

ВПЛИВ ТЕРМІЧНОГО ЦИКЛУ НАПЛАВЛЕННЯ НА МЕХАНІЧНІ ВЛАСТИВОСТІ ТА ОПІР КРИХКОМУ РУЙНУВАННЮ МЕТАЛУ ЗТВ ЗАЛІЗНИЧНОЇ СТАЛІ М76

В.Д. Позняков, О.А. Гайворонський, В.А. Костін, О.М. Берднікова, С.В. Шмигельський
ІЕЗ ім. ЄО. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Підвищення ресурсу роботи залізничних коліс є актуальною задачею. Рішення цієї проблеми пов'язано з оптимізацією структурного стану металу залізничних коліс. В роботі досліджено вплив швидкості охолодження при плавленні на механічні властивості, опірність крихкому руйнуванню та структурні зміни металу ЗТВ колісної сталі з карбонітридним зміцненням з вмістом вуглецю 0,63 %. Показано, що в процесі наплавки формується гартівна бейнітно-мартенситна структура, об'ємна частка структурних складових в якій визначається швидкістю охолодження. Загартований метал ЗТВ колісної сталі з карбонітридним зміцненням має високу міцність і низьку пластичність та має підвищену схильність до крихкого руйнування. Бібліогр. 12, табл. 2, рис. 11.

Ключові слова: дугова наплавка, карбонітридне зміцнення, зона термічного впливу, термічний цикл, крихке руйнування

Для виготовлення коліс вантажних вагонів в Україні сьогодні використовується колісна сталь марки 2, з вмістом вуглецю 0,55...0,65 % [1, 2]. В процесі експлуатації колеса зношуються за профілем кочення. Через особливості роботи пари тертя–кочення «колесо–рейка» більше зношується робоча поверхня гребеня колеса, а на поверхні кочення коліс часто утворюються дефекти типу «вищербини».

Сучасні тенденції розвитку магістрально-го залізничного транспорту в Україні направлені на збільшення навантаження на вісь до 27,5 т та швидкості руху вантажних потягів до 150 км/год, що обумовлює застосування коліс підвищеної міцності та зносостійкості. Найбільш перспективний напрямок досягнення цього ґрунтується на мікролегуванні існуючої колісної сталі карбід- та нітридоутворюючими елементами, за рахунок чого можливо забезпечити диспергування структури металу. Це буде сприяти зростанню пластичних властивостей металу колеса при більшому рівні його міцності [3–5]. Для зниження вірогідності утворення «вищербин» на поверхні кочення колеса, вміст вуглецю в сталі необхідно обмежувати.

Необхідно передбачати, чи можливо буде їх відновлювати після зносу наплавленням в умовах вітчизняного виробництва. Тому розробка науково обґрунтованої технології наплавлення коліс, виготовлених з нової колісної сталі, яка б базувалася на результатах досліджень впливу термомодеформаційних процесів дугового наплавлення на структурні зміни та властивості нової колісної сталі підвищеної міцності, є актуальною задачею.

В основу технології наплавлення покладена ідея підвищення міцності, твердості, пластичних

властивостей та циклічної тріщиностійкості металу, який наплавляється при відновленні зношеного профілю кочення нових залізничних коліс, шляхом формування в наплавленому металі дрібної однорідної бейнітно-мартенситної структури, яка має добру здатність опиратися зношуванню при терті пари «колесо-рейка».

Методики досліджень. Дослідження впливу швидкості охолодження при наплавленні на механічні властивості металу ЗТВ. Дослідження проводили із застосуванням методу імітації на установці МСР-75 [6]. В якості об'єкту досліджень використовували дослідну колісну сталь з карбонітридним зміцненням (умовне скорочення КС-ТРЗ) наступного складу, мас. %: 0,63 С; 0,35 Si; 1,15 Mn; 0,16 Cr; 0,11 V, 0,019 S, 0,027 P. Результати досліджень колісної сталі КС-ТРЗ порівнювали з результатами аналогічних досліджень колісної сталі марки 2, ГОСТ 10791-2004 (умовне скорочення КС2) наступного складу, мас. %: 0,58 С; 0,44 Si; 0,77 Mn; 0,05 Cr; 0,01 V, 0,015 S, 0,020 P, які наведені в роботі [7].

Використовували зразки розміром 120×12×12 мм, які нагрівали електричним струмом по заданому циклу на базі 60 мм. Максимальна температура нагріву зразків складала 1200...1250 °С, швидкість нагріву 200...210 °С/с. У центральній частині зразків формувалась однорідна за структурою ділянка металу шириною 40 мм. Швидкість охолодження $w_{6/5}$ (в діапазоні температур 600...500 °С) становила 5, 10 та 22 °С/с. Такі швидкості охолодження були обрані виходячи з умов формування найбільш характерних структур для металу ділянки перегріву ЗТВ.

Позняков В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, Гайворонський О.А. – <https://orcid.org/0000-0002-8146-7790>, Костін В.А. – <http://orcid.org/0000-0002-2677-4667>, Берднікова О.М. – <http://orcid.org/0000-0001-9754-9478>
© В.Д. Позняков, О.А. Гайворонський, В.А. Костін, О.М. Берднікова, С.В. Шмигельський, 2019

Із зразків, після імітації термічного циклу дугового наплавлення, виготовляли спеціальні зразки для оцінки механічних властивостей при статичному розтягу (зразок типу II, ГОСТ 1497-84) та випробувань на ударний вигін (зразок типу I, ГОСТ 9454-78). Дослідження проводили при температурі 20 °С та -40 °С.

Дослідження впливу швидкості охолодження при наплавленні на опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ. Дослідження виконували з використанням модельних зразків розміром 100×20×10 мм, які обробляли у відповідності до термодформаційного циклу дугового наплавлення. На першому етапі досліджень зразки піддавали термічному обробленню на установці МСР-75. Швидкість нагріву зразків з надрізом становила 150 °С/с. Максимальна температура нагріву складала 1250 °С. Швидкості охолодження металу в інтервалі температур 600...500 °С ($w_{6/5}$) вибирали, виходячи з умов формування найбільш характерних структур металу ділянки перегріву ЗТВ колісної сталі КС-ТРЗ (за результатами попередньо проведених дилатометричних досліджень):

$w_{6/5} = 5$ °С/с — бейнітно-мартенситна структура — 95 % B_H , 5 % М;

$w_{6/5} = 22$ °С/с — мартенситна структура — 18 % B_H , 82 % М.

В подальшому в термічно оброблених зразках механічно робили надріз глибиною 7 мм, з вершини якого потім вирощували тріщину втоми глибиною 3 мм. При цьому використовували симетричний цикл навантаження з частотою 35 Гц і напруженням циклу 120 МПа. Навантаження виконували на втомовій машині малої потужності УМП-1. Після цього зразки з тріщинами випробували при трьохточковому вигині на установці Фрідлянда.

Навантаження зразків здійснювали сталим зусиллям при переміщенні пуансону із швидкістю 1 мм/хв. Величину навантаження, при якому відбувається руйнування зразків, встановлювали за показниками динамометру. Температура зразків при іспитах становила 20 °С. За одержаними даними розраховували критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{Ic} [8, 9].

Злами зразків після випробувань досліджували методами растрової електронної емісії на скануючому мікроскопі СЭМ-515 фірми «Philips», оснащеному енергодисперсійним спектрометром системи «LINK».

Дослідження впливу термічного циклу наплавлення на структурні зміни в металі ЗТВ. Дослідження виконували на модельних зразках діаметром 6,0 мм і довжиною 80 мм, які виготовляли з дослідної колісної сталі КС-ТРЗ, хімічний

склад якої зазначено вище. У відповідності з методом іспитів жорстко закріплені зразки нагрівали до температури 1250 °С зі швидкістю 210 °С/с (час нагріву 6 с), а потім охолоджували з різними швидкостями у відповідності до термічних циклів наплавлення [8]. Час перебування металу при температурах вище A_{c3} , в залежності від швидкості охолодження, був 7...10 с.

Температуру початку і закінчення перетворення переохолодженого аустеніту визначали по точці відходу дотичної від діаметричної кривої, а співвідношення фаз, які утворилися в результаті перетворень, встановлювали методом відрізків [11, 12]. В подальшому структуру зразків досліджували методами оптичної металографії, за результатами якої уточнювали співвідношення структурних складових і їх властивості.

Металографічні дослідження виконували за допомогою мікроскопу «Neophot-32», мікротвердість окремих структурних складових і інтегральну твердість металу вимірювали на твердомірі М-400 фірми «LECO» при навантаженнях відповідно 100 г (HV_1) та 1 кг (HV_{10}). Зразки для досліджень підготовлювали за стандартним методом при застосуванні алмазних паст різної дисперсності, виявлення мікроструктури виконували методом хімічного травлення у 4%-му спиртовому розчині азотної кислоти.

Результати експериментів та їх аналіз. Узгальнені порівняні механічні властивості металу ЗТВ колісних сталей КС-ТРЗ та КС2 наведені на рис. 1–3.

Як видно з наведених даних, при великих швидкостях охолодження загартований метал ЗТВ

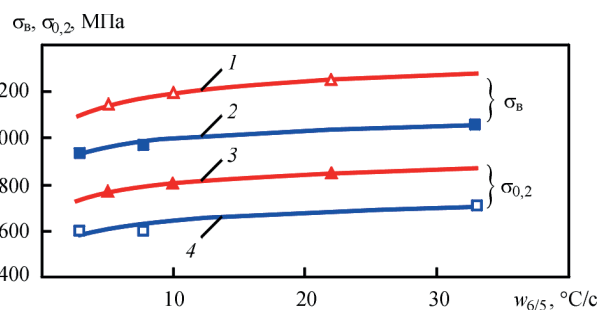


Рис. 1. Вплив швидкості охолодження на міцність металу ЗТВ колісних сталей КС-ТРЗ (1, 3) та КС2 (2, 4)

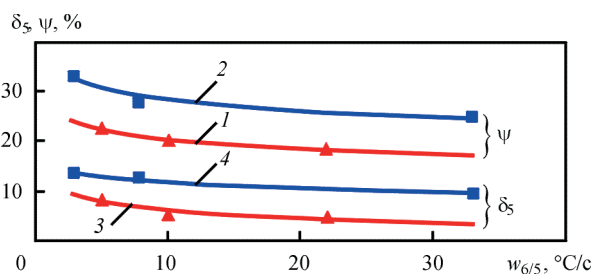


Рис. 2. Вплив швидкості охолодження на пластичні властивості металу ЗТВ колісних сталей КС-ТРЗ (1, 3) та КС2 (2, 4)

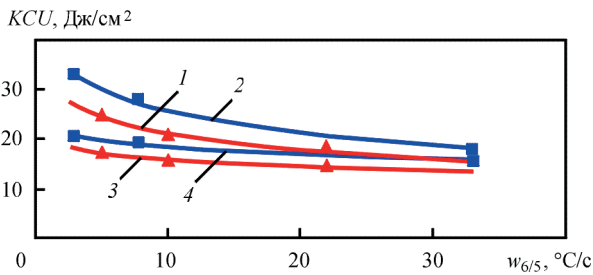


Рис. 3. Вплив швидкості охолодження на ударну в'язкість металу ЗТВ колісних сталей КС-ТРЗ (1, 3) та КС2 (2, 4) при температурі іспитів 20 °С (1, 2) та -40 °С (3, 4)

колійної сталі КС-ТРЗ має найбільші показники міцності і низьку пластичність. В порівнянні з колійною сталлю КС2 тимчасова міцність та границя текучості металу ЗТВ сталі КС-ТРЗ приблизно на 21 % вища, а відносне подовження та звуження нижчі відповідно на 50 та 26 %.

Суттєво на міцність та пластичність металу ЗТВ як колійної сталі марки КС2, так і сталі КС-ТРЗ впливає швидкість охолодження після нагріву. Так, при $w_{6/5} = 22 \text{ }^\circ\text{C/c}$ міцність загартованого металу КС-ТРЗ складає 1250 МПа, а відносне подовження становить всього 4,7 %, звуження 18,3 %. При уповільненні охолодження до $w_{6/5} = 5,0 \text{ }^\circ\text{C/c}$ можна поліпшити показники пластичності загартованого металу в 1,2...1,8 рази. Але навіть за таких умов охолодження показники ударної в'язкості металу не перевищують 8,8 Дж/см². Очевидно, що такий метал буде мати порівняно низьку деформаційну здатність під дією зовнішнього навантаження, а відповідно і підвищену схильність до крихкого руйнування.

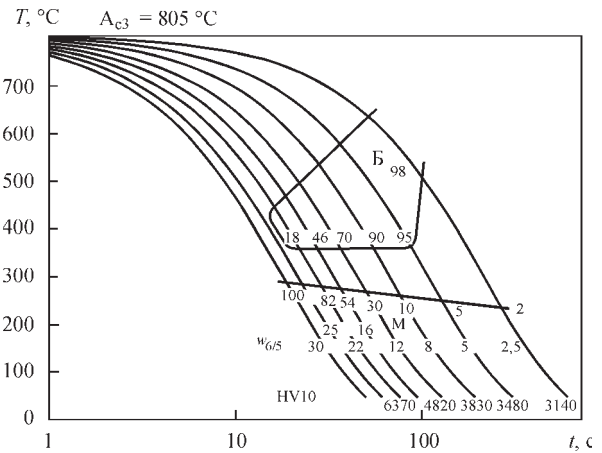


Рис. 4. Діаграма перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ колійної сталі КС-ТРЗ (0,63 % С) при дуговому наплавленні

Зазначені зміни механічних властивостей металу ЗТВ сталі КС-ТРЗ ймовірно за все пов'язані з впливом безперервного нагріву та охолодження по термічному циклу наплавлення на формування структури в даному металі. Про це свідчать результати металографічних досліджень.

Узагальнені результати досліджень у вигляді діаграми перетворення переохолодженого аустеніту в металі ділянки перегріву ЗТВ в залежності від швидкості охолодження у відповідності до термічних циклів наплавлення наведено на рис. 4, а структура металу на рис. 5.

Структура колійної сталі КС-ТРЗ у вихідному стані представлена перлітно-феритною сумішшю (рис. 5, а), величина зерна становить 16...32 мкм, мікротвердість структурних скла-

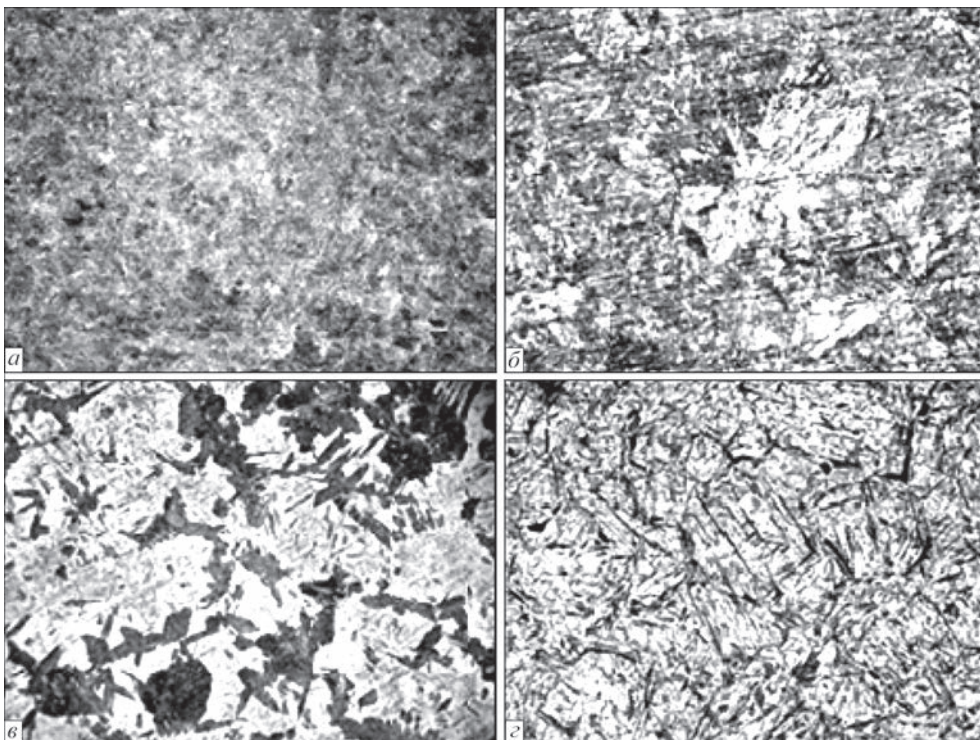


Рис. 5. Мікроструктура (×500) металу ЗТВ колійної сталі КС-ТРЗ: а — метал у вихідному стані; б — $w_{6/5} = 5 \text{ }^\circ\text{C/c}$; в — 22; з — 30

дових $HV_1 - 1990...2450$ МПа. По границям зерен розташовані феритні оторочки розміром $5...10$ мкм. Під дією термічного циклу наплавлення структура металу суттєво змінюється.

При швидкості охолодження $w_{6/5} = 5,0...12,0$ °C/c в металі ділянки перегріву ЗТВ формується бейнітно-мартенситна структура, в якій основну частину складає бейнітна складова (рис. 4). Це є переважно нижній бейніт з мікротвердістю $HV_1 - 3360...3780$ МПа (рис. 5, б). При підвищенні швидкості охолодження в цьому діапазоні частка мартенситу збільшується від 5 до 30 %, а твердість HV_{10} загартованого металу від 3480 до 4820 МПа.

Верхній бейніт ($HV_1 - 2970...3220$ МПа) є основною складовою структури в металі ЗТВ при швидкості охолодження $2,5$ °C/c. При збільшенні швидкості охолодження до $5,0$ °C/c його частка зменшується до 20 % при відповідному збільшенні частки нижнього бейніту.

Мартенситне перетворення в металі ЗТВ колісної сталі КС-ТР3 в залежності від швидкості охолодження починається при температурі $240...280$ °C, а його мікротвердість змінюється від 4250 до 7830 МПа. З підвищенням швидкості охолодження металу в діапазоні $w_{6/5} = 12,0...22,0$ °C/c його частка збільшується від 30 до 82 % (рис. 5, в). Кількість мартенситної складової структури на рівні 50 % відповідає умовам охолодження, коли швидкість охолодження буде становити приблизно $w_{6/5} \approx 15,0$ °C/c (рис. 6). При цьому твердість загартованого металу ЗТВ буде на рівні 5000 МПа.

Узагальнені результати досліджень впливу швидкості охолодження $w_{6/5}$ на опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ колісної сталі КС-ТР3 наведено на рис. 7. Для порівняння на цьому рисунку наведено також раніше отримані результати досліджень опірності крихкому руйнуванню металу ЗТВ колісної сталі КС2 [7].

В залежності від швидкості охолодження зразків, коефіцієнт K_{1c} при руйнуванні металу ЗТВ сталі КС2 може змінюватися в діапазоні від 23 до 35 МПа√м. Основний метал даної сталі має показ-

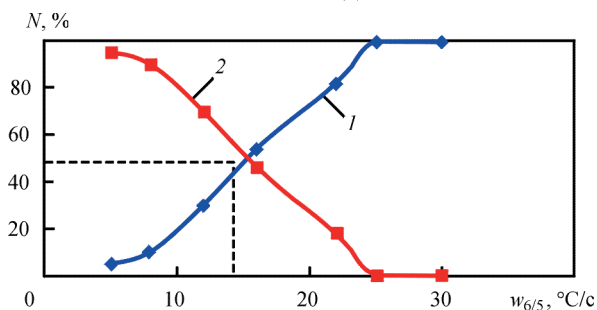


Рис. 6. Вплив швидкості охолодження на зміну складових структури в металі ЗТВ колісної сталі КС-ТР3: 1 — мартенсит; 2 — бейніт

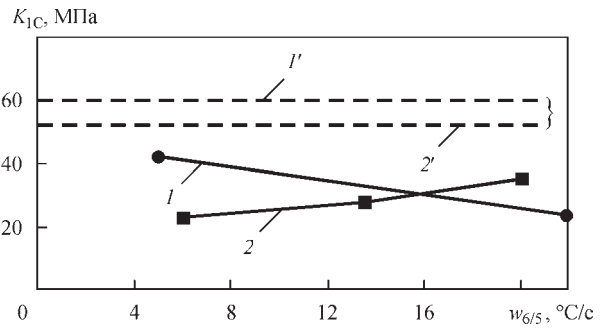


Рис. 7. Опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ колісних сталей КС-ТР3 (1) та КС2 (2). Штрихові лінії — сталь в початковому стані

ники K_{1c} на рівні $51...52$ МПа√м. Найнижчий показник інтенсивності напружень ($K_{1c} = 23$ МПа√м) має метал ЗТВ, швидкість охолодження якого становила $6,0$ °C/c, коли утворюється структура, яка на 98 % складається з верхнього бейніту (Б_в).

При збільшенні швидкості охолодження $w_{6/5}$ до 20 °C/c опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ сталі КС2 підвищується в 1,5 рази ($K_{1c} = 35$ МПа√м). За даних умов охолодження формується більш дисперсна структура нижнього бейніту та мартенситу у рівному співвідношенні.

Коефіцієнт K_{1c} при руйнуванні металу ЗТВ колісної сталі КС-ТР3 в залежності від швидкості охолодження зразків, тобто їх структурного стану, змінюється від 24 до 42 МПа√м. При цьому, метал із структурою переважно нижнього бейніту ($w_{6/5} = 5,0$ °C/c) має найбільшу опірність крихкому руйнуванню, приблизно як і метал ЗТВ сталі КС2 при 20 °C/c. При формуванні переважно мартенситної структури (при 22 °C/c) показник K_{1c} для металу ЗТВ колісної сталі КС-ТР3 найнижчий.

За результатами досліджень зламу зразків були встановлені загальні та особливі умови їх руйнування. Загальним для них є те, що на зламі виділяються три характерні ділянки (рис. 8):

- ділянка I — зародження та розвиток тріщини втоми;

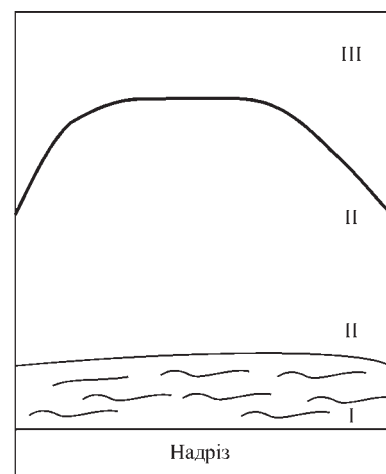


Рис. 8. Умовна схема розподілу характерних ділянок на поверхні зламу зразків при іспитах (опис I–III див. у тексті)

- ділянка II — розвиток магістральної тріщини при статичному навантаженні вигином;
- ділянка III — долом.

Порівняльний аналіз поверхонь руйнувань зразків показав, що незалежно від типу колісної сталі та структурного стану металу ЗТВ зародження і розвитку тріщин втоми має крихкий характер. В зоні зародження тріщини втоми зформували крихкий міжзеренний злам (рис. 9, *a*, *б*), а в зоні розвитку — крихкий внутрішньозеренний злам (рис. 9, *в*, *г*). Відмінності розвитку тріщин втоми в залежності від типу колісної сталі та структурного стану металу ЗТВ наступні. В металі ЗТВ сталі КС2 зі структурою верхнього бейніту ($w_{6/5} = 6,0$ °C/c) розмір фасеток крихкого зламу становлять 30...100 мкм, а в зламі металу ЗТВ сталі КС-ТР3 при формуванні структури переважно нижнього бейніту ($w_{6/5} = 5,0$ °C/c) — 30...70 мкм. На I ділянці зламів виявлено вторинні тріщини, які розташовуються по границям зерен, їх добре видно на рис. 9, *a*, *б*. Їх розміри також залежать від типу сталі. Встановлено, що в металі ділянки перегріву ЗТВ колісної сталі КС2 при даних швидкостях охолодження довжина вторинної тріщини складає $L_{вт} = 50...100$ мкм, а сталі КС-ТР3 не перевищує 60 мкм.

На відміну від зламів металу ЗТВ сталі КС-ТР3, який був термооброблений при швидкості охолодження $w_{6/5} = 5,0$ °C/c, вторинні тріщини в зоні зародження та розвитку тріщин втоми зразків, які мали переважно мартенситну структуру (22 °C/c), були довжиною до $L_{вт} \leq 200$ мкм.

На II ділянці зламу, при швидкості охолодження $w_{6/5}$ на рівні 6,0 °C/c та 13,5 °C/c розмір тріщин становить відповідно не більше 40 мкм та 5 мкм [7]. В металі ЗТВ колісної сталі КС-ТР3 під дією статичного навантаження тріщина розвивається крихко по тілу зерен (крихке внутрішньозеренне руйнування — КВЗ) при $w_{6/5} = 5,0$ °C/c, так і по границям зерен (крихке міжзеренне руйнування — умовне скорочення КМЗ) при 22 °C/c. В структурі зламу виявлено також вторинні тріщини довжиною $L_{вт} \leq 30...60$ мкм (рис. 10).

В зоні долому (ділянка III) руйнування зразків, незалежно від типу колісної сталі та структурного металу ЗТВ, відбувається в'язко (рис. 10). На поверхні зламів виявляються фазові утворення розміром до 1...3 мкм з підвищеним вмістом Mn, Ti, Si, Al і Ca.

Узагальнені результати досліджень зламів металу ЗТВ сталей КС2 та КС-ТР3 наведено в табл. 1.

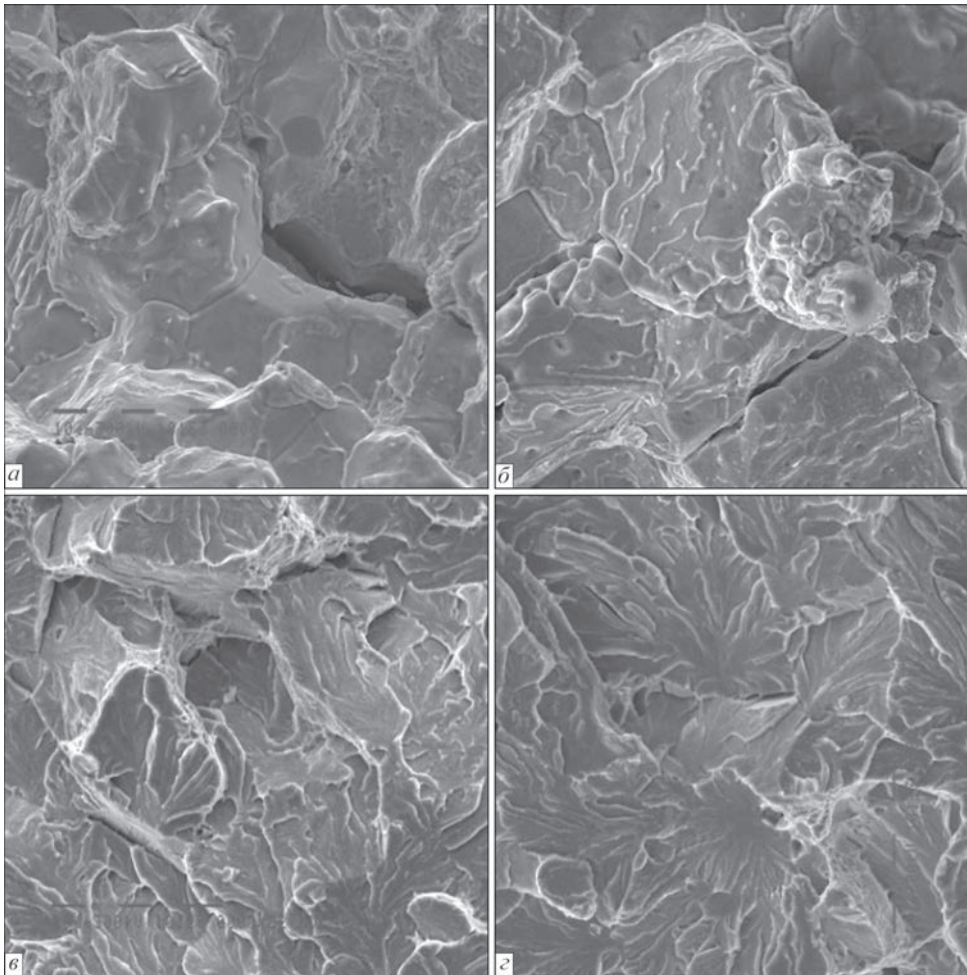


Рис. 9. Характерна поверхня зламу металу ЗТВ колісних сталей КС2 ($w_{6/5} = 6,0$ °C/c) та КС-ТР3 (5,0 °C/c) на ділянці зародження (*a*, *б*) та її розвитку (*в*, *г*) тріщини втоми ($\times 1010$): *a*, *в* — КС2 [7]; *б*, *г* — КС-ТР3

Таблиця 1. Характер зламу металу ЗТВ колісної сталі КС2 [7] та сталі КС-ТРЗ в зоні розвитку магістральної тріщини

Сталь КС2 (0,58 % С)				Сталь КС-ТРЗ (0,63 % С)			
$w_{6/5} = 6,0 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$		13,5 $^\circ\text{C}/\text{c}$		5,0 $^\circ\text{C}/\text{c}$		22 $^\circ\text{C}/\text{c}$	
98 % Б _В		25 % Б _В , 50 % Б _Н , 23 % М		95 % Б _Н , 5 % М		18 % Б _Н , 82 % М	
$\frac{\text{КВЗ, \%}}{L_{\text{ВТ}}, \text{ мкм}} = \frac{100}{40}$	$\frac{\text{КМЗ, \%}}{L_{\text{ВТ}}, \text{ мкм}}$ — не визнач.	$\frac{\text{КВЗ, \%}}{L_{\text{ВТ}}, \text{ мкм}} = \frac{100}{5}$	$\frac{\text{КМЗ, \%}}{L_{\text{ВТ}}, \text{ мкм}}$ — не визнач.	$\frac{\text{КВЗ, \%}}{L_{\text{ВТ}}, \text{ мкм}} = \frac{100}{30}$	$\frac{\text{КМЗ, \%}}{L_{\text{ВТ}}, \text{ мкм}}$ — не визнач.	$\frac{\text{КВЗ, \%}}{L_{\text{ВТ}}, \text{ мкм}} = \frac{85}{60}$	$\frac{\text{КМЗ, \%}}{L_{\text{ВТ}}, \text{ мкм}} = \frac{15}{60}$

Виконані дослідження показали, що метал ЗТВ дослідної колісної сталі КС-ТРЗ, внаслідок формування гартівних структур, має підвищену схильність до крихкого руйнування. В порівнянні з вихідним станом опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ знижується в 1,4...2,5 рази. При цьому, на зміну коефіцієнту інтенсивності напружень K_{1c} при розвитку магістральної тріщини суттєво впливає структурно-фазовий склад загартованого металу. При формуванні в металі ЗТВ переважно структури нижнього бейніту, показник K_{1c} найбільший. Такі умови формування структури в ЗТВ можливо забезпечити при дуговому наплавленні, коли швидкість охолодження становить $w_{6/5} \leq 5,0 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$.

Узагальнені параметри термічного циклу наведено в табл. 2.

Таким чином, при проведенні досліджень встановлено, що в процесі дугового наплавлення в металі ЗТВ дослідної колісної сталі КС-ТРЗ, вміст вуглецю в якій складає 0,63 %, формується гартівна бейнітно-мартенситна структура, об'ємна частка структурних складових в якій визначається швидкістю охолодження. При підвищенні швидкості охолодження металу від 5,0 до 22 $^\circ\text{C}/\text{c}$ частка мартенситу збільшується від 5 до 82 %, а частка нижнього бейніту знижується від 95 до 18 %. При цьому твердість загартованого металу підвищується в 1,8 рази. Швидкість охолодження $w_{6/5}$, коли в структурі металу ЗТВ утворюється 50 % мартенситу, становить 15 $^\circ\text{C}/\text{c}$. Утворення переважно верхнього бейніту в структурі при охолодженні, що є небажаним з точки зору забезпечення порівняно високого рівня

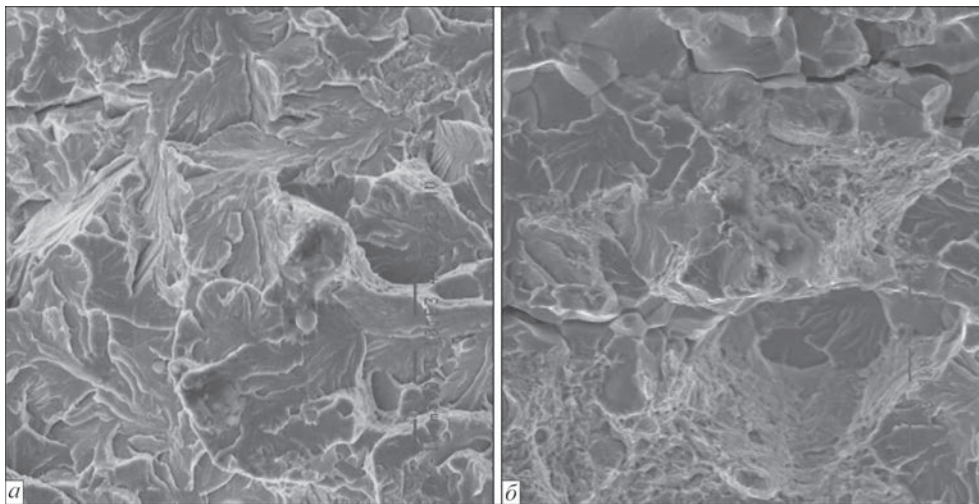


Рис. 10. Характерний злам металу ЗТВ колісної сталі КС-ТРЗ в зоні розвитку магістральної тріщини ($\times 1010$): а — $w_{6/5} = 5,0 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$; б — 22

Таблиця 2. Параметри термічного циклу в металі ЗТВ при дуговому наплавленні колісної сталі (товщина 20 мм, $T_{\text{max}} = 1250...1350 \text{ } ^\circ\text{C}$) [10]

Погонна енергія наплавлення $Q_{\text{св}}$, кДж/см	Температура попереднього підігріву $T_{\text{пн}}$, $^\circ\text{C}$	Параметри термічного циклу		
		Швидкість охолодження $w_{6/5}$, $^\circ\text{C}/\text{c}$	Час охолодження від 800 до 500 $^\circ\text{C}$ $\tau_{8/5}$, с	Час охолодження від 800 до 100 $^\circ\text{C}$ $\tau_{8/1}$, с
8,6	20	25...30	8	170
	50	20...25	10	230
	70	15...20	11	250
	100	12...15	12	450
	150	8...10	14	760
	200	5...7	18	890
11,5	250	3...4	25	1050
	20	15...17	14	245
	50	12...14	16	360
15,0	100	6...8	20	850
	20	10...12	17	290

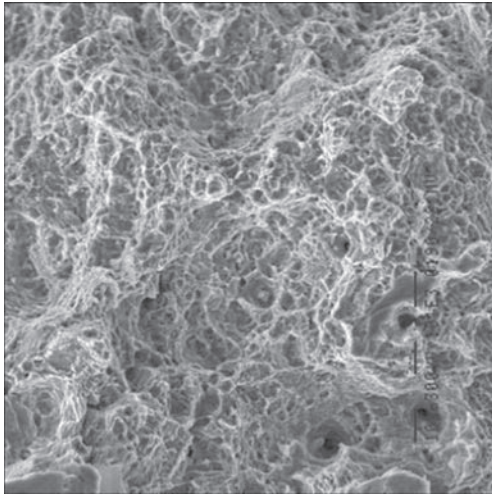


Рис. 11. Поверхня зламу зразків в зоні долому ($\times 1010$)

опірності крихкому руйнуванню металу ЗТВ дослідної колісної сталі КС-ТРЗ, можливо лише при швидкості охолодження $w_{6/5} = 2,5$ °C/c.

Висновки

При виконанні досліджень встановлено:

1. В процесі дугового наплавлення в металі ЗТВ дослідної колісної сталі з карбонітридним зміцненням, вміст вуглецю в якій складає 0,63 %, формується гартівна бейнітно-мартенситна структура, об'ємна частка структурних складових в якій визначається швидкістю охолодження. При підвищенні швидкості охолодження металу від 5,0 до 22 °C/c частка мартенситу збільшується від 5 до 82 %, а частка нижнього бейніту знижується від 95 до 18 %. При цьому твердість загартованого металу підвищується в 1,8 рази. Швидкість охолодження $w_{6/5}$, коли в структурі металу ЗТВ утворюється 50 % мартенситу — 15 °C/c.

2. Загартований метал ЗТВ колісної сталі з карбонітридним зміцненням має високу міцність і низьку пластичність. В порівнянні з колісною сталлю марки 2 тимчасовий опір та границя текучості металу ЗТВ сталі з карбонітридним зміцненням приблизно на 21 % вища, а відносне подовження та звуження нижчі відповідно на 50 та 26 %.

3. Підвищити показники пластичності загартованого металу ЗТВ колісної сталі з карбонітридним зміцненням в 1,2...1,8 рази можливо за рахунок уповільнення охолодження до $w_{6/5} = 5,0$ °C/c, коли в металі формується переважно структура нижнього бейніту.

4. Метал ЗТВ дослідної колісної сталі з карбонітридним зміцненням, внаслідок формування гартівних структур, має підвищену схильність до крихкого руйнування. В порівнянні з вихідним станом опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ знижується 1,4...2,5 рази. При цьому, на зміну коефіцієнту інтенсивності напружень K_{1c} при розвитку

магістральної тріщини суттєво впливає структурно-фазовий склад загартованого металу. При формуванні в металі ЗТВ переважної структури нижнього бейніту, показник K_{1c} найбільший. Такі умови формування структури в ЗТВ можливо забезпечити при дуговому наплавленні, коли швидкість охолодження буде становити $w_{6/5} \leq 5,0$ °C/c.

Список літератури

1. Узлов И.Г. (2003) Прогрессивные процессы производства и качество железнодорожных колес. *Сталь*, **5**, 69–72.
2. Железнодорожные колеса и бандажи KЛW (Интерпайп НТЗ Украина) // www.interpipe.biz.
3. Узлов И.Г., Бабаченко А.И., Деметьева Ж.А. (2005) Влияние микролегирования стали на вязкость разрушения железнодорожных колес. *Металлургия и горнорудная промышленность*, **5**, 46–47.
4. Бабаченко А.И., Литвиненко П.Л., Кныш А.В. и др. (2011) Совершенствование химического состава стали для железнодорожных колес, обеспечивающего повышение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания. *Фундамент. и прикл. проблемы черной металлургии. Сб. научн. тр. ИЧМ НАН Украины*, **23**, 226–233.
5. Иванов Б.С., Филипов Г.А., Демин К.Ю. и др. (2007) Модифицирование колесной стали азотом. *Сталь*, **9**, 22–25.
6. Саржевский В.А., Сазонов В.Я. (1981) Установка для имитации термических циклов сварки на базе машины МСР-75. *Автоматическая сварка*, **5**, 69–70.
7. Гайворонский А.А., Позняков В.Д., Маркашова Л.И. и др. (2016) Сопротивляемость хрупкому разрушению металла ЗТВ соединений высокопрочных сталей с содержанием углерода 0,55...0,65 %, выполненных дуговой сваркой. *Там же*, **9**, 3–9.
8. Роботнов Ю.Н. (ред.). (1972) *Новые методы оценки сопротивляемости металлов хрупкому разрушению*. Москва, Мир.
9. (1985) ГОСТ 25.506-85. *Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении*. Москва, Изд-во стандартов.
10. Гайворонский А.А. (2014) Сопротивляемость образованию холодных трещин металла ЗТВ сварного соединения высокопрочных углеродистых сталей. *Автоматическая сварка*, **2**, 3–12.
11. Черепин В.Т. (1968) *Экспериментальная техника в физическом металловедении*. Киев, Техніка.
12. Васильев В.Г., Саржевский В.А., Корниенко Т.А., Гайворонский А.А. (1997) Приставка к dilatометру для изучения фазовых превращений при низких температурах. *Автоматическая сварка*, **5**, 55–57.

References

1. Uzlov, I.G. (2003) Advanced processes of manufacturing and quality of railway wheels. *Stal*, **5**, 69-72 [in Russian].
2. Railway wheels and tyres KЛW (Interpipe NTZ Ukraine). www.interpipe.biz [in Russian].
3. Uzlov, I.G., Babachenko, A.I., Dementieva, Zh.A. (2005) Influence of steel microalloying on fracture toughness of railway wheels. *Metallurgiya i Gornorudnaya Promyshlennost*, **5**, 46-47 [in Russian].
4. Babachenko, A.I., Litvinenko, P.L., Knysh, A.V. et al. (2011) Improvement of chemical composition of steel for railway wheels ensuring the increase of their resistance to defect formation on roll surface. In: *Fundament. i Prikl. Problemy Chyorn. Metallurgii, Transact. of IFM, NANU*, **23**, 226-233 [in Russian].
5. Ivanov, B.S., Filipov, G.A., Demin, K.Yu. et al. (2007) Modification of wheel steel by nitrogen. *Stal*, **9**, 22-25 [in Russian].
6. Sarzhevsky, V.A., Sazonov, V.Ya. (1981) Installation for simulation of welding thermal cycles on the base of MSR-75 machine. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 69-70 [in Russian].

7. Gajvoronsky, A.A., Poznyakov, V.D., Markashova, L.I. et al. (2016) Brittle fracture resistance of HAZ metal in arc-welded joints of high-strength steels with carbon content of 0.55-0.65 %. *The Paton Welding J.*, **9**, 2-8.
8. (1972) *New methods for evaluation of brittle fracture resistance of metals*. Ed. by Yu.N. Robotnov. Moscow, Mir [in Russian].
9. (1985) GOST 25.506-85: *Methods of mechanical testing of metals. Determination of fracture toughness characteristics under the static loading*. Moscow, Izd-vo standartov [in Russian].
10. Gajvoronsky, A.A. (2014) Resistance to cold crack formation of HAZ metal of welded joint of high-strength carbon steels. *The Paton Welding J.*, **2**, 2-11.
11. Cherepin, V.T. (1968) *Experimental technique in physical metal science*. Kiev, Tekhnika [in Russian].
12. Vasiliev, V.G., Sarzhevsky, V.A., Kornienko, T.A., Gajvoronsky, A.A. (1997) Attachment to dilatometer for examination of phase transformations at low temperatures. *Avtomatich. Svarka*, **5**, 55-57 [in Russian].

INFLUENCE OF THERMAL CYCLE OF SURFACING ON MECHANICAL PROPERTIES AND RESISTANCE TO BRITTLE FRACTURE OF HAZ METAL OF RAIL WHEEL STEEL M76

V.D. Poznyakov, O.A. Gaivoronsky, V.A. Kostin, O.M. Berdnikova, S.V. Shmigelsky
11 Kazymyr Malevich Str., 03150, Kyiv, Ukraine. E-mail: office@paton.kyiv.ua

Increasing the life of railway wheels is an urgent task. The solution to this problem is associated with the optimization of the structural state of metal of the railway wheels. In the work the influence of cooling rate during melting on mechanical properties, resistance to brittle fracture and structural changes of HAZ of wheel steel with carbonitride strengthening with a carbon content of 0.63% were investigated. It is shown that in the course of surfacing a hardening bainite-martensitic structure is formed, the volume fraction of the structural components in which is determined by the cooling rate. The hardened HAZ metal of wheel steel with carbonitride strengthening has a high strength and a low ductility and has a high tendency to brittle fracture. 12 Ref., 2 Tabl., 11 Fig.

Keywords: arc surfacing, carbonitride strengthening, heat-affected-zone, thermal cycle, brittle fracture

Надійшла до редакції
10.10.2019

МІЖНАРОДНА КОНФЕРЕНЦІЯ МОЛОДИХ ПРОФЕСІОНАЛІВ



19-22 травня 2020 р. відбудеться Міжнародна конференція молодих професіоналів «Young Professionals International Conference on Welding and Related Technologies YPIC and WRTYS 2020» під егідою Міжнародного інституту зварювання.

З 2001 р. Міжнародна конференція «Зварювання та споріднені технології» – WRTYS (Welding and Related Technologies on Young Scientists), головним організатором якої є Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона НАН України, стала головним місцем зустрічі українських та зарубіжних молодих спеціалістів в галузі зварювання, металургії та матеріалознавства. У 2017 р. успішно була проведена 9-та Міжнародна конференція WRTYS 2017.

У 2014 р. Угорським зварювальним товариством було започатковано захід для молодих спеціалістів в області зварювання під назвою YPIC (Young Professional International Conference) – Міжнародна конференція для молодих професіоналів. Даний захід проходить щорічно і вже встиг побувати в Угорщині, Німеччині та Франції.

У 2020 р. Україна є країною організатором 6-ої Міжнародної конференції YPIC 2020 та традиційної ювілейної 10-ої Міжнародної конференції молодих спеціалістів «Зварювання та споріднені технології» WRTYS 2020. Міжнародний інститут зварювання об'єднує ці конференції в спільний міжнародний науковий захід «YPIC and WRTYS 2020».

Організатори конференції: Національна академія наук України, Інститут електрозварювання ім. Є.О. Патона, Рада молодих вчених ІЕЗ ім. Є.О. Патона, Громадська організація «Віртус», Посольство Франції в Україні та Представництво Польської академії наук у м. Києві.

Теми конференції:

- Передові технології зварювання та з'єднання матеріалів
- Нові структурні та функціональні матеріали, наноматеріали, композити
- Адитивні технології
- Моделювання процесів та матеріалів
- Інноваційні технології та процеси в металургії
- Неруйнівний контроль та якість зварних з'єднань
- З'єднання полімерів та адгезивні технології
- Механіка руйнування
- Здоров'я, безпека та довкілля

Запрошуємо прийняти участь в роботі Міжнародної конференції молодих професіоналів «YPIC and WRTYS 2020» 19-22 травня 2020 р. Місце проведення: Київська обл., с. Мощун, вул. Лісова, 1, готельний комплекс «Пуща Лісова».

За більш детальною інформацією звертатися на офіційний сайт конференції: www.ypic2020.com та e-mail: office@wrtys.com.ua