

Дьяченко Ю. Г.  
Федоров М. М.  
Лютый Р. В.

## ОСОБЛИВОСТІ ПЕРЕТВОРЕННЯ ПРИ ОХОЛОДЖЕННІ С ТЕМПЕРАТУРИ АУСТЕНІЗАЦІЇ КОНСТРУКЦІЙНОЇ СТАЛІ ДЛЯ ГАРЯЧОЇ ОБРОБКИ ТИСКОМ

*Розглянуто особливості перетворення при охолодженні з температури аустенізації зразків (виробів) із конструкційної сталі 50 для гарячої обробки тиском у середовищі ГЛ-1, які необхідно знати під час вибору режимів термообробки. Використано метод охолодження в середовищі ГЛ-1 під час розроблення режимів відпалу для сталевих виробів з вмістом вуглецю 0,4-0,5 %. Показано, особливості тепловідведення від нагрітих зразків під час занурення їх у середовищі ГЛ-1 на прикладі сталі 50 стандартного складу. Встановлено, що на кривій нагріву середовища ГЛ-1 можна відзначити чотири інтервали температур, взаємопов'язаних зі зміною температур під час охолодження зразка. Перший інтервал нагрівання середовища від 20 до 100 °С зумовлений зануренням у нього зразка з температурою 900 °С та охолодженням його до температури 740 °С. У цьому інтервалі температура середовища ГЛ-1 підвищується повільно, що пов'язано з необхідністю прогрівання його початкового об'єму. У другому інтервалі від температури 100 °С до температури 220 °С спостерігається більш різке нагрівання середовища, що пов'язано з поглинанням тепла при виділенні фериту з аустеніту. Третій інтервал охоплює нагрівання від 220 до 250 °С, він пов'язаний з поглинанням тепла, що виділилося під час перетворення аустеніту на перліт. Четвертий інтервал охолодження середовища ГЛ-1 від температури 250 °С і нижче пов'язаний з охолодженням зразка після структурно-фазових перетворень, які пройшли в ньому.*

*Обґрунтовано, що зі збільшенням маси виробів підвищується температура початку виділення надлишкового фериту з аустеніту, незначно підвищується температура перлітного перетворення, збільшується тривалість цього перетворення. Отримані данні є підставою для розроблення режимів термічної обробки конструкційних сталей, що дозволить підвищити її міцність та термін експлуатації в умовах змінного і багаторазового нагрівання і охолодження робочого шару при гарячій обробці тиском.*

**Ключові слова:** конструкційна сталь, гаряча обробка тиском, аустеніт, ферит, перлітне перетворення, відпал, термічна обробка, структура, охолодження.

Для забезпечення структурної однорідності сталь після гарячої обробки тиском піддають попередній термічній обробці з метою подрібнювання зерна, зняття внутрішніх напруг, зниження твердості та поліпшення оброблюваності різанням або використовують сталі зі зниженим вмістом вуглецю і відносно невисокою твердістю [1–4].

Подрібнювання зерна в сталях ґрунтується на  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  процесі перекристалізації, тобто обумовлюється алотропічним переходом і утворенням при цьому дрібних зерен [5]. У конструкційних сталях остаточне перетворення  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  відбувається при переході за точки Ас<sub>3</sub>, тобто після повного перетворення всієї структури сталі в аустеніт і виключення фериту. Напевно, отриманий при цьому аустеніт стане дрібнозернистим, і при наступному охолодженні сталь залишиться теж дрібнозернистою [6, 7]. Необхідною умовою для збереження в аустеніті дрібного зерна є правильно підібраний режим термічної обробки [8].

Сталі, що мають вуглецю 0,4–0,5 % широко застосовують у промисловості як конструкційний матеріал якій піддається зміцнюючій термічній обробці [9]. За рівнем стійкості аустеніту під час безперервного охолодження зазначені сталі належать до сталей зі зниженою стійкістю аустеніту [10]. Вироби з неї піддаються різним видам термічної обробки у тому числі нормалізації та відпалу [11]. Проблемою під час відпалу цієї сталі є охолодження з пічкою, що сприяє неефективному використанню пічного обладнання та значним енерговитратам на регулювання швидкостей охолодження. Крім того, при повільному охолодженні в процесі відпалу посилюється окалиноутворення, що призводить до втрати металу через збільшення припусків на механічну обробку. Під час нормалізації для цієї сталі у нинішніх умовах виробництва важко отримати однорідну структуру за перерізом виробів, особливо великих розмірів [11]. Для поліпшення структури сталей рекомендується застосовувати охолодження в середовищі ГЛ-1 [12]. Однак до конкретних видів термообробки стосовно сталі 50 цей спосіб вимагає уточнення.

Мета роботи: вивчити особливості перетворення при охолодженні з температури аустенізації зразків (виробів) із сталі 50 у середовищі ГЛ-1, які необхідно знати під час вибору режимів термообробки.

Нагрівання сталевих зразків здійснювали за потужністю електричної печі шахтного типу. Після нагріву до температури аустенізації і витримки протягом однієї години зразки вивантажували з печі і повністю занурювали у ванну з середовищем ГЛ-1, з початковою температурою 20 °С. Далі зразки самостійно охолоджувалися, а температура їх фіксувалася. Термічні криві охолодження будували з використанням показників відпалених каліброваних сталевих зразків діаметром 26, 36, 46, 56, 66 мм і висотою 75 мм, за методикою авторів [13]. З торцевої частини зразків свердлили отвори діаметром 5 мм і глибиною 20 мм, у які встановлювали ХА-термопару з можливістю фіксації зміни температури в реальному часі, а потім будували графіки зміни температур у логарифмічному обчисленні часу. Такий підхід виправданий, оскільки на діаграмах ізотермічного перетворення аустеніту час вказується в логарифмічній шкалі. В якості охолоджуючого середовища використовували ГЛ-1 (ГОСТ 5279-74) з показниками: вміст вуглецю – 90 %, залишок на сітці № 016 – 40 %, зольність графіту – 13 %, масова частка води – 1 %.

Особливості тепловідведення від нагрітих зразків під час занурення їх у середовище ГЛ-1 досліджували на прикладі сталі 50 стандартного складу. Для цього зразок діаметром 66 мм і висотою 75 мм після аустенізації занурювали в ГЛ-1 і фіксували одночасно зміну температури зазначеного середовища на відстані 10 мм від зразка шляхом занурення в ГЛ-1 термопару та термопару у зразку. Під час охолодження зразка до 200 °С фіксували температуру ГЛ-1 і температуру зразку (рис. 1).

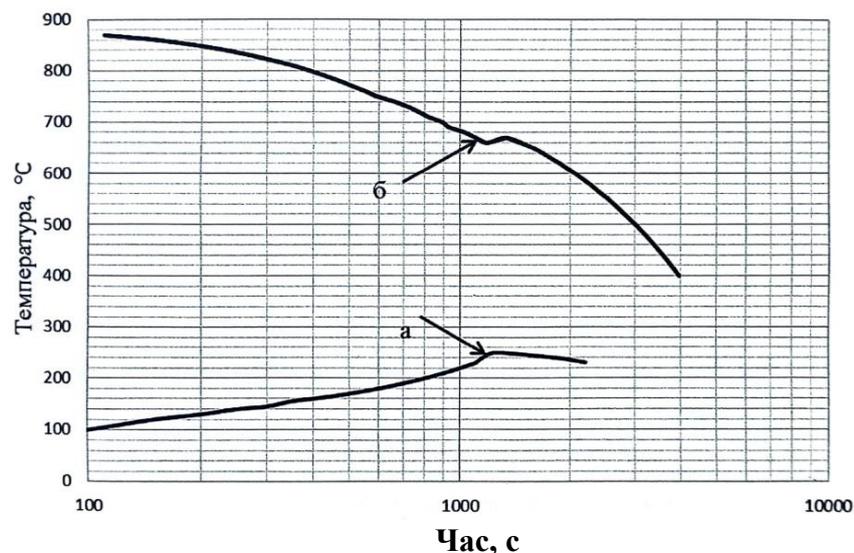


Рис. 1. Криві: а – нагрівання під час занурення зразку зі сталі 50 в середовище ГЛ-1, б – безперервного охолодження зразку зі сталі 50, зануреного в середовище ГЛ-1

На кривій нагріву ГЛ-1 (рис. 1, а) можна відзначити чотири інтервали температур, взаємопов'язаних зі зміною температур під час охолодження зразка (рис. 1, б). Перший інтервал нагрівання середовища від 20 до 100 °С зумовлений зануренням у нього зразка з температурою 900 °С та охолодженням його до температури 740 °С. У цьому інтервалі температура ГЛ-1 підвищується повільно, що пов'язано з необхідністю прогрівання його початкового об'єму. У другому інтервалі від температури 100 °С до температури 220 °С спостерігається більш різке нагрівання середовища, що пов'язано з поглинанням тепла при виділенні фериту з аустеніту. Третій інтервал охоплює нагрівання від 220 до 250 °С, він пов'язаний з поглинанням тепла, що виділилося під час перетворення аустеніту на перліт. Четвертий інтервал охолодження середовища ГЛ-1 від температури 250 °С і нижче пов'язаний з охолодженням зразка після структурно-фазових перетворень, які пройшли в ньому.

Відомі режими відпалу конструкційних доєвтектоїдних сталей включають нагрівання до температури вище  $A_{с3} + 30... 50$  °С, витримку для отримання гомогенного аустеніту і подальше охолодження з піччю [14–17]. Для проведення такого відпалу потрібні енерговитрати з моменту нагрівання до моменту завершення процесу відпалу [18]. Під час охолодження в процесі відпалу відбувається перетворення аустеніту в перліт, які відповідно до законів термодинаміки виділяють приховану теплоту перетворення [19]. Використання цього ефекту в промисловості обмежене. Лише на деяких металургійних заводах з цією метою поковки охолоджували в ямах, засипаних теплоізоляційними матеріалами на кшталт шлаків і золи. Причиною рідкісного використання зазначеного процесу була складність технології занурення поковок і прокату в ями зі шлаком або золою через низьку податливість останніх. Перспективнішим за зазначеної схеми може бути застосування середовища ГЛ-1. Це зумовлено насамперед піддатливістю зазначеного середовища під час занурення та виймання виробів, можливістю зниження енерговитрат під час відпалу. Водночас у літературі є обмежені відомості щодо використання відповідного середовища для зниження енерговитрат під час відпалу.

Для підтвердження можливості використання охолодження в середовищі ГЛ-1 під час розроблення режимів відпалу для сталевих виробів з вмістом вуглецю 0,4–0,5 %, проводили низьку досліджень. Зразки зі сталі 50 після кування відпалювали з побудовою кривих безперервного нагріву та охолодження за відомою методикою [13]. Криві нагрівання для всіх зразків наведено на рис. 2, з якого видно характер зміни цих кривих, що вказує на достовірність отриманих результатів.

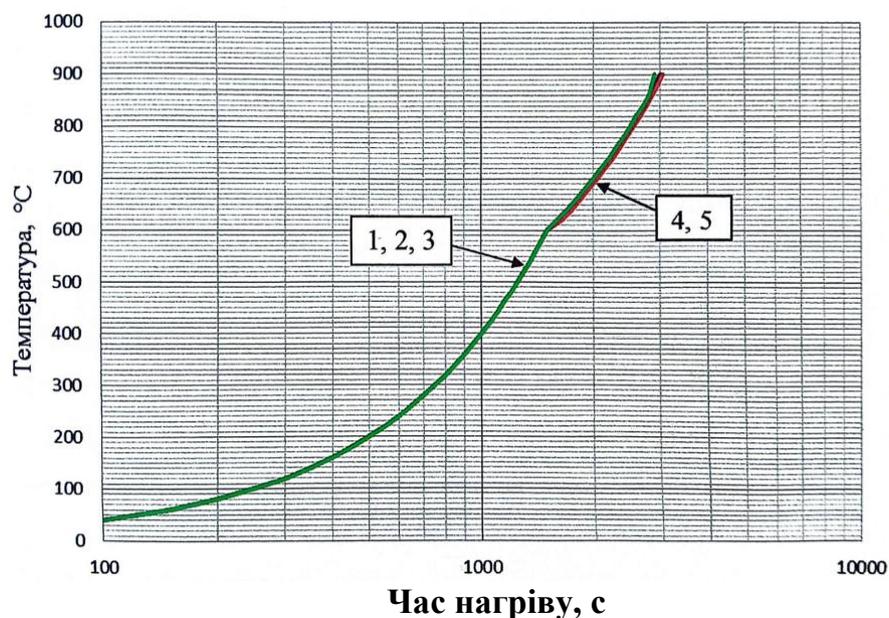


Рис. 2. Зміна температури під час нагрівання зразків зі сталі 50 діаметром 26 (1), 36 (2), 46 (3), 56 (4) і 66 мм (5)

Після нагрівання до температури 830 °С і витримки протягом 1 години зразки вивантажували з печі і повністю занурювали у ванну з середовищем ГЛ-1, який мав початкову температуру 20 °С. Далі зразки самостійно охолоджувалися, а температура їх фіксувалася. Логарифмічно оброблена крива охолодження зразка діаметром 26 мм, а так само з інтервалами охолодження, наведена на рис. 3. Результати охолодження всіх зразків наведені в табл. 1.

На кожній кривій п'яти досліджуваних зразків можна виділити чотири інтервали охолодження.

Перший інтервал охолодження від температури 830 ... 810 °С до температури початку виділення надлишкового фериту з аустеніту. На цьому інтервалі, охолодження відбувається з великою швидкістю і незначно залежить від діаметра (маси) зразків. Для зразків з меншим

діаметром швидкість охолодження в аустенітній області вища, що призводить до деякого переохолодження зразків відносно рівноважної температури  $\gamma \rightarrow \alpha$  виділення. Це сприяє тому, що до початку перлітного перетворення для зразків меншого діаметра виділення надлишкового фериту відбувається за більш низьких температурах і в більш вузькому інтервалі температур.

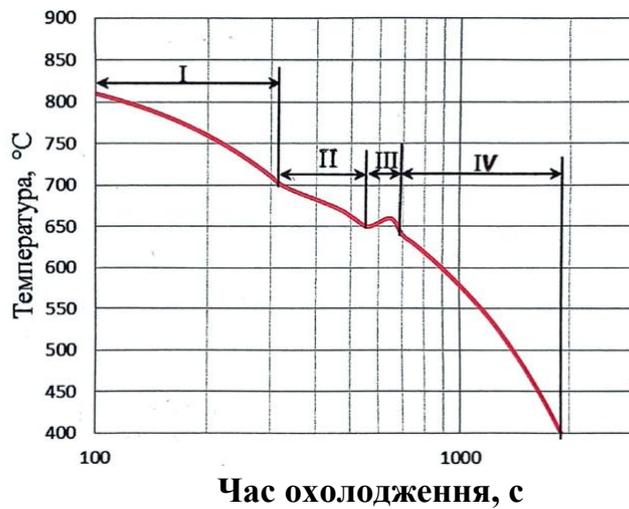


Рис. 3. Крива безперервного охолодження зразка діаметром 26 мм зі сталі 50, з нанесеними інтервалами охолодження

Таблиця 1

Параметри охолодження зразків під час відпалу сталі 50

Діаметр зразків, мм	Інтервали охолодження	Параметри охолодження			
		Інтервал температур, °C		Тривалість, с	Середня швидкість, °C/с
		від	до		
26	1	830	680	360	0,5
	2	680	640	200	0,2
	3	640	630	135	0,1
	4	630	390	1200	0,2
36	1	830	690	380	0,45
	2	690	640	200	0,3
	3	640	630	315	0,03
	4	630	390	1355	0,17
46	1	830	710	330	0,45
	2	710	640	310	0,23
	3	640	630	365	0,03
	4	630	390	1480	0,2
56	1	830	730	420	0,3
	2	730	650	310	0,2
	3	650	640	375	0,03
	4	640	390	1535	0,16
66	1	830	730	660	0,2
	2	730	650	520	0,15
	3	650	640	400	0,025
	4	640	390	2380	0,1

Другий інтервал охолодження від температури початку виділення надлишкового фериту з аустеніту до температури початку перетворення аустеніту в перліт. Інтервал характери-

зується меншою швидкістю охолодження, що можна пояснити утворенням прихованої теплоти під час виділення надлишкового фериту з аустеніту. Швидкість охолодження на цьому інтервалі істотно залежить від маси (діаметра) зразків, при збільшенні яких вона знижується.

Третій інтервал охолодження пов'язаний з перетворенням аустеніту в перліт. У зв'язку з виділенням прихованої теплоти перетворення, охолодження на цьому інтервалі сповільнюється, процеси перетворення відбуваються за постійної температури. Швидкість охолодження і тривалість перетворення в інтервалі перлітного перетворення сильно залежить від маси (діаметра) зразків, зі збільшенням яких швидкість охолодження зменшується, а тривалість перетворення збільшується.

Четвертий інтервал охолодження характеризує собою охолодження ферито-перлітної структури і залежить від маси (діаметра) зразків, зі збільшенням яких швидкість охолодження знижується. Перлітне перетворення для всіх зразків відбувається майже в однаково вузькому інтервалі температур 650–640 °С (для зразка діаметром 26 мм) і 660–650 °С (для зразка діаметром 66 мм).

Таким чином, зі збільшенням маси виробів підвищується температура початку виділення надлишкового фериту з аустеніту, незначно підвищується температура перлітного перетворення, збільшується тривалість цього перетворення.

Збільшення тривалості перлітного перетворення узгоджується зі збільшенням діаметра зразків (рис. 4). Це можна пояснити тим, що в міру збільшення діаметра зразків збільшується частка аустеніту, що бере участь у перлітному перетворенні, обумовлена масою металу. Для уточнення структурно-фазових перетворень, установлених за кривими охолодження, зазначені криві охолодження поєднували з діаграмою ізотермічного перетворення.

Дійсно в процесі охолодження сталі 50 при досягненні температури початку виділення фериту ( $A_{f3}$ ) змінюється характер кривої охолодження в бік уповільнення швидкості охолодження, що можна пояснити утворенням внутрішнього тепла при виділенні фериту з аустеніту. Внутрішнє тепло в даному випадку має бути пов'язане з виділенням внутрішньої енергії, яка утворюється внаслідок перетворення по межах зерен. Виділення фериту на даній кривій охолодження не припиняється при досягненні лінії температур початку перетворення аустеніту в перліт на діаграмі ізотермічного перетворення аустеніту. Це додатково підтверджує той факт, що за безперервного охолодження перетворення в сталі протікають повільніше, ніж за ізотермічної витримки [10]. Сам процес утворення перліту відбувається за постійної температури, про що свідчить горизонтальний майданчик на кривій охолодження, розташований близько до температури кінця утворення перліту на діаграмі ізотермічного перетворення аустеніту. Незмінність температури при збільшенні тривалості охолодження викликана компенсацією втрат тепла в навколишнє середовище за рахунок тепла, що виділяється при перетворенні аустеніту в перліт. Після завершення процесу утворення перліту відбувається подальше охолодження ферито-цементитної структури.

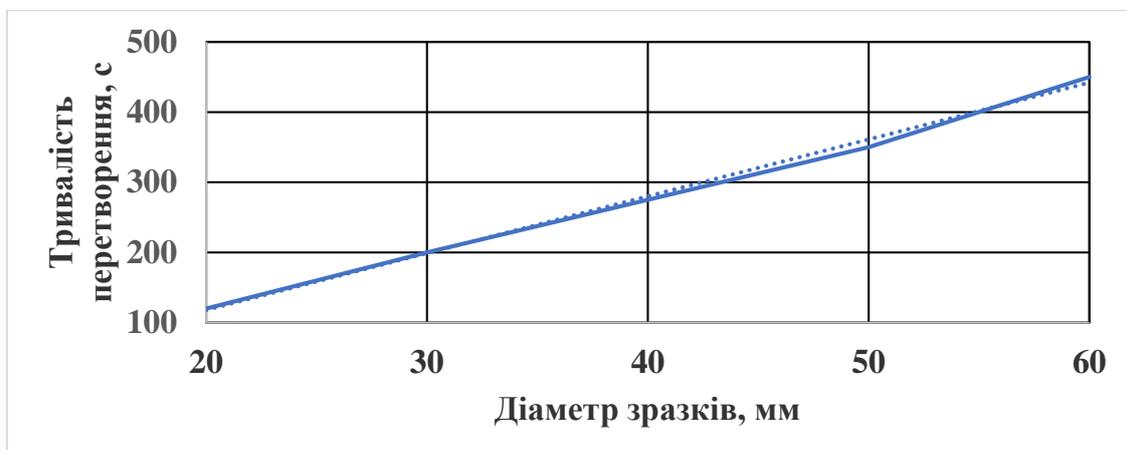


Рис. 4. Тривалість перлітного перетворення залежно від діаметра зразків

Як випливає з табл. 1, для всіх зразків зі збільшенням їхнього діаметра зменшується інтервал температур існування аустенітного стану ( $Ar_3 - Ar_1$ ) при охолодженні. Для зразка діаметром 26 мм під час охолодження аустенітний стан зберігається від 830 до 680 °C, тобто в інтервалі 150 °C. Для зразка діаметром 66 мм аналогічний інтервал перебування сталі в аустенітному стані існує в інтервалі від 830 до 730 °C або при різниці температур 100 °C. Швидкість охолодження при цьому зменшується зі збільшенням діаметра зразків від 0,5 °C/c для зразка діаметром 26 мм до 0,2 °C/c для зразка діаметром 66 мм. Звідси можна зробити висновок, що швидкість охолодження сталі в аустенітному стані незначно залежить від маси зразків. Температура початку виділення фериту з аустеніту ( $Ar_3$ ) тим нижча, чим менший діаметр зразка. Вона найнижча у зразків діаметром 26 мм (680 °C) і вища у зразка діаметром 66 мм (730 °C). Ферит виділяється з аустеніту в зразку діаметром 26 мм в інтервалі температур від 680 ( $Ar_3$ ) до 640 °C ( $Ar_1$ ), а в зразку діаметром 66 мм відповідно в інтервалі температур від 730 до 650 °C.

Отже, під час охолодження температурний інтервал виділення фериту з аустеніту збільшується зі зменшенням швидкості охолодження, він становить 80 °C для зразка діаметром 66 мм і навпаки зменшується зі збільшенням швидкості охолодження, становить 40 °C для зразка діаметром 26 мм. Швидкість охолодження зразків в аустенітному стані незначно відрізняється для зразків діаметром 26 і 66 мм. Уповільнення швидкості охолодження в цьому випадку має мало впливати на збільшення розміру зерна аустеніту.

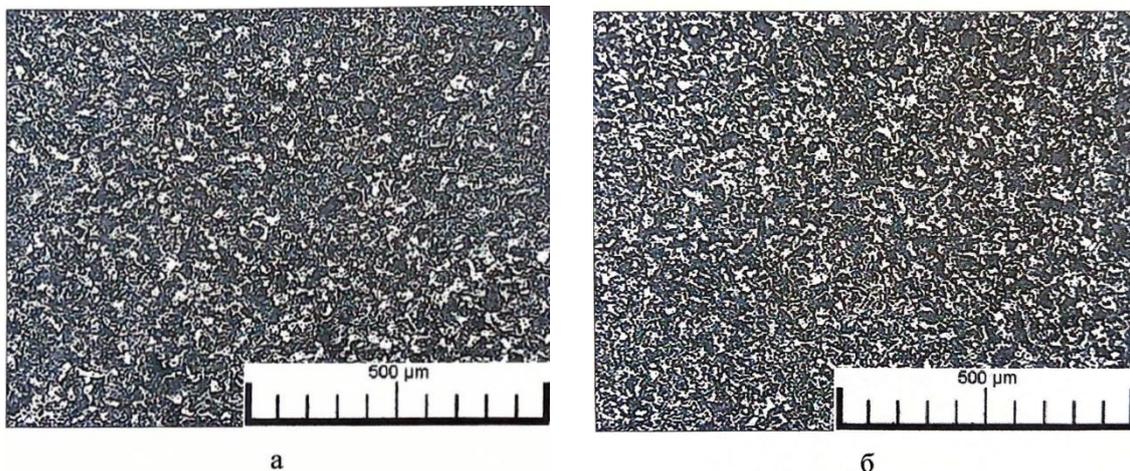


Рис. 5. Мікроструктури зразків зі сталі 50 після охолодження в середовищі ГЛ-1: а – діаметром 26 мм; б – діаметром 66 мм

Зменшення швидкості охолодження в інтервалі температур  $Ar_3 - Ar_1$  під час виділення фериту з аустеніту має також сприяти зростанню зерна аустеніту до того моменту, поки не стане суцільною сітка, яка виділяється по межах зерен фериту. Як показують дослідження, сітка фериту по межах зерен аустеніту є більш суцільною при більш швидкому охолодженні (рис. 5, а). У разі повільного охолодження зразка діаметром 66 мм (рис. 5, б), формується більш велике зерно перліту і розірвана сітка фериту.

## ВИСНОВКИ

Показано, що при перлітному перетворенні в сталі 50, що володіє зниженою стійкістю аустеніту у верхній області температур, перетворення аустеніту на перліт під час відпалу відбувається практично при постійній температурі (в ізотермічних умовах). При цьому перетворення починаються біля поверхні за нижчої температури і завершуються в центрі зразка за вищої температури. Зміна температури перетворення має циклічний характер, викликаний термодинамічною стійкістю аустеніту. Підтримка температури здійснюється за рахунок внутрішнього тепла, що виділяється під час перетворення.

Уточнено зв'язок між температурою початку перетворення аустеніту та його тривалістю, які залежать від швидкості охолодження зразків із сталі 50. Зі збільшенням швидкості охолодження температура перетворення знижується і його тривалість зменшується.

Встановлено, що охолодження в середовищі ГЛ-1 з температури аустенізації забезпечує більшу швидкість, ніж під час відпалу на інтервалі охолодження аустеніту. Тому в результаті охолодження в середовищі ГЛ-1 досягається дрібнозерниста структура сталі 50. Отримані данні є підставою для розроблення режимів термічної обробки конструкційних сталей, що дозволить підвищити її міцність та термін експлуатації в умовах змінного і багаторазового нагрівання і охолодження робочого шару при гарячій обробці тиском.

## СПИСОК ЛІТЕРАТУРИ

1. Дьяченко Ю. Г., Федоров М. М., Лютий Р. В. Вплив термічної обробки на механічні властивості і мікроструктуру доевтектоїдної сталі для гарячої обробки тиском. *Обробка матеріалів тиском. Materials Working by Pressure*. Краматорськ: ДДМА. 2024. (1(53)). С. 197–204. [https://doi.org/10.37142/2076-2151/2024-1\(53\)197](https://doi.org/10.37142/2076-2151/2024-1(53)197)
2. Lianguyun Lan, Wei Zhou, R.D.K. Misra. Effect of hot deformation parameters on flow stress and microstructure in a low carbon microalloyed steel. *Materials Science and Engineering*. 2019. 756 С. 18–26. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.039>
3. Li Changmin, Huang Liang, Zhao Mingjie, Zhang Xiaoting, Li Jianjun, Li Pengchuan. Influence of hot deformation on dynamic recrystallization behavior of 300M steel: rules and modeling. *Materials Science and Engineering*. 2020. 797. С. 139925. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139925>
4. Li Yun-jie, Li Xiao-lei, Yuan Guo, Kang Jian, Chen Dong, Wang Guo-dong. Microstructure and partitioning behavior characteristics in low carbon steels treated by hot-rolling direct quenching and dynamical partitioning processes. *Materials Characterization*. 2016. 121. С. 157–165. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.10.005>
5. Chamanfar A., Chentouf S.M., Jahazi M., Lapierre-Boire L.-P. Austenite grain growth and hot deformation behavior in a medium carbon low alloy steel. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. 9 (6). С. 12102–12114. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.08.114>
6. Зельдович В.И., Хамская И.В., Ринкевич О.С. Образование аустенита в низкоуглеродистых железоникелевых сплавах. *ФММ*. 1992. 2. С. 5–28.
7. Дьяченко С. С. Образование аустенита в железо - углеродистых сплавах. Москва: Металлургия. 1982. 128 с.
8. Дьяченко Ю.Г. Особливості охолодження конструкційної сталі у псевдотвердому середовищі Нейрмережні технології та їх застосування НМЕіЗ – 2019: матеріали вісімнадцятої Міжнародної наукової конференції 11–12.12.19. Краматорськ : ДДМА, 2019. С. 111.
9. Дьяченко Ю.Г., Федоров М.М. Особливості зміцнюючої термічної обробки низьковуглецевої сталі для одержання оптимального комплексу механічних властивостей. Нові матеріали і технології в машинобудуванні – 2021: матеріали XIII Міжнародної науково-технічної конференції 28-29.04.21. Київ: НТТУ «КПІ». 2021. С. 81 – 83.
10. Попов А.А., Попова Л.Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана: справочник термиста. 3-е изд. Москва : Металлургия. 1991. 503 с.
11. Дейнеко Л.Н. Влияние процессов структурообразования на изменение механических свойств термически упрочненных малоуглеродистых сталей при отпуске. *Строительство, материаловедение, машиностроение*: сб. научн. тр. Днепропетровск: ГВУЗ. 2011. 58. С. 232 – 261.
12. Пат. 43690 Україна. Спосіб термічної обробки. Заблоцкий В.К., Фельдман В.С., Фесенко А. М., Федорінов В.А., Шимко О.І., Мелещенко І.Ю., Фесенко М.А., Корсун В.А., Шимко В.І. № U 200903360; заявл. 08.04.2009; опубл. 25.08.2009, Бюл. № 16.
13. Заблоцкий В.К., Мелещенко И.Ю., Пастернак В.П. Особенности структурных превращений при нагреве под закалку легированных сталей 65X4СМФ, 65X4ГМФ. *Восточно-европейский журнал передовых технологий* : 2009. 1.1 (31). С. 30–34.
14. Li Z.C., Ding H., Cai Z.H. Mechanical properties and austenite stability in hot-rolled 0.2C–1.6/3.2Al–6Mn–Fe TRIP steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2015. 639 С. 559–566. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.061>
15. Rui Pan, Yuda Chen, Hu Lan, Shiju E, Ruiming Ren, The impacts of retained austenite on the microstructure and property changes of carbide-free bainite during sliding wear. *Wear*. 2022. 510–511. С. 204490. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204490>
16. Jiang Zhonghua, Li Yonghan, Yang Zhendan, Wang Pei, Li Dianzhong, Li Yiyi. The tempering behavior of martensite/austenite islands on the mechanical properties of a low alloy Mn-Ni-Mo steel with granular bainite. *Materials Today Communications*. 2021. 26. С. 102166. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102166>
17. Mohsin Hasan, K.Nanda Kishore, Nagarjuna Remalli, Gobinath Rajavel, Robert Brandt, Steffen Klapprott, Manjini Sambandam, M. Nagini, Koteswararao V. Rajulapati. Effect of austenitisation and tempering treatments on the mechanical properties of advanced high strength spring steel SAE 9254. *Materials Today Communications*. 2024. 39. С. 108812. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.108812>

18. Chernyshov E.A., Romanov A.D., Romanova E.A. The quality control of high-resistance steel casting by optimizing the tempering temperature, *Materials Today: Proceedings*. 2021. 4 (38), С. 1488–1490. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.08.134>

19. Бобыр С.В., Левченко Г.В., Деміна Е.Г. Особенности фазово - структурных превращений при отпуске низколегированных сталей для штампов горячего деформирования. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии*: сб. научн. тр. Днепропетровск: ИЧМ НАН Украины. 2012. 26. С. 209 – 217.

## REFERENCES

1. Diachenko, Y., Fedorov, M., Liutyi, R. Influence of heat treatment on mechanical properties and microstructure of pre-eutectoid steel for hot pressure treatment. *Materials Working by Pressure*. 2024. 1(53), pp. 197–204. [https://doi.org/10.37142/2076-2151/2024-1\(53\)197](https://doi.org/10.37142/2076-2151/2024-1(53)197)

2. Liangyun Lan, Wei Zhou, R.D.K. Misra. Effect of hot deformation parameters on flow stress and microstructure in a low carbon microalloyed steel. *Materials Science and Engineering*. 2019. 756 pp. 18–26. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.04.039>

3. Li Changmin, Huang Liang, Zhao Mingjie, Zhang Xiaoting, Li Jianjun, Li Pengchuan, Influence of hot deformation on dynamic recrystallization behavior of 300M steel: rules and modeling. *Materials Science and Engineering*. 2020. 797. pp. 139925. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.139925>

4. Li Yun-jie, Li Xiao-lei, Yuan Guo, Kang Jian, Chen Dong, Wang Guo-dong. Microstructure and partitioning behavior characteristics in low carbon steels treated by hot-rolling direct quenching and dynamical partitioning processes. *Materials Characterization*. 2016. 121. pp. 157–165. <https://doi.org/10.1016/j.matchar.2016.10.005>

5. Chamanfar A., Chentouf S.M., Jahazi M., Lapiere-Boire L.-P. Austenite grain growth and hot deformation behavior in a medium carbon low alloy steel. *Journal of Materials Research and Technology*. 2020. 9 (6). pp. 12102–12114. <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2020.08.114>

6. Zablotsky V.K., Klets Yu.N. Influence of heat treatment on the structure and properties of 9X2MΦ roll steel. *Metal consciousness and metal clogging*. 1981. 4. pp. 13 – 15. (in Russian).

7. Dyachenko S. S. Formation of austenite in iron - carbonaceous alloys. Moscow: Metallurgy. 1982. 128 p. (in Russian).

8. Dyachenko Yu.G. Features of cooling of structural steel in a pseudo-solid environment. *Neural network technologies and their application NMEiZ – 2019: materials of the eighteenth International Scientific Conference* 11–12.12.19. Kramatorsk: DDMA, 2019. p. 111. (in Ukrainian).

9. Dyachenko Yu.G., Fedorov M.M. Features of strengthening heat treatment of low-carbon steel for obtaining the optimal complex of mechanical properties. *New materials and technologies in mechanical engineering – 2021: materials of the XIII International Scientific and Technical Conference of 28–29.04.21*. Kyiv: NTTU "KPI." 2021. pp. 81 – 83. (in Ukrainian).

10. Popov A.A., Popova L.E. Diagrams of austenite transformation in steels and beta-solution in titanium alloys: a thermist's handbook. 3 edition. Moscow: Metallurgy. 1991. 503 p. (in Russian).

11. Deineko L.N. Influence of structure formation processes on change of mechanical properties of thermally strengthened low-carbon steels during tempering. *Construction, materials science, mechanical engineering: collection of scientific papers*. Dnepropetrovsk: GVUZ. 2011. 58. pp. 232–261. (in Russian).

12. Pat. 43690 Ukraine. Method of heat treatment. Zablotskyi V.K., Feldman V.E., Fesenko A.M., Fedorinov V.A., Shymko O.I., Meleshchenko I.Y., Fesenko M.A., Korsun V.A., Shymko V.I. August 25, 2009. (in Ukrainian).

13. Zablotsky V.K., Meleshchenko I.Yu., Pasternak V.P. Features of structural transformations during heating under hardening of alloyed steels 65X4CMΦ, 65X4ГМΦ. *East European Journal of Advanced Technologies*. 2009. 1.1 (31). pp. 30–34. (in Russian).

14. Li Z.C., Ding H., Cai Z.H. Mechanical properties and austenite stability in hot-rolled 0.2C–1.6/3.2Al–6Mn–Fe TRIP steel. *Materials Science and Engineering: A*. 2015. 639 pp. 559–566. <https://doi.org/10.1016/j.msea.2015.05.061>

15. Rui Pan, Yuda Chen, Hu Lan, Shiju E, Ruiming Ren, The impacts of retained austenite on the microstructure and property changes of carbide-free bainite during sliding wear. *Wear*. 2022. 510–511. pp. 204490. <https://doi.org/10.1016/j.wear.2022.204490>

16. Zhonghua Jiang, Yonghan Li, Zhendan Yang, Pei Wang, Dianzhong Li, Yiyi Li. The tempering behavior of martensite/austenite islands on the mechanical properties of a low alloy Mn-Ni-Mo steel with granular bainite. *Materials Today Communications*. 2021. 26, pp. 102166. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2021.102166>

17. Mohsin Hasan, K.Nanda Kishore, Nagarjuna Remalli, Gobinath Rajavel, Robert Brandt, Steffen Klapprott, Manjini Sambandam, M. Nagini, Koteswararao V. Rajulapati. Effect of austenitisation and tempering treatments on the mechanical properties of advanced high strength spring steel SAE 9254. *Materials Today Communications*. 2024. 39. pp. 108812. <https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2024.108812>

18. Chernyshov E.A., Romanov A.D., Romanova E.A. The quality control of high-resistance steel casting by optimizing the tempering temperature, *Materials Today: Proceedings*. 2021. 4 (38), pp. 1488–1490. <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2020.08.134>

19. Bobyr S.V., Levchenko G.V., Demina E.G. Features of phase - structural transformations during tempering of low-alloy steels for hot deformation dies. *Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy: collection of scientific papers*. Dnepropetrovsk: ICHM NAS of Ukraine. 2012. 26. pp. 209–217. (in Russian).

**Diachenko Yu., Fedorov M., Liutyi R. Features of transformation during cooling from the austenitisation temperature of structural steel for hot pressure treatment.**

The article considers the features of transformation during cooling from the austenitisation temperature of samples (products) from structural steel 50 for hot pressure treatment in the GL-1 environment, which are necessary to know when choosing heat treatment modes. The method of cooling in the GL-1 environment was used to develop annealing modes for steel products with a carbon content of 0.4-0.5 %. The peculiarities of heat removal from heated samples during their immersion in the GL-1 environment are shown on the example of steel 50 of standard composition. It was found that the heating curve of the GL-1 medium shows four temperature intervals interconnected with the temperature change during the sample cooling. The first interval of heating of the medium from 20 to 100 °C is caused by immersion of a sample with a temperature of 900 °C and its cooling to a temperature of 740 °C. In this interval, the temperature of GL-1 rises slowly due to the need to warm up its initial volume. In the second interval, from 100 °C to 220 °C, a sharper heating of the medium is observed due to heat absorption during the release of ferrite from austenite. The third interval covers heating from 220 to 250 °C and is associated with the absorption of heat released during the transformation of austenite into pearlite. The fourth interval of cooling of the GL-1 medium from a temperature of 250 °C and below is associated with the cooling of the sample after the structural and phase transformations that have taken place in it. It is substantiated that with an increase in the weight of products, the temperature of the beginning of the release of excess ferrite from austenite increases, the temperature of pearlite transformation slightly increases, and the duration of this transformation increases. The data obtained are the basis for the development of heat treatment modes for structural steels, which will increase its strength and service life under conditions of variable and repeated heating and cooling of the working layer during hot working.

**Keywords:** structural steel, hot pressure treatment, austenite, ferrite, pearlite transformation, annealing, heat treatment, structure, cooling.

**Дьяченко Юрій Григорійович** – канд. техн. наук, доц. ДДМА

**Diachenko Yuri** – Candidate of Technical Science, Associate Professor DSEA

E-mail: [dyachenko.yurij.1978@gmail.com](mailto:dyachenko.yurij.1978@gmail.com)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0003-0711-8354>

**Федоров Микола Миколайович** – канд. техн. наук, доц. ДДМА

**Fedorov Mykola** – Candidate of Technical Science, Associate Professor DSEA

E-mail: [nikolay.fedorov@gmail.com](mailto:nikolay.fedorov@gmail.com)

ORCID: <https://orcid.org/0000-0002-2149-5861>

**Лютій Ростислав Володимирович** – канд. техн. наук, доц. НТУУ «КПІ»

**Liutyi Rostislav** – Candidate of Technical Science, Associate Professor NTUU «KPI»

E-mail: [rvt2005@ukr.net](mailto:rvt2005@ukr.net)

ORCID: <http://orcid.org/0000-0001-6655-6499>

ДДМА – Донбаська державна машинобудівна академія, м. Краматорськ – Тернопіль.

DSEA – Donbass State Engineering Academy, Kramatorsk – Ternopil.

НТУУ «КПІ» – Національний технічний університет України «Київський політехнічний інститут імені Ігоря Сікорського», м. Київ.

NTUU «KPI» – National Technical University of Ukraine «Igor Sikorsky Kyiv Polytechnic Institute», Kyiv.

*Стаття надійшла до редакції 12.07.25 р.*