

**О.І. Бабаченко**, д.т.н., с.н.с., директор, ORCID 0000-0003-4710-0343

**Р.В. Подольський**, інженер, ORCID 0000-0002-0288-0641

**Г.А. Кононенко**, к.т.н., с.н.с., ORCID 0000-0001-7446-4105

**О.А. Сафронова**, інженер, ORCID 0000-0002-4032-4275

*Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України*

## **ПОРІВНЯЛЬНИЙ АНАЛІЗ СПОСОБІВ ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК ТА ВИЗНАЧЕННЯМ ПОДАЛЬШИХ НАПРЯМКІВ ПІДВИЩЕННЯ ЇХ ЕКСПЛУАТАЦІЙНОЇ НАДІЙНОСТІ**

**Анотація.** Виконано аналіз нормативно-технічної документації, встановлені характеристики, що впливають на зносостійкість залізничних рейок, розглянуті різні режими термічної обробки. Приведені результати заміру твердості гарячекатаної повнопрофільної рейки, зі сталі, яка класифікується як сталь марки К76Ф відповідно до нормативно-технічної документації. Показники твердості даної рейки відповідають класу міцності R260 або HT260 згідно EN 13674:1-2011 та ГОСТ Р 51685-2013 відповідно, тобто з нелегованої сталі без термічного зміцнення, що призначена для виробництва стрілочних переводів та метрополітену. На підставі порівняльного аналізу різних способів та режимів обробок залізничних рейок, встановлені подальші напрямки підвищення експлуатаційної надійності за допомогою відпрацювання способів нагріву, охолодження. Проведено дослідження мікроструктури дослідної сталі РСТ після пічного нагріву з охолодженням в різних охолоджуючих середовищах: спокійне повітря ( $2^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ ), вентилятор ( $3,4^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ ), компресор ( $5,1^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ ), вода при температурі  $80^{\circ}\text{C}$  ( $75^{\circ}\text{C}/\text{сек}$ ). Встановлено, що при охолодженні зі швидкістю  $5,1^{\circ}\text{C}/\text{с}$  отримаємо рівномірну структуру високодисперсного перліту з твердістю на рівні вимог закордонних стандартів. На підставі технічних джерел та фактичних даних встановлено, що об'ємний нагрів з наступним зануренням досліджуваних зразків зі сталі РСТ в середовище з контрольованою швидкістю охолодження  $\approx 6,0^{\circ}\text{C}/\text{с}$  сприяє проходженню зони перетворення аустеніту в перліт  $\alpha \rightarrow \gamma$  з отриманням структури перліту, а також досягненням твердості 415НВ на глибині 20 мм. Показано, що використання пічного нагріву приводить до проходження повного дифузійного процесу, при якому проходить вирівнювання концентрації вуглецю та інших легуючих елементів по всьому об'єму досліджуваних зразків. Показані можливі напрямки підвищення механічних властивостей рейок для отримання рівномірної структури по всьому перетину головок рейки та отримання твердості, що регламентують зарубіжні стандарти.

**Ключові слова:** залізнична рейка, термічна обробка, швидкість охолодження, твердість, мікроструктура

**Посилання для цитування:** *Бабаченко О.І., Подольський Р.В., Кононенко Г.А., Сафронова О.А.* Порівняльний аналіз способів термічної обробки залізничних рейок та визначенням подальших напрямків підвищення їх експлуатаційної надійності. //«*Фундаментальні та прикладні проблеми чорної*

*«Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – 2019. - Вып.33  
«Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy». – 2019. – Collection 33 ISSN 2522-9117  
«Fundamental'nye i prikladnye problemy černoj metallurgii». – 2019. – Vypusk 33*

**Стан питання.** Залізничні рейки є основним елементом залізничної колії, що працюють в складних умовах експлуатації: вони піддаються динамічним, циклічним та статичним навантаженням, а також високим контактним напруженням. Тому, на сьогоднішній день, для забезпечення безаварійної роботи залізничного транспорту до рейок пред'являються особливі вимоги [1, 2]. Насамперед залізничні рейки повинні добре чинити опір зносу, зародженню контактно-втомних дефектів та бути міцними, при наявності достатньої пластичності та в'язкості. В той же час, в них не повинні розвиватися крихкі тріщини [1].

Основним дефектом при нормальних умовах експлуатації рейок є їх знос. Зносостійкість в основному визначається рівнем твердості. Згідно вимог вітчизняної нормативно-технічної документації (ДСТУ 4344: 2004) твердість на глибині 11 мм від поверхні катання головки рейки повинна бути не менше 321 НВ. У той же час EN 13674-1:2011 має нормований показник твердості на глибині 20 мм (рис. 1, а): не менше 340НВ (для марки R370CrHT) і не менше 370 НВ (для марки R400HT); в ГОСТ Р 51685-2013 твердість регламентується на рівні не менше 352 НВ на глибині 22 мм (для марки ДТ370ИК) [2].

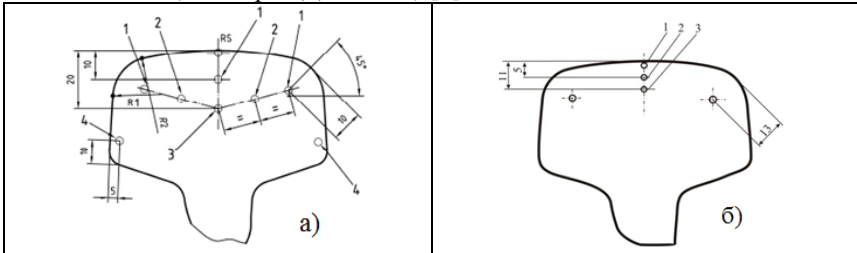


Рисунок 1 – Місця виміру твердості в рейці згідно EN 13674-1-2011 (а), згідно ДСТУ 4344: 2004 (б)

Для визначення відповідності рейок вітчизняного виробництва закордонним стандартам, був використаний повнопрофільний зразок рейки, виробництва «МК «Азовсталь», який по геометричним параметрам класифікований як рейка типу Р65. Ширина головки рейки 75 мм, висота головки по осі 45 мм. Хімічний склад рейкової сталі представлений в табл. 1. За масовою часткою елементів дана сталь може класифікуватися як сталь марки К76Ф.

Таблиця 1 – Хімічний склад досліджуваної рейкової сталі, мас. %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	Mo	V
---	----	----	---	---	----	----	----	----	----	----	---

0,80	0,25	0,97	0,011	0,007	0,04	0,03	0,03	0,006	0,005	≤0,01	0,055
------	------	------	-------	-------	------	------	------	-------	-------	-------	-------

Для оцінки рівня твердості залізничних рейок українського виробництва в порівнянні з вимогами європейського стандарту на даний вид продукції, фактичну твердість по перетину головки рейки вимірювали по контрольним точкам, відповідно до вимог ДСТУ 4344:2004 (рис. 1, б). Результати вимірювань представлені в табл. 2.

Таблиця 2 – Результати вимірювання твердості по ДСТУ 4344: 2004 термічно зміцненої рейки

Місце визначення	Поверхня катання головки, середня частина довжини рейки, точка 1	У голівці на глибині 5 мм від поверхні катання по осі, точка 2	У голівці на глибині 11 мм від поверхні катання по осі, точка 3
Значення твердості, НВ	405	342	323

За рівнем твердості досліджувана рейка відповідає вимогам до вищої категорії по ДСТУ 4344:2004. При цьому дана категорія рейок за своїми показниками твердості на глибині 11 мм не відповідає мінімальним значенням для рейок зі сталі марки R350, яка забезпечує найменший рівень твердості для термозміцнення рейок по EN 13674:1-2011.

При цьому гарячекатана рейка вітчизняного виробництва відповідає класу міцності R260 (по EN 13674:1-2011) або НТ260 (по ГОСТ Р 51685-2011), тобто з нелегованої сталі без термічного зміцнення звичайної міцності загального призначення для метрополітену та виробництва стрілочних переводів. Таким чином, за рівнем твердості гарячекатана рейка близька до категорії нетермозміцнених рейок загального призначення для метрополітену та виробництва стрілочних переводів (по ГОСТ Р 51685-201 і EN 13674-1-2011).

Цей факт обумовив подальший напрямок досліджень, які полягали у аналітичних та лабораторних дослідженнях впливу способів та режимів термічної обробки на структуру та механічні властивості сталей для залізничних рейок.

**Мета роботи:** визначення перспективних способів і режимів термічної обробки залізничних рейок, що забезпечують механічні властивості на рівні кращих світових аналогів.

**Результати досліджень.** Як відомо, основним виробником залізничних рейок в Україні є МК «Азовсталь», що працює за технологією поверхневого гартування головки рейки з індукційного нагріву ТВЧ. Ця технологія відноситься до складного технологічного процесу, тому що

нагрівання та охолодження здійснюються при безперервно-послідовному русі рейок через рейкозагартувальну машину (РЗМ) в пружно-зігнутому стані і за короткий час [1]. Така технологія забезпечує досягнення механічних властивостей металу зміцненого шару головки рейки на рівні:  $\sigma_B=1198-1370 \text{ Н/мм}^2$ ,  $\sigma_{0,2}= 839-1080 \text{ Н/мм}^2$ ,  $\delta_5= 8-16 \%$ ,  $\Psi= 24-46 \%$ ,  $KCU=26-36 \text{ Дж/см}^2$  [2], що відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004. Але глибина зміцненого шару головки рейки складає 11-14 мм по центральній осі і 13-18 мм на її викружці, що свідчить про складність досягнення твердості на глибині 20-25 мм через особливості нагріву поверхневого та нижчих шарів металу під дією ТВЧ.

При індукційному нагріванні ТВЧ тепло генерується безпосередньо в металі головки рейки з боку поверхні катання. При цьому відбувається нагрівання металу в незначному обсязі, що дозволяє реалізувати нагрів з великою швидкістю ( $8 \cdot 10^0 \text{ C/c}$ ). Об'ємний нагрів рейок за рахунок зовнішнього джерела тепла відбувається із набагато меншою швидкістю (приблизно  $0,3^0 \text{ C/c}$ ). Така швидкість призводить до наступних особливостей нагріву ТВЧ: наявність градієнта температур по глибині головки рейки в межах  $100-120^0 \text{ C}$ ; зміщення критичної точки  $A_{c3}$  в область більш високої температури нагріву, що сприяє більш повному структурному перетворенню при більш високих температурах; відносно короткий час перебування металу головки рейки в області температур фазових перетворень, що сприяє гальмуванню збиральної рекристалізації наклепаних зерен аустеніту [1, 3].

В роботі [1, 3] показано, що при індукційному нагріванні ТВЧ поверхневий ефект характеризується глибиною проникнення тепла ( $\delta$ ), а максимальне значення характеризується «гарячою» глибиною проникнення струму ( $\delta_{\text{гор}}$ ). Для рейкової вуглецевої сталі стандартного складу  $\delta_{\text{гор}}$  досягає 11-12 мм. При цьому  $\delta_{\text{гор}}$  на глибину 11-12 мм забезпечується за рахунок індукованих струмів, а на більшу глибину головки - здійснюється, в основному, за рахунок теплопровідності.

За результатами досліджень [2, 4] встановлено, що теплопровідність, як правило, зменшується зі збільшенням ступеня легування сталі та числа легуючих елементів (кремній, марганець, особливо хром та нікель). З підвищенням вмісту вуглецю теплопровідність також знижується. Крім того, до деяких рейкових сталей входять два і більше легуючих елементів, сумарна дія їх сильніша, ніж в одного з них в той самій кількості. На рис. 2 представлена залежність коефіцієнта теплопровідності  $\lambda$  від температури для типових конструкційних матеріалів.

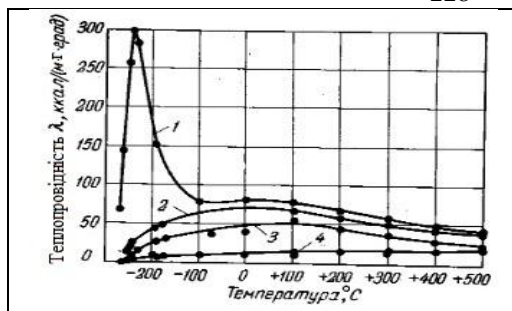


Рисунок 2 – Залежність теплопровідності заліза і деяких сталей від температури: 1-чисте залізо; 2-сталь (C=0,15%); 3-сталь (C=1,0%); 4-сталь аустенітна X18H9T, OX18H10. [3]

При індукційному прискореному нагріванні головки рейки ТВЧ структуроутворення має свої особливості, відмінні від пічного нагріву (зовнішнє джерело тепла), які полягають в природі фазових і структурних перетворень, що пов'язано зі збільшеною швидкістю нагріву і короткочасністю перебування металу в області фазових перетворень. При індукційному нагріві в головці рейки з вуглецевої сталі зі структурою грубопластинчатого перліту не встигають пройти до кінця дифузійні процеси, особливо при різній товщині цементних пластин, що не дозволяє в повній мірі отримати однорідний аустеніт при фазовому перетворенні ( $\alpha \rightarrow \gamma$ ) по всьому об'єму нагрітого металу, особливо в мікролікваційних зонах з різним вмістом вуглецю. Це призводить до утворення мікроділянок з підвищеною або зниженою концентрацією даного компонента, а отже і зон з різною стійкістю аустеніту [1, 5].

Автори роботи [6, 7] зазначають, що в неоднорідному аустеніті є окремі зони з різним вмістом вуглецю. Для підтвердження даного факту в лабораторних умовах було проведено дослідження на зразках, вирізаних з головки рейки з вмістом вуглецю в сталі 0,75%. Частину зразків піддавали сфероїдизуючому відпалу при температурі 700-600<sup>0</sup>С, а частину залишили в початковому гарячекатаному стані.

Порівняльним мікроспектральним аналізом встановлено, що в зразках, які пройшли відпал, вміст вуглецю по всьому об'єму зразка був однорідним і відповідав плавковому складу, C=0,75%. У зразках, що не піддавалися сфероїдизуючому відпалу, в окремих ділянках металу був нерівномірний розподіл вуглецю в межах 0,66-0,88%. Це свідчить про те, що при відпалі пройшов дифузійний процес, при якому відбувається вирівнювання концентрації вуглецю по всьому об'єму зразків.

Технологічна проблематика термічного зміцнення залізничних рейок полягає не тільки в нагріванні, а також і в їх охолодженні.

Так, для об'ємно нагрітих в печі рейок поверхнєве охолодження неприйнятне. Це пов'язано з тим, що вони акумулюють значну кількість тепла в центрі головки рейки і для їх охолодження потрібні підвищені

швидкості, що призводить до формування в поверхневих шарах металу структури мартенситу, яка не відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 [1, 8]. При наступному пічному відпуску при температурі 450°C дана структура металу зазнає перетворення в сорбіт відпуску, але бейніт, що утворювався в перехідній зоні, залишається, що також не допускається вимогами ДСТУ 4344:2004. Тому при об'ємному нагріванні рейок для отримання структури сорбіту або трооститу гарту найбільш прийнятним є їх охолодження в мінеральному маслі [1,5,8], або за допомогою полімерних середовищ з контрольованими швидкостями охолодження. При даному способі відбір тепла від поверхні рейки відбувається по всьому його профілю.

Для металу рейок, нагрітих ТВЧ зі швидкістю 10<sup>0</sup>С/с, з урахуванням особливостей впливу на концентраційно-структурний стан перед початком прискореного охолодження досліджували вплив початкової температури інтервалі 740-930<sup>0</sup>С на кінетику фазових та структурних перетворень аустеніту [9, 10] при наступному охолодженні в воді. Хімічний склад сталі представлений у таблиці 3.

Таблиця 3 – Хімічний склад досліджуваної сталі

Умовне маркування	C, %	Mn, %	Si, %	V, %	P, %	S, %
РСТ	0,90	0,90	0,39	0,001	0,015	0,009

Металографічне дослідження сталі [1] показало, що в початковому стані структура представлена грубопластинчатим перлітом з чітко вираженими пластинами цементиту різної орієнтації (рис 3, а). При проведенні гартування від 740<sup>0</sup>С структура сталі складається з декількох складових (рис 3, б). Значна частина перліту зазнає перетворення. Перші зародки аустеніту виникають як на границях зерен, так і в перлітних колоніях. Формується суміш, що складається з цементних частинок, незначна кількість яких вже починає розчинятися, а також невеликих частинок безструктурного мартенситу (білі поля). Цей мартенсит формується в місцях, де в значній мірі відбулося перетворення перліту в аустеніт (рис. 3, б).

Після гартування від 760<sup>0</sup>С процес перетворення прискорюється і все більша частина перліту переходить в аустеніт, який в процесі охолодження також перетворюється в мартенсит (світлі ділянки). При цьому аустеніт поглинає перліт шляхом утворення уступів по поверхні розділу фаз. Структура сталі складається з невеликих ділянок мартенситу (рис 3, в) а зерна аустеніту неоднорідні за змістом вуглецю і марганцю. Марганець знаходиться в рейкової сталі, в основному, в складі цементиту (Fe, Mn)<sub>3</sub> C, розчинність якого в аустеніті з підвищенням температури нагріву під гартування збільшується.



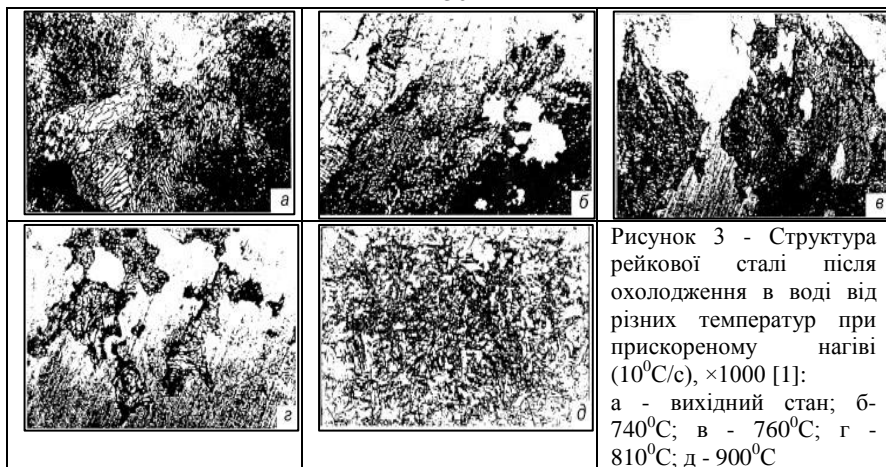


Рисунок 3 - Структура рейкової сталі після охолодження в воді від різних температур при прискореному нагріві ( $10^{\circ}\text{C}/\text{с}$ ),  $\times 1000$  [1]: а - вихідний стан; б -  $740^{\circ}\text{C}$ ; в -  $760^{\circ}\text{C}$ ; г -  $810^{\circ}\text{C}$ ; д -  $900^{\circ}\text{C}$

З підвищенням температури нагріву до  $810^{\circ}\text{C}$ , ділянки аустеніту розростаючись, об'єднуються в більш великі і захоплюють значний простір поля шліфа (відбувається об'єднання розрізнених ділянок аустеніту). При цьому структура сталі є мартенситом, голки якого слабо витравлюються. Однак при даній температурі на фоні мартенситу спостерігаються окремі, дуже дрібні частинки нерозчиненого цементиту сферичної форми (рис. 3, г). При гартуванні сталі від  $840^{\circ}\text{C}$  процес перетворення завершується і структура сталі складається з конгломерату різних фаз з явною перевагою мартенситної структури. Гартування від  $900^{\circ}\text{C}$  призводить до утворення переважно мартенситної структури (рис. 3, д). При нагріванні сталі до  $930^{\circ}\text{C}$  і охолодженні у воді утворюється середньогольчатий мартенсит 6 бала. Також було проведення дослідження мікроструктури при різних швидкостях охолодження при пічному нагріві за допомогою зовнішніх джерел нагріву в інтервалі температур  $900 \pm 10^{\circ}\text{C}$  з наступним охолодженням в різних середовищах: повітря; вентилятор; компресор; вода при температурі  $80^{\circ}\text{C}$ .

На рис. 4 показана мікроструктура вихідного стану перед проведенням термічної обробки (далі ТО), яка і в попередньому випадку, є чітко виражена структура, яка представлена з малою кількістю грубопластинчатого перліту (рис 4, б) та з пластинами цементиту різної орієнтації.

На рисунку 5 наведено графік термічної обробки сталі РСТ. Згідно графіку здійснюється нагрів вище лінії  $A_{c3}$  та витримка при температурі  $900^{\circ}\text{C}$  з наступним охолодженням.

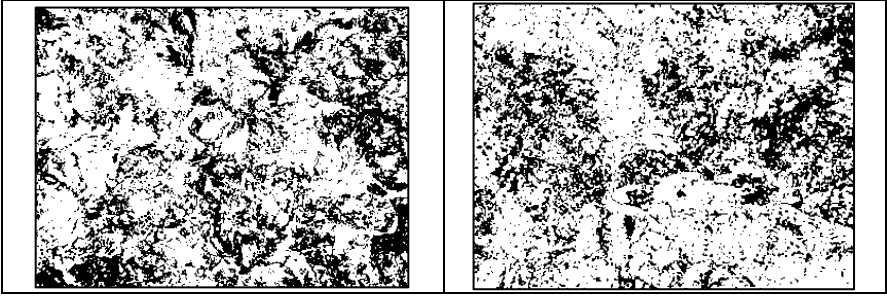


Рисунок 4 – Структура рейкової сталі РСТ в вихідному стані: а-  $\times 100$ , б-  $\times 1000$ .

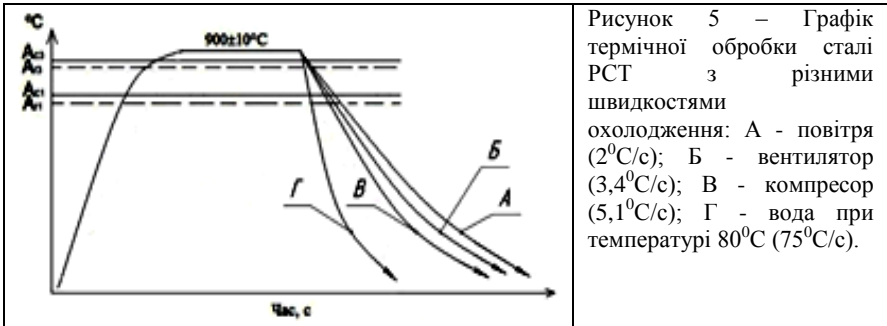


Рисунок 5 – Графік термічної обробки сталі РСТ з різними швидкостями охолодження: А - повітря ( $2^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ); Б - вентилятор ( $3,4^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ); В - компресор ( $5,1^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ); Г - вода при температурі  $80^{\circ}\text{C}$  ( $75^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ).

Нами було обрано декілька режимів охолодження з різними швидкостями та середовищами. Охолоджуючі середовища та швидкості охолодження, що використовувалися: на спокійному повітрі -  $2^{\circ}\text{C}/\text{c}$  (рис. 5, а); за допомогою вентилятора -  $3,4^{\circ}\text{C}/\text{c}$  (рис. 5, б); компресор -  $5,1^{\circ}\text{C}/\text{c}$  (рис. 5, в); вода, з попереднім нагрівом до температури  $80^{\circ}\text{C}$  для отримання швидкості охолодження -  $75^{\circ}\text{C}/\text{c}$  (рис. 5, г). Мікроструктуру зразків з РСТ виявляли за допомогою витравлювання мікрослівів в ніталі - 4%-вому спиртовому розчині азотної кислоти.

При проведенні металографічного аналізу встановлено, що при проведенні гартування від  $900\pm 10^{\circ}\text{C}$  структура сталі складається з декількох складових (рис 6). У більшості дослідних зразків переважає структура перліту (рис 6, а-в). Також при збільшенні швидкості охолодження формуються невеликі ділянки мартенситу (білі поля) (рис.6 б, в). У зразках, що охолоджувались з більшими швидкостями переважає структура мартенситу до повного перетворення на мартенсит (рис.6, г).



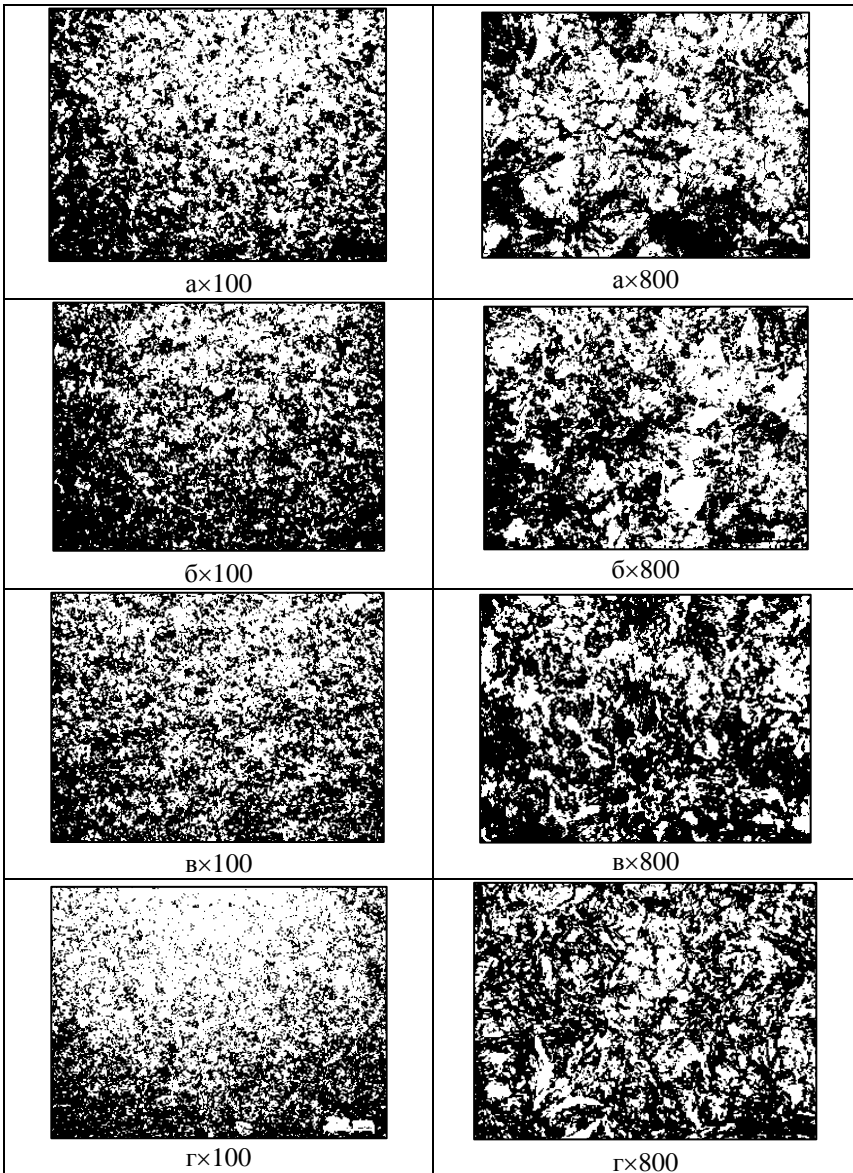


Рисунок 6 – Мікроструктура досліджуваної сталі РСТ після термічної обробки: а - повітря ( $2^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ); б - вентилятор ( $3,4^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ); в - компресор ( $5,1^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ); г - вода при температурі  $80^{\circ}\text{C}$  ( $75^{\circ}\text{C}/\text{c}$ ).

Було проведено вимірювання твердості за методом Бринелля згідно ГОСТ 9012. Результати вимірювань наведено в таблиці 4. При охолодженні зі швидкістю до  $5,1^{\circ}\text{C}/\text{c}$  отримуємо рівномірну структуру високодисперсного перліту з твердістю, що відповідає вимогам закордонних стандартів. Встановлено, що при термічній обробці за чинною технологією (нагрів ТВС, охолодження з поверхні катання) досягнення твердості на глибині 20 мм є проблематичним. Перспективними напрямками зміни параметрів термічного зміцнення залізничних рейок, які дозволять отримати структуру перліту завдяки регламентованому проходженню зони перетворення аустеніту в перліт  $\alpha \rightarrow \gamma$ , і досягти твердості на рівні світових вимог в головці рейки на глибині 20 мм є використання об'ємного нагріву з наступним забезпеченням швидкості охолодження  $\approx 6,0^{\circ}\text{C}/\text{c}$  в полімерних середовищах або підвищення рівномірності нагріву ТВЧ та диференційному охолодженні зі швидкістю  $\approx 5^{\circ}\text{C}/\text{c}$ .

Таблиця 4 – Результати вимірювання твердості за методом Бринелля досліджуваної сталі РСТ після термічної обробки.

Умове позначення сталі	Повітря, $2^{\circ}\text{C}/\text{c}$	Вентилятор, $3,4^{\circ}\text{C}/\text{c}$	Компресор, $5,1^{\circ}\text{C}/\text{c}$	Вода при $80^{\circ}\text{C}$ , $75^{\circ}\text{C}/\text{c}$
РСТ	363 НВ	398 НВ	415 НВ	651 НВ

### Висновки

1. Встановлено, що досягнення твердості на глибині 20-25 мм за чинною технологією є проблематичним через складності прогріву внутрішніх шарів металу під дією ТВЧ.

2. Показано, що при нагріві ТВЧ характерні такі особливості: градієнт температур по глибині головки рейки в межах  $100-120^{\circ}\text{C}$ ; зміщення критичної точки  $A_{c3}$  в область більш високої температури нагріву, що сприяє повному перетворенню при більш високих температурах; відносно короткий час перебування металу головки рейки в області температур фазових перетворень, що сприяє гальмуванню збиральної рекристалізації наклепаних зерен аустеніту та збереженню концентраційної неоднорідності.

3. Встановлено, що використання пічного нагріву приводить до більш повного проходження дифузійних процесів, при якому проходить вирівнювання концентрації вуглецю та інших легуючих елементів по всьому об'єму зразків перед термічним зміцненням.

4. Проведені дослідження мікроструктури після термічної обробки сталі для залізничних рейок з використанням різних охолоджуючих середовищ. Встановлено, що при реалізації швидкості охолодження  $\approx$

*«Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии». – 2019. - Вып.33  
«Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy». – 2019. – Collection 33 ISSN 2522-9117  
«Fundamental'nye i prikladnye problemy černoј metallurgii». – 2019. – Vypusk 33*

6,0°С/с в головці рейки на глибині 20 мм можливо отримати структуру високодисперсного перліту і досягти твердості на рівні світових вимог.

### Перелік посилань

1. Качество термически упрочнённых рельсов и подкладок. Исследования. Теория. Оборудование. Технология. Эксплуатация.: Монография. / Т.С. Скобло, В.Е. Сапожков, Н.М. Александрова, А.И. Сидашенко. Под ред. проф. Т.С. Скобло – Х.: ТОВ «Щедра садиба плюс» 2014. – 577с.
2. Рожков И. В. Получение жидкого водорода / И. В. Рожков, О. А. Алмазов, А. А. Ильинский. – Москва: "Химия", 1967. – 199 с. – (Московская типография №21). – (УДК 661.96-404).
3. Скобло Т. С. Особенности технологии закалки железнодорожных рельсов с индукционного нагрева токами высокой частоты (ТВЧ) [Электронный ресурс] / Т. С. Скобло, В. Е. Сапожков – Режим доступа до ресурсу: [http://www.rusnauka.com/9\\_KPSN\\_2011/Tecnic/8\\_83956.doc.htm](http://www.rusnauka.com/9_KPSN_2011/Tecnic/8_83956.doc.htm).
4. Спектор О. Ш. Кислородно-флюсовая резка нержавеющей сталей / О. Ш. Спектор. – Москва: МАШГИЗ, 1962. – (Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы).
5. Технология термической обработки рельсов для работы в особо тяжелых условиях эксплуатации/ Д.К. Нестеров, В.Е. Сапожков, Н.Ф. Левченко и др. // Сталь, 1989, № 7, С. 79-82.
6. Кидин И.Н. Физические основы электротермической обработки металлов и сплавов. / И.Н. Кидин. - М.: Металлургия, 1969. - 375 с.
7. Сферидизация карбидной фазы в заэвтектоидной стали и её влияние на свойства рельсов / Д.В. Сталинский, А.С. Рудюк, В.Е. Сапожков и др.// Металлургическая и горнорудная промышленность, Днепропетровск, 2007, № 2, С. 48-54.
8. Разработка и промышленное использование режима нагрева ТВЧ для термообработки рельсов из заэвтектоидной стали/ Д.К. Нестеров, Н.Ф. Левченко, В.Е. Сапожков и др.// МиТом, 1991, № 11, С. 6-8.
9. Сталинский Д.В. Мировой опыт термоупрочнения рельсов с прокатного нагрева или с использованием части тепла / Д.В Сталинский., Д.К. Нестеров, В.Е. Сапожков // Металлургическая и горнорудная промышленность.- Днепропетровск, 2006. - № 5. - С. 59-63.
10. Дегтярев С.И. Исследование и разработка технологии поверхностной индукционной закалки железнодорожных рельсов из низколегированной стали / С.И. Дегтярев, Т.С. Скобло, В.Е. Сапожков // МиТОМ. - 1998, № 12. - С. 7-10.
11. Рельсы железнодорожные. Общие технические условия (EN 13674-1:2011, NEQ): ГОСТ Р 51685–2013. -[Дата введения 2014-07-01]. - М.: Стандартиформ, 2014. - 96 с. - (Национальный стандарт Российской Федерации).
12. Совершенствование промышленной технологии термической обработки рельсов с нагрева ТВЧ / Д.К. Нестеров, В.Е. Сапожков, Н.Ф.Левченко и др. //

Сб. науч. тр.: «Технология производства железнодорожных рельсов и колес». - Харьков: УкрНИИМЕТ, 1996. - С. 61-70.

### Reference

1. Skoblo T.S., Sapozhkov V.Ye., Aleksandrova N.M. & Sidashenko A.I. (2014). *Kachestvo termicheski uprochnnykh rel'sov i podkladok. Issledovaniya. Teoriya. Oborudovaniye. Tekhnologiya. Eksploatatsiya.: Monografiya [The quality of thermally hardened rails and linings. Research. Theory. Equipment. Technology. Operation. Monograph.]*. T.S. Skoblo (Ed.), Kharkiv: TOV «Shchedra sadiba plyus», 2014, 577p. (In Russian).
2. Rozhkov I.V., Almazov O.A. & Il'inskiy A.A. (1967). *Poluchenije zhidkogo vorododa [Obtaining liquid hydrogen]*. Moskva: "Khimiya", 1967, 199p. (In Russian).
3. Skoblo T.S. & Sapozhkov V.Ye. (2011). Osobennosti tekhnologii zakalki zheleznodorozhnykh rel'sov s induktsionnogo nagreva tokami vysokoy chastoty (TVCH) [Features of the technology of hardening of railway rails with induction heating by high-frequency currents (HFC)]. Available at: [http://www.rusnauka.com/9\\_KPSN\\_2011/Tecnic/8\\_83956.doc.htm](http://www.rusnauka.com/9_KPSN_2011/Tecnic/8_83956.doc.htm). (In Russian).
4. Spektor O.SH. (1962). *Kislородno-flyusovaya rezka nerzhaveyushchikh staley [Oxygen-flux cutting of stainless steels]*. Moskva: MASHGIZ, 1962. (In Russian).
5. Nesterov D.K., Sapozhkov V.Ye. & Levchenko N.F. et al. (1989). Tekhnologiya termicheskoy obrabotki rel'sov dlya raboty v osobo tyazhelykh usloviyakh eksploatatsii [Technology of heat treatment of rails for work in especially difficult operating conditions]. *Stal' [Steel]*, 1989, 7, 79-82. (In Russian).
6. Kidin I.N. (1969). *Fizicheskiye osnovy elektrotermicheskoy obrabotki metallov i splavov [Physical foundations of electrothermal treatment of metals and alloys]*. Moskva: Metallurgiya, 1969, 375 p. (In Russian).
7. Stalinskiy D.V., Rudyuk A.S. & Sapozhkov V.Ye. et al. (2007). Sferidizatsiya karbidnoy fazy v zaevtektoidnoy stali i yeyo vliyaniye na svoystva rel'sov [Spheridization of the carbide phase in hypereutectoid steel and its influence on the properties of rails]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost' [Metallurgical and mining industry]*, Dnepropetrovsk, 2007, 2, 48-54. (In Russian).
8. Nesterov D.K., Levchenko N.F. & Sapozhkov V.Ye. et al. (1991). Razrabotka i promyshlennoye ispol'zovaniye rezhima nagreva TVCH dlya termoobrabotki rel'sov iz zaevtektoidnoy stali [Development and industrial use of the high-frequency current heating mode for heat treatment of rails from hypereutectoid steel]. *MiTOM [Metal Science and Heat Treatment]*, 1991, 11, 6-8. (In Russian).
9. Stalinskiy D.V., Nesterov D.K. & Sapozhkov V.Ye. (2006). Mirovoy opyt termouprochneniya rel'sov s prokatnogo nagreva ili s ispol'zovaniyem chasti tepla [World experience of thermo-hardening of rails from rolling heating or using part of the heat]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost' [Metallurgical and mining industry]*. Dnepropetrovsk, 2006, 5, 59-63. (In Russian).
10. Degtyarev S.I., Skoblo T.S. & Sapozhkov V.Ye. (1998). Issledovaniye i razrabotka tekhnologii poverkhnostnoy induktsionnoy zakalki zheleznodorozhnykh rel'sov iz

- nizkolegirovannoy stal [Research and development of technology for surface induction hardening of low-alloy steel railroad rails]. *MITOM [Metal Science and Heat Treatment]*, 1998, 12, 7-10. (In Russian).
11. Rel'sy zheleznodorozhnyye. Obshchiye tekhnicheskiye usloviya [Railroad rails. General specifications], GOST R 51685–2013 (EN 13674-1:2011, NEQ), 2013, 96p. (In Russian).
  12. Nesterov D.K., Sapozhkov V.Ye. & Levchenko N.F. et al. (1996). Sovershenstvovaniye promyshlennoy tekhnologii termicheskoy obrabotki rel'sov s nagreva TVCH [Improvement of industrial technology of heat treatment of rails with heating of high frequency current]. Sb. nauch. tr.: *Tekhnologiya proizvodstva zheleznodorozhnykh rel'sov i koles [Production technology of railway rails and wheels]*. Khar'kov: UkrNIIMET, 1996, 61-70. (In Russian).

**A.I. Babachenko**, Doctor of Technical Sciences, Senior Researcher, Director, ORCID 0000-0003-4710-0343

**R.V. Podolskiy**, engineer, ORCID 0000-0002-0288-0641

**G.A. Kononenko**, Ph.D., Senior Researcher, ORCID 0000-0001-7446-4105

**E.A. Safronova**, engineer, ORCID 0000-0002-4032-4275

*Iron and Steel Institute named after Z.I. Nekrasov of the NAS of Ukraine*

#### **Comparative analysis of methods of heat treatment of railway rails and determination of further directions of increasing their operational reliability**

**Summary.** The analysis of normative and technical documentation is carried out, the characteristics influencing on wear resistance of railway rails are established, various modes of thermal treatment are considered. The results of measuring the hardness of the hot-rolled full-profile rail, made of steel, which is classified as steel of the K76F brand in accordance with the regulatory and technical documentation are given. The hardness of this rail corresponds to the strength class R260 or NT260 according to EN 13674: 1-2011 and GOST R 51685-2013 respectively, that is, from unalloyed steel without thermal hardening, intended for the production of turnouts and underground. On the basis of comparative analysis of various ways and modes of railway rail handling, further directions of increasing operational reliability are established by means of working out methods of heating, cooling. The microstructure of the experimental steel of the PCT after the furnace heating with cooling in various cooling media was studied: Calm air (2<sup>0</sup>C/s), fan (3.4<sup>0</sup>C/s), compressor (5.1<sup>0</sup>C/s), water at a temperature of 80<sup>0</sup>C (75<sup>0</sup>C/s). It is established that at cooling rate 5.1<sup>0</sup>C/s we obtain an even structure of highly dispersed perlite with hardness at the level of requirements of foreign standards. On the basis of technical sources and actual data it is established that volumetric heating with subsequent immersion of investigated samples from the steel of the PCT into an environment with a controlled cooling rate of ≈6.0<sup>0</sup>C / s contributes to the passage of the zone of transformation of austenite into perlite  $\alpha \rightarrow \gamma$  with the reception of the structure of the perlite, as well as reaching a hardness of 415HB at a depth of 20 mm. It is shown that the use of furnace heating leads to the complete diffusion process, in which the concentration of carbon and other alloying elements is equalized throughout the volume of samples studied. The possible directions of increasing the mechanical properties of

rails to obtain an even structure along the entire section of the rail head and to obtain hardness, which is regulated by foreign standards, are shown.

**Keywords:** railway rail, heat treatment, cooling rate, hardness, microstructure

**For citation:** Babachenko O.I., Podol's'kyi R.V., Kononenko H.A. , Safronova O.A. Porivnyal'nyy analiz sposobiv termichnoyi obrobky zaliznychnykh reyok ta vyznachennyam podal'shykh napryamkiv pidvyshchennya yikh ekspluatatsiynoyi nadiynosti. [Comparative analysis of methods of heat treatment of railway rails and determination of further directions of increasing their operational reliability.]. «Fundamental'nye i prikladnye problemy černoj metallurgii». [Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy ] 2020, 34. 224-237. (In Ukrainian). DOI 10.52150/2522-9117-2019-33-224-237

*Статья поступила в редакцию сборника 19.10.2019 года,  
прошла внутреннее и внешнее рецензирование (Протокол заседания  
редакционной коллегии сборника № 2 от 23 декабря 2019 года)*