621

SiC 粒子強化 Al 鋳造合金の静的破壊機構のフラクトグラフィによる評価

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,平面歪破壊靭性 (K_{Ic}) 試験と弾塑性破壊靭性 (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 $\Delta a \ge J$ 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.	%)	
		1			

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

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



Fatigue Crack



Fig. 1 Matching SEM image at tip of fatigue precrack(with thermal cycle)

-405-

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 ンの後方は、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±30°程度の開き角を有している.開 口量は 30µm 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 μ 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 壊靭性を計算した結果 34~43MPa√m となった. これ は、除荷コンプライアンス法による J – Δa 曲線から 測定した値 24MPa√m より大きい.限界ストレッチ ゾーン幅は局所的な破壊靭性を表し、除荷コンプライ ス法による J_{Ic} は試験片全体の平均的な破壊靭性を表 していると考えられる.ストレッチゾーンの存在しな い領域の破壊靭性は不明であるが、LPS 試験片と類似 の破面であり、12MPa√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 δ_{Tc} は次式で表される.

$$\frac{\delta_{Tc}}{X_0} = -2.467 \frac{d}{X_0} + 2.967 \tag{1}$$

破面観察結果から臨界き裂開口変位 δ_{Tc} は 30 μ m, X₀ は 24 μ 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 μ 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	$D_0 = 7.74 \mu { m m}$
S. V. Nair	$D_0 = 16.8 \mu \mathrm{m}$
Present	$d = 16.7 \mu \mathrm{m}$
	\mathbf{SiC}
	Precipitates
Partie	cle cracking
(a) withou	t thermal cycle $X_0 \qquad SiC$ $> \bigcirc \bigcirc \bigcirc \qquad L_2$
	- Coo 9
Interfa	<u>Precipitates</u> ce debonding
(b) with	thermal cycle
Fig. 3 Fracture mechan	nism of SiCp/Al composite

with and without thermal cycle

結言、文献省略

-406-