

ТЕХНОЛОГІЇ ВИПЛАВКИ СТАЛІ ДЛЯ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС РІЗНОГО ФУНКЦІОНАЛЬНОГО ПРИЗНАЧЕННЯ*

Ю.С. Проїдак

Український державний університет науки і технологій.
49010, м. Дніпро, вул. Лазаряна, 2. E-mail: projdak@nmetau.edu.ua

Показано, що проблема підвищення якості суцільнокатаних коліс була вирішена комплексно шляхом удосконалення діючих технологій виплавки і розливки сталі та наукового пошуку більш придатних режимів пресопрокатки заготовок, профілювання обробки та оптимізації параметрів термічної обробки (нагрів під гартування, прискорене охолодження та низькотемпературний відпуск). Однак цілком очевидно, що якість кінцевої продукції в цій складній технологічній схемі виробництва коліс багато в чому визначається первісно властивостями сталі, впливом низки металургійних факторів на стадії виплавки металу в печі, позапечної обробки та розливки. Бібліогр. 16, табл. 2, рис. 2.

Ключові слова: залізничні колеса, підвищення якості, колісна сталь, удосконалення технології виробництва, фізико-механічні властивості

Вступ. Повсякчас зростаюча швидкість пасажирського транспорту та навантаження на вісь колісної пари товарних потягів, високі вимоги до безпеки рухомих складів, надійності та стійкості коліс під час транспортування спеціальних видів вантажів (вихідне і відпрацьоване атомне енергетичне паливо, хімічні речовини, об'єкти оборонного значення та ін.) диктують необхідність підвищення комплексу фізико-механічних властивостей колісної сталі та експлуатаційних характеристик суцільнокатаних коліс.

Для виготовлення суцільнокатаних залізничних коліс застосовують в основному вуглецеву сталь. В Україні колісна сталь виробляється у відповідності до ДСТУ ГОСТ–2016, в якому також містяться вимоги технічних умов Міжнародного Союзу залізниць (UIC) і Міжнародної організації зі стандартизації (ISO). У відповідності до цих вимог використовують сталь з різним вмістом вуглецю. Вуглець — найбільш важливий та доступний елемент у сталі. Збільшення його вмісту в металі підвищує міцнісні властивості, але знижує пластичні, а також погіршує стійкість проти утворення теплових пошкоджень.

Встановлено, що колісна сталь, яка виплавляється сьогодні, є найбільш оптимальною за своїм складом як з точки зору економічної та забезпечення необхідних експлуатаційних характеристик, так і за умовами роботи пари колесо–рейка. У зв'язку з цим питання подальшого підвищення якості колісної сталі слід вирішувати з урахуванням принципово нових напрямів удосконалення діючих технологій виплавки, позапечної обробки та розливки сталі.

Ю.С. Проїдак — <https://orcid.org/0000-0001-7380-055X>

© Ю.С. Проїдак, 2024

*Робота виконана під науковим керівництвом академіка НАН України М.І. Гасика

Удосконалення технології виплавки колісної сталі у мартенівських печах. Виробництво суцільнокатаних коліс для залізничного транспорту в Україні було започатковано 10 квітня 1935 р. в новому колесопрокатному цеху Нижньодніпровського трубопрокатного заводу (НТЗ) [1]. На той час колісну сталь виплавляли скрап-процесом у мартенівських печах ємністю 250 т. Шихтування проводили таким чином, щоб вміст вуглецю в металі по розплавленню був 1,20...1,50 %. Виплавка сталі скрап-процесом ускладнювалася тією обставиною, що застосовуваний в шихту чистковий мартенівський передільний чавун містив 0,040...0,060 % сірки, внаслідок чого її концентрація в металі по розплавленню окремих плавов досягала 0,060 %.

У період плавлення в піч подавали максимальну кількість палива та вторинного повітря, встановленого тепловим режимом. Особлива увага приділялася спуску максимальної кількості шлаку. Швидкість вигорання вуглецю протягом доводки плавки була не нижче 0,30 % вуглецю на годину. У плавках поточного виробництва ця швидкість перебувала зазвичай лише на рівні 0,35 % С на годину, що досягалося розосередженими присадками руди у процесі доводки.

Для розкислення колісної сталі застосовували, як правило, доменний феромарганець, силікомарганець, 25 і 45%-вий феросиліцій та силікокальцій відповідно. Марганець і кремній вводили з розрахунку отримання їх середніх вмістів у колісній сталі за діючим на той час ГОСТ 10791–64. При цьому сплави, що містять марганець, вводили в піч. Спільно з феромарганцем в піч вводили 25 або 45%-вий феросиліцій.

При досягненні вмісту вуглецю в металі 0,58...0,60 % і температури 1610...1620 °С в піч

вводили феромарганець (2,0...3,2 кг/т). Тривалість витримки металу в печі після введення феромарганцю становила 3...7 хв. Загальна тривалість розкислення у печі не перевищувала 15 хв.

При розкисленні у ковш вводили силікокальцій (1,55 кг/т у разі застосування марки СК15), а потім з бункера рівномірно присаджували 45%-вий феросиліцій (4,5...5,5 кг/т) і силікомарганець (4,5...5,5 кг/т). Тривалість випуску плавки не перевищувала 15 хв, а витримка металу в ковші на початок розливу складала щонайменше 10 хв. Для осадження та нейтралізації шлаку використовували присадку свіжообпаленого вапна, обпаленого доломіту та дрібного вапняку. Розлив колісної сталі робили сифоном на багатомісних піддонах у 12-сегментні наскрізні розширені догори виливниці з прибутковими надставками. Відношення висоти зливка до середнього діаметра в залежності від ваги зливка (3,46...4,15 т) складало 3,97...4,38. Середня швидкість розливу становила 350...360 мм/хв, загальна тривалість наповнення тіла зливка не перевищувала 6...7 хв, прибуткової надставки — 1,5...2,0 хв. Для отримання якісних зливків застосовували зольні суміші.

Постійні підвищення навантаження на вісь вантажних вагонів і швидкості потягів висували все більш високі вимоги до якості залізничних рейок, осей [2] та особливо до суцільнокатаних залізничних коліс у аспектах подальшого покращення їх експлуатаційних характеристик (забезпечення необхідного рівня ударної в'язкості, збільшення несучої здатності диску та ін.). У зв'язку з цим технологія виплавки, позапічної обробки рідкої сталі та виготовлення коліс постійно вдосконалювалась [3].

Реалізуючи концепцію реструктуризації технології виробництва колісної сталі, проводили дослідження щодо впливу напівбезперервного розливу (як найбільш прогресивного способу) на якість металу електропічної виплавки та властивості залізничних коліс [4]. Під час розливання на машині напівбезперервного розливу заготовок (завод «Дніпроспецсталь») використовували два рівчака з діаметром кристалізатора 405 мм, швидкість витягування зливка у робочому режимі становила 0,25 м/хв. Готові зливки мали гладку, без заворотів скоринки, поверхню. Для зняття внутрішніх напружень, що викликають розтріскування металу, зливки піддавали відпалу при температурі 820...840 °С протягом 5 год. Якість металу коліс діаметром 905 мм відповідала вимогам стандарту та характеризувалася відсутністю флокенів, незначною забрудненістю включеннями, переважно дрібним (до 9...10 балів) природним зерном. Пластичні властивості металу в 1,4...1,5 рази, а ударна в'язкість при –20...–40 °С в 1,4...3,2 рази

вище, ніж у металі коліс поточного виробництва та розлитого по виливницях в зливки масою 4,2 т.

Як альтернативний варіант вивчали вплив параметрів відцентрового відливання колісних заготовок на якість металу залізничних коліс [5]. Виплавку сталі проводили в умовах сталеливарного цеху Нікопольського південнотрубного заводу в основних печах ДСП-5 з остаточним розкисленням металу в ковші силікокальцієм або алюмінієм, а розлив — на відцентровій машині С-2 горизонтального типу в кокіль діаметром 475 і довжиною 4260 мм, футерований піском. Засипку кокілю піском здійснювали при швидкості обертання 400 об/хв протягом 1,5 хв, а залив металу — протягом 1,0 хв при 600 об/хв з переходом на швидкість обертання 850 об/хв за 0,3 хв та витримці при цій швидкості обертання 1,7 хв. Отримані зливки (довжина 4000, зовнішній діаметр 450, внутрішній діаметр 140 мм) піддавали відпалу за наступним режимом: нагрів до температури 820 °С, витримка 3,5 год, охолодження з пічкою зі швидкістю 45 °С/год. Після охолодження поверхню зливків піддавали обдирці.

На відміну від структури металу звичайних зливків, у відцентрових виливках відбувається сильне подрібнення дендритної структури, інтенсивне очищення металу, що кристалізується, виливок від неметалевих включень. Пресопрокатка порожнистих заготовок пройшла без порушень прийнятої в цеху технології, що забезпечило отримання задовільного рівня механічних властивостей та структури металу. Цікаві результати були отримані при дослідженні якості осей із кованих заготовок [6]. При цьому завдання покращення фізико-механічних характеристик колісної сталі зумовило вибір таких металургійних способів впливу на структуру металу, при яких підвищення в'язкості (пластичності) супроводжувалося мінімальним зниженням характеристик міцності.

Термодинамічний аналіз і експериментальні дослідження процесів модифікування структури та управління формуванням вторинних фаз. Для вивчення фізичної природи зазначеного взаємозв'язку і вибору на цій основі раціональних металургійних заходів (виплавка та розлив сталі, мікролегування) проаналізовано основні напрями підвищення міцності колісної сталі [7], яке може бути реалізовано шляхом твердорозчинного, дислокаційного, дисперсійного або зернограничного зміцнення.

Ступінь розвитку того чи іншого механізму зміцнення залежить від фізичної природи застосовуваних металургійних заходів, а сума вкладу кожного механізму зміцнення визначає, у загальному випадку, границю плинності зміцненої ферито-перлітної сталі.

На підставі проведеного аналізу теоретичних передумов, літературних, експериментальних да-

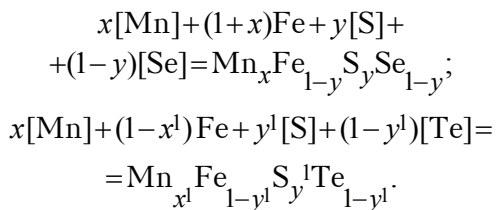
них і результатів власних досліджень можна зробити висновок, що подальше комплексне підвищення механічних характеристик вуглецевої ферито-перлітної сталі за рахунок легування, структуроутворення, пресопрокатки та термообробки досягається в результаті зміни структури сталі: типу, кількості та розміру фаз; щільності, характеру та розподілу дефектів кристалічної будови; дисперсності структурних складових; розміру зерна і т.д.

Дослідженням термодинамічних процесів взаємодії азоту з нітридоутворювальними елементами присвячені роботи [8, 9]. Використання сучасних даних про значення параметрів взаємодії дозволило визначити, що розчинність азоту в колісній сталі становить 0,0364 %. З використанням теорії квазірегулярних розчинів розрахована температура утворення нітридів алюмінію в колісній сталі, що дорівнює 1377 °С.

Плавки проводили в мартенівських печах з випуском металу в дослідний та порівняльний ковші [10]. Як азотовмісні матеріали використовували стандартні азотовані електротермічний марганець (89,4 % Mn; 7,3 % N₂; 0,14 % C; 1,2 % Si; 0,06 % P) марки МрН-6Б (ТУ 14-5- 59–80) та ферованадій (40,4 % V; 3,0 % N₂; 3,8 % Mn) марки ВдН2Мн-6 (ТУ 14-5-122–80), а нітридоутворювальними елементами слугували вторинний алюміній, ванадій (ФМнВн-1), РЗМ, що вводяться лігатурою СЦМіш-1, яка містить 34 % РЗМ; 42,5 % Si; 4,7 % Al (ТУ 14-5-136–81) та феротитан (ГОСТ 4761–80). У всіх випадках азотовмісні сплави вводили в ківш при випуску плавки в один прийом після присадки нітридоутворювальних матеріалів. Результати визначення вмісту азоту показали, що його залишкові концентрації у дослідному металі у 2...3 рази вищі, ніж у порівняльному, а засвоєння в середньому складало 38,5 %. Зміст РЗМ коливався в межах 0,0127...0,0145 %, алюмінію — 0,009...0,010 %; ванадію — 0,09...0,13 %. Оцінку величини природного зерна проводили за ГОСТ 5939–82. Встановлено, що у порівняльному металі величина природного зерна складає від 4,0 до 6,0 балів, з нітридами РЗМ — 7...8 балів, а з нітридами алюмінію та ванадію — 8...9 балів. Формування аустенітного зерна у процесі нагріву спостерігали за допомогою високотемпературного мікроскопа. У сталях з нітридоутворювальними елементами при переході через критичну точку A_{c3} у структурі є відповідні нітриди, що приводить до утворення дрібнішого зерна аустеніту, ніж у сталі, яка не містить спеціальних нітридних фаз. Неметалеві включення, вивчені на рентгеноспектральному мікроаналізаторі, крім нітридів Al, V, Ti та РЗМ, представлені включеннями ідентичних типів: сульфідами MnS, оксидами та Al₂O₃ більш складного складу (MnO–SiO₂–CaO–Al₂O₃), при-

чому їх величина не перевищувала бали. Аналіз даних механічних властивостей коліс показав, що найвищі значення міцності (1000...1040 МПа) у поєднанні із значним запасом пластичних властивостей ($\delta = 10,0...16,5$ %; $\psi = 15,5...35,0$ %) та стабільними значеннями ударної в'язкості (в середньому 39 Дж/см²) мав метал з нітридами ванадію. Використання алюмінію як розкиснювача та нітридоутворювального елемента дозволило отримати найвищі значення ударної в'язкості (до 63 Дж/см²). Експлуатаційні випробування проводили під вагонами вантажопідйомністю 66 т при навантаженні на вісь 22 т на ділянці довжиною 185 км, яка мала 160 кривих радіусом від 350 до 500 м, середня дільнична швидкість руху потяга складала 69 км/год при вазі потяга 8000 т. Вони підтвердили високу ефективність нітридного зміцнення. У зв'язку з цим були розроблені ТУ 14-15-281–92 «Колеса підвищеної міцності зі сталі з карбонітридним зміцненням».

Як модифікуючі добавки до сталі, нарівні з традиційно використовуваними, застосовують селен і телур. Поряд з регламентацією морфології та властивостей сірковмісної фази, модифікуванням сталі халькогенідами можна також активно впливати на структуроутворення металу [11]. Утворення включень у першому наближенні можна описати такими реакціями:



Модифікуючий вплив Se і Te на морфологію сірковмісних включень обумовлено виключенням можливості утворення в металі включень II типу та зміною деформованості сірковмісної фази. В результаті металографічного аналізу морфології сірковмісних включень у колісній сталі отримано залежність зміни деформованості цих включень λ (відношення довжини включень до ширини) від співвідношення в металі вмісту селену або телуру до сірки — n_{Se} та n_{Te} (рис. 1). З наведених даних виходить, що найбільш сприятлива форма включень забезпечується за $n_{\text{Se}} = 0,4...0,8$ або $n_{\text{Te}} = 0,05...0,15$. Подрібнювальний ефект модифікаторів у більшості випадків проявляється через підвищення переохолодження сталі при її кристалізації. Особливості структуроутворення металу, модифікованого селеном і телуrom, досліджували методом диференціально-термічного аналізу (ДТА) при швидкості охолодження (від 1600 °С) 40 °С/хв. При охолодженні як порівняльного, так і дослідного металу утворюються три екзотермічні

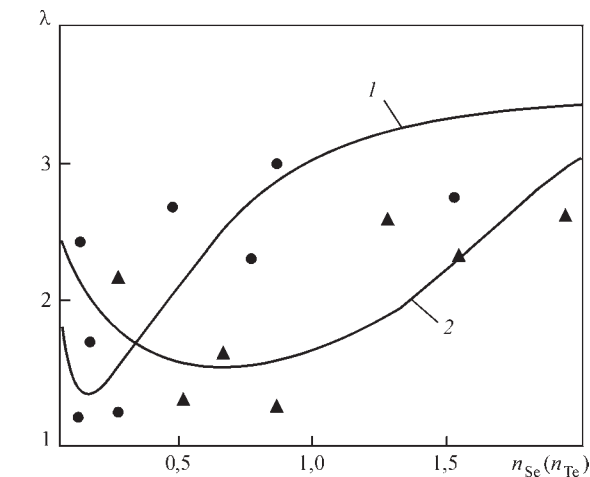


Рис. 1. Зміна деформованості сірковмісних включень в залежності від співвідношення в металі вмісту селену (n_{Se}) або телуру (n_{Te}) до сірки

екстремуми, що фіксують початок випадання первинних кристалів ($\delta \rightarrow \delta$), перитектичне перетворення ($\delta + \text{ж} \rightarrow \gamma + \text{ж}$) та евтектоїдний розпад ($\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}$). При цьому вплив Se і Te переважно проявляється у підвищенні величини переохолодження (Δt , °C) при фазових перетвореннях (табл. 1).

У результаті підвищення переохолодження при фазових перетвореннях модифікування колісної сталі Se і Te обумовило суттєве подрібнення структури колісного металу. Вплив цих модифікаторів на структуру колісної сталі проявляється в певному оптимальному інтервалі концентрацій цих елементів, який дорівнює 0,008...0,024 % Se і 0,005...0,030 % Te.

Промислове освоєння технології модифікування колісної сталі селеном і телуrom проводили в умовах Нижньодніпровського трубопрокатного заводу у 250-тонних печах за описаною раніше технологією. Модифікатори присаджували у вигляді фероселену (Fe + 30 % Se) та феротелуру (Fe + 30 % Te). Дослідження макро-, мікро- і тонкої структури порівняльного та дослідного металу показали, що Se і Te активно впливають на зазначені параметри колісної сталі. Метал, модифікований Se і Te, мав більш щільну макроструктуру та рівномірний роз-

Таблиця 1. Вплив модифікування колісної сталі халькогенідами на величину переохолодження при фазових перетвореннях

Метал	Величина переохолодження, °C		
	$\Delta t_{\text{ж} \rightarrow \delta}$	$\Delta t_{\delta + \text{ж} \rightarrow \gamma + \text{ж}}$	$\Delta t_{\gamma \rightarrow \alpha + \text{Fe}_3\text{C}}$
Вихідний	6...8	43...45	80...82
Модифікований Se	10...12	80...85	85...86
Модифікований Te	14...18	100...103	80...90

поділ лікватів. Розміри зерна серійного металу відповідали 6...7 балам, модифікованого селеном — 7...8 балам, телуrom — 8...9 балам.

Особливий інтерес представляє вплив селену і телуру на товщину цементитних пластинок Δt_c у перліті, яка багато в чому визначає холодноламкість перлітної сталі. Як показали електронно-мікроскопічні дослідження, величина Δt_c зменшилася з 80...90 до 40...60 мкм, тобто значення Δt_c у дослідному металі було в 2 рази нижче, ніж у серійному (рис. 2). Модифікування сприяло підвищенню ударної в'язкості сталі на 15...20 % при 20 °C та в 2...4 рази при температурах 0...–60 °C.

Структура вихідної і модифікованої селеном (0,005 %) та телуrom (0,005 %) сталі вивчали рентгенодифракційним методом. Застосування модифікування переважно впливає на мікрогруповання рідкої сталі розмірами в декілька нанометрів і такі, що включають близько тисячі атомів. Для цієї сталі приблизно на 7 % зменшуються розміри мікрогрупвань і до 20 % знижується кількість атомів у цих областях. Можна припустити, що зменшення розмірів мікрогрупвань для сталі з халькогенідами, що спостерігається в порівнянні з вихідною, привело до підвищення дисперсності закристалізованого зливка.

Розробка та впровадження технології виплавки колісної сталі у потужних електропечах. Як відомо, Україна є одним з провідних експортерів суцільнокатаних коліс для вагонів і локомотивних бандажів рухомих складів до низки країн Європи, Азії та Сходу, що обумовлює необхідність постійного

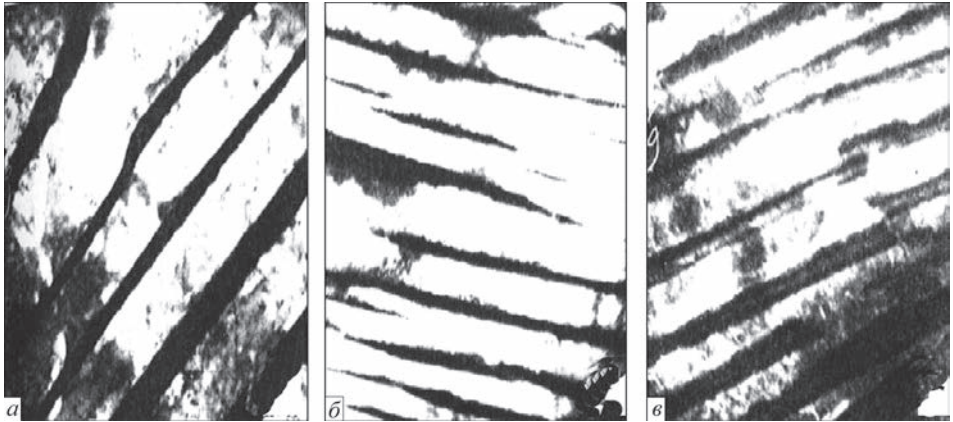


Рис. 2. Структура вихідного (а), модифікованого Se (б) і Te (в) колісного металу, $\times 27000$

підвищення конкурентоздатності металопродукції, що експортується. При цьому повсякчас змінюються вимоги стандартів до якості коліс і, насамперед, до металу. Спочатку вони стосувались обов'язкового вакуумування сталі [12], а потім і до способу виплавки. У зв'язку з цим було прийнято рішення про будівництво в умовах трубопрокатного заводу електросталеплавильного цеху, але промислового досвіду виробництва колісної сталі в електропечах в Україні не було. Тому з ініціативи кафедри електрометалургії НМетАУ (завідувач — академік НАН України Гасик М.І.), Інституту чорної металургії НАНУ та Нижньодніпровського трубопрокатного заводу були проведені великомасштабні дослідження з отримання колісної сталі в дугових печах місткістю 100 т [13]. Була досліджена технологія виплавки колісної сталі (1300 т) в ДСП-100 за п'ятьма варіантами розкиснення та позапічної обробки: виплавка сталі двошлаковим процесом з розкисненням металу у ковші силікокальцієм; виплавка сталі одношлаковим процесом з розкисненням металу у ковші силікокальцієм (аналогічно існуючій технології виробництва сталі у вітчизняних мартенівських цехах); виплавка сталі одношлаковим процесом з розкисненням металу алюмінієм; виплавка сталі одношлаковим процесом з розкисненням у ковші силікокальцієм і подальшим вакуумуванням; виплавка сталі одношлаковим процесом з розкисненням металу алюмінієм і подальшим вакуумуванням.

Встановлено, що оптимальним варіантом для виробництва колісної сталі є одношлаковий процес із розкисненням металу алюмінієм та вакуумуванням.

Оскільки у проектуваному цеху була установка порційного вакуумування, алюміній вводили до вакуумованого металу, що додатково підвищило службові властивості колісної сталі. При цьому визначення механічних властивостей коліс показало, що всі колеса з великим запасом задовольняли вимоги ГОСТ 10791 і UIC 812-2 і вони були встановлені під рухомий склад.

Основні висновки і рекомендації за результатами проведених робіт були включені до основних положень технології виплавки та безперервного розливу сталі в електросталеплавильному цеху Нижньодніпровського трубопрокатного заводу та затверджені Мінчерметом (1980 р.). На жаль, через низку причин цей проект не був реалізований і в 1990-х роках у мартенівському цеху цього заводу було введено в дію сучасний комплекс позапічної обробки рідкої сталі у складі: піч-ківш, машина для скачування шлаку та вакууматор камерного типу. 18 січня 2012 р. був побудований електросталеплавильний завод «Дніпросталь» для виплавки колісних і трубних заготовок з повним комплексом позапічної обробки та машини безперервного лиття заготовок великого перерізу.

Розробка і впровадження високоефективної технології виробництва колісної сталі з використанням процесів спецелектрометалургії. Розвиток нової технології поставило перед металургами завдання отримання сталей та сплавів з небаченим раніше поєднанням службових властивостей, зокрема, значної міцності при одночасно високій пластичності та в'язкості. Такі властивості має метал рафінувальних електропереплавів, при яких вдається отримати гарантовану чистоту металопродукції за вмістом неметалевих включень і газів, а також хімічну та фізичну однорідність виливок, що, зрештою, визначає пластичні та міцнісні властивості готових виробів [14].

Спочатку переплавами ЕШП і ВДП переслідувалася, насамперед, науково-методична мета з'ясування граничної можливості підвищення якості колісної сталі рафінувальними переплавами. Електрошлаковий переплав вихідної мартенівської сталі проводили на установці ОКБ-905 (дві плавки), а електродуговий — на установці ОКБ-1065 (три плавки). В обох випадках використовували стандартний флюс АНФ-6 складу, мас. %: CaF_2 — 65; Al_2O_3 — 30; CaO — 35; SiO_2 — 0,40; MnO — 0,64; Fe_2O_3 — 0,46. Вакуумно-дуговий переплав колісного металу електродуговою та мартенівською виплавок проводили на установці ДСВ-6,3 Г6 у кристалізаторі діаметром 500 мм, при цьому робочий тиск у плавильному просторі не перевищував $1,33 \cdot 10^{-3}$ ГПа. Металографічними дослідженнями встановлено, що метал ЕШП, порівнюючи з вихідним, мав значно менше неметалевих включень, дрібнодисперсних та рівномірно розташованих по перерізу зливка. Концентрація миш'яку і міді в металі вихідної мартенівської виплавки знизилася на 50 і 57 %, відповідно. Результати механічних випробувань показують, що метал ЕШП, порівнюючи із звичайним, має в 2 рази більшу ударну в'язкість як за позитивних, так і за негативних температур. В електропічному металі, що має у своєму складі сульфідів у 2 рази більше, ніж метал ЕШП, при 20 °С ця величина складає 40 Дж/см² у порівнянні з 52 Дж/см² для металу ЕШП, проте при температурі –60 °С ударна в'язкість досягає 22 Дж/см² [15].

Отримані результати стали передумовою для подальшого відпрацювання раціональних технологічних параметрів рафінувальних електропереплавів, зокрема ЕШП, з метою підвищення надійності та якості залізничних коліс. Як зазначалося, зниження ступеня розвитку дендритної ліквідації та подрібнення структури вуглецевої сталі пов'язані з підвищенням швидкості кристалізації, яка за інших рівних умов визначається переохолодженням розплавів. Підвищенню переохолодження при кристалізації сприяє перегрів рідкого металу вище за температуру

Таблиця 2. Залежність довговічності колісного металу ЕШП до викришування при контактній втомі від навантаження

Навантаження, Н	Довговічність, цикл, $\times 10^5$		
	порівняльний	варіант 1	варіант 2
1200	1,98	2,91	2,79
900	2,11	3,87	2,84
800	2,80	5,78	4,56
300	4,28	9,14	8,07
120	7,91	18,9	11,2

ліквідус, що має місце при переплавних процесах. У цьому аспекті й проводили дослідження з використанням ДТА. Випробування проводили на установці ВДТА-8 в атмосфері очищеного гелію.

Дослідження структури зразків після ДТА показало, що з підвищенням температури витримки металу збільшується дисперсність дендритної структури та знижується ступінь хімічної неоднорідності металу, що обумовлено не тільки спрямованим і прискореним тепловідведенням, але й значним переохолодженням розплаву, що кристалізується, внаслідок істотного перегріву. Цей фактор раніше не завжди враховувався і не використовувався повністю резерв ЕШП в аспекті управління структурними параметрами зливків, що кристалізуються.

Промислові дослідження проводили на Краматорському машинобудівному заводі. Переплав виконували на установці ЕШП-10Г, що працює за схемою заповнення нерухомого кристалізатора. З метою захисту шлакової ванни від атмосферної вологи та зниження чаду легуючих елементів у плавильний простір подавали аргон марки А (ГОСТ 10157–73) у кількості 3 м³/год. За твердістю і міцністю дослідний метал значно перевершив порівняльний без зниження пластичних властивостей, ударна в'язкість також була вища за позитивної температури в 1,3...1,8 рази та за негативної — в 2,2...2,8 рази [16].

Випробування зразків, вирізаних на глибині 10 мм від поверхні кочення коліс на п'яти рівнях навантаження (по 1...5 зразків на рівень), показали, що дослідний метал, порівнюючи з серійним, має великий опір контактній втомі (табл. 2).

Підвищення довговічності металу ЕШП відносно порівняльного (при рівних значеннях твердості) здебільшого визначається щільністю та однорідністю структури. Дослідні колеса, що мають унікальне поєднання службових властивостей за одночасної високої пластичності та в'язкості, були встановлені під платформи спеціального призначення та пройшли експериментальні випробування.

Висновки

1. Головним підсумком цієї роботи є постановка і конкретне вирішення низки наукових та прикладних завдань, сформульованих академіком НАН України Гасіком М.І., в галузі теорії та технології сталеплавильних процесів.

2. Розроблено, досліджено, освоєно та впроваджено принципово нові технологічні схеми та процеси виплавки колісної сталі в мартенівських і дугових електропечах, в електротермічних установках спецелектрометалургії, технологічні режими позапічного рафінування та модифікування рідкої колісної сталі на установках електропідігріву, у вакуумній камері з продувкою аргонном та на установці порційного вакуумування, що дозволило підвищити якість вуглецевої колісної сталі та, як наслідок, конкурентоспроможність суцільнокатаних коліс на Євро-Азіатських ринках металопродукції.

3. Для успішного вирішення цієї головної багатofакторної задачі виконано комплекс досліджень, складних за своєю науковою суттю та практичним здійсненням у промисловому виробництві. Ці питання вирішувалися переважно під безпосереднім керівництвом академіка НАН України Гасика М.І.

Список літератури

1. Узлов И.Г., Гасик М.И., Есаулов А.Т. и др. (1985) *Колесная сталь*. Киев, Техніка.
2. Левченко Г.В., Ершов С.В., Демина Е.Г. и др. (2008) Влияние режимов деформации слитка на трансформацию дендритной структуры заготовок для производства железнодорожных осей. *Информационная технология в обработке давлением*: Сб. науч. трудов. Краматорск.
3. Мирошниченко Н.Г., Кузьмичев Н.В., Борисова Ж.А. (1972) Взаимосвязь характеристик стали при динамических и статических испытаниях. *Термическая обработка металлов*, 5, 82–86.
4. Смирнов А.Н., Пилюшенко В.Л., Минаев А.А. и др. (2002) *Процессы непрерывной разливки*. Донецк, ДонНТУ.
5. Пройдак Ю.С. (1998) Применение непрерывной разливки и центробежного литья при производстве колесных заготовок. *Теория и практика металлургии*, 4, 18–20.
6. Гасик М.И., Сольников А.С., Пересаденко О.В., Лоза В.В. (2009) Разработка и промышленное освоение сквозной технологии производства кованых черновых осей из электростали EA1N (35Г). *Современная электрометаллургия*, 4, 40–48.
7. Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. (1985) *Специальные стали*: Учебник для вузов. Москва, Металлургия.
8. Jang S., Zheng P., Wang P., Chen I. (2018) Mechanical properties and thermal stability of carbide dispersion strengthened CLF-1 steel. *Fusion Engineering and Design, Pt A*, 136, 442–446.
9. Tsuchiyama Toshihiko, Tsugumi Kyoka, Ma Tianze et al. (2023) Nitrogen-enhanced temperature dependence of grain refinement strengthening in austenitic stainless steel. *Steel Research Inter.*, 94(10), 2200428.
10. Манько В.А., Пройдак Ю.С., Гречаная С.В. и др. (1984) Влияние нитридного упрочнения стали на свойства гото-

- вых колес для подвижного состава МПС. *Металлургия и коксохимия*, **85**, 24–27.
11. Медовар Б.И., Гасик М.И., Проїдак Ю.С. и др. (1991) Металлургические принципы повышения качества углеродистой и коррозионностойкой сталей модифицированием селеном и теллуром: *Сб. науч. сообщений X Всесоюзной конф. по физико-химическим основам металлургических процессов*. Ч. 1, сс. 153–165.
 12. Ахматов Ю.С., Лисняк А.Г., Перков О.Н. и др. (1978) Влияние вакуумирования колесной стали на ее свойства. *Термическая обработка металлов*, **7**, 41–42.
 13. Гасик М.И., Узлов И.Г., Проїдак Ю.С. и др. (1985) Повышение качества электростали. *Бюллетень ЦНИИЧМ*, **983(3)**, 38–41.
 14. Латаш Ю.В., Медовар Б.И. (1970) *Электрошлаковый переплав*. Москва, Металлургия.
 15. Гасик М.И., Проїдак Ю.С., Горобец А.П. (1986) ЭШП — эффективная технология повышения качества колесного и подшипникового металла. *Электрошлаковая технология*. Патон Б.Е. (ред.). Киев, Наукова думка, 27–31.
 16. Гасик М.И., Проїдак Ю.С. (2019) Применение электрошлакового и вакуумно-дугового переплава для повышения качества металла цельнокатаных железнодорожных колес. *Современная электрометаллургия*, **1**, 35–46.
 6. Gasik, M.I., Sal'nikov A.S., Peresadenko O.V., Loza V.V. (2009) Development and industrial application of the end-to-end production technology of forged rough axles from EAIN (35G) electric steel. *Advances in Electrometallurgy*, **4**, 244–255.
 7. Goldshtejn, M.I., Grachev, S.V., Veksler, Yu.g. (1985) *Special steels: Manual*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 8. Jang, S., Zheng, P., Wang, P., Chen, I. (2018) Mechanical properties and thermal stability of carbide dispersion strengthened CLF-1 steel. *Fusion Engineering and Design, Pt A*, **136**, 442–446.
 9. Tsuchiyama Toshihiko, Tsugumi Kyoka, Ma Tianze et al. (2023) Nitrogen-enhanced temperature dependence of grain refinement strengthening in austenitic stainless steel. *Steel Research Inter.*, **94(10)**, 2200428.
 10. Manko, V.A., Projdak, Yu.S., Grechanaya, S.V. et al. (1984) Influence of nitride hardening of steel on properties of finished wheels for rolling stock of Ministry of railways. *Metal-lurgiya i Koksokhimiya*, **85**, 24–27 [in Russian].
 11. Medovar, B.I., Gasik, M.I., Projdak, Yu.S. et al. (1991) Metallurgical principles of quality improvement of carbon and corrosion-resistant steels by modification with selenium and tellurium. In: *Proc. of Pap. of 10th All-Union Conf. on Physical-Chemical Fundamentals of Metallurgical Processes*. Pt 1, 153–165.
 12. Akhmatov, Yu.S., Lisnyak, A.G., Perkov, O.N. et al. (1978) Influence of steel degassing on their properties. *Termich. Obrab. Metallov*, **7**, 41–42 [in Russian].
 13. Gasik, M.I., Uzlov, I.G., Projdak, Yu.S. et al. (1985) Improvement of electric steel quality. *Byulleten TsIChM*, **983(3)**, 38–41 [in Russian].
 14. Latash, Yu.V., Medovar, B.I. (1970) *Electroslag remelting*. Moscow, Metallurgiya [in Russian].
 15. Gasik, M.I., Projdak, Yu.S., Gorobets, A.P. (1986) ESR as an effective technology of quality improvement of wheel and bearing metal. *Elektroshlakovaya Tekhnologiya*, Ed. by B.E. Paton. Kyiv, Naukova Dumka, 27–31 [in Russian].
 16. Gasik, M.I., Projdak, Yu.S. (2019) Application of electric slag and vacuum-arc remelts to improve the quality of the metal of all-rolled railway wheels. *Sovrem. Elektrometall.*, **1**, 35–46 [in Ukrainian].

References

TECHNOLOGIES OF MELTING STEEL FOR RAILWAY WHEELS FOR DIFFERENT FUNCTIONAL PURPOSES

Yu.S. Projdak

Ukrainian State University of Science and Technology.

2 Lazaryan Str., 49610, Dnipro, Ukraine. E-mail: projdak@nmetau.edu.ua

It is shown that the problem of improvement of the quality of solid rolled wheels was comprehensively solved by up-grading the currently available steel melting and pouring technologies and scientific search for more suitable modes of press rolling of the billets, antiflocking treatment and optimization of heat treatment parameters (heating for quenching, accelerated cooling and low-temperature tempering). It is quite obvious, however, that the quality of end products in this complex technological scheme of wheel production is largely initially determined by the steel properties, the influence of a range of metallurgical factors at the stage of metal melting in the furnace, out-of-furnace processing and pouring. 16 Ref., 2 Tabl., 2 Fig.

Keywords: railway wheels, quality improvement, wheel steel, production technology improvement, physical-mechanical properties

Отримано 27.03.2024

Отримано у переглянутому вигляді 07.04.2024

Прийнято 10.06.2024