

МІНІСТЕРСТВО ОСВІТИ І НАУКИ УКРАЇНИ  
ДЕРЖАВНИЙ ВИЩИЙ НАВЧАЛЬНИЙ ЗАКЛАД  
«ПРИДНІПРОВСЬКА ДЕРЖАВНА АКАДЕМІЯ  
БУДІВНИЦТВА ТА АРХІТЕКТУРИ»

**ЩУДРО АНАТОЛІЙ ЄВГЕНОВИЧ**



УДК 669.017.16:620.18

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

05.02.01 – матеріалознавство

**АВТОРЕФЕРАТ**  
дисертації на здобуття наукового ступеня  
кандидата технічних наук

Дніпро – 2020

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана в Державному вищому навчальному закладі «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» Міністерства освіти і науки України.

**Науковий керівник:** доктор технічних наук, професор  
**Лаухін Дмитро Вячеславович,**  
Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»,  
професор кафедри матеріалознавства та обробки матеріалів.

**Офіційні опоненти:**

доктор технічних наук, старший науковий співробітник **Бабаченко Олександр Іванович,** Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, директор;

доктор технічних наук, старший науковий співробітник **Костін Валерій Анатолійович,** Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона, провідний науковий співробітник відділу фізико-хімічних досліджень матеріалів.

Захист відбудеться «17» грудня 2020 р. о 12<sup>00</sup> годині на засіданні спеціалізованої вченої ради Д 08.085.02 при Державному вищому навчальному закладі «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» за адресою: 49600, м. Дніпро, вул. Чернишевського, 24а, ауд. 202.

З дисертацією можна ознайомитись у бібліотеці Державного вищого навчального закладу «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» за адресою: 49600, м. Дніпро, вул. Чернишевського, 24а, та на сайті академії <http://pgasa.dp.ua/dissertation/>.

Автореферат розіслано «11» листопада 2020 р.

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



Слободянюк С. О.

## ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

**Актуальність теми.** 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 низьковуглецеві 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 зварних з'єднань сучасних будівельних сталей, тобто забезпечення механічних властивостей уздовж, поперек та Z-напряму прокату після зварювання. Ця проблема обумовлена високою анізотропією механічних властивостей вихідного металу сталей 09Г2С та 10ХСНД уздовж, поперек та Z-напряму 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 товстолистового 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, між параметрами зони 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 і задачі дослідження.** Мета роботи полягає у розробці раціонального режиму контрольованої прокати 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 мети були поставлені 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 доевтектоїдного (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 та виробів 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 (Дніпропетровського НДЕКЦ МВС) 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]; проведення лабораторних досліджень та спостережень [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.

## **ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ**

**У вступі** обґрунтовано вибір та актуальність теми дисертаційної роботи, сформульовані мета та задачі дослідження, визначено наукову новизну та практичну цінність одержаних результатів, вказано на зв'язок роботи з науковими програмами та темами; визначено особистий внесок здобувача та наведено відомості про апробацію та публікації результатів дисертаційної роботи.

**У першому розділі** наводиться огляд попередніх досліджень за означеною тематикою. Відзначено внесок у розробку технологій підвищення механічних характеристик сталевого прокату провідних учених України, а саме Большакова В. І. та його наукової школи, Макари А. М., Походні І. К., Касаткіна Б. С., Костіна В. А., Познякова В. Д., Лобанова Л. М. та багатьох інших. Розглянуто механічні властивості й структуру мікролегованих сталей та особливості їхнього застосування в будівництві та мостобудуванні. Проаналізовано схеми термомеханічної обробки мікролегованих сталей підвищеної міцності та їхні особливості порівняно з термомеханічною обробкою сталей звичайної якості. Розглянуто переваги і недоліки термомеханічної обробки, застосовуваної для зміцнення будівельних сталей.

Проаналізовано етапи освоєння технології контрольованої прокатки та її різновидів, показані резервні можливості та принципові напрями її удосконалення. Завдяки розробці нових режимів регламентованої прокатки сталі 09Г2С та 10ХСНД можуть використовуватись в різних будівельних конструкціях, в тому числі багатопверхових та висотних будинках, завдяки створенню більш надійних та економічно вигідніших конструкцій.

Дано критичну оцінку роботам, в яких розглянуто механізми зміцнення конструкційних сталей і процеси формування структур під час класичної, нормалізаційної, рекристалізаційної контрольованої прокатки, а також під час термомеханічного контрольованого процесу. 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; сформульовані мета, задачі, визначені основні напрями досліджень.

Розглянуті основні технології з'єднання металевих елементів зварних будівельних конструкцій. Проаналізовані основні переваги та недоліки зварювання в середовищі захисних газів та зварювання під флюсом. 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.

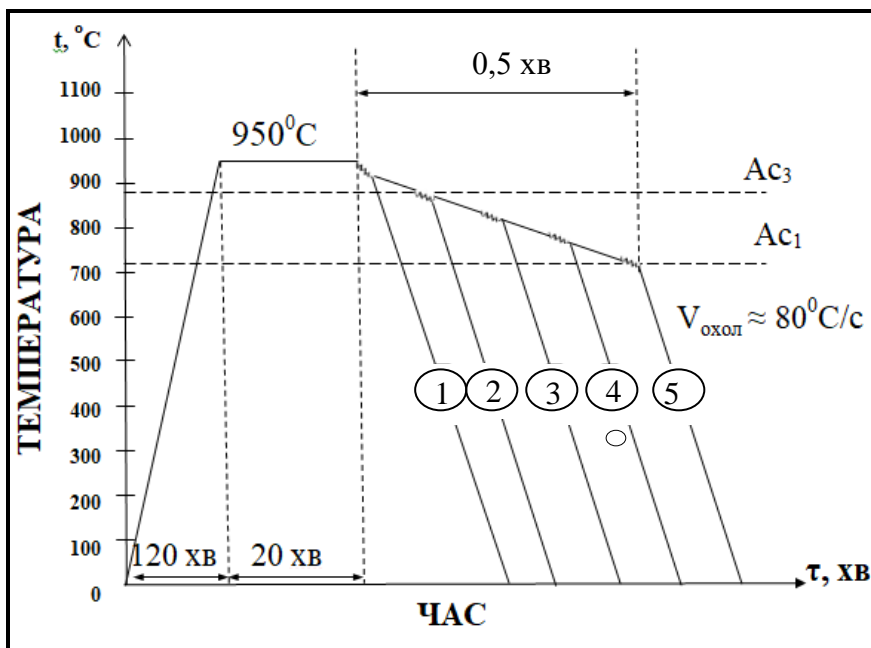
На підставі комплексного аналізу літературних джерел підтверджено актуальність обраної теми та сформульовано мету і основні задачі дослідження.

У другому розділі обґрунтовано вибір матеріалу й використаних методів, методик та устаткування для проведення досліджень. Матеріалом дослідження було обрано листовий прокат з низьковуглецевих сталей 10ХСНД та 09Г2С (див. табл. 1).

Таблиця 1 – Хімічний склад (% мас.) досліджуваних сталей

Сталь	C	Mn	Si	S	P	Cu	Cr	Ni	Fe
10ХСНД	0,10	0,68	0,95	0,035	0,035	0,50	0,75	0,65	решта
09Г2С	0,08	1,4	0,6	0,029	0,027	–	–	–	решта

Експерименти з термомеханічної обробки проводилися на прокатному стані ДУО 260:



– карти-листи розміром 50x230x20 мм піддавали аустенітизації при температурі 950°C (що дорівнює температурі кінця деформації в чорновій кліт) протягом 20 хвилин, після цього карти прокатували з різними ступенями сумарної деформації, а саме:  $\epsilon = 7,5$ ; 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/с (див. рис. 1).

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

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

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

Режим зварювання: кореневий шов:  $I_{зв} = 600 \text{ А}$ ,  $U_{д} = 28 \text{ В}$ ,  $V_{зв} = 19 \text{ м/год}$ ; заповнюючий шар:  $I_{зв} = 750 \text{ А}$ ;  $U_{д} = 33 \text{ В}$ ,  $V_{зв} = 19 \text{ м/год}$ .

Механізоване зварювання сталей здійснювали в суміші захисних газів 80%  $\text{Ar} + 20\% \text{CO}_2$  дротом марки Св-10Г1НМА1 діаметром 1,2 мм.

Режим зварювання: кореневий шов:  $I_{зв} = 120...140 \text{ А}$ ,  $U_{д} = 20...22 \text{ В}$ ,  $V_{зв} = 8...8,5 \text{ м/год}$ ; заповнюючий шар:  $I_{зв} = 160...180 \text{ А}$ ;  $U_{д} = 24...26 \text{ В}$ ,  $V_{зв} = 12...14 \text{ м/год}$ .

Зварювання відбувалось згідно з ГОСТ 14771-76.

Застосовано сучасні методи та методики дослідження: світлова кількісна та якісна мікроскопія («Neophot-2»); растрова скануюча мікроскопія (РЕМ 106 I); стандартні методи механічних випробувань на розтяг (FP-100/1); визначення твердості за Віккерсом (Duramin-4 M2).

У третьому розділі за допомогою математичного апарату теорії обробки масивів експериментальних даних встановлений кількісний взаємозв'язок між параметрами виробництва та комплексом основних механічних характеристик низьковуглецевих мікролегованих сталей 10ХСНД та 09Г2С. У якості незалежних змінних використовувалися температура початку ( $t_{п}$ ) та кінця ( $t_{к}$ ) чистої прокатки, функцій відгуку – границя плинності ( $\sigma_{т}$ ), границя міцності ( $\sigma_{в}$ ), відносне видовження ( $\delta_5$ ). У ході аналізу використовувалися масиви експериментальних значень відповідних величин, отриманих при заводському виробництві металопрокату із зазначених сталей.

Статистичний аналіз показав, що усі змінні (функції) мають розподіл значень близький до нормального виду. При цьому, розраховані основні статистичні показники знаходяться у межах, які відповідають вимогам. Таким чином, усі параметри, що було проаналізовано, можуть бути застосовані при подальшому математичному моделюванні без додаткових перетворень.

Для визначення впливу температур початку та кінця прокатки на комплекс механічних властивостей низьковуглецевих мікролегованих сталей було проведено кореляційний аналіз. Результати проведеного комплексу досліджень представлено у вигляді таблиці коефіцієнтів попарної кореляції (див. табл. 2).

Аналіз отриманих даних показує, що для обох сталей на комплекс міцнісних властивостей оказує вплив 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, температура кінця прокатки суттєво не впливає на комплекс механічних властивостей.

Таблиця 2 – Коефіцієнти попарної кореляції

Змінна	$\sigma_{т}$ , МПа	$\sigma_{в}$ , МПа	$\delta_5$ , %	$t_{п}$ , °С	$t_{к}$ , °С
<b>Сталь 10ХСНД</b>					
$\sigma_{т}$ , Мпа	1,000000	<b>0,942857</b>	-0,318874	<b>-0,794461</b>	0,441367
$\sigma_{в}$ , Мпа	<b>0,942857</b>	1,000000	-0,463817	<b>-0,882735</b>	0,294245
$\delta_5$ , %	-0,318874	-0,463817	1,000000	0,104489	0,552300
$t_{п}$ , °С	<b>-0,794461</b>	<b>-0,882735</b>	0,104489	1,000000	–
$t_{к}$ , °С	0,441367	0,294245	0,552300	–	1,000000
<b>Сталь 09Г2С</b>					
$\sigma_{т}$ , Мпа	1,000000	<b>0,616890</b>	-0,085251	<b>0,526273</b>	0,303612
$\sigma_{в}$ , Мпа	<b>0,616890</b>	1,000000	0,133928	<b>0,544030</b>	0,230890
$\delta_5$ , %	-0,085251	0,133928	1,000000	0,199413	-0,160547
$t_{п}$ , °С	<b>0,526273</b>	<b>0,544030</b>	0,199413	1,000000	–
$t_{к}$ , °С	0,303612	0,230890	-0,160547	–	1,000000



Для побудови математичної моделі взаємозв'язку між параметрами прокатки та комплексом механічних властивостей досліджуваних сталей було застосовано математичний апарат багатопараметричного дисперсійного аналізу, результати наведено у таблиці 3.

Таблиця 3 – Результати багатфакторного дисперсійного аналізу

<i>Ефект</i>	<i>Значення</i>	<i>F</i>	<i>Вплив df</i>	<i>Помилка df</i>	<i>p</i>
<b>Сталь 10ХСНД</b>					
<b>Границя плинності</b>					
<b>Перетин</b>	<b>0</b>	<b>9337181</b>	<b>2</b>	<b>2</b>	<b>0</b>
<b>Границя плинності</b>	0,018343	3	8	4	0,138607
<b>Границя міцності</b>					
<b>Перетин</b>	<b>0,000001</b>	<b>2150441</b>	<b>2</b>	<b>4</b>	<b>0</b>
<b>Границя міцності</b>	0,269028	2	4	8	0,211721
<b>Відносне видовження</b>					
<b>Перетин</b>	<b>0,00001</b>	<b>196645,8</b>	<b>2</b>	<b>4</b>	<b>0</b>
<b>Відносне видовження</b>	0,051576	2,3	12	8	0,125648
<b>Сталь 09Г2С</b>					
<b>Границя плинності</b>					
<b>Перетин</b>	<b>0,000024</b>	<b>306670,8</b>	<b>2</b>	<b>15</b>	<b>0</b>
<b>Границя плинності</b>	0,680171	0,5	12	30	0,876975
<b>Границя міцності</b>					
<b>Перетин</b>	<b>0,000031</b>	<b>254025,6</b>	<b>2</b>	<b>16</b>	<b>0</b>
<b>Границя міцності</b>	0,650115	0,8	10	32	0,656997
<b>Відносне видовження</b>					
<b>Перетин</b>	<b>0,000013</b>	<b>567122,2</b>	<b>2</b>	<b>15</b>	<b>0</b>
<b>Відносне видовження</b>	<b>0,285524</b>	<b>2,2</b>	<b>12</b>	<b>30</b>	<b>0,041425</b>

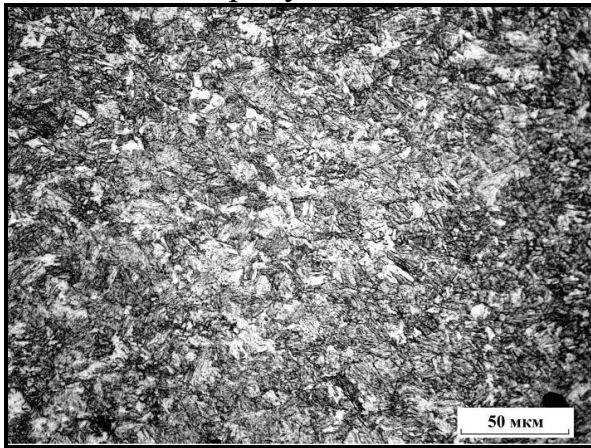
*Примітка: F — відношення середніх квадратів ефекту до середніх квадратів помилки; p – рівень значущості критерію F.*

Аналіз розроблених математичних моделей показав, що отримані залежності мають лінійний характер. При цьому аналіз коефіцієнтів рівняння регресії показав, що їх значення лежать в межах допустимих. З використанням квазіньютонівського методу залишків доведено, що побудовані моделі з ймовірністю 95% описують досліджуємий взаємозв'язок.

У четвертому розділі розглянуто вплив параметрів температурно-деформаційної обробки у міжкритичному інтервалі температур на структуру та властивості товстих листів зі сталей 09Г2С та 10ХСНД.

При традиційній гарячій прокатці температура кінця прокатки зазвичай становить 1050...900°C в залежності від товщини листа. В таких умовах аустеніт зберігає великий розмір зерен і метал після прокатки має успадковану крупнозернисту структуру, з вираженою ферито-перлітною смугастістю, яка негативно впливає на механічні властивості в Z-напрямку. Для реалізації ідеї збереження дислокаційної субструктури аустеніту та підтвердження віділення доевтектоїдного фериту не тільки по великокутовим, а й по дислокаційним субграницям аустеніту в міжкритичному інтервалі температур, був проведений лабораторний експеримент.

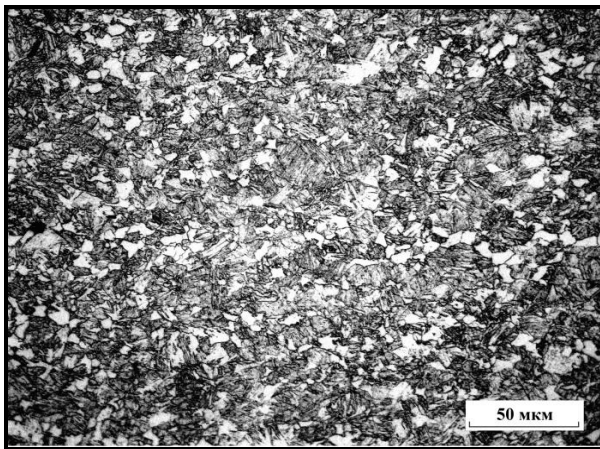
Результати металографічних досліджень для сталей 09Г2С та 10ХСНД представлені на рисунках 2 та 3.



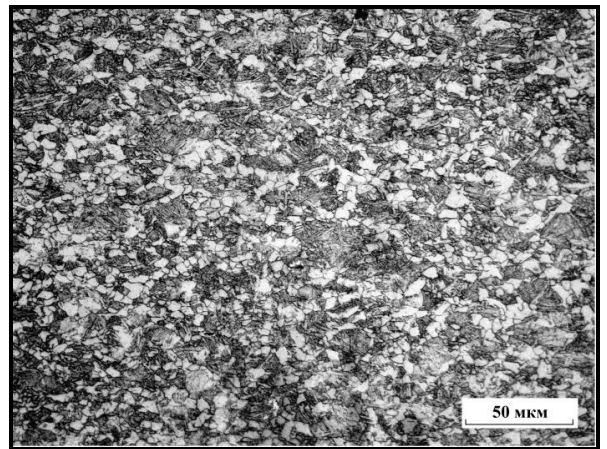
*a*



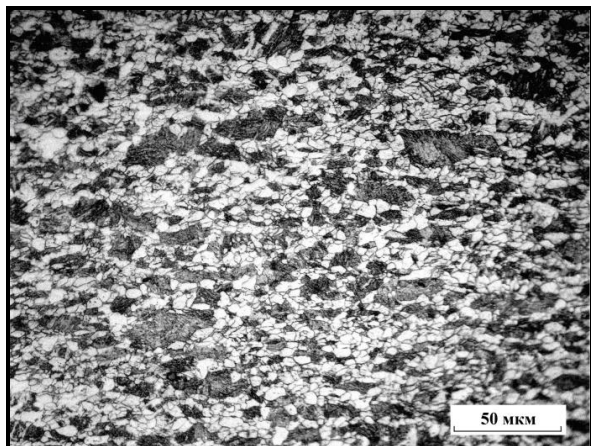
*б*



*в*



*г*



*д*

Рисунок 2 – Виділення фериту по дислокаційним субграницям аустеніту для сталі 09Г2С:

*a* –  $\varepsilon = 7,5\%$ ,  $t_k = 875^\circ\text{C}$ ; *б* –  $\varepsilon = 15\%$ ,  
 $t_k = 820^\circ\text{C}$ ; *в* –  $\varepsilon = 22,5\%$ ,  $t_k = 800^\circ\text{C}$ ;  
*г* –  $\varepsilon = 30\%$ ,  $t_k = 760^\circ\text{C}$ ; *д* –  $\varepsilon = 37,5\%$ ,  
 $t_k = 720^\circ\text{C}$



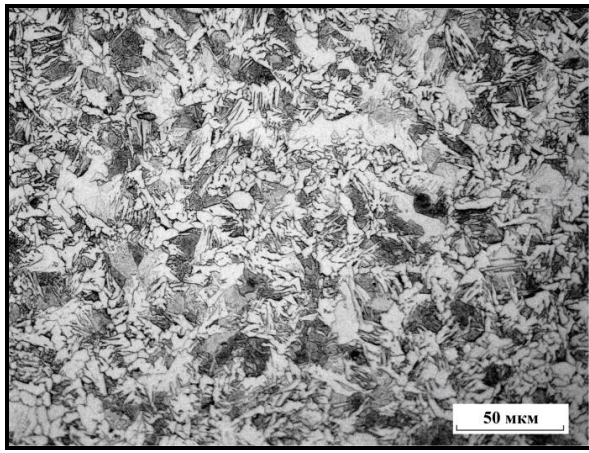
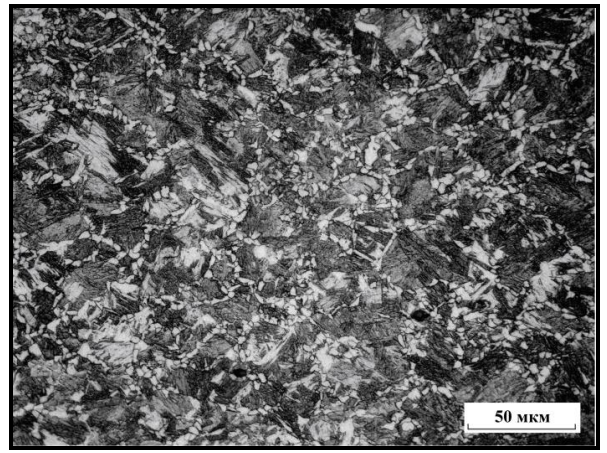
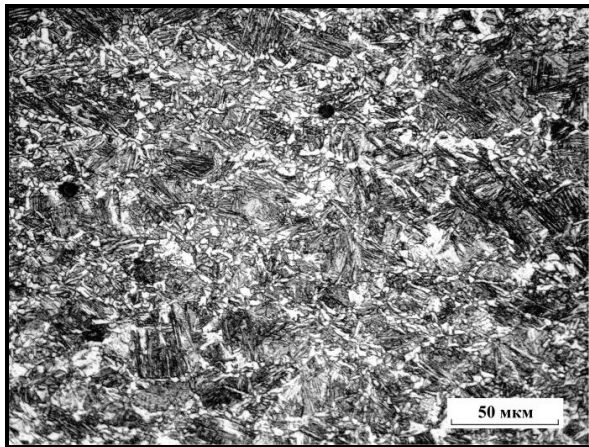
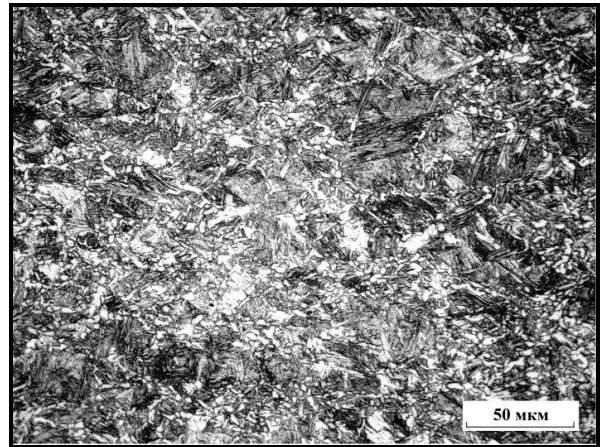
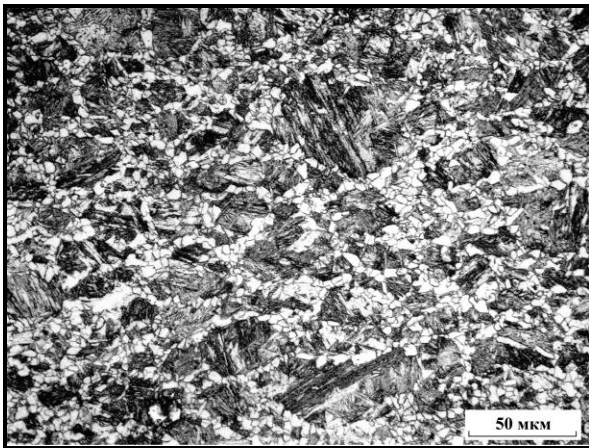
*a**б**в**г**д*

Рисунок 3 – Виділення фериту по дислокаційним субграницям аустеніту для сталі 10ХСНД:

*a* –  $\epsilon = 7,5\%$ ,  $t_k = 875^\circ\text{C}$ ; *б* –  $\epsilon = 15\%$ ,  
 $t_k = 820^\circ\text{C}$ ; *в* –  $\epsilon = 22,5\%$ ,  $t_k = 800^\circ\text{C}$ ;  
*г* –  $\epsilon = 30\%$ ,  $t_k = 760^\circ\text{C}$ ; *д* –  $\epsilon = 37,5\%$ ,  
 $t_k = 720^\circ\text{C}$

Карти-листи розміром 50x230x20 мм нагрівали до температури 950°C (імітація температури кінця деформації в чистовій кліті) та 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%.

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.

На основі проведеного кореляційного, однофакторного та багатофакторного дисперсійного аналізу показано, що корегувати температурно-деформаційний режим контрольованої прокатки, необхідно на стадії гарячої деформації в чистовій

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

Аналіз отриманих структур показав, що в зразках після 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 по границям аустеніту. Об'ємна частка 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 (див. рис. 2 а-д та 3 а-д).

В сталях 09Г2С та 10ХСНД доевтектоїдний ферит, що виділяється розташовується 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.

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 доевтектоїдного фериту не тільки на великокутових границях, но і на дислокаційних субграницях аустеніту.

Зерна доевтектоїдного 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 вздовж, поперек та Z – напрямку товстих листів будівельного та мостобудівельного призначення.

Раціональний режим 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 та додаткового насичення дислокаціями за рахунок деформації в міжкритичному інтервалі температур. Такий режим призводить до зародження численних зерен доевтектоїдного фериту не тільки по великокутових, але й по субзеренних границях аустеніту та фериту. Безперервна деформація металу в міжкритичному інтервалі температур, дозволяє пригнічити процеси рекристалізації в аустеніті та фериті, а в утворених дрібних зернах фериту сформувати додаткові малокутові субзеренні границі, що призводить до утворення наддрібних структурних складових сталей.

Лабораторні дослідження впливу деформації в міжкритичному інтервалі температур на формування структури та субструктури аустеніту та фериту, показали що поступове накопичення деформації в міжкритичному інтервалі температур призводить до збереження дислокаційної субструктури аустеніту та формуванням



наддрібної структури фериту. Підтверджується той факт, що нові феритні зерна зароджуються по малокутовим дислокаційним субграницям аустеніту. Доевтектоїдний ферит виділяється у вигляді дрібних зерен, розміри яких становлять 2...5 мкм (див. рис. 4).

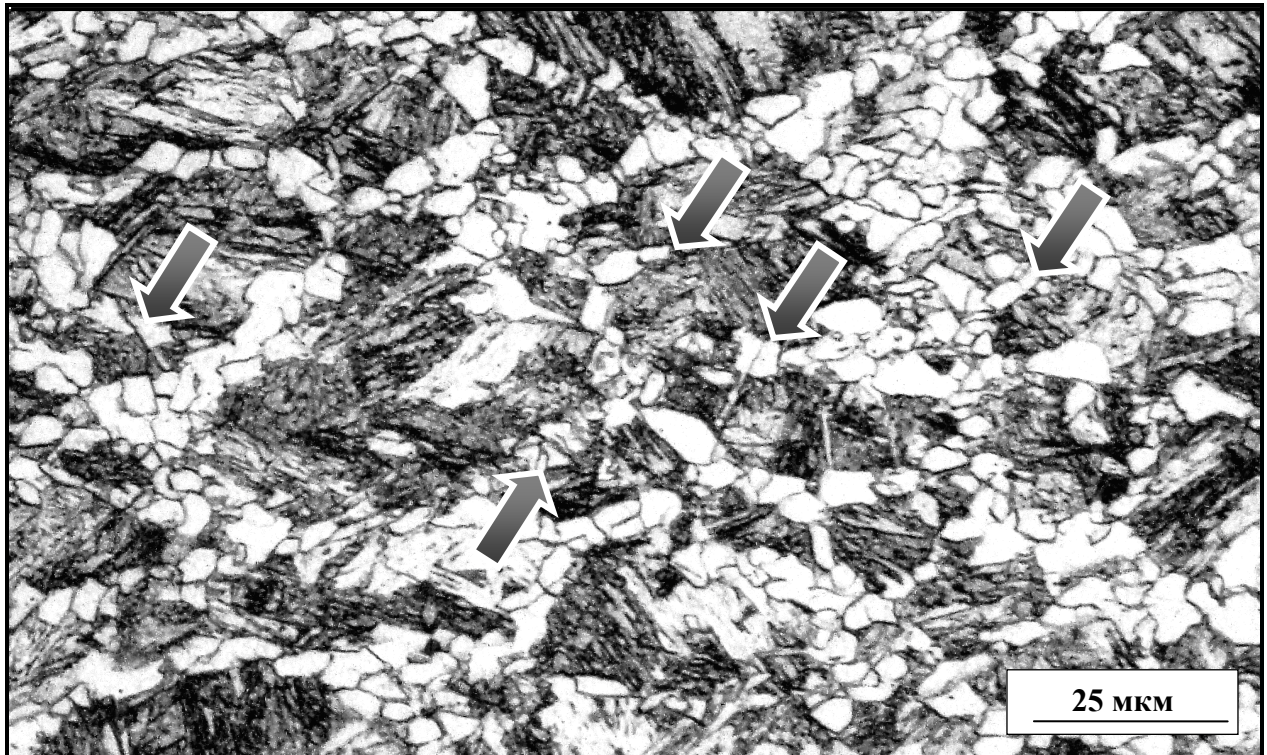


Рисунок 4 – Виділення доевтектоїдного фериту по дислокаційним субграницям аустеніту в сталі 10XCHD (відмічене стрілками)

Раціональний режим контрольованої прокатки, було здійснено в лабораторних умовах на прокатному стані ДУО 260 за наступними параметрами (див. рис. 5):

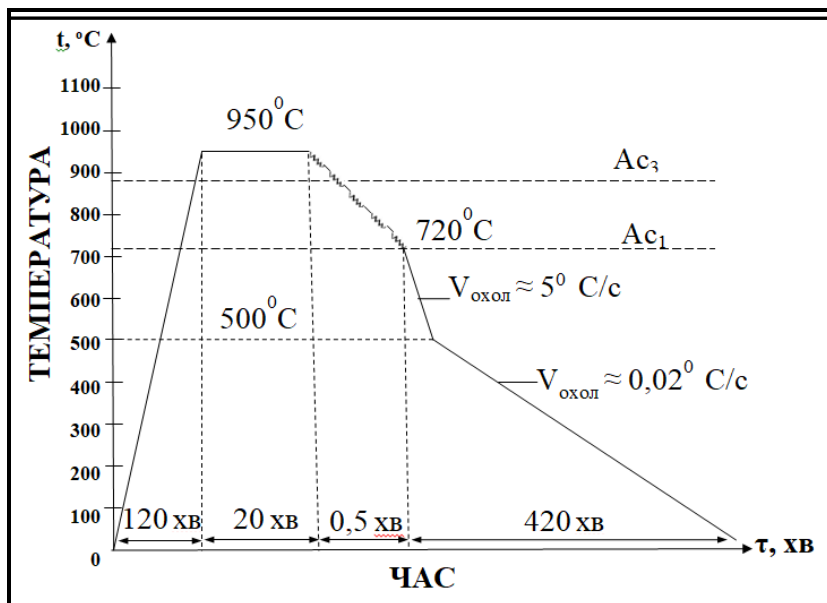


Рисунок 5 – Схема лабораторної прокатки карт-листів зі сталей 09Г2С та 10XCHD, за раціональним режимом контрольованої прокатки

– карти-листи розміром 50x230x20 мм піддавали аустенізації при температурі 950°C (що дорівнює температурі кінця деформації в чорновій кліт) 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.



Проведений комплекс металографічних досліджень показав, що на поверхні зразків зі сталі 09Г2С у результаті гарячої прокатки формується ферито-перлітна структура. При цьому зерна фериту мають правильну поліедричну форму. Сталь 10ХСНД також має ферито-перлітну структуру, але 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 (див. рисунок 6).

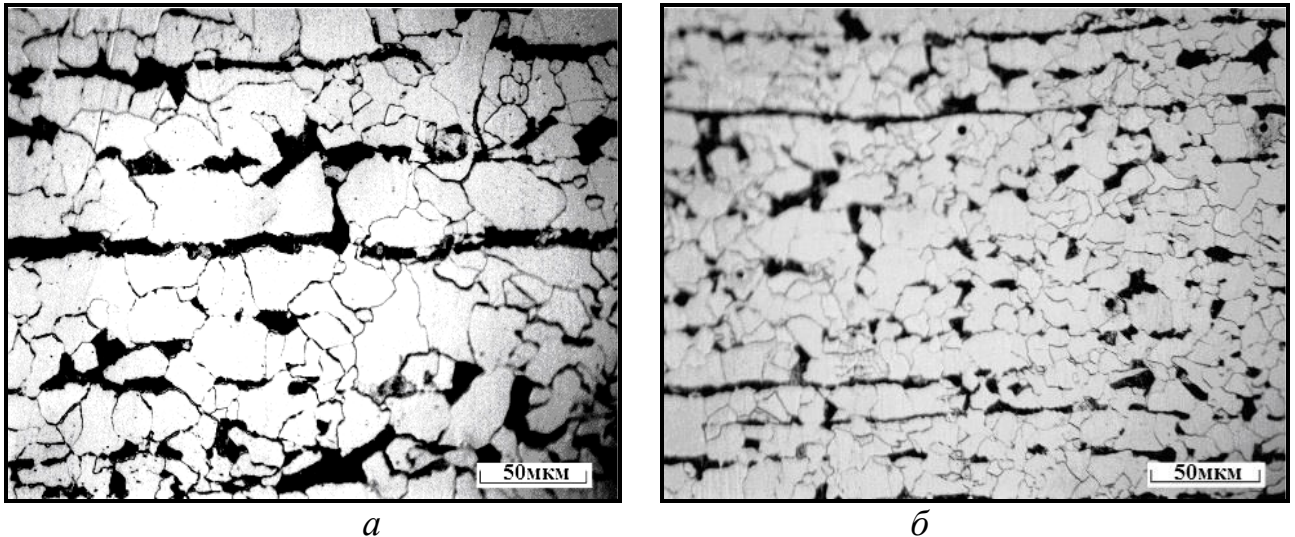


Рисунок 6 – Мікроструктура дослідних сталей у стані постачання (після гарячої прокатки): *а* – 09Г2С; *б* – 10ХСНД

Результати мікроструктурних досліджень сталі 09Г2С та 10ХСНД після раціонального режиму контрольованої прокатки наведено на рисунку 7.

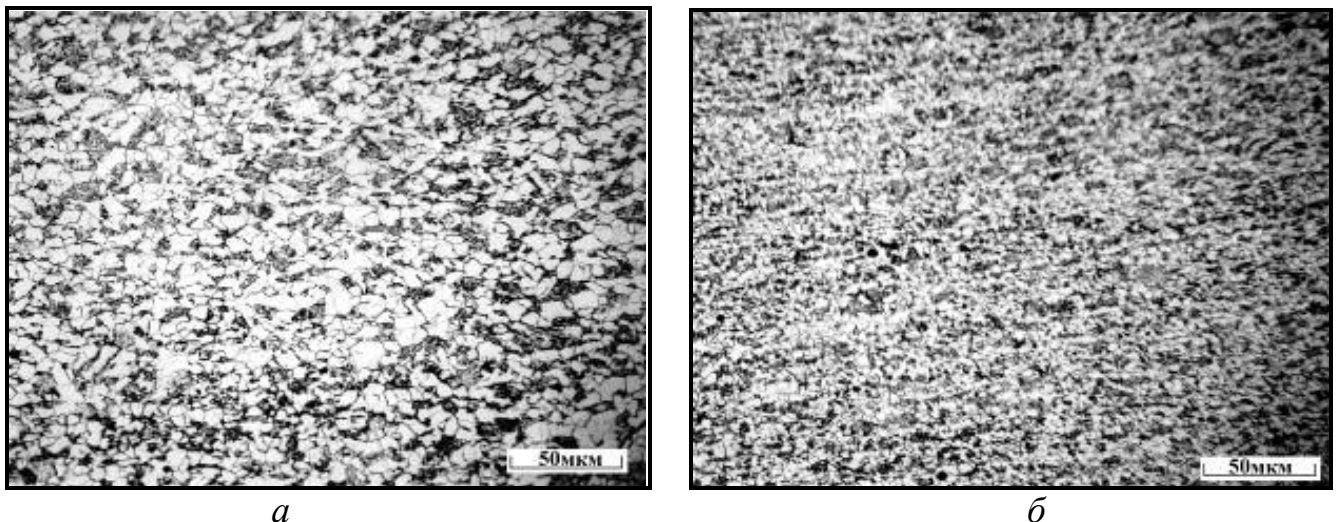


Рисунок 7 – Мікроструктура дослідних сталей після раціонального режиму контрольованої прокатки: *а* – 09Г2С; *б* – 10ХСНД

Металографічна оцінка показує, що після лабораторного експерименту, 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 по великокутовим границям, но і по дислокаційним субграницям аустеніту.

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

Отримання такої структури було здійснено за рахунок зниження температури кінця гарячої деформації (порівняно з традиційною технологією гарячої прокатки) до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур  $A_{c1}$ , що призвело до утворення наддрібної кінцевої субструктури фериту та перліту (див. табл. 4).

Таблиця 4 – Розмір зерен феритної складової для сталей 09Г2С та 10ХСНД після гарячої прокатки та раціонального 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, 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.

Механічні властивості сталей 09Г2С та 10ХСНД після гарячої прокатки та після раціонального режиму контрольованої прокатки наведено у таблиці 5.

Таблиця 5 – Механічні властивості сталей 09Г2С та 10ХСНД після гарячої прокатки та раціонального режиму контрольованої прокатки

Марка сталі та стан поставки	Вирізка зразків	Механічні властивості				
		$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа
09Г2С гаряча прокатка	Вздовж прокатки	21,0	66,	345	–	490
	Впоперек прокатки	20,2	62	340	–	480
	Z–напрямок	20,1	72	170	–	240
09Г2С після експерименту	Вздовж прокатки	25,0	78,0	–	455	556
	Впоперек прокатки	23,0	65,0	–	420	530
	Z–напрямок	24,0	70,0	–	215	260
10ХСНД гаряча прокатка	Вздовж прокатки	24,2	60	–	410	510
	Впоперек прокатки	22,0	58	–	390	490
	Z–напрямок	22,5	68	–	180	230
10ХСНД після експерименту	Вздовж прокатки	24,2	71,5	505	–	680
	Впоперек прокатки	22,0	68,0	490	–	640
	Z–напрямок	23,0	69,0	250	–	330



Аналіз результатів наведених в таблицях 4 та 5 показує, що після проведення лабораторного експерименту підвищуються міцнісні характеристики металопродукту порівняно зі станом після гарячої прокатки. При цьому, пластичні властивості залишаються на рівні, що задовольняє вимогам діючої у будівельній галузі нормативній документації.

Аналіз даних таблиці 6, дозволяє відзначити підвищення твердості листів зі сталей 09Г2С та 10ХСНД після експериментальної обробки, порівняно з виробництвом за технологією гарячої прокатки. Разом з цим, отримані в структурі металопродукту складові можуть забезпечити значне збільшення в'язкісних показників.

Таблиця 6 – Середнє значення твердості сталей 09Г2С та 10ХСНД після гарячої прокатки та раціонального режиму контрольованої прокатки

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

У п'ятому розділі досліджено вплив зварювання на формування структури та механічних властивостей в зоні термічного впливу сталей 09Г2С та 10ХСНД.

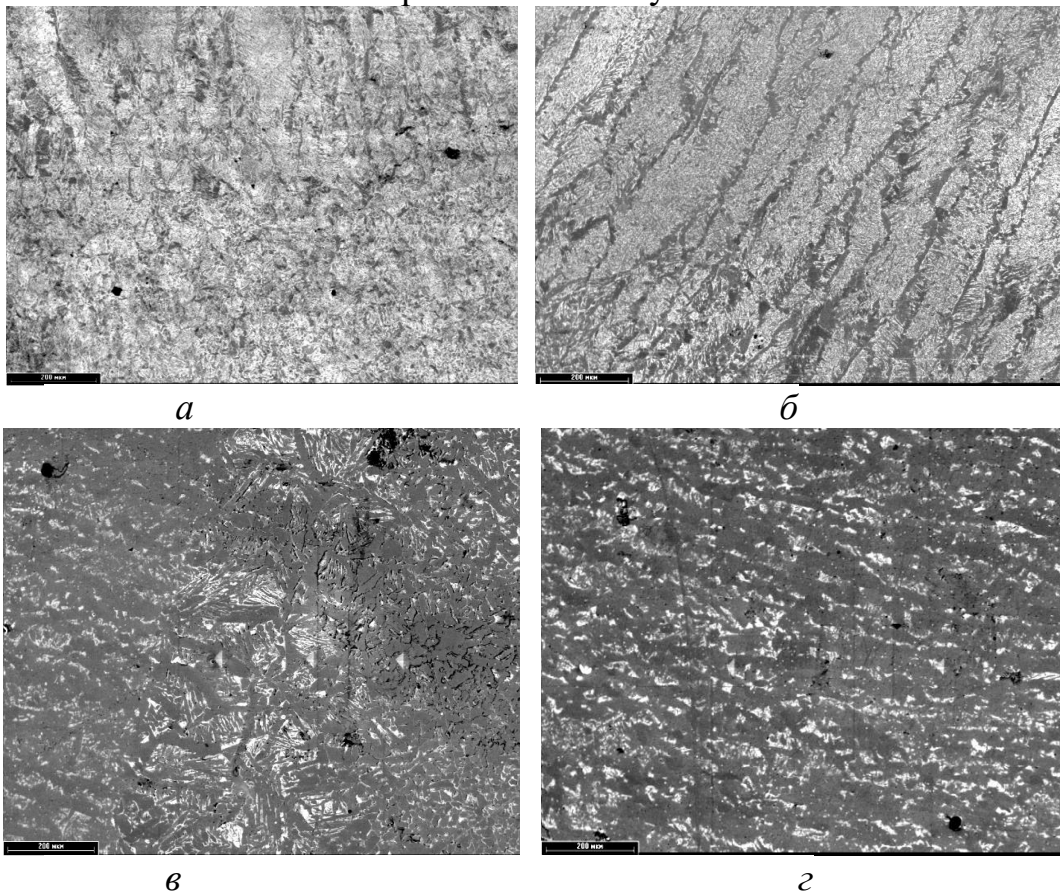


Рисунок 8 – Вплив режимів зварювання на структуру металу ЗТВ: а, в – в середовищі захисних газів; б, г – під флюсом; а, б – сталь 09Г2С; в, г – сталь 10ХСНД



Результати металографічних досліджень зони термічного впливу для досліджуваних марок сталі після зварювання наведено на рисунку 8.

Встановлено, що при нагріванні під час зварювання в тих ділянках, де температура підвищилась до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур, відбувається незначна сфероїдизація перліту.

В металі, розташованому ближче до зварного шва, де температура підвищується вище критичної, тобто до температури плавлення та після 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 складові. 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 та 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.

У місцях, де температура піднімається до верхньої границі міжкритичного інтервалу та 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.

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

Ще ближче до зварного шва температура металу підвищується набагато вище верхньої границі міжкритичного інтервалу температур і утворений при нагріванні 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.

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.

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

Перша менш небезпечна за критерієм 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 сфероїдизація за короткий час не встигає істотно порушити пластинчасту будова перліту.

Дуальна структура має 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.

Завдяки раціональному режиму контрольованої прокатки утворюється оптимальний набір структур, 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 насичення структури великою щільністю дислокацій та 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 клітці, забезпечує збереження дислокаційної структури аустеніту та фериту, що призводить до утворення дисперсної кінцевої субструктури фериту та перліту.

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. 9).

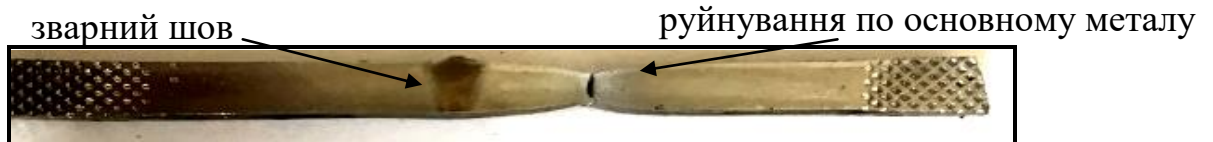


Рисунок 9 – Типічний вигляд зразків сталі 10ХСНД після зварювання в середовищі захисних газів або під флюсом та випробування на статичний розтяг

Результати дослідження показали, що руйнування плоских зварних зразків відбувалося по основному металу для всіх оптимальних режимів зварювання.

З метою дослідження та оцінки міцності зварного з'єднання були здійснені дослідження мікротвердості в зоні термічного впливу. Одержані результати узагальнено та наведено на рисунку 10.

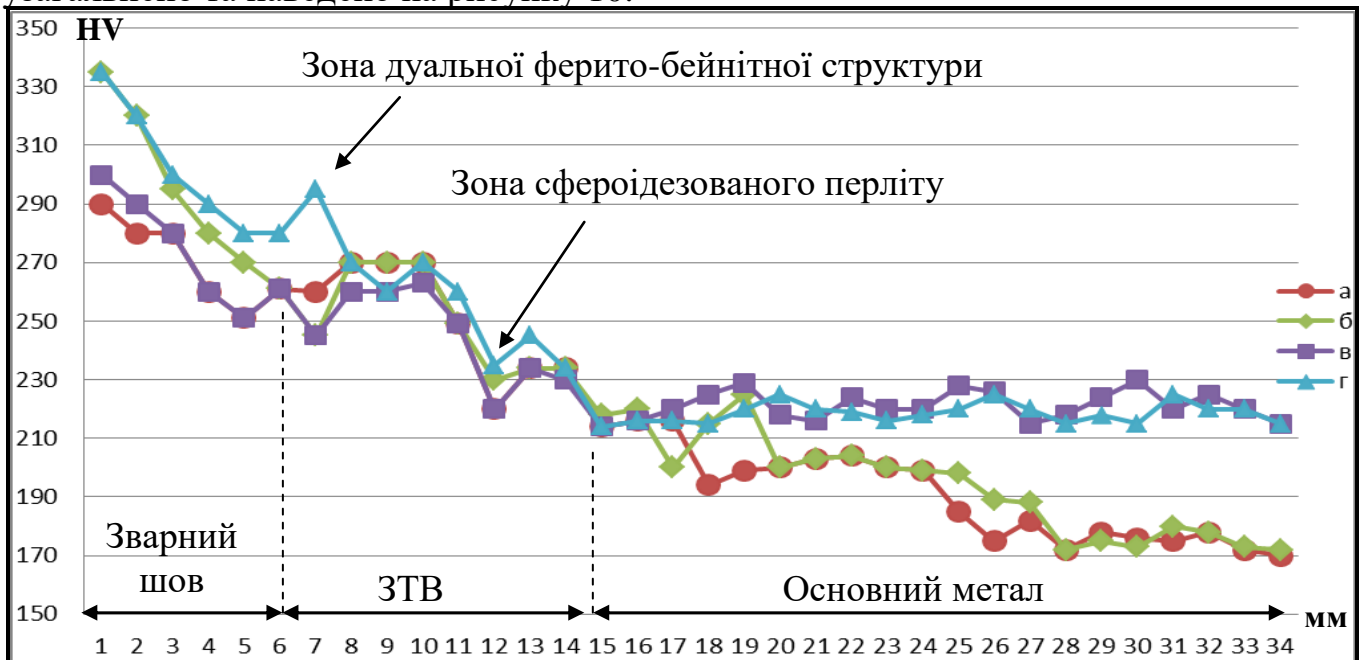


Рисунок 10 – Середній розподіл мікротвердості в зоні зварного шва, зони термічного впливу і основного металу сталі 10ХСНД та 09Г2С після зварювання під флюсом та зварюванням в середовищі  $Ar+CO_2$ : а, в – в середовищі захисних газів; б, г – під флюсом; а, б – сталь 09Г2С; в, г – сталь 10ХСНД

## ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі зроблено теоретичне узагальнення та запропоновано нове рішення науково-практичної задачі по встановленню взаємозв'язку між механізмами структуроутворення та механічними властивостями листів після запропонованого 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. Встановлено з використанням кореляційного, однофакторного, багатфакторного дисперсійного та регресійного аналізів, вплив температури кінця деформації в чорновій кліті та температури початку деформації в чистовій кліті на підвищення значень границь міцності та плинності сталей 09Г2С і 10ХСНД. Результати проведених аналізів, дозволяють зробити висновок про те, що при зростанні температури початку деформації в чистовій кліті, границя міцності та плинності зростатимуть при стабілізації значень пластичності та в'язкості. Показники відносного видовження отримують стабільні значення при підвищенні температури початку деформації в діапазоні температур 830...790°C.

2. Встановлено та випробувано в лабораторних умовах раціональний режим контрольованої прокатки, який призводить до підвищення міцнісних та стабілізації пластичних характеристик металопродукату. Пластичні властивості залишаються на рівні, та задовольняють вимогам діючої у будівельній галузі нормативній документації. Ці процеси обумовлені формуванням наддрібних структурних складових у фериті та перліті. Підвищення дисперсності структури металопродукату 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. Виконано порівняльний мікроструктурний аналіз, який 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 раціонального режиму контрольованої прокатки, характеризується наддрібною структурою фериту та 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 вздовж, поперек та Z – напрямку товстолістового прокату для зварних металевих конструкцій будівельного та мостобудівельного призначення.

4. Експериментально підтверджено, що використання запропонованого раціонального режиму контрольованої прокатки для сталей 10ХСНД і 09Г2С призводить до зародження нових зерен доєвтектоїдного (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 товстолистового прокату зі сталей, які не містять коштовних карбідоутворюючих елементів.

6. Розглянуто та оцінено вплив наддрібної зеренної структури отриманої після раціонального режиму контрольованої прокатки, на зону термічного впливу, яка забезпечує стабілізацію в'язкісних властивостей прокату та виробів за рахунок формування дислокаційної субструктури аустеніту та фериту.

7. Підтверджено, що після використання раціонального 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 за межами ЗТВ на відстані не менше ніж 18,5 мм від зварного шва та супроводжується значними пластичними деформаціями.

## СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

### 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), № u 2018 10697, заявл. 29.10.2018; опубл. 25.04.2019, Бюл. №8.

### **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 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 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.

Розглянуто вплив наддрібної зеренної структури, отриманої після раціонального 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 раціонального 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.

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

### **АННОТАЦИЯ**

**Щудро А. Е. Особенности формирования структуры и свойств зоны термического влияния сварных соединений из микролегированных**

**строительных сталей.** - Квалификационный научный труд на правах рукописи.

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности 05.02.01 «Материаловедение» (13 – Механическая инженерия). – Государственное высшее учебное заведение «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры» Министерства образования и науки Украины, Днепр, 2020.

Диссертация посвящена установлению взаимосвязи между механизмами структурообразования и механическими свойствами листов после лабораторного режима усовершенствованной контролируемой прокатки сталей 09Г2С и 10ХСНД и структурообразованием и механическими свойствами в зоне термического влияния и основного металла после сварки по наиболее распространенным при строительстве режимам.

Рассмотрено влияние сверхмелкой зеренной структуры полученной после лабораторного эксперимента по усовершенствованию режима контролируемой прокатки на зону термического влияния, которая обеспечивает стабилизацию вязкостных свойств за счет формирования дислокационной субструктуры аустенита и феррита. Экспериментально показано, что после лабораторного эксперимента по усовершенствованию режима контролируемой прокатки и последующей сварки сталей 09Г2С и 10ХСНД в среде защитных газов и автоматической сварки под флюсом, разрушения образцов происходит по основному металлу, вдали от сварного шва и сопровождается значительными пластическими деформациями.

Увеличение числа центров зарождения ферритной фазы, выравнивает структуру и свойства в трех направлениях, что актуально в случае применения листового проката в строительных конструкциях.

Металлографическая оценка показала, что после лабораторного эксперимента по усовершенствованию режима контролируемой прокатки, ферритная составляющая сталей 09Г2С и 10ХСНД стала более дисперсной по сравнению с производством при классической горячей прокатки. Также для обеих сталей наблюдается полное исчезновение перлитной полосчатости. Это произошло за счет зарождения новых зерен доэвтектоидного феррита не только на большеугловых границах, но и на дислокационных субграницах аустенита. Зерна доэвтектоидного феррита, которые выделяются, фиксируют дислокационную субструктуру блокируя рекристаллизацию и рост зерен аустенита.

Дальнейшая деформация в межкритическом интервале температур и ниже не только сохраняет субструктуру в феррите, но и увеличивает её, что в свою очередь приводит к образованию сверхмелкой конечной субструктуры феррита и перлита.

Впервые для стали 10ХСНД было предложено контролируемую прокатку по усовершенствованному режиму (в основу режима взято сохранения дислокационной структуры аустенита и сохранение дислокационной субструктуры феррита в межкритическом интервале температур).

Впервые для стали 10ХСНД предложен усовершенствованный режим контролируемой прокатки, который раскрывает дополнительные резервные возможности реализации чистовой клетки на повышение и стабилизацию механических свойств толстолиствого проката (основой которой является теоретическая концепция влияния формирования и сохранения дислокационной структуры аустенита, а затем

феррита в зоне термического воздействия).

Впервые для стали 09Г2С и 10ХСНД режим контролируемой прокатки направлен на сохранение дислокационной субструктуры аустенита и феррита в диапазоне температур между 850...715 °С (это реализуется за счет повышения дробности деформации в черновой и чистовой клетки, уменьшением температуры конца деформации в черновой клетки и увеличением температуры начала деформации в чистовой клетки).

Впервые для сварных изделий из стали 10ХСНД было получено механические свойства на уровне предела текучести 680...690 МПа, что реализовано за счет сохранения устойчивой дислокационной субструктуры аустенита и феррита при изготовлении и сварке (это реализуется за счет формирования сверхмелкой феррито-перлитной структуры, повышение механических свойств в зоне со сфероидезованием перлитом и снижением риска хрупкого разрушения в зоне формирования дуальной феррито-мартенситной структуры).

**Ключевые слова:** контролируемая прокатка, сварка, зона термического влияния, микроструктура, механические свойства, сварные металлические конструкции.

## 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.

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.

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