研究論文

SiC 粒子強化アルミニウム合金疲労き裂伝ば挙動
に及ぼす粒子含有量の影響

秋庭 義明*, 田中 啓介**, 清水 憲一***, 矢戸 英俊****

(1998年7月17日受付)

Effect of Volume Fraction on Fatigue Crack Propagation Behavior
in SiC-Particulate-Reinforced Aluminum Alloy

Yoshiaki AKINIWA,* Keisuke TANAKA,** Kenichi SIMIZU*** and Hidetoshi YATO****

(Received July 17, 1998)

The effects of volume fraction and particle size of SiC on fatigue crack propagation behavior in SiC-particulate-reinforced 2024-T6 aluminum alloys were investigated. The volume content of SiC was 0, 10, 20 and 30% with two groups of different particle size respectively. At the same stress intensity range, ΔK , the crack propagation rate, da/dN , decreases with increasing volume fraction of SiC particle. For the same volume fraction, the crack propagation rate in the composite with coarse SiC particle is lower than that with fine particle. The crack opening stress intensity factor divided by the maximum stress intensity factor increases with increasing volume fraction of SiC particles. Reinforcement increased the crack closure. The relationship between da/dN and $\Delta K_{eff}/E$ was almost identical for all materials except coarse particle-reinforced composites. At the same $\Delta K_{eff}/E$, the crack propagates faster in coarse particle-reinforced composites than in the fine particle-reinforced composites and the unreinforced matrix. The threshold stress intensity range ΔK_{th} , increases with the volume fraction of SiC particles due to the development of crack closure. The roughness of fatigue fracture surfaces at the threshold also increases with increasing the volume fraction of SiC particle.

1. 結 言

複合材料は母材に充填する強化材の種類や体積率, 形態, 寸法などを変化させることで, 剛性や強度などの物性を制御することが可能であり, 任意の物性を有する多様な新材料を創製できる特徴がある。炭化ケイ素 (SiC) 粒子で強化したアルミニウム合金は, 粒子強化

複合材料の中でも優れた強度特性を有し, 経済性にも優れるため, 自動車産業をはじめとして, 宇宙航空分野での実用化が期待されている。

これまで, 疲労特性におよぼす粒径や体積率の影響に関する報告例はあるが¹⁻⁵⁾, 大部分は片振り引張り条件下で行われており, 実機で重要となる両振り荷重下での検討は十分でない。前報⁶⁾では, 母材単体および粒径 3 μm , 体積含有率 20% の複合材料における疲労き裂の伝ば挙動を詳細に観察し, 破面粗さの増加にともなうき裂開口応力の上昇がき裂伝ば抵抗の増大をもたらす主要因子であることを明らかにしたが, 粒径や体積率の定量的な検討は十分でなかった。

本研究では, 2 種類の粒径と 4 種類の体積含有率を有する炭化ケイ素粒子強化アルミニウム合金の板材に対して荷重漸減試験を行い, き裂伝ば挙動に及ぼす粒径, 体積含有率の影響をき裂閉口の観点から系統的に検討した。また, 前報の丸棒押出し材の結果⁶⁾との比較が

*** 名古屋大学工学部機械工学科 (464-8603 名古屋市千種区不老町)

Department of Mechanical Engineering, Nagoya University, Furo-cho, Chikusa-ku, Nagoya 464-8603, Japan

* 助教授 Associate Professor, ** 教授 Professor

*** 岡山大学工学部機械工学科助手

Research Associate, Department of Mechanical Engineering, Okayama University

**** 名古屋大学大学院

Graduate Student, Department of Mechanical Engineering, Nagoya University

Table 1 Mechanical properties.

Material (SiC _p /Al 2024)		Young's modulus <i>E</i> (GPa)	0.2% proof strength σ _{0.2} (MPa)	Tensile strength σ _B (MPa)	Elongation ε _f (%)
Plate	0%	75	366	478	16.6
	10%- 3 μm	96	369	504	5.4
	20%- 3 μm	110	434	514	2.5
	30%- 3 μm	129	472	509	0.8
	20%-30 μm	108	395	459	2.5
Round bar	0%	75	412	540	19.1
	20%- 3 μm	114	465	625	6.2

ら、機械的性質および疲労特性におよぼす製造方法の影響についても検討した。ついで下限界近傍の破面粗さに注目し、き裂開口を粗さの観点から検討した。

2. 試験方法

2.1 材料および試験片

供試材は、粉末冶金法により製作した炭化ケイ素粒子強化アルミニウム合金 (SiC_p/Al 2024-T 6) の押出し材の板材で、押出し比は 27 である。SiC 粒子の体積含有率 V_f は 10%, 20%, 30% の 3 種類で、平均粒子径 d は 3 μ m である。また 20% 材については、 d が 30 μ m の材料も用意した。比較のため、同様に粉末冶金法で製作したアルミニウム合金単体の押出し材も準備した。またアルミニウム単体と 20%-3 μ m 材については、丸棒材に押出した材料 (押出し比 12) の実験結果⁹⁾と比較した。熱処理はすべて T 6 処理である。

Table 1 に機械的性質をまとめる。ヤング率は粒径や押出し形状には依存せず、強化粒子の体積率の増加とともに増加する。まず、粒子の体積率の影響を $d=3 \mu$ m の粒子強化複合材料について見ると、0.2% 耐力は、 $V_f=10\%$ では非強化材とほぼ同じ値であるが、 $V_f=20\%$, 30% では、それぞれ約 20%, 30% 増加する。Shang ら³⁾の複合材料は粒子充填によって強度が低下しており、製造方法に依存するようである。また引張り強さは、 $V_f=10\%$, 20% では非強化材と比較して、それぞれ約 5%, 8% 向上するが、 $V_f=30\%$ では $V_f=20\%$ より小さくなる。ただし、非強化材より大きい。破断伸びは SiC 粒子の体積率の増加とともに低下し、粒子充填によって脆性的な性質が増加する。ついで、 $d=3 \mu$ m と 30 μ m の材料を比較すると、0.2% 耐力と引張り強さとも粒径 3 μ m の材料の方が大きく、強化粒子の粒径が小さい方が、強度の上昇が大きい。また同一の粒径、体

積率からなる丸棒材と板材とを比較すると、丸棒材の方が高強度である。

Fig. 1 に、各材料の押出し方向と平行な面のエッチング写真を示す。(c) (d) に示すように押出し材では、黒い粒子リッチな領域と白いマトリックスリッチな領域とに分かれ、押出し方向と平行にバンド状の組織が見られる。ただし、(b) の 10%-3 μ m 材はバンド状組織が明瞭ではなかった。なお、これらのバンドの幅は 20%-3 μ m 材でおおよそ 10~20 μ m 程度である。(d) の 30%-3 μ m 材では粒子リッチな領域が大部分を占め、マトリックスリッチな領域は少ない。また、20%-30 μ m 材ではこのようなバンド状組織は認められず、粒子はほぼ均一に分散している。いずれの材料においても、アルミニウムの結晶粒径はほぼ 5 μ m 程度であった。

試験片は片側切欠き材とし、押出し方向が荷重軸方向となるように、ワイヤ放電加工によって切出した。切欠きは、深さ $t=0.6$ mm, 先端半径 $\rho=0.1$ mm とした。Fig. 2 に試験片形状を示す。試験片は、図の斜線部において治具で締め付けて固定し、斜線部での摩擦力によって荷重が負荷される。表面はエメリー紙により研磨し、電解研磨で片面約 100 μ m 除去した。最後にき裂観察を容易にするため 1 μ m のダイヤモンドペーストで仕上げた。以下では前報⁹⁾の丸棒から切り出した試験片を丸棒材、本研究の板材から切り出した試験片を板材と称する。

2.2 疲労試験

疲労試験には電気油圧サーボ式疲労試験機を使用した。試験片に曲げ荷重が加わるのを抑えるためウッドメタルチャックを用い、荷重漸減試験⁷⁾を行った。繰返し速度は 5~20 Hz, 応力比は $R=-1$ とし、試験環境は室温大気中とした。

Fig. 1 Micrographs of materials.

Fig. 2 Test specimen.

2.3 き裂長さおよびき裂開閉口の測定

き裂長さの測定には試験を適宜中断し、光学顕微鏡を用い倍率200倍、最小分解能 $2.5\mu\text{m}$ のもとで行った。き裂長さは荷重軸に垂直な方向への投影長とし、試験片表裏両面の平均値をとった。

き裂開口点は、疲労試験中に荷重およびき裂開口変位出力をAD変換器を通してコンピューターに取り込み、20サイクル分の荷重-ひずみ関係の平均から、除荷弾性コンプライアンス法⁹⁾によりもとめた。ここで、き裂開口変位は試験片切欠き部に貼付したひずみゲージの出力をとった。

2.4 応力拡大係数

応力拡大係数 K は、試験片の固定条件を考慮し、荷重軸垂直方向変位を拘束した一定変位負荷条件下での値

を有限要素法を用いて解析した⁹⁾。

$$K = \sigma \cdot F \sqrt{\pi a} \quad (1)$$

$$\begin{aligned} F = & 1.1215 - 0.292516(a/W) + 6.8345(a/W)^2 \\ & - 25.655(a/W)^3 + 42.3303(a/W)^4 \\ & - 4.49787(a/W)^5 - 52.0827(a/W)^6 \\ & + 37.0752(a/W)^7 \end{aligned}$$

なお σ は総体応力、 a は切欠きを含めたき裂長さ、 W は試験片幅である。FEMの計算結果に対する K の近似式の誤差はき裂長さ $0.1 \sim 9\text{mm}$ の範囲で0.8%以内である。また、応力拡大係数範囲は全範囲($\Delta K = 2 K_{\max}$)をとった。

2.5 破面粗さの測定

疲労試験終了後、各試験片の疲労破面粗さをレーザ表面形状測定顕微鏡(キーエンス, VF-7500)を用いて中心線平均粗さ R_a を測定した。ここで、測定値に対して二次のSavitzky-Golayの平滑化処理を行った。測定は $200\mu\text{m}$ の長さ(測定点数 $N=384$)について数回行い、その平均をとった。このときの長さ方向の最小分解能は $0.52\mu\text{m}$ 、高さ方向の最小分解能は $0.01\mu\text{m}$ である。

3. 実験結果および考察

3.1 き裂伝ば挙動

Fig. 3にき裂伝ば速度 da/dN と応力拡大係数範囲 ΔK との関係を示す。板材から切り出した試験片につい

Fig. 3 Relation between crack propagation rate and stress intensity range.

て比較すると、母材単体の場合が最も高速で、次に10%材、20%材、30%材と V_f が高くなるほど低速になる。10%-3 μm 材は母材単体に比較して低速側ではあるものの、その差はわずかで、粒子径3 μm の場合 $V_f=10\%$ ではSiC粒子による影響は少なく、これは0.2%耐力の傾向と同様である。20%-3 μm 材および30%-3 μm 材では、非強化材に比較して大幅に伝ば速度が減少し、SiC粒子充填によるき裂伝ば抵抗の増大が著しい。また、20%-3 μm と20%-30 μm の板材を比較すると、高き裂伝ば速度領域では両者はほぼ一致するが、下限界近傍では d の大きい方が低速側である。これらの傾向は片振り引張りの結果^{3,4)}と同様である。

母材単体と20%-3 μm 複合材について、板材および丸棒材を比較すると、同一の ΔK で比較した場合いずれも丸棒材の方が低伝ば速度側にあり、特に下限界付近で両者の差は大きい。前述の機械的性質と同様、疲労き裂伝ば抵抗に関しても丸棒材の方が優れた特性を有することがわかる。

3.2 き裂の開閉口挙動

Fig. 4に複合材と非強化材の K_{op}/K_{max} と K_{max} の関係を示す。同一の K_{max} で比較すると V_f が高いほど K_{op}/K_{max} は大きくなり、SiC粒子の充填によってき裂閉口が増大することがわかる。また20%-3 μm と20%-30 μm の板材を比較すると、 d の大きい方が K_{op}/K_{max} は大きい。また V_f の等しい板材と丸棒材を比較すると、非強化材では下限界近傍を除いて両者はほぼ一致

Fig. 4 Variation of stress intensity factor at crack opening with maximum stress intensity factor.

Fig. 5 Relation between crack propagation rate and effective stress intensity range.

するが、複合材では丸棒材の方が大きい。

Fig. 5に da/dN と有効応力拡大係数範囲 ΔK_{eff} の関係を示す。 da/dN - ΔK 関係は、材料によってその挙動が大きく異なるが、 ΔK_{eff} で比較すると、比較的狭い範囲内におさまる。ただし詳細に見ると板材、丸棒材とも、 V_f が高い材料ほどやや低速側にある。また板材と丸棒材を比較すると、板材の方が若干高速側である。20%-30 μm 材は、下限界近傍では他の3 μm 材の関係に近いが、高き裂伝ば速度側では他の3 μm 材より高速

Fig. 6 Relation between crack propagation rate and effective stress intensity range.

側である。

材料が種々異なった場合に対して、 ΔK をヤング率 E で除して整理すると、一般にばらつきの少ない関係が得られることが知られている。Fig. 6 は ΔK_{eff} を各材料ごとにヤング率 E で割った値を横軸にとった。結果はさらに狭い範囲内におさまるが、板材と丸棒材を比較すると、板材の方が若干高速側となる。また、粒子径が大きい 20%-30 μm 材は、他の 3 μm 材よりも高き裂伝ば速度領域で高速側に逸脱する。20%-30 μm 材で

は、き裂先端近傍での粒子割れが多く認められ、粒子割れと主き裂との連結によってき裂が伝ばする^{5,10,11)}。すなわち、20%-30 μm 材の疲労き裂伝ば機構が他の 3 μm 材と異なることが高速側に逸脱する原因と考えられる。

Fig. 7 には da/dN と ΔK および ΔK_{eff} の関係におけるパリス領域を次式で近似した場合の指数 m および係数 C と V_f の関係を示す。なお本研究では、 da/dN が 10^{-9} (m/cycle) 以上の領域を次式で近似した。

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

図中白抜き印および黒塗り印はそれぞれ ΔK , ΔK_{eff} に対する値を示している。なお、このときの単位は da/dN に対して m/cycle, ΔK および ΔK_{eff} に対しては $\text{MPa} \sqrt{\text{m}}$ である。いずれにおいても m は V_f とともにほぼ直線的に増加し、 C は減少する。厳密には板材と丸棒材、および強化粒子径によってその関係は異なるが、全てのデータを用いた場合次式が得られる。

$$m = 3.48 + 0.119 V_f \quad (da/dN - \Delta K) \quad (3)$$

$$\log C = -11.3 - 0.158 V_f \quad (da/dN - \Delta K) \quad (4)$$

$$m' = 1.83 + 0.015 V_f \quad (da/dN - \Delta K_{eff}) \quad (5)$$

$$\log C' = -8.68 - 0.0174 V_f \quad (da/dN - \Delta K_{eff}) \quad (6)$$

Table 2 に m と C をまとめた。また Fig. 8 には m と C の関係を示す。 ΔK および ΔK_{eff} によらず、強い負の相関が認められる。図中の破線は Davidson¹²⁾ による $R=0.1$ の結果、一点鎖線は Cortie ら¹³⁾ の鉄鋼材料の結果であるが、本結果はこれらの間にあり、次式で近似できる。

$$m = -4.10 - 0.685 \log C \quad (7)$$

また、伝ば速度は 30 μm -20%材を除いて $\Delta K_{eff}/E$ を用

(a) $m - V_f$

(b) $C - V_f$

Fig. 7 Change of coefficients in the Paris law with particle volume fraction.

Table 2 Fatigue crack growth parameters.

Material (SiC _p /Al 2024)		C		m		ΔK_{th} (MPa)	ΔK_{effth} (MPa)
		$da/dN-\Delta K$	$da/dN-\Delta K_{eff}$	$da/dN-\Delta K$	$da/dN-\Delta K_{eff}$		
Plate	0%	3.44×10^{-12}	2.17×10^{-9}	3.61	1.93	3.86	0.444
	10%- 3 μm	4.42×10^{-13}	1.26×10^{-9}	4.42	2.15	3.98	0.519
	20%- 3 μm	5.96×10^{-14}	1.19×10^{-9}	4.93	1.95	6.07	0.720
	30%- 3 μm	6.25×10^{-17}	4.45×10^{-10}	7.11	2.36	7.96	0.788
	20%-30 μm	5.52×10^{-15}	2.61×10^{-9}	5.99	1.96	7.22	0.383
Round bar	0%	3.05×10^{-12}	1.82×10^{-9}	3.50	1.67	4.52	0.457
	20%- 3 μm	9.47×10^{-17}	5.03×10^{-10}	6.67	2.25	10.04	0.612

Fig. 8 Relation between m and C .

Fig. 9 Variation of threshold stress intensity factor with particle volume fraction.

いて次式で近似できる。

$$da/dN = 36.2 (\Delta K_{eff}/E)^{2.11} \quad (8)$$

3.3 き裂伝ば下限界

Fig. 9 は、 $d=3 \mu m$ の複合材料について、 V_f (%) とき裂伝ば下限界値の関係を示したものである。なお、図中の白抜き印は ΔK_{th} を、黒抜き印は K_{opth} を示している。板材について見ると、 $V_f=10\%$ では ΔK_{th} および K_{opth} は母材単体とほぼ等しく、10% 以上では両者とも V_f (%) に対して直線的に増加する。

$$\Delta K_{th} = 2.02 + 0.199 V_f \quad (9)$$

$$K_{opth} = 0.605 + 0.086 V_f \quad (10)$$

丸棒材の方が板材よりも ΔK_{th} 、 K_{opth} は大きく、特に $V_f=20\%$ ではその差が顕著である。

Fig. 10 は、 $d=3 \mu m$ の複合材料について、 V_f (%) と下限界近傍の破面粗さ R_a (μm) の変化を示したものである。Fig. 9 の傾向と同様に V_f が 10% 以上で、 R_a (μm) は V_f (%) に対して直線的に増加することから、 ΔK_{th} に及ぼす V_f の影響には粗さが重要な役割を果たしていることが示唆される。 R_a (μm) と V_f (%) の関

Fig. 10 Variation of center line average roughness with volume fraction.

係は次式で表される。

$$R_a = 0.578 + 0.0318 V_f \quad (11)$$

Fig. 11 に下限界近傍の 10%-3 μm 材と 20%-3 μm

Propagation direction

(a) Al/SiC_p10%-3 μm (b) Al/SiC_p20%-3 μm

Fig. 11 SEM micrographs of fracture surface.

Fig. 12 Relation between threshold stress intensity range and center line average roughness.

材の破面写真を示すが、10%-3 μm 材の破面に比較して、20%-3 μm 材では粒子の突出しや抜けと考えられる凹凸が多く観察され、破面粗さの増加には粒子の突出しや抜けによる凹凸の影響が大きいことがわかる。さらに前報⁹⁾でも報告したように、粒子リッチな領域がバンド状に存在する場合には、バンド構造全体が不均質領域となるため、バンド構造に起因するバンド幅単位の破面凹凸が形成され、破面粗さの増加をもたらす。これに対して10%-3 μm 材では、Fig. 1 に示したように明瞭なバンド状組織は認められず、粒子はほぼ均一に分散しているためこの効果は小さい。

Fig. 13 Variation of effective threshold stress intensity range with volume fraction.

Fig. 12 には、 ΔK_{th} (MPa $\sqrt{m}$) および K_{opt} (MPa $\sqrt{m}$) と R_a (μm) の関係を示す。それぞれの下限界値は板材、丸棒材によらず R_a (μm) と直線関係が認められ、粗さが大きくなるほど下限界値も大きくなる。

$$\Delta K_{th} = -2.14 + 7.04 R_a \quad (12)$$

$$K_{opt} = -0.954 + 2.98 R_a \quad (13)$$

下限界有効応力拡大係数範囲 ΔK_{effth} と V_f との関係を Fig. 13 に示す。 ΔK_{effth} (MPa $\sqrt{m}$) は V_f (%) に対して直線的に増加する。

$$\Delta K_{effth} = 0.439 + 0.0113 V_f \quad (14)$$

ただし、このときの傾きは式(9)に示す ΔK_{th} (MPa $\sqrt{m}$)- V_f (%) 関係の傾き 0.199 より一桁小さく、 ΔK_{effth} に及ぼす影響はさほど大きくない。前述のごとく、 ΔK_{effth} をヤン

グ率 E によって除すことにより、この V_I 依存性はほぼ消失する。

以上のように粒子強化複合材料の下限界応力拡大係数範囲 ΔK_{th} は V_I とともに増加するが、それはき裂閉口の増大が主要な原因であり、き裂閉口には破面粗さの影響が大きいようである。破面粗さの増大は、除荷過程での破面間接触をもたらし、き裂先端近傍での実質的な応力比の増加を誘起する。このとき塑性誘起き裂閉口は応力比が大きくなるほど、最大応力に対するき裂開口応力の比や最大き裂開口変位に対する残留変位の比が大きくなるため¹⁴⁾、この効果も無視できないであろう。Shang¹⁻³⁾ は応力比 0.1 で疲労き裂伝ば挙動を観察し、複合材と非強化材でき裂閉口挙動に大きな差が現れないことを報告している。複合材料の製造法によって材料自身の特性が異なることも一因として考えられるが、き裂閉口挙動に及ぼす負荷応力比の影響については、さらに検討の必要があらう。

4. 結 言

数種類の SiC 粒子体積率および、大小 2 種類の粒径を有する SiC 粒子強化アルミニウム合金の片側き裂材を用い、き裂伝ば挙動に及ぼす粒子含有率および粒径の影響について検討した。得られた主な結果を以下にまとめる。

(1) き裂伝ば速度 da/dN は同一の応力拡大係数範囲 ΔK で比較すると、粒径および製造方法が同じ場合には、粒子含有率が高い材料ほど da/dN は低くなる。また粒子径の大きい複合材料は、低き裂伝ば速度領域で低速側になる。

(2) 製造方法が同じ場合には、粒子含有率が高い材料ほど、また粒径が大きいほどき裂開口応力拡大係数 K_{op} と最大応力拡大係数 K_{max} の比は大きく、き裂伝ば抵抗が増加する。

(3) da/dN は有効応力拡大係数範囲とヤング率の比 $\Delta K_{eff}/E$ によって材料によらずほぼ一価関係が得られ

た。ただし、粒径の大きい複合材料では顕著な粒子割れをとめない、同一の $\Delta K_{eff}/E$ に対して高伝ば速度となった。

(4) 下限界応力拡大係数範囲は粒子含有率とともに増加した。これはき裂閉口の増大が主要な原因であり、き裂閉口には破面粗さの影響が大きいことがわかった。

最後に破面粗さ測定に際して、名古屋大学工学部山口勝美教授および中本 剛助教授の助力を得たことに感謝する。

参 考 文 献

- 1) J.K. Shang & R.O. Ritchie: *Met. Trans. A*, **20A** (1989), 897-908.
- 2) J.K. Shang, Yu Weikang & R.O. Ritchie: *Mater. Sci. Eng.*, **A102** (1988), 181-192.
- 3) J.K. Shang & R.O. Ritchie: *Acta Metall.*, **37**, 8 (1989), 2267-2278.
- 4) 小林俊郎, 岩成弘美, 袴田眞司, 新家光雄, 戸田裕之: 日本金属学会誌, **55**, 1 (1991), 72-78.
- 5) S. Kumai, K. Yoshida, Y. Higo & S. Nomura: *Int. J. Fatigue*, **14**, 2 (1992), 105-112.
- 6) 田中啓介, 秋庭義明, 清水憲一, 松原 剛: 日本機械学会論文集 (A), **60** (1994), 1143-1149.
- 7) 中井善一, 田中啓介, 川島理生司: 材料, **33** (1984), 1045-1051.
- 8) 菊川 真, 城野政弘, 田中健一, 高谷 勝: 材料, **25**, 276 (1976), 899-903.
- 9) 秋庭義明, 田中啓介, 木村英彦: 日本機械学会論文集 (A), **63** (1997), 220-226.
- 10) 秋庭義明, 田中啓介, 清水憲一, 萩原隆彰: 日本機械学会論文集 (A), **62** (1996), 2506-2512.
- 11) J.N. Hall, J.W. Jones & A.K. Sachdev: *Mater. Sci. Eng.*, **A183** (1994), 69-80.
- 12) D.L. Davidson: *Eng. Fract. Mech.*, **33** (1989), 965-977.
- 13) M.B. Cortie & G.G. Garrett: *Eng. Fract. Mech.*, **30** (1988), 49-58.
- 14) 陳 玳珩, 西谷弘信: 日本機械学会論文集 (A), **52** (1986), 2174-2181.