

ВПЛИВ ВМІСТУ ЛЕГУЮЧИХ ЕЛЕМЕНТІВ І ТЕРМІЧНОЇ ОБРОБКИ НА РЕСУРСНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВИСОКОМІЦНИХ КОЛІСНИХ СТАЛЕЙ ПРИ ВИГОТОВЛЕННІ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС ТА ЇХ РЕМОНТНОМУ НАПЛАВЛЕННІ

О.П. Осташ¹, В.В. Кулик¹, С.Я. Шипицин², О.А. Гайворонський³, Р.В. Чепіль¹

¹Фізико-механічний ін-т ім. Г.В. Карпенка НАН України. 79060, м. Львів, вул. Наукова, 5

²Фізико-технологічний ін-т металів та сплавів НАН України. 03142, м. Київ, бульв. Акад. Вернадського, 34/1

³ІЕЗ ім. С.О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Запропоновано нову концепцію створення сталей для забезпечення високого опору зношуванню і пошкоджуваності поверхні кочення коліс, розроблено вимоги до комплексу механічних характеристик таких сталей та обґрунтовано хімічний склад сталі для залізничних коліс нового покоління, а також режим термічної обробки при їх ремонтному наплавленні. Бібліогр.15, табл. 2, рис. 4.

Ключові слова: високоміцні залізничні колеса, повзун, вищербина, зношування, експлуатаційна надійність

Підвищення осьового навантаження та швидкості руху залізничного транспорту вимагає створення високоміцних колісних сталей, забезпечуючи при цьому надійність і довговічність залізничних коліс. Зменшення зношування їх поверхні кочення донедавна було однією з найважливіших задач цієї проблеми, яку у світовій практиці вирішували шляхом розроблення вуглецевих низьколегованих сталей з підвищеними вмістом вуглецю (0,6...0,7 %), твердістю (>HB 300) та межею міцності (> 1000 МПа). Зокрема, в Україні на заміну сталі марки 2 запропоновано сталь марки Т [1]. Проте досвід експлуатації таких високоміцних коліс показав, що на їх поверхні кочення суттєво зростає кількість експлуатаційних пошкоджень (повзунів, вищербин тощо) [2], що обумовлює зменшення терміну експлуатації коліс та необхідність дорогоцінного репрофілювання (обточування) їх ободу.

Дефекти на поверхні кочення коліс спричинені у першу чергу зародженням і ростом поверхневих і підповерхневих тріщин внаслідок контактної втоми металу, а також тріщиноутворенням внаслідок зміни структури і фазового складу за термічного впливу на метал під час гальмування і руху на поворотах. В загальному, це є результатом впливу підвищеного вмісту вуглецю в таких колісних сталях на її схильність до мартенситного перетворення [2]. Аналогічна проблема негативного впливу високого вмісту вуглецю існує під час ремонтного наплавлення коліс внаслідок тріщиноутворення в зоні термічного впливу [3]. Тому сталі для залізничних коліс нового покоління повинні бути високоміцними за зниженого вмісту вуглецю, мати високу тріщиностійкість і підвищену термічну стабільність

структурно-фазового складу і механічних властивостей. Оскільки колеса сприймають переважно циклічні навантаження, то перевагу потрібно надавати характеристикам циклічної тріщиностійкості колісних сталей. В результаті колісні сталі з підвищеним ресурсом експлуатації повинні оптимально поєднувати високі характеристики міцності і циклічної тріщиностійкості та зносостійкості і опору утворенню контактної-втомних пошкоджень.

Негативний вплив зменшення вмісту вуглецю на міцність колісних сталей повинен бути компенсований їх додатковим легуванням. При цьому використання для хрому, молібдену та нікелю може суттєво збільшити вартість сталі. Більш доцільніше є підвищити вміст кремнію та марганцю (сприяє твердорозчинному зміцненню та зменшенню чутливості до термічного впливу і контактної втоми) [4] та мікролегувати сталь ванадієм та азотом (сприяє дисперсійному зміцненню завдяки утворенню нітридів та карбонітридів, які гальмують процес рекристалізації, забезпечуючи структурне зміцнення сталі) [5]. Дані про ресурсні характеристики таких комплексно легованих сталей в літературі практично відсутні.

Матеріали та методики. Досліджено стандартні високоміцні колісні сталі марок 2 і Т (табл. 1, варіанти 1 і 2) та нові (з твердорозчинним або нітридним зміцненням, а також за одночасного поєднання твердорозчинного і нітридного зміцнення) сталі для залізничних коліс (табл. 1, варіанти 3-10). Дослідження проводили на зразках, вирізаних з коліс, виготовлених за технологією ПАТ «ІНТЕРПАЙП НТЗ» зі сталей марок 2, Т і К (варіанти 1, 2 і 8), а також з дослідних виливків після термічної і термомеханічної

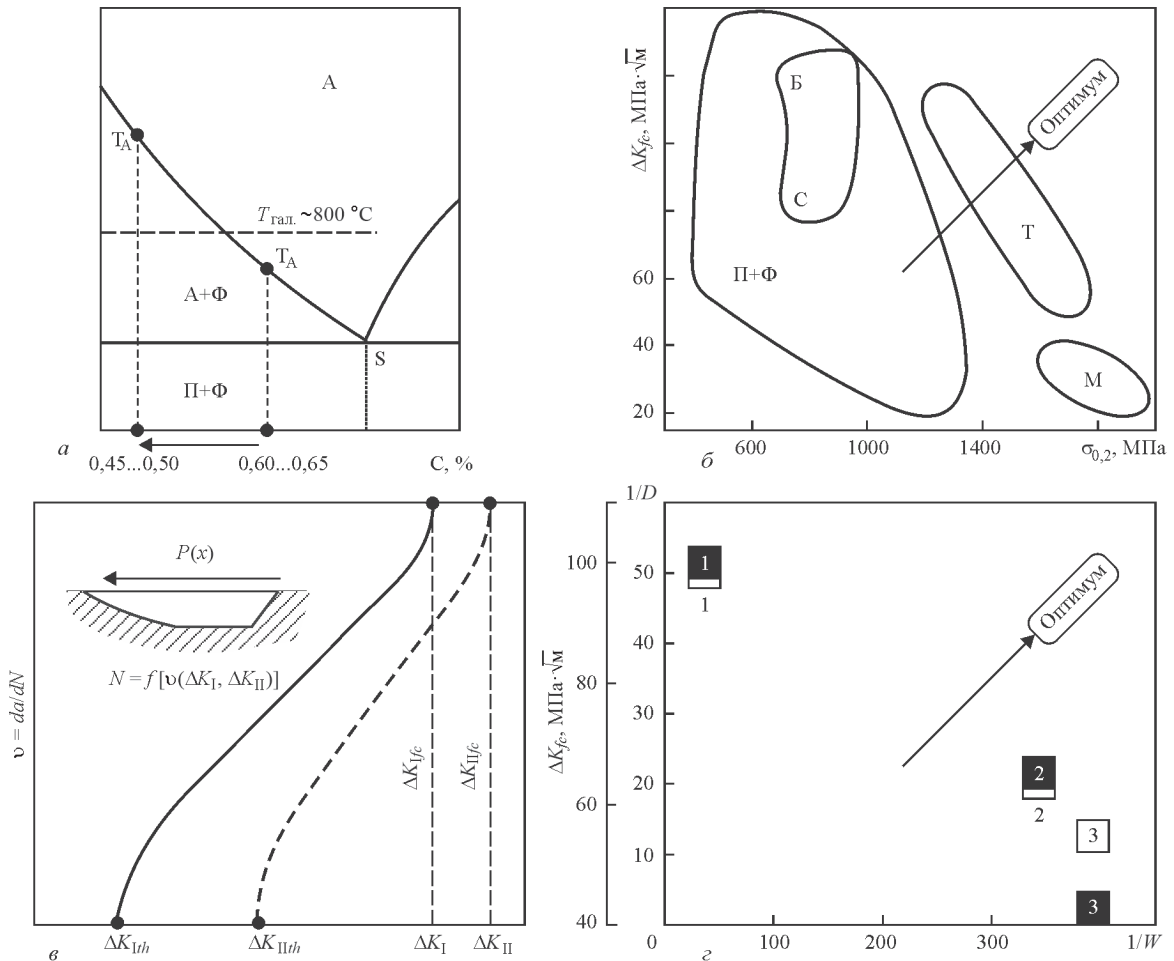


Рис. 1. Нова концепція створення високоміцних колісних сталей: T_A – температура аустенізації; $T_{гал.}$ – температура в зоні контакту колеса-рейки під час гальмування; А – аустеніт, Ф – ферит, П – перліт, Б – бейніт, М – мартенсит, Т – троостит, С – сорбіт; І – сталь марки 2, 2 – марки Т, 3 – марки T_M . Світлі символи – діаграма $(1/D - 1/W)$; темні – $(\Delta K_{1c} - 1/W)$; опис а-г див. у тексті

Таблиця 1. Хімічний склад і механічні характеристики колісних сталей

| Варіант сталі | C, мас., % | Si, мас., % | Mn, мас., % | [VN]·10 ⁴ , мас., % | $\sigma_{0,2}$, МПа | σ_B , МПа | δ , % | ΔK_{1th} , МПа·√м | ΔK_{1c} , МПа·√м |
|---------------|------------|-------------|-------------|--------------------------------|----------------------|------------------|--------------|---------------------------|--------------------------|
| 1 | 0,60 | 0,34 | 0,64 | – | 670 | 1010 | 11,5 | 7,0 | 100 |
| 2 | 0,63 | 0,72 | 0,32 | – | 1080 | 1250 | 10,5 | 6,6 | 65 |
| 3 | 0,63 | 0,18 | 0,76 | 8,1 | 486 | 843 | 16,8 | 6,5 | 73 |
| 4 | 0,56 | 0,22 | 0,87 | 11,6 | 547 | 756 | 22,2 | – | – |
| 5 | 0,63 | 0,13 | 0,65 | 15,6 | 520 | 789 | 14,6 | – | – |
| 6 | 0,57 | 0,27 | 0,85 | 22,1 | 877 | 592 | 17,0 | 6,6 | 87 |
| 7 | 0,61 | 0,26 | 0,65 | 41,9 | 520 | 810 | 18,7 | 6,6 | 83 |
| 8 | 0,58 | 0,97 | 0,85 | – | 735 | 1051 | 10 | 6,0 | 52 |
| 9 | 0,52 | 0,67 | 0,81 | 28,9 | 806 | 1025 | 17,7 | 6,0/5,0 | 80/65 |
| 10 | 0,45 | 1,44 | 1,36 | 18,7 | 869 | 1060 | 15 | 6,3 | 59 |

Примітка: варіанти 1 і 2 – сталі марок 2 і Т, відповідно [1]; варіант 8 – сталь марки К [6]; решта – дослідні сталі.

обробок (табл. 1, варіанти 3-7, 9, 10), отриманих за технологією ФТМС НАН України.

Масову частку вуглецю, сірки, фосфору визначали за стандартами ГОСТ 12344-88, ГОСТ 12345-88, ГОСТ 12347-88; азоту – методом плавлення зразків в потоці гелію чистотою 99,99 % на аналізаторі ТС-30 фірми «ЛЕКО»; інших елементів – спектральним аналізом на установці «Спектрмакс» згідно ГОСТ 18895-97.

Структурні напруження II роду ($\tau_{лок}$) визначали розрахунковим методом, використовуючи встановлені показники дислокаційної структури [3]:

$\tau_{лок} = Gb\rho t/\pi(1-\nu)$, де G – модуль зсуву; b – вектор Бюргера; ρ – густина дислокацій; ν – коефіцієнт Пуассона; t – товщина фольги.

Короткочасну міцність (межі плинності $\sigma_{0,2}$ та міцності σ_B) і пластичність (відносне видовження b) визначали на п'ятикратних циліндричних зразках з діаметром робочої частини 3 або 5 мм за температур від 20 до 800 °С.

Характеристики циклічної тріщиностійкості сталі за нормального відриву визначали за діаграмами швидкостей росту втомної макротріщини – залежностями $da/dN - \Delta K_p$, отриманими за

стандартною методикою (ASTM E647-08) на компактних зразках товщиною 8...10 мм за частоти 10...15 Гц і коефіцієнта асиметрії циклу навантаження $R = 0,1$. Характеристиками циклічної тріщиностійкості матеріалів вибрано поріг втоми $\Delta K_{th} = \Delta K_{10}^{-10}$ та циклічну в'язкість руйнування $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10}^{-5}$ – розмахи коефіцієнта інтенсивності напружень за швидкості росту тріщини $da/dN = 10^{-10}$ і 10^{-5} м/цикл відповідно. В окремих випадках значення ΔK_{fc} встановили за розмахом ΔK , коли втомна тріщина починає рости спонтанно.

Випробування на пошкодженість проводили на модельних зразках колеса товщиною 8 мм і діаметром 40 мм в контакт з рейкою довжиною 220 мм, шириною 8 мм і висотою 16 мм. Колеса виготовляли з вищеописаних сталей, а рейки вирізали з головки натурної рейки твердістю HRC 46. Випробування проводили на спеціально розробленому стенді [7] при навантаженні на колесо $P = 1300$ Н, що створює напруження в зоні контакту колесо-рейка $p_0 = 750$ МПа, визначені за відомою формулою Герца.

Поверхні кочення коліс вивчали під мікроскопом після $2 \cdot 10^5$ циклів навантаження (на шляху 25 км) за збільшення 130 раз. Зображення аналізували за допомогою спеціально розробленої комп'ютерної програми і визначали середню кількість дефектів \bar{n} , мм² в полі зору мікроскопа залежно від їх розміру на різних ділянках поверхні кочення та оцінювали пошкодженість шляхом співвідношення площі вищербин, утворених пітингоутворенням та розшаруванням (F_d) до загальної площі поверхні кочення колеса (F_0). В умовах контактної втоми оцінювали опір пошкодженості ($1/D$) та опір зношуванню ($1/W$), які є оберненими величинами відповідно пошкодженості $D = F_d / F_0$ і зносу $W = (R_0 - R) / R_0$ поверхні кочення модельного колеса, де F_d – площа дефектів (пітингів і вищербин), F_0 – площа поверхні кочення; R – радіус колеса після випробувань; R_0 – його вихідне значення. Подано усереднені значення характеристик за результатами випроб не менше трьох зразків.

Результати досліджень. *Нова концепція розроблення високоміцних колісних сталей.* Базуючись на даних аналізу експлуатаційних пошкоджень коліс типу КП-2 і КП-Т по всій мережі доріг Укрзалізниці, а також лабораторних досліджень ресурсних характеристик сталей марок 2 і Т, було встановлено, що механічна поведінка цих сталей за впливу експлуатаційних чинників залежить від вмісту вуглецю [2]. Отримані результати обґрунтовували необхідність зміни концепції вибору (розроблення) сталей для підвищення довговічності високоміцних залізничних коліс, який повинен здійснюватися як за критерієм зношування (що визначає міцність і твер-

дість сталей), так і за критерієм вищерблювання поверхні кочення (що визначає тріщиностійкість сталей). Підвищений (до 0,7 %) вміст вуглецю в сталі марки Т, зумовлюючи ріст зносотривкості (твердості), спричиняє її схильність до мартенситного перетворення, збільшення залишкових напружень II роду і, як результат, падіння циклічної тріщиностійкості [2]. Встановлено, що контактно-втомна пошкодженість однозначно залежить від циклічної в'язкості руйнування сталі за умов нормального відриву ($\Delta K_{I,fc}$) і поперечного зсуву ($\Delta K_{II,fc}$): вона найбільша в модельних колесах зі сталі, яка володіє найнижчою циклічною в'язкістю руйнування. При цьому така однозначна залежність відсутня, коли за визначальний параметр тріщиностійкості брати поріг втоми ΔK_{th} і $\Delta K_{II,th}$ [7, 8].

В результаті запропоновано нову концепцію розроблення високоміцних колісних сталей [2], яка базується на підходах структурної механіки руйнування (рис. 1). Вона передбачає (рис. 1, а) необхідність максимально можливого зниження вмісту вуглецю для запобігання мартенситного перетворення під час гальмування та тріщиноутворення при ремонтному наплавленні. Включає пошук на підставі діаграм конструкційної міцності колісних сталей, які забезпечують оптимальне поєднання характеристик їх міцності і тріщиностійкості з урахуванням їх структури (рис. 1, б) і механізмів руйнування за умов нормального відриву та поперечного зсуву (рис. 1, в) для мінімізації тріщиноутворення на поверхні кочення коліс. Регламентує необхідність забезпечення оптимального поєднання їх характеристик опору зношуванню і контактно-втомній пошкодженості (рис. 1, г). Тому в якості основної характеристики експлуатаційної довговічності і надійності колісних сталей запропоновано [9] діаграму експлуатаційної надійності (рис. 1, з) – залежність між циклічною в'язкістю руйнування (ΔK_{fc}), яка визначає опір утворенню експлуатаційних дефектів на поверхні кочення коліс ($1/D$), та опором зношуванню гребеня і поверхні кочення коліс ($1/W$). Очевидним є той факт, що шуканий оптимум буде знаходитися у правому верхньому куті цієї діаграми (рис. 1, з).

Запропоновано також [2], що в якості другої основної характеристики експлуатаційної довговічності і надійності колісних сталей, яка визначає їх схильність до утворення повзунів на поверхні кочення коліс, є залежність пластичності (відносного видовження) при температурах вище 500 °С, зокрема, при 700 °С, яка у цьому випадку є інформативною на відміну від характеристик міцності (рис. 2): що вищі значення δ^{700} , то більша схильність сталі до утворення повзунів [2].

Обґрунтування хімічного складу нової високоміцної колісної сталі. Сталь марки Т з високим

вмістом вуглецю (табл. 1, варіант 2) впроваджені для виробництва високоміцних залізничних коліс замість сталі марки 2 (варіант 1), має висо-

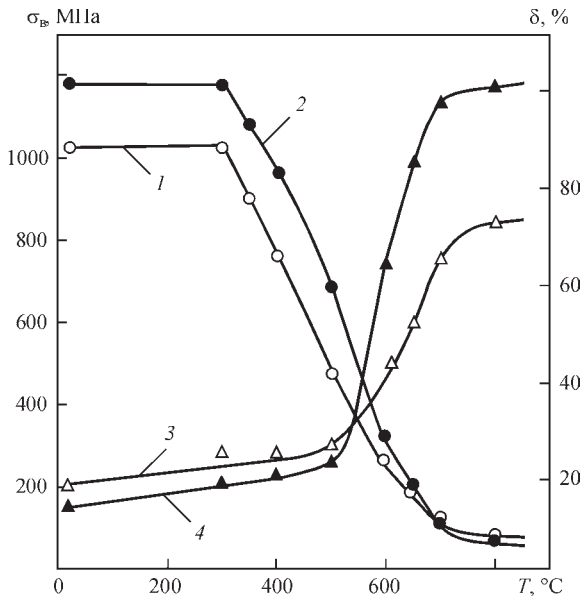


Рис. 2. Температурна залежність характеристик міцності (1, 2) та пластичності (3, 4) сталей марок 2 (1, 3) і Т (2, 4)

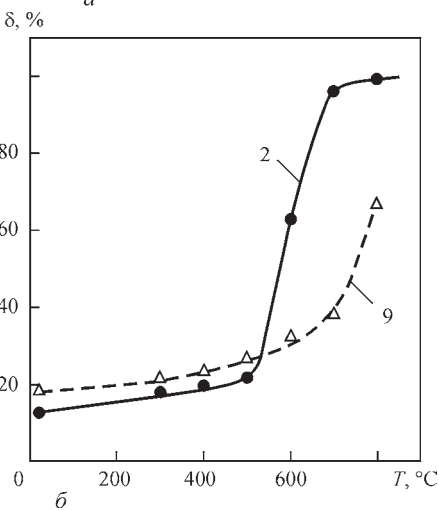
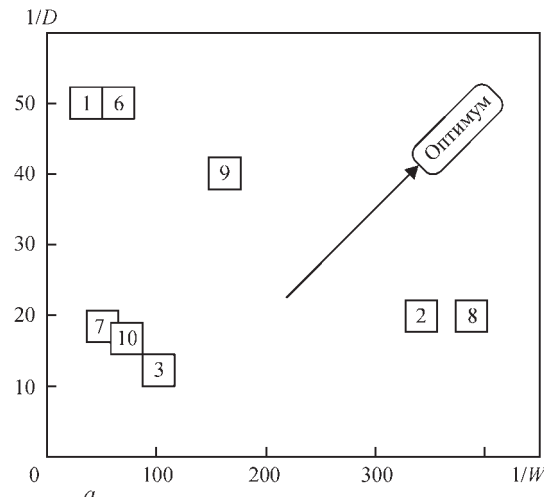


Рис. 3. Діаграма експлуатаційної надійності (а) і температурна залежність відносного видовження (б) варіантів сталей згідно табл. 1

кі межі плинності і міцності, але підвищену високотемпературну пластичність δ^{700} і низьку циклічну в'язкість руйнування ΔK_{fc} , що зумовлює її високий опір зношуванню за низького опору пошкодженості (рис. 3, а) і підвищену схильність до утворення повзунів (рис. 3, б). За мікролегування ванадієм і азотом сталі з дисперсійним зміцненням при пониженому вмісті вуглецю (до 0,56 %) і кремнію (до 0,13...0,18 %) демонструють підвищені значення ΔK_{fc} (табл. 1, варіанти 3-7) порівняно зі стандартною сталлю марки Т, проте низькі характеристики міцності за високої пластичності. При цьому виявлено оптимум значення $[V \cdot N] = 22,1 \cdot 10^{-4} \%$ (табл. 1, варіант 6). Ця сталь має високий опір пошкодженості, який на рівні встановленого для сталі марки 2 (рис. 3, а), але потребує підвищення опору зношуванню [10].

За твердорозчинного зміцнення при використанні підвищеного вмісту кремнію і марганцю (табл. 1, варіант 8) сталь демонструє високу міцність, але найнижчу циклічну в'язкість руйнування ($\Delta K_{fc} = 52 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$), що пов'язано з перенапруженням структури, коли маємо твердорозчинне зміцнення фериту за порівняно високого (0,58 %) вмісту вуглецю [4]. Тому сталь має високий опір зношуванню і низький опір пошкодженості, аналогічний встановленому для високовуглецевої сталі марки Т (рис. 3, а).

Ефективнішим виявилось використання комплексного зміцнення (табл. 1, варіант 9), а саме дисперсійного і твердорозчинного при зниженому (0,52 %) вмісті вуглецю [11, 12]. Такий сталі властиві одночасно високі межі плинності та міцності, пластичність і циклічна в'язкість руйнування. В результаті отримали найкраще поєднання

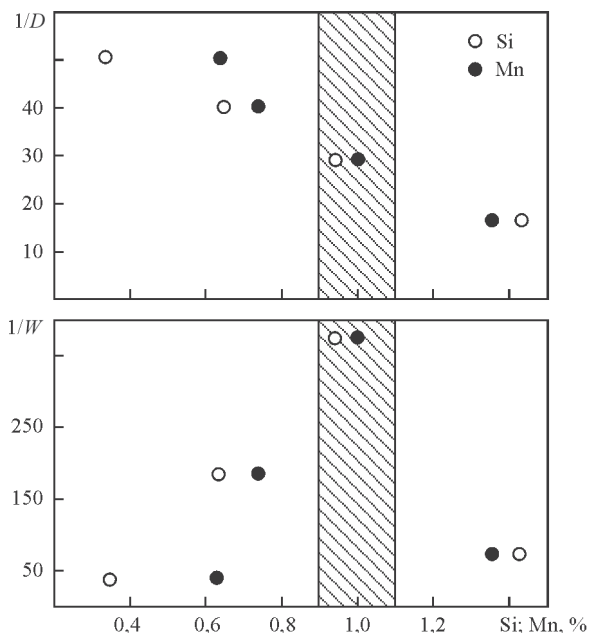
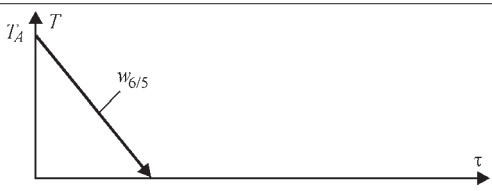
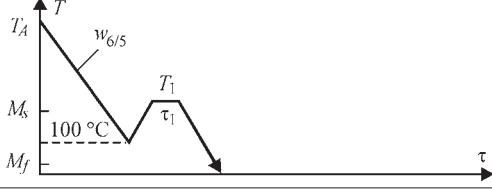
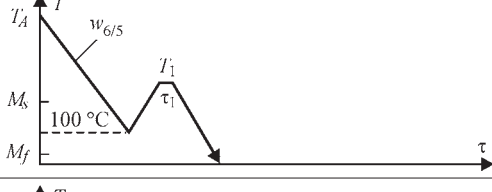
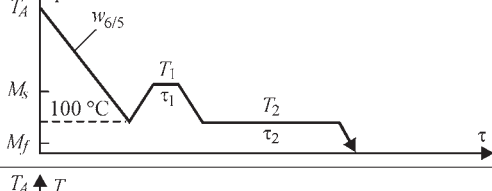
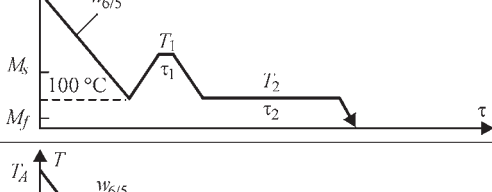
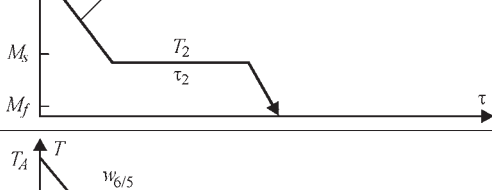
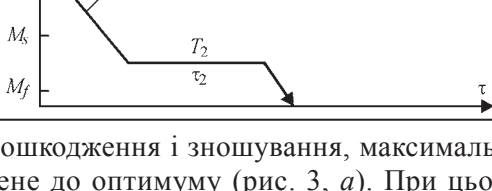


Рис. 4. Залежність опору пошкодженості та зношуванню від вмісту кремнію та марганцю, а також їх рекомендований вміст (заштрихована зона)

Таблиця 2. Умови та параметри термічної обробки сталі 65Г

| Режим | Схема і параметри термічної обробки | |
|-------|---|--|
| 1 |  | Температура аустенізації $T_A = 850\text{ }^\circ\text{C}$; Швидкість охолодження в інтервалі 600...500 °C $w_{6/5} = 5\text{ }^\circ\text{C/c}$ |
| 2 |  | $T_A = 850\text{ }^\circ\text{C}$; $w_{6/5} = 5\text{ }^\circ\text{C/c}$; $T_1 = 250\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_1 = 10\text{ хв.}$ |
| 3 |  | $T_A = 850\text{ }^\circ\text{C}$; $w_{6/5} = 5\text{ }^\circ\text{C/c}$; $T_1 = 300\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_1 = 1\text{ хв.}$ |
| 4 |  | $T_A = 850\text{ }^\circ\text{C}$; $w_{6/5} = 5\text{ }^\circ\text{C/c}$; $T_1 = 250\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_1 = 10\text{ хв.}$; $T_2 = 100\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_2 = 2\text{ год.}$ |
| 5 |  | $T_A = 850\text{ }^\circ\text{C}$; $w_{6/5} = 5\text{ }^\circ\text{C/c}$; $T_1 = 300\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_1 = 1\text{ хв.}$; $T_2 = 100\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_2 = 2\text{ год.}$ |
| 6 |  | $T_A = 850\text{ }^\circ\text{C}$; $w_{6/5} = 5\text{ }^\circ\text{C/c}$; $T_2 = 180\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_2 = 2\text{ год.}$ |
| 7 |  | $T_A = 850\text{ }^\circ\text{C}$; $w_{6/5} = 5\text{ }^\circ\text{C/c}$; $T_2 = 100\text{ }^\circ\text{C}$, $\tau_2 = 2\text{ год.}$ |

опору пошкодження і зношування, максимально наближене до оптимуму (рис. 3, а). При цьому вона має помітно нижчу схильність до утворення повзунів порівняно зі стандартною сталлю марки Т (рис. 3, б). Комплексне легування за подальшого зниження вмісту вуглецю (до 0,45 %) при достатньо високому вмісті кремнію і марганцю (1,36...1,44 %) привело до високої міцності, низької циклічної в'язкості руйнування сталі (табл. 1, варіант 10), а також гіршої експлуатаційної надійності порівняно зі сталлю варіанта 9 (рис. 3, а).

Відзначимо, що у всіх досліджених сталях практично незмінне значення порогу втоми $\Delta K_{th} = 6,0...7,0\text{ МПа}\cdot\sqrt{\text{м}}$ (табл. 1), тобто можна зроби-

ти висновок, що цей параметр не є визначальним при оптимізації ресурсних характеристик високоміцних колісних сталей.

На підставі аналізу отриманих результатів впливу хімічного складу на ресурсні характеристики сталей (табл. 1 і рис. 4) та літературного аналізу [4] рекомендовано нову високоміцну сталь (межа міцності 1050...1100 МПа) наступного хімічного складу (мас. %): 0,45...0,50 С; 0,90...1,10 Si; 0,90...1,10 Mn; 0,14...0,16 V; 0,016...0,018 N за температури аустенізації 860...880 °C і відпуску 500...550 °C.

Оптимізація параметрів термічної обробки при ремонтному наплавленні. Під час тривалої експлу-

атації залізничні колеса зношуються, а на їх поверхні кочення виникають різного роду дефекти. Тому їх обточують і профіль відновлюють електродуговим наплавленням [3]. Проте після цього в зоні термічного впливу колеса залежно від вмісту вуглецю в сталі і швидкості охолодження формується мартенситна структура, схильна до крихкого руйнування шляхом полегшеного зародження і росту тріщин. Це вимагає пошуку ефективних режимів наплавлення та охолодження відновлених коліс, щоб забезпечити конструкційну міцність металу в зоні термічного впливу, зокрема, підвищену тріщиностійкість у високоміцному стані [13, 14]. Для оптимізації параметрів процесу охолодження коліс після ремонтного наплавлення за технологією, розробленою в ІЕЗ ім. Є.О. Патона НАН України, досліджували вплив різних умов термічної обробки (табл. 2) на властивості сталі 65Г, яку було використано як модельну колісну сталь [14].

За традиційної схеми Q-n-P-обробки [14] (табл. 2, режими 2 і 3) порівняно з вихідним станом зафіксовано зростання порога втоми ΔK_{th} (на 27 %) і циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} (на 27...43 %) залежно від вмісту залишкового аустеніту. За модифікованої схеми (режими 4 і 5) значення ΔK_{th} зростає на 38...47 %, а ΔK_{fc} – на 48...66 %. За характеристиками циклічної тріщиностійкості найкращий результат показує обробка за режимом 7 [15], яка дозволяє сформувати в зоні термічного впливу змішану структуру верхнього і нижнього бейніту (~66 %) та мартенситу (~34 %) за витримки 2...3 год., перериваючи охолодження сталі при 100 °С, тобто за температури між точками початку (M_s) і кінця (M_f) мартенситного перетворення. Це зумовлює зростання майже в 2 рази як порогу втоми ΔK_{th} , так і циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} . На підставі результатів електронно-мікроскопічних досліджень встановлено [13], що за цієї обробки в металі відбулися зміни на субструктурному рівні: приблизно в 1,5 рази зменшилась густина дислокацій ρ . Порівняння локальних напружень II роду $\tau_{лок}$ в структурних складових цього металу показало, що після такої ізотермічної витримки у верхньому бейніті локальні напруження і деформації зменшилися в 1,4 рази; у нижньому бейніті – в 1,5 рази; в мартенситі – в 1,3...1,4 рази.

Висновки

1. Для покращення опору пошкодження і зношування поверхні кочення високоміцних (> 1000 МПа) суцільнокатаних залізничних коліс, а також їх ремонтпридатності шляхом наплавлення необхідно застосовувати сталі з пониженим вмістом (< 0,50...0,55 %) вуглецю, в яких

високоміцний стан досягають одночасно твердо-розчинним (легування кремнієм і марганцем) і дисперсійним (мікролегуванням ванадієм і азотом) зміцненням.

2. Базуючись на розробленій концепції створення високоміцних (> 1000 МПа) колісних сталей, запропоновано нову комплекснолеговану сталь з твердо-розчинним (0,90...1,10 % Si та 0,90...1,10 % Mn) і дисперсійним ($[V \cdot N] = (20...25) \cdot 10^{-4} \%$) зміцненням за пониженого (до 0,45...0,50 %) вмісту вуглецю, яка за опором зношуванню і пошкоженості та ремонтпридатністю наплавленням переважає стандартну сталь марки 2 (0,58...0,62 % C).

3. Підвищення циклічної тріщиностійкості металу в зоні термічного впливу ремонтного наплавлення високоміцних залізничних коліс досягається формуванням змішаної структури верхнього і нижнього бейніту (~66 %) та мартенситу (~34 %) за витримки на протязі 2...3 год. при температурі 100 °С, перериваючи охолодження сталі між точками початку (M_s) і кінця (M_f) мартенситного перетворення.

Список літератури/References

- (2016) ДСТУ ГОСТ 10791-2016. *Колеса суцільнокатані. Технічні умови.*
(2016) DSTU GOST 10791-2016. *All-rolled wheels. Specifications* [in Ukrainian].
- Ostash, O.P., Anofriev, V.H., Andreiko I.M. et al. (2011) On the concept of selection of steels for high-strength railroad wheels. *Materials Science*, 48, 6, 697–703.
- Haivorons'kyi, O.A., Poznyakov, V.D., Markashova, L.I. et al. (2015) Structure and mechanical properties of the heat-affected zone of restored railway wheels. *Ibid.*, 51, 4, 563–569.
- Kulyk, V.V., Ostash, O.P., Vira, V.V. (2019) Influence of the elevated contents of silicon and manganese on the operating characteristics of high-strength wheel steel. *Ibid.*, 55, 2, 143–151.
- Бабаскин Ю.З., Шипицын С.Я., Кирчу И.Ф. (2005) *Конструкционные и специальные стали с нитридной фазой.* Киев, Наукова думка.
Babaskin, Yu.Z., Shipitsyn, S.Ya., Kirchu, I.F. (2005) *Structural and special steels with nitride phase.* Kiev, Naukova Dumka [in Russian].
- Бабаченко О.І., Кузьмичов В.М., Книш А.В., Беседнов С.В., Рослік О.В., Польський Г.М., Литвиненко П.Л. (2013) *Сталь для суцільнокатаних коліс.* Україна Пат. на винахід № 101757. Опубл. 25.04.2013; Бюл. № 8.
Babachenko, O.I., Kuzmichov, V.M., Knysh, A.V., Besednov, S.V. et al. (2013) *Steel for all-rolled wheels.* Ukraine, Pat. 101757, Publ. 25.04.2013; Bull. 8 [in Ukrainian].
- Ostash, O.P., Kulyk, V.V., Lenkovskiy, T.M. et al. (2018) Relationships between the fatigue crack growth resistance characteristics of a steel and the tread surface damage of railway wheel. *Archives of Materials Science and Engineering*, 90, 2, 49–55.
- Kulyk V.V., Lenkovskiy T.M., Ostash O.P. (2017) Mode I and mode II cyclic crack resistance of wheel steel. *Strength of Materials*, 49, 2, 256–262.
- Осташ О.П., Андрейко І.М., Кулик В.В. (2014) *Способ оцінювання роботоздатності колісних сталей.* Патент України на винахід № 106836. Опубл. 10.10.2014; Бюл. № 19.
Ostash, O.P., Andreiko I.M., Kulyk, V.V. (2014) *Method of estimation of wheel steels serviceability.* Ukraine, Pat. 106836, Publ. 10.10.2014; Bul. 19 [in Ukrainian].

10. Kulyk, V.V., Shipitsyn, S.Ya., Ostash, O.P. et al. (2018) The joint effect of vanadium and nitrogen on the mechanical behavior of railroad wheels steel. *J. of Achievements in Materials and Manufacturing Engineering*, 89, 2, 56–63.
11. Шипицын С.Я., Осташ О.П., Кулык В.В. и др. (2018) Новая сталь для железнодорожных колес с повышенным ресурсом. *Металл и литье Украины*, 300-301, 5-6, 52–61. Shipitsyn, S.Ya., Ostash, O.P., Kulyk, V.V. et al. (2018) New steel for railway wheels with a longer service life. *Metall i Litio Ukrainy*, 300-301(5-6), 52–61 [in Russian].
12. Kulyk, V.V., Shipitsyn, S.Ya., Ostash, O.P. et al. (2019) Mechanical behavior of wheel steels with solid solution and precipitation hardening. *Archives of Materials Sci. and Engineering*, 95, 2, 49–54.
13. Ostash, O.P., Kulyk, V.V., Poznyakov, V.D. et al. (2017) Fatigue crack growth resistance of welded joints simulating the weld-repaired railway wheels metal. *Ibid*, 86, 2, 49–55.
14. Ostash, O.P., Kulyk, V.V., Poznyakov, V.D. et al. (2019) Influence of the modes of heat treatment on the strength and cyclic crack-growth resistance of 65G steel. *Materials Science*, 54, 6, 776–782.
15. Осташ О.П., Гайворонський О.А., Позняков В.Д., Кулик В.В. (2016) Спосіб термічної обробки високоміцних низьколегованих вуглецевих сталей. Україна Пат. на корисну модель № 105440. Опубл. 25.03.2016; Бюл. № 6. Ostash, O.P., Haivoronskyi, O.A., Poznyakov, V.D., Kulyk, V.V. (2016) Method of heat treatment of high-strength low-alloyed carbon steels. Ukraine Pat. on utility model 105440, Publ. 25.03.2016; Bull. 6 [in Ukraine].

INFLUENCE OF CONTENT OF ALLOYING ELEMENTS AND HEAT TREATMENT ON RESOURCE CHARACTERISTICS OF HIGH-STRENGTH WHEEL STEELS DURING MANUFACTURE OF RAILWAY WHEELS AND THEIR REPAIR DURING SURFACING

O.P. Ostash¹, V.V. Kulyk¹, S.Ya. Shipitsyn², O.A. Gaivoronsky³, R.V. Chepil¹

¹G.V. Karpenko Physical-Mechanical Institute of the NAS of Ukraine, 5, Naukova Str., 79060, Lviv, Ukraine.

E-mail: pminasu@ipm.lviv.ua

²Physico-technological Institute of Metals and Alloys of the NAS of Ukraine, 34/1, Vernadskogo, 03142, Kyiv, Ukraine.

E-mail: metal@ptima.kiev.ua

³E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

A new concept of creating steels to provide high resistance to wear and damageability to the rolling surface of wheels was proposed, requirements for a set of mechanical characteristics of such steels were developed and chemical composition of steel for a new generation of railway wheels, as well as heat treatment mode during their repair surfacing was substantiated. 15 Ref., 2 Tabl., 4 Fig.

Key words: high-strength railway wheels, slider, notch, wear, operational reliability

Надійшла до редакції 07.07.2020

**ХІХ МІЖНАРОДНИЙ
ПРОМИСЛОВИЙ ФОРУМ – 2020**
МІЖНАРОДНІ СПЕЦІАЛІЗОВАНІ ВИСТАВКИ

**24 - 27
листопада**



ОРГАНІЗАТОР:

Міжнародний виставковий центр

Генеральний інформаційний партнер: Ексклюзивний медіа партнер:



ЖУРНАЛ
ГОЛОВНОГО
ІНЖЕНЕРА

Технічний партнер:



**Міжнародний виставковий центр
Україна, 02002, Київ
Броварський пр-т, 15
"Лівобережна"**

☎ (044) 201-11-65, 201-11-56, 201-11-58
e-mail: alexk@iec-expo.com.ua
www.iec-expo.com.ua, www.мвц.укр
www.tech-expo.com.ua