

Циклічна тріщиностійкість колісної сталі за нормального відриву і поперечного зсуву

В. В. Кулик^{а,1}, Т. М. Ленковський^б, О. П. Осташ^б

^а Національний університет “Львівська політехніка”, Львів, Україна

^б Фізико-механічний інститут ім. Г. В. Карпенка НАН України, Львів, Україна

¹ kulykvolodymyrvolodymyrovych@gmail.com

Порівнюються характеристики циклічної тріщиностійкості модельної колісної сталі за нормального відриву та поперечного зсуву. Досліджується вплив термічної обробки дослідної сталі на параметри її мікроструктури та на характеристики міцності і циклічної тріщиностійкості.

Ключові слова: втомне руйнування, колісна сталь, циклічна тріщиностійкість, нормальний відрив, поперечний зсув, мікроструктура.

Вступ. Залізничні колеса можуть виходити з ладу внаслідок руйнування за різними механізмами [1–3], що призводить до великих економічних втрат, а подекуди до аварійності [4, 5]. За статистичними даними [6] до 65% руйнувань залізничних коліс зумовлено накопиченням пошкоджень в ободі колеса, які формуються за контактно-утомним механізмом при тріщиноутворенні на поверхні кочення [7] і в підповерхневих шарах за впливу металургійних включень [8–10], а також за утомним механізмом в об'ємі ободу за впливу крупних металургійних включень та інших структурних дефектів [10–14].

У зв'язку зі зростанням осьового навантаження і швидкості руху для виготовлення залізничних коліс почали використовувати високоміцні сталі підвищеної твердості. З одного боку, це привело до збільшення зносостійкості поверхні кочення коліс, а з другого – до зниження тріщиностійкості ободу коліс та його пошкоженості [15, 16].

Особливо небезпечним є утомне руйнування ободу коліс із відколом його великої частини (рис. 1,а,б) внаслідок поширення тріщин за умов нормального відриву або змішаного напружено-деформованого стану, що суттєво впливає на кінетику утомного руйнування (рис. 1,в). Це необхідно враховувати при проектуванні, виробництві та обслуговуванні рухомого складу, особливо швидкісного залізничного транспорту [17]. Тому ресурс залізничних коліс із гіпотетичними або реальними тріщинами прогнозують методами механіки утомного руйнування на основі діаграм швидкості росту утомної тріщини, визначених за умов нормального відриву і поперечного зсуву [18]: $da/dN - \Delta K_I$ і $da/dN - \Delta K_{II}$ відповідно. При цьому підвищення довговічності коліс за критеріями зносостійкості і пошкоженості їх поверхні кочення вимагає поєднання високої міцності і тріщиностійкості колісної сталі [16]. Проте, з літературних джерел відомі лише часткові дані [19] про характеристики циклічної тріщиностійкості високоміцних сталей за поперечного зсуву.

Тому метою даної роботи є порівняння закономірностей впливу структури модельної колісної сталі і рівня її міцності на характеристики циклічної тріщиностійкості за нормального відриву і поперечного зсуву.

Матеріал і методика досліджень. Досліджували зразки, вирізані з гарячевальцьованої плити товщиною 10 мм зі сталі, яка є аналогом сталей для залізничних коліс (табл. 1). Для отримання різних структур сталі зразки для випробувань гарту-

Т а б л и ц я 1

Хімічний склад (мас.%) дослідної і стандартних колісних сталей

Сталь	C	Mn	Si	S	P	V	Cr	Ni	Cu
Дослідна	0,62... ...0,70	0,90... ...1,20	0,17... ...0,37	$\leq 0,035$	$\leq 0,035$	–	$\leq 0,25$	$\leq 0,25$	$\leq 0,20$
ГОСТ 10791-2011	0,44... ...0,70	0,50... ...1,20	0,22... ...0,65	$\leq 0,025$	$\leq 0,030$	$\leq 0,15$	$\leq 0,40$	$\leq 0,30$	$\leq 0,30$

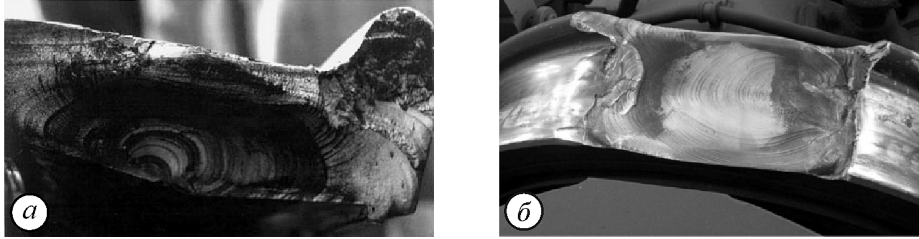


Рис. 1. Типи утомного руйнування ободу колеса (а, б) [5, 20] і вплив змішаного режиму навантаження на довговічність колеса (в) [18].

вали в оливі при 820°C з наступними відпусками за температур 600, 500 та 400°C протягом 2 годин.

Короткочасну міцність і пластичність визначали на десятикратних циліндричних зразках із діаметром робочої частини 5 мм.

Характеристики циклічної тріщиностійкості сталі за нормального відриву визначали за діаграмами швидкостей росту утомної макротріщини – залежностями $da/dN - \Delta K_I$, отриманими на компактних зразках [21] товщиною $t = 10$ мм за частоти 10...15 Гц і коефіцієнта асиметрії циклу навантаження $R = 0,1$. За поперечного зсуву характеристики циклічної тріщиностійкості встановлювали на основі залежностей $da/dN - \Delta K_{II}$, отриманих на зразках із крайовим надрізом [22] із товщиною стінки $t = 3,2$ мм при частоті 10...15 Гц і $R = -1$. При цьому розмах $\Delta K = K_{\max} - K_{\min}$ приймали рівним $2K_{\max}$.

Довжину утомної тріщини вимірювали катетометром КМ-6 за 25-кратного збільшення з похибкою $\pm 0,02$ мм. За характеристики циклічної тріщиностійкості матеріалів вибрано поріг утоми $\Delta K_{th} = \Delta K_{10}^{-10}$ 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} м/цикл відповідно, а також величини ΔK^* і n – параметри рівняння Паріса $da/dN = 10^{-7} (\Delta K / \Delta K^*)^n$ для середньоамплітудної ділянки діаграми [23].

Твердість вимірювали твердоміром ТК-2. Для мікроструктурних досліджень використовували сканувальний електронний мікроскоп Zeiss-EVO40XVP.

Результати досліджень та їх обговорення. Визначальним структурним параметром міцності і тріщиностійкості вуглецевих сталей є морфологія феритно-цементитної мікроструктури. За різних температур відпуску гартованої сталі має місце розпад мартенситу, в результаті чого формується феритно-цементитна мікроструктура різної дисперсності (рис. 2), і рівень міцності сталі зростає з пониженням температури відпуску. За відпуску при 600°C формується сорбітна мікроструктура (рис. 2,а,з) у вигляді пластинчастих, іноді глобулярних утворень неправильної форми розміром 10–20 мкм (табл. 2). Внаслідок відпуску при 500°C формується структура з сорбіту та трооститу (рис. 2,б). У структурі переважають пластинчасті утворення неправильної форми розміром 6–12 мкм (табл. 2).

Т а б л и ц я 2

Вплив термічної обробки на параметри мікроструктури дослідної сталі

Температура відпуску, °С	Тип структури	Розмір колоній* d_k , мкм	Міжпластинчаста віддаль* d_0 , мкм	Дисперсність структури* $D = (d_k d_0)^{-0,5}$, мкм ⁻¹
600	Сорбіт	15	0,30	0,47
500	Троостито-сорбіт	9	0,22	0,71
400	Троостит	6	0,14	1,09

Зірочкою позначено усереднені значення.

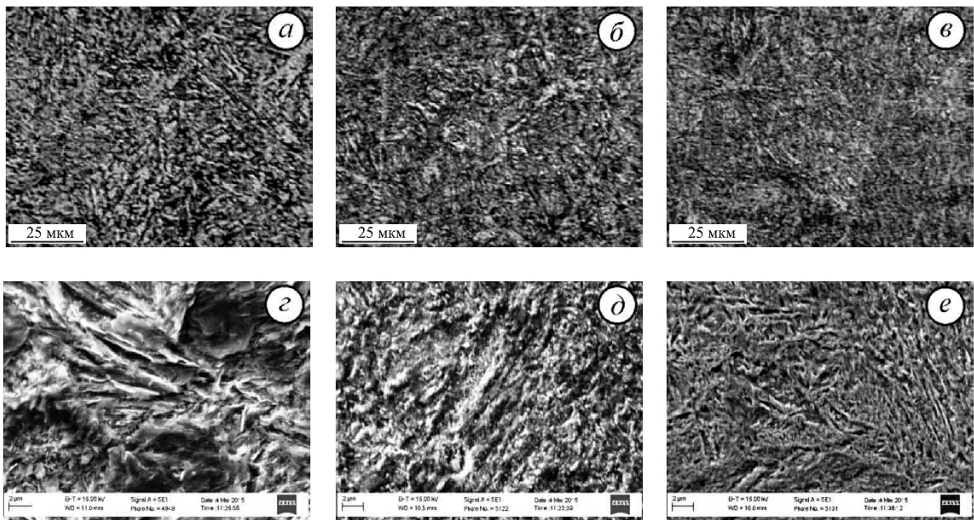


Рис. 2. Мікроструктура дослідної сталі після гартування та відпуску при 600 (а, з), 500 (б, д) та 400°C (в, е).

При зменшенні температур відпуску до 400°C формуються трооститні дисперсні структури з розміром колоній 4–8 мкм (рис. 2,в,е, табл. 2).

Міжпластинчаста віддаль у зазначених структурах зменшується від 0,35 до 0,17 мкм зі зниженням температури відпуску в інтервалі 600...400°C (табл. 2). Результати металографічного аналізу наведено в табл. 2.

Т а б л и ц я 3

Вплив термічної обробки на механічні властивості дослідної сталі

Температура відпуску, °C	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ_{10} , %	ψ , %	HRC
600	910	1050	14	48	32
500	1160	1320	10	34	39
400	1530	1680	8	28	44

Із пониженням температури відпуску від 600 до 500°C має місце підвищення границі міцності σ_B та границі плинності $\sigma_{0,2}$ на 26 і 27% відповідно (табл. 3). За відпуску при 400°C ці характеристики зростають на 60 і 68% відповідно. При цьому пластичність (відносне подовження δ та звуження ψ) зменшується в 1,7 раза (табл. 3), а твердість – зростає в 1,4 раза, що характерно для сталей цього класу.

Оцінюючи вплив температури відпуску на характеристики циклічної тріщиностійкості, встановлено, що зміна циклічної тріщиностійкості неоднозначна і залежить від амплітуди навантаження (ділянка кінетичної діаграми) і виду навантаження. За нормального відриву з підвищенням рівня міцності діаграма швидкостей росту утомної макротріщини зсувається вліво у всьому діапазоні розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK , а за поперечного зсуву діаграми перетинаються (рис. 3). Із пониженням температури відпуску циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} зменшується як за нормального відриву, так і за поперечного зсуву: в 1,8 та 2,1 раза відповідно. Тобто спостерігається типова для вуглецевих сталей картина: зі зростанням рівня міцності їх тріщиностійкість знижується за гіперболічною залежністю [24], тому необхідно проводити пошук оптимального поєднання цих характеристик для колісних сталей [25].

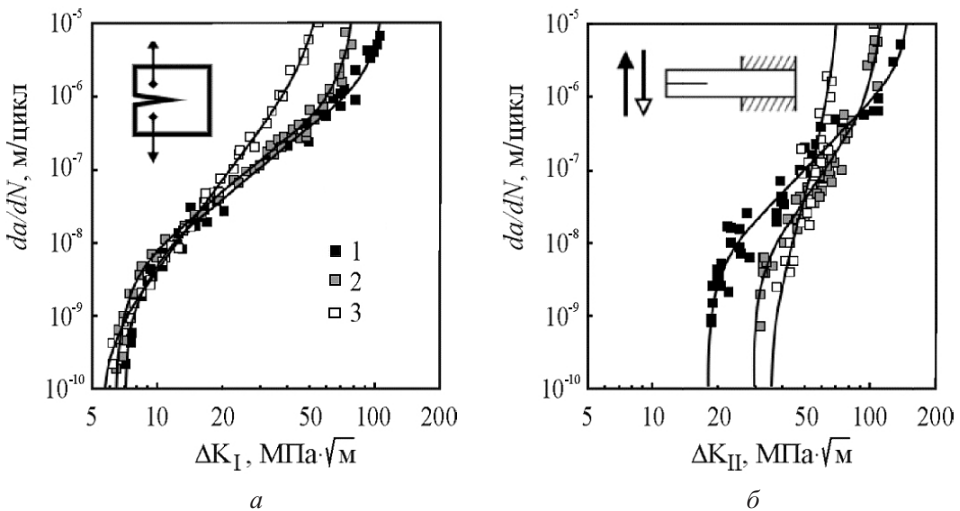


Рис. 3. Діаграми швидкостей росту утомної макротріщини дослідної сталі за нормального відриву (а) та поперечного зсуву (б) за різної температури відпуску після гартування: 1 – $T = 600^\circ\text{C}$; 2 – $T = 500^\circ\text{C}$; 3 – $T = 400^\circ\text{C}$.

На відміну від циклічної в'язкості руйнування, при зниженні температури відпуску пороги утоми, визначені за нормального відриву ΔK_{Ith} та поперечного зсуву ΔK_{IIth} , змінюються неоднозначно (рис. 3, табл. 4): ΔK_{Ith} дещо зменшується (на

20%), а ΔK_{IIth} зростає в 1,9 раза. Така незначна структурна чутливість порога утоми ΔK_{Ith} відома для колісних сталей [25, 26], хоча загальний аналіз даних, наведених у літературних джерелах, показує, що для сталей різного класу зміна порога утоми за нормального відриву [27–34] в залежності від рівня міцності (рис. 4,а) подібна до відомої для циклічної в'язкості руйнування [23].

Т а б л и ц я 4

Вплив термічної обробки на характеристики циклічної тріщиностійкості дослідної сталі

Температура, відпуску, °С	Нормальний відрив				Поперечний зсув			
	ΔK_{Ith} , МПа $\sqrt{м}$	ΔK_I^* , МПа $\sqrt{м}$	$\Delta K_{I/c}$, МПа $\sqrt{м}$	n_I	ΔK_{IIth} , МПа $\sqrt{м}$	ΔK_{II}^* , МПа $\sqrt{м}$	$\Delta K_{II/c}$, МПа $\sqrt{м}$	n_{II}
600	7,1	29	109	2,5	18,0	51	153	3,2
500	6,4	27	81	2,6	29,6	63	116	4,7
400	5,7	22	59	4,2	34,6	55	72	12,4

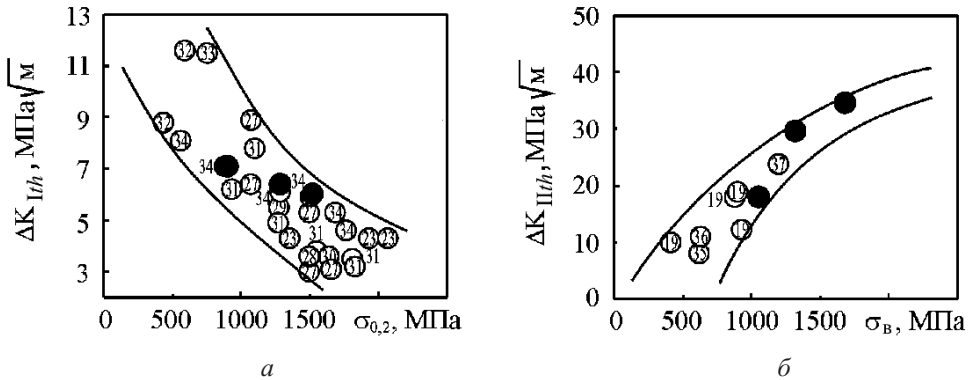


Рис. 4. Залежність порогів утоми за нормального відриву (а) і поперечного зсуву (б) від характеристик міцності дослідної сталі: ● – отримані дані; ○ – літературні дані (цифри відповідають літературному джерелу).

Така залежність для порога утоми за поперечного зсуву кардинально інша (рис. 4,б), де поріг утоми ΔK_{IIth} зростає з підвищенням рівня міцності сталі, що також узгоджується з даними робіт [19, 35–37].

Таким чином, діаграми конструкційної міцності (залежності між міцністю і тріщиностійкістю матеріалів [24]), зумовлені впливом дисперсності структури (параметр D) дослідної сталі, за параметром циклічної в'язкості руйнування ($\Delta K_{I/c}$) якісно однакові за нормального відриву і поперечного зсуву (рис. 5,а). За параметром порога утоми (ΔK_{Ith}) вони якісно відмінні (рис. 5,б). Кількісне порівняння тут недоцільне, оскільки випробування за нормального відриву і поперечного зсуву проводилося за різної асиметрії циклу навантаження, і дискусійним тут є питання про роль стискальної частини циклу та її врахування у величині розмаху КІН.

Висновок. При розрахунку тривалості ранніх стадій тріщиноутворення в залізничних колесах (за параметром ΔK_{Ith}) визначальним є механізм росту утомної тріщини, коли вплив морфології структури і міцності сталі перлітного класу є суттєвим у випадку тріщин зсуву і незначним у випадку тріщин відриву (рис. 5,а).

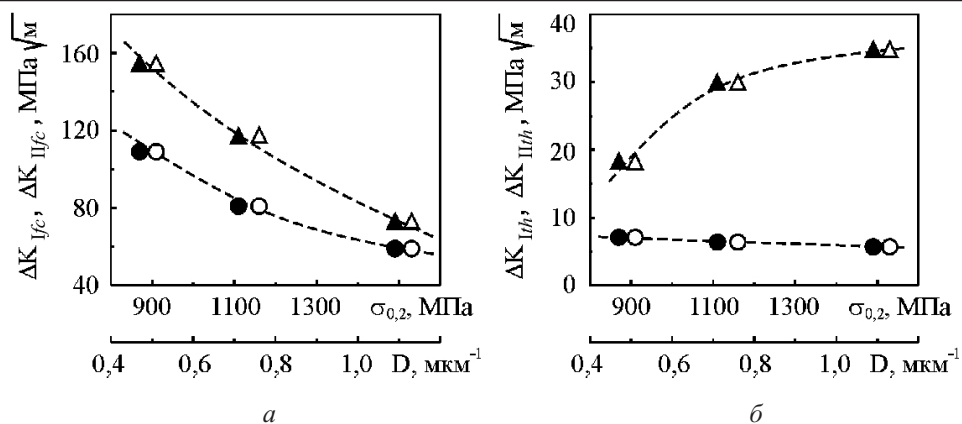


Рис. 5. Залежність циклічної в'язкості руйнування (а) і порога втоми (б) від границі плинності $\sigma_{0,2}$ (світлі точки) та дисперсності D (темні точки) сталі за нормального відриву (○, ●) і поперечного зсуву (△, ▲).

Така ситуація відсутня при оцінюванні граничного стану коліс із тріщинами (за параметром ΔK_{fc}), коли якісна зміна циклічної в'язкості руйнування не залежить від механізму руйнування (рис. 5,б).

Резюме

Сравниваются характеристики циклической трещиностойкости модельной колесной стали при нормальном отрыве и поперечном сдвиге. Исследуется влияние термической обработки опытной стали на параметры ее микроструктуры и характеристики прочности и циклической трещиностойкости.

1. Stone D. H. and Moyer G. J. Wheel shelling and spalling – an interpretive review // Rail Transportation. – ASME: New York, 1989. – P. 19–31.
2. Marais J. J. Wheel failures on heavy haul freight wheels due to subsurface effects // Proc. of the 12th Int. Wheelset Congress. – Qingdao, China, 1998. – P. 306–314.
3. Mutton P. J., Epp C. J., and Dudek J. Rolling contact fatigue in railway wheels under high axle loads // Wear. – 1991. – **144**, Nos. 1–2. – P. 139–152.
4. Richard H. A., Fulland M., Sander M., and Kullmer G. Fracture in a rubber-sprung railway wheel // Eng. Fail. Anal. – 2005. – **12**, No. 6. – P. 986–999.
5. Richard H. A., Sander M., Fulland M., and Kullmer G. Development of fatigue crack growth in real structures // Eng. Fract. Mech. – 2005. – **75**, Nos. 3–4. – P. 331–340.
6. Snyder T. Personal meeting. – November, 2003.
7. Handa K., Kimura Y., and Mishima Y. Surface cracks initiation on carbon steel railway wheels under concurrent load of continuous rolling contact and cyclic frictional heat // Wear. – 2010. – **268**, Nos. 1–2. – P. 50–58.
8. Ekberg A. and Marais J. Effects of imperfections on fatigue initiation in railway wheels // J. Rail Rapid Transit. – 1999. – **214**, No. 1. – P. 45–54.
9. Ekberg A. and Sotkovszki P. Anisotropy and fatigue of railway wheels // Int. J. Fatigue. – 2001. – **23**, No. 1. – P. 29–43.
10. Kabo E. and Ekberg A. Fatigue initiation in railway wheels – a numerical study on the influence of defects // Wear. – 2002. – **253**, Nos. 1–2. – P. 26–34.

11. Beretta S., Donzella G., Roberti R., and Ghidini A. Deep shelling in railway wheels // Proc. of the 13th Int. Wheelset Congress. – Rome, Italy, 2001. – P. 17–21.
12. Ekberg A., Kabo E., and Andersson H. An engineering model for prediction of rolling contact fatigue of railway wheels // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 2002. – **25**, No. 10. – P. 899–909.
13. Ringsberg J. W., Loo-Morrey M., Josefson B. L., et al. Prediction of fatigue crack initiation for rolling contact fatigue // Int. J. Fatigue. – 2000. – **22**, No. 3. – P. 205–215.
14. Keer L. M., Bryant M. D., and Haritos G. H. Subsurface and surface cracking due to hertzian contact // J. Lubr. Technol. – 1982. – **104**, No. 3. – P. 347–351.
15. Tournay H. M. and Mulder J. M. The transition from the wear to the stress regime // Wear. – 1996. – **191**, Nos. 1–2. – P. 107–112.
16. Ostash O. P., Anofriev V. H., Andreiko I. M., et al. On the concept of selection of steels for high-strength railroad wheels // Mater. Sci. – 2013. – **48**, No. 6. – P. 697–703.
17. Bernasconi A., Filippini M., Foletti S., and Vaudo D. Multiaxial fatigue of a railway wheel steel under non-proportional loading // Int. J. Fatigue. – 2006. – **28**, Nos. 5–6. – P. 663–672.
18. Meizoso A., Esnaola J. M., and Pérez M. Approximate crack growth estimate of railway wheel influenced by normal and shear action // Theor. Appl. Fract. Mech. – 1991. – **15**, No. 2. – P. 179–190.
19. Murakami Y., Sakae C., and Hamada S. Mechanism of rolling contact fatigue and measurement of ΔK_{IIth} for steels // Engineering Against Fatigue / Eds. J. H. Beynon, M. W. Brown, T. C. Lindley, et al. – Rotterdam: A. A. Balkema Publ., 1999. – P. 473–485.
20. Clarke M. Wheel Rolling Contact Fatigue (RCF) and Rim Defects Investigation to Further Knowledge of the Causes of RCF and to Determine Control Measures // RSSB Wheel Steel Guide. – Project T672, 2008.
21. ASTM E 647-93. Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates // Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, Philadelphia, PA, 1994. – P. 569–596.
22. Ivanyts'kyi Ya. L., Lenkovs'kyi T. M., Boiko V. M., and Shtayura S. T. Methods for the construction of the kinetic diagrams of fatigue fracture for steels under the conditions of transverse shear with regard for the friction of crack lips // Mater. Sci. – 2014. – **49**, No. 6. – P. 749–754.
23. *Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пособие. В 4 т. / Под общ. ред. В. В. Панасюка. – Киев: Наук. думка, 1988. – Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О. Н. Романив, С. Я. Ярема, Г. Н. Никифорчин и др. – 1990. – 680 с.*
24. Романив О. Н. Вязкость разрушения конструкционных сталей. – М.: Металлургия, 1979. – 176 с.
25. Остап О. П., Бабаченко А. И., Андрейко И. М. и др. Структурная механика разрушения и эксплуатационная надежность железнодорожных колес // Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. – 2009. – Вып. 20. – С. 246–253.
26. Romaniv O. N., Gladkii Ya. N., and Zima Yu. V. Effect of structural factors on the kinetics of fatigue cracks in constructional steels // Mater. Sci. – 1978. – **14**, No. 2. – P. 113–123.

27. *Ritchie R. O.* Near-threshold fatigue crack propagation in ultra-high strength steel: influence of load ratio and cyclic strength // *J. Eng. Mater.* – T. ASME. – 1977. – No. 3. – P. 195–204.
28. *Ritchie R. O.* Near-threshold fatigue-crack propagation in steels // *Int. Met. Rev.* – 1979. – **24**, Nos. 5–6. – P. 205–230.
29. *Cooke R. J., Irwing P. E., Booth G. S., and Beevers C. J.* The slow fatigue crack growth and threshold behaviour of a medium carbon alloy steel in air and vacuum // *Eng. Fract. Mech.* – 1975. – **7**, No. 1. – P. 69–77.
30. *Mautz J. and Weiss V.* Mean stress environmental effects on near threshold fatigue crack growth // *Cracks and Fracture.* – ASTM STP 601. – Philadelphia, 1976. – P. 154–168.
31. *Romaniv O. N. and Tkach A. N.* A structural analysis of the kinetic fatigue failure curves of constructional steels // *Mater. Sci.* – 1987. – **23**, No. 5. – P. 441–453.
32. *Cooke R. J. and Beevers C. I.* The effect of load ratio on the threshold level for fatigue crack growth in medium carbon steels // *Eng. Fract. Mech.* – 1973. – **5**, No. 4. – P. 1061–1071.
33. *Beevers C. J., Cooke R. J., Knott J. F., and Ritchie R. O.* Some considerations the influence of subcritical cleavage growth during fatigue crack propagation in steels // *Met. Sci.* – 1975. – **9**, No. 3. – P. 119–126.
34. *Yarema S. Ya., Popovich V. V., and Zima Yu. V.* Influence of structure on the resistance of 65G steel to fatigue crack growth // *Mater. Sci.* – 1982. – **18**, No. 1. – P. 13–26.
35. *Murakami Y., Takahashi K., and Kusumoto R.* Threshold and growth mechanism of fatigue cracks under mode II and III loadings // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 2003. – **26**, No. 6. – P. 523–531.
36. *Murakami Y., Fukushima Y., Toyama K., and Matsuoka S.* Fatigue crack path and threshold in Mode II and Mode III loadings // *Eng. Fract. Mech.* – 2008. – **75**, Nos. 3–4. – P. 306–318.
37. *Murakami Y., Fukuhara T., and Hamada S.* Measurement of Mode II threshold stress intensity range ΔK_{IIth} // *J. Soc. Mater. Sci.* – 2002. – **51**, No. 8. – P. 918–925.

Поступила 17. 05. 2016