

УДК 620.197.5:669.788

## ВИСОКОТЕМПЕРАТУРНА ВОДНЕТРИВКІСТЬ НЕРЖАВНИХ СТАЛЕЙ

*О. І. БАЛИЦЬКИЙ, В. І. ВИТВИЦЬКИЙ, Л. М. ІВАСЬКЕВИЧ,  
В. М. МОЧУЛЬСЬКИЙ, С. О. ГРЕБЕНЮК*

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

При підвищених температурах водень неоднаково впливає на різні механічні характеристики мартенситних та дисперсно твердких аустенітних сталей. За довговічності, пластичності, критичними значеннями статичної та циклічної тріщиностійкості мартенситностарка сталь за 450...600 К переважає аустенітну з інтерметалідним зміцненням. Внаслідок інтенсивного температурного зменшення вона суттєво поступається аустенітній за тимчасовим опором та границею текучості. За значенням порогового  $\Delta K_{th}$  опірніша аустенітна сталь. При кімнатній температурі найчутливіша до водню малоциклова довговічність, при 673 К параметр  $K_{Ic}$  мартенситностаркої сталі зменшується.

**Ключові слова:** *короткочасна міцність та пластичність, малоциклова довговічність, статична і циклічна тріщиностійкість, нержавні сталі, воднева деградація, характер руйнування.*

Проблема окрихчення конструкційних матеріалів під час їх деформування у водневомісних середовищах – одна із найважливіших у фізико-хімічній механіці матеріалів [1–6]. За водневого окрихчення металів під впливом водню конструкційні матеріали катастрофічно руйнуються, при цьому прикладені механічні зусилля та їх тривалість значно менші, ніж за відсутності водню. Залежно від структурного стану матеріалу, способу, виду і параметрів навантаження, концентрації напружень, параметрів робочого середовища та температури випробувань водень може по-різному впливати на конструкційну міцність. Вивчено процеси зародження і поширення тріщин у водні під статичними і циклічними навантаженнями [4, 5]. Розвитку уявлень про особливості та механізм дії водню на опірність конструкційних матеріалів сприяли розробка і застосування сучасних методів досліджень механічних властивостей, механіки руйнування, електронно-мікроскопічного і рентгеноструктурного аналізів. Роботоздатність конструкційних матеріалів у водневому середовищі оцінюють, як правило, за результатами випроб при кімнатній температурі, що обумовлено максимальною чутливістю сталей і сплавів до водневої деградації і складністю експериментів за підвищених температур [1–6]. Водночас умови функціонування виробів водневої енергетики передбачають статичні і циклічні навантаження деталей у водні в широкому температурному інтервалі [7, 8], а дані про особливості високотемпературного впливу водню обмежені та неоднозначні.

Нижче проаналізовано вплив газоподібного водню високого тиску на характер деформування та руйнування сталей аустенітного і мартенситного класів за статичного розтягу та малоциклової втоми, статичної і циклічної тріщиностійкості в інтервалі температур 293...1073 К.

**Матеріали та методика випробувань.** Досліджували корозійнотривкі сталі різних структурних класів: мартенситну 15X12H2MФАВ та аустенітну

дисперсійно твердку 10X15H27T3B2MP (табл. 1). Легування аустенітної сталі титаном, алюмінієм та бором призводить до утворення карбідів TiC, боридів Me<sub>3</sub>B<sub>2</sub> та інтерметалідів Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) у сумарній кількості 8...10%, що підвищує її жароміцність [9, 10] та суттєво впливає на чутливість до дії водню [11, 12]. Мартенситна сталь містить після оптимальної термічної обробки біля 10% залишкового аустеніту, розташованого у вигляді тонких прошарків між пластинами мартенситу і межами колишніх аустенітних зерен, дрібнодисперсні карбіди (Me<sub>23</sub>C<sub>6</sub>, Me<sub>6</sub>C, Me<sub>2</sub>C), інтерметаліди (Fe<sub>2</sub>Mo, Fe<sub>2</sub>Ti і Fe<sub>2</sub>W) та карбонітриди Me<sub>2</sub>(C,N) і Nb(C,N).

**Таблиця 1. Режими термічної обробки та механічні властивості сталей за кімнатної температури на повітрі (чисельник) та у водні під тиском 35 МПа після попереднього наводнювання до вмісту водню 15 ppm (сталь 10X15H27T3B2MP) і 5 ppm (сталь 15X12H2MФАВ) (знаменник)**

Сталь	Термічна обробка		Механічні властивості					
	гартування	старіння, відпуск	$\sigma_B$	$\sigma_{0,2}$	$\delta$	$\psi$	<i>N</i> циклів до руйнування, $\varepsilon = 1,6\%$	$K_c$ , МПа $\sqrt{m}$
			МПа		%			
10X15H27T3B2MP: 0,09%С; 0,6Si; 15Cr; 27,11Ni; 1,41Mo; 1,92W; 2,85Ti; 0,29Al; 0,02В; 0,1%Сo	1373 К, 1 h	1023 К, 16 h + + 923 К, 10 h	$\frac{1270}{1240}$	$\frac{870}{880}$	$\frac{17}{10}$	$\frac{23}{10}$	$\frac{2277}{501}$	$\frac{98}{52}$
15X12H2MФАВ: 0,15%С; 0,5Si; 12Cr; 1,9Ni; 1,52Mo; 0,72W; 0,18V; 0,5Mn; 0,02N; 0,25%Nb	1393 К, 1 h	953 К, 2 h	$\frac{1080}{1060}$	$\frac{940}{950}$	$\frac{16}{4}$	$\frac{62}{10}$	$\frac{1029}{43}$	$\frac{154}{51}$

Короткочасний розтяг п'ятикратних циліндричних зразків із діаметром робочої частини 5 mm здійснювали за швидкості 0,1 mm/min. Малоциклову витривалість за жорсткого чистого віднульового згину визначали за амплітуди та частоти навантаження, відповідно, 1,6% та 0,5 Hz на шліфованих плоских зразках із робочою частиною 3×6×20 mm.

Коефіцієнт інтенсивності напружень за статичного навантаження  $K_c$  розраховували згідно зі стандартом [13] за максимальним зусиллям  $F_c$  для лінійної діаграми  $F-V$  або за зусиллям  $F_Q$ , визначеним з використанням 5%-ої січної, для нелінійних діаграм. В інтервалі тисків 0,4...30 МПа випробовували на позacentровий розтяг зі швидкістю 0,1 mm/min прямокутні компактні зразки розмірами 50×60×20 mm. Значення  $K_c$  обчислювали за формулою Сроулі-Гросса [14]. Кінетичні діаграми втомного руйнування (КДВР) будували за триточкового згину балкових зразків 160×40×20 mm за частоти навантаження 20 Hz і коефіцієнта асиметрії циклу  $R = 0,22$  [4]. Для фрактографічних досліджень використовували сканівний електронний мікроскоп EVO- 40XUP із системою мікроаналізу INCA Energy 350. Вміст водню в металі визначали приладом Лесо ТСН 600.

Робочі камери установок для визначення всіх вказаних механічних характеристик у водні попередньо вакуумували, продували воднем, повторно вакуумували і заповнювали воднем до тиску 35 МПа. За високих температур

зразки витримували в умовах випробувань 30 min, щоб встановити теплову рівновагу. Виявлено [7, 11, 12], що за певних, залежних від хімічного складу і структури матеріалів, значень тиску водню та швидкостей деформування досягається максимальний вплив водню на пластичність, малоциклову довговічність та статичну тріщиностійкість мартенситних сталей і нікелевих сплавів. За короткочасного розтягу водень суттєво окрихчує аустенітні дисперсно тверді сталі після попереднього наводнювання за підвищених температур і досягнення його вмісту понад 12 ppm, а властивості наводнених зразків за кімнатної температури на повітрі та у водні однакові [7, 11, 12]. Тому частину зразків заздалегідь витримували впродовж 10 h у водні за 623 K і тиску 35 МПа. Такий режим забезпечує насичення зразків до концентрацій водню 5 (сталь 15X12H2MФAB) та 15 ppm (сталь 10X15H27T3B2MP). Чутливість сталей до водневої деградації оцінювали за коефіцієнтом  $\beta$ , який визначали як співвідношення значень відповідних характеристик у водні та нейтральному середовищі (наприклад, коефіцієнт впливу водню на малоциклову довговічність  $\beta_N = N_H/N_{He}$ ).

**Результати досліджень та їх обговорення.** Визначено особливості деформаційної поведінки та відмінності у механізмі водневого руйнування сталей за кімнатної та підвищених температур. Для зручності весь температурний діапазон поділено на декілька характерних інтервалів.

**300...400 K.** За цих умов водень у металі практично не розчиняється і відповідально за погіршення механічних властивостей є його хемосорбційна взаємодія з металом (рис. 1a). Розрізняють три види хемосорбції водню на металах – А, В і С [15]. Адсорбція С з незначною теплотою (21...63 kJ/mol) спостерігається при  $T < 173$  K. За кімнатних температур маємо сильну із значною теплотою А-адсорбцію. При  $T > 400$  K зафіксовано менш сильну адсорбцію В. Хемосорбція на відміну від фізичної адсорбції тільки вибіркова і протікає на ювенільних реагентно активних центрах. Теплота адсорбції водню на матеріалах із  $\alpha$ - та  $\gamma$ -гратками основних фаз різна, адсорбційні процеси активніші на  $\alpha$ -залізі, що обумовлено енергетичними властивостями приповерхневого шару металу [16].

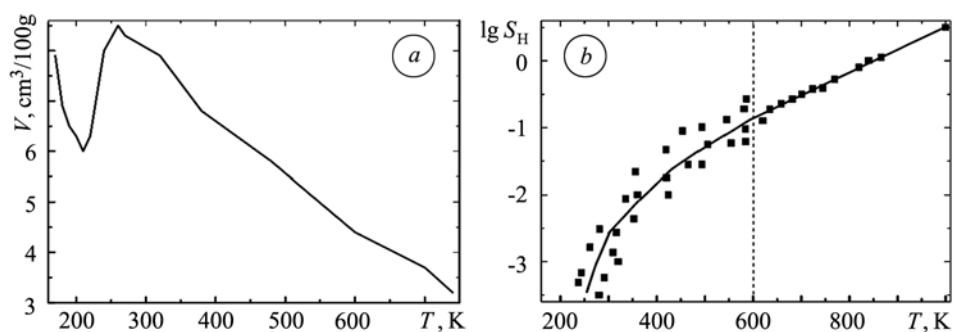


Рис. 1. Залежність адсорбції (a) та розчинності (b) водню у залізі від температури [15].

Fig. 1. Temperature dependence of hydrogen adsorption (a) and dissolution (b) in iron [15].

Іншим важливим чинником є деформаційна здатність  $\alpha$ - та  $\gamma$ -граток. Під час пластичної деформації у г.ц.к. гратці активується більша кількість систем ковзання за менших приведених напружень зсуву, що веде до більшої (порівняно з о.ц.к. граткою) деформаційної здатності і деформаційного зміцнення [17]. Менша здатність о.ц.к. гратки до деформаційного зміцнення свідчить про утворення більшої кількості ювенільних поверхонь типу екструзій та інтрузій, дислокаційних сходинок, а відтак, більшої кількості активних центрів хемосорбції водню.

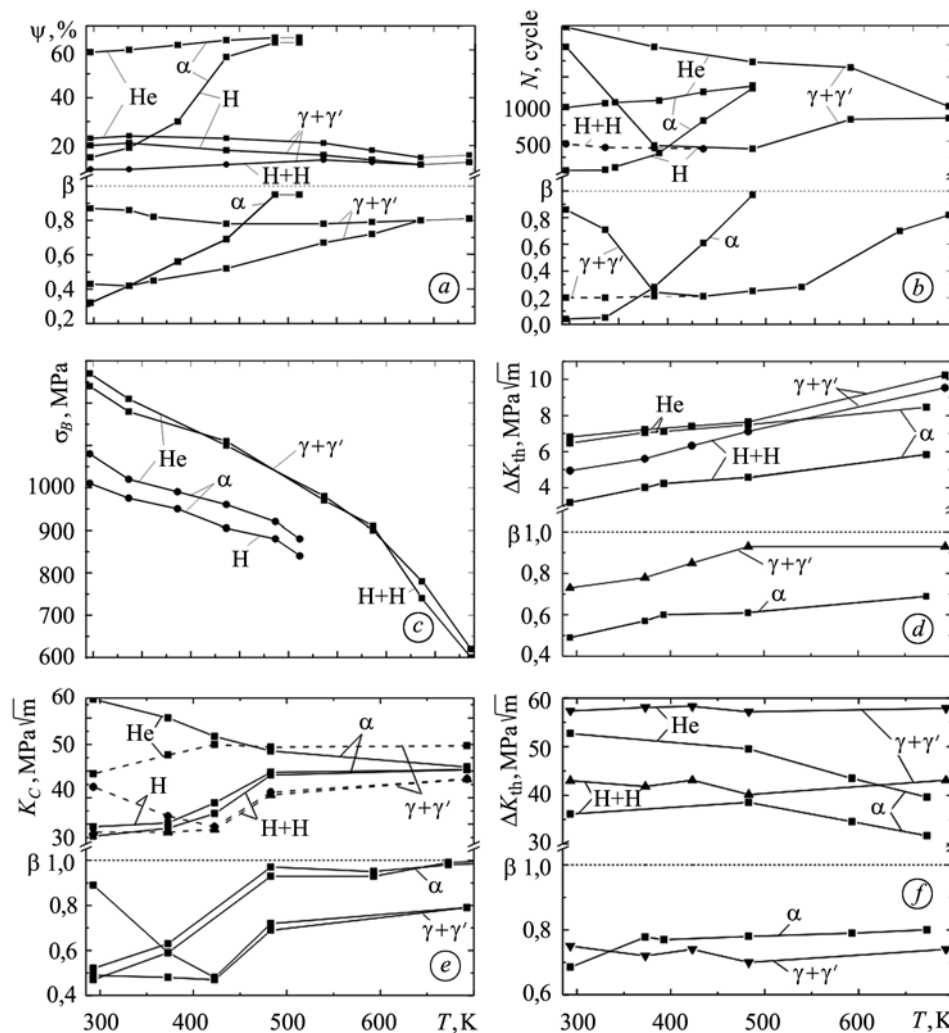


Рис. 2. Температурні залежності відносного звуження  $\psi$  (a), малоциклової довговічності  $N$  (b), границі міцності  $\sigma_B$  (c), порогового (d) та критичного (f) КІН за циклічного навантаження та в'язкості руйнування (e):  $\gamma+\gamma'$  – сталь 10X15H27T3B2MP;  $\alpha$  – сталь 15X12H2MФАВ; H – водень під тиском 35 МПа; H+H – під тиском 35 МПа після наводнювання (673 K, 10 МПа  $H_2$ , 10 h).

Fig. 2. Temperature dependence of reduction in area,  $\psi$ , (a), low cycle fatigue,  $N$ , (b), ultimate tensile strength,  $\sigma_B$ , (c), threshold (d) and critical (f) SIF under cyclic loading and fracture toughness (e):  $\gamma+\gamma'$  – 10X15H27T3B2MP steel;  $\alpha$  – 15X12H2MФАВ steel; H – hydrogen under pressure 35 MPa; H+H – under pressure 35 MPa after hydrogenation (673 K, 10 MPa  $H_2$ , 10 h).

Через ці відмінності у характері адсорбції водню, кількість активних центрів хемосорбції та деформаційну здатність  $\alpha$ - та  $\gamma$ -граток маємо різну воднетривкість мартенситних та аустенітних сталей за кімнатної температури: на мартенситній з карбідним зміцненням (15X12H2MФАВ) трикратне падіння статичних характеристик  $\psi$  та  $K_c$  та 1,5-; 2- і 10-кратний спад показників втомного навантаження  $K_{fc}$ ,  $\Delta K_{th}$  та  $N$ ; на аустенітній з інтерметалідним зміцненням (10X15H27T3B2MP) – незначне зменшення службових характеристик (рис. 2). Попереднє високотемпературне наводнювання викликає додаткове 2-3-кратне погіршення механічних властивостей аустенітної сталі і мало впливає на роботоздатність мартенситної сталі у водні високого тиску. У структурі аус-

тенітної сталі після старіння зафіксовано 8...10% дисперсних гранично- та внутрішньозеренних інтерметалідів типу  $A_3B$  розміром 300...400 Å. Межі інтерметаліди–матриця слугують колекторами водню та осередками локальних мікроструктурних пошкод.

Під час навантаження мартенситної сталі для максимального гранично можливого падіння механічних характеристик достатньо адсорбційної дії водню. Тоді додаткова руйнівна роль внутрішніх колекторів попередньо поглинутого водню, зокрема міжзеренних та міжфазних меж карбід–матриця та мартенсит–аустенит (85% мартенситу), нехтовно мала. Порівняльна оцінка відносної зміни різних механічних характеристик обох сталей у водні свідчить про те, що за 293 К малоциклова довговічність – найчутливіший до дії водню показник роботоzдатності (рис. 3). При 673 К вплив водню на тріщино-стійкість мартенситної сталі дещо відчутніший. Водень суттєво змінив і механізм статичного та втомного руйнування матеріалів (рис. 4, табл. 2 і 3).

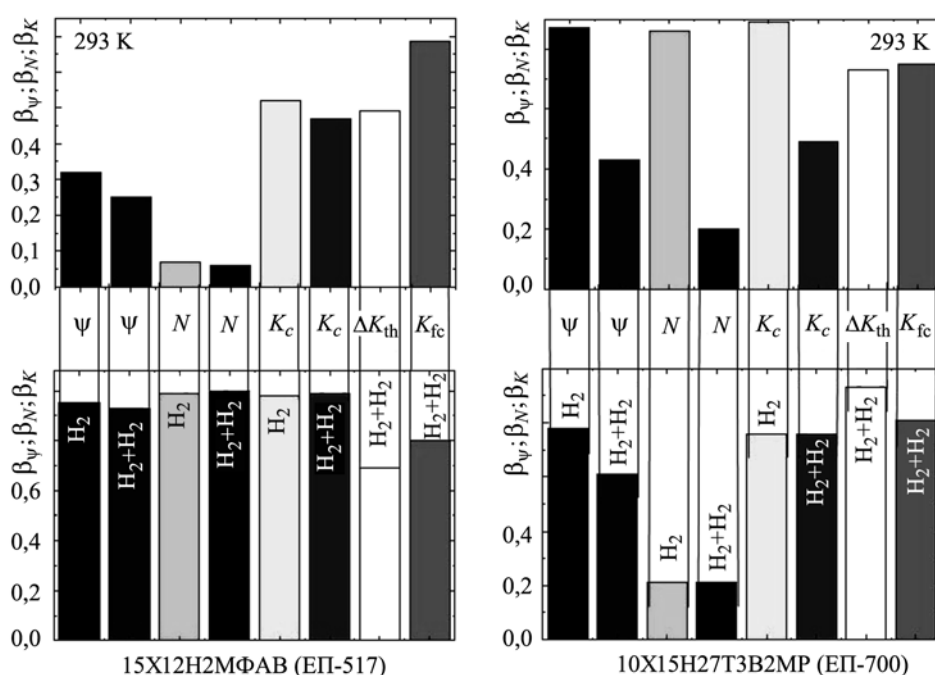
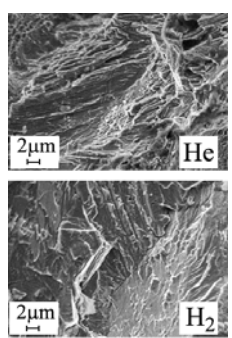


Рис. 3. Вплив водню на механічні характеристики сталей 15X12H2MФAB та 10X15H27T3B2MP за 293 та 673 К.

Fig. 3. Influence of hydrogen on mechanical properties of 15X12H2MФAB and 10X15H27T3B2MP steels at 293 and 673 K.

За малоциклового навантаження рельєф поверхні руйнування сталей у гелії формують регулярні втомні борозенки з пережинами, які виникають за переходу борозенок через двійники або межі зерна. На мартенситній сталі, окрім борозенок, зафіксовано незначну кількість квазіскольних ділянок. У присутності водню мартенситна сталь руйнується переважно міжзеренно, у зламі подекуди зустрічаються фасетки мартенситного квазісколу. Втомні борозенки переривчасті, нерегулярні, часом згладжені. Тому їх можна інтерпретувати як ділянки гладкого розшарування, що виникли в об'ємах, підготовлених інтенсивною повторно-змінною деформацією. Ділянки зовнішньо подібні до площин гладкого розщеплення, утворених за одноразової деформації.

**Таблиця 2. Характер руйнування зразків із сталі 10X15H27T3B2MP за різних умов випробувань**

Вид навантаження	Середовище	Місце	Температура випроб		
			300 К	400...600 К	723 К
На розтяг гладких зразків	Гелій	Центр	Ямки	Ямки	Ямки
		Конус	Ямки	Ямки	Ямки + стільниковий рельєф
	Водень	Центр	Ямки + стільниковий рельєф	Ямки + стільниковий рельєф	Ямки + стільниковий рельєф + міжзеренно
		Конус	Міжзеренно	Ямки + міжзеренно	Стільниковий рельєф + ямки
МЦВ	Гелій		Втомні борозенки	Втомні борозенки	Втомні борозенки + терасові відколи
	Водень		Втомні борозенки + кристалографічні фасетки відколу	Втомні борозенки + кристалографічні фасетки відколу	Терасові відколи + втомні борозенки
$K_c$	Гелій		Ямки параболічної форми	Гладкі площадки зі сотовим рельєфом + міжзеренно	Сотовий рельєф + терасові відколи
	Водень		Квазіскол + міжзеренно	Гладкі площадки із сотовим рельєфом + міжзеренно	Сотовий рельєф + терасові відколи + міжзеренно
$\Delta K_{th}$	Гелій		Втомні борозенки + фасетки відколу		
	Водень		Втомні борозенки + збільшення кількості фасеток відколу		
$K_{fc}$	Гелій		Втомні борозенки + стільниковий рельєф + міжзеренно		
	Водень		Втомні борозенки + плоскі фасетки		

За короткочасного розтягу у гелії мікрорельєф центральної зони зламів круглих гладких зразків мартенситної сталі формують рівновісні ямки (елемент енергоємного в'язкого мікромеханізму) та відкольні фасетки межами мартенситних пакетів (рис. 4). На ділянці конусу під дією зсувних напружень ямки витягуються. У присутності водню вони подрібнюються та утворюються площини гладкого розщеплення. Значну частину поверхні займають множинні міжзеренні мікротріщини. Подібно руйнуються компактні зразки з вихідною втомною тріщиною. В гелії у зоні статичного руйнування виявлено ямки та окремі сепаратні міжзеренні мікротріщини, у водні – фасетки квазісколу та мережа міжзеренних мікротріщин. Внаслідок короткочасного розтягу гладких циліндричних зразків із аустенітної сталі на повітрі у центрі по-

верхні зразка з'являються рівновісні ямки відриву, що формуються на частинках дисперсних інтерметалідів, і витягнуті ямки зрізу вздовж периферійних зон. На компактних зразках у гелії спостерігали видовжені у напрямку розвитку тріщини ямки параболічної форми та окремі міжзеренні тріщини. Після попереднього наводнювання на поверхні водневого статичного зламу циліндричних та компактних зразків за плоско-деформованого стану переважає стільниковий рельєф, гладкі площадки та міжзеренні тріщини, які часто утворюються на стику трьох зерен і мають прямолінійну форму із гострими закінченнями.

На компактних зразках обох сталей у гелії на ділянці зародження тріщини утворилися нерегулярні втомні борозенки та ділянки квазісколу, на третій ділянці КДВР – пластичні борозенки з окремими ділянками сотового рельєфу та міжзеренного руйнування (див. рисунки у табл. 2 і 3). У водні на першій ділянці в обох сталях збільшується вміст квазіскольних фасеток, на третій – у мартенситній сталі зростає відсоток транс- та інтерсколу, в аустенітній – кількість плоских фасеток. Цікавою обставиною є відмінності у будові зламів зон долому циклічно зруйнованих компактних зразків аустенітної сталі: у гелії переважає ямковий рельєф та ділянки міжзеренного руйнування, у водні – мережа міжзеренних тріщин із окремими траковими слідами [12].

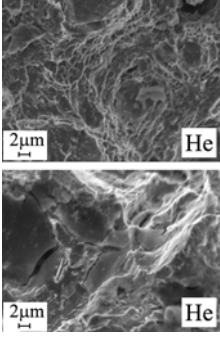
Таким чином, за короткочасного та втомного навантажень при кімнатній температурі за наявності та відсутності концентрації напружень незалежно від структурного класу матеріалу та механізму зміцнення твердого розчину водень міняє мікромеханізм руйнування: спричиняє подрібнення ямок, збільшує кількість площин гладкого розшарування та ділянок міжзеренного руйнування. Ямки – результат утворення мікропустот у металі, підданому інтенсивній пластичній деформації, що виникають внаслідок локальної її неоднорідності в окремих мікрооб'ємах біля включень та частинок другої фази [18]. Подрібнення ямок у водні відтворює специфіку його просторового, вочевидь, кластерного концентрування, а будова перемичок між ямками свідчить про ініціювання воднем нормального відриву як способу коалесценції пустот. Інтенсифікація воднем міжзеренного відкольного руйнування вказує на зменшення сил міжзеренної когезії. Зростання вмісту безструктурних гладких поверхонь (т.зв. в'язкого відколу) свідчить про інтенсивну пластичну деформацію у водні, яка завершується пришвидшеним, порівняно з ямковим руйнуванням, поширенням тріщини.

**400...730 К.** При підвищенні температури сильна А-адсорбція змінюється В-адсорбцією. Активується дифузія. До 600 К водень концентрується у металі, в основному, на дефектах кристалічної будови (див. рис. 1). Інтенсивність його оклюзійного впливу залежить від вмісту і складу колекторів: вмісту карбідних та інтерметалідних фаз, поверхонь поділу, неметалевих включень; розчинності та дифузійної активності водню в основній фазі; впливу базової ґратки і самого водню на самодифузію елементів, переповзання гвинтових дислокацій. Спільний вплив цих чинників призвів до таких змін комплексу фізико-механічних характеристик сталей зі зростанням температури.

Малоциклова довговічність аустенітної сталі з інтерметалідним зміцненням та мартенситностаркої (МС) сталі у гелії мало залежить від температури (див. рис. 2b). Температурний вплив водню на корозійнотривкі сталі контролює в першу чергу кристалічна будова їх матричної фази. Для мартенситних сталей екстремум водневої деградації (8–10-кратне падіння довговічності до  $N_H = 100$  cycles) знаходиться в околі 300...500 К. У дисперсно твердій аусте-

нітній сталі – це інтервал 470...800 К (4-кратне падіння довговічності до  $N_H = 500$  cycles). За додаткового попереднього наводнювання зміцненого інтерметалідами аустеніту цей інтервал поширюється і на область кімнатних температур.

**Таблиця 3. Характер руйнування зразків із сталі 15X12H2MФАВ за різних умов випробувань**

Вид навантаження	Середовище	Місце	Температура		
			300 К	400...6000 К	723 К
на розтяг гладких зразків	Гелій	Центр	Ямки	Ямки	Ямки
		Конус	Ямки	Ямки	Ямки
	Водень	Центр	Ямки	Ямки	Ямки
		Конус	Ямки + квазіскол	Ямки + квазіскол + міжзеренно	Ямки (менший $d$ )
МЦВ	Гелій		Втомні борозенки	Втомні борозенки	Нерегулярні втомні борозенки
	Водень		Квазіскол + міжзеренно	Нерегулярні борозенки + відкол	Нерегулярні втомні борозенки
$K_c$	Гелій		Ямки + відкол	Ямки + відкол	Ямки
	Водень		Міжзеренно	Квазіскол + міжзеренно ( $\leq 500$ К)	Ямки
$\Delta K_{th}$	Гелій		Невпорядковані втомні борозенки	 <p>Верхня ділянка КДВР, 300 К</p>	
	Водень		Втомні борозенки + фасетки відколу		
$K_{fc}$	Гелій		Невпорядковані втомні борозенки		
	Водень		Втомні борозенки + елементи через- та міжзеренного відколу		

За статичного розтягу зі зростанням температури у гелії характеристики міцності сталей монотонно понижуються; показники пластичності слабо реагують на зміну температур (рис. 2а, с). У водні незалежно від структури та хімічного складу сталі середовище практично не впливає на границю міцності, а температурні зміни пластичності корелюють з ходом кривих малоциклової втоми: 2–4-кратному зменшенню відносного звуження відповідає 4–8-кратне пониження довговічності.



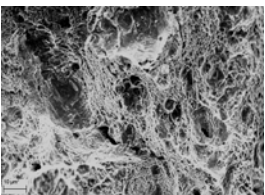
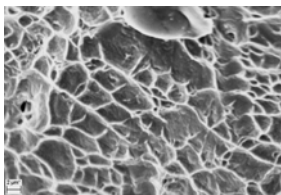
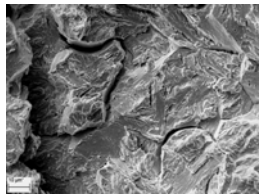
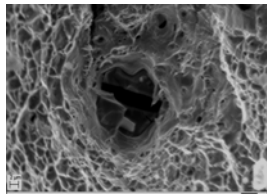
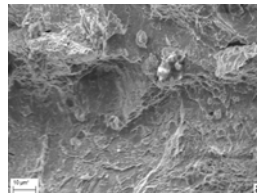
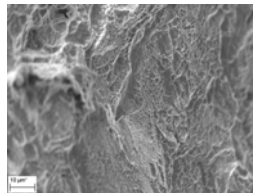
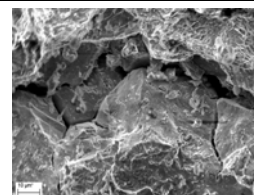
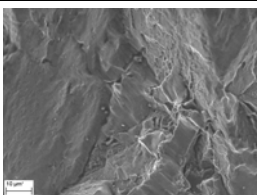
Спосіб випроб	Середовище	15X12H2MФАВ	10X15H27T3B2MP
на розтяг гладких зразків	Гелій	 <i>a</i> (293 K)	 <i>b</i> (973 K)
	H <sub>2</sub> , 35 МПа	 <i>c</i> (293 K)	 <i>d</i> (973 K)
на в'язкість руйнування компактних зразків	Гелій	 <i>e</i> (293 K) перехід втома–статика	 <i>f</i> (693 K) губи зрізу
	H <sub>2</sub> , 35 МПа	 <i>g</i> (293 K) перехід втома–статика	 <i>h</i> (693 K) губи зрізу

Рис. 4. Мікрозлами сталей після досліджень на статичний розтяг та в'язкість руйнування за різних температур у гелії та водні: *a, b* – ямки; *c* – міжзеренно+скол; *d* – ямки зменшеного розміру, зароджені на частинці виділень; *e* – ямки; *f* – ямки+скол; *g* – міжзеренно; *h* – міжзеренно+скол+ямки.

Fig. 4. Microfracture of steels after static tension and fracture toughness testing at different temperatures in helium and hydrogen: *a, b* – dimples; *c* – intergranular+cleavage; *d* – small-size dimples initiated on a precipitation particle; *e* – dimples; *f* – dimples+cleavage; *g* – intergranular; *h* – intergranular+cleavage+dimples.

Встановлено відмінність температурного впливу водню на статичні ( $K_c$ ) і циклічні характеристики ( $K_{fc}$ ,  $\Delta K_{th}$ ) локалізованого руйнування найбільш вразливої високоміцної МС сталі (рис. 2*d-f*). Найчутливіші статичний та циклічний критичні коефіцієнти інтенсивності напружень  $K_c$  та  $K_{fc}$ . За кімнатних температур у середовищі вони понижуються у 1,5–2 рази. З підвищенням температури вплив водню на параметр  $K_c$  слабшає; його значення ростуть, повторюючи хід кривих малоциклової довговічності та відносного звуження. Температурний екстремум впливу водню на  $K_c$  (300...400 K) збігається з таким за МЦН та статичного розтягу. На відміну від  $K_c$  на температурних кри-

вих  $K_{fc}$  і  $\Delta K_{th}$  відсутні екстремуми водневого окрихчення (рис. 2d, f). Негативний вплив водню на характеристики втомної тріщиностійкості, як правило, суттєвий і монотонно дещо слабшає з ростом температури. Найчутливіший – пороговий коефіцієнт інтенсивності напружень  $\Delta K_{th}$ . Таким чином, водень є фактором акселерації локалізованого пошкодження МС сталі: за статичного руйнування при 300...400 К; в умовах втоми – при 300...800 К.

Інший характер впливу водню на циклічну тріщиностійкість аустенітної сталі (рис. 2d, f). Пороговий коефіцієнт інтенсивності напружень виявився чутливим до водню лише в околі кімнатних температур. На середовище в основному реагує параметр  $K_{fc}$ . Його значення у водні становлять ~70% від значень на повітрі. Характерною особливістю є постійність впливу водню на  $K_{fc}$  у всьому температурному діапазоні. На відміну від циклічної тріщиностійкості крива зміни коефіцієнта  $K_c$  має екстремум в околі 300...400 К. Таким чином, характер температурних залежностей впливу водню на різні механічні властивості матеріалів з  $\alpha$ - та  $\gamma$ -базовими гратками суттєво відрізняється. За довговічністю, пластичністю, критичними значеннями статичної та циклічної тріщиностійкості мартенситна сталь у цьому температурному діапазоні переважає аустенітну з інтерметалідним зміцненням, однак, внаслідок інтенсивного температурного знеміцнення суттєво поступається їй за тимчасовим опором та границею текучості (рис. 2c). За пороговим коефіцієнтом  $\Delta K_{th}$  значно опірніша аустенітна сталь (рис. 2d).

Основними фрактографічними особливостями, які водень вносить у мікромеханізм високотемпературного короткочасного руйнування гладких та послаблених тріщиною зразків мартенситної сталі, є збільшення вмісту фасеток квазісколу та ділянок міжзеренного відколу (рис. 4). У нейтральному середовищі переважає ямковий мікрорельєф. В аустенітній сталі у гелії виявлено стільниковий рельєф та незначну кількість площин гладкого розшарування. У водні при 723 К зростає відсоток стільникового рельєфу. Після випробувань на статичну тріщиностійкість та малоциклову втому у водневому зламі з'являються терасові відколи. Їх утворення можна пояснити так. Із збільшенням температури понад 600 К водень починає мігрувати з дефектів у гратку (див. рис. 1). Найімовірнішими ділянками його концентрації безпосередньо у гратці є зони спряження розташованих під малими кутами один до одного кристалітів – площини спайності, за допомогою яких зщеплюються блоки мозаїки. Концентрація, активація та вичерпування пластичної деформації воднем у вузьких прошарках спайності кристалітів завершує розколювання межами сусідніх субзерен – терасовий відкол (рис. 4). За морфологією терасові відколи частково відтворюють субзеренну будову полікристалічного агрегату. Окрім терасового відколу, характерною ознакою високотемпературного мікромеханізму водневого руйнування аустенітної сталі є зростання кількості площин гладкого розшарування і порівняно з 300 К менший відсоток міжзеренного руйнування. Отже, характер температурної взаємодії водню з деформівним металом, в першу чергу, визначає фазноструктурний стан сталі.

За кімнатної температури вплив водню суто поверхневий із різними залежно від структурного класу сталі наслідками взаємодії. Зокрема, на мартенситних сталях він екстремально погіршує механічні характеристики і практично не впливає на властивості аустенітної сталі з інтерметалідним зміцненням. Інтенсифікація деградації аустеніту після додаткового попереднього високотемпературного наводнювання спричинена розвинутою мережею оклю-

дерів водню – карбідів та дисперсних  $A_3B$  інтерметалідів, що є осередками мікроструктурних пошкод.

Основними фрактографічними ознаками впливу водню на мікромеханізм руйнування за кімнатних температур є подрібнення ямок (рис. 4), збільшення кількості площин гладкого розшарування (втомне навантаження) і розщеплення (статичне навантаження) та ділянок міжзеренного руйнування. Це свідчить про локалізацію воднем деформування, інтенсифікацію нормального і зсувного відриву та зменшення сил міжзеренної когезії. З підвищенням температури та послабленням адсорбції дифузійні процеси інтенсифікуються. У температурному інтервалі переважного зосередження водню на дефектах (400...600 К) характерною рисою водневого зламу аустенітної сталі є зростання кількості площин гладкого розшарування та розщеплення. Порівняно з 300 К зменшується відсоток міжзеренного руйнування. За температур вищих 600 К, коли водень починає мігрувати з дефектів у ґратку, кількість ділянок міжзеренного руйнування у зламі стає незначною та утворюються терасові відколи, що свідчить про інтенсифікацію середовищем відриву кристалографічними площинами спайності.

### **ВИСНОВКИ**

Встановлено, що за кімнатної температури газоподібний водень максимально погіршує механічні характеристики (відносне видовження та поперечне звуження, малоциклову довговічність, статичну та циклічну тріщиностійкості) МС сталі і мало впливає на властивості аустенітної з інтерметалідним зміцненням. Екстремум окрихчення першої займає температурний діапазон 300...500 К, другої – 470...800 К. За попереднього наводнювання аустеніту, зміцненого інтерметалідами, цей інтервал поширюється і на область кімнатних температур. Найчутливіші до дії водню характеристики МС сталей за 293...573 К і аустенітних дисперсійно твердких сталей за всіх температур – малоциклова довговічність (зменшується у 20 та 5 разів відповідно) та відносне поперечне звуження (зменшується у 5–6 та 2 рази відповідно). При  $T \geq 600$  К водень найбільше впливає на критичний коефіцієнт інтенсивності напружень за циклічної тріщиностійкості мартенситної сталі  $K_{fc}$  (зменшується у 1,5 рази).

Визначено основні незалежні від виду навантаження фрактографічні ознаки температурного впливу водню на мікромеханізм руйнування сталей. За кімнатної температури він спричиняє подрібнення ямок, збільшення кількості площин гладкого розшарування (втомне навантаження) або розщеплення (статичне) та ділянок міжзеренного руйнування. В інтервалі 400... 600 К, за умов послаблення адсорбції та активації абсорбції водню дефектами, у зламі зростає кількість площин гладкого розшарування та розщеплення. За  $T > 600$  К, коли водень починає мігрувати з дефектів у ґратку, кількість ділянок міжзеренного руйнування стає незначною, утворюються терасові відколи, що свідчить про інтенсифікацію середовищем відриву кристалографічними площинами спайності.

*РЕЗЮМЕ.* При повышенных температурах водород неодинаково влияет на разные механические характеристики мартенситных и дисперсионно твердеющих аустенитных сталей. По долговечности, пластичности, критическим значениям статической и циклической трещиностойкости мартенситностареющая сталь при 450...600 К превосходит аустенитную с интерметаллидным упрочнением. Вследствие интенсивного температурного разупрочнения она существенно уступает аустенитной по временному сопротивлению и пределу текучести. По значению порогового  $\Delta K_{th}$  более водородостойка аустенитная

сталь. При комнатной температуре наиболее чувствительна к водороду малоцикловая долговечность, при 673 К параметр  $K_{fc}$  мартенситностареющей стали уменьшается.

*SUMMARY.* At elevated temperatures hydrogen affects differently the mechanical characteristics of martensitic and dispersion-hardened austenitic steels. Maraging steel at 450...600 K by its durability, plasticity, critical values of static and fatigue crack growth resistance has an advantage over the austenitic intermetallide-hardened steel. As a result of intensive temperature softening it is inferior to austenitic one by temporal resistance and yield strength. By the threshold parameter,  $\Delta K_{th}$ , austenitic steel is more resistant. At room temperature low-cycle durability is the most sensitive to hydrogen effect, at 673 K parameter  $K_{fc}$  of maraging steel decreases.

**Для експертизи використовували обладнання “Центру електронної мікроскопії та рентгенівського мікроаналізу” НАН України.**

1. Карпенко Г. В. Вплив водню на механічні властивості сталі. – К.: Вид-во АН УРСР, 1960. – 71 с.
2. Карпенко Г. В., Крипякевич Р. И. Влияние водорода на свойства стали. – М.: Металлургиздат, 1962. – 196 с.
3. Карпенко Г. В. Про фізико-хімічну механіку матеріалів. – К.: Наук. думка, 1973. – 173 с.
4. 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.
5. Панасюк В. В. Деякі актуальні проблеми міцності матеріалів і довговічності конструкцій // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2009. – № 2. – С. 5–22.
6. Ткачев В. И., Холодный В. И., Левина И. Н. Работоспособность сталей и сплавов в среде водорода. – Львов: Вертикаль, 1999. – 255 с.
7. Ткачев В. И., Иваськевич Л. М., Витвицкий В. И. Особенности определения чувствительности сталей к водородной деградации // Альтернативная энергетика. – 2005. – № 12(32). – С. 46–51.
8. Фишгойт А. В. Колачев Б. А. Випробування на міцність у водні в аерокосмічній промисловості // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 1997. – 33, № 4. – С. 151–154.  
(Fishgoit A. V. and Kolachev B. A., Strength Tests in Hydrogen in the Aerospace Industry // Materials Science. – 1997. – 33, № 4. – P. 568–573.)
9. Симс Ч., Хагел В. Жаропрочные сплавы / Пер. с англ. – М.: Металлургия, 1967. – 798 с.
10. Химушин Ф. Ф. Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1978. – 860 с.
11. Ткачов В. I., Иваськевич Л. М., Мочульський В. М. Температурні залежності механічних властивостей аустенітних та мартенситних сталей у водні // Фіз.-хім. механіка матеріалів. – 2007. – 43, № 5. – С. 53–64.  
(Tkachov V. I., Ivas'kevych L. M., and Mochul's'kyi V. M. Temperature Dependences of the Mechanical Properties of Austenitic and Martensitic Steels in Hydrogen // Materials Science. – 2007. – 43, № 5. – P. 654–666.)
12. Вплив водню на тріщиностійкість сталі 10X15H27T3B2MP / О. І. Балицький, Л. М. Іваськевич, В. М. Мочульський, О. В. Голян // Там же. – 2009. – 45, № 2. – С. 102–110.  
(Balyts'kyi O. I., Ivas'kevych V. M., Mochul's'kyi V. M., and Holiyan O. M., Influence of Hydrogen on the Crac Resistance of 10X15H27T3B2MP Steel // Materials Science. – 2009. – 45, № 2. – P. 258–268.)
13. ГОСТ 25506-85. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении – М.: Изд-во стандартов, 1985. – 61 с.
14. Браун У., Сроули Дж. Испытания высокопрочных металлических материалов на вязкость разрушения при плоской деформации. – М.: Мир, 1972. – 246 с.
15. Швед М. М. Изменение эксплуатационных свойств железа и стали под влиянием водорода. – К.: Наук. думка, 1985. – 120 с.
16. Похмурський В. I., Федоров В. В. Вплив водню на дифузійні процеси в металах. – Львів: Фіз.-мех. ін-т НАН України, 1998. – 206 с.
17. Гольдштейн Р. А. Металлофизика высокопрочных сплавов. – М.: Металлургия, 1982. – 350 с.
18. Романів О. М., Зима Ю. В., Карпенко Г. В. Електронна фрактографія зміцнених сталей. – К.: Наук. думка, 1974. – 208 с.

Одержано 18.12.2009