О.І. Бабаченко¹, д-р техн. наук, ст. наук. співр., директор, e-mail: a_babachenko@i.ua, <https://orcid.org/0000-0003-4710-0343>

Г.А. Кононенко¹, канд. техн. наук, ст. наук. співр., вчений секретар, e-mail: perlit@ua.fm, <https://orcid.org/0000-0001-7446-4105>

Р.В. Подольський^{1,2}, магістрант, інженер 1 категорії, e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0288-0641>

О.А. Сафронова^{1,2}, магістрант, інженер 1 категорії, e-mail: safronovaaa77@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-4032-4275>

¹Інститут чорної металургії ім. З.І. Некрасова НАН України (Дніпро, Україна)

²Національна металургійна академія України (Дніпро, Україна)

Дослідження мікроструктури і твердості дослідних рейкових сталей в литому стані, після гарячої пластичної деформації і термічної обробки

Механічні властивості залізничних рейок залежать від хімічного складу, проробки литої структури шляхом обробки металу тиском, а також термічної обробки готових рейок. Метою даної роботи є дослідження впливу гарячої пластичної деформації (далі ГПД) і термічної обробки (далі ТО) на зміну структури литого стану у взаємозв'язку з її вихідною хімічною неоднорідністю. Загальні теоретичні висновки даної роботи були отримані на підставі аналізу літературних джерел, а також багаторічних досліджень колісної продукції. Дані результати доповнюють існуючі уявлення про структурну спадковість в металах і сплавах. Розроблено хімічний склад дослідних сталей для залізничних рейок і проведено виплавку в лабораторних умовах злитків масою до 10 кг. Проведено дослідження мікроструктури і визначено твердість дослідної сталі на зразках розміром 70х70х80 мм, вирізаних зі злитків лабораторних рейкових плавок. Обробляли в лабораторних умовах за двома режимами: 1 – ГПД з осадкою на величину 50 % після нагрівання до 1250 ± 10 °С; 2 – нормалізація (аустенітизація при 900 ± 10 °С, охолодження на повітрі зі швидкістю 5,1 °С/с) після ГПД. При дослідженні литого стану дослідних рейкових сталей (РСТ) встановлено, що вона являє собою дендрити аустеніту, які збагачені домішковими елементами. Вивчено вплив гарячої пластичної деформації і термічної обробки на структуру і властивості литої дослідної сталі для залізничних рейок. Встановлено позитивний вплив деформаційної і подальшої термічної обробки на механічні властивості дослідних сталей: після гарячої пластичної деформації в порівнянні з литим станом приріст твердості склав $\approx 14,1$ %; після гарячої пластичної деформації з подальшою термічною обробкою приріст твердості склав $\approx 39,4$ %. Встановлено вплив первинної дендритної структури досліджуваної сталі на її кінцеву перлітну структуру в литому стані.

Ключові слова: хімічний склад, твердість, мікроструктура, термічна обробка, залізнична рейка.

Механічні властивості залізничних рейок залежать від хімічного складу, проробки литої структури шляхом обробки металу тиском, а також термічної обробки готових рейок.

Введення в вуглецеву сталь до 2 % марганцю і до 0,8 % кремнію зміцнює феритну матрицю завдяки утворенню твердого розчину заміщення. Легування марганцем подрібнює зерно і збільшує в'язкість фериту, підвищує величину роботи поширення тріщини при низьких температурах.

Кремній позитивно впливає на структуру, механічні та технологічні властивості сталі: знижує критичну швидкість охолодження і збільшує прогартовуваність, зменшує швидкість розпаду мартенситу, підвищує міцність, твердість і пружні властивості сталі, збільшує опір корозії, знижує в'язкість. Такий вплив кремнію на властивості пов'язаний з його дією на матричну фазу (α -розчин) і карбіди.

Одночасне підвищення міцності і опору крихкому руйнуванню рядових сталей можливе шляхом

Фактичний хімічний склад дослідних лабораторних рейкових плавов, %мас.

Умовне маркування сталей	C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	V	B	Ca	N
PCT 1-1	0,75	0,33	0,89	0,010	0,005		+				
PCT 2-1	0,70	0,44	0,76	0,013	0,009	+	+			+	
PCT 3-1	0,80	0,47	0,97	0,013	0,009	+				+	
PCT 4-1	0,84	0,44	0,95	0,014	0,008			+	+		
PCT 5-1	0,90	0,39	0,89	0,015	0,009	+		+			+

мікролегування – введення мікродобавок (до 0,15 %) елементів переважно IV і V груп періодичної системи. Найбільш поширеними мікролегуєчими елементами є ніобій, ванадій і титан [1]. Названі елементи мають високу спорідненість до азоту і вуглецю і легко утворюють нітриди і карбіди (або карбонітриди). При нагріванні нітриди і карбонітриди можуть розчинятися в твердому розчині, а при охолодженні випадають у вигляді самостійної дисперсної фази. Ці процеси і складають у цьому випадку основу механізмів зміцнення сталі: подрібнення зерна, дисперсійне зміцнення і зміцнення твердого розчину. При звичайному прокатному переділі мікролегуєчі добавки підвищують міцність сталі переважно через твердіння, а при контрольованій прокатці або нормалізації (аустенізації з охолодженням на повітрі) – переважно за допомогою подрібнення зерна.

Присадки мікролегуєчих елементів в різних поєднаннях призводять до підвищення міцності, часто з підвищенням в'язкості і морозостійкості. Сумарний вплив мікролегування на властивості сталі залежить від співвідношення різних механізмів її зміцнення. Легування сталі малими добавками титану, ніобію і ванадію дозволяє отримувати дрібнодисперсні виділення другої фази типу V (C, N), Ti (C, N), Nb (C, N), які ефективно зміцнюють матрицю. Ці ж елементи сприяють подрібненню зерна і знижують схильність сталі до його зростання, також утворюються дисперсні частинки карбідів і карбонітридів ніобію, титану і ванадію, які гальмують зростання зерен при нагріванні. Збільшення вмісту цих елементів більше 0,15 %, хоча і зміцнює, але водночас підвищує схильність сталі до крихкого руйнування [1].

Для високовуглецевих сталей вплив карбідів і нітридів на формування мікроструктури і комплекс механічних властивостей залишається недостатньо вивченим.

Вивченню впливу гарячої пластичної деформації (ГПД) і режимів термічної обробки (ТО) на структуру і властивості сталі для залізничних рейок присвячено багато досліджень [2, 3]. Поряд з багатьма мікроструктурними характеристиками (кількість, склад і розподіл неметалевих включень, дисперсність перліту та ін.) на властивості залізничних рейок великий вплив має структура аустеніту, що залежить від процесів кристалізації, режимів ГПД і температури нагріву сталі і швидкості охолодження при ТО. Кінцеві властивості і структура сталі, в тому числі і розмір зерна, спадково пов'язані з початковою дендритно-зеренною будовою

Рис. 1. Загальний вигляд дослідних плавов

і хімічною мікронеоднорідністю, які формуються при кристалізації [4–8]. Механізми і причини підвищення властивостей литої сталі у зв'язку зі змінами її дендритної структури і хімічної мікронеоднорідності після ГПД і ТО багато в чому залишаються нез'ясованими [9]. У роботах вітчизняних вчених [5] показано, що зменшення хімічної мікронеоднорідності при ГПД литої сталі пояснюється прискоренням вирівнюючої дифузії «через скорочення шляхів дифузії в результаті зближення елементів дендритної будови і в результаті створення великого числа порушень структури».

Метою даної роботи є дослідження впливу ГПД і ТО на зміну структури литого стану у взаємозв'язку з її вихідною хімічною неоднорідністю. Загальні теоретичні висновки цієї роботи отримано на підставі аналізу літературних джерел, а також багаторічних досліджень колісної продукції. Дані результати доповнюють існуючі уявлення про структурну спадковість в металах і сплавах.

Матеріал і методика досліджень. Для дослідження структури на всіх етапах в лабораторних умовах були виплавлені злитки об'ємом до 10 кг з умовним маркуванням РСТ (рис. 1). Хімічний склад дослідних сталей наведено в таблиці.

Дослідження виконані на зразках розміром 70x70x80 мм, вирізаних з дослідних лабораторних рейкових плавов. Обробляли в лабораторних умовах за двома режимами: 1 – ГПД осадкою на величину 50 % після нагрівання від 1250 ± 10 °С; 2 – аустенітизація при 900 ± 10 °С, охолодження на повітрі зі швидкістю 5,1 °С/с після ГПД.

Металографічні дослідження виконані на світлових мікроскопах «Neophot-2», «Axiovert 200 M MAT».

Первинну структуру сталі виявляли травленням зразків в гарячому розчині пікрату натрію [8]. Кінцеву мікроструктуру зразків РСТ виявляли за допомогою травлення мікрошліфів в ніталі – 4%-ному спиртовому розчині азотної кислоти. Визначення твердості виконували відповідно до ГОСТ 9012 на твердомірі «ТБ 5004».

Результати досліджень. При дослідженні литого стану дослідних рейкових сталей (РСТ) встановлено, що вона являє собою дендрити аустеніту, збагачені домішковими елементами. Найбільша ліквация у всіх лабораторних плавках спостерігається в зонах зрощення дендритів, найменша – в осьових ділянках дендритних гілок. Кінцева структура являє собою переважно перліт різної дисперсності (рис. 2). ГПД литої сталі призводить до зменшення середнього розміру зерна аустеніту [9].

Залежності розміру зерна від дендритної будови сталі можна пояснити відомими процесами дина-

мічної рекристалізації при ГПД. Однак причини [10] періодичного повторення динамічної рекристалізації мало вивчені і повністю не пояснені. Циклічність динамічної рекристалізації пов'язують із співвідношенням величини «критичної» деформації і деформації, яка відбувається в ході самої рекристалізації, при здійсненні двох конкуруючих процесів – знеміцнення і зміцнення металів. Вважається, що знеміцнення відбувається в найбільш інтенсивно деформованих мікрообластях, а зміцнення – в сусідніх менш деформованих мікрообластях. Причини появи в сталі сусідніх мікрообластей з різною схильністю до деформації і рекристалізації також до кінця не з'ясовані. Однак відомо, що рекристалізація металів залежить від вмісту домішок в металах, так як дендритна кристалізація сталі призводить до неоднорідного розподілу С, Si, Mn та ін. Хімічний склад аустеніту (в першу чергу вміст вуглецю) визначає його здатність до деформування а, отже, і процесів зміцнення, знеміцнення і рекристалізації [9].

Подрібнення зерна при ТО литої і гарячедеформованої сталі пов'язано, очевидно, з виникненням і більш рівномірним розподілом в обсязі металу термічних і фазових напружень. Це призводить до утворення в аустеніті більш рівномірної і розвиненої субструктури, яка спадково пов'язана зі структурою перліту [10]. Це повинно бути пов'язано з тим, що ГПД попередньо «опрацьовує», тобто порушує початкову впорядкованість (правильність) кристало-геометричної будови сталі в ліквацийних зонах, формуючи в них дислокаційну субструктуру і створюючи тим самим передумови до більшого загального подрібнення мікроструктури при подальшій ТО. Дійсно, структура сталі після спільної дії ГПД і ТО рівномірніша і дещо дрібніша, ніж тільки після ГПД (рис. 3).

Мікроструктура всіх досліджуваних лабораторних плавок після ГПД (рис. 3, а, в, д, ж, и) складається переважно з перліту, спостерігалися ділянки з грубо пластинчастою структурою, переважно перліт є високодисперсним з пластинчастою і зернистою формою карбідів. Рівномірність структури досягалася завдяки впливу гарячої пластичної деформації, яка знижує негативні наслідки литого стану (рис. 2, а, в, д, ж, и).

Мікроструктурні дослідження виявляють ще одну особливість зв'язку первинної дендритної структури досліджуваної сталі з її кінцевою перлітною структурою, що формується після ГПД і ТО. У лабораторних умовах змодельовано гарячу пластичну деформацію литої заготовки при виробництві залізничних рейок [9]. При деформації 50 % спостерігається зменшення міжосьових відстаней дендритів і відбувається їх орієнтування щодо напрямку течії металу (витяжка) [9]. ГПД призводить до зміни розмірів зерен в сталі. Після ГПД утворюються зерна з відносно рівною формою, не співпадаючою з орієнтацією дендритів [9].

Зміна мікроструктури литої сталі після ГПД і ТО призводить до зміни її твердості залежно від обробки.

ГПД литої сталі призводить до підвищення її твердості, подальша ТО дозволяє додатково підвищити характеристику (рис. 4), як вже описано в попередніх роботах [12–15]. Пов'язано це з тим, що міцність се-

Рис. 2. Первинна і кінцева мікроструктура сталі після кристалізації і ГПД (50 %): а, б – РСТ 1 (0,75 % С); в, г – РСТ 2 (0,70 % С); д, е – РСТ 3 (0,80 % С); ж, з – РСТ 4 (0,84 % С); и, и – РСТ 5 (0,90 % С) $\times 100$

Рис. 3. Мікроструктура сталі після ГПД (а, в, д, ж, и), а також після ГПД і ТО (б, г, з, е, и) (50 %): а, б – РСТ 1 (0,75 % С); в, г – РСТ 2 (0,70 % С); д, е – РСТ 3 (0,80 % С); ж, з – РСТ 4 (0,84 % С); и, и – РСТ 5 (0,90 % С) $\times 100$

Рис. 4. Результати вимірювання на твердість за методом Брінелля в литому стані, після ГПД і ГПД + ТО

редньо- і високовуглецевих сталей визначається насамперед дисперсністю перліту, як основною структурною складовою, мікроструктура перліту – залежно від режиму обробки сталі, тобто ГПД і ГПД + ТО.

Висновки

1. Застосування мікролегуювання призвело до зміни первинної дендритної структури, яка спадково пов'язана з розміром зерна кінцевої структури.
2. Показано, що хімічний склад дослідних рейкових сталей (РСТ) істотно впливає на структуру і твердість литої сталі.
3. Встановлено позитивний вплив деформаційної і подальшої термічної обробки на механічні властивості дослідних сталей: після гарячої пластичної деформації в порівнянні з литим станом приріст твердості склав $\approx 14,1\%$; після гарячої пластичної деформації з подальшою термічною обробкою приріст твердості склав $\approx 39,4\%$.
4. Обґрунтовано вплив вихідної дендритної ліквідації на процеси рекристалізації при гарячій пластичній деформації, формування кінцевого структурного стану і рівень твердості.

ЛІТЕРАТУРА

1. Лякишев Н.П., Литвиненко Д.А., Матросов Ю.И., Никитин В.И. Микролегирование сталей. В сб.: *Металлургия стали, сплавы, процессы*. Под ред. Н.П. Лякишева. М.: Металлургия, 1982. С. 110–116.
2. Бернштейн М.Л., Займовский В.А., Капуткина Л.М. Термомеханическая обработка стали. М.: Металлургия, 1983. 480 с.
3. Узлов И.Г., Савенков В.Я., Поляков С.Н. Термическая обработка проката. К.: Техніка, 1981. 158 с.
4. Хворинов Н.И. Кристаллизация и неоднородности стали. М.: Машгиз, 1958. 392 с.
5. Голиков И.Н., Масленков С.Б. Дендритная ликвация в сталях и сплавах. М.: Металлургия, 1977. 224 с.
6. Левченко Г.В., Дьомина К.Г., Грушко П.Д. Вплив умов кристалізації на спадкоємну концентраційну мікронеоднорідність і механічні властивості гарячекатаного прокату. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2005. № 2. С. 54–58.
7. Кондратюк С.Є. Структурутворення, спадковість і властивості литої сталі. К.: Наукова думка, 2010. 177 с.
8. Яценко А.И., Хрычиков В.Е., Хохлова Т.С. и др. Кристаллизация и первичная структура конструкционных сталей. Д.: Журфонд, 2010. 226 с.

9. Кононенко А.А., Бабаченко А.И., Борисенко А.Ю., Яценко А.И., Литвиненко П.Л., Даличук А.А., Федорова И.П. Исследование влияния горячей пластической деформации и термической обработки на структуру и свойства литой колесной стали. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов*. Вып. 64. Дн-вск: ПГАСА, 2012. С. 107–117.
10. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов. М.: Металлургия, 1978. 392 с.
11. Борисенко А.Ю., Кононенко А.А., Бабаченко А.И., Яценко А.И., Чухлеб В.Л., Ткач В.Н., Тараненко А.А., Кузьмичев В.М., Сухомлин В.И. Схемы и механизмы формирования феррито-перлитной структуры колесных сталей после кристаллизации, термической обработки и горячей пластической деформации. *Металознавство та термічна обробка металів*. 2010. № 2 (49). С. 62–75.
12. Дейнеко Л.Н., Подольский Р.В. Определение путей повышения эксплуатационной стойкости железнодорожной колеи. *Всеукраїнська науково-технічна конференція студентів і молодих учених «Молода академія – 2019»*. Дніпро: НМетАУ, 2019. С. 82.
13. Узлов И.Г., Сухомлин Г.Д., Узлов К.И., Кныш А.В. Оптимизация параметров отпуска цельнокатаных железнодорожных колес повышенной прочности и износостойкости на основании электронномикроскопического анализа. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии: Сб. науч. тр. ИЧМ НАНУ*. Днепропетровск: ВІЗІОН, 2006. Вып.13. С. 143–148.
14. Узлов И.Г., Узлов К.И., Кныш А.В., Хулин А.Н. Исследование механических характеристик локомотивных бандажей из микролегированной углеродистой стали повышенной твердости и износостойкости. *Строительство, материаловедение, машиностроение: Сб. науч. трудов*. Днепропетровск. 2008. Вып. 45. Ч. 1. С. 164–169.
15. Бабаченко О.І., Кононенко Г.А., Філоненко Н.Ю., Хулін А.М. Розробка математичної моделі розрахунку теплового поля за перетином залізничної рейки при термічній обробці. *Сборник научных трудов «Строительство, материаловедение, машиностроение»*. 2018. № 104. С. 31–35.

Надійшла 08.11.2020

REFERENCES

1. Lyakishev, N.P., Litvinenko, D.A., Matrosov, Yu.I., Nikitin, V.I. (1982). Microalloying of steels. *V sb.: Metallurgiya stali, splavy, protsessy. Pod red. N.P. Lyakisheva*. Moscow: Metallurgiya, pp. 110–116 [in Russian].
2. Bernshtein, M.L., Zaimovsky, V.A., Kaputkina, L.M. (1983). Thermomechanical treatment of steel. Moscow: Metallurgiya, 480 p. [in Russian].
3. Uzlov, I.G., Savenkov, V.Ya., Polyakov, S.N. (1981). Heat treatment of rolled products. Kyiv: Tekhnika, 158 p. [in Russian].
4. Khvorinov, N.I. (1958). Crystallization and heterogeneity of steel. Moscow: Mashgiz, 392 p. [in Russian].
5. Golikov, I.N., Maslenkov, S.B. (1977). Dendritic segregation in steels and alloys. Moscow: Metallurgiya, 224 p. [in Russian].
6. Levchenko, G.V., Domina, K.G., Grushko, P.D. (2005). Influence of crystallization conditions on hereditary concentration microinhomogeneity and mechanical properties of hot-rolled steel. *Metaloznnavstvo ta termichna obrobka metaliv*, no. 2, pp. 54–58 [in Ukrainian].
7. Kondratyuk, S.Ye. (2010). Structure, heredity and properties of cast steel. Kyiv: Naukova dumka, 177 p. [in Ukrainian].
8. Yatsenko, A.I., Khrychikov, V.E., Khokhlova, T.S. et al. (2010). Crystallization and primary structure of structural steels. D.: Zhurfond, 226 p. [in Russian].
9. Kononenko, A.A., Babachenko, A.I., Borisenko, A.Yu., Yatsenko, A.I., Litvinenko, P.L., Dalichuk, A.A., Fedorova, I.P. (2012). Study of the influence of hot plastic deformation and heat treatment on the structure and properties of cast wheel steel. *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie: Sb. nauch. trudov*, iss. 64. Dnepropetrovsk: PGASA, pp. 107–117 [in Russian].
10. Novikov, I.I. (1978). Theory of heat treatment of metals. Moscow: Metallurgiya, 392 p. [in Russian].
11. Borisenko, A.Yu., Kononenko, A.A., Babachenko, A.I., Yatsenko, A.I., Chukhleb, V.L., Tkach, V.N., Taranenko, A.A., Kuz'michev, V.M., Sukhomlin, V.I. (2010). Schemes and mechanisms of the formation of the ferrite-pearlite structure of wheel steels after crystallization, heat treatment and hot plastic deformation. *Metaloznnavstvo ta termichna obrobka metaliv*, no. 2 (49), pp. 62–75 [in Russian].
12. Deyneko, L.N., Podolsky, R.V. (2019). Determination of ways to increase the operational stability of the railway track. *Vseukrayinska nauko-tekhnichna konferentsiya studentiv i molodykh uchenykh «Moloda akademiya – 2019»*. Dnipro: NMetAU, p. 82 [in Russian].
13. Uzlov, I.G., Sukhomlin, G.D., Uzlov, K.I., Knysh, A.V. (2006). Optimization of tempering parameters for solid-rolled railway wheels of increased strength and wear resistance based on electron microscopic analysis. *Fundamental'nyye i prikladnyye problemy chernoy metallurgii: Sb. nauch. tr. ICHM NANU*. Dnepropetrovsk: VIZION, iss. 13, pp. 143–148 [in Russian].

14. Uzlov, I.G., Uzlov, K.I., Knysh, A.V., Khulin, A.N. (2008). Investigation of the mechanical characteristics of locomotive tires made of microalloyed carbon steel of increased hardness and wear resistance. *Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie: Sb. nauch. trudov*. Dnepropetrovsk, iss. 45, pt. 1, pp. 164–169 [in Russian].
15. Babachenko, O.I., Kononenko, G.A., Filonenko, N.Yu., Khulin, A.M. (2018). Development of a mathematical model for calculating the thermal field by the cross section of the railway rail during heat treatment. *Sbornik nauchnykh trudov «Stroitel'stvo, materialovedenie, mashinostroenie»*, no. 104, pp. 31–35 [in Ukrainian].

Received 08.11.2020

Summary

O.I. Babachenko¹, Dr. Sci. (Engin.), Senior Research Scientist, Director,
e-mail: a_babachenko@i.ua, <https://orcid.org/0000-0003-4710-0343>

G.A. Kononenko¹, PhD (Engin.), Senior Research Scientist, Scientific
Secretary, e-mail: perlit@ua.fm, <https://orcid.org/0000-0001-7446-4105>

R.V. Podolskiy^{1,2}, Master student, 1-category engineer,
e-mail: rostislavpodolskij@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-0288-0641>

O.A. Safronova^{1,2}, Master student, 1-category engineer,
e-mail: safronovaaa77@gmail.com, <https://orcid.org/0000-0002-4032-4275>

¹*Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov of the NAS of Ukraine (Dnipro, Ukraine)*

²*National Metallurgical Academy of Ukraine (Dnipro, Ukraine)*

Investigation of the microstructure and hardness of experimental rail steels in the cast state, after hot plastic deformation and heat treatment

The mechanical properties of railroad rails depend on the chemical composition, the elaboration of the cast structure by metal pressure treatment, as well as the heat treatment of the finished rails. The aim of this work is to study the effect of hot plastic deformation (hereinafter HPD) and heat treatment (hereinafter HT) on the change in the structure of the cast state in relation to its initial chemical heterogeneity. The general theoretical conclusions of this work were obtained on the basis of an analysis of literary sources, as well as many years of research on wheel products. These results complement the existing understanding of structural heredity in metals and alloys. The chemical composition of experimental steels for railroad rails has been developed and ingots weighing up to 10 kg have been smelted under laboratory conditions. The study of the microstructure was carried out and the hardness of the experimental steel was determined on samples of 70x70x80 mm in size, cut from ingots of laboratory rail heats. It was processed in laboratory conditions in two modes: 1 – HPD with a sediment of 50 % after heating to $1250 \pm 10^\circ\text{C}$; 2 – normalization (austenitization at $900 \pm 10^\circ\text{C}$, air cooling at a rate of 5.1°C/s) after HPD. In the study of the cast state of experimental rail steels (RST), it was found that it is austenite dendrites enriched with impurity elements. The effect of hot plastic deformation and heat treatment on the structure and properties of a cast test steel for railroad rails has been studied. The positive effect of deformation and subsequent heat treatment on the mechanical properties of experimental steels was established: after hot plastic deformation, in comparison with the cast state, the increase in hardness was $\approx 14.1\%$; after hot plastic deformation with subsequent heat treatment, the increase in hardness was $\approx 39.4\%$. The influence of the primary dendritic structure of the investigated steel on its final pearlite structure in the cast state has been established.

Keywords

Chemical composition, hardness, microstructure, heat treatment, railroad rail.