

SiC ウィスカー強化及び SiC 粒子分散 複合材料の疲労破壊機構

増 田 千 利*・田 中 義 久*²

Fatigue Fracture Mechanisms for SiC Whiskers and SiC Particulates Reinforced Aluminum Composites

Chitoshi MASUDA and Yoshihisa TANAKA

Synopsis:

Fatigue property was examined for three commercially fabricated aluminum matrix composites containing SiC whiskers and particles under rotating bending in laboratory air. Fatigue strength at 10^7 was about 67% higher for composite than that for matrix alloy, while for SiC_P/A356 and SiC_P/A357 composites the fatigue strengths of those composites were also higher than that for matrix alloy. Fractography revealed that mode II crack propagated through the whisker/matrix or particle/matrix interface for SiC_W/A2024 and SiC_P/A357 composite materials. On the other hand, for SiC_P/A356 composite material crack initiated at some small voids situated beneath the surface of the specimens. In the region of fatigue crack propagation the crack arrested to the whiskers or particles for small crack length (or lower stress level), while for longer crack length (or higher stress level) voids or sub crack around the whiskers or particles situated ahead of the main crack. Mode I and Mode II fatigue crack propagation models was proposed and those models could discuss the increase of fatigue strength of composite materials in comparison to matrix materials.

Key words: composite materials; silicon carbide whiskers; silicon carbide particles; aluminum alloys; fatigue; fractography; crack propagation model.

1. 緒 言

ウィスカー強化複合材料は長繊維強化複合材料に比べ異方性が少ないこと、圧延や押しだしなどの2次加工ができること、比強度がチタン合金より高いことなどが特徴¹⁾で、実用に近い材料と言われている。一方ミクロン以上の径の粒子を分散させた複合材料についても強度の上昇が認められ、ウィスカー強化複合材料に比べ引張強度がほぼ同等かあるいは高い例²⁾³⁾も報告されている。

ウィスカー強化複合材料の疲労特性については疲労強度^{3)~5)}、き裂伝ば特性³⁾⁶⁾がわずかながら調べられている。その結果ウィスカーを含まない母材に比べ疲労強度は上昇する³⁾こと、中間速度域において同一 ΔK に対するき裂伝ば速度は母材に比べ複合材料の方が低い³⁾とされている。しかし疲労き裂伝ば速度については逆の結果の報告もある⁶⁾。SiC 粒子分散強化複合材料については長寿命域での疲労強度は母材より低い、ほぼ同

じ³⁾であるが、短寿命域では粒子含有率によっては少し向上する³⁾⁵⁾ことが報告されている。ウィスカー及び粒子分散強化複合材料とも実用に近い材料であるため、その疲労特性を明らかにしておくことは工学的にも重要であると考えられる。

ここではウィスカー強化及び粒子分散複合材料の疲労破壊機構を明らかにするため SiC ウィスカー (SiC_W) 及び粒子 (SiC_P) で強化したアルミニウム合金を用いて回転曲げ疲労特性を求めるとともに、破面を調べた。

2. 実験方法

供試材は 10% のウィスカー (SiC_W) を含む A2024 基複合材料 (SiC_W/A2024) 及び 10% の SiC 粒子 (SiC_P) を含む A356 及び A357 基複合材料 (SiC_P/A356, SiC_P/A357) である。供試材の化学成分を Table 1 に示す。SiC_W/A2024 材は粉末法で作成し、その後押しだし加工したものである。一方 SiC_P/A356 及び SiC_P/A357

昭和 63 年 12 月 20 日受付 (Received Dec. 20, 1988)

* 金属材料技術研究所 工博 (National Research Institute for Metals, 2-3-12 Nakameguro Meguro-ku, Tokyo 153)

*2 金属材料技術研究所 (National Research Institute for Metals)

Table 1. Chemical compositions (wt%).

Material	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Na
SiC _w /A2024(10%)	8.23	0.23	3.62	0.65	1.39	0.005	0.030	—	—
SiC _p /A356 (10%)	13.12	0.078	0.007	0.007	0.61	—	0.004	—	—
SiC _p /A357 (10%)	16.60	0.085	0.016	0.003	0.88	—	0.003	—	—
A2024	0.50	0.50	3.8~4.9	0.3~0.9	1.20~1.80	0.1	0.25	—	—
A356 ⁷⁾	6.5~7.5	0.11	0.10	0.05	0.30~0.40	—	0.05	0.20	—
A357 ⁷⁾	6.5~7.5	0.12	0.10	0.05	0.45~0.70	—	0.05	0.10~0.20	—
AC4CH	7.40	0.10	—	—	0.33	—	—	0.10	0.0040

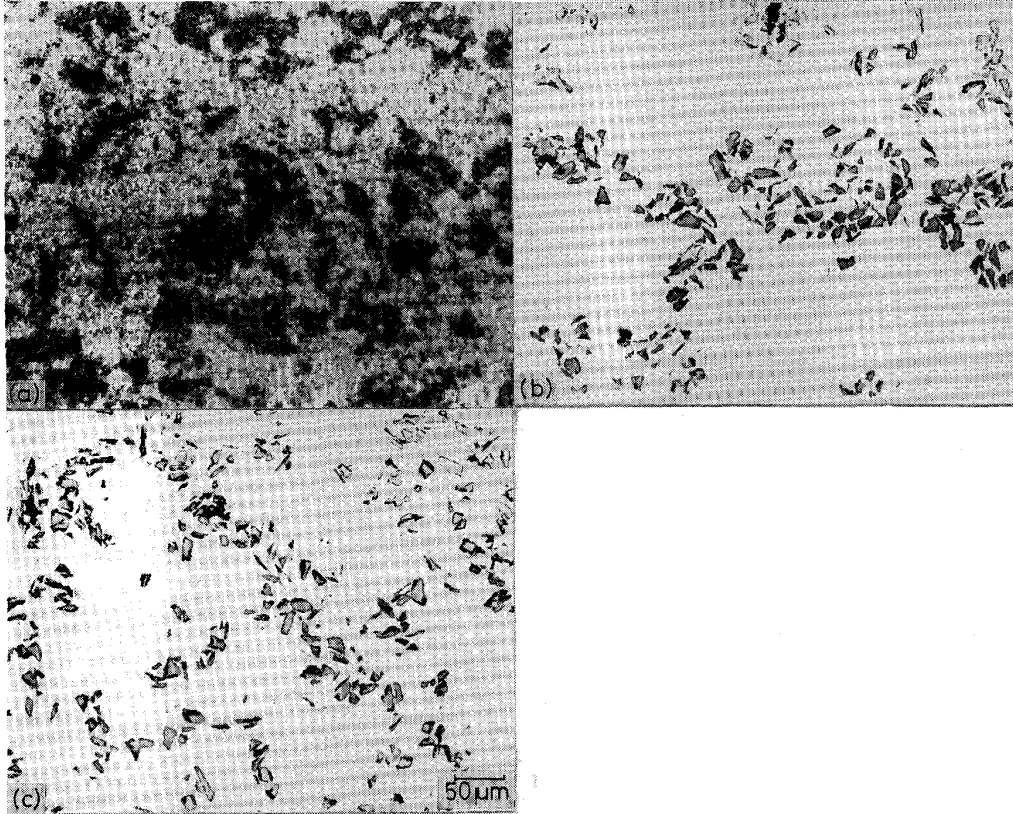
(a) SiC_w(10)/A2024 (b) SiC_p(10)/A356 (c) SiC_p(10)/A357

Photo. 1. Microphotographs of composite materials.

は市販品で鋳造法により製造されたものであり、その詳細は不明であった。化学成分からわかることは、A356、A367 母材の規格⁷⁾と比べると両者とも Mg の含有量が多くなっている。このことは SiC_p 粒子とマトリックスとの濡れ性を改善するためではないかと考えられる。また A356 材の比較用として化学成分が非常に類似した JISAC4CH アルミニウム鋳造合金も用いた。試験片は時効したものである。

組織は研磨後光学金属顕微鏡を使用して観察した。また硬さは組織観察後ビッカース硬さ試験機を使用して測定した。引張試験は平行部直径 10 mm の丸棒試験片を用いて室温大気中において、インストロン万能引張試験機を用いて行った。疲労試験は平行部直径 6 mm の丸

棒試験片を用いて小野式回転曲げ疲労試験機 (10 kg・m) により室温大気中で 10⁷ 回の寿命を目標に行った。破面観察は走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて観察した。

3. 実験結果

3.1 光学組織観察

Photo. 1 に本研究で用いた複合材料に含まれる SiC ウィスカー及び粒子の分布状態を調べた例を示す。Photo. 1 (a) は SiC_w/A2024 材 (含有率 $V_f=10\%$) の場合で、押しだし方向に直角な断面における観察例である。黒味を帯びた部分はウィスカーリッチな領域で、白く見える部分はウィスカーが少ない領域である。これからウィスカーは約 50-150 µm 程度の塊状になったもの

Table 2. Mechanical properties.

Material	Heat treatment	0.2% yield stress (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Modulus (GPa)	Vickers hardness (HV)
SiC _w /A2024 (10%)	Fab.	221	407	2.6	89	117
	T6	408	630	4.3	92	178
SiC _p /A356 (10%)	Fab.	103	193	9.2	80	83
	T6	353	387	2.2	76	154
SiC _p /A357 (10%)	Fab.	149	165	7.6	83	67
	T6	345	372	1.6	79	157
A2024 ⁸⁾	T6	390	480	10.4	75	106
A356 ⁷⁾	T6	206	284	10.0	—	95
A357 ⁷⁾	T6	275	343	10.0	—	89
AC4CH	T6	215	275	6.9	—	103

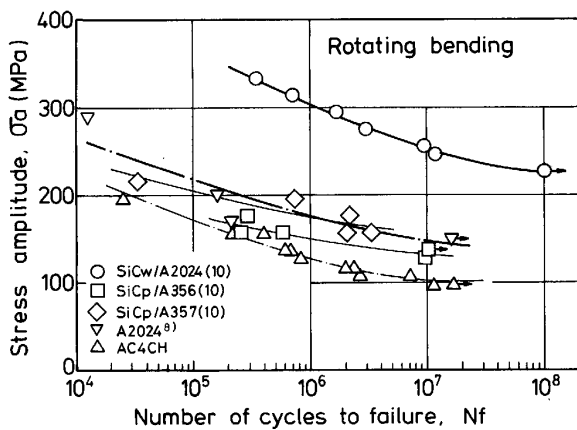


Fig. 1. S-N diagram of SiC whiskers or particulates reinforced composites and wrought aluminum alloys.

が多く、マトリックス中に分散したものは少ないことがわかる。なお軸方向断面を SEM で観察した結果、ウィスカーは押しだし方向にほぼ平行に並んでいた。押しだし方向と平行な断面ではウィスカーの密集した領域と、それが少ない領域とがバンド状になっていた。

Photo. 1 (b) は SiC_p/A356 材の $V_f=10\%$ の場合の断面観察例で、灰色の部分が SiC 粒子である。粒子の寸法は約 10-25 μm とばらついている。一方粒子形状は三角形、四角形であった。低倍率で観察すると小さい粒子が凝集した領域と、まばらな領域とが見られた。Photo. 1 (c) は SiC_p/A357 材の場合で含まれる SiC_p 粒子の分布状態及び粒子の寸法は Photo. 1 (b) と同様である。

3.2 複合材料の静的機械的性断

各複合材料の硬度及び引張特性を Table 2 に示した。ウィスカー強化材及び粒子分散材の場合とも時効材の方が製造のまま (As Fab.) あるいは鋳造のまま (As cast) の材料よりも硬度は高い。なおマトリックス材に比べウィスカー及び粒子分散強化材とも時効材では硬度は高かった。また各材料の引張強度は製造のままあるいは鋳造のままの材料よりも時効材の方が高い。また伸びはウイ

Table 3. Fatigue property (MPa).

Material	10^5	10^6	10^7
SiC _w /A2024 (10%)	380	303	251
SiC _p /A356 (10%)	178	152	132
SiC _p /A357 (10%)	202	174	152
A2024 ⁸⁾	207	164	153
A356 ⁷⁾	—	—	88
A357 ⁷⁾	—	—	107
AC4CH	128	105	101

スカー強化材の場合には製造のままの材料より時効材の方が大きい。一方粒子分散材の場合には鋳造のままの材料より時効材の方が低い。複合材料のヤング率はウィスカー、粒子によらずマトリックス材に比べ約 10-20% 高くなっている。

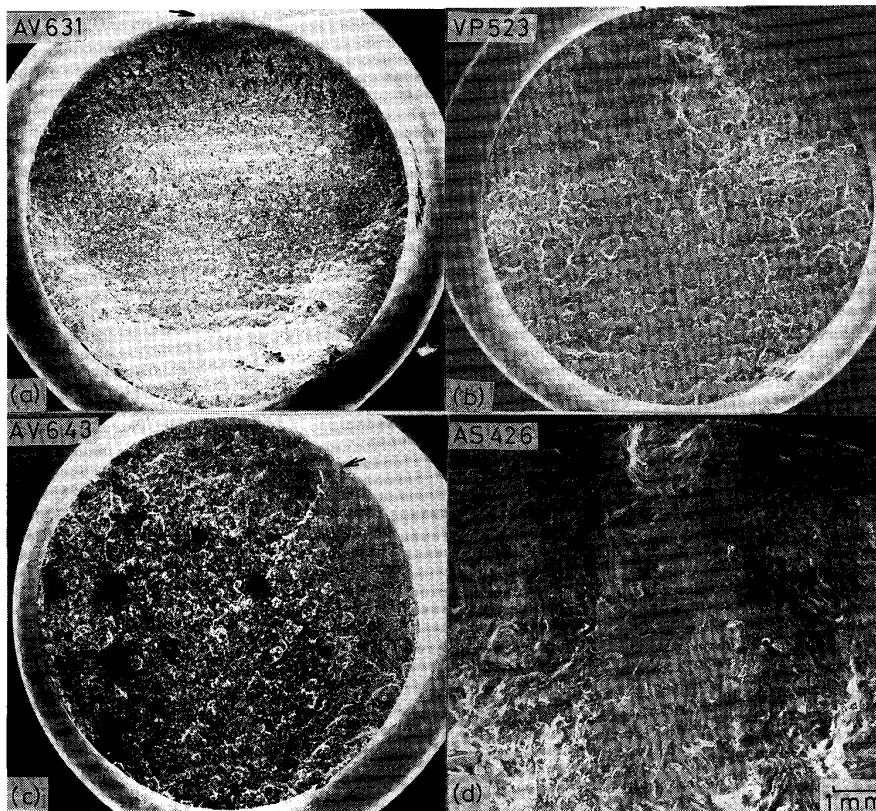
3.3 疲労特性

Fig. 1 に SiC_w/A2024 材, SiC_p/A356 材及び SiC_p/A357 材の疲労特性を示す。図中の曲線は小数データを回帰して得られた結果を示す。ウィスカー強化材の場合にはばらつきが非常に少なく、疲労強度は片対数紙上でほぼ直線的に減少し破断寿命 10^7 回までには疲労限が認められない。一方粒子分散材も同様に減少しているがばらつきが大きく 10^7 回まででは疲労限は明瞭ではない。なお A356 材と化学成分がほぼ同様な AC4CH 材の場合にも疲労限はあまり明瞭ではない。

Table 3 に各材料の 10^5 , 10^6 , 10^7 回の疲労強度を示す。これからウィスカー強化複合材料の場合、 10^7 回における疲労強度はマトリックス材料⁸⁾ に比べ約 65% 高い。また粒子分散材の場合疲労強度は同様に約 40% の上昇がみられる。また $V_f=10\%$ でウィスカー強化材と粒子分散材とで 10^7 回における疲労強度のマトリックス材料⁷⁾ に対する上昇率を比較すると前者の場合の方が少し高い傾向にある。

3.4 疲労破面観察

Photo. 2 に疲労破面のマクロ観察例を示す。Photo. 2 (a) のウィスカー強化材の場合疲労破面は写真上で黒味を帯びて見える部分で、その領域は表面から深さ約 2.0 mm と非常に小さい。一方粒子分散材の場合の例を Photo. 2 (b), (c) に示すが、この場合にも同様に矢印



(a) SiC_w(10)/A2024
 $(\sigma_a = 245 \text{ MPa}, N_f = 1.17 \times 10^7)$
 (b) SiC_p(10)/A356
 $(\sigma_a = 137 \text{ MPa}, N_f = 1.01 \times 10^7)$
 (c) SiC_p(10)/A357
 $(\sigma_a = 157 \text{ MPa}, N_f = 2.03 \times 10^6)$
 (d) AC4CH
 $(\sigma_a = 98 \text{ MPa}, N_f = 2.49 \times 10^6)$

Photo. 2. Macrofractographs of fatigue fracture surfaces.

で示す黒味を帯びている部分が疲労破面である。Photo. 2 (d) は AC4CH 材の例で表面に深さ約 1 mm の欠陥を起点としてき裂が発生していた。

Photo. 3 に疲労き裂起点部のミクロ観察例を示す。疲労き裂の伝ば方向は紙面の上下方向である。以下疲労破面の場合同様である。ウイスキー強化材の場合には Photo. 3 (a) 中に記号 A, B で示す部分が疲労き裂の起点部である。A で示す灰色を帯びた部分は破面がつぶされた部分である。B で示す白い部分は応力軸に対して傾いていることが 4・1 の考察の結果確認された。なお疲労き裂の起点は 1 か所であった。

一方粒子分散材の場合 Photo. 3 (b), (c) に示す。SiC_p/A356 材の例である Photo. 3 (b) 上で矢印で示す部分に空孔が認められる。これは材料を鑄造したときに現れる欠陥と思われる。なお欠陥の内部には分散粒子が凝集している。しかし自由表面はほとんど見られなかった。この欠陥が疲労き裂の起点となっていた。SiC_p/A357 材の例である Photo. 3 (c) 上で A で示す部分に Stage I き裂⁹⁾ が認められた。しかしその破面上には SiC 粒子は認められない。Photo. 3 (b), (c) の場合とも起点部の周囲にはウイスキー強化材の場合と異なり、平坦でほとんど SiC 粒子は認められなかった。なお AC4CH 材ではすでに述べたように表面に顔を出した欠

陥を起点として疲労き裂が発生していた。起点となった欠陥の寸法は約 0.2-1.0 mm であった。

ウイスキー強化材の疲労き裂伝ば部の観察した結果起点部から約 0.3 mm 深さでは、ミクロ的には非常に凹凸が激しい破面となっており、引張破面と同様にディンプルや寸法の小さいウイスキーが白く点状に認められた。そこでディンプルやウイスキーのあまり見られない部分を拡大して観察したものが Photo. 4 である。間隔が 0.2-0.3 μm 程度のストライエーション状の特徴が認められるが、その割合は非常に少なかった。粒子分散材の伝ば部の破面例は省略したがストライエーション状の特徴が認められた。しかし破面上に SiC 粒子あるいはディンプルは最終破壊近傍を除いてほとんど認められない点がウイスキー強化材の場合と異なる。

4. 考 察

4・1 疲労き裂発生機構

Photo. 3 (a) の B 部を詳細に観察したものが Photo. 5 で、写真中で細かく点状に見えるのがウイスキーである。この視野においてはウイスキーがかたまっているところと、そうでないところとが見られる。Photo. 3 (a) と同じ視野を SEM 中で電子ビームに対して約 30 度傾斜させて観察した結果、傾斜角 0 度で認められた

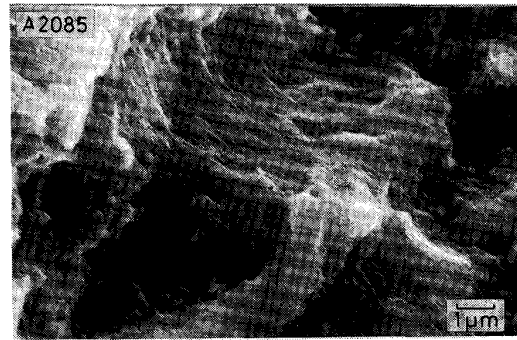


(a) SiC_w(10)/A2024 ($\sigma_a = 245$ MPa, $N_f = 1.17 \times 10^7$)
 (b) SiC_p(10)/A356 ($\sigma_a = 137$ MPa, $N_f = 1.01 \times 10^7$)
 (c) SiC_p(10)/A357 ($\sigma_a = 157$ MPa, $N_f = 2.03 \times 10^6$)

Photo. 3. Microfractographs of fatigue crack origin.

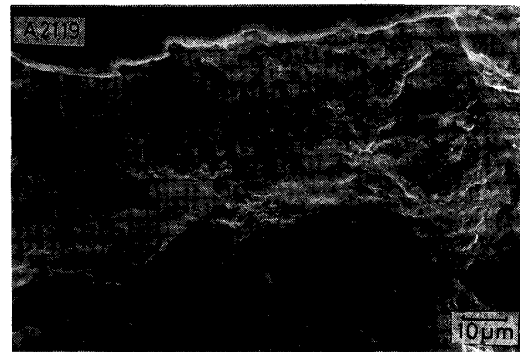
Photo. 3 (a) の B 部はほとんど認められなくなった。これと Photo. 1 (a) の組織観察結果とあわせて疲労き裂はアルミニウム合金⁹⁾などでこれまでに認められている Stage I と同様に繰返し応力下においてすべり変形により、ウィスカーとマトリックスとの境界をき裂が Zig-zag に成長したものと考えられる。なお他の試験応力において疲労破壊した場合についても同様な検討を行った結果、起点部は応力軸に約 30-45 度傾いていた。

このき裂発生機構を Fig. 2 (a) に示す。すなわちウィスカーのまばらなマトリックス部がすべり変形しやすいためそこからき裂が発生し、ウィスカーの密な部分にき裂がさしかかるとウィスカーとマトリックスとの境界あるいはウィスカーを折って成長しなければならず成長の



$\sigma_a = 254$ MPa $N_f = 9.26 \times 10^6$

Photo. 4. Microfractograph of fatigue crack propagation region for SiC_w (10)/A2024 composite material.



$\sigma_a = 254$ MPa $N_f = 9.26 \times 10^6$

Photo. 5. Microfractograph of fatigue crack origin for SiC_w (10)/A2024 composite.

抵抗が増すと考えられる。特に Stage I き裂は Mode II のすべりにより成長するため、き裂の開口が小さいことからウィスカーの密な部分をき裂が進む場合には大きな抵抗となる。この他ウィスカーを含むことにより材料の変形抵抗が上昇することも表面における疲労き裂発生抵抗を増加させる重要な要因と考えられる。これは以下に述べる粒子分散材の場合にも言えることである。

SiC_p/A356 粒子分散材の場合には Fig. 2 (b) に示すように試験片表面直下に存在する欠陥などを起点として疲労き裂が発生している例が認められた。欠陥から発生したき裂はまわりに存在する粒子の影響を受けるが、粒子を切って進むことができない場合には、それを避けて成長しなければならず、き裂の抵抗が増すと考えられる。マトリックス材料においても鑄造欠陥があるため、両者のき裂発生寿命の差は起点となる初期欠陥の大きさに依存する。比較に用いた AC4CH 鑄造材の起点部に認められた欠陥寸法は約 0.2-1.0 mm で粒子分散材の場合に比べ大きい。このため粒子分散材の場合の方がき裂発生

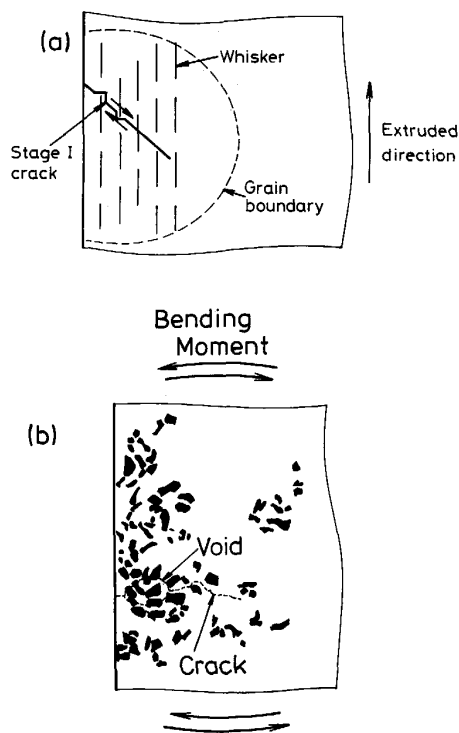
(a) SiC_w/A2024 (b) SiC_p/A356

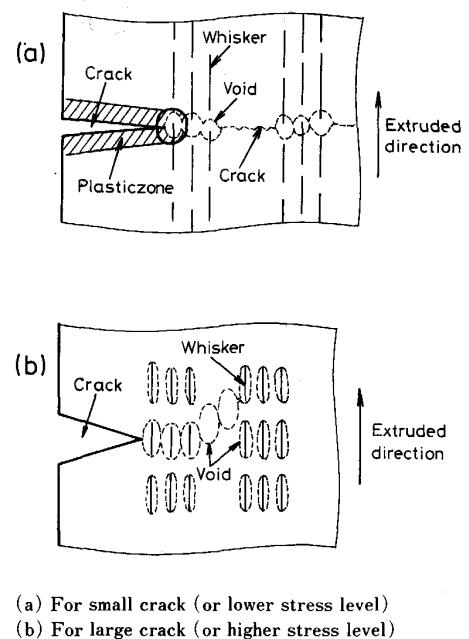
Fig. 2. Model of fatigue crack initiation.

寿命が長いと考えられる。この点を検討するためには今後粒子分散材のき裂が成長を開始する限界の力学的条件を調べる必要がある。粒子分散材の場合にもウィスカー強化材の場合と同様に Stage I き裂発生が認められたが、ウィスカーと粒子とではその寸法、アスペクト比、分散状態などが異なるため、発生抵抗に差はあるもののその機構は Mode II のすべりで、ほぼ同じと考えられる。

なお本研究で用いた試料にはウィスカーや粒子の他に時効析出物が存在するが、その影響については今回の研究の対象とはしていないが、今後時効条件を変えて実験を行わなければ定量的なことは言えない。

4.2 疲労き裂伝ば機構

破面観察の結果ウィスカー強化複合材料のき裂伝ば破面にはストライエーション状の特徴とディンプルとが混在して認められたが、前者の破面に占める割合は小さかった。Photo. 1 (a) の組織写真と併せ、疲労き裂伝ば機構を Fig. 3 に示す。Fig. 3 (a) は応力が低い場合あるいはき裂が短い条件下でのモデルで、き裂先端に形成される塑性域が小さいため、き裂と直交するウィスカーによりき裂の成長が止められる。応力が集中するウィスカー先端部においてマイクロなボイドが形成されるとき裂が進むため、ウィスカーが密な領域において主にディン



(a) For small crack (or lower stress level)
(b) For large crack (or higher stress level)
Fig. 3. Model of fatigue crack propagation for SiC whiskers reinforced composite.

プルが形成されるものと考えられる。このことは疲労限近くでしかもき裂の起点部近傍においてもディンプルが認められることと対応する。

次に応力が高い場合あるいはき裂が長い条件下でのモデルを Fig. 3 (b) に示す。図全体が塑性域に含まれる条件下ではその内部に多くのウィスカーが含まれるようになるため、ボイドがウィスカーの端部あるいはそのまわりに形成され、主き裂が近づくとそれに先行して形成されたボイドと連結しながら急速に成長するようになる。このため基地材料に比べ成長速度は加速されると予測される。なおウィスカーと基地との間の密着が十分でないあるいはその界面のせん断強度が低い場合には、疲労き裂は押しだし方向へ曲がって成長することも考えられる。

一方粒子分散材のき裂成長モデルを Fig. 4 に示す。き裂が短い場合には、き裂先端の塑性域が小さく粒子からのき裂の発生がおこらない。さらに粒子の周囲は転位のパイルアップにより硬化するため、それより軟らかいマトリックスをすべりにより成長する。一方き裂が長い場合には塑性域が大きくなり、その内部に多くの粒子が含まれるようになり、寸法が大きな粒子の周囲に Sub crack が形成され、主き裂が近づくと連結して成長する。このためマトリックス材料に比べると成長速度は速くなると予測される。このことは破面上に粒子が認められるようになることと対応する。

以上の検討の結果低応力条件下ではディンプルを形成

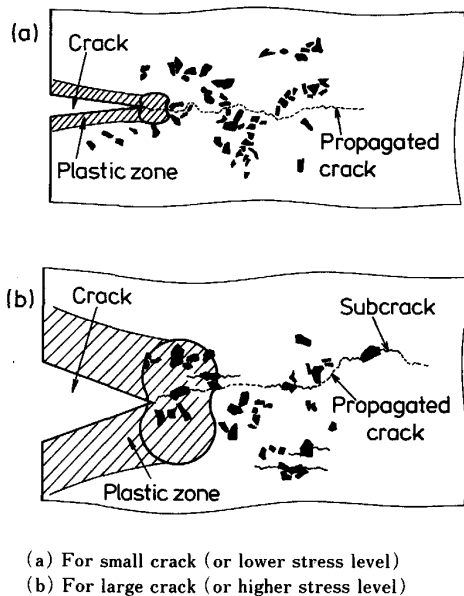


Fig. 4. Model of fatigue crack propagation for SiC particulates reinforced composite.

しなければならない SiC ウィスカー強化材の方が粒子分散材の場合より破壊エネルギーは大きいと推測される。また高応力条件下でも同様であるため、両材料の疲労き裂成長速度は同一力学条件下ではウィスカー強化材の方が粒子分散材より遅いと考えられる。

4.1 のき裂発生機構の検討と併せて疲労寿命について考えてみる。ここでき裂発生寿命、き裂伝ば寿命及び破壊寿命をそれぞれ N_i , N_g , N_f とすると式(1)となる。

$$N_f = N_i + N_g \dots\dots\dots (1)$$

ウィスカー強化材の場合にはマトリックス材料に比べ N_i , N_g とも長いため N_f は大きくなる。これがマトリックス材料に比べウィスカー強化複合材料の疲労強度が上昇した理由の一つと考えられる。

この考え方は粒子分散強化複合材料の場合にもあてはまる。この場合には例えば粉末法などで材料を製造し欠陥の寸法を小さくさせれば、疲労強度はさらに向上するものと期待される。

4.3 ウィスカー及び粒子分散強化複合材料の疲労強度の比較

ウィスカー及び粒子分散強化複合材料についての疲労強度を調べた例は非常に少ないが、報告されたデータから 10^7 回における強度を求め、含有率に対して整理した結果を Fig. 5 に示す。ここで縦軸は複合材料, σ_{wc} , とマトリックス材料, σ_{wo} , の疲労強度の比, すなわち疲労強度の上昇率をとってある。図中のプロットはマトリックス材料ごとに記号を変えて示すと共に、今回得られたデータは白塗の記号で、また文献データは記号の中

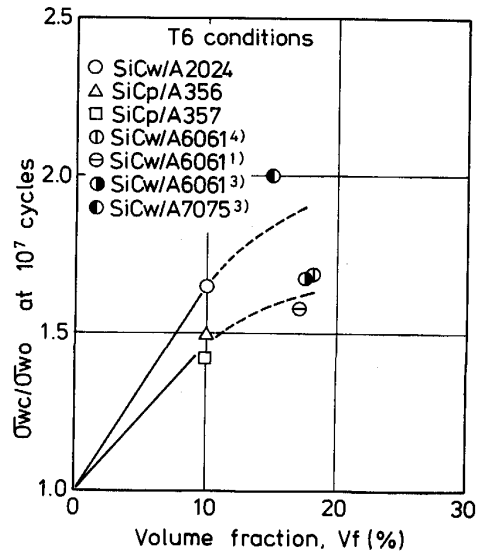


Fig. 5. Variation of increase of fatigue strength for volume fraction.

に縦線付けまた半黒塗りで区別した。今回得られたデータは含有率 10% までであるが、前述したとおりウィスカー強化複合材料の場合約 65% の疲労強度の上昇が認められる。SiCw/A6061 材の文献データ⁴⁾ の場合含有率が 17-18% と今回の場合に比べ多いが、疲労強度の上昇率は約 60-70% と今回の場合とほぼ同じになっている。一方 SiCw/A7075 材³⁾ の場合にはこれらのデータに比べ疲労強度の上昇率が高い。文献データも含めデータの量が少ないため、疲労強度に及ぼすマトリックス材料の影響を検討することは困難であるが、少なくともこれらのデータだけから判断すると、マトリックス材料の強度が高い方が複合材料にした場合の疲労強度の上昇が著しいと推測される。なお図中にプロットしなかったが、SiCw/A7075 材で $V_f=35\%$ の場合 $\sigma_{wc}/\sigma_{wo}=1.68$ とかなり低いものが報告⁴⁾ されている。この原因は破壊状態など詳しい説明がされていないため判断できない。

ウィスカーの配向による疲労強度への影響については、今回実験を行っていないので明らかではない。ランダム配向したウィスカー強化複合材料の低サイクル疲労特性から強度を計算した結果をもとに、 $N_f=10^5$ 回における疲労強度を文献⁵⁾ から読み取り、マトリックス材料に対する複合材の疲労強度の上昇率を求めた結果、ウィスカー含有率が 15, 25% で約 18, 25% であった。この結果を Table 3 の SiCw/A2024 の同寿命の結果と比べると本実験の場合の方が約 85% と著しく高い。これらだけで判断すると、ウィスカーがランダムな場合よりも一方向配列した場合の方が疲労強度は高いと考えら

れる。これは疲労き裂の発生及び成長抵抗が押しだし材に比べ減少するためと考えられる。

一方粒子分散材の場合には今回の場合疲労強度の上昇率は約 40-50% とかなり高い。図中にプロットを省いたが含有率 20% の $\text{SiC}_p/\text{A6061}$ 粒子分散材のデータが報告³⁾ されているが、マトリックス材料に対し疲労強度の上昇はほとんどない。この場合も詳細な記述がないため判断できない。

5. 結 論

SiC ウィスカー強化アルミニウム合金及び粒子分散強化アルミニウム合金について疲労特性を調べるとともに疲労破壊機構について検討した。得られた結論をまとめると次のとおりである。

1) SiC ウィスカー強化複合材料及び粒子分散複合材の場合とも $N_f=10^7$ 回までに明瞭な疲労限は認められなかった。疲労強度は、前者の場合にはマトリックスのみよりも約 65%, また後者の場合には約 40-50% 上昇しており、疲労強度の上昇率は SiC ウィスカー強化材の方が大きかった。

2) SiC ウィスカー強化複合材の場合疲労き裂は Stage I により表面から発生し、その後ディンプルを形成しながら伝ばするが、一部ウィスカーのあらい部分ではストライエーション状の特徴が認められた。一方粒子分散材の場合には表面直下の欠陥などからき裂が発生し、ストライエーション状の特徴を形成しながら成長するが、ウィスカー強化材の場合異なり最終破断近傍にならないと粒子は破面上には認められなかった。

3) 疲労き裂は欠陥が小さい場合には Stage I 機構により発生するが、ウィスカーあるいは粒子が含まれているためき裂発生の抵抗が上昇すると考えられた。また欠陥が表面近くに存在する場合にはそれを起点として発生する。粒子分散材の場合に深さ 0.05 mm の表面直下の欠陥からき裂が発生していたが、比較のため用いたマトリックス材料の場合にも深さ約 0.2-1.0 mm の铸造欠陥からき裂が発生していたことを併せて考えると、欠陥の寸法が小さい前者の方が発生抵抗は高いと予測された。

4) 疲労き裂先端に形成される塑性域がウィスカーや粒子の寸法より小さい力学的条件下ではウィスカー強化材では、き裂がウィスカーに当たると応力が集中するその先端部においてボイドが形成されるまでき裂は停留するため、マトリックス材料に比べ成長抵抗が大きいと考えられた。一方粒子分散材ではき裂が粒子に当たるとそれを切って進めず、繰返し硬化した粒子の周囲をすべりによりき裂ができるまで停留しなければならないため、マトリックス材料に比べ抵抗が高くなると考えられた。

5) 塑性域がウィスカーや粒子の寸法より大きくなる力学的条件下では、その内部にウィスカーや粒子が多く含まれるようになり、それらの周囲にボイドや Sub crack を形成し、それが主き裂と連結して進むため、マトリックス材料に比べ抵抗が小さくなると予測された。このため疲労破面といえどもディンプルや粒子が支配的に認められるようになると考えた。

6) SiC ウィスカー強化材と粒子分散材の場合疲労き裂発生抵抗に差はあっても、空孔など存在しなければすべりにより表面からき裂が発生するためその機構にはほとんど差はないと考えられる。しかし両者のき裂成長機構に及ぼす影響には形状、寸法、配向、分布などに基づくき裂先端におけるミクロな変形の差があるものと推測された。

文 献

- 1) 服部 武, 酒井茂男: 三菱重工技報, 25 (1988), p. 1
- 2) D. L. McDANIELS: Metall. Trans. A, 16 (1985), p. 1105
- 3) S. V. NAIL, J. K. TEIN and R. C. BATES: Int. Met. Rev., 20 (1985), p. 275
- 4) 複合素材に関する調査研究-繊維強化複合材((財)大阪科学技術センター附属ニューマテリアルセンター(財)素材センター編) (1987年3月), p. 21
- 5) 永田晃則, 石渡 裕, 森田幹朗, 柏谷英夫: 複合材料学会講演前刷集 (1988年5月), p. 17
- 6) W. A. LOGSDON and P. K. LIAW: Engg. Fract. Mech., 24 (1986), p. 737
- 7) アルミニウム合金データシート A356.2, A357.2 ((株)軽金属通信社編) (1979)
- 8) 深沢 稔: 私信
- 9) P. J. E. FORSYTH: Acta Metall., 11 (1963), p. 703