

О.І. Бабаченко, Р.В. Подольський, Г.А. Кононенко,
О.Є. Меркулов, О.А. Сафронова, С.О. Дудченко

АНАЛІЗ ВПЛИВУ ШВИДКОСТІ ОХОЛОДЖЕННЯ НА ТВЕРДІСТЬ СТАЛЕЙ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК ПЕРЛІТНОГО ТА БЕЙНІТНОГО КЛАСУ

Анотація. Процес експлуатації транспортних засобів визначає взаємодію колеса і рейки. Від параметрів цього процесу багато в чому залежать безпека руху та основні техніко-економічні показники господарств колії та рухомого складу. Результатом є вплив, що виникає від тертя кочення і особливо від тертя ковзання колеса по рейці при гальмуванні, відносно цих змін відбувається істотне зростання інтенсивності зношування коліс рухомого складу, яке, в свою чергу може призвести до катастрофічних результатів для локомотивного господарства. Також в процесі експлуатації рейки в більшості випадків утворюються дефекти, що мають характер складнонавантаженого стану: її головка піддається зношуванню, зминанню, розтріскуванню і викривуванню, в металі можуть розвиватися контактні втомні пошкодження. В перлітних сталях зносостійкість забезпечується за рахунок високого вмісту вуглецю і малої відстані між пластинами перліту (що досягається за рахунок процесу загартування головки рейки), які обидва підвищують твердість. Виходячи з досліджень останніх років відомо, що міцність перлітних рейкових сталей досягла межі. Крім того, подальше збільшення вмісту вуглецю вплине на ударну в'язкість та зварюваність матеріалів рейок. Отже, існує гостра потреба в інших альтернативних матеріалах. Бейнітна сталь, що забезпечує як високу міцність, так і відмінну пластичність, вважається одним з найбільш перспективних напрямків. Встановлено, що дослідна сталь при швидкості охолодження від $0,2\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до $0,52\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ має бейнітну структуру з невеликою кількістю мартенситу та аустеніту залишкового; при збільшенні швидкості охолодження від $1,3\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ структуру мартенситу з аустенітом залишковим.

Ключові слова: залізнична рейка, перліт, бейніт, зносостійкість, колія.

Вступ

Процес експлуатації транспортних засобів визначає взаємодію колеса і рейки. Від параметрів цього процесу багато в чому залежать безпека руху та основні техніко-економічні показники господарств колії та рухомого складу. Результатом є вплив, що виникає від тертя кочення і особливо від тертя ковзання колеса по рейці при гальмуванні, відносно цих змін відбувається істотне

зростання інтенсивності зношування коліс рухомого складу [1], яке, в свою чергу, може призвести до катастрофічних результатів для локомотивного господарства. Також в процесі експлуатації рейки [2] в більшості випадків утворюються дефекти, що мають характер складнонавантаженого стану: її головка піддається зношуванню, зминанню, розтріскуванню і викришуванню, в металі можуть розвиватися контактні-втомні пошкодження [3].

У перлітних сталях зносостійкість зростає в міру збільшення вмісту вуглецю і зменшення міжпластинчастої перлітної відстані. Перліт складається з пластин перлітного фериту і карбіду заліза що чергуються, відстань між пластинами змінюється в залежності від температури утворення відповідно до умов охолодження рейки після прокатки. При збільшенні швидкості охолодження відстань між рейками перліту зменшується, отже, збільшується твердість, яка забезпечується в рейках з термообробленою головкою. Збільшення вмісту вуглецю збільшує об'ємну частку карбідів заліза, які є твердими і мають тенденцію приймати орієнтацію, паралельну зі зношеною поверхнею.

Товщина карбідних пластин впливає на спосіб їх деформації в контактні кочення [4]. Товсті пластини карбідів мають тенденцію до розтріскування при високих деформаціях; в той час як тонкі пластини карбіду деформуються пластично, без руйнування [5]. Однак відстань між пластинами перліту не є постійною і, ймовірно, буде варіюватися приблизно нормальним чином щодо цих середніх відстаней. Отже, тонкі пластини карбіду в термічно обробленій голівці рейки з більшою ймовірністю деформуються без утворення тріщин, ніж більш товсті карбіди в гарячекатаній сирій рейковій сталі. Точний спосіб утворення частинок зносу невідомий, але можна припустити, що мікроструктури, в яких пластинки карбіду розтріскуються при деформації (з утворенням порожнин), ймовірно, будуть мати більш низьку зносостійкість, ніж мікроструктура, карбіди яких деформуються пластично.

Таким чином, в перлітних сталях зносостійкість забезпечується за рахунок високого вмісту вуглецю і малої відстані між пластинами перліту (що досягається за рахунок процесу загартування головки рейки), які обидва підвищують твердість. На підтвердження вторинного впливу твердості на знос, Хіракава і інші підвищили твердість зразків з перлітною структурою за рахунок зниження температури відпуску, але в лабораторних випробуваннях дане твердження не підтвердилось (не збільшили зносостійкість) [6-7].

Виходячи з досліджень останніх років [8-9] відомо, що міцність перлітних рейкових сталей досягла межі [10]. Крім того, подальше збільшення вмісту вуг-

лецю вплине на ударну в'язкість та зварюваність матеріалів рейок [11]. Наприклад, у порівнянні з доевтектоїдною рейкою R200 відносно подовження рейки R400HT з заевтектоїдної сталі знижується на 6%. Отже, існує гостра потреба в інших альтернативних матеріалах. Бейнітна сталь, що забезпечує як високу міцність, так і відмінну пластичність, вважається одним з найбільш перспективних напрямків.

Низьковуглецеві бейнітні сталі відрізняються від звичайних перлітних сталей тим, що в них мало карбідів, якщо вони взагалі є. Бейнітні низьковуглецеві сталі, міцність яких більше 1200 МПа при цьому володіють високим рівнем ударної в'язкості, трибологічними властивостями, сприятливою реакцією на великі швидкості деформації, стійкістю до втоми і дешеві у виробництві [12]. Такий комплекс властивостей досягається за рахунок дуже дрібної і сильно зміцненої мікроструктури.

Звичайний верхній бейніт складається з неламеллярної суміші пластин бейнітного фериту з проміжними частинками цементиту. Мікроструктура створюється послідовно: пластини ростуть без дифузії, але потім надлишковий вуглець розподіляється в аустеніті залишковому [13]. Згодом цей збагачений вуглецем аустеніт розпадається на суміш цементиту і фериту. Цементит погіршує властивості, але його виділенню можна запобігти, додавши в сталь достатню кількість кремнію [14], щоб залишити мікроструктуру з пластин бейнітного фериту і збагаченого вуглецем аустеніту.

Як відомо, в ході бейнітного перетворення формування пакету бейнітних рейок відбувається на гранці аустенітного зерна і подальше зростання пакета відбувається вглиб зерна. Пакет бейніту складається з рейок фериту, розділених в основному малокутовими границями [15], в той час як голчастий ферит гетерогенно зароджується на неметалевих включеннях всередині аустенітного зерна і росте в різних напрямках, не утворюючи виражених пакетів, в іншому ж залишаючись подібним з бейнітом [16]. Енергія зародження на границі аустенітного зерна практично завжди залишається нижче, ніж енергія зародження на частці включення і таким чином зародження на границі аустенітного зерна більш вигідне з енергетичної точки зору [14,16]. З цього випливає, що структуру сталі, що містить виключно голчастий ферит отримати практично неможливо. У той же час при відносно великому аустенітному зерні ймовірність інтрагранулярного зародження бейніту як в зварних з'єднаннях, так і в прокаті підвищується [15].

Постановки мети і завдань дослідження

На основі аналізу перспектив застосування нових матеріалів для високо-міцних залізничних рейок, запропонувати хімічний склад дослідної сталі та виконати дослідження впливу швидкості охолодження на твердість дослідної сталі бейнітного класу у порівнянні з відомою сталлю перлітного класу для залізничних рейок вищої категорії.

Матеріал і методика досліджень

В умовах Інституту чорної металургії була виконана виплавка дослідної плавки. Виплавку виконували за допомогою комплексної установки, що складається з плавильного агрегату ІТРЕ-0,01 закритого типу і високочастотного джерела струму ВТГ-20-22, що має вбудовану станцію автономного охолодження. Загальний вигляд комплексної експериментальної установки показано на рис. 1. Ця установка дозволяє виплавляти в лабораторних умовах дослідні сталі, в тому числі спеціально леговані марганцем, кремнієм, хромом, молібденом та ін.



Рисунок 1 - Процес розплавлення сталі

Для забезпечення необхідних показників в досліджуваних варіантах і відсутності небажаних домішок присутніх в рядовому брухті в якості вихідної сировини вибрали метал марки Ст3 - вуглецева якісна сталь з вмістом вуглецю 0,1%, мас.

Плавки проводили методом переплавлення без примусового окислення домішок. З огляду на малий обсяг печі (до 12 кг), і той факт, що діаметр тигля становить всього близько 80 мм шихту подрібнювали до розмірів $\text{Ø}3 \times 12$ мм. Фактичний хімічний склад представлений в таблиці 1.

Таблиця 1

Фактичний хімічний склад лабораторної плавки

C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	V
0,37	1,11	1,35	0,74	0,03	0,17	0,03	0,03	0,15

В рамках роботи для порівняння було застосовано сталь для виробництва високоміцних рейок (марка К76Ф ДСТУ 4344), хімічний склад, яких представлено в таблиці 2.

Таблиця 2

Фактичний хімічний склад сталі К76Ф

Марка	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	V	Джерело
К76Ф	0,80	0,25	0,97	0,04	0,03		0,05	[17]

Дослідження мікроструктури дослідних зразків проводилось за допомогою витравлення в 4% розчині азотної кислоти з застосуванням оптичного мікроскопа Axiovert 200 MMat та електронних мікроскопів Gemini та PEM-106.

З результатів аналізу мікроструктури злитку (рис. 2) бейнітного класу встановлено, що дослідна сталь поблизу поверхні та 1/2 радіусу має структуру гранулярного бейніту з різноорієнтованими бейнітними ламеліями (458...495 $\kappa\Gamma/\text{мм}^2$). Дослідний злиток має структуру бейніту, голчастого фериту (331...344 $\kappa\Gamma/\text{мм}^2$) та залишкового аустеніту по границях зерен, середня мікротвердість міждендритного простору – 495 $\kappa\Gamma/\text{мм}^2$.



Рисунок 2 - Мікроструктура лабораторного злитку після лиття, $\times 100$

В лабораторних умовах були виконані експерименти з відпрацюванням параметрів термічної обробки зразків дослідної сталі та порівняльної відомої сталі з різним вмістом легуючих елементів.

Зразки нагрівали до температури 900 °С, витримували протягом ≈ 30 хвилин при даній температурі та охолоджували у різних середовищах з фіксацією швидкості охолодження. На підставі технічних джерел були обрані для досліджень швидкості охолодження від 0,2...5,1 °С/с. Для їх досягнення при охолодженні даної температури виконано: охолодження з піччю – 0,2 °С/с; нагрів в печі з термостійким покривалом та послідуочим охолодження в ньому на повітрі – 0,52 °С/с; нагрів зразків в печі з охолодженням на повітрі з термостійким покривалом – 1,3 °С/с; на спокійному повітрі – 5,1 °С/с.

За результатами мікроструктурних досліджень (рис. 3) сталі бейнітного класу встановлено тип структури та співвідношення фазового складу. Встановлено, що дослідна сталь при швидкості охолодження 0,2 °С/с має ферито-перлітну структуру; при збільшенні швидкості охолодження до 0,52 °С/с структура має бейнітну структуру з невеликою кількістю мартенситу та аустеніту залишкового; при збільшенні швидкості охолодження від 1,3 °С/с до 5,1 °С/с - структура мартенситу з аустенітом залишковим.

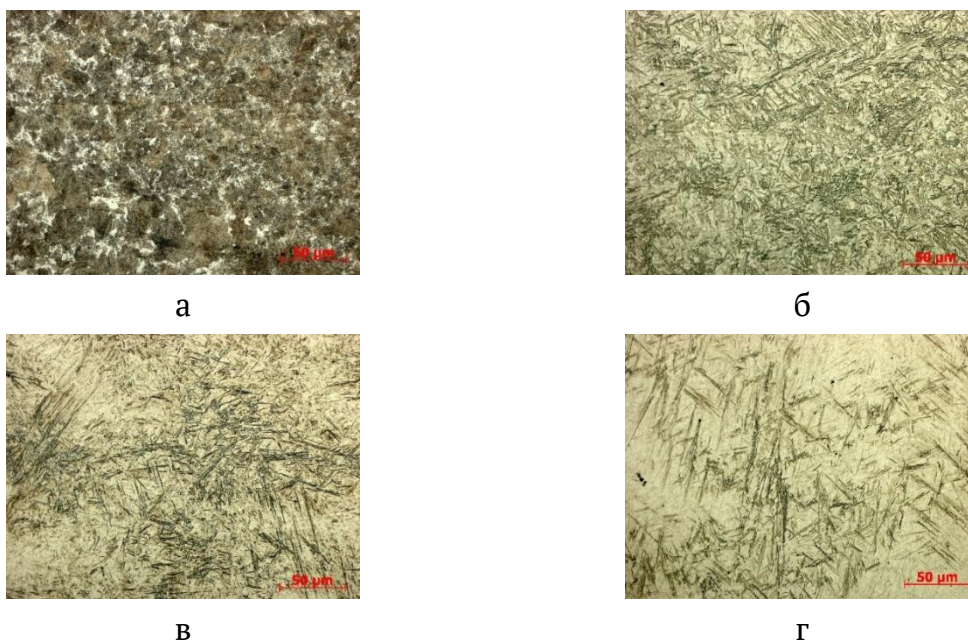


Рисунок 3 – Мікроструктура дослідної сталі після різних швидкостей охолодження: а – 0,2 °С/с, б – 0,52 °С/с, в – 1,3 °С/с, г-5,1 °С/с

При порівнянні механічних властивостей, а саме значень твердості, з відомою сталлю перлітного класу К76Ф було побудовано залежність зміни твердості від швидкості охолодження (рис. 4).

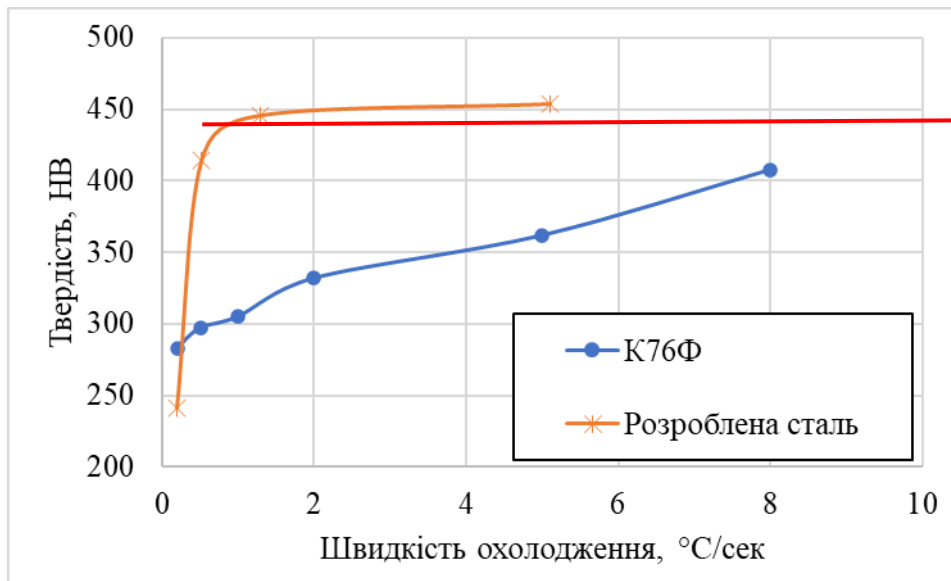


Рисунок 4 – Залежність зміни твердості від швидкості охолодження та рівень вимог згідно ДСТУ EN 13674:2019 розробленої сталі та сталі К76Ф

В результаті аналізу отриманої залежності було встановлено, що при швидкості охолодження $\geq 0,52^\circ\text{C}/\text{с}$ мікроструктура дослідної сталі має структуру безкарбідного бейніту з твердістю, що перевищує вимоги регламентованих стандартів та літературних даних за рівнем значень твердості.

Висновок

1. За результатами аналітичного огляду систематизовані відомі шляхи підвищення зносостійкості залізничних рейок. Показано, що найбільш ефективним способом підвищення твердості сталей є управління їх хімічним складом шляхом легування, мікролегування і зменшення кількості шкідливих домішок. Перспективним є підхід до підвищення опору через виготовлення залізничних рейок з бейнітною структурою.

2. Встановлено, що дослідна сталь при швидкості охолодження від $0,2^\circ\text{C}/\text{с}$ до $0,52^\circ\text{C}/\text{с}$ має бейнітну структуру з невеликою кількістю мартенситу та аустеніту залишкового; при збільшенні швидкості охолодження від $1,3^\circ\text{C}/\text{с}$ - структура мартенситу з аустенітом залишковим.

3. Встановлено вплив швидкості охолодження на твердість сталей для залізничних рейок перлітного та бейнітного класу. Показано, що твердість сталі

бейнітного класу значно перевищує твердість перлітної сталі для високоміцних рейок.

ЛІТЕРАТУРА

1. R. Harder. Creep Force – Creepage and Frictional Work Behaviour in Non-Hertzian Counter formal Rail/Wheel Contacts. Proceedings of ІННА'99 STS-Conference on Wheel/Rail Interface. 1999. V. 1. p. 207 – 214.
2. B. Paul. J. Hashemi. User's Manual for Program CONTACT. Technical Report No. 4. FRA/ORD-78/27/PB286097. NTIS. Springfield. VA. Sept. 1977.
3. Большаков В.И., Долженков И.Е., Зайцев А.В. «Оборудование термических цехов. технологии термической и комбинированной обработки металлопродукции». Изд.2-е. Днепропетровск. РИА Днепр-VAL. 2010 г. -619с
4. H. de Boer et al.. "Naturally Hard Bainitic Rails with High Tensile Strength." Stahl und Eisen. Vol. 115. No. 2.1995. pp. 93-98.
5. N. Jin. "Mechanical Properties and Wear Performance of Bainitic Steels." Ph.D. Thesis. Oregon Graduate Institute. Portland. OR. 1995.
6. N. Jin and P. Clayton. "Effect of Microstructure on Rolling/Sliding Wear of Low Carbon Bainitic Steels." Wear. Vol. 202.1997. pp. 202-207
7. W. Heller and R. Schweitzer. "Hardness. Microstructure and Wear Behavior of Steel Rails." 2nd. International Heavy Haul Railway Conference. Colorado Springs. Colorado. 1982. pp. 282-286.
8. Розробка сталей для металопродукції залізничного призначення. Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Рослик О.В., Майстренко К.М., Подольський Р.В. Дніпро. «Домінанта-принт». .2021. 298 стор.
9. Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Подольський Р.В., Сафронова О.А. Сталь для залізничних рейок з поліпшеними експлуатаційними властивостями. Фізико-хімічна механіка матеріалів. 56(6). 2020. с 82-87.
10. S. Sharma. S. Sangal. K. Mondal. Wear behaviour of bainitic rail and wheel steels. Mater. Sci. Technol. 32 (4) (2016) 266–274.
11. P. Pointner. High strength rail steels-The importance of material properties in contact mechanics problems. Wear 265 (2008) 1373–1379.
12. Bhadeshia. H K. D.H.. ``Hyperbolic Tangents and Alloys of Iron". Materials World. 7 . pp. 643-645. 1996.
13. Merkulov, O., Podolskyi, R., Kononenko, A. et al. Development of Promising Steels for Railway Rails of a New Generation Using Modeling of Phase-Structural Transformations. Trans Indian Inst Met (2024). <https://doi.org/10.1007/s12666-024-03265-4>.

14. Takahashi. M. and Bhadeshia. H. K. D. H.. ``A Model for the Transition from Upper to Lower Bainite. *Materials Science and Technology*. 6. pp. 592-603. 1990.
15. J.R. Yang. H.K.D.H. Bhadeshia *Advances in Welding Science and Technology* ed. S. David. ASM. Metals Park. ohio. USA (1986). p. 187-191.
16. R.A. Ricks. P.R. Howell. G.S. Barritte *International Conference on Solid-Solid Phase Transformation*. eds. H.I. Aaronson et.al.. TMS-AIME. Warrendale. PA. USA. 1981. p. 463-468.
17. Подольський Р. В. Розробка хімічного складу та режимів термічної обробки високоміцних рейок сталей перлітного класу : дис. Докт. філософ. : 132-Матеріалознавство – Дніпро, 2023. – 181 с.

REFERENCE

1. R. Harder. Creep Force – Creepage and Frictional Work Behaviour in Non-Hertzian Counterformal Rail/Wheel Contacts. *Proceedings of IHHA'99 STS-Conference on Wheel/Rail Interface*. 1999. V. 1. p. 207 – 214.
2. B. Paul. J. Hashemi. User's Manual for Program CONTACT. Technical Report No. 4. FRA/ORD-78/27/PB286097. NTIS. Springfield. VA. Sept. 1977.
3. Bolshakov V.I.. Dolzhenkov I.E.. Zajcev A.V. *Oborudovanie termicheskikh cehov. tehnologii termicheskoy i kombinirovannoy obrabotki metalloprodukcii*. Izd.2-e. Dnepropetrovsk. RIA Dnepr-VAL. 2010 g. -619s
4. H. de Boer et al.. "Naturally Hard Bainitic Rails with High Tensile Strength." *Stahl und Eisen*. Vol. 115. No. 2.1995. pp. 93-98.
5. N. Jin. "Mechanical Properties and Wear Performance of Bainitic Steels." Ph.D. Thesis. Oregon Graduate Institute. Portland. OR. 1995.
6. N. Jin and P. Clayton. "Effect of Microstructure on Rolling/Sliding Wear of Low Carbon Bainitic Steels." *Wear*. Vol. 202.1997. pp. 202-207
7. W. Heller and R. Schweitzer. "Hardness. Microstructure and Wear Behavior of Steel Rails." 2nd. *International Heavy Haul Railway Conference*. Colorado Springs. Colorado. 1982. pp. 282-286.
8. Rozrobka stalej dlya metalloprodukciji zaliznichnogo priznachennya. Babachenko O. I.. Kononenko G. A.. Roslik O.V.. Majstrenko K.M.. Podolskij R.V. Dnipro. «Dominanta-print». .2021. 298 stor.
9. Babachenko O. I.. Kononenko G. A.. Podolskij R. V.. Safronova O. A. *Stal dlya zaliznichnih rejok z polipshenimi ekspluataciijnimi vlastivostyami*. *Fiziko-himichna mehanika materialiv*. 56(6). 2020. s 82-87.
10. S. Sharma. S. Sangal. K. Mondal. *Wear behaviour of bainitic rail and wheel steels*. *Mater. Sci. Technol*. 32 (4) (2016) 266–274.

11. P. Pointner. High strength rail steels-The importance of material properties in contact mechanics problems. *Wear* 265 (2008) 1373–1379.
12. Bhadeshia. H. K. D. H.. ``Hyperbolic Tangents and Alloys of Iron". *Materials World*. 7 . pp. 643-645. 1996.
13. Merkulov, O., Podolskyi, R., Kononenko, A. et al. Development of Promising Steels for Railway Rails of a New Generation Using Modeling of Phase-Structural Transformations. *Trans Indian Inst Met* (2024). <https://doi.org/10.1007/s12666-024-03265-4>.
14. Takahashi. M. and Bhadeshia. H. K. D. H.. ``A Model for the Transition from Upper to Lower Bainite. *Materials Science and Technology*. 6. pp. 592-603. 1990.
15. J.R. Yang. H.K.D.H. Bhadeshia *Advances in Welding Science and Technology* ed. S. David. ASM. Metals Park. ohio. USA (1986). p. 187-191.
16. R.A. Ricks. P.R. Howell. G.S. Barrite *International Conference on Solid-Solid Phase Transformation*. eds. H.I. Aaronson et.al.. TMS-AIME. Warrendale. PA. USA. 1981. p. 463-468.
17. Podolskyi R. V. Rozrobka himichnogo skladu ta rezhimiv termichnoyi obrobki visokomicnih rejok stalej perlitnogo klasu : dis. Dokt. filosof. : 132-*Materialoznavstvo – Dnipro*, 2023. – 181 s.

Received 14.03.2024.

Accepted 15.03.2024.

Analysis of the influence of the cooling rate on the hardness of steel for railway rails of the pearlite and bainetic classes

The process of operating vehicles determines the interaction between the wheel and the rail. Traffic safety and the main technical and economic indicators of track management and rolling stock largely depend on the parameters of this process. The result is the effect arising from the rolling friction and especially from the friction of the wheel sliding on the rail during braking, relative to these changes there is a significant increase in the intensity of wear of the wheels of the rolling stock, which, in turn, can lead to catastrophic results for the locomotive industry. Also, in the process of operation of the rail in most cases, defects are formed that have the character of a complicated state: its head is subject to wear, crumpling, cracking and buckling, contact fatigue damage can develop in the metal. In pearlite steels, the wear resistance is provided by the high carbon content and the small distance between the pearlite plates (achieved by the hardening process of the rail head), both of which increase hardness. Based on research in recent years, it is known that the strength of pearlite rail steels has reached its limit. In addition, a further increase in the carbon content will affect the impact strength and weldability of rail materials. Therefore, there is an urgent need for other alternative materials. Bainite steel,

which provides both high strength and excellent plasticity, is considered one of the most promising directions. It was established that the structure of the test steel at a cooling rate of 0.2 °C/s to 0.52 °C/s has a bainite structure with a small amount of martensite and residual austenite; with an increased cooling rate from 1.3 °C/s - martensite structure with residual austenite.

Keywords: railway rail, perlite, bainite, wear resistance, track.

Бабаченко Олександр Іванович - докт. техн.наук, директор Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України.

Подольський Ростислав Вячеславович – докт. філософ., науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України.

Кононенко Ганна Андріївна - докт. техн. наук, ст. досл., вчений секретар Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України.

Меркулов Олексій Євгеньович - докт. техн. наук, заст. директора Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України.

Сафронова Олена Анатоліївна – науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України.

Дудченко Сергій Олександрович – канд. техн. наук, науковий співробітник Інституту чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України.

Babachenko Alexander - Dr. Technical Sciences, Director of the Institute of Iron and Steel of Z.I. Nekrasov NAS of Ukraine.

Podolskyi Rostyslav – PhD, researcher of the Institute of Iron and Steel of Z.I. Nekrasov NAS of Ukraine.

Kononenko Ganna - Doct. technical science, sen.resear., scientific secretary of the Institute of Iron and Steel of Z.I. Nekrasov NAS of Ukraine.

Merkulov Oleksii - Dr. technical sciences, assistant director of the Institute of Iron and Steel of Z.I. Nekrasov NAS of Ukraine.

Safronova Olena - researcher of the Institute of Iron and Steel of Z.I. Nekrasov NAS of Ukraine.

Dudchenko Serhii - PhD, researcher of the Institute of Iron and Steel of Z.I. Nekrasov NAS of Ukraine.