УДК 669.017.16:639.2:620.18 DOI: 10.30977/BUL.2219-5548.2020.91.0.49

ДОСЛІДЖЕННЯ СТРУКТУРИ І ВЛАСТИВОСТЕЙ БУДІВЕЛЬНИХ СТАЛЕЙ ПІСЛЯ БЕЗПЕРЕРВНОЇ КОНТРОЛЬОВАНОЇ ПРОКАТКИ

Лаухін Д.В.[1], Ротт Н.О.[2], Бекетов О.В.[1], Пустовой Д.С.[2], Письменкова Т.О.[2], Бабенко Є.О.[1]
[1] ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»
[2] НТУ «Дніпровська політехніка»

Анотація. *Досліджено структуру низьколегованих низьковуглецевих прокатаних за експериментальною технологією (безперервна контрольована прокатка) будівельних сталей. Проаналізовані структура та міцнісні характеристики досліджуваних сталей. Проведено мікроструктурні дослідження кінетики формування структури низьковуглецевих низьколегованих сталей.*

Ключові слова: *безпервна контрольвана прокатка, гаряча деформація, зерно, структура, механічні властивості.*

Вступ

Розвиток будівельної індустрії нерозривно пов'язаний з розробкою і впровадженням прогресивних технологічних процесів, основаних на новітніх досягненнях людства. Перед науковцями поставлене завдання підвищити властивості та характеристики металу, створити нові конструкційні матеріали, що підвищують раціональність їхнього використання в усіх сферах життя і стають основою для створення конкурентоспроможної продукції.

Це ставить нові завдання перед вітчизняною металургією – підвищення рівня якісних характеристик економічного металопрокату. Це стосується насамперед сталей, які використовуються у виробництві зварювальних будівельних конструкцій. На теперішній час, матеріалом для зварювальних будівельних конструкцій використовується найчастіше листова низьковуглецева конструкційна сталь С490. Проте підвищення поверховості будівель потребує використання сталей з більш високим рівнем міцності (С590 і вище). Це викликає необхідність інтенсифікації досліджень як у напрямку підвищення експлуатаційних властивостей матеріалу для зварювальних будівельних конструкцій, так і у напрямку аналізу технологічності та енергоефективності виробництва самих конструкцій. Отже, підвищення технологічності та енергоефективності виробництва та використання зварювальних будівельних конструкцій за рахунок удосконалення структурного стану та режимів прокатки, актуальні як з наукової, так і з економічної та загальнодержавної точок зору.

У зв'язку з цим робота, присвячена дослідженню механізмів впливу структурних параметрів, що формуються під час виробництва високоміцних сталей, на загальні характеристики зварювальних будівельних конструкцій, є актуально.

Аналіз публікацій

Переважна кількість низьколегованої сталі застосовується у вигляді листового прокату [1].

Найбільш поширена технологічна схема виробництва високоміцного прокату з низьковуглецевих низьколегованих сталей – гаряча прокатка (рис. 1) [2].

Нагрів металу перед прокаткою здійснюється з метою підвищення його пластичності і зменшення опору деформації. Нагрів є однією з важливих і основних операцій в процесі прокатки. Він повинен забезпечити рівномірний розподіл температури по перерізу прокатаного металу, його мінімальне окислення і зневуглецювання. Характер передачі тепла визначає спосіб нагріву металу.

Розрізняють два способи: прямий і непрямий. Якщо тепло акумулюється безпосередньо в самому металі, а температура навколишнього середовища залишається нижчою за температуру металу, то такий спосіб називається прямим. Якщо тепло металу передається за рахунок зіткнення його поверхні з будь-яким середовищем (газоподібним, рідким, твердим), нагрітим до більш високої температури, то такий спосіб нагріву називається непрямим. Передача тепла металу за умови непрямого нагріву відбувається за рахунок конвекції та випромінювання. Кількість тепла, що передається випромінюван-

ням в нагрівальних печах, досягає 80 % усього тепла [3].

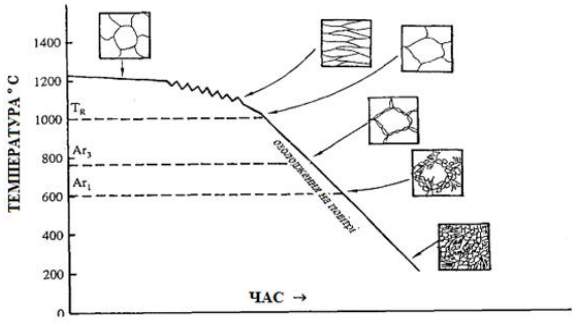


Рис. 1. Технологічна схема гарячої прокатки

Підвищення температури металу в процесі його нагріву, як правило, сприятливо впливає на процес прокатки. Однак під час нагріву вищої за певну для цієї сталі температури відбувається зростання зерна, що призводить до ослаблення зв'язку між зернами і тим самим спричиняє погіршення механічних властивостей сталі. Унаслідок цього на металі утворюються тріщини. Таке явище називається перегрівом.

Іноді властивості перегрітої сталі можна поліпшити, піддавши її термічній обробці. Сильний перегрів виправити не можна. За умови температур нагріву, близьких до точки плавлення сталі, усередину її проникає кисень, який окислює зерна. У результаті зв'язок між зернами сталі настільки послаблюється, що метал під час прокатки руйнується. Це явище називається перепал. Воно відбувається тим легше, чим вища температура нагріву і чим більша окислювальна атмосфера в печі. Явища перегріву і перепалу найчастіше можливі в разі вимушеної затримки металу в печі. Щоб уникнути перегріву й перепалу, необхідно знижувати температуру печі та зменшувати кількість повітря, що подається [4].

При призначенні режимів нагріву металу зазвичай походять від таких параметрів: температури і швидкості нагріву, часу витримки за умови постійної температури (томління). У процесі прокатки метал нагрівають до можливо високих температур, оскільки в цьому випадку знижуються витрати енергії, зусилля деформації, зношення інструменту. У разі призначення температури нагріву, як правило, верхня межа температури нагріву обмежується явищами перегріву і перепалу і встановлюється на 100…150 °С нижче за точку плавлення, а нижня межа – температурою рекристалізації, тобто мінімально допустимої температурою кінця прокатки. У деяких сталей і сплавів температурний інтервал прокатки досить вузький, обмежений різними змінами в структурі металу [5].

У процесі прокатки металу, що має температуру вищу за температуру рекристалізації, послаблюються причини, що викликають зміцнення – спотворення кристалічної гратки, залишкові напруги. Опір металу деформації в процесі прокатки залишається на вихідному рівні, не знижується пластичність. Чим вища температура нагріву металу під прокатку, тим менше деформуюче зусилля і вища пластичність. Проте надмірно підвищувати температуру нагрівання не рекомендується. Температура нагріву заготовок зі сталі різного хімічного складу різна. Чим вищий вміст вуглецю, тим нижча температура нагріву сталі. Температура нагріву сталі з вмістом вуглецю < 0,45 % дорівнює 1200 °С; інструментальна сталь із вмістом вуглецю до 1,0 % нагрівається під прокатку до 1130 °С. Найбільша температура нагріву під прокатку 1350 °С допускається для низьковуглецевої сталі (<0,1 % С). Температура нагріву у виробничих умовах уточнюється залежно від типу прокатного стану, потужності головного приводу, відстані від печі до першої кліті. Наприклад, температуру нагрівання заготовки з рядової сталі (0,45 % С) перед прокаткою на сортових станах приймають рівною 1200 °С, а перед прокаткою на листових станах – 830…2500 °С. Залежно від ступеня легування, вмісту вуглецю і перетину заготовки температура нагріву металу перед прокаткою коливається в межах 1060…1350 °С [6].

Необхідність отримання в процесі гарячої прокатки дрібного зерна фериту в поєднанні з ефектом дисперсійного зміцнення сталі призвела до розробки технології контрольованої прокатки. Одне з основних завдань цієї технології є отримання високоміцного низьколегованого прокату в процесі прокатки, виключаючи операції подальшого термічного поліпшення.

Розмір зерна аустеніту до перетворення залежить від двох основних моментів:

1) від швидкості рекристалізації, яка підвищується зі збільшенням ступеня деформації і підвищеної температури, а знижується за рахунок впливу розчинених або дрібнодисперстних частинок, які виділилися;

2) від швидкості зростання зерна аустеніту, яка підвищується з підвищенням темпе-

ратури і сповільнюється частками другої фази, які виділилися.

Розмір зерна фериту, що утворився внаслідок перетворення, залежить від:

- температури перетворення аустеніту; чим нижча температура перетворення, тим менший розмір зерна;
- величини вихідного зерна аустеніту;
- морфології аустенітного зерна, яка може контролюватися зіткненням феритних зерен, що утворюються в процесі перетворення;
- деформаційних субструктур і карбідів, які можуть виділятися в фериті [7–8].

На отримання дрібного феритного зерна, за рахунок зниження температури перетворення, може впливати швидкість охолодження і склад сталі. Надмірно високі швидкості охолодження або занадто високе прожарювання можуть призвести до утворення бейнітної структури, особливо це небезпечно за умови великого вихідного зерна аустеніту. Надмірно низька температура охолодження або дуже низька прожарюваність призводить до утворення крупнозернистого фериту, особливо в тому випадку, коли в структурі сталі був крупнозернистий аустеніт. Наявність крупного зерна фериту негативно позначається на межі текучості та в'язкості структури.

Технологічна схема традиційної контрольованої прокатки наведена на рис. 2 [9].

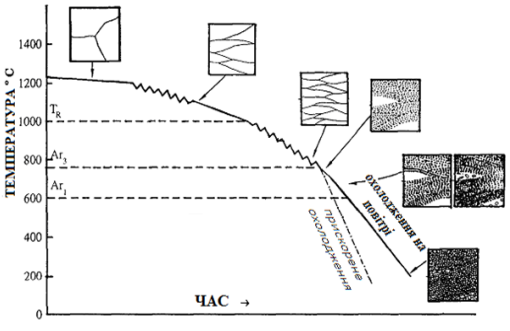


Рис. 2. Технологічна схема контрольованої прокатки

Контрольована прокатка призводить до одночасного підвищення міцності, пластичності, в'язкості і холодостійкості. Таке унікальне поєднання властивостей обумовлено трьома основними чинниками: створенням розвиненої субструктури в умовах регламентованої деформації в міжфазній аустенітно-феритній області; формуванням дуже дисперсних карбонітридів, що зміцнюють сталь і стабілізують субструктуру; подрібненням зерна, а також створенням текстури прокатки [10].

У процесі контрольованої прокатки сталей важливо правильно визначити ступінь деформації та температури кінця прокатки для того, щоб забезпечити формування дрібного рекристалізованого аустеніту. Для отримання дрібнозернистого фериту слід застосовувати низькі температури кінця прокатки й великі ступені деформації. Якщо ступінь деформації мала, аустенітні зерна не виходять тонкими, і наслідком є або крупнозернистий ферит, або бейніт з низькими ударними властивостями. Однак дуже низькі температури кінця прокатки призводять до утворення фериту в процесі прокатки і його подальшої деформації, до повернення або рекристалізації, які проходять не повністю [11–12].

Мета і постановка завдання

Проаналізувавши розглянуті роботи, можна зробити висновок, що високоміцна мікролегована сталь є дуже економічним і універсальним матеріалом для будівництва.

Метою роботи є дослідження впливу параметрів контрольованої прокатки та хімічного складу будівельних сталей на їхню структуру і властивості. На основі цих даних розширити застосування у будівництві металевих конструкцій.

Для досягнення зазначеної мети потрібно було вирішити такі завдання:

- проаналізувати вдосконалену схему безперервної контрольованої прокатки;
- дослідити вплив хімічного складу і безперервної контрольованої прокатки на морфологію будівельних сталей;
- дослідити вплив безперервної контрольованої прокатки на механічні властивості низьковлегованих низьковуглецевих сталей.

Дослідження впливу параметрів контрольованої прокатки та хімічного складу будівельних сталей на їхню структуру і властивості

Матеріалом для досліджень були обрані маловуглецеві низьколеговані сталі для зварних конструкцій 09Г2С, 10Г2ФБ та 10ХСНД, які часто використовуються в металургійній, нафтогазовидобувній та інших галузях промисловості.

Стійкість властивостей сталі 09Г2С в широкому температурному діапазоні дозволяє застосовувати деталі з цієї марки в діапазоні

температур від -70 до +450 °С. Зварювання сталі може проводитися як без підігріву, так і з попереднім підігрівом до 100–120 °С. Оскільки вуглецю в сталі мало, то зварювання її досить просте, сталь не гартується і не перегрівається в процесі зварювання, завдяки чому не відбувається зниження пластичних властивостей або збільшення її зернистості [2]. У роботі матеріалом використовували листи із сталі 09Г2С Алчевського металургійного комбінату.

Маловуглецева мікролегована сталь 10Г2ФБ для контрольованої прокатки належить до сталей підвищеного класу міцності ($\sigma T \geq 550$ МПа). Низький зміст вуглецю і невеликий (до 4 % у сумі) зміст легуючих елементів забезпечують задовільну зварюваність сталей цього типу. Основним початковим матеріалом були листи із сталі 10Г2ФБ виробництва Маріупольського металургійного комбінату ім. Ілліча.

Сталь 10ХСНД використовується з елементами зварних металоконструкцій і різніх деталей, до яких висуваються вимоги підвищеної міцності й корозійної стійкості з обмеженням маси і які працюють за температури від –70 до 450 °С.[1] Матеріалом дослідження із цієї сталі були листи виробництва Алчевського металургійного комбінату.

Хімічний склад сталей 09Г2С,10Г2ФБ та 10ХСНД наведено у табл. 1 [13].

Таблиця 1 – Хімічний склад сталей 09Г2С,10Г2ФБ та 10ХСНД

Елементи	Марка сталі		
	09Г2С	10Г2ФБ	10ХСНД
	Масова частка елементів, %		
C	≤ 0,12	0,09–0,12	≤ 0,12
Si	0,5–0,8	0,15–0,35	0,8–1,1
Mn	1,3–1,7	1,55–1,75	0,5–0,8
S	≤0,04	≤ 0,006	≤0,04
P	≤ 0,035	≤ 0,02	≤ 0,035
Cr	≤0,3	≤0,3	0,6–0,9
Ni	≤0,3	≤0,3	0,5–0,8
Cu	≤0,3	-	0,4–0,6
V	-	0,09–0,12	-
Nb	-	0,02–0,04	-

Технологія безперервної контрольованої прокатки основана на створенні стійкої полігонізованої структури аустеніту, що формується за умови гарячої деформації аж до температур верхньої частини міжкритичного інтервалу. Подальше утворення численних зародків доевтектоїдного фериту не тільки на великовуглових, але й на полігональних межах підвищує дисперсність феритних зерен металу, що надходить на чистову прокатку, тому в готових листах формується більш дисперсна кінцева ферито-перлітна структура і підвищуються механічні властивості.

Полігонізовану структуру аустеніту можна стабілізувати шляхом збільшення кількості циклів та зниження температури під час і після попередньої гарячої деформації. Це дає такі позитивні ефекти: посилюється процес полігонізації, зберігаються субзеренні границі, що виникають, затримується рекристалізація, а примусове зниження температури на 10...20 °С нижче за критичну точку Ac_3 призводить до появи перших зародків фериту на великокутових та полігональних границях, які слугують місцями гетерогенного зародження численних кристалів нової фази α-фериту.

Температуру початку деформації обирали з урахуванням збереження дрібного зерна аустеніту.

Експериментальну термомеханічну обробку було здійснено на прокатному стані ДУО 260 за таким режимом (рис. 3):

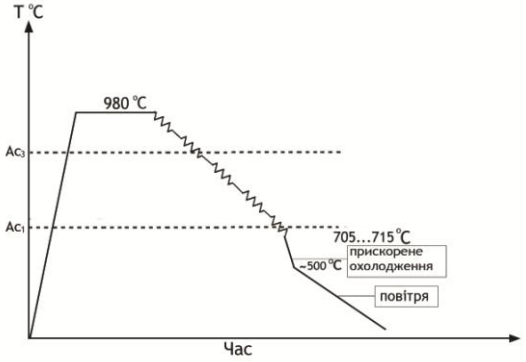


Рис. 3. Схема безперервної контрольованої прокатки листів зі сталей 09Г2С, 10ХСНД, 10Г2ФБ [14]

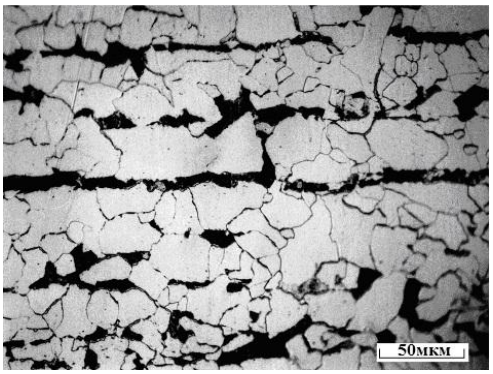
Карти-листи розміром 50х230х18,7 мм піддавали аустенітизації за умови температури 950 °С протягом 20 хв.

Гарячу деформацію здійснювали в міжкритичному інтервалі температур за п’ять проходів із сумарним ступенем деформації 37,5 %. Температура початку деформації становила 950...930 °С, кінця деформації 730...740 °С відповідно.

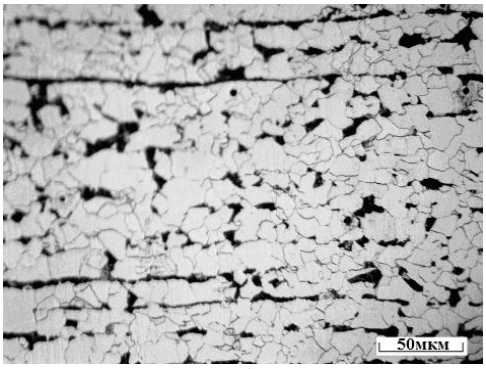
Після кінця прокатки карти охолоджували зі швидкістю ≈5 °С/с.

На рис. 4 наведені знімки досліджуваних сталей після штатних технологій виробництва.

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



а



б

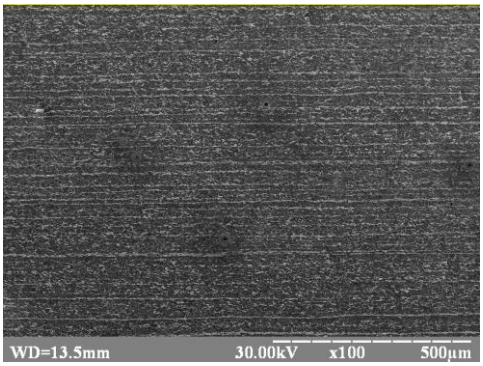
в

Рис. 4. Мікроструктура сталей у стані постачання: а – 09Г2С; б – 10ХСНД; в – 10Г2ФБ

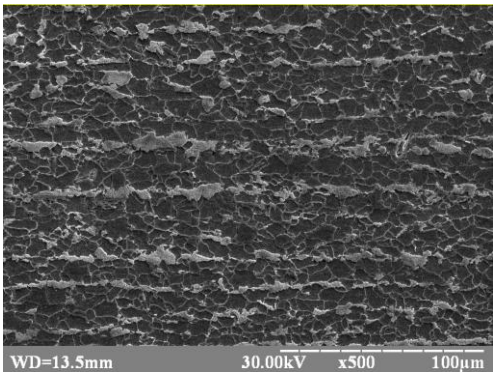
Сталь 10Г2ФБ після контрольованої прокатки має певну різнозернистість. Також слід зазначити, що структура сталі 10Г2ФБ містить неоднорідність у вигляді перлітних смуг, що є характерною ознакою товстих листів прокатних за технологією контрольованої прокатки.

Результати мікроструктурних досліджень сталі 09Г2С після термомеханічної обробки за схемою безперервної контрольованої прокатки подані на рис. 5.

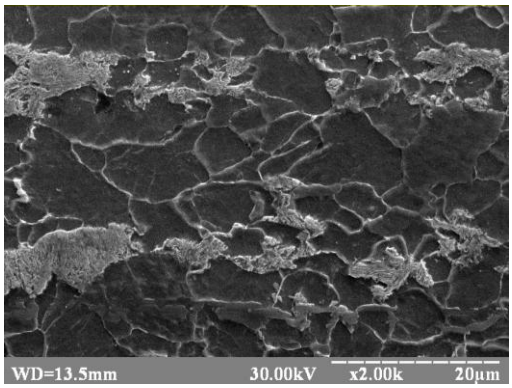
Аналіз наведених даних показує, що в сталі присутня дрібнозерниста ферито-перлітна структура, зокрема морфологія перліту буде відрізнятися від звичайного. Це обумовлено тим, що феритна фаза не встигає повністю виділитися, і тому аустеніт у момент евтектоїдного перетворення буде мати концентрацію вуглецю меншу ніж 0,8 %. Як наслідок, перліт буде містити менше вуглецю й мати більш тонку будову.



а



б

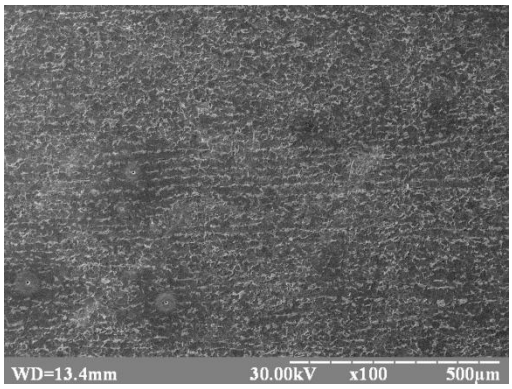


в

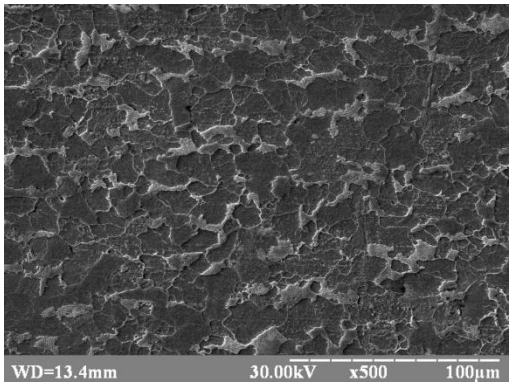
Рис. 5. Мікроструктура сталі 09Г2С після безперервної контрольованої прокатки

Результати мікроструктурних досліджень сталі 10ХСНД після термомеханічної обробки за схемою безперервної контрольованої прокатки наведено на рис. 6.

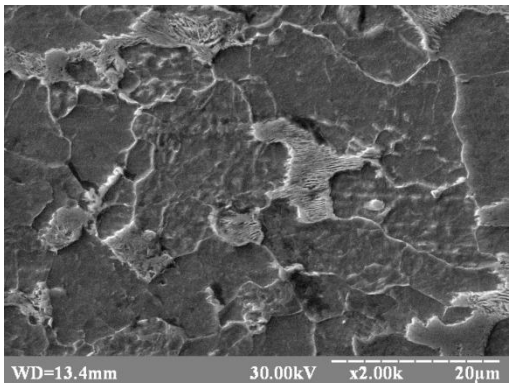
Металографічна оцінка показує, що після прокатки за запропонованим режимом феритна складова сталі 10ХСНД стає значно більш дисперсною з підвищенням ступеня деформації та зниженням температури деформації у міжкритичному інтервалі.



а



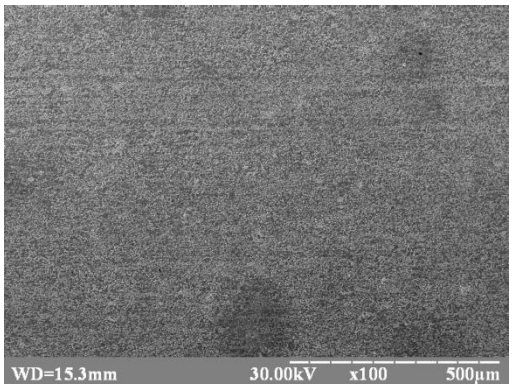
б



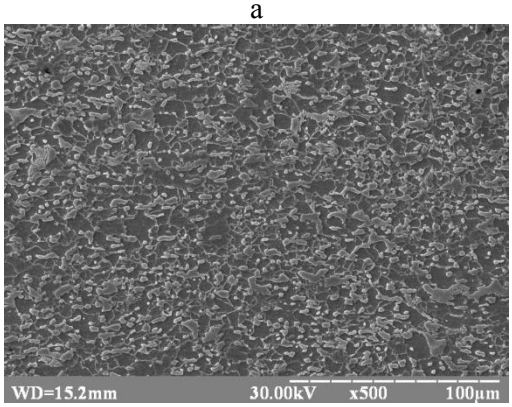
в

Рис. 6. Мікроструктура сталі 10ХСНД після безперервної контрольованої прокатки

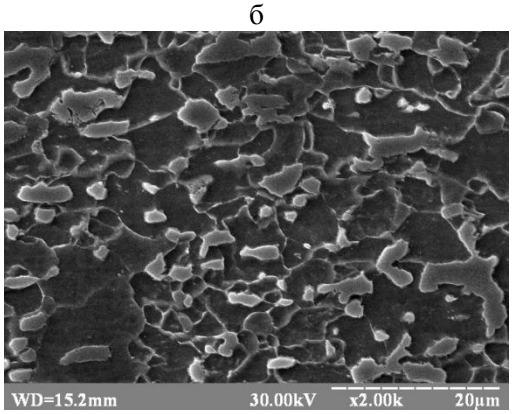
Результати мікроструктурних досліджень сталі 10Г2ФБ після термомеханічної обробки за схемою безпреревної контрольованої прокатки подані на рис. 7. Аналіз наведених даних показав, що металопрокат має феритоперлітну структуру. Зазначимо, що під час температурно-деформаційної обробки відбувалися процеси дифузійного перерозподілу, внаслідок чого формування колоній перліту відбувається за умови досягнення концентрації вуглецю меншій ніж 0,8 %. Отримана перлітна складова має більш тонку будову і носить назву квазіевтектоїда.



а



б



в

Рис. 7. Мікроструктура сталі 10Г2ФБ після безперервної контрольованої прокатки

Порівняльний мікроструктурний аналіз показав, що прокат, виготовлений за штатною технологією, характеризується наявністю практично безперервних перлітних смуг у структурі сталі, у той час як мікроструктура прокату, виготовленого за експериментальним режимом, характеризується переривчас-

тими перлітними смугами у вигляді «острівців», відокремлених один від одного феритною складовою.

Комплекс механічних властивостей сталей 09Г2С, 10ХСНД та 10Г2ФБ у стані постачання наведено в табл. 2.

Комплекс механічних властивостей сталей 09Г2С, 10ХСНД та 10Г2ФБ після безперервної контрольованої прокатки наведено в табл. 3.

Аналіз результатів, наведених у табл. 2, 3, показує, що застосування безперервної контрольованої прокатки призводить до підвищення міцнісних характеристик металопрокату порівняно з вихідним станом.

Таблиця 2 – Комплекс механічних властивостей низьковуглецевих мікролегованих сталей 09Г2С, 10Г2ФБ, 10ХСНД у стані постачання

Марка сталі	Механічні властивості				
	δ_5, %	ψ, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_т$, МПа	$\sigma_в$, МПа
09Г2С	21,0	66,0	345,0	-	490,0
10Г2ФБ	20,0	64,0	-	440,0	590,0
10ХСНД	21,0	60,0	-	335	480

Таблиця 3 – Комплекс механічних властивостей низьковуглецевих мікролегованих сталей 09Г2С, 10Г2ФБ, 10ХСНД після безперервної контрольованої прокатки

Марка сталі	Механічні властивості				
	δ_5, %	ψ, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_т$, МПа	$\sigma_в$, МПа
09Г2С	25,0	78,0	-	451,3	556,0
10Г2ФБ	21,3	58,5	517,7	-	704,7
10ХСНД	23,4	71,5	505,5	-	680,6

Водночас пластичні властивості залишаються на рівні, що задовольняє вимоги чинної в будівельній галузі нормативної документації. Це пояснюється формуванням у процесі безперервної прокатки більш дисперсних структурних складових.

Підвищення дисперсності структури металопрокату стає можливим за рахунок створення та збереження стійкої полігональної структури аустеніту. У той самий час, протягом гарячої деформації у міжкритичному інтервалі температур у дрібних зернах фериту формуються додаткові малокутові субзерені границі. У цьому разі, як свідчать отримані дані, така схема прокатки поширюється і дає позитивний результат для товстолистового прокату зі сталей, які не містять коштовних карбідоутворювальних елементів.

Висновки

1. Порівняльний мікроструктурний аналіз показав, що прокат, виготовлений за штатною технологією, характеризується наявністю практично безперервних перлітних смуг у структурі сталі, тоді як мікроструктура прокату, виготовленого за експериментальним режимом, характеризується переривчастими перлітними смугами у вигляді «острівців», відокремлених один від одного феритною складовою.

2. Застосування безперервної контрольованої прокатки призводить до підвищення міцнісних характеристик металопрокату порівняно з вихідним станом. Зокрема пластичні властивості залишаються на рівні, що задовольняє вимоги чинної в будівельній галузі нормативної документації. Це пояснюється формуванням у процесі безперервної прокатки більш дисперсних структурних складових. Підвищення дисперсності структури металопрокату стає можливим за рахунок створення та збереження стійкої полігональної структури аустеніту. У той самий час, протягом гарячої деформації у міжкритичному інтервалі температур у дрібних зернах фериту формуються додаткові малокутові субзерені границі. Водночас, як свідчать отримані дані, така схема прокатки поширюється і дає позитивний результат для товстолистового прокату зі сталей, які не містять коштовних карбідоутворювальних елементів.

Література

1. Зотов В.Ф. Производство проката. – Москва: Интермет Инжиниринг, 2000. – 352 с.
2. Tither G., Morrow J. W. Strong, tough molybdenum steels for the Arctic // Metals Eng. quart. – Ohio: American Society for Metals, 1975. – Vol. 15. – No. 8. – P. 42–52.
3. Woodhead J.H., Webster D. Precipitation reactions in a vanadium – fearing mild steel // Metals Eng. quart. – Ohio: American Society for Metals, 1969. – Vol. 207. – No. 6. – P. 854–857.
4. Большаков В.И. Упрочнение строительных сталей. – Днепропетровск: Січ, 1993. – 332 с.
5. Ландер Х., Михелич Дж. Производство молибденовых сталей для магистральных трубопроводов. – Харьков: Ландер– МиТом, 1977, № 7 – С. 47 – 51.
6. Бернштейн М.Л., Одесский П.Д. Высокопрочные строительные стали. Металловедение и

термическая обработка. – Москва: Металлургия, 1977. – Т. 2. – 368 с.
7. Васильев А.А. Металлические конструкции. – Москва: Стройиздат, 1976. – 424 с.
8. Муханов К.К. Металлические конструкции: учебник для вузов. – Изд. 3-е, испр. и доп. – Москва: Стройиздат, 1978. – 572 с.
9. Динамика процессов прокатки: учебное пособие / С.Л. Коцарь, В.А. Третьяков, А.Н. Цупров, Б.А. Поляков. – Москва: Металлургия, 1997. – 255 с.
10. Погоржельский В.И. Контролируемая прокатка непрерывнолитого металла. – Москва: Металлургия, 1986. – 151 с.
11. Теоретико-експериментальне дослідження механізмів впливу нанорозмірних параметрів структури на закономірності руйнування низьковуглецевих мікролегованих сталей / В.І. Большаков, Г.Д. Сухомлин, Д.В. Лаухін, та ін. – Дніпро: Придніпровська державна академія будівництва та архітектури, 2017. – 102 с.
12. Сталь марки 10ХСНД / Режим доступу: http://stankiexpert.ru/spravochnik/materialovedenie/stal-10khsnd.html.
13. Михайленко Ю.В. Изготовление прозрачных и полированных шлифов: метод. указания. – Ухта: УГТУ, 2012. – 43 с
14. Патент на корисну модель 133785, МПК B21B 37/74 (2006.01) B21B 45/02 (2006.01). Спосіб виготовлення листів з низьковуглецевої низьколегованої сталі методом безперервної контрольованої прокатки / Д. В. Лаухін, Н. О. Ротт, О. В. Бекетов та ін. – u 2018 10697, заяв. 29.10.2018; друк. 25.04.2019, Бюл. № 8.

References

1. Zotov V.F. Rolled metal production. – Moskva: Intermet Engineering, 2000. – 352 p.
2. Tither G., Morrow J. W. Strong, tough molybdenum steels for the Arctic // Metals Eng. quart. – Ohio: American Society for Metals, 1975. – Vol. 15. – No. 8. – P. 42–52.
3. Woodhead J.H., Webster D. Precipitation reactions in a vanadium - fearing mild steel // Metals Eng. quart. – Ohio: American Society for Metals, 1969. – Vol. 207. – No. 6. – P. 854–857.
4. Bolshakov V.I. Strengthening of building steels. – Dnepropetrovsk: Sich, 1993. – 332 p.
5. Lander H., Michelich J. Production of molybdenum steels for main pipelines. – MiTom, 1977, no. 7, p. 47– 51.
6. Bernstein M.L., Odessa P.D. High-strength construction steel. Metallurgy and heat treatment. – Moskva: Metallurgy, 1977. – T. 2. – 368 p.
7. Vasiliev A.A. Metal constructions. – Moskva: Stroyizdat, 1976. – 424 p.
8. Mukhanov K.K. Metal structures: Textbook for universities. Ed. 3rd, rev. and additional. – Moskva: Stroyizdat, 1978. – 572 p.
9. The dynamics of rolling processes: a tutorial / S.L. Kotsar, V.A. Tretyakov, A.N. Tsuprov, B.A. Polyakov. – Moskva: Metallurgy, 1997. – 255 p.
10. Pogorzhelsky V.I. Controlled rolling of continuously cast metal. – Moskov: Metallurgy, 1986. – 151 p.
11. Theoretical and experimental advancement of the mechanism of the injection of nanosized parameters of the structure on the regularity of the formation of low-carbon micro-alloyed steels / V.I. Bolshakov, G. D. Sukhomlin, D.V. Laukhin et al. – Dnipro: Pridniprovsk State Academy of Budget and Architecture, 2017. – 102 p.
12. Steel grade 10HSND / Access mode: http://stankiexpert.ru/spravochnik/materialovedenie/stal-10khsnd.html.
13. Mikhailenko Yu.V. Production of transparent and polished thin sections: method. instructions. – Ukhta: USTU, 2012. – 43 p.
14. Patent 133785, IPC B21B 37/74 (2006.01) B21B 45/02 (2006.01) / D.V. Laukhin, N.O. Rott, O.V. Beketov et al. – u 2018 10697, app. 10/29/2018; druk. 04/25/2019, Bul. no. 8.

Лаухін Дмитро Вячеславович, д.т.н., проф., кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», d.v.laukhin@gmail.com, вул. Чернишевського, 24[a], Дніпро, 49005, Україна.
Ротт Наталія Олександрівна, к.т.н., доц., кафедра конструювання, технічної естетики і дизайну НТУ, rott.n.o@nmu.one, НТУ «Дніпровська політехніка», вул. Д. Яворницького, 19, Дніпро, 49005, Україна.
Бекетов Олександр Вадимович, к.т.н., доц., кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, a.v.beketov77@gmail.com,
ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», вул. Чернишевського, 24[a], Дніпро, 49005, Україна.
Пустовой Дмитро Сергійович, к.т.н., доц., кафедра конструювання, технічної естетики і дизайну, pustovoi.d.s@nmu.one, НТУ «Дніпровська політехніка», вул. Д. Яворницького, 19, Дніпро, 49005, Україна.
Письменкова Тетяна Олександрівна, к.т.н., доц., кафедра конструювання, технічної естетики і дизайну, pismenkova.t.o@nmu.one, НТУ «Дніпровська політехніка»,
вул. Д. Яворницького, 19, Дніпро, 49005, Україна.
Бабенко Євген Олександрович, аспірант, кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, zhenya.babenko.dndzn@gmail.com,
ДВНЗ «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури»,
вул. Чернишевського, 24а, Дніпро, 49005, Україна.

Investigation of structure and properties of construction steel after continuous controlled rolling

Abstract. *Scientists have been tasked with improving the properties and characteristics of metal, creating new structural materials that increase the rationality of their use in all spheres of life and become the basis*

*for creating competitive products. **Problem.** The problem is expand the use of metal structures in construction by improving the parameters of controlled rolling and the chemical composition of construction steels on its structure and properties. **Method.** The technology of continuous controlled rolling is based on the creation of a stable polygonized structure of austenite, which is formed during hot deformation to temperatures in the upper part of the inter-critical interval. The further formation of numerous nuclei of hypoeutectoid ferrite increases the dispersion of ferrite grains of the metal supplied to the finishing rolling, therefore, a more dispersed final ferrite-pearlite structure is formed in the finished sheets, and the mechanical properties increase. **Practical results.** The use of continuous controlled rolling leads to an increase in the strength characteristics of rolled metal in comparison with the initial state. At the same time, the plastic properties remain at a level that meets the requirements of the regulatory documentation in force in the construction industry. **Conclusion.** As evidenced by the data obtained, such a rolling scheme is spreading and gives a positive result for heavy-plate products made from steels that do not contain valuable carbide-forming elements.*
***Keywords:** continuous controlled rolling, hot deformation, grain, structure, mechanical properties.*

Laukhin Dmytro, Doctor of Science, Prof.,
Department of Materials Science and Materials Processing, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, d.v.laukhin@gmail.com, Chernyshevsky street, 24a, Dnipro, 49005, Ukraine
Rott Nataliia, Ph.D., Assoc. prof.
Engineering and Generative Design Department, rott.n.o@nmu.one,
Dnipro University of Technology,
D. Yavornytskoho avenue, 19, Dnipro, 49005, Ukraine
Beketov Oleksandr, Ph.D., Assoc. prof.
Department of Materials Science and Materials Processing, a.v.beketov77@gmail.com, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, Chernyshevsky street, 24a, Dnipro, 49005, Ukraine
Pustovoi Dmytro, Ph.D., Assoc. prof.
Engineering and Generative Design Department, pustovoi.d.s@nmu.one,
Dnipro University of Technology,
D. Yavornytskoho avenue, 19, Dnipro, 49005, Ukraine
Pismenkova Tetiana, Ph.D., Assoc. prof.
Engineering and Generative Design Department, pismenkova.t.o@nmu.one,
Dnipro University of Technology,
D. Yavornytskoho avenue, 19, Dnipro, 49005, Ukraine
Babenko Eugene, post. grad. student
Department of Materials Science and Materials Processing, zhenya.babenko.dndzn@gmail.com, Prydniprovsk State Academy of Civil Engineering and Architecture, Chernyshevsky street, 24a, Dnipro, 49005, Ukraine

Исследование структуры и свойств строительных сталей после непрерывной контролируемой прокатки

***Аннотация.** Исследована структура низколегированных низкоуглеродистых прокатанных по экспериментальной технологии (непрерывная контролируемая прокатка) строительных сталей. Проанализированы структура и прочностные характеристики исследуемых сталей. Проведены микроструктурные исследования кинетики формирования структуры низкоуглеродистых сталей.*
***Ключевые слова:** безперерывная контролированная прокатка, горячая деформация, зерно, структура, механические свойства.*

Лаухин Дмитрий Вячеславович, д.т.н., проф.,
кафедра материаловедения и обработки материалов ДВНЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»,
ул. Чернышевского, 24а, Днепр, 49005, Украина
d.v.laukhin@gmail.com.
Ротт Наталья Александровна, к.т.н., доц.,
кафедра конструирования, технической эстетики и дизайна НТУ «Днепровская политехника»,
пр. Д. Яворницкого, 19, Днепр, 49005, Украина
rott.n.o@nmu.one.
Бекетов Александр Вадимович, к.т.н., доц.,
кафедра материаловедения и обработки материалов ДВНЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»,
ул. Чернышевского, 24а, Днепр, 49005, Украина
a.v.beketov77@gmail.com.
Пустовой Дмитрий Сергеевич, к.т.н., доц.,
кафедра конструирования, технической эстетики и дизайна НТУ «Днепровская политехника»,
пр. Д. Яворницкого, 19, Днепр, 49005, Украина
pustovoi.d.s@nmu.one.
Писменкова Татьяна Александровна, к.т.н.,
кафедра конструирования, технической эстетики и дизайна НТУ «Днепровская политехника»,
пр. Д. Яворницкого, 19, Днепр, 49005, Украина
pismenkova.t.o@nmu.one.
Бабенко Евгений Александрович, аспирант,
кафедра материаловедения и обработки материалов ДВНЗ «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры»,
ул. Чернышевского, 24а, Днепр, 49005, Украина
zhenya.babenko.dndzn@gmail.com.