参 考 文 献

- 1) 水野 誠, 鈴木隆志: 日本金属学会会報, 10, 1969, 716
- 2) 向井, 村田, 福嶋: 本誌投稿中.
- 3) Brown, W.F., Jr. and Srawley, J.E., ASTM STP 410 (1966)
- 4) 北川英夫, 結城良治: 日本機械学会論文集, 41巻, 1975, 346号, 1641-1649
- 5) 向井, 村田: 本誌投稿中.
- 6) F.W. Flowers, F.M. Beck and M.G. Fontana: Corrosion, 19 (1963), 186
- 7) M. Watanabe, Y. Mukai, M. Murata, ASTM. STP. 645, 1978, 164-175
- 8) 加藤, 吉田, 千野, 鉄と鋼, Vol. 63, (1977) 10, 1681-1690

インプラント試験による鋼の低温割れの 限界応力と残留水素濃度の関係*

佐藤 邦彦** 寺崎 俊夫** 大熊 雄二***

Relationship Between Critical Stress of HAZ Cracking and Residual Diffusible Hydrogen Content*

by Kunihiro Satoh**, Toshio Terasaki** and Yuji Ohkuma***

There are few studies on relationship between critical stress and residual diffusible hydrogen content H_R when the temperature on bond line becomes the crack initiating temperature. It seems that residual hydrogen content H_R relates with critical stress of HAZ cracking more closely than initial hydrogen content H_{IIW} , H_{JIS} .

This paper describes relationship between critical stress and residual hydrogen content at temperature 100°C on bond line. Residual hydrogen content H_R is measured by means of mercury method and experimental equations between H_R and thermal factor $\sum Ddt$ which relates with thermal cycle on bond line are deduced. Conventional equation of thermal factor $\sum Ddt$ is deduced from 100 data on thermal cycles by use of regression analysis. Implant tests are carried out under various conditions of initial hydrogen content H_0 . It is shown that critical stress is approximately obtained from residual hydrogen content H_R at temperature 100°C on bond line under various initial hydrogen contents.

The conclusions obtained in this report are summarized as follows:

1. Experimental equation between thermal factor $\sum Ddt$ and ratio of hydrogen content H_R to initial hydrogen content H_0 is deduced.

Bead-on-plate $H_R = H_0 \exp(-75 \sum Ddt)$ Y-groove $H_R = H_0 \exp(-95 \sum Ddt)$

2. Thermal factor $\sum Ddt_{100}$ at cooling temperature 100°C on bond line is given by following equation;
 $(\sum Ddt_{100}) = (0.76t_{100} + 6.3t_{200}) \times 10^{-5} (\text{cm}^2)$

where $t\theta$ = cooling time from 1500°C to θ (°C) on bond line, sec

3. Critical net stress of implant test is considered to be a function of residual hydrogen content $H_R = H_0 \exp(-7.5 \times 10^{-4} (0.76t_{100} + 6.3t_{200}))$.

1. 緒 言

熱影響部の低温割れの3大因子は ① 熱影響部粗粒域

の延性 ② 拡散性水素量 ③ 溶接応力であり¹⁾, これらの3大因子は溶接条件(特に, 熱サイクル)の影響を受ける. 低温割れの3大因子と溶接条件の関係を取扱った研究は多くあり, 種々の知見が報告されている. しかし, 低温割れ発生応力(限界応力)と溶接熱サイクル後の水素濃度(残留水素濃度)の関係を扱った研究は少なく, JIS 法や IIW 法による溶接直後の水素濃度と

*原稿受付 昭和53年3月31日(昭和53年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学工学部 Member, Faculty of Engineering, Osaka University

***正 員 川崎重工業技術研究所 Member, Kawasaki Heavy Industries, Ltd. Yuji Ohkuma

Fig. 1 Size of specimen and process of diffusible hydrogen collection

Table 1 Experimental data

(a) Bead-on-plate

NO.	Q (J/cm)	θ_i (°C)	t_{200} (s)	w (g)	H_D (ml/100gFe)	H_R (ml/100gFe)	$\Sigma D \Delta t$ ($\times 10^{-3} \text{ cm}^2$)
1	17000	R.T.	47.5	4.5	24.37	15.0	2.19
2			43	5.0	24.77	15.3	2.19
3	17000	100	190	5.0	14.47	8.0	10.8
4			209	6.0	11.60	6.4	12.0
5	17000	200	395	6.5	5.85	3.12	24.7
6			373	6.5	4.44	2.37	24.1
7	34000	R.T.	264	16.0	7.17	5.92	14.6
8			251	14.5	8.13	6.71	13.6
9	10000	R.T.	30	4.0	30.89	16.9	1.58
10			37.5	4.0	29.05	15.9	1.60

(b) Y-groove

NO.	Q (J/cm)	θ_i (°C)	t_{200} (s)	w (g)	H_D (ml/100gFe)	H_R (ml/100gFe)	$\Sigma D \Delta t$ ($\times 10^{-3} \text{ cm}^2$)
1	17000	R.T.	48	7.0	13.69	10.72	4.15
2			48	8.5	11.43	8.95	4.31
3	17000	100	108	6.5	10.65	8.34	6.8
4			91	7.5	12.18	9.54	5.73
5	17000	200	424	7.5	2.46	1.95	26.71
6			480	8.5	1.68	1.33	30.27
7	10000	R.T.	27	5.0	21.17	15.26	1.86
8			29	5.0	22.15	15.99	1.79
9	34000	R.T.	148	12.0	9.45	7.09	9.32
10			267	14.5	6.35	4.76	16.82

 θ_i =initial temperature of plate

w=weight of deposited metal

 H_D =residual hydrogen content of deposited metal H_R =residual hydrogen content of weld metal

限界応力の関係が主として取り扱われている。低温割れ防止条件を低温割れ発生時の水素濃度の減少を目的とした予後熱条件で決定する場合には水素濃度として溶接直後の水素濃度を用いるより熱サイクル後の残留水素濃度を用いて、限界応力との関係を明らかにする方がよいと思われる。

本報告は低温割れの限界応力と熱サイクル後の残留水素濃度の関係をインプラント試験により明らかにしたものである。

2. 残留水素濃度と熱サイクルの関係

2.1 実験方法

残留水素濃度と熱サイクルの関係に関する実験として藤井²⁾の報告がある。藤井はビードオンプレート溶接を行なった試験片をグリセリン槽に投入して、水素をグリセリン捕集している。本実験ではインプラント試験と実溶接継手を考慮して Fig. 1 (a) に示す平板とY開先の開先形状を取り上げ、グリセリンよりも精度のよい水銀を用いて残留水素濃度を求め、残留水素濃度と熱サイクル、開先形状の関係を調べた。

溶接は Fig. 1 (a) に示す幅 100 mm (Y開先では 50 mm)、長さ 40 mm、厚さ 25 mm の平板および2枚板 (Y開先) を水素量の多い高酸化チタン系の溶接棒 D 4313, 4φ を用いて全自動溶接機で行なった。Fig. 1 (a) のタブ板は溶接始末端の不安定なビードが試験片に含まれないように設けた。Fig. 1 (b) は水素捕集

の過程を示している。すなわち、溶接線中央におけるボンド部の温度を熱電対で測定し、温度が200℃に冷却したときに試験片を氷水の槽に投入して急冷し、タブ板を除去した後に45℃の恒温槽に設置した水銀浴に試験片を挿入して、水素を最小目盛が0.05 ml のベルで捕集した。なお急冷後、試験片を水銀浴に挿入するまでの時間は60秒以内である。水銀中に2日間放置したときに得られる水素量を飽和水素量とした。

2.2 実験結果と考察

ビードオンプレート, Y開先の溶接条件と実験結果を Table 1 に示す. 表中の Q は単位溶接長当りの入熱で, θ_i は試験片の初期温度である. t_{200} は溶接金属が凝固してから 200℃ に冷却するまでの時間である. 溶着金属 100 g F₀ 当りの水素濃度 H_D は飽和水素量と溶着金属の重さ w より求め, 溶接金属 100 g F₀ 当りの水素濃度 H_R は 2 断面における溶接金属と溶着金属の断面積比の平均値と H_D より求めている. 水素拡散のパラメータである熱因子¹⁾ $\sum Ddt$ はボンド部の熱サイクル曲線と 500~200℃ 間での Johnson and Hill³⁾ の拡散定数

$$D = 1.4 \times 10^{-3} \exp(-3200/RT) \text{ (cm}^2/\text{sec)} \quad T \geq 473^\circ\text{K}$$

ただし, R : 気体定数 T : 絶対温度 ($^\circ\text{K}$)

を用いて次式より計算した.

$$\sum Ddt = \int_{500}^{200} D(\theta + 273) \cdot d\theta = \int_{t(\theta=500)}^{t(\theta=200)} D(t) dt,$$

ただし, θ : ボンドの温度

なお, 凝固温度 θ_M ($\approx 1500^\circ\text{C}$) から 500℃ までの熱因子 ($\sum Ddt$)₅₀₀ ^{θ_M} はこの温度区間の冷却時間 $t_{500}^{\theta_M}$ が短いので, 500℃ から 200℃ までの熱因子 ($\sum Ddt$) とくらべると小さいので無視した.

Fig. 2 Relation between thermal factor $\sum Ddt$ and the ratio of residual hydrogen content H_R to initial hydrogen content H_0

Fig. 2 はビードオンプレート, Y開先での残留水素濃度 H_R と初期水素濃度 H_0 の比 H_R/H_0 と水素拡散のパラメータである熱因子 $\sum Ddt$ との関係を示している. 初期水素濃度 H_0 は $\sum Ddt=0$ の値であって, Table 1 の実験結果を外挿して求めた. H_0 はビードオンプレート, Y開先ともに溶接金属 100 g F₀ 当り 18 ml であった. H_R/H_0 と $\sum Ddt$ の関係は次式に示す実験式で与えられる.

$$\left. \begin{array}{l} \text{平 板} \quad H_R/H_0 = \exp(-75 \sum Ddt) \\ \text{Y開先} \quad H_R/H_0 = \exp(-95 \sum Ddt) \end{array} \right\} \dots\dots (1)$$

開先形状の相異によって $\sum Ddt$ が同一であっても, 残

留水素濃度 H_R は少し異なるが, おおむね差がないと思われる. なお, 開先形状による H_R の相異は溶着金属の表面形状の相異によると思われる. また, 図より熱因子 $\sum Ddt$ が $0 \sim 0.02 \text{ cm}^2$ と変化すると H_R は急激に低下し, 0.02 cm^2 以上では H_R は低下し難くなることがわかる.

3. 水素拡散のパラメータである熱因子 $\sum Ddt$ を求める実験式

水素拡散のパラメータである熱因子 $\sum Ddt$ をボンド部の熱サイクルから簡便に求められる実験式を導くことは工学的に意義のあることと思われる.

Fig. 3 Specimen and welding conditions for measuring thermal cycles

Fig. 3 は熱因子 $\sum Ddt$ の実験式を導くのに用いた溶接条件の変数および試験片寸法を示している. 入熱 Q は手溶接でよく用いられる範囲 30000 J/cm から 11000 J/cm と変化させ, 鋼板の初期温度 θ_i は $4^\circ\text{C} \sim 200^\circ\text{C}$, 板厚 h は 15~50 mm, 開先形状は平板, V型, X型と変化させた. 約100種類の溶接条件で得られた 500℃ から 100℃ までの熱サイクルと拡散定数 D (Johnson and Hill³⁾ の値を使用, $T < 473^\circ\text{K}$ では 200℃ 以下での拡散定数の式を使用) から求められる熱因子 $(\sum Ddt)_{100}$ を凝固温度から 200℃ および 100℃ までの冷却時間 t_{200} (sec), t_{100} (sec) を変数として最小 2 乗法で近似した. 次式は最小 2 乗法で得られた回帰式である.

$$(\sum Ddt)_{100}^A = (0.76t_{100} + 6.3t_{200}) \times 10^{-5} (\text{cm}^2) \dots (2)$$

ただし, $\{(\sum Ddt)_{100}^A, t_{200}\}$ の単位は秒
熱因子 $(\sum Ddt)_{100}$ の近似値

Table 2 は代表的な板厚, 開先形状, 入熱, 予熱温度における実験値 $(\sum Ddt)_{100}$ と近似値 $(\sum Ddt)_{100}^A$ を示している. 表より近似値と実験値がほぼ一致していることがわかる.

Table 2 Comparison of the experimental results $(\Sigma D\Delta t)_{100}$ with calculated results $(\Sigma D\Delta t)_{100}^A$

No.	Q(J/cm)	$\theta_i(^{\circ}\text{C})$	h(mm)	Groove type	$(\Sigma D\Delta t)_{100}$ ($\times 10^{-3} \text{ cm}^2$)	$(\Sigma D\Delta t)_{100}^A$ ($\times 10^{-3} \text{ cm}^2$)
1	17000	30	50	X	2.9	2.6
2			25		5.5	5.3
3			15		8.5	8.3
4	17000	30	15	B.P.	6.8	6.9
5				X	8.5	8.3
6				↓	11.5	11.5
7	17000	20	20	B.P.	5.7	5.6
8	30000				11.5	12.1
9	17000	50	20	B.P.	8.1	9.1
10		100			19.8	19.6
11		150			30.8	29.6
12		200			66.7	65.5

Q = heat input per unit weld length

 θ_i = initial temperature of plate

h = thickness of plate

X = double-Vee-groove B.P. = bead-on-plate ↓ = single-bevel-groove

 $(\Sigma D\Delta t)_{100}$ = thermal factor between 500°C and 100°C in the weld fusion boundary $(\Sigma D\Delta t)_{100}^A$ = approximate value of thermal factor calculated by t_{200} , t_{100} -values

Implant specimen

Fig. 4 Specimen and apparatus for implant test

4. 低温割れの限界応力と残留水素濃度の関係

4.1 実験方法

著者らが考案したインプラント試験機およびインプラント試験片 (Fig. 4) を用いて、低温割れの限界応力 σ_{Imb} (インプラント試験片の最小断面の平均応力) と残留水素濃度 H_R の関係を求めた。Table 3 に実験に使用した高張力鋼 HT80, 溶接棒 E11016, E9016 の化学成分, 機械的性質を示す。溶接金属の初期水素濃度 H_0 の近似値として JIS 法に準じて水銀捕集した飽和水素濃度 H_M を使用した。(Table 1(a) の No. 1, 2 は 17000 J/cm で溶接後, 200°C で急冷したときの値であり, JIS 法では大体 500°C で急冷されているから, $H_M > H_R = 15$ となり, $H_0 = 18 \approx H_M$ と考えられる。) 水素濃度は 300°C で 90 分間乾燥した溶接棒および 450°C で 90 分間乾燥後に水蒸気発生装置で 1 時間水蒸気を吸収させた溶接棒を用いて変化させた。

また, $\Sigma D\Delta t$ は入熱を 17000 J/cm と一定にし, 予熱温度, バッキングプレートの板厚によって変化させた。溶接は全自動溶接機で行なった。

4.2 実験結果と考察

Fig. 5 は従来よく用いられている 100°C までの冷却時間 t_{100} と応力 σ_{Imb} の関係を示している。図より従来の整理では初期水素濃度 H_0 が変化すると低温割れの限界応力曲線が異なることがわかる。

Fig. 6 は応力 σ_{Imb} とボンド部が 100°C に冷却したときの溶接金属 100 g F₀ 当りの残留水素濃度 H_R の関係を示している。ボンド部の温度が 100°C に冷却したときの残留水素濃度は近似式 (2) と式 (1) のビードオンプレートの式を組み合わせた次式

Table 3 Chemical compositions and mechanical properties

	Chemical composition (%)											Mechanical property		
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	B	Y.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	El. (%)
Steel HT80	0.10	0.26	0.85	.009	.003	0.17	1.10	0.55	0.42	.03	.001	79	84	38
Electrode L-80	0.07	0.41	1.10	.014	.004	-	2.54	0.14	0.37	-	-	74	61	24
LBM62S	0.08	0.64	1.30	.012	.005	-	1.03	-	0.26	-	-	61	72	27

Y.S. = Yield Strength T.S. = Tensile Strength
 L-80 = electrode corresponding to AWS E11016-G
 LBM62S = electrode corresponding to AWS E9016-G
 HT80 = 80kg/mm² class high strength steel
 El. = Elongation

Fig. 5 Relation between cooling time t_{100} (between 1500°C and 100°C) and net stress σ_{Imp}

Fig. 6 Relation between residual hydrogen content at temperature 100°C and net stress σ_{Imp}

$$H_R = H_0 \exp\{-75(0.76t_{100} + 6.3t_{200}) \times 10^{-5}\} \dots (3)$$

ただし, t_{100} , t_{200} の単位は秒

と初期水素濃度 ($H_0 \approx H_M$ と考えた) を用いて, t_{100} , t_{200} の実験値より求めている. 図中の曲線は低温割れの限界応力と残留水素濃度の関係を示している. 図より初期水素濃度 H_0 が4種類 (○印は E11016 乾燥棒, ◇印は E11016 水蒸気吸収棒, △印は E9016 乾燥棒, □印は E9016 水蒸気吸収棒) 変化しているにもかかわらず, 限界応力-残留水素濃度の曲線がほぼ一本で表わされていることがわかる.

残留水素濃度 $H_R=0$ の実験値 (●印, ▲印) はインプラント試験片をビードオンプレート溶接した後に炉内で 400°C, 2 時間の脱ガス処理を行なった後に引張試験をして求めた. 図中の限界応力 ($\sigma_{Imp})_{cr}$ と残留水素濃度 H_R の曲線の実験式を求めると $H_R \geq 0.1$ ml/100 g の場合には次式となる.

$$(\sigma_{Imp})_{cr} = -A_1 \log H_R + H_2 \text{ (kg/mm}^2\text{)} \dots (4)$$

ただし, $\begin{cases} A_1 = 73 \text{ (kg/mm}^2\text{)} \\ A_2 = 83 \text{ (kg/mm}^2\text{)} \end{cases}$

式 (1), 式 (4) より, 今回用いた HT 80 の低温割れ防止条件はインプラント試験の場合には

$$2.4 \times 10^3 (\Sigma Ddt)_{cr} \geq (\sigma_{Imp})_{cr} + 32 \ln H_0 - 83 \dots (5)$$

ただし, $(\sigma_{Imp})_{cr} < \sigma_n$ の場合, $(\Sigma Ddt)_{cr}$: 低温割れ防止に必要な熱因子の限界値

となる. 式 (5) より応力 σ_{Imp} , 水素濃度 H_0 が与えられた場合には, 割れ防止に必要な予後熱条件が式 (3) や Johnson, Hill の拡散定数を用いて決定されるようになる.

式 (4) の係数 A_1 , A_2 は熱影響部粗粒域の延性と関係しているものと思われる. 熱影響部粗粒域の延性は化学成分, 熱サイクル (ボンド部における 800°C から 500°C までの冷却時間) などと関係しており, P_{CM} , C_{eq} , 粗粒域の硬さ H_V との関係が報告されている. このため, Fig 6. の限界応力-残留水素濃度の曲線は P_{CM} , C_{eq} , H_V により変化するものと考えられる. 今回の実験ではボンドから HAZ 側に約 200 μ 離れた点のビッカース硬さ (荷重 1 Kg) は 300 (予熱温度 200°C) から 350 (予熱なし) と変化した, 限界曲線はあまり変化していない.

5. 結 論

- 1) 溶接金属部の残留水素濃度と水素のパラメータである熱因子 ΣDdt の関係を実験により研究し, ビードオンプレート, Y 開先の実験式を導いた. (式 (1) 参照)
- 2) ボンド部が 100°C に冷却したときの熱因子 $(\Sigma Ddt)_{100}$ の実験式を求め, 凝固温度から 200°C および 100°C までの冷却時間 t_{200} , t_{100} (秒) より熱因子の値 $(\Sigma Ddt)_{100}$ が求められるようにした. (式 (2) 参照)
- 3) インプラント試験を用いて低温割れの限界応力—残留水素濃度の曲線が初期水素濃度 H_0 が変化してもほぼ一本の曲線で表わされることを示した. (Fig. 6 参照)

謝 辞

本研究の一部は文部省科学研究費の援助を受けて行なわれた.

また本研究に協力された兼松尚史技官, 伊与剛士工学士に深く感謝いたします.

参 考 文 献

- 1) 鈴木春義: 鋼材の溶接割れ, 溶接学会技術資料 No. 1, 1976年 p. 27
- 2) 藤井忠臣: 溶接割れにおよぼす水素の影響, 溶接技術, 1973年 5月号 pp. 21~26
- 3) E. W. Johnson, M. L. Hill: The Diffusivity of Hydrogen in Alpha Iron, Transactions of the metallurgical society of AIME Vol. 218, December, 1960, pp. 1104~1112