腐食疲労におけるき裂の挙動について

津 谷 和 男* 角 田 方 衛**

1. はじめに

疲労の際のき裂の挙動は環境によって影響される。使用材料の強度水準が高くなり、用途が多様化するにともない、材料の置かれる環境は苛酷な方向にむかいつつある。場合によっては、疲労強さに対して大気でも十分な腐食環境となりうる。大部分の構造用材料は酸素と水蒸気の影響を受けているが、さらにエネルギー開発、海洋開発、宇宙開発の進展にともない、材料はより苛酷な環境(例えば水素、硫化水素、海水、高温など)にさらされるようになる。

繰返し荷重下では材料はき裂発生、伝播の過程をへて破断に至る。しかし、き裂発生と伝播を明確に区別することは物理的に困難であり、各過程は必要に応じて定義されて議論されている。疲労性質を定量的に評価する場合、発生、伝播のすべてを含んだ S-N 曲線が用いられてきた。この 15 年の間に、破壊力学的手法のき裂伝播への適用が可能になり、さらに(先在き裂の存在を前提として余命推定などをする)fail-safe 的考えが(き裂発生をゆるさない)safe-life 的考えと区別されて材料選択、構造物設計などにとり入れられ、その結果き裂発生と伝播とを分けた材料評価の重要度が増してきた。

本資料は上記のことを考慮して、最近発表された論文を中心に、腐食疲労におけるき裂の挙動についての解説を試みたものである。

2. 疲労き裂発生

繰返し荷重(あるいはひずみ)下ではき裂は単調荷重下に比べてかなり小さい応力で、繰返し硬化あるいは軟化が飽和後に発生する。き裂は、切欠や介在物のような欠陥がある場合はそれらの先端で、それ以外においては表面で発生する。微視的には繰返し荷重により局所的すべ

りを生じ、固執すべり帯(PSB)⁽¹⁾になり、突き出し、入り込み⁽²⁾に成長し、き裂発生となる。PSB 中の転位構造と塑性変形との関係がき裂発生に関与する⁽³⁾が、これに関する研究は主として純金属に対して行なわれている。

環境のき裂発生への影響は表面近くに限定されるので、表面近くでの転位挙動が環境の影響を受ける。繰返し荷重の極めて初期ですべりが始まり上記の過程をへてき裂発生となるが、その際腐食環境はその過程のどの部分に対して影響が大きいかが問題となる。しかしながら、これらを解決するための手法は確立されておらず、き裂発生が局所的現象であることが隘路になっている。

腐食疲労き裂発生機構は環境の種類、材質の違い、荷重のかかり方によって異なり、次のように分類されている⁽⁴⁾。

(a) 孔食説：腐食で生じたピットが応力集中源となり、き裂発生に寄与する。

(b) 選択溶解説：PSB で腐食電池が形成され、局所的腐食がき裂の起点となる。

(c) 保護膜破壊説：酸化物膜が PSB により破壊され、新生面が露出し、局所的溶解が生じ、き裂となる。

(d) 吸着説：吸着により表面エネルギーが低下し、すべりからき裂への進展が容易になる。

(e) 最低臨界腐食速度説⁽⁵⁾⁽⁶⁾：Uhlig とその共同研究者により提起された概念であり、PSB で加工硬化に寄与した固着転位が局所腐食により開放され、き裂発生につながるという考えである。4140 鋼の 3%NaCl 溶液中での疲労試験において、図 1 に示すような臨界アノード電流密度が存在する。この電流密度より求めた同鋼の臨界腐食速度(CCR)は約 7×10^{-9} kg/m² s (約 6 mg/dm²·day)であり、この値は熱処理により強度レベルを変えてもあまり変化しない。大気中での耐久限(約 400 MPa)より低い応力下でも腐食速度が CCR より高ければ、き裂は発生する。この概念は(a)～(d)に比べて寿命を定量的に評価できる点で説得力がある。

しかしながら、CCR の実測例はそれほど多くはない。

* 金属材料技術研究所科学研究室

** 金属材料技術研究所室長
The Behaviour of Fatigue Crack in Corrosive Environments; Kazuo Tsuya, Masae Sumita (National Research Institute for Metals, Tokyo)
1978 年 6 月 16 日受理

図1 SAE 4140(硬さ $R_c 20$) の 298 K, 3%NaCl 溶液中の疲労寿命と印加陽極電流密度との関係。挿入図は低電流密度部分を拡大した図⁽⁶⁾。

CCR は繰返し速度の影響をうけるのかどうか、また大気中で PSB が存在しないような、耐久限に比べてかなり低い応力レベルでも腐食疲労はおこるが、その際 CCR はどのようになるのかなど興味ある問題が残されている。さらに、この臨界電流値を用いて厳密な意味付けをする際には、パルク材の腐食現象と実際の局所的腐食現象の明確な区別、あるいは両者の関連性が問題になる。

工学的意味でき裂発生を問題にする際、定量的取扱いが必要である。き裂発生と伝播の本質的区別は不可能であり、個々の研究者の定義に依存している。普通、き裂長さ測定法上の制約から切欠先端からのき裂長さ 100~300 μm をき裂発生長さとして定義する場合⁽⁷⁾⁽⁸⁾が多い。き裂発生と繰返し数との関係からゼロき裂発生を外挿してき裂発生繰返し数を求める方法も考えられているが、切欠から発生したき裂の初期伝播挙動は切欠先端の残留応力の影響を受け、それは最大応力と最小応力との比 R に依存する⁽⁹⁾ので、注意が必要である。き裂発生は微視的、局所的現象であるので、破壊力学的手法の適用は当をえていないが、便宜的に切欠から発生したき裂に対して見掛けの応力拡大係数 K_a を用い⁽⁸⁾、また切欠先端が種々の切欠半径 ρ を有する場合 $K_a/\sqrt{\rho}$ を用いて⁽¹⁰⁾き裂発生繰返し数を整理している。このような取扱いは環境の影響を考慮しない場合になされてきたが、今後腐食環境下での疲労に対しても必要と思われる。

3. 疲労き裂伝播

き裂伝播が発生と異なる点は、き裂伝播過程においては、力学的、電気化学的相互作用を生じる場所がき裂先端に限定されることである。き裂先端では各繰返しごとに新しい金属面が環境にさらされ、そこで生じる不動態

化、吸着などのような現象はき裂伝播速度、 da/dN 、に影響を及ぼす。腐食環境下では設定環境とき裂先端近傍の環境とでは大きな相違がある。たとえば、pH 7 の 3%NaCl 水溶液中の 12 Ni マルエージング鋼において、き裂先端では pH は 3 である⁽¹¹⁾。したがって、設定環境の種々の因子の測定値からき裂伝播挙動を推定する際注意が必要である。

普通き裂伝播過程は試験片形状や荷重方式により影響をうけない破壊力学的手法によって表示され、環境の影響は環境の影響のない場合の da/dN - ΔK 曲線(図 2)を基準にして論じられる。ここで ΔK は応力拡大係数範囲である。 K が K_{ISCC} より高い場合応力腐食割れ(SCC)は da/dN に影響し、 K が K_{ISCC} より低い場合 SCC は da/dN に影響しない。したがって腐食環境下で疲労き裂伝播特性を考える際、 K_{ISCC} 上特性($K > K_{ISCC}$)と K_{ISCC} 下特性($K < K_{ISCC}$)に分けるのが普通である。

図2 環境の影響がない場合のき裂伝播速度-応力拡大係数範囲(da/dN - ΔK)曲線。

(1) K が K_{ISCC} より高い場合のき裂伝播

Wei と Landes⁽¹²⁾により腐食疲労き裂伝播速度(da/dN)_{CF}について下記の線型加算仮説が提案された。

$$(da/dN)_{CF} = (da/dN)_E + (da/dN)_F$$

ここで $(da/dN)_E$ は SCC による da/dN への寄与分(時間依存成分)、そして $(da/dN)_F$ は腐食環境効果の寄与のない部分(繰返し依存成分)である。さらに上式の右辺の第 1 項は時間の関数として次式で表わされる。

$$(da/dN)_E = \int_{\tau} da/dN \cdot d\tau$$

ここで $\tau = 1/f$

この仮説においては腐食反応と変動応力の同時作用効果が省略されているので、上式をそのまま適用できるのは十分弱い腐食環境で、繰返し速度が遅く、SCC による寄与分が繰返しによる寄与分比べて大きい場合に限られる⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾。なお、SCC の da/dN への影響に関しては臨界繰返し速度が存在し、これについて Crooker ら⁽¹⁵⁾は SCC の場合と同様に潜伏時間が必要なためと考えている。

Parkins ら⁽¹⁶⁾は、図3に示すような腐食特性を示す炭酸塩-重炭酸塩溶液中の軟鋼を用いて、この仮説を検討した結果、この仮説が成立するのはき裂伝播への環境の寄与が水素による脆化や急激な不働態皮膜の形成のような物理的因子によって支配される場合に限ると述べている。これは電気化学的挙動の極端な場合であり、この中間の活性な領域あるいは活性から不働態への遷移領域ではこの仮説は適用できない。

図3 348 K の炭酸塩-重炭酸塩溶液中の軟鋼の分極曲線と掃引速度との関係。電極電位の変化に対する腐食特性が示されている⁽¹⁶⁾。

(2) K が K_{ISCC} より低い場合のき裂伝播

da/dN に対して SCC のような時間依存型のき裂伝播機構が介入しなくても、腐食環境下では da/dN は繰返し依存効果により著しく影響をうける。 da/dN の繰返し速度, f , 依存性は材料と環境の組合せにより異なった結果が報告されている。

(a) da/dN が f の減少とともに増大する場合

3%NaCl 水溶液中のマルエージング鋼の例を図4に示す⁽¹⁷⁾。 da/dN は 0.1 Hz ぐらいで最大となり、さらに f が小さくなると da/dN はむしろ遅くなる。同様な傾向は HY 130 および HY 180 鋼においてもみられる⁽¹⁸⁾ が、 da/dN の f 依存性は 12Ni マルエージング鋼に比べてかなり小さい。

図4 pH 7 の 3%NaCl 水溶液中での 12Ni-5Cr-3Mo 鋼のき裂伝播の繰返し速度依存性⁽¹⁷⁾。

(b) da/dN が f の影響をあまり受けない場合

H₂S 飽和原油中の X 65 Line-Pipe 鋼の例⁽¹⁹⁾を図5に示す。 da/dN が f の影響を受けないのは、き裂先端で水素の供給速度が速いためと考えられる。同鋼を 3.5%NaCl 水溶液中で -1.04 V (vs SCE) (飽和甘コウ照合電極) に分極した場合、 da/dN は同様に f に依存しない。これは飽和原油中の場合と同様に水素脆性が da/dN を支配しているためである。なお、3.5%NaCl 水溶液中では da/dN は (a) の場合と同様な f 依存性を示す。

図5 H₂S 飽和原油中での X65 Line-Pipe 鋼のき裂伝播の繰返し速度依存性⁽¹⁹⁾。

(c) da/dN が f の減少とともに減少する場合

0.6 mol/l NaCl 水溶液中の Ti-6Al-4V 合金において図6に示すように、低 ΔK 領域では da/dN は f の減少とともに減少する⁽²⁰⁾。この理由としてはき裂先端で形成された不働態皮膜のために溶解速度が小さくなるためか、あるいはすべりの分散が生じるためと考えられている。

同図に示されているように繰返し SCC への遷移に対する応力拡大係数範囲, ΔK_{SCC} , は f すなわちひずみ速度に依存し、つねに静的 K_{ISCC} より低い。 $\Delta K > \Delta K_{SCC}$ では da/dN は f の減少とともに増加し、時間依存型機構が支配していることがわかる。 ΔK_{SCC} の K_{ISCC} との相違は Ti 合金のみにみられる現象ではなく、軟鋼においてもみられる⁽¹⁶⁾。

不活性環境下では波型は f と同様に da/dN に対してほとんど影響を及ぼさないが、腐食環境下では図7に示すように、伝播挙動

図 6 0.6 mol/l NaCl 水溶液中での Ti-6Al-4V 合金のき裂伝播の繰返し速度依存性⁽²⁰⁾.

図 7 3%NaCl 水溶液中の 12Ni-5Cr-3Mo 鋼のき裂伝播速度の波形依存性⁽¹⁸⁾.

は波型によって異なる。サイクル中応力上昇に時間のかかる正弦波、三角波、正のこぎり波の影響は大きく、一方、矩形波、負のこぎり波下での da/dN は大気中の da/dN のばらつきの範囲内に入っている⁽¹⁸⁾。

Pelloux らは Wei らの提起した仮設は特定の材料について da/dN をある程度予測するには成功したが、腐食疲労機構、特に SCC の関与しない場合の腐食疲労機構の解明には有効でないことを指摘している⁽¹³⁾。腐食環境下のき裂伝播機構はき裂発生項で述べた機構と類

似するが、そのほかにき裂先端の酸化物膜の環境劣化による応力集中の増大、あるいは酸化物膜のくさび効果による有効応力拡大係数の減少する機構も考えられる⁽²¹⁾。

(3) き裂伝播下限界値

き裂を伝播させるのに必要な最小応力拡大係数範囲、 ΔK_{th} (図 2 参照) は、普通応力範囲を段階的に減少させていった際に得られるき裂伝播停止時の応力拡大係数範囲として求められる。

En 24 (14Ni-0.48C) 鋼を用いて大気中および真空中で ΔK_{th} を求め、 R 依存性を調べた結果によれば図 8 に示すように真空中では ΔK_{th} はほとんど R に依存しないが、大気中では ΔK_{th} は R の増加とともに減少している。これを最大応力拡大係数、 K_{max} で整理すると R 依存性は小さくなる。このことは、大気中においては、下限界値近くでの律速因子として K_{max} がより重要になることを示唆している⁽²²⁾。

図 8 真空中および大気中における応力拡大係数範囲下限値と応力比との関係⁽²²⁾。

真空中の破面には大気中のそれに比べて粒界割れ量が少なく、大気中での破面の低 ΔK に対応する部分には腐食生成物が見られる。大気中では粒界割れ破面率の最大値は、 ΔK で整理すると $R(0.15 \sim 0.70)$ に関係なく、 $\Delta K \approx 13 \text{ MN/m}^{3/2}$ で生じるが、 ΔK_{th} に近づくとともに粒界割れ破面率は減少し、 ΔK_{th} 近くの破面上には粒界割れはほとんど存在しなくなる⁽²⁷⁾。

現在のところ、 ΔK_{th} と環境との関係については不明な点が多い。その一例を次に示す。

10 B 35 (含 B 炭素) 鋼において熱処理により強度レベルを種々かえた場合、図 9 に示すように大気中での ΔK_{th} は降伏強さ σ_y とともに増大する⁽²³⁾。一方、同様に強度レベルをかえた 300 M 鋼においては、同図に併記したように、296 K、45%湿度の大気環境下での ΔK_{th} は σ_y とともに減少する⁽²⁴⁾。後者の場合、破面に粒界割れが現われることを根拠にして、Weiss らの ΔK_{th} に関するモデル⁽²⁵⁾ に水素の影響を導入した修正モデルを用いて ΔK_{th} の σ_y 依存性を説明している。しかしながら、

図9 10B35鋼⁽²³⁾および300M鋼⁽²⁴⁾の応力拡大係数範囲下限値と降伏強さとの関係。

含B炭素鋼の粒界割れ破面率(40%以上)は300M鋼のそれ(約15%)より高いにもかかわらず、修正モデルは前者におけるような ΔK_{th} が σ_y とともに増加する場合には適用できない。

高力Al合金、高力Mg合金および高力Ti合金ではNaCl水溶液中で ΔK_{th} が存在し、それは不活性ガス環境下の ΔK_{th} とほとんど同じ値である⁽²⁶⁾。同じ環境下でこれらの合金の平滑材のS-N曲線上には耐久限は存在しないので、腐食環境下ではき裂材と平滑材の破壊挙動は異なるように見える。しかしながら、一般にS-N曲線を求める場合と ΔK_{th} を求める場合とは試験条件は同じではなく、特に塩水環境下では前者は後者より桁違いに長い時間をかけるので、両者を比較することは簡単ではない。

(4) 破 面

普通、大気中でそれほど脆くない材料において、中間き裂伝播速度領域(図2の領域2)で観察される、疲労破面に特徴的なストライエーションは延性ストライエーションと呼ばれる。不活性ガス環境中や真空中ではストライエーションの観察は困難になり、 da/dN は小さくなる⁽²⁷⁾⁽²⁸⁾。一方、塩水のような腐食環境下では破面上でき裂前線に直角方向に舌状模様やリバーパターンを伴った脆性ストライエーション⁽²⁹⁾を示す場合があり、その際 da/dN は増大する。それぞれのストライエーションの例を写真1(a)および(b)に示す。大気中ではストライエーション間隔より求めたき裂伝播速度と da/dN とはだいたい一致するが、脆性ストライエーションの場合必ずしも一致しない⁽¹⁹⁾。

疲労破面はガス環境の種類によって異なった様相を呈する。65%Ni-33%Cu合金を $K_{max}=263\text{ MN/m}^{3/2}$ 、 $R=0.10$ で試験した場合⁽²⁷⁾、真空中および窒素中の破面は少量の凝勢開部を有する粒内破壊で延性的である。Ti基Cu合金のアルゴン中での破面には rippled

写真1 ストライエーションの例。
(a) 延性ストライエーション
HY180銅、環境：大気
(b) 脆性ストライエーション
18Ni(200)マルエージング鋼
環境：人工海水

areas, cusps, ridgesなどが観察される⁽²⁸⁾。水素中の破面は水素誘起割れ特有の粒界破面と粒内破面の混合組織であり、酸素中の破面は各破面単位の中で優先的結晶学的方位を有する粒内割れ破面を呈している⁽²⁷⁾。

低 ΔK 領域(図2の領域1)の破面に関しては不明な点が多く、特に腐食性の強い環境下の ΔK_{th} 近くの破面特性に関する報告はほとんどみられない。

(5) ガス環境の影響

気体環境は疲労き裂発生に対してよりも、初期の成長に対する影響が大きい⁽³⁰⁾⁽²¹⁾。しかし、十分に乾燥した窒素、アルゴンなどの不活性ガスは da/dN にほとんど影響を及ぼさない。真空中での疲労強さは大気中でのそれに比べて一般に大きい、それはガス圧に依存する。ガスで問題になるのは主として酸素、水素、それに水蒸気である。

酸素や水蒸気中では da/dN はガス圧に依存し、 da/dN が急変する臨界圧が存在する。たとえば、316ステンレス鋼における酸素圧と da/dN との関係には、図10に示

図 10 316 ステンレス鋼におけるき裂伝播速度と酸素圧との関係⁽³⁰⁾。

図 11 9-4-20 鋼の水素および真空中でのき裂伝播速度と温度との関係⁽³²⁾。

すように⁽³⁰⁾、明確な臨界圧が存在し、それより高い圧力では da/dN は急増する。臨界圧のガス吸着モデルによる計算、すなわち引張りの半サイクル間に表面に酸素の単層を形成するのに必要な臨界圧の計算と実際の遷移現象との間には大きな隔りがある⁽²¹⁾。水素中においても da/dN は圧力とともに増大するが、臨界圧の存在は明らかでない⁽²¹⁾。

真空度の上昇とともに da/dN が遅くなるのは一般的傾向であるが、5056 Al 合金において 10^{-7} Pa の超高真空になると da/dN は逆に速くなる。その際、真空度の増大とともにき裂先端の塑性変形域大きさが増大してい

る。この原因は表面酸化被膜の性質が変化し、転位の脱出に対する障壁効果をもちえなくなったためと考えられている⁽³¹⁾。

HP9-4-20 鋼における真空中および水素中での da/dN と温度との関係を図 11 に示す⁽³⁰⁾。真空中では da/dN は温度の低下とともにやや減少する。一方、水素中では da/dN は 273 K 近くで最大となり、真空中のその 10 倍以上にも達する。また、173 K では真空中の約 3 倍、そして 373 K では両環境間で差がない。同様な傾向は 65%-33%Cu 合金においてもみられ、静的荷重下でのき裂成長と類似した現象である⁽²⁷⁾。水素中での da/dN と試験温度との関係と全く同じ傾向が粒界割れ破面率のあらわれ方にもみられ、273 K 前後では粒界割れ破面率は 60~70%に達する。

乾燥した水素と蒸留水素を通して湿らせた水素とでは疲労に対する影響度合は異なる⁽³³⁾。AISI 1536 鋼を用いた実験によれば、湿水素中では水の膜が水素の吸着を阻止するので、湿水素中におけるより乾水素中において疲労寿命はむしろ短くなる。しかし、硫化水素の場合は水素の場合と異なり、湿硫化水素中ではスケール中で腐食反応により多量の水素を発生するので寿命は最も短くなる。

混合ガスの場合、疲労への影響はどのガスが優先的に吸着するかに依存する。HY 180 鋼においては、図 12 に示すように、水素と基地との相互作用による da/dN の増大は O_2 , CO , N_2O のように優先的に吸着するガスの添加によって妨げられる。しかし CO_2 にはそのような効果はみられない⁽³²⁾。

ガス環境中での腐食疲労の主な現象を述べたが、ガスの影響度合は材料によって異なる。たとえば、Al 合金に対しては水蒸気はきわめて有害であるが水素はそれほど有害でない。一方、安定オーステナイト鋼以外の鋼、

図 12 HY 180 鋼の種々のガス環境下でのき裂伝播速度⁽³²⁾。ガス圧 13 kPa。

Ti 基合金, Ni 基合金などは水蒸気はもちろんのこと, 水素, 場合によっては酸素に対しても腐食疲労敏感性がある⁽³⁰⁾.

4. あとがき

最近の論文を中心にして腐食疲労の解説を試みたが, 腐食疲労に関する研究は極めて学際的色彩の濃い領域に属し, 未解決の問題が山積しているようである.

き裂伝播過程に関しては伝播速度を応力拡大係数で整理する方法が一般化した, 図 13 に示すように大気中の伝播速度に関してさえ両引用データ間に 3~4 倍の差がある. さらに 3.5%NaCl 水溶液中で 10 Hz の場合, 同じ ΔK で両伝播速度間に 10 倍以上の差が生じている⁽³⁴⁾⁽³⁵⁾. 一方, き裂発生に関してはき裂発生までの繰返し数, 初期のき裂伝播挙動など材料の評価などに必要な情報をうるための一般的表示法が確立されていないのが現状である.

今後, 腐食環境下での疲労き裂発生および伝播に関するデータの集積の必要性が高まると思われるが, それに先だってき裂発生および伝播に対する標準的試験法の確立が望まれる.

図 13 18Ni(250) マルエージング鋼の 3.5%NaCl 水溶液中での疲労き裂伝播速度と繰返し速度との関係⁽³⁴⁾⁽³⁵⁾. $R=0.1$.

文 献

- (1) P. J. E. Forsyth and C. A. Stubbington : J. Inst. Metals, **83**(1954), 395.
- (2) たとえば, W. A. Wood and H. M. Bendler : Trans. Met. Soc. AIME, **224**(1962), 180.
- (3) P. Lukas and M. Klesnil : *Corrosion Fatigue; Chemistry, Mechanics and Microstructure*, NACE, Houston, (1972), 118.
- (4) C. Laiard and D. J. Duguet : *Corrosion Fatigue; Chemistry, Mechanics and Microstructure*, NACE, Houston, (1972), 88.
- (5) H. H. Uhlig : *Corrosion Fatigue; Chemistry, Mechanics and Microstructure*, NACE, Houston, (1972), 270.
- (6) H. H. Lee and H. H. Uhlig : Met. Trans., **3**(1972), 2949.
- (7) S. Pearson : Royal Aircraft Establishment, Technical Report 71109, (1971).
- (8) R. G. Forman : Eng. Frac. Mech., **4**(1972), 333.
- (9) 角田方衛, 内山 郁 : 材料, **26**(1977), 518.
- (10) J. M. Barsom : WRC Bulletin, **194**(1974), 6.
- (11) J. M. Barsom : Int. Journ. of Fracture Mech., **7**(1971), 163.
- (12) R. P. Wei and J. D. Landes : Mater. Res. Stand., **9**(1969), 7.
- (13) R. M. Pelloux, R. E. Stoltz and J. A. Moskovitz : Mater. Science Eng., **25**(1976), 193.
- (14) 北川英夫 : 防食技術, **24**(1975), 91.
- (15) T. W. Crooker and E. A. Lange : ASTM, STP. 462, (1970), 258.
- (16) R. N. Parkins and B. S. Greenwell : Metal Science, **11**(1977), 405.
- (17) J. M. Barsom : Eng. Frac. Mech., **3**(1971), 15.
- (18) J. M. Barsom : *Corrosion Fatigue; Chemistry, Mechanics and Microstructure*, NACE, Houston, (1972), 424.
- (19) O. Vosikovskiy : Corrosion-NACE, **32**(1976), 472.
- (20) D. B. Dawson and R. M. Pelloux : Met. Trans., **5**(1974), 723.
- (21) M. Gell and D. J. Duguet : *Corrosion Fatigue; Chemistry Mechanics and Microstructure*, NACE, Houston, (1972), 366.
- (22) R. J. Cooke, P. E. Irving, G. S. Booth and C. J. Beevers : Eng. Frac. Mech., **7**(1975), 69.
- (23) 村上理一, 小林英男, 小峰厚友, 中沢 一 : 日本機械学会論文集, **43**(1977), 799.
- (24) R. O. Ritchie : Met. Trans. A, **8A**(1977), 1131.
- (25) V. Weiss and D. N. Lal : Met. Trans., **5**(1974), 1946.
- (26) M. O. Speidel, M. J. Blackburn, T. R. Beck and J. A. Feeney : *Corrosion Fatigue; Chemistry, Mechanics and Microstructure*, NACE, Houston, (1972), 324.
- (27) J. D. Frandsen, N. E. Paton and H. L. Marcus : Met. Trans., **5**(1974), 1655.
- (28) R. J. H. Wanhill : Corrosion NACE, **30**(1974), 28.
- (29) R. E. Stoltz and R. M. Pelloux : AFML-TR-72-21, (1972).
- (30) H. L. Marcus, J. C. Williams and N. E. Paton : *Corrosion Fatigue; Chemistry, Mechanics and Microstructure*, NACE, Houston, (1972), 346.
- (31) 遠藤吉郎, 駒井謙治郎 : 材料, **26**(1977), 109.
- (32) J. D. Frandsen and H. L. Marcus : Met. Trans. A, **8A**(1977), 265.
- (33) R. L. Prowse and M. L. Wayman : Corrosion-NACE, **30**(1974), 280.
- (34) *Damage Tolerant Design Handbook Part 2*, Metals and Ceramics Information Center, Battelle, (1975), 8.2-25 p.
- (35) D. E. Pettit et al. : *Investigation of Stress and Chemical Environments on the Prediction of Fracture in Aircraft Structural Materials*, USAF Contract F33615-71-C-1688, (1973).