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

科学技術庁金属材料技術研究所

J. Japan Inst. Metals, Vol. 57, No. 10 (1993), pp. 1141-1148

Role of Second Phase in Fretting Fatigue Strength in a SiC-Whisker-Reinforced Aluminum Alloy Composite

Masae Sumita, Norio Maruyama and Kouzou Nakazawa

Science and Technology Agency, National Research Institute for Metals, Tsukuba

The fretting fatigue strength at 10^7 cycles was 106 MPa in the SiC_w/7075-T6 Al composite, and 62 MPa in the 7075-T6 alloy. The fatigue strength at 10^7 cycles was 155 MPa in both the materials.

A method to evaluate the role of reinforcement phase in fatigue strength and fretting fatigue strength in a metal matrix composite was proposed, which distinguish the increase in the fatigue and fretting fatigue strengths due to the increase in ultimate tensile strength by reinforcement from the increase in the strengths of the composite materials.

The results of the evaluation of the fretting fatigue strength at 10^7 cycles in the SiC_w/7075-T6 alloy composite on the basis of the above method was that the gross increase was 44 MPa (70%) and the net increase was 38 MPa (57%) in the strength due to the reinforcement, compared with the strength in the 7075-T6 alloy. It seems that the net increase in the strength in the composite is owing to the low stress concentration in the fretted area and the restriction of crack initiation by reinforcement.

The practical value of the fatigue strength at 10^7 cycles in the SiC_w/7075-T6 alloy composite is nearly equal to the estimated value. The crack was initiated from the defect whose size was 150~200 μm .

The effects of SiC whisker reinforcement on the friction coefficient, main crack initiation site on the fretted area, paring off of microcracks by pad, crack initiation, and crack propagation in the composite materials were discussed.

(Received April 22, 1993)

Keywords: metal matrix composite, fatigue, fretting fatigue, strength evaluation, role of reinforcement phase

I. 緒 言

金属基複合材料(以後複合材料と呼ぶ)は、マトリックスの材料(以後非強化材料と呼ぶ)に比べて、延性や靱性は犠牲にするが、高比強度、高比弾性である。強化材の種類によっては従来の冶金学的プロセッシングがそのまま適用でき、加工も可能である。複合材料は上記の特性を生かして、航空機、自動車などの将来の構造物用材料として期待されている⁽¹⁾。

複合材料が使用される構造物には疲労荷重やフレッティング疲労荷重が加わる可能性が高い。複合材料は、非強化材料に比べて優れた摩耗特性を有するので⁽²⁾⁽³⁾、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と考えられる。したがって、複合材料の疲労特性およびフレッティング疲労特性を解析して十分に理解し、それらの強度向上の可能性について考えることは重要である。

これまでに複合材料の疲労強度特性に関する研究は多数行われている。複合化によりヤング率(以後 E と記す)や引張強度

(以後 σ_B と記す)が増加すれば、その分疲労強度も増加するが、これらの問題を論じた報告はほとんど見られない⁽⁴⁾。一方、複合材料のフレッティング疲労に関する研究はほとんどない。

本報告は上記のことを考慮して、SiC ウィスカー(以後 SiC_w と呼ぶ)で強化した 7075-T6 Al 合金を用いて、複合化によるフレッティング疲労強度向上について、 E の寄与分、 σ_B の寄与分それに強化相による強化機構発現による寄与分を分けて考察した。そして SiC_w がフレッティング疲労強度向上に強化相として有効であることを示した。

II. 実験方法

1. 対象材料

直径 0.1~1 μm 、長さ 5~50 μm の SiC_w と 7075Al 合金粉末とを溶媒中で分散、混合した後、溶媒を除去して得られた混合粉末を高温高圧下で固化成形し、それを押出し加工により 25 mm ϕ の丸棒とし、T6 処理を施した素材を用いた。SiC_w の体積

Table 1 Mechanical Properties of materials used.

	SiC _w volume (%)	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_B (MPa)	δ (%)	Hv	E (MPa)
7075-T6 FRM	20	660	758	1.3	230	120000
7075-T6	—	689	702	6.7	200	70600

率は20%である。SiC_w/7075-T6 複合材料と比較のため基準となる材料として用いた 7075-T6 合金の力学的性質を Table 1 に示す。複合材料の L 方向(押し出し方向)および T 方向(押し出し方向に直角方向)の SEM 写真を Fig. 1(a)および(b)に示す。ウィスカは押し出し方向に優先的に配向している。SEM 写真上のウィスカ長さは 1~5 μm のものが多く、ウィスカは押し出し時に破断している。本材料でパッドと試験片は作製された。

2. 試験方法

フレットング疲労試験片、パッドの形状およびフレットング疲労試験模式図を Fig. 2(a), (b)および(c)に示す。試験は $\pm 10\text{ t}$ 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、試験片の平行部の両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。パッド押付け力は試験機本体油圧源から分岐した油圧を利用して小型アクチュエータにより付与した。フレットング疲労試験の詳細は別報⁽⁵⁾と同様である。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。

Fig. 2 Dimensions of a fretting fatigue specimen (a), a pad (b) and schematic representation of fretting fatigue test (c).

← The direction of extrusion

(a)

(b)

Fig. 1 SEM photographs of 20 volume% SiC_w/7075-T6 Al composite. (a) L-direction. (b) T-direction.

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 で、応力波形はサイン波で、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。破面およびフレッティング表面観察には走査型電子顕微鏡を用いた。

III. 結 果

1. 疲労強度およびフレッティング疲労強度

SiC_w/7075-T6 複合材料と 7075-T6 合金の通常疲労の S-N 曲線およびフレッティング疲労の S-N 曲線を Fig. 3 に示す。同図から次のことが分かる。

(a) 複合材料の通常疲労寿命は非強化材料の寿命に比べて約 1 桁長い。しかし 10⁷ 回通常疲労強度は複合材料および非強化材料ともに約 155 MPa であり、両者間で差はほとんどみられない。

(b) 複合材料の 10⁷ 回フレッティング疲労強度は 106 MPa として非強化材料のそれは 62 MPa であり、前者は後者に比べて約 70% 高い。S-N 曲線の傾斜部において複合材料の寿命は非強化材料の寿命より長い³⁾、それは高サイクル側ほど顕著である。

2. パッド接触部の主き裂発生位置

Fig. 3 において非強化材料のフレッティング疲労で破断した 7 本の試験片のうち σ_a が 60~130 MPa の 6 本はパッド接触部中央でき裂は発生している。一方、複合材料の場合、 $\sigma_a=150$ MPa ではき裂はパッド接触部中央部で発生しているが、他はすべて接触部端部から発生している。

3. 中断フレッティング疲労寿命

疲労寿命におよぼすフレッティング損傷の影響を調べるため

Fig. 3 Fatigue and fretting fatigue behavior of a SiC_w/7075Al alloy composite and a 7075Al alloy. (F.: Fatigue, F.F.: Fretting fatigue)

に、ある繰返し数だけフレッティング疲労試験をした後、フレッティ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。非強化材料に関しては、応力振幅 σ_a は 69 MPa および 133 MPa の 2 水準で、そして複合材料に関しては 132 MPa の 1 水準で試験を行った。非強化材料の結果を Fig. 4(a) に、そして複合材料の結果を Fig. 4(b) に示す。縦軸はフレッティング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ティング疲労繰返し数 (N_f) である。 $N_t=N_f$ の線上の値はフレッティング疲労試験結果を示す。この試験条件下では通常疲労の寿命は 10⁷ 回以上である。一方、フレッティング疲労寿命は非強化材料において $\sigma_a=69$ MPa では約 3×10^5 回、 $\sigma_a=133$ MPa では約 5×10^4 回である。そして複合材料においては $\sigma_a=132$ MPa で約 3×10^5 回である。非強化材料の $\sigma_a=69$ MPa の場合および複合材料の $\sigma_a=132$ MPa の場合フレッティング疲労寿命に極めて近い繰返し数でパッドを取り外し、通常の疲労試験に移行すると 10⁷ 回までに破断しない。このことはこのフレッティング疲労条件下では試験片の破断直前まで摩擦力が関与していることを意味している。すなわちフレッティング疲労損傷は最終破断近くまで飽和しない。ところが、非強化材料の $\sigma_a=133$ MPa の場合、フレッティング疲労繰返し数の中で摩擦力が関与しない繰返し数の割合が増加す

Fig. 4 Effect of fretting period cycles on total life cycles. (a) 7075-T6 Al Alloy. (b) SiC_w/7075-T6 composite.

る. 例えば, 10^4 回の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約 10^5 回であり, 全寿命の初期段階の約10%に摩擦力が関係し, 残りの90%は通常疲労によるものである. そしてフレット損傷はフレット疲労寿

命の約50%で飽和する.

4. 破面観察

通常疲労破面およびフレット疲労破面は, 非強化材料

(a)

(b)

Fig. 5 Typical crack growth in fretting fatigue.

(a) 7075-T6 Al alloy $\sigma_a=64$ MPa, $N_f=1.65 \times 10^5$, (b) SiC_w/7075-T6 Al composite $\sigma_a=111$ MPa, $N_f=3.57 \times 10^6$.

(a)

(b)

Fig. 6 Typical crack initiation sites in fretting fatigue.

(a) 7075-T6 Al alloy $\sigma_a=64$ MPa, $N_f=1.65 \times 10^5$, (b) SiC_w/7075-T6 Al composite $\sigma_a=111$ MPa, $N_f=3.57 \times 10^6$.

においては **Fig. 5(a)** に示すように、全般に脆性的なへき開破面を呈しており、そして複合材料においては、**Fig. 5(b)** に示すように全般にディンプル破面である。後者の破面上には SiC_w が抜けた穴あるいは押し出し方向に直角方向に配列した SiC_w が多数観察される。しかし破面上にウィスカの破片が散乱している状況は欠陥部以外では観察されない。

フレッティング疲労き裂発生個所の写真を **Fig. 6(a)** および **(b)** に示す。この領域では非強化材料および複合材料ともに大きな塑性変形を伴った延性破面を呈しており、破壊様式の両材料間の大きな相違はみられない。

IV. 考 察

1. 疲労強度およびフレッティング疲労強度に対する複合化効果評価方法の提起

応力 σ_c 下にある複合材料に生じるひずみを ϵ_c とすると、マトリックス部分には ϵ_c に対応する応力 σ_M が加わっている。 σ_c と σ_M の間には次の関係が存在する。

$$\sigma_c = \sigma_M \cdot E_c / E_M \quad (1)$$

ここで E_c と E_M はそれぞれ複合材料と非強化材料の E である。したがって **Fig. 7** に示すように疲労強度 $\sigma_{w,M}$ を有する非強化材料を複合化することにより、式(2)で求まる疲労強度 $\sigma_{w,c}^*$ を有する複合材料が得られたならば、それは複合化により E が増加したためであり、複合化によりマトリックス自体の疲労強度が増加したためではない。

$$\sigma_{w,c}^* = \sigma_{w,M} \cdot E_c / E_M \quad (2)$$

材料の種類が同じ場合、金属材料において高サイクル側の $\sigma_{w,M}$ は引張強さ σ_B に比例する。

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

ここで K は定数として $\sigma_{B,M}$ は非強化材料の σ_B である。 K は金属材料においては $1/2 \sim 1/3$ である⁽⁶⁾。

Fig. 7 Schematic representation of stress as a function of strain in matrix and composite to explain eqs. (2), (4) and (5).

金属材料の耐久限度が σ_B に比べて著しく低いのは、疲労においては微視組織学的に一番弱い個所に損傷が繰返し集中してき裂が発生し、それが伝播して破壊に至るからである。金属基複合材料においては金属の特性を生かして、複合化により力学特性の強化を計る。したがって複合材料の疲労は金属材料と同様に繰返し数依存型の破壊である。そこで複合材料においても金属材料における式(3)と同じ関係が存在すると仮定する。

$$\sigma_{w,c}^* = K \cdot \sigma_{B,c}^* \quad (4)$$

ここで $\sigma_{B,c}^*$ は複合材料の **Fig. 7** で定義される σ_B である。式(2)および(4)より

$$\sigma_{w,c}^* = \sigma_{w,M} \cdot \sigma_{B,c}^* / \sigma_{B,M} \quad (5)$$

複合材料の実際の引張強さ $\sigma_{B,c}$ が $\sigma_{B,c}^*$ より小さくなれば、複合材料の実際の疲労強度 $\sigma_{w,c}$ は $\sigma_{w,c}^*$ より小さくなる。したがってその効果を取り入れた $\sigma_{w,c}$ は $\sigma_{w,c}^*$ に $\sigma_{B,c} / \sigma_{B,c}^*$ を乗じたものになり、式(5)は次のようになる。

$$\begin{aligned} \sigma_{w,c} &= \sigma_{w,c}^* \cdot \sigma_{B,c} / \sigma_{B,c}^* \\ &= \sigma_{w,M} \cdot \sigma_{B,c} / \sigma_{B,M} \cdot \sigma_{B,c} / \sigma_{B,c}^* \\ &= \sigma_{w,M} \cdot \sigma_{B,c} / \sigma_{B,M} \end{aligned} \quad (6)$$

式(6)は複合化することによる E と σ_B の変化を考慮した式である。式(4)を仮定した結果、 σ_w は E に独立した値となっている。もし、複合材料の疲労強度が式(6)から求まる推定値より高いならば、複合化はマトリックス材料の疲労強度向上に作用したことを意味し、一方実測値が式(6)の値より低いならば、複合化は疲労強度に対してマイナスに作用したことを意味する。

以上の考え方はフレッティング疲労強度に対しても適用できる。フレッティング疲労においてはき裂発生挙動と初期き裂伝播挙動がパッドと試験片間の摩擦係数、パッド接触部の応力集中、そしてパッド接触面の摩耗の影響を受ける⁽⁷⁾。これらが通常の疲労と異なる点であるが、本質的には繰返し応力下で生じる疲労破壊である。

文献(5)および(8)のデータを整理して鉄鋼材料に関する 10^7 回フレッティング疲労強度と σ_B との関係を求め、それを

Fig. 8 Fretting fatigue strength as a function of UTS.

Fig. 8に示す。フレット疲労強度は通常の疲労強度と同様に σ_B にはほぼ比例する。なお、チタン合金に関してはこのような整理ができるデータは存在しない。

Table 1に示したように複合材料の σ_B は758 MPa、非強化材料の σ_B は702 MPaであるので、式(6)は次式ようになる。

$$\sigma_{w,c} = \sigma_{w,M} \cdot 758/702 = 1.08\sigma_{w,M} \quad (7)$$

式(7)を用いた、通常疲労およびフレット疲労の $\sigma_{w,c}$ 推定値をFig. 3中に点線および一点鎖線で示す。これらの推定値と複合材料の疲労強度およびフレット疲労強度実測値をⅣ.2および3で比較検討する。

2. SiC_w/7075-T6 合金の通常疲労強度実測値と式(6)に基づくその推定値との比較

Fig. 3に示したように10⁷回通常疲労強度の式(7)による複合材料の推定値は約169 MPa、実測値は約160 MPa、そして非強化材料の実測値は155 MPaである。複合材料の10⁷回疲労強度の実測値と推定値の間にほとんど差がない。

複合材料の疲労き裂発生個所を調べた結果、き裂はすべて大きさ150~200 μmの内部欠陥から発生していた。その例をFig. 9(a)に示す。欠陥部には同(b)に示すようにSiC_wが散乱しているのが観察された。したがって複合材料の疲労強度は、この欠陥による応力集中が原因して低下していると考えられる⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾。

文献(11)によれば、2024-T6 合金および10%SiC_w/2024-T6 合金の10⁷回回転曲げ疲労強度はそれぞれ150 MPaおよび250 MPaである。前述の式(6)を用いて文献(11)の複合材料の10⁷回疲労強度を推定すると約200 MPaであり、実測値

の方が25%高い。

文献(12)によれば、6061-T6 合金および17%SiC_w/6061-T6 合金の10⁷回回転曲げ疲労強度はそれぞれ95 MPaおよび160 MPaである。前述の式(6)を用いてこの複合材料の10⁷回疲労強度を推定すると約155 MPaであり、実測値と同じ水準である。

文献(12)の場合疲労き裂発生個所は不明であるが、本実験結果から推察すると、き裂は内部欠陥から発生している可能性が高い。すなわち、SiC_wによる強化は、プロセッシングに注意が払われるならば、通常疲労強度を高める機構を発現させることができると考えられる。

3. SiC_w/7075-T6 合金のフレット疲労強度実測値と式(6)に基づく推定値との比較

Fig. 3に示したように、式(7)による複合材料の10⁷回フレット疲労強度の推定値は67 MPaであるのに対して、実測値は106 MPaであり、38 MPa(57%)高くなっている。このことはSiC_wによる強化は高サイクル側のフレット疲労強度向上に有効であり、何らかの強化機構が発現していると考えられる。しかし低サイクル側では複合化による効果はほとんど見られない。なお、フレット疲労の場合、き裂はすべてバッド接触部で発生しており、試験片内部に存在する欠陥が寿命に影響をおよぼす例は存在しなかった。

4. SiC_w 相のフレット疲労強度への影響

Ⅳ.3で述べたようにSiC_wは高サイクル域でのフレット疲労強度向上に有効であった。その中味について検討する。

Fig. 9 (a) Typical fatigue crack initiation from a defect in the SiC_w/7075-T6 Al composite and (b) Inside of the defect. $\sigma_a = 160$ MPa, $N_f = 6.32 \times 10^6$.

(1) 摩擦係数

フレタング疲労破壊に関与する応力振幅は σ_a と $2f_a$ である⁽¹³⁾.

$$f_a = \mu p \quad (8)$$

ここで f_a は摩擦力振幅, μ は摩擦係数, p はパッド接触面圧である. f_a は μ が小さいほど小さいので, フレタング疲労強度は μ が小さいほど高くなる. μ は接触する材料の種類⁽¹⁴⁾ や環境⁽⁷⁾ の影響を受ける.

複合材料および非強化材料の μ を測定した結果を Fig. 10 に示す. μ は両試料間でほぼ同じである. したがって本試験では, SiC_w は摩擦力低下によるフレタング疲労強度向上に寄与していない.

なお, Al 合金を SiC 粒子で複合化することにより, μ は低減する場合があるので⁽¹⁵⁾⁽¹⁶⁾, μ の複合化による低減可能な条件を明確にすることが必要である.

(2) パッド接触部の主き裂発生位置

試験片とパッドの接触部は stick region とその両側にある slip region から構成されており, き裂は両 region の境界で発生する. 模式図を Fig. 11 に示す. 押付け力が大きいと stick region の面積は広くなり, き裂はパッド接触端部近くで発生する. このような場合, 摩擦力は押付け力とともに増大するので, 寿命は押付け力とともに減少する. しかし押付け力が比較的小さい場合, stick region が著しく狭くなり, その結果き裂

Fig. 10 Friction coefficient as a function of stress amplitude.

Fig. 11 Schematic representation of fretting damage on the contact area.

はパッド接触部の中央近くから発生し, 破断寿命は短く, 破断強度は低くなる. それはパッドを通しての押付け力が stick region に集中するためと考えられる⁽¹⁷⁾.

III.2 で述べたように全般に非強化材料ではき裂はパッド接触部中央, すなわち狭い stick region 下で発生していた. 一方, 複合材料の場合, き裂は全般に接触部端部から発生していた. したがってパッド接触面の挙動は非強化材料のフレタング疲労強度に不利に作用している. このき裂発生位置の違いは, 高張力鋼および Ti-6Al-4V 合金の場合, 高サイクル側で 20~30 MPa の強度差となっている⁽¹⁷⁾. この類推から, 複合材料と非強化材料のフレタング疲労強度の差のうち 20~30 MPa はパッド接触部の主き裂発生位置の違いに起因していると考えられる.

(3) 摩擦による初期微小き裂の研削

パッドによる試験片の摩擦はフレタング疲労寿命を延命する. それは微小き裂がたとえ発生しても摩擦によって削除されるために, 伝播可能なき裂長さに達するまでの繰返し数が大きくなるからである⁽⁷⁾. しかし本研究で使用した複合材料および非強化材料はともに摩擦は極微量であるので, (3)の効果はない.

(4) SiC_w のき裂発生への影響

フレタング疲労においては, 通常の疲労と異なり, き裂発生および初期き裂伝播域では押付け力および摩擦力の影響を受ける. き裂は摩擦力の影響をうけて傾いて発生し, 通常の疲労より速い速度で進展し, き裂長さとともに速度は遅くなる. そして極小値を示した後, き裂はその長さとともに速くなり, そして破断する.

Fig. 4(a)および(b)に示したように, 両試料とも耐久限度に近い応力振幅下ではフレタング損傷が飽和するのは全寿命の90%以上においてである. この飽和はき裂伝播速度が極小値を示す付近で生じるので⁽¹⁸⁾, き裂伝播寿命の全寿命に対する割合は20%以下である. 全寿命の大半はき裂発生に費やされている. Fig. 3 に示した複合材料の実測 S-N 曲線が, 推定 S-N 曲線より, 特に高サイクル側で著しく長寿命側にくるのは, SiC_w 複合化によるき裂発生が遅延に寄与している可能性がある.

σ_B が一定の場合, 疲労強度 σ_w は結晶粒径が小さいほど高い. それはき裂発生を制御するからである⁽¹⁹⁾. Fig. 12(a)に示すように SiC_w が細粒化と同じ効果を発揮する. 非強化材料の平均粒径は数 μm である. これに比べて Fig. 1(T 方向)に示したように複合材料の SiC_w の平均自由距離ははるかに小さい.

式(3)の $\sigma_{w,M}$ と $\sigma_{B,M}$ との関係に影響をおよぼす因子として, 上述の結晶粒径以外に, 繰返し硬化・軟化挙動がある⁽¹⁹⁾. $\sigma_{w,M}$ は繰返し軟化の場合, 繰返し硬化の場合に比べて低くなる. 本実験で用いた T6 処理のような繰返し軟化するマトリックスを SiC_w で強化すると繰返し軟化の度合いが抑制され, その結果フレタング疲労強度は増加する.

さらに Fig. 12(b)に示すように, 発生した初期微小き裂先端の繰返し応力下における拡大が SiC_w により抑制される効果もフレタング疲労強度を増加させる.

Fig. 12 Schematic representation of the mechanisms of reinforcement on fatigue crack initiation.

(a) Barrier against slip.

(b) Barrier against crack initiation.

(5) SiC_w のき裂伝播への影響

SiC_w/7075-T6 の da/dN は低応力拡大係数域で、7075-T6 の da/dN よりやや速く、SiC_w 複合化によるき裂伝播抑制効果は現れていない⁽²⁰⁾。しかし SiC_w による複合化でもマトリックスの種類によっては da/dN は遅延する。SiC_w/2025-T6 がその例である⁽¹⁶⁾。前述したように両材料とも高サイクル域では寿命の大半はき裂発生寿命であるので、き裂伝播過程の挙動はこの両材料ではそれほど重要ではない。

大部分の金属材料において、フレッティング損傷が飽和するのは、耐久限度近い応力レベルでは全寿命の30~50%である⁽²¹⁾。これは本実験で使用した非強化材料および複合材料とは著しく異なる点である。用いた材料は相対的にき裂伝播が容易な材料であることを意味している。

以上の考察より SiC_w/7075-T6 合金の高サイクル側のフレッティング疲労強度が、SiC_w 複合化による E と σ_B の増加分を考慮したフレッティング疲労強度推定値より高いのは、複合化によりパッド接触面における損傷形態が変化をうけ、応力集中が分散されるためおよび、き裂発生が抑制されるためであると結論できる。

V. 結 論

(1) 10⁷ 回フレッティング疲労強度は SiC_w/7075-T6 合金では 106 MPa、そして非強化材料では 62 MPa である。

(2) 10⁷ 回通常疲労強度は複合材料、非強化材料ともに約 155 MPa である。

(3) 複合材料および非強化材料はともにフレッティング疲労寿命の80%以上はき裂発生に費やされる。

(4) 摩擦係数は複合材料と非強化材料ではほぼ同じである。

(5) 主き裂発生箇所は、複合材料ではパッド接触部端部、そして非強化材料ではパッド接触部中央部である。

(6) 複合化による疲労およびフレッティング疲労強度向上について、(a)複合化に伴うヤング率の変化を考慮した引張強さの増加あるいは減少の寄与分と(b)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。(b)の寄与分が正の場合、金属マトリックス自体の疲労およびフレッティング疲労強度を高める機構が複合化により発現している。

(7) (6)に基づいて、SiC_w/7075-T6 合金の 10⁷ 回フレッティング疲労強度を評価した結果、複合化により約 44 MPa(70%)増加するが、そのうち(b)による実質的増加は 38 MPa(57%)である。この実質増加は、複合材料においてはパッド接触面の stick region が広くなるために応力集中の度合いが低いことおよび SiC_w による細粒化効果および微小き裂閉口効果のためにき裂発生が抑制されることが原因しているためと考えられる。

(8) 複合材料の 10⁷ 回通常疲労強度の実測値と(6)の(a)による推定値はほぼ同じ水準である。複合材料においてき裂は大きさ 150~200 μm の内部にある欠陥から発生している。

有益な討論をしていただいた金属材料技術研究所、中村森彦博士に感謝する。

文 献

- (1) 例えば、J. K. Shang, W. -K. Yu and R. O. Ritchie: Mater. Sci. Eng. A, **102**(1988), 181.
- (2) P. R. Gibson, A. J. Clegg and A. A. Das: Wear, **95**(1984), 193.
- (3) 野呂瀬 進, 笹田 直, 宮下忠志: トライボロジスト, **34**(1989), 538.
- (4) J. J. Bonnen, J. E. Allison and J. W. Jones: Met. Trans, A, **22A**(1991), 1007.
- (5) 中沢興三, 角田方衛, 丸山典夫, 河部義邦: 鉄と鋼, **74**(1988), 725.
- (6) 金属材料疲労設計便覧, 日本材料学会編(養賢堂), (1978), 4.
- (7) 丸山典夫, 角田方衛, 中沢興三: 鉄と鋼, **77**(1991), 290.
- (8) 中沢興三, 角田方衛, 丸山典夫: 鉄と鋼, **76**(1990), 1552.
- (9) M. Sumita, I. Uchiyama and T. Araki: Trans. ISIJ, **14**(1974), 275.
- (10) 村上敬宣: 鉄と鋼, **75**(1989), 1267.
- (11) 増田千利, 田中義久: 鉄と鋼, **75**(1989), 1753.
- (12) 服部 武, 酒井茂男: 三菱重工技報, **25**(1988), 357.
- (13) 西岡邦夫, 平川賢爾: 日本機械学会論文集(第1部), **37**(1971), 1051.
- (14) 木村好次: 鉄と鋼, **72**(1986), 1231.
- (15) Farid Rana and D. M. Stefanescu: Met. Trans., **20A**(1989), 1564.
- (16) A. Wang and H. J. Rack: Mat. Sci. & Eng., **A147**(1991), 211.
- (17) N. Nakazawa, M. Sumita and N. Maruyama: ASTM STP **1159**, (1992), 115.
- (18) 角田方衛, 中沢興三: 「腐食損傷を受ける鉄鋼の寿命・余寿命評価マニュアル」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.
- (19) 角田方衛, 内山 郁: 鉄と鋼, **63**(1977), 1700.
- (20) K. Hirano: *Fatigue 90, Proceedings of the 4th International Conference on Fatigue and Fatigue Thresholds*, Materials and Component Engineering Publications Ltd, UK, (1990), 863.
- (21) 佐藤建吉, 出口伸幸: 日本材料強度学会誌, **22**(1987), 94.