

埼玉大学 ○ 荒居善雄 埼玉大学 土田栄一郎  
埼玉大学 (院) 張 明

### 1. 緒 言

低密度の金属をマトリックスに用い、セラミックスの繊維、ウィスカあるいは粒子を強化材とした金属基複合材料は比剛性、比強度が高く、耐磨耗性に加えて耐熱性も優れているという特徴を持つ。本研究では、SiC 粒子強化 Al 鋳造合金の破壊靱性試験を行うとともに、破断面のステレオ形状解析と成分分析を行い、熱サイクルが SiC 粒子強化 Al 鋳造合金の破壊靱性、き裂先端塑性鈍化およびボイドの成長と合体の機構に及ぼす影響を明らかにした。

### 2. 実験方法

供試材は低圧金型鋳造により製造した炭化ケイ素粒子強化アルミニウム合金 (SiCp/A356) である。母材合金の化学成分を表 1 に示す。

LPS 試験片は鋳造後 T7 処理を受けた材料から切り出した。LPSB 試験片は LPS 試験片と同一の材料に熱サイクル (最高温度約 400 °C、空冷) を 1000 回加えた材料から切り出した。試験片形状はコンパクト型で、平面歪破壊靱性 ( $K_{Ic}$ ) 試験と弾塑性破壊靱性 ( $J_{Ic}$ ) 試験はそれぞれ ASTM E-399-90 と ASTM E813-87 に準拠して行った。き裂開口変位をクリップゲージで測定した。除荷コンプライアンス法により、き裂の成長量  $\Delta a$  と  $J$  値の関係を求めた。SEM を用いて破面の微視的観察と立体形状測定を行った。

Table 1 Chemical compositions(wt. %)

Si	Fe	Cu	Mg	Al
9.5-10.5	0.8-1.2	0.2MAX	0.5-0.7	bal.

### 3. 実験結果および考察

平面歪破壊靱性試験の結果によれば、熱サイクルを受ける前の LPS 試験片の破壊靱性値の平均値は約  $12\text{MPa}\sqrt{m}$  であった。熱サイクルを経験した LPSB 試験片の弾塑性破壊靱性試験から求めた  $J_{Ic}$  は  $6000\text{N/m}$  であり  $K$  と  $J$  の関係式により推定した  $K_{Ic}$  は  $24.1\text{MPa}\sqrt{m}$  であった。熱サイクルを受けたことによって破壊靱性は約 2 倍に増加した。

熱サイクルを受ける前の LPS 試験片の巨視的破断面は滑らかであるのに対して熱サイクルを受けた LPSB

試験片の破断面は大きな凹凸を示しており、予き裂導入領域と静的破壊領域の破面様相は全く異なる。試験片の側面を観察した結果、熱サイクルの有無に関わらず、疲労き裂は SiC 粒子と母材の界面に沿って進展している。

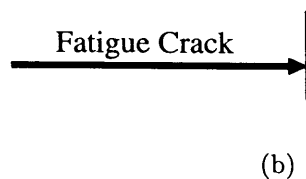
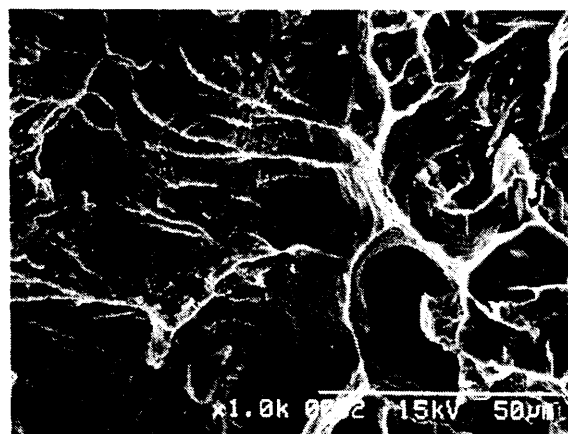
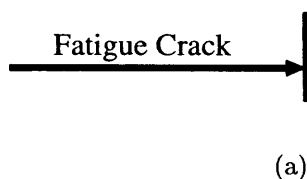
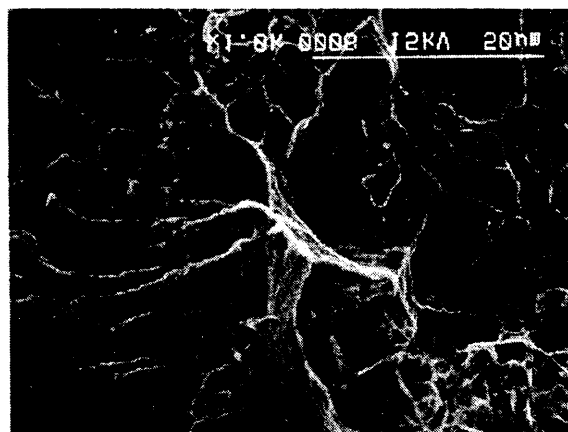


Fig. 1 Matching SEM image at tip of fatigue pre-crack(with thermal cycle)

LPSB 試験片の厚さ方向中央部の予き裂先端にストレッチゾーンが散在した (図 1 参照). ストレッチゾーンの前方は, 疲労破面であり, そこにはボイドは観察されなかった. 一方, ストレッチゾーンの前方は, ボイド破面及び SiC 粒子のはく離と粒子割れが混在する破面であった. LPS 試験片では疲労予き裂先端からストレッチゾーンを生じず, 直接ボイド破面となった. 図 2 に示すように LPSB 試験片のストレッチゾーンの断面形状は上下に  $\pm 30^\circ$  程度の開き角を有している. 開口量は  $30\mu\text{m}$  弱であり, 平均 SiC 粒子径よりも大きい. 限界ストレッチゾーン幅  $SZW_c$  (約  $17\mu\text{m}$ ) より, 従来提案されている式 ( $J_{Ic} = (E/B_1) \cdot SZW_c$ ) によって破壊靱性を計算した結果  $34 \sim 43\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  となった. これは, 除荷コンプライアンス法による  $J - \Delta a$  曲線から測定した値  $24\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  より大きい. 限界ストレッチゾーン幅は局所的な破壊靱性を表し, 除荷コンプライアンス法による  $J_{Ic}$  は試験片全体の平均的な破壊靱性を表していると考えられる. ストレッチゾーンの存在しない領域の破壊靱性は不明であるが, LPS 試験片と類似の破面であり,  $12\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$  程度であると推察される.

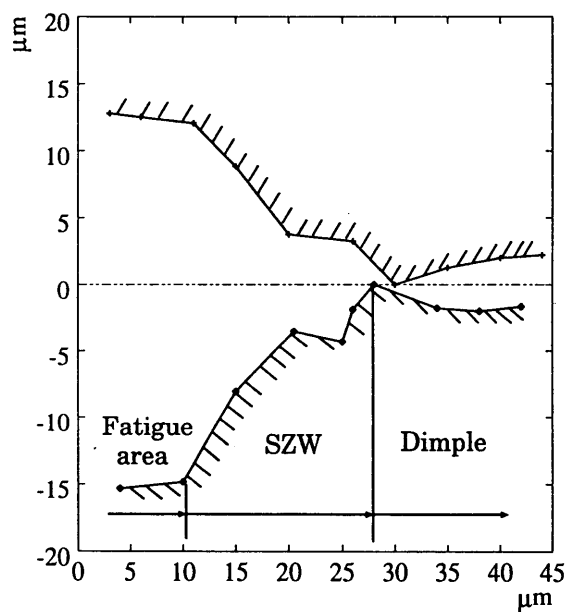


Fig. 2 Cross sectional shape of the stretched zones (with thermal cycle)

Rice-Johnson のモデルを用いて, 試験片 LPSB の破壊メカニズムを考察した. LPSB 材の SiC 粒子がはく離し, き裂先端前方に粒子寸法  $d$  と同寸法のボイドが出来, 粒子と母材は半分位接着しているので, そのボイドは外力によって成長しないと仮定する. ボイド形状の変化比  $D_x/D_0$ ,  $D_y/D_0$  は SiC 粒子平均粒径と比例する関係式をき裂先端開口変位とボイドの合体条件  $\delta_{Tc} = \delta_{T2} + D_y/2$  に代入する. 臨界き裂開口変位  $\delta_{Tc}$  は次式で表される.

$$\frac{\delta_{Tc}}{X_0} = -2.467 \frac{d}{X_0} + 2.967 \quad (1)$$

破面観察結果から臨界き裂開口変位  $\delta_{Tc}$  は  $30\mu\text{m}$ ,  $X_0$  は  $24\mu\text{m}$  である. それを Rice-Johnson, S.V.Nair のモデルと考案した式 (1) に代入した. 得られた結果を表 2 に示す. 式 (1) で予測した粒径  $d$ ,  $16.7\mu\text{m}$ , は SiC の平均粒径とほぼ等しい. 試験片の疲労き裂先端前方に SiC 粒子がある場合は, き裂先端前方のボイド寸法を粒子寸法で置き換えれば Rice-Johnson モデルが成立する.

Table 2 Estimated parameters	
Predict equation	Unknown parameters
Rice-Johnson	$D_0 = 7.74\mu\text{m}$
S. V. Nair	$D_0 = 16.8\mu\text{m}$
Present	$d = 16.7\mu\text{m}$

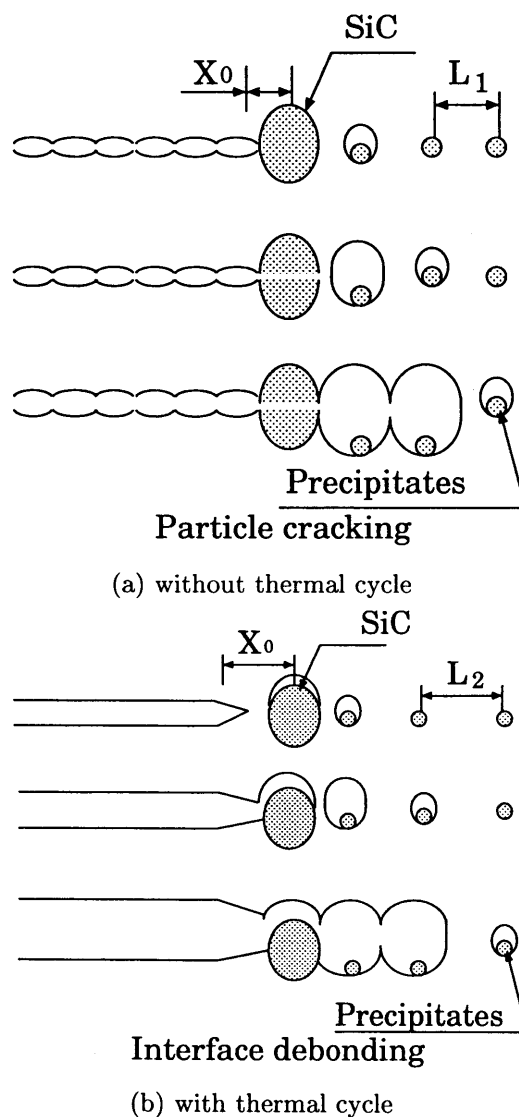


Fig. 3 Fracture mechanism of SiCp/Al composite with and without thermal cycle

結言、文献省略