

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 629.4.027.4:669.14

І. А. ВАКУЛЕНКО^{1*}

^{1*}Каф. «Технологія матеріалів», Дніпропетровський національний університет залізничного транспорту імені академіка В. Лазаряна, вул. Лазаряна, 2, 49010, Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (056) 373 15 56, ел. пошта dnyuzt_textmat@ukr.net

ВИЗНАЧЕННЯ МЕХАНІЗМУ ЗНОШУВАННЯ ВУГЛЕЦЕВОЇ СТАЛІ З МАРТЕНСИТНОЮ СТРУКТУРОЮ

Мета. Метою роботи є оцінка ступеню зміни твердості металу залізничного колеса з структурою мартенситу під час кочення. **Методика.** В якості характеристики міцності була використана твердість за Роквеллом. Випробування на зношування проводили за умов нормального навантаження, з просковзуванням (10%) і без просковзування, на випробувальному устаткуванні СМЦ-2. Параметри тонкої кристалічної будови (ступінь тетрагональності кристалічної решітки, густина дислокацій, розмір областей когерентного розсіювання, величина викривлень кристалічної решітки другого роду) визначали з використанням методик рентгенівського структурного аналізу. **Результати.** При експлуатації залізничних коліс різного рівня міцності виникнення ушкоджень на поверхні кочення обумовлене від одночасної дії сил тертя та циклічно змінних навантажень. Вважаючи, що формування осередків руйнування в значній мірі визначається станом об'ємів металу поблизу з поверхнею кочення залізничного колеса, слід очікувати відмінностей в розвитку процесів тертя при високій контактній напрузі для коліс з різним рівнем міцності і структурним станом. **Наукова новизна.** В процесі випробувань на зношування був отриманий ефект пом'якшення вуглецевої сталі з структурою після гартування на мартенсит. Зниження твердості склало значення від 3,5 до 7 % від рівня стану металу після гартування. Ефект пом'якшення супроводжувався зниженням ступеню тетрагональності кристалічної решітки мартенситу, подрібненням областей когерентного розсіювання, збільшенням густини дислокацій і викривлень кристалічної решітки другого роду. **Практична значимість.** Отримані результати указують на необхідність продовження досліджень стосовно уточнення механізму отриманого ефекту пом'якшення.

Ключові слова: вуглецева сталь; залізничне колесо; твердість; мартенсит; ступінь тетрагональності; кристалічна решітка

Вступ

Аналіз відомих експериментальних даних свідчить, що найбільш високий рівень напружень досягається в об'ємах ободу залізничного колеса в безпосередній близькості від місця контакту з рейкою [9, 2]. Результати розрахунків [10] та відомі експериментальні данні [12, 14] свідчать, що у переважній більшості випадків рівень контактних напружень може не тільки досягати, але і перебільшувати величину на-

пруження плинності металу. З урахуванням розвитку процесів деформаційного зміцнення слід очікувати достатньо швидкого досягнення критичних значень дефектів кристалічної будови і формування зародку ушкодження металу на поверхні кочення. Однак, локальний характер пластичної деформації, циклічна зміна розвитку процесів зміцнення та пом'якшення по площині контакту з рейкою [2, 10], супроводжуються неоднорідними ефектами перерозподілу дефектів кристалічної будови металу. Наведений стан розвитку процесів внутрішньої

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

перебудови не дозволяє достатньо довго досягати умов зародження осередків руйнування.

З іншого боку, поступовий характер накопичення дефектів внутрішньої будови металу і, в першу чергу, дислокацій, може порушуватися за рахунок випадкових зовнішніх впливів при експлуатації колеса. Такі впливання по рівню та тривалості дії можуть у значній ступені перебільшувати обмеження, які передбачені нормативно-технічною документацією. Достатньо часто непередбачуваний характер зовнішніх впливань може в значній ступені перекручувати схематичні уявлення щодо розвитку процесів структурних змін в металі колеса. На основі цього ресурс експлуатації залізничного колеса може в значній ступені відрізнятися від реального. Таким чином, визначення особливостей поведінки металу залізничного колеса після формування осередків зі структурами зсуву має певне наукове значення.

Мета і задачі

Метою роботи являється оцінка ступеню зміни твердості металу залізничного колеса з структурою мартенситу під час кочення. Матеріалом для дослідження була вибрана вуглецева сталь фрагмента ободу залізничного колеса, вилученого після експлуатації, з 0,55 % С, 0,74 % Mn, 0,33 % Si, 0,009 % P, 0,01 % S, 0,06 % Ni, 0,1 % Cr, 0,08 % Cu. Мартенситна структура в сталі була отримана прискореним охолодженням із швидкістю, вищою за критичне значення нормальних температур нагріву.

Методика

В якості характеристики міцності була використана твердість за Роквеллом. Випробування на зношування проводили при накатуванні зразка контрзразком, за умови нормального навантаження, з просковзуванням (10 %) і без просковзування, на випробувальному устаткуванні СМЦ-2. Параметри тонкої кристалічної будови (ступінь тетрагональності кристалічної ґратки, густина дислокацій, розмір областей когерентного розсіювання, величина викривлень кристалічної решітки другого роду) визначали з використанням методик рентгеновського структурного аналізу [4].

Результати дослідження

При експлуатації залізничних коліс різного рівня міцності виникнення ушкоджень на поверхні кочення, обумовлене одночасною дією сил тертя та циклічно змінних навантажень [2, 10]. Вважаючи, що формування осередків руйнування в значній мірі визначається станом об'ємів металу поблизу з поверхнею кочення залізничного колеса [5, 7], слід очікувати відмінностей в розвитку процесів тертя при високій контактній нарузі [10] для коліс із різним рівнем міцності і структурним станом.

Враховуючи тенденцію отримання високоміцних коліс в результаті зміцнюючих термічних обробок, коли внутрішня будова металу на поверхні колеса практично відповідає структурному стану після гартування і відпуску при температурах 400...450 °С, процеси зношування повинні мати відмінності в порівнянні із зношуванням металу зі структурою пластинчастого цементиту. Більш того, відомі випадки зародження поверхневих пошкоджень по ділянках «білого шару» на поверхні кочення можуть розглядатися як свого роду підтвердження зміни характеру поведінки металу при навантаженні після формування структур за механізмом зсуву.

Вуглецева сталь залізничного колеса після експлуатації мала твердість на поверхні кочення приблизно на рівні 35...37 одиниць HRC, що відповідає холодно-деформованому стану. Після гартування від нормальних температур нагріву отримали, на зразках для випробувальної машини СМЦ-2, твердість 62 HRC.

При випробуваннях на зношування, зразок піддавали нормальному вантаженню 18 кг, при швидкості оборотів шпинделя 300 min^{-1} . За умови випробувань без просковзування, вже після 1 200 циклів навантаження, було визначено зниження твердості від 5 до 7 % в порівнянні з станом металу після гартування. З метою визначення причин розвитку процесу пом'якшення було проведено дослідження параметрів тонкої кристалічної будови металу.

Так, у стані після загартування на мартенсит (рис. 1) вуглецева сталь, за рахунок формування визначеної структури, має достатньо високий рівень міцності (твердості) та крихкості. В порівнянні з кубічною об'ємно-центрованою кристалічною ґраткою фериту, кристали мартенситу мають ґратку, яку характеризують

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

ступенем тетрагональності. Величина тетрагональності кристалічної ґратки являє собою відношення більшого ребра кубу \tilde{a} до меншого \tilde{a} (рис. 2).



Рис. 1. Характерний приклад мартенситної структури вуглецевої сталі [5]

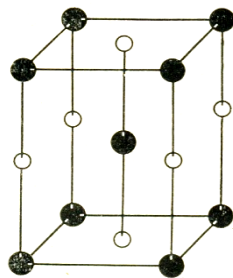


Рис. 2. Схематичне зображення кристалічної решітки мартенситної фази (○ – розташування атомів вуглецю, ● – положення атомів заліза)

Для більшого розуміння експериментальних даних стосовно отриманого ефекту пом'якшення загартованої вуглецевої сталі при накатуванні розглянемо основні положення, що стосуються процесу формування мартенситного кристалу. Так, по-перше, мартенситний кристал являє собою пересичений твердий розчин атомів вуглецю в α -залізі, а величини ребер \tilde{a} і \tilde{a} та зв'язана з ними ступінь тетрагональності, визначаються вмістом вуглецю в сталі. Таким чином, чим більшою буде концентрація вуглецю в сталі, тим вищою за рівнем повинна бути твердість вуглецю після гартування. Обумовлене це тим, що після нагріву до температур аустенітного стану, весь вуглець розчиняється в аустеніті. Далі, після охолодження зі швидкістю вищою за критичне значення, при перетворенні аустеніту в мартенсит, кількість розчинених атомів вуглецю в аустеніті і визначає ступінь тетрагональності кристалічної ґратки кри-

сталів мартенситу. Розташування атомів вуглецю у міжвузлях ґратки α -заліза (світлі кружки на рис. 2) буде супроводжуватися неодмінними викривленнями ґратки. Обумовлене наведене положення тим фактом, що сума діаметрів сусідніх атомів вуглецю і заліза перебільшує розмір ребра кубу елементарної чарунки кристалічної решітки α -заліза. Більше цього, як визначено експериментально [4, 11], збільшення концентрації атомів вуглецю супроводжується не тільки зростанням величини \tilde{a} , але і одночасним зменшенням параметру \tilde{a} .

В залежності від концентрації вуглецю в сталі, ступінь тетрагональності після гартування на мартенсит оцінюється за співвідношенням [5]:

$$\frac{\tilde{a}}{\tilde{a}} = 1 + 0,045p, \quad (1)$$

де p – ваговий % вуглецю в сталі.

Деформація кристалічної ґратки заліза і обумовлює досягнення підвищеного рівня твердості металу. Отже, чим в менший ступені відбувається проміжне виділення атомів вуглецю з аустеніту при формуванні мартенситних кристалів, тим вище повинен бути рівень властивостей міцності після гартування.

Підставляючи в (1) експериментально визначені параметри \tilde{a} і \tilde{a} досліджуваної сталі концентрацію вуглецю, виражене значення ступеню тетрагональності складає 1,027. Порівняльний аналіз з відомими значеннями показав достатньо добрий збіг [4, 11], що може розглядатись як свідчення якісного гартування.

Після 1 200 циклів накатування без просковзування, ступінь тетрагональності кристалічної ґратки загартованої вуглецевої сталі знизилася на 0,15 % і склала значення 1,0255. Зниження ступеня тетрагональності кристалічної ґратки в процесі контактного навантаження при накатуванні являє собою підтвердження невідповідності характеру спостережуваного зниження твердості. На підставі цього можна вважати, що зменшення відношення $\frac{c}{a}$ є одним з головних

факторів, які обумовлюють розвиток процесів пом'якшення загартованої сталі. Також, були отримані результати аналогічні за характером, при випробуваннях на розтягування загартованих середньовуглецевих сталей [13]. В цій роботі показано, що під впливом незначних плас-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

тичних деформацій при розтяганні (на рівні межі плинності) може бути досягнутий рівень пом'якшення до 30 % від міцності металу після гартування.

Для визначення механізму ефекту пом'якшення вуглецевої сталі з мартенситною структурою після накатування скористаємось співвідношенням (1). Після підстановки в (1) значення величини $\frac{c}{a} = 1,0255$ вираховали, що величина ρ вже не відповідає змісту вуглецю 0,62 %, а стала рівною 0,56 %. Таким чином, можна з упевненістю вважати, що вже після незначних пластичних деформацій виділення атомів вуглецю з позицій впровадження кристалічної ґратки мартенситних кристалів при накатуванні, являється однією з причин зниження твердості загартованої сталі.

Аналіз інших параметрів тонкої кристалічної будови показав, що процес пом'якшення при накатуванні має свої відмінності в порівнянні з іншими технологіями зниження властивостей міцності.

Дійсно, якщо розглянути процеси пом'якшення холодно-деформованої вуглецевої сталі, нагрів до температур вище 500...550 °С супроводжуються збільшенням розміру областей когерентного розсіювання (L), зменшенням кількості дефектів кристалічної будови, в першу чергу, дислокацій, і зниженням викривлень II роду [6, 8, 14]. Однак, в результаті накатування пом'якшення сталі супроводжувалося зменшенням величини L , приблизно на 30 %: від 618 до 445 Å, збільшенням густини дислокацій (ρ) на 19 %: від $96,5 \cdot 10^{10}$ до $118,5 \cdot 10^{10} \text{ cm}^{-2}$ і викривлень другого ряду (μ): від $1,98 \cdot 10^{-4}$ до $1,66 \cdot 10^{-3}$. Таким чином, характер зміни вказаних величин відповідає скоріше зміцненню металу в результаті холодної пластичної деформації [2, 4, 7]. На підставі цього можна з упевненістю вважати, що зміна параметрів кристалічної будови металу є результатом сумісного розвитку процесів зміцнення і пом'якшення від контактних явищ при накатуванні. Підтверджують представлені положення результати випробувань при більш жорстких умовах навантаження при накатуванні. З цією метою процес накатування проводили з додатковим просковзуванням між зразком і контрзразком на

рівні 10 %.

Вважаючи, що за рахунок додаткового просковзування повинна підвищитись інтенсивність розвитку процесів деформаційного зміцнення, в результаті чого слід було б очікувати збільшення ролі процесів зміцнення в порівнянні з пом'якшенням. Дійсно, вже після 600 циклів навантаження з просковзуванням 10%, величина твердості склала значення 62,5 HRC, при $L=504 \text{ Å}$, $\mu=2,6 \cdot 10^{-3}$, $\rho=14,7 \cdot 10^{11} \text{ cm}^{-2}$.

Порівняльний аналіз отриманих результатів свідчить, що хоча зниження твердості загартованого металу після накатування з просковзуванням і стало меншим (лише 3,5 % від стану після гартування), характер зміни параметрів тонкокристалічної будови залишився, як і для умов накатування без просковзування, незмінним. Зниження ступеню тетрагональності кристалічної ґратки мартенситної фази супроводжувалося диспергуванням областей когерентного розсіювання, зростанням μ і ρ . З іншого боку, слід відмітити, що декілька менший рівень пом'якшення може бути пов'язаним із зменшенням в два рази кількості циклів навантаження при випробуваннях з просковзуванням.

На підставі аналізу отриманих результатів можна говорити про існування хоч би якісної залежності розвитку процесів пом'якшення від умов навантаження вуглецевої сталі після гартування. Достатньо складний сумісний вплив температури нагріву [3, 6], швидкості та ступеню деформації [1, 8] на розвиток процесів зміцнення і пом'якшення значної кількості вуглецевих та низьколегованих сталей з різним структурним станом указує, що слід очікувати існування екстремуму на залежності властивостей металу. Іншими словами, за умови одночасного зростання складності схеми навантаження і ступеня пластичної деформації при експлуатації залізничних коліс, збільшення ефекту пом'якшення сталі можна спостерігати лише до певної величини деформації. Далі, за всіх незмінних умов, ефект може почати зменшуватися.

При реальних умовах експлуатації залізничних коліс, достатньо складна картина структурних змін в металі колеса при навантаженні може приводити до якісних змін в співвідношенні між етапами зміцнення і пом'якшення. Дійсно, якщо урахувати, що дослідження процесів пом'якшення при накатуванні сталі зі

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

структурою після гартування проводилися приблизно при постійній температурі навколишнього середовища, то підвищення температури може внести корективи в рівень отриманих ефектів. Як показано в [1], вже після відносно незначного нагріву, наприклад, до температур 200...350 °С, в вуглецевих сталях після холодної пластичної деформації починається розвиток процесів статичного і динамічного деформаційного старіння. Внаслідок цього відбувається різке зниження пластичних властивостей до дуже низьких значень, зростання крихкості металу.

Таким чином, ураховуючи неодмінний розігрів металу колеса на поверхні кочення і велику неоднорідність розподілу пластичної деформації, в баланс між ефектами зміцнення і пом'якшення можуть вносити свій вклад і процеси деформаційного старіння. Особливого значення указані процеси будуть мати після формування ділянок «білого шару». Для залізничних коліс високої міцності, коли вірогідність формування повзунів зростає, зміна співвідношення між процесами зміцнення і знеміцнювання в різних об'ємах металу повзуна приводить лише до зростання відмінностей в рівні властивостей металу.

Висновки

1. В процесі випробувань на зношування за умови нормального навантаження з просковзуванням (10 %) і без нього був отриманий ефект пом'якшення вуглецевої сталі зі структурою після гартування на мартенсит.

2. В залежності від умов навантаження, зниження твердості складало значення від 3,5 до 7 % від рівня стану металу після гартування.

3. Ефект пом'якшення супроводжується зниженням ступеню тетрагональності кристалічної ґратки мартенситу, подрібненням областей когерентного розсіювання, збільшенням густини дислокацій і викривлень кристалічної ґратки другого роду.

4. Отримані результати указують на необхідність продовження досліджень стосовно уточнення механізму отриманого ефекту пом'якшення.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Бабич, В. К. Деформационное старение стали / В. К. Бабич, Ю. П. Гуль, И. Е. Долженков. – М. : Металлургия, 1972. – 320 с.
2. Вакуленко, І. О. Дефекти залізничних коліс / І. О. Вакуленко, В. Г. Анофрієв, М. А. Грищенко. – Д. : Маковецький, 2009. – 112 с.
3. Джугутов, М. Я. Пластическая деформация высоколегированных сталей и сплавов / М. Я. Джугутов. – М. : Металлургия, 1978. – 256 с.
4. Курдюмов, Г. В. Превращения в железе и стали / Г. В. Курдюмов, Л. М. Утевский, Р. И. Энтин. – М. : Наука, 1977. – 236 с.
5. Куслицкий, А. Б. Неметаллические включения и усталость стали / А. Б. Куслицкий. – К. : Техніка, 1976. – 128 с.
6. Ларионов, В. П. Хладостойкость и износ деталей машин и сварных конструкций / В. П. Ларионов, В. А. Ковальчук. – Новосибирск : Наука, 1976. – 206 с.
7. Механика разрушения и прочность материалов : справочное пособие в 4 т. Т. 4. Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О. Н. Романив, С. Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин [и др.] ; под общ. ред В. В. Понасюка. – К. : Наук. думка. – 1990. – 680 с.
8. Нотт, Дж. Ф. Основы механики разрушения / Дж. Ф. Нотт. – М. : Металлургия, 1978. – 256 с.
9. Структура та опір руйнуванню сталей в різних зонах залізничних коліс / І. М. Андрейко, О. П. Осташ, В. В. Кулик, О. І. Бабаченко, В. В. Віра // *Машинознавство*. – 2008. – № 5. – С. 18–21.
10. Шадур, Л. А. Вагоны / Л. А. Шадур, И. И. Челноков, Л. Н. Никольский и др. – М. : Транспорт, 1980. – 439 с.
11. Шмыков, А. А. Справочник термиста / А. А. Шмыков. – М. : ГНТИ, 1952. – 287 с.
12. Andrea, G. Linea innovativa di trattamento termico di ruote ferroviarie. Risultati di processo e prodotto di esercizio / G. Andrea, C. Stefano, C. Massimo // *Ing. Ferrov.* – 2004. – Vol. 59, № 9. – P.729–742.
13. Breyer, N. N. The yield – point phenomenon in strain – aged martensite / N. N. Breyer // *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*. – 1966. – Vol. 236, № 8. – P.1198–1202.
14. Paul, B. User's Manual for Program CONTACT / B. Paul, J. Hashemi ; Department of Mechanical Engineering and Applied Mechanics, University of Pennsylvania. – Washington, 1977. – 33 p.

И. А. ВАКУЛЕНКО^{1*}

^{1*}Каф. «Технология материалов», Днепропетровский национальный университет железнодорожного транспорта им. академика В. Лазаряна, ул. Лазаряна, 2, 49010, Днепропетровск, Украина, тел. +38 (056) 373 15 56, эл. почта dnyzt_texmat@ukr.net

ВЫЯСНЕНИЕ МЕХАНИЗМА ИЗНАШИВАНИЯ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ С МАРТЕНСИТНОЙ СТРУКТУРОЙ

Цель. Целью работы является оценка степени изменения твердости металла железнодорожного колеса со структурой мартенсита при качении. **Методика.** В качестве характеристики прочности была использована твердость по Роквеллу. Испытания на изнашивание проводили при условиях нормальной нагрузки, с проскальзыванием (10 %) и без проскальзывания, на испытательном оборудовании СМЦ-2. Параметры тонкого кристаллического строения (степень тетрагональности кристаллической решетки, плотность дислокаций, размер областей когерентного рассеивания, величина искажений кристаллической решетки второго рода) определяли с использованием методик рентгеновского структурного анализа. **Результаты.** При эксплуатации железнодорожных колес разного уровня прочности возникновение повреждений на поверхности катания обусловлено от одновременного действия сил трения и циклически меняющихся нагрузок. Считая, что формирование очагов разрушения в значительной степени определяется состоянием объемов металла вблизи с поверхностью катания железнодорожного колеса, следует ожидать различий в развитии процессов трения при высоком контактом напряжении для колес с разным уровнем прочности и структурным состоянием. **Научная новизна.** В процессе испытаний на изнашивание был получен эффект разупрочнения углеродистой стали со структурой закалки на мартенсит. Снижение твердости составило значения от 3,5 до 7 % от уровня закаленного металла. Эффект разупрочнения сопровождался снижением степени тетрагональности кристаллической решетки мартенсита, измельчением областей когерентного рассеивания, увеличением плотности дислокаций и искажений кристаллической решетки второго рода. **Практическая значимость.** Полученные результаты указывают на необходимость продолжения исследований по уточнению механизма полученного эффекта разупрочнения.

Ключевые слова: углеродная сталь; железнодорожное колесо; твердость; мартенсит; степень тетрагональности; кристаллическая решетка

I. A. VAKULENKO^{1*}

^{1*}Dep. "Materials Technology", Dnipropetrovsk National University of Railway Transport named after Academician V. Lazaryan, Lazaryan Str., 2, 49010, Dnipropetrovsk, Ukraine, tel. +38 (056) 373 15 56, e-mail dnyzt_texmat@ukr.net

ELUCIDATION OF MECHANISM WEAR CARBON STEEL WITH STRUCTURE OF MARTENSITE

Purpose. The purpose of the paper is an estimation of degree of metal hardness change for the railway wheel with martensite structure during rolling. **Methodology.** As strength characteristic the Rockwell hardness is used. Wear tests were conducted in the conditions of normal loading with (10 %) and without sliding on the test equipment SMTs-2. Parameters of the fine crystalline structure (tetragonality degree of the crystalline grid, dislocation density, scale of coherent scattering regions, and disturbance value of the crystalline grid of second kind) are determined by the methods of X-ray structural analysis. **Findings.** During operation of the railway wheels with different strength level, origin of defects on the wheel thread is caused by simultaneous action of both the friction forces and the cyclically changing loadings. Considering that formation of damage centers is largely determined by the state of metal volumes near the wheel thread, one should expect the differences in friction processes development at high contact stress for the wheels with different strength level and structural state. **Originality.** During the wear tests softening effect of carbon steel with martensite quenching structure is obtained. Softening effect equaled 3.5–7 % from the level of quenched metal hardness. The softening effect is accompanied by the reduction of tetragonality degree of the crystalline structure of martensite, reduction of coherent scattering regions, dislocation density increase and crystalline grid disturbance of the second kind. **Practical value.** The results point out the necessity for further studies to clarify the resulted softening effect mechanism.

Key words: carbon steel; railway wheel; hardness; martensite; degree of tetragonality; crystalline lattice

REFERENCES

1. Babich V.K., Gul Yu.P., Dolzhenkov I.Ye. *Deformatsionnoe starenie stali* [Strain aging of the steel]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1972. – 320 p.
2. Vakulenko I.O., Anofriiev V.H., Hryshchenko M.A. *Defekty zaliznychnykh kolis* [Railway wheels faults]. Dnepropetrovsk, Makovetskiy Publ., 2009. 112 p.
3. Dzhugutov M.Ya. *Plasticheskaya deformatsiya vysokolegirovannykh staley i splavov* [Plastic deformation of the high-alloy steels and alloys]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 256 p.
4. Kurdyumov G.V., Utevskiy L.M., Entin R.I. *Prevrashcheniya v zheleze i stali* [Transformations in iron and steel]. Moscow, Nauka Publ., 1977. 236 p.
5. Kuslitskiy A.B. *Nemetallicheskie vklyucheniya i ustalost stali* [Non-metallic inclusions and steel fatigue]. Kyiv, Tekhnika Publ., 1976. 128 p.
6. Larionov V.P., Kovalchuk V.A. *Khladostoykost i iznos detaley mashin i svarnykh konstruksiy* [Cold resistance and wear of the machine parts and welded constructions]. Novosibirsk, Nauka Publ., 1976. 206 p.
7. Romaniv O.N., Yarema S.Ya., Nikiforhin G.N., Ponasyuk V.V. *Mekhanika razrusheniya i prochnost materialov. T.4: Ustalost i tsiklicheskaya treshchinostoykost konstruksionnykh materialov* (Fracture mechanics. Vol. 4: Fatigue and cyclic crack resistance of structural materials). Kyiv, Naukova dumka Publ., 1990. 680 p.
8. Dzh. F. Nott *Osnovy mekhaniki razrusheniya* [Foundations of the fracture mechanics]. Moscow, Metallurgiya Publ., 1978. 256 p.
9. Andreiko I.M., Ostash O.P., Kulyk V.V., Babachenko O.I., Vira V.V. *Struktura ta opir ruynuvanniu staley v riznykh zonakh zaliznychnykh kolis* [Structure and resistance to steel destruction in different rail wheel zones]. *Mashynoznavstvo – Machine Science*, 2008, no. 5, pp.18-21.
10. Shadur L.A., Chelnokov I.I., Nikolskiy L.N. *Vagony* [Cars]. Moscow, Transport Publ., 1980. 439 p.
11. Shmykov A.A. *Spravochnik termista* [Guide of the heat-treater]. Moscow, GNTI Publ., 1952. 287 p.
12. Andrea G., Stefano C., Massimo C. *Linea innovativa di trattamento termico di ruote ferroviarie. Risultati di processo e prodotto di esercizio. Ing. Ferroviaria*, 2004, vol. 59, no. 9. pp.729-742.
13. Breyer N.N. *The yield – point phenomenon in strain – aged martensite. Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, 1966, vol. 236, no. 8, pp.1198-1202.
14. Paul B., Hashemi J. *User’s Manual for Program CONTACT*. Washington, 1977. 33 p.

Стаття рекомендована до публікації к.т.н., доц. С. В. Пройдаком (Україна); к.т.н., доц. О. А. Чайковським

Надійшла до редколегії 05.03.2013

Прийнята до друку 10.04.2013