

УДК 539.43:620.193:669.018.294

О.П.Осташ, І.М.Андрейко, В.В.Кулик

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України

КОРОЗІЙНО-ЦИКЛІЧНА ТРІЩИНОСТІЙКІСТЬ СТАЛЕЙ ЗАЛІЗНИЧНИХ КОЛІС

Досліджено характеристики циклічної тріщиностійкості (ЦТ) середньо- і високоміцної колісних сталей та їх здатність формувати пасиваційну плівку на свіжоутвореній поверхні у дистильованій воді та 3,5%-му водному розчині NaCl. Показано, що вплив цих корозивних середовищ на ЦТ обох сталей незначний і найбільше він проявляється на початку середньоамплітудної ділянки діаграм швидкостей росту втомної тріщини, помітніше для середньоміцної сталі.

Ключові слова: сталі залізничних коліс, циклічна тріщиностійкість, корозія, швидкість репасивації, мікрофрактографія.

Виготовлення залізничних коліс не передбачає будь-якого протикорозійного захисту. Тому вони можуть піддаватися корозійному та корозійно-втомному руйнуванню під час зберігання та експлуатації відповідно. Середовища, зокрема корозивне, можуть мати вплив на роботоздатність залізничних коліс як за статичного, так і за циклічного навантажень.

Показано [1], що швидкість корозії колісної сталі, яка містить 0,61% С, в ободі нового колеса складає 0,30...0,32 г/м²·год. Для сталі з пониженим вмістом вуглецю (0,46%), але додатково мікролегованої 0,1% V за підвищеного вмісту марганцю (до 1,0%) і кремнію (до 0,47%) швидкість корозії зростає до 0,33...0,40 г/м²·год.

Для експлуатованих коліс зі зниженням вмісту вуглецю в сталі з 0,65% до 0,59% швидкість корозії на поверхні кочення зростає (0,36 і 0,41 г/м²·год відповідно), а в серединній частині ободу, навпаки, зменшується (0,29 і 0,22 г/м²·год відповідно) [1]. Отримані результати є неоднозначними, можна лише відзначити тенденцію до зниження швидкості корозії сталі на поверхні кочення нових і експлуатованих коліс з підвищенням вмісту вуглецю в сталі [1].

Наявні на поверхні кочення коліс тріщини, які виникають під дією експлуатаційних циклічних навантажень в зоні контакту колесо-рейка, за присутності корозивного середовища можуть понижувати ресурс залізничних коліс внаслідок корозійно-втомного руйнування. Встановлено [2], що для сталі 65Г швидкість росту втомної тріщини за низьких амплітуд навантаження у дистильованій воді зростає порівняно з випробуваннями на повітрі. Проте результати детальних досліджень, присвячених вивченню корозії та корозійно-механічному руйнуванню колісних сталей, в літературі практично відсутні.

Мета роботи – дослідити опір корозії і характеристики циклічної тріщиностійкості колісних сталей в умовах впливу корозивного середовища залежно від їх рівня міцності.

Матеріал та методика досліджень. Випробовували зразки колісних сталей, вирізані з високоміцного дослідно-промислового колеса типу КП-Т, а також середньоміцного колеса поточного виробництва типу КП-2, хімічні склади і механічні характеристики яких після випробувань за статичного і циклічного навантажень у повітрі подано раніше [3].

Корозійні властивості сталей характеризували швидкістю пасивації V_r свіжоутвореної поверхні у початковий момент регенерації пасиваційної плівки після абразивного руйнування оксидних плівок на поверхні обертового зразка керамічним ножом, регулюючи силу контакту і швидкість обертання та одночасно фіксуючи електрохімічні параметри пари метал-середовище [4]. Враховуючи вплив інтервалу часу (Δt) вимірювання зміни початкового електродного потенціалу на кореляційні залежності значень V_r і характеристик ЦТ матеріалів [5, 6], було вибрано $\Delta t = 10, 100$ і 250 мс.

Корозійно-циклічну тріщиностійкість визначали на компактних зразках з крайовою тріщиною (базовий розмір $W = 40$ мм, товщина $t = 11$ мм) за частоти 10 Гц і коефіцієнта асиметрії $R = 0,05$ циклу навантаження у дистильованій воді і в 3,5%-му водному розчині NaCl за температури 20°C. Довжину втомної тріщини виміряли катетометром КМ-6 з 25-кратним збільшенням. Діаграми циклічної тріщиностійкості (ЦТ) – залежності швидкості росту втомної тріщини da/dN від розмаха коефіцієнта інтенсивності напружень ΔK будували за відомою методикою [7]. Характеристиками ЦТ матеріалів вибрано величини $\Delta K_{10^{-9}}$ в низько- та $\Delta K_{10^{-5}}$ у

високоамплітудній ділянках діаграми – розмахи ΔK за швидкості росту тріщини, рівної 10^{-9} та 10^{-5} м/цикл відповідно.

Мікрофрактографічний аналіз випробуваних зразків проводили на сканувальному електронному мікроскопі EVO 40XVP.

Результати досліджень та їх обговорення. Вплив дослідних середовищ на корозійну поведінку колісних сталей має певні особливості залежно від рівня їх міцності. Полірована поверхня сталі середньоміцного колеса в 3,5%-му водному розчині NaCl покривалася ізольованими точковими корозійними язвочками. Вони зосереджувалися, виключно берегами тріщини і прилеглими до них місцями, тобто пов'язані з ділянками поверхні зразка, що значно деформуються. Решта поверхні зразка, що також знаходилася у корозивному розчині, залишалася тривалий час без ушкоджень. Аналогічна поверхня сталі високоміцного колеса покривалася суцільними корозійними пошкодженнями. У дистильованій воді поліровані поверхні зразків з втомними тріщинами для сталей середньо- та високоміцного коліс тривалий час були без корозійних ушкоджень.

Здатність колісних сталей формувати на своїй поверхні пасиваційні плівки у різних середовищах після пошкодження поверхневого шару металу, наприклад після циклічно повторюваної контактної взаємодії, спричиненою коченням чи проковзуванням колеса рейкою, визначає їх опірність до впливу середовища. Швидкість перебігу цього процесу, т.зв. швидкість пасивації, дозволяє ранжувати сталі коліс за цією здатністю. Отримані дані швидкостей пасивації (V_{10} , V_{100} і V_{250}) за різних проміжків часу (10, 100 і 250 мс) дозволили нам відслідковувати зниження швидкості пасивування залежно від інтервалу часу вимірювання електродного потенціалу (рис. 1).

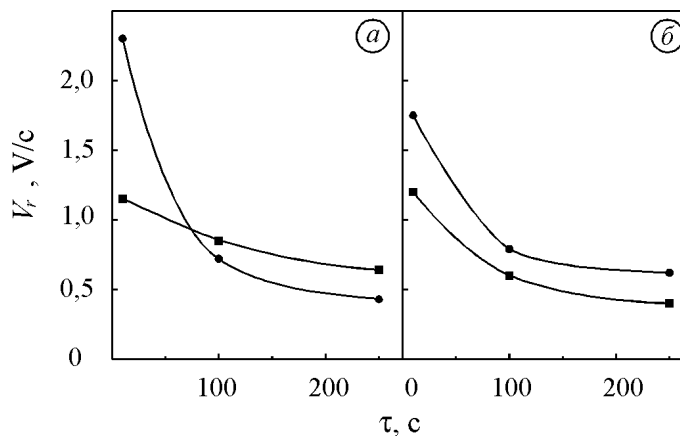


Рис. 1. Зміна швидкості репасивації свіжоутвореної поверхні зразків середньо- (■) і високоміцної (●) колісних сталей залежно від інтервалу часу вимірювання в дистильованій воді (а) та 3,5% розчині NaCl (б)

Сталь високоміцного колеса володіє вищою пасиваційною здатністю в початковий момент процесу пасивування (10 мс) у досліджуваних середовищах. Швидкість пасивації сталі високоміцного колеса у 2,0 і 1,45 рази вища, ніж сталі середньоміцного колеса, відповідно у дистильованій воді і у 3,5%-му розчині NaCl (рис. 1). Зі збільшенням часу пасивування до 250 мс у середовищі 3,5%-го розчину NaCl ця тенденція зберігається (рис. 1б), а у дистильованій воді отримано протилежне співвідношення швидкостей пасивації високоміцної і середньоміцної сталей (рис. 1а). Це підтверджує висновок [5], що достовірними є дані про швидкості пасивації, визначені в інтервалі часу $\Delta\tau = 5 \dots 10$ мс.

Вплив корозивного середовища у залізо-вуглецевих сплавах проявляється, переважно, у підвищенні швидкості росту тріщини на початку середньоамплітудної (Перісовської) ділянки ($da/dN-\Delta K$) кривої [8]. Не стали виключенням і досліджувані колісні сталі, у яких негативний вплив досліджуваних середовищ найбільше проявляється в діапазоні швидкостей росту тріщини $7 \dots 8 \cdot 10^{-9} - 3 \dots 4 \cdot 10^{-8}$ м/цикл. Схожість досліджуваних нами колісних сталей за хімічним складом до сталі 65Г передбачала пониження їх характеристик ЦТ у дистильованій воді порівняно з отриманими у 3,5%-му водному розчині NaCl. Однак такі очікування не підтвердилися, для

середньомічної та високомічної сталей діаграми швидкостей росту втомної тріщини в обох середовищах співпадають і незначно відрізняються від даних [3], отриманих на повітрі (рис. 2).

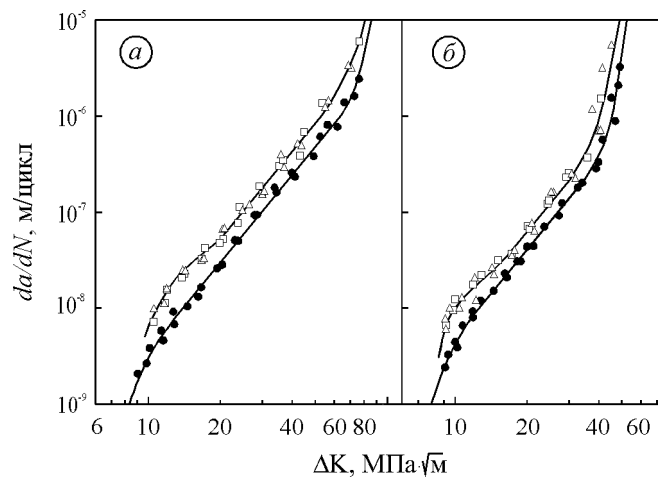


Рис. 2. Діаграми швидкостей росту втомної макротріщини сталей середньомічного (а) і високомічного (б) коліс за випробувань у повітрі (●) та у корозивному середовищі: дистильована вода (Δ); 3,5%-ий водний розчин NaCl (□).

Загалом, швидкість росту тріщини сталі високомічного колеса зросла в 2,4 рази у 3,5%-му водному розчині NaCl та у дистильованій воді порівняно з дослідженими у повітрі (див. рис 1b). Для сталі середньомічного колеса швидкість росту тріщини у дистильованій воді і в 3,5%-му водному розчині NaCl пришвидшилась у 2,9 рази порівняно за випробувань у повітрі (див. рис. 1 а). Таке зростання швидкості росту втомної тріщини в корозивних середовищах проявлялося за розмаху коефіцієнта інтенсивності напружень $\Delta K = 12 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$ для середньомічної та $\Delta K = 10 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$ для високомічної сталей, а на решті середньоамплітудної ділянки пришвидшення складало 1,7 рази для середньомічної та 1,4 рази для високомічної сталі відповідно. Вплив корозивного середовища на порогове значення $\Delta K_{10^{-9}}$ і циклічну в'язкість руйнування $\Delta K_{10^{-5}}$ незначний, їх значення практично не змінюються.

Мікрофрактографічний аналіз зламів сталей дослідних коліс показав, що для середньомічного колеса вони вкриті корозійними плямами за досліджень у дистильованій воді і 3,5%-му водному розчині NaCl, причому характер їх розподілу є різним залежно від середовища (рис. 3а-д). У дистильованій воді вони розміщуються ізольовано одна від другої, в 3,5%-му розчині NaCl вони розміщуються купно, переважно вершинами деформаційних гребенів (рис. 3е).

Злами сталі високомічного колеса практично позбавлені видимих проявів дії дослідних середовищ (рис. 3е-з). Це узгоджується з вищеподаними даними про швидкість пасивації свіжоутвореної поверхні цих сталей.

За низьких і високих амплітуд навантаження мікромеханізми росту втомної тріщини для обох сталей (рис. 3) в досліджених корозивних середовищах, незначно відрізняються від спостережуваних на повітрі [9]: тільки дещо інтенсифіковані процеси череззеренного квазівідколу за відсутності міжзеренного відколу, характерного для руйнування сталей в корозивних середовищах за впливу водневого окрихнення. При цьому для середньомічної сталі відкольні фасетки проявляються чіткіше (рис. 3б), а слідів корозії більше (рис. 3з) порівняно з відповідними зламами високомічної сталі (рис. 3е, ж), що відповідає дещо сильнішому впливові корозивного середовища на циклічну тріщиностійкість середньомічної сталі, ніж для високомічної на початку середньоамплітудної ділянки діаграми швидкостей росту втомної тріщини (рис. 2а і б, відповідно).

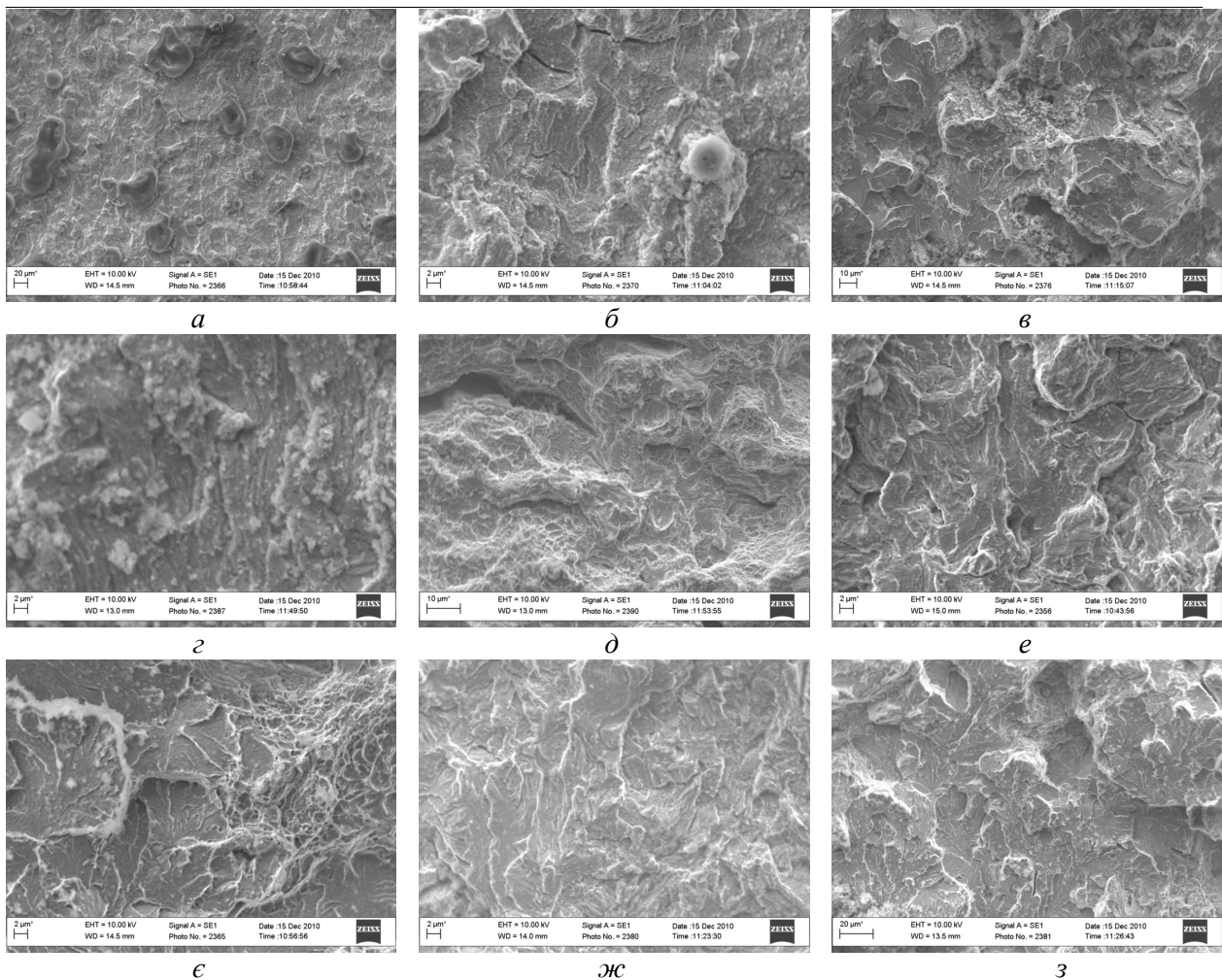


Рис. 3. Мікрофрактограми зразків середньоміцної (а, б, в, з, д) і високоміцної (е, е, ж, з) колісних сталей: випробування в дистильованій воді (а, б, в, е, е) та в 3,5%-ному розчині NaCl (з, д, ж, з) за багатоциклової (а, б, з, е, ж) та малоциклової (в, д, е, з) втоми.

За високих амплітуд навантаження відкольний череззеренний механізм руйнування посилюється (рис. 3д, е). Це яскравіше проявляється для високоміцної сталі (рис. 3е), що пов'язано з її низької циклічною в'язкістю руйнування. Проте в обох випадках наявність розвинених мікробластей ямкового (пластичного) характеру (рис. 3д, е) зумовлює достатню циклічну в'язкість руйнування цих сталей: більшу для середньоміцної (рис. 3д і 2а), меншу для високоміцної (рис. 3е і 2б).

Висновки. Корозивне середовище незначно знижує циклічну тріщиностійкість сталей середньоміцних (типу КП-2) і високоміцних (типу КП-Т) залізничних коліс. За опором корозії та схильністю до корозійно-втомного руйнування високоміцна колісна сталь не поступається середньоміцній.

1. Губенко С.И., Пинчук С.И., Белая Е.В. Особенности коррозии колесных сталей с разной микроструктурой // Теория и практика металлургии. – 2009. – № 1-2. – С. 111–117.
2. Полутранко И.Б., Ярема С.Я., Дурягин В.А. Влияние воды и ее ингибирования на кинетику усталостных трещин в сплаве В95 и стали 65Г // Физ.-хим. механика материалов. – 1981. – № 2. – С. 10–15.
3. Втомна довговічність сталей залізничних коліс / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.В. Кулик та ін. // Фіз.– хім. механіка матеріалів. – 2007. – №3. – С. 93–102.
4. Патент України №83614. Спосіб визначення ступеня деградації теплостійких сталей / О.П. Осташ, О.В. Вольдемаров, В.М. Учанін, А.Д. Івасишин. – Опубл. 25.07.2008, Бюл. № 14.

5. Вплив корозивного середовища на втомну довговічність деградованих алюмінієвих сплавів типу Д16 і В95 / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, Ю.В. Головатюк та ін. // Фіз.- хім. механіка матеріалів. – 2008. – №5. – С. 75–84.
6. Оцінювання деградації сталей парогонів за їх структурними, механічними та електрохімічними характеристиками / О.П. Осташ, О.В. Вольдемаров, П.В. Гладіш та ін. // Фіз.- хім. механіка матеріалів. – 2010. – №4. – С. 5–12.
7. Механика разрушения и прочность материалов: Справ. пос.: в 4-х т. / Под общ. ред. В. В. Панасюка. – К.: Наук. думка, 1988–1990. – Т. 4: Усталость и циклическая трещиностойкость конструкционных материалов / О.Н. Романив, С.Я. Ярема, Г.Н. Никифорчин и др. – 1990. – 680 с.
8. Кинетика и механизм роста коррозионно-усталостных трещин в сталях феррито-перлитного класса / О.Н. Романив, Г.Н. Никифорчин, Ю.В. Зима и др. // Фіз.- хім. механіка матеріалів. – 1983. – №1. – С. 29–39.
9. Вплив режиму термічної обробки і асиметрії циклу навантаження на циклічну тріщиностійкість колісних сталей / О.П. Осташ, І.М. Андрейко, В.В. Кулик та ін. // Фіз.- хім. механіка матеріалів. – 2009. – №2. – С. 63–70.