

УДК 669.141.24:669.112.227.332:621.78.08

<https://doi.org/10.34185/tpm.6.2019.05>

Парусов Е. В., Чуйко І. М., Парусов О. В., Голубенко Т. М., Сівак Г. І.

Про вплив швидкості безперервного охолодження та тепла рекалесценції на особливості дифузійного розпаду аустеніту в високоуглецевих сталях

Parusov E., Chuiko I., Parusov O., Golubenko T., Sivak A.

On the influence of the rate of continuous cooling and heat of recalcence on the features of diffusion transformation of austenite in high-carbon steels

В якості вихідного матеріалу використані зразки від промислових партій бунтового прокату зі сталей C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV}, C80D та C86D (ISO 16120:2017). При проведенні досліджень використані дані термодинамічних діаграм для сталей C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV}, які були побудовані від більш високих температур аустенітизації (1040 ± 10 °C) у порівнянні з температурами нагріву, що традиційно використовують на практиці. Для порівняльного аналізу використані термодинамічні діаграми борвмісних високоуглецевих сталей C80D і C86D, які були піддані нагріву до температур 950 ± 10 °C і 1010 ± 10 °C відповідно. Встановлено вплив швидкості безперервного охолодження на абсолютну зміну температури початку й завершення дифузійного розпаду аустеніту сталей C82D^{Cr}, C82D^V та C82D^{CrV}. Показано, що при охолодженні сталей, легованих карбідотворюючими елементами, зі швидкостями більше 5 °C/s приховане тепло фазових перетворень (тепло рекалесценції) не викликає підвищення температури завершення розпаду переохолодженого аустеніту. В порівнянні з борвмісною сталлю C80D вказана швидкість для сталей C82D^{Cr}, C82D^V і C82D^{CrV} зменшується більш ніж у 2 рази, що обумовлено впливом карбідотворюючих елементів на уповільнення процесів дифузії вуглецю в аустеніті й, відповідно, уповільнення перлітного перетворення. Вплив швидкості безперервного охолодження на температуру початку перлітного перетворення для сталей C82D^{Cr}, C82D^V та C82D^{CrV} представлено у вигляді регресійного рівняння. За даними графічних залежностей загальний інтервал швидкостей безперервного повітряного охолодження можна умовно розділити на наступні складові: $V_{no} = 0,1 \dots 20$ °C/s – переважний вплив карбідотворюючих елементів та стійкості аустеніту, $V_{no} = 20 \dots 35$ °C/s – переважний вплив швидкості охолодження. Для збільшення рівномірності розподілу структурних складових в поперечному перерізі бунтового прокату систематизовано вплив хімічного складу сталі та швидкості безперервного охолодження на утворення неприпустимих структурних складових (бейніту та цементиту вторинного). Результати досліджень дозволили вдосконалити параметри режиму деформаційно-термічної обробки бунтового прокату з високоуглецевих сталей на завершальній стадії: ступінчасте повітряне охолодження в інтервалі температур від t_{no} до $(t_{no} - 20 \dots 25$ °C) з максимальною швидкістю, подальша квазіізотермічна витримка та охолодження до температур $\sim 200 \dots 180$ °C.

Ключові слова: високоуглецева сталь, тепло рекалесценції, перлітне перетворення, швидкість безперервного повітряного охолодження.

Samples from industrial batches of rolled coil steel C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV}, C80D and C86D (ISO 16120:2017) were used as initial material. The research used the data of thermokinetic diagrams for steels C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV}, which were constructed from higher austenitization temperatures (1040 ± 10 °C) in comparison with the heating temperatures traditionally used in practice. For comparative analysis used thermokinetic diagrams of boron-containing high-carbon steels C80D and C86D, which were heated to temperatures of 950 ± 10 °C and 1010 ± 10 °C, accordingly. The influence of the continuous cooling rate on the absolute temperature change of beginning and end of the diffusion austenite decomposition of steels C82D^{Cr}, C82D^V and C82D^{CrV} is established. It is shown that when cooling rate steels alloyed carbide-forming elements greater than 5 °C/s, the hidden heat of phase transformations (heat of recalcence) does not cause an increase in the decomposition temperature of overcooled austenite. Compared to boron-containing steel C80D, the specified speed for steels C82D^{Cr}, C82D^V and C82D^{CrV} is reduced by more than 2 times, due to the effect of carbide-forming elements on delay the diffusion of carbon in austenite and, accordingly, delay the pearlitic transformation. The influence of the continuous cooling rate on the beginning temperature of pearlitic transformation for steels C82D^{Cr}, C82D^V and C82D^{CrV} is presented in the form of a regression equation. According to the graphical dependences, the total interval of continuous air cooling rates can be divided into the following components: $V_{ac} = 0,1 \dots 20$ °C/s – prevail influence of carbide-forming elements and stability of austenite, $V_{ac} = 20 \dots 35$ °C/s – prevail effect of cooling rate. To increase the uniformity of the structural components distribution in the cross section of the rolled steel, the influence of the steel chemical composition and the continuous cooling rate on the formation of unacceptable structural components (bainite and secondary cementite) is systematized. The research results allowed to improve the mode parameters of deformation-heat treatment of rolled coil high-carbon steels at the final stage: step air cooling in the temperature range from t_{sc} to $(t_{sc} - 20 \dots 25$ °C) with maximum rate, following quasi-isothermal holding and cooling to a temperature $\sim 200 \dots 180$ °C.

Key words: high carbon steel, heat of recalcence, pearlite transformation, continuous air cooling rate.

Парусов Едуард Володимирович – к.т.н., ст.н.співр. ІЧМ НАНУ
Чуйко Ігор Миколайович. М. – к.т.н., ст.н.співр. ІЧМ НАНУ
Парусов Олег Володимирович – к.т.н. ст.н.співр. ІЧМ НАНУ
Голубенко Тетяна Миколаївна – к.т.н. ст.н.сотр. ІЧМ НАНУ
Сівак Ганна Іванівна - наук.співр. ІЧМ НАНУ

Parusov, E. - Ph. D., senior Researcher, ISI NANU
Chuiko I. – Ph.D, senior researcher ISI NANU
Parusov O. – Ph.D, senior researcher ISI NANU
Golubenko T. Ph. D., senior Researcher, ISI NANU
Sivak G. - researcher ISI NANU

Вступ. Відомо, що кінетика перетворень аустеніту сталей суттєво залежить від хімічного складу, технології розкислення й розливання, температури нагріву або завершення гарячої деформації, структури аустеніту перед початком фазових перетворень та інших показників. В довідковій літературі з метою більш достовірного вивчення особливостей поведінки переохолодженого аустеніту найчастіше відображається по декілька діаграм, які побудовані для близьких за хімічним складом сталей, нагрітих до різних температур [1-5]. Експериментальні дані узагальнюють у вигляді зведених термокінетичних, ізотермічних або структурних діаграм. У зв'язку з тим, що при виконанні основних технологічних операцій термічної обробки сталей (охолодження з прокатного або окремого нагріву, гартування, відпал, нормалізація тощо) розпад аустеніту в більшості випадків відбувається не в ізотермічних умовах, а при постійному зниженні температури, то дослідження кінетики перетворень аустеніту при безперервному охолодженні мають велике практичне значення. Стосовно сталей перлітного класу термокінетичні та структурні діаграми надають важливу інформацію про вплив швидкості безперервного охолодження на кінетику розпаду аустеніту та особливості протікання процесів структуроутворення.

Бунтовий прокат, що виготовляють зі сталей перлітного класу та який піддається у подальшому великим ступеням холодної пластичної деформації [6], відносять до якісного сортаменту, а тому застосування нераціональних швидкостей повітряного охолодження на практиці може звести нанівець всі технологічні зусилля, які були докладені під час виплавки, розливання та гарячої обробки тиском.

Практичний досвід авторів роботи [7-9] свідчить про те, що при аналізі термокінетичних і структурних діаграм високовуглецевих сталей з метою обґрунтованого визначення припустимих швидкос-

тей безперервного охолодження слід додатково приділяти увагу впливу останніх на абсолютну зміну температур початку та завершення дифузійного розпаду аустеніту, а також зміні інтервалу температур початку перлітного перетворення. Застосування такого комплексного підходу дозволяє обґрунтовано й достовірно встановлювати раціональні швидкості безперервного охолодження, які чинять вирішальний вплив на формування дислокаційної субструктури гарячекатаної сталі [10] й дозволяють забезпечити найкраще поєднання структури та механічних властивостей бунтового прокату [11].

Мета і завдання досліджень – визначення впливу швидкості охолодження та тепла рекалесценції на особливості розпаду аустеніту за дифузійним механізмом в високовуглецевих сталях й узагальнення отриманих даних.

Матеріали та методи дослідження. Для узагальнення та систематизації даних використовували результати попередніх авторських досліджень, які відносяться до побудови термокінетичних діаграм на зразках промислових партій бунтового прокату зі сталей C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV}, C80D і C86D (ISO 16120:2017) [7-9]. При побудові термокінетичних діаграм зразки сталей C82D^{Cr}, C82D^V, C82D^{CrV} піддавали нагріву до 1040 ± 10 °C (t_n , °C), що вище температур, які традиційно використовують на практиці [1-4, 12]. Така особливість була обумовлена необхідністю підвищення стійкості аустеніту за рахунок збільшення середнього умовного діаметру його зерна перед початком безперервного охолодження [13, 14]. Для порівняльного аналізу використовували термокінетичні діаграми борвмісних високовуглецевих сталей C80D і C86D, які були попередньо нагріті до температур 950 ± 10 °C й 1010 ± 10 °C відповідно. Хімічний склад дослідних сталей наведено в таблиці.

Таблиця – Хімічний склад дослідних сталей

Марка сталі	Хімічний склад, % ваг.										
	C	Mn	Si	P	S	Cr	V	Ni	Cu	N	B·10 ⁴
C82D ^{Cr}	0,83	0,75	0,19	0,011	0,003	0,27	0,003	0,04	0,10	0,006	–
C82D ^V	0,83	0,69	0,19	0,010	0,003	0,04	0,060	0,07	0,11	0,006	–
C82D ^{CrV}	0,83	0,70	0,18	0,012	0,003	0,15	0,050	0,05	0,09	0,006	–
C80D	0,82	0,54	0,17	0,009	0,002	0,06	–	0,07	0,14	0,008	18
C86D	0,88	0,68	0,18	0,010	0,003	0,03	–	0,06	0,12	0,007	12

Результати досліджень та їх обговорення. В роботах [7, 8] встановлено, що для сталей C82D^{Cr}, C82D^V і C82D^{CrV} у порівнянні зі звичайною високовуглецевою сталлю C86D простежується особлива закономірність – відбувається суттєве зниження нижньої критичної швидкості охолодження, що при великих ступенях переохолодження призводить до формування структур, які утворюються за проміжним і зсувним механізмами. На зменшення абсолютного значення нижньої критичної швидкості охолодження найбільш істотно впливає одночасне

додавання до складу сталі хрому та ванадію. В той же час рівномірність розподілу структурних складових в перерізі бунтового прокату залежить не тільки від фактичної швидкості безперервного охолодження, але й від впливу тепла рекалесценції, яке виділяється під час протікання фазових перетворень в певному інтервалі швидкостей охолодження. Це пов'язано з підвищенням температури сталі при охолодженні за рахунок того, що кількість тепла, яке виділяється під час фазового перетворення, виявляється більшою, ніж відведе-

ного [15-17]. В роботі [18] показано, що у вуглецевій сталі (0,64 % С, 0,84 % Мn) при швидкостях безперервного охолодження ~ 2 °С/с за рахунок тепла рекалесценції температура завершення розпаду аустеніту підвищується на 20 °С. Відомості щодо впливу швидкостей безперервного охолодження та тепла рекалесценції на особливості кінетики розпаду аустеніту і, відповідно, процеси структуроутворення високовуглецевих сталей, які містять карбідоутворюючі елементи, нині відсутні, тому цей напрямок є актуальним та зумовив потребу в проведенні цих досліджень.

За результатами обробки даних термодинамічних діаграм на рис. 1 наведено вплив швидкості безперервного охолодження на абсолютну зміну температури початку та завершення дифузійного розпаду аустеніту сталей С82D^{Cr}, С82D^V, С82D^{CrV} і С80D. У відповідності до графічних залежностей для сталей С82D^{Cr}, С82D^V та С82D^{CrV} в інтервалі швидкостей безперервного охолодження

(0,3...5 °С/с) температура завершення розпаду аустеніту перевищує температуру початку його розпаду. При охолодженні сталей С82D^{Cr}, С82D^V і С82D^{CrV} зі швидкостями більше 5 °С/с приховане тепло фазових перетворень (тепло рекалесценції) не викликає підвищення температури завершення розпаду переохолодженого аустеніту.

У порівнянні зі сталлю С80D вказана швидкість для сталей С82D^{Cr}, С82D^V і С82D^{CrV} зменшується більш ніж у 2 рази, що обумовлено впливом карбідоутворюючих елементів на уповільнення процесів дифузії вуглецю в аустеніті [19, 20] та, відповідно, зменшення швидкоплинності протікання перлітного перетворення. Слід відзначити, що підвищення вмісту вуглецю й марганцю в сталі та температури нагрівання перед початком безперервного охолодження обумовлює зменшення фактичної швидкості безперервного охолодження, при перевищенні якої не спостерігається ефект від впливу тепла рекалесценції (рис. 2).

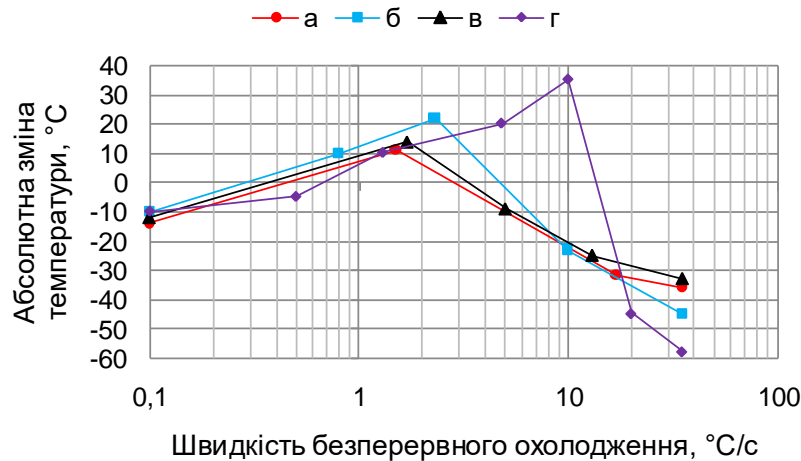


Рисунок 1 – Вплив швидкості безперервного охолодження на абсолютну зміну температур початку та завершення дифузійного розпаду аустеніту: а – сталь С82D^V, б – сталь С82D^{Cr}; в – сталь С82D^{CrV}; г – сталь С80D

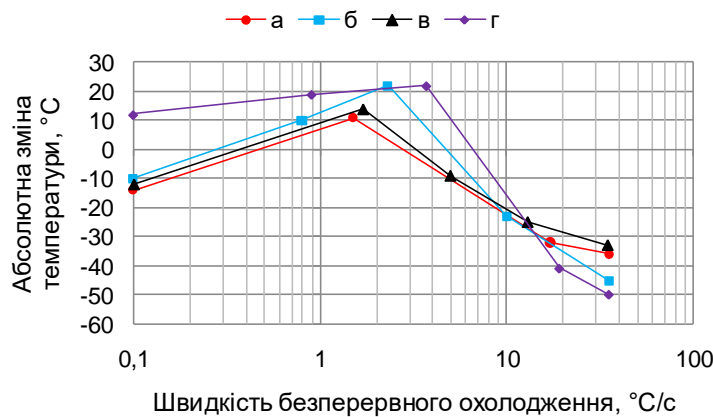


Рисунок 2 – Вплив швидкості безперервного охолодження на абсолютну зміну температур початку та завершення дифузійного розпаду аустеніту: а – сталь С82D^V, б – сталь С82D^{Cr}; в – сталь С82D^{CrV}; г – сталь С86D

На рис. 3 наведено дані про вплив швидкості безперервного охолодження на зміну температури початку розпаду аустеніту за дифузійним механізмом. Графічні залежності наглядно демонструють

позитивний вплив карбидоутворюючих хімічних елементів на зміну температури початку перлітного перетворення за рахунок їх впливу на уповільнення процесів дифузії вуглецю в аустеніті.

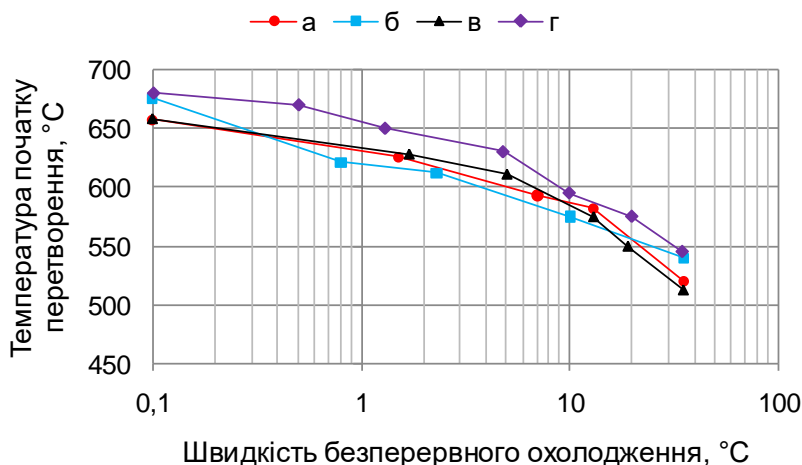


Рисунок 3 – Вплив швидкості безперервного охолодження на температуру початку дифузійного розпаду аустеніту: а – сталь C82D^V, б – сталь C82D^{Cr}; в – сталь C82D^{CrV}; г – сталь C80D

Згідно з графічною залежністю (рис. 4) аналогічний вплив, як для високовуглецевих сталей, які містять карбидоутворюючі елементи, чинить підвищення вмісту вуглецю й марганцю та температури нагрівання сталі перед початком безперервного охолодження. В цілому вплив швидкості без-

перервного повітряного охолодження ($V_{по}$, °C/c) на температуру початку перлітного перетворення ($t_{пл}$, °C) для сталей C82D^{Cr}, C82D^V та C82D^{CrV} може бути узагальнено у вигляді регресійного рівняння другого ступеня:

$$t_{пл} = (0,09 \dots 0,19) \cdot V_{по}^2 - (6,7 \dots 9,8) \cdot V_{по} - (645 \dots 648), \text{ } ^\circ\text{C}$$

Результати досліджень свідчать про те, що ефективними технологічними кроками, які впливають на підвищення дисперсності продуктів розпаду за дифузійним механізмом в високовуглецевих сталях виявляються: додаткове введення до

складу сталі карбидоутворюючих елементів, збільшення вмісту вуглецю й марганцю з одночасним підвищенням температури нагрівання та використання раціональних швидкостей безперервного охолодження.

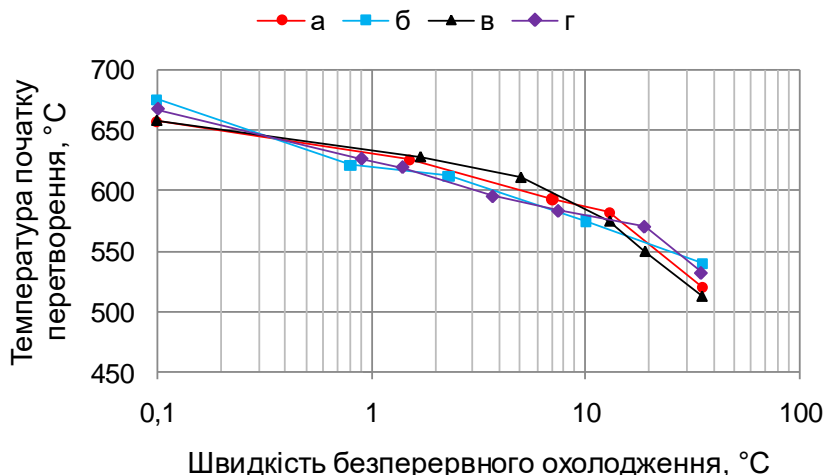


Рисунок 4 – Вплив швидкості безперервного охолодження на температуру початку дифузійного розпаду аустеніту: а – сталь C82D^V, б – сталь C82D^{Cr}; в – сталь C82D^{CrV}; г – сталь C86D

Отримані дані свідчать про те, що зі збільшенням $V_{по}$ температура початку розпаду аустеніту за дифузійним механізмом суттєво знижується, а

приховане тепло фазових перетворень для сталей C82D^{Cr}, C82D^V та C82D^{CrV} не чинить істотного впливу на підвищення температури завершення

перлітного перетворення вже при швидкостях більше $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

Як відомо, дисперсність перліту в структурі сталі характеризується міжпластинковою відстанню й залежить від температури початку дифузійного розпаду аустеніту [21, 22]. Аналіз даних (рис. 3 і 4) свідчить про те, що для сталей C82D^{Cr} , C82D^{V} , C82D^{CrV} та C86D в інтервалі швидкостей безперервного охолодження $0,1...20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ наглядно просліджується сумісний вплив карбідоутворюючих елементів разом з підвищенням стійкості аустеніту на температуру початку перлітного перетворення. Така ж сама залежність при приблизно однакових температурах нагріву є характерною для сталі C86D в порівнянні зі сталями C82D^{Cr} , C82D^{V} та C82D^{CrV} за рахунок мікролегування сталі бором. Загальний інтервал швидкостей безперервного охолодження для сталей C82D^{Cr} , C82D^{V} , C82D^{CrV} та C80D (рис. 3) можна умовно розділити на наступні складові: 1) $V_{\text{по}} = 0,1...20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – переважний вплив карбідоутворюючих елементів та стійкості аустеніту на температуру початку перлітного перетворення; 2) $V_{\text{по}} = 20...35\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ – переважний вплив швидкості охолодження, при якому карбідоутворюючі елементи й підвищення температури аустенітизації істотно не впливають на температуру початку перлітного перетворення. При використанні сталі C86D з більш високим вмістом вуглецю й марганцю, а також підвищеною температурою аустенітизації, швидкість безперервного охолодження суттєво не впливає на температуру початку перлітного перетворення у порівнянні зі сталями C82D^{Cr} , C82D^{V} та C82D^{CrV} .

Мінімальні температури початку дифузійного розпаду аустеніту для сталей C82D^{Cr} , C82D^{V} , C82D^{CrV} та C86D відповідають швидкості охолодження $\sim 35\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, однак в цьому випадку слід враховувати те, що дуттьові вентиляторні системи діючих промислових дрібносоротно-дротових станів більшості металургійних підприємств здатні забезпечити швидкість безперервного повітряного охолодження прокату до $25\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ для профілерозміру бунтового прокату $5,5\text{ мм}$. При збільшенні діаметру прокату до $16,0\text{ мм}$ за рахунок прояву масштабного фактору швидкість безперервного охолодження може становити менше $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, а тому виробництво вказаних профілерозмірів повинно базуватися на інших технологічних підходах, які відрізняються від тих, що традиційно використовують на практиці. Необхідно зазначити, що критерієм оцінки якості високовуглецевої сталі, який забезпечує досягнення заданих характеристик міцності та пластичності як з прокатного нагріву, так і після холодної пластичної деформації волочінням, є рівномірний розподіл тонкопластинчатого перліту в поперечному перерізі бунтового прокату. Головними чинниками, які визначають формування ефективної структури сталі, є хімічний склад та

параметри режиму деформаційно-термічної обробки бунтового прокату. В свою чергу при визначенні раціональних параметрів на завершальній стадії термічної обробки слід враховувати особливості кінетики перетворень аустеніту при безперервному охолодженні сталі заданого хімічного складу, а температура початку повітряного охолодження ($t_{\text{по}}$) бунтового прокату в промислових умовах повинна в максимальній мірі відповідати температурі аустенітизації, при якій проводилися експерименти. Наприклад, згідно з результатами досліджень охолодження бунтового прокату зі сталей C82D^{Cr} , C82D^{V} та C82D^{CrV} необхідно проводити в інтервалі швидкостей безперервного охолодження $5...35\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (див. рис.1), при яких відсутній вплив тепла рекалесценції на протікання структурних перетворень, однак з точки зору формування перліту з найменшою міжпластинковою відстанню швидкість охолодження повинна складати $\sim 35\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ (рис. 3). Так, якщо для сталі C80D охолодження навіть зі швидкістю $35\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до температури не нижче $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ є цілком припустимим, то при охолодженні сталей C86D при $V_{\text{по}} \geq 19\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, C82D^{Cr} при $V_{\text{по}} \geq 1,8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, C82D^{V} при $V_{\text{по}} \geq 7\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ та C82D^{CrV} при $V_{\text{по}} \geq 0,9\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в структурі прокату буде утворюватися бейніт, який є неприпустимою структурною складовою у відповідності до вимог діючих стандартів на зазначену металопродукцію.

Вплив швидкості безперервного охолодження на утворення надлишкової фази у вигляді цементиту вторинного (крива 1) та бейніту (крива 2) в залежності від хімічного складу сталі узагальнено на рис. 5. Відповідно до графічної залежності, при охолодженні досліджуваних сталей зі швидкостями більшими, ніж значення на кривій 2, у всіх випадках в структурі прокату буде утворюватися бейніт, а при швидкостях менших, ніж на кривій 1 – цементит у вигляді надлишкової фази.

З урахуванням отриманих даних охолодження високовуглецевих сталей, зокрема тих, які містять карбідоутворюючі елементи й характеризуються підвищеною стійкістю аустеніту, слід проводити із застосуванням ступінчастого повітряного охолодження в інтервалі температур від $t_{\text{по}}$ до ($t_{\text{пн}} - 20...25\text{ }^{\circ}\text{C}$) з максимальною швидкістю, подальшою квазіізотермічною витримкою та наступним охолодженням до температур $\sim 200...180\text{ }^{\circ}\text{C}$.

Таким чином, хімічний склад, температура початку повітряного охолодження, стійкість аустеніту, швидкість та режим безперервного повітряного охолодження слід віднести до головних технологічних параметрів режиму завершальної стадії термічної обробки, які чинять вирішальний вплив на протікання перлітного перетворення й відповідно формування остаточної структури і властивостей бунтового прокату з високовуглецевих сталей.

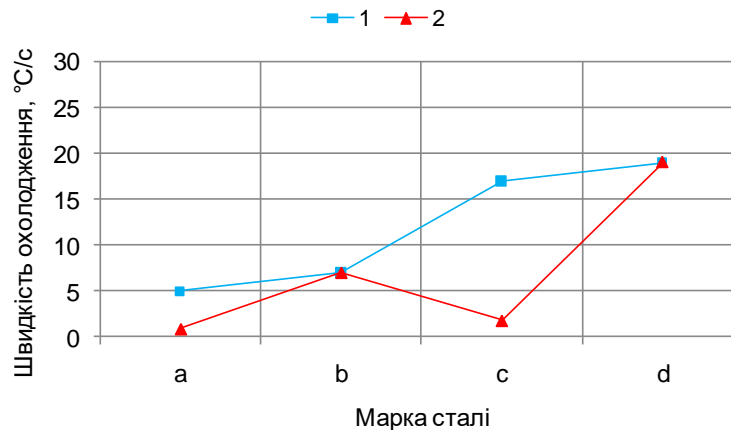


Рисунок 5 – Вплив хімічного складу сталі та швидкості безперервного охолодження на утворення бейніту та цементиту вторинного: a – C82D^{Cr}, b – C82D^V, c – C82D^{CrV}, d – C86D

Висновки.

Встановлено вплив швидкості безперервного охолодження на абсолютну зміну температури початку й завершення дифузійного розпаду аустеніту сталей C82D^{Cr}, C82D^V та C82D^{CrV}. Отримано регресійне рівняння, яке встановлює взаємозв'язок швидкості безперервного охолодження з температурою початку перлітного перетворення для сталей C82D^{Cr}, C82D^V та C82D^{CrV}. Показано, що для сталей, які містять карбідотворюючі елементи, при охолодженні зі швидкостями більше 5 °C/c приховане тепло фазових перетворень (рекалєсценція) не викликає перевищення температури завершення розпаду переохолодженого аустеніту над температурою початку його розпаду. При узагальненні отриманих даних інтервал швидкостей

безперервного охолодження можна умовно розділити на наступні складові: $V_{60} = 0,1 \dots 20$ °C/c – переважний вплив карбідотворюючих елементів та стійкості аустеніту, $V_{10} = 20 \dots 35$ °C/c – переважний вплив швидкості охолодження. За результатами проведених досліджень охолодження високовуглецевих сталей, які містять карбідотворюючі елементи або характеризуються підвищеною стійкістю аустеніту, слід проводити із застосуванням ступінчастого повітряного охолодження в інтервалі температур від t_{10} до $(t_{10} - 20 \dots 25$ °C) з максимальною швидкістю, подальшою квазіізотермічною витримкою та наступним охолодженням до температур $\sim 200 \dots 180$ °C.

Бібліографічний опис

1. Попова Л. Е., Попов А. А. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-растворах в сплавах титана : справочник 3-е изд., перераб. и доп. Москва : Металлургия, 1991. 503 с.
2. Trzaska J., Jagie A., Dobrzanski L. A. The calculation of CCT diagrams for engineering steels. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2009. Vol. 39. No. 1. P. 13–20.
3. Clas W. Austenite transformation kinetics of ferrous alloys. Greenwich : Climax Molybdenum Company, 1979. 83 p.
4. Teplukhina I., Golod V., Tsvetkov A. CCT diagram plotting based on the numerical analysis of dilatometric tests results. *Lett. Mater.* 2018. No. 8(1). P. 37–41. DOI: [10.22226/2410-3535-2018-1-37-41](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2018-1-37-41)
5. Korchnov A. G., Gun G. S., Shiryayev O. P., Pivovarova K. G. Study of structural transformation of hot-rolled carbon billets for high-strength ropes for responsible applications via the method of thermal analysis. *CIS Iron and Steel Review*. 2017. Vol. 13. P. 38–40.
6. Губенко С. И., Парусов Э. В. Пластичность сплавов с различной структурой. Germany-Mauritius : Palamarium Academic Publishing, 2017. 183 с.
7. Особенности кинетики распада аустенита и закономерности формирования структуры стали C82D^{CrV} при непрерывном охлаждении / Э. В. Парусов и др. *Вестник Приднeпровской государственной академии строительства и архитектуры*. 2018. № 1 (237–238). С. 42–51. DOI: 10.30838/J.BPSACEA.2312.170118.34.38
8. Влияние температуры нагрева на кинетику распада аустенита высокоуглеродистой стали C82D^V / Э. В. Парусов и др. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2018. № 1 (80). С. 34–42. DOI: 10.30838/J.PMNTM.2413.240418.34.103
9. 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. № 6. P. 70–74.
10. О влиянии дислокационной субструктуры горячей деформации и микродобавок бора на формирование пластинчатого перлита в процессе непрерывного охлаждения бунтового проката / Э. В. Парусов и др. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2016. № 3. С. 40–46.
11. Разработка энерго- и ресурсосберегающей технологии производства высокопрочных прядей / Э. В. Парусов и др. *Металлургическая и горнорудная промышленность*. 2015. № 1. С. 157–160.

12. Дифференциально-термический анализ и технологии термической обработки / А. П. Клименко и др. Днепропетровск : Пороги, 2008. 323 с.
13. Величина аустенитного зерна хромомолибденсодержащих сталей после аустенитизации при различных температурах / Луценко В. А. и др. *Черные металлы*. 2016. № 12. С. 17–20.
14. Kawulok P., Podolinsky P., Kajzar P. et al. The influence of deformation and austenitization temperature on the kinetics of phase transformations during cooling of high-carbon steel. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2018. № 63. P. 1743–1748. DOI: 10.24425/amm.2018.125100
15. Афонин В. К., Ермаков Б. С., Лебедев Е. Л. Металлы и сплавы : справочник / под ред. Солнцева Ю. П. Санкт-Петербург : Профессинал, 2007. 853 с.
16. Луценко В. А. Особенности распада аустенита стали 90 в изотермических и термокинетических условиях. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2008. № 1. С. 76–82.
17. Фазовые и структурные превращения аустенита в стали 90 при непрерывном охлаждении / В. А. Луценко и др. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*. Днепропетровск : Візіон, 2006. Вып. 13. С. 155–161.
18. Евсюков М. Ф., Узлов В. И., Шаповал Е. А., Романенко Е. С. Термокинетические диаграммы превращения аустенита колесной стали. *Производство термически обработанного проката*: сб. научн. тр. Москва : Металлургия, 1986. С. 76–79.
19. Металлоконструкции горных машин. Конструкции, эксплуатация, расчет : учебное пособие / В. С. Квагинидзе и др. Москва : Горная книга, 2011. 392 с.
20. Термическая обработка в машиностроении : справочник / под ред.: Лахтина Ю. М., Рахштадта А. Г. Москва : Машиностроение, 1980. 783 с.
21. Гуляев А. П. Металловедение : учебник для ВУЗов (5-е изд., перераб.). Москва : Металлургия, 1978. 646 с.
22. Новиков И. И. Теория термической обработки металлов : учебник (изд. 3-е, испр. и доп.). Москва : Металлургия, 1978. 392 с.

References:

1. Popova L. E., Popov A. A. Diagrams of the transformation of austenite in steels and beta solutions in titanium alloys : a guide (3rd edition revised). Moscow : Metallurgiya, 1991. 503 p.
2. Trzaska J., Jagie A., Dobrzanski L. A. The calculation of CCT diagrams for engineering steels. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2009. Vol. 39. No. 1. P. 13–20.
3. Clas W. Austenite transformation kinetics of ferrous alloys. Greenwich : Climax Molybdenum Company, 1979. 83 p.
4. Teplukhina I., Golod V., Tsvetkov A. CCT diagram plotting based on the numerical analysis of dilatometric tests results. *Lett. Mater.* 2018. No. 8(1). P. 37–41. DOI: [10.22226/2410-3535-2018-1-37-41](https://doi.org/10.22226/2410-3535-2018-1-37-41)
5. Korchunov A. G., Gun G. S., Shiryayev O. P., Pivovarova K. G. Study of structural transformation of hot-rolled carbon billets for high-strength ropes for responsible applications via the method of thermal analysis. *CIS Iron and Steel Review*. 2017. Vol. 13. P. 38–40.
6. Gubenko S. I., Parusov E. V. Plastichnost splavov s razlichnoj strukturoj. Germany-Mauritius : Palamarium Academic Publishing, 2017. 183 p.
7. Osobennosti kinetiki raspada austenita i zakonomernosti formirovaniya struktury stali C82D^{CIV} pri nepreryvnom okhlazhdenii / E. V. Parusov et al. *Vestnik Pridneprovskoy gosudarstvennoy akademii stroitel'stva i arkhitektury*. 2018. No. 1 (237–238). P. 42–51. DOI: [10.30838/J.BPSACEA.2312.170118.34.38](https://doi.org/10.30838/J.BPSACEA.2312.170118.34.38)
8. Vliyanie temperatury nagreva na kinetiku raspada austenita vy'sokouglerodistoj stali C82D^V / E. V. Parusov et al. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2018. No. 1 (80). P. 34–42. DOI: [10.30838/J.PMHTM.2413.240418.34.103](https://doi.org/10.30838/J.PMHTM.2413.240418.34.103)
9. 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. P. 70–74.
10. O vliyani dislokacionnoj substruktury goryachej deformaczii i mikroobavok bora na formirovanie plast'nchatogo perlita v processe nepreryvnogo okhlazhdeniya buntovogo prokata / E. V. Parusov et al. *Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallov*. 2016. № 3. P. 40–46.
11. Razrabotka energo- i resursosberegayushhej tekhnologii proizvodstva vy'sokoprochnykh pryadej / E. V. Parusov et al. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost'*. 2015. No. 1. P. 157–160.
12. Differentsial'no-termicheskij analiz i tekhnologii termicheskoy obrabotki / A. P. Klimenko et al. Dnepropetrovsk : Porohi, 2008. 323 p.
13. Velichina austenitnoho zerna khromomolibdensoderzhaschikh stalej posle austenitizatsii pri razlichnykh temperaturakh / V. A. Lutsenko et al. *Chernye Metally*. 2016. No. 12. P. 17–20.
14. Kawulok P., Podolinsky P., Kajzar P. et al. The influence of deformation and austenitization temperature on the kinetics of phase transformations during cooling of high-carbon steel. *Archives of Metallurgy and Materials*. 2018. № 63. P. 1743–1748. DOI: 10.24425/amm.2018.125100
15. Afonin V. K., Ermakov B. S., Lebedev E. L. Metally i splavy : spravochnik / pod. red. Solnczeva Yu. P. Sankt-Peterburg : Professional, 2007. 853 p.
16. Lutsenko V. A. Osobennosti raspada austenita stali 90 v izotermicheskikh i termokineticeskikh usloviyakh. *Metaloznnavstvo ta termichna obrobka metaliv*. 2008. No. 1. P. 76–82.
17. Fazovye i strukturnye prevrashheniya austenita v stali 90 pri nepreryvnom okhlazhdenii / V. A. Lutsenko et al. *Fundamental'nye i prikladnye problemy chernoy metallurgii*. Dnepropetrovsk : Vizion, 2006. Vyp. 13. P. 155–161.

18. Evsyukov M. F., Uzlov V. I., Shapoval E. A., Romanenko E. S. Termokineticheskie diagrammy prevrascheniya austenita kolesnoj stali. Proizvodstvo termicheski obrabotannogo prokata : sb. nauchn. tr. Moskva : Metallurgiya, 1986. P. 76–79.
19. Metallokonstruktsii gornyx mashin. Konstruktsii, ekspluatatsiya, raschet : uchebnoe posobie / V. S. Kvaginidze et al. Moskva : Gornaya kniga, 2011. 392 p.
20. Termicheskaya obrabotka v mashinostroenii : spravochnik / pod red.: Lakhtina Yu. M., Rakhshadtat A. G. Moskva : Mashinostroenie, 1980. 783 p.
21. Gulyaev A. P. Metallovedenie : uchebnik dlya VUZov (5-e izd., pererab.). Moskva : Metallurgiya, 1978. 646 p.
22. Novikov I. I. Teoriya termicheskoy obrabotki metallov : uchebnik (izd. 3-e, perepab. i dop.). Moskva : Metallurgiya, 1978. 392 p.

Стаття поступила: 17.10.2019