

鉄道用ブレーキの構造信頼性の解明

Structural Reliability of railway brake

荒居 善雄^{1*}、村山誠哉²
Yoshio Arai, Seiya Murayama

¹ 埼玉大学 工学部
Faculty of Engineering, Saitama University
² 曙ブレーキ工業 (株)
Akebono Brake Industry Co., Ltd.

ABSTRACT

The effects of thermal cycling on the fracture toughness of SiC/A356 cast aluminum alloy matrix composites have been studied. The results were discussed in terms of a microstructure controlled void growth, coalescence and debonding of SiC particle/matrix interface mechanism for fracture. The fracture toughness of thermally cycled material is twice larger than that of as received material. The measurements of 3D shape of fracture surface show that the crack blunting occurred in front of the SiC particle clusters in the material with thermal cycle. The micro-mechanism of fracture is void coalescence and debonding of the SiC particle/matrix interface in this case. The behavior is basically consistent with void/inclusion models. A new formulation is proposed and its validity is demonstrated.

Key Words: Metal Matrix Composites, Fracture Toughness, Fractography

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。本共同研究では、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})

*〒 338-8570 さいたま市下大久保 255 電話:048-858-3438
FAX:048-856-2577
E-mail: yarai@mech.saitama-u.ac.jp

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 Δa 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。

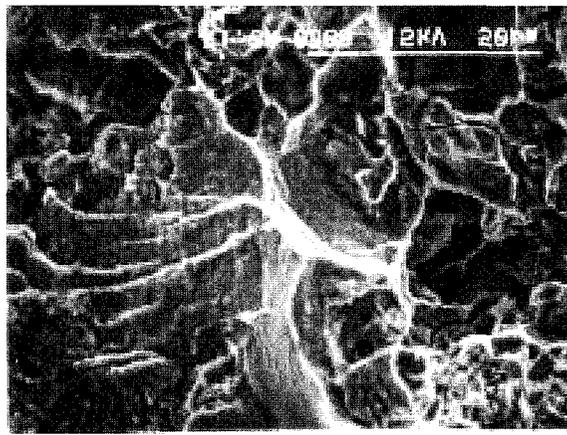
Table 1 Chemical compositions(wt. %)

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

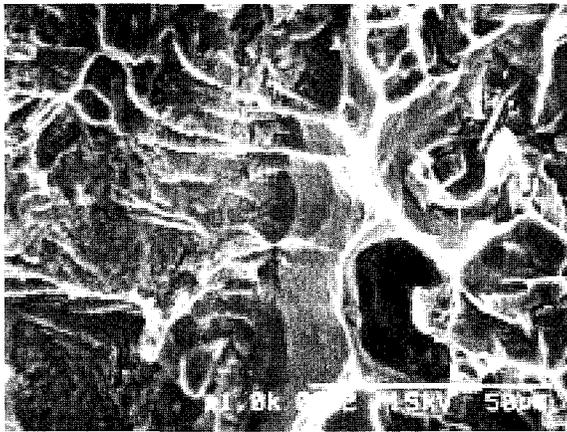
3. 実験結果および考察

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 6000N/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。



(a)



(b)

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后方は、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。

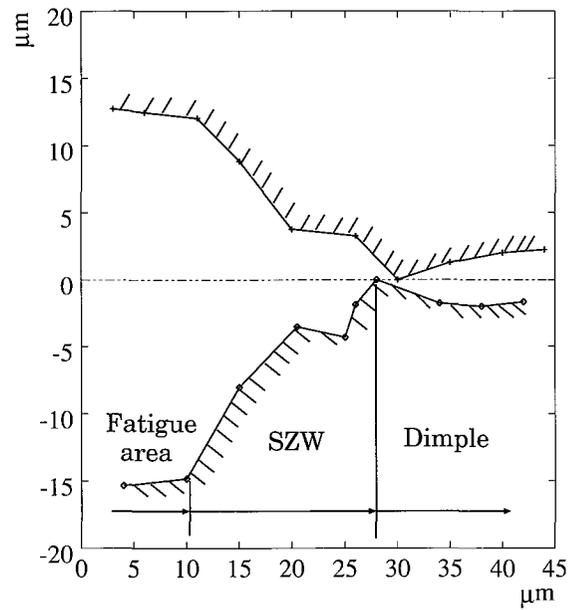


Fig. 2 Cross sectional shape of the stretched zones(with thermal cycle)

Rice-Johnson はき裂先端に一つのボイドが存在し、き裂先端と合体するメカニズムを考案した。初期直径 D_0 のボイドがき裂先端から X_0 距離を離れた所に存在する。ボイドの成長とき裂進展につれてき裂先端から先頭ボイドまでの距離がボイドの縦直径 D_y の0.5倍になる。その時のき裂先端開口変位を δ_{T2} と定義した。き裂先端開口変位 δ_{T2} が、

$$\frac{\delta_{T2}}{X_0} = \frac{(X_0/D_0) + 0.275}{0.337(X_0/D_0) + 0.36} \quad (1)$$

き裂先端とボイドの合体にはき裂先端開口変位が $D_y/2$ の開口量となる必要があるため($\delta_{Tc} = \delta_{T2} + D_y/2$)、従って

$$\frac{\delta_{Tc}}{X_0} = \frac{\delta_{T2}}{X_0} + \frac{1}{2} \left[\frac{4.01(\delta_{T2}/X_0) - 0.67}{X_0/D_0} \right] \quad (2)$$

式(1)と式(2)はボイドの核となる介在物の平均間隔 X_0 とボイドの初期直径 D_0 の比、 X_0/D_0 から限界き裂先端開口変位 δ_{Tc} を予測式であり、Rice-Johnson 予測式と呼ばれる。

S.V.Nairらは金属基複合材においてき裂とボイドが合体すると同時に、そのボイドと一つ後方のボイドが合体する条件から K_{Ic} を計算するモデルを提案した(図3参照)。き裂先端に先頭ボイドが成長した時のき裂先端開口変位 δ_{T1} は

$$\delta_{T1} = 0.15\delta_{T2} + 0.447\beta D_0 + 0.447\alpha D_0 \frac{\delta_{T2}}{\delta_{T1}} \quad (3)$$

$\alpha = 5\alpha_y/8 + \alpha_x$, $\beta = 5\beta_y/8 + \beta_x$, $\alpha_x, \alpha_y, \beta_x, \beta_y$ は形状係数である。

また、ボイドの合体条件 $X_0 = D_x + D_y/4$ に D_x と D_y の計算式を代入する。

$$\frac{\delta_{T2}}{\delta_{T1}} = \frac{\frac{X_0}{D_0} - \beta'}{\alpha'} \quad (4)$$

ここで $\alpha' = \alpha_x + \alpha_y/4$, $\beta' = \beta_x + \beta_y/4$ である。 X_0, D_0 と係数 $\alpha_x, \alpha_y, \beta_x, \beta_y$ を決めれば、 δ_{T1} と δ_{T2} について解くことができる。応力拡大係数とき裂先端開口変位の関係式によって、破壊靱性を予測できる。

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、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 δ_{Tc} は次式で表される。

$$\frac{\delta_{Tc}}{X_0} = -2.467 \frac{d}{X_0} + 2.967 \quad (5)$$

破面観察結果から臨界き裂開口変位 δ_{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	$d = 16.7\mu\text{m}$

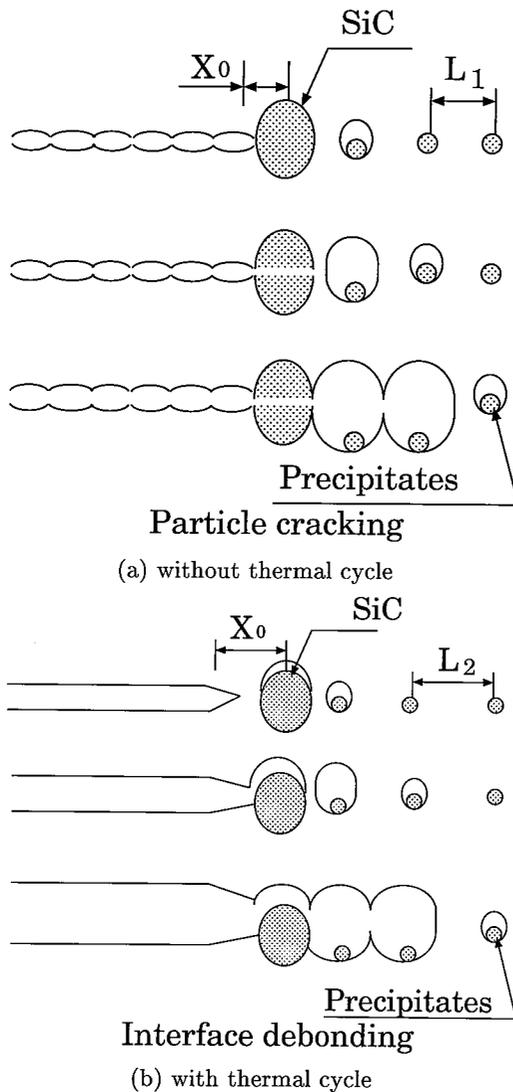


Fig. 3 Fracture mechanism of SiCp/Al composite with and without thermal cycle

4. 結言

得られた結果を要約すれば、以下のとおりである。(1) SiC 粒子強化 Al 鋳造合金の静的破壊機構に及ぼす熱サイクルの

影響を調べた。熱サイクルを受けた場合の破壊靱性は熱サイクルを受けない場合の約 2 倍である。(2) 破面解析の結果、熱サイクルを受けた場合には、予き裂先端にストレッチゾーンが散在しているが、SiC 粒子部の破壊モードは界面はく離と粒子割れが混在している。熱サイクルを受けない場合にはストレッチゾーンが観察されなかった。SiC 粒子部の破壊モードは粒子割れである。