

アルミニウム合金の腐食疲労過程における複数き裂の 分布特性と疲労寿命*

石原 外美*¹, 塩沢 和章*¹
宮尾 嘉寿*¹, 竹花 紳一*²

Effects of the Distributed Surface Cracks on Corrosion Fatigue Lives of Aluminium Alloy

Sotomi ISHIHARA, Kazuaki SHIOZAWA,
Kazyu MIYAO, and Shinichi TAKEHANA

In order to investigate the effects of the distributed surface cracks on corrosion fatigue crack propagation period N_p , rotary bending fatigue tests were performed on aluminium alloy in a sodium chloride aqueous solution by using 12 specimens under constant experimental conditions. N_p for the specimen tested in the lower stress amplitude (52 MPa) showed a tendency to decrease with increasing crack density or sum total of crack lengths observed on the specimen surface during corrosion fatigue process. However, N_p for the specimen tested in the higher stress amplitude (90 MPa) did not depend on these parameters. In the lower stress amplitude, crack coalescence behaviour is a dominant factor influencing the experimental results, because the greater part of cracks initiated during the corrosion fatigue process could not continue to propagate without crack coalescence.

Key Words: Corrosion Fatigue, Crack Propagation, Distributed Surface Cracks, Crack Propagation Period, Crack Coalescence, Aluminium Alloy

1. 緒 言

平滑材の腐食疲労過程では複数の表面き裂が発生、進展する^{(1)~(3)}。これらの複数個のき裂間の干渉、合体挙動は平滑材の疲労寿命を支配する大きな因子の一つと考えられる。

著者らはこれまでに、ショットピーニング材と焼鈍材を用いて大気中および塩水中にて疲労実験を行い、疲労寿命に及ぼすき裂分布特性の影響について検討⁽⁴⁾した。その結果、分布き裂の密度、総長さ等が大きいショットピーニング材では、大気中疲労過程では、分布き裂の合体による寿命減少作用が支配的であるのに対し、腐食疲労低応力域では、分布き裂の相互作用により疲労寿命は逆に増加する傾向を示すことを明らかにした。また、試験片直径の異なる2種類の試験片を用いて3%食塩水中において腐食疲労試験を実施し、試験片直径の異なる場合のき裂分布特性⁽⁵⁾と、腐食疲労寿命と複数き裂の分布特性の関係⁽⁵⁾について検討した。その結果、腐食疲労寿命に及ぼすき裂分布特性の影響は試験片直径の影響を受け、疲労過程で発生する

き裂密度、き裂総長さ、個々のき裂進展特性、さらにはき裂発生位置の空間的特性等に影響され、複雑に変化することが明らかとなった。

本研究では、アルミニウム合金 2017 を用いて腐食疲労実験を行い、腐食疲労過程で発生する分布き裂の挙動を明らかにし、ついでこれらのき裂分布特性と腐食疲労寿命との関わりについて検討した。まず、疲労寿命と複数き裂の分布特性の関係に及ぼす応力振幅の影響について考察した。ついで、本アルミニウム合金と一般機械構造用炭素鋼 S 45 C 材の腐食疲労寿命に及ぼす複数き裂の分布特性の差異を検討し、腐食疲労寿命とき裂分布特性の関係における炭素鋼とアルミニウム合金の材質の差異について種々検討した結果を報

表 1 化学成分

Zn	Mg	Cu	Cr
0.03	0.02	4.00	0.02

表 2 機械的性質

Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)
347	492	17.6

* 平成元年 4 月 4 日 第 66 期通常総会講演会において講演、原稿受付 昭和 63 年 9 月 28 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。

告する。

2. 試験片および実験方法

使用した試験片素材は市販のアルミニウム合金 2017 である。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。

試験片形状および寸法を図 1 に示す。供試材は、納入材を図 1 の形状まで機械加工後、試験片平行部を直径で約 20 μm 程電解研磨したものである。疲労試験機は容量 98 N $\cdot\text{m}$ の小野式回転曲げ試験機であり、応力繰返し速度は 60 Hz である。腐食液として液温 298 K 一定の水道水を溶媒とする 3% 食塩水を用いた。

腐食疲労実験は、52 MPa と 90 MPa の二種類の応力振幅にてそれぞれ 10 本の試験片を用いて回転曲げ疲労試験を行った。試験片表面の分布き裂の測定は任意の繰返し数ごとに試験機を停止させ、表面のレプリカを採取することにより行った。その他の実験方法は既に報告しているもの⁽⁴⁾⁽⁵⁾と同一なので、詳細は文献を参照されたい。

3. 実験結果

3.1 S-N 線図およびき裂進展期間の分布

図 2 は、大気中および 3% 食塩水中におけるアルミニウム合金の S-N 線図を示したものである。3% 食塩水中では疲労強度の低下が顕著であることがわかる。

次に、応力 52 MPa と 90 MPa の二つの応力振幅で、それぞれ 10 本の試験片を用いて 3% 食塩水中におい

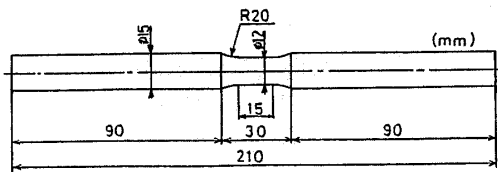


図 1 試験片形状および寸法

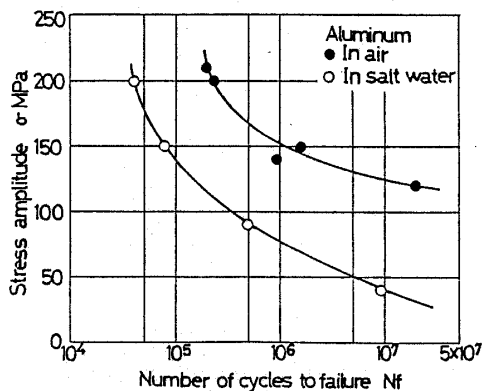


図 2 S-N 線図

て疲労実験を行い、疲労寿命 N_f とき裂進展期間 N_p の分布を調査した。ここで、 N_p は疲労寿命 N_f とき裂発生期間 N_i の差として計算したものであり、 N_i は、25 μm 以上のき裂が発見された繰返し数と発見されない繰返し数の平均値を採っている。図は省くが疲労寿命とき裂進展期間には大きな差異が認められず、全寿命の大半がき裂進展期間であったので、以下ではき裂進展期間の分布に関してのみ述べる。図 3 は N_p の分布を平均ランク法によりワイブル確率紙上にプロットしたものである。図よりわかるように、低応力域 52 MPa では高応力域 90 MPa に比較して N_p のばらつきが大きいことがわかる。

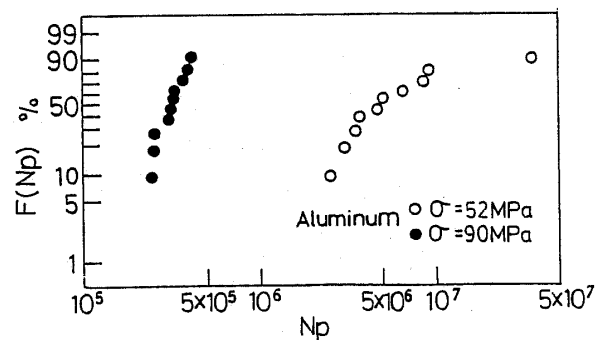


図 3 き裂進展期間の分布(塩水中)

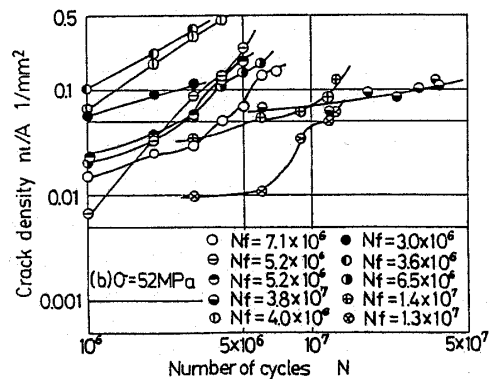
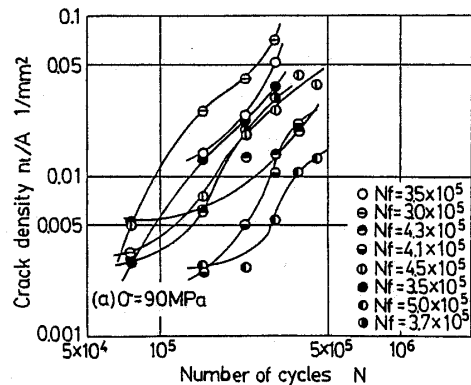


図 4 応力繰返しに伴うき裂密度の変化

3.2 腐食疲労過程のき裂の分布特性

3.2.1 腐食疲労過程のき裂密度の変化挙動 図4は腐食疲労過程におけるき裂密度 n_i/A の変化を、応力振幅 90 MPa と 52 MPa について両対数グラフ上に示したものである。

図よりわかるように、実験条件を一定に揃えているにも関わらず、両応力振幅とも各試験片のき裂発生挙動は大きくばらつき、さまざまな形態をとっている。このような傾向は単位面積当たりのき裂長さの総和 $\Sigma(2l_i/A)$ の繰返しに伴う変化挙動においても観察された。これらのき裂発生挙動は疲労寿命に大きな影響を与えていることが予想される。

3.2.2 試験片長手方向へのき裂の空間分布 試験片長手方向にき裂が空間的にどのように分布しているのか調べるために、図5に模式図を示すように、試験片平行部を5個の環状に分割し、各区間の単位面積当たりのき裂の総長さ $(1/A)\Sigma 2l_i (= T_j, j=1, 5)$ を調査した。

試験片長手方向の各区間のき裂発生の一様性を調べるために、各試験片ごとに疲労寿命比 $N/N_f = 0.7$ における T_j の標準偏差 S および変動係数 C_v を求めた。 C_v の分布をワイブル確率紙上にプロットした結果を $\sigma = 52$ MPa および 90 MPa について図6に示す。図よりわかるように、各試験片ごとの C_v 値のばらつきは大きい。低応力域 52 MPa での平均 C_v 値は高応力域 90 MPa のそれの約 1/2 程であり、高応力域に比較して相対的にばらつきが少ないことがわかる。なお、図中には S45C 材の実験結果も併せて示しているが、

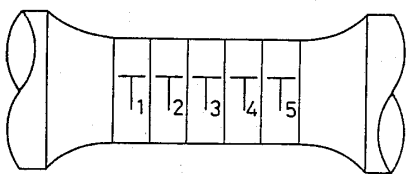


図5 試験片の環状区間

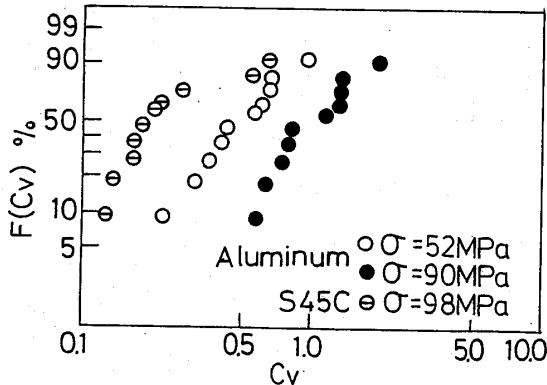


図6 試験片長手方向のき裂の分布状況

この説明は後に行う。

3.2.3 腐食疲労過程のき裂長さ分布の変化 図7(a)および(b)は $\sigma = 90$ MPa および 52 MPa の腐食疲労過程で試験表面に発生する微小き裂の長さの分布をワイブル確率紙上に示したものである。

図より、低応力域 52 MPa の腐食疲労過程では、き裂長さの分布は応力の繰返しによってほとんど変化しないのに対し、高応力域 90 MPa では応力繰返しに伴いき裂長さの分布は徐々に右方に移動する傾向が認め

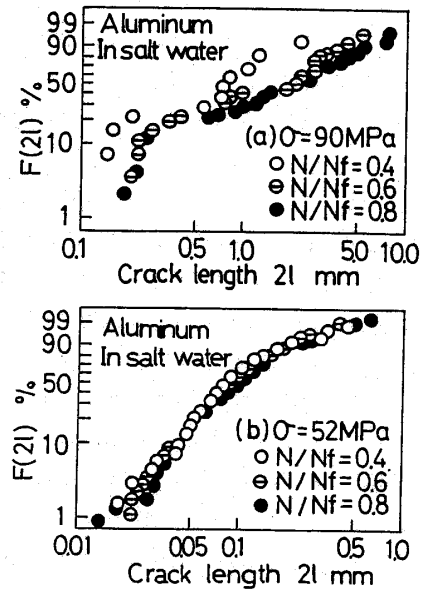


図7 腐食疲労過程におけるき裂長さ分布の変化

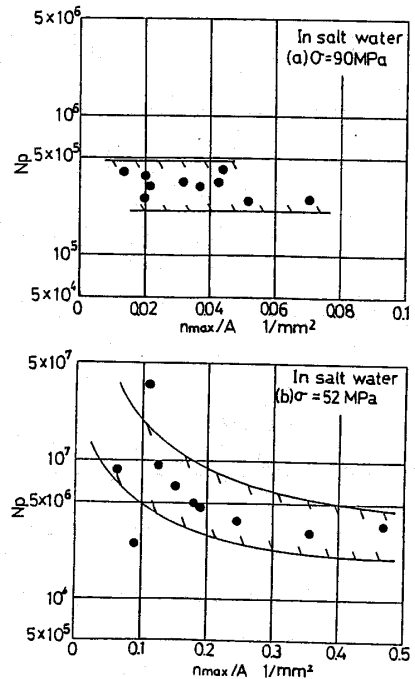


図8 N_p と最大き裂密度 n_{max}/A の関係

られる。

3.3 き裂進展期間の分布に及ぼすき裂分布特性の影響 き裂の分布特性を表す尺度として、(イ)き裂密度 n_i/A 、(ロ)単位面積当たりのき裂長さの総和 $(1/A)\sum 2l_i$ および(ハ)き裂の空間分布を考える。ただし、 n_i はき裂総数、 A は観察域の面積、 $2l_i$ は個々のき裂の長さを表している。

図8(a)および(b)は N_p と最大き裂密度 n_{max}/A の関係を $\sigma=90$ MPa と $\sigma=52$ MPa の両者に対して示したものである。なお、最大き裂密度として試験片破断直前のき裂密度をとっている。図よりわかるように、 $\sigma=52$ MPa では、 N_p は n_{max}/A の増加に伴い単調に減少するのに対し、 $\sigma=90$ MPa では、 $\sigma=52$ MPa の傾向とはことなり N_p の n_{max}/A 依存性は明確ではない。

図9(a)および(b)は N_p と $(1/A)\sum 2l_i$ の関係をそれぞれ $\sigma=90$ MPa と $\sigma=52$ MPa の両者に対して示したものである。図よりわかるように、 $\sigma=52$ MPa では $(1/A)\sum 2l_i$ の増加に伴い N_p が単調に減少するのに対し、 $\sigma=90$ MPa では、 $\sigma=52$ MPa の傾向とは異なり N_p の $(1/A)\sum 2l_i$ 依存性は明確ではない。

図10は N_p とき裂の空間分布特性を示すパラメータ S の関係を $\sigma=52$ MPa および 90 MPa について示したものである。なお、 S は試験片長手方向の5個の環状区間におけるき裂発生のおぼつかの度合を示した

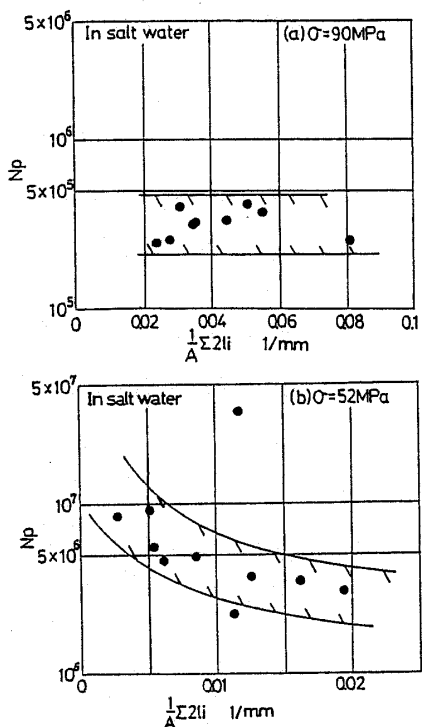


図9 N_p と単位面積当たりのき裂長さの総和 $(1/A)\sum 2l_i$ の関係

ものである。(b)図の 52 MPa では、 S の増加(き裂発生が特定の環状区間に集中)に伴い、き裂進展期間 N_p は減少する傾向を示すが、(a)図の 90 MPa では、 N_p の S 依存性はほとんどない。

3.4 主き裂進展挙動 図11は試験片の破壊をもたらした主き裂の進展速度 dl/dN と応力拡大係数幅 $\Delta K (= \sigma\sqrt{\pi l})$ の関係を示したものである。図よりわかるように dl/dN と応力拡大係数幅 ΔK の間にはパリステルが成立し、き裂進展の下限界値 ΔK_{th} はほぼ 0.55 MPa \cdot m $^{1/2}$ とみこまれる。

4. 考 察

4.1 アルミニウム合金の腐食疲労下でのき裂進展期間に及ぼすき裂の分布特性の影響 これまでに述べ

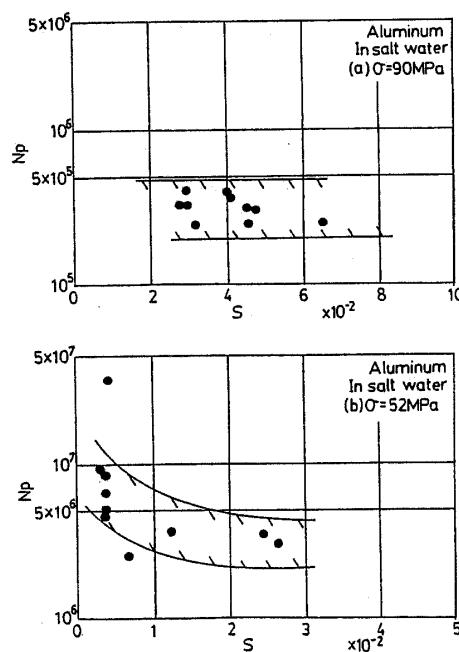


図10 N_p と S の関係

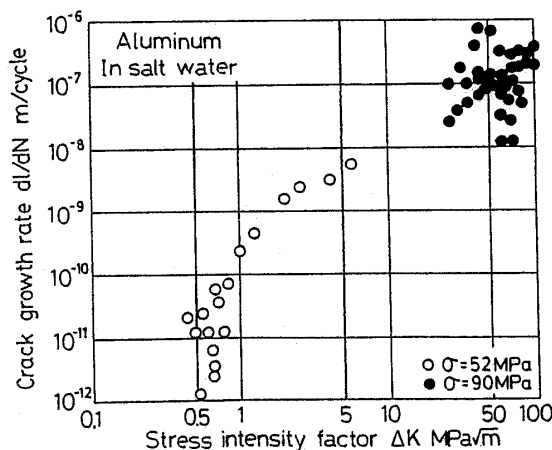


図11 主き裂の進展挙動

たき裂進展期間 N_p に及ぼすき裂分布特性に関する実験結果より明らかなように、本アルミニウム合金の高応力域 ($\sigma=90$ MPa) では、 N_p に及ぼすき裂分布特性の影響は明確には現れなかったが、低応力域 ($\sigma=52$ MPa) の腐食疲労過程では、図 8～10 に示すように、単位面積当たりにも多数個のき裂が発生するほど、またき裂発生が局所に集中するほど N_p の低減をもたらすことがわかった。本節では、 N_p とき裂分布特性の関係における応力振幅の影響について考察する。

本アルミニウム合金では腐食疲労過程で発生する初期き裂長さは $25\sim 30\ \mu\text{m}$ 程度であるから、高応力域 90 MPa では、発生した初期き裂先端の応力拡大係数は約 $0.62\ \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 、低応力域のそれは $0.36\ \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 前後とみつめられる。図 11 にみられるように本供試材のアルミニウム合金のき裂進展の下限界値はおおよそ $0.55\ \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ であるから、高応力域の発生き裂はすべて進展性き裂であり、他方、低応力域の発生き裂は大半が非進展性き裂であることがわかる。このことは、図 7 のき裂長さの分布において、応力 90 MPa では応力繰返しに伴ってき裂長さの分布は徐々に右方に移動するのに対し、応力 52 MPa では、応力繰返しに伴うき裂長さの分布の変化がほとんど認められないという実験事実と符合する。

また、図 4 からわかるように、低応力域の腐食疲労過程で発生するき裂密度は高応力域でのそれよりも明らかに高い。

以上のことから、高応力域 90 MPa の腐食疲労過程は、少数個の進展性き裂の単独き裂としての進展期間として理解されるのに対し、低応力域 52 MPa のそれは多数個の非進展性き裂の干渉・合体による進展期間として理解できる。したがって、高応力域では、き裂進展期間 N_p にき裂分布特性の影響が明確に現れず、一方、低応力域 52 MPa では、 N_p にき裂分布特性の影響が明確に現れ、き裂間の干渉・合体により多数個のき裂が発生するほど N_p が減少する。また、低応力域 52 MPa の腐食疲労下のき裂進展期間は複数個のき裂間の合体という不確実な因子の影響を受けるため、図 3 に見られるように、高応力域に比較してそのばらつきは大きい。

4.2 き裂進展期間に及ぼすき裂分布特性の影響におけるアルミニウム合金と炭素鋼の差異について前報⁽⁵⁾では、直径の異なる S 45 C 焼鈍し材を用いて腐食疲労低応力域 ($\sigma=98$ MPa) の N_p に及ぼすき裂分布特性の影響を検討した。その結果によれば、本供試材と同一の 12 mm の直径を有する試験片では、き裂が多数発生すればするほど N_p は増加しており、本報

のアルミニウム合金の応力振幅 52 MPa の実験結果は S 45 C 材のそれとは逆の傾向を示すことが明らかとなった。また、アルミニウム合金のき裂進展寿命分布のばらつきは S 45 C 材のそれ⁽⁵⁾よりも大きい傾向を示した。本節ではこの点に関して考察する。

なお、き裂進展期間に及ぼすき裂分布特性の影響には 4.1 節で述べたように応力振幅依存性があるが、ここで考察の対象とする両材の応力振幅は大気中疲労における 10^7 回の時間強度 σ_w で無次元化すれば、ほぼ $\sigma/\sigma_w=0.42$ であり、両材の無次元応力振幅は等しい。

図 12 に両材の腐食疲労低応力域における微小表面き裂の進展状況を示す。本アルミニウム合金のように Cu, Zn などの入った材料では粒界腐食が起こり、孔食となる⁽⁶⁾ことが知られているが、これは本顕微鏡観察の結果と一致する。すなわち、本アルミニウム合金の発生ピットは、母材のアルミニウムの耐食性が高いこととも関わって、Cu, Zn 等の析出物のある結晶粒界近傍に限定され⁽⁶⁾、腐食ピットの成長も起こりにくく、寸法も $8\sim 25\ \mu\text{m}$ とかなり小さい。このような粒界近傍に発生した微小ピットから発生したき裂の ΔK は、既述したように ΔK_{th} 以下のため非進展性のものが大半であり、たまたま進展を許されたき裂は粒界に沿って進展し、粒界に達するとその進展を停止させながら、図 12(a) に示すようにジグザグに進展する傾向

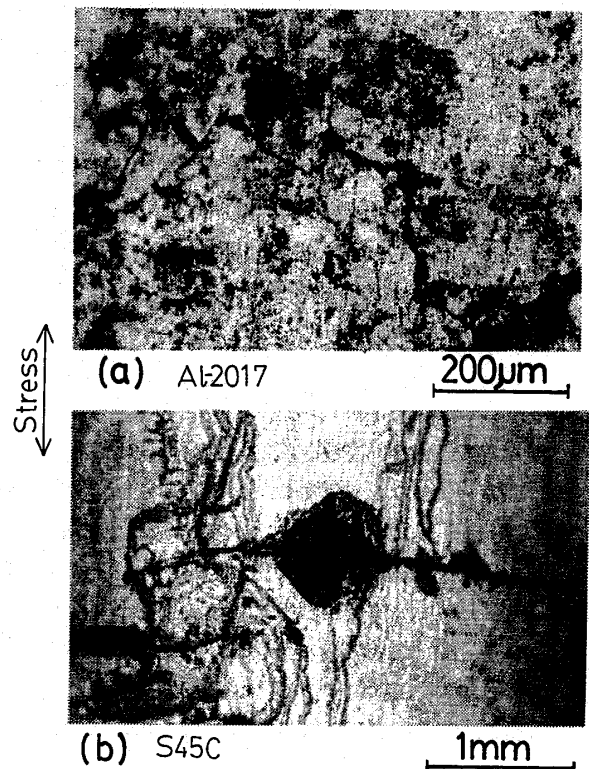


図 12 腐食疲労低応力域のき裂形態

が認められる。

一方、S 45 C 焼なまし材では、アルミニウム合金の微小腐食ピット、ジグザグの進展挙動とは異なり、図 12(b)に見られるように、200~500 μm 程度の比較的大きな腐食ピットが発生し、き裂は応力方向に直角方向にまっすぐに進展する傾向がある。このような大きな腐食ピットは、発生した個々の腐食ピットが徐々に成長したり、あるいは腐食ピット同士の合体により形成されることが確認された。腐食ピットから発生したき裂の応力拡大係数を評価すると、1.5~2.1 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ と大きく、発生したき裂の多くは進展性き裂⁽⁵⁾となる。また、図 6 に示すようにアルミニウム合金に比較して C_0 値は低く、試験片長手方向にき裂の発生位置はかなり一様に分布することがわかる。

以上より、アルミニウム合金と S 45 C 焼なまし材の低応力域のき裂進展期間に及ぼすき裂分布特性の影響が異なる理由は以下のように説明される。

分布き裂のき裂進展期間に及ぼす影響は大略次の二点に分類できると考えられる⁽⁴⁾⁽⁵⁾。すなわち、(イ)複数き裂間の干渉・合体に基づくき裂進展の加速効果⁽¹⁾⁽⁷⁾⁽⁸⁾、(ロ)き裂発生部の剛性低下による応力緩和に基づくき裂進展の減速効果である⁽⁴⁾⁽⁵⁾。

アルミニウム合金の腐食疲労過程では、発生するき裂は非進展性であり、かつ、S 45 C 焼なまし材に比較して、き裂発生は試験片長手方向に局所的に集中する。このため、き裂進展は(イ)のき裂合体によるものが支配的となる。このような複数き裂間の合体の支配的な疲労過程では、 N_p のばらつきが大きいことは既述したとおりである。

一方、S 45 C 焼なまし材の腐食疲労低応力域では、発生き裂の大半は進展性き裂であり、長いき裂寸法まで成長する。また、き裂発生は試験片長手方向に一樣に発生するため、き裂合体よりは(ロ)のき裂発生部の応力緩和が顕著に起こる⁽⁵⁾。

5. 結 論

疲労寿命に及ぼす複数き裂の分布特性の影響に関する研究の一環として、複数本のアルミニウム合金試験片を用いて 3% 食塩水中にて回転曲げ疲労試験を実施し、き裂進展期間とき裂分布特性の関係を調査、考察した。得られた結果は以下のように要約される。

(1) 一定の腐食疲労実験条件下で行われたアルミニウム合金の複数試験片の疲労過程では、発生するき裂密度並びに発生速度は試験片ごとに種々に変化する。

(2) 低応力域 52MPa の腐食疲労過程では、き裂長さの分布は応力の繰返しによってほとんど変化しないのに対し、高応力域 90MPa では応力繰返しに伴いき裂長さの分布は徐々に右方に移動する。

(3) 腐食疲労下のき裂進展期間に及ぼす複数き裂の分布特性の影響として、高応力 90 MPa では、複数き裂の分布特性はき裂進展期間に大きな影響を与えないが、低応力 52 MPa においてその影響は顕著に認められる。すなわち、多数の長いき裂が発生するほど、き裂進展期間は低下する傾向が認められた。これは既報の炭素鋼 S 45 C 焼鈍し材の実験傾向とは逆の傾向であった。

(4) 低応力 52 MPa の腐食疲労過程での発生き裂の密度は高応力域 90 MPa のそれよりも多く、また、低応力域のほとんどの発生き裂は非進展性き裂であるのに対し、高応力域のき裂は進展性のき裂が大半であった。以上のことから、高応力域 90 MPa の腐食疲労過程は、少数個の進展性のき裂の単独き裂としての進展期間として理解されるのに対し、低応力域 52 MPa のそれは多数個の非進展性き裂の干渉・合体による進展期間として理解できる。また、腐食疲労低応力域のき裂進展期間の分布は複数個のき裂間の合体という不確実な因子の影響を受けるため、高応力域に比較してそのばらつきは大きい。

(5) アルミニウム合金と S 45 C 焼なまし材の低応力域で、き裂進展期間に及ぼすき裂分布特性の影響が異なる理由として、後者の発生き裂が進展性き裂で長いき裂まで進展するのに対し、前者のそれが非進展性き裂であり微小な寸法に留まるという点、さらには両材のき裂発生空間分布の差異があげられる。これら二つの因子は、アルミニウム合金と S 45 C 焼なまし材両材の耐腐食性が異なるため、両材の腐食ピットの発生、成長挙動が変化することに基づくためと推察された。

終わりに本研究にご協力いただいた富山大学大学院生、三輪洋嗣君に謝意を表する。

文 献

- (1) Kitagawa, H., ほか 2 名, *ASTM Spec. Tech. Publ.*, 642 (1978), 98.
- (2) 石原・ほか 2 名, 機論, 50-454, A (1984), 1123.
- (3) 石原・ほか 2 名, 機論, 54-504, A (1988), 1482.
- (4) 石原・ほか 2 名, 機論, 54-507, A (1988), 1967.
- (5) 石原・ほか 2 名, 機論, 55-514, A (1989), 1275.
- (6) 岡本・井上, 腐食と防食, (1977), 99, 大日本図書.
- (7) 星出・ほか 3 名, 機論, 52-474, A (1986), 406.
- (8) 田中・ほか 2 名, 機論, 51-467, A (1985), 1780.