



ОЦЕНКА ВЛИЯНИЯ ВОДОРОДА НА ЗАМЕДЛЕННОЕ РАЗРУШЕНИЕ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ НИЗКОЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ

Н. Н. ХАРБИН, инж., **О. И. СЛЕПЦОВ**, д-р техн. наук,
М. Н. СИВЦЕВ, **Г. Г. ВИНОКУРОВ**, кандидаты техн. наук
(Ин-т физико-технических проблем Севера им. В. П. Ларионова СО РАН, г. Якутск)

Исследовано влияние водорода на замедленное разрушение сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей по методу имплант. На основе теории ползучести материалов предложена расчетная модель для оценки вклада водорода на процесс замедленного разрушения.

Ключевые слова: дуговая сварка, сварные соединения, высокопрочные низколегированные стали, замедленное разрушение, расчетная модель

При сварке высокопрочных низколегированных сталей происходит образование холодных трещин, которые появляются при неблагоприятном сочетании структурных факторов (интенсивный рост зерна, высокий уровень напряжений и деформаций) и повышенном содержании водорода [1]. Причиной образования холодных трещин является инициирование водородом холодного растрескивания [2, 3]. Влияние водорода проявляется в замедленном характере процесса разрушения [4, 5]. В связи с этим актуальна разработка методов адекватной оценки влияния водорода на процесс разрушения сварных соединений.

Одним из путей определения склонности сварных соединений к замедленному разрушению является использование метода имплант, который сочетает определенные признаки прямых и косвенных методов испытания сварных соединений на чувствительность к образованию холодных трещин.

Целью настоящей работы является разработка на основе теории ползучести расчетной модели для оценки вклада водорода в процесс замедленного разрушения сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей.

Испытывали образцы-вставки из сталей 14X2ГМР и Т-1 (таблица) по форме и размерам соответствующих ГОСТ 26386–84. Наплавку валика с образцом-вставкой выполняли электродами АНП-2 диаметром 4 мм на режиме: $I_{св} = 170$ А; $U_d = 25$ В; $v_{св} = 10$ см/мин. Содержание диффузионного водорода в валике определяли глицериновым методом. Фиксировали разрушающее напряжение в ослабленном се-

чении σ_p и время до разрушения τ_p . Результаты испытаний (рис. 1) подтвердили ведущую роль диффузионного водорода в процессе замедленного разрушения сварных соединений из низколегированных сталей, что согласуется с данными работы [6]. Склонность образцов-вставок, изготовленных из указанных сталей, к замедленному разрушению оказалась приблизительно одинаковой (рис. 1).

Механизм замедленного разрушения сварных соединений сталей характеризуется общими признаками разрушения материала при ползучести [2]. Так, в работе [7] при рассмотрении развития трещин при релаксации напряжений в качестве частного случая разрушения в условиях ползучести для оценки трещиностойкости материалов была предложена расчетная модель, в основе которой использовали принцип Ю. Н. Работнова.

В настоящей работе методика проводимых испытаний позволяет контролировать силовые параметры, поэтому значение коэффициента интенсивности напряжений (КИН) в расчетной модели работы [7] целесообразно заменить на силовые параметры. При этом получена следующая модель:

$$\frac{\sigma_p}{\sigma_B} = \frac{1}{1 + m q \tilde{\Gamma}(\tau)}, \quad (1)$$

где

Химический состав (мас. %) сталей 14X2ГМР и Т-1

Марка стали	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	V	Ti	B	S	P
14X2ГМР	0,12	1,12	0,32	1,35	0,08	0,38	0,01	0,045	0,0050	0,045	0,023
Т-1	0,21	0,95	0,31	0,54	Не опр.	0,18	0,08	0,028	0,0035	0,017	0,010

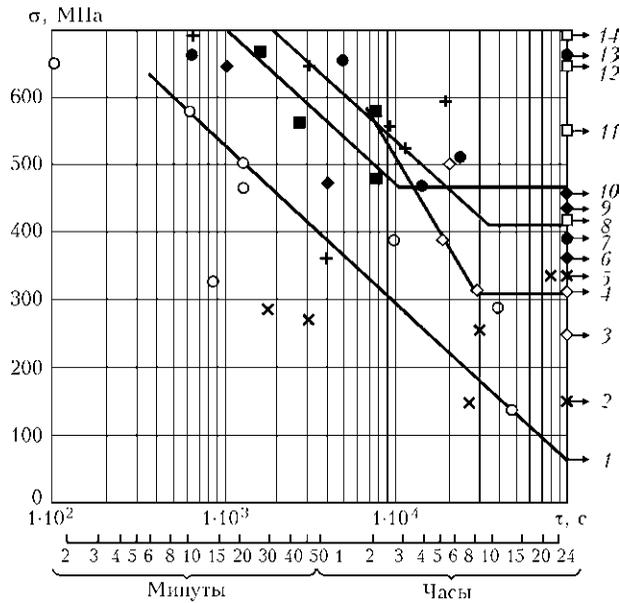


Рис. 1. Экспериментальные данные о влиянии диффузионного водорода $[H]_{\text{диф}}$ на склонность образцов-вставок к замедленному разрушению сталей 14X2ГМР (1, 3, 4, 6, 7, 9, 11, 12, 14) и Т-1 (2, 5, 8, 10, 13): 1 — $[H]_{\text{диф}} = 14,8 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ($T_{\text{ср}} = -40 \text{ }^\circ\text{C}$); 2 — $[H]_{\text{диф}} = 15,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ($T_{\text{ср}} = -25 \text{ }^\circ\text{C}$); 3, 4 — $[H]_{\text{диф}} = 5,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ($T_{\text{ср}} = -40 \text{ }^\circ\text{C}$); 5 — $[H]_{\text{диф}} = 7,9 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ($T_{\text{ср}} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$); 6, 9 — $[H]_{\text{диф}} = 5,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ($T_{\text{ср}} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$); 7 — $[H]_{\text{диф}} = 7,9 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ($T_{\text{ср}} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$); 8, 10 — $[H]_{\text{диф}} = 5,0 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ($T_{\text{ср}} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$); 11, 12, 14 — $[H]_{\text{диф}} = 0,6 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ($T_{\text{ср}} = -40 \text{ }^\circ\text{C}$); 13 — $[H]_{\text{диф}} = 0,6 \text{ см}^3/100 \text{ г}$ ($T_{\text{ср}} = 20 \text{ }^\circ\text{C}$)

$$\tilde{\Gamma}(\tau) = \int_0^\tau \Gamma(\tau - S) dS; \quad m = \frac{1}{1+p};$$

σ_v — временное сопротивление; σ_p — напряжение, при котором образец разрушился; q — структурный параметр, связанный с КИН; $\Gamma(\tau - S)$ — ядро последействия; $p = p([H])$ — энергетический параметр системы (образца) [7], в данном случае функция, зависящая от содержания водорода.

Рассмотрим предельные случаи модели (1).

Когда система незамкнута, $p = p([H]) \rightarrow \infty$ ($m = 0$), т. е. содержание водорода достаточно мало и сопротивление системы разрушению не зависит от концентрации водорода. При пресыщении водородом, когда $p = p([H]) \rightarrow 0$ ($m = 1$), влияние водорода максимальное, также трещиностойкость системы зависит от структурного параметра q ($0 < q < 1$) [7]. Следовательно, параметр m предлагаемой модели (1) изменяется в интервале $[0..1]$.

Результаты расчетов по формуле (1) в сопоставлении с экспериментальными данными представлены на рис. 2. Расчеты проводили при различных значениях параметра p ($q = \text{const}$) и со следующими видами ядра интегрального оператора, описывающего последействие [7]:

1) постоянное ядро (тело Максвелла)

$$\Gamma(\tau - S) = \lambda, \quad (2)$$

где λ — постоянная материала;

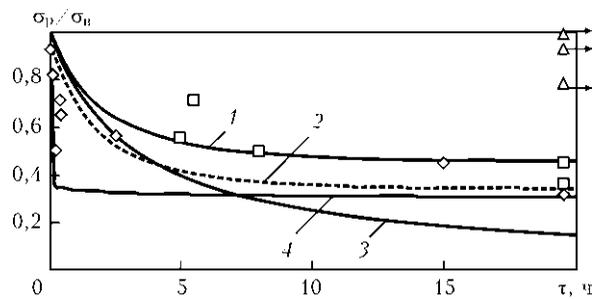


Рис. 2. Расчетные (кривые 1–4) и экспериментальные данные (значки) с разными ядрами последействия: 1, 2 — ядро последействия тела Кельвина при соответственно содержании в образце $[H]_0 = 5,0$ и $15 \text{ мл}/100 \text{ г}$; 3 — ядро Максвелла при $[H]_0 = 5,0 \text{ мл}/100 \text{ г}$; 4 — степенное ядро при $[H]_0 = 15 \text{ мл}/100 \text{ г}$

2) экспоненциальное ядро (стандартное линейное тело Кельвина)

$$\Gamma(\tau - S) = \lambda_1 e^{-\beta(\tau - S)}, \quad (3)$$

где λ_1, β — реологические постоянные;

3) степенное ядро

$$\Gamma(\tau - S) = \frac{\lambda}{(\tau - S)^{1-\beta}}, \quad (4)$$

где $0 < \beta < 1$.

Как видно из этих формул, первый член ряда в разложении экспоненциального ядра (3) и степенное ядро (4) при $\beta \rightarrow 1$ дают ядро тела Максвелла (2).

Расчеты по модели (1) с использованием указанных ядер последействия показали, что лучше всего экспериментальные данные описываются экспоненциальным ядром (3) тела Кельвина (рис. 2). Ядро максвелловского типа (2) при максимальном содержании водорода приводит к несколько заниженным результатам, но при его умеренном содержании удовлетворительно описывает экспериментальные данные. Степенное ядро (4) неудовлетворительно описывает начальные участки, но его можно использовать при более продолжительных испытаниях (рис. 2).

Анализ расчетных кривых показал, что существует возможность оценивать влияние соответствующего водородного и структурного факторов на разрушение параметрами m и q . Причем пределом

функции $\lim_{\tau \rightarrow \infty} \frac{\sigma_p}{\sigma_B}(\tau)$ при использовании экспоненциального и степенного ядер последействия можно оценить минимальное значение разрушающего

напряжения $\sigma_{p_{\text{min}}}$ при различном содержании водорода. Так, при максимальном содержании водорода ($p = 0$) данная величина при использовании тела Кельвина (3) оценивается на уровне $\sigma_{p_{\text{min}}} \approx$

$\approx 231 \text{ МПа}$ ($\sigma_p/\sigma_B \approx 0,33$ при $\tau \rightarrow \infty$), а в случае использования степенного ядра последействия (4)

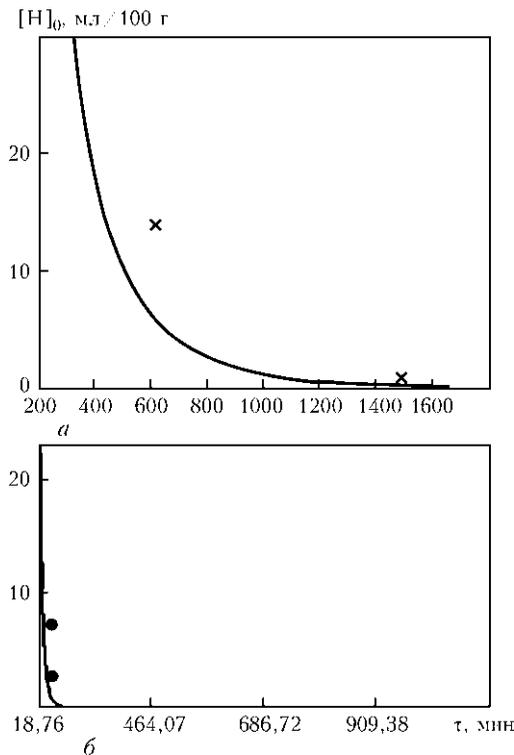


Рис. 3. Влияние содержания водорода в образцах на замедленное разрушение при нагрузках $\sigma_p = 300$ (x) и 650 МПа (•) (x, • — экспериментальные точки)

имеем $\sigma_{p_{min}} = 210$ МПа ($\sigma_p / \sigma_B = 0,3$ при $\tau \rightarrow \infty$).

Поскольку оценки были получены для случая с максимально возможным содержанием водорода в образце, то следует ожидать, что при реальном содержании водорода минимальное значение разрушающего напряжения близко к экспериментальному результату (для стали 14X2ГМР) $\sigma_{p_{min}} = 240$ МПа [2].

Удовлетворительное описание расчетными кривыми экспериментальных результатов позволяет проводить оценку времени до разрушения в зависимости от содержания водорода. В первом приближении для качественной оценки влияния водорода на время разрушения использовали простейшее ядро Максвелла (2). Подставив (2) в (1), получим оценку времени до разрушения

$$\tau = (p + 1) \frac{1 - k}{k\lambda q}, \tag{5}$$

где $k = \sigma_p / \sigma_B$.

На основе анализа эмпирических данных, а также с учетом экспоненциального характера термоактивационной зависимости, описывающей энергетические взаимодействия, параметр p определяли с помощью соотношения:

Hydrogen influence on delayed fracture of welded joints of high-strength low-alloyed steels was studied by the implant method. A calculation model based on material creep theory was proposed for assessment of hydrogen contribution to delayed fracture process.

$$p([H]) = \ln \left(1 + \frac{[H]_{max} - [H]_0}{[H]_0} \right), \tag{6}$$

где $[H]_{max}$ — максимальное содержание водорода (зависит от марки стали и определяется эмпирически); $[H]_0$ — содержание водорода в образце, определенное глицериновым методом.

Влияние содержания водорода на замедленное разрушение образца, полученное по формулам (5), (6), показано на рис. 3. Как видно из рисунка, характер кривых при различных нагрузках не меняется. Однако при понижении содержания водорода кривая смещается в сторону увеличения времени до разрушения, что соответствует росту сопротивления образцов замедленному разрушению. Результаты расчетов времени до разрушения образца в зависимости от содержания водорода на основе простейшего ядра тела Максвелла дают основания полагать, что при использовании более сложных ядер можно более точно описать этот процесс, но качественная картина при этом не изменится. Таким образом, расчеты, проведенные по предложенной модели, показали, что при снижении содержания водорода увеличивается сопротивление сварных соединений замедленному разрушению. Расчетные данные хорошо согласуются с экспериментальными.

Предлагаемая расчетная модель может использоваться для оценки влияния водорода на технологическую прочность сварных соединений высокопрочных низколегированных сталей. Сравнительная простота расчетов по этой модели позволяет значительно облегчить исследование механизмов замедленного разрушения сварных соединений под воздействием водорода.

1. Макаров Э. Л. Холодные трещины при сварке легированных сталей. — М.: Машиностроение, 1981. — 248 с.
2. Походня И. К., Швачко В. И. Физическая природа обусловленных водородом холодных трещин в сварных соединениях конструкционных сталей // Автомат. сварка. — 1997. — № 5. — С. 3–12.
3. Graville B. A short review of weld metal hydrogen cracking // Weld. World. — 1986. — 24, № 9/10. — P. 190–198.
4. Повышение прочности сварных конструкций для Севера / О. И. Слепцов, В. Е. Михайлов, В. Г. Петушков и др. — Новосибирск: Наука, 1989. — 223 с.
5. Замедленное разрушение металлоконструкций / В. Е. Михайлов, В. В. Лепов, В. Т. Алымов, В. П. Ларионов. — Новосибирск: Изд-во СО РАН, 1999. — 224 с.
6. Касаткин Б. С., Бреднев В. И. Особенности механизма образования холодных трещин в сварных соединениях низколегированных высокопрочных сталей // Автомат. сварка. — 1985. — № 8. — С. 1–6, 18.
7. Чижик А. А., Ланин А. А. Трещиностойкость материалов в условиях релаксации напряжений // Оценка трещиностойкости материалов и сварных соединений: Тр. ЦКТИ. — 1985. — 218. — С. 39–50.