

ВПЛИВ СКЛАДУ НАПЛАВЛЕНОГО МЕТАЛУ ТА ТЕРМОДЕФОРМАЦІЙНОГО ЦИКЛУ НАПЛАВЛЕННЯ НА СТІЙКІСТЬ З'ЄДНАНЬ КОЛІСНИХ СТАЛЕЙ З ДИСПЕРСІЙНИМ НІТРИДНИМ ТА ТВЕРДОРОЗЧИННИМ ЗМІЦНЕННЯМ ДО УТВОРЕННЯ ХОЛОДНИХ ТРІЩИН

В. Д. Позняков, О. А. Гайворонський, А. В. Клапатюк, А. М. Денисенко, С. В. Шмигельський

ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАН України. 03150, м. Київ, вул. Казимира Малевича, 11. E-mail: office@paton.kiev.ua

Сучасні тенденції розвитку залізничного транспорту збільшують навантаження на вісь та швидкості руху вантажних потягів. Актуальне завдання – створення технологій виробництва і відновлення залізничних коліс, що забезпечують подовження їх ресурсу в різних умовах експлуатації. Для рішення поставленої задачі необхідно вивчити вплив різних факторів на технологічну та експлуатаційну міцність зварних з'єднань колісних сталей з дисперсійним нітридним і твердорозчинним зміцненням та розробити технологію відновлення плавленням профілю кочення цільнокатаних коліс вантажних вагонів, що забезпечить подовження їх ресурсу в різних умовах експлуатації. Встановлено, що на зміну опірності уповільненому руйнуванню металу ЗТВ колісних сталей з дисперсійним нітридним та твердорозчинним зміцненням суттєво впливає вміст вуглецю в сталі та швидкість охолодження в процесі зварювання. Дифузійний водень, який знаходиться в наплавленому металі, потрапляючи в ЗТВ, суттєво знижує його опірність уповільненому руйнуванню. В новій колісній сталі вміст вуглецю не повинен перевищувати 0,55 %. За інших умов забезпечити при наплавленні нових залізничних коліс належний рівень опірності з'єднань утворенню холодних тріщин буде неможливо. Бібліогр. 11, табл. 3, рис. 4.

Ключові слова: дугове наплавлення, колісна сталь з дисперсійним нітридним та твердорозчинним зміцненням, зона термічного впливу, структура, швидкість охолодження, дифузійний водень, холодні тріщини

Для виготовлення коліс вантажних вагонів в Україні сьогодні використовується колісна сталь марки 2 з вмістом вуглецю 0,55...0,65 % [1, 2]. Колеса, вироблені з такої сталі, при відносно невеликій вартості, мають достатньо високу надійність при експлуатації. Рівень навантаження на вісь колісної пари вантажних вагонів при експлуатації на залізничних коліях України та країн СНД становить до 23,5 т.

Сучасні тенденції розвитку магістрального залізничного транспорту в Україні направлені на збільшення навантаження на вісь до 27,5 т та швидкості руху вантажних потягів до 150 км/г, що обумовлює застосування коліс підвищеної міцності та зносостійкості. В зв'язку з цим сьогодні розглядаються декілька напрямів створення нових колісних сталей. По-перше, пропонується збільшення вмісту вуглецю в сталі до 0,75 %, як і при виготовленні коліс в ЄС, США та Японії. Це найбільш простий шлях, який не потребує додаткових витрат та зміни технологічного процесу виготовлення залізничних коліс. Але при експлуатації таких коліс на магістральних коліях України це може призвести до різкого збільшення дефектів на поверхні кочення.

Другий напрямок ґрунтується на мікролегуванні існуючої колісної сталі карбідо- та нітридоутво-

рюючими елементами, за рахунок чого можливо забезпечити диспергування структури металу. Це буде сприяти зростанню пластичних властивостей металу колеса при більшому рівні його міцності [3–5]. При цьому, для зниження вірогідності утворення «вищербин» на поверхні кочення колеса, вміст вуглецю в сталі необхідно обмежувати.

Всі напрями створення нових колісних сталей сьогодні активно відпрацьовуються. Але для підвищення міцності залізничних коліс найбільш перспективним напрямком розвитку є мікролегування колісної сталі карбідо- та нітридоутворюючими елементами. Разом з цим при створенні нових залізничних коліс підвищеної міцності необхідно також передбачати, чи можливо буде їх відновлювати після зносу наплавленням в умовах вітчизняного виробництва.

Методики досліджень.

Дослідження впливу швидкості охолодження при наплавленні на опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ. Дослідження проводили з використанням методу Імплант [6, 7] на спеціалізованій установці, розробленій в ІЕЗ ім. Є. О. Патона. Випробуванням піддавали циліндричні зразки–вставки, виготовлені з дослідної сталі. Вони не мали концентратору напружень

Позняков В.Д. – <https://orcid.org/0000-0001-8581-3526>, Гайворонський О.А. – <https://orcid.org/0000-0002-8146-7790>

Шмигельський С.В. – <https://orcid.org/0000-0003-2058-3269>

© В.Д. Позняков, О.А. Гайворонський, А.В. Клапатюк, А.М. Денисенко, С.В. Шмигельський, 2020

у вигляді надрізу. Зразки вирізали вздовж прокату. З цієї ж сталі були підготовлені пластини розміром 300×250 мм, в отвір яких на плинній посадці поміщали зразки-вставки, які в процесі випробувань приварювались до пластини.

В якості об'єкту досліджень використовували дослідні колісні сталі з дисперсійним нітридним та твердорозчинним зміцненням (умовне скорочення КС-ДнТРЗ) наступного складу з різним вмістом вуглецю, мас. %:

№ 1–0,52С; 0,70Si; 0,81Mn; 0,37Cr; 0,17V; 0,0173N; 0,030S; 0,025P.

№ 2–0,64С; 0,70Si; 1,30Mn; 0,42Cr; 0,15V; 0,0174N; 0,030S; 0,025P.

Для порівняння використовували колісну сталь марки 2 з вмістом вуглецю 0,54 % та сталь 65Г (0,65 % С).

Зварювання зразків виконували дротом суцільного перерізу марки Св-08Г2С діаметром 1,2 мм та порошковим дротом марки ПП-АН180МН/98 (система легування 12ГСХ1НФТ). При зварюванні дротом Св-08Г2С режим був наступний: $I_{зв} = 180...200$ А; $U = 28...30$ В; $v_{зв} = 13...15$ м/год, дротом ПП-АН180МН/98 – $I_{зв} = 250...280$ А; $U = 28...30$ В; $v_{зв} = 15...18$ м/год. При цьому погонна енергія наплавлення в обох випадках була приблизно на одному рівні і становила 8,6...10,0 кДж/см.

Швидкість охолодження металу ЗТВ змінювали за рахунок попереднього підігріву пластин, який в залежності від технологічного варіанту зварювання змінювався від 20 до 250 °С. Такий підхід дозволив змінювати швидкість охолодження зварних з'єднань w_{65} в діапазоні від 25 до 10 °С/с.

Статичне навантаження зразків починали після їх охолодження до температури 50 °С. Швидкість навантаження до його сталого значення становила приблизно 10 МПа/с. За показник опору металу ЗТВ зварних з'єднань уповільненому руйнуванню приймали критичні напруження ($\sigma_{кр}$), при яких зразок не руйнувався протягом 24 год.

Дослідження впливу дифузійного водню на опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ. Кількісну оцінку впливу вмісту дифузійного водню в наплавленому металі ($[H]_{диф}$) на опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ виконували, як і в попередніх дослідженнях, методом Імплант. В якості об'єкту досліджень використовували дослідну колісну сталь КС-ДнТРЗ № 1 з вмістом вуглецю 0,52 %. При випробуваннях застосовували механізований спосіб наплавлення в середовищі суміші газів 82 % Ar + 18 % CO₂ порошковим дротом ПП-АН180МН/98. Наплавлення зразків виконували при попередньому підігріві до температури 100 °С. За таких умов наплавлення швидкість охолодження w_{65} становила 12...15 °С/с, а в металі ЗТВ формувалася мартен-

ситно-бейнітна структура, об'ємна частка мартенситу в якій становила приблизно 85 %, твердість загартованого металу знаходилася в діапазоні 4440...4640 МПа.

Вміст водню в наплавленому металі регулювали за рахунок зміни температури та часу прожарювання порошкового дроту. Для визначення кількості $[H]_{диф}$ застосовували метод «олівцевої» проби, який був наступним. В мідну водоохолоджувальну форму наплавляли зразок металу шва розміром орієнтовно 60×14×14 мм, який безпосередньо після наплавлення виймали з форми та додатково охолоджували в потоці води до кімнатної температури (час охолодження до 10 с) та поміщали до евідіометра, де в якості запираючого середовища використовували водневий розчин гліцерину, попередньо підігрітий до температури 40...45 °С. Процес виділення дифузійного водню із зразків наплавленого металу тривав впродовж 72 год. до повного його припинення. Кількість дифузійного водню розраховувалася по формулі

$$[H]_{диф} = \frac{ah}{P} \cdot 100 \text{ мл/г,}$$

де a – коефіцієнт евідіометра; h – висота стовпа в евідіометрі, мм; P – вага зразка наплавленого металу, г.

Дослідження стійкості з'єднань до утворення холодних тріщин. Дослідження стійкості з'єднань колісних сталей з дисперсійним нітридним та твердорозчинним зміцненням до утворення холодних тріщин виконували при зварюванні технологічних проб «жорстка обварка» [6, 8].

Жорстка проба являє собою масивну плиту розміром 300×400 мм і товщиною 45 мм, до якої по всьому периметру катетом 10...12 мм приварюють пластини стикового з'єднання з V-подібним розкриттям (кут 60°) з досліджуваної сталі товщиною 20 мм, довжиною 300 мм і шириною 100 мм. Загальна ширина з'єднання 200 мм відповідає максимальному рівню жорсткості проби – рівень залишкових розтягуючих напружень в металі ЗТВ складає приблизно 400 МПа [9]. В подальшому виконується зварювання стикового з'єднання з конструктивним непроваром (зазор 1,5...2,0 мм, притушення $h = 4$ мм), що є концентратором напружень для утворення холодних тріщин. Зварювання зразків при випробуванні зварних з'єднань дослідних колісних сталей на стійкість до утворення холодних тріщин виконували механізованим способом в середовищі захисних газів (82 % Ar + 18 % CO₂) порошковим дротом ПП-АН180МН/98 діаметром 2,0 мм на режимі: зварювальний струм 250...300 А, напруга на дузі 28...30 В, швидкість зварювання 15...18 м/год.

Багатошарове зварювання виконували в умовах, коли після кожного шару наплавленого ме-

талу з'єднання охолоджувалося до температури 20...30 °С, після чого продовжували заповнення розробки. Для фіксації моменту утворення і процесу розвитку холодних тріщин при охолодженні стику після зварювання застосовували метод акустичної емісії [10]. Після зварювання проби витримували протягом 3 діб. Надалі контрольне стикове з'єднання відокремлювали від плити і механічно розрізали на темплети, з яких потім виготовляли макрошліфи для візуального контролю наявності холодних тріщин. Темплети вирізали в місцях зварних з'єднань, де були зафіксовані найбільш інтенсивні акустичні сигнали.

Результати експериментів та їх аналіз. Узагальнені результати випробувань зразків за методом Імплант із визначення впливу температури попереднього підігріву (швидкості охолодження в ЗТВ) на опірність уповільненому руйнуванню наплавлень дослідної колісної сталі з вмістом вуглецю 0,52 та 0,64 % представлено відповідно на рис. 1 та 2.

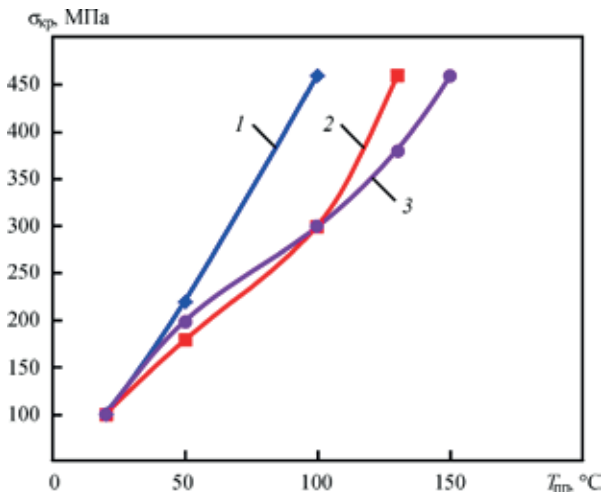


Рис. 1. Опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ колісних сталей марки 2 (1) [11] та КС-ДнТРЗ № 1 (2, 3): 1 – Св-08Г2С; 2 – ПП-АН180МН/98

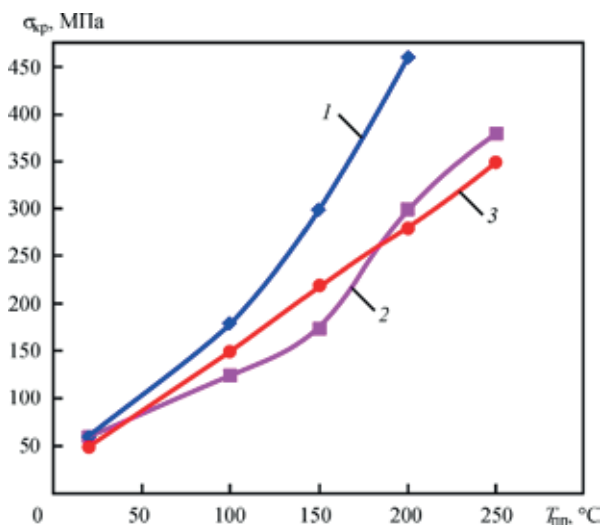


Рис. 2. Опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ сталі марки 65Г (1) [11] та колісної сталі КС-ДнТРЗ № 2 (2, 3): 1, 2 – Св-08Г2С; 3 – ПП-АН180МН/98

При наплавленні з попереднім підігрівом металу до 100 °С швидкість охолодження в ЗТВ знижується до 12...15 °С/с (табл. 1). При таких умовах охолодження формування структури металу в порівняльних колісних сталях вже суттєво відрізняється. Так, в металі ЗТВ колісної сталі марки 2 формується бейнітно-мартенситна структура, в якій частка мартенситу не перевищує 30 %, а в дослідній колісній сталі КС-ДнТРЗ № 1 – мартенситно-бейнітна структура, в якій об'ємна частка мартенситу вже є переважною і становить до 80 %. Відповідно до структурних відмінностей змінюється і опірність сталей уповільненому руйнуванню. При попередньому підігріві з температурою 100 °С критичні напруження руйнування для КС-ДнТРЗ № 1 приблизно в 1,5 рази нижчі. Для колісної сталі марки 2 (0,58 % С) ця температура попереднього підігріву вже є оптимальною для запобігання розвитку процесів уповільненого руйнування в металі ЗТВ при наплавленні, а для колісної сталі дисперсійним нітридним та твердорозчинним зміцненням (0,52 % С) – ще є недостатньою.

Підвищити критичні напруження руйнування для металу ЗТВ дослідної колісної сталі КС-ДнТРЗ № 1 до рівня колісної сталі марки 2 (σ_{кр} = 460 МПа) можливо при збільшенні температури підігріву до 130 °С. При таких умовах швидкість охолодження знижується до 8 °С/с і в металі ЗТВ дослідної сталі формується гартівна структура, в якій частка мартенситу не перевищує 50 %. Як свідчать попередні дані, така частка мартенситу в структурі є критичною для суттєво можливого підвищення опірності уповільненому руйнуванню загартованого металу ЗТВ високовуглецевих сталей [11].

Слід відзначити, що при наплавленні порошковим дротом ПП-АН180МН/98 були отримані аналогічні результати. На відміну від варіанта зварювання дротом Св-08Г2С, суттєво загальмувати розвиток процесів уповільненого руйнування (σ_{кр} = 460 МПа) в металі ЗТВ колісної сталі КС-ДнТРЗ з вмістом вуглецю 0,52 % (дослідна

Таблиця 1. Параметри термічного циклу в металі ЗТВ при дуговому наплавленні зразків по методу Імплант

Погонна енергія Q _{напл} , кДж/см	Попередній підігрів Т _{пр} , °С	Параметри термічного циклу		
		w _{6/5} , °С/с	τ _{8/5} , с	τ _{8/1} , с
8,6...10,0	-	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
	250	3...4	25	1050

сталь № 1) стало можливим при температурі попереднього підігріву 150 °С.

Показники критичних напружень руйнувань при випробуваннях зразків дослідної колісної сталі КС-ДнТРЗ № 2 з вмістом вуглецю 0,64 %, в порівнянні зі сталлю 65Г (0,65 % С), відрізняються більш суттєво (рис. 2), ніж в попередньому випадку при порівнянні колісних сталей марки 2 та КС-ДнТРЗ № 1 (0,52 % С).

Критична швидкість охолодження, при якій утворюється до 50 % мартенситу в структурі металу ЗТВ сталі 65Г, становить 6...7 °С/с, що можливо досягнути при наплавленні з погонною енергією 8,6...10,0 кДж/см, застосовуючи попередній підігрів до температури 200 °С. А при такій швидкості охолодження в металі ЗТВ дослідної колісної сталі КС-ДнТРЗ № 2 частка мартенситу є переважною і складає приблизно 99 %. Тому критичні напруження руйнування металу ЗТВ дослідної колісної сталі більш ніж в 1,5 рази нижчі. Навіть при збільшенні температури попереднього підігріву до 250 °С рівень опірності уповільненому руйнуванню металу ЗТВ сталі КС-ДнТРЗ № 2 підвищується до 350...380 МПа, але все ж таки не досягає того рівня ($\sigma_{кр} = 460$ МПа), коли розвиток процесів уповільненого руйнування унеможливується.

Дані про вміст дифузійного водню в наплавленому металі в залежності від умов підготовки порошкового дроту ПП-АН180МН/98 перед наплавленням наведено в табл. 2.

Узагальнені результати досліджень впливу вмісту дифузійного водню в наплавленому металі на показники опірності уповільненому руйнуванню

Таблиця 2. Вміст дифузійного водню в наплавленому металі (дріт ПП-АН180МН/98)

Умови підготовки порошкового дроту перед наплавленням	$[H]_{диф}$, мл/100 г
Про жарювання при $T = 230$ °С на протязі 2,5 год	0,3
Про жарювання при $T = 200$ °С на протязі 2,5 год	1,5
Без про жарювання	2,2

Таблиця 3. Холодні тріщини в зварних з'єднаннях дослідних колісних сталей КС-ДнТРЗ № 1 (0,52 % С) та КС-ДнТРЗ № 2 (0,64 % С) (метод дугового зварювання жорстких проб)

Сталь	Зварювальний дріт, режими зварювання	$T_{шт}$, °С	Наявність і характер утворення холодних тріщин (ХТ)
КС-ДнТРЗ № 1, $\delta = 20$ мм	ПП-АН180МН/98 діаметром 2,0 мм, $I_{зв} = 250...300$ А, $U_d = 28...30$ В, $v_{зв} = 15...18$ м/год	Без попереднього підігріву	ХТ від концентратора по ЗТВ та шву уздовж лінії сплавлення на всю товщину з'єднання
		100	ХТ не виявлено
		150	
КС-ДнТРЗ № 2, $\delta = 20$ мм	ПП-АН180МН/98 діаметром 2,0 мм, $I_{зв} = 250...300$ А, $U_d = 28...30$ В, $v_{зв} = 15...18$ м/год	Без попереднього підігріву	ХТ від концентратора по ЗТВ на глибину до 5 мм, далі по шву на всю товщину та довжину з'єднання
		150	
		200	
		250	

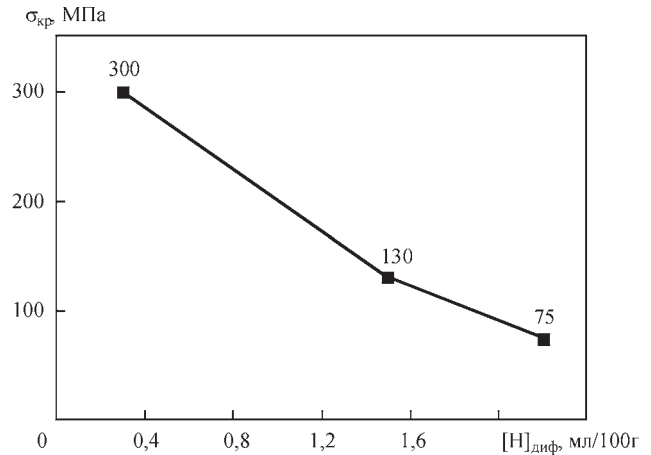


Рис. 3. Вплив вмісту дифузійного водню на опірність уповільненому руйнуванню металу ЗТВ колісної сталі КС-ДнТРЗ № 1 (0,52 % С)

ню металу ЗТВ дослідної колісної сталі КС-ДнТРЗ № 1 наведено на рис. 3.

Як видно з наведених даних, при належній термічній обробці порошкового дроту перед наплавленням, як це рекомендовано при його застосуванні (про жарювання при $T = 230$ °С на протязі 2,5 год), коли вміст дифузійного водню в наплавленому металі мінімальний ($[H]_{диф} = 0,3$ мл/100 г), критичні напруження руйнування найвищі і становлять $\sigma_{кр} = 300$ МПа. Збільшення кількості дифузійного водню в наплавленому металі до 1,5 мл/100 г призводить до різкого зниження опірності металу ЗТВ уповільненому руйнуванню. Критичні напруження руйнування зменшуються майже в 2,5 рази (до 125 МПа). При подальшому збільшенні дифузійного водню в наплавленому металі до 2,2 мл/100 г процеси уповільненого руйнування протікають ще більш прискорено і критичні напруження становлять всього 75 МПа. В порівнянні з початковим станом, коли порошковий дріт про жарювали при 230 °С на протязі 2,5 год, загальне зниження опірності металу ЗТВ уповільненому руйнуванню склало 4,5 рази.

Таким чином, при виконанні досліджень встановлено, що при механізованому наплавленні колісної сталі з дисперсійним нітридним та твердорозчинним зміцненням дифузійний водень, який знаходиться в наплавленому металі, по-

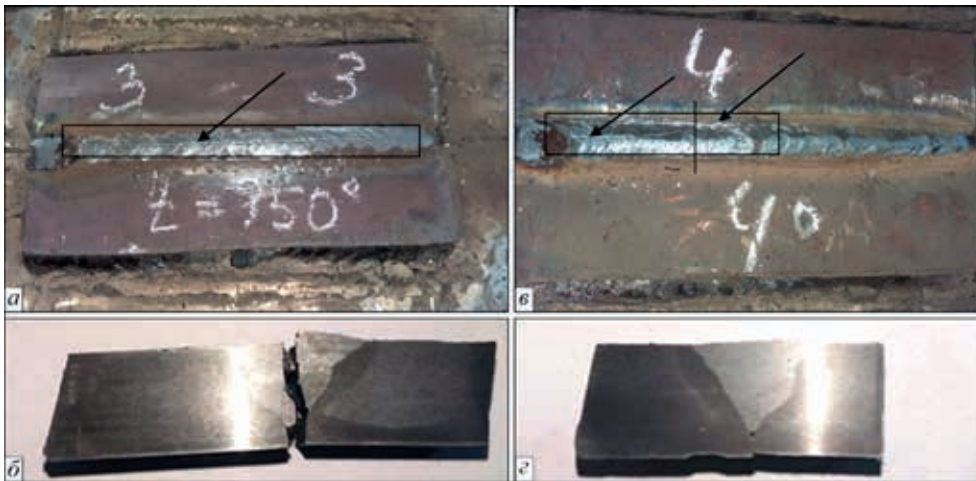


Рис. 4. Приклади утворення холодних тріщин в зварних з'єднаннях дослідних колісних сталей з дисперсійним нітридним та твердорозчинним зміцненням при зварюванні порошковим дротом ПП-АН180МН/98: а – КС-ДнТРЗ № 2, $T_{\text{зм}} = 150$ °С, наскрізна ХТ (ЗТВ, шов); б – КС-ДнТРЗ № 2, $T_{\text{зм}} = 200$ °С, наскрізна ХТ (ЗТВ, шов); в – КС-ДнТРЗ № 1, зварювання без попереднього підігріву, ХТ від концентратора по ЗТВ уздовж лінії сплавлення на всю товщину з'єднання; г – КС-ДнТРЗ № 1, $T_{\text{зм}} = 100$ °С, ХТ відсутні

трапляючи в ЗТВ, суттєво знижує її опірність уповільненому руйнуванню. Процес зародження та розвитку мікротріщин прискорюється, а критичні напруження руйнування при збільшенні вмісту дифузійного водню від 0,3 до 2,2 мл/100 г знижуються до 4,5 разів.

Узагальнені результати випробувань технологічних проб на опірність утворенню холодних тріщин зварних з'єднань дослідних колісних сталей представлено в табл. 3, а характерні приклади утворення холодних тріщин – на рис. 4.

При виконанні випробувань встановлено, що при зварюванні без попереднього підігріву в зварних з'єднаннях дослідних колісних сталей з дисперсійним нітридним та твердорозчинним зміцненням вірогідність наявності холодних тріщин становить 100 %. Але, в залежності від вмісту вуглецю в колісній сталі, є відмінності в характері утворення та розвитку холодних тріщин. В зварних з'єднаннях колісної сталі КС-ДнТРЗ № 1 (0,52 % С) холодна тріщина утворюється від концентратора і має розвиток в двох напрямках. Як видно з рис. 4, в холодна тріщина розвивається як по металу шву (ділянка від кратера довжиною до 100 мм), переходячи далі в ЗТВ уздовж лінії сплавлення (ділянка довжиною до 50 мм) і виходить на поверхню з'єднання. В обох випадках розвитку тріщина має початок в металі ЗТВ. При цьому загальна довжина тріщини становить приблизно 50 % від довжини зварного з'єднання.

В зварних з'єднаннях колісної сталі КС-ДнТРЗ № 2 (0,64 % С) холодна тріщина утворюється від концентратора, має початок в ЗТВ, як і в попередньому випадку, розвивається на глибину до 5 мм, а далі – виключно по шву на всю товщину з'єднання, виходячи також на поверхню. При цьому руйнування відбувається по всій довжині зварного з'єднання.

Запобігти утворенню холодних тріщин в зварних з'єднаннях колісної сталі КС-ДнТРЗ № 1 (0,52 % С) можливо, застосувавши попередній підігрів металу до температури 100 °С. При зварюванні колісної сталі КС-ДнТРЗ № 2 (0,64 % С) холодні тріщини утворюються навіть при попередньому підігріві до температури 250 °С. Зварювання технологічної проби даної сталі при більш високій температурі попереднього підігріву не виконували.

Висновки

1. На зміну опірності уповільненому руйнуванню металу ЗТВ колісних сталей з дисперсійним нітридним та твердорозчинним зміцненням суттєво впливає вміст вуглецю в сталі та швидкість охолодження в процесі зварювання. При наплавленні дротом суцільного перерізу марки Св-08Г2С або порошковим дротом марки ПП-АН-180МН/98 (12ГСХ1НФТ) на погонній енергії 8,6...10,0 кДж/см підвищена опірність уповільненому руйнуванню забезпечується за умов, коли вміст вуглецю в колісній сталі не перевищує 0,55 %. При цьому температура попереднього підігріву повинна бути до 150 °С. При більшому вмісті вуглецю температуру попереднього підігріву необхідно підвищувати не менше як до 250 °С.

2. При механізованому наплавленні колісної сталі з дисперсійним нітридним та твердорозчинним зміцненням дифузійний водень, який знаходиться в наплавленому металі, потрапляючи в ЗТВ, суттєво знижує його опірність уповільненому руйнуванню. Тому вміст дифузійного водню в наплавленому металі необхідно обмежувати на рівні не більше 0,3 мл/100 г, що можливо при попередньому прожарюванні порошкового дроту ПП-АН-180МН/98 (12ГСХ1НФТ) перед його застосуванням при температурі 230 °С на протязі 2,5 год. При

більшому вмісті дифузійного водню в наплавленому металі процес зародження та розвитку мікротріщин в металі ЗТВ прискорюється, а критичні напруження руйнування знижуються до 4,5 разів.

3. При зварюванні дослідних колісних сталей з дисперсійним нітридним та твердорозчинним зміцненням на утворення та розвиток тріщин в наплавленнях суттєво впливає структурний стан металу ЗТВ, який залежить від вмісту вуглецю в сталі та швидкості охолодження. Уникнути утворення холодних тріщин можливо за умов, коли вміст вуглецю в сталі не перебільшує 0,55 %, застосувавши попередній підігрів металу до 100...150 °С.

Список літератури

1. Узлов И. Г. Прогрессивные процессы производства и качество железнодорожных колес. *Сталь*, **5**, 69–72.
2. *Железнодорожные колеса и бандажи KLV (Интерпайп НТЗ Украина)*. www.interpipe.biz.
3. Узлов И. Г., Бабаченко А. И., Дементьева 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. *Фундаментальные и прикладные проблемы черной металлургии. Сб. науч. тр. ИЧМ НАН Украины*, **23**, сс. 226–233.
5. Иванов Б. С., Филипов Г. А., К. Ю. Демин и др. (2007) Модифицирование колесной стали азотом. *Сталь*, **9**, 22–25.
6. Макаров Э. Л. (1981) *Холодные трещины при сварке легированных сталей*. Москва, Машиностроение.
7. Гривняк И. (1984) *Свариваемость сталей*. Москва, Машиностроение.
8. Гайворонский А. А. (2013) Образование холодных трещин при сварке высокопрочной углеродистой стали. *Сварка и диагностика*, **5**, 27–32.

9. Позняков В. Д. (2008) Повышение сопротивляемости замедленному разрушению сварных соединений литых закаливающихся сталей. *Автоматическая сварка*, **5**, 11–17.
10. Мусяченко В. Ф., Жданов С. Л. (1981) *Исследование механизма развития холодных трещин методом акустической эмиссии. Трещины в сварных соединениях*. Братислава, сс. 130–136.
11. Гайворонский А. А. (2014) Сопротивляемость образованию холодных трещин металла ЗТВ сварного соединения высокопрочных углеродистых сталей. *Автоматическая сварка*, **2**, 3–12.

References

1. Uzlov, I.G. (2019) Advanced processes of manufacturing and quality of railway wheels. *Stal*, **5**, 69–72 [in Russian].
2. *Railway wheels and treads KLV. Ukraine, Interpipe NTRP* [in Russian] www.interpipe.biz.
3. Uzlov, I.G., Babachenko, A.I., Dementieva, Zh.A. (2005) Influence of microalloying of steel 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 providing their increased resistance to defect formation on roll surface. In: *Fundamentals and applied problems of ferrous metallurgy*. Ukraine, IFM, 23. 226-233 [in Russian].
5. Ivanov, B.S., Filipov, G.A., Demin, K.Yu. et al. (2007) Modification of wheel pair by nitrogen. *Stal*, **9**, 22–25 [in Russian].
6. Makarov, E.L. (1981) *Cold cracks in welding of alloy steels*. Moscow, Mashinostroenie [in Russian].
7. Hrivnak, I. (1984) *Weldability of steels*. Moscow, Mashinostroenie
8. Gaivoronsky, A.A. (2013) Cold crack formation in welding of high-strength carbon steel. *Svarka i Diagnostika*, **5**, 27–32 [in Russian].
9. Poznyakov, V.D. (2008) Improvement of delayed cracking resistance of welded joints of cast hardenable steels. *The Paton Welding J.*, **5**, 7-12.
10. Musiyachenko, V.F., Zhdanov, S.L. (1981) *Study of mechanism of cold crack development by acoustic emission method*. In: *Cracks in welded joints*. Bratislava, 130-136.
11. Gajvoronsky, A.A. (2014) Resistance to cold crack formation of HAZ metal of welded joint on high-strength carbon steels. *The Paton Welding J.*, **2**, 2-11.

INFLUENCE OF COMPOSITION OF DEPOSITED METAL AND THERMODEFORMATION CYCLE OF SURFACING ON STABILITY OF JOINTS OF WHEEL STEELS WITH DISPERSION NITRIDE AND SOLID-SOLUBLE HARDENING TO COLD CRACKS FORMATION

V.D. Poznyakov, O.A. Gaivoronsky, A.V. Klapatyuk, A.M. Denysenko, S.V. Shmygelsky

E.O. Paton Electric Welding Institute of the NAS of Ukraine, 11 Kazymyr Malevych Str., 03150, Kyiv, Ukraine.

E-mail: office@paton.kiev.ua

Current trends in the development of railway transport increase the load on the axle and the speed of freight trains. The relevant task is to create technologies for the production and restoration of railway wheels, which provide the extension of their service life in different operating conditions. To solve this problem, it is necessary to study the influence of different factors on the technological and operational strength of welded joints of wheel steels with dispersion nitride and solid-soluble hardening and develop technology for restoring the rolling profile of all-rolled wheels of freight cars. It was established that the change in resistance to delayed fracture of the HAZ metal of wheel steels with dispersion nitride and solid-soluble hardening is significantly influenced by the carbon content in steel and the cooling rate during welding. Diffusion hydrogen, contained in the deposited metal, getting into HAZ, significantly reduces its resistance to delayed fracture. In the new wheel steel, the carbon content should not exceed 0.55%. Under other conditions, it will be impossible to provide the proper level of resistance of joints to the formation of cold cracks during surfacing of new railway wheels. 11 Ref., 3 Tabl., 4 Fig.

Keywords: arc surfacing, wheel steel with dispersion nitride and solid-soluble hardening, heat-affected-zone, structure, cooling rate, diffusion hydrogen, cold cracks

Надійшла до редакції 02.11.2020