

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

УДК 621.791.92:629.4.027.4

О. А. ГАЙВОРОНСЬКИЙ^{1*}

^{1*}Інститут електрозварювання ім. С. О. Патона НАН України, вул. Казимира Малевича, 11, Київ, Україна, 03068, тел. +38 (044) 205 20 95, ел. пошта gajva@ukr.net, ORCID 0000-0002-8146-7790

УМОВИ ЗАБЕЗПЕЧЕННЯ ЯКОСТІ ВІДНОВЛЕНИХ НАПЛАВЛЕННЯМ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

Мета. В роботі передбачається встановити закономірності формування структури і фізико-механічних властивостей колісних сталей при дуговому наплавленні та розробити технологічні рекомендації щодо відновлення поверхонь зносу залізничних коліс. Вони забезпечать підвищення надійності та безпеки руху транспорту в умовах зростаючих експлуатаційних навантажень. **Методика.** Для досягнення поставленої мети досліджено: 1) вплив експлуатаційних навантажень на структурні зміни та властивості металу колеса; 2) вплив дугового наплавлення на структурно-фазовий склад та властивості металу зони термічного впливу, його опірність крихкому і уповільненому руйнуванню; 3) вплив наплавленого металу на формування напруженого стану наплавлень та їх опірність утворенню тріщин; 4) зносостійкість відновленого металу при терті-ковзанні пари «колесо-рейка». **Результати.** Найбільш напруженою ділянкою профілю кочення залізничних коліс вантажних вагонів при експлуатації є місце переходу від поверхні кочення до гребеня. Тому при відновленні наплавленням коліс необхідно, перш за все, забезпечити підвищену опірність крихкому руйнуванню металу в цій зоні. Для уникнення появи холодних тріщин при наплавленні необхідно обмежувати швидкість охолодження в зоні термічного впливу до 16,0 °C/с (в інтервалі 600...500 °C) при вмісті вуглецю $C < 0,60\%$ та до 8,0 °C/с при $C = 0,60...0,65\%$. При цьому, порівняно висока опірність крихкому руйнуванню забезпечується, коли буде сформована структура, яка не містить верхній бейніт, а частка мартенситу не перевищує кількості нижнього бейніту (співвідношення М/Бн < 1). Витримка колеса на протязі 3,5–4,5 годин при температурі 100 °C після наплавлення в процесі його уповільненого охолодження сприяє підвищенню опірності крихкому руйнуванню металу зони термічного впливу в 1,8–2,3 рази. **Наукова новизна.** Автором розвинуто уявлення щодо структурно-фазових змін, які відбуваються в металі залізничного колеса при дуговому наплавленні. Встановлений взаємозв'язок між вмістом вуглецю в сталі, швидкістю її охолодження при наплавленні, опірністю утворенню тріщин і крихкому руйнуванню. Встановлено вплив умов охолодження колеса після наплавлення на властивості металу. **Практична значимість.** Розроблені технологічні рекомендації щодо відновлення наплавленням залізничних коліс вантажних вагонів. Їх застосування забезпечить підвищення якості відновлення наплавленням залізничних коліс, надійність та безпеку руху транспорту в умовах зростаючих експлуатаційних навантажень.

Ключові слова: залізничне колесо; дугове наплавлення; зона термічного впливу; структура; холодні тріщини; крихке руйнування; наплавлений метал; зносостійкість; технологічні рекомендації

Вступ

Для виготовлення коліс вантажних вагонів сьогодні в Україні використовується колісна сталь марки 2, вміст вуглецю в якій складає 0,55–0,65%. Колеса з такої сталі мають достатньо високу на-

дійність при експлуатації. Рівень навантаження на вісь колісної пари вантажних вагонів при експлуатації на залізничних колях становить до 23,5 т.

З метою підвищення експлуатаційної міцності і зменшення зносу залізничних коліс сього-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

дні в Україні 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. Другий напрямок, мікролегування існуючої колісної сталі карбо- і нітридоутворюючими елементами, за рахунок чого можливо забезпечити диспергування структури металу. Це буде сприяти зростанню пластичних властивостей металу колеса при більшому рівні його міцності [1, 3].

Підвищити міцність виробів та знизити вірогідність утворення дефектів на поверхні кочення залізничних коліс можливо також за рахунок отримання бейнітної структури металу. Це третій напрямок. При цьому забезпечуються високі показники механічних властивостей і опірності крихкому руйнуванню металу при збільшенні зносостійкості залізничних коліс. Але при існуючому вмісті вуглецю в колісній сталі марки 2 отримання бейнітної структури металу потребує зміни технологічного процесу при виготовленні залізничних коліс. За кордоном розглядається також можливість застосування коліс, виготовлених зі сталі при зниженому вмісті вуглецю ($C \leq 0,30$ %). Формування бейнітної структури металу колеса в цьому випадку досягається при додатковому легуванні сталі нікелем, хромом, молібденом та іншими елементами (разом до 8,0 %) [14, 18].

Всі напрями розробки нових колісних сталей сьогодні активно відпрацьовуються. Але при створенні нових залізничних коліс підвищеної міцності необхідно також передбачати, чи можливо буде їх відновлювати після зносу в умовах вітчизняного виробництва.

В процесі експлуатації колеса зношуються за профілем кочення. Через особливості роботи пари тертя-кочення «колесо-рейка» більш всього схильна до зносу робоча поверхня гребеня колеса. Цей знос пов'язаний з механічним тертям контактуючого металу. Величина зносу залежить від багатьох факторів, пов'язаних з умовами навантаження колісних пар при експлуатації, станом контактуючих поверхонь і геометричних параметрів профілю колеса та рейки, співвідношення їх твердості та ін. На

поверхні кочення коліс виникають також дефекти, які мають назву «вищербини». Ці дефекти мають термомеханічний характер, які утворюються при проковзуванні коліс по рейках з формуванням гартівних структур в приповерхневому шарі металу, що в подальшому призводить до його відшарування [2, 4, 6, 9, 13]. При збільшенні вмісту вуглецю в колісній сталі вірогідність утворення «вищербин» різко зростає.

Застосування технології наплавлення при відновленні коліс економічно вигідно. Відновлення наплавленням дозволяє зменшити відходи металу обода при його механічному обточуванні за профілем кочення, а також підвищити зносостійкість колеса за рахунок наплавлення металу з наперед заданими властивостями. Для цього застосовуються способи дугового наплавлення під шаром флюсу дротами суцільного перетину, а також спеціальне зварювальне і допоміжне устаткування. Технології відновлення наплавленням коліс, що зараз застосовуються, не завжди враховують всі чинники, які впливають на надійність відновлених виробів. В результаті, в деяких випадках, при напавленні утворюються тріщини. Це значно підвищує ризик виникнення аварійних ситуацій в умовах експлуатації і може призвести до суттєвих пошкоджень залізничного транспорту.

Зварюваність високоміцних вуглецевих сталей, до яких відносять і колісні сталі, до сьогодні практично не досліджувалась, про що свідчить відсутність інформації в спеціалізованій літературі. Було прийнято тезу, що вироби з цих сталей не можливо зварювати в звичайних умовах виробництва без уникнення в них тріщин. Винятком є тільки технології відновлення наплавленням виробів, які були розроблені за результатами обмежених експериментів. Тому розробка науково обґрунтованих технологій наплавлення залізничних коліс, які б базувалися на результатах глибоких досліджень впливу дугового зварювання на структурні зміни та властивості металу зони термічного впливу (ЗТВ) колісних сталей залежно від вмісту в них вуглецю, на особливості опірності напавлень уповільненому і крихкому руйнуванню при статичних та циклічних навантаженнях, є актуальним завданням. Це дозволить суттєво підвищити безпеку руху на залізничному транспорті в умовах зростаючих експлуатаційних навантажень.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Слід також зазначити, що відновлення наплавленням сьогодні дозволено галузевими нормативними документами та застосовується при ремонтах залізничних коліс вантажних вагонів магістрального транспорту, коліс та бандажів транспорту гірничо-збагачувальних та металургійних підприємств, кранових коліс, бандажів трамвайних коліс міського транспорту.

Мета

Метою роботи було встановлення основних закономірностей у формуванні структури і фізико-механічних властивостей колісних сталей при дуговому наплавленні та розроблення технологічних рекомендацій щодо відновлення поверхонь зносу залізничних коліс, які забезпечать підвищення надійності та безпеки руху транспорту в умовах зростаючих експлуатаційних навантажень.

Методика

Для досягнення поставленої мети при виконанні роботи досліджено вплив експлуатаційних навантажень на структурні зміни і властивості металу колеса, вплив дугового наплавлення на структурно-фазовий склад і властивості металу ЗТВ, його опірність крихкому і уповільненому руйнуванню, вплив наплавленого металу на формування напруженого стану наплавлень та їх опірність утворенню тріщин, досліджено зносостійкість відновленого металу при терті-ковзанні пари «колесо-рейка».

Кінетику структурних перетворень в металі ЗТВ досліджували методом імітації термодифузійного циклу дугового наплавлення. Для цього використовували сучасний дослідний комплекс «Gleeble-3800», оснащений термостатом і високошвидкісним дилатометром [7]. При дослідженнях структурних змін в металі застосовували традиційні методи оптичної, растрової і електронної мікроскопії. Для оцінки міцності, в'язкості руйнування та рівнів внутрішніх напружень в структурі металу ЗТВ використовували новітній розрахунково-аналітичний метод оцінки, розроблений в ІЕЗ ім. Є. О. Патона НАНУ [17]. Цей метод оцінки базується на використанні параметрів структури та субструктури, визначених методами растрової і електронної мікроскопії, при розрахунках властивостей металу.

Опірність утворенню холодних тріщин визначали при випробуваннях зразків з одношаровими наплавленнями за методом Імплант [8]. Опірність металу ЗТВ крихкому руйнуванню оцінювали при трьохточковому вигині модельних зразків з використанням критеріїв механіки руйнування [11]. Попередньо модельні зразки були термооброблені по заданому термодифузійного циклу дугового наплавлення, і в центральній частині яких була вирощена тріщина втоми глибиною 3 мм. Тріщиностійкість оцінювали при триточковому вигині та при циклічному навантаженні зразків багатшарових зварних з'єднань товщиною 20 мм на спеціалізованому дослідному обладнанні (установка Фрідлянда та УМП-1 відповідно). Опір зносу оцінювали при терті-ковзанні модельних зразків з багатшаровим наплавленням на дослідному обладнанні ІЕЗ ім.Є.О. Патона НАНУ [12].

Як об'єкт досліджень використовували колісну сталь марки 2 (КС2), а також для визначення впливу вмісту вуглецю в сталі – конструкційну сталь 65Г та рейкову сталь М76 такого складу (мас. %):

– **КС2**: 0,58 С; 0,44 Si; 0,77 Mn; 0,10 Ni; 0,05 Cr; 0,012 S; 0,011 P;

– **65Г**: 0,65 С; 0,19 Si; 0,91 Mn; 0,18 Ni; 0,16 Cr; 0,017 S; 0,010 P;

– **М76**: 0,74 С; 0,30 Si; 0,80 Mn; 0,10 Ni; 0,15 Cr; 0,012 S; 0,011 P.

Результати

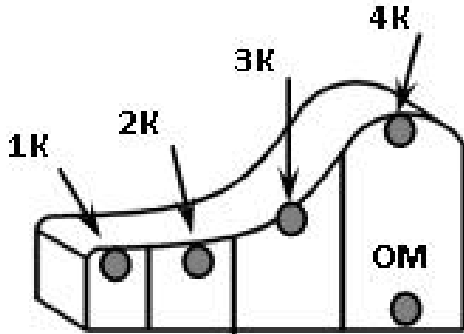
На першому етапі роботи методами оптичної, растрової і електронної мікроскопії, а також розрахунково-аналітичним методом визначено ділянку профілю кочення залізничного колеса, яка зазнає найбільших змін структури металу під дією тривалих експлуатаційних навантажень. Встановлено, що це є зона переходу від поверхні кочення до гребеня колеса (ЗК, рис.1, а).

Для цієї ділянки характерне підвищення міцності приповерхневого шару металу в 1,5–1,8 разу (від 950 до 1 400–1 700 МПа) при формуванні протяжних смугових структур шириною до 30–70 мкм, наявність розкратаних неметалевих вкраплень довжиною до 160 мкм і сітки тріщин довжиною до 350 мкм (рис. 1, б). Встановлено, що щільність дислокацій в структурі металу підвищується до $\rho \approx 2...4 \times 10^{11} \text{ см}^{-2}$,

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

а критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{1C} , визначений розрахунковим методом за параметрами структури, знижується в середньому на 50 % (з 30 до 15 МПа·м^{1/2}).

а–а



б–б



Рис. 1. Умовна схема (а) профілю кочення залізничного колеса та структура металу (б, $\times 500$) в приповерхневому шарі при експлуатаційних навантаженнях

Fig. 1. Conventional diagram (a) of railway wheel rolling profile and metal structure (b, $\times 500$) in the surface layer at operational loads

Отримані результати досліджень дозволили зробити висновок, що перед наплавленням необхідно метал поверхні кочення, прилеглий до гребеня, механічно видаляти на глибину не менше ніж 1,0 мм. А при відновленні металу коліс необхідно забезпечити підвищену опірність крихкому руйнуванню наплавлень особливо в цій зоні. Це може бути реалізовано лише за умови застосування контрольованого термічного циклу. При цьому наплавлення необхідно починати з-під гребеня колеса при горизонтальному положенні колісної пари.

При імітації термодформаційного циклу наплавлення (комплекс «Gleeble 3800») моде-

льні зразки нагрівали до температури 1 250 °С зі швидкістю 25 °С/с (характерно для умов звичайної термічної обробки) та 210°С/с (умови дугового наплавлення). Час перебування металу при температурах вище A_{c3} , залежно від умов нагріву і швидкості охолодження, становив $t_1 = 23\text{--}66$ с та $t_1 = 7\text{--}10$ с відповідно. Швидкість охолодження зразків $W_{6/5}$ (в діапазоні температур 600–500 °С) змінювалася в межах 2,5–64 °С/с. Використовували також можливість дослідного устаткування охолоджувати зразки при постійному зниженні температури, імітуючи реальні умови при дуговому наплавленні. За результатами досліджень побудовані термокінетичні діаграми перетворення переохолодженого аустеніту в металі ЗТВ сталі КС2 (рис. 2).

Встановлено, що незавершеність процесів гомогенізації аустеніту, внаслідок швидкого нагріву і обмеженого часу перебування металу при температурах вище точки A_{c3} при дуговому наплавленні, суттєво впливає на перетворення переохолодженого аустеніту в ЗТВ. При швидкості охолодження 2,5–30 °С/с, яка характерна дуговому наплавленню, в металі ЗТВ формуються виключно гартівні структури. При цьому мінімальна швидкість охолодження $W_{6/5}$, при якій починається формування мартенситної складової в структурі металу при $C = 0,58$ %, знижується від 30 °С/с до 8 °С/с, а критична швидкість охолодження W_{50M} , при якій в структурі металу ЗТВ утворюється 50 % мартенситу, становить 20 °С/с. Структура металу ЗТВ залежно від швидкості охолодження наведена на рис. 3, де мартенситна складова подана у вигляді світлих ділянок.

Під впливом термодформаційного циклу дугового наплавлення змінюється також характер перетворення переохолодженого аустеніту в проміжній області. Утворення нижнього бейніту починається при 12° С/с. Максимальна його кількість (61 %) при 16 °С/с. При збільшенні швидкості охолодження до 25 °С/с об'ємна частка нижнього бейніту знижується до 26 %, а мартенситу збільшується до 71 %. При швидкості охолодження $W_{6/5} < 8$ °С/с перетворення відбувається в інтервалі 680–560 °С, формується структура верхнього бейніту. Перліт в структурі, на відміну від уповільненого нагріву, не виявлено. Вплив швидкості охолодження $W_{6/5}$

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

на зміну структурного складу залежно від умов дії ТДЦН наведено на рис. 4.

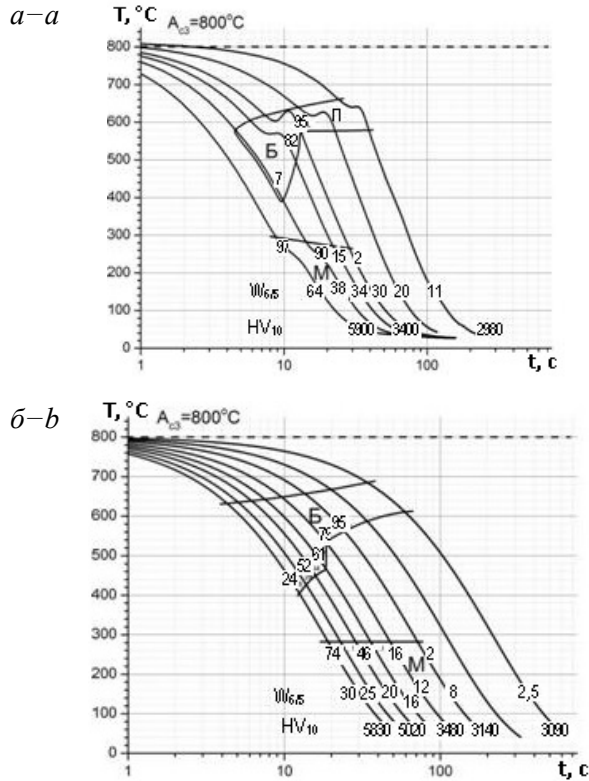


Рис. 2. Термокінетичні діаграми перетворення переохолодженого аустеніту в метали ЗТВ сталі КС2:

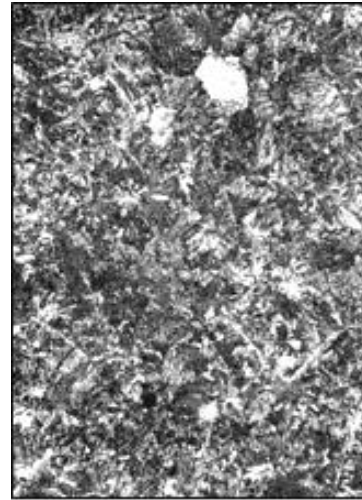
$a - t_1 = 23-66$ с; $b - t_1 = 7-10$ с

Fig. 2. CCT diagram for transformation of supercooled austenite in HAZ simulated metal of KS2 steel:

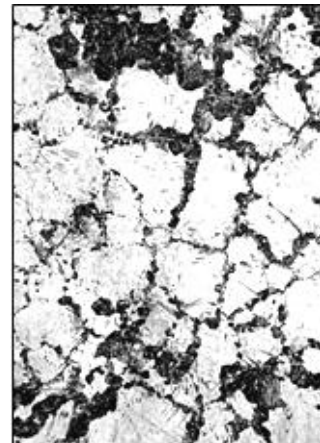
$a - t_1 = 23-66$ s; $b - t_1 = 7-10$ s

При збільшенні вмісту вуглецю в сталі до 0,65 % утворення мартенситу зміщується на 40°C в область більш низьких температур, а твердість загартованого металу підвищується в 1,4 рази. При цьому мартенсит утворюється вже при 2,0 °C/с. А критична швидкість охолодження W_{50M} зменшується до 7,0 °C/с. Змінюється також характер проміжного бейнітного перетворення. Структура металу переважно верхнього бейніту, яка утворюється в метали ЗТВ сталі з $C = 0,58$ % при 8,0 °C/с, при збільшенні вмісту вуглецю змінюється на структуру нижнього бейніту, в якій об'ємна частка верхнього бейніту не перевищує 10 %, а твердість загартованого металу підвищується в 1,2 разу.

a-a



b-b



в-с

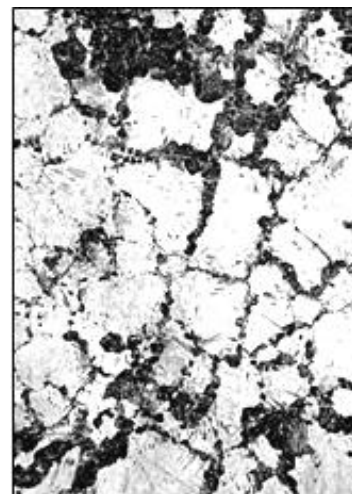


Рис. 3. Структура металу ЗТВ сталі КС2 ($\times 320$):

$a - W_{6/5} = 8$ °C/с; $b - 16$ °C/с; $в - 25$ °C/с

Fig. 3. Structure of HAZ metal of KS2 steel ($\times 320$):

$a - W_{6/5} = 8$ °C/с; $b - 16$ °C/с; $c - 25$ °C/с

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

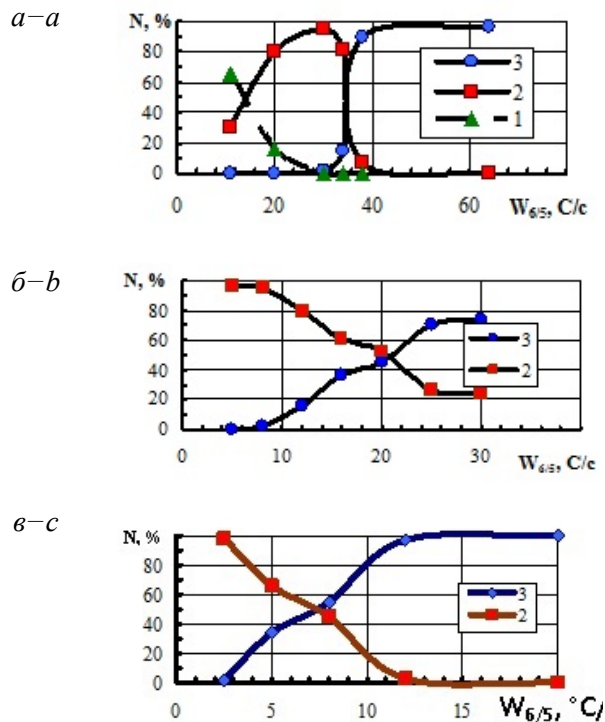


Рис. 4. Структурний склад металу в ЗТВ сталі КС2 (а, б) та сталі 65Г (в): а – $t_l = 23-66$ с; б, в – $t_l = 7-10$ с; 1 – перліт; 2 – бейніт; 3 – мартенсит

Fig. 4. Structural composition of HAZ metal of KS2 steel (a, b) and 65G steel (c): а – $t_l = 23-66$ s; b, c – $t_l = 7-10$ s; 1 – perlite; 2 – bainite; 3 – martensite

Формування гартівних структур зумовлює підвищені показники міцності і низькі пластичні властивості металу ЗТВ. Тимчасовий опір металу, який зазнав дії ТДЦН, залежно від вмісту вуглецю та швидкості охолодження, становить 940–1280 МПа, границя текучості 600–920 МПа. При збільшенні вмісту вуглецю в сталі показники пластичності при статичному руйнуванні знижуються майже в 3 рази (δ_5 від 13,3 до 4,7 %, ψ від 33,3 до 12,6 %). В'язкість загартованого металу при ударі (КСУ) при температурі -40°C не перевищує 5,0–8,0 Дж/см².

Кількісну оцінку опірності утворення холодних тріщин (уповільненому руйнуванню – УР) одношарових наплавлень виконували відповідно до загальновідомого методу Імплант. При випробуваннях використовували зразки \varnothing 6 мм. За результатами випробувань побудовано діаграму $W_{6/5} = f(C)$, наведену на рис. 5, яка відо-

бражає зміну опірності металу ЗТВ залежно від вмісту вуглецю в сталі.

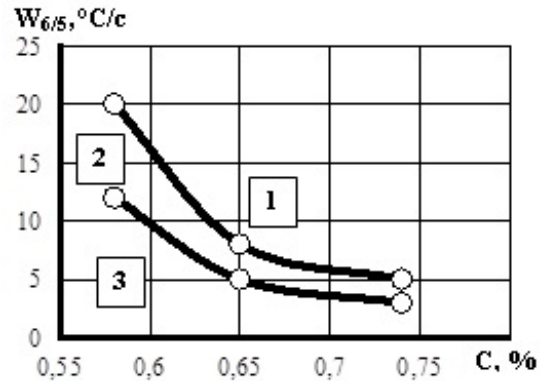


Рис. 5. Опірність утворенню холодних тріщин в наплавленні залежно від вмісту вуглецю в сталі: 1 – область активного розвитку, де попередити утворення тріщин не можливо ($\sigma_{KR} < 0,30 \sigma_{0,2}$); 2 – область підвищеної опірності, де за певних умов можливо уникнути утворення тріщин ($\sigma_{KR} \geq 0,45 \sigma_{0,2}$); 3 – умови наплавлення, де тріщини не утворюються навіть при наявності концентратора

Fig. 5. Resistance to formation of cold cracks in building-up depending on the carbon content of steel: 1 – area of active development where it is not possible to prevent the crack formation ($\sigma_{KR} < 0,30 \sigma_{0,2}$); 2 – area of high resistance where under certain conditions it is possible to prevent the crack formation ($\sigma_{KR} \geq 0,45 \sigma_{0,2}$); 3 – building-up conditions where cracks do not form even if there is a concentrator

У ході досліджень встановлено, що при наплавленні на погонній енергії $Q_{ЗВ} \leq 8,6$ кДж/см без попереднього підігріву метал ЗТВ, незалежно від вмісту вуглецю в сталі, має дуже низьку опірність до УР, критичні напруження руйнування становлять $\sigma_{KR} = 0,07-0,14 \sigma_{0,2}$. При цьому встановлено також, що рівень опірності УР суттєво залежить від структурного стану металу ЗТВ. Для підвищення опірності уповільненому руйнуванню металу ЗТВ від $\sigma_{KR} = 0,07 \sigma_{0,2}$ до $\sigma_{KR} \geq 0,45 \sigma_{0,2}$ необхідно обмежувати швидкість охолодження до $W_{6/5} \leq 16,0$ °C/c для сталі при вмісті вуглецю $C < 0,60$ %, до $W_{6/5} \leq 8,0$ °C/c при $C = 0,60-0,65$ %, до $W_{6/5} \leq 5,0$ °C/c при $C \leq 0,75$ %. За таких умов в металі ЗТВ формуються гартівні бейнітно-мартенситні структури, які мають достатньо високу здатність до мікропластичного деформування без утворення мікротріщин.

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Якщо проаналізувати результати випробувань, які наведені на рис. 2–5, то можна зробити такий висновок. При формуванні гартівної структури, яка має співвідношення структурних складових на рівні $M/Бн > 1$, в ЗТВ активно утворюються холодні тріщини. Як показав експеримент, час утворення магістральної тріщини, яка вражає 100 % перерізу металу, становить не більше ніж 5 хвилин. І попередити її утворення в таких умовах наплавлення практично не можливо.

При формуванні гартівної структури, яка має співвідношення структурних складових на рівні $M/Бн \leq 1$, в ЗТВ утворення тріщин відбувається протягом 40–50 хвилин. Але попередити їх утворення можливо за рахунок затримки охолодження металу в області температур 100–200 °С при мартенситному перетворенні ($T \leq T_{Mn}$). За таких умов охолодження металу буде сформована структура з мартенситом відпуску.

Вплив погонної енергії наплавлення та температури попереднього підігріву на швидкість охолодження металу та структурно-фазовий склад металу ЗТВ колісної сталі наведено в табл. 1.

Таблиця 1

Структурно-фазовий склад металу ЗТВ колісної сталі марки 2 (058 % С)

Table 1

Structural and phase composition of HAZ metal of grade 2 wheel steel (058 % C)

$Q_{НАПЛ}$, кДж/см	$T_{ПН}$, °С	$W_{6/5}$, °С/с	Структура ЗТВ
8,6	–	25–30	71–74 % М
	100	12–15	12–34 % М
	150	8–10	2–9 % М
	200	5–7	≥ 95 % Б
	250	3–4	≥ 95 % Б
11,5	–	15–17	34–39 % М
	50	12–14	12–30 % М
	100	6–8	≥ 95 % Б
15,0	–	10–12	9–16 % М

З наведених даних видно, при однодуговому наплавленні залізничних коліс, виготовлених з колісної сталі марки 2 при вмісті вуглецю

0,58 %, на погонній енергії 11–12 кДж/см, що відповідає режиму – струм 300–350 А, напруга на дузі 32–34 В, швидкість 15–20 м/г, навіть без попереднього підігріву в ЗТВ буде сформована структура металу, в якій можливо попередити утворення холодних тріщин, застосовуючи уповільнене охолодження колеса після наплавлення. При застосуванні попереднього підігріву до 100 °С утворення холодних тріщин в наплавленому колесі практично не можливо.

Але, як показує практика, відновлені колеса, при напавленні яких застосовується попередній підігрів з температурою 150 °С, іноді зазнають руйнування безпосередньо в цехових умовах ремонту. Для виявлення цих причин утворення тріщин були виконані подальші дослідження, спрямовані на підвищення опірності відновлених коліс крихкому руйнуванню.

Відомо, що стійкість високоміцних сталей проти утворення тріщин під дією навантажень залежить від ступеня його загартованості та наявності дифузійного водню, який переміщується до нещільностей структури та підвищує в ній внутрішні напруження. Багатьма дослідниками відмічається також той факт, що зі збільшенням міцності та ступеня загартованості сталі негативний вплив водню посилюється. Відомо також, що швидкість дифузії водню залежить від хімічного складу та структури металу, а також його температури. Із зростанням температури дифузійні процеси відбуваються більш інтенсивно і при температурі середовища 100 °С кількість водню, що виділяється з металу за один і той же час, буде майже на порядок більша ніж при кімнатній температурі.

Особливості крихкого руйнування загартованого металу ЗТВ досліджували за оригінальною методикою з використанням модельних зразків прямокутного перерізу з надрізом по центру, з вершини якого була вирощена тріщина в томи глибиною 3 мм. Зразки навантажували сталім зусиллям при триточковому вигині. Частина зразків випробовувалась у стані після термообробки та вирощування тріщини, а інша частина – додатково наводнювалась електролітичним способом до стану, коли вміст дифузійного водню $[H]_{диф}$ в них досягав 0,2; 0,5; 1,2 та 1,5 мл/100 г. Критерієм оцінки під час досліджень був критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{IC} .

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

Дослідженнями встановлено, що метал ЗТВ високоміцних вуглецевих сталей має підвищену схильність до крихкого руйнування. Порівняно з вихідним станом опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ знижується для сталі КС2 в 1,5–2,3 разу, а для сталі 65Г в 1,4–3 рази. При цьому суттєво впливає структурно-фазовий склад загартованого металу. При формуванні в металі ЗТВ бейнітної структури, яка складається переважно з верхнього бейніту, показник K_{IC} найнижчий. Узагальнені результати досліджень наведено на рис. 6.

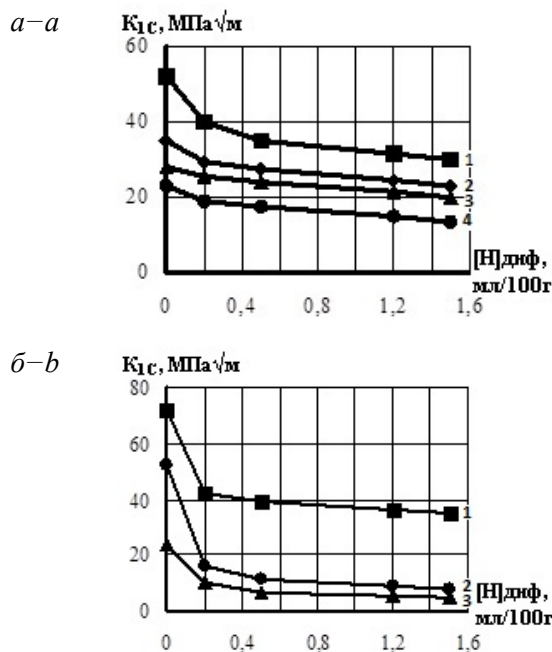


Рис. 6. Крихке руйнування модельних зразків сталі КС2 (а) та 65Г (б): а) 1 – сталь у вихідному стані; 2 – ЗТВ, 20°C/с; 3 – 13,5°C/с; 4 – 6°C/с; б) 1 – сталь у вихідному стані; 2 – ЗТВ, 6°C/с; 3 – 13,5°C/с

Fig. 6. Brittle fracture of modelling samples of KS2 (a) and 65G steel (b): а) 1 – steel in initial state; 2 – HAZ, 20°C/s; 3 – 13.5°C/s; 4 – 6°C/s; б) 1 – steel in initial state; 2 – HAZ, 6°C/s; 3 – 13.5°C/s

Узагальнюючі наведені дані можна констатувати, що для досягнення порівняно високої опірності крихкому руйнуванню необхідно забезпечити умови, коли в металі ЗТВ буде сформована бейнітно-мартенситна структура, яка не містить верхній бейніт (Бв), а частка мартенситу не перевищує кількості нижнього бейніту (співвідношення М/Бн < 1).

Наявність дифузійного водню в наплавленнях додатково окрихчує загартований метал ЗТВ, його здатність до мікропластичного деформування суттєво знижується, а процеси розвитку тріщин прискорюються. При вмісті дифузійного водню в ЗТВ на рівні 0,2 мл/100г опірність крихкому руйнуванню загартованого металу знижується, залежно від його структурного стану та вмісту вуглецю в сталі, в 1,2–3,2 разу. При збільшенні його вмісту до 1,5 мл/100г опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ сталі КС2 знижується в 1,5 разу, для сталі 65Г – в 5–6,5 разу.

Узагальнені результати фактографічних досліджень поверхні зламів металу ЗТВ сталей КС2 та 65Г наведено в табл. 2.

Характерні поверхні зламів в зоні магістрального розвитку тріщини сталі 65Г наведено на рис. 7.

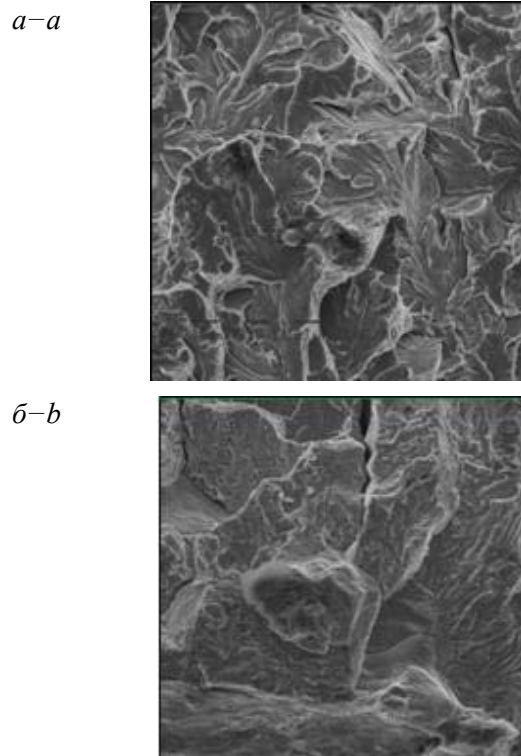


Рис. 7. Злам металу ЗТВ сталі 65Г (13,5 °C/с) в зоні магістрального розвитку тріщини (×1010): а – зразок без наводнення; б – 0,5 мл/100 г

Fig. 7. Fracture of HAZ metal of 65G steel (13.5 °C/s) in the main crack area (×1010): а – sample without hydrogenation; б – 0.5 ml/100 g

Таблиця 2
Характер зламу металу ЗТВ
в зоні розвитку магістральної тріщини

Table 2

Nature of HAZ metal fracture
in the main crack area

[H] _{диф} , мл/100г	КС2			
	6,0 °C/c (98 % Бв)		13,5 °C/c (25 % Бв, 50 % Бн, 23 % М)	
	<u>КВЗ.%</u> L _{ВТ,МКМ}	<u>КМЗ.%</u> L _{ВТ,МКМ}	<u>КВЗ.%</u> L _{ВТ,МКМ}	<u>КМЗ.%</u> L _{ВТ,МКМ}
0	<u>100</u> 40	–	<u>100</u> 5	–
0,2	<u>80</u> 100	<u>20</u> 100	<u>70</u> 40	<u>30</u> 40
0,5	<u>70</u> 120	<u>30</u> 120	<u>65</u> 60	<u>35</u> 60

Закінчення табл. 2

End of table 2

[H] _{диф} , мл/100г	Сталь 65Г			
	6,0 °C/c (60 % Б, 40 % М)		13,5 °C/c (100 % М)	
	<u>КВЗ.%</u> L _{ВТ,МКМ}	<u>КМЗ.%</u> L _{ВТ,МКМ}	<u>КВЗ.%</u> L _{ВТ,МКМ}	<u>КМЗ.%</u> L _{ВТ,МКМ}
0	<u>95</u> 30	<u>5</u> 30	<u>80</u> 60	<u>20</u> 60
0,2	<u>50</u> 150	<u>50</u> 150	<u>30</u> 220	<u>70</u> 220
0,5	<u>40</u> 170	<u>60</u> 170	<u>20</u> 250	<u>80</u> 250

При наводненні металу ЗТВ розвиток магістральної тріщини характеризується не тільки як крихке руйнування по тілу зерен (КВЗ), а також як крихке міжзеренне (КМЗ). З підвищенням вмісту дифузійного водню в зламі збільшується частка КМЗ та довжина вторинних тріщин (L_{ВТ}). Найбільш різкі зміни в характері руйнування при підвищенні вмісту водню спостері-

гаються в металі з більшим вмістом вуглецю. При швидкості охолодження 6,0 °C/c в металі ЗТВ сталі 65Г формується бейнітно-мартенситна структура (60 %Б, 40 %М). Наводнення такого металу рівнем 0,2 мл/100г призводить до суттєвого зниження його опірності крихкому руйнуванню, коефіцієнт K_{1С} знижується майже в 3,2 разу. При цьому частка КМЗ підвищується практично на порядок – від 5 до 50 % [15].

Як показали виконані дослідження, наявність водню в ЗТВ різко окрихчує метал. При цьому з підвищенням вмісту вуглецю в сталі негативний вплив водню збільшується. При дуговому наплавленні під шаром флюсу його вміст в металі ЗТВ неможливо отримати нижче 0,2 мл/100г (в наплавленому металі [H]_{диф} ≥ 1,5 мл/100г). Тому необхідно застосувати додаткові технологічні операції по його видаленню з металу наплавлень. При відновленні залізничних коліс зниження вмісту водню в металі ЗТВ можна досягти тільки в процесі уповільненого охолодження коліс після наплавлення.

Цей висновок підтвердили результати подальших досліджень при визначенні впливу умов охолодження на опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ сталі КС2. Встановлено, що підвищити опірність крихкому руйнуванню металу ЗТВ в 1,8–2,3 разу можливо при витримці металу при температурі 100°C. При цьому пластичні властивості металу збільшуються в 1,5–1,8 разу, а частка в'язкою складової в структурі зламу при розвитку магістральної тріщини підвищується до 20 % (табл. 3). Це відбувається внаслідок видалення дифузійного водню з металу та, як показали спеціальні металографічні дослідження, зменшення щільності дислокацій в загартованій структурі (в 1,5 разу) [16].

Забезпечити такі умови на виробництві можливо при застосуванні технологічної операції уповільненого охолодження коліс після наплавлення в термокамерах, де вони повинні знаходитися при температурі 250–100 °C протягом 3–5 годин (температура ободу колеса після наплавлення гребеня 260–295 °C). Щоб витримати метал у вказаному діапазоні температур швидкість охолодження повинна бути не більше ніж 35–40 °C за годину. Досягти таких умов

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

можливо в спеціальних термокамерах, виготовлених із застосуванням теплоізолюючих матеріалів.

Вибір зварювальних матеріалів для наплавлення залізничних коліс виконували за результатами досліджень впливу типу наплавленого металу на його фізико-механічних властивості.

Встановлено, що необхідний рівень механічних властивостей наплавленого металу ($\sigma_B \geq 700$ МПа, $KCU_{+20} \geq 20$ Дж/см²) при відновленні коліс можливо забезпечити при використанні дротів Св-08ХМ, Св-08ХМФ та порошкового дроту ПП-АН180МН/90 (система легування 10ХНМГСФТ) (табл. 4).

Таблиця 3

Вплив умов охолодження на характер зламу металу ЗТВ сталі КС2 (6,0°С/с; 0,5 см³/100г)

Table 3

Influence of cooling on the fracture nature of HAZ metal of KS2 steel (6.0°C/s, 0.5 cm³/100g)

Умови	K _{1C} , МПа√м	Характеристика зламу		
		КВЗ, % L _{ВТ} , мкм	КМЗ, % L _{ВТ} , мкм	В'язкий, %
звичайні	17,5	70/120	30/120	–
3 доби при 20 °С	26	95/30	–	5
2 години при 100 °С	32	90/30	–	10
6 годин при 100 °С	40	80/30	–	20

Таблиця 4

Механічні властивості наплавленого металу

Table 4

Mechanical properties of weld metal

Дріт	σ_{02} , МПа	σ_B , МПа	δ_5 , %	Ψ , %	KCU, Дж/см ²	
					+20 °С	-40 °С
Св-08ХМ	535	705	21,0	61,0	98	42
Св-08ХМФ	610	730	17,2	56,3	86	40
ПП-АН180МН/90	680	750	16,5	57,5	145	98

doi 10.15802/stp2016/84078

При використанні дроту ПП-АН180МН/90 забезпечується необхідний рівень твердості наплавленого металу (для КС2 $HB \geq 2500$ МПа) незалежно від кількості шарів наплавлень та температури попереднього підігріву (рис. 8).

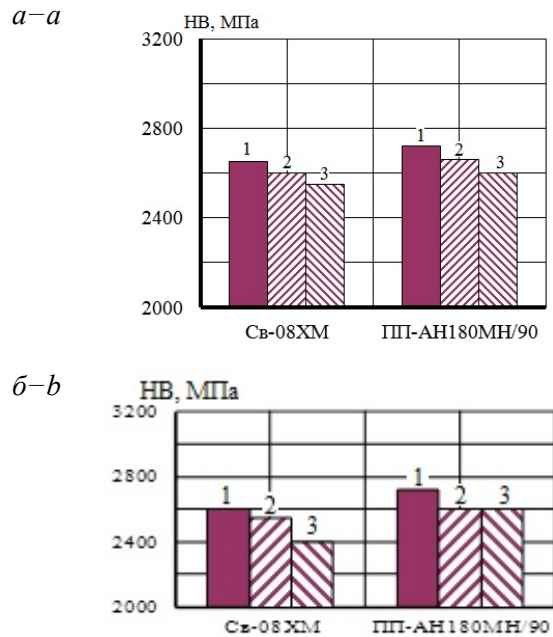


Рис. 8. Твердість металу, наплавленого при температурі 150 °С (а) та 250 °С (б): 1 – одношарове наплавлення; 2 – двошарове; 3 – наплавлення в три шари

Fig. 8. Hardness of the metal, built-up at temperature of 150 °C (a) and 250 °C (b): 1 – one layer building-up; 2 – double-layer; 3 – three-layer building-up

Встановлено, що при застосуванні низьколегованих матеріалів бейнітного або бейнітно-мартенситного класу (система легування 10ХНМГСФТ), в наплавленому металі, зоні сплавлення та ЗТВ наплавлень формується структура з рівномірним розподілом напружень II роду [5]. Критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{1C} для наплавленого металу, який вираховувався за параметрами структури та субструктури, в середньому на 25 % вищий стосовно наплавлень, виконаних дротом Св-08Г2С (25 та 20 МПа√м відповідно). Пов'язано це з тим, що в наплавленому металі з бейнітно-мартенситною структурою формується субструктура, зерна якої мають менші розміри, а розподіл дислокацій відбувається більш рів-

© О. А. Гайворонський, 2016

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

номірно, ніж в металі з феритно-перлітною структурою. При цьому добре відомо, що метал з перлітною структурою, яка має фазові виділення цементиту, руйнується більш крихко. Це повинно сприяти підвищенню тріщиностійкості зазначених наплавлень при експлуатаційних навантаженнях.

Досліджено тріщиностійкість зварних з'єднань при циклічному навантаженні вигномом (рис. 9). Встановлено, що при застосуванні попереднього підігріву і уповільненого охолодження після зварювання зі швидкістю 35–40 °С/годину, забезпечується достатньо висока опірність з'єднань руйнуванню від втоми. Критичні напруження руйнування в 1,5–1,9 разу перевищують максимальні напруження, що утворюються в ободі колеса при експлуатації (орієнтовно $\sigma_a \leq 55$ МПа).

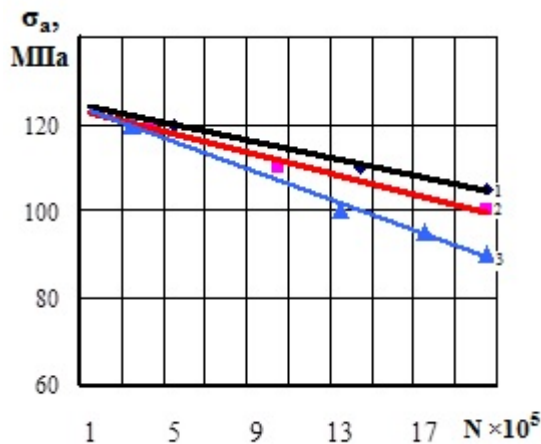


Рис. 9. Циклічна довговічність з'єднань сталі КС2 при зварюванні:

1 – дріт Св-08ХМ; 2 – ПП-АН180МН/90; 3 – Св-08Г2С

Fig. 9. Cyclic durability of KS 2 steel joints during welding:

1 – wire Sv-08HM; 2 – PP-AN180MN/90; 3 – Sv-08G2S

Виконано порівняльну оцінку зносостійкості відновленого наплавленням металу при застосуванні зварювальних матеріалів бейнітного та бейнітно-мартенситного класу. Встановлено, що метал, наплавлений дротами Св-08ХМ, Св-08ХМФ та ПП-АН180МН/90, має достатньо високий опір зносу при терті-ковзанні при контакті з рейкою (рис. 10).

Встановлено, що порівняно з парою «КС2 – М76» зносостійкість наплавненого цими дротами металу зростає до 2,5 разу. При цьому також суттєво зменшується знос рейки. При на-

плавненні дротом ПП-АН180МН/90 в металі формується однорідна і дисперсна структура, метал більш здатний до опору зносу під навантаженням і його зносостійкість не залежить від кількості шарів наплавлень. В приповерхневому шарі наплавненого металу на глибину до 100 мкм спостерігаються смуги пластичного деформування, розмір яких знаходиться в межах 310×25...60 мкм, (коефіцієнт форми $\alpha \sim 6-8$). Інтегральна твердість металу підвищується до 2 860 МПа. Отримані результати дозволили остаточно визначитися з вибором зварювальних матеріалів для наплавлення.

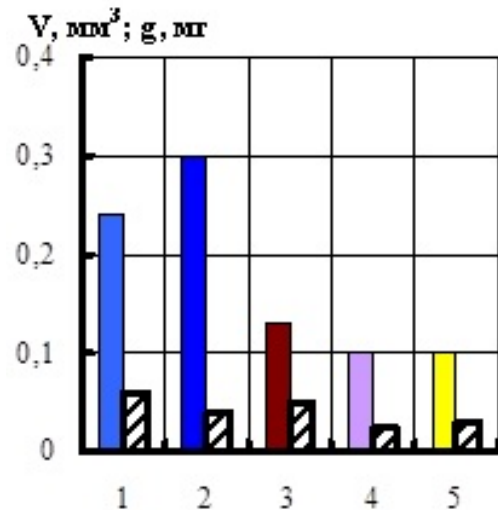


Рис. 10. Знос наплавненого металу (*I*) в контактi з рейкою (*g* – знос рейки, штриховані стовпчики).

Одношарове наплавлення, підігрів 150 °С:

1 – сталь КС2; 2 – Св-08Г2С; 3 – Св-08ХМ, 4 – Св-08ХМФ, 5 – ПП-АН180МН/90

Fig. 10. Weld metal wear (*I*) in contact with track (*g* – track wear, primed columns).

Single-layer building-up, heated to 150 °С:

1 – KS2 steel; 2 – Sv-08G2S; 3 – Sv08HM, 4 – Sv08HMF, 5 – PP-AN180MN/90

Узагальнюючи результати комплексних досліджень основних закономірностей у формуванні структури і фізико-механічних властивостей колісних сталей та наплавненого металу можливо науково обґрунтувати вимоги до технології відновлення наплавленням профілю кочення залізничних коліс вантажних вагонів. Технологічні рекомендації, які забезпечать підвищення якості відновлення наплавленням залізничних коліс, виготовлених з колісної сталі марки 2, їх надійність та безпека руху транспо-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

рту в умовах зростаючих експлуатаційних навантажень, наведено в табл. 5. Вони складаються з вимог до підготовки коліс перед наплавленням, до способу, техніки та режимів наплавлення, до зварювальних матеріалів, до температури попереднього підігріву залежно від вмісту вуглецю в сталі та умов уповільненого охолодження коліс після наплавлення. Виконані дослідження показали, що технологічна операція з уповільнення охолодження коліс після наплавлення є найбільш важливою з точки зору забезпечення надійної працездатності відновлених коліс.

Таблиця 5

Технологічні рекомендації щодо відновлення наплавленням залізничних коліс вантажних вагонів магістрального транспорту

Table 5

Technological recommendations for building-up by welding of freight wagons wheels of main transport

№ п/п	Технологічна операція	Параметр	Результат
1	Обробка поверхні під гребенем перед наплавленням	Товщина видаленого шару $\geq 1,0$ мм	Видалення дефектів на поверхні колеса в місці початку наплавлення
2	Встановлення колісної пари в горизонтальне положення для наплавлення	Початок наплавлення – місце переходу від поверхні кочення до гребеня	Забезпечення оптимальних властивостей металу ЗТВ в найбільш навантажній ділянці профілю колеса
3	Проожарювання флюсу (1) та порошкового дроту (2)	1. при 350°C, 2 години; 2. при 230 °C, 2,5 години.	Зниження вмісту [Н]диф в наплавленому металі
4	Застосування матеріалів для наплавлення бейнітного та бейнітно-мартенситного класу	Св-08ХМ або Св-08ХМФ $\varnothing 3-4$ мм, ПП-АН180МН/90 (10ХНМГСФТ) $\varnothing 2$ мм та інші	Міцність відновленого металу $\sigma_B \geq 700$ МПа, підвищена зносостійкість, рівномірний розподіл напружень II роду

Закінчення табл. 5

End of table 5

№ п/п	Технологічна операція	Параметр	Результат
5	Попередній підігрів ободу колеса (швидкість нагріву ≤ 10 °C/хв.)	– $T_{пп} = 100$ °C при $C \leq 0,60\%$; – $T_{пп} = 150$ °C при $C = 0,61-0,65\%$	Виключення вірогідності утворення холодних тріщин при наплавленні
6	Однодугове(1) або дводугове (2) наплавлення	1. $Q_{напл} = 12-15$ кДж/см 2. $Q_{напл} = 10-12$ кДж/см	При дводуговому наплавленні в 1,5 рази вище працездатність та можливо знизити $T_{пп}$ на 50 °C від вказаної
7	Уповільнене охолодження коліс після наплавлення в термокамерах	Охолодження до 4–5 годин із швидкістю $\leq 35-40$ °C/год (в інтервалі температур 250–100 °C)	Видалення водню з наплавлень, зниження рівня напружень II роду, підвищення в 1,8–2,3 рази опірності крихкому руйнуванню

Наукова новизна та практична значимість

Розвинуто уявлення щодо структурно-фазових змін, які відбуваються в металі залізничного колеса при дуговому наплавленні. Встановлено взаємозв'язок між вмістом вуглецю в сталі, швидкістю її охолодження при наплавленні та опірністю утворенню тріщин і крихкому руйнуванню. Встановлено вплив умов охолодження колеса після наплавлення на властивості металу.

За результатами роботи розроблено науково обґрунтовані технологічні рекомендації щодо відновлення наплавленням залізничних коліс вантажних вагонів, які визначають конструктивну схему та метод наплавлення, вибір зварювальних матеріалів, температури попереднього підігріву колеса залежно від вмісту вуглецю в сталі, параметри уповільненого охолодження коліс після наплавлення. Застосування рекомендацій забезпечить підвищення якості відновлення наплавленням залізничних коліс, їх на-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

дійність та безпеку руху транспорту в умовах зростаючих експлуатаційних навантажень. Основні положення технології наплавлення залізничних коліс захищені Патентом України [10].

Розроблено Технічні умови України ТУ У 30.2–05416923–106:2013 «Відновлення дуговими процесами зварювання профілю поверхні кочення залізничних коліс», які регламентують технічні вимоги як до процесу відновлення наплавленням зношених гребенів коліс, так і до відновлення всього профілю кочення коліс, включаючи ремонт локальних дефектів типу «вищербини».

Висновки

1. Метал колеса на ділянці переходу від поверхні кочення до гребеня при експлуатації зазнає найбільших деформацій і зміцнення, а в приповерхневому шарі утворюються мікротріщини довжиною до 350 мкм. Тому перед наплавленням необхідно механічно видаляти метал на глибину не менше ніж 1,0 мм. А при відновленні коліс необхідно забезпечити підвищену опірність крихкому руйнуванню наплавлень особливо в цій зоні.

2. При наплавленні в металі зони термічного впливу колеса утворюються гартівні бейнітно-мартенситні структури. Мінімальна швидкість охолодження металу, при якій починається формування мартенситу, становить 8 °C/с (в інтервалі 600–500 °C) при вмісті вуглецю в сталі з 0,58 % та 2 °C/с при 0,65 % вуглецю.

3. Для підвищення опірності утворенню тріщин необхідно обмежувати швидкість охолодження до 16,0 °C/с при вмісті вуглецю $C < 0,60$ %, та до 8,0 °C/с при $C = 0,60–0,65$ %. За таких умов метал має достатньо високу здатність до мікропластичного деформування без утворення тріщин.

4. Для упередження крихкого руйнування металу ЗТВ необхідно забезпечити умови, коли в процесі наплавлення буде сформована структура, яка не містить верхній бейніт, а частка мартенситу не перевищує кількості нижнього бейніту (співвідношення М/Бн < 1).

5. Суттєвому підвищенню опірності крихкому руйнуванню металу ЗТВ сприяє уповільнення охолодження коліс після наплавлення, коли відбувається витримка колеса при температурі 250–100 °C протягом 3–5 годин. При

цьому швидкість охолодження повинна бути не більше ніж 35–40 °C за годину. Досягти таких умов можливо в спеціальних термокамерах, виготовлених із застосуванням теплоізолюючих матеріалів.

СПИСОК ВИКОРИСТАНИХ ДЖЕРЕЛ

1. Бабаченко, А. И. Влияние микролегирования стали на вязкость разрушения железнодорожных колес / А. И. Бабаченко, И. Г. Узлов, Ж. А. Дементьева // *Металлург. и горноруд. пром-сть.* – 2005. – № 5. – С. 46–47.
2. Влияние состава наплавленного металла на структуру и механические свойства железнодорожных колес / А. А. Гайворонский, В. Д. Позняков, Л. И. Маркашова [и др.] // *Автоматическая сварка.* – 2012. – № 8. – С. 18–24.
3. Дефекти залізничних коліс / І. О. Вакулєнко, В. Г. Анофрієв, М. А. Грищенко, О. М. Перков. – Дніпропетровськ : Маковецький, 2007. – 112 с.
4. Исследование причин образования дефектов на поверхности катания высокопрочных колес в процессе эксплуатации / А. И. Бабаченко, А. А. Кононенко, Ж. А. Дементьева [и др.] // *Залізн. трансп. України.* – 2010. – № 5. – С. 35–38.
5. Контактно-втомна пошкоджуваність поверхні кочення залізничних коліс типу КП-2 та КП-Т / О. П. Осташ, І. М. Андрейко, В. В. Кулик, В. І. Прокопєць // *Вісн. Дніпропетр. нац. ун-ту залізн. трансп. ім. акад. В. Лазаряна.* – Дніпропетровськ, 2011. – Вип. 39. – С. 118–122.
6. Контактно-усталостное повреждение колес грузовых вагонов / под ред. проф. С. М. Захарова. – Москва : Интекст, 2004. – 160 с.
7. Костин, В. А. Современные возможности моделирования превращения аустенита в сварных швах низколегированных сталей / В. А. Костин, Г. М. Григоренко, В. Ю. Орловский // *Автоматическая сварка.* – 2008. – № 3. – С. 31–34.
8. Макаров, Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей / Э. Л. Макаров. – Москва : Машиностроение, 1981. – 247 с.
9. Новые методы оценки сопротивляемости металлов хрупкому разрушению / под ред. Ю. Н. Роботнова. – Москва : Мир, 1972. – 439 с.
10. Пат. 107301 Україна, МПК 2014.01, В 23 Р 6/00. Спосіб відновлення виробів з високовуглецевих сталей / Гайворонський О. А., Позняков В. Д., Клапатюк А. В. (Україна) ; заявник та патентовласник Ін-т електрозварювання ім. Є. О. Патона НАН України

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

- ни. – № а 2013 14813 ; заявл. 17.12.2013 ; опубл. 10.12.2014, Бюл. № 23. – 5 с.
11. Рябцев, И. И. Блочно-модульная установка для испытаний наплавленного металла / И. И. Рябцев, Я. П. Черняк, В. В. Осин // Сварщик. – 2004. – № 1. – С. 18–20.
 12. Совершенствование химического состава стали для железнодорожных колес, обеспечивающего повышение их стойкости к образованию дефектов на поверхности катания / А. И. Бабаченко, П. Л. Литвиненко, А. В. Кныш [и др.] // Фундамент. и прикл. проблемы черной металлургии : сб. науч. тр. / ИЧМ НАН Украины. – Днепропетровск, 2011. – Вып. 23. – С. 226–233.
 13. Шур, Е. А. К вопросу об оптимизации соотношения твердости рельсов и колес / Е. А. Шур // Вестн. ВНИИЖТа. – 2006. – № 3. – С. 9–14.
 14. Cassidy, Ph. Wrought materials way prolong wheel lifewheel sat technology / Ph. Cassidy // Intern. Railway J. – 2001. – № 12. – P. 40–41.
 15. Estimation of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation / L. I. Markashova, V. D. Poznyakov, A. A. Gaivoronskii [et al.] // Materials Science. – 2012. – Vol. 47. – Iss. 6. – P. 799–806. doi: 10.1007/s11003-012-9458-1.
 16. Stevenot, G. L'innovation dans les roué's ferroviates et l'volution des march's / G. Stevenot, F. Damilly // Revue Générale des Chemins de Fer. – 2002. – № 5. – P. 33–39.
 17. Structure and mechanical properties of the heat affected zone of restored railway wheels / O. A. Haivorons'kyi, V. D. Poznyakov, L. I. Markashova [et al.] // Materials Science. – 2016. – Vol. 51. – Iss. 4. – P. 563–569. doi: 10.1007/s11003-016-9876-6.
 18. Wpływ wodoru dyfuzyjnego na odporność pękaniu kruchemu metalu strefy wpływu termicznego wysokowytrzymałej stali węglowej / A. Gajworonski, S. Kasatkin, L. Markaszowa, T. Zuber // Przegląd Spawalnictwa. – 2014. – № 12. – P. 49–55.

А. А. ГАЙВОРОНСКИЙ^{1*}

^{1*}Институт электросварки им. Е. О. Патона НАН Украины, ул. Казимира Малевича, 11, Киев, Украина, 03068, тел. +38 (044) 205 20 95, эл. почта gajva@ukr.net, ORCID 0000-0002-8146-7790

УСЛОВИЯ ОБЕСПЕЧЕНИЯ КАЧЕСТВА ВОССТАНОВЛЕННЫХ НАПЛАВКОЙ ЖЕЛЕЗНОДОРОЖНЫХ КОЛЕС

Цель. В работе предполагается установить закономерности формирования структуры и физико-механических свойств колесных сталей при дуговой наплавке и разработать технологические рекомендации по восстановлению поверхностей износа железнодорожных колес. Они обеспечат повышение надежности и безопасности движения транспорта в условиях растущих эксплуатационных нагрузок. **Методика.** Для достижения поставленной цели исследовано: 1) влияние эксплуатационных нагрузок на структурные изменения и свойства металла колеса; 2) влияние дуговой наплавки на структурно-фазовый состав и свойства металла зоны термического влияния, его сопротивляемость хрупкому и замедленному разрушениям; 3) влияние наплавленного металла на формирование напряженного состояния наплавки и их сопротивляемость образованию трещин; 4) износостойкость восстановленного металла при трении-скольжении пары «колесо-рельска». **Результаты.** Наиболее напряженным участком профиля качения железнодорожных колес грузовых вагонов при эксплуатации является место перехода от поверхности катания до гребня. Поэтому при восстановлении наплавкой колес необходимо, прежде всего, обеспечить повышенную сопротивляемость хрупкому разрушению металла в этой зоне. Для исключения образованию трещин при наплавке необходимо ограничивать скорость охлаждения в зоне термического влияния до 16,0 °С/с (в интервале 600...500 °С) при содержании углерода $C < 0,60$ %, и до 8,0 °С/с при $C = 0,60...0,65$ %. При этом, сравнительно высокая сопротивляемость хрупкому разрушению обеспечивается, когда в процессе наплавки будет сформирована структура, которая не содержит верхней бейнит, а доля мартенсита не превышает количества нижнего бейнита (соотношение М/Бн < 1). Выдержка колеса на протяжении 3,5–4,5 часов при температуре 100 °С после наплавки в процессе его замедленного охлаждения способствует повышению сопротивляемости хрупкому разрушению металла зоны термического влияния в 1,8–2,3 раза. Это происходит в результате удаления диффузионного водорода из металла и снижение в 1,5 раза напряжений второго рода в объеме рельсов бейнита и мартенсита. **Научная новизна.** Автором развиты знания о структурно-фазовых изменениях, которые происходят в металле железнодорожного колеса при дуговой наплавке. Установлена взаимосвязь между содержанием углерода в стали, скоростью ее охлаждения при наплавке, сопротивляемостью образованию трещин и хруп-

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

кому разрушению. Установлено влияние условий охлаждения колеса после наплавки на свойства металла. **Практическая значимость.** Разработаны технологические рекомендации по восстановлению наплавкой железнодорожных колес грузовых вагонов. Их применение обеспечит повышение качества восстановления наплавкой железнодорожных колес, надежность и безопасность движения транспорта в условиях растущих эксплуатационных нагрузок.

Ключевые слова: железнодорожное колесо; дуговая наплавка; зона термического влияния; структура; холодные трещины; хрупкое разрушение; наплавленный металл; износостойкость; технологические рекомендации

О. А. HAIVORONSKYI^{1*}

^{1*}Paton Electric Welding Institute NAS of Ukraine, Kazimir Malevich St., 11, Kyiv, Ukraine, 03068, tel. +38 (044) 205 20 95, e-mail gajva@ukr.net, ORCID 0000-0002-8146-7790

TERMS OF ENSURING QUALITY OF THE RAILWAY WHEELS BUILT UP BY WELDING

Purpose. The paper assumes to set the basic laws in determining the structure and physical-mechanical properties of wheel steels during arc welding technology and to develop the recommendations for reconstruction of railway wheel wear surfaces that will improve the reliability and safety of traffic in terms of increasing operating loads. **Methodology.** To achieve this purpose the paper studied 1) the influence of operating loads on structural changes and properties of metal wheels; 2) the impact of arc welding on structural and phase composition and properties of the metal heat-affected zone, its resistance to brittle and slow fracture; 3) the impact of welded metal on the formation of the stress state of the welds and their resistance to formation cracks; 4) wear resistance of built up metal during friction-slip of the «wheel-rail» pair. **Findings.** The most intense zone of the rolling profile of freight railway wheels during operation is a place of transition from rolling surface to the ridge. Therefore, the wheel building up by welding requires first of all the increased resistance to brittle fracture of metal in this area. It is established that welding in the metal of the wheel heat-affected zone cause formation of the hardened bainite-martensite structures. The minimum metal cooling rate, at which the martensite start forming is 8 °C / s (in the range of 600...500 °C) when the content of carbon in steel is 0.58 % and 2 °C/s at 0.65 % of carbon. It is shown that to increase resistance to cracking it is necessary to limit the cooling rate to 16.0 °C/s when the carbon content is C < 0.60 % and to 8.0 °C / s when C = 0.60...0.65 %. Under these conditions, the metal has rather high ability to mikroplastic deformation without cracking. It was founded that to improve the critical stress intensity factor K_{IC} at brittle fracture it is necessary to provide conditions when welding would result in the built up structure that does not contain upper bainite and the martensite share does not exceed the number of lower bainite (ratio of M/Bn < 1). It is proved that exposure of wheels within 3.5-4.5 hours at 100 °C after welding, during their slow cooling improves resistance to brittle fracture of metal heat-affected zone by 1.8-2.3 times. This is due to the removal of diffusion hydrogen from the metal and reduction of the II type stress in the lath volume of bainite and martensite by 1.5. **Originality.** The author has developed the idea of the structural-phase changes that occur in the metal of railway wheels during arc welding. The relation between the carbon content in steel, cooling rate during welding and resistance to cracking and brittle fracture was found. The authors determined the influence of after-welding wheel cooling conditions on the metal properties. **Practical value.** Technological recommendations for railway freight wheel building up by welding were developed. Their application will improve quality of the railway wheels built up by welding, reliability and safety of traffic in conditions of growing operating loads.

Keywords: railway wheel; arc welding; heat-affected zone; structure; cold cracks; brittle fracture; weld metal; wear resistance; technological recommendations

REFERENCES

1. Babachenko A.I., Uzlov I.G., Dementeva Zh.A. Vliyaniye mikrolegirovaniya stali na vyazkost razrusheniya zheleznodorozhnykh koles [Steel microalloying impact on fracture toughness of railway wheels]. *Metallurgicheskaya i gornorudnaya promyshlennost – Metallurgical and Mining Industry*, 2005, no. 5, pp. 46-47.
2. Gayvoronskiy A.A., Poznyakov V.D., Markashova L.I., Bernikova Ye.N., Klapatyuk A.V., Alekseenko T.A., Shishkevich A.S. Vliyaniye sostava naplavlennogo metalla na strukturu i mekhanicheskiye svoystva

МАТЕРІАЛОЗНАВСТВО

- zheleznodorozhnykh koles [Impact of weld metal composition on the structure and mechanical properties of railway wheels]. *Avtomaticheskaya svarka – Automatic Welding*, 2012, vol. 8, pp. 18-24.
3. Vakulenko I.O., Anofriiev V.H., Hryshchenko M.A., Perkov O.M. *Defekty zaliznychnykh kolis* [Defects of railway wheels]. Dnipropetrovsk, Makovetskyi Publ., 2007. 112 p.
 4. Babachenko A.I., Kononenko A.A., Dementeva Zh.A., Litvinenko P.L., Knysh A.V. Issledovaniye prichin obrazovaniya defektov na poverkhnosti kataniya vysokoprochnykh koles v protsesse ekspluatatsii [Research the causes of defects on the surface of high-rolling wheels at operation]. *Zaliznychnyi transport Ukrainy – Railway Transport of Ukraine*, 2010, vol. 5, pp. 35-38.
 5. Ostash O.P., Andreiko I.M., Kulyk V.V., Prokopets V.I. Kontaktno-vtomna poshkodzhuvanist poverkhni kochennia zaliznychnykh kolis typu KP-2 ta KP-T [The contact fatigue damage of the wheel thread by types KP-2 ta KP-T]. *Visnyk Dnipropetrovskoho natsionalnoho universytetu zaliznychnoho transportu imeni akademika V. Lazariana* [Bulletin of Dnipropetrovsk National University named after Academician V. Lazaryan], 2011, issue 39, pp. 118-122.
 6. Zakharov S.M. *Kontaktno-ustalostnoye povrezhdeniye koles gruzovykh vagonov* [The contact-fatigue damage of wheels in freight cars]. Moscow, Intekst Publ., 2004. 160 p.
 7. Kostin V.A., Grigorenko G.M., Orlovskiy V.Yu. Sovremennyye vozmozhnosti modelirovaniya prevrashcheniya austenita v svarnykh shvakh nizkolegированных сталей [Contemporary modeling capabilities of austenite transformation in welding seams of low-alloy steels]. *Avtomaticheskaya svarka – Automatic Welding*, 2008, no. 3, pp. 31-34.
 8. Makarov E.L. *Kholodnyye treshchiny pri svarke legirovannykh staley* [Cold crackings at alloy steels welding]. Moscow, Mashinostroeniye Publ., 1981. 247 p.
 9. Robotnov Yu. N. *Novyye metody otsenki soprotivlyayemosti metallov khrupkomu razrusheniyu* [New methods for metallic resistance evaluation to brittle fracture]. Moscow, Mir Publ., 1972. 439 p.
 10. Haivoronskyi O.A., Pozniakov V.D., Klapatiuk A.V. *Sposib vidnovlennia vyrobiv z vysokovuhletsevykh stalei* [Reduction method for products of high-carbon steels]. Patent Ukraine, no. a 201314813, 2014.
 11. Ryabtsev I.I., Chernyak Ya.P., Osin V.V. Blochno-modulnaya ustanovka dlya ispytaniy naplavlennogo metalla [Modular facility for weld metal test]. *Svarshchik – Welder*, 2004, no. 1, pp. 18-20.
 12. Babachenko A.I., Litvinenko P.L., Knysh A.V., Dementeva Zh.A., Khulin A.N., Shpak Ye.A. Sovershenstvovaniye khimicheskogo sostava stali dlya zheleznodorozhnykh koles, obespechivayushchego povysheniye ikh stoykosti k obrazovaniyu defektov na poverkhnosti kataniya [Chemical composition improvement of steel for railway wheels, ensuring increase of their resistance to formation of defects on the roll surface]. *Sbornik nauchnykh trudov «Fundamentalnyye i prikladnyye problemy chernoy metallurgii»* [Proc. «Fundamental and applied problems of ferrous metallurgy»], 2011, issue 23, pp. 226-233.
 13. Shur Ye.A. K voprosu ob optimizatsii sootnosheniya tverdosti relsov i koles [To the question of ratio optimization of rails and wheels hardness]. *Vestnik VNIIZhTa – Bulelin of All-Russian SRIRT*, 2006, no. 3, pp. 9-14.
 14. Cassidy Ph. Wrought materials way prolong wheel lifewheel sat technology. *Intern. Railway Journal*, 2001, no. 12, pp. 40-41.
 15. Markashova L.I., Poznyakov V.D., Gaivoronskii A.A., Berdnikova E.N., Alekseenko T.A. Estimation of the strength and crack resistance of the metal of railway wheels after long-term operation. *Materials Science*, 2012, vol. 47, issue 6, pp. 799-806. doi: 10.1007/s11003-012-9458-1.
 16. Stevenot G., Damilly F. L'innovation dans les roués ferroviates et l'volution des march's. *Revue Générale des Chemins de Fer*, 2002, no. 5, pp. 33-39.
 17. Haivorons'kyi O.A., Poznyakov V.D., Markashova L.I., Ostash O.P., Kulyk V.V., Alekseenko T.O., Shyshkevych O.S. Structure and mechanical properties of the heat affected zone of restored railway wheels. *Materials Science*, 2016, vol. 51, issue 4, pp. 563-569. doi: 10.1007/s11003-016-9876-6.
 18. Gajworonski A., Kasatkin S., Markaszowa L., Zuber T. Wplyw wodoru dyfuzyjnego na odporność pękaniu kručemu metalu strefy wplywu termicznego wysokowytrzymałej stali węglowej. *Przegląd Spawalnictwa*, 2014, no. 12, pp. 49-55.

Стаття рекомендована до публікації д.т.н., проф. І. А. Рябцевим (Україна); д.т.н., проф. І. О. Вакуленком (Україна)

Надійшла до редколегії: 23.05.2016

Прийнята до друку: 15.09.2016