

УДК 539.43:669.018.294

ПРО КОНЦЕПЦІЮ ВИБОРУ СТАЛЕЙ ДЛЯ ВИСОКОМІЦНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

О. П. ОСТАШ¹, В. Г. АНОФРІЄВ², І. М. АНДРЕЙКО¹,
Л. А. МУРАДЯН², В. В. КУЛИК¹

¹ Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів;

² Національний університет залізничного транспорту ім. акад. В. Лазаряна, Дніпропетровськ

За результатами статистичного аналізу експлуатаційних пошкоджень високоміцних залізничних коліс та відповідних лабораторних досліджень колісних сталей встановлено, що переважна більшість з них – це вищербини і повзуни на поверхні кочення. Тому необхідно змінити концепцію вибору сталі для високоміцних коліс: враховувати не тільки її характеристики міцності і твердості (зносотривкості), а й опірність тріщиноутворенню за умов контактної втоми. Вона повинна базуватися на підходах структурної механіки втомного руйнування і передбачати створення високоміцних колісних сталей з пониженим вмістом вуглецю і підвищеними характеристиками циклічної тріщиностійкості в умовах нормального відриву і поперечного зсуву.

Ключові слова: колісна сталь, експлуатаційні пошкодження, вищербини, повзуни, втомна довговічність.

У кінці ХХ століття однією з основних причин виходу з ладу рухомого складу Укрзалізниці стало понаднормове зношування гребеня суцільнокатаних коліс, що спричинило суттєве підвищення витрат на утримання вантажних вагонів [1]. Повністю усунути зношування в зоні контакту колесо–рейка неможливо, проте знизити його інтенсивність можна вдосконаленням профілю поверхні кочення колеса, оптимізацією співвідношення твердості колеса і рейки, підвищенням міцності і твердості колеса.

Вирішуючи цю проблему, на ВАТ “Інтерпайп НТЗ” спільно з Інститутом чорної металургії НАН України виготовили високоміцні колеса (типу КП-Т) зі сталі марки Т підвищеної твердості [2, 3] на заміну серійних середньоміцних коліс (типу КП-2) зі сталі марки 2. Основними характеристиками сталі марки Т є міцність $\sigma_B > 1100$ МПа і твердість 320...360 НВ проти $\sigma_B < 1000$ МПа і 260...300 НВ сталі марки 2 [4]. Це дало можливість підвищити ресурс вагонних коліс типу КП-Т за критерієм зносотривкості на 30...40% порівняно з колесами типу КП-2 [2].

Укрзалізниця в 2005–2008 рр. закупила і ввела в експлуатацію декілька тисяч високоміцних коліс. Співробітники науково-дослідної лабораторії “Вагони” ДНУЗТ проаналізували дефекти на поверхні кочення коліс, які надійшли в ремонт за дев’ять місяців 2009 р. з усієї мережі доріг Укрзалізниці. За статистичними даними (рис. 1) більшість експлуатаційних пошкоджень належить до вищербин і повзунів (рис. 2а, б), хоча до недавнього часу найбільшу кількість складала прокат і пошкодження гребеня (його стоншення, вертикальний підріз і гострокінцевий накат).

Вищербини зумовлені тріщиноутворенням внаслідок контактної втоми металу, а повзуни – його локальним течінням. Цьому сприяє проковзування в зоні контакту колесо–рейка (особливо під час гальмування на сортувальних гірках),

де суттєво (до 900°C [5]) підвищується локальна температура (T_{br}). Для рейки вона розподіляється вздовж шляху гальмування, а для колеса теплове навантаження концентрується в зоні контакту. В результаті тут падає опір текучості металу, а після швидкого охолодження вихідна перлітно-феритна структура колісної сталі частково трансформується в мартенситну. Повзуни спричиняють ударні навантаження, що інтенсифікує тріщиноутворення, особливо за мартенситної структури.

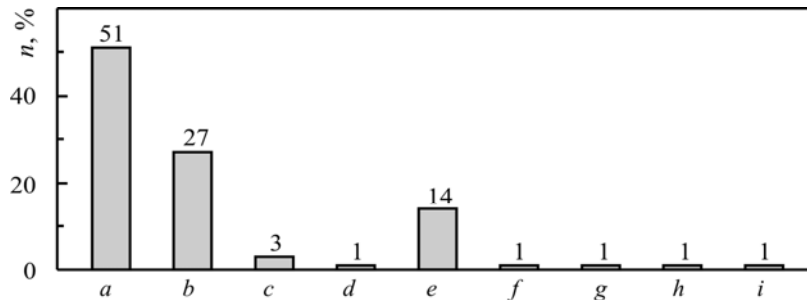


Рис. 1. Відносна кількість (n) дефектів різного типу (a – вищербина; b – повзун; c – навар; d – кільцеве вироблення; e – тонкий гребінь; f, g – підріз і накат гребеня; h, i – рівномірний і нерівномірний прокат) в колесах, які надійшли в ремонт за дев'ять місяців 2009 р. в депо Укрзалізниці.

Fig. 1. Relative number (n) of different types of defects (a – spall; b – flat; c – deposited metal; d – circular output; e – fine flange; f, g – undercut and rolled flange; h, i – uniform and nonuniform rolling) in wheels that were given for repair in Ukrzaliznytsia depots for 9 months in 2009.

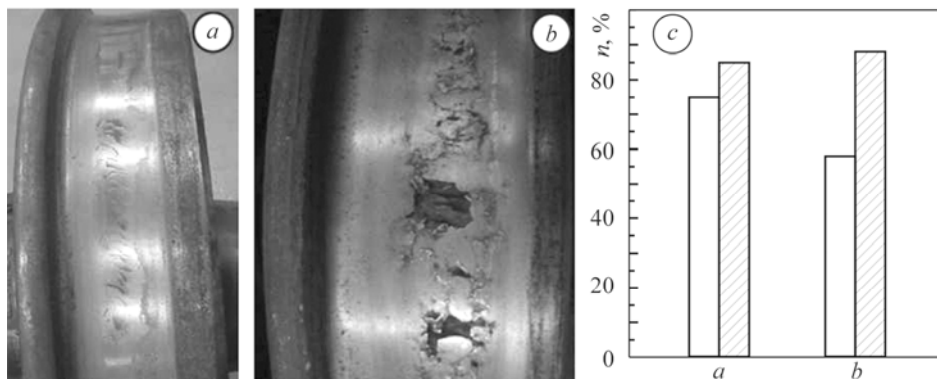


Рис. 2. Експлуатаційні пошкодження на поверхні кочення коліс (a – повзуни; b – вищербини), а також порівняння відносної кількості (n) коліс КП-2 (■) і КП-Т (▨) випуску 2005–2008 рр. з цими пошкодженнями (c).

Fig. 2. Operating damages on the wheels rolling surface (a – flats; b – spalls), and also comparison of relative number (n) of damage of type KP-2 (■) and type KP-T (▨) wheels manufactured for 2005–2008 (c).

Порівняння пошкодженості коліс випуску 2005–2008 рр. залежно від марки сталі виявило (рис. 2с), що в колесах КП-Т повзунів і, особливо, вищербин значно більше, ніж у колесах КП-2. Водночас слід зауважити, що дефектів у вигляді повзунів і вищербин не зафіксовано під час випробувань вагонів з колесами КП-Т по замкнутому маршруту “Роковате – Ужгород – Кошице”, де заборонено спускати вагони з гірок, що підтверджує формування цих пошкоджень у першу чергу за впливу температурно-силових факторів під час гальмування.

Встановлено (рис. 3), що повзуни різняться також за глибиною залягання: в колесах КП-2 їх більше глибиною 0,6...1,2 mm, а в колесах КП-Т – глибиною

1,4...2,4 mm. Це несподіваний факт, зважаючи, що границя текучості сталі марки Т вища, ніж сталі марки 2. Проте він стає зрозумілим, коли проаналізувати отримані [6] температурні залежності характеристик міцності і пластичності сталей цих марок (рис. 4). Границі міцності (σ_B) і текучості ($\sigma_{0,2}$) обох сталей в інтервалі температур 20...800°C змінюються подібно, але пластичність (відносне видовження δ) сталі марки Т за температур вище 500...520°C стрімко зростає порівняно зі сталлю марки 2. Таким чином, вище оптимальної температури карбонітридного зміцнення сталь марки Т [6] починає знеміцнюватися і суттєво пластифікується. За локального розігріву після гальмування температура може бути значно вищою [5], що зумовлює змінання приповерхневих шарів ободу на більшу глибину, ніж в колесі зі сталі марки 2.

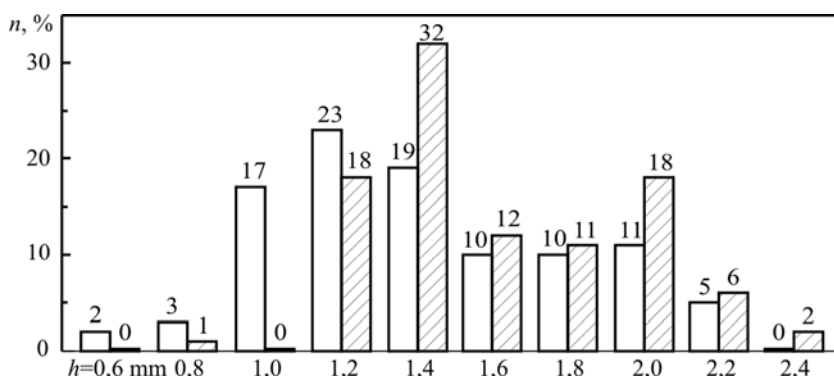


Рис. 3. Розподіл кількості повзунів різної глибини (h) в колесах КП-2 (□) і КП-Т (▨).

Fig. 3. The distribution of different depth (h) flats in type KP-2 (□) and type KP-T (▨) wheels.

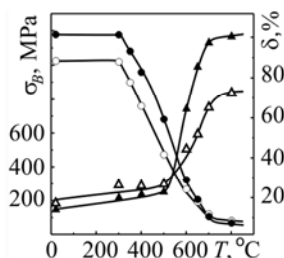


Рис. 4. Fig. 4.

Рис. 4. Температурна залежність характеристик міцності (○, ●) і пластичності (Δ, ▲) сталей марок 2 (○, Δ) і Т (●, ▲).

Fig. 4. Temperature dependence of strength (○, ●) and ductility (□, ▲) characteristics for type 2 (○, □) and type T (●, ▲) steels.

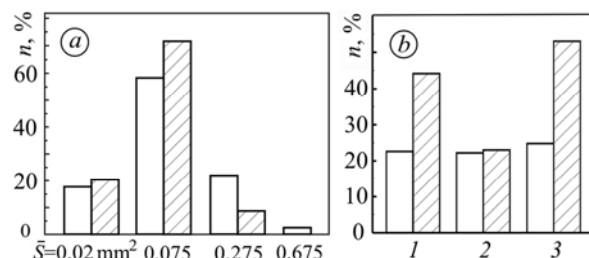


Рис. 5. Fig. 5.

Рис. 5. Розподіл кількості відшарувань різної площі \bar{S} (a) і пітінгів площею $\bar{S} = 0,00056 \text{ mm}^2$ (b) на поверхні кочення площею 1 mm^2 модельних зразків, вирізаних з коліс КП-2 (□) і КП-Т (▨): 1–3 – різні ділянки поверхні кочення.

Fig. 5. Distribution of a number of spalling of different areas \bar{S} (a) and pits of area $\bar{S} = 0.00056 \text{ mm}^2$ (b) on the rolling surface (area 1 mm^2) of model specimens cut out from type KP-2 (□) and type KP-T (▨) wheels: 1–3 – various segments of rolling surface.

Результати статистичного аналізу формування вищербин узгоджуються з даними лабораторних досліджень пошкоджуваності модельної пари колесо–рейка [7]. Кількість вищербин, утворених шляхом відшарування, більша в модель-

них зразках (діаметром 40 mm) високоміцного колеса порівняно зі середньоміцним. Їх площа знаходиться в межах $0,02...0,675 \text{ mm}^2$, причому для високоміцного колеса кількість вищербин середньою площею $0,075 \text{ mm}^2$ становить 72% від усієї їх кількості на поверхні кочення, тоді як для середньоміцного колеса – 58%. При цьому характерний ширший діапазон розмірів вищербин зі зміщенням його в бік дефектів більших розмірів (рис. 5a).

Вищербини внаслідок пітингоутворення виявились більш однотипними, незважаючи на відмінність сталей коліс. За площею пітинга у плані їх можна розділити на два діапазони: площею $S_1 = 0,0005...0,000625 \text{ mm}^2$ і площею $S_2 = 0,00175...0,0025 \text{ mm}^2$. Кількість пітингів меншої площі переважала і досягла 70%. Такий розподіл характерний для високо- та середньоміцного коліс. Відмінність полягала у кількості пітингів на одиницю площі, яка для високоміцного колеса є удвічі більша (рис. 5b).

Щоб отримати профілі вищербин, поверхні кочення модельних зразків досліджували безконтактним інтерференційним 3-D профілографом “Micron-beta” [7]. Глибина вищербин (рис. 6a, b) залежить від властивостей сталей. У високоміцному колесі вона більша: $10...11$ проти $7...8 \text{ }\mu\text{m}$ (у реальних колесах сягає $2...3 \text{ mm}$).

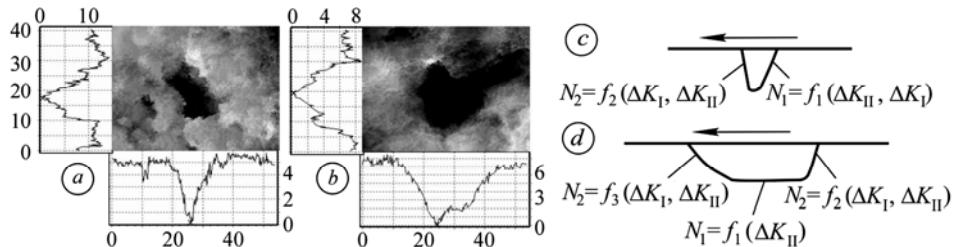


Рис. 6. Профілограми вищербин на поверхні кочення високо- (a) і середньоміцного (b) модельних зразків колеса (розмірність шкал подано в μm) та схеми формування вищербини через пітингоутворення (c) і відшарування (d).

Fig. 6. Profilograms of spallings on the rolling surface of high- (a) and medium-strength (b) model specimens of a wheel (scales dimension are given in μm) and schemes of spalling formation by pitting (c) and shelling (d).

З аналізу поверхонь кочення модельних зразків можна запропонувати схеми утворення вищербин [7, 8], коли кінетику цього процесу визначає тривалість (N) різних стадій пітингоутворення та відшарування (рис. 6c, d) внаслідок зародження і росту втомних тріщин. Втомна тріщина може виникати як з поверхні кочення (рис. 6c), так і в підповерхневих шарах (рис. 6d). Її ріст відбувається по чергово за різної комбінації процесів нормального відриву (що контролює розмах ΔK_I) та поперечного зсуву (ΔK_{II}). Тріщина, що утворилася на поверхні кочення, росте вглиб під певним кутом за одночасної дії розмахів ΔK_{II} і ΔK_I . Зі зростанням її довжини змінюється механізм руйнування: від сумісної дії розмахів ΔK_{II} і ΔK_I до майже виняткової дії розмаху ΔK_{II} , а далі знову за розмахів ΔK_I і ΔK_{II} за виходу її на поверхню кочення, що призводить до виникнення вищербини пітингоутворенням (рис. 6c). Підповерхнева тріщина росте за дії розмаху ΔK_{II} , що зумовлює відшарування з подальшим виходом її на поверхню за сумісної дії розмахів ΔK_I і ΔK_{II} (рис. 6d).

При цьому треба мати на увазі, що у формуванні вищербин пітингоутворенням і, особливо, підповерхневим відшаруванням суттєву роль можуть відігравати ендогенні неметалеві включення, розмір яких у колісних сталях становить $5...60 \text{ }\mu\text{m}$.

Таким чином, для аналізу впливу структури і міцності колісної сталі на кінетику утворення дефектів типу вищербини потрібні діаграми швидкості росту втомної тріщини ($da/dN-\Delta K_I$) і ($da/dN-\Delta K_{II}$) [9].

Механічна поведінка сталей залежить від впливу експлуатаційних факторів. Порівняно зміну комплексу механічних характеристик сталей марок Т і 2 з урахуванням дії низької температури, корозивного середовища, локального нагріву під час гальмування [10–13]. Встановлено (див. таблицю), що високоміцна сталь, переважаючи середньоміцну за показниками міцності (σ_B) і твердості (НВ), помітно поступається їй за циклічною тріщиностійкістю, особливо циклічною в'язкістю руйнування $\Delta K_{I_{fc}}$ за умов нормального відриву. За порогами втоми $\Delta K_{I_{th}}$ відмінності між ними незначні, за винятком одного випадку (після гальмування). Виявлено, що експлуатаційні проблеми високоміцних залізничних коліс особливо пов'язані з дією температурно-силових факторів під час гальмування, коли для високоміцної сталі відносно падіння $\Delta K_{I_{th}}$ навіть перевищує суттєве зниження $\Delta K_{I_{fc}}$ (див. таблицю). Причиною утворення вищербин на поверхні кочення коліс є інтенсифікація тріщиноутворення в зоні контакту колесо–рейка, зумовлена мартенситним перетворенням і розтягальними залишковими напруженнями, дію яких можна моделювати високою асиметрією ($R = 0,5$) циклу навантаження. При цьому мікромеханізм росту втомної тріщини змінюється від череззеренного до низькоенергоємного міжзеренного [13].

Вплив експлуатаційних факторів на відносну зміну механічних характеристик сталей високо- і середньоміцного коліс [10–13]

Відношення характеристик сталей коліс	Повітря, 20°C		Повітря						Корозивне середовище		Після гальмування на повітрі	
	σ_B	НВ	20°C				-40°C, R = 0,1		20°C, R = 0,1		20°C, R = 0,1	
			R = 0,1		R = 0,5		$\Delta K_{I_{th}}$	$\Delta K_{I_{fc}}$	$\Delta K_{I_{th}}$	$\Delta K_{I_{fc}}$	$\Delta K_{I_{th}}$	$\Delta K_{I_{fc}}$
			$\Delta K_{I_{th}}$	$\Delta K_{I_{fc}}$	$\Delta K_{I_{th}}$	$\Delta K_{I_{fc}}$						
КП-Т/КП-2	1,24	1,22	0,93	0,65	1	0,30	1	0,60	0,97	0,64	0,39	0,45

Отримані результати обґрунтовують необхідність зміни концепції вибору сталей для підвищення довговічності високоміцних залізничних коліс, який повинен здійснюватися як за критерієм зношування (що визначає міцність і твердість сталей), так і за критерієм вищерблювання поверхні кочення (що визначає їх циклічна тріщиностійкість). Підвищений (до 0,7%) вміст вуглецю в сталі марки Т, зумовлюючи ріст зносотривкості (твердості), спричиняє її схильність до мартенситного перетворення [13, 14], збільшення залишкових напружень другого роду і, як результат, падіння циклічної тріщиностійкості [13].

Нова концепція повинна базуватися на підходах структурної механіки руйнування [15]. Вона передбачає необхідність зниження вмісту вуглецю в колісних сталях для запобігання мартенситного перетворення після гальмування (рис. 7a); пошук структур колісних сталей, які забезпечують оптимальне поєднання характеристик їх міцності і циклічної тріщиностійкості (рис. 7b) з урахуванням механізмів руйнування за умов нормального відриву і поперечного зсуву (рис. 7c) для мінімізації тріщиноутворення і вищерблювання на поверхні кочення коліс. Бейнітна структура сталі колеса КП-Т обумовлює суттєво вищі характеристики циклічної тріщиностійкості [11] проти перлітної в сталі коліс КП-Т і навіть КП-2. Для оптимального поєднання міцності і тріщиностійкості перспективна трооститна структура (рис. 7b).

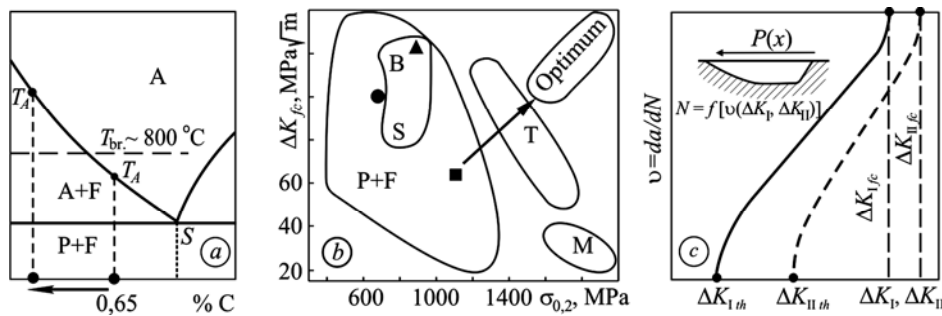


Рис. 7. Концепція оптимізації колісних сталей: *a* – запобігання мартенситного перетворення після гальмування; *b* – оптимальне поєднання міцності і циклічної тріщиностійкості; *c* – врахування механізмів руйнування за умов нормального відриву і поперечного зсуву: А – аустеніт; F – ферит; P – перліт; B – бейніт; M – мартенсит; T – троостит; S – сорбіт; ●, ■ – перлітно-феритна структура сталей коліс КП-2 і КП-Т, відповідно; ▲ – бейнітна структура сталі коліс КП-Т.

Fig. 7. The concept of wheel steels optimization: *a* – prevention of martensitic transformation after braking; *b* – optimal combination of strength and cyclic fatigue crack growth resistance; *c* – accounting of mode I and mode II fracture mechanisms: A – austenite, F – ferrite, P – pearlite, B – bainite, M – martensite, T – troostite, S – sorbite; ●, ■ – pearlitic-ferritic structure of steels of wheels KP-2 and KP-T, respectively; ▲ – bainitic structure of steel of KP-T wheels.

ВИСНОВКИ

На основі статистичного аналізу експлуатаційних пошкоджень залізничних коліс типу КП-2 і КП-Т та лабораторних досліджень сталей марок 2 і Т обґрунтовано необхідність вибору колісних сталей і за опірністю зношуванню, і за опірністю утворенню дефектів (повзунів і вищербин) на поверхні кочення коліс, що вимагає зміни відповідних нормативно-технічних документів на колісну продукцію. Встановлено, що повзуни визначають характеристики пластичності колісної сталі за високих (500...800°C) температур. Показано, що кінетика вищерблювання (пітингоутворенням або відшаруванням) поверхні кочення коліс залежить від характеристик циклічної тріщиностійкості сталей за умов нормального відриву та поперечного зсуву, значення яких суттєво обумовлює вплив експлуатаційних факторів, особливо температурно-силових під час гальмування. Для мінімізації цього впливу необхідно створювати нові високоміцні колісні сталі з пониженим вмістом вуглецю, трансформуючи їх перлітну структуру в бейнітну, трооститну тощо і забезпечуючи їх високоміцний стан оптимальним легуванням.

РЕЗЮМЕ. На основании результатов статистического анализа эксплуатационных повреждений высокопрочных железнодорожных колес и соответствующих лабораторных испытаний колесных сталей выявлено, что преимущественно это выщербины и ползуны на поверхности катания. Сделан вывод о необходимости смены концепции выбора стали для высокопрочных колес: нужно учитывать не только ее характеристики прочности и твердости (износостойкости), а также сопротивляемость трещинообразованию в условиях контактной усталости. Она должна базироваться на подходах структурной механики усталостного разрушения и предусматривать создание колесных сталей с пониженным содержанием углерода и повышенными характеристиками циклической трещиностойкости в условиях нормального отрыва и поперечного сдвига.

SUMMARY. Based on statistical analysis of operational damages for high-strength railway wheels and relevant laboratory investigations of wheel steels it is shown that dominating majority of these damages are spallings and flats on the rolling surface. It is necessary to change the concept of selection of wheel high-strength steel: both its strength and hardness (wear resistance) and also its crack growth resistance under contact fatigue must be taken into account. It must be based on the approaches of microstructural fracture mechanics and provide the manu-

fracture of wheel steels with lower carbon content and higher fatigue crack growth resistance characteristics under mode I and mode II fracture.

1. *Лашко А. Д., Савчук О. М.* К вопросу о стратегии Укрзалізничці по решению проблемы устранения сверхнормативных износов пары “колесо–рельс” // *Залізничний транспорт України.* – 1997. – № 2–3. – С. 2–4.
2. *Научная разработка и производственная реализация технологии микролегирования и термоупрочнения высокоизносостойких железнодорожных цельнокатаных колес / И. Г. Узлов, К. И. Узлов, О. Н. Перков, А. В. Кныш // Фунд. и прикл. проблемы черной металлургии.* – 2004. – Вып. 7. – С. 231–243.
3. *Харченко И. Г.* Эксплуатационная надежность колесных пар грузовых вагонов // *Вагонный парк.* – 2008. – № 2. – С. 21–22.
4. *ГОСТ 10791-2011.* Колеса цельнокатаные. Технические условия. – М.: Стандартинформ, 2011. – 28 с.
5. *Frictional heat-introduced phase transformation on train wheel surface / S. Hang, P. Tao, L. Li et al. // J. of Iron and Steel Research Int.* – 2008. – 15 (5). – P. 49–56.
6. *Андрейко І. М., Кулик В. В.* Температурна залежність механічних характеристик колісних сталей // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2011. – 47, № 1. – С. 113–115.
(*Andreiko I. M. and Kulyk V. V.* Temperature dependence of mechanical characteristics of wheel steels // *Materials Science.* – 2011. – 47, № 1. – P. 124–126.)
7. *Контактно-втомна пошкоджувальність поверхні кочення залізничних коліс типу КП-2 і КП-Т / О. П. Остащ, І. М. Андрейко, В. В. Кулик та ін. // Вісник Дніпропетр. нац. ун-ту залізничного транспорту ім. акад. В. Лазаряна.* – 2011. – Вип. 39. – С. 118–122.
8. *Дацишин О. П.* Моделювання утворення контактно-втомних пошкоджень і оцінювання довговічності елементів трибоспрязень // *Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2011. – 47, № 2. – С. 67–78.
(*Datsyshyn O. P.* Modeling of the initiation of contact fatigue damages and estimation of the durability of elements of tribological conjunctions // *Materials Science.* – 2011. – 47, № 2. – P. 188–200.)
9. *Експлуатаційна довговічність залізничних коліс із високоміцної сталі / В. В. Панасюк, О. П. Остащ, О. П. Дацишин та ін. // Проблеми ресурсу і безпеки експлуатації конструкцій, споруд та машин.* – К.: Ін-т електрозварювання ім. Е. О. Патона НАН України, 2009. – С. 659–663.
10. *Низькотемпературна циклічна тріщиностійкість сталей залізничних коліс / О. П. Остащ, І. М. Андрейко, В. В. Кулик та ін. // Фіз.-хім. механіка матеріалів.* – 2008. – 44, № 4. – С. 52–57.
(*Low-temperature cyclic crack resistance of steels of railroad wheels / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, V. V. Kulyk et al. // Materials Science.* – 2008. – 44, № 4. – P. 524–529.)
11. *Вплив режиму термічної обробки і асиметрії циклу навантаження на циклічну тріщиностійкість колісних сталей / О. П. Остащ, І. М. Андрейко, В. В. Кулик та ін. // Там же.* – 2009. – 45, № 2. – С. 63–70.
(*Influence of the mode of thermal treatment and load ratio on the cyclic crack-growth resistance of wheel steels / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, V. V. Kulyk et al. // Materials Science.* – 2009. – 45, № 2. – P. 211–219.)
12. *Андрейко І. М., Кулик В. В., Остащ О. П.* Опір корозійно-втомному руйнуванню сталей залізничних коліс // *Там же.* – 2011. – 47, № 5. – С. 35–39.
(*Andreiko I. M., Kulyk V. V., and Ostash O. P.* Resistance of steels of railroad wheels to corrosion-fatigue fracture // *Materials Science.* – 2011. – 47, № 5. – P. 608–612.)
13. *Вплив гальмування на мікроструктуру і механічну поведінку сталей залізничних коліс / О. П. Остащ, І. М. Андрейко, В. В. Кулик, В. І. Ваврух // Там же.* – 2012. – 48, № 5. – С. 15–20.
14. *Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации / А. И. Бабаченко, А. А. Кононенко, Ж. А. Дементьева и др. // Залізничний транспорт України.* – 2010. – № 5. – С. 35–38.
15. *Структурная механика разрушения и эксплуатационная надежность железнодорожных колес / О. П. Остащ, А. И. Бабаченко, И. М. Андрейко и др. // Фунд. и прикл. проблемы черной металлургии.* – 2009. – Вып. 20. – С. 246–253.

Одержано 13.07.2012