

耐応力腐食割れ性に優れた高力 Al-Zn-Mg-Cu-La 系 押出合金の疲労き裂伝ば特性†

岸 陽 一* 広 瀬 幸 雄** 佃 市 三***
永 井 滋 一*** 東 健 司****

Fatigue Crack Growth Characteristic of Extruded High Strength Al-Zn-Mg-Cu-La System Alloys with High Stress Corrosion Cracking Resistance

by

Yoichi KISHI*, Yukio HIROSE**, Ichizoh TSUKUDA***
Shigekazu NAGAI*** and Kenji HIGASHI****

Fatigue crack growth tests on an extruded Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La alloy were carried out using CT specimens (TL orientation). Crack closure was examined by the unloading elastic compliance technique. The main results are as follows ;

- (1) The effect of stress ratio was observed on the crack growth rate, da/dN , vs. stress intensity factor range, ΔK , diagram. A higher stress ratio gives a faster crack growth rate at same ΔK .
- (2) Crack closure was observed under the stress ratio=0.1, and its degree was increasing with decreasing stress intensity factor range. On the other hand, it was not at the stress ratio=0.5.
- (3) The effect of stress ratio on the second region of da/dN vs. ΔK diagram disappeared when the effective stress intensity factor range, ΔK_{eff} , was used instead of ΔK .
- (4) The second region of da/dN vs. ΔK_{eff} diagram for the extruded Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La alloy was in agreement with that for the commercial 7075T6 alloy. So, the fatigue crack growth resistance of the extruded Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La alloy is nearly equal to that of the commercial 7075T6 alloy.

Key words : Fatigue crack growth, Crack closure, Effective stress intensity factor range,
Al-Zn-Mg-La system alloys, High strength aluminum alloy, Extrusion

1 緒 言

機械構造物の破壊事故の多くは、それを構成する部材の疲労が引金となって発生していることはよく知られている。この疲労破壊は繰返し荷重環境下でき裂の発生とその伝ばによってもたらされており、機械構造物の疲労破壊事故を防止する上で疲労き裂の発生および伝ば挙動を明らかにすることは重要である。¹⁾ 疲労き裂伝ば試験によって得られるき裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK との関係(疲労き裂伝ば曲線あるいは da/dN vs. ΔK 曲線)は、(1) ΔK の低い第Ⅰ領域(下限界近傍領域)、(2) パリス則が成立する第Ⅱ領域(中間領域)、(3) ΔK の高い第Ⅲ領域(上限界近傍領域)の三領域に分けることができる。²⁾ 三領域のうち第Ⅰ領域においては、 $da/dN \rightarrow 0$ に対応する下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th}

が存在する。すなわちこの値は、機械構造物にき裂が存在している場合であっても ΔK_{th} 以下での使用ならばそれ以上の破壊は進行しないことを意味している。この ΔK_{th} 値は疲労を伴う機械構造物の損傷許容設計(DTD: Damage Tolerant Design)あるいは破壊管理設計(FCD: Fracture Controlled Design)に際し重要な意味を有している。^{4),5)}

前報⁶⁾においては、高い引張強度と低応力腐食割れ感受性を有する Al-8 wt.% Zn- x wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La 押出合金の破壊じん性値と基地中に分散している ZnLa 系第二相粒子との関係を明確に示した。本研究では、前報⁶⁾で扱った材料中最も高い引張強度を有している Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La 押出合金に対して疲労き裂伝ば試験を行い、

† 本報を「応力腐食割れ特性に優れた高力 Al-Zn-Mg-La 系合金の開発とその評価(第5報)」(Development and Estimate of Extruded High Strength Al-Zn-Mg-La System Alloys with High Stress Corrosion Cracking Resistance, V)とする。また、前報は材料43巻495号1571頁(1994年)に掲載済である。

原稿受理 平成6年3月3日 Received Mar. 3, 1994

* 正 会 員 日本工業大学材料試験研究センター 〒345 埼玉県南埼玉郡宮代町, Mat. Res. & Testing Center, Nippon Inst. of Tech., Miyashiro-machi, Saitama, 345

** 正 会 員 金沢大学大学院自然科学研究科 〒920-11 金沢市角間町, Dept. of Mat. Sci., Kanazawa Univ., Kakuma-machi, Kanazawa, 920-11

*** 正 会 員 昭和アルミニウム(株) 〒590 堺市海山町, Showa Aluminum, Co., Kaisan-cho, Sakai, 590

**** 正 会 員 大阪府立大学工学部機械システム工学科 〒593 堺市学園町, Dept. of Mech. Systems Eng., Univ. of Osaka Prefecture, Gakuen-cho, Sakai, 593

破壊力学的に疲労強度を評価した。またその疲労き裂の開閉口現象を除荷弾性コンプライアンス法により観察し、有効応力拡大係数範囲とき裂伝ば速度との関係を調査した。同種の実験を市販の 7075T6 押出合金に対しても実施し、Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La 押出合金の疲労破壊強度を実用材料のそれと比較検討した。

2 実験方法

2・1 供試材

供試材は、これまでの研究^{(6)~(9)}で優れた引張強度特性と良好な耐応力腐食割れ性を示した Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La 押出合金 (25 Mg 材) である。比較材として市販の 7075T6 押出合金 (7075T6 材) を用いた。これまでの報告と同様に、各合金を溶解鋳造後、均質化処理、押出加工、T6 処理を施し実験に供した。押出形状は、45 mm (板幅) × 5 mm (板厚) である。Table I に供試材のコード名、化学成分、熱処理後の機械的性質を示す。

詳細は既報にて示しているが、25 Mg 材の結晶粒は、粒径が 20 μm 程度の等軸微細粒で、基地中には ZnLa 系第二相粒子 (直径 4.8 μm 程度、体積率 4.8 vol.% 程度) が分散している。一方 7075T6 材の結晶粒は、およそ 15 × 50 × 200 μm のパンケーキ状粗大粒になっており、基地中には、粗大な Cr 系晶出物 (直径 5 μm 程度、体積率 0.3 vol.% 程度) が分散している。

2・2 疲労き裂伝ば試験

実験には Fig. 1 に示す CT 試験片を用い、き裂進展方向が押出方向と一致する TL 方向より採取した。試験片寸法は、板厚 $B=4.8$ mm, 板幅 $W=36$ mm, 初期切欠き比 $a/W=0.2$ で、ASTM 規格に従って製作した。切欠きの影響を取除くために、切欠き先端より疲労き裂伝ば試験開始時の最大応力拡大係数 K_{\max} 以下の K_{\max} で疲労予き裂を 2 mm 導入した試験片を実験に用いた。

疲労き裂伝ば試験は、電気油圧サーボ式疲労試験機を使用し、荷重制御、正弦波波形、荷重繰返し速度 $f=10$ Hz, 応力比 $R=0.1$ および 0.5 一定で行った。き裂長さは荷重着力線上に取付けたクリップゲージからコンプライアンス法により算出した。応力拡大係数範囲 ΔK の値は ASTM 規格⁽¹⁰⁾に従い式 (1) により算出した。

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B \cdot W^{0.5}} \cdot F(a/W) \quad (1)$$

ここで、 ΔP は荷重変動幅、 B は板厚、 W は板幅、 a は荷重線からき裂先端までの距離、 $F(a/W)$ は修正項

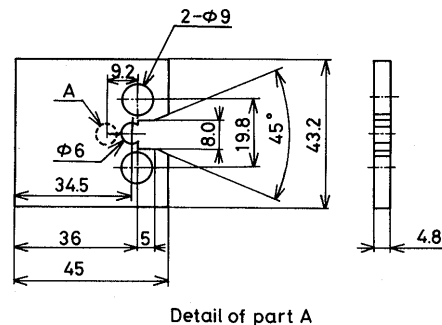


Fig. 1. Shape and dimensions of CT specimen (in mm).

である。疲労き裂伝ば試験は、荷重変動幅 ΔP 一定による ΔK 漸増試験 (ΔK_{inc}) および ΔP 減少による ΔK 漸減試験 (ΔK_{dec}) の負荷条件で行った。 ΔK 漸減こう配条件は ASTM 規格に基づき式 (2) を満足するように荷重値を調整した。

$$\frac{1}{\Delta K} \cdot \frac{d\Delta K}{da} \geq -0.08 \text{ mm}^{-1} \quad (2)$$

疲労き裂伝ばの下限界値 ΔK_{th} は、 ΔK 漸減試験においてき裂伝ば速度 da/dN が 10^{-10} m/cycle 以下となる値とした。

2・3 き裂開閉口挙動の観察

き裂開閉口挙動の観察は、除荷弾性コンプライアンス法^{(4), (11), (12)}により行った。試験片荷重着力線上に取付けたクリップゲージの出力とロードセルからの出力をアナライジングレコーダ (YOKOGAWA AR1100A) にそれぞれ取込み、4 または 8 サイクル分のデジタルデータを単純平均化処理したものをフロッピーディスクに記録した。試験片のコンプライアンス変化を精度よく検出するために、アナライジングレコーダの内部演算プログラムにより Load (荷重) vs. COD (開口量) カーブ中の弾性変位に相当する成分を引取り、き裂開閉口時の荷重 P_{op} が明瞭となるようにデータを加工した。有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} は式 (3) により求めた。

$$\begin{aligned} \Delta K_{\text{eff}} &= K_{\max} - K_{\text{op}} & (K_{\text{op}} > K_{\min}) \\ &= K_{\max} - K_{\min} = \Delta K & (K_{\text{op}} \leq K_{\min}) \end{aligned} \quad (3)$$

ここで、 K_{\max} は最大応力拡大係数、 K_{\min} は最小応力拡大係数、 K_{op} は P_{op} より求めたき裂開口応力拡大係数で

Table I. Alloy code, chemical composition and mechanical properties of Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La and 7075T6 alloys.

Code	Chemical composition (wt.%)									Mechanical properties					
	Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Fe	Si	La	Al	σ_B	$\sigma_{0.2}$	ϵ_1	E	ν	K_{Ic}
25Mg	8.00	2.50	1.20	—	—	0.11	0.06	3.70	Bal.	568	516	8.2	68.9	0.311	21.43
7075T6	5.14	2.52	1.50	0.18	0.05	0.15	0.07	—	Bal.	614	563	8.4	66.7	0.311	26.63

σ_B : Tensile strength, MPa.

$\sigma_{0.2}$: 0.2% proof stress, MPa.

ϵ_1 : Elongation, %.

E : Young's modulus, GPa.

ν : Poisson's ratio.

K_{Ic} : Plane strain fracture toughness value, $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$. Crack plane orientation is TL.

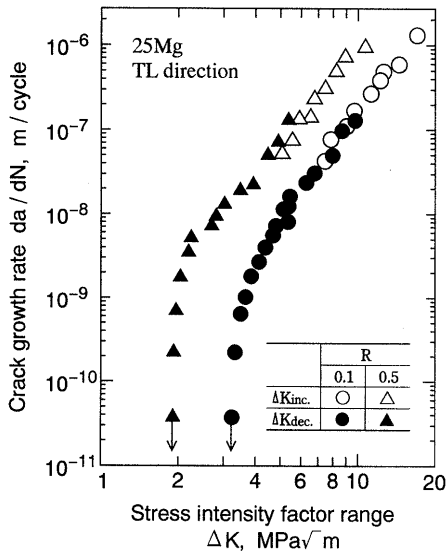
ある。

き裂開閉口現象の程度を示す指標として、き裂開口比（有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} をそのときの応力拡大係数範囲 ΔK で除した商）を用いた。き裂開閉口現象が観察されない場合は、 $\Delta K = \Delta K_{\text{eff}}$ であるので開口比は 1 であり、開口比の値が 1 より小さくなるほどき裂開閉口現象が顕著である。

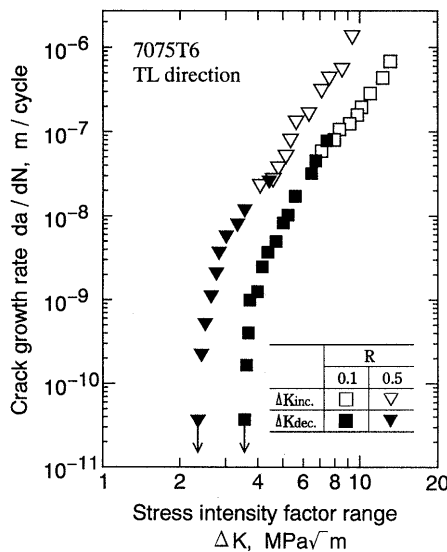
3 実験結果および考察

3・1 疲労き裂伝ば挙動

本研究によって得られたき裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係（ da/dN vs. ΔK 曲線）を Fig. 2 に示す。Fig. 2 の全プロット点は ASTM 規格に示されている小規模降伏条件を満足している。25Mg 材および 7075T6 材の da/dN vs. ΔK 曲線において、応力比 R の効果が認められる。応力拡大係数範囲 ΔK が同一の場合、き裂伝ば速度 da/dN の値は、 $R=0.1$ の場合よりも $R=0.5$ の場合の方が大きくなった。両押出



(a) Al-8 wt. % Zn-2.5 wt. % Mg-1.2 wt. % Cu-4 wt. % La alloy.



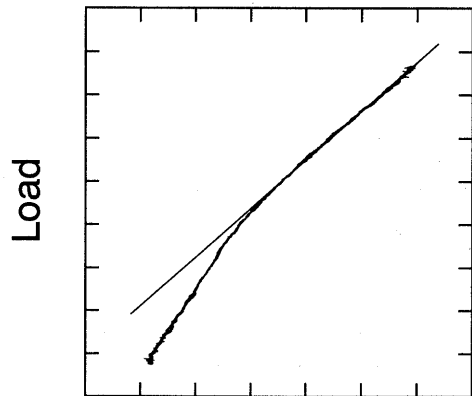
(b) 7075T6 alloy.

Fig. 2. Relationship between crack growth rate and stress intensity factor range.

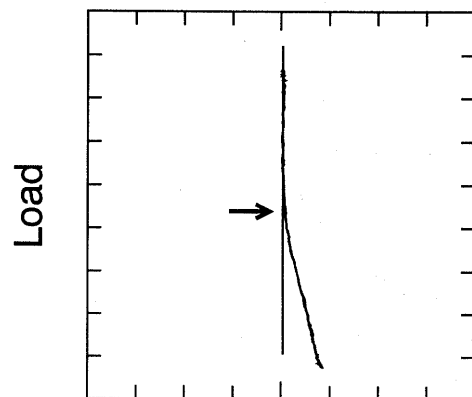
合金の da/dN vs. ΔK 曲線を比較すると、 $da/dN = 10^{-8}$ m/cycle 以上の範囲においてはほぼ一致しているが、 $da/dN = 10^{-8}$ m/cycle 以下においては、同一 R かつ同一 ΔK 時の da/dN は 25Mg 材の方が若干速くなった。

Fig. 3 は、除荷弾性コンプライアンス法による測定例である。Load（荷重）vs. COD（開口量）および Load vs. |Load-COD| 曲線は、ヒステリシスループを描くことなく、除荷線と負荷線はほぼ一致していた。すなわち、き裂開口点とき裂閉口点を明瞭に判別することはできない。したがって、図中矢印で示した変曲点での荷重をき裂開口荷重 P_{op} と定義した。

き裂開閉口現象を観察し、き裂開口比 $\Delta K_{\text{eff}}/\Delta K$ と応力拡大係数範囲 ΔK との関係を整理した。その結果を Fig. 4 に示す。25Mg 材の場合、応力比 $R=0.5$ の全領域で $\Delta K_{\text{eff}}/\Delta K$ の値は 1 となり、き裂開閉口現象は観察されなかった。 $R=0.1$ の負荷条件では、 $\Delta K_{\text{eff}}/\Delta K$ の値はすべて 1 以下となり、その値は ΔK の値が減少するにしたがい減少していった。つまり、 $\Delta K_{\text{eff}}/\Delta K$ の値はき裂開閉口現象の程度を示しているの、 ΔK の値が小さいほどその程度は大きくなった。一方 7075T6 材の場合、 $R=0.5$ における第 I 領域（下限界近傍領域）でき裂開閉口現象が観察された。また $R=0.1$ における $\Delta K_{\text{eff}}/\Delta K$ vs. ΔK 曲線は、25Mg 材における $R=0.1$ の



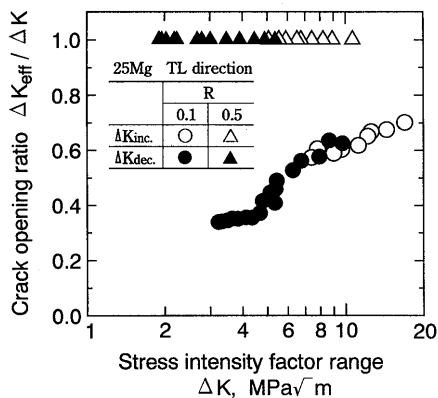
(a) Load vs. COD curve.



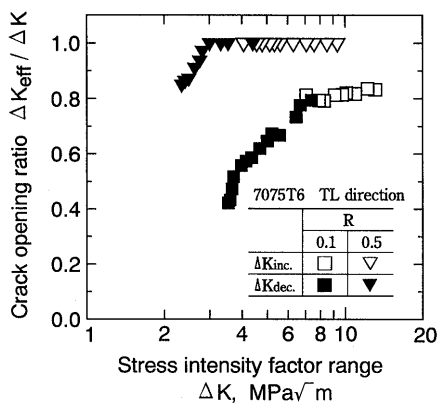
| Load - COD |

(b) Load vs. |Load-COD| curve.

Fig. 3. Examples of crack closure observations.



(a) Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La alloy.



(b) 7075T6 alloy.

Fig. 4. Relationship between crack opening ratio and stress intensity factor range.

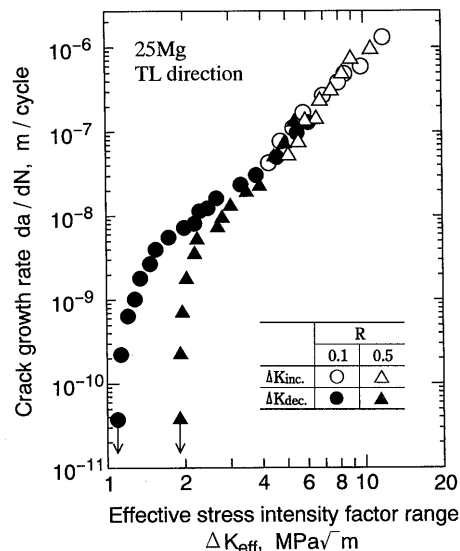
それとはほぼ同様な挙動を示した。

Fig. 3 および Fig. 4 に示したき裂開閉口現象を考慮し, da/dN vs. ΔK 曲線を再整理した da/dN vs. ΔK_{eff} 曲線を Fig. 5 に示す. 両押出合金の da/dN vs. ΔK_{eff} 曲線では, da/dN vs. ΔK 曲線において観察された応力比の効果が消失し, 式 (4) で近似できる範囲が認められる. その範囲は, 25Mg 材の場合およそ $da/dN = 10^{-8} \sim 10^{-6}$ m/cycle, 7075T6 材の場合およそ $da/dN = 5 \times 10^{-9} \sim 10^{-7}$ m/cycle であった.

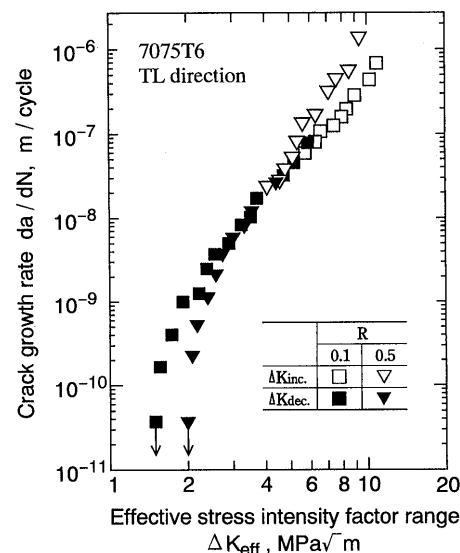
$$\frac{da}{dN} = C(\Delta K_{eff})^m \quad (4)$$

ここで C および m は定数である. 両押出合金の応力比の効果が消失した範囲が異なるのは, ミクロ組織の違いにその一因があると予測される. 両押出合金のミクロ組織については既報で詳細に報告しているが, 25Mg 材の場合は粒径 $20 \mu\text{m}$ 程度の等軸微細粒, 7075T6 材の場合は $15 \times 50 \times 200 \mu\text{m}$ 程度のパンケーキ状粗大粒となっており, しかも第二相粒子の分散形態も大きく異なる. 式 (4) の成立する前後の第 I, 第 III 領域は組織に敏感に影響される³⁾ので, その結果として上述の現象が現れたと考えられる.

本実験で得られた式 (4) 中の定数 C , m , 疲労き裂伝ばの下限界値 ΔK_{th} , ΔK_{effth} を Table II に示した. 25Mg 材と 7075T6 材の m 値はほぼ同程度の値が得られており, 式 (4) の成立する範囲においては両者の疲労



(a) Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La alloy.



(b) 7075T6 alloy.

Fig. 5. Relationship between crack growth rate and effective stress intensity factor range.

Table II. Values of C , m , ΔK_{th} and ΔK_{effth} .

Code	Stress ratio	C	m	ΔK_{th} (MPa√m)	ΔK_{effth} (MPa√m)
25Mg	$R=0.1$	$3.16 \times 10^{-10*1}$	3.20^{*1}	3.23	1.10
	$R=0.5$			1.91	1.91
7075T6	$R=0.1$	$1.30 \times 10^{-10*2}$	3.72^{*2}	3.55	1.50
	$R=0.5$			2.34	2.00

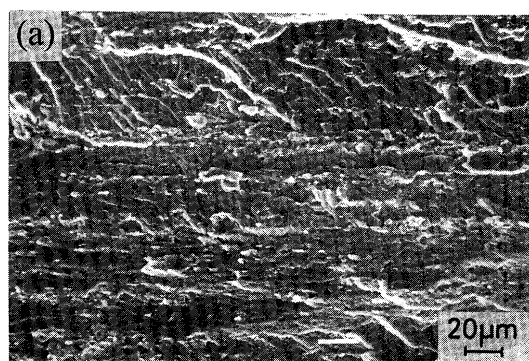
*1: given from Eq. (4), $10^{-8} \leq da/dN \leq 10^{-6}$.

*2: given from Eq. (4), $5 \times 10^{-9} \leq da/dN \leq 10^{-7}$.

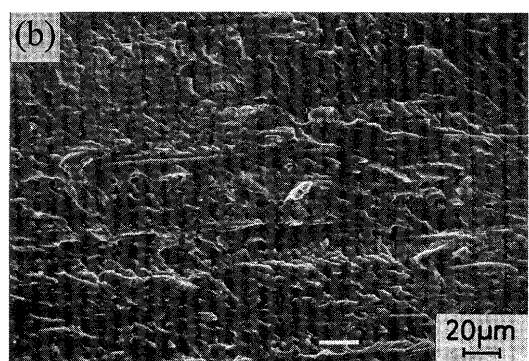
き裂進展抵抗は同等と考えられる. ΔK_{th} および ΔK_{effth} の値は応力比依存性がわずかに認められた. 前述しているように, これは両押出合金のミクロ組織の違いに起因していると予測されるが, ミクロ組織と応力比依存性との関係を明確に示すことはできていない.

3.2 フラクトグラフィ

25Mg 材の疲労き裂伝ば挙動を明らかにするために, 25Mg 材の破面のフラクトグラフィを 7075T6 材のそれ



(a) Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La alloy, $\Delta K = 7.41 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0.1$.

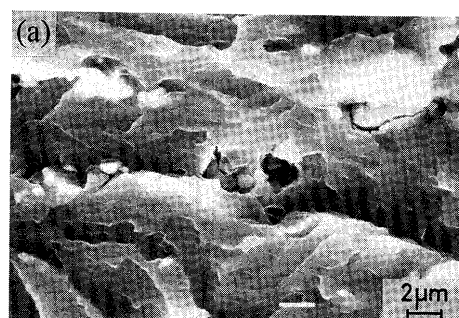


(b) 7075T6 alloy, $\Delta K = 7.08 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0.1$.

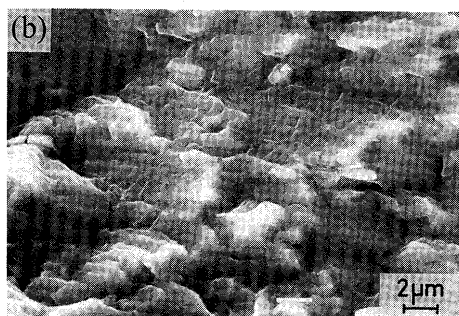
Fig. 6. Scanning electron micrographs of fatigue fracture surfaces (crack growth direction is from left to right).

と比較しながら実施した。Fig. 6 は、 da/dN vs. ΔK 曲線の第 II 領域、応力比 $R = 0.1$ の場合のマクロ的観察例である。破面は平坦で、25Mg 材および 7075T6 材を特徴づけるような痕跡は認められない。25Mg 材および 7075T6 材のどちらにおいてもストライエーション状模様が観察される。ストライエーション状模様より判断されるき裂進展方向と実際のき裂進展方向は、ほぼ一致していた。 da/dN vs. ΔK 曲線の第 I 領域、応力比 $R = 0.1$ の破面を高倍率で観察した例を Fig. 7 に示す。Fig. 7 (a) および (c) 中の直径 $3 \mu\text{m}$ 程度の穴は、基地中に分散している第二相粒子が疲労破壊時に脱落したときに形成されたと考えられる。この穴の周辺を詳細に観察すると、二次き裂が認められる。両押出合金の応力比 $R = 0.5$ の破面においても、第二相粒子の脱落は観察された。き裂開閉口現象が認められた領域においては、Fig. 7 (b) に示すような破面同士がぶつかり合ったときに形成されたとみられる。き裂開閉口現象によって破面同士が擦れ合い、その結果、破面上に酸化物が付着している場合があるが、両押出合金の破面においては、酸化物の付着は認められなかった。

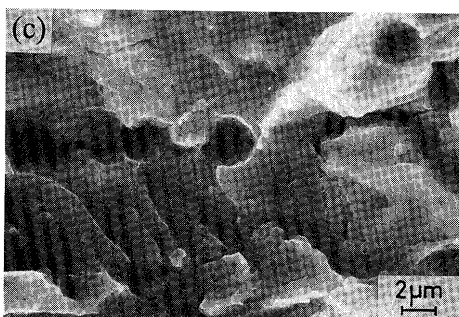
以上の結果から 25Mg 材の疲労き裂進展メカニズムについて検討を行う。応力比 $R = 0.1$ の場合き裂開閉口現象が認められ、その痕跡が破面上でも観察された。き裂開閉口現象を引き起こす一般的要因は、(1) 残留塑性変形による閉口 (plasticity induced closure)¹³⁾、(2) 酸化物による閉口 (oxide induced closure) として (3) 破面



(a) Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La alloy, $\Delta K = 4.17 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0.1$.



(b) Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La alloy, $\Delta K = 3.80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0.1$.



(c) 7075T6 alloy, $\Delta K = 4.00 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $R = 0.1$.

Fig. 7. Scanning electron micrographs of fatigue fracture surfaces near the threshold region (crack growth direction is from left to right).

粗さによる閉口 (roughness induced closure) の三点といわれている³⁾。25Mg 材の破面のフラクトグラフィより推察すると、上述の (2) 酸化物による閉口は、本供試材のき裂開閉口現象を十分に説明できない。またき裂開閉口の主要因が酸化物である場合、時間の経過とともにその堆積量が増加する (酸化物の形成は破面同士の擦れ合いが主要因である) ので、同一 ΔK 値での Load vs. |Load-COD| 曲線より得られるき裂開閉口点は、その測定タイミングによって異なると考えられる。しかしながら、本実験においてはこのような Load vs. |Load-COD| 曲線の経時変化は認められなかった¹⁴⁾ので、酸化物がき裂開閉口の主要因とは判断できない。破面のフラクトグラフィの結果、基地中に分散している第二相粒子の脱落が認められている (Fig. 7 (a), (b))。脱落した第二相粒子は、破面粗さによる閉口と同様な効果を生じさせることが報告されているので、き裂開閉口は第二相粒子の脱落がその一因と予測できる。したがって 25Mg 材のき裂開閉口は、残留塑性域による閉口と第二相粒子の脱落

に起因した閉口が畳重して発生し, Fig. 2 に示す da/dN vs. ΔK 曲線において応力比の効果が現出したと判断できる. しかしながら, Fig. 5 の da/dN vs. ΔK_{eff} 曲線の第 I 領域で消失しなかった応力比の効果については, 現時点においては明確な説明はできず, 今後の検討課題とする必要がある. Fig. 7 にも示したが, 疲労き裂は基地中に分散している第二相粒子を回込むように進展しており, 第二相粒子の近傍には二次き裂が生じている場合がある. この二次き裂発生の主要因として, 第二相粒子周辺の力学的条件の複雑さ(き裂開閉口現象によって, 微視的な負荷形態はモード I + モード II + モード III の混合モードになっている), 基地と第二相粒子との界面のぜい弱さ等が考えられる. この主要因に関しては, 現時点のデータのみより特定することはできず, さらに理論解析と実験を行い考察する必要がある. 以上のことをまとめると, 本供試材の疲労き裂は, 残留塑性変形と第二相粒子の脱落に起因したき裂開閉口現象をとまなないながら進展していく. さらにそのき裂は, 第二相粒子を回込むように成長する. また第二相粒子近傍で二次き裂が発生している場合がある.

4 結 言

本研究では, Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La 押出合金 (TL 方向) の疲労き裂伝ば挙動を市販の 7075T6 押出合金のそれと比較検討しながら考察した. 得られた結果をまとめると以下ようになる.

(1) Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La 押出合金の疲労き裂伝ば曲線 (da/dN vs. ΔK 曲線) において, 応力比 R の効果が認められた. 応力拡大係数範囲が同一の場合, き裂伝ば速度は $R=0.1$ より $R=0.5$ の方が速くなった.

(2) 応力比 $R=0.5$ の場合, き裂開閉口現象は認められなかった. 一方 $R=0.1$ の場合, 本実験範囲の全域でき裂開閉口現象が観察された. また, き裂開閉口の程度

を示す開口比 ($\Delta K_{\text{eff}}/\Delta K$) の値は, 応力拡大係数範囲が小さくなるにしたがい小さくなった.

(3) き裂開閉口現象を考慮し da/dN vs. ΔK 曲線を整理した da/dN vs. ΔK_{eff} 曲線では, da/dN vs. ΔK 曲線で認められた応力比の効果が消失し, 直線近似できる領域が存在した. この領域においては Al-8 wt.% Zn-2.5 wt.% Mg-1.2 wt.% Cu-4 wt.% La 押出合金の da/dN vs. ΔK_{eff} 曲線と 7075T6 押出合金のそれはほぼ一致していた.

参 考 文 献

- 1) 西谷弘信, “疲労強度学”, p. 180 (1985) オーム社.
- 2) P. C. Paris and F. Erdogan, Trans. ASME, **85**, 528 (1963).
- 3) 田中啓介, “疲労強度学”, p. 174 (1985) オーム社.
- 4) 城野政弘, 日本機械学会関西支部第152回講習会破壊力学の基礎と実際問題への応用, p. 45 (1987).
- 5) 寺田博之, 最近の破壊力学とその応用に関する講習会テキスト, p. 90 (1991) 日本材料学会関西支部.
- 6) 岸 陽一, 広瀬幸雄, 佃 市三, 永井滋一, 東 健司, 材料, **43**, 1571 (1994).
- 7) 岸 陽一, 広瀬幸雄, 佃 市三, 永井滋一, 東 健司, 材料, **42**, 990 (1993).
- 8) 岸 陽一, 広瀬幸雄, 佃 市三, 永井滋一, 東 健司, 材料, **43**, 210 (1994).
- 9) 岸 陽一, 広瀬幸雄, 佃 市三, 永井滋一, 東 健司, 材料, **43**, 1113 (1994).
- 10) Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03. 01, E647-91, 654 (1991).
- 11) 城野政弘, 材料試験技術, **30**, 13 (1985).
- 12) 小林英男, “破壊力学実験法”, p. 169 (1988) 朝倉書店.
- 13) 小林英男, 日本機械学会論文集, A-49, 771 (1983).
- 14) I. C. Mayers and T. J. Baker, Fatigue of Engng. Mater. and Struct., **4**, 79 (1981).