

ДОСЛІДЖЕННЯ ПЕРСПЕКТИВНОЇ СТАЛІ З ВИСОКОЮ ПРОГАРТОВУВАНІСТЮ ДЛЯ ВИСОКОМІЦНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ РЕЙОК

**Подольський Р.В., магістр., аспірант, Інститут чорної металургії
імені З.І. Некрасова НАН України, Український державний
університет науки та технології,
Бабаченко О.І., д.т.н., ст.н.с, Кононенко Г.А., д.т.н., ст. д.,
Інститут чорної металургії імені З.І. Некрасова НАН України**

Анотація. Вимоги до механічних властивостей, що визначаються при випробуваннях на розтягування, практично однакові для всіх світових стандартів щодо класів рейок. Однак за рівнем твердості по перерізу рейки є істотні відмінності. Виходячи з результатів аналізу літературних даних встановлено, що розробка нового хімічного складу та дослідження впливу термічної обробки для виготовлення високоміцних залізничних рейок з підвищеною прогартовуваністю є актуальним напрямком досліджень

Ключові слова: хімічний склад, термічна обробка, швидкість охолодження, механічні властивості, структурний стан.

RESEARCH OF PROSPECTIVE STEEL WITH HIGH HARDENING FOR HIGH-SPEED RAILWAY RAILS

**Podolsky R.V., master, postgraduate, Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov
NAS of Ukraine, Ukrainian State University of Science and Technology,
Pr.D., Babachenko O.I., Dr. Eng., Senior Researcher, Kononenko G.A., Dr.
Eng., Iron and Steel Institute of Z.I. Nekrasov NAS of Ukraine**

Abstract. The requirements for mechanical properties determined during tensile tests are practically the same for all world standards for rail classes. However, there are significant differences in the level of hardness across the cross-section of the rail. Based on the results of the analysis of literary data, it was established that the development of a new chemical composition and the study of the effect of heat treatment for the manufacture of high-strength railway rails with increased hardenability is an actual direction of research

Key words: chemical composition, heat treatment, cooling rate, mechanical properties, structural state.

Вступ

Основними способами виробництва сталі для залізничних рейок згідно ДСТУ 4344 є конвертерний, мартенівський та електросталеплавильний. Рейкові сталі згідно ДСТУ 4344 – середньо- та високовуглецеві (0,69...0,80% та 0,71...0,82% відповідно). Високовуглецеві залізничні рейки виготовляють з додаванням мікролегування V та Ti в кількості 0,03 ... 0,07% і 0,007 ... 0,0025% відповідно (табл. 1). За вимогами стандарту немає чіткого розділення до якої

категорії рейок відноситься кожний з хімічних складів сталі та умов їх експлуатації.

Рейки поставляються в основному в термічно зміцненому стані. ДСТУ 4344 передбачені рейки вищої категорії, першої (I) і другої (II) категорій. У більшості випадків використовується спосіб диференційованої термічної обробки (ДТ) головки рейки. В результаті такої обробки формується мікроструктура головки поверхнево-загартованих рейок у вигляді троостита, троостосорбіта або сорбіту загартування і вихідної перлітної структури. При цьому допускаються дрібні розрізнені ділянки фериту не вище другого балу.

Вимоги до механічних властивостей, що визначаються при випробуваннях на розтягування, практично однакові для всіх світових стандартів щодо класів рейок. Однак за рівнем твердості по перерізу рейки є істотні відмінності.

За ДСТУ 4344 значення твердості на поверхні залізничної рейки повинно бути 374-401 НВ для рейок категорія «вища», даний нормативно-технічний документ займає середню ланку серед інших щодо вимог. Значення твердості на поверхні кочення у стандарті EN 13674-1 відповідає діапазону 390...440 НВ для рейок категорії «R400HT».

Додатково слід звернути увагу, що відмінність ДСТУ 4344 від EN 13674-1 полягає у розташуванні контрольних точок виміру твердості на темплеті рейки. У EN 13674-1 максимальна відстань від поверхні кочення місця контролю твердості складає 20 мм, де твердість має бути ≥ 370 НВ, а ДСТУ – ≥ 321 НВ на відстані 11 мм.

Аналіз публікацій

На сьогоднішній день, як стверджують [1], можна домогтися значного підвищення стійкості рейки проти стирання і зминання підвищенням міцності рейкової сталі. При застосуванні технології нітридного зміцнення рейкової сталі встановлено, що оптимальне поєднання ванадію і азоту, що становить відповідно 0,08-0,10 % і 0,013-0,017 %, забезпечує підвищення опору рейок крихкому руйнуванню за рахунок утворення дисперсних частинок нітридів алюмінію та карбонітридів ванадію, що призводять до значного подрібнення аустенітного зерна. Це особливо важливо для рейок зі сталі з заевтектоїдних вмістом вуглецю, що характеризуються порівняно низьким запасом в'язкості [2-4].

Зі сталей вказаного складу були виготовлені рейки, механічні випробування яких показали, що рейки з заевтектоїдної сталі мають суттєву перевагу. Вони мають значно вищий рівень твердості (сер. НВ ≥ 390) і міцності (сер. $\sigma_T = 995,5$ МПа, сер. $\sigma_B = 1389$ МПа), хорошу пластичність (сер. $\delta = 10,8$ %, сер. $\Psi = 38$ %) і задовільну ударну в'язкість при кімнатній температурі (сер. КСУ = 34 Дж/см²) і мінус 60°C (сер. КСУ_{-60°C} = 21,5 Дж/см²) [1].

Більш високі значення твердості і міцності заевтектоїдної сталі обумовлені високим вмістом вуглецю, який, як відомо, зменшує швидкість перлітного

перетворення, що призводить при загартуванні до утворення більш дисперсної структури [1, 2].

На думку інших авторів [3] вирішення завдання корінного підвищення основних експлуатаційних властивостей рейок передбачає не тільки поліпшення металургійної якості сталі і вдосконалення режимів термообробки, але і широке використання можливостей карбонітридного зміцнення металу. Запропоновані варіанти формування в сталі карбонітридів титану, ванадію, ніобію, тощо, призначені для виробництва металопрокату, який функціонує в умовах високих динамічних навантажень.

Заслугує на увагу нещодавно розроблена технологія виробництва рейок з низьколегованої сталі М70ХГСФ, що забезпечує високий комплекс механічних властивостей в незагартованому стані (близьких до властивостей термооброблених рейок), що дозволяє виключити їх термообробку [4, 5].

В роботі [6] при виборі системи легування сталі виходили з необхідності отримання стабільної бейнітної структури з урахуванням досягнення економічної ефективності виробництва сталі. У зв'язку з цим нікель як легуючий елемент не розглядали, вміст хрому і молібдену, обмежили, відповідно, в межах 0,40–1,20% і 0,20–0,30%. Для забезпечення ефективності бейнітного перетворення вміст марганцю і кремнію встановили, відповідно, в межах 0,90–1,80 і 0,70–1,60 %. 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 [7-9]. Такий комплекс властивостей досягається за рахунок дуже дрібної і сильно зміцненої пластинчастої мікроструктури.

Авторами роботи [6] досліджували вплив легуючих елементів на механічні властивості металу лабораторних плавок, в яких варіювали вміст одного легуючого елемента при незмінній концентрації інших елементів.

Найкраще поєднання твердості (401 НВ), показників міцності ($\sigma_b = 1400 \text{ Н/мм}^2$, $\sigma_T = 990 \text{ Н/мм}^2$), пластичності ($\delta = 12 \%$; $\varphi = 21 \%$) і ударної в'язкості ($KCU_{+20} = 58 \text{ Дж/см}^2$, $KCU_{-60} = 34 \text{ Дж/см}^2$) досягаються у сталі з вмістом вуглецю 0,34%, марганцю від 1,56%, кремнію від 1,24 %, хрому від 1,1 %, молібдену від 0,20 % за рахунок утворення структури, що складається переважно з бейніту [6].

На практиці сталі з такою мікроструктурою можуть бути крихкими [10-12]. Таким чином, ці сталі не можуть утворювати зношений поверхневий шар, збагачений карбідом. Крім того, оскільки деформаційне зміцнення посилюється присутністю другої фази (такої як карбід), можна очікувати, що низьковуглецеві бейнітні сталі будуть деформуватися менше, ніж перлітні сталі. Наслідком цього є те, що, хоча бейнітна сталь може мати початкову більш високу об'ємну твердість, ніж перлітна сталь, бейнітно загартована зношена поверхня може бути м'якше, ніж перлітна.

В даний час для бейнітних рейок, що використовуються в Японії, Швейцарії, Франції та Чехії, застосовують безкарбідні бейнітні сталі (нижній бейніт) з вмістом вуглецю від 0,2 до 0,3% [13-15].

Мета роботи

Розробка перспективного хімічного складу та дослідження впливу термічної обробки на мікроструктуру та механічні властивості сталі для висококоміцних залізничних рейок з підвищеною прогартуваністю.

Матеріал та методика досліджень

Для виконання роботи був використаний злиток сталі з дослідним хімічним складом. Фактичний хімічний склад дослідної сталі представлений в табл. 1.

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

C	Mn	Si	S	P	Ni	Cr	Cu	Al	Ti	V	B	Ca
0,84	0,95	0,44	0,008	0,014	0,11	0,09	0,17	0,013	0,005	0,0012	0,01	0,0006

Проведено гарячу пластичну деформацію осаджуванням при 1250...1260 °С зі ступенем деформації 50 % (далі – ГПД) та подальшу термічну обробку (далі – ТО), с послідуочим підготовленням заготовок для проведення механічних випробувань (випробування на розтягування, динамічний трьохточковий вигин та контроль твердості). Для проведення механічних випробувань застосовувалось спеціалізоване обладнання: розривна машина типу TTDL «Instron», твердомір ТБ 5004, твердомір ТК – 2М, відліковий мікроскоп МПБ-2, маятниковий копер ПСВ-30.

Металографічні дослідження сталей виконувались за допомогою світлових мікроскопів виробництва компаній «Carl Zeiss» моделей «Neophot 32» і «Axiovert 200 M MAT». Виявлення мікроструктури та визначення характеру хімічної неоднорідності проводили з застосуванням 2-3% спиртового розчину азотної кислоти (HNO₃) та пікрату натрію (водного розчину солі, що утворюється при реакції C₆H₃N₃O₇ і NaOH). Електрохімічне полірування зразків виконувалось з застосуванням крижаної оцтової кислоти (CH₃COOH) та хромового ангидриду (CrO₃). Дослідження міжпластинчатої відстані виконували на растровому електронному мікроскопі РЕМ- 106 та ZEISS AURIGA.

Дослідження кристалічної будови дослідних зразків після термічної обробки проводили методом рентгеноструктурного аналізу в автоматичному режимі (рентгенівський дифрактометр ДРОН-3М, монохроматизоване Со-Ка-випромінювання) проводили запис обраних для аналізу інтерференційних максимумів.

Результати досліджень та їх обговорення

В лабораторних умовах було виплавлено дослідний злиток масою до 10 кг. На першому етапі було досліджено вміст неметалевих включень та мікроструктури в литому стані дослідного злитку.

Встановлено, що вони мають досить високу кількість оксидів, силікатів, присутні сульфіди та дисперсні нітриди та карбіди. Кількість включень найменша на $\frac{1}{2}$ радіусу злитка. Середній бал включень: 1,5б СН, 1а ОТ, є окремі включення до 3б СН (по шкалах ГОСТ 1778). Мікроструктура - перліт різної дисперсності (рис. 1).

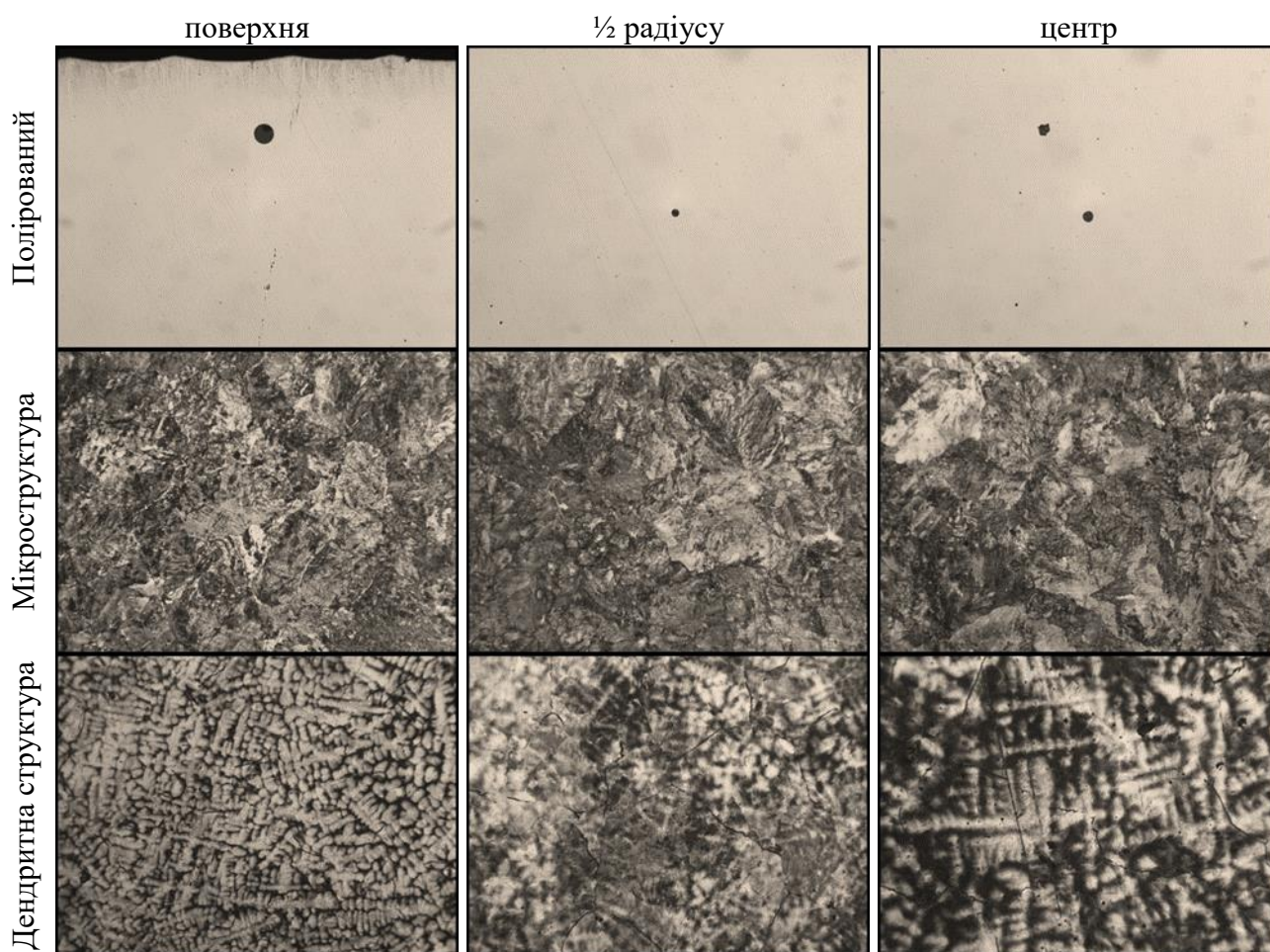


Рисунок 1 – Структура дослідного злитку, $\times 100$

Дендритна структура, яка виявляється по слідах хімічної неоднорідності, характеризує процеси кристалізації. З рис. 1 видно вплив швидкості охолодження при кристалізації в залежності від відстані до поверхні виливниці (поверхня, $\frac{1}{2}$ радіусу, центр) та хімічного складу на дисперсність первинних кристалів.

Були проведені механічні випробування металу дослідної лабораторної плавки - на розтягування, визначення ударної в'язкості та вимірювання твердості після гарячої пластичної деформації.

Механічні властивості металу визначаються його структурою. Найбільш ефективним способом підвищення властивостей металу є зниження розміру зерна. Подрібнення дійсного зерна практично не впливає на характеристики міцності середньо- і високовуглецевої сталі, але чинить позитивний вплив на її пластичність [16-22].

З отриманої проби після ГПД, були підготовлені заготовки для проведення механічних випробувань [23-24]. При виготовленні зразків вживалися заходи, що виключають можливість зміни властивостей металу при нагріванні або наклепанні, що виникають в результаті механічної обробки.

Результати механічних випробувань наведені в таблиці 2.

Таблиця 2 – Результати випробувань дослідної плавки після ГПД

σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %	КСУ, Дж/см ²	Твердість, НВ
924,26	595,31	12,1	17,3	8,03	296

Аналіз отриманих результатів механічних випробувань зразків, що піддавали осаджуванню на ступінь деформації 50% показав, що деформація практично не впливає на характеристики міцності металу. Основний вплив деформація чинить на величину пластичності - відносне подовження і звуження. Вплив деформації на механічні властивості можна пояснити зміною структурного стану заготовок при осаджуванні.

Неоднорідність мікроструктури знижує пластичні характеристики. Сплави, що мають одну фазу, при інших рівних умовах, завжди більш пластичні, ніж сплави, що мають кілька фаз. Фази мають неоднакові механічні властивості, і деформація виходить неоднорідною. Дрібнозернисті метали пластичніші, ніж крупнозернисті. Сталь, що не зазнавала пластичної деформації, менш пластична, ніж метал прокатої або кованої заготовки, так як ливарна структура має неоднорідність зеренної структури та інші дефекти.

Мікроструктура досліджуваної плавки після ГПД складається в основному з перліту, спостерігались ділянки з грубою пластинчастою структурою, в основному перліт є високодисперсним з пластинчастою та сфероїдизованою формою карбідів. При великих збільшеннях спостерігали тонку уривчасту сітку по границях зерен структурно-вільної фази. Рівномірність структури досягалась завдяки впливу гарячої пластичної деформації, яка вирівнює негативні наслідки литого стану.

Випробувальні зразки від дослідної плавки 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 і літературного аналізу [25-26] були обрані для досліджень різні швидкості охолодження.

Аналіз мікроструктури після нагрівання до 900 °С з послідовним охолодженням в різних охолоджуючих середовищах показав, що дослідна рейкова

сталь, яка охолоджена на спокійному повітрі (0,52 °C/c) та при охолодженні за допомогою вентилятора (2,3 °C/c) була отримана суміш структури високодисперсного перліту з невеликою кількістю грубопластинчатого перліту, що відповідає вимогам існуючих стандартів для залізничних рейок до мікроструктури, але при даній швидкості охолодження отримана низька твердість, що не відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 та EN13674:1-2011.

Після охолодження за допомогою стиснутого повітря (5,1 °C/c) отримали структуру високодисперсного перліту. Твердість після даної операції складає ≈ 415 НВ. Отримані результати відповідають вимогам нормативно-технічної документації.

При аналізі мікроструктури (дисперсність перліту) було визначено, що при підвищенні швидкостей охолодження відбувається зміна морфології перліту (рис. 2): від скритопластинчатого перліту до сорбітоподібного перліту за ГОСТ 8233. Виходячи з статистичного аналізу міжпластинчастої відстані встановлено, що дослідна сталь переважно з структурою сорбітоподібного перліту - 0,15 мкм. Даний результат відповідає вимогам НТД (ДСТУ 4344:2004, та EN13674:1-2011), сталі, що мають в системі легування бор, досягнуто дисперсність вище показників, що регламентує ДСТУ 4344:2004. Слід відзначити, що збільшене мікролегування бором з (0,0103%) не здійснює значний вплив при швидкості охолодження (2,3...5,1 °C/c) на міжпластинчасту відстань (0,1153...0,1152 мкм).

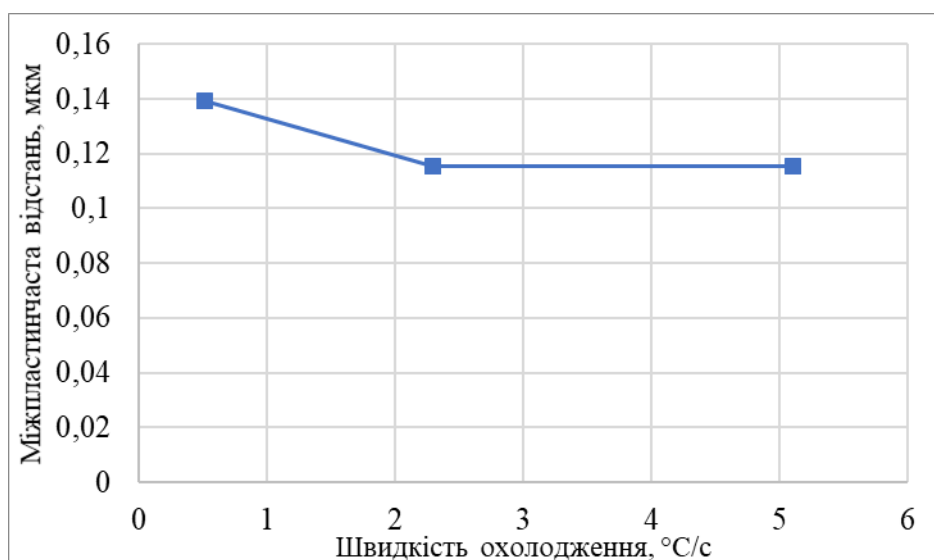


Рисунок 2 - Залежність міжпластинчастої відстані перліту від швидкості охолодження дослідної сталі

Послідуючим етапом дослідження сталі було визначення впливу відпуску на зміну характеристик міцності (твердість) при температурі витримки 200 °C після охолодження у різних охолоджуючих середовищах.

Згідно НТД необхідний рівень твердості має бути в межах 374-401 НВ згідно ДСТУ 4344:2004 та 370-410 НВ відповідно до вимог EN 13674-1:2011.

Виходячи з результатів досліджень дослідної лабораторної сталі було рекомендовано наступні параметри відпуску: температура 200°C протягом 2 годин та охолодження на повітрі для зняття внутрішніх напружень. Дослідження мікроструктури після повного циклу термічної обробки наведено на рис. 3.

На підставі аналізу мікроструктури та рентгеноструктурного аналізу після відпуску при 200°C з витримкою ≈ 120 хв встановлено, що проходить зняття внутрішніх напружень в дослідному металі. В цілому мікроструктура являє собою високодисперсний перліт з невеликою кількістю грубопластинчатого перліту в деяких областях.

З дослідної сталі виготовлені зразки для визначення тимчасового опору, границі плинності, відносного звуження, відносного подовження та ударної в'язкості при кімнатній температурі після застосування рекомендованих режимів термічної обробки. Результати механічних випробувань наведені в таблиці 3.

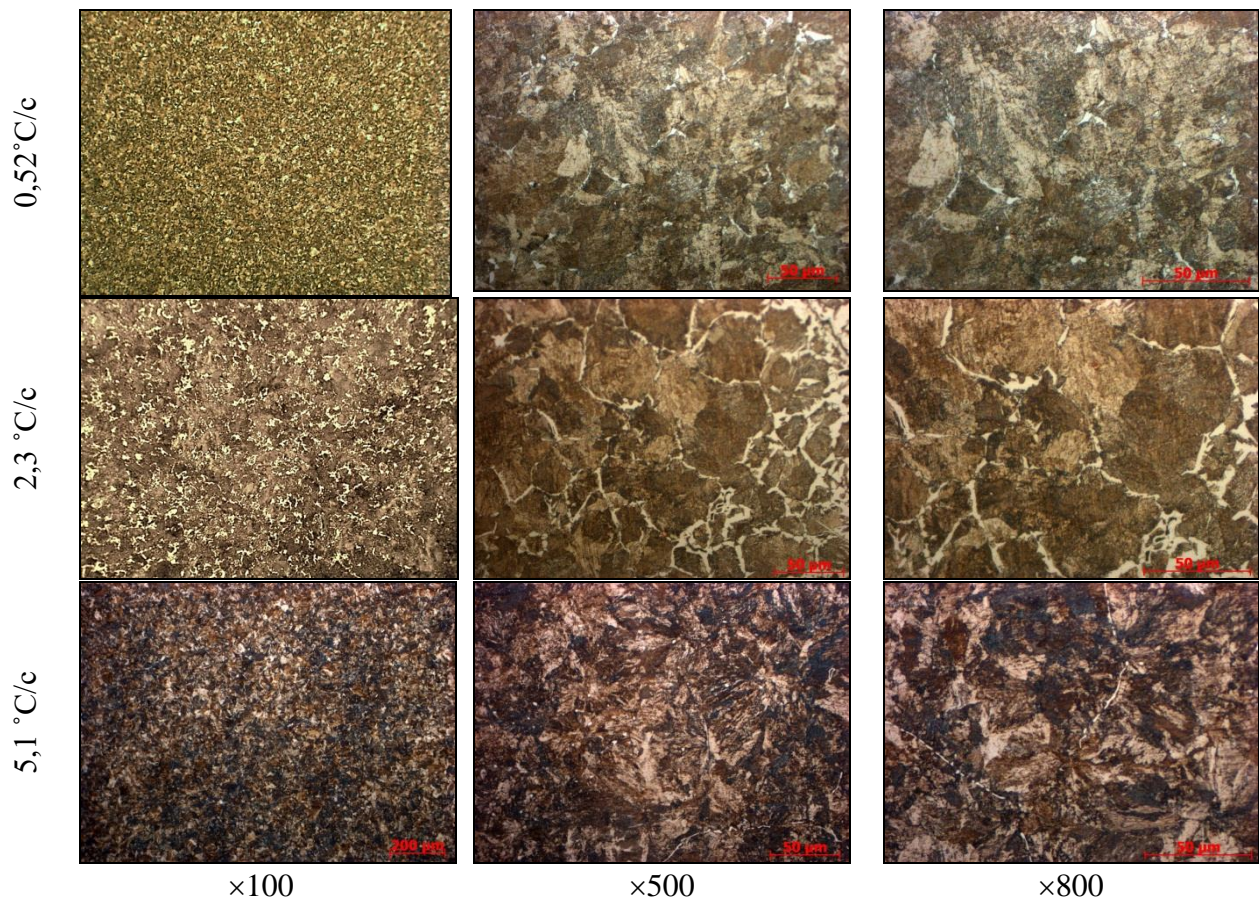


Рисунок 3 - Мікроструктура дослідної сталі після охолодження від 900 °C з визначеними швидкостями та послідуючого відпуску при 200 °C.

Для визначення фазового складу проводили рентгенофазовий аналіз дослідних сталей, результати якого представлені на рис. 4.

Таблиця 3 – Результати випробувань на розтягування дослідних зразків (середнє за трьома значеннями), виготовлених з дослідної сталі після ГПД та ТО (охолодження зі швидкістю 5,1 °C/c від 900°C + відпуск 200°C)

σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ_5 , %	Ψ , %	КСУ, Дж/см ²	Твердість, НВ
1301,73	816,1	11,7	14,2	16,59	370

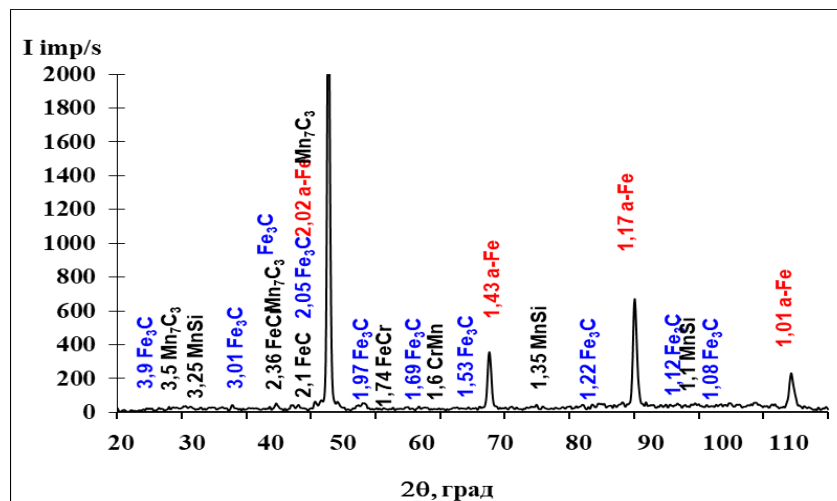


Рисунок 4 - Рентгенівська дифрактограма дослідної сталі після термічної обробки за дослідним режимом (гартування та відпуск 200°C)

На підставі результатів рентгенофазового аналізу після термічної обробки зразків з дослідної сталі встановлено наявність виділень Fe_3C , Mn_7C_3 , $FeCr$, які мають максимуми на тих самих кутах піку 1, що і α -Fe. При аналізі отриманих даних встановлено, що при прискореному охолодженні з 5,1°C/c відбувається виділення $MnSi$, $CrMn$.

При випробуванні на розтягування дослідної сталі встановлено, що дана сталь повністю відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 та EN13674-1-2011.

Висновки

Розроблено хімічний склад дослідні сталі для залізничних рейок і проведена виплавка в лабораторних умовах злитку масою до 10 кг. Встановлено позитивний вплив гарячої пластичної деформації і подальшої термічної обробки на твердість. Після гарячої пластичної деформації в порівнянні з литим станом приріст твердості склав ~14,1%; після гарячої пластичної деформації з подальшою термічною обробкою (без відпуску) приріст твердості склав ~39,4%.

Встановлено, що при прискореному охолодженні від температури 900°C з наступним відпуском при 200°C протягом 120 хв. в лабораторній дослідній сталі проходить зняття внутрішніх напружень. При цьому мікроструктура являє собою високодисперсний перліт, що відповідає вимогам закордонних стан-

дартів. Дослідна рейкова сталь з підвищеним вмістом вуглецю має механічні властивості: $\sigma_b=1295$ МПа, $\sigma_T = 816$ МПа, $\delta_5 = 11,7\%$, $\psi=14,24\%$, що відповідає вимогам ДСТУ 4344:2004 (вища категорія), EN 13674:1-2011 (R400HT).

Література

1. Производство рельсов из электростали / Л.А. Годик и др.// Электрометаллургия. Вып. 200. №7. С. 47.
2. Качество железнодорожных рельсов из непрерывной стали, выплавленной в электропечи/ В.В. Могильный и др.// Сталь. 1997. №8. С.53-55.
3. Козырев Н.А., Яковлев П.Ю., Козырева О.А. Прогнозирование твердости и механических свойств рельсовой стали Э76Ф// Изв. Вуз. Черная Metallургия. 1999. №8. С. 37-39.
4. Пат. 2224044 Российская Федерация, МПК7 С22 С38/46. Сталь/ Ворожищев В.И., Черняк С.С. и др.; заявитель и патентообладатель Иркутский гос. Ун-т путей сообщения. № ; заявл. 25.01.02, опубл. 20.02.04, Бюл. №5. 6с.
5. Термическая обработка рельсовой стали с использованием индукционного нагрева / Д.К. Нестеров, В.Е. Сапожков, Н.Ф. Левченко и др. // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka metallorv. – 1990. - № 8. – С 30-34.
6. Корнева Л. В. Разработка химического состава и технологии термической обработки железнодорожных рельсов из стали бейнитного класса : автореф. дис. на здобуття наук. ступеня канд. техн. наук : спец. 05 16 01 "Metallovedenie i termicheskaya obrabotka" / Корнева Лариса Викторовна – Новокузнецк, 2007. – 23 с.
7. Пат. 2224044 Российская Федерация, МПК7 С22 С38/46. Сталь/ Ворожищев В.И., Черняк С.С. и др.; заявитель и патентообладатель Иркутский гос. Ун-т путей сообщения. № ; заявл. 25.01.02, опубл. 20.02.04, Бюл. №5. 6с.
8. Bhadeshia. H. K. D. H.. "Hyperbolic Tangents and Alloys of Iron". Materials World. 7 . pp. 643-645. 1996.
9. Bristowe. P. D. and Hansip. P. J.. "Introduction to Materials Modelling". Introduction to Materials Modelling. editor Z. H. Barber. Maney. pp. 1-14. 2005.
10. 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.
11. Bhadeshia. H. K. D. H. High Performance Bainitic Steels". Materials Science Forum. vol. 500-501 (2005) 63-74.
12. Bhadeshia. H. K. D. H. and Edmonds. D. V.. "Bainite in Silicon Steels: A New Composition-Property approach. Part I". Metal Science. 17. pp. 411-419. 1983.
13. Специальные стали. Гудремон. Э. - М.: "Metallurгия". 1966. - т.1.2.
14. Узлов К. І. Теорія і практика управління структуроутворенням механічними та експлуатаційними властивостями залізвуглецевих сплавів залізничного призначення при зсуво-дифузійній перекристалізації : дис. докт. техн. наук : 05.16.01 / Узлов Константин Іванович – Дніпропетровськ. 2013. – 494 с.0-425. 1983.

15. I. Hlavatý. M. Sigmund. L. Krejčcí. P. Mohyla. The bainitic steels for rails applications. Mater. Eng. 16 (4) (2009) 44–50.
16. Boesch, W. J., Canada, H. B.. (1968). Precipitation reactions and stability of Ni₃CB in INCONEL ALLOY 718. International Symposium on Structural Stability in Superalloys, 579–596.
17. Бабаченко О. І. 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: Стародубовские чтения-2018. – 2018. – С. 31–35.
18. Золотаревский В.С. Механические свойства металлов: Учебник для вузов. 3 изд., перераб. и доп. - М.: МИСИС, 1998. - 400 с. Лившиц Б.Г. и др. Физические свойства металлов и сплавов. - М.: Металлургия, 1980. -320 с.
19. Физические основы электротермического упрочнения стали / В.Н. Гриднев, Ю.Я. Мешков,. С.П. Ошкадеров и др. – Киев: Наукова думка,. 1973. – 335 с.
20. Луценко, В. А., Бобков, П. А., Голубенко, Т. Н., Дробышевский, Л. А., & Грицаенко, В. И. (2013). Особенности структурообразования конструкционной легированной стали при термической обработке сортового проката. Литьё и металлургия, (1 (69)), 38-42.
21. Луценко, В. А., Бобков, П. А., Голубенко, Т. Н., Дробышевский, Л. А., Козачек, А. С., Луценко, О. В., & Грицаенко, В. И. (2013). Особенности формирования структуры в сортовом прокате из конструкционной легированной электростали. Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации, (1), 63-67.
22. Парусов, С. В., Парусов, В. В., & Сагура, Л. В. (2015). Влияние температуры аустенитизации на дисперсность перлита углеродистой стали. Металлознавство та термічна обробка металів, (2), 14-18.
23. ГОСТ 9454. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенной температурах. – М.: Изд-во стандартов, 1990. – 12с.
24. ГОСТ 1497 (ИСО 6892). Металлы. Метод испытаний на растяжения. – М.: Изд-во стандартов, 1984. – 24с.
25. 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.
26. Петраш Л. В. Закалочные среды / Л. В. Петраш. – Москва: МАШГИЗ, 1959. – 114 с. – (Государственное научно-техническое издательство машиностроительной литературы). – (УДК 621.785 П-30).