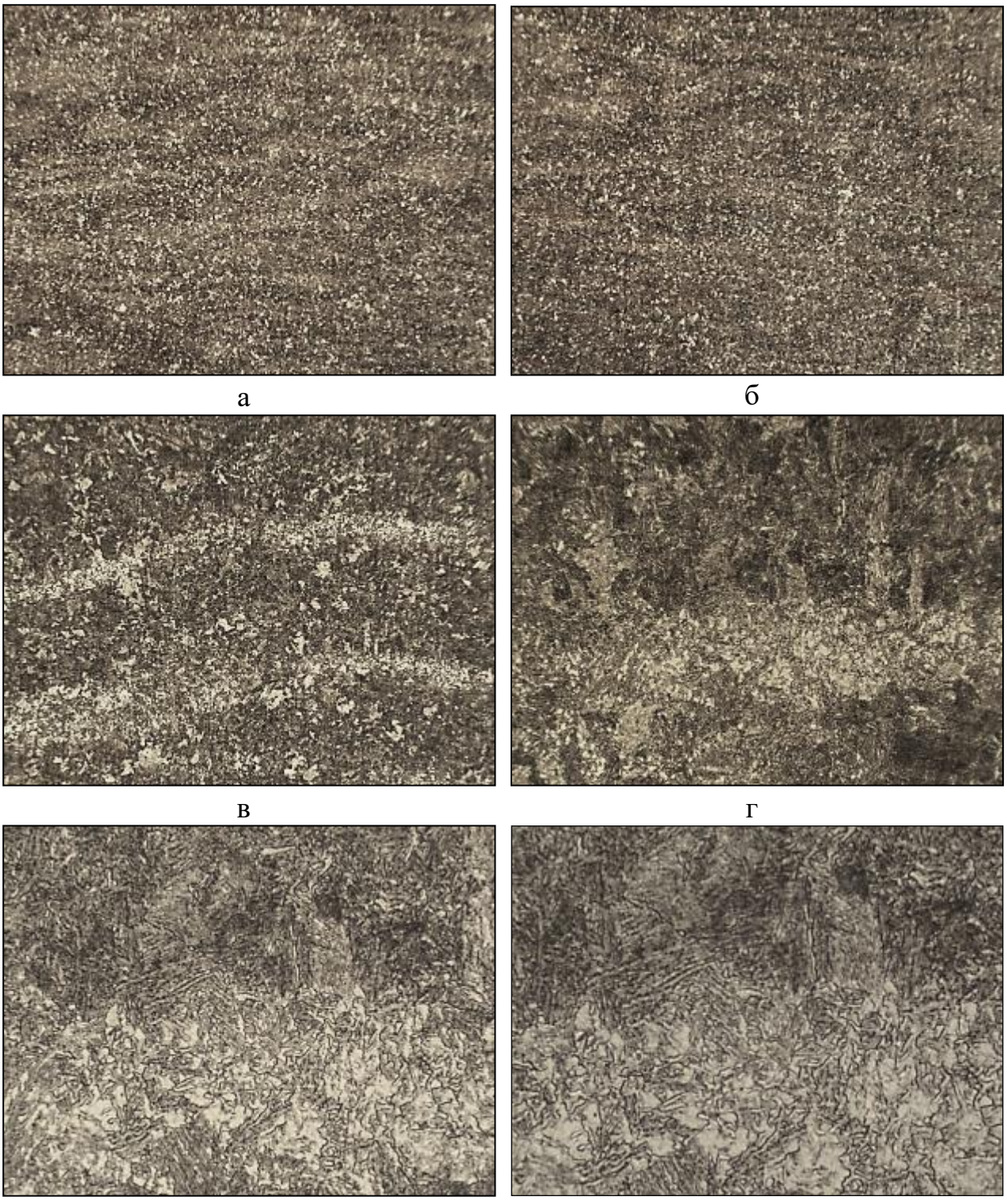


а б в г д є ж з

а, б – ×25, в, г – ×100, д, є – ×400, ж, з – ×800;

а, в, д, ж – 10 мм від поверхні кочення; б, г, є, з – 20 мм від поверхні кочення

Рисунок 5.71 – Мікроструктура обода колеса № 192 плавки № 13880



а б в г д є

а – ×25, б - ×100, в, г – ×400, д – ×800, є – ×1000

Рисунок 5.72 – Мікроструктура обода колеса № 192 плавки № 13880: 25-30 мм від поверхні кочення

За результатами металографічних досліджень встановлено, що структура ободів коліс була неоднорідною за перерізом. Ймовірно, це є результатом

хімічної неоднорідності, яка виникає в результаті кристалізації сталі, і в зв'язку з наявністю легуючих елементів може проявлятися більш інтенсивно ніж у вуглецевій сталі.

Таблиця 5.14 – Механічні властивості дослідних коліс після диференційованого охолодження та відпуску

№ Колеса	$\sigma_т$, МПа	$\sigma_в$, МПа	δ, %	ψ, %	KU $^{+20}$, Дж		KV $^{-20}$, Дж		Твер-дість, НВ
					1, 2, 3	Сер.	1, 2, 3	Сер.	
188	859,0	1120,4	13,2	45,0	12,6 10,2 13,2	12,0	13,7 13,7 11,8	13,1	369 379 370 353
192	871,1	1098,4	15,2	49,0	12,0 11,4 13,8	12,4	11,8 9,8 13,7	11,8	384 399 368 362

В роботі було виконано вимір мікротвердості ділянок зі структурою, що травляться неоднаково і мають деякі морфологічні відмінності. За результатами досліджень було встановлено, що мікротвердість більш світлих структурних зон на глибині 20-30 мм від поверхні кочення (таких як представлені на рис. 5.69) на 5-10% вище значень мікротвердості сусідніх більш темних ділянок з вираженою пластинчастою морфологією карбідів.

На розроблений спосіб термічної обробки отриманий патент.

5.6 Висновки по розділу 5

Встановлено, що коливання хімічного складу в межах марочного складу (0,63-0,68%С) марки Т впливає на кінетику розпаду аустеніту та кінцевий фазовий склад та механічні властивості. Таким чином, необхідно призначувати режими прискореного охолодження в процесі зміцнюючої термічної обробки залізничних коліс з урахуванням можливих локальних змін хімічного складу.

По результатам лабораторних досліджень рекомендований інтервал швидкостей охолодження ободу колеса зі сталі марки Т при прискореному охолодженні на ВГМ 1-11°С/с. Встановлено, що при охолодженні з вказаними швидкостями не відбувається формування структур гартування (бейніту), досягається високий рівень твердості, а по значенням ударної в'язкості на цей діапазон припадає найбільші значення.

Встановлено, що наявність структури бейніту призводить до зниження в'язкості руйнування. Так, присутність бейніту в кількості від 10 до 15,0% призводить до зниження в'язкості руйнування на 40,0 - 70,0% відповідно.

Показано присутність в ободах коліс, виготовлених із БЛЗ, структурної неоднорідності: спостерігаються нерівномірно розташовані ділянки з структурами відпущеного мартенситу і бейніту. Встановлено зв'язок ділянок, збагачених хімічними елементами,з ділянками з гартівними структурами. Після травлення мікрошліфів в гарячому розчині пікрату натрію показано, що нерівномірний розподіл мартенситних і бейнітних ділянок в мікроструктурі зразків ободів коліс є наслідком дендритної ліквації хімічних елементів, в першу чергу, марганцю.

Розроблено спосіб визначення швидкості охолодження сталі. Спосіб включає метод торцевого гартування зразків, нагрів до температури гартування, охолодження водою в спеціальному пристрої за певних умов, проведення замірів твердості на бічній стороні зразка. Додатково досліджують на структурний стан, виявляють місця в яких мікроструктура та рівень твердості відповідають заданим, у такий самий другий зразок в визначені місця розміщують термопари та записують криві зміни температури під час охолодження з торцю, при цьому на кривих визначають швидкість охолодження, при якій забезпечується заданий рівень твердості та структурний стан. Спосіб дозволяє підвищити інформативність та точність способу та спростити оптимізацію режимів термообробки готового виробу.

Експериментально визначені гранично припустимі швидкості охолодження поверхні кочення і мінімально необхідні швидкості охолодження центральних ділянок ободу залізничного колеса для досягнення високого рівня

твердості та утворення однорідної мікроструктури. Встановлено, що для кожної марки сталі для залізничних коліс існує визначений вузький інтервал швидкостей охолодження при термічній обробці, в якому забезпечується виконання вимог нормативної документації для залізничних коліс за мікроструктурою (відсутність голчастих структур мартенситу, бейніту, відманштетту) та за рівнем твердості.

Для сталей марок ER7, ER8, марки 2, сталі для коліс класу С визначені температури початку та кінця фазових перетворень при різних швидкостях охолодження в межах визначеного допустимого інтервалу швидкостей охолодження при безперервному охолодженні.

Показано, що для досягнення рівномірного структурного стану за перетином ободу для сталей для залізничних коліс необхідне застосування диференційованого охолодження при термічній обробці, так як при існуючій технології не забезпечується охолодження з оптимальними швидкостями.

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 в процесі терміної обробки дозволяє уникнути формування структур гартування поблизу поверхні кочення та досягти високого рівня механічних властивостей в центральних об’ємах ободу.

З метою забезпечення структурної однорідності та підвищення комплексу властивостей випробувано диференційоване охолодження на ВГМ ободів коліс зі сталі, яка за хімічним складом відповідає класу D згідно AAR M-107/-M-208 зі зміною інтенсивності тепловідводу шляхом зміни витрати охолоджуючої рідини від 0 до 60-65 $м^3$/год. Мікроструктура дослідних коліс за перетином ободу являє собою продукти розпаду аустеніту різної дисперсності. Механічні властивості дослідних залізничних коліс відповідають вимогам до коліс марки «D».

5.7 Список використаних джерел в розділі 5

У розділі 5 використані джерела [141, 161-171]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

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, мікролегуюча, домішкова) та враховують технологічний параметр обробки – швидкість охолодження.

3. На основі аналізу літературних даних щодо величин критичних температур і міжкритичного інтервалу ΔAc і використання інтегральних параметрів міжатомної взаємодії отримані прогнозні 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 ± 10)ºС, тривалість охолодження – (170 ± 5) с, налаштування спреєра - ½ висоти обода, температура води – (25 ± 2) ºС, зміна витрати води від 0 до (60…65) $м^3$/год протягом першої хвилини, тривалість підстужування коліс – (35 ± 5) хв, відпуск при (600+10) ºС, 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 С.

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 низьких температур (-40 °С) 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 ≤ 0,025; P ≤ 0,03; Mo ≤ 0,01; Cu ≤ 0,25; Al = 0,02-0,03; Ti ≤ 0,05;

- рекомендований режим обробки коліс: нагрівання в кільцевій печі під зміцнювальну ТО до (850 ± 10)ºС; тривалість охолодження – (140 ± 5) с, налаштування спреєра - ½ висоти обода, температура води – (25 ± 2) ºС, витрата води від нуля до (55…60) м^3/год протягом першої хвилини, тривалість підстужування коліс – (30 ± 5) хв; відпуск при (550+10) ºС з витримкою 2 год. 40 хв. ±10 хв. Показана можливість досягнення заданого рівня механічних властивостей при від'ємних температурах (-40 °С).

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≤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 екстреному 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 °С).

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 о 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 ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Вакуленко І.О., Анофрієв В.Г., Грищенко М.А. Дефекти залізничних коліс: монографія. Д.: Маковецкий, 2009. 112 с.

2. Панасюк В. В. Деякі актуальні проблеми міцності матеріалів і довговічності конструкцій. *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. 2009. № 2. С. 5–22.

3. Осташ О.П., Анофрієв В.Г., Андрейко І.М., Мурадян Л.А., Кулик В.В. Про концепцію вибору сталей для високоміцних залізничних коліс. *Фізико-хімічна механіка матеріалів.* 2012. Т. 48, № 6. С. 7-13.

4. Дацишин О., Глазов А. Оцінювання довговічності тіл кочення за утворенням типових контактно-втомних пошкоджень – пітингу і відшарування. *Вісник ТНТУ.* 2013. Том 71, № 3. С.75-87.

5. Узлов И.Г., Гасик М.И., Есаулов А.Т. Колесная сталь. К.: Техник. 1985. 168 с.

6. Узлов И.Г. Создание новой металлопродукции для обновления железнодорожного подвижного состава Украины. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2006. № 1. С. 62-66.

7. Узлов И.Г., Узлов К.И., Кныш А.В., Польский Г.Н. Промышленное производство высокопрочных железнодорожных колес. *Металлургическая и горнорудная промышленность.* 2008. №1. С. 98 – 101.

8. Пат. 74116 Україна, МПК С2 B21J5/10, B21K1/28 Спосіб виробництва суцільнокатаних залізничних коліс / Козловський А.І., Шрамко О.В., Данченко В.М., Узлов І.Г., Польський Г.М., Горб Є.В., Соловйов С.Е., Чуприна Л.В., Грінкевич В.О., Бабаченко О.І., Голубєва Л.В.; замовник і патентовласник ВАТ «Нижньодніпровський трубопрокатний завод».- a200503714; заявл. 19.04.2005; опубл. 17.10.2005, Бюл. № 10. 4 с.

9. Узлов И. Г., Узлов К. И., Перков О. Н. Высокопрочные железнодорожные колеса из микролегированной ванадием стали. *Металлургическая и горнорудная промышленность.* 2004. №1. С. 84-88.

10. Узлов И.Г., Бабаченко А.И., Кононенко А.А. , Дементьева Ж.А., Сафронов А.Л. Вязкость разрушения железнодорожных колес и влияние на нее размера колесной заготовки и режимов ее горячей пластической деформации. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. тр.* Днепропетровск: ПГАСА. 2006. Выпуск 36. ч. 2.- С. 160-165.

11. Осташ О.П., Андрейко І.М., Кулик В.В., Узлов І.Г., Бабаченко О.І. Втомна довговічність сталей залізничних коліс. *Фізико-хімічна механіка матеріалів.* 2007. № 3. С. 93-102.

12. 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. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. тр.* Днепропетровск: ПГАСА, 2007. Выпуск41, ч. 2. С. 49-53.

13. 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. 70-74.

14. Бабаченко А.И., Кононенко А.А. Взаимосвязь между показателями статической и циклической вязкости разрушения углеродистых сталей. Проблемы сварки, родственных процессов и технологий: Материалы международной научно-технической конференции. Николаев, 2009. С. 22.

15. Бабаченко А.И., Кононенко А.А., Рослик А.В., Беседнов С.В., Камышный А.Е. Влияние циклических нагрузок на критическую длину усталостной трещины железнодорожных колес различного химического состава. Материалы международной конференции «2011 International Heavy Haul Association Conference». Калгари, 2011.

16. Державна Інструкція з огляду, обстеження та формування вагонних колісних пар. а адміністрація залізничного транспорту України «Укрзалізниця» Київ. 2006 р.

17. Ровене П., Готье П. Цельнокатаные поверхностно-закаленные колеса из углеродистой стали. *Бюллетень международной ассоциации железнодорожных конгрессов,* 1963, №12.

18. Ларин Т. В., Девяткин В. П., Малоземов Н. А. Повышение износостойкости паровозных деталей. *Труды ЦНИИ МПС*, вып. 103, Трансжелдориздат, 1955.- С. 19-25.

19. Ларин Т. В., Векслер Н. А., Девяткин В. П. О выборе стали для железнодорожных колес при высокоскоростном движении. *Вестник ЦНИИ МПС*, 1968, №6. – С. 35-38.

20. Кислик В. А. Износ углеродистой бандажной стали. Трансжелдориздат, 1938, 144 с.

21. Ларин Т. В., Девяткин В. П. О механизме износа железнодорожных колес. “Трение и износ в машинах”, АН СССР, сб. XI, 1956.-389 с.

22. Ларин Т. В., Девяткин В. П. и др. Цельнокатаные железнодорожные колеса. *Труды ЦНИИ МПС*, вып. 124, Трансжелдориздат, 1956, 187 с.

23. Ларин Т. В. Износ и пути продления срока службы бандажей железнодорожных колес. *Труды ЦНИИ МПС*, вып. 165, Трансжелдориздат, 1958. - 167 с.

24. Ларин Т. В. Износ стали в зависимости от поверхности и содержания в ней углерода. *Вестник ЦНИИ МПС*, 1956, №4.-С. 26-29.

25. Кислик В. А., Девяткин В. П. Исследование образования раковин при работе цельнокатанных и бандажных колес железных дорог // *Сб. VII АН СССР. Трение и износ в машинах*. 1953. - С. 45-58.

26. Кислик В. А., Кармазин А. И. Износ и повреждение поверхности катания колес грузовых вагонов. *Труды РИИЖТа*, вып. 23, Трансжелдориздат, 1958. – С. 8-16.

27. Кислик В. А., Камазин А. И. Выбор стали для вагонных колесных пар. *Железнодорожный транспорт*, 1956, №8. – С. 21-28.

28. Костецкий Б. И., Носовский И. Г. Износостойкость и антифрикционность деталей машин. Киев, 1965. – 205 с.

29. Костецкий Б. И., Носовский И. Г. и др. Влияние кислорода на процессы трения и износа. *В сб. "Повышение износостойкости и срока службы машин",* ч. 1, Киев, 1966. С. 76-91.

30. Вихрова А. М., Ларин Т. В., Парышев Ю.Н. и др. О соотношение твердости рельсовой и колесной стали. *Вестник ВНИИЖТ*. 1983. №6. С. 34-38.

31. Узлов И. Г., Школа В. И. Влияние состава и термической обработки на износостойкость и усталостную прочность среднеуглеродистой стали. *Термическое упрочнение проката: Сб. тр.* - М.: Металлургия, 1969. Выпуск 30. С. 120-122.

32. Узлов И. Г., Ларин Т. В., Вихрова А. М. и др. Новые стали для цельнокатаных железнодорожных колёс. *Сталь.* 1982. № 11. С. 55-56.

33. Дружинін М.О., Нестеренко А.М., Книш А.В. Особливості структури білих шарів на поверхні катання залізничних коліс. *Металознавство та обробка металів.* №2. 2008. С. 3-7.

34. 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.

35. Бабаченко А.И. Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации. Доклад на международной научно-практической конференции «Современное состояние и проблемы взаимодействия подвижного состава и пути «Рельс-колесо 2010». Одесса, 7-8 декабря 2010 г. С. 15.

36. Бабаченко А. И. Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации и разработка рекомендаций по их уменьшению. // Сборник докладов. Всемирный конгресс по железнодорожным колесам. г. Кейптаун, ЮАР. 2010 г. С.23.

37. Узлов І.Г., Узлов К.І., Книш А.В., Хулін А.М. Закономірності утворення дефектів на поверхні кочення коліс різних рівней міцності. *Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту: 71-ї міжн. наук.-практ. конф.,* 14.04-15.04.2011.: Тези доповідей. Дніпропетровськ: ДНУЗТ, 2011. С. 91-92.

38. Узлов І.Г., Мямлін С.В., Узлов К.І., Книш А.В., та інш. Порівняльний аналіз причин утворення дефектів на поверхні кочення вуглецевих та підвищеної твердості мікролегованих суцільнокатаних коліс. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр.* ИЧМ НАНУ. Днепропетровск: ВІЗІОН, 2011. Вып.24. С. 190-198.

39. Узлов І.Г., Узлов К.І., Книш А.В., Хулін А.М. та інш. Закономірності утворення повзунів та вищербин на колесах різних рівней твердості в експлуатації. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов.* Днепропетровск, 2012. Вып.64. С. 228-232.

40. Узлов І.Г., Узлов К.І., Хулін А.М., Дементьєва Ж.А. та інш. Зіставний аналіз характеру руйнування в експлуатації поверхонь кочення коліс різного рівня твердості. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов.* Днепропетровск, 2012. Вып.64. С.58-64.

41. 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.

42. 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.

43. Узлов И.Г., Узлов К.И., Хулин А.Н., Дементьева Ж.А. и др. Анализ структуры и свойств сталей бейнитного класса с точки зрения перспективности их использования для производства железнодорожных колес повышенной прочности и износостойкости. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр.* ИЧМ НАНУ. Днепропетровск: ВІЗІОН, 2007. Вып. 15. С. 172 – 178.

44. Узлов И.Г., Бабаченко А.И., Дементьева Ж.А., Кононенко А.А., Сафронов А.Л. Влияние параметров микроструктуры колесной стали на ее вязкие свойства.

Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр. - Днепропетровск: Візіон, 2007. Вып. 14. С. 202-210.

45. Андрійко І.М., Кулик В.В., Осташ О.П., Узлов І.Г., Бабаченко О.І. Структура та опір руйнуванню сталей у різних зонах залізничних коліс. *Машинознавство.* 2008. №5. С. 18-21.

46. Узлов И.Г., Узлов К.И., Хулин А.Н., Дементьева Ж.А. и др. Определение структурного состояния и свойств железнодорожных бандажей и рельсов с целью минимизации их износа в паре взаимодействия. *Металлургическая и горнорудная промышленность.* 2009. № 2. С. 63- 66.

47. Осташ О.П., Бабаченко А.И., Андрейко И.М., Кулык В.В., Кононенко А.А. Структурная механика разрушения и эксплуатационная надежность железнодорожных колес. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр.* Днепропетровск: Візіон, 2009. Выпуск 20. С. 235-242.

48. 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.

49. Узлов И.Г., Узлов К.И., Кныш А.В., Хулин А.Н. и др. Оптимальное структурное состояние микролегированных ванадием колесно-бандажных сталей нового поколения, обеспечивающее сочетание высоких показателей твердости, прочности и ударной вязкости. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов.* Днепропетровск, 2010. Вып.53. С.43-48.

50. Узлов И.Г., Евсюков М.Ф., Узлов К.И., Кныш А.В. Исследования кинетики формирования структуры микролегированной ванадием колесно-бандажной стали и ее влияния на механические свойства изделий железнодорожного транспорта. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр.* ИЧМ НАНУ. Днепропетровск: ВІЗІОН, 2010. Вып.21. С. 211-226.

51. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов: [учебник для вузов] / В. С. Золоторевский - [2-е изд.]. М.: Металлургия, 1983. 352 с.

52. Механика разрушения и прочность материалов: справ. пособие в 4-х т. – Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О. Н. Романив [и др.]; под общ. ред. В. В. Панасюка. – К.: Наук. думка, 1990. – 680 с.

53. Пинегин С. В. Контактная прочность и сопротивление качению / Пинегин С. В. – М.: Машиностроение, 1969. – 244 с.

54. Орлов А. В., Пинегин С. В. Остаточные деформации при контактном нагружении. – М.: Наука, 1971. – 62 с.

55. Машнев М. М., Мусаев С. Т. Повышение долговечности бандажей и ободьев колесных пар подвижного состава закалкой при нагреве токами высокой частоты. – Научн. труды/ Ленинградский институт инженеров железнодорожного транспорта. Ленинград: ЛИИЖТ. 1966. № 197. С. 87-103.

56. Ларин Т. В. Цельнокатаные железнодорожные колеса. М.: Трансжелдориздат, 1955. 250 с.

57. Губенко С. И. Влияние неметаллических включений и продуктов коррозии на износ поверхности катания железнодорожных колес. *Металознавство та термічна обробка металів*, 2018. № 2. С. 27-32.

58. Губенко С.И., Иванов И.А., Кононов Д.П. Влияние качества стали на усталостную прочность цельнокатаных колес. *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*. - 2018. № 84.3. С. 52-60.

59. Бояркин, Е. В. Анализ разрушения цельнокатаных колес в процессе эксплуатации. *Вестник Сибирского государственного университета путей сообщения*, 2007, 17. С. 110-119.

60. Контактно-усталостное повреждение колес грузовых вагонов. Труды ВНИИЖТ. Под ред. Д.т.н., проф. С.М. Захарова. М.: Интекст. 2004. 160 с.

61. Узлов І.Г., Узлов К.І., Книш А.В., Бруякін В.К. Підвищення експлуатаційної зносостійкості високоміцних мікролегованих ванадієм коліс за результатами поїздних випробувань на дослідному маршруті Кривий Ріг-Кошице. *Проблеми механіки залізничного транспорту: XI міжн. конф*., 26-29 травня 2004 р.: Матеріали XI. Дніпропетровськ: ДНУЗТ, 2004. С. 167-168.

62. Узлов И.Г. Узлов К.И., Кныш А.В. Повышение эксплуатационной износостойкости железнодорожных цельнокатаных колес из микролегированной стали при применении оптимизированных режимов термоупрочнения. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов: Сб. докладов 6-й межд. конф.* Харьков. 2005. Часть I. С. 129 – 131.

63. Узлов И.Г., Узлов К.И., Бабаченко А.И., Хулин А.Н., Кононенко А.А. Опытно-промышленная реализация технологи производства высокопрочных локомотивных бандажей повышенной износостойкости. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр.* Днепропетровск: Візіон, 2009. Выпуск 19. С. 255-264.

64. 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 технологи производства высокопрочных локомотивних бандажей на ОАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ». *Металлургическая и горнорудная промышленность.* 2009. № 3. С. 104-108.

65. Узлов И.Г., Узлов К.И., Бабаченко А.И., Хулин А.Н. та ін. Опытно-промышленная реализация технологии производства высокопрочных локомотивных бандажей повышенной износостойкости. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. научн. тр.* ИЧМ НАНУ. Днепропетровск: ВІЗІОН, 2009. Вып.19. С. 255-264.

66. Узлов И.Г., Ларин Т.В., Мирошниченко Н.Г. и др. Опытно-промышленное опробование высокопрочных легированных сталей для цельнокатаных железнодорожных колес. *Термическое упрочнение проката. Сб. научных трудов*. Вып. 36. М: Металлургия, 1970. С 99-103.

67. Zeng, D., Lu, L., Gong, Y., Zhang, N., & Gong, Y. Optimization of strength and toughness of railway wheel steel by alloy design. *Materials & Design*, 2016. *92*. 998-1006.

68. Fujimura, Takashi, and Taizo Makino. "Steel alloy railway wheels." U.S. Patent No. 6,372,057. 16 Apr. 2002.

69. Иванов Б.С., Филипов Г.А., Демин К.Ю., Московой К.А., Семин А.Е. Модифицирование колесной стали азотом. *Сталь.* 2007. № 9. С. 22¬25.

70. Арсенкин А.М., Далматов А.Ю., Демин К.Ю., Демин Ю.С., Яндимиров А.А. Микролегирование колесной стали карбонитридообразующими элементами. *Сталь.* 2007. №9. С. 29-31.

71. Григорович К.В., Арсенкин А.М., Демин К.Ю. и др. Перспективы использования карбонитридообразующих элементов в углеродистых сталях с целью повышения комплекса их механических свойств. *Металлы.* 2011. № 5. С. 157¬163.

72. Шаповалова О. М. и др. Стабилизация химического состава колесной стали R7 путем модифицирования. *Строительство. Материаловедение. Машиностроение.* Серия: Стародубовские чтения. 2010. №. 55. С. 3-10.

73. Шипицын С.Ю., Бабаскин Ю.З., Кирчу И.Ф. и др. Сталь микролегированная для железнодорожных колес. Steel Transl. 2008. 38. P. 782–785.

74. Кассади Ф.Д. Улучшение литых колес легированием. *Залізничний транспорт України. 2002*. № 5. С. 69–70.

75. Lonsdale, C, Dedmon, S, & Pilch, J. "Recent Developments in Forged Railroad Wheels for Improved Performance." *Proceedings of the ASME/IEEE 2005 Joint Rail Conference. Joint Rail*. Pueblo, Colorado, USA. March 16–18, 2005. P. 39-43.

76. Гуляев А.П. Металловедение. Учебник для вузов. 6-е издание., перераб. и доп. М: Металлургия, 1986. 544 с.

77. Металловедение и термическая обработка стали. Справ. изж. — 3-е., перереб. и доп. В 3-х т. Т. II Основы термической обработки/Под ред. Бернштейна М.Л., Рахштадта А.Г. М: Металлургия, 1983. 368 с.

78. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. Специальные стали. Учебник для вузов. - М: Металлургия, 1985. - 408 с.

79. Матросов Ю.И. Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов. - М.: Металлургия, 1989. - 288 с.

80. Металлофизика высокопрочных сплавов. Учебное пособие для вузов. Гольдштейн М.И., Литвинов В.С., Бронфин Б.М. - М: Металлургия, 1986. 312 с.

81. Флин П.А. Упрочнение при образовании твердых растворов // В кн. Механизмы упрочнения твердых тел/ Под ред. М.Л. Бернштейна. – М.: Металлургия, 1965. – С. 25 – 56.

82. Материаловедение: Учебник для высших технических учебных заведений. Б. Н. Арзамасов, И. И. Сидорин, Г. Ф. Косолапое и др.; Под общ. ред. Б. Н. Арзамасова. – 2-е изд., испр. и доп. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.

83. Классен-Неклюдова М.В., Инденбом В.Л. Дислокации и механические свойства кристаллов. – М.: Изд-во "Иностранной литературы", 1960. – 552 с.

84. Orowan E. Discussion in Simposium Internal Stress in Metals and Alloys. London^ Inst. Of Metals, 1948. 451 p.

85. Ficher J.C. Application of nucleation theory to isothermal martensite. – A*cta Met.,* 1953, v. 1, P. 32-35.

86. Ansell G.S., Lenel F. W. Criteria for Yielding of Dispersion Strengtened allens. – *Acta Met.,* 1960, v. 8, N 9, P. 612-616.

87. Ansell G.S. Fine particle in dispersion Strengthening. – *Acta Met.,* 1961, v. 9, No 5, P. 518-519.

88. Специальные стали. Гудремон Э. А. - М.: «Металлургия», 1966. - т. 1, 2. - 734 с.

89. А.И. Яценко, В.Е. Хрычиков, Т.С. Хохлова и др Кристаллизация и первичная структура конструкционных сталей. Днепропетровск: Журфонд, 2010. – 226 с.

90. Банных О.А., Блинов В.М. Дисперсионно-твердеющие немагнитные ванадий содержащие стали. -М.: Наука. 1980. -192 с.

91. Узлов И.Г., Савенков В.Я., Поляков С.Н. Термическая обработка проката. – К.: Техніка, 1981. – 159 с.

92. Чижевский Н.П. Железо и азот. Томск. -1914. 245 с.

93. Морозов А.Н. Водород и азот в стали. – М.: Металлургия, 1968. – 283 с.

94. Узлов И. Г., Руфанов Ю. Г., Котова Л. И. и др. Влияние содержания углерода, микролегирования ванадием и термического упрочнения на

механические свойства колес спецподвижного состава. *Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб.* - М.: Металлургия, 1978. № 7. С. 36-38.

95. Узлов И. Г., Мирошниченко Н. Г., Кузьмичев М. В. Износостойкость термически упрочненной стали с медью. *Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб.* - М.: Металлургия, 1977. № 6. С. 36-38.

96. Чепелева В. П., Просвирин К. С., Савенков В. Я. Влияние микролегирования на износостойкость рельсовой стали. *Термическая обработка металлов: Тематический отраслевой сб.* - М.: Металлургия, 1978. № 7. С. 42-44.

97. Узлов И. Г., Ларин Т. В., Мирошниченко Н. Г. Легированные стали для изготовления цельнокатаных железнодорожных колёс. *Сталь.* 1977. № 1. С. 72-74.

98. Сорокин Г. М., Бобров С. Н. Основы выбора сталей по результатам испытаний на изнашивание. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 1998. № 2. С. 28-30.

99. Чейлях А. П., Клок Д. В., Прекрасный С. В. Разработка и исследования новых экономнолегированных износостойких чугунов с метастабильной структурой для быстроизнашивающихся деталей. *Металл и литье Украины.* 2006. № 9-10. С. 13-17.

100. Кардонский В. М. Курдюмов Г. В., Перкас М. Д. Влияние размера и формы частиц цементита на структуру и свойства стали после деформации. *Металловедение и термическая обработка металлов.* 1964. № 2. С. 2-8.

101. Константинов В.М., Галимский А. И., Хина Б. Б. Анализ путей повышения хладостойкости ряда углеродистых и низколегированных конструкционных сталей. *Металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов.* Минск: БНТУ, 2015. Вып. 36. С. 177 – 185.

102. Горицкий В. М. Диагностика металлов / В. М. Горицкий. – М.: Металлургиздат, 2004. – 408 с

103. Нотт Дж. Ф. Основы механики разрушения / Дж. Ф. Нотт. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.

104. Солнцев Ю. П., Пряхин Е. И. Материаловедение / Ю. П. Солнцев, Е. И. Пряхин. – СПб.: Химиздат, 2004. – 640 с.

105. Константинов В. М., Галимский А. И., Хина Б. Б. Анализ путей повышения хладостойкости ряда углеродистых и низколегированных конструкционных сталей. *Металлургия: республиканский межведомственный сборник научных трудов.* Минск : БНТУ, 2015. Вып. 36. - С. 177-185.

106. Ахметов А. Б. Влияние модифицирования кальцием на структуру стали Гадфильда и морфологию образующихся в ней неметаллических включений. *Электрометаллургия,* 2017. № 3. - С. 8-12.

107. Бурмасов С. П. Влияние технологии модифицирования кальцием и РЗМ на морфологию неметаллических включений и технологические свойства трубной стали. *Металлург*, 2015. №11. - С. 69-73.

108. Наумова Е. А. Использование кальция в сплавах: от модифицирования до легирования. *Известия вузов. Черная металлургия*, 2018. 2. - С. 59-76.

109. Смирнов Л. А. Влияние модифицирования РЗМ на формирование неметаллических включений в высокоуглеродистых сталях. *Сталь*, 2016, № 11. - С. 21-28.

110. Матросов Ю. И., Литвиненко Д. А., Голованенко С. А. Сталь для магистральных газопроводов. – М.: Металлургия, 1989. – 288 с.

111. Лякишев Н. П., Литвиненко Д. А., Матросов Ю. И, Никитин В. И. Микролегирование сталей. В сб.: Металлургия стали, сплавы, процессы. Под ред. Н. П. Лякишева. – М.: Металлургия, 1982. – С. 110-116.

112. Солнцев Ю. П., Пряхин Е. И., Пирайнен В. Ю. Специальные материалы в машиностроении. – СПб.: Химиздат, 2004. – 604 с.

113. Andrade, H. L.; Akben, M. G.; Jonas, J. J. Effect of molybdenum, niobium, and vanadium on static recovery and recrystallization and on solute strengthening in microalloyed steels. *Metallurgical Transactions A*, 1983. No. 14, V. 10. - C. 1967-1977.

114. Show, B. K., et al. Effect of vanadium and titanium modification on the microstructure and mechanical properties of a microalloyed HSLA steel. *Materials Science and Engineering: A,* 2010. No. 527, V.6. - P.1595-1604.

115. Минакова, В. И.; Федьков, В. А.; Федьков, Г. А. Влияние модифицирования на свойства среднеуглеродистых и низколегированных

сталей. *Нові матеріали і технології в металургії та машинобудуванні*, 2007, №1. – С. 147-149.

116. Григорьева М. А., Русецкий В. А., Гаврилова В. Г. Влияние микродобавок ванадия, ниобия и титана на процессы структурообразования трубной стали. *Университетская наука-2013: в 3 т.: тез. докл. междунар. науч.-техн. конф.* (Мариуполь, 14-16 апреля 2013 г.) / ПГТУ. – Мариуполь, 2013. Т. 1. С. 223–224.

117. Minicucci, Domingos José et al. Development of Niobium Microalloyed Steel for Railway Wheel with Pearlitic Bainitic Microstructure. Mat.Res., SãoCarlos, v.22, n. 6, P. 1-19.

118. Лякишев Н. П., Литвиненко Д. А. Микролегирование и модифицирование – эффективный путь повышения качества стали. *Вестник российской академии наук*. 1982. № 8. С. 59 – 69.

118. Пикеринг Ф. Б. Физическое металловедение и разработка сталей/ Ф. Б. Пикеринг. Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1982. – 184 с.

119. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И Превращения в железе и стали. - М.: Наука, 1977. - 236 с.

120. Бейн Э. Влияние легирующих элементов на свойства стали. - М.: Металлургиздат, 1945. - 330 с.

121. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. - М.: Наука, 1977. - 236 с.

122. Криземент О., Вефер Ф. Бейнитная реакция в высокоуглеродистых сталях. В сб. Фазовые превращения в стали. - М.: Металлургиздат, 1961. С. 138 – 148 с.

123. Schrader A., Wever F. Archiv fur das Eisenhuttenwessen. 1952. v. 23. P. 11 - 12.

124. Шаскольская М.П. Кристаллография 2-е издание., перераб, доп. М.: Высшая школа, 1984. – с. 376.

125. Kozheurov V.A. Statistical thermodynamics. M.: Metallurgiya, 1975. – 175 p.

126. Maximillian J.S. Phipps, Thomas Fox, Christofer S. Tautermann, Chris-Kriton Skylaris. Energy decomposition analysis approaches andtheir evaluation on prototypical protein–drug interaction patterns. *Chem. Soc. Rev*. 2015. p. 1-35.

127. Шаскольская М. П. Кристаллография. М.: Высшая школа, 1984.- 376 с.

128. Nechaev Iu.S. Distribution of carbon in steels. *Advances in Physical Sciences.* 2011.T. 181(5). P. 483-490.

129. Твердохлебова С.В. Весник Днепропетровского национального университета. *Серия Физика. Радиоэлектроника*. 2007. №14, (12/1). С. 100-104.

130. Allain S.Y.P., Gaudez S., Geandier G., Hell J.C., Gouné M., Danoix F., Soler M., Aoued S., Poulon-Quintin A. Internal stresses and carbonen rich mentinaustenite of Quenching and Partitioning steels from high energy X-ray diffraction experiments. *Mater. Sci. Eng. A.* 2018. 710. P 245–250.

131. Sébastien Y. P. Allain, Samy Aoued, AngélineQuintin-Poulon, Mohamed Gouné, Frédéric Danoix, Jean-Christophe Hell, Magali Bouzat, Michel Soler. Guillaume Geandier In Situ Investigation of the Iron Carbide Precipitation Processin a Fe-C-Mn-Si Q&P Steel Materials (Basel). *Design of Alloy Metals for Low-Mass Structures.* 2018. 11(1087). P 1-11.

132. Jyrki Miettinen, Ville-Valtteri Visuri, Timo Fabritius Thermodynamic description of the Fe-Al-Mn-Si-C system for modelling solidification of steels University of Oulu, Faculty of Technology, *Process Metallurgy Research Unit Acta Univ. Oul.* C 704. 2019. - P. 242.

133. Vincent E., Becquart C.S., Domain C. Soluteinter action with pointdefectsin a Feduring thermalageing: A combinedab initio and atomic kinetic *Monte Carlo approach Journal of Nuclear Materials*. 2006. 351. P. 88–99.

134. I. G. Wood, LidunkaVocˇadlo, K. S. Knight, David P. Dobson, W. G. Marshall, G. David Price, John Brodholt. *J. Appl. Cryst.* 2004. 37. P. 82-90.

135. MosheRon, HananShechter, and S. Niedzwiedz. *Journal of Applied Physics*. 1968. 39. P. 265-285.

136. Bengt Hallstedta, Dejan Djurovica, Jцrgvon Appenb, Richard Dronskowskib, Alexey Dickc, Fritz Kцrmannc, Tilmann Hickelc, Jrg Neugebauerc. CALPHAD: Computer Coupling of Phase Diagrams and Thermochemistry. 2010. 34. P 129–133.

137. Beryoza O. Yu., Filonenko N. Yu., Baskevich O. S. *Physics and Chemistry of Solid State*. 2012. 13(3). P. 968-973.

138. Приходько Э. В. Металлохимия многокомпонентных систем. М.: металлургия. 1995. - 320 с.

139. Попов А.А., Попова Л.Е. Изотермические и термомеханические диаграммы распада переохлажденного аустенита. Справочник термиста. –М.: Металлургия. 1965. - 496 с.

140. Романов П.В., Радченко Р.П. Превращения аустенита при непрерывном охлаждении стали. Атлас термокинетических диаграмм. –Новосибирск. 1960.

141. Приходько Э.В., Головко Л.А. Выявление скрытых закономерностей при прогнозировании критических температур доэвтектоидных сталей. *сб. Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии.* 2003. №6. С. 237-244.

142. Иберла К. Факторный анализ. Пер. с нем. Ивановой В.М. -М.: Статистика. 1980. -399 с.

143. Тогобицкая Д.Н., Бабаченко А.И., Козачёк А.С., Кононенко А.А. , Головко Л.А. Оптимизация химического состава колесных марок сталей на основе параметров межатомного взаимодействия. *Математичне моделювання*. 2014. №30 (1). С. 44-47.

144. Тогобицкая Д.Н. , Бабаченко А.И., Козачёк А.С., Кононенко А.А., Головко Л.А. . Информационно – математическое обеспечение оценки влияния химического состава на свойства колесной стали. *Сучасні проблеми металургії.* - 2014. №16. С.51-56.

145. Snihura I.R., Togobitskaya D.N. The role of taking into account the interatomic inreraction in predicting the complex of structurally-sensitive properties of steels and alloys for special purpose. *сборник научных трудов Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*, 2018. № 32. С 361 – 370.

146. Бабаченко А.И., Кононенко А.А., Демина К.Г. Разработка новой стали для высокопрочных железнодорожных колес. *Бюллетень черной металлургии*. 2019. №11. С. 1251-1258.

147. Костецкий Б.И. Трение, смазка и износ в машинах. - К: Техніка, 1970. - 396с.

148. Hornbogn Erxard. Metallkundliche Gesichterunkte des Verachleibes// VDI-Z, 1976, v.118, №6, P. 274 – 280.

149. Стародубов К.Ф., Узлов И.Г., Савенков В.Я. и др. Термическое упрочнение проката. - М: Металлургия, 1970. – 368 с.

150. Лемницкий В.В., Казарновский Д.С., Равицкая Т.М. Влияние состава и исходной структуры на изменение свойств стали при контактно-усталостном разрушении. *В сб. Металловедение и термическая обработка металлов*, УкрНИИМет: Харьков, 1971. Вып. 7. С. 37-43.

151. Крагельский И.В. Трение и износ. - М: Машиностроение, 1968, 480 с.

152. Тененбаум М. М. Износостойкость конструкционных материалов и деталей машин. - М: Машиностроение, 1966, 331 с.

153. Краузе Г., Шольтен О. Факторы, влияющие на трение и износ в системе "колесо –рельс. *Железные дороги мира*. 1978, №1, С. 62 – 64.

154. Козловский А. И., Узлов И. Г. Производство и качество железнодорожных колес. *Металлургическая и горнорудная промышленность.* 2001. № 7. С. 66-69.

155. Гречин В. П. Износостойкие чугуны и сплавы. Машгиз: Москва, 1961. – 228 с.

156. Термическая обработка железнодорожных цельнокатаных колес. Под ред. К. Ф. Стародубова. Изд-во АН УССР: Киев, 1956 – 180 с.

157. Стародубов К. Ф., Узлов И. Г. Исследование износостойкости колесной стали. *Труды ИЧМ АН УССР, Термическая обработка стали*: Днепропетровск, 1957. С. 59-63.

158. Узлов И. Г., Бабаченко А. И., Дементьева Ж. А. Исследование влияния величины действительного зерна на износостойкость и сопротивление хрупкому

разрушению углеродистой стали. *Металлургическая и горнорудная промышленность.* 2002. № 5. С. 52-54.

159. Инглиш А. Т., Бакофен У. А. Влияние технологи обработки металлов на их сопротивление разрушению. Разрушение. Разрушение металлов. Т. 6. – М.: Металлургия, 1976. – 496 с.

160. Узлов И. Г., Узлов К. И., Перков О. Н., Кныш А. В. Научная разработка и производственная реализация технологии микролегирования и термоупрочнения высокоизносостойких железнодорожных цельнокатаных колес. *Сб. науч. труд.: Фунд. и прикл. проблемы черной металлургии.* 2004. Вып. 7. С. 231–243.

161. Селиванова О. В., Оленева О. А., Беликов С. В.. Структура материалов и методы ее исследования. Кристаллизация материалов. Двойные сплавы. - Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2017. — 108 с.

162. Лахтин Ю.М. Материаловедение и термическая обработка металлов / Ю.М. Лахтин – М.: Металлургия, 1983. – 359 с.

163. Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора титана: Справочник термиста. – М.: Металлургия, 1991. – 503 с.

164. Andrews K. W. Empirical Formulae for the Calculation of Some Transformation Temperatures. *Journal of the Iron and Steel Institute*. 1965. 203, (7). P. 721 – 727.

165. Barralis J. Métallurgie Tome I: Métallurgie Physique. Collection Scientifique. – *ENSAM,* 1982. – 270 p.

166. Grange R. A. Estimating Critical Ranges in Heat Treatment of Steels. *Metal Progress*. 1961. 70(4). P 73 – 75.

167. Hougardy H. P. Werkstoffkunde Stahl Band 1: Grundlagen. – Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf, 1984. – 229 p.

168. Kariya N. European patent Application EP 2.103.697. A1. High Carbon Hot-Rolled Steel Sheet and Method for Production Thereof. 2009. 15 p.

169. Kasatkin, O. G. Calculation Models for Determining the Critical Points of Steel. Metal Science and Heat Treatment. 1984. 26, (1-2). P. 27 – 31.

170. Trzaska J. Dobrza´nski L. A. Modelling of CCT diagrams for engineering and constructional steel. *Journal of Materials Processing Technology*. 2007. 192–193. P 504–510.

171. Винокур Б. Б. Пилюшенко В. Л. , Касаткин О. Г. Структура конструкционной легированной стали.– М.: Металлургия, 1983. – 216 с.

ДОДАТКИ

ДОДАТОК А
ПУБЛІКАЦІЇ ЗДОБУВАЧА

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. *(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. *(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. *(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 технологи 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.,** Головко 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.,** Дементьєва 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. І., **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.PMHTM.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., Головко Л. А., **Кононенко А. А.,** Кныш А. В. Концептуальные основы выбора химического состава стали для железнодоржных колес. *Металознавство та термічна обробка металів.* 2014. №4. С. 34-48.

22. Тогобицкая Д. Н., Бабаченко А. И., Козачек А. С., **Кононенко А. А.,** Головко 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 стор.

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

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 AAR M-107/M-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.,** Головко 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.

ВІДОМОСТІ ПРО АПРОБАЦІЮ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЇ:

- міжнародна науково-практична конференція «Стародубовські читання» (19 квітня 2014 р., м. Дніпро);

- міжнародна науково-практична конференція «Стародубовські читання» (20 квітня 2015 р., м. Дніпро);

- міжнародна науково-практична конференція «Стародубовські читання» (17 квітня 2016 р., м. Дніпро);

- міжнародна науково-практична конференція «Стародубовські читання» (20 квітня 2017 р., м. Дніпро);

- 74 міжнародна науково-практична конференція «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту», (15-16 травня 2014 р., м. Дніпро);

- 75 міжнародних науково-практичних конференціях «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту», (14-15 травня 2015 р., м. Дніпро);

- 76 міжнародна науково-практична конференція «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту» (12-14 травня 2016 р., м. Дніпро);

- 77 міжнародна науково-практична конференція «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту» (11-12 травня 2017 р., м. Дніпро);

- 78 міжнародна науково-практична конференція «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту» (17-18 травня 2018 р., м. Дніпро);

- 79 міжнародна науково-практична конференція «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту» (20 травня 2019 р., м. Дніпро);

- XV міжнародна конференція «Стратегія якості в промисловості і освіті» (3 червня – 6 червня 2019 р., Болгарія, м. Варна);

- The International Conference on Materials Science, Mechanical and Automotive Engineerings and Technology (21-23 червня 2019 р., Турція, м. Каппадокія);

- The Proceedings of Fourth International Iron and Steel Symposium (4-6 квітня 2019 р., Турція, м. Карабюк);

- 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., Нідерланди, м. Амстердам);

- IV міжнародна науково-технічна конференція «Машини і пластична деформація металів» (18–20 жовтня 2018 р., м. Кам'янське).

Додаток Б

ДКПП 30.20.40-30.00

УКНД 77.140;
45.060

ЗАТВЕРДЖУЮ
Заст. директора ТОВ «ТК 4»,
заст. голови ТК 4
_____Є.М. Рибалка
«29» 10 2020р.

КОЛЕСА СУЦІЛЬНОКАТАНІ ДІАМЕТРОМ 957мм З ПІДВИЩЕНОЮ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЮ НАДІЙНІСТЮ

ТЕХНІЧНІ УМОВИ

ТУ У 30.2-23365425-715:2020

(Введено уперше)

Дата надання чинності 01.11.2020
Чинні до 01.11.2023

УЗГОДЖЕНО

Директор ІЧМ НАН України
_____О.І. Бабаченко
«24» 09 2020р.

РОЗРОБЛЕНО

Старший науковий співробітник
ВКС ІЧМ НАН України
_____Г.А. Кононенко
«24» 09 2020р.

Голова ПКЗ ТК4
_____Т.Є. Суровцева
«22» 09 2020р.

ЗМІСТ

С.

1 Галузь застосування……..…….……..…..…….3

2 Нормативні посилання……...……...…….3

3 Технічні вимоги……...…..……4

4 Вимоги щодо безпеки та охорони довкілля, утилізування…….…….....6

5 Правила приймання і методи контролювання...…….……...7

6 Правила транспортування і зберігання…….…….8

7 Гарантії виробника……..…….8

1 ГАЛУЗЬ ЗАСТОСУВАННЯ

Ці технічні умови поширюються на дослідну партію коліс суцільнокатаних діаметром 957 мм (далі-колеса) з підвищеною експлуатаційною надійністю.

Колеса призначені для колісних пар візків вантажних вагонів колії

1520 мм.

Дані технічні умови не можуть бути повністю або частково відтворені, тиражовані або поширені, а також використані у виробництві продукції без дозволу ПУБЛІЧНОГО АКЦІОНЕРНОГО ТОВАРИСТВА «ІНТЕРПАЙП НИЖНЬОДНІПРОВСЬКИЙ ТРУБОПРОКАТНИЙ ЗАВОД» (ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»).

Приклад умовного позначення коліс суцільнокатаних діаметром 957 мм з підвищеною експлуатаційною надійністю зі сталі марки А:

Колеса 957 А - ТУ У 30.2-23365425- :2020

Технічні умови треба перевіряти регулярно, але не рідше одного разу на п’ять років з дати набрання чинності або останньої перевірки, або з дати прийняття останньої зміни до технічних умов, якщо не виникає потреба перевірити їх раніше в результаті прийняття нормативно – правових актів, відповідних національних (міждержавних) стандартів та інших нормативних документів, які регламентують інші вимоги, відмінні від прийнятих в технічних умовах.

2 НОРМАТИВНІ ПОСИЛАННЯ

У цих технічних умовах наведено посилання на такі нормативні документи:

Закон України «Про охорону атмосферного повітря» № 2707-XII від 16.10.1992

Закон України «Про відходи» № 187/98 від 05.03.1998

ДСТУ Б А.3.2-12:2009 ССБП Системи вентиляційні. Загальні вимоги

ДСТУ 7237:2011 Система стандартів безпеки праці. Електробезпека. Загальні вимоги та номенклатура видів захисту

ДСТУ 7238:2011 Система стандартів безпеки праці. Засоби колективного захисту працюючих. Загальні вимоги та класифікація

ДСТУ 7239:2011 Система стандартів безпеки праці. Засоби індивідуального захисту. Загальні вимоги та класифікація

ДСТУ ГОСТ 10791:2016 (ГОСТ 10791-2011, IDT) Колеса суцільнокатані. Технічні умови

ГОСТ 12.1.018-93 ССБТ. Пожаровзрывобезопасность статического электричества. Общие требования

ДБН В.2.5-64:2012 Внутрішній водопровід та каналізація. Частина І. Проектування. Частина ІІ. Будівництво

ДБН В.2.5-67:2013 Інженерне обладнання будівель і споруд. Опалення, вентиляція, кондиціювання

ДБН В.2.2-28:2010 Будинки адміністративного та побутового призначення

ДСанПіН 2.2.4-171-10 Державні санітарні правила і норми. Гігієнічні вимоги до води питної, призначеної для споживання людиною

ДСП 3.3.1.038-99 Підприємства чорної металургії. Державні санітарні правила

ДСН 3.3.6.037-99 Санітарні норми виробничого шуму, ультразвуку та інфразвуку

ДСН 3.3.6.039-99 Державні санітарні норми виробничої та локальної вібрації

НРБУ-97 Норми радіаційної безпеки України

Наказ МОЗ України від 17.03.2011 № 145 Про затвердження Державних санітарних норм та правил утримання територій населених місць

Наказ МОЗ України від 21.05.2007 № 246 Про затвердження порядку проведення медичних оглядів працівників певних категорій

ДБН В.2.2-28:2010 Будинки адміністративного побутового призначення

ДБН В.2.5-28:2018 Природне і штучне освітлення

МУ У 27.1-4-015-2003 Колеса цельнокатаные. Метод очистки колес от окалины дробью и контроль качества поверхности

МУ У 35.2-23365425-023:2005 Колеса цельнокатаные. Метод ультразвукового контроля качества на автоматизированной установке «Унискан-Луч»-М

МУ У 35.2-23365425-048-2012 Колеса цельнокатаные. Метод ультразвукового контроля качества на автоматизированной установке «Унискан-Луч»-М

МУ У 35.2-23365425-050:2012 Колеса цельнокатаные. Антикоррозионная защита колес. Материалы, метод нанесения и контроля качества покрытия

3 ТЕХНІЧНІ ВИМОГИ

3.1 Конструкція і розміри

3.1.1 Конструкція, основні розміри, граничні відхили за розмірами, маса

коліс повинні відповідати чинним нормативним документам або карткам-специфікаціям, затвердженим у встановленому порядку.

3.2 Основні показники

3.2.1 Колеса мають відповідати вимогам цих технічних умов та виготовлятися за технологічним регламентом, затвердженим у встановленому порядку.

3.2.2 Колеса виготовляють зі спокійної сталі, підданої позапічній обробці інертним газом і вакуумуванню.

3.2.3 Хімічний склад сталі коліс за плавковим аналізом ковшевої проби має відповідати нормам, наведеним у таблиці 1.

Таблиця 1

Марка сталі	Масова частка елементів, %											
	Вуглець	Марганець	Кремній	Титан	Алюміній	Азот	Фосфор	Сірка	Хром	Нікель	Мідь	Ванадій
							Не більше ніж					
А	0,55-0,60	0,77-0,90	0,80-0,90	0,018-0,025	0,013-0,030	0,015-0,020	0,010	0,015	0,30	0,25	0,25	0,15

3.2.5 Граничні відхили за масовою часткою елементів в сталі готових коліс мають бути такими:

- вуглець ± 0,020;
- марганець + 0,050/- 0,040;
- кремній + 0,030;
- хром + 0,02;
- мідь + 0,03;
- ванадій + 0,02;
- нікель + 0,02;
- титан + 0,006;
- алюміній + 0,006
- сірка і фосфор + 0,005.

3.2.6 Механічні властивості коліс в стані постачання повинні відповідати нормам, наведеним у таблиці 2.

Таблиця 2

Тимчасовий опір, Н/мм^2	Відносне видовження, %	Відносне звуження, %	Твердість на глибині 30 мм від поверхні катання, НВ	Ударна в'язкість KCU ободу за температури +20 °С, Дж/см^2 (кгс м/см^2)	Ударна в'язкість KCU диску за температури +20 °С, Дж/см^2 (кгс м/см^2)
Не менше					
1100	12,0	22,0	300	20 (2,0)	20 (2,0)

3.2.7 Поверхню дисків коліс, за згодою з покупцем, піддають зміцнювальній обробці дробом згідно з ДСТУ ГОСТ 10791 та захищають від корозії згідно з МУ У 35.2-23365425-050.

3.2.9 Інші технічні вимоги до коліс мають відповідати

ДСТУ ГОСТ 10791.

3.3 Маркування та пакування

3.3.1 Колеса маркують відповідно до ДСТУ ГОСТ 10791 із зазначенням марки сталі літерою «А» згідно з цими технічним умовам.

Дозволено нанесення літери «А» в холодному стані.

3.3.2 Пакування коліс – згідно з ДСТУ ГОСТ 10791.

4 ВИМОГИ ЩОДО БЕЗПЕКИ ТА ОХОРОНИ ДОВКІЛЛЯ, УТИЛІЗУВАННЯ

4.1 Застосування коліс під час експлуатації, зберігання, транспортування не змінюють властивостей металу і не загрожують життю і здоров'ю людей, які мають з ними контакт, не порушують вимоги охорони навколишнього природного середовища.

У документі про якість вимоги безпеки не відображають.

Під час виготовлення коліс потрібно дотримуватись загальних вимог безпеки до виробничих процесів згідно з ДСП 3.3.1.038.

4.2 Вміст шкідливих речовин, що виділяються в процесі виготовлення коліс у повітря робочої зони, не має перевищувати ГДК згідно з чинними нормами і правилами, затвердженими у встановленому порядку у даній галузі.

4.3 Всі працівники мають проходити попередній та періодичні медичні огляди згідно з Наказом МОЗ України № 246.

4.4 Працівників потрібно забезпечити спецодягом та засобами індивідуального захисту згідно з ДСТУ 7238, ДСТУ 7239.

4.5 Виробниче обладнання має відповідати чинним нормам та правилам, затвердженим у встановленому порядку у даній галузі, заземлено від статичної електрики згідно з ГОСТ 12.1.018, огороджувальні та запобіжні пристрої – згідно з ДСТУ 3273.

4.6 Пожарна безпека має відповідати вимогам ГОСТ 12.1.004, електробезпека – ДСТУ 7237.

4.7 Приміщення мають бути обладнані припливно-витяжною вентиляцією та місцевою вентиляцією згідно з ДСТУ Б А.3.2-12,

ДБН В.2.5-67.

4.8 Освітленість виробничих приміщень повинна відповідати вимогам

ДБН В.2.5-28.

4.9 Параметри шуму і вібрації не повинні перевищувати гранично

дозволені норми згідно з ДСН 3.3.6.037 та ДСН 3.3.6.039.

4.10 Мікроклімат на робочих місцях має відповідати вимогам

ДСН 3.3.6.042.

4.11 Адміністративно-побутові приміщення мають бути обладнані

згідно з вимогами ДБН В.2.2-28.

4.12 Водопостачання і каналізація повинні відповідати вимогам

ДБН В.2.5-64.

4.13 Виробничі приміщення мають бути забезпечені питною водою згідно з ДСанПіН 2.2.4-171.

4.14 Рівень сумарної активності природних радіонуклідів не повинен перевищувати 370 Бк/кг згідно з вимогами НРБУ. Періодичність контролювання – 1 раз на рік.

4.15 Стічні води повинні відповідати вимогам, затвердженим у встановленому порядку

Контролювання викидів в атмосферу та максимально допустимих рівнів шкідливих речовин здійснюють відповідно до чинних норм та правил, затверджених у встановленому порядку в даній галузі, та Законом України

№ 2707-XII від 16.10.1992.

Утилізацію відходів виробництва і продукції, яка не відповідає вимогам технічних умов, проводять відповідно до вимог Закону України № 187/98 від 05.03.1998.

4.16 Утримування територій – згідно з санітарними нормами та правилами, затвердженими Наказом МОЗ України № 145 от 17.03.2011.

5ПРАВИЛА ПРИЙМАННЯ ТА МЕТОДИ КОНТРОЛЮВАННЯ

5.1 Правила приймання і методи контролювання коліс повинні відповідати вимогам ДСТУ ГОСТ 10791.

5.2 Контроль якості поверхні при очищенні коліс від окалини проводиться згідно з МУ У 27.1-4-015 або іншою чинною нормативною документацією, оформленою у встановленому порядку.

5.3 Контроль захисту коліс від корозії проводять згідно з

МУ У 35.2-23365425-050 або іншою нормативною документацією, оформленою у встановленому порядку.

5.4 Неруйнівний контроль коліс виконують згідно з

МУ У 35.2-23365425-023, МУ У 35.2-23365425-048 або іншою нормативною документацією, оформленою у встановленому порядку.

5.5 Контроль зміцнення дисків коліс при обробці дробом проводять

згідно з ДСТУ ГОСТ 10791 або іншою нормативною документацією,

оформленою у встановленому порядку.

6 ПРАВИЛА ТРАНСПОРТУВАННЯ ТА ЗБЕРІГАННЯ

6.1 Правила транспортування та зберігання - відповідно до ДСТУ ГОСТ 10791.

7 ГАРАНТІЇ ВИРОБНИКА

7.1 Гарантії виробника - відповідно до ДСТУ ГОСТ 10791.

Експертиза проведена

АРКУШ ОБЛІКУ ЗМІН ТЕХНІЧНИХ УМОВ

№ зм.	Номери листів				Номер документа	Підпис	Дата	Термін введення змін
	Змінених	Нових	Скасованих	Замінених				
1	2	3	4	5	6	7	8	9

Додаток В

ЗАТВЕРДЖУЮ:
Директор по якості і технології
ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ»
_____ Д. О. Богдан
«__» 03 2018 р.

АКТ ВПРОВАДЖЕННЯ
результатів науково-дослідної роботи: **«РОЗРОБКА ПРОПОЗИЦІЙ ЩОДО ПІДВИЩЕННЯ НАДІЙНОСТІ І ДОВГОВІЧНОСТІ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС РІЗНОГО ХІМІЧНОГО СКЛАДУ ЗА РАХУНОК ЗНИЖЕННЯ СТРУКТУРНОЇ НЕОДНОРІДНОСТІ В ОБОДІ»**
(договір №550170115/КС.0106.17 від 01.02.2017р.).

Ми, що нижче підписалися, представники Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України – директор, керівник роботи Бабаченко О. І., старший науковий співробітник, відповідальний виконавець роботи Кононенко Г. А. і представники ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» - начальник Управління КБТ Рослик О. В., начальник КПЦ Новохатній В. А., склали цей акт про те, що за період з 01.02.2017р. по 30.11.2017р. були проведені дослідження впливу зміни параметрів режимів диференційованого прискореного охолодження на формування структурної неоднорідності в ободах коліс різних типорозмірів, виготовлених з різних марок сталей.

У роботі були отримані наступні результати:

1. В умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» спільно з фахівцями Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України (ІЧМ НАНУ) згідно з «Програмою робіт по вдосконаленню технології термічної обробки залізничних коліс з урахуванням модернізації гартувальних машин» виконана термічна обробка коліс: Ø 920 мм зі сталі марки ER7 відповідно до вимог EN 13262, Ø957 мм зі сталі марки «Т» відповідно до вимог ГОСТ 10791, Ø 915 мм марки «С» згідно з вимогами SAR - 006 - 200 – 2 і ARR M 107 / M 208, за різними режимами охолодження на вертикальній гартувальній машині (ВГМ), розроблено рекомендації щодо вдосконалення технології термічної обробки з урахуванням модернізації гартувальних машин.

2. В рамках виконання роботи за допомогою моделювання методом кінцевих елементів було розраховано зміну температури за перетином обода залізничного колеса в процесі його прискореного охолодження в залежності від хімічного складу сталі для залізничних коліс. Показано, що при охолодженні обода залізничного колеса в його внутрішніх шарах реалізується менша швидкість охолодження, тобто фазові перетворення зі зміною відстані від поверхні катання проходять в інших умовах. Доведено, що на перших етапах

прискореного охолодження необхідно зменшувати інтенсивність витрати води, щоб швидкість охолодження не перевищувала критичну, з метою забезпечення формування рівномірної мікроструктури за перетином ободу колеса.

3. Досліджено вплив режимів прискореного охолодження (витрати охолоджувача) на формування структурної неоднорідності в ободі коліс Ø 920, 957 і 915 мм, виготовлених зі сталей марок «ER7», «Т» і «С» відповідно.

Колеса Ø 920 мм, сталь марки «ER 7». Визначено оптимальний режим прискореного охолодження коліс зі сталі марки ER 7 на ВГМ - максимальна витрата води - 50...60 м^3/год, поступове збільшення інтенсивності витрати води протягом перших 15 секунд, далі протягом 165 секунд постійна подача охолоджувача з максимальною витратою.

Колеса Ø 915 мм марки «С». На початку прискореного охолодження (10 - 90 секунд) витрата води повинна знаходитися на рівні заданого і / або вище максимально допустимого ТК ТО рівня. При стабільній роботі всієї гартувальної системи на ТД КПЛ КПЦ це забезпечить необхідну прогартовуваність вуглецевої сталі для коліс марки «С» і, як наслідок, необхідну твердість (на глибині 39 мм від поверхні катання не менше 335 НВ) по перетину ободів коліс.

Колеса Ø 957 мм, сталь марки «Т». Для забезпечення показників якості коліс Ø 957 мм, виготовлених зі сталі марки «Т» відповідно до вимог ГОСТ 10791 - 2011, в процесі їх термічного зміцнення категорично забороняється збільшувати витрату води вище заданого ТК ТО рівня 80 - 95 м^3/год.

4. Встановлена принципова можливість отримання високого комплексу міцності і пластичних властивостей колісної сталі з формуванням однорідної мікроструктури без утворення мартенситу при термічній обробці в умовах ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ».

Від ІЧМ НАНУ	Від «ІНТЕРПАЙП НТЗ»
Директор Інституту, д.т.н., с.н.с.	Начальник Управління КБТ
_____ О. І. Бабаченко	_____ О. В. Рослик
Відповідальний виконавець,	Начальник КПЦ
Ст. наук. співробітник ВКС ІЧМ, к.т.н.	
_____ Г. А. Кононенко	_____ В. А. Новохатній

УТВЕРЖДАЮ:
Директор по качеству и технологии
ПАО "ИНТЕРПАЙП НТЗ"
_____ Богдан Д.А.
"28" ____04_____ 2017 г.

АКТ ВНЕДРЕНИЯ

научно-исследовательской работы «Проведение сравнительных исследований износостойкости и на отслоение под нагрузкой металла колес класса С и D изготовленных по М107 / М208»
(договор **№550160526/КС 0423.16** от 01.04.2016 г.)

Мы, нижеподписавшиеся, представители Института черной металлургии им. З.И. Некрасова НАН Украины – директор ИЧМ НАНУ Бабаченко А.И., старший научный сотрудник ИЧМ НАНУ Кононенко А.А. и представители ПАО "ИНТЕРПАЙП НТЗ" - начальник Управления КБТ – Рослик А.В., начальник КПЦ – Новохатний В.А, составили настоящий акт о том, что за период с 01.04.2016 г. по 31.05.2016 г. были выполнены сравнительные исследования износостойкости и на отслоение под нагрузкой металла колес класса С и D изготовленных по М107 / М208.

ИЧМ предложен опытный химический состав стали для производства железнодорожных колес класса D по стандарту AAR M-107/M-208 в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ».

C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V
0,67-0,70	0,45-0,55	0,65-0,75	0,75-0,80	≤ 0,10	0,20-0,25	0,08-0,12

Разработаны параметры термического упрочнения железнодорожных колес класса D в условиях колесопрокатного цеха ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ», которые обеспечат выполнение требований стандарта AAR M-107/M-208 по структурному состоянию и механическим свойствам. В условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» изготовлена опытная партия железнодорожных колес класса D. В марочник сталей МС ДС 02-2016 внесена позиция № 365 с разработанным химическим составом.

В ходе выполнения работы:

1. Проведены сравнительные исследования на износостойкость образцов, изготовленных из колес класса С и D по методике, согласованой с Association of American Railroads, которые показали, что образцы, изготовленные из колес №№ 29, 32 и 41 класса D имеют большую износостойкость (до 10%) по сравнению с образцами, изготовленными из колеса класса С.
2. Металлографический анализ показал, что микроструктура металла образцов, изготовленных из колес класса D, более диспергирована по сравнению с микроструктурой колес класса С. Размер зерна металла колеса класса С соответствует 6 номеру, а металла колес класса D – 10…11 номеру.
3. Полученные в результате выполнения работы данные по сравнительным исследованиям износостойкости и на отслоение под нагрузкой

металла колес класса C и D изготовленных по M107 / M208 были использованы для сертификации и освоения выпуска в условиях ПАО «ИНТЕРПАЙП НТЗ» нового вида продукции.

От ИЧМ НАНУ	От ПАО "ИНТЕРПАЙП НТЗ"
Директор ИЧМ НАНУ _____ А.И. Бабаченко	Начальник Управления КБТ _____ А.В. Рослик
Старший научный сотрудник ИЧМ _____ А.А. Кононенко	Начальник КПЦ _____ В.А. Новохатний