

© М.О. Соболенко<sup>1</sup>, М.О. Алексєєв<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Дніпровський металургійний інститут Українського державного університету науки і технологій, Дніпро, Україна

<sup>2</sup> Національний технічний університет «Дніпровська політехніка», Дніпро, Україна

## ДОСЛІДЖЕННЯ ВПЛИВУ ТЕХНОЛОГІЧНИХ ПАРАМЕТРІВ НА КІНЕТИКУ РОЗПАДУ АУСТЕНІТУ БОРВМІСНОЇ СТАЛІ

© М. Sobolenko<sup>1</sup>, M. Alekseev<sup>2</sup>

<sup>1</sup> Dnipro Metallurgical University of the Ukrainian State University of Science and Technology, Dnipro, Ukraine

<sup>2</sup> Dnipro University of Technology, Dnipro, Ukraine

## INVESTIGATION OF THE INFLUENCE OF TECHNOLOGICAL PARAMETERS ON THE KINETICS OF AUSTENITE DECOMPOSITION IN BORON-CONTAINING STEEL

**Мета.** Провести дослідження кінетики розпаду аустеніту і з'ясувати рівень впливу гарячої пластичної деформації та режимів перерваного охолодження на формування структури борвмісної сталі.

**Методика.** Дослідження фазових перетворень проводили методом диференційно-термічного аналізу на зразках борвмісної сталі з дослідженнями мікроструктури та твердості.

**Результати.** Вивчено кінетику перетворень і побудовано термокінетичну діаграму розпаду гаряче деформованого аустеніту борвмісної сталі від температури аустенізації 1050–1100 °С, перерваним охолодженням з подальшим доохолодженням зі швидкістю 0,09–0,12 °С/с, порівнянню зі швидкістю охолодження зовнішніх витків бунта прокату. Встановлено, що температуро – деформаційні режими прокатки та умови охолодження, які застосовуються у реальних технологіях виробництва підкату (особливо бунтового), є причиною появи у оброблюваній сталі гами структурних складових. Неоднорідність структури викликає неоднорідність розподілу властивостей по довжині та перерізу підкату, порушення термодинамічних умов сфероїдизації цементиту та значне ускладнення процесу холодної пластичної деформації під час висадження.

**Наукова новизна.** Досліджено вплив гарячої пластичної деформації та режимів перерваного охолодження на кінетику фазових перетворень у круглому сортовому прокаті із борвмісної сталі. Встановлено закономірності формування структури сталі за охолодження з різними швидкостями від температури прокатки.

**Практична значимість.** Виявлено, що для борвмісної сталі гаряча пластична деформація та перерване охолодження впливає суттєвим чином на розпад аустеніту. В той же час, показано, що їх роздільний індивідуальний вплив на кінетику розпаду аустеніту значно відрізняється процесом фазових перетворень. Отримані результати можуть бути використані при розробці промислової технології виробництва термічно обробленого бунтового прокату із борвмісної сталі для холодної висадки з відносно однорідною сфероїдизованою структурою.

**Ключові слова:** структура, кінетика перетворень аустеніту, низьковуглецева сталь, гаряча пластична деформація, перерване охолодження.

**Вступ.** Ресурсозберігаючі напрями розвитку металургійного виробництва стимулюють процеси удосконалення наявних й розробку і створення нових технологій та матеріалів, що дозволяють значно підвищити надійність металевих виробів і конструкцій з них, а також довговічність деталей машин та інструменту. В цьому питанні дедалі більшого значення набувають низьковуглецеві сталі, які застосовуються для виготовлення сполучних деталей і відповідають технічним вимогам експлуатаційної надійності конструкцій. Перспективним матеріалом для виробництва високоміцних кріпильних виробів замість традиційно застосовуваних у промисловості сталей типу 38ХА, 40Х, 38ХТНМ та інших, наразі служать економнолеговані борвмісні сталі, такі як 20Г2Р, 30Г1Р, 35Г1Р, у яких міститься невелика кількість бору (0,001–0,005%), титану (0,02–0,05%) і алюмінію (0,02–0,05%). Експлуатаційні характеристики борвмісних сталей у багатьох випадках не поступаються, а в низці випадків перевершують рівень властивостей сталей, легованих дорого вартісними елементами [1].

Використання низьковуглецевих борвмісних сталей дозволяє збільшити обсяги виробництва високоміцних металевих виробів, що виготовляються методами холодного об'ємного штампування (ХОШ). Найпоширенішою технологічною схемою виготовлення холодновисадочного дроту з низьковуглецевих сталей є волочіння катанки на заготовку з її подальшим відпалом і калібруванням на дріт. Вказана технологія забезпечує одержання холодновисадочного дроту із задовільним поєднанням механічних властивостей, а саме здатності до осадження в холодному стані до 1/2 та 1/3 початкової висоти без розтріскування [2]. Така холодно висадочна сталь найменшою мірою зміцнюється під час холодної деформації і має найкращу штампованість.

**Постановка проблеми.** Найважливішою складовою частиною технологічного процесу виробництва сталевих заготовок для виготовлення високоміцних кріпильних виробів з низьковуглецевих сталей є термічна обробка (ТО), яка значною мірою визначає їхні експлуатаційні характеристики. Умовою реалізації такої технології та отримання якісної продукції є використання підкату зі структурою зернистих карбідів. Існуючий технологічний процес, який сьогодні вважається оптимальним під час виробництва катанки та підкату малих перерізів з низьковуглецевих сталей, призначених для холодної висадки, включає гарячу прокатку, прискорене охолодження з метою підготовки структури до подальшого волочіння та сфероїдизуючий відпал [3]. Нині багато видів гарячекатаного металопрокату (катанка, лист, арматура, сортові профілі та ін.) піддають прискореному охолодженню за чистовою кліттю прокатного стану. Операцію прискореного охолодження виконують водою до над або під критичних температур, тобто переривають прискорене охолодження водою вище або нижче за точку  $A_1$ . Перерване охолодження - операція багатопланова. Необхідність її проведення залежить, головним чином, від призначення металопрокату, а також від його марки сталі, розмірів і маси. Перерване охолодження як остаточна термічна обробка металопрокату може застосовуватися у якості передобробки для поліпшення деформованості сталі, а також для створення умов, що забезпечують покращене протікання процесів сфероїдизації карбідів під час подальшого сфероїдизуючого

відпалу підкату для холодного висаджування [4]. При цьому важливою умовою підвищення технологічності є наявність однорідної структури і рівня механічних властивостей за перерізом підкату [4, 5]. Подальший сфероїдизуючий відпал має забезпечити отримання у заготовки для холодного висаджування структури сфероїдизованого цементиту певного балу, такого, що має глобулярну форму певного розміру з рівномірним розподілом його у феритній матриці.

Необхідно зазначити, що перерване охолодження призводить до нерівномірного охолодження за перерізом профілю через швидкоплинне температурне поле, а також до зміни кінетики розпаду переохолодженого аустеніту і, як наслідок, до значної зміни структури і властивостей оброблюваної сталі [3, 4]. Із зазначених причин підкат із борвмісної сталі марки 20Г2Р, що випускається за регламентованими технологічними режимами, вирізняється неоднорідністю структури і властивостей за перерізом профілю. Усе це негативно позначиться при подальшій переробці такого підкату на сталедрутових підприємствах.

Щоб визначити умови забезпечення стабільності отримання необхідної структури і властивостей у гарячекатаному стані необхідно виконати дослідження формування структури сталі 20Г2Р у процесі перерваного охолодження з різними швидкостями. Тому дослідження впливу гарячої пластичної деформації та перерваного охолодження на кінетику розпаду аустеніту сталі 20Г2Р є актуальним завданням.

**Мета дослідження** – вивчення кінетики розпаду аустеніту і визначення умов впливу гарячої пластичної деформації та режимів перерваного охолодження на формування структури сталі 20Г2Р.

**Матеріал і методика дослідження.** У роботі досліджували безперервно-последовний вплив гарячої пластичної деформації та режимів перерваного охолодження на кінетику фазових перетворень сталі 20Г2Р. Визначали вплив температури аустенізації на положення областей утворення продуктів проміжних перетворень, положення меж областей розпаду в разі поєднання деформації та умов охолодження, які моделюють технологічні режими виробництва сортового підкату.

Дослідження фазових перетворень проводили методом диференційно-термічного аналізу [6, 7] на зразках сталі 20Г2Р з дослідженнями мікроструктури та твердості за аналогією з роботою [8]. Дослідження мікроструктури металу здійснювали на світловому металографічному мікроскопі «Neophot – 21» з використанням методики кількісної металографії [9]. Вимірювання твердості зразків у лабораторних умовах проводили за шкалою Віккерса на приладі типу ТП – 7Р1.

Кінетику фазових перетворень під час виробництва прокату моделювали побудовою діаграм, що враховують спільний вплив деформації, прискореного охолодження і подальшого уповільненого охолодження. У лабораторних умовах зразки прокату діаметром 6,5 мм термічно обробляли за режимами, подібними до промислових режимів охолодження круглого профілю. Режимі обробки зразків включали аустенізацію за 1100 °С, що відповідає температурі заготовок перед першою кліттю прокатного стану. Ступінь деформації 35% прийнято близьким до ступеня деформації під час прокатки по вершині калібру. Температура прокатки лабораторних зразків 1050–1030 °С відповідала температурі виходу

металу з чистої кліти прокатного стану. Хімічний склад сталі, % за масою: С – 0,20; Si – 0,26; Mn – 1,20; S – 0,011; P – 0,026; Cr – 0,20; Ti – 0,04; В – 0,003.

**Результати досліджень та їх обговорення.** У попередніх працях [10, 11] нами було досліджено питання кінетики розпаду недеформованого переохолодженого аустеніту під час безперервного охолодження борвмісних сталей. Отримано дані про якісну та кількісну картину структуроутворення для розглянутого класу сталей. Проведеними дослідженнями встановлено, що положення критичних точок сталі 20Г2Р вказаного вище хімічного складу відповідає температурам:  $A_{C1} = 720$  °С,  $A_{C3} = 855$  °С,  $M_H = 385$  °С.

Термокінетична діаграма розпаду гаряче деформованого аустеніту наведена на (рис. 1).

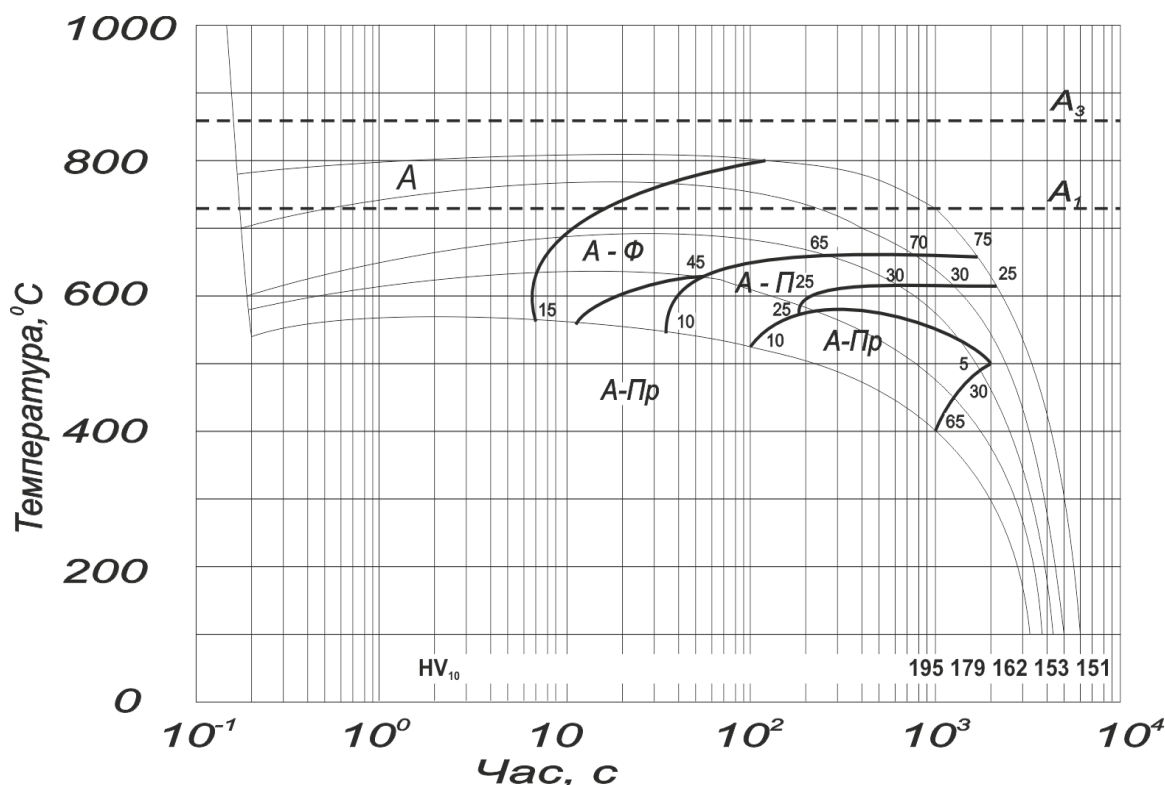


Рис. 1. Термокінетична діаграма розпаду аустеніту сталі 20Г2Р після гарячої деформації та перервного охолодження

Дослідження кінетики перетворення сталі 20Г2Р проводили за наступною схемою:

- нагрівання зразків до 1100 °С, витримка протягом 300 с, підстуджування до 1050 °С;
- прокатка зі ступенем деформації 35% при температурі 1050–1030 °С;
- прискорене охолодження з температур прокатки зі швидкістю 50-80 °С/с до 540–780 °С і наступним уповільненим охолодженням зразків (швидкість 0,09–0,12 °С/с) до кімнатної температури. Такі дії забезпечують розпад переохолодженого аустеніту у напівізотермічних умовах.

Контроль мікроструктури та твердості зразків дав можливість встановити, що при підстуджуванні до 540 °С аустеніт (при наступному уповільненому

оохолодженні) зазнає в основному перетворення за проміжним механізмом з утворенням 75% бейніту, 15% фериту та 10% перліту (рис. 2). Твердість зразків з відповідною структурою складає 195 НV.



Рис. 2. Мікроструктура сталі 202P після нагріву до температури 1100 °C і прискореного охолодження до 540 °C

Проведене прискорене охолодження до 580 °C показало, що аустеніт розпадається переважно за дифузійним механізмом (інкубаційний період до початку розпаду складає 6 с) з утворенням 45% фериту, 25% перліту та частково за проміжним механізмом (30% бейніту). Температура початку бейнітного перетворення відповідає 575 °C, твердість зменшується до 179 НV (рис. 3а). При прискореному охолодженні до 610 °C у структурі сталі ще спостерігається приблизно 5% бейніту з твердістю на рівні 162 НV.

Підвищення температури кінця прискореного охолодження до 700 °C і вище призводить до розпаду повністю за дифузійним механізмом з утворенням 70–75% фериту, 25–30% перліту (рис. 3б). Показник твердості дорівнює 151–153 НV, а кількість структурно – вільного цементиту (бороцементиту) у мікроструктурі сталі складає менше 1%.

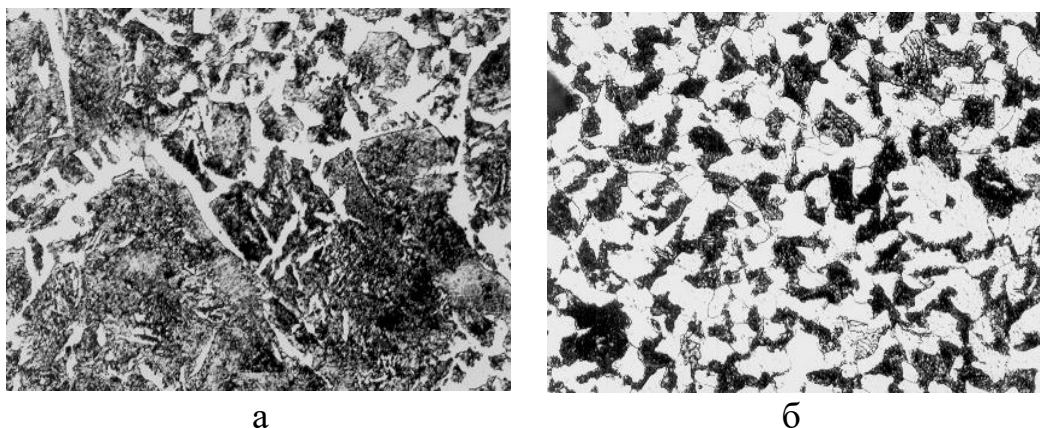


Рис. 3. Мікроструктура сталі 20Г2Р після нагріву до температури 1100 °C і прискореного охолодження до 580 °C (а) та до 700 °C (б)

Отримані результати узгоджуються з даними роботи [12], в якій доводиться, що при прискореному охолодженні із аустенітного стану завдяки високій рухливості бора забезпечується інтенсивний «стік» його атомів з бездефектної решітки на дислокації. Дислокації та їх скупчення виникають під час гарячої пластичної деформації сталі. Такі процеси гальмують виділення цементиту (бороцементиту) на межах зерен.

Отже, всі описані режими деформації та після деформаційного охолодження здійснюють певний вплив, в порівнянні з рівноважним станом аустеніту у початковому вигляді, на температуру – тимчасові області феритного та перлітного перетворень. Він полягає у підвищенні стійкості аустеніту у проміжній області як за шкалою температур, так і за шкалою часу. При цьому пригнічуються виділення на межах зерен структурно – вільного цементиту.

Таким чином, температуро – деформаційні режими прокатки та наступні умови охолодження підкату, які застосовуються у реальних технологіях виробництва підкату (особливо бунтового), є причиною появи у оброблюваній сталі гами структурних складових. Результати структурних досліджень свідчать про явно виражену нерівномірність та неоднорідність структури, що викликає неоднорідність розподілу властивостей по довжині та перерізу підкату, порушення термодинамічних умов сфероїдизації цементиту та значне ускладнення процесу холодної пластичної деформації, наприклад висадження, штампування тощо. Зазначені обставини призводять до необхідності проведення додаткових досліджень з розробки режимів відпалу сталі на зернистий цементит із різною вихідною структурою.

**Висновки.** Досліджено вплив гарячої пластичної деформації та режимів перерваного охолодження на кінетику фазових перетворень круглого сортового прокату із сталі 20Г2Р. Побудована термокінетична діаграма розпаду аустеніту, яка моделює режими виробництва проката. Визначено температурні інтервали прискореного охолодження, у яких отримуються різні продукти розпаду аустеніту. Отримані результати можуть бути використані при розробці технології виробництва термічно обробленого бунтового прокату зі сталі 20Г2Р для холодного висаджування.

#### **Перелік посилань**

1. Parusov, V.V., Parusov, O.V., & Sychkov, A.B. (2010). *Procat iz borsoderzhashchikh staley dlya vysokoprochnykh krepezhnykh izdeliy: monohrafiya*.
2. *Прокат із якісної конструкційної нелегованої та легованої сталі для холодного видавлювання та висаджування. Технічні умови. (ISO 4954—93) : ДСТУ 3684-98 . – 3 Поправками (ІПС № 4-2002), (ІПС № 7-2003), (ІПС № 8-2006), (ІПС № 2-2007), (ІПС № 3-2012), Зміною № 1 (ІПС № 7-2006) та Зміною № 2 (ІПС № 3-2022): ДСТУ 3684-1998. – [Чинний від 1998 – 01 – 01].* (2022).–Київ : Державний стандарт України.
3. Большаков, В.І., Долженков, І.Е., & Зайцев, О.В. (2010). *Обладнання термічних цехів, технології термічної та комбінованої обробки металопродукції: підручник*. Дніпро «РІА Дніпро – VAL».
4. Gul, U.P. (2011). *Deformatsionnyye vozdeystviya v tekhnologiakh termicheckoy i kombinirovannoy obrabotki metalloizdeliy. Stroitelstvo, materialovedeniye, mashinostroyeniye*, 58, 157–177.

5. Іващенко, В.П., Швачич, Г.Г., & Соболенко, М.О. (2013). Новітні металургійні технології на основі використання продуктивних багатопроекторних обчислювальних комплексів. *Теорія і практика металургії*. (3–4), 78–87.
6. Klimenko, A.P., Karnaukh, A.I., Burya, A.I., & Sitar, V.I. (2008). *Differentsial'no – termicheskiy analiz i tekhnologii termicheskoy obrabotki: monohrafiya*.
7. Парусов, Е.И., Губенко, С.И., Клименко, О.П., Чуйко, І.М., & Сагура, Л.В. (2018). Особливості кінетики розпаду аустеніту і закономірності формування структури сталі С82D за безперервного охолодження. *Вісник Придніпровської державної академії будівництва та архітектури*, (2).16–25.
8. Соболенко, М. О., Кокашинська, Г. В. (2024). Дослідження кінетики розпаду недеформованого переохолодженого аустеніту борвмісної сталі. 2024. *XVIII Міжнародна конференція «Стратегія якості в промисловості та освіті»*. Болгарія. 03 – 06 червня 2024. *Технічний університет м. Варна*, 122–125.
9. Vakulenko, I. O. (2008). Structural changes in carbon steel for a long exposures at subcritical temperatures. *Science and Transport Progress*, 21, 263–265. <https://doi.org/10.15802/stp2008/15829>
10. Соболенко, М.О. (2024). Дослідження закономірностей формування структури та механічних властивостей сталей при термічній обробці. *Український журнал будівництва та архітектури*, (3). 62–68.
11. Sobolenko, M., & Mamuzic, I. (2024). Promising directions for comprehensive spheroidization of cementite in low-carbon steels for cold extrusion. *17<sup>th</sup> International Symposium of Croatian metallurgical society. SHMD 2024. Materials and metallurgy. Section "A"*, 308.
12. Parusov, E., Sychkov, A., Gubenko, S., & Ambrazhey, M. (2016). Influence boron on forming structure of rolled steel and increase its technological plasticity at drawing. *Scientific Journal of the Ternopil National University*, 3(83), 99–108.

#### ABSTRACT

**Purpose.** Conduct a study on the kinetics of austenite decomposition and determine the extent of influence of hot plastic deformation and interrupted cooling regimes on the structure formation of boron-containing steel.

**Methods.** The investigation of phase transformations was conducted using differential thermal analysis on samples of boron-containing steel, accompanied by studies of microstructure and hardness.

**Results.** The kinetics of transformations were studied, and a thermokinetic diagram of the decomposition of hot-deformed austenite in boron-containing steel was constructed, based on austenitization temperatures ranging from 1050 to 1100<sup>0</sup>C, followed by interrupted cooling and further cooling at a rate of 0,09 to 0,12<sup>0</sup> C/s, comparable to the cooling rate of the external coils of rolled bundles. It was established that the temperature-deformation regimes of rolling and the cooling conditions applied in real production technologies of underlayers (especially in bundled forms) are the cause of the appearance of a range of structural components in the treated steel. The heterogeneity of the structure causes an uneven distribution of properties along the length and cross-section of the underlayer, disrupts the thermodynamic conditions for the spheroidization of cementite, and significantly complicates the process of cold plastic deformation during upsetting.

**Scientific novelty.** The study investigated the impact of hot plastic deformation and interrupted cooling regimes on the kinetics of phase transformations in round bar rolling of boron-containing steel. The patterns of steel structure formation during cooling at various rates from the rolling temperature were established.

**Practical significance.** It has been discovered that for boron-containing steel, hot plastic deformation and interrupted cooling significantly influence the decomposition of austenite. Simultaneously, it has



been demonstrated that their separate and individual effects on the kinetics of austenite decomposition differ substantially from the process of phase transformations. The obtained results can be utilized in the development of industrial technology for the production of thermally treated coiled rolled products made from boron-containing steel for cold upsetting with a relatively uniform spheroidized structure.

**Keywords:** *structure, kinetics of austenite transformations, low-carbon steel, hot plastic deformation, interrupted cooling.*