

# ТРИВАЛА МІЦНІСТЬ ЗВАРНИХ ШВІВ ТЕПЛОСТІЙКИХ СТАЛЕЙ В ГАЗОПОДІБНОМУ ВОДНІ

Л.О. Бабій

Фізико-механічний інститут ім. Г.В. Карпенка НАН України, Львів, Україна

**Abstract.** Creep characteristics of different zones of welded joints of heat-resistant structural 15Kh2MFA and 2.25Cr-1Mo steels in the initial state and after degradation at laboratory and operation conditions tested in the air and hydrogen environment were present. It was shown that weakest zone of the degraded weld metal is the heat affected zone. Using the Larson-Miller parameter was compared the lifetime of the different zone of welded joints.

**Вступ.** Непрогнозовані руйнування великогабаритних конструкцій, таких як корпуси реакторів гідрокрекінгу нафти, приводять до значних економічних втрат і тяжких екологічних наслідків. У зв'язку з цим оцінювання роботоздатності теплоенергетичного та нафтопереробного устаткування в Україні вимагає детального вивчення деградації не тільки основного металу але найбільш уразливих зон таких конструкцій – зварних з'єднань (ЗЗ). За сумісного тривалого впливу наводнювального середовищем та жорстких температурно-силових умов експлуатації ЗЗ стають особливо вразливими до крихкого руйнування. Сприяє цьому макронеоднорідність їх структури, хімічного складу та механічних властивостей. Структурні мікродфекти ЗЗ стають енергетично вигідними пастками для водню, що потрапляє до металу і під час зварювальних робіт і з робочого середовища. А високоградієнтні поля залишкових напружень в них сприяють перерозподілу водню і роблять їх особливо чутливими до його впливу. Тому деградація металу шва (МШ) у наводнювальному середовищі може відбуватися інтенсивніше порівняно з основним металом (ОМ) або зоною термічного впливу (ЗТВ).

**Матеріали та методичні аспекти роботи.** У роботі досліджували типову для пострадянського простору теплостійку конструкційну сталь 15Х2МФА та сталь типу 2.25Cr-1Mo у вихідному та деградованому станах, що широко використовуються для виготовлення корпусів реакторів гідрокрекінгу нафти.

Деградацію різних зон ЗЗ сталі 15Х2МФА проводили лабораторно за допомогою відомої методики термоциклювання зразків у газоподібному водні під тиском 0,3 МПа від кімнатної до робочої для реакторів гідрокрекінгу нафти температури 450 °С впродовж 200 термоциклів (ТЦ) [1]. Деградація сталі 2.25Cr-1Mo у вигляді зразків-свідків відбувалась під впливом технологічного середовища в реакторах гідрокрекінгу нафти впродовж  $6 \cdot 10^4$  год.

**Результати досліджень.** Для підтвердження правомірності використання методики термоциклювання зразків у водні для деградації сталей в лабораторних умовах оцінили короткочасну статичну тріщиностійкість деградованого металу. Виявили, що абсорбований під час термоциклювання сталі 15Х2МФА водень впливає на її значення  $J_{Ic}$ . Зміна рівня  $J_{Ic}$  від 85 кН/м у вихідному стані до 62 кН/м після 600 термоциклів (ТЦ) і двогодинного відпалу, дозволяє рекомендувати цей спосіб деградації теплостійких сталей для широкого використання. Ці результати не суперечать отриманим даним на теплостійкій сталі 12Х1МФ парогонів ТЕС [2] та підтверджують доцільність використання параметра  $J_{Ic}$ , як чутливого до деградації, для оцінки стану матеріалу [3]. Отримані данні свідчать про загрози, пов'язані з наявністю водню у металі. Адже навіть за його інтегрально невисокої концентрації в металі, його локальна концентрація може виявитися достатньою для істотного погіршення роботоздатності експлуатованого металу.

Раніше було встановлено, що водень (порівняно з повітрям), значно інтенсифікує процес деградації. Зокрема це проявляється у тому, що у водні незалежно від прикладеного початкового рівня напружень  $\sigma_0$  швидкість усталеної повзучості (ШУП) вища ніж на повітрі [4, 5]. Це може бути зумовлено тим, що за випроб у водні поверхня зразків практично не окиснюється, а на повітрі – вкрита щільною окисною плівкою, яка перешкоджає виходу дислокацій на поверхню, гальмуючи процес деформування. Рухливість дислокацій в

присутності водню підтверджується як експериментальними даними [6, 7] так і теоретичними розрахунками [8]. На цій основі вважали, що водень, полегшуючи рух дислокацій, може інтенсифікувати деформацію повзучості.

З іншого боку особливості режиму роботи реакторів гідрокрекінгу нафти передбачають виникнення значних напружень в корпусі внаслідок коливань температури та тиску робочого середовища під час технологічного процесу. Для з'ясування впливу таких коливань напруженого стану на деградацію властивостей випробували 33 сталі 15X2МФА на статичну та повторно-статичну міцність в газоподібному водні. Під час зварювальних робіт на відповідальних об'єктах як правило застосовують автоматичне зварювання з дотриманням технології. Тому очікували найкращих показників для МШ (рис. 1а). Встановлено також, що за бази випроб 250 год ЗТВ є найслабшою ділянкою 33 як за статичного, так і за повторно-статичного навантаження.

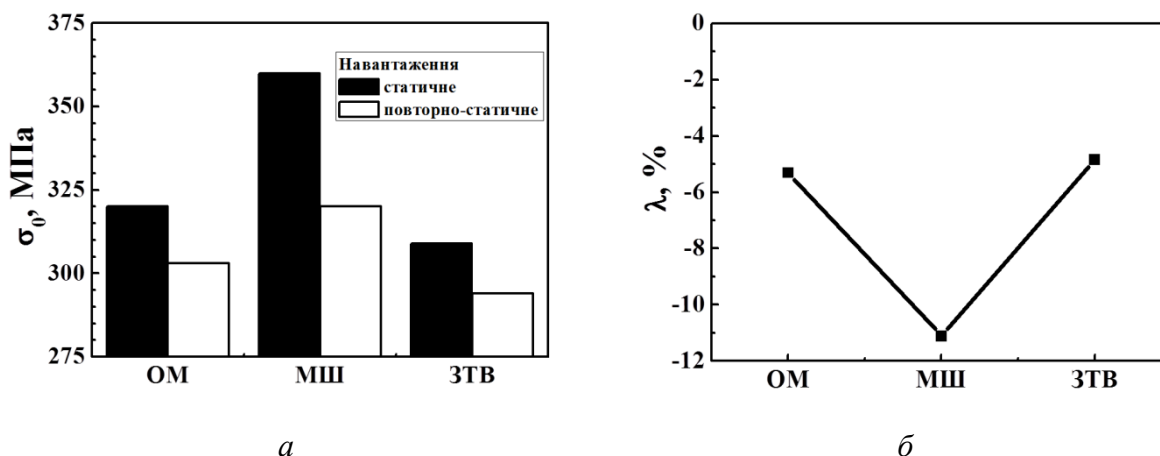


Рис. 1. Порівняння тривалої міцності за статичного і повторно-статичного навантаження (а) та відносна зміна міцності (б) різних зон 33 сталі 15X2МФА у водні за температури 450 °С.

Відомо, що у 33 теплостійких сталей парогонів ТЕС під впливом робочого наводнювального середовища найсильнішим до деградації фізико-механічних властивостей є МШ [9]. Наші результати теж підтвердили (рис.1б), що МШ деградує найсильніше. Так за повторно-статичного навантаження тривала міцність ОМ знижується на 5,3 %, ЗТВ – на 4,9 % а МШ на 11,1 %. Спричинено це може бути як впливом механічного чинника, так і активного наводнювального середовища.

Очевидно, що ШУП сталі і у вихідному стані, і після експлуатації однозначно знижується зі зниженням початкового рівня напружень  $\sigma_0$ , причому і на повітрі, і у водні (рис. 2). Порівняння сталі 2,25Cr-1Mo після деградації в реакторі і неексплуатованої за ШУП при рівні  $\sigma_0 = 330$  МПа свідчать, що у водні ШУП експлуатованого металу більш ніж в 110 разів перевищує її для сталі у вихідному стані.

За ШУП у водні сталь 15X2МФА вже у вихідному стані виявилася гіршою ніж сталь 2,25Cr-1Mo. Якщо порівняти їх за однакового початкового рівня навантаження ( $\sigma_0 = 330$  МПа), то ШУП сталі 15X2МФА більше ніж на порядок вища, ніж сталі 2,25Cr-1Mo ( $7,4 \cdot 10^{-3}$  і  $3 \cdot 10^{-4}$  %/год відповідно).

Така сама тенденція щодо швидкості ШУП за такого самого початкового рівня навантаження ( $\sigma_0 = 330$  МПа) зберігається і після деградації сталей. ШУП сталі 15X2МФА залишається вищою, ніж сталі 2,25Cr-1Mo (відповідно  $75 \cdot 10^{-3}$  і  $38 \cdot 10^{-3}$  %/год). За нижчого рівня  $\sigma_0 = 290$  МПа ця тенденція теж залишається. Це означає, що ще перед експлуатацією сталь 15X2МФА відзначається вищою схильністю до повзучості порівняно з вживаною в світовій практиці сталлю 2,25Cr-1Mo, а внаслідок деградації сталей різниця між ними за ШУП дещо зменшується.

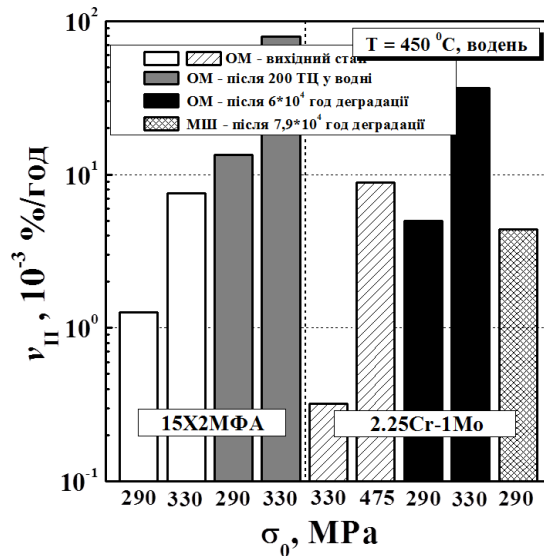


Рис. 2. Порівняння ШУП сталей 15X2МФА і 2,25Cr-1Мо у вихідному стані та після деградації в лабораторних і експлуатаційних умовах.

Встановили, що значення ШУП для 33 сталі 2,25Cr-1Мо за випроб у водні при однаковому початковому рівні напружень ( $\sigma_0 = 290$  МПа) практично на одному рівні для МШ після  $79 \cdot 10^3$  год експлуатації в реакторі гідрокрекінгу нафти ( $4,37 \cdot 10^{-3} \%$ ) і для ОМ після  $60 \cdot 10^3$  год ( $4,97 \cdot 10^{-3} \%$ /год). Це може бути наслідком вищого опору повзучості МШ на початку експлуатації порівняно з ОМ.

Зменшення відмінностей за ШУП обох сталей після їх деградації може бути наслідком того, що сталь 15X2МФА дослідили на повзучість лише після 200 ТЦ у водні і вона, за такої кількості термоциклів, ще не досягла критичного рівня деградації. З цього можна припустити, що або сталь 2,25Cr-1Мо в експлуатаційних умовах досягла вищого рівня деградації і тому її ШУП зростає сильніше ніж для менш деградованої сталі 15X2МФА, або інтенсивність деградації сталі 2,25Cr-1Мо є вищою ніж сталі 15X2МФА і тому її ШУП зростає інтенсивніше. Внаслідок цього різниця між сталями за ШУП, виявлена для них у вихідному стані, зменшується.

Отримані результати для тривалої міцності різних зон 33 сталі 15X2МФА та ОМ і МШ для сталі 2,25Cr-1Мо проаналізували з використанням параметра Ларсона-Міллера (LMP), який визначали як  $LMP = T \cdot (20 + \lg \tau_f)$ , де  $T$  – температура випроб, К;  $\tau_f$  – час до руйнування зразків, год (рис. 3).

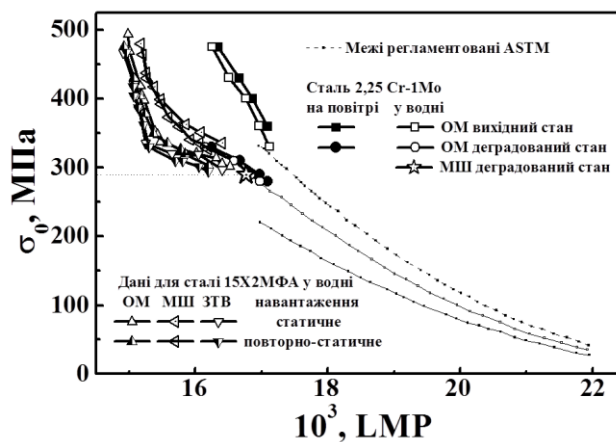


Рис. 3. Криві тривалої міцності металу різних зон 33 сталі 15X2МФА та сталі 2,25Cr-1Мо в координатах напруження  $\sigma_0$  від температурно-часового параметра Ларсона-Міллера  $LMP$  за температури 450 °С.

Результати, отримані за вищих навантажень, екстраполювали на робочі. Для порівняння пунктирними лініями на рисунок нанесли смугу, що згідно нормативного документа ASTM A542 та відповідає безпечному діапазону експлуатації сталі 2,25Cr-1Mo, яка є закордонним аналогом сталі 15X2МФА.

Аналіз результатів показав, що для сталі 2.25Cr-1Mo за початкового напруження  $\sigma_0 = 290$  МПа час до руйнування  $\tau_f$  МШ, деградованого внаслідок повзучості при 450 °С в експлуатаційних умовах впродовж  $79 \cdot 10^3$  год, майже співпадає з  $\tau_f$  для ОМ, деградованого впродовж  $60 \cdot 10^3$  год. На діаграмі точки обох матеріалів (ОМ і МШ), розташувалися на продовженні лінії, що відповідає МШ сталі 15X2МФА та усередненої залежності для сталі 2.25Cr-1Mo, регламентованої стандартом ASTM A542 [10].

**Висновки.** Виявлено, що тривала міцність всіх зон 33 за повторно-статичного навантаження нижча, ніж за чисто статичного. МШ виявився найчутливішим до впливу повторно-статичних навантажень. Використання параметра Ларсона-Міллера дало змогу показати, що тривала міцність металу різних зон 33 за випроб у водні вже у вихідному стані досягає нижньої межі регламентованого діапазону безпечної експлуатації теплотривких сталей.

#### **Література.**

1. Student O. Z. An accelerated method of hydrogen degradation of structural steels by thermocycling / O. Z. Student // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1998. – № 4. – С. 45-52. (Student O. Z. Accelerated Method for Hydrogen Degradation of Structural Steel // Materials Science. – 1998. – V.34. – P. 497-507.)

2. Студент О. З. Вплив тривалої експлуатації сталі 12X1МФ з різних зон гину парогону ТЕС на її механічні характеристики / О.З. Студент, Л.М. Свірська, І.Р. Дзіоба // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2012, – 48, №2. С. 111–118.

3. Студент О. Вплив теплосмін під час експлуатації парогонів тес на статичну тріщиностійкість сталі 15X1М1Ф / О. Студент, Г. Кречковська, Л. Бабій // Вісник ТНТУ – Тернопіль : ТНТУ, 2013. – Том 72. – № 4. – С 199-206.

4. Вплив газоподібного водню на інтенсивність процесу повзучості корпусної сталі реакторів гідрокрекінгу нафти / Г. М. Никифорчин, О. З. Студент, А. Загурський, Л. О. Бабій, Г. Матисяк // Механіка і фізика руйнування будівельних матеріалів та конструкцій / За заг. ред. Лучка Й. Й. – Львів: Каменяр, 2005. – Вип. 6. – С. 716-721.

5. Бабій Л. О. Повзучість у водні експлуатованої сталі 2,25Cr-Mo / Л. О. Бабій, О. З. Студент, А. Загурський, А. Д. Марков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – 43, 5. – С. 91-96. (Babii L.O. Creep of degraded 2.25 Cr-Mo steel in hydrogen / L.O. Babii, O.Z. Student, A. Zagorski, A.D. Markov // Materials Science – 2007. – 43, 5. – P. 701-707).

6. Robertson I. M. Hydrogen effects on plasticity / I. M. Robertson, H. K. Birnbaum, P. Sofronis // In: Dislocations in Solids / Eds. by J. P. Hirth, L. Kubin. – Oxford: Elsevier, 2009. – Vol. 15. – P. 249–294.

7. Karpinskii D. N. Analysis of the Plasticizing Effect of Hydrogen Dissolved in a Crystal on the Evolution of Plastic Deformation at the Tip of a Crack / D. N. Karpinskii, S. V. Sannikov // Physics of the Solid State. – 2000. – 42, 12. – P. 2236–2240.

8. Власов Н.М. Влияние атомов водорода на подвижность краевой дислокации / Н. М. Власов, В. А. Зазноба // Физика твердого тела. – 1999. – 41, вып. 3. – С. 451–453.

9. Студент О.З., Марков А.Д., Никифорчин Г.М. Особливості впливу водню на властивості і механізм руйнування металу зварних з'єднань паропроводів ТЕС // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2006. – №4. – С.26-35.

10. Data sheets on the elevated temperature properties of quenched and tempered 2.25Cr-1Mo steel plates for pressure vessels (ASTM A542) // NRIM data sheet. – 1991. – 36 A.