

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

Кваліфікаційна наукова
праця на правах рукопису

ЩУДРО АНАТОЛІЙ ЄВГЕНОВИЧ

УДК 669.017.16:620.18

ДИСЕРТАЦІЯ

**ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ ЗОНИ
ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ ЗВАРНИХ З'ЄДНАНЬ ІЗ МІКРОЛЕГОВАНИХ
БУДІВЕЛЬНИХ СТАЛЕЙ**

05.02.01 – матеріалознавство
спеціальність

13 – механічна інженерія
галузь знань

Подається на здобуття наукового ступеня: кандидата технічних наук

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

Науковий керівник: Лаухін Дмитро Вячеславович, доктор технічних наук,
професор

Дніпро – 2020

АНОТАЦІЯ

Щудро А. Є. **Особливості формування структури і властивостей зони термічного впливу зварних з'єднань із мікролегованих будівельних сталей.** – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня кандидата технічних наук (доктора філософії) за спеціальністю 05.02.01 «Матеріалознавство» (13 – Механічна інженерія). – Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» Міністерства освіти і науки України, Дніпро, 2020.

Дисертаційна робота присвячена встановленню взаємозв'язку між механізмами структуроутворення та механічними властивостями листів після лабораторного режиму вдосконаленої контрольованої прокатки сталей 09Г2С та 10ХСНД та структуроутворенням і механічними властивостями в зоні термічного впливу та основного металу після зварювання за найбільш розповсюдженими при будівництві режимами.

Одним із можливих шляхів використання вітчизняного металопрокату на внутрішньому ринку України, є використання сталей вітчизняного виробництва у будівельній галузі, насамперед при будівництві та мостобудуванні. При цьому, вітчизняний металопрокат повинен бути конкурентоздатним у порівнянні з закордонними аналогами, як за комплексом властивостей, так і за собівартістю готових виробів.

Однією з найважливіших вимог, що висувуються до сучасних будівельних сталей є підхід до вирішення наукової задачі, яка ґрунтується на забезпеченні механічних властивостей вздовж, поперек та Z-напрямку прокату. Цей підхід ґрунтується на забезпеченні механічних властивостей при повторному нагріві при різних циклах зварки, а також стабільності механічних властивостей в зоні сфероїдезованого перліту. Таким чином, дослідження, які спрямовані на підвищення механічних властивостей і розширення областей застосування прокату з низьковуглецевих

мікролегованих сталей вітчизняного виробництва на основі встановлення взаємозалежностей між структурою готового прокату та зоною термічного впливу виробів будівельного та мостобудівельного призначення є актуальними як з наукової так і з економічної точок зору.

Для вирішення поставлених задач була проведена попередня обробка масивів експериментальних даних та отримані кількісні залежності взаємозв'язку між параметрами виробництва на комплекс основних механічних характеристик низьковуглецевих мікролегованих сталей 10ХСНД та 09Г2С. При цьому, у якості незалежних змінних використовувалися температура початку (T_n) та кінця (T_k) чистової прокатки, функцій відгуку – границя плинності (σ_T), границя міцності (σ_B), відносне видовження (δ_5). При проведенні аналізу використовувалися масиви експериментальних значень відповідних величин, отриманих при заводському виробництві металопрокату зі зазначених сталей.

Для визначення впливу температур початку і кінця прокатки на комплекс механічних властивостей низьковуглецевих мікролегованих сталей було проведено комплекс досліджень, який містив елементи попарного кореляційного аналізу. Даний тип аналізу було застосовано з метою визначення наявності впливу кожної незалежної змінної на кожну з функцій відгуку.

Для побудови математичної моделі взаємозв'язку між параметрами прокатки та комплексом механічних властивостей досліджуваних сталей було застосовано математичний апарат одно та багато параметричного регресійного аналізу.

Попередній статистичний аналіз функцій відгуку (σ_T , σ_B , δ_5) для сталей 09Г2С показав, що розподіл змінних має вигляд близький до нормального. Отже, можливе подальше застосування математичного моделювання без додаткового перетворення вихідних значень.

Результати проведеного кореляційного аналізу дозволили встановити, що для обох сталей, прокатаних за технологією контрольованої прокатки

значний вплив на механічні властивості оказує не тільки температура кінця деформації в чорновій кліті, а й найбільш вагомо температура початку деформації в чистовій кліті. Виходячи зі знаку коефіцієнта кореляції, можливо припустити, що при зростанні температури початку деформації в чистовій кліті, границя міцності та плинності зростатимуть при стабілізації значень пластичності та в'язкості.

Однофакторний дисперсійний аналіз підтвердив дані, отримані за допомогою математичного апарату кореляційного аналізу, а саме показав значний вплив температури початку деформації в чистовій кліті на міцнісні характеристики та стабілізації значень пластичності та в'язкості сталей 09Г2С та 10ХСНД.

Багатофакторний дисперсійний та регресійний аналізи показали можливість збільшення значень границі міцності та плинності зі збільшенням температури початку деформації сягає близько 830...790°C. Показники відносного видовження отримують стабільні значення при підвищенні температури початку деформації в указаному діапазоні температур.

Листи з низьковуглецевих мікролегованих сталей 09Г2С та 10ХСНД виготовляють за технологічною схемою гарячої прокатки. Проведений комплекс металографічних досліджень показав, що на поверхні зразків зі сталі 09Г2С у результаті термічної обробки формується ферито-перлітна структура. При цьому зерна фериту мають правильну поліедричну форму. Сталь 10ХСНД також має ферито-перлітну структуру, але при цьому структурні складові мають менший розмір ніж у сталі 09Г2С. Для обох сталей спостерігається виражена ферито-перлітна смугастість, при цьому у феритній складовій відсутні дислокаційні субграниці.

Для реалізації ідеї збереження дислокаційної субструктури аустеніту та підтвердження факту віділення доєвтектоїдного фериту не тільки по великокутовим, а й по дислокаційним субграницям аустеніту в міжкритичному інтервалі температур, був проведений лабораторний експеримент.

Для цього, карти-листи розміром 50x230x20 мм нагрівали до температури 950°C (імітація температури кінця деформації в чистовій кліті) і витримували протягом часу, який визначається з розрахунку 1 хв на 1 мм товщини зразка. Після цього карти-листи прокатували з різними ступенями сумарної деформації, а саме: $\epsilon=7.5, 15, 22.5, 30$ та 37.5%.

Аналіз отриманих структур показав, що в зразках, охолодження зі швидкістю 80°C/с, спостерігається зростання кількості аллотріоморфного фериту в напрямку від поверхні до центру аустенітного зерна. Переважною структурною складовою є мартенсит, оточений аллотріоморфним феритом, який виділяється на границях аустеніту. Кількість зерен новоутвореного фериту залежить від загального ступеня деформації та зниженні температури кінця прокатки, однак зерна новоутвореного фериту не зростають, а утворена субзеренна структура в фериті не тільки зберігається, але й збільшується її загальна кількість.

Проведені лабораторні дослідження впливу деформації в міжкритичному інтервалі температур на формування структури та субструктури фериту, показали що поступове накопичення деформації в міжкритичному інтервалі температур призводить до збереження дислокаційної субструктури аустеніту. Підтверджується той факт, що нові феритні зерна зароджуються на малокутових дислокаційних субграницях аустеніту.

Лабораторний експеримент по вдосконаленню режимів контрольованої прокатки сталей 09Г2С та 10ХСНД базується на створенні стійкої дислокаційної структури аустеніту, за рахунок зниження температури кінця деформації до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур. Такий режим призводить до зародження численних зерен доєвтектоїдного фериту не тільки по великокутових, але й по субзеренних границях аустеніту. Безперервна деформація металу в міжкритичному інтервалі температур, дозволяє пригнічити процеси рекристалізації в аустеніті, а в утворених

дрібних зернах фериту сформувати додаткові малокутові субзеренні границі, що призводить до утворення наддрібних структурних складових сталей.

Збільшення числа центрів зародження феритної фази, вирівнює структуру і властивості в трьох напрямках, що актуально в разі застосування листового прокату в будівельних конструкціях.

Металографічна оцінка показала, що після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки, феритна складова сталей 09Г2С та 10ХСНД стала більш дисперсною в порівнянні з виробництвом за класичною гарячою прокаткою. Також для обох сталей спостерігається повне зникнення перлітної смугастості. Це відбулося за рахунок зародження нових зерен доєвтектоїдного фериту не тільки на великокутових границях, но і на дислокаційних субграницях аустеніту. Зерна доєвтектоїдного фериту, які виділяються, фіксують дислокаційну субструктуру блокуючи рекристалізацію та зростання зерен аустеніту.

Подальша деформація в міжкритичному інтервалі температур та нижче не тільки зберігає субструктуру в фериті, але й збільшує її, що в свою чергу призводить до утворення наддрібної кінцевої субструктури фериту та перліту.

Розглянуто вплив наддрібної зеренної структури отриманої після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки на зону термічного впливу, яка забезпечує стабілізацію в'язкісних властивостей за рахунок формування дислокаційної субструктури аустеніту та фериту. Експериментально показано, що після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки та подальшого зварювання сталей 09Г2С та 10ХСНД в середовищі захисних газів та автоматичного зварювання під флюсом руйнування зразків відбувається по основному металу, розташованому далеко від зварного шва і супроводжується значними пластичними деформаціями.

Дислокаційні субграниці аустеніту виступають новими центрами зародження фериту зазнаючи деформацію та в свою чергу насичується

дислокаційними субграницями, які відповідають за стабілізацію міцнісних та в'язкісних властивостей товстолистого прокату будівельного та мостобудівельного призначення. Зерна доєвтектоїдного фериту, які виділяються по границям колишніх аустенітних зерен та дислокаційних субграницях блокують рекристалізацію в аустеніті та фериті.

Вперше для сталі 10ХСНД було запропоновано контрольовану прокатку по вдосконаленому режиму (в основу режиму взято збереження дислокаційної структури аустеніту та збереження дислокаційної субструктури фериту у міжкритичному інтервалі температур).

Вперше для сталі 10ХСНД запропонований вдосконалений режим контрольованої прокатки, який розкриває додаткові резервні можливості реалізації чистої кліті на підвищення та стабілізацію механічних властивостей товстолистого прокату (основою якої є теоретична концепція впливу формування та збереження дислокаційної структури аустеніту, а потім фериту в зоні термічного впливу).

Вперше для сталі 09Г2С та 10ХСНД режим контрольованої прокатки, яка направлена на збереження дислокаційної субструктури аустеніту та фериту в діапазоні температур між 850...715 °С. (Це реалізується за рахунок підвищення дрібності деформації в чорновій та чистовій кліті, зменшенням температури кінця деформації в чорновій кліті та збільшенням температури початку деформації в чистовій кліті).

Вперше для зварних виробів зі сталі 10ХСНД було отримано механічні властивості на рівні границі плинності 680...690 МПа, що реалізовано за рахунок збереження стійкої дислокаційної субструктури аустеніту та фериту при виготовленні та зварюванні (це реалізується за рахунок формування наддрібної ферито-перлітної структури, підвищення механічних властивостей в зоні зі сфероїдезованим перлітом та зниженням ризику крихкого руйнування в зоні формування дуальної ферито-бейнітної структури).

Результати дисертаційної роботи впроваджено у діяльність Дніпропетровського науково-дослідного експертно-криміналістичного центру Міністерства внутрішніх справ України при дослідженні знищених рельєфних знаків та замаскованих зварних швів, а також для присвоєння та підтвердження кваліфікації судового експерта працівників Дніпропетровського НДЕКЦ МВС за експертними спеціальностями 8.9 «Дослідження металів і сплавів» та 8.17 «Дослідження причини руйнування виробів з металів та сплавів».

Ключові слова: контрольована прокатка, зварювання, зона термічного впливу, мікроструктура, механічні властивості, зварні металеві конструкції.

SUMMARY

Shchudro A. Y. Features of formation of structure and properties of a zone of thermal influence of welded connections from microalloyed building steels. – Qualifying scientific work on the rights of the manuscript.

The dissertation for a scientific degree of the candidate of technical sciences (doctor of philosophy) on a specialty 05.02.01 «Materials science» (13 – Mechanical engineering). – State Higher Educational Establishment «Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture» Ministry of Education and Science of Ukraine, Dnipro, 2020.

The dissertation is devoted to establishing the interconnection between the mechanisms of structure formation and mechanical properties of sheets after laboratory control of advanced controlled rolling of steels 09G2S and 10HSND and structure formation and mechanical properties in the zone of thermal influence and base metal after welding according to the most common construction modes.

One of the possible ways to use domestic rolled metal production in the domestic market of Ukraine is the use of domestic steels in the construction industry, especially in construction and bridge construction. At the same time, domestic metal must be competitive in comparison with foreign counterparts, both in terms for a complex of properties and the cost of finished products.

One of the most important requirements for modern construction steels is the approach to solving the scientific problem, which is based on providing mechanical properties along, across and Z-direction of rolling. This approach is based on ensuring the mechanical properties of reheating during different welding cycles, as well as the stability of mechanical properties in the area of spheroidized perlite. In this way, studies aimed at improving the mechanical properties and expansion the scope of rolling of low-carbon microalloyed steels of domestic production based on the interconnection between the structure of finished rolling and the zone of thermal influence of construction and bridge products are relevant from both scientific and economic points of view.

To solve the problems, preliminary processing of experimental data arrays was carried out and quantitative dependences of the relationship between production parameters on the set of basic mechanical characteristics of low-carbon microalloyed steels 10HSND and 09G2S were obtained. In this case, the temperature of the beginning (T_b) and the end (T_e) of the final rolling, the response functions - yield stress (σ_t), tensile strength (σ_v), relative elongation (δ_5) were used as independent variables. The analysis used arrays of experimental values of the corresponding values obtained in the factory production of rolled metal from these steels.

To determine the effect of temperature of the beginning and the end of rolling on the complex of mechanical properties of low-carbon microalloyed steels, a complex of studies was conducted, which contained elements of pairwise correlation analysis. This type of analysis was used to determine the presence of the influence of each independent variable on each of the response functions.

A mathematical apparatus of one and many parametric regression analysis was used in order to build a mathematical model of the interconnection between the parameters of rolling and the complex of mechanical properties of the studied steels.

Previous statistical analysis of response functions (σ_t , σ_v , δ_5) for 09G2S steels showed that the distribution of variables looks close to normal. Therefore, it

is possible to further apply mathematical modeling without additional conversion of the original values.

The results of the correlation analysis revealed that for both steels rolled by controlled rolling technology, the mechanical properties are significantly affected not only by the temperature of the end of deformation in the roughing stand, but also by the most significant temperature of the beginning of deformation in the finishing stand. Based on the sign of the correlation coefficient, it is possible to assume that as the temperature of the beginning of the deformation in the finishing stand increases, the tensile strength and yield stress will increase as the values of ductility and viscosity stabilize.

One-way analysis of dispersion confirmed the data obtained using a mathematical apparatus of correlation analysis, namely, showed a significant effect of the temperature of the beginning of deformation in the finishing stand on the strength characteristics and stabilization of plasticity and viscosity of steels 09G2S and 10HSND.

Multivariate dispersion and regression analyzes showed the possibility of increasing the values of the yield stress and tensile strength with increasing temperature of the beginning of deformation and is about 830...790°C. Indicators of relative elongation receive stable values with increasing temperature of the beginning of deformation in the specified temperature range.

Sheets of low-carbon microalloyed steels 09G2S and 10HSND are made according to the technological scheme of hot rolling. A complex of metallographic studies showed that on the surface of samples of steel 09G2S as a result of heat treatment, a ferritic-pearlitic structure is formed. The ferrite grains have the correct polyhedral shape. Steel 10HSND also has a ferritic-perlite structure, but the structural components are smaller than in steel 09G2S. For both steels, there is a pronounced ferritic-pearlitic striation, while the ferrite component has no dislocation subboundaries.

To implement the idea of preserving the dislocation substructure of austenite and confirm the fact of separation of pre-eutectoid ferrite not only by large angles,

but also by dislocation subboundaries of austenite in the intercritical temperature range, a laboratory experiment was conducted.

To do this, cards-sheets with a size of 50x230x20mm were heated to a temperature of 950°C (simulation of the temperature of the end of the deformation in the finishing stand) and were kept for a time determined at the rate of 1 min per 1 mm of sample thickness. After that, the map-sheets were rolled with different degrees of total deformation, namely: $\epsilon = 7.5, 15, 22.5, 30$ and 37.5%.

Analysis of the obtained structures showed that in the samples, cooling at a rate of 80 °C/s, there is an increase the amount of allotriomorphic ferrite in the direction from the surface to the center of the austenitic grain. The predominant structural component is martensite, surrounded by allotriomorphic ferrite, which is released at the boundaries of austenite. The amount of grains of newly formed ferrite depends on the total degree of deformation and lowering the temperature of the end of rolling, but the grains of newly formed ferrite do not grow, and the formed subgrain structure in ferrite not only persists but also increases its total amount.

Laboratory studies of the influence of deformation in the intercritical temperature range on the formation of the structure and substructure of ferrite have shown that the gradual accumulation of deformation in the intercritical temperature range leads to the preservation of the dislocation substructure of austenite. The fact that new ferritic grains are formed at the small-angle dislocation subboundaries of austenite is confirmed.

Laboratory experiment to improve the modes of controlled rolling of steels 09G2S and 10HSND is based on the creation of a stable dislocation structure of austenite, by reducing the temperature of the end of the deformation to the lower limit of the intercritical temperature range. This mode leads to the formation of numerous grains of pre-eutectoid ferrite not only along the large-angle but also along the subgrain boundaries of austenite. Continuous deformation of the metal in the intercritical temperature range, allows to inhibit the recrystallization processes in austenite, and in the new formed small grains of ferrite to form additional low-

angle subgrain boundaries, which leads to the formation of very small structural components of steels.

Increasing the number of nucleation centers of the ferrite phase, aligns the structure and properties in three directions, which is relevant in the case of the use of sheet rolling in building structures.

Metallographic evaluation showed that after a laboratory experiment to improve the mode of controlled rolling, the ferrite component of steels 09G2S and 10HSND became more dispersed in comparison with the production of classical hot rolling. Also for both steels, there is a complete disappearance of pearlitic striation. This was due to the emergence of new grains of pre-eutectoid ferrite not only at the large-angle boundaries, but also at the dislocation sub-boundaries of austenite. The emerging pre-eutectoid ferrite grains fix the dislocation substructure by blocking the recrystallization and growth of austenite grains.

Further deformation in the intercritical temperature range and below not only preserves the substructure in the ferrite, but also increases it, which in turn leads to the formation of a very small final substructure of ferrite and perlite.

The influence of the very small grain structure obtained after the laboratory experiment to improve the mode of controlled rolling on the thermal influence zone, which provides stabilization of viscosity properties due to the formation of the dislocation substructure of austenite and ferrite, is considered. It is experimentally shown that after a laboratory experiment to improve the mode of controlled rolling and further welding of steels 09G2S and 10HSND in a protective gas environment and automatic submerged arc welding, the destruction of samples occurs on the base metal, located far from the weld and accompanied by significant plastic deformation.

Dislocation subboundaries of austenite act as new centers of ferrite nucleation undergoing deformation and in turn are saturated with dislocation subboundaries, which are responsible for stabilizing the strength and viscosity properties of thick-rolled metal production for construction and bridge construction. The emerging pre-eutectoid ferrite grains block recrystallization in

austenite and ferrite along the boundaries of former austenitic grains and dislocation subboundaries.

For the first time, controlled rolling in an improved mode was proposed for 10HSND steel (the mode is based on the preservation of the dislocation structure of austenite and the preservation of the dislocation substructure of ferrite in the intercritical temperature range).

For the first time for 10HSND steel an improved mode of controlled rolling was proposed, which reveals additional reserve possibilities of realization of finishing stand to increase and stabilize mechanical properties of thick-rolled steel (based on the theoretical concept of influence of formation and preservation of dislocation structure of austenite and then ferrite in the zone of thermal influence).

For the first time for steel 09G2S and 10HSND the mode of controlled rolling which is directed on preservation of a dislocation substructure of austenite and ferrite in the temperature range between 850...715°C. (This is realized by increasing the smallness of deformation in the roughing and finishing stand, reducing the temperature of the end of the deformation in the roughing stand and increasing the temperature of the beginning of deformation in the finishing stand).

For the first time for welded steel products 10HSND mechanical properties were obtained at the yield stress of 680...690 MPa, which is realized by maintaining a stable dislocation substructure of austenite and ferrite in the manufacture and welding (this is due to the formation of small ferritic-perlite structure, increasing mechanical properties in the zone with spheroidized perlite and reducing the risk of brittle destructure in the zone of formation of dual ferritic-martensitic structure).

The results of the dissertation are implemented in the activities of the Dnipropetrovsk Research Forensic Center of the Ministry of Internal Affairs of Ukraine in the study of destroyed relief marks and masked welds, as well as for the appropriation and confirmation of qualification of the forensic expert of workers of the Dnepropetrovsk NDEKTs of the Ministry of Internal Affairs on expert

specialties 8.9 «Research of metals and alloys» and 8.17 «Research of the reason of destruction of products from metals and alloys».

Key words: controlled rolling, welding, thermal influence zone, microstructure, mechanical properties, welded metal constructions.

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА

Наукові праці, у яких опубліковані основні результати дисертації

1. Щудро А. Є., Лаухін Д. В., Бекетов О. В., та ін. Вплив температурно-деформаційної обробки у міжкритичному інтервалі температур на структуру та властивості товстих листів з низьковуглецевих будівельних сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. науч. трудов.* Дніпро, 2017. Вып. 96. С. 95–102.

2. Щудро А. Е., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., и др. Влияние температуры и длительности отжига на удельное количество специальных границ в доэвтектоидном феррите низкоуглеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. науч. трудов.* Днепропетровск, 2013. Вып. 67. С. 315–320.

3. Shchudro A., Laukhin D., Pozniakov V. 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.* Switzerland, 2020. Vol. 844. P. 146-154. URL: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.844.146>.

4. Shchudro A., Laukhin D., Beketov O. The elaboration of modernized technology of controlled rolling directed at the formation of high strengthening and viscous qualities in HSLA steel. *Solid State Phenomena.* Switzerland, 2019. Vol. 291. P. 13-19. URL: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.291.13>.

5. Щудро А. Є., Сухомлин Г. Д., Щудро Р. Є. Удосконалення методики визначення спектрального складу границь зерен у низьковуглецевих сталях. *Металознавство та термічна обробка металів.* Дніпропетровськ, 2015. – № 2(69). С. 30–35.

6. Щудро А. Е., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., и др. Получение высокой прочности низкоуглеродистой микролегированной стали путём создания в её структуре наноразмерных продуктов распада аустенита. *Металознавство та термічна обробка металів*. Дніпропетровськ, 2012. № 2 С. 5–13.

7. Щудро А. Е., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., и др. Совершенствование производства сталей повышенной прочности для строительства (методика определения характеристик специальных границ в конструкционных сталях). *Металознавство та термічна обробка металів*. Дніпропетровськ, 2011. № 3 С. 17–25.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

8. Щудро А. Е., Лаухин Д. В., Бекетов А. В., и др. Формирование полигонизованной структуры горячедеформированного аустенита для обеспечения в толстолистовом прокате высокого комплекса свойств в трех направлениях. *Proceedings of the VI International Scientific and practical Conference: International Scientific and Technology*. Vol. 1. September, 30. Warsaw, Poland. 2018. P. 37–47.

Наукові праці, які додатково відображають наукові результати дисертації

9. Спосіб виготовлення листів з низьковуглецевої низьколегованої сталі методом безперервної контрольованої прокатки: пат. 133785 Україна: МПК В21В 37/74 (2006.01), В21В 45/02 (2006.01), № и 2018 10697, заявл. 29.10.2018; опубл. 25.04.2019, Бюл. №8.

ЗМІСТ

АНОТАЦІЯ	2
ВСТУП	19
РОЗДІЛ 1. АНАЛІЗ ЛІТЕРАТУРНИХ ДЖЕРЕЛ	24
1.1. Технології вдосконалення властивостей низьковуглецевих мікролегованих сталей	24
1.1.1. Вимоги, що пред'являються до сталей металоконструкцій	31
1.2. Технологія з'єднання елементів зварних будівельних сталевих конструкцій	33
1.2.1. Зварювання в середовищі захисних газів	33
1.2.2. Автоматичне зварювання під шаром флюсу	37
1.3. Утворення холодних тріщин в зоні термічного впливу при зварюванні	41
1.4. Проблеми зварювання сталей в ділянках зварних швів	44
1.5. Висновки по розділу 1	48
1.6. Список використаних джерел в розділі 1	50
РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ	51
2.1. Обґрунтування вибору матеріалу дослідження	51
2.2. Методика проведення лабораторних дослідів	53
2.2.1 Вимога до охолоджуючих середовищ	54
2.3. Режимы зварювання сталі	55
2.4. Механічні випробування зразків	56
2.5. Методи статистичного аналізу	57
2.6. Методика приготування шліфів	57
2.7. Методика визначення спектрального складу границь зерен в низьковуглецевих сталях	58
2.8. Растрова електронна мікроскопія	59
2.9. Висновки по розділу 2	60
2.10. Список використаних джерел в розділі 2	60

РОЗДІЛ 3. СТАТИСТИЧНИЙ АНАЛІЗ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ВИРОБНИЦТВА НА ОСНОВНІ МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ МІКРОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ	61
3.1. Попередня обробка масивів експериментальних даних	61
3.2. Аналіз зв'язку між досліджуваними змінними	70
3.3. Побудова математичної моделі впливу параметрів прокатки на комплекс механічних властивостей низьковуглецевих мікролегованих сталей	82
3.4. Висновки по розділу 3	91
3.5. Список використаних джерел в розділі 3	92
РОЗДІЛ 4. ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ У МІЖКРИТИЧНОМУ ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ТОВСТИХ ЛИСТІВ ЗІ СТАЛЕЙ 09Г2С ТА 10ХСНД	93
4.1. Технологічна схема виробництва сталі 09Г2С та сталі 10ХСНД	93
4.2. Технологічна схема контрольованої прокатки	94
4.3. Вплив температури та ступеню деформації на формування мікроструктури товстолистого металопрокату	96
4.4. Вдосконалення режимів контрольованої прокатки сталей 09Г2С та 10ХСНД	102
4.5. Вплив режимів контрольованої прокатки на формування структури доєвтектоїдного фериту з позиції теорії решіток співпадаючих вузлів	105
4.6. Порівняльний аналіз структури металопрокату після гарячої прокатки та лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки	107
4.7. Дослідження впливу параметрів після проведення лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки на механічні властивості низьковуглецевих мікролегованих сталей	109
4.8. Висновки по розділу 4	112
4.9. Список використаних джерел в розділі 4	113

РОЗДІЛ 5. АНАЛІЗ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУР ЗОНИ ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ ТА ОСНОВНОГО МЕТАЛУ, ЯКІ ЗАБЕЗПЕЧУЮТЬ СТАБІЛЬНИЙ РІВЕНЬ МІЦНІСНИХ ТА ПЛАСТИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЗА РАХУНОК ЗБЕРЕЖЕННЯ ДИСЛОКАЦІЙНОЇ СУБСТУКРИ ДЕФОРМОВАНОГО ТОВСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТУ	114
5.1. Особливості розпаду аустеніту в зоні зварного шва після автоматичного зварювання під флюсом та механізованого зварювання сталей в суміші захисних газів	114
5.2. Особливості формування структури зони термічного впливу та збереження дислокаційної субструктури основного металу після автоматичного зварювання під флюсом та механізованого зварювання сталей в суміші захисних газів	116
5.3. Дослідження мікротвердості зварних з'єднань	120
5.4. Висновки по розділу 5	128
5.5. Список використаних джерел в розділі 5	129
ВИСНОВКИ	130
СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ	134
ДОДАТОК А. СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА	152
ДОДАТОК Б. АКТИ ВПРОВАДЖЕННЯ	154

ВСТУП

Підвищення міцнісних характеристик вітчизняної металопродукції, розширення сфери її використання, впровадження ресурсозберігаючих технологічних процесів є стратегічними напрямками наукових досліджень, що сприяють підвищенню конкурентоспроможності вітчизняного металопрокату на внутрішньому та зовнішньому ринках.

З метою підвищення ефективності виробництва металопродукції у будівництві та мостобудуванні актуальним є використання низьковуглецевих мікролегованих сталей 09Г2С та 10ХСНД з підвищеними міцнісними та пластичними властивостями, що дозволяють знизити собівартість як окремих елементів, так і всієї конструкції в цілому.

Однак, в даний час використання сталей 09Г2С та 10ХСНД в будівельному виробництві обмежене, що обумовлено невідповідністю їх характеристик основним вимогам, які висуваються до сучасних будівельних сталей, тобто забезпечення механічних властивостей уздовж, поперек та Z-напрямку прокату після зварювання. Ця проблема обумовлена високою анізотропією механічних властивостей сталей 09Г2С та 10ХСНД уздовж, поперек та Z-напрямку прокату, яка виникає за рахунок розвиненої ферито-перлітної смугастості, яка характерна для виробництва цих сталей.

На наш погляд, одним із напрямків вирішення цієї наукової задачі є формування дисперсної кінцевої структури фериту та перліту, яка знижує анізотропію за механічними властивостями товстолистого прокату під час повторного нагріву при різних циклах термічного впливу зварки, за рахунок отримання міцності та пластичності в зоні сфероїдизованого перліту та дуальної ферито-бейнітної структури на рівні основного металу. Таким чином, дослідження, які спрямовані на розширення області застосування та ринків збуту вітчизняного металопрокату з низьковуглецевих мікролегованих сталей на основі встановлення взаємозалежностей між структурою готового прокату, зоною термічного впливу та механічними властивостями виробів будівельного та мостобудівельного призначення, є актуальними як з наукової так і з економічної точок зору.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.
Дисертаційну роботу виконано на кафедрі матеріалознавства та обробки

матеріалів Державного вищого навчального закладу «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» (ДВНЗ ПДАБА) в рамках виконання науково-дослідної роботи: «Теоретичні основи отримання наноструктурованих елементів та їх вплив на комплекс властивостей будівельних сталей» (№ державної реєстрації 0113U000127, термін виконання 2013 – 2015 рр.), «Дослідження взаємозв'язку між механізмами формування структури та комплексом властивостей будівельних матеріалів» (№ держреєстрації 0116U004538 термін виконання 01.01.2016 – 31.12.2020).

Мета роботи – полягає у розробці раціонального режиму контрольованої прокатки високоміцних сталей будівельного та мостобудівельного призначення 09Г2С та 10ХСНД та формування структур у зоні термічного впливу зварних з'єднань цих сталей, що забезпечують рівень механічних властивостей вище властивостей основного металу.

Для досягнення поставленої мети в роботі було поставлено наступні задачі:

- встановити раціональний режим контрольованої прокатки, який забезпечить підвищення міцнісних та стабілізації пластичних характеристик металопрокату та випробувати його в лабораторних умовах;

- встановити вплив температури кінця деформації за раціональним режимом контрольованої прокатки в чорновій кліті та температури початку деформації в чистовій кліті на підвищення значень границь міцності та плинності сталей будівельного та мостобудівельного призначення, на основі використання математичного апарату теорії обробки масивів експериментальних даних;

- проаналізувати зміну геометричних розмірів структурних складових для сталей 09Г2С та 10ХСНД після гарячої прокатки та лабораторного експерименту, проведеного за раціональним режимом контрольованої прокатки;

- підтвердити, що розроблений раціональний режим контрольованої прокатки сталей 09Г2С і 10ХСНД забезпечує зародження нових зерен доєвтектоїдного (алотріоморфного) фериту не тільки по великокутовим границям аустеніту, а й по дислокаційним субграницям;

– проаналізувати вплив деформації у міжкритичному інтервалі температур на блокування рекристалізації зерен аустеніту та новоутвореного фериту по дислокаційних малокутових границях аустеніту для сталей 09Г2С та 10ХСНД;

– оцінити вплив отриманої наддрібної структури фериту та перліту на формування механічних властивостей та субструктури зони термічного впливу сталей будівельного та мостобудівельного призначення;

– підтвердити, що після лабораторної прокатки за раціональним режимом та подальшого зварювання сталей 09Г2С та 10ХСНД в середовищі захисних газів та автоматичного зварювання під флюсом, яке забезпечить формування механічних властивостей зони термічного впливу вище властивостей основного металу.

Об'єкт дослідження – процеси структуроутворення при гарячій деформації сталей 09Г2С і 10ХСНД та подальшому зварюванні на механічні властивості товстолистого металопрокату для будівельних та мостобудівельних конструкцій.

Предмет дослідження – взаємозв'язок між механізмами структуроутворення і механічними властивостями товстих листів після лабораторної контрольованої прокатки сталей 09Г2С та 10ХСНД за раціональним режимом та структуроутворенням і механічними властивостями в зоні термічного впливу і основного металу після зварювання.

Методи дослідження. У роботі використано сучасні методи і методики досліджень: світлова мікроскопія, растрова електронна мікроскопія, статичні механічні випробування, математичне моделювання.

Наукова новизна одержаних результатів. Отримала подальший розвиток реалізація деформації в чистовій кліті для сталі 09Г2С та 10ХСНД, яка розкриває додаткові резервні можливості для підвищення та стабілізації механічних властивостей товстолистого прокату після зварювання за допомогою кореляційного, однофакторного, багатфакторного дисперсійного та регресійного аналізів.

Вперше для сталі 10ХСНД та 09Г2С запропоновано раціональний режим контрольованої прокатки, який направлений на збереження

дислокаційної субструктури аустеніту та фериту в діапазоні температур між 850...715°C. Це здійснюється за рахунок насичення дислокаційними субграницями в аустеніті та фериті, блокуванням рекристалізації не тільки у міжкритичному інтервалі температур, а й при подальшому прискореному охолодженні.

Удосконалено режим зварювання сталі 09Г2С та 10ХСНД, завдяки чому в зоні термічного впливу замість ферито-мартенситної структури, отримано ділянку з дуальною ферито-бейнітною структурою, яка має високу міцність в порівнянні з основним металом, та знижує ризик крихкого руйнування в цій ділянці;

Вперше для зварних виробів зі сталі 10ХСНД було отримано механічні властивості на рівні границі плинності 680...690 МПа, що реалізовано за рахунок збереження стійкої дислокаційної субструктури аустеніту та фериту під час виготовлення та зварювання (це реалізується за рахунок формування наддрібної ферито-перлітної структури, підвищення механічних властивостей в зоні зі сфероїдезованим перлітом та зниженням ризику крихкого руйнування в зоні формування дуальної ферито-бейнітної структури).

Практичне значення одержаних результатів. Для сталей 10ХСНД та 09Г2С було запропоновано прокатку за раціональним режимом (в основу режиму було взято збереження дислокаційної субструктури аустеніту та фериту у міжкритичному інтервалі температур та подальшого регламентованого охолодження).

Результати дисертаційної роботи впроваджено у навчальний процес кафедри матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ ПДАБА при викладанні наступних дисциплін: «Теорія процесів формування структури та властивостей конструкційних матеріалів» та «Сучасні методи досліджень матеріалів».

Результати дисертаційної роботи впроваджено у діяльність Дніпропетровського науково-дослідного експертно-криміналістичного центру Міністерства внутрішніх справ України в ході дослідження знищених рельєфних знаків та замаскованих зварних швів, а також для присвоєння та підтвердження кваліфікації судового експерта працівників

Дніпропетровського НДЕКЦ МВС за експертними спеціальностями 8.9 «Дослідження металів і сплавів» та 8.17 «Дослідження причини руйнування виробів з металів та сплавів».

Особистий внесок здобувача. Основні результати дисертаційної роботи здобувачем одержані самостійно. При проведенні досліджень результати яких опубліковані в співавторстві, автору належить розробка основних теоретичних положень та лабораторних експериментів [1, 3, 4, 8]; лабораторні дослідження та спостереження [2, 5, 6, 7, 9].

Апробація результатів дисертації. Високий ступінь обґрунтованості та достовірності наукових положень, результатів експериментальних досліджень, висновків, сформульованих у дисертаційній роботі, забезпечується використанням сучасних методів і методик досліджень, апаратури, лабораторного устаткування, обчислювальної техніки та програмного забезпечення, відповідністю результатів теоретичних і експериментальних досліджень, чітким трактуванням одержаних результатів, які не суперечать загальноприйнятим науковим положенням, а також досвідом практичного використання одержаних результатів та їх апробацією на міжнародній науково-практичній конференції «Міжнародні тенденції у науці та техніці» (м. Варшава, Польща, 2018).

Публікації. Основні результати дисертаційної роботи опубліковано у 9 наукових працях: з них 5 статей у наукових фахових виданнях, які відповідають переліку МОН України, 2 статті в іноземних виданнях, 1 – тези доповідей на міжнародній науково-практичній конференції, 1 – патент.

Структура та обсяг дисертації. Дисертація складається із вступу, 5 розділів, висновків, списку використаних джерел зі 169 найменувань, 2 додатків. Загальний обсяг роботи становить 157 сторінок, у тому числі 52 рисунка та 18 таблиць. Обсяг основного тексту дисертації складає 117 сторінок.

РОЗДІЛ 1.

АНАЛІЗ ЛІТЕРАТУРНИХ ДЖЕРЕЛ

1.1. Технології вдосконалення властивостей низьковуглецевих мікролегованих сталей

В теперішній час у більшості країн вдосконалення конструкційних сталей має декілька напрямлень, а саме: розробка нових видів сталі, які після термічної обробки мають високу пластичність та міцність, або використання наявних сталей, але з модифікацією їхнього складу та застосуванню нових режимів термічної обробки [1].

Сортамент прокату низьколегованої сталі досить великий і охоплює, як сортовий і профільний прокат, так і листовий (тонколистовий і товстолистовий, рулонну сталь, одержувану на безперервних широкосмугових станах). Однак переважна кількість низьколегованої сталі застосовується у вигляді листового прокату [2].

Термомеханічна обробка давно привертає увагу металургів. Вже давно було помічено вплив високотемпературної термомеханічної обробки (ВТМО) на в'язкість конструкційних сталей. Ефект ВТМО полягає в одночасному підвищенні міцності і пластичності сталі при суміщенні пластичної деформації в аустенітному стані з подальшим гартуванням сталі [3].

Прокатка – один з найпоширеніших видів обробки металів тиском. Полягає в обтисненні металу між двома, рідше трьома, що обертаються в різні боки валками. Силами тертя, металева заготовка зтягується в просвіт між валками і обтискується по висоті. 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. Під час деформування металу відбувається його рекристалізація з постійним утворенням нових зерен, які забезпечують збереження високої пластичності металу. Завдяки цьому процесу досягаються великі величин деформації без руйнування металу.

Контроль кінцевих розмірів при гарячій обробці більш важкий, через утворення окалини і об'ємних змін при наступному охолодженні [4].

Найбільш широко поширена технологічна схема виробництва високоміцного прокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей – гаряча прокатка (рис. 1.1.) [5].

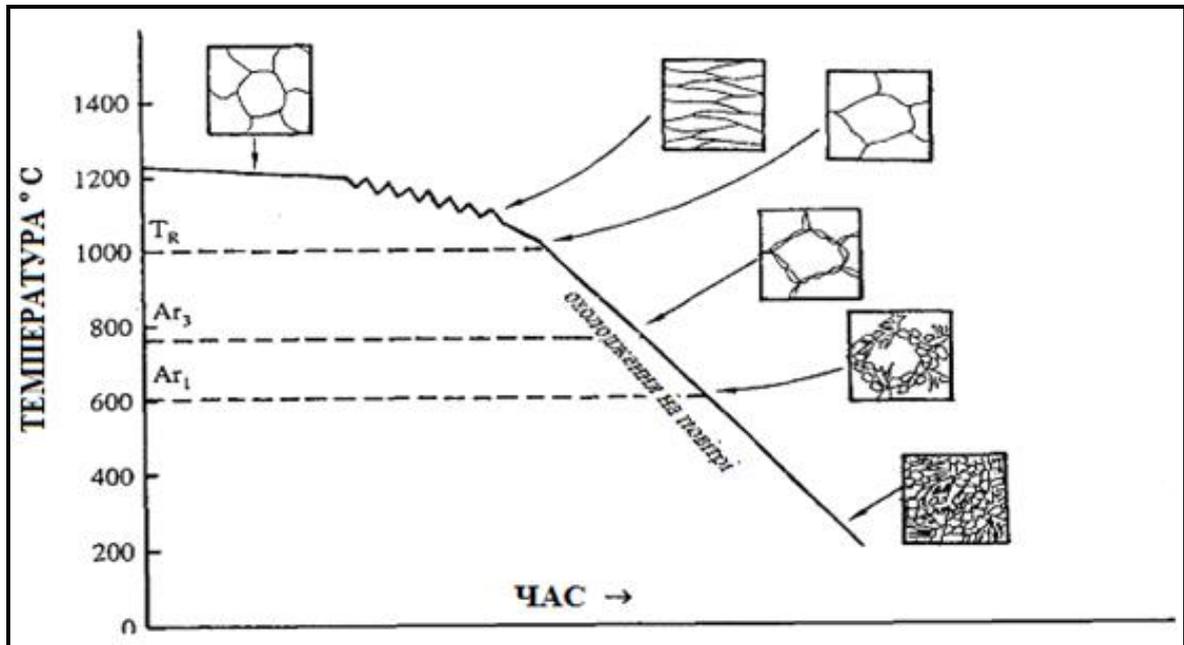


Рисунок 1.1 – Технологічна схема гарячої прокатки

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 прокату металу, його мінімальне окислення і зневуглецювання. Характер передачі тепла визначає спосіб нагріву металу.

Розрізняють два способи: прямий і непрямий. Якщо тепло акумулюється безпосередньо в самому металі, а температура навколишнього середовища залишається нижче температури металу, то такий спосіб називається прямим. Якщо тепло металу передається за рахунок зіткнення його поверхні з будь-яким середовищем (газоподібним, рідким, твердим), нагрітим до більш високої температури, то такий спосіб нагріву називається непрямим. Передача тепла металу при непрямому нагріві відбувається за

рахунок конвекції і випромінювання. Кількість тепла, що передається випромінюванням в нагрівальних печах, досягає 80% всього тепла [6].

Частіше всього при нагріві металу високі температурні режими сприятливо впливають на процес прокатки, але при перегріві сталі відбувається ріст зерна та зменшення зв'язку між ним. Цей процес призводить до погіршення механічних властивостей сталі та утворення на металі тріщин [7, 8, 9].

Також одним з несприятливих явищ при обробці сталі є перепал. Цей процес – незворотний, так як при досягненні температури, близької до точки плавлення сталі, всередину її проникає кисень, який окислює зерна і ослаблює їхній зв'язок настільки, що метал при прокатці починає руйнуватись [7].

Однак явища перепалу та перегріву можна уникнути, завдяки зменшуванню об'єму повітря, що подається та зниженню температури печі при вимушеній затримці металу [10].

Основні параметри при призначенні режимів нагріву металу це: температура і швидкість нагріву та час витримки при постійній температурі. Економічно вигідніше метал при прокатці нагрівати до максимально можливих температур, тому що в цьому разі зменшується зношення інструменту, зусилля деформації та витрати на електроенергію. Але верхня межа температури нагріву повинна встановлюється на 100...150°C нижче точки плавлення, щоб уникнути явища перегріву і перепалу, а нижня межа – температурою рекристалізації (мінімально допустимої температурою кінця прокатки). Цей температурний інтервал прокатки у деяких сталей і сплавів досить вузький, обмежений різними змінами в структурі металу [11].

Підвищення температури нагріву металу сприяє більшій пластичності та зменшенню деформуючих зусиль. Однак нагрів вище температури рекристалізації, навпаки погіршує ефект зміцнення, а саме зникають спотворення кристалічної решітки та залишкові напруги. Опір металу

деформації в процесі прокатки залишається на вихідному рівні, не знижується пластичність.

Залежно від ступеня легування, вмісту вуглецю та товщини заготовки температура нагріву металу перед прокаткою знаходиться в межах 1060...1350°C. Найбільшу температуру нагріву мають високовуглецеві сталі. Під час виробничого процесу температура нагріву залежить від типу прокатного стану, потужності головного приводу, відстані від печі до першої чорнової кліті. Для заготовок із сталі з вмістом вуглецю 0,45% температуру перед прокаткою на сортових станах приймають рівною 1200°C [12].

Контрольована прокатка призводить до одночасного підвищення міцності, пластичності, в'язкості і холодостійкості. Таке унікальне поєднання властивостей обумовлено наступними основними факторами: створенням розвиненої субструктури в умовах регламентованої деформації; формуванням дисперсних карбонітридів зміцнюючих сталь та стабілізуючих субструктуру; подрібненням зерна, а також створенням текстури прокатки [13].

Технологічна схема традиційної контрольованої прокатки наведена на рисунку 1.2 [5].

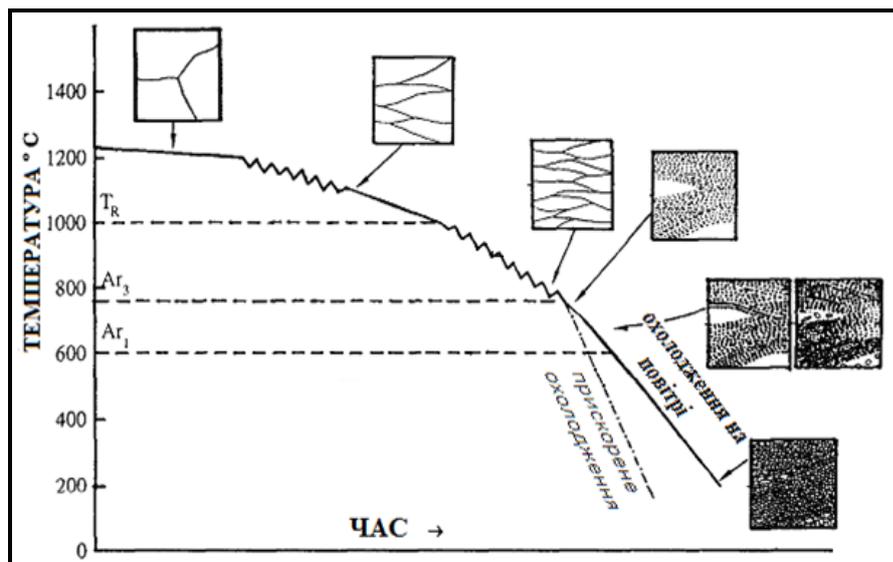


Рисунок 1.2 – Технологічна схема контрольованої прокатки

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 за власним режимом. 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%).

Перші роботи по контрольованій прокатці базувалися на тому, що отримання дрібного зерна фериту в повній мірі залежить від отримання дрібного аустенітного зерна в процесі деформації при низьких температурах чистової прокатки. У подальших роботах було показано що розмір зерна аустеніту до перетворення залежить від двох основних моментів:

- від швидкості рекристалізації, яка росте з підвищенням ступеня деформації і підвищенням температури, а знижується за рахунок впливу нерозчинених або дрібнодисперсних частинок, які виділилися;
- від швидкості росту зерна аустеніту, яка підвищується з підвищенням температури і сповільнюється частками другої фази, що виділилися.

Залежність розміру зерна фериту, який утворився в результаті перетворення показано на рисунку 1.3 [14, 15].



Рисунок 1.3 – Залежність розмірів зерна фериту в процесі перетворення

На отримання дрібного феритного зерна, за рахунок зниження температури перетворення, може впливати швидкість охолодження та склад сталі. Надмірно високі швидкості охолодження, або занадто висока прогартуваність можуть привести до утворення бейнітної структури, особливо при великому початковому зерні аустеніту. Надмірно низька температура охолодження, або занадто низька прогартуваність 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 та в'язкості сталі.

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 границях 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 [16].

У промисловій практиці для досягнення досить низьких температур кінця прокатки доводиться вдаватися до підстужування звичайних марганцевих сталей між проходами, особливо в разі контрольованої прокатки великих профілів або товстих листів. Витримка може привести до рекристалізації і укрупнення зерен, які в ході подальшої прокатки можуть деформуватися недостатньо для подальшої рекристалізації і отриманням дрібних аустенітних зерен. Тому, щоб отримати дрібні рекристалізовані зерна аустеніту потрібна певна ступінь деформації після витримки при температурі 950°C.

Для досягнення низьких температур, особливо при використанні товстих заготовок, можна застосовувати більш інтенсивне охолодження – спреювання [17].

Всі ці способи мають недоліки, одним з яких – це збільшення тривалості прокатки (іноді до 40%), пов'язане з необхідністю підстужування прокату великої товщини.

Прокатка з великими ступенями деформації при дуже низьких температурах кінця прокатки (близько 500°C) суттєво покращують комплекс механічних властивостей, але дуже важко здійснена на практиці. Це пов'язано з необхідністю великих обтиснень при низьких температурах прокатки і тривалим охолодженням прокату до низьких температур. Даний процес, який отримав назву «безперервна прокатка», можна здійснити на практиці, замінивши невелике число обтиснень з високим ступенем деформації великою кількістю частих, але малих обтиснень. Друга проблема може бути вирішена застосуванням прискореного охолодження – спреюванням.

Як вже зазначалося вище, швидкість охолодження має велике значення для ферито-перлітної структури, так як вона впливає на температуру перетворення, а через неї – на розмір зерен фериту. Поява сучасних систем охолодження на відповідних ролгангах прокатних станів забезпечила виробництво листового металопркату товщиною до 10 мм з дуже дрібнозернистою структурою і границею плинності до 425 МПа.

Після прокатки в результаті прискореного охолодження зерно аустеніту повинно бути достатньо дрібним – це забезпечить профілактику утворення голчастих продуктів перетворення. Тому найкращі результати досягаються в разі застосування мікро- та низьколегованих сталей після контрольованої прокатки і подальшого прискореного охолодження [18, 19].

Інтенсивність дисперсійного зміцнення регулюється швидкістю охолодження, що в свою чергу може призвести до дислокаційного зміцнення. Якщо виділення карбідної фази пригнічується високою швидкістю

охолодження, то зміцнення пов'язано майже виключно з подрібненням зерен фериту, що забезпечує оптимальне поєднання міцності і в'язкості сталі. Згодом в процесі відпуску може відбуватися виділення карбідної фази [20].

Контрольоване охолодження можна застосовувати також для поліпшення властивостей крупносортового профілю шляхом подальшого подрібнення зерен фериту, при цьому, щоб знизити температуру перетворення, використовують охолодження розбризкуванням води або повітряне обдування. Слід застосовувати заходи, проти утворення в металі мартенситу та бейніту [19, 21].

Раніше при вітчизняному виробництві низьколеговані та низьковуглецеві сталі використовувались переважно після гарячої прокатки та в нормалізованому стані, однак рівень їх міцності не відповідав рівням технологічності та надійності. Але завдяки розробці нових режимів регламентованої прокатки та термомеханічному зміцненню ці види сталі можуть використовуватись в різних будівельних конструкціях, в тому числі багатопверхових та висотних будинках, завдяки створенню більш надійних та економічно вигідніших конструкцій [22].

1.1.1. Вимоги, що пред'являються до сталей металоконструкцій

Технічні вимоги до сталей для металевих конструкцій різноманітні та часто протилежні. Рівнозначні терміни – робочі властивості, споживчі або службові властивості мають на увазі весь комплекс експлуатаційних та технологічних властивостей прокату. Забезпечення високого комплексу робочих властивостей прокату витікають із необхідності утворення споруд як з високою експлуатаційною надійністю, так і з економічною ефективністю. В результаті загальні вимоги визначають хімічний склад сталей, методи виробництва, засоби та технології зміцнюючої обробки, а також методи виготовлення конструкції на заводах та в умовах монтажу.

В цілому вимоги високих споживчих властивостей можна звести в чотири групи: вимоги щодо високого комплексу експлуатаційних

властивостей, доброї технологічності, економічної ефективності, а також вимоги сортаментів.

Під експлуатаційними властивостями розуміють опір сталі при її роботі в елементах конструкційних навантажень, які виникають при експлуатації споруд, - статичним, змінним, динамічним, у тому числі в умовах впливу від'ємних кліматичних температур та природних агресивних середовищах. Важливими експлуатаційними властивостей конструкційних сталей є міцність, пластичність та опір крихкому руйнуванню.

В металевих конструкціях застосовують прокат з границею плинності 230...800 Н/мм². За рівнем міцності ці матеріали достатньо умовно можна поділити на три групи: сталі звичайної міцності з $\sigma_s = 230...285$ Н/мм²,

сталі підвищеної міцності з $\sigma_s = 290...375$ Н/мм² та сталі високої міцності Н/мм².

Найважливішими експлуатаційними та технологічними властивостями конструкційних сталей є пластичність. Під пластичністю розуміють властивість матеріалу змінювати розмір та форму під дією навантаження без руйнування й зберігати виникаючі зміни після припинення дії навантаження у вигляді залишкових деформацій. Про пластичність конструкційних сталей за звичай судять при випробовуванні на розтяг по величині відносного видовження або звуження, а також при випробовуваннях на ударну в'язкість.

До останнього часу при виготовленні експлуатації конструкцій і споруд не застосовувався спеціальний комплекс конструктивно-технологічних заходів, що забезпечують високі експлуатаційні властивості, а саме підвищення чистоти поверхні з'єднань, збільшення радіусу сполучень, наведення залишкової напруги стискування в поверхневих шарах з'єднань і тому подібне, хоча у ряді випадків враховується конструктивна форма елементів. Тому в цілому для сталей, вживаних в металевих конструкціях, експлуатаційні властивості повинні забезпечуватися в першу чергу безпосередньо мікроструктурою прокату.

До сталей для металевих конструкцій, правильно було б пред'являти спеціальні вимоги по мікроструктурі, специфічні для даної групи матеріалів. Можна відзначити, що такий прокат повинен володіти мікроструктурою, що забезпечує високі експлуатаційні властивості виробів, перш за все високий опір крихкому руйнуванню, а хімічний склад, способи виробництва сталі і режими зміцнюючої обробки слідує підбирати так, щоб забезпечувати в прокаті формування необхідної мікроструктури.

1.2. Технологія з'єднання елементів зварних будівельних сталевих конструкцій

В даний час зварювання частіше всього використовується в сучасному будівництві для отримання жорстких нероз'ємних з'єднань, так як цей тип з'єднання достатньо швидкий та простий у застосуванні [23].

Цей технологічний процес є також економічно вигідним, тому що можна зібрати на місці складну конструкцію, а не виплавляти її на виробництві. Економія металу при заміні клепаних конструкції може досягати майже 20%, тоді як при заміні литих деталей – близько половини. Зварні деталі, мають міцність, рівну міцності основного металу [24].

Останні світові тенденції досліджень направлені на оптимізацію технологічних параметрів зварювання та створення нового обладнання, що дозволило створювати високотехнологічні продукти у більшості видах промисловості [25, 26].

1.2.1. Зварювання в середовищі захисних газів

Дугове зварювання у середовищі захисних газів було винайдено у ХІХ столітті [27]. З того часу було проведено багато досліджень на виявлення найбільш ефективного захисного газу або сумішей газів [28]. Захисний газ визначає технологічні характеристики способів з'єднання. В якості захисних газів використовують інертні гази, які не взаємодіють з металом при

зварюванні (аргон, гелій, їх суміші), та активні гази (кисень, вуглекислий газ та інші), що взаємодіють з металом, а також їх суміші.

Основні переваги та недоліки зварювання в середовищі захисних газів проти зварювання під флюсом представлені на рисунку 1.4 [29].



Рисунок 1.4 – Схема основних характеристик зварювання в середовищі захисних газів проти зварювання під флюсом

Необхідність застосування захисних заходів проти світлової та теплової радіації дуги досягається при розміщенні виробу в стаціонарних камерах, заздалегідь вакуумованих і потім заповнених захисним газом. Зварювання великогабаритних конструкцій проводиться з використанням переносних камер з пластичних, м'яких, зазвичай прозорих матеріалів, які встановлюють локально над місцем зварювання [30-33].

При зварці низьколегованих та низьковуглецевих сталей частіше всього використовують середовище $\text{Ar} + \text{CO}_2$. Відсотковий склад інертного та активного газів відіграє важливу роль процесі дугового зварювання. Більшість наукових праць покладені на вивчення газового середовища у відношенні $\text{Ar} + \text{CO}_2 - 80\%$ та 20% відповідно. При такому відсотковому

складі суміші, у порівнянні зі зварюванням у чистому вуглекислому газі, зварні шви мають пластичнішу структуру, легше досягаються струменеві перенесення електродного металу, підвищується циклічна довговічність стикових, таврових та кутових зварних з'єднань майже в чотири рази [34-37]. Зварювання у чистому аргоні також поступається середовищу $\text{Ar}+\text{CO}_2$, так як суміш більше попереджає утворенню пор у зоні термічного впливу [38].

Деякими авторами було запропоновано підвищити об'ємну частку аргону до 85% у суміші $\text{Ar}+\text{CO}_2$ та використовувати захисний флюс. Цей метод змінює форму зварного шва, завдяки чому поглиблюється проплавлення (у порівнянні із зварюванням у 100% CO_2) та стає клинчастим (на відміну від зварюванням 100% Ar) [39].

У промисловості також застосовуються трикомпонентні суміші захисних газів, частіше всього третім компонентом виступає кисень. Використання газової суміші $70\%\text{Ar}+25\%\text{CO}_2+5\%\text{O}_2$ дозволяє здійснювати зварювання не тільки в горизонтальних, а також у вертикальних положеннях, забезпечуючи стабільний процес та високі механічні властивості, зниження величини розбризкування електродного металу та випромінювання дуги [40]. Однак, деякі сталі містять в якості легуючих присадок хімічні елементи, які володіють більшою спорідненістю до O_2 , ніж залізо. Тому наявність в зоні зварювання окислювальної атмосфери може привести до значного чадіння, що в свою чергу зменшить вміст або повністю нівелює в структурі шва феритну та карбідну фази, особливо в металі з невеликим надлишком ферритизаторів [41].

Існують суміші захисних газів при яких до аргону додається гелій, але вони використовуються переважно при зварці кольорових металів, так як гелій забезпечує потрібну глибину проплавлення. Однак, у порівнянні із аргоном гелій має меншу щільність, тому забезпечує менші захисні властивості зварної ванни від повітря [42].

В окремих випадках в якості захисного газу використовують азот чи водень. Наприклад, при зварюванні сплавів із міді доцільно обрати азотно-

дугове зварювання, тому що азот буде проявляти інертні властивості по відношенню до міді. Зварний шов отриманий таким способом має високу щільність та хороші механічні властивості.

Додавання водню до захисної суміші із газу обмежується використанням при зварюванні сплавів нікелю та аустенітних нержавіючих сталей. В суміші $Ar+CO_2+H_2$ водень протидіє окислювальному ефекту вуглекислого газу, що призводить до кращого проплавлення зварного шва. Але для дугового зварювання усіх інших видів сталей водень не доцільно використовувати, так як негативні процеси в області зварювання (підвищення утворення пор та холодних тріщин) переважають над позитивними [43].

Економічна складова при виборі та складу захисного газу відіграє не останню роль в процесі дугового зварювання. Основні дороговартісні складові одного метра зварного шва – це зварювальний дріт, витрати на газ, кількість витраченого часу та оплата електроенергії.

Доведено, що використання захисної суміші газу $Ar+CO_2$ забезпечує такі вагомні переваги перед зварюванням в чистому вуглекислому газі, як зниження розбрикування електродів на 10-20%, що знижує витрату дорогої зварювального дроту, зменшення втрат на чад та скорочення часу на зачищення зварного шва. Застосування газової суміші з гелієм вимагає більших витрат на захист зварювальної ванни, так як він має високу летючість у порівнянні з вуглекислим газом [43, 44].

Аналіз літератури процесу зварювання в існуючих захисних газів та їх сумішей показав, що найбільш доцільно використовувати двокомпонентну суміш газів із аргону та кисню для зварювання низьколегованих та низьковуглецевих сталей. Три компонентні суміші з введенням O_2 призведе до можливого чаду легуючих елементів, що може негативно позначитися на міцності зварного з'єднання. Використання тільки вуглекислого газу призведе до підвищення коефіцієнта втрат електродного металу на розбрикування, що негативно позначиться на собівартості продукції.

1.2.2. Автоматичне зварювання під шаром флюсу

Важко уявити сучасне будівництво без автоматичного зварювання під шаром флюсу. Його поява зробило революцію в промисловості, оскільки зварні з'єднання отримані цим способом зварювання є одними із найміцніших та найякісніших [45-48].

На відміну від ручного зварювання металу при автоматичній зварці можна досягти більшої рівномірності розподілу товщини наплавленого шару, економічності використаного зварювального матеріалу та витраченого часу. Автоматичний процес – є більше вигідним, з точки зору залучення кількості зварників-професіоналів до проведення зварки та їх безпеки [49].

Важливу роль у зварюванні відіграє вибір флюсу в залежності від його хімічного складу та способу виготовлення. Хімічний склад флюсу визначає такі його важливі властивості, як хімічну активність (A_{ϕ}) та індекс основності флюсу B (basisety index) [50, 51].

Хімічна активність флюсів характеризує їхню окислювальну здатність. Д.М. Рабкіним та І.І. Фрумїним було встановлено, що чим більше легуючих елементів у зварюваній сталі, тим хімічна активність флюса повинна бути нижчою [52]. Активні флюси з A_{ϕ} від 0,3 до 0,6 використовують для зварювання низьколегованих сталей, так як в них міститься менша кількість оксидів кремнію і марганцю та більша CaF_2 і CaO , завдяки чому знижується окислення легуючих елементів в сталі і поліпшується пластичність шва, але погіршується його формування та підвищується ймовірність утворення пор [53, 54].

Для середньо- та високолегованих сталей використовують малоактивні зварювальні флюси (A_{ϕ} від 0,1 до 0,3), у яких майже відсутній оксид марганцю, та дуже зменшений вміст оксиду кремнію. Завдяки цьому досягаються мінімальне окиснення металу шва та легка відокремлюваність шлакової кірки [50, 51, 55, 56]. Це такі флюси, як АН-17, АН-18, АН-20, АН-45, АВ-5, ФЦ-19, НФ-18 та інші.

До основних флюсів ($B > 1,2$) належать алюмінатно- та феритно-основні флюси (АНКС-28, АН-20С, АН-26П та інші), до нейтральних (B від 0,9- 1,2) – майже всі види кальцій силікатних та алюмінатно-рутилові флюси (АН-47, АН-47Д, АН-67 та інші), до кислих ($B < 0,9$) - марганець силікатні (АН-348-А, АНЦ-1А, АН-60 та інші). При підвищенні основності флюсу підвищується ударна в'язкість металу шва, тому на відміну від кислих, основні флюси використовуються для відповідальних конструкцій і сталей спеціальних властивостей, хоча швидкість процесу зварювання більша у високооксидних флюсів [50, 51, 57].

Існує декілька способів виготовлення флюсу: плавлення, агломерування та їх поєднання.

При плавленні усі необхідні інгредієнти спочатку розплавляють, потім розливають та подрібнюють. Така високотемпературна обробка робить отримані гранули менш схильними до вбирання вологи із навколишнього середовища та більш стійкими проти руйнування в процесі експлуатації, на відміну від агломерування.

Однак плавлені флюси, за рахунок свого складу (тільки солі та оксиди) не здатні здійснювати мікролегування зварювальної ванни, без чого неможливо досягти високого рівня механічних властивостей металу швів на сучасних низьколегованих сталях підвищеної та високої міцності [58, 59].

При агломеруванні флюси виготовляють шляхом подрібнення будь-яких металів, феросплавів та лігатур, їх змішуванням, додавання в'язучих речовин та подальшої грануляції. Такий процес потребує більш ретельного відбору штифтових компонентів, щоб не допустити до складу флюсу шкідливих домішок, що особливо контролюється у відповідальних зварних конструкціях [60-62].

Процес агломерації дозволяє ширше легувати метал через флюс та забезпечує механічні властивості зварних швів на рівні основного металу [63, 64]. На відміну від плавлених флюсів агломеровані мають кращі санітарно-

гігієнічні показники, за рахунок меншого рівня розбризкування аерозолію в процесі зварювання [65].

Вітчизняні дослідження [66, 67] направлені на розробку нових видів флюсів, які б поєднували кращі властивості плавлених та агломерованих флюсів, та нівелювали їх недоліки. Одними із таких є флюс АНКС-28, який пройшов всебічні випробування як в лабораторіях Інституту електрозварювання ім. Е. О. Патона, так і у виробничих умовах при одно- та багатодуговому зварюванні низьковуглецевих і низьколегованих сталей. Завдяки тому, що в складі АНКС-28 є плавлені продукти – це наближає його характеристики до властивостей плавлених флюсів по стійкості проти сорбування атмосферної вологи та руйнуванню гранул. При цьому зберігаються такі зварювально-технологічні властивості, як формування зварного шва, інтенсивність виділення газів в процесі зварювання та відділення шлакової кірки, які притаманні агломерованим флюсам [68-72].

Флюс АНКС-28 показує також хорошу економічність, завдяки низькій насипній масі флюсу (0,8– 1,0 кг/л) у порівнянні з іншими агломерованими (1,0-1,2 кг/л) та плавленими (1,2–1,5 кг/л) флюсами. Це забезпечує зменшення витрат його при зварюванні на 20–25%, ніж плавлені флюси, та 10–12%, ніж агломеровані флюси [68, 69].

Висока якість зварного шва забезпечується правильним вибором не тільки газової захисної середовища чи флюсу, а також застосуванням певного виду та діаметра зварювального дроту. Широке розмаїття дротів представлених на сучасному ринку дозволяє вибрати оптимальне рішення за ціною, якістю та технологічними характеристиками.

Зазвичай для виконання механізованого дугового наплавлення використовують такі варіанти поєднання зварювальних матеріалів:

- плавлений флюс та порошковий дріт;
- плавлений флюс та легований дріт суцільного перерізу;
- агломерований флюс та низьковуглецевий дріт суцільного перерізу;

– агломерований флюс та легований (суцільного перетину або порошковий) дріт.

Застосування плавненого флюсу та порошкового чи легованого дроту набуло найбільшого поширення, завдяки доступності матеріалів та відносної легкості у застосуванні, навіть при невеликих ремонтних роботах. Якщо комбінацію плавлений флюс + легований дріт застосовують для зварювання металів, де не потрібне ударне навантаження поверхні шва та висока твердість наплавленої поверхні, то комбінація плавлений флюс + порошковий дріт має значно ширші властивості легування наплавленого металу, однак не завжди вдається досягти однорідності складу покриття, як при наплавленні.

На відміну від керамічних флюсів плавлені не мають у своєму складі феросплавів, які забезпечують легування елементів у зварюванному металі, а отже легування відбувається за рахунок зварювального дроту. Тому може виникнути проблеми із правильним підбором плавненого флюса за хімічною активністю стосовно наплавленого металу.

Найбільшого поширення у промисловості набули поєднання агломерованих флюсів та низьковуглецевого або легованого дроту. Економічно вигідніше застосування низьковуглецевого дроту (Св-08, Св-08Г2С, Св-08А, Св-08АА, Св-08ГА та інші), але якщо необхідно ввести в наплавлений метал велику кількість легуючих елементів, то доведено, що краще це робити за рахунок високолегованого дроту (Св-12Х13, Св-12Х11НМФ, Св-10Х17Т, Св-10Г1НМА1 та інші), аніж використовувати керамічний флюс у якому кількість порошкоподібних металевих додатків більше 20%. При збільшенні легуючих властивостей флюсу збільшується неоднорідність наплавленого металу та погіршується відокремлення шлакової кірки.

Аналіз літератури показав, що для мікролегованих та низьковуглецевих сталей доцільніше використовувати керамічні флюси основного складу. Вітчизняні флюси такого складу не поступаються по своїм характеристикам

зарубіжним, а завдяки удосконаленій технології виробництва (наприклад, виробництво АНКС-28) мають більшу економічність. Оптимальним вибором зварювального дроту є легований дріт Св-10Г1НМА1.

1.3. Утворення холодних тріщин в зоні термічного впливу при зварюванні

Мікролеговані сталі мають ряд переваг над іншими сталями в міцності, пластичності та ударній в'язкості. Ці властивості мають порівняно оптимальне співвідношення та дозволяють використовувати мікролеговані сталі у якості конструкційних матеріалів при будівництві мостів, промислових та житлових будівель, виробництві транспортних засобів [73].

Порівняно невисока вартість мікролегованих сталей та низька вартість зварювання під флюсами надає можливість широко використовувати саме дугове зварювання під флюсом для сполучення деталей в цілісну конструкцію, як основне доцільне технологічне рішення.

При будівництві суден, у хімічному машинобудуванні та при зварюванні труб, зварювання під флюсом є основним способом виробництва, а в загальному обсязі дугових способів зварювання, зварювання під флюсом становить майже 10% від загальних обсягів. Це призводить до того, що при інтенсивній металургійній обробці нові марки високоміцних низьколегованих сталей будуть користуючись невпинно зростаючим попитом, що, в свою чергу, формує потребу у створенні оновлених високотехнологічних зразків [74].

Беззаперечною умовою формування технологічних конструкцій є зварювання, яке в зварних з'єднаннях не буде поступатись за якістю міцності та ударної в'язкості споживчим характеристикам нових сталей.

Проте під впливом термічного циклу зварювання, внаслідок росту зерен і утворення загартовувальних структур, що призводять до постійного зниження спротиву крихкому руйнуванню, в зоні термічного впливу відбувається зниження механічних властивостей зварюваного металу.

Сталі мають різну зварюваність, яка визначається під час випробувань на зварювання, хоча в переважній більшості випадків ця властивість ідентифікується з дослідженням на схильність до утворення тріщин різних типів [75].

Схильність до утворення ламелярних тріщин, розшарувань, гарячих та холодних (крихких) тріщин, тріщин відпуску – є основними критеріями оцінювання зварюваності сполук широкого класу [76].

Якщо зварюваність сталі дорівнює або вища від нормативних значень ТУ використання певного виробу, то її ступінь вважається достатньою. Якщо хоча б по одному з показників мінімальний рівень не досягається – зварюваність сталей вважається недостатньою.

Хімічний склад сталі, структурно-фазовий склад і їх зміни (як нагрів так і охолодження) в процесі термічного циклу зварювання, мають значний вплив на зварюваність, механічні та в'язкі властивості, активність елементів до сполучення з киснем.

Схильність металу до утворення пор, утворення оксидів та нітридів, відповідність властивостей зварного сполучення вимогам експлуатації, відповідна реакція на термічні цикли зварювання, схильність до утворення холодних тріщин - все це фактори, які складають комплексну характеристику зварюваності певних зварювальних матеріалів.

Перенасичення ділянок зварного сполучення воднем, «перзакалювання сталі» під час швидкого охолодження, найчастіше призводить до утворення холодних тріщин [76].

Для низьковуглецевих сталей вміст вуглецю не повинен перевищувати більш ніж 0.18 % маси (за критеріями Міжнародного інституту зварювання), бо це негативно позначиться на якості зварювання [77].

Значний вплив на утворення гартквальних мікроструктур та утворення холодних тріщин мають процеси термічної деформації зварювання (тепловкладення, початкова та максимальна температури нагрівання, швидкість охолодження металу шва і зони термічного впливу), впливають

також форма шва і товщина зварюваного листа т.т. конструктивні особливості зварного з'єднання.

Зростання рівня твердості металу зони термічного впливу безпосередньо залежить від зростання швидкості охолодження та зростання величини вуглецевого еквіваленту, що призводить до зростання вірогідності утворення крихких структур.

Тому максимальна твердість (максимальна критична твердість) вважається достатнім критерієм для визначення зварюваності сталей та визначається, як величина, що не перевищує $\leq 350\text{HV}$ в зоні термічного впливу [78].

Створення нових ефективних зварювальних технологій з максимальною надійністю та довготривалим періодом експлуатації не можливе без розробки методів зниження ризиків утворення холодних тріщин на основі встановлення залежностей між структурою, механічними властивостями, характером легування сталей та особливостями утворення структур в ділянках металу швів і зони термічного впливу при зварюванні сталей. Таким чином може бути досягнута рівномірна міцність всіх структур зварного з'єднання: шва, зони термічного впливу та безпосередньо металу.

Більшість дослідників розглядають проблему утворення крихких тріщин і утворення гартувальних мікроструктур, що призводять до крихкого руйнування зварних конструкцій, як одну з основних проблем зварювання сталей в ділянках зони термічного впливу [9, 79-89, 90-104].

Для великогабаритних інженерних споруд, каркасних конструкцій, мостів, магістральних трубопроводів не завжди доцільно підвищувати механічну міцність сталей термічним зміцненням, хоча при цьому висока міцність ($\sigma_b \geq 600 \text{ МПа}$) доповнюється достатнім рівнем пластичності, опору крихкому руйнуванню, опору утворенню холодних тріщин, високою протидією корозії [105].

Вивчення причин утворення холодних тріщин проводиться досить давно і успішно. Обмеження критичної швидкості охолодження металу зони

термічного впливу вважається основним чинником відсутності тріщин в зварних з'єднаннях [100].

Хоча наразі є багато експериментальних підтверджень того, що швидкість охолодження металу шва і зони термічного впливу не є єдиним чинником, що має вплив на утворення холодних тріщин [9, 105, 106].

Більшість дослідників вважають, що вміст дифузійного водню, наявність розтягуючої зварювальної (залишкової) напруги і мікроструктура – три вирішальні фактори впливу на процес утворення холодних тріщин при зварюванні конструкційних сталей [80, 81, 84, 107, 108].

Твердість, як бейнітних так і мартенсітних структур при зварюванні вища ніж при термічній обробці, тому що розміри зони пластичної деформації, досягаючи значних показників, можуть перевищувати розміри зони термічного впливу в 2-3 рази і, навіть, досягати 5-10% [109-112].

Зниження зварювальної напруги знижує рівень пластичної деформації зони термічного впливу [92, 93, 95].

Окрема увага приділяється формуванню локальних крихких зон та зниженню ударної в'язкості в ділянках зони термічного впливу, в ділянках повторного нагріву при багатопрохідному зварюванні, оскільки ці зварювальні технології отримують все більше розповсюдження в практиці зварювальних робіт [103, 104].

1.4. Проблеми зварювання сталей в ділянках зварних швів

Рівноміцність, комплекс пластичних та в'язких властивостей, висока здатність протидії крихкому руйнуванню – основні характеристики якості зварних з'єднань.

Під час зварювання структура та відповідні механічні властивості металу зони термічного впливу суттєво змінюються, перетворюючи зону термічного впливу в найбільш проблемну зону зварного з'єднання. Це пов'язано, із загальним зниженням спротиву металу крихкому руйнуванню

із-за утворення проміжних гартувальних структур при охолодженні та безпосередньому зростанні зернистості при нагріві [114].

Забезпечення металу шва комплексу пластичних та в'язких властивостей, високої здатності протидії крихкому руйнуванню надасть рівномірності зварному з'єднанню та створить передумови надійної довгострокової експлуатації зварної конструкції.

Керування структурою зварного шва можливе за рахунок його легування, використання різноманітних зварювальних проволоч, флюсів, систем захисту ділянок металу шва від зовнішніх впливів. Це суттєво зменшує проблеми, які можуть виникати при зварюванні в ділянках металу шва [113, 115-117].

Характерна структурна складова голчатого фериту визначає експлуатаційні характеристики металу зварювальних швів сталей з феррито-перлітною або феррито-бейнітною структурою.

Величина погонної енергії зварювання сталей визначає швидкість охолодження зварювального металу [113, 115, 116]. Збільшення погонної енергії зварювання при низькій швидкості охолодження призводить до утворення поліедричного (полігонального) ферриту вздовж первинних аустенитичних границь. Утворення ферриту з впорядкованою другою фазою і пластинчастого ферриту відбувається при зниженні погонної енергії зварювання та підвищенні швидкості охолодження [118, 119].

На структуру та властивості металу зони термічного впливу має вирішальний вплив термічний цикл дугового зварювання [120-124].

Зварювальні матеріали та режими зварювального циклу, процеси розчинення і виділення карбідів, вміст вуглецю в зварюваних сталях – суттєво впливають на зміни структурно-фазового складу, що призводить до зниження механічних та ударних властивостей металу зони термічного впливу [122, 125].

Цілком очевидно, що якість зварних швів впливає на функціональність усієї звареної конструкції. Дефекти призводять до послаблення міцності виробів і їх руйнування в процесі експлуатації. Із-за проникності швів порушується герметичність посудин і систем, працюючих під тиском. Після завершення зварювальних робіт, вироби повинні піддаватися контролю зварних з'єднань з метою виявлення і виправлення дефектів. Неозброєним оком можна розглянути лише частину з них - великі зовнішні тріщини і пори, непровари, подрізи і тому подібне. Велика частина дефектів прихована в глибині металу або має такі малі розміри, що виявити їх можна тільки з використанням спеціальних приладів і матеріалів [82].

Існує багато способів контролю зварних швів, що розрізняються за принципом дії, здатністю до виявлення тих або інших видів дефектів, технічного оснащення. Методи контролю зварних з'єднань підрозділяються на ті, що руйнують і неруйнівні. Останні, в силу зрозумілих причин, є найширше використовуваними.

Всякий контроль зварних з'єднань розпочинається із зовнішнього огляду, за допомогою якого можна виявити не лише зовнішні дефекти, але і деякі внутрішні. Наприклад, різна висота і ширина шва і нерівномірність складок свідчать про часті обриви дуги, наслідком яких є непровари. Перед оглядом, шви ретельного очищаються від шлаку, окалини і бризок металу. Ретельніше очищення у вигляді обробки шва промиванням спиртом та травлять 10% розчином азотної кислоти, що надає шву матову поверхню, на якій легше помітити дрібні тріщини і пори. Після використання кислоти треба не забути видалити її спиртом щоб уникнути роз'їдання металу. Візуальний контроль зварних з'єднань виявляє, передусім, зовнішні дефекти – геометричні відхилення шва (висоти, ширини, катета), зовнішні пори і тріщини, подрізи, непровари, напливи, перепал металу. Для ефективності контролю використовують додаткове місцеве освітлення та збільшення.

Радіаційна дефектоскопія ґрунтується на здібностях рентгенівського і гамма-випромінюваннях проникати через метали і фіксувати на фотоплівці

дефекти, що зустрічаються на його шляху. Недоліком радіаційної дефектоскопії є велика вартість приладів і шкідливість для людей використовуваного радіаційного випромінювання.

При контролі якості зварювання магнітними дефектоскопами використовується явище електромагнетизму. Прилад створює навколо досліджуваної області магнітне поле, потік ліній якого, проходячи через метал, викривляється в місцях дефектів. Це спотворення фіксується певними способами, з яких в зварювальному виробництві використовуються два, - магнітопорошковий і магнітографічний. При першому, на поверхню зварного з'єднання наносять сухий або вологий (у суміші з олією, гасом або мильним розчином) феромагнітний порошок (наприклад залізний), який скупчується в місцях дефектів, свідчивши, таким чином, об наявність несплошностей. Досконаліший магнітографічний спосіб припускає накладення на шов феромагнітної стрічки, на якій після пропускання її через прилад проявляються наявні дефекти. Магнітним способом контролю можуть піддаватися тільки феромагнітні метали. Хромонікелеві сталі, алюміній, мідь, що не є феромагнетиками, магнітному контролю не підлягають [82].

Ультразвуковий спосіб використовує здатність ультразвукових хвиль відбиватися від меж, що розділяють два пружні середовища з різними акустичними властивостями. Утворена приладом ультразвукова хвиля, пройшовши метал, відбивається від його нижньої поверхні і повертається назад, фіксуючись датчиком. За наявності усередині металу дефекту, датчик відобразить спотворення хвилі. Різні дефекти відображаються по-різному, що дозволяє певним чином класифікувати їх. Контроль якості зварних з'єднань за допомогою ультразвукових дефектоскопів в силу зручності його проведення отримав дуже широке поширення - набагато більше, ніж магнітна і радіаційна дефектоскопія. До його недоліків відноситься складність розшифровки сигналу (якісно зробити контроль зварного з'єднання здатний тільки фахівець, що пройшов навчання), обмеженість використання для металів з великим зерном (аустенітні сталі, чавун і ін.).

Капілярний контроль ґрунтований на капілярній активності рідин - їх здатності втягуватися, проникати в найдрібніші канали (капіляри), наявні на поверхні матеріалів, у тому числі пори і тріщини зварних швів. Чим вище змочуваність рідини і чим менше радіусу капіляра, тим більше глибини і швидкість проникнення рідини. За допомогою капілярного контролю можна контролювати матеріали будь-якого виду і форми - феромагнітні і неферомагнітні, кольорові і чорні метали і їх сплави, кераміку, пластмаси, скло. В основному, капілярний метод застосовують для виявлення невидимих або слабовидних неозброєним оком поверхневих дефектів з відкритою порожниною. Проте за допомогою деяких матеріалів (гасу, наприклад) можна з успіхом виявляти і наскрізні дефекти.

Існує досить багато методів контролю зварних швів на проникність з використанням різних матеріалів - газів (в основному повітря або азоту), рідин (води або олії). Суттю випробувань є створення надмірного тиску або розрідження і виявлення місць, через які під їх дією робочий компонент (газ або рідина) проникає через зварний шов. По виду використовуваного робочого компонента і способу створення різниці тисків розрізняють пневматичний, гідравлічний, пневмогідравлічний, вакуумний контроль [82].

1.5. Висновки по розділу 1

Проаналізовано схеми термомеханічної обробки мікролегованих сталей підвищеної міцності та їхні особливості в порівнянні з термомеханічною обробкою сталей звичайної якості. Розглянуто переваги і недоліки термомеханічної обробки, застосовуваної для зміцнення будівельних сталей в умовах металургійних заводів України.

Проаналізовано технології вітчизняного та зарубіжного виробництва товстолистового прокату з низьковуглецевих мікролегованих сталей підвищеної міцності. Простежено етапи освоєння технології контрольованої прокатки та її різновидів, показані резервні можливості та принципові напрями її удосконалення. Дана критична оцінка роботам, в яких розглянуто механізми зміцнення конструкційних сталей і процеси формування структур

при класичній, нормалізаційній, рекристалізаційній контрольованій прокатках, а також при термомеханічному, контрольованому процесі.

Аналіз літературних джерел показав, що існують резервні можливості підвищення якості листового прокату шляхом подрібнення мікроструктури низьковуглецевих сталей за рахунок удосконалення технологічних схем і температурно-деформаційних режимів їх обробки, а дослідження мікроструктури зварних з'єднань низьковуглецевих мікролегованих сталей є актуальною і маловивченою темою.

Застосування різних режимів зварювання потребує більш глибокого та детального дослідження, оскільки зварний шов та зона термічного впливу – це місце напруження з якого може починатися руйнування.

Тому мета роботи полягає в встановленні взаємозв'язку між механізмами структуроутворення та механічними властивостями листів після лабораторного режиму вдосконаленої контрольованої прокатки сталей 09Г2С та 10ХСНД та структуроутворенням і механічними властивостями в зоні термічного впливу та основного металу після зварювання за найбільш розповсюдженими при будівництві режимами.

Для досягнення поставленої мети в роботі було поставлено наступні задачі:

- показати за допомогою попереднього статистичного аналізу функцій відгуку (σ_T , σ_B , δ_5), як відбувається розподіл змінних температури початку (T_n) та кінця (T_k) чистової прокатки;

- встановити за допомогою кореляційного аналізу, як впливають температура кінця деформації в чорновій кліті та температура початку деформації в чистовій кліті на границю міцності та плинності сталей 09Г2С та 10ХСНД;

- підтвердити за допомогою однофакторного дисперсійного аналізу вплив температури початку деформації в чистовій кліті на міцнісні характеристики та стабілізації значень пластичності та в'язкості для сталей будівельного та мостобудівельного призначення;

– показати за допомогою багатофакторного дисперсійного та регресійного аналізу можливість збільшення значень границі міцності та плинності зі збільшенням температури початку деформації в чистовій кліті;

– запропонувати та випробувати у лабораторних умовах режим по вдосконаленню контрольованої прокатки, який забезпечить підвищення міцнісних та стабілізації пластичних та в'язкісних характеристик металопрокату;

– виконати порівняльну характеристику розмірів зерен фериту сталей 09Г2С та 10ХСНД після гарячої прокатки та лабораторного експерименту по вдосконаленню контрольованої прокатки;

– підтвердити, що зародження нових зерен доевтектоїдного (алотріоморфного) фериту на колишніх границях зернах аустеніту для сталей 09Г2С та 10ХСНД відбувається на дислокаційних субграницях аустеніту;

– підтвердити блокування рекристалізації зерен аустеніту та новоутвореного фериту по дислокаційним малокутовим границям аустеніту для сталей 09Г2С та 10ХСНД;

– розглянути вплив наддрібної зеренної структури отриманої після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки на зону термічного впливу сталей будівельного та мостобудівельного призначення;

– експериментально показати, що після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки та подальшого зварювання сталей 09Г2С та 10ХСНД в середовищі захисних газів та автоматичного зварювання під флюсом руйнування зразків відбувається по основному металу.

1.6. Список використаних джерел в розділі 1.

У розділі 1 використані джерела [1-125]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 2. МАТЕРІАЛ ТА МЕТОДИКА ДОСЛІДЖЕНЬ

2.1. Обґрунтування вибору матеріалу дослідження

Перед сучасним матеріалознавством стоїть багато складних задач, які досі не були ретельно вивчені. Однією з таких задач є формування в товстолистовому металопрокаті високодисперсного стану субструктурних і дислокаційних компонентів, котрі в свою чергу будуть впливати на структуру та властивості зони термічного впливу під час зварювання.

Основними критеріями, що визначають використання тієї чи іншої марки сталі в будівництві, є границя плинності σ_T , відносне видовження δ , схильність до крихкого руйнування та зварювання, бо цей спосіб з'єднання металевих конструкцій є технологічним та найпоширенішим у виробництві [126-129].

Тому, саме ці характеристики були обрані у якості головних критеріїв для вибору матеріалу дослідження.

У зв'язку з тим, що ефективність використання металопрокату в будівництві безпосередньо залежить від зварюваності металоконструкцій на будівельному майданчику [130-132], необхідно враховувати вуглецевий еквівалент (C_{EKB}), який розраховують за формулою (2.1), де C, Mn, Si, Ni, Cr, Mo, V, Cu, P – процентний вміст легуючих елементів у сталі за масою.

$$C_{EKB} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} + \frac{Cu}{13} + \frac{P}{2}, \quad (2.1)$$

Результати розрахунків вуглецевого еквівалента для основних низьковуглецевих сталей, які виробляються на вітчизняних металургійних комбінатах наведено в таблиці 2.1.

Таблиця 2.1 – Вуглецевий еквівалент основних будівельних сталей

С _{ЕКВ} ,%	Марка сталі							
	Ст3сп	Ст3Гпс	20	09Г2С	35	10ХСНД	16Г2АФ	10Г2ФБ
min	0,32	0,39	0,22	0,25	0,51	0,24	0,23	0,22
max	0,45	0,52	0,32	0,25	0,65	0,29	0,36	0,27

Виходячи з вище викладеного, У якості матеріалу для досліджень були обрані низьковуглецеві сталі для зварних конструкцій 09Г2С та 10ХСНД, які часто використовуються в будівельній та мостобудівельній галузі.

Стійкість властивостей сталі 09Г2С в широкому температурному діапазоні дозволяє застосовувати деталі з цієї марки в діапазоні температур від -70 до +450°C. Зварювання сталі може проводитися як без підігріву, так і з попереднім підігрівом до 100...120°C. Так як вуглецю в сталі мало, то зварювання її досить просте, сталь не гартується і не перегрівається в процесі зварювання, завдяки чому не відбувається зниження пластичних властивостей або збільшення її зернистості.

Сталь 10ХСНД використовується в зварних металоконструкціях і різних деталях, до яких пред'являються вимоги підвищеної міцності і корозійної стійкості з обмеженням маси і працюють при температурі від -70 до 450°C.

Хімічний склад сталей 09Г2С та 10ХСНД наведено у таблиці 2.2.

Таблиця 2.2 – Хімічний склад сталей 09Г2С та 10ХСНД

Сталь	Масова доля елемента, %								
	С	Mn	Si	S	P	Cu	Cr	Ni	Fe
09Г2С	0,08	1,4	0,6	0,029	0,027	–	–	–	Реш
10ХСНД	0,10	0,68	0,95	0,035	0,035	0,50	0,75	0,65	Реш

2.2. Методика проведення лабораторних дослідів

Експерименти по термомеханічній обробці проводилися на прокатному стані ДУО 260:

- карти-листи розміром 50x230x20 мм піддавали аустенізації при температурі 950°C (що відповідає температурі кінця прокатки в чорновій кліті) протягом 20 хвилин;
- гарячу деформацію здійснювали з різними ступенями сумарної деформації, а саме: $\varepsilon=7,5$; 15; 22,5; 30 та 37,5%. закінчення деформації відбувалося при температурах: 875, 820, 800, 760 та 720°C відповідно після чого відбувалося охолодження зі швидкістю 80°C/c (див. рис. 2.1).

У процесі деформації зміну температури зразків контролювали за допомогою високотемпературного інфрачервоного пірометра Gulton Infratherm Meumf. IS 3 D.

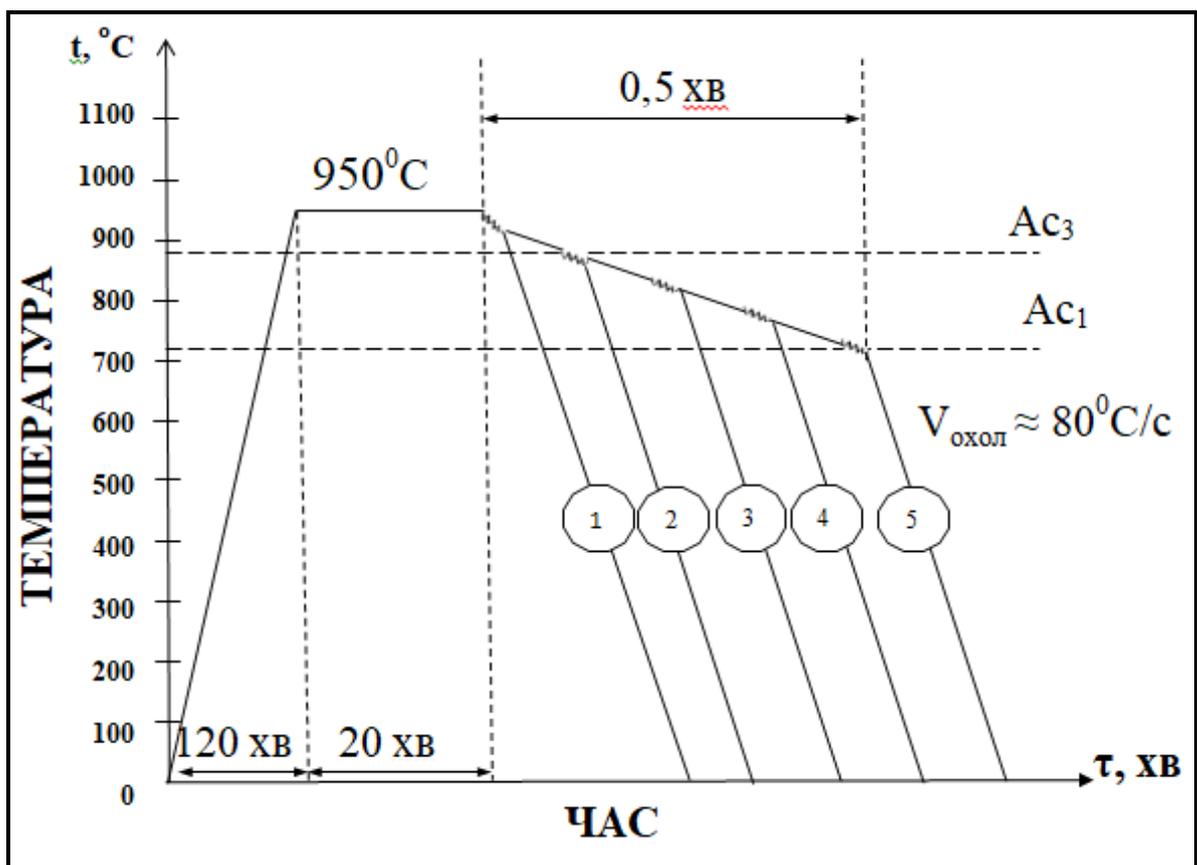


Рисунок 2.1 – Схема лабораторної прокатки карт-листів зі сталей 09Г2С та 10ХСНД, де 1 – $\varepsilon=7,5\%$, $T=875^\circ\text{C}$; 2 – $\varepsilon=15\%$, $T=820^\circ\text{C}$; 3 – $\varepsilon=22,5\%$, $T=800^\circ\text{C}$; 4 – $\varepsilon=30\%$, $T=760^\circ\text{C}$; 5 – $\varepsilon=37,5\%$, $T=720^\circ\text{C}$

2.2.1 Вимога до охолоджуючих середовищ

Структура і властивості сталі визначаються хімічним складом та температурно-тимчасовими параметрами нагріву і охолодження. Найбільш вивченими питаннями на сьогодні є зв'язок хімічного складу із структурою. Найбільш слабе місце в технології термічної обробки - технологія охолодження. А саме в ній криються великі резерви управління структурою і властивостями металу в готових виробах. Залежно від умов роботи деталей ми повинні отримати однорідну структуру або, навпаки, заданий градієнт структур і пов'язаних з ними властивостей.

Основною умовою, якій повинні відповідати усі гартівні середовища, є здатність сприймати тепло із швидкістю не меншої критичної швидкості охолодження принаймні у верхньому шарі, а у багатьох випадках на заданій ділянці або по усьому перерізі. Виконання цієї умови має на меті попередити дифузійне перетворення переохолодженого аустеніту, тобто отримати переважно мартенситну структуру або принаймні структуру нижнього бейніту. Проте умову слід трактувати як необхідне, але недостатнє. Від сучасних охолоджуючих середовищ, вимагається ще й інші властивості, а саме:

- не викликати надмірних гартівних деформацій, залежних від кінетики охолодження в усій температурній області і, особливо, від досить малої його швидкості при температурах нижче за M_p ;
- мати експлуатаційну схильність і мати високий опір термічному розкладанню і окисленню;
- не реагувати з поверхнею гартованих матеріалів і резервуаром середовищ, що охолоджують, а у разі загартування в захисній атмосфері також і з цією атмосферою;
- відповідати вимогам токсичності займистості, захисту природного середовища і чистоти робочого місця;
- утворювати залишки, що легко усуваються, з поверхні конструкцій шляхом миття або відпарювання;

– мати малу питому вартість (на одиницю продукції).

Від теплових властивостей середовищ, що охолоджують, а також механізму і кінетики теплообміну залежить твердість поверхні і її розподілу по перерізу, а також величина і розподіл термічної і структурної напруги. Ця напруга визначає величину і характер гартівних деформацій. Мала швидкість охолодження в області температури мартенситного перетворення бажана тому, що, призводячи до невеликого температурного градієнта навіть при різних перерізах сприяє майже однорідному протіканню цього перетворення за усім обсягом деталі і тим самим зменшує структурну напругу.

Експлуатаційна стійкість, тобто відсутність великих і несприятливих змін технологічних властивостей після тривалого періоду експлуатації середовища, що охолоджує, забезпечується стабільність і малий розкид властивостей в деталях, а також зменшуються витрати, а отже, і вартість середовища, що охолоджує, на одиницю продукції. Ця вартість залежить не лише від вартості середовища, що охолоджує, і його експлуатаційної стійкості, але і від величини втрат, пов'язаних з винесенням з деталями і випарами. На ці витрати великий вплив робить в'язкість і пружність пари при робочій температурі ванни.

Чистота поверхні і легкість усунення залишків середовища, що охолоджує, має у разі великої кількості гартованих деталей в сучасних агрегатах із захисними середовищами істотного значення, тому що деякі поверхні не підлягають після загартування і відпустки ніякої механічної чистової обробки.

2.3. Режими зварювання сталі

Автоматичне дугове зварювання виконувалось під флюсом АНКС-28, проволокою Св-10Г1НМА1, діаметром 1,2 мм.

Режим зварювання:

кореневий валик: $I_{зв}=600$ А, $U_d=28$ В, $V_{зв}=19$ м/год;

заповнюючий шар: $I_{зв}=750$ А; $U_d=33$ В, $V_{зв}=19$ м/год.

Механізоване зварювання сталей здійснювали в суміші захисних газів 80% Ar+20% CO₂ дротом марки Св-10Г1НМА1 діаметром 1,2 мм.

Режим зварювання:

кореневий валик: $I_{зв}=120...140$ А, $U_{д}=20...22$ В, $V_{зв}=8...8,5$ м/год;

заповнюючий шар: $I_{зв}=160...180$ А; $U_{д}=24...26$ В, $V_{зв}=12...14$ м/год.

2.4. Механічні випробування зразків

Основні механічні характеристики матеріалу, а саме границю міцності (σ_B), границю текучості (σ_T), відносне видовження (δ_5) та відносне звуження (ψ), визначали за допомогою універсальної випробувальної машини FP-100/1, за ГОСТ 1497 – 84 [133] на розривних машинах з записом діаграм розтягування (див. рис. 2.2).

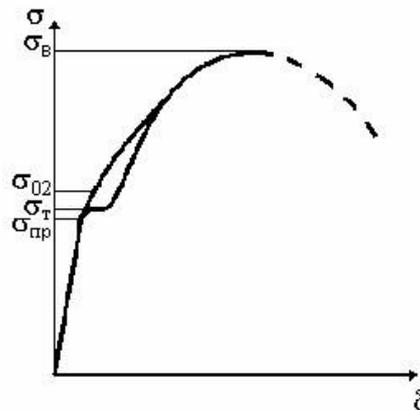


Рисунок 2.2 – Діаграма розтягу

Одна поверхня зразка після зварювання була зроблена плоскою й була відшліфована, згідно з [133]. Твердість визначали за методом Віккерса.

В основу методу за Віккерсом покладено вдавлювання в поверхню, що підлягає випробуванню, чотиригранної алмазної піраміди, далі з допомогою мікроскопа визначають розмір діагоналі відбитка квадратної форми та судять про твердість. Даний метод застосовується до металів будь-якої твердості. Перевагою методу Віккерса є можливість випробування тонкого шару поверхні металу після різних видів обробки. Випробування виконують на стаціонарному пристрої.

Для визначення твердості окремих структурних складових матеріалу, потрібно різко локалізувати деформацію, вдавлювати алмазну піраміду на

конкретне місце, знайдене на шліфі при збільшенні в 100-400 разів під невеликим навантаженням (від 1 до 100гс) з послідовним вимірюванням під мікроскопом діагоналі відбитку. Дослідження проводилася на мікротвердомірі Duramin-4 M2. Зразки для вимірювання повинні бути підготовлені так само ретельно, як і для металографічних досліджень.

2.5. Методи статистичного аналізу.

Статистична обробка результатів дослідження проводилася за допомогою пакету програм «Statistica 6.1» («StatSoft», США), «SPSS (Statistical Package for Social Science Statistics) 16.0» та EXCEL-2007® [134-136]. Перевірка гіпотези про нормальний закон розподілу показників здійснювалася за критерієм Гауса.

Перевірка статистичних характеристик в різних групах і в динаміці дослідження проводилось з використанням параметричних і непараметричних критеріїв (з урахуванням закону розподілу). Оцінка достовірності відмінностей середніх величин для зв'язаних та незв'язаних вибірок виконувалася за критеріями Стюдента (t), а перевірка рівності дисперсії - за критерієм Фішера (F).

Взаємозв'язок між ознаками оцінювався шляхом визначення лінійного параметричного коефіцієнта кореляції Пірсона та непараметричного коефіцієнта кореляції рангів Спірмена (r). Для множинного порівняння проводився параметричний (ANOVA) і непараметричний (Kruskal-Wallis ANOVA) дисперсійний аналіз з розрахунком критерію Фішера.

Різницю між порівнювальними величинами вважали достовірною при $p < 0,05$.

2.6. Методика приготування шліфів

Вирізку зразків для металографічних досліджень здійснювали за допомогою абразивного круга, при цьому враховували, що ушкоджений при вирізці шар повинен бути надалі видалений шліфуванням і поліруванням.

Для виготовлення мікрошліфів початкові заготовки затискали в струбцинах.

Механічне шліфування зразків проводили за методиками [137, 138] в три етапи:

1) Шліфування на механічному пристрої «Metasineх» на шліфувальних паперах з розмірами абразивних зерен від 100 мкм до 5 мкм (P150 - P2500 відповідно до маркування по ISO-6344) з поступовим переходом від грубішого до тоншого абразиву.

2) полірування на алмазних пастах зернистістю 10/7, 7/5;

3) полірування на повсті з додаванням водної суспензії оксиду хрому Cr_2O_3 .

Після підготовки шліфа звичайним методом застосовували електролітичне полірування.

Приготування електроліту та електролітичне полірування проводили згідно з рекомендаціями [138]. В якості електроліту застосовували хромово-оцтовий електроліт, який дає найбільш якісне полірування.

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 переносили без проміжного промивання в 1% розчин азотної кислоти в етанолі й витримували протягом 15...30 секунд для виявлення малокутових субзеренних границь.

Таке комбіноване травління дозволяє чітко виявити субзеренні границі у феритній складовій структури низьковуглецевих сталей після деформації.

Дослідження, аналіз і фотографування металографічних шліфів проводили на металографічному мікроскопі «Неофот-2».

2.7. Методика визначення спектрального складу границь зерен в низьковуглецевих сталях

Для виявлення спеціальних границь у фериті дотримувалися таких основних ідентифікаційних ознак, які вказують на спеціальну структуру і понижену поверхневу енергію границі [139-142], а саме:

- наявність фасеток під тупими кутами завжди вказує на те, що границя володіє орієнтаційною чутливістю, тобто, моментом, що обертає, а, отже, відноситься до спеціальних. Якщо фасетки можна розділити на 2-3 групи з однаковою спрямованістю і подібним ступенем травимості, то ймовірність, що така границя є спеціальною, різко зростає;

- якщо два сегменти границі паралельні один одному і обмежують порівняно вузький проширок, а їхні контакти у двох стиках мають протилежні кути, рівні майже 180° , то така границя відноситься до типу $\Sigma=3$, утворюючи «висячий» двійник відпалу;

- границю можна віднести до низькоенергетичних, типу $\Sigma=3$, якщо в одному з потрійних стиків протилежний їй кут близький до 180° ; ця ознака є додатковою, але недостатньою;

- якщо один або обидва кінці границі входять до четверних стиків, то стик містить одну або кілька границь, що відносяться до типу $\Sigma=3$;

- якщо границя одним кінцем входить до четверного або п'ятирного стику, а другим кінцем до потрійного з утворенням протилежного кута, близького до 180° , то вона відноситься до типу $\Sigma=3$.

- якщо границя містить фасетки або групи фасеток, а в одному з її потрійних стиків кут близький до 180° , то вона відноситься до типу $\Sigma=3$.

Збіг або чітке проявлення одного чи декількох з указаних ознак з високою мірою вірогідності вказує на приналежність даної границі до спеціальних, низькоенергетичних границь.

2.8. Растрова електронна мікроскопія

Для отримання максимально можливої інформації про структуру сталі проводили дослідження поверхні за допомогою електронного мікроскопа (електронна фрактографія). Такі дослідження охоплюють зв'язок між топографією поверхні та мікроструктурою, а також макрокінетику руйнування (хронологічний порядок мікроявищ в процесі руйнування).

Для дослідження поверхні зламу виготовляють шліфи для вивчення в електронному мікроскопі растрового типу. За своїми технічними

можливостями він поєднує в собі якості як світлового (СМ), так і просвічуючого електронного (ПЕМ) мікроскопів, та є більш функціональним. Робота растрового електронного мікроскопа (РЕМ) ґрунтується на скануванні поверхні твердого тіла електронним зондом та детектуванні виникаючого при цьому широкого спектру частинок і випромінювань. Основними компонентами для отримання зображення в РЕМ є вторинні, відбиті та поглинені електрони. Інші складові спектру використовуються для отримання додаткової інформації. Висока інформативність, простота виготовлення об'єктів дослідження, висока ступінь автоматизації кількісного аналізу зображення й обробки результатів вимірювань роблять РЕМ найбільш універсальним приладом для дослідження структури матеріалів і морфології поверхні. Дослідження, аналіз та фотографування зразків робили на мікроскопі РЕМ-106И, який призначений для вимірювання лінійних розмірів елементів топології і параметрів мікрорельєфу поверхні різних об'єктів у твердій фазі та для вимірювання масової частки елементів у складі об'єктів методом рентгенівського мікроаналізу, для дослідження поверхні об'єктів непровідників без спеціальної підготовки в режимі низького вакууму [143-145].

2.9. Висновки по розділу 2

Обґрунтований вибір матеріалу і застосованих методів, методик і устаткування для досліджень.

Структуру зразків металу вивчали методами якісної і кількісної світлової мікроскопії на оптичному мікроскопі «Неофот-2» та растровому електронному мікроскопі РЕМ-106И.

Випробування на розтяг проведені за ГОСТ 1497-84 на універсальній машині FP-100/1.

2.10. Список використаних джерел в розділі 2

У розділі 2 використані джерела [126-145]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 3

СТАТИСТИЧНИЙ АНАЛІЗ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ВИРОБНИЦТВА НА ОСНОВНІ МЕХАНІЧНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ НИЗЬКОВУГЛЕЦЕВИХ МІКРОЛЕГОВАНИХ СТАЛЕЙ

3.1. Попередня обробка масивів експериментальних даних

Метою теоретичного аналізу, в даному випадку, є отримання кількісної залежності (побудова математичної моделі) взаємозв'язку між параметрами виробництва на комплекс основних механічних характеристик низьковуглецевих мікролегованих сталей 10ХСНД та 09Г2С. При цьому, у якості незалежних змінних використовувалися температура початку ($T_{п}$) та кінця ($T_{к}$) чистої прокатки, функцій відгуку – границя плинності (σ_T), границя міцності (σ_B), відносне видовження (δ_5). При проведенні аналізу використовувалися масиви експериментальних значень відповідних величин, отриманих при заводському виробництві металопрокату зі зазначених сталей.

Першим етапом проведення аналізу було розбиття масивів експериментальних даних на діапазони згідно варіативного признаку. У якості варіативного признаку було обрано температуру кінця чорної прокатки. Таким чином, масиви даних які підверглися статистичній обробці набули вигляду, наданому у таблицях 3.1 та 3.2.

Таблиця 3.1 Масиви даних для попередньої статистичної обробки
(сталь 10ХСНД)

$T_{авс}=920\dots1000^{\circ}\text{C}$					$T_{авс}=1000\dots1100^{\circ}\text{C}$				
σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	$T_{п}$, $^{\circ}\text{C}$	$T_{к}$, $^{\circ}\text{C}$	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	$T_{п}$, $^{\circ}\text{C}$	$T_{к}$, $^{\circ}\text{C}$
357	520	30	744	748	380	520	29,5	745	750
350	520	32	740	751	351	505	29	745	750
351	510	25	748	747	403	560	27,5	742	751
377	520	24	745	750	384	540	32	742	751
357	510	24	743	748	389	541	27	743	749
369	520	30	757	748	371	533	27,5	744	748
350	520	29,5	747	749	380	520	29,5	745	750
377	507	30	755	749	351	505	29	745	750

Продовження таблиці 3.1– Масиви даних для попередньої статистичної
обробки (сталь 10XCHД)

T _{аус} =920...1000°C					T _{аус} =1000...1100°C				
σ _Т , МПа	σ _В , МПа	δ ₅ , %	T _п , °C	T _к , °C	σ _Т , МПа	σ _В , МПа	δ ₅ , %	T _п , °C	T _к , °C
369	520	30	757	748	403	560	27,5	742	751
350	520	29,5	747	749	384	540	32	742	751
377	507	30	755	749	389	541	27	743	749
369	520	30	757	748	371	533	27,5	744	748
357	520	30	744	748	380	520	29,5	745	750
350	520	32	740	751	351	505	29	745	750
351	510	25	748	747	403	560	27,5	742	751
377	520	24	745	750	384	540	32	742	751
357	510	24	743	748	389	541	27	743	749
369	520	30	757	748	371	533	27,5	744	748
350	520	29,5	747	749	380	520	29,5	745	750
377	507	30	755	749	351	505	29	745	750
369	520	30	757	748	403	560	27,5	742	751
350	520	29,5	747	749	384	540	32	742	751
377	507	30	755	749	389	541	27	743	749
369	520	30	757	748	371	533	27,5	744	748

З метою скорочення обсягу масиву даних на підставі результатів, отриманих в роботі [146] було обрано найбільш перспективний інтервал температур аустенитизації 920...1000°C.

Аналіз наведених даних показує, що в масиві аналізованих величин відсутні явні «випади» і пропущені значення. Таким чином, даний масив може піддаватися подальшій статистичній обробці.

Для проведення подальшого кількісного аналізу взаємозв'язку між параметрами виробництва та комплексом властивостей низьковуглецевої мікролегованої сталі було здійснено перевірку відповідності наявного масиву даних закону нормального розподілу (розподілу Гаусса). Відповідну перевірку проводили згідно рекомендацій роботи [147] та вимог, що наведено у нормативній документації [148].

Для перевірки відповідності зовнішнього вигляду досліджуваних розподілів нормальному закону було побудовано для масивів значень

гістограми розподілу, які наведено на рисунках 3.1-3.3. Результати розрахунку базових статистичних показників представлені в таблиці 3.3.

У загальному випадку, можливо, виділити три основні типи кінцевих прикладних цілей статистичних досліджень:

– встановлення самого факту наявності (або відсутності) статистично значущого зв'язку між залежними і незалежними змінними. При такій постановці завдання статистичний висновок має альтернативну природу «зв'язок є» або «зв'язку немає» і може супроводжуватися чисельною характеристикою ступеня тісноти досліджуваної залежності;

– прогноз (відновлення невідомих значень) досліджуваних результатуючих ознак (залежних змінних). При такій постановці завдання статистичний висновок включає в себе опис інтервала (області) можливих значень прогнозованого показника і супроводжується величиною довірчої ймовірності, з якою гарантується справедливість прогнозу;

– виявлення причинних зв'язків між незалежними і залежними змінними (часткове управління значеннями залежних змінних шляхом регулювання величин незалежних змінних).

Таблиця 3.2 – Масиви даних для попередньої статистичної обробки
(сталь 09Г2С)

T _{авс} =920...1000°C					T _{авс} =1000...1100°C				
σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ ₅ , %	T _п , °C	T _к , °C	σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ ₅ , %	T _п , °C	T _к , °C
σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ ₅ , %	T _{нач}	T _{кон}	σ _т , МПа	σ _в , МПа	δ ₅ , %	T _{нач}	T _{кон}
370	510	30	747	746	370	495	30	763	753
380	510	30	748	742	365	495	25	754	746
395	520	31	756	744	380	520	30	762	746
355	490	32	748	747	370	510	29	761	749
365	490	34	749	748	380	520	27	749	748
390	515	29	757	751	370	510	33	751	750
355	495	30	749	742	370	510	30	743	748
370	500	30	751	747	365	500	30	762	753
375	520	33	752	748	380	500	36	762	754
380	520	29	759	757	375	520	32	752	759
380	520	31	752	746	370	510	32	759	756
380	510	34	753	753	375	500	34	759	749

Продовження таблиці 3.2

T _{авс} =920...1000°C					T _{авс} =1000...1100°C				
σ _T , МПа	σ _B , МПа	δ ₅ , %	T _п , °C	T _к , °C	σ _T , МПа	σ _B , МПа	δ ₅ , %	T _п , °C	T _к , °C
395	520	34	748	749	365	520	29	750	752
380	520	32	756	764	380	510	26	764	757
395	520	31	757	764	375	520	29	763	746
390	495	28	750	754	369	495	27	745	751
375	510	32	757	755	375	510	36	761	746
380	520	28	746	757	360	510	34	759	754
375	510	29	751	761	375	510	30	751	748
370	510	30	751	747	370	510	30	760	748
380	520	30	750	750	357	500	31	750	758
380	490	28	747	751	370	510	29	743	754
355	495	30	749	752	360	500	33	744	747
370	500	30	751	747	375	500	33	744	751
375	520	33	752	748	375	500	30	747	750
380	520	29	759	757	380	510	28	766	753
380	520	31	752	746	370	510	27	764	746
380	510	34	753	753	380	495	28	756	752
395	520	34	748	749	365	495	32	766	754
380	520	32	756	764	365	500	32	762	746
395	520	31	757	764	375	510	28	767	756
390	495	28	750	754	375	510	32	762	750
375	510	32	757	755	370	500	30	754	755
380	520	28	746	757	370	500	34	756	759

Коректність використовуваних в статистичному аналізі методів, а так само інтерпретація результатів в значній мірі залежать від деяких основних властивостей аналізованого процесу.

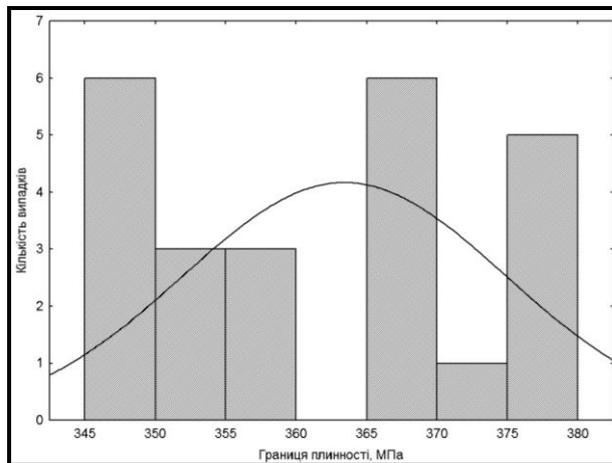
Для пояснення ролі і місця основних прийомів статистичного аналізу та подальшого математичного моделювання зручно розкласти цю схему на основні етапи дослідження. Хоча, в загальному випадку, подібне розкладання може носити умовний характер.

Етап 1: вихідний (попередній) аналіз досліджуваної системи. В результаті цього аналізу визначаються:

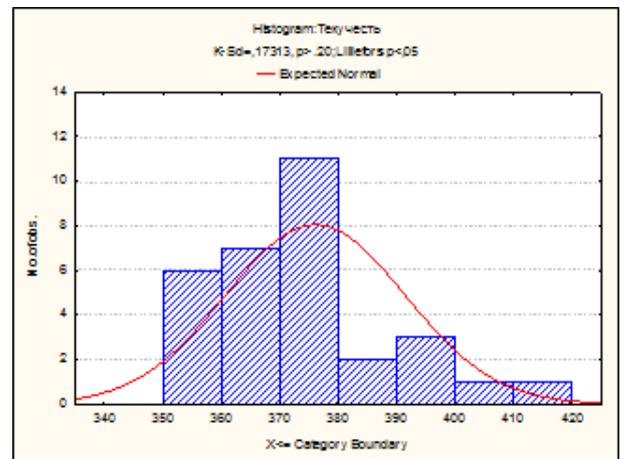
- основні цілі дослідження на неформалізованих, змістовному рівні;
- сукупність одиниць, що представляють предмет статистичного

досліджування;

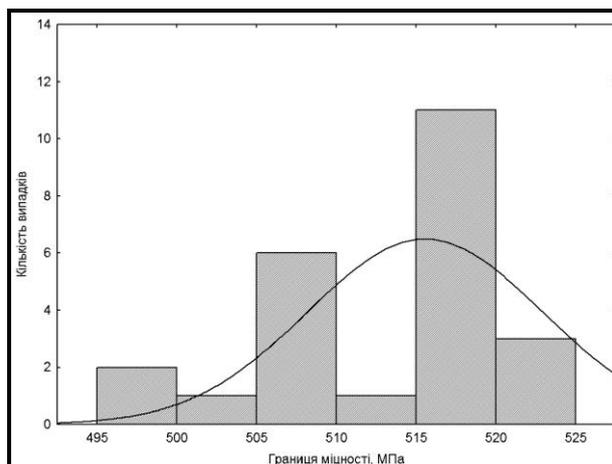
– перелік показників, що характеризують стан кожного з досліджуваних об'єктів.



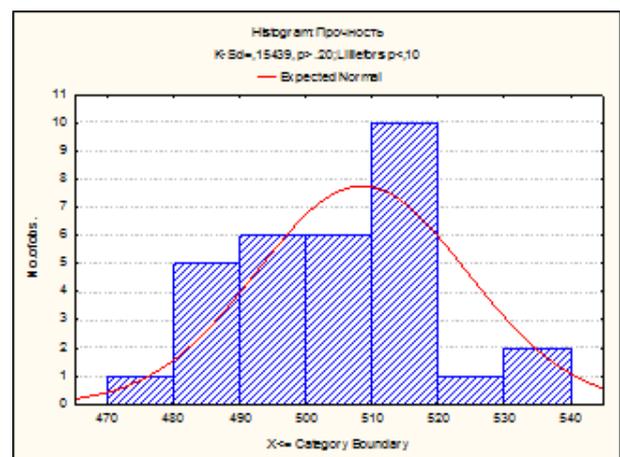
a



б



в



г

Рисунок 3.1 – Перевірка відповідності масивів значень функцій відгуку нормальному закону розподілу: *a, б* – границя плинності; *в, г* – границя міцності; *д, е* – відносне видовження; *a, в,* – сталь 10ХСНД; *б, г,* – сталь 09Г2С

Етап 2: складання детального плану збору вихідної статистичної інформації. При складанні цього плану необхідно, по можливості, враховувати повну схему подальшого статистичного аналізу.

Етап 3: збір вихідних статистичних даних і формування їх у вигляді таблиць даних для подальшої обробки. На даному етапі формується основна

мета статистичного аналізу і визначається набір статистичних інструментів, який необхідний для досягнення поставленої мети.

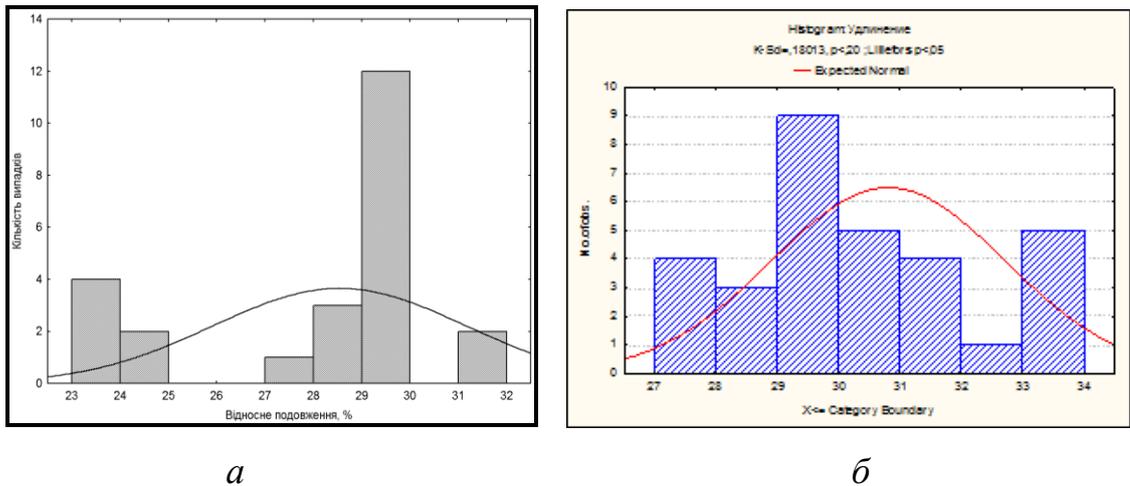


Рисунок 3.2 Перевірка відповідності масивів значень функцій відгуку нормальному закону розподілу: *а*, *б* – відносне видовження; *а* – сталь 10ХСНД; *б* – сталь 09Г2С

Етап 4: первинна статистична обробка даних. У ході первинної статистичної обробки даних необхідно вирішити наступні завдання:

- перетворення (при необхідності) змінних (наприклад, описаних текстом) в номінальну або порядкову шкалу;
- статистичний опис вихідних сукупностей з визначенням меж варіювання змінних;

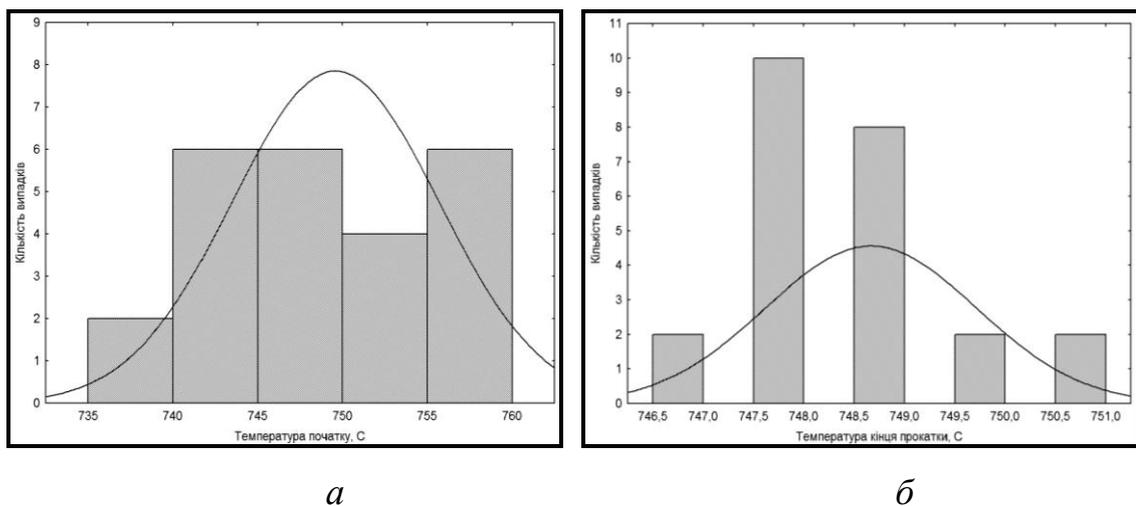


Рисунок 3.3 Перевірка відповідності масивів значень незалежних змінних нормальному закону розподілу для сталі 10ХСНД: *а* – температура початку прокатки; *б* – температура кінця прокатки

- аналіз різко виділячихся змінних;
- відновлення пропущених спостережень;
- перевірка статистичної незалежності послідовності спостережень, складових масивів експериментальних даних;
- експериментальний аналіз закону розподілу досліджуваної генеральної сукупності.

Етап 5: обчислювальна реалізація вибраних методів статистичної обробки масиву даних та інтерпретація отриманих результатів. На цьому етапі відбувається вибір програмного забезпечення, необхідного для реалізації поставленої мети статистичного дослідження. У тих випадках, коли при інтерпретації результатів проведених досліджень не можна поспиратись на теоретичну базу, може виявитися корисним використання імітаційного статистичного моделювання.

Таблиця 3.3 – Значення базових статистичних показників

Змінна	Кількість вимірів	Мінімум	Максимум	Середнє	Дисперсія	Стандартне відхилення	Коефіцієнт асиметрії	Екцес
Сталь 10ХСНД								
σ_T , МПа	24	350	380	363	131,906	11,485	0,112	-1,637
σ_B , МПа	24	500	525	516	54,433	7,378	-0,739	-0,335
δ_5 , %	24	24	32	29	6,868	2,621	-0,905	-0,613
T_P , °С	24	740	757	750	37,123	6,093	0,028	-1,581
T_K , °С	24	747	751	749	1,101	1,049	0,748	0,433
Сталь 09Г2С								
σ_T , МПа	35	355	415	375	236,100	15,400	0,500	0,100
σ_B , МПа	35	480	540	510	254,000	15,900	0,100	-0,698
δ_5 , %	35	28	34	31	3,600	1,900	0,400	-0,683

Одночасний аналіз рисунків 3.1-3.3 та таблиці 3.3. дозволив зробити висновок, що усі змінні (функції) мають розподіл значень близький до

нормального виду. При цьому, розраховані основні статистичні показники знаходяться у межах, які задовольняють вимогам. Таким чином, усі параметри, що було проаналізовано, можуть бути підвернуті подальшому математичному моделюванню.

Попередня обробка результатів вимірювань і спостережень необхідна для того, щоб надалі при побудові емпіричних залежностей (функцій відгуку), з найбільшою ефективністю використовувати статистичні методи і коректно аналізувати отримані результати.

Зміст попередньої обробки полягає в відсіюванні грубих похибок та оцінці достовірності результатів вимірювань. Іншими важливими моментами попередньої обробки даних є перевірка відповідності результатів вимірювання нормальному закону і визначення параметрів цього розподілу. Якщо гіпотеза про те що відгук не суперечить нормальному розподілу, виявиться неприйнятною, то слід визначити, яким законом розподілу підкоряються дані або, якщо це можливо, перетворити досліджуваний розподіл до нормального вигляду.

Середнє значення випадкової величини являє собою найбільш типове, найбільш ймовірне її значення, своєрідний центр, навколо якого розкидані всі значення ознаки. Ширина довірчого інтервала залежить від обсягу (розміру) вибірки і розкиду даних. Збільшення розміру вибірки робить оцінку середнього більш надійною. Збільшення розкиду спостережуваних значень зменшує надійність оцінки. Обчислення довірчих інтервалів ґрунтується на припущенні нормальності спостережуваних величин. Якщо це припущення не виконується, то оцінка може виявитися поганою, особливо для малих вибірок.

Важливим способом опису змінної є форма її розподілу, котра показує, з якою частотою значення змінної потрапляють в певні інтервали. Інформацію про форму розподілу можна отримати за допомогою критеріїв нормальності. Проте жоден з цих критеріїв не може замінити візуальну

перевірку за допомогою гістограми (графіка, що показує частоту попадань значень змінної в окремі інтервали).

Число спостережень n – обчислюється число спостережень для кожної обраної змінної.

Медіана – таке значення випадкової величини, яке розділяє всі випадки вибірки на дві рівні за чисельністю частини.

Стандартне відхилення (або середньоквадратичне відхилення) є мірою варіації ознаки. Воно показує на яку величину в середньому відхиляються випадки від середнього значення ознаки. Особливо велике значення має при дослідженні нормальних розподілів. У нормальному розподілі 68% всіх випадків лежить в інтервалі \pm одного відхилення від середнього, 95% - \pm двох стандартних відхилень від середнього і 99,7% всіх випадків - в інтервалі \pm трьох стандартних відхилень від середнього.

Дисперсія є мірою мінливості, варіації ознаки і являє собою середній квадрат відхилень випадків від середнього значення ознаки. На відміну від інших показників варіації дисперсія може бути розкладена на составні частини, що дозволяє тим самим оцінити вплив різних факторів на варіацію ознаки. Дисперсія, це один з найістотніших показників, характеризуючих явище або процес, один з основних критеріїв можливості створення досить точних моделей.

Стандартна помилка середнього – це величина, на яку відрізняється середнє значення вибірки від середнього значення генеральної сукупності за умови, що розподіл близько до нормального. З імовірністю 0,68 можна стверджувати, що середнє значення генеральної сукупності лежить в інтервалі \pm однієї стандартної помилки від середнього, з імовірністю 0,95 - в інтервалі \pm двох стандартних помилок від середнього і з імовірністю 0,99 - середнє значення генеральної сукупності лежить в інтервалі \pm трьох стандартних помилок від середнього. Довірчі межі для середнього – інтервал, в який з вірогідністю 95% потрапляє середнє ознаки генеральною сукупності. Довірчі межі обчислюють за допомогою відповідних значень t критерію.

Мінімум і максимум – обчислює максимальне і мінімальне значення.

Нижня і верхня квартилі. Верхній квартиль це таке значення випадкової величини, більше якого за величиною 25% випадків вибірки. Нижній квартиль це таке значення випадкової величини, менше якого за величиною 25% випадків вибірки. Обчислюється 25% и 75% відсотків (нижня и верхня квартиль).

Розмах - відстань між найвеликим (maximum) і найменшим (minimum) значеннями ознаки. Обчислюється розмах: максимум мінус мінімум.

Квартильний розмах - відстань між нижнім і верхнім квартилями. Обчислюється квартильний розмах, як верхня квартиль мінус нижня квартиль.

Асиметрія характеризує ступінь зміщення варіаційного ряду щодо середнього значення за величиною і напрямком. У симетричній кривій коефіцієнт асиметрії дорівнює нулю. Якщо права гілка кривої, починаючи від вершини) більше лівої (правобічна асиметрія), то коефіцієнт асиметрії більше нуля. Якщо ліва гілка кривої більше правої (лівостороння асиметрія), то коефіцієнт асиметрії менше нуля. Асиметрія менше 0,5 вважається малою.

Ексцес характеризує ступінь концентрації випадків навколо середнього значення і є своєрідною мірою крутості кривої. У кривій нормального розподілу ексцеса дорівнює нулю. Якщо ексцес більше нуля, то крива розподілу характеризується гостровершинністю, тобто кут є більш крутий в порівнянні з нормальними, а випадки більш густо групуються навколо середнього. При від'ємному ексцес крива є більш плосковершинною, тобто пологішою в порівнянні з нормальним розподілом [149].

3.2. Аналіз зв'язку між досліджуваними змінними

Для визначення впливу температур початку і кінця прокатки на комплекс механічних властивостей низьковуглецевих мікролегованих сталей було проведено комплекс досліджень, який містив елементи попарного кореляційного аналізу. Даний тип аналізу було застосовано з метою

визначення наявності впливу кожної незалежної змінної на кожну з функцій відгуку. Результати проведеного комплексу досліджень представлено у вигляді таблиці коефіцієнтів попарної кореляції (див. табл. 3.4) та відповідних матриць кореляційного аналізу (див. рис. 3.4 та 3.5).

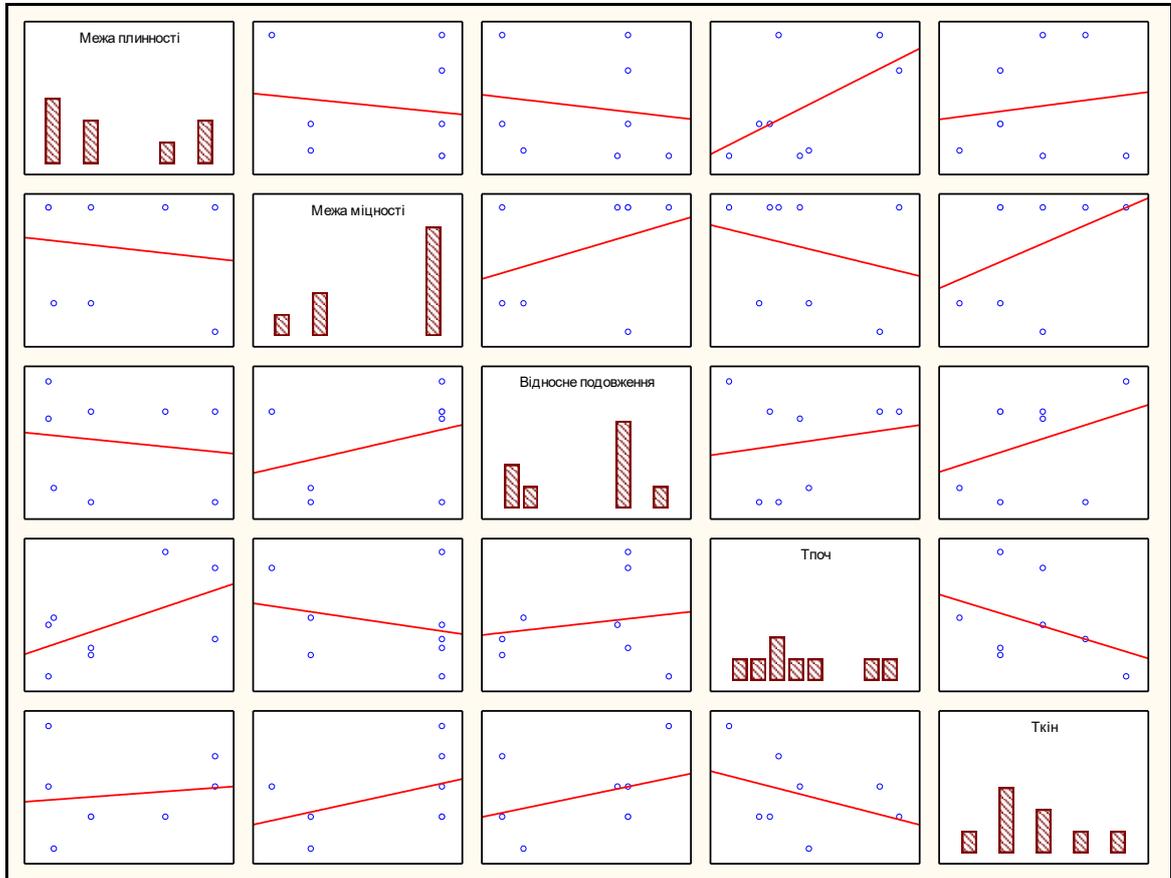


Рисунок 3.4 Матриці кореляційного аналізу для сталі 10ХСНД.

Коефіцієнт попарної кореляції - це показник, що оцінює силу зв'язку між змінними. Він може приймати значення від -1 до +1. Знак «-» означає, що зв'язок зворотний, «+» - прямий. Чим ближче коефіцієнт до $|1|$, тим більш зв'язок має лінійну форму. При величині коефіцієнта кореляції менше 0,3 зв'язок оцінюється як слабкий (майже відсутній), від 0,31 до 0,5 - помірний (стохастичний), від 0,51 до 0,7 - значний (ймовірнісний), від 0,71 до 0,9 - тісний (функціональний), 0,91 і вище - дуже тісний (лінійний). Для практичних цілей можливо використовувати ймовірнісний, функціональний та лінійний зв'язки [149]. Результати кореляційного аналізу показують, що для обох сталей на комплекс міцнісних властивостей оказує температура початку прокатки (коефіцієнт кореляції $>0,5$).

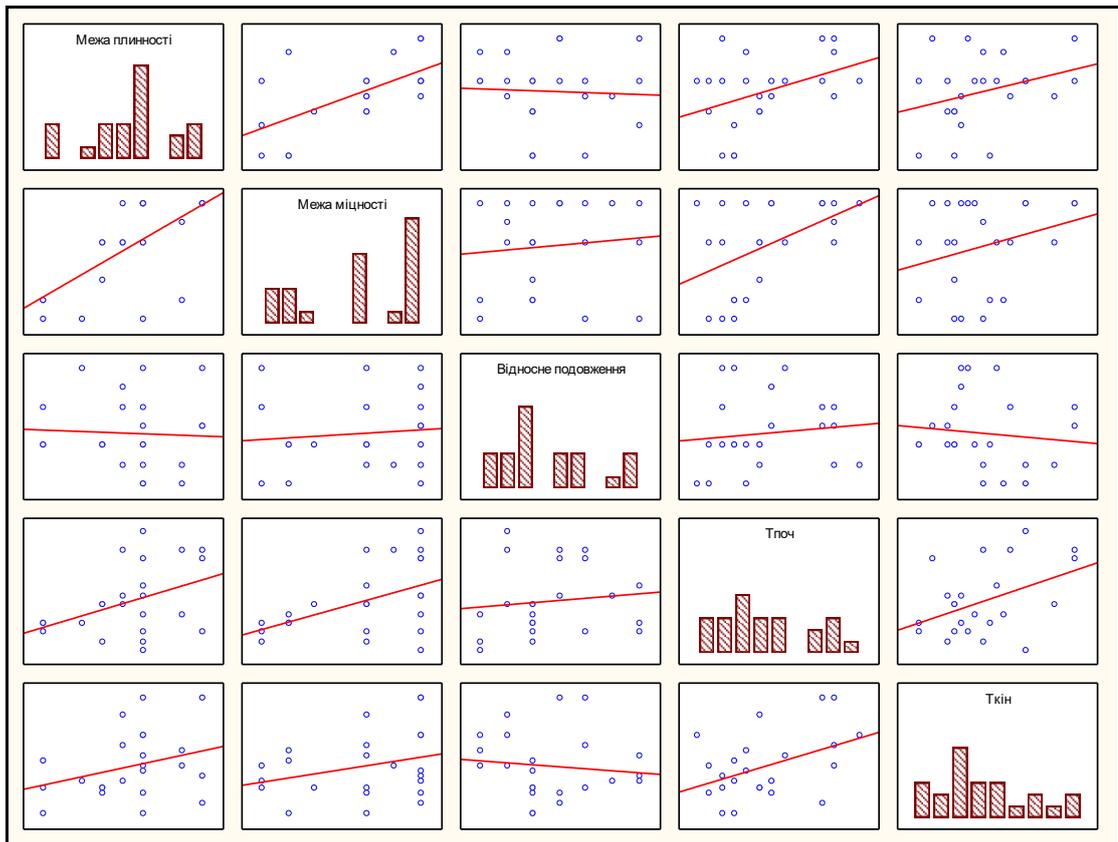


Рисунок 3.5 – Матриці кореляційного аналізу для сталі 09Г2С

Результати кореляційного аналізу показують, що для обох сталей на комплекс міцнісних властивостей оказує температура початку прокатки (коефіцієнт кореляції $>0,5$). Оскільки, спостерігається пряма залежність між змінними (знак «+» перед коефіцієнтом кореляції), то можна вважати, що при зростанні температури початку прокатки границя міцності та границя плинності також зростатимуть. При цьому, як свідчить з наведених у таблиці 3.4 даних та рисунках 3.4–3.5, температура кінця прокатки суттєво не впливає на комплекс механічних властивостей.

Найбільш широко використовується Коефіцієнт кореляції Пірсона r , званий також лінійною кореляцією, тому що він вимірює ступінь лінійних зв'язків. Кореляція Пірсона припускає, що дві змінні вимірюються, принаймні, в інтервальній шкалі, і визначає ступінь, з якою значення двох змінних пропорційні один одному. Важливо, що значення коефіцієнта кореляції не залежить від масштабу виміру. Пропорційність означає просто лінійну залежність. Кореляція висока, якщо графіком залежності є лінія, яка має назву прямої регресії.

Кутовий коефіцієнт прямої регресії показує ступінь залежності наступним чином. Якщо масштаб осей однаковий, а кореляція сильно негативна або сильно позитивна, то нахил прямої становить близько 45° у відповідному напрямку. Якщо кореляція відсутня (дорівнює 0), то пряма – горизонтальна.

Рівень значимості, обчислений для кожної кореляції, являє собою головне джерело інформації про надійність кореляції.

Так як у визначенні прямої регресії використовується сума квадратів відстаней спостережуваних точок до прямої, то викиди можуть істотно вплинути на нахил прямої і, отже, на значення коефіцієнта кореляції. Тому одиничний викид (значення якого зводиться в квадрат) здатний істотно змінити нахил прямої і значення кореляції.

Іншим можливим джерелом труднощів, пов'язаних з лінійною кореляцією Пірсона, є форма залежності. Кореляція Пірсона добре підходить для опису лінійної залежності. Відхилення від лінійності збільшують загальну суму квадратів відстаней від регресійної прямої, навіть якщо вона представляє «істинні» і дуже тісні залежності між змінними. У багатьох випадках перший крок аналізу даних полягає в обчисленні кореляційної матриці всіх змінних і перевірці значущих (очікуваних і несподіваних) залежностей. Після того як це зроблено, слід зрозуміти загальну природу виявленої статистичної значущості. Іншими словами, зрозуміти, чому певні коефіцієнти кореляції значущі.

Таблиця 3.4 – Коефіцієнти попарної кореляції

Змінна	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	T_P , °C	T_K , °C
Сталь 10ХСНД					
σ_T , МПа	1,000000	0,942857	-0,318874	-0,794461	0,441367
σ_B , МПа	0,942857	1,000000	-0,463817	-0,882735	0,294245
δ_5 , %	-0,318874	-0,463817	1,000000	0,104489	0,552300
T_P , °C	-0,794461	-0,882735	0,104489	1,000000	-
T_K , °C	0,441367	0,294245	0,552300	-	1,000000

Продовження таблиці 3.4

Змінна	σ_T , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	T_P , °C	T_K , °C
Сталь 09Г2С					
σ_T , МПа	1,000000	0,616890	-0,085251	0,526273	0,303612
σ_B , МПа	0,616890	1,000000	0,133928	0,544030	0,230890
δ_5 , %	-0,085251	0,133928	1,000000	0,199413	-0,160547
T_P , °C	0,526273	0,544030	0,199413	1,000000	-
T_K , °C	0,303612	0,230890	-0,160547	-	1,000000

Для підтвердження даних, отриманих за допомогою кореляційного аналізу було проведено комплекс досліджень, спрямований на вивчення впливу незалежних змінних на функції відгуку. При проведенні досліджень використовувався математичний апарат однофакторного дисперсійного аналізу [150].

Однофакторний дисперсійний аналіз використовується для порівняння середніх значень для трьох і більше вибірок. Фактором називається незалежна змінна, вплив якої вивчається на функцію відгуку. Результати проведеного однофакторного дисперсійного аналізу представлено у таблицях 3.5 та 3.6.

Таблиця 3.5 Результати дисперсійного аналізу для сталі 10ХСНД

Границя плинності — T_P					
Ефект	Сума квадратів	Ступені свободи	MS	F	p
Перетин	769120,3	1	769120,3	2559,5	0,00039
T_P	946,3	3	315,4	1,05	0,521711
Помилка	601	2	300,5	—	—
Границя плинності — T_K					
Ефект	Сума квадратів	Ступені свободи	MS	F	p
Перетин	752430,5	1	752430,5	2349,2	0,0003
T_K	720,1	3	310,8	1,08	0,5817
Помилка	588	2	310,5	—	—
Границя міцності — T_P					
Ефект	Сума квадратів	Ступені свободи	MS	F	p
Перетин	1521544	1	1521544	9737,9	0,000103
T_P	1482	3	494	3,162	0,249445
Помилка	312	2	156	—	—

Границя міцності — Тк					
Ефект	Сума квадратів	Ступені свободи	MS	F	p
Перетин	1581688	1	1521688	9737,9	0,000103
Тк	950	3	458	3,245	0,269428
Помилка	310	2	154	—	—
Відносне видовження — Тп					
Ефект	Сума квадратів	Ступені свободи	MS	F	p
Перетин	4294,083	1	4294,083	837,87	0,001191
Тп	8,125	3	2,375	0,4634	0,737403
Помилка	12,25	2	5,125	—	—
Відносне видовження — Тк					
Ефект	Сума квадратів	Ступені свободи	MS	F	p
Перетин	4294,083	1	4355,064	840,95	0,001272
Тк	8,125	3	2,723	0,4584	0,835402
Помилка	12,25	2	7,996	—	—

Примітка: MS — середні квадрати для помилки (внутрішньогрупової мінливості); F — відношення середніх квадратів ефекту до середніх квадратів помилки; p — рівень значущості критерію F.

Таблиці результатів однофакторного дисперсійного аналізу показують наступні характеристики: суми квадратів, ступені свободи, значення критерію F , рівні значущості. Для зручності дослідження значимі ефекти ($p < 0.05$) виділені курсивом. У нижньому рядку таблиць вказана сума квадратів, кількість ступенів свободи і середні квадрати для помилки (внутрішньогрупової мінливості). Графічна інтерпретація результатів однофакторного дисперсійного аналізу представлена на рисунках 3.6 – 3.9.

Таблиця 3.6 – Результати дисперсійного аналізу для сталі 09Г2С

Границя плинності — Тп					
Ефект	Сума квадратів	Ступені свободи	MS	F	p
Перетин	2730274	1	2730274	24420	0
Тп	1795	10	180	1,61	0,216227
Помилка	1342	12	112	—	—

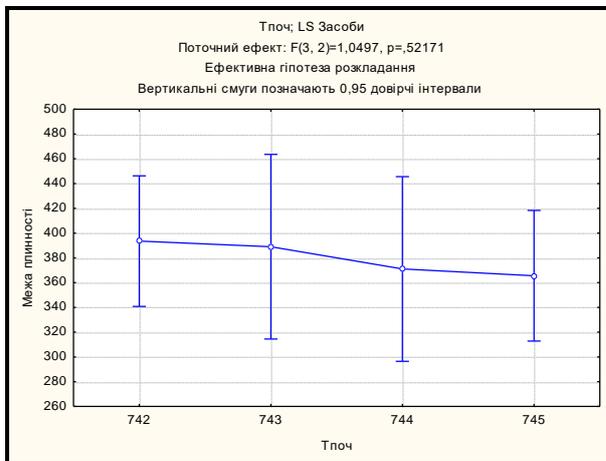
Продовження таблиці 3.6

Границя плинності — Тк					
Ефект	Сума квадратів	Ступені свободи	MS	F	p
Перетин	2841673	1	2841673	31356	0
Тк	2412	14	172	1,9	0,181786
Помилка	725	8	91	—	—
Границя міцності — Тп					
Ефект	Сума квадратів	Ступені свободи	MS	F	p
Ефект	4985532	1	4985532	53777	0
Перетин	1770	10	177	1,91	0,14369
Помилка	1113	12	93	—	—
Границя міцності — Тк					
Ефект	Сума квадратів	Ступені свободи	MS	F	p
Перетин	5157002	1	5157002	36672	0
Тк	1758	14	126	0,89	0,593033
Помилка	1125	8	141	—	—
Відносне видовження — Тп					
Ефект	Сума квадратів	Ступені свободи	MS	F	p
Перетин	17843,37	1	17843,37	7020,3	0
Тп	46,72	10	4,67	1,838	0,157982
Помилка	30,5	12	2,54	—	—
Відносне видовження — Тк					
Ефект	Сума квадратів	Ступені свободи	MS	F	p
Перетин	18765,41	1	18765,41	29056	0
Тк	72,05	14	5,15	7,97	0,003032
Помилка	5,17	8	0,65	—	—

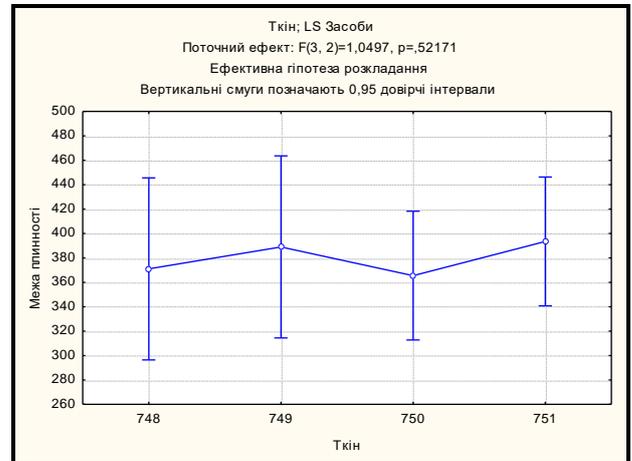
На рядок вище – аналогічні показники для досліджуваного фактора, а також критерій F (відношення середніх квадратів ефекту до середніх квадратів помилки), і рівень його значущості. У першому рядку наведено дані за показником «перетин». Величина перетину пов'язана з розкладанням суми квадратів всіх значень даних, p — відповідність розподілу нормальному.

Сумісний аналіз даних таблиці 3.5 та рисунків 3.6 та 3.7 показав, що для сталі 10ХСНД дія початкової та кінцевої температури прокатки на

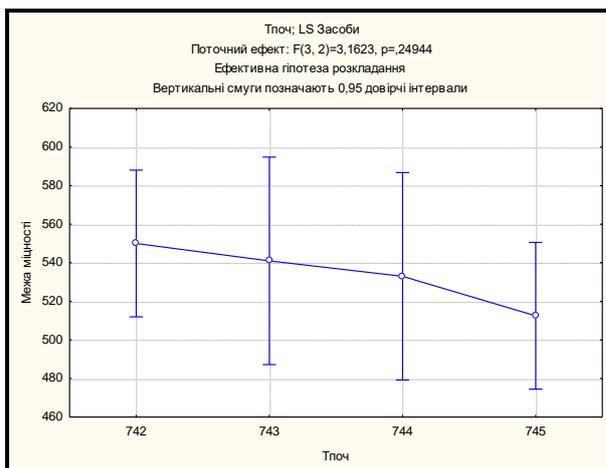
границю плинності, границю міцності та відносне видовження виявилася значимою.



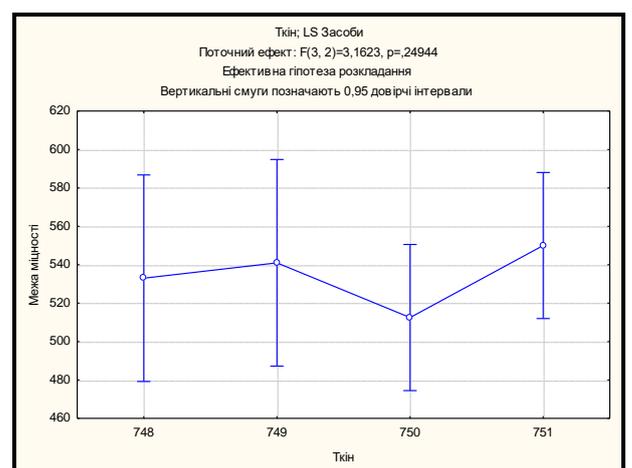
а



б



в



г

Рисунок 3.6 – Графічне відображення результатів дисперсійного аналізу (сталь 10ХСНД): а, б – границя плинності; в, г – границя міцності; а, в, – температура початку прокатки; б, г, – температура кінця прокатки

Для вивчення одночасного впливу температури початку і кінця прокатки на границю плинності, границю міцності та відносне видовження було застосовано багатofакторний дисперсійний аналіз. Багатofакторний дисперсійний аналіз – це статистичний метод аналізу результатів спостережень, що залежать від різних одночасно діючих факторів, вибір найбільш важливих з них і оцінка їх впливу.

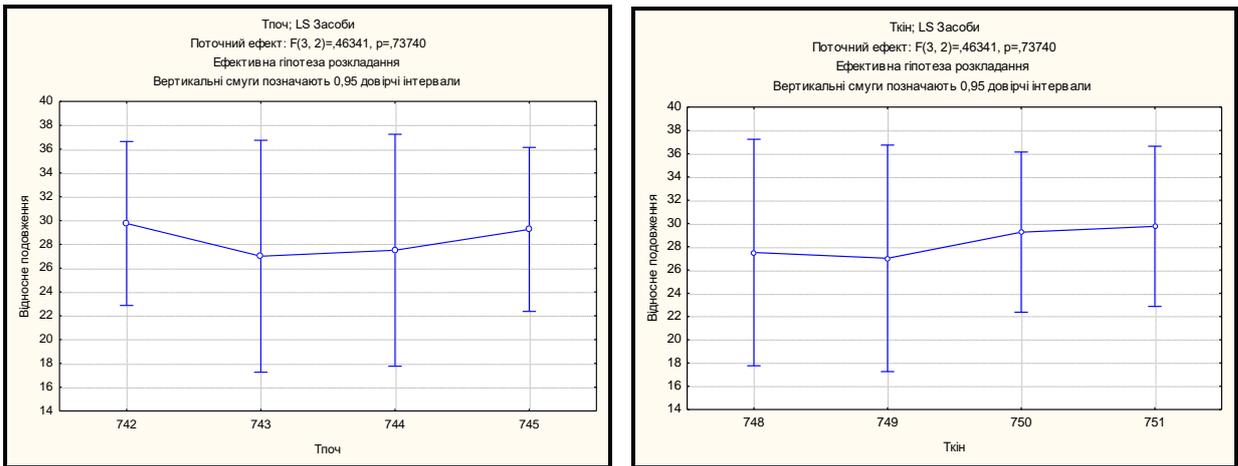
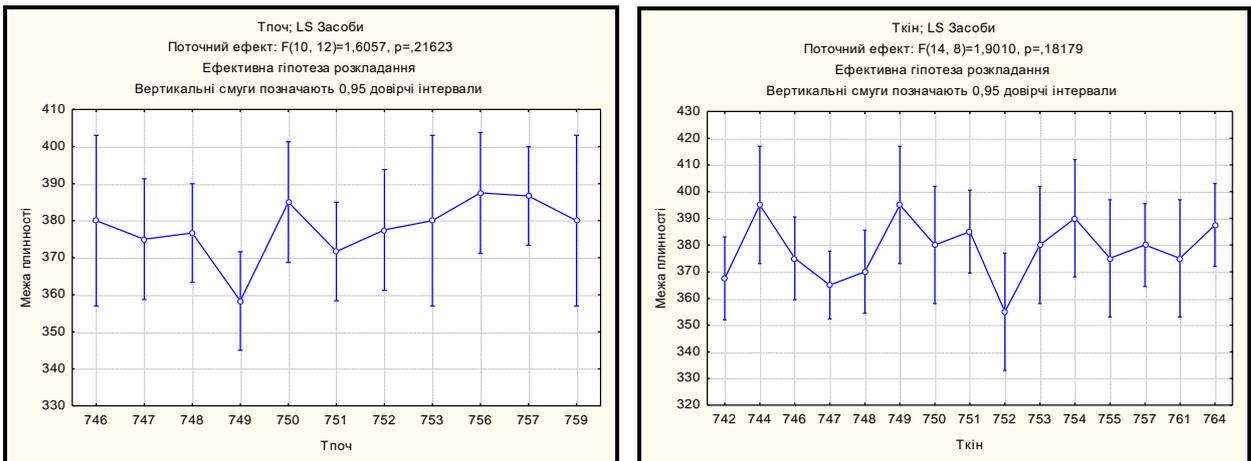


Рисунок 3.7. Графічне відображення результатів дисперсійного аналізу (сталь 10ХСНД): *a*, *б* – відносне видовження; *a* – температура початку прокатки; *б* – температура кінця прокатки

Для сталі 09Г2С (сумісний аналіз даних таблиці 3.6 та рисунків 3.8 та 3.9) отримано аналогічні висновки.



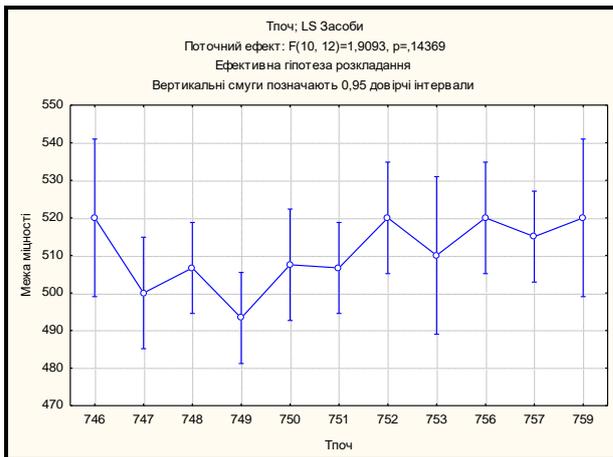
a

б

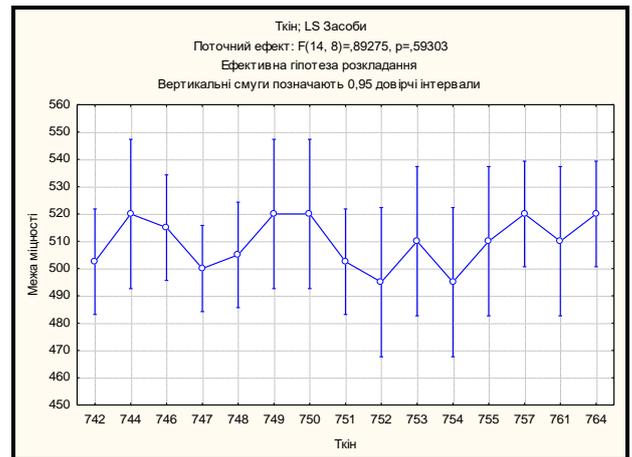
Рисунок 3.8 – Графічне відображення результатів дисперсійного аналізу (сталь 09Г2С): *a*, *б* – границя плинності; *a* – температура початку прокатки; *б* – температура кінця прокатки

Для вивчення одночасного впливу температури початку і кінця прокатки на границю плинності, границю міцності та відносне видовження було застосовано багатофакторний дисперсійний аналіз.

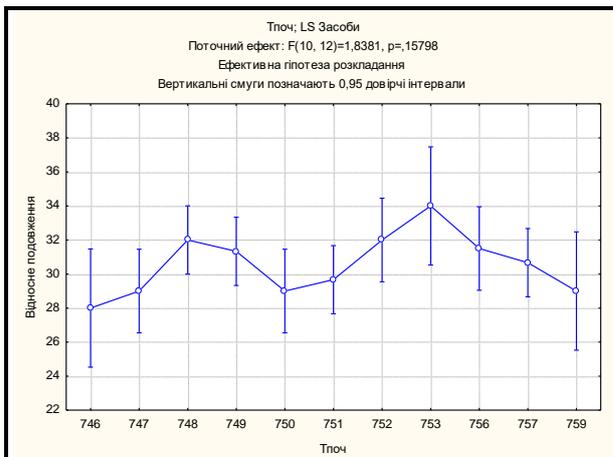
Багатофакторний дисперсійний аналіз – це статистичний метод аналізу результатів спостережень, що залежать від різних одночасно діючих факторів, вибір найбільш важливих з них і оцінка їх впливу.



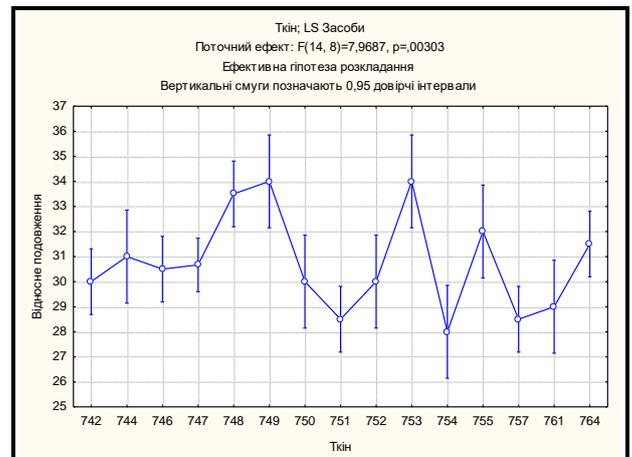
а



б



в



г

Рисунок 3.9 – Графічне відображення результатів дисперсійного аналізу (сталь 09Г2С): *а, б* – границя міцності; *в, г* – відносне видовження; *а, в, д* – температура початку прокатки; *б, г, е* – температура кінця прокатки

Багатофакторний аналіз дозволяє перевірити вплив декількох факторів на залежну змінну, оцінити не тільки вплив кожного з факторів окремо, але і їх взаємодію [151].

Результати проведеного комплекс досліджень узагальнено та наведено у таблицях 3.7 та 3.8.

Ці таблиці виводять основні результати аналізу: число ступенів свободи фактора, число ступенів свободи помилки, значення F-критерію, рівні значущості.

При цьому значимими вважаються ефекти з $p < 0,05$. У нижньому рядку таблиці вказані показники для досліджуваного фактора (границі плинності, границі міцності та відносного видовження), а також критерій F

(відношення середніх квадратів ефекту до середніх квадратів помилки), і рівень його значущості.

Таблиця 3.7. Результати багатofакторного дисперсійного аналізу для сталі 10ХСНД

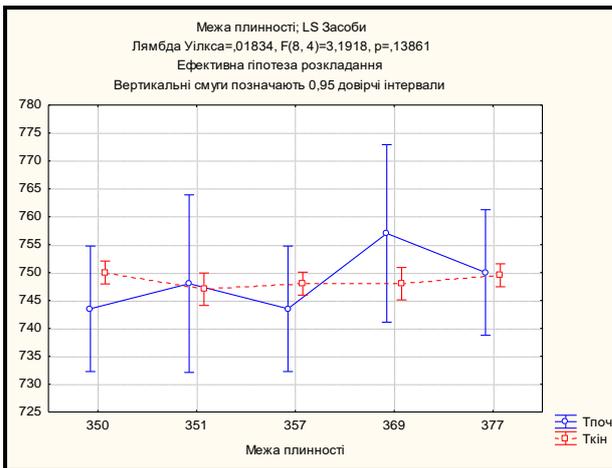
<i>Ефект</i>	<i>Значення</i>	<i>F</i>	<i>Вплив df</i>	<i>Помилка df</i>	<i>p</i>
Границя плинності					
Перетин	0	9337181	2	2	0
Границя плинності	0,018343	3	8	4	0,138607
Границя міцності					
Перетин	0,000001	2150441	2	4	0
Границя міцності	0,269028	2	4	8	0,211721
Відносне видовження					
Перетин	0,00001	196645,8	2	4	0
Відносне видовження	0,051576	2,3	12	8	0,125648

Таблиця 3.8. Результати багатofакторного дисперсійного аналізу для сталі 09Г2С

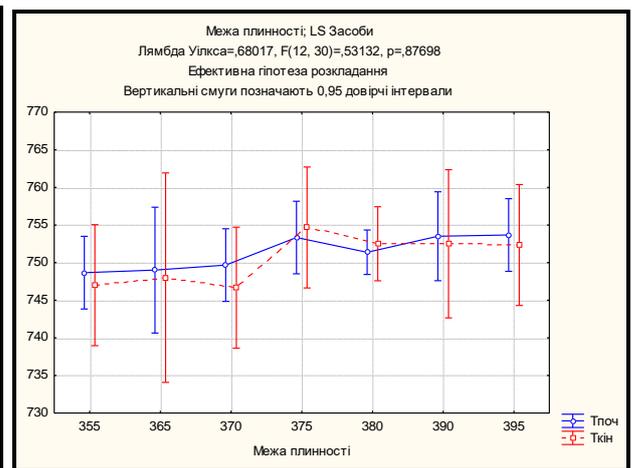
<i>Ефект</i>	<i>Значення</i>	<i>F</i>	<i>Вплив df</i>	<i>Помилка df</i>	<i>p</i>
Границя плинності					
Перетин	0,000024	306670,8	2	15	0
Границя плинності	0,680171	0,5	12	30	0,876975
Границя міцності					
Перетин	0,000031	254025,6	2	16	0
Границя міцності	0,650115	0,8	10	32	0,656997
Відносне видовження					
Перетин	0,000013	567122,2	2	15	0
Відносне видовження	0,285524	2,2	12	30	0,041425

Примітка: F — відношення середніх квадратів ефекту до середніх квадратів помилки; p — рівень значущості критерію F.

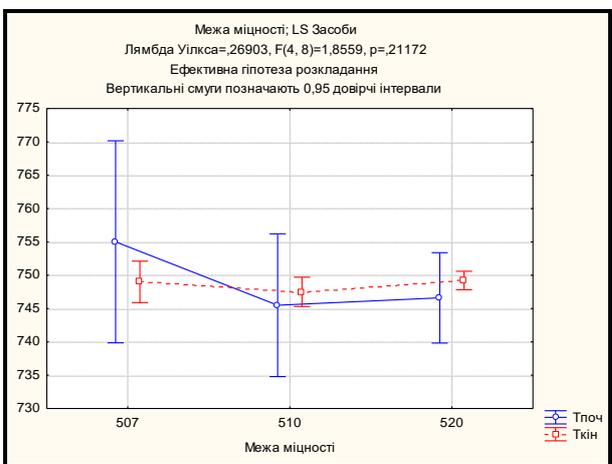
У першому рядку наведено дані за показником «перетин». Величина перетину пов'язана з розкладанням суми квадратів всіх значень даних. Графічна інтерпретація результатів представлена на рисунку 3.10 та 3.11.



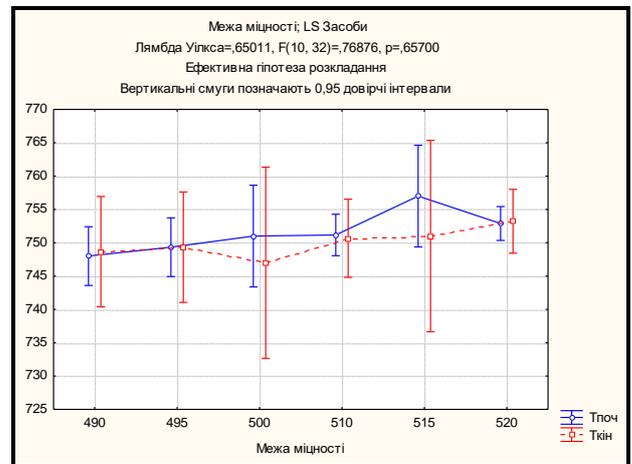
а



б



в



г

Рисунок 3.10 – Графічне відображення результатів багатofакторного дисперсійного аналізу: а, б – границя плинності; в, г – границя міцності; а, в – сталь 10ХСНД; б, г, – сталь 09Г2С

Аналіз результатів проведеного комплексу досліджень показує, що для обох сталей більш впливовою на комплекс механічних властивостей (зокрема на границю плинності та границю міцності) є температура початку прокатки. При цьому, виходячи з аналізу напрямку зв'язку, можливо припустити збільшення значень границі міцності та границі плинності зі збільшенням температури початку прокатки. Показники відносного видовження не зазнають істотних змін при зміні температур початку та кінця прокатки. Це дозволяє припустити, що збільшення температури початку прокатки призведе до зросту значень міцнісних характеристик металопрокату без істотної втрати в пластичних властивостей.

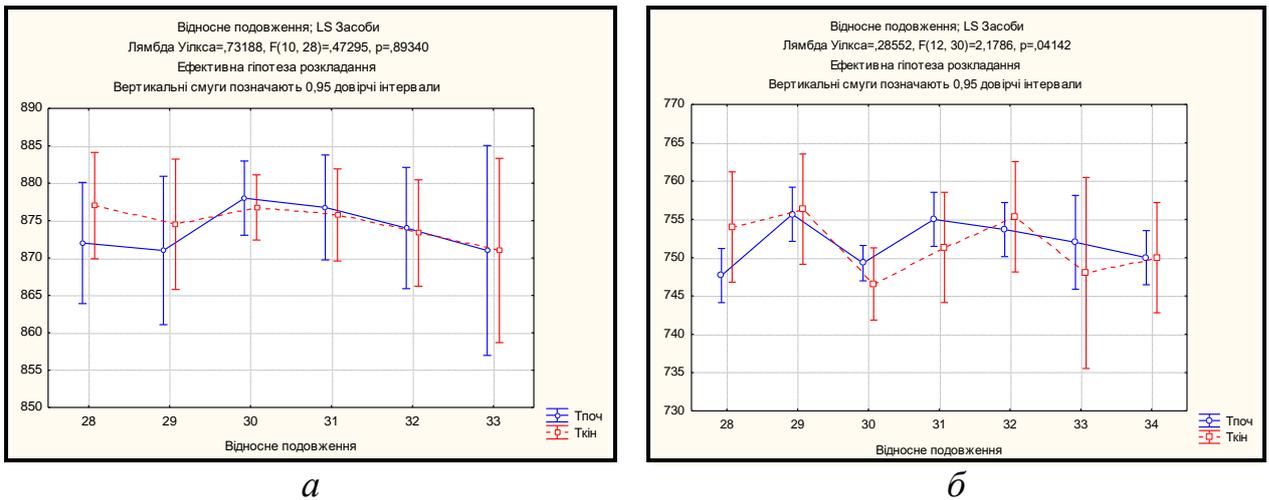


Рисунок 3.11 – Графічне відображення результатів багатofакторного дисперсійного аналізу: *а*, *б* – відносне видовження; *а* – сталь 10ХСНД; *б*, – сталь 09Г2С

3.3. Побудова математичної моделі впливу параметрів прокатки на комплекс механічних властивостей низьковуглецевих мікролегованих сталей

Для побудови математичної моделі взаємозв'язку між параметрами прокатки та комплексом механічних властивостей досліджуваних сталей було застосовано математичний апарат одно та багато параметричного регресійного аналізу [152].

Як і кореляційний аналіз, регресійний аналіз включає в себе побудування рівняння регресії, наприклад, методом найменших квадратів і статистичну оцінку результатів. Якщо в регресійному аналізі розрахунок коефіцієнтів ведеться тими ж методами, наприклад найменших квадратів, то його теоретичні передумови вимагають інших способів статистичної оцінки результатів [152].

В якості моделі було отримано поліноміальне рівняння регресії. Коефіцієнти рівняння наведені у таблиці 3.9.

Для перевірки адекватності отриманих моделей використовувався квазіньютонівський метод залишків. Оцінка залишків, тобто різниць між

вихідними значеннями залежної змінної і передвіщеними за допомогою моделі, дозволяє оцінити ступінь адекватності отриманої моделі.

Таблиця 3.9. Коефіцієнти рівняння регресії

Функція відгуку	Марка сталі	Зовнішній вид рівняння	Коефіцієнти рівняння			
			b_0	b_1	b_2	
σ_T , МПа	09Г2С	$Y=b_0+b_1*T_H+b_2*T_H^2$	66971,2401	-178,2893	0,1193	
	10ХСНД		13918,9194	-37,3192	0,0257	
σ_B , МПа	09Г2С		47929,3225	-127,4871	0,0857	
	10ХСНД		26208,3058	-68,3526	0,0455	
δ_5 , %	09Г2С		-29038,244	77,2117	-0,0513	
	10ХСНД		35798,7296	-95,6121	0,0639	
σ_T , МПа	09Г2С		$Y=b_0+b_1*T_K+b_2*T_K^2$	2687,2792	-6,7255	0,0049
	10ХСНД			-2,1685	5789,9417	-3,8641
σ_B , МПа	09Г2С	962,0186		-2,4404	0,0016	
	10ХСНД	-75799,640		201,8786	-0,1335	
δ_5 , %	09Г2С	26223,6257		-68,8221	0,046	
	10ХСНД	-51698,936		137,2354	-0,091	

При проведенні регресійного аналізу приймаються наступні допущення:

- вхідний параметр вимірюється з малою помилкою. Появлення помилки у визначенні пояснюється наявністю в процесі не виявлених змінних і випадкових впливів, що не увійшли в рівняння регресії;
 - результати спостережень над вихідною величиною, являють собою незалежно нормально розподілені випадкові величини;
 - при проведенні експерименту з об'ємом вибірки за умови, що кожен досвід повторений певну кількість разів, вибіркові дисперсії повинні бути однорідні.
- При виконанні вимірювань в різних умовах виникає завдання порівняння точності вимірювань в різних умовах виникає завдання порівняння точності вимірювань. При цьому слід підкреслити, що експериментальні дані можна

порівнювати тільки тоді, коли їх дисперсії однорідні. Це означає приналежність експериментальних даних до однієї і тієї ж генеральної сукупності.

Оцінку адекватності моделі здійснювали за допомогою візуальних методів. З цією метою використовували графік розподілу залишків на нормальному ймовірнісному папері (див. рис. 3.12-3.13 та рис. 3.14-3.15).

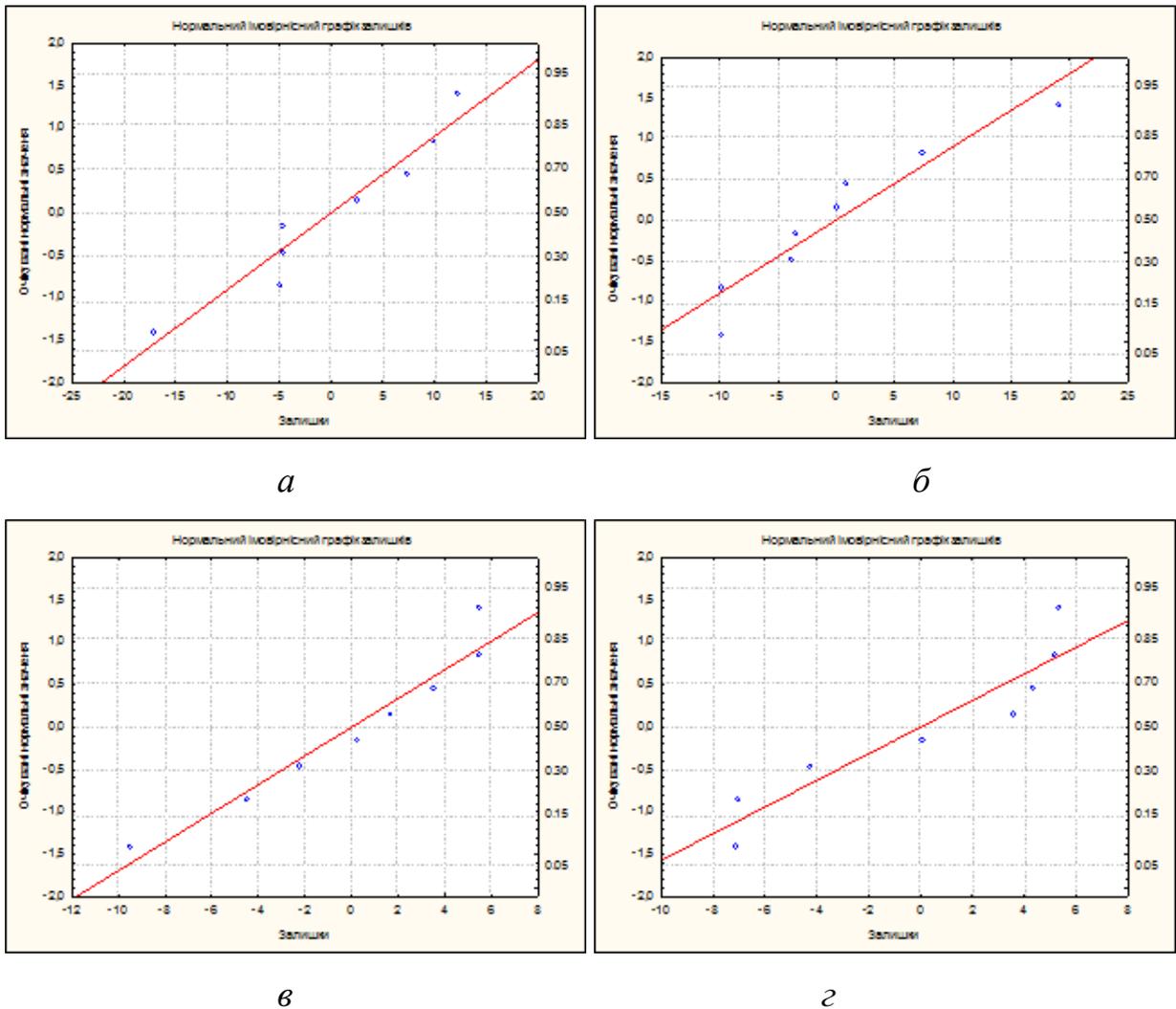
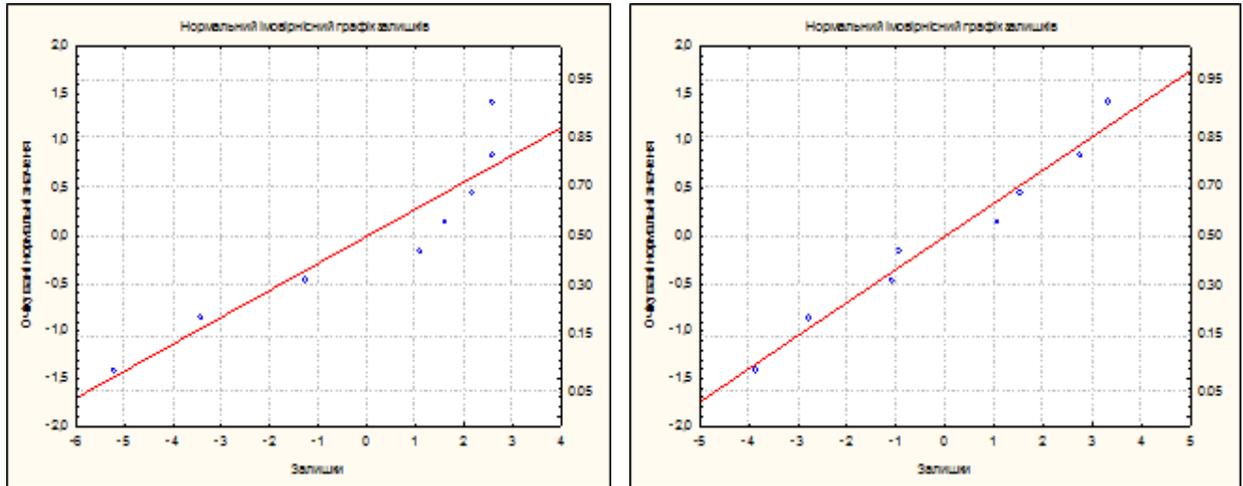


Рисунок 3.12 Графіки розподілу залишків на нормальному ймовірнісному папері (сталь 10ХСНД): *а, б* – границя плинності; *в, г* – границя міцності; *а, в* – температура початку прокатки; *б, г* – температура кінця прокатки

Аналіз приведених даних показує, що залишки лягають на пряму, яка відповідає нормальному закону розподілу. Таким чином, можна вважати, що

гіпотеза про нормальний розподіл помилок приймається і отримані моделі адекватно описують зв'язок між функцією відгуку і незалежною змінною.

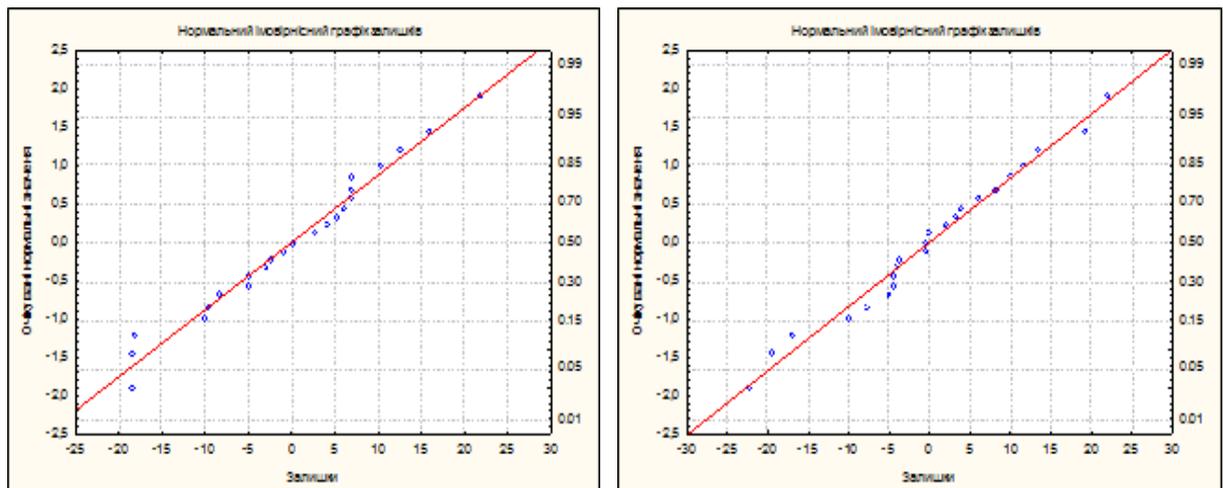


a

б

Рисунок 3.13 – Графіки розподілу залишків на нормальному ймовірнісному папері (сталь 10ХСНД): *a*, *б* – відносно видовження; *a* – температура початку прокатки; *б* – температура кінця прокатки

Аналіз приведених даних показує, що залишки лягають на пряму, яка відповідає нормальному закону розподілу. Таким чином, можна вважати, що гіпотеза про нормальний розподіл помилок приймається і отримані моделі адекватно описують зв'язок між функцією відгуку і незалежною змінною.



a

б

Рисунок 3.14 – Графіки розподілу залишків на нормальному ймовірнісному папері (сталь 09Г2С): *a*, *б* – границя плинності; *a* – температура початку прокатки; *б* – температура кінця прокатки

З метою отримання модельної залежності механічних властивостей від інтервалів прокатки у вигляді $Y = f(x, y)$ було використано математичний апарат багатопараметричного регресійного аналізу.

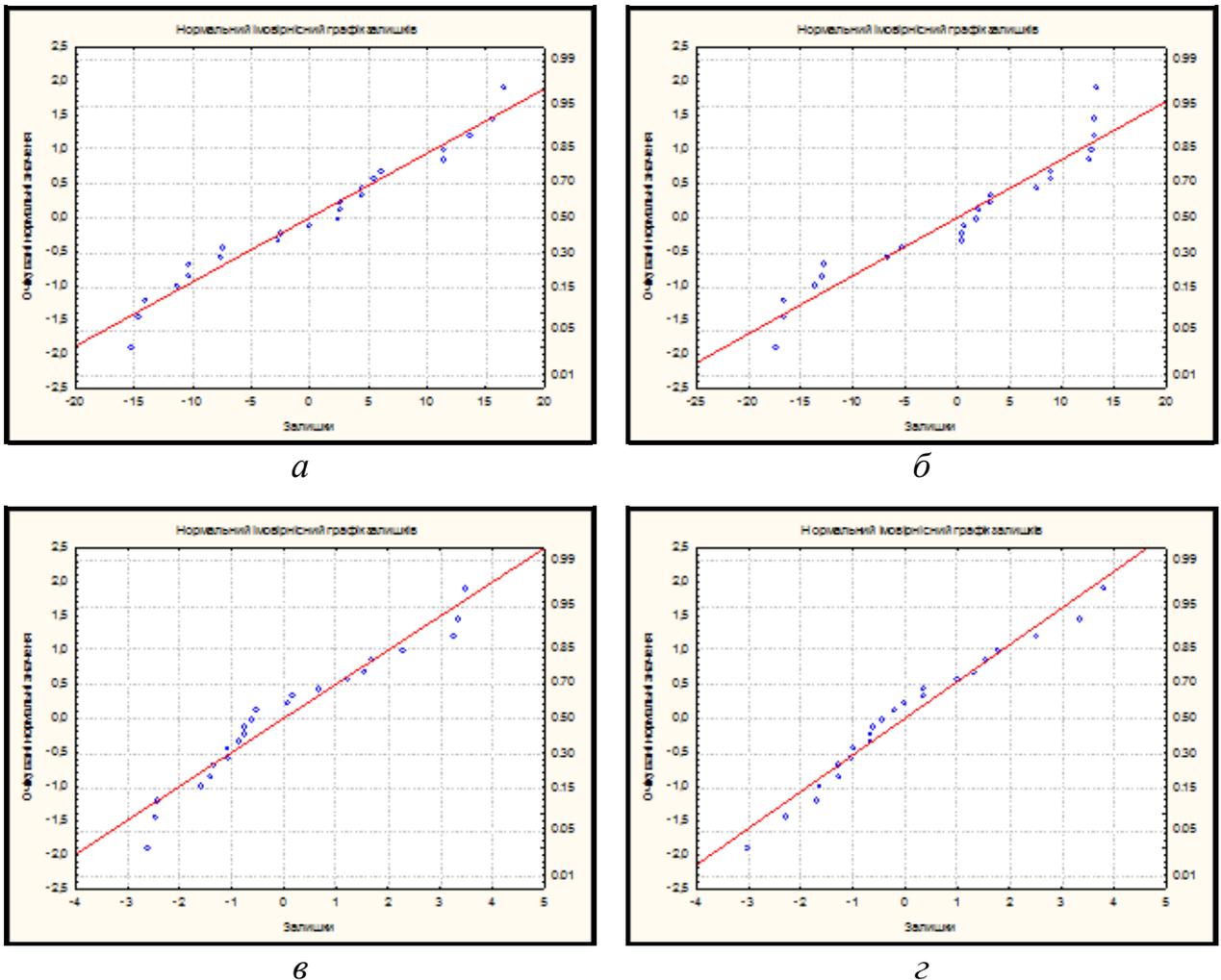


Рисунок 3.15 – Графіки розподілу залишків на нормальному ймовірнісному папері (сталь 09Г2С): *а, б* – границя міцності; *в, г* – відносне видовження; *а, в* – температура початку прокатки; *б, г* – температура кінця прокатки

Однорідність дисперсій свідчить про те, що серед порівнюваних дисперсій немає таких, які з заданою надійністю перевищували б всі інші. При однаковому числі паралельних дослідів однорідність дисперсії можна оцінити за критерієм Кохрена, а для порівняння двох дисперсій доцільно скористатися критерієм Фішера.

Після того як рівняння регресії знайдено, необхідно провести статистичний аналіз результатів. Цей аналіз полягає в наступному:

перевіряється значимість всіх коефіцієнтів і встановлюється адекватність рівняння. При застосуванні регресійного моделювання доводиться формалізувати зв'язки досліджуваного явища, через що можлива втрата деякої інформації про об'єкти. Іноді деякі зв'язки не враховуються. Водночас основна вимога до математичної моделі полягає в її придатності для вирішення поставленого завдання і адекватності процесу. Регресійну модель називають адекватною, якщо передбачені по ній значення узгоджуються з результатами спостережень. Так, побудувавши модель у вигляді лінійного рівняння регресії, необхідно переконатися, що ніякі інші моделі не дають значного покращення в описі передбачення значень. В основі процедури перевірки адекватності моделі лежать припущення, що випадкові помилки спостережень є незалежними, нормально розподіленими випадковими величинами з нульовими середніми значеннями і однаковими дисперсіями.

В якості нульової гіпотези було прийнято, що залежність кожної з досліджуваних механічних характеристик від температур початку і кінця чистової прокатки здається поліномом, виду $y = b_0 + b_1x_{ij} + \dots + b_jx_{ij} + b_kx_{ik} + e_i$. Результати розрахунків коефіцієнтів рівняння регресії, які проведено на підставі прийнятої гіпотези представлені в таблицях 3.10 та 3.11

Таблиця 3.10 Значення коефіцієнтів рівняння багато параметричної регресії для сталі 10ХСНД

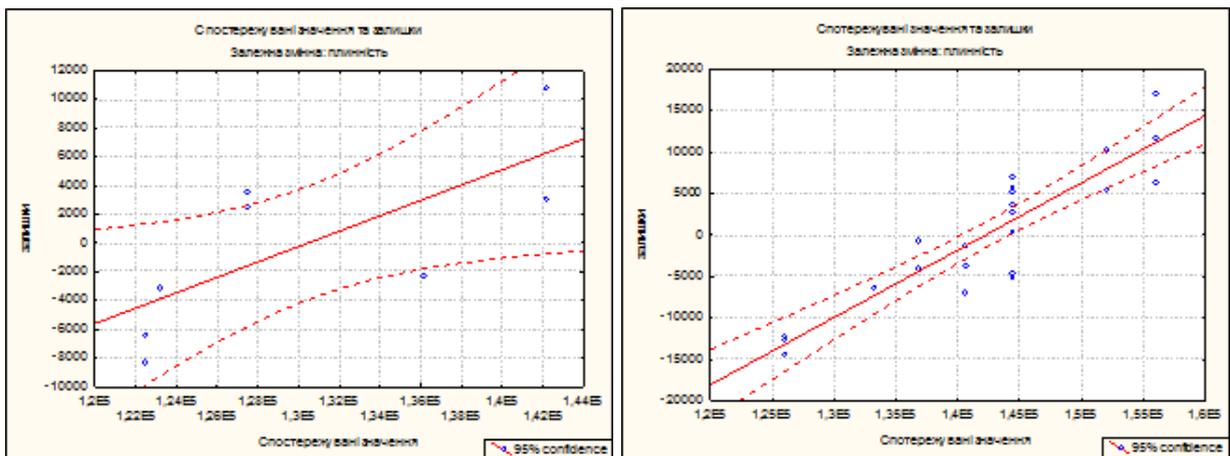
	Коефіцієнти рівняння	Коефіцієнти рівняння регресії	Критерій для коефіцієнтів рівняння регресії	Ймовірність 0-ї гіпотези для коеф. рівняння регресії	Толеранс
Функція відгуку: σ_T					
Тп	0,72	1	2,04	0,10	0,85
Тк	0,42	2	1,17	0,29	0,85
Функція відгуку: σ_B					
Тп	-0,11	0	-0,26	0,80	0,85
Тк	0,38	1	0,87	0,43	0,85
Функція відгуку: δ_5					
Тп	0,35	0,0	0,83	0,44	0,85
Тк	0,51	0,0	1,21	0,28	0,85

Таблиця 3.11 Значення коефіцієнтів рівняння багато параметричної регресії для сталі 09Г2С

	Коефіцієнти рівняння	Коефіцієнти рівняння регресії	Критерій для коефіцієнтів рівняння регресії	Ймовірність 0-ї гіпотези для коеф. рівняння регресії	Толеранс
Функція відгуку: σ_T					
Тп	0,34	1	1,51	0,15	0,81
Тк	0,16	0	0,73	0,48	0,81
Функція відгуку: σ_B					
Тп	0,44	1	2,02	0,06	0,81
Тк	0,10	0	0,46	0,65	0,81
Функція відгуку: δ_5					
Тп	0,19	0,00383	0,78	0,45	0,81
Тк	-0,19	-0,00233	-0,78	0,44	0,81

Аналіз даних, наведених у таблицях 3.10 та 3.11 показують, що всі коефіцієнти задовольняють вимогам і значимість нульової гіпотези підтверджується.

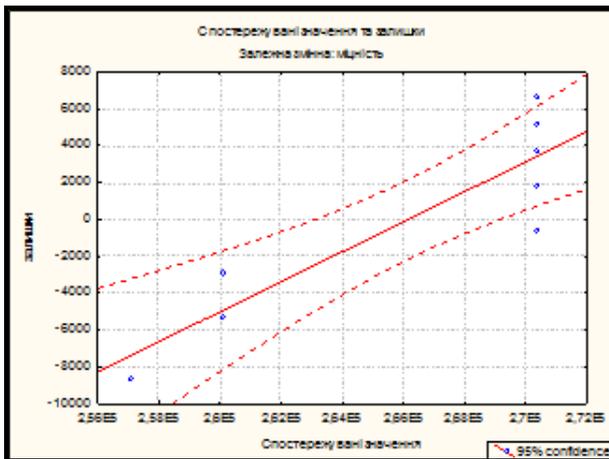
Для перевірки адекватності отриманих моделей були побудовані графіки залишків на нормальному ймовірнісному папері. Результати представлені на рисунках 3.16. та 3.17.



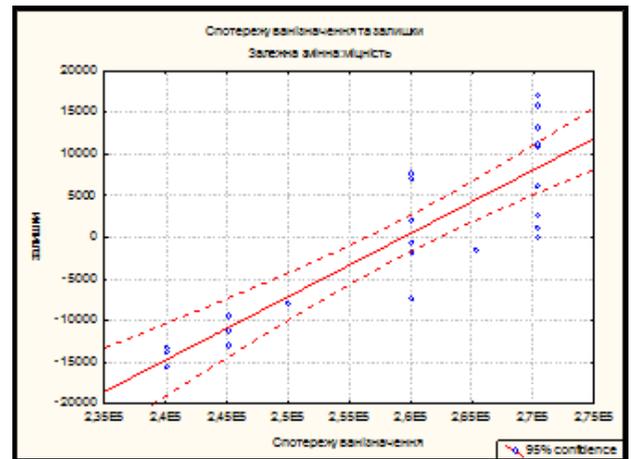
a

б

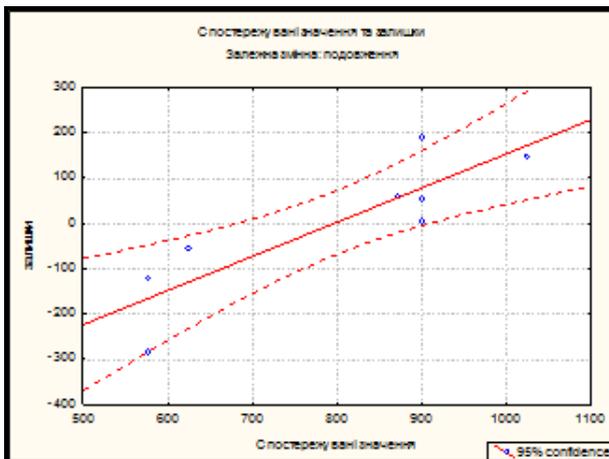
Рисунок 3.16 – Графіки розподілу залишків на нормальному ймовірнісному папері: *a*, *б* – границя плинності; *a* – сталь 10ХСНД; *б* – сталь 09Г2С



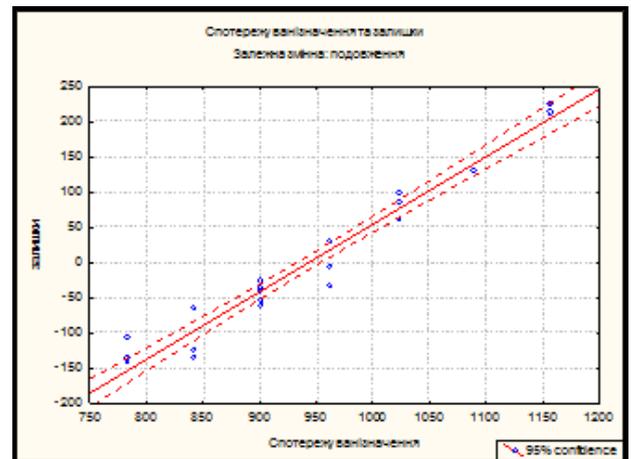
а



б



в



г

Рисунок 3.17 – Графіки розподілу залишків на нормальному ймовірнісному папері: а, б – границя міцності; в, г – відносне видовження; а, в – сталь 10ХСНД; б, г – сталь 09Г2С

Квазіньютонівський метод це процедура нелінійного оцінювання, що обчислює на кожному кроці значення функції в різних точках для оцінювання першої та другої похідної, і що використовує ці дані для визначення напрямку зміни параметрів і мінімізації функції втрат.

При вивченні множинної регресії не існує графічної інтерпретації багатофакторного простору. При проведенні експериментів в такій ситуації дослідник записує показання приладів про стан функції відгука і всіх факторів від яких вона залежить.

Завдання лінійної множинної регресії полягає у побудові гіперплощини у $(k + 1)$ -вимірному просторі, відхилення результатів спостережень від якої були б мінімальними при використанні методу

найменших квадратів. Або, іншими словами, слід визначити значення коефіцієнтів у лінійному поліномі. Процедура визначення коефіцієнтів не відрізняється від одновимірного випадку.

Аналіз графічних залежностей показав, що залишки на нормальній ймовірнісному папері з 95% ймовірністю задовольняють необхідним умовам. Графічна інтерпретація отриманих моделей наведено у вигляді поверхонь (рис. 3.18 та 3.19): функція відгуку, температура початку прокатки, температура кінця прокатки.

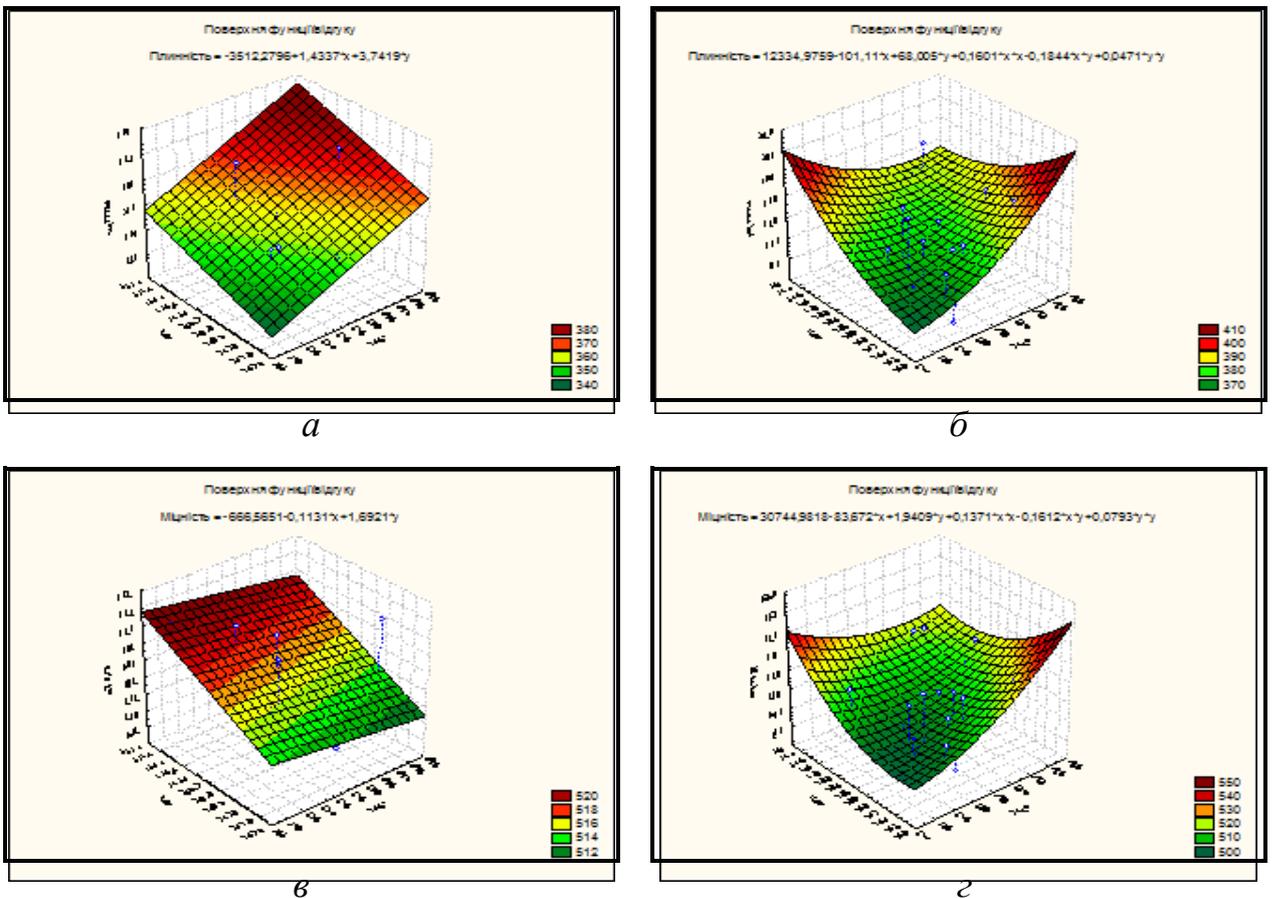


Рисунок 3.18 – Графіки розподілу залишків на нормальному ймовірнісному папері: а, б – границя плинності; в, г – границя міцності; а, в – сталь 10ХСНД; б, г – сталь 09Г2С

Аналіз отриманих математичних моделей показує, що отримані залежності мають майже лінійний характер. При цьому аналіз коефіцієнтів рівняння регресії показав, що їх значення лежать в межах допустимих. Перевірка адекватності моделі графічним способом показала що залишки на

нормальному імовірнісному папері з 95% ймовірністю задовольняють необхідним умовам.

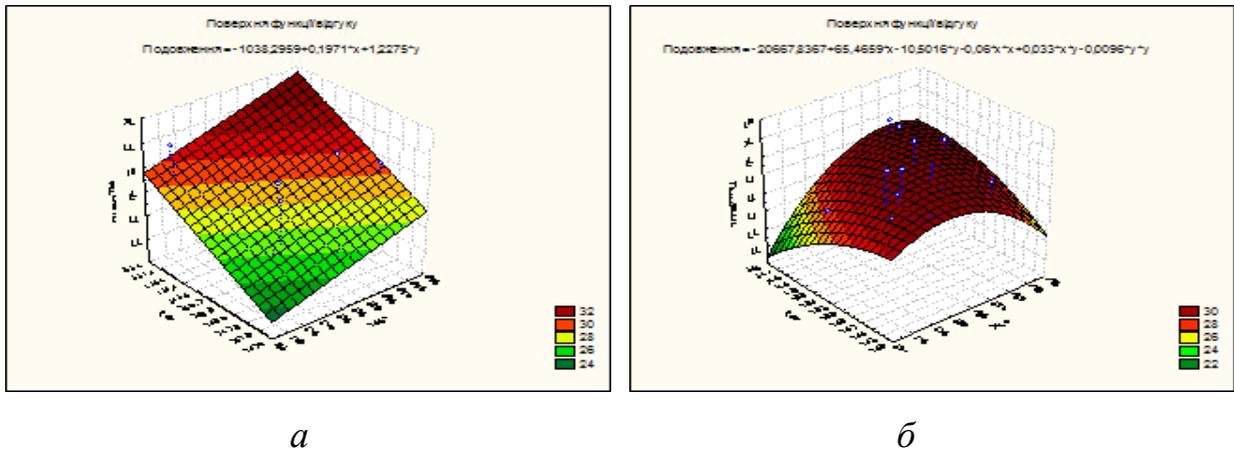


Рисунок 3.19 – Графіки розподілу залишків на нормальному ймовірнісному папері: *a*, *б* – відносне видовження; *a* – сталь 10ХСНД; *б* – сталь 09Г2С

3.4. Висновки по розділу 3

1. Попередній статистичний аналіз функцій відгуку (σ_T , σ_B , δ_5) для сталей 09Г2С та 10ХСНД показав, що розподіл змінних має вигляд близький до нормального. Отже, можливе подальше застосування математичного моделювання без додаткового перетворення вихідних значень.

2. Результати проведеного кореляційного аналізу дозволили встановити, що для обох сталей, прокатаних за технологією контрольованої прокатки значний вплив на механічні властивості оказує не тільки температура кінця деформації в чорновій кліті, а й найбільш вагомо температура початку деформації в чистовій кліті. Виходячи зі знаку коефіцієнта кореляції, можливо припустити, що при зростанні температури початку деформації в чистовій кліті, границя міцності та плинності зростатимуть при стабілізації значень пластичності та в'язкості.

3. Однофакторний дисперсійний аналіз підтвердив дані, отримані за допомогою математичного апарату кореляційного аналізу, а саме показав значний вплив температури початку деформації в чистовій кліті на міцнісні

характеристики та стабілізації значень пластичності та в'язкості сталей 09Г2С та 10ХСНД.

4. Багатофакторний дисперсійний та регресійний аналізи показали можливість збільшення значень границі міцності та плинності зі збільшенням температури початку деформації сягає близько 830...790 °С. Показники відносного видовження отримують стабільні значення при підвищенні температури початку деформації в указаному діапазоні температур.

5. На основі проведених досліджень необхідно розробити новий режим контрольованої прокатки для будівельних металевих конструкцій відповідального призначення та мостобудівельних конструкцій.

3.5. Список використаних джерел в розділі 3

У розділі 3 використані джерела [146-152]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

РОЗДІЛ 4.

ВПЛИВ ТЕМПЕРАТУРНО-ДЕФОРМАЦІЙНОЇ ОБРОБКИ У МІЖКРИТИЧНОМУ ІНТЕРВАЛІ ТЕМПЕРАТУР НА СТРУКТУРУ ТА ВЛАСТИВОСТІ ТОВСТИХ ЛИСТІВ ЗІ СТАЛЕЙ 09Г2С ТА 10ХСНД

4.1. Технологічна схема виробництва сталі 09Г2С та сталі 10ХСНД

Листи з низьковуглецевих мікролегованих сталей 09Г2С та 10ХСНД виготовляють за технологічною схемою гарячої прокатки (рис. 4.1).

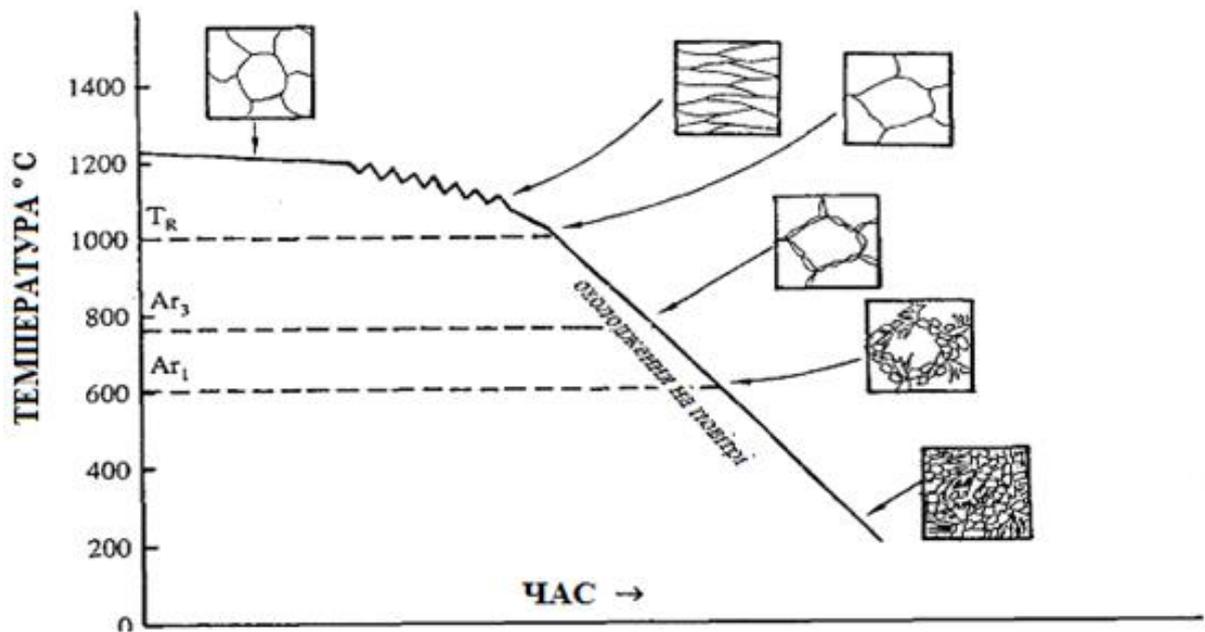


Рисунок 4.1 – Технологічна схема гарячої прокатки [5]

Проведений комплекс металографічних досліджень показав, що на поверхні зразків зі сталі 09Г2С у результаті термічної обробки формується ферито-перлітна структура. При цьому зерна фериту мають правильну поліедричну форму. Сталь 10ХСНД також має ферито-перлітну структуру, але при цьому структурні складові мають менший розмір ніж у сталі 09Г2С. Для обох сталей спостерігається виражена ферито-перлітна смугастість, при цьому у феритній складовій відсутні дислокаційні субграниці.

Структура сталі 09Г2С та 10ХСНД після гарячої деформації представлено на рисунку 4.2.

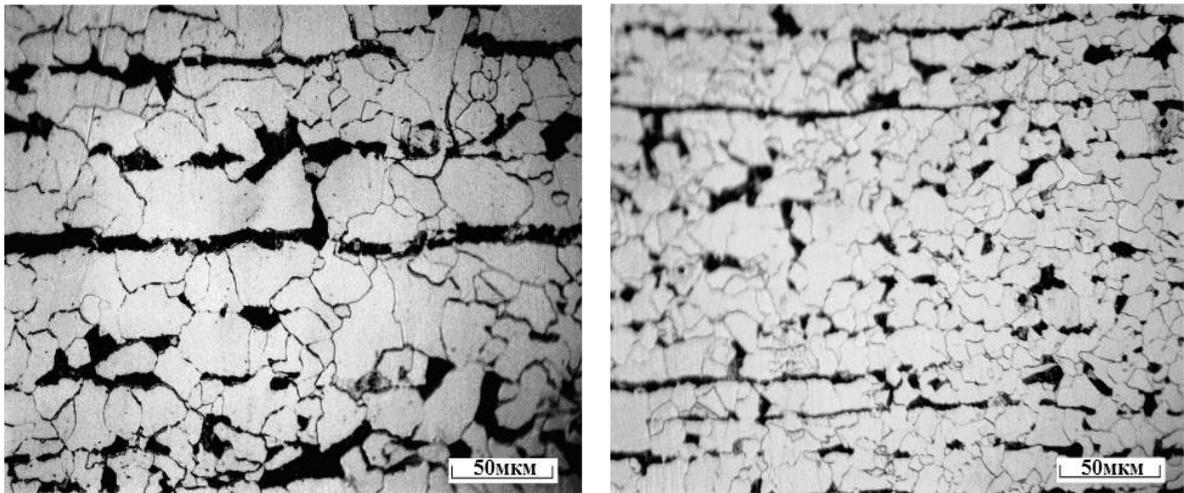
*a**б*

Рисунок 4.2 – Мікроструктура сталі у стані постачання: *a* – 09Г2С; *б* – 10ХСНД

При традиційній гарячій прокатці температура кінця прокатки зазвичай становить 1050...900°C в залежності від товщини листа. При такій прокатці аустеніт зберігає великий розмір зерен і прокатаний метал має успадковану крупнозернисту структуру, з вираженою ферито-перлітною смугастістю, яка негативно впливає на механічні властивості в Z-напрямку.

4.2. Технологічна схема контрольованої прокатки

Контрольована прокатка призводить до одночасного підвищення міцності, пластичності, в'язкості і холодостійкості [6]. Це обумовлено такими факторами: створенням розвиненої субструктури аустеніту та фериту в умовах регламентованої (контрольованої) прокатки в міжкритичному інтервалі температур; технологія передбачає регламентоване охолодження прокату з отриманням перед деформацією в чистовій клітці дрібного зерна фериту за рахунок рекристалізації аустеніту в міжкритичному інтервалі температур та створенням додаткових місць зародження нової фази; подрібнення зерна аустеніту за рахунок формуванням дисперсних карбонітридів, які зміцнюють сталь і стабілізують субструктуру фериту та перліту; та також створюють текстуру, яка характерна технології контрольованої прокатки (див. рис. 4.3.) [5].

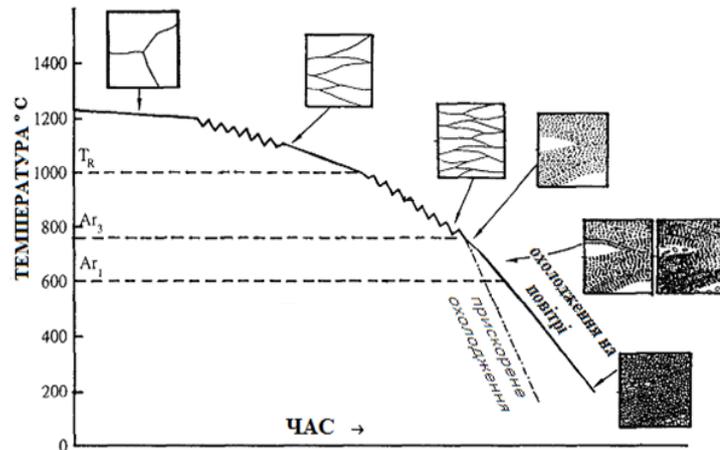


Рисунок 4.3 – Технологічна схема контрольованої прокатки [5]

Наведена технологія має ряд недоліків: необхідність застосування дефіцитних та коштовних легуючих елементів: ніобію, ванадію та титану, щоб забезпечити дисперсійне твердіння, яке забезпечує стабільні міцнісні, пластичні та в'язкісні властивості товстолистого прокату. Однак, товстий лист, в залежності від марки сталі тобто легування, необхідно прокатувати за власним режимом, що не дає можливості реалізації готової технології прокату, а модернізувати технологію під штучне підприємство. 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 %) [5].

Високі швидкості охолодження (більш $80^{\circ}\text{C}/\text{c}$) можуть привести до утворення мартенситної та/або бейнітної структури, особливо слід заголосити увагу при великому початковому зерні аустеніту. Надмірно низька температура охолодження призводить до утворення крупнозернистого фериту за рахунок рекристалізації фериту та анігіляції субзеренних границь в фериті. Відомо, що наявність зерна фериту без дислокаційних субграниць негативно впливає на границю плинності та в'язкість сталі. Для отримання дрібнозернистого фериту слід застосовувати підвищені температури кінця

прокатки в чистовій кліті та великі ступені деформації [153]. В цьому випадку, внаслідок того, що аустеніт нерекристалізувався, утворений ферит буде дрібнозернистим (6...8 бал). Дрібнозернистість фериту в цьому випадку є наслідком отримання дуже плоских витягнутих зерен аустеніту, на границях та субграницях, яких зароджується ферит, а також ферит насичується дислокаційними субграницями в процесі деформації в чистовій кліті. При подальшому охолодженні ($V \approx 25^\circ\text{C}/\text{c}$), забезпечується розвинена ферито-перлітна структура з насиченням дислокаційних субграниць в фериті.

4.3. Вплив температури та ступеню деформації на формування мікроструктури товстолистового металопрокату

На основі проведеного кореляційного, однофакторного та багатфакторного дисперсійного аналізу (див. розділ 3) показано, що корегувати температурно-деформаційний режим контрольованої прокатки, необхідно на стадії гарячої деформації в чистовій кліті [154, 155].

Відомо, що при аустенітно-феритному перетворенні, зародження нових зерен доевтектоїдного фериту відбувається на великокутових границях. Таким чином, необхідно вдосконалити технологічний процес так, щоб дислокаційні субграниці, які утворюються в аустеніті при деформації, зберігались до початку аустенітно-феритного перетворення, та продовжували формуватися у міжкритичному інтервалі температур, та виконували роль додаткових центрів зародження зерен фериту та перліту.

Складність при цьому процесі полягає в рекристалізації деформованих зерен аустеніту та збереженні дислокаційної субструктури не тільки при аустенітно-феритному перетворенні, в міжкритичному інтервалі температур, та після закінчення деформації.

Для реалізації ідеї збереження дислокаційної субструктури аустеніту та підтвердження факту віділення доевтектоїдного фериту не тільки по великокутовим, а й по дислокаційним субграницям аустеніту в міжкритичному інтервалі температур, був проведений лабораторний експеримент.

Для цього, карти-листи розміром 50x230x20 мм нагрівали до температури 950°C (імітація температури кінця деформації в чистовій кліті) і витримували протягом часу, який визначається з розрахунку 1 хв на 1 мм товщини зразка. Після цього карти-листи прокатували з різними ступенями сумарної деформації, а саме: $\epsilon=7.5$, 15, 22.5, 30 та 37.5%.

Результати металографічних досліджень для сталей 09Г2С та 10ХСНД представлені на рисунках 4.4 – 4.7.

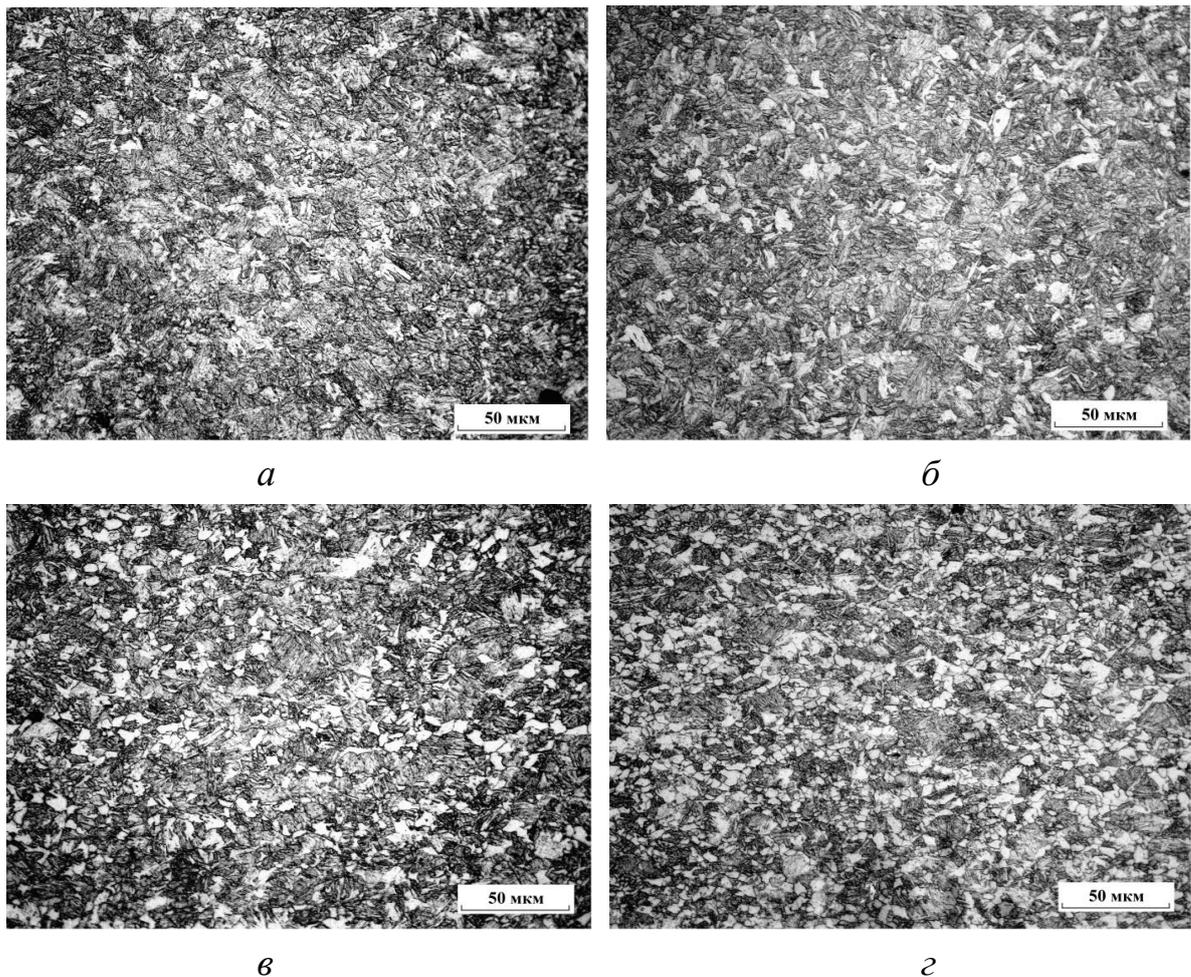


Рисунок 4.4 – Виділення фериту по дислокаційним субграницям аустеніту для сталі 09Г2С: *а* - $\epsilon=7,5\%$, $T_k=875^\circ\text{C}$; *б* - $\epsilon=15\%$, $T_k=820^\circ\text{C}$; *в* - $\epsilon=22,5\%$, $T_k=800^\circ\text{C}$; *г* - $\epsilon=30\%$, $T_k=760^\circ\text{C}$

Закінчення деформації відбувалося при температурах: 875, 820, 800, 760 та 720°C відповідно для кожної карти, після чого здійснювали охолодження зі швидкістю 80°C/с з метою фіксації ферито-мартенситної структури.

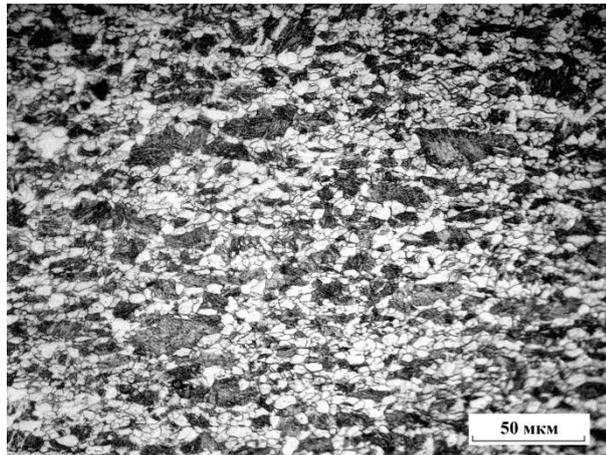
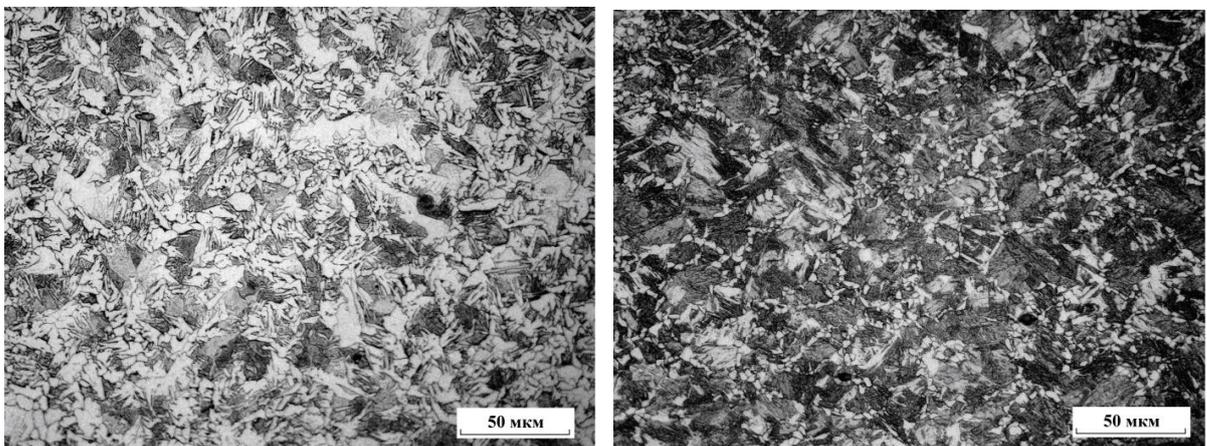


Рисунок 4.5 – Виділення фериту по дислокаційним субграницям аустеніту для сталі 09Г2С: $\varepsilon=37,5\%$, $T_k=720^\circ\text{C}$

Аналіз отриманих структур показав, що в зразках, охолодження зі швидкістю $80^\circ\text{C}/\text{с}$, спостерігається зростання кількості алотріоморфного фериту в напрямку від поверхні до центру аустенітного зерна. Переважною структурною складовою є мартенсит, оточений алотріоморфним феритом, який виділяється на границях аустеніту. Кількість зерен новоутвореного фериту залежить від загального ступеня деформації та зниженні температури кінця прокатки.



а

б

Рисунок 4.6 – Виділення фериту по дислокаційним субграницям аустеніту для сталі 10ХСНД: *а* - $\varepsilon=7,5\%$, $T_k=875^\circ\text{C}$; *б* - $\varepsilon=15\%$, $T_k=820^\circ\text{C}$

Зерна новоутвореного фериту не зростають, а утворена субзеренна структура в фериті не тільки зберігається, але й збільшується її загальна кількість (див. рис. 4.4 –4.7).

Зародження і зростання доевтектоїдного фериту реалізується по дифузійному механізму, однак при безперервному охолодженні, перетворення може набувати частково зсувний характер [156].

Однак, аналізуючи отримані структури сталей 09Г2С та 10ХСНД після лабораторного експерименту зі швидкістю охолодження $80^{\circ}\text{C}/\text{с}$, показало наявність доевтектоїдного фериту при різних деформаціях та температурах кінця прокатки, таким чином можна зробити висновок, що виділення доевтектоїдного фериту буде відбуватися при будь-яких режимах гарячої деформації.

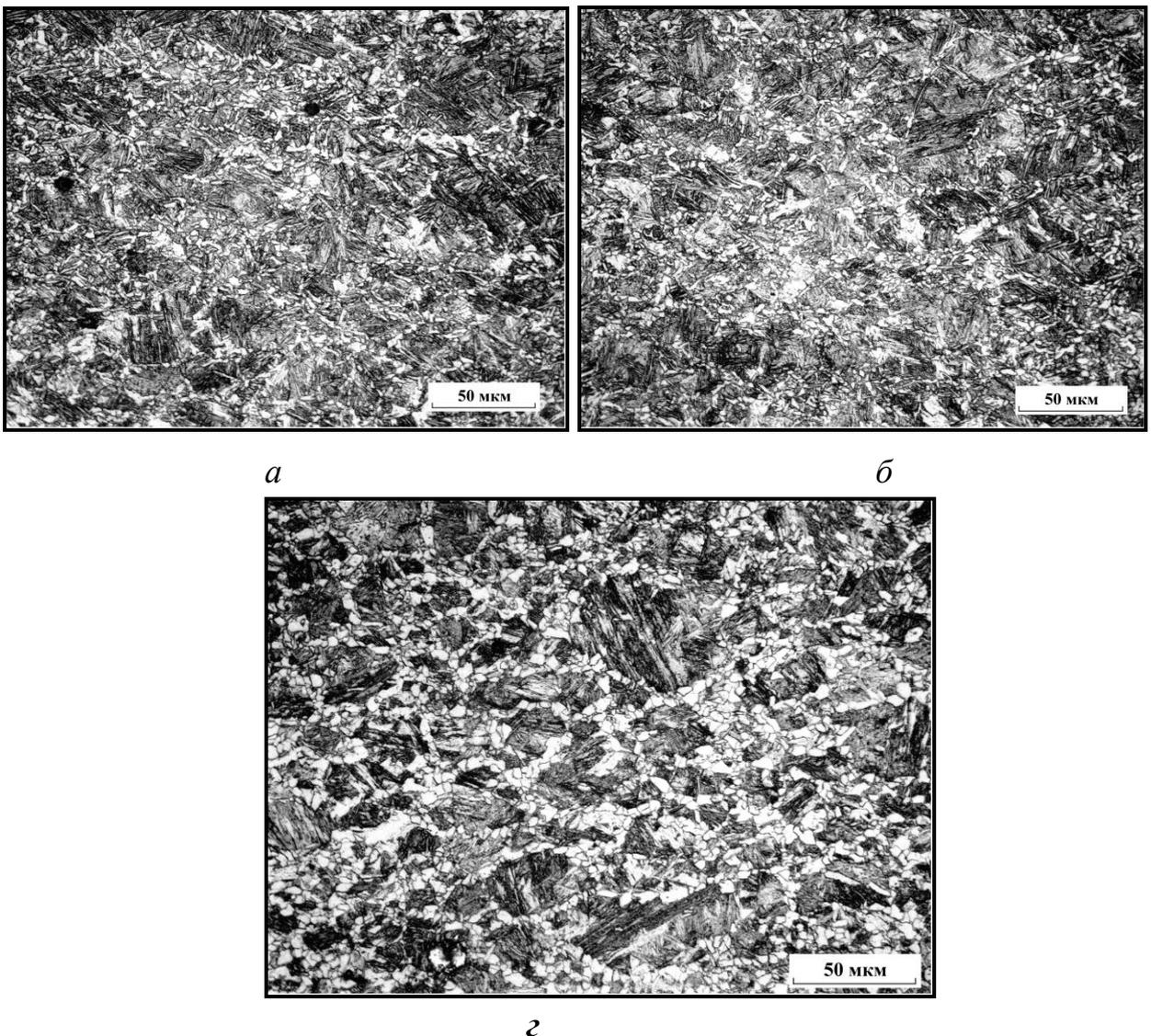


Рисунок 4.7 – Виділення фериту по дислокаційним субграницям аустеніту для сталі 10ХСНД: *a* - $\epsilon=22,5\%$, $T_{\text{к}}=800^{\circ}\text{C}$; *б* - $\epsilon=30\%$, $T_{\text{к}}=760^{\circ}\text{C}$; *з* - $\epsilon=37,5\%$, $T_{\text{к}}=720^{\circ}\text{C}$

Як відомо із літератури, новоутворенні кристали з'являються на дислокаційних границях, які формуються під час динамічної та статичної рекристалізації [157-160].

В сталях 09Г2С та 10ХСНД доєвтектоїдний ферит, що виділяється розташовується прошарками або вузькими ланцюжками навколо порівняно округлих областей з мартенситної структурою (див. рис. 4.4 –4.7).

Лабораторний експеримент дозволив простежити за виділенням, розвитком та зростанням новоутвореної фази фериту та завдяки деформації у міжкритичному інтервалі температур припинити процеси рекристалізації в аустеніті та фериті.

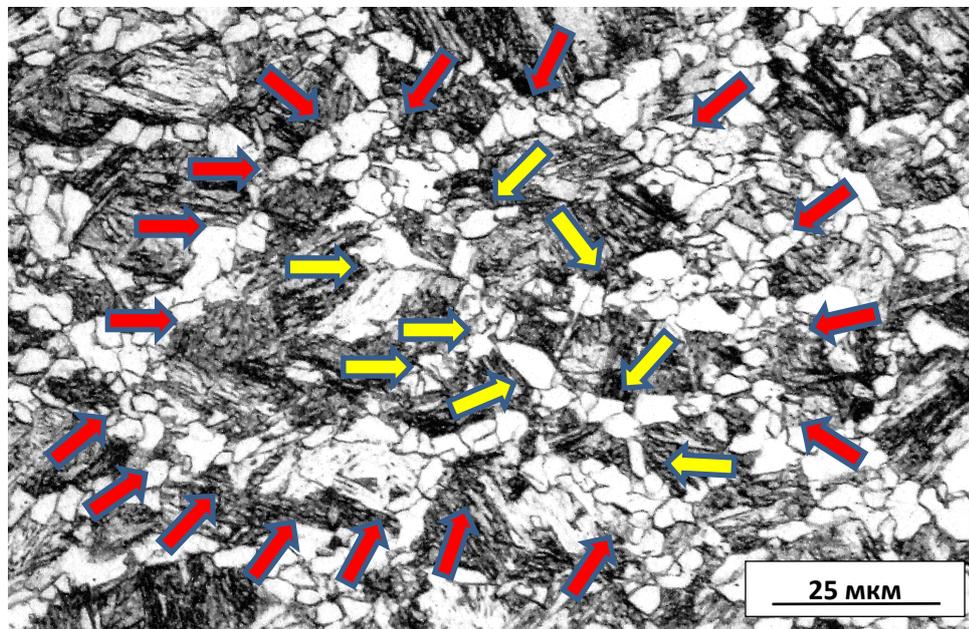


Рисунок 4.8 – Виділення фериту по дислокаційним субграницям аустеніту для сталі 10ХСНД (де жовтими стрілками відмічене виділення фериту по малокутовим границям аустеніту, красними стрілками відмічене виділення фериту по великокутовим границям колишнього аустенітного зерна)

Проведені лабораторні дослідження впливу деформації в міжкритичному інтервалі температур на формування структури та субструктури фериту, показали що поступове накопичення деформації в міжкритичному інтервалі температур призводить до збереження дислокаційної субструктури аустеніту. Підтверджується той факт, що нові

феритні зерна зароджуються на малокутових дислокаційних субграницях аустеніту (див. рис. 4.8).

Аналіз характеру розподілу і розмірів феритних зерен показує, що вони виділяються у вигляді дрібних кристаликів, розміри яких становлять від двох до п'яти мікрон. Вони розташовуються групами, у вигляді протяжних зон, витягнутих в напрямку прокатки, а їх зародження відбувається одночасно як на колишніх і новоутворених великокутових границях, так і на дислокаційних субграницях, що сформувалися під час гарячої деформації аустеніту. Це дозволило для сталей 09Г2С та 10ХСНД підтвердити виділення доєвтектоїдного фериту по дислокаційним субграницям аустеніту.

Традиційна структура низьковуглецевої конструкційної сталі після контрольованої прокатки є сумішшю субструктурного (полігонізованного) фериту і перлітних агломератів. При охолодженні на повітрі з повільними швидкостями в низьковуглецевих сталях домінуючою структурною складовою є доєвтектоїдний ферит, який зароджується на границях та субграницях того, що був γ -зерном і спочатку росте упоперек їм по дифузійному механізму перетворення при високих температурах. В процесі зростання цей ферит утворює сітку, що повторює початкове розташування границь зерен аустеніту. По класифікації Дюбе цей вид фериту отримав назву аллотріоморфного, по аналогії з терміном «аллотріоморфність», вживаному в геології і петрографії (від греч. *Allótrios* – підлеглисть зовнішніх форм якого-небудь мінералу формам інших мінералів, що кристалізуються одночасно з магматичного розплаву). Аллотріоморфне виділення не мають контурів і напрямів переважного зростання, властивих їх кристалічній решітці, і в даному випадку феритна фаза приймає форму границь колишніх аустенітних зерен. Це пов'язано з полегшенням процесу дифузії в насичених дефектами прикордонних ділянках, що виражається в помітному підвищенні швидкості дифузійного перетворення, і як наслідок – прискорення дифузійних фазових перетворень. У різних пізніших класифікаційних

системах продуктів розпаду аустеніту термін «аллотріоморфний ферит» зберігся.

Структурним дослідженням сталей 09Г2С та 10ХСНД після охолодження зі швидкістю $80^{\circ}\text{C}/\text{с}$ підтверджуються, що одночасна деформація та зниження температури кінця деформації в черновій кліті призводить до зародження нових зерен доєвтектоїдного фериту не тільки на великокутових границях, но і на дислокаційних субграницях аустеніту. Зерна доєвтектоїдного фериту, які виділяються, фіксують дислокаційну субструктуру блокуючи рекристалізацію та зростання зерен аустеніту. Подальша деформація в міжкритичному інтервалі температур та нижче, призводить до утворення наддрібної субструктури фериту та перліту. Якщо створити умови для збереження такої дислокаційної субструктури, то вона може сприяти загальному подрібненню кінцевої феритної складової та забезпечить підвищення міцнісних властивостей та стабілізацію пластичних характеристик у X, Y та Z напрямку товстих листів будівельного та мостобудівельного призначення.

4.4. Вдосконалення режимів контрольованої прокатки сталей 09Г2С та 10ХСНД

Лабораторний експеримент по вдосконаленню режимів контрольованої прокатки сталей 09Г2С та 10ХСНД базується на створенні стійкої дислокаційної структури аустеніту, за рахунок зниження температури кінця деформації до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур. Такий режим призводить до зародження численних зерен доєвтектоїдного фериту не тільки по великокутових, але й по субзеренних границях аустеніту. Безперервна деформація металу в міжкритичному інтервалі температур, дозволяє пригнічити процеси рекристалізації в аустеніті, а в утворених дрібних зернах фериту сформувати додаткові малокутові субзеренні границі, що призводить до утворення наддрібних структурних складових сталей.

Збільшення числа центрів зародження феритної фази, вирівнює структуру і властивості в трьох напрямках, що актуально в разі застосування листового прокату в будівельних конструкціях.

Лабораторну термомеханічну обробку було здійснено на прокатному стані ДУО 260 за наступним режимом (див.рис. 4.9):

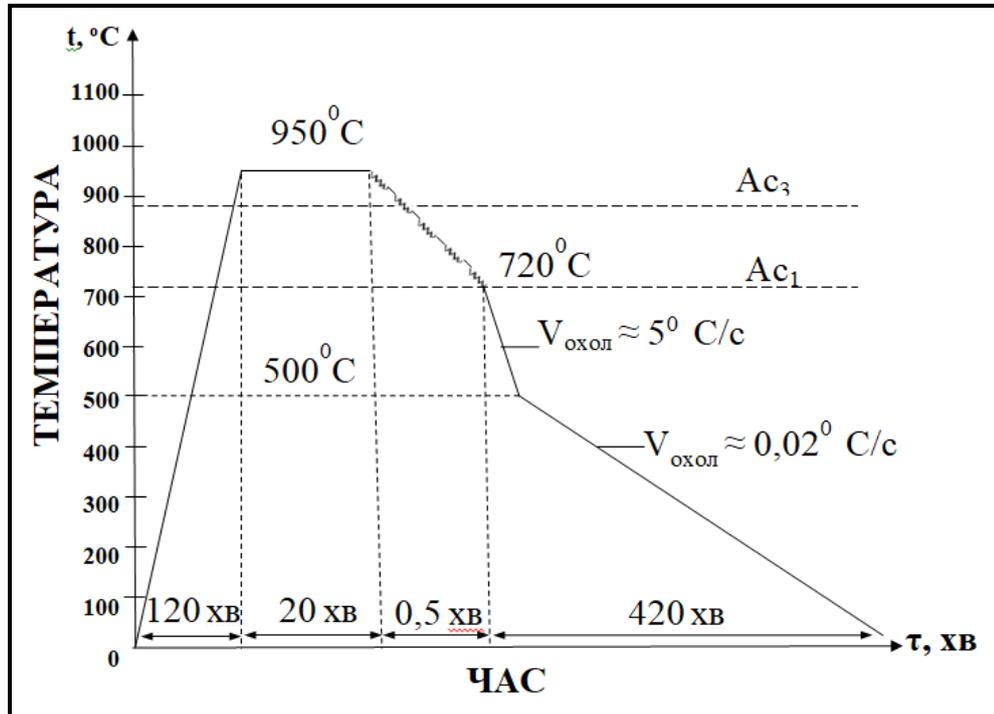


Рисунок 4.9 – Схема лабораторної прокатки карт-листів зі сталей 09Г2С та 10ХСНД, за раціональним режимом контрольованої прокатки

– карти-листи розміром 50x230x20 мм піддавали аустенізації при температурі 950°C (що дорівнює температурі кінця деформації в чорновій кліті) протягом 20 хвилин ;

– гарячу деформацію здійснювали за 5 проходів з сумарним ступенем деформації 37,5%. Температура початку деформації складала 950...940°C, кінця деформації 715...720°C відповідно;

– після кінця прокатки, карти-листи охолоджували зі швидкістю $\approx 5^\circ\text{C}/\text{c}$, до температури близько 500°C, далі охолодження на повітрі.

Результати мікроструктурних досліджень сталі 09Г2С та 10ХСНД після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки наведено на рисунку 4.10.

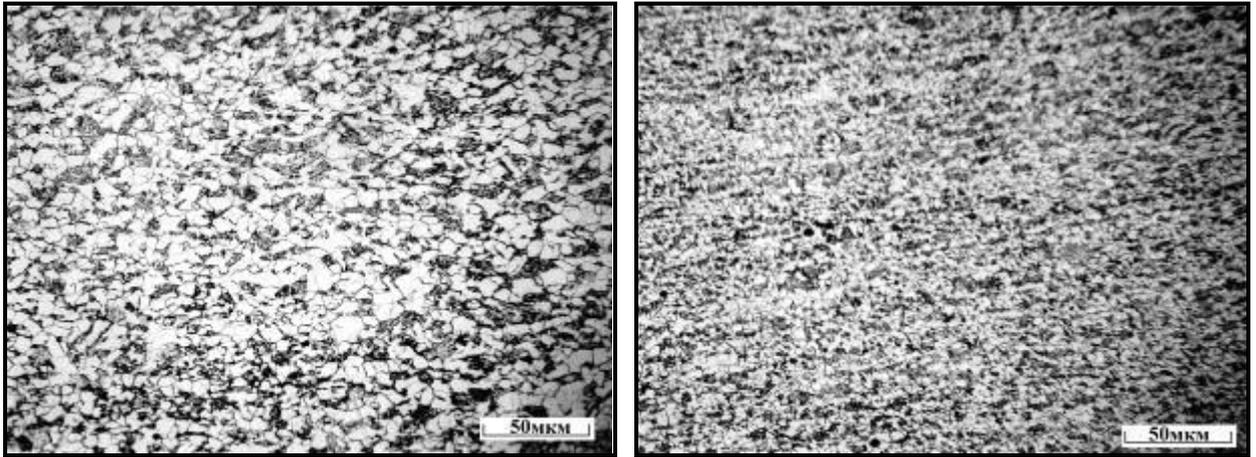
*a**б*

Рисунок 4.10 – Мікроструктура сталі 09Г2С та 10ХСНД після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки: *a* – 09Г2С; *б* – 10ХСНД

Металографічна оцінка показує, що після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки, феритна складова сталей 09Г2С та 10ХСНД стає більш дисперсною в порівнянні з виробництвом за класичною гарячою прокаткою. Також для обох сталей спостерігається повне зникнення перлітної смугастості. Це відбувається за рахунок зародження нових зерен доєвтектоїдного фериту не тільки на великокутових границях, но і на дислокаційних субграницях аустеніту. Зерна доєвтектоїдного фериту, які виділяються, фіксують дислокаційну субструктуру блокуючи рекристалізацію та зростання зерен аустеніту.

Подальша деформація в міжкритичному інтервалі температур та нижче не тільки зберігає субструктуру в фериті, але й збільшує її, що в свою чергу призводить до утворення наддрібної кінцевої субструктури фериту та перліту [161-164].

За допомогою металографічного аналізу дислокаційної субструктури прокатаних карт-листів, було показано, що ферито-перлітна смугастість значно знижується, що забезпечує високі міцнісні та пластичні характеристики вздовж, поперек та в Z-напрямку.

4.5. Вплив режимів контрольованої прокатки на формування структури доєвтектоїдного фериту з позиції теорії решіток співпадаючих вузлів

Використання високоміцного прокату економічно ефективно з позиції здешевлення його перевезення до місця будівництва, більш простого монтажу, використання кранів нижчою вантажопідйомності. Однак для виробництва такого прокату необхідне застосування сучасних технологій термомеханічної обробки, що є різновидами контрольованої прокатки.

Останнім часом усе більш розповсюдженими стають методи визначення атомної будови границь, засновані на концепції решіток співпадаючих вузлів, яка дозволяє оцінити властивості і поведінку великокутових границь у різноманітних полікристалічних матеріалах. Експериментально прямими і непрямими методами було показано, що границі, які проявляють особливі властивості – понижену поверхневу енергію, слабе лінійне натягіння, малу рухомість при високих температурах та інші – можуть бути віднесені до спеціальних [139-142].

При виготовленні товстолистого металопркату за технологією контрольованої прокатки є вірогідність зниження значень уданої в'язкості зі збільшенням товщини металопркату, так як деформація та охолодження поверхневих і серединних шарів товстолистого прокату різні.

Виявлення спеціальних границь засноване на використанні енергетичних властивостей цих границь та умов рівноваги в потрійних стиках [165-167]. Типовим ансамблям за участю спеціальних низькоенергетичних границь, притаманні деякі ознаки, які відрізняють їх від інших великокутових границь:

- зменшена травимість;
- присутність зигзагоподібних фасеток;
- протилежні кути у потрійних стиках близькі до 180°.

Збіг або чітке проявлення одного чи декількох з указаних ознак з високою мірою вірогідності вказує на приналежність даної границі до

спеціальної (див. рис. 4.11). Якщо таким чином застосувати методу виявлення спеціальних границь та виявити формування структури, яка не притаманна контрольованій прокатці, а гарячій деформації з наступною рекристалізацією, після якої спостерігається збільшена кількість спеціальних границь, що може пояснювати зниження значень міцнісних та пластичних характеристик товстолистого зварного металопрокату для будівельних та мостобудівельних конструкцій.

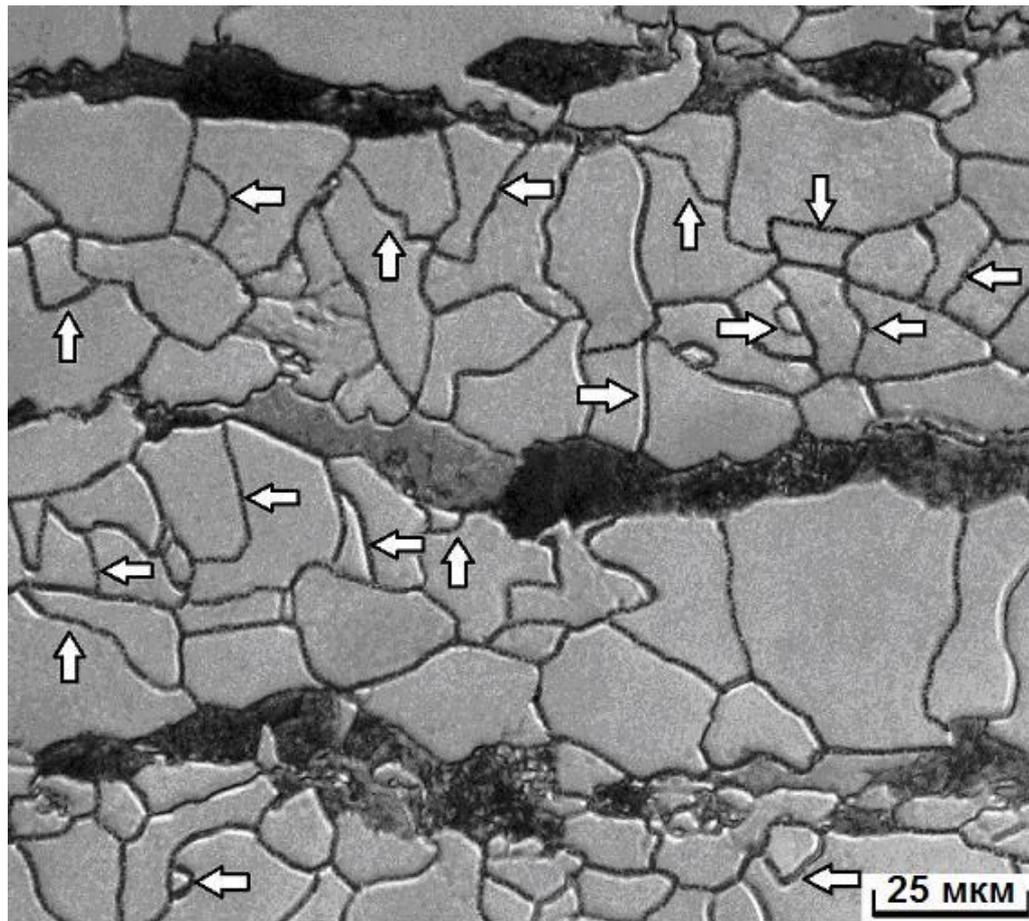


Рисунок 4.11 – Спеціальні границі у феритній складовій доевтектоїдних сталей в зоні осьової ліквідації: (спеціальні границі $\Sigma=3^n$ показані стрілками)

При проведенні лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки для сталей 09Г2С та 10ХСНД, кількість спеціальних границь в феритній складовій сталей в зоні осьової ліквідації рахували за формулою:

$$S_{\text{спец}} = n_{\text{спец}} / n_{\text{заг}} \times 100\% \quad (4.1)$$

де $S_{\text{спец}}$ – кількість спеціальних границь в відсотках, $n_{\text{спец}}$ – кількість

спеціальних границь в феритній складовій, $n_{\text{заг}}$ – загальна кількість великокутових границь.

Для сталей 09Г2С та 10ХСНД, кількість спеціальних границь в феритній складовій сталей в зоні осьової ліквіації знаходиться в межах від 5 до 10% від загальної кількості великокутових границь.

4.6. Порівняльний аналіз структури металопрокату після гарячої прокатки та лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки

Проблема зниження металоємності і створення надійних будівельних конструкцій вимагає використання сталей високої міцності, ніж ті, що використовуються в сьогоденні. Високоміцний товстолистовий прокат знаходить все більше застосування в будівництві (металеві колони, підкранові балки та ригелі), стінки резервуарів, мостобудуванні (великопрогонові балкові мости) та інші.

Порівняльний мікроструктурний аналіз показав, що сталі 09Г2С та 10ХСНД, які виготовлені за технологією гарячої прокатки, характеризується наявністю практично безперервних перлітних смуг у структурі сталі (див. рис. 4.1 та 4.2), у той час, як мікроструктура сталей 09Г2С та 10ХСНД після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки, характеризується переривчастими перлітними смугами у вигляді «острівців», відокремлених один від одного феритною складовою.

Такі структури були отримані за рахунок зародження нових зерен доєвтектоїдного фериту не тільки на великокутових границях, но і на дислокаційних субграницях аустеніту. Зерна доєвтектоїдного фериту, які виділялися, фіксували дислокаційну субструктуру та блокували рекристалізацію та зростання зерен аустеніту.

Подальша деформація в міжкритичному інтервалі температур та нижче не тільки зберігла субструктуру в фериті, але й збільшила її, що в свою чергу призвело до утворення наддрібною кінцевої субструктури фериту та перліту.

З метою оцінки впливу параметрів після лабораторного експерименту на характеристики структури було здійснено кількісний підрахунок відсоткового вмісту структурних складових, результати якого узагальнено та наведено в таблиці 4.1.

Таблиця 4.1 – Кількісний аналіз структурних складових для сталей 09Г2С та 10ХСНД після гарячої деформації та лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки

Сталь	Після гарячої деформації			Після лабораторного експерименту		
	<i>Ферит</i>	<i>Перліт</i>	<i>Бейніт</i>	<i>Ферит</i>	<i>Перліт</i>	<i>Бейніт</i>
09Г2С	65	35	0	70	23	7
10ХСНД	75	25	0	75	17	8

Проведений комплекс досліджень показав, що для досліджуваних марок сталей після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки, призводить до незначного збільшення відсоткового вмісту феритної та зменшення перлітної складових. При цьому, з одночасним зменшенням температури кінця деформації в структурі сталей з'являється бейнітна складова у кількості $\sim 7\%$.

З метою визначення впливу параметрів після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки на розмір зерен феритної фази було підраховано середні розміри зерен фериту за методами кількісного металографічного аналізу. Результати виконаних розрахунків наведено у таблиці 4.2.

Отримання такої структури було здійснено за рахунок зниження температури кінця гарячої деформації (порівняно з технологією гарячої прокатки) до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур та нижче, що призвело до утворення наддрібною кінцевої субструктури фериту та перліту

Такий режим призводить до зародження численних зерен доєвтектоїдного фериту не тільки на великокутових, але і на субзеренних границях аустеніту.

Таблиця 4.2 – Розмір зерен феритної складової для сталей 09Г2С та 10ХСНД після гарячої прокатки та лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки

Сталь	Розмір зерен фериту після гарячої прокатки, мкм	Розмір зерен фериту після лабораторного експерименту, мкм
09Г2С	27...40	9...13
10ХСНД	15...23	5...9

Безперервна деформація металу в міжкритичному інтервалі температур та нижче, дозволяє пригнічити процеси рекристалізації в аустеніті, а в утворених дрібних зернах фериту сформувати додаткові малокутові субзеренні границі, що призводить до додаткового подрібнення структурних складових сталей.

4.7. Дослідження впливу параметрів після проведення лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки на механічні властивості низьковуглецевих мікролегованих сталей

Механічні властивості сталей 09Г2С та 10ХСНД після гарячої прокатки наведено у таблиці 4.3.

Комплекс механічних властивостей сталей 09Г2С та 10ХСНД після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки наведено у таблиці 4.4.

Таблиця 4.3 – Механічні властивості низьковуглецевих мікролегованих сталей 09Г2С та 10ХСНД після гарячої прокатки

Марка сталі	Вирізка зразків	Механічні властивості				
		δ_5 , %	ψ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_T , МПа	σ_B , МПа
09Г2С	Вздовж прокатки	21	66,0	345,0	-	490,0
	Впоперек прокатки	20,2	62,0	340		480
10ХСНД	Вздовж прокатки	24,2	60,0	-	410	510
	Впоперек прокатки	22	58		390	490

Аналіз результатів наведених в таблицях 4.3 та 4.4 показує, що після проведення лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки підвищуються міцнісні характеристики металопрокату порівняно зі станом після гарячої прокатки. При цьому, пластичні властивості залишаються на рівні, що задовольняє вимогам діючої у будівельній галузі нормативній документації.

З метою виявлення впливу зменшення розмірів зерен фериту на міцнісні властивості було здійснено вимірювання твердості за методом Віккерса (див. табл. 4.5).

Аналіз даних таблиці 4.5, дозволяє відзначити підвищення твердості листів зі сталей 09Г2С та 10ХСНД після експериментальної обробки, порівняно зі штатною технологією. Разом з цим, отримані в структурі металопрокату складові можуть забезпечити значне збільшення в'язкісних показників.

Таблиця 4.4 – Механічні властивості низьковуглецевих мікролегованих сталей 09Г2С та 10ХСНД після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки

Марка сталі	Вирізка зразків	Механічні властивості				
		δ_5 , %	ψ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_T , МПа	σ_B , МПа
09Г2С	Вздовж прокатки	25	78,0	-	455	556,0
	Впоперек прокатки	23	65		420	530
10ХСНД	Вздовж прокатки	24,2	71,5	505		680
	Впоперек прокатки	22	68	490		640

Таблиця 4.5 – Значення твердості сталей 09Г2С та 10ХСНД після гарячої прокатки постачання лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки

Сталь	HV, після гарячої прокатки	HV, після лабораторного експерименту
09Г2С	140	175
10ХСНД	150	220

Виникає можливість отримувати дисперсну структуру в сталях зі зниженою ферито-перлітної смугастістю, та як наслідок забезпечується підвищення міцнісних властивостей та стабілізація пластичних характеристик у X, Y та Z-напрямку товстих листів будівельного та мостобудівельного призначення.

При цьому, за рахунок зародження нових зерен доєвтектоїдного фериту не тільки на великокутових границях, но і на дислокаційних субграницях

аустеніту, фіксують дислокаційну субструктуру та блокують рекристалізацію та зростання зерен аустеніту. Подальша деформація в міжкритичному інтервалі температур та нижче не тільки зберігає субструктуру в фериті, але й збільшує її, що в свою чергу призводить до утворення наддрібною кінцевої субструктури фериту та перліту. Така схема прокатки дає позитивний результат для товстолистого прокату зі сталей, які не містять кошовних карбідоутворюючих елементів.

4.8. Висновки по розділу 4

1. Порівняльний мікроструктурний аналіз показав, що прокат, виготовлений після гарячої прокатки характеризується наявністю практично безперервних смуг перліту у структурі сталей 09Г2С та 10ХСНД, у той час, як мікроструктура прокату, отриманого після проведення лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки, характеризується наддрібною (менш ніж 8 балл) структурою фериту з розвиненою дислокаційною субструктурою.

2. Середній діаметр зерен фериту в структурах сталей 09Г2С та 10ХСНД після проведення експерименту зменшився в 2,5...3 рази, в порівнянні зі структурами отриманими після гарячої прокатки, завдяки чому забезпечується підвищення міцнісних властивостей та стабілізація пластичних характеристик у X, Y та Z-напрямку товстолистого прокату для зварних металевих конструкцій будівельного та мостобудівельного призначення.

3. Цілеспрямоване створення й збереження розвиненої структури фериту та запобігання процесам рекристалізації у сталях будівельного та мостобудівельного призначення, дозволить розробити нові технологічні схеми виробництва товстолистого металопрокату для сучасного будівництва на будь-яких металургійних комбінатах України.

4. Застосування вдосконаленого режиму контрольованої прокатки призводить до підвищення міцнісних та стабілізації пластичних та в'язкісних

характеристик металопрокату. Пластичні властивості залишаються на рівні, що задовольняє вимогам діючої у будівельній галузі нормативній документації. Це пояснюється формуванням наддрібних структурних складових у фериті та перліті. Підвищення дисперсності структури металопрокату стає можливим за рахунок створення та збереження не тільки стійкої дислокаційної субструктури аустеніту, але й розвиненої субструктури фериту при аустенітно-феритному перетворенні, де при деформації у міжкритичному інтервалі температур в дрібних зернах доєвтектоїдного фериту формуються додаткові малокутові субзеренні границі.

5. За рахунок зародження нових зерен доєвтектоїдного (алотріоморфного) фериту не тільки на великокутових границях, но і на дислокаційних субграницях аустеніту, виникає можливість фіксувати дислокаційну субструктуру та блокувати рекристалізацію та зростання зерен аустеніту та новоутвореного фериту. Подальша деформація в міжкритичному інтервалі температур забезпечує зберігання субструктури в фериті за рахунок припинення рекристалізації в температурному інтервалі від 750 до 550°C. Застосування регламентованого охолодження після кінця деформації в чистовій кліті, забезпечить збереження дислокаційної структури аустеніту та фериту, що призводить до утворення дисперсної кінцевої субструктури фериту та перліту. Така схема деформації дає позитивний результат для товстолистового прокату зі сталей, які не містять кошовних карбідоутворюючих елементів.

4.9. Список використаних джерел в розділі 4

У розділі 4 використані джерела [5, 6, 139-142, 153-167]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

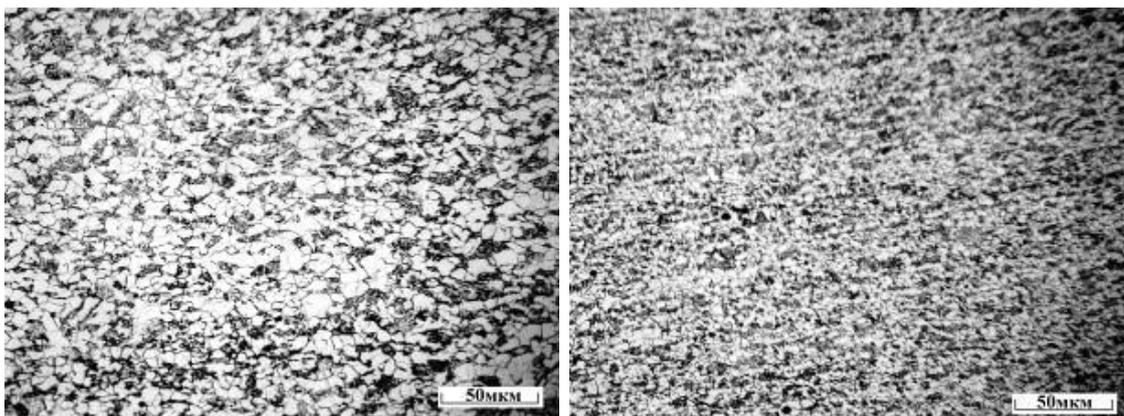
РОЗДІЛ 5

АНАЛІЗ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУР ЗОНИ ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ ТА ОСНОВНОГО МЕТАЛУ, ЯКІ ЗАБЕЗПЕЧУЮТЬ СТАБІЛЬНИЙ РІВЕНЬ МІЦНІСНИХ ТА ПЛАСТИЧНИХ ХАРАКТЕРИСТИК ЗА РАХУНОК ЗБЕРЕЖЕННЯ ДИСЛОКАЦІЙНОЇ СУБСТРУКТИ ДЕФОРМОВАНОГО ТОВСТОЛИСТОВОГО ПРОКАТУ

5.1. Особливості розпаду аустеніту в зоні зварного шва після автоматичного зварювання під флюсом та механізованого зварювання сталей в суміші захисних газів

Досвід виробництва конструкційних сталей, які використовуються в зварних металевих конструкціях, показує економічну ефективність підвищення рівня міцності металопродукату [168].

Металографічна оцінка показує, що після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки, феритна складова сталей 09Г2С та 10ХСНД стає більш дисперсною в порівнянні з виробництвом за класичною гарячою прокаткою. Також для обох сталей спостерігається зникнення перлітної смугастості (див. рис. 5.1).



a

б

Рисунок 5.1 – Мікроструктура сталі після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки: *a* – 09Г2С, *б* – 10ХСНД

Дислокаційні субграниці аустеніту виступають новими центрами зародження фериту [153], який зазнає деформацію та в свою чергу

насичується дислокаційними субграницями, які відповідають за стабілізацію міцнісних та в'язкісних властивостей товстолистого прокату будівельного та мостобудівельного призначення. Зерна доевтектоїдного фериту, які виділяються по границям колишніх аустенітних зерен та дислокаційних субграницях блокують рекристалізацію в аустеніті та фериті.

При виготовленні металевих конструкцій будівельного та мостобудівельного призначення використовують зварювання за двома основними режимами: автоматичне дугове зварювання під флюсом АНКС-28, проволокою Св-10Г1НМА1, діаметром 1,2 мм та механізоване зварювання сталей в суміші захисних газів 80% Ar+20% CO₂ дротом марки Св-08Г2С діаметром 1,2 мм. Зварювання відбувалось згідно ГОСТ 14771-76.

Мікроструктура зварного шва сталей 09Г2С та 10ХСНД після режимів зварювання наведено на рисунках 5.2.

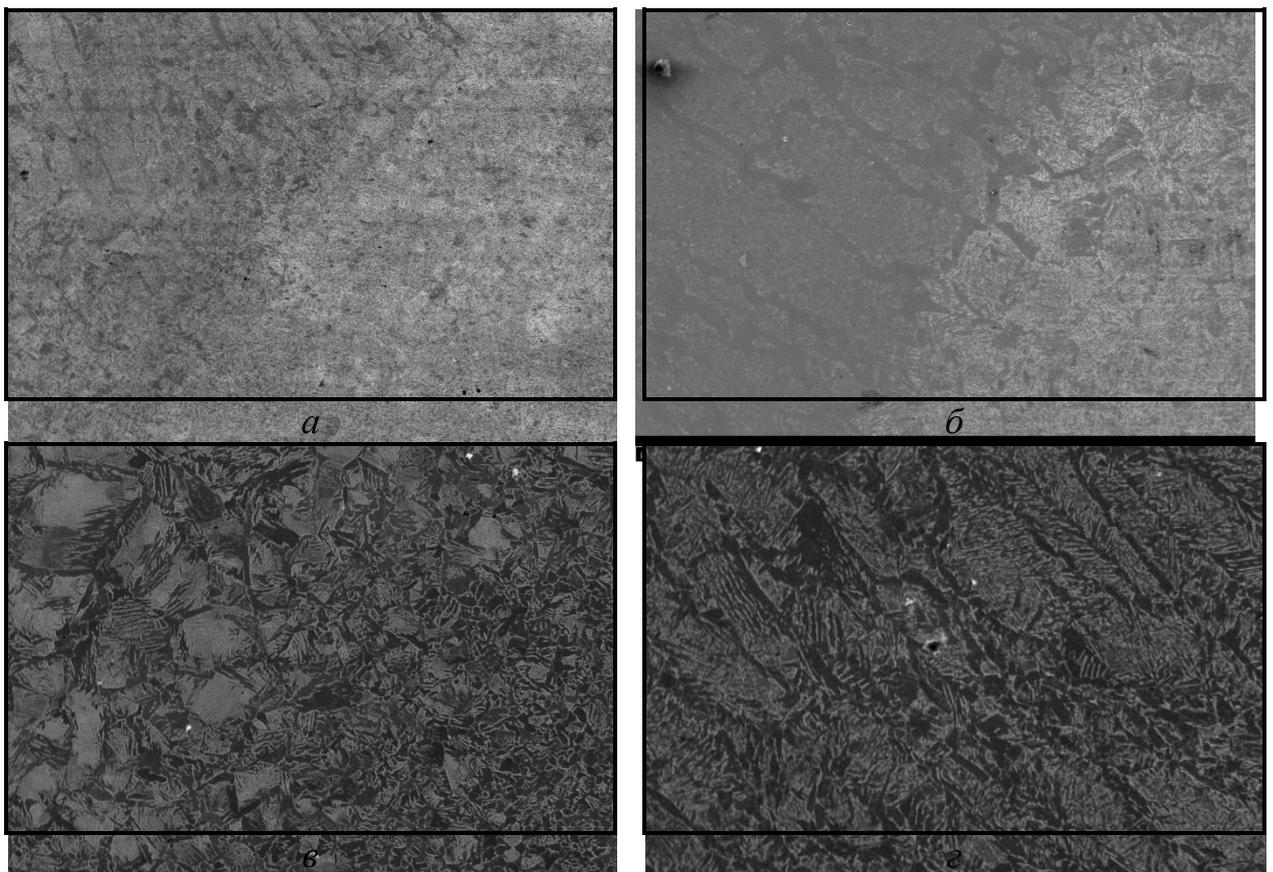


Рисунок 5.2 – Структура зварного шва після зварювання за різними режимами: *а, в* – зварювання в середовищі захисних газів; *б, г* – зварювання під флюсом; *а, б* – сталь 09Г2С; *в, г* – сталь 10ХСНД

Аналіз даних, наведених на рисунках 5.2 показує, що для сталей, що досліджуються, кристалізація відбувається при швидкостях охолодження ($V=40\dots 50^{\circ}\text{C}$). Як наслідок стовпчаста зона утворюється завдяки дендритному росту. Границі між кристалітами, які формуються по мірі руху у розплав кристалічної решітки твердої фази, зазвичай також витягнуті у напрямку росту.

В процесі кристалізації шарів сталей 10ХСНД та 09Г2С прилеглих до основного металу в процесі зварювання, шари рідкої фази збагачуються розчинними елементами, які мають більш високу температуру плавлення за рахунок чого реалізується ефект мікролегування. Якщо у результаті дифузійних процесів чи впливу конвекційних потоків рідини розчинений елемент буде відводитися від поверхні розділу у рідку фазу, то в наслідок прагнення системи до рівноваги частина атомів рідкої фази буде переходити до твердої фази, відновлюючи прикордонні концентрації та забезпечуючи зростання кристалів твердого розчину [169].

Зварювання під флюсом призводить до збагачення металу марганцем і кремнієм з утворенням шлаку. При збільшенні струму зростає частка розплавленого металу шва і перехід кремнію і марганцю в метал зменшується. Зростання напруги призводить до збільшення кількості розплавленого флюсу, при цьому перехід кремнію і марганцю в шов збільшується.

Метал шва містить знижену кількість неметалічних включень, за рахунок наявності шлаку на поверхні зварювання, що забезпечує гарантовані механічні властивості зварного з'єднання.

5.2. Особливості формування структури зони термічного впливу та збереження дислокаційної субструктури основного металу після автоматичного зварювання під флюсом та механізованого зварювання сталей в суміші захисних газів

Результати металографічних досліджень зони термічного впливу (ЗТВ)

та основного металу для досліджуваних марок сталі після зварювання наведено на рисунках 5.3 та 5.4.

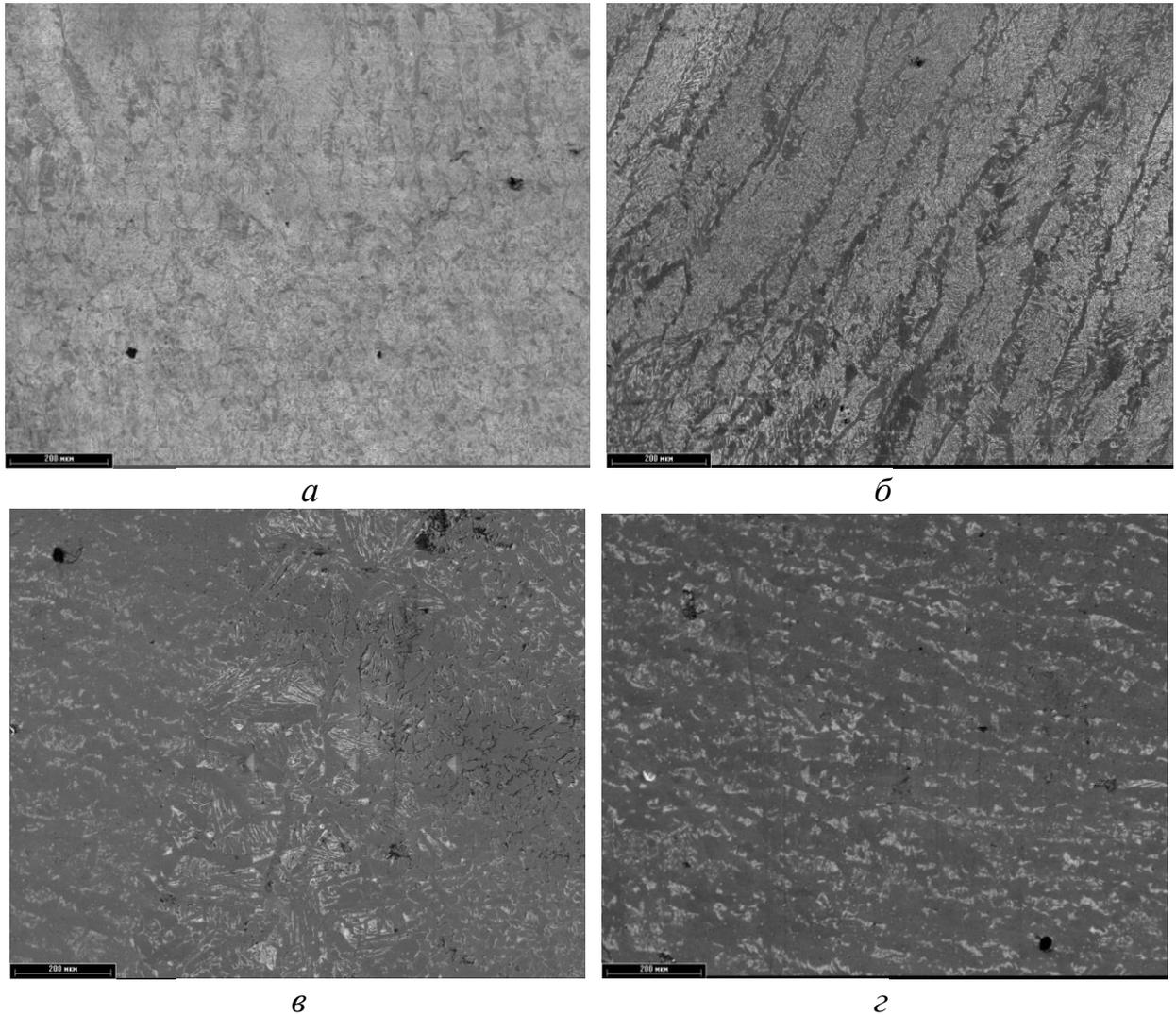


Рисунок 5.3 – Структура ЗТВ після зварювання за різними режимами:
а, в – зварювання в середовищі захисних газів; *б, г* – зварювання під флюсом;
а, б – сталь 09Г2С; *в, г* – сталь 10ХСНД

Досліджено структурні перетворення, що відбуваються при зварюванні сталей будівельного та мостобудівельного призначення 09Г2С та 10ХСНД. Механізм структурних перетворень однотипний, тому надалі було розібрано перетворення, які виникають в зоні термічного впливу на прикладі сталі 10ХСНД (див. рис. 5.5).

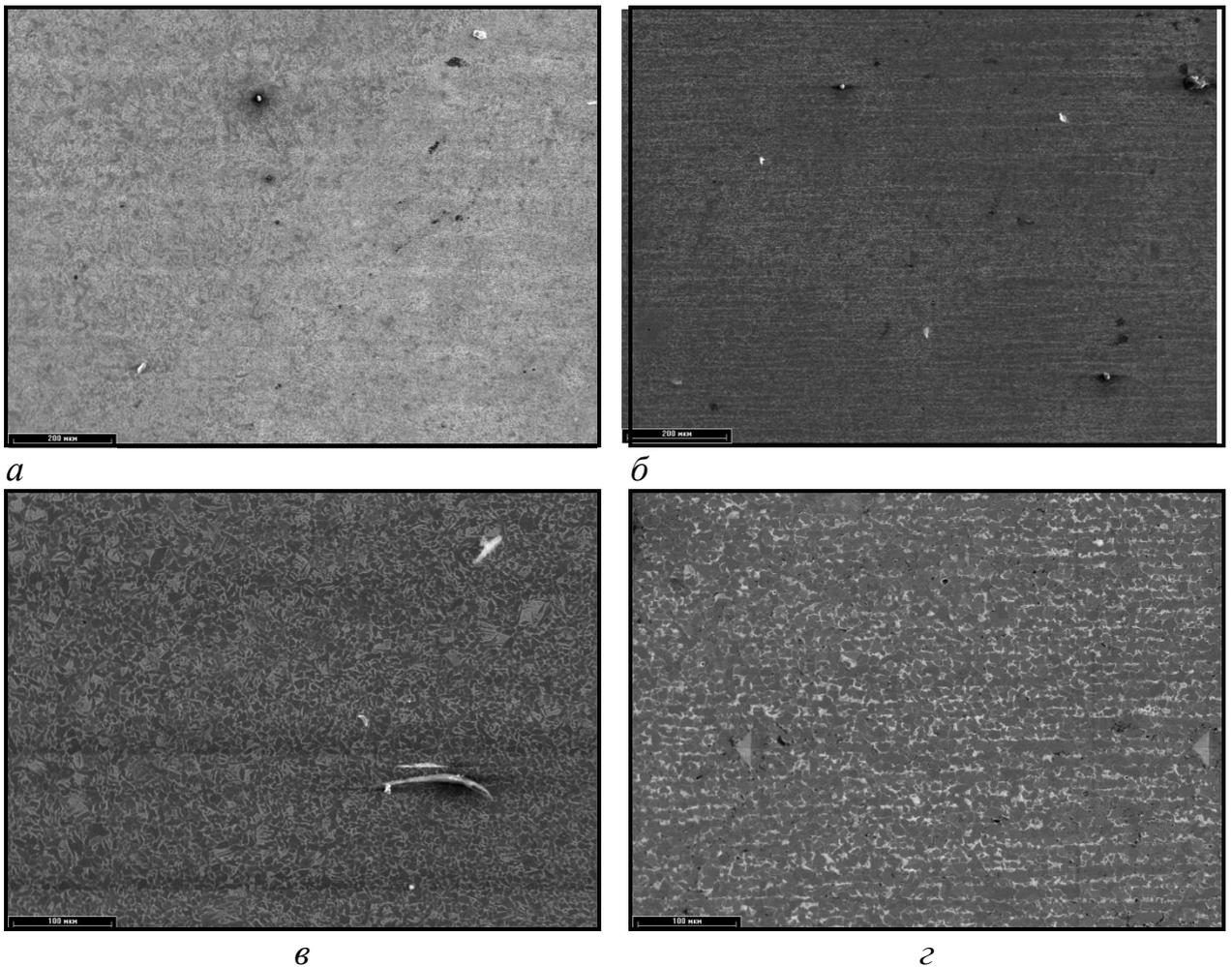


Рисунок 5.4 – Структура основного металу після зварювання за різними режимами: *а, в* – зварювання в середовищі захисних газів; *б, г* – зварювання під флюсом; *а, б* – сталь 09Г2С; *в, г* – сталь 10ХСНД

При нагріві під час зварювання в тих ділянках де температура підвищилась до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур відбувається сфероїдизація перліту.

В металі, розташованому ближче до зварного шва, де температура підвищується вище критичної, тобто плавлення та подальшого охолодження, формується мартенсит з шириною рейки близько 4 мкм. При зниженні температури нагріву зони термічного впливу, завдяки відстані від зварного шва, ферито-перлітне перетворення зазнає особливі дислокаційні субструктурні агенти.

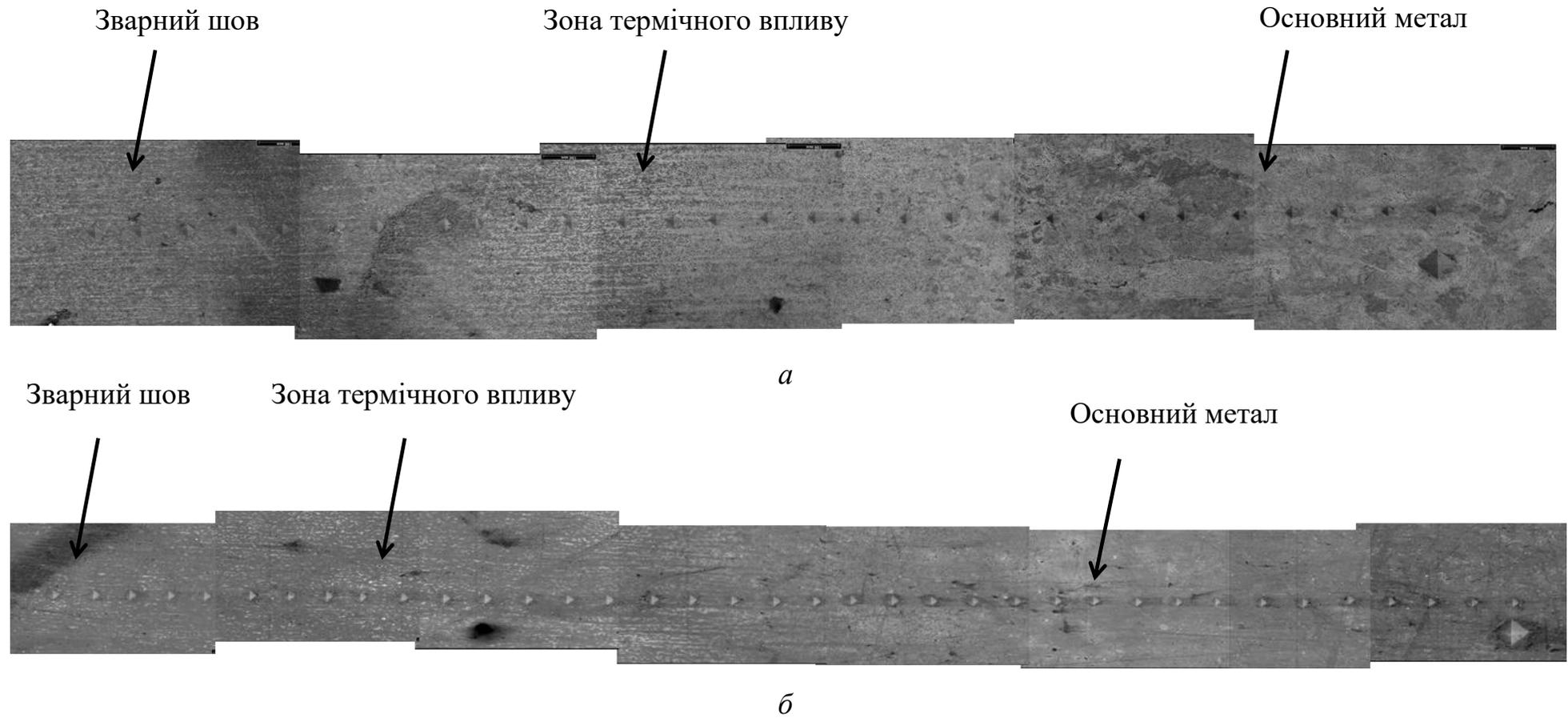


Рисунок 5.5 – Загальний вигляд зони зварювання, термічного впливу та основного металу сталі 10ХСНД: *a* - зварювання під флюсом; *б* - зварювання в середовищі захисних газів

5.3. Дослідження мікротвердості зварних з'єднань

Результати досліджень мікротвердості по структурним складовим зварного з'єднання після зварювання в середовищі захисних газів наведено на рисунках 5.6, 5.7, 5.8; після зварювання під флюсом – рисунках. 5.9, 5.10, 5.11, 5.12, 5.13.

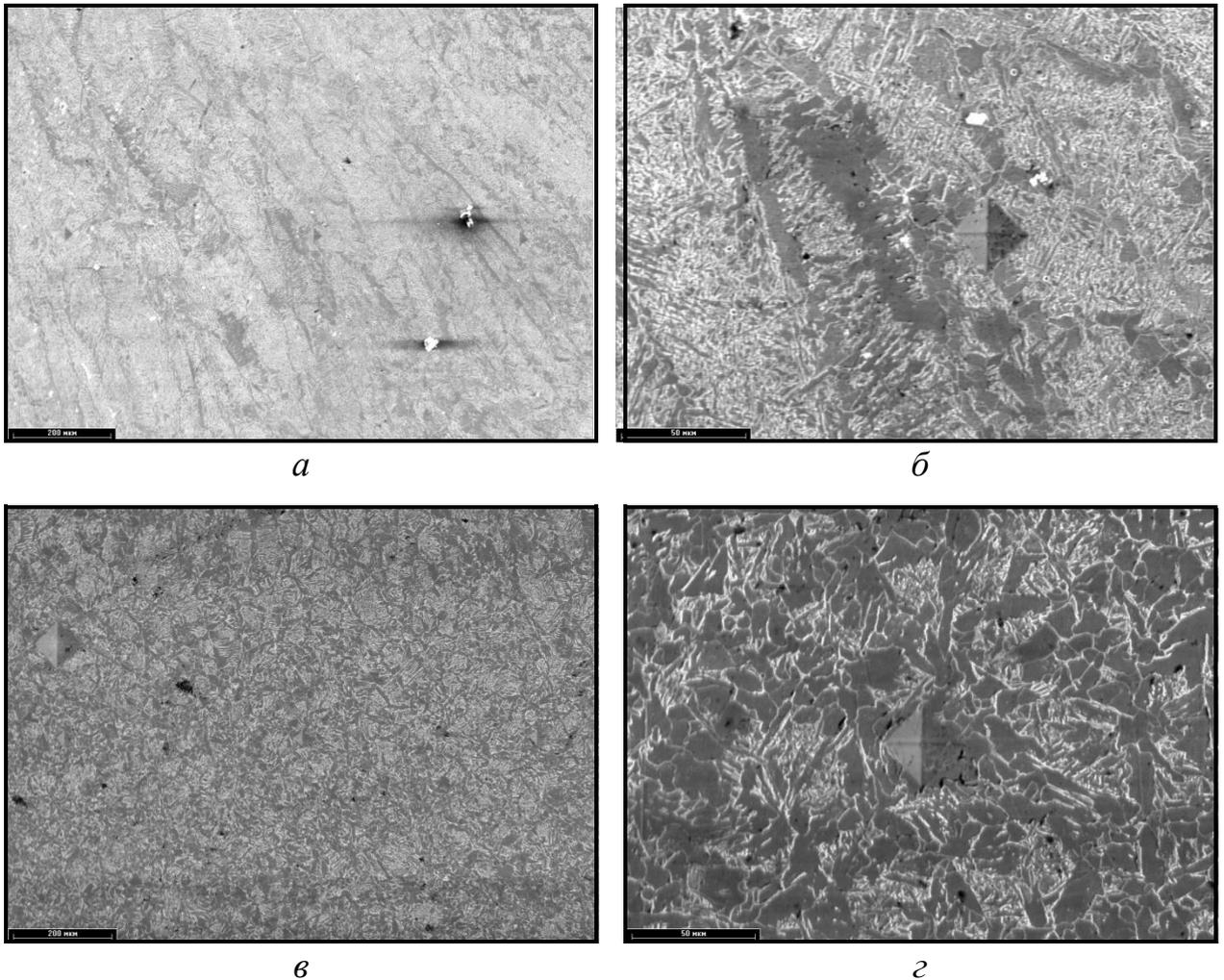


Рисунок 5.6 – Мікроструктура зварного шва сталей після зварювання в середовищі захисних газів: *а, б* – сталь 09Г2С; *в, г* – сталь 10ХСНД

При зміні структури металу відбувається зміна розмірів та взаємного розташування його зерен (кристалів). Цей процес супроводжується зміною об'єму металу, що викликає утворення внутрішніх напружень. Напруження, що виникають в наслідок зміни структури металу, можуть мати практичне значення лише при зварюванні легованих та високовуглецевих сталей, що мають схильність до закалювання. При зварюванні звичайної низьковуглецевої сталі, виникаючі від зміни структури металу напруження

незначні та не приймаються до розрахунку при виготовленні зварних конструкцій.

Як відомо, при нагріванні усі метали розширюються, а при охолодженні – стискаються. Не закріплений шматок металу, будучи нагрітим, а потім охолодженим до початкової температури, набуде тих самих розмірів, котрі він мав до нагрівання.

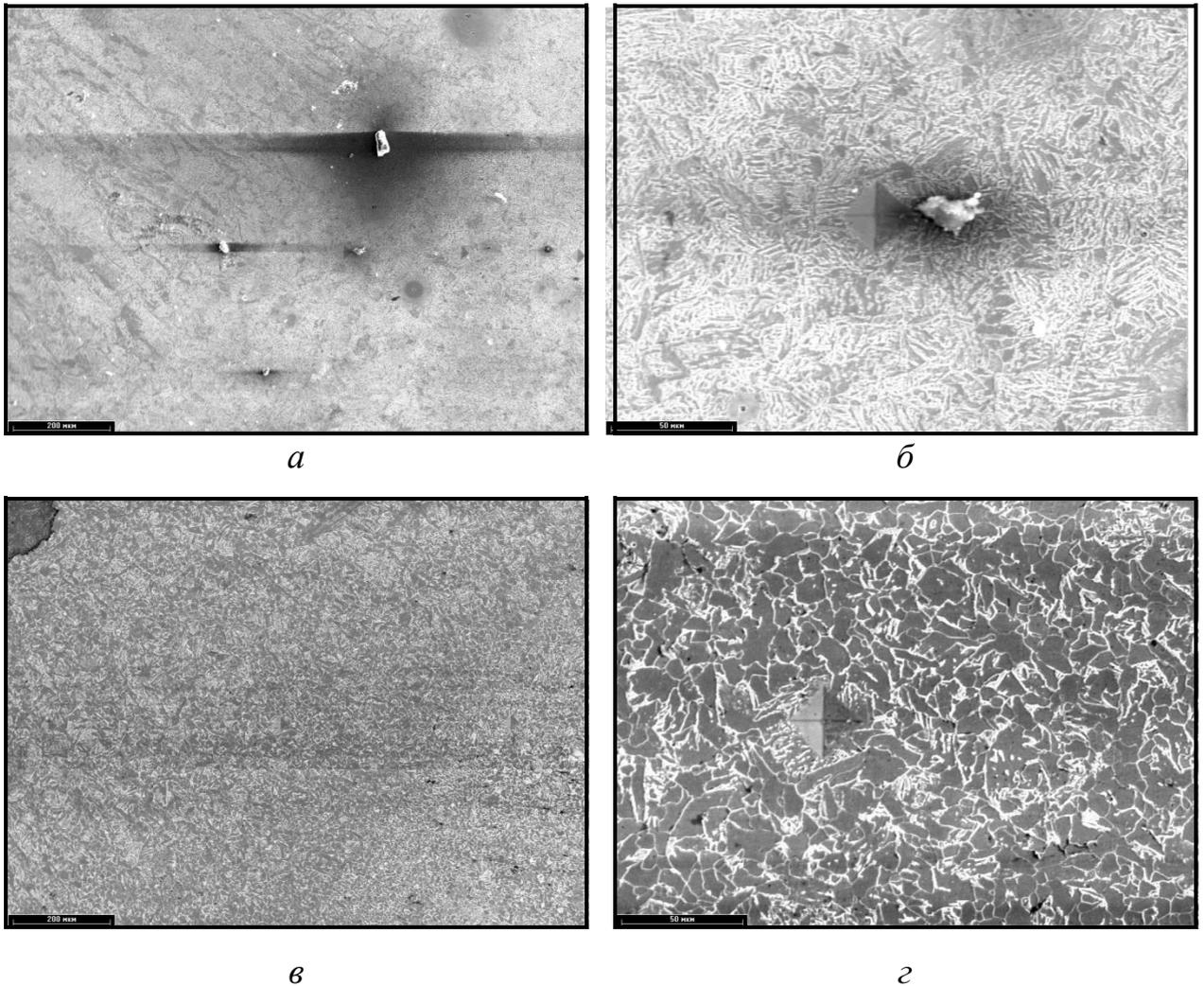


Рисунок 5.7 – Мікроструктура зони термічного впливу сталей після зварювання в середовищі захисних газів: *а, б* – сталь 09Г2С; *в, г* – сталь 10ХСНД

Фазові та структурні перетворення при нагріванні та охолодженні під час зварювання супроводжуються додатковим розширенням чи скороченням

металу та зміною його властивостей. У випадку завершення перетворення при високих температурах вони впливають тільки на часові напруження.

Тому залишкові напруження у сталях перлітного класу майже такі самі як в аустенітних.

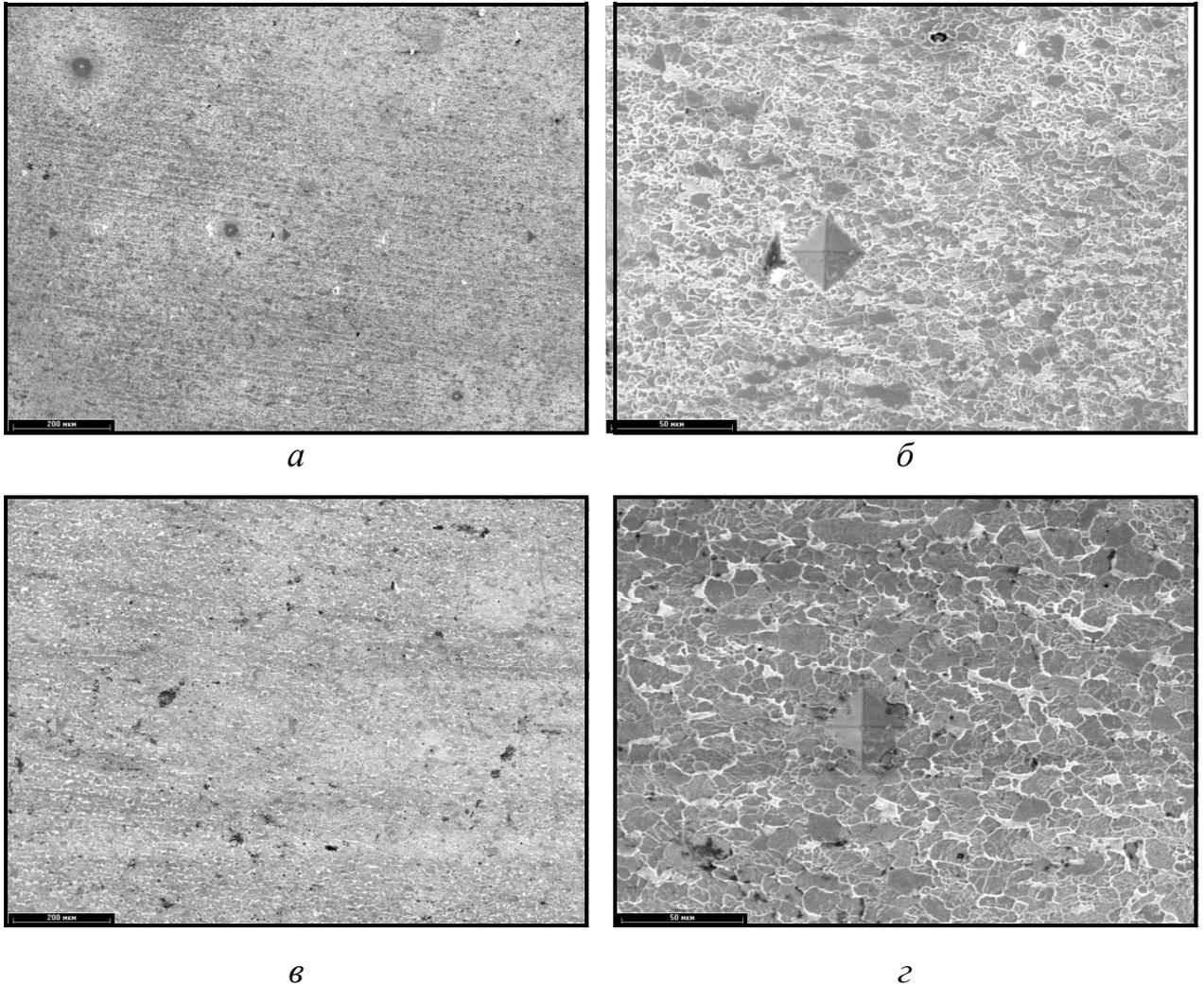


Рисунок 5.8 – Мікроструктура основного металу сталей після зварювання в середовищі захисних газів: *а, б* – сталь 09Г2С; *в, г* – сталь 10ХСНД

При низькотемпературних структурних перетвореннях (мартенситне перетворення сталі) можливо утворення смуг розтягу та стискання що чергуються між собою у шві та в зоні термічного впливу, а також утворення залишкових напружень стискання у шві, та розтягування у всіх інших частинах виробу (замість усадки може відбуватися видовження деталі).

Концентрація вуглецю в аустеніті в цьому випадку знижується, тому при різкому зниженні температури такий аустеніт розпадається по ферито-перлітному механізму.

В результаті утворюються характерні смуги з ферито-перлітною структурою, що чергуються приблизно рівної ширини: з новоутвореної перлітної структури – темного відтінку і неперикристалізованого фериту – світлого відтінку. Можна вважати, що в темних смугах, крім перлітних колоній, присутні дрібні кристали доєвтектоїдного фериту, в збіднених вуглецем ділянках, або бейніту – в збагачених.

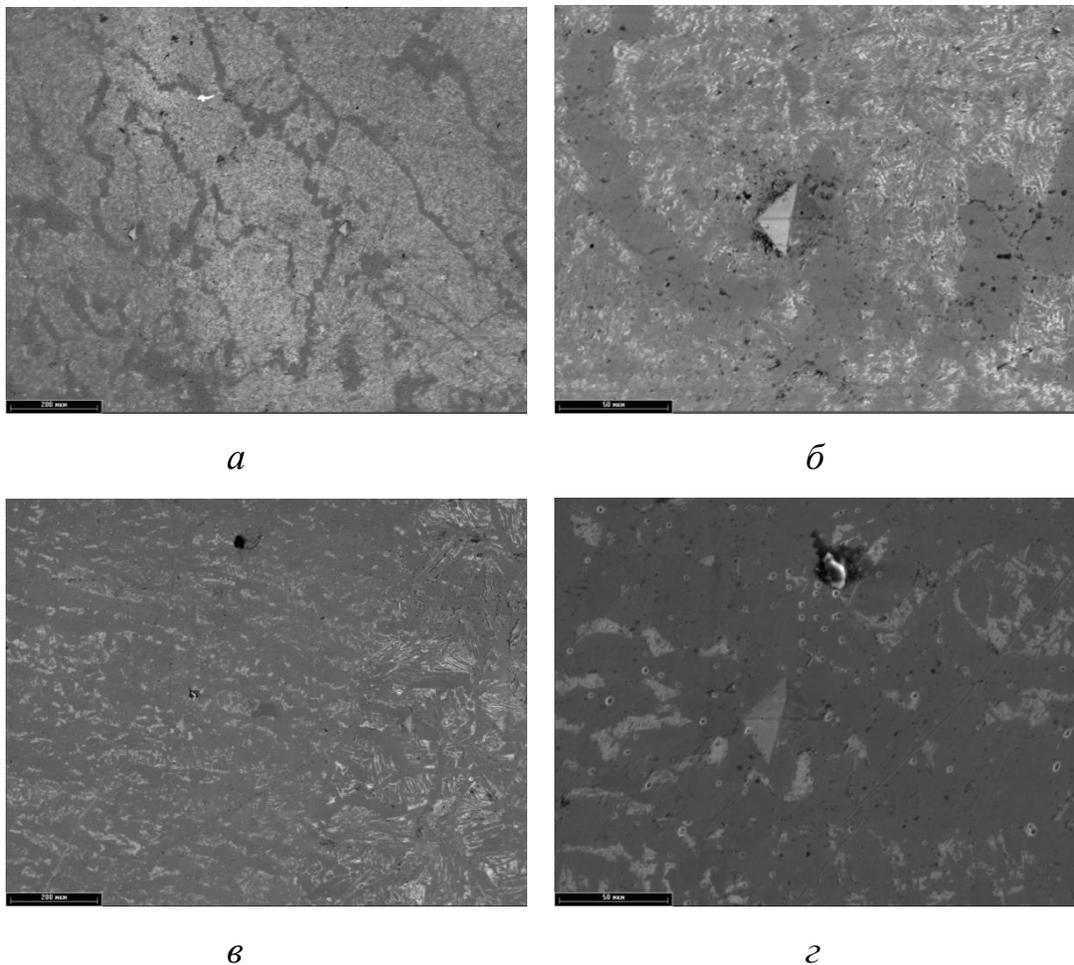


Рисунок 5.9 – Дослідження мікротвердості зварного шва сталей після зварювання під флюсом: *a*, *б* – сталь 09Г2С; *в*, *г* – сталь 10ХСНД

Міцність зварного з'єднання характеризується величиною напружень, які виникають у ньому під впливом діючих зусиль. Для того щоб з'єднання

було міцним, фактичні напруження у ньому при роботі повинні бути в декілька разів нижче тих, при яких метал шва руйнується.

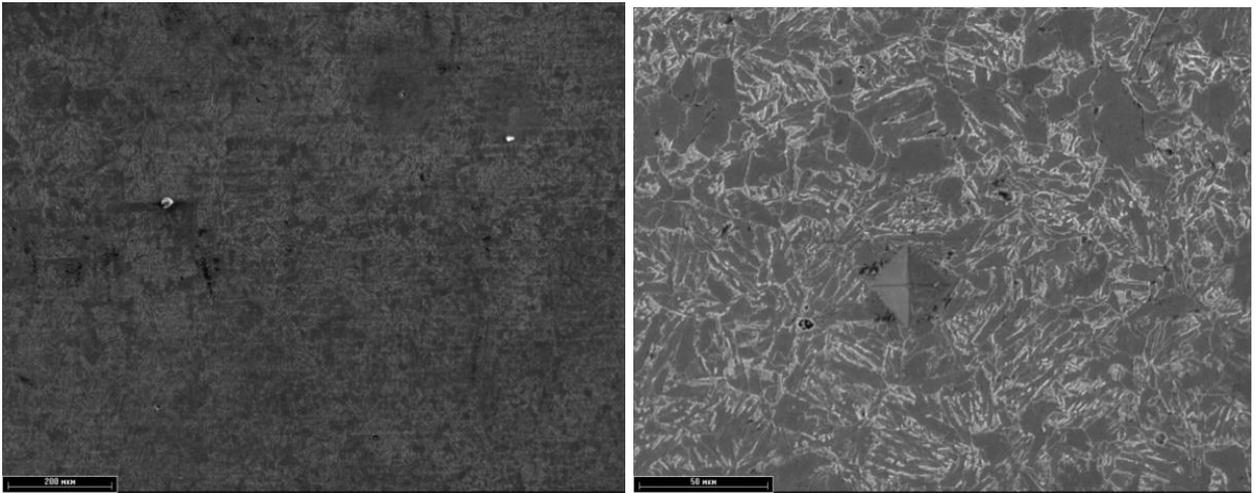
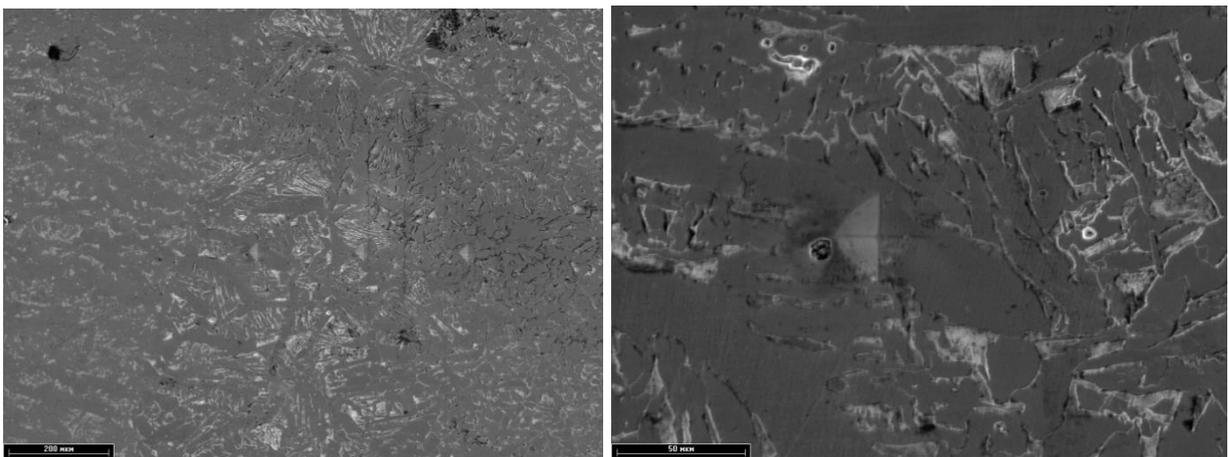


Рисунок 5.10 – Дослідження мікротвердості зони термічного впливу сталі 09Г2С після зварювання під флюсом



a

б

Рисунок 5.11 – Дослідження мікротвердості зони термічного впливу сталі 10ХСНД після зварювання під флюсом

У місцях, де температура піднімається до верхньої границі міжкритичного інтервалу і метал перебуває при цій температурі більш тривалий час, ніж шари більш віддалені від шва, велика частина металу переходить в аустенітний стан. В результаті після охолодження основною структурною складовою стає доєвтектоїдний ферит. Його зерна дуже дрібні, так як вони зароджуються в дрібнозернистому аустеніті. Оскільки вуглець витісняється з зерен доєвтектоїдного фериту в міжзеренні проміжки, то

залишковий аустеніт знову збагачується вуглецем і при подальшому зниженні температури перетворюється в бейніт.

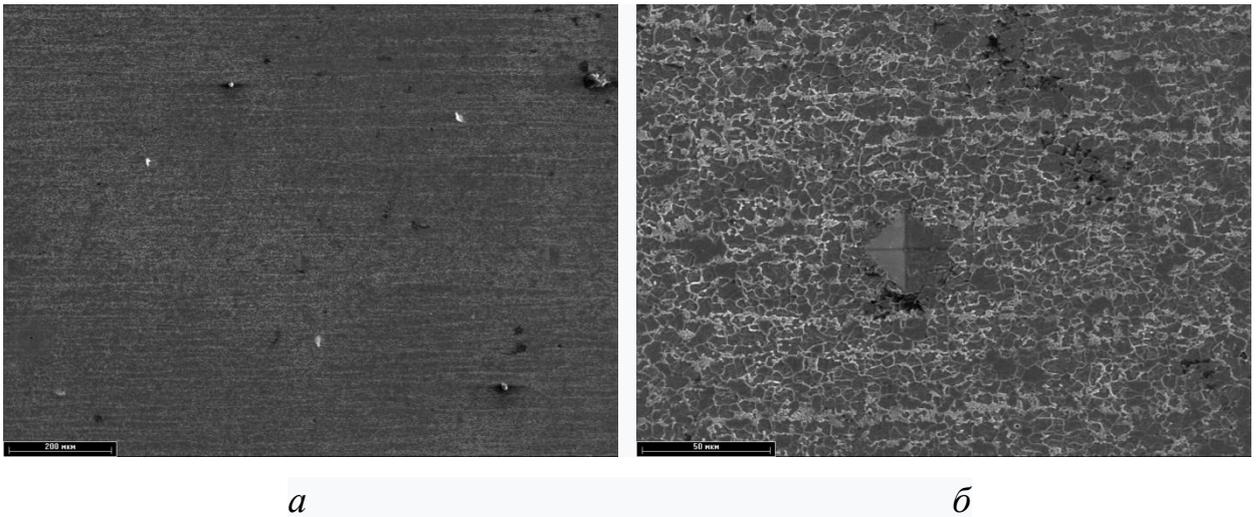


Рисунок 5.12 – Дослідження мікротвердості основного металу сталі 09Г2С після зварювання під флюсом

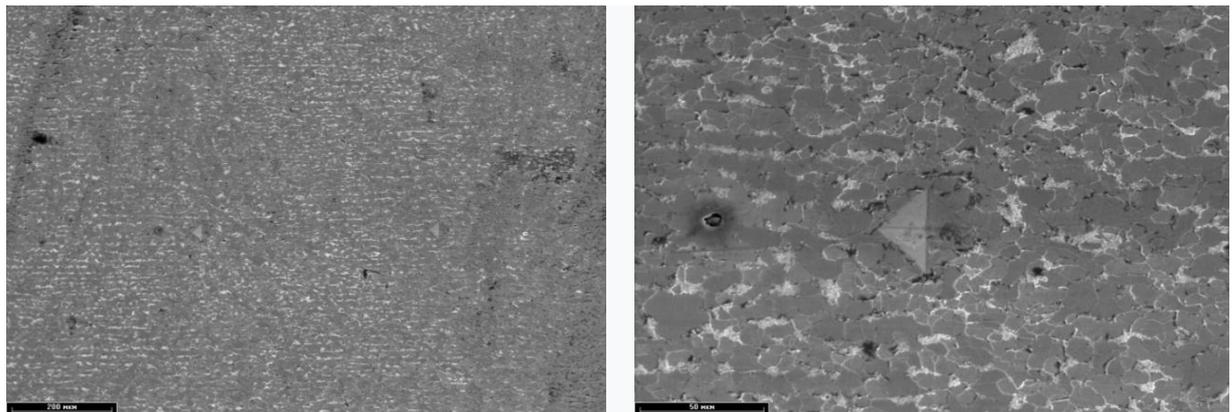


Рисунок 5.13 – Дослідження мікротвердості основного металу сталі 10ХСНД після зварювання під флюсом

У тих шарах, де температура металу підвищується вище верхньої границі міжкритичного інтервалу, аустенітне перетворення охоплює весь обсяг вихідного металу, відбувається дифузійне вирівнювання по вуглецю, і спостерігається дуальна ферито-бейнітна структура.

Ще ближче до зварного шва температура металу підвищується набагато вище верхньої границі міжкритичного інтервалу температур і утворений при нагріві аустеніт виявляється однорідним за хімічним складом. Надалі в цій зоні аустеніт охолоджується з порівняно високою швидкістю,

тому що тепловідвід здійснюється, в основному, через метал. В таких умовах розпад аустеніту відбувається в проміжній області.

Так як сталі 10ХСНД та 09Г2С при виготовленні будівельних та мостобудівельних конструкцій зварюються, з практичної точки зору є дослідження рівня знеміцнення металу в зоні зварного з'єднання (див. рис. 5.14 та 5.15)

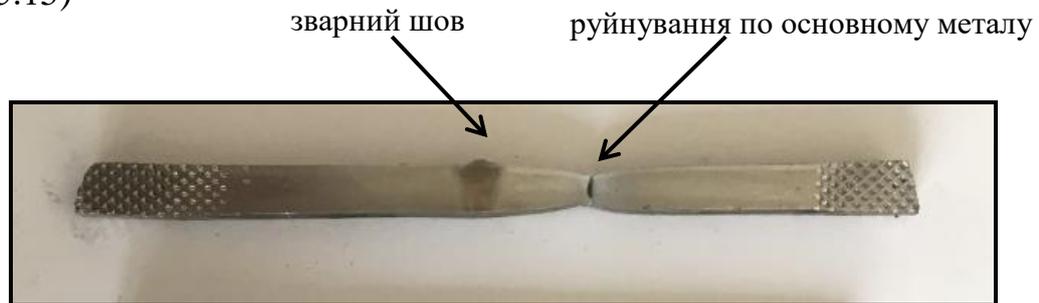


Рисунок 5.14 – Загальний вигляд зразка сталі 10ХСНД після зварювання в середовищі захисних газів та руйнування



Рисунок 5.15 – Загальний вигляд зразка сталі 10ХСНД після автоматичного дугового зварювання під флюсом та руйнування

Результати дослідження показали, що руйнування плоских зварних зразків відбувалося по основному металу для всіх режимів зварювання сталей 10ХСНД та 09Г2С.

У безпосередній близькості від шва (зварювальної ванни) метал прогрівається до плавильних температур і зерно аустеніту встигає дещо вирости, а після охолодження утворюється структура з дрібних острівців мартенситу (див. рис. 5.5).

Таким чином, можна очікувати, що найбільш ослабленими зонами зварного з'єднання є ділянки зони термічного впливу зі структурою сфероїдезованого перліту та з дуальною ферито-бейнітною структурою.

Перша з них менш небезпечна з цієї точки зору міцності, так як субзеренна структура в фериті утворена в міжкритичному інтервалі температур, зберігається майже без зміни, оскільки вона формувалася при більш високих температурах. У той же час сфероїдізація за короткий час не встигає істотно порушити пластинчасту будова перліту.

Дуальна структура матиме порівняно високу міцність, так як зерно фериту дуже дрібне, в порівнянні з розміром субзерен в фериті вихідного металу. Крім того, дисперсні острівці бейніту також вносять свій внесок у зміцнення цієї структури.

З метою дослідження та оцінки міцності зварного з'єднання були здійснені дослідження мікротвердості по зонам. Отриманні результати узагальнено та наведено на рисунку 5.16.

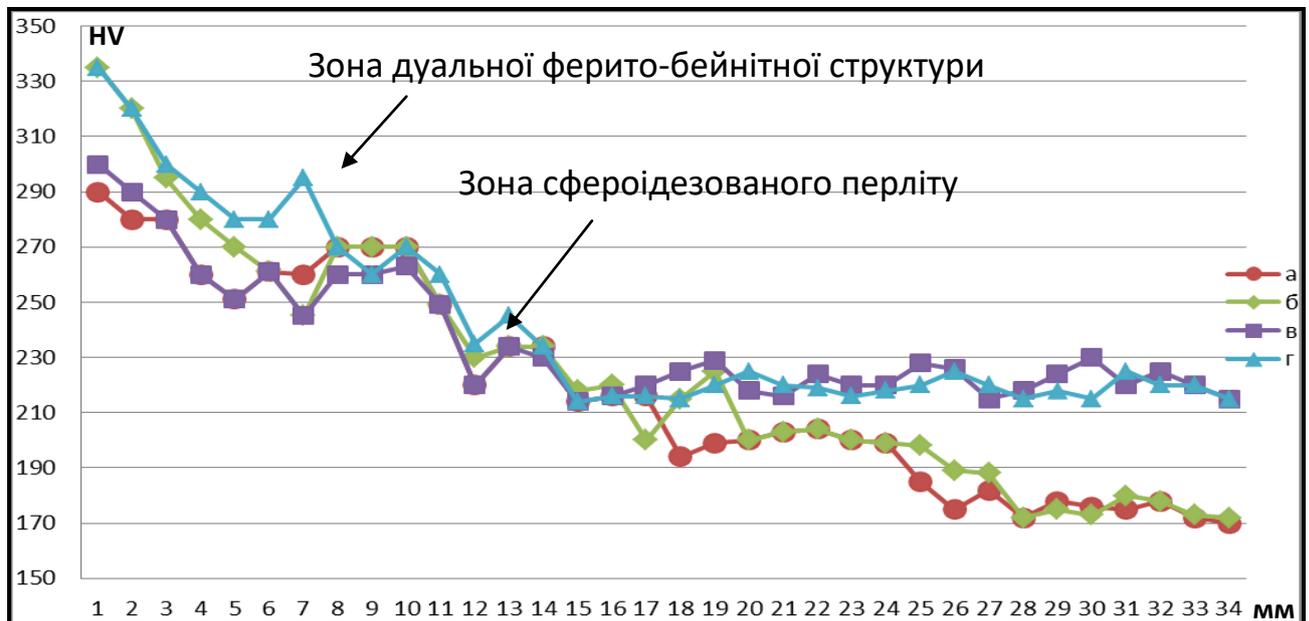


Рисунок 5.16 – Середній розподіл мікротвердості в зоні зварного шва, зони термічного впливу та основного металу сталі 10ХСНД та 09Г2С після зварювання під флюсом та зварюванням в середовищі $Ar+CO_2$: а, в – в середовищі захисних газів; б, г – під флюсом; а, б – сталь 09Г2С; в, г – сталь 10ХСНД

Такий набір структур утворився завдяки лабораторному експерименту по вдосконаленню контрольованої прокатки, за рахунок зародження нових зерен доєвтектоїдного (алотріоморфного) фериту не тільки на великокутових границях, но і на дислокаційних субграницях аустеніту. Деформація в міжкритичному інтервалі температур забезпечує зберігання субструктури в фериті за рахунок припинення рекристалізації в температурному інтервалі від 750 до 550°C, а застосування регламентованого охолодження після кінця деформації в чистовій кліті, забезпечує збереження дислокаційної структури аустеніту та фериту, що призводить до утворення дисперсної кінцевої субструктури фериту та перліту.

Аналіз отриманих даних показує, що для сталей 09Г2С та 10ХСНД максимальні значення мікротвердості (як наслідок максимальний рівень напружень) з'являється у навколошовній зоні. При цьому в цій зоні рівень напружень досягає значень, які по величині майже дорівнюють границі текучості. На границі зон термічного впливу та основного металу (див. рис. 5.16) рівень напружень складає 0,5...0,8 σ_T , притому більші значення спостерігаються при збільшенні потужності джерела та швидкості зварювання.

5.4. Висновки по розділу 5

1. В зоні термічного впливу після зварювання в $Ag+CO_2$ та автоматичного зварювання під флюсом сталей будівельного та мостобудівельного призначення, виявлені найбільш небезпечні зони зі сфероїдизованим перлітом та ферито-бейнітною структурами, які знижують працездатність всієї конструкції в цілому.

2. Розглянуто вплив наддрібної ферито-перлітної структури отриманої після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки на формування зон термічного впливу, які забезпечують стабілізацію міцнісних та в'язкісних властивостей за рахунок формування дислокаційної субструктури аустеніту та фериту.

3. Експериментально показано, що після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки та подальшого зварювання сталей 09Г2С та 10ХСНД в середовищі захисних газів та автоматичного зварювання під флюсом руйнування зразків відбувається по основному металу, розташованому на відстані мінімум 18,5 мм від центру зварного шва і супроводжується значними пластичними деформаціями.

4. Дислокаційні субграниці аустеніту виступають новими центрами зародження фериту, які зазнають деформацію та в свою чергу насичується дислокаційними субграницями за рахунок реалізації безперервної деформації за запропонованим режимом. Вони відповідають за стабілізацію міцнісних та в'язкісних властивостей товстолистого прокату будівельного та мостобудівельного призначення. Зерна доєвтектоїдного фериту, які виділяються по границям колишніх аустенітних зерен та дислокаційних субграницях блокують рекристалізацію в деформованому аустеніті.

5.5. Список використаних джерел в розділі 5

У розділі 5 використані джерела [153, 168-169]. Їх найменування представлені у загальному списку використаних джерел.

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі зроблено теоретичне узагальнення і запропоновано нове рішення науково-практичної задачі по встановленню взаємозв'язку між механізмами структуроутворення та механічними властивостями листів після раціонального режиму контрольованої прокатки сталей 09Г2С та 10ХСНД та структуроутворенням і механічними властивостями в зоні термічного впливу та основного металу після зварювання за найбільш розповсюдженими при будівництві режимами. На підставі проведених теоретичних та експериментальних досліджень зроблено наступні наукові та практичні висновки:

1. Попередній статистичний аналіз та побудова функцій відгуку (σ_T , σ_B , δ_5) для сталей 09Г2С та 10ХСНД показали, що розподіл змінних має вигляд близький до нормального. Отже, можливе подальше застосування математичного моделювання без додаткового перетворення вихідних значень. Результати проведеного кореляційного аналізу дозволили встановити, що для обох сталей, прокатаних за технологією контрольованої прокатки значний вплив на механічні властивості оказує не тільки температура кінця деформації в чорновій кліті, а й найбільш вагомо температура початку деформації в чистовій кліті. Виходячи зі знаку коефіцієнта кореляції, можливо припустити, що при зростанні температури початку деформації в чистовій кліті, границя міцності та плинності зростатимуть при стабілізації значень пластичності та в'язкості. Однофакторний дисперсійний аналіз підтвердив дані, отримані за допомогою математичного апарату кореляційного аналізу, а саме показав значний вплив температури початку деформації в чистовій кліті на міцнісні характеристики та стабілізації значень пластичності та в'язкості сталей 09Г2С та 10ХСНД. Багатофакторний дисперсійний та регресійний аналізи показали можливість збільшення значень границі міцності та плинності зі збільшенням температури початку деформації сягає близько 830...790°C. Показники відносного видовження отримують стабільні значення при підвищенні

температури початку деформації в указаному діапазоні температур. На основі проведених досліджень необхідно розробити новий режим контрольованої прокатки для будівельних металевих конструкцій відповідального призначення та мостобудівельних конструкцій.

2. Застосування вдосконаленого режиму контрольованої прокатки призводить до підвищення міцнісних та стабілізації пластичних та в'язкісних характеристик металопрокату. Пластичні властивості залишаються на рівні, що задовольняє вимогам діючої у будівельній галузі нормативній документації. Це пояснюється формуванням наддрібних структурних складових у фериті та перліті. Підвищення дисперсності структури металопрокату стає можливим за рахунок створення та збереження не тільки стійкої дислокаційної субструктури аустеніту, але й розвиненої субструктури фериту при аустенітно-феритному перетворенні, де при деформації у міжкритичному інтервалі температур в дрібних зернах доєвтектоїдного фериту формуються додаткові малокутові субзеренні границі.

3. Порівняльний мікроструктурний аналіз показав, що прокат, виготовлений після гарячої прокатки характеризується наявністю практично безперервних смуг перліту у структурі сталей 09Г2С та 10ХСНД, у той час, як мікроструктура прокату, отриманого після проведення лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки, характеризується наддрібною структурою фериту з розвиненою дислокаційною субструктурою.

Середній діаметр зерен фериту в структурах сталей 09Г2С та 10ХСНД після проведення експерименту зменшився в 2,5...3 рази, в порівнянні зі структурами отриманими після гарячої прокатки, завдяки чому забезпечується підвищення міцнісних властивостей та стабілізація пластичних характеристик у X, Y та Z-напрямку товстолистого прокату для зварних металевих конструкцій будівельного та мостобудівельного призначення. Цілеспрямоване створення й збереження розвиненої структури фериту та запобігання процесам рекристалізації у сталях будівельного та

мостобудівельного призначення, дозволить розробити нові технологічні схеми виробництва товстолистого металопрокату для сучасного будівництва на будь-яких металургійних комбінатах України.

4. Експериментально підтверджено, що використання запропонованого раціонального режиму контрольованої прокатки для сталей 10ХСНД і 09Г2С призводить до зародження нових зерен доевтектоїдного (алотріоморфного) фериту по колишнім великокутовим та дислокаційним субграницям аустеніту.

5. Проаналізовано блокування рекристалізації зерен аустеніту та новоутвореного фериту по дислокаційним малокутовим границям аустеніту сталей 09Г2С та 10ХСНД. Застосування регламентованого охолодження після кінця деформації, забезпечує збереження дислокаційної структури перліту та фериту, що призводить до утворення дисперсної кінцевої субструктури. Така схема деформації дає позитивний результат для товстолистого прокату зі сталей, які не містять кошовних карбідоутворюючих елементів.

Дислокаційні субграниці аустеніту виступають новими центрами зародження фериту, які зазнають деформацію та в свою чергу насичується дислокаційними субграницями за рахунок реалізації безперервної деформації за запропонованим режимом, які відповідають за стабілізацію міцнісних та в'язкісних властивостей товстолистого прокату будівельного та мостобудівельного призначення. Зерна доевтектоїдного фериту, які виділяються по границям колишніх аустенітних зерен та дислокаційних субграницях блокують рекристалізацію в деформованому аустеніті.

6. Розглянуто вплив наддрібної ферито-перлітної структури отриманої після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки на формування зон термічного впливу, які забезпечують стабілізацію міцнісних та в'язкісних властивостей за рахунок формування дислокаційної субструктури аустеніту та фериту.

7. Експериментально показано, що після лабораторного експерименту по вдосконаленню режиму контрольованої прокатки та подальшого зварювання сталей 09Г2С та 10ХСНД в середовищі захисних газів та автоматичного зварювання під флюсом руйнування зразків відбувається по основному металу, розташованому на відстані мінімум 18,5 мм від центру зварного шва і супроводжується значними пластичними деформаціями.

В зоні термічного впливу після зварювання в $Ag+CO_2$ та автоматичного зварювання під флюсом сталей будівельного та мостобудівельного призначення, виявлені найбільш небезпечні зони зі сфероїдизованим перлітом та ферито-бейнітною структурами, які знижують працездатність всієї конструкції в цілому.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Use and Application of High-performance Steels for Steel Structures. By J. Raoul. Zürich: IABSE, 2005. 152 p.
2. Скороходов В. Н., Одесский П. Д., Рудченко А. В. Строительная сталь : монография. Москва : Metallurgizdat, 2002. 624 с.
3. Большаков В. И., Рычагов В. Н., Флоров В. К. Термическая и термомеханическая обработка строительных сталей : учеб. пособ. Днепропетровск : Січ, 1994. 232 с.
4. Николаев В. А. Теория прокатки : учеб. пособ. Запорожье : Запорожская государственная инженерная академия, 2007. 228 с.
5. Коцарь С. Л., Третьяков В. А., Цупров А. Н., Поляков Б. А. Динамика процессов прокатки : учеб. пособ. Москва: Metallurgiya, 1997. 255 с.
6. Большаков В. И., Долженков И. Е., Долженков В. И. Термическая обработка стали и металлопроката : учеб. пособ. Днепропетровск : Gaudeamus, 2002. 271 с.
7. Говорун Т. П., Гапонова О. П., Марченко С. В. Матеріалознавство та технологія матеріалів (у схемах і завданнях) : навч. посіб. Суми : СумДУ. 163 с.
8. Макара А. М., Мосендз Н. А. Природа влияния металла шва на образование трещин в околошовной зоне. *Автоматическая сварка*. 1964. № 9. С. 1–10.
9. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей : монография. Москва : Машиностроение, 1981. 248 с.
10. Полухин М. И. Прокатное производство. Москва : Metallurgiya, 1968. 288 с.
11. Курдюмов Г. В., Утевский А. М., Энжин Р. И. Превращения в железе и стали. Москва : Наука, 1977. 238с.
12. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. Москва : Metallurgiya, 1986. 480 с.

13. Погоржельский В. И. Контролируемая прокатка непрерывнолитого металла. Москва : Metallurgy, 1986. 151 с.
14. Tither G., Morrow J. W. Strong, tough molybdenum steels for the Arctic. *Metals Eng. quart.* 1975. Vol. 15. №. 8. P. 42 – 52.
15. Woodhead J. H. , Webster D. Precipitation reactions in a vanadium – bearing mild steel. *Metals Eng. quart.*, 1969. Vol. 207. №. 6. P. 854 – 857.
16. Большаков В. И. Упрочнение строительных сталей. Днепропетровск : Січ, 1993. 332 с.
17. Ландер Х., Михелич Дж. Производство молибденовых сталей для магистральных трубопроводов. *МиТом.* 1977. № 7 С. 47 – 51.
18. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka stali: v 3 t. / Москва: Metallurgy, 1983. Т. 2 : Основы термической обработки / под ред. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. 368 с.
19. Бровкин В. Л., Анурова Т. В., Радченко Ю. Н. и др. Анализ существующих технологий ускоренного охлаждения сортового проката и его влияние на структуру и механические свойства металла. *Металлургическая теплотехника.* 2010. Вып. 2 (17). С.14–22.
20. Бочков Н. Г. Производство качественной низкоуглеродистой листовой стали : учеб. пособ. Москва : Metallurgy. 1983. 184 с.
21. Иванченко В. Г. Температурно-деформационные режимы окончания прокатки, охлаждения и смотки горячекатаных полос. Технология прокатки и отделки широкополосной стали : учеб. пособ. Москва : Metallurgy, 1981. С. 29-31.
22. Шалобыта Н. Н., Шалобыта Т. П. Перспективы применения эффективных сталей в современном строительстве. *Вестник Брестского государственного технического университета. Серия: Строительство и архитектура.* 2013. № 1. С. 131–134.
23. Santha Rao D., Ramanaiyah N. Process parameters optimization for producing AA6061/TiB₂ composites by friction stir processing. *Journal of Mechanical Engineering - Strojnicky časopis.* 2017. Vol. 67, №1, P. 101 - 118.

24. Банников Е. А., Ковалев Н. А. Сварка : учеб. пособ. Москва : АСТ, 2014. 256 с.
25. Эрикссон Л. Г., Ларссон Р. Ротационная сварка трением — научные исследования и новые области применения. *Технология машиностроения*. 2003. № 6. С. 81–84.
26. Григоренко Г. М., Костин В. А. Свариваемость сталей и критерии ее оценки. *Сварочное производство*. 2012, Т. 10 № 935, С. 3–10.
27. Савуляк В. І., Заболотний С. А. Зварювання. Вступ до фаху : навч. посіб. Вінниця : ВНТУ, 2015. 136 с.
28. Патон Б. Е. Проблемы сварки на рубеже веков. *Автоматическая сварка*. 1999. № 1. С. 4–14.
29. Языков Ю. Ф., Алексина И. В. Преимущества сварки в защитных газовых смесях. *Сварочное производство*. 2008. №9. С. 29–30.
30. Спеціальні способи зварювання URL: http://elib.lutsk-ntu.com.ua/book/tf/m_ta_pfkm/2013/13-38/page16.html (дата звернення: 15.06.2020).
31. Каракозов Э. С., Мустафаев Р. И. Справочник молодого электросварщика : учеб. пособ. Москва : Высшая школа, 1992. 303 с.
32. Левченко О. Г., Метлицкий В. А. Современные средства защиты сварщиков : учеб. пособ. Киев : Экотехнология, 2001. 84 с.
33. Левченко О. Г., Воробьев В Д., Шульга Ю. И. и др. Средства защиты сварщиков: каталог. Киев : Экотехнология, 2012. 136 с.
34. Карасев М. В., Работинский Д. Н., Головин С. В. и др. Влияние режима механизированной сварки в смесях газов на служебные свойства наплавленного металла. *Сварщик в России*. 2007. №6. С. 35–40.
35. Римский С. Т., Свечинский В. Г., Шейко П. П. и др. Импульсно-дуговая сварка низколегированных сталей плавящимся электродом в смеси аргона с углекислым газом. *Автоматическая сварка*. 1993. №2. С. 38–41.

36. Цыган Б. Г. Сопротивление усталости сварных узлов кузова пассажирского вагона, выполненных сваркой в CO_2 и $\text{Ar}+\text{CO}_2$. *Автоматическая сварка*. 1998. №10. С. 42–46.
37. Козлов Р. А. Сварка теплоустойчивых сталей. Львов : Машиностроение, 1986. 160 с.
38. Рощупкин Н. П., Близнац Н. А., Медведев Н. М. и др. Опыт производственного применения защитных газовых смесей на основе аргона заводами В/О Союзстальконструкция. *Автоматическая сварка*. 1984. №3. С. 5–53.
39. Патон Б. Е., Савицкий М. М. Применение активных флюсов и активных газов для повышения эффективной дуговой и плазменной сварки. *Автоматическая сварка*. 2003. №5. С. 3–6.
40. Лебедев Б. Ф., Загребенюк С. Д., Свещинский С. Д. и др. Сварка вертикальных швов с принудительным формированием на стали 10ХСНД в газовых смесях на основе аргона. *Автоматическая сварка*. 1985. №10. С. 58–61.
41. Грабин В. Ф., Денисенко А. В. Металловедение сварки низко и среднелегированных сталей. Киев : Наукова Думка, 1978. 272с.
42. Патон Б. Е. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением. Москва : Машиностроение, 1974. 767 с.
43. Островская А. В., Сеница А. Н. Методика определения экономической эффективности применения углекислого газа и смеси $\text{Ar}+\text{CO}_2$ в качестве защитных сред при сварке. *Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности* : материалы междунар. науч.-тех. конф. молодых ученых, г. Могилев, 26-27 октября 2017 г. Могилев, 2017. С. 121.
44. Островская А. В. Определение экономической эффективности сварки в среде CO_2 и смеси $\text{Ar}+\text{CO}_2$. *53-я студенческая научно-техническая конференция Белорусско-Российского университета*: материалы конф., г. Могилев, 4–5 мая 2017 г. Могилев, 2017. С. 165.

45. Головки В. В. Агломерированные флюсы в отечественном сварочном производстве (Обзор). *Автоматическая сварка*. 2012. № 2. С. 38–41.
46. Хренов К. К., Ярхо В. И. Технология дуговой электросварки : учеб. пособ. Москва : Машгиз, 1940. 278 с.
47. Патон Е. О., Шеверницкий В. В., Медовар Б. И.. Автоматическая сварка под флюсом : учеб. пособ. Киев, Москва : Машгиз, 1948. 344 с.
48. Патон Е. О. Автоматическая электродуговая сварка : учеб. пособ. Киев, Москва : 1953. 396 с.
49. Патон Е. О. Автоматическая электродуговая сварка. Киев, М: Машгиз, 1953. 396 с.
50. Методичні вказівки до виконання лабораторної роботи № 4 «Дослідження флюсів для зварювання та наплавлення» з дисципліни «Матеріали для наплавлення та напилення» для студентів освітньої програми «Відновлення та підвищення зносостійкості деталей і конструкцій» усіх форм навчання / упоряд. М. І. Андрущенко, О. Є. Капустян. Запоріжжя : ЗНТУ, 2017. 18 с.
51. Костін О.М. Зварювальні матеріали: навч. посібник. Миколаїв : НУК, 2004. 225 с.
52. Акулов А. И. Сварка в машиностроении: справочник. Москва : Машиностроение, 1978. 462 с.
53. Козырев Н. А., Игушев В. Ф., Крюков Р. Е., Роор А. В., Ковальский И. Н. Разработка добавок для сварочных флюсов при сварке низколегированных сталей. *Сварочное производство*. 2013. № 5. С. 9–12.
54. Козырев Н. А., Игушев В. Ф., Крюков Р. Е. и др. Исследование влияния введения углеродфторсодержащей добавки во флюс АН-67 на свойства металла сварных швов стали 09Г2С. *Известия Высших Учебных Заведений. Черная металлургия*. 2013. № 8. С. 33–36.

55. Сидорук В. С., Галинич В. И. Классификация флюсов для дуговой сварки по способу применения, изготовления, составу и типу свариваемого металла. *Автоматическая сварка*. 2002. № 5. С. 32–57.

56. Походня И. К., Головки В. В., Кушнерев Д. М. и др. Оценка окислительной способности керамических флюсов. *Автоматическая сварка*. 1990. № 2. С. 45–48.

57. Козин Р. В., Григоренко Г. М. Физико-химические свойства флюсов для электрошлаковой технологий. *Современная электрометаллургия*. 2016. №4, С. 10–15.

58. Мовчан В. П., Бережний М. М. Основы металлургии : учеб. пособ. Днепропетровск : Пороги, 2001. 336 с.

59. ГОСТ 9087-81 «Флюсы сварочные плавные. Технические условия (с Изменениями № 1, 2) » Дата введения 1982-01-01.

60. Залевский А. В., Галинич В. И., Гончаров И. А. и др. Новые возможности старейшего предприятия по производству сварочных флюсов. *Автоматическая сварка*. 2014. № 6-7. С. 96–98.

61. Морозов Ю. Д., Матросов М. Ю., Настич С. Ю. и др. Высокопрочные трубные стали нового поколения с ферритно-бейнитной структурой. *Металлург*. 2008. № 8. С. 39–42.

62. Погожев А. В., Цкитишвили Э. О., Матросов Ю. И. и др. Опыт применения ускоренного охлаждения при изготовлении толстолистовой стали Х70 для труб газопровода «Средняя Азия – Китай». *Металлург*. 2013. № 3. С. 66–70.

63. Хренов К. К., Кушнерев Д. М. Керамические флюсы для автоматической дуговой сварки : учеб. пособ. Киев : Гостехиздат УССР, 1954. 106 с.

64. Кушнерев Д. М., Головки В. В., Патров Б. В. Влияние поверхностных свойств контактирующих фаз на переход легирующих элементов из керамического флюса в наплавленный металл. *Автоматическая сварка*. 1976. № 2. С. 20–23.

65. Левченко О. Г. Охорона праці у зварювальному виробництві: навч. посіб. для практичних робіт з охорони праці для студентів зварювальних спеціальностей. Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2018 181 с.
66. Потапов Н. Н. Состояние и перспективы развития флюсового производства. *Сварочное производство*. 1997. №9. С. 34–36.
67. Походня И. К. Сварочные материалы: состояние и тенденции развития. *Автоматическая сварка*. 2003. №3. С. 9–20.
68. Головки В. В., Галинич В. И., Гончаров И. А. и др. Агломерированные флюсы – новая продукция завода ОАО «Запорожстеклофлюс». *Автоматическая сварка*. 2008. № 10. С. 41–44.
69. Головки В. В., Осипов Н. Я. Агломерированные флюсы производства ОАО «Запорожстеклофлюс». *Вісник Донбаської державної машинобудівної академії*. № 1 (22), 2011. С. 50–53.
70. Головки В. В., Гончаров И. А. Методика оценки стойкости гранул сварочных флюсов против разрушения. *Автоматическая сварка*. 2009. № 7. С. 51–53.
71. Потапов Н.Н. Основы выбора флюсов при сварке сталей : учеб. пособ. Москва : Машиностроение, 1979. 169 с.
72. Стахов С. В. Дослідження властивостей наплавленого металу при автоматичному зварюванні низьколегованої сталі під агломерованим флюсом. *Збірник наукових праць Дніпродзержинського державного технічного університету. Технічні науки*. Дніпродзержинськ, 2011. Вип. С. 64-69. URL: http://nbuv.gov.ua/UJRN/Znpddtu_2011_2_13__(дата звернення: 12.05.2019).
73. Касаткин Б. С., Мусияченко В. Ф. Низколегированные стали высокой прочности для сварных конструкций. Киев : Техника, 1970. 187 с.
74. Yurioka N. TMCP steels and their welding. *Welding World*. 1995. №6. P.375–390.

75. Касаткин Б. С., Бреднев В. И. Особенности механизма образования холодных трещин в сварных соединениях низколегированных высокопрочных сталей. *Автоматическая сварка*. 1985. №8. С. 1–6.
76. Трещины в сварных швах. URL: <http://weldingsite.com.ua/tresheny.html> (дата звернення: 13.06.2020).
77. Арзамасов Б. Н., Герасимов С. А., Соловьева Т. В. и др. Справочник по конструкционным материалам / под. ред. Б. Н. Арзамасова. Москва : МГТУ им. Баумана, 2005. 640 с.
78. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В. та ін. Исследование структурообразования в зоне термического влияния после полуавтоматической сварки высокопрочной стали. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. научн. трудов*. Днепропетровск, 2007. №43. С. 65–71.
79. Шоршоров М. Х., Чернышева Т. А., Красовский А. И. Испытания металлов на свариваемость : учеб. пособ. Москва : Металлургия, 1979. 240 с.
80. Походня І. К., Швачко В. І. Природа водневої крихкості конструкційних сталей. *Фізико-хімічна механіка матеріалів*. 2001. №2. С.87-96.
81. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей. *Автоматическая сварка*. 1997. № 5. С. 3–12.
82. Лившиц Л. С, Хакимов А. Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений : учеб. пособ. Москва : Машиностроение. 167 с.
83. Грабин В. Ф. Особенности структурных превращений при сварке Киев : Наукова Думка, 1976. 55 с.
84. Мусияченко В. Ф. Свариваемость и технология сварки высокопрочных сталей : курс лекций для специалистов-сварщиков. Киев : Наукова думка, 1983. 68 с.

85. Касаткин Б. С., Мусияченко В. Ф. Низколегированные стали высокой прочности, для сварных конструкций : учеб. пособ. Киев : Техшка, 1970. 188 с.
86. Миходуй Л. И., Позняков В. Д., Васильев В. Г. и др. Особенности сварки тавровых соединений высокопрочной мартенситно-бейнитной стали. *Автоматическая сварка*. 2000. №3. С. 6–10.
87. Мусияченко В. Ф., Миходуй Л. И., Позняков В. Д. Сопротивляемость образованию холодных трещин тавровых соединений высокопрочной стали при однопроходной сварке в защитном газе. *Сварочное производство*. 1990. № 2. С. 13–15.
88. Magudeeswaran G., Balasubramanian V., Madhusudhan Raddy G. Cold cracking of flux cored arc welded high strength steel weldments. *Journal of Materials Science & Technology*. 2009. № 4. P. 516–526.
89. Ефименко Н. Г., Гапоненко О. Ю., Кантор А. Г. Проблемы сварки низколегированных теплоустойчивых сталей (обзор). *Восточно-Европейский журнал передовых технологий*. №2/1. 2008. С. 12–19.
90. Походня И. К., Кушнерев Д. М., Устинов С. Д. и др. Результаты сравнительных испытаний плавящихся и керамических флюсов, применяемых при сварке стали 12ХН2МДФ. *Автоматическая сварка*. 1987. №11. С. 61–68.
91. Cwiek J. Hydrogen degradation of high strength weldable steels. *Journal of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*. 2007. №20. P. 223–226.
92. Лобанов В. К., Пашкова Г. И. Регулирование уровня остаточных напряжений в сварных конструкциях. *Вісник СевНТУ: зб. наук. пр. Серія: Машиноприладобудування та транспорт*. Севастополь, 2012. Вип. 129. С. 149–153.
93. Лобанов Л. М., Махненко О. В., Зайфферт П. Расчетное прогнозирование сварочных деформаций при изготовлении плоских секций с целью снижения объема пригоночных работ. *Автоматическая сварка*. 1997. № 1. С. 21–24.

94. Патон Б. Е., Лобанов Л. М., Самилов В. Н. и др. Расчет и особенности технологии изготовления крупногабаритных сварных конструкций преобразуемого объема. *Автоматическая сварка*. 2006. № 7. С. 10.

95. Ueda Y., Yuan M. G. The characteristics of the source of welding residual stress (inherent strain) and its application to measurement and prediction. *Transactions of JWRI*. 1991. Vol. 20, № 2. P. 119–127.

96. Рабкина М. Д., Лобанов Л. М., Костин В. А. и др. Влияние пластической деформации на структуру, механические свойства и коэрцитивную силу металла кислородных баллонов. *Технология диагностики и неразрушающий контроль*. 2011. №4. С. 14–23.

97. Макара А. М. Исследование природы холодных околошовных трещин при сварке закаливающихся сталей. *Автоматическая сварка*. 1960. №2. С. 9–33.

98. Швачко В. И., Степанюк С. Н. Особенности холодного растрескивания при сварке высокопрочных низколегированных сталей. *Автоматическая сварка*. 2002. №5. С. 9–11.

99. Царюк А. К., Бреднев В. И. Влияние концентраторов напряжений на образование холодных трещин в сварных соединениях закаливающихся сталей. *Автоматическая сварка*. 1997. №10. С. 17–20.

100. Чепрасов Д. П. Структура и фазовый состав зернистого бейнита на участке полной перекристаллизации ЗТВ сварного соединения из низкоуглеродистых низколегированных сталей. *Сварочное производство*. 2006. № 2. С. 3–8.

101. Чепрасов Д. П., Свищенко В. В., Петров В. П., Степанов А. В. Механические свойства сварного соединения стали 24Х2Н4Ч со структурой зернистого бейнита. *Сварочное производство*. 1999. № 2. С. 22–25.

102. Касаткин Б. С., Козловец О. Н. Микроструктурная мартенситно-аустенитная составляющая в сварных соединениях высокопрочных

низколегированных сталей (обзор). *Автоматическая сварка*. 1992. № 9-10. С. 3–12.

103. Нуриахметов Ф. Д. Оценка вязкости разрушения металла в зоне термического влияния у сварного шва на высокопрочных трубах. *Новости черной металлургии за рубежом*. 2006. №5. С. 49–50.

104. Satoh K., Toyoda. Evaluation of LBZ: HAZ fracture toughness testing and utilization of toughness data to structural integrity. *Welding Journal*. 1975. Vol.55. P. 385–392.

105. Свариваемость низко- и среднелегированных сталей. URL: http://www.autowelding.ru/publ/1/1/svarivaemost_nizko_i_srednelegirovannykh_stalej/4-1-0-160 (дата звернения: 02.09.2019).

106. Шоршоров М. Х., Чернышева Т. А., Красовский А. И. Испытания металлов на свариваемость : учеб. пособ. Москва : Металлургия, 1979. 240 с.

107. Лившиц Л.С, Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений : учеб. пособ. Москва : Машиностроение. 1989. 336 с.

108. Карпенко Г. В., Крипякевич Р. И. Влияние водорода на свойства стали. Москва : Metallurgizdat, 1962. 198с.

109. Левенберг Н. Е., Герман С. И., Фомина О. П. и др. Влияние отпуска на свойства металла зоны термического влияния сталей 15Х1М1ФЛ, 15Х3М1ФЛ и 25Х2НМФА. *Технология и организация производства*. 1983. № 2. С. 42-44.

110. Жданов С. Л., Стрижак П. А., Лебедев Ю. М. Структурные превращения при сварке стали 17Х2М и свойства сварных соединений. *Автоматическая сварка*. 1994. №9–10. С.10–13.

111. Маркашова Л. И., Григоренко Г. М., Позняков В. Д. и др. Влияние термических циклов сварки и внешнего нагружения на структурно-фазовые изменения и свойства соединений стали 17Х2М. *Автоматическая сварка*. 2009. №7. С.21–29.

112. Царюк А. К. Особенности развития пластической деформации в процессе формирования сварного соединения : автореф. дис. ... канд. техн. наук : 05.03.06. Киев, 1979. 24 с.

113. Грабин В. Ф., Головки В. В., Соломийчук Т. Г. и др. Анализ структурного состава металла швов, выполненных сварочными проволоками ферритно-перлитного класса. *Автоматическая сварка*. 2003. №8. С.18–23.

114. Костін В. А. Закономірності структуроутворення зварних з'єднань високоміцних низьколегованих сталей, отриманих дуговим зварюванням : дис. ... д-ра техн. наук : 05.02.01. Київ, 2014. 400 с.

115. Походня И. К., Головки В. В., Денисенко А. В. Влияние кислорода на образование структуры игольчатого феррита в низколегированном металле сварных швов. *Автоматическая сварка*. 1999. № 2. С. 3–10.

116. Григоренко Г. М., Костин В. А., Головки В. В. и др. Влияние химической неоднородности на образование игольчатого феррита в высокопрочном металле шва. *Автоматическая сварка*. 2004. № 4. С. 3–8.

117. Komizo Y., Fukado Y. CTOD properties and M-A constituent in the HAZ of C-Mn microalloyed steel. *Journal of the Japan Welding Society*. 1988. №1. P. 41–46.

118. Glover A. G., McGrath J. T., Tinkler M. J. and other. The influence of cooling rate and composition on weld metals microstructures in a C\Mn and a HSLA steel. *Welding Journal*. 1977. №9. P.267–273.

119. Денисенко А. В., Грабин В. Ф., Корсун А. О. и др. Морфологические особенности структуры низколегированного металла шва и их влияние на свойства сварных соединений. *Автоматическая сварка*. 1990. №10. С. 32–37.

120. Гольдштейн М. И., Грачев С. В., Векслер Ю. Специальные стали : учебник для вузов. Москва : Металлургия, 1985. 408 с.

121. Рудакова О. А., Кривоносова Е. А., Саломатова Е. С. Исследование взаимосвязи между структурным составом и характером

разрушения зоны термического влияния сталей с карбонитридным упрочнением. *Славяновские чтения: сборник науч. труд., г. Липецк, 4-5 июня 2009 г. Липецк, 2009. С. 85–93.*

122. Маркашова Л. И., Позняков В. Д., Максименко А. А. и др. Структура, эксплуатационные свойства сварных соединений высокопрочных сталей в условиях изменения сварочных напряжений. *Строительство, материаловедение, машиностроение: сб. науч. трудов. Вып. 64. Днепропетровск: ГВУЗ «ПГАСА», 2012. С. 29–34.*

123. Шипицын С. Я. Научные и технологические основы карбонитридного упрочнения легированных специальных сталей : автореф. дис. ... д-ра диссертации техн. наук. : 05.16.01. Киев, 2000г.

124. Бабаскин Ю. З., Шипицын С. Я. Специальные азотсодержащие экономнолегированные стали с карбонитридным упрочнением. *Процессы литья. 1998. №3–4. С. 122–130.*

125. Тарлинский В. Д., Рогова Е. М. Специальные сварочные работы при строительстве трубопроводов : учеб. пособ. Москва : Недра, 1979, 110с.

126. Кузнецов А. Ф. Строительные конструкции из сталей повышенной и высокой прочности. Москва : Стройиздат, 1975. 78 с.

127. Гуляев А. П. Металловедение. Москва : Металлургия, 1986. 544с.

128. Большаков В. И., Воробьев Г. М., Лаухин Д. В. и др. Обоснование выбора материала для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов. Днепропетровск, 2008. – Вып. 45, Ч. 3. С. 116–122.*

129. Большаков В. И., Лаухин Д. В., Бекетов А. В. и др. Использование низкоуглеродистых сталей высокой прочности в металлических конструкциях каркаса надстройки пятиэтажных жилых домов. *Строительство, материаловедение, машиностроение. Сб. науч. трудов. Днепропетровск, 2008. Вып. 47. С. 103–108.*

130. Мандриков А. П. Примеры расчета металлических конструкций. Москва : Стройиздат, 1991. 431 с.

131. Клименко Ф. Є., Барабаш В. М., Стороженко Л. І. Металеві конструкції. Львів : Світ, 2002. 311 с.
132. Большаков В. И., Лукьянскова А. Н., Бекетов А. В. Опыт производства высокопрочных строительных сталей в нашей стране. *Theoretical Foundations of civil Engineersng*. 2000. P. 400–409.
133. ГОСТ 1497–84 Металлы. Методы испытаний на растяжение. [Введено впервые с 1986 – 01 – 01] Москва : Издательство стандартов. 1986. 24 с.
134. Дуброва Т. А., Павлов Д. Э., Ткачев О. В. Корреляционно-регрессионный анализ в системе STATISTIKA. Учебное пособие Моск. гос. ун-т экономики, статистики и информатики. Москва, 1999.
135. Боровикова В. П., Ивченко Г. И. Прогнозирование в системе STATISTIKA в среде Windows. Основы теории и интенсивная практика на компьютере. Учебное пособие. Москва: Финансы и статистика, 2000.
136. Колмогоров А. Н. Теория вероятностей и математическая статистика. Москва : Наука, 1986. 536 с.
137. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В. Атлас металлов и сплавов. Учебное пособие. Днепропетровск : ГВУЗ «ПГАСА», 2010. 174 с.
138. Панченко Е. В., Скаков Ю. А., Кример Б. И. и др. Лаборатория металлографии. Москва : Metallurgiya, 1965. 439 с.
139. Щудро А. Е., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д. и др. Влияние температуры и длительности отжига на удельное количество специальных границ в доэвтектоидном феррите низкоуглеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. науч. трудов*. Днепропетровск, 2013. Вып. 67. С. 315–320.
140. Щудро А. Є., Сухомлин Г. Д., Щудро Р. Є. Удосконалення методики визначення спектрального складу границ зерен у низьковуглецевих сталях. *Металознавство та термічна обробка металів*. Дніпропетровськ, 2015. № 2(69). С. 30–35.

141. Щудро А. Е., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д. и др. Получение высокой прочности низкоуглеродистой микролегированной стали путём создания в её структуре наноразмерных продуктов распада аустенита. *Металознавство та термічна обробка металів*. Дніпропетровськ, 2012. № 2. С. 5–13.

142. Щудро А. Е., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д. и др. Совершенствование производства сталей повышенной прочности для строительства (методика определения характеристик специальных границ в конструкционных сталях). *Металознавство та термічна обробка металів*. Дніпропетровськ, 2011. № 3. С. 17–25.

143. Гоулдстейн Дж., Ньюбери Д., Джой Д., и др. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский анализ: в 2 книгах. Книга 1. Пер. с англ. Р.С. Гвоздовер, Л.Ф. Комоловой. Москва : Мир, 1984. 303 с.

144. Гоулдстейн Дж., Ньюбери Д., Джой Д., и др. Растровая электронная микроскопия и рентгеновский анализ: в двух книгах. Книга 2. Пер. с англ. Р.С. Гвоздовер, Л.Ф. Комоловой. Москва : Мир, 1984. 348 с.

145. Глоэр О. М. Практические методы электронной микроскопии. Ленинград : Машиностроение, 1980. 376 с.

146. Большаков В. И., Лаухин Д. В., Бекетов А. В. и др. Построение регрессионной модели зависимости изменения параметров квазиэвтектоида от скорости охлаждения. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2015. Вып. 80. С. 79–83.

147. Лаухин Д. В., Бекетов А. В., Ротт Н. А. Алгоритм проведения статистической обработки массивов экспериментальных данных. *Збірник наукових праць «Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури»*. Дніпро, 2017. №2. С. 68–77.

148. ГОСТ Р ИСО 5479-2002 «Проверка отклонения распределения вероятностей от нормального распределения», действует с 2002-07-01.

149. Айвазян С. А., Енюков И. С., Мешалкин Л. Д. Прикладная статистика. Основы моделирования и первичная обработка данных : учеб. пособ. Москва : Финансы и статистика, 1983. 471 с.
150. Яковлев В. Б., Яковлева О. А. Дисперсионный анализ в Excel : учеб. пособ. Saarbrücken : Lambert Academic Publishing, 2015. 60 с.
151. Аренс Х. Лейтер Ю.. Многомерный дисперсионный анализ : учеб. пособ. Москва : Финансы и статистика, 1985. 230 с.
152. Спирин Н. А., Лавров В. Д. Методы планирования и обработки результатов инженерного эксперимента. Конспект лекций. Екатеринбург : ГОУ ВПО УГТУ-УПИ, 2004. 257 с.
153. Спосіб виготовлення листів з низьковуглецевої низьколегованої сталі методом безперервної контрольованої прокатки: пат. 133785 Україна: МПК В21В 37/74 (2006.01), В21В 45/02 (2006.01), № и 2018 10697, заявл. 29.10.2018; опубл. 25.04.2019, Бюл. №8.
154. Cuddy L. J. Thermomechanical Processing of Austenite. *TMS of AIME. Warrendale (PA)*. 1982. P. 129–140.
155. Brown E. L., DeArdo A. J., Bucher J. H. The Microstructure of Hot Rolled High-Strength Low Alloy Steel. *The Hot Deformation of Austenite*, 1977. New York. 1977. P. 250–285.
156. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В. и др. Морфология и тонкая структура продуктов распада аустенита при ускоренном охлаждении стали 10Г2ФБ. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2003. Вып. 22, ч. 1. С. 78–87.
157. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов : учебник. Москва : Металлургия, 1968. 1071 с.
158. Бернштейн М. Л., Займовский В. А., Капуткина Л. М. Термомеханическая обработка стали : учеб. пособ. Москва : Металлургия, 1983. 480 с.
159. Мак Лин Д. Границы зерен в металлах. Пер. с англ. М. Л. Бернштейна, А. Г. Рахштадта. Москва : Металлургиздат, 1960. 322 с.

160. Djaic R., Jonas J. J. Static recrystallization of austenite between intervals of hot working. *Journal of the Iron and steel institute*. 1972. Vol. 210, P. 256–261.

161. Щудро А.Є., Лаухін Д.В., Бекетов О.В. та ін. Вплив температурно-деформаційної обробки у міжкритичному інтервалі температур на структуру та властивості товстих листів з низьковуглецевих будівельних сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов*. Дніпро, 2017. Вып. 96. С. 95–102.

162. Shchudro A., Laukhin D., Pozniakov V. 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*. Switzerland, 2020. Vol. 844. P. 146–154. URL: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.844.146>.

163. Shchudro A., Laukhin D., Beketov O. The elaboration of modernized technology of controlled rolling directed at the formation of high strengthening and viscous qualities in HSLA steel. *Solid State Phenomena*. Switzerland, 2019. Vol. 291. P. 13–19. URL: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.291.13>.

164. Щудро А.Є., Лаухин Д.В., Бекетов А.В. и др. Формирование полигонизованной структуры горячедеформированного аустенита для обеспечения в толстолистовом прокате высокого комплекса свойств в трех направлениях. *Proceedings of the VI International Scientific and practical Conference: International Scientific and Technology*. Vol. 1. September, 30. Warsaw, Poland. 2018. P. 37–47.

165. Сухомлин Г. Д., Большаков В. И. Специальные границы зерен в металлах и сплавах промышленной чистоты. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2000. Вып. 10. С. 140–147.

166. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В. та ін. Специальные границы и множественные стыки в ОЦК решетке феррита. *The eighth international scientific forum AIMS for future of engineering science (AFES 2007)*. Winnipeg Canada. 2007. P. 174–179.

167. Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В. та ін. Специальные границы и множественные стыки в доэвтектоидном феррите низкоуглеродистых сталей. *Теоретические основы строительства*. Варшава, 2007. Вып. 15. С. 72–79.

168. Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю. И. и др. Ниобийсодержащие низколегированные стали. Москва : «СП Интермет инжиниринг», 1999. 94 с.

169. Костин В. А., Григоренко Г. М., Соломийчук Т. Г. и др. Микроструктурные исследования сварных швов высокопрочной конструкционной стали WELDOX 1300 с пределом прочности 1700 МПа. *Автоматическая сварка*. 2013. №3. С. 7–14.

ДОДАТОК А

СПИСОК ПУБЛІКАЦІЙ ЗДОБУВАЧА

Наукові праці, у яких опубліковані основні результати дисертації

1. Щудро А. Є., Лаухін Д. В., Бекетов О. В., та ін. Вплив температурно-деформаційної обробки у міжкритичному інтервалі температур на структуру та властивості товстих листів з низьковуглецевих будівельних сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. науч. трудов.* Дніпро, 2017. Вып. 96. С. 95–102.
2. Щудро А. Е., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., и др. Влияние температуры и длительности отжига на удельное количество специальных границ в доэвтектоидном феррите низкоуглеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение : Сб. науч. трудов.* Днепропетровск, 2013. Вып. 67. С. 315–320.
3. Shchudro A., Laukhin D., Pozniakov V. 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.* Switzerland, 2020. Vol. 844. P. 146–154. URL: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/KEM.844.146>.
4. Shchudro A., Laukhin D., Beketov O. The elaboration of modernized technology of controlled rolling directed at the formation of high strengthening and viscous qualities in HSLA steel. *Solid State Phenomena.* Switzerland, 2019. Vol. 291. P. 13–19. URL: <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.291.13>.
5. Щудро А. Є., Сухомлин Г. Д., Щудро Р. Є. Удосконалення методики визначення спектрального складу границь зерен у низьковуглецевих сталях. *Металознавство та термічна обробка металів.* Дніпропетровськ, 2015. № 2(69). С. 30–35.
6. Щудро А. Е., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., и др. Получение высокой прочности низкоуглеродистой микролегированной стали путём создания в её структуре наноразмерных продуктов распада аустенита. *Металознавство та термічна обробка металів.* Дніпропетровськ, 2012. №. 2. С. 5–13.

7. Щудро А. Е., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., и др. Совершенствование производства сталей повышенной прочности для строительства (методика определения характеристик специальных границ в конструкционных сталях). *Металознавство та термічна обробка металів*. Дніпропетровськ, 2011. № 3. С. 17–25.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації

8. Щудро А. Є., Лаухин Д. В., Бекетов А. В., и др. Формирование полигонизованной структуры горячедеформированного аустенита для обеспечения в толстолистовом прокате высокого комплекса свойств в трех направлениях. *Proceedings of the VI International Scientific and practical Conference: International Scientific and Technology*. Vol. 1. September, 30. Warsaw, Poland. 2018. P. 37–47.

Наукові праці, які додатково відображають наукові результати дисертації

9. Спосіб виготовлення листів з низьковуглецевої низьколегованої сталі методом безперервної контрольованої прокатки: пат. 133785 Україна: МПК В21В 37/74 (2006.01), В21В 45/02 (2006.01), № и 2018 10697, заявл. 29.10.2018; опубл. 25.04.2019, Бюл. №8.

ДОДАТОК Б
АКТИ ВПРОВАДЖЕННЯ



ЗАТВЕРДЖУЮ

Директор Дніпропетровського
НДЕКЦ МВС

Володимир КОРОТАЄВ

АКТ

16.05.2019

**Про впровадження результатів
дисертаційної роботи**

Уклала комісія у складі:

Голови комісії: заступника директора Дніпропетровського НДЕКЦ МВС – завідувача лабораторії криміналістичних видів досліджень Кумця П.

членів комісії: заступника директора Дніпропетровського НДЕКЦ МВС – завідувача лабораторії автотехнічних досліджень та криміналістичного дослідження транспортних засобів Морохова А.

начальника відділу вибухотехнічних та пожежотехнічних досліджень Дніпропетровського НДЕКЦ МВС Віценка О.

Про те, що впродовж 2018-2020 року у діяльність Дніпропетровського науково-дослідного експертно-криміналістичного центру Міністерства внутрішніх справ України, було впроваджено результати дисертаційної роботи Щудра Анатолія Євгеновича «Особливості формування структури і властивостей зони термічного впливу зварних з'єднань із мікролегованих будівельних сталей».

Результати дисертаційної роботи застосовуються при проведенні судових експертиз за експертною спеціальністю:

- 4.4 «Дослідження ідентифікаційних номерів та рельєфних знаків», а також для присвоєння та підтвердження кваліфікації судового експерта працівників Дніпропетровського НДЕКЦ МВС за експертними спеціальностями 8.9 «Дослідження металів і сплавів» та 8.17 «Дослідження причини руйнування виробів з металів та сплавів».

Голова комісії:

Павло КУМЕЦЬ

Члени комісії:

Аркадій МОРОХОВ

Олександр ВІЦЕНКО

ЗАТВЕРДЖУЮ:

Проректор з науково-педагогічної
та навчальної роботи
ДВНЗ «Придніпровська державна
академія будівництва та архітектури»



Р. Б. Папірник

2020 р.

Бережний

А К Т

впровадження результатів дисертаційної роботи Щудро А. Є. «Особливості формування структури і властивостей зони термічного впливу зварних з'єднань із мікролегованих будівельних сталей» в учбовий процес кафедри Матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»

Протягом 2020 року в учбовий процес кафедри Матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» було впроваджено результати дисертаційної роботи Щудро А. Є. «Особливості формування структури і властивостей зони термічного впливу зварних з'єднань із мікролегованих будівельних сталей».

В методичних вказівках до лабораторних робіт «Основні методи металографічного аналізу структури металів, сплавів і сполук» з дисципліни «Теорія процесів формування структури та властивостей конструкційних матеріалів» наведено загальні методи та методики підготовки зразків для досліджень основних структурних складових та призначені для ознайомлення студентів з методиками металографічного аналізу та приладами, які застосовуються для проведення кількісного та напівкількісного аналізу структури матеріалів. Методичні вказівки рекомендовані для студентів спеціальності 132 «Прикладне матеріалознавство» денної та заочної форм навчання.

Методичні вказівки написано українською мовою в обсязі – 11 с. Автор дисертаційної роботи Щудро А. Є. є розробником зазначених вище методичних вказівок.

Завідувач кафедри
матеріалознавства та обробки
матеріалів, д.т.н.

/Д. В. Лаухін/

Професор кафедри
матеріалознавства та обробки
матеріалів, д.т.н.

/В. М. Волчук/

ЗАТВЕРДЖУЮ:

Проректор з науково-педагогічної
та навчальної роботи

ДВНЗ «Придніпровська державна
академія будівництва та архітектури»



Р. Б. Папірник

» *Березня*

2020 р.

А К Т

впровадження результатів дисертаційної роботи Щудро А.Є. «Особливості формування структури і властивостей зони термічного впливу зварних з'єднань із мікролегованих будівельних сталей» в учбовий процес кафедри Матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»

Протягом 2020 року в учбовий процес кафедри Матеріалознавства та обробки матеріалів ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» було впроваджено результати дисертаційної роботи Щудро А. Є. «Особливості формування структури і властивостей зони термічного впливу зварних з'єднань із мікролегованих будівельних сталей».

Методичні вказівки до лабораторних робіт «Основні методи дослідження структури металів, сплавів і сполук за допомогою скануючого електронного мікроскопу» з дисципліни «Сучасні методи досліджень матеріалів» призначені для ознайомлення студентів з методиками аналізу даних, щодо структури металів, сплавів і сполук, отриманих за допомогою скануючого електронного мікроскопу та отримання студентами знань та навичок роботи щодо методів та приладів, які застосовуються для проведення кількісного електронно-мікроскопічного аналізу структури сплавів, оцінки зображень, отриманих за різними режимами роботи скануючого мікроскопу, а також отримання, розрахунку та аналізу спектрів характеристичного рентгенівського випромінювання. Методичні вказівки рекомендовані для студентів спеціальності 132 «Прикладне матеріалознавство» денної та заочної форм навчання.

Методичні вказівки написано українською мовою в обсязі – 24 с. Автор дисертаційної роботи Щудро А. Є. є розробником зазначених вище методичних вказівок.

Завідувач кафедри
матеріалознавства та обробки
матеріалів, проф., д.т.н.

/Д. В. Лаухін/

Професор кафедри
матеріалознавства та обробки
матеріалів, д.т.н.

/В. М. Волчук/