

УДК 621.181

**Г. Кречковська, канд. техн. наук; Л. Бабій, канд. техн. наук;
О. Студент, докт. техн. наук**

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

ФРАКТОГРАФІЧНІ ОСОБЛИВОСТІ РУЙНУВАННЯ СТАЛІ 2,25Cr-1Mo ПІСЛЯ ВИПРОБ НА ПОВЗУЧИСТЬ

Резюме. Виявлено, що швидкість усталеної повзучості нижча для металу у вихідному стані порівняно з металом після експлуатації в технологічному процесі гідрокрекінгу нафти. Крім того, ця швидкість у газоподібному водні вища ніж на повітрі, причому для сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані й після експлуатації. Це свідчить, по-перше про втрату металом під час експлуатації його початкових властивостей, а по-друге про вплив водню й на деградацію, й на процес повзучості. Проаналізовано фрактографічні особливості руйнування сталі 2,25Cr-1Mo після випроб на повзучість у вихідному стані та після експлуатації. Встановлено, що руйнування за повзучості відбувається за класичним в'язким механізмом шляхом зародження, зростання та об'єднання пор. Фрактографічною особливістю деградованої сталі є великі глибокі ямки, спричинені декогезією неметалевих включень від матриці. Крім того, виявили великі плиткі дископодібні ямки з дрібними мікропорами на їх дні, що виникли навколо карбідів. Обидва типи ямок спричинені воднем, який накопився в об'ємі металу під час експлуатації.

Ключові слова: високотемпературна воднева деградація, швидкість усталеної повзучості, фрактографічні особливості деградації, механізм руйнування у водні.

H. Krechkovska; L. Babiy; O. Student

THE FRACTOGRAPHY FEATURES OF FRACTURE OF THE 2,25CR-1MO STEEL AFTER CREEP TEST

Summary. The unstable properties of steels for the large construction during long term operation are one of the reasons of loss of oil equipment workability. High operating temperature, strain and hydrogenating technological environment are among the main factors of their degradation. The reactor damage causes huge destructions due to high processing parameters (temperature – 450 °C and pressure – 15 MPa) and large its dimensions (diameter up to 4 m, wall thickness up to 0.25 m and height ~20 m). Because that the reactor damage is very dangerous for service staff and environment. Stability of the mechanical properties of the steel of the oil hydrocracking reactor body during long-term exploitation is very important to guarantee it save workability. That's why it is very significant to know metal properties after different service life for prediction of the material workability.

The 2,25 Cr–1Mo steel in the initial state and after high-temperature degradation in hydrogenated environment under working conditions of hydrocracking reactor service for $6 \cdot 10^4$ hours (as the specimen-witnesses) were creep tested. The steady creep rates for both variants of heat-resistant steel were estimated in hydrogen and in air. It was revealed that steady creep rate of virgin metal is lower compared with metal exploited into oil hydrocracking process. The degradation of the metal in operating conditions increases creep strain rate in air and hydrogen compared with unexploited metal. More over the steady creep rate of the 2,25Cr-Mo steel in virgin state and serviced one creep tested in hydrogen is higher than in air. It firstly means that initial properties of the steel are exhausted during service, and secondly that hydrogen simultaneously effects on the degradation and creep processes too. The hydrogen intensities of the diffusion process and consequently accelerate of the steel degradation and makes easy of the creep process.

The fractography features after creep test of the 2,25Cr-1Mo steel in the initial and after the operation during $6 \cdot 10^4$ hours in the process of oil hydrocracking process were analyzed. It was found the creep fracture occurs according to the classic ductile mechanism of nucleation, growth and association of pores. Special fractographical feature of degraded steel is large and at the same time deep holes caused by decohesion nonmetallic inclusions from the matrix. The next feature is the big and at the same time plate disc-like dimples

with the small micro pores around carbides on their bottom. Both types of holes were initiated under the influence of hydrogen accumulated by bulk metal during operation. They become more visible at the creep test in hydrogen because their initiation is additionally stimulated by hydrogen, absorption by metal from the tested environment.

Key words: high-temperature hydrogen degradation, steady creep rate, fractography features of degradation, fracture mechanism in hydrogen.

Постановка проблеми. Однією з причин втрати роботоздатності нафтопереробного устаткування є нестабільність властивостей корпусних сталей у часі тривалої експлуатації. Серед основних чинників їх деградації є високі експлуатаційні температура, напруження та наводнювальне технологічне середовище [1, 2]. Чинні регламенти експлуатації реакторів передбачають контроль за деформацією внаслідок повзучості, корозійними ураженнями, проявами водневої корозії тощо. Для того, щоб прогнозувати й уникати руйнувань, спричинених повзучістю, використовують результати лабораторних випроб на тривалу міцність [3], які екстраполюють на бажану тривалість експлуатації устаткування [4].

Для з'ясування причин деградації характеристик повзучості й тривалої міцності металу, експлуатованого в реальному технологічному процесі, використано фрактографічний аналіз зламів лабораторних зразків, який дає можливість прогнозувати закономірності накопичення розсіяних пошкоджень у корпусній сталі в часі експлуатації та впливу на цей процес водню як робочого середовища. Фрактографічні дослідження вважають одними з найінформативніших для інтерпретації механізмів руйнування [5-10], тому їх широко використовують під час експертизи пошкоджень різних конструктивних елементів для з'ясування причин. Відомо, що існує зв'язок між механізмами руйнування та їх енергоємністю. Оскільки здебільшого руйнування відбуваються за змішаними механізмами, на які впливають різні чинники (робоче середовище, температурно-силові умови експлуатації, хімічний і структурно-фазовий склад матеріалів, режим їх термічного оброблення, швидкість їх деградації в часі тривалої експлуатації тощо). Тому без кількісного аналізу й визначення співвідношення характерних фрактографічних елементів важко судити про енергоємність руйнування загалом. Як продемонстровано в роботах [11-15] кількісне оцінювання інформативних фрактографічних ознак зламів та структурних складових металу відкриває перспективу виявлення кореляційних зв'язків між ними та механічними характеристиками конструкційних матеріалів, що особливо важливо для аналізу пошкоджень.

Мета роботи. Розкрити закономірності впливу водню на швидкість усталеної повзучості корпусної сталі типу 2,25Cr-Mo у вихідному стані та після $6 \cdot 10^4$ год експлуатації в реакторі гідрокрекінгу нафти у вигляді зразків-свідків та проаналізувати фрактографічні ознаки деградації зразків, випробуваних на повзучість на повітрі та у водні.

Об'єкт і методика дослідження. Дослідили типову для виготовлення корпусів реакторів гідрокрекінгу нафти сталь типу 2,25Cr-1Mo у вихідному стані та після експлуатації в технологічному процесі гідрокрекінгу нафти впродовж $6 \cdot 10^4$ год у вигляді зразків-свідків (розміри: довжина – 135, висота – 40, ширина – 30 мм). Умови деградації металу зразків-свідків і корпусу реактора відрізняло те, що зразки-свідки не були під навантаженням, тоді як у стінці корпусу реактора під час його експлуатації виникають напруження розтягу. Отже, вплив робочих напружень на деградацію сталі в дослідженнях не враховано.

Випробування на повзучість проводили за робочої для реактора температури (450 °C) на повітрі та у водні за тиску $P = 0,5$ МПа за постійного навантаження зразка розтягом, використавши для цього заводські машини АІМА 5-2, додатково оснащені вакуумними камерами [16]. Для випроб використали гладкі призматичні зразки перерізом 3x20 мм. Зміну температури, зусилля та деформації зразків фіксували в

режимі реального часу в пам'яті комп'ютера, використовуючи багатоканальний аналого-цифровий перетворювач АЦП І - 7018.

Фрактографічно дослідили злами зразків після випроб на повзучість у водні та на повітрі, використавши для цього сканівний електронний мікроскоп EVO-40XVP.

Основні результати досліджень. Випроби на повзучість сталі типу 2,25Cr-Mo виявили, що швидкість усталеної повзучості (ШУП) металу у вихідному стані нижча, ніж металу, експлуатованого в технологічному процесі гідрокрекінгу нафти. А значення ШУП за випроб у водні металу у вихідному стані й після експлуатації в реакторі вищі, ніж на повітрі (рис. 1). Це свідчить, по-перше, про втрату металом під час експлуатації властивостей, що забезпечували його роботоздатність на початку експлуатації. А, по-друге, про вплив водню й на деградацію, й на процес повзучості. Інтенсифікуючи дифузійні процеси, водень пришвидшує деградацію металу і полегшує повзучість. За випроб і на повітрі, і у водні ШУП сталі у вихідному стані й після експлуатації однозначно знижується зі зниженням початкового рівня напружень σ_0 [17, 18]. Разом з тим, зі зниженням σ_0 від 330 до 280 МПа ШУП експлуатованої сталі на повітрі зменшується майже у 15 разів, а у водні за такої самої зміни σ_0 – лише в 10,5 раза. Порівняння експлуатованої й неексплуатованої в реакторі сталі за ШУП при рівні $\sigma_0 = 330$ МПа свідчить, що у водні ШУП експлуатованого металу більш ніж в 110 разів перевищує її для сталі у вихідному стані. І це при тому, що за таких самих умов навантаження, але на повітрі, метал у вихідному стані навіть за бази випроб 4300 год взагалі не виявив схильності до повзучості, а експлуатований метал показав найвищу із зафіксованих швидкість $v_{II} = 21 \cdot 10^{-3} \% / \text{год}$. Отже, очевидно, що вплив деградації є суттєвим і проявляється він за випроб і на повітрі, й у водні.

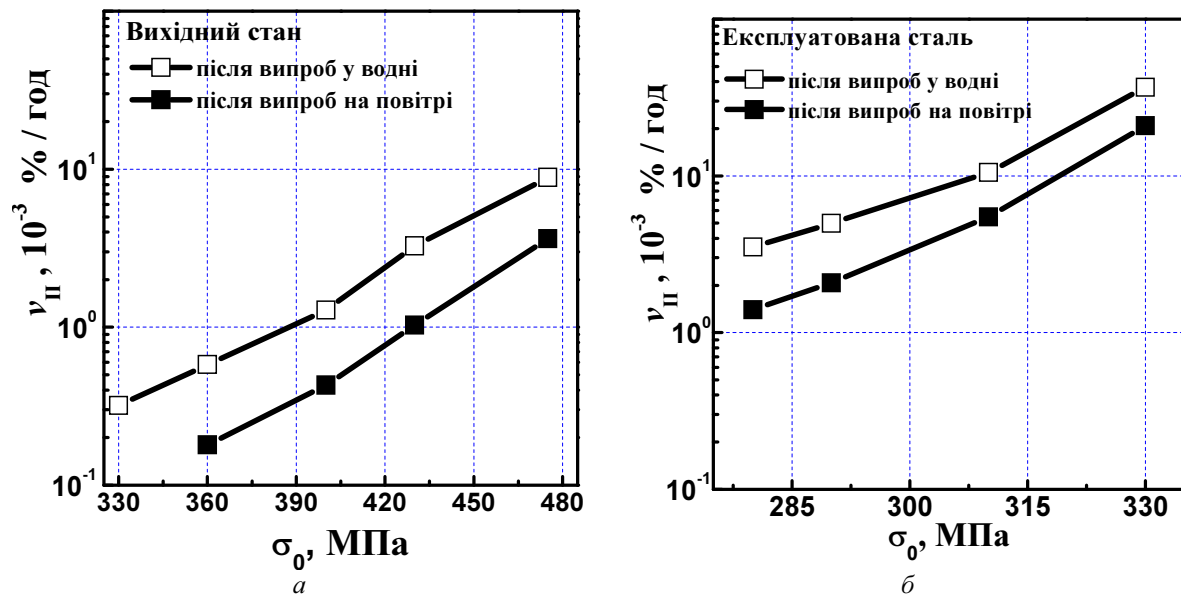


Рисунок 1. Швидкість усталеної повзучості v_{II} сталі 2,25 Cr-Mo у вихідному стані (а) та після її деградації у вигляді зразків-свідків у технологічному процесі гідрокрекінгу нафти (б), отримані за результатами випроб на повітрі (чорні) та у водні (білі крапки) за температури випроб 450 °С

Figure 1. Steady creep rate v_{II} of steel 2,25 Cr-Mo in the virgin state (a) and after degradation as the specimens-witness in the technologic process of oil hydrocracking (b) obtained at a temperature 450 °C in air (black) and hydrogen (white points)

Проаналізувавши фрактографічні особливості поверхонь зламів зразків, випробуваних на повзучість, виявили, що випробувані на повітрі зразки сталі у вихідному стані руйнувалися на макрорівні внаслідок зсуву. В результаті злами формувалися площинами макрозсуву, які в центральній частині перерізу зразка

перетиналися, утворюючи чіткий гребінь. За випроб у водні макрозсув спостерігали лише поблизу бічних поверхонь зразків, а в центральній частині зламів переважала нормальна орієнтація їх поверхонь. Вже на макрорівні зауважено таку особливість впливу водню, як значна кількість великих глибоких ямок. Їх пов'язали з наявністю у структурі сталі досить великих неметалевих включень, зокрема сульфідів марганцю, які слабо зв'язані з матрицею. Водень сприяє їх декогезії від матриці й полегшує утворення великих ямок. На зламах, отриманих на повітрі, траплялися лише дуже великі ямки. Отже, декогезія сульфідів від матриці може відбуватися й за випроб на повітрі, якщо ці частинки дуже великі, а менші частинки все ще зберігають зв'язок з матрицею. Рельєф зламів на ділянках зсуву зразків, випробуваних на повітрі та у водні, практично однаковий – дрібні, не глибокі без чіткого окантування ямки зсуву параболічної форми чергуються з великими. Особливістю випроб у водні є те, що на ділянках макрозсуву на зламах великі ямки трапляються значно частіше і вони значно більші за розмірами.

В центральній частині перерізів зразків, випробуваних на повітрі, спостерігали ямки зі значною компонентою зсуву (рис. 2а), і лише на невеликих за площею ділянках нормального відриву – рівновісні ямки відриву. Тоді як за випроб у водні ямки добре окреслені, різні за розмірами і практично рівновісні (рис. 2б). Особливістю зламів є те, що плиткі ямки на зламах, отриманих за випроб на повітрі, скоріше виняток, тоді як у водні їх кількість і розміри значно більші, а глибина істотно менша, ніж на повітрі. На твірних поверхнях великих ямок добре вирізнялися сліди текучості у вигляді паралельних фронтів відриву у вигляді хвилястих ліній, які окреслили етапність їх росту під час повзучості (рис. 2в). Їх можна трактувати як дископодібні мікротріщини, ріст яких пришвидшив абсорбований металом водень. На зламах зразків, випробуваних у водні, часто на твірних поверхнях плитких ямок спостерігали смуги ковзання, які перетиналися (рис. 2в). Таку особливість трактували як доказ збільшення систем ковзання за випроб у водні.

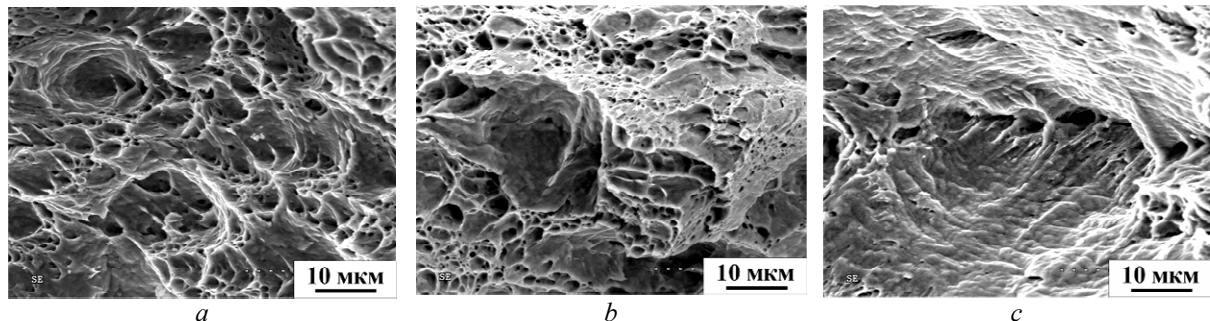


Рисунок 2. Мікрофрактограми зразків сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані після випроб на повзучість за температури 450 °C на повітрі (а) та у водні (б, в) за початкового рівня напружень $\sigma_0 = 330$ МПа

Figure 2. Microfractograms of the 2,25Cr-1Mo steel in the virgin state after creep test of the specimens at a temperature of 450° C in air (a) and hydrogen (b, c) at initial stress level $\sigma_0 = 330$ MPa

За випроб у водні експлуатованого металу глибокі ямки на зламах навколо неметалевих включень, що розташовані безпосередньо в зоні руйнування, виглядають на поверхні зламу значно більшими і глибшими (рис. 3а), ніж в не експлуатованому, в якому вони виникають лише навколо найбільших включень. Отже, декогезія неметалевих включень від матриці може відбуватися також під впливом водню з випробувального середовища. У цьому випадку великі за діаметром і довжиною включення, або їх ланцюжки стають достатньо потужними шляхами постачання водню з глибини металу до зони локалізації руйнування, щоб інтенсифікувати ріст плитких великих ямок у вигляді дископодібних мікротріщин (рис. 3б). Ще одна особливість експлуатованого металу – це наявність на зламах більшої кількості плитких ямок. Причому витягнені вони по ширині

зразка, де максимальні умови стиснення деформації, і формуються шляхом злиття дрібніших порожнин (рис. 3в).

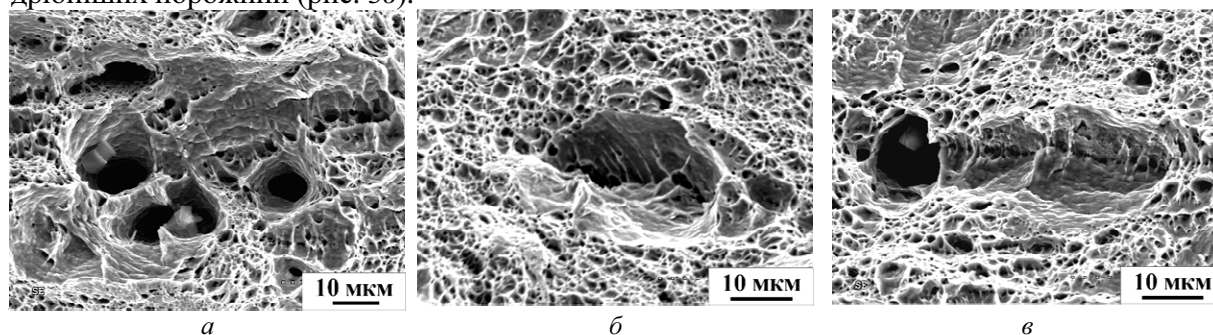


Рисунок 3. Фрактограми сталі 2,25Cr-1Mo, витриманої в реакторі гідрокрекінгу нафти впродовж $6 \cdot 10^4$ год, отримані після випроб зразків на повзучість за температури 450°C у водні за рівня напружень 475 МПа

Figure 3. Microfractograms of the 2,25Cr-1Mo steel serviced into oil hydrocracking reactor for $6 \cdot 10^4$ h after creep test of specimens at a temperature of 450°C in hydrogen at initial stress level $\sigma_0 = 475\text{ МПа}$

За нижчого рівня навантаження в експлуатованій сталі глибокі ямки майже рівновісні (рис. 4б) і їх стає значно більше, причому за рахунок ямок з меншим, ніж в неексплуатованому металі діаметром. На їх твірних поверхнях спостерігали хвилясті, перервні гребені, сформовані множинним ковзанням, які практично не відрізняються від слідів ковзання на бічних поверхнях зразків. Унаслідок повзучості у водні, який інтенсифікує деформацію в мікрооб'ємах, ці порожнини витягувалися аж до виходу на макроповерхню зламу, а чіткі сліди ковзання на їх твірних поверхнях зафіксували послідовність такого деформування. Це може бути доказом існування цих порожнин в експлуатованому металі ще до випроб на повзучість. Адже загалом густина подібних ямок у неексплуатованій сталі, випробуваній у водні, значно менша.

За високої роздільної здатності виявили відмінності за формою та розмірами дрібних ямок на локальних ділянках нормального відриву в центральній частині зламів. За випроб на повітрі експлуатованого металу дрібні ямки відривного характеру були практично рівновісними, а за випроб у водні дрібніші мікропорожнини, зливаючись, формували витягнені вздовж ширини зразків більші порожнини зі значним ексцентриситетом (рис. 3 та 4с). За випроб на повітрі такі ознаки руйнування були скоріше винятком.

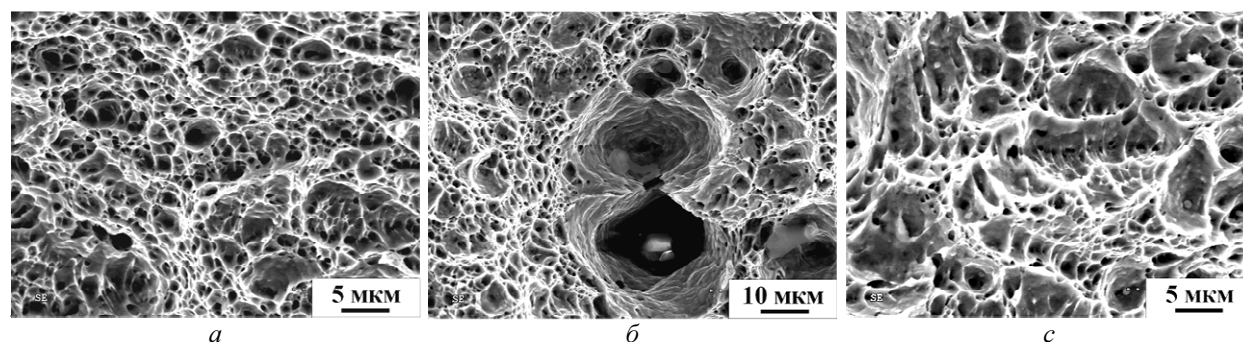


Рисунок 4. Фрактограми центральної частини зламів зразків сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані (а) та після експлуатації в реакторі впродовж $6 \cdot 10^4$ год (б, в), отримані після випроб зразків на повзучість за температури 450°C у водні за початкового рівня напружень $\sigma_0 = 330\text{ МПа}$

Figure 4. Fractograms from the central parts of the fracture surfaces of the 2,25Cr-1Mo steel in the virgin state (a) and after service into reactor for $6 \cdot 10^4$ h (b, c) obtained after creep test of specimens at a temperature 450°C in hydrogen for initial stress level $\sigma_0 = 330\text{ МПа}$

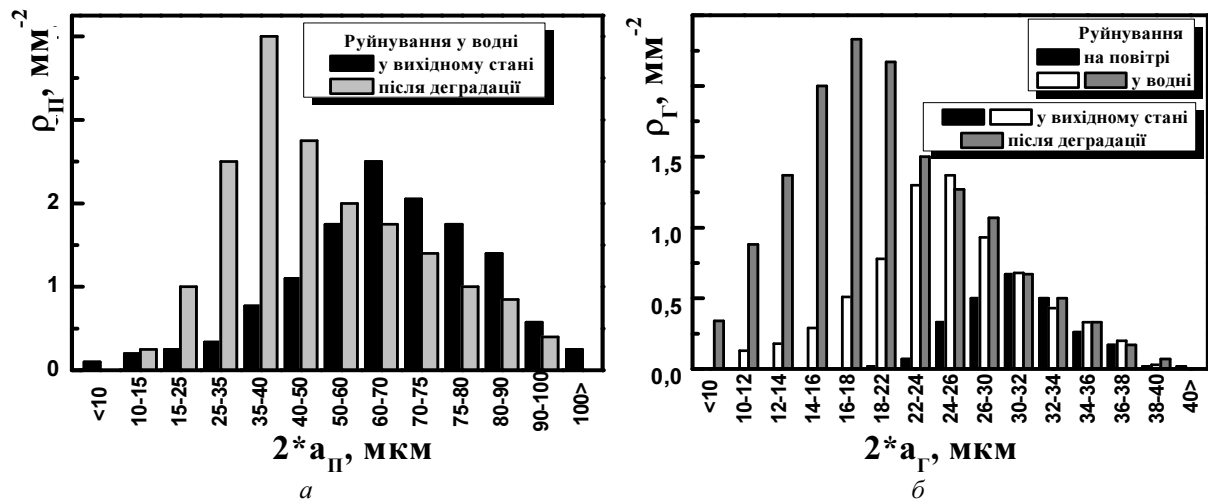


Рисунок 5. Густина плитких ρ_{II} (а) і глибоких ρ_G (б) ямок залежно від їх розмірів a_{II} , a_G , які аналізували на поверхнях зламів зразків сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані (чорні й білі стовпчики) та після експлуатації (сірі стовпчики), випробуваних у водні (а) й на повітрі (б, чорні стовпчики) та у водні (б, білі та сірі стовпчики)

Figure 5. The density of plate ρ_{II} (a) and deep ρ_G (b) dimples versus their sizes a_{II} , a_G analyzed on the specimen surfaces of the 2,25Cr-1Mo steel in the virgin state (black and white bars) and after operation (gray bars) tested in hydrogen (a) and air (b, black bars) and hydrogen (b, white and gray bars)

Порівняння впливу випробувального середовища (водень і повітря) на особливості механізму руйнування експлуатованого металу виявило, що попри практичну відсутність якісних відмінностей за ознаками їх впливу (рис. 4) існує різниця за кількісними параметрами елементів зламів (рис. 5). Зокрема, густина великих, але водночас плитких ρ_{II} , та водночас глибоких ρ_G ямок в експлуатованому металі істотно вища, ніж у неексплуатованому. Крім того, густина ρ_G за випроб у водні сталі у вихідному стані істотно вища, ніж за випроб на повітрі (рис. 5б), що вважали за ознаку полегшення їх утворення під впливом водню. Причому їх густина зросла за рахунок утворення більшої кількості дрібніших ямок навколо менших включень (скоріш за все до руйнування долучилися ще й карбіди, когезивний зв'язок яких з матрицею через їх меншу поверхню контактування є сильнішим, ніж неметалевих включень). Це свідчить про залучення до руйнування у водні все більшої кількості структурних складових, що сприяє локалізації деформування та пришвидшує руйнування. Тенденція зменшення розмірів ямок за зростання їх густини зберігається і в експлуатованій сталі (рис. 5а). Кількісне оцінювання такої ознаки впливу водню на деградований метал як ексцентриситет ямок α (співвідношення довжини малої і великої півосей видовжених по ширині зразків плитких ямок) виявило, що в експлуатованому металі густина ямок з великим ексцентриситетом більша ніж з малим, тоді як в неексплуатованому – навпаки (рис. 6). Це свідчить про те, що руйнування перетинок між дрібними рівновісними мікропорожнинами з утворенням більших, але плитких еліпсоподібних порожнин в експлуатованому металі відбувається легше. Це пов'язали з впливом водню, абсорбованого металом під час експлуатації в реакторі. По розсіяних структурних пошкодженнях навколо витягнутих уздовж осі зразків неметалевих включень (як по шляхах найлегшого проникнення) він легко мігрує і потрапляє в зону локалізації деформації, де полегшує руйнування перетинок між дрібними порожнинами в зоні найвищого стиснення деформації в центральній частині перерізу зразків.

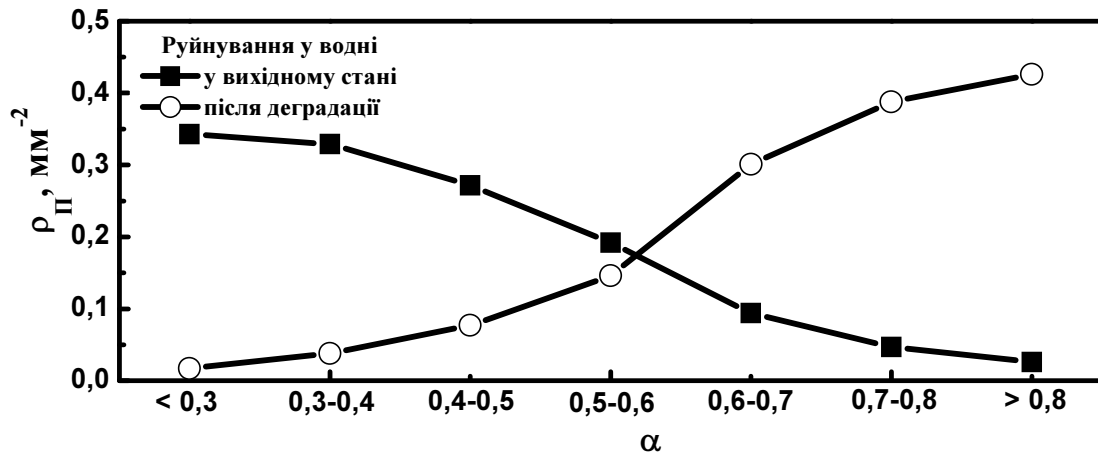


Рисунок 6. Зміна густини великих плитких ямок ρ_{II} залежно від їх ексцентриситету α металу у вихідному стані (чорні позначення) та після експлуатації (білі) за випроб у водні

Figure 6. Dependences of density of the big plate dimples ρ_{II} versus its eccentricity α on the fracture surfaces of specimens from the 2,25Cr-1Mo steel in the virgin state (black points) and after exploitation into reactor (white) tested in hydrogen

Таким чином, на основі проведеного фрактографічного аналізу сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані та після експлуатації в реакторі гідрокрекінгу нафти, випробуваної у водні й на повітрі, можна стверджувати, що попри загалом в'язкий характер її руйнування завдяки кількісному аналізу інформаційних фрактографічних ознак зламів виявили особливі ознаки впливу водню, як середовища під час випроб на повзучість, і ознаки прояву деградації металу в часі його тривалої експлуатації в реакторі гідрокрекінгу нафти.

Висновки. Швидкість усталеної повзучості сталі 2,25Cr-1Mo у вихідному стані та після експлуатації, випробуваної у водні вища, ніж, на повітрі, а деградація сталі в експлуатаційних умовах підвищує цю швидкість порівняно з неексплуатованим металом і на повітрі, й у водні.

За випроб на повзучість у водні на зламах виявили: плиткі ямки, які виникають унаслідок руйнування перетинок між дрібними мікропорожнинами під впливом абсорбованого металом водню і ростуть з утворенням дископодібних нормально орієнтованих мікротріщин; глибокі ямки, спричинені декогезією неметалевих включень від матриці.

Внаслідок деградації сталі змінюється кількість, величина та форма плитких ямок. Зокрема в неексплуатованій сталі плиткі ямки завбільшки 70...170 мкм практично круглі й утворюються злиттям дрібних (до 2 мкм) мікропорожнин. Тоді як в деградованій сталі плитких ямок більше, вони стають еліпсоподібними (співвідношення їх осей досягає 1:10) й утворюються вони шляхом руйнування перетинок між більшими за розмірами порожнинами (до 5 мкм), ланцюжки яких розташовуються на дні цих плитких ямок уздовж їх довшої осі.

Особливою фрактографічною ознакою деградації сталей є великі, глибокі ямки, спричинені декогезією неметалевих включень від матриці ще на етапі експлуатації. Під час випроб на повзучість сталі з такою поруватою структурою ці підповерхневі (стосовно поверхні зламу) порожнини, наповнені воднем, служать ефективними шляхами постачання водню до зони локалізації деформації й інтенсифікують ріст дископодібних порожнин у цій зоні. Вони практично відсутні за випроб неексплуатованої сталі на повітрі і з'являються за її випроб у водні у вигляді лише великих ямок (70...150 мкм). Попри незмінність кількості таких ямок за випроб у водні експлуатованої сталі густина

дещо дрібніших ямок (40...70 мкм) в ній істотно зростає. Їх трактували як пошкодження, що виникли під час попередньої експлуатації й додатково розкрилися під час повзучості.

Conclusion. It was revealed that in hydrogen the creep strain rate of the 2,25Cr-1Mo steel in virgin state and after exploitation is higher than on air. The degradation of the metal in operating conditions increases creep strain rate in air and hydrogen compared with unexploited metal.

The plate holes on fracture surfaces of specimens creep tested in hydrogen were revealed. They appear as result of the destruction of bridges between the small micropores under the influence of hydrogen absorbed by metal. Their growth facilitated the forming of the normally oriented disc-shaped macrocracks. Moreover the deep holes caused by decohesion nonmetallic inclusions from the matrix was revealed.

As a result of the degradation of steel the number, size and shape plate dimples are changing. In particular the sizes of plate dimples in unexploited steel are 70 ... 170 mm, they are generally round and form by coalescence of small (up to 2 microns) micro pores. While in the degraded steel the plate dimples had ellipse-like shape (ratio of axes is 1:10) and they are formed by fracture of bridges between the micro pores (up to 5 micron) which were larger than in unexploited steel. The chains of these pores are located at the bottom of the plate dimples along their longer axis.

Special fractographical feature of degraded steel is large and simultaneously deep holes caused by decohesion nonmetallic inclusions from the matrix at the stage of it operation. During the creep tests of steel with such porous structure these subsurface (relative fracture surface) cavities filled by hydrogen and play the role of effective ways to supply hydrogen to localization zones of deformation as a factor of intensification growth of disc-shaped of dimples in this area. The large and deep dimples are practically absent in an unexploited steel tested on the air. They appear on the surface fracture in the form of large holes (70 ... 150 microns) after creep test in hydrogen environment only. Despite the performance of number of these holes during test in hydrogen of operated steel the density of slightly smaller holes (40 ... 70 microns) significantly increases. They are interpreted as damage caused by the previous operation and additionally opened during creep.

Список використаної літератури

1. Локощенко, А.М. Ползучесть и длительная прочность металлов в агрессивных средах [Текст] / А.М. Локощенко. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2001. – Т. 37, № 4. – С. 27 – 41.
2. Testing of welded 2.25CrMo steel, in hot, high-pressure hydrogen under creep conditions / G. Manna, P. Castello, F. Narskamp [et al.] // Engineering Fracture Mechanics. – 2007. – V. 74. – P. 956 – 968.
3. Бабій, Л. Властивості корпусної сталі 15X2МФА за умов повзучості у газоподібному водні / Бабій Л., Студент О., Загурський А. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. Спец.вип. – 2008. – Т. 1. № 7. – С. 100 – 105.
4. Бабій, Л. Оцінювання тривалої міцності корпусних сталей реактора гідрокрекінгу нафти з використанням параметра Ларсона-Міллера / Бабій Л., Студент О., Загурський А. // Вісник ТНТУ. – 2011. – Спецвипуск – Частина 2. – С. 177 – 184.
5. Бичем, К.Д. Микропроцессы разрушения. [Текст] // Микроскопические и макроскопические основы механики разрушения; пер. с англ; под ред. А.Ю. Ишлинского. – М.: Мир, 1973. – Т. 1. – С. 265 – 375.
6. Романів, О.М. Електронна фрактографія зміцнених сталей. [Текст] / Зима Ю.В., Карпенко Г.В / – К.: Наукова думка, 1974. – 207 с.
7. Иванова, В.С. Количественная фрактография. [Текст] / Шанявский А.А. / – Челябинск: Металлургия, 1988. – 400 с.
8. Bandstra J.P. and Koss D.A. On the influence of void clusters on void growth and coalescence during ductile fracture // Acta Mat. – 2008. – 56, № 16. – P. 4429 – 4439.
9. The size dependence of micro-toughness in ductile fracture / K. Srinivasan, Yo. Huang, O. Kolednik and T. Siegmund // J. of the Mech. and Phys. of Solids. – 2008. – 56, № 8. – P. 2707 – 2726.
10. Jacobsson L., Persson C. In situ scanning electron microscopy study of fatigue crack propagation // Strength of Mater. – 2008. – 40, № 1. – P. 146 – 149.

11. Кількісний аналіз структурних змін у сталі внаслідок високотемпературної витримки у водні [Текст] / О.З. Студент, Б.П. Русин, Б.В. Кисіль, М.І. Кобасяр, Т.П. Стахів, А.Д. Марков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2003. – 39, № 1. – С. 22 – 28. (Quantitative analysis of structural changes in steel caused by high-temperature holding in hydrogen / O.Z. Student, B.P. Rusyn, B.P. Kysil', M.I. Kobasyar, T.P. Stakhiv, A.D. Markov // Materials Science. – 2003. – 39, 1. – P. 17 – 24.).

12. Автоматизоване визначення геометрії зерен в експлуатованій паропровідній сталі [Текст] / І.М. Журавель, Л.М. Свірська, О.З. Студент, Р.А. Воробель, Г.М. Никифорчин // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – № 3. – С. 23 – 29. (Automated determination of grain geometry in an exploited steam-pipeline steel / I.M. Zhuravel', L.M. Svir's'ka, O.Z. Student, R.A. Vorobel', H.M. Nykyforchyn // Materials Science. – 2009. – 45, 3. – P. 350 – 357).

13. Автоматичне виділення та кількісний аналіз карбідів на межах зерен сталі 12Х1МФ після експлуатації на парогоні ТЕС [Текст] / Воробель Р.А., Журавель І.М., Свірська Л.М., Студент О.З. // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2011. – 47, № 3. – С. 109 – 115. (Automatic selection and quantitative analysis of carbides on grain boundaries of 12Kh1MF steel after operation at a steam pipeline of a thermal power plant / R.A. Vorobel', I.M. Zhuravel', L.M. Svir's'ka, O.Z. Student // Materials Science. – 2011. – 47, 3. – P. 393 – 400).

14. Комп'ютерний аналіз характерних елементів фрактографічних зображень [Текст] / Косаревич Р.Я., Студент О.З., Свірська Л.М., Русин Б.П., Никифорчин Г.М. // Фізико-хімічна механіка матеріалів. – 2012. – 48, № 4. – С. 53 – 60. (Computer analysis of characteristic elements of fractographic images / Kosarevych R.Ya., Student O.Z., Svir's'ka L.M., Rusyn B.P., Nykyforchyn H.M. // Materials Science. – 2013. – 48, 4. – P. 474 – 481).

15. Кречковська, Г.В. Фрактографічні ознаки механізмів транспортування впливу водню в конструкційних сталях [Текст] / Г.В. Кречковська // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2015. – № 4. – С. 67 – 70.

16. 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 / O.Z. Student // Material Science. – 1998. – 34, № 4. – P. 497 – 507).

17. Повзучість у водні експлуатованої сталі 2,25Cr-Мо [Текст] / Л.О. Бабій, О.З. Студент, А. Загурський, А.Д. Марков // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – 43, № 5. – С. 91 – 96. (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).

18. Особливості повзучості сталі 2,25Cr-Мо після експлуатації в реакторі гідрокрекфінгу нафти [Текст] / Л.О. Бабій, А. Загурський, О.З. Студент [та ін.] // Наукові нотатки. – 2007. – Вип. 20. – С. 4 – 9.

Отримано 17.09.2015