

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

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

ГЕЗЕНЦВЕЙ ЮХИМ ІСААКОВИЧ

УДК 669.017.16:620.18

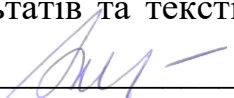
ДИСЕРТАЦІЯ
**ТЕХНОЛОГІЧНІСТЬ ЗАСТОСУВАННЯ ДРІБНОЗЕРНИСТИХ
ТЕРМОЗМІЦНЕНИХ СТАЛЕЙ В КОНСТРУКЦІЯХ КОЖУХІВ
ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ**

Спеціальність 132– матеріалознавство

Галузь знань 13 – механічна інженерія

Подається на здобуття наукового ступеня: доктора філософії

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

 Ю. І. Гезенцвей

Науковий керівник:

заслужений діяч науки та техніки України, Лауреат державної премії України,
доктор технічних наук, професор Большаков Володимир Іванович

Дніпро – 2021

АНОТАЦІЯ

Гезенцевей Ю. І. Технологічність застосування дрібнозернистих термозміцнених сталей в конструкціях кожухів доменних печей. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора філософії за спеціальністю 132 «Матеріалознавство» (13 – Механічна інженерія). Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» Міністерства освіти і науки України, Дніпро, 2021.

Дисертація присвячена вирішенню прикладної задачі видовження циклу безаварійної роботи кожухів доменних печей за рахунок застосування високоміцного товстолистого прокату вітчизняного виробництва. Задачу вирішено шляхом створення температурно-деформаційних режимів прокатки товстого листа із сталі 10Г2ФБЮ, для формування в полігональної структури аустеніту гетерогенного зародження фериту, що забезпечує формування високодисперсної ферито-перлітної структури, яка при експлуатації в умовах підвищених температур зберігає високий рівень міцності, пластичності та жароміцності товстого листа.

Актуальність роботи обумовлена аналізом доцільності застосування сталей високої міцності в конструктивних елементах кожуха доменної печі. У загальній вартості виготовленої та змонтованої будівельної сталевих конструкції вартість металопрокату становить 60...70%, тому застосування технологічних і високоміцних видів прокату та марок сталей зумовлює зниження собівартості конструкцій. Розширення діапазону сталей, що дозволяють підвищувати технологічність сталевих конструкцій стосовно не лише мінімізації ваги, а й оптимізації критеріїв корозійної стійкості та вогнестійкості з ефективним використанням їх у несучих металевих конструкціях різних будівель та споруд є одним із пріоритетних завдань матеріалознавства.

Необхідно відмітити, що стали, використовувані нині в якості матеріалів для конструкцій комплексів доменних печей, не повною мірою відповідають вимогам, що пред'являються споруд такого призначення. Товстолистовий

металопрокат, вироблюваний вітчизняними металургійними комбінатами, має великий розкид міцностних і пластичних властивостей упродовж, уперек і по товщині листа. Значення міцностних характеристик уздовж напрямку прокатки в порівнянні з Z – напрямком можуть відрізнятися в 1,5...2 рази. Анізотропія міцностних і пластичних характеристик є наслідком наявності в структурі металопрокату ферито-перлітної смугастості. Зазначена структурна неоднорідність, в комплексі з формуванням зони осьової ліквідації, підвищує загрозу руйнування конструкції, яка працює під значним температурним впливом, що відбуваються в кожухах доменних печей.

Саме тому, дослідження, спрямовані на удосконалення структурного стану високоміцних мікролегованих сталей шляхом створення температурно-деформаційних режимів прокатки товстого листа для подальшої експлуатації при локальному впливі підвищених є актуальною задачею як з науковою так і з економічної точок зору.

Метою роботи є удосконалення структурного стану високоміцних мікролегованих сталей підвищеної міцності для видовження циклу безаварійної роботи кожухів доменних печей.

Об'єктом досліджень є процеси формування структурного стану та комплексу властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей при експлуатації за умови підвищених температур.

Предметом досліджень є взаємозв'язок між морфологією структурного стану, який формується за умови дії підвищених температур експлуатації, і відповідного комплексу властивостей.

У роботі використано сучасні методи дослідження структури, тонкої структури та комплексу властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей, а саме: світлову мікроскопію (оптичний мікроскоп Neophot 20); растрову електронну мікроскопію (скануючий електронний мікроскоп РЕМ-106И); дифракційну електронну мікроскопію (трансмісійний електронний мікроскоп ПЕМ-125К); загальні методи кількісного та напівкількісного металографічного аналізу. Для визначення комплексу механічних властивостей

застосовувались традиційні методи статичних та динамічних випробувань та методи випробувань механічних характеристик при підвищених температурах. Під час виконання досліджень проведено всебічну оцінку впливу температурно-деформаційних умов формування структурного стану після полігонізаційної контрольованої прокатки на можливість забезпечення видовження безаварійної роботи кожухів доменних печей.

Проведений інформаційно-аналітичний огляд показав, що у загальній вартості виготовленої та змонтованої будівельної сталеві конструкції вартість металопрокату становить 60...70%, тому застосування технологічних і високомісних видів прокату та марок сталей зумовлює зниження собівартості конструкцій. Розширення діапазону сталей, що дозволяють підвищувати технологічність сталевих конструкцій стосовно не лише мінімізації ваги, а й оптимізації критеріїв корозійної стійкості та вогнестійкості з ефективним використанням їх у несучих металевих конструкціях різних будівель та споруд є одним із пріоритетних завдань матеріалознавства.

У роботі виконано обґрунтування вибору матеріалу для конструктивних елементів кожуха доменної печі. За результатами порівняльного аналізу використання в несучих конструкціях каркаса двох різних сталей за класом міцності С245 і С460 показано, що ефективність застосування сталі марки С460 в конструкціях складає майже 34%. Таким чином, при проектуванні конструктивних елементів кожуха доменної печі може стати доцільним використання марок сталей із підвищеним рівнем властивостей.

Виходячи з цього в роботі досліджено структурний стан сталей, які найчастіше використовуються в якості матеріалу для конструктивних елементів кожухів доменних печей. Виконано порівняльний аналіз структурного стану по перетину листа з низьковуглецевих низьколегованих сталей після традиційної та полігонізаційної контрольованих прокаток.

Аналіз тонкої структури сталей після гарячої прокатки дозволив встановити, що для СтЗсп основними структурними складовими є поліедричний ферит і перліт. Спостерігаються феритні зерна з помірною

щільністю дислокацій. Перлітні області складаються з декількох колоній (розміром 3- 10 мкм) з різною орієнтацією цементитних пластин. Для сталі 09Г2С зерна фериту мають правильну поліедричну форму. Перліт дисперсний ($S_0=0,2$ мкм) завтовшки до 0,02 мкм; цементит має форму тонких пластин, крупні перлітні колонії разорієнтовані одна відносно іншої.

Особливістю структури сталі 10Г2ФБ (технологія виробництва – контрольована прокатка) є наявність перлітної смугастості. Для визначення розподілу перлітної смугастості було виконано комплекс. Аналіз результатів металографічних досліджень по перетину листа підтвердив наявність перлітної смугастості по усьому перетину товщини зразків. Товщина та щільність перлітної смугастості збільшується. Це можливо пояснити наявністю ближче до центру зразку зони осьової ліквіації. При цьому, розміри перлітних колоній майже не змінюються від поверхні зразку до його центру.

Сталь 10Г2ФБЮ після полігонізаційної контрольованої прокатки має ферито-перлітну структуру. При цьому, перлітна смугастість розбилася на окремі колонії. Феритна складова містить зерна поліедричного фериту, внутрішні об'єми також розбиті малокутовими границями на окремі субзерна не тільки в приповерхневих шарах а й в центральній частині листа. При цьому, розміри перлітних колоній збільшуються від поверхні зразка до його центру. Необхідно зауважити, що проміжок між роздробленими перлітними колоніями заповнюється більш м'якою фазою – феритом. Подрібнення перлітної смугасті відбувається шляхом збільшення кількості місць зародження феритної складової на стадії деформації аустеніту.

Результати дослідження розподілу легуючих елементів по перетину товстих листів, які вироблено за технологічною схемою контрольованої прокатки (сталь 10Г2ФБ) та полігонізаційної контрольованої прокатки (сталь 10Г2ФБЮ) показав що для сталі 10Г2ФБЮ спостерігається більш рівномірний розподіл легуючих елементів по перетину листа, порівняно з сталю 10Г2ФБ.

Для оцінки взаємозв'язку між морфологією структурного стану та комплексом властивостей, які формується під час дії підвищених температур в

роботі досліджено вплив температури на структурний стан та комплекс властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей.

Проведений комплекс досліджень показав, що механічні характеристики розглянутих марок сталей при підвищенні температури до $+800^{\circ}\text{C}$ різко знижуються. Наприклад, границя плинності для сталі марки 10Г2ФБЮ знизилася в 6,3 раз, а тимчасовий опір розриву – в сім разів. При цьому більш високе значення границі плинності було зафіксовано у сталі марки 10Г2ФБЮ (73 МПа); менше ніж це значення в 1,6 разу було у сталі марки 09Г2С (63 МПа). Мінімальна границя плинності була зафіксована у сталі марки Ст3сп (37 МПа). Таким чином, випробування зразків із низьковуглецевої високоміцної сталі 10Г2ФБЮ за температури $+800^{\circ}\text{C}$ підтвердили, що матеріал кожуха доменної печі, виготовлений із зазначеної марки сталі, буде більш вогнестійкий, аніж у разі його виготовлення з інших марок сталей (Ст3сп та 09Г2С).

Сумісний аналіз результатів металографічних досліджень впливу підвищення температури на морфологію структурного стану низьковуглецевих низьколегованих сталей показав, що для сталей Ст3сп і 09Г2С при збільшенні температури від 20°C до 600°C відсоткове співвідношення структурних складових не змінюється як і їх геометричний розмір. При збільшенні температури до 800°C геометричний розмір перлітних колоній зменшується, що свідчить про протікання процесів розпаду перліту. Для сталі 10Г2ФБЮ спостерігається аналогічний взаємозв'язок між температурою випробувань та параметрами структурного стану.

Проведений комплекс досліджень впливу температури випробувань на параметри структурного стану та комплекс властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей показав, що умовно температури за яких можуть експлуатуватися низьковуглецеві низьколеговані сталі розподіляються на два рівня: температура, нижче якої не спостерігаються значні зміни у структурному стані; температура, за якої в структурному стані відбуваються значні зміни, які призводять до зниження несучої здатності конструкцій. Наявність двох температур пов'язано як з розвитком дифузійних процесів так і з спроможністю

структури чинити опір впливу температурних напружень (так звана структурна стійкість).

Структурна стійкість сталі при підвищенні температури обумовлена процесами, які наближують систему до положення термодинамічної рівноваги порівняно зі станом системи при низьких температурах (структурний стан при кімнатній температурі), а саме: процеси рекристалізації, коагуляції карбонітрідної фази. Як наслідок, саме зазначені процеси відіграють найважливішу роль при визначенні спроможності застосування матеріалів при підвищених температурах.

Показано доцільність використання низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБЮ, виробленою за технологічною схемою полігонізаційної контрольованої прокатки при реконструкції кожуха доменної печі та системи аспірації ливарного двору.

Аналіз перевірки можливості використання сталі 10Г2ФБЮ після полігонізаційної контрольованої прокатки у конструкціях кожуха доменної печі шляхом імітаційного моделювання температурного впливу показав, що термічна обробка призвела до формування структурного стану який характеризується появою окремих дисперсних колоній перліту. Феритна фаза як в приповерхневих шарах так і всередині поперечного перерізу характеризується певною різнозерністістю, яка є наслідком процесів рекристалізації. Окрім фериту та перліту в структурі металопрокату після імітаційної термічної обробки з'являються окремі області з бейнітною структурою. Таким чином зазначену марку сталі було використано під час реконструкції кожуха доменної печі (підтверджено актом впровадження).

Аналіз можливості використання високоміцних сталей типу 10Г2ФБЮ в конструкціях сталевих бункерів для металургійної промисловості в умовах дії високих технологічних навантажень та низьких температур показали, що при порівнянні варіанта бункера зі сталі класу С255 і сталі 10Г2ФБЮ економія у вазі матеріалу конструкції становила: обшивка – 38,9 %; ребра жорсткості – 36 %; бункерні балки – 37,8 %. Загальна економія металопрокату на одній

бункерній ємності становила понад 4 т. Для бункерного відділення сумарна теоретична економія металопрокату перевищує 16 т, що в цінах 2019 р. становить близько 0,5 млн. грн.

Ключові слова: полігонізаційна контрольована прокатка; кожух доменної печі; структурний стан низьковуглецевих низьколегованих сталей; механічні характеристики при підвищених температурах.

SUMMARY

Gezenzvey Yu. I. Technological effectiveness of the use of fine-grained heat-resistant steels in the constructions of blast furnace casings. – Qualifying scientific work. A manuscript.

Thesis for a PhD Degree in speciality 05.02.01 – «Material Science» (13 – Mechanical engineering). State Higher Educational Institution «Prydniprovsk State Academia of Civil Engineering and Architecture» Ministry of education and science of Ukraine, Dnipro, 2021.

The work deals with solving the applied problem of lengthening the cycle of trouble-proof work of blast furnace casings at the expense of domestic high-strength rolling usage. The task was solved by creating temperature-deformative regimes of plate rolling from steel 10Г2ФБЮ to form in polygonal austenite structure heterogeneous nucleation of ferrite. It leads to the formation of highly dispersed ferrite-perlite structure that keeps a high level of power, plasticity and heat-resistance of plate, while being exploited under the conditions of elevated temperatures.

The urgency of the work is conditioned by the analysis of expediency of application of high-strength steels in the construction elements of blast furnace casings. In general cost of produced and mounted building steel construction, the cost of metal rolling is 60...70%, thus the application of technological and high-strength types of rolled metal and steel types causes the reduction of the construction prime cost. The expansion of steel range that enables to increase technological effectiveness of steel constructions as for not only weight minimization but also optimization of the criteria of corrosion resistance and fire resistance with their effective usage in

bearing metal structures of different buildings and structures is one of the primary tasks of material science.

It should be stressed that steels used nowadays as materials for the constructions of blast furnace complexes do not fully meet the requirements to the constructions of such purpose. Plate metal-roll produced by domestic metallurgical factors has a great variety of power and plastic peculiarities along, across and at the thickness of the sheet. The value of power characteristics along the rolling direction in comparison to Z-direction can differ in 1,5...2 times. Anisotropy of power and plastic characteristics is the result of ferrite-perlite stripes presence in the metal-roll structure. This structure heterogeneity together with the formation of axial liquation zone increases the risk of the destruction of the construction that works under a significant temperature influence, which occurs in blast furnace casings.

That is why the researches aimed at improving the structural state of high-strength micro-alloyed steels by means of creating temperature-deformative regimes of plate rolling for further exploiting under the local influence of elevated ones is a burning issue both from the scientific and economic sides.

The aim of the work is to improve the structural state of high-strength micro-alloyed steels of elevated power to lengthen the cycle of trouble-proof work of blast furnace casings.

The object of the research is the formation processes of structural state and the complex of properties of low-carbon low-alloy steels at exploiting under elevated temperatures.

The subject of the research is the interconnection between the morphology of structural state that is formed under the condition of elevated temperatures of exploitation as well as a certain complex of properties.

The work applies modern methods of structure research, thin structure and a complex of properties of low-carbon low-alloy steels, in particular: light microscopy (optical microscope Neophot 20); scanning electron microscopy (scanning electron microscope PEM-106H); diffraction electron microscopy (transmission electron microscope IIEM-125K); general methods of quantitative and semi-quantitative

metallographic analysis. To define the complex of mechanic properties, traditional methods of static and dynamic testing as well as the methods of testing the mechanic characteristics under elevated temperatures were applied. While doing the research, all-round evaluation of the influence of temperature-deformative conditions of structural state formation after landfill controlled rolling on the possibility of lengthening trouble-proof work of blast furnace casings was conducted.

The information-analytical review showed that in general cost of produced and mounted building steel construction the cost of metal-roll is 60...70%, hence the application of technological and high-strength types of metal-roll and steel types causes the reduction of the prime cost of the constructions. The expansion of steel ranges that enable to increase technological effectiveness of steel constructions as for not only weight minimization but also the optimization of the criteria of corrosion resistance and fire resistance with their effective usage in bearing metal structures of different buildings and structures is one of the primary tasks of material science.

The work presents the grounds for the choice of the material for constructional elements of blast furnace casings. According to the results of comparative analysis of the usage of two different steels of power class C245 and C460 in bearing structures of the frame, it is shown that the effectiveness of C460 steel application in the constructions is almost 34%. Thus, while designing constructive elements of blast furnace casings, it can become efficient to use steel types with elevated level of properties.

Based on this, the work researched the structural state of steels that are most often used as a material for constructive elements of blast furnace casings. The comparative analysis of structural state on the cross section of the sheet of low-carbon low-alloy steels after the traditional and landfill controlled rolling was carried out.

The analysis of the thin steel structure after hot rolling enabled to find out that for Cт3сп the main structural components are polyhedral ferrite and perlite. Ferrite grains with moderate density of dislocations are observed. Perlite areas consist of several colonies (3-10 mkм in size) with different orientation of cementite plates. For

steel 09Г2С, ferrite grains have the right polyhedral shape. Pearlite dispersed ($S_0=0,2$ mkm) thickness to 0,02 mkm; cementite has a shape of thin plates, large perlite colonies disoriented one towards another.

The peculiarity of the steel 10Г2ФБ structure (production technology – controlled rolling) is the presence of perlite stripes. To define the distribution of perlite stripes, a complex was conducted.

The analysis of the results of metallographic researches on the intersection of the sheet proved the presence of perlite stripes along all the intersection of the sheet thickness of the samples. Thickness and density of perlite stripes increases. It can be explained by the presence of the zone of axial liquation close to the center of the sample. Herewith, the sizes of perlite colonies almost do not change from the surface of the sample to its center.

Steel 10Г2ФБИ after landfill controlled rolling has a ferrite-perlite structure. Herewith, perlite stripes break into separate colonies. A ferrite component has polyhedral ferrite grains, inner volumes are also separated by low-angle boundaries into sub-grains not only in near-surface layers but also in the central part of the sheet. In fact, the sizes of perlite colonies increase from the surface of the sample to its center. It should be stressed that the gap between the fragmented perlite colonies is filled with a milder phase – ferrite. Grinding of perlite stripes is done by the way of increasing the number of places of ferrite component origin at the stage of austenite deformation.

The results of the research of alloying elements distribution at the intersection of thick sheets that are produced according to the technological scheme of controlled rolling (steel 10Г2ФБ) and landfill controlled rolling (steel 10Г2ФБИ) showed that for steel 10Г2ФБИ there is a more uniform distribution of alloying elements across the cross section of the sheet in comparison to steel 10Г2ФБ.

To estimate the interconnection between the morphology of the structural state and the property complex formed under elevated temperatures, the work investigates the influence of temperature on a structural state and a property complex of low-carbon low-alloy steels.

The complex of the researches carried out showed that mechanic characteristics of the presented steel types under the temperature elevation to $+800^{\circ}\text{C}$ dramatically decrease. For instance, the yield strength boundary for steel 10Г2ФБЮ decreased in 6,3 times, and temporary rupture resistance – in 7 times. Herewith, a higher value of the yield strength was observed for steel 10Г2ФБЮ (73 МПа); less than this value in 1,6 times for steel 09Г2С (63 МПа). A minimal boundary of yield was observed for steel СТ3СП (37 МПа). Thus, testing of low-carbon high-strength steel samples 10Г2ФБЮ under the temperature $+800^{\circ}\text{C}$ proved that the material of blast furnace casing produced from this steel type will be more fireproof than from other steel types (СТ3СП and 09Г2С).

A joint analysis of the results of metallographic researches of the influence of temperature elevation on the morphology of the structural state of low-carbon low-alloy steels showed that for steels СТ3СП and 09Г2С under temperature elevation from 20°C to 600°C , the percentage of structural components does not change as well as their geometric size. Under temperature elevation to 800°C , the geometric size of perlite colonies decreases, which proves the processes of perlite decay. For steel 10Г2ФБЮ, a similar interconnection between the testing temperature and the parameters of structural state was observed.

The complex of the researches of testing temperature influence on the parameters of structural state and the property complex of low-carbon low-alloy steels showed that temperatures under which low-carbon low-alloy steels can be exploited are conditionally divided into two levels: temperature below which there are no significant changes in a structural state; temperature under which there are significant changes in a structural state happening that lead to the reduction of load-bearing capacity of structures. The presence of two temperatures is connected both with the development of diffusion processes and with the ability of the structure to resist the influence of temperature tension (so-called structural stability).

Structural stability of the steel under temperature elevation is conditioned by the processes that bring the system closer to the position of thermodynamic equilibrium in comparison to the state of the system under low temperatures

(structural state under room temperature), namely: the processes of recrystallization, coagulation of the carbon-nitride phase. As a result, exactly the processes mentioned become of great importance while defining the ability of using the materials under elevated temperatures.

The expediency of using low-carbon low-alloy steel 10Г2ФБЮ produced according to the technological scheme of landfill controlled rolling while reconstructing blast furnace casing and aspiration equipment of the foundry yard was proved.

The analysis of steel 10Г2ФБЮ usability checks after landfill controlled rolling in the constructions of blast furnace casing by means of imitating modelling of temperature influence showed that heat treatment led to the formation of structural state that is characterized by the appearance of separate disperse perlite colonies. The ferrite phase both in near-surface layers and inside the cross section is characterized by a certain variety of grains that is the consequence of recrystallization processes. Besides ferrite and perlite, the structure of metal-roll appears to have separate areas with bainite structure after imitating heat treatment. Hence, this steel type was used while reconstructing the blast furnace casing (proved by the act of implementation).

The analysis of the possibility of using high-strength steels 10Г2ФБЮ in the constructions of steel bunkers for the metallurgical industry under high technological loads and low temperatures showed that if to compare a bunker from steel C255 with that from 10Г2ФБЮ, material weight saving was: casing – 38,9%; stiffeners – 36%; bunker beams – 37,8%. Overall saving of metal-roll for a single bunker capacity was more than 4 t. For the bunker compartment, total theoretical saving of metal-roll exceeds 16 t, which in the prices of 2019 makes about 0,5 million UAH.

Key words: landfill controlled rolling; blast furnace casings; structural state of low-carbon low-alloy steels; mechanic properties under elevated temperatures.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ

Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації

1. **Yukhym Hezentsvei**, Dmytro Bannikov. Effectivenesses evaluation of steel strength improvemet for pyramidal-prismatic bunkers. *EUREKA, Tallinn, Eesti*. 2020. Vol. 2 (27). P. 30-38.
2. **Гезенцвей Е. И.**, Олевский В. И., Олевский А. В. Современные методы расчета зданий и сооружений металлургического и горно-обогатительного производства с интенсивными источниками тепла. Киев: ГВУЗ «УГХТУ». 2020. 131 с.
3. **Hezentsvei Y. I.**, Bannikov D. O. Use of Fine-Grained Heat-Strengthened Steels to Increase the Operation Qualities of Bunker Capacities from Thin-Walled Galvanized Profiles. *Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту*. 2021. № 1 (91). С. 84-93.
4. **Гезенцвей Е. И.**, Олевский В. И., Иосилевич Е. С., Олевский А. В. Современные методы расчета стальных конструкций комплексов доменных печей большого объема. Киев: Сталь 2021. 314 с.
5. **Гезенцвей Ю. І.**, Большаков В. І. Формування полігонізованої структури в товстолистовому прокаті для забезпечення механічних властивостей у трьох напрямках. *Український журнал будівництва та архітектури*. 2021. № 3 (003). С. 55-61.
6. **Гезенцвей Ю. І.**, Большаков В. І. Дослідження впливу підвищення температури на структурний стан низьковуглецевих низьколегованих сталей. *Український журнал будівництва та архітектури*. 2021. № 2 (002). С. 36-42.
7. **Гезенцвей Е. И.** Повышение технологичности строительных металлоконструкций. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2015. № 1. С. 32-38.
8. **Гезенцвей Е. И.** Технологичность применения мелкозернистых термоупрочненных сталей в конструкциях кожухов доменных печей. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2016. № 3. С. 43-47.

9. **Гезенцев Е. И.,** Король В. Н., Иоселевич Е. С. Особенности выбора материала для металлоконструкций кожухов доменных печей. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2017. № 4. С. 35-40.
10. **Гезенцев Е. И.,** Иоселевич Е. С. Технологичные технические решения при проектировании капитального ремонта строительных металлических конструкций здания доменной печи. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2018. № 4. С. 39-43.
11. **Гезенцев Е. И.,** Иоселевич Е. С., Переверзев В. И. Проектирование и строительство аспирационной установки литейного двора и бункерной эстакады доменной печи № 3 на ЧАО МК «Азовсталь». *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2019. № 3. С. 41-45.
12. **Гезенцев Ю. І.,** Банников Д. О. Проектування пірамідально-призматичних бункерів зі сталей підвищеної міцності. *Матеріали 80-ї міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту»*. Дніпро, 2020. С. 158-160.
13. **Гезенцев Е. И.,** Олевский В. И., Олевский А. В. Сравнительный анализ прочности кожуха доменной печи модеонизированной конструкции из стали 10Г2ФБ и традиционной из стали 09Г2С. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 2. С. 36-41.
14. **Гезенцев Е. И.,** Олевский В. И., Олевский А. В. Анализ абразивного износа футеровки бункера рудных весов. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2021. № 1. С. 38-44.

Роботи апробаційного характеру:

15. **Гезенцев Е. И.** Обеспечение безопасной эксплуатации наружных лестниц большой высоты в промышленных зданиях. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2015. № 3. С. 44-46.
16. **Гезенцев Е. И.** Анализ технологичности проектных решений при износе и повреждении кожуха домменной печи. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2017. № 1. С. 45-47.

17. **Гезенцев Ю. И., Банников Д. О.** Повышение живучести стальных промышленных сооружений за счет применения мелкозернистых термоупрочненных сталей. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 2. С. 42-45.
18. **Гезенцев Ю. И.** Внутрішні критерії оцінки якості конструктивних рішень при проєктуванні сталевих будівельних конструкцій. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 4. С. 40-42.
19. **Гезенцев Е. И.** Технологичные способы регулирования напряжений в металлических конструкциях зданий и сооружений. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 3. С. 38-40.
20. **Гезенцев Е. И.** Зональная антикоррозионная защита металлических и железобетонных конструкций. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 1. С. 31-32.

ЗМІСТ:

ВСТУП.....	21
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ КОНСТРУКЦІЙ КОЖУХА ДОМЕННОЇ ПЕЧІ.....	27
1.1. ПРОЄКТУВАННЯ КОНСТРУКЦІЇ КОЖУХА ДОМЕННОЇ ПЕЧІ З УРАХУВАННЯМ ОСОБЛИВОСТЕЙ ТЕХНОЛОГІЧНОГО ПРОЦЕСУ.....	27
1.2. АНАЛІЗ ДОЦІЛЬНОСТІ ЗАСТОСУВАННЯ СТАЛЕЙ ВИСОКОЇ МІЦНОСТІ В КОНСТРУКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТАХ КОЖУХА ДОМЕННОЇ ПЕЧІ	29
1.3. АНАЛІЗ ПРИЧИН УТВОРЕННЯ ДЕФЕКТІВ У КОНСТРУКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТАХ КОЖУХА ДОМЕННОЇ ПЕЧІ	31
1.4. ВИМОГИ, ЩО ВИСУВАЮТЬСЯ ДО МАРОК СТАЛІ ЯКІ МОЖУТЬ ЗАСТОСОВУВАТИСЯ ДЛЯ РЕКОНСТРУКЦІЇ КОЖУХА ДОМЕННОЇ ПЕЧІ	33
1.5. ТЕХНОЛОГІЯ ВИРОБНИЦТВА НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ СТАЛЕЙ	35
1.6. МОРФОЛОГІЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ	38
1.7. ІСНУЮЧІ МЕХАНІЗМИ КОРЕГУВАННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ДЛЯ ПІДВИЩЕННЯ КОМПЛЕКСУ ВЛАСТИВОСТЕЙ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ.....	42
1.8. ТЕХНОЛОГІЧНІ СХЕМИ ВИРОБНИЦТВА, ЯКІ ЗАБЕЗПЕЧУЮТЬ ОТРИМАННЯ ТОВСТОЛИСТОВОГО МЕТАЛОПРОКАТУ З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ З ПІДВИЩЕНИМ РІВНЕМ ВЛАСТИВОСТЕЙ.....	44
1.9. КОНТРОЛЬОВАНА ПРОКАТКА НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ТА ЇЇ РІЗНОВИДИ	46
1.10. ПОСТАНОВКА ЗАДАЧІ І ВИСНОВКИ ПО РОЗДІЛУ 1	53
1.11. СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ В РОЗДІЛІ 1	54

РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ.....	55
2.1. ОБҐРУНТУВАННЯ ВИБОРУ МАТЕРІАЛУ ДЛЯ ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ	55
2.2. АНАЛІЗ ТЕХНОЛОГІЧНИХ СХЕМ КОНТРОЛЬОВАНОЇ ПРОКАТКИ НА ВІТЧИЗНЯНИХ МЕТАЛУРГІЙНИХ КОМБІНАТАХ	58
2.3. МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ МІКРОСКОПІЧНИХ ДОСЛІДЖЕНЬ ТА ОБРОБКА ОТРИМАНИХ РЕЗУЛЬТАТІВ.....	61
2.4. МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕННЯ ТОНКОЇ СТРУКТУРИ	64
2.5. МЕТОДИКА ВИЗНАЧЕННЯ МІКРОТВЕРДОСТІ СТРУКТУРНИХ СКЛАДОВИХ.....	65
2.6. АНАЛІЗ ХІМІЧНОГО СКЛАДУ	66
2.7. МЕТОДИКА ВИЗНАЧЕННЯ МЕХАНІЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ПРИ РІЗНИХ УМОВАХ ВИПРОБУВАНЬ.....	67
2.8. Висновки	68
2.9. СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ В РОЗДІЛІ 2	69
РОЗДІЛ 3. ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ СТАЛЕЙ, ЯКІ НАЙЧАСТІШЕ ВИКОРИСТОВУЮТЬСЯ В ЯКОСТІ МАТЕРІАЛУ ДЛЯ КОНСТРУКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ КОЖУХІВ ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ.....	70
3.1. ОСНОВНІ ТЕХНОЛОГІЧНІ СХЕМИ ОТРИМАННЯ МЕТАЛОПРОКАТУ З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ.....	70
3.2. АНАЛІЗ СТРУКТУРНОГО СТАНУ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ ГАРЯЧОЇ ПРОКАТКИ	73
3.3. АНАЛІЗ СТРУКТУРНОГО СТАНУ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ КОНТРОЛЬОВАНОЇ ПРОКАТКИ	78
3.4. АНАЛІЗ СТРУКТУРНОГО СТАНУ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ ПОЛІГОНІЗАЦІЙНОЇ КОНТРОЛЬОВАНОЇ ПРОКАТКИ.....	85

3.5. ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ СТРУКТУРНОГО СТАНУ ПО ПЕРЕТИНУ ЛИСТА З НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ ТРАДИЦІЙНОЇ ТА ПОЛІГОНІЗАЦІЙНОЇ КОНТРОЛЬОВАНИХ ПРОКАТОК	92
3.6. Висновки	96
3.7. СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ В РОЗДІЛІ 3	97
РОЗДІЛ 4. ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ НА СТРУКТУРНИЙ СТАН ТА КОМПЛЕКС ВЛАСТИВОСТЕЙ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ	98
4.1. ПРОБЛЕМИ ВОГНЕСТІЙКОСТІ СТАЛЕВИХ КОНСТРУКЦІЙ.....	98
4.2. АНАЛІЗ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ НА КОМПЛЕКС ВЛАСТИВОСТЕЙ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ.....	99
4.3. АНАЛІЗ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ НА СТРУКТУРНИЙ СТАН НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ.....	102
4.4. АНАЛІЗ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ НА ТОНКУ СТРУКТУРУ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ.....	107
4.5. Висновки	112
4.6. СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ В РОЗДІЛІ 4	114
РОЗДІЛ 5. ПІДВИЩЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОСТІ КОНСТРУКЦІЙ КОМПЛЕКСУ ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ ШЛЯХОМ ЗАСТОСУВАННЯ ВИСОКОМІЩНИХ ДРІБНОЗЕРНИСТИХ СТАЛЕЙ ТИПУ 10Г2ФБЮ.....	115
5.1. ЗАГАЛЬНІ ПРИНЦИПИ ПРОЄКТУВАННЯ РАМНИХ ВУЗЛІВ.....	115
5.2. МЕТОД ОЦІНКИ РИЗИКІВ ПІД ЧАС ЕКСПЛУАТАЦІЇ КОЖУХА ДОМЕННОЇ ПЕЧІ	116
5.3. ВИКОРИСТАННЯ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВОЇ НИЗЬКОЛЕГОВАНОЇ СТАЛІ 10Г2ФБЮ ПРИ РЕКОНСТРУКЦІЇ КОЖУХА ДОМЕННОЇ ПЕЧІ	118
5.4. РЕКОНСТРУКЦІЯ ПІРАМІДАЛЬНО-ПРИЗМАТИЧНОГО БУНКЕРА	124
5.5. РЕКОНСТРУКЦІЯ СТІНОВОЇ ЗАГОРОДИ ВИРОБНИЧОЇ БУДІВЛІ З ВИКОРИСТАННЯМ САМОНЕСУЧИХ СТІНОВИХ КАСЕТ	130
5.6. Висновки	132

	20
5.7. СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ В РОЗДІЛІ 5	133
ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ	134
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	139
ДОДАТОК А. АКТИ ВПРОВАДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ.....	152
ДОДАТОК Б. СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА І ВІДОМОСТІ ПРО АПРОБАЦІЮ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ.....	155

ВСТУП

Сутність науково-прикладної задачі. Дисертація присвячена вирішенню прикладної задачі видовження циклу безаварійної роботи кожухів доменних печей за рахунок застосування високоміцного товстолистого прокату вітчизняного виробництва. Задачу вирішено шляхом створення температурно-деформаційних режимів прокатки товстого листа із сталі 10Г2ФБЮ, для формування в полігональній структури аустеніту гетерогенного зародження фериту, що забезпечує формування високодисперсної феррито-перлітної структури, яка при експлуатації в умовах підвищених температур зберігає високий рівень міцності, пластичності та жароміцності товстого листа.

Актуальність роботи. У загальній вартості виготовленої та змонтованої будівельної сталевोї конструкції вартість металопрокату становить 60...70%, тому застосування технологічних і високоміцних видів прокату та марок сталей зумовлює зниження собівартості конструкцій. Розширення діапазону сталей, що дозволяють підвищувати технологічність сталевих конструкцій стосовно не лише мінімізації ваги, а й оптимізації критеріїв корозійної стійкості та вогнестійкості з ефективним використанням їх у несучих металевих конструкціях різних будівель та споруд є одним із пріоритетних завдань матеріалознавства.

Необхідно відмітити, що сталі, використовувані нині в якості матеріалів для конструкцій комплексів доменних печей, не повною мірою відповідають вимогам, що пред'являються споруд такого призначення. Товстолистий металопрокат, вироблюваний вітчизняними металургійними комбінатами, має великий розкид міцностних і пластичних властивостей уздовж, упоперек і по товщині листа. Значення міцностних характеристик уздовж напрямку прокатки в порівнянні з Z - напрямком можуть відрізнятися в 1,5...2 рази. Анізотропія міцностних і пластичних характеристик є наслідком наявності в структурі металопрокату ферито-перлітної смугастості. Зазначена структурна неоднорідність, в комплексі з формуванням зони осьової ліквідації, підвищує

загрозу руйнування конструкції, яка працює під значним температурним впливом, що відбуваються в кожухах доменних печей.

Саме тому, дослідження, спрямовані на удосконалення структурного стану високоміцних мікролегованих сталей шляхом створення температурно-деформаційних режимів прокатки товстого листа для подальшої експлуатації при локальному впливі підвищених є актуальною задачею як з науковою, так і з економічної точок зору.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертаційна робота виконувалась на кафедрі матеріалознавства і обробки матеріалів ДВНЗ ПДАБА за планами науково-дослідних робіт та фундаментальних досліджень у рамках тем (де здобувач був виконавцем і відповідальним виконавцем): «Дослідження правил об'єднування показників надійності елементів силових систем стосовно стратегії обслуговування промислового обладнання за фактичним технічним станом» (державна реєстрація № 0119U100885).

Мета та задачі дослідження. Метою роботи є удосконалення структурного стану високоміцних мікролегованих сталей підвищеної міцності для видовження циклу безаварійної роботи кожухів доменних печей. Для досягнення поставленої мети в роботі поставлені наступні основні задачі:

1. Дослідити умови експлуатації матеріалів для конструкцій кожуха доменної печі.
2. Проаналізувати доцільність застосування сталей високої міцності та обґрунтувати вибір матеріалу для конструктивних елементів кожуха доменної печі.
3. Виконати порівняльний аналіз структурного стану високоміцних низьковуглецевих низьколегованих сталей після гарячої, контрольованої та поліганізаційної прокаток.
4. Дослідити вплив температури на структурний стан та комплекс властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей.
5. Проаналізувати можливість використання низьковуглецевої

низьколегованої сталі 10Г2ФБЮ, виробленою за технологічною схемою полігонізаційної контрольованої прокатки в якості матеріалу для конструктивних елементів споруд відповідального призначення комплексу доменних печей.

Об'єкт досліджень: процеси формування структурного стану та комплексу властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей при експлуатації за умови підвищених температур.

Предмет досліджень: взаємозв'язок між морфологією структурного стану, який формується за умови дії підвищених температур експлуатації, і відповідного комплексу властивостей.

Методи дослідження. У роботі використано сучасні методи дослідження структури, тонкої структури та комплексу властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей, а саме: світлову мікроскопію (оптичний мікроскоп Neophot 20); растрову електронну мікроскопію (скануючий електронний мікроскоп РЕМ-106И); дифракційну електронну мікроскопію (трансмісійний електронний мікроскоп ПЕМ-125К); загальні методи кількісного та напівкількісного металографічного аналізу. Для визначення комплексу механічних властивостей застосовувались традиційні методи статичних та динамічних випробувань та методи випробувань механічних характеристик при підвищених температурах.

Наукова новизна отриманих результатів.

1. Встановлено основні закономірності впливу температури експлуатації на комплекс властивостей листового прокату товщиною 40...50 мм з низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБЮ, виробленого за технологічною схемою полігонізаційної контрольованої прокатки – *зроблено вперше*. Дана концепція відрізняється сумісним аналізом морфологічної будови структурного стану та відповідним комплексом механічних властивостей.
2. Теоретично обґрунтовано та експериментально підтверджено доцільність використання низьковуглецевої високоміцної сталі 10Г2ФБЮ як матеріалу

для конструкцій кожухів доменних печей – *зроблено вперше*. Розроблена концепція відрізняється урахуванням змін морфології структурного стану при експлуатації конструкцій за температур $+600...800^{\circ}\text{C}$.

3. Експериментально обґрунтовані процеси формування структурного стану в металопрокаті товщиною 40...50мм з низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБЮ – *набуло подальшого розвитку*. Мікроструктура металопрокату товстого листа відрізняється відсутністю перлітної смугастості та більш рівномірним розподілом легуючих елементів по перетину товстого листа. Це дозволило ефективно застосувати даний металопрокат у якості матеріалу для кожухів доменних печей та збільшити цикл їхньої безаварійної експлуатації у 3 рази.

Практичне значення отриманих результатів.

1. Здійснено експериментальні випробування масових марок сталей на вогнестійкість конструкцій металургійного устаткування при великих температурних навантаженнях.
2. Вперше в Україні рекомендовано і застосовано при проєктуванні, виготовленні і монтажі металоконструкцій кожуха доменної печі № 3 на меткомбінаті «Запоріжсталь» низьковуглецеву низьколеговану сталь 10Г2ФБЮ, яку вироблено за технологічною схемою полігонізаційної контрольованої прокатки. Дана марка сталі раніше ніколи не застосовувалася в цивільному і промисловому будівництві (застосовувалася тільки в трубах великого діаметру при будівництві нафтогазопроводів).
3. Доведено економічну доцільність застосування сталей підвищеної вогнестійкості в якості матеріалу для конструкцій сталевих бункерів металургійної промисловості в умовах дії високих технологічних навантажень та низьких температур. Показано, що застосування сталі 10Г2ФБЮ (технологія виробництва – полігонізаційна контрольована прокатка) призведе до економії у вазі матеріалу конструкції становила: обшивка – 38,9 %; ребра жорсткості – 36 %; бункерні балки – 37,8 %.

4. Високоміцні низьковуглецеві низьколеговані марки сталей закладені в проект реконструкції об'єктів доменних печей і застосовані в конструкціях з підвищеними вимогами до їх вогнестійкості.
5. Результати, отримані в роботі було впроваджено в навчальний процес кафедри матеріалознавства та обробки матеріалів Державного вищого навчального закладу «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури».

Достовірність результатів роботи. Ступінь достовірності та обґрунтованості наукових положень, висновків і рекомендацій, які сформульовані у дисертації, забезпечені використанням сучасних методів досліджень, обчислювальною технікою і програмним забезпеченням, акредитованим випробувальним устаткуванням, статистично значимою кількістю лабораторних та промислових зразків, відповідністю аналітичних та експериментальних досліджень, впровадженням промислових технологій виробництва, обґрунтуванням результатів, які не суперечать загальноприйнятим науковим положенням та отриманим практичним досягненням.

Особистий внесок здобувача. В роботах, виконаних у співавторстві, здобувачу належить наступне: планування досліджень [3, 5, 9, 13, 16]; проведення досліджень структурних складових, аналіз і узагальнення експериментальних результатів та формування висновків [6, 7, 19]; аналіз та узагальнення літературних даних [4, 8, 11, 15, 18, 20]; інтерпретація отриманих результатів [1, 2, 10, 12, 14, 17].

Апробація результатів дисертації. Основні положення і результати роботи доповідалися й обговорювалися на наступних конференціях і семінарах: міжнародній науково-практичній конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту» (Дніпро, Україна, 2020); міжрегіональному науково-практичному семінарі «Проблеми сучасного матеріалознавства» (Дніпро, Україна, 2016, 2018, 2021).

Публікації. Результати дисертаційної роботи опубліковані в 20 наукових

працях, з яких: 1 стаття у виданнях, що індексуються в міжнародних наукометричних базах даних; 2 монографії; 11 статей у фахових виданнях, 4 роботи апробаційного характеру.

Структура та обсяг роботи. Дисертаційна робота складається із вступу, 5 розділів, висновків, списку використаних літературних джерел з 138 найменувань, додатків. Дисертація викладена на 156 сторінках машинописного тексту, обсяг основного тексту дисертації складає 122 сторінок та містить 34 рисунків, 23 таблиці.

Автор висловлює щиру подяку за проведення спільних досліджень і допомогу докт. техн. наук, с.н.с. Носенко О. П., докт. техн. наук, проф. Лаухіну Д. В.

РОЗДІЛ 1.

АНАЛІЗ УМОВ ЕКСПЛУАТАЦІЇ МАТЕРІАЛІВ ДЛЯ КОНСТРУКЦІЙ КОЖУХА ДОМЕННОЇ ПЕЧІ

1.1. Проектування конструкції кожуха доменної печі з урахуванням особливостей технологічного процесу

Основним елементом доменної печі є сталевий кожух, що являє собою низку співвісних сполучених циліндричних та конічних оболонок різної товщини, ослаблених великою кількістю отворів різного розміру та конфігурації, призначених для кріплення обладнання. Особливістю конструкції кожуха печі є поєднання ним функцій складної інженерної будівельної споруди та технологічного агрегату [1]. При цьому, кожух працює під впливом термомеханічного навантаження та циклічного тиску газового середовища [2]. З іншого боку, реальний доменний процес, попри його дійсну неперервність, має вельми нестабільний характер, що призводить у процесі експлуатації печі до нестационарного характеру розподілу основних навантажень як за величиною, так і за зоною їх максимального впливу [3]. Неперіодичності завантаження печі і випуску рідких продуктів плавки, у свою чергу, значною мірою впливає на газодинамічні та теплові процеси, що відбуваються всередині печі, і, як наслідок, також на рівень навантажень та їх розподіл [4].

За час кампанії печі, тобто за термін, що обчислюється від її задування до капітального ремонту I розряду (становить як правило, 10...15 років) відбувається істотне руйнування вогнестійкого мурування, що спричинює перегрів (за даними робіт [5, 6] розігрів окремих зон кожуха сягає 300...600°C) та пов'язане з цим зниження основних експлуатаційних характеристик матеріалу. На підставі даних робіт [5, 6] було проведено теоретичне дослідження взаємозв'язку між концентраціями напруження та відповідними зонами кожуха доменної печі, які знаходяться під температурним впливом (дивись таблицю 1.1). Аналіз даних, наведених в таблиці 1.1 показує, що термічний вплив може призвести до зношення та пошкодження несучих

конструкцій споруди і, як наслідок, до втрати міцності та жорсткості конструктивних елементів.

Таблиця 1.1 – Результати розрахунково-теоретичних досліджень деяких зон кожухів доменних печей

Чинник	Коефіцієнт концентрації напружень	
	Кільцевих	Меридіональних
Ослаблення фурменими отворами	2,82	1,26
Ослаблення в зоні чавунної льотки	2,13	0,87
Зона кріплення плитового вертикального холодильника при виході його з ладу та нагріві до:		
	4,47	7,95
	5,96	10,6
	7,45	13,25

Крім того, при тривалих та циклічних температурних впливах у зварних з'єднаннях кожуха розвиваються процеси окрихчування металу, які за наявності двовісного та тривісного напружених станів підвищують ризик крихкого руйнування [7]. Однією з причин зниження характеристик опору крихкому тріщиноутворенню є розвиток у металі теплової крихкості внаслідок експлуатації споруд при температурах понад 300°C [8].

Таким чином, складність та багатофакторність ведення технологічного процесу не завжди дозволяє забезпечити стабільність експлуатації кожуха доменної печі лише шляхом розрахунку експлуатаційних навантажень [9]. Чинні на сьогодні норми проєктування не передбачають захисту у вигляді відповідних коефіцієнтів запасу надійності та захисту від чинників ризику,

пов'язаних із комбінованими аварійними впливами [10]. З огляду на це проектування кожуха доменної печі безпосередньо пов'язане з розумінням технології доменного виробництва, призначення й роботи обладнання, а також взаємного впливу всіх будівельних і технологічних чинників, що визначають характер і величину навантажень на конструктивні вузли споруди.

1.2. Аналіз доцільності застосування сталей високої міцності в конструктивних елементах кожуха доменної печі

Критерії визначення доцільності застосування сталей високої міцності задля мінімізації ваги визначаються видом силового впливу (розтягнення, стиск, позацентровий стиск, згин) та співвідношенням у конструкції несучих і допоміжних (конструктивних) деталей [11, 12].

Якість конструктивних рішень при проектуванні сталевих будівельних конструкцій може оцінюватися за величиною коефіцієнта зміни вартості будівництва, пов'язаного [13]:

- із застосуванням (впровадженням) у проєкті заходів, пов'язаних із внутрішніми критеріями оцінки;
- забезпеченням економії металопродукату і трудовитрат, пов'язаних із виготовленням і монтажем металоконструкцій порівняно з загальноприйнятими (базовими) рішеннями.

Внутрішні критерії оцінки визначаються як відношення витрат, що формуються за рахунок використання конструктивних рішень, які знижують вартість як окремих елементів споруд, так і споруд загалом, до обсягів витрат у разі застосування традиційних технічних рішень [14].

Згідно рекомендаціям, які було розроблено в роботі [15], оптимальна конструктивна схема повинна відповідати трьом базисам:

- проєктувальний – економія матеріалів, які використовуються в конструкціях;
- виробничий – економія трудовитрат;
- організаційний – мінімальні терміни виконання робіт.

Досягнення першого базису можливо за рахунок застосування високоміцних мікролегованих сталей класу С440 та вище (згідно [16]), які поєднують у собі високу міцність, ударну в'язкість і якісну зварюваність. Другий базис забезпечується оптимізованою конструктивною формою споруди (чи її елементів). Реалізація третього базису може бути досягнута шляхом регулювання проблеми підвищення фізичної та моральної довговічності будівельних конструкцій та споруд [17].

З точки зору аналізу матеріалознавчих проблем, саме перший базис має найбільший інтерес. Так, наприклад в роботах [18, 19] було показано, що середня економія ваги металу при застосуванні сталей класу С440 замість сталей класу міцності С390 становить: у фермах 10...12 %; у балках 12...15%; у легких колонах 8...10%; у важких колонах 18...20%.

Як показує аналіз літературних джерел (дивись, наприклад [20-22]), до переваг класу С440 можливо віднести підвищені міцнісні характеристики при дії зусиль, спрямованих перпендикулярно до поверхні. У поєднанні з добре розробленою технологією зварювальних робіт (дивись, наприклад [23, 24]) ця властивість сталей даного класу дозволяє використовувати їх при проектуванні та виробництві жорстких вузлів та гарантувати високу надійність з'єднань [25].

З іншого боку, істотним чинником, що впливає на несучу здатність конструктивних елементів є пожежа [26]. Під дією вогню відбувається нерегулярне підвищення температури доквілля, як наслідок балки, колони, ферми та інші елементи металоконструкцій втрачають несучу здатність та набувають незворотних деформацій [27]. Як результат - руйнування як окремих частин, так і повністю споруд.

Для будівель та споруд, що входять до складу металургійних підприємств, збереження несучої здатності їхніх конструкцій і, як наслідок, підвищення рівня безпеки персоналу є пріоритетним завданням [28]. При цьому розробка та застосування відповідних вимог в умовах металургійних підприємств стикається з проблемою поєднання протипожежних правил, вимог щодо забезпечення нормованої межі вогнестійкості та вимогами

антикорозійного захисту металоконструкцій, що працюють у агресивному довкіллі. У більшості випадків, нормальна робота будівельних конструкцій споруд металургійного комплексу (кожухи доменних печей, повітронагрівачі, газгольдери) повинна бути забезпечена з урахуванням можливого термоциклічного впливу: нагрів до температур 600°C та наступного прискореного охолодження до температур навколишнього середовища [29-31].

На теперішній час немає прийнятих на законодавчому рівні нормативних документів стосовно вогнезахисту будівельних споруд металургійних комплексів. Втрата окремими будівельними конструкціями своїх експлуатаційних властивостей може призводити до появи та розвитку так званого ефекту доміно – послідовного залучення до розвитку процесу руйнування нових груп будівельних конструкцій аж до повного руйнування об'єкта [32]. Це явище прогресуючого обвалення об'єктів при аварійних будівельних конструкціях розвивається внаслідок комбінованої особливої дії на них робочого навантаження та додаткового навантаження від конструкцій, що втратили свої експлуатаційні властивості [33].

1.3. Аналіз причин утворення дефектів у конструктивних елементах кожуха доменної печі

Кожух доменної печі може тривалий час експлуатуватися в екстремальних умовах «пікових» навантажень. Внаслідок цього з'являються значні термічні напруження, які можуть призвести до втрати несущої здатності як окремих елементів так і конструкції в цілому [34, 35]. Це може спричинити порівняно невисоку тривалість експлуатації споруди та створити умови для виникнення непередбачуваних ситуацій, а також збільшує ймовірність виникнення пошкоджень [36]. Так, автори робіт [37, 38] застосовуючи натурні експериментальні дослідження показали, що внаслідок термічного впливу можуть виникати локальні деформації, що за своїм рівнем відповідають розтягувальним напруженням близько 450 МПа.

Як наслідок, аналіз експлуатації об'єктів металургійних підприємств (дивись наприклад роботи [39-43]) показує, що на доменне виробництво припадає понад 26% усіх аварій. При цьому, майже 15% це найнебезпечніший вид пошкоджень для кожуха доменної печі –тріщини.

Згідно з даними [38], місця виникнення небезпечних тріщин локалізуються у зонах кожуха наступним чином:

- зона горна та чавунних льоток – 65%;
- заплечики – 16%;
- шахта – 19%.

Термічні тріщини в кожусі розташовуються, як правило, вертикально і можуть проходити по всій його висоті [44]. Такі тріщини особливо небезпечні, адже погано піддаються ремонту (після зварювання через короткий проміжок часу з'являються знову) і можуть призвести до прориву рідкого чавуну, що, як правило, спричиняє значне пошкодження не лише кожуха, а й навколишніх конструкцій [45].

Орієнтовний рівень напружень, спричинений деякими дефектами, що виникли внаслідок порушення нормального режиму експлуатації наведено в таблиці 1.2 (за даними, що представлені у роботі [37]):

Таблиця 1.2 – Дефекти, що виникають унаслідок порушення нормального режиму експлуатації кожуха доменної печі

Дефекти конструкції або вплив на неї	Додаткові напруження, МПа
Місцевий перегрів кожуха до 300 °С	80
Місцевий перегрів кожуха до 500...700 °С	150...200
Депланація стиків у листах до 5 мм	30
Залишені під час монтажу футерованих кожухів скоби та кронштейні	80...150
Зменшення компенсаційного шару у футерівці на 20...25 мм	70...80
Підріз завглибшки 0,5 мм радіусом 0,25 мм для товщини листа 20 мм	Коефіцієнт концентрації напружень 3,8

Аналізуючи таблицю 1.2 можна зробити висновок, що основним небезпечним фактором порушення нормального режиму експлуатації кожуха доменної печі є місцевий перегрів кожуха до температур 500...700°C. Це пов'язано зі зміною структурного стану низьковуглецевих низьколегованих сталей при нагріванні до температур близько лінії $\alpha \rightarrow \gamma$ перетворення.

1.4. Вимоги, що висуваються до марок сталі які можуть застосовуватися для реконструкції кожуха доменної печі

Крім забезпечення міцнісних властивостей, сталь для кожуха доменної печі має сприймати розрахункові напруження, в тому числі й «пікові», без виникнення крихкого руйнування. При цьому, для конструкцій відповідального призначення, таких як кожух доменної печі, слід обирати сталь із малою схильністю до крихкого руйнування [46]. Згідно з даними [47], незалежно від кліматичного району будівництва та температури експлуатації, для кожухів доменних печей застосовується сталь із гарантованим показником ударної в'язкості $KCU^{-40} > 300 \text{ Дж/см}^2$.

Сталь класу С345 (наприклад 09Г2С) товщиною 30...50 мм найширше застосовується у практиці проєктування конструкцій кожухів доменних печей. При цьому, слід зазначити, що при забезпеченні достатнього рівня міцності за наведеними розрахунковими напруженнями, під впливом підвищених температур спостерігається помітне зниження механічних характеристик. Значення розрахункового опору сталі марки 09Г2С при зміні температури за даними роботи [48] наведено в таблиці 1.3.

У закордонній практиці проєктування (США) кожухи доменних печей об'ємом 3200...4000 м³, як правило, виконуються з листів завтовшки 75 мм зі сталей із границею плинності 380...620 МПа [49]. Для печей меншого об'єму товщина кожуха становить 40...60 мм [50]. В країнах СНД для цієї мети пропонується використовувати сталі двох марок: 06БФ і 06МБФ [51]. При цьому, основою для цих сталей є система легування Сг-Мо-V-Nb, яка, згідно даним роботи [51] забезпечує вогнестійкість до 700°C.

Таблиця 1.3 – Розрахунковий опір сталі марки 09Г2С при зміні температури
(за даними роботи [48])

Температура, °С	Розрахунковий опір, МПа
20	290
200	230
250	220
300	200
350	180
400	150
450	100

Одним з перспективних варіантів може стати використання нових марок сталей із підвищеними показниками щодо комплексу механічних властивостей, наприклад сталь 06Г2Б [52], яку було розроблено НДІ «Прометей». Хімічний склад даної сталі представлено в таблиці 1.4, механічні властивості – в таблиці 1.5.

Таблиця 1.4 – Хімічний склад сталі 06Г2Б

	Масова частка %									
	С	Mn	Si	S	P	Al	Mo	Ti	Nb	N ₂
ТУ 14-16-150-99	0,08	1,5	0,274	0,006	0,011	0,0422	0,19	0,013	0,047	0,008

Завдяки хімічній та структурній однорідності сталь 06Г2Б має високі міцнісні характеристики у напрямках Х, Y та Z. Метал не втрачає своїх властивостей після механічного старіння, має добрі характеристики зварюваності, технологічний при використанні в умовах монтажних майданчиків. Незаперечною перевагою сталі 06Г2Б також є низький вміст домішок, за рахунок чого знижується схильність до утворення гарячих тріщин під час зварювання, підвищуються корозійна стійкість і холодостійкість металу.

Таблиця 1.4 – Механічні властивості сталі 06Г2Б

Напрямок вирізання зразків	σ_T	σ_B	δ_5	Ψ	KCV, Дж/см ²			
	МПа		%		+20	-20	-40	-70
Уздовж прокату	466	554	33,5	80,4	306	304	303	300
Упоперек прокату	448	552	34,2	81,3	305	303	301	300
За товщиною	378	528	29,1	80,0	-	-	-	-

1.5. Технологія виробництва низьколегованих низьковуглецевих сталей

Технологія виробництва товстих листів визначається в першу чергу складом устаткування стану, марками сталі, що прокатується і сортаментом продукції, що випускається. Виробництво товстих листів зі сталі кожної марки має свої особливості. Для систематизації і узагальнення їх технології об'єднаємо марки сталі зі схожими процесами в три групи. На рисунку 1.1 приведені схеми технологічного процесу для кожної з трьох груп сталей [53, 54].

До першої групи відносяться сталі Ст0 – Ст5 (згідно ДСТУ 380-60); Ст2 – Ст3сп, 15К, 20К і 25К (згідно ДСТУ 5520—50); сталі 3Т і 3К (згідно ДСТУ 399-41); сталь суднова вуглецева (згідно ДСТУ 5521-50); сталь мостова (згідно ДСТУ 6713); сталь конструкційна якісна (згідно ДСТУ 1050-50); сталь низьколегована конструкційна (згідно ДСТУ 5058-57). Технологічні схеми виробництва різних марок сталей даної групи мають певні обов'язкові етапи. По-перше це видалення дефектів з поверхні слябів шляхом застосування вогняної зачистки. Температуру металу під час вогняної зачистки не обумовлюють, але при зачистці якісної конструкційної сталі марки 45 і вище необхідно уникати протягів при її охолодженні і поливання гарячих слябів

ВОДОЮ.

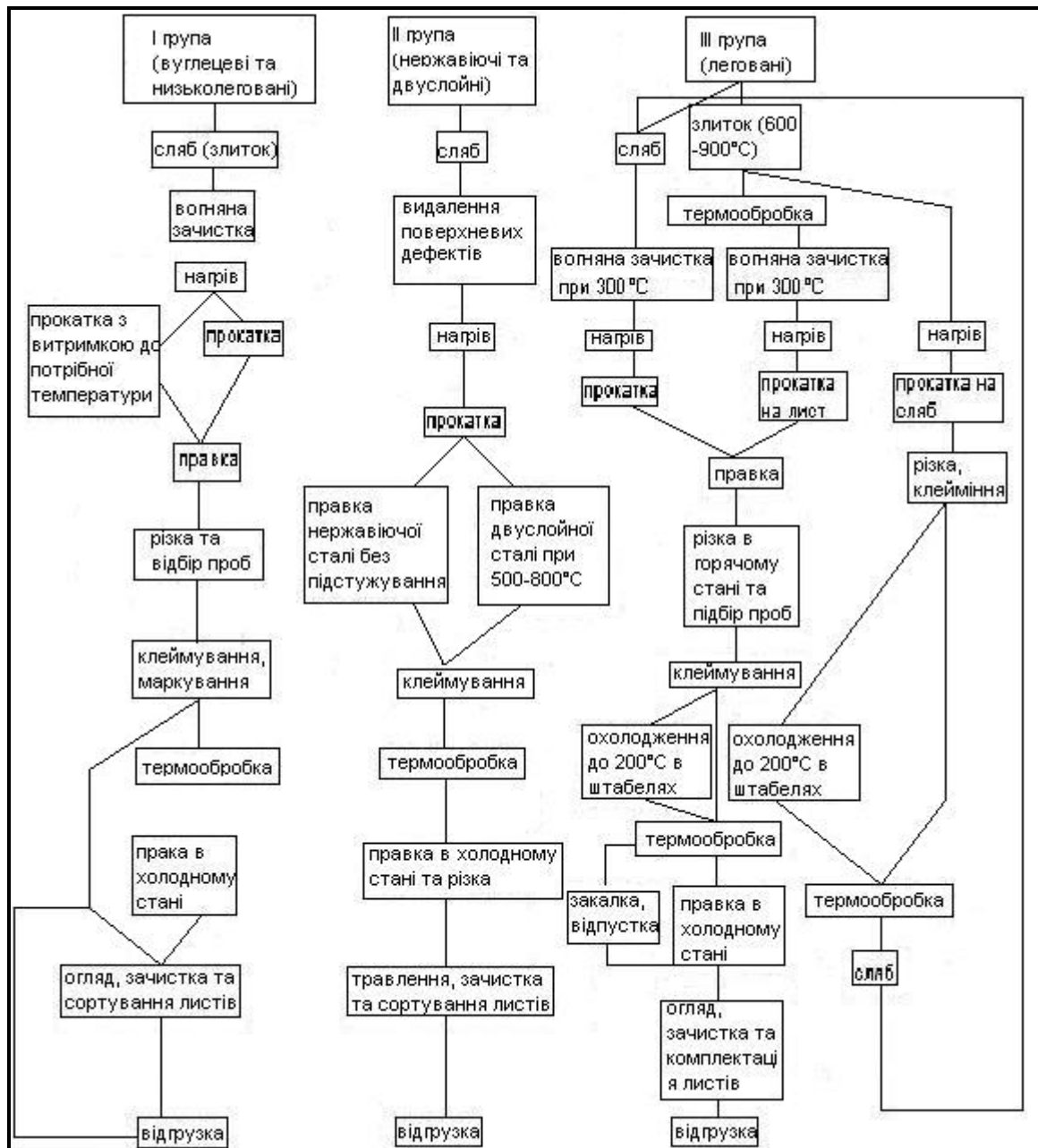


Рисунок 1.1 – Схема технологічного процесу виготовлення товстих листів зі сталей трьох груп (за даними робіт [53, 54])

Після вогняної зачистки сляби подаються до нагрівальних печей [55]. Сляби нагрівають без обмеження швидкості підйому до 1200...1300°C. Залежно від фабрикації прокатка сляба на чорновій кліті може здійснюватися уподовж або упоперек сляба [56]. При прокатці уздовж сляб двічі або тричі розкантовують навколо вертикальної осі в горизонтальній площині. Сляб

прокатують упоперек, якщо довжина його рівна ширині листа з допуском на обріз. Прокатка сляба упоперек продуктивніше, але для цього потрібний якісніший метал [57].

Після прокатки листи правлять у гарячому стані на роликотправильній машині. Для листів завтовшки більше 40...50 мм правка необов'язкова, оскільки при нормальному процесі прокатки вони виходять із кліті достатньо рівними [58]. Листи, прокатані з низковуглецевих сталей, легше піддаються правці, чим листи з якісно-конструкційних і легованих сталей [59]. Ці листи правлять на роликотправильній машині без попереднього охолодження при розчині між роликами, рівному номіналу товщини листа, що виправляється [60].

Листи з низьколегованих і якісно-конструкційних сталей правлять при значно великих навантаженнях на машину, оскільки відстань між роликами менша за номінальну. Про правильність вибору відстані між роликами можна судити по ступеню хвилястості листа, що виходить з правильної машини [61]: крупна хвиля на листі виходить при надмірно великому, а дрібна при дуже малому розчині між правильними роликами. Виправлений лист транспортують по рольгангам і холодильникам до агрегатів різання. Першою за технологією операцією різання є операція обрізання бічних кромок.

Існуючі технології виробництва дозволяють отримати заданий комплекс механічних характеристик за умови, що технологічна схема процесу включатиме [62]:

- максимальний ступінь деформації в процесі прокатки;
- максимальну швидкість прокатки.

Максимальний ступінь деформації сприяє зародженню великої кількості центрів кристалізації і створює умови для протікання первинної рекристалізації. Але при достатньо високій температурі в металі відбувається збірна рекристалізація, в результаті якої відбувається зростання зерна. Для руйнування грубозернистої структури метал під час прокатки охолоджують і потім дають інтенсивні обжимання, при яких крупні зерна розбиваються на

більш мілкі [62-65].

Залежно від умов подальшої експлуатації листи можуть піддаватися додатковій термічній обробці по різноманітним технологічним схемам [66]. Класичним варіантом такої зміцнюючої обробки для низьколегованої сталі є гартування з подальшим відпуском. Така обробка пов'язана з необхідністю використання додаткового обладнання і як наслідок підвищення собівартості металу.

Однією з найбільш прогресивних технологій термічного удосконалення маловуглецевих низьколегованих сталей є розроблена К. Ф. Стародубовим із співробітниками технологія зміцнення металу в потоці прокатного стану. Використання даної технології дозволяє здійснити нормалізацію, гартування і відпуск листів [67, 68].

Однією з основних операцій кінцевої термічної обробки листового прокату є протифлокена обробка. Флокени зустрічаються в сталях всіх марок і особливо в хромових. Флокени в зламі є світлі, матового відтінку плями (пластівці). У поперечному перетині це мікро- і макротріщини з характерним безладним розташуванням [69, 70]. Чутливість сталі до флокеноутворення зростає із збільшенням вмісту легуючих елементів, ваги злитків і поперечного перетину листа. Вона залежить і від способу розливу сталі. Злитки, отримані розливом зверху, за інших рівних умов чутливіші до флокеноутворення. Уникнути флокеноутворення можливо за наступних умов [70]:

- при повільному охолодженні сталі в зоні низьких температур (200°C) і подальшому високому відпуску;
- при ізотермічному відпалі металу, який йде безпосередньо після прокатки. Ізотермічний відпал сталі зменшує флокеночутливість при подальшій обробці.

1.6. Морфологія структурного стану низьковуглецевих низьколегованих сталей

За структурними ознаками розрізняють сталі чотирьох класів: ферито-

перлітного, ферито-бейнітного, бейнітного і мартенситного (дивись таблицю 1.5) З приведених класів сталей найбільш поширений при будівництві металевих конструкцій є ферито-перлітні сталі, що обумовлено відносно дешевою технологією їх виробництва [71, 72]. Структурний стан даного типу сталей являє собою конгломерат полікристалічних складових: зерен фериту та колоній перліту.

Таблиця 1.5 – Технологія виробництва і структура сталі

Марки сталей	Технологія виробництва	Структура сталі
Ст3сп, Ст3спГпс, 09Г2С, 17ГС1, 10ХСНД, 14Г2АФ, 16Г2АФ	Нормалізація чи поліпшення	Ферито-перлітна
18Г2АФпс, 16Г2АФ, 18Г2АФ	Нормалізація чи поліпшення	Ферито-бейнітна
14ГСМФР, 12ГН2МФАЮ	Поліпшення	Бейнітна
12Х3ГНМФ	Високотемпературний відпуск	Мартенситна

Кожне феритне зерно має свою орієнтацію кристалічної решітки, яка відрізняється від орієнтації сусідніх зерен, що впливає на комплекс властивостей метала в цілому [73]. Зерна разорієнтовані, повернені одні відносно інших до десятків градусів, що призводить до порушення правильного розташування атомів в суміжному для обох зерен шарі. Таким чином, існує перехідна область шириною в декілька атомних діаметрів, в якій границі одного зерна переходять в границі іншого зерна з іншою орієнтацією [74]. Будова перехідного шару (границі) сприяє скупченню в ній дислокацій, оскільки під час переходу через границю ні площина ковзання, ні вектор Бюргерсу не зберігаються незмінними [75]. Дослідження морфології металів за допомогою

рентгеноструктурного аналізу і електронного мікроскопа дозволило встановити, що внутрішня кристалічна будова зерна не є правильною [76]. Зерна в полікрystalах не є монолітними, а складаються з окремих субзерен, які повернені одно відносно іншого на малий кут [77].

Границі субзерен і зерен в металах розділяють на малокутові і великокутові [78]. Малокутові границі спостерігаються між субзернами і мають дислокаційну будову. Малокутову границю можна представити за допомогою ряду паралельних крайових дислокацій. Утворення субзерен з малокутовими дислокаційними границями називається полігонізацією [79]. Структура великокутових границь складніша, оскільки утворюється за рахунок руху та взаємодії між собою певних систем дислокацій [80].

Щільність дислокацій в металі підвищується при збільшенні кута разориєнтації субзерен і зменшенням їх величини. Атоми, розташовані на границях зерен, і атоми на поверхні кристала через некомпенсованість сил міжатомної взаємодії, мають більш високу потенційну енергію, в порівнянні з атомами в об'ємі субзерен [81].

Друга складова конгломерату – перліт. Дана структурна складова утворюється з аустеніту у результаті евтектоїдного перетворення в процесі відносно повільного охолодження або при ізотермічних витримках переохолодженого аустеніту при температурах 720-480°C [82]. Перліт складається з двох фаз: фериту – твердого розчину вуглецю в α -залізі і карбіду заліза – цементиту (Fe_3C). Вміст вуглецю у фериті завжди не перевищує 0,02 % (по масі), а в цементиті містить 6,67 % (по масі) [83]. Кількість перліту в сталі змінюється від декількох відсотків (в низьковуглецевих сталях 0,03-0,15 %) до 98% в евтектоїдній сталі, що містить 0,77% вуглецю [84].

В 30-50 pp. XX століття були проведені важливі дослідження, що заклали основи сучасних уявлень про природу перлітного перетворення і будову перліту. Велику роль відіграла робота Д. Льюїса 1929 р., яка дала величезний поштовх двом важливим напрямам в металознавстві сталей. Вона стала основою для досліджень, пов'язаних з побудовою діаграм ізотермічного

перетворення переохолодженого аустеніту. Фактично вивчалась кінетика перлітного і бейнітного перетворень [85]. Протягом наступних років були отримані вражаючі результати для вуглецевих і багатьох легованих сталей. В першу чергу треба відмітити роботи Е.С. Давенпорта, Е. Бейна, С.С. Штейнберга, В.Д. Садовського, Ф. Вефера, Г.Д. Сухомлина. В них було відкрито, що швидкість утворення перліту в вуглецевих сталях може бути порівняно високою. При температурі 585°C перетворення аустеніту в перліт може завершитися через 2...5 сек [86], при цьому перетворення супроводжується виділенням тепла. Як було показано в роботі [86] під час евтектоїдного перетворення сталі із високотемпературної фази аустеніту, що містить 0,8% С за декілька секунд утворюються пластини фериту, що містить 0,015...0,02% С, і пластини цементиту, що містять 6,67% С. Ширина пластин фериту сягає 1 мкм, а це є свідченням високої швидкості дифузії вуглецю при температурах перлітного перетворення [87].

Дослідження зміни структури і характеристик низьколегованих сталей при різних режимах термічної або термомеханічних обробок представляє великий практичний інтерес [88]. Так, наприклад в роботі [89] показано, що відпал сталей з перлітною структурою при температурах нижче точки A_{c1} , тобто в α -стані, призводить до сфероїдизації карбідів і переходу від структури пластинчатого перліту до структури зернистого перліту.

Міцність сталей з перлітною структурою сильно залежить від температурного інтервалу формування перліту. Найбільш наглядно це проявляється при ізотермічному відпалі, коли перлітна структура утворюється в невеликому інтервалі температур. Залежність механічних властивостей евтектоїдної сталі від температури, при котрій проходило перетворення аустеніту, помітна із результатів, отриманих в класичній роботі М.Гензамера зі співавторами в 1942 році і приведених в багатьох монографіях та підручниках (дивись наприклад [90]).

Відносна висока швидкість утворення перліту в вуглецевих сталях призводить до того, що при безперервному охолодженні від порівняно низького

до охолодження зі швидкістю приблизно 73 °C/сек утворення перліту проходить в вузькому інтервалі температур, зазвичай 670-650°C [91]. Для багатьох промислових виробів бажані сталі зі структурою тонкого пластинчатого перліту, який в вуглецевих сталях можна отримати в умовах ізотермічного перетворення аустеніту [92].

1.7. Існуючі механізми корегування структурного стану для підвищення комплексу властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей

Довгий час основним показником при розробці сталей вважали границю міцності, а показникам границі плинності, в'язкості або зварюваності надавали невелике значення. При цьому основним способом зміцнення сталей для металевих конструкцій було легування вуглецем [12, 13]. Зварювання, що прийшло як основний метод з'єднання, викликало необхідність зниження вмісту вуглецю в сталі. Як наслідок, міцність сталі забезпечували шляхом підвищеного вмісту марганцю, причому супутнє цьому поліпшення в'язкості ще не було виявлене [15].

Крихке руйнування сталевих конструкцій [56] призвело до визнання в'язкості руйнування однією з найважливіших експлуатаційних характеристик. Як наслідок, з'явилась необхідність забезпечити в сталі низький температурний поріг крихкості. Наступні дослідження показали більшу значимість границі плинності порівняно з границею міцності. Це призвело до подальшого зниження вмісту вуглецю і значного підвищення вмісту марганцю в сталі. Були встановлені переваги високих значень відношення вмісту марганцю до вмісту вуглецю для забезпечення необхідних значень ударної в'язкості, а також була встановлена істотна роль розміру зерна [58].

Вплив структурних чинників на міцностні властивості сталі можливо надати у вигляді модифікованого рівняння Петчу-Холу [65]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + \sigma_\phi + \sigma_{mp} + \sigma_{\partial m} + \sigma_\partial + \sigma_z + k_y D_\phi^{-1/2} \quad (1.1)$$

де σ_T – границя плинності, σ_0 – напруга від опору кристалічної решітки руху дислокацій (границя плинності монокристала фериту), σ_ϕ , σ_{mp} , $\sigma_{\partial m}$, σ_∂ , σ_z – зміцнення за рахунок присутності другої фази (перліт, бейніт), твердого розчину, дисперсних часток, дислокацій і субструктури відповідно; D_ϕ – діаметр зерна фериту, k_y – коефіцієнт, який виражає напругу, яка необхідна для активації руху дислокацій.

Тільки механізми, пов'язані з подрібненням зерна одночасно підвищують і міцнісні властивості, і ударну в'язкість [68]. Температура в'язко-крихкого переходу (T_{nep}) для фериту може бути виражена наступним співвідношенням:

$$T_{nep} = \ln \beta - \ln c - \ln D_\phi^{-1/2} \quad (1.2)$$

де D_ϕ – діаметр зерна фериту, β і c – сталі.

У спрощеному виді це рівняння можна представити наступним чином:

$$T_{nep} = a + m \times D_\phi^{-1/2}, \quad (1.3)$$

де a і m – коефіцієнти.

Механізми зміцнення розглядають також з точки зору їх впливу на окрихчування. У роботі [72] зроблена спроба встановити коефіцієнт окрихчування у вигляді:

$$k = \Delta T_{nep} / \Delta \sigma_T \quad (1.4)$$

Отримані деякі значення цього коефіцієнта:

- для підвищення σ_T за рахунок дисперсійного тверднення на кожні 10 МПа зміцнення T_{nep} підвищується на 3,5°C;

- при подрібненні зерна $k = - 6 \text{ }^{\circ}\text{C} / 10 \text{ МПа}$;
- при зміцненні за рахунок твердого розчину $k = + 3,5 \text{ }^{\circ}\text{C} / 10 \text{ МПа}$.

Перехідна температура сталі не підвищується, якщо зміцнення за рахунок подрібнення зерна складає не менше 40%. Субструктура впливає в тому ж напрямі [70-72].

Використання цього механізму в комплексі з іншими відомими механізмами зміцнення, такими як твердорозчинне зміцнення, зміцнення за рахунок текстури, зміцнення дислокаціями, дисперсійне зміцнення і субзеренне зміцнення дозволяє при економному легуванні отримувати технологічні, добре зварювані матеріали, що відповідають підвищеним вимогам споживачів, як по міцності, так і по в'язкості [11].

1.8. Технологічні схеми виробництва, які забезпечують отримання товстолистого металопрокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей з підвищеним рівнем властивостей

Зростаючу потребу будівельної індустрії в металопрокаті можна задовольнити за рахунок підвищення кількості і якості продукції, що випускається. При цьому у ряді робіт показано, що нарощування фізичних обсягів виробництва сталі обходиться дорожче, ніж забезпечення тієї ж потреби в сталі за рахунок підвищення її якості [11, 12, 22, 56]. Для підвищення якості металопродукції застосовуються різноманітні термічні і термомеханічні обробки. Підвищення механічних властивостей, яке при цьому досягається, збільшує сферу застосування сталей підвищеної і високої міцності за рахунок зниження металоємності конструкцій [56].

Традиційними способами термічної обробки прокату з конструкційних сталей, вживаними в промисловості, являються нормалізація і термічне поліпшення [57, 58].

Термічне поліпшення – складається із загартування з аустенітної області і подальшої високої відпустки ($\sim 650^{\circ}\text{C}$). Така технологічна схема сприяє підвищенню міцностних характеристик без втрати пластичних

властивостей, підвищує хладостійкість і дозволяє понизити витрату стали при виготовленні металевих конструкцій на 15...20% [59, 60]. При однаковому хімічному складі операція термічного поліпшення дає великі показники зростання міцностних характеристик порівняно з нормалізацією, проте вимагає наявності складного охолоджувального устаткування.

Описані методи не є найбільш економічними, оскільки вимагають повторного нагріву металопрокату. Крім того, потрібні капітальні витрати на спорудження нагрівальних печей, спеціальних приміщень для устаткування, пов'язаного з роботою печей і відповідні експлуатаційні і транспортні витрати.

З іншого боку, на протязі довгого часу обробка тиском при підвищених температурах (зокрема, гаряча прокатка) використовувалася виключно для надання металу необхідної форми. Лише розвиток ідеї про вирішальний вплив недосконалості будови кристалів у формуванні ряду найважливіших структурно чутливих властивостей призвело до того, що гаряча деформація сьогодні застосовується не лише для зміни геометричних розмірів виробу, але також і для поліпшення властивостей за допомогою правильно підібраного режиму обробки. Цей процес дістав назву термомеханічної обробки (ТМО), тобто обробки, що включає технологічне поєднання нагріву, охолодження і деформації. На теперішній час ТМО включає багато видів технологічних процесів, найбільш розповсюдженими з яких є:

- високотемпературна термомеханічна обробка (ВТМО);
- низькотемпературна термомеханічна обробка (НТМО);
- механіко-термічна обробка (МТО);
- контрольована прокатка.

Останній з перерахованих видів (контрольована прокатка) вже довгий час вважається одним з найбільш економічних методів виробництва конструкційного металопрокату підвищеної міцності [92].

Роботи Кирила Федоровича Стародубова і його співробітників в області технології зміцнення металу з прокатного нагріву вважаються піонерськими

не лише в нашій країні, але і у всьому світі (дивись наприклад [67]). Запропонована технологія термічної обробки з прокатного нагріву була реалізована на практиці в технологічному потоці виробництва сталей масового призначення. При цьому, значна економія енергії, пов'язана із застосуванням тепла прокатного нагріву, супроводжується істотним зміцненням прокату завдяки фіксації дислокаційної і тонкої структури, що сформувалася в результаті деформації [67-69]. Спираючись на отриманні в цих роботах результати, проф. В. І. Большаковим із співробітниками показав можливість застосування [68-130]. Як наслідок, пряме загартування низьковуглецевих мікролегованих сталей призводить до зростання комплексу механічних властивостей порівняно з легованою сталлю при значному скороченні витрат.

1.9. Контрольована прокатка низьковуглецевих низьколегованих сталей та її різновиди

Традиційна контрольована прокатка є різновидом процесу термомеханічної обробки сталей, нагріву металу, що характеризується регламентованими (залежно від хімічного складу) температурними і деформаційними параметрами процесу, заданими режимами охолодження металу на різній стадії пластичної обробки. Як наслідок, відбувається подрібнення аустенітного, а, отже, і феритного зерна, що призводить до одночасного підвищення міцності і в'язкості стали. Роботи в цьому напрямі почалися вже у кінці XIX - початку XX століття [70], проте перше систематичне використання контрольованої прокатки в металургійній промисловості почалося на прокатних заводах декількох європейських країн (Нідерланди, Бельгія, Швеція) тільки після Другої світової війни як заміна технологічної схеми нормалізації [56].

Основною перевагою контрольованої прокатки в порівнянні з іншими способами виробництва прокату з високоміцних сталей, такими як нормалізація або загартування з відпусткою, є те, що вона дозволила

поліпшити баланс між кількістю легуючих елементів і отримуваним комплексом механічних властивостей, тобто отримати міцніші та більш в'язкі сталі при використанні менш кошторисних легуючих добавок.

Контрольована прокатка знайшла застосування головним чином для сталей, які після перетворення по дифузійному механізму мають ферито-перлітну структуру або структуру бейніту. При виборі хімічного складу цих сталей слід враховувати два чинники, а саме: оптимізацію змісту основних легуючих елементів (C , Mn , Cu , Ni , Cr , Mo) і ефективне використання мікролегуєчих елементів (Nb , Ti , V , Al).

Основні легуючі елементи визначають температуру $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення (A_{r3}), як показано в рівнянні (1.5):

$$A_{r3} (^{\circ}C) = 910 - 310C - 80Mn - 20Cu - 15Cr - 55Ni - 80Mo - 0,35(t - 80) \quad (1.5)$$

де символи елементів вказують їх зміст в % мас.; t – товщина листа в мм [56].

При зниженні температури A_{r3} розширюється робочий температурний діапазон існування аустеніту. Відповідно стає можливим формування великої кількості нерекристалізованого аустеніту. Пониження A_{r3} також пригнічує ріст зерна фериту після фазового перетворення, що призводить до подрібнення феритних зерен. Використання вуглецю зазвичай мінімізується з метою отримання доброї зварюваності, пластичності і ударної в'язкості. і Зниження температури A_{r3} досягається спільним введенням легуючих елементів типу Mn , Ni і Cu .

Мікролегуєчі елементи при контрольованій прокатці впливають на три важливі параметри, а саме: на формування зерна аустеніту при нагріві, на швидкість рекристалізації аустеніту і на кінетику розпаду аустеніту. Ріст зерна аустеніту при нагріві стримується за рахунок бар'єрного ефекту завдяки наявності дрібних виділень AlN , $Nb(CN)$, TiN і VN . Наявність Nb і Ti при нагріві ефективно пригнічує рекристалізацію аустеніту, як під час, так і після гарячої деформації. Завдяки цьому, температура рекристалізації збільшується

більш ніж на 100°C , що дозволяє починати чистову прокатку при порівнянно високих температурах. На початковій стадії присутність Nb в аустеніті призводить до додаткового подрібнення феритного зерна під час $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення за умови, що зерно аустеніту до перетворення також дрібне. Nb , Ti , і V , розчинені в аустеніті, зміцнюють ферит шляхом виділення дрібних карбідів, нітридів або карбонітридів. Цей вплив мікролегуючих елементів робить їх обов'язковими складовими при контрольованій прокатці сталей.

Таким чином, з точки зору формування структури процес контрольованої прокатки спрямовано на подрібнення зерна фериту шляхом об'єднання пластичної деформації і управління процесами формування мікроструктури [56, 68, 71].

Контрольована прокатка або прискорене охолодження, кожна окремо не може забезпечити повний діапазон механічних властивостей сучасних конструкційних сталей. У західному науковому і промисловому середовищі був введений термін «термомеханічна контрольована прокатка» (ТМКП), що означає контрольовану прокатку з наступним прискореним охолодженням. Нині ТМКП застосовується не лише при виробництві листів, але також при виробництві арматури і сортового прокату.

Рекристалізаційна контрольована прокатка (РКП) з подальшим прискореним охолодженням (ПО) була розроблена в 1980-90-х роках в якості одного з різновидів термомеханічної обробки з метою досягнення високої міцності, ударної в'язкості і зварюваності високоміцних низьковуглецевих низьколегованих сталей [92]. Поліпшення властивостей РКП+ПО товстого листа і сортового прокату пов'язано з різними механізмами зміцнення, найбільш важливим з яких є подрібнення зерна, за допомогою якого можна одночасно підвищити і міцність, і пластичність стали.

Для того, щоб досягти оптимального подрібнення зерна фериту, необхідно добитися максимальної площі, яку можуть займати границі зерен аустеніту на одиницю об'єму до моменту $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. Сформувати такий структурний стан в металі можна або за рахунок низькотемпературної

контрольованої прокатки (НКП), або РКП з відносно високою температурою кінця деформації (рисунок 1.1).

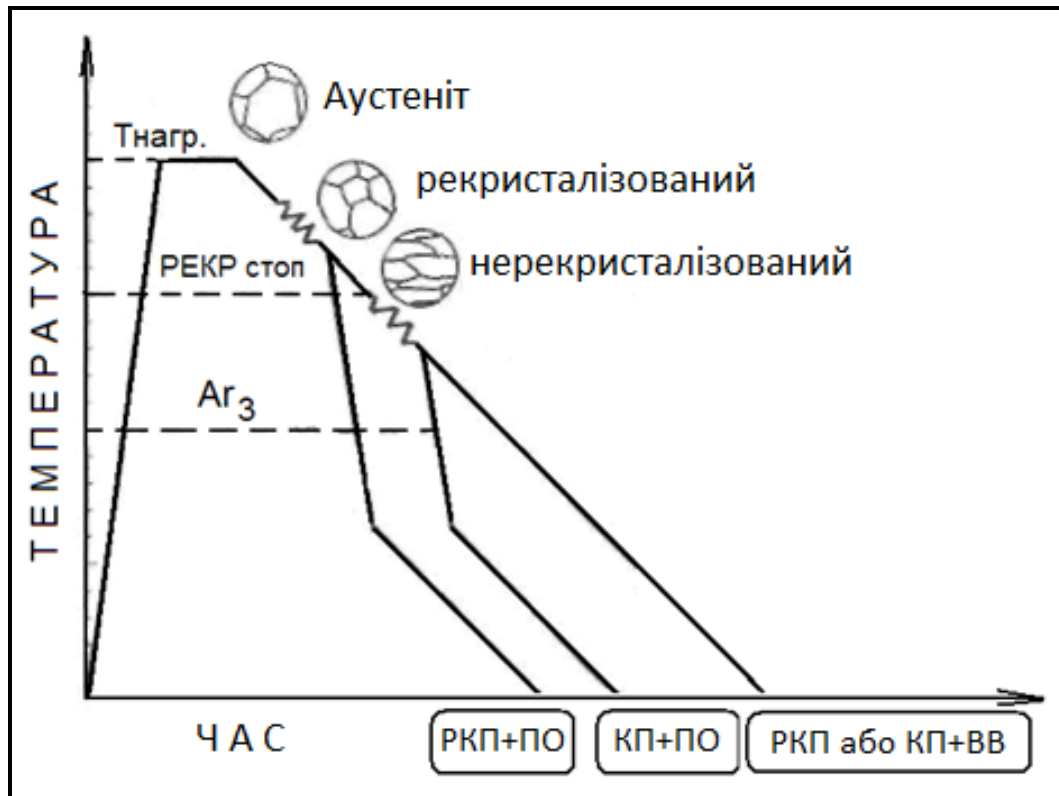


Рисунок 1.1 – Різновиди контрольованої прокатки (за даними роботи [56]):

РКП – рекристалізаційна контрольована прокатка; ПО – прискорене охолодження; КП - контрольована прокатка; ВВ – охолодження на повітрі;
РЕКРстоп - температура кінця рекристалізації

Високий комплекс механічних властивостей можна досягти і за допомогою КП+ПО, але при цьому знижується продуктивність стану за рахунок додаткового часу що витрачається на проведення прискореного охолодження металу після чистової кліті. Проте, деформований аустеніт не є обов'язковою умовою для отримання дрібнозернистої структури фериту, який формується з рекристалізованого або нерекристалізованого аустеніту за умови, що розмір зерна аустеніту менше 20мкм. Таким чином, РКП стала альтернативою НКП. Головною ідеєю РКП є подрібнення зерна, за рахунок статичної рекристалізації аустеніту за рахунок деформації, що протікає при

температурах, які вище, ніж температура зупинки рекристалізації (дивись рисунок 1.1).

ПО після гарячої деформації змінює структуру товстолистого прокату з ферито-перлітної на ферито-бейнітну і, отже, підвищує міцність без зниження низькотемпературної ударної в'язкості. Зниженню значень низькотемпературної ударної в'язкості через виділення $Nb(C, N)$ або $V(C, N)$ перешкоджає формуванню більше дисперсної структури готового прокату.

Таким чином, застосування РКП+ПО дозволяє досягти не лише високого комплексу механічних властивостей в товстому листі, але і понизити енерговитрати на виробництво високоміцних сталей.

Одним з найсучасніших процесів вироблення металопродукату з низьковуглецевих низьколегованих сталей є процес Сумитомо, який дозволяє в найкоротші терміни з високою економічністю випускати велику кількість листової сталі, що характеризується високими показниками низькотемпературної в'язкості. При розробці даного технологічного процесу [56] враховували наступні умови:

- процес має бути заснований на методі термомеханічної обробки;
- новий процес повинен забезпечити масове виробництво;
- управління процесом має бути автоматизоване.

З точки зору механізму росту в'язкості сталі в процес Сумитомо закладено наступні ефекти, які працюють в залежності від необхідних властивостей сталі:

- подрібнення зерна;
- дисперсійне тверднення;
- наклеп;
- зміцнення, за рахунок фазових перетворень.

При отриманні високов'язкої сталі процесом Сумитомо в найбільшій мірі використовується ефект подрібнення зерна. Три інші ефекти вважаються сприятливими з точки зору інтенсифікації процесу зміцнення, проте вони можуть негативно позначатися на в'язкісних показниках сталі. При прокатці

по методу Сумитомо вдається успішно використовувати і ті ефекти, які забезпечуються нагрівом металу вище за температуру A_{c3} з подальшою прокаткою, внаслідок чого в'язкість сталі не знижується (дивись таблицю таблиця. 1.6).

Таблиця 1.6 – Порівняння процесу Сумитомо з іншими технологічними схемами виготовлення прокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей (за даними роботи [56])

Контрольована прокатка	Прокатка з нормалізацією	Сумитомо
нагрів сляба		
чорнова прокатка	гаряча прокатка	чорнова прокатка
охолодження на повітрі до температури вище A_{c1}	охолодження у воді до температури нижче A_{c1}	охолодження у воді до температури нижче A_{c1}
	повторний нагрів до температур вищий за точку A_{c3}	повторний нагрів до температур вищий за точку A_{c3}
чистова прокатка		чистова прокатка
охолодження на повітрі		
готова продукція		

Порівняльний аналіз сучасних технологічних схем виготовлення металопродукату з низьковуглецевих низьколегованих сталей наведено на рисунку 1.2.

Як свідчать наведені дані, подрібнення зерна в процесі Сумитомо досягається за рахунок наступного механізму:

- (А) – подрібнення початкового зерна аустеніту шляхом нагріву сталі до температури, незначно вищий за точку A_{c3} ;
- (Б) – подрібнення зерна аустеніту шляхом деформації в інтервалі температур рекристалізації;

- (В) – введення деформаційних смуг в структуру за рахунок деформації аустеніту в інтервалі температур нижче температури рекристалізації (зростання загальної довжини границь);
- (Г) – подрібнення зерна за рахунок динамічного повернення або рекристалізації деформованого фериту шляхом деформації в міжкритичному інтервалі температур металу.

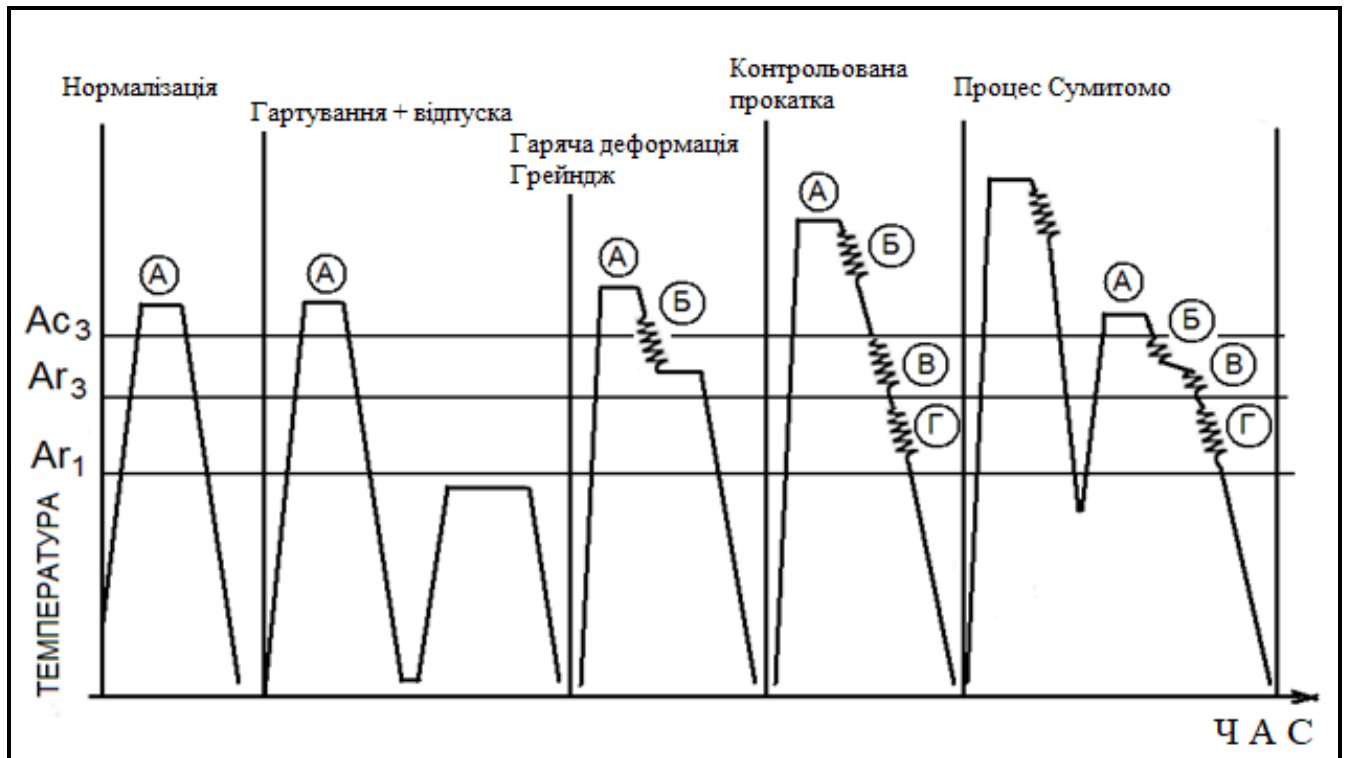


Рисунок 1.2 – Використання різних механізмів зміцнення при термомеханічних обробках

Як видно з рисунку 1.2, при традиційній термічній обробці використовується тільки механізм (А). У основі термомеханічної обробки, розробленою Р. Грейнджем, лежать механізми (А) і (Б). При прокатці з контрольованим охолодженням використовуються механізми (Б-Г), але увесь цикл включає всього по одній операції прокатки і нагріву. Це обмежує можливості створення оптимальних умов деформації (з точки зору забезпечення високої в'язкості сталі), що призводить до обмеженого

використання механізмів зміцнення. Як наслідок не забезпечується досягнення високого рівня в'язкості.

Процес Сумитомо дозволяє використовувати механізми (А-Г) залежно від необхідної в'язкості, що забезпечує набуття значно вищих властивостей порівняно зі звичайними методами виробництва.

Процес Сумитомо реалізований на існуючому листопрокатному стані заводу в Касима (Японія) без зниження виробничих показників.

В порівнянні з листом, підданому плющенню з контрольованим охолодженням, прокат, виготовлений за допомогою процесу Сумитомо, має наступні достоїнства [56]:

- високу в'язкість при низьких температурах;
- підвищену ізотропність механічних властивостей;
- гарну зварюваність;
- стабільну якість при масовому виробництві.

1.10. Постановка задачі і висновки по розділу 1

Проведений інформаційно-аналітичний огляд показав, що у загальній вартості виготовленої та змонтованої будівельної сталевий конструкції вартість металопрокату становить 60...70%, тому застосування технологічних і високоміцних видів прокату та марок сталей зумовлює зниження собівартості конструкцій. Розширення діапазону сталей, що дозволяють підвищувати технологічність сталевих конструкцій стосовно не лише мінімізації ваги, а й оптимізації критеріїв корозійної стійкості та вогнестійкості з ефективним використанням їх у несучих металевих конструкціях різних будівель та споруд є одним із пріоритетних завдань матеріалознавства. Таким чином, основною метою роботи є удосконалення структурного стану високоміцних мікролегованих сталей підвищеної міцності для видовження циклу безаварійної роботи кожухів доменних печей.

Для досягнення поставленої мети було поставлено наступні задачі:

1. Дослідити умови експлуатації матеріалів для конструкцій кожуха

доменної печі.

2. Проаналізувати доцільність застосування сталей високої міцності та обґрунтувати вибір матеріалу для конструктивних елементів кожуха доменної печі.
3. Виконати порівняльний аналіз структурного стану високоміцних низьковуглецевих низьколегованих сталей після гарячої, контрольованої та поліганізаційної прокатки.
4. Дослідити вплив температури на структурний стан та комплекс властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей.
5. Проаналізувати можливість використання низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБЮ, виробленою за технологічною схемою поліганізаційної контрольованої прокатки в якості матеріалу для конструктивних елементів споруд відповідального призначення комплексу доменних печей.

1.11. Список використаних джерел в розділі 1

У розділі 1 використані джерела [1-92]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 2.

МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ПРОВЕДЕННЯ ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1. Обґрунтування вибору матеріалу для проведення досліджень

Для обґрунтування вибору матеріалу для конструктивних елементів кожуха доменної печі було здійснено порівняльний аналіз основних несучих конструкцій каркаса, виконаних із складених двотаврів – зі сталей С245 і С460, з розрахунком у просторовій моделі за програмою SCAD [93]. Результати розрахунків представлено у таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Результати порівняльного аналізу основних несучих конструкцій каркаса, виконаних зі сталей С245 і С460

Розрахунковий опір		Сталь марки С245	Сталь марки С460
		$R_y=2450 \text{ кг/см}^2$	$R_y=4400 \text{ кг/см}^2$
Коефіцієнт умов роботи		0,95	0,95
Переріз стійки К2-		1-360x2	1-368x10
		2-300x20	2-260x16
Геометричні характеристики	$F \text{ см}^2$	163,2	120,0
	$W \text{ см}^3$	2401,28	1742,08
	$I_x \text{ см}^4$	4805,60	3484,6
	$I_y \text{ см}^4$	9005,18	4690,0
	$i_x \text{ см}$	7,15	17,04
	$i_y \text{ см}$	7,43	6,25
Розрахункове поєднання зусиль	N	80	80
	M	26	26
Перевірка міцності	$\Sigma=N/F+M/W$ (кг/см ²)	490+1083=1573	667+1492,5=2159,5
Гнучкість	M	5,15	5,15
	Y	14,60	18,2

Продовження таблиці 2.1

	К	84,24	106,8
		68,64	82,8
Перевірка стійкості		1676	2838,22
		1978,4	3365,0
Погонна вага колони (кг/м)		128,0	94,0
Вага всіх колон (т); шість колон загальною довжиною 99,2 м.		12,7	9,3
Переріз стійки К1		1-276x8 2-300x12	1-220x8 2-240x10
Геометричні характеристики	F см ²	94,08	65,60
	W см ³	1089,35	588,48
	I см ⁴	16340,20	7061,87
	I см ⁴	5401,18	2304,94
	i см	13,18	10,37
	i см	7,60	5,93
Розрахункове поєднання зусиль	N (т/м)	65,0	65,0
	M (т/м)	1,0	1,0
	< 3 (т)	3,0	1,5
Перевірка міцності	σ=N/F+M/W кг/см ²	691+275,4=966,4	990,9+254,9=1245,8
Гнучкість		5,15	5,15
		5,15	5,15
		38,4	49,2
		79,2	100,8
Погонна вага колони (кг/м)		74,0	51,5

Продовження таблиці 2.1

Вага всіх колон (т); дві колони загальною довжиною 17,05 м.		2,52	1,76
Перевірка міцності	$\sigma=N/F+M/W$	491+1082=1573	667+1492,5=2159,5
Гнучкість		5,15	5,15
		14,6	18,2
		84,24	106,8
		68,64	82,8
Перевірка стійкості		954,8	2717,0
		896,0	3365,0
Погонна вага колони (кг/м)		160,0	94,0
Вага всіх колон (т); одна колона загальною довжиною 4,59 м		0,73	0,43

Аналогічну картину, що спостерігалася у розглянутому вище випадку із розрахунком колон було отримано при порівняльному аналізі характеристик балок (дивись таблицю 2.2).

Таблиця 2.2 – Загальна вага конструкцій виготовлених відповідно зі сталі марки С245 і сталі марки С460

Тип конструкцій	Сталь марки С245 $R_y=2450 \text{ кг/см}^2$	Сталь марки С460 $R_y=4600 \text{ кг/см}^2$
Колони	2,52	1,76
	12,7	9,3
	0,73	0,43
Балки	6,81	3,7
	2,1	1,3
	1,9	1,3
Усього:	26,76	17,79

Аналіз наведених в таблицях 2.1 та 2.2 даних показує, що ефективність застосування сталі марки С460 в конструкціях складає майже 34%. Таким чином, прийнятним вирішенням комплексу завдань при проектуванні конструкцій металургійних агрегатів може стати використання марок сталей із підвищеним рівнем властивостей. Будівельні конструкції з таких марок сталей під навантаженням при впливі високої температури можуть довше зберігати власну несучу здатність порівняно з марками сталей які на теперішній час застосовуються при проектуванні та спорудженні подібного типу конструкцій.

2.2. Аналіз технологічних схем контрольованої прокатки на вітчизняних металургійних комбінатах

На тепершній час стан 3600 ПАТ МК «Азовсталь», як і стан 3000 ПАТ «ММК ім. Ілліча», входить до числа основних виробників товстолистого прокату з високоміцних низьколегованих сталей для більшості заводів металевих конструкцій України. Технологічні схеми виробництва металопрокату забезпечуються конструктивними особливостями цих станів.

Стан 3600 ПАТ МК «Азовсталь».

До складу стану входять:

- п'ять методичних нагрівальних печей, що забезпечують нагрів слябів до температур 1170...1190°C за 4,5...6 год;
- кліть з вертикальними валяннями для розпушування окалини і калібрування слябів по довжині і ширині, обтискання до 50 мм;
- чорнова кліть з діаметром робочих валків 1130 / 1050 мм служить для розбиття слябів по ширині і чорнової прокатки слябів до товщини від 40 до 115 мм;
- чистова кліть діаметром робочих валків 1030 / 950 мм служить для чистової прокатки готового листа. Готові листи після чистової прокатки охолоджують по заданому режиму: прискорено або уповільнено. Зусилля деформації складає по 4600 т на кожній кліті.

Прокатані листи поступають на обробку, термообробку і контроль.

Розмірний сортамент стану: листи завтовшки від 9 до 50 мм; плити завтовшки від 51 до 200 мм; ширина листів і плит від 2000 до 3200 мм; довжина листів від 6000 до 28000 мм; довжина плит – до 12000 мм.

Початковою заготовкою для виробництва листів служать безперервнолиті сляби завтовшки від 130 до 350 мм; шириною від 1100 до 1900 мм, довжина слябів від 2100 до 3400 мм; маса від 2 до 16 т.

Стан робить штрипс з трубних сталей різних категорій міцності в товщині від 10 до 26 мм, шириною до 3200 мм, придатний для виробництва одношовних (діаметром до 1020 мм) і двохшовних (діаметром 1220...1420 мм) труб.

Прокатка литих слябів на стані робиться з розбиттям по ширині і подальшою деформацією до отримання необхідної товщини для прокатки в чистовій кліті.

Стан 3000 ПАТ «ММК ім. Ілліча».

Стан 3000, введено в експлуатацію в грудні 1983 року. Це є перший стан, спеціально спроектований для здійснення процесу контрольованої прокатки. До складу стану входить:

- комплекс печей для нагріву слябів;
- дві кліті «кварто» з однаковими розмірами робочих (1000...940 мм) і опорних (2100...1950 мм) валків. Довжина робочих валків 3000мм, опорних 2980мм. Зусилля деформації на клітях 7000 т. Чистова кліть обладнана системою противозагину;
- комплекс обробного устаткування, що включає правильні машини, ножиці поперечного і подовжного різання та ін.

Сортамент стану: листи завтовшки 6...60мм, шириною 1500...2700мм, завдовжки 12100...24200 мм.

Заготівля для стану: литі сляби завтовшки 200...315мм, шириною 1250...1900мм, завдовжки 2300...2 800мм, масою від 4,9 до 13 т; катані сляби завтовшки 100...240мм, шириною 1100...1550мм, завдовжки 2500...2800мм, масою 2,1...8,5 т. Прокатку на стані можна проводити за поперечно-

подовжньою схемою в режимі контрольованого деформування.

Нагрів слябів робиться за допомогою автоматичної системи управління технологічним процесом (АСУТП), яка забезпечує максимальний діапазон температур по перерізу сляба не більше 30°C. АСУТП забезпечує видачу на дисплей поточних параметрів нагріву і видачу протоколу (режими нагріву слябів від посаду в піч до закінчення нагріву з реєстрацією температури зон печі, розташування слябів в печі та ін.).

Нагріті сляби при транспортуванні до чорнової кліті проходять через камеру гидросбиву для попереднього видалення окалини. Головна лінія прокатного стану 3000 обладнана АСУТП прокатки, поставленого фірмою «Сименс» Німеччина. Вимірювальні силові пристрої на клітях працюють автоматично, дозволяючи фіксувати на діаграмі і в записуючому пристрої параметри деформації кожного виробу. Прокатку здійснюють в звичайному і контрольованому режимах, при цьому температура кінця деформації складає від 700 до 900°C при відносних обтисканнях в останніх пропусках до 15%. Для забезпечення необхідної температури чистової прокатки, вироби можуть витримуватися на охолоджувальному пристрої (байпасі).

Після прокатки вироби проходять на правку на роликотправильній машині. Обрізання кінців і різання листів на частини здійснюється на поперечних ножицях № 1. При необхідності, на листи наноситься технологічна маркіровка. Листи охолоджуються на чотирьох холодильниках дискового типу. Швидкість пересування листів на холодильниках в режимі охолодження 0,01м/сек, в режимі транспортування 0,4 м/сек. Температура листів після холодильників не більша за 100°C.

При необхідності листи піддаються уповільненому охолодженню в штабелях на ділянках противофлокеної обробки не менше ніж 48 годин.

Після холодильників робиться вирізка заготівель (ножиці № 2), від яких відбирають проби для випробувань. Листи можуть проходити додатково правку на роликотправильній машині № 2. На інспекційних стелажах проводиться огляд поверхні листів і, при необхідності, зачистка поверхневих дефектів.

Остаточне різання листів завтовшки менше 32мм на замовлені розміри робиться на двох лініях різання, що мають у своєму складі:

- здвоєні ножиці для обрізання бічних кромок;
- обладнання ультразвукового контролю внутрішніх дефектів фірми «Крауткремер» Німеччина;
- ножиці поперечного різання для вирізки дефектів і різання листів;
- маркувальні машини.

Після ліній різання листи передаються на стелаж остаточного приймання, а потім транспортуються для укладання у відповідну кишеню. Транспортування листів з кишень на склад готової продукції роблять кранами. Обробка листів завтовшки більше 32мм, що включає вогневе різання, відбувається на окремій ділянці.

2.3. Методика проведення мікроскопічних досліджень та обробка отриманих результатів

Дослідження мікроструктури – найбільш поширений вид структурного аналізу сталі. Таке дослідження засновано на аналізі в світловому мікроскопі відбивного типу тіньової картини, яка зв'язана з рельєфом, що виникає на полірованій поверхні шліфа після травлення. Для проведення мікроаналізу провели ряд операцій, які включають: відбір і попередню підготовку проб, шліфування, полірування і травлення мікрошліфів, їх перегляд і мікрозйомку [94].

Вирізку зразків для металографічних досліджень здійснювали таким чином, щоб деталі зображення, які цікавлять дослідника, знаходилися в площині шліфа. При цьому враховували, що ушкоджений при вирізці шар повинен бути надалі видалений шліфуванням і поліруванням. Шліфування здійснювали на механічному пристрої «Metasinx» на шліфувальних паперах різної зернистості з поступовим переходом від грубішого до тоншого абразиву. Для отримання якісного шліфа застосували шість номерів паперу. При переході до кожного наступного номеру паперу з шліфа ретельно видаляли абразивні

частки пил, що залишився, а напрям шліфування змінювали на 90°. При цьому добилися усунення рисок від попередньої грубішої шкірки. Після закінчення шліфовки зразок ретельно промили водою для видалення частинок абразиву.

Для спостереження тонких деталей структури при великих збільшеннях проводилося анодне розчинення (електролітичне полірування) [95]. При ретельному підборі хімічного складу електроліту і його робочого режиму забезпечується атомарно гладка поверхня без пошкоджень (артефактів) зовнішнього походження. Основним електролітом, використовуваним у роботі був розчин наступного складу:

оцтова кислота (крижана)	– 125 мл;
хромовий ангідрид	– 25 гр;
вода	– 5 мл.

Параметри процесу:

напруга на ванні	– 17...18 В;
щільність струму	– 0,1 А/см ² ;
температура	– 16...18°С;
час полірування	– 3 хв.

Після електрополірування зразки промивали струменем води і висушували фільтрувальним папером, та приступали до операції травлення мікрошліфів. Травлення електрополірованих шліфів проводили у два етапи. Спочатку занурювали шліф на 15 секунд в 4% розчин азотної кислоти в етанолі для виявлення великокутових границь зерен, після чого переміщували без проміжного промивання в 1% розчин азотної кислоти в етанолі й витримували протягом 15...30 секунд для виявлення малокутових субзеренних границь. Таке комбіноване травлення дозволяє чітко виявити зернограничну структуру у феритної складової низьковуглецевих сталей. Протравлені зразки, після ретельної промивки під струменем води. просушували ватним тампоном і фільтрувальним папером.

Для фіксації зображень застосовували металографічний мікроскоп «Неофот-2». У мікроскопі «Неофот 2» використовується спосіб освітлення по Келлеру, схему якого наведено на рисунку 2.1. Коллектор 2 формує на апертурній діафрагмі 3 зображення джерела світла 1 таких розмірів, щоб воно перекривало найбільший отвір цієї діафрагми. Комбінація лінз 4 і 6 формує зображення апертурної діафрагми, яке через плоске скло 8 або відповідну призму переноситься в задню фокальну площину об'єктиву. Польова діафрагма 5 через лінзу 6 формує зображення в нескінченності, а через об'єktiv — в площині об'єкту 10. Конструкція тубуса 7 дозволяє перенести в об'єктну площину окуляра зображення, сформоване об'єктивом в нескінченності.

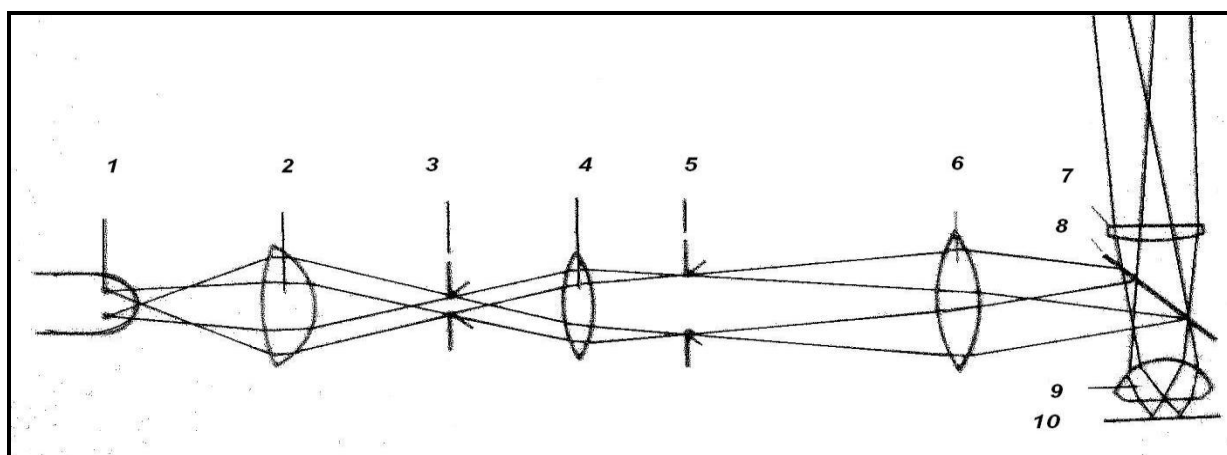


Рисунок 2.1 – Схема освітлення за Келлером

Якщо положення допоміжної лінзи 6 щодо польової діафрагми вибрано таким чином, що діафрагма знаходиться у фокальній області вказаної лінзи, то (у разі нескінченної відстані від об'єктиву до зображення) зображення польової діафрагми завжди буде знаходитись у об'єктній площині об'єктива. Цю обставину можливо застосувати для контролю цієї площини [97].

При фотографування зображень застосовували цифрову камеру. Цифрова камера створює кольорове зображення. Це значно покращує суб'єктивне сприйняття спостерігача. Проте потрібно усвідомлювати те, що кольори на зображенні, записаному цифровою фотокамерою, можуть значно відрізнятися від тих, якими їх сприймає око, спостерігаючи об'єкт в мікроскоп. Зміна

режиму зйомки (витримки, діафрагми, використання оптичного збільшення, типу освітлення і інших установок камери) може призвести, до переходу від червонувато-жовтих тонів при одних установках до зелено-синіх при інших. Тому, при трактуванні результатів не варто надавати велике значення кольоровому відтінку окремих елементів мікроструктури зразку.

2.4. Методика дослідження тонкої структури

Для дослідження тонкої морфологічної будови структурних складових використовувалися просвічуюча та скануюча електронні мікроскопії.

В даній роботі використовували прямий метод препарування зразків для електронних мікроскопічних досліджень. Для приготування тонкої фольги використовували прилад для препарування металевих зразків ПТФ-2. За допомогою цього приладу проводили відрізку пластин від масивних зразків, вирізку дисків, механічне стоншування дисків і електролітичне стоншування зразків до появи перфорацій. Отриману фольгу з отвором промивали в спирті.

Електронний-мікроскопічне дослідження тонкої структури металу здійснювали на електронному мікроскопі типу ЕМ-125К при прискорюючій напрузі 75кВ. При дослідженні на просвіт тонкої фольги в електронному мікроскопі ЕМ-125К спостерігали світлопольні та темнопольні зображення, а також мікродифракційну картину від виділеної ділянки об'єкту. Аналіз отриманої інформації здійснювали згідно рекомендацій [100-103]. Темнопольне зображення отримували шляхом відхилення падаючого пучка за рахунок нахилу освітлювальної системи мікроскопа. Така схема отримання темнопольних зображень передбачена конструкційною схемою приладу.

При дослідженні морфології структурних складових використовувався також растровий електронний мікроскоп РЕМ-106И, який передбачає роботу в режимі спостереження зображення у вторинних електронах або у відображених електронах. Механізм контрасту буде різним для вторинних і розсіяних назад електронів із-за величезної різниці в їх енергіях [104]. Вторинні електрони мають енергію близько 20 еВ, тоді як для розсіяних назад електронів це

значення складає 20000 еВ. Основна відмінність між цими двома типами електронів полягає в тому, що швидкі розсіяні назад електрони не відхиляються полем колектора. Вони летять від зразка до сцинтиляційного лічильника по абсолютно прямолінійних траєкторіях. З іншого боку, повільні вторинні електрони випробовують вплив електричного поля і зазвичай слідує по сильно викривлених траєкторіях. Ті ділянки поверхні зразка, з яких до колектора не можна провести пряму лінію, можна візуалізувати тільки за допомогою вторинних електронів, а не за допомогою розсіяних назад. Це є основною причиною вищої інформативної ємності вторинно-емісійного зображення. Крім того, вторинні електрони дають більший загальний сигнал, а отже, і краще відношення сигнал/шум [105].

2.5. Методика визначення мікротвердості структурних складових

Мікротвердість – це твердість окремих фаз і структурних складових: твердість всередині окремих зерен, тонкого поверхневого шару. Мікротвердість вимірюється за рахунок вдавлення алмазної пірамідки. Вибір ділянки для випробування мікротвердості й визначення розмірів відбитка проводять під мікроскопом, потім по спеціальних таблицях перераховують на число твердості – відношення навантаження до площі поверхні відбитка [106]. Прилад для визначення мікротвердості забезпечує можливість вибору ділянки мікроструктури, де буде зроблене вдавлення.

Вимірювання мікротвердості проводять відповідно до вимог діючої нормативної документації за методом відновленого відбитка (основний) або за методом непоновлення відбитка (додатковий) з використанням:

- чотиригранної піраміди з квадратною основою;
- тригранної піраміди з основою у вигляді рівностороннього трикутника;
- чотиригранної піраміди з ромбічним підставою;
- біціліндричного індентора.

Для вимірювання мікротвердості металографічний шліф, попередньо протравлений для виявлення структури, досліджується під мікроскопом,

вибирається місце для дослідження, до цього місця підводиться індентор, прикладається навантаження, після чого навантаження знімається, шліф повертається в поле зору об'єктива мікроскопа і проводиться вимір відбитка [107]. У мікромасштабі складно вимірювати глибину вдавлювання індентора, легше виміряти розміри відбитка в площині шліфа. Якщо індентор має форму кульки, конуса або піраміди, то по діаметру або діагоналі відбитка можна обчислити його глибину і визначити твердість так само, як це робиться при макромеханічних випробуваннях [108].

2.6. Аналіз хімічного складу

Хімічний склад зразка визначався за допомогою приладу SPECTROMAX (рисунок 2.2).

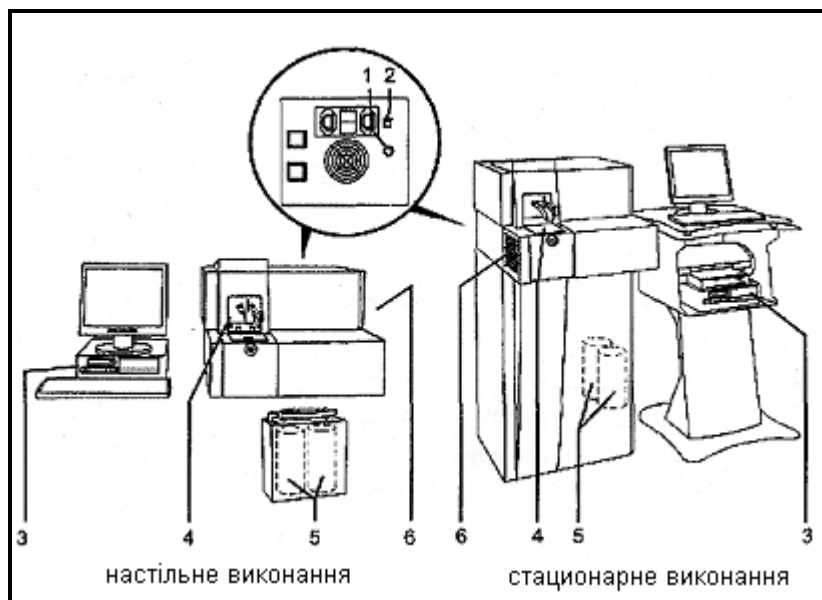


Рисунок 2.2 – Прилад для хімічного аналізу матеріалів (SPECTROMAX): 1 - з'єднання для аргону; 2 - з'єднання для передачі даних на комп'ютер; 3 – комп'ютер; 4 - іскровий стенд; 5 - фільтрувальні патрони; 6 - повітряний фільтр

У цьому контрольованому приладі матеріал проби випаровується в результаті іскрового розряду. Атоми, що звільняються при цьому, і іони збуджуються і випромінюють світло. Це світло прямує в оптичні системи і

вимірюється за допомогою техніки CCD (Електронний світлочутливий детектор, який перетворить світло в електричний заряд). До пам'яті пристрою заздалегідь внесені калібрувальні дані. Зміряні значення порівнюються з цими даними, перераховуються, а потім виводяться на екран.

2.7. Методика визначення механічних характеристик при різних умовах випробувань

В даній роботі визначали механічні властивості досліджуваного матеріалу з урахуванням впливу температури. При температурах приблизно 25°C використовувалися стандартні випробування при статичному навантаженні [109]. Основними визначуваними показниками були:

- границя міцності (тимчасовий опір σ_B) - відношення найбільшого навантаження, передуючого руйнуванню зразка, до початкової площі розрізу зразка;
- границя плинності (σ_T) - найменша напруга, при якій зразок деформується без істотного збільшення навантаження;
- відносне видовження (δ) – відношення приросту довжини зразка після розриву до первинної його довжини;
- відносне звуження (ψ) – відношення зменшення площі поперечного перетину зразка до первинної його площі;

Міцнісні властивості досліджуваного металу визначали згідно ДСТУ 1497-84 на циліндрових зразках діаметром 10 мм за допомогою універсальної випробувальної машини FP-I00/1.

Одноосьове випробування на повзучість розтягуванням здійснювали згідно ДСТУ ISO 204:2019 на циліндрових зразках діаметром 10 мм за допомогою універсальної випробувальної машини FP-I00/1. Зразки, встановлені в захопленнях випробувальної машини і поміщені в піч, нагрівали до заданої температури і витримували при цій температурі не менше 1 год. Зміну температури контролювали за допомогою високотемпературного інфрачервоного пірометра Gulton Infratherm Meumf. IS3D. Після нагріву зразків

і витримки при заданій температурі до зразків прикладали попередню навантаження, рівну 10% від заданої загального навантаження. Одночасно з додатком навантаження проводили реєстрацію видовження зразків.

Основними визначуваними показниками були:

- умовна границя повзучості - напруга, яка викликає за встановлений час випробування при даній температурі задане видовження зразка або задану швидкість повзучості на прямолінійній ділянці кривої повзучості;
- сумарне відносне видовження (δ_c);
- залишкове відносне видовження (δ_3).

2.8. Висновки

1. У роботі виконано обґрунтування вибору матеріалу для конструктивних елементів кожуха доменної печі. За результатами порівняльного аналізу використання в несучих конструкцій каркаса двох різних сталей за класом міцності С245 і С460 показано, що ефективність застосування сталі марки С460 в конструкціях складає майже 34%.
2. У дисертаційній роботі для аналізу мікро- та субмікроструктури низьковуглецевих, низько- та мікролегованих сталей використано сучасні методи досліджень, а саме: загальні методи кількісного та напівкількісного металографічного аналізу з застосуванням оптичного мікроскопу Neophot -2; растрову електронну мікроскопію з застосуванням скануючого електронного мікроскопу РЕМ-106И; дифракційну електронну мікроскопію з застосуванням трансмісійного електронного мікроскопу ЕМ-125К.
3. В роботі було проведено механічні випробування для виявлення та аналізу комплексу властивостей, саме випробування на розтяг та одноосьове випробування на повзучість розтягуванням.
4. При проєктуванні конструктивних елементів кожуха доменної печі може стати використання марок сталей із підвищеним рівнем властивостей.

2.9. Список використаних джерел в розділі 2

У розділі 1 використані джерела [1-92]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 3.

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРНОГО СТАНУ СТАЛЕЙ, ЯКІ НАЙЧАСТІШЕ ВИКОРИСТОВУЮТЬСЯ В ЯКОСТІ МАТЕРІАЛУ ДЛЯ КОНСТРУКТИВНИХ ЕЛЕМЕНТІВ КОЖУХІВ ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ

3.1. Основні технологічні схеми отримання металопрокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей

Останнім часом проектування металевих будівельних конструкцій спрямоване на зниження металоємності за рахунок застосування низьковуглецевих низьколегованих сталей підвищеної та високої міцності. Збільшення об'ємів будівництва багатоповерхових будинків з використанням легких металевих каркасів з низьковуглецевих низьколегованих сталей дозволили досягти істотного прогресу у розробці та впровадженні у виробництво сталей зазначеного класу. У технології виробництва низьковуглецевих сталей підвищеної та високої міцності, якій приділяють велику увагу, основні використовувані технологічні схеми базуються на різновидах термомеханічної обробки.

Найбільш розповсюдженими видами термомеханічної обробки є:

- 1) високотемпературна термомеханічна обробка (ВТМО), яка включає деформацію аустеніту вище температури рекристалізації (вище критичної точки A_{C3}) і наступне охолодження прокату;
- 2) низькотемпературна термомеханічна обробка (НТМО), що включає деформацію аустеніту нижче точки A_{C1} з подальшим охолодженням металу;
- 3) попередня термомеханічна обробка (ПТМО) полягає в наклепі металу перед термічною обробкою. При цьому наклепаний стан зберігається, не зазнаючи значних змін, за рахунок швидкого нагрівання до аустенітного стану і наступного охолодження. [110]

Високотемпературна термомеханічна обробка отримала найбільш широке застосування стосовно конструкційних сталей. Контрольована прокатка є однією з найбільш поширених технологій високотемпературної

термомеханічної обробки, яка в останні роки знайшла широке застосування при виробництві прокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей. Зацікавленість контрольованої прокатки дуже велика, що пояснюється можливістю одночасного підвищення міцності, пластичності, в'язкості і хладостійкості за рахунок отримання в процесі гарячої прокатки дрібного зерна фериту в поєднанні з ефектом дисперсійного зміцнення. Однак одним з недоліків технології контрольованої прокатки - необхідність використання дорогих карбідоутворюючих елементів типу Nb, V, Ti. На відміну від звичайної гарячої прокатки, процес контрольованої прокатки [111] передбачає жорсткий контроль температурно-деформаційних параметрів прокатки.

Перед чорною прокаткою [112] розмір зерна аустеніту залежить від двох основних факторів:

- швидкості рекристалізації аустеніту, яка підвищується із збільшенням ступеня деформації і температури, а знижується за рахунок впливу розчинених або виділилися дрібнодисперсних частинок;
- швидкості росту зерна аустеніту, яка підвищується із зростанням температури і сповільнюється частинками другої фази.

Таким чином зерна фериту, що утворився після перетворення залежить від:

- температури перетворення аустеніту: чим нижче температура перетворення аустеніту, тим менше розмір кінцевого зерна фериту;
- величини вихідного зерна аустеніту, так як ферит зароджується переважно на границях колишніх зерен аустеніту;
- морфології аустенітного зерна;
- утворення частинок другої фази, які виділяються в феритному зерні.

Найважливішою особливістю металу, виробленого за технологією контрольованої прокатки є наявність мікродобавок сильних карбідоутворюючих елементів. Параметр решітки карбідів і нітридів надає прямий вплив на можливість зміцнення шляхом дисперсійного твердіння під

час прокатки [113].

Основою контрольованої прокатки є гаряча деформація аустеніту. За рахунок регулювання умов гарячої деформації, в аустеніті створюється висока щільність центрів зародження феритної фази, що дозволяє добитися значного подрібнення розміру зерна фериту після $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення [56]. Аналіз процесів структуроутворення при гарячій пластичній деформації показує, що ефективна і стабільна дія деформації на структуру сталі, визначається наявністю і величиною трьох температурних інтервалів, обмежених критичними точками перетворення і температурами рекристалізації деформованого аустеніту цієї сталі [56-71].

При традиційної високотемпературної прокатці температура кінця деформації зазвичай складає 1050...900°C залежно від товщини листа. При такому деформуванні гарячий аустеніт зберігає великий розмір зерна і прокатаний метал має успадковану грубу крупнозернисту ферито-перлітну структуру. Додавання карбоутворюючих елементів, таких як ванадій, титан і ніобій, піднімають точку кінця рекристалізації γ -фази на 100 і більше градусів залежно від їх концентрації. Це пояснюється виділенням з твердого розчину в процесі охолодження металу дисперсних карбонітрідів на границях аустенітних зерен, що гальмує їх міграцію [79, 80]. Вплив вказаних елементів різний, найвищу здатність до гальмування рекристалізації має ніобій, за ним йдуть титан і ванадій. При прокатці сталей з підвищеним вмістом ніобію [56, 81] кількість центрів зародження α -фази значно збільшується через те, що гаряча деформація аустеніту в таких сталях активує, на додаток до механізму утворення центрів зародження α -фази на границях аустенітних зерен, також механізми зародження таких центрів на двійниках і в смугах деформації.

Зазвичай при високотемпературній контрольованій прокатці спочатку домагаються подрібнення зерна в зоні рекристалізації при чорновій прокатці при температурах вище 950...1000 С, а потім після витримки завершують деформацію в інтервалі температур нижче 900°C, деформуючи нерекристалізований аустеніт, прагнучи отримати максимальну поверхню зерен

аустеніту і ввести смуги деформації, тим самим збільшуючи кількість центрів зародження α -фази, і, як наслідок, подрібнити кінцеве зерно фериту. Зазвичай сумарна деформація при температурах нижче температури закінчення рекристалізації складає $\geq 70\%$. Керування цими процесами призводить до ефективного подрібнення зерна за рахунок багатократної постдинамічної рекристалізації після кожного проходу [56, 68]. При цьому не слід допускати прокатку з малими ступенями обтискання за пропуск (критична деформація) щоб уникнути спонтанного зросту зерна. Чим дрібніше початкове зерно аустенітну перед деформацією, нижче температура прокатки і вище ступень деформації при кожному пропуску, тим дрібніше буде кінцеве зерно.

При контрольованій прокатці розмір зерна фериту визначається сумарною деформацією при температурах, при яких рекристалізація не буде протікати. Тому важливим параметром для чистової стадії прокатки є товщина підкату, яка повинна в 3,5...4 рази перевищувати кінцеву товщину прокату [56].

На завершальній стадії можливе продовження прокатки при нижчих температурах в двофазній $\gamma + \alpha$ області близько $720...750^\circ\text{C}$, при цьому необхідне поєднання міцності і хладостійкості досягається за рахунок деформації фериту, що утворився. Післядеформаційне охолодження прокату здійснюється на повітрі.

3.2. Аналіз структурного стану сталей після гарячої прокатки

Сортамент прокату низьколегованої сталі досить великий і охоплює, як сортовий і профільний прокат, так і листовий (товстолистовий і тонколистовий, рулонну сталь, одержувану на безперервних широкосмугових станах, універсальну смугу). Однак переважна кількість низьколегованої сталі застосовується у вигляді листового прокату [110].

Найбільш широко поширена технологічна схема виробництва високоміцного прокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей – гаряча прокатка (рисунок 3.1) [111].

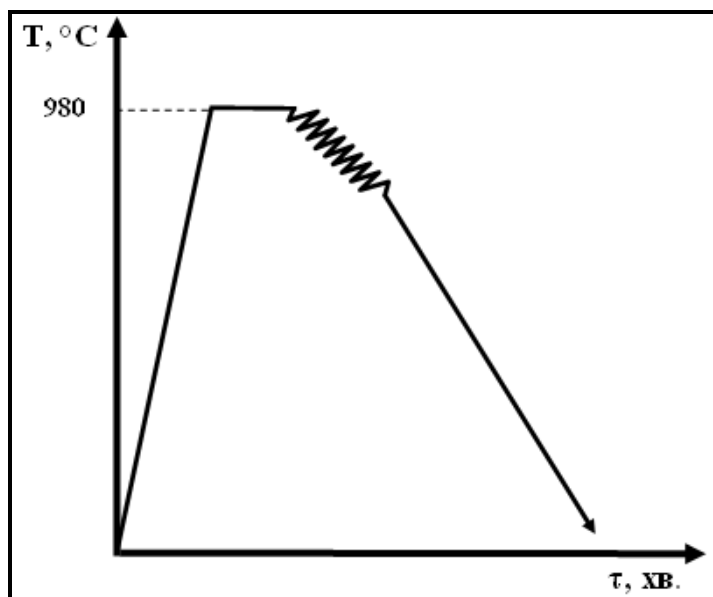


Рисунок 3.1 – Схема технологічного процесу гарячої прокатки

Гаряча прокатка проводиться при температурі вище температури рекристалізації. При підвищеній температурі метал знижує свою міцність, що дає можливість знижувати зусилля, які необхідні для його пластичного деформування. Безпосередньо в ході деформування металу відбувається його рекристалізація з постійним утворенням нових зерен [112].

Нагрів металу перед прокаткою здійснюється з метою підвищення його пластичності і зменшення опору деформації. Нагрів є однією з важливих і основних операцій в процесі прокатки. Він повинен забезпечити рівномірний розподіл температури по перерізу прокатоного металу, його мінімальне окислення і знеуглецювання. Підвищення температури металу при його нагріві, як правило, сприятливо впливає на процес прокатки. Однак, при нагріві вище певної, для даної сталі температури, відбувається ріст зерна, який веде до ослаблення зв'язку між ними і тим самим до погіршення механічних властивостей сталі [113].

При прокатці метал нагрівають до можливо високих температур, так як в цьому випадку знижуються витрати енергії, зусилля деформації, зношення обладнання. При призначенні температури нагріву, як правило, верхня межа температури нагріву обмежується явищами перегріву і перепалу, а нижня межа

– температурою рекристалізації. Як наслідок, для більшості низьковуглецевих низьколегованих сталей температурний інтервал прокатки досить вузький [114].

В якості матеріалів для даних досліджень були обрані широко застосовувана при виробництві будівельних металлоконструкцій сталь Ст3сп та сталь 09Г2С. Результати проведеного комплексу металографічних досліджень наведено на рисунку 3.2.

Металографічні дослідження показали, що в стані постачання структура сталі Ст3сп (дивись рисунок 3.2 *а, в, д*) складається з ферито-перлітної суміші з процентним співвідношенням структурних складових 60% і 40% відповідно. При цьому феритні зерна формуються у вигляді поліедрів. Перліт виділяється, в основному, у вигляді рівновісних колоній різної дисперсності.

Сталь марки 09Г2С відноситься до високоміцної сталі для зварних конструкцій. За рахунок більш складної системи легування сталь 09Г2С отримує високу міцність і зносостійкість порівняно зі сталлю Ст3сп.

Результати металографічних досліджень структурного стану сталі 09Г2С показують, що аналогічно сталі Ст3сп структура являє собою ферито-перлітний конгломерат. При цьому, візуальна оцінка показує подрібнення феритної складової, порівняно зі сталлю Ст3сп. Вміст феритної складової складає 70%, перлітної – 30%.

Тонку структуру досліджуваних сталей наведено на рисунку 3.3.

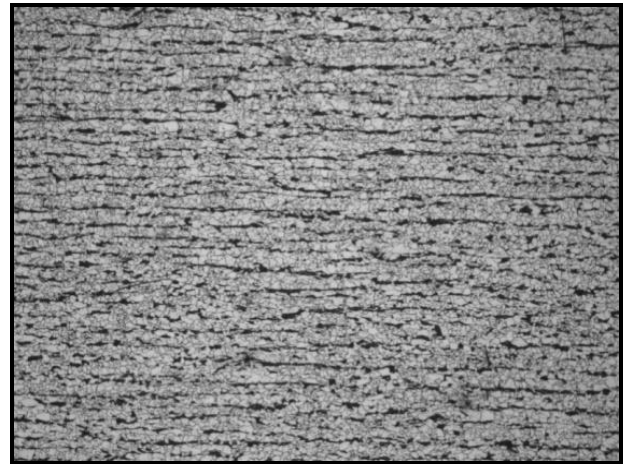
Аналіз тонкої структури сталі Ст3сп (дивись рисунок 3.3 *а, в*) показує, що основними структурними складовими є поліедричний ферит і перліт. Спостерігаються феритні зерна з помірною щільністю дислокацій (рисунок 3.3 *а*). Перлітні області складаються з декількох колоній (розміром 3- 10 мкм) з різною орієнтацією цементитних пластин (рисунок 3.3 *в*).

Тонку структуру сталі 09Г2С представлено на рисунку 3.3 *б, г*. Аналіз наведених даних показує, що зерна фериту мають правильну поліедричну форму (рисунок 3.3 *б*). Перліт дисперсний ($S_0=0,2$ мкм) завтовшки до 0,02 мкм; цементит має форму тонких пластин, крупні перлітні колонії разорієнтовані

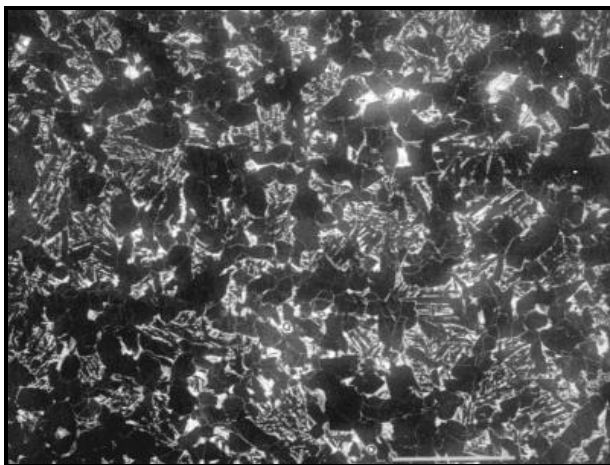
одна відносно іншої (рисунок 3.3 з).



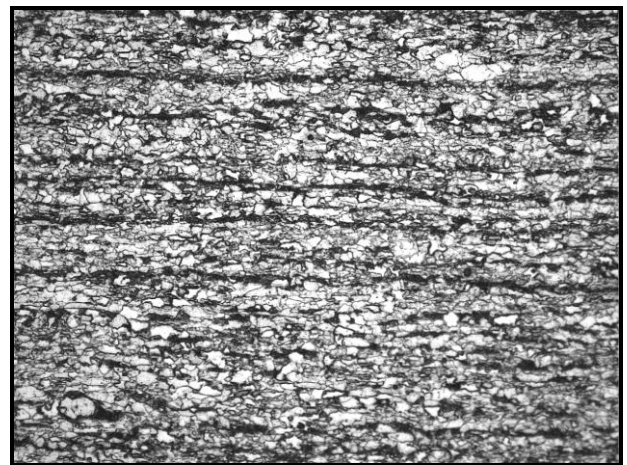
a ($\times 100$)



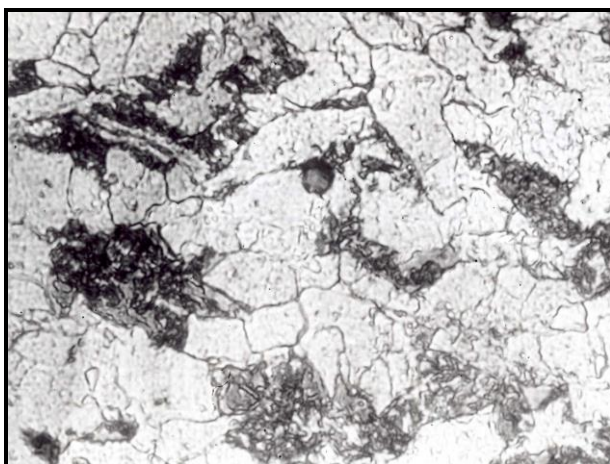
б ($\times 100$)



в ($\times 200$)



з ($\times 200$)



д ($\times 500$)



е ($\times 500$)

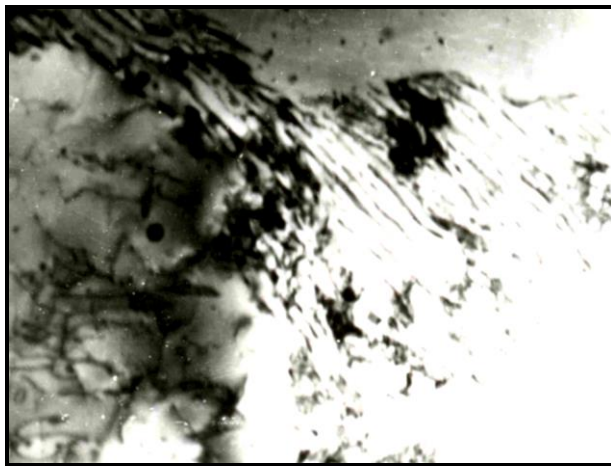
Рисунок 3.2 – Мікроструктура сталей отриманих за технологічною схемою гарячої прокатки: *a, в, д* – сталь СтЗсп; *б, з, е* – сталь 09Г2С



a ($\times 10000$)



б ($\times 20000$)



в ($\times 10000$)



г ($\times 12000$)

Рисунок 3.3 – Тонка структура сталей, які отримано за технологічною схемою гарячої прокатки: *а, в* – сталь СтЗсп; *б, г* – сталь 09Г2С

Комплекс механічних властивостей сталей, які вироблено за технологічною схемою гарячої прокатки представлено у таблиці 3.1.

Таблиця 3.1 – Комплекс механічних властивостей сталей, які вироблено за технологічною схемою гарячої прокатки

Марка сталі	Границя міцності (σ_B), МПа	Границя плинності (σ_T), МПа	Відносне видовження (δ_5), %	Ударна в'язкість KCV^{+20} , Дж/ м ² ·10 ⁻⁴
09Г2С	460	305	22	165
СтЗсп	425	245	26	-

3.3. Аналіз структурного стану сталей після контрольованої прокатки

Технологічна схема традиційної контрольованої прокатки наведена на рисунку 3.4.

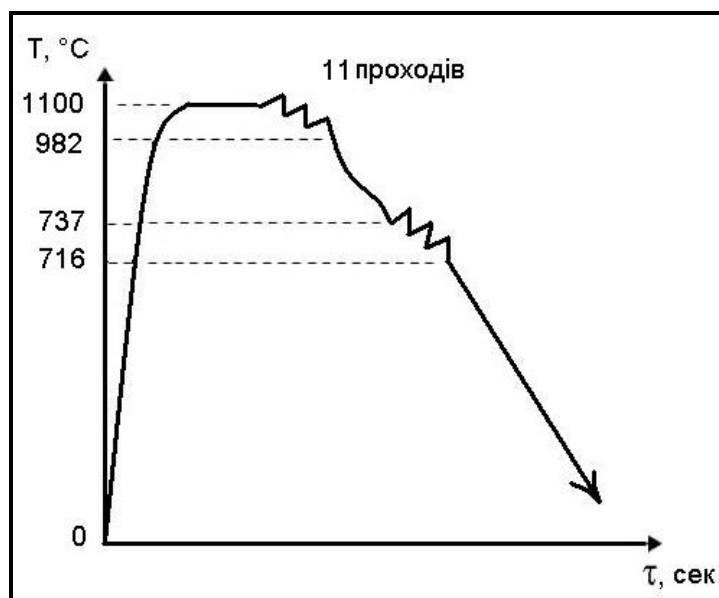


Рисунок 3.4 – Схема технологічного процесу контрольованої прокатки

Контрольована прокатка призводить до одночасного підвищення міцності, пластичності, в'язкості і холодостійкості. Таке унікальне поєднання властивостей обумовлено трьома основними факторами: створенням розвиненої субструктури в умовах регламентованої деформації в міжфазній аустенітно-феритній області; формуванням дисперсних карбонітридів зміцнюючих сталь і стабілізуючих субструктуру; подрібненням зерна, а також створенням текстури прокатки [115]. У той же час технологія має ряд недоліків: необхідність застосування дефіцитних легуючих елементів, зокрема, ніобію, ванадію і титану, щоб забезпечити виділення і оптимальний розподіл карбідної фази, сталь кожної марки потрібно прокатувати по своєму режиму. Крім того, наявне на заводах прокатне обладнання часто мало пристосоване до прокату листів і профілів при знижених температурах. Потужність приводу прокатних станів не завжди дозволяє здійснити цей технологічний процес. До того ж,

прокатка при знижених температурах завжди призводить до значного зниження продуктивності прокатних станів (до 40 %). Крім того, як відомо, по комплексу механічних властивостей сталі після контрольованої прокатки, безумовно, поступаються поліпшеним низьковуглецевим сталям [115].

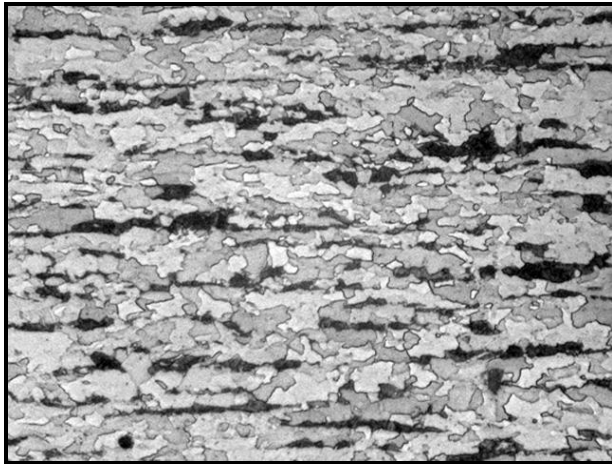
На отримання дрібного феритного зерна, за рахунок зниження температури перетворення, може впливати швидкість охолодження і склад сталі. Надмірно високі швидкості охолодження або занадто висока прогартувувальність можуть привести до утворення бейнітної структури, особливо небезпечно це при великому початковому зерні аустеніту. Надмірно низька температура охолодження або занадто низька прогартувувальність призводить до утворення крупнозернистого фериту, особливо в тому випадку, коли в структурі сталі був крупнозернистий аустеніт. Добре відомо, що наявність великого зерна фериту негативно позначається на границі плинності і в'язкості сталі [113].

Для отримання дрібнозернистого фериту слід застосовувати низькі температури кінця прокатки і великі ступені деформації. В цьому випадку, навіть якщо аустеніт нерекристалізувався, утворений ферит буде дрібнозернистим. Дрібнозернистість фериту в цьому випадку є наслідком отримання дуже плоских витягнутих зерен аустеніту, на межах яких зароджується ферит, а оскільки границі аустеніту будуть обмежувати його ріст, то він залишиться дрібнозернистим. Зародки фериту можуть утворюватися не тільки на границях аустеніту, а й на лініях деформації і на будь-яких частках другої фази [116].

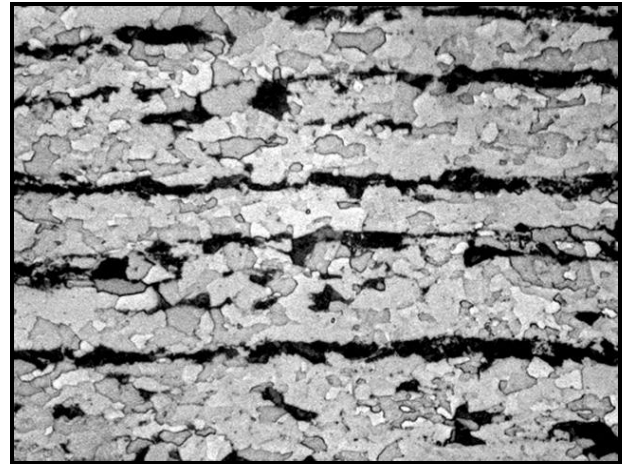
Проведений комплекс металографічних досліджень показав сталі 10Г2ФБ, яку вироблено за технологічною схемою контрольованої прокатки представлено на рисунку 3.5.

Аналіз представлених даних показав, що після заводської контрольованої прокатки сталь 10Г2ФБ має ферито-перлітну структуру з явно вираженою перлітною смугастістю (рисунк 3.5 а, б). Феритна складова є зернами поліедричного фериту з помірною (до 10^9 см^{-2}) щільністю дислокацій (рисунк

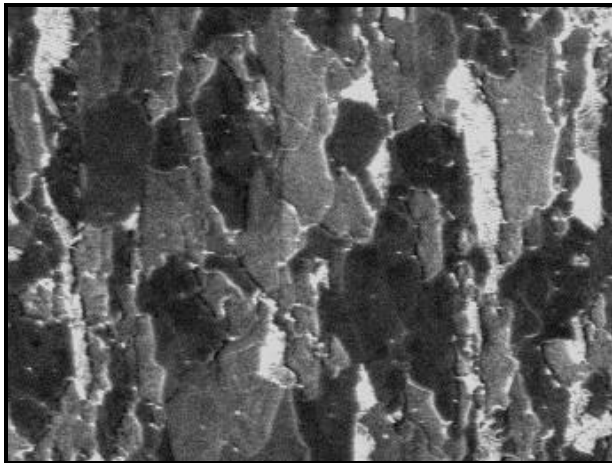
3.5 *в, з*). Внутрішні об'єми феритних зерен розбиті тонкими малокутовими кордонами на окремі субзерна, як правило, витягнутої форми.



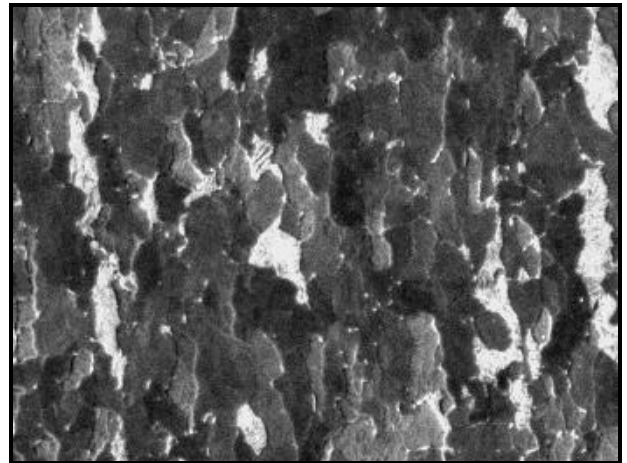
a ($\times 200$)



б ($\times 400$)



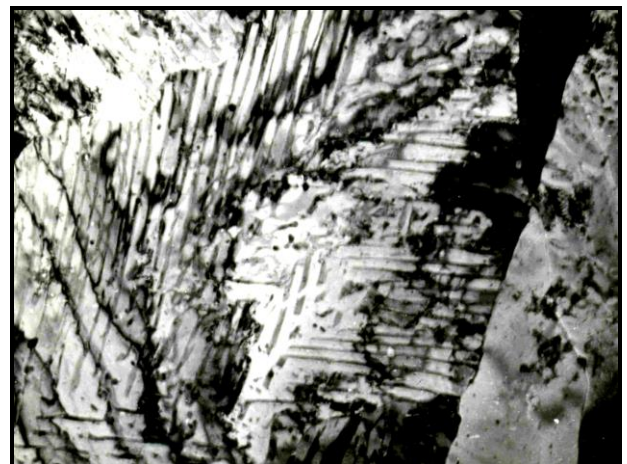
в ($\times 900$)



з ($\times 900$)



д ($\times 10000$)



е ($\times 10000$)

Рисунок 3.5 – Структура сталі 10Г2ФБ після контрольованої прокатки:

a, б – перлітна смугастість; *в, з* – феритна складова; *д, е* – перлітна складова

Пластинчастий перліт має вигляд рівновісних подовжених колоній з міжпластинчастою відстанню $S_0=0,1\text{мкм}$ (рисунок 3.5 д, е).

Як показав проведений комплекс досліджень в структурі металопрокату присутня явно виражена перлітна смугастість. Для визначення розподілу перлітної смугастості було виконано комплекс металографічних досліджень по перетину листа. Отримані результати узагальнено та наведено на рисунку 3.6.

Аналіз результатів проведених досліджень підтвердив наявність перлітної смугастості по усьому перетину товщини зразків. Товщина та щільність перлітної смугастості збільшується. Це можливо пояснити наявністю ближче до центру зразку зони осьової ліквіації. При цьому, розміри перлітних колоній майже не змінюються від поверхні зразку до його центру.

З метою дослідження розподілу легуючих елементів по перетину товстого листа сталі 10Г2ФБ після контрольованої прокатки було виконано дослідження типового хімічного складу по трьом зонам товщини листу (при поверхнева зона, чверть товщини листа, центр зразка). Отримані результати узагальнено та наведено у таблиці 3.2.

Таблиця 3.2 – Типовий хімічний склад сталі 10Г2ФБ по трьом зонам товщини листа

Елемент, % по масі	C	Si	Mn	Ni	Mo	Al	Nb	V	B	N
поверхня	0,099	0,236	1,57	0,010	0,012	0,042	0,032	0,085	<0,0002	≈0,016
чверть	0,107	0,229	1,54	0,013	0,012	0,059	0,030	0,084	0,0006	≈0,017
середина	0,116	0,244	1,59	0,013	0,012	0,042	0,035	0,086	0,0003	0,016

Данні, приведені в таблиці 3.2 показують, що масова доля вуглецю збільшується по перетину зразка від поверхні до середини. На поверхні листа вона складає 0,099 %, в чверті 0,107 %, та по середині зразка масова доля вуглецю складає 0,116 %. Масова доля кремнію на поверхні складає 0,236 %, в чверті 0,229 %, по середині листа 0,244 %. Марганцю на поверхні листа складає 1,57 %, в чверті 1,54 %, по середині 1,59 %.

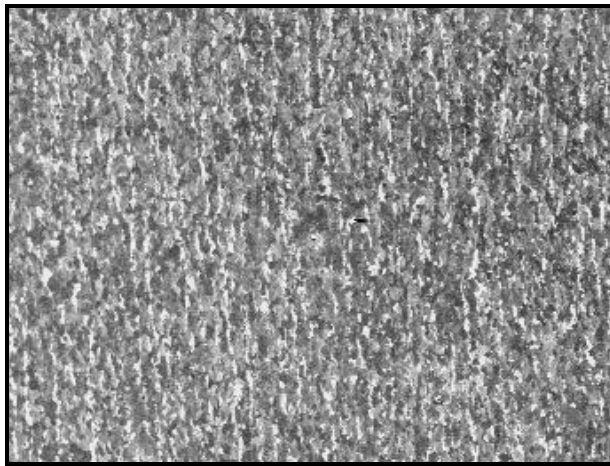
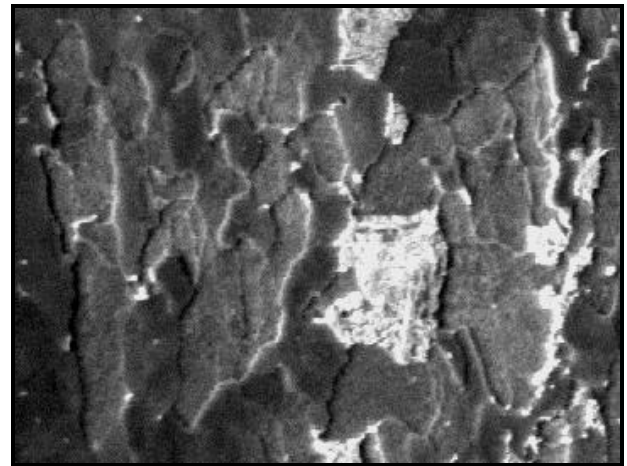
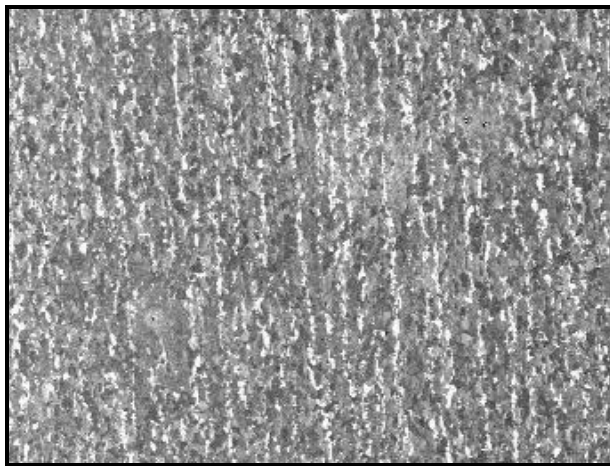
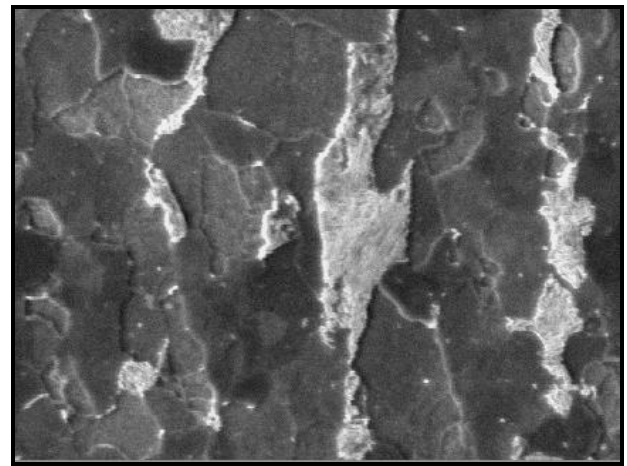
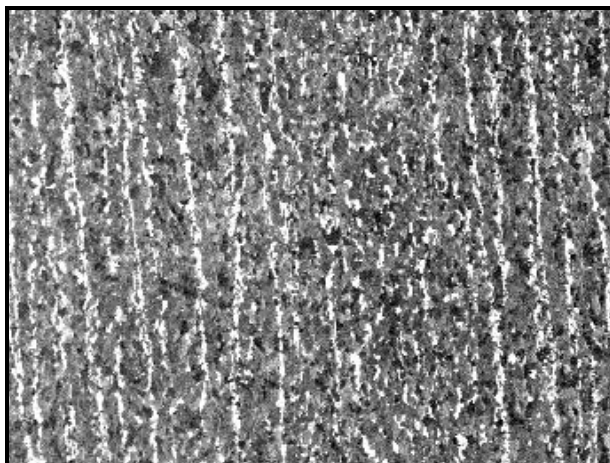
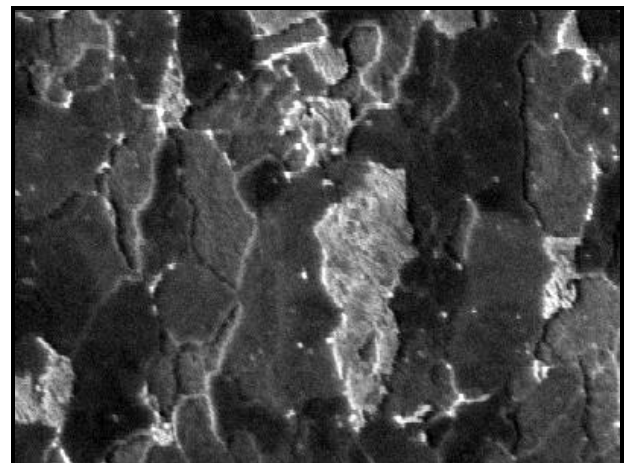
*a* ($\times 100$)*б* ($\times 5000$)*в* ($\times 100$)*г* ($\times 5000$)*д* ($\times 100$)*е* ($\times 5000$)

Рисунок 3.5 – Структура сталі 10Г2ФБ по перетину листа:

a, б – поверхня; *в, г* – чверть; *д, е* – середина

Масова доля нікелю на поверхні листа 0,010 %, а в чверті та по середині листа розподілилась рівномірно та складає 0,013 % відповідно. Доля молібдену по трьом зонам товщини листа розподілилась рівномірно та складає 0,012 %.

Масова доля алюмінію на поверхні листа та по середині однакова 0,042 %, а в чверті 0,059 %. Ніобію на поверхні листа 0,032 %, в чверті 0,030 % та по середині листа 0,035 %. Масова доля ванадію практично однакова і по всіх зонах складає $\approx 0,085$ %. Доля бору в листі дуже незначна і на поверхні листа складає $<0,0002$ %, в чверті 0,0006 %, та по середині листа 0,0003 %. Масова доля азоту по всіх трьох зонах практично однакова $\approx 0,016$ %.

В таблиці 3.3 приведені механічні властивості сталі 10Г2ФБ після контрольованої прокатки.

Таблиця 3.3 – Комплекс механічних властивостей сталі 10Г2ФБ

Марка сталі	Границя плинності σ_T , МПа	σ	Коефіцієнт надійності σ_T/σ_B	Відносне видовження δ_2 , %	Ударна в'язкість KCV ⁻²⁰ , Дж/см ²	Ударна в'язкість KCU ⁻⁶⁰ , Дж/см ²
10Г2ФБ	545	605	0,9	35	103	117

Аналіз даних свідчить, що границя плинності становить 545 МПа, границя міцності 605 МПа, коефіцієнт надійності 0,9 МПа, відносне видовження 35 %, ударна в'язкість при температурі -20 °С становить 103 Дж/см², при температурі -60 °С становить 117 Дж/см².

Результати дослідження мікротвердості структурних складових по перетину товстого листа сталі 10Г2ФБ після контрольованої прокатки наведено на рисунку 3.6 та у таблиці 3.4.

Таблиця 3.4 –Результати дослідження мікротвердості структурних складових

Зона контролю	Мікротвердість, МН/м ²	
	перліт	ферит
поверхня	355	155
чверть	227	227
середина	297	206

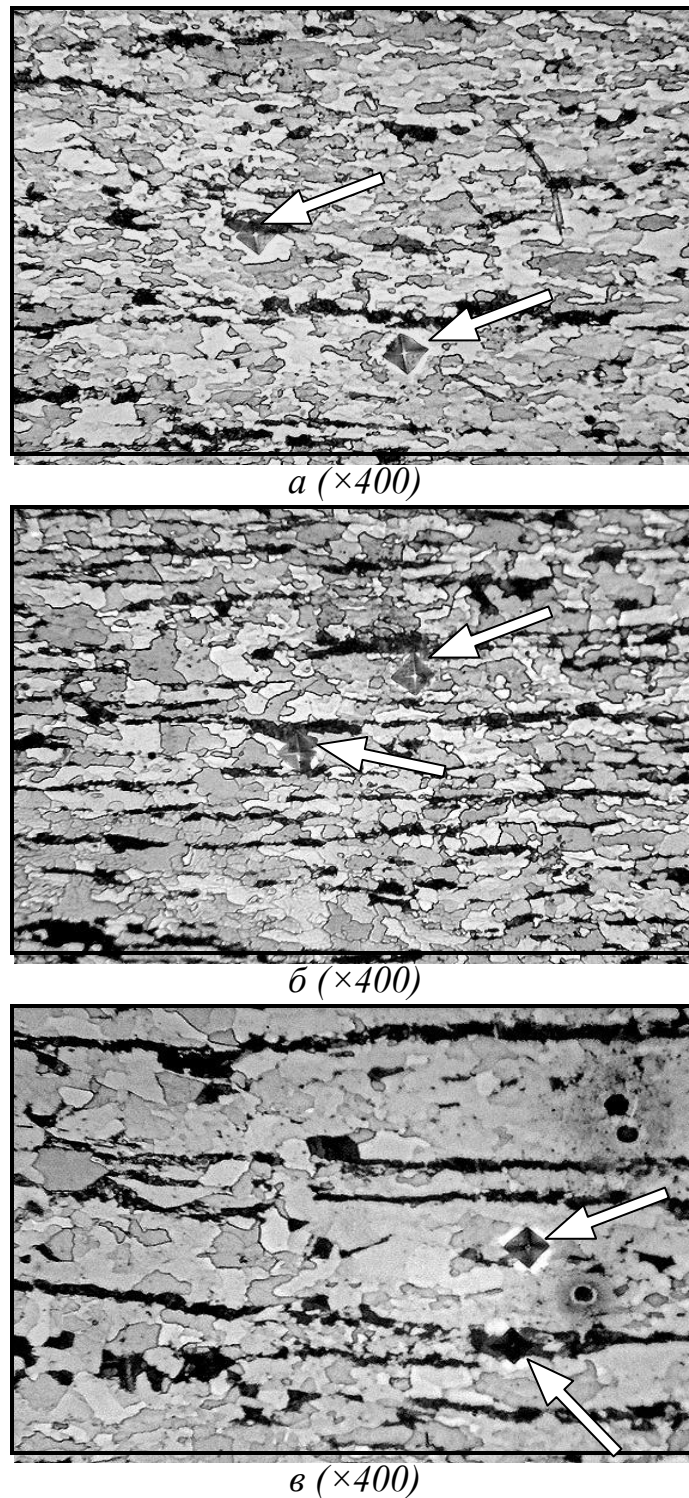


Рисунок 3.6 – Дослідження мікротвердості структурних складових сталі

10Г2ФБ по перетину листа:

а – поверхня; *б* – чверть; *в* – середина

З таблиці мікротвердості структурних складових після штатної прокатки ми бачимо, що на поверхні злитку мікротвердість перліту складає 355 МН/м^2 , мікротвердість фериту 155 МН/м^2 . В чверті мікротвердість перліту 227 МН/м^2 ,

фериту 227 МН/м².

По середині – мікротвердість перліту 297 МН/м², мікротвердість фериту 206 МН/м².

3.4. Аналіз структурного стану сталей після полігонізаційної контрольованої прокатки

Технологічна схема полігонізаційної контрольованої прокатки заснована на створенні стійкої полігонізованої структури аустеніту, яка формується при гарячій деформації та зберігається до температур верхньої частини міжкритичного інтервалу [56]. Подальше виникнення численних зародків доєвтектоїдного фериту не тільки на великокутових, а й на полігональних границях, сприяє зменшенню розмірів феритних зерен металу, що надходить на чистову прокатку, тому в готових листах формується більш дисперсна кінцева ферито-перлітна структура, яка забезпечує підвищення його механічних властивостей у трьох напрямках. Збільшення числа центрів зародження феритної фази ініціює її виникнення навіть в несприятливих ліквідаційних ділянках, збагачених марганцем та іншими елементами, стабілізуючими аустеніт, в результаті чого знижується ферито-перлітна смугастість, вирівнюється структура та механічні властивості.

Як показано вище в роботах [53, 56, 63, 64], полігонізовану структуру аустеніту можна стабілізувати шляхом збільшення числа циклів та зниження температури під час і після попередньої гарячої деформації. Це призводить до посилення процесу полігонізації, збереження субзеренних границь, затримки рекристалізація, а примусове зниження температури на 10...20°C нижче критичної точки A_{c3} (дивись роботу [56]) призводить до появи перших зародків фериту на великокутових та полігональних границях.

Полігонізаційна контрольована прокатка також передбачає як застосування водяного охолодження на протязі 90 секунд, так і збільшення числа циклів високотемпературної деформації та подальшого охолодження на повітрі. Збільшення циклічності деформації при тому ж сумарному її ступеню сприяє

отриманню більш розвиненої полігональної структури, а збільшення загальної тривалості деформації знижує температуру кінця прокатки. При цьому виникає необхідність зниження величини одиничних обтиснень, що пов'язано з небезпекою входження в область критичних ступенів деформації та аномального зростання аустенітного зерна.

Технологічна схема полігональної контрольованої прокатки товстого листа сталі 10Г2ФБЮ наведена на рисунку 3.7. Дану технологічну схему виробництва товстолистого прокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей було запропоновано в роботі [117].

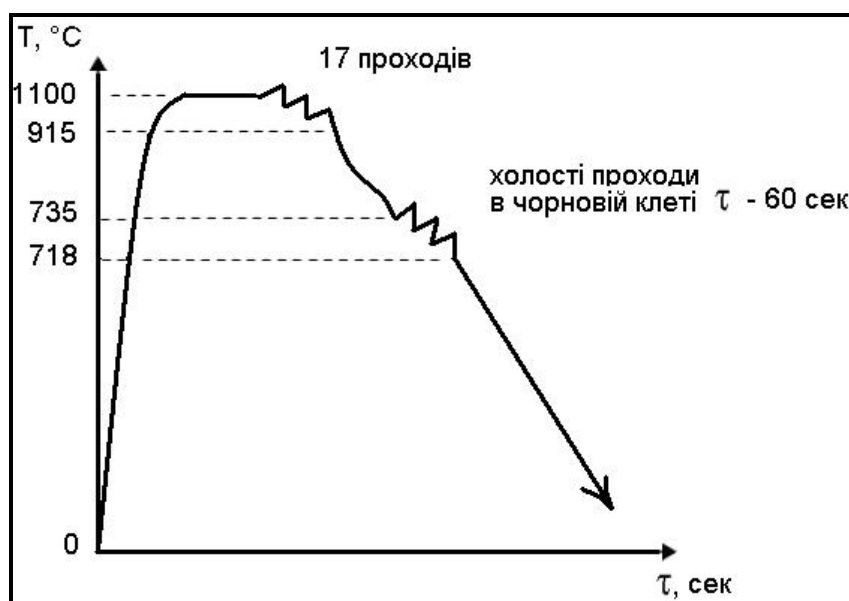


Рисунок 3.7 – Схема технологічного процесу полігонізаційної контрольованої прокатки

Нагрів металу проводиться до температури 1100°C, після чого відбувається аустенітизація при температурі 1100°C, потім слідує прокатка в чорновій клітi (17 проходів) в інтервалі температур 1100 – 915°C, після чого відбувається підстуджування до температури 735°C, прокатка в чистовій клітi в інтервалі 735 – 718°C та охолодження на спокійному повітрі. Структурний стан, який формується внаслідок зазначеної схеми виробництва представлено на рисунку 3.8

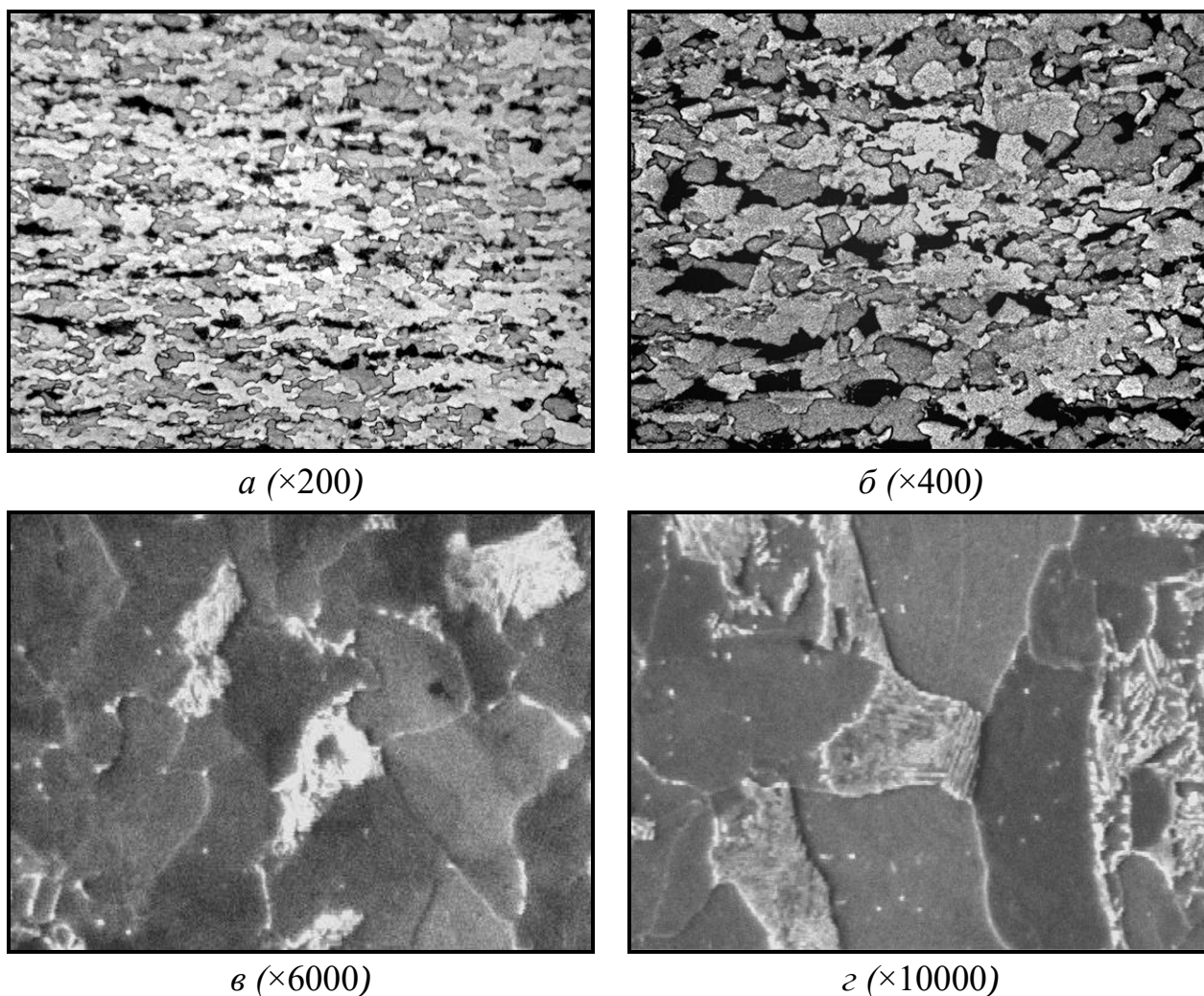


Рисунок 3.8 – Структура сталі 10Г2ФБЮ після полігонізаційної контрольованої прокатки: *a*, *б* – подрібнення перлітної смугастості; *в* – феритна складова; *г* – перлітна складова

Проведений комплекс металографічних досліджень показав, що сталь 10Г2ФБЮ після полігонізаційної контрольованої прокатки має ферито-перлітну структуру. При цьому, перлітна смугастість розбилася на окремі колонії (рисунок 3.8 *a*, *б*). Феритна складова містить зерна поліедричного фериту, внутрішні об'єми також розбиті малокутовими границями на окремі субзерна.

З метою дослідження подрібнення перлітної смугастості було виконано комплекс металографічних досліджень по перетину листа. Отримані результати узагальнено та наведено на рисунку 3.9.

Аналіз результатів проведених досліджень підтвердив подрібнення перлітних колоній по усьому перетину товщини зразків. При цьому, розміри

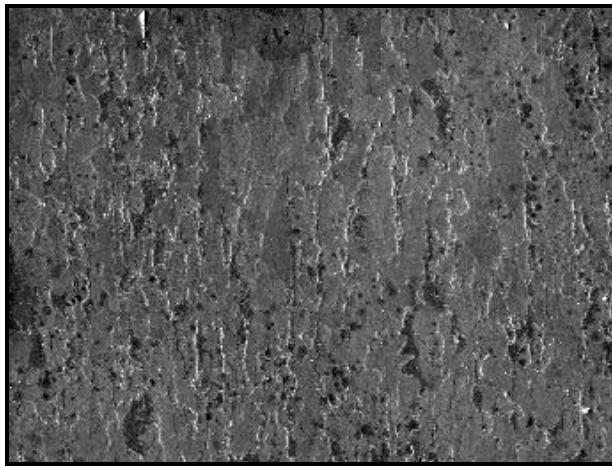
перлітних колоній збільшуються від поверхні зразка до його центру. Необхідно зауважити, що проміжок між роздробленими перлітними колоніями заповнюється більш м'якою фазою – феритом. Подрібнення перлітної смугасті відбувається шляхом збільшення кількості місць зародження феритної складової на стадії деформації аустеніту [118].

Результати дослідження розподілу легуючих елементів по трьом зонам перетину товстого листа сталі 10Г2ФБЮ після полігонізаційної контрольованої прокатки узагальнено та наведено у таблиці 3.5.

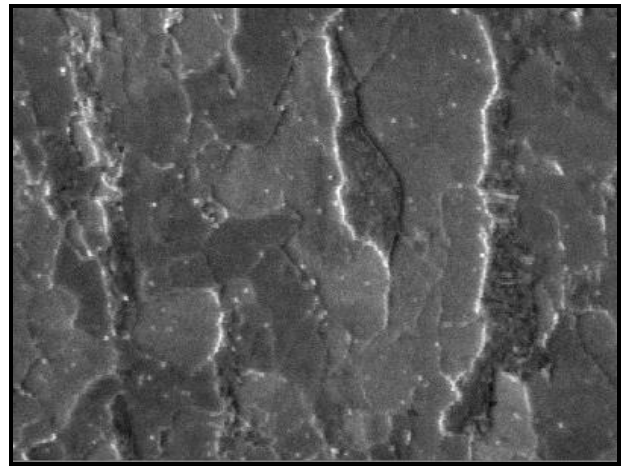
Таблиця 3.5 – Хімічний склад сталі 10Г2ФБЮ після полігонізаційної контрольованої прокатки по трьом зонам перетину листа

Елемент, % по масі	C	Si	Mn	Ni	Mo	Al	Nb	V	B	N
поверхня	0,102	0,233	1,56	0,082	0,012	0,041	0,031	0,084	<0,0004	≈0,017
чверть	0,120	0,236	1,55	0,013	0,011	0,055	0,030	0,084	0,0002	≈0,019
середина	0,104	0,238	1,56	0,010	0,011	0,040	0,033	0,085	0,0002	0,018

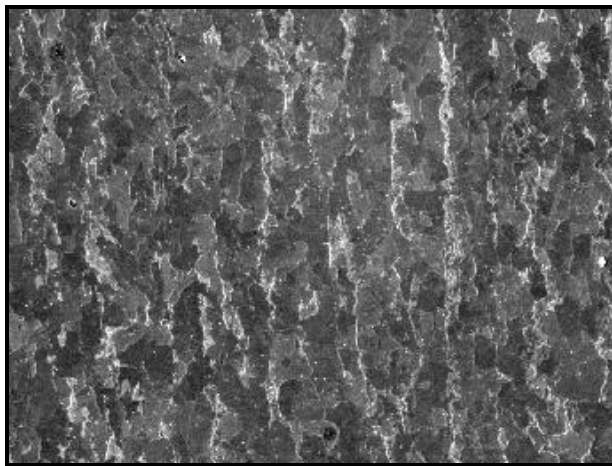
Аналіз представлених в таблиці 3.5 даних показує, що вміст вуглецю в сталі складає - на поверхні 0,102 %, в чверті 0,120 %, по середині 0,104 %. Вміст кремнію складає - на поверхні 0,233 %, в чверті 0,236 %, по середині 0,238. Вміст марганцю складає – на поверхні 1,56 %, в чверті 1,55, по середині 1,56 %. Вміст нікелю – на поверхні 0,082 %, в чверті 0,013 %, по середині 0,010%. Вміст молібдену – на поверхні 0,012%, в чверті 0,011%, по середині 0,011%. Вміст алюмінію – на поверхні 0,041%, в чверті 0,055%, по середині 0,040%. Вміст ніобію – на поверхні 0,031 %, в чверті 0,030 %, по середині 0,033 %. Вміст ванадію – на поверхні 0,084 %, в чверті 0,084 %, по середині 0,085 %. Вміст бору – на поверхні <0,0004 %, в чверті 0,0002 %, по середині 0,0002 %. Вміст азоту - на поверхні ≈0,017 %, в чверті ≈0,019 %, по середині 0,018 %.



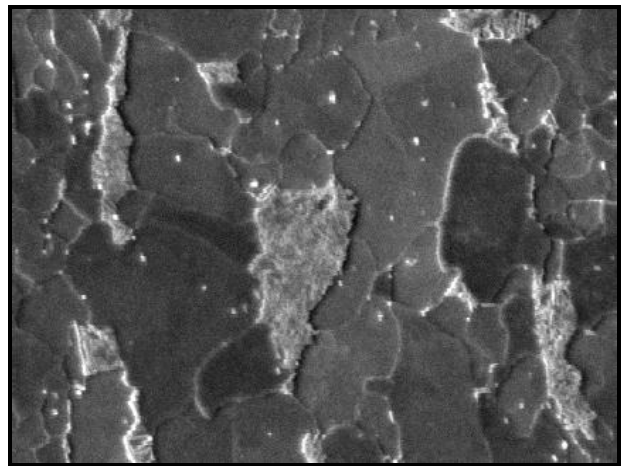
a ($\times 800$)



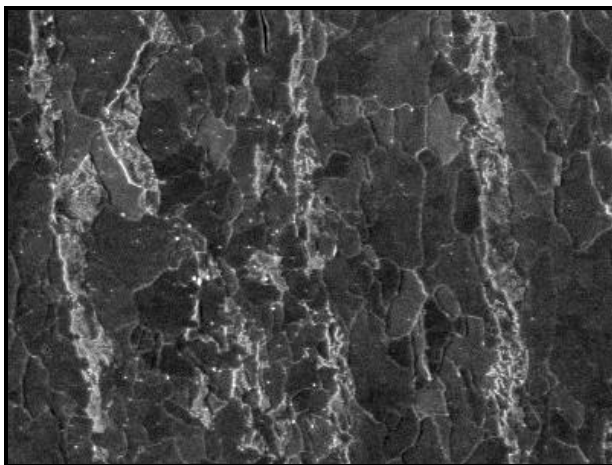
б ($\times 5000$)



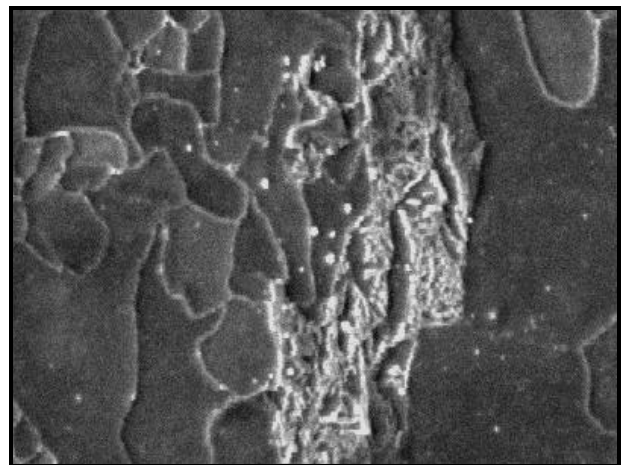
в ($\times 800$)



г ($\times 5000$)



д ($\times 800$)



е ($\times 5000$)

Рисунок 3.9 – Структура сталі 10Г2ФБЮ по перетину листа:

a, б – поверхня; *в, г* – чверть; *д, е* – середина

Комплекс механічних властивостей сталі 10Г2ФБЮ після полігонізаційної контрольованої прокатки наведено в таблиці 3.6.

Таблиця 3.6 – Комплекс механічних властивостей сталі 10Г2ФБЮ

Марка сталі	Границя плинності σ_T , МПа	Границя міцності σ_B , МПа	Коефіцієнт надійності σ_T/σ_B	Відносне видовження δ_2 , %	Ударна в'язкість KCV ⁻²⁰ , Дж/см ²	Ударна в'язкість KCU ⁻⁶⁰ , Дж/см ²
10Г2ФБ	535	595	0,9	36	94	118

Аналіз даних свідчить, що границя плинності становить 535 МПа, границя міцності 595 МПа, коефіцієнт надійності 0,9 МПа, відносне видовження 36 %, ударна в'язкість при температурі $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ становить 94 Дж/см², при температурі -60°C становить 118 Дж/см².

Результати дослідження мікротвердості структурних складових наведено у таблиці 3.7. Результати мікроструктурних досліджень, які доповнюють аналіз твердості матеріалу наведено на рисунку 3.10.

Таблиця 3.7 – Результати дослідження мікротвердості структурних складових

Зона контролю	Мікротвердість, МН/м ²	
	перліт	ферит
поверхня	289	225
чверть	307	236
середина	325	242

З таблиці мікротвердості структурних складових після експериментальної прокатки ми бачимо, що на поверхні листа мікротвердість перліту складає 289 МН/м², мікротвердість фериту 225 МН/м². В чверті мікротвердість перліту 307 МН/м², фериту 236 МН/м². По середині мікротвердість перліту 325 МН/м², фериту 242 МН/м².

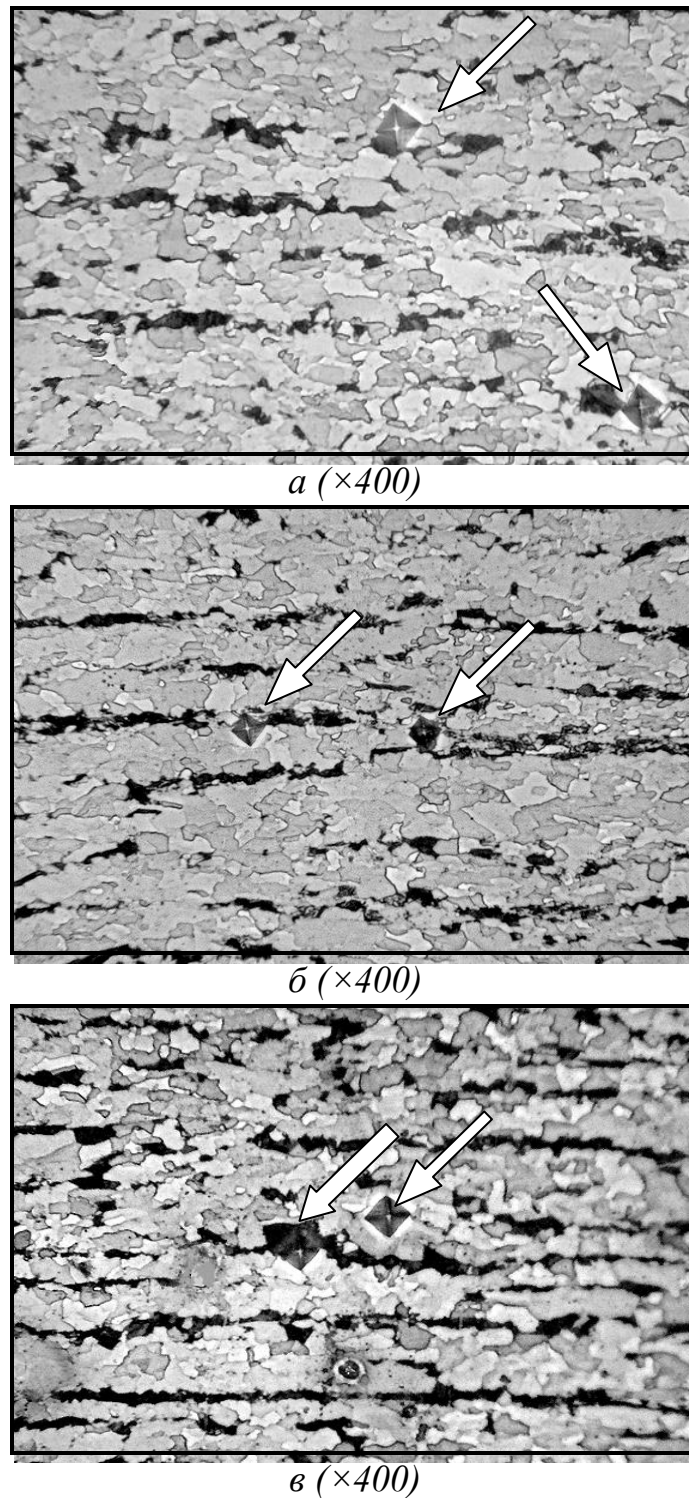


Рисунок 3.10 – Дослідження мікротвердості структурних складових сталі 10Г2ФБЮ по перетину листа : *a* – поверхня; *б* – чверть; *в* – середина

Для підтвердження результатів вимірювання мікротвердості на рис. 3.10 стрілками вказане видбиткі та наглядне підтвердження місць проведення випробувань.

3.5. Порівняльний аналіз структурного стану по перетину листа з низьковуглецевих низьколегованих сталей після традиційної та полігонізаційної контрольованих прокаток

Результати порівняльного аналізу розподілу мікротвердості структурних складових сталей після традиційної та полігонізаційної контрольованих прокаток узагальнено та наведено на рисунку 3.11.

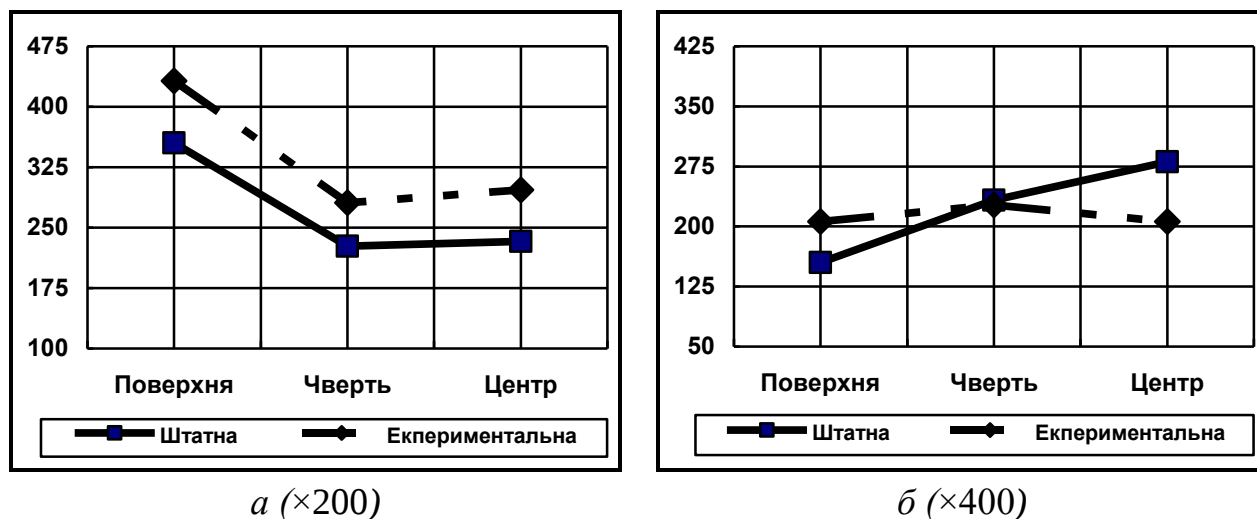


Рисунок 3.11 – Графічна залежність мікротвердості структурних складових від відстані по перетину листа після традиційної (штатної) та полігонізаційної (експериментальної) контрольованих прокаток: *a* – перлітна складова; *б* – феритна складова

Аналіз результатів дослідження мікротвердості структурних складових по перетину листа після традиційної та полігонізаційної контрольованих прокаток показав, що значення мікротвердості перліту підвищуються приблизно на 50-80 одиниць по всьому перетину листа після полігонізаційної прокатки. Мікротвердість перліту в обох випадках знижується від поверхні до чверті та дуже повільно підвищується до центру, криві йдуть майже паралельно. Мікротвердість фериту після традиційної прокатки плавно підвищується від поверхні к центру. Після полігонізаційної прокатки мікротвердість фериту на поверхні і в центрі листа складає 206 МН/м^2 , а чверть – 226 МН/м^2 .

Результати аналізу розподілу легуючих елементів після традиційної та

поліганізаційної прокаток наведено на рисунку 3.12 та рисунку 3.13.

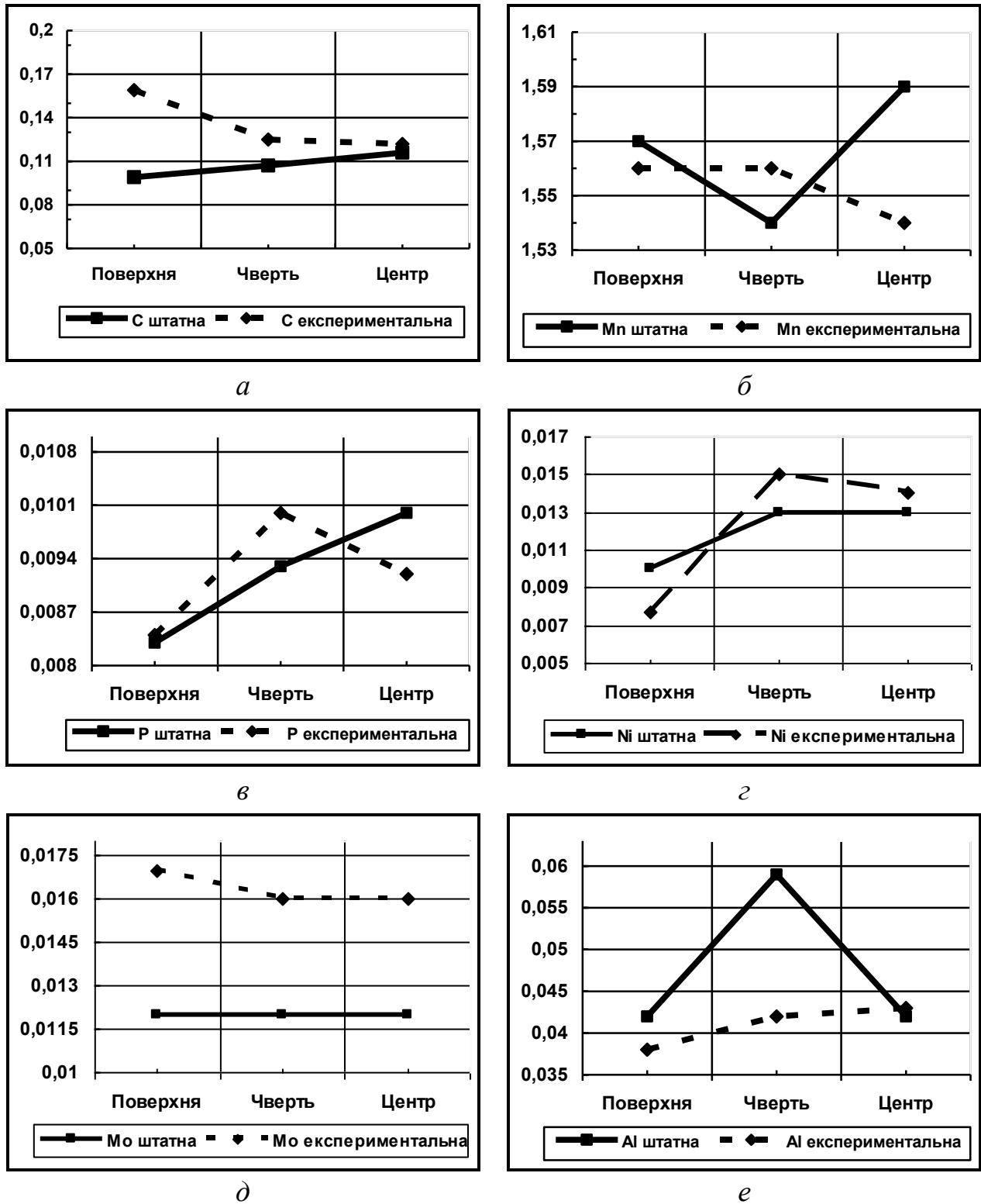
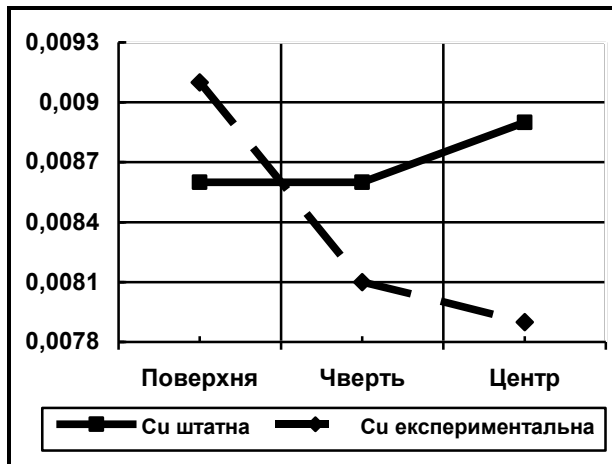
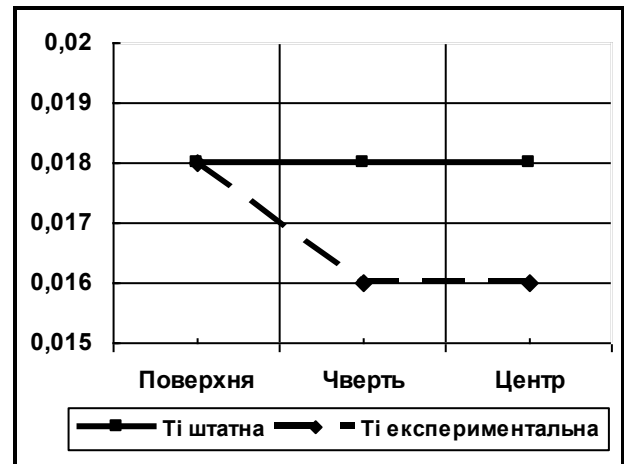


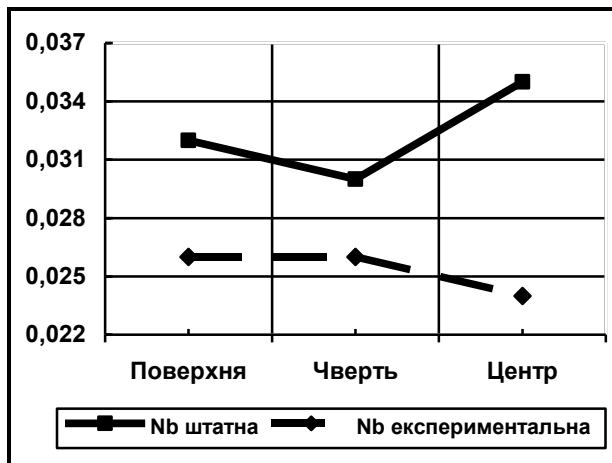
Рисунок 3.12 – Розподіл легуючих елементів по перетину листа після традиційної (штатної) та поліганізаційної (експериментальної) контрольованих прокаток: *а* – вуглець; *б* – марганець; *в* – фосфор; *г* – нікель; *д* – молібден; *е* – алюміній



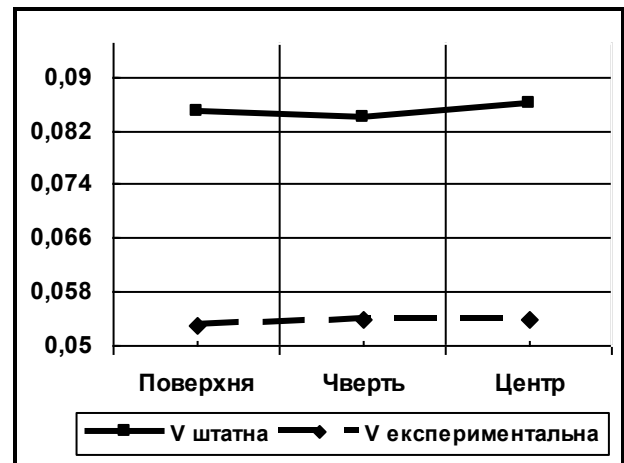
а



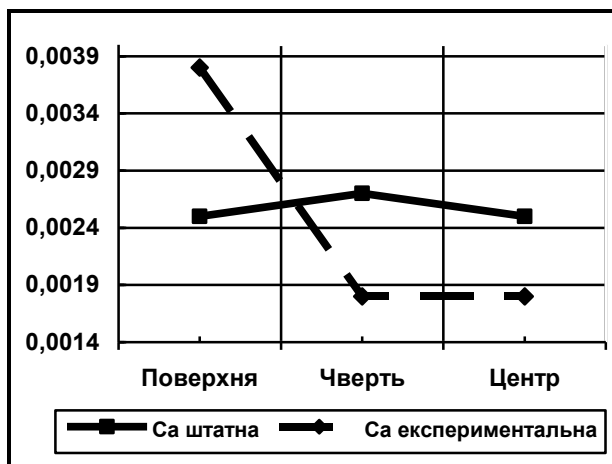
б



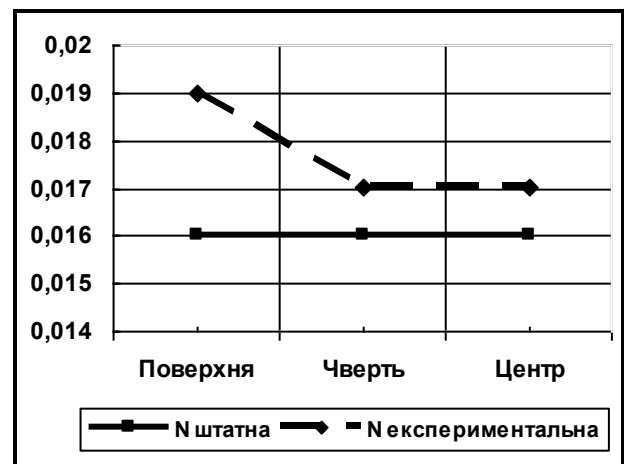
в



г



д



е

Рисунок 3.13 – Розподіл легуючих елементів по перетину листа після традиційної (штатної) та полігонізаційної (експериментальної) контрольованих прокаток: а – мідь; б – титан; в – ніобій; г – ванадій; д – кальцій; е – алюміній

Аналіз наведених даних показує, що вміст вуглецю після полігонізаційної

прокатки декілька вище ніж після традиційної, але він знижується від поверхні до центру листа. Вміст марганцю по перетину листа після традиційної прокатки різко змінюється, знижуючись в четверті та сильно підвищуючись в центрі. Після полігонізаційної прокатки вміст марганцю плавно знижується майже не змінюючись на поверхні та в чверті листа. Вміст фосфору після традиційної прокатки підвищується від поверхні до центру листа, але після полігонізаційної прокатки вміст фосфору значно знижується від чверті до центру листа. Вміст нікелю майже не змінюється після традиційної та полігонізаційної прокаток, але йде невелике підвищення вмісту після полігонізаційної прокатки. Після традиційної прокатки вміст молібдену по всьому перетину листа залишається не змінним. Після полігонізаційної прокатки вміст молібдену значно підвищується по всьому перетину листа. Вміст алюмінію після штатної прокатки є майже однаковий на поверхні і в центрі та значно підвищений в четверті, що не можливо сказати за вміст алюмінію після полігонізаційної прокатки. Він плавно підвищується від поверхні до центру. Вміст міді після традиційної прокатки не значно підвищується від чверті до центру, а після полігонізаційної значно знижується від поверхні до центру листа. Після традиційної обробки склад титану по всьому перетину листа не змінюється, але після полігонізаційної йде зниження від поверхні до чверті. Традиційна обробка дає підвищення вмісту ніобію. При полігонізаційній прокатки спостерігається зниження масову долю ніобію по зонах контролю. Хімічний вміст ванадію майже не змінний по всьому перетину листа після обох прокаток. Після традиційної обробки масова доля кальцію майже не змінна, лише на декілька десятитисячних вона підвищується в чверті. Після полігонізаційної прокатки масова доля кальцію різко знижується від поверхні до чверті і далі залишається незмінною. Після традиційної прокатки хімічний склад азоту залишається сталим по всьому перетину листа. Після полігонізаційної прокатки загальна масова доля азоту знижується від поверхні до чверті і в центрі залишається сталою.

3.6. Висновки

1. Досліджено структурний стан сталей, які найчастіше використовуються в якості матеріалу для конструктивних елементів кожухів доменних печей.
2. Виконано порівняльний аналіз структурного стану по перетину листа з низьковуглецевих низьколегованих сталей після традиційної та полігонізаційної контрольованих прокаток.
3. Аналіз тонкої структури сталей після гарячої прокатки дозволив встановити, що для Ст3сп основними структурними складовими є поліедричний ферит і перліт. Спостерігаються феритні зерна з помірною щільністю дислокацій. Перлітні області складаються з декількох колоній (розміром 3- 10 мкм) з різною орієнтацією цементитних пластин. Для сталі 09Г2С зерна фериту мають правильну поліедричну форму. Перліт дисперсний ($S_0=0,2$ мкм) завтовшки до 0,02 мкм; цементит має форму тонких пластин, крупні перлітні колонії разорієнтовані одна відносно іншої.
4. Особливістю структури сталі 10Г2ФБ (технологія виробництва – контрольована прокатка) є наявність перлітної смугастості. Для визначення розподілу перлітної смугастості було виконано комплекс. Аналіз результатів металографічних досліджень по перетину листа підтвердив наявність перлітної смугастості по усьому перетину товщини зразків. Товщина та щільність перлітної смугастості збільшується. Це можливо пояснити наявністю ближче до центру зразку зони осьової ліквіації. При цьому, розміри перлітних колоній майже не змінюються від поверхні зразку до його центру.
5. Сталь 10Г2ФБЮ після полігонізаційної контрольованої прокатки має ферито-перлітну структуру. При цьому, перлітна смугастість розбилася на окремі колонії. Феритна складова містить зерна поліедричного фериту, внутрішні об'єми також розбиті малокутовими границями на окремі субзерна не тільки в приповерхневих шарах а й в центральній частині листа. При цьому, розміри перлітних колоній збільшуються від поверхні зразка до його центру. Необхідно зауважити, що проміжок між роздробленими

перлітними колоніями заповнюється більш м'якою фазою – феритом. Подрібнення перлітної смугасті відбувається шляхом збільшення кількості місць зародження феритної складової на стадії деформації аустеніту.

6. Результати дослідження розподілу легуючих елементів по перетину товстих листів, які вироблено за технологічною схемою контрольованої прокатки (сталь 10Г2ФБ) та полігонізаційної контрольованої прокатки (сталь 10Г2ФБЮ) показав що для сталі 10Г2ФБЮ спостерігається більш рівномірний розподіл легуючих елементів по перетину листа, порівняно з сталлю 10Г2ФБ.

3.7. Список використаних джерел в розділі 3

У розділі 3 використані джерела [110-118]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 4.

ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕМПЕРАТУРИ НА СТРУКТУРНИЙ СТАН ТА КОМПЛЕКС ВЛАСТИВОСТЕЙ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ НИЗЬКОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

4.1. Проблеми вогнестійкості сталевих конструкцій

Прийнято вважати, що вогнестійкою може бути сталь, яка при короткочасному нагріванні зберігає 0,6...0,7 своєї міцності порівняно з міцністю за кімнатної температури 20°C (температура вогневого впливу 600...700°C) [13]. Сучасні норми захисту будівель та споруд від дії вогню регламентують межі вогнестійкості – базового елемента системи протипожежного захисту. Величини меж вогнестійкості елементів споруд, що виготовляються зі сталі, рекомендовано досягати заходами, що забезпечують теплозахист, із матеріалів, які мають низьку теплопровідність [5, 119, 120]. Разом з тим не враховуються як умови реальної пожежі, так і специфіка роботи металопрокату в реальних виробничих обставинах, а саме наявності:

- середньо- і сильно агресивного середовища;
- високого рівня внутрішніх зусиль, що зумовлюють складний напружений стан;
- деформацій – тобто чинника, що впливає на стан засобів вогнезахисту (застосування способів нанесення шарів фарби із вогнестійким складом);

Слід зазначити, що фарбування не забезпечує належного захисту складних вузлів з'єднань елементів металоконструкцій (наприклад, рамних), що тягне за собою ризики порушень нормативних вимог.

У комплексі споруд доменних печей кожух є найвідповідальнішим елементом, який наражається на значні технологічні впливи, в тому числі температурні – внаслідок нерегулярного підвищення температури. Балки, колони, ферми й інші елементи металоконструкцій втрачають міцність та деформуються. Також слід зазначити, що в разі руйнування футерівки кожуха доменної печі метал кожуха (броня) нагрівається до дуже високих температур

(вище ніж 900°C і більше).

Застосування у проектах способів вогнезахисту, рекомендованих типовою серією 400-0-17 «Конструктивні рішення щодо захисту металевих конструкцій від впливу вогню», або нових матеріалів, зокрема вапняних фарб мінераловатних плит, не дає ефективного захисту, особливо у вузлах з'єднань конструкцій [121]. З іншого боку, аналіз працездатності низьковуглецевих низьколегованих сталей які вироблено за різними технологічними схемами виробництва в умовах термоциклічного навантаження може дати істотний ефект під час експлуатації будівель та споруд.

4.2. Аналіз впливу температури на комплекс властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей

В роботах [122, 123] було показано, що основою для сталей, вогнестійких до 700°C, може бути система *Cr-Mo-V-Nb*. З метою перевірки припущення про те, що низьколеговані сталі, які містять *Cr-Mo-V-Nb*, мають підвищений опір температурному впливу, були випробувані на розтягнення зразки трьох марок сталей: Ст3сп, 09Г2С, 10Г2ФБЮ при температурах відповідно +20°C, +600°C, +800°C (дивись таблицю 4.1).

Таблиця 4.1 – Температурні умови проведення випробувань

Марка сталі	Температура випробувань
Ст3сп	+ 20°C
	+ 600°C
	+ 800°C
09Г2С	+ 20°C
	+ 600°C
	+ 800°C
10Г2ФБЮ	+ 20°C
	+ 600°C
	+ 800°C

Сталь марки Ст3сп – сталь звичайної якості, яка не містить у своєму складі легувальних елементів; низьколегована сталь марки 09Г2С – наймасовіша сталь, яка застосовується у будівництві; низьколегована високоміцна сталь марки 10Г2ФБЮ – містить легувальні елементи ванадій та ніобій (характерні для вогнестійких марок сталей).

При виготовленні зразків для проведення випробувань на розтягнення дотримувалися таких вимог: різниця найбільшого та найменшого діаметрів d_0 одного и того самого зразка не повинні перевищувати 0,03 мм. Отримані результати узагальнено та представлено у таблицях 4.2...4.4.

Таблиця 4.2 – Результати випробувань зразків зі сталі марки Ст3сп

Температура випробувань, °С	σ_T МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_B МПа	δ_5 %	Ψ , %
+ 20	-	285	415	35,0	68,0
+ 20	-	273	418	37,0	66,0
+ 20	-	275	420	36,0	67,0
+ 600	119	-	159	62,0	87,0
+ 600	100	-	155	51,0	86,0
+ 600	105	-	150	67,5	87,0
+ 800	37	-	52	78,0	74,5
+ 800	36	-	65	81,5	71,5
+ 800	38	-	56	88,5	81,0

Аналіз представлених даних показує, що при досягненні температури +600°С границя плинності сталі марки 10Г2ФБЮ знижується в 1,8 раз порівняно з температурною випробувань +20°С. Границя плинності сталі марки 09Г2С знижується вже в 2,05 раз, а границя плинності сталі марки Ст3сп – в 2,6 раз. Аналогічна залежність спостерігається й при розгляді величини тимчасового опору розриву: зниження σ_B для сталі марки 10Г2ФБЮ вдвічі; зниження у 2,2 раз для сталі 09Г2С; та зниження до 2,7 разу для сталі марки

СтЗсп. Таким чином, можна дійти висновку, що рядові марки сталі, як, наприклад, сталь марки СтЗсп, мають низьку вогнестійкість.

Таблиця 4.3 – Результати випробувань зразків зі сталі марки 09Г2С

Температура випробувань, °С	σ_T МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_B МПа	δ_5 %	Ψ , %
+ 20	-	340	494	36,0	72,0
+ 20	-	340	492	36,5	75,0
+ 20	-	348	491	35,0	74,0
+ 600	176	-	241	39,0	84,5
+ 600	161	-	217	39,0	85,0
+ 600	164	-	223	41,5	84,0
+ 800	66	-	49	78,5	75,0
+ 800	62	-	46	99,5	81,0
+ 800	60	-	50	95,5	75,0

Таблиця 4.4 – Результати випробувань зразків зі сталі марки 10Г2ФБЮ

Температура випробувань, °С	σ_T МПа	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_B МПа	δ_5 %	Ψ , %
+16	-	466	584	28,0	69,0
+16	-	464	588	25,5	68,5
+16	-	455	581	26,0	63,0
+600	246	-	268	26,0	82,5
+600	252	-	284	30,0	84,0
+600	275	-	302	25,0	83,5
+800	75	-	84	45,0	85,0
+800	70	-	78	56,0	86,5
+800	73	-	90	75,0	87,8

Найбільшу вогнестійкість мають сталі з більшим вмістом легувальних елементів.

Результати випробувань на розтягнення були наведені для температур нагріву зразків до $+600^{\circ}\text{C}$, тобто в температурному інтервалі, коли сталеві будівельні конструкції починають втрачати несучу здатність. Як було зазначено в розділі 1 даної роботи, у доменній печі метал кожуха нагрівається до більш високих температур. Саме тому було здійснено випробувань зразків при температурі $+800^{\circ}\text{C}$.

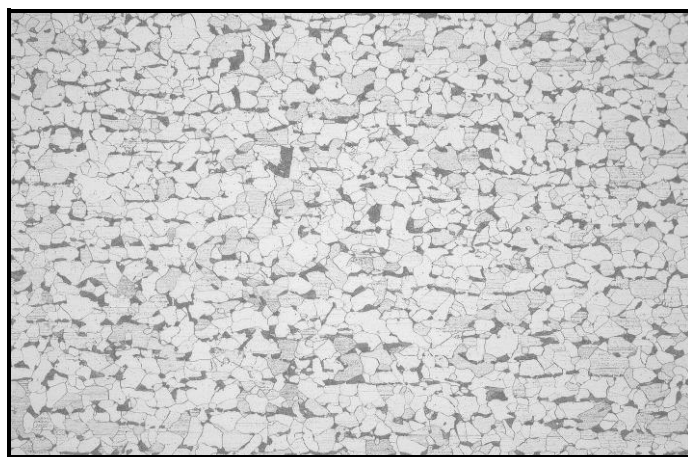
Проведений комплекс досліджень показав, що механічні характеристики розглянутих марок сталей при підвищенні температури до $+800^{\circ}\text{C}$ різко знижуються. Наприклад, границя плинності для сталі марки 10Г2ФБЮ знизилася в 6,3 раз, а тимчасовий опір розриву – в сім разів. При цьому більш високе значення границі плинності було зафіксовано у сталі марки 10Г2ФБЮ (73 МПа); менше ніж це значення в 1,6 разу було у сталі марки 09Г2С (63 МПа). Мінімальна границя плинності була зафіксована у сталі марки Ст3сп (37 МПа). Таким чином, випробування зразків із низьковуглецевої високоміцної сталі 10Г2ФБЮ за температури $+800^{\circ}\text{C}$ підтвердили, що матеріал кожуха доменної печі, виготовлений із зазначеної марки сталі, буде більш вогнестійкий, аніж у разі його виготовлення з інших марок сталей (Ст3сп та 09Г2С).

4.3. Аналіз впливу температури на структурний стан низьковуглецевих низьколегованих сталей

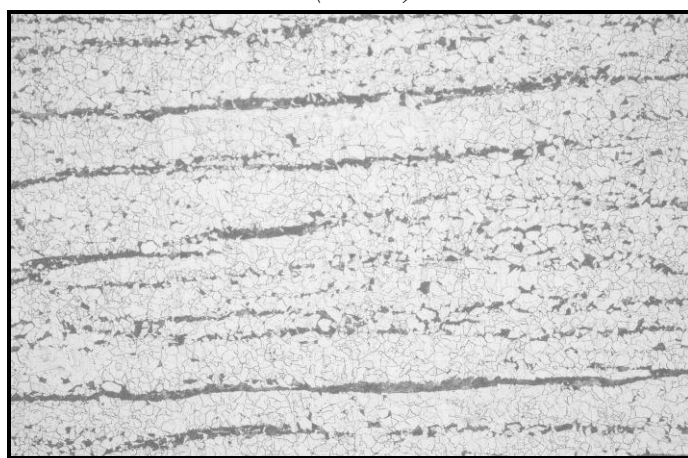
Результати дослідження впливу підвищення температури на морфологічні особливості структурного стану низьковуглецевих низьколегованих сталей представлено на рисунках 4.1 ...4.3.

Структура всіх досліджуваних сталей являє собою ферито-перлітний конгломерат. Із підвищенням температури спостерігаються процеси розпаду перлітної складової структури (що мають дифузійну природу) і процеси рекристалізації феритної складової [124]. Згідно з літературними джерелами (див. наприклад роботу [125]) підвищення температури понад 600°C зумовлює

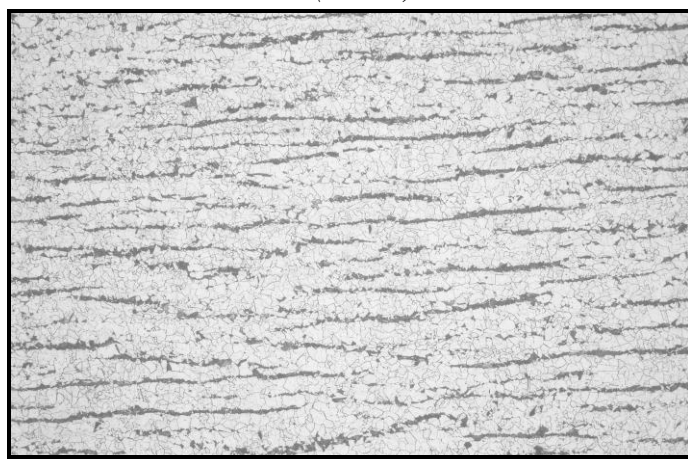
утворення карбонітридної фази. Виділення карбідної фази найчастіше відбувається на межах зерен і залежить від дифузійного перерозподілу вуглецю.



a ($\times 100$)



б ($\times 100$)



в ($\times 100$)

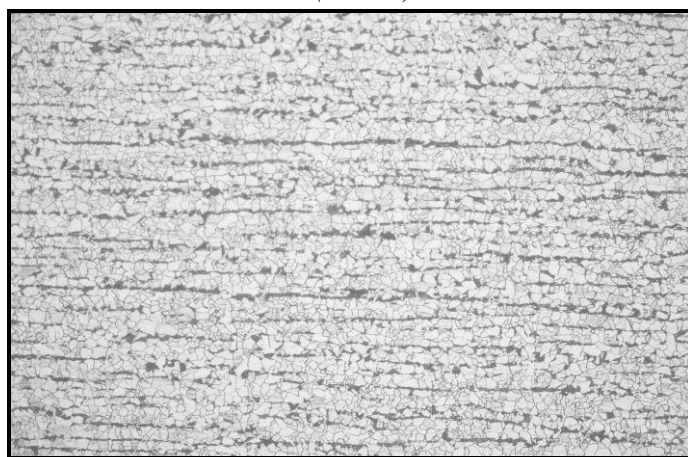
Рисунок 4.1 – Структура сталей, які досліджуються при температурі 20°C:

a – сталь 10Г2ФБЮ; *б* – сталь 09Г2С; *в* – сталь СтЗсп

Характерною особливістю сталі 10Г2ФБ є наявність у хімічному складі ніобію.



a ($\times 100$)



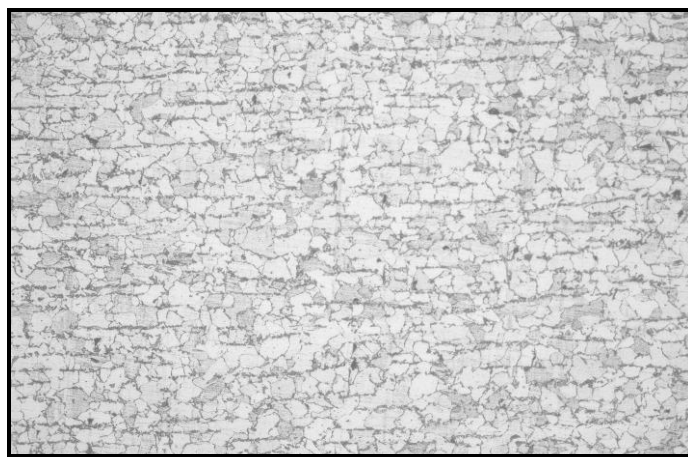
б ($\times 100$)



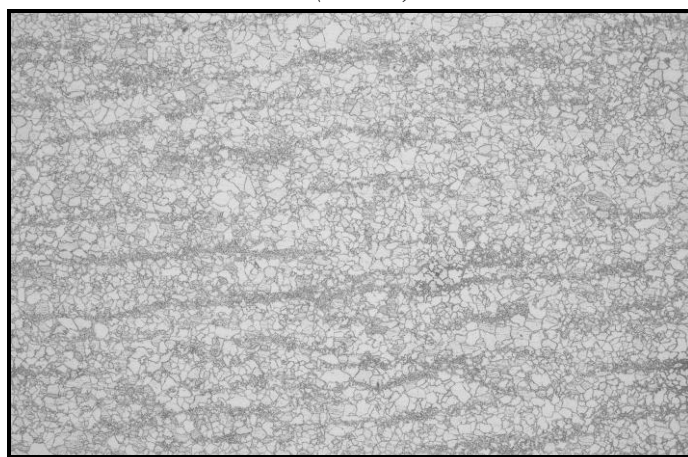
в ($\times 100$)

Рисунок 4.2 – Структура сталей, які досліджуються при температурі $+600^{\circ}\text{C}$:

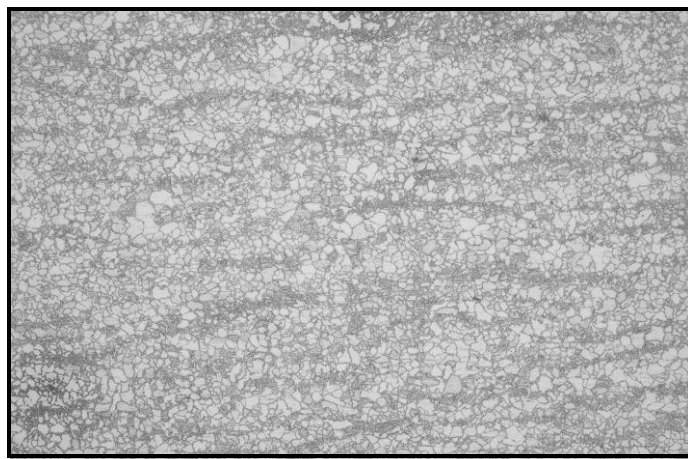
a – сталь 10Г2ФБЮ; *б* – сталь 09Г2С; *в* – сталь СтЗсп



a ($\times 100$)



б ($\times 100$)



в ($\times 100$)

Рисунок 4.3 – Структура сталей, які досліджуються при температурі $+800^{\circ}\text{C}$:

a – сталь 10Г2ФБЮ; *б* – сталь 09Г2С; *в* – сталь СтЗсп

Присутність цього хімічного елемента зумовлює формування карбонітрідів на межах зерен феритної фази, які роблять додатковий внесок у високотемпературну міцність [125].

Для виявлення впливу підвищення температури на відсоткове співвідношення структурних складових було виконано кількісний металографічний аналіз, результати якого представлено в таблиці 4.5.

Таблиця 4.5 –Відсоткове співвідношення структурних складових

Температура °C	Марка сталі					
	Ст3сп		09Г2С		10Г2ФБ	
	% Фер	% Пер	% Фер	% Пер	% Фер	% Пер
+ 20	60	40	70	30	80	20
+ 600	60	40	70	30	80	20
+ 800	60	40	70	30	80	20

Аналіз даних, наведених у таблиці 4.5, показує, що для досліджуваних марок сталей підвищення температури не призводить до зміни відсоткового співвідношення структурних складових. Для визначення впливу підвищення температури на геометричні розміри структурних складових було виконано кількісний аналіз, результати якого представлено в таблиці 4.6.

Таблиця 4.6 –Геометричні розміри структурних складових

Температура °C	Марка сталі					
	Ст3сп		09Г2С		10Г2ФБ	
	D_{ϕ} , мм	D_n , мм	D_{ϕ} , мм	D_n , мм	D_{ϕ} , мм	D_n , мм
+ 20	0,037	0,033	0,021	0,022	0,018	0,020
+ 600	0,036	0,034	0,023	0,020	0,020	0,018
+ 800	0,056	0,018	0,030	0,017	0,030	0,015

Аналіз даних, наведених у таблиці 4.6, показує, що зі збільшенням температури спостерігається зростання розмірів феритної складової для всіх досліджуваних марок сталей. Збільшення геометричних розмірів феритної складової пояснюється процесами рекристалізації. Зменшення розмірів

перлітної складової зумовлено процесами розпаду перліту, які починають відбуватися зі збільшенням температури понад 400°C [126].

Сумісний аналіз результатів металографічних досліджень впливу підвищення температури на морфологію структурного стану низьковуглецевих низьколегованих сталей (рисунки 4.1...4.3, таблиці 4.5...4.6) показує, що для сталі Ст3сп при збільшенні температури відсоткове співвідношення структурних складових не змінюється як і їх геометричний розмір. При збільшенні температури до 800°C геометричний розмір перлітних колоній зменшується. Перлітна складова структури розташовується, у більшості випадків, по границям феритної фази. При цьому, їх кількість збільшується. Відсоткове співвідношення структурних складових не змінюється зі збільшенням температури.

Для сталі 09Г2С при збільшенні температури від 20°C до 600°C відсоткове співвідношення структурних складових не змінюється, як і їх геометричний розмір. При підвищенні температури до 800°C спостерігається подрібнення перлітної складової, що свідчить про протікання процесів розпаду перліту. При збільшенні температури від 20°C до 600°C для сталі 10Г2ФБЮ спостерігаються залежності, аналогічні сталям Ст3сп та 09Г2С. Тобто, відсоткове співвідношення та геометричні розміри структурних складових не змінюються. Збільшення температури до 800°C також, як і для сталі 09Г2С, для сталі 10Г2ФБЮ призводить до протікання процесів розпаду перлітної складової і, як наслідок до подрібнення перлітних колоній.

4.4. Аналіз впливу температури на тонку структуру низьковуглецевих низьколегованих сталей

Результати дослідження тонкої структури сталей Ст3сп, 09Г2С, 10Г2ФБЮ після температурного впливу представлено на рисунках 4.4...4.6.

З точки зору термодинаміки, підвищення температури спричиняє підвищення швидкості перебігу процесів, що наближають систему до стану термодинамічної рівноваги [127].

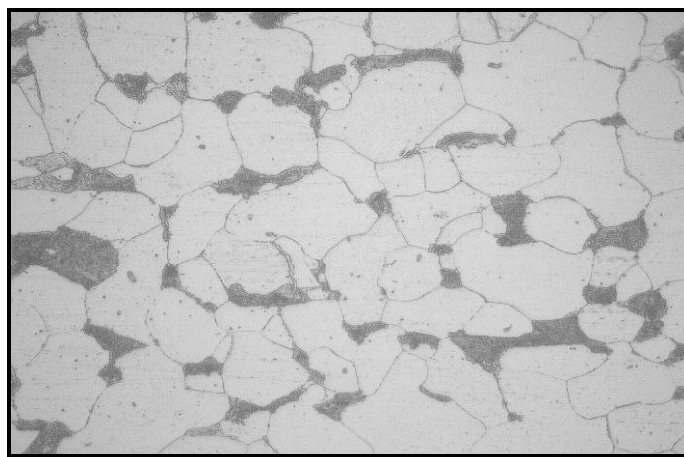
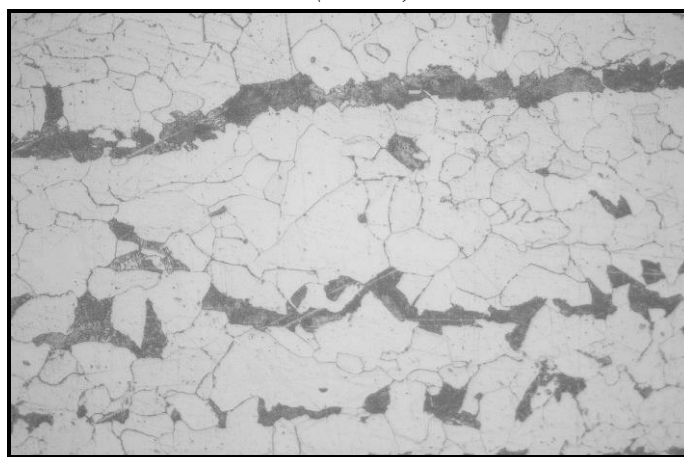
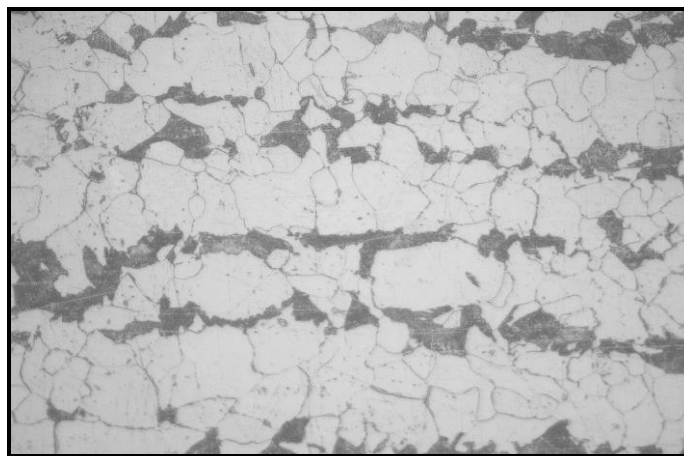
*a* ($\times 500$)*б* ($\times 500$)*в* ($\times 500$)

Рисунок 4.4 – Тонка структура сталей, які досліджуються, при температурі $+ 20^{\circ}\text{C}$: *a* – сталь Ст3сп; *б* – сталь 09Г2С; *в* – сталь 10Г2ФБЮ

В нашому випадку, процесами які наближають систему до положення термодинамічної рівноваги є процеси розпаду перлітної складової та рекристалізації фериту, наслідок дії яких представлено на рисунку 4.7 *a*.

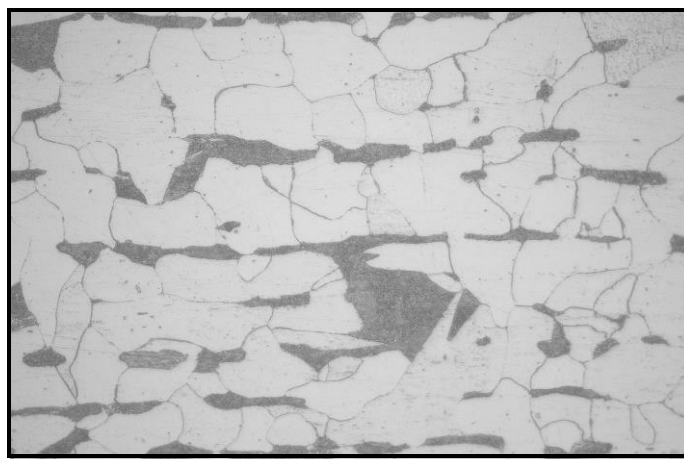
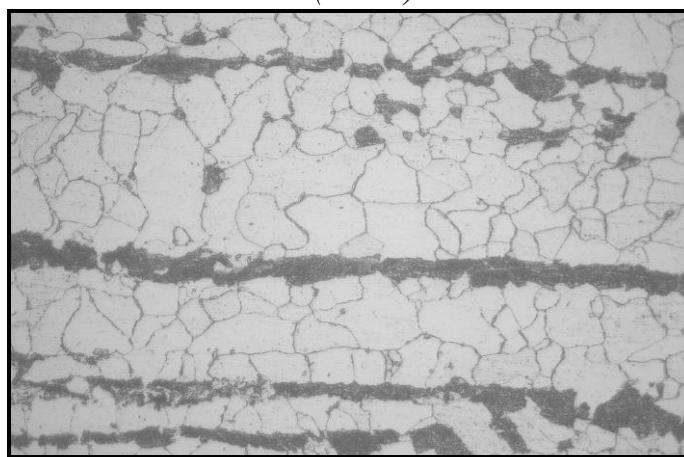
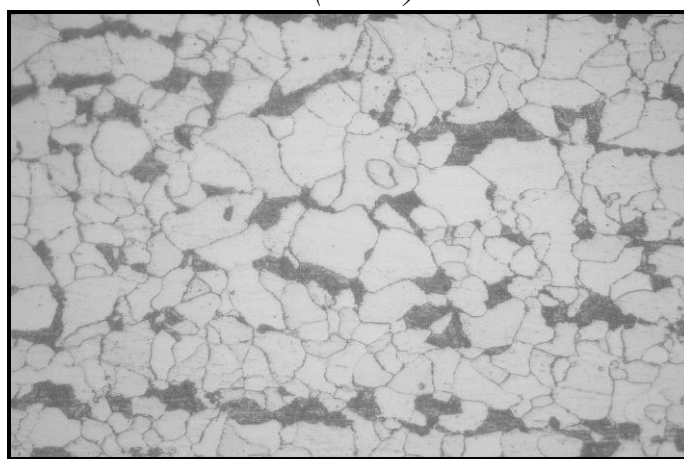
*a* ($\times 500$)*б* ($\times 500$)*в* ($\times 500$)

Рисунок 4.5 – Тонка структура сталей, які досліджуються, при температурі $+600^{\circ}\text{C}$: *a* – сталь Ст3сп; *б* – сталь 09Г2С; *в* – сталь 10Г2ФБЮ

Таким чином, при підвищенні температури в структурі досліджуваних сталей можна виокремити наступні процеси:

- зниження ступеня внутрішніх мікронапружень;
- рекристалізація феритної складової (дивись рисунок 4.7 *a*);

- розпад перлітної складової (дивись рисунок 4.7 *а*);
- коагуляція карбо-нітридної фази (дивись рисунок 4.7 *б, в*).

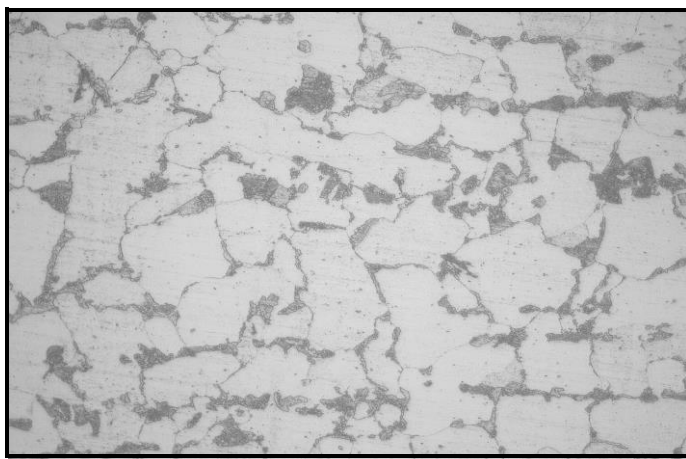
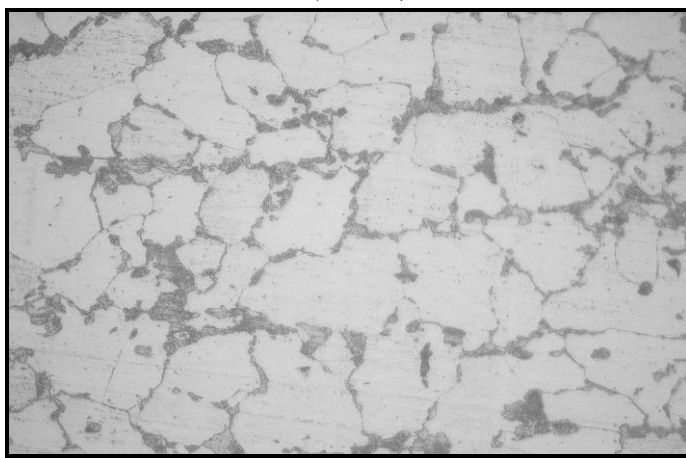
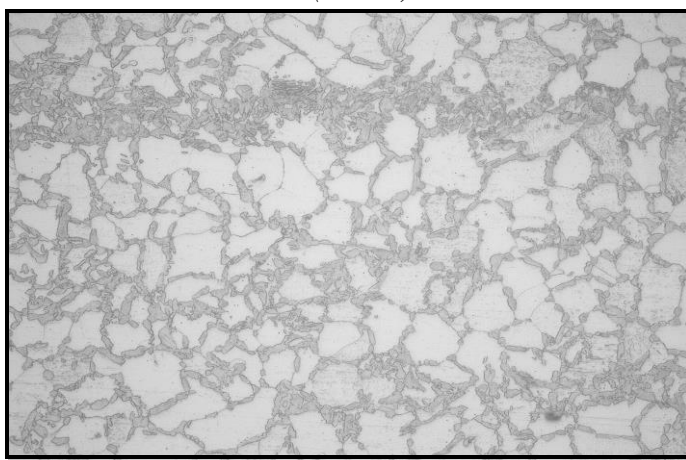
*а* ($\times 500$)*б* ($\times 500$)*в* ($\times 500$)

Рисунок 4.6 – Тонка структура сталей, які досліджуються,
при температурі $+ 800^{\circ}\text{C}$: *а* – сталь Ст3сп;
б – сталь 09Г2С; *в* – сталь 10Г2ФБЮ

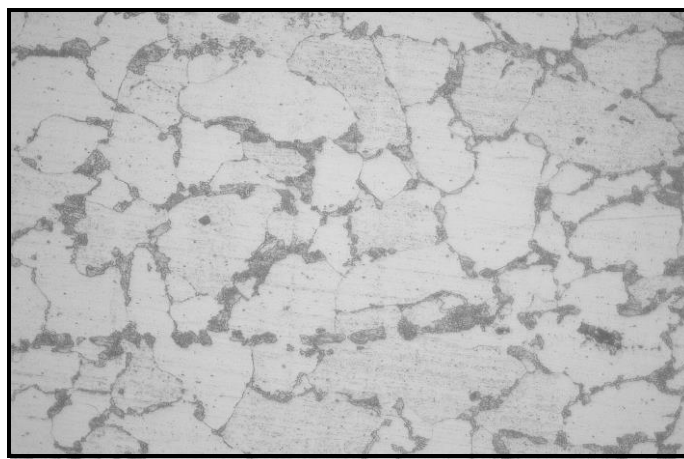
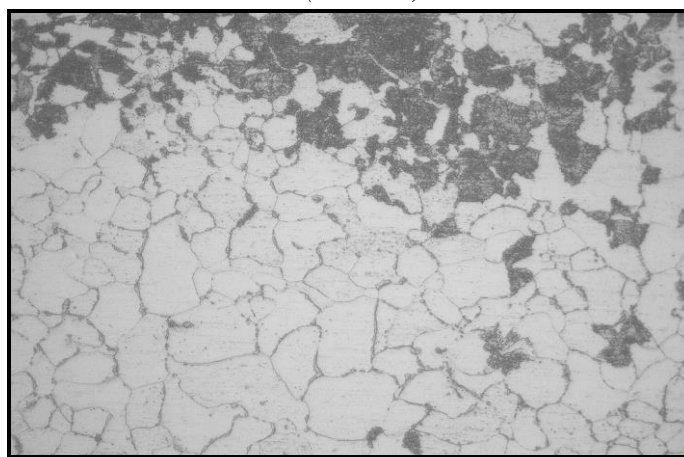
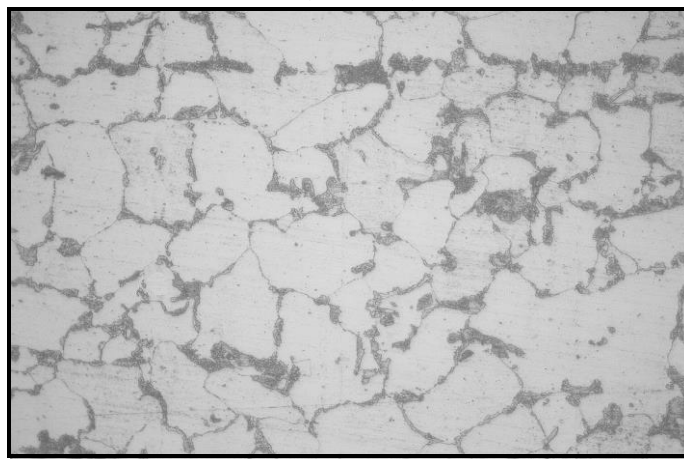
*a (×1000)**б (×1000)**в (×1000)*

Рисунок 4.7 – Мікроструктура досліджуваних сталей після витримування за температури $+800^{\circ}\text{C}$: *a* – розпад перлітної складової з одночасною рекристалізацією феритної складової (сталь Ст3сп); *б* – виділення карбонітридної фази на границях зерен (сталь 10Г2ФБЮ); *в* – коагуляція карбонітридної фази (сталь 09Г2С).

Аналізуючи проведений комплекс досліджень можливо дійти висновку, що умовно температури за яких можуть експлуатуватися низьковуглецеві низьколеговані сталі розподіляються на два рівня: температура, нижче якої не спостерігаються значні зміни у структурному стані; температура, за якої в структурному стані відбуваються значні зміни, які призводять до зниження несучої здатності конструкцій. Наявність двох температур пов'язано як з розвитком дифузійних процесів так і з спроможністю структури чинити опір впливу температурних напружень (так звана структурна стійкість [128]).

Структурна стійкість сталі при підвищенні температури обумовлена процесами, які наближують систему до положення термодинамічної рівноваги порівняно зі станом системи при низьких температурах (структурний стан при кімнатній температурі), яке є оптимальним з точки зору комплексу експлуатаційних властивостей. До таких змін відносяться процеси рекристалізації, коагуляції карбо-нітридної фази та інші фазові перетворення, які призводять до змін в морфології структурного стану і, як наслідок, до погіршення експлуатаційних властивостей матеріалу. При порівняно високих температурах ці процеси протікають з відносно великою швидкістю. Як наслідок, саме зазначені процеси відіграють найважливішу роль при визначенні спроможності застосування матеріалів при підвищених температурах.

4.5. Висновки

1. Досліджено вплив температури на структурний стан та комплекс властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей.
2. Проведений комплекс досліджень показав, що механічні характеристики розглянутих марок сталей при підвищенні температури до $+800^{\circ}\text{C}$ різко знижуються. Наприклад, границя плинності для сталі марки 10Г2ФБЮ знизилася в 6,3 раз, а тимчасовий опір розриву – в сім разів. При цьому більш високе значення границі плинності було зафіксовано у сталі марки 10Г2ФБЮ (73 МПа); менше ніж це значення в 1,6 разу було у сталі марки 09Г2С (63 МПа). Мінімальна границя плинності була зафіксована у сталі

марки Ст3сп (37 МПа). Таким чином, випробування зразків із низьковуглецевої високоміцної сталі 10Г2ФБЮ за температури $+800^{\circ}\text{C}$ підтвердили, що матеріал кожуха доменної печі, виготовлений із зазначеної марки сталі, буде більш вогнестійкий, аніж у разі його виготовлення з інших марок сталей (Ст3сп та 09Г2С).

3. Сумісний аналіз результатів металографічних досліджень впливу підвищення температури на морфологію структурного стану низьковуглецевих низьколегованих сталей показав, що для сталей Ст3сп і 09Г2С при збільшенні температури від 20°C до 600°C відсоткове співвідношення структурних складових не змінюється як і їх геометричний розмір. При збільшенні температури до 800°C геометричний розмір перлітних колоній зменшується, що свідчить про протікання процесів розпаду перліту. Для сталі 10Г2ФБЮ спостерігається аналогічний взаємозв'язок між температурою випробувань та параметрами структурного стану.
4. Проведений комплекс досліджень впливу температури випробувань на параметри структурного стану та комплекс властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей показав, що умовно температури за яких можуть експлуатуватися низьковуглецеві низьколеговані сталі розподіляються на два рівня: температура, нижче якої не спостерігаються значні зміни у структурному стані; температура, за якої в структурному стані відбуваються значні зміни, які призводять до зниження несучої здатності конструкцій. Наявність двох температур пов'язано як з розвитком дифузійних процесів так і з спроможністю структури чинити опір впливу температурних напружень (так звана структурна стійкість).
5. Структурна стійкість сталі при підвищені температури обумовлена процесами, які наближують систему до положення термодинамічної рівноваги порівняно зі станом системи при низьких температурах (структурний стан при кімнатній температурі), а саме: процеси рекристалізації, коагуляції карбо-нітридної фази. Як наслідок, саме

зазначені процеси відіграють найважливішу роль при визначені спроможності застосування матеріалів при підвищених температурах.

4.6. Список використаних джерел в розділі 4

У розділі 4 використані джерела [5, 13, 119-128]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 5.

ПІДВИЩЕННЯ ТЕХНОЛОГІЧНОСТІ КОНСТРУКЦІЙ КОМПЛЕКСУ ДОМЕННИХ ПЕЧЕЙ ШЛЯХОМ ЗАСТОСУВАННЯ ВИСОКОМІЦНИХ ДРІБНОЗЕРНИСТИХ СТАЛЕЙ ТИПУ 10Г2ФБЮ

5.1. Загальні принципи проєктування рамних вузлів

Рамні (жорсткі) вузли при проєктуванні металоконструкцій споруд різного призначення застосовуються здебільшого у багатоповерхових будівлях, промислових етажерках, будівлях великих прольотів та інших спорудах за відповідної оптимізації розрахункової схеми. При цьому конструктивне виконання цих вузлів, як правило, відповідає вузлам груп А, В, С [129] або традиційній конструкції зварних вузлів із застосуванням накладок («рибок»). Спільним недоліком подібних конструкцій є виконання вузлів на монтажі.

З цієї точки зору, найбільш технологічним можна вважати рамний вузол із привареною частиною ригеля на заводі-виготовлювачі у вигляді консолі. При цьому:

- зварні шви вузла виконуються на заводі-виготовлювачі з дотриманням потрібного технологічного та температурного режиму зварювання;
- зварювання виконується на зварних потоках у процесі виготовлення колон із можливим застосуванням напівавтоматичного й автоматичного зварювання;
- конструктивне рішення вузла повинно забезпечувати перерозподіл поздовжніх зусиль у полицях ригелів через зварні шви;
- подібна конструкція вузла забезпечує значно меншу деформуємось, ніж конструкції вузлів груп А і В [130];
- у цій конструкції вузла немає деталей (фланців, накладок), що потребують додаткового виготовлення та додаткових затрат під час монтажу і мають вплив на величину будівельного коефіцієнта;
- немає потреби у фрезеруванні торців ригеля, обов'язковому для фланцевих вузлів;

З огляду на це розрахунок рамних вузлів сполучень ригелів зі стойками складається з таких етапів [131]:

- визначення напружено-деформованого стану вузла для перевірки міцності елементів стійки та ригеля (консолі);
- розрахунок елементів, що входять до складу вузла, на місцеву стійкість.

Вузли саме такого типу запроектовано у низці споруд комплексу доменних споруд ПАТ МК «Азовсталь». У якості розрахункової було прийнято схему по типу консольної балки навантаженої осьовими силами в полицях колони та поперечною силою Q на кінці консолі, опорні реакції якої є зосередженими впливами на стінку колони [132]. Для проведення розрахунків знехтували відмінністю між прокатними та зварними балками, на підставі того, що з'єднання поясу зі стінкою в обох випадках не деформоване [133]. У якості матеріалу було запропоновано низьковуглецеву низьколеговану сталь 10Г2ФБЮ.

5.2. Метод оцінки ризиків під час експлуатації кожуха доменної печі

Найпоширенішим методом оцінки ризиків є так зване «дерево відмов» [134], яке дозволяє:

- виявити ненадійні місця;
- здійснити якісний та кількісний аналіз надійності системи;
- виявити ті елементи системи які знаходяться на стадії відмови та визначити причини, які призвели до такого стану елементів конструкції.

Розглянемо застосування цієї методики на прикладі аналізу кожуху доменної печі № 3 ПАТ МК «Азовсталь». Внаслідок тривалої експлуатації даний кожух отримав деформацію конструктивної форми, пов'язану з проривами чавуну та відхиленнями вертикальної осі кожуха печі від вертикалі в рівні БЗУ на 244 мм у бік чавунної льотки № 2. Колони шахти, мораторні балки відхилилися разом із кожухом.

Для реалізації методики «дерева відмов» було виконано наступні розрахунки:

- системи «доменна піч (кожух) – пиловловлювач» на задані відхилення їхніх осей від вертикалі;
- напруженого стану колон шахти горна доменної печі та колон пиловловлювача при деформованому стані осі печі й колон шахти.

В результаті проведених розрахунків було побудовано схему пошкоджених ділянок, напруження в матеріалі яких перевищують значення розрахункових опорів. Дану схему представлено на рисунку 5.1.

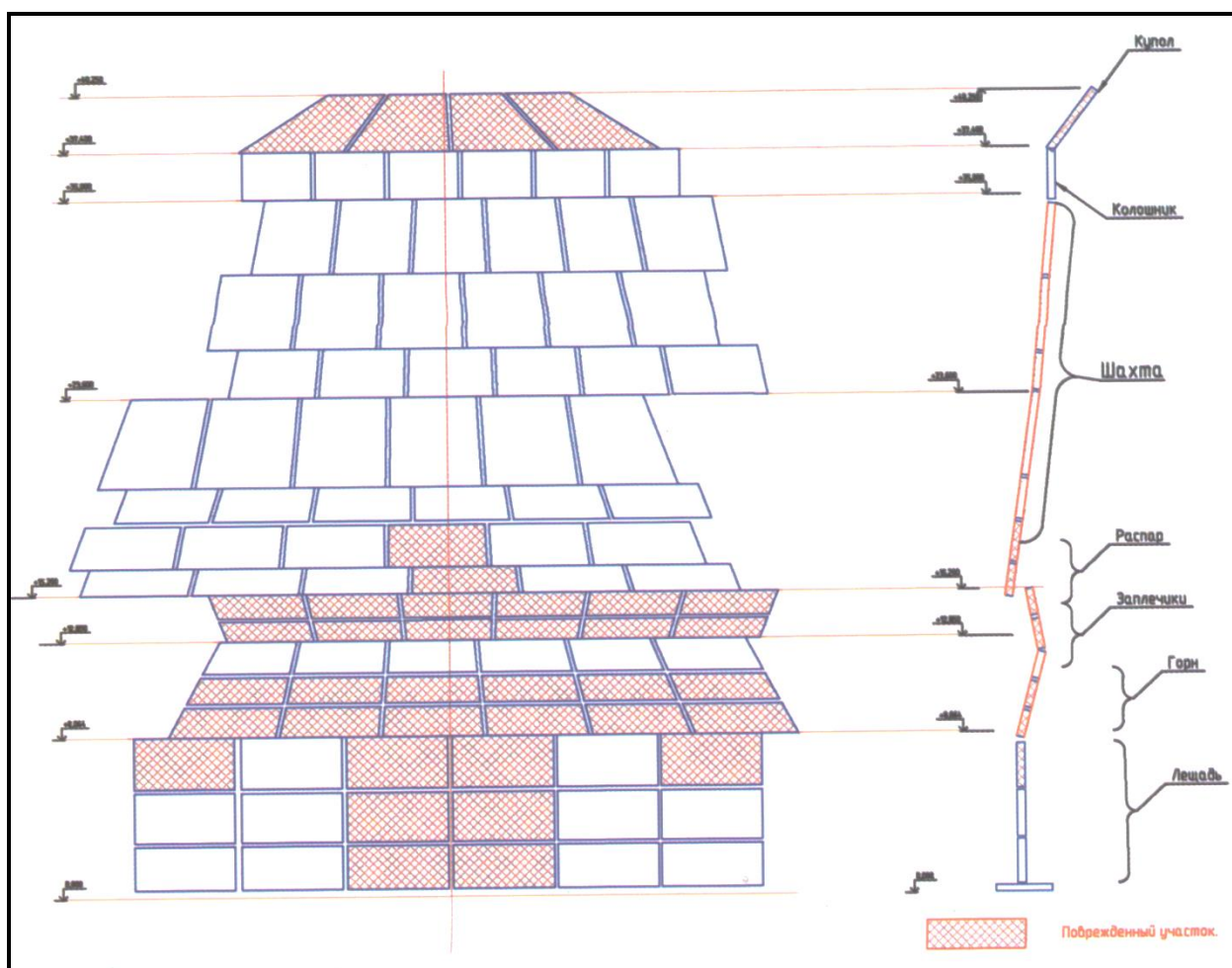


Рисунок 5.1 – Схема пошкоджених ділянок

Спираючись на отримані результати було проведено розрахункової оцінку стану пошкоджених зон:

- зона горну: дефектна ділянка розташована по всій довжині обводу кожуха з висотою, що дорівнює 5 чарункам розрахункової схеми оболонки (1 чарунка — 600х600 мм). При цьому вага сталі, що підлягає заміні, становить 100 т;
- зона заплечиків: розташована по всьому обводу кожуха; вага сталі, що підлягає заміні, становить 28 т;
- зона розпару: вага сталі, що замінюється, становить 12 т;
- купол печі: вага сталі, що замінюється, становить 20 т. Загальна вага сталі, що замінюється, 160 т, у відсотковому відношенні до загальної ваги кожуха печі – 31%.

Відновлення нормальної експлуатації кожуха шляхом ремонту дефектних ділянок визнано нетехнологічним з таких причин:

- висока вартість виготовлення оснащення для заміни дефектних ділянок, а також роботи з відновлення вертикального стану осі кожуха печі;
- можлива зміна властивостей сталі, до елементів з якої мають приєднуватися частини кожуха, які замінюються, що може спричинити ризики утворення пошкоджень та руйнувань;
- розвиток втомних процесів в елементах конструкцій та, як наслідок, зниження їхніх експлуатаційних властивостей.

Внаслідок проведених досліджень було прийнято рішення про необхідність демонтувати наявний кожух зі спорудженням нового кожуха. На підставі проведеного в даній роботі комплексу досліджень, у якості матеріалу для кожуха було запропоновано низьковуглецеву низьколеговану сталь 10Г2ФБЮ.

5.3. Використання низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБЮ при реконструкції кожуха доменної печі

Для реконструкції кожуха доменної печі було замовлено товстолистовий прокат завтовшки 50 і 60 мм. Листовий прокат завтовшки 50 мм було використано безпосередньо для виготовлення верхньої частини кожуха

доменної печі. Листовий прокат завтовшки 60 мм було використано при виготовленні нижньої частини кожуха (район поду).

З метою перевірки можливості використання даного типу сталей у конструкціях кожуха було проведено імітаційне моделювання температурного впливу, який зазнають конструкції під час стандартної роботи доменної печі. З цією метою з партії товстолистого металопрокату було вибрано контрольні зразки для мікроструктурного аналізу приповерхневих шарів та середини поперечного перерізу. Отримані дані представлено на рисунках 5.2...5.3.

Аналіз представлених на рисунку 5.2 та рисунку 5.3 даних показує, що структура приповерхневих шарів ферито-перлітна з ярко вираженою перлітною смугастістю. При цьому зерна фериту мають полідричну форму. Також має місце певна неоднорідність в розмірах зерен феритної фази. Структурний стан середини поперечного перерізу також складається з феритних зерен та колоній перліту, які розташуються у смугах (має місце перлітна смугастість). При цьому, розмір зерен фериту збільшується (дивись рисунки 5.2 в та 5.3 в).

Після додаткової механічної обробки (вигинання прокату за заданим у проекті радіусом) конструкції підвергнули впливу підвищених температур. Моделювання умов експлуатації здійснювали за схемою пом'якшувальної термічної обробки: температура 750°C, термін витримки 8 годин, після чого було досліджено структурний стан матеріалу як у приповерхневих шарах так і в середині поперечного перерізу. Отримані результати представлено на рисунку 5.4 та рисунку 5.5.

Аналіз отриманих даних показує, що термічна обробка призвела до майже повного зникнення перлітної смугастості. Як наслідок, сформувався структурний стан який характеризується появою окремих дисперсних колоній перліту. Феритна фаза як в приповерхневих шарах так і всередині поперечного перерізу характеризується певною різнозерністістю, яка є наслідком процесів рекристалізації.

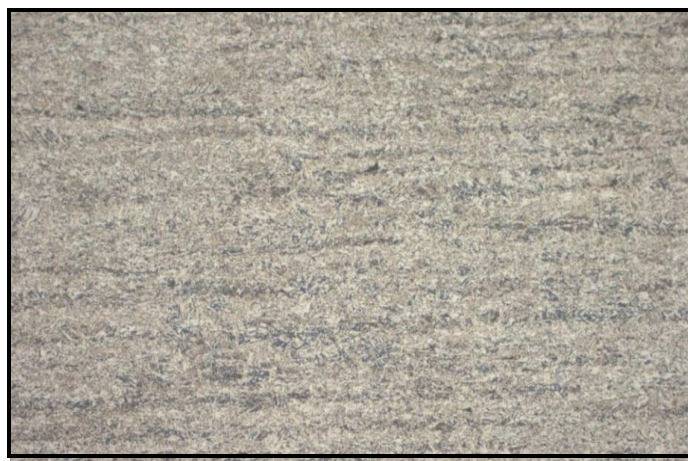
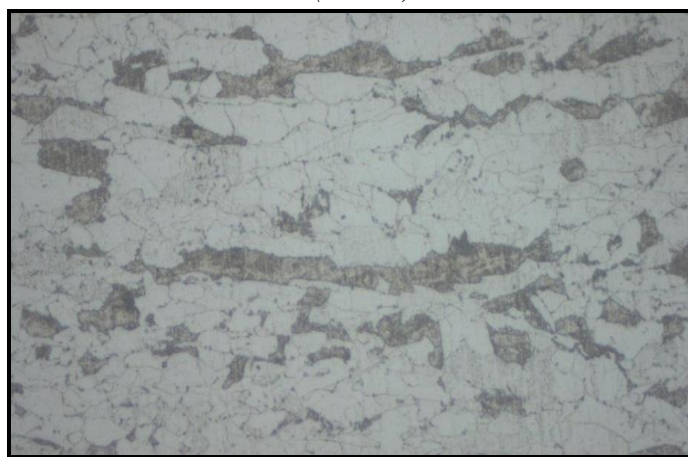
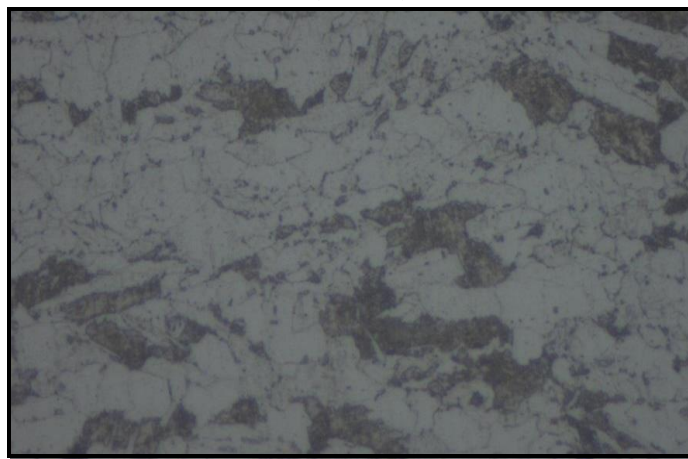
*a (×100)**б (×500)**в (×800)*

Рисунок 5.2 – Мікроструктура сталі 10Г2ФБЮ у стані постачання
(поверхневий шар)

Окрім фериту та перліту в структурі металопрокату після додаткової термічної обробки з'являються окремі області з бейнітною структурою (дивись наприклад рисунок 5.4. б).

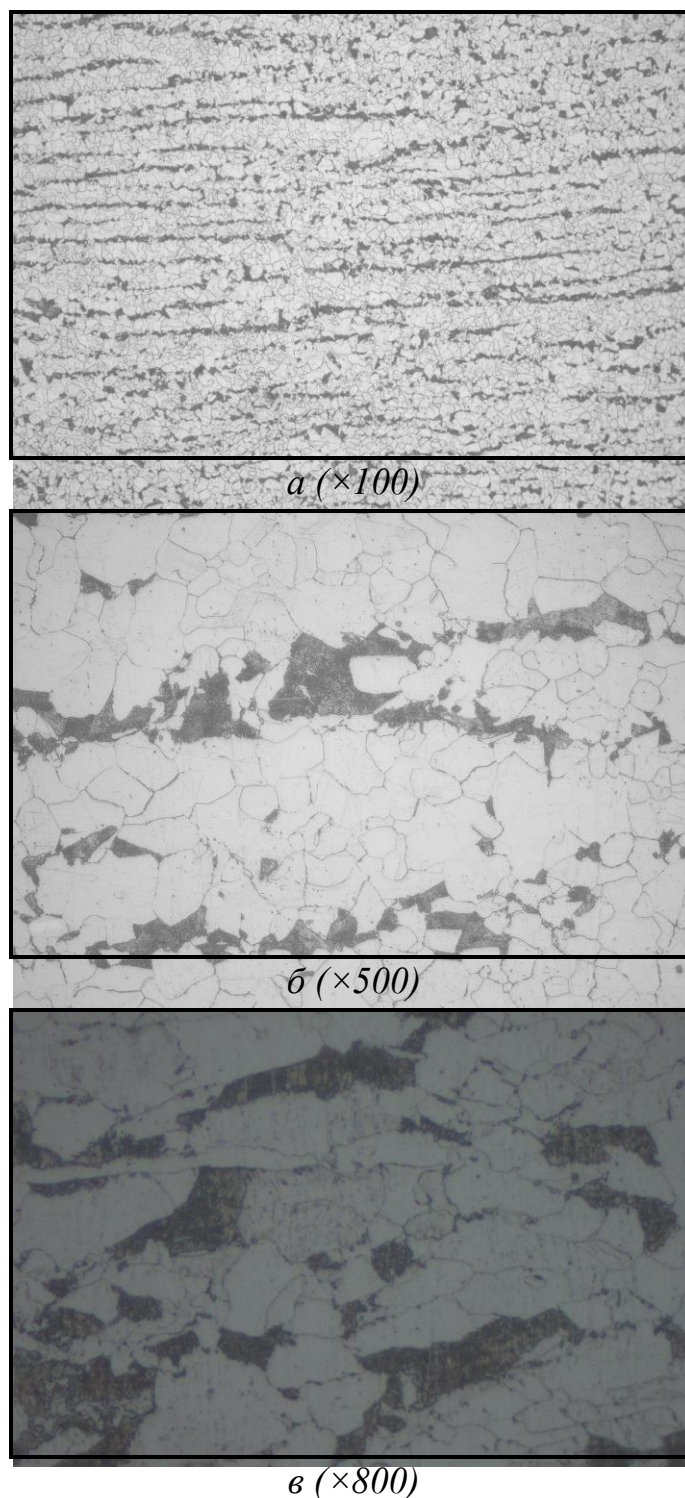
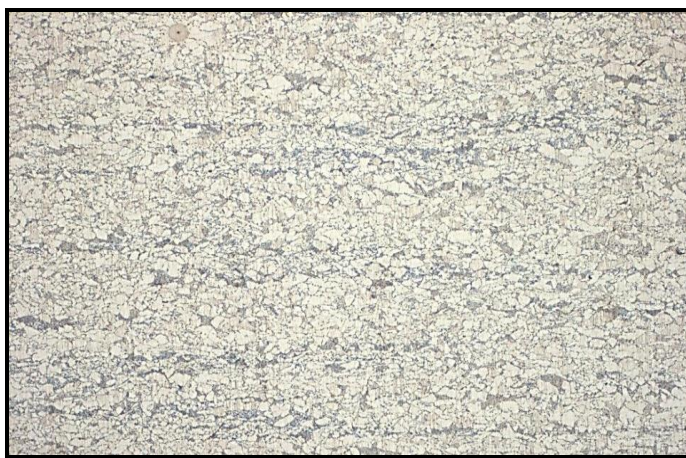


Рисунок 5.3 – Мікроструктура сталі 10Г2ФБЮ у стані постачання
(середина поперечного перерізу)

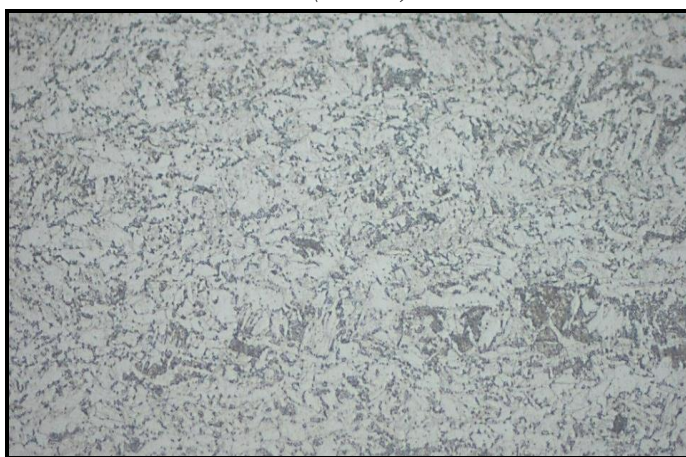
Формування такого структурного стану обумовлено одночасним впливом декількох факторів.

При повільному охолодженні з міжкритичного інтервалу температур домінуючою структурною складовою низьковуглецевих низьколегованих

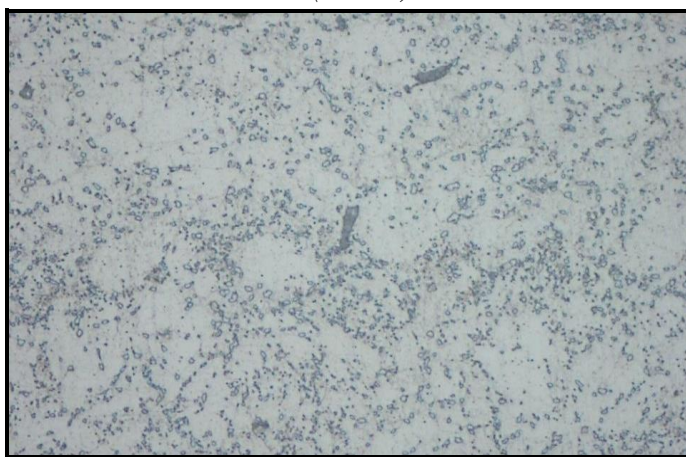
сталей є доєвтектоїдний ферит, який зароджується на границях аустенітних зерен.



a (×100)



б (×500)



в (×800)

Рисунок 5.4 – Мікроструктура сталі 10Г2ФБЮ після пом'якшувальної термічної обробки (поверхневий шар)

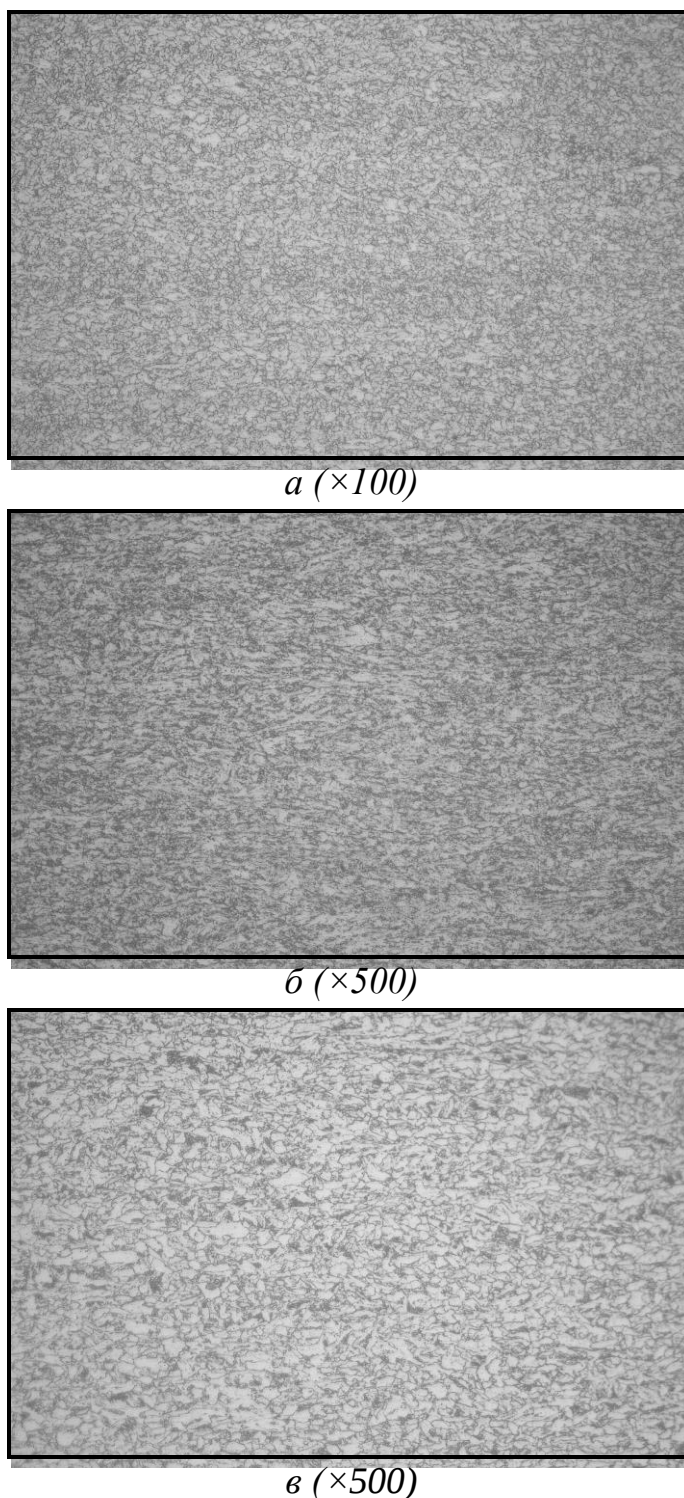


Рисунок 5.5 – Мікроструктура сталі 10Г2ФБЮ після пом'якшувальної термічної обробки (середина поперечного перерізу)

Проте, при умовах температурного впливу, які мають місце при експлуатації кожуха доменної печі, які характеризуються підвищеними швидкостями охолодження (порівняно з повільним охолодженням на повітрі), розпад аустеніту відбувається за зниженої швидкості дифузійних потоків. Як

наслідок, перерозподіл легуючих елементів, а саме вуглецю, не відбувається у повному обсязі.

Цей факт призводить до неповного перерозподілу вуглецю, тобто появи локальних областей аустеніту з концентрацією вуглецю, яка відповідає початку евтектоїдного розпаду, та областей з порівняно низькою концентрацією вуглецю. Як наслідок в областях з низькою концентрацією вуглецю створюються умови для розпаду аустеніту за проміжним механізмом, тобто появи бейнітної складової структури.

5.4. Реконструкція пірамідально-призматичного бункера

Сталь марки 10Г2ФБЮ була успішно застосована також у конструкції пірамідально-призматичного бункера [135, 136]. Сталеві пірамідально-призматичні бункери є невід'ємною функціональною ланкою заводів із повним технологічним циклом у металургійній галузі. Вони розміщуються на стику різних технологічних операцій, пов'язаних із сипкими матеріалами, і призначені для тимчасового зберігання цих матеріалів перед черговою технологічною операцією. До таких сипких матеріалів належать різноманітні руди, агломерати, концентрати шихтових відділень аглофабрик, скрапи, штейн, шлаки, щебінь, вугілля тощо. Схему сталевих призматичних бункерів представлено на рисунку 5.6.

Конструкція такого типу бункерів на сьогодні достатньо апробована і складається з трьох елементів: листової обшивки (вага якої становить 50 % всієї конструкції), ребр жорсткості, що утримуються на бункерних балках (вага яких становить 45 % від усієї конструкції).

Відповідно до наявних державних норм України сталеві бункери всіх типів за наявними умовами роботи й характером напружено-деформованого стану в період проектування належать до найвищої першої групи, що передбачає дуже високу ступінь складності та відповідальності під час проектування таких споруд. Водночас щодо цього немає жодних нормативних документів. Тому інженери-проектувальники змушені послуговуватися

накопиченим досвідом та використовувати матеріали періодичних технічних видань.

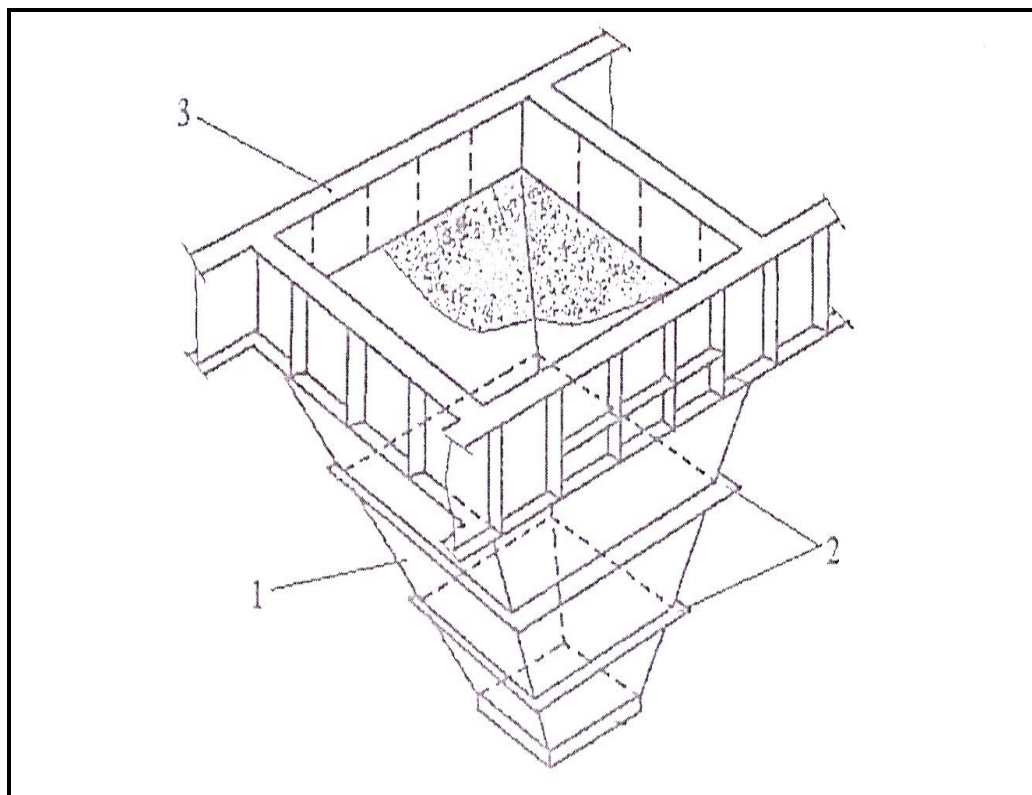


Рисунок 5.6 – Схема сталевго призматичного бункеру

Як ілюстрація практичної оцінки підвищення міцності сталі в конструкції пірамідально-призматичного бункера було виконано проектування реального бункера з використанням низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБЮ. Розміри бункеру становлять: висота 4,5 м при ширині верху 6×6м та розмірі розвантажувального отвору 1,2×1,2 м. Кут нахилу лійки при таких геометричних розмірах становить близько 60°. Як один із завантажувальних сипких матеріалів передбачався ошлакований скрап, густина якого відповідала вихідним даним 3т/м^3 , а кут внутрішнього тертя – 45°. Вивантаження сипкого матеріалу планувалося самоскидами. Мінімальний необхідний об'єм бункера мав становити 40м^3 . Мінімальний коефіцієнт динамічності за даними замовника мав становити 1,3. При цьому додатково необхідно було врахувати дію віброживильників, режим роботи яких передбачався як цілодобовий.

З урахуванням цих даних було розраховано вертикальне навантаження на обшивку бункера від тиску сипкого матеріалу в його нижній частині. З урахуванням прийнятого на основі вітчизняних рекомендацій коефіцієнта надійності, що дорівнює 1,3, та коефіцієнта динамічності, що дорівнює 1,5, його значення становило майже 30т/м^2 . Для умов об'єкта, який проектувався, нормальний тиск на стінку лійки бункерної споруди становив 10т/м^2 . У цьому разі абсолютно доцільно було застосувати саме високоміцну сталь із високим розрахунковим опором.

Таким чином, накладання в цьому разі двох несумісних чинників з погляду забезпечення довговічності бункерних конструкцій – підвищених навантажень та понижених температур – створили умови для можливості вибору й застосування в цьому конкретному випадку сталі марки 10Г2ФБЮ. Загальний вигляд моделі бункеру представлено на рисунку 5.7.

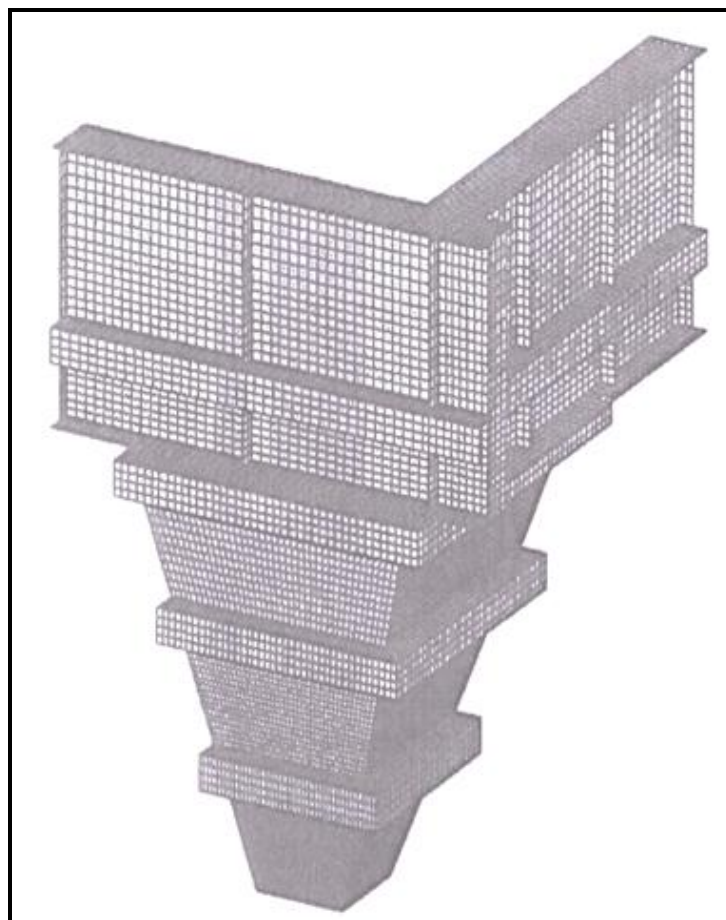


Рисунок 5.7 – Модель бункерної ємності

Для оцінки ефективності використання високоміцної сталі проект сталевого пірамідально-призматичного бункера було виконано у двох варіантах - зі сталі мінімального класу міцності С245 відповідно до чинних норм та сталі класу міцності 460. Оцінку напружено-деформованого стану, а також перевірку визначення поперечних перерізів конструктивних елементів сталевго бункера було виконано шляхом моделювання методом МСЕ. Використовувався проектно-обчислювальний комплекс SCAD for Windows.

Для можливості отримання дрібнішої сітки кінцевих елементів у найнапруженіших зонах конструкції та одночасного зменшення об'ємів виконаних розрахунків моделювалася лише четверта частина конструкції бункера з накладенням відповідних умов деформації. Кінцеві елементи являли собою чотиривузлові ізопараметричні пластинчасті елементи типу 344. Загалом модель містила близько 20000 кінцевих елементів та близько 20000 вузлів, що становило приблизно 120000 ступенів свободи. Такий об'єм був достатній для отримання доброї збіжності результатів.

Навантаження від тиску сипкого матеріалу моделювалося у вигляді задавання його нормальної та тангенціальної складової на внутрішню поверхню обшивки бункера і вертикальну ділянку бункерних балок. Також враховувалися навантаження від власної ваги конструкції самого бункера, ваги можливого просипу на надбункерним перекриттям, ваги захисної ґратки та обмежувального упору, а також ваги віброживильника. Додатково було враховано вагу задньої осі автосамоскида, що дорівнювала 68 т, з якого здійснювалося завантаження ємності. Картина деформації бункерної ємності в обох варіантах, що розглядаються, була отримана якісно однакова (дивись рисунок 5.8). Прогини бункерної балки при цьому не перевищували 3 мм.

З метою узгодження розмірів бункерної ємності із запланованою схемою подачі шихти поперечна бункерна балка під час проєктування була зміщена всередину споруди на величину, що дорівнює 400 мм з обох сторін. У підсумку розмір верхньої призматичної частини споруди становив $6 \times 5,2$ м при повному теоретичному об'ємі в 68 м^3 .

Остаточно прийняте конструктивне рішення сталевого пірамідально-призматичного бункера з усіма прийнятими конструктивними рішеннями представлено на рисунку 5.9.

У таблиці 5.1. наведено остаточні поперечні перерізи конструктивних елементів бункера.

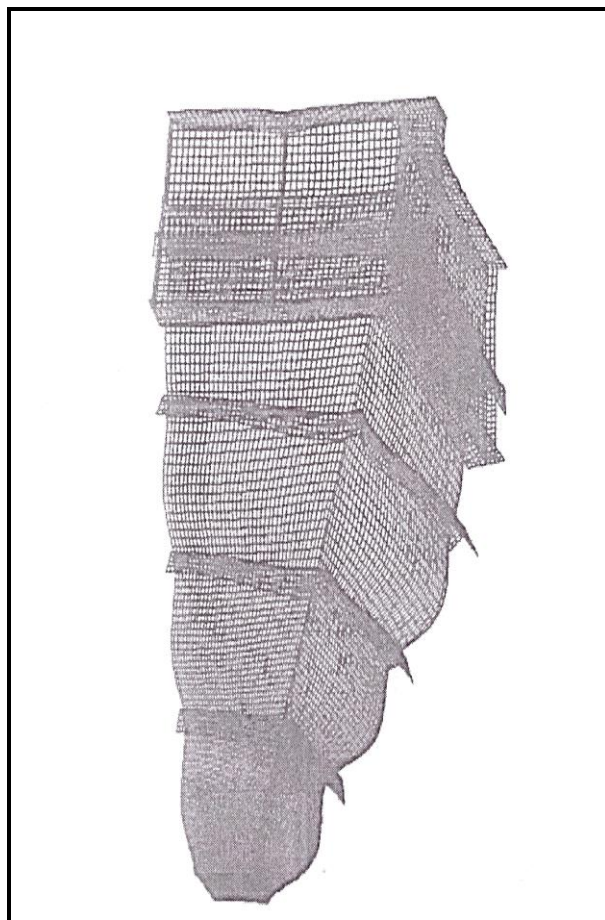


Рисунок 5.8 – Картина деформації бункерної ємності

В таблиці 5.2 представлено вагові характеристики для двох варіантів сталей класів С245 і С460.

Проведені дослідження щодо використання високоміцних сталей типу 10Г2ФБЮ в конструкціях сталевих бункерів для металургійної промисловості в умовах дії високих технологічних навантажень та низьких температур показали, що при порівнянні варіанта бункера зі сталі класу С245 і сталі 10Г2ФБЮ економія у вазі матеріалу конструкції становила:

- обшивка – 38,9 %;
- ребра жорсткості – 36 %;
- бункерні балки – 37,8 %.

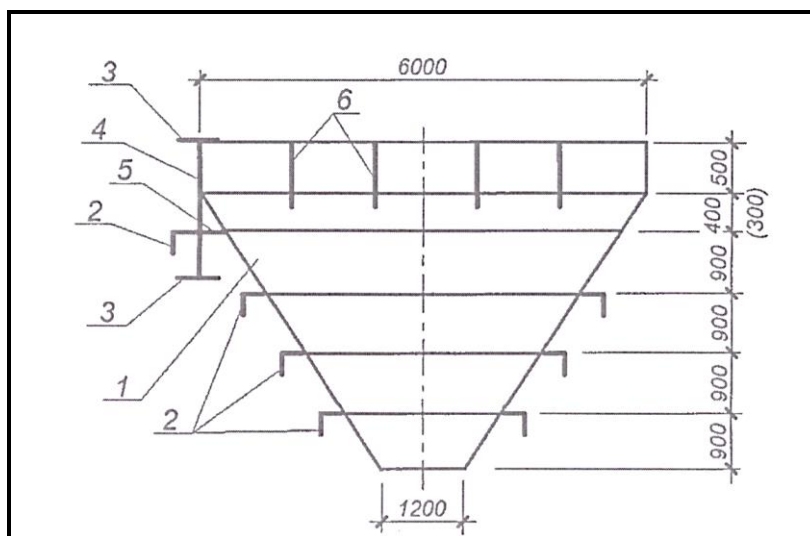


Рисунок 5.9 – Остаточно прийняте конструктивне рішення сталевго пірамідально-призматичного бункера

Таблиця 5.1 – Вагові показники конструкції сталевго бункера

Маса, кг	Сталь Ст3сп	Сталь 10Г2ФБЮ
Обшивка	7272	5324
Ребра жорсткості	1404	1032
Бункерна балка	6780	4860
Сума	15456	11216

Слід також зазначити, що підвищення міцності сталі для конструкції ємності знижує значення власних частот у середньому на 15 % для кожних 100 МПа збільшення міцності.

Таким чином, за результатами проектування загальна економія сталі на одній бункерній ємності за рахунок використання сталі 10Г2ФБЮ становила понад 4 т. Для бункерного відділення, яке за проектом мало складатися з

чотирьох конструктивне аналогічних бункерів, сумарна теоретична економія сталі перевищує 16 т, що в цінах 2019 р. становить близько 0,5 млн грн.

Таблиця 5.2 – Остаточні перерізи конструктивних елементів сталевого бункеру

Конструктивний елемент	Сталь Ст3сп	Сталь 10Г2ФБЮ
Обшивка (1), мм	– 14	– 10
Ребра жорсткості (2)	L 180×180×12	L 160×160×10
Бункерна балка:		
- пояса (3), мм	– 400×20	– 340×20
- стінка (4), мм	– 1400×14	– 1200×10
- горизонтальне ребро (5), мм	– 233×14	– 233×10
- ребра жорсткості (6), мм	– 100×14	– 100×10

5.5. Реконструкція стінової загороди виробничої будівлі з використанням самонесучих стінових касет

Приклад застосування стінової загороди виробничої будівлі з використанням самонесучих стінових касет показано на рисунку 5.10.



Рисунок 5.10 – Застосування стінової загороди виробничої будівлі з використанням самонесучих стінових касет

Вага елементів фахверка при традиційній конструкції стін із застосуванням сендвіч-панелей (стойок фахверка та ригелів) становить від 2 до 8 % від загальної ваги металевого каркаса, через що внутрішній критерій при застосуванні самонесучих касет може становити 1,05 (середнє значення).

Одним із прикладів оптимальної конструктивної форми, що застосовується для досягнення мінімізації як об'єму металоконструкцій, так і трудовитрат під час їх монтажу, може бути система, що передбачає використання зсувної жорсткості покрівлі з профільованого настилу в діафрагмах жорсткості, розміщених як упоперек, так і вздовж прольоту будівлі замість стержневих зв'язувальних ферм [137].

Поперечні та поздовжні діафрагми повністю замінюють поперечні зв'язки по верхніх поясах кроквяних ферм та обидва типи зв'язків по нижніх поясах, особливо при шарнірному обпиранні кроквяних ферм на колони, коли опорний вузол розміщено у рівні верхнього поясу, а також у суцільностінчастих рамах (типу «Канськ») [138]. Визначаючи конструкцію каркаса з урахуванням застосування цих рішень, можна довести внутрішній частинний критерій до значення 1.12-1.2.

При реконструкції систем аспірації ливарного двору ПАТ МК «Азовсталь» (дивись рисунок 5.11) шляхом штучного регулювання зусиль в елементах наявного каркаса будівлі забезпечено їх пристосування до додаткових навантажень; при цьому забезпечено можливість виробництва СМР без зупинення діючого виробництва та без демонтажу конструкцій.

За допомогою аналізу розподілу зусиль було встановлено, що найбільш напруженим є ригель поперечної рами в місці жорсткого вузла його з'єднання зі стійкою. Зменшення прольоту ригеля забезпечило перерозподіл зусиль і як наслідок – зменшення рівня відповідних напружень.

Одночасно, ефект від впровадження аспіраційної системи з арковою пролітною будовою дозволив забезпечити:

- економію матеріально-технічних ресурсів та скорочення часу будівництва за рахунок прокладання траси повітроводів найкоротшим шляхом до фільтрів;
- поліпшення умов праці технічного персоналу і, як наслідок, зниження ризику виникнення нештатних ситуацій через людський фактор;
- створення умов для поліпшення екологічних показників роботи комплексу доменної печі;
- зменшення ймовірності виходу з ладу технологічного обладнання;
- зниження затрат електроенергії на кожну тону вловленого пилу.



Рисунок 5.11 – Система аспірації ливарного двору, а також бункерна естакада доменної печі № 3 на ПАТ МК «Азовсталь»

5.6. Висновки

1. Показано доцільність використання низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБЮ, виробленою за технологічною схемою полігонізаційної контрольованої прокатки при реконструкції кожуха доменної печі та систем аспірації ливарного двору.
2. Аналіз перевірки можливості використання сталі 10Г2ФБЮ після полігонізаційної контрольованої прокатки у конструкціях кожуха доменної

печі шляхом імітаційного моделювання температурного впливу показав, що термічна обробка призвела до формування структурного стану який характеризується появою окремих дисперсних колоній перліту. Феритна фаза як в приповерхневих шарах так і всередині поперечного перерізу характеризується певною різнозерністістю, яка є наслідком процесів рекристалізації. Таким чином зазначену марку сталі було використано під час реконструкції кожуха доменної печі (підтверджено актом впровадження).

3. Аналіз можливості використання високоміцних сталей типу 10Г2ФБЮ в конструкціях сталевих бункерів для металургійної промисловості в умовах дії високих технологічних навантажень та низьких температур показали, що при порівнянні варіанта бункера зі сталі класу С255 і сталі 10Г2ФБЮ економія у вазі матеріалу конструкції становила: обшивка – 38,9 %; ребра жорсткості – 36 %; бункерні балки – 37,8 %. Загальна економія металопрокату на одній бункерній ємності становила понад 4 т. Для бункерного відділення сумарна теоретична економія металопрокату перевищує 16 т, що в цінах 2019 р. становить близько 0,5 млн грн.

5.7. Список використаних джерел в розділі 5

У розділі 5 використані джерела [129-138]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

ЗАГАЛЬНІ ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі зроблено теоретичне узагальнення і запропоновано нове вирішення актуальної науково-прикладної задачі видовження циклу безаварійної роботи кожухів доменних печей шляхом удосконалення структурного стану високоміцних низьколегованих сталей, що відображено у висновках:

1. Проведено всебічну оцінку впливу температурно-деформаційних умов формування структурного стану після полігонізаційної контрольованої прокатки на можливість забезпечення видовження безаварійної роботи кожухів доменних печей.
2. Проведений інформаційно-аналітичний огляд показав, що у загальній вартості виготовленої та змонтованої будівельної сталевий конструкції вартість металопрокату становить 60...70%, тому застосування технологічних і високоміцних видів прокату та марок сталей зумовлює зниження собівартості конструкцій. Розширення діапазону сталей, що дозволяють підвищувати технологічність сталевих конструкцій стосовно не лише мінімізації ваги, а й оптимізації критеріїв корозійної стійкості та вогнестійкості з ефективним використанням їх у несучих металевих конструкціях різних будівель та споруд є одним із пріоритетних завдань матеріалознавства.
3. У роботі виконано обґрунтування вибору матеріалу для конструктивних елементів кожуха доменної печі. За результатами порівняльного аналізу використання в несучих конструкціях каркаса двох різних сталей за класом міцності С245 та С460 показано, що ефективність застосування сталі марки С460 в конструкціях складає майже 34 %.
4. У дисертаційній роботі для аналізу мікро- та субмікроструктури низьковуглецевих, низько- та мікролегованих сталей використано сучасні методи досліджень, а саме: загальні методи кількісного та напівкількісного металографічного аналізу з застосуванням оптичного мікроскопу Neophot - 2; растрову електронну мікроскопію з застосуванням скануючого

електронного мікроскопу РЕМ-106И; дифракційну електронну мікроскопію з застосуванням трансмісійного електронного мікроскопу ЕМ-125К.

5. В роботі було проведено механічні випробування для виявлення та аналізу комплексу властивостей, саме випробування на розтяг та одноосьове випробування на повзучість розтягуванням.
6. При проектуванні конструктивних елементів кожуха доменної печі може стати використання марок сталей із підвищеним рівнем властивостей.
7. Досліджено структурний стан сталей, які найчастіше використовуються в якості матеріалу для конструктивних елементів кожухів доменних печей.
8. Виконано порівняльний аналіз структурного стану по перетину листа з низьковуглецевих низьколегованих сталей після традиційної та полігонізаційної контрольованих прокаток.
9. Аналіз тонкої структури сталей після гарячої прокатки дозволив встановити, що для Ст3сп основними структурними складовими є поліедричний ферит і перліт. Спостерігаються феритні зерна з помірною щільністю дислокацій. Перлітні області складаються з декількох колоній (розміром 3- 10 мкм) з різною орієнтацією цементитних пластин. Для сталі 09Г2С зерна фериту мають правильну поліедричну форму. Перліт дисперсний ($S_0 = 0,2$ мкм) завтовшки до 0,02 мкм; цементит має форму тонких пластин, крупні перлітні колонії разорієнтовані одна відносно іншої.
10. Особливістю структури сталі 10Г2ФБ (технологія виробництва – контрольована прокатка) є наявність перлітної смугастості. Для визначення розподілу перлітної смугастості було виконано комплекс. Аналіз результатів металографічних досліджень по перетину листа підтвердив наявність перлітної смугастості по усьому перетину товщини зразків. Товщина та щільність перлітної смугастості збільшується. Це можливо пояснити наявністю ближче до центру зразку зони осьової ліквідації. При цьому, розміри перлітних колоній майже не змінюються від поверхні зразку до його центру.

11. Сталь 10Г2ФБЮ після полігонізаційної контрольованої прокатки має ферито-перлітну структуру. При цьому, перлітна смугастість розбилася на окремі колонії. Феритна складова містить зерна полідричного фериту, внутрішні об'єми також розбиті малокутовими границями на окремі субзерна не тільки в приповерхневих шарах, а й в центральній частині листа. При цьому, розміри перлітних колоній збільшуються від поверхні зразка до його центру. Необхідно зауважити, що проміжок між роздробленими перлітними колоніями заповнюється більш м'якою фазою – феритом. Подрібнення перлітної смугасті відбувається шляхом збільшення кількості місць зародження феритної складової на стадії деформації аустеніту.
12. Результати дослідження розподілу легуючих елементів по перетину товстих листів, які вироблено за технологічною схемою контрольованої прокатки (сталь 10Г2ФБ) та полігонізаційної контрольованої прокатки (сталь 10Г2ФБЮ) показав що для сталі 10Г2ФБЮ спостерігається більш рівномірний розподіл легуючих елементів по перетину листа, порівняно з сталлю 10Г2ФБ.
13. Досліджено вплив температури на структурний стан та комплекс властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей.
14. Проведений комплекс досліджень показав, що механічні характеристики розглянутих марок сталей при підвищенні температури до $+800^{\circ}\text{C}$ різко знижуються. Наприклад, границя плинності для сталі марки 10Г2ФБЮ знизилася в 6,3 раз, а тимчасовий опір розриву – в сім разів. При цьому більш високі значення границі плинності було зафіксовано у сталі марки 10Г2ФБЮ (73 МПа); менше ніж це значення в 1,6 разу було у сталі марки 09Г2С (63 МПа). Мінімальна границя плинності була зафіксована у сталі марки СтЗсп (37 МПа). Таким чином, випробування зразків із низьковуглецевої високоміцної сталі 10Г2ФБЮ за температури $+800^{\circ}\text{C}$ підтвердили, що матеріал кожуха доменної печі, виготовлений із зазначеної

марки сталі, буде більш вогнестійкий, аніж у разі його виготовлення з інших марок сталей (Ст3сп та 09Г2С).

15. Сумісний аналіз результатів металографічних досліджень впливу підвищення температури на морфологію структурного стану низьковуглецевих низьколегованих сталей показав, що для сталей Ст3сп та 09Г2С при збільшенні температури від 20°C до 600°C відсоткове співвідношення структурних складових не змінюється як і їх геометричний розмір. При збільшенні температури до 800°C геометричний розмір перлітних колоній зменшується, що свідчить про протікання процесів розпаду перліту. Для сталі 10Г2ФБЮ спостерігається аналогічний взаємозв'язок між температурою випробувань та параметрами структурного стану.
16. Проведений комплекс досліджень впливу температури випробувань на параметри структурного стану та комплекс властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей показав, що умовно температури за яких можуть експлуатуватися низьковуглецеві низьколеговані сталі розподіляються на два рівня: температура, нижче якої не спостерігаються значні зміни у структурному стані; температура, за якої в структурному стані відбуваються значні зміни, які призводять до зниження несучої здатності конструкцій. Наявність двох температур пов'язано як з розвитком дифузійних процесів так і з спроможністю структури чинити опір впливу температурних напружень (так звана структурна стійкість).
17. Структурна стійкість сталі при підвищені температури обумовлена процесами, які наближують систему до положення термодинамічної рівноваги порівняно зі станом системи при низьких температурах (структурний стан при кімнатній температурі), а саме: процеси рекристалізації, коагуляції карбонітридної фази. Як наслідок, саме зазначені процеси відіграють найважливішу роль при визначенні спроможності застосування матеріалів при підвищених температурах.

18. Показано доцільність використання низьковуглецевої низьколегованої сталі 10Г2ФБЮ, виробленою за технологічною схемою полігонізаційної контрольованої прокатки при реконструкції кожуха доменної печі та систем аспірації ливарного двору.
19. Аналіз перевірки можливості використання сталі 10Г2ФБЮ після полігонізаційної контрольованої прокатки у конструкціях кожуха доменної печі шляхом імітаційного моделювання температурного впливу показав, що термічна обробка призвела до формування структурного стану, який характеризується появою окремих дисперсних колоній перліту. Феритна фаза як в приповерхневих шарах так і всередині поперечного перерізу характеризується певною різнозерністістю, яка є наслідком процесів рекристалізації. Таким чином зазначену марку сталі було використано під час реконструкції кожуха доменної печі (підтверджено актом впровадження).
20. Аналіз можливості використання високоміцних сталей типу 10Г2ФБЮ в конструкціях сталевих бункерів для металургійної промисловості в умовах дії високих технологічних навантажень та низьких температур показали, що при порівнянні варіанта бункера зі сталі класу С255 та сталі 10Г2ФБЮ економія у вазі матеріалу конструкції становила: обшивка – 38,9 %; ребра жорсткості – 36 %; бункерні балки – 37,8 %. Загальна економія металопрокату на одній бункерній ємності становила понад 4 т. Для бункерного відділення сумарна теоретична економія металопрокату перевищує 16 т, що в цінах 2019 р. становить близько 0,5 млн грн.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Гезенцвей Е. И., Иоселевич Е. С. Технологичные технические решения при проектировании капитального ремонта строительных металлических конструкций здания доменной печи. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2018. № 4. С. 39-43
2. Каплун Л. И., Малыгин А. В., Онорин О. П., Пархачев О. В. Устройство и проектирование доменных печей. Екатеринбург: УрФУ, 2016. 219 с.
3. Сорокин Л. А. Работа конструкций доменных печей. М. : Металлургия, 1976. 352 с.
4. Гезенцвей Е. И. Современные методы расчета зданий и сооружений металлургического и горно-обогатительного производства с интенсивными источниками тепла. Киев: Вища школа 2020. 107 с.
5. Ройтман В. М. «Инженерные решения по оценке огнестойкости проектируемых и реконструируемых зданий». М.: Пожарная безопасность и наука, 2001. 128 с.
6. Любин А. Е. Металлические конструкции сооружений комплекса доменной печи. Проектирование. Эксплуатация. Диагностика технического состояния. Киев: Сталь, 2010. 472 с.
7. Волченко В. Н. Сварка и свариваемые материалы. В 3 томах. М.: Металлургия, 1991. Том 1: Свариваемость материалов. 525 с.
8. Заплатин В. Н. Основы материаловедения (металлообработка). М.: Издательский центр «Академия», 2017. 272 с.
9. Гезенцвей Е. И. Технологичные способы регулирования напряжений в металлических конструкциях зданий и сооружений. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 3. С. 38-40.
10. Першаков В. М. Проблеми протидії конструкцій прогресуючому обваленню будівель та споруд. К.: Наукова думка, 2015. 256 с.
11. Бекетов А. В., Большаков В. И., Воробьев Г. М., Лаухин Д. В., Калохтина Е. Ю. Обоснование выбора материала для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*.

- Днепропетровск, 2008. Вып.45, Ч.3. С. 116-122.
- 12.Одесский П. Д., Ведяков И. И., Рудченко А. В. Стали нового поколения для металлических конструкций. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2002. № 2. С. 30-38.
 - 13.Пахолук А. П., Пахолук О. А. Основы матеріалознавства і конструкційні матеріали: посібник. Львів: Світ, 2005. 172 с.
 - 14.Гезенцвей Е. И. Повышение технологичности строительных металлоконструкций. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2015. № 1. С. 32-38.
 - 15.Сахновский М. М. Технологичность строительных сварных конструкций. К.: Будівельник, 1970. 321 с.
 - 16.ДСТУ 8539:2015 Прокат для будівельних сталевих конструкцій. Загальні технічні умови. [Чинний від 2016-07-01]. Вид. офіц. Київ, 2015. 23 с. (Інформація та документація).
 - 17.Работнова Ю.И. Новые методы оценки сопротивления хрупкому разрушению. Москва: Мир, 1972. 440с.
 - 18.Лихтарников Я. М. Металлические конструкции. Методы технико-экономического анализа при проектировании. М.: Стройиздат, 1968. 545 с.
 - 19.Гезенцвей Е. И. Обеспечение безопасной эксплуатации наружных лестниц большой высоты в промышленных зданиях. *Промислове будівництво та інженерні споруди*, 2015. № 3. С. 44-46.
 - 20.Большаков В. И.,Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В. Атлас металлов и сплавов: Учебное пособие. Днепропетровск: ГВУЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры», 2010. 174 с.
 - 21.Бекетов А. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Сахник Н. В., Кузмичев Е. М., Тараненко А. А., Снижковская Ю. Л. Влияние режимов контролируемой прокатки на структурну и свойства низкоуглеродистой микролегированной стали 10Г2ФБ. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2009. Вып.48, Ч.3. С. 237-242.

22. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Иванцов С. В. Сравнительный анализ технологических схем производства листового проката для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск. 2012. Вып. 64. С. 45-52.
23. Laukhin D., Pozniakov V., Beketov O., Rott N., Shchudro A. Analysis of the effects of welding conditions on the formation of the structure of welded joints of low-carbon low-alloy steels. *Key Engineering Materials*. 2020. Vol. 844. P. 146–154.
24. Лаухін Д. В., Бекетов О. В., Тютєрев І. А., Слупська Ю. С., Ротт Н. О., Чашин Д. Ю., Торопченєв Г. О., Пико М. О. Металографічний аналіз структурного стану низьковуглецевих низьколегованих сталей після автоматичного зварювання під шаром флюсу. *Modern engineering and innovative technologist*, 2021, Issue № 16, Part 1. P. 105-113.
25. ДБН В.2.6-198:2014. Сталеві конструкції. Норми проектування. [Чинний від 2015-01-01]. Вид. офіц. Київ, 2014. 205 с. (Інформація та документація).
26. ДСТУ 8828:2019. Пожежна безпека. Загальні положення. [Чинний від 2020-01-01]. Вид. офіц. Київ, 2019. 115 с. (Інформація та документація).
27. Ройтман В.М. Инженерные решения по оценке огнестойкости проектируемых и реконструируемых зданий. М.: Ассоциация «Пожнаука», 2001. 72 с.
28. ДБН В.1.1-7:2016. ПОЖЕЖНА БЕЗПЕКА ОБ'ЄКТІВ БУДІВНИЦТВА. Загальні вимоги. [Чинний від 2017-06-01]. Вид. офіц. Київ, 2017. 35 с. (Інформація та документація).
29. Вахитова Л. Н., Калафат К. В. Основы огнезащиты стальных конструкций. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2015. № 2. С. 32-38.
30. Любин А. Е. Кожухи доменных печей и воздухонагревателей. Действительная работа, промышленная безопасность. К.: Сталь, 2011. 82

с.

- 31.Любин А. Е. Металлические конструкции сооружений комплексов доменной печи. Проектирование, эксплуатация, диагностика технического состояния. К.: Сталь, 2010. 241 с.
- 32.Гезенцвей Ю. І. Внутрішні критерії оцінки якості конструктивних рішень при проектуванні сталевих будівельних конструкцій. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 4. С. 40-42.
- 33.Гезенцвей Е. И. Анализ технологичности проектных решений при износе и повреждении кожуха домной печи. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2017. № 1. С. 45-47.
- 34.Любин А. Е., Иосилевич Е. С. Обеспечение промышленной безопасности центрального узла доменной печи при замене кожуха шахты. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2015 № 2. С. 12-18.
- 35.Байшев Ю. П. Доменные печи и воздухонагреватели (конструкции, эксплуатационные воздействия, свойства материалов, расчеты). Екатеринбург: УрО РАН, 1996. 993 с.
- 36.Кандаков Г. П. Повышение надежности и ресурса кожухов доменных печей на основе оценки и прогнозирования состояния металла. *Промышленное и гражданское строительство*. 2007. № 4. С. 42-47.
- 37.Плискановский С. Т., Полтавец В. В. Оборудование и эксплуатация доменных печей. Днепропетровск: Пороги, 2004. 495 с.
- 38.Миллер В. Я. Стальные конструкции комплекса доменной печи и газоочистки. М.: Стройиздат, 1965. 368 с.
- 39.Павлова Г. А. Статистический анализ аварий и травматизма на металлургических предприятиях. *Интернет-журнал «Технологии техносферной безопасности»* (<http://ipb.mos.ru/ttb>). Вып. № 2 (36). С. 1-7.
- 40.Плискановский С.Т., Полтавец В.В. Неполадки в работе доменных печей. Днепропетровск: Пороги, 2002. 301 с.
- 41.Хенли Э.Дж., Куматомо Х. Надежность технических систем и оценка

- риска. М.: Машиностроение, 1984. 445 с.
42. Гребеник В.М., Цапко В.К. Надежность металлургического оборудования. М.: Металлургия, 1989. 592 с.
 43. Русских В. П., Томаш А. А., Тарасов В. П., Хрущев Е. И. Взрывы газов в доменном производстве. Мариуполь: ПГТУ, 2006. 99 с
 44. Большаков В. И., Иванча Н. Г., Нестеров А. С., Можаренко Н. М., Панчоха Г. В., Тогобицкая Д. Н. Научно–технические решения по обеспечению продолжительной безопасной работы доменных печей. *Сб. научн. тр. ИЭС «Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин»*. Киев: ИЭС, 2006. С. 440–444.
 45. Большаков В. И., Можаренко Н. М., Тогобицкая Д. Н., Тубольцев Л. Г., Иванча Н. Г. Технологические особенности безопасной эксплуатации доменных печей в нестационарных режимах работы при выдувке и задувке. *Зб. наук. ст. ІЕЗ ««Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин»*. Київ: ІЕЗ, 2009. С. 424–428
 46. Большаков В. И., Муравьева И. Г., Шулико С. Т. Обеспечение безопасности и сохранности футеровки доменных печей при выдувке и задувке. *Металл и литье Украины*. 2009. № 7–8. С.75–79.
 47. Боранбаев Б. М. Бесконусное роторное загрузочное устройство – современная технология загрузки шихты. *Металлург*. 2013. № 5. С. 35–40.
 48. Пахолук А. П., Пахолук О. А. Основы матеріалознавства і конструкційні матеріали: посібник. Львів: Світ, 2005. 172 с.
 49. Канаев В.В., Панчоха Г.В., Шулико С.Т., Богачев Ю.А. Совершенствование технологического контроля состояния футеровки металлоприемника доменных печей. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. 2001. Вып.4. С.290–294.
 50. Кукса О.В., Тогобицкая Д.Н., Можаренко Н.М., Панчоха Г.В. Особенности влияния процессов растворимости углерода в чугуне на стойкость углеродистой футеровки. *Фундаментальные и прикладные*

- проблемы черной металлургии*. 2003. Вып.6. С.79–85.
51. Муратов А. Н. Технология промышленного производства огнестойких сталей для строительных конструкций. *Металлург*, 2007. № 8. С. 23-28.
 52. Гезенцевей Е. И. Технологичность применения мелкозернистых термоупрочненных сталей в конструкциях кожухов доменных печей. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2016. № 3. С. 43-47.
 53. Голованенко С.А., Морозов Ю.Д.. Разработка сталей для магистральных газопроводов со сверхкритическими параметрами. *Сталь*. 1995. №3. С. 53-56.
 54. Большаков В.И., Воробьев Г.М., Тютюрев И.А., Хоменко Ю.И. Перлитная полосчатость и анизотропия механических свойств толстолистовой стали 10Г2ФБ. *Строительство, машиностроительство, материаловедение*. 2005. Вып. 32, часть 1. С. 244-251.
 55. Большаков В.И., Воробьев Г.М., Тютюрев И.А., Хоменко Ю.И. Особенности формирования перлитной полосчатости в толстолистовой стали. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2005. № 1 (28). С. 15-25.
 56. Лаухін Д.В. Теоретичні основи формування субструктури, структури і властивостей товстолистого прокату з низьковуглецевих мікролегованих будівельних сталей: дис. ... док. техн. наук: 05.02.01 / ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури». Дніпропетровськ, 2012. 353 с.
 57. Челноков Н. М. Технология горячей обработки материалов: Учебное пособие для техникумов. Москва: Высшая школа, 1972. 288 с.
 58. Зотов В. Ф. Производство проката. Москва: Интермет Инжиниринг, 2000. 352 с.
 59. Николаев В. А. Теория прокатки. Запорожье: Запорожская государственная инженерная академия, 2007. 228 с.

60. Чижиков Ю. М. Прокатное производство. М.: Металлургиздат, 1958. 536 с.
61. Семененко Ю. Л. Машины для правки проката. М.: Металлургиздат, 1961. 456 с.
62. Спиваков В.И., Узлов И.И., Моисеева Л. А., Орлов Э. А., Тихонюк Л. С. Особенности формирования микроструктуры термически упрочненной низколегированной стали. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1998. №8. С. 9-11.
63. Дементьев В. П., Ворожищев В. И., Козырев Н. А. Технология производства листовой стали 09Г2С. *Известия высших учебных заведений. Черная Металлургия*. 1999. №6. С. 20-21.
64. Спиваков В. И., Орлов Э. А., Бабицкий М. С. Упрочняющая термическая обработка толстых листов с прокатного нагрева. *Термическая и термомеханическая обработка стали*. 1984. С. 55-59.
65. Большаков В. И., Фролов В. К., Рычагов В. Н. Структура и свойства термически обрабатываемых сталей для металлических конструкций. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1997. №8. С. 8-11.
66. Узлов И.Г. Термомеханическое упрочнение массовых видов проката – эффективный путь повышения качества металлопродукции и энергосбережения при ее производстве. *Сб. трудов «Сучасні проблеми металургії»*. 2001. Том 3. С. 387-392.
67. Стародубов К. Ф., Узлов И. Г., Савенков В. Я. Термическое упрочнение проката. М.: Металлургия, 1970. 68 с.
68. Большаков В.И. Термомеханическая обработка конструкционных сталей. Канада: Базилиан Пресс, 1998. 316 с.
69. Трофимчук В. Д. Дефекты прокатной стали. М.: Металлургиздат, 1954. 651 с.
70. Панасенко Ф. Д. Прокатка и термическая обработка толстых листов. М.: Металлургиздат, 1959. 389 с.
71. Скороходов В.Н., Одесский П.Д., Рудченко А.В.. Строительная сталь.

- М.: Металлург, 2002. 622 с.
- 72.Одесский П. Д., Ведяков И. И. Малоуглеродистые стали для металлических конструкций. М.: Интермет Инжиниринг, 1999. 224 с.
- 73.Новиков И. И., Розин К. М. Кристаллография и дефекты кристаллической решетки. Москва: Металлургия, 1990 г. 226 с.
- 74.Косевич В. М., Иевлев В. М., Палатник Л. С., Федоренко А. И. Структура межкристаллитных и межфазных границ. Москва: Металлургия, 1980. 256 с.
- 75.Копецкий Ч. В., Орлов А. Н., Фионова Л. К. Границы зерен в чистых материалах. Москва: Наука, 1987. 60 с.
- 76.Bollmann W. Crystal defects and crystalline interfaces. Berlin: Springer Verlag, 1970. 316 p.
- 77.Глейтер Г., Чалмерс Б. Большеугловые границы зерен. Мир: Мир, 1975. 376 с.
- 78.Бокштейн Б. Структура и свойства внутренних поверхностей раздела в металлах. Москва: Металлургия, 1988. 272 с.
- 79.Люкке К., Штюве Г. Теория движения границ зёрен. *Возврат и рекристаллизация металлов*. Москва: Металлургия, 1966. С. 157-194.
- 80.Gottstein G., Shvindlerman L.S. Grain boundary migration in metals. Boca Raton etc.: CRC Press, 1999. 387 p.
- 81.Lojkowski W., Porowski S. Pressure effect on grain boundary dewetting and pre-melting transition in a Fe-6%Si bicrystal. *Joint AIRAPT/APS Conference on High Pressure Science and Technology*, Colorado Springs, USA. 1993. P. 125-131.
- 82.Бунин К. П., Бунина Ю. К., Мазур В. И. О зарождении и строении перлита. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1971. № 10. С. 6 – 7.
- 83.Блинов Ю. Ф., Сербя П. В., Московченко Н. Н. Пособие по практическим занятиям по курсу «Кристаллография». Таганрог: Изд-во ТНУ 2005г. 51с.

- 84.Егоров-Тисменко Ю. К. Кристаллография и кристаллохимия: Учебник. Москва: Из-во КДУ, 2005. 592 с.
- 85.Бекетов А. В., Большаков В. И., Куксенко В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Семенов Т. В. Образование и рост перлитных колоний. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2010р. № 1. С. 29-35.
- 86.Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д. Ориентационные соотношения феррит-цементит. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions*. Warsaw, 2011. Vol. 19. P. 351-358.
- 87.Бекетов О. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Машковська А. В. Дослідження поверхневої енергії міжфазних границь під час дифузійного $\gamma \rightarrow \alpha$ перетворення. *Металознавство та термічна обробка металів. Науков. та ін форм. бюл.* 2015. № 2 (69). С. 24-29.
- 88.Сухомлин Г. Д. Кристаллогеометрические особенности перлита доэвтектоидной стали. *Физика металлов и металловедение*. 1976. Т.42, вып.5. С. 965-970.
- 89.Кривошеева А. А., Сухомлин Г. Д., Цыба В. Н. О стержневидном цементе в перлитных структурах. *Металлофизика*. 1984. Т. 6, № 3. С. 99-100.
- 90.Холявко В. В. Фізичні основи міцності та руйнування: Конспект лекцій. Київ: Вид-во НТУУ «КПІ», 2015. 100 с.
- 91.Шульце Г. Металлофизика. Москва: Мир, 1971. 503 с.
- 92.Гордиенко Л.К. Субструктурное упрочнение металлов и сплавов. Москва: Наука, 1973. 224 с.
- 93.<https://scadsoft.com/>
- 94.Беккерт М., Клемм Х. Способы металлографического травления: Справочник. Москва: Металлургия, 1988. 400с.
- 95.Вейнберга Ф. Приборы и методы физического металловедения. Выпуск 2. Москва: Мир, 1974. 363 с.

96. Stokes D. J. Principles and Practice of Variable Pressure/Environmental Scanning Electron Microscopy. Chichester: John Wiley & Sons, Ltd, 2008. 221 p.
97. Бегенер Г. Практическая микрофотография. М.: Мир, 1977. 194 с.
98. Салтыков С. А. Стереометрическая металлография. М.: Металлургия, 1976. 270 с.
99. Ким В. А., Башков О. В., Попкова А. А., Шпилева А. А., Золотарева С. В., Белова И. В., Емец Н. Е. Основы количественной и компьютерной металлографии. Комсомольск-на-Амуре: ФГБОУ ВПО «КНАГТУ», 2013. 133 с.
100. Панченко Е. В., Скаков Ю. А., Кример Б. И. Лаборатория металлографии. М.: Металлургия, 1965. 439 с.
101. Хирш П., Хови А., Николсон Р., Пэшли Д., Уэлан М. Электронная микроскопия тонких кристаллов. М.: Мир, 1968. 574 с.
102. Глоэр О. М. Практические методы в электронной микроскопии. Ленинград: Машиностроение, 1980. 376 с.
103. Утевский Л. М. Дифракционная электронная микроскопия в металловедении. М.: Металлургия, 1973. 584 с.
104. Рис С. Дж. Б. Электронно-зондовый микроанализ и растровая электронная микроскопия в геологии. Москва: Техносфера, 2008. 232 с.
105. Гоулдстейн Дж., Яковица Х. Практическая растровая электронная микроскопия. Москва: Мир, 1978. 656 с.
106. Пчелінцев В. О., Дегула А. І. Механічні властивості та конструкційна міцність матеріалів: Навч. посіб. Суми: СумДУ, 2012. 247 с.
107. Гуляев А. П. Металловедение. М.: Металлургия, 1986, 544 с.
108. Золоторевский В. С. Механические свойства металлов: Учебник для вузов. Москва: Металлургия, 1983. 352 с.
109. Холявко В. В. Фізичні основи міцності та руйнування: Конспект лекцій. Київ: Вид-во НТУУ «КПІ», 2015. 100 с.
110. Бекетов А. В., Большаков В. И., Воробьев Г. М., Лаухин Д. В.,

- Калохтина Е. Ю. Обоснование выбора материала для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2008. Вып.45, Ч.3. С. 116-122.
111. Коцарь С. Л., Третьяков В. А., Цупров А. Н., Поляков Б. А. Динамика процессов прокатки. М.: Металлургия, 1997. 255 с.
112. Калинин Б. А. Физическое материаловедение: Учебник для вузов: в 7 т. Москва, МИФИ, 2012. Т. 2. Основы материаловедения. 604с.
113. Челноков Н.М. Технология горячей обработки материалов: учебное пособие для техникумов. М.: Высшая школа, 1972. 288 с.
114. Honeycombe R. W. K., Bhadeshia H. K. D. H. Steels. Microstructure and properties. London: Edward Arnold, 1995. 323 p.
115. Погоржельский В.И. Контролируемая прокатка непрерывнолитого металла. М.: Металлургия, 1986. 151 с.
116. Большаков В.И. Упрочнение строительных сталей. Днепропетровск: Січ, 1993. 332 с.
117. Ландер Х., Михелич Дж. Производство молибденовых сталей для магистральных трубопроводов. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 1977. № 7. С. 47 – 51.
118. Гезенцевей Ю. І., Большаков В. І. Дослідження впливу підвищення температури на структурний стан низьковуглецевих низьколегованих сталей. *Український журнал будівництва та архітектури*. 2021. № 2 (002). С. 36-42.
119. Вахитова Л. Н., Калафат К. В. Основы огнезащиты стальных конструкций. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. № 2. 2015. С. 13-19.
120. Морозов Ю. Д. Огнестойкие строительные стали. М.: Металлургия, 2007. 254 с..
121. Сахновский М. М. Технологичность строительных сварных конструкций. К.: Будівельник, 1970. 351 с.
122. Колесов С.Н. Материаловедение и технология конструкционных

- материалов. М.: Высшая школа, 2004. 512 с.
- 123.Гезенцевей Ю. И., Банников Д. О. Повышение живучести стальных промышленных сооружений за счет применения мелкозернистых термоупрочненных сталей. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 2. С. 42-45.
 - 124.Арзамасов Б. Н. Материаловедение. М.: МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2003. 648 с.
 - 125.Бернштейн М. Л., Одесский П. Д. Высокопрочные строительные стали. Металловедение и термическая обработка. М.: Металлургия, 1977. 368 с.
 - 126.Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Иванцов С. В. Сравнительный анализ технологических схем производства листового проката для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск. 2012. Вып. 64. С. 45-52.
 - 127.Сквайрс Дж. Практическая физика. Москва: Мир, 1971. 450 с.
 - 128.Худсон Д. Статистика для физиков. Москва: Мир, 1970. 386 с.
 - 129.Гезенцевей Е. И., Олевский В. И., Олевский А. В. Современные методы расчета зданий и сооружений металлургического и горно-обогатительного производства с интенсивными источниками тепла. Киев: ГВУЗ «УГХТУ», 2020р. 131 с.
 - 130.Гезенцевей Ю. И., Банников Д. О. Повышение живучести стальных промышленных сооружений за счет применения мелкозернистых термоупрочненных сталей. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 2. С. 42-45.
 - 131.Hezentsvei Y. I., Bannikov D. O. Use of Fine-Grained Heat-Strengthened Steels to Increase the Operation Qualities of Bunker Capacities from Thin-Walled Galvanized Profiles. *Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту*. 2021. № 1 (91). С. 84-93.
 - 132.Гезенцевей Е. И., Олевский В. И., Олевский А. В. Сравнительный анализ прочности кожуха доменной печи модеонизированной конструкции из

- стали 10Г2ФБ и традиционной из стали 09Г2С. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 2. С. 36-41.
133. Полухин П.И., Гун Г.Я., Галкин А.М. Сопротивление пластической деформации металлов и сплавов. Москва: Металлургия, 1976. 421 с.
134. Гезенцевей Е. И. Зональная антикоррозионная защита металлических и железобетонных конструкций. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 1. С. 31-32.
135. Гезенцевей Ю. І., Банников Д. О. Проектування пірамідально-призматичних бункерів зі сталей підвищеної міцності. *Матеріали 80-ї міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту»*. Дніпро, 2020. С. 10-15
136. Yukhym Hezentsvei, Dmytro Bannikov. Effectivenesses evaluation of steel strength improvemet for pyramidal-prismatic bunkers, *EUREKA, Tallinn, Eesti*. 2020. Vol. 2 (27). P. 78-86
137. Гезенцевей Е. И., Иоселевич Е. С., Переверзев В. И. Проектирование и строительство аспирационной установки литейного двора и бункерной эстакады доменной печи № 3 на ЧАО МК «Азовсталь». *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2019. № 3. С. 41-45.
138. Гезенцевей Е. И., Олевский В. И., Олевский А. В. Анализ абразивного износа футеровки бункера рудных весов. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2021. № 1. С. 38-44.

ДОДАТОК А. АКТИ ВПРОВАДЖЕННЯ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ



**ТОВАРИСТВО З ОБМЕЖЕНОЮ ВІДПОВІДАЛЬНІСТЮ
КРИВОРІЗЬКА БУДІВЕЛЬНА КОМПАНІЯ**

УКРАЇНА 50005 м.Кривий Ріг вул.Каховська, 33; тел./факс (056) 404-49-99
р/р UA093510050000026003563971100 : АТ "УКРСИББАНК", м. КРИВИЙ РІГ; код ЄДРПОУ 37861655
МФО 351005 e-mail: za@kbrk.com.ua, info@kbrk.com.ua web: www.kbrk.com.ua

вих. № 89 від 25.01.2021

Ректору Придніпровської державної
академії будівництва та архітектури
професору, д.т.н.
САВИЦЬКОМУ М. В.

АКТ

щодо впровадження результатів дисертаційної роботи аспіранта ПДАБА
Гезенцева Юхима Ісааковича на тему: «Технологічність застосування
дрібнозернистих термозміцнених сталей в конструкціях кожухів доменних печей».

Розроблений в дисертаційній роботі порівняльний аналіз міцності сталі класу
міцності С440 (сталі марки ІОГ2ФБ, 06Г2Ф) дозволив виконати монтажні роботи сталевих
металоконструкцій великих промислових споруд шляхом велико-вузлових елементів із
застосуванням кранів великої вантажопідйомності.

Так, при монтажі кожуха доменної печі №3 на комбінаті «Запоріжсталь» був виконаний
монтаж кожуха печі із 6 крупних вузлів масою понад 300т кожний. Міцність властивості
означеної сталі дозволили запровадити поярусне укрупнення елементів конструкції та монтаж
блоків краном Mammoet, чим була досягнута значна економія часу монтажу та працевитрат,
тобто висока ступінь технологічності виконання будівельно-монтажних робіт.

При монтажі системи аспірації ливарного двору та бункерної естакади, при реконструкції
комплексу ДП №3 ПАТ «Азовсталь», враховуючи стислі умови виконання робіт, застосування
сталей класу С440 дало можливість виконати конструкції визначеної ваги для монтажу кранами
певної вантажопідйомності при обмеженій площі будівельного майданчику. У числі
конструкцій-арочний перехід для спирання газохідів великих діаметрів довжиною 73.4 м.,
змонтований одним блоком.

Досягнутий ефект-економія матеріально-технічних ресурсів, покращення умов праці
монтажного персоналу, виконання робіт у стислі строки.

Генеральний директор

ТОВ «Криворізька будівельна компанія»



В. І. ПЕРЕВЕРЗЄВ

Ректору

Придніпровської Державної Академії
будівництва та архітектури
професору, д.т.н.
САВІЦЬКОМУ М. В.

АКТ

по впровадженню результатів дисертаційної роботи аспіранта ПДАБА

Гезенцевя Юхима Ісааковича на тему:

«Технологічність застосування дрібнозернистих термозміцненних сталей в конструкціях кожухів доменних печей».

Розроблений в дисертаційній роботі порівняльний аналіз міцності кожуха доменної печі модернізованої конструкції зі сталі 10Г2ФБ та традиційної сталі 09Г2С з врахуванням зміни механічних характеристик матеріалу при підвищенні температури кожуха як наслідок вигорання кладки показав, що застосування сталі 10Г2ФБ в кожусі доменної печі підвищує його надійність при запобіганні плинного деформування конструкції та зіпсування холодильників, що значно збільшує строк кампанії. Також перевірка мало циклової втоми - показала можливість перевищення планових строків ремонту не менш ніж на 18%.

Застосування сталі 10Г2ФБ показало високу працездатність в умовах реальної експлуатації доменної печі ДП №3 на ПАТ «Запоріжсталь», яка з моменту її запуску в липні 2018р., працює у штатному режимі.

Начальник управління капітального
будівництва та інвестицій, к.т.н.



Н.В. Гайдукова

concord group

**ТОВ «ЛЕНГПРОМЕЗ-ДНІПРО»**

49040, ДНІПРОПЕТРОВСЬКА ОБЛАСТЬ, М. ДНІПРО, ВУЛ. КОСМІЧНА, 49Б
 Код ЄДРПОУ 35203889, ІПН 352038804629, Тел.: (056) 787-17-64
 п/р 260054593 в ПАТ «ПУМБ», МФО 334851, м. Дніпро, Витяг з реєстру ПДВ
 1504634500531

**Ректору Придніпровської Державної Академії
 будівництва та архітектури
 професору, д. т. н.
 САВІЦЬКОМУ М. В.**

А К Т

**по впровадженню результатів дисертаційної роботи аспіранта ПДАБА
 Гезенцевя Юхима Ісааковича на тему: «Технологічність застосування
 дрібнозернистих термозміцнених сталей в конструкціях кожухів доменних печей»**

Результати дисертаційної роботи впроваджені при проектуванні сталевих бункера обвідного тракту подачі шихтових матеріалів для доменних печей з урахуванням роботи за понижених температур для умов півночі («Северсталь»), в яких окремим аспектом є тривалі циклічні динамічні навантаження, що супроводжують роботу спеціальних пристроїв на зразок живильників.

Доведено, що перспективним напрямком рішення проблеми розвитку при цьому втомних дефектів та зміни в структурі та мікробудові сталі є застосування сталей з покращеними механічними характеристиками, таких як дрібнозерниста термозміцнена сталь марки 10Г2ФБ (клас міцності С440).

Встановлено, що підвищення міцності сталі для конструкції смієності знижує значення власних частот в середньому на 15% для кожних 100 МПа підвищення міцності. Встановлено також, що для умов дії підвищених навантажень від тиску силучих матеріалів на конструкцію сталевих бункерів відповідно до європейської методики розрахунків раціонально обирати сталі зі збільшеною міцністю, що дозволяє більш повне використання несучої здатності сталі, що і виконано в проекті.

Результати приведених практичних досліджень довели, що теоретична економія сталі за рахунок використання сталі марки 10Г2ФБ перевищує 16 т (відносно застосування традиційної марки сталі 09Г2С), що в цінах 2019 року становить близько 0.5 млн. грн. (20 000 доларів США).

**Директор Проектного управління,
 Лауреат Державної премії України
 в області науки і техніки,
 Заслужений робітник промисловості України**

**ІОМЕЗІВЧЕНКО**

ДОДАТОК Б. СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА І ВІДОМОСТІ ПРО АПРОБАЦІЮ РЕЗУЛЬТАТІВ ДИСЕРТАЦІЙНОЇ РОБОТИ

Наукові праці, в яких опубліковані основні наукові результати дисертації

1. **Yukhym Hezentsvei**, Dmytro Bannikov. Effectivenesses evaluation of steel strength improvemet for pyramidal-prismatic bunkers. *EUREKA, Tallinn, Eesti*. 2020. Vol. 2 (27). P. 30-38.
2. **Гезенцвей Е. И.**, Олевский В. И., Олевский А. В. Современные методы расчета зданий и сооружений металлургического и горно-обогатительного производства с интенсивными источниками тепла. Киев: ГВУЗ «УГХТУ». 2020. 131 с.
3. **Hezentsvei Y. I.**, Bannikov D. O. Use of Fine-Grained Heat-Strengthened Steels to Increase the Operation Qualities of Bunker Capacities from Thin-Walled Galvanized Profiles. *Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту*. 2021. № 1 (91). С. 84-93.
4. **Гезенцвей Е. И.**, Олевский В. И., Иосилевич Е. С., Олевский А. В. Современные методы расчета стальных конструкций комплексов доменных печей большого объема. Киев: Сталь 2021. 314 с.
5. **Гезенцвей Ю. І.**, Большаков В. І. Формування полігонізованої структури в товстолистовому прокаті для забезпечення механічних властивостей у трьох напрямках. *Український журнал будівництва та архітектури*. 2021. № 3 (003). С. 55-61.
6. **Гезенцвей Ю. І.**, Большаков В. І. Дослідження впливу підвищення температури на структурний стан низьковуглецевих низьколегованих сталей. *Український журнал будівництва та архітектури*. 2021. № 2 (002). С. 36-42.
7. **Гезенцвей Е. И.** Повышение технологичности строительных металлоконструкций. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2015. № 1. С. 32-38.

8. **Гезенцев Е. И.** Технологичность применения мелкозернистых термоупрочненных сталей в конструкциях кожухов доменных печей. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2016. № 3. С. 43-47.
9. **Гезенцев Е. И.,** Король В. Н., Иоселевич Е. С. Особенности выбора материала для металлоконструкций кожухов доменных печей. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2017. № 4. С. 35-40.
10. **Гезенцев Е. И.,** Иоселевич Е. С. Технологичные технические решения при проектировании капитального ремонта строительных металлических конструкций здания доменной печи. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2018. № 4. С. 39-43.
11. **Гезенцев Е. И.,** Иоселевич Е. С., Переверзев В. И. Проектирование и строительство аспирационной установки литейного двора и бункерной эстакады доменной печи № 3 на ЧАО МК «Азовсталь». *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2019. № 3. С. 41-45.
12. **Гезенцев Ю. И.,** Банников Д. О. Проектування пірамідально-призматичних бункерів зі сталей підвищеної міцності. *Матеріали 80-ї міжнародної науково-практичної конференції «Проблеми та перспективи розвитку залізничного транспорту»*. Дніпро, 2020. С. 158-160.
13. **Гезенцев Е. И.,** Олевский В. И., Олевский А. В. Сравнительный анализ прочности кожуха доменной печи модеонизированной конструкции из стали 10Г2ФБ и традиционной из стали 09Г2С. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 2. С. 36-41.
14. **Гезенцев Е. И.,** Олевский В. И., Олевский А. В. Анализ абразивного износа футеровки бункера рудных весов. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2021. № 1. С. 38-44.

Роботи апробаційного характеру:

15. **Гезенцев Е. И.** Обеспечение безопасной эксплуатации наружных лестниц большой высоты в промышленных зданиях. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2015. № 3. С. 44-46.

- 16.Гезенцевей Е. И. Анализ технологичности проектных решений при износе и повреждении кожуха домменной печи. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2017. № 1. С. 45-47.
- 17.Гезенцевей Ю. І., Банников Д. О. Повышение живучести стальных промышленных сооружений за счет применения мелкозернистых термоупрочненных сталей. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 2. С. 42-45.
- 18.Гезенцевей Ю. І. Внутрішні критерії оцінки якості конструктивних рішень при проектуванні сталевих будівельних конструкцій. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 4. С. 40-42.
- 19.Гезенцевей Е. И. Технологичные способы регулирования напряжений в металлических конструкциях зданий и сооружений. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 3. С. 38-40.
- 20.Гезенцевей Е. И. Зональная антикоррозионная защита металлических и железобетонных конструкций. *Промислове будівництво та інженерні споруди*. 2020. № 1. С. 31-32.