

УДК 539.43:669.018.294

## ВПЛИВ ГАЛЬМУВАННЯ НА МІКРОСТРУКТУРУ І МЕХАНІЧНУ ПОВЕДІНКУ СТАЛЕЙ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

О. П. ОСТАШ, І. М. АНДРЕЙКО, В. В. КУЛИК, В. І. ВАВРУХ

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

Досліджено зміну мікроструктури, мікромеханізму руйнування та характеристик циклічної тріщиностійкості сталей високо- (типу КП-Т) та середньоміцних (типу КП-2) залізничних коліс за умов, що моделюють гальмування пари колесо–рейка. Показано, що в зоні контакту їх вихідна перлітна структура трансформується в мартенситну, а вихідні стискальні залишкові напруження II роду змінюються на розтягальні тим сильніше, що вищі вміст вуглецю в сталі та швидкість її охолодження. Ці процеси зумовлюють реалізацію низькоенергоємного відкольного міжзеренного механізму руйнування сталей за циклічного навантаження і значне (~ у 2 рази) зниження їх циклічної в'язкості руйнування  $\Delta K_{fc}$ .

**Ключові слова:** колісна сталь, гальмування, мікроструктура, залишкові напруження, циклічна тріщиностійкість.

Досвід експлуатації вагонних коліс показав, що серед найпоширеніших дефектів на їх поверхні кочення чільне місце займають вищербини [1], особливо тоді, коли вагони проходили через сортувальні гірки з використанням гальмівних колодок. Під час гальмування колеса проковзують рейкою, що призводить до локального нагріву приповерхневих шарів ободу колеса, в окремих випадках навіть вище температури аустенізації колісної сталі [2]. Далі після швидкого охолодження тут формуються крихкі структури гартування (мартенсит тощо). Структурні перетворення супроводжуються утворенням поля залишкових напружень, поява яких сприяє зародженню та поширенню тріщин, зумовлених контактною втомою матеріалу. Якщо у зону локального нагріву потрапляють неметалеві включення, біля яких формуються смуги зі зниженою (у 1,8–2,5 рази) твердістю, то під дією температурно-силових чинників може змінюватись їх когезія з металевою основою, що сприятиме тріщиноутворенню [3].

Дослідження модельних зразків коліс показали, що вищербини формуються за росту втомної тріщини в умовах нормального відриву і поперечного зсуву, а кінетика цього процесу залежить від міцності і характеристик циклічної тріщиностійкості колісної сталі [4, 5]. Дані про вплив температурно-силових чинників під час проковзування колеса рейкою на циклічну тріщиностійкість колісних сталей у літературі відсутні.

Мета роботи – дослідити зміну мікроструктури, мікромеханізму руйнування та характеристик циклічної тріщиностійкості сталей високо- та середньоміцних залізничних коліс за умов, що моделюють гальмування.

**Матеріал і методики.** Досліджували зразки сталей марок 2 і Т [6], вирізані з ободу середньо- (типу КП-2) і високоміцного (типу КП-Т) коліс, виробництва ВАТ “Інтерпайп НТЗ” [7]: у першому випадку вміст вуглецю в сталі 0,56...0,58% і границя міцності  $\sigma_B = 980...1040$  МПа, у другому – 0,63...0,66%;  $\sigma_B = 1230...1270$  МПа.

Вивчали вплив умов гальмування на структуру металу приповерхневих шарів ободу колеса, використовуючи спеціально для цього спроектований в Інституті чорної металургії НАН України стенд (рис. 1а). Маховик-кoleso розкручували і притискали до зразка досліджуваної колісної сталі. Час гальмування (притискання зразка) 4 s, а силу притиску  $P$  вибрали 20 kN, що відповідає контактному тиску  $\approx 250$  МПа. Щоб вивчити вплив швидкості охолодження після гальмування на властивості сталей, його проводили в лабораторному повітрі і за повітряно-водяного обдуву зони контакту. Тип і розміри зразка вибирали так (рис. 1b), щоб він відповідав стандартному компактному [8]. Після гальмування зразок з початковою товщиною 5 mm шліфували: спочатку зі сторони контакту на глибину до 0,2 mm для вирівнювання поверхні, а потім з протилежного боку до товщини зразка 2 mm для усунення матеріалу, який не зазнав термосилового впливу. Таким чином, вивчали властивості матеріалу на глибині 0,2...2,2 mm від поверхні контакту.

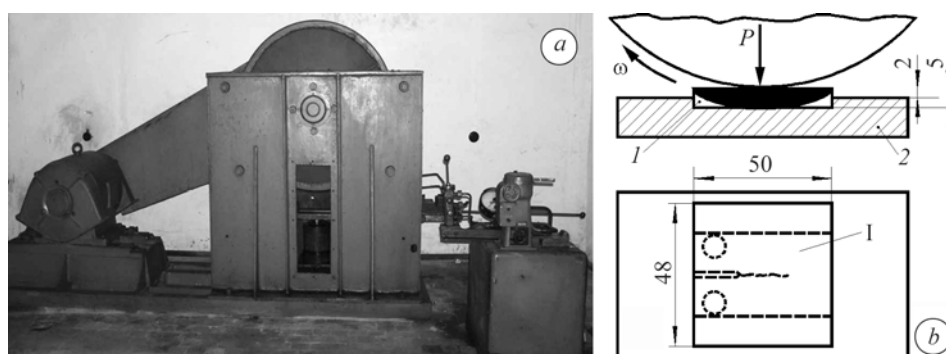


Рис. 1. Стенд для моделювання гальмування пари колесо–рейка (а) і схема модельного зразка (b): 1 – зразок; 2 – тримач; I – зона нагріву.

Fig. 1. A stand for modeling a wheel–rail pair braking process (a) and a scheme of the model specimen (b): 1 – specimen; 2 – holder; I – heating zone.

Циклічну тріщиностійкість визначали на компактних зразках з крайовою тріщиною (базовий розмір  $W = 40$  mm, товщина  $t = 2$  mm) за частоти 10...15 Hz і коефіцієнта асиметрії  $R = 0,1$  циклу навантаження у повітрі за температури 20°C. Довжину втомної тріщини виміряли катетометром КМ-6 з 25-кратним збільшенням. Залежності швидкості росту втомної тріщини  $da/dN$  від розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень  $\Delta K$  будували за відомою методикою [8], а характеристиками циклічної тріщиностійкості матеріалів вибрали величини  $\Delta K_{th} = \Delta K_{10}^{-10}$  в низько- та  $\Delta K_{fc} = \Delta K_{10}^{-5}$  у високоамплітудній ділянках діаграми – розмахи коефіцієнта інтенсивності напружень за швидкості поширення тріщини, рівної  $10^{-10}$  та  $10^{-5}$  m/cycle, відповідно.

Мікроструктурні і фрактографічні дослідження здійснювали на електронно-мікроскопі Zeiss – EVO-40XVP.

Рентгеноструктурний аналіз сталей проводили на дифрактометрі ДРОН-3М в  $\text{CoK}_\alpha$ -випромінюванні ( $\lambda = 1,788965\text{\AA}$ ). За відомою методикою [9] по дифракційній лінії (220) обчислювали параметр ґратки  $d$  і залишкові напруження II роду  $\sigma_r$ :

$$\varepsilon = \frac{d - d_0}{d} = -\frac{\nu \sigma_r}{E},$$

де  $\varepsilon$  – локальна деформація;  $\nu$  і  $E$  – коефіцієнт Пуассона і модуль Юнга, відповідно;  $d_0$  – параметр ґратки еталонного зразка сталі (після відпалу у вакуумі впродовж 2 h при 860°C).

**Результати досліджень та їх обговорення.** Мікроструктура сталей марок 2 і Т у вихідному стані є типова перлітно-феритна, де ферит поданий округлими і витягнутими вкрапленнями вздовж меж колишніх аустенітних зерен (рис. 2а, б). Перліт сформувався пакетами, цементитні пластини в яких розміщуються паралельно чи у вигляді променів, що виходять з ядра зародження, епіцентр якого знаходиться поблизу меж аустенітних зерен. Товщина і віддаль між пластинами співмірні і становлять 0,1...0,15  $\mu\text{m}$  для сталі марки Т (рис. 2с) і 0,2...0,3  $\mu\text{m}$  для сталі марки 2 (рис. 2а).

Після гальмування на повітрі мікроструктура сталі колеса КП-2 (марки 2) суттєво не змінюється: вона залишається переважно перлітною, проте після високотемпературного наклепу зникає феритна сітка і спостерігаються локальні ділянки мікророзтріскування між цементитними пластинами (рис. 2д). В сталі колеса КП-Т (марки Т) відбувається часткове мартенситне перетворення, з'являється дрібнодисперсна голчаста і пластинчасто-глобулярна мартенситно-бейнітна структура (рис. 2е). В сталі марки 2 подібні процеси проходять тільки після гальмування за повітряно-водяного обдуву зони контакту, а в сталі марки Т за цих умов вони стають інтенсивнішими. Характерним є те, що після гальмування зі швидким охолодженням зони контакту в структурі сталей формуються мікротріщини на стику колишніх аустенітних зерен (рис. 2ф). Така трансформація структури типова для колісних сталей з вмістом вуглецю 0,4...0,7% [2, 10, 11]. В реальних колесах вона може сягати на глибину до 2...3 mm від поверхні кочення залежно від контактних напружень і марки сталі. Зі зниженням вмісту вуглецю в сталі зменшується зона мартенситного перетворення внаслідок росту температури аустенізації сталі [2, 10, 11]. Формуванню мікротріщин у зоні термосилового впливу сприяють включення MnS, які є м'якими порівняно з матрицею. Після високотемпературного наклепу вони суттєво видовжуються і стають структурними концентраторами напружень [10].

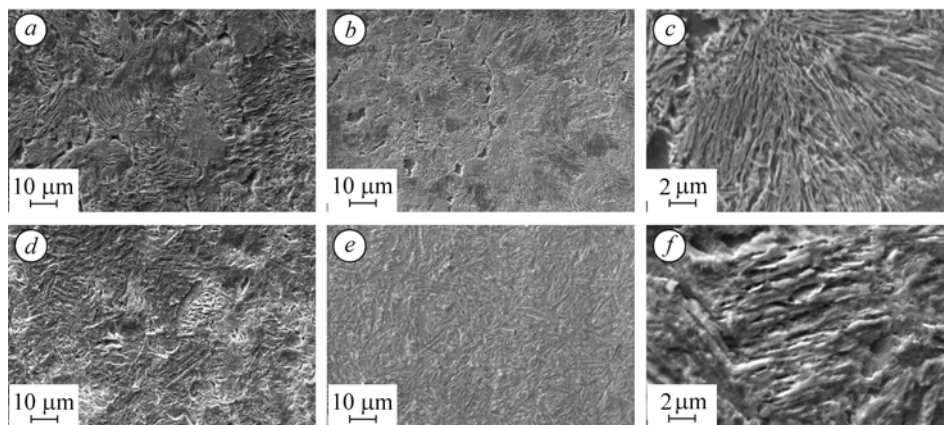


Рис. 2. Мікроструктура сталей марки 2 (а, д) і Т (б, с, е, ф) у вихідному стані (а-с) та після модельного гальмування (д-ф).

Fig. 2. Microstructure of 2 (a, d) and T (b, c, e, f) steels in as-received state (a-c) and after model braking (d-f).

Встановлені особливості мікроструктури відображаються на циклічній тріщиностійкості сталей. Порівняно з вихідним станом, після гальмування на повітрі в сталі марки 2 за відсутності мартенситного перетворення швидкість росту втомної тріщини знижується практично в усьому діапазоні зміни  $\Delta K$ , при цьому значно зростає поріг втоми  $\Delta K_{th}$  і не змінюється циклічна в'язкість руйнування  $\Delta K_{fc}$  (рис. 3а, крива 2 проти кривої 1). Це характерно для сталей після наклепу,

коли його вплив тим сильніший, що нижча міцність сталі [12]. Для сталі марки Т зафіксували мартенситне перетворення в зоні контакту і маємо зміну циклічної тріщиностійкості (рис. 3b, крива 2 проти 1) також типом для високоміцних сталей у різному структурному стані [12]: значення  $\Delta K_{th}$  майже не змінюється, зате суттєво знижується значення  $\Delta K_{fc}$ . Після гальмування з повітряно-водяним обдувом, коли інтенсифікується мартенситне перетворення в обох сталях, діаграми циклічної тріщиностійкості зсуваються вліво (криві 3 проти кривих 2 на рис. 3a, b). Порівняння отриманих закономірностей для сталей коліс КП-2 (рис. 3a) і коліс КП-Т (рис. 3b) однозначно показує, що негативні наслідки впливу термосилових чинників під час гальмування значно більші для сталі марки Т, де вміст вуглецю вищий порівняно зі сталлю марки 2. Циклічна тріщиностійкість сталі марки Т після гальмування стає навіть нижчою, ніж за впливу низьких температур [13].

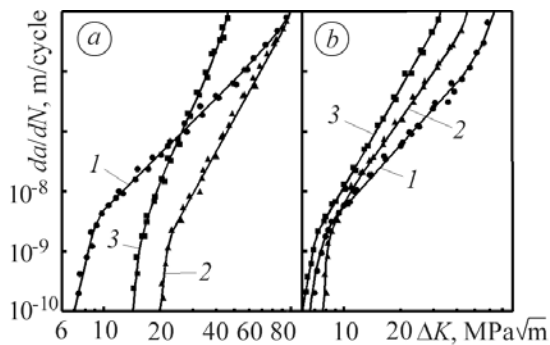


Рис. 3. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини в сталях коліс КП-2 (a) і КП-Т (b) у вихідному стані (1), після модельного гальмування на повітрі (2) і з повітряно-водяним обдувом (3).

Fig. 3. Fatigue crack growth rates curves of type КП-2 (a) and КП-Т (b) wheel steels in as-received state (1), after model braking in air (2) and with air-water blow-off (3).

Мікрофрактографічні дослідження показали, що порівняно з вихідним станом, після гальмування, особливо з повітряно-водяним охолодженням, різко змінюється механізм росту втомної тріщини в обох сталях: від квазів'язкого череззеренного (рис. 4a, b) до змішаного ямкового і міжзеренного в сталі марки 2 (рис. 4c) та переважно низькоенергоємного відкольного міжзеренного руйнування в сталі марки Т (рис. 4d).

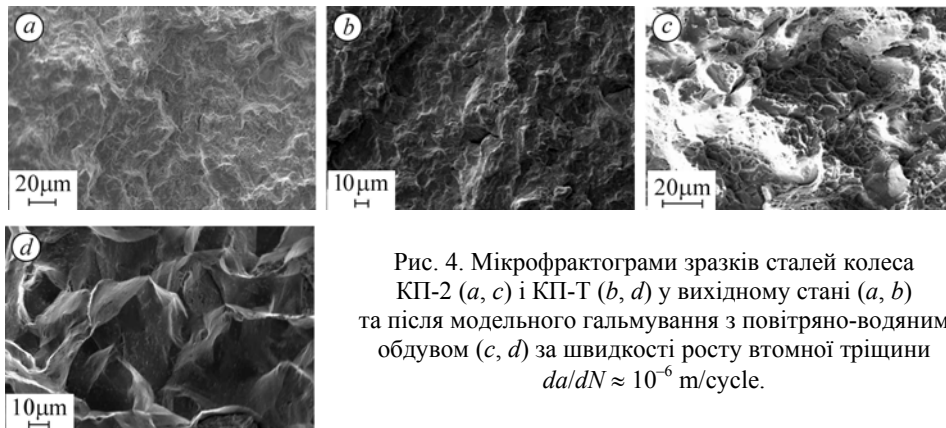


Рис. 4. Мікрофрактограми зразків сталей колеса КП-2 (a, c) і КП-Т (b, d) у вихідному стані (a, b) та після модельного гальмування з повітряно-водяним обдувом (c, d) за швидкості росту втомної тріщини  $da/dN \approx 10^{-6}$  m/cycle.

Fig. 4. Microfractographs of types КП-2 (a, c) and КП-Т (b, d) wheel steels specimens in as-received state (a, b) and after model braking with air-water blow-off (c, d) for fatigue crack growth rate  $da/dN \approx 10^{-6}$  m/cycle.

Виявлена зміна мікроефекту руйнування і характеристик циклічної тріщиностійкості досліджуваних сталей спричинена сукупним впливом трансформації їх вихідної мікроструктури, а також залишкових напружень II роду, які зумовлені технологічними режимами під час виробництва коліс (вихідний стан) та

термосиловими чинниками за гальмування. Рентгеноструктурний аналіз показав, що вищевказаний вплив відобразився на зміні міжплощинної віддалі  $d$  у кристалічних ґратках сталей (для лінії (220)) і, відповідно, на залишкових напруженнях II роду. Чітко видно (див. таблицю), що зниження циклічної в'язкості руйнування  $\Delta K_{fc}$  обох сталей пов'язане зі зменшенням стискальних і ростом розтягальних напружень II роду. Поріг втоми  $\Delta K_{th}$  при цьому спочатку росте, а потім знижується. Він змінюється суттєво для середньоміцної сталі і незначно для високоміцної. В максимально окрихченому стані (після гальмування з повітряно-водяним обдувом) сталь марки Т поступається сталі марки 2 за циклічною в'язкістю руйнування  $\Delta K_{fc}$  у 1,7 рази; за порогом втоми  $\Delta K_{th}$  – у 2,4 рази.

#### Рентгеноструктурні параметри і характеристики циклічної тріщиностійкості колісних сталей

Варіант сталі	Марка сталі	Стан матеріалу (охолоджене середовище)	$d$ , Å	$\sigma_r$ , МПа	$\Delta K_{th}$	$\Delta K_{fc}$
					МПа· $\sqrt{m}$	
I	2	Еталон	1,01320	0	–	–
II		Вихідний	1,01360	–276	7,0	100
III		Після гальмування (повітря)	1,01356	–249	20,0	100
IV		–//– (повітряно-водяний обдув)	1,01315	+36	14,1	54
V	Т	Еталон	1,01322	0	–	–
VI		Вихідний	1,01377	–380	6,5	65
VII		Після гальмування (повітря)	1,01333	–76	7,8	45
VIII		–//– (повітряно-водяний обдув)	1,01290	+221	5,9	31

#### ВИСНОВКИ

За впливу термосилових чинників під час гальмування і подальшого охолодження сталі в зоні контакту її вихідна перлітна структура трансформується в мартенситну, а вихідні стискальні залишкові напруження II роду змінюються на розтягальні тим сильніше, що вищі вміст вуглецю в сталі та швидкість її охолодження. В сталі марки Т порівняно зі сталлю марки 2 ці процеси зумовлюють інтенсивнішу реалізацію низькоенергоємного відкольного міжзеренного механізму руйнування за циклічного навантаження і нижчі характеристики циклічної тріщиностійкості: порогу втоми  $\Delta K_{th}$  у 2,4 рази; циклічної в'язкості руйнування  $\Delta K_{fc}$  в 1,7 рази. Отримані закономірності показують, що після локального нагріву за гальмування ймовірність утворення експлуатаційних дефектів типу вищербина на поверхні кочення коліс типу КП-Т вища порівняно з колесами типу КП-2.

*РЕЗЮМЕ.* Исследовано изменение микроструктуры, микромеханизма разрушения и характеристик циклической трещиностойкости сталей высоко- (типа КП-Т) и среднепрочных (типа КП-2) железнодорожных колес в условиях, моделирующих торможение пары колесо–рельс. В зоне контакта их исходная перлитная структура трансформируется в мартенситную, а исходные сжимающие остаточные напряжения II рода изменяются на растягивающие тем сильнее, чем выше содержание углерода в стали и скорость ее охлаждения.

Эти процессы обуславливают реализацию низкоэнергетического скользящего межзеренного механизма разрушения сталей при циклическом нагружении и значительное (~ в 2 раза) снижение их циклической вязкости разрушения  $\Delta K_{fc}$ .

*SUMMARY.* The changes of microstructure, fracture micromechanism and fatigue crack growth resistance characteristics of high-strength (type КП-Т) and medium-strength (type КП-2) railway wheel steels in the conditions modelling the wheel braking by rail are investigated. In the contact area the transformation of the steels initial pearlitic structure into the martensitic one occurs. The initial compressive residual stresses  $\Pi$  become tensile more intensive the higher is the carbon content in steel and the cooling rate. These processes lead to intergranular cleavage fracture mechanism of steels under cyclic loading and to significant decrease (by two times) of their fatigue fracture toughness ( $\Delta K_{fc}$ ).

1. *Дефекти залізничних коліс* / І. О. Вакулєнко, В. Г. Анофрієв, М. А. Грищенко, О. М. Перков. – Дніпропетровськ: Вид-во Маковецький, 2009. – 112 с.
2. *Frictional heat-introduced phase transformation on train wheel surface* / S. Hang, P. Tao, L. Li et al. // *J. of Iron and Steel Research International*. – 2008. – 15(5). – P. 49–56.
3. *Вакулєнко Л. І., Грищенко М. А.* Неметалеві включення як причина руйнування залізничних коліс // Зб. тез конф. “Науково-технічний процес на залізничному транспорті”. – Дніпропетровськ: ДНУЗТ, 2008. – С. 60–61.
4. *Контактно-втомна пошкоджуваність поверхні кочення залізничних коліс типу КП-2 і КП-Т* / О. П. Остап, І. М. Андрейко, В. В. Кулик, В. І. Прокопець // Вісник Дніпропетровського національного університету залізничного транспорту ім. акад. В. Лазаряна. – 2011. – Вип. 39. – С. 118–122.
5. *Даццишин О. П., Глазов А. Ю.* Деякі особливості розвитку підповерхневих тріщин у зоні контакту колісних сталей // *Машинознавство*. – 2010. – № 5. – С. 3–8.
6. *ГОСТ 10791-2011.* Колеса цельнокатаные. Технические условия. – М.: Стандартинформ, 2011. – 28 с.
7. *ДСТУ ГОСТ 10791:2006.* Колеса суцільнокатані. Технічні умови. – Введ. 01.07.2006.
8. *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.
9. *Приборы и методы физического металловедения* / Под ред. Ф. Вейнберга. – М.: Мир, 1973. – Вып. 1. – 427 с.
10. *Ahlström J. and Karlsson B.* Microstructural evaluation and interpretation of the mechanically and thermally affected zone under railway wheel flats // *Wear*. – 1999. – 232. – P. 1–14.
11. *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.
12. *Романив О. Н., Ткач А. Н.* Структурный анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения конструкционных сталей // *Физ.-хим. механика материалов*. – 1987. – 23, № 5. – С. 3–16.  
(*Romaniv O. N. and Tkach A. N.* A structural analysis of the kinetic fatigue failure curves of constructional steels // *Materials Science*. – 1987. – 23, № 5. – P. 441–453.)
13. *Низькотемпературна циклічна тріщиностійкість сталей залізничних коліс* / О. П. Остап, І. М. Андрейко, В. В. Кулик та ін. // Там же. – 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. // *Ibid.* – 2008. – 44, № 4. – P. 524–529.)

Одержано 11.07.2012