

Механічні властивості мартенситних сталей у газоподібному водні

О. І. Балицький¹, Л. М. Іваськевич, В. М. Мочульський

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

¹ balitski@ipm.lviv.ua

Наведено закономірності водневої деградації сталей 03X12H10MT, 15X12H2MФAB і 13X11H2B2MФ в інтервалі температур 293...673 К і тиску водню до 30 МПа. Установлено існування мінімальних значень характеристик пластичності, малоциклової втоми та статичної тріщиностійкості, які не зменшуються з подальшим зростанням тиску водневої атмосфери і вмісту поглинутого водню. Виявлено відмінність між температурними залежностями впливу водню на статичні і циклічні характеристики тріщиностійкості мартенситних сталей з різним вмістом аустеніту. Визначено основні фрактографічні ознаки впливу водню на мікромеханізм руйнування сталей за різних видів навантаження та температур.

Ключові слова: мартенситна сталь, воднева деградація, малоциклова втома, статична та циклічна тріщиностійкість, характер руйнування.

Вступ. Безаварійне функціонування енергетичних установок, робочі процеси в яких характеризуються високим рівнем тиску і температури газоподібного водню в агрегатах і системах із жорсткими вимогами до питомих вагових показників, зумовлене правильним вибором конструкційних матеріалів. Тому проблема водневого окрихчення конструкційних матеріалів сучасної енергетики є актуальною [1, 2]. На даний час відсутні достовірні методики оцінки впливу водневмісних середовищ на стан матеріалу за підвищених тисків і температур, а також єдиний метод випробувань, який би дозволяв отримувати достатню інформацію для проектування та розрахунку ресурсу роботи елементів конструкцій [3–5]. Необхідно проводити додаткові дослідження щодо впливу водню на властивості матеріалів. При цьому важливо оцінити роль таких факторів, як температура випробувань, структура і хімічний склад матеріалів, вид і швидкість навантаження, тиск робочого середовища і вміст заздалегідь поглинутого водню. Оцінку придатності матеріалу для роботи в конкретних експлуатаційних умовах необхідно здійснювати на основі комплексних експериментальних досліджень, які включають визначення не тільки стандартних механічних характеристик міцності і пластичності, малоциклової втоми, а й тріщиностійкості. Використання характеристик тріщиностійкості – коефіцієнтів інтенсивності напружень (КІН) K_{Ic} (K_c) за статичного навантаження, порогового ΔK_{th} і критичного K_{fc} значень за циклічного – для оцінки роботоздатності в конкретних умовах експлуатації газоподібного водню за підвищених тисків і температур має визначальне значення для створення конструкційних матеріалів із високою воднетривкістю та установлення ресурсу роботи елементів конструкції [1, 5–7].

У даній роботі виконано комплексну оцінку впливу газоподібного водню підвищених тисків і температур на міцність, довговічність, тріщиностійкість та мікроструктурні особливості руйнування корозійностійких мартенситних сталей.

Матеріали та методика досліджень. Випробовували використовувані у аерокосмічному і енергетичному машинобудуванні [3, 4, 7] мартенситні сталі 03X12H10MT (EP810), 15X12H2MФAB (EP517) та 13X11H2B2MФ (E1961). Їх хімічний склад, режими термічних обробок і механічні властивості на повітрі за кімнатної температури приведено в табл. 1, 2. Сталі відрізняються, головним чином, вмістом вуглецю та нікелю (табл. 1). Структура сталей складається з мартенситу відпуску, невеликої кількості залишкового аустеніту (до 10%), легованих карбідів $Me_{23}C_6$, (W, Nb, Ni)C та інтерметалідів. Мартенсит вуглецевих сталей – суміш пакетного (масивного) та пластинчастого (голчастого). Частка пакетного мартенситу в сталях 15X12H2MФAB і 13X11H2B2MФ складає 75...85 і 60...70% відповідно, довжина рейок у пакетах – 20...28 і 10...23 мкм, їх ширина – 2...8 і 1...3 мкм, тобто структура сталі 13X11H2B2MФ значно дисперсніша, ніж сталі 15X12H2MФAB (рис. 1,а,б). Мартенсит легованої нікелем безвуглецевої сталі 03X12H10MT – пакетний (масивний) з розміром аустенітного зерна 50...80 мкм, шириною пакетів 30...70 мкм та шириною рейок у пакетах 3...10 мкм (рис. 1). Завдяки високому вмісту нікелю в сталі 03X12H10MT збільшується її пластичність і в'язкість та зменшується чутливість до концентраторів напружень [8]. Оптимальна термічна обробка цієї сталі (ТО-1) забезпечує високу дисперсність фаз і біля 10% залишкового та вторинного аустеніту у вигляді тонких прошарків (<1 мкм) між пластинами мартенситу (рис. 1,в). Більш груба структура з вмістом аустеніту до 30% утворюється внаслідок додаткового нагрівання цієї сталі до 1373 К (ТО-2), при цьому вторинний аустеніт розподіляється нерівномірно з утворенням “острівків”. Відомо, що наявність у структурі нержавіючих мало-вуглецевих мартенситних сталей м'якої структурної складової дрібнодисперсного залишкового аустеніту сприяє підвищенню міцності, пластичності, ударної в'язкості та тріщиностійкості за його оптимального вмісту від 10 до 25% [8].

Т а б л и ц я 1

Хімічний склад досліджених сталей, %

Сталь	C	Si	Cr	Ni	Mo	W	V	Mn	Інші
15X12H2MФAB	0,15	0,50	12,20	1,9	1,52	0,72	0,18	0,50	N-0,02
13X11H2B2MФ	0,13	0,60	11,50	1,6	0,45	1,93	0,24	0,63	–
03X12H10MT	0,03	0,13	11,78	9,5	–	0,58	–	0,04	Ti-0,22; Al-0,11

Короткочасний розтяг п'ятикратних циліндричних зразків із діаметром робочої частини 5 мм здійснювали у спеціальній камері за тисків водню до 30 МПа та швидкості 0,1 мм/хв. Малоциклову витривалість за жорсткого чистого віддунульового згину визначали за тисків до 30 МПа, амплітуди деформації 1,6%, частоти навантаження 0,5 Гц на шліфованих плоских зразках із робочою частиною 3×6×20 мм. Коефіцієнт інтенсивності напружень за статичного навантаження K_c розраховували у відповідності до стандарту [9]. У камері високого тиску в інтервалі тисків 0,4...30 МПа випробовували на

позацентричний розтяг зі швидкістю 0,1 мм/хв прямокутні компактні зразки розміром 50×60×20 мм. Значення K_c обчислювали за формулою Сроулі–Гросса [10]. Кінетичні діаграми втомного руйнування (КДВР) будували за триточкового згину балкових зразків із красвою тріщиною розміром 160×40×20 мм за частоти навантаження 20 Гц і коефіцієнта асиметрії циклу $R = 0,22$ за методикою, описаною у [2].

Т а б л и ц я 2

Режими термічної обробки і механічні властивості сталей у гелії (над рискою) та у водні під тиском 30 МПа (під рискою) за кімнатної температури

Матеріал	Гартування	Відпуск	σ_b , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	N , цикл	K_c , МПа $\sqrt{м}$
15X12H2MФАВ	1393 К, 1 година, олива	953 К, 2 години	1080	940	16	62	1029	154
			1060	950	3	12	73	49
13X11H2B2MФ	1283 К, 1 година, олива	953 К, 2 години	1010	880	17	59	1453	165
			1000	870	6	14	86	77
03X12H10MT ТО-1	1273 К, 1 година; 1023 К, 2 години, олива	773 К, 2 години	1090	940	17	79	2100	168
			1090	940	14	51	378	112
03X12H10MT ТО-2	1373 К, 1 година; 1023 К, 2 години, олива	773 К, 2 години	1080	940	20	70	2180	155
			1020	900	9	20	262	74

Робочі камери установок для визначення всіх вказаних механічних характеристик у водні попередньо вакуумували, продували воднем, повторно вакуумували і заповнювали воднем до заданого тиску. За високих температур зразки витримували в умовах випробувань протягом 0,5 годин для встановлення теплової рівноваги. Для порівняння дії так званого зовнішнього і внутрішнього водню [2–4, 6], а також для визначення впливу розчиненого внаслідок тривалої експлуатації конструкцій водню на властивості сталей частину зразків попередньо витримували протягом 10 годин у водневій атмосфері за тиску водню 30 МПа і температури 623 К до концентрацій водню близько $3,2 \cdot 10^{-6}$. Наводнені та ненаводнені зразки випробовували у водні за різних тисків, у вакуумі, гелії або на повітрі. Чутливість сталей до водневої деградації порівнювали за коефіцієнтом β , який визначали як відношення значень відповідних характеристик у водні та нейтральному середовищі (наприклад, коефіцієнт впливу водню на малоциклову втому $\beta_N = N_H/N_{He}$).

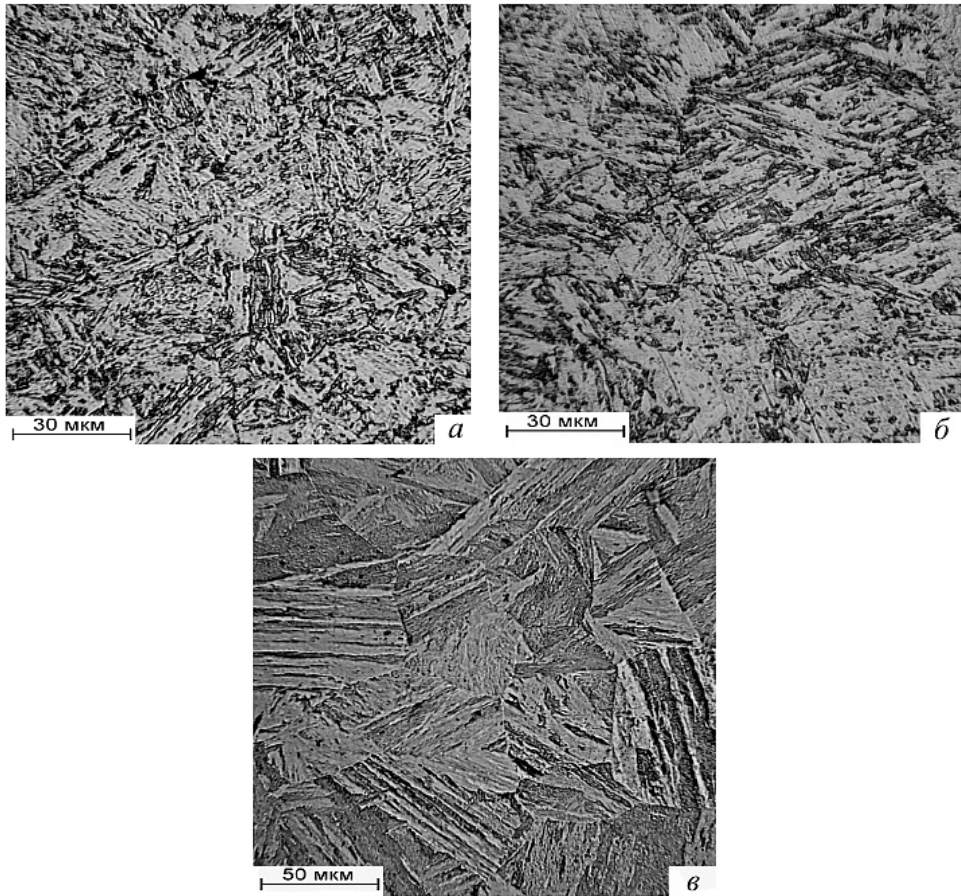


Рис. 1. Мікроструктура сталей 13X11H2B2MФ (а), 15X12H2MФАВ (б) і 03X12H10MT (в).

Залежності механічних властивостей сталей від тиску водню та температури випробувань. Закономірності впливу тиску водню P_H на в'язкість руйнування, малоциклову втому та характеристики пластичності мартенситних сталей якісно аналогічні (рис. 2). Значення параметра статичної тріщиностійкості K_c , числа циклів до руйнування N , відносного подовження δ та поперечного звуження ψ зразків мартенситних сталей інтенсивно зменшуються до мінімуму зі збільшенням тиску зовнішнього водню до 10 МПа та незначно змінюються з його подальшим ростом до 30 МПа (рис. 2). Додатковий вплив заздалегідь абсорбованого водню на всі перелічені властивості мартенситних сталей за 293 К виявлено лише за $P_H < 10$ МПа. Таким чином, максимальна воднева деградація мартенситних сталей за випробувань на статичну тріщиностійкість, короточасний статичний розтяг та малоциклову втому досягається за тиску водневого середовища 7,5...10 МПа незалежно від вмісту розчиненого водню. Тому температурні залежності в'язкості руйнування сталей досліджували на ненаводнених зразках у гелії та водні під тиском 10 МПа.

Якщо у нейтральному середовищі значення характеристик пластичності і параметра K_c сталей досить близькі (табл. 2, рис. 2), то за максимальної водне-

вої деградації вони суттєво різні. Так, відносно подовження зразків δ у водні сягає 3 (сталь 15X12H2MФAB) і 14% (сталь 03X12H10MT (ТО-1)). У водні під тиском 30 МПа найвищу в'язкість руйнування ($112 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) має сталь 03X12H10MT (ТО-1) з пакетним мартенситом та рівномірним розподілом невеликої (до 10%) кількості дрібнодисперсного аустеніту (рис. 1,б), найнижчу ($49 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$) – сталь 15X12H2MФAB із пластинчастим мартенситом (табл. 2, рис. 2). Сталі 03X12H10MT (ТО-2) з підвищеною кількістю (30%) “острівкового” аустеніту та 13X11H2B2MФ зі значеннями K_c у водні 74 та 77 $\text{МПа}\sqrt{\text{м}}$ відповідно займають проміжне положення. Таким чином, дрібніша структура вуглецевого мартенситу сталі 13X11H2B2MФ забезпечує її вищий опір водневій деградації у порівнянні зі сталлю 15X12H2MФAB, а оптимізація вмісту, розмірів та характеру розподілу залишкового аустеніту підвищує воднетривкість безвуглецевого нікелевого мартенситу сталі 03X12H10MT.

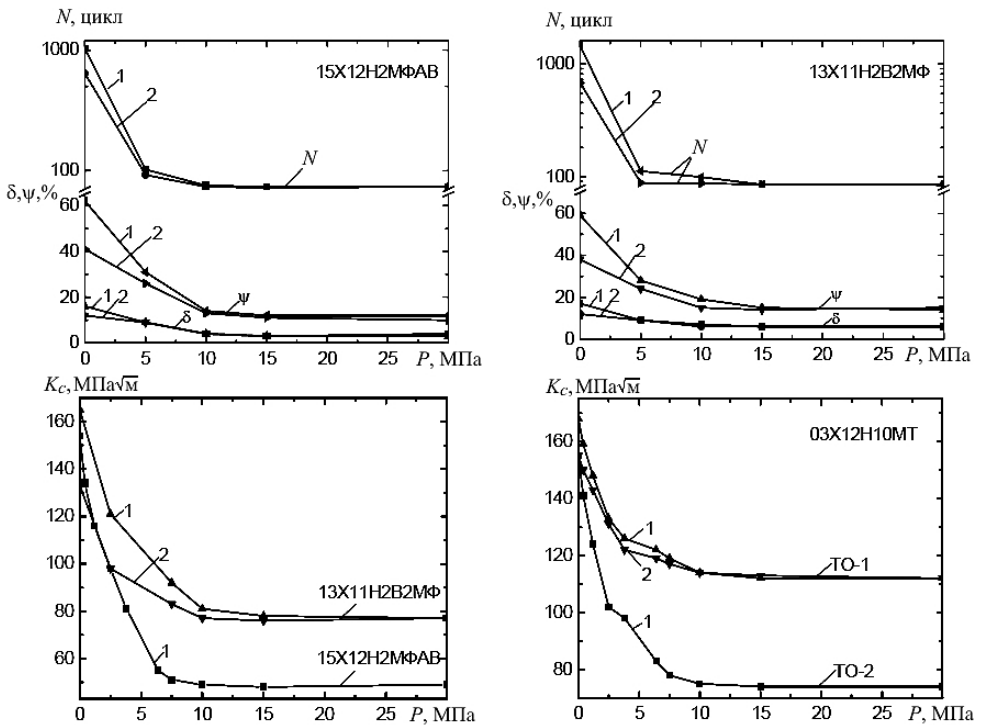


Рис. 2. Залежність характеристик пластичності δ і ψ , числа циклів до руйнування N та в'язкості руйнування K_c від тиску водню P : 1 – ненаводнені зразки; 2 – заздалегідь наводнені (623 К, 30 МПа H_2 , 10 годин).

Найбільший вплив на властивості матеріалу в процесі накопичення пластичної деформації і зародження та росту тріщини має температура. Оскільки температурні залежності характеристик міцності, пластичності та малоциклової втоми досліджуваних сталей у газоподібному водні проаналізовано раніше [11], розглянемо вплив температури і водню на параметри статичної K_c (K_{1c}) та циклічної ΔK_{th} і K_{fc} тріщиностійкості. Із ростом температури в'язкість руйнування всіх сталей у гелії зменшується (рис. 3), що характерно для крихких матеріалів [12, 13]. У водневому середовищі підвищення темпе-

ратури призводить до послаблення дії водню, тобто до зростання значень параметра K_c . За температури 673 К статична тріщиностійкість у водні та гелії однакова, максимальний вплив водню на K_c виявлено за 293 К (рис. 3). Додатково легована азотом, ніобієм і молібденом сталь 15X12Н2МФАВ із менш дисперсним вуглецевим мартенситом та більш термостійкою структурою при 673 К краще чинить опір руйнуванню за випробувань на статичну тріщиностійкість, ніж сталь 13X11Н2В2МФ. У всьому дослідженому температурному інтервалі найвищу в'язкість руйнування має сталь 03X12Н10МТ (ТО-1).

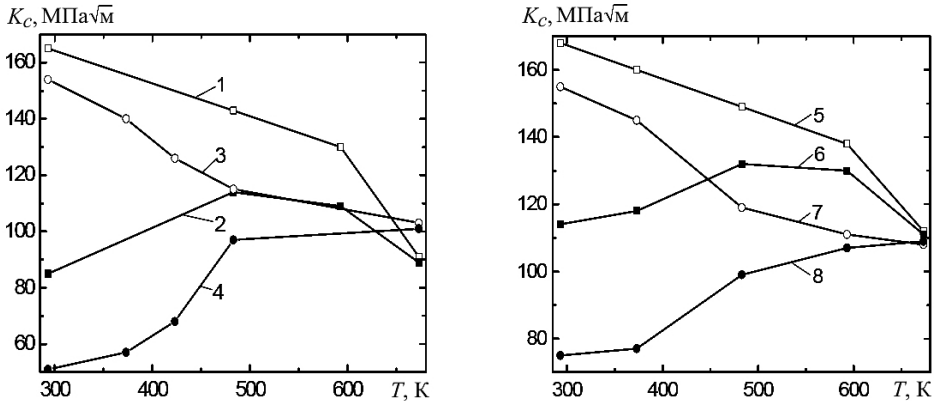


Рис. 3. Температурні залежності в'язкості руйнування K_c сталей 13X11Н2В2МФ (1, 2), 15X12Н2МФАВ (3, 4) та 03X12Н10МТ (ТО-1 – 5, 6; ТО-2 – 7, 8) у гелії (1, 3, 5, 7) та водні під тиском 10 МПа (2, 4, 6, 8).

У гелії за всіх досліджених температур сталі є досить пластичними (табл. 2), тому товщина зразків недостатня для досягнення плоскодеформованого стану. Діаграми руйнування мають криволінійний характер III типу згідно з [9], а поверхня зламу – в'язкокрихка з характерними боковими утяжками. Робота, яка іде на поширення в'язкого руйнування, витрачається, головним чином, на пластичну деформацію та повільне поширення тріщини. Під дією газоподібного водню зменшується коефіцієнт тріщиностійкості K_c і змінюється характер руйнування. У випадку найбільшого водневого окрихчення діаграми зусилля–розкриття стають лінійними з гострим максимумом по навантаженню і відповідають типу I [9], злам зразків покритий фасетками сколу та великою кількістю міжзеренних тріщин, що характерно для крихкого руйнування. При цьому величини K_c сягають критичних значень K_{1c} , тобто поле напружень у вістрі тріщини наближається до умов плоскої деформації. Такі умови виконуються за температур 293...423 К для сталей 03X12Н10МТ (ТО-2) і 15X12Н2МФАВ за тисків водню понад 10 МПа. Отримані параметри статичної тріщиностійкості є інваріантними характеристиками матеріалів і можуть бути використані для розрахунку залишкової міцності елементів конструкцій у водні за допомогою підходів механіки руйнування [1, 12–14].

За втомного навантаження балкових зразків у гелії та водні з підвищенням температури від 293 до 673 К пороговий коефіцієнт ΔK_{th} зростає

(на рис. 4 криві 1, 2), а критичний коефіцієнт інтенсивності напружень K_{fc} зменшується (криві 3, 4). Зниження параметрів циклічної тріщиностійкості ΔK_{th} та K_{fc} у водні при 293 К складає відповідно 51 і 31% (сталь 13X11Н2В2МФ) і 43 і 46% (сталь 15X12Н2МФАВ) значень у гелії (рис. 4). За кімнатної температури найбільш чутливою до дії водню є малоциклова втома (рис. 4). Ступінь і температурний інтервал зниження в'язкості руйнування K_c і відносного поперечного звуження ψ є практично однаковими. При 293 К найменше водень впливає на циклічну тріщиностійкість, однак зменшення ΔK_{th} і K_{fc} залишається майже стабільним у всьому дослідженому діапазоні температур, тоді як ступінь водневої деградації за всіх інших випробувань зменшується з підвищенням температури. Тому при $T \geq 600$ К саме параметри циклічної тріщиностійкості ΔK_{th} і K_{fc} мартенситних сталей є найчутливішими показниками водневої деградації (рис. 4).

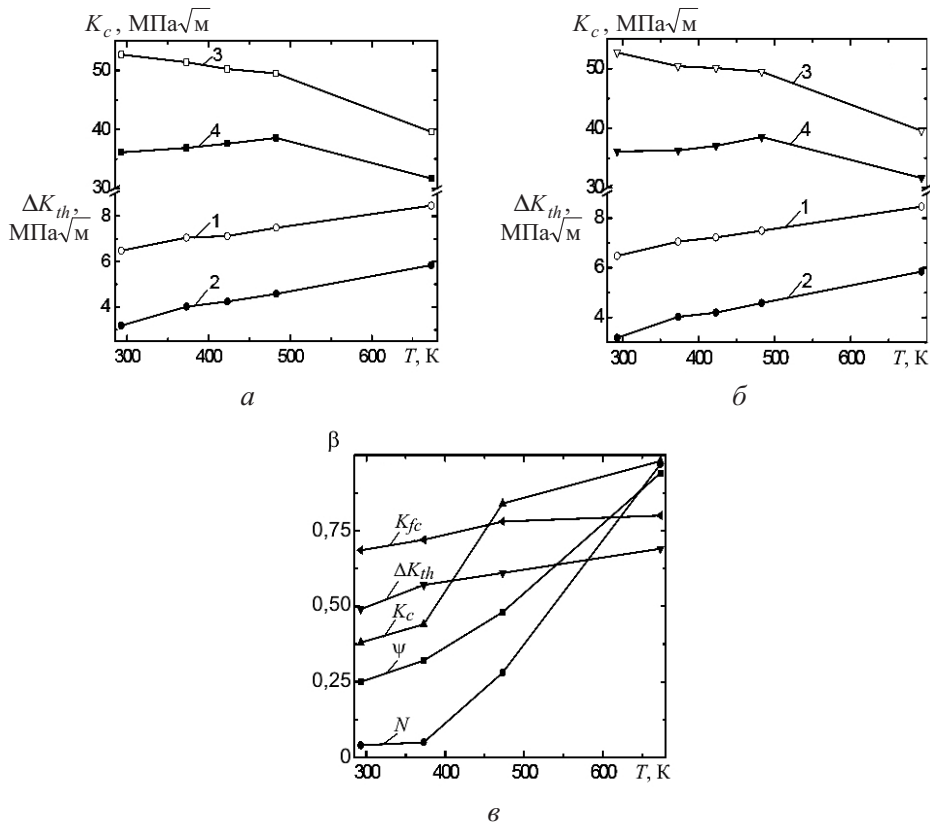


Рис. 4. Вплив температури на параметри циклічної тріщиностійкості ΔK_{th} (1, 2) і K_{fc} (3, 4) у гелії (1, 3) та водні під тиском 30 МПа після попереднього наводнення (623 К, 30 МПа H_2 , 10 годин) (2, 4) сталей 13X11Н2В2МФ (а) і 15X12Н2МФАВ (б) та ступінь водневої деградації сталі 15X12Н2МФАВ за різних видів навантаження (в).

Вплив водню на характер руйнування сталей. Відмінності у хімічному складі та структурі досліджених мартенситних сталей не впливають на характерні особливості їх руйнування у гелії і водні. У нейтральному середовищі при 293 К як за статичного, так і циклічного навантаження руйнування зразків в'язке трансзеренне ямкове (рис. 5,а,в,д). На ділянці конусу під

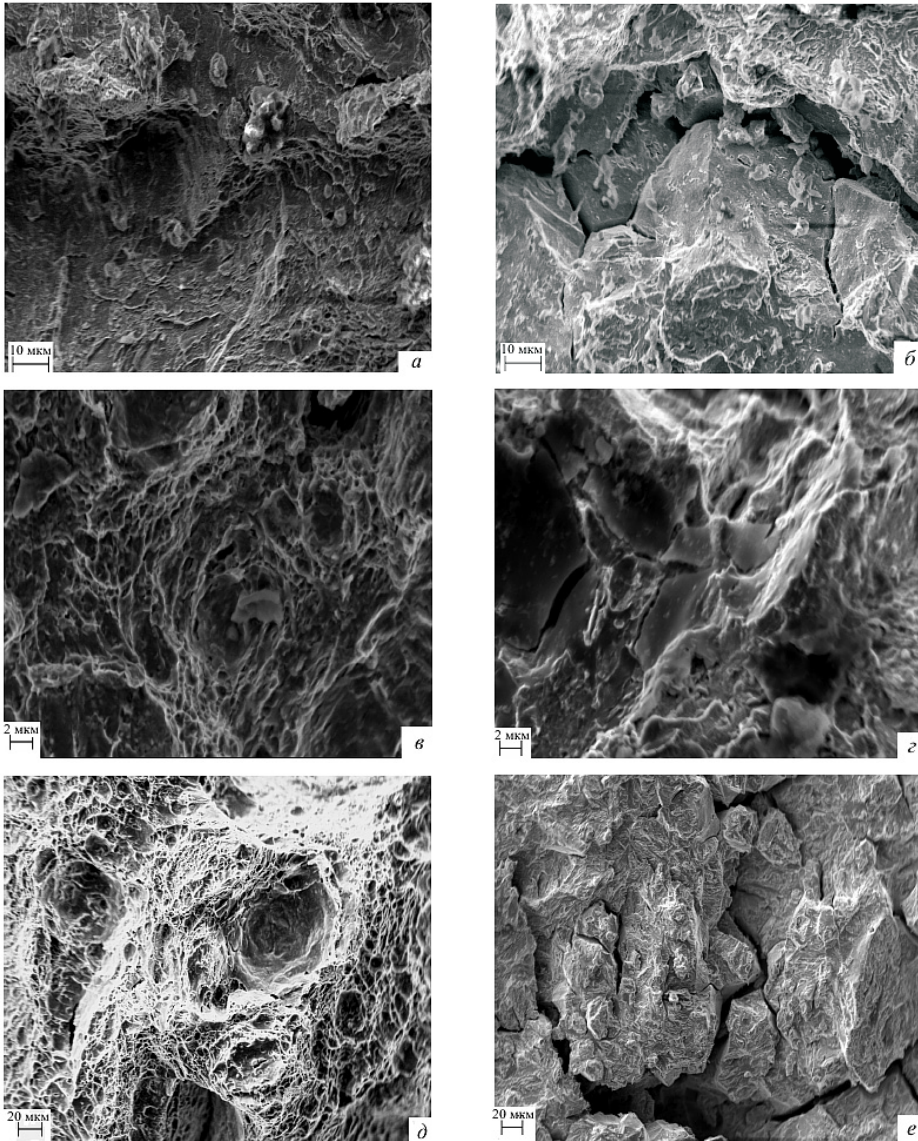


Рис. 5. Мікрофрактограми зламів зразків зі сталі 15X12H2MФАВ за 293 К на повітрі (*a, в, д*) і у водні, 10 МПа (*б, з, е*): *a, б* – вістря тріщини за статичного навантаження; *в, з* – верхня частина КДВР; *д* – центр КДВР; *е* – край зразка за короткочасного розтягу.

дією зсувних напружень ямки набувають витягнутої форми. За наявності водню утворюються площини гладкого розщеплення, значну частину поверхні займають множинні міжзеренні мікротріщини (рис. 5,е). Подібно руйнуються компактні зразки з вихідною втомною тріщиною. У гелії в зоні статичного руйнування виявлено ямки й окремі сепаратні міжзеренні мікротріщини, у водні – фасетки квазісколу та велику кількість міжзеренних мікротріщин (рис. 5,а,б). За випробувань на статичну тріщиностійкість інтенсивне розтріскування по границях мартенситних пакетів і острівкового аустеніту розпочинається у вістрі тріщини на стадії переходу від попереднього втомного навантаження на повітрі до статичного у водні (рис. 5,б).

На балкових зразках всіх сталей у гелії на стадії зародження втомної тріщини маємо нерегулярні втомні борозенки та ділянки квазісколу, на верхній частині КДВР – пластичні борозенки з окремими ділянками стільникового рельєфу та міжзеренного руйнування (рис. 5,в). Наявність водню на ділянці зародження втомної тріщини зумовлює збільшення вмісту квазіскольних фасеток, на верхній ділянці КДВР – перехід від типового борознистого рельєфу до руйнування, характерного для квазістатичних короточасних випробувань. Виявлено крихкі фасетки транс- і міжзеренного сколу зі слідами мікропластичної текучості у місцях переходу з однієї частини фасетки в іншу (рис. 5,з). Часто джерелами зародження тріщини є карбідні частинки, розтріскування яких погіршує циклічну тріщиностійкість сталі. Отже, у сталях із мартенситно-аустенітною структурою основну роль у водневому окрихченні відіграють поверхні розділу мартенсит – аустеніт та границі мартенситних пластин, де переважно зосереджені карбіди та інтерметаліди. Підтвердженням цього висновку є отриманий в [15] локальний розподіл водню в структурі мартенситних сталей: максимальна його концентрація на міжфазних границях за будь-якого фазового складу та походження мартенситу. Ці ж границі одночасно є локальними центрами “пікових” мікронапружень, ділянками локалізації пластичної деформації і мікролокальними осередками руйнування у водні. У зв’язку з цим послаблення чутливості сталей до водневої деградації з підвищенням температури за випробувань на статичний розтяг, тріщиностійкість та малоциклову втому може бути зумовлене релаксацією міжфазних напружень і більш рівномірним розподілом водню. Особливості високотемпературної водневої деградації за циклічної тріщиностійкості пов’язані з взаємодією водню з рухомими дислокаціями і проаналізовані у роботі [2].

Таким чином, за короточасного і втомного навантажень гладких зразків та зразків із заздалегідь наведеними втомними тріщинами водень змінює мікромеханізм руйнування: збільшується кількість площин гладкого розшарування і ділянок міжзеренного розтріскування. Вплив водню на морфологію зламів за статичного розтягу, тріщиностійкості та малоциклової втоми проявляється в інтервалі температур 293...473 К, за циклічної тріщиностійкості – 293...673 К.

Висновки

1. За кімнатної температури максимальний вплив водню на характеристики пластичності, малоциклової втоми та тріщиностійкості мартенситних сталей має місце за тиску водневого середовища 10 МПа, додатковий вплив заздалегідь абсорбованого водню незначний.

2. Зменшення кількості залишкового аустеніту та підвищення дисперсності структури призводять до росту воднетривкості мартенситних сталей за статичних навантажень. У водні під тиском 30 МПа найвищі характеристики пластичності та в’язкості руйнування має маловуглецева нікелева сталь 03X12H10MT (ТО-1) із пакетним мартенситом та рівномірним розподілом невеликої (до 10%) кількості дрібнодисперсного аустеніту. Структура вуглецевого мартенситу сталі 13X11H2B2MФ із меншим розміром мартенситних голок забезпечує вищий опір водневій деградації у порівнянні зі сталлю 15X12H2MФАВ.

3. Максимальний вплив водню на статичну тріщиностійкість виявлено при температурі 293 К, коли K_c всіх сталей знижується у водні приблизно у 2-3 рази порівняно з гелієм. Із ростом температури у гелії величина K_c зменшується, у водні – збільшується, за температури 673 К у водні і гелії вона однакова. Додатково легована азотом, ніобієм і молібденом сталь 15X12H2MФАВ із менш дисперсним вуглецевим мартенситом більш термостійка, і при 673 К краще чинить опір руйнуванню за випробувань на статичну тріщиностійкість, ніж сталь 13X11H2B2MФ.

4. За кімнатної температури найбільш чутливою до дії водню є малоциклова довговічність, яка складає біля 5% значень у гелії. Близькими є ступінь та температурний інтервал зниження в'язкості руйнування K_c і відносного поперечного звуження ψ . При 293 К найменший вплив водень має на циклічну тріщиностійкість, однак погіршення ΔK_{th} і K_{fc} залишається стабільним у всьому дослідженому діапазоні температур, тоді як ступінь водневої деградації за всіх інших методів випробувань зменшується з ростом температури. Тому при $T \geq 600$ К саме параметри ΔK_{th} і K_{fc} мартенситних сталей найчутливіші до водневої деградації.

5. За статичного розтягу та тріщиностійкості водень сприяє переходу від транскристалного ямкового руйнування до розтріскування по границях мартенситних пакетів і зерен. Основним механізмом руйнування на верхній частині КДВР у водні є транс- та міжзеренний скол зі слідами мікропластичної течії у місцях переходу з однієї фасетки в іншу. Вплив водню на морфологію зламів за статичного розтягу, тріщиностійкості та малоциклової втоми проявляється в інтервалі температур 293...473 К, за циклічної тріщиностійкості – 293...673 К.

Резюме

Приведены закономерности водородной деградации сталей 03X12H10MT, 15X12H2MФАВ и 13X11H2B2MФ в интервале температур 293...673 К и давления водорода до 30 МПа. Установлены минимальные значения характеристик пластичности, малоциклового усталости и статической трещиностойкости, которые не уменьшаются при дальнейшем увеличении давления водородной атмосферы и содержания поглощаемого водорода. Обнаружено отличие между температурными зависимостями влияния водорода на статические и циклические характеристики трещиностойкости мартенситных сталей с разным содержанием аустенита. Определены основные фрактографические признаки влияния водорода на микромеханизм разрушения сталей при разных видах нагружения и температурах.

1. *Balitskii A. I. and Panasyuk V. V.* Workability assessment of structural steels of power plant units in hydrogen environments // *Strength Mater.* – 2009. – 41, No. 1. – P. 52 – 57.
2. *Фізико-механічний інститут: Поступ і здобутки / Під ред. В. В. Панасюка.* – Львів: Фіз. мех. ін-т ім. Г. В. Карпенка НАН України, 2001. – 432 с.
3. *Ткачев В. И., Иваськевич Л. М., Витвицкий В. И.* Особенности определения чувствительности сталей к водородной деградации // *Альтернативная энергетика.* – 2005. – № 12 (32). – С. 46 – 51.

4. Белогуров А. И., Радчук В. С., Рудис М. А. и др. Расчет элементов конструкций водородной энергетики на прочность // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2004. – № 6. – С. 89 – 94.
5. Панасюк В. В. Механика квазихрупкого разрушения материалов. – Киев: Наук. думка, 1991. – 416 с.
6. Колачев Б. А., Мальков А. В., Седов В. И. Применение линейной механики разрушения при изучении водородной хрупкости титановых сплавов // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1975. – № 6. – С. 7 – 12.
7. Фишигойт А. В., Колачев Б. А. Испытания на прочность в аэрокосмической промышленности // Там же. – 1997. – № 4. – С. 151 – 154.
8. Гольдштейн М. И., Литвинов В. С., Бронфин Б. М. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 310 с.
9. ГОСТ 25506-85. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 61 с.
10. Браун У., Сроули Дж. Испытания высокопрочных металлических материалов на вязкость разрушения при плоской деформации. – М.: Мир, 1972. – 246 с.
11. Балицький О., Мочульський В. Високотемпературна воднетривкість мартенситних сталей // Машинознавство. – 2009. – № 7 (121). – С. 23 – 28.
12. Романив О. Н., Никифорчин Г. Н. Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. – М.: Металлургия, 1986. – 292 с.
13. Черепанов Г. П. Механика хрупкого разрушения. – М.: Наука, 1974. – 640 с.
14. Панасюк В. В. Деякі актуальні проблеми міцності матеріалів і довговічності конструкцій // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – № 2. – С. 5 – 22.
15. Бокштейн С. З., Гинзбург С. С., Кишкин С. Т. Авторадиография поверхностей раздела и структурная стабильность сплавов. – М.: Металлургия, 1987. – 270 с.

Поступила 12. 04. 2010