

УДК 621.791.7-4:669.539.4

СТРУКТУРА ТА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ЗОНИ ТЕРМІЧНОГО ВПЛИВУ ВІДНОВЛЕНИХ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

О. А. ГАЙВОРОНСЬКИЙ¹, В. Д. ПОЗНЯКОВ¹, Л. І. МАРКАШОВА¹,
О. П. ОСТАШ², В. В. КУЛИК², Т. О. АЛЕКСЕЄНКО¹, О. С. ШИШКЕВИЧ¹

¹ Інститут електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України, Київ;

² Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів

За результатами дослідження впливу термічної обробки сталі 65Г, яка моделює термомодеформаційний цикл відновлювального наплавлення залізничних коліс, встановлено, що підвищити опірність крихкому руйнуванню металу колеса в зоні термічного впливу до рівня основного металу можна формуванням у ній бейнітно-мартенситної структури і витримкою 2...3 h при 100°C під час його охолодження після наплавлення. Така витримка сприяє зростанню пластичності металу в 1,8 рази, ударної в'язкості – в 2–3 рази, порога втоми зразка з тріщиною – в 1,6 рази, циклічної в'язкості руйнування – в 1,8 рази за практично незмінної міцності. Це спричинено падінням в ~ 1,5 рази напружень II роду і локальних деформацій в об'ємі рейок бейніту та мартенситу.

Ключові слова: залізничне колесо, електродугове наплавлення, зона термічного впливу, низькотемпературна термічна обробка, структурно-фазові параметри, механічні властивості.

Суцільнокатані колеса вантажного залізничного транспорту, бандажі коліс локомотивів і трамваїв виготовляють в Україні з високоміцних сталей з вмістом вуглецю 0,55...0,70%. Основними легувальними елементами тут є марганець (до 1,20%) та кремній (до 0,60%). Колеса піддають термічній обробці, отримуючи перлітно-феритну структуру металу з такими механічними характеристиками: границя міцності за статичного розтягу $\sigma_B \geq 900$ МПа; відносні видовження та звуження відповідно $\delta_5 \geq 8\%$ і $\psi \geq 14\%$; ударна в'язкість $KCU_{+20} \geq 15$ Дж/см² [1, 2].

Під час тривалої експлуатації колеса зношуються і їх профіль відновлюють електродуговим наплавленням [3, 4]. Встановлено, що після цього в зоні термічного впливу (ЗТВ) колеса залежно від швидкості охолодження формується структура, яка обумовлює підвищену міцність і схильність до крихкого руйнування металу ЗТВ: $\sigma_B = 940...1280$ МПа, $\sigma_{0,2} = 600...920$ МПа, $\delta_5 \leq 5\%$, $\psi \leq 13\%$, $KCU_{+20} \leq 7$ Дж/см² [3, 4]. При цьому за вмісту вуглецю в сталі 0,58% і структури верхнього бейніту (B_U) статична в'язкість $K_{1C} = 23$ МПа $\cdot\sqrt{m}$. Виявлено [5], що для досягнення вищої опірності крихкому руйнуванню ($K_{1C} \geq 35$ МПа $\cdot\sqrt{m}$) необхідно забезпечити умови, коли в металі ЗТВ сформується бейнітно-мартенситна структура без верхнього бейніту, а частка мартенситу (М) не перевищуватиме кількості нижнього бейніту (B_L), тобто $M/B_L < 1$. Але навіть тоді опірність крихкому руйнуванню ЗТВ в 1,5 рази нижча, ніж основного металу колеса.

Щоб підвищити якість металу, застосовують вакуумування, протифлокову обробку (витримка виробу при 150...350°C), низький відпуск упродовж декількох годин при 200...250°C або високий при 600...650°C тощо [2, 6]. Головною метою цих технологічних операцій є дегазація виробу і релаксація термічних напружень

Контактна особа: В. В. КУЛИК, e-mail: kulyk@ipm.lviv.ua

для отримання необхідної пластичності металу. Таку ж технологію застосовують під час виготовлення зварних виробів із високоміцних сталей зі спеціальними властивостями [7, 8]. Тому спосіб відновлення залізничного колеса передбачає попередній підігрів ободу до 150°C та уповільнене охолодження колеса після наплавлення в термокамері [4].

Мета цього дослідження – вивчити вплив режимів уповільненого охолодження в інтервалі температур початку і кінця мартенситного перетворення на структуру та опірність ЗТВ наплавленого колеса крихкому руйнуванню під дією зовнішнього навантаження.

Матеріал і методики випроб. Досліджували термооброблені зразки конструкційної сталі 65Г (0,65 mass.% С; 0,19 Si; 0,91 Mn; 0,18 Ni; 0,16 Cr; 0,017 S; 0,010 mass.% Р), яка за хімічним складом і властивостями близька до вищевказаних високоміцних колісних сталей. Її термообробку виконували згідно з термомоделювальним циклом дугового наплавлення (1250°C, швидкість нагріву 180°C/s, швидкість охолодження в інтервалі 600...500°C $W_{6/5} = 6^\circ\text{C/s}$). За досягнення певної температури охолодження зразки поміщали в піч для витримки впродовж встановленого часу. Температуру витримки змінювали в діапазоні 50...200°C упродовж 1...4 h.

Підготовлені зразки піддавали статичному розтягу та удару згідно з ГОСТ 1497 та ГОСТ 9454. Опір руйнуванню за циклічного навантаження оцінювали за діаграмами швидкостей росту втомної тріщини (залежностями $da/dN-\Delta K$), керуючись стандартною методикою [9] випробування компактних (СТ) зразків базового розміру 40 mm і товщиною 8 mm за частоти 10...15 Hz і коефіцієнта асиметрії циклу навантаження $R = 0,1$. Характеристиками циклічної тріщиностійкості (ЦТ) матеріалів вибрали поріг втоми ΔK_{10}^{-10} та циклічну в'язкість руйнування $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10}^{-5}$ – розмахи коефіцієнта інтенсивності напружень (КІН) за швидкості росту тріщини $da/dN = 10^{-10}$ і 10^{-5} m/cycle відповідно. В окремих випадках значення ΔK_{fc} рівне розмаху КІН за спонтанного росту тріщини.

Структурно-фазові зміни, тонку структуру, розподіл і густину дислокацій та злами зразків досліджували засобами оптичної металографії, растрової (SEM-515 фірми Philips) та просвічувальної (JEM-200СХ фірми JEOL) електронної мікроскопії. Далі розрахунковим методом [10, 11], використовуючи встановлені параметри субструктури, визначали локальну деформацію (ϵ_{loc}) в об'ємі рейок структурних складових та структурні напруження II роду (τ_{loc}) залежно від умов охолодження металу.

Результати та їх обговорення.

Структура металу за описаної термічної обробки бейнітно-мартенситна. Після витримки упродовж 4 h при 100°C вона представлена переважно нижнім бейнітом, мікротвердість якого $HV_{0,1} = 3620...3860$ МПа, та мартенситом ($HV_{0,1} = 4120...4410$ МПа). Об'ємна частка верхнього бейніту з мікротвердістю 3030...3210 МПа не перевищує 10% (рис. 1). Виявлені також окремі ділянки перліту (з мікротвердістю 2570...2710 МПа) та залишкового аустеніту (2700 МПа) загальним об'ємом не більше 2%. Суттєвих змін



Рис. 1. Мікроструктура сталі 65Г ($W_{6/5} = 6^\circ\text{C/s}$); $\times 500$.

Fig. 1. Microstructure of 65G steel ($W_{6/5} = 6^\circ\text{C/s}$); $\times 500$.

мікроструктури сталі залежно від температури і часу витримки не зафіксовано.

Після витримки охолодженого зі швидкістю $W_{6/5} = 6^\circ\text{C/s}$ металу впродовж 1...4 h при температурах від 50 до 200°C границі міцності та текучості практично не змінюються і знаходяться відповідно в межах 1070...1090 та 750...770 МПа. Здебільш міняються пластичність та ударна в'язкість, при цьому впливає і температура, і час витримки. Пластичні властивості термообробленої сталі за статичного розтягу після витримки 3...4 h при 100°C поліпшуються (рис. 2a): δ_5 – на 11%, а ψ – майже в 1,8 рази. За кімнатної температури ударна в'язкість металу після витримки 2 h при 100°C зростає втричі – до 23 J/cm² (рис. 2b), що вже відповідає вимогам нормативних документів до основного металу коліс. За подальшого збільшення часу витримки вона не змінюється, а за низької температури випробування має тенденцію до підвищення за витримки до 4 h (рис. 2b). Залежність ударної в'язкості сталі, визначеної за нормальної і низьких температур, від температури витримки свідчить (рис. 2c), що оптимальною є витримка при 100°C.

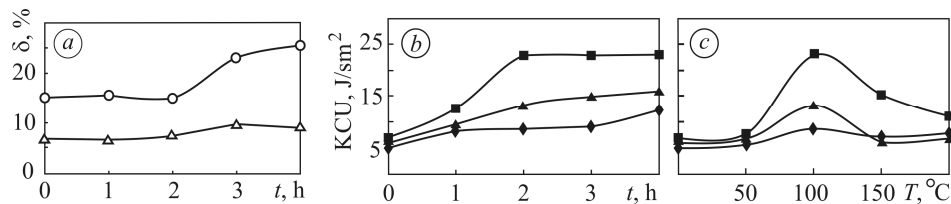


Рис. 2. Вплив часу витримки при 100°C на характеристики пластичності δ (○) і ψ (△) (a) та ударну в'язкість KCU (b) при 20°C (■), -20°C (▲) і -40°C (◆), а також температури витримки впродовж 2 h на ударну в'язкість KCU (c) сталі 65Г ($W_{6/5} = 6^\circ\text{C/s}$).

Fig. 2. Effect of exposure time at 100°C on the plasticity characteristics δ (○) and ψ (△) (a) and impact toughness KCU (b) at 20°C (■), -20°C (▲) and -40°C (◆), and exposure temperature for 2 h on impact toughness KCU (c) of 65Г steel ($W_{6/5} = 6^\circ\text{C/s}$).

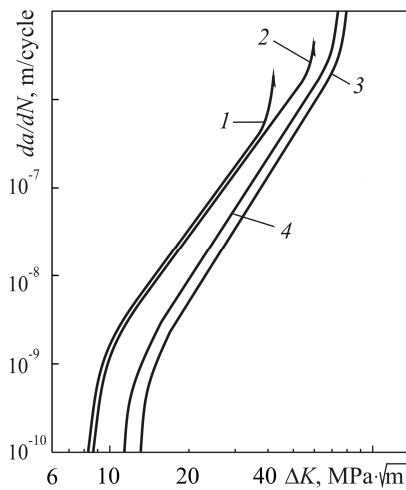


Рис. 3. Порівняння діаграм швидкостей росту втомної макротріщини в сталі 65Г з бейнітно-мартенситною структурою ($W_{6/5} = 5^\circ\text{C/s}$): 1 – без відпуску; 2 – відпуск 1 h при 100°C; 3, 4 – витримка 1 і 4 h після охолодження до 100°C. Стрілками вказано початок спонтанного руйнування.

Fig. 3. Comparison of the fatigue crack growth rates of 65Г steel with bainite-martensite structure ($W_{6/5} = 5^\circ\text{C/s}$): 1 – without tempering; 2 – after tempering 1 h at 100°C; 3, 4 – exposure 1 and 4 h after cooling to 100°C. The arrows indicate the beginning of spontaneous fracture.

Дослідження ЦТ сталі 65Г із бейнітно-мартенситною структурою (~66% бейніту і ~34% мартенситу), отриманою після електроконтактного нагріву до 1250°C і охолодження зі швидкістю $W_{6/5} = 5^\circ\text{C/s}$ та подальшого традиційного низького відпуску або різної витримки після охолодження до 100°C виявило, що режим термообробки суттєво впливає на її опір росту втомної макротріщини (рис. 3). Після монотонного охолодження до кімнатної температури і наступного відпуску при 100°C ЦТ зростає тільки у високоамплітудній ділянці діаграми швидкостей росту втомної тріщини (крива 2 проти кривої 1), коли циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} підвищується в 1,4 рази, а поріг

втомі ΔK_{th} не змінюється. Після охолодження до 100°C та витримки 1 h при цій температурі ЦТ підвищується набагато більше, причому як у високо-, так і низькоамплітудній ділянках діаграми (крива 3 проти кривої 1): значення ΔK_{fc} зростає в 1,8 рази, а ΔK_{th} – в 1,6 рази. Після витримки 4 h при 100°C вона вже має тенденцію до зниження (крива 4 проти кривої 3), тобто результати випробувань за статичного, ударного і циклічного навантажень (рис. 2 і 3) свідчать, що для забезпечення високих механічних характеристик ЗТВ наплавленого колеса оптимальною є витримка 2...3 h при 100°C.

Електронно-мікроскопічними дослідженнями встановлено, що після витримки при 100°C в металі відбулися зміни на субструктурному рівні (рис. 4). Приблизно в 1,5 рази зменшилась густина дислокацій (ρ) (див. таблицю). Розрахунковим методом, використовуючи встановлені параметри субструктури [10, 11], порівняли локальні деформації (ϵ_{loc}) в об'ємі рейок структурних складових та напруження II роду (τ_{loc}) залежно від умов охолодження металу. Після 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.

Параметри тонкої структури та розрахункові напруження і деформації в структурних елементах сталі 65Г після термообробки

Режим охолодження	Складові структури	Ширина рейок, μm	Густина дислокацій ρ , cm^{-2}	Локальні деформації і напруження	
				ϵ_{loc} , %	τ_{loc} , МПа
Без ізотермічної витримки	V_U	0,2...0,5	$4...5 \cdot 10^{10}$	2,8...9,0	739...924
	V_L	0,4...0,7	$6...7 \cdot 10^{10}$	8,4...17,5	1109...1294
	M	0,8...1,2	$7...8 \cdot 10^{10}$	17,5...33,6	1294...1474
3 витримкою 4 h при 100°C	V_U	0,2...0,5	$3...3,5 \cdot 10^{10}$	2,1...6,3	554...646
	V_L	0,4...0,7	$4...4,5 \cdot 10^{10}$	5,6...11,25	739...830
	M	0,8...1,2	$5...6 \cdot 10^{10}$	14,0...25,0	924...1109

Примітка: V_U – верхній бейніт; V_L – нижній; M – мартенсит.

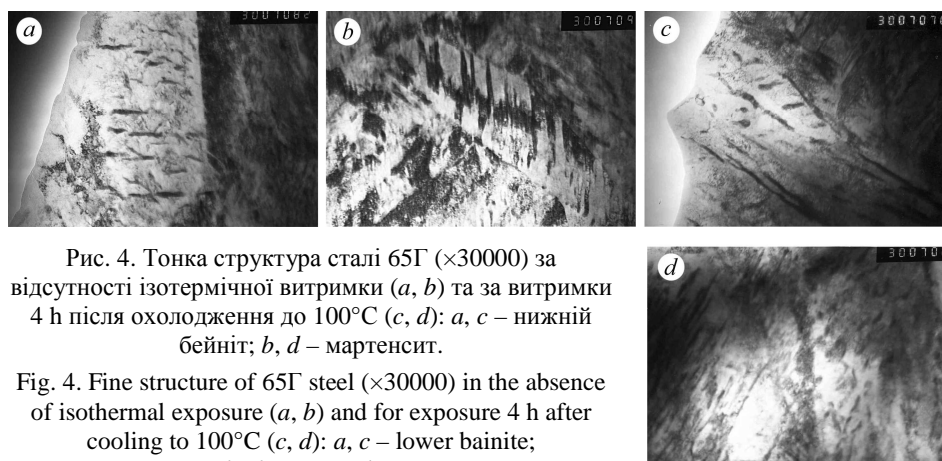


Рис. 4. Тонка структура сталі 65Г ($\times 30000$) за відсутності ізотермічної витримки (a, b) та за витримки 4 h після охолодження до 100°C (c, d): a, c – нижній бейніт; b, d – мартенсит.

Fig. 4. Fine structure of 65G steel ($\times 30000$) in the absence of isothermal exposure (a, b) and for exposure 4 h after cooling to 100°C (c, d): a, c – lower bainite; b, d – martensite.

У результаті мікромеханізм росту втомної тріщини стає енергоємнішим (рис. 5). За низьких швидкостей росту втомної тріщини ($10^{-9}...10^{-8}$ m/cycle) протяжні фасетки циклічного квазівідколу (рис. 5a) трансформуються в окремі дрібні фасетки, розділені великою кількістю деформаційних гребенів з дрібноямковою структурою (рис. 5b). За вищих швидкостей росту тріщини ($10^{-7}...10^{-6}$ m/cycle)

перенапруження бейнітно-мартенситної структури проявляється в зламах великою кількістю вторинних тріщин, які розділяють крупні фасетки квазівідколу (рис. 5c), а після уповільненого охолодження за витримки при 100°C мікрорельєф зламу істотно змінюється: відкольні фасетки зменшуються і значну площу зламу займають ділянки в'язкого, переважно ямкового, руйнування (рис. 5d). Це призводить до росту характеристик ЦТ (див. рис. 3).

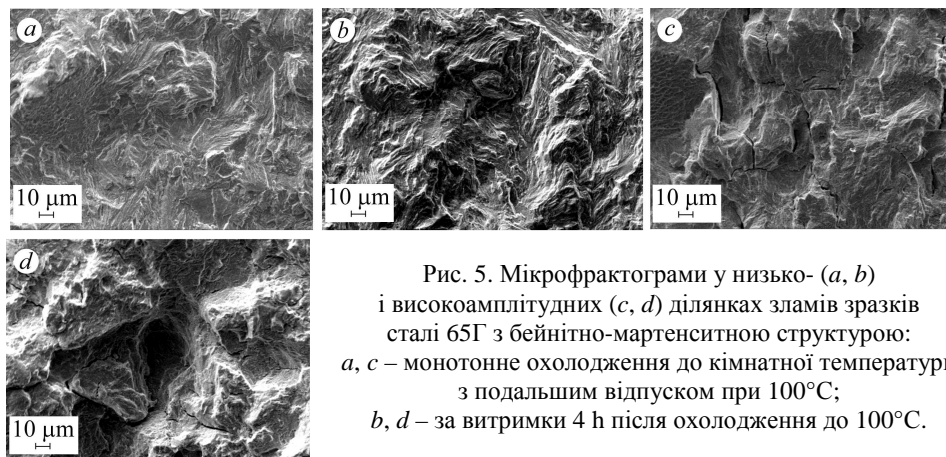


Рис. 5. Мікрофрактограми у низько- (a, b) і високоамплітудних (c, d) ділянках зламів зразків сталі 65Г з бейнітно-мартенситною структурою: a, c – монотонне охолодження до кімнатної температури з подальшим відпуском при 100°C; b, d – за витримки 4 h після охолодження до 100°C.

Fig. 5. Microfractographs for low- (a, b) and high-amplitude (c, d) areas of specimens fracture surface of 65Г steel with bainite-martensite structure: monotonic cooling to room temperature and tempering at 100°C (a, c); exposure 4 h after cooling to 100°C (b, d).

Таким чином, охолодженням наплавлених коліс зі швидкістю 5...6°C/s в інтервалі 600...500°C і кількогодінною витримкою при 100°C (в діапазоні температур початку і кінця мартенситного перетворення) можна суттєво підвищити пластичність і опір крихкому руйнуванню ЗТВ цих коліс. Це пов'язано зі зміною тут дислокаційної структури металу і зменшенням локальних внутрішніх напружень у бейніті і мартенситі. При цьому треба враховувати, що тривала ізотермічна витримка після охолодження до 100°C сприяє також видаленню із ЗТВ наплавлених коліс дифузійного водню [5], що підвищує їх роботоздатність.

Підсумовуючи, слід зауважити, що про перспективність застосування колісних сталей з бейнітною і бейнітно-мартенситною структурами йдеться також у працях [12, 13]. Проте, якщо бейнітна сталь була також з підвищеним вмістом вуглецю [12], то бейнітно-мартенситна – низьковуглецева [13]. Властивості високовуглецевої бейнітно-мартенситної структури на сьогодні ще вивчені мало.

ВИСНОВКИ

За впливу термодформаційного циклу наплавлення та насичення дифузійним воднем метал ЗТВ залізничного колеса має підвищену схильність до крихкого руйнування. Зменшити її можна формуванням у цій зоні регламентованої бейнітно-мартенситної структури, видаленням дифузійного водню з металу та релаксацією напружень II роду в об'ємі рейок бейніту та мартенситу, що досягають за витримки 2...3 h після охолодження наплавленого колеса до 100°C. Забезпечити такі умови на виробництві можна уповільненим охолодженням коліс після наплавлення в термокамерах.

РЕЗЮМЕ. На основаниі результатів дослідження впливу термічної обробки сталі 65Г, котра моделює термодформаційний цикл відновительної наплавки залізничних коліс, виявлено, що підвищить опір крихкому руйнуванню металу колеса в зоні термічного впливу до рівня основного металу можливо формуванням в цій зоні бейнітно-мартенситної структури і витримкою в процесі його охолодження після наплавки 2...3 h при 100°C. Це сприяє росту пластичності

металла в 1,8 раза, ударной вязкости – в 2–3 раза, порога усталости образца с трещиной – в 1,6 раза, циклической вязкости разрушения – в 1,8 раза при практически неизменной прочности. Это обусловлено снижением в ~1,5 раза напряжений II рода и локальных деформаций в объеме реек бейнита и мартенсита.

SUMMARY. Based on study of the effect of 65Г steel heat treatment, which simulates thermo-deformation cycle under reconstruction welding of railway wheels, it is shown that increase of the resistance to brittle fracture of metal in the wheel heat-affected zone to the level of base metal may be caused by the formation in this zone of the bainite-martensite structure and exposure 2...3 h at 100°C during welded wheel cooling. Such exposure improves metal plasticity in 1.8 times, impact toughness – in 2...3 times, fatigue threshold of cracked specimen in – 1.6 times, cyclic fracture toughness – in 1.8 times at almost constant strength. This is due to the ~1.5 fold reduction of the second kind stresses and local strain in the volume of bainite and martensite rails.

1. *Колесная сталь* / И. Г. Узлов, М. И. Гасик, А. Т. Есаулов, Н. Г. Мирошниченко, Ю. С. Пройдак и др. – К.:Техніка, 1985. – 168 с.
2. *Узлов И. Г.* Прогрессивные процессы производства и качество железнодорожных колес // *Сталь*. – 2003. – № 5. – С. 69–72.
3. *Влияние* технологических факторов на структуру и свойства металла ЗТВ при ремонтно-восстановительной наплавке гребней цельнокатаных вагонных колес / В. А. Саржевский, А. А. Гайворонский, В. Г. Гордонный, В. Ф. Горб // *Автомат. сварка*. – 1996. – № 3. – С. 22–27.
4. *Влияние* термомодеформационного цикла наплавки на структуру и свойства железнодорожных колес повышенной прочности при их восстановлении / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, В. А. Саржевский, В. О. Васильев, В. Ю. Орловский // *Автомат. сварка*. – 2010. – № 5. – С. 22–26.
5. *Wpływ* wodoru dyfuzyjnego na odporność pękaniu kruchemu metalu strefy wpływu termicznego wysokowytrzymałej stali węglowej / A. Gajworonski, S. Kasatkin, L. Markaszowa, T. Zuber // *Przegląd Spawalnictwa*. – 2014. – № 12. – S. 49–55.
6. *Новиков И. И.* Теория термической обработки металлов. – М.: Металлургия, 1978. – 392 с.
7. *Генкин И. З.* Сварка и термическая обработка стыков железнодорожных рельс на индукционных установках // *Сварочное производство*. – 2004. – № 9. – С. 31–36.
8. *Анохов А. Е., Корольков П. М.* Сварка и термическая обработка в энергетике. – К.: Эко-технология, 2006. – 320 с.
9. *РД 50-345-82.* Методические указания. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при циклическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1983. – 96 с.
10. *Оценка* прочности и трещиностойкости металла железнодорожных колес после длительной эксплуатации / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, А. А. Гайворонский, Е. Н. Бердникова, Т. А. Алексеенко // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 2011. – **47**, № 6. – С. 73–79. (*Estimation of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation / L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, A. A. Gaivoronskii, E. N. Berdnikova, and T. A. Alekseenko // Materials Science*. – 2012. – **47**, № 6. – P. 799–806.)
11. *Влияние* структурных факторов на механические свойства и трещиностойкость сварных соединений металлов, сплавов, композитных материалов / Л. И. Маркашова, В. Д. Позняков, Е. Н. Бердникова, А. А. Гайворонский, Т. А. Алексеенко // *Автомат. сварка*. – 2014. – № 6–7. – С. 25–31.
12. *Вплив* режиму термічної обробки і асиметрії циклу навантаження на циклічну тріщиностійкість колісних сталей / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, В. В. Кулик, О. І. Бабаченко, В. В. Віра // *Фіз.-хім. механіка матеріалів*. – 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, O. I. Babachenko, and V. V. Vira // Materials Science*. – 2009. – **45**, № 2. – P. 211–219.)
13. *Lingamanaik S. N. and Chen B. K.* Microstructural and thermo-mechanical analysis of quench cracking during the production of bainitic-martensitic railway wheels // *Eng. Failure Analysis*. – 2014. – **40**. – P. 25–32.

Одержано 19.01.2015