アルミニウム合金複合材料の疲労き裂進展特性に 及ぼす SiC 粒子の影響*

鈴木 秀人^{*1}, 西野 創一郎^{*1}, 横田 正二^{*2}

Influence of SiC Particles on Fatigue Crack Propagation Behavior of Aluminum Alloy Matrix Composite

Hideto SUZUKI, Soichiro NISHINO and Masaji YOKOTA

The influence of SiC particles on fatigue crack propagation (FCP) in SiC particles/6061 aluminum alloy composite was studied. The main results were as follows. (1) In the IIa region of a FCP diagram and at the threshold value ΔK_{th} , the FCP property was controlled by ΔK (the effect of cyclic loading). (2) In the IIb region of the FCP diagram, the FCP property was controlled by K_{max} (monotonic maximum loading). (3) In the IIa region of the FCP diagram, the fatigue crack went around SiC particles and through an aluminum matrix. Then, the threshold value ΔK_{th} became equal to the value of ΔK under which the dimensions of cyclic plastic zone at the crack tip were the size of SiC particles. (4) In the IIb region of the FCP diagram, FCP was accelerated by SiC particle cracking which was a brittle like monotonic fracture.

Key Words: Fatigue, Crack Propagation, Stress Intensity Factor, Fractography, Plastic Zone Size, Metal Matrix Composite, SiC Particle

1. 緒 言

輸送機器の軽量化や高機能化に伴って、アルミニウム合金鋳物やその焼結合金の疲労信頼性に関する研究が特に、疲労信頼性に及ぼすメゾ構造因子の役割に焦点を合わせて盛んに行われている⁽¹⁾⁽²⁾。

本研究では、さらにメゾ材料として、アルミニウム合金に高硬度のセラミックス粒子(炭化けい素 SiC)を添加した複合材料(Metal Matrix Composite; 以下 MMC)を取り上げ、その疲労信頼性に及ぼす SiC 粒子の影響について検討を加えた。

MMC に関する過去の研究は、おもに、弾性率、耐摩耗性そして耐熱性の向上を目的として進められてきた。一方、近年では、機械設計上重要である疲労破壊に対する関心が高まっており、疲労特性⁽³⁾⁽⁴⁾や疲労き裂進展特性^{(5)~(10)}に関する研究が盛んに行われ、き裂進展挙動が破壊力学的観点から定量的に評価されている。しかしながら、強化材としてのセラミックス粒子が疲労破壊に及ぼす影響については不明な点が残されている。

MMC のような不均一な組織を有する材料では、破壊という巨視的現象(マクロ)を原子レベル(ミクロ)の解析から評価することが困難であり、実際の破壊現象は、その中間領域の寸法である微視組織の影響を大きく受けることが知られている。このような材料の疲労信頼性評価の際には、顕微鏡尺度つまりメゾスコピックな観点から微視組織と破壊形態の関係について検討し、疲労破壊現象を支配している微視組織因子(例えばマジックサイズ)について明らかにする必要がある。

特に、MMC においてマトリックス中に分散している SiC 強化粒子が疲労き裂進展特性に及ぼす影響を明確にすることは、疲労信頼性を評価する上で非常に重要である。そこで本研究では MMC の疲労き裂進展挙動を線形破壊力学的パラメータで評価するとともに、走査形電子顕微鏡(SEM)による破面観察からき裂進展経路を調べ、強化材である SiC 粒子と疲労き裂進展特性の関係について詳細に検討することを目的とした。

2. 実験方法

2・1 供試材および試験片 供試材は、6061 アルミニウム合金に平均粒径 $9.5\ \mu\text{m}$ の SiC 粒子を添加し、両者を熱間押出しにより複合化させた。SiC の体積率

* 原稿受付 1995 年 4 月 20 日。

^{*1} 正員、茨城大学工学部 (〒316 日立市中成沢町 4 12 1)。

^{*2} 茨城大学大学院。

は5%と10%の2種類のものを作製した。図1に光学顕微鏡による組織写真を、表1にSiC-6061アルミニウム合金の機械的性質を示す。この供試材を用いて、厚さ5.0 mmのCT試験片を機械加工により作製した。なお、試験片軸方向は熱間押出し方向と一致させた。今回の実験に使用した試験片の形状を図2に示す。

2.2 実験方法 疲労き裂進展試験は、電気油圧式サーボ疲労試験機を用いて、常温、大気中で行った。試験条件は、荷重波形を片振り正弦波、応力比(R)を0.1および0.5として繰返し速度30 Hzのもとで行った。試験方法は、高き裂伝ば速度領域($da/dN \geq 10^{-8}$ m/cycle)では、ASTM E 647⁽¹²⁾に準拠し、定荷重振幅の ΔK 漸増試験を行い、低き裂伝ば速度領域($da/dN \leq 10^{-8}$ m/cycle)では、き裂進展に伴い、負荷荷重を段階的に減少させる ΔK 漸減試験⁽¹³⁾を行っ

Table 1 Mechanical Properties

Materials	T. S. (MPa)	Y. S. (MPa)	El. (%)
6061+5%SiC-T6	337	310	9.4
6061+10%SiC-T6	341	314	4.1

T.S.:Tensile strength

Y.S.:Yield strength

El.:Elongation

Fig. 1 Microstructure

Fig. 2 Specimen Geometry

た。き裂の長さは、移動顕微鏡を用いて試験片表面で直接測定した。き裂進展経路の観察は光学顕微鏡を用い、破断後の疲労破面の観察は走査形電子顕微鏡(SEM)を用いて行った。

3. 実験結果および考察

3.1 疲労き裂進展特性

(1) き裂進展速度(da/dN)と応力拡大係数範囲(ΔK)の関係 図3に粒子体積率5%、10%のSiC/アルミニウム合金の応力比 $R=0.1$ および0.5における応力拡大係数範囲 ΔK と疲労き裂進展速度 da/dN の関係を示す。図3より、いずれの条件下においても、き裂進展の中速度段階では式(1)に示すParis則⁽¹³⁾が成立し、低速度段階では下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} の存在が認められた。

$$da/dN = C(\Delta K)^m \quad (1)$$

表2に式(1)の実験定数 m および ΔK_{th} の値を併記した。図3より体積率5%、10%両材において、 da/dN と ΔK の関係には顕著な応力比依存性が認められ、一般の金属材料と同様に応力比が大きくなるほど同一

Table 2 Experimental coefficient

Volume fraction of SiC particle	Stress ratio R	m	ΔK_{th} (MPa $\sqrt{m}$)
5%	R 0.1	4.0	4.6
5%	R 0.5	4.3	3.0
10%	R 0.1	5.0	5.1
10%	R 0.5	5.6	3.3

Fig. 3 da/dN - ΔK diagram

ΔK 値に対応するき裂進展速度 da/dN は大きくなることからわかる。各応力比における疲労き裂進展特性に及ぼす粒子体積率の影響は以下になった。表2よりき裂進展の低速度段階における下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} の値は、各応力比において体積率の増加とともに若干大きくなっているが、顕著な差は認められなかった。一方、中速度段階では、体積率の相違にかかわらず、き裂進展速度はほぼ一致している。しかし、表2より、Paris 則における係数 m の値を各材料について比較すると、粒子体積率の増加とともに、 $R=0.1$ では4.0から5.0へと、 $R=0.5$ では4.3から5.6へと大きくなっており、中速度段階のき裂進展は体積率の増加に伴って脆性的になる傾向にあることがわか

る。

(2) 最大応力拡大係数 (K_{max}) による整理 da/dN を最大応力拡大係数 K_{max} に対して整理した結果を図4(a), (b)に示す。中速度段階におけるき裂進展速度 da/dN は、応力比によらずほぼ K_{max} と一義的な対応関係で整理することができた。つまり、 da/dN - ΔK 関係に認められる応力比依存性について、中速度段階のき裂進展領域では K_{max} でほぼ説明できる。このことは、中速度段階では、疲労き裂がSiC粒子を破壊しながら脆性的に進展していく、いわゆる一方向破壊が支配的になっていることが示唆される。

一方、き裂進展低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。この領域では、き裂はSiC粒子を破壊せずに迂回して、マトリックス内を延性的に進展しているので K_{max} で応力比依存性を説明することができないと考えられる。そこで、各材のき

(a) Volume fraction 5%

(b) Volume fraction 10%

Fig. 4 da/dN K_{max} diagram

(a) Volume fraction 5%

(b) Volume fraction 10%

Fig. 5 Morphology of fractured surface (IIb region)

裂進展経路を調べるために、き裂進展の中速度および低速度段階における破面形態を SEM により観察することとした。

3・2 破面解析 一般に、疲労き裂の進展は破面形態の遷移から IIa(低速度)、IIb(中速度)、IIc(高速度)段階に分けられる。 $R=0.1$ における IIb 段階の破面写真を図 5(a), (b) に示す。通常、IIb 段階はき裂進展の安定段階であるから破面に疲労破壊に特有なストライエーションが確認できるが、本供試材ではき裂がマトリックス中だけでなく、粒子とマトリックスの界面、あるいは粒子内を貫通して進展しているため破面上でストライエーションの存在は認められなかった。き裂が SiC 粒子を破壊して進展した様子を図 6 に示す。また図 5 より 10%材では、5%材より粒子体積率が増加するために、SiC 粒子の痕跡がより大きく現れている。このように SiC/アルミニウム合金における疲労き裂進展の IIb 段階では、マトリックスであるアルミニウム合金の破壊形態に SiC 粒子の破壊の影響が大きく関与する。すなわち、粒子体積率が大きくなるほど、繰返しによる破壊メカニズムより、むしろ SiC 粒子の脆性破壊が支配的になるといえる。

図 7(a), (b) よりき裂進展の低速度段階である IIa 段階の破面は、IIb 段階に比べて粗くなっていることが確認された。IIa 段階のき裂進展は不連続であり、微視組織の影響を受けやすい。すなわち、き裂は SiC 粒子を迂回してマトリックス中を優先的に進展しており、IIa 段階の破面ではこれに対応する痕跡が顕著に確認できるようになったと考えられる。また、粒子体積率が大きいほど、より多くの SiC 粒子の存在が破面上に認められた。

以上の破面観察の結果を総括して、SiC/アルミニウ

ム合金の疲労き裂進展 IIa, IIb の各段階を模式的に表したものが図 8 である。IIb 段階では、き裂は SiC 粒子を破壊しながら、または SiC 粒子の界面に沿って進展しており、脆性的な破壊形態を呈すると考えられる。粒子体積率が増加すると、このような現象が顕著に現れるようになり、表 2 に示したように、10%材における Paris 則の係数 m の値は 5%材に比べて大きくなることからわかる。よって、IIb 段階のき裂進展特性については ΔK よりも K_{max} を用いたほうが応力比に関係なく評価することが可能である。

一方、IIa 段階では、き裂は SiC 粒子を迂回して進展し、 ΔK_{th} 近傍では、SiC 粒子によりき裂進展が阻止される。

3・3 き裂進展挙動に及ぼす SiC 粒子の影響 小林ら⁽⁷⁾⁽⁸⁾ は SiC 粒子強化複合材料を用いて疲労き裂進展試験を行い、疲労き裂が成長するにはき裂先端に形

(a) Volume fraction 5%

(b) Volume fraction 10%

Fig. 6 Morphology of crack growth

Fig. 7 Morphology of fractured surface (IIa region)

成される最大繰返し塑性域寸法が、き裂先端に存在する SiC 粒子の粒径を越えなければならないとしている。本研究ではこの知見に基づいて、き裂先端の塑性域寸法と SiC 粒子体積率の関係から SiC/アルミニウム合金の疲労き裂進展 IIa, IIb 段階における破壊形態を説明することを試みた。なお、き裂先端領域の模式図を図 9 に示す。

まず、式(2)⁽¹⁴⁾を用いてき裂先端の繰返し塑性域寸法 R_p を求め、き裂進展 IIa 段階における ΔK_{th} の値と SiC 粒子体積率の関係について考察を行った。

$$R_p = (1/6\pi) \times (\Delta K / 2\sigma_{ys})^2 \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで σ_{ys} は降伏応力であり上式に $\Delta K = \Delta K_{th}$ を代入し、IIa 段階における繰返し塑性域寸法を算出した。その結果を表 3 に示す。表 3 より、各応力比において塑性域寸法はいずれも SiC の平均粒子径よりも小さく、き裂進展が阻止されていることが理解される。しかしながら、き裂進展を阻止する SiC 粒子個々の粒径はすべて同一な寸法であるにもかかわらず塑性域寸法が体積率の増加に伴い、若干大きくなっている。これはき裂の進展経路と粒子分布の関係に起因していると考えられる。すなわち、図 10 に示すようにき裂は SiC

粒子の芯に對面するほうが進展を停止しやすいと考えられ、粒子体積率が大きいほど、き裂が粒子の芯に對面する確率が大きく、き裂進展抵抗が増すために塑性域寸法が大きくなったと考えられる。しかし、粒子体積率の増加による下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} の上昇は顕著には認められず、むしろ ΔK_{th} は SiC 粒子の平均粒径と密接に関係していると考えられる。

一方、IIb 段階では、繰返しによる疲労破壊よりも一方向への脆性破壊形態へ遷移することから、式(3)⁽¹⁴⁾によりき裂先端の最大塑性域寸法を求めた。

$$R_p = (1/6\pi) \times (K / \sigma_{ys})^2 \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで σ_{ys} は降伏応力であり上式に $K = K_{max}$ を代入し、IIb 段階における一方向の単調塑性域寸法を算出した。なお、 K_{max} の値は、図 4 において 5%、10% 両材で応力比依存性がまったく認められない、つまり、IIb 段階に遷移する値として $K_{max} = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ を式(3)に代入して計算した。その結果 $R_p = \text{約 } 120 \mu\text{m}$ となり、両材の平均粒子径を完全に越えていることがわかった。したがって、IIb 段階におけるき裂は図 8 に示したように SiC 粒子を破壊しながら進展していくことが理解される。

以上の結果を総括した結果が図 11 である。SiC/アルミニウム合金の疲労き裂進展特性は、式(2)、(3)

Fig. 8 Schematic illustration of crack growth

Fig. 9 Plastic zone at crack tip

Fig. 10 Relationship between crack pass and SiC particle

Table 3 Cyclic plastic zone size at IIa region

Volume fraction of SiC particle	Y. S.	ΔK_{th}	R_p
Stress ratio R	(MPa)	(MPa $\sqrt{\text{m}}$)	(μm)
5% R 0.1	310	4.6	2.9
5% R 0.5	310	3.0	1.2
10% R 0.1	314	5.1	3.5
10% R 0.5	314	3.3	1.5

Fig. 11 Relationship between crack tip plastic zone and SiC particles

によってそれぞれ算出されるき裂先端の塑性域寸法と SiC 粒子の関係によって決定される。き裂進展の IIa 段階では、式(2)によって算出されるき裂先端の繰返し塑性域寸法と SiC 粒子径の競合によって下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} が決定される。一方、式(3)によって算出される最大塑性域寸法が $R_p = \text{約 } 120 \mu\text{m}$ を越えるときは SiC 粒子を破壊して進展するようになり、一方向への脆性破壊が支配的になり、IIb 段階に遷移することがわかった。よって、SiC/アルミニウム合金複合材料の疲労き裂進展特性を支配するマジックサイズはき裂先端の塑性域寸法であると結論される。

4. 結 言

SiC 粒子体積率を 5%、10% と変化させた、SiC 粒子強化 6061 アルミニウム合金基複合材料を用いて、疲労き裂進展試験を行い、SiC 粒子の疲労き裂進展特性に対する影響について考察した結果、以下のことが明らかになった。

(1) いずれの粒子体積率においても、疲労き裂進展の中速度領域では Paris 則 $da/dN = C(\Delta K)^m$ が成立した。さらに体積率の増加に伴い、指数 m の値は増加した。疲労き裂進展の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} の値は SiC 粒子の体積率の相違によらず同程度であった。

(2) き裂進展の下限界値 ΔK_{th} およびその近傍の低速度領域の IIa 領域では、き裂進展特性は繰返し効

果を示す ΔK によって支配される。一方、き裂進展の IIb 段階では、き裂進展特性は一方向の単調負荷を示す K_{max} で整理できる。

(3) 破面観察より、IIb 段階のき裂進展領域では、き裂進展は SiC 粒子の脆性的な割れによって加速される。一方、IIa 段階ではき裂は SiC 粒子によって進展を阻止され、SiC 粒子を迂回してマトリックス中を進展する。そのため、き裂進展の下限界値 ΔK_{th} は、き裂先端での繰返し塑性域寸法が SiC 粒子径より小さくなる ΔK によって決まる。

本研究の遂行にあたり熱心の実験に協力いただいた当時、学部生・篠田直久君に深く感謝する。

文 献

- (1) 鈴木秀人・ほか 5 名, 機論, **61** 585, A(1995), 894-899.
- (2) 鈴木秀人・ほか 3 名, 機論, **61** 586, A(1995), 1165-1171.
- (3) 野口博司・ほか 3 名, 機論, **58** 554, A(1992), 1765-1771.
- (4) 増田千利・ほか 3 名, 複合材料学会誌, **17** 2(1991), 66-73.
- (5) 増田千利・ほか 3 名, 複合材料学会誌, **20** 3(1994), 116-126.
- (6) 戸田裕之・ほか 1 名, 金属学会誌, **58** 3(1994), 337-345.
- (7) 戸田裕之・ほか 1 名, 金属学会誌, **56** 11(1992), 1312-1321.
- (8) 小林俊郎・ほか 4 名, 金属学会誌, **55** 1(1991), 72-78.
- (9) Shang, J. K. and Ritchie, R. O., *Acta Met.*, **37**(1989), 2267-2278.
- (10) 平野一美・ほか 1 名, 機論, **55** 511, A(1989), 373-379.
- (11) ASTM Standard E 647-81, *ASTM*, (1981).
- (12) ASTM Committee E 24, *ASTM STP*, 340(1981), 738.
- (13) Paris, P. C. and Erdogan, F., *Trans. ASME, Ser. D*, **85** (1986), 528-534.
- (14) Knott, J. F., *Fundamentals of Fracture Mechanics*, (1973), 246, Halsted Press.