

© 1990 ISIJ

論 文

660 MPa 高張力鋼の疲労き裂伝播速度に  
およぼす環境因子の影響

大 内 博 史\*・小 林 順 一\*

Effects of Environmental Variables on Fatigue Crack Growth Rate in  
660 MPa Steel

Hiroshi OUCHI and Jun'ichi KOBAYASHI

## Synopsis :

In order to consider why and how the fatigue crack growth in steel is accelerated in seawater, effects of environmental variables on fatigue crack growth rates were investigated. In this study, intermediate (Region II) Fatigue Crack Growth Rates (FCGRs) in a 660 MPa tensile strength steel were measured under various environmental conditions at 25°C, using compact type specimens. Those experiments showed that decrease of corrosion rate by cathodic protection at  $-0.8$  V vs. SCE or deoxygenation was not effective to lower the FCGR in synthetic seawater. Also anodic polarization at  $-0.6$  V vs. SCE did not influence the FCGR. These results suggest that corrosion reactions do not influence the FCGR in seawater.

On the other hand, salts dissolved in seawater did not affect the FCGR and the increase of water contents in ethanol and glycerin accelerated the FCGR. Water must be the substance which accelerates the FCGR. In addition, FCGRs in some oils or other noncorrosive liquids, i.e. liquid paraffin, hydraulic oil, oleic acid and linoleic acid were greater than that in air, although the FCGR in 1,1,2-trichloro-1,2,2-trifluoroethane was almost equal to that in air. Therefore, it was concluded that hydrogen atoms dissociated from environment substances caused the fatigue crack growth acceleration.

**Key words :** corrosion ; fatigue ; crack growth rate ; cathodic protection ; polarization ; dissolved oxygen ; seawater ; salt ; alcohol ; nonaqueous liquid.

## 1. 緒 言

腐食疲労は、石油掘削・生産用海洋構造物をはじめ、さまざまな構造物の安全性確保にとって重大な破壊・損傷現象である。腐食疲労は、腐食環境中において鉄鋼などの金属材料の疲労寿命が大気中あるいは不活性環境中と比較して低下する現象であり、これには、疲労き裂が発生するまでの潜伏期間であるき裂発生寿命の低下、および、発生した疲労き裂の伝播速度の増大によるき裂伝播寿命の低下が含まれると考えられる。

このうち腐食環境中における疲労き裂伝播の加速の原因については、アノード溶解反応を原因とする説とカソード反応により発生する水素の寄与を原因とする説がある。前者の例としては、き裂先端での溶解速度が大気中き裂伝播速度に加算される<sup>1)</sup>、あるいは、すべり面が腐食されることにより逆すべりが阻止される<sup>2)</sup>というよ

うなモデルがあげられる。後者の例は、自然腐食状態においてもき裂内でカソード反応により水素が生成し、それが鋼中に侵入して局部水素脆化をもたらし、疲労き裂伝播が加速されるというモデル<sup>3,4)</sup>であり、水素ガス中での疲労き裂伝播の加速と本質的に同様の現象と考えられている。一方、大気中疲労き裂伝播の水蒸気による加速の説明として、き裂先端で生成される新生面から短時間内に放出される自由電子(エキソエレクトロン)の攻撃により水分子が分解し、その結果生成する水素が引き起こす局部水素脆化説<sup>5)</sup>が提唱されている。

著者らは、すでに高張力鋼の海水中腐食疲労き裂伝播速度におよぼす荷重条件の影響を定量的に解析し、き裂伝播特性を定式化した<sup>6)</sup>。そのなかで、荷重サイクル中の荷重上昇過程に受ける損傷のみが、き裂伝播に寄与し、荷重保持時間や荷重減少時間は1サイクルあたりのき裂伝播速度  $da/dN$  に影響しないことなどを明らかにし

平成元年 7 月 7 日受付 (Received July 7, 1989)

\* 新日本製鉄(株)厚板・条鋼研究センター 工博 (Plate, Bar, Shape &amp; Wire Rod Research Lab., Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagami-hara 229)

た。これらの知見は、腐食反応により疲労き裂伝播が加速するという説に疑問を投げかけるものであった。

そこで、本研究では、応力拡大係数範囲  $\Delta K$  の中間領域（領域 II）における比較的長いき裂についての海水中自然腐食状態での疲労き裂伝播機構を考察する目的で、腐食速度に影響を与えるさまざまな環境因子、すなわち印加電位、溶存酸素濃度、溶存塩類の影響について調べた。また、非腐食性液体環境中疲労き裂伝播速度におよぼす水分の影響についても調べた。さらに、各種の非水溶性有機物質液体中でも疲労き裂伝播速度を測定した。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試材

供試材は、海洋構造物用に開発された板厚 27 mm の高張力鋼である。その Fe 以外の化学成分（重量 %）は、C 0.09；Si 0.26；Mn 0.97；P 0.007；S 0.001；Ni 1.43；Cr 0.50；Mo 0.27；B 0.0009；Al 0.068 である。焼入れ（900°C 30 min, 水冷）、焼もどし（657°C 30 min, 水冷）を経て製造されたものである。なお、本鋼材が使われる構造物<sup>7)</sup>は溶接後熱処理が施されるので、それと同様に熱処理した（620°C 60 min, 空冷）。引張強度は 667 MPa, 0.2% 耐力は 603 MPa である。なお、本供試材は人工海水中自然腐食状態および電気防食状態（印加電位 -0.8 ~ -1.2 V vs. SCE）における定荷重試験では広義の応力腐食割れを起こさないことが確認されている<sup>8)</sup>。

このほか一部比較材として軟鋼 SM41 を用いた。この Fe 以外の化学成分（重量 %）は、C 0.16；Si 0.16；Mn 0.72；P 0.023；S 0.007 である。引張強度は 451 MPa, 降伏点は 274 MPa である。

### 2.2 試験片

供試材の板厚中央部から LT 方向（圧延方向に負荷）に Fig. 1 に示すような厚さ  $B = 12.7$  mm, 幅  $W = 50.8$  mm のコンパクト・タイプ (CT) 試験片を採取した。実験前に大気中で疲労き裂を約 2.7 mm 導入し、荷重軸からの初期き裂長さ  $a_i$  を約 12.7 mm とした。これをアセトン中で数分間超音波洗浄したのち実験に供した。試験片のピン穴にガラス・エポキシ樹脂リングを挿入し、試験片側面にフッ素樹脂シートを貼付して治具と絶縁した。このため、ASTM 規格 E647-81 と比較して、試験片ピン穴径を 3.5 mm 大きくした。

SM41 の場合には、 $B = 12.7$  mm,  $W = 101.6$  mm,  $a_i = 25.4$  mm の CT 試験片を用いた。この試験片ピン穴径は、E647-81 規格より 6.6 mm 大きい。

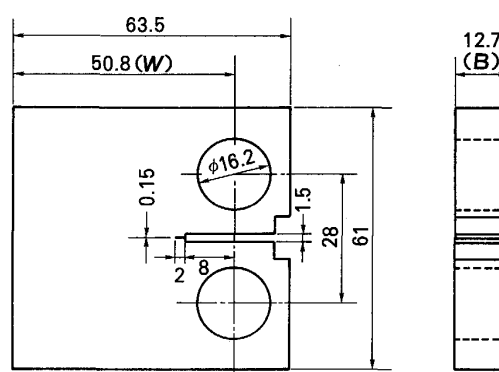


Fig. 1. Compact type specimen used to measure fatigue crack growth rate in 660 MPa steel (mm).

### 2.3 き裂長さ測定方法

試験片の開口近傍にビスで固定したセラミックス製ナイフ・エッジに防水仕様 COD クリップゲージを取り付け、弾性コンプライアンスを計測することによりき裂長さを推定した。コンプライアンス法によるき裂長さ推定式は SAXENA ら<sup>9)</sup>により(3)式のように提案されているが、予備実験の結果、提案式はそのまま適用できないことがわかった。これは、開口変位測定点が開口から数 mm 離れていること、前述のようにピン穴径が大きいことなどが原因と思われた。そこで、種々のき裂長さの試験片を用いた実験を行い、それらの結果をもとに提案式を修正して用いた。これを(1)、(2)式に示す。

$$a = 1.13 a_0 - 5.09 \quad (W = 50.8 \text{ mm}) \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$a = 1.23 a_0 - 15.08 \quad (W = 101.6 \text{ mm}) \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、

$$a_0 = W(1.0010 - 4.6695 Q + 18.460 Q^2 - 236.82 Q^3 + 1214.9 Q^4 - 2143.6 Q^5) \dots\dots\dots (3)$$

$$Q = \frac{1}{\left(\frac{BEV}{P}\right)^{\frac{1}{2}} + 1} \dots\dots\dots (4)$$

$a$  はき裂長さ、 $W$  は試験片幅、 $B$  は試験片厚さ、 $E$  はヤング (Young) 率、 $V$  は開口端での変位、 $P$  は荷重、である。

データ収集にはパーソナル・コンピューターを利用したシステムを開発して用いた。荷重、クリップ・ゲージ出力、繰返し数などのデータの取込みおよびき裂長さの算出はほぼ連続的に行い、き裂が指定した長さだけ伝播するたびにデータを保存した。実験後、これらのデータを解析し、応力拡大係数範囲  $\Delta K$  に対する荷重 1 サイクルあたりのき裂伝播速度  $da/dN$  としてき裂伝播特性を表示した。 $\Delta K$  の算出には ASTM 規格 E647-81 による式を用いた。なお、急激な環境の変化は、き裂伝播速

度に影響をおよぼす可能性があるため、き裂が初期長さ  $a_i$  から 0.2 mm 成長するまでのデータは解析に用いなかった。

また、荷重-変位関係の直線からの逸脱を観察することにより、き裂開口比  $U (= (P_{max} - P_{op}) / (P_{max} - P_{min}))$ ;  $P_{max}$  は最大荷重、 $P_{min}$  は最小荷重、 $P_{op}$  はき裂閉閉口荷重) を測定した。ただし、本研究では、いずれの実験においても  $U > 0.9$ 、とくに  $\Delta K \geq 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  においては  $U \approx 1$  であった。よって、本報では、き裂閉閉口現象におよぼす環境因子の影響については議論しないこととする。

#### 2.4 荷重条件

繰返し荷重は、電気油圧サーボ式 49 kN 疲労試験機で与えた。本実験では、荷重範囲一定、正弦波形、繰返し速度  $f = 10 \text{ cpm}$  (0.17 Hz)、応力比  $R = 0.25$  を標準条件とした。一部の環境中での実験では、環境の影響をより明らかにするために繰返し速度 1 cpm (0.017 Hz) の正鋸歯状波形 (荷重上昇時間が 1 サイクル中の 95% である非対称三角波形) とした。なお、大気中では荷重波形および繰返し速度の影響がないことを確認している<sup>6)</sup>、正弦波形、 $f \geq 60 \text{ cpm}$  (1 Hz) で実験した。

#### 2.5 環境物質

環境は、ASTM 規格 D1141-75 に準拠する人工海水 (以下、本文中では人工海水、図中では ASTM SSW) を標準とした。比較として大気中でも実験した。

溶存塩類の影響を調べるために、3.5% 塩化ナトリウム水溶液 (以下、食塩水) および蒸留水中で実験し、人工海水の実験結果と比較した。なお、食塩水中の鉄の腐食速度は、蒸留水中より大きく、濃度約 3% で最大になる<sup>10)</sup> といわれている。また、高張力鋼の腐食速度は、食塩水中の方が人工海水より大きい<sup>11)</sup> と報告されている。

環境中の水の影響を調べるために、種々の割合の水を混合したエタノール ( $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ ) およびグリセリン ( $\text{C}_3\text{H}_5(\text{OH})_3$ ) 中で実験した。水分は、カール・フィッシャー法<sup>12)</sup> により測定した。

さらに、非水溶性有機物質である流動パラフィン ( $\text{C}_n\text{H}_{2n+2}$ )、市販油圧作動油 (ダフニー・スーパーハイドロ WR-32; 以下、作動油)、オレイン酸 ( $\text{C}_{17}\text{H}_{33}\text{COOH}$ )、リノール酸 ( $\text{C}_{17}\text{H}_{31}\text{COOH}$ )、1,1,2-トリクロロ-1,2,2-トリフルオロエタン ( $\text{CCl}_2\text{F}-\text{CClF}_2$ ) 中で実験した。

いずれの環境についても温度は 25°C に保ち、試験片をそれらの環境中にほぼ完全に浸漬した。人工海水、蒸留水、食塩水は、フィルターを備えた貯蔵タンクと試験

水槽の間を流量 0.5 l/min で循環させた。

#### 2.6 電位制御方法

人工海水中において試験片の電位を制御することにより印加電位の影響を調べた。これには、ポテンシオスタット、塩橋を介した飽和カロメル電極 (SCE) および白金ロジウム線製対極を用いた。以下、電位は SCE 基準で表す。人工海水中に長時間浸漬した本供試材の自然腐食電位は -0.70 V であった。

多くの海洋構造物の水中部にはカソード防食が施されている。その適正防食電位は -0.77 V とされている<sup>13)</sup>、実際の構造物ではこれより卑な電位になるように設計されるので、ここでは、代表的カソード防食条件として -0.8 V を試験片に印加した。

一方、カソード防食とは逆に自然腐食電位より貴なアノード電位 -0.6 V を試験片に印加して実験した。なお、海水など多量に  $\text{Cl}^-$  を含む環境中では、鋼材はアノード的に不動態化しない<sup>10)</sup>。

#### 2.7 溶存酸素濃度制御方法

$\text{Cl}^-$  を含む中性水溶液中では、鋼材の腐食速度は溶存酸素濃度 [DO] に比例する<sup>10)</sup>。ここでは、溶存酸素を除去した人工海水中と大気開放状態の人工海水中 ([DO] = 8 ppm) での実験結果を比較することにより [DO] の影響を調べた。すなわち半密閉式貯蔵タンク内人工海水中に窒素ガスを間欠的に吹き込むことによって溶存酸素を除去し、その人工海水を密閉型試験水槽に供給した。[DO] は、ガルバニックセル方式溶存酸素濃度計 (横河北辰電機 DOΣ シリーズ) を用いて自動測定した。実験中の [DO] は 0.5 ppm 未満であった。

### 3. 実験結果

#### 3.1 カソード電位印加の影響

人工海水中カソード防食条件下 (印加電位 -0.8 V) における本供試 660 MPa 高張力鋼の実験結果を自然腐食状態および大気中での結果とともに Fig. 2 に示す。この図によると、カソード防食を施してもき裂伝播速度は自然腐食状態より小さくはならなかった。この現象が高張力鋼に特有のものではないことを確認するために、軟鋼 SM41 を用いて同様の条件で実験した。その結果、Fig. 3 に示すように、軟鋼の場合にも本供試高張力鋼と同様の傾向が認められた。

#### 3.2 アノード電位印加の影響

人工海水中においてアノード電位 -0.6 V を印加した実験結果を自然腐食状態および大気中での結果とともに Fig. 4 に示す。これによると、-0.6 V での結果は自然腐食電位での結果とほぼ一致している。

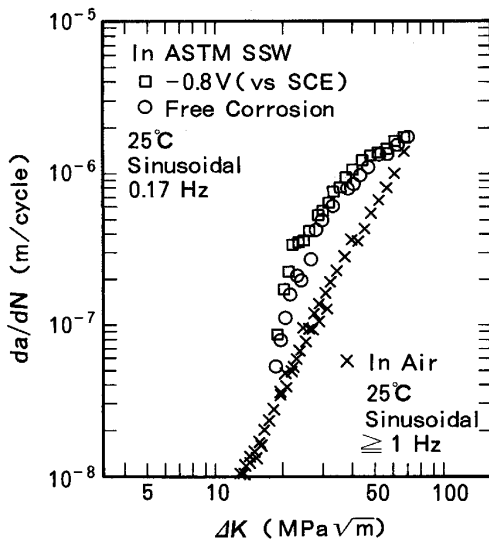


Fig. 2. Effect of cathodic polarization on fatigue crack growth rates in 660 MPa steel in synthetic seawater.

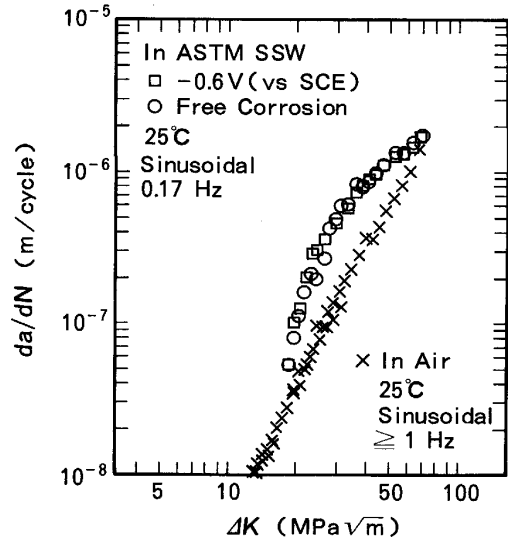


Fig. 4. Effect of anodic polarization on fatigue crack growth rates in 660 MPa steel in synthetic seawater.

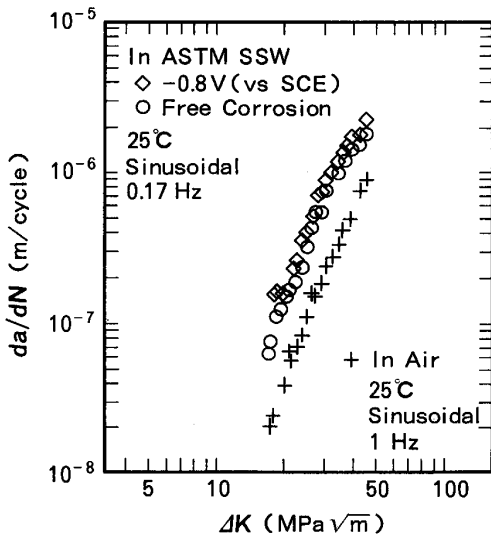


Fig. 3. Effect of cathodic polarization on fatigue crack growth rates in mild steel in synthetic seawater.

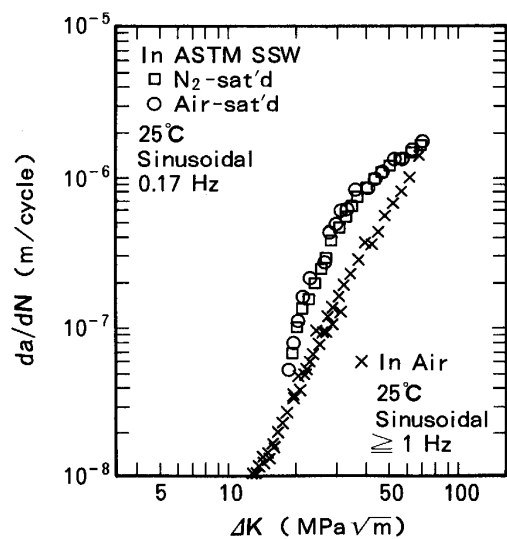


Fig. 5. Effect of deoxygenation on fatigue crack growth rates in 660 MPa steel in synthetic seawater.

### 3.3 溶存酸素の影響

溶存酸素を除去した人工海水中 ( $[DO] < 0.5 \text{ ppm}$ ) での結果を大気開放状態 ( $[DO] = 8 \text{ ppm}$ ) での結果および大気中での結果とともに Fig. 5 に示す。これによると、バルク水溶液の  $[DO]$  は  $da/dN$  にほとんど影響をおよぼさないことがわかる。

### 3.4 溶存塩類の影響

人工海水、食塩水、蒸留水中での実験結果を比較して Fig. 6 に示す。この図によると、3環境の違い、すなわち溶存塩類、イオンの影響は認められない。

### 3.5 水分の影響

種々の割合で蒸留水を混合したエタノールおよびグリセリン中での実験結果を Fig. 7 に示す。ここでは、いくつかの  $\Delta K$  に対する  $da/dN$  を水分重量比に対してプロットした。この図によると、環境中水分が多いほど同一の  $\Delta K$  に対する  $da/dN$  は大きい。

### 3.6 非水溶液環境中における疲労き裂伝播特性

流動パラフィン中および作動油中での実験結果を Fig. 8 に示す。これらの液体中でも、大気中と比較した疲労き裂伝播の加速が生じたことがわかる。これらの液

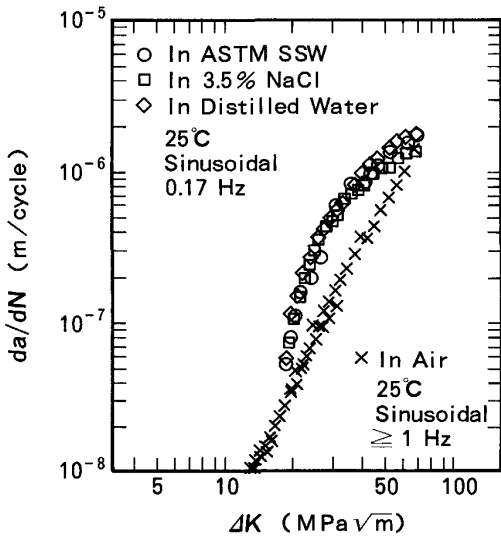


Fig. 6. Fatigue crack growth rates in 660 MPa steel in synthetic seawater, 3.5% sodium chloride solution, and distilled water.

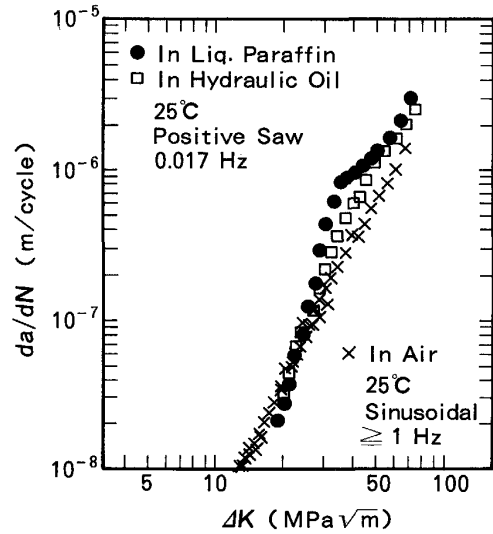


Fig. 8. Fatigue crack growth rates in 660 MPa steel in liquid paraffin and hydraulic oil.

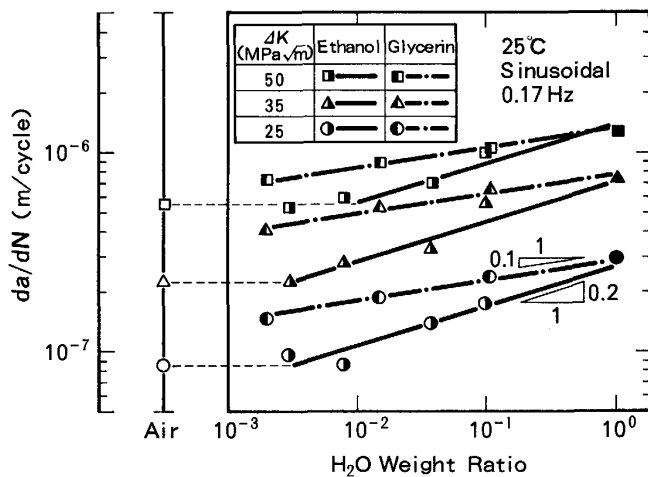


Fig. 7. Relationship between water contents and fatigue crack growth rates in 660 MPa steel in ethanol and glycerin.

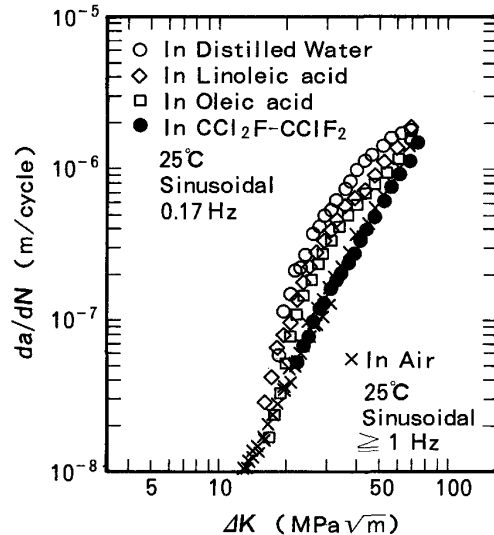


Fig. 9. Fatigue crack growth rates in 660 MPa steel in oleic acid, linoleic acid, and 1,1,2-trichloro-1,2,2-trifluoroethane.

体は非水溶性であり、水分はカール・フィッシャー法<sup>12)</sup>では検出できなかった。

植物油等に含まれる非水溶性不飽和脂肪酸であるオレイン酸中およびリノール酸中での実験結果を Fig. 9 に示す。蒸留水中ほどではないが、疲労き裂伝播が加速したことが明らかである。

一方、1,1,2-トリクロロ-1,2,2-トリフルオロエタン中での疲労き裂伝播特性は、Fig. 9 に示すように大気中特性とほぼ一致した。

#### 4. 考 察

カソード電位・アノード電位の印加が人工海水中疲労き裂伝播速度を減少させなかったことから、き裂先端のアノード溶解反応説、あるいはカソード反応で生成する水素による局部脆化説により海中自然腐食状態での疲労き裂伝播の加速を説明するのは困難であると考えられる。すなわち、腐食反応は疲労き裂伝播に寄与しないと推論される。そのため、鋼材の中性水溶液中腐食速度の支配因子である溶存酸素濃度の影響がなかったと考えられる。

また、人工海水中、食塩水中、蒸留水中で疲労き裂伝播速度がほぼ一致したことから、Cl<sup>-</sup>をはじめ海水中に含まれる程度のイオン、塩類の影響はほとんどないといえる。したがって、海水中で鋼材の疲労き裂伝播を加速させる物質は、これらに共通する水であると考えられる。

そこで、環境中の水分の影響をエタノールおよびグリセリンを用いて調べたところ、Fig. 7 に示したように  $da/dN$  と水分の関係は、両対数目盛りで傾き 0.2 および 0.1 の直線で表された。したがって、これらの環境中での疲労き裂伝播速度  $(da/dN)_{Aic}$  は、(5)式のように表される。

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{Aic} = c_{H_2O}^{1/n} \cdot \left(\frac{da}{dN}\right)_{H_2O} \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 $c_{H_2O}$  は環境中水分の重量比、 $(da/dN)_{H_2O}$  は水中疲労き裂伝播速度である。 $n$  は定数であり、エタノール中では 5、グリセリン中では 10 になる。

しかし、(5)式は、 $c_{H_2O}$  が非常に小さくなれば  $(da/dN)_{Aic}$  が 0 に近づくことを意味しており、現実的でないように思われる。そこで、(5)式による計算値を以下のように求め、実験値と比較した。

本供試鋼の人工海水中き裂伝播特性は(6)式のように定式化されている<sup>6)</sup>。本研究の結果から、 $(da/dN)_{H_2O}$  は人工海水中  $da/dN$  と等しいと考えられるので、 $(da/dN)_{Aic}$  は、(6)式を(5)式に代入した(7)式で表される。

$$\frac{da}{dN} = \int_{T_{rise}} c_1 \exp\left(-\frac{c_2}{\Delta K - c_3}\right) \cdot \left(\frac{dK}{dt}\right)_{rise}^{c_4} dt \dots\dots\dots (6)$$

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{Aic} = c_{H_2O}^{1/n} \cdot \int_{T_{rise}} c_1 \exp\left(-\frac{c_2}{\Delta K - c_3}\right) \cdot \left(\frac{dK}{dt}\right)_{rise}^{c_4} dt \dots\dots\dots (7)$$

ここで、 $T_{rise}$  は荷重サイクル内の荷重上昇時間、 $(dK/dt)_{rise}$  は  $T_{rise}$  内の  $K$  値増加速度、各定数は SI 単位系において  $c_1 = 1.20 \times 10^{-7}$ 、 $c_2 = 31.5$ 、 $c_3 = 6$ 、 $c_4 = 0.7$  である。

一方、本供試材の領域 II における大気中特性は Paris 則にしたがいが、(8)式で表された。

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{Air} = 9.5 \times 10^{-12} \Delta K^{2.85} \dots\dots\dots (8)$$

エタノール中の実験値を(7)式および(8)式による計算値と比較して Fig. 10 に示す。この図によると、実験値は、(7)式による計算値と(8)式による計算値の大きい方とほぼ一致している。このことから、(7)式にした

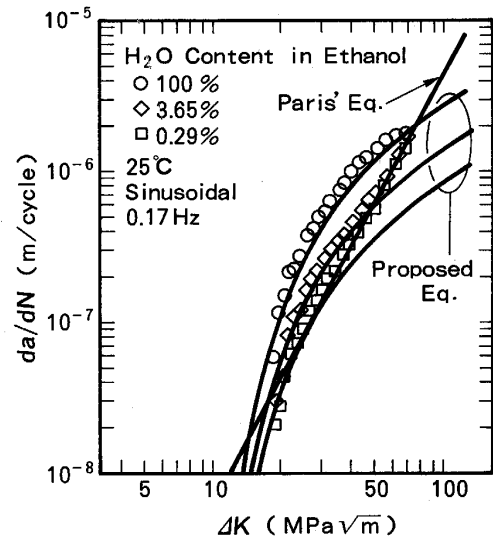


Fig. 10. Effect of water contents in ethanol on fatigue crack growth rates in 660 MPa steel.

がう水を含む環境中での疲労き裂伝播機構と(8)式にしたがう大気中での疲労き裂伝播機構の競争過程が示唆される。

つぎに、(5)式の意味について考察する。固体表面への溶質の吸着量は溶質濃度  $c$  の  $1/n$  乗に比例することが、FREUNDLICH の吸着式<sup>14)</sup>として知られている。すなわち、

$$y = kc^{1/n} \dots\dots\dots (9)$$

ここで、 $y$  は固体の単位質量に吸着される溶質の質量、 $k$  および  $n$  は定数である。すると、(5)式の  $c_{H_2O}^{1/n}$  は、鋼表面への水の吸着量に比例する量となる。つまり、(5)式は、水の吸着量に  $da/dN$  が比例することを意味している。

ここで、き裂先端新生面に吸着した水分子から水素原子が解離するかあるいは解離して吸着していた水素原子が鋼中に侵入し、き裂伝播の加速をもたらすという機構を考えれば、水の吸着過程の役割が理解できる。水の解離には、新生面から放出されるエキソエレクトロン<sup>5)</sup>が関与する可能性もある。ところで、いわゆる水素脆性割れは、何らかの原因によって吸収された水素によって鋼が延性を失い、外部応力や残留応力が高い場合に生じる割れである<sup>10)</sup>。高強度鋼ほど水素脆性割れ感受性が高く、中性環境では引張強度が約 1200 MPa 以上の場合にのみ生じる<sup>15)</sup>といわれている。ところが、人工海水中での疲労き裂伝播の加速は、Fig. 3 に示したように、軟鋼でも起こった。また、水素脆性割れでは、限界  $K$  値を超える応力条件でき裂が伝播する<sup>15)</sup>のに対し、疲労き裂伝播が人工海水中で加速する場合、 $da/dN$  に荷

重サイクル中最大荷重での保持時間の影響はなかった<sup>6)</sup>。したがって、腐食疲労き裂伝播機構への水素の寄与は、水素脆性割れの機構とは異なる固有のものと考えられる。なお、走査型電子顕微鏡による観察では、人工海水中疲労き裂破面と大気中疲労き裂破面に大きな違いは認められなかった。ただし、人工海水中ではわずかに腐食溶解の形跡が見られるが、破面形成時のものかその後のものかは特定できない。

ところで、 $\Delta K_{th}$  近傍の領域 I では、大気中  $da/dN$  に湿度の影響があったと報告されている<sup>16)</sup>。しかし、大気中 0.0017~1 Hz の範囲で繰返し速度の影響がなかった<sup>6)</sup> ことから、本研究で対象とする領域 II では、本供試鋼の大気中  $da/dN$  について湿度の影響は無視できるほど小さいと考えられる。

本研究の結果、通常、鋼材に対して非腐食性と考えられる流動パラフィン、作動油、オレイン酸、リノール酸などの非水溶性液体中でも疲労き裂伝播が加速することが示され、水以外の物質も疲労き裂伝播を加速させる場合があることがわかった。また、0.29% の水分を含むエタノール中  $da/dN$  は大気中とほぼ一致したのに対し、0.20% の水分を含むグリセリン中では加速が認められたことから、エタノールは加速をもたらす物質ではないが、グリセリンは加速物質である可能性がある。なお、定荷重下での応力腐食割れ感受性が低い鋼材であっても、常温常圧乾燥水素中<sup>17)</sup>、油性潤滑剤中<sup>18)</sup>、加圧鉱油中<sup>19)</sup> で疲労き裂伝播の加速が生じることが知られている。

本研究結果およびこれらの知見から、水以外の物質からもその分子中に水素原子を含むものであれば、き裂先端の新生面での反応により水素が解離し、その水素が鋼中に侵入することによって疲労き裂伝播を加速することがあると考えられる。したがって、1,1,2-トリクロロ-1,2,2-トリフルオロエタン ( $CCl_2F-CClF_2$ ) のように分子構造に水素原子を含まず、水素供給源とはなりえない物質の場合には加速が生じなかったと考えられる。

本研究で対象とした領域 II における疲労き裂伝播は、き裂先端での交差すべりや多数のすべり系の作動による大規模なすべり面分離機構によって生ずると考えられている<sup>20)</sup>。環境物質から解離し鋼中に侵入した水素がどのようにこの機構に関与し、促進するかについては現在のところ明らかではなく、今後の研究課題である。

## 5. 結 論

種々の水溶液および非水溶液環境中での 660 MPa 高張力鋼の応力拡大係数範囲の中間領域 (領域 II) におけ

る疲労き裂伝播実験を行ったところ、つぎのような結果が得られた。

(1) 本供試鋼材の人工海水中疲労き裂伝播速度は、いわゆる適正防食電位に近いカソード電位を印加しても自然腐食状態より小さくはならず、大気中とは一致しなかった。

(2) アノード電位を印加して腐食溶解反応を促進しても、人工海水中疲労き裂伝播速度は自然腐食状態とほぼ一致した。

(3) 溶存酸素および溶存塩類を除去して腐食速度を低減しても、人工海水中疲労き裂伝播速度にはほとんど影響しなかった。

(4) エタノールおよびグリセリン中の疲労き裂伝播速度は、環境中の水分が多いほど大きかった。

(5) 非水溶性の液体である流動パラフィン、作動油、オレイン酸およびリノール酸中においても疲労き裂伝播の加速が生じた。

(6) 分子中に水素原子を含まない物質である 1,1,2-トリクロロ-1,2,2-トリフルオロエタン中では疲労き裂伝播の加速は観察されなかった。

以上のような結果から、鋼材の領域 II における海水中自然腐食状態腐食疲労き裂伝播機構についてつぎのように考察した。

(1) 海水中疲労き裂伝播機構にはアノード反応もカソード反応もほとんど寄与せず、腐食反応によって大気中と比較した疲労き裂伝播の加速が生じるのではない。

(2) 海水中で疲労き裂伝播を加速させる物質は水である。

(3) き裂先端新生面に吸着した水およびその他の環境物質から水素原子が解離、鋼中に侵入し、いわゆる水素脆性割れとは異なる固有の機構によりき裂伝播の加速をもたらす。

## 文 献

- 1) 遠藤吉郎: 材料, **32** (1973), p. 1201
- 2) 升田博之, 松岡三郎, 西島 敏, 下平益夫: 防食技術, **35** (1986), p. 27
- 3) R. P. WEI and G. SHIM: ASTM STP 801 (1983), p. 5
- 4) I. M. AUSTEN: Quantitative Understanding of Corrosion Fatigue Crack Growth Behaviour, ECSC Contract No. 7210-KE/806 Final Report EUR 8560 (1983), p. 17
- 5) 駒井謙治郎: 日本金属学会誌, **40** (1976), p. 964
- 6) 大内博史, 小林順一: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1665
- 7) Y. TAKESHI and H. MIMURA: Proc. Offshore Technology Conf. (1986), OTC 5155
- 8) 小林順一, 武子康平, 関口 進, 山戸一成, 轟 理市: 溶接学会全国大会講演概要, **39** (1986), p. 392
- 9) A. SAXENA and S. J. HUDAK, Jr.: Int. J. Fracture, **14** (1978), p. 453
- 10) H. H. UHLIG 著, 松田誠吾, 松島 巖訳: 腐食反応とその

- 
- 制御 (第2版) (1984), p. 71, p. 87, p. 103, p. 132
- 11) 角田方衛, 西島 敏: 鉄鋼の環境強度部会第3回シンポジウム前刷集 (1987), p. 105
- 12) たとえば, 分析化学便覧 (改訂3版) (日本分析化学会編) (1981), p. 37 [丸善]
- 13) 蜂谷 実: 防食技術, **34** (1985), p. 635
- 14) たとえば, 岩波理化学辞典 (第3版増補版) (1981), p. 1188 [岩波書店]
- 15) 村田朋美: 第78, 79回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1981), p. 226
- 16) P. SMITH: *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.*, **10** (1987), p. 291
- 17) S. SURESH and R. O. RITCHIE: *Met. Sci.*, **16** (1982), p. 529
- 18) T. J. LANGAN, L. CHRISTODOULOU and F. E. LOCKWOOD: *ASLE Trans.*, **30** (1987), p. 105
- 19) W. J. PLUMBRIDGE, P. J. ROSS and S. C. PARRY: *Mater. Sci. Eng.*, **68** (1985), p. 219
- 20) 片桐一宗: 総合材料強度学講座6 疲労強度学 (西谷弘信編) (1985), p. 117 [オーム社]
-