

УДК: 669.1.017:621.771.25:621.785:669.14  
DOI: 10.30838/J.BPSACEA.2312.040719.88.468

## ОСОБЛИВОСТІ ВПЛИВУ ПАРАМЕТРІВ ПІСЛЯДЕФОРМАЦІЙНОЇ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ТА ХІМІЧНОГО СКЛАДУ СТАЛІ НА ФОРМУВАННЯ ВЕЛИЧИНИ ДІЙСНОГО ЗЕРНА

ПАРУСОВ Е. В.<sup>1\*</sup>, к. т. н., с. н. с.,  
ЛУЦЕНКО В. А.<sup>2</sup>, д. т. н., с. н. с.,  
ПАРУСОВ О. В.<sup>3</sup>, к. т. н., с. н. с.,  
ЧУЙКО І. М.<sup>4</sup>, к. т. н.,  
ГОЛУБЕНКО Т. М.<sup>5</sup>, к. т. н.,  
СІВАК Г. І.<sup>6</sup>

<sup>1\*</sup> Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [tometal@ukr.net](mailto:tometal@ukr.net), ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

<sup>2</sup> Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [lutsenko-va@i.ua](mailto:lutsenko-va@i.ua), ORCID ID: 0000-0002-4604-5592

<sup>3</sup> Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [termet@ukr.net](mailto:termet@ukr.net), ORCID ID: 0000-0002-9879-6179

<sup>4</sup> Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [ferrosplav@ukr.net](mailto:ferrosplav@ukr.net), ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

<sup>5</sup> Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [sumer@i.ua](mailto:sumer@i.ua), ORCID ID: 0000-0002-3583-211X

<sup>6</sup> Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [allasivak@ukr.net](mailto:allasivak@ukr.net), ORCID ID: 0000-0001-6948-7732

**Анотація. Постановка проблеми.** Злитки та безперервноліті заготовки піддають гарячій деформації, коли сталь перебуває в аустенітному стані. Інтервал температур деформації сталей у промислових умовах достатньо різноманітний (1 080...1 200 °С). Для кожної сталі температура нагріву визначається з урахуванням її хімічного складу і схильності до росту аустенітних зерен. Пластичне деформування металів і сплавів в аустенітному стані супроводжується двома конкуруючими процесами: збільшенням щільності дислокацій, що викликає зміцнення, та перебудовою мікроструктури і субструктури (динамічне знеміцнення). У проміжках між обтисненнями сталь частково відновлює свою структуру, тому формування остаточної мікроструктури постає результатом загальної кількості обтиснень за різних температур і пауз між ними, тобто залежить від статичних і динамічних процесів. **Мета дослідження** – встановити особливості впливу параметрів післядеформаційної термічної обробки та хімічного складу вуглецевої сталі на формування розміру перлітних зерен у структурі бунтового прокату. **Результати.** Встановлені особливості впливу параметрів післядеформаційної термічної обробки та хімічного складу свідчать про те, що у разі зниження температури початку повітряного охолодження у високовуглецевій сталі С82D<sup>V</sup> поряд із дисперсійним зміцненням можливий розвиток зернограничного зміцнення, що зумовлено не тільки виділенням карбідів або нітридів, а й уповільненням процесів рекристалізації. В той же час у разі легування сталі С82D<sup>Cr</sup> хромом у кількості до 0,27 % зміцнення відбувається за рахунок твердорозчинного механізму (карбіди і нітриди хрому не виявлені). Показано, що дослідження особливостей формування структури й механічних властивостей високовуглецевих сталей, в тому числі легуваних карбідотвірними елементами (ванадій і/або хром), слід проводити від температур не менше 1 040 °С, за яких бар'єрний механізм не чинить істотного впливу на міграцію границь аустенітних зерен і формування структури аустеніту перед початком безперервного повітряного охолодження бунтового прокату.

**Ключові слова:** бунтовий прокат; аустеніт; дійсне зерно; високовуглецева сталь

## ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ ПАРАМЕТРОВ ПОСЛЕДЕФОРМАЦИОННОЙ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ И ХИМИЧЕСКОГО СОСТАВА СТАЛИ НА ФОРМИРОВАНИЕ ВЕЛИЧИНЫ ДЕЙСТВИТЕЛЬНОГО ЗЕРНА

ПАРУСОВ Э. В.<sup>1\*</sup>, к. т. н., с. н. с.,  
ЛУЦЕНКО В. А.<sup>2</sup>, д. т. н., с. н. с.,  
ПАРУСОВ О. В.<sup>3</sup>, к. т. н., с. н. с.,  
ЧУЙКО И. Н.<sup>4</sup>, к. т. н.,

ГОЛУБЕНКО Т. Н.<sup>5</sup>, к. т. н.,  
СИВАК А. И.<sup>6</sup>

<sup>1\*</sup> Інститут чорної металургії ім. З. И. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [tometal@ukr.net](mailto:tometal@ukr.net), ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

<sup>2</sup> Інститут чорної металургії ім. З. И. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [lutsenko-va@i.ua](mailto:lutsenko-va@i.ua), ORCID ID: 0000-0002-4604-5592

<sup>3</sup> Інститут чорної металургії ім. З. И. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [termet@ukr.net](mailto:termet@ukr.net), ORCID ID: 0000-0002-9879-6179

<sup>4</sup> Інститут чорної металургії ім. З. И. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [ferrosplav@ukr.net](mailto:ferrosplav@ukr.net), ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

<sup>5</sup> Інститут чорної металургії ім. З. И. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [sumer@i.ua](mailto:sumer@i.ua), ORCID ID: 0000-0002-3583-211X

<sup>6</sup> Інститут чорної металургії ім. З. И. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, 49107, Дніпро, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [allasivak@ukr.net](mailto:allasivak@ukr.net), ORCID ID: 0000-0001-6948-7732

**Аннотация. Постановка проблемы.** Слитки и непрерывнолитые заготовки подвергают горячей деформации, когда сталь находится в аустенитном состоянии. Интервал температур деформации сталей в промышленных условиях достаточно разнообразный (1 080...1 200 °С). Для каждой стали температура нагрева определяется с учетом её химического состава и склонности к росту аустенитных зерен. Пластическое деформирование металлов и сплавов в аустенитном состоянии сопровождается двумя конкурирующими процессами: увеличением плотности дислокаций, что вызывает упрочнение, и перестраиванием микроструктуры и субструктуры (динамическое разупрочнение). В промежутках между обжатиями сталь частично восстанавливает свою структуру, поэтому формирование окончательной микроструктуры является результатом общего количества обжатий при различных температурах и пауз между ними, то есть зависит от статических и динамических процессов. **Цель исследования.** Установить особенности влияния параметров последеформационной термической обработки и химического состава углеродистой стали на формирование размера перлитных зерен в структуре бунтового проката. **Результаты.** Установленные особенности влияния параметров последеформационной термической обработки и химического состава свидетельствуют о том, что при снижении температуры начала воздушного охлаждения в высокоуглеродистой стали С82D<sup>V</sup> наряду с дисперсионным упрочнением может развиваться зернограницное упрочнение, что обусловлено не только выделением карбидов или нитридов, но и замедлением процессов рекристаллизации. В то же время при легировании стали С82D<sup>Cr</sup> хромом в количестве до 0,27% упрочнение происходит за счет твёрдорастворного механизма (карбиды и нитриды хрома не обнаружены). Показано, что исследование особенностей формирования зеренной структуры и механических свойств высокоуглеродистых сталей, в том числе легированных карбидообразующими элементами (ванадий и/или хром), следует проводить от температур не ниже 1 040 °С, при которых барьерный механизм не оказывает существенного влияния на миграцию границ аустенитных зерен и формирование структуры аустенита перед началом непрерывного воздушного охлаждения бунтового проката.

**Ключевые слова:** бунтовой прокат; аустенит; действительное зерно; высокоуглеродистая сталь

## PECULIARITIES OF INFLUENCE OF PARAMETERS OF THE POST-DEFORMATION HEAT TREATMENT AND CHEMICAL COMPOSITION OF STEEL ON THE FORMATION OF ACTUAL SIZE OF GRAIN

PARUSOV E.V.<sup>1\*</sup>, *Cand. Sc. (Tech.), Sen. Res. Ass.,*

LUTSENKO V.A.<sup>2</sup>, *Dr. Sc. (Tech.), Sen. Res. Ass.,*

PARUSOV O.V.<sup>3</sup>, *Cand. Sc. (Tech.), Sen. Res. Ass.,*

CHUIKO I.M.<sup>4</sup>, *Cand. Sc. (Tech.),*

HOLUBENKO T.M.<sup>5</sup>, *Cand. Sc. (Tech.),*

SIVAK H.I.<sup>6</sup>

<sup>1\*</sup> Z.I. Nekrasov Iron and Steel Institute of the National Academy of Science of Ukraine, 1, Ak. Starodubova Sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [tometal@ukr.net](mailto:tometal@ukr.net), ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

<sup>2</sup> Z.I. Nekrasov Iron and Steel Institute of the National Academy of Science of Ukraine, 1, Ak. Starodubova Sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [lutsenko-va@i.ua](mailto:lutsenko-va@i.ua), ORCID ID: 0000-0002-4604-5592

<sup>3</sup> Z.I. Nekrasov Iron and Steel Institute of the National Academy of Science of Ukraine, 1, Ak. Starodubova Sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [termet@ukr.net](mailto:termet@ukr.net), ORCID ID: 0000-0002-9879-6179

<sup>4</sup> Z.I. Nekrasov Iron and Steel Institute of the National Academy of Science of Ukraine, 1, Ak. Starodubova Sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [ferrosplav@ukr.net](mailto:ferrosplav@ukr.net), ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

<sup>5</sup> Z.I. Nekrasov Iron and Steel Institute of the National Academy of Science of Ukraine, 1, Ak. Starodubova Sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [sumer@i.ua](mailto:sumer@i.ua), ORCID ID: 0000-0002-3583-211X

<sup>6</sup> Z.I. Nekrasov Iron and Steel Institute of the National Academy of Science of Ukraine, 1, Ak. Starodubova Sq., 49107, Dnipro, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: [allasivak@ukr.net](mailto:allasivak@ukr.net), ORCID ID: 0000-0001-6948-7732

**Abstract. Problem statement.** Ingots and continuous cast billets are hot deformed when the steel is in the austenitic state. The temperature range of steel deformation in industrial conditions is quite diverse (1 080...1 200 °C). For each steel the heating temperature is determined taking into account its chemical composition and propensity to grow austenitic grains. Plastic deformation of metals and alloys in the austenitic state is accompanied by two competing processes: an increase of the density of dislocations, which causes the hardening, and rebuilding of the microstructure and substructure (dynamic softening). In the intervals between reductions the steel partially restores its structure, therefore the formation of the final microstructure is the result of the total number of reductions at different temperatures and pauses between them, that is, it depends on static and dynamic processes. **Purpose.** To establish the peculiarities of the influence of the parameters of post-deformation heat treatment and the chemical composition of carbon steel on the formation of the size of pearlite grains in the structure of rolled products. **Results.** The established specific features of the influence of post-deformation heat treatment parameters and chemical composition indicate that when the air cooling temperature is decreased for high carbon steel C82D<sup>V</sup>, along with dispersion hardening, grain-boundary hardening can develop, which is caused not only by the release of carbides or nitrides, but also by slowing down the recrystallization processes. At the same time, when steel C82D<sup>Cr</sup> is doping with chromium in an amount up to 0.27 %, hardening occurs due to the solid-solution mechanism (carbides and chromium nitrides are not detected). It is shown that the study of the features of the formation of the grain structure and mechanical properties of high carbon steels, including those doped with carbide-forming elements (vanadium and / or chromium), should be carried out from temperatures of at least 1 040 °C, at which the barrier mechanism does not significantly affect the migration of austenite grain boundaries and the formation of austenite structure before the start of continuous air cooling of wire rod.

**Keywords:** wire rod; austenite; actual grain; high carbon steel

**Вступ та постановка проблеми.** Злитки та безперервнолиті заготовки піддають гарячій деформації коли сталь перебуває в аустенітному стані. Інтервал температур деформації сталей у промислових умовах достатньо різноманітний (1 080...1 200 °C). Під час післядеформаційної витримки після завершення гарячої обробки металу тиском у результаті перебігу статичної рекристалізації можуть утворюватися більші зерна аустеніту, які знеміцнюють сталь [1–3]. Для кожної сталі температура нагріву визначається з урахуванням її хімічного складу і схильності до росту аустенітних зерен. Гаряча обробка тиском сталі здійснюється через певні проміжки часу, а температура наступних обтиснень нижча за попередні.

Така особливість властива для чорнових, проміжних та передчистових груп прокатних клітей, де характерні низькі швидкості деформації. Зі збільшенням швидкості прокатки температура одиничних обтиснень сталі підвищується (передчистові та чистові прокатні кліті).

Пластичне деформування металів і сплавів в аустенітному стані

супроводжується двома конкуруючими процесами: збільшенням щільності дислокацій, що викликає зміцнення, та перебудовою мікроструктури і субструктури (динамічне знеміцнення) [3]. У проміжках між обтисненнями сталь частково відновлює свою структуру, тому формування остаточної мікроструктури – це результат загальної кількості обтиснень за різних температур і пауз між ними, тобто залежить від статичних і динамічних процесів.

З метою отримання дрібнозернистої структури в першу чергу прагнуть подрібнювати аустенітне зерно завдяки зниженню температури нагріву заготовки під гарячу прокатку. Наприклад, зниження температури нагріву заготовок із низьковуглецевих сталей перед початком гарячої деформації з 1 200 °C до 1 050 °C зумовлює подрібнення зерен фериту у структурі сталі приблизно на 1 номер [4; 5]. Зниження температури завершення гарячої деформації викликає або подрібнення зерен аустеніту, або підвищення його дефектності, що зумовлює під час  $\gamma \rightarrow \alpha$  перетворення подрібнення феритних зерен.

Відомо, що легування сталі впливає на енергію дефектів упаковки аустеніту ( $\gamma_{д.у}$ ), яка, у свою чергу, визначає процеси рекристалізації в сталях [4; 6]. Наявність кореляції між  $\gamma_{д.у}$  та розміром аустенітного зерна економнолегованих бористих сталей, які були піддані деформації в різних температурних інтервалах, підтверджується результатами експериментальних досліджень у праці [7].

Враховуючи викладене, становило інтерес дослідити особливості впливу хімічного складу вуглецевих сталей, у тому числі легованих карбідотвірними елементами (хромом і/або ванадієм), та параметрів післядеформаційної термічної обробки на формування величини дійсного зерна.

**Мета дослідження** – встановити особливості впливу параметрів післядеформаційної термічної обробки та хімічного складу вуглецевої сталі на формування розміру перлітних зерен у структурі бунтового прокату.

**Матеріал і методика досліджень.** Вивчення впливу параметрів

післядеформаційної термічної обробки та хімічного складу сталей (таблиця, EN ISO 16120-2:2011) проводили на зразках, відібраних від промислових партій бунтового прокату діаметром 5,5...11,0 мм. Середній умовний діаметр зерна ( $d_L$ , мкм) визначали згідно з вимогами ГОСТ 5639-82 на протравлених мікрошліфах у розчині кислот із додаванням поверхнево-активних речовин [8].

Металографічний аналіз сталей проводили на світловому оптичному мікроскопі «Axiovert 200M MAT», растровому електронному мікроскопі «VEGA TS5130MM» з енергодисперсійним спектрометром «INCA ENERGY-300» та хвильовим рентгенівським спектрометром «Wave 500» фірми «Oxford Instruments».

Контроль швидкості ( $V_{no}$ ) та температури початку повітряного охолодження ( $T_{nn}$ ) здійснювали за допомогою стаціонарного та переносного лазерних пірометрів.

Таблиця

**Хімічний склад сталей, використаних для досліджень / The chemical composition of steels used for research**

| Марка сталі         | Хімічний склад, вагова частка, % |      |      |       |       |      |      |      |      |       |        |
|---------------------|----------------------------------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|-------|--------|
|                     | C                                | Mn   | Si   | P     | S     | V    | Cr   | Ni   | Cu   | N     | B      |
| C66D                | 0,64                             | 0,59 | 0,19 | 0,009 | 0,005 | –    | 0,03 | 0,05 | 0,12 | 0,006 | 0,0015 |
| C82D                | 0,84                             | 0,64 | 0,17 | 0,008 | 0,003 | –    | 0,06 | 0,04 | 0,11 | 0,007 | 0,0017 |
| C82D <sup>V</sup>   | 0,83                             | 0,69 | 0,19 | 0,010 | 0,003 | 0,07 | 0,04 | 0,07 | 0,11 | 0,006 | 0,0014 |
| C82D <sup>Cr</sup>  | 0,83                             | 0,75 | 0,19 | 0,011 | 0,003 | –    | 0,27 | 0,04 | 0,10 | 0,006 | 0,0013 |
| C82D <sup>CrV</sup> | 0,83                             | 0,70 | 0,18 | 0,012 | 0,003 | 0,05 | 0,15 | 0,05 | 0,09 | 0,006 | 0,0014 |

**Результати досліджень та їх обговорення.** Перша серія експериментів, проведена під час виробництва бунтового прокату діаметром 7,0 мм із вуглецевої нелегованої сталі C66D, дозволила дослідити вплив температури післядеформаційної паузи в інтервалі 900...1 050 °C за умови незмінності її тривалості ( $\tau_{nn} = 7,0$  с) та швидкості повітряного охолодження ( $V_{no} \sim 15$  °C/с) на формування величини дійсного зерна.

Розмір перлітних зерен збільшується з підвищенням  $T_{nn}$  (рис. 1), а найбільш інтенсивне їх зростання спостерігається за температур вище 950 °C (рис. 2). Така особливість пов'язана з інтенсифікацією

процесів збиральної рекристалізації аустеніту упродовж післядеформаційної витримки бунтового прокату перед початком безперервного охолодження, що зумовлює зростання як аустенітних, так і перлітних зерен.

Відомо, що розмір перлітних зерен залежить від розміру зерен аустеніту, з яких вони утворюються, і чим крупніші зерна аустеніту, тим більшого розміру утворюються перлітні зерна [2]. Для сталі C66D розбіг розмірів перлітних зерен не перевищував 2...3 номерів згідно з еталонними шкалами ГОСТ 5639-82.

Результати досліджень свідчать про суттєвий вплив  $T_{nn}$  на формування

остаточної структури і механічних властивостей бунтового прокату з нелегованої вуглецевої сталі С66D. Разом зі зростанням тимчасового опору руйнуванню спостерігається одночасне збільшення ступеня дисперсності перліту, зумовлене підвищенням стійкості аустеніту, але така особливість характерна лише в тому випадку, коли швидкість повітряного охолодження не менша 10 °С/с [9; 10].

Підвищення лише температури післядеформаційної паузи без застосування інтенсивного повітряного охолодження спричинює розпад аустеніту за дифузійним механізмом за більш високих температур та утворень ділянок перліту 5...6-го бала (ГОСТ 8233-56), який має достатньо малий

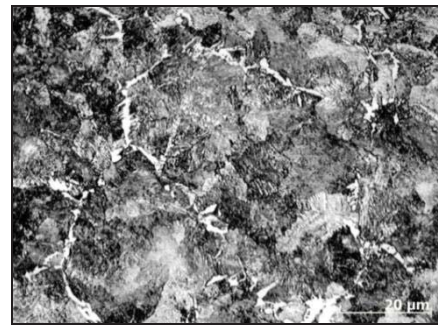
запас пластичності, що негативно впливає на подальшу холодну пластичну деформацію бунтового прокату.

Як було встановлено, підвищення температури післядеформаційної паузи викликає збільшення розміру зерен аустеніту та, відповідно, його стійкості.

Отже, під час подальшого інтенсивного повітряного охолодження зростає ступінь переохолодження аустеніту, а температура початку перлітного перетворення (критична точка  $A_{r1}$ ) зміщується в область більш низьких температур, що зумовлює утворення сорбітоподібного перліту з мінімальною міжпластинковою відстанню ( $S_0 \leq 0,20$  мкм).



а



б (b)

Рис. 1. Розмір перлітних зерен у структурі бунтового прокату діаметром 7,0 мм зі сталі С66D: а –  $T_{mn} = 890$  °С; б –  $T_{mn} = 1050$  °С / Fig. 1. The size of perlite grains in the structure of rifle rolling in diameter 7,0 mm in steel C66D: а –  $T_{mn} = 890$  °С; б –  $T_{mn} = 1050$  °С

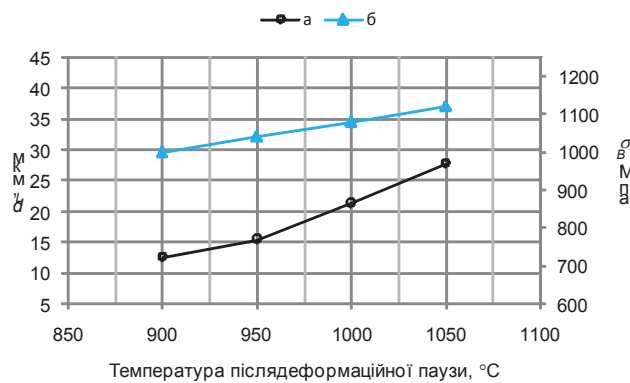


Рис. 2. Залежність середнього умовного діаметра зерна та тимчасового опору руйнуванню сталі С66D від температури післядеформаційної паузи (за її тривалості  $\tau_{mn} = 7,0$  с): а – середній умовний діаметр зерна аустеніту; б – тимчасовий опір руйнуванню / Fig. 2. The dependence of the mean conditioned grain diameter and the time resistance to the collapse of the C66D steel from the temperature of the post-deformation pause (with its duration  $\tau_{mn} = 7,0$  sec): а – average conditional diameter of grain of austenite; б – temporary resistance to destruction

Аналогічного зменшення міжпластинової відстані у перліті сталі можна досягти застосуванням більш інтенсивних швидкостей повітряного охолодження, але слід пам'ятати, що зі збільшенням діаметра бунтового прокату зменшується фактична охолоджувальна здатність дугтьових вентиляторних систем, які розташовані на рольгангу, тому для більшості металургійних підприємств виникає реальна проблема, пов'язана з нездатністю існуючого технологічного обладнання забезпечити необхідний ступінь переохолодження аустеніту сталі перед початком перлітного перетворення.

На рисунку 3 показано залежність розподілу величини дійсних зерен у сталі С82D залежно від діаметра бунтового прокату за умови незмінності інших параметрів післядеформаційної термічної обробки сталі ( $T_{nn} = 1040 \pm 15 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau_{nn} = 7,0 \text{ с}$ ,  $V_{no} = 15 \text{ }^\circ\text{C/с}$ ).

Результати металографічних досліджень свідчать про те, що зі збільшенням профілерозміру прокату починаючи з діаметра 8,0 мм спостерігається збільшення

розміру дійсних зерен. Така особливість формування структури сталі С82D зі збільшенням діаметра прокату пояснюється зменшенням сумарного ступеня обтиснення і, відповідно, уповільненням процесів рекристалізації.

Експериментальні дослідження, проведені для бунтового прокату з вуглецевої нелегованої сталі С66D і С82D, дозволили встановити ефективні технологічні заходи, які зумовлюють зростання величини аустенітного зерна і, відповідно, підвищення його стійкості перед початком безперервного повітряного охолодження. Отримані дані дозволяють цілеспрямовано впливати на формування структури аустеніту перед початком перлітного перетворення та адаптувати швидкості повітряного охолодження дугтьових вентиляторних систем із метою отримання найбільш раціонального поєднання структури та механічних властивостей для виробництва бунтового прокату з вуглецевих сталей.

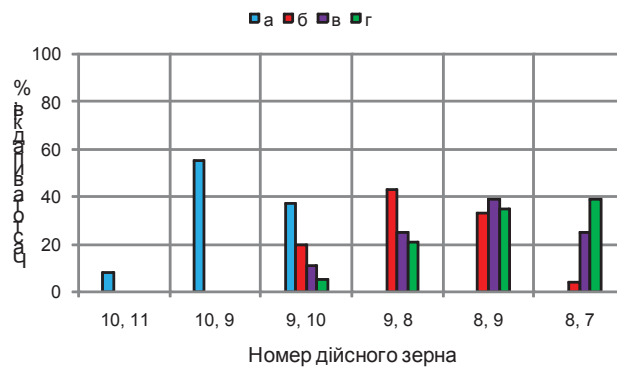


Рис. 3. Розподіл номерів дійсних зерен залежно від діаметра бунтового прокату зі сталі С82D: а – діаметр 5,5 мм; б – діаметр 8,0 мм; в – діаметр 10,0 мм; г – діаметр 11,0 мм / Fig. 3. Distribution of numbers of actual grains depending on the diameter of rival rolled steel from S82D: а – diameter 5,5 mm; б – diameter 8,0 mm; в – the diameter of 10,0 mm; г – diameter 11,0 mm

з метою встановлення впливу карбідотвірних хімічних елементів на формування величини перлітних зерен вуглецевих сталей наступну серію експериментів проведено для бунтового прокату зі сталей С82D<sup>V</sup>, С82D<sup>Cr</sup>, С82D<sup>VCr</sup> (див. табл.). Параметри режиму післядеформаційної термічної обробки були обрані за аналогією з нелегованою

вуглецевою сталлю С82D:  $T_{nn} = 1040 \pm 15 \text{ }^\circ\text{C}$ ,  $\tau_{nn} = 7,0 \text{ с}$ ,  $V_{no} \sim 15 \text{ }^\circ\text{C/с}$ .

Результати металографічного аналізу розподілу номерів дійсних зерен у структурі сталей залежно від діаметра прокату наведені на рисунках 4–6. Отримані дані свідчать про те, що ступінь сумарного обтиснення під час виробництва бунтового прокату суттєво впливає на формування

структури аустеніту і, відповідно, розподіл номерів дійсних зерен у високовуглецевих сталях. Відчутної різниці у номерах дійсних зерен по групах профілерозмірів бунтового прокату не встановлено, на відміну від результатів досліджень праці [11], де спостерігалось подрібнення дійсних зерен ванадійвмісної сталі C82D від 0,5...1,0 номера за температур  $T_{mn} = 940...960$  °C.

Установлені особливості дають підстави вважати, що за підвищення температури початку повітряного охолодження сталей, легованих карбідотвірними елементами, до  $1\ 040 \pm 15$  °C, вплив бар'єрного механізму (карбідів, нітридів) виявляється незначним, що не впливає на міграцію границь аустенітних зерен і, відповідно, перебіг процесів рекристалізації, у тому числі статичної рекристалізації упродовж післядеформаційної витримки прокату.

Отже, підвищення температури початку безперервного охолодження на 90...100 °C порівняно з традиційно прийнятими в металургійній практиці дозволяє додатково впливати на структуру аустеніту і його стійкість як звичайних вуглецевих сталей, так і легованих карбідотвірними елементами (ванадій, хром). За допомогою оптичної світлової мікроскопії та мікрорентгено-спектрального аналізу в структурі сталей C82D<sup>V</sup> і C82D<sup>VCr</sup> виявлено комплексні сполуки карбонітридів ванадію, розмір яких становив 1...7 мкм (рис. 7, 8). Нітриди й карбіди хрому в сталях C82D<sup>Cr</sup> і C82D<sup>VCr</sup> мікрорентгеноспектральним аналізом не виявлені. Це дає підстави вважати, що під час додавання до складу сталі хрому в кількості до 0,30 % він імовірно повністю переходить до твердого розчину.

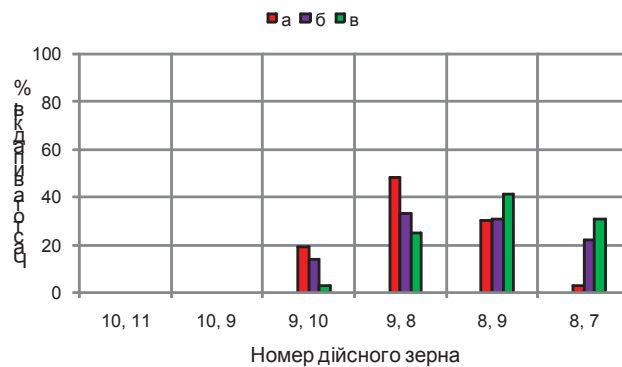


Рис. 4. Розподіл дійсного зерна за номерами залежно від діаметра бунтового прокату зі сталі C82D<sup>V</sup>: а – діаметр 8,0 мм; б – діаметр 10,0 мм; в – діаметр 11,0 мм / Fig. 4. Distribution of real grain by numbers depending on the diameter of rifle rolling from steel C82DV:

a – diameter 8,0 mm; б – diameter of 10,0 mm; в – the diameter of 11,0 mm

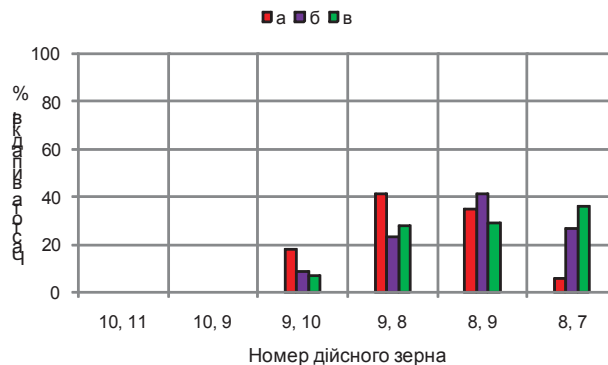


Рис. 5. Розподіл дійсного зерна за номерами залежно від діаметра бунтового прокату зі сталі C82DCr: а – діаметр 8,0 мм; б – діаметр 10,0 мм; в – діаметр 11,0 мм / Fig. 5. Distribution of real grain by numbers depending on the diameter of rifle rolling from steel C82DCr: a – diameter of 8,0 mm; б – diameter of 10,0 mm;

в – the diameter of 11,0 mm

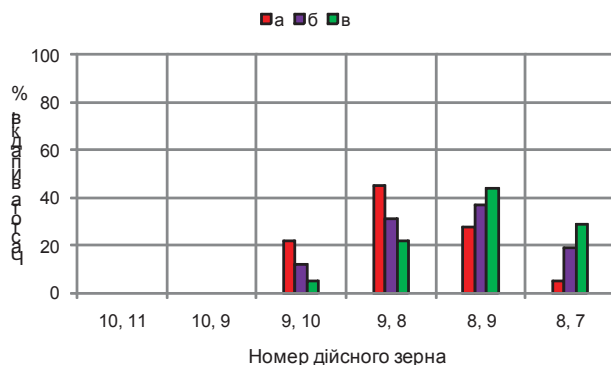


Рис. 6. Розподіл дійсного зерна за номерами залежно від діаметра бунтового прокату зі сталі C82DCrV: а – діаметр 8,0 мм; б – діаметр 10,0 мм; в – діаметр 11,0 мм / Fig. 6. Distribution of real grain by numbers, depending on the diameter of rifle rolling from steel C82DCrV: a – diameter of 8,0 mm; б – diameter of 10,0 mm; в – the diameter of 11,0 mm

Вільна енергія є термодинамічною функцією і дозволяє оцінити можливість перебігу хімічної реакції за конкретних умов [12], яка характеризується зменшенням вільної енергії, а пріоритетність перебігу визначається більш негативною величиною зміни вільної енергії.

Зміна стандартної вільної гіббсової енергії ( $\Delta G$ ) від температури утворення карбідів та нітридів, за даними праці [12], показана на рисунку 9. З аналізу наведеної залежності випливає, що:  $\Delta G_{BN}^0 < \Delta G_{VC}^0 < \Delta G_{Cr_2C_3}^0 < \Delta G_{CrN}^0 < \Delta G_{VN}^0 < \Delta G_{B_4C}^0$ .

У першу чергу відбувається часткове зв'язування азоту в нітрид бору, потім утворюються карбіди ванадію, карбід хрому, далі нітрид хрому і ванадію, а в останню чергу – карбід бору. Ванадій, внаслідок його впливу на процес карбідоутворення, сприяє тонкому розподілу карбідів у перліті, що спостерігається навіть за невеликих швидкостей повітряного охолодження або порівняно високої температури ізотермічного перетворення. Розчинність карбідів (карбонітридів) в аустеніті вища, ніж нітридів.

Наприклад, нітриди титану практично не розчиняються в аустеніті, а нітриди ніобію та алюмінію досить важко розчиняються в аустеніті. Відомо, що за температур нагріву під загартування більшість карбонітридів ванадію розчиняється в аустеніті, а карбіди і нітриди хрому легше переходять до складу аустеніту

за більш низьких температур, ніж карбіди і нітриди ванадію. При цьому значний вплив на розчинність карбідів в аустеніті чинить вуглець [13; 14].

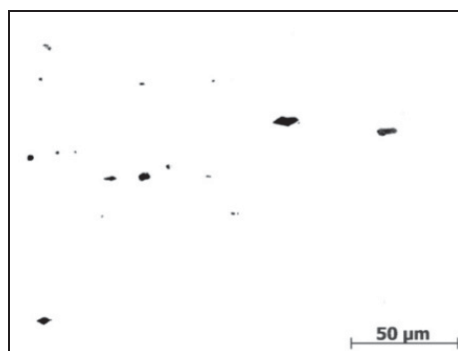


Рис. 7. Карбонітриди ванадію у структурі сталі C82D<sup>V</sup> і C82DCr<sup>CrV</sup> (світлова оптична мікроскопія) / Fig. 7. Vanadium carbonitrides in the steel structure C82D<sup>V</sup> and C82DCr<sup>CrV</sup> (light optical microscopy)

Підвищення температури розчинення карбідів в аустеніті зі збільшенням вмісту вуглецю зумовлене збільшенням активності вуглецю в аустеніті та коефіцієнта термодинамічної активності [15]. Температура розчинення карбідів, нітридів та карбонітридів залежить не тільки від їх фазового складу, а й від хімічного складу сталі. Знаходячись в аустеніті, карбідо- та нітридотвірні елементи (ванадій, хром, марганець) зменшують коефіцієнт термодинамічної активності вуглецю й азоту, що збільшує добуток розчинності карбідів і нітридів, тобто сприяє їх переходу в аустеніт.



Легування сталі елементами, які не є карбідотвірними, наприклад, кремнієм, навпаки, буде збільшувати коефіцієнт

термодинамічної активності вуглецю й азоту та ускладнювати розчинення карбідів і нітридів в аустеніті.

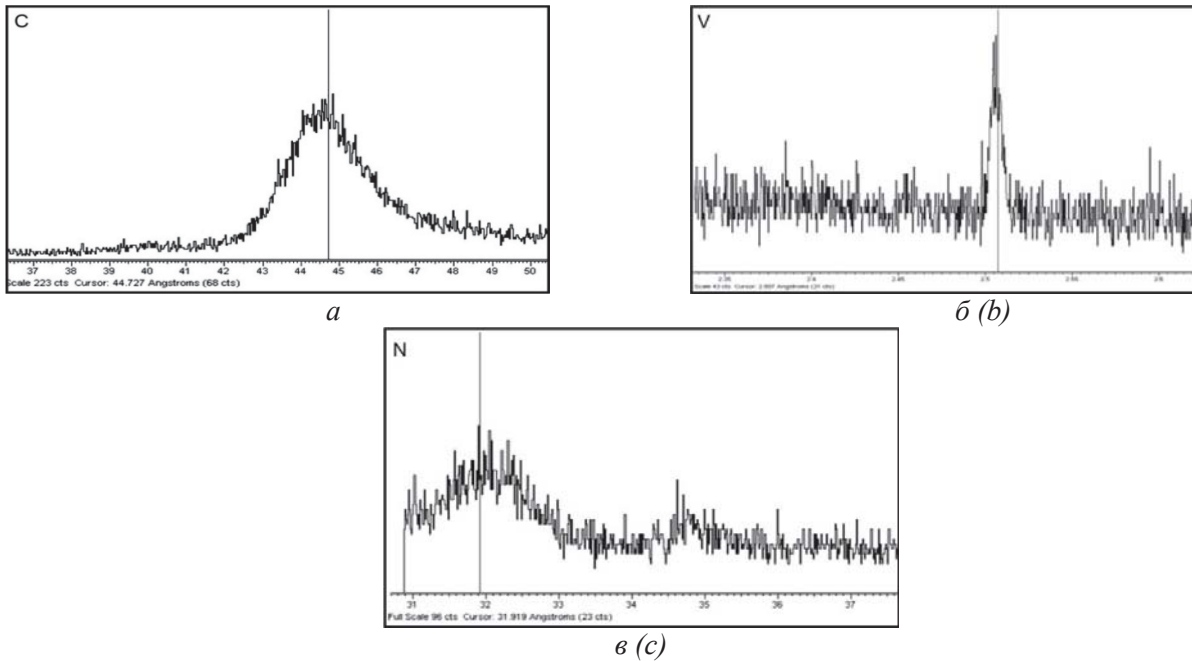


Рис. 8. Сканування на хвильовому спектрометрі в області довгохвильового випромінювання [11]: а –  $CK\alpha$  (44,727 Å); б –  $VK\alpha$  (2,507 Å); в –  $NK\alpha$  (31,919 Å) / Fig. 8. Scanning on a wave spectrometer in the region of long-wave radiation [11]: a –  $CK\alpha$  (44,727 Å); b –  $VK\alpha$  (2,507 Å); c –  $NK\alpha$  (31,919 Å)

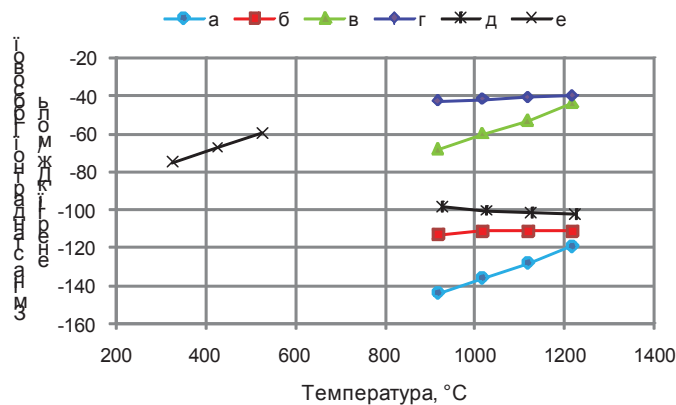


Рис. 9. Зміна стандартної гіббсової енергії залежно від температури для різних сполук: а – BN; б – VC; в – VN; г –  $B_4C$ ; д –  $Cr_3C_2$ ; е – CrN / Fig. 9. Changing the standard Gibbs energy depending on temperature for different compounds: a – BN; б – VC; в – VN; г –  $B_4C$ ; д –  $Cr_3C_2$ ; е – CrN

Зазначений вплив хімічних елементів проявляється в тому випадку, якщо вони перебувають у твердому розчині (аустеніті), а не в карбідній фазі, тому, досліджуючи розчинення того чи іншого карбиду і нітриду, необхідно враховувати, що раніше перейти до складу аустеніту можуть лише менш сильні карбіди або нітриди. Так, підвищувати розчинність карбиду ванадію в

аустеніті можуть хром і марганець, карбіди яких розчиняються в аустеніті за менш високих температур, а, наприклад, титан такого впливу на розчинення карбиду ванадію чинити не буде тому, що він перебуває в періодичній системі хімічних елементів лівіше ванадію і, отже, перейде у твердий розчин за більш високих температур, ніж карбід ванадію.

Згідно з дослідженнями, проведеними у праці [16], з підвищенням температури завершення гарячої обробки тиском високовуглецевої сталі 80 до 950 °С та подальшою витримкою в ізотермічних умовах від 1 до 10 с включно спостерігається збільшення показника  $d_L$  приблизно на 18 %, що дозволяє додатково впливати на процеси структуроутворення у високовуглецевих сталях за рахунок підвищення стійкості аустеніту перед початком безперервного повітряного охолодження бунтового прокату.

Отже, тривалість післядеформаційної паузи в певному часовому інтервалі за температур не нижче 950 °С виступає додатковим фактором, який забезпечує підвищення стійкості аустеніту високовуглецевих сталей перед початком безперервного охолодження.

**Висновки.** Установлені особливості впливу параметрів післядеформаційної термічної обробки та хімічного складу свідчать про те, що у разі зниження температури початку повітряного охолодження у високовуглецевій сталі C82D<sup>V</sup> поряд із дисперсійним зміцненням можливий розвиток зернограничного зміцнення, що зумовлено не тільки виділенням карбідів або нітридів, а й уповільненням процесів рекристалізації. В той же час, у разі легування сталі C82D<sup>Cr</sup>

хромом у кількості до 0,27 % зміцнення відбувається за рахунок твердорозчинного механізму (карбіди і нітриди хрому не виявлені).

Враховуючи викладене, найбільш раціональним способом підвищення класу міцності гарячекатаного бунтового прокату вважаємо одночасне введення до складу сталі ванадію і хрому, що повинно забезпечити реалізацію дисперсійного та твердорозчинного механізмів зміцнення.

Проведені дослідження дозволили встановити особливості впливу параметрів післядеформаційної термічної обробки, які сприяють підвищенню стійкості аустеніту високовуглецевої сталі залежно від її хімічного складу.

Показано, що дослідження особливостей формування зеренної структури й механічних властивостей високовуглецевих сталей, в тому числі легованих карбідотвірними елементами (ванадій і/або хром), слід проводити від температур не менше за 1 040 °С, за яких бар'єрний механізм не чинить істотного впливу на міграцію границь аустенітних зерен і формування структури аустеніту перед початком безперервного повітряного охолодження бунтового прокату.

## СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов : монография / И. И. Новиков. – Москва : Металлургия, 1986. – 480 с.
2. Гуляев А. П. Металловедение : монография / А. П. Гуляев. – Москва : Металлургия, 1978. – 646 с.
3. Пластичность сплавов с различной структурой: монография / [С. И. Губенко, Э. В. Парусов]. – Germany-Mauritius : Palamarium Academic Publishing, 2017. – 183 с.
4. Термомеханическая обработка стали: монография / [М. Л. Бернштейн, В. А. Займовский, Л. М. Капуткина]. – Москва : Металлургия, 1983. – 480 с.
5. Термическое упрочнение проката: монография / [К. Ф. Стародубов, И. Г. Узлов, В. Я. Савенков и др.]. – Москва : Металлургия, 1970. – 368 с.
6. Бернштейн М. Л. Термомеханическая обработка металлов и сплавов : монография / М. Л. Бернштейн. – Москва : Металлургия, 1968. – 1171 с.
7. Прокат из борсодержащих сталей для высокопрочных крепежных изделий : монография / [В. В. Парусов, О. В. Парусов, А. Б. Сычков]. – Днепропетровск : АРТ-ПРЕСС, 2010. – 160 с.
8. А. с. 597966 СССР, МКИ<sup>3</sup> G01 N 31/32; C09 K 13/00. Реактив для выявления зерен низкоуглеродистых, среднеуглеродистых и низколегированных сталей / Ж. А. Дементьева, Е. С. Романенко, Ю. И. Пилипченко (СССР). – № 2302230/23-26; заявл. 22.12.75; опубл. 15.03.76, бюл. № 10. – 3 с.
9. Парусов Э. В. Влияние параметров структуры высокоуглеродистой стали на вязкость разрушения / Э. В. Парусов, С. И. Губенко, А. Б. Сычков и др. // Сталь. – 2018. – № 12. – С. 46–51.

10. Development of thermomechanical treatment of coil rolled products made of steel C86D micro-alloyed with boron / E.V. Parusov, V.V. Parusov, A.B. Sychkov [et al.] // Metallurgical and Mining Industry. – 2016. – № 6. – Pp. 70–74.
11. Высокоуглеродистая катанка для изготовления высокопрочных арматурных канатов : монография / [А. Б. Сычков, М. А. Жигарев, А. М. Нестеренко и др.]. – Бендеры : Полиграфист, 2010. – 280 с.
12. Уикс К. Е. Термодинамические свойства 65 элементов, их окислов, галогенидов, карбидов и нитридов: монография / К. Е. Уикс, Ф. Е. Блок. – Москва : Metallurgiya, 1965. – 240 с.
13. Меськин В. С. Основы легирования стали: монография / В. С. Меськин. – М. : Metallurgiya, 1964. – 684 с.
14. Гудремон Э. Специальные стали : монография / [Э. Гудремон пер. с немецкого. – в 2-х т.]. – Москва : Metallurgiya, 1996. – 1274 с.
15. Материаловедение : учебн. пособие / [И. М. Жарский, Н. П. Иванова, Д. В. Куис, Н. А. Свидуневич]. – Минск : Вышэйшая школа, 2015. – 557 с.
16. Луценко В. А. Рекристаллизация аустенита в стали 80 при температурно-деформационной обработке / В. А. Луценко, В. В. Парусов // Metallurgiya. – Минск : Вышэйшая школа, – 2003. – № 27. – С. 94–96.

## REFERENCES

1. Novikov I.I. *Teoriya termicheskoy obrabotki metallov* [Theory of heat treatment of metals]. Moscow : Metallurgiya, 1986, 480 p. (in Russian).
2. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metal science]. Moscow : Metallurgiya, 1978, 646 p. (in Russian).
3. Gubenko S.I. and Parusov E.V. *Plastichnost splavov s razlichnoy strukturoy* [Plasticity of alloys with different structure]. Germany-Mauritius, Palamarium Academic Publishing, 2017, 183 p. (in Russian).
4. Bernshteyn M.L., Zaymovskiy V.A. and Kaputkina L.M. *Termomehanicheskaya obrabotka stali* [Thermomechanical treatment of steel]. Moscow : Metallurgiya, 1983, 480 p. (in Russian).
5. Starodubov K.F., Uzlov I.G., Savenkov V.Ya. et al. *Termicheskoe uprochnenie prokata* [Thermal hardening of rolled products]. Moscow : Metallurgiya, 1970, 368 p. (in Russian).
6. Bernshteyn M.L. *Termomehanicheskaya obrabotka metallov i splavov* [Thermomechanical treatment of metals and alloys]. (V. I-II). Moscow : Metallurgiya, 1968, 1171 p. (in Russian).
7. Parusov V.V., Parusov O.V. and Syichkov A.B. *Prokat iz borsoderzhaschih staley dlya vyisokoprochnykh krepzhnykh izdeliy* [Boron steel for high strength fasteners]. Dnepropetrovsk 6 ART-PRESS, 2010, 160 p. (in Russian).
8. A. s. 597966 USSR, MKI3 G01 N 31/32; S09 K 13/00. *Reaktiv dlya vviyavleniya zeren nizkouglerodistykh, sredneuglerodistykh i nizkolegirovannykh staley* / Zh. A. Dementeva, E. S. Romanenko, Yu. I. Pilipchenko (USSR). – Appl. No 2302230/23-26; Filed: 22.12.75; Date of Patent: 15.03.76, bul. № 10. – 3 p. (in Russian).
9. Parusov E.V., Gubenko S.I., Syichkov A.B. et al. *Vliyanie parametrov strukturyi vyisokouglerodistoy stali na vyazkost razrusheniya* [Influence of the Structural Parameters of High-Carbon Steel on the Impact Strength]. *Stal*, 2018, no. 12, pp. 46–51. (in Russian).
10. Parusov E.V., Parusov V.V., Sychkov A.B. et al. Development of thermomechanical treatment of coil rolled products made of steel C86D micro-alloyed with boron. *Metallurgical and Mining Industry*. 2016, no. 6, pp. 70–74.
11. Syichkov A.B., Zhigarev M.A., Nesterenko A.M. et al. *Vyisokouglerodistaya katanka dlya izgotovleniya vyisokoprochnykh armaturnykh kanatov* [High carbon wire rod for the manufacture of high-strength reinforcing ropes] Bendery : Poligrafist Publ., 2010, 280 p. (in Russian).
12. Uiks K.E., Blok F.E. *Termodinamicheskie svoystva 65 elementov, ih okislov, galogenidov, karbidov i nitridov* [Thermodynamic properties of 65 elements: their oxides, halides, carbides, and nitrides]. Moscow : Metallurgiya, 1965, 240 p. (in Russian).
13. Meskin V.S. *Osnovyi legirovaniya stali* [Basics of steel alloying]. Moscow : Metallurgiya, 1964, 684 p. (in Russian).
14. Gudremon E. *Spetsialnyie stali* [Special Steels.]. Moscow : Metallurgiya, 1996, 1274 p. (in Russian).
15. Zharskiy I.M., Ivanova N.P., Kuis D.V. and Svidunovich N.A. *Materialovedenie* : uchebn. posobie [Materials science : tutorial]. Minsk : Vyisheyshaya shkola, 2015, 557 p. (in Russian).
16. Lutsenko V.A. and Parusov V.V. *Rekristallizatsiya austenita v stali 80 pri temperaturno-deformatsionnoy obrabotke* [Recrystallization of austenite in steel 80 at temperature and deformation processing]. *Metallurgiya* [Metallurgy]. Minsk : Vyisheyshaya Shkola, 2003, no. 27, pp. 94–96. (in Russian).

Надійшла до редакції : 11.05.2019 р.