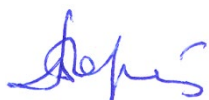


Міністерство освіти і науки України
Державний вищий навчальний заклад
«Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»

ПАРУСОВ ЕДУАРД ВОЛОДИМИРОВИЧ



УДК 669.1.017.3:669.15-194.53:69(043)

**РОЗВИТОК НАУКОВИХ І ТЕХНОЛОГІЧНИХ ОСНОВ
КЕРУВАННЯ СТРУКТУРОЮ ТА ВЛАСТИВОСТЯМИ СТАЛЕЙ
ПЕРЛІТНОГО КЛАСУ ДЛЯ ЕЛЕМЕНТІВ БУДІВЕЛЬНИХ
КОНСТРУКЦІЙ ВИСОКОЇ МІЦНОСТІ**

05.02.01 – матеріалознавство

АВТОРЕФЕРАТ
дисертації на здобуття наукового ступеня
доктора технічних наук

Дніпро – 2021

Дисертацією є рукопис.

Робота виконана в Інституті чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України.

Науковий консультант: доктор технічних наук, провідний науковий співробітник, **Луценко Владислав Анатолійович**, Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, старший науковий співробітник відділу термічної обробки металу для машинобудування.

Офіційні опоненти:

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

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

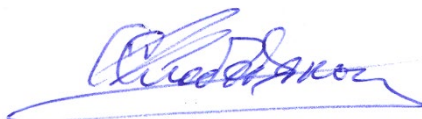
доктор технічних наук, професор **Вакуленко Ігор Олексійович**, Дніпровський національний університет залізничного транспорту ім. академіка В. Лазаряна, професор кафедри прикладної механіки та матеріалознавства.

Захист відбудеться «22» квітня 2021 р. об 11⁰⁰ 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, ауд. 202.

З дисертацією можна ознайомитися у 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/dissertation/>.

Автореферат розісланий «17» березня 2021 р.

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



С. О. Слободянюк

ЗАГАЛЬНА ХАРАКТЕРИСТИКА РОБОТИ

Сутність науково-прикладної проблеми, розглянутої в роботі, полягає в розвитку наукових основ формування мікроструктури та субструктури під час пластичного деформування, а також деформаційно-термічного оброблення бунтового прокату великих діаметрів, холоднодеформованої переробної заготовки та готових металовиробів зі сталей перлітного класу за результатами експериментальних досліджень кінетики фазових перетворень під час розпаду аустеніту для створення і промислової реалізації комплексу технологічних заходів, спрямованих на отримання високої міцності елементів будівельних конструкцій за зменшених матеріальних витрат.

Актуальність теми. Виробництво високоміцних металовиробів для попередньо-напружених будівельних конструкцій дотепер є складною науково-технічною проблемою і потребує постійного пошуку нових методів ефективного комплексного впливу на структуру та механічні властивості гарячекатаної сталі (бунтового прокату), а також способів її оброблення. Головна мета таких заходів – досягнення високого рівня властивостей готової (товарної) продукції, підвищення енергоефективності технологічного процесу її виготовлення і зменшення металоемності споруд.

Останнім часом на світовому ринку конструкційних сталей спостерігається суттєвий попит на бунтовий прокат зі сталей перлітного класу, який у подальшому піддають пластичному деформуванню способом прямого волочіння для виготовлення елементів будівельних конструкцій високої міцності (холоднодеформована й дротяна арматура, сталеві арматурні канати). Тенденція зростання вимог до якості металевих елементів потребує постійної модернізації парку волочильного обладнання і впровадження енергоефективних (без застосування патентування) технологічних схем, що забезпечують підвищення продуктивності і зменшення матеріальних витрат виробничого процесу.

Виготовлення металовиробів для будівельних конструкцій високої міцності передбачає застосування вихідного матеріалу – бунтового прокату великих діаметрів (8,0...16,0 мм), який має відповідати високим стандартам якості як за комплексом механічних властивостей, так і за іншими показниками (глибина поверхневих дефектів, глибина знеуглецювання, властивості поверхневої окалини тощо). У свою чергу комплекс механічних властивостей бунтового прокату зі сталей перлітного класу є структурно чутливим, а однією з основних проблем у виробництві такого прокату є формування значної структурної неоднорідності і необхідності її виправлення шляхом застосування патентування.

На сучасних металургійних підприємствах якість бунтового прокату зі сталей перлітного класу унормована стандартами, що не регламентують вміст і вид неметалевих включень, кількісну оцінку надлишкових фаз, а в деяких випадках не містять вимог до структури і механічних властивостей. Накопичений значний науковий та практичний досвід стосується виробництва прокату малих діаметрів (5,5...6,5 мм) і не дозволяє забезпечити високу якість прокату діаметром 8,0...16,0 мм. Формування структури і відповідних властивостей виробів із сталей перлітного класу залежить не лише від хімічного складу, параметрів технології розкислення, розливання й позапічного оброблення, а також від температурно-часових умов деформаційно-термічного оброблення. Отже, для отримання високоякісного прокату великих діаметрів

необхідне проведення комплексних досліджень щодо раціонального та ефективного поєднання зазначених технологічних параметрів.

Дисертаційна робота, яка спрямована на розвиток наукових основ формування вдосконаленої структури сталей перлітного класу за результатами комплексних теоретичних та експериментальних досліджень особливостей фазових і структурних перетворень, а також на створення і промислову реалізацію інноваційних технологічних рішень контрольованого керування властивостями прокату діаметром 8,0...16,0 мм для елементів будівельних конструкцій високої міцності, є актуальною і сприяє вирішенню важливої науково-прикладної проблеми.

Зв'язок роботи з науковими програмами, планами, темами. Дисертаційна робота пов'язана з науково-тематичними планами досліджень Інституту чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України у відповідності з напрямком «Розвиток наукових основ формування залізобетонних сплавів та управління їх структурою і властивостями». Дослідження, які є невід'ємною складовою частиною дисертаційної роботи, виконані у рамках відомчих, договірних та конкурсних робіт, у яких автор брав участь як керівник, відповідальний виконавець і співвиконавець: «Розробка ресурсо- та енергозберігаючої технології виробництва катанки для високоміцних арматурних канатів», № ДР 0114U001191 (*керівник*); «Наукові основи технології виробництва гарячекатаного бунтового прокату підвищеної міцності з вуглецевої сталі, легованої карбідоутворюючими елементами», № ДР 0118U000082 (*керівник*); «Розробка науково-обґрунтованих режимів деформаційно-термічної обробки високоміцного арматурного прокату нового покоління для будівельних конструкцій», № ДР 0117U004152 (*керівник*); «Розвиток наукових та технологічних основ виробництва мікролегованої високовуглецевої катанки для виготовлення прямим волочінням дроту для високоміцних арматурних пасм і пружин», № ДР 0111U001330 (*відповідальний виконавець*); «Розробка наскрізної технології виробництва гаряче- і холоднодеформованого арматурного прокату, яка забезпечує підвищення пластичності при заданому рівні міцності», № ДР 0112U001360 (*відповідальний виконавець*); «Вдосконалення наскрізної технології виробництва меблевих пружин в умовах ТОВ «Бусол», № ДР 0111U009450 (*відповідальний виконавець*); «Розробка технології прямого (без термічної обробки) волочіння пружинного дроту в умовах ПАТ «Дніпрометиз», № ДР 0111U009451 (*відповідальний виконавець*); «Порівняльна оцінка якісних показників та технологічної пластичності високовуглецевої катанки зі сталі марки 70 різних заводів-виробників», № ДР 0115U001182 (*відповідальний виконавець*); «Розробка науково обґрунтованого енергозберігаючого режиму пом'якшуючої термічної обробки гарячедеформованого прокату з хромомолібденової та хромомолібденованадієвої сталі», № ДР 0115U001065 (*співвиконавець*).

Мета та завдання досліджень. Метою роботи є створення і впровадження науково та експериментально обґрунтованого комплексу технологічних заходів керування процесами структуроутворення в сталях перлітного класу для забезпечення високого рівня механічних властивостей елементів будівельних конструкцій високої міцності за зменшених матеріальних витрат.

Для досягнення поставленої мети визначено наступні наукові та практичні завдання:

- встановити перспективні композиції хімічного складу сталей, що забезпечать підвищення вихідного класу міцності бунтового прокату;
- дослідити вплив хімічного складу, параметрів гарячого деформування та швидкості безперервного охолодження на формування структури аустеніту, величини його зерна і розвиток процесів ліквідації у бунтовому прокаті;
- дослідити вплив субструктури гарячого деформування на особливості розпаду аустеніту за дифузійним механізмом;
- визначити резервні можливості підвищення стійкості аустеніту перед початком безперервного охолодження та дослідити закономірності перебігу фазових і структурних перетворень у залежності від хімічного складу сталі;
- дослідити закономірності впливу температурно-швидкісних умов охолодження на розподіл структурних складових у поперечному перерізі бунтового прокату;
- розробити інноваційні режими деформаційно-термічного оброблення бунтового прокату діаметром 8,0...16,0 мм для підвищення його вихідного класу міцності та провести їх промислове випробування;
- дослідити закономірності трансформації структури бунтового прокату в процесі виробництва високоміцних холоднодеформованих металовиробів;
- дослідити зміну морфології неметалевих включень на всіх етапах виробництва сталі та визначити їхній вплив на властивості та експлуатаційну стійкість готових металовиробів;
- провести промислове випробування енергоефективних технологій виготовлення металовиробів для будівельних конструкцій високої міцності (холоднодеформована й дротяна арматура, сталеві арматурні канати);
- розробити додаткові методи неруйнівного контролю якості сталей перлітного класу в гарячекатаному стані та після холодного пластичного деформування.

Об'єкт дослідження – процеси структуроутворення під час деформаційно-термічного оброблення та їхній вплив на властивості сталей перлітного класу, призначених для виготовлення елементів будівельних конструкцій високої міцності.

Предмет дослідження – закономірності формування структури і механічних властивостей під час деформаційно-термічного оброблення сталей перлітного класу для елементів будівельних конструкцій високої міцності.

Методи дослідження. Теоретичні дослідження роботи базуються на фундаментальних положеннях матеріалознавства. У роботі використано сучасні методи і методики досліджень: оптична, електронна растрова і трансмісійна мікроскопія, рентгеноструктурний і мікрорентгеноспектральний аналіз, диференційно-термічний аналіз, вимір мікротвердості, механічні випробування із статичним, динамічним і циклічним навантаженням. Механічні властивості сталей визначено у лабораторних і промислових умовах із використанням стандартних методів випробувань. Статистичне опрацювання експериментальних даних здійснене стандартними методами обчислення. Режими деформаційно-термічного оброблення прокату і його подальше перероблення холодним деформуванням в умовах металургійних і металовиробних підприємств відповідали розробленим технологічним рішенням.

Наукова новизна одержаних результатів:

1. Вперше для сталей C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV}, C86D^B побудовані термодіаграми та на їхній основі встановлено кінетику і кількісні

параметри розпаду аустеніту за дифузійним механізмом під час безперервного охолодження.

Раніше такі дані не були відомі. Це дозволило розробити інноваційні підходи до режимів високотемпературного деформаційно-термічного оброблення бунтового прокату зі сталей перлітного класу, призначеного для виготовлення елементів будівельних конструкцій високої міцності.

2. Вперше на основі результатів дослідження фазових і структурних перетворень, які відбуваються під час гарячого деформування і безперервного охолодження, визначено закономірності впливу режимів високотемпературного деформаційно-термічного оброблення на особливості формування структури і механічних властивостей бунтового прокату зі сталей C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV}, C86D^B.

Раніше такі дані не були відомі. Це дозволило встановити температурні режими оброблення тиском та інтервал швидкостей безперервного охолодження, в межах яких відбувається формування поліпшеної структури, що дозволяє отримувати раціональний комплекс показників якості бунтового прокату зі сталей перлітного класу.

3. Отримала подальший розвиток дислокаційно-дифузійна модель утворення пластинчастого перліту у високовуглецевих сталях, яка враховує вплив субструктури гарячого деформування, а також взаємодію дислокацій з атомами впровадження та їхніми комплексними сполуками.

Розробку відрізняє врахування впливу атмосфер атомів впровадження та дисперсних комплексних сполук (вуглецевих, боро-азотних, вуглецево-боро-азотних) на ускладнення перебудови дислокацій у стінках комірок деформованої субструктури, яка не лише впливає на зародження перлітних колоній в умовах термопластичного деформування, але також може бути успадкована перлітом, додатково зміцнюючи сталі.

4. Вперше з використанням подвійних стереографічних проєкцій, а також комп'ютерного моделювання встановлено наявність у евтектоїдних сталях спеціальних низькоенергетичних міжфазних границь типу $\Sigma=13$ у перліті.

Раніше такі дані не були відомі. Отримані результати надають сучасну інтерпретацію впливу орієнтаційних співвідношень між феритом і цементитом у разі утворення низькоенергетичних міжфазних границь та їхнього внеску у формування механічних властивостей сталей перлітного класу.

5. Вперше встановлено, що збільшення величини аустенітного зерна в сталі C86D^B перед початком розпаду аустеніту в міжкритичному інтервалі швидкостей безперервного охолодження не призводить до зменшення ударної в'язкості.

Раніше такі дані не були відомі. Отримані результати мають важливе значення для розроблення нових сталей перлітного класу, а також температурно-швидкісного регламенту їх охолодження.

6. Вперше за результатами комплексних досліджень установлені відмінні ознаки механізмів трансформації неметалевих включень та їхній вплив на локальну структуру сталевих матриць на різних етапах оброблення сталей перлітного класу (отримання безперервнолитої заготовки, бунтового прокату, холоднодеформованої переробної заготовки).

Раніше такі дані були обмеженими та не були систематизовані. Отримані результати дозволили додатково обґрунтувати правильність удосконалених технологічних рішень, спрямованих на зменшення вмісту та розмірів сульфідних, оксидних і силікатних неметалевих включень при виробництві сталей перлітного класу.

7. На основі теоретичних положень фізичної мезомеханіки структурно-неоднорідних середовищ і експериментальних досліджень отримали подальший розвиток уявлення про трансформацію структури тонкопластинчастого перліту під час холодного пластичного деформування з сумарним відносним обтисненням до 83,2 % бунтового прокату зі сталі С86D^B.

Раніше такі дані були відомі частково і стосувались лише сталей, підданих патентуванню. Встановлення зв'язку між параметрами структури перліту, формуванням мезосмуг локалізованої деформації, характером безперервної еволюції дислокаційної субструктури, зменшенням мікронапружень і ступенем деформації дозволило зменшити мікронапруження у разі виготовлення холоднодеформованої переробної заготовки за способом прямого волочіння.

8. Вперше методом електронної мікроскопії та мікродифракції встановлено зв'язок малих ($\varepsilon = 22,7 \%$), середніх ($\varepsilon = 51,7 \%$) і великих ($\varepsilon = 83,2 \%$) ступенів деформації з величиною кутів азимутального розмиття субрефлексів на мікроелектронограмах і кривиною пластин у перлітних колоніях у разі волочіння бунтового прокату зі сталі С86D^B.

Раніше такі дані не були відомі. Встановлений зв'язок дозволяє створювати прогностичні моделі граничного ступеня деформованості прокату, у разі досягнення яких виникають незворотні дефекти, які зумовлюють передчасне руйнування або зниження механічних властивостей високоміцних металовиробів.

9. Отримали подальший розвиток уявлення про вплив неметалевих включень на експлуатаційну стійкість сталей перлітного класу за циклічних навантажень у агресивних середовищах.

Раніше такі дані були відомі для інших марок сталей. Результати досліджень та випробувань на малоциклову втому, механічні властивості, корозійну стійкість дозволили встановити й обґрунтувати найсильніший вплив оксисульфосилікатних і сульфідних включень на зародження й розвиток корозійно-втомних ушкоджень канатного дроту в агресивних середовищах.

Практичне значення отриманих результатів. На підставі теоретичних та експериментальних досліджень розроблено інноваційну технологію високотемпературного деформаційно-термічного оброблення бунтового прокату великих діаметрів зі сталей С82D^{Cr}, С82D^V, С82D^{CrV}, С86D^B, яку впроваджено в промислове виробництво на ВАТ «Молдавський металургійний завод». Розроблено та затверджено технічні угоди: № ТС 001-1103-2015 «Бунтовий прокат для високоміцних арматурних канатів і холоднодеформованої арматури», № ТС-001-2412-2015 «Прокат арматурний високоміцний для залізобетонних конструкцій».

Запропоновані в роботі нові технічні рішення щодо виготовлення й контролю якості бунтового прокату захищені патентами України на винахід (№ 103113 і № 91760).

Розроблено комп'ютерну програму CalcRoutes, яка дозволяє розраховувати раціональні маршрути волочіння й енергосилові параметри деформування, а також

визначати клас міцності холоднодеформованого дроту або проміжної дротяної заготовки в залежності від початкового рівня якості прокату. Розроблено комп'ютерну програму CalcScale, яка дозволяє оперативно визначати загальну масу або середню товщину шару окалини на поверхні прокату будь-якого діаметра з урахуванням її фактичного фазового складу.

За результатами проведених досліджень додатково розроблено заходи керування наскрізним технологічним процесом і нові методи контролю якості гарячекатаних сталей перлітного класу та холоднодеформованих металовиробів із застосуванням математичного моделювання, рентгеноструктурного й мікродифракційного аналізу, а також інших сучасних методів дослідження. Розроблені технічні рішення, випробувані в умовах металургійних і металовиробних підприємств, рекомендовані до промислового використання.

На підставі отриманих результатів впроваджено в промисловість енергоефективну технологію виготовлення холоднодеформованої та дротяної арматури, а також сталевих арматурних канатів зі сталі С86D^B, яка не містить дорогих легувальних елементів. Виготовлені високоміцні металовироби показали цілковиту (абсолютну) відповідність вимогам міжнародних та національних стандартів.

Фактичний економічний ефект, отриманий за розробленими технічними рішеннями у виробництві та переробленні бунтового прокату зі сталі С86D^B у кількості 1 007,813 т, склав 1 348 867,26 грн.

Результати роботи впроваджено в навчальний процес на кафедрі матеріалознавства ім. Ю. М. Тарана-Жовніра НМетАУ і використано у створенні навчальних посібників. Дослідження, що увійшли до колективної наукової роботи «Розвиток наукових і технологічних основ термомеханічної обробки сталей з використанням різних принципів мікролегування бором», у 2016 році відзначено Премією Президента України для молодих вчених (Указ № 509/2016).

Акти впровадження результатів дисертаційної роботи і розроблені технічні угоди вміщено у Додатки до рукопису дисертації.

Достовірність результатів роботи. Достовірність та обґрунтованість наукових положень, висновків і рекомендацій, сформульованих у дисертації, забезпечено використанням сучасних методів дослідження, обчислювальної техніки й програмного забезпечення, акредитованого випробувального устаткування, 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. У дисертаційній роботі постановку і обґрунтування завдання досліджень, обрання наукових підходів і методів, аналіз і узагальнення отриманих експериментальних даних, формулювання наукової новизни, висновків і рекомендацій здійснено безпосередньо автором. Наукові й практичні положення, що винесені на захист дисертаційної роботи, а також основні результати досліджень одержано здобувачем самостійно. У наукових працях, опублікованих у співавторстві, автору належить: постановка мети і завдань досліджень, аналіз літературних джерел, обґрунтування отриманих результатів, формулювання висновків [1–5, 9–14, 16–18, 21, 22, 24, 27, 32, 38, 46, 47, 49, 50, 56–60, 63, 64, 66, 68], дослідження кінетики розпаду аустеніту сталей перлітного класу [6, 15, 34, 36, 37, 41, 67],

розроблення технічних рішень і впровадження у промисловість [8, 39, 40, 43, 44, 48, 51], проведення експериментів і опрацювання результатів [23, 26, 28–31, 61, 69, 71], розроблення методик керування технологічним процесом і якістю гаряче- й холоднодеформованих сталей [7, 25, 33, 35, 42, 45, 53, 55, 62, 65, 70]. Наукові праці [19, 20, 52, 54] опубліковані здобувачем одноосібно. Дисертаційна робота не містить результатів досліджень, наукових положень, висновків і рекомендацій кандидатської дисертації.

Апробація результатів дисертації. Основні положення й результати роботи представлено та обговорено на наукових конференціях і семінарах, у тому числі: III міжнародній науково-технічній конференції «Машины и пластическая деформация металлов», Запоріжжя (2015); XIII, XV науково-практичних конференціях «Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра», Київ (2015, 2017); VII, VIII міжнародних науково-технічних конференціях «Нові матеріали і технології в машинобудуванні», Київ (2015, 2016); VI науково-практичній конференції «Нові ливарні технології і матеріали у машинобудуванні», Київ (2016); науково-практичній конференції «Молода академія», Дніпро (2016); XV, XX міжнародних науково-практичних конференціях «Развитие науки в XXI веке», Харків (2016); міжнародній науково-технічній конференції «Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении», Одеса (2016); науковій доповіді на конференції «Стародубовські читання», Дніпро (2017); міжнародних науково-технічних конференціях «Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні», Дніпро (2017, 2018, 2019, 2020); I, II, III науково-технічних конференціях «Наука і металургія», Дніпро (2017, 2018, 2019); XIII, XV міжнародних конференціях «Стратегія якості в промисловості і освіті», Варна, Болгарія (2017, 2019); міжнародній науково-технічній конференції «Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности», Могильов, Білорусь (2017); міжнародній науково-практичній конференції, присвяченій 60-й річниці заснування ФТМС НАН України, Київ (2018); 13th, 14th International Symposium of Croatian Metallurgical Society «Materials and Metallurgy», Шибеник, Хорватія (2018, 2020).

Публікації. За темою дисертації опубліковано 71 науково-технічну працю, в тому числі: 2 монографії, 2 учбових посібника, 12 статей у виданнях, індексованих у міжнародних наукометричних базах даних, 26 статей – у фахових наукових виданнях, 7 – у додаткових виданнях, 2 – патенти на винахід, 20 – матеріали науково-практичних конференцій.

Структура та обсяг роботи. Дисертація складається зі вступу, 6 розділів, висновків, списку використаних літературних джерел із 385 найменувань і 13 додатків. Загальний обсяг роботи становить 424 сторінки, у тому числі 308 сторінок основного тексту, 162 рисунки, 74 таблиці, 33 сторінки переліку використаних джерел, 46 сторінок додатків.

ОСНОВНИЙ ЗМІСТ РОБОТИ

У **вступі** обґрунтовано актуальність теми, визначено мету, завдання, об'єкт, предмет та методи досліджень, сформульовано наукову новизну і практичну значимість, відображено особистий внесок здобувача, публікації та апробації матеріалів, які увійшли до дисертаційної роботи

У **першому розділі** надано огляд науково-технічної літератури, уявлень про процеси структуроутворення в сталях перлітного класу, аналіз сучасних технологій

виробництва та вимог національних і зарубіжних стандартів до якості бунтового прокату та холоднодеформованих металовиробів. Розглянуто існуючі способи охолодження бунтового прокату, сутність яких приблизно однакова: спочатку охолодження водою чи водно-повітряною сумішшю, а потім остаточне охолодження із різною інтенсивністю. Наразі з усіх розглянутих способів охолодження бунтового прокату найбільш розповсюджений спосіб двостадійного водно-повітряного охолодження («Стелмор»), не пов'язаний з технологічними труднощами і достатньо збалансований щодо матеріальних витрат і технічного ефекту на практиці. Під час освоєння та впровадження режимів двостадійного охолодження бунтового прокату на дрібносоротно-дротових станах України та ближнього зарубіжжя фахівцями ІЧМ НАН України проведено великий обсяг відповідних робіт. Фундаментальні дослідження і промислові експерименти виконано учнями та послідовниками ідей наукової школи академіка К. Ф. Стародубова – І. Г. Узловим, В. К. Бабічем, Ю. З. Борковським, В. В. Парусовим, В. А. Луценком, С. М. Жучковим та іншими відомими українськими вченими. Значний практичний досвід, накопичений у експлуатації прокатних станів, показав, що можливості кардинального поліпшення структури і механічних властивостей прокату зі сталей перлітного класу з використанням двостадійного охолодження на лініях «Стелмор» практично вичерпано. У процесі деформаційно-термічного оброблення (ДТО) бунтового прокату великих діаметрів не забезпечується формування структури і властивостей, характерне для сталей перлітного класу після патентування. Найбільші труднощі пов'язані із нерівномірністю розподілу структурних складових, низькими механічними властивостями, розвитком ліквації, вмістом і розміром неметалевих включень (НВ), а також температурно-швидкісним регламентом охолодження прокату зі збільшенням його профілерозміру. Згідно з аналізом вимог національних і зарубіжних стандартів, а також сучасних тенденцій виробництва високоміцних холоднодеформованих виробів обґрунтовано застосування сталей з наступним вмістом основних хімічних елементів: вуглець 0,80...0,88 %, марганець 0,50...0,80 %, кремній 0,10...0,30 %. Для підвищення вихідного класу міцності бунтового прокату додатковими легувальними (мікролегувальними) елементами обрано хром ($\leq 0,30$ %), ванадій (0,05...0,10 %) і бор ($\leq 0,0025$ %).

Із урахуванням викладеного, визначено, що існує реальна потреба в розробленні принципово нових підходів до режимів ДТО сталей перлітного класу в напрямку пошуку й розкриття резервних можливостей контрольованого впливу на структурні та фазові перетворення, зменшення структурної неоднорідності, поліпшення механічних властивостей бунтового прокату з урахуванням ролі масштабного фактору. Вирішення зазначеної науково-технічної проблеми дозволить отримати високоякісний прокат, що забезпечить його енергоефективне перероблення у холоднодеформовані металовироби для будівельних конструкцій високої міцності.

На підставі інформаційно-аналітичного огляду із урахуванням сучасних тенденцій розвитку гірничо-металургійного комплексу України обґрунтовано сутність науково-прикладної проблеми, актуальність, мета та завдання досліджень дисертаційної роботи.

Другий розділ містить хімічний склад досліджених сталей, застосованих методів і методик, а також склад основного металургійного обладнання й приладів,

використаних під час проведення досліджень. Хімічний склад сталей, обраних для основних досліджень, наведено в табл. 1. Для додаткових досліджень використано сталі типу C7D, C38D, C52D, C56D, C66D, C70D, C72D, C80D, C82D, C92D (EN ISO 16120-2:2011); SAE1006, SAE1008, SAE1065, SAE1070 (ASTM A510M).

Дослідження виконано з використанням сучасних методів контролю, аналізу і опрацювання експериментальних даних. Для визначення хімічного складу сталей застосовано сучасні пристрої: спектрометри «ARL-3460», «Spectroflame», «Spectrolab-M», газові аналізатори «LECO» («O-mat 2500», «H-mat 3500» і «CS-mat 6250»). Для визначення компонентного складу НВ і дослідження ліквідаційних ділянок структури використано енергодисперсійний спектрометр «Energy 300» та хвильовий рентгенівський спектрометр «Wave 500» компанії «Oxford Instruments». Механічні властивості металовиробів визначено за ГОСТ 1497-84 та ДСТУ EN 10002-1:2006 на розривних машинах «EU-100», «EDZ-40», «UP-500», «TTDM Instron», «РГМ-1000». Вимірювання твердості проведено на приладі «ПМТ-3» (ГОСТ 9450-76). Для металографічного аналізу використано оптичні («Neophot-2», «Neophot-32», «Axiovert 200M MAT», «Olympus IX-70», «МБС-9»), електронні растрові («РЕМ-106И», «EF-2», «VEGA TS 5130 MM», «JSM-35», «SUPRA 40 WDS») і трансмісійні («УЕМВ-100К», «JEOL JEM-100 CX») мікроскопи.

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей для основних етапів досліджень

Марка сталі	Вміст хімічних елементів, % ваг.										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Ni	Cu	N	B·10 ⁴
C82D ^{CrB}	0,83	0,75	0,19	0,011	0,003	0,27	0,003	0,04	0,10	0,006	13
C82D ^{VB}	0,83	0,69	0,19	0,010	0,003	0,04	0,060	0,07	0,11	0,006	14
C82D ^{CrVB}	0,83	0,70	0,18	0,012	0,003	0,15	0,050	0,05	0,09	0,006	14
C86D ^B	0,88	0,68	0,18	0,010	0,003	0,03	–	0,06	0,12	0,007	12

Примітка. Верхні індекси поряд з позначенням марки свідчать про додаткове введення до складу сталі відповідного хімічного елементу. Далі за текстом сталі, що додатково містять хром та/або ванадій, наведено без індексу «В».

Параметри структури сталей визначено за ГОСТ 5639-82, ГОСТ 1763-68, ГОСТ 1778-70, ТУ У 27.1-4-519-2002, EN ISO 16120:2011, ГОСТ 8233-56, NFA 04-114:1984. Макроструктуру безперервнолитої заготовки (БЛЗ) оцінювали за ОСТ 14-1-235-91 і ГОСТ 10243-75. Дослідження кінетики динамічної рекристалізації аустеніту проведено з використанням реверсивного прокатного стана «ДУО-280». Кінетику розпаду аустеніту сталей C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV}, C86D^B досліджували з використанням методу диференційно-термічного аналізу на приладі конструкції УДХТУ (м. Дніпро). Для проведення порівняльного аналізу використано термограми сталей C80D^B, C92D, отримані на дилатометрі «АД-80» конструкції ІЧМ НАН України. Лабораторні плавки сталі C72D з сульфідними, оксидними і силікатними НВ здійснено на плавильному агрегаті «ВТГ-20-22-ДК-В УХЛ-4». Прискорені випробування для визначення схильності сталі C72D до корозійного розтріскування виконано розтяганням зразків у агресивних середовищах на пристрої «ІМ-12» (ISO 7384:2001), втомну міцність визначено за ГОСТ 25.502-79. Для визначення ступеня граничної деформовності бунтового прокату використано методи гідростатичного зважування і рентгеноструктурного аналізу. Визначення фазового

складу окалини промислових партій бунтового прокату проводили на рентгенівських дифрактометрах «ДРОН-2», «ДРОН-3». Комбіноване оброблення (розтягування зі знакозмінним вигинанням) каліброваного прокату здійснено на волочильному стані «SKET UDZSA-2500/6». Ударні випробування проведено за ГОСТ 9454-78. Оцінювання результатів лабораторних і промислових експериментів виконано з використанням стандартних методів математичної статистики та моделювання. Промислові партії бунтового прокату виготовлено з БЛЗ перерізом 125 мм × 125 мм, отриманої на сучасному сталеплавильному комплексі, до складу якого входили електродугова піч, вакууматор, ківш-піч і шестиструмкова машина безперервного лиття заготовок. Гаряче деформування БЛЗ здійснено у потоці безперервного дрібносоротно-дротового прокатного стана 320/150.

Третій розділ присвячено особливостям процесів структуроутворення у виробництві бунтового прокату зі сталей перлітного класу. Для цих сталей важливим резервом підвищення міцності та технологічної пластичності є забезпечення умов раціонального структуроутворення в промислових умовах.

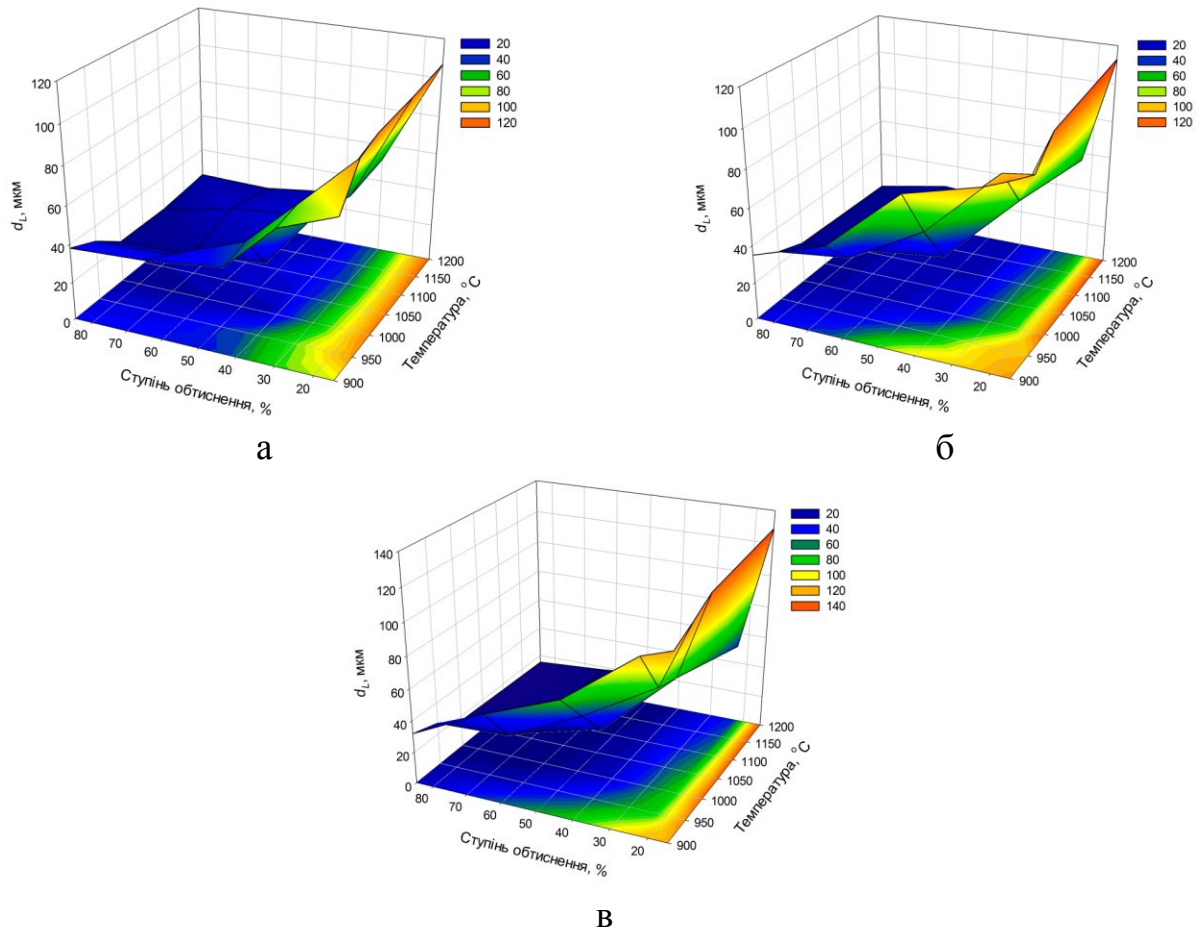
Досліджено вплив параметрів гарячого деформування та швидкості безперервного охолодження (V_{no}) на особливості формування зеренної структури, субструктури аустеніту й перліту в сталях зазначеного хімічного складу. Для отримання репрезентативних даних щодо характерного впливу параметрів гарячого деформування та режимів охолодження на формування зеренної структури аустеніту і особливості процесів структуроутворення використано сталі C52D^B, C70D^B, C72D^B, C82D^B, C86D^B.

Аналіз кінетики динамічної рекристалізації аустеніту сталей C52D^B, C72D^B і C86D^B в інтервалі температур 900...1200 °C показав, що найбільш вагомий внесок у розвиток динамічної рекристалізації аустеніту надають температура деформування, ступінь обтиснення та вміст вуглецю (рис. 1).

Із підвищенням вмісту вуглецю й температури деформування збільшується середній розмір аустенітного зерна, але така залежність практично повністю зникає у разі досягнення ступенів обтиснення металу $\varepsilon = 30...40\%$.

При цьому збільшення кількості одиничних обтиснень за постійної сумарної деформації ($\varepsilon = 85,3\%$) та температури 1100 °C забезпечує подрібнення аустенітних зерен. У разі суттєвого зменшення або збільшення вмісту вуглецю в сталі відносно евтектоїдної точки S діаграми Fe-C, зниженні температури деформування та підвищенні ступеня сумарного обтиснення металу можуть виникати умови для початку евтектоїдного перетворення за більш високих температур, за яких процеси рекристалізації аустеніту не встигли завершитися. Отримані результати мають практичну цінність та рекомендовані для коригування таблиць калібрування і, відповідно, режимів роботи діючих дротових станів на завершальній стадії ДТО прокату зі сталей перлітного класу.

За результатами лабораторних експериментів встановлено вплив температури початку охолодження (t_{no}) на фактичну швидкість охолодження приповерхневих і центральних зон прокату. Отримані дані показали, що у разі збільшення діаметра прокату час, необхідний для досягнення максимальної швидкості охолодження центральних зон, зростатиме, а підвищення t_{no} зумовить настання регулярного режиму охолодження за більш високих температур, що відповідно вплине на збільшення фактичної швидкості охолодження сталі перед початком дифузійного розпаду аустеніту.



а – сталь C52D^B; б – сталь C72D^B; в – сталь C86D^B;

Рисунок 1 – Вплив температури деформування та ступеня обтиснення сталі на кінетику динамічної рекристалізації аустеніту

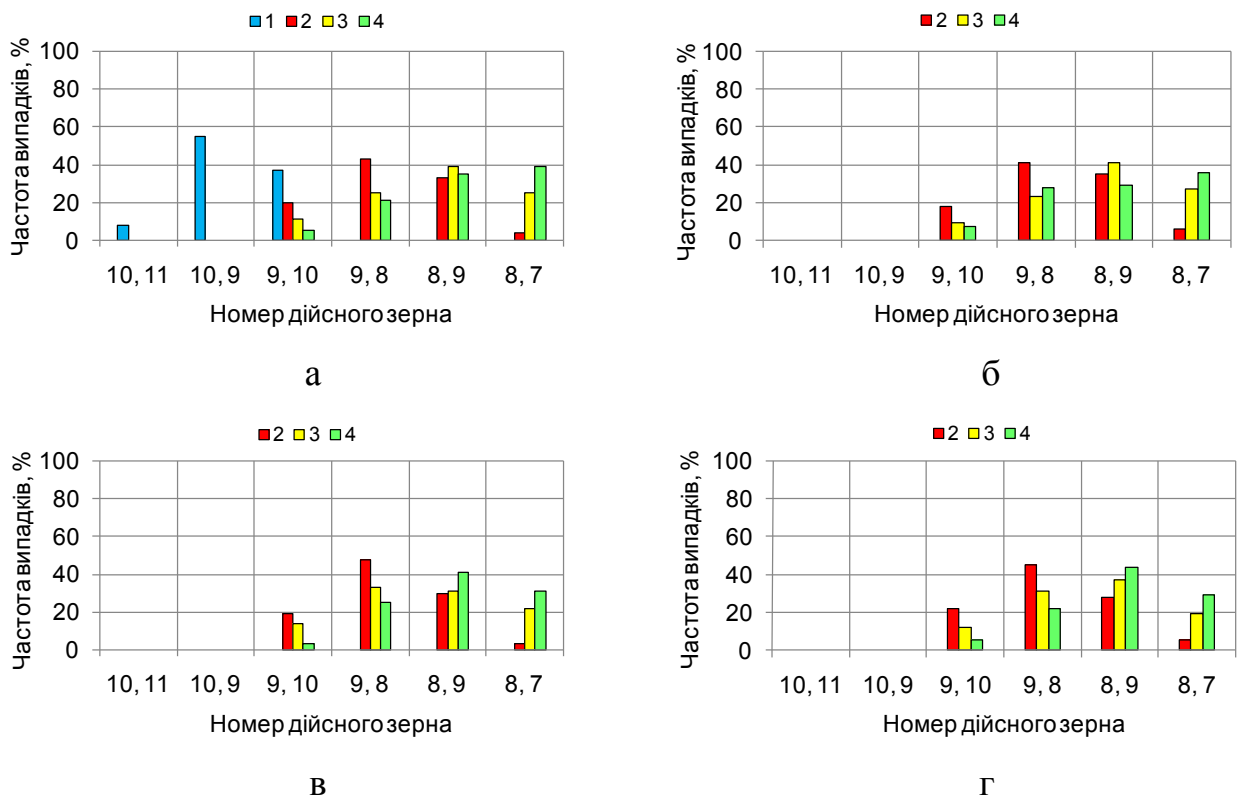
Співставленням результатів охолодження сталі C86D^B з окремого нагріву і від температур гарячого деформування встановлено, що у промислових умовах не відбувається неконтрольоване зростання аустенітного зерна. На сталі C80D^B показано, що диспергування продуктів розпаду аустеніту пов'язане з уповільненням процесів анігіляції дислокацій і збільшенням рівня термічних напружень зі зростанням V_{no} як за безперервного охолодження, так і в ізотермічних умовах.

Для сталей C82D^B, C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV} встановлено залежність розподілу за розміром дійсних зерен у структурі бунтового прокату за умови сталості параметрів виробничого процесу. Результати металографічного аналізу показали, що ступінь сумарного обтиснення у виробництві прокату суттєво впливає на формування структури аустеніту і, відповідно, на розподіл номерів дійсних зерен, що добре корелює з попередніми дослідженнями (див. рис. 1). Зі збільшенням профілерозміру бунтового прокату і підвищенням t_{no} до 1030...1040 °C зростає розмір дійсного зерна, що обумовлено зменшенням сумарного ступеня обтиснення БЛЗ (рис. 2, а) і зростанням величини аустенітного зерна. Суттєвої різниці у номерах дійсних зерен у залежності від марки сталі не виявлено (рис. 2).

Підвищення температури початку охолодження прокату на ~ 100...140 °C у порівнянні з традиційно прийнятим в металургійній практиці рівнем дозволяє розкрити резервні можливості впливу на структуру аустеніту і його стійкість як для

звичайних сталей перлітного класу, так і для сталей, що містять цільові добавки хрому та/або ванадію.

За даними металографічного контролю та мікрорентгеноспектрального аналізу, в структурі сталей $C82D^V$ і $C82D^{CrV}$ виявлено комплексні сполуки карбонітридів ванадію. Нітридів й карбідів хрому в сталях $C82D^{Cr}$ і $C82D^{CrV}$ не виявлено, і це дозволяє вважати, що хром, доданий до складу сталі в кількості до 0,30 %, повністю міститься у твердому розчині. Розглянуто закономірності впливу підвищення t_{no} і V_{no} на запобігання утворенню структурно-вільного фериту, а також особливості формування структури і механічних властивостей за безперервного охолодження прокату зі сталей $C70D$ і $C70D^B$ (табл. 2).



а – $C82D^B$; б – $C82D^{Cr}$; в – $C82D^V$; г – $C82D^{CrV}$;

1 – $\varnothing 5,5$ мм; 2 – $\varnothing 8,0$ мм; 3 – $\varnothing 10,0$ мм; 4 – $\varnothing 11,0$ мм;

Рисунок 2 – Розподіл номерів дійсних зерен у бунтовому прокаті

Таблиця 2 – Характеристики структури бунтового прокату

Марка сталі	№ режиму	Бал перліту	Кількість перліту бала № 1, %	Глибина знеуглецювання, %	Номер дійсного зерна	Кількість фериту, %
C70D	1	1–3	60	2,0	8–10	5,0
	2	1–2	78	1,5	8–9	4,0
C70D ^B	1	1–3	65	2,0	7–8	3,5
	2	1–2	90	1,2	6–8	1,5

Примітка. Режими № 1 і № 2 – температури початку охолодження 850 °C і 950 °C відповідно, $V_{no} = 10$ °C/c і 17 °C/c відповідно.

Зростання показників міцності та пластичності прокату внаслідок змінення структури (величини дійсного зерна, кількості перліту бала № 1 й фериту) зумовлене особливостями тонкої будови перліту сталі С70D^B. За однакових параметрів виробничого процесу ступінь дисперсності перліту в сталі С70D^B із підвищенням t_{no} збільшується на ~15 % у порівнянні зі сталлю С70D. Зазначені особливості дозволили припустити, що аналогічні процеси під впливом на зменшення виділень цементиту вторинного мають бути характерними для прокату зі сталі С86D^B.

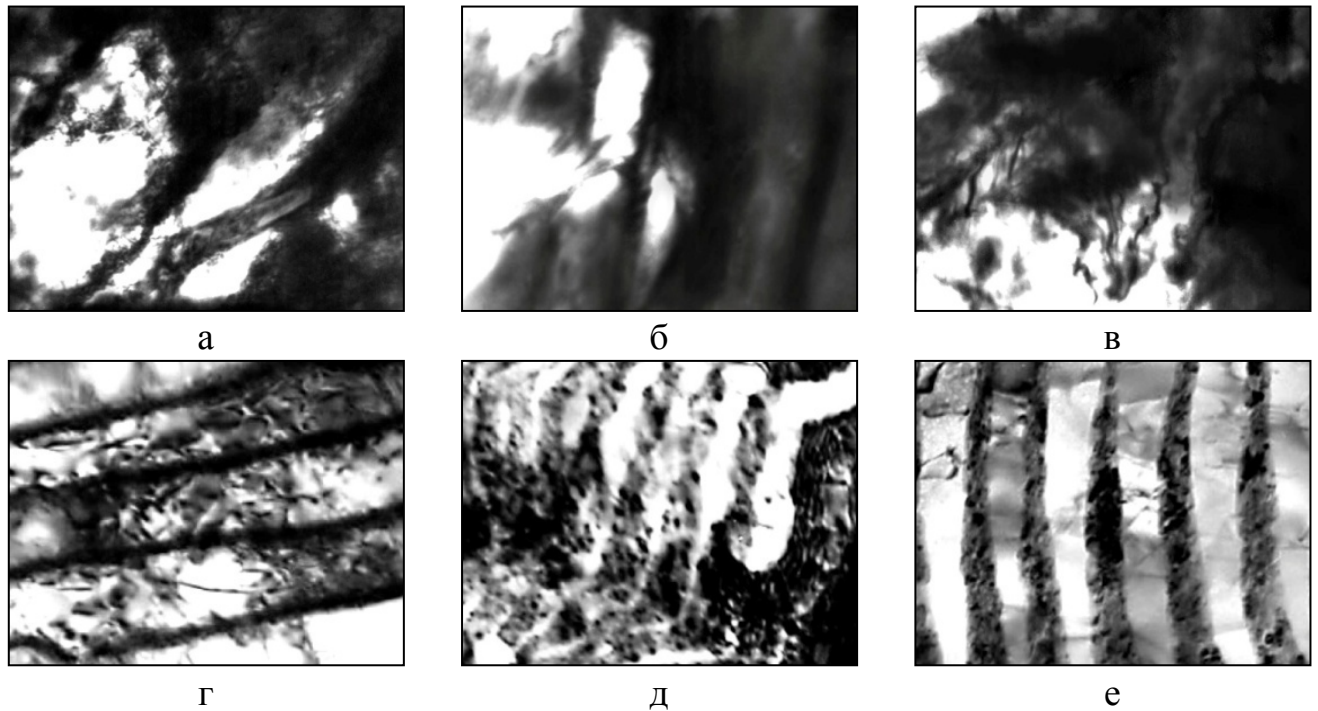
Статистичне опрацювання даних, отриманих впродовж багаторічного спостереження за переробленням бунтового прокату зі сталей із вмістом вуглецю 0,05...0,84 %, дозволило розробити спосіб регламентованого мікролегування вуглецевих сталей бором (кількість введення бору залежить від вмісту вуглецю і азоту, визначених за результатами ковшового аналізу по завершенні позапічного оброблення сталі). Бор дозволяє зменшувати вміст азоту до рівня, прийнятого для сталей, виплавлених у конверторах або мартенівських печах (патент № 103113). Ефективність впливу бору полягає у поліпшенні комплексу механічних і технологічних властивостей прокату без істотного збільшення собівартості виробничого процесу.

Граденти термічних напружень, які виникають під час безперервного охолодження сталі після гарячого деформування, спричиняють локальні мікропластичні зсуви та перерозподіл дислокацій через ковзання, поперечне ковзання і переповзання. У результаті полігонізації виникають не лише дислокаційні стінки, складені з дислокацій одного знаку або з сіток дислокацій різних знаків, але в разі наявності гарячедетформованої субструктури має місце перерозподіл дислокацій в стінках саме комірок (рис. 3, а, б), що впливає на перлітне перетворення (рис. 3, в).

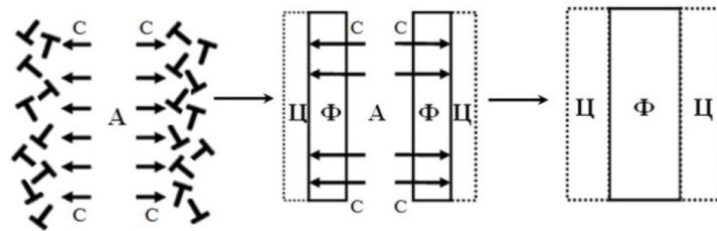
Відомо, що, крім впливу субструктури гарячедетформованого аустеніту, на перебіг перлітного перетворення певний вплив має термопластична деформація під час охолодження прокату. Рухливість дислокацій під час термопластичної деформації залежить від динаміки закріплення їх під час гарячого деформування атмосферами Коттрелла (вуглецевими – в сталі С86D і боро-азотними та комплексними вуглецево-боро-азотними – в сталі С86D^B (рис. 3, г...е)), а також дисперсними виділеннями нітридів, карбідів та їхніми комплексними сполуками.

На підставі узагальнення відомих наукових положень, а також проведених досліджень із вивчення особливостей формування дислокаційної субструктури і впливу атомів впровадження запропоновано модель утворення пластинчастого перліту, схему якої наведено на рис. 4. Згідно з цією моделлю, пружна взаємодія дислокацій з атомами вуглецю, бору, азоту та їхніми комплексними сполуками забезпечує миттєве утворення плоских зародків цементиту і фериту (поздовжній фронт перлітної колонії), при цьому поперечний (дифузійний) фронт забезпечує подальше зростання пластин фериту і цементиту.

Атмосфери з атомів впровадження та виділення комплексних сполук на дислокаціях можуть ускладнювати перешикування дислокацій у стінках комірок деформованої субструктури і пригнічувати полігонізаційні процеси. Тому стінки комірок можуть ініціювати зародження перлітних колоній подібно полігональним стінкам, а перліт успадковує субструктуру деформованого аустеніту (див. рис. 3, д), тобто під час евтектоїдного розпаду деформованого аустеніту в процесі безперервного охолодження бунтового прокату можливою є субструктурна спадковість.



а, б ($\times 50000$), в, г ($\times 40000$) – сталь С86D; д ($\times 40000$), е ($\times 45000$) – сталь С86D^В;
Рисунок 3 – Дислокаційна субструктура бунтового прокату після гарячого деформування і безперервного охолодження



А – аустеніт; Ф – ферит; Ц – цементит; С – вуглець;

Рисунок 4 – Схематичне зображення утворення пластинчастого перліту і ролі коміркової субструктури під час термопластичної деформації

Перетворення аустеніту в перліт відбувається внаслідок утворення на пластинках цементиту зародків фериту і подальшого роздільного зростання обох фаз за рахунок аустеніту, який межує з прилеглими зародками фериту. Зростання пластин цементиту і фериту відбувається за рахунок дифузії вуглецю від аустеніту до цементиту через феритний прошарок. Таким чином, додатковим шляхом підвищення вихідної міцності бунтового прокату зі сталей перлітного класу може бути комбінування механізмів дисперсійного і твердорозчинного зміцнення у поєднанні з отриманням ефективної дислокаційної субструктури і мікроструктури, яка характеризується мінімальною міжпластинковою відстанню у перліті.

Із метою встановлення характеристик міжатомних зв'язків у площині міжфазних границь, що утворюються між решітками фериту і цементиту, використано комп'ютерне моделювання. При побудові плоского перерізу за площиною кубу $(1\bar{1}\bar{1})_{\text{Ф}}$ під поєднання з площиною $(010)_{\text{Ц}}$ цементиту використовували високоточні геометричні примітиви. Алгоритм побудови і накладення жорстких

решіток від центрального полюсу $(211)_\phi$ і $(001)_\psi$ в перерізі пари паралельних площин $(1\bar{1}\bar{1})_\phi$ і $(010)_\psi$ з поворотом решітки фериту на кут $3,58^\circ$ наведено на рис. 5. За результатами моделювання встановлено, що під час дифузійного розпаду аустеніту у перліті між феритом і цементитом утворюється решітка, близька до співпадаючих вузлів (РБСВ) типу $\Sigma=13$ (див. рис. 5). РБСВ позначена жовтим кольором, а співпадаючі вузли кружальцями червоного кольору. Визначення кількості елементарних комірок цементиту, утворених векторами $[001]_\psi$ і $[100]_\psi$ у одній комірці РБСВ, яка чисельно дорівнює $\Sigma=13$, наведено на рис. 6.

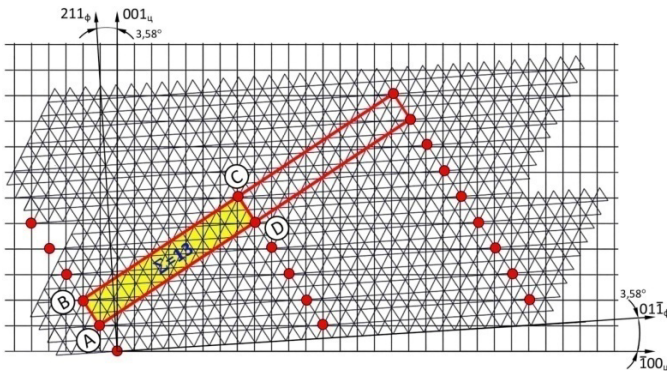


Рисунок 5 – Утворення РБСВ $\Sigma=13$ при накладенні решіток з осями зон $[1\bar{1}\bar{1}]_\phi$ фериту і $[010]_\psi$ цементиту

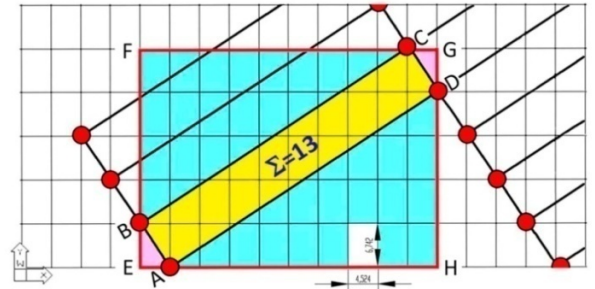


Рисунок 6 – Визначення елементарних комірок цементиту в одній комірці РБСВ

Для зручності проведення розрахунків частину рис. 5 збільшено, а решітку фериту видалено. Утворений прямокутник EFGH складається з 10-ти площадок у горизонтальному напрямку і з 5-ти – у вертикальному. Для визначення кількості елементарних комірок цементиту в площині РБСВ від площини прямокутника EFGH (50 площадок) відняті площини трикутників FBC (18 площадок), HAD (18 площадок), EBA ($\frac{1}{2}$ площадки) та GCD ($\frac{1}{2}$ площадки). Площа однієї комірки РБСВ (прямокутник ABCD) містить 13 елементарних комірок цементиту, до яких належить по $\frac{1}{4}$ у кожному куті прямокутника вузлів, близьких до співпадиння, тобто один співпадаючий вузол приходить на 13 комірок цементиту. За результатами моделювання встановлено, що границі ферит/цементит в сталях перлітного класу мають схильність до утворення низькоенергетичних міжфазних границь типу $\Sigma=13$. За рахунок досить високого чисельного значення $\Sigma=13$ близьких до співпадиння вузлів пояснюється високий рівень таких властивостей, як міцність, пластичність, ударна в'язкість та здатність до пластичного деформування сталей зі структурою тонкопластинчастого перліту.

Розрахунковим методом встановлено, що площа міжфазної поверхні розділу ферит/цементит у перліті не залежить від величини дійсного зерна аустеніту, а визначається виключно дисперсністю продуктів його розпаду. При цьому зменшення товщини одного пакету ферит/цементит призводить до зростання питомої площі міжфазної поверхні розділу і таким чином сприяє зростанню кількості низькоенергетичних міжфазних границь $\Sigma=13$. Закономірності та особливості перебігу процесів структуроутворення в сталях перлітного класу, визначені за результатами досліджень у третьому розділі, покладено в основу наукових підходів у

вивченні кінетики перетворень аустеніту в умовах безперервного охолодження та вдосконаленні технології виробництва БЛЗ і бунтового прокату, а також у розробленні енергоефективних технологічних схем виготовлення металовиробів для будівельних конструкцій високої міцності.

У четвертому розділі наведено результати дослідження кінетики перетворень аустеніту і особливості формування структури сталей $C86D^B$, $C82D^{Cr}$, $C82D^V$, $C82D^{CrV}$ під час безперервного охолодження. У довідковій літературі кінетика перетворень аустеніту сталей перлітного класу здебільшого розглянута для умов ізотермічного розпаду, а наявні термокінетичні діаграми (ТКД) отримані для низьких температур нагріву й іншого вмісту хімічних елементів. Необхідність дослідження особливостей кінетики перетворень аустеніту у разі безперервного охолодження обумовлена не лише пошуком найбільш ефективного структурного стану сталі, а й визначенням раціонального інтервалу температурно-швидкісного регламенту її охолодження. Результати досліджень кінетики розпаду аустеніту й аналізу структури сталей $C86D^B$, $C82D^{Cr}$, $C82D^V$, $C82D^{CrV}$ після безперервного охолодження в широкому інтервалі швидкостей узагальнено на рис. 7. Побудовані структурні діаграми розпаду аустеніту досліджуваних сталей наведено на рис. 8. Вплив хімічного складу сталей на кінетику перетворень аустеніту та зміщення верхньої (V_K^B , °C/c) і нижньої (V_K^H , °C/c) критичних швидкостей охолодження і міжкритичного інтервалу (МКІ) узагальнено в табл. 3.

Таблиця 3 – Вплив хімічного складу сталей на критичні швидкості у разі безперервного охолодження

Марка сталі	V_K^B , °C/c	Зміна*, %	V_K^H , °C/c	Зміна*, %	МКІ, °C/c
$C86D^B$	228	0	19	0	228–19
$C82D^{Cr}$	211	– 7,5	1,8	– 94,7	211–1,8
$C82D^V$	108	– 52,6	7	– 63,2	108–7
$C82D^{CrV}$	136	– 40,4	0,9	– 95,3	136–0,9

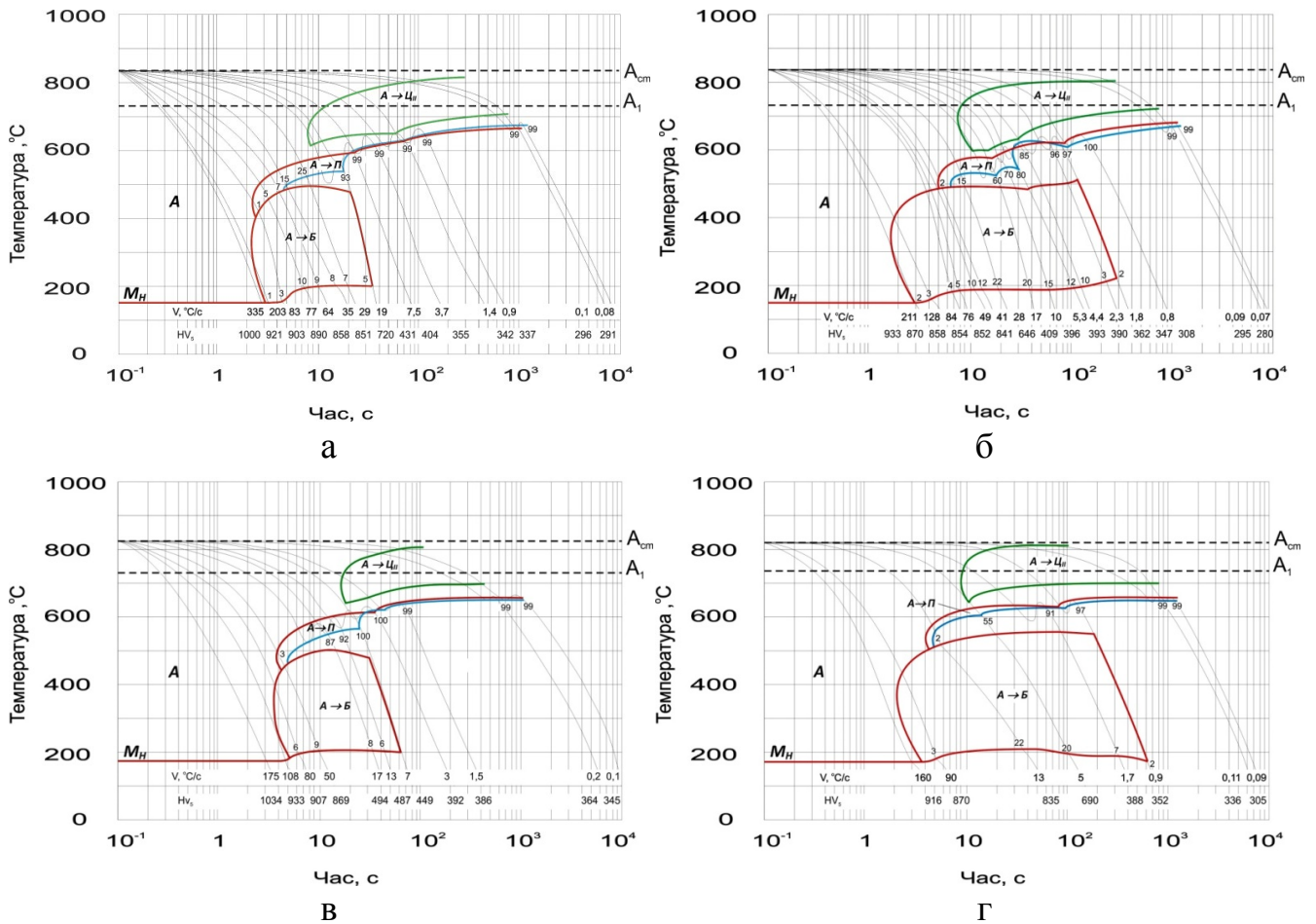
Примітка. *Зміну критичних швидкостей охолодження розраховано по відношенню до сталі $C86D^B$, знак «←» вказує на зменшення показника.

Для сталей, що містять хром та/або ванадій, виявлено зниження V_K^H ; у разі її перевищення утворюються ділянки структури за проміжним і зсувним механізмами. Максимальний вплив на зменшення V_K^H чинить одночасне додавання до складу сталі Cr і V. Рівномірність розподілу структурних складових у перерізі прокату залежить не лише від швидкості охолодження, але й від впливу тепла рекалесценції. Аналогічні дослідження проведено і для сталей $C80D^B$, $C92D$ від $t_{no} = (950 \pm 10)$ °C у порівнянні зі сталлю $C86D^B$. Зв'язок V_{no} з температурою початку перлітного перетворення (t_{nn}) для сталей $C82D^{Cr}$, $C82D^V$, $C82D^{CrV}$, $C86D^B$, $C80D^B$, $C92D$ узагальнено у вигляді регресійного рівняння другого ступеня:

$$t_{nn} = (0,09 \dots 0,19) \cdot V_{no}^2 - (6,7 \dots 9,8) \cdot V_{no} - (645 \dots 648), \text{ } ^\circ\text{C}.$$

Результатами досліджень встановлено: якщо сталі $C80D^B$ і $C92D$ можливо безперервно охолоджувати зі швидкістю до 35 °C/c від $t_{no} = (950 \pm 10)$ °C, не побоюючись спровокувати розпад аустеніту за проміжним механізмом, то охолодження від $t_{no} = (1010 \dots 1030 \pm 10)$ °C із меншою швидкістю інших сталей ($C86D^B \geq 19$ °C/c,

$C82D^{Cr} \geq 1,8 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$, $C82D^V \geq 7 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ і $C82D^{CrV} \geq 0,9 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$) призведе до утворення в структурі прокату ділянок бейніту, наявність якого заборонена нормативними документами.



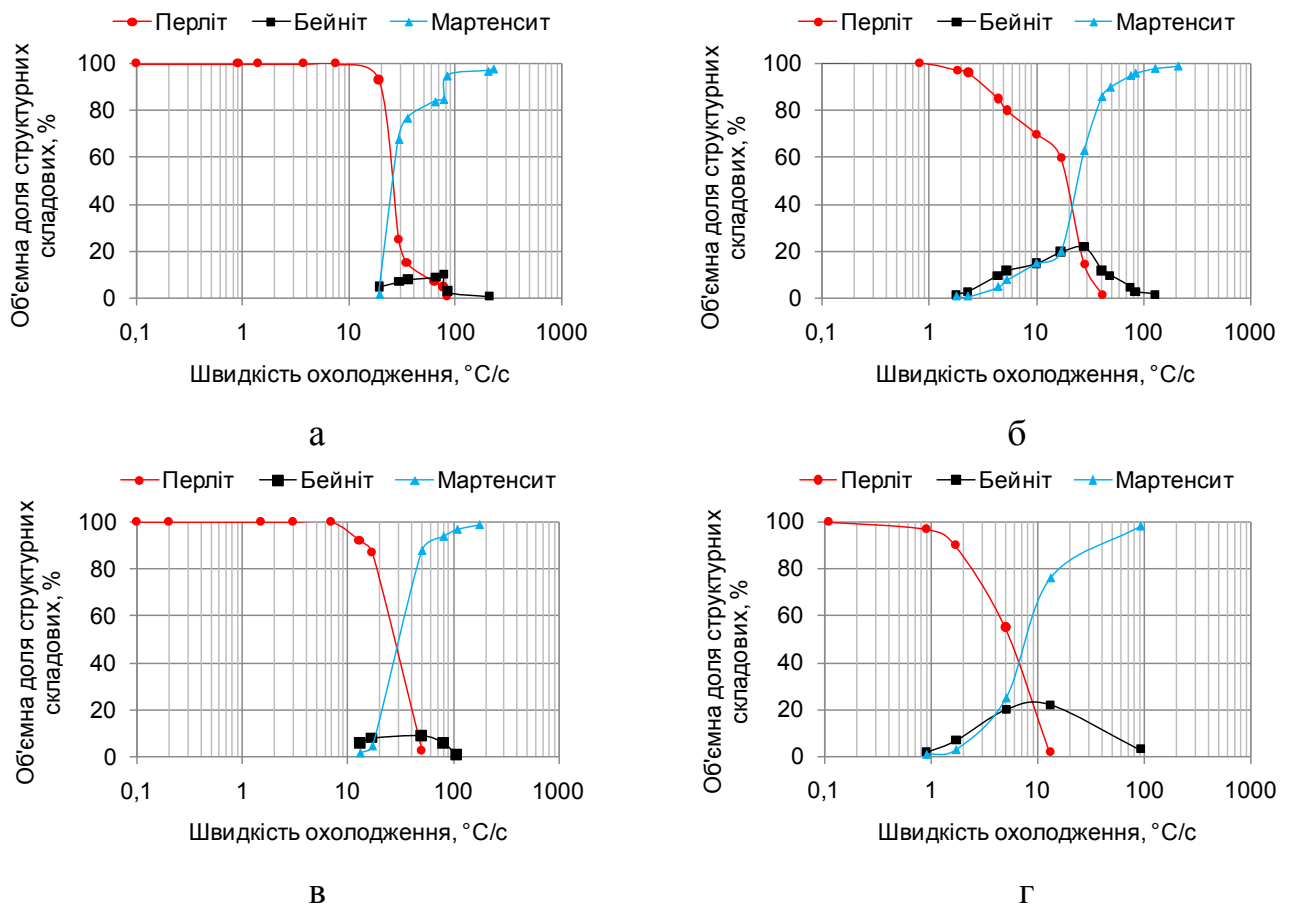
а – $C86D^B$, $t_{no} = (1010 \pm 10) \text{ } ^\circ\text{C}$; б – $C82D^{Cr}$, $t_{no} = (1030 \pm 10) \text{ } ^\circ\text{C}$;
 в – $C82D^V$, $t_{no} = (1030 \pm 10) \text{ } ^\circ\text{C}$; г – $C82D^{CrV}$, $t_{no} = (1030 \pm 10) \text{ } ^\circ\text{C}$;

Рисунок 7 – ТКД перетворень аустеніту сталей перлітного класу в залежності від швидкості безперервного охолодження

Інтервали V_{no} для досліджуваних сталей можна умовно поділити за впливом на температуру початку перлітного перетворення на дві групи: $0,1 \dots 20 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ – переважний вплив хімічного складу і стійкості аустеніту; $20 \dots 35 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ – переважний вплив швидкості безперервного охолодження. Установлено, що повітряне охолодження сталей перлітного класу, які містять хром та/або ванадій або характеризуються підвищеною стійкістю аустеніту (більш високі t_{no}), слід проводити в міжкритичному інтервалі швидкостей охолодження від t_{no} до $(t_{nn} - 20 \dots 25 \text{ } ^\circ\text{C})$ у відповідності до температурно-швидкісного регламенту табл. 4.

Таким чином, хімічний склад, температуру початку охолодження, стійкість аустеніту, швидкість і регламент безперервного охолодження слід віднести до головних технологічних параметрів режиму завершальної стадії ДТО. Ці фактори і параметри чинять вирішальний вплив на перебіг евтектоїдного перетворення та формування структури перліту необхідного ступеня дисперсності і, відповідно, на комплекс властивостей бунтового прокату.

Установлені особливості кінетики розпаду аустеніту сталей C86D^B, C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV} враховані при адаптуванні отриманих результатів до умов діючого промислового виробництва.



а – C86D^B, $t_{no} = (1010 \pm 10) \text{ }^\circ\text{C}$; б – C82D^{Cr}, $t_{no} = (1030 \pm 10) \text{ }^\circ\text{C}$;
 в – C82D^V, $t_{no} = (1030 \pm 10) \text{ }^\circ\text{C}$; г – C82D^{CrV}, $t_{no} = (1030 \pm 10) \text{ }^\circ\text{C}$;
 Рисунок 8 – Структурні діаграми кінетики розпаду аустеніту у разі безперервного охолодження

Таблиця 4 – Температурно-швидкісний регламент охолодження бунтового прокату

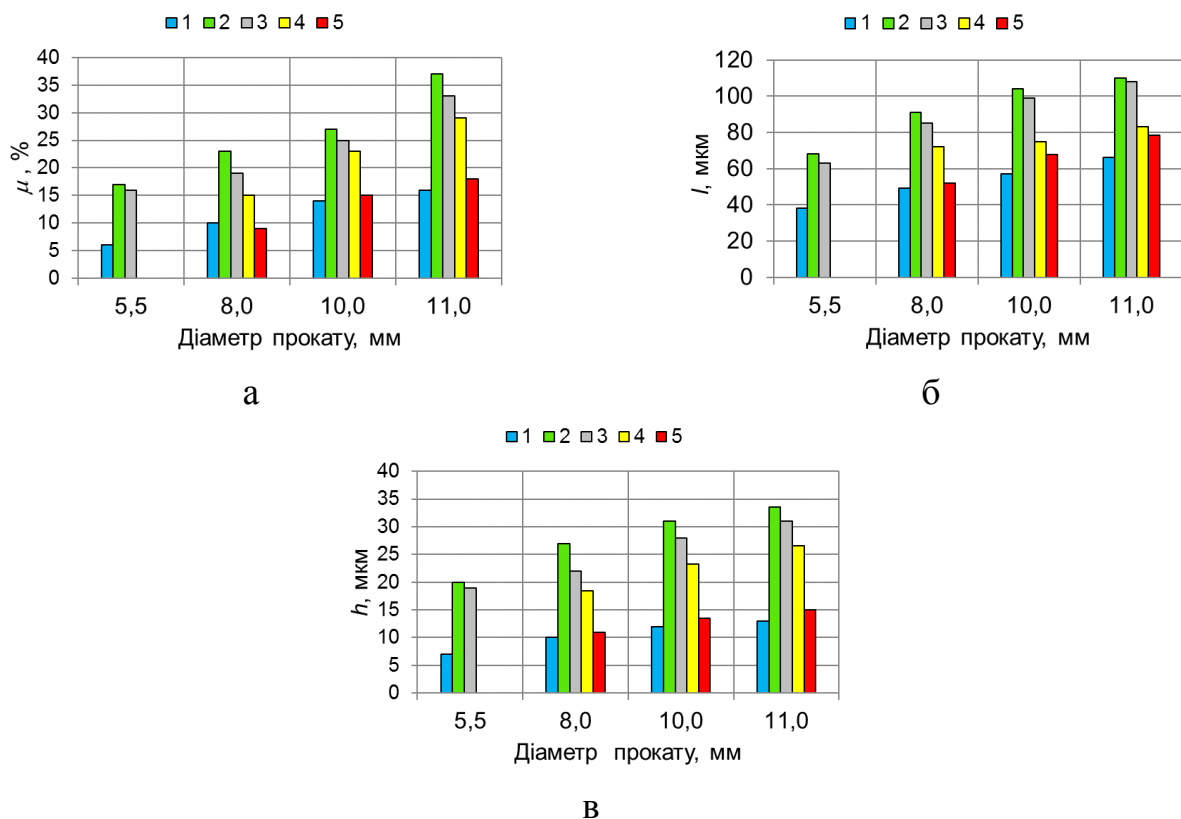
Марка сталі	$t_{no}, \text{ }^\circ\text{C/c}$	$V_{min}, \text{ }^\circ\text{C/c}$	$V_{max}, \text{ }^\circ\text{C/c}$	$V_{no}, \text{ }^\circ\text{C/c}$	$t_{nn}, \text{ }^\circ\text{C}$
C86D ^B	1030–1040	19	27	$(0,7-0,8) \cdot V_{max}$	590–560
C82D ^{Cr}		17	27		570–540
C82D ^V		7	27		580–550
C82D ^{CrV}		5	20		570–540

Примітка. V_{min} – швидкість охолодження, у разі перевищення якої в структурі прокату не утворюється цементитна сітка, V_{max} – швидкість охолодження, що визначається технологічними можливостями дуттьових вентиляторних систем ліній Стелмор або обмежена особливостями кінетики розпаду аустеніту.

П'ятий розділ присвячено вдосконаленню технологічних параметрів виготовлення БЛЗ та бунтового прокату зі сталей перлітного класу. На сталях типу C80D і C86D досліджено вплив експериментальних режимів виробництва БЛЗ

перерізом 125 мм × 125 мм – витягування з підвищеною швидкістю й інтенсифікацією водяного охолодження в секціях зони вторинного охолодження. За результатами досліджень збільшено швидкість витягування ~ на 32 % до 3,2 м/хв, що зумовило зменшення технологічного часу розливання однієї плавки без погіршення макроструктури БЛЗ.

Установлено вплив електромагнітного перемішування (ЕМП) в нижній частині кристалізатора на формування дендритної структури БЛЗ перерізом 125 мм × 125 мм зі сталей C82D^B, C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV}, C86D^B. Для БЛЗ, виготовленої із застосуванням ЕМП, характерні наступні особливості: зменшення протяжності зони стовпчастих кристалів у 1,07...1,09 раза, змішаної зони (стовпчастих і рівноосних кристалів) у 1,83...1,96 раза та збільшення зони рівноосних кристалів у 1,25...1,34 раза. Визначено спадковий вплив дендритної будови БЛЗ на процеси структуроутворення у бунтовому прокаті. У разі застосування ЕМП в осьовій зоні прокату виявлено зменшення ширини мартенситних ділянок за одночасного збільшення протяжності смугастості. На рис. 9 наведено дані з розподілу ураженості осьової зони мартенситними ділянками (μ), середньої протяжності (l) та їх ширини (h) у залежності від хімічного складу сталі і профілерозміру прокату.



1 – сталь C82D^B; 2 – C82D^{Cr}; 3 – C82D^V; 4 – C82D^{CrV}; 5 – C86D^B;

Рисунок 9 – Ступінь ураженості мартенситними ділянками осьової зони (а), середня протяжність (б) і ширина мартенситних ділянок (в) у залежності від профілерозміру бунтового прокату

У разі додавання до складу сталі хрому або ванадію спостерігається практично однакова ураженість осьової зони прокату мартенситними ділянками. У разі одночасного введення до складу сталі хрому та ванадію протяжність і ширина

мартенситних ділянок у залежності від діаметра прокату в середньому зменшується на $\sim 24 \dots 25 \%$, у той час як для сталей $S82D^B$ і $S86D^B$ ці показники є мінімальними і зменшуються на $\sim 53 \%$ і 56% відповідно. Протяжність мартенситних ділянок має аналогічну залежність: для сталей $S82D^{Cr}$ і $S82D^V$ вона практично однакова а для сталей $S82D^{CrV}$ і $S82D^B$ та $S86D^B$ цей показник зменшується на $\sim 13 \%$ і 36% відповідно. У разі збільшення діаметра бунтового прокату ліквідаційні процеси посилюються – зростають показники μ , t і h , що додатково свідчить про вплив ступеня гарячого деформування БЛЗ на розвиток ліквідації. Для сталі $S82D^{Cr}$ ширина мартенситних ділянок складає $24 \dots 43$ мкм, для сталі $S82D^V$ – $24 \dots 38$ мкм, для сталі $S82D^{CrV}$ – $24 \dots 29$ мкм, а за відсутності вказаних елементів (сталі $S82D^B$ і $S86D^B$) – $11 \dots 19$ мкм.

За даними мікрорентгеноспектрального аналізу, мартенситні ділянки в залежності від хімічного складу сталі можуть бути збагачені марганцем, кремнієм, хромом і ванадієм. При цьому значення коефіцієнтів ліквідації (перевищення вмісту хімічного елементу в мартенситі по відношенню до сталеві матриці) дозволили встановити наступний спадаючий ряд за впливом на хімічну неоднорідність: ванадій $\sim 4,98 \dots 5,28$ раз; хром $\sim 3,03 \dots 3,47$ раз; марганець $\sim 1,82 \dots 2,03$ раз; кремній $\sim 1,31 \dots 1,46$ раз.

Досліджено особливості змінення компонентного складу, розміру, морфології та розподілу НВ від виплавлення до виробництва бунтового прокату зі сталей перлітного класу. Підвищення під час позапічного оброблення сумарної витрати порошкового дроту з наповнювачем $FeCa40$ від $80 \dots 90$ м до $170 \dots 190$ м збільшує приблизно у 3 рази кількість НВ глобулярної морфології зі зменшенням їхніх розмірів у $1,5 \dots 1,8$ раз. При цьому ширина рядкових НВ і їхня сумарна протяжність зменшується у $1,1 \dots 1,25$ раз і $1,3$ раз відповідно. Проведені комплексні дослідження зміни основних характеристик НВ показали, що жоден із технологічних чинників (матеріал футеровки ковшів, захист струменя металу від вторинного окислення, склад теплоізолювальних засипок, позапічне оброблення порошковим дротом з наповнювачем $FeCa40$, режим продування аргоном і технологія вакуумування сталі) не переважає за своїм сприятливим впливом на морфологію та розміри НВ. Лише за раціонального поєднання технологічних чинників досягнуто мінімального вмісту НВ в сталях перлітного класу – середнє значення не перевищувало $1,0$ бала. Сумарний ступінь обтиснення БЛЗ перерізом $125 \text{ мм} \times 125 \text{ мм}$ під час гарячого пластичного деформування до діаметра прокату $11,0$ мм становив $99,4 \%$, при цьому розмір НВ, які деформуються, змінювався від $2,02$ мкм до $1,78$ мкм, що відповідає ступеню деформації $\sim 22,4 \%$.

Під час гарячого оброблення тиском БЛЗ зі сталей типу $S82D$ і $S86D$ встановлено наступні особливості трансформації НВ: силікати SiO_2 пластично не деформуються, а крихко руйнуються і перешиковуються у рядки в напрямку деформування; більш складні силікати ($FeO \cdot SiO_2$, $MnO \cdot SiO_2$) видовжуються у напрямку прокатування; пластичність залізомарганцевих сульфідів залежить від вмісту марганцю і заліза, нарівні з суттєво деформованими виявляються ледь деформовані сульфідні частинки; алюмосилікати, оксиди марганцю, кальцію й алюмінію пластично не деформуються і шикуються у рядки; оксисульфідні

деформуються по-різному: пластична сульфідна фаза легко витягується разом із матрицею, а оксидна, що знаходиться всередині включення, не змінює своєї форми.

Експериментальні режими двостадійного регульованого охолодження бунтового прокату в лінії дрібносоротно-дротового стана 320/150 дозволили встановити наступні особливості: швидкість охолодження на першій стадії ($V_{по}^1$) до температур 560...540 °С впливає на формування структури і фазового складу окалини, швидкість охолодження на другій стадії ($V_{по}^2$) від 560...540 °С запобігає небажаному розпаду вюститної складової окалини. Зниження $V_{по}^1$ і $V_{по}^2$ призводить до появи в структурі прокату ділянок грубодисперсного перліту і зменшенню кількості вюститу. Суттєве зниження температури завершення охолодження на першій стадії (до ~ 450 °С) спричиняє утворення в структурі сталі ділянок бейніту, що призводить до відсортування бунтового прокату.

Із використанням розрахункової моделі встановлено, що застосування водяного охолодження призводить до ступінчастої зміни середньомасової температури бунтового прокату діаметром 5,5...14,0 мм. У разі відсутності водяного охолодження зниження середньомасової температури прокату в ~ 4,3...5,7 раза менше, ніж за його використання (17...19 °С проти 97...82 °С). Градієнт температури між поверхнею і центром прокату досягає максимальних значень після водяного охолодження у кожній із секцій, при цьому різниця температур у залежності від профілерозміру прокату складає 272...199 °С. У разі вимкнення охолоджувальних пристроїв на технологічній ділянці різниця температур між поверхнею і центром прокату перед початком повітряного охолодження у ~ 2,0...2,2 раза менша, ніж за використання водяного охолодження (9...24 °С проти 18...53 °С).

За результатами лабораторного моделювання встановлено, що підвищення t_{no} від 900 °С до 1050 °С при $V_{no} \sim 15$ °С/с призводить до збільшення в структурі сталі С82D^B середньої кількості перліту бала № 1 на ~ 7,8 %, при цьому кількість перліту бала № 2...3 зменшується у ~ 2,0 раза і досягає мінімуму за температури 1050 °С. В осьовій зоні зразків утворюється максимальна кількість перліту бала № 1 з мінімальним вмістом перліту балів № 2...3. Отримані дані додатково підтверджують істотний вплив градієнта температури між поверхнею і центром прокату на особливості формування остаточної структури сталей перлітного класу.

У разі охолодження прокату від більш високих температур внаслідок різного теплового розширення сталі й окалини відбувається розтріскування і значне зменшення адгезії останньої з поверхнею металу, що дозволяє в подальшому забезпечити ефективно її видалення із застосуванням як механічного, так і хімічного способів. Отримано рівняння регресії, які дозволяють визначити загальну масу окалини, її здатність до видалення механічним способом (патент № 91760), а також глибину знеуглецювання поверхні та середню міжпластинкову відстань у перліті (без застосування металографічного контролю), спираючись на фактичні дані виробничого процесу.

Для сталей С80D, С80D^B, С86D^B встановлено зв'язок між величиною аустенітного зерна і глибиною знеуглецюваного шару у разі окремого і прокатного нагрівань. Для зменшення знеуглецювання поверхні бунтового прокату доцільно

збільшувати величину аустенітного зерна перед початком повітряного охолодження. Сталь із більшим розміром аустенітного зерна, має меншу протяжність границь, які є активними «каналами» дифузії вуглецю.

У процесі виробництва бунтового прокату зі сталей перлітного класу встановлено, що пластичність гарячедеформованого металу з часом зростає в порівнянні з результатами первинних випробувань на день прокатування. Якщо в первинних випробуваннях прокат має низькі значення δ_{10} і ψ , то після його витримування впродовж 48...72 годин вони підвищуються на $\sim 30...34\%$. Відомо, що на рівень відносного видовження та відносного звуження суттєво впливає наявність у сталі водню, який її окрихчує.

Слід зазначити, що зменшення значень характеристик пластичності у первинних випробуваннях прокату зі збільшенням профілерозміру прокату може бути частково обумовлено також меншим ступенем деформаційного оброблення БЛЗ і, відповідно, збільшенням ділянок із залишками дендритів, які є потенційними місцями блокування водню.

Досліджено можливість виготовлення арматурного прокату класів міцності А800 і А1000 зі сталей С56D^B, С70D^B, С80D^B, С82D^B із використанням способів переривчастого і перерваного загартування. Згідно з отриманими результатами, промислове виготовлення арматурного прокату класів міцності А800 і А1000 із зазначених сталей є можливим і доцільним, бо сприятиме поліпшенню техніко-економічних показників виробництва бунтового прокату, призначеного для виготовлення високоміцних металовиробів. У разі відсортування БЛЗ через відхилення їхніх якісних показників від нормативних (розвиток ліквациї, розмір і кількість НВ тощо) з'являється можливість перепрізначення їх під виробництво термічнозміцненого арматурного прокату. За результатами промислових експериментів розроблено технічну угоду № ТС-001-2412-2015 на виробництво дослідних партій термічнозміцненого арматурного прокату класів міцності А800 і А1000.

У шостому розділі наведено результати промислового впровадження нової прогресивної технології виробництва бунтового прокату зі сталей перлітного класу, а також результати розроблення енергоефективних схем його перероблення в елементи будівельних конструкцій високої міцності.

Розроблено і впроваджено у промисловість інноваційні режими високотемпературної ДТО бунтового прокату зі сталей С82D^{Cr}, С82D^V, С82D^{CrV}, С86D^B в лінії безперервного дрібносортно-дротового стана 320/150, які базуються на наступних технологічних параметрах: температура прокату перед дротовим блоком – $(980 \pm 10)^\circ\text{C}$; температура прокату на виході з останньої кліти дротового блоку – $(1040 \pm 10)^\circ\text{C}$; охолодження водою не застосовується; тривалість післядеформаційної паузи – до 9,0 с; тристадійне повітряне охолодження прокату від температур $((A_1 + 310) \pm 10)^\circ\text{C}$: перша стадія – зі швидкістю $19,7...5,0 \cdot (F \div P)$, $^\circ\text{C}/\text{c}$ до температур, на $15...20^\circ\text{C}$ нижчих за t_{nm} , друга стадія – витримування під теплоізолювальними кришками транспортеру до 12,0 с, третя стадія – зі швидкістю $3,7...1,7 \cdot (F \div P)$ до температур $220...200^\circ\text{C}$ (де F – площа поперечного перерізу прокату, мм^2 ; P – периметр профілю прокату, мм). Застосування розробленої високотемпературної ДТО має забезпечувати контрольоване зростання величини

аустенітного зерна сталі перед початком повітряного охолодження, що в подальшому забезпечує утворення більшої кількості тонкопластинчастого перліту.

Показники якості бунтового прокату зі сталі С86D^B у порівнянні зі стандартною (існуючою) технологією виробництва (сталь С86D) змінюються таким чином: глибина знеуглецювання поверхні зменшується у $\sim 1,4 \dots 1,8$ раза (до $\sim 0,49\%$), кількість перліту бала № 1 зростає у $\sim 1,4$ раза (до $\sim 87\%$), середня міжпластинкова відстань у перліті зменшується на $\sim 23\%$, тимчасовий опір руйнуванню, відносні звуження і видовження зростають на 5% , 34% і 35% – до 1205 МПа, $32,0\%$ і $11,5\%$ відповідно. За даними фрактографічних досліджень, збільшення величини аустенітного зерна сталі С86D^B перед початком розпаду аустеніту у міжкритичному інтервалі швидкостей безперервного охолодження не призводить до зниження ударної в'язкості. У разі контрольованого зростання середнього розміру аустенітного зерна від 13,8 мкм до 25,7 мкм і наступного прискореного охолодження показник KCU_{20} збільшено на $\sim 17\%$ від 23,34 Дж/см² до 27,28 Дж/см². Розроблена технологія ДТО бунтового прокату зі сталей перлітного класу дозволила збільшити рівномірність структури в поперечному перерізі, істотно зменшити глибину знеуглецювання поверхні, підвищити вихідну міцність і пластичність. Впровадження розроблених режимів ДТО бунтового прокату зі сталей перлітного класу в потоці дрібносоротно-дротового стана 320/150 дозволило отримати максимально можливі показники якості, які раніше вважалися недосяжними. Порівняльний аналіз стандартної та розробленої технологій наведено в табл. 5.

Таблиця 5 – Порівняльний аналіз стандартної (режим № 1) і розробленої (режим № 2) технологій виготовлення прокату

Параметр (операція) технології ДТО	Режим № 1	Режим № 2
температура прокату перед дротовим блоком	не контролюється	$(980 \pm 10) ^\circ\text{C}$,
температура прокату на виході з дротового блоку	$(1100 \pm 10) ^\circ\text{C}$	$(1040 \pm 10) ^\circ\text{C}$
охолодження прокату водою	до $\sim 920\text{--}930 ^\circ\text{C}$	відсутнє
тривалість післядеформаційної паузи	не контролюється	\sim до 9,0 с
середній градієнт температури між поверхнею і центром прокату	$150\text{--}280 ^\circ\text{C}$	$\leq 50 ^\circ\text{C}$
температура початку охолодження прокату	$910\text{--}920 ^\circ\text{C}$	$1030\text{--}1040 ^\circ\text{C}$
швидкість охолодження прокату	$8\text{--}10 ^\circ\text{C}/\text{c}$	$16\text{--}18 ^\circ\text{C}/\text{c}$
температура прокату перед шахтою виткозбірника	не контролюється	$\leq 200\text{--}220 ^\circ\text{C}$

Під час виробництва бунтового прокату зі сталей С82D^{Cr}, С82D^V і С82D^{CrV} у відповідності з розробленим температурно-швидкісним регламентом охолодження від $t_{no} = 1040 ^\circ\text{C}$ встановлено, що показники якості близькі до отриманих у прокаті зі сталі С86D^B. Додаткове введення до складу сталі хрому та/або ванадію (за умови

сталості параметрів виробничого процесу) дозволяє підвищити, у порівнянні зі сталлю C82D^B, вихідний клас міцності прокату наступним чином: C82D^{Cr} (+ 50 МПа), C82D^V (+ 65 МПа) і C82D^{CrV} (+ 80 МПа). За зростання класу міцності прокату пластичність практично не зменшується. Із урахуванням отриманого результату, найбільш ефективним виявляється виробництво бунтового прокату зі сталей C82D^{CrV} і C86D^B. За досягнутими показниками якості прокат зі сталей C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV}, C86D^B відповідає аналогічній металопродукції кращих металургійних підприємств країн Європейського союзу, а також задовольняє вимоги стандарту EN ISO 16120:2011, частина № 4 «Особливі вимоги до прокату спеціального призначення». За результатами промислових випробувань розроблено сучасний нормативний документ – технічну угоду ТС 001-1103-2015 на виготовлення бунтового прокату для високоміцних арматурних канатів і холоднодеформованої арматури.

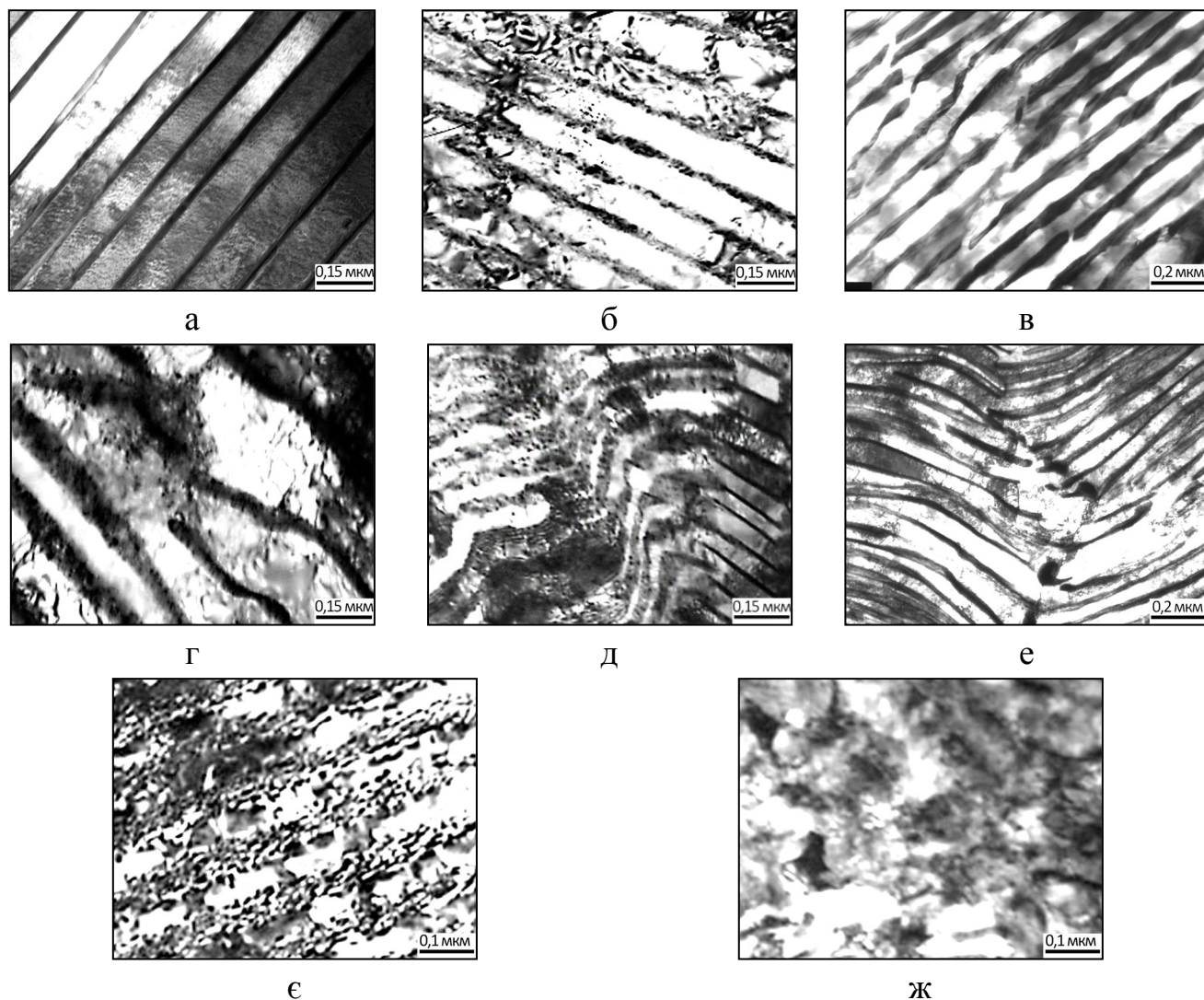
Дослідження трансформації субструктури тонкопластинчастого перліту у разі волочіння гарячекатаної сталі C86D^B із сумарним відносним обтисненням 22,7...83,2 % виявило активну роль міжфазних границь ферит/цементит у розвитку локалізації деформації й утворенні фрагментованої мезоструктури на різних стадіях холодного пластичного деформування (рис. 10).

Основними процесами і факторами, що визначають характер локалізації деформації поблизу міжфазних границь, є далекодійні поля напружень, поява моментних напружень, рівень пластичності феритних і цементитних пластин, формування мезосмуг локалізованої деформації і смуг скидання, розвиток низькотемпературного просковзування вздовж міжфазних границь. За сумарного відносного обтиснення більше 73,3 % цементитні пластини поділяються на окремі фрагменти. Оскільки ці фрагменти мають компакту форму, це явище можна назвати холодною динамічною сфероїдизацією; природа її пов'язана з фрагментацією пластин цементиту за великих ступенів холодного деформування, що обумовлює утворення субмікроструктурної структури в ділянках, де втрачена пластинчаста будова перліту, а також поблизу НВ.

Досліджено механізми трансформації НВ у сталях перлітного класу під час гарячого прокатування та холодного волочіння. Під час гарячого і холодного пластичного деформування сталі утворюються вихорові зони (рис. 11), які свідчать про неоднорідний розподіл напружень поблизу НВ. У разі руйнування НВ на кінцевих етапах волочіння сталева матриця не встигає заповнити простір між відокремленими уламками, що обумовлює формування порожнин, які спричиняють обривність прокату або невідповідність механічних і експлуатаційних властивостей готових металовиробів.

Моделюванням процесу нанесення періодичного профілю на поверхню холоднодеформованої переробної заготовки встановлено розподіл залишкових напружень в арматурному прокаті Ø 9,5 мм зі сталі C86D^B (рис. 12).

Запропоновано методологічний підхід, заснований на моделюванні технологічного процесу профілювання переробної заготовки й оцінюванні комплексу його параметрів (гальмівна і тягнуча сили, навантаження на ролики). Це дозволяє проектувати обладнання для профілювання заготовки, інтегроване в загальну лінію ділянки стабілізації спільно з гальмівною і тягнучою станціями.



а – початковий стан прокату \varnothing 10,0 мм; б – \varnothing 8,79 мм, $\varepsilon = 22,7\%$;
 в...г – \varnothing 6,95 мм, $\varepsilon = 51,7\%$; д – \varnothing 5,16 мм, $\varepsilon = 73,3\%$; е – \varnothing 4,10 мм, $\varepsilon = 83,2\%$;
 є, ж – фрагментація пластин цементиту, $\varepsilon = 83,2\%$;

Рисунок 10 – Трансформація тонкопластинчастого перліту в сталі S86D^B під час деформування

За рахунок досягнутого рівня якості бунтового прокату на підприємствах ПрАТ «ВО «Стальканат-Силур» та ТОВ «ХМЗ» впроваджено енергоефективні (з використанням способу прямого волочіння) технологічні схеми виготовлення для будівельних конструкцій холоднодеформованих металовиробів високої міцності наступного сортаменту:

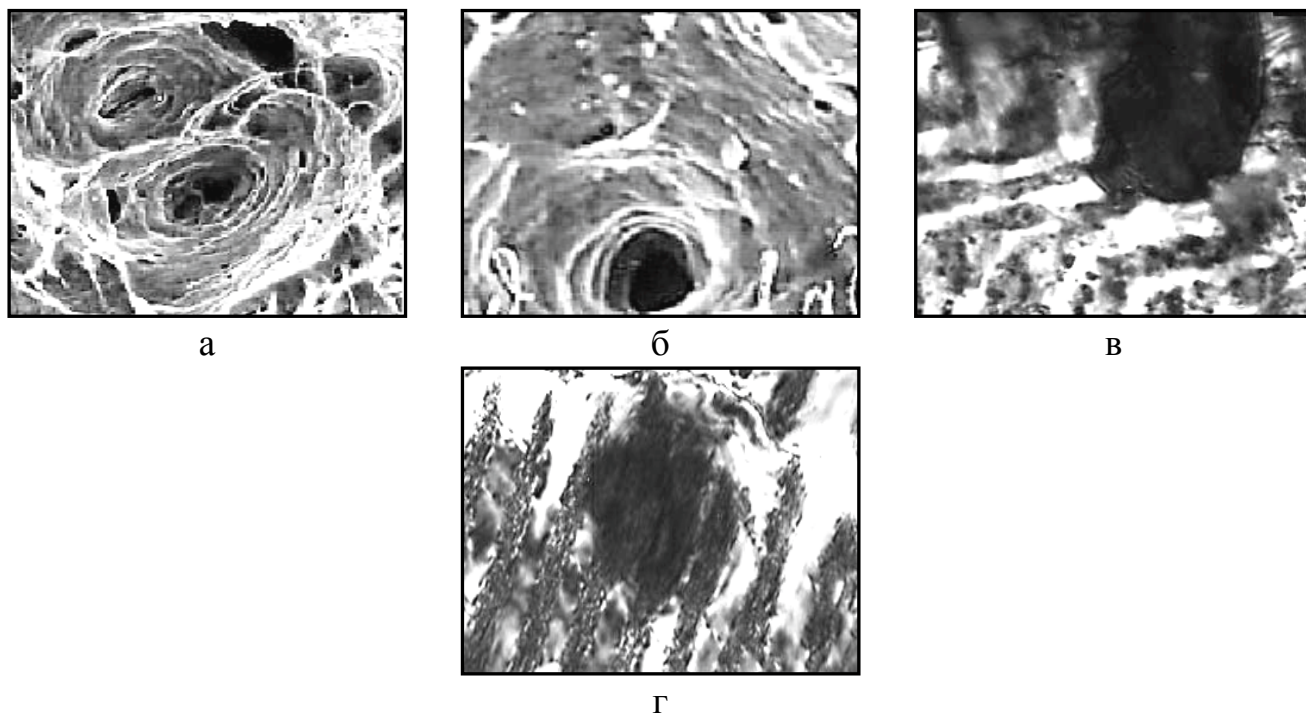
1) стабілізована дротяна арматура 5,0Вр1400-Р1, 6,0Вр1400-Р1 зі сталі S86D^B для виготовлення попередньо-напружених залізобетонних конструкцій (відповідає EN 10138-2:2009, BS 5896:1980, NEN 3868:2001, MSZ 5720:1993 і ГОСТ 7348-81);

2) холоднодеформована арматура \varnothing 9,54...9,51 мм (клас міцності 1400 МПа) із тристороннім профілем зі сталей S82D^V і S86D^B для армування залізобетонних залізничних шпал нового покоління (відповідає ТУ 0930-011-01115863-2008);

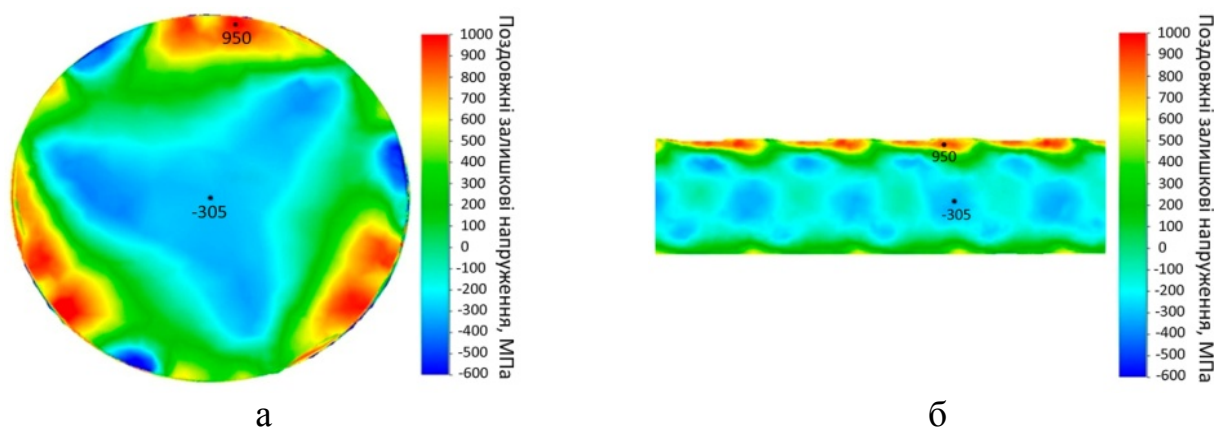
3) стабілізована переробна заготовка 5,0В1500-Р1 зі сталі S86D^B для виготовлення арматурних канатів типу 2Л (класифікація за НП 306.2.141-2008),

захисних оболонок огороження конструкції локалізованої системи безпеки атомних електростанцій (відповідає ТУ У 24.3-26209430-027);

4) стабілізовані семидротяні арматурні канати класів міцності 1770 МПа і 1860 МПа \varnothing 9,3; 12,5 і 15,2 мм зі сталі С86D^B для арматури попередньо-напружених залізобетонних конструкцій (відповідають EN 10138-3:2005, BS 5896:1980, ASTM A 416M-05, ГОСТ 13840-68 і ГОСТ Р 53772-2010).



а, б – $\times 1500$, гарячекатана сталь; в, г – $\times 25000$, холоднодеформована заготовка;
Рисунок 11 – Локальна структура сталі С82D поблизу НВ



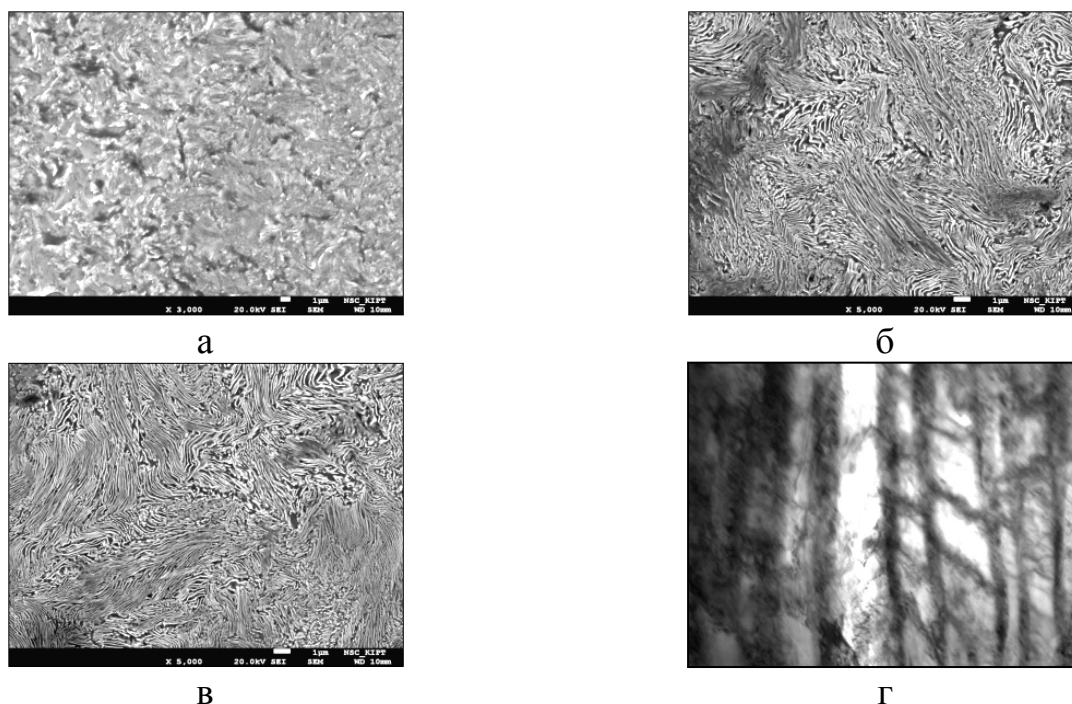
а – поперечний переріз; б – поздовжній переріз;

Рисунок 12 – Розподіл залишкових напружень в арматурному прокаті \varnothing 9,5 мм

Характерну структуру переробної заготовки після холодного деформування способом прямого волочіння з сумарним відносним обтисненням 85,5 % наведено на рис. 13.

Установлено особливості зношування і закономірності утворення втомно-корозійних ушкоджень дротів сталевого канату відкритого типу (ЛК-РО \varnothing 39,0 мм) зі

сталі С72D після експлуатації за циклічних навантажень. Складно-напружений стан призводить до накопичення напружень і розвитку втомного руйнування поблизу НВ.



а – поверхневий шар (фрагментована структура); б – $\frac{1}{2}$ радіусу; в – центр;
г – дислокаційна коміркова субструктура;

Рисунок 13 – Структура переробної заготовки зі сталі С86D^В після волочіння прокату з сумарним відносним обтисненням 85,5 %

Відомо, що критерієм впливу навколишнього середовища на корозійну втому сталей є границя втоми (σ_{-1}). За показник, який характеризує вплив середовища, обрано коефіцієнт циклічної міцності (β). Він представляє відношення границі втоми, визначеної випробуванням у корозійному середовищі, до границі втоми у випробуваннях на повітрі. Найвищий рівень границі втоми має плавка з сульфідами, нижчий – плавка з силкатами, а найнижчий відповідає плавці з оксидами (табл. 6).

Таблиця 6 – Значення границі втоми і коефіцієнта циклічної міцності сталі С72D залежно від виду НВ і середовища випробування

Середовище випробування	№ плавки	Вид НВ	Показник	
			σ_{-1} , МПа	β
Повітря	№ 1	(Fe, Mn)S, FeS-MnS	489	1,00
	№ 2	Al ₂ O ₃ , MgO·Al ₂ O ₃ , MnO·Al ₂ O ₃	347	1,00
	№ 3	SiO ₂ , MnO·SiO ₂ , FeO·SiO ₂	476	1,00
5 % водний розчин NaCl	№ 1	(Fe, Mn)S, FeS-MnS	392	0,80
	№ 2	Al ₂ O ₃ , MgO·Al ₂ O ₃ , MnO·Al ₂ O ₃	319	0,92
	№ 3	SiO ₂ , MnO·SiO ₂ , FeO·SiO ₂	423	0,89
1 % водний розчин H ₂ SO ₄	№ 1	(Fe, Mn)S, FeS-MnS	327	0,67
	№ 2	Al ₂ O ₃ , MgO·Al ₂ O ₃ , MnO·Al ₂ O ₃	294	0,85
	№ 3	SiO ₂ , MnO·SiO ₂ , FeO·SiO ₂	447	0,94

За результатами досліджень встановлено регресний ряд, який демонструє ступінь впливу виду НВ на зародження і розвиток корозійних ушкоджень: оксисульфосілікати, сульфіди (Fe, Mn)S, FeS-MnS → корунд і шпінелі (Al_2O_3 , $MgO \cdot Al_2O_3$, $MnO \cdot Al_2O_3$) → оксисілікати, силікати (SiO_2 , $MnO \cdot SiO_2$, $FeO \cdot SiO_2$). Отримані дані додатково обґрунтовують правильність застосованих у роботі комплексних технологічних рішень, які забезпечили зменшення вмісту сульфідів, оксидів і силікатів у високоміцних металовиробах із сталей перлітного класу.

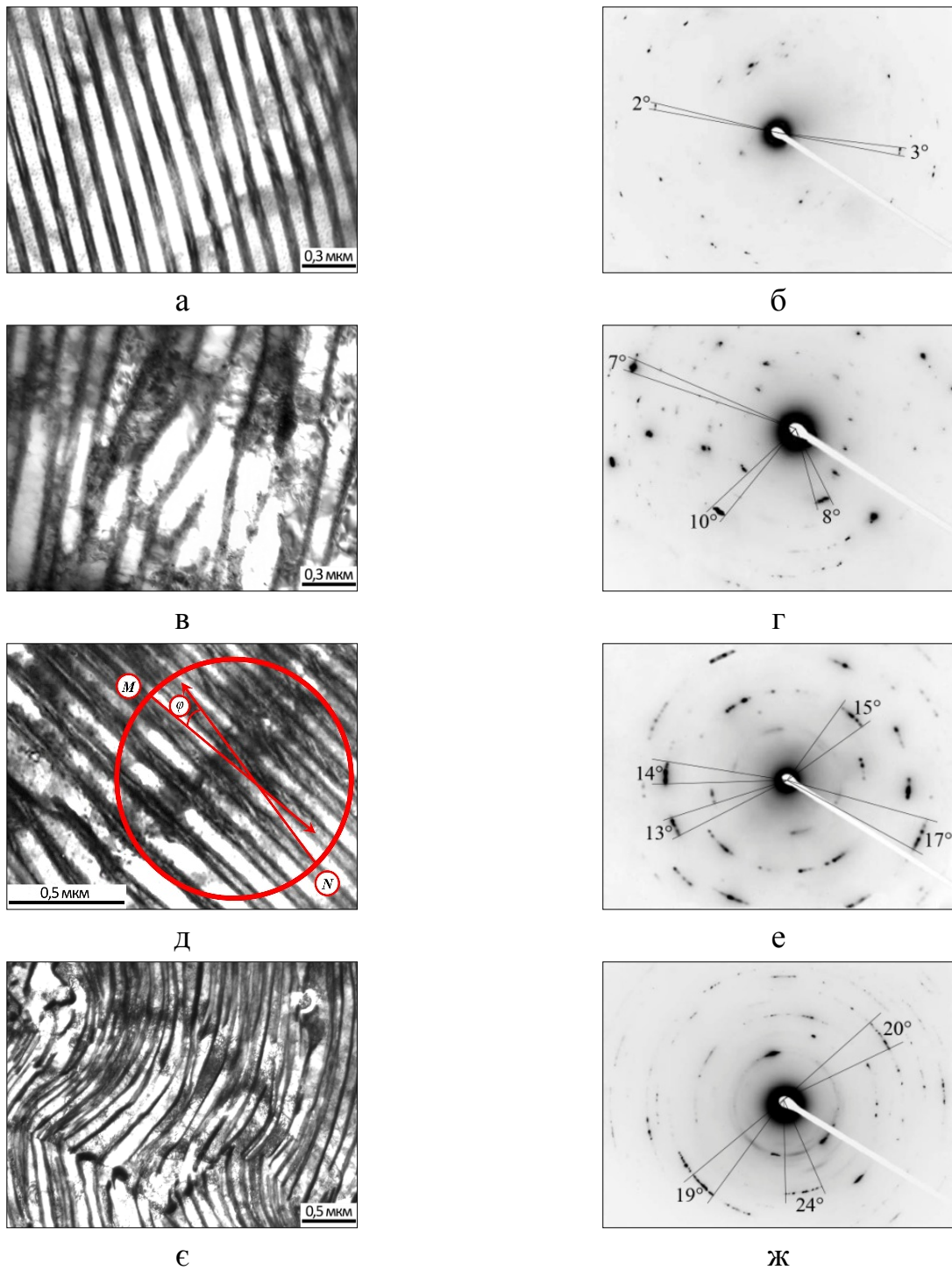
У прикінцевих положеннях роботи приділено увагу керуванню технологічним процесом і розробленню нових методів контролю якості гарячекатаних сталей (прокату) і холоднодеформованих металовиробів. Розроблено експрес-метод визначення глибини дефектів на поверхні прокату в залежності від якості поверхні БЛЗ і умов нагрівання її перед гарячим деформуванням. Запропонований метод є універсальним і дозволяє розраховувати гранично допустиму глибину поверхневих дефектів на БЛЗ будь-якого перерізу. Для гарантованої відповідності якості поверхні бунтового прокату діаметром 8,0...14,0 мм (глибина дефектів не більше 0,15 мм) зі сталей перлітного класу гранично допустима глибина дефектів на поверхні БЛЗ перерізом 125 мм × 125 мм має не перебільшувати 1,8 мм.

За результатами лабораторних досліджень та експериментів створено комп'ютерну програму CalcScale, яку можна використовувати для якісного та кількісного оцінювання поверхневої окалини в умовах металургійних і металовиробних підприємств. Визначення товщини шару окалини на поперечних мікрошліфах вуглецевої сталі може бути поєднане з металографічним аналізом параметрів структури, що суттєво прискорить атестаційний контроль прокату в умовах заводських лабораторій. Подано заявку на отримання патенту України на винахід (№ а201903930 від 15.04.2019 р., позитивне рішення № 1581/3А/21 від 22.01.2021 р.).

Розроблено додаткові методи контролю якості переробної заготовки зі сталей перлітного класу в залежності від ступеня холодного пластичного деформування. Застосування рентгеноструктурного аналізу, поєданого з гідростатичним зважуванням, дозволяє достовірно встановлювати граничний ступінь деформування бунтового прокату, у разі перевищення якого утворюються неприпустимі дефекти. Із використанням трансмісійної електронної мікроскопії встановлено зв'язок сумарного відносного обтиснення прокату зі сталі С86D^B із кутами азимутального розмиття субрефлексів на мікроелектронограмах (рис. 14) і кривиною пластин фериту та цементиту в межах розміру селекторної діафрагми.

Методика дозволяє оцінювати ступінь викривлення площин решіток фериту і цементиту в перліті, а також ураховувати особливості трансформації субструктури під час холодного пластичного деформування прокату. На рис. 15 наведено зв'язок сумарного відносного обтиснення прокату зі сталі С86D^B з кутами азимутального розмиття субрефлексів на мікроелектронограмах і кривиною пластин перліту.

Запропоновані методи контролю можуть бути використані для створення прогнозних моделей з визначення критичних ступенів деформації прокату, які спричиняють передчасне руйнування або невідповідність нормативним вимогам механічних властивостей переробної заготовки зі сталей перлітного класу.



а, б – горячекатаний стан; в, г – $\varepsilon = 22,7\%$; д, е – $\varepsilon = 51,7\%$; е, ж – $\varepsilon = 83,2\%$;
 Рисунок 14 – Визначення кутів азимутної розорієнтації субрефлексів після
 волочіння бунтового прокату зі сталі S86D^B

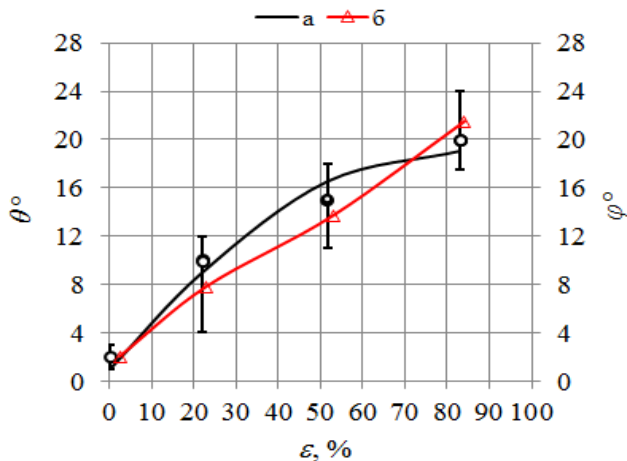
Встановлено, що використання комбінованого оброблення (розтягування зі знакозмінним вигинанням) в області малих пластичних деформацій можна застосовувати для підвищення характеристик пластичності холоднодеформованих металовиробів.

Створено комп'ютерну програму CalcRoutes, яка дозволяє в автоматичному режимі визначати маршрути, швидкість і сумарну потужність у разі волочіння бунтового прокату, тимчасовий опір руйнуванню сталі після кожного з осередків

деформування, коефіцієнт навантаження електродвигунів, теоретичну та фактичну продуктивність.

Узагальнено і систематизовано вплив різних факторів (структурних, технологічних і додаткових) на технологічну пластичність бунтового прокату зі сталей перлітного класу на металовиробних підприємствах.

Використання нових підходів у виробництві сталей перлітного класу із застосуванням додаткових методик оцінювання якості бунтового прокату і холоднодеформованої переробної заготовки дозволило досягти бажаного результату – забезпечити високу стабільність виробничого процесу на металургійних і металовиробних підприємствах.



а – кут азимутального розмиття (θ°);
 б – кут викривленості пластин (φ°);
 Рисунок 15 – Зв'язок ступеня холодної деформації прокату зі сталі С86D^B з кутами розорієнтації та викривленням пластин у перлітних колоніях

Фактичний економічний ефект, отриманий у результаті виготовлення бунтового прокату зі сталі перлітного класу С86D^B та його перероблення у високоміцні холоднодеформовані металовироби для попередньо-напружених будівельних конструкцій у кількості 1 007,813 т, склав 1 348 867,26 грн, що еквівалентно 1 338,41 грн на 1 т готової металопродукції.

ВИСНОВКИ

У дисертаційній роботі узагальнено теоретичні та практичні дані щодо важливої науково-прикладної проблеми і запропоновано її нове вирішення, яке полягає у розвитку наукових основ формування мікроструктури та субструктури під час пластичного деформування, а також ДТО бунтового прокату великих діаметрів, холоднодеформованої переробної заготовки та готових металовиробів зі сталей перлітного класу за результатами експериментальних досліджень кінетики фазових перетворень під час розпаду аустеніту для створення і промислової реалізації комплексу технологічних заходів, спрямованих на отримання металевих елементів будівельних конструкцій високої міцності зі зменшенням матеріальних та енергетичних витрат. Виконані дослідження дозволяють зробити наступні висновки:

1. Аналіз науково-технічної літератури, уявлень про процеси структуроутворення в сталях перлітного класу, сучасного стану виробництва та вимог національних і зарубіжних стандартів до якості бунтового прокату показав, що для отримання високої міцності металевих елементів будівельних конструкцій із використанням сучасних енергоефективних технологічних схем перспективними та

актуальними є дослідження особливостей структуроутворення і розроблення технічних рішень щодо управління технологічними процесами, які забезпечують формування поліпшених структурних, механічних та експлуатаційних властивостей металовиробів.

2. Із урахуванням сучасних тенденцій виробництва високоміцних холоднодеформованих металовиробів обґрунтовано перспективні композиції складу сталей із вмістом основних хімічних елементів у наступних межах: вуглець 0,80...0,88 %; марганець 0,50...0,80 %; кремній 0,10...0,30 %. Для підвищення вихідного класу міцності прокату в якості додаткових хімічних елементів обрано хром ($\leq 0,30$ %), ванадій (0,05...0,10 %) і бор ($\leq 0,0025$ %).

3. Визначено особливості кінетики динамічної рекристалізації аустеніту сталей C52D^B, C72D^B і C86D із вмістом 0,55...0,88 % C в інтервалі температур 900...1200 °C. Встановлено, що зі збільшенням вмісту вуглецю і підвищенням температури деформування зростає розмір аустенітного зерна, але така залежність практично повністю відсутня у разі досягнення ступенів обтиснення металу $\varepsilon = 30...40$ %. Збільшення кількості одиничних обтиснень за постійної сумарної деформації ($\varepsilon = 85,3$ %) зумовлює подрібнення аустенітних зерен. Отримані результати рекомендовані для внесення змін у таблиці калібрування діючих дровових станів.

4. Для сталей перлітного класу науково обґрунтовано змінення параметрів у технології виробництва прокату великих діаметрів: підвищення температури початку охолодження (на 100...140 °C) від температур, які традиційно використовують на практиці, а також післядеформаційної витримки, що забезпечує формування контрольованої величини аустенітного зерна і в подальшому сприяє утворенню більшої кількості тонкопластинчастого перліту. Завдяки контрольованому зростанню розміру аустенітного зерна від 13,8 мкм до 25,7 мкм і наступному прискореному охолодженню показник крихкості KCU_{20} збільшено на ~ 17 % (від 23,34 Дж/см² до 27,28 Дж/см²). Встановлено, що збільшувати величину аустенітного зерна доцільно і для зменшення розвитку процесів зневуглицювання поверхні прокату зі сталей перлітного класу.

5. Встановлено, що під час безперервного охолодження сталі C86D^B після гарячого деформування, коли має місце термопластична деформація, в субструктурі аустеніту дислокації внаслідок перерозподілу не лише утворюють полігональні стінки, але також перешиковуються у стінках деформованої коміркової субструктури. Взаємодія дислокацій з атомами вуглецю, бору, азоту та їхніми комплексними сполуками забезпечує миттєве утворення плоских зародків цементиту і фериту. Показано, що атмосфери атомів впровадження та виділення комплексних сполук на дислокаціях впливають на процеси полігонізації в гарячедеформованому аустеніті, а перліт під час евтектоїдного перетворення в процесі безперервного охолодження прокату може успадковувати деформаційну субструктуру аустеніту.

6. Виходячи з сучасних уявлень про концепцію решіток, близьких до співпадаючих вузлів, встановлено, що міжфазні границі ферит/цементит у сталях перлітного класу мають схильність до утворення низькоенергетичних границь типу $\Sigma=13$. Саме досить висока чисельність близьких до співпадіння вузлів може додатково поліпшувати рівень таких властивостей, як міцність, пластичність, деформовність і ударна в'язкість сталей перлітного класу. Диспергування продуктів розпаду аустеніту

за дифузійним механізмом призводить до зростання кількості спеціальних низькоенергетичних міжфазних границь $\Sigma=13$.

7. У результаті побудови термокінетичних і структурних діаграм встановлено вплив швидкості безперервного охолодження на температури початку й завершення дифузійного розпаду аустеніту сталей $C82D^{Cr}$, $C82D^V$, $C82D^{CrV}$, $C86D^B$. Для цих сталей встановлено істотне зниження нижньої критичної швидкості охолодження, перевищення якої призводить до формування структур за проміжним і зсувним механізмами. Охолодження сталей, які містять хром та/або ванадій або характеризуються підвищеною стійкістю аустеніту, слід проводити в міжкритичному інтервалі швидкостей охолодження від t_{no} до $(t_{nn} - 20...25 \text{ } ^\circ\text{C})$ зі швидкостями $(0,7...0,8) \cdot V_{max}$.

8. Внаслідок дослідження впливу ЕМП на формування дендритної структури БЛЗ перерізом $125 \text{ мм} \times 125 \text{ мм}$ зі сталей $C82D^B$, $C82D^{Cr}$, $C82D^V$, $C82D^{CrV}$, $C86D^B$ виявлено зменшення протяжності зони стовпчастих кристалів у $1,07...1,09$ раза, змішаної зони у $1,83...1,96$ раза та збільшення зони рівноосних кристалів у $1,25...1,34$ раза. Застосування ЕМП сприяє зменшенню в осьовій зоні прокату ширини мартенситних ділянок і підсадкової ліквації. У разі збільшення діаметра прокату зростають протяжність, ширина і ураженість осьової зони мартенситними ділянками, збагаченими ванадієм, хромом, марганцем і кремнієм. Фактичні значення коефіцієнтів ліквації склали: $V = 4,98...5,28$, $Cr = 3,03...3,47$, $Mn = 1,82...2,03$, $Si = 1,31...1,46$.

9. Встановлено, що за відсутності водяного охолодження зниження середньомасової температури прокату в $\sim 4,3...5,7$ раза менше, ніж за його використання ($17...19 \text{ } ^\circ\text{C}$ проти $97...82 \text{ } ^\circ\text{C}$). Градієнт температур між поверхнею і центром прокату сягає максимальних значень після водяного охолодження в кожній із секцій, при цьому у залежності від профілерозміру прокату він складає $272...199 \text{ } ^\circ\text{C}$. У разі вимкнення охолоджувальних пристроїв різниця температур між поверхнею і центром прокату перед початком повітряного охолодження у $\sim 2,0...2,2$ раза менша, ніж із використанням водяного охолодження ($9...24 \text{ } ^\circ\text{C}$ проти $18...53 \text{ } ^\circ\text{C}$).

10. Розроблено та впроваджено у промислове виробництво інноваційні режими високотемпературної ДТО бунтового прокату зі сталей перлітного класу ($C82D^{Cr}$, $C82D^V$, $C82D^{CrV}$, $C86D^B$) в лінії безперервного дрібносоротно-дротового стана 320/150: температура перед дротовим блоком – $(980 \pm 10) \text{ } ^\circ\text{C}$; температура на виході з останньої кліти дротового блоку – $(1040 \pm 10) \text{ } ^\circ\text{C}$; охолодження водою не застосовують; тривалість післядеформаційної паузи – до $9,0 \text{ с}$; тристадійне повітряне охолодження від температури $((A_1 + 310) \pm 10) \text{ } ^\circ\text{C}$. Охолодження прокату на першій стадії проводять зі швидкістю $19,7...5,0 \cdot (F \div P)$, $^\circ\text{C}/\text{с}$ до температури $(A_1 - (140...170)) \text{ } ^\circ\text{C}$ з витримкою під теплоізолювальними кришками транспортера лінії Стелмор до $12,0 \text{ с}$ і подальшим охолодженням зі швидкістю $3,7...1,7 \cdot (F \div P)$ до $220...200 \text{ } ^\circ\text{C}$. Показники якості прокату зі сталі $C86D^B$, у порівнянні з виготовленим за стандартною технологією, змінюються таким чином: глибина знеуглецювання поверхні зменшується у $1,4...1,8$ раза; кількість перліту бала № 1 зростає у $1,4$ раза; середня міжпластинкова відстань у перліті зменшується на 23% ; тимчасовий опір руйнуванню, відносно звуження і відносно видовження зростають на 5% , 34% і 35% відповідно.

11. Під час виготовлення промислових партій бунтового прокату встановлено, що введення до складу сталі C82D^B хрому та/або ванадію, за умови сталості параметрів виробничого процесу, дозволяє підвищити вихідний клас міцності гарячекатаної сталі наступним чином: C82D^{Cr} (+ 50 МПа), C82D^V (+ 65 МПа) і C82D^{CrV} (+ 80 МПа). Беручи до уваги вплив хімічного складу сталі на процеси ліквідації й утворення мартенситних ділянок, найбільш доцільним є виробництво прокату зі сталей C82D^{CrV} і C86D^B. За досягнутим рівнем якості прокат зі сталей C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV}, C86D^B відповідає вимогам стандарту EN ISO 16120:2011, частина № 4 «Особливі вимоги до прокату спеціального призначення».

12. У разі дотримання раціонального комплексу режимів сталеплавильного процесу досягнуто мінімальної забрудненості сталі (вміст і розмір НВ) – середнє значення не перевищувало 1,0 бала і 1,8 мкм відповідно. Розмір НВ, які деформуються, змінювався від 2,02 мкм (БЛЗ перерізом 125 мм × 125 мм) до 1,78 мкм (прокат діаметром 11,0 мм). На сталях типу C82D і C86D виявлено особливості трансформації основних видів НВ та сталеві матриці під час гарячого та холодного пластичного деформування.

13. За результатами випробувань на малоциклову втому, механічні властивості та корозійну стійкість встановлено коефіцієнти впливу агресивного середовища для різних видів НВ в сталі C72D й обґрунтовано найсильніший вплив оксисульфосилікатних і сульфідних включень на характер втомно-корозійних ушкоджень високоміцного канатного дроту.

14. Встановлено особливості деформаційної еволюції субструктури пластинчастого перліту у разі волочіння гарячекатаної сталі C86D^B із обтисненнями від 22,7 % до 83,2 %. Показана активна роль міжфазних границь ферит/цементит у розвитку локалізації деформації й утворенні фрагментованої мезоструктури. Основними процесами і факторами, що визначають характер локалізації деформації поблизу міжфазних границь, є: далекодійні поля напружень, поява моментних напружень, рівень пластичності феритних і цементитних пластин, формування мезосмуг локалізованої деформації та смуг скидання, розвиток низькотемпературного просковзування уздовж міжфазних границь. У разі сумарного відносного обтиснення прокату більше 73,3 % відбувається фрагментація цементитних пластин, що обумовлює утворення субмікроструктурної структури в ділянках, де зруйнована пластинчаста будова перліту, а також поблизу НВ.

15. Узагальнено і систематизовано вплив низки факторів (металургійних, технологічних і додаткових) на здатність бунтового прокату зі сталей перлітного класу до деформування. Встановлено, що обривність прокату під час волочіння пов'язана з підсадковою ліквідацією, розміром мартенситних ділянок, вмістом неметалевих і шлакових включень, ступенем дисперсності та нерівномірності розподілу структурних складових у поперечному перерізі, а також із розвинутою цементитною сіткою й наявністю мартенситу на поверхні.

16. Розроблено нові методи контролю якості прокату зі сталей перлітного класу (експрес-метод визначення поверхневих дефектів, універсальний метод визначення питомої маси або товщини шару окалини) і підвищення ефективності керування технологічним процесом (за рахунок визначення граничного ступеня деформування прокату, характеристик дефектності переробної заготовки,

комбінованого оброблення холоднодеформованого прокату в області малих пластичних деформацій та прогнозування енергосилових параметрів волочіння з визначенням класу міцності переробної заготовки).

17. Створення комплексу технологічних заходів, які забезпечують можливість контрольованого впливу на властивості прокату зі сталей перлітного класу, дозволило впровадити у промислове виробництво енергоефективні схеми виготовлення металовиробів високої міцності для будівельних конструкцій, відповідно з вимогами міжнародних і національних стандартів, дротяної арматури 5,0Вр1400-Р1, 6,0Вр1400-Р1 (клас міцності 1400 МПа) для попередньо-напружених залізобетонних конструкцій; арматурного прокату номінальним діаметром 9,6 мм (клас міцності 1400 МПа) для залізобетонних залізничних шпал нового покоління; переробної заготовки 5,0В1500-Р1 (клас міцності 1500 МПа) для арматурних канатів, які використовують для захисних оболонок огороження конструкції локалізуючої системи безпеки атомних електростанцій; семидротяних арматурних канатів (клас міцності 1770, 1860 МПа) діаметром 9,3 мм; 12,5 мм; 15,2 мм для попередньо-напружених залізобетонних конструкцій.

Фактичний економічний ефект, який отримано при виготовленні бунтового прокату зі сталі перлітного класу С86D^B та переробленні його у холоднодеформовані металовироби для попередньо-напружених будівельних конструкцій високої міцності у кількості 1 007,813 т, склав 1 348 867,26 грн, що еквівалентно 1 338,41 грн на 1 т готової металопродукції.

СПИСОК ОПУБЛІКОВАНИХ ПРАЦЬ ЗА ТЕМОЮ ДИСЕРТАЦІЇ

Наукові праці, у яких опубліковані основні результати дисертації

Монографії:

1. Парусов В. В., Сычков А. Б., **Парусов Э. В.** Теоретические и технологические основы производства высокоэффективных видов катанки : монография. Днепропетровск : АРТ-ПРЕСС, 2012. 376 с. ISBN 978-966-348-267-5.

2. Сычков А., **Парусов Э.**, Моллер А. Технология термической обработки арматурного и фасонного проката в потоке сортовых станов (Теория и металлургическая практика) : монография. Germany-Mauritius : Palamarium Academic Publishing, 2017. 261 с. ISBN 978-3-659-72435-0.

3. Губенко С. И., **Парусов Э. В.** Пластичность сплавов с различной структурой учебн. пособие. Germany-Mauritius : Palamarium Academic Publishing, 2017. 183 с. ISBN 978-620-2-38043-0.

4. Губенко С. И., **Парусов Е. В.** Методи досліджень неметалевих включень : навч. посібник. Дніпро : НМетАУ, 2017. 49 с.

Статті, проіндексовані в міжнародних наукометричних базах даних:

5. **Parusov E. V.**, Parusov V. V., Parusov O. V., Sagura L. V., Sivak A. I., Sychkov A. B. Effect of qualitative characteristics of high-carbon rolled wire on properties of rope wire. *Metallurgical and Mining Industry*. 2010. № 1. Vol. 2. pp. 43–46. (*Scopus*).

6. Parusov V. V., **Parusov E. V.**, Sagura L. V., Sivak A. I., Klimenko A. P., Sychkov A. B. Study of two-stage cooling regime of boron and vanadium microalloyed C80D2 steel rolled wire. *Metallurgical and Mining Industry*. 2011. № 3. Vol.3. pp. 114–118. (*Scopus*).

7. **Парусов Э. В.**, Сычков А. Б., Губенко С. И., Чуйко И. Н., Сагура Л. В. Преимущества экспресс-метода определения массы окалины и обезуглероженного слоя бунтового проката. *Наука и прогресс транспорта. Вестник Днепропетровского национального университета железнодорожного транспорта*. 2016. № 4 (64). С. 96–115. DOI: 10.15802/STP2016/78353. (*Index Copernicus*).

8. **Parusov E. V.**, Sahura L. V., Gubenko S. I., Sychkov A. B. Increasing the strength class of rolled steel made of high-carbon steel in the stream of continuous wire mill. *Metallurgical and Mining Industry*. 2017. № 1. pp. 54–57. (*Index Copernicus*).

9. **Parusov E. V.**, Gubenko S. I., Sychkov A. B., Chuiko I. N., Sagura L. V., Denisenko A. I. Influence of the structural parameters of high-carbon steel on the impact strength. *Steel in Translation*. 2018. Vol. 48. No. 12. pp. 812–817. DOI: 10.3103/S0967091218120100. (*Scopus*).

10. **Parusov E. V.**, Sukhomlin G. D., Gubenko S. I., Sychkov A. B., Denisenko A. I., Kamalova G. Ya. Evolution of the defect structure of pearlitic steel in cold deformation. *Steel in Translation*. 2018. Vol. 48. № 7. pp. 472–477. DOI: 10.3103/S0967091218070124. (*Scopus*).

11. Sychkov A. B., **Parusov E. V.**, Zavalishin A. N., Kozlov A. V. Inherent effect of the crystal structure of continuous cast steel billets on the formation of structure of high carbon wire rod in coils. *Journal of Chemical Technology & Metallurgy*. 2018. Vol. 53 Iss. 5. pp. 977–985. (*Scopus*).

12. Gubenko S. I., Sychkov A. B., **Parusov E. V.**, Denisenko A. I., Zavalishchin A. N. Corrosive damage close to nonmetallic inclusions in bearing steels. *Steel in Translation*. 2018. Vol. 48. № 3. pp. 197–201. DOI: 10.3103/S0967091218030063. (*Scopus*).

13. **Parusov E. V.**, Gubenko S. I., Sychkov A. B., Chuiko I. N., Sagura L. V., Kamalova G. Ya. Structural evolution of thin-plate pearlite in wire-blank production. *Steel in Translation*. 2019. Vol. 49. No. 5. pp. 350–356. DOI: 10.3103/S0967091219050115. (*Scopus*).

14. Prikhod'ko I. Yu., **Parusov E. V.**, Parusov O. V., Chuiko I. N., Klemeshov E. S. Elements of technology for producing cold-formed rebar from C86D steel using an idle stand. *Steel in Translation*. 2020. Vol. 50. № 7. pp. 481–486. DOI: 10.3103/S0967091220070116. (*Scopus*).

15. **Parusov E. V.**, Lutsenko V. A., Chuiko I. N., Parusov O. V. Influence of chemical composition and cooling parameters on kinetics of austenite decomposition in high-carbon steels. *Chernye Metally*. 2020. № 9. pp. 39–44. (*Scopus*).

16. Svetlana I. Gubenko, **Eduard V. Parusov**, Alexander B. Sychkov, Oleg V. Parusov, Igor N. Chuyko. Study of the reasons of ropes wire wear during operation. *Journal of Chemical Technology and Metallurgy*. 2020. Vol. 55. Iss. 2. pp. 429–435. (*Scopus*).

Статті в наукових фахових виданнях України:

17. **Парусов Э. В.**, Парусов В. В., Сагура Л. В., Сивак А. И. Влияние вида обработки на величину аустенитного зерна высокоуглеродистой стали. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*: сб. научн. тр. ИЧМ. Днепропетровск : Візіон, 2014. Вып. 28. С. 296–299.

18. Парусов В. В., **Парусов Э. В.**, Сагура Л. В., Парусов О. В., Чуйко И. Н. Влияние величины зерна и других факторов на дисперсность перлита углеродистых сталей. *Строительство, материаловедение, машиностроение*: сб. научн. труд. Днепропетровск : ПГАСА, 2014. Вып. 73. С. 186–190.

19. **Парусов Э. В.** Требования, предъявляемые к катанке для производства высокопрочной канатной арматуры. *Теория и практика металлургии*. 2014. № 1–2. С. 67–70.

20. **Парусов Э. В.** Сравнительное исследование качественных характеристик высокоуглеродистой катанки различных производителей, применяемой для изготовления канатной арматуры. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2014. № 4. С. 44–47.

21. **Парусов Э. В.**, Парусов В. В., Сагура Л. В. Влияние температуры аустенитизации на дисперсность перлита углеродистой стали. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 2. С. 14–18.

22. **Парусов Э. В.**, Парусов В. В., Сухомлин Г. Д., Сагура Л. В., Чуйко И. Н. Влияние кристаллографии и дисперсности пластинчатого перлита в катанке на структуру и свойства проволоки. *Строительство, материаловедение, машиностроение*: сб. научн. труд. Днепропетровск : ПГАСА, 2015. Вып. 80. С. 241–247.

23. **Парусов Э. В.**, Сычков А. Б., Губенко С. И., Сагура Л. В., Чуйко И. Н. О повышении технологической пластичности при волочении бунтового проката из высокоуглеродистой стали без применения термической обработки. *Проблемы трибологии*. 2016. № 3. С. 82–91.

24. **Парусов Э. В.**, Сычков А. Б., Губенко С. И., Парусов О. В., Амбражей М. Ю. О склонности бунтового проката к деформационному старению в процессе волочения. *Проблемы трибологии*. 2016. № 4. С. 31–40.

25. **Парусов Э. В.**, Сычков А. Б., Губенко С. И., Чуйко И. Н. Перспективы использования экологически чистого способа подготовки поверхности бунтового проката к волочению. *Проблемы трибологии*. 2016. № 2 (80). С. 74–82.

26. **Parusov E.**, Sychkov A., Gubenko S., Ambrazhey M. Influence of boron on forming efficient structure of rolled steel and increase its technological plasticity at drawing. *Scientific Journal of the Ternopil National Technical University*. 2016. № 3(83). pp. 99–108.

27. **Парусов Э. В.**, Губенко С. И., Сычков А. Б., Сагура Л. В. О влиянии дислокационной субструктуры горячей деформации и микродобавок бора на формирование пластинчатого перлита в процессе непрерывного охлаждения бунтового проката. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2016. № 3. С. 40–46.

28. **Парусов Э. В.**, Сычков А. Б., Губенко С. И., Долгий С. В., Сагура Л. В. Обоснование параметров регулируемого охлаждения бунтового проката из высокоуглеродистой стали в потоке проволочного стана 320/150 ОАО «ММЗ». *Вестник НТУУ «КПИ»*. Серия машиностроение. 2016. № 2 (77). С. 62–70.

29. **Парусов Э. В.**, Сычков А. Б., Чуйко И. Н., Сагура Л. В. Об особенностях структурообразования в высокоуглеродистом бунтовом прокате. *«Вісник» УМТ*. 2016. № 1 (9). С. 88–97.

30. **Парусов Э. В.**, Губенко С. И., Сычков А. Б., Луценко В. А., Сагура Л. В. Влияние величины аустенитного зерна на развитие обезуглероживания при производстве бунтового проката. *Вестник Приднестровской государственной академии строительства и архитектуры*. 2016. № 8 (221). С. 26–34.

31. **Парусов Е. В.** Спадковий вплив показників якості безперервнолитої заготовки на структуроутворення високовуглецевого бунтового прокату. *Металознавство та обробка металів*. 2016. № 2. С. 55–56.

32. **Парусов Э. В.**, Губенко С. И., Сычков А. Б., Сагура Л. В., Чуйко И. Н. О поведении неметаллических включений на разных стадиях деформации при производстве высокопрочной проволоки. *Проблемы трибологии*. 2017. № 3. С. 6–15.

33. **Парусов Э. В.**, Луценко В. А., Чуйко И. Н., Сагура Л. В., Голубенко Т. Н. О нормировании предельно допустимой глубины дефектов на поверхности стальной заготовки при производстве горячекатаного бунтового проката. *Вестник Приднепровской государственной академии строительства и архитектуры*. 2017. № 1 (226). С. 56–62.

34. **Парусов Э. В.**, Губенко С. И., Клименко А. П., Чуйко И. Н., Сагура Л. В. Особенности кинетики распада аустенита и закономерности формирования структуры стали С82D^{Cr} при непрерывном охлаждении. *Вестник Приднепровской государственной академии строительства и архитектуры*. 2017. № 6 (235–236). С. 27–36.

35. **Парусов Э. В.**, Сычков А. Б., Губенко С. И., Раздобреев В. Г., Паламарь Д. В. О влиянии знакопеременного изгиба, совмещенного с растяжением на изменение механических свойств бунтового проката. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2017. № 3 (78). С. 29–43.

36. **Парусов Э. В.**, Клименко А. П., Луценко В. А., Чуйко И. Н., Сагура Л. В., Сивак А. И. Влияние температуры нагрева на кинетику распада аустенита высокоуглеродистой стали С82D^V. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018. № 1 (80). С. 34–42.

37. **Парусов Е. В.**, Губенко С. И., Клименко О. П., Чуйко І. М., Сагура Л. В. Особливості кінетики розпаду аустеніту і закономірності формування структури сталі С82D^{CrV} за безперервного охолодження. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2018. № 1 (237–238). С. 42–51. DOI: 10.30838/J.BPSACEA.2312.170118.34.38.

38. Губенко С. И., **Парусов Э. В.**, Парусов О. В., Чуйко И. Н. Особенности влияния неметаллических включений на механические свойства и малоцикловую долговечность стальных канатов при эксплуатации в агрессивных средах. *Металл и литье Украины*. 2018. № 9–10 (304–305). С. 31–37.

39. **Парусов Е. В.**, Губенко С. И., Парусов О. В., Чуйко І. М. Розробка сучасного енергоефективного способу виробництва холоднодеформованої арматури для попередньо напружених залізобетонних конструкцій. *Вісник Національного технічного університету «ХПІ»*. Серія: Інноваційні технології та обладнання обробки матеріалів у машинобудуванні та металургії : зб. наук. пр. Нац. техн. ун-т «Харків. політехн. ін-т». Харків : НТУ «ХПІ», 2018. № 30 (1306) 2018. С 39–45.

40. **Парусов Е. В.**, Луценко В. А., Парусов О. В., Чуйко І. М., Голубенко Т. М., Сівак Г. І. Особливості впливу параметрів післядеформаційної термічної обробки та хімічного складу сталі на формування величини дійсного зерна. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2019. № 3 (253–254). С. 87–97. DOI: 10.30838/J.BPSACEA.2312.040719.88.468.

41. **Парусов Е. В.**, Чуйко І. М., Парусов О. В., Голубенко Т. М., Сівак Г. І. Про вплив швидкості безперервного охолодження та тепла рекалесценції на особливості дифузійного розпаду аустеніту в високовуглецевих сталях. *Теорія і практика металургії*. 2019. № 6. С. 33–40.

42. **Парусов Е. В.**, Луценко В. А., Парусов О. В., Чуйко І. М., Голубенко Т. М., Сівак Г. І. Розробка універсального способу визначення питомої маси або товщини шару окалини на поверхні бунтового прокату після безперервного охолодження. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. 2019. № 1 (249–250). С. 33–40. DOI: 10.30838/J.BPSACEA.2312.260319.33.403.

Наукові праці, які додатково відображають наукові результати дисертації:

43. **Parusov E. V.**, Parusov V. V., Sychkov A. B., Klimenko A. P., Sagura L. V., Sivak A. I. Development of thermomechanical treatment of coil rolled products made of steel C86D micro-alloyed with boron. *Metallurgical and Mining Industry*. 2016. № 6. pp. 70–74.

44. **Parusov E. V.**, Parusov V. V., Sagura L. V., Derevyanchenko I. V., Dolgiy S. V., Gremchev S. A., Demyanova L. I. Development of energy- and resource-saving production technology of high-strength strands. *Metallurgical and Mining Industry*. 2016. № 5. pp. 100–104.

45. **Парусов Э. В.**, Губенко С. И., Луценко В. А., Сычков А. Б., Веденеев А. В. Взаимосвязь предельной деформируемости бунтового проката при волочении с параметрами его микроструктуры. *Литье и металлургия (Беларусь)*. 2016. № 3 (84). С. 75–81.

46. **Парусов Е. В.**, Сичков О. Б., Чуйко І. М., Сагура Л. В., Сівак А. І. Вплив технологічний параметрів розливання і кристалізації сталі на якісні показники безперервнолитої заготовки. *Наукові праці Вінницького національного технічного університету*. 2016. № 2. С. 1–8. Режим доступу: <http://praci.vntu.edu.ua/index.php/praci/article/view/468/467>.

47. **Парусов Е. В.**, Сичков О. Б., Губенко С. І., Чуйко І. М. Аналіз технологічних особливостей охолодження бунтового прокату на лінії Стелмор ВАТ «ММЗ». *Наукові праці Вінницького національного технічного університету*. 2016. № 3. С. 1–8. Режим доступу : <http://praci.vntu.edu.ua/index.php/praci/article/view/475>.

48. **Парусов Е. В.**, Сичков О. Б., Сагура Л. В., Чуйко І. М. Забезпечення наднизького вмісту сірки в процесі позапічної обробки сталі. *Наукові праці Вінницького національного технічного університету*. 2017. № 1. С. 1–6. Режим доступу: <https://praci.vntu.edu.ua/index.php/praci/issue/view/38>.

49. **Парусов Е. В.**, Сичков О. Б., Губенко С. І., Малашкін С. О., Сагура Л. В. Про ефективні шляхи вдосконалення режимів регульованого повітряного охолодження бунтового прокату в промислових умовах. *Наукові праці Вінницького національного технічного університету*. 2017. № 3. С. 1–5. Режим доступу: <https://praci.vntu.edu.ua/index.php/praci/article/view/514/506>.

Наукові праці, які засвідчують апробацію матеріалів дисертації:

50. **Парусов Э. В.**, Сагура Л. В. Влияние особенностей строения и дисперсности перлита на свойства углеродистой стали. *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра* : матеріали XIII всеукраїнської науково-практичної конференції, м. Київ, 21 квітня 2015 р. Київ : НТУУ «КПІ», 2015. С. 698–708.

51. **Парусов Э. В.**, Сагура Л. В. Новая энерго- и ресурсосберегающая технология производства высокопрочных канатов. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні* : матеріали VII міжнародної науково-технічної конференції, м. Київ, 21-22 травня 2015 р. Київ : НТУУ «КПІ», 2015. С. 115–116.

52. **Парусов Е. В.** Про особливості підвищеної обривності бунтового прокату на метизному переробі. *Молода академія 2016* : матер. молодіжної наук.-техн. конф., м. Дніпро, 1-2 червня 2016 р. Дніпро : ІЧМ НАНУ, 2016. С. 37–38.

53. **Парусов Э. В.**, Сычков А. Б., Чуйко И. Н., Сагура Л. В. Влияние дефектов стальной заготовки на качество поверхности готового проката. *Нові матеріали і технології в машинобудуванні* : матеріали VIII міжнародної науково-технічної конференції, м. Київ, 30-31 травня 2016 р. Київ : НТУУ «КПІ», 2016. С. 111–112.

54. **Парусов Э. В.** Анализ различных методов определения нормируемых показателей качества бунтового проката из высокоуглеродистой стали, изготовленного на линии Стелмор. *Развитие науки в XXI веке* : сб. статей XV междунар. научно-практ. конф., г. Харьков, 15 июля 2016 г. Харьков : НИЦ «Знание», 2016. С. 116–121.

55. **Парусов Э. В.**, Губенко С. И. Использование инновационных решений при реализации экологически чистой ресурсосберегающей технологии переработки бунтового проката на метизном переделе. *Новые и нетрадиционные технологии в ресурсо- и энергосбережении* : материалы международной научно-технической конференции, г. Одесса, 21-23 сентября 2016 г. Одесса : ОНПУ, 2016. С. 147–149.

56. **Парусов Э. В.**, Сычков А. Б. О закономерностях изменения содержания азота и способах его снижения в стали, выплавляемой в дуговой электропечи. *Развитие науки в XXI веке* : сборник статей XX междунар. научно-практ. конф., г. Харьков, 16 декабря 2016 г. Харьков : НИЦ «Знание», 2016. С. 70–75.

57. **Парусов Е. В.** Про вплив технологічних чинників на морфологію, розміри та трансформацію неметалевих включень при виробництві бунтового прокату з високовуглецевої сталі. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні* : матер. міжнар. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 28-30 березня 2017 р. Дніпро : НМетАУ, 2017. С. 41.

58. **Парусов Э. В.**, Губенко С. И., Сычков А. Б., Сагура Л. В., Чуйко И. Н. Изменение характеристик и компонентного состава неметаллических включений на различных технологических этапах производства бунтового проката. *Спеціальна металургія: вчора, сьогодні, завтра* : матеріали XV всеукраїнської науково-практичної конференції, м. Київ, 11 квітня 2017 р. Київ : КПІ ім. Ігоря Сікорського, 2017. С. 818–837.

59. **Парусов Е. В.** Особливості зміни морфології включень при холодній деформації. *Наука і металургія* : матеріали I всеукраїнської науково-технічної конференції молодих вчених, м. Дніпро, 2017 р. Дніпро : ІЧМ НАНУ, 2017. С. 6.

60. **Парусов Э. В.**, Сагура Л. В., Губенко С. И., Сычков А. Б., Малашкин С. О. Эволюция условий охлаждения при деформационно-термической обработке бунтового проката в потоке технологических линий. *Стратегия качества в промышленности и образовании* : материалы XIII международной конференции, г. Варна, Болгария, 5-8 июня 2017 г. Днепр-Варна : Acta Universitatis Pontica Euxinus, 2017. С. 122–129.

61. **Парусов Э. В.** Особенности разупрочняющей технологии при производстве холоднодеформированного проката. *Новые материалы, оборудование и технологии в промышленности* : материалы международной научно-технической конференции, г. Могилев, Беларусь, 26-27 октября 2017 г. Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2017. С. 93.

62. **Парусов Е. В.** Прогнозування енергосилових параметрів волочіння та механічних властивостей холоднодеформованого дроту з високовуглецевих сталей.

Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні : матеріали X міжнародної науково-практичної конференції, м. Дніпро, 27-29 березня 2018 р. Дніпро : НМетАУ, 2018. С. 31.

63. **Parusov E.**, Gubenko S., Kostelec M. Cement carbide fragmentation and forming of sub-microcrystalline structure during the cold flow processing of the perlite grade steels. *Materials and Metallurgy* : book of abstracts 13th International Symposium of Croatian Metallurgical Society, Sibenik, Croatia, June 24-29, 2018. *Metallurgija*. № 57 (2018) 3. p. 189.

64. **Парусов Е. В.**, Сагура Л. В., Чуйко І. М. Сучасні вимоги до якісних показників бунтового прокату, призначеного для виготовлення високоміцних холоднодеформованих виробів. *Наука і металургія* : тези доповідей II всеукраїнської науково-технічної конференції молодих вчених, м. Дніпро, 6-7 червня 2018 р. Дніпро : ІЧМ НАНУ, 2018. С. 33.

65. **Парусов Е. В.**, Парусов О. В., Чуйко І. М. Спосіб оперативного визначення маси або товщини шару окалини на поверхні бунтового прокату. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні* : матер. міжнар. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 26-28 березня 2019 р. Дніпро : НМетАУ, 2019. С. 34.

66. **Парусов Е. В.**, Луценко В. А., Парусов О. В., Чуйко І. М., Голубенко Т. М., Сівак Г. І. Особливості впливу температурно-часових умов й ступеню деформації на величину аустенітного зерна високовуглецевих сталей. *Стратегія якості в промисловості і освіті* : матеріали XV міжнар. конф., м. Варна, Болгарія, 3-6 червня 2019 р. Дніпро-Варна, 2019. С. 148–154.

67. **Parusov E. V.**, Parusov O. V., Chuiko I. N. The influence of the austenite decay kinetics in high carbon steels on the features of structural transformations processes at continuous cooling. *Наука і металургія* : матеріали III всеукраїнської науково-технічної конференції, м. Дніпро, 9-10 жовтня 2019 р. Дніпро : ІЧМ НАНУ, 2019. С. 36.

68. **Парусов Е. В.**, Парусов О. В., Раздобреєв В. Г., Чуйко І. М., Долгий С. В. Про можливість виробництва стрижневого арматурного прокату періодичного профілю з високовуглецевих сталей. *Інформаційні технології в металургії та машинобудуванні ім. проф. Михальова О. І.* : матер. міжнар. наук.-техн. конф., м. Дніпро, 17-19 березня 2020 р. Дніпро : НМетАУ, 2020. С. 55–59.

69. **Parusov E.**, Parusov O., Gubenko S., Mamuzić Ilija. Influence of alloying elements on the formation of structure of wire rod from high-carbon steel. *Materials and Metallurgy* : book of abstracts 14th International Symposium of Croatian Metallurgical Society, Sibenik, Croatia, June 21-26, 2020. *Metallurgija*. № 59 (2020) 3. p. 424.

Патенти України:

70. Спосіб визначення загальної і залишкової кількості окалини на поверхні катанки : пат. 91760 Україна. № а200813822 ; заявл. 01.12.2008 ; опубл. 25.08.2010, Бюл. № 16. 10 с.

71. Сталь для глибокого волочіння : патент 103113 Україна. № а201203164 ; заявл. 19.03.2012 ; опубл. 10.09.2013, Бюл. № 17. 6 с.

АНОТАЦІЯ

Парусов Е. В. Розвиток наукових і технологічних основ керування структурою та властивостями сталей перлітного класу для елементів будівельних конструкцій високої міцності. – Кваліфікаційна наукова праця на правах рукопису.

Дисертація на здобуття наукового ступеня доктора технічних наук за спеціальністю 05.02.01 «Матеріалознавство» (13 – Механічна інженерія). – Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва і архітектури» Міністерства освіти і науки України, Дніпро, 2020.

Узагальнено теоретичні та практичні дані щодо важливої науково-прикладної проблеми і запропоновано їй нове вирішення, яке полягає в розвитку наукових основ формування мікроструктури та субструктури під час пластичного деформування, а також деформаційно-термічного оброблення бунтового прокату діаметром 8,0...16,0 мм, зі сталей С82D^{Cr}, С82D^V, С82D^{CrV}, С86D^B, холоднодеформованої переробної заготовки й готових металовиробів за результатами експериментальних досліджень кінетики фазових перетворень при розпаді аустеніту для створення та промислової реалізації комплексу технологічних заходів, спрямованих на отримання металевих елементів будівельних конструкцій високої міцності зі зменшенням матеріальних та енергетичних витрат.

Впроваджені у промисловість енергоефективні схеми виготовлення елементів будівельних конструкцій високої міцності, які відповідають вимогам міжнародних і національних стандартів: дротяна арматура холоднодеформований арматурний прокат, арматурні канати конструкції 1×7.

Фактичний економічний ефект, який отримано при виготовленні бунтового прокату зі сталі С86D^B та переробленні його у холоднодеформовані високоміцні металовироби у кількості 1 007,813 т, склав 1 348 867,26 грн.

Ключові слова: бунтовий прокат, мікроструктура, субструктура, властивості, перлітне перетворення, міжфазні границі, деформування, неметалеві включення, високоміцні металовироби.

SUMMARY

Parusov E. V. Development of scientific and technological basis for controlling the structure and properties of the perlitic grade steels for the high-strength building construction components. – Qualifying research paper as manuscript.

Thesis for a Doctor's Degree in Engineering Sciences in the speciality 05.02.01 «Materials Science» (13 – Mechanical Engineering). – Iron and Steel Institute n.a. Z. I. Nekrasov of the National Academy of Sciences of Ukraine, State Higher Educational Establishment «Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture» Ministry of Education and Science of Ukraine, Dnipro, 2020.

Presented are the theoretical and practical information on an important scientific and practice problem consisting in development of scientific basis for forming of microstructure and substructure during the plastic deformation, and also to the thermomechanical treatment of large-diameter wire rod, cold-worked semifinished product and finished fabricated metal products made of the perlitic grade steels based on the results of experimental researches of austenite disintegration kinetics for creation and commercial implementation of package of production engineering measures aimed on manufacture of high-strength building construction components with reduction material and energy costs.

This work reviews the current state of production and identifies the most meaningful process design aspects affecting the formation of hot-rolled steel properties. Bearing in mind

the foreign standards requirements, perspective steel chemical compositions for production of high-strength cold-worked fabricated metal products were substantiated. For research purposes, steels with the following content of main chemical elements are selected: carbon 0.80...0.88 %, manganese 0.50...0.80 %, silicon 0.10...0.30 %. Chrome, vanadium and boron are selected as additional chemical elements for enhancement of initial strength grade of wire rod.

Revealing of alternative influence capabilities due to the reasonable combination of hot deformation completion temperature, post-deformation interval duration, austenite stability, cooling onset temperature and cooling method parameters at the finishing stage of thermomechanical treatment enabled purposeful influence upon the structure formation processes at making the wire rod of 8.0...16.0 mm in diameter of C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV}, C86D^B steels.

Investigated was impact of temperature-strain parameters on the austenite dynamic recrystallization kinetics in steels with carbon content of up to 0.88 % within the temperature interval from 900 °C to 1200 °C. Obtained results enable sound approach to the correction of rolling conditions calibration tables and making the proper changes to the temperature-time specifications of fabrication process at the end stage of thermomechanical treatment of wire rod.

Substantiated was increase (by 100...140 °C) in perlitic grade steels cooling onset temperatures as compared with those of traditional practices, and in post-deformation interval duration, thus providing the controlled increase in austenite grain size and contributing in formation of greater amount of thin-lamellar perlite at manufacture of large-diameter wire rod.

It is found that without the water cooling at the end stage of thermomechanical treatment of wire rod, surface-center temperature gradient decreases by a factor of ~2.0...2.2, which provides the structural constituent distribution regularity improvement.

Impact of hot deformation dislocation substructure on the perlite transformation behavior was investigated. At the high-carbon steel cooling, interaction between the dislocations and carbon, boron, nitrogen atoms and their complex compounds determines the instantaneous formation of cementite and ferrite nuclei (longitudinal front of perlite colony). In particular, transversal (diffusion) front accounts for the ferrite and cementite lamellas width increase, and admixture atoms contribute in perlite deformation substructure inheritance. Additional factor impacting the perlitic transformation behavior is the presence of non-metal inclusions, which are rather common at the conjunction of perlite colonies.

From the computer simulation results, it is found that ferrite/cementite interphase boundaries in the perlite colonies can form special low-energy boundaries of $\Sigma=13$ type. The sufficiently high number of near-coincident nodes can additionally account for the high degree of strength, ductility, deformability and impact strength of perlitic grade steels.

Investigated are features of deformation evolution of thin-lamellar perlite substructure at drawing of hot-rolled steel C86D^B with the low, moderate and high deformation ratios. The active role is identified of ferrite/cementite interphase boundaries in development of deformation localization and formation of fragmented mesostructure at various stages of cold plastic deformation. Main processes and factors determining the deformation localization behavior near the interphase boundaries are long-range stress fields, couple stress development, degree of ductility of ferrite and cementite lamellas, formation of the

localized deformation meso-bands and kink bands, development of low temperature sliding along interphase boundaries.

Impact is generalized and systematized of various factors on technological effectiveness of high-carbon steel wire rod reprocessing at the metal production facilities. It is shown that wire rod breakage rate at drawing related to pipe segregation, size of martensite areas in the axial area of wire rod, content of non-metal and slag inclusions, perlite dispersion degree and distribution irregularity across the section, and developed cementite mesh, and martensite on the surface.

Based on the results of the research conducted, complex measures were developed for the controlled management of end-to-end manufacturing procedure at production and processing of the perlite grade steels wire rod using the mathematical simulation, X-ray structure analysis and microdiffraction analysis, and other state-of-the-art research techniques. Proposed engineering solutions tested under the conditions of iron-and-steel and metal production enterprises are recommended for the commercial use.

The energy-efficient schemes are introduced into the industry for the production of high-strength structural building components complying with the requirements of international and national standards: 5.0Bp1400-P1 and 6.0Bp1400-P1 rebars for pre-stressed reinforced concrete structures; cold-worked reinforcing bars of nominal 9.6 mm in diameter for manufacturing the new generation reinforced concrete sleepers; 5.0B1500-P1 semifinished billet for production of steel PSC strands used for containments of the nuclear power plant safety localization system structures; 1×7 design PSC strands of 9.3 mm; 12.5 mm and 15.2 mm in diameter for pre-stressed reinforced concrete structures.

Actual economic benefits achieved at production and reprocessing of C86D^B perlite grade steel wire rod into the high-strength cold-worked metal products for the pre-stressed building structures in amount of 1,007.813 tons made UAH 1,348,867.26, which is equivalent to UAH 1,338.41 per 1 ton of finished steel products.

Keywords: wire rod, microstructure, substructure, properties, perlite transformation, interphase boundaries, deformation, non-metal inclusions, high strength metal products.

ПЕРЕЛІК УМОВНИХ ПОЗНАЧЕНЬ

ДТО	– деформаційно-термічне оброблення;
Cr, V, CrV, B	– верхні індекси, які свідчать про додаткове введення до складу сталі відповідного хімічного елемента;
НВ	– неметалеві включення;
БЛЗ	– безперервнолита заготовка;
V_{no}	– швидкість повітряного охолодження, °C/c;
ε	– сумарне відносне обтиснення, %;
t_{no}	– температура початку охолодження, °C;
РБСВ	– решітка, близька до співпадаючих вузлів;
ТКД	– термокінетична діаграма розпаду аустеніту;
μ	– ураженість осьової зони прокату мартенситними ділянками (відношення кількості зразків, що мають мартенситні ділянки шириною понад 10 мкм, до загальної кількості проаналізованих зразків), %;
l	– середня протяжність мартенситних ділянок, мкм;
h	– середня ширина мартенситних ділянок, мкм;
F	– площа поперечного перерізу прокату, мм ² ;
P	– периметр профілю прокату, мм;
$V_K^{\text{в}}, V_K^{\text{н}}$	– верхня і нижня критичні швидкості охолодження відповідно, °C/c;
t_{nn}	– температура початку перлітного перетворення, °C;
V_{min}	– швидкість охолодження, при перевищенні якої у структурі прокату не утворюється цементитна сітка, °C/c;
V_{max}	– швидкість охолодження, що визначається технологічними можливостями дуттьових вентиляторних систем лінії Стелмор або обмежена особливостями кінетики розпаду аустеніту, °C/c.

Підписано до друку 16.03.2021 р. Формат 60×90/16. Папір офсетний.
Друк плоский. Гарнітура Times New Roman.
Ум. друк. арк. 2,1. Наклад 100 примір. Зам. № 278

Віддруковано з оригінал-макета ТОВ ВКФ «Візіон»
49107, м. Дніпро, площа Академіка Стародубова, 1, тел.: (0562) 36-27-68
Свідоцтво про державну реєстрацію № 040524442 Ю 0021076
Свідоцтво суб'єкта видавничої справи
Серія ДП № 60-р від 20.03.2001.