

УДК 669.112.227.1[669.15-194]:669-158

DOI: 10.30838/J.BPSACEA.2312.170118.34.38

ОСОБЛИВОСТІ КІНЕТИКИ РОЗПАДУ АУСТЕНИТУ І ЗАКОНОМІРНОСТІ ФОРМУВАННЯ СТРУКТУРИ СТАЛІ С82D^{CrV} ЗА БЕЗПЕРЕРВНОГО ОХОЛОДЖЕННЯ

ПАРУСОВ Е. В.¹, канд. техн. наук, с. н. с.,

ГУБЕНКО С. І.², д-р техн. наук, проф.,

КЛИМЕНКО А. П.³, канд. техн. наук, с. н. с.,

ЧУЙКО І. М.⁴, канд. техн. наук,

САГУРА Л. В.^{5*}, канд. техн. наук

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

²Національна металургійна академія України, пр. Гагаріна, 4, Дніпро, 49600, Україна, тел. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³Український державний хіміко-технологічний університет, пр. Гагаріна 8, Дніпро, 49005, Україна, тел. +38(056) 778-26-41, e-mail: klimentko_a_p@ukr.net

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

^{5*}Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова Національної академії наук України, пл. Академіка Стародубова, 1, м. Дніпро, 49107, Україна, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: slv_metal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

Анотація. Постановка проблеми. Оскільки охолодження металопрокату за деформаційно-термічної обробки в реальному виробничому процесі відбувається, як правило, не в ізотермічних умовах, а за безперервного зниження температури, вивчення розпаду аустеніту за безперервного охолодження має велике практичне значення. **Мета** - вивчення особливостей кінетики розпаду аустеніту і встановлення закономірностей формування структури сталі С82D^{CrV} за безперервного охолодження з різними швидкостями від підвищених температур попереднього нагріву. **Результати.** Вивчено кінетику перетворень і побудовано термокінетичну діаграму (ТКД) розпаду переохолодженого аустеніту сталі С82D^{CrV} (EN ISO 16120-2:2011), легованої хромом і ванадієм, від температури нагріву 1 040° С. Для побудови ТКД застосовано метод диференційно-термічного аналізу, з використанням еталонного зразка. Встановлено найбільш ефективні інтервали швидкостей повітряного охолодження, які дозволяють забезпечити формування не менше 90 % сорбітоподібного перліту в структурі прокату, виключити виділення надлишкової фази (цементит вторинний) і структур, що утворюються за проміжним і зсувним механізмами. Результати досліджень промислово впровадженні для розроблення науково обґрунтованого режиму охолодження бунтового прокату діаметром 8,0...12,0 мм зі сталі С82D^{CrV} на лінії Стелмор у потоці безперервного дрібносортодротового стану 320/150.

Ключові слова: кінетика перетворень аустеніту; структура; бунтовий прокат; високовуглецева сталь; швидкість охолодження

ОСОБЕННОСТИ КИНЕТИКИ РАСПАДА АУСТЕНИТА И ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СТАЛИ С82D^{CrV} ПРИ НЕПРЕРЫВНОМ ОХЛАЖДЕНИИ

ПАРУСОВ Э. В.¹, канд. техн. наук, с. н. с.,

ГУБЕНКО С. И.², д-р техн. наук, проф.,

КЛИМЕНКО А. П.³, канд. техн. наук, с. н. с.,

ЧУЙКО И. Н.⁴, канд. техн. наук,

САГУРА Л. В.^{5*}, канд. техн. наук

¹Інститут черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепро, 49107, Украина, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

²Национальная металлургическая академия Украины, кафедра материаловедения им. Ю. Н. Тарана-Жовнира, пр. Гагарина, 4, Днепро, 49600, Украина, тел. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³Украинский государственный химико-технологический университет, пр. Гагарина 8, Днепро, 49005, Украина, тел. +38(056) 778-26-41, e-mail: klimentko_a_p@ukr.net

⁴Інститут черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепро, 49107, Украина, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: ferrosplav@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

^{5*}Інститут черной металлургии им. З. И. Некрасова Национальной академии наук Украины, пл. Академика Стародубова, 1, Днепро, 49107, Украина, тел. +38 (056) 776-82-28, e-mail: slv_metal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

Аннотация. Постановка проблемы. Поскольку охлаждение металлопродукта при деформационно-термической обработке в реальном производственном процессе происходит, как правило, не в изотермических

условиях, а при непрерывном снижении температуры, изучение распада аустенита при непрерывном охлаждении имеет большое практическое значение. **Цель** - изучение особенностей кинетики распада аустенита и установление закономерностей формирования структуры стали C82D^{CrV} при непрерывном охлаждении с различными скоростями от повышенных температур предварительного нагрева. **Результаты**. Изучена кинетика превращений и построена термокинетическая диаграмма (ТКД) распада переохлажденного аустенита стали C82D^{CrV} (EN ISO 16120-2:2011), легированной хромом и ванадием от температуры нагрева 1 040 °С. При построении ТКД использован метод дифференциально-термического анализа, с использованием эталонного образца. Установлены наиболее эффективные интервалы скоростей воздушного охлаждения, которые позволяют обеспечить формирование не менее 90 % сорбитообразного перлита в структуре проката, исключить выделение избыточной фазы (цементит вторичный) и структур, образующихся по промежуточному и сдвиговому механизмам. Результаты исследований получили промышленное внедрение при разработке научно обоснованного режима охлаждения бунтового проката диаметром 8,0...12,0 мм из стали C82D^{CrV} на линии Стелмор в потоке непрерывного мелкосортнопроволочного стана 320/150.

Ключевые слова: кинетика превращений аустенита; структура; бунтовой прокат; высокоуглеродистая сталь; скорость охлаждения

FEATURES OF KINETICS OF DESTROYING AUSTENITE AND THE REGULARITIES OF FORMATION OF THE C82D^{CrV} STEEL STRUCTURE DURING CONTINUOUS COOLING

PARUSOV E. V.¹, Ph. D., Senior Researcher,
GUBENKO S. I.², Dr. Sc.(Tech.), Prof.,
KLIMENKO A. P.³, Ph. D., Senior Researcher,
CHUIKO I. N.⁴, Ph. D.,
SAHURA L. V.^{5*}, Ph. D.,

¹Iron and Steel Institute named Z. I. Nekrasov of the National Academy of Science of Ukraine, sq. Ac. Starodubov, 1, Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: tometal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4560-2043

²National Metallurgical Academy of Ukraine, Gagarin Ave., 4, Dnipro, 49600, Ukraine, tel. +38 (056) 374-83-57, e-mail: sigubenko@gmail.com, ORCID ID: 0000-0001-5427-1154

³Ukrainian State University of Chemical Technology, Gagarin Ave., 8, Dnipro, 49005, Ukraine, tel. +38(056) 778-26-41, e-mail: klimenko_a_p@ukr.net

⁴Iron and Steel Institute named Z. I. Nekrasov of the National Academy of Science of Ukraine, sq. Ac. Starodubov, 1, Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: ferrosplav@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-4753-614X

^{5*}Iron and Steel Institute named Z. I. Nekrasov of the National Academy of Science of Ukraine, sq. Ac. Starodubov, 1, Dnipro, 49107, Ukraine, tel. +38 (056) 776-82-28, e-mail: slv_metal@ukr.net, ORCID ID: 0000-0002-2614-0322

Annotation. Formulation of the problem. Since the cooling of rolled metal under deformation-thermal treatment in a real production process occurs not in isothermal conditions, but with a continuous temperature decrease, the study of the decay of austenite under continuous cooling is of great practical importance. **Purpose.** Investigation of the kinetics of the decay of austenite, as well as the regularities in the formation of the structure of C82D^{CrV} steel during continuous cooling with different rates from an elevated heating temperature. **Results.** The kinetics of the transformations was studied and a continuous cooling transformation diagram (CCTD) of the decomposition of supercooled austenite of C82D^{CrV} steel (EN ISO 16120-2:2011) alloyed chromium and vanadium from the heating temperature 1040 °C was constructed. When constructing the TCD, the differential thermal analysis method was used, using a reference sample. The most effective intervals of air cooling rates have been established, which make it possible to form at least 90 % of sorbit in the rolled product structure, exclude the release of the excess phase (cementite secondary), and the appearance of structures formed by intermediate and shear mechanisms. The results of the research have been industrialized when developing the cooling mode for wire rod with a diameter of 8.0...12.0 mm from steel C82D^{CrV} on the Stelmor line in the flow of a continuous fine-wire mill 320/150: the temperature of the rolling formation on the Stelmor line must be at least 1040 °C, further accelerated air cooling of the metal turns on the conveyor should be carried out at a rate of not less than 13 °C/sec and not more than 20 °C/sec to a temperature range of 570...540 °C followed by quasi-isothermal exposure under heat-insulating covers.

Keywords: kinetics of austenite transformation; structure; wire rod; high-carbon steel; cooling rate

Постановка проблеми. Оскільки охолодження металопрокату за деформаційно-термічної обробки в реальному виробничому процесі відбувається, як правило, не в ізотермічних умовах, а за безперервного зниження температури, вивчення розпаду

аустеніту за безперервного охолодження має велике практичне значення. Особливості формування структури металопрокату за безперервного охолодження оцінюють за результатами лабораторних досліджень із застосуванням різних методів (термічного,

мікроструктурного, дилатометричного і диференційно-термічного аналізу). Основні труднощі у проведенні досліджень пов'язані з тим, що в процесі охолодження зниження температури в різних зонах досліджуваних зразків відбувається не монотонно, а підпорядковується певному закону, у зв'язку з чим доводиться розраховувати або середню швидкість охолодження, або приймати її величину за якоїсть певної температури.

Для побудови термокінетичної діаграми (ТКД) на неї наносять криві охолодження, відмічають інтервали, а також вказують температури початку і закінчення фазового перетворення. Такі діаграми зручні для практичного використання і дозволяють із максимальною достовірністю визначити температурні інтервали фазових перетворень і структуру металопрокату за охолодження в реальних промислових умовах.

У зарубіжній практиці деякі дослідники для побудови тієї чи іншої діаграми розпаду аустеніту використовують натурні зразки, на відміну від дилатометричного методу, коли беруться зразки діаметром не більше 3,0...4,0 мм. Така особливість дозволяє більш повно враховувати прояв масштабного фактора - фактичної зміни швидкості охолодження.

Одне з головних завдань сучасного металознавства - створення наукових основ контрольованого управління процесами формування структури в металах і сплавах для отримання найбільш ефективного поєднання механічних властивостей готових виробів.

У праці [7] зазначено, що наразі істотно виріс попит на високоміцний бунтовий прокат із вуглецевих сталей, який піддається холодній пластичній деформації з великими ступенями обтиску. Такий металопрокат, у більшості випадків, використовується в будівельній індустрії для виробництва різних виробів високої міцності. Незважаючи на те, що більшість технологічних рішень успішно впроваджені у виробництво бунтового прокату, призначеного для отримання високоміцних виробів [10], розвиток технічного прогресу ставить усе нові завдання перед підприємствами металовиробів щодо підвищення рівня міцності вихідної сировини

(бунтового прокату), безперервно охолодженого з прокатного нагріву.

У більшості випадків в умовах національних металургійних підприємств досягнутий рівень якості бунтового прокату недостатній для отримання більш високих класів міцності готової продукції, а підприємства металовиробів стикаються з необхідністю поліпшення структури металу за допомогою проведення енерговитратної і екологічно шкідливої термічної обробки - патентування.

Досвід провідних європейських металургійних підприємств свідчить, що досягти ефективного підвищення класу міцності бунтового прокату з використанням тепла прокатного нагріву можливо в разі додаткового введення у сталь карбідотвірних елементів - хрому і/або ванадію [11]. Аналіз технічної літератури з вивчення процесів структуроутворення в бунтовому прокаті з високовуглецевих сталей, в тому числі легованих хромом і/або ванадієм, показав відсутність достовірних даних, пов'язаних з особливостями кінетики розпаду аустеніту і закономірностями формування структури в раціональних інтервалах швидкостей безперервного охолодження металу з прокатного нагріву.

З огляду на зростаючий світовий попит на високоміцний бунтовий прокат і беручи до уваги угоду між Європейським Союзом і Україною про зону вільної економічної торгівлі, розроблення та промислове освоєння науково обґрунтованої технології виробництва бунтового прокату з підвищеними показниками міцності дозволить вступити в конкурентну боротьбу з іноземними виробниками і гідно представляти національну металопродукцію на світових ринках збуту.

Мета дослідження вивчення особливостей кінетики розпаду аустеніту і встановлення закономірностей формування структури сталі С82D^{CrV} за безперервного охолодження з різними швидкостями від підвищених температур попереднього нагріву.

Матеріал і методика дослідження. Для проведення досліджень використано зразки від промислової партії бунтового прокату

діаметром 11,0 мм сталі C82D^{CrV}, хімічний склад якої наведено в таблиці 1.

За аналогією з працею авторів [7] температуру нагрівання зразків для побудови ТКД вибрали на 90...170° С вище від тих, що традиційно використовуються на практиці [4-7]. Температура нагріву зразків становила 1 040 °С. Фазові перетворення досліджували за допомогою методу

диференційно-термічного аналізу на натурних зразках бунтового прокату з використанням хромель-алюмелевих термопар, закарбованих у центральну частину зразків [5]. Металографічний аналіз проводили на оптичних світлових мікроскопах (Neophot-32 і Axiovert M200 MAT) у відповідності з вимогами ГОСТ 8233-56 і EN 16120-1:2011.

Таблиця 1

Хімічний склад сталі C82D^{CrV} (EN ISO 16120-2:2011)

Хімічний склад, % мас.									
C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Ni	Cu	N
0,83	0,70	0,18	0,012	0,003	0,15	0,05	0,05	0,09	0,006

Результати досліджень та їх обговорення. Результати досліджень кінетики розпаду аустеніту сталі C82D^{CrV} за безперервного охолодження з різними швидкостями узагальнені і наведені у вигляді ТКД на рисунку 1.

Критичні точки A₁ і A_{cm} сталі, що досліджувалась, визначені як середнє арифметичне за результатами трьох вимірів, значення яких склали 731 °С і 832 °С відповідно. Під час вивчення особливостей розпаду аустеніту сталі C82D^{CrV} температура нагріву зразків становила 1 040 °С.

Відомо, що у разі охолодження заевтектоїдних сталей з пересиченого вуглецем аустеніту виділяється цементит вторинний, кількість і характер виділення якого залежать від умов нагрівання і швидкості подальшого охолодження [2].

У випадку охолодження досліджуваних зразків зі швидкостями 5 °С/с і менше розпад переохолодженого аустеніту починається з виділення вторинного цементиту по межах аустенітних зерен. За мінімальної швидкості охолодження (0,09 °С/с) перетворення аустеніту починається з виділення цементиту вторинного в інтервалі температур 810...700 °С.

На рисунку 2 наведено характерну структуру досліджуваних зразків, охолоджених зі швидкістю 0,09 °С/с. Виділення розірваної цементитної сітки по межах зерен у кількісному вираженні становить не більше 1,0 %. Скоріше за все, це - наслідок легування сталі хромом і ванадієм, які, як відомо, являють

собою сильні карбідотвірні елементи і можуть утворювати карбіди типу: VC, VN, CrN, Cr₃C₂ та їх комплексні сполуки [14].

У даному випадку вплив зазначених легуючих елементів на зниження виділення надлишкової фази (цементит вторинний) по межах аустенітних зерен аналогічний впливу бору в сталі C86D [13] і C82D^{Cr} [7]. Додатковими факторами, які можуть зумовлювати мале кількісне виділення надлишкової фази на межах зерен, очевидно, виступають: підвищена температура нагріву, за якої більш повно відбувається гомогенізація хімічного складу сталі C82D^{CrV} і зростання аустенітних зерен, що спостерігається за температури 975 °С.

За швидкості охолодження 0,11 °С/с температурний інтервал виділення цементиту вторинного не змінюється і відповідає діапазону 810...700 °С, а кількість цементиту вторинного, що виділився на межах аустенітних зерен, у процентному співвідношенні фаз складає менше 1,0 %.

В інтервалі швидкостей охолодження 0,09...0,9 °С/с розпад переохолодженого аустеніту відбувається за дифузійним механізмом з утворенням перліту різного ступеня дисперсності. За швидкості охолодження 0,09 °С/с утворення перліту починається за температури 658 °С, а закінчується за температури 646 °С. Структура сталі C82D^{CrV} після охолодження зі швидкістю 0,09 °С/с містить ~ 73 % сорбітоподібного перліту і 27 % перліту 2...6 балів (рис. 3, а).

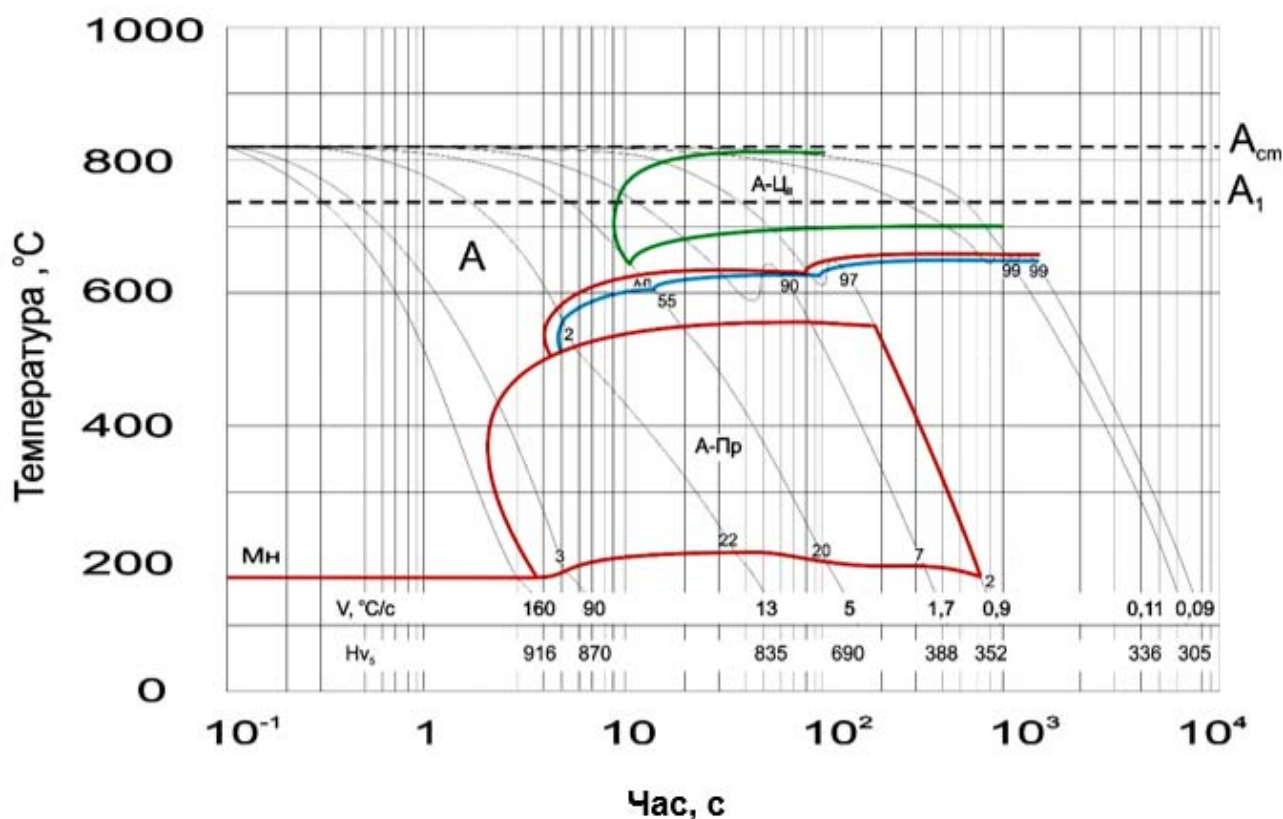


Рис. 1. Термокінетична діаграма розпаду аустеніту сталі $C82D^{CrV}$ за безперервного охолодження з різними швидкостями

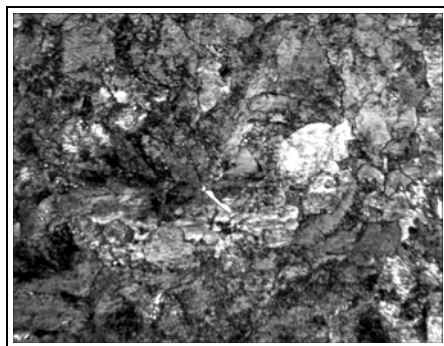


Рис. 2. Структура ($\times 500$) сталі $C82D^{CrV}$ після нагріву до температури $1040\text{ }^\circ\text{C}$ і безперервного охолодження зі швидкістю $0,09\text{ }^\circ\text{C/c}$

За швидкості охолодження $0,11\text{ }^\circ\text{C/c}$, по аналогії зі швидкістю $0,09\text{ }^\circ\text{C/c}$, утворення перліту починається за температури $658\text{ }^\circ\text{C}$, а закінчується при $646\text{ }^\circ\text{C}$. Структура сталі $C82D^{CrV}$ після охолодження складається з $\sim 75\%$ сорбітоподібного перліту і 25% перліту 2...6 балів (рис. 3, б).

Для досліджуваного інтервалу швидкостей охолодження, в якому розпад переохолодженого аустеніту відбувається за дифузійним механізмом, температури

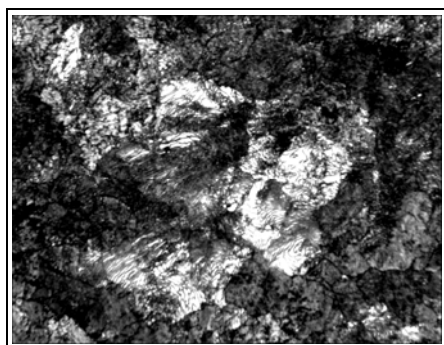
початку і кінця перетворень залишаються майже незмінними, так само як і температурні інтервали виділення надлишкової фази (цементиту вторинного).

Під час переходу через граничне значення швидкості охолодження $0,9\text{ }^\circ\text{C/c}$ спостерігається принципова зміна кінетики розпаду аустеніту: перлітне перетворення починається за температури $628\text{ }^\circ\text{C}$, при цьому продовжує виділятися тепло фазових перетворень. Дифузійний розпад аустеніту закінчується за температури $640\text{ }^\circ\text{C}$, очевидно, тому, що кількість тепла, що відводиться під час охолодження, перевищує кількість тепла рекалесценції [9]. За температури $550\text{ }^\circ\text{C}$ аустеніт, що залишився, розпадається за проміжним механізмом на бейніт, а за температури розпаду $172\text{ }^\circ\text{C}$ утворюється мартенсит.

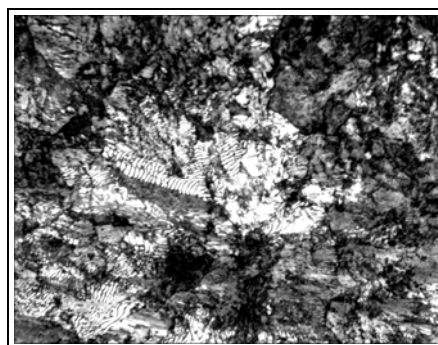
Структура сталі $C82D^{CrV}$ складається з $\sim 93\%$ сорбітоподібного перліту, 3% бейніту, менше 1% цементиту вторинного, а також мартенситу і аустеніту залишкового (рис. 4, а).

У процесі охолодження зразків зі швидкостями 1,7 і 5 °C/c розпад аустеніту відбувається за різними механізмами: в інтервалі температур 628...605 °C

утворюється перліт після виділення цементиту вторинного, а за більш низьких температур утворюються бейніт, мартенсит, крім того, присутній аустеніт залишковий.



а



б

Рис. 3. Структура ($\times 500$) сталі $C82D^{CrV}$ після нагріву до температури 1 040 °C і безперервного охолодження з різними швидкостями: а – 0,09 °C/c; б – 0,11 °C/c

Із підвищенням швидкості охолодження до 5 °C/c кількість продуктів розпаду, що утворюються за дифузійним механізмом зменшується, а за проміжним – зростає. Так, у результаті охолодження зразків зі швидкістю 1,7 °C/c структура сталі $C82D^{CrV}$ складається з ~ 90 % перліту, 7 % бейніту, решта – мартенсит і аустеніт залишковий (рис. 4, б); за охолодження зі швидкістю 5 °C/c – з ~ 55 % перліту, 20 % бейніту, решта – мартенсит і аустеніт залишковий (рис. 4, в).

Розпад аустеніту з утворенням перліту, бейніту і мартенситу без попереднього виділення цементиту вторинного відбувається в інтервалі швидкостей охолодження 5...20 °C/c.

За швидкості охолодження 13 °C/c перлітне перетворення відбувається в інтервалі температур 575...556 °C. Розпад аустеніту за проміжним механізмом і зазначеною швидкістю охолодження починається за 520 °C і триває до 210 °C, після чого відбувається мартенситне перетворення. Структура сталі $C82D^{CrV}$ складається з ~ 2 % перліту, 22 % бейніту, решта – мартенсит і аустеніт залишковий (рис. 4, г).

В інтервалі швидкостей охолодження 20...136 °C/c розпад аустеніту відбувається

за проміжним і зсувним механізмами з утворенням бейніту і мартенситу, при цьому з підвищенням швидкості охолодження кількість бейніту поступово зменшується.

За швидкості охолодження 90 °C/c температура початку бейнітного перетворення істотно знижується і становить 435 °C, перетворення триває до температури 180 °C, після чого реалізується зсувний механізм з утворенням мартенситу. Структура сталі $C82D^{CrV}$ складається з ~ 3 % бейніту, решта – мартенсит і аустеніт залишковий (рис. 4, д).

Швидкість охолодження, за якої аустеніт повністю переохолоджується до точки M_n і перетворюється на мартенсит, відповідає 136 °C/c. Охолодження з такою швидкістю зумовлює зсувний механізм розпаду аустеніту й утворення голчастого мартенситу 6...8 балів за ГОСТ 8233-56 (рис. 4, е). Перетворення починається за температури 172 °C і триває аж до кімнатної температури. Однак з огляду на те, що температура закінчення мартенситного перетворення перебуває в області від'ємних температур, у структурі сталі $C82D^{CrV}$ фіксується від 2,0 до 4,0 % аустеніту залишкового.

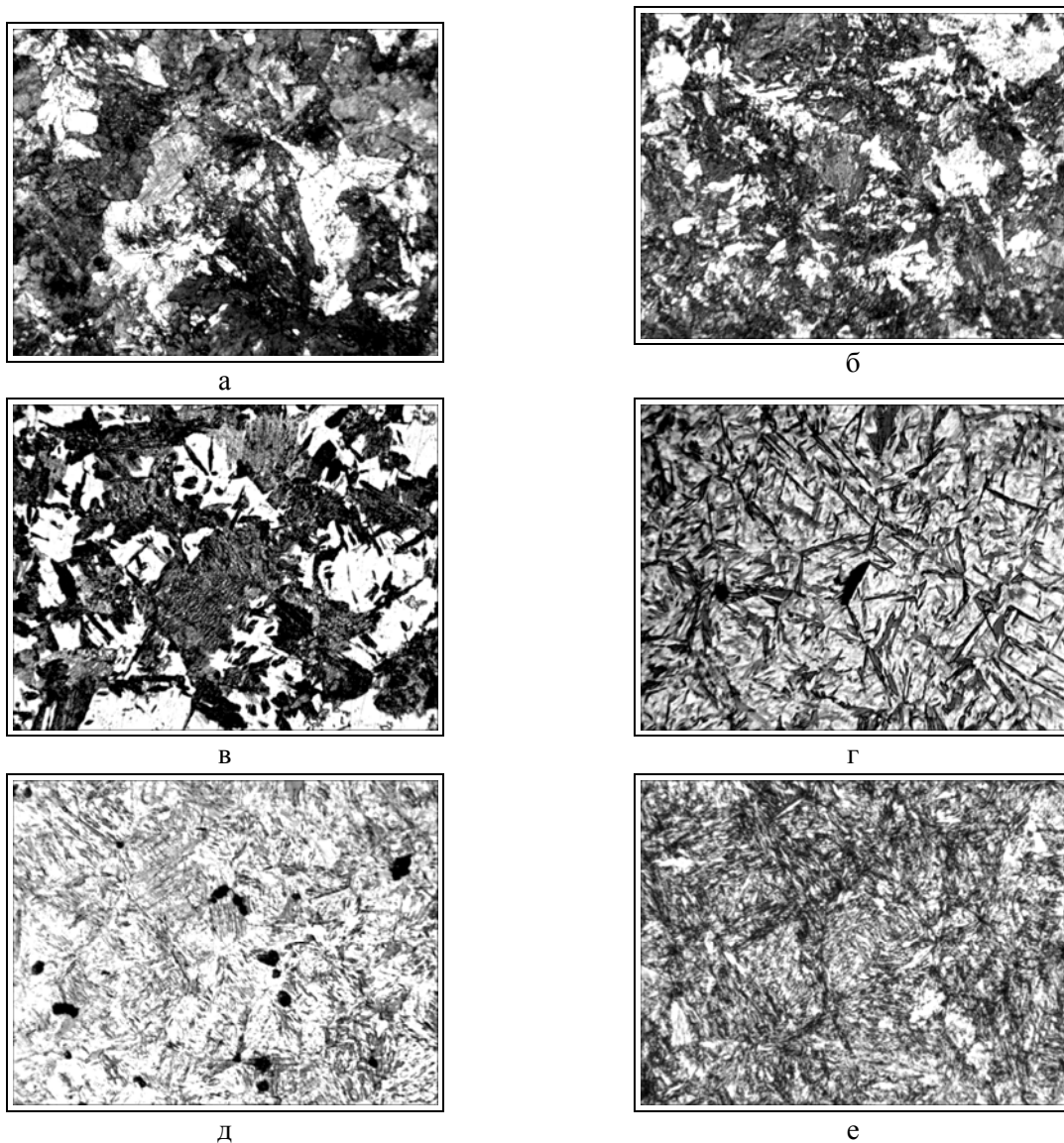


Рис. 4. Структура ($\times 500$) сталі $C82D^{CrV}$ після нагріву до температури $1\ 040\ ^\circ C$ і безперервного охолодження з різними швидкостями: а – $0,9\ ^\circ C/s$; б – $1,7\ ^\circ C/s$; в – $5\ ^\circ C/s$; г – $13\ ^\circ C/s$; д – $90\ ^\circ C/s$; е – $136\ ^\circ C/s$

Порівняльний аналіз ТКД досліджуваної сталі $C82D^{CrV}$ зі сталями $C86D$ [13] і $C82D^{Cr}$ [7], хімічний склад яких наведено в таблиці 2, показав, що для досліджуваної сталі в понад 3,5 рази зменшується інтервал швидкостей охолодження ($5,0 \dots 0,09\ ^\circ C/s$), в якому початку перлітного перетворення передує виділення цементиту вторинного: для сталей $C86D$ і $C82DCr$ – це відповідно $19 \dots 0,08\ ^\circ C/s$ і $17 \dots 0,07\ ^\circ C/s$.

Досліджувана сталь $C82D^{CrV}$ має більш низькі значення верхньої ($136\ ^\circ C/s$) і нижньої ($0,9\ ^\circ C/s$) критичних швидкостей охолодження порівняно зі сталями $C86D$ ($228\ ^\circ C/s$; $19\ ^\circ C/s$) і $C82D^{Cr}$ ($211\ ^\circ C/s$; $1,8\ ^\circ C/s$) відповідно. Зниження критичних

швидкостей охолодження для сталі $C82D^{CrV}$ зумовлене більш значним підвищенням стійкості аустеніту за рахунок додаткового введення в сталь хрому ($0,15\%$) і ванадію ($0,05\%$).

Аналіз ТКД сталі $C82D^{CrV}$ свідчить, що під час підвищення швидкості охолодження кількість сорбітоподібного перліту зростає. З ростом температури нагріву і подальшої швидкості охолодження відбувається зниження критичної точки A_{r1} , в результаті чого підвищується ступінь дисперсності перліту. Це зумовлено не тільки ступенем переохолодження аустеніту за безперервного охолодження, а й підвищенням швидкості зміни

переохолодження, яка являє собою не що інше як фактичну швидкість розпаду аустеніту. З урахуванням вищенаведених даних про вплив підвищення швидкості охолодження на кількість перліту, який утворюється, в тому числі і

сорбітоподібного перліту, внесок швидкості охолодження слід розглядати з урахуванням одночасного підвищення ступеня дисперсності перліту, який оцінюється за шкалою 1 ГОСТ 8233-56 й ідентифікується як перліт 1-го бала.

Таблиця 2

Хімічний склад сталей C86D і C82D^{Cr}

Марка сталі	Хімічний склад, % мас.										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Ni	Cu	N	B
C86D	0,88	0,68	0,18	0,010	0,003	0,03	-	0,06	0,12	0,007	0,0012
C82D ^{Cr}	0,83	0,75	0,19	0,011	0,003	0,27	0,003	0,04	0,10	0,006	-

Таким чином, встановлено інтервали швидкостей охолодження, коли: розпад аустеніту відбувається за дифузійним механізмом з утворенням перліту різного ступеня дисперсності (0,09...0,9 °C/c); розпаду аустеніту передують утворення цементиту вторинного в кількості не більше 1 % у вигляді окремих ділянок по межах перлітних зерен (0,9...136 °C/c); розпад аустеніту відбувається за дифузійним, проміжним і зсувним механізмами; утворюється голчастий мартенсит 6...8 балів за ГОСТ 8233-56 і присутній аустеніт залишковий в кількості від 2,0 до 4,0 % у вигляді прошарків між мартенситними голками (> 136 °C/c). Максимальний ефект підвищення температури закінчення дифузійного перетворення (12 °C) фіксується за швидкості охолодження 0,9 °C/c;

Отже, для отримання в промислових умовах у структурі бунтового прокату зі сталі C82D^{CrV} перліту з найкращим ступенем дисперсності доцільно використовувати в міжкритичному інтервалі таку швидкість охолодження аустеніту, за якої утворюється максимальна кількість сорбітоподібного перліту [12-14]. При цьому температура виткоутворення прокату на лінії Стелмор повинна бути не менше 1 040 °C, подальше прискорене повітряне охолодження витків металу на транспортері слід проводити зі швидкістю не менше 13 °C/c і не більше 20 °C/c до інтервалу температур 570...540 °C з наступною квазіізотермічною витримкою під теплоізоляційними кришками. Такий режим охолодження забезпечить розпад аустеніту за дифузійним механізмом з утво-

ренням максимальної можливої кількості сорбітоподібного перліту в структурі бунтового прокату зі сталі C82D^{CrV}.

Установлені особливості розпаду аустеніту за безперервного охолодження сталі C82D^{CrV} з різними швидкостями дозволили науково обґрунтувати режими охолодження бунтового прокату на лінії Стелмор у потоці безперервного дрібносортодротового стану 320/150. Металографічний аналіз показав, що мікроструктура бунтового прокату, виготовленого за розробленим режимом охолодження зі сталі C82D^{CrV}, містить ~ 93 % сорбітоподібного перліту і 6 % перліту 2...3-го бала за шкалою ГОСТ 8233-56. Оцінка цементитної сітки за еталонами структур шаблону III стандарту NF A 04-114 показала відповідність класу А (повна відсутність) для прокату діаметром 8,0; 10,0; 11,0; 12,0 мм і в декількох випадках класу В (сліди цементиту) для діаметра прокату 12,0 мм.

Висновки. Вивчено кінетику розпаду аустеніту і закономірності формування структури хромованадієвої сталі C82D^{CrV}, нагрітої до температури 1 040 °C і підданої безперервному охолодженню з різною швидкістю. Результати досліджень узагальнені і наведені у вигляді термокінетичної діаграми. Встановлено інтервали швидкостей охолодження, коли можна отримати різні продукти розпаду аустеніту, що забезпечують різне співвідношення структурних складових сталі C82D^{CrV}.

Обґрунтовано найбільш ефективні інтервали швидкостей повітряного охолодження, які дозволяють забезпечити формування в структурі цієї сталі не менше 90 % сорбі-

топодібного перліту, виключити виділення надлишкової фази (цементит вторинний), а також появу структур, що утворюються за проміжним і зсувним механізмами. Розроблено режими охолодження бунтового прокату зі сталі C82D^{CrV} на транспортері лінії Стелмор в потоці безперервного дрібносор-

тнодротового стану 320/150, щоб забезпечити отримання мікроструктури бунтового прокату, що складається з ~ 94 % сорбітоподібного перліту і 6 % перліту 2...3-го бала за ГОСТ 8233-56, а також відсутність цементної сітки в прокаті різного діаметра.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Влияние температуры аустенитизации на дисперсность перлита углеродистой стали / Э. В. Парусов, В. В. Парусов, Л. В. Сагура // *Металлознавство та термічна обробка металів*. – 2015. – № 2. – С. 14–18.
2. Гуляев А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. – 6-е изд., перераб. и доп. – Москва : *Металлургия*, 1986. – 542 с.
3. К вопросу о дислокационно-диффузионном генезисе пластинчатого перлита в высокоуглеродистом бунтовом прокате / Э. В. Парусов, С. И. Губенко, А. Б. Сычков, И. Н. Чуйко, Л. В. Сагура // *Строительство, материаловедение, машиностроение : сб. науч. тр. / Приднепр. гос. акад. стр-ва и архитектуры*. – Днепропетровск, 2016. – Вып. 89. – С. 137–143. – (Стародубовские чтения 2016).
4. Дифференциально-термический анализ и технологии термической обработки : монография / А. П. Клименко, А. И. Карнаух, А. И. Буря, В. И. Сыгар. – Днепропетровск : Пороги, 2008. – 323 с.
5. Луценко В. А. Особенности распада аустенита стали 90 в изотермических и термокинетических условиях / В. А. Луценко // *Металлознавство та термічна обробка металів*. – 2008. – № 1. – С. 76–82.
6. Обоснование параметров регулируемого охлаждения бунтового проката из высокоуглеродистой стали в потоке проволочного стана 320/150 ОАО «ММЗ» / Э. В. Парусов, А. Б. Сычков, С. И. Губенко, С. В. Долгий, Л. В. Сагура // *Вісник національного технічного університету України "Київський політехнічний інститут"*. Серія : *Машинобудування* : зб. наук. пр. / Нац. техн. ун-т України "Київ. політехн. ін-т". – Київ, 2016. – № 2 (77). – С. 62–70.
7. Особенности кинетики распада аустенита и закономерности формирования структуры стали C82D^{Cr} при непрерывном охлаждении / Э. В. Парусов, С. И. Губенко, А. П. Клименко, И. Н. Чуйко, Л. В. Сагура // *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*. – 2017. – № 6. – С. 27–36.
8. Попов А. А. Превращение аустенита при непрерывном охлаждении / А. А. Попов // *Фазовые превращения в железоуглеродистых сплавах : сб. науч. тр.* – Москва : Машгиз, 1950. – С. 136–159.
9. Разработка режима двустадийного охлаждения катанки из стали C80D2, микролегированной бором и ванадием / В. В. Парусов, Э. В. Парусов, Л. В. Сагура, А. И. Сивак, А. П. Клименко, А. Б. Сычков // *Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2011. – № 3. – С. 53–56.
10. Высокоуглеродистая катанка для изготовления высокопрочных арматурных канатов / А. Б. Сычков, М. А. Жигарев, А. М. Нестеренко, С. Ю. Жукова, А. В. Перегудов – Бендеры : Полиграфист, 2010. – 280 с.
11. Парусов Э. В. Требования, предъявляемые к катанке для производства высокопрочной канатной арматуры / Э. В. Парусов // *Теория и практика металлургии*. – 2014. – № 1–2. – С. 67–70.
12. Development of energy- and resource-saving production technology of high-strength strands / Parusov E. V., Parusov V. V., Sagura L. V., Derevyanchenko I. V., Dolgiy S. V., Gremechev S. A., Demyanova L. I. // *Metallurgical and Mining Industry*. – 2016. – № 5. – P. 100–104.
13. Development of thermomechanical treatment of coil rolled products made of steel C86D micro-alloyed with boron / Parusov E. V., Parusov V. V., Sagura L. V., Sivak A. I., Klimenko A. P., Sychkov A. B. // *Metallurgical and Mining Industry*. – 2016. – № 6. – P. 70–74.
14. Influence of boron on forming efficient structure of rolled steel and increase its technological plasticity at drawing / E. Parusov, A. Sychkov, S. Gubenko, M. Ambrazhey // *Вісник Тернопільського національного технічного університету*. – 2016. – № 3. – P. 99–108.

REFERENCES

1. Parusov E.V., Parusov V.V., Sahura L.V. *Vliyanie temperatury austenitizatsii na dispersnost' perlita ughlerodistoy stali* [Effect of austenitization temperature on the dispersion of carbon steel perlite]. *Metalloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Physical Metallurgy and Heat Treatment of Metals]. 2015, no. 2, pp. 14–18. (in Russian).
2. Gulyaev A.P. *Metallovedenie* [Metallography]. Ed. 6, Moskva: Metallurgiya, 1986, 542 p. (in Russian).
3. Parusov E.V., Gubenko S.I., Sychkov A.B., Chujko I.N. and Sahura L.V. *K voprosu o dislokacionno-diffuzionnom genезise plastinchatogo perlita v vysokoughlerodistom buntovom prokate provoloki* [On the issue of the dislocation-diffusion genesis of lamellar perlite in high-carbon bent wire rolling]. *Stroitelstvo. Materialovedenie. Mashinostroenie* [Construction, Materials Science, Mechanical Engineering]. *Starodubovskie chteniya 2016* [Proceedings in memory of Starodubov 2016]. Pridnepr. gos. akad. str-va i arkitektury [Prydniprov's'ka State Academy of Civil Engineering and Architecture]. Dnepropetrovsk, 2016, iss. 89, pp. 137–143. (in Russian).

4. Klimenko A.P., Karnaukh A.I., Burya A.I. and Sytar V.I. *Differentsialno-termicheskiy analiz i tekhnologii termicheskoy obrabotki* [Differential Thermal Analysis and Heat Treatment Technologies]. Dnepropetrovsk: Porogi, 2008, 323 p. (in Russian).
5. Lutsenko V.A. *Osobennosti raspada austenita stali 90 v izotermicheskikh i termokineticheskikh usloviyakh* [Features of the decay of austenite of steel 90 under isothermal and thermokinetic conditions]. *Metalloznavstvo ta termichna obrobka metaliv* [Physical Metallurgy and Heat Treatment of Metals]. 2008, no. 1, pp. 76–82. (in Russian).
6. Parusov E.V., Sychkov A.B., Gubenko S.I., Dolgij S.V. and Sahura L. V. *Obosnovanie parametrov reguliruyemogo okhlazhdeniya buntovogo prokata iz vysokouglerodistoy stali v potoke provolochnogo stana 320/150 OAO «MMZ»* [Rationale of the parameters of controlled cooling of rolled steel from high-carbon steel in the stream of a 320/150 wire mill of JSC "MMZ"]. *Vestnik NTUU «KPI». Seriya mashinostroyeniye* [Bulletin of NTUU "KPI". Machine building series]. 2016, no. 2 (77), pp. 62-70. (in Russian).
7. Parusov E.V., Gubenko S.I., Klimenko A.P., Chujko I.N. and Sahura L.V. *Osobennosti kinetiki raspada austenita i zakonomernosti formirovaniya struktury stali S82DCr pri nepreryvnom ohlazhdenii* [Features of the kinetics of austenite decomposition and regularities in the formation of the C82DCr steel structure under continuous cooling]. *Visnyk Prydniprovskoi derzhavnoi akademii budivnytstva ta arkhitektury* [Bulletin of Prydniprov'ska State Academy of Civil Engineering and Architecture]. 2017, no. 6, pp. 27–36. (in Russian).
8. Popov A.A. *Prevrashhenie austenita pri nepreryvnom oxlazhdenii* [The transformation of austenite under continuous cooling]. *Fazovye prevrasheniya v zhelezouglerodistykh splavakh* [Phase transformations in iron-carbon alloys]. Moskva: Mashgiz, 1950, pp. 136–159. (in Russian).
9. Parusov E.V., Parusov V.V., Sahura L.V., Sivak A.I., Klimenko A.P. and Sychkov A.B. *Razrabotka rezhima dvustadijnogo ohlazhdeniya katanki iz stali S80D2, mikrolegirovannoy borom i vanadiem* [Development of a two-stage cooling mode for wire rod made of C80D2 steel, microalloyed with boron and vanadium]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'* [Metallurgical and mining industry]. 2011, no. 3, pp. 53-56. (in Russian).
10. Sychkov A.B., Zhigarev M.A., Nesterenko A.M., Zhukova S.Yu. and Peregudov A.V. *Vysokouglerodistaya katanka dlya izgotovleniya vysokoprochnykh armaturnykh kanatov* [High-carbon wire rod for manufacturing high-strength reinforcing ropes]. Bendery: Poligrafist, 2010, 280 p. (in Russian).
11. Parusov E.V. *Trebovaniya, pred'yavlyaemye k katanke dlya proizvodstva vysokoprochnoj kanatnoj armatury* [Requirements for wire rod for the production of high-strength rope reinforcement]. *Teoriya i praktika metallurgii* [Theory and practice of metallurgy]. 2014, no. 1-2, pp. 67–70. (in Russian).
12. Parusov E.V., Parusov V.V., Sahura L.V., Derevyanchenko I.V., Dolgij S.V., Gremechev S.A. and Demyanova L.I. *Development of energy- and resource-saving production technology of high-strength strands*. Metallurgical and Mining Industry. 2016, no. 5, pp. 100-104.
13. Parusov E.V., Parusov V.V., Sychkov A.B., Klimenko A.P., Sahura L.V. and Sivak A.I. *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.
14. Parusov E., Sychkov A., Gubenko S. and Ambrazhey M. *Influence of boron on forming efficient structure of rolled steel and increase its technological plasticity at drawing*. Scientific Journal of the Ternopil National University. 2016, no. 2, pp. 99–108.

Рецензент: Большаков В. И., д-р техн. наук, проф.

Надійшла до редколегії: 25.12.2017 р.