

アルミニウム合金の3%食塩水中における 疲労微小表面き裂の進展挙動* (応力振幅並びにき裂寸法依存性)

石原 外美*¹, 宮尾 嘉寿*¹

The Small Fatigue Crack Growth Behavior of an Aluminum Alloy in a Sodium Chloride Aqueous Solution (Stress Amplitude and Crack Size Dependence)

Sotomi ISHIHARA and Kazuyu MIYAO

It is clarified that a stress amplitude dependence exists in the relation between the small corrosion fatigue crack growth rate and the stress intensity factor range. This stress amplitude dependence observed in an aluminum alloy shows an opposite tendency to those reported by Gangloff whose experiment was carried out with high strength steel in a similar environment as the one in this experiment. It is considered that this peculiar phenomenon of small corrosion fatigue crack growth is strongly influenced by the transport process of dissolved oxygen between the bulk solution outside of the crack and the local solution in the neighborhood of the crack tip.

Key Words: Fatigue, Corrosion Fatigue, Stress Amplitude, Crack Size, Small Crack, Oxygen Concentration, Aluminum Alloy

1. 緒 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強く受けて、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が、実験技術上の制約もあり、これまで十分明らかにされていない。

最近、Gangloff⁽⁴⁾は高強度4130鋼を用い、3%食塩水中にて疲労実験し、長さが0.1~1mmの微小なき裂の進展速度を調査した。彼は微小なき裂の進展速度は、一定の腐食環境、一定の応力拡大係数のもとで長いき裂のその約10倍も大きくなること、また微小なき裂の進展に及ぼす腐食環境の加速効果には応力振幅依存性があることを報告している。ところで高強度材料は腐食環境下でH₂脆性の影響を受けやすい特徴がある点で低強度材料とは異なっている。したがって、実構造物によく用いられる低強度、靱性材の腐食環境下の微小なき裂の進展挙動は上述のGangloffの報告した高強度材の微小なき裂の進展挙動とは異なることが予想さ

れる。本研究では、アルミニウム合金2017を用い、大気中および3%食塩水中にて完全両振り平面曲げ疲労試験を行い、両環境での微小なき裂と貫通き裂の進展特性を実験的に調査した。そして、両者のき裂進展特性の比較を通じて微小表面なき裂の進展挙動に及ぼす腐食環境の影響を明らかにした。

また、微小表面なき裂の進展機構に及ぼす腐食性環境の影響を明らかにするために、水溶液中の溶存酸素濃度ならびに応力繰返し速度を変えた場合の実験も行い、考察を加えた。

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アルミ

表1 供試材の化学成分

(wt %)			
Zn	Mg	Cu	Cr
0.03	0.62	4.00	0.02

表2 供試材の機械的性質

Yield (MPa) strength	Tensile (MPa) strength	Elongation (%)
314.9	458.1	40.1

* 昭和63年8月26日 東北支部米沢地方講演会において講演、原稿受付 昭和62年12月23日。

*¹ 正員、富山大学工学部 (〒930 富山市五福3190)。

ニウム合金 2017 平滑板状試験片 (板厚 2 mm) であり、以後 A 材と略記する。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 # 1000 まで研磨し、さらに板厚で 20~30 μm 電解研磨したものを用いた。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 $\phi 0.8$ の円孔切欠きを有する試験片 (切欠材) も併せて用いた。また、一部、市販の一般構造用圧延鋼材 SS 41 材 (板厚 3 mm) を真空焼なまし処理を行った試験片についても実験を行った。その化学成分は C : 0.04, Mn : 0.19, P : 0.012, S : 0.016, wt% であり、以後 S 材と略記する。

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、完全両振り平面曲げ疲労試験を行った。応力繰返し速度は、10 Hz および 0.3 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 6 L の食塩水 (以後 Aerated 腐食液と略記する) を腐食槽と試験部の間に循環させ、液温を $298 \pm 0.5 \text{ K}$ 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 Deaerated 腐食液と略記する) を用いて同様の実験を行った。

A 材の表面および貫通き裂長さの測定は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

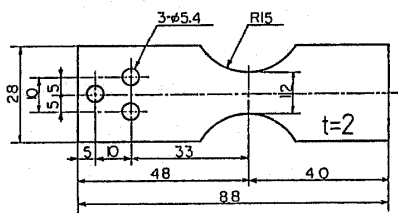


図 1 試験片形状および寸法 (mm)

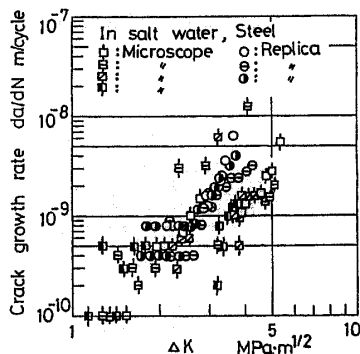


図 2 腐食疲労下の微小表面き裂の進展挙動に及ぼすレプリカ採取の影響 (S 材)

することにより行った。なお、高頻度のレプリカ採取が腐食疲労挙動に影響することが予想されたので本実験では全寿命の 5~10% ごとにレプリカを採取した。一方、S 材のき裂長さの測定は読取り顕微鏡による直接測定により行った。

腐食環境下の微小表面き裂の進展挙動に及ぼすレプリカ採取の影響を検討するために、S 材を用いて、レプリカ法による測定と読取り顕微鏡による直接測定の両方法による測定を行った。結果を図 2 に示す。図よりわかるように、読取り顕微鏡による測定結果はレプリカ法によるそれよりもいくぶんばらつきが大きいけれども、両者はほぼ同様の結果を与える。以上の、実験結果より、高頻度のレプリカ採取を行わない限り、微小表面き裂の進展速度の測定に対するレプリカ採取の影響は大きくないものと判断できる。なお、予備実験において S 材を用いた理由は、試験片表面のき裂発生箇所には錆が発生するため、読取り顕微鏡による直接測定においてもき裂の発見が容易であるからである。その他のき裂進展速度測定方法の詳細は、既に報告している⁽⁹⁾ので記述を省略する。

き裂開閉口挙動ならびにき裂開口変位の測定は、自製の治具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き裂開口状態を金属顕微鏡を用いて約 350 倍で撮影した。得られたフィルムをさらに拡大投影機で約 20 倍に拡大し、試験片表面の金属間化合物の間隔を測定した⁽³⁾。

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。なお、次節以後に実験結果を述べるが、断わらない限りすべて A 材の実験結果を表している。

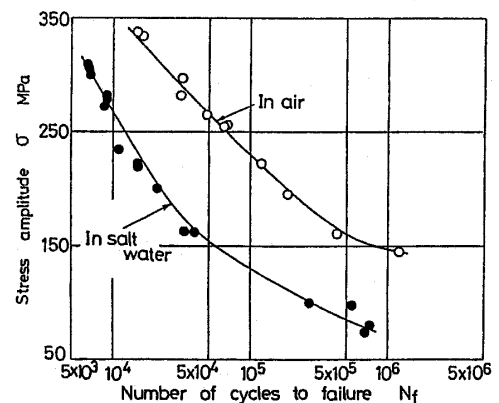


図 3 S-N 線図 (A 材)

3. 実験結果

3.1 S-N線図 図3に、大気中および3%食塩水中における応力繰返し速度10Hzの平滑材のS-N線図を示す。まず破壊寿命に及ぼす腐食環境の影響についてみると、低応力域ほど腐食環境の影響が強く現れ、破壊寿命は大気中のその1/10程度まで低下している。

3.2 き裂形状比 大気中および塩水中疲労下の表面き裂の試験片内部方向の形状を調査した。図4はこれら大気中および塩水中の結果を縦軸にアスペクト比 $A_s(=b/2a)$ 、横軸に $2a$ をとり整理したものである。図よりわかるように A_s-2a 関係には明確な環境依存性は認められず、また応力振幅依存性もほとんどない。この図より、長さが250 μm 以下の微小き裂の A_s は0.5以上の値をとるが、これより長いき裂では徐々に A_s は減少し、ほぼ一定値0.35~0.4に近づくことがわかる。

3.3 き裂進展挙動

3.3.1 貫通き裂進展挙動 図5は試験片中央に円孔切欠きを有する試験片を用いて得られた大気中および塩水中疲労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、0.8~6mmである。応力

拡大係数の値はRobertsとRichの計算結果⁽¹⁾を用いた。

図よりわかるように、大気中および塩水中疲労における貫通き裂の進展速度は、それぞれ応力振幅 $\sigma=158\text{MPa}\sim 221\text{MPa}$ および $\sigma=60\text{MPa}\sim 162\text{MPa}$ の応力範囲では、 ΔK によって一義的に整理され、応力振幅依存性を示さない。また、低 ΔK 域ほど両環境のき裂進展速度の差異が現れており、大気中疲労では、き裂進展の下限界値は $6.6\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ とみこまれるのに対し、塩水中のそれは $4.5\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ である。

3.3.2 微小表面き裂の進展挙動 図6(a)および(b)は、微小表面き裂の大気中および塩水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に示したものである。ただし測定したき裂長さ範囲は、0.05~2.5mmであり、応力拡大係数の値はRaju, Newmannの計算結果⁽²⁾を用いている。なお、大気中疲労における $\sigma=100\text{MPa}$ の実験結果は、長さ0.5mmの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。図中のNo.1, No.2などの番号は平滑試験片中で観察した複数個のき裂の番号を示している。

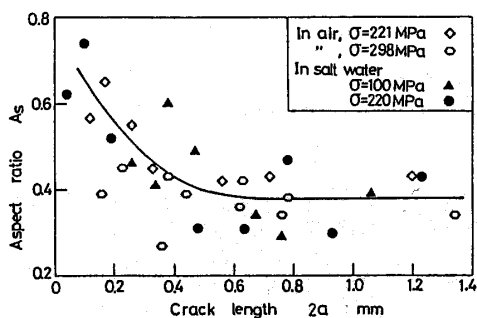


図4 表面き裂のアスペクト比のき裂長さ依存性

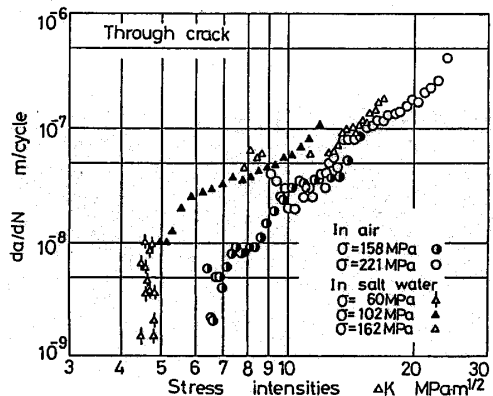
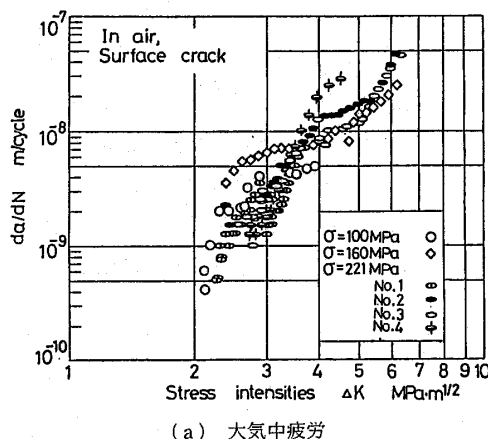
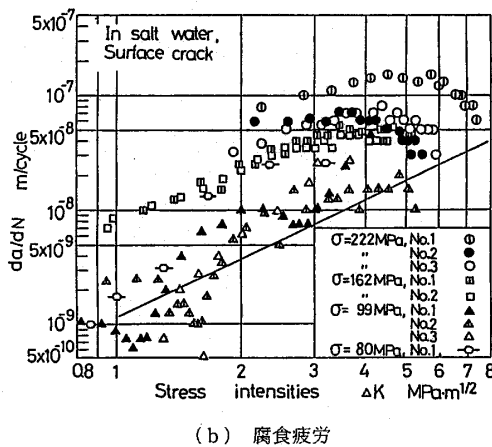


図5 貫通き裂進展挙動 (大気中, 塩水中)



(a) 大気中疲労



(b) 腐食疲労

図6 微小表面き裂の進展挙動

まず、大気中疲労での微小表面き裂の進展挙動には、 $\sigma=100$ MPa, 160 MPa および 221 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 $2\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ にまで低下する。

一方、腐食疲労下の微小表面き裂の $da/dN-\Delta K$ 関係には、 $\sigma=80$ MPa~222 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。低応力域の $\sigma=99$ MPa と 80 MPa のき裂進展速度を比較すると、80 MPa におけるき裂進展速度は応力値が低下しているにもかかわらず 99 MPa の伝ば速度とほぼ一致することから、腐食疲労下の微小表面き裂進展挙動で観察される応力振幅依存性は、応力振幅の低下によりいくらかでもき裂進展速度が減少するわけではなく、これ以上、下がらない臨界の進展速度があり、この臨界速度は、図中に実線で示す貫通き裂に対する $da/dN-\Delta K$ 関係を低 ΔK 域に外挿した結果とほぼ一致することがわかる。

3.4 き裂開口挙動 腐食疲労における応力1サイクル中のき裂先端近傍の任意の二つの金属間介在物の距離の変化を調査し、負荷応力と金属間介在物の距離との関係を調べた。負荷応力と金属間介在物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⁽³⁾、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7は腐食疲労における微小表面き裂と貫通き裂の両者に対するき裂開口比 U と応力拡大係数幅 ΔK との関係を示したものである。これからわかるように微小表面き裂では $\Delta K=1\sim 3\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の小さな領域で U はほぼ1なのに対し、貫通き裂では $\Delta K=4$

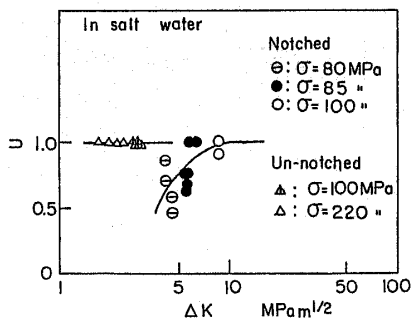


図7 き裂開口比のき裂長さ依存性

$\sim 8\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ で $U=0.5\sim 1.0$ で、 $8\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以上では $U=0.9\sim 1.0$ となり、両者に大きな差異が観察された。このような傾向は大気中疲労においても観察され、腐食疲労に比し、より高い ΔK においてき裂開口が存在している⁽³⁾。

3.5 破面観察 図8に、腐食疲労下の微小表面き裂の破面写真を、高応力振幅域 $\sigma=220$ MPa と低応力振幅域 $\sigma=101$ MPa について示す。図は高応力域と低応力域のき裂進展速度の差異が比較的大きい ΔK がほぼ $2\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ に相当する箇所の破面を示している。なお、↓印はき裂の進展方向を示している。

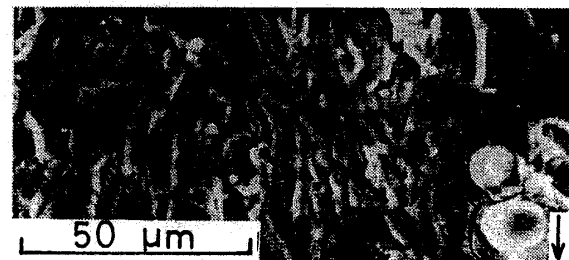
これらの図よりわかるように、(a)図の高応力域の破面は、凹凸の少ない脆性的な粒内破壊を示しているが、(b)図の低応力域の破面は、高応力域と比較すると破面の凹凸がいくぶん多くより延性的な粒内破壊を示している。また、(a)、(b)いずれの破面でも粒界割れは見られない。

4. 考 察

図9は、図6の $da/dN-\Delta K$ 関係を、き裂開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、微小表面き裂の進展速度 da/dN とき裂長さ $2a$ の関係として示したものである。(a)図はA材、(b)図はS材の結果を示している。これらの図よりわかるように、 ΔK_{eff} 一定の条件において、大気中の微小表面き裂の進展速度 da/dN はき裂長さ依存性を示さず、一定値を示すのに対し、腐食環境下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



(a) $\sigma=220$ MPa, $\Delta K=2\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$



(b) $\sigma=101$ MPa, $\Delta K=2\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$

図8 腐食疲労下の表面き裂の破面性状

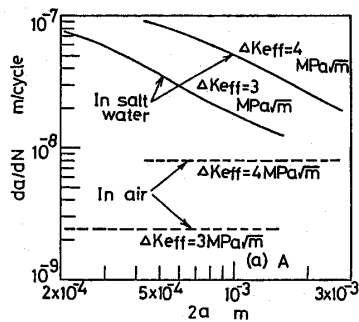
長さの増加とともにき裂進展速度は低下する傾向が認められる。この傾向は A 材と S 材とも共通している。

A 材のき裂進展挙動はレプリカ法により調査されたものであり、S 材のき裂進展挙動の測定結果は、レプリカ法によらないで読取り顕微鏡によって直接微小表面き裂長さを測定したものであるから、上述の微小表面き裂の進展挙動は、き裂測定方法に依らない一般的傾向と考えることができる。

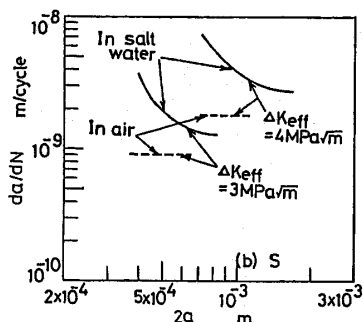
したがって、これまでに述べた実験結果から、腐食疲労におけるき裂長さが 0.05 mm~2.5 mm の微小表面き裂の進展挙動は、比較的長い貫通き裂、また、大気中疲労における微小表面き裂で認められない、特有の応力振幅依存性、き裂長さ依存性を示すことが明らかとなった。

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、応力振幅範囲並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、力学的立場からではなく電気化学的立場からの検討が必要となろう。

一般に水溶液中の腐食のタイプとして、(イ)酸素消費形腐食と、(ロ)酸腐食(水素発生形の腐食)がある⁽⁵⁾。



(a) A 材 (アルミニウム合金 2017)



(b) S 材 (炭素鋼純し材)

図 9 腐食疲労下の微小表面き裂の進展速度に及ぼすき裂長さの影響

本実験条件下の A 材(Al-4% Cu 合金)は(イ)の酸素消費型腐食であることが示されている⁽⁶⁾。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により、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。

窒素ガスの吹き込みにより水溶液中の酸素濃度を減少させた Deaerated 腐食液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 10 に示す。図よりわかるように、Deaerated 腐食液中では Aerated 腐食液中とは異なり、 $da/dN-\Delta K$ 関係の応力振幅依存性が消失する傾向が認められる。酸素を十分含んだ Aerated 腐食液中で認められた $da/dN-\Delta K$ 関係の応力振幅依存性の中身は、低応力域でのき裂進展速度に比し、高応力域(すなわちき裂長さの短い範囲)でのそれが加速することに起因していたのであるが、図 10 の Deaerated 腐食液中では、高応力域でのき裂進展速度は低下し、低応力域のき裂進展速度とほぼ同じき裂進展速度を示している。また、低応力域でのき裂進展速度は、Aerated 腐食液中と Deaerated 腐食液中とでほぼ等しい。

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での酸素濃度であり、沖合溶液中でのそれでないことを考慮すれば、図 10 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

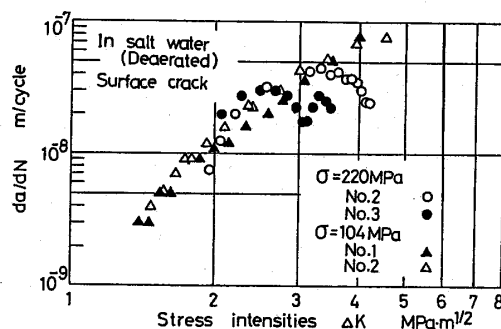


図 10 Deaerated 腐食液中での微小表面き裂進展挙動

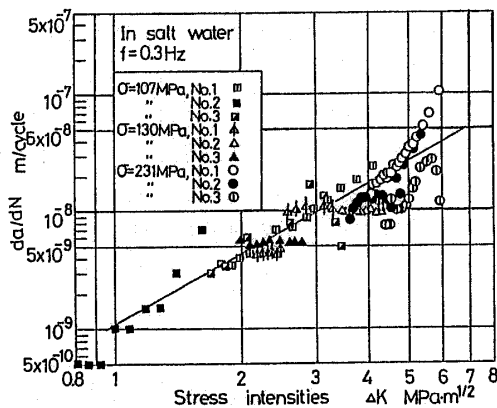


図 11 低繰返し速度域($f=0.3$ Hz)における腐食疲労微小表面き裂の進展挙動

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、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。

図 6(b)および図 10 で $\sigma=222, 220$ MPa の高応力域では、 ΔK の増加に伴い進展速度の低下する傾向が認められるが、低応力域ではこのような傾向が認められない。これは上述の溶存酸素濃度に関する推論を基に以下のように説明できる。すなわち、高応力域の短いき裂では、き裂長さの増加に伴うき裂先端近傍の溶存酸素濃度の低下によりき裂進展速度は低下するが、低応力域の長いき裂では、き裂長さの増加によってき裂先端近傍の溶存酸素濃度は変化せず、き裂進展速度の低下傾向が見られない。

以上の考察より、腐食環境下の微小表面き裂の特異な進展挙動の主たる要因として、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、それに伴って生じるき裂先端での電気化学反応が重要と考えられる。このようなき裂外部の沖合水溶液中の酸素濃度とき裂内部のき裂先端近傍における水溶液との混合過程には応力繰返し速度の影響が当然予想される。

図 11 は応力繰返し速度 $f=0.3$ Hz における微小表面き裂の進展速度と応力拡大係数との関係を示したものである。これらの図からわかるように、低応力繰返し速度域におけるき裂進展挙動には、腐食環境下の高応力繰返し速度域 $f=10$ Hz における微小表面き裂の $da/dN-\Delta K$ 関係でみられた応力振幅依存性は消失し、図中に実線で示す $f=10$ Hz における低応力域($\sigma=80, 99$ MPa)のき裂進展速度とほぼ一致する。

このように応力繰返し速度を低下させた場合、微小

表面き裂の進展速度に応力振幅依存性が消失するのは繰返し応力によるき裂壁面の強制対流効果を考慮して以下のように説明される。

Hartt らは⁽⁷⁾は二次元き裂モデルを用いて疲労における諸因子がき裂内部と外部の溶液の混合にどのように影響するかを、周期的にき裂に流入、流出する腐食溶液の運動量という観点より検討している。その結果によれば、腐食溶液の正味の運動量 J はき裂の開口角度と応力繰返し速度ならびにき裂長さの三乗に比例することを示している。すなわち、これらの諸因子が大きいほどき裂内部溶液の運動量は大きく、き裂外部の溶液との混合が促進され、き裂外部の沖合の酸素がき裂先端近傍に導入されやすくなる。応力繰返し速度を低下させた場合の本実験結果は Hartt らの腐食液の運動量の概念により容易に説明できる。しかしながら、図 6(b)で述べたような高繰返し速度域における微小き裂進展挙動の応力振幅依存性、き裂長さ依存性は Hartt らの単純な完全混合モデルでは説明できない。

Turnbull⁽⁸⁾は、応力繰返しに伴う腐食疲労き裂内部の溶存酸素濃度の分布を、き裂壁面の強制対流効果とき裂内部溶液中の酸素と外部溶液中との間の拡散による移動を考慮して解析を行っている。この結果によれば、き裂長さの短い範囲で溶存酸素濃度は高くなることが示されている。したがって、本実験の高繰返し速度域における微小き裂の進展挙動の応力振幅依存性、き裂長さ依存性は、き裂壁面の強制対流効果に加えてき裂内部溶液中の酸素と外部溶液中の酸素との間の拡散による移動が重要と考えられる。これらの効果を考慮した詳細な検討は別報にて報告する予定である。

5. 結 論

A 材および S 材を用いて、大気中および 3% 食塩水中にて完全両振り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疲労のそれよりも大きく、き裂進展の下限値は大気中疲労のそれに比し大きく低下する。これは貫通き裂、微小き裂両者に共通した傾向である。

(2) 大気中疲労では貫通き裂、微小き裂の両者とも実験応力範囲で、き裂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、腐食疲労では貫通き裂の進展速度は大気中疲労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、微小き裂の進展速度は応力拡大係数

数で一義的に決定されず、応力振幅の高いほど高いき裂進展速度を持つ。これは Gangloff の報告している高強度材の応力振幅依存性と逆の特性を示す。以上の傾向は A 材, S 材に共通して観察された。

(3) 腐食溶液中の溶存酸素濃度あるいは応力繰返し速度を低減させた実験条件では、(2)で述べた腐食環境下の微小き裂の進展速度と応力拡大係数関係における応力振幅依存性は消失する。

(4) 腐食疲労過程のき裂内部における電気化学反応の考察と水溶液中の溶存酸素濃度ならびに応力繰返し速度低減実験から、(2)で述べた腐食環境下の微小表面き裂の特異な進展挙動はき裂外部の沖合溶液中の溶存酸素とき裂内部のき裂先端近傍溶液中のそれとの混合(輸送)過程とそれに伴うき裂内部での電気化学反応に関わっていることが推察された。とくに応力繰返しによるき裂壁面のポンピング作用(強制対流効果)による混合作用だけでは上述の進展挙動は説明されず、拡散による移動効果を含めて考察する必要のある

ことを指摘した。

終わりに本研究の遂行に当たって、実吉奨学会より御助成をいただいた。記して謝意を表す。また、本研究にご協力いただいた当時富山大学生、今村俊哉、山本克也の両君に謝意を表す。

文 献

- (1) Roberts, R., and Rich, T., *Trans. ASME, Ser. E*, 34-3 (1967), 777.
- (2) Raju, I. S. and Newman, J. C., *J. Engng. Fract. Mech.*, 11 (1979), 817.
- (3) Ishihara, S., ほか2名, *Proc. APCS*, (1986), 555.
- (4) Gangloff, R. P., *Met. Trans. A*, 16(1985), 953.
- (5) 日本材料学会編, DEHEMA による腐食防食教程, (昭47), 32, 日本材料学会.
- (6) 大谷, 金属の塑性と腐食反応, (昭47), 111, 産業図書.
- (7) Hartt, W. H., ほか2名, *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 642 (1988), 5.
- (8) Turnbull, A., *Corr. Sci.*, 22-9 (1982) 877.
- (9) 石原・ほか2名, *機論*, 54-504, A (1988), 1482.

討 論

〔質問〕 山田 實〔消防研究所〕

以下の二点についてご教示願いたい。

(1) 図6(b)での臨界速度が図5の貫通き裂を外挿した速度に一致するのはなぜか。

(2) 平滑試験片の場合、応力振幅や腐食環境等の条件によって、試験片表面に発生する微小き裂の密度が変化するものと思われる。これが、微小き裂の進展挙動に及ぼす影響はどの程度とお考えか。

〔回答〕 (1) 高応力域の微小表面き裂では、き裂壁面の強制対流効果並びに拡散効果により、き裂外部の沖合溶液からき裂先端への酸素輸送が顕著となりき裂先端の酸素濃度が高まる結果、き裂進展速度が加速される。ところが、低応力域のある程度長い表面き裂では、微小き裂に比較してき裂先端への酸素輸送が困難となり、力学的にまた電気化学的にみても、長い貫通き裂先端と同一の環境になると予想される。したがって、一定の ΔK において、低応力域のある程度長

い表面き裂の進展速度(臨界速度)と貫通き裂の進展速度はほぼ等しくなると予想される。しかし、図7に示すように、両者にはき裂開閉挙動に差異が存在し、表面き裂の ΔK_{th} は貫通き裂のそれに比較して低下する。このため、低応力域の表面き裂の進展速度(臨界速度)は貫通き裂の進展速度を外挿した結果と一致すると考える。

(2) ご指摘のように、分布微小き裂間の相互作用によってき裂進展挙動が変化することはこれまでに報告されている⁽⁹⁾。また、実験条件によって発生するき裂密度も変化する。本実験では、き裂進展挙動に及ぼす分布微小き裂間の相互作用の影響が入らないように、複数き裂間の距離がそれぞれ十分離れ、ほぼ単独に進展しているとみなせるき裂についてのみ進展挙動の測定を行っている。したがって、本測定結果には、き裂の進展挙動に及ぼす分布き裂の相互作用の影響はないと考える。