


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

**БЕКЕТОВ ОЛЕКСАНДР ВАДИМОВИЧ**



УДК 620.181.4:691.714

**ТЕОРЕТИЧНІ ОСНОВИ ФОРМУВАННЯ СУБСТРУКТУРИ  
ПЕРЕОХОЛОДЖЕНОГО АУСТЕНІТУ ТА МЕХАНІЧНИХ ВЛАСТИВОСТЕЙ  
МІКРОЛЕГОВАНИХ БУДІВЕЛЬНИХ СТАЛЕЙ**

05.02.01 – матеріалознавство

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

Дніпро – 2021

Дисертацією є рукопис.

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

**Науковий консультант:** заслужений діяч науки та техніки України, лауреат державної премії України, доктор технічних наук, професор **Большаков Володимир Іванович**, 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;

доктор технічних наук, професор **Глушкова Діана Борисівна**, Харківський національний автомобільно-дорожній університет, завідувач кафедри технології металів та матеріалознавства.

Захист відбудеться «6» травня 2021 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: 49005, м. Дніпро, вул. Чернишевського, 24-а.

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

Автореферат розісланий «2» квітня 2021 р.

Вчений секретар  
спеціалізованої вченої ради  
Д 08.085.02  
д.т.н., професор



С. О. Слободянюк

## ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

**Сутність науково-прикладної проблеми.** Дисертація присвячена вирішенню науково-прикладної проблеми отримання в металопрокаті для зварних будівельних конструкцій підвищеного рівня міцнісних характеристик при збереженні пластичних та в'язкісних властивостей, шляхом розробки удосконаленої технологічної схеми виробництва високоміцного прокату з низьковуглецевих низко-, мікро- та нелегованих сталей. Проблему вирішено шляхом виявлення загальних закономірностей формування в області дифузійного механізму розпаду переохолодженого аустеніту нанорозмірних структурних елементів та особливостей їх впливу на підвищення механічних властивостей будівельного металопрокату відповідального призначення.

**Актуальність теми.** Згідно з вимогами чинної в будівництві нормативної документації, сталь для металевих будівельних конструкцій, в тому числі відповідального призначення, використовується у феррито-перлітному структурному стані. При цьому, різноманіття визначень перліту та моделей його утворення, в першу чергу, пов'язано з тим, що в реальних перлітних колоніях будова як цементитної, так і феритної складової є більш складною, чим у запропонованих теоретичних моделях: в залежності від кінетики процесу зросту одна і та ж колонія може набувати декількох морфологічних форм.

З іншого боку, тенденції розвитку сучасного матеріалознавства йдуть шляхом зменшення розмірів структурних складових (особливо це стосується сталей, призначених для будівельних металевих конструкцій відповідального призначення). Отримання нанорозмірних структурних елементів в металопрокаті дозволить додатково збільшити міцнісні властивості при збереженні пластичних та в'язкісних характеристик. Типовими прикладами таких нанорозмірних елементів структури є внутрішньофазні та міжфазні границі, цементитний каркас перлітної колонії, міжпластинчата відстань в перлітній колонії. Виходячи з цього, необхідним є проведення поглибленого комплексу досліджень, спрямованих на виявлення загальних закономірностей формування елементів тонкої структури в області дифузійного механізму розпаду переохолодженого аустеніту низьковуглецевих сталей та особливостей їх впливу на підвищення комплексу механічних властивостей будівельного металопрокату.

Таким чином, поглиблені дослідження, спрямовані на пошук нових резервних можливостей удосконалення структури і властивостей з низьковуглецевих мікролегованих сталей, і розробку нових та вдосконалення існуючих технологій виробництва високоміцного товстолистого металопрокату, який би задовольняв сучасним потребам будівельної індустрії, є актуальною проблемою.

**Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами.** Дисертаційна робота виконувалась на кафедрі матеріалознавства і обробки матеріалів Державного вищого навчального закладу «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури» за планами науково-дослідних робіт та фундаментальних досліджень у рамках тем (де здобувач був виконавцем і відповідальним виконавцем): «Теоретичні основи отримання наноструктурованих елементів та їх вплив на комплекс властивостей будівельних сталей» (№ ДР 0103U005240 0113U000127, 2013 – 2015 рр.); «Теоретико-експериментальне дослідження механізмів впливу нанорозмірних

параметрів структури на закономірності руйнування низьковуглецевих мікролегованих сталей» (№ ДР 0106U011369 0116U000219, 2016 – 2018 рр.); «Дослідження структури та властивостей, прогнозування якісних характеристик та розробка газотермічних покриттів конструкційних матеріалів» (№ ДР 0211U006483, 2011 – 2015 рр.); «Дослідження взаємозв'язку між механізмами формування структури та комплексом властивостей будівельних матеріалів» (№ ДР 0113U000775, 0116U004538 2016 – 2020 рр.).

**Мета та задачі дослідження.** Метою роботи є додаткове підвищення міцнісних властивостей при збереженні пластичних та в'язкісних характеристик металопрокату для будівельних металевих конструкцій на основі поглибленого дослідження та використання впливу нанорозмірних елементів, які формуються під час дифузійного розпаду аустеніту. Для досягнення поставленої мети в роботі поставлені наступні основні задачі:

1. Визначити морфологічні особливості нанорозмірних елементів та зерногранічних ансамблів, які формуються в структурі низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей після перетворення аустеніту за дифузійним механізмом розпаду.

2. Проаналізувати морфологію перлітних колоній, які утворюються внаслідок розпаду переохолодженого аустеніту в низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей за евтектоїдною реакцією.

3. На підставі структурних досліджень форми цементитного каркасу перлітних колоній встановити взаємозв'язок між його типом та твердістю колоній.

4. Проаналізувати вплив зовнішнього навантаження на кінетику розповсюдження пластичної деформації та її впливу на руйнування структурних складових низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.

5. Розкрити додаткові резерви підвищення основних механічних властивостей металопрокату з низьковуглецевих, низько-, мікро та нелегованих сталей на підставі поглибленого аналізу комплексу даних температурно-деформаційних режимів гарячої деформації, відповідних мікроструктурних досліджень та випробувань механічних властивостей товстих листів, які виготовляються на металургійних комбінатах України.

6. Дослідити вплив температурно-деформаційних параметрів прокатки в міжкритичному інтервалі температур на формування структури фериту та перліту низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.

7. Розробити удосконалену технологічну схему прокатки для низько-, мікро- та нелегованих сталей.

8. Встановити вплив запропонованих температурно-деформаційних параметрів прокатки на структурний стан і комплекс механічних властивостей низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.

9. Дослідити вплив мікро- та наноструктурних елементів, які формуються під час запропонованої технологічної схеми прокатки, на механізм розповсюдження пластичної деформації та зародження руйнування в структурі низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей.

**Об'єкт дослідження** – процеси формування структурних елементів при температурно-деформаційній обробці та їх вплив на властивості низьковуглецевих

низько-, мікро- та нелегованих сталей.

**Предмет дослідження** – закономірності впливу нанорозмірних структурних елементів, які формуються під час дифузійного розпаду аустеніту, на механічні властивості, кінетику розповсюдження пластичної деформації та зародження руйнування товстих листів із низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей для будівництва.

**Методи дослідження.** У роботі використано сучасні методи дослідження структури, тонкої структури та комплексу властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей, а саме: оптичну мікроскопію з застосуванням оптичного мікроскопу Neophot 20; растрову електронну мікроскопію з застосуванням скануючого електронного мікроскопу РЕМ-106И; дифракційну електронну мікроскопію з застосуванням трансмісійних електронних мікроскопів ПЕМ-125К та Jeol-200; загальні методи кількісного та напівкількісного металографічного аналізу. Для визначення комплексу механічних властивостей застосовувались традиційні методи статичних та динамічних випробувань. З метою отримання кількісних залежностей між параметрами процесів, які досліджувались та побудови відповідних фізико-математичних моделей, застосовувався математичний апарат теорії обробки масивів експериментальних даних, а саме: первинна статистична обробка, кореляційний аналіз, одно та багатofакторний дисперсійний аналізи, одно та багатofакторний регресійний аналіз; квазіньютонівський метод перевірки адекватності отриманих моделей.

#### **Наукова новизна отриманих результатів:**

1. Встановлено основні теоретичні закономірності розпаду деформованого нерекристалізованого аустеніту – *зроблено вперше*. Розроблена концепція базується на аналізі тонкої структури цементитного каркасу колоній квазіевтектоїду та аналізу відмінностей в морфології перлітних колоній низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей широкого спектру технологій виробництва товстолистового прокату.

2. Узагальнено теорію збереження дислокаційної субструктури деформованого аустеніту низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей в верхній частині міжкритичного інтервалу температур – *набуло подальшого розвитку*. Ця концепція реалізується шляхом виділення фериту не тільки по великокутовим, а й по дислокаційним полігональним границям аустеніту, що призводить до блокування процесів рекристалізації в аустеніті та формуванні наддрібного зерна фериту перед подальшою контрольованою деформацією.

3. Теоретично та експериментально обґрунтовано концепція, яка базується на збереженні дислокаційної субструктури аустеніту до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур при контрольованій прокатці – *зроблено вперше*. Гаряча прокатка в міжкритичному інтервалі температур призводить до формування наддрібної структури деформованого фериту та перліту, характерною особливістю якої є відсутність ферито-перлітної смугастості. Ця концепція реалізована для низько-, мікро- та майже нелегованих сталей.

4. Виявлено особливості морфологічної будови нанорозмірних елементів в феритній складовій низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей – *набуло подальшого розвитку*. Розроблена концепція базується на інтерпретації

ансамблів за участю спеціальних низькоенергетичних границь у структурних складових ферито-перлітних сталей.

5. Запропоновано модель перлітного перетворення у просторі з урахуванням морфології деформованого аустеніту – *зроблено вперше*. Розроблена концепція базується на аналізі тонкої структури продуктів дифузійного перетворення деформованого аустеніту низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей і встановленні потенційних місць зародження та загальних принципів зросту перлітних колоній.

6. Встановлено основні етапи розвитку колоній квазіевтектоїду – *зроблено вперше*. Розроблена концепція базується на аналізі загальних закономірностей зросту перлітних колоній, а саме на тому, що колонії перліту в процесі росту зазнають кілька морфологічних переходів: спіральний двофазний зародок → розростання пластин і дефектів – стійких щілин → перехід пластинчастого цементиту в стрічковий → перетворення стрічок у стрижні.

7. Удосконалено енергетичні аспекти теорії зародження руйнування на поверхнях розділу структурних складових низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей - *набуло подальшого розвитку*. Розроблена концепція відрізняється урахуванням вільної енергії та спроможністю поверхонь розділу бути потенціальним місцем для зародження тріщини.

8. Встановлено взаємозв'язок між розповсюдженням пластичної деформації та кількістю і типом структурних складових – *зроблено вперше*. Запропонована фізична модель враховує спроможність структурних складових до блокування пластичної деформації. Аналогічні моделі розповсюдження в'язкого руйнування зазначений фактор не враховують.

#### **Практичне значення отриманих результатів:**

1. На підставі теоретичного аналізу вперше було запропоновано температурно-деформаційний режим гарячої прокатки в між критичному інтервалі температур. Ця концепція базується на збереженні дислокаційної субструктури аустеніту та фериту аж до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур. В той же час, гаряча прокатка в міжкритичному інтервалі температур призводить до підвищення міцностних властивостей в трьох напрямках, підвищення ударної в'язкості, та зниження ризику розшарування. Ця концепція реалізована для низько-, мікро- та майже нелегованих сталей.

2. Розроблено та запропоновано для промислового використання (патент 99770) технологічну схему прокатки низьковуглецевої низьколегованої сталі зі збереженням полігональної структури фериту, яка включає нагрів та витримку слябів, чорнову і чистову прокатки до потрібної товщини листа, примусове охолодження до температури 500°C та подальше уповільнене охолодження.

3. Розроблено та запропоновано для промислового використання (патент 99199) технологічну схему виробництва листового прокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей з формуванням полігонізованої субструктури аустеніту, що включає нагрів та витримку слябів, зниження температури кінця чорнової прокатки шляхом підвищення дрібності деформації до 850°C та наступне прискорене охолодження до температур початку чистової прокатки.

4. Вперше для низьковуглецевих низьколегованих сталей розроблена та реалізована технологічна схема прокатки, яка направлена на збереження ділокаційної субструктури аустеніту, фериту та перліту в діапазоні температур між 950...500°C.

5. Вперше розроблено та запропоновано для промислового виробництва прокату з низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей технологічну схему (патент 133785), яку засновано на збереженні стабільної полігональної структури аустеніту, яка формується під час деформації в між критичному інтервалі температур і наступною безперервною деформацією, що забезпечує формування розвиненої ферито-перлітної структури з заданим типом цементитного каркасу перлітної складової. За рахунок цього, виникає можливість підвищити і стабілізувати міцнісні властивості не тільки в сталях, які містять карбідоутворюючі елементи, але і матеріалах без додаткового легування.

6. Результати, отримані в роботі було впроваджено в навчальний процес кафедри матеріалознавства та обробки матеріалів Державного вищого навчального закладу «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури».

7. На підставі проведеного комплексу мікроструктурних досліджень розроблено методику визначення взаємозв'язку між нанорозмірними елементами тонкої структури та ударною в'язкістю металопрокату для будівельних металевих конструкцій. Дану методику було впроваджено в навчальний процес кафедри матеріалознавства і обробки матеріалів при підготовці бакалаврів і магістрів спеціальності 132 – матеріалознавство.

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

**Особистий внесок здобувача.** В роботах, виконаних у співавторстві, здобувачу належить наступне: планування та розробка методик досліджень [6, 9, 10, 11, 16, 17, 23, 24, 26, 31, 32, 33, 34, 38, 43]; проведення досліджень структурних складових, аналіз отриманих результатів та формування висновків [1, 3, 8, 14, 15, 20, 21, 28, 29, 39, 40]; аналіз та узагальнення літературних даних [2, 5, 7, 18, 41, 42, 44]; проведення та аналіз мікроструктурних досліджень, інтерпретація отриманих результатів [27, 35, 36, 45]; дослідження субструктури за допомогою трансмісійної електронної мікроскопії, аналіз та узагальнення експериментальних результатів [4, 12, 13, 19, 22, 25, 37].

У дисертаційній роботі не використовувалися результати досліджень, наукові положення та висновки кандидатської дисертації здобувача.

**Апробація матеріалів дисертації.** Основні положення і результати роботи доповідалися й обговорювалися на наступних конференціях: міжнародній конференції «Строительство, материаловедение, машиностроение» (Дніпро,

Україна, 2007, 2009, 2011, 2018); міжнародній конференції «The eighth international scientific forum AIMS for future of engineering science (AFES 2007)» (Виніпег, Канада, 2007); міжнародній конференції «Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian-Lithuanian Transactions» (Варшава, Польща 2011, 2013); міжнародній конференції «10-th International Scientific day of metallurgy» (Фрайберг, Німеччина, 2012); міжнародній конференції «Proceedings of the VI International Scientific and practical Conference: International Scientific and Technology» (Варшава, Польща, 2018).

**Публікації.** Результати дисертаційної роботи опубліковані в 45 наукових працях, з яких: 7 статей у виданнях, що індексуються в міжнародних наукометричних базах даних, 24 статті у фахових виданнях, 9 – в матеріалах міжнародних наукових конференцій, 5 патентів України.

**Структура та обсяг роботи.** Дисертаційна робота складається із вступу, 6 розділів, висновків, списку використаних літературних джерел з 268 найменувань. Дисертація викладена на 341 сторінках машинописного тексту, обсяг основного тексту дисертації складає 267 сторінок та містить 128 рисунків, 41 таблицю.

Автор висловлює щире подяку за проведення спільних досліджень і допомогу докт. техн. наук, с.н.с. Сухомліну Г. Д., докт. техн. наук, проф. Лаухіну Д. В., докт. техн. наук, с.н.с. Дергач Т. О., докт. техн. наук, проф. Дейнеко Л. М.

## **ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ**

У **вступі** обґрунтовано актуальність теми, визначені мета, завдання, об'єкт, предмет та методи досліджень, сформульовані наукова новизна і практична значимість, відображено особистий внесок здобувача, публікації та апробації матеріалів, які увійшли до дисертаційної роботи.

У **першому розділі** «Аналіз структурного стану та технологій виробництва сучасних низьковуглецевих низьколегованих сталей» проаналізовано технології виробництва та структура товстолистового прокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей підвищеної міцності.

Проаналізовано вплив товщини прокату на структуру та комплекс властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей.

Дана критична оцінка моделям формування перлітної складової низьковуглецевих низьколегованих сталей. Показано, що перлітна реакція в сталях доевтектоїдного складу може відбуватися при концентрації вуглецю менше 0,8%. Проаналізовано вплив деформації аустеніту на закономірності кінетики утворення перлітних колоній.

На підставі теоретичного аналізу елементів структури низьковуглецевих сталей запропоновано їх класифікацію за розмірною ознакою. Проаналізовано загальні положення теорії будови міжфазних і внутрішньофазних границь з точки зору концепції місць збігання (решітки співпадаючих вузлів).

З точки зору розповсюдження пластичної деформації розглянуті загальні концепції руйнування будівельних сталей з ферито-перлітною структурою. Показано, що виникнення пор залежить від сили зв'язку частки з матрицею металу, та напрямку напруження, яке виникає внаслідок дії прикладеного навантаження.

Відзначено внесок у розробку технологій підвищення механічних



характеристик металопрокату для будівельних конструкцій провідних учених України, а також країн ближнього і далекого зарубіжжя: К.Ф. Стародубова, В.І. Погоржельського, Ю.І. Матросова, Ю.Д. Морозова, Л.І. Ефрона, Д.А. Литвиненка, В.І. Большакова, Ю.Я. Мешкова, В.В. Парусова, І.Г. Узлова, В.Я. Савенкова, Є.А. Єгорова, Ф.К. Ткаченка, В.М. Хлестова, Н.К. Bhadeshia, J.W. Christian, K. Hulka, H. Ohtany, T. Kimura, B.L. Bramfitt, I.G. Speer, C. Parrini, A.J. De Ardo, I. Kozasu та ін.

Аналіз літературних джерел показав, що за рахунок подрібнення мікроструктури низьковуглецевих сталей існує можливість підвищення якості листового прокату; сформульовані мета, задачі, визначені основні напрями досліджень.

**Другий розділ** присвячено вибору матеріалу і методик проведення досліджень.

Матеріалом для дослідження були обрані низьковуглецеві промислові сталі 10Г2ФБ, 09Г2С, 10ХСНД, Ст3 та 06Х1 які широко використовуються в будівельній, машинобудівній, нафто- та газодобувній і інших галузях промисловості. Хімічний склад досліджуваних сталей наведено у таблиці 1.

Мікроструктура сталей прокатаних за штатною технологією виробництва в умовах металургійних комбінатів України представлено на рисунку 1 а їх механічні властивості в таблиці 2.

Таблиця 1 – Хімічний склад матеріалів для досліджень

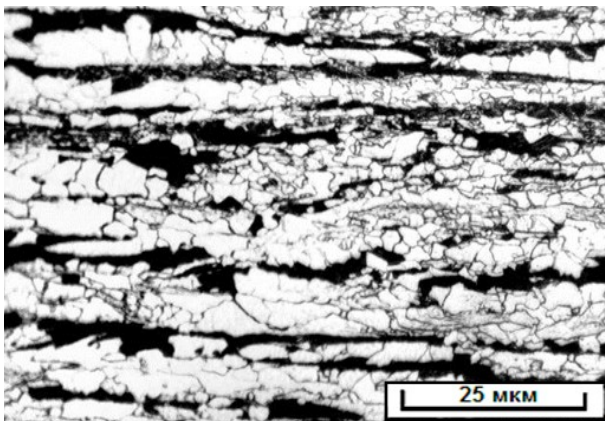
Марка сталі	Масова доля елемента, %									
	C	Mn	Si	S	P	N	Cr	V	Nb	Fe
10Г2ФБ	0,10	1,58	0,18	0,005	0,015	0,008	–	0,088	0,022	решт
09Г2С	0,08	1,40	0,60	0,029	0,027	–	–	–	–	решт
10ХСНД	0,10	0,68	0,95	0,035	0,035	–	0,75	–	–	решт
Ст3	0,14...0,22	0,30...0,60	0,12...0,30	0,050	0,040	0,008	0,30	0,080	0,300	решт
06Х1	≤0,07	0,40...0,65	0,17...0,37	0,015	0,020	–	1,0...1,3	0,020	0,060	решт

Таблиця 2 – Механічні властивостей сталей, які досліджувались

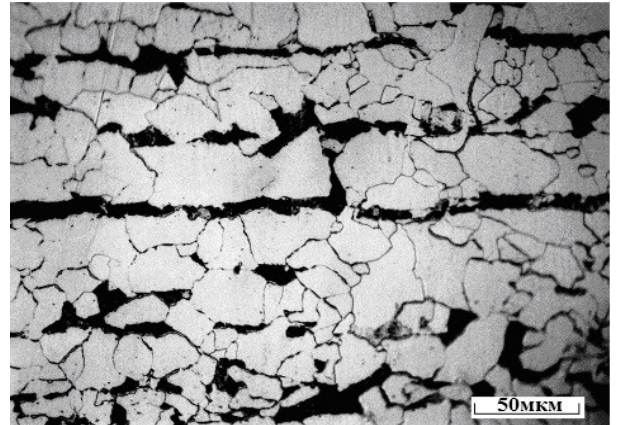
Марка сталі	Границя міцності ( $\sigma_B$ ), МПа	Границя плинності ( $\sigma_T$ ), МПа	Відносне видовження ( $\delta_5$ ), %	Ударна в'язкість КСВ <sup>+20</sup> , Дж/м <sup>2</sup> · 10 <sup>-4</sup>
10Г2ФБ	545	445	30	151
09Г2С	460	305	22	165
10ХСНД	390	590	20	155
Ст3	425	245	26	–
06Х1	475	350	32	–

У роботі використано сучасні методи дослідження структури, тонкої структури та комплексу властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей, а саме: оптичну мікроскопію з застосуванням оптичного мікроскопу Neophot 20; растрову електронну мікроскопію з застосуванням скануючого електронного

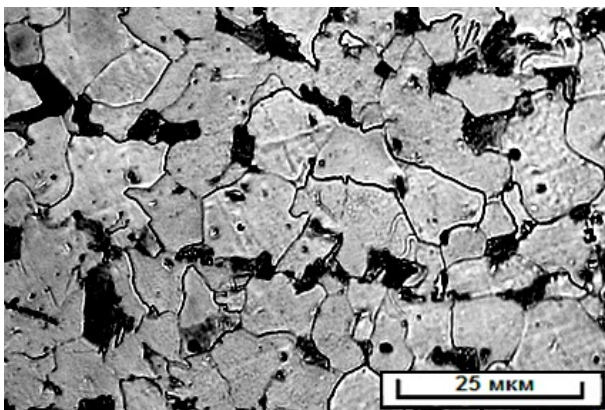
мікроскопу РЕМ-106И; дифракційну електронну мікроскопію з застосуванням трансмісійних електронних мікроскопів ПЕМ-125К та Jeol-200; загальні методи кількісного та напівкількісного металографічного аналізу.



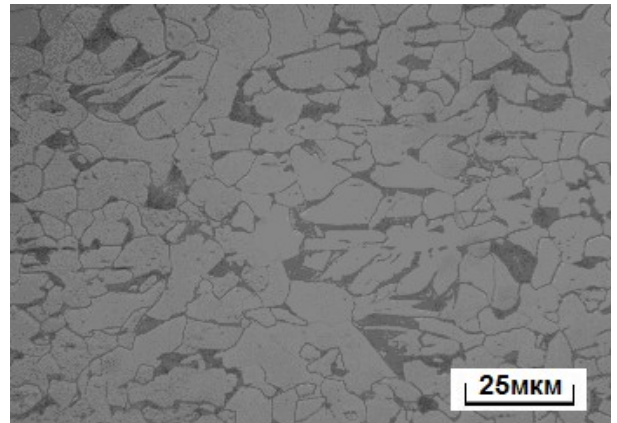
а



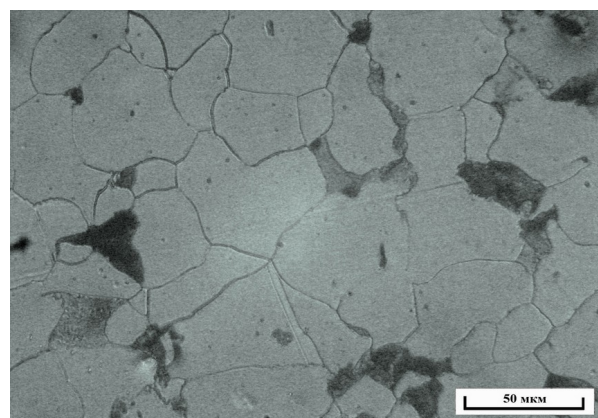
б



в



г



д

Рисунок 1 – Мікроструктура низько-, мікро- та нелегованих сталей після прокатки за штатними технологіями виробництва товстого листа:  
а – 10Г2ФБ; б – 09Г2С; в – Ст3; г – 10ХСНД; д – 06Х1

Для визначення комплексу властивостей застосовувались традиційні методи статичних та динамічних випробувань. З метою отримання кількісних залежностей між параметрами процесів, які досліджувались та побудови відповідних фізико-математичних моделей, застосовувався математичний апарат теорії обробки масивів експериментальних даних.

Перевірку адекватності моделі здійснювали використовуючи квазі-

ньютоновский метод залишків.

У третьому розділі «Визначення морфологічних особливостей формування структури низьковуглецевих низьколегованих сталей за дифузійним механізмом» представлено результати дослідження морфології структурних складових, що формуються в низьковуглецевих низьколегованих сталях за рахунок дії дифузійного механізму перетворення.

При визначенні морфологічних особливостей феритної складової продемонстровані та інтерпретовані типові ансамблі з участю спеціальних низькоенергетичних границь у феритній складовій низьковуглецевих низьколегованих сталей (дивись рисунок 2). Встановлено залежність між технологічною схемою виробництва металопрокату та морфологією внутрішньофазних границь (таблиця 3).

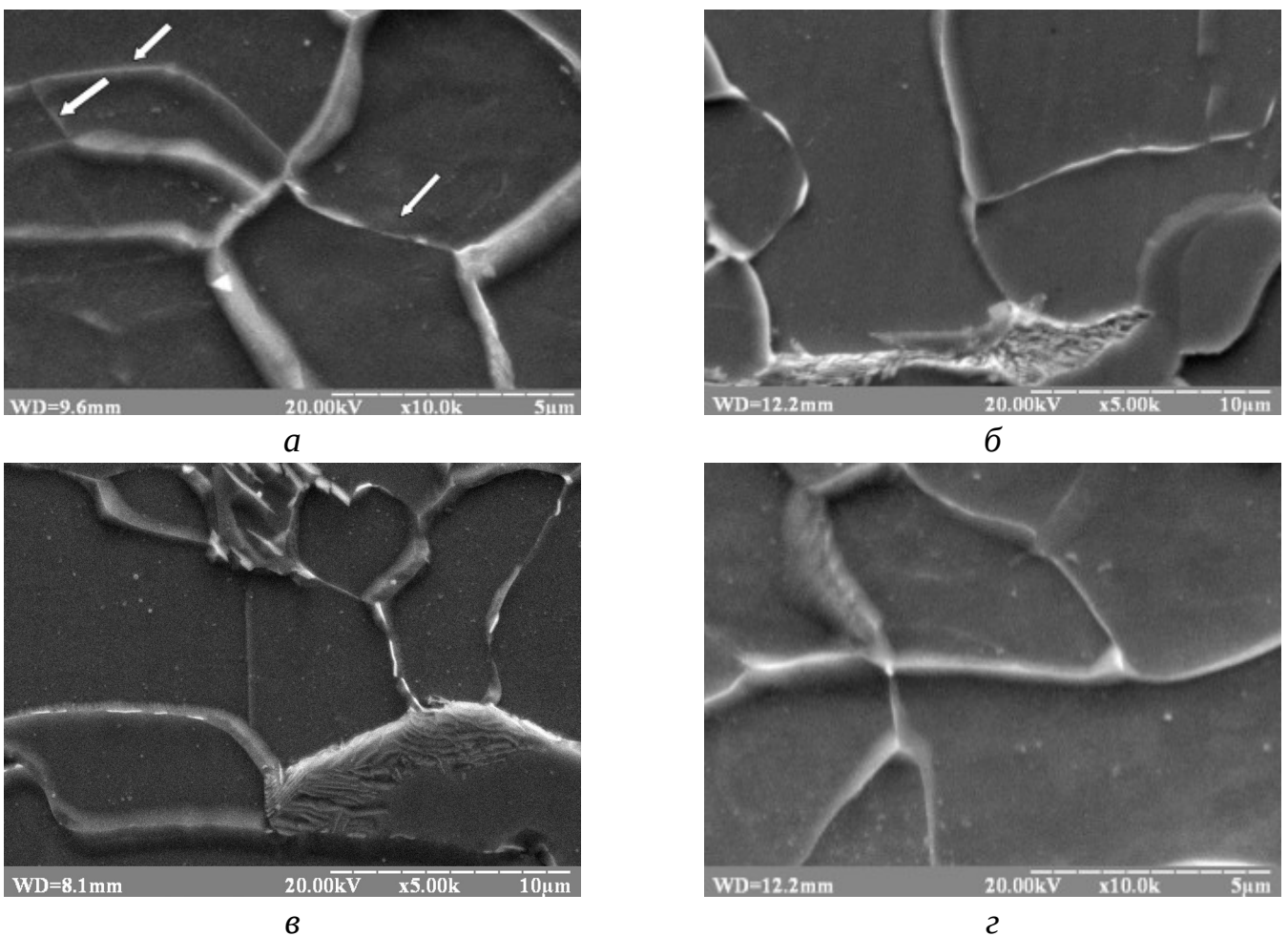


Рисунок 2 – Спеціальні границі в низьковуглецевих низьколегованих сталях:  
а –10Г2ФБ; б –09Г2С; в –Ст3; г –06Х1

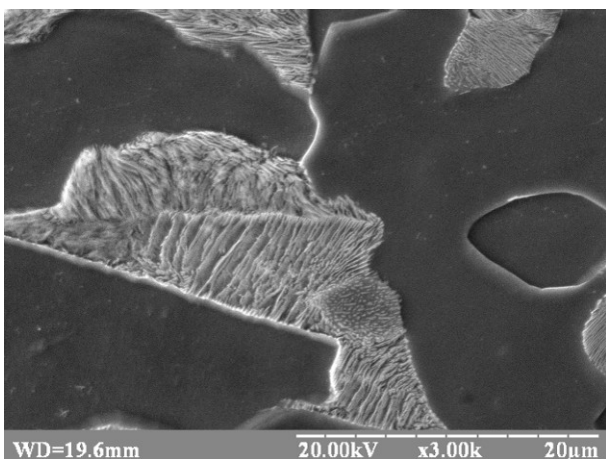
Таблиця 3 – Кількісний аналіз співвідношення границь

Марка сталі	10Г2ФБ	09Г2С	Ст3	06Х1
$n_{\text{зар}}$	748	1508	660	801
$n_{\text{спец}}$	56	434	204	276
$(n_{\text{спец}}/n_{\text{зар}}) \times 100\%$	8	29	31	35

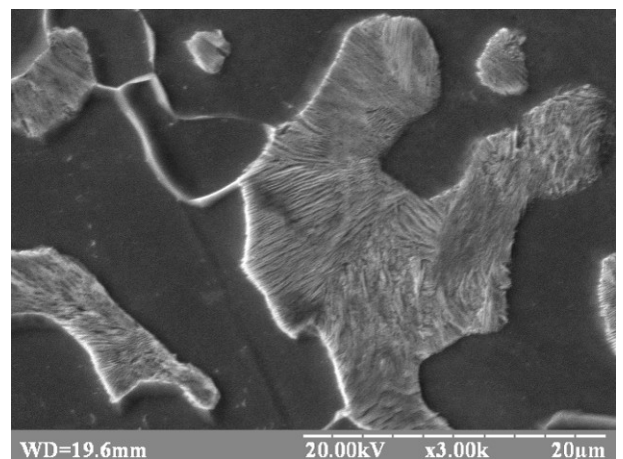
Для товстих листів вироблених за технологічною схемою гарячої прокатки (СтЗ, 09Г2С) спостерігається збільшена кількість спеціальних границь порівняно з листами, виробленими за режимами контрольованої прокатки (10Г2ФБ, 06Х1).

Для встановлення взаємозв'язку між технологією виробництва, хімічним складом і морфологією утворення перлітних колоній був проведений металографічний аналіз структури і тонкої структури низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей для будівельних металевих конструкцій, вироблених по різних режимах.

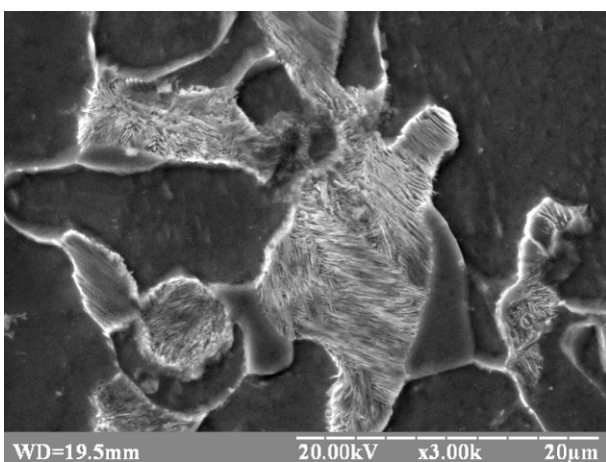
Результати проведеного аналізу дозволили виявити наявність наступних відмінностей у морфологічному каркасі цементитної складової колоній перліту: в колоніях перліту присутні паралельні пластини цементиту, які мають дефекти у вигляді розривів (рисунок 3 а); колонії перліту характеризуються яскраво вираженим подовженим центром, кривизною та морфологічними дефектами пластин цементиту (рисунок 3 б); перлітні колонії характеризуються наявністю загального центру від якого вони ростуть в різні боки віялоподібним типом (рисунок 3 в); колонії перліту характеризуються кривизною та морфологічними дефектами пластин цементиту (рисунок 3 г).



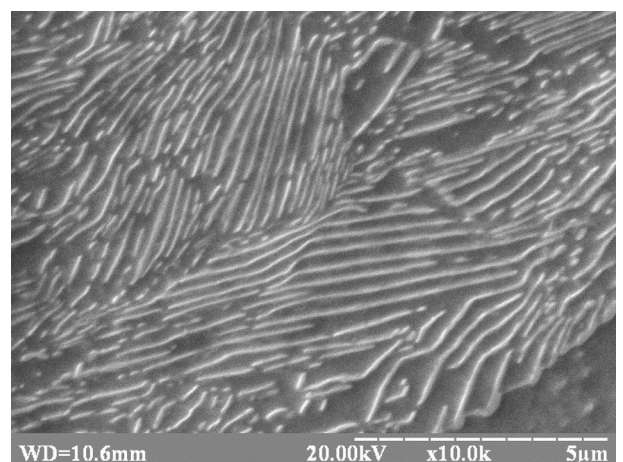
а



б



в



г

Рисунок 3 – Морфологія перлітної складової в низько-, мікро- та нелегованих сталях: а – 10Г2ФБ; б – 09Г2С; в – СтЗ; г – 06Х1

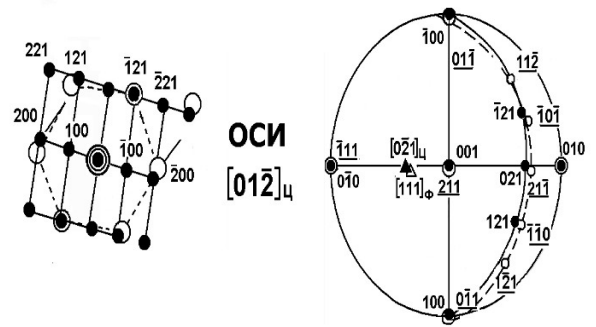
Було визначено тип орієнтаційних співвідношень в колоніях перліту низьковуглецевих низьколегованих сталей (рисунок 4 а). Встановлено, що між феритом та цементитом, в більшості випадків, виконуються орієнтаційне співвідношення Ісаїчева (рисунок 4 б). Аналіз границь розділу між феритними решітками перлітних колоній, з одного боку, і структурно вільним (доевтектоїдним) феритом з іншого (рисунок 4 в) показав, що евтектоїдного і доевтектоїдного фериту, як правило, розділені великокутовими границями.



а ( $\times 40000$ )



в ( $\times 20000$ )



б

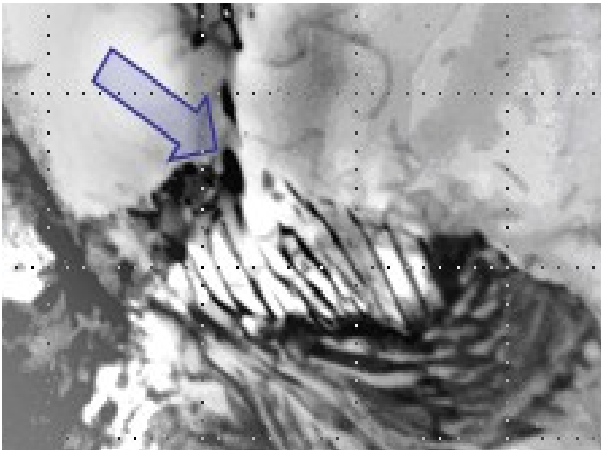
Рисунок 4 – Кристалографічний аналіз нанорозмірних елементів (сталь 09Г2С): а – перлітна колонія; б – схема ідентифікації рефлексів та відповідна подвійна стереографічна проекція орієнтаційного співвідношення Ісаїчева; в – взаємна орієнтація евтектоїдного та доевтектоїдного феритів

Експериментальні спостереження показують, що зародження колонії може відбуватися в місцях, де присутній надлишок вільної енергії, а саме: на частках другої фази (рисунок 5 а) або на вузлах і потрійних стиках границь аустенітних зерен (рисунок 5 б).

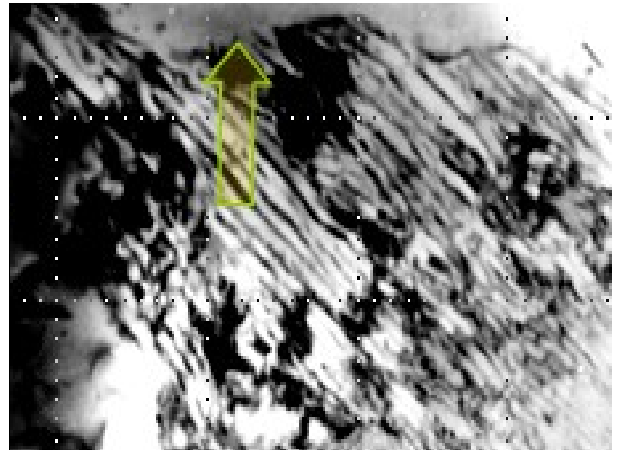
Таким чином, формування цементитного каркасу може відбуватися декількома ймовірними шляхами, і, саме на цій стадії, можуть починатися зміни в морфології цементитного каркасу, які призводять до отримання морфологічно різних колоній квазіевтектоїду. У трьохвимірному просторі схема зародження та розвитку колонії квазіевтектоїду має вигляд, наведений на рисунку 6.

Існуючі теорії зародження і зросту евтектоїдних сумішей розроблені, в основному, для сталей евтектоїдного і заевтектоїдного складу і не враховують дефекти, які присутні в аустеніті. Разом з цим, деформація аустеніту і виділення доевтектоїдного фериту будуть чинити значний вплив на дифузійні потоки в  $\gamma$ -фазі,

що призведе до змін структурних параметрів колоній порівняно з класичним перлітом. Колонії, які сформувались за таких умов прийнято називати квазіевтектоїдом.



*a* ( $\times 20000$ )



*б* ( $\times 20000$ )

Рисунок 5 – Зародження колонії квазіевтектоїду: *a* – на неметалічних включеннях, які розтошовані в границях; *б* – на високоенергетичних дефектах структури (великокутових границях)

Виходячи з отриманих експериментальних результатів та спираючись на металофізичний підхід запропоновано фізичну модель формування перлітної колонії в низьковуглецевих будівельних сталях. З урахуванням можливих варіантів просторової будови цементитного каркасу можливо відокремити наступні стадії розвитку: зародження цементиту; зародження феритної фази на цементитній підкладці; зріст пластин при нестабільному фронті перетворення (вигин пластин); формування першого витку спіралі (охоплення цементитом феритного шару).

Таким чином, колонії перліту в процесі росту зазнають кілька морфологічних переходів (рисунок 7): *a* – формування двофазного спірального зародку; *б* – зростання пластин (формування дефектів цементитного каркасу); *в* – формування стрічок з пластин (збільшення кількості щілин); *г* – перехід вузьких стрічок у стрижнеподібну форму (формування квазіплоского фронту перетворення, яке супроводжується зниженням вільної енергії системи).

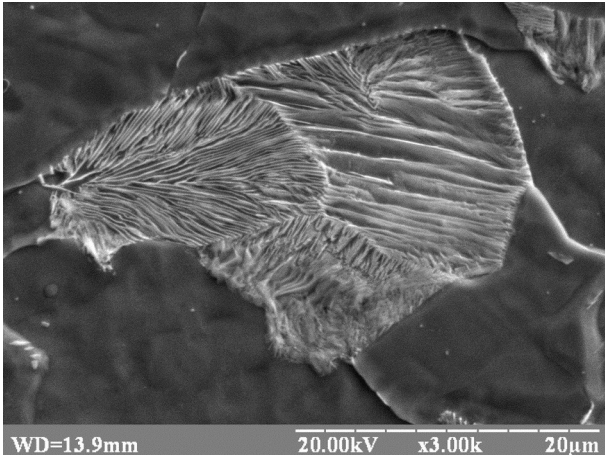
Виконаний комплекс металографічних досліджень дозволив виявити в структурі будівельних сталей промислового виробництва квазіевтектоїдні колонії з цементитним каркасом трьох морфологічних форм.

1. Стрічкові (рисунок 8 *a*). Характеризуються паралельними між собою пластинами цементиту, відстані між якими завжди досить великого розміру, а самі пластини мають дефекти у вигляді розривів і обривів, так що існують області, які вільні від карбиду. Кількість і рівномірність розподілу таких областей змінюється в широкому діапазоні. При цьому, спостерігається розгалуження пластин цементиту шляхом утворення та розвитку поздовжніх щілин.

2. Колонії з пластинами зигзагоподібного типу (рисунок 8 *б*). Характеризуються різкими вигинами в пластинах цементиту, при цьому, завдяки специфічній упаковці пластин, в колонії не змінюється середня міжпластинчата

відстань по всьому об'єму.

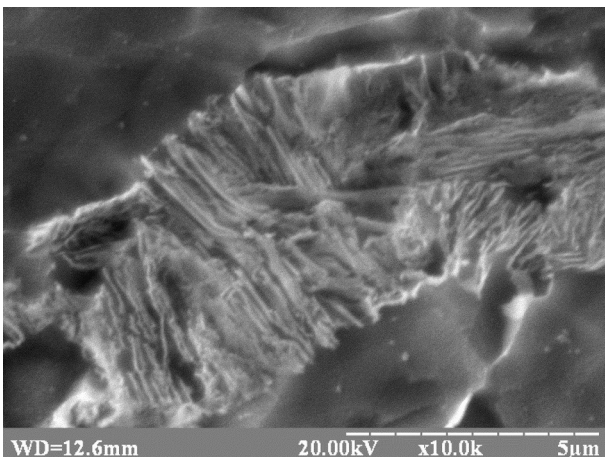
3. Віялові (рисунок 8 в). Характеризуються усередненими напрямками пластин, які мають зазвичай загальний центр і від якого вони розходяться в різні боки віялоподібним чином. Центр таких колоній не завжди чітко виражений і може мати деякі розміри і протяжність. У пластинах нерідко присутні дефекти.



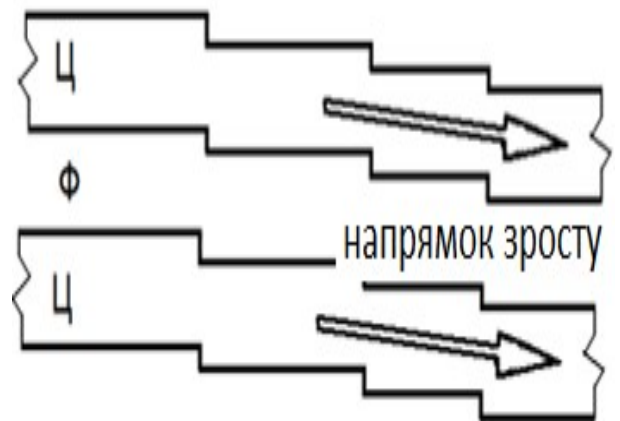
а



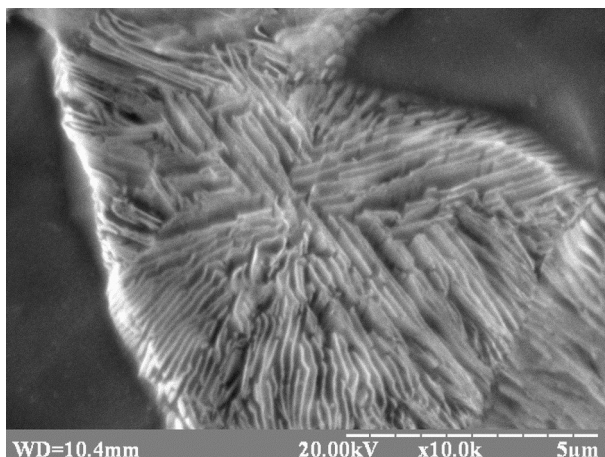
б



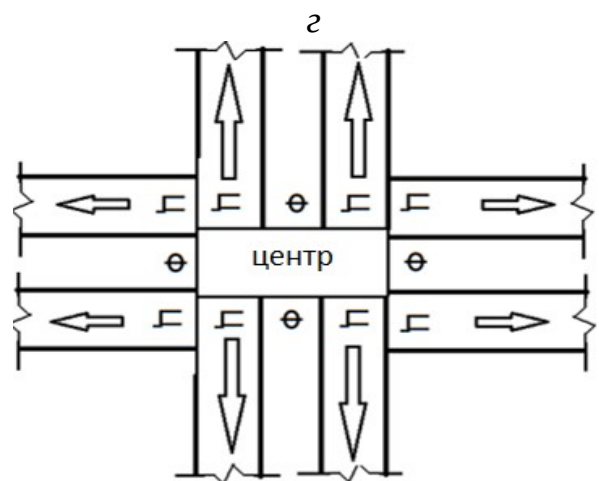
в



г



д



е

Рисунок 6 – Загальний вигляд морфологічно різних колоній квазіевтектоїду (а, в, д) та умовна схема їх утворення (б, г, е)

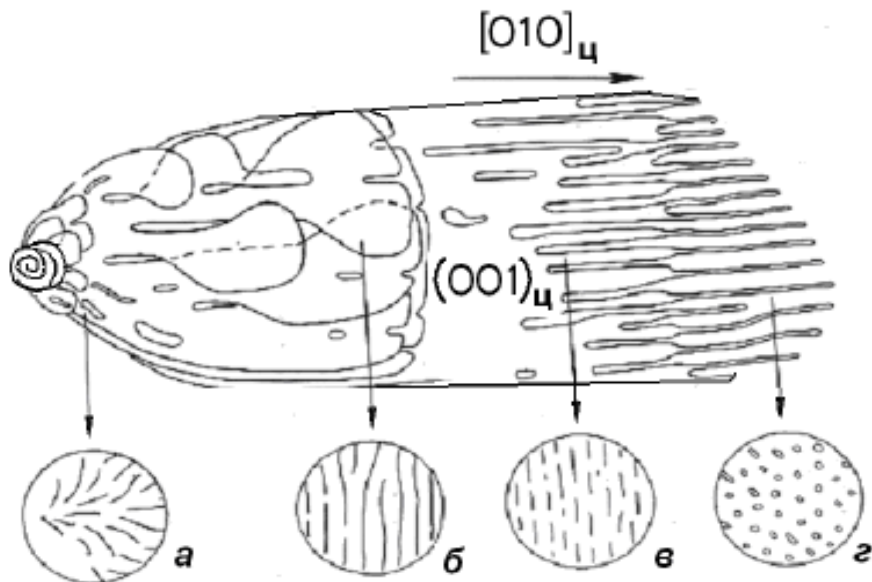
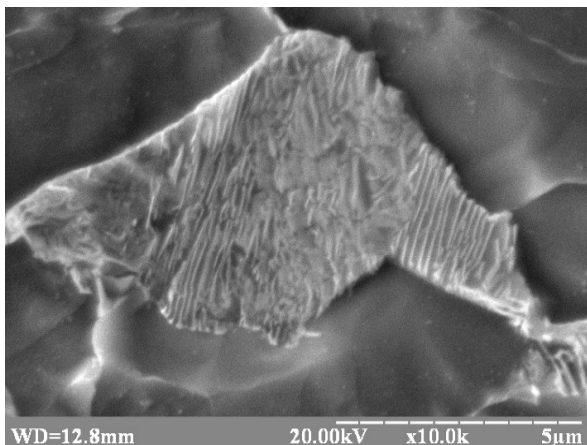
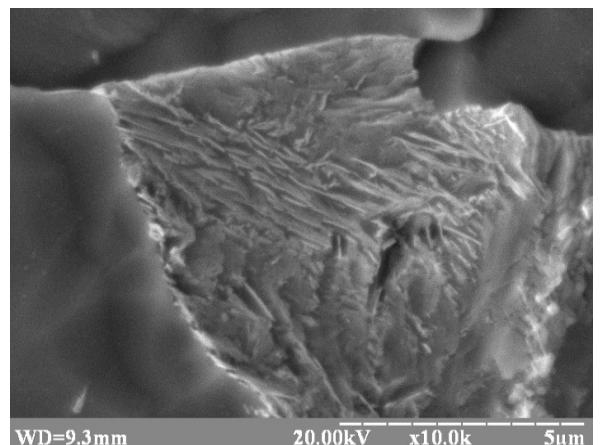


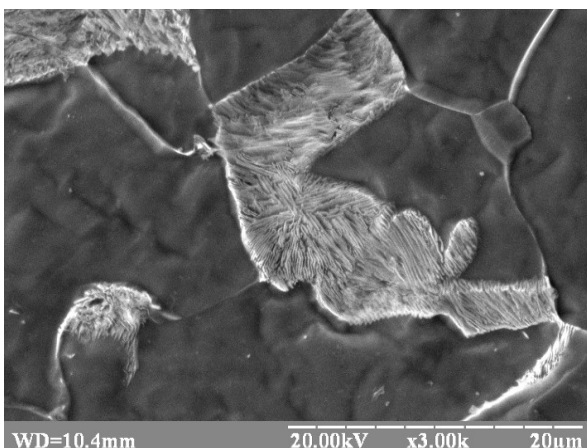
Рисунок 7 – Схема просторового розвитку колонії квазіевтектоїду



*a*



*б*



*в*

Рисунок 8 – Типовий зовнішній вигляд спостережуваних колоній квазіевтектоїду (сталь 09Г2С): *a* - стрічковий тип; *б* - колонії з пластинами зигзагоподібного типу; *в* - віяловий тип

Використовуючи класифікацію перлітних структур за типом цементитного каркасу проаналізовано тип і властивості границь та підраховано їх поверхневу енергію. Розрахунок здійснювався з виростанням рівняння Янга:

$$\gamma_1/\sin \alpha_1 = \gamma_2/\sin \alpha_2 = \gamma_3/\sin \alpha_3. \quad (1)$$



Результати проведених досліджень узагальнено та наведено в таблиці 4.

Проведений кількісний аналіз показав, що границі між феритними компонентами перлітних колоній не впливають на границі між перлітом та феритом. Це свідчить про те, що ці границі виникли вже після того, як сформувались потрійні стики між границями аустеніт-ферит. Таким чином, саме такі границі повинні відображати співвідношення між силами поверхневого натягу границь аустеніт-ферит, та ферит-ферит.

Таблиця 4 – Результати кількісного аналізу границь, які формуються під час дифузійного механізму перетворення в низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей

Марка сталі	Тип колоній - Стрічкові		Тип колоній - Зигзагоподібні	
	Розподіл кутів	Розподіл поверхневої енергії, ерг/см <sup>2</sup>	Розподіл кутів	Розподіл поверхневої енергії, ерг/см <sup>2</sup>
<b>10Г2ФБ</b>	20°...118°	780	0°...110°	780
	140°...180°	0...500	150°...180°	0...200
	118°...140°	500...700	110°...150°	300...700
<b>09Г2С</b>	20°...120°	780	20°...120°	780
	145°...180°	0...100 300...400	150°...180°	200...300
	120°...145°	500...700	110°...150°	400...700
<b>10ХСНД</b>	0°...110°	780	40°...110°	780
	150°...180°	0...500	145°...160°	200...400
	110°...150°	500...700	110°...145°	500...700
<b>СтЗ</b>	0°...110°	780	-	-
	140°...180°	0...600	-	-
	110°...140°	600...700	-	-

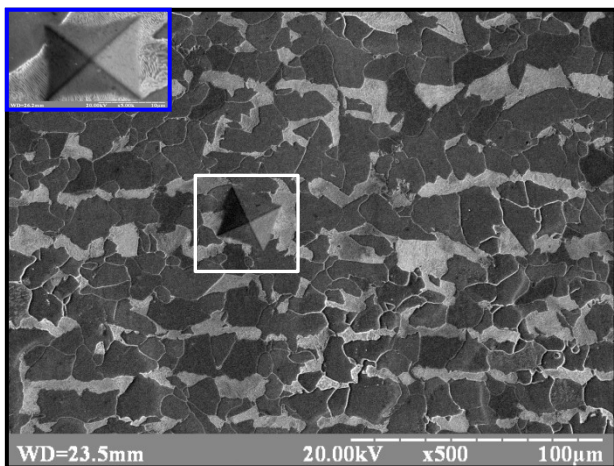
Таким чином, для аналізу впливу нанорозмірних елементів, які формуються під час розпаду аустеніту за дифузійним механізмом, на комплекс міцностних властивостей низьковуглецевих сталей необхідним є дослідження взаємозв'язку: структура металопрокату - тонка структура металопрокату - нанорозмірні елементи в структурі металопрокату – розповсюдження пластичної деформації – зародження руйнування.

**У четвертому розділі** «Вплив морфології структурних складових на формування комплексу властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей» представлено результати досліджень впливу морфологічних особливостей структурного стану на комплекс властивостей низьковуглецевих низьколегованих сталей.

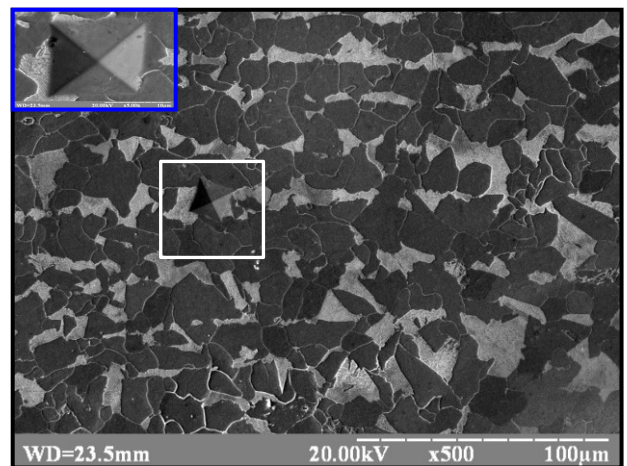
Вплив нанорозмірних структурних складових на міцність та твердість було

досліджено на сталях 09Г2С та Ст3. Визначено мікротвердість структурних складових, зокрема перлітних колоній різної морфології. Типовий приклад місць контролю мікротвердості наведено на рисунку 9 (аналізувати сумісно с рисунком 8). Результати проведеного статистичного аналізу отриманих даних представлено у таблиці 5.

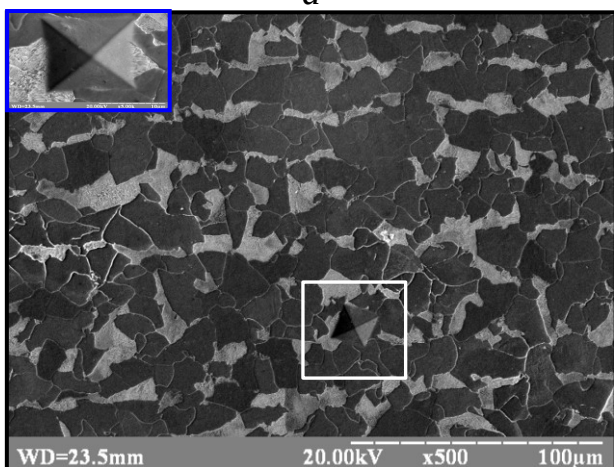
Сумісний аналіз рисунків 8, 9 та таблиці 4 показує, що отримання нанорозмірних структурних елементів в металопрокаті дозволило додатково збільшити твердість при збереженні пластичних та в'язкісних характеристик за рахунок формування цементитного каркасу колоній квазіевтектоїду стрічкового типу (дивись стор. 13).



а



б



в

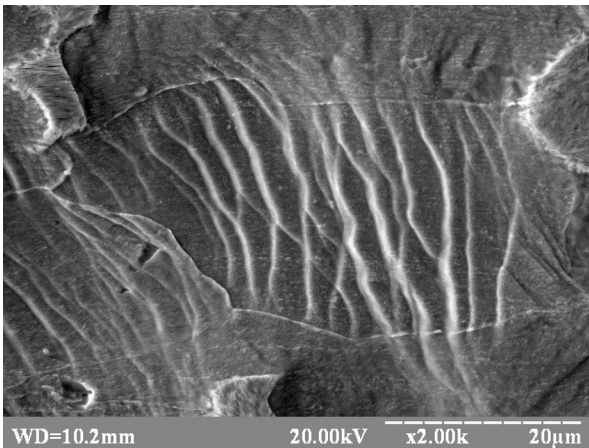
Рисунок 9 – Результати контролю мікротвердості перлітної складової (сталь 09Г2С): а – колонії зигзагоподібного типу; б – колонії в'яльного типу; в – колонії стрічкового типу

Для вивчення впливу елементів структури на механізм розповсюдження пластичної деформації було використано плоскі зразки зі сталі 06Х1, які мали одну відшліфовану та протравлену поверхню, придатну для металографічних досліджень. Зразки були піддані розтягу при навантаженнях, які відповідають: початку площадки плинності, кінцю площадки плинності, області концентрації залишкових напружень. Результати комплексу структурних досліджень представлено на рисунку 10. Показано, що поширення пластичної деформації в об'ємі кристала відбувається нерівномірно. Пластична деформація, створює періодично неоднорідну зміцнену середу, яка буде визначати напрям розвитку тріщини. Границі зерен утворюють

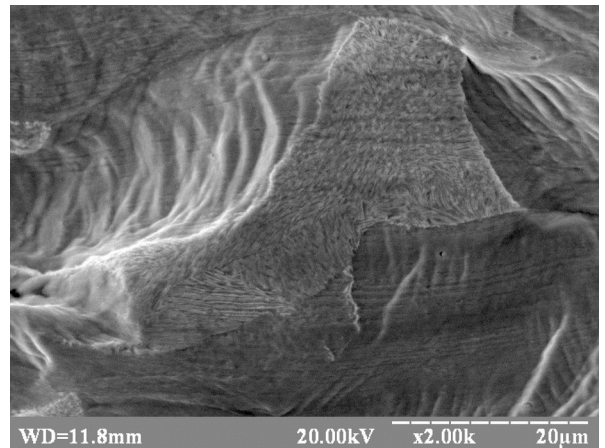
сітку, яка вирівнює розподіл деформацій між зернами полікристалічної структури.

Таблиця 5 – Результати статистичного аналізу вимірювання мікротвердості цементитного каркасу

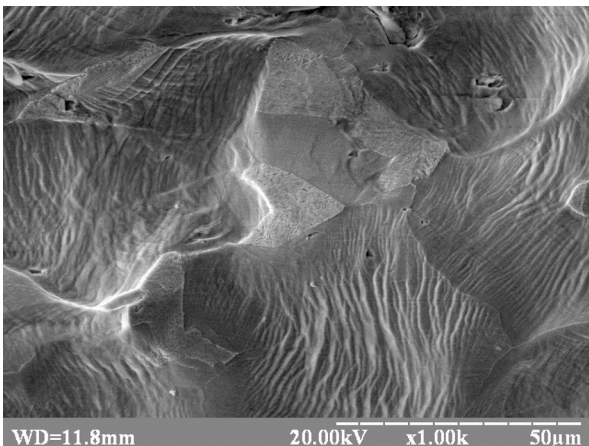
Тип колонії	№ п/п	Кількість вимірювань	Середнє, МПа	Медіана, МПа	Мінімум, МПа	Максимум, МПа	Розмах, МПа	Дисперсія	Стандартне відхилення	Коефіцієнт асиметрії
<i>Зигзагоподібний</i>	1	50	225	225	220	230	10	12,05	3,47	0,431
<i>Віяльний</i>	2	50	230	230	225	235	10	15,86	3,57	0,096
<i>Стрічковий</i>	3	50	<b>240</b>	240	230	250	20	22,26	4,95	0,055



а



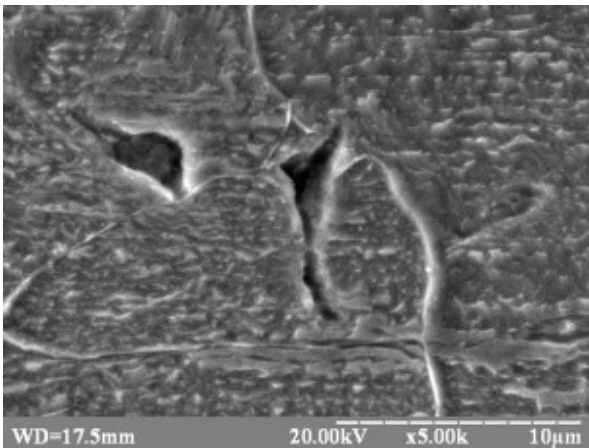
б



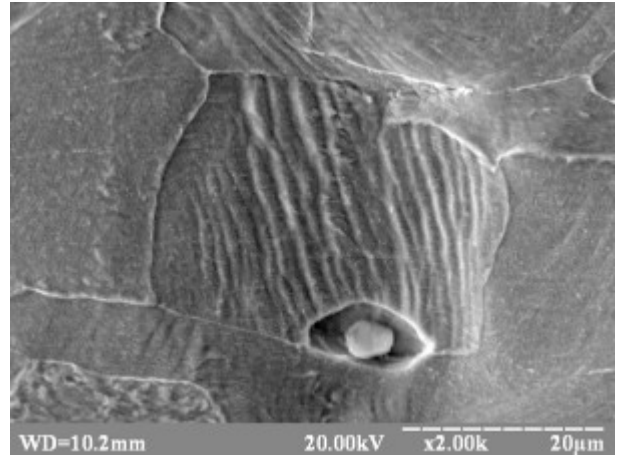
в

Рисунок 10 – Розповсюдження пластичної деформації:  
 а – перехід пластичної деформації через границю ферит-ферит ;  
 б – блокування пластичної деформації границею ферит-перліт;  
 в – руйнування границі ферит-перліт

Аналіз наведених даних показує, що протидія пластичній деформації відбувається в суміжних зонах. При цьому, границі зерен можуть як не чинити опір (рисунок 10 а), так і бути бар'єром (рисунок 10 б) для розповсюдження пластичної деформації. При цьому, руйнування міжфазних границь (рисунок 10 в) буде відбуватись під дією дотичної складової напруження шляхом взаємодії зсувів кристалографічних площин в приграничній зоні.



а



б

Рисунок 11 – Зародження руйнування в феритній структурній складовій сталі 06X1:  
а – на потрійному стику границь; б – на частках другої фази

Результат зародження транскристалітного руйнування, яке відбувається внаслідок накопичення пластичної деформації (збільшення щільності дислокацій) біля границь зерен, показано на рисунку 11 а.

Встановлено, що зародження в'язкого руйнування на частках другої фази, під дією пластичної деформації, можливо описати дією наступних механізмів: початкова стадія – формування дислокаційних петель навколо частки (модель Броека); наступні стадії зросту пори відбуваються за рахунок накопичення дислокацій. При цьому, ця стадія відбувається під дією обох компонентів напруження нормальної і зсувної. Саме за таких умов можливо зростання пор у двох напрямках (у площині) вздовж та поперек прикладеного навантаження (рисунок 11 б).

Для підтвердження фізичних моделей розповсюдження пластичної деформації для сталей з карбонітрідним зміцненням було проведено наступний експеримент. Зі сталей 10Г2ФБ, 09Г2С, 10ХСНД та Ст3 виготовляли зразки для статистичних випробувань на розтяг. Одну поверхню зразка готували, відповідно до рекомендацій препарування зразків для металографічних досліджень. На цій поверхні, за допомогою мікротвердоміра ПМТ-3, виконували вимірювання мікротвердості структурних складових (рисунок 12).

На останньому етапі, зразки були піддані розтягу: один до руйнування, а інші три без досягнення стану руйнування. Розтяг зразків припинявся при навантаженнях, які відповідають: початку площадки плинності, кінцю площадки плинності, області концентрації залишкових напружень (аналогічно, як для сталі 06X1). Після деформації в структурах спостерігається результат від дії пластичної деформації, яка виражається у появі смуг та ліній ковзання на поверхні шліфів. Аналогічно даним, які були отримано при дослідженні розповсюдження пластичної деформації для модельної сталі 06X1, для сталей 10Г2ФБ, 09Г2С, 10ХСНД та Ст3 спостерігається нерівномірний розподіл деформації по структурним складовим. Для кількісної оцінки впливу зовнішнього навантаження на деформацію структурних складових було здійснено підрахунки розмірів відбитків до ( $\Delta x_{вихідна}$ ) та після

припинення зовнішнього навантаження на значенні, яке відповідає кінцю площадки плинності ( $\Delta x_{кінцева}$ ).

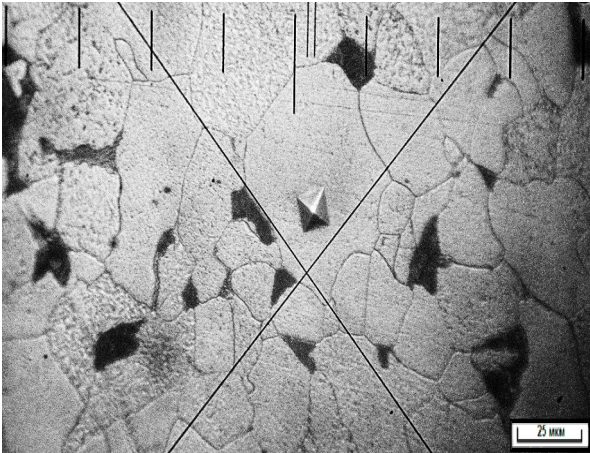


Рисунок 12 – Приклад мікроструктури з областями контролю (сталь 10Г2ФБ)

Відносну деформацію підраховували за формулою (2), отримані результати узагальнено та наведено у таблиці 6.

$$\varepsilon = (\Delta x_{вихідна} / \Delta x_{кінцева}) * 100 \% . \quad (2)$$

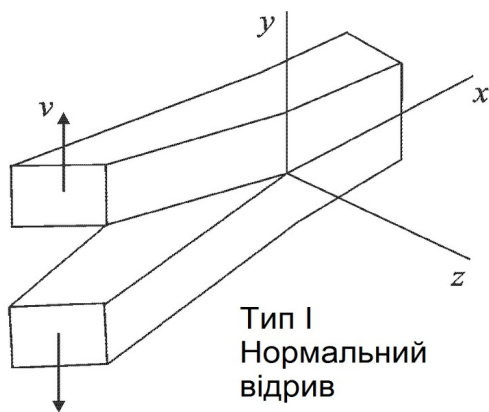
Таблиця 6 – Результати підрахунку відносної деформації структурних складових

Структурні складові	Сталі							
	10Г2ФБ		09Г2С		10ХСНД		Ст3	
	$\varepsilon_{позд}$ , %	$\varepsilon_{попер}$ , %	$\varepsilon_{позд}$ , %	$\varepsilon_{попер}$ , %	$\varepsilon_{позд}$ , %	$\varepsilon_{попер}$ , %	$\varepsilon_{позд}$ , %	$\varepsilon_{попер}$ , %
<b>Ферит</b>	33	42	30	56	38	43	56	56
<b>Перліт</b>	6	12	8	11	8	12	10	12
<b>Міжфазні границі</b>	34	36	32	38	30	32	31	35

Аналіз даних, які представлено в таблиці 6 підтверджує, що кожна зі структурних складових по різному сприймає пластичну деформацію, яка виникає внаслідок дії зовнішнього навантаження. При цьому, слід зазначити що колонії квазіевтектоїду майже не сприймають пластичну деформацію. Таким чином, кількісні розрахунки які проведено для сталей 10Г2ФБ, 09Г2С, 10ХСНД та Ст3 підтверджують результати металографічного аналізу, що проведено для сталі 06Х1.

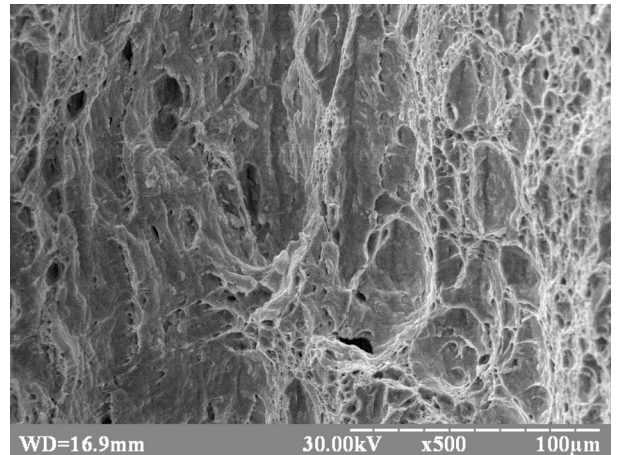
Аналіз результатів фрактографічних досліджень показав, що наряду з в'язкою складовою, в структурі поверхонь руйнування ферито-перлітних сталей спостерігаються області, руйнування яких не можливо описати застосовуючи класичний підхід. Появу таких ділянок можливо пояснити руйнуванням перлітної складової. Виходячи з морфологічних особливостей цементитного каркасу колоній квазіевтектоїду, можливо припустити, що кожна зі складових колонії буде сприймати навантаження по різному. Таким чином, можливо розглядати два типи

руйнування перлітної складової низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей (рисунок 13).

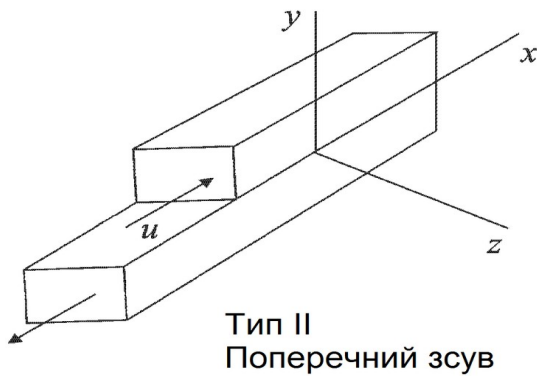


Тип I  
Нормальний  
відрив

*a*

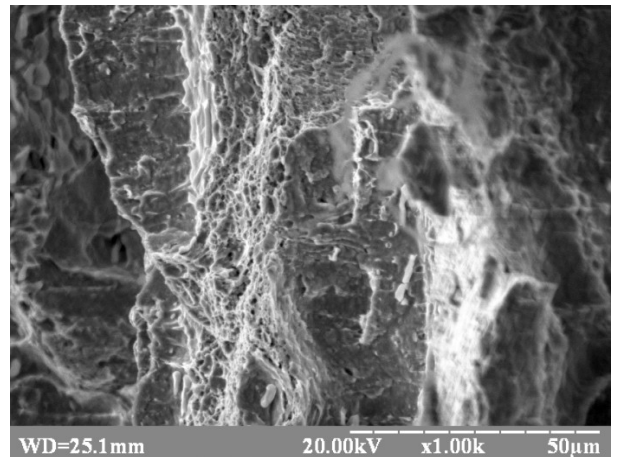


*б*



Тип II  
Поперечний зсув

*в*



*г*

Рисунок 13 – Руйнування перлітних колоній: *a, б* – руйнування за типом I; *в, г* – руйнування за типом II; *a, в* – типи зміщення поверхонь тріщини; *б, г* – приклад відповідної поверхні зламу

Виходячи з умови різної здатності до деформації з'єднаних пластинок, можливо припустити, що при прикладанні навантаження тріщина почне формуватися на границі між двома пластинами. При цьому, відрив однієї пластини від іншої буде відбуватися поступово, тобто не по всій довжині одночасно (рисунок 13 *a, б*). Виходячи з припущення, що вздовж границі розділу пластинок діють дотичні напруження, можливо дійти висновку про те, що максимальне навантаження на з'єднання збільшується значно повільніше, порівняно з довжиною пластинок. Тобто, при збільшенні довжини пластинок рівень максимально можливих дотичних напружень зменшується. Звідси випливає, що при збільшенні довжини контакту збільшується нерівномірність розподілу дотичного напруження по цій поверхні (рисунок 13 *в, г*). Як наслідок, буде спостерігатися збільшення рівня дотичного напруження біля країв пластинок. Якщо спроможність до деформації вздовж поверхні контакту менше спроможності до деформації матриці, то руйнування буде відбуватися вздовж границі розділу.

Таким чином, виходячи з отриманих результатів мікроструктурних

досліджень доцільним є встановлення взаємозв'язку між параметрами технологічних схем, які використовуються на металургійних комбінатах України, та основними механічними властивостями металопрокату.

**У п'ятому розділі** «Фізико-математичний аналіз технологічних схем виробництва доевтектоїдних сталей» представлено результати досліджень по впливу параметрів виробництва на комплекс властивостей низьковуглецевих низько-, мікро та нелегованих сталей.

Для встановлення взаємозв'язку між параметрами технологічних схем, які використовуються на металургійних комбінатах України, та основними механічними властивостями металопрокату було застосовано математичний апарат теорії обробки масивів експериментальних даних. Для рішення цієї проблеми було використано дані температурно-деформаційних режимів, відповідних мікроструктурних досліджень та випробувань механічних властивостей товстих листів з низьковуглецевих, низько-, мікро та нелегованих сталей. Проаналізовано особливості процесів структуроутворення, які відбуваються в металопрокаті з низьковуглецевих сталей при застосуванні найбільш поширених технологічних схем виробництва: гарячої (сталь Ст3) та контрольованої прокатки (сталь 10Г2ФБ). Встановлено, що ефективний і стабільний вплив деформації на структуру низьковуглецевих сталей визначається наявністю і величиною трьох температурних інтервалів, обмежених критичними точками перетворення і температурами рекристалізації деформованого аустеніту.

Спираючись на попередні дослідження під керівництвом проф. Большакова В. І., в яких було показано доцільність зниження температури кінця прокатки в черновій кліті ( $T_{кпч_{\text{черн}к}}$ ) за рахунок підвищення дрібності деформації, було обрано діапазон температур  $T_{кпч_{\text{черн}к}} = 980 \dots 880^\circ\text{C}$ , який сприяє отриманню підвищених міцностних та в'язкісних характеристик товстих листів. У якості параметрів моделі (незалежних змінних), було обрано температуру початку прокатки в чистовій кліті ( $T_{ппч_{\text{ист}к}}$ ), температуру кінця прокатки в чистовій кліті ( $T_{кпч_{\text{ист}к}}$ ); у якості критеріїв моделі (функцій відгук) – границя плинності ( $\sigma_T$ ), границя міцності ( $\sigma_B$ ), відносне видовження ( $\delta_5$ ). Для отримання достовірних результатів, була здійснена перевірка адекватності розподілу масивів даних нормальному закону. З цією метою було підраховано основні статистичні показники. Результати підрахунків узагальнено та представлено у таблиці 7.

Для технологічної схеми гарячої прокатки було застосовано математичний апарат попарного кореляційного аналізу для встановлення типу та тісноти зв'язку між змінними, результати якого наведено в таблиці 8. Кореляційний аналіз взаємозв'язку між параметрами технологічної схеми гарячої прокатки та комплексом механічних властивостей показав, наявність значущого зв'язку між змінними «Границя міцності» та « $T_{ппч_{\text{ист}к}}$ ».

Для технологічної схеми контрольованої прокатки для оцінки тісноти використовували приватні коефіцієнти кореляції. Результати проведеного аналізу представлено в таблиці 9.

Таблиця 7 – Результати попереднього статистичного аналізу

Змінна	Вибірка даних	Середнє значення	Мінімум	Максимум	Розмах	Дисперсія	Середнє квадратичне відхилення	Стандартна помилка	Коефіцієнт асиметрії	Екссес
<b>Сталь Ст3</b>										
$\sigma_T$ , МПа	24	276,3	260,0	290,0	30,0	73,3	8,6	2,5	-0,3	-0,1
$\sigma_B$ , МПа	24	430,8	405,0	460,0	55,0	362,2	19,0	5,5	0,1	-1,0
$\delta_5$ , %	24	31,1	27,0	35,0	8,0	4,4	2,1	0,6	0,1	0,8
$T_{ппчистк}$	24	867	860	894	34	49,78	9,45	1,93	0,16	0,78
<b>Сталь 10Г2ФБ</b>										
$\sigma_T$ , МПа	24	361,83	325,00	408,00	83,00	562,52	23,72	6,85	0,36	-0,01
$\sigma_B$ , МПа	24	518,33	503,00	535,00	32,00	97,70	9,88	2,85	0,35	-0,14
$\delta_5$ , %	24	28,54	24,00	32,00	8,00	7,25	2,69	0,78	-0,96	-0,50
$T_{ппчистк}$	12	785	780	797	17	18,69	4,32	1,25	2,24	6,2
$T_{кпчистк}$	12	745	740	755	15	18,54	4,24	1,22	2,19	6,0

Таблиця 8 – Результати кореляційного аналізу (технологічна схема – гаряча прокатка)

Змінна	Границя плинності	Границя міцності	Відносне видовження	$T_{ппчистк}$
Границя плинності	1,000000	0,306877	-0,184307	-0,096620
Границя міцності	0,306877	1,000000	-0,227450	<b>-0,608873</b>
Відносне видовження	-0,184307	-0,227450	1,000000	0,365008

Таблиця 9 – Данні кореляційного аналізу (технологічна схема – контрольована прокатка)

Змінна	Границя плинності	Границя міцності	Відносне видовження
$T_{ппчистк}$	0,77	0,89	-0,10
$T_{кпчистк}$	-0,35	-0,24	0,57

Отримані дані показують, що «границя плинності» та «границя міцності» найбільш залежні від змінної « $T_{ппчистк}$ ». Кореляція між цими параметрами має прямий та тісний зв'язок, отже при зростанні температури початку прокатки показники міцностних властивостей збільшуються.

При аналізі сили зв'язку між змінними було застосовано математичний апарат однофакторного та багатфакторного дисперсійного аналізу, які базуються на



перевірці гіпотези о рівності двох генеральних дисперсій. Перевірку гіпотези здійснюють відповідно до статистики Фішера. Результати проведеного аналізу представлено в таблицях 10 (СтЗ, технологія виробництва – гаряча прокатка) та таблиці 11 (сталь 10Г2ФБ, технологія виробництва – контрольована прокатка).

Таблиця 10 – Результати однофакторного дисперсійного аналізу

<i>Джерело варіації</i>	<i>SS</i>	<i>df</i>	<i>MS</i>	<i>F</i>	<i>P-Значення</i>	<i>F критичне</i>
<b>Границя плинності – Тппч<sub>истк</sub></b>						
Між групами	4316401	1	4316401	54183,23	2,66E-72	4,051748692
Всередині групи	3664,5	46	79,66304			
Загалом	4320065	47				
<b>Границя міцності – Тппч<sub>истк</sub></b>						
Між групами	2378971	1	2378971	10920,88	2,46E-56	4,051748692
Всередині групи	10020,5	46	217,837			
Загалом	2388991	47				
<b>Відносне видовження – Тппч<sub>истк</sub></b>						
Між групами	8566610	1	8566610	183299,8204	1,81E-84	4,051748692
Всередині групи	2149,833	46	46,73551			
Загалом	8568760	47				

Таблиця 11 – Результати багатофакторного дисперсійного аналізу

<b>Границя плинності</b>					
Ефект	Значення	F	Вплив df	Помилка df	p
Перетин	0,000045	44511,42	2	4	0
Границя плинності	0,248792	0,67	12	8	0,743707
<b>Границя міцності</b>					
Перетин	0,000032	46529,39	2	3	0
Границя міцності	0,016247	2,93	14	6	0,096297
<b>Відносне видовження</b>					
Перетин	0,00001	196645,8	2	4	0
Відносне видовження	0,051576	2,3	12	8	0,125648

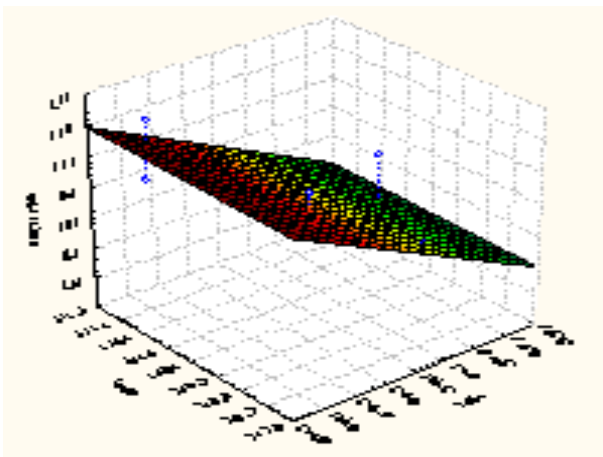
Аналіз отриманих даних показує, що зміна температурного інтервалу прокатки призводить до змінення міцністних характеристик (для технологічної схеми гарячої прокатки). Пластичні властивості залишаються на рівні, який відповідає вимогам технічних умов. Для технологічної схеми контрольованої прокатки проведений аналіз показує, що обидві незалежні змінні чинять вплив на всі функції відгуку (границя плинності, границя міцності, відносне видовження). При цьому, найбільш впливовою на функції відгуку є температура початку

контрольованої прокатки.

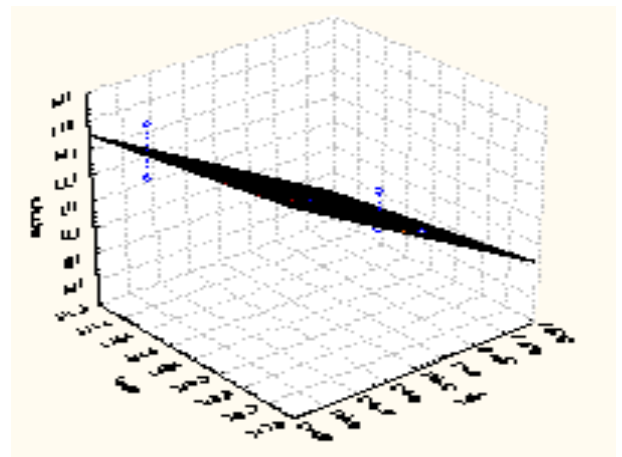
З застосуванням математичного апарату однопараметричного (для гарячої прокатки, таблиця 12) та багатопараметричного регресійного аналізу (для контрольованої прокатки, рисунок 13) побудовано математичні моделі взаємозв'язку між механічними характеристиками та температурами початку та кінця чистої прокатки.

Таблиця 12 – Математична модель взаємозв'язку між комплексом механічних властивостей та температурою початку прокатки (технологічна схема – гаряча прокатка)

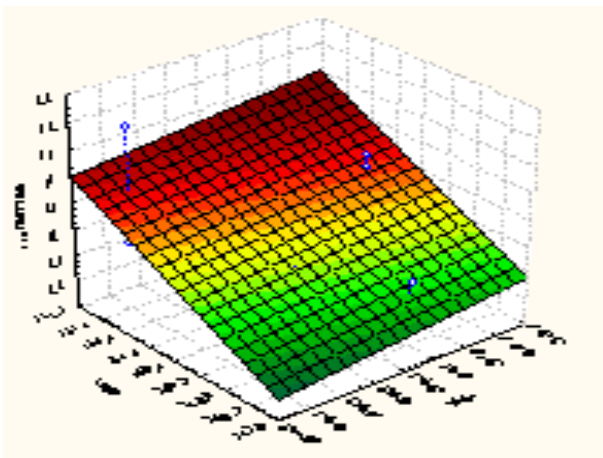
Функція відгуку	Зовнішній вид рівняння	Коефіцієнти рівняння		
		$b_0$	$b_1$	$b_2$
$\sigma_T$ , МПа	$Y = b_0 + b_1 * T_{пнч_{устк}} + b_2 * T_{пнч_{устк}}^2$	35410,5893	-80,3938	0,046
$\sigma_B$ , МПа		35840,4967	-82,2376	0,0477
$\delta_5$ , %		1375,6603	-2,9688	0,0016



а



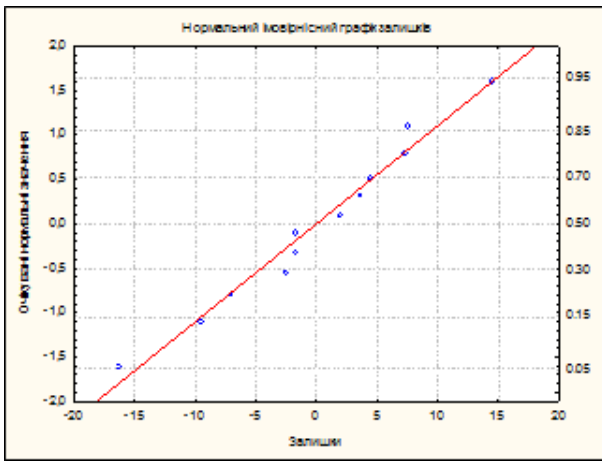
б



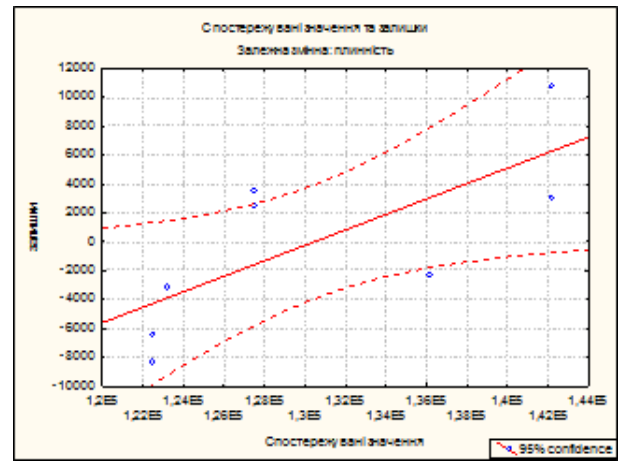
в

Рисунок 13 – Математична модель взаємозв'язку між комплексом механічних властивостей та температурами початку та кінця чистої прокатки (технологічна схема – контрольована прокатка):  
 а –  $\sigma_m = f(T_{пнч_{устк}}, T_{кпч_{устк}})$ ;  
 б –  $\sigma_B = f(T_{пнч_{устк}}, T_{кпч_{устк}})$ ;  
 в –  $\delta_5 = f(T_{пнч_{устк}}, T_{кпч_{устк}})$

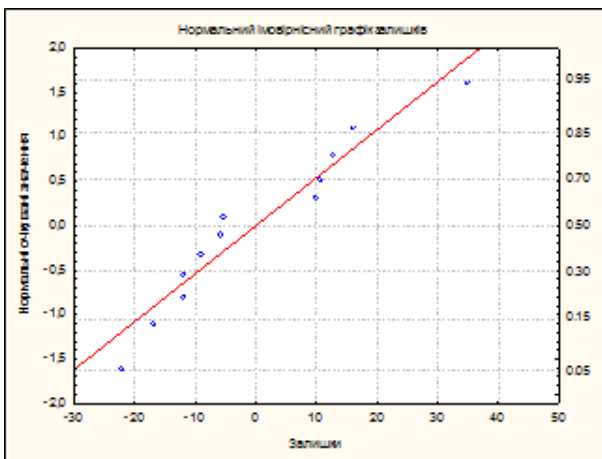
Перевірка адекватності отриманих моделей здійснювалась графічними методами (дивись рисунок 14).



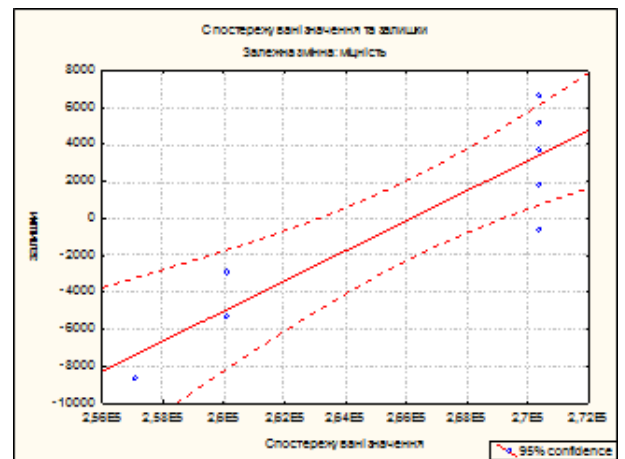
а



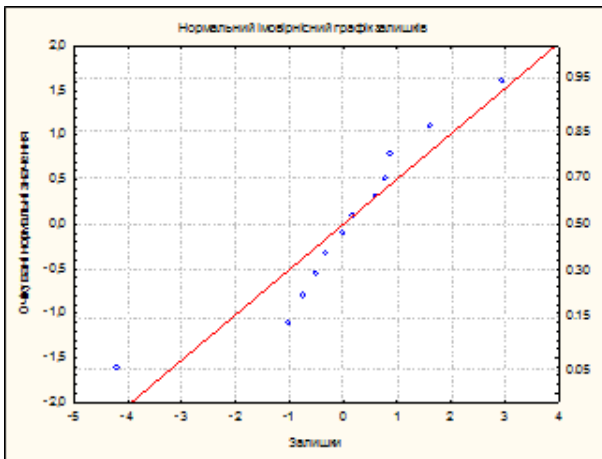
б



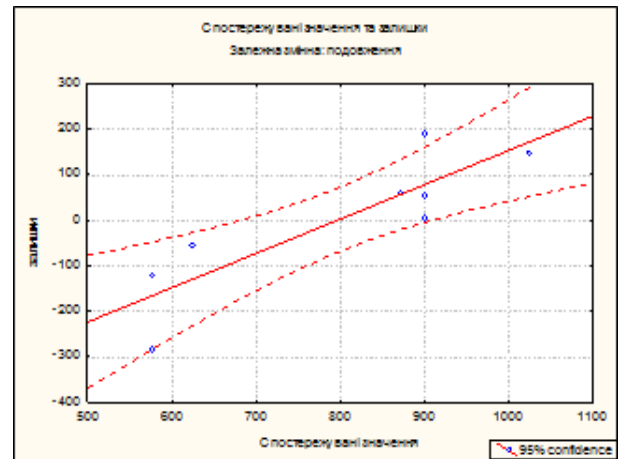
в



г



д



е

Рисунок 14 – Перевірка адекватності отриманих математичних моделей: а, б, в – залежність механічних властивостей від температури початку прокатки (технологічна схема – гаряча прокатка); г, д, е – залежність механічних властивостей від температури початку прокатки в чистовій кліті (технологічна схема – контрольована прокатка); а, г – границя плинності; б, д – границя міцності; в, е – відносне видовження

Аналіз отриманих даних показує, що залишки лягають на пряму, яка відповідає нормальному закону розподілу, як наслідок, можна вважати, що побудовані моделі адекватно описують зв'язок між функцією відгуку і незалежними

змінними.

Сумісний аналіз отриманих моделей показав, що підвищення температури початку прокатки в чистовій кліті  $T_{пч_{чстк}}$  (для контрольованої прокатки) призведе до підвищення міцнісних характеристик.

Для технологічної схеми гарячої прокатки позитивний вплив на комплекс властивостей буде чинити розширення температурного діапазону гарячої деформації, тобто підвищення дрібності деформації та зниження температури кінця прокатки.

На підставі сумісного аналізу отриманих математичних моделей процесів термічної обробки, які застосовуються під час гарячої (сталь Ст3) та контрольованої прокатки (сталь 10Г2ФБ) було проведено експериментальну прокатку у міжкритичному інтервалі температур  $T_{пч_{чстк}} = 950 \pm 20^\circ\text{C}$ , яка основана на збереженні дислокаційної субструктури аустеніту, перешкоджанню рекристалізації аустеніту та фериту, завершенні деформації нижче температури  $A_{r1}$  формуванні квазіевтектоїду зі стрічковим типом цементитного каркасу.

Температура початку деформації була обрана таким чином, щоб імітувати кінець деформації в черновій кліті по режимам, які запропоновано в технологічній схемі полігонізаційної контрольованої прокатки.

Запропонований режим обтиснення в міжкритичному інтервалі температур для обох сталей, імітував сумарну деформацію в чистовій кліті, яка відбувається на металургійних комбінатах при виготовленні товстого листа.

Після кожного проходу структура зразків фіксувалась за допомогою гартування. Результати металографічних досліджень узагальнено та приведено на рисунку 15.

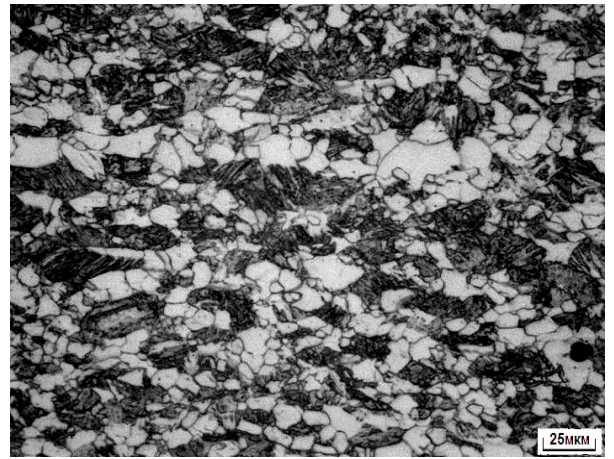
Зниження температури кінця прокатки до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур с одночасною деформацією дозволить отримати в структурі металопрокату з обох сталей аустенітно-феритний конгломерат з підвищеною щільністю дислокацій в аустеніті. Таким чином, фазове перетворення аустеніт–перліт призведе до формування в структурі сталі квазіевтектоїду з найбільш вигідною, з точки зору міцності, формою цементитного каркасу.

З метою встановлення впливу переохолодження аустеніту на морфологію перлітних колоній, що утворилися, було проведено комплекс досліджень, який спрямовано на встановлення взаємозв'язку між швидкістю післядеформаційного охолодження та морфологією колоній квазіевтектоїду.

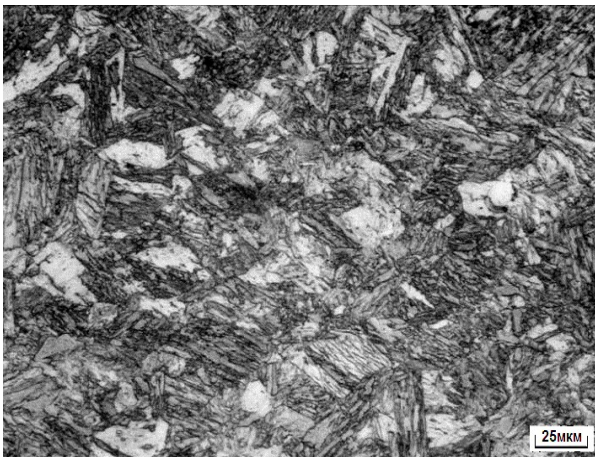
На рисунку 16 наведено тонку структуру сталі після охолодження з різними швидкостями. Основними складовими мікроструктури для всіх випадків є полідрічний ферит і перліт.



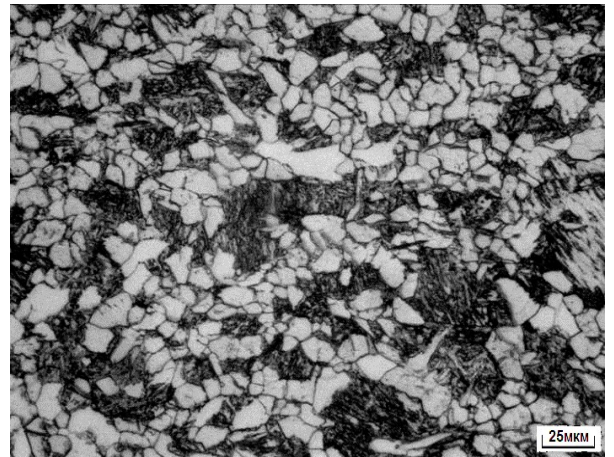
а



б



в



г

Рисунок 15 – Мікроструктура досліджуваних сталей після лабораторного експерименту: а, б – Ст3; в, г – 10Г2ФБ; а, в – відносна деформація 7,5%; б, г – 37,5%

В таблиці 13 наведено дані, щодо відсоткового вмісту колоній квазіевтектоїду з різним типом цементитного каркасу.

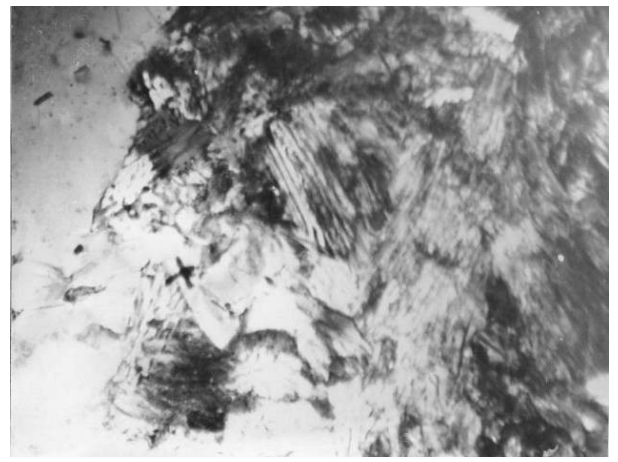
Аналіз результатів проведених досліджень показав можливість корегування процесів формування структурних і субструктурних компонентів шляхом безперервного деформування в міжкритичному інтервалі температур.

Таблиця 13 – Відносна кількість колоній різної морфології (за типом цементитного каркасу)

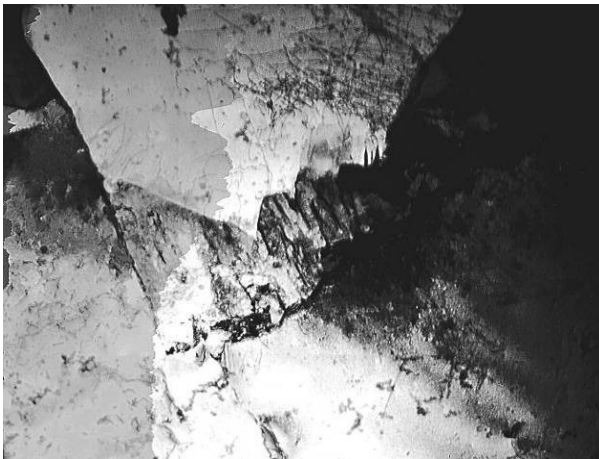
Швидкість охолодження	Тип колонії		
	Стрічковий, %	Зигзагоподібний, %	Віяльний, %
0,04°С/сек	61	31	8
5°С/сек	64	30	6
10°С/сек	50	50	–



а (×15000)



б (×12000)



в (×12000)

Рисунок 16 – Мікроструктура сталі після охолодження з різними швидкостями (сталь 10Г2ФБ):

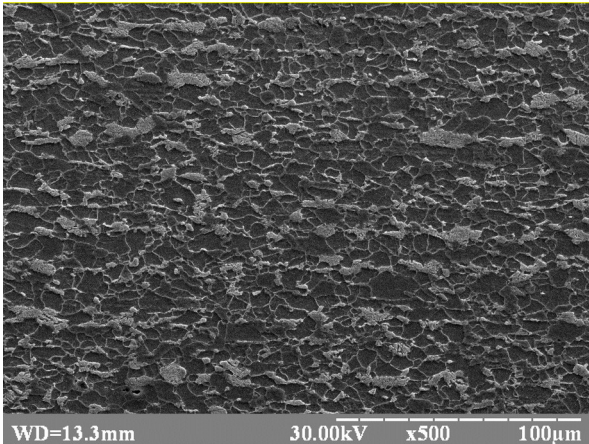
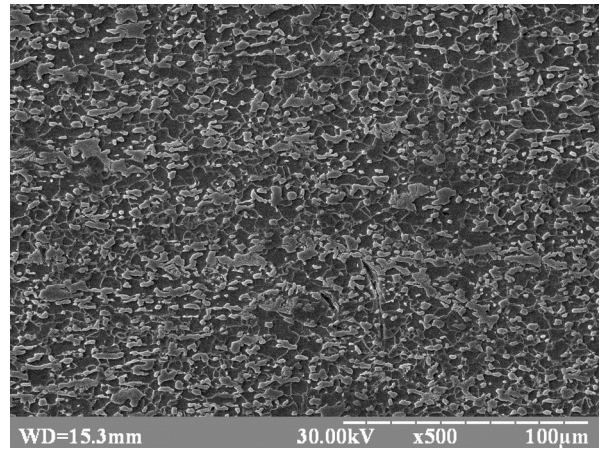
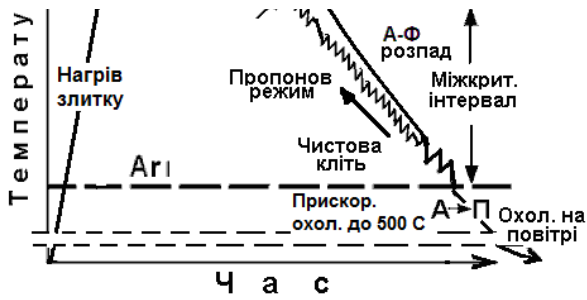
а – 0,04°С/сек; б – 5°С/сек;

в – 10°С/сек

При цьому, зниження температури кінця гарячої деформації до нижньої границі міжкритичного інтервалу температур дозволить додатково покращити та стабілізувати комплекс механічних характеристик прокату для будівельних конструкцій.

У шостому розділі «Розробка удосконаленої технологічної схеми виробництва високоміцного прокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей» представлено результати досліджень щодо розробки удосконаленого режиму прокатки низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей. Основною ідеєю запропонованого режиму є збільшення комплексу механічних властивостей за рахунок формування структурного стану, який характеризується дисперсною феритною складовою та перлітними колоніями з заданою морфологією цементитного каркасу.

Проведений в даній роботі комплекс експериментальних та теоретичних досліджень дозволив запропонувати схему виробництва (рисунок 17 а), яку засновано на збереженні стабільної полігональної структури аустеніту, яка формується під час деформації в міжкритичному інтервалі температур. Це призводить до формування розвиненої ферито-перлітної структури з заданим типом цементитного каркасу перлітної складової. За рахунок цього, виникає можливість підвищити і стабілізувати міцнісні властивості не тільки в сталях, які містять карбідоутворюючі елементи, але і матеріалах без додаткового легування.



б

Рисунок 17 – Безперервна контрольована прокатка: а – схема; б – структура сталі Ст3; в – структура сталі 10Г2ФБ

в

Експериментальну перевірку запропонованого режиму здійснювали на сталях: Ст3 (без карбонітрідного зміцнення) та 10Г2ФБ (с карбонітрідним зміцненням). Проведений комплекс кількісних металографічних досліджень (рисунок 17 б, в та таблиця 14) показує, що після безперервної контрольованої прокатки в структурі сталей присутня дрібнозерниста ферито-перлітна структура (порівняно зі штатною технологічною схемою виробництва, дивись рисунок 1 стор. 7).

Таблиця 14 – Кількісний аналіз структурних складових

Сталь	Штатна технологічна схема, мкм	Безперервна контрольована прокатка, мкм
<b>Розмір феритного зерна</b>		
10Г2ФБ	15...27	7...12
Ст3	35...52	12...15
<b>Розмір колоній квазіевтектоїду</b>		
10Г2ФБ	2,5...3,0	1,7...2,0
Ст3	4,9...5,1	3,4...3,7

Аналіз наведених даних показує, що для всіх сталей спостерігається зменшення геометричних розмірів структурних складових при застосуванні технологічної схеми безперервної контрольованої прокатки порівняно зі штатними режимами виробництва.

Отримання дисперсного структурного складу пояснюється зниженням температури кінця гарячої деформації в чорновій клітці (порівняно зі штатними

технологічними схемами виробництва) до верхньої границі міжкритичного інтервалу температур та подальшого деформування безпосередньо до нижньої границі між критичного інтервалу температур, що призводить до збільшення кількості місць для зародження феритної фази з одночасним зменшенням простору для зросту колоній квазіевтектоїду.

Значення механічних властивостей сталей після прокатки за технологічною схемою безперервної контрольованої прокатки представлено в таблиці 15. Аналіз отриманих результатів показує, що застосування безперервної контрольованої прокатки призводить до підвищення міцностних характеристик металопрокату порівняно з вихідним станом.

Таблиця 15 – Комплекс механічних властивостей сталей

Марка сталі	$\delta_5$ , %	$\psi$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа
10Г2ФБ	22,0	68,0	620	–	710
Ст3	28,0	70,0	–	420	540

При цьому, пластичні властивості залишаються на рівні, що задовольняє вимогам діючої у будівельній галузі нормативній документації.

Для встановлення впливу параметрів технологічної схеми безперервної контрольованої прокатки на комплекс механічних характеристик було проведено дослідження тонкої структури низьковуглецевих низьколегованих сталей Ст3 та 10Г2ФБ. Спираючись на відповідні ідентифікаційні ознаки, було проаналізовано спектр границь та підраховано відсоток границь спеціального типу (таблиця 16).

Таблиця 16 – Кількісний аналіз співвідношення границь

Кількість границь	10Г2ФБ	Ст3
$n_{\text{заг}}$	1200	1055
$n_{\text{спец}}$	123	290
$(n_{\text{спец}}/n_{\text{заг}}) \cdot 100\%$	6	25

Результати аналізу типу цементитного каркасу перлітних колоній представлено в таблиці 17.

Таблиця 17 – Напівкількісний аналіз типу колоній квазіевтектоїду

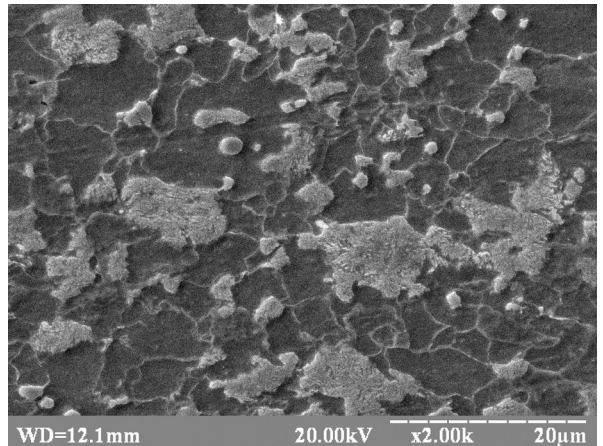
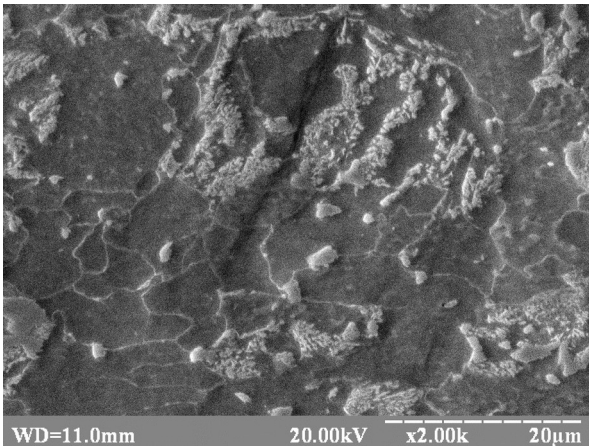
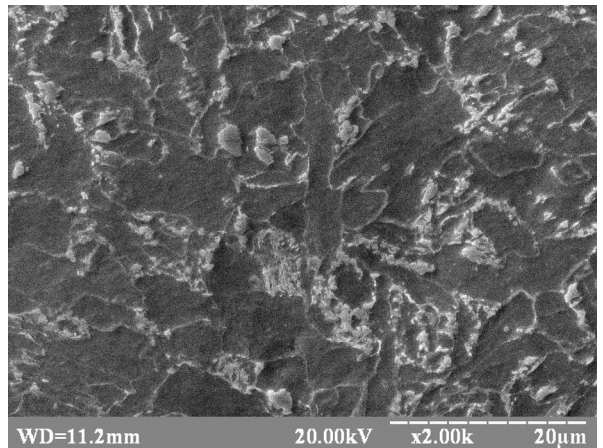
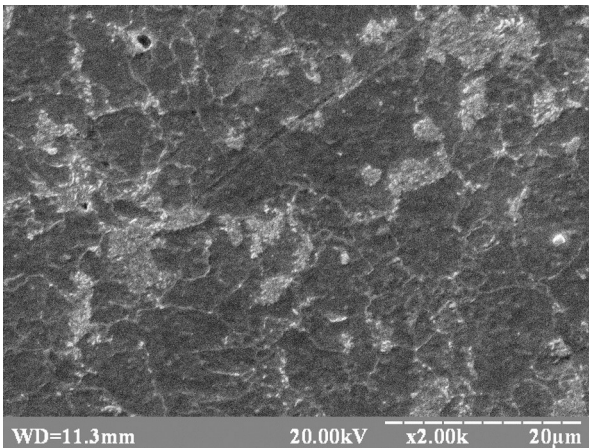
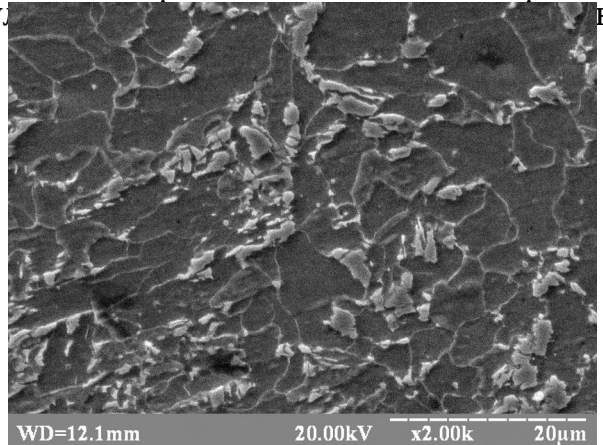
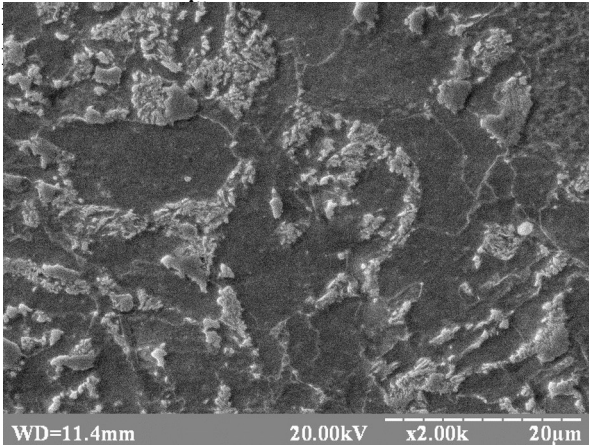
Марка сталі	Тип колонії		
	Стрічковий, %	Зигзагоподібний, %	Віяльний, %
10Г2ФБ	75	15	10
Ст3	70	20	10

Таким чином, підвищення механічних властивостей металопрокату, виробленого по технологічній схемі безперервної контрольованої прокатки порівняно зі штатними технологіями виробництва (гаряча та контрольована прокатки), пояснюється формуванням в структурі готового металопрокату більш дисперсних складових з заданими морфологічними ознаками (збільшення відносної кількості границь спеціального типу в феритній складовій та отримання цементитного каркасу зі стрічковим типом).

Для вивчення впливу елементів структури, які формуються під час безперервної контрольованої прокатки, на механізм розповсюдження пластичної



деформації та зародження руйнування було проведено експеримент, в якому зразки зі сталей, що досліджуються, були піддані розтягу при навантаженнях, які відповідають початку площадки плинності, кінцю площадки плинності, області



д

е

Рисунок 18 – Структура зразків сталі після розтягу з навантаженням:  
*a, г* – початку площадки плинності; *б, д* – кінця площадки плинності;  
*в, е* – середина області концентрації залишкових напружень;  
*а, б, в* – СтЗ; *г, д, е* – 10Г2ФБ

Аналіз наведених даних показує, що збільшення навантаження призводить до збільшення відсотку деформованих зерен фериту. Прикладання навантаження, яке

відповідає області залишкових напружень, не призводить до початку руйнування колоній квазіевтектоїду рисунок 18 в, е (на відміну від даних, отриманих для сталі 06X1).

Цей факт пояснюється формуванням в структурі низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей саме колоній квазіевтектоїду стрічкової морфології (даний тип колоній чинить найбільший опір деформації). При цьому, міжфазні границі ферит-перліт блокують розповсюдження пластичної деформації внаслідок чого стають місцями концентрації напружень (рисунок 18 д, е). Однак, слід зауважити, що кількість місць блокування пластичної деформації значно нижча, ніж для випадку металопрокату після штатних технологій виробництва, що пояснюється збільшенням відсоткового вмісту у структурі металопрокату границь спеціального типу.

З метою експериментальної перевірки кінетики зародження руйнування було виконано комплекс структурних досліджень, результати якого узагальнено та наведено на рисунку 19.

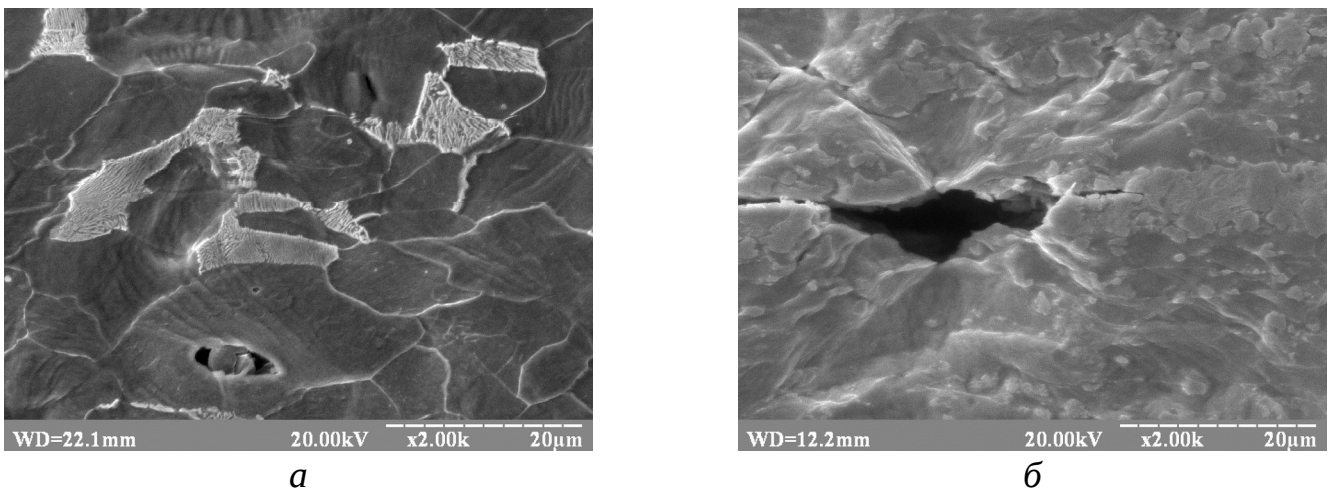


Рисунок 19 – Зародження руйнування в сталях, які вироблено за технологічною схемою безперервної контрольованої прокатки: а – блокування пластичної деформації на границі ферит-перліт; б – розподіл пластичної деформації по структурним складовим

Аналіз наведених даних показує, що руйнування структурних складових відбувається за двома окремими механізмами: перший – структурні складові розщеплюються після незначної пластичної деформації (рисунок 19 а); другий – структурні складові витягуються в напрямку дії пластичної деформації, що призводить до формування витягнутих зародків (мікротріщина або «клин руйнування») і формують поверхню руйнування волокнистого типу (рисунок 19 б).

Результати, отримані у ході виконання дисертаційної роботи можуть бути використано при виробництві низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей для будівельної індустрії. При цьому, отримання в металопрокаті підвищеного рівня експлуатаційних властивостей стане можливим без придбання додаткового обладнання (устаткування для прискореного охолодження і/або гартування металопрокату) за рахунок керування процесів фазових перетворень

під час технологічних режимів виробництва.

## ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі зроблено теоретичне узагальнення і запропоновано нове вирішення актуальної науково-прикладної проблеми підвищення міцності при збереженні пластичності та ударної в'язкості товстолистового металопрокату, що полягає у вдосконаленні структури і властивості високоміцного прокату з низьковуглецевих сталей вітчизняного виробництва за рахунок з'ясування принципів формування структурного стану сталей в області дифузійного розпаду аустеніту, що відображено у висновках:

1. Встановлено, що збереження стабільної полігональної субструктури аустеніту, яка формується під час деформації в міжкритичному інтервалі температур, призводить до формування розвиненої ферито-перлітної структури з заданим типом цементитного каркасу перлітної складової. За рахунок цього, виникає можливість підвищити і стабілізувати міцнісні властивості не тільки в сталях, які містять карбідоутворюючі елементи, но і матеріалах без додаткового легування.

2. Виявлено залежність між технологічними схемами виробництва металопрокату та формуванням внутрішньофазних дислокаційних та спеціальних границь. Застосування безперервної контрольованої прокатки дозволяє пригнічувати рекристалізаційні процеси в аустеніті та фериті при збереженні полігональної дислокаційної субструктури, що забезпечує підвищення міцності при збереженні пластичних та в'язкісних властивостей товстого листа.

3. Здійснено класифікацію перлітних колоній. У якості критерію було обрано морфологічні особливості структурних складових, що формуються під час зросту перлітних колоній в доевтектоїдних будівельних сталях.

4. Запропоновано фізичну модель формування та механізм росту перлітних колоній в низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих будівельних сталях. Показано, що колонії перліту в процесі росту зазнають кілька морфологічних переходів: спіральний двофазний зародок → розростання пластин і дефектів → стійких щілин → перехід пластинчастого цементиту в стрічковий → перетворення стрічок у стрижні.

5. Проаналізовано взаємозв'язок між морфологічним типом колонії перліту та її міцностними характеристиками. Показано, що найвищу мікротвердість мають колонії стрічкового типу.

6. Запропоновано фізичну модель руйнування феритної та перлітної складових низьковуглецевих низько-, мікро- та нелегованих сталей. Дана модель базується на припущенні – неоднаковому рівні опору зовнішньому навантаженню структурних складових перлітної колонії. На підставі отриманої концепції здійснено аналіз можливих варіантів руйнування перлітної складової.

7. Показано, що під дією зовнішнього навантаження пластична деформація створює періодично неоднорідну зміцнену середу, яка буде визначати напрям розвитку тріщини. При статичних навантаженнях, опір матеріалу відриву долається в структурних складових з меншим опором пластичної деформації, тобто – в фериті, так як в процесі пластичної деформації поблизу границь феритних зерен виникають

залишкові напруження, котрі поступово наростають до досягнення критичного стану.

8. Удосконалено модель зародження та розповсюдження тріщини в сталях з ферито-перлітною структурою. Встановлено, що зародження тріщини відбувається в місцях з підвищеним рівнем вільної енергії і може відбуватися під дією двох незалежних механізмів. Перший – зародження біля часток другої фази (формування пор) відбувається внаслідок дії наступних механізмів: початкова стадія – утворення дислокаційних петель навколо частки; наступна стадія – зростання пори під дією обох компонентів напруження нормальної і зсувної за рахунок накопичення дислокацій. Другий – внаслідок блокування пластичної деформації на міжфазних та внутрішньофазних границях (формування міжкристалітного зламу) відбувається внаслідок спроможності границь бути бар'єром для розповсюдження пластичної деформації. Як наслідок, зародок мікротріщини формується за рахунок накопичення пластичної деформації (збільшення щільності дислокацій) біля границь зерен під дією дотичної складової напруження шляхом взаємодії зсувів кристалографічних площин в приграничній зоні.

9. Первинна статистична обробка показала відповідність розподілу змінних закону нормального розподілу, що дозволяє застосовувати математичний апарат теорії обробки масивів експериментальних даних без додаткового перетворення змінних. Проведений кореляційний аналіз показав наявність функціональної залежності між функціями відгуку (механічними характеристиками) та змінними (температурами початку та кінця чистової прокатки).

10. Застосування однофакторного та багатфакторного дисперсійних аналізів дозволило встановити вплив кожної зі змінних на кожну функцію відгуку. При цьому показано, що зміна температурного інтервалу чистової прокатки призводить до змінення міцністних властивостей. Пластичні властивості залишаються незмінними.

11. Застосування однопараметричного та багатпараметричного регресійного аналізу дозволило побудувати математичні моделі взаємозв'язку між механічними властивостями (функціями відгуку) та температурами початку та кінця чистової прокатки (змінними). Перевірка адекватності отриманих моделей здійснювалась графічними методами і показала високу збіжність отриманих результатів. Аналіз моделей показав, що підвищення температури початку чистової прокатки до верхньої границі міжкритичного інтервалу температур призведе до підвищення рівня механічних характеристик, зокрема міцності.

12. Показано можливість корегування процесів формування структурних і субструктурних компонентів шляхом безперервного деформування в міжкритичному інтервалі температур. При цьому, зниження температури кінця безперервної гарячої деформації сталей, які досліджувались, до нижньої границі міжкритичного інтервалу дозволить додатково підвищити та стабілізувати комплекс механічних властивостей товстолистового прокату для будівельних конструкцій.

## **СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ**

**Наукові праці, в яких опубліковані основні результати дисертації**

1. Бекетов А. В., Большаков В. И., Никитюк В. В. Оценка эффективности использования малоуглеродистых сталей, микролегированных V, Nb и Ti при производстве строительных металлических конструкций. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2006. №1(32). С. 14-20.
2. Бекетов А. В., Большаков В. И., Дейнеко Л. Н. Исследование влияния параметров упрочняющих обработок на структуру и свойства малоуглеродистых низколегированных сталей и изделий из них. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2006. Вып.36, Ч. 1. С. 181-192.
3. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В. Специальные границы и множественные стыки в доэвтектоидном феррите низкоуглеродистых сталей. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian-Lithuanian Transactions*. Warsaw, 2007. Vol. 15. P.73– 80.
4. Бекетов А. В., Большаков В. И., Воробьев Г. М., Лаухин Д. В., Калохтина Е. Ю. Обоснование выбора материала для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2008. Вып.45, Ч.3. С. 116-122.
5. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Рабич Е. В., Магала В. С., Ковтун-Горбачева Т.А., Рабич В.А. Использование низкоуглеродистых сталей высокой прочности в металлических конструкциях каркаса надстройки пятиэтажных жилых домов. *Строительство, материаловедение, машиностроение, Серия Инновационные технологии жизненного цикла объектов жилищно-гражданского, промышленного и транспортного назначения*. Днепропетровск, 2008. Вып.47. С. 103-108.
6. Бекетов А. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Сахник Н. В., Кузмичев Е. М., Тараненко А. А., Снижковская Ю. Л. Влияние режимов контролируемой прокатки на структуру и свойства низкоуглеродистой микролегированной стали 10Г2ФБ. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2009. Вып.48, Ч.3. С. 237-242.
7. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Сухомлин Г. Д., Романец Р. Г., Иванцов С. В., Рязанова А. В., Сахник Н. В. Формирование структуры и субструктуры горячедеформированного аустенита при контролируемой прокатке низкоуглеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2010. Вып.53. С. 153-161.
8. Бекетов А. В., Большаков В. И., Куксенко В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Семенов Т. В. Образование и рост перлитных колоний. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. Дніпро, 2010. № 1. С. 29-35.
9. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Семенов Т. В. Ориентационные соотношения феррит-цементит. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2011. Вып. 58. С. 123-129.
10. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Мурашкин А. В., Носенко О. П. Инновационная технология производства толстых листов – полигонизационная контролируемая прокатка. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2011. № 1-2 (52-53). С. 40-48.

11. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Мурашкин А. В., Носенко О. П., Котова Л. И., Полигонизационная контролируемая прокатка толстых листов. *Новини науки Придніпров'я*. 2011. № 1, 2. С. 30-34.
12. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Иванцов С. В. Сравнительный анализ технологических схем производства листового проката для строительных металлических конструкций. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2012. Вып. 64. С. 45-52.
13. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д. Зарождение феррита на полигональных границах аустенита при контролируемой прокатке. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions*. Warsaw, 2012. Vol. 20. P. 437-442.
14. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Котова Л. И., Куксенко В. И., Куксенко А. В., Котов Н. О., Щудро А. Е. Получение высокой прочности низкоуглеродистой микролегированной стали путем создания в ее структуре наноразмерных продуктов распада аустенита. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2012. № 2 (57). С. 5-13.
15. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Аскеров Х. А., Иванцов С. В. Влияние дробности деформации в черновой клетке и снижение содержания углерода в сталях, микролегированных ниобием и ванадием, на формирование структуры и комплекса свойств проката. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2013. Вып. 67. С. 295-302.
16. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Мурашкин А. В., Иванцов С. В. Влияние размера аустенитного зерна на кинетику разрушения высокопрочных строительных сталей. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2014. № 1. С. 70-72.
17. Бекетов А. В., Большаков В. И., Семенов Т. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Аскеров Х. А., Мурашкин А. В., Ткач В. Н., Бурькина И. С. Влияние холодной деформации на количество специальных границ в ферритной составляющей низкоуглеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2014. Вып. 74. С. 216-222.
18. Бекетов О., Большаков В., Лаухин Д., Камінський Д. Дослідження взаємозв'язку між морфологією цементитного каркасу та мікротвердістю перлітної складової низьковуглецевих низьколегованих будівельних сталей. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions*. Dnepropetrovsk, 2014. Vol. 22, Part II. P. 63-68.
19. Бекетов А. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Тютюрев И. А. Построение регрессионной модели зависимости изменения параметров квазиэвтектоида от скорости охлаждения. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2015. Вып. 80. С. 79-83.
20. Бекетов О. В., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В., Машковська А. В. Дослідження поверхневої енергії міжфазних границь під час дифузійного  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення. *Металознавство та термічна обробка металів. Науков. та ін форм. бюл.* 2015. № 2 (69). С. 24-29.
21. Бекетов О. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Иванцов С. В., Лаухин В. Д. Дослідження взаємозв'язку між характеристиками руйнування та структурними

складовими низьковуглецевих мікролегованих сталей. *Металознавство та термічна обробка металів. Науков. та ін форм. бюл.* 2016. № 1 (72). С. 53-58.

22. Beketov A. V., Bolshakov V. I., Laukhin D. V., Sukhomlin G. D. Polygonizing controlled rolling steels for metal constructions. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури.* Днепропетровск, 2016. № 5 (218). С. 40-45.

23. Бекетов О. В., Іванцов С. В., Тютєрев І. А., Ротт Н. О., Бабенко Є. О. Дослідження загальних особливостей розповсюдження пластичної деформації в сталях з феррто-перлітною структурою. *Строительство, материаловедение, машиностроение.* Днепропетровск, 2017. Вып. 95. С. 26-34.

24. Бекетов О. В., Лаухін Д. В., Сухомлин Г. Д., Іванцов С. В., Щудро А. Є., Лаухін В. Д. Вплив температурно-деформаційної обробки у міжкритичному інтервалі температур на структуру та властивості товстих листів з низьковуглецевих будівельних сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение.* Днепропетровск, 2017. Вып. 96. С. 95-102.

25. Бекетов А. В., Лаухин Д. В., Ротт Н. А., Лаухин В. Д. Алгоритм проведения статистической обработки массивов экспериментальных данных. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури.* Дніпро, 2017. №2. С. 68-77.

26. Beketov O., Laukhin D., Rott N., Schudro A. The Elaboration of Modernized Technology of Controlled Rolling Directed at the Formation of High Strengthening and Viscous Qualities in HSLA Steel. *Solid State Phenomena.* 2019. Vol. 291. P. 13 – 19.

27. Beketov O. V., Laukhin D. V., Rott N. O., Tyuterev I. A., Ivantsov S. V., Laukhin V. D. The Analysis of Interrelation between Kinetics of Propagation of Plastic Deformation and Initiation of Ductile Fracture. *Metallofiz. Noveishie Tekhnol.* 2017. Vol. 39, №10. P. 1335 – 1343.

28. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д., Мурашкин А., Куксенко В., Рязанова А. Исследование влияния температурно-деформационных параметров черновой прокатки на процессы формирования и дробления перлитной полосчатости в сталях типа 10Г2ФБ. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian-Lithuaninan Transactions.* Warsaw, 2010. Vol. 18. P. 439-444.

**Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації на конференціях**

29. Бекетов А. В. , Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Лаухин Д. В. Исследование кинетики формирования доэвтектоидного феррита в зависимости от условий нагрева и скорости охлаждения стали 10Г2ФБ. *Строительство, материаловедение, машиностроение.* Днепропетровск, 2007. Вып. 41, Ч. 2. С. 7 – 18.

30. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д., Куксенко В. Специальные границы и множественные стыки в ОЦК решетки феррита. *The eighth international scientific forum AIMS for future of engineering science (AFES 2007).* Winnipeg, Canada, 2007. P. 174-179.

31. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д. Ориентационные соотношения феррит-цементит. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions.* Warsaw, 2011. Vol. 19. P. 351-358.

32. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д., Мурашкин А., Носенко О. Инновационная технология производства толстых листов – полигонизационная

прокатка. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2011. Вып. 59. С. 145-151.

33. Beketov A. V., Bolshakov V. I., Sukhomlin G. D., Laukhin D. V., Murashkin A. V., Gerasenko K. M. Method of regression modeling of dependence of basic mechanical properties of low-carbon micro alloyed iron plates on hot rolling finishing temperatures. *10-th International Student's day of metallurgy*, Freiberg, Germany, 2012. P. 25-28.

34. Бекетов А., Большаков В., Сухомлин Г., Лаухин Д. Формирование структур полигонизации и рекристаллизации в аустените и феррите при контролируемой прокатке низкоуглеродистых микролегированных сталей. *Theoretical Foundation of Civil Engineering: Polish-Ukrainian Transactions*. Warsaw, 2013. Vol. 21. P. 453-460.

35. Бекетов О. В., Большаков В. И., Лаухин Д. В., Ротт Н. О., Барибин Д. О. Кількісний аналіз розміру зони локалізації пластичної деформації перед фронтом зростаючої тріщини з урахуванням структурного стану матеріалу (частина 2). *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2018. Вып. 104. С.71-76.

36. Бекетов А. В., Лаухин Д. В., Ротт Н. А., Щудро А. Е., Барыбин Д. А. 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*. Warsaw, Poland, 2018. Vol. 1. P. 37 – 47.

37. Бекетов А. В., Большаков В. И., Мурашкин А. В., Сухомлин Г. Д., Пушков В. В., Лаухин Д. В., Рубец А. С., Носенко О. П., Клименко О. В., Семенов Т. В. Влияние дробности горячей деформации аустенита на формирование структуры и комплекса свойств толстолиствого проката. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2009. Вып. 48, Ч.1. С. 25-30.

#### **Наукові праці, які додатково відображають наукові результати дисертації**

38. Бекетов А. В., Дейнеко Л. Н., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д. Создание технологий термического упрочнения крупногабаритных изделий и автоматизированного закалочного оборудования для ее осуществления. *Оборудование и технологии термической обработки металлов и сплавов (ОТТОМ-7)*. Харьков, 2006. С. 32-37.

39. Бекетов А. В., Большаков В. И., Сухомлин Г. Д., Эписьер Т. Э., Лаухин Д. В., Маковская А. В. Исследование карбидов Nb и V в микролегированной конструкционной стали. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2008. Вып. 45, Ч.2. С. 3-9.

40. Бекетов О. В. Аналіз механізмів руйнування листів з низьковуглецевих низьколегованих сталей при статичних та динамічних випробуваннях. Частина 1. *Строительство, материаловедение, машиностроение*. Днепропетровск, 2014. Вып. 73. С. 208-212.

41. Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевої мікролегованої сталі зі збереженням полігональної структури фериту: пат. 99770 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01). № у 2014 13687; заяв. 22.12.2014; опубл. 25.06.2015, Бюл. № 12. 10 с.

42. Спосіб термомеханічної обробки низьковуглецевих мікролегованої сталі: пат. 99769 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01). № у 2014 13685; заяв. 22.12.2014; опубл. 25.06.2015, Бюл. № 12. 4 с.



43. Спосіб термомеханічної обробки листової низьковуглецевої сталі з формуванням структури голчастого фериту: пат. 98891 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01); № у 2014 12824; заяв. 01.12.2014; опубл. 12.05.2015, Бюл. № 9. 27 с.
44. Спосіб термомеханічної обробки листової низьковуглецевої сталі з формуванням полігонізованої субструктури аустеніту: пат. 99199 Україна: МПК В21В 45/02 (2006.01); № у 2014 12731; заяв. 27.11.2014; опубл. 25.05.2015, Бюл. № 10. 12 с.
45. 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); № у 2018 10697; заяв. 29.10.2018, опубл. 25.04.2019, Бюл. № 8. 24 с.

## АНОТАЦІЯ

**Бекетов О. В. Теоретичні основи формування субструктури переохолодженого аустеніту та механічних властивостей мікролегованих будівельних сталей.** – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора 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.

Дисертація присвячена вирішенню науково-прикладної проблеми отримання в металопрокаті для зварних будівельних конструкцій підвищеного рівня міцнісних характеристик при збереженні пластичних та в'язкісних властивостей, шляхом розробки удосконаленої технологічної схеми виробництва високоміцного прокату з низьковуглецевих, низько-, мікро- та нелегованих сталей. Проблему вирішено шляхом виявлення загальних закономірностей формування в області дифузійного механізму розпаду переохолодженого аустеніту нанорозмірних структурних елементів та особливостей їх впливу на підвищення механічних властивостей будівельного металопрокату відповідального призначення.

Використаний в роботі комплексний підхід щодо з'ясування принципів формування тонкої структури сталей в області дифузійного розпаду аустеніту (фериту та перліту), дозволив розробити технологічну схему безперервної контрольованої прокатки низьковуглецевих низько-, мікро та нелегованих сталей, яка дозволяє розкрити резервні можливості вітчизняних технологій виробництва та вдосконалити структуру і властивості високоміцного товстолистого прокату, що задовольняє вимогам сучасної вітчизняної будівельної індустрії.

**Ключові слова:** нанорозмірні елементи, квазіевтектоїд, цементитний каркас, полігональні та спеціальні границі, пластична деформація, математичне моделювання, безперервна контрольована прокатка.

## SUMMARY

**Beketov O. V. Theoretical basis of the formation of supercooled austenite substructure and mechanic properties of microalloyed building steels.** – Qualifying scientific work manuscript.

Thesis for a Doctor's degree in technical sciences in speciality 05.02.01 «Material science» (13 – Mechanical engineering). – State Higher Educational Institution of

«Prydniprovskya State Academia of Civil Engineering and Architecture» Ministry of education and science of Ukraine, Dnipro, 2020.

The work deals with solving scientific-applied problem of getting in metal-roll for welding building constructions of increased level of operating capacity by means of elaboration of the improved technological production scheme of high-strength rolled metal from low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels. The problem is solved by means of the detection of general regularities of nanoscale structural elements formation in the area of diffusive mechanism of supercooled austenite decay and the peculiarities of their influence on the increase in mechanic properties of building metal-roll from low-carbon steels.

It is stated that ductile deformation starts from the places with the enlarged level of free energy and spreads along crystallographic areas that make the smallest angle with the direction of maximal tangential stress from outer loading. It is shown that ductile deformation creates periodically inhomogeneous hardened environment, which will define the direction of crack growth. Under the conditions of loading, which happen in standard tensile tests, the resistance of material detachment is overcome in structural components with a lower resistance of ductile deformation, i.e. in ferrite because during the process of ductile deformation, residual strengths appear which gradually grow to reach the boundary state. Such concentration of strengths is observed close to grain boundaries. At the even strength spreading in the critical cross section of the steel part, ductile deformation can develop almost simultaneously in a number of ferrite grains. At the monotonous increase in loading a great number of micro cracks appear, which eventually unite, making the fracture surface with a large number of imperfections and the change of the direction from grain to grain. Grain boundaries create a net that evens the separation of the deformations among the grains of poly-crystal structure.

The models of initiation and spreading the destruction in steels with ferrite-perlite structure are perfected. It is found out that the initiation of viscous destruction can be described by the activity of three mechanisms: the initial stage – the formation of dislocation loops near the part (Broek's model); the next stage of pore growth happens owing to the accumulation of dislocations. Herewith, this stage occurs under the activity of both strength components normal and sliding.

The urgency of the work is conditioned by the search for new additional opportunities to improve the structure and the properties of metal-roll from low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels. The elaboration of new and improvement of the existing technologies of production of high-strength plate metal-roll that satisfies the modern demands of building industry was also of primary importance.

The peculiarities of structure-creation processes are analyzed, which happen in metal-roll with low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels during the use of the most wide-spread technological production schemes: hot and controlled rolling. It is found out that the effective and stable deformation influence on the steel structure is determined by the presence and the size of three temperature intervals limited by critical points of transformation and the temperatures of recrystallization of the deformed austenite.

With the application of mathematical apparatus of the theory of experimental data array processing, the interconnection between the technological parameters of production schemes of low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels (hot rolling, controlled rolling)

and the main mechanic metal-roll properties is quantitatively analyzed. Hereby, it is shown that the change of the temperature interval of finish rolling leads to the change of strength characteristics (for the technological scheme of controlled rolling). Ductile peculiarities remain constant. With the application of mathematic apparatus of one-parameter (for hot rolling) and multiparmetry regression analysis (for controlled rolling), mathematic models of interconnection between mechanic characteristics and temperatures of the beginning and the end of finish rolling are created.

The analysis of the models showed that the increase in the temperature of the beginning of finish rolling (for controlled rolling) would lead to the increase in the level of mechanic characteristics, particularly strength. For the technological scheme of hot rolling, widening of temperature range of hot deformation will have a positive influence on the properties complex.

On the basis of the obtained results, temperature-deformation regime of hot rolling in intercritical temperature interval is theoretically grounded, which leads to the conservation of the dislocation austenite substructure to the lowest boundary of intercritical temperature interval. As a result, the deformation in intercritical temperature interval will enable to obtain a fine structure of the deformed ferrite and perlite, the peculiarity of which is the absence of ferrite-perlite striation. This conception is realized for low-, micro- and almost non-alloyed steels.

Thus, the analysis of the research results proved the possibility to correct the processes of the formation of structure and substructure components by means of constant deformation in intercritical temperature interval. Herewith, the decrease in the temperature of the end of hot rolling to the lowest boundary of intercritical interval will make it possible to improve further and stabilize the complex of mechanic characteristics of rolling for building constructions. The conservation of a stable polygonal structure during the deformation in the intercritical temperature interval leads to the formation of a developed ferrite-perlite structure with a certain type of cementite carcass of the perlite component.

The complex approach, applied in the work, as for the clarification of principles of thin structure steel formation in the area of diffusive decay of austenite (ferrite and perlite) made it possible to work out the technological scheme of rolling production with low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels, which enables to reveal the backup capabilities of domestic production technologies and to improve the structure and properties of high-strength roll from low-carbon steels the way to meet the demands of modern domestic building industry. The obtained results can be classified as the solution to the important scientific-applied problem, which has a significant importance in terms of rolling improvement with low-carbon low-, micro- and non-alloyed steels produced by domestic enterprises.

**Key words:** nanoscale elements, quasi-eutectoid, cementite carcass, polygonal and special boundaries, ductile deformation, mathematical modelling, continuous controlled rolling.

Підписано до друку 31.03.2021 р. Формат 60x84 1/16.  
Цифровий друк. Папір офсетний.  
Умовно-друкарських аркушів 2.56. Тираж 100 примірників.  
Замовлення № 17.  
Фізична особа підприємець Скрипець О. М.  
Вул. Чернишевського 24-а, Дніпро 49600.  
ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури».