アルミニウム合金基短繊維強化複合材料の中高温域における き裂進展挙動について[†]

田 中 道 七* 中 山 英 明**
山 元 茂* 小 林 志 好***

Fatigue Crack Growth Behavior of Alumina Short Fiber Reinforced Aluminum Alloy at Room and Higher Temperatures

by

Tsuneshichi TANAKA*, Hideaki NAKAYAMA**, Shigeru YAMAMOTO*
and Yuki Yoshi KOBAYASHI***

In order to clarify the fatigue crack growth mechanism of an alumina short fiber reinforced aluminum alloy (FRM), fatigue crack growth tests were carried out at several stress ratios on the center cracked tension (CCT) specimens at room and elevated temperatures. Aluminum alloy, A6061-T6 was also used as a reference material. Comparison of fatigue crack growth rate curves determined for A6061-T6 and FRM specimens indicated that the effect of temperature on the crack growth rate curves was much smaller for FRM than that for A6061, and the crack growth property of FRM was superior to A6061 in the region of low crack growth rate including the threshold, when the comparison was made on $K_{\max}$ and ΔK . By estimating the values of ΔK_{eff} , it was shown that the fatigue crack growth rates of A6061 and FRM at each temperature were governed by ΔK_{eff} and $K_{\max}^\alpha \Delta K_{\text{eff}}^{(1-\alpha)}$, respectively. Moreover, the detailed evaluation indicated that the fatigue crack growth rates of A6061 and FRM at different stress ratios and temperatures could be expressed by introducing new parameters, excepting in the threshold region, as follows:

$$\frac{da}{dN} = C_1 \left\{ \frac{U_R(1-R)}{U_{R=0.1}} K_{\max}(E\sigma_{0.2})^{-\frac{1}{2}} \right\}^{m_1} \quad \text{for A6061}$$
$$\frac{da}{dN} = C_2 \left\{ \left[\frac{U_R(1-R)}{U_{R=0.1}} \right]^{(1-\alpha)} K_{\max}(E\sigma_{0.2})^{-\frac{1}{2}} \right\}^{m_2} \quad \text{for FRM}$$

where R is the stress ratio, U_R is the crack opening ratio at stress ratio R , $U_{R=0.1}$ is the value of U at $R=0.1$, E and $\sigma_{0.2}$ are Young's modulus and 0.2 % proof stress at each temperature, and C_1 , C_2 , m_1 and m_2 are material constants.

Key words: Alumina short fiber reinforced aluminum alloy, Aluminum alloy A6061-T6, Room and higher temperature, New fracture mechanical parameters

1 緒 言

母材金属に A6061 材を用い、加圧浸透法によって造られたアルミナ短繊維強化アルミニウム合金（以下、短繊維強化アルミニウム合金と略し、FRM と記す）の複合強化機構と疲労破壊機構の関連を明確にするため、以下に示す一連の研究を行ってきた。^{1), 2)}

第一報では、室温から 280°C の温度条件下で疲労試験を行い、比較材料である A6061-T6 材に比べて短繊維強化アルミニウム合金は高温側で優れた疲労強度特性を示すという結果を得た。また、室温において、完全両振引張圧縮荷重下で疲労き裂進展試験を行った結果より、短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展特性は A6061-T6 材より劣っており、 K 値の増加に伴って母材

と強化材との界面はく離が増加する傾向にあることを見出した。

第二報では、室温において種々の応力比のもとでき裂進展試験を行い、比較材料である A6061-T6 材と比べて、下限界値近傍でのき裂進展速度は前者の方が優れているという結果を得、短繊維強化アルミニウム合金の破壊は $K_{\max}$ と ΔK_{eff} の双方により支配され、き裂進展速度曲線は $K_{\max}^\alpha \Delta K_{\text{eff}}^{(1-\alpha)}$ なるパラメータにより効果的に整理できることを示した。²⁾

本報告は、室温、170°C、280°C の温度条件下でき裂進展試験を行い、高温側で短繊維強化アルミニウム合金の疲労強度が優れている原因をき裂進展挙動の観点から考察するとともに、両材料の室温から中高温域でのき裂

† 原稿受理 平成 7 年 3 月 23 日 Received Mar. 23, 1995

* 正 会 員 立命館大学理工学部機械工学科 〒525-77 草津市野路町, Dept. of Mech. Eng., Ritsumeikan Univ., Noji-cho, Kusatsu, 525-77

** 正 会 員 大阪産業大学法人本部 〒574 大東市中垣内, Executive Office, Osaka Sangyo Univ., Nakagaito, Daito, 574

*** 学生会員 立命館大学大学院 〒525-77 草津市野路町, Graduate Student, Ritsumeikan Univ., Noji-cho, Kusatsu, 525-77

Fig. 1. Shape and sizes of specimens.

進展速度を統一的に整理する方法について検討を加えたものである。

2 供試材料、試験片および静的引張特性

実験に使用した短繊維強化アルミニウム合金は、前二報と同様、アルミナ短繊維（平均直径 3 μm、平均長さ 100 μm）を強化材とし、A6061 材を母材として作製されたものであり、アルミナ短繊維の体積含有率は 34.5 ~ 43.1 % である。また、比較材料として A6061-T6 材（以下、A6061 材と略す）を用いた。なお、これら供試材料の化学成分については前報に示したので、ここでは割愛した²⁾。

なお、第一報において短繊維強化アルミニウム合金の時効効果の疲労強度に及ぼす影響を調べた結果から、最も疲労強度が優れている鋳造のままの短繊維強化アルミニウム合金を採用することにした。一方、比較材料である A6061 材についても、同様に最も疲労強度が優れて

いるものを採用しており、これは押し棒に T6 処理として溶体化処理（520°C×1 h 水冷）後、時効硬化処理（175°C×8 h）を施したものである。

両材料のき裂進展挙動を調べるために用いた中央切欠き付平板試験片（CCT 試験片）の形状寸法を Fig. 1 (a), (b) に示す。いずれの試験片についても、機械加工後ラッピングフィルムシートを用い、#320 から #8000 まで順次試験片表面の仕上げを行った。

両種材料の各温度における機械的性質を Table I に示す。表より、各温度において、比較材料 A6061 材に比して短繊維強化アルミニウム合金はアルミナ短繊維を含むことにより引張強度が低下しているのが分かる。また、両材料とも温度の上昇に伴い、最大引張応力、ヤング率は同程度に低下している。

3 実験方法

き裂進展試験は、室温では Fig. 1 (a) に示す試験片を用いて、170°C および 280°C では Fig. 1 (b) に示す試験片を用いて、室温、170°C では応力比 $R=0.1, 0.3, 0.5, 0.7$ で、280°C では応力比 0.1, 0.3, 0.5 で、周波数 $f=20$ Hz の正弦波荷重下で大気中に行い、荷重範囲 ΔP が一定の ΔK 漸増試験により K 値が十分に小さいところからの実験結果を得た。なお、試験片の加熱にはカンタル A-1 を発熱体とする縦型チューブ炉を用いた³⁾。

ところで、応力拡大係数は次式により算出した。

$$K = \frac{P}{B} \sqrt{\frac{\pi a}{2W} \sec \frac{\pi a}{2}}, \quad \alpha = \frac{2a}{W} \quad (1)$$

ここで、 P は荷重 (N)、 B は板厚 (m)、 W は板幅 (m)、 α はアスペクト比、 a はき裂の半長 (m) である。

き裂長さの測定は室温の場合には金属顕微鏡を、170°C、280°C の場合には加熱炉に覗き窓を設けて実体顕微鏡を用い、ストロボ光源を用いることにより試験を中断することなく行った。また、室温、170°C ではクリップゲージを Fig. 1 (a), (b) に示した試験片のスリットの下に挟み、き裂開口範囲 (ΔCOD) を測定した。さらに、室温の場合には先の報告にて、き裂の進展経路をまたぐようにスリット両端にひずみゲージを貼り、コンプライアンス曲線を求めることにより、き裂開口比 $U (= (K_{\max} - K_{\text{Op}}) / \Delta K)$ を求めているが、170°C および 280°C ではひずみゲージが高温繰返しに耐

Table I. Monotonic tensile properties of materials.

Material	Temperature T (°C)	0.2% Proof stress $\sigma_{0.2}$ (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Elongation δ (%)	Rockwell hardness HRF	Young's modulus E (GPa)
FRM	R. T.	156	222	2	95	103.6
FRM	170	136	204	—	—	100.2
FRM	280	115	118	—	—	92.1
A6061-T6	R. T.	268	283	19	83	72.8
A6061-T6	170	—	242	—	—	70.0
A6061-T6	280	—	152	—	—	63.4

えられなかったため U 値は得られなかった。

Fig. 2. da/dN - K_{max} curves for (a) A6061 and (b) FRM.

Fig. 3. da/dN - ΔK curves for (a) A6061 and (b) FRM.

4 実験結果および考察

4・1 A6061 材と短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展速度の比較

室温, 170°C および 280°C における A6061 材と短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展速度曲線を, 最大応力拡大係数, K_{max} を用いて整理したものを Fig. 2 (a), (b) に, 応力拡大係数範囲, ΔK を用いて整理したものを Fig. 3 (a), (b) に示す。なお, 室温においては, 先の報告で述べた結果と本研究で ΔCOD を測定するために用いた試験片による結果があるが, 両試験片の結果を示すと図が煩雑になり, また, 両試験片による結果は良い一致を示したので, K_{max} および ΔK で整理するき裂進展速度曲線については先の報告の結果のみを示した。

これらの図より, 両材料のき裂進展速度曲線に及ぼす温度と応力比 R の影響について一定の傾向を読みとることができるが, 図が煩雑であり, また, このままでは両材料間の比較を行うことは困難である。ところで, 短繊維強化アルミニウム合金に対する両図 (b) の応力比 $R=0.1$ の場合を見ると, 室温, 170°C および 280°C におけるき裂進展速度曲線 (○, □, △) はほとんど重なっていることが分かる。同様のことは, $R=0.3$ に対してもほぼあてはまる。そこで, Fig. 2 より, 各応力比毎にき裂進展速度曲線を取り出し, 短繊維強化アルミニウム合金に対してはその全温度範囲に対するき裂進展速度曲線の存在範囲を斜線部で表し, A6061 材に対しては実線で表して比較したのが, Fig. 4 (a), (b), (c) である。なお, 図 (d) は $R=0.7$ の場合で, 短繊維強化アルミニウム合金に対しては細線で, A6061 材については太線で示してある。

まず, Fig. 4 (a) より, 短繊維強化アルミニウム合金の場合, 応力比 $R=0.1$ における斜線部の幅は充分に小さく, 室温から 280°C の範囲でき裂進展速度曲線に及ぼす温度の影響はほとんどないと考えられる。この斜線部の幅は $R=0.3, 0.5$ に対する図 (b), (c) で少しずつ大きくなっており, 温度の影響が現れているが, 各図の実線で示す A6061 材の場合と比較して, 温度の影響が比較

Fig. 4. da/dN - K_{max} curves at each stress ratio for A6061 and FRM.

的小さい。次に、斜線部で与えた短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展速度曲線と実線で示した A6061 材のそれとを比較すると図 (a), (b) では低き裂進展速度域で実線は斜線部の左に位置しており、この領域では全温度範囲において短繊維強化アルミニウム合金の方が高いき裂進展抵抗を有することが分かる。図 (c), (d) の場合の低き裂進展速度域における両材料間の差異は図 (a), (b) の場合ほど明瞭ではない。一方、高き裂進展速度域では、すべての応力比条件下で、短繊維強化アルミニウム合金の方が A6061 材に比べてき裂進展速度が大きくなる傾向にある。

次に、A6061 材のみについて見ると、Fig. 4 (a), (b), (c) に見るように、応力比 0.1~0.5 の範囲ではき裂進展速度が $5 \times 10^{-10} \sim 5 \times 10^{-9}$ m/cycle の範囲で、170°C, 280°C の温度条件下でのき裂進展速度曲線が室温のそれと交差しており、下限界値については室温の場合が最も小さいことが分かる。しかし、高き裂進展速度域では温度の上昇とともにき裂進展速度は高くなる。R=0.7 の場合は図 (d) の実線のように室温におけるき裂進展速度曲線が 170°C のそれを上回っている。

なお、Fig. 4 は K_{max} を横軸にとった場合であるが、 ΔK を横軸にとった場合を Fig. 3 から構成しても各応力比における斜線部と実線の位置関係は Fig. 4 の場合とほとんど変わらない。

4・2 短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展速度の $(K_{max})^\alpha \times (\Delta K)^{1-\alpha}$ による整理

前節で述べたように、A6061 材に比べ、短繊維強化アルミニウム合金の各温度におけるき裂進展速度曲線は同一の応力比 R に対して Fig. 4 (a), (b), (c) に示したように比較的狭いばらつき帯に入る。このことは、室温における同材のき裂進展速度曲線に及ぼす R の影響を評価できれば、短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展速度曲線に及ぼす温度と応力比の影響をほぼ評価できることを意味している。この点については前報で、短繊維強化アルミニウム合金の室温におけるき裂進展速度曲線は $(K_{max})^\alpha \times (\Delta K_{eff})^{1-\alpha}$ で整理できることを明らかにしたが、本研究の場合、第 3 章で述べたように、170°C と 280°C では、き裂の開口点の測定ができなかったため、ここでは ΔK_{eff} の代わりに ΔK を用いることを考える。まず、先の報告で得られた室温における短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展速度と U 値の関係を Fig. 5 に示す。図より、実験点は比較的狭いばらつき帯に入っており、このことはき裂進展速度に対して U 値が応力比に依らず、ほぼ一義的に決定されることを示しており、 ΔK_{eff} の代わりに ΔK を用いて差し支えないことを意味している。

Fig. 6 は各応力比における同一き裂進展速度を与える K_{max} と ΔK の値を図示したもので、図中の太線は応力比 0.1~0.7 の全範囲にわたって同一き裂進展速度を与える点をべき乗近似した場合であり、細線は同一応力比の点をつらねたもので、図中の太線は次式で表される。

$$\Delta K = A(K_{max})^\beta \quad (2)$$

Fig. 5. da/dN -U curves for FRM.

Fig. 6. Relationship between ΔK and K_{max} at a given crack growth rate for FRM.

ここで、A は定数で、 β は太線の勾配である。勾配の平均値は図中に示したように $\beta = -1.2$ となる。

ここで、短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展速度は上述のように K_{max} と ΔK の両パラメータに依存すると考え、そのき裂進展速度を次式で表すことにする。

$$\frac{da}{dN} = C(K_{max})^\alpha (\Delta K)^{1-\alpha} m, \quad 0 < \alpha < 1 \quad (3)$$

ここに、C, m および α は定数であり、特に指数 α と式 (3) の β の間には次の関係がある。

$$-\beta = \frac{\alpha}{1-\alpha} \quad (4)$$

β の値に Fig. 6 中に示した平均勾配 ($\beta = -1.2$) を用いると、 $\alpha = 0.55$ となり、この値を用いて $(K_{max})^\alpha \times (\Delta K)^{1-\alpha}$ を横軸にとり、短繊維強化アルミニウム合金の室温から 280°C までのき裂進展速度を再整理した結果を Fig. 7 に示す。図より、温度 170°C、応力比 0.5 (■印) の場合のみ、高き裂進展速度域で他と少し離れているが、Fig. 2, 3 の図 (b) に比べて全実験点は狭いばらつき帯の範囲に収まっているので、式 (3) によるき裂進展速度の評価は中高温域においても有効であることが分

Fig. 7. $da/dN-K_{\max}^{0.55} \Delta K^{0.45}$ curves for FRM.

かる。このばらつき幅は、実用上重要な下限値に近づくほど、小さくなっており、かつ、横軸の ΔK と $K_{\max}$ は設定荷重とき裂長さにより決まる値であることから、以上の結果は第1近似的に短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展特性を与えるものとして実用上極めて有用である。

4・3 A6061 材と短繊維強化アルミニウム合金における ΔK_{eff} の推定と考察

既述のように室温ではき裂開口点を測定したが、170°C と 280°C ではき裂の開口点を測点することができなかったため、 ΔK_{eff} の実測値は得られていない。そこで、Fig. 2, 3 に示した実験結果から両材料について ΔK_{eff} を推定することを試みる。

まず、Fig. 3 (a) より、丸印で示す A6061 材の室温の場合のき裂進展速度曲線は応力比の増加に伴い左方向へ移動しており、応力比 0.7 の場合 (●) は全開口していることが観察されている。そして、他の応力比のき裂進展速度を ΔK_{eff} で整理すると、それらのき裂進展速度

曲線はこの応力比 0.7 の場合の $da/dN-\Delta K$ 曲線に一致することが確認されている。このことを根拠として、170°C と 280°C の場合について考える。

まず、A6061 材の 170°C の場合、Fig. 3 (a) の 4 種類の四角印について見ると、応力比 0.1 のときのき裂進展速度曲線 (□) は他の応力比のときと比べると右方向に位置しているが、応力比 0.3 (◻), 0.5 (◻), 0.7 (●) に対するき裂進展曲線の差は非常に小さいことが分かる。このことから、応力比 0.3 以上でき裂は全開口し、このときの ΔK は ΔK_{eff} であると考え、170°C でも ΔK_{eff} によるき裂進展速度の整理が可能であると仮定する。一方、Fig. 2 (a) より、 $K_{\max}$ で整理した場合の応力比 0.1 と 0.3 の場合のき裂進展速度曲線はほとんど一致していることから、応力比 0.1 の場合の ΔK_{eff} は全開口していると仮定した応力比 0.3 の場合の ΔK に等しいこと、言い換えると、応力比 0.1 の場合のき裂開口レベルは応力比 0.3 の場合の $K_{\min}$ に等しいとおくことができる。このことから、応力比 0.1 のときの U 値は 0.78 ($=0.7/0.9$) と推定される。

A6061 材の 280°C の場合についても同様に考え、Fig. 3 (a) の 3 種類の三角印について見ると、応力比 0.1 (△), 0.3 (▲) で、き裂進展速度曲線はほとんど一致しているので、き裂は全開口しており、 $\Delta K \cong \Delta K_{\text{eff}}$ と考える。なお、280°C の応力比 0.5 (▲) の場合は、温度、平均応力ともに高いため、き裂進展に及ぼすクリープ等の影響により、他の応力比の場合に比べて、き裂進展速度が上昇したものと考えられる。

以上のようにして、得られた $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 曲線を Fig. 8 (a) に示す。なお、室温における結果は実測した U 値に基づく ΔK_{eff} を使っている。図より、高き裂進展速度域では全温度域で狭いばらつき幅に収まっているが、下限値近傍では温度の影響が見られ、温度の上昇に伴い下限値が右方向へ移動しているのが認められる。

続いて、短繊維強化アルミニウム合金の場合についても同様の推定を行うのであるが、本材料に対しては、前

(a) A6061

(b) FRM

Fig. 8. $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ curves.

Fig. 9. $da/dN-K_{\max}^{\alpha} \Delta K_{\text{eff}}^{1-\alpha}$ curves for FRM.

報にて、室温におけるき裂進展速度は、 $(K_{\max})^{\alpha} \times (\Delta K_{\text{eff}})^{1-\alpha}$ により整理できることを示しており、ここでは同様のことが中高温域でも成り立つと仮定する。

さて、本材料の 170°C の場合について、 $K_{\max}$ で整理した Fig. 2(b) を見ると、応力比 0.1 (□), 0.3 (⊗), 0.5 (■) の場合のき裂進展速度曲線の差は非常に小さい。すると上の仮定からこれらの応力比に対しては ΔK_{eff} もほとんど同一でなければならない。この場合には K_{Op} も同一となるので、ある応力比のときの $K_{\min}$ が K_{Op} と同一になるまで、この関係が成り立つと考えられる。ところで、Fig. 2(b) で応力比 0.7 (■) に対するき裂進展速度曲線が他の応力比に対する曲線よりも右方向に移動しているの、ここでは応力比 0.5 のときからき裂は全開口すると仮定する。すると、応力比 0.1, 0.3 の場合の U 値はそれぞれ 0.56 ($=0.5/0.9$), 0.71 ($=0.5/0.7$) と推定される。次に、280°C の場合については、Fig. 2(b) の三角印 (△, ▲, ◆) を見ると、応力比の増加に伴いき裂進展速度曲線が右方向へ移動しているのが認められる。一方、170°C の場合は、温度が上昇すると応力比の増加に伴い U 値が増加し、ある応力比になるとき裂が全開口することから、280°C の場合には全ての応力比でき裂は全開口していると仮定する。

Fig. 8(b) は以上のようにして短繊維強化アルミニウム合金に対して ΔK_{eff} を推定し、 $da/dN-\Delta K_{\text{eff}}$ 線図にまとめたもので、本材料に対しては ΔK_{eff} によるき裂進展速度の整理はできず、全き裂進展速度域において温度の上昇に伴いき裂進展速度曲線が右方向へ移動していることが分かる。

ここで、短繊維強化アルミニウム合金に対して推定した ΔK_{eff} により、 $(K_{\max})^{\alpha} \times (\Delta K_{\text{eff}})^{1-\alpha}$ を使って本材料の室温と 170°C, 280°C のき裂進展速度を再整理した結果を Fig. 9 に示す。なお、 α の値については、前報で求めた室温における $\alpha=0.52$ を用いた。この図を先の Fig. 8 と比較すると、全データのばらつき範囲はほぼ同程度であるが、仔細に見ると、室温と 170°C の結果を示す丸

Fig. 10. $\Delta CTOD_{\text{elastic}}-\Delta K_{\text{eff}}$ curves for A6061.

印と四角印の間にほとんど差がなく、これに対して 280°C の結果 (三角印) がやや右側にずれていることが分かる。以上より、き裂進展挙動に温度が及ぼす影響を詳細に検討する場合には $(K_{\max})^{\alpha} \times (\Delta K_{\text{eff}})^{1-\alpha}$ を用いた方が良いことが推察され、この点についてはのちにさらに考察する。

4.4 A6061 材のき裂先端開口範囲 $\Delta CTOD$ と ΔK_{eff} の関係

前節で述べた ΔK_{eff} は推定値であるので、ここでは実際に実験より得られた A6061 材の室温と 170°C におけるき裂開口範囲 (ΔCOD) をもとにき裂先端開口範囲 ($\Delta CTOD$) を求め、推定した ΔK_{eff} の値の妥当性を検討する。

さて、A6061 材における $\Delta CTOD$ の導出にあたって、室温の場合と 170°C における応力比 0.1 の場合には弾性き裂を仮定して式 (5) を、170°C の応力比 0.3~0.7 の場合には弾塑性き裂を仮定して式 (6) を用いた。

$$\Delta CTOD_{\text{elastic}} = \Delta COD - \frac{4\Delta K^2}{\sqrt{2} \pi E \Delta \sigma} \cos\left(\frac{\pi a}{W}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (5)$$

$$\Delta CTOD_{\text{elastic}} = \frac{\Delta COD}{0.64} - \frac{4\Delta K^2}{\sqrt{2} \pi E \Delta \sigma} \cos\left(\frac{\pi a}{W}\right)^{\frac{1}{2}} \quad (6)$$

ここに ΔCOD は実験で得られたき裂開口範囲、 $\Delta \sigma$ は負荷応力幅、 E はヤング率、 a は実測のき裂長さ (半長)、 W は板幅である。ここで、式 (5) は BCS モデルで良く知られている弾性き裂の場合の換算式であり、式 (6) は K. J. Miller と A. P. Kfoury によって導かれた弾塑性き裂のき裂開口変位を弾性き裂のそれから換算するための式⁶⁾で、実験で得られた ΔCOD を係数 0.64 ($= (1-\nu^2)/\sqrt{2}$) で除することにより、弾塑性き裂の ΔCOD を弾性き裂の ΔCOD に換算し、き裂先端開口範囲 ($\Delta CTOD_{\text{elastic}}$) を求めている。

Fig. 10 には A6061 材の室温および 170°C における II_b 領域の ΔK_{eff} と上のようにして求めた $\Delta CTOD_{\text{elastic}}$ の関係を図示したものである。まず、室温の場合について見ると、4 種の丸印は若干のばらつきは見られるものの、狭いばらつき範囲に収まっており、これより、室温の場合については ΔK_{eff} と $\Delta CTOD_{\text{elastic}}$ の間にほぼ一義的な関係が存在すると考えられる。また、170°C の場合を

Fig. 11. Schematic illustration for relationships between ΔK or ΔK_{eff} and R .

示す4種の四角印について見ると、応力比0.1~0.5の範囲では室温と比べると狭いばらつき範囲に収まっているので、前節での ΔK_{eff} の推定は妥当であると考えられる。しかしながら、■印について見ると、明らかに図のばらつき範囲から下方へ離れており、これはクリープの影響によるものと推察される⁴⁾。

なお、短繊維強化アルミニウム合金については、測定した ΔCOD の値が非常に小さく、式(5)、式(6)を用いて計算した $\Delta CTOD$ の誤差が大きくなり、一定の傾向を見出し得なかったため、ここでは割愛した。

4・5 A6061材と短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展速度を統制する新しいパラメータの導入

4・3節のFig. 8(a)に示したように、A6061材の場合の各温度におけるき裂進展速度曲線は応力比に依らず、 ΔK_{eff} ではほぼ整理できるが、温度の影響については未検討であったので、この節ではこの点について検討を加え、全ての実験温度と応力比におけるき裂進展速度を規制する新しいパラメータを導入する。

Fig. 8(a)から明らかなように、室温における da/dN - ΔK_{eff} 曲線は高温におけるそれらより左側に位置しているが、一方で、Fig. 3(a)より、 ΔK で整理した場合の da/dN - ΔK 曲線は室温の場合が最も右側に位置している。

Fig. 11は、この傾向をもとにII_b領域において一定のき裂進展速度に対する室温(RT)と高温(HT)における ΔK 、 ΔK_{eff} と応力比 R の関係を模式的に図示したものである。実線は室温の場合を表し、室温の ΔK_{RT} は、応力比 $R=0$ から応力比の増加と共に低下し、ある応力比 R_C で $\Delta K_{\text{eff,RT}}$ に一致する。破線は高温の場合で、高温の ΔK_{HT} も、室温と同様、ある応力比 R_A で $\Delta K_{\text{eff,HT}}$ に一致するが、上に述べたように、 $\Delta K_{\text{eff,HT}} > \Delta K_{\text{eff,RT}}$ であるため、 $R < R_B$ では $\Delta K_{HT} < \Delta K_{RT}$ であり、 $R \geq R_B$ で $\Delta K_{HT} > \Delta K_{RT}$ となる。

ところで、II_b領域における $\Delta CTOD$ は ΔK 、 E と0.2%耐力($\sigma_{0.2}$)により次式で与えられるので、

$$\Delta CTOD = \frac{\Delta K^2}{E\sigma_{0.2}} \quad (7)$$

$\Delta CTOD$ を固定することにより、パラメータ $\Delta K / \sqrt{E\sigma_{0.2}}$ が得られる。このパラメータを用いることで、図中の応力比 $R=0$ のときの $\Delta K_{RT,R=0}$ と $\Delta K_{HT,R=0}$ の間に次式が成り立つ。

$$\frac{\Delta K_{RT,R=0}}{\Delta K_{HT,R=0}} = \frac{(\sqrt{E\sigma_{0.2}})_{RT}}{(\sqrt{E\sigma_{0.2}})_{HT}} \quad (8)$$

実際に、上式がほぼ成り立つことは室温と170℃または280℃における実測値を用いることにより、数値的に確認することができる。

ここで、高温と室温における ΔK_{eff} は応力比 $R=0$ のときの $\Delta K_{R=0}$ と、 $R=0$ における U 値、 $U_{R=0}$ により、次式でそれぞれ表される。

$$\left. \begin{aligned} \Delta K_{\text{eff,RT}} &= U_{RT,R=0} \Delta K_{RT,R=0} \\ \Delta K_{\text{eff,HT}} &= U_{HT,R=0} \Delta K_{HT,R=0} \end{aligned} \right\} \quad (9)$$

式(8)に式(9)を代入することで、次式が得られる。

$$\frac{\Delta K_{\text{eff,RT}}}{(\sqrt{E\sigma_{0.2}})_{RT} U_{RT,R=0}} = \frac{\Delta K_{\text{eff,HT}}}{(\sqrt{E\sigma_{0.2}})_{HT} U_{HT,R=0}} \quad (10)$$

このことは、各温度において $\Delta K_{\text{eff}} / (\sqrt{E\sigma_{0.2}} U_{R=0})$ を用いれば、き裂進展速度に及ぼす温度と応力比の影響を評価できることを示している。さらに、任意の R での U 値を U_R とすると、 $\Delta K_{\text{eff}} = U_R \Delta K = U_R (1-R) K_{\text{max}}$ より、次式のパラメータを用いてもよい。

$$\frac{U_R \Delta K}{\sqrt{E\sigma_{0.2}} U_{R=0}} = \frac{U_R (1-R) K_{\text{max}}}{\sqrt{E\sigma_{0.2}} U_{R=0}} \quad (11)$$

A6061材について、上のパラメータを横軸にとり、き裂進展速度を整理したものをFig. 12に示す。ただし、 $R=0$ では実験を行っていないので、 $U_{R=0}$ の代わりに $R=0.1$ における $U_{R=0.1}$ を用いることとし、横軸にはパラメータ $\Delta K_{\text{eff}} / (\sqrt{E\sigma_{0.2}} U_{R=0.1})$ を用いてある。なお、170℃、280℃では0.2%耐力が得られなかったため、最大引張応力 σ_B を用いたが、その差は小さい。図より、き裂進展速度曲線が、温度や応力比の依存性を示さずに、狭いばらつき幅に収まっているのが分かる。このことよ

Fig. 12. da/dN - $\Delta K_{\text{eff}} / (U_{R=0.1} \sqrt{E\sigma_{0.2}})$ curves for A6061.

Fig. 13. $da/dN - K_{\max}^{\alpha} \Delta K_{\text{eff}}^{(1-\alpha)} / (U_{R=0.1}^{0.48} \sqrt{E \sigma_{0.2}})$ curves for FRM.

り、下限界近傍を除いて、A6061 材のき裂進展速度曲線は次式で与えられることになる。

$$\frac{da}{dN} = C_1 \left\{ \frac{U_R(1-R)}{U_{R=0.1}} K_{\max}(E\sigma_{0.2})^{-\frac{1}{2}} \right\}^{m_1} \quad (12)$$

ここで、 C_1 、 m_1 は実験定数である。

短繊維強化アルミニウム合金についても同様に考える。まず、4・3節より、短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展速度は、それぞれの温度条件下で $K_{\max}^{\alpha} \times \Delta K_{\text{eff}}^{(1-\alpha)}$ によって整理できるので、 ΔK_{eff} の代わりに $\Delta K_{\text{eff}}/U_{R=0}$ を用い、全体に $1/\sqrt{(E\sigma_{0.2})}$ を乗じたパラメータ $K_{\max}^{\alpha} \times (\Delta K_{\text{eff}}/U_{R=0})^{(1-\alpha)} (E\sigma_{0.2})^{-1/2}$ が得られる。

これを用いて短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展速度を整理したものを Fig. 13 に示す。なお、この場合も $U_{R=0}$ の代わりに $U_{R=0.1}$ を用いている。図より、き裂進展速度曲線が、温度や応力比の依存性を示さずに、狭いばらつき幅に収まっているのが分かる。式(12)と同様に式に表すと、 $\Delta K_{\text{eff}} = U_R \Delta K = U_R(1-R) K_{\max}$ より、次式が得られる。

$$\frac{da}{dN} = C_2 \left\{ \left[\frac{U_R(1-R)}{U_{R=0.1}} \right]^{1-\alpha} K_{\max}(E\sigma_{0.2})^{-\frac{1}{2}} \right\}^{m_2} \quad (13)$$

ここで、 C_2 、 m_2 は実験定数である。

以上より、この項で提案した二つのパラメータは少なくとも、実験範囲にある温度と応力比に対して、両材料のき裂進展挙動をほぼ十分な精度で統制するものであるとすることができる。

5 結 言

短繊維強化アルミニウム合金と A6061 材の中高温域におけるき裂進展特性について、以下のことが明らかとなった。

(1) $K_{\max}$ または ΔK で整理した場合、短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展速度曲線に及ぼす温度の影響は応力比 $R=0.1$ の場合にはほとんどなく、応力比の増

加に伴い若干大きくなるが、A6061 材に比べると、応力比 $R=0.7$ の場合を除いて、明らかに温度の影響は小さい。また、両材料を比較すると下限界値を含む低き裂進展速度領域で短繊維強化アルミニウム合金の方が A6061 材よりも優れたき裂進展特性を有している。

(2) 短繊維強化アルミニウム合金のき裂進展速度曲線は室温と 170°C、280°C の高温を通じて、第 1 近似として、 $K_{\max}^{\alpha} \Delta K^{(1-\alpha)}$ なるパラメータによる整理が有効であり、本研究の場合 $\alpha=0.55$ である。

(3) A6061 材の 170°C、280°C における ΔK_{eff} を推定し、き裂進展速度を整理したところ、各温度毎に応力比の影響が統制されるが、温度の上昇に伴いき裂進展速度曲線が右方向に移動する傾向が見られる。

(4) 短繊維強化アルミニウム合金の 170°C、280°C における ΔK_{eff} も同様に推定し、 $K_{\max}^{\alpha} \Delta K_{\text{eff}}^{(1-\alpha)}$ なるパラメータを用いて、き裂進展速度を整理したところ、各温度毎に応力比の影響を統制する効果は上の $K_{\max}^{\alpha} \Delta K^{(1-\alpha)}$ より優れているが、温度の影響を見ると、室温と 170°C のき裂進展速度曲線の差はほとんどないが、280°C になると若干右方向にずれる傾向にある。

(5) A6061 材について、室温、170°C で実測した ΔCOD を $\Delta CTOD$ に換算し、これと上で推定した ΔK_{eff} (室温では実測値) との関係求めたところ、両者の間にはほぼ一義的關係が得られたことから、推定した ΔK_{eff} は妥当であることが結論される。

(6) 両材料のき裂進展速度曲線に及ぼす応力比と温度の影響を統制するのに、A6061 材の場合には $\Delta K_{\text{eff}} / (\sqrt{(E\sigma_{0.2})} U_{R=0.1})$ が有効であり、短繊維強化アルミニウム合金の場合には $K_{\max}^{\alpha} \times (\Delta K_{\text{eff}}/U_{R=0.1})^{(1-\alpha)} / \sqrt{(E\sigma_{0.2})}$ が有効である。このことから、下限界領域を除く直線部で両材料のき裂進展曲線は式(12)と式(13)で与えられる。

おわりに、本実験の遂行にあたり短繊維強化アルミニウム合金を提供頂いた兵庫県立工業技術センタの福地雄介氏に記して謝意を表する次第である。

(平成 6 年 11 月 25 日 日本材料学会第 22 回疲労シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) 田中道七, 中山英明, 山元 茂, 小林志好, 材料, **42**, 689 (1993).
- 2) 田中道七, 中山英明, 山元 茂, 小林志好, 材料, **44**, 945 (1995).
- 3) Standard Test Method for CONSTANT-LOAD-AMPLITUDE FATIGUE CRACK GROWTH RATES ABOVE 10^{-8} m/cycle, ASTM, E647, 765 (1981).
- 4) 大路清嗣, 久保司郎, 周 原植, 久利俊文, 日本機械学会論文集, **51**, 2137 (1985).
- 5) 平 修二, 田中啓介, 山崎利春, 材料, **25**, 92 (1976).
- 6) K. J. Miller and A. P. Kfoury, Int. Journ. of Fracture, **10**, 393 (1974).
- 7) 日本材料学会編, “材料強度学”, p. 73 (1988).