SiC 粒子強化 A2024-T6 複合材料の疲労および フレッティング疲労特性解析

丸山 典夫 角田 方衛 中沢 興三

金属材料技術研究所筑波支所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 57, No. 11 (1993), pp. 1268-1274

Fatigue and Fretting Fatigue Behaviors of A2024-T6 Composite Materials Reinforced with 20 vol% SiC Particles

Norio Maruyama, Masae Sumita and Kouzou Nakazawa

National Research Institute for Metals, Tsukuba

A study has been made of the role of silicon carbide (SiC) particles in the fatigue strength and fretting fatigue strength at high cycles using powder metallurgy 2024-T6 Al metal matrix composites reinforced with 20 vol% SiC particles with the mean sizes of 2 and 16 μm . The 10^7 cycles plain fatigue strengths of the composites were within the values 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 in the composites were about 30% higher than those estimated. This suggested that the increase in fretting fatigue strength in the composites was probably due to low stress concentration at the fretted area and crack growth resistance caused by avoiding the SiC particles at low stress intensities.

(Received May 31, 1993)

Keywords: metal matrix composite, SiC particle, fatigue, fretting fatigue, role of reinforcement phase

I. 緒 言

粒子強化 Al 合金基複合材料はマトリックスの材料(以後非強化材料と呼ぶ)に比べて、一般に延性、靱性に劣るが、高比強度、高比弾性が期待できるので、輸送関連構造物用材料としての研究開発が進められている。したがって粒子強化 Al 合金基複合材料にとって、疲労強度およびフレッティング疲労強度がより高いことは極めて重要である。これらに関する研究においては、材料学的因子であるマトリックスの問題、界面の問題、強化相の問題を峻別し、強化相に関しては量、形状、大きさなどに十分な注意が払われるべきである。

粒子強化 Al 合金基複合材料の疲労強度に関しては、比較的多くの研究が行われているが⁽¹⁾⁻⁽⁶⁾、大部分は強化粒子とき裂伝播速度との関係に関するものである。また上記の材料学的因子に着目した研究は多いとはいえない。その中で強化粒子に関する系統的な研究はさらに少ない⁽¹⁾⁽²⁾。一方、金属基複合材料のフレッティング疲労に関する研究はこれまでにほとんど行われていない。

前報において、著者らは金属基複合材料における疲労強度およびフレッティング疲労強度について、複合化によるヤング率(以後 E と呼ぶ)および引張強さ(以後 σ_B と呼ぶ)の変化の寄与分と、それら以外の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、SiC ウィスカー強化 7075Al 合

金 T6 処理材の疲労およびフレッティング疲労強度を解析した。そしてこの複合材料における後者の寄与分は、主として複合化によるバット接触部の応力集中の分散効果およびき裂発生阻止効果であることを明らかにした⁽⁶⁾。

本報告においては、上記のことを考慮して、粒径の異なる 2 種類の SiC 粒子(以後 SiC_p と呼ぶ)をそれぞれ含有する 2024Al 合金 T6 処理材(以後 2024-T6 合金と呼ぶ)について疲労およびフレッティング疲労試験を行いそれらの強度向上への効果について解析を行った。

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 粒子と 2024Al 合金粉末を混合した後、HIP で固化成形、押出し加工により押出し温度 400~500°C 押出し比 9.5 で 25 mm ϕ の丸棒とし、T6 処理を施した。SiC 粒子の体積率は 20%、HIP 条件は 510°C、 9.8×10^2 GPa、14.4 ks である。この材料を以後 B 複合材料と呼ぶ。

平均粒径 16 μm (最大粒径 30 μm)の α 型 SiC 粒子を 20% 含有する複合材料も、B 複合材料と同じプロセスで作成した。この複合材料を以後 D 複合材料と呼ぶ。

Table 1 Mechanical properties of the alloy and composites used.

	Yield strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Hardness (Hv)	Young's modulus (MPa)
2024-T6	403	496	8.5	151	70600
2 μ mSiC/2024-T6 (B)	437	586	4.7	177	113000
16 μ mSiC/2024-T6 (D)	370	458	2.8	161	108000

Fig. 1 SEM photographs of 20 vol% SiC_p/2024-T6 Al composites.

(a) fine SiC_p/2024-T6 (Composite B).
(b) coarse SiC_p/2024-T6 (Composite D).

(2) 比較材料

複合材料の特性を比較するための材料として市販の 2024-T6 Al 合金を用いた。以後非強化材料と呼ぶ。

各試料の機械的性質を Table 1 に示す。複合材料 B および D の L 方向の SEM 写真を Fig. 1(a) および (b) に示す。

2. 試験方法

疲労試験片、フレットング疲労試験片およびパッドの形状は別報⁽⁶⁾に記したので省略する。試験には±10 t 電気油圧型疲労試験機を用いた。フレットング疲労試験は、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油圧源から分岐した。フレットング疲労試験の詳細は別報と同様である⁽⁷⁾。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 20 Hz、応力波形サイン波、そしてパッド接触面圧は 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. 結 果

1. 疲労強度およびフレットング疲労強度

S-N 曲線を Fig. 2(a) および (b) に示す。10⁷ 回疲労強度は非強化材料では 135 MPa、B 複合材料では 145 MPa そして D 複合材料では 140 MPa であった。S-N 曲線の傾斜部では B 複合材料の寿命は、他の材料の寿命に比べて多少長い。

非強化材料、B 複合材料および D 複合材料の 10⁷ 回フレットング疲労強度はそれぞれ 60 MPa、90 MPa そして 75 MPa である。複合材料の S-N 曲線の傾斜部の寿命は非強化材料の寿命に比べて長く、D と B ではほぼ同じであった。

2. 中断フレットング疲労寿命

疲労寿命に及ぼすフレットング損傷の影響を調べるために、ある繰返し数だけフレットング疲労試験を行った後、フレットング用パッドを取り外し、引き続き同一応力振幅で通常の疲労試験に移行する寿命試験を行った。用いた応力振幅は

Fig. 2 Plain fatigue (a) and fretting fatigue (b) behavior of $\text{SiC}_p/2024\text{-T6}$ Al composites and a 2024-T6 Al alloy.

非強化材料では 81 MPa, 複合材料では 112 MPa であった。結果を Fig. 3(a), (b) および (c) に示す。これらの応力振幅下では通常疲労の場合 10^7 回までに破断しないが、一方フレット疲労の場合 5×10^5 回前後で破断する (Fig. 2 参照)。縦軸はフレット疲労繰返し数にその後移行した通常疲労繰返し数を加えた繰返し数 (N_t)、そして横軸はフレット疲労繰返し数 (N_f) である。 $N_t = N_f$ の線上の値はフレット疲労試験結果を示す。 Fig. 3(a) の非強化材料の場合、 10^5 回フレット疲労繰返し後、通常疲労に移行したときの全寿命は 10^7 回以上になる。しかし 1.2×10^5 回フレット疲労繰返し数後、通常疲労に移行したときの全寿命は 4.1×10^5 回であり、この値は最初からフレット疲労したときの寿命にはほぼ等しい。フレット疲労損傷はフレット疲労寿命の約 30% で飽和する。同様にフレット疲労損傷は、 Fig. 3(b) の B 複合材料の場合約 50% で、そして Fig. 3(c) の D 複合材料の場合は約 70% で飽和する。

3. 破面観察

通常疲労においてき裂発生個所は非強化材料、複合材料ともに試験片表面からであった。き裂発生個所に欠陥や粒子は特に

Fig. 3 Effect of fretting period cycles on total life cycles. (a) 2024-T6 alloy. (b) fine $\text{SiC}_p/2024\text{-T6}$ (Composite B). (c) coarse $\text{SiC}_p/2024\text{-T6}$ (Composite D).

観察されなかった。フレット疲労においてもき裂発生個所は通常疲労の場合と同様であった。き裂発生個所の例を Fig. 4 および Fig. 5(a) に示す。 Fig. 4 は非強化材料の通常疲労下でのき裂発生個所である。 Fig. 5(a) は D 複合材料のフレ

Fig. 4 Typical crack initiation site in fatigue in a 2024-T6 alloy. $\sigma_a=138.6$ MPa, $N_f=1.07 \times 10^7$.

ティング疲労下のき裂発生個所である。D 複合材料は Fig. 1(b)に示したように平均 $16 \mu\text{m}$ の SiC_p が20%入っている。しかしながら Fig. 5(a)に示したように破面上には SiC_p の存在は確認できなかった。Fig. 5(b)はき裂発生個所から1 mm 内側に入った個所である。ここでも破面上には SiC_p はほとんど存在しない。Fig. 5(c)はき裂発生個所から4 mm 内側に入った個所である。破面上には多数の SiC_p が観察される。D 複合材料について、疲労およびフレット疲労破面上の SiC_p 面積率(以後面積率と呼ぶ)とき裂発生個所からの距離との関係を

Fig. 6 Area fraction of SiC_p as a function of distance from crack initiation site for the composites D.

求めそれを Fig. 6 に示す。Fig. 6 中の記号□と■は同一試験片の二つの破面のそれぞれの測定結果である。記号○と●についても同様である。き裂発生個所近くでは SiC_p 面積率はゼロに近いが、き裂発生個所からの距離が長くなるとともに面積率は大きくなる。その傾向は応力振幅に依存し、疲労によるき裂進展領域が広いほど、 SiC_p 面積率が低い領域は広い。き裂発生個所から3-4 mm 離れた個所の SiC_p 面積率は SiC_p 体積率より大きくなる。

IV. 考 察

1. SiC_p /2024-T6 Al 複合材料の疲労およびフレット疲労強度の推定

前報において⁽⁶⁾、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中味を、複合化による 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。その方法とは、式(1)および(2)が成立することが前提

Fig. 5 Fractographs of a coarse SiC_p /2024-T6 (Composites D) in fretting fatigue. $\sigma_a=80.1$ MPa, $N_f=1.76 \times 10^6$. (a) Typical crack initiation site, (b) 1 mm inside from crack initiation site, (c) 4 mm inside from crack initiation site.

となっている。

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

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

ここで $\sigma_{w,c}$ は複合材料の疲労強度およびフレット疲労強度, $\sigma_{w,M}$ は非強化材料の疲労強度およびフレット疲労強度, E_c は複合材料の E , E_M は非強化材料の E , σ_w は疲労強度およびフレット疲労強度, K は定数, そして σ_B は引張強さである。式(1)および(2)から出発して最終的に式(3)が導かれる⁽⁶⁾。

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

ここで $\sigma_{B,c}$ は複合材料の引張強さ, そして $\sigma_{B,M}$ は非強化材料の引張強さである。式(3)は, B 複合材料の場合は,

$$\sigma_{w,c} = 1.18 \cdot \sigma_{w,M} \quad (4)$$

そして D 複合材料の場合は,

$$\sigma_{w,c} = 0.92 \cdot \sigma_{w,M} \quad (5)$$

となる。通常疲労およびフレット疲労強度の式(4)および式(5)による推定値を, Fig. 2(a)および(b)中に, B 複合材料については破線で, そして D 複合材料については一点鎖線で示す。

B 複合材料の 10^7 回疲労強度の式(4)による推定値は 155 MPa であり, 測定値は推定値より約 10 MPa (−6%) 低く, そして D 複合材料の 10^7 回疲労強度の式(5)による推定値は 130 MPa であり, 測定値は推定値より約 10 MPa (8%) 高い。一方, B 複合材料の 10^7 回フレット疲労強度の式(4)による推定値は 70 MPa であり, 測定値は推定値より約 20 MPa (28%) 高く, そして D 複合材料の 10^7 回フレット疲労強度の式(5)による推定値は 55 MPa であり, 測定値は推定値より約 20 MPa (35%) 高い。全般に通常疲労強度は測定値と推定値はほぼ同じ水準にあるが, フレット疲労強度の測定値は推定値より約 30% 高い。また D 複合材料は B 複合材料に比べて測定値と推定値の差が大きい。その差は通常疲労では 14%, フレット疲労では 7% である。すなわち, 2024-T6 合金の SiC_p による強化は通常疲労強度に対してよりもフレット疲労強度に対して有効である。さらに両強度の値自体は B 複合材料が D 複合材料より高いが, 複合化による E と σ_B の変化の両強度への寄与分を除くと粒径 $16 \mu\text{m}$ の SiC の方が粒径 $2 \mu\text{m}$ の SiC より強度を高めるのに有効であると言える。

小磯ら⁽⁸⁾によると平均粒径 $6 \mu\text{m}$ の SiC_p 20% で強化した 6061-T6 合金の 10^7 回疲労強度は 180 MPa, 非強化材料の 10^7 回疲労強度は 130 MPa である。前述の式(3)を適用すると, $\sigma_{w,c} = 1.44 \sigma_{w,M}$ となり, この複合材料の 10^7 回疲労強度の推定値は 187 MPa となる。測定値と推定値はほぼ同じ水準 (−4%) である。

Bonnen ら⁽³⁾によると平均粒径 $6.3 \mu\text{m}$ の SiC_p 15% で強化した 2xxx シリーズ Al 合金の 10^7 回疲労強度は約 245 MPa, 非強化材料の 10^7 回疲労強度は 240 MPa である。式(3)を適用すると, $\sigma_{w,c} = 0.97 \sigma_{w,M}$ となり, この複合材料の 10^7 回疲労強度の推定値は 233 MPa となる。この場合も測定値と推定値はほぼ同じ水準 (+5%) である。

上記の文献(8)と(3)の結果をもとに式(3)により解析した結果は本報の結果と同じであり, SiC_p 強化 Al 合金基複合材料

の 10^7 回疲労強度は, ほぼ複合化による E および σ_B の変化から推定できる範囲にあることを示しており, SiC_p 複合化は疲労強度向上に寄与していないと言える。

2. SiC_p の疲労強度への影響

SiC_p 複合化による 10^7 回疲労強度の変化量は SiC_p 複合化による E および σ_B の変化から予想される範囲内であった。

平滑試験片の高サイクル側の寿命の大部分はき裂発生寿命によって支配される。したがって SiC_p の疲労強度への影響は主として疲労き裂発生寿命への影響として現れる。仮定した式(2)の比例定数 K に著しい影響を及ぼす材料因子は結晶粒径, 繰返し硬化・軟化挙動⁽⁹⁾, 応力集中源の存在⁽¹⁰⁾などである。さらに後述する SiC_p 周辺に存在する圧縮残留応力も式(2)に影響を及ぼす。これらの因子のうち, 複合化が原因で疲労強度を低下させる働きをするのは応力集中源が導入される場合である。これ以外の因子は複合化によりき裂発生寿命を遅延させ, 疲労強度を高くする。すなわち, 複合化により結晶粒径は減少し, 繰返し硬化は抑制されると考えられる⁽⁶⁾。しかしながら, SiC_p 複合化の場合, 測定値と式(3)による推定値にほとんど差がないと言うことは, これらの因子が相殺されているか, あるいはそれぞれの因子の影響がそれほど大きくないことを意味している。

3. SiC_p のフレット疲労強度への影響

前述したように 10^7 回フレット疲労強度の測定値は式(3)による推定値に比べて約 30% 高い。

Fig. 3 に示した中断フレット疲労試験において, フレット損傷が飽和する繰返し数の全寿命に対する割合は非強化材料では 30%, B 複合材料では 50%, そして D 複合材料では 70% である。き裂伝播寿命はこれらの残りの寿命の約 2 倍になるので⁽¹¹⁾, 非強化材料と B 複合材料のフレット疲労寿命はほぼき裂伝播寿命である。これに対して D 複合材料の寿命はき裂発生と伝播の両寿命が関係する。したがって, 本材料のフレット疲労においては SiC_p がき裂伝播過程にどのように影響するかがより重大になる。

(1) SiC_p の摩擦係数への影響

フレット疲労に関与する応力振幅は通常疲労の応力振幅 σ_a と摩擦応力振幅 f_a である。 f_a は摩擦係数 μ の関数である。 μ が小さいほど疲労強度は高くなる。 μ と σ_a との関係を図 7 に示す。 μ は非強化材料と B 複合材料でほぼ同じ水準である。それに対して D 複合材料の μ は約 30% 高い。したがって, D 複合材料における SiC_p は μ を通してフレット疲労強度を低下させるように作用する。

(2) SiC_p のパッド接触部における主き裂発生位置への影響

フレット疲労において最終的に破断に至るき裂がパッド接触部のどこで発生するかはその強度に直接係わる⁽¹²⁾。接触面は stick region とその両側の slip region から構成されており, き裂は両 region の境界で発生する。押付け力の大部分は stick region で受ける。この region が狭く, き裂が接触面の中央近くから発生する場合特に高い応力集中が生じ, フレット疲労強度の低下が見られる。き裂発生位置がパッド接触部中央であるか端部であるかの違いは高張力鋼および Ti-

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

Fig. 8 Crack initiation sites of fracture in fretting fatigue specimens in Fig. 2.

6Al-4V 合金において高サイクル側で 20~30 MPa の強度差となって現れる⁽¹³⁾。パッド接触部における主き裂発生位置を Fig. 8 に示す。複合材料においては B, D ともにき裂はすべて接触部端部から発生していた。それに対して非強化材料では、高応力振幅下の一本の試験片以外はき裂は接触部中央から発生していた。したがって本実験条件下では、SiC_p による複合化はパッド接触部の応力集中を分散させることにより、フレット疲労強度を高くする効果を有する。この傾向は前報の SiC ウィスカー強化 7075-T6 合金の場合と同じである⁽⁶⁾。

(3) SiC_p の疲労き裂伝播への影響

Fig. 5(b) および Fig. 6 で示したように、疲労およびフレ

ット疲労のき裂伝播速度 (da/dN) が比較的遅い領域では、破面上に SiC_p はほとんど観察されない。一方、 da/dN が速い領域では SiC_p の面積率は 25% を超える。1 本の試験片から得られる 1 対の破面で SiC_p の面積率の変化に差は見られない。このことは、き裂は最初 SiC_p を避けながら進展するが、やがてき裂は SiC_p とマトリックスの界面ではなく、SiC_p を貫通して進展するようになることを意味する。

以上の考察は平均粒径 16 μm の SiC_p で複合化した D 複合材料の結果を基にしている。平均粒径 2 μm の B 複合材料においては破面観察が困難であったので、Fig. 6 のような現象が存在するかどうかは不明である。

SiC_p 強化 Al 合金において、低 da/dN の破面上に SiC_p がほとんど観察されない例は既に報告されている⁽²⁾⁽³⁾。一方、低 da/dN でも SiC_p の体積率に相当する SiC_p の面積率を示す場合も報告されている⁽¹⁾⁽⁵⁾。SiC_p の面積率と SiC_p の大きさには相関はない。文献(2)では SiC_p の大きさは 3.5 μm であり、そして文献(5)では 2~4 μm である。 da/dN は SiC_p の面積率が小さい場合に遅く、大きい場合に速い傾向がみられる⁽¹⁾⁽⁵⁾。

疲労破面上の SiC_p の有無は複合材料のプロセッシングに関係していると考えられる。SiC_p が疲労破面上にほとんど観察されない試料⁽²⁾⁽³⁾はそれぞれ T4 および T6 処理が施されている。溶体化処理後時効しているが、冷間加工は加えられていない。本報の試料も T6 処理である。一方、SiC_p の体積率に相当する面積率を示す試料⁽¹⁾⁽⁵⁾は 150~200℃ で時効する前に冷間加工が加えられている。

疲労破面上に SiC_p がほとんど存在しない理由は次のように考えられる。T4 および T6 処理においては冷間加工を施さないで、SiC_p とマトリックス界面の接着力は大きい。SiC_p とマトリックスの熱膨張係数の差は 6~7 倍ある。溶体化処理後冷却する過程で収縮が生じるが、SiC_p の熱膨張係数は小さいので、マトリックスの収縮は SiC_p により阻止される。その結果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発生する。その後の時効処理は 150℃ 前後で行われるので残留応力は除去されるに至らない。疲労き裂は、 da/dN が遅く応力拡大係数が低いときは、SiC_p を避けて引張残留応力の高い粒子間を伝播していく。しかし、応力拡大係数が高くなり da/dN が速くなると、き裂先端の塑性変形域の中に SiC_p 周辺のミクロ的残留応力の不均一部は吸収されて、SiC_p による応力集中の影響が顕在化する。その結果き裂は SiC_p を伝って進展するようになる。一方、プロセッシングで冷間加工が施されると、SiC_p とマトリックスの変形能の差のために両者間の接着力は低下し、SiC_p 周辺では圧縮残留応力は発生しにくくなる。たとえ発生しても、SiC_p の存在は空洞と同じなので、応力集中が高くなり、き裂は SiC_p とマトリックスの界面を伝播するようになる。

疲労き裂が SiC_p を避けて進展する場合、SiC_p 周辺の圧縮残留応力による da/dN の遅延とデフレクションによる応力拡大係数低下に基づく da/dN の遅延の相乗効果が生じる。このような破面を示す試料の da/dN は非強化材料の da/dN に比べて著しく遅くなることが期待できる。10⁷ 回フレット疲労強度の測定値が式(3)による推定値より約 30% 高い原因の一つはこのき裂の SiC_p 迂回にある。

前報の SiC ウィスカー(SiC_w)/7075-T6 複合材料の場合 10⁷ 回フレッティング疲労強度の測定値は式(3)による推定値に比べて約60%高く⁽⁶⁾, これは本報の B および D 複合材料の場合の約2倍に達する. SiC_w/7075-T6 複合材料および 7075-T6 合金のフレッティング損傷が飽和する時期は遅く, 全寿命の大部分はき裂発生寿命である. また SiC_w/7075-T6 複合材料の da/dN は低応力拡大係数領域で 7075-T6 合金の da/dN よりやや速く, SiC_w 複合化によるき裂伝播抑制の効果は現れていない⁽¹⁴⁾.

以上のことから, SiC_p は疲労き裂発生抑制効果は小さいが, 疲労き裂伝播抑制には有効である, 一方 SiC_w はき裂発生抑制には有効であるが, き裂伝播抑制効果は小さいと言える.

SiC_w のき裂伝播への影響はマトリックスの種類により異なるので⁽¹⁴⁾, 複合化によりフレッティング疲労強度向上を目指す場合, どのようなマトリックスにするかは重要な問題である.

V. 結 論

平均粒径 2 μm(B 複合材料)および 16 μm(D 複合材料)の SiC_p をそれぞれ20%含む 2024-T6 Al 基複合材料を用いて, 高サイクル側の疲労強度およびフレッティング疲労強度における第2相の役割について調べた. 結果は次の通りである.

(1) 10⁷ 回疲労強度は, 非強化材料では 135 MPa, B 複合材料では 145 MPa, そして D 複合材料では 140 MPa であった.

(2) 10⁷ 回フレッティング疲労強度は, 非強化材料では 60 MPa, B 複合材料では 90 MPa, そして D 複合材料では 75 MPa であった.

(3) 非強化材料および B 複合材料のフレッティング疲労寿命の大部分はき裂伝播寿命により支配される. D 複合材料ではき裂発生寿命と伝播寿命はほぼ同じであった.

(4) フレッティング疲労において, 主き裂発生個所は, 非強化材料ではパッド接触部中央, そして複合材料ではパッド接触部端部であった.

(5) 摩擦係数は非強化材料と B 複合材料はほぼ同じである. しかし, D 複合材料は約30%高い.

(6) 複合材料の 10⁷ 回疲労強度は複合化による E および σ_B の変化を考慮して推定した強度の範囲内であり, 疲労強度に対する複合化の効果は特に見られない.

(7) 複合材料の 10⁷ 回フレッティング疲労強度は複合化による E および σ_B の変化を考慮して推定した値より約30%高い. これは, パッド接触部の応力集中の複合化による分散, および SiC_p 周辺に存在する圧縮残留応力による低応力拡大係数域でのき裂進展経路の SiC_p 迂回に伴う進展速度の遅延が生じるからである.

文 献

- (1) Jian Ku Shang, Weikang Yu and R. O. Ritchie: Mater Sci Eng, **A102**(1988), 181.
- (2) S. Kumai, K. Yoshida, Y. Higo and S. Nunomura: Int. J. Fatigue, **14**(1992), 105.
- (3) J. J. Bonnen, J. E. Allison and J. W. Jones: Met. Trans. A, **22A**(1991), 1007.
- (4) M. Levin and B. Karlsson: Mater Sci Tech., **7**(1991), 596.
- (5) Y. Sugiyama and S. Suresh: Met. Trans. A, **23A**(1992), 2231.
- (6) 角田方衛, 丸山典夫, 中沢興三: 本誌に投稿中.
- (7) 中沢興三, 丸山典夫, 角田方衛, 河部義邦: 鉄と鋼, **74**(1988), 725.
- (8) 小磯信重, 三沢啓志, 児玉昭太郎: 材料, **38**(1989), 1206.
- (9) 角田方衛, 内山 郁: 鉄と鋼, **63**(1977), 1700.
- (10) M. Sumita, I. Uchiyama and T. Araki: Trans. ISIJ, **14**(1974), 275.
- (11) 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.
- (12) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三: 鉄と鋼, **76**(1990), 262.
- (13) N. Nakazawa, M. Sumita and N. Maruyama: ASTM STP 1159, (1992), 115.
- (14) K. Hirano: Fatigue 90, Proceedings of the 4th Inter Confer on Fatigue and Fatigue Thresholds, (1990), 863.

訂 正

日本金属学会誌 第57巻 第10号 (1993), 1141.

Al 合金基複合材料のフレッティング疲労強度に
おける第2相の役割

角田方衛 丸山典夫 中沢興三

p.1146 左段上から2行目

正	誤
鉄鋼材料以外の金属材料	チタン合金