УДК 539.43:669.018.294

ВПЛИВ ПІДВИЩЕНОГО ВМІСТУ КРЕМНІЮ І МАРГАНЦЮ НА ЕКСПЛУАТАЦІЙНІ ХАРАКТЕРИСТИКИ ВИСОКОМІЦНОЇ КОЛІСНОЇ СТАЛІ

В. В. КУЛИК[1], *О. П. ОСТАШ*[2], *В. В. ВІРА*[1]

[1] *Національний університет "Львівська політехніка";*

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

Досліджено температурні залежності міцності і пластичності, циклічну тріщиностійкість після термосилового впливу під час гальмування, а також опір зношуванню і пошкоджуваності колісних сталей з підвищеним вмістом кремнію і марганцю та зниженим вуглецю, які порівняно з отриманими раніше для стандартних сталей марок 2 і Т. Виявлено, що кремній і марганець сприяють вирівнюванню циклічної в'язкості руйнування сталі у різних зонах ободу колеса, а також зниженню високотемпературної (вище 500°С) пластичності (відносного видовження), що зменшує схильність сталі до утворення повзунів на його поверхні кочення. Проте твердорозчинне зміцнення таких сталей за порівняно високого (~ 0,6%) вмісту вуглецю спричиняє низьку тріщиностійкість за циклічного навантаження у вихідному стані і за впливу термосилових чинників під час гальмування, а також слабкий опір пошкоджуваності за контактної втоми. Рекомендовано знизити вміст вуглецю в таких сталях до 0,52…0,53%.

Ключові слова: *колісна сталь, легування, міцність, високотемпературна пластичність, циклічна тріщиностійкість, діаграма експлуатаційної надійності.*

Вступ. Для підвищення осьового навантаження та швидкості руху залізничного транспорту необхідно створити високоміцні сталі, щоб забезпечити надійність і довговічність залізничних коліс. Донедавна одним з найважливіших завдань було зменшити зношування їх поверхні кочення, яке у світовій практиці вирішували, розробляючи низьколеговані сталі [1–9] з підвищеними вмістом вуглецю (0,6…0,7%), твердістю (> 300 НВ) і границею міцності (> 1000 МРа). Проте досвід експлуатації засвідчив [9–11], що на поверхні кочення таких високоміцних коліс суттєво зростає кількість експлуатаційних пошкоджень (повзунів, вищербин тощо), через що скорочується термін експлуатації коліс та виникає потреба у дороговартісному репрофілюванні (обточуванні) їх ободу [9].

Дефекти на поверхні кочення коліс спричинені, у першу чергу, зародженням і ростом поверхневих і підповерхневих тріщин внаслідок контактної втоми металу (shelling), а також тріщиноутворенням через зміну структури і фазового складу за термічного впливу під час гальмування і руху на крутих поворотах (spalling). Загалом це є результатом впливу підвищеного вмісту вуглецю на схильність таких колісних сталей до мартенситного перетворення і формування крихких структур. Тому сталі для залізничних коліс нового покоління повинні бути високоміцними за зниженого вмісту вуглецю, мати високу тріщиностійкість за статичного (K_{IC}), динамічного (K_{ID}, KCV) і циклічного (ΔK_{th}, ΔK_{fc}) навантажень, володіти підвищеною термічною стабільністю структурно-фазового складу і механічних властивостей [2, 3, 9–11]. Оскільки колеса сприймають переважно циклічні навантаження,

Контактна особа: О. П. ОСТАШ, e-mail: fmidep17@gmail.com

то перевагу потрібно надавати характеристикам циклічної тріщиностійкості (ЦТ) колісних сталей (fatigue crack growth resistance characteristics) [11].

Негативний вплив зменшення вмісту вуглецю на міцність колісних сталей слід компенсувати додатковим легуванням, застосовуючи, наприклад, вищий вміст кремнію та марганцю, які сприяють твердорозчинному зміцненню, зменшенню чутливості до термічного впливу, контактної втоми тощо [12–17]. При цьому досягають підвищення міцності за деякого зростання ударної в'язкості [12], хоча зафіксовано також зниження міцності, твердості та ударної в'язкості [13]. У той же час збільшується статична в'язкість руйнування [14], зменшується схильність до мартенситного перетворення і тріщиноутворення [15, 16].

Мета цього дослідження – вивчити вплив вмісту вуглецю, кремнію та марганцю в колісній сталі на термічну стабільність характеристик міцності і пластичності, тріщиностійкість за циклічного навантаження і дії термосилових чинників під час гальмування та опір зношуванню і пошкоджуваності в умовах контактної втоми, порівнюючи дані для нової сталі марки К [17] та стандартних сталей марок 2 і Т [1].

Матеріал і методики. Випробовували зразки, вирізані з коліс зі сталей, які відповідають марці К: № 1 (mass%: 0,60 C; 0,94 Si; 0,80 Mn; 0,08 Cr; 0,086 V; 0,006 S; 0,009 P) і № 2 (mass%: 0,58 C; 0,97 Si; 0,85 Mn; 0,09 Cr; 0,083 V; 0,004 S; 0,009 P), в яких вміст кремнію і марганцю вищий, а вуглецю відповідно однаковий або нижчий, ніж у сталях марок 2 і Т [1]. Колеса виготовлені за чинною технологією ПАТ "Інтерпайп НТЗ" (термомеханічна обробка: нагрів заготовки до 1240°C, штампування за деформації 50% і охолодження; термічна обробка: нагрів до 860°C, охолодження зі швидкістю 6…10°C/s, відпуск при 500°C). У результаті сформувалась структура дисперсного перліту (віддаль між цементитними пластинами ~ 0,06 μm) та фериту і бейніту (сумарно ~ 5%).

Характеристики міцності (границі міцності σ_U і плинності σ_{YS}) та пластичності (відносне видовження δ) визначали за статичного розтягу стандартних п'ятикратних циліндричних зразків за діаметра робочої частини 3 mm. Опір руйнуванню за циклічного навантаження оцінювали за діаграмами швидкостей росту втомної тріщини (залежностями da/dN–ΔK), керуючись стандартною методикою [18] випробування компактних (CT) зразків базового розміру 40 mm і товщиною 8 mm за частоти 10…15 Hz і коефіцієнта асиметрії циклу навантаження R = 0,1. Характеристиками ЦТ матеріалів вибрали поріг втоми $\Delta K_{th} = \Delta K_{10}{}^{-10}$ 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} m/cycle відповідно. В окремих випадках значення ΔK_{fc} рівне розмаху КІН за спонтанного росту тріщини. Для мікрофрактографічних досліджень використовували електронний мікроскоп Zeiss-EVO 40XVP.

Щоб вивчити вплив умов гальмування на ЦТ металу приповерхневих шарів ободу колеса, застосовували спеціальний стенд і методику, описані раніше [19]. Опір зношуванню і пошкодженості поверхні кочення досліджували на модельних колесах з допомогою розробленого стенду [20]. Експлуатаційну надійність сталей в умовах контактної втоми оцінювали за комплексною діаграмою, що характеризує колісні сталі за опором пошкоджуваності та зношуванню [21, 22], які є оберненими величинами, відповідно, пошкодженості $D = F_d/F_0$ і зносу $W = (R_0 - R)/R_0$ поверхні кочення модельного колеса, де F_d – площа дефектів (пітингів і вищербин), яку визначали на оптичному мікроскопі, використовуючи спеціальну комп'ютерну програму обробки зображення; F_0 – площа поверхні кочення; R – радіус колеса після випробувань; R_0 – його вихідне значення. Випробовували за контактного напруження 750 MPa впродовж $2 \cdot 10^5$ циклів навантаження (на шляху 25 km).

Результати та їх обговорення. Виявили (табл. 1), що досліджувані сталі мають практично однаковий комплекс механічних характеристик через незначну відмінність їх хімічного складу.

Вони за міцністю, твердістю і пластичністю не поступаються стандартним колісним сталям марки Т, Class B і С64 з вищим вмістом вуглецю, але нижчим кремнію і марганцю, переважаючи їх за ударною в'язкістю KCU^{+20} (табл. 2). Порівняно зі стандартними сталями марки 2, ER8, ER9 і С55 з подібною кількістю вуглецю, досліджувані демонструють вищі границі міцності і, особливо, плинності та твердості, що свідчить про позитивний вплив твердорозчинного зміцнення за легування кремнієм і марганцем. Відомі колісні сталі з підвищеним вмістом кремнію та марганцю (марка HiSi в табл. 2) переважають досліджувані № 1 і 2 за пластичністю, поступаючись їм за міцністю, особливо границею плинності. Але ці сталі мають суттєво нижчий вміст вуглецю (0,52…0,57 проти 0,58…0,6%). Результати, отримані для сталей № 1 і 2, добре узгоджуються з відомими для сталі марки К (табл. 1 і 2). Важливим для колісної сталі є характер зміни показників міцності і пластичності за температур вище 500°С, оскільки високотемпературна пластичність (відносне видовження δ) свідчить про її схильність до утворення повзунів на поверхні кочення колеса під час гальмування [11]: вона зростає, що вищі значення δ. Тому в окремих стандартах на високоміцні колісні сталі регламентують високотемпературні значення механічних характеристик (позиція 10 в табл. 2). Проте тут, на наш погляд, обмежувати значення δ слід навпаки (< 20%).

Таблиця 1. Механічні характеристики сталей

Сталь	σ_{YS}	σ_U	δ, %	*HB*	KCU^{+20}, J	ΔK_{th}	ΔK_{fc}
	MPa					MPa·√m	
№ 1	769	1025	11	326	33	6	58
№ 2	735	1051	10	335	27	6	52

Примітка: подано усереднені значення характеристик за результатами випроб не менше трьох зразків.

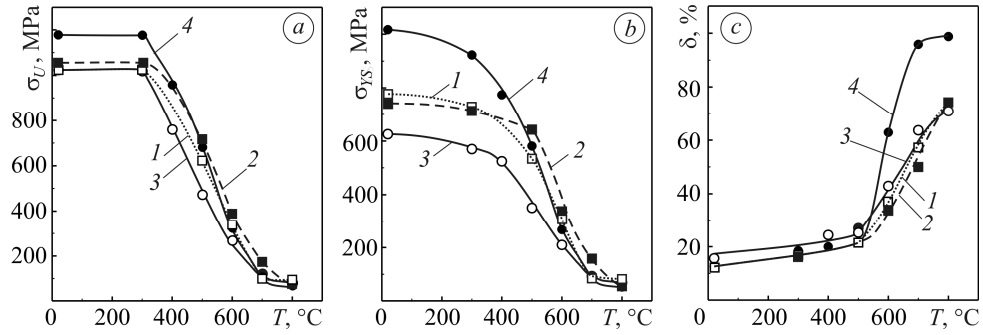

Рис. 1. Залежності границь міцності (*a*) і плинності (*b*), а також відносного видовження (*c*) від температури випробування досліджуваних сталей № 1 (криві *1*) і 2 (криві *2*), а також стандартних марок 2 (криві *3*) і Т (криві *4*) [23].

Fig. 1. Dependences of ultimate strength (*a)* and yield strength (*b)* and also relative elongation (*c*) on test temperature of investigated steels № 1 (curves *1*), № 2 (curves *2*) and also standard steels of grades 2 (curves *3*) and T (curves *4*) [23].

Виявили (рис. 1), що сталь № 2 переважає менше сталь марки Т і більше марки 2 за границею міцності і, особливо, за границею плинності в інтервалі температур 500…700°С (рис. 1*a*, *b*), незважаючи на менший вміст вуглецю. При цьому її високотемпературна пластичність, навпаки, нижча, особливо проти сталі марки Т. Отже, за підвищеного вмісту кремнію і марганцю в умовах високих температур зменшуються знеміцнення і пластифікація та зростає термічна стабіль-

Таблиця 2. Вміст основних легувальних елементів (mass%) та механічні характеристики високоміцних колісних сталей

№ за/п	Література	Сталь	C	Mn	Si	σ_U	σ_{YS}	δ, %	Твердість *HB*	KCU^{+20}/KCV^{-20}, J	ΔK_{th}	K_{IC} / ΔK_{fc}
						MPa					MPa·$\sqrt{m}$	
1	[1]	Марка 2	0,55…0,63	0,5…0,9	0,22…0,45	910…1110	–	≥ 8	≥ 255	≥ 20/–	–	50(70*) / –
2		Марка Т	0,62…0,7	0,5…1	0,22…0,65	≥ 1020	–	≥ 9	≥ 320	≥ 18/–	–	
3	[2, 3]	Марка 2	0,58	0,64	0,34	1010	670	11,5	274		6,7…7	– / 90…100
4		Марка Т	0,63	0,72	0,32	1250	1080	10,5	321		6,2…6,6	– / 58…65
5	[4]	ER8	≤ 0,56	≤ 0,8	≤ 0,4	860…980	≥ 540	≥ 13	≥ 245	≥ 17 / ≥ 10	–	–
6		ER9	≤ 0,6	≤ 0,8	≤ 0,4	900…1050	≥ 580	≥ 12	≥ 255	≥ 13 / ≥ 8	–	–
7	[5]	R8T	≤ 0,56	≤ 0,8	≤ 0,4	860…980	–	≥ 13	255…285	≥ 15 / –	–	–
8		R9T	≤ 0,6	≤ 0,8	≤ 0,4	900…1050	–	≥ 12	262…311	≥ 10 / –	–	–
9	[6]	Class B	0,57…0,67	0,6…0,9	0,15…1	–	–	–	302…341	–	–	–
10		Class D	0,67…0,77	0,6…0,9	0,15…1	> 1082 > 482**	> 758 > 344**	> 14 > 20**	341…415	–	–	> 32 / –
11	[7]	C55	≤ 0,58	≤ 0,9	≤ 0,4	900…1050	–	≥ 12	255…311	≥ 12 / –	–	–
12		C64	≤ 0,67	≤ 0,9	≤ 0,4	940…1140	–	≥ 11	277…341	≥ 10 / –	–	–
13	[8]	CL60	0,55…0,65	0,5…0,8	0,17…0,37	> 910	–	≥ 10	265…320	≥ 16 / –	–	–
14	[9]	Class B	0,57…0,67	0,6…0,9	0,15…1	1120	680	16	320	15 / 8	–	60 / –
15	[12]	ER9	0,57	0,26	0,73	965	615	19	–	25,5 / –	–	–
16		HiSi	0,52	0,93	0,93	985	650	22,5	–	27 / –	–	–
17	[13]	R8T	0,59	0,78	0,35	980	615	–	305(HV10)	26(*KCV*) / 14	–	–
18		HiSi	0,57	0,97	1,01	965	585	–	280(HV10)	20(*KCV*)/10	–	–
19	[14]	HiSi	0,53	0,94	1,01	933…938	587…594	16,7…18,1	–	–	–	75…87 / –
20	[15]	ER8	0,52	0,73	0,26	945	610	–	273(HV300)	–	–	–
21		HiSi	0,52	0,93	0,93	985	650	–	289(HV300)	–	–	–
22	[16, 17]	Марка K	0,6	0,82	0,94	1180	–	11,5	331	19 / –	–	–
23			0,57	0,78	0,99	1133	–	12	321	29 / –	–	–

Примітка: * значення 70 MPa·$\sqrt{m}$ – для швидкості руху вище за 200 km/h; ** випробування при 538°C.

ність колісної сталі, що підтверджують також результати інших дослідників [24]. Тому для коліс з такої сталі існують менш сприятливі умови для утворення повзунів на їх поверхні кочення.

Втомні тріщини зароджуються, як правило, на поверхні кочення і в приповерхневих шарах ободу колеса. Проте на практиці колеса часто руйнуються в інших зонах [25, 26]. Це пов'язано з особливостями впливу термічної обробки, коли через складну геометрію в різних зонах колеса значення швидкості охолодження і, як наслідок, мікроструктура і властивості колісної сталі можуть різнитися. Наприклад, обмежена границя витривалості змінюється на 10…20%, а параметри циклічного пружно-пластичного деформування – в 1,4–1,8 рази залежно від зони колеса [27, 28]. Встановили (рис. 2*a*), що циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} зразків, вирізаних з різних зон ободу колеса зі сталі № 1, різниться мало (не більше 5%) проти коліс зі сталей марок 2 і Т (рис. 2*b*, *c*), де вона відрізняється на 20…25% [29]. Це, очевидно, є наслідком позитивного впливу кремнію і, особливо, марганцю [30] на гомогенізацію структури металу ободу під час термообробки колеса. Проте значення ΔK_{fc} сталей № 1 і 2 виявилися низькими (табл. 1), на рівні отриманих для сталі марки Т, і значно нижчими, ніж для сталі марки 2 (рис. 2). Це вказує на негативний вплив на ЦТ твердорозчинного зміцнення сталі за відносно високого (~ 0,6%) вмісту вуглецю. Зокрема, через дещо вищу концентрацію кремнію і марганцю в сталі № 2 проти сталі № 1 циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} знижується (див. табл. 1).

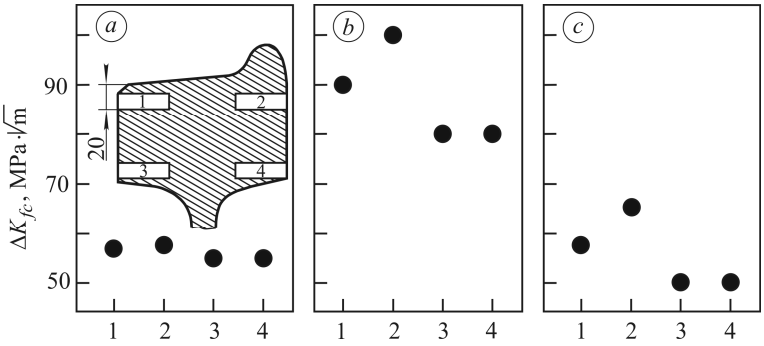

Рис. 2. Зміна циклічної в'язкості руйнування сталі № 1 (*a*) та стандартних колісних сталей марок 2 (*b*) і Т (*c*) [29] залежно від зони (1–4) ободу.

Fig. 2. Cyclic fracture toughness change of investigated steel № 1 (*a*) and also standard wheel steels of grades 2 (*b*) and T (*c*) [29] depending on the zone (1–4) of the wheel rim.

Під час гальмування і проковзування колеса рейкою приповерхневі шари ободу локально нагріваються до 770…1500°С залежно від швидкості руху, осьового навантаження і тривалості проковзування [31], досягаючи температури аустенізації колісної сталі. Після швидкого охолодження (чому сприяють вологе повітря і атмосферні опади) тут формуються нерівноважні крихкі фази, зокрема мартенсит. Внаслідок структурних перетворень підвищується локальна твердість приповерхневих шарів металу [31] і виникає поле розтягувальних залишкових напружень [19], що сприяє зародженню та поширенню втомних тріщин та формуванню дефектів типу вищербина на поверхні кочення коліс. Експериментальним моделюванням цього процесу на зразках зі сталей марок 2 і Т виявили [19] суттєву зміну ЦТ металу після термосилового впливу. Причому негативний його прояв, коли знижується циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc}, для сталі марки 2 (0,58% С) спостерігали тільки за повітряно-водяного обдуву зони контакту (рис. 3*a*). Для сталі марки Т (0,63% С) падіння ЦТ майже у всьому інтервалі розмаху ΔK зафіксували навіть після модельного гальмування у повітрі, яке посилю-

ється за повітряно-водяного обдуву (рис. 3*b*). Результати аналогічного випробування зразків сталі № 2 (0,58% С) вказують (рис. 3*c*), що таке зниження ЦТ проявляється вже після гальмування у повітрі, коли циклічна в'язкість руйнування ΔK_{fc} навіть менша, ніж для сталі марки Т.

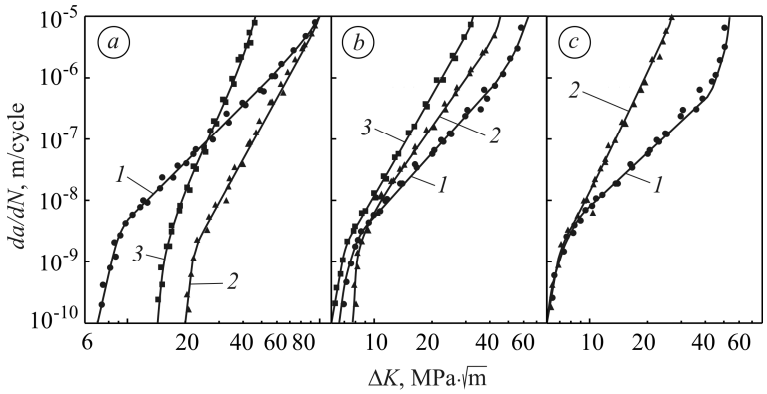

Рис. 3. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини в сталях марок 2 (*a*) і Т (*b*) [19], а також досліджуваної сталі № 2 (*c*) у вихідному стані (*1*), після модельного гальмування у повітрі (*2*) і з повітряно-водяним обдувом (*3*).

Fig. 3. Fatigue macrocrack growth rates curves for steels of grades 2 (*a*) and T (*b*) [19], and also for investigated steel № 2 (*c*) in as-received state (*1*), after model braking in air (*2*) and under air-water blow-off (*3*).

Мікрофрактографічний аналіз виявив, що мікромеханізм втомного руйнування сталі № 2 у вихідному стані переважно відкольний череззеренний (рис. 4*a*), типовий для високоміцних колісних сталей. Проте після гальмування у повітрі чітко проявляється відкольний міжзеренний (рис. 4*b*), коли посилюється негативний вплив меж зерен за твердорозчинного зміцнення їх тіла.

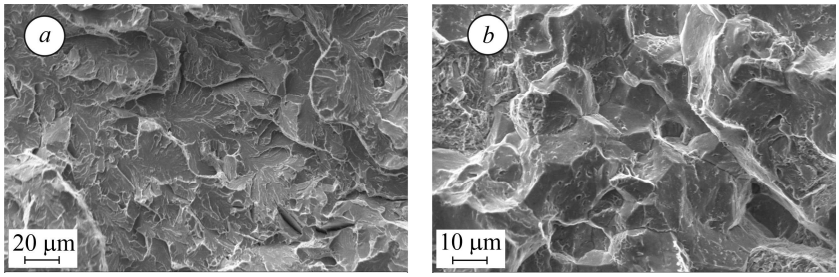

Рис. 4. Мікрофрактограми зразків сталі № 2 у вихідному стані (*a*) та після гальмування у повітрі (*b*) за високих розмахів КІН ($da/dN > 10^{-6}$ m/cycle).

Fig. 4. Microfractograms of the samples of investigated steel № 2 in as-received state (*a*) and after braking in air (*b*) at high stress intensity factor ranges ($da/dN > 10^{-6}$ m/cycle).

Встановлені характеристики міцності (твердості) і ЦТ сталей № 1 і 2 проявилися у результатах дослідження опору зношуванню $1/W$ і пошкоджуваності $1/D$ поверхні кочення модельних коліс, які ілюструє діаграма експлуатаційної надійності колісних сталей (рис. 5), де їх оптимальні варіанти повинні знаходитися у її правому верхньому куті.

Отже, сталь з твердорозчинним зміцненням (рис. 5, точка *1*) має високий опір зношуванню ($1/W$), але низький пошкоджуваності ($1/D$), подібно до високоміцних сталей марок Т і $Т_м$ (точки *3* і *4*, відповідно). При цьому найнижче значення $1/D$ демонструє сталь $Т_м$ (0,66% С) з найменшою циклічною в'язкістю руйнування ΔK_{fc} [32]. З іншого боку, низькою зносотривкістю і найвищим опором

пошкоджуваності (точка *2*) володіє сталь марки 2 (0,58% С). Подібну ситуацію спостерігали для сталі з дисперсійним зміцненням за її оптимального легування (точка *6*) [33] та для сталі з бейнітно-мартенситною структурою (точка *8*) [34]. На рис. 5 подана також (темні символи) діаграма експлуатаційної надійності в запропонованих раніше [22] координатах ΔK_{fc}–$1/W$, яка якісно подібна до такої в координатах $1/D$–$1/W$. Отже, опір пошкоджуваності поверхні кочення колеса ($1/D$) корелює з циклічною в'язкістю руйнування колісної сталі (ΔK_{fc}), як і під час виконаних раніше досліджень [20]. Таким чином, сталь № 2 (точка *1*) слід оптимізувати за опором пошкоджуваності, тобто за циклічною в'язкістю руйнування. Сталі № 1 і 2 містять 0,58…0,6% вуглецю, тому, враховуючи дані в табл. 2 про подібні сталі з високими ударною в'язкістю *KCV* і статичною в'язкістю руйнування K_{IC} (зокрема, позиції № 16 і 19), для підвищення циклічної в'язкості руйнування сталей з твердорозчинним зміцненням вміст вуглецю рекомендовано обмежувати до 0,52…0,53%.

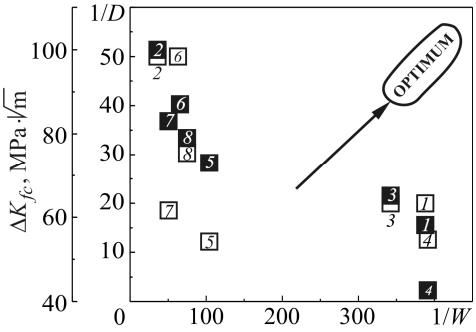

Рис. 5. Діаграма експлуатаційної надійності колісних сталей: *1* – досліджувана сталь № 2; (*2–4*) – сталі марок 2, Т і $Т_м$ [32]; (*5–7*) – сталі з дисперсійним зміцненням [33]; *8* – сталь з бейнітно-мартенситною структурою [34]. Світлі символи – діаграма $1/D$–$1/W$; темні – ΔK_{fc}–$1/W$.

Fig. 5. Operational reliability diagram of wheel steels: *1* – investigated steel № 2; (*2–4*) – steels of grades 2, T and $T_м$ [32]; (*5–7*) – steels with dispersion strengthening [33]; *8* – steel with bainite-martensitie structure [34]. Open symbols – $1/D$–$1/W$ diagram; closed symbols – ΔK_{fc}–$1/W$ diagram.

ВИСНОВКИ

Підвищений вміст кремнію (~ 1%) і марганцю (~ 1%) за пониженого вуглецю (0,58…0,6%) забезпечує високі границі міцності σ_U = 1000…1100 MPa) і плинності (σ_{YS} = 730…770 MPa), твердість (320…330 HB) і ударну в'язкість (KCU^{+20} = 27…33 J) колісної сталі. Встановлено, що кремній і марганець сприяють вирівнюванню циклічної в'язкості руйнування ΔK_{fc} сталі у різних зонах ободу колеса, а також зниженню високотемпературної (вище 500°С) пластичності (відносного видовження δ), що послаблює її схильність до утворення повзунів на поверхні кочення порівняно зі стандартними колісними сталями марок 2 і Т. Проте твердорозчинне зміцнення таких сталей за порівняно високого (~ 0,6%) вмісту вуглецю обумовлює відносно низьку тріщиностійкість за циклічного навантаження у вихідному стані і за впливу термосилових чинників під час гальмування, а також низький опір пошкоджуваності в умовах контактної втоми. Для оптимізації комплексу характеристик, які визначають опір зношуванню і пошкоджуваності поверхні кочення високоміцних залізничних коліс, рекомендовано знизити вміст вуглецю в них до 0,52…0,53%.

РЕЗЮМЕ. Исследованы температурные зависимости прочности и пластичности, циклическая трещиностойкость после термосилового влияния при торможении, сопротивление износу и повреждаемости колесных сталей с повышенным содержанием кремния и марганца и пониженным углерода, которые сравнены с полученными ранее для стандартных сталей марок 2 и Т. Выявлено, что кремний и марганец способствуют выравниванию циклической вязкости разрушения стали в различных зонах обода колеса, а также снижению высокотемпературной (выше 500°С) пластичности (относительного удлинения),

вследствие чего уменьшается ее склонность к образованию ползунов на поверхности катания. Однако твердорастворное упрочнение таких сталей при сравнительно высоком (~ 0,6%) содержании углерода обусловливает низкую трещиностойкость при циклическом нагружении в исходном состоянии и после воздействия термосиловых факторов при торможении, а также незначительное сопротивление повреждаемости в условиях контактной усталости. Рекомендовано снизить содержание углерода в таких сталях до 0,52…0,53%.

SUMMARY. The temperature of strength and plasticity dependences, as well as fatigue crack growth resistance after thermal impact during braking, resistance to wear and damageability of type K wheel steels with increased silicon and manganese content at reduced carbon content are established and compared with previously obtained ones for standard steels of grades 2 and T. It has been found that silicon and manganese content causes the homogenization of the steel structure in various zones of the wheel rim, as well as the reduction of high temperature (above 500°C) plasticity (relative elongation), which leads to a decrease in the steel tendency to flats forming on the wheel tread surface. However, solid-solution hardening of such steels with a relatively high (~ 0.6%) carbon content causes a low crack growth resistance under cyclic loading in the as-received state and after exposure to thermal force factors during braking, as well as a low damage formation resistance in contact fatigue conditions. It is recommended to decrease the carbon content in such steels to 0.52…0.53%.

1. *ДСТУ ГОСТ 10791-2016*. Колеса суцільнокатані. Технічні умови. – 2016.
2. *Втомна* довговічність сталей залізничних коліс / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, В. В. Кулик, І. Г. Узлов, О. І. Бабаченко // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – **43**, № 3. – С. 93–102.
   (*Fatigue* durability of steels of railroad wheels / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, V. V. Kulyk, I. H. Uzlov, O. I. Babachenko // Materials Science. – 2007. – **43**, № 3. – P. 403–414.)
3. *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, V. V. Vira // Materials Science. – 2009. – **45**, № 2. – P. 211–219.)
4. *EN 13262:2004+A2:2011*. Railway applications. Wheelsets and bogies. Wheels. Product requirements, 2011.
5. *BS 5892-3:1992+A2:2009*. British Standard. Railway rolling stock materials. Specification for monobloc wheels for traction and trailing stock, 2009.
6. *AAR Manual* of Standards and Recommended Practices. Wheels and Axles. M-107/M-208-2011. Wheels, Carbon Steel. Specification, 2011.
7. *JIS E 5402-1:201*5. Japanese Standards Association. Railway rolling stock. Solid wheel. Part 1: Quality requirements, 2015.
8. *TB/T 2708-1996*. China Railway and Train Standards. Technical specifications for rolled solid wheels of railway rapid passenger car, 1996.
9. *Diener M. and Ghidini A.* Materials for heavy haul solid wheels: new experiences // Proc. of the Institution of Mechanical Eng., Part F: J. of Rail and Rapid Transit. – 2010. – **224**. – P. 421–428.
10. *Исследование* причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации / А. И. Бабаченко, А. А. Кононенко, Ж. А. Дементьева, П. Л. Литвиненко, А. В. Кныш // Залізн. транспорт України. – 2010. – № 5. – С. 35–38.
11. *Про концепцію* вибору сталей для високоміцних залізничних коліс / О. П. Осташ, В. Г. Анофрієв, І. М. Андрейко, Л. А. Мурадян, В. В. Кулик // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – **48**, № 6. – С. 7–13.
    (*On the concept* of selection of steels for high-strength railroad wheels / O. P. Ostash, V. H. Anofriev, I. M. Andreiko, L. A. Muradyan, V. V. Kulyk // Materials Science. – 2013. – **48**, № 6. – P. 697–703.)
12. *Optimization* of strength and toughness of railway wheel steel by alloy design / D. Zeng, L. Lu, Y. Gong, N. Zhanga, Y. Gong // Mat. and Design. – 2016. – **92**. – P. 998–1006.
13. *Cvetkovski K., Ahlström J., and Karlsson B.* Monotonic and cyclic deformation of a high silicon pearlitic wheel steel // Wear. – 2011. – **271**. – P. 382–387.
14. *Effects* of heating rate on microstructure and fracture toughness of railway wheel steel / X. Ren, J. Qi, J. Gao, L. Wen, B. Jiang, G. Chen, H. Zhao // Metallurgical and Mat. Trans. A. – 2016. – **47**, №2. – P. 739–747.

15. *Influence* of solid solution strengthening on spalling behavior of railway wheel steel / D. Zeng, L. Lu, Y. Gong, Y. Zhang, J. Zhang // Wear. – 2017. – **372**–**373**. – P. 158–168.
16. *Бабаченко О. І.* Наукові основи впливу структурного стану на надійність і довговічність суцільнокатаних залізничних коліс та бандажів: Автореф. дис. … докт. техн. наук. – Дніпропетровськ, 2015. – 40с.
17. *Патент* України на винахід № 101757. Сталь для суцільнокатаних коліс / О. І. Бабаченко, В. М. Кузьмичов, А. В. Книш, С. В. Бєсєднов, О. В. Рослік, Г. М. Польський, П. Л. Литвиненко. – Опубл. 25.04.2013; Бюл. № 8.
18. *Test* Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates. ASTM Standard E647-99 (1999).
19. *Вплив* гальмування на мікроструктуру і механічну поведінку сталей залізничних коліс / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, В. В. Кулик, В. І. Ваврух // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012. – **48**, № 5. – С. 15–20.

(*Influence* of braking on the microstructure and mechanical behavior of steels of railroad wheel / O. P. Ostash, I. M. Andreiko, V. V. Kulyk, V. I. Vavrukh // Materials Science. – 2013. – **48**, № 5. – P. 569–574.)
20. *Relationships* between the fatigue crack growth resistance characteristics of a steel and the tread surface damage of railway wheel / O. P. Ostash, V. V. Kulyk, T. M. Lenkovskiy, Z. A. Duriagina, V. V. Vira, T. L. Tepla // Archives of Mat. Sci. and Eng. – 2018. – **90**, № 2. – P. 49–55.
21. *Осташ О. П., Андрейко І. М., Кулик В. В.* Експлуатаційна надійність високоміцних залізничних коліс // Залізн. транспорт України. – 2013. – **202**–**203**, № 5–6. – С. 11–17.
22. *Патент* України на винахід № 106836. Спосіб оцінювання роботоздатності колісних сталей / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, В. В. Кулик. – Опубл. 10.10.2014; Бюл. № 19.
23. *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.)
24. *Cvetkovski K., Ahlström J., and Karlsson B.* Thermal softening of fine pearlitic steel and its effect on the fatigue behavior // Proc. Eng. – 2010. – **2**, № 1. – P. 541–545.
25. *Stevenot G. and Demille F.* L'innovation dans les roués ferroviates et l'volution des march's // Revue Generale des Chemins de Fer. – 2002. – № 5. – P. 33–39.
26. *Гаврилюк А. Ф., Рябец Т. А.* Состояние и анализ безопасности на железных дорогах Украины. Пути развития средств неразрушающего контроля // Неразр. контроль. – 2007. – № 2. – С. 13–21.
27. *Walther F., Meilgen C., Eifler D.* Mikrostrukturbasierte Ermudungseigenschaften hochbeanspruchter UIC-Radwerkstoffe // Eisenbahningenieur. – 2004. – № 5. – S. 41–48.
28. *Walther F. and Eifler D.* Local cyclic deformation behavior and microstructure of railway wheel materials // Mat. Sci. and Eng. – 2004. – **A387**–**389**. – P. 481–485.
29. *Структура* та опір руйнуванню сталей в різних зонах залізничних коліс / І. Андрейко, О. Осташ, , В. Кулик, І. Узлов, О. Бабаченко // Машинознавство. – 2008. – № 5. – С. 18–21.
30. *Clarke M.* Wheel rolling contact fatigue (RCF) and rim defects investigation to further knowledge of the causes of RCF and to determine control measures // Rail Safety and Standards Board, London, T672, 2008.
31. *The influence* of wheel flats formed from different braking conditions on rolling contact fatigue of railway wheel / Y. Z. Chen, C. G. He, X. J. Zhao, L. B. Shi, Q. Y. Liu, W. J. Wang // Eng. Failure Analysis. – 2018. – **93**. – P. 183–199.
32. *Кулик В. В., Андрейко І. М., Віра В. В.* Оцінка пошкоджуваності залізничних коліс в умовах контактної втоми з врахуванням локального нагріву поверхні кочення // Металознавство та термічна обробка металів. – 2016. – № 4. – С. 39–45.
33. *The joint* effect of vanadium and nitrogen on the mechanical behavior of railroad wheels steel / V. V. Kulyk, S. Ya. Shipitsyn, O. P. Ostash, Z. A. Duriagina, V. V. Vira // J. of Achievements in Mat. and Manufacturing Eng. – 2018. – **89**, № 2. – P. 56–63.
34. *Fatigue* crack growth resistance of welded joints simulating the weld-repaired railway wheels metal / O. P. Ostash, V. V. Kulyk, V. D. Poznyakov, O. A. Haivorons'kyi, L. I. Markashova, V. V. Vira, Z. A. Duriagina, T. L. Tepla // Archives of Mat. Sci. and Eng. – 2017. – **86**, № 2. – P. 49–55.

Одержано 14.01.2019