

解析解による溶接 HAZ 部の応力誘起水素拡散挙動 解析と水素感受性評価

横堀 壽光¹ 櫛田 隆弘² 大見 敏仁¹

¹東北大学大学院工学研究科

²住友金属工業株式会社総合技術研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 70, No. 6 (2006), pp. 489-494
© 2006 The Japan Institute of Metals

The Stress Induced Hydrogen Diffusion Behavior and the Sensitivity of Hydrogen Embrittlement at the Heat Affected Zone of Weld Part Based on Analytical Solution

A. Toshimitsu Yokobori Jr¹, Takahiro Kushida² and Toshihito Ohmi¹

¹Graduate School of Engineering Department of Nanomechanics, Tohoku University, Sendai 980-8579

²Sumitomo Metal Industries, Ltd., Amagasaki 660-0891

The analytical solution of hydrogen diffusion and concentration around the heat affected zone of weld part was derived by taking account for the effect of residual stress on hydrogen concentration. Based on the theoretical analysis, the sensitivity of hydrogen embrittlement was formulated and it is proportional to DK^2 , where D is diffusion coefficient, K is stress gradient term of residual stress approximated by linear function. It was in good agreement with that previously obtained by numerical analysis.

This result shows that the law of hydrogen sensitivity is commonly valid independent of boundary condition when the distribution of residual stress is approximately written by linear functions of the distance in the heat affected zone. Furthermore the analysis of the period when hydrogen embrittlement becomes remarkable was conducted. This result enables us to predict the behavior of hydrogen embrittlement at the heat affected zone of weldment.

(Received January 13, 2006; Accepted April 10, 2006)

Keywords: hydrogen embrittlement, hydrogen diffusion, analytical solution, heat affected zone, residual stress

1. 緒 言

溶接において、熱影響部に割れが発生することが指摘されている¹⁻⁷⁾。その原因として熱影響部(HAZ部)で、水素拡散による材料の脆化がおこることが指摘されている⁷⁻⁹⁾。したがって、水素がどのようにHAZ部の中を拡散・凝集するか明らかにすることは重要である。このような観点から、溶接部近傍の水素拡散挙動を解析することが試みられてきた^{10,11)}。

ところで、水素拡散・凝集挙動には、材料内部に作用している静水圧応力勾配の効果が大きな影響を与えている¹²⁻¹⁵⁾。したがって、水素の凝集は、静水圧応力、 σ_p の局所最大領域において、顕著に現れることが指摘されている^{12,13,16)}。

ところで、溶接材HAZ部近傍において、残留応力が作用していることが指摘されている^{17,18)}。しかしながら、溶接部近傍における水素拡散・凝集挙動の数式的取り扱いにおいて、凝集挙動に影響を与えるHAZ部残留応力による応力勾配の効果を考慮した解析は、数値的には先駆的に行われているが⁹⁻¹¹⁾、系統的な解析を行って、普遍的な法則を導くには到っていない。とくに、解析的に厳密解を求めて、水素凝集挙動を定式化した試みはない。

また、水素拡散挙動は、拡散係数が $D = D_0 \exp(-Q/kT)$ (Q : 活性化エネルギー, k : ボルツマン定数, T : 絶対温度)なる熱活性化過程の式で表されることから、温度変化には敏感である。

したがって、溶接部は、溶接後、冷却されていくことから、温度変化による拡散係数や降伏応力の変化を考慮した水素拡散挙動の解析も溶接性能改善という観点から重要である。いままで、数値解析的手法でこれらを考慮した解析が行われていたが^{10,11)}、その特性を普遍化するためには解析的手法による厳密解の導出が必要である。

そこで、本研究では、偏微分方程式の厳密解を求める方法を用いて、HAZ部の残留応力勾配の効果を考慮した水素拡散凝集問題を解析的に解いた。さらに、溶接後の温度低下による拡散係数や降伏応力変化を考慮して溶接部における割れ発生に及ぼす力学的効果と潜在き裂の水素脆化敏感性を明らかにした。

2. 溶接 HAZ 部残留応力場での水素拡散に関する基礎式と解析結果

溶接部(A部)に産出した水素が Fig. 1 に示される HAZ 部(B部)も含めた残留応力分布^{17,18)}のもとでその応力勾配によ

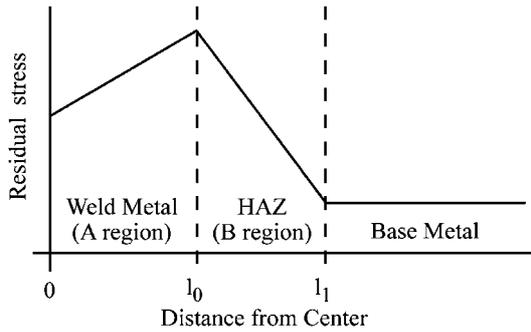


Fig. 1 Residual stress distribution at the heat affected zone.

ってどのような拡散凝集挙動を示すか解析する。応力勾配を持つ水素拡散の基礎式は式(1), 式(2), 式(3)で表される^{14,15)}。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \nabla^2 C + \frac{D}{RT} \nabla C \cdot \nabla v \quad (1)$$

$$v = -\sigma_p \Delta V \quad (2)$$

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \left(\nabla^2 C - \frac{\Delta V}{RT} \nabla C \cdot \nabla \sigma_p \right) \quad (3)$$

ここに, ΔV : 溶質原子が入ることによる体積増加量¹⁹⁾, σ_p : 静水圧応力 ($= (\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z)/3$), R : 気体定数, T : 絶対温度, C : 水素濃度, D : 拡散係数である。2次元問題において保存系では $\nabla^2 \sigma_p = 0$ となる。

また, この問題において X 方向の物質移動を考えると式(4)を得る。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} - \frac{D \Delta V}{RT} \frac{\partial C}{\partial x} \frac{\partial \sigma_p}{\partial x} \quad (4)$$

溶接部と HAZ 部の残留応力分布は, 実験および熱弾塑性解析によっても Fig. 1 に示される分布となることから^{17,18)} 式(5)に従うとして, 1次元モデルにて解析を行う。

$$\frac{\partial \sigma_p}{\partial x} = K_r (\text{定数}), \quad \frac{\partial \sigma_p}{\partial y} = 0, \quad \frac{\partial C}{\partial y} = \frac{\partial^2 C}{\partial y^2} = 0 \quad (5)$$

本来は, 領域 A+B について式(4)を解くべきである。しかし解析解では, A 領域と B 領域の解を求めてそれを解析接続する必要があり, 厳密解が得られにくいことが2次元の解析において示されている¹⁹⁾。一方, 水素が凝集するとすれば最大残留応力部, $x = l_0$ に凝集しうることが式(4)の視察によりわかる。したがって, $x = l_0$ における水素凝集濃度は, 時間の経過とともに, 式(4)において, $\partial C / \partial t = 0$ とおいた定常解に漸近すると考えて, この定常解と $\partial C / \partial t \neq 0$ なる遷移解を組み合わせる方法で A 領域に限定して本モデルを解析した。

式(5)の関係を用いると式(6)を得る。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} - \frac{DK_r \Delta V}{RT} \frac{\partial C}{\partial x} \quad (6)$$

式(6)に対して式(7)に示す無次元化を行うと式(8)を得る。

$$C^+ = C/C_0, \quad x^+ = x/l_0, \quad t^+ = Dt/l_0^2 \quad (7)$$

$$\frac{\partial C^+}{\partial t^+} = \frac{\partial^2 C^+}{\partial x^{+2}} - K \frac{\partial C^+}{\partial x^+} \quad (8)$$

但し, $K = K_r \Delta V l_0 / RT$, C_0 は $x=0$ における初期水素濃度で

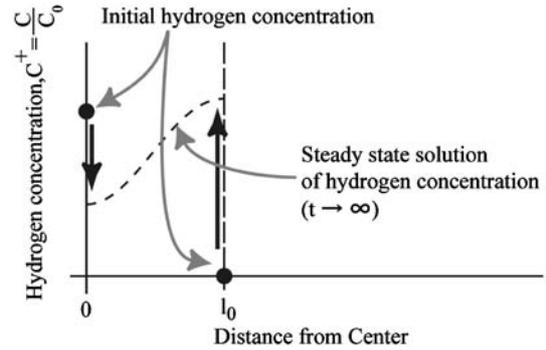


Fig. 2 Initial and boundary condition and a predicted steady state solution of hydrogen concentration.

ある。

初期条件と境界条件を以下に与える (Fig. 2)。また, 図中に $t^+ \rightarrow \infty$ における定常解による水素濃度予想分布も示した。

$$t^+ = 0, \quad x^+ = 0 \text{ で } C^+ = 1 \quad (9a)$$

$$x^+ = 1 \text{ で } C^+ = 0 \quad (9b)$$

式(8)の解は Fig. 2 に示されるような $t^+ \rightarrow \infty$ における解(定常解), $C_s^+(x)$ とそこに到るまでの遷移解, $C_{tr}^+(x^+, t^+)$ により式(10)で表される。

$$C^+(x^+, t^+) = C_s^+(x^+) - C_{tr}^+(x^+, t^+) \quad (10)$$

定常解 $C_s^+(x^+)$ は式(8)で $\partial C^+ / \partial t^+ = 0$ として解くことにより

$$C_s^+(x^+) = L_1 e^{Kx^+} \quad (11)$$

で与えられる。ここで, 最大引張静水圧応力場の位置に水素が凝集していくことから, $t^+ \rightarrow \infty$ における水素濃度を表す $C_s^+(x)$ は Fig. 2 における, $x = l_0$ の位置で高くなると考えられる。

遷移解

遷移解については式(8)を式(12)に示す変数分離で解くことにより得られる。

$$C^+ = g(x^+) h(t^+) \quad (12)$$

式(12)を式(8)に代入すると式(13a)から式(13b)と式(13c)が得られる。

$$\frac{h'}{h} = \frac{g'' - Kg'}{g} = -\lambda \quad (\lambda > 0) \quad (13a)$$

$$h'(t^+) + \lambda h(t^+) = 0 \quad (13b)$$

$$g''(x^+) - Kg'(x^+) + \lambda g(x^+) = 0 \quad (13c)$$

式(13c), 式(13b)を解き, 式(12)に代入する。式(12)と式(11)を式(10)に代入して, 式(9a), 式(9b)の初期条件と境界条件を用いて積分定数を求めると, 式(14)が得られる。この式が, 定常解に漸近する遷移解, すなわち式(8)の解となる。但し, 解におけるフーリエ級数は $n=1$ として, その第1項を用い, $n \geq 2$ の項は微小として除外した。

$$C^+ = C_{sats}^+ e^{K(x^+-1)} + e^{-\lambda t^+} e^{(1/2)Kx^+} \left[(1 - C_{sats}^+ e^{-K}) \cos \frac{\pi}{2} x^+ - C_{sats}^+ e^{-(1/2)K} \sin \frac{\pi}{2} x^+ \right] \quad (14)$$

ここに, $\lambda = (K^2 + \pi^2)/4$ である。また, C_{sats}^+ は $x^+=1$ の最大残留応力場において $t^+ \rightarrow \infty$ で達成される水素凝集飽和濃度である。式(14)から得られる, 時間の経過に対する水素

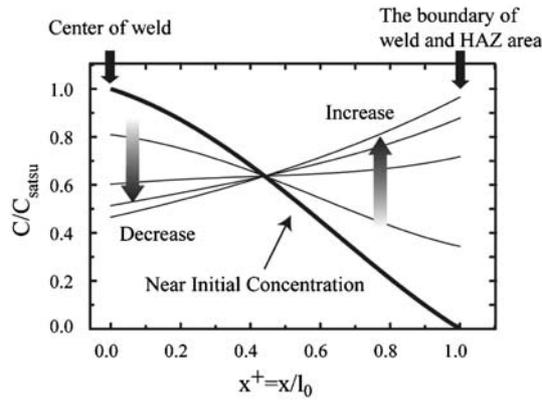


Fig. 3 Time sequential characteristics of hydrogen concentration of transition solution.

濃度分布の変化特性を Fig. 3 に示す. 水素濃度分布が時間の経過と共に定常解に遷移していく挙動が示されている.

x^+ における水素濃度の時間変化量は式 (15) で表される.

$$\Delta C_L^+ = \int_0^{t^+} \frac{\partial C^+}{\partial t^+} = \left[C_{satsu}^+ e^{-(1/2)K} \sin \frac{\pi}{2} x^+ - (1 - C_{satsu}^+ e^{-K}) \times \cos \frac{\pi}{2} x^+ \right] \times e^{(1/2)Kx^+} (1 - e^{-\lambda t^+}) \quad (15)$$

ここで, 有次元変数にもどすと, $x=0$ および $x=l_0$ における時間に対する水素濃度変化量は以下のように表される.

$$\Delta C_L = (C_{satsu} e^{-K} - C_0) (1 - e^{-\lambda(D/a^2)t}) \quad x=0 \quad (16a)$$

$$\Delta C_L = C_{satsu} (1 - e^{-\lambda(D/a^2)t}) \quad x=l_0 \quad (16b)$$

水素の凝集位置は, $x=l_0$ であることから, 式(16b)において, $\Delta C_L = C_{cr}$ (臨界水素濃度) となる時の時間を t_{cr} とすると, 式 (17a) が導かれる.

$$t_{cr} = \frac{l_0^2}{D} \frac{4}{(\pi^2 + K^2)} \ln \frac{C_{satsu}}{(C_{satsu} - C_L)} \approx \frac{1}{DK^2} \quad (17a)$$

この逆数, $1/t_{cr}$ は水素脆化速度に対応し, 水素脆化感受性を表すことから, これを HE パラメータ (Hydrogen Embrittlement Parameter) とすると式 (17b) を得る.

$$HE = \frac{1}{t_{cr}} \approx DK^2 \quad (17b)$$

この式は, より現実的な水素濃度分布の初期条件を考慮に入れて数値解析を行って得られた, 式 (18)²⁰⁾ と定量的によく一致した.

$$\frac{1}{t_{cr}} \approx DK^{2.1} \quad (18)$$

本問題において, 数値解析は, 任意の残留応力場や初期水素濃度分布, さらに加熱, 冷却過程といった熱伝導による温度変化と連成された条件を取り扱う場合²⁰⁾ に解析的取り扱いでは困難となるので必要となる. しかし, 本モデルで解析した解と数値解とが一致した事実は, その数値解析手法の精度的妥当性を示すばかりではなく, 式 (4) に示される拡散方程式の右辺第 2 項の応力勾配項が線形則に従うときに, 水素凝集特性が初期水素濃度分布条件によらず, 普遍的に DK^2 則に従うことも示している. すなわち, 局所応力勾配項が水素凝集挙動特性の主たる力学支配因子となることを示している.

3. 冷却過程における溶接 HAZ 部のき裂成長に関する水素脆化感受性の解析結果

第 2 節で示した局所最大応力場で $\Delta C_L = C_{cr}$ となる $t = t_{cr}$ において, き裂が発生すると考える. き裂が発生した後は, その成長挙動が問題となる.

以前に, Fig. 4 に示されるき裂先端近傍での局所応力勾配の下での水素凝集挙動に関する解析を行ってきた. ここで, σ_{ys} (降伏応力) として水素脆化である板バネ鋼の値 (1442 MPa) を用いている¹²⁾. その結果, 弾塑性局所静水圧応力場 σ_P が大きい時, Fig. 5 に示されるような弾塑性境界への水素凝集が生じることを明らかにした¹²⁾. この時, σ_P 最大領域で水素凝集濃度, C が臨界値, C_{cr} となる時間 t_{cr} は式 (19a) で表されることを明らかにした¹³⁾.

$$\frac{1}{t_{cr}} = 2.1 \times 10^6 \left(\frac{D}{b^2} \right) \left(\frac{\sigma_{ys}}{E} \right)^6 \left(\frac{K_1}{E\sqrt{b}} \right)^{-4.5} \quad (19a)$$

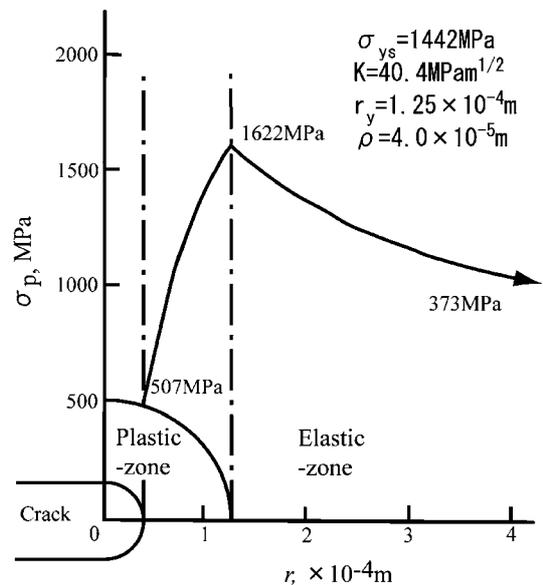


Fig. 4 Elastic-Plastic stress field around a crack tip.

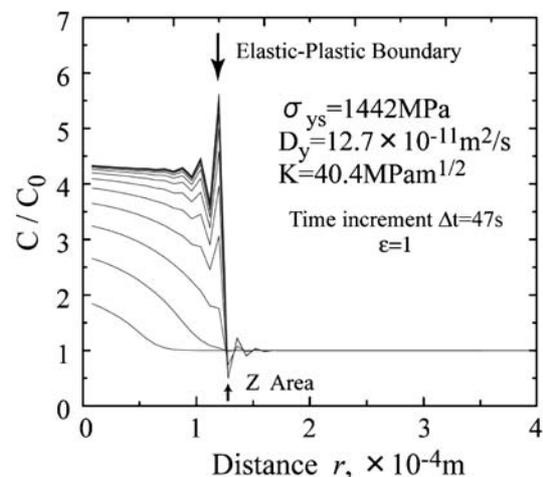


Fig. 5 Hydrogen concentration distribution around a crack under constant stress condition.

本式は $1/t_{cr}$ を水素脆化速度とする水素脆化感性を表す式として用いられ、 HE パラメータとして(19b)のように提言している¹³⁾。

$$HE = \left(\frac{D}{b^2}\right) \left(\frac{\sigma_{ys}}{E}\right)^6 \left(\frac{K_1}{E\sqrt{b}}\right)^{-4.5} \quad (19b)$$

但し、 $b = 3 \times 10^{-7}$ mm (バーガースベクトル)、 E : ヤング率 [MPa \sqrt{m}], σ_{ys} : 降伏応力, K_1 : 応力拡大係数 [MPa \sqrt{m}], T : 絶対温度である。

鋼中の水素拡散係数は式(20)で表される²¹⁾。

$$D = 7.60 \times 10^{-4} \exp\left(-\frac{1157}{T}\right) \text{ [cm}^2/\text{s]} \quad (20)$$

冷却による温度変化は実験結果をもとにして^{21,22)}近似的に式(21)で表される。

$$T = \left(\frac{27260}{t+57} + 300\right) \text{ [K]} \quad (21)$$

降伏応力, σ_{ys} と温度, T の関係は、実験結果²³⁾を基にして、これを解析に用いるために式(22)で近似した。

$$\sigma_{ys} = 20 \left(\frac{T}{T_0}\right)^{-1.39} \quad (22)$$

但し、 $T_0 = 273$ K である。

式(19)に、式(20)~(22)を代入すると水素脆化速度(水素脆化感性)を表す式(23)が得られる。

$$HE \approx \frac{C}{t_{cr}} = 1.77 \times 10^{16} \left(\frac{20}{E}\right)^6 \exp\left(-\frac{1157}{T}\right) \left(\frac{273}{T}\right)^{8.34} \quad (23)$$

ここに、 $C = (K/E\sqrt{b})^{4.5}$ である。

水素脆化感性を表す式(23)の時間特性を Fig. 6 に示す。水素脆化感性は HE によって評価され、 HE が大きいほど敏感と考えられる。き裂材に対して K_1 = 一定と考えると、Fig. 6 の結果から HE 値は、冷却時間が $t = 3000$ s に到達するまで急激に増加して、その後、飽和していく。すなわち、溶接後の冷却に伴って生じる水素脆化感性は、冷却時間の経過とともに増加し、冷却時間が、 $t = 3000$ s 程度から顕在化していくと考えられる。また、水素凝集は式(18)に示したように応力勾配 K の 2 乗に依存する。 K は材料の降伏応力が高いほど大きくなることから、本現象は高強度材料において、より顕著に発現することが示唆される。

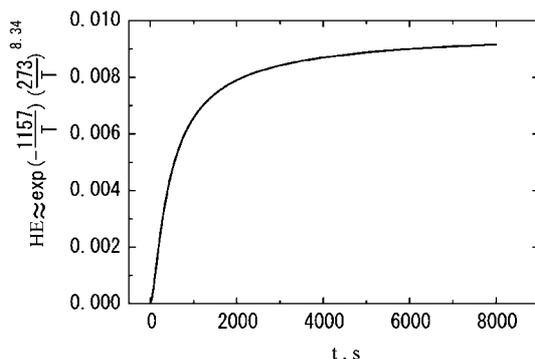


Fig. 6 Time sequential characteristics of the sensitivity of hydrogen embrittlement.

4. 冷却過程における溶接 HAZ 部のき裂成長速度特性に及ぼす水素脆化感受性の時系列特性

Fig. 4 に示すき裂先端近傍の弾塑性応力場の下で、水素は弾塑性境界の σ_p 最大領域 (Z Area) に凝集する^{12,13)} (Fig. 5). そこで、水素の凝集濃度がある臨界値に達した時に、水素脆化による微視き裂が発生し、主き裂と連結するとする^{13,19)}. 水素脆化が原因となるき裂成長挙動はこのような間歇的成長挙動 (subcritical growth) を示し、そのき裂成長増分も塑性域長さとして計算されている¹⁹⁾. そこで、本機構により成長するき裂長さ増分を、塑性域長さ r_Y とした。したがって、き裂成長速度は式(24)で与えられる。

$$\frac{da}{dt} = \frac{r_Y}{t_{cr}} \quad (24)$$

r_Y は式(25)で与えられる²³⁻²⁵⁾。

$$r_Y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_1}{\sigma_{ys}}\right)^2 \quad (25)$$

また、腐蝕溶解活性化領域は負荷応力によるき裂先端開口変位 ϕ に比例すると考える。

ϕ は式(26)で与えられる²³⁻²⁵⁾。

$$\phi = \frac{k+1}{8G} \frac{K_1^2}{\sigma_Y} \quad (26)$$

式(24)~(26)から式(27)を得る。

$$\frac{da}{dt} = A_0 \left(\frac{\phi}{\phi_0}\right) \left(\frac{r_Y}{t_{cr}}\right) \quad (27)$$

但し、 ϕ_0 は初期応力拡大計数値におけるき裂先端開口変位、 A_0 は定数である。

式(19)、(25)、(26)を式(27)に代入すると式(28)が得られる。

$$\begin{aligned} \frac{da}{dt} &= A_0 \frac{10^6}{\pi} \left(\frac{E\sqrt{b}}{K_0}\right)^2 \frac{D}{b} \left(\frac{K_1}{E\sqrt{b}}\right)^{-0.5} \left(\frac{\sigma_{ys}}{E}\right)^4 \\ &= L \frac{D}{b} \left(\frac{\sigma_{ys}}{E}\right)^4 \left(\frac{K_1}{E\sqrt{b}}\right)^{-0.5} \end{aligned} \quad (28)$$

K_1 の変化による寄与は $K_1^{-0.5}$ であることから少ないと考えると式(29)を得る。

$$\frac{da}{dt} \approx L \frac{D}{b} \left(\frac{\sigma_{ys}}{E}\right)^4 \quad (29)$$

式(20)、(21)および(22)を用いることにより

$$\frac{da^*}{dt} = \frac{1}{L} \frac{da}{dt} = \frac{122}{bE^4} \exp\left(-\frac{1157}{T}\right) \left(\frac{273}{T}\right)^{5.56}, \quad (30)$$

$$P = \exp\left(-\frac{1157}{T}\right) \left(\frac{273}{T}\right)^{5.56}, \quad (31)$$

を得る。

P はき裂成長速度に及ぼす水素脆化感性を示すものである。冷却時間と P の関係を式(31)からもとめたものを Fig. 7 に示す。

本結果から、溶接 HAZ 部にき裂が存在する時、冷却開始後、約 3000 秒後に、き裂成長速度が最大値に飽和し、その後、き裂成長速度が加速される領域が続く。したがって、Fig. 6 と Fig. 7 の結果から、水素脆化感性と水素脆化によるき裂成長速度が飽和最大値に達する 3000 秒が、溶接後

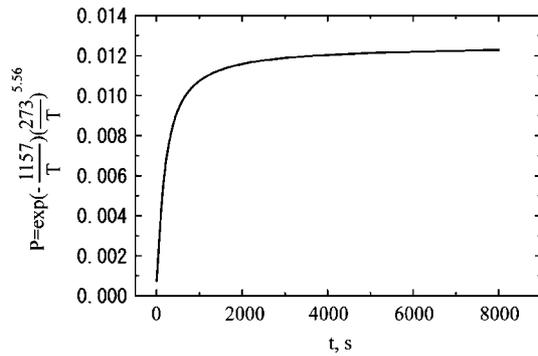


Fig. 7 Acceleration characteristics of crack growth rate caused by hydrogen embrittlement during the cooling process at weld part.

の冷却過程におけるき裂成長開始を規定する過程と考えられ、き裂検知にとっても注目すべき期間と考えられる。従来の解析結果⁹⁾では、20分程度で水素濃度が飽和するが、実際には水素濃度は溶接終了後、数日増加し続けることが指摘されている⁹⁾。それに対して、本研究結果は、溶接後1時間以上経過してから高水素濃度が維持されることを示している。したがって、実際の結果から判断しても本論文で考慮した残留応力の効果は実際の溶接部水素脆化割れに影響力を有していることがわかる。また、3節で述べたように高強度鋼において、本現象は、より顕著に発現する。

5. 解析解と数値解析解についての考察

本論文では、第2節の溶接部残留応力場での水素拡散凝集解析を定常解と遷移解を組み合わせた解析的手法を提示して行った。また、第3節と第4節における、き裂が発生した後の水素脆化感性についての解析は、すでに行ったき裂先端近傍の応力場による水素拡散凝集挙動の数値解析結果¹³⁾を用いて行った。ところで解析解と数値解析解はそれぞれ固有の特徴を有しており、その優位性を論じることは必ずしも容易ではない。

例えば、第2節で示した解析解においては、残留応力場における水素濃度分布の時間変化は、境界では設定した境界条件に則して変化するが、その間の領域での水素濃度分布は、解となる連続関数で表されることが想定されている。すなわち、水素濃度分布は Fig. 3 に示されるように偏微分方程式の解として得られる式(14)で表される連続関数で与えられ、濃度分布も滑らかに連続的に変化する。

しかしながら、数値解析解による水素濃度分布は、すでに著者等が示したように差分による離散化手法により残留応力の最大領域に局所的に凝集し²⁰⁾、解析解とはかなり異なった水素濃度分布となっている。水素の最大応力部への局所的凝集は、Fig. 4 と Fig. 5 に示されるき裂先端近傍における水素濃度分布の数値解析解^{12,13)}からも理解され、水素濃度分布は必ずしも連続関数に従って滑らかに変化するのではなく、かなり局所的に凝集することが示されている。

一方、数値解析解の精度は、差分などによる構造的近似による離散化誤差と数値解析の収束安定性や丸めの誤差が介在

し、その評価が必要になる。したがって、数値解は、可能なところでの解析解とのマッチングによる解の精度検討が必要となる。本論文の第2節では、局所残留応力最大領域での水素凝集特性が両者できわめて良く一致することが示された。このことから、本論文で求めた解析解と以前に著者等が求めた数値解析解²⁰⁾を組み合わせることにより、残留応力場が線形近似できる場合の水素脆化感性を表す式(17b)および式(18)の普遍妥当性と、解析領域にわたる正確な水素濃度の局所分布が得られることが示された。

水素拡散挙動と水素濃度分布を実験的に求めることはそれほど容易ではないことから計算科学による手法も重要となることが想定される。このような場合、解析解と数値解析解の特性を理解して適切に組み合わせることで、現実の水素脆化問題への応用が可能となろう。

6. 結 論

(1) 溶接部と HAZ 部における残留応力勾配下での水素拡散解析において、本研究で行った近似的物理モデルと境界条件での解析解と、実際の条件に則した物理モデルと境界条件を用いた数値解析解とで、水素凝集域での水素濃度が臨界値に達するまでの時間は、いずれも $HE \approx DK^2$ の関係で表され、両者の結果は、ほぼ一致した。このことは、水素拡散挙動の支配因子が、物理モデルや境界条件ではなく、水素拡散基礎方程式における水素凝集駆動力である応力勾配項であることを示しており、局所残留応力勾配が直線で近似される時の普遍的法則と考えられる。

(2) 溶接部と HAZ における冷却過程において、水素脆化が顕著になる時間は、冷却開始後約1時間(3000 s)以降であり、その後一定値を保ちつづけることが解析結果より明らかとなった。本結果は、実際に溶接終了後、数日にわたって溶接部で水素が凝集し続けるという結果を裏付けるものであり、水素濃度に本解析で考慮した局所応力勾配項が大きく影響することを示している。

本研究に種々貴重な御討論を頂きました有持和茂博士(住友金属工業株式会社)に深く謝意を表します。

文 献

- 1) F. Watkinson, R. G. Baker and H. F. Tremlett: Brit. Weld. J. **10-2**(1963) 54-62.
- 2) T. Boniszewski and R. G. Baker: Brit. Weld. J. **12-7**(1965) 345-362.
- 3) H. Suzuki and M. Inagaki: IIW Doc. IX-408-64.
- 4) C. D. Beachem: Metallurgical Trans. **3-2**(1972) 437-451.
- 5) H. Sasaki, K. Watanabe, S. Kirihara and I. Sejima: IIW Doc. IX-784-72.
- 6) Y. Ito and K. Bessyo: IIW Doc. IX-576-68.
- 7) T. Wada, T. Terasaki and S. Igi: Quarterly Journal of the Japan Welding Society **15**(1997) 314-320.
- 8) T. Terasaki, H. Harasawa, M. Sakaguchi, M. Sakashita and S. Kunihiko: Journal of JWS **50-12**(1981) 1171-1178.
- 9) N. Yurioka and T. Yatake: Journal of JWS **45-7**(1976) 521-527.
- 10) K. Kahira, T. Yatake and N. Yurioka: Quarterly Journal of JWS **43-9**(1974) 921-930.
- 11) K. Sato, T. Terasaki and Y. Yamashita: Journal of JWS **48-7**(1979) 504-509.

- 12) A. T. Yokobori, Jr., T. Nemoto, K. Satoh and T. Yamada: Eng. Fract. Mech. **35-1**(1996) 47-60.
- 13) A. T. Yokobori, Jr., Y. Chinda, T. Nemoto, K. Satoh and T. Yamada: Corro. Sci. **44**(2002) 407-424.
- 14) R. A. Oriani: *Hydrogen in metals, Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking*, 32, eds. R. W. Staehle, A. J. Forty and D. Van Rooyen (NACE, Houston, 1969).
- 15) P. G. Shewman: *Diffusion in solid*, (McGraw-Hill, New York, 1963).
- 16) W. W. Gerberich, R. A. Oriani, M.-J. Lii, X. Chen and T. Foecke: Phil. Mag. A **63-2**(1991) 363-376.
- 17) M. Hayashi, M. Ishiwata, Y. Morii and N. Minakawa: J. Soc. Mater. Sci., Japan **45**(1996) 772-778.
- 18) M. Mochizuki, N. Saito, S. Sakata and H. Uozumi: Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. **61A**(1996) 808-813.
- 19) H. R. Leeuwen: Corrosion **31**(1975) 42.
- 20) K. Takei and A. Toshimitsu Yokobori, Jr.: Key Engineering materials **261-263**(2004) 931-936.
- 21) C. Sykes, H. Burton and C. C. Gegg: J. Iron Steel Inst **156**(1947) 155.
- 22) T. Hujii and H. Nakajima: Preprint of the 65th. committee meeting of weld **WM-616-76**(1976).
- 23) T. Yokobori: *Strength and Fracture Mechanics* (in Japanese), Second Edition, (Iwanami Press, 1974) pp. 193.
- 24) D. S. Dugdale: J. Mech. Solids **7**(1960) 1.
- 25) B. A. Bilby, A. H. Cottrell and K. H. Swinden: Proc. Roy. Soc. **A-272**(1963) 304.