局部的水素脆性に基づく SCC き裂進展の 破壊力学的考察

大西 忠一*・東 健司*

Application of fracture mechanics to propagation of stress corrosion
crack based on localized hydrogen embrittlement

UDC: 669. 71 '721: 620. 194

Tadakazu OHNISHI* and Kenji HIGASHI*

In order to estimate quantitatively and theoretically, the SCC test results for Al-8%Mg alloy were analyzed with applying the fracture mechanics, based on the presumption that the principal determining parameter in SCC is the localized hydrogen embrittlement at near the crack tip. Theoretically, the high hydrogen concentration is appeared to be unable to produce through the hydrostatic stress induced diffusion only, in the case of lower yield strength materials such as one discussed here. Thus the concentration due to the increase of plastic strain was discussed by the strain field analysis, assumed that the hydrogen content at near the crack tip can increase proportionally with an increase in dislocation density associated with the plastic yielding within the plastic zone. Results of analysis for the moving crack with continuous hydrogen supply from an environment, showed that the extremely high concentration can be induced within the plastic zone, and that the theoretical prediction can be very closely consistent with the actual behavior of the alloy discussed. Nucleation and propagation of SCC crack were also considered with the fracture mechanics.

(Received March 15, 1984)

1. 緒 言

アルミニウム合金の応力腐食割れ (SCC) 発生機構に関しては、古くから指摘されているアノード溶解の寄与とともに、最近水素脆性 (HE) の寄与が強い関心を集めている¹⁾。筆者らも Al-8% Mg 合金を素材にした研究により、この合金の SCC がき裂先端に形成された局所的 HE 領域内での脆性き裂発生に基づく現象であることを認めた^{2)~7)}。SCC に対する支配因子として HE を考える観点に立てば、SCC き裂先端における水素集積とそれによる局所的脆化がどのようにして生じるかが最も重要である。SCC き裂の前方が局所的に HE を起こしていることは先行水素脆化域 (HEZ) を生じることや、HEZ 前方のストレッチ・ゾーン (SZ) が小さくて局所的靱性値の低下が認められることなどより分かる^{6)~7)}。前報⁷⁾では Al-8% Mg 合金の SCC き裂伝ば特性と HEZ や SZ の変化との関係を調べ、これらが破

壊の発生に及ぼす水素の影響として説明できることを明らかにした。しかし、これらの関係を定量化し、破壊機構と結びつけるにはき裂先端に形成される水素濃度分布を知ることが必要になる。

本報は、SCC き裂先端に生じる水素濃度分布をそこでの応力、ひずみ場との関係で考察し、これに基づいて前報で示した関係 (Fig. 1)⁷⁾を定量的に説明し、併せて SCC き裂の発生、伝ば機構を破壊力学的に説明することを試みたものである。解析に使用したデータは Al-8% Mg 合金のもので、その主な材料特性は Table 1 に示している。この材料の機械的性質や SCC 特性、HE 特性などの詳細については筆者らの既報^{2)~12)}を参照されたい。

2. SCC き裂先端での水素濃度分布

2.1 応力場による水素集積

SCC 環境中において水素浸透が生じ、き裂先端近傍

* 大阪府立大学工学部 (堺市)。Faculty of Engineering, University of Osaka Prefecture. (Sakai).

Table 1 Tensile properties and fracture toughness values of the specimen.

tensile properties			flow curve $\sigma = \sigma_0 \epsilon^n$		grain size (μ)	fracture toughness		
σ_B (kg/mm ²)	σ_{ys} (kg/mm ²)	δ (%)	σ_0	n		$SZWC_c$ (μ)	$CTOD_c$ (μ)	K_{IC} (kg/mm ^{3/2})
30.4	13.8	29.6	41.3	0.218	80	200	267	244

Fig. 1 SCC crack growth rate and sizes of HEZ and SZW as a function of stress intensity, for Al-8%Mg alloy aged at 200°C for 1 hour, in 3.5% NaCl aqueous solution. (after Ohnishi⁷⁾)

に高い水素集積の生じているらしいことは定性的ながらも多くの研究で認められている^{13),14)}。しかし、その分布状態については必ずしも明らかではなく、定量化の試み^{15)~19)}も行われているが十分には成功していない。理論的に定量化する試みの多くはき裂先端に生じる応力場に基づいた水素の誘起拡散を考えており、これは弾性応力の存在が水素の化学ポテンシャルを変化させ、そのために水素の誘起拡散が生じるという Oriani¹⁵⁾の考えを基礎にしている。

この理論によれば弾性応力の存在下における水素濃度の変化は(1)式で表すことができる¹⁵⁾。

$$RT \ln C/C_0 = V_H P_h \quad (1)$$

ここで R : 気体定数, T : 絶対温度, C_0 : 初期平均水素濃度, C : 応力場での水素濃度, V_H : 水素の部分モル体積, P_h : 静水圧応力である。たとえば、刃状転位の作る応力場を考えると、その静水圧応力場は(2)式で表される。

$$P_h = Gb/2\pi(1-\nu)x \quad (2)$$

ここで G : 剛性率, b : バーガースベクトル, ν : ポアソン比, x : 転位芯からの距離である。いま、アルミニウム合金に対する値として $R=850 \text{ kg}\cdot\text{mm/g}\cdot\text{atom K}$,

$T=300 \text{ K}$, $V_H=1.7 \times 10^3 \text{ mm}^3/\text{g}\cdot\text{atom}^{*1)}$, $G=2,700 \text{ kg/mm}^2$, $\nu=0.33$ を用いるとすれば、(1)(2)式より $x=b$ における濃度比は $C/C_0 \approx 90$ となる。これは転位が水素のトラップ源として有効に働くことを示している。

同様の解析をき裂先端の応力場に適用することも行われている^{18),19)}。弾性破壊力学によれば、き裂先端に生じる静水圧応力場は平面ひずみ状態で

$$P_h = \frac{1}{3}(\sigma_x + \sigma_y + \sigma_z) = \frac{2}{3}(1+\nu)K_I(2\pi x)^{-1/2} \quad (3)$$

と表される。ここで σ_x , σ_y , σ_z : x , y , z 方向の応力, K_I : モード I の破壊靱性値, x : き裂先端からの距離である。(3)式を(1)式に代入すれば、 $x \rightarrow 0$ で $P_h \rightarrow \infty$ であるから、 $C/C_0 \rightarrow \infty$ となり、き裂先端では無限に高い水素集積を生じることになる。しかし実際には、き裂先端の応力集中によって塑性降伏が生じるため、生じる最大応力は有限である。最大応力は Rice ら²¹⁾ によって示された加工硬化を考慮した弾塑性応力場でも、約 $5\sigma_{ys}$ (加工硬化指数 $n=0.2$ の場合, σ_{ys} : 降伏応力) を越えることはない。そこで、 $P_h=5\sigma_{ys}$, $\sigma_{ys}=13.8 \text{ kg/mm}^2$ とすると(1)式より $C/C_0 \approx 1.6$ となる。これは σ_{ys} の大きな材料では応力場による高い水素集積が生じて、 σ_{ys} の小さな材料では応力場による誘起拡散が大した水素集積を生じないことを意味している。しかしながら、実際にはこのような低い値ではなくもつと高い水素集積を生じているであろうことは定性的な実験結果^{13),14)} から容易に推定しうる。したがって、水素集積を生じる別の機構を考える必要がある。

2.2 ひずみ場による水素集積

Rice ら²¹⁾ によって考察された弾塑性理論によれば、き裂先端ではその距離 R_x が、

$$R_x = 0.032(K_I/\sigma_{ys})^2 \quad (4)$$

で表される塑性域が形成されている。さらに、き裂先端近傍には D 領域と称される寸法 D_x が、

$$D_x \approx 2CTOD \quad (5)$$

で表される高ひずみの集積した非線形領域が生じており、き裂の発生、伝ばと密接に関係していると考えられ

*1 Al 中の H の部分モル体積 V_H はよく分かっていない。多くの金属に対しては固溶 H の体積がほぼ 2.9 Å^3 一定である²⁰⁾といわれているので、これより算出した。

Fig. 2 Elastic-plastic stress-strain field for a blunting crack tip deforming. (after Rice²¹⁾)

ている^{21), 22)} (Fig. 2)。ただし、CTOD はき裂先端開口変位である。塑性域はき裂先端での高い応力集中により局所的な塑性降伏が生じて形成されるものであるから、この領域内ではすべり系の活動により転位などの欠陥密度が著しく増大している。前述したように転位は水素のよいトラップ源として働くから、SCC 環境中より供給された水素は転位にトラップされてき裂先端近傍に留まり、集積することが考えられる。この場合にはき裂先端での塑性ひずみ分布を知ることが必要である。

Rice ら²³⁾によればき裂先端での塑性ひずみ ε_x^{pl} の分布は

$$\varepsilon_x^{pl} = (J/\sigma_0 I_n)^{1/n+1} (1/x^{1/n+1}) \bar{\varepsilon}^{pl} \quad (6)$$

で表される。ただし J : J 積分, σ_0 : 応力一ひずみの関係に対する Ramberg-Osgood の関係式 $\sigma = \sigma_0 \varepsilon^n$ で与えられる係数, I_n : n に依存した定数で、その値は Shih²⁴⁾ によつて与えられている, $\bar{\varepsilon}^{pl}$: き裂先端の特異ひずみ場の分布を与える関数である。平面ひずみ状態では

$$J = K_I^2 (1-\nu^2)/E \quad (7)$$

であるから (E : ヤング率), (6)式は次のように書ける。

$$\varepsilon_x^{pl} = \{\sigma_{ys}^2 (1-\nu^2)/\sigma_0 I_n E\}^{1/n+1} \bar{\varepsilon}^{pl} \{K_I/\sigma_{ys}\}^2/x \}^{1/n+1} \quad (8)$$

一方, $\bar{\varepsilon}^{pl}$ は全ひずみ理論より

$$(\varepsilon_{eq}^{pl})^2 = \frac{2}{9} \{(\varepsilon_x^{pl} - \varepsilon_y^{pl})^2 + (\varepsilon_y^{pl} - \varepsilon_z^{pl})^2 + (\varepsilon_z^{pl} - \varepsilon_x^{pl})^2\} \quad (9)$$

で与えられる。ここで ε_{eq}^{pl} : 相当塑性ひずみ, $\varepsilon_{x,y,z}^{pl}$: x, y, z 方向の塑性ひずみである。平面ひずみと小規模降伏を仮定すると $\varepsilon_z^{pl} = 0$, $\varepsilon_x^{pl} = -\varepsilon_y^{pl}$ であるから,

$$\varepsilon_x^{pl} = \frac{\sqrt{3}}{2} \varepsilon_{eq}^{pl} \quad (10)$$

となる。そこで弾塑性境界において ε_{eq}^{pl} が降伏ひずみ 0.2% に等しいとすると, (10)式より $\varepsilon_x^{pl} = 0.173\%$ をうる。弾塑性境界の位置は (4)式で与えられるので, $x = R_x$

とし, $\sigma_{ys} = 13.8 \text{ kg/mm}^2$, $\nu = 0.33$, $\sigma_0 = 41.3 \text{ kg/mm}^2$, $I_n = 5.07$, $E = 7200 \text{ kg/mm}^2$, $n = 0.218$, $\varepsilon_x^{pl} = 0.173\%$ とすると, (4)(8)式より $\bar{\varepsilon}^{pl} = 17.9\%$ となる。ゆえに、これらの数値を用いることによって (8)式は最終的に

$$\varepsilon_x^{pl} = 1.38 \times 10^{-4} (K_I^2/x)^{0.821} \quad (11)$$

と表せる。最大ひずみは (11)式において $\varepsilon_{eq}^{pl}(\max) = 29.6\%$ とすることで $\varepsilon_x^{pl}(\max) = 25.6\%$ をうる。この最大ひずみを生じる位置は (11)式で求まる。

次に、転位密度 N は塑性ひずみ ε_x^{pl} (%表示とする) と比例的な関係にあり、一般に次のような関係として表すことができる。

$$N = N_0 + \alpha \varepsilon_x^{pl} \quad (12)$$

ここで N_0 : 初期転位密度, α : 実験定数, である。そこで、転位にトラップされて集積する水素濃度比 C/C_0 が転位密度の増加に比例すると仮定すれば、

$$C/C_0 = A(N/N_0) = A(1 + \alpha \varepsilon_x^{pl}/N_0) \quad (13)$$

と表せる。比例定数 A は、初期平均濃度において転位が水素により飽和しているとは考えられないから、トラップに伴う単位転位線当りの濃度増加を考慮すれば $A \geq 1$ と考えてよいであろう。ごく一般的な関係として、十分焼きなまされた材料の転位密度は $10^8/\text{cm}^2$ 程度、1%塑性ひずみで $10^8 \sim 10^9/\text{cm}^2$, 10%塑性ひずみで $10^9 \sim 10^{11}/\text{cm}^2$ 程度とされている²⁵⁾ ので、仮に $N_0 = 10^8$, $\alpha = 10^9$ とし、定数 A を控え目に見積って $A = 1$ とすれば、濃度比 C/C_0 は (11)(13)式より

$$C/C_0 = 1 + 1.38 \times 10^{-3} (K_I^2/x)^{0.821} \quad (14)$$

となる。最大水素濃度 $C_{\max}$ は最大ひずみ $\varepsilon_x^{pl}(\max) = 25.6\%$ における濃度として与えられるので, $C_{\max}/C_0 = 257$ となる。き裂先端には高い水素集積の生じることが分かる。(14)式の表わす分布は K_I のいくつかの値について Fig. 3 に示している。ただし、最大ひずみを生じる位置の内側は飽和状態にあるとしている。

2.3 移動き裂前方への拡散

SCC き裂先端の塑性ひずみによつて誘起される水素集積は、SCC 環境中より供給された水素が塑性域内で活動する転位によつてトラップされることのみによつて決まるとすれば (14)式で表される。しかし実際には、水素を発生する化学反応がき裂先端では連続的に続いているので、き裂先端で達せられる高い水素濃度ポテンシャルを駆動力とした通常の体積拡散を考慮する必要があるであろう。さらに、SCC においてはき裂が前進を続けている。

このような移動き裂前方への水素拡散は Johnson¹⁷⁾ によつて取り扱われている。拡散の表現には移動線熱源前方への熱伝導の解析式²⁶⁾が適用できる。すなわち、移動き裂前方の水素濃度 C は

$$C = \beta \exp \{-(da/dt)x/2D\} K_0 \{(da/dt)x/2D\} \quad (15)$$

Fig. 3 Hydrogen concentration profiles ahead of crack, calculated from eq. (14).

と表される。ここで β : 係数, D : 水素の拡散係数, K_0 : 0 次の修正第2種ベッセル関数である。未知の係数 β を消去するために, 初期濃度 $C_{\max}$ は $x=x_0$ における濃度 $C(x_0)$ で与えられるとし, x_0 を (11) 式で求められる最大水素濃度を生じる位置とすれば,

$$\begin{aligned} C/C_{\max} &= \frac{\exp\{-(da/dt)x/2D\}K_0\{(da/dt)x/2D\}}{\exp\{-(da/dt)x_0/2D\}K_0\{(da/dt)x_0/2D\}} \\ &= \frac{\exp\{-(da/dt)x/2D\}K_0\{(da/dt)x/2D\}}{\exp\{-(da/dt)e^{-14.8}K_I^2/2D\}K_0\{(da/dt)e^{-14.8}K_I^2/2D\}} \end{aligned} \quad (16)$$

となる。(16) 式で表されるき裂前方の水素濃度分布は $(da/dt)/D$ と K_I 値とに依存して変化し, その様子は Fig. 4 に示したようになる。ただし, $D=4 \times 10^{-5} \text{ mm}^2/\text{sec}^{11)}$ としている。 K_I が同じであれば da/dt の値によって分布は大きく変化し, da/dt の小さいときはき裂前方の非常に広い範囲にわたって高い水素集積を生じるが, da/dt が大きくなると急速に減衰する。一方, da/dt が同じであれば K_I 値によって分布は変化するが, その程度は小さく水素集積の範囲はほとんど変化しない。

3. き裂核の発生と HEZ の形成

SCC き裂先端での水素濃度分布は Fig. 4 に示したように da/dt と K_I によって変化する。そこで, Fig. 1 に示したような挙動をする Al-8% Mg 合金について, 実際の挙動範囲で生じていると思われる分布を示すと Fig. 5 のようになる。ただし, (16) 式に従った分布をとるのは塑性域 R_x 内に限られ, その外側では急速に低下するとしている。これは, 塑性域内では転位の活動により水素が十分かつ速やかに輸送されトラップされるであろうが, 塑性域外では輸送手段を欠き, 弾性応力による誘起拡散は小さく, また静的水素浸透の実験結果から長範囲の水素浸透は起こり難いと考えられる^{11), 12)} などの理由による。

Fig. 4 Hydrogen concentration profiles ahead of moving crack, calculated from eq. (16).

Fig. 5 Hydrogen concentration profiles been suited to the actual behavior of Al-8% Mg alloy aged at 200°C for 1 hour, shown in Fig. 1. Assumed that high concentration of hydrogen is limited to the plastic zone.

領域 I のように K_I が低く da/dt が小さな場合には塑性域内で非常に高い水素集積を生じる。 K_I および da/dt が増すと濃度の減衰は次第に速くなるが, K_I よりも da/dt の及ぼす影響の方がより大きいので領域 II ではまだ塑性域内は十分高い濃度を保っている。しかし, 再び da/dt が急速に増加する領域 III では塑性域内に十分水素が行き渡らなくなる。

水素の集積により合金が脆化する程度はほぼ水素量に比例している^{9), 10), 12)} ので, き裂先端での局所的な材料強度の変化は C/C_0 の変化に反比例していると考えてよい。また, 応力の分布は D 領域の先端で最大三軸応力となるような分布をとる²¹⁾。そこで, K_I , da/dt が小さく C/C_0 の減衰が緩やかな場合と K_I , da/dt が大きく C/C_0 の減衰が速い場合とについて, これらの関係を模式化すると Fig. 6 のようになる。水素の影響によって脆性破壊

Fig. 6 Schematic explanation of the crack nucleation based on the hydrogen concentration in the plastic zone.

(a) In the case of low K_I and low da/dt . Nucleation of brittle crack can be occurred in a region to the point ③, since a sufficient concentration of hydrogen is realized in the plastic zone.

(b) In the case of high K_I and high da/dt . Nucleation of mixed mode crack can be caused by quick decay of hydrogen content.

を生じるには一定の臨界水素濃度が存在すると考えられるが⁷⁾、そのレベルを仮に $(C/C_0)_{cr}$ の位置にとする。そうすると、き裂核の発生は材料の局部強度 σ_f を負荷応力 σ_a が上回った所で生じうるので、Fig. 6 の③点以下で可能になる。すなわち、き裂核の発生は最大三軸応力位置の近傍もしくはそれより内側で生じる。また、Fig. 6(a) のように塑性域内の C/C_0 が高い場合 (領域ⅠやⅡ) には脆性き裂が発生することになるが、Fig. 6(b) のように C/C_0 が速やかに減衰している場合 (領域Ⅲ) には④点以下での脆性き裂の発生が可能であるので一部延性き裂が混じることになる。

以上のような状態にある試験片を引張破壊させると、脆性破壊するのは $C/C_0 > (C/C_0)_{cr}$ の範囲であるので、領域ⅠやⅡのように塑性域内の C/C_0 が高い場合にはほぼ塑性域寸法 R_x に見合う範囲で脆性破壊し HEZ を形成する。HEZ の寸法は Fig. 5 から分かるように mm オーダーに達し、あまり大きな変化は示さない。実際の破壊はマイクロ組織の複雑な影響を受けるので、観察される HEZ がこの範囲でほぼ一定であるのはその影響と考えられる。一方、領域Ⅲのように da/dt が高く C/C_0 の減衰が速いと Fig. 6(b) の④点以下でしか脆性破壊しないので、HEZ は縮小してくる。

なお、Fig. 5 では領域Ⅰ、Ⅱの HEZ 寸法は約 1 mm となるが、実際のデータ (Fig. 1) は約 4 mm である。これはよく一致しているともいえ、若干の差異があると

もいえる。これは塑性域寸法の評価法に関係している。この解析では Rice²¹⁾ によつて与えられた(4)式を用いたが、Irwin²⁷⁾ によれば塑性域寸法は

$$R'_x = \frac{1}{3\pi} (K_I/\sigma_{ys})^2 \quad (17)$$

で表される。たとえば、 $K_I = 80 \text{ kg/mm}^{3/2}$ とすると Rice の(4)式では $R_x = 1.08 \text{ mm}$ となるのに対し、Irwin の(17)式では $R'_x = 3.57 \text{ mm}$ となつて実験値との一致は一層良くなる。要するに、き裂先端における力学状態の捕え方の差異に起因した塑性域寸法の表現に関する破壊力学上の問題が残っており、これの解決されることが必要である。

4. き裂の伝ばと特定距離

発生したき裂核が実際に伝ばするには別の条件が必要となる。Knott ら^{28), 29)} によればき裂が進展するためには、

$$D_x \geq X_0 \quad (18)$$

なる条件の満足されることが必要とされる。 X_0 は材料定数であつて破壊発生に必要な最小領域の大きさと定義され、特定距離 (characteristic distance) と呼ばれている。 X_0 は結晶粒度やき裂核となる第 2 相粒子などとの関係が検討されているようにマイクロ組織因子に関連した材料定数で、き裂核となる第 2 相粒子の平均間隔すなわち SZ を打ち切るディンプルの平均間隔に等しいといわれる²⁹⁾。前報⁷⁾ で示したように HE によつてディンプルの平均間隔は小さくなるので、 X_0 も材料の局部的靱性を反映して変化すると考えられ、発生したき裂が伝ばするかどうかは負荷応力によつて形成される D 領域寸法と HE によつて変化する X_0 との兼ね合いによつて決まることになるはずである。これを模式的に示すと Fig. 7 のようになる。

領域Ⅲのように K_I が高く da/dt の大きなところでは、Fig. 5 から分かるように十分な HE を生じている領域はごく狭く、 D_x の方が広いと考えられる。この場合には Fig. 7(a) に示すように、基本的には通常の延性破壊に対応する $X_{0(\max)}$ に対して $D_x = X_{0(\max)}$ が満足されたときにき裂伝ばが生じることになる。HE 領域よりも D_x の方が広いので応力支配型の延性破壊が混在することになり、HEZ の縮小とその前方の SZ の増大が生じることになる。

K_I と da/dt が次第に低下し C/C_0 の減衰が緩やかになると、HE の影響によつて X_0 は縮小し、かつ X_0 内の C/C_0 は脆性破壊に必要な臨界水素濃度 $(C/C_0)_{cr}$ を越えるようになる (Fig. 7(b))。このとき $D_x = X_0$ が満足されて伝ばするき裂はすべて脆性き裂で、その限界は SCC き裂の最大速度すなわち領域Ⅱ-Ⅲの境界に当る。 D_x は(5)式で CTOD と関係付けられ、CTOD と K_I との間には

Fig. 7 Schematic explanation of the crack propagation based on the hydrogen embrittlement in the vicinity of crack tip and the relationship between the sizes of D-region and characteristic distance X_0 .

(a) In the case of sufficiently high K_I and quick decay of c/c_0 . Mixed mode propagation is occurred.

(b) In the case of intermediate K_I . If sufficient embrittlement is realized in the region of X_0 ($=D_x$), brittle propagation is occurred.

(c) In the case of just at K_{ISCC} . The size of D_x is equal to the minimized X_0 caused by the hydrogen effect.

(d) In the case of below K_{ISCC} . No propagation is occurred, because the determining condition for propagation ($D_x \geq X_0$) is not satisfied.

$$CTOD = (1 - \nu^2) K_I^2 / \lambda E \sigma_{ys} \quad (19)$$

なる関係がある。そこで実験データより $K_{II-III} = 92 \text{ kg/mm}^{3/2}$ で係数 $\lambda = 2$ とすれば、(5) (19)式より $D_{x(II-III)} = 75.9 \mu$ となる。これは Table 1 に示した本合金の結晶粒径とほぼ等しい。すなわち、この合金の場合には 1 結晶粒径以上の範囲で十分な HE を生じたときに SCC き裂は最も進展しやすくなることを意味するものといえる。

領域 I, II の範囲では定常的に破壊条件が満足されているはずであるから、 $D_x = X_0$ が保たれている。しかし、 X_0 は十分な HE を生じた状態に対応する最小値 $X_{0(\min)}$ で飽和すると考えられるので、 K_I の低下によつて $D_x = X_{0(\min)}$ なる状態が現出する (Fig. 7(c))。これ以下の K_I では $D_x < X_{0(\min)}$ となり、たとえき裂核が発生したとしても伝ばしえない (Fig. 7(d))。すなわち、 $D_x = X_{0(\min)}$ なる状態は K_{ISCC} に対応する。 $X_{0(\min)}$ は HE を生じてい

る材料の脆性き裂進展限界から評価しうるはずであるから、これは HEZ 前方に生じる SZ より求めることができる。Fig. 1 に示したように、 $SZW_{(I,II)} = 15 \mu$ であり、

$$\left. \begin{aligned} SZW &= 1.5 SZH \\ 2SZH &= CTOD \end{aligned} \right\} \quad (20)$$

であるから、(5) (20)式より $X_{0(\min)} = D_x = 40.0 \mu$ をうる。これが HE 状態によつて変化する X_0 の下限値であり、SCC き裂が伝ばするには、たとえき裂先端が十分な HE を生じていたとしても、少なくとも D_x が 40μ 以上に広がる必要のあることを示すものである。ゆえに、(5) (19)式より $K_{ISCC} = 66.8 \text{ kg/mm}^{3/2}$ となる。これは実験データと非常によく一致している。

5. 結 論

本報では Al-8 % Mg 合金の SCC 挙動を定量的に解釈するため、腐食環境中より供給された水素のき裂先端における集積を応力、ひずみ場との関係で求め、SCC がき裂先端での局部的 HE に基づいているとして破壊力学的な考察を加えた。えられた結果を要約すると次のようである。

- 1) 水素の集積を応力場による誘起拡散に基づいて求めると、転位の作る応力場は十分な集積を招き、転位は有効な水素トラップ源として働くことが分かる。しかし、き裂先端の応力場に適用すると、到達最大応力が材料の降伏強度に依存するため、本系合金のような低い降伏強度をもつ材料では応力場による誘起拡散のみでは十分な水素集積を生じえない。
- 2) そこで、き裂先端での局部的塑性降伏がもたらす転位密度の増加が水素集積に主要な役割りを果たすと考え、集積が転位密度の増加に比例すると仮定してひずみ場の解析より求めると、き裂先端近傍では非常に高い濃縮の生じうることが明らかとなった。
- 3) さらに、SCC 環境中よりの水素の連続的供給およびき裂の移動を考慮すると、濃度分布は負荷 K_I 値とき裂進展速度 da/dt に依存するが、 K_I と da/dt が小さな場合には塑性域内の水素濃度は非常に高くなる。 K_I が同じであれば da/dt の増加とともに濃度分布の減衰は速くなる。一方、 da/dt が同じであれば K_I の影響は小さい。
- 4) 以上のような解析結果を実際のデータに適合させることにより、き裂核の形成は D 領域先端に生じる最大三軸応力場の近傍もしくはその内側で可能となり、また、き裂伝ば特性の領域 I や II では塑性域寸法に見合うような大きな HEZ の形成されうることが分かった。
- 5) 発生したき裂核が伝ばするかどうかは負荷応力によつて形成される D 領域寸法 D_x と、材料の局部的

特性によつて決まる特定距離 X_0 との兼ね合いによる。領域Ⅲの状態ではD領域内が十分なHEを生じていないので、応力支配型の延性破壊が混在する。領域Ⅰ、Ⅱでは十分なHEを生じているので脆性破壊が生じる。 K_{ISCC} は D_x が X_0 の最小値 $X_{0(min)}$ と一致する状態として特定でき、計算値と実測値は非常によい一致を示した。

以上のように、SCC特性がき裂先端の局部的HEに支配されるような場合には、水素濃度分布をひずみ場と転位とに関係付けて求め、D領域や特定距離といった破壊力学的概念を導入することにより、定量的にSCC特性を評価することが可能であった。

参 考 文 献

- 1) たとえば, A. W. Thompson and I. M. Bernstein: *Advances in Corrosion Science and Technology*, Vol. 7, Plenum Press, (1980), 53.
- 2) 大西, 中谷: 軽金属, **28** (1978) 123.
- 3) 東, 大西, 中谷, 岡林: 軽金属, **30** (1980) 560.
- 4) 大西, 東, 中谷: 日本金属学会誌, **45** (1981) 373.
- 5) 東, 大西, 中谷, 岡林: 軽金属, **31** (1981) 386.
- 6) 東, 大西, 中谷: 軽金属, **31** (1981) 644.
- 7) 大西, 東: 軽金属, **34** (1984).
- 8) 大西, 中谷, 坂本: 軽金属, **26** (1976) 8.
- 9) 東, 大西, 中谷, 岡林: 軽金属, **30** (1980) 551.
- 10) 大西, 東, 井上, 中谷: 日本金属学会誌, **45** (1981) 972.
- 11) 大西, 原, 中谷: 軽金属, **27** (1977) 367.
- 12) 大西, 原, 毛利, 中谷: 軽金属, **27** (1977) 473.
- 13) F. H. Haynie and W. K. Boyd: *Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking*, NACE, (1969), 580.
- 14) L. Montgrain and P. R. Swann: *Hydrogen in Metals*, ASM, (1974), 575.
- 15) R. A. Oriani: *Fundamental Aspects of Stress Corrosion Cracking*, NACE, (1969), 32.
- 16) G. P. Cherepanov: *Corrosion*, **29** (1973), 305.
- 17) H. H. Johnson: *Hydrogen in Metals*, ASM, (1974), 35.
- 18) H. P. van Leeuwen: *Corrosion*, **31** (1975), 42.
- 19) W. W. Gerberich, Y. T. Chen and C. ST. John: *Met. Trans.*, **6A** (1975), 1485.
- 20) H. Peisl: *Hydrogen in Metals*, Vol. 1, Springer-Verlag, (1978), 53.
- 21) J. R. Rice and M. A. Johnson: *Inelastic Behavior of Solids*, McGraw-Hill, (1970), 641.
- 22) R. M. McMeeking: *J. Mech. Phys. Solids*, **25** (1977), 357.
- 23) J. R. Rice and G. F. Rosengren: *J. Mech. Phys. Solids*, **16** (1968), 1.
- 24) C. F. Shih: *Fracture Analysis*, ASTM STP-560, (1974), 187.
- 25) 鈴木: 転位論入門, アグネ, (1967) 89.
- 26) H. S. Carslaw and J. C. Jaeger: *Conduction of Heat in Solids*, Oxford Univ. Press, (1959), 266.
- 27) G. R. Irwin: *Proc. 7th. Sagamore Conf., Syracuse Univ.*, (1960), IV-63.
- 28) D. A. Curry and J. F. Knott: *Metal, Sci.*, **10** (1976), 1.
- 29) J. F. Knott: *Advances in Research on the Strength and Fracture of Materials*, Vol. 1, Pergamon Press, (1978), 61.