

УДК 621.771:669.15

## ОСОБЛИВОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ ВИСОКОВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ ПІД ЧАС ВАЛЬЦЮВАННЯ

*В. А. ЛУЦЕНКО, Е. В. ПАРУСОВ, О. В. ПАРУСОВ, О. В. ЛУЦЕНКО,  
І. М. ЧУЙКО, Т. М. ГОЛУБЕНКО*

*Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро*

Встановлено особливості формування та розподілу ступеня дисперсності перліту у сталевій заготовці зі сталі C82D (EN ISO 16120-2:2017), а також після її гарячого пластичного деформування на різних стадіях вальцювання. Показано, що структура – пластинчастий перліт з різним ступенем дисперсності незалежно від технологічної зони відбору зразків. З наближенням до осьової зони прокату міжпластинкова відстань у перліті збільшується і досягає найбільших значень у центрі. Встановлено, що гаряче пластичне деформування слід здійснювати за контрольованої температури виходу металу на останній стадії вальцювання, при цьому необхідно вилучити етап водяного охолодження, що зменшить градієнт температури між поверхнею та центром прокату.

**Ключові слова:** *високовуглецева сталь, вальцювання, температура, рекристалізація, структура, перліт, дисперсність.*

Features of the formation and distribution of the degree of pearlite dispersity in the steel billet of C82D steel (EN ISO 16120-2:2017) and also in the process of its hot plastic deformation in various technological areas of the rolling mill, were established. The structure is a lamellar pearlite with different degrees of dispersity, regardless of the technological selection area of the samples. In the process of approaching to the axial zone of the rolled product, the interplate distance of pearlite increases and reaches the largest values in the center. It is found, that hot plastic deformation should be completed at a controlled temperature of the metal fall of the last finishing stand, while the stage of water cooling should be excluded, which will reduce the temperature gradient between the surface and the center of the rolled product before cooling.

**Keywords:** *high-carbon steel, wire rod, temperature, recrystallization, structure, pearlite, dispersity.*

**Вступ.** Головна особливість гарячого пластичного деформування (ГПД) у сучасному вальцюванні полягає в тому, що формозміна сталеві заготовки квадратного або прямокутного перерізу у круглий переріз прокату відбувається за великих швидкостей деформації та високих температур. Механічні властивості прокату залежать від структури аустеніту, яка сформувалася при ГПД [1–4]. Під час деформаційно-термічної обробки (ДТО) сталей аустенітний стан проміжний, після чого відбувається охолодження та формується остаточна структура прокату, яка визначає комплекс нормованих показників якості.

Кінетика рекристалізації аустеніту під час ГПД та її вплив на формування структури і властивостей сталей розглянута багатьма дослідниками [5–7]. Розвиток та проходження різних стадій рекристалізації (динамічна, метадинамічна, статична) має важливий вплив не тільки на формування зеренної структури аустеніту, але й на зміцнення/знеміцнення сталей [2, 7]. Після ГПД т.зв. рекристалізований стан металу відрізняється від стану після статичної рекристалізації підвище-

ною густиною дислокацій. Якщо динамічно рекристалізований метал піддавати післядеформаційним витримкам за температури закінчення ГПД, то в ньому можуть відбуватись метадинамічна рекристалізація, статична полігонізація або статична рекристалізація. Остання пов'язана з формуванням нових зародків, здатних до подальшого зростання завдяки матричному металу, в якому тією чи іншою мірою відбулися динамічна та метадинамічна рекристалізації, але при цьому збереглася підвищена густина дислокацій. За температур вище  $A_1$  найповніше – статична збиральна рекристалізація, що призводить до зростання аустенітного зерна. А це зумовлює підвищення стійкості аустеніту, зниження нижньої критичної швидкості охолодження і, як наслідок, утворення дисперснішого перліту [8–10].

Результати досліджень [11–13] свідчать, що, крім зменшення ліквідаційних процесів, забезпечення чистоти сталі за вмістом неметалевих включень і заданого хімічного складу, параметри ГПД з подальшим регламентованим охолодженням прокату є найефективнішим способом для поліпшення загального комплексу властивостей готової металопродукції [14–18].

Для кожної сталі температура нагрівання та деформації залежить від хімічного складу і схильності до зростання аустенітного зерна. Зниження температури одиничних обтискань металу притаманне групам прокатних клітей, для яких характерні низькі швидкості деформації. Починаючи з проміжних і закінчуючи чистовими клітьями температура обтискань металу зростає, що зумовлено впливом деформаційного розігріву за підвищення швидкості вальцювання.

Під час ГПД прокат має нерівномірний розподіл температури за поперечним перерізом [19, 20]. Температура осьової зони розкату зростає під час вальцювання через тепло деформації, що пов'язано з локалізацією теплообміну поверхневих шарів металу з валками й середовищем у міжклітьовому просторі. Очевидно, що нерівномірність температурного поля перерізу розкатів за ГПД впливає на напружено-деформований стан металу, а отже, і на рекристалізацію та формування залишкової структури сталі під час вальцювання.

Мета роботи – встановити особливості формування та розподілу дисперсності перліту в поперечному перерізі заготовки, розкату та готового прокату високовуглецевої сталі залежно від ступеня ГПД і температурно-часового регламенту охолодження.

**Матеріал і методика.** Для промислових і лабораторних експериментів використовували сталь С82D, хімічний склад якої відповідав вимогам EN ISO 16120-2:2017 (wt%: 0,82 C; 0,59 Mn; 0,18 Si; 0,011 P; 0,004 S; 0,03 Cr; 0,05 Ni; 0,11 Cu).

Мікрошліфи для металографічного контролю відбирали зі сталевих заготовок перерізом 125 × 125 mm (виготовленої з безперервнолитого злитка перерізом 250 × 300 mm), розкатів Ø62 і 17 mm та готового прокату Ø5,5 mm. Зразки від заготовки та розкатів відбирали з подальшим охолодженням на спокійному повітрі. Зразки з прокату Ø5,5 mm, виготовленого способом Стелмор, брали після його охолодження від температур ГПД із середніми швидкостями 15 і 25°C/s, а також після охолодження на спокійному повітрі. Оцінювали ступінь дисперсності перліту в структурі прокату за відомими методиками, кількість сорбітоподібного перліту визначали точковим методом (Додаток Б, ТУ У 27.1-4-519-2002 “Катанка з якісної вуглецевої сталі”). Середню міжпластинкову відстань у перліті визначали за авторською програмою “CalcDisper”, обробивши зображення, отримані на електронному мікроскопі. Мікроструктурні дослідження здійснювали, використовуючи оптичний мікроскоп “Neophot-32” та електронні мікроскопи “VEGA TS5130MM”, “JSM-35”, “EF-2”.

**Результати та їх обговорення.** Враховуючи формування різних температурних полів під час ГПД, дослідили особливості структуроутворення сталі С82D на різних стадіях вальцювання. Відповідно до результатів металографічного ана-

лізу, структура сталі С82D складається з пластинчастого перліту різного ступеня дисперсності (рис. 1).

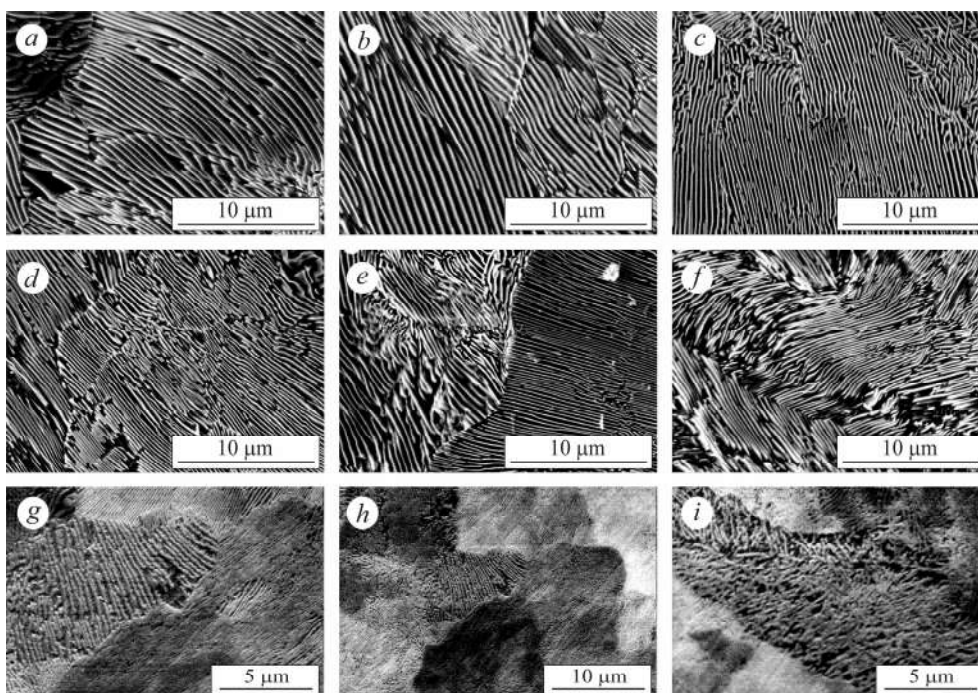


Рис. 1. Мікроструктура сталі С82D, вирізаної зі заготовки перерізом 125×125 mm (*a, b* –  $\mu = 4,8$ ); розкату  $\varnothing 62$  mm (*c, d* –  $\mu = 24,9$ ) та  $\varnothing 17$  mm (*e, f* –  $\mu = 330,6$ ); прокату  $\varnothing 5,5$  mm ( $\mu = 3157,9$ ), охолодженого на спокійному повітрі (*g*), зі швидкістю 15 (*h*) і 25 °C/s (*i*); *a, c, e, g, h, i* – поверхня; *b, d, f* – осьова зона (центр).

Fig. 1. Microstructure of C82D steel cut from the billet with a cross-section of 125×125 mm (*a, b* –  $\mu = 4,8$ ), from the rod  $\varnothing 62$  mm (*c, d* –  $\mu = 24,9$ ) and  $\varnothing 17$  mm (*e, f* –  $\mu = 330,6$ ); from the wire rod  $\varnothing 5,5$  mm ( $\mu = 3157,9$ ) cooled in serenity air (*g*), with a speed of 15 (*h*) and 25°C/s (*i*); *a, c, e, g, h, i* – surface; *b, d, f* – axial zone (center).

Результати розрахунку максимальної, мінімальної та середньої міжпластинкових відстаней у перліті, отримані за обробки шести зображень для кожної з досліджуваних ділянок у заготовці, розкату та готовому прокаті (рис. 2).

Зі збільшенням сумарного видовження ( $\mu$ ) температура розкату підвищується, що призводить до розвитку збиральної рекристалізації після виходу металу з осередку деформації.

При ГПД сталі С82D у лінії прокатного стану на технологічних ділянках із вищою температурою утворюється перліт із меншими міжпластинковими відстанями ( $S_0$ ,  $\mu\text{m}$ ). При цьому в структурі заготовки найменші міжпластинкові відстані в перліті фіксують на поверхні  $S_0 = 0,295 \mu\text{m}$ , а в осьовій зоні –  $0,328 \mu\text{m}$ . Для розкату  $\varnothing 62$  mm середня міжпластинкова відстань у перліті для осьової зони становить  $0,289 \mu\text{m}$ , а на поверхні –  $0,261 \mu\text{m}$ . У структурі розкату  $\varnothing 17$  mm значення  $S_0$  на поверхні зменшується до  $0,238 \mu\text{m}$ , а в осьовій зоні – до  $0,263 \mu\text{m}$ .

Зазначена поведінка дисперсності перліту сталі С82D обумовлена не лише підвищенням сумарного видовження, а також впливом масштабного чинника, який призводить до зростання фактичної швидкості охолодження розкату на спокійному повітрі (нормалізація) зі зменшенням його профілерозміру.

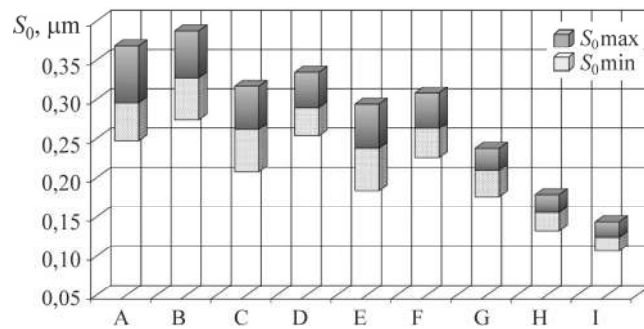


Рис. 2. Міжпластинова відстань у перліті ( $S_0$ ) сталі C82D залежно від місця відбору зразків: А, В – зразки, вирізані зі заготовки перерізом 125×125 mm (нормалізація), з поверхні та центру, відповідно; С, D – з розкату Ø62 mm (нормалізація), з поверхні та центру, відповідно; Е, F – з розкату Ø17 mm (нормалізація), з поверхні та центру, відповідно; G, H, I – з поверхні прокату Ø5,5 mm, після нормалізації та охолодження зі швидкостями 15 і 25°C/s, відповідно.

Fig. 2. The interplate distance of pearlite ( $S_0$ ) of C82D steel depending on the location of the samples: A, B – samples cut from the billet with a cross-section of 125×125 mm (normalization), from surface and center, respectively; C, D – from the rod Ø62 mm (normalization), from surface and center, respectively; E, F – from the rod Ø17 mm (normalization), from surface and center, respectively; G, H, I – from the wire rod surface Ø5.5 mm, after normalization and cooling at speeds of 15 and 25°C/s, respectively.

Очевидно, що найсуттєвіший вплив на дисперсність перліту та рівномірність розподілу структури за перерізом прокату зі сталі C82D (мінімальний розкид мінімального та максимального значень на рис. 2) мають температура деформації, ступінь ГПД і швидкість охолодження. Після виходу металу з останньої стадії вальцювання та подальшого повітряного охолодження зі швидкістю 25°C/s на поверхні прокату Ø5,5 mm зі сталі C82D середнє значення міжпластинової відстані в перліті менше порівняно з прокатом після нормалізації та охолодження зі швидкістю 15°C/s і становить 0,128 μm. Такий перліт за ГОСТ 8233-56 класифікують як перліт бала № 1 (сорбітоподібний) зі  $S_0 < 0,20$  μm. Слід зазначити, що зі швидкостями охолодження >25°C/s в структурі прокату може утворюватися бейніт, що незадовільно позначається на подальшій переробці прокату [16].

Для сталевної заготовки, розкату Ø62 і 17 mm з наближенням до осьової зони міжпластинова відстань у перліті збільшується і досягає в центрі найбільших значень. При цьому нижчі значення  $S_0$  фіксують у прокаті Ø5,5 mm як після нормалізації, так і після охолодження зі швидкостями 15 і 25°C/s.

Для розмежування впливу температури початку охолодження ( $t_0$ , °C) та швидкості охолодження ( $V$ , °C/s) на зміну дисперсності перліту в структурі прокату зі сталі C82D виконали лабораторні експерименти трьома етапами.

На першому етапі зразки нагрівали в муфельній печі до температур 900...1050°C (крок 50°C), витримували, а потім піддавали прискореному повітряному охолодженню зі швидкістю 15°C/s. Охолоджували зразки за допомогою вентиляторів, а регулювали швидкість процесу відповідною їх кількістю та потужністю роботи. Задану швидкість контролювали за допомогою термопар, закріплених у центрі зразка. Нагрівали та витримували зразки за допомогою програмного регулятора. Металографічний аналіз структури прокату здійснювали без врахування поверхневого знеуглецьованого шару з умовним розподілом поперечного перерізу зразка на зони: поверхнева, проміжна (1/2 радіуса зразка), осьова (центр).

Середні значення розподілу дисперсності перліту в структурі сталі залежно від  $t_0$  наведено на рис. 3. Кількість перліту бала № 4–5 ( $S_0 = 0,6...0,8$  μm) за пере-

різом зразків становила  $\leq 1\%$  за температури нагрівання  $\sim 900^\circ\text{C}$ . Підвищення температури початку охолодження від  $900$  до  $1050^\circ\text{C}$  призводить до збільшення ступеня дисперсності перліту – кількість перліту бала № 1 зростає на  $\sim 10\%$ , при цьому кількість перліту бала № 2–3 ( $S_0 = 0,3\dots 0,4 \mu\text{m}$ ) зменшується у  $\sim 2$  рази і досягає мінімуму за температури  $1050^\circ\text{C}$ . Підвищення  $t_0$  до  $1000\dots 1050^\circ\text{C}$  на відміну від температурного інтервалу  $880\dots 920^\circ\text{C}$ , що рекомендується провідними світовими виробниками металургійного обладнання, сприяє поліпшенню одного з нормованих показників якості високовуглецевої сталі.

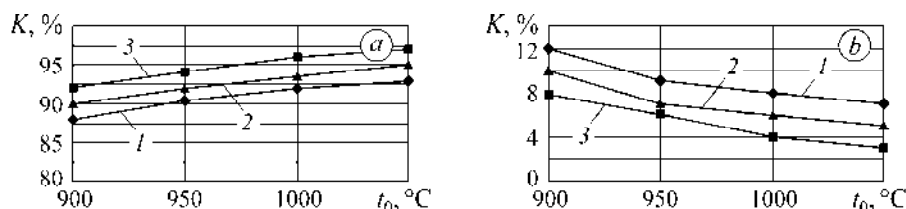


Рис. 3. Вплив температури початку охолодження на розподіл кількості перліту ( $K$ ) за умовними зонами зразків зі сталі C82D:  $a$  – перліт бала № 1;  $b$  – бала № 2–3; 1 – поверхнева зона; 2 – проміжна; 3 – осьова.

Fig. 3. Influence of the start of the cooling temperature on distribution of the pearlite quantity ( $K$ ) according to conditional zones of samples from C82D steel:  $a$  – pearlite grade № 1;  $b$  – grade № 2–3; 1 – surface zone; 2 – intermediate; 3 – axial.

Отже, необхідно враховувати відмінність у формуванні розміру аустенітного зерна, що утворюється з прокатного і окремого нагрівів. За охолодження способом Стелмор після виходу прокату з останньої стадії вальцювання блока за температур  $1100\dots 1150^\circ\text{C}$  він інтенсивно охолоджується водою до температур  $\sim 920^\circ\text{C}$ , внаслідок чого виникає значний градієнт температур (до  $\sim 280^\circ\text{C}$ ) між поверхнею та центром. Статична збиральна рекристалізація найповніше відбувається у гарячедеформованій сталі на ділянці “закінчення охолодження водою  $\rightarrow$  початок прискореного повітряного охолодження”. Через виникаючий градієнт температур після охолодження водою між поверхневою і осьовою зонами прокату перерозподіляється теплова енергія між центральними і поверхневими шарами. При цьому рекристалізація відбувається з різною інтенсивністю в поперечному перерізі прокату, що призводить до формування структурної неоднорідності.

Збільшення  $t_0$  високовуглецевої сталі від  $900$  до  $1050^\circ\text{C}$  сприяє зростанню розміру аустенітного зерна на  $\sim 1,5\text{--}2$  номери, внаслідок чого підвищується стійкість аустеніту за безперервного охолодження, а критична точка початку дифузійного  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення ( $A_{r1}$ ) зміщується в область нижчих температур, забезпечуючи сприятливі умови для формування дисперсної та однорідної перлітної структури. Навпаки, інтенсивне охолодження прокату водою та зниження  $t_0$  до  $\sim 900^\circ\text{C}$  уповільнює розвиток статичної збиральної рекристалізації за умовними зонами поперечного перерізу прокату, а розмір аустенітного зерна зменшується. Дрібніше аустенітне зерно підвищує сумарну протяжність зеренних меж, що призводить до зниження стійкості аустеніту за подальшого безперервного охолодження. При цьому критична точка  $A_{r1}$  зміщується в область вищих температур, а дисперсність і рівномірність розподілу перліту знижуються.

Графічні результати (рис. 3) підтверджують вплив градієнта температури між поверхневою та осьовою зонами прокату на структуроутворення. За охолодження з окремого нагріву спостерігаємо протилежну залежність – у центрі зразків формується максимальна кількість перліту бала № 1 і мінімальна – бала № 2–3. Це пов’язано із особливостями рекристалізації за умовними зонами зразка, що

обумовлює різну стійкість аустеніту та відповідно положення критичної точки  $A_{r1}$  за подальшого безперервного охолодження.

На другому етапі експериментів встановлено вплив швидкості безперервного охолодження на показник  $S_0$  у структурі прокату за умови сталості  $t_0$  (~950°C). На дисперсність перліту високовуглецевої сталі C82D впливає як температура початку охолодження, так і швидкість безперервного охолодження, при цьому остання є значущіша аж до значень 20°C/s (рис. 4). За охолодження прокату зі швидкостями > 20°C/s дисперсність продуктів розпаду аустеніту змінюється неістотно.

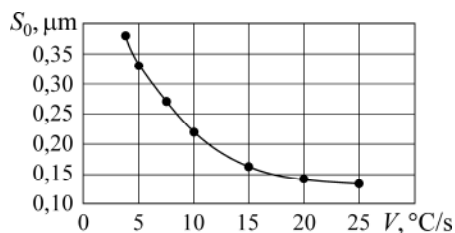


Рис. 4. Вплив швидкості безперервного охолодження на міжпластинкову відстань у перліті сталі C82D ( $t_0 \sim 950^\circ\text{C}$ ;  $S_0$  визначено на 1/2 радіуса зразка).  
 $S_0 = 0,0006V^2 - 0,0286V + 0,4518$ ;  
 $R^2 = 0,9587$ .

Fig. 4. Influence of the rate of continuous cooling on the interplate distance in C82D steel pearlite ( $t_0 \sim 950^\circ\text{C}$ ;  $S_0$  determined for 1/2 sample radius).  
 $S_0 = 0.0006V^2 - 0.0286V + 0.4518$ ;  $R^2 = 0.9587$ .

На третьому етапі зразки нагрівали в печі до 950°C, витримували і потім охолоджували в соляних ваннах за температур 690 і 550°C за таким алгоритмом. Режим № 1 – негайне охолодження у соляних ваннах після витримки; режим № 2 – охолодження з напіввідчиненими дверцятами печі після витримки від 950 до 730°C та подальшим охолодженням у соляних ваннах. Залежно від режиму фактична швидкість охолодження сталі в інтервалі температур “початок охолодження → ізотермічне середовище” становила: 50°C/s (режим № 1) і 0,5°C/s (режим № 2). Контролювали швидкість охолодження за допомогою термопар, закріплених у центрі зразків. Структура сталі – пластинчастий перліт, а середню міжпластинкову відстань (1/2 радіуса прокату) з довірчим інтервалом 0,95 наведено в таблиці.

#### Вплив швидкості охолодження (V) на міжпластинкову відстань у перліті ( $S_0$ ) сталі C82D

| № режиму охолодження | $t_0$ | Температура соляної ванни | V, °C/s | $S_0$ та довірчі інтервали, μm |
|----------------------|-------|---------------------------|---------|--------------------------------|
|                      | °C    |                           |         |                                |
| 1                    | 950   | 690                       | 50      | (0,342 ± 0,017)                |
| 2                    |       |                           | 0,5     | (0,396 ± 0,019)                |
| 1                    |       | 550                       | 50      | (0,143 ± 0,005)                |
| 2                    |       |                           | 0,5     | (0,198 ± 0,008)                |

Як бачимо, середні значення міжпластинкової відстані в перліті сталі C82D з урахуванням довірчих інтервалів не перекриваються. Можемо стверджувати, що швидкість охолодження статистично вагоміше впливає на показник  $S_0$ , який також залежить від тривалості досягнення інтервалу ізотермічного розпаду аустеніту й фактичної температури. Зменшення  $S_0$  сталі C82D зі зростанням швидкості охолодження пояснюємо уповільненням анігіляції дислокацій та підвищенням рівня термічних напружень. Зниження швидкості охолодження з 50 до 0,5°C/s перед початком ізотермічного розпаду аустеніту зменшує показник  $S_0$  на 13,6 та 27,7% для температур соляних ванн 690 та 550°C, відповідно. За однакових швидкостей охолодження міжпластинкова відстань в перліті сталі C82D зменшується на ~ 58 і 50% для температур соляних ванн 690 та 550°C, відповідно. Таким чином, під час охолодження прокату з високовуглецевих сталей слід враховувати

фактичну швидкість охолодження до критичної точки  $A_{r1}$ , зростання якої може бути досягнуто за підвищення  $t_0$ .

Необхідно відзначити, що умови ГПД і ліквіація також впливають на формування остаточної структури прокату з високовуглецевих сталей. Температуру та рівень деформації таких сталей потрібно визначати індивідуально для кожної марки. При цьому слід пам'ятати, що для різних режимів ДТО та способів ГПД сталей поєднання динамічних та статичних процесів структуроутворення може бути різним, і залежить від хімічного складу, ступеня переохолодження та структури аустеніту перед початком його розпаду [16, 21, 22]. Очевидно, що розглянуті параметри також істотно впливають і на формування продуктів розпаду метастабільного аустеніту прокату, виготовленого з інших класів сталей, зокрема бейніто-мартенситних і зварювального призначення [23–25].

Отже, для ефективного впливу й отримання дисперсної перлітної структури високовуглецевої сталі під час розроблення або вдосконалення режимів ДТО необхідно умовою є раціональне поєднання температури деформації, сумарне видовження заготовки, температури початку охолодження (розмір аустенітного зерна), а також фактичної швидкості охолодження прокату.

### ВИСНОВКИ

Встановлено особливості формування та розподілу ступеня дисперсності перліту в заготовці перерізом 125×125 mm, розкати (Ø 62 mm і 17 mm), а також готовому прокаті Ø5,5 mm залежно від сумарного видовження ( $\mu = 4,8...3157,9$ ) та температурно-часового регламенту охолодження високовуглецевої сталі С82D під час вальцювання. Показано, що незалежно від технологічної ділянки відбору зразків структура сталі С82D – це пластинчастий перліт із різним ступенем дисперсності. Показано, що нерівномірне температурне поле у поперечному перерізі металу впливає на особливості формування структури сталі С82D під час вальцювання. Підвищення температури деформації та сумарного видовження сталі С82D призводить до утворення дисперснішої та одноріднішої структури перліту. За результатами промислових та лабораторних експериментів встановлено, що гарячу пластичну деформацію сталі С82D слід завершувати за контрольованої температури виходу металу з останньої стадії вальцювання, при цьому етап охолодження водою необхідно вилучити, що забезпечить зменшення градієнта температури між поверхнею та центром прокату перед початком його охолодження зі швидкостями щонайменше 15...20°C/s. Зазначені особливості мають стати пріоритетним технологічним напрямом для поліпшення якості високовуглецевих сталей для мінімізації прояву структурної неоднорідності, що має тенденцію до розвитку зі збільшенням профілерозміру прокату.

1. Бернштейн М. Л., Займовский В. А., Капуткина Л. М. Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
2. Тушинский Л. И. Теория и технология упрочнения металлических сплавов. – Новосибирск: Наука, 1990. – 306 с.
3. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization in high purity austenitic stainless steels / El M. Wahabi, L. Gavard, F. Montheillet, J. M. Cabrera, and J. M. Prado // Acta Materialia. – 2005. – **53**, № 17. – P. 4605–4612. DOI: <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2005.06.020>.
4. Taul D. and Gledman G. Recrystallization of austenitic stainless steels after hotrolling // Metal Science. – 1979. – **13**, № 3–4. – P. 246–256.
5. Горелик С. С. Рекристаллизация металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1978. – 568 с.
6. Serajzadeh S., Taheri A. K., and Zebarjad S. M. The effect of carbon on the restoration phenomena during hot deformation of carbon steels // Int. J. of Mat. Res. – 2022. – № 94(8). – P. 916–921. DOI: <https://doi.org/10.1515/ijmr-2003-0163>.
7. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1986. – 480 с.

8. *Study of two-stage cooling regime of boron and vanadium microalloyed C80D2 steel rolled wire* / V. V. Parusov, E. V. Parusov, L. V. Sagura, A. I. Sivak, A. P. Klimenko, and A. B. Sychkov // *Metallurgical and Mining Industry*. – 2011. – **3**, № 3. – P. 114–118.
9. *About prospects for production of coil rolled metal with small diameters in modern wire mills* / V. A. Lutsenko, E. V. Parusov, S. A. Vorobey, and T. N. Golubenko // *Chernye Metally*. – 2019. – № 10. – P. 47–52.
10. *Перлит в углеродистых сталях* / В. М. Счастливец, Д. А. Мирзаев, И. Л. Яковлева, К. Ю. Окишев, Т. И. Табатчикова, Ю. В. Хлебникова. – Екатеринбург: УрО РАН, 2006. – 311 с.
11. *On the effect of the non-metallic inclusions in production of small diameter wires* / V. A. Lutsenko, E. V. Parusov, T. N. Golubenko, and O. V. Lutsenko // *Chernye Metally*. – 2021. – № 8. – P. 27–31. DOI: <https://doi.org/10.17580/chm.2021.08.05>.
12. *Structural state and thermodynamic stability of Fe–B–C alloys* / N. Yu. Filonenko, A. N. Gal'dina, A. I. Babachenko, and G. A. Kononenko // *Phys. and Chem. of Solid State*. – 2019. – **20**, № 4. – P. 437–444. DOI: <https://doi.org/10.26565/2312-4334-2020-1-06>.
13. *Inherent effect of the crystal structure of continuous cast steel billets on the formation of structure of high carbon wire rod in coils* / A. B. Sychkov, E. V. Parusov, A. N. Zavalishin, and A. V. Kozlov // *J. of Chem. Techn. & Metallurgy*. – 2018. – **53**, № 5. – P. 977–985.
14. *The influence of initial blank parameters on railway wheels manufacture with hot plastic deformation process* / O. I. Babachenko, K. G. Domina, G. A. Kononenko, A. N. Khulin, O. N. Golovko, and A. V. Ashkelianets // *Metallurgical and Mining Industry*. – 2017. – № 6. – P. 25–33.
15. *Influence of cooling rate at hardening of continuous casting blank on parameters of dendritic structure of carbon steel with 0.54% C* / O. I. Babachenko, K. H. D'Omina, H. A. Kononenko, R. V. Podol's'kyi, and O. A. Safronova // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. – 2021. – **43**, № 11. – P. 1537–1551. DOI: <https://doi.org/10.15407/mfint.43.11.1537>.
16. *Influence of chemical composition and cooling parameters on kinetics of austenite decomposition in high-carbon steels* / E. V. Parusov, V. A. Lutsenko, I. N. Chuiko, and O. V. Parusov // *Chernye Metally*. – 2020. – № 9. – P. 39–44.
17. *Study of structural transformation of hot-rolled carbon billets for high-strength ropes for responsible applications via the method of thermal analysis* / A. G. Korchunov, G. S. Gun, O. P. Shiryayev, and K. G. Pivovarova // *CIS Iron and Steel Review*. – 2017. – **13**. – P. 38–40. DOI: <https://doi.org/10.17580/cisr.2017.01.08>.
18. *Ensuring high quality indices for the wire rod used to make metal cord* / V. V. Parusov, I. V. Derevyanchenko, A. B. Sychkov, A. M. Nesterenko, E. V. Parusov, and M. A. Zhigarev // *Metallurg*. – 2005. – № 11. – P. 45–51.
19. *Жучков С. М., Кулаков Л. В., Лохматов А. П. Управление температурным режимом непрерывной сортовой прокатки (Теоретические и технологические основы)*. – М.: Теплотехника, 2008. – 144 с.
20. *Temperature regulation of rollers in broad-strip hot-rolling mills* / I. Y. Prihod'ko, S. A. Vorobei, A. A. Sergeenko, V. V. Raznosilin, and S. E. Shatokhin // *Steel in Translation*. – 2011. – **40**, № 11. – P. 985–989. DOI: <https://doi.org/10.3103/S0967091210110112>.
21. *Babachenko A. I. and Kononenko A. A. Influence of the chemical composition and structural state on tough properties of steel for railway wheels* // *Metallofizika i Noveishie Tekhnologii*. – 2008. – **30**. – P. 227–234.
22. *Steel for railroad rails with improved operating properties* / O. I. Babachenko, H. A. Kononenko, R. V. Podolskyi, and O. A. Safronova // *Materials Science*. – 2021. – **56**, № 6. – P. 814–819.
23. *Structural transformations of the metal of heat-affected zone of welded joints of high-strength armor steels* / V. A. Kostin, G. M. Grigorenko, V. D. Poznyakov, and T. O. Zuber // *Materials Science*. – 2020. – **55**, № 6. – P. 863–869. DOI: <https://doi.org/10.1007/s11003-020-00380-7>.
24. *Forecasting of structural transformations in heat affected zone steel of 15KH2NMFA at anti-corrosion cladding* / L. M. Lobanov, V. A. Kostin, O. V. Makhnenko, V. V. Zikov, and E. S. Kostenevich // *Problems of Atomic Sci. and Techn.* – 2020. – **126**, № 2. – P. 89–96. DOI: <http://doi.org/10.46813/2020-126-089>.
25. *Inductor for uniform bulk heat treatment of welded butt joints of railway rails* / O. Prokof'iev, R. Gubatyuk, S. Rymar, V. Sydorets, and V. Kostin // *Solid State Phenomena*. – 2021. – **313**. – P. 72–81. DOI: <http://doi.org/10.4028/www.scientific.net/SSP.313.72>.

Одержано 19.04.2022