

高張力鋼 HT50 の酸素消費ならびに水素発生腐食条件下 における疲労微小表面き裂の進展挙動*

石原 外美*¹, 塩沢 和章*¹
宮尾 嘉寿*¹, 福地 博直*²

The Small Corrosion Fatigue Crack Growth Behavior of High-Tensile Strength Steel HT 50 under Conditions of Oxygen Diffusion-type Corrosion and Hydrogen Evolution-type Corrosion

Sotomi ISHIHARA, Kazuaki SHIOZAWA,
Kazyu MIYAO, and Hironao FUKUCHI

Small corrosion fatigue crack growth behavior was investigated using smooth high-tensile strength steel HT 50 plate specimens in a sodium chloride aqueous solution (oxygen diffusion-type corrosion) and an acid solution made by adding H₂SO₄ to the salt water (hydrogen evolution-type corrosion). At a constant effective stress intensity factor range, the crack growth rate of the surface cracks increases with increasing stress amplitude range. That is, the crack growth rate of a small-size surface crack is higher than that of a comparatively large-size surface crack. This experimental result is observed in both types of corrosion conditions: oxygen diffusion-type corrosion and hydrogen evolution-type corrosion, and this peculiar crack growth behavior becomes marked in the latter corrosive environment whose corrosive capability is stronger than that of the former.

Key Words: Corrosion Fatigue, Crack Growth, Small Surface Crack, HT50, Oxygen Diffusion-type Corrosion, Hydrogen Evolution-type Corrosion

1. 結 言

実構造物で発見されるき裂は長いき裂というよりは数 mm 以下の微小なき裂が多い。このような微小なき裂の進展速度は腐食性環境の影響を受けやすく、通常の長いき裂の進展特性とは異なることが予想される。しかし、この方面の研究は最近高強度鋼を対象に活発に研究が行われ^{(1)(9)~(11)}一定の成果が得られているが、低強度、靱性材を対象にした研究は少なく十分とはいえない。

著者らはこれまでにアルミニウム合金の3%食塩水中における微小表面き裂の進展特性を調査し、腐食疲労下の微小表面き裂の進展挙動には、大気中および貫通き裂の進展挙動とは異なる特有の応力振幅、き裂寸法依存性が存在することを報告した⁽²⁾。これはGangloffの報告する高強度鋼の実験結果⁽¹⁾とは逆の傾向であり、さらに金属材料と環境の組合せを変えた種々の条件下での検討が必要である。

本研究では、高張力鋼 HT 50 を用いて、大気中および3%食塩水中にて完全両振平面曲げ疲労試験を行

い、両環境での微小き裂と貫通き裂の進展特性を実験的に調査した。さらに脱気した腐食環境ならびに pH の影響も含めたより広範な腐食環境のもとで、微小表面き裂の進展速度に及ぼすき裂寸法依存性について検討を加えた。

2. 試験片および実験方法

2.1 試験片 実験に使用した金属材料は高張力鋼 HT 50 (板厚 2 mm) であり、その化学成分および機械的性質を表 1 および表 2 に示す。試験片は納入材を図 1 に示す形状まで機械加工後エメリー紙 # 1500 まで表面研磨し、さらに板厚で 20~30 μm 電解研磨した

表 1 供試材の化学成分

| wt(%) | | | | |
|-------|------|------|-------|-------|
| C | Si | Mn | P | S |
| 0.09 | 0.41 | 0.32 | 0.087 | 0.006 |

表 2 供試材の機械的性質

| Yield strength | Tensile strength | Elongation |
|----------------|------------------|------------|
| 327 MPa | 527.7 MPa | 17.7 % |

* 平成元年 10 月 28 日 山梨地方講演会において講演。原稿受付 平成元年 3 月 27 日。

*¹ 正員、富山大学工学部 (〒930 富山市五福 3190)。

*² 学生員、富山大学大学院 (現在 本田技研工業(株))。

ものを用いた。なお、貫通き裂の進展速度を測定するため、図1の試験片中央部にφ0.8の円孔切欠を有する試験片(切欠材)も併せて用いた。

2.2 実験方法 用いた疲労試験機は小形平面曲げ試験機であり、完全両振平面曲げ疲労試験を行った。応力繰返し速度は10 Hzである。腐食液は水道水を溶媒とする3%食塩水である。合成樹脂製ポンプにより空気を十分含んだ6Lの食塩水(以後食塩水と略記)をタンクと試験部の間に循環させ、液温を298±0.5 K一定に保った。なお、一部の試験片については食塩水中の溶存酸素を窒素ガスのバブリングにより除去した腐食液(以後脱気食塩水と略記)および食塩水に硫酸を加え、pHを1.1に調整した腐食液(以後強酸腐食液と略記)を用いて行った。強酸腐食液中の実験では、すきま腐食による試験片取付部分での試験片の破断を防ぐために、試験片中央部のき裂観測部分(10×12 mm)を除いて試験片表面にさび止め剤を塗布した。

表面および貫通き裂長さの測定は主として読取り顕微鏡による直接測定により行ったが、一部任意の繰返しごとに試験片表面のレプリカを採取し、得られたレプリカを金属顕微鏡を用いて約200~400倍で観察する方法も併せて用いた。き裂開口挙動の測定は、自製のジグを用いて試験片を負荷し、応力1サイクル中のき裂先端近傍の二つのマイクロピッカー硬度計による圧こんの間隔を測定することによって行った。表面き裂の形状の測定は、電解研磨により任意深さまで試験片を逐次削除し、その都度レプリカを採取し、最終的にき裂が消失する深さを求めることにより行った。その他のき裂進展速度測定方法の詳細は、すでに報告している⁽²⁾ので記述を省略する。

3. 実験結果

3.1 き裂形状比 図2は大気中疲労における微小表面き裂の試験片内部方向へのき裂形状の一例を示したものである。図2よりわかるように、大気中疲労における表面き裂はほぼ半円形状を示している。一方、図は省くが腐食疲労の表面き裂も大気中疲労と同

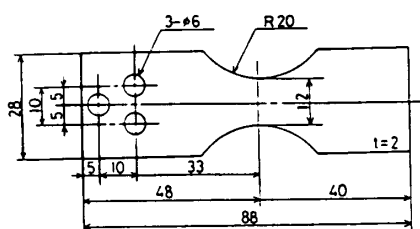


図1 試験片形状および寸法

様にほぼ半円形状を呈するが、半円と長方形の中間のいわゆる船底に似た形状を呈することがわかった。

図3は、微小表面き裂のアスペクト比 A_s ($A_s = b/2a$, $2a$:き裂長さ, b :き裂深さ)と $2a$ の関係を示したものである。図3よりわかるように、大気中、食塩水中、強酸腐食液中の3種類の環境ともき裂形状比 A_s はき裂長さの短いところで0.5以上の高い値を取り、き裂長さの増加とともに徐々に低下しほぼ一定値をとることがわかる。また、 A_s - $2a$ 関係には、いずれの環境も明確な応力振幅依存性が認められない。図3(a)の大気中の疲労と図3(b)の食塩水中の微小表面き裂のアスペクト比の差異についてみると、大気中疲労ではき裂長さが0.9 mm以上でアスペクト比がほぼ一定値0.31になるが、食塩水中ではき裂長さが1.4 mm以上ではほぼ一定値0.34となっている。したがって食塩水中の表面き裂の A_s は大気中におけるそれ

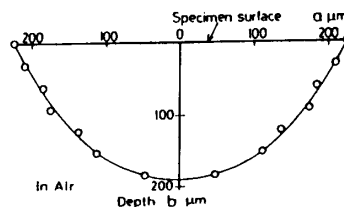


図2 表面き裂の深さ方向の形状

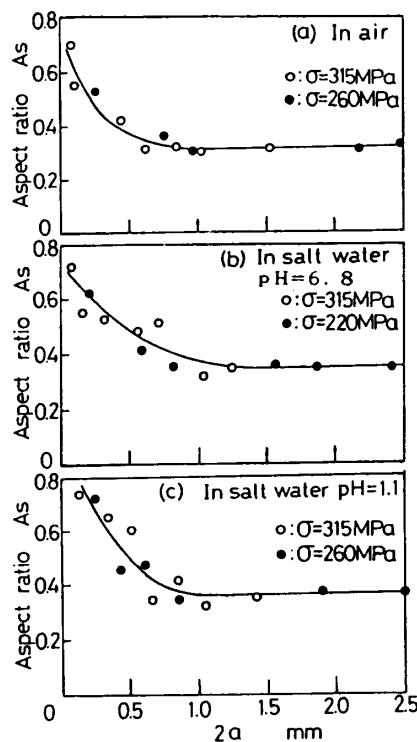


図3 A_s - $2a$ 関係(大気中, 食塩水)

と比較して大きく、しかもその傾向は、き裂長さの短いところで顕著であることがわかる。また、図 3(c)の強酸腐食液中ではき裂長さが 1.0 mm 以上でほぼ一定値 0.35 と食塩水中疲労と同じであるが、き裂長さの短いところで、強酸腐食液中のき裂形状比 A_s は、食塩水中におけるそれと比較していくぶん大きい傾向を示すことがわかる。

3.2 き裂進展挙動

3.2.1 貫通き裂の進展特性 図 4(a), (b)および図 4(c)は試験片中央に円孔切欠を有する試験片を用いて得られた大気中、食塩水中および強酸腐食液中における貫通き裂の進展速度 da/dN と ΔK の関係を両対数グラフ上に示したものである。測定対象としたき裂長さは、0.8~6 mm である。応力拡大係数の値は

Roberts-Rich の計算結果⁽³⁾を用いた。

図 4 よりわかるように、いずれの環境とも貫通き裂の進展速度は ΔK によって一義的に整理され、応力振幅依存性を示さず、 da/dN と ΔK の間にはパリス則⁽⁴⁾が成立する。このような傾向は、長い貫通き裂に関するこれまでの多くの研究結果と同様である。また、低 ΔK 域で大気中疲労、食塩水中、強酸腐食液中の順に腐食疲労き裂の加速が認められるけれども、き裂進展速度の差異はそれほど大きくない。

3.2.2 微小表面き裂の挙動 図 5(a), (b)および図 5(c)は、それぞれ微小表面き裂の大気中、食塩水中および強酸腐食液中におけるき裂進展速度 da/dN と応力拡大係数 ΔK の関係を両対数グラフ上

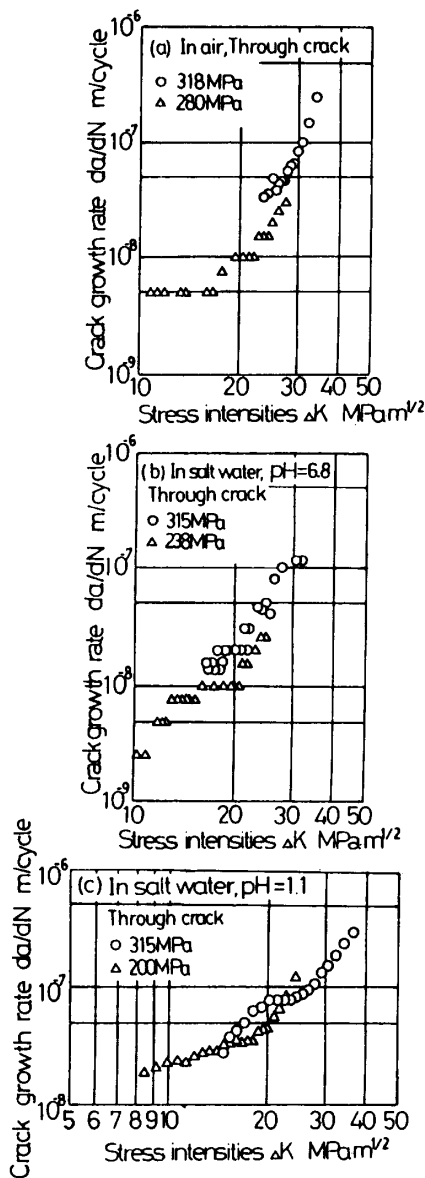


図 4 貫通き裂進展挙動

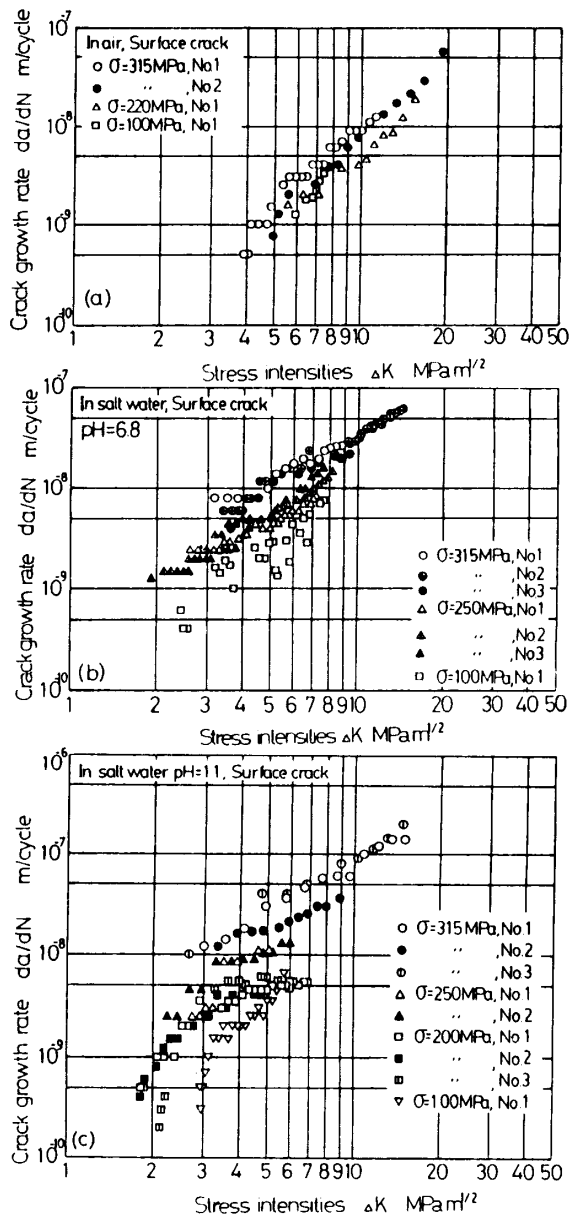


図 5 微小表面き裂の進展挙動

に示したものである。ただし測定したき裂長さ範囲は、0.1~4 mm である。前述したように腐食疲労下のき裂形状はいくぶん船底形であるが、半だ円形状と近似し、Raju-Newmann⁽⁵⁾の計算結果を用いて応力拡大係数を計算した。なお、一部の試験結果は、人工き裂を放電加工によって付した試験片を用いて得られたものである。

まず、図 5(a) に示す大気中疲労の微小表面き裂の進展挙動には、 $\sigma=315, 220, 100$ MPa の間の差異は認められず、貫通き裂と同様に $da/dN-\Delta K$ 関係に応力振幅依存性は存在しない。しかし微小き裂においては貫通き裂に比較してより低い応力拡大係数域でも進展し、き裂進展の下限界応力拡大係数はほぼ $4 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ にまで低下する。

一方、図 5(b) および図 5(c) の食塩水中および強酸腐食液中での微小表面き裂の $da/dN-\Delta K$ 関係には、 $\sigma=100\sim 315$ MPa の応力振幅範囲において、明確な応力振幅依存性が認められ、一定の ΔK において高応力域ほど高いき裂進展速度を示すことがわかる。このような傾向は前報⁽²⁾のアルミニウム合金に関する実験結果と同様の傾向を示している。

食塩水中と強酸腐食液中の実験結果を比較すると、100 MPa 前後の低応力域では強酸腐食液中と食塩水中のき裂進展速度はほぼ等しいが、315 MPa の高応力域では明らかに強酸腐食液中のき裂進展速度が食塩水中のそれを上回る傾向が認められる。

以上述べた微小表面き裂の試験片表面でのき裂進展

特性 da/dN に関する傾向は、き裂深さ方向へのき裂進展特性 db/dN においても同様に認められたことを付記する。

3・3 き裂開閉口挙動 疲労における応力 1 サイクル中のき裂先端近傍に付けた二つのマイクロビッカース圧こんの距離の変化を調査し、負荷応力とマイクロビッカース圧こんの距離との関係性を調べた。負荷応力とマイクロビッカース圧こんの距離との関係図において、曲線の傾きが変化する点からき裂開口点を調査し⁽²⁾⁽⁶⁾、き裂開口比 $U(=\Delta K_{\text{eff}}/\Delta K)$ を決定した。ここに ΔK_{eff} は有効応力拡大係数幅でありき裂の開口している間の応力拡大係数幅を示している。

図 6(a), (b) はそれぞれ大気中、食塩水中における微小表面き裂の $U-\Delta K$ を示したものである。大気中における微小表面き裂では、 $\Delta K=2\sim 6.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ の領域で $U=0.4\sim 1.0$ の値をとり、それ以上の ΔK の領域になると、ほぼ $U=1.0$ の値をとっている。一方、食塩水中における微小表面き裂では、 $\Delta K=2.5\sim 5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ の領域で $U=0.4\sim 1.0$ の値をとり、それ以上の ΔK の領域になると、ほぼ $U=1.0$ の値をとることから、低 ΔK 域において、腐食疲労下の表面き裂は大気中疲労の表面き裂に比較してき裂が閉口しにくい傾向が認められる。

一方図は省くが、貫通き裂では大気中と食塩水中のき裂開閉口挙動には大きな差異は認められず、 $\Delta K=10\sim 20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ の領域では、 $U=0.4\sim 1.0$ の値を、 $\Delta K=20 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 以上の領域になると、ほぼ $U=1.0$ の値をとった。したがって、微小表面き裂に比較してより高い ΔK においてもき裂閉口が存在することがわかる。

また、強酸腐食液中の疲労過程においても上述のき裂開閉口挙動の測定を行ったが、中性の食塩水中の疲労とほぼ同一のき裂開閉口挙動を示し、両者に明確な差異が観察されなかった。

3・4 破面観察 図 7 は大気中および食塩水中における微小表面き裂の $\Delta K=3.5 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ における破面写真を示したものである。なお、↓印はき裂の進展方向を示している。図 7(b), (c) よりわかるように、食塩水中の腐食疲労では、破面は脆性的もしくは擬脆性的破面が主流をなすが、図 7(c) の低応力域 (158 MPa) では図 7(b) の高応力域 (315 MPa) に比較していくぶん破面の凹凸が認められ、より延性的な破面性状を示した。またいずれの場合も粒界割れは認められない。このような傾向は強酸腐食液中においても共通して観察された。一方、図 7(a) の大気中疲労の破面は、延性的な粒内割れが多く腐食疲労の傾向とは異

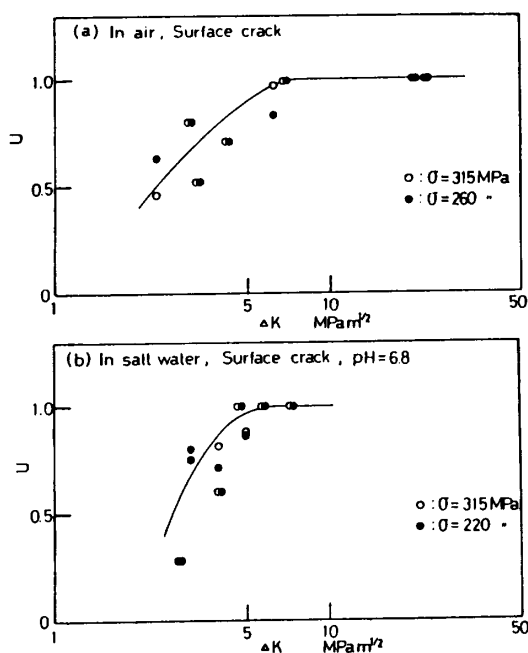


図 6 微小表面き裂の $U-\Delta K$ 線図

なることがわかった。

4. 考 察

一般に水溶液中の腐食のタイプとして、(1)酸素消費形腐食と、(2)水素発生形の腐食がある⁽⁷⁾。HT 50 材の中性の食塩水中で行われた実験は(1)の酸素消費形腐食条件下にあり、一方強酸腐食液中のそれは(2)の水素発生形腐食条件下にあることが示されている⁽⁸⁾。以下では両環境における微小表面き裂の進展特性に及ぼす応力振幅ならびにき裂寸法依存性について考察する。

4.1 酸素消費形腐食下の微小表面き裂進展挙動

図8は、図5の da/dN - ΔK 関係を、図6のき裂開閉口挙動を考慮した有効応力拡大係数幅 ΔK_{eff} をパラメータとして、き裂の進展速度 da/dN とき裂長さ $2a$ の関係として整理したものである。これらの図よりわかるように、図8(a)の大気中疲労における微小表面き裂の進展速度 da/dN は、 ΔK_{eff} 一定の条件において、き裂長さ依存性を示さず一定値を示す。このような結果は大気中、食塩水中両環境の貫通き裂に対しても同様に観察された。これに対し、図8(b)の食塩水中疲労における微小表面き裂の進展速度は ΔK_{eff} 一定の条件において明確なき裂長さ依存性を示し、き裂長さの短い領域のき裂進展速度は加速し、き裂長さの増加と

もに低下する傾向が認められる。

したがって、HT 50 材の食塩水中の腐食疲労において、長さが0.1~4 mmの微小表面き裂の進展挙動は、貫通き裂ならびに大気中疲労における微小表面き裂で認められない特有の応力振幅依存性、き裂長さ依存性を示すことが明らかとなった。このような傾向は既報のアルミニウム合金の結果⁽²⁾と類似している。

本研究で考察している腐食環境下の微小表面き裂と大気中疲労における微小表面き裂は、応力振幅範囲ならびにき裂寸法範囲がともにほぼ等しく、両者のき裂進展挙動の差異は単に腐食性環境の有無にのみ起因するから、力学的立場からでなく電気化学立場からの検討が必要となる。

既述のように、HT 50 材の中性の腐食液中で行われた実験条件下では酸素消費形腐食が生じる。したがって、反応に必要な酸素消費に足る十分な酸素量がき裂先端近傍に供給されれば、カソードとしてのき裂壁面での酸素還元反応が促進、継続され、き裂先端のアノード溶解反応が活発になると期待される。逆に酸素供給が十分でない場合、き裂内部のき裂先端近傍の酸素が上記反応により消費され、枯渇し、アノード溶解反応も停止することになる。以下では、き裂先端近傍に十分な酸素濃度があればアノード溶解反応が継続し、力学的き裂進展量に加えて電気化学的要因に基づくき裂進展量が生じるので全体としてのき裂進展速度が増加するという考えを基礎に考察・検討を加える。

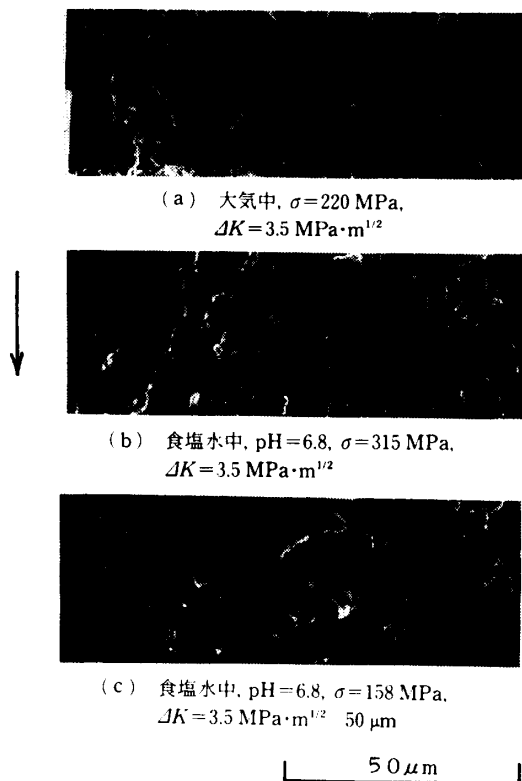


図7 破面観察

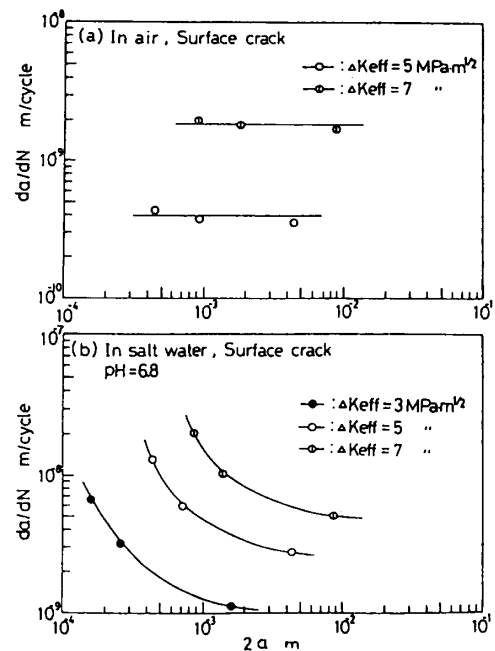


図8 微小表面き裂の進展速度に及ぼすき裂長さの影響 (食塩水中)

窒素ガスの吹込みにより水溶液中の酸素濃度を減少させた脱気食塩水中で疲労実験を行い、微小表面き裂の進展速度を調査した。結果を図9に示す。図9よりわかるように、脱気食塩水中では給気された食塩水中とは異なり、 da/dN - ΔK 関係における応力振幅依存性の消失する傾向が認められる。図5(b)の給気食塩水中で認められた応力振幅依存性の中身は低応力振幅域に比較して高応力域のき裂進展速度が加速することに起因したわけであるが、脱気食塩水中では、高応力域のき裂進展速度は低応力域のき裂進展速度にほぼ一致し、加速現象は認められない。

本実験で制御した溶存酸素濃度は、き裂内部ではなくき裂外部の沖合溶液中のそれであること、また、き裂進展速度に直接関係するのはき裂先端近傍の水溶液中の酸素濃度であり、沖合溶液中のそれでないことを考慮すれば、図5(b)および図9の実験結果は以下のように解釈できる。すなわち、沖合溶液中の溶存酸素濃度は、き裂長さの短い範囲(すなわち高応力域)では、き裂先端近傍まで比較的容易に輸送され、そこでの局所溶存酸素濃度を変えてき裂進展速度を左右するが、本実験下のき裂長さがある程度長い領域(すなわち低応力域)では、き裂先端近傍まで輸送されないので、き裂先端近傍の溶存酸素濃度をほとんど変化させず、したがってき裂進展速度を変化させないということである。

以上、HT 50 材の酸素消費形腐食条件下では、 ΔK_{eff} 一定条件で、長い表面き裂に比較して微小表面き裂の加速傾向が存在し、このような腐食環境下の微小表面き裂の加速現象をもたらす主たる要因として、き裂外部の沖合水溶液とき裂先端近傍の局所溶液との混合過程と、それに伴うき裂先端での電気化学反応が重要と考えられる。

4.2 水素発生形腐食下の微小き裂の進展挙動

図10は、 ΔK_{eff} をパラメータとして強酸腐食下の微小

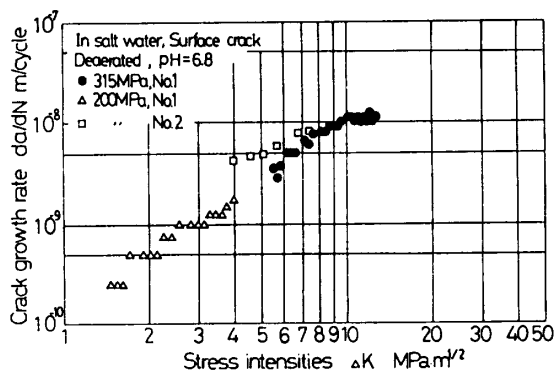


図9 脱気食塩水中での微小表面き裂の進展挙動

表面き裂の進展速度 da/dN とき裂長さ $2a$ の関係を示したものである。図10よりわかるように、 ΔK_{eff} 一定の条件において、強酸腐食液中の微小表面き裂の進展速度は明確なき裂長さ依存性を示し、き裂長さの短い領域ではき裂長さの長い領域に比較して最大10倍程度のき裂進展速度の加速が認められる。この加速現象は ΔK_{eff} の値によらない。微小表面き裂のき裂長さの短い領域でのき裂進展速度の加速原因は以下のように考えられる。

4.1節ならびに既報⁽²⁾で考察したように、き裂外部の沖合溶液中の化学種は、拡散効果とき裂壁面の強制対流効果によりき裂先端近傍まで輸送されるが、長いき裂に比較して微小表面き裂のほうが容易にき裂先端近傍まで入込むことができる。すなわち表面き裂のき裂長さの短い領域では、長いき裂に比較してき裂外部からき裂先端近傍に十分な塩素イオンや水素イオンが供給され、結果としてき裂先端領域でのアノード溶解が促進される。微小表面き裂のき裂長さの短い領域での加速現象は、力学的き裂進展量に加えて上述の電気化学的き裂進展量が重畳することによるためと考えられる。

以上、酸素消費形腐食条件下ばかりでなく、水素発生形腐食条件下においてもき裂長さが0.1~4 mmの微小表面き裂の進展挙動は、比較的長い貫通き裂で認められない特有の応力振幅依存性、き裂長さ依存性を示すことが明らかとなった。

4.3 微小表面き裂の進展特性に及ぼす環境の腐食性の強さの影響

図11は、一定の ΔK_{eff} における、腐食疲労微小表面き裂のき裂の進展速度 $(da/dN)_{CF}$ と大気中疲労下の微小表面き裂進展速度 $(da/dN)_F$ との比 $(da/dN)_{CF}/(da/dN)_F$ を縦軸に、横軸にき裂長さ $2a$

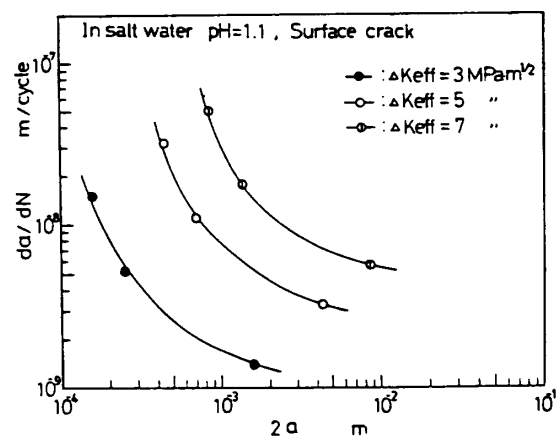


図10 微小表面き裂の進展速度に及ぼすき裂長さの影響(強酸腐食液中)

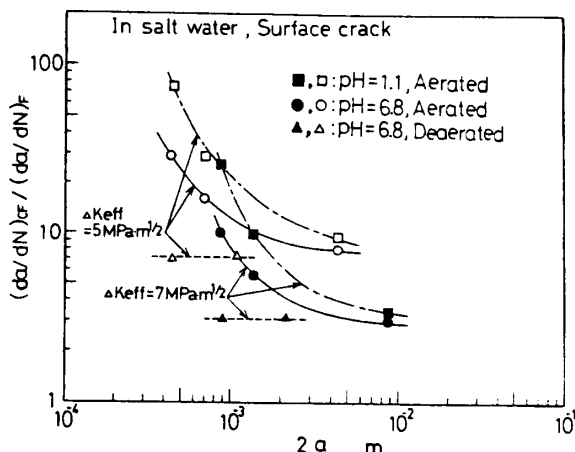


図 11 腐食疲労微小表面き裂の加速現象のき裂寸法依存性に及ぼす腐食性強さの影響

をとり整理したものである。

図 11 よりわかるように、一定の ΔK_{eff} のもとで、環境が脱気食塩水、給気食塩水、強酸腐食環境と腐食性が強くなるに伴い、腐食環境によるき裂進展速度の加速率が高くなる。この傾向は低 ΔK_{eff} 域で顕著となる。図は省くがこのような傾向は貫通き裂についても共通している。

また、微小表面き裂では、環境が脱気食塩水、給気食塩水、強酸腐食環境と腐食性が強くなるに伴い、き裂長さの短い領域でのき裂進展速度の加速が大きくなり、腐食環境における疲労微小表面き裂の進展速度のき裂寸法依存性が顕著となる。環境の腐食性の増加により、腐食環境における疲労微小表面き裂のき裂寸法依存性が顕著となるのは、き裂長さの短い領域の電気化学的要因にもとづくき裂進展量が、環境の腐食性が強くなるほど顕著となるからである。

5. 結 論

50kg 級高張力鋼を用いて、大気中、食塩水中(3% 食塩水中)および強酸腐食液中において完全両振平面曲げ疲労試験を行い、平滑材表面に発生する微小き裂の進展挙動を実験的に調査した。得られた結果を要約すると以下のとおりである。

(1) 腐食疲労では、一定の応力拡大係数におけるき裂進展速度は大気中のそれよりも大きく、この傾向は食塩水、強酸腐食液の順に環境の腐食性の増加とともに顕著となる。また、上述の傾向は貫通き裂よりは微小表面き裂において顕著に認められた。

(2) 大気中では、切欠材、平滑材の両者とも疲労き裂の進展速度は応力拡大係数で一義的に決定され、応力振幅依存性を持たない。一方、食塩水中、すなわち

酸素消費形腐食条件下では、貫通き裂の進展速度は大気中と同様に応力拡大係数で一義的に決定され、応力振幅依存性を示さないのに対し、微小表面き裂の $da/dN-\Delta K$ 関係には明確な応力振幅依存性が認められ、応力振幅の高いほど高いき裂進展速度を持つ。このような傾向は同一の腐食環境で得られたアルミニウム合金を用いた既報の結果と類似している。

(3) 強酸腐食液中、すなわち水素発生形腐食条件下では、貫通き裂の進展速度は応力拡大係数で一義的に決定され応力振幅依存性を示さない。一方、平滑材の疲労微小表面き裂の $da/dN-\Delta K$ 関係には明確な応力振幅依存性が認められ、応力振幅の高いほど高いき裂進展速度を持つ。また、一定の応力拡大係数のもとで、き裂長さの短い領域でき裂進展速度の加速が顕著となる特有のき裂寸法依存性が認められた。したがって、酸素消費形腐食条件下ばかりでなく水素発生形腐食条件下においても、疲労微小表面き裂は特有のき裂進展特性を示すことがわかった。

(4) (2), (3) で述べた腐食環境下の疲労微小表面き裂特有の応力振幅、き裂寸法依存性は、環境の腐食性の強くなるほど、すなわち脱気食塩水、給気食塩水、強酸腐食液の順に顕著となることがわかった。

(5) 上述の腐食疲労過程の微小表面き裂の進展特性はき裂外部の沖合溶液中の化学種(溶存酸素、水素イオン、塩素イオン)のき裂先端近傍への輸送過程と、それに伴うき裂内部での電気化学反応にかかわっていると推察された。

終わりに、本研究の実施に当たり強酸腐食液の作成に当たってご協力をいただいた本学工業化学科 蓮覚寺教官、中村技官、実験にご協力いただいた当時富山大学生 富永佳隆、小村勝茂、松田 一、山田昌人の諸氏に深謝する。

文 献

- (1) Gangloff, R. P., *Metall. Trans.*, A, **16**(1985), 953.
- (2) 石原・宮尾, 機論, **54-508**, A(1988), 2075.
- (3) Roberts, R. and Rich, T., *Trans. ASME, Ser. E*, **34-3**(1967), 777.
- (4) Paris, P. C. and Erdogan, F., *Trans. ASME, Ser. D*, **85**(1963), 528.
- (5) Raju, I. S. and Newman, J. C., *Eng. Fract. Mech.*, **11**(1979), 817.
- (6) Ishihara, S., ほか 2 名, *Proc. APCS*, (1986), 555.
- (7) 日本材料学会編, DEHEMA による腐食防食教程(理論編), (1972), 39, 日本材料学会.
- (8) 大谷, 金属の塑性と腐食反応, (1972), 41, 産業図書.
- (9) 中島・加藤, 機論, **54-500**, A(1988), 656.
- (10) 箕島・ほか 2 名, 機論, **55-512**, A(1989), 689.
- (11) 中井・ほか 3 名, 機論, **55-516**, A(1989), 1724.