ウィスカ強化金属複合材料の疲労き裂進展特性の評価*

平野 一 美^{*1}, 滝沢 秀 一^{*2}Evaluation of Fatigue Crack Growth Characteristics
of Whisker Reinforced Metals

Kazumi HIRANO and Hidekazu TAKIZAWA

Fatigue crack growth tests were conducted on whisker-reinforced metal SiC_w/2025Al over a wide range of fatigue crack growth rates covering the threshold stress intensity factor range ΔK_{th} . The effects of the whisker volume fraction, orientation and stress ratio on the fatigue crack growth characteristics were investigated on the basis of fracture mechanics and fractography. The whisker reinforcements of the high strength Al alloy were found to be effective in improving the fatigue crack growth resistance, especially the near-threshold stress intensity factor range.

Key Words: Fatigue, Fracture Mechanics, Whisker-Reinforced Metal, Fatigue Crack Growth Characteristics, Crack Closure, Fractography

1. 緒 言

ウィスカ強化金属複合材料は比強度、比弾性率とも現在航空機等に幅広く使用されている高力アルミニウムおよびチタン合金等を凌ぎ⁽¹⁾, 連続繊維強化金属と比較して異方性が比較的少なく, しかも圧延, 押出し, 鍛造などの二次加工も比較的容易なことから最も実用化に近づいている金属系複合材料である。ウィスカ強化による静的強度の向上が破壊靱性ととも疲労特性, とりわけ疲労き裂進展特性にどのような影響を及ぼすかを明らかにすることは, ウィスカ強化金属複合材料の信頼性を確保し, その実用化を図る上で重要であると考えられる。しかしながら, そのような観点からの研究は数少ない^{(2)~(4)}。

本研究では破壊力学的観点からウィスカ強化金属複合材料の疲労き裂進展特性を明らかにするために, SiC_w/2025 Al を供試材として疲労き裂進展の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} を含む広範囲な疲労き裂進展

速度領域において試験を行った。疲労き裂進展およびその下限界特性に及ぼす応力比や異方性の影響について検討した。

2. 材料および実験方法

2・1 供試材 実験に供した材料は溶湯・押出し成形された炭化ケイ素ウィスカ強化アルミニウム合金 SiC_w/2025 Al-T6 である。ウィスカ体積含有率 V_f はおよそ 21.5% であり, 押出し成形体の形状は 75^{mm}×34^{mm}×750^{mm} である。その化学成分および力学的性質をそれぞれ表 1 および表 2 に示す。供試体の金属顕微鏡観察結果を図 1 に示す。ウィスカが押出し方向に優先的に配向している。成形時に生じたと思われるウィスカ自体の破断やキャビティ等は顕著には認められない。

2・2 試験方法

(1) 試験片の形状・寸法 用いた試験片は図 2 に示す 1 in. 平面形状寸法を有する厚さ 10 mm のコンパクト(CT)試験片である。採取方位は図 3 に示すように L-T および T-L 方位の 2 通りとした。試験片の表面は #1200 のエメリペーパーで研磨し, パフ仕上げを施した。

試験に先立ち, 切欠先端に疲労予き裂をおおよそ 3

* 昭和 63 年 10 月 19 日 第 66 期全国大会講演会において講演, 原稿受付 昭和 63 年 3 月 29 日。

^{*1} 正員, 工業技術院機械技術研究所 (〒305 つくば市並木 1-2)。

^{*2} 正員, 長野県精密工業試験場 (〒394 岡谷市 9959 番地)。

mm 挿入した。その際の最大応力拡大係数 $K_{f\max}$ はおよそ L-T 方位で 10.7, T-L 方位で $8.2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ 一定とした。

(2) 疲労き裂進展試験 疲労き裂進展試験は ASTM E 647 規格⁽⁹⁾に準拠し、室温大気中、MTS 社製クローズド・ループ方式の電気油圧式材料試験機を用い、応力比 R を 0.05~0.5 と変化させた正弦波、繰返し速度 $f=1\sim 80 \text{ Hz}$ にて行った。高き裂進展速度領域 ($da/dN \geq 1 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$) では ΔK 漸増試験により、低き裂進展速度領域 ($da/dN < 1 \times 10^{-8} \text{ m/cycle}$) ではき裂進展に伴い ΔP を段階的に減少させる ΔK 漸減試験により行った。その際の ΔK の漸減こう配条件⁽⁶⁾は、

$$|(1/\Delta K)\{d(\Delta K)/da\}| \leq 0.08 \dots \dots \dots (1)$$

を必ずしも満足しない。き裂長さは精度 $\pm 0.01 \text{ mm}$ の工具顕微鏡を用いて直接測定し、応力拡大係数範囲 ΔK は Srawley の式⁽⁷⁾を用いて計算した。

表 1 マトリックス金属の化学成分(wt%)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti
0.92	0.13	4.65	0.44	0.07	0.01	0.01

表 2 力学的性質

Orientation	σ_{ys} MPa	σ_B MPa	ϵ_f %
L	342	494	1.4
T	302	358	0.2

図 1 金属顕微鏡写真

き裂開閉口挙動の測定は背面ひずみ除荷弾性コンプライアンス法⁽⁸⁾により $f=0.04 \text{ Hz}$ で行った。

試験後、走査形電子顕微鏡を用いて破面のフラクトグラフィ的観察を行い、疲労破壊メカニズムについて検討した。

3. 結果および考察

3.1 疲労き裂進展特性

(1) き裂進展速度と応力拡大係数範囲の関係 T-L 方位について、疲労き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK の関係を図 4 に示す。図中実線はマトリックス金属とほぼ同様な化学成分を有する 2024-T3 の結果である⁽⁹⁾。両対数線図上、 da/dN と ΔK には比較的良好な対応関係が認められる。 $da/dN > 5 \times 10^{-9} \text{ m/cycle}$ において Paris-Erdogan 則⁽¹⁰⁾

$$da/dN = C(\Delta K)^m \dots \dots \dots (2)$$

で表示した場合のこう配 m は、疲労き裂進展の打ち切り条件としての疲労破壊靱性 ΔK_{fc} (平面ひずみ破壊靱性 K_{Ic} ⁽¹¹⁾ とほぼ一致する) も反映しておおよそ 5.6 となり、一般の金属材料のそれと比較して大きい値を示している。また、 ΔK の減少に伴い da/dN が非常に小さい値となる疲労き裂進展の下限界値 ΔK_{th} の存在

図 2 試験片形状・寸法

図 3 成形体の形状および試験片の採取方位

も確認される。

2024-T3($R=0.05$)と比較すると、同一 ΔK に対するウィスカ強化金属複合材料の da/dN はアルミニウム合金のそれと比較して小さく、疲労き裂進展抵抗は急速破断近傍を除くすべての領域において大きいことがわかる。特に、 ΔK_{th} 近傍で顕著である。後述するとおり、L-T方位についても同様である。すなわち、ウィスカによる疲労き裂進展の阻止効果に起因した疲労き裂進展抵抗の向上が認められる。なお、アルミニウム合金について従来から報告されている da/dN - ΔK 関係における二段階の折れ曲がり現象については特に認められない。

(2) 応力比の影響 図4に示したとおり、 da/dN - ΔK 関係には顕著な応力比(R)依存性があり、一般の金属材料と同様に、 R が大きくなるほど同一 ΔK に対する da/dN は大きくなる。したがって、 R が大きくなるほど ΔK_{th} は小さな値となる。

da/dN を最大応力拡大係数 K_{max} に対してプロットした結果を図5に示す。高き裂進展速度領域における da/dN は R によらずほぼ K_{max} と一義的な対応関係にあるのに対して、 ΔK_{th} 近傍の低き裂進展速度領域においては依然として応力比依存性が認められる。つまり、 da/dN - ΔK 関係に認められる応力比依存性について、高き裂進展速度領域では K_{max} でほぼ説明できるのに対して、 ΔK_{th} 近傍では逆に説明できない。高き裂進展速度領域で方向破壊が支配的であることに起因しているものと考えられる。

(3) 採取方位の影響 L-T方位について、 da/dN - ΔK 関係を図6に示す。顕著な応力比依存性が

存在すること、およびマトリックス金属と比較して疲労き裂進展抵抗が優れることはT-L方位の結果と同様である。また、結果については省略するが、その応力比依存性について高き裂進展速度領域では K_{max} によりほぼ整理できることも同様である。

$R=0.05$ について、 da/dN - ΔK 関係に及ぼす試験片採取方位の影響を考察してみる。図4と図6の比較から明らかなように、同一 ΔK に対するL-T方位の da/dN はT-L方位のそれと比較して1オーダー以上小さい。このことは ΔK_{th} 値に顕著に反映し、T-L方位の $\Delta K_{th}=3.7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ に対してL-T方位のそれは $6.6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ と非常に大きな値を示している。このことはいずれの応力比についても同様である。このように疲労き裂進展特性にはウィスカの配向に起因した顕著な異方性が存在し、L-T方位の疲労き裂進展抵抗はT-L方位とそれと比較して極めて大きいことが結論される。ただし、L-T方位については混合モード型破壊(図11参照)を呈しており、破壊靱性と同等にその定量性について若干問題がある。

3.2 き裂開口 (1) き裂開口挙動 T-L方位の $R=0.05$ についてき裂開口挙動の測定例を図7に示す。一般の金属材料と同様に、き裂開口に起因して P - ϵ' 曲線には明確な折れ曲がり点が存在する。この折れ曲がり点から計算されるき裂開口応力拡大係数の最大応力拡大係数に対する比 K_{op}/K_{max} を K_{max} に対してプロットした結果を図8に示す。 K_{op}/K_{max} はほぼ一定値を示したのち、 K_{max} の減少に伴い上昇する。塑性誘起⁽¹²⁾および破面粗さ誘起き裂開

図4 da/dN - ΔK 関係(T-L方位)

図5 da/dN - K_{max} 関係(T-L方位)

口⁽¹³⁾を引金とする破面同士の接触によるフレッチング酸化物誘起き裂開口⁽¹⁴⁾によることは破面のマクロ的観察結果からも推察される。マトリックス金属のそれ⁽⁹⁾と比較すると、定性的には同様な傾向を示しているが、定量的にはウイスカ強化金属の K_{op}/K_{max} が大きな値を示しており、き裂開口が顕著に認められる。SiC ウイスカによるフレッチング酸化物生成の抑性効果も期待されるが、破面粗さの影響がそれを上回った結果と考えられる。

(2) ΔK_{eff} による整理 疲労き裂に特有なき裂開口の測定から決定される有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} ,

$$\Delta K_{eff} = K_{max} - K_{op} \dots \dots \dots (3)$$

による疲労き裂進展データの整理を図9(a),(b)に

図6 $da/dN-\Delta K$ 関係(L-T 方位)

図7 き裂開口と $P-\epsilon'$ 曲線

示す。L-T, T-L 方位とも $da/dN-\Delta K$ 関係と比較して応力比によらずデータはまとまる傾向にあり、 ΔK_{th} 近傍を含めて次式の直線関係がほぼ成立する。

$$da/dN = C'(\Delta K_{eff})^{m'} \dots \dots \dots (4)$$

また、マトリックス金属のそれと比較して T-L 方位については比較的一致するのに対して、L-T 方位については同一 ΔK_{eff} に対する da/dN は 1 オーダ程度小さく、疲労き裂進展抵抗が大きいことがわかる。しかしながら、採取方位により m' 値が異なり、依然としてデータのバラッキが存在し、応力比の影響も認められる。き裂開口の測定精度とも関連するが、ウイスカ強化金属複合材料の疲労き裂進展特性に及ぼす応力比、異方性の影響についてき裂開口概念のみでは完全には説明できない。

3.3 疲労き裂進展の下限界特性 $da/dN = 10^{-10}$ m/cycle で決定した ΔK_{th} の応力比依存性を図10に示す。図中には $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係より求めた $\Delta K_{eff,th}$ も併せて示す。応力比の増大とともに ΔK_{th} は低下する。また、 ΔK_{th} には異方性があり、 $\Delta K_{th}(L-T) \gg \Delta K_{th}(T-L)$ となる。さらに、マトリックス金属の ΔK_{th} と比較して L-T, T-L 方位とも大きな値を示している。これはウイスカによる疲労き裂進展の阻止効果と考えられ、下限界特性に対するウイスカ複合効果が顕著に認められる。

$\Delta K_{eff,th}$ については本実験範囲において応力比によらずほぼ一定値を示しており、採取方位の影響もほとんど認められない。なお、図9の結果からも明らかにように 2024-T3 の $\Delta K_{eff,th}$ と比較して若干小さい値を示している。

3.4 フラクトグラフィ的検討

(1) 巨視的様相 マクロ的な疲労き裂進展経路を図11に示す。L-T 方位についてはウイスカの配向性に起因して破壊靱性試験と同様に、荷重方向と直角方向から次第にそれ、混合モード型破壊となってい

図8 $K_{op}/K_{max}-K_{max}$ 関係

 図 9 da/dN - ΔK_{eff} 関係

図 10 下限値の応力比依存性

図 11 疲労き裂進展経路の模式図

4. 結 言

ウィスカ強化金属複合材料 SiC_w/2025 Al を供試材として下限応力拡大係数範囲を含む広範囲なき裂進展速度領域において試験を行い、疲労き裂進展特性に及ぼす応力比および試験片採取方位の影響について破壊力学およびフラクトグラフィ的観点から考察を行った。得られた結果は以下のとおりである。

(1) 疲労き裂進展速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK との間には一義的な対応関係があり、 $da/dN = C(\Delta K)^m$ と表示可能である。こう配 m 値は金属材料のそれと比較して大きな値を示す。 ΔK の減少にともない da/dN が非常に小さい値となる疲労き裂進展の下限値 ΔK_{th} が存在する。

(2) da/dN - ΔK 関係には顕著な応力比 (R) の影響があり、 R が大きいほど疲労き裂進展抵抗は小さい。この応力比依存性について、 ΔK_{th} 近傍を除いて最大応力拡大係数 K_{max} でほぼ整理できる。

る。なお、き裂前縁はいずれの採取方位においても一般の金属材料と同様にき裂進展方向に凸形となっており、き裂進展のトンネリング現象が観察される。

(2) 微視的様相 T-L 方位について、破面のフラクトグラフィ的観察結果の一例を図 12 に示す。 ΔK_{th} 近傍、および式(2)の直線則が成立する領域のフラクトグラフである。 ΔK_{th} 近傍では破面同士のたたきあいが顕著であること、応力比の増大によりその程度が減少することがわかる。一方、安定き裂進展領域でも一般のアルミニウム合金とは異なり疲労破壊に特有なストライエーションは明確には観察されない。繰返しによる破壊メカニズムというより一方向破壊が支配的である。応力比によらず疲労き裂進展特性が K_{max} によりほぼ整理できることと良く対応している。

(3) 疲労き裂進展特性には顕著な異方性が存在し、L-T 方位の疲労き裂進展抵抗は T-L 方位のそれと比較して大きい。ただし、L-T 方位についてはウィスカの配向性により混合モード型破壊を呈しており、その定量性については若干問題がある。

(4) マトリックス金属の疲労き裂進展特性と比較して、L-T, T-L 方位とも ΔK_{th} 近傍を含めて疲労き裂進展抵抗は大きい。すなわち、疲労き裂進展に対するウィスカ複合効果が顕著に認められる。

(5) き裂開閉口の測定から決定される有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} により疲労き裂進展特性を評価すると、 ΔK_{th} 近傍を含めて両対数線図上でほぼ直線関係が成立する。しかしながら、疲労き裂進展特性に及ぼす応力比、試験片採取方位の影響についてき裂開閉口概念のみでは完全に説明できない。

(6) 疲労き裂進展の下限界値には顕著な応力比依存性があり、応力比の上昇に伴い ΔK_{th} 値は小さくなる。また、L-T 方位の ΔK_{th} は T-L 方位のそれと比較して大きな値を示す。

(7) 破面のフラクトグラフィ的観察結果によれば、 ΔK_{th} 近傍では破面同士のたたきあいが顕著である。また、安定き裂進展領域でも疲労破壊に特有なストライエーションは明確に観察されず、繰返しというよりはむしろ一方向破壊が支配的である。

本研究の一部は、通産省工技院標準部から委託を受け、金属系新素材標準化調査研究委員会 [(財) 素形材センター内設置] の昭和 62 年度における調査研究の一環として行ったものである。同委員会の関係各位ならびに供試材を提供していただいた三菱アルミニウム(株)に謝意を表す。

図 12 破面のフラクトグラフ

文 献

- (1) 例えば、坂本, 第 3 回次世代産業技術シンポジウム—金属・複合材料—予稿集, (昭 60-10), 103.
- (2) Nair, S. V., Tien, J. K. and Bates, R. C., *Int. Metals Reviews*, 30-6(1985), 275.
- (3) Yau, S. S., *Mat. Sci. Eng.*, 82 (1986), 45.
- (4) Logsdon, W. A. and Liaw, P. K., *Eng. Fract. Mech.*, 24-5(1986), 737.
- (5) Annual Book of ASTM Standards, E 647-83 (1983), 711.
- (6) ASTM Committee E 24, *ASTM STP*, 738 ((1981), 304.
- (7) Srawley, J. F., *Int. Fract.*, 12 (1976), 475.
- (8) 菊川・ほか 3 名, 材料, 25-276 (昭 51), 899.
- (9) 平野・ほか 3 名, 日本材料学会第 31 期総会講演前刷集, (昭 57-5), 39.
- (10) Paris, P. C. and Erdogan, F., *Trans. ASME, Ser. D.*, 85 (1963), 528.
- (11) 平野・ほか 2 名, 日本材料学会第 37 期総会講演, (昭 63-5).
- (12) Elber, W., *ASTM STP*, 486 (1971), 230.
- (13) Minakawa, K. and McEvily, A. J., *Scripta Metall.*, 15 (1981), 633.
- (14) Suresh, S., Zamiski, G. and Ritchie, R. O., *Met. Trans., A*, 12 (1981), 1435.

討 論

〔質問〕 長谷川 典彦〔岐阜大学工学部〕

興味深く拝見させていただいた。以下の点についてご教示願いたい。

(1) 図 10 において $\Delta K_{th}(L-T) > \Delta K_{th}(T-L)$ であり、一方、両者の $\Delta K_{eff th}$ がほぼ等しくなっている。これは、L-T 方位のき裂開口が T-L に比べ起きやすいことを意味する。L-T 方位のき裂開口挙動、破面粗さなどき裂開口に関連する実験結果があればお教え願いたい。

(2) SiC ウイスカによるフレッティング酸化物生成の抑制効果の機構的な点でお考えがあれば、お教え願いたい。

〔回答〕 (1) L-T 方位について図 9(a)の $da/dN-\Delta K_{eff}$ 関係を求める際に使用した $K_{op}/K_{max}-K_{max}$ 関係を付図 1 に示す。図 8 に示した T-L 方位のそれらと比較して同一 K_{max} レベルに対する K_{op} が大きいことはもちろんご指摘のとおりである。なお、き裂開口挙動には K_{op} レベルを除いて採取方位による影響は特に認められない。

(2) SiC ウイスカによるフレッティング酸化物生成

付図 1

の抑制効果について明確な考えがあるわけではない。ただ、ウイスカとマトリックス金属の界面はく離を伴う疲労き裂進展は耐摩耗性の優れる SiC ウイスカの破面上への露出を生じ、破面接触によるフレッティング酸化物生成の抑制をもたらすと考えている。なお、図 12 に示したとおり、 ΔK_{th} 近傍で必ずしも界面はく離破壊が顕著に認められるわけではなく、マトリックス金属と比較して顕著なき裂開口現象は本文中にも記したとおり破面粗さ誘起き裂開口効果と考えられる。