2024Al 合金基複合材料の疲労および フレッティング疲労強度に及ぼす 熱処理および SiC 量の影響

丸山 典夫*† 中沢 興三*
角田 方衛* 佐藤 充典**

*金属材料技術研究所

**北見工業大学工学部機能材料工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 62, No. 3 (1998), pp. 224-231

Effects of Heat Treatment and Amount of SiC Particles on Fatigue and Fretting Fatigue Strengths of Particulate Reinforced A2024 Alloy Composite

Norio Maruyama*†, Kozo Nakazawa*,
Masae Sumita* and Mitsunori Sato**

*National Research Institute for Metals, Tsukuba 305-0047

**Kitami Institute of Technology, Kitami 090-0015

A study has been made of the effects of mechanical properties of the matrix and the amount of SiC particles on fatigue strength and fretting fatigue strength using 2024-T6 heat treated (T6) and 2024-O heat treated (O) Al alloy metal matrix composites reinforced with 10, 20 and 25 vol% SiC particles with the mean size of 2 μm .

The 10^7 cycles plain fatigue and fretting fatigue strengths of the T6-composites increased but then decreased with an increase in the amount of SiC, having a maximum value at about 20%, while those of the O-composites increased with an increase in the amount of SiC up to 25%.

The 10^7 cycles plain fatigue strengths of the T6- and O-composites were nearly equal to those estimated on the basis of the change of the elastic modulus and the ultimate tensile strength due to the reinforcement.

The 10^7 cycles fretting fatigue strengths of the T6- and O-composites were higher and lower, respectively, than the estimated ones.

(Received June 26, 1997; In Final Form December 3, 1997)

Keywords: metal matrix composite, SiC particle, fatigue, fretting fatigue

I. 緒 言

金属基複合材料は、マトリックス材料に比べて延性・靱性を犠牲にするが、高比強度・高比弾性であるので、航空機、自動車など輸送関連構造物用材料として期待されている。輸送関連構造物用材料には繰返し荷重が加わる機会が多い。したがって、金属基複合材料は疲労特性およびフレッティング疲労特性に優れていることが重要である。金属基複合材料は優れた摩耗特性を有するので⁽¹⁾⁽²⁾、特にフレッティング疲労が問題になるような構造物用材料として有望である。しかし、金属基複合材料のフレッティング疲労強度に関して、第2相の形態やその量の問題とマトリックスの機械的性質の間

題に分けて系統的に調べた研究は皆無である。

著者らはこれまでに、疲労強度およびフレッティング疲労強度向上のために第2相として SiC を対象に粒子よりウィスカーの方が有効であること⁽³⁾、平均粒径 16 μm より平均粒径 2 μm の方が有効であること⁽⁴⁾、そして第2相は疲労強度よりフレッティング疲労強度向上に有効であること⁽³⁾⁽⁴⁾を明らかにした。しかし、ウィスカーは発ガン性があるとしてその使用が控えられている。

本研究においては、これらのことを考慮して第2相として平均粒径 2 μm の SiC 粒子(以後 SiC_p と記す)をそれぞれ 10, 20 および 25 vol% 含有する 2024-T6 熱処理 Al 合金(以後 2024-T6 と記す)基複合材料、および 2024-O 熱処理 Al 合金(以後 2024-O と記す)基複合材料を用いて、疲労およびフレッティング疲労試験を行い、両強度における第2相量の役割とマトリックスの役割について調べた。

† 北見工業大学大学院生 (Graduate Student, Kitami Institute of Technology)

II. 実験方法

1. 対象材料

(1) 複合材料

平均粒径 2 μm (最大粒径 5 μm) の α 型 SiC_p と 2024 合金粉末とを混合、カプセル充填して、脱ガス後 HIP (9.8 $\times 10^2$ GPa, 783 K-14.4 ks) で固化成形後、押し出し加工により 25 mm の丸棒とした。ここで、押し出し温度は 673~773 K、押し出し比は 9.5 とした。丸棒材には T6 あるいは O 熱処理をそれぞれ施した。T6 熱処理は、763 K から水焼入れ後 463 K で 57.6 ks 保持した。O 熱処理は真空中で 763 K から 3.6 ks に 303 K の割合で 538 K まで冷却後空冷した。以後、SiC_p を 10, 20 および 25 vol% 含有する複合材料をそれぞれ A, B および C 複合材料とする。なお、疲労あるいはフレット疲労破面における第 2 相の挙動を明瞭に観察するために、平均粒径 16 μm の α 型 SiC_p を 20 vol% 含有する複合材料を用いた⁽⁴⁾。この複合材料を以後 D 複合材料とする。

(2) 比較材料

複合材料の特性を比較するためのマトリックス材料として、市販の 2024-Al 合金を用いた。

各試料の機械的特性を **Table 1** に示す。引張強さ (σ_B) と伸び (δ) を SiC_p 含有量で整理して **Fig. 1** に示す。T6 熱処理材の引張強さは SiC_p 含有量とともに多少増加し、SiC_p 含有量 20 vol% で飽和する。一方、O 熱処理材の引張強さは SiC_p 含有量とともに増加し、25 vol% 添加材ではマトリックス材料に比べて約 60% 増加しており、飽和しないで増加の傾向にある。また、伸びは T6 熱処理材の場合、0 vol% SiC_p では O 熱処理材の約半分であるが、SiC_p 含有量が 10 vol% 以上では伸びの熱処理による違いはほとんどなくなる。

2. 試験方法

疲労およびフレット疲労試験片、およびパッドの形状は、別報⁽⁵⁾に記したので省略する。試験片とパッドは同一材料で作製した。試験片の長手方向は、複合材料の場合押し出し方向、そしてマトリックス材料の場合圧延方向である。

試験には ± 10 t 電気油圧型疲労試験機を用いた。フレット

Fig. 1 Mechanical properties as a function of SiC_p vol%.

疲労試験は、試験片の平行部の側面にブリッジ型のパッドを一定の力で押し付けた状態で、試験片に繰返し荷重を加える方法を用いた。パッドの押付け力は試験機本体の油圧源から分岐した油圧を利用した小型アクチュエータより付与した。試験片表面およびパッド接触面は 0 番エメリー紙で研磨した後、アセトンで脱脂した。試験中におけるパッドと試験片間の摩擦力は、パッド中心部側面に貼ったひずみゲージより求めた。

試験は応力比 0.1 の軸荷重下で、繰返し速度を 20 Hz、応力波形を正弦波、そしてパッド接触面圧を 50 MPa で行った。試験環境は相対湿度 0.5% 以下の室温大気中で行った。

III. 実験結果

1. 疲労強度およびフレット疲労強度

S-N 曲線を **Fig. 2** (a), (b), (c) および (d) に示す。試験片数に制約があったために高サイクル側の寿命のみを求めている。Fig. 2 より各試料の 10^7 回の疲労強度およびフレット疲労強度を求め、それらの各値を縦軸に、SiC_p 含有量を横軸にとった関係を **Fig. 3** に示す。

(a) T6 熱処理材においてマトリックス材料の 10^7 回疲労強度は 135 MPa である。この強度は、SiC_p 含有量の増加とともに増加し、20 vol% で極大値 145 MPa に達し、その後 25 vol% になると減少する。マトリックス材料の 10^7 回フレット疲労強度は 60 MPa である。この強度は、SiC_p 含有量とともに増加し、20 vol% で極大値 90 MPa に達し、その後 SiC_p 含有量とともに減少する。

(b) O 熱処理材において、マトリックス材料の 10^7 回疲労強度は 60 MPa である。この強度は、SiC_p 含有量とともに増加し、25 vol% で 105 MPa に達する。一方、マトリックス材料の 10^7 回フレット疲労強度は 50 MPa であり、SiC_p 含有量とともに増加し、25 vol% SiC_p で 70 MPa になる。

Table 1 Mechanical properties of alloys and composites.

	SiC _p (vol%)	σ_y (MPa)	σ_B (MPa)	δ (%)	Hv	E (MPa)	σ_B/σ_y
2024-T6	—	403	496	8.5	151	70600	1.23
	A	10	403	542	8.3	178	1.34
	B	20	437	586	4.7	190	1.34
	C	25	441	585	2.1	236	1.33
2024-O	—	109	234	14.8	64		2.15
	A	10	160	270	7.5	80	1.69
	B	20	250	337	4.5	102	1.35
	C	25	299	409	3.0	120	1.37

σ_y : 0.2% proof strength, σ_B : ultimate tensile strength, δ : elongation
Hv: Vickers hardness, E: Young's modulus

Fig. 2 S-N curves (F: fatigue, FF: fretting fatigue).
(a) matrix, (b) composite A, (c) composite B and (d) composite C.

Fig. 3 Fatigue and fretting fatigue strengths as a function of SiC_p vol%.

(c) 10^7 回疲労強度と 10^7 回フレット疲労強度の差は T6 熱処理材において O 熱処理材より大きい。マトリックス材料における両強度の比は、T6 熱処理では 0.45, O 熱処理では 0.83 である。

(d) T6 熱処理材の 10^7 回の疲労強度およびフレット疲労強度は、O 熱処理材のそれらの強度に比べて、すべての SiC_p 含有量において高い。

2. 破 面

疲労き裂発生個所はすべての試料において試験片表面からである。き裂発生個所に欠陥や SiC_p は特に観察されない。フレット疲労き裂発生個所も疲労の場合と同様である。

O 熱処理 D 複合材料のフレット疲労破面を Fig. 4 に示す。き裂伝播初期の破面上には SiC_p はほとんど観察されない。しかし、き裂が長くなるとその破面上には SiC_p が多数観察される。マトリックスは dimple 破面を呈している。この傾向は T6-熱処理 D 複合材料で観察された傾向⁽⁴⁾と同じである。疲労およびフレット疲労破面上の SiC_p 面積率とき裂発生個所からの距離との関係を求め Fig.

5 に示す。ここに、T6-D 複合材料の結果⁽⁴⁾を併記する。□と■(○, ●)は同一試験片の両方の破面の測定結果である。き裂発生個所近くでは SiC_p 面積率は 0% に近いが、あるき

Fig. 4 SEM fractographs of a coarse SiC_p/2024-O (composite D) in fretting fatigue, $\sigma_a=60$ MPa, $N_f=2.03 \times 10^6$.
(a) 0.5 mm inside from crack initiation site.
(b) 4 mm inside from crack initiation site.

Fig. 5 Area fraction of SiC_p as a function of distance from crack initiation site for the composite D.

裂長さになると面積率は約20%になる。これは SiC_p 含有率にはほぼ等しい。面積率が 0% の領域は巨視的観察における疲労き裂伝播領域にはほぼ対応する。

T6-マトリックス材料のフレッティング疲労破面と T6-D 複合材料のフレッティング疲労破面の粗さを Fig. 6(a)および(b)に示す。破面粗さは、前者が約 15 μ m, そして後者が約 50 μ m である。T6-D 複合材料は 20 vol%SiC_p を含有しているが、Fig. 5 に示したように破面粗さを測定した個所は破面上に SiC_p が観察されない領域である。

3. 摩擦係数

応力振幅と摩擦係数の関係を Fig. 7 に示す。摩擦係数は SiC_p の含有量およびマトリックスの性質の違いの影響を受けない。

4. パッド接触部の主き裂発生位置

フレッティング疲労破断したすべての試験片において、き裂はパッド接触部端部から発生している。

Fig. 6 Roughness of the fretting fatigue fracture surface.
(a) 2024-T6 fretting fatigue, $\sigma_a=65$ MPa, $N_f=7.88 \times 10^6$, 0.5 mm inside from crack initiation site.
(b) 2024-T6(D) fretting fatigue, $\sigma_a=80$ MPa, $N_f=1.75 \times 10^6$, 1 mm inside from crack initiation site.

Fig. 7 Friction coefficient as a function of stress amplitude.

IV. 考 察

1. 供試材料の疲労に関する特徴

複合材料の疲労およびフレット疲労強度には、(a)マトリックスの機械的性質、(b)第2相の機械的性質、(c)第2相とマトリックスの界面の性質が影響する。

本複合材料においては、Fig. 5 に示したように T6 および O 熱処理材のいずれの場合も、疲労およびフレット疲労におけるき裂発生と初期から中期にかけての疲労き裂伝播破面上には SiC_p がほとんど存在しなかった。すなわち、き裂はマトリックスで発生し、 SiC_p と SiC_p の間を伝播していた。したがって、今回使用した複合材料の疲労およびフレット疲労強度を考える際、(c)の影響は無視できる。なお、 SiC_p 強化 Al 合金において、疲労破面上に SiC_p がほとんど観察されない例はすでに多数報告されている⁽⁶⁾⁽⁷⁾。用いた試験片と共通している点は、熱処理冷却過程でマトリックスと SiC_p の熱膨張係数の差により、両者の界面近くに圧縮残留応力が、そして SiC_p と SiC_p の中間では引張残留応力が存在していることである⁽⁴⁾。

2. 疲労およびフレット疲労強度の推定

前報で⁽³⁾、複合化による金属材料の疲労強度およびフレット疲労強度増加の因子を、複合化によるヤング率 E の増加と σ_B の増加あるいは減少に基づく寄与分、それに強化相による強化機構発現による寄与分に分けて評価する方法を提起した。その方法は、式(1)および式(2)が成立することが前提である。

$$\sigma_{w,c} = \sigma_{w,m} \cdot E_c / E_m \quad (1)$$

$$\sigma_w = K \sigma_B \quad (2)$$

ここで、 $\sigma_{w,c}$ は複合材料の疲労強度(あるいはフレット疲労強度)の推定値、 $\sigma_{w,m}$ はマトリックスの疲労強度(あるいはフレット疲労強度)、 E_c は複合材料のヤング率、 E_m はマトリックスのヤング率、 σ_w は疲労強度(あるいはフレット疲労強度)、 K は定数、そして σ_B は引張強さである。式(1)および式(2)から出発して最終的には式(3)が導かれる⁽³⁾。

$$\sigma_{w,c} = \sigma_{w,m} \cdot \sigma_{B,c} / \sigma_{B,m} \quad (3)$$

ここで、 $\sigma_{B,c}$ は複合材料の引張強さ、そして $\sigma_{B,m}$ はマトリックスの引張強さである。

Fig. 2 から求めた 10^7 回の疲労強度およびフレット疲労強度、それに式(3)によるそれらの強度の推定値を Table 2 に示す。もし複合材料の疲労強度あるいはフレット疲労強度の実測値が式(3)から求められる推定値より高いならば、第2相である SiC_p はマトリックス材料の疲労強度あるいはフレット疲労強度を高める機構が発現したことを意味し、一方、実測値が推定値より低ければ、 SiC_p はそれらの強度を低下させる原因になったことを意味する。

Table 2 よりつぎのことがわかる。

(i) T6 熱処理材の場合：

10^7 回疲労強度の式(3)に基づく推定値は、実測値に比べて、 SiC_p が添加されると多少高くなる。

10^7 回フレット疲労強度の推定値は、実測値に比べて、 SiC_p 添加量とともに減少する。

(ii) O 熱処理材の場合：

10^7 回疲労強度の推定値は、実測値に比べて、差はほとんどない。

10^7 回フレット疲労強度の推定値は、実測値に比べて、 SiC_p 添加量の増加とともに増加する。

以上のように、 10^7 回疲労強度は、マトリックスの性質が大きく異なっても、式(3)からおよその推定が可能である。 10^7 回疲労強度の式(3)による推定は他の文献のデータについても可能である。例えば、平均粒径 $6 \mu\text{m}$ の 20 vol% SiC_p /6061-T6 合金⁽⁸⁾あるいは平均粒径 $6.3 \mu\text{m}$ の 15 vol% SiC_p /2xxxAl 合金⁽⁷⁾の 10^7 回疲労強度は、式(3)に基づく推定値とほぼ一致している⁽⁴⁾。

一方、 10^7 回フレット疲労強度の式(3)に基づく推定値と実測値の相違は大きい。これは、以下で述べるように、パッド接触部の摩耗挙動がフレット疲労強度に影響を及ぼし、その影響の度合は SiC_p の量とマトリックスの性質によって異なるためと考えられる。

Table 2 Measured and estimated values of fatigue strength and fretting fatigue strength at 10^7 cycles.

			Matrix 0% SiC_p	A 10 vol% SiC_p	B 20 vol% SiC_p	C 25 vol% SiC_p
Heat T6	Fatigue strength (MPa)	Measured Estimated	132	143 146(+2%)	145 155(+7%)	135 155(+15%)
	Fretting fatigue strength (MPa)	Measured Estimated	60	72 65(-10%)	90 71(-21%)	85 71(-16%)
Heat O	Fatigue strength (MPa)	Measured Estimated	62	75 71(-5%)	90 89(-1%)	104 108(+4%)
	Fretting fatigue strength (MPa)	Measured Estimated	49	53 56(+6%)	63 71(+13%)	72 86(+19%)

() : (Estimated value-Measured value)/measured value $\times 100$

3. 疲労およびフレット疲労き裂発生とその伝播への SiC_p の影響

Fig. 5 に示したように、複合材料において疲労あるいはフレット疲労き裂が発生し、そして伝播した破面上には SiC_p がほとんど観察されなかった。このような複合材料の破面粗さは、Fig. 6 に示したように、ほぼ同じ疲労試験条件下のマトリックス材料(0 vol%SiC_p)の破面粗さに比べて、数倍の粗さを示した。これらの結果は、本複合材料におけるき裂は SiC_p の存在しない個所で発生した後、SiC_p を回避しながら進展したことを示している。

(1) 疲労き裂発生への SiC_p の影響

金属材料の疲労強度は、き裂発生限界応力でなく、発生したき裂が伝播を停止する限界の応力である⁽⁹⁾。繰返し応力下では、すべり易い方位の結晶粒ですべり帯が生じ、転位運動の非可逆的部分が蓄積されて固執すべり帯となり、き裂が発生する。き裂発生とき裂伝播を明確に区別することはできないが、ここでは自由表面にある特定の結晶粒で発生したき裂が結晶粒界を越えて隣接粒に伝播する直前までをき裂発生とする。

SiC_p が存在すると、すべり帯や固執すべり帯の形成が抑制され、局所領域における crack deflection 効果と crack closure 効果が働く。SiC_p の数が多い方が、そして SiC_p の大きさが大きい方がその効果は大きい。しかし、Table 2 に示したように、本複合材料の疲労強度の実測値と推定値との相違は両熱処理材ともほぼ同じ水準である。したがって、使用した平均粒径 2 μm の SiC_p を 10~25 vol%含有する 2024-Al 合金において、SiC_p は疲労強度を高める機構を特に発現してはいないと考えられる。

(2) フレット疲労き裂発生および伝播への SiC_p の影響

フレット疲労において、き裂はパッド表面と試験片表面間の摩擦力と繰返し応力振幅との組合わせによって発生する。き裂進展とともに摩擦力の影響は急減するので、き裂伝播速度も急速に減少し、極小値を示す。高サイクルフレット疲労の大部分は、き裂発生寿命と、この極小値を示すまでの初期き裂伝播寿命によって占められる⁽¹⁰⁾⁻⁽¹²⁾。繰返し応力振幅 σ_a が小さいと、やがてき裂は停止する。最終破断に至るまで伝播が続くためには、ある大きさの σ_a が必要である。その際のクリティカルな σ_a がフレット疲労限度である。

フレット疲労と通常疲労でき裂発生機構は本質的に同じである。したがって SiC_p のフレット疲労き裂発生への影響は、通常疲労におけるき裂発生への影響と同じである。

初期き裂伝播過程で、き裂は SiC_p を回避する(Fig. 5 参照)。回避する際の主き裂伝播方向に対する傾きが、き裂伝播の応力拡大係数 K に影響する。傾きを θ とすると、 K は $K \cos \theta$ となり実質的な K の減少となる。したがって SiC_p

の粒径が大きいほどそして数が多いほど、き裂伝播速度は遅くなる。

疲労強度に及ぼすフレットの影響はつぎの 3 因子に基づく。

- (I) パッドと試験片間の摩擦力(F_a)
- (II) パッド接触下で発生する試験片上の主き裂の位置
- (III) パッド接触面における相対すべりによる試験片表面の摩耗損傷

(I), (II), (III)への熱処理および SiC_p 添加の影響はつぎの通りである。

$F_a = \mu P$ ここで、 μ は摩擦係数、 P はパッド押付け力である。Fig. 7 に示したように、 μ は SiC_p 含有量(0~25 vol%)および熱処理の影響を受けない。したがって、 F_a は SiC_p 含有量および熱処理の影響を受けない。

主き裂はパッド接触部中央に存在する固着域とパッド接触端部に存在するすべり域との境界で発生するが、主き裂がパッド接触部のどこで発生するかによってフレット疲労強度あるいは寿命は影響を受ける⁽¹³⁾。本研究でフレット疲労破断したすべての試験片について破断箇所を調べた結果、主き裂は SiC_p 含有量および熱処理条件に係わりなくパッド接触部端部で発生している。したがって、(II)は(1)と同様に SiC_p 含有量および熱処理の影響を受けない。

パッド接触部で生じるき裂発生前段階の塑性変形およびそれに引き続く微小き裂(通常疲労の固執すべり帯に相当する)は摩耗の影響を受ける。もし摩耗し易い材料であれば、たとえき裂が発生しても、き裂は研削されるので、き裂発生は抑制され、その結果フレット疲労強度は高くなる⁽¹⁴⁾。2×10⁵ 回前後でフレット疲労破断した T6 熱処理および O 熱処理の両マトリックス材料のパッド接触部の表面粗さを Fig. 8(a) および(b) に示す。T6 熱処理材の場合(Fig. 8(a))パッド接触面の損傷はわずかである。一方、O

Fig. 8 Roughness of fretted surface.

(a) 2024-T6, $\sigma_a=82$ MPa, $N_f=3.25 \times 10^5$.

(b) 2024-O, $\sigma_a=72$ MPa, $N_f=1.93 \times 10^5$.

(c) 2024-T6 (composite A), $\sigma_a=75$ MPa, $N_f=1.20 \times 10^6$.

(d) 2024-O (composite A), $\sigma_a=81$ MPa, $N_f=2.92 \times 10^6$.

熱処理材の場合 (Fig. 8(b)) 試験片表面から約 20 μm の深さまで損傷を受けている。摩耗粉が凝着しているために接触面は大きな凸凹を示しているが、図中(b)に示した破線の下側の領域がパッドによって研削されていると考えられる。したがって、0 vol% SiC_p の場合摩耗量は熱処理の影響を著しく受ける。

Fig. 3 に示したように T6 熱処理マトリックス材料の 10^7 回のフレット疲労強度は疲労強度の約 46% である。この値は本フレット疲労試験法と同じ方法で試験した高張力鋼と Ti-6Al-4V 合金⁽¹³⁾ および 7075-T6 合金⁽³⁾ に対する 10^7 回のフレット疲労強度と疲労強度の比とはほぼ同じである。これに対して O 熱処理マトリックス材料の場合、 10^7 回のフレット疲労強度は疲労強度の約 82% である。O 熱処理材においてフレット疲労強度と疲労強度の違いが小さいのは (iii) の効果に起因していると考えられる。

しかし、 SiC_p はマトリックスに比べて摩耗特性が優れているので、 SiC_p 含有量の増加とともに、パッド接触面の摩耗損傷量は減少し、き裂研削によるフレット疲労強度向上への寄与が低下する。高サイクルでフレット疲労破断した 10 vol% SiC_p -T6 および 10 vol% SiC_p -O のパッド接触面の粗さをそれぞれ Fig. 8(c) および (d) に示す。両者間で摩耗損傷にはほとんど相違がみられず、両者とも摩耗損傷は Fig. 8(a) および (b) に比べて少ない。き裂発生と初期き裂伝播が摩耗によって抑制される効果は SiC_p 含有量とともに低下するが、O 熱処理材においてはそれが顕著である。

これらをもとに、Fig. 3 はつぎのように説明できる。本複合材料の SiC_p 添加によるフレット疲労強度向上に対しては、crack deflection 効果、crack closure 効果、およびき裂研削効果が有効であった。疲労強度向上に対しては、crack deflection 効果、crack closure 効果ともにほとんど有効でなかった。フレット疲労強度は、 SiC_p 含有量の増加とともに crack deflection 効果が増大し、き裂研削効果が減少する。O 熱処理材においては、き裂研削効果は 0 vol% SiC_p で顕著であるが、 SiC_p 含有量の増加とともに急減し、crack deflection 効果が相殺されている。その結果、Fig. 3 に示したように、フレット疲労強度と疲労強度の差が SiC_p 含有量の増加とともに増加する。一方、T6 熱処理材の場合き裂研削効果はあまり有効でなく、crack deflection 効果が SiC_p 含有量の増加とともに大きくなる。その結果、フレット疲労強度と疲労強度の差は SiC_p 含有量の増加とともに減少する。

Fig. 9 には、疲労強度およびフレット疲労強度と SiC_p 含有量との関係を、それぞれの引張強さで相対化して示す。 SiC_p 含有による相対化した疲労強度およびフレット疲労強度は、T6 熱処理材に比べて、O 熱処理材の方が高いことがわかる。Table 1 に示したように、 σ_B/σ_Y の値は T6 熱処理材では約 1.2、O 熱処理材では約 2.2 であることから、両熱処理材の繰返し軟化および硬化挙動は異なると考えられる⁽¹⁵⁾。両処理剤の疲労挙動に相違を生じた原因とし

Fig. 9 Fatigue strength ($\sigma_{aw.f}$) and fretting fatigue strength ($\sigma_{aw.f.f}$) normalized by tensile strength as a function of SiC_p vol%.

て、O 熱処理材では繰返し硬化が、T6 熱処理材では繰返し軟化が関与していると考えられる。しかし、Fig. 3 に示したように、T6 熱処理材のすべての疲労およびフレット疲労強度は、 SiC_p 含有量 0~25 vol% の範囲で、O 熱処理材のそれらの強度より高い。さらに、 SiC_p 含有量が 10 vol% 以上で、伸びは両熱処理材間でほとんど差がない。これらのことを考え合わせると、熱処理が疲労き裂発生個所および伝播経路と第 2 相との関係に影響をおよぼさなければ、複合材料の疲労およびフレット疲労強度の向上に対しては、マトリックスの強度ができるだけ高い方がよいと考えられる。

V. 結 論

平均粒径 2 μm の SiC_p をそれぞれ 10, 20 および 25 vol% 含有する 2024-T6 Al 合金および 2024-O Al 合金を用いて、疲労およびフレット疲労試験を行い、両強度における第 2 相量の役割およびマトリックスの機械的性質の影響について検討した。結果はつぎの通りである。

(1) T6 熱処理材 (マトリックス材料) の 10^7 回疲労強度およびフレット疲労強度はそれぞれ約 130 および 60 MPa である。両強度は SiC_p 含有量の増加とともに増加した後減少し約 20 vol% で極大を示し、それぞれ 145 および 90 MPa である。

(2) O 熱処理材 (マトリックス材料) の 10^7 回疲労強度およびフレット疲労強度はそれぞれ約 60 MPa および 50 MPa である。両強度は、 SiC_p 含有量の増加とともに増加し、25 vol% でそれぞれ 105 および 70 MPa であり、さらに増加の傾向にある。

(3) 複合材料の 10^7 回疲労強度は、T6 および O 熱処理材において、複合化による E および σ_B の変化を考慮して推定した範囲内であり、疲労強度に対する複合化の効果は特に見

られない。

(4) 複合材料の 10^7 回フレット疲労強度は、(3)と同様な手法で推定した値に比べて、T6 熱処理材において SiC_p 含有量の増加とともに増加する。一方、O 熱処理においてそれは SiC_p 含有量の増加とともに減少する。

(5) フレット疲労強度向上に対しては(a) crack deflection 効果および(b)摩耗によるき裂研削効果が有効である。(a)は SiC_p 含有量の増加とともに増加し、マトリックスの影響をほとんど受けない。(b)は SiC_p 含有量の増加とともに減少し、そして SiC_p 含有量が少ない場合マトリックスの影響を顕著に受ける。

(6) き裂発生個所およびき裂伝播経路に第2相が存在しない複合材料において、その疲労およびフレット疲労強度を高めるには、マトリックスの強度を高くすることが有効である。

実験結果の解釈に関して、有益な討論を賜った中村森彦博士(金属材料技術研究所)に感謝します。

文 献

- (1) P. R. Gibson, A. J. Clegg and A. A. Das: *Wear*, **95**(1984), 193.
- (2) 野呂瀬 進, 笹田 直, 宮下忠夫: *トライボロジスト*, **34**(1989), 528.
- (3) 角田方衛, 丸山典夫, 中沢興三: *日本金属学会誌*, **57**(1993), 1141.
- (4) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三: *日本金属学会誌*, **57**(1993), 1968.
- (5) 中沢興三, 角田方衛, 丸山典夫, 河部義邦: *鉄と鋼*, **74**(1988), 725.
- (6) S. Kumai, K. Yoshida, Y. Higo and S. Nunomura: *Int. J. Fatigue*, **14**(1992), 105.
- (7) J. J. Bonnen, J. E. Allison and J. W. Jones: *Met. Trans. A*, **22A**(1991), 1007.
- (8) 小磯信重, 三沢啓志, 児玉昭太郎: *材料*, **38**(1989), 120.
- (9) 村上敬宣: *鉄と鋼*, **75**(1989), 1267.
- (10) 角田方衛, 中沢興三: 腐食損傷を受ける鉄鋼の寿命・余寿命マニュアル, 日本鉄鋼協会, 特定基礎研究会, 構造材料の信頼性評価技術部会, (1991), 243.
- (11) 佐藤建吉, 藤井 孟, 児玉昭太郎: *材料*, **34**(1985), 744.
- (12) 佐藤豊一, 武藤睦治, 矢田敏夫, 鷹野昭彦, 角田英治: *材料*, **42**(1993), 78.
- (13) K. Nakazawa, M. Sumita and N. Maruyama: *ASTM STP* 1159, (1992), 115.
- (14) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三: *鉄と鋼*, **77**(1991), 290.
- (15) M. Klesnil and P. Lukas: *金属疲労の力学と組織学*(荒木透, 堀部 進訳), 養賢堂, (1984), 9.