

溶湯鍛造アルミニウム合金鋳物の 腐食疲労き裂伝ば特性*

塩沢和章^{*1}, 水谷淳之介^{*2}, 西野精一^{*1}
江幡節男^{*3}, 横井信安^{*4}, 春山義夫^{*4}

Corrosion Fatigue Crack Propagation in Squeeze-Cast Al-Si Aluminum Alloy

Kazuaki SHIOZAWA, Jyunnosuke MIZUTANI, Seichi NISHINO,
Setsuo EBATA, Nobuyasu YOKOI and Yoshio HARUYAMA

To clarify the behavior of corrosion fatigue crack propagation in squeeze-cast Al-Si aluminum alloy, AC8A-T6, corrosion fatigue crack propagation tests were performed in this investigation under the condition of the stress ratio of 0.1, triangular waveform and a testing frequency of 10Hz in 3.0% saline solution using compact tension specimens with side grooves. Judging from the experimental results, corrosion fatigue crack propagation behavior is affected by the initial stress intensity factor range, ΔK , at the start of the experiment. When the test was started at low ΔK , the crack propagation rate was enhanced immediately after starting the test and thereafter became retarded, compared with that in air. It was observed that the retardation of crack propagation is due to blunting by the secondary cracks. On the other hand, enhancement of crack propagation is caused by dissolution around the eutectic silicon. The path of crack propagation during corrosion fatigue depended on the microstructure of material which consisted of dendrite and eutectic spheroidal silicon. Corrosion fatigue cracks propagated mainly along the eutectic structure and deviations in the path were larger than those under the test in air.

Key Words: Corrosion Fatigue, Squeeze-Cast Aluminum Alloy, Crack Propagation, Crack Path, Microstructure

1. 緒 言

アルミニウム合金鋳物は軽量化および製造費低減の要求から、航空機、車両、船舶などの機器・構造用部材に積極的に利用されてきている。しかし、従来のアルミニウム合金鋳物はその鋳造方法から生ずるポロシティ、ひけ巣などの内部欠陥のために信頼性の高い強度部材としての用途は限られていた。そのため、近年鋳物のもつ内部欠陥を制御する溶湯鍛造法が注目されてきている。この溶湯鍛造法は従来の重力鋳造法、低圧鋳造法などに比較して溶湯を高圧下で凝固させるため、組織が微細化され内部欠陥が少なくなり、さらにダイキャスト鋳物と異なり熱処理が可能なることから強度特性、信頼性、生産性において優れており、鋳物の高品質化要求に対応してきている⁽¹⁾⁽²⁾。

アルミニウム合金鋳物の機械・構造用部材への適用のためにはその静的強度のみではなく腐食性環境を含む疲労強度特性を理解しておく必要がある。アルミニ

ウム合金鋳物の疲労強度に関する研究は、大気中の疲労強度に関する研究⁽³⁾⁽⁴⁾がわずかに見受けられるもののみ裂伝ば挙動および腐食性環境下における疲労特性に関する研究は極めて少ない⁽⁵⁾。さらに、溶湯鍛造法によるアルミニウム合金鋳物の強度特性に関しては、鋳造法や微視的組織と静的機械的性質についての研究⁽⁶⁾⁽⁷⁾が行われているものの、疲労強度に関する検討を加えた報告は少ない⁽⁸⁾⁻⁽¹⁰⁾。

本研究では、近年注目されている溶湯鍛造法によって鋳造したアルミニウム合金の疲労強度特性を明らかにする研究の一環として、アルミニウム合金溶湯鍛造材 AC8A に T6 の熱処理を施した試料の大気中および腐食性環境下における疲労き裂伝ば挙動について検討した。その結果、アルミニウム合金鋳物はデンドライト組織と共晶 Si 粒子からなる複合組織を有することから、展伸用アルミニウム合金とは異なった特異な腐食疲労き裂伝ば特性を生ずることが観察された。

2. 試験片および実験方法

2.1 試験片 本研究に用いた試験片材料は溶湯鍛造アルミニウム合金鋳物 AC8A である。溶湯圧力 49 MPa, 湯温 1 033 K および金型温度 633 K の条件で幅 65 mm, 長さ 65 mm, 厚さ 13 mm の板に鋳造し

* 原稿受付 平成 2 年 11 月 5 日。

^{*1} 正員, 富山大学工学部 (〒930 富山市五福 3190)。

^{*2} 正員, 富山商船高等専門学校 (〒933-02 新湊市海老江練合 1-3)。

^{*3} 准員, 富山大学大学院, (現在: 石川島播磨重工業(株))。

^{*4} 正員, 富山県立大学工学部 (〒939-03 富山県射水郡小杉町黒河 5180)。

表 1 AC8A の化学成分

(wt%)											
Cu	Si	Mg	Zn	Mn	Fe	Ni	Ti	Pb	Sn	Cr	Al
1.1	12.0	1.1	0.037	0.22	0.02	1.3	0.13	0.004	0.003	0.014	BAL.

表 2 AC8A-T6 材の機械的性質

Young's modulus	Proof stress	Tensile strength	Elongation
E (GPa)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_b (MPa)	δ (%)
76.3	277	330	0.82

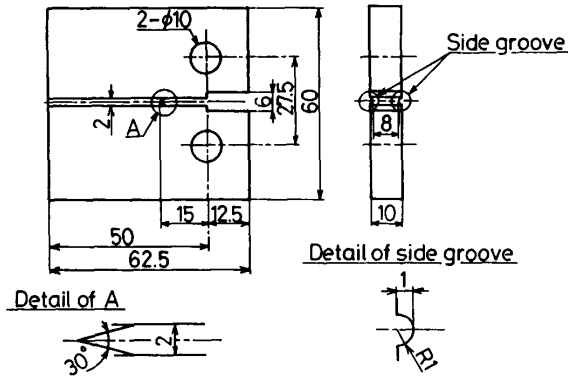


図 1 CT 試験片の形状寸法

た後、783 K にて 8 時間保持後水冷、433 K で 8 時間保持の人工時効処理 (T6 処理) を施した。試験片材料の化学組成を表 1 に、また熱処理後の機械的性質を表 2 に示す。

試験片はサイドグループを有するコンパクト・テンション (CT) 試験片であり、鋳造した平板材を図 1 に示す形状・寸法に機械加工した。切欠先端部は放電加工によって成形した。サイドグループはき裂観察を容易にするため、# 1000 のラッピングパウダで研磨した後、腐食環境中の試験においては透明シリコンのコーティングを施した。

供試材は図 2 に示すように、初晶と共晶部分からなる典型的なデンドライト組織を呈している。供試材のビッカース硬さは初晶部分で $H_v(15)130$ であり、共晶 Si 粒子を含む共晶部分で $H_v(15)220$ であった。なお、試験片の板厚 (T)、板幅 (W) および長手 (L) 方向において、それぞれの方向による組織の違いは認められなかった。

2・2 実験方法 試験機は容量 49 kN の電気・油圧式サーボ疲労試験機を用い、荷重制御の三角波で応力比 $R=0.1$ のもとで実験を行った。繰返し速度 f は 10 Hz である。実験環境は室温の大気中と水道水を溶媒とする 3.0% NaCl 水溶液中である。腐食液は液温を 298 ± 2 K 一定に保ち、小形定量ポンプにて 30

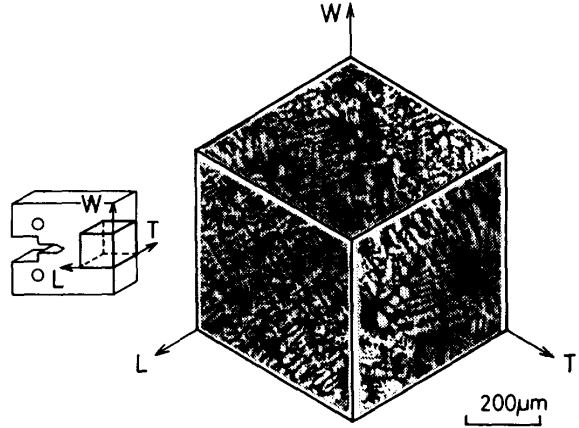


図 2 供試材の金属顕微鏡による組織観察結果

mL/min で腐食槽とタンクの間を循環させた。

腐食疲労実験は大気中で疲労予き裂を切欠先端より約 7 mm 導入した後、原則として腐食液中に 1 時間無負荷状態で浸漬し、その後腐食疲労実験を開始した。

き裂長さの測定は読取り顕微鏡 (測定精度 1/100 mm) と試験片背面に貼付したひずみゲージによる除荷弾性コンプライアンス法を併用して行い、併せてき裂開口挙動の測定も行った。なお、CT 試験片の応力拡大係数 K は次式により求めた。

$$K = F(\xi)P\xi^{1/2}/(BW^{1/2}) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、

$$F(\xi) = 29.6 - 185.5\xi + 655.7\xi^2 - 1017.0\xi^3 + 638.9\xi^4$$

$$\xi = a/W$$

a : き裂長さ, P : 荷重, B : サイドグループ底部の最小板厚, W : 板幅である。

3. 実験結果および考察

3・1 大気中におけるき裂伝ば挙動 室温、大気中において繰返し速度 $f=10$ Hz で行った実験より得られた、き裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数幅 ΔK との関係を図 3 に示す。図より明らかなように、 $da/dN-\Delta K$ の関係に明確な折れ曲がりが生じている。これまでに展伸用アルミニウム合金系材料において、き裂伝ば速度線図のステージ II 領域に二つの折れ曲がり点が存在し三つの領域に分けられることが城野ら⁽¹⁾によって報告されている。これらの領域は材料の

組織に依存する伝ば速度の特性を示すものであり、本実験材料である鋳造用アルミニウム合金においても同様に組織依存性を示すき裂伝ば挙動を呈する。城野らの分類に従って、図中に示すようにステージII領域をII_A、II_{AB}およびII_Bの3領域に分類し、それぞれの折れ曲がり点をT_A、T_Bとした。さらに、II_A領域の低ΔK側において折れ曲がり点が認められ、後に示すき裂開口比UとΔKの関係にも明確な折れ曲がり点が存在するので、本研究では図中に示すように領域II_AとII_A'に分けて、その折れ曲がり点をT_A'として分離した。表3にそれぞれの折れ曲がり点のΔK値を、また表4にそれぞれの領域におけるパリズ則 $da/dN=C(\Delta K)^m$ の指数m値を示した。

図4は上述の実験から得られた開口比 $U=[(K_{max}$

$-K_{op})/\Delta K, K_{max}$:最大応力拡大係数, K_{op} :き裂開口応力拡大係数]とΔKの関係を示したものである。また、図3中に有効応力拡大係数 ΔK_{eff} で再整理した結果を併記した。それぞれの図には先に述べた折れ曲がり点を付記した。U-ΔK関係において明確な折れ曲がり点T_A'およびT_Bが認められる。一方、 da/dN - ΔK_{eff} 関係では折れ曲がり点は消失する傾向にあるが、T_A'およびT_Aは依然存在する。これら各領域におけるき裂伝ば特性と組織の関係は破面観察をもとに次節で考察する。

3.2 破面観察結果 大気中の疲労き裂伝ば試験より得られた破面の走査形電子顕微鏡観察結果を図5

表3 da/dN とΔKの関係の折れ曲がり点におけるΔKの値

	T _A '	T _A	T _B
ΔK(MPa√m ^{1/2})	8.6	10.7	11.5

表4 パリズ則 $da/dN=C(\Delta K)^m$ における指数mの値

	II _A '	II _A	II _{AB}	II _B
m	7.8	6.4	10.7	7.2

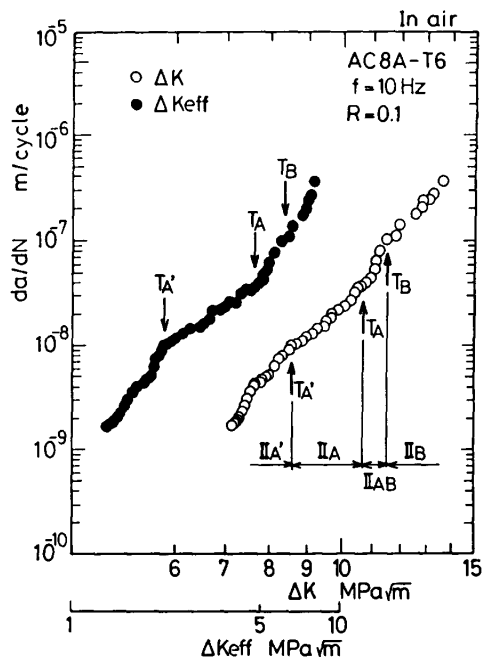


図3 き裂伝ば速度 da/dN とΔKおよび ΔK_{eff} の関係 (大気中, $f=10$ Hz)

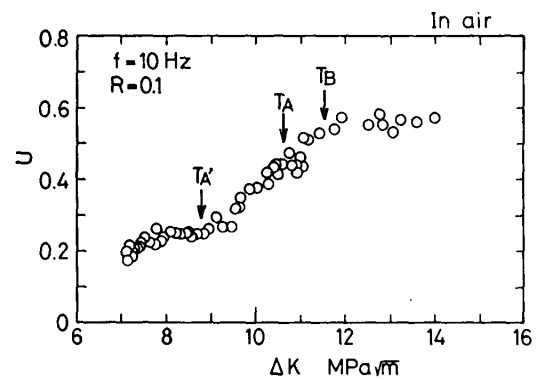


図4 き裂開口比Uと応力拡大係数幅ΔKの関係 (大気中, $f=10$ Hz)

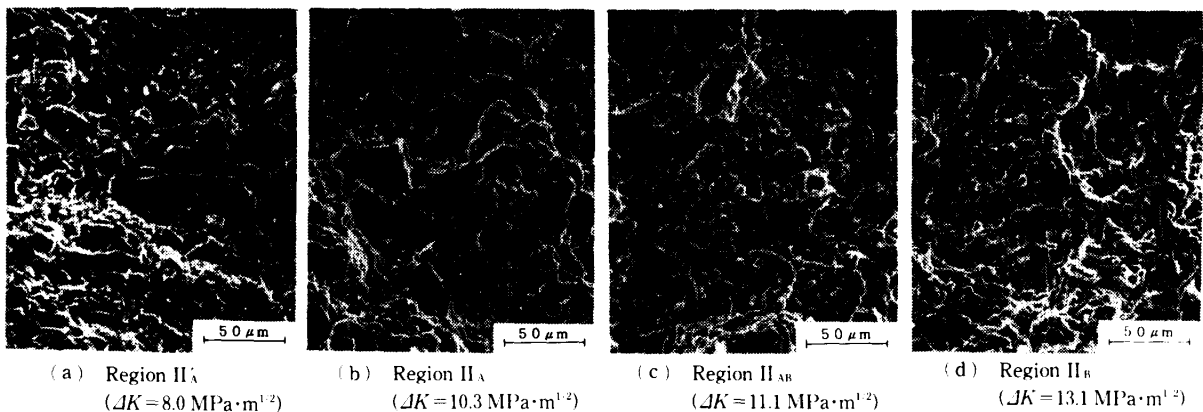


図5 大気中, $f=10$ HzにおけるSEM破面写真

に示す。図は前節で述べた各領域ごとに得られた代表的な破面である。

低 ΔK 域の領域 II_{A'} では破面上に初晶 Si 粒子のへき開破壊によって生じた平坦な面が数多く認められ、その周りにアルミニウム母相の延性引裂きによる延性破壊がみられる。 ΔK の増加に伴って、へき開破壊と延性破壊の混在割合が低下し、領域 II_{AB} および II_B に見られるように全面延性破壊の破面形態となる。これら高 ΔK 域の破面はディンプル状の様相を呈しており、これは後に述べるように共晶 Si 粒子と母相との界面をき裂が優先的に進展した結果であると考えられる。

3・3 腐食疲労き裂伝ば挙動 図 6 は 3% NaCl 溶液中、 $f=10$ Hz で行った腐食疲労き裂伝ば試験結果をき裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数幅 ΔK との関係で整理したものである。実験は大気中で所定の疲労予き裂を導入し、無負荷状態で 1 時間溶液中に浸漬した後実験を開始した。腐食環境中におけるき裂伝ば挙動は大気中のそれとは異なり、実験を開始した応力拡大係数幅によってそれぞれ異なることが観察されたため、実験開始時の応力拡大係数幅を ΔK_i としてパラメータにとり図中に示した。

実験開始時の応力拡大係数幅 $\Delta K_i=6.7$ および 7.3 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ で実験を行った場合、図から明らかなように実験開始直後に da/dN が大気中のそれよりも大きく加速し、その後減速している。減速した後 $\Delta K=9$

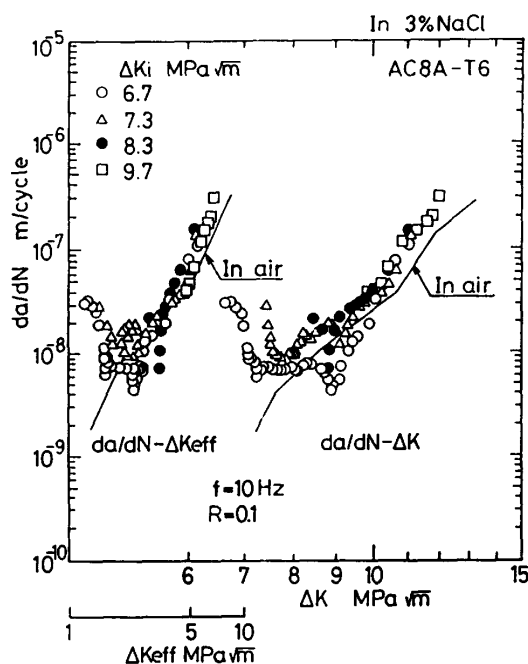


図 6 腐食疲労き裂伝ば速度 da/dN と ΔK および ΔK_{eff} の関係

$\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 付近までは da/dN の ΔK 依存性の小さい領域が現れ、その後 ΔK の増加に伴って単調に加速伝ばする。なお、 $\Delta K_i=6.7$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の実験において、減速域で da/dN が大気中のそれよりも低下することが見受けられる。また、 $\Delta K_i=8.3$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の場合には da/dN は実験開始直後に加速するが、その後減速して $\Delta K=9$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 付近で最小値を示す。一方、 $\Delta K_i=9.7$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の場合には前述のような da/dN の加速、減速の現象は現れず、実験開始直後から単調に伝ばする。なお、 ΔK がほぼ 9 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以上の単調にき裂伝ばする領域においても、それ以前の伝ば挙動の影響を受けてそれぞれの da/dN は異なる。

図 7 は実験開始直後に生じた最大のき裂伝ば速度 $da/dN|_{acc}$ とそれに対応する ΔK との関係を示したものである。なお、 $\Delta K_i=9.7$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の実験では加速、減速の挙動を示さないため、実験開始直後の da/dN を示した (*印)。図より、加速したき裂伝ば速度 $da/dN|_{acc}$ は $\Delta K=9$ $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以下において ΔK に依存せず一定値である。また、この加速を生ずる領域は図 3 に示した T_{A'} 以下の領域 II_{A'} であることがわかる。

これら実験開始時の応力拡大係数幅の違いによってき裂伝ば挙動が異なること、またき裂伝ば速度の急激な加速とそれに続く減速は本試験片の空気中における実験はもちろん、展伸用アルミニウム合金や鉄鋼材料には認められておらず、本試験片材料の腐食疲労き裂伝ばに特異な現象であると言える。

3・4 き裂開口挙動 腐食疲労試験より得られたき裂開口比 U と ΔK の関係を図 8 に示す。前述の $da/dN-\Delta K$ 線図と同様に、実験開始時の応力拡大係数幅 ΔK_i によって異なった挙動が認められる。 $\Delta K_i=$

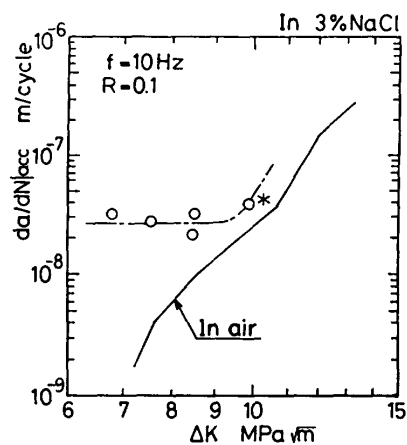


図 7 腐食環境下における最大き裂伝ば速度 $da/dN|_{acc}$ と応力拡大係数幅 ΔK の関係

6.7 および 7.3 MPa \cdot m^{1/2} の場合、 U 値は ΔK の増加に伴って増加し $\Delta K=8$ MPa \cdot m^{1/2} 付近で極大値を示した後、徐々に低下し $\Delta K=9$ MPa \cdot m^{1/2} 付近で極小値を示す。その後 ΔK の増加に伴って単調に増加する。また、 $\Delta K_i=8.3$ MPa \cdot m^{1/2} の場合、 U 値の極大および極小を示す ΔK の値は前述のものと多少異なるが変化の挙動は同様な傾向を示す。一方、 $\Delta K_i=9.7$ MPa \cdot m^{1/2} の実験における U 値は ΔK の増加に伴い単調に増加する。

これら U 値の変化挙動と da/dN - ΔK 線図を比較すると、 da/dN が空中に比較して加速している領域では U 値は空中のそれとほぼ等しく、また da/dN が減速する領域で U 値が増加していることが認められ、従来の傾向とは逆である。すなわち、腐食疲労き裂伝ばの減速は腐食生成物のくさび効果による U 値の減少に伴う有効応力拡大係数の低下で説明されているが、本実験より得られた da/dN の加速、減速はき裂の開閉挙動のみでは説明できない、 da/dN が単調に増加する $\Delta K_i=9.7$ MPa \cdot m^{1/2} では U 値も単調に増加する。なお、いずれの U 値も空気中におけるそれ（図中の実線で表示）よりも大きく、き裂先端は拡幅化しており腐食生成物のくさび効果は見かけ上存在しない。図 6 に U 値をもとに再整理した da/dN - ΔK_{eff} 線図を示したが、低 ΔK_{eff} 領域において加速・減速の特異な挙動を示し、上述の議論とも符合して ΔK_{eff} では整理できない。

3.5 実験開始条件の影響 これまでの実験結果より明らかなように、腐食疲労実験開始時の応力拡大係数幅 ΔK_i によってその後のき裂伝ば挙動の異なることが観察された。本実験では大気中で所定の予き裂を導入後、腐食環境下で無負荷で 1 時間浸漬して実験

を開始した。しかし、実験開始直後はき裂先端近傍の腐食生成物、不動態被膜、き裂先端形状が実験開始前の条件によって異なることが予想され、その結果としてき裂伝ば挙動に差異を生ずることが考えられる。これらの点を検討するために、大気中で予き裂を導入した後の腐食環境下への浸漬条件を 2 種類に変えて実験を行った。すなわち、大気中で所定の予き裂を導入した試験片を 3% NaCl 溶液中に 1 時間無負荷状態で浸漬し、その後以下に示す二つの条件を実験開始前に与えた。

条件(1)：実験荷重の 90% の一定荷重を 50 時間負荷

条件(2)：実験荷重の 70% の繰返し荷重を $R=0.1$, $f=10$ Hz で 1.8×10^6 回負荷

なお、いずれの条件においても負荷中き裂の伝ばを生じないように配慮した。

図 9 (a), (b) は条件(1)および(2)で浸漬中に、除荷過程の荷重 P と変位 δ の関係を示したものである。なお、条件(1)の一定荷重を負荷している場合は適当な時間間隔で荷重を除荷して P - δ 線図を求めた。これらの図からわかるように、浸漬開始直後ではき裂

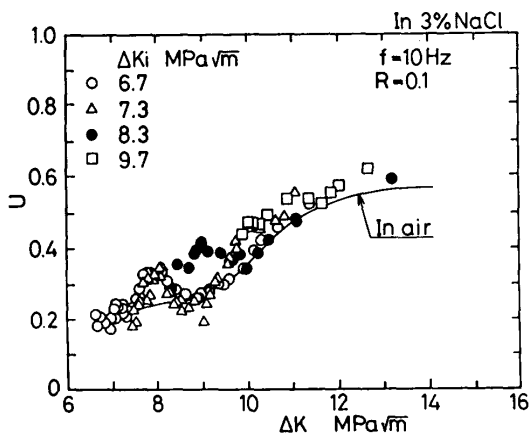
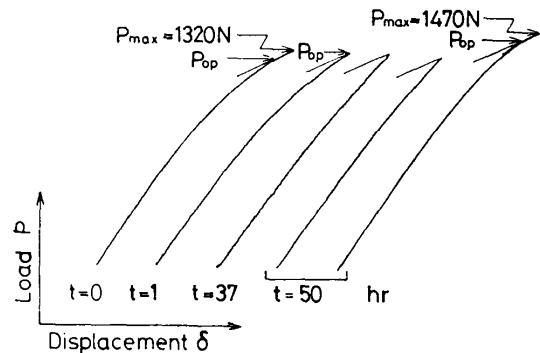
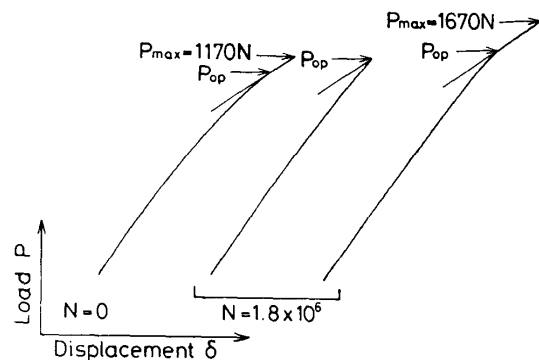


図 8 き裂開口比 U と応力拡大係数幅 ΔK の関係 (3% NaCl 溶液中, $f=10$ Hz)



(a) Condition (1)



(b) Condition (2)

図 9 荷重 P -変位 δ 線図 (3% NaCl 溶液中)

の開口が認められるが、次第に開口荷重 P_{op} が上昇し $P_{op} = P_{max}$ となる。さらに、所定の浸漬後荷重を増加させるとき裂の開口が認められる。これらの現象は各条件で浸漬中にき裂壁面に腐食生成物が形成された結果であり、実験後の破面観察から破面一面が腐食生成物で覆われていることが認められた。

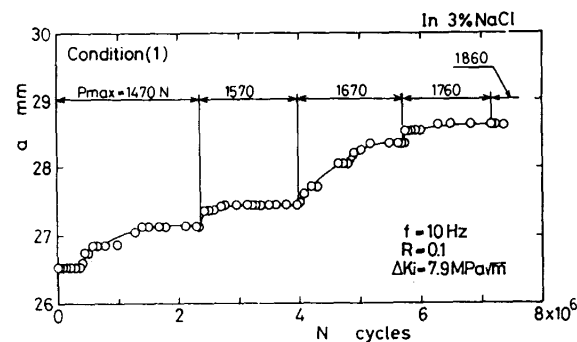
条件(1)および(2)で浸漬した後腐食疲労実験を開始した。得られたき裂長さ a と繰返し数 N との関係を図 10 に示す。いずれの条件の場合においても実験開始直後にき裂は伝ばしその後減速して停留することが認められる。き裂の伝ばが認められなくなった後、荷重を増加させるといったんき裂は伝ばするがその後停留する。荷重を順次増加させると伝ばと停留を繰返して、最終破断直前まで定常なき裂伝ばは観察されなかった。

図 11 および図 12 は上述の実験結果を da/dN - ΔK 線図、 U - ΔK 線図で整理した結果であり、図 6 と 8 に示した $\Delta K_i = 7.3 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の結果を比較のため再記した。これらの図よりき裂伝ば挙動は浸漬条件によって異なることが明らかであり、特に条件(2)の場合に

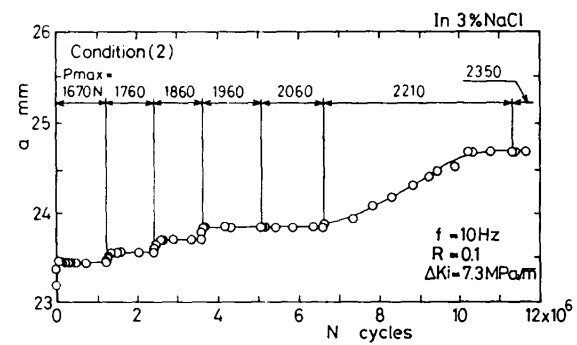
は実験開始直後に急激な da/dN の加速を生ずるが、その後伝ばは減速して停留する。条件(1)および(2)では開口比 U が繰返しに伴って低下しほぼ零になる**1)ことから、き裂伝ばの停留は強固な腐食生成物の影響によるものである。

本研究で用いた試験片材料はこれまで述べたように、実験開始前の腐食液に浸漬する条件によってき裂伝ば挙動が異なり複雑である。しかし、本節で述べた条件(1)および(2)の場合は腐食生成物の影響によるき裂伝ば挙動の変化であるのに対して、3.3節の実験結果はこれらと異なり腐食生成物の影響では説明できない。

3.6 き裂先端の形状 腐食疲労き裂伝ば挙動は腐食生成物ばかりではなく、腐食溶解によるき裂先端



(a) Condition(1) (in 3%NaCl, $f=10\text{Hz}$, $\Delta K_i=7.9\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)



(b) Condition(2) (in 3%NaCl, $f=10\text{Hz}$, $\Delta K_i=7.3\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)

図 10 き裂長さ a と繰返し数 N の関係

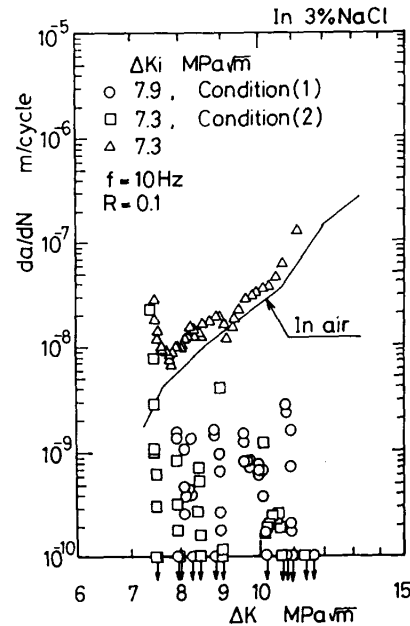


図 11 き裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数幅 ΔK の関係 (3%NaCl 溶液中, $f=10\text{Hz}$)

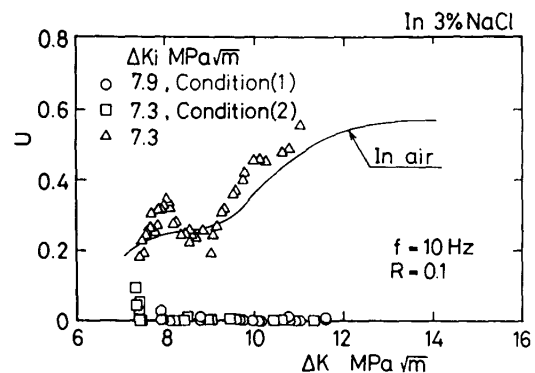


図 12 き裂開口比 U と応力拡大係数幅 ΔK の関係 (3% NaCl 溶液中, $f=10\text{Hz}$)

**1) 修正開口比 $U_{cont}^{(12)}$ は U よりも大きな値を示し、図 11 に示した荷重増加直後のき裂伝ばはこの U_{cont} によるものである。

の拡幅化やき裂の分枝によっても影響を受ける。実験結果より ΔK が $9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以下ではき裂伝ばの加速と減速が現れ、これはくさび効果では説明できないことが明らかとなり、別の要因を考える必要がある。

図 13 は $\Delta K_i = 6.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ の実験において、 da/dN が減速しその変化が ΔK に依存しない領域から得た試験片板厚中央部の破断側面の金属顕微鏡写真の一例である。二次き裂が主き裂とほぼ水平方向に伝ばしていることが見受けられる。この二次き裂の発生位置は実験開始直後の da/dN の減速部分と対応し、また da/dN の ΔK 依存性が小さい領域のほぼ全域で観察された。したがって、き裂伝ばの主な減速要因は二次き裂の発生により主き裂先端の応力拡大係数が低下することによるものであると考えられる。なお、破断側面の観察より、 $\Delta K = 9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以上の領域では二次き裂は観察されなかった。二次き裂の発生は破面の全領域で生ずるのではなく、特定の応力拡大係数域

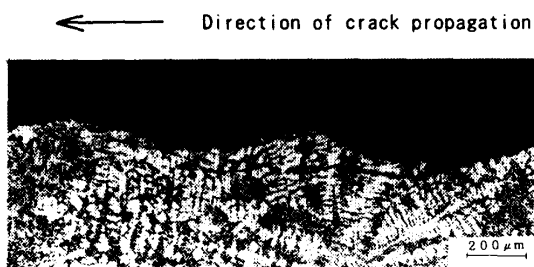
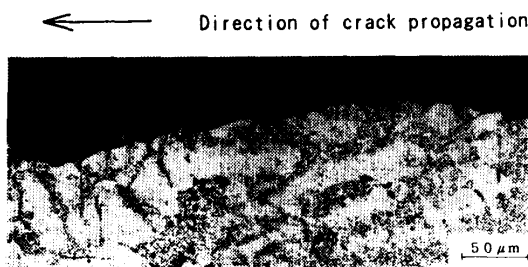
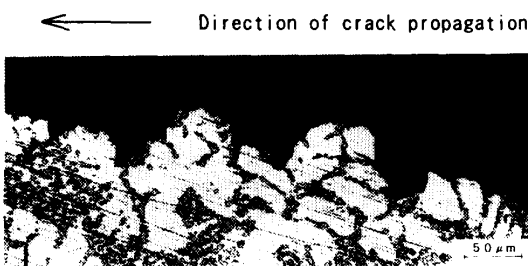


図 13 $f=10 \text{ Hz}$, 減速部分における破断側面写真 (3% NaCl 溶液中, $\Delta K_i = 6.7 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$)



(a) In air, $\Delta K = 7.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$



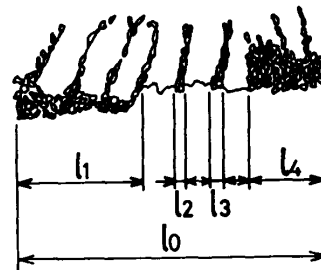
(b) In 3% NaCl, $\Delta K = 10.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$

図 14 $f=10 \text{ Hz}$ における破断側面写真

で顕著に生ずることを著者らの一人はこれまでに A7003-T6 展伸用アルミニウム合金について明らかにしてきた⁽¹³⁾。これは腐食溶解と供試材の組織に依存するものであることが推察され、き裂伝ば経路との関わりでさらに検討する必要がある。

3・7 き裂伝ば経路 図 14 は試験片板厚中央部付近から得た破断側面の金属顕微鏡観察結果の例を示したものである。図(a)は大気中の $\Delta K = 7.4 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 付近から、また図(b)は腐食環境中の $\Delta K = 10.8 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 付近から得た結果である。本供試材はデンドライト組織を有し、共晶 Si 粒子を含む複合組織を呈することから、き裂伝ば経路はこれら組織の影響を顕著に受ける。すなわち、図(a)に示すようにき裂はデンドライト組織内を伝ばし、比較的直線的に進み平坦な破断側面を示すのに対して、図(b)では共晶 Si 粒子の析出している領域を優先的に伝ばして凹凸の激しい破断側面を示す。

き裂伝ば経路の組織依存性を定量的に評価するために、図 15 に示すようにき裂伝ば経路に占める共晶 Si 粒子部分を伝ばするき裂長さの割合 S_r を定義した。すなわち、共晶 Si 粒子部を伝ばしたき裂のき裂伝ば方向への投影長さ l_i の和を測定範囲のき裂長さ l_0 で除した値の百分率である。



$$S_r = (l_1 + l_2 + l_3 + \dots + l_n) / l_0 \times 100 (\%)$$

図 15 き裂伝ば経路の概略図

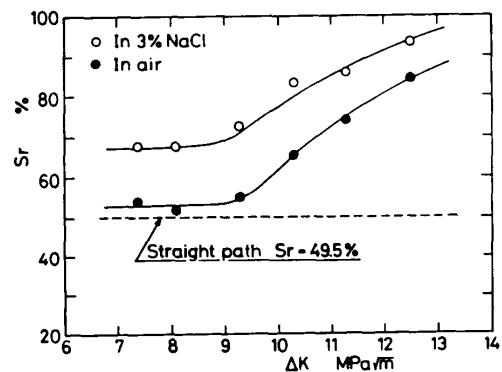


図 16 き裂伝ば経路 S_r と応力拡大係数幅 ΔK の関係

大気中および3% NaCl 溶液中で行った実験から得た破断側面を観察して求めた S_r と ΔK の関係を図16に示す。き裂が直線的に伝ばしたと仮定した場合には、組織であるデンドライト部と共晶Si粒子部分との割合であり $S_r=49.5\%$ となり、図中に破線で示した。図より、大気中のき裂伝ば経路は ΔK が $9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ までは組織依存性を示さず直線的であり、 ΔK に関係なく一定の S_r である。 ΔK が $9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以上では ΔK の増加に伴って S_r は大きくなり、共晶Si粒子部分を優先的にき裂は伝ばするようになる。

一方、腐食環境下の場合には、 S_r の ΔK に対する変化は大気中の場合とほぼ同様な傾向を示すが全体的に S_r は大きく、き裂は共晶Si粒子部分を伝ばしやすくなる。

Al-Si系合金においてはSi添加量の増加に伴って腐食減量が増し、これは晶出Siまたは析出Si周囲の母相部の腐食溶解によるものであることが報告されている⁽¹⁴⁾。本研究において S_r 値が大気中に比較して腐食環境下で大きくなる理由は共晶Si粒子周辺が優先的に腐食されてき裂伝ばの経路となることによると推察される。 ΔK が $9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以下の領域における da/dN の急激な加速はこの腐食溶解が活発に生ずる結果であると予想される。また、この領域においては力学的要因によって直線的に伝ばするき裂伝ばの機構と、腐食的作用によって共晶Si粒子部分を伝ばしようとする機構の相互作用によりき裂の分枝を生じてき裂伝ばの減速が起こると考えられる。

4. 結 言

溶湯鍛造アルミニウム合金鋳物 AC8A-T6 の大気中および3.0% NaCl 溶液中における疲労き裂伝ば試験を繰返し速度 $f=10 \text{ Hz}$ で行い、以下の結論を得た。

(1) 大気中の疲労き裂伝ば挙動は供試材の微視組織に依存し、伝ば速度線図は四つの領域に分けられる。き裂は低 ΔK 領域 ($\Delta K < 9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) において直線的な経路をとって伝ばするが、 ΔK の増加に伴って共晶Si粒子部分を優先的に伝ばするようになる。

(2) 腐食環境下の疲労き裂伝ば挙動はその実験を開始する応力拡大係数幅 ΔK_i によって複雑に変化する。 ΔK_i が $9 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 以下の場合き裂伝ば速度の急激な加速とそれに続く減速が生じる。この減速の主な要因はき裂先端における二次き裂の発生である。

(3) 上述のき裂伝ばの加速は ΔK_i に依存せずほぼ一定である。この加速は共晶Si粒子周辺が優先的に腐食されてき裂伝ば経路となるためである。

(4) 腐食疲労き裂伝ば挙動は実験開始前の試験片を浸漬する条件の影響を受ける。これは浸漬中予き裂壁面に形成される腐食生成物によるき裂開口比の減少が主な要因である。

(5) 腐食疲労下におけるき裂伝ば経路は大気中におけるそれと同様の傾向であるが、全応力拡大係数領域にわたって共晶Si粒子部分を優先的に伝ばしやすくなる。

終わりに、本研究の遂行並びに討論に多大のご協力、ご援助をいただいた富山住友電工(株)社長、松村昭氏および製造部長兼電子材料工場長、橋本義和氏に謝意を表す。また、実験に協力を得た富山大学工学部技官、友坂敏信氏、また卒業研究の一環として協力を得た当時富山大学学生、折谷尚彦、和仁憲章、森田浩幸の諸氏に謝意を表す。

文 献

- (1) 藤井・ほか3名, 鋳物, 56-7(1984), 387.
- (2) 石丸・ほか2名, 軽金属, 31-11(1981), 712.
- (3) 鈴木・ほか3名, 機論, 51-486, A(1985), 1977.
- (4) 小林・ほか2名, 軽金属, 37-12(1987), 824.
- (5) Radon, J. C., *Metal Sci.*, 13-7(1979), 411.
- (6) 安達・ほか4名, 軽金属, 39-7(1989), 487.
- (7) 安達・ほか5名, 文献(6)の494ページ.
- (8) 江頭・ほか3名, 軽金属, 39-12(1989), 886.
- (9) 皮籠石・ほか2名, 機論, 55-516, A(1989), 1733.
- (10) 皮籠石・ほか2名, 機論, 56-521, A(1990), 10.
- (11) 城野・ほか3名, 材料, 33-367(1983), 468.
- (12) 駒井・長野, 機論, 52-476, A(1986), 867.
- (13) 塩沢・ほか2名, 機論, 54-505, A(1988), 1745.
- (14) 世利・田頭, 軽金属, 37-3(1987), 185.