

УДК 621.017:669.14.018.294.083.133

СТАЛЬ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК З ПОЛІПШЕНИМИ ЕКСПЛУАТАЦІЙНИМИ ВЛАСТИВОСТЯМИ

О. І. БАБАЧЕНКО¹, Г. А. КОНОНЕНКО¹, Р. В. ПОДОЛЬСЬКИЙ^{1,2},
О. А. САФРОНОВА^{1,2}

¹ Інститут чорної металургії ім. З. І. Некрасова НАН України, Дніпро;

² Національна металургійна академія України, Дніпро

Вивчено вплив хімічного складу, гарячої пластичної деформації і термічної обробки на структуру і властивості дослідних сталей, призначених для виготовлення залізничних рейок. Встановлено вплив первинної дендритної структури на їх кінцеву перлітну структуру. Розроблено рекомендації щодо хімічного складу та режимів термічної обробки, які дадуть можливість отримати високі міцність та твердість сталі.

Ключові слова: *рейкова сталь, гаряча пластична деформація, термічна обробка, мікроструктура, твердість.*

The influence of chemical composition, hot plastic deformation and heat treatment on the structure and properties of experimental steels intended for the manufacture of railway rails has been studied. The influence of the primary dendritic structure on their final pearlitic structure is established. Recommendations for chemical composition and heat treatment regimes have been developed, which allow us to obtain high strength and hardness of steel.

Keywords: *rail steel, hot plastic deformation, heat treatment, microstructure, hardness.*

Вступ. В Україні залізничні рейки виготовляють згідно з вимогами ДСТУ 4344:2004 “Рейки звичайні для залізниць широкої колії. Загальні технічні умови” з вуглецевих сталей з вмістом вуглецю 0,69... 0,82 wt.% без легування або з введенням 0,03...0,07 і 0,007...0,0025 wt.% ванадію чи титану, відповідно. У Європейському Союзі діє стандарт EN 13674-1:2011 (E) “Railway applications – Track – Rail – Part 1: Vignole railway rails 46 kg/m and above”, згідно з яким залізничні рейки виготовляють зі середньовуглецевих (марок R200, R220) і високовуглецевих (марок R260, R260Mn, R320Cr, R350HT, R350LHT, R370CrHT) сталей. Рейки, що піддають термічному зміцненню, виробляють з високовуглецевих сталей (0,53...1,07 wt.% C). Всі сталі мають підвищений вміст марганцю (0,65...1,75%) і їх можна додатково легувати хромом або мікролегувати титаном (до 0,025%). Для сталей марок R350HT, R350LHT, R370CrHT, R400HT допускають мікролегування ніобієм (до 0,04%). Одночасно підвищити їх міцність, твердість і опір крихкому руйнуванню можна мікролегуванням ніобієм, ванадієм і титаном [1], які сприяють подрібненню зерна і дисперсійному зміцненню сталей. Вони дуже споріднені до азоту і вуглецю та легко утворюють нітриди і карбіди (або карбонітриди). Але зі збільшенням їх вмісту понад 0,15 wt.% хоча і зростає міцність, але водночас підвищується схильність сталей до крихкого руйнування [1]. Вплив карбідів і нітридів на формування мікроструктури і комплекс механічних властивостей високовуглецевих сталей вивчений недостатньо. Вважають, що поліпшити якість залізничних рейок можна, застосовуючи сталі нового покоління [2–5], а також заевтектоїдні і бейнітні [5–8]. Під час розроблення рейкових сталей потрібно також враховувати результати випробувань сталей для залізничних коліс [9–12].

Контактна особа: Р. В. ПОДОЛЬСЬКИЙ, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com

Основним показником експлуатаційної довговічності залізничних рейок є їх зносотривкість, яка в першу чергу залежить від твердості сталі. На сьогодні в Україні залізничні рейки виготовляють зі сталі, хімічний склад та механічні властивості якої відповідають вимогам ДСТУ 4344:2004. Але вона за цим показником не відповідає світовим вимогам, коли неприпустимо утворення структур гарту [13–15]. Максимальна глибина виміру твердості по перерізу головки рейки, яку визначає ДСТУ 4344, становить 11 mm, і твердість у цій точці для рейок вищої категорії повинна бути не менше 321 НВ. Водночас згідно зі стандартом EN 13674-1:2011 вона становить 20 mm з твердістю більше 370 НВ.

Виявили [13–15], що сталь, яка відповідає ДСТУ 4344:2004, не може забезпечувати необхідну твердість на поверхні кочення рейки без формування мартенситу. Таким чином, актуально створити нову сталь для залізничних рейок, яка відповідатиме вимогам європейських нормативних документів.

Мета цього дослідження – розробити рекомендації для мікролегування високовуглецевої сталі, щоб підвищити її міцність і твердість після гарячої пластичної деформації (ГПД) і термічної обробки (ТО).

Матеріал і методика. Виплавляли лабораторні виливки об’ємом до 10 kg зі сталей, хімічний склад яких наведено в табл. 1. Сталь варіанта 1 є порівняльною (базовою), яка за хімічним складом відповідає рейковій сталі марки K76T (ДСТУ 4344:2004). Щоб забезпечити вищу твердість у центрі головки рейки, в дослідних сталях підвищували вміст вуглецю та мікролегували їх карбідо- і карбонітридотвірними хімічними елементами.

Таблиця 1. Хімічний склад сталей лабораторних плавок (wt.%)

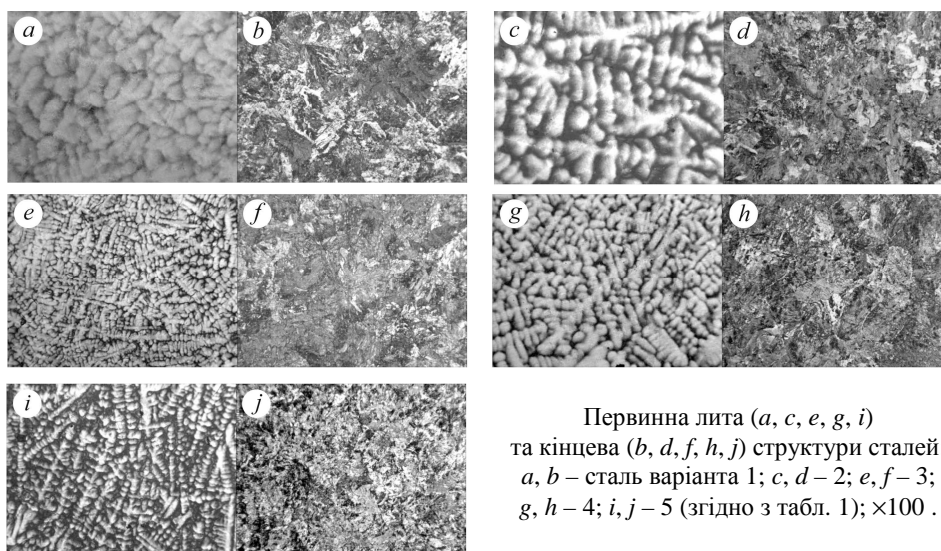
Сталь	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	V	B	Mo	N
1	0,75	0,33	0,89	0,010	0,005	0,016	0,013	≤0,005	–	0,01	–
2	0,70	0,44	0,76	0,013	0,009	0,019	0,017	0,006	0,004	0,008	–
3	0,80	0,47	0,97	0,013	0,009	0,022	<0,06	0,01	0,001	0,01	–
4	0,84	0,44	0,95	0,014	0,008	0,013	<0,06	0,012	0,103	0,01	–
5	0,90	0,39	0,89	0,015	0,009	0,018	<0,06	0,015	0,003	0,01	0,012

Вивчали механічні властивості металу дослідних виливок після ГПД на 50% за нагрівання до 1250±10°C та подальшої ТО: аустенітизація при 900±10°C, охолодження зі швидкістю 0,52...75°C/s та відпуск при 200°C.

Для металографічних досліджень використовували оптичні мікроскопи Neophot-2 і Axiovert 200 M MAT. Первинну литу структуру виявляли травленням у гарячому розчині пікрату натрію, а кінцеву – в 4%-му спиртовому розчині азотної кислоти. Твердість визначали згідно з ГОСТ 9012 приладом “ТБ 5004”, на статичний розтяг випробовували згідно з ГОСТ 1497-84 на машині “Instron”. Хімічний склад визначали спектрометром LECO SA-2000.

Результати та їх обговорення. Встановили, що лита структура дослідних сталей – це дендрити аустеніту, простір між якими збагачений домішковими елементами, що призводить до різного забарвлення після травлення пікратом натрію (див. рисунок, фрактограми *a*, *c*, *e*, *g*, *i*). Найбільшу ліквіацію у всіх лабораторних плавках зафіксували у зонах зрощення дендритів, а найменшу – в осьових ділянках дендритних гілок. Виявили, що з підвищенням вмісту легувальних та мікролегувальних елементів зростає дисперсність первинної дендритної структури, тобто формується спадково дрібнозерниста структура. Кінцева структура – це, в основному, перліт різної дисперсності, де розміри зерна (див. рисунок, фракто-

грами *b, d, f, h, j*) зіставні з розмірами дендритів аустеніту, що утворювались під час кристалізації. Відомо, що структура і механічні властивості сталі після термомеханічної обробки спадково пов'язані з вихідною дендритно-зеренною будовою і хімічною мікронеоднорідністю внаслідок кристалізації [16–19]. Структура сталі стає рівномірнішою, що зумовлено впливом ГПД, яка усуває негативні наслідки дендритної кристалізації. Утворюються зерна з відносно рівновісною формою, незбіжні з орієнтацією дендритів.



Первинна літа (*a, c, e, g, i*) та кінцева (*b, d, f, h, j*) структури сталей: *a, b* – сталь варіанта 1; *c, d* – 2; *e, f* – 3; *g, h* – 4; *i, j* – 5 (згідно з табл. 1); $\times 100$.

Primary cast (*a, c, e, g, i*) and final (*b, d, f, h, j*) structure of steels: *a, b* – steel 1; *c, d* – 2; *e, f* – 3; *g, h* – 4; *i, j* – 5 (according to Table 1); $\times 100$.

Механічні властивості після ГПД (табл. 2) не задовольняють вимоги до високоміцних рейкових сталей, особливо щодо твердості. Кінцевий комплекс механічних властивостей формується в результаті подальшої ТО. Зниження твердості після охолодження з різними швидкостями та відпуску при 200°C ілюструє табл. 3.

Таблиця 2. Механічні властивості дослідних плавок після ГПД

Сталь	σ_{UTS}	σ_{YS}	δ_5	Ψ	НВ
	МПа		%		
1	980,66	559,61	8,9	16,0	280
2	959,5	516,74	14,0	21,7	280
3	1044,8	584,56	10,0	15,6	296
4	924,26	595,31	7,8	5,1	296
5	1076,4	604,53	9,5	12,6	280

Отже, після охолодження зі швидкістю $5,1^{\circ}\text{C/s}$ можна отримати необхідну для рейок твердість сталі (табл. 3). Загалом тут мікроструктура – високодисперсний перліт без ознак проміжного перетворення та гарту, що відповідає вимогам світової нормативно-технічної документації. З урахуванням отриманих результатів заготовки зразків для подальших механічних випробувань термічно обробляли за оптимальним режимом (табл. 4).

Таблиця 3. Зміна твердості дослідних плавок після ГПД та ТО з різними швидкостями охолодження (відпуск при 200°C)

Сталь	Швидкість охолодження V_{cool} , °C/s			
	0,52	2,3	5,1	75
1	302	309	398	650
2	302	329	373	590
3	317	350	410	665
4	343	347	415	660
5	363	398	415	650

Таблиця 4. Механічні властивості дослідних плавок після ГПД та ТО ($V_{cool} = 5,1^\circ\text{C/s}$, відпуск при 200°C)

Сталь	σ_{UTS}	σ_{YS}	δ_5	Ψ
	MPa		%	
1	1100	655	10,6	21,2
2	1092	672	11,0	24,8
3	1244	784	12,5	24,1
4	1301	816	10,7	10,8
5	1295	816	9,8	11,4

Встановили (табл. 3 і 4), що перспективними для подальшої апробації є сталі варіантів 3–5.

ВИСНОВКИ

За результатами лабораторних досліджень рекомендовано такий хімічний склад сталі для залізничних рейок (wt.%): 0,84...0,9 C; 0,39...0,47 Si; 0,89...0,97 Mn; $\leq 0,009$ S; $\leq 0,015$ P; 0,01...0,015 V; $\leq 0,01$ Mo; 0,013...0,022 Al; 0,003...0,005 B; 0,012...0,015 N. Це дасть можливість отримати комплекс високих механічних характеристик та виконати вимоги стандарту EN 13674-1-2011. Їх досягають після термомеханічної обробки виливок (ГПД 50% при $1250 \pm 10^\circ\text{C}$) і ТО: температура нагріву 900°C ; швидкість охолодження $\sim 5^\circ\text{C/s}$, температура відпуску 200°C , тривалість відпуску $2 \text{ h} \pm 15 \text{ min}$.

1. Узлов И. Г., Гасик М. И., Есаулов А. Т. Колесная сталь. – К.: Техник, 1985. – 168.
2. Aglan H. And Gan Y. X. Fatigue crack growth analysis of a premium rail steel // J. of Mat. Sci. – 2001. – № 36. – P. 389–397.
3. Alloy development of corrosion-resistant rail steel / R. Balasubramaniam, B. Panda, G. Dwivedi, A. P. Moon, S. Mahapatra, A. K. Manuwal, A. Bhattacharyya, K. Srikanth, and R. K. Rathi // Current Sci. – 2011. – **100**, № 1. – P. 52–57.
4. Characterisation of rust on microalloyed railsteel exposed to coastal location in India / B. Panda, R. Balasubramaniam, A. C. Vajpei, S. Srikanth, and A. Bhattacharyya // Corr. Eng., Sci. and Techn. – 2009. – **44**, № 4. – P. 275–279.
5. Fracture behavior of bainitic and pearlitic rail steel webs / H. Aglan, M. Hassan, Z. Liu, M. Bhuyan, and M. Fateh // J. of Mat. Sci. – 2004. – **39**. – P. 4305–4307.
6. Де Боер Х., Датта С. Р. Рельсы высокой прочности с бейнитной структурой, полученной с прокатного нагрева // Черные металлы. – 1995. – № 29. – С. 29–36.
7. Медовар Л. Б., Цыкуленко К. А., Цыкуленко А. К. Бейнитные стали для рельсов // Проблемы СЭМ. – 1998. – № 3. – С. 10–20.

8. *Ворожищев В. И.* Разработка технологии производства рельсов из бейнитной стали // *Сталь*. – 2005. – № 2. – С. 71–74.
9. *Вплив режиму термічної обробки і асиметрії циклу навантаження на циклічну тріщиностійкість колісних сталей / О. П. Остап, І. М. Андрейко, В. В. Кулик, О. І. Бабаченко, В. В. Віра // Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2009. – **45**, № 2. – С. 63–70.
(*Influence of the mode of thermal treatment and load ratio on the cyclic crack-growth resistance of wheel steels / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, V. V. Kulyk, O. I. Babachenko, V. V. Vira // Materials Science*. – 2009. – **45**, № 2. – P. 211–219.)
10. *Babachenko A. I., Kononenko A. A* Influence of the chemical composition and structural state on tough properties of steel for railway wheels // *Металлофизика и новейшие технологии*. – 2008. – **30**. – С. 227–234.
11. *Втомна довговічність сталей залізничних коліс / О. П. Остап, І. М. Андрейко, В. В. Кулик, І. Г. Узлов, О. І. Бабаченко // Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2007. – **43**, № 3. – С. 93–102.
(*Fatigue durability of steels of railroad wheels / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, V. V. Kulyk, I. H. Uzlov, O. I. Babachenko // Materials Science*. – 2007. – **43**, № 3. – P. 403–414.)
12. *Influence of hot plastic deformation on mechanical properties of the wheeled steel / I. G. Uzlov, A. I. Babachenko, Zh. A. Dement'eva, and A. V. Shramko // Металлургическая и горнорудная промышленность*. – 2005. – № 2. – С. 56–58.
13. *Дослідження впливу швидкості охолодження на структурний стан сталі К76Ф для звичайних рейок широкої колії / О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, К. Г. Дьоміна, Р. В. Подольський // Зб. наук. пр. XV міжнар. конф. “Стратегія якості в промисловості і освіті” (3–6 червня 2019 р., Варна)*. – С. 19–24.
14. *Kononenko G. and Babachenko A.* Investigation of the kinetics of decomposition of supercooled austenite with continuous cooling of K76Ф steel for rails // *Proc. of 4th Int. iron and steel Symposium (UDCS'19. Turkey, Karabuk University, 2019)*. – P. 1–5.
15. *Розробка математичної моделі розрахунку теплового поля за перетином залізничної рейки при термічній обробці / О. І. Бабаченко, Г. А. Кононенко, Н. Ю. Філоненко, А. М. Хулін // Строительство, материаловедение, машиностроение*. – 2018. – № 104. – С. 31–35.
16. *Микролегирование сталей / Н. П. Лякишев, Д. А. Литвиненко, Ю. И. Матросов, В. И. Никитин / Под ред. Н. П. Лякишева // Металлургия стали, сплавы, процессы*. – М.: Металлургия, 1982. – С. 110–116.
17. *Кондратюк С. Є.* Структуроутворення, спадковість і властивості литої сталі. – К.: Наук. думка, 2010. – 178 с.
18. *Яценко А. И., Хрычиков В. Е., Хохлова Т. С.* Кристаллизация и первичная структура конструкционных сталей. – Днепр: Изд-во “Журфонд”, 2010. – 226с.
19. *Кононенко А. А., Бабаченко А. И., Борисенко А. Ю.* Исследование влияния горячей пластической деформации и термической обработки на структуру и свойства литой колесной стали // *Материаловедение и терм. обработка металлов*. – 2012. – № 64. – С. 107–117.

Одержано 17.02.2020