

© 1984 ISIJ

2¹/₄Cr-1Mo 鋼の水素脆性に及ぼす焼もどし脆化の影響

論 文

藤井 忠臣*・堀田 隆一*・野村 和夫*

The Effect of Temper Embrittlement on Hydrogen Embrittlement of 2¹/₄Cr-1Mo Steel

Tadaomi FUJII, Ryuichi HORITA, and Kazuo NOMURA

Synopsis :

The effect of temper embrittlement on hydrogen embrittlement was investigated on 2¹/₄ Cr-1Mo steel for high-temperature and high-pressure vessels. The threshold stress intensity, K_{IH} , for hydrogen-stress cracking (HSC) was determined by immersing modified 1T-WOL specimens with and without step-cooling heat treatment into a H₂S-saturated 0.5% acetic acid solution.

The results obtained are summarized as follows :

- (1) Temper embrittlement enhances the susceptibility to hydrogen embrittlement of grain boundary.
- (2) The K_{IH} value decreases with increase of fracture surface transition temperature, $vTrs$ (°C), grain size, d (mm), and hydrogen content, C (ppm).
- (3) The K_{IH} value has a good correlation with the hydrogen embrittlement susceptibility factor, Φ , denoted by

$$\Phi = 0.05 d^{-1/5} (vTrs + 133) + 4 (\log d^2 + C^{1/3})$$

- (4) On the basis of the relation between K_{IH} and Φ and some diagrams to determine the maximum residual hydrogen content in a pressure vessel wall, a safety estimation method for preventing HSC during hydrostatic test of pressure vessels after the service was proposed.

1. 緒 言

重油直脱リアクターなどの高温高压水素環境で使用される压力容器では、その構造材料である Cr-Mo 鋼が高温長時間の使用によつて脆化するいわゆる焼もどし脆性が問題になることは、よく知られている。一方、高強度鋼において、焼もどし脆性が水素脆化感受性を高めること^{1)~4)}が知られて以来、上記压力容器の使用中の水圧テスト時に実機壁中に溶解・残留した水素によつて誘起される割れ（以下、水素応力割れ (HSC)[†] と呼ぶ）が発生する可能性が考えられ、低強度鋼である Cr-Mo 鋼の焼もどし脆性と水素脆性の相関性に関する研究が始められている⁶⁾⁷⁾。

これまでの研究では、焼もどし脆性により脆化した結晶粒界は、水素脆性によりさらに脆化するという現象的知見が得られているが、本研究では、2¹/₄Cr-1Mo 鋼の HSC に対する下限界応力拡大係数 K_{IH} に及ぼす焼もどし脆化度の影響と、これまで十分解明されていない結晶

粒径や水素濃度の影響もあわせて調査し、压力容器の HSC に対する安全性解析の一手法を導くことを目的としている。

2. 実験方法

2.1 供試材及び熱処理

供試材は、焼もどし脆化感受性の異なる 4 種の 2¹/₄Cr-1Mo 鋼板と 1 種の 1¹/₄Cr-1/2Mo 鋼板であり、それらの化学組成及び焼もどし脆化係数 α 及び J 値を Table 1 に示す。

供試材には、母材に相当する焼ならし・焼もどし (NT) 処理または焼入れ・焼もどし (QT) 処理を施し、溶接熱影響部 (HAZ) の再現には 1350°C 加熱・油冷処理を施し、その後溶接後熱処理 (PWHT) を施した。そして、これらの熱処理材と、PWHT 後に Fig. 1 に示すステップクーリング (SC) 処理を付与した熱処理材のいずれも以下の実験に供した。

なお、各熱処理材について、10 mmφ の JIS 14A 号試験片による常温引張試験、JIS 4 号試験片によるシャルピー試験及びマイクロ組織観察を行った。

† ここで対象としている水素割れは、水素と応力の共存下で、可逆的水素脆性に起因して生じる割れを意味するので、ASTM STP 543 (1972) や J. P. HIRTH ら⁵⁾ の定義による Hydrogen-Stress Cracking (HSC) と呼称する。

昭和 57 年 9 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 3 月 16 日受付 (Received May 16, 1983)

* 日立造船(株)技術研究所 (Technical Research Institute, Hitachi Shipbuilding & Engineering Co., Ltd., 1-3-22 Sakurajima Konohana-ku Osaka 554)

Table 1. Chemical composition of steels used.

Material mark	Type of steel	Thick (mm)	Chemical composition (wt%)														J* (x̄)	
			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	Al	As	Sn	Sb	V		N
A	2¼Cr-1Mo	50	.13	.34	.56	.013	.002	.028	2.39	.97	.11	.011	.010	.017	.0250	.006	.0124	270 (33.3)
B	1¼Cr-½Mo	26	.14	.54	.60	.011	.004	.03	1.36	.52	.01	.026	.005	.001	.0016	<.001	.0105	137 (12.7)
C	2¼Cr-1Mo	85	.14	.20	.50	.014	.005	—	2.32	.99	.0144	—	.002	.0025	.0031	—	—	116 (16.8)
D	"	50	.14	.17	.54	.010	.004	—	2.40	1.02	.016	.007	.003	.002	.0150	—	—	85 (18.6)
E	"	70	.14	.26	.55	.004	.006	—	2.32	.98	—	—	.002	.001	.0006	—	—	41 (4.9)

* J = (Si + Mn)(P + Sn) × 10⁴ x̄ = (10P + 5Sb + 4Sn + As) × 100

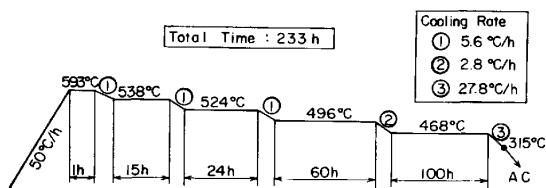


Fig. 1. Step cooling diagram.

2.2 水素応力割れ (HSC) 試験

圧力容器壁中に溶解・残留した水素によつて誘起される水素応力割れ (HSC) を再現するために、試験片中への水素添加法は、便宜的に腐食法を採用した。すなわち、試験材を熱処理後、Fig. 2 に示す形状、寸法の Modified IT-WOL 試験片に加工し、ボルト負荷後 Fig. 3 に示す装置を用いて、H₂S 飽和 0.5% 酢酸水溶液中に浸漬して水素を添加した。

初期応力拡大係数 K_{I0} は 250~300 kgf·mm^{-3/2} とし、試験片側面を #400 のエメリー紙で研磨し、N₂ ガスで脱気した 30°C の浸漬液に試験片を浸漬させた。浸漬液量は 1 試料当たり 1 l 以上とした。試験片浸漬後、H₂S ガスを液中に飽和値まで約 1 h 吹き込む操作を週 1 回ごとに行つた。

1000 h の浸漬後、試験片を取り出し、残留荷重 P_f と、液体窒素温度で破壊して観察された浸漬中に生じた HSC 破面の面積を計測し、平均割れ長さ a_f を算出して、次式⁸⁾から HSC に対する下限界応力拡大係数 K_{IH} を算出した。

$$K_{IH} = P_f \cdot C_3 (a_f/W) / B \sqrt{a_f} \dots\dots\dots (1)$$

ここに、

$$C_3 (a_f/W) = 30.96 (a_f/W) - 195.8 (a_f/W)^2 + 730.6 (a_f/W)^3 - 1186.3 (a_f/W)^4 + 754.6 (a_f/W)^5$$

2.3 溶解水素濃度の測定

WOL 試験片に溶解した拡散性水素濃度は、それと同一熱処理材から採取された 5 × 25 × 80 mm の板状試験片を上記浸漬液に 1 週間浸漬した後、直ちにグリセリン

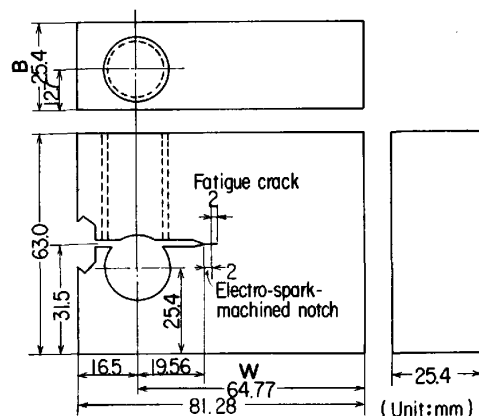


Fig. 2. Shape and size of 1T-WOL specimen.

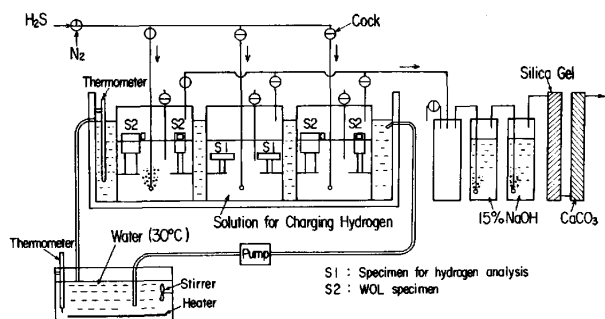


Fig. 3. Hydrogen charging apparatus.

置換増量法⁹⁾により測定した。この拡散性水素測定法は、グリセリンが充てんされた容器に試験片を挿入し、試験片から放出される水素量をグリセリン水位の増加量として測定する方法であり、溶解水素量のみならず、放出水素量の経時変化を計測することにより拡散係数 D も求めることができる。

3. 実験結果

3.1 機械的性質及びマイクロ組織

Table 2 は、各熱処理材の機械的性質及び γ 粒径 d を示し、後述する溶解水素濃度も併記している。表より、各試験材の衝撃破面遷移温度 vTr_s が SC 処理により上

Table 2. Heat treatment conditions, mechanical properties, resolved hydrogen content and austenite grain size.

Material Mark	Heat Treatment	PWHT	Step Cooling	Mark	vTrs °C	T.S. kg/mm ²	Co ¹⁾ ppm	d ²⁾ μm (N)
A	900°Cx2h AC(16°C/min) 650°Cx8h AC	690°C x16h FC	No	AP	-20	56.5	1.14	25 (8)
			Yes	AS	+40	—	1.14	
B	930°Cx2h AC (30.4°C/min)	650°C x16h FC	No	BP	+18	56.3	1.97	40 (6.6)
			Yes	BS	+23	—	2.15	
C	900°Cx2h AC 650°Cx8h AC	690°C x16h FC	No	CP	-45	61.0	1.14	30 (7.5)
			Yes	CS	-30	60.8	1.34	
	1350°Cx5min OQ(300°C/min) (S.HAZ)	690°C x16h FC	No	CHP	-66	63.2	2.48	1200 (-3.2)
			Yes	CHS	-25	62.5	2.69	
		650°C x16h FC	No	CLP	-30	71.9	5.21	
			Yes	CLS	+46	72.9	5.79	
D	930°Cx1h WQ(400°C/min) 620°Cx2h AC	650°C x16h FC	No	DP	-82	70.1	3.96	50 (6)
			Yes	DS	-24	—	3.97	
E	1350°Cx5min OQ (S.HAZ)	650°C x16h FC	No	ELP	-55	71.5	4.74	1200 (-3.2)
			Yes	ELS	-14	—	4.78	

Remarks : 1) Resolved hydrogen content
2) d : Austenite grain size (Average value of 20 grains.)
N : Grain number specified in JIS.

昇し、その上昇量 ΔvTrs は、1¹/₄Cr-1/2Mo 鋼に比して 2¹/₄Cr-1Mo 鋼の方が大きく、焼もどし脆化係数 $\bar{\alpha}$ または J が高い鋼ほど、また r 粒径 d が大きい熱処理材ほど ΔvTrs が大きくなっていることがわかる。なお、焼もどし脆性が顕著に現れた試験材 (AS, CHS, CLS 及び DS) の衝撃破面には粒界破面が認められた。

試験材のマイクロ組織は、2¹/₄Cr-1Mo 鋼の NT 材はベイナイト組織、QT 材はマルテンサイト+ベイナイト組織であり、NT 処理した 1¹/₄Cr-1/2Mo 鋼ではフェライト+パーナイト組織を呈していた。

3.2 溶解水素濃度

Fig. 4 は、浸漬液中の H₂S 濃度及び試験片中の溶解水素濃度の経時変化を示す。図より、H₂S 濃度は Fe との反応に費やされてしだいに減少するが、水素濃度は約 4 日間で飽和値に達し、7 日以降はほぼ一定値になっていることがわかる。すなわち、H₂S を 1 週間ごとに飽和させているため、浸漬中の試験片表面における水素溶解の境界条件は常に一定とみなすことができる。なお、WOL 試験片の 1000 h の浸漬時間は、後述する水素拡散係数を用いた 2 次元理論計算によると、試験片中心部の水素濃度が飽和値の 99.0% に達するに十分な時間であった。Fig. 4 及び Table 2 より、飽和溶解水素濃度

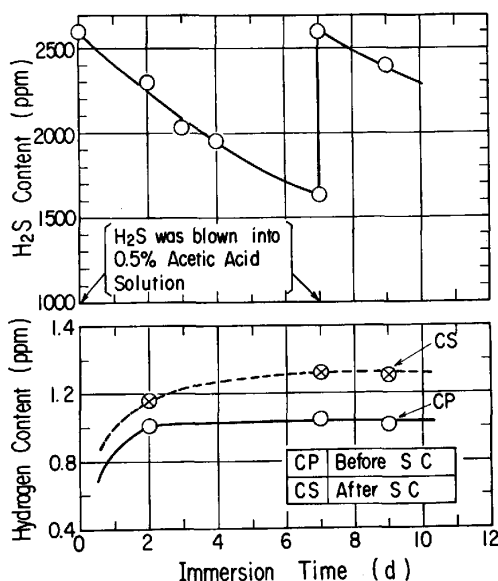


Fig. 4. Time change of H₂S content in acetic acid solution and hydrogen content in specimens.

C₀ が SC 処理によりわずかながら増加する傾向が認められる。これは、SC 処理により不純物元素が粒界偏析し、粒界における転移やポイドなどの水素捕捉欠陥量が増加した結果と考えられる。

Fig. 5 は、浸漬液中で水素を飽和溶解させた後、グリセリン置換増量法により測定された 45°C での水素放出曲線を示している。図中、 \bar{C} は平均残留水素濃度であり、実線で示した計算値は、初期条件を $C_{t=0} = C_0$ (t : 時間)、境界条件を $C_{x=0, zt} = C_{y=0, 2w} = 0$ として、Fick の法則から導かれる水素濃度分布 $C(x, y, t)$ を $x=0 \sim 2l$, $y=0 \sim 2w$ で積分し、試験片面積 $4lw$ で除して得られる次式から計算されたものである。

$$\frac{\bar{C}}{C_0} = \frac{64}{\pi^2} \sum_{m=1}^{\infty} \sum_{n=1}^{\infty} \frac{1}{(2m-1)^2(2n-1)^2} \exp[-\{(2m-1)^2/4l^2 + (2n-1)^2/4w^2\}Dt] \dots\dots\dots (2)$$

Fig. 5 より、水素放出曲線の実測値と計算値がよく一致し、強度の高い試料ほど拡散係数 D が低下していることがわかる。

Fig. 6 は、飽和溶解水素濃度 C_0 と拡散係数 D に及ぼす引張強さ σ_B の影響を示している。図より、 σ_B 値の増加に伴い、 C_0 値が増加し、 D 値が減少することがわかる。また、 D 値は SC 処理を施すことによりわずかに低下する傾向が認められる。

3.3 水素応力割れ感受性

Photo. 1 は、H₂S 飽和溶液中で 1000 h 浸漬後に生じた WOL 試験片における水素応力割れ (HSC) 先端

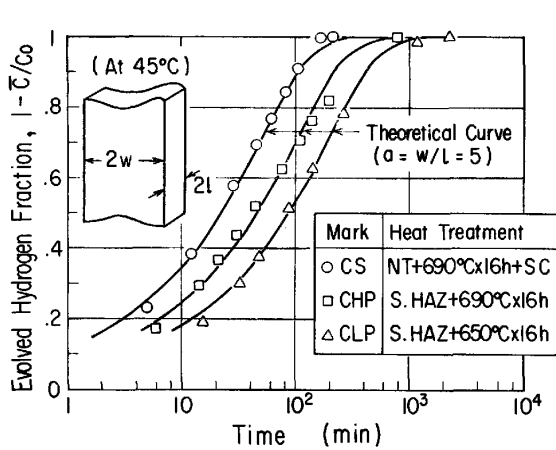


Fig. 5. Experimental and theoretical hydrogen evolution curves.

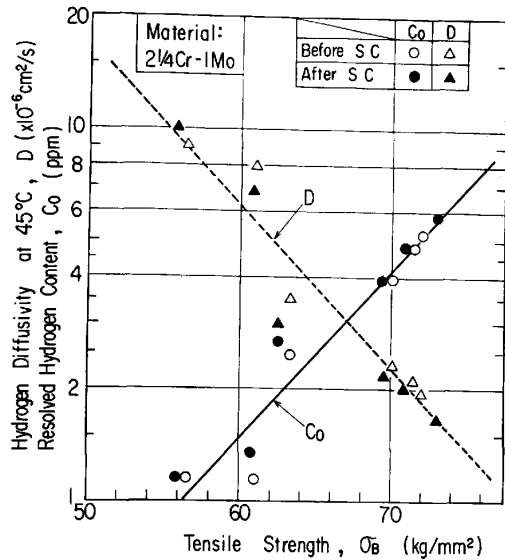


Fig. 6. Effect of tensile strength on resolved hydrogen content and hydrogen diffusivity.

部のマイクロフラクトグラフの数列を示している。焼もどし脆化度の小さい試験片Cでは、SC処理の有無にかかわらず擬へき開破面を呈しており、焼もどし脆化度が比較的大きい試験片Dでは、SC処理を施すことにより粒界破面率が増加していることがわかる。また、 γ 粒径の大きい再現HAZ試験片CHでは、粒界破面がSC処理の有無にかかわらず認められるが、その率はSC処理材の方が増加している。このようにHSC破面で認められたSC処理による粒界破面の増加傾向は、衝撃破面で認められたSC処理による粒界破面の増加傾向に比して顕著であった。

Fig. 7は、WOL試験片で得られた K_{IH} を $vTrs$ との関係で示したものである。 K_{IH} と $vTrs$ との関係は、母材と再現HAZ材で大きく異なるが、いずれも $vTrs$ が高くなるほど K_{IH} が低下する傾向があり、焼もどし

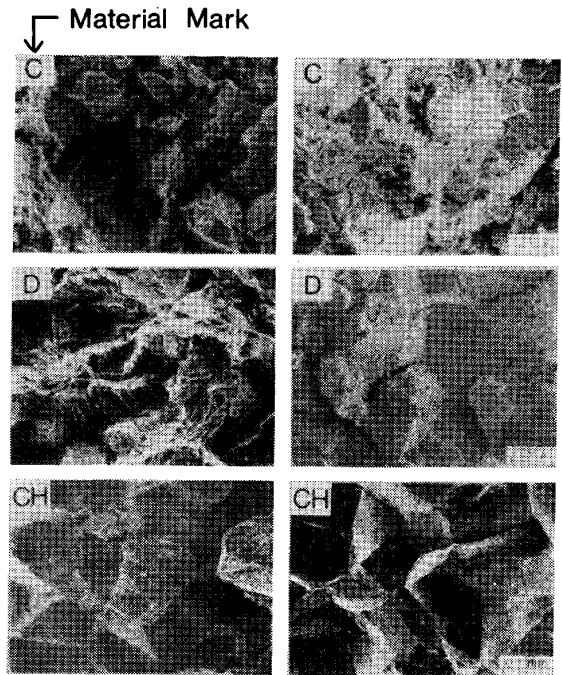


Photo. 1. Microfractograph of hydrogen-stress-cracking (HSC).

脆性によつて水素脆化感受性が高まることが認められる。 K_{IH} と $vTrs$ との関係が母材と再現HAZ材とにおいて異なることは、 K_{IH} 値が $vTrs$ のみならず γ 粒径 d 及び溶解水素濃度 C_0 にも依存することを示唆している。そこで、 K_{IH} 値に及ぼす因子として、きれつ伝播特性依存項、 γ 粒径の関数となる水素の粒界集積率依存項及び水素濃度依存項を考え、その3項で構成される一つの水素脆化感受性因子をFig. 7の実験値から見出すこととした。その結果、Fig. 8に示すごとく、 K_{IH} のすべての実験値は次式で示す水素脆化感受性因子 Φ と比較的良好な相関性を示すことがわかった。

$$\Phi = \frac{1}{20} d^{-1/5} (vTrs + 133) + 4 \log d^2 + 4C_0^{1/3} \dots\dots\dots (3)$$

ここに、第一項はきれつ伝播特性依存項であり、第二項は水素の粒界集積率依存項であり、第三項は水素濃度依存項である。Fig. 8より、破面遷移温度 $vTrs$ 、 γ 粒径 d 及び潜在きれつ周辺部の水素濃度が既知の時、2 1/4 Cr-1 Mo鋼及び1 1/4 Cr-1/2 Mo鋼のHSC発生に対する限界応力拡大係数 K_{IH} を推定することができる。

4. 考 察

4.1 水素拡散係数及び溶解度の温度依存性

圧力容器壁中のshutdown後の残留水素濃度の解析において、水素拡散係数と溶解度の中・常温域の温度依存性を知る必要がある。 α 系鋼において、見かけの拡散係

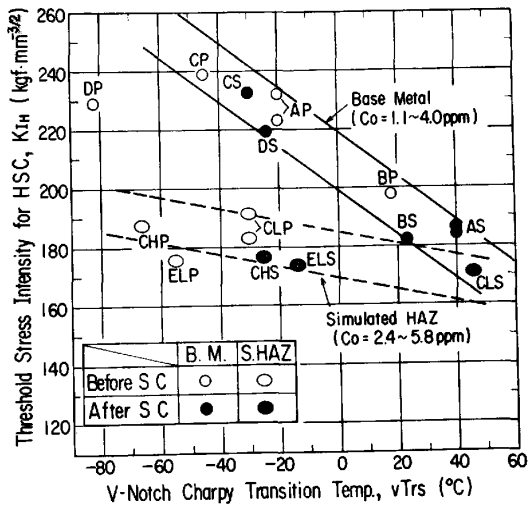


Fig. 7. Relation between $vTrs$ and K_{IH} .

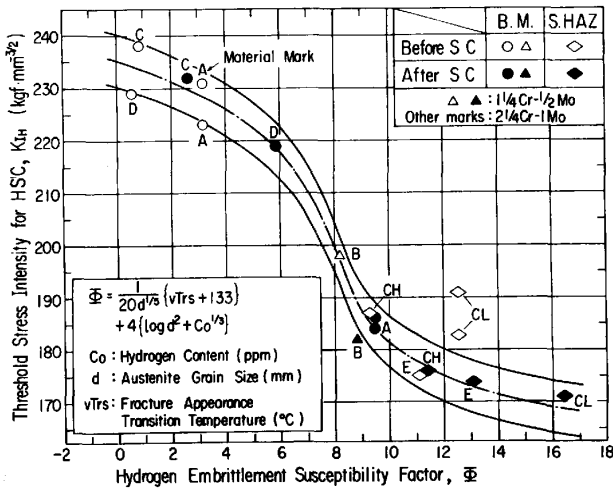


Fig. 8. Relation between Φ and K_{IH} .

数 D 及び溶解度 K (1気圧の水素分圧下で溶解しうる水素濃度) は、水素捕捉理論から次式で与えられている¹⁰⁾¹¹⁾。

$$D = D_I / (1 + \kappa) \dots\dots\dots (4)$$

$$K = K_I (1 + \kappa) \dots\dots\dots (5)$$

ここに、 D_I 、 K_I はそれぞれ格子内での拡散係数及び溶解度であり、 κ は欠陥内と格子内との間の水素溶解の平衡定数であり次式で与えられる。

$$\kappa = \kappa_0 \exp(\Delta E/RT) \dots\dots\dots (6)$$

ここに、 κ_0 は陥欠密度に依存する定数であり、 ΔE はエンタルピー変化(いわば、欠陥と水素との結合エネルギー)であり、 R はガス定数、 T は絶対温度である。これらの式より、 κ_0 値すなわち欠陥密度の増加にともない、 D 値は減少し、 K 値は増加することがわかる。欠陥密度は、引張強さ σ_B の上昇に従い増加すると考えられるので、Fig. 6 の実験結果は上記の傾向を立証している。

2¹/₄Cr-1Mo 鋼の D 値の温度依存性を決める D_I 、 κ_0

及び ΔE 値は、著者ら⁹⁾ が焼入れ材で次式を得ている。

$$D_I = 7.6 \times 10^{-4} \exp(-2300/RT) \text{ (cm}^2/\text{s)} \dots\dots (7)$$

$$\kappa_0 = 1.05 \times 10^{-4} \dots\dots\dots (8)$$

$$\Delta E = 7100 \text{ (cal/mol} \cdot \text{deg)} \dots\dots\dots (9)$$

今、坂本ら¹²⁾ が 2¹/₄Cr-1Mo 鋼で得た焼入れ材と 650°C 焼もどし材との D 値には大きな差がないという実験結果を考慮し、650°C 焼もどし材に相当する引張強さ $\sigma_B = 70 \text{ kgf/mm}^2$ で(8)式が成立すると考える。そうすれば、(7)及び(9)式を用いて、(6)式を(4)式に代入して得られる κ_0 の関数としての 45°C の拡散係数 D_{45} と、Fig. 6 の実験結果から導かれる σ_B の関数としての D_{45} を、恒等式

$$D_{45} = 1.997 \times 10^{-5} / (1 + 7.560 \times 10^4 \kappa_0) = \exp(-0.1015 \sigma_B - 5.904) \dots\dots\dots (10)$$

で表すことにより、 κ_0 と σ_B の関係として次式を得る。

$$\kappa_0 = \{\exp(0.1015 \sigma_B - 4.637) - 1.32\} \times 10^{-5} \dots\dots\dots (11)$$

ここに、 $\sigma_B: 50 \sim 70 \text{ kgf/mm}^2$ 。

一方、(7)式に示す D_I 値は、純鉄の高温域で得られた拡散係数と一致していることが立証されている⁹⁾。そこで、低合金鋼の溶解度 K を(5)式から求めるに必要な K_I 値も、W. GELLER¹³⁾ が純鉄の高温域で得た式

$$K_I = 43.0 \exp(-6482/RT) \text{ (ppm}/\sqrt{\text{kgf/cm}^2}) \dots\dots\dots (12)$$

が適用できると考え、後述する実機壁中の残留水素濃度の計算において、(6)、(9)、(11)及び(12)式を用いて

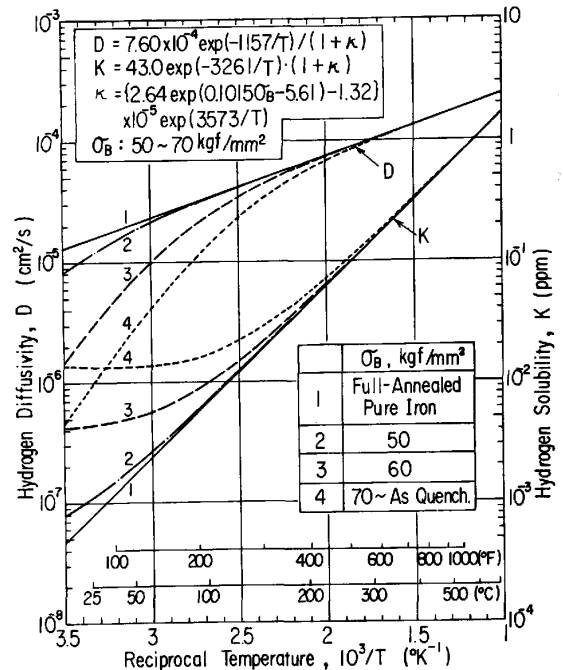


Fig. 9. Temperature dependance of hydrogen diffusivity and solubility in 2¹/₄Cr-1Mo steel.

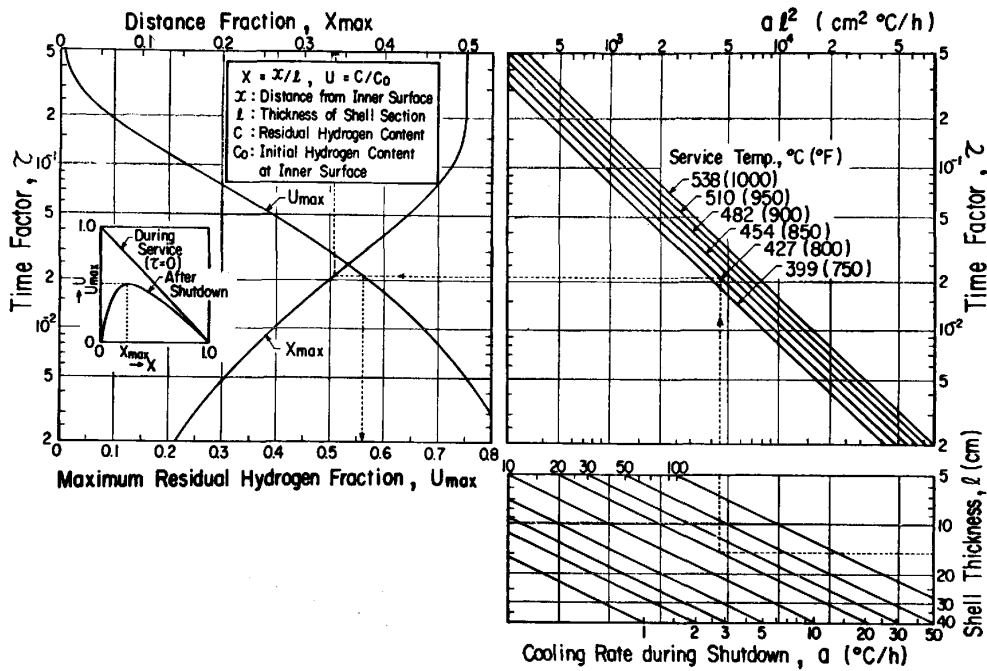


Fig. 10. Nomogram to determine maximum residual hydrogen fraction and the position in shell section without cladding.

(5)式から計算される K 値を母材中の水素溶解度として用いた。

Fig. 9 は、数種の σ_B 値に対して、(6), (7), (9), (11) 及び (12) 式を用いて、(4) 及び (5) 式から計算される D および K 値を温度 T の関数として示したものである。以下の実機壁中の残留水素濃度の解析では、安全側で評価するため、 D 値が最も小さい $\sigma_B = 70 \text{ kgf/mm}^2$ に相当する曲線 4 を用いた。

4.2 実機壁中の残留水素濃度

(1) 内面クラッドのない場合 (ケース I)

容器内表面の水素濃度を運転中は C_0 , shutdown 時は 0 とし、外表面の水素濃度を常に 0 とすると、Fick の第 2 法則から水素濃度分布 $C(x, t)$, (x : 内面からの距離, t : shutdown 開始からの時間) は次式で与えられる。

$$U \equiv \frac{C}{C_0} = \sum_{n=1}^{\infty} \frac{2}{n\pi} \sin n\pi X \cdot e^{-n^2\pi^2\tau} \dots (13)$$

ここに、 $X \equiv x/l$ (l : 壁肉厚) であり、 τ は運転温度 T_0 から一定冷却速度 a で shutdown される場合には次式で表される時間因子である。

$$\tau \equiv \frac{1}{l^2} \int_0^t D dt' = \frac{1}{al^2} \int_T^{T_0} D dT' \dots (14)$$

Fig. 10 は、 $T = 25^\circ\text{C}$ として (13) 及び (14) 式から計算される最大残留水素濃度比 U_{max} とその位置 X_{max} を l , a 及び T_0 との関係として示している。なお Fig. 10 から最大残留水素濃度 C_{max} を求めるのに必要な C_0 値は、運転中の水素分圧を P_{H_2} とすると、

$$C_0 = \sqrt{P_{\text{H}_2}} \cdot K \quad (T \geq 300^\circ\text{C}) \dots (15)$$

から計算される。

(2) 内面クラッドのある場合 (ケース II)

容器内面に γ 系ステンレス鋼がクラッドされている場合の残留水素濃度の解析には差分法¹⁴⁾を用いた。ここで、計算に用いた γ 系鋼の D 及び K 値は、それぞれ次式で示す W. GELLER ら¹⁸⁾で得た式及び著者ら¹⁴⁾が得た式である。

$$D = 2.59 \times 10^{-2} \exp(-13450/RT) \text{ (cm}^2/\text{s)} \dots (16)$$

$$K = 12.9 \exp(-2143/RT)$$

$$\text{(ppm}/\sqrt{\text{kgf/cm}^2}) \dots (17)$$

Fig. 11 は、 σ_B 値が異なる場合の実機壁中の残留水素濃度分布の計算例を示している。図より、 σ_B 値が大きな

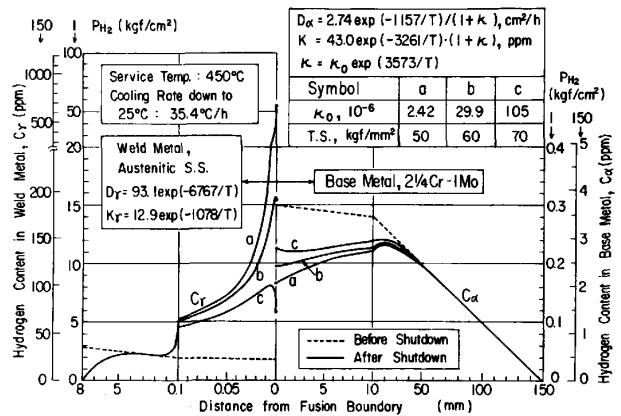


Fig. 11. Residual hydrogen distribution in overlaid shell section having various tensile strengths.

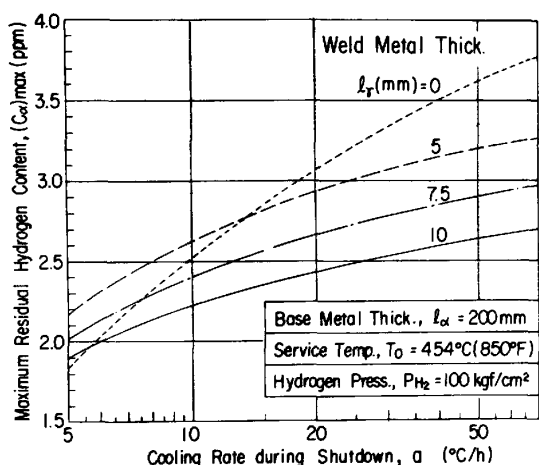


Fig. 12. Effects of overlay thickness and cooling rate on maximum residual hydrogen content in base metal of shell section.

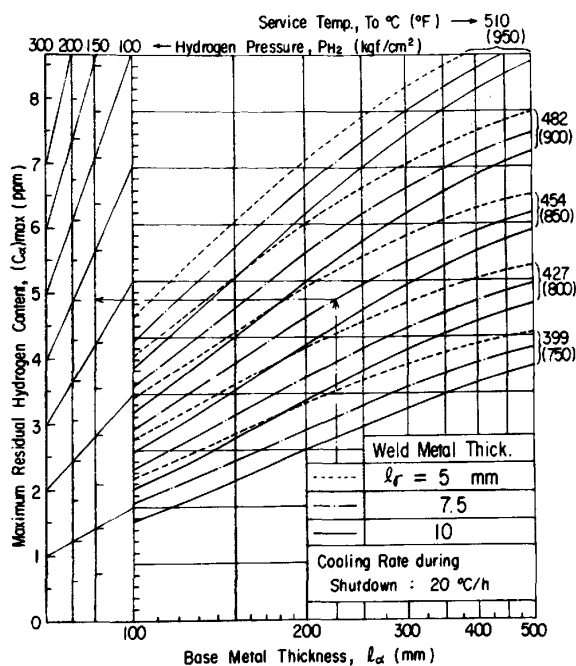


Fig. 13. Effect of base metal thickness on maximum residual hydrogen content in base metal of overlaid shell section.

るほどクラッド側の最大残留水素濃度は低下し、母材側の最大残留水素濃度 $(C_a)_{\max}$ は増加することがわかる。

Fig. 12 は、 $(C_a)_{\max}$ 値に及ぼす肉厚クラッド厚さ l_r と冷却速度 a の影響を示している。図より、 a 値の低下による $(C_a)_{\max}$ 値の減少率は、ケースIIに比してケースI ($l_r=0$) の方が大きく、 $a \geq 20^\circ\text{C/h}$ の場合には $(C_a)_{\max}$ 値はケースIIよりケースIの方が高くなることわかる。

Fig. 13 は、 $(C_a)_{\max}$ 値に及ぼす l_r 、 T_0 及び母材厚さ l_a の影響を示している。これより、ケースIIにおける $(C_a)_{\max}$ 値をある条件範囲内で求めることができ

る。例えば、母材厚さ $l_a=225$ mm、溶接肉盛クラッド厚さ $l_r=7.5$ mm の容器が、温度 $T_0=454^\circ\text{C}$ 、水素分圧 $P_{\text{H}_2}=150$ kgf/cm² で使用され、冷却速度 $a=20^\circ\text{C/h}$ で shutdown された時の母材中の最大残留水素濃度 $(C_a)_{\max}$ は、Fig. 13 より 3.5 ppm となり、比較的高い水素濃度が残留することがわかる。

4.3 HSC に対する安全性解析

鋼材の破面遷移温度 $vTrs$ と γ 粒径 d および容器壁中の欠陥が存在する位置の残留水素濃度 C が既知の時、その欠陥から HSC が発生するに必要な応力拡大係数 K_{IH} は Fig. 8 より求めることができる。いま、 d 値を通常の圧力容器鋼母材で得られる $50 \mu\text{m}$ とし、種々の水素濃度値 (C) に対して、Fig. 8 の中央線から得られる K_{IH} と $vTrs$ との関係を Fig. 14 に示す。図中には、鋼材の降伏強さに相当する応力 $\sigma=40$ kgf/mm² が作用した時の応力拡大係数 K_I が K_{IH} 値に達するに必要な埋没円欠陥の短径 $2a$ も併記している。ここに、 K_I 値の計算は Irwin の式によった。Fig. 14 より、例えば、使用後の鋼材の $vTrs$ 値が 0°C であり、残留水素濃度 C が 3.5 ppm である位置に $2a \geq 18$ mm ($2c \geq 90$ mm) の埋没欠陥が存在する時、水圧テスト時に HSC が発生し伝播して脆性破壊に至る可能性が推定される。なお、溶接熱影響部の d 値は、母材より大きくなるが、多重溶接熱サイクルの影響を受けて細粒域も存在するため、平均的に見て母材と同程度と見なすこともできるが、この点に関しては今後の課題である。

5. 結 言

本研究結果を要約すると、以下のとおりとなる。

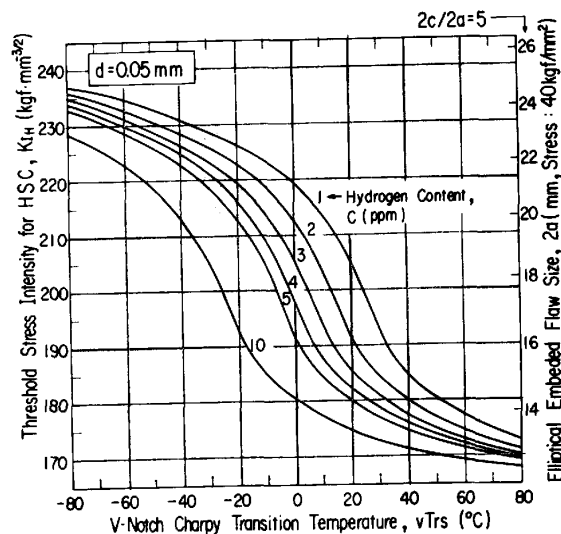


Fig. 14. Relation among V-notch Charpy transition temperature, hydrogen content and threshold stress intensity for HSC.

(1) 焼もどし脆性は水素応力割れに影響し、焼もどし脆性により破面遷移温度 $vTrs$ が上昇するほど水素応力割れの粒界破面率が増加し、水素応力割れに対する下限界応力拡大係数 K_{IH} が低下する。

(2) K_{IH} は、 $vTrs$ のみならず γ 粒径 d および水素濃度 C_0 の増加とともに低下する。

(3) $vTrs$, d 及び C_0 値の関数である(2)式で表される水素脆化感受性因子 Φ と K_{IH} 値はよい相関性を示す。

(4) $2\frac{1}{4}$ Cr-1Mo 鋼の水素拡散係数 D および溶解度 K の温度依存性は引張強さ σ_B に依存し、 σ_B の関数として一般化される。

(5) 実容器壁中の shutdown 後の残留水素濃度を算出し、水素濃度、欠陥寸法および使用後の $vTrs$ 値から、水圧テスト時に水素応力割れが発生するか否かを推定できる線図を作成した。

文 献

- 1) U. Q. CABRAL, A. HACHE, and A. CONSTANT: C. R. Acad. Sc. Paris, t. 260 (28 juin 1965), p. 6887
- 2) K. YOSHINO and C. J. McMAHON, Jr.: Metall.

- Trans., 5 (1974), p. 363
- 3) R. VISWANATHAN and S. J. HUDAK, Jr.: Metall. Trans., 8A (1977), p. 1633
- 4) C. J. McMAHON, Jr., C. L. BRIANT, and S. K. BANERJI: Proceedings of the Fourth International Conference on Fracture, Waterloo, Canada (1977) June, p. 363
- 5) J. P. HIRTH and H. H. JOHNSON: Corrosion, 32 (1976), p. 3
- 6) 村上賀國, 野村 徹, 大西敬三: 圧力技術, 19 (1981), p. 132
- 7) G. E. HICHO and C. M. GILMORE: ASTM-STP-645 (1978), p. 351
- 8) S. R. NOVAK and S. T. ROLFE: Journal of Materials, 4 (1969), p. 701
- 9) 藤井忠臣, 野村和夫: 鉄と鋼, 70 (1984), p.104
- 10) R. A. ORIANI: Acta Metall., 18 (1970), p. 147
- 11) 吉沢四郎, 山川宏二: 防食技術, 24 (1975), p. 365
- 12) 坂本芳一, 高尾慶蔵, 清水清文: 材料, 28 (1979), p. 177
- 13) W. GELLER and T. H. SUN: Arch. Eisenhüttenwes., 21 (1950), p. 423
- 14) T. FUJII, T. HAZAMA, H. NAKAJIMA, and R. HORITA: 1st Int. Conf. on Current Solutions to Hydrogen Problems in Steels, ASM, Washington D. C. (1982) Nov., p. 361