

一部分が SiC 粒子と Al₂O₃ ウィスカで強化された Al 鋳造合金の 強度評価とフラクトグラフィ†

ロフィクツザマン エムディ* 荒居善雄** 土田栄一郎***

Strength Evaluation of Aluminium Cast Alloy Locally Reinforced by SiC Particles and Al₂O₃ Whiskers and Its Fractography

by

Rafiquzzaman MD.* , Yoshio ARAI** and Eiichiro TSUCHIDA***

In this paper, fracture mechanisms under monotonic and cyclic load and its stress distribution of an aluminum cast alloy locally reinforced by SiC particles and Al₂O₃ whiskers are investigated experimentally and numerically. The material is monotonically and cyclically deformed to failure at room temperature. The fracture origin and the fracture path are investigated on the fracture surfaces. The fracture occurs in the reinforced part under both monotonic and cyclic loads. SEM analysis of the fracture surface shows that the fatigue fracture is controlled by the fracture of coarse Al₂O₃ whiskers. On the other hand the static fracture (monotonic loading) shows that the fracture mechanism is the combination of reinforcing particle fracture and interfacial debonding between reinforcing ceramics and matrix metal. The stress distributions around the boundary between the reinforced part and unreinforced part are calculated based on an inclusion array model considering the microscopic inhomogeneous effects. Both the experimental results and the finite element simulation results show that the critical location for fracture is changed by the external stress level which controls the local stress distribution through plastic constraint between reinforcing particle and matrix alloy.

Key words : Metal matrix composites (MMCs), Fracture, Fatigue, Fractography, Locally reinforced material

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 (MMC) は比剛性、比強度が高く、耐摩耗性に加えて耐熱性も優れている。¹⁾セラミック強化アルミニウム基複合材料の単調荷重下および繰返し荷重下における破壊機構について多くの研究が行われており、^{2)~8)}特にセラミック粒子と母材の塑性拘束が破壊機構に及ぼす影響が研究されている。^{2)~4), 9), 10)}一方、MMC の短所として破壊じん性が低いことが挙げられ、摩擦を受ける部位のみをセラミックで強化した部材が利用されている。¹¹⁾SiC 粒子と Al₂O₃ ウィスカをプリフォームに成形し、高圧金型鋳造法で製造する部分的に強化されたアルミニウム鋳造合金は、耐摩耗性に優れると同時に、部材全体としての延性が高く、強度上の信頼性を高くできる。¹²⁾部材の強度を保証するためには、MMC 部とアルミニウム合金部の巨視的境界部において、破壊発生位置および破壊機構を明らかにし、十分な強度を有していることを立証する必要がある。一方、均質な材料同士の接合材の接合界面端部には、弾性係数の不連続に起因した応力特異場が生じることが知られている。¹³⁾一部分が SiC 粒子と Al₂O₃ ウィスカ

で強化されたアルミニウム鋳造合金は、セラミック粒子で強化された部分の母材がそのまま非強化部分を構成するので、その境界部の応力分布特性は未解明な問題である。また、部分的に強化された材料 (以下、MMC/Al 接合材と略す) の破壊機構を調べ、接合部近傍の応力分布と破壊挙動の関連を明らかにする研究はまだ行われていない。そこで、本研究では、MMC (SiC 粒子と Al₂O₃ ウィスカ強化) / Al (アルミニウム鋳造合金) 接合材の静的破壊試験および疲労試験を行うとともに、破断面の解析と成分分析を行い、その破壊機構を明らかにした。さらに、MMC 部とアルミニウム合金部の境界部近傍の破壊挙動を解明する目的で、強化材の存在を考慮した介在物配列モデルについて弾塑性応力解析を行い、その最大応力発生位置およびひずみ振幅を検討した。

2 実験方法

SiC/Al₂O₃ プリフォームを部分的に配置した高圧金型鋳造 (圧力 100MPa) で円板を製造した後、熱処理として T7 処理を行った。Fig. 1 に示すように円板より短冊形状の試験片を切り出した。セラミックによる強化層 (MMC 部) 厚さは約 7mm であり、MMC 部とアルミニウム合金部の巨視的境界は四点曲げ (内スパン 10mm、

† 原稿受理 平成 19 年 2 月 13 日 Received Feb. 13, 2007 ©2007 The Society of Materials Science, Japan

* 埼玉大学大学院 〒338-8570 さいたま市桜区下大久保, Graduate Student of Saitama Univ., Sakura-ku, Saitama, 338-8570

** 正 会 員 埼玉大学大学院理工学研究科人間支援・生産科学部門 〒338-8570 さいたま市桜区下大久保, Graduate School of Sci. and Eng., Saitama Univ., Sakura-ku, Saitama, 338-8570

*** 埼玉大学大学院理工学研究科人間支援・生産科学部門 〒338-8570 さいたま市桜区下大久保, Graduate School of Sci. and Eng., Saitama Univ., Sakura-ku, Saitama, 338-8570

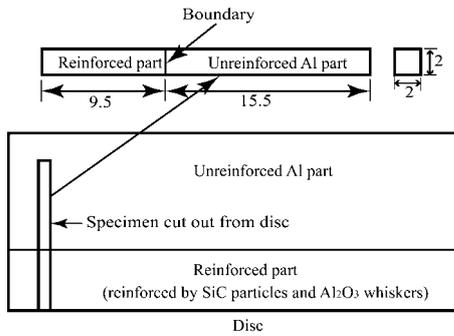


Fig. 1 Specimen cut out from a disc. (unit : mm)

外スパン 20mm, 対称荷重) 内スパン内に位置するが, その中央から 3mm 程ずれている. 供試材の各成分の体積含有率, MMC を含めた力学的特性を Table 1 に, アルミニウム鋳造合金の化学成分を Table 2 に示す. 界面部の光学顕微鏡写真を Fig. 2 に示す. MMC 部の母材はアルミニウム合金部の材料そのものであり, 微視的には MMC 部とアルミニウム合金部の境界面は存在しない. SiC 粒子の平均粒径は約 23 μ m, Al₂O₃ ウィスカの平均長さは約 33 μ m, 平均直径は約 2 μ m, Al 合金の平均粒径は約 48 μ m であった. Fig. 2 (b) に一例を破線で示すように, SiC 粒子と Al₂O₃ ウィスカはクラスターを形成しており, その平均直径は約 90 μ m であった.

単調曲げ試験は四点曲げで, 荷重点の変位速度 0.0025 mm/s 一定で破断まで負荷した. 最大荷重から公称曲げ応力を算出し, 曲げ強度とした. 疲労試験は荷重制御で行い, 応力比は 0.1, 周波数は 1 および 10Hz である. 試験片表面を光学顕微鏡で, 破面を走査型電子顕微鏡で観察するとともに, X線による成分分析 (EDX) を行った. 特に, マッチング破面の様相と成分を調べ, 破壊機構を考察した. 破面を構成するアルミニウム合金のディンプル, SiC 粒子割れ, SiC 粒子/母材界面はく離, Al₂O₃ ウィスカ割れ, Al₂O₃ ウィスカ/母材界面はく離の破面率を, 引張側表面から深さ 50 μ m の範囲を試験片全幅に渡って調べ, その平均値を算出した.

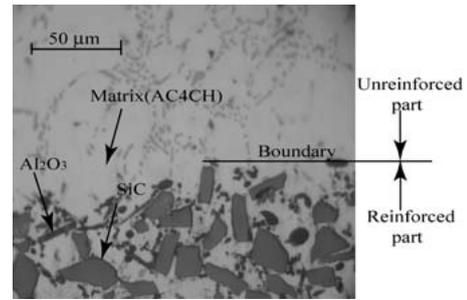
Table 1 Volume fraction and mechanical properties.

Parameters	Al ₂ O ₃	SiC	AC4CH alloy	MMC
V, %	9	21	70	-
E, GPa	380	450	70.0	142
ν	0.27	0.20	0.33	0.28
σ_{ys} , MPa	-	-	131	166

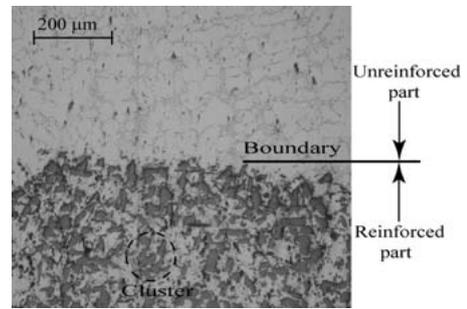
V: Volume content, E: Young's modulus, ν : Poisson's ratio and σ_{ys} : Yield strength

Table 2 Chemical compositions of Al alloy. (wt.%)

Si	Fe	Mg	Ti	Al
7.99	0.2 MAX	0.57	0.07	Bal.



(a) High magnification.



(a) Low magnification.

Fig. 2 Optical microscope photograph of the specimen around the boundary between reinforced part and unreinforced part.

3 実験結果および考察

単調曲げ試験における公称応力-荷重点変位曲線を Fig. 3 に示す. 応力が 200MPa 以上において公称応力-荷重点変位曲線に非線形性が顕著に現れている.

平均曲げ強度は 298MPa であった. MMC/Al 接合材の単調曲げ試験による破壊後の引張応力側表面の巨視的様相を Fig. 4 に, 破壊起点と MMC/Al 境界の距離を Table 3 に示す. 破壊起点は Al と MMC の境界部の一つないし二つ目の SiC 粒子割れ, または SiC 粒子/母材界面であった. Fig. 5 に単調曲げ試験の破面 (Fig. 4 の表面写真に対応した位置) のマッチング写真を示す. 破面上には, アルミニウム合金のディンプル破面に加えて, SiC 粒子割れ, SiC 粒子/母材界面はく離, Al₂O₃ ウィスカ

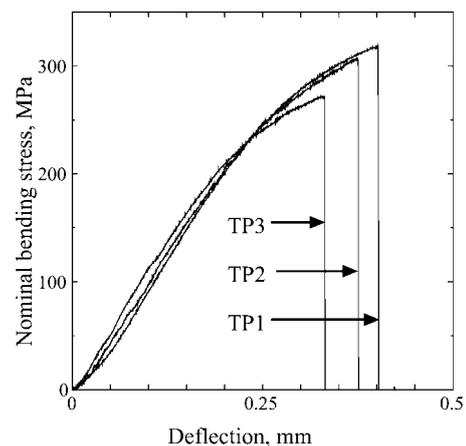


Fig. 3 Nominal bending stress versus deflection curves under monotonic loading.

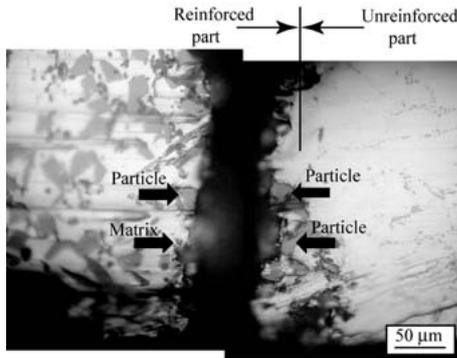


Fig. 4 Matching surface view of fractured specimen. (under monotonic loading, $\sigma_f = 272\text{MPa}$)

Table 3 Fracture stresses and minimum distance from the fracture location to macroscopic boundary between reinforced part and unreinforced part under monotonic loading.

Materials	σ_f , MPa	Boundary-fracture distance
TP1	318	2 particles (46 μm)
TP2	306	1 particle (23 μm)
TP3	272	1 particle (23 μm)

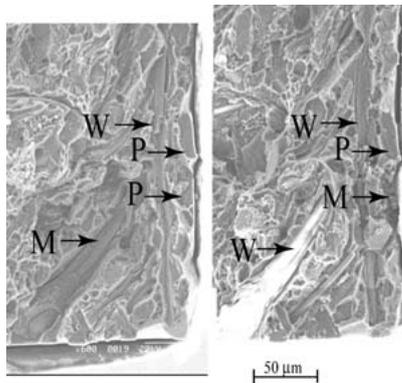


Fig. 5 Matching fracture surface of locally reinforced material under monotonic loading, $\sigma_f = 272\text{MPa}$.

カ/母材界面はく離破面が観察された。破面の EDX 分析において、Fig. 5 の P の矢印では Si と少量の Al が検出され、SiC 粒子、M の矢印では Al と少量の Si が検出され、Al 母材、W の矢印では Al が検出され、 Al_2O_3 ウィスカと、それぞれ考えられる。そこで、破面のマッチング写真上で P と P のペアは SiC 粒子割れ、P と M のペアは SiC 粒子/母材界面はく離、W と M のペアは Al_2O_3 ウィスカ/母材界面はく離と、それぞれ判断される。破面率を Table 4 に示す。Monotonic は TP1, 2, 3 の結果の平均値、Cyclic は後述する疲労試験の CTP4 と CTP5 の平均値である。単調曲げ試験の破面では、SiC 粒子割れ、SiC 粒子/母材界面はく離、 Al_2O_3 ウィスカ/母材界面はく離の破面率がほぼ同率であった。すなわち、強化粒子と母材の界面はく離のみならず、SiC 粒子割れも生じており、強化粒子内に高い応力が発生しているこ

Table 4 Area fraction of SiC particle and Al_2O_3 whisker fracture and interface debonding between SiC particle-matrix and Al_2O_3 whisker-matrix under monotonic and cyclic loading condition.

Load type	SiC particle		Al_2O_3 whisker	
	F , %	D , %	F , %	D , %
Monotonic	10.5	10.1	0.85	9.3
Cyclic	1.9	19.0	0.85	8.9

F is fracture area and D is debonding area

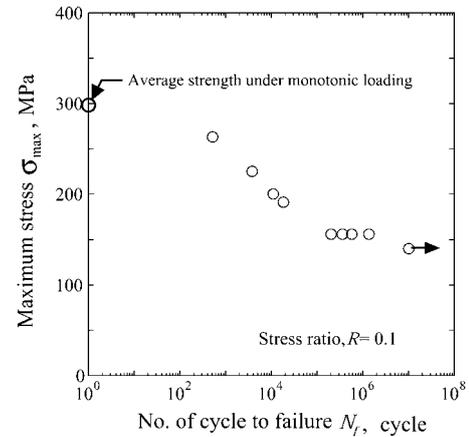


Fig. 6 Stress versus fatigue life behavior. (stress ratio, $R = 0.1$)

とが考えられる。単調曲げ負荷時に、強化粒子は弾性変形し、母材は弾塑性変形する。強化粒子と母材の間の塑性拘束が強化粒子内に高い応力を生じさせていると考えられる。

疲労試験における $S-N$ 線図を Fig. 6 に示す。水平の矢印は 10^7 回で打ち切った試験結果を示す。疲労破壊は単調曲げ強度の約 1/2 の繰返し応力における公称応力の最大値 (以下 σ_{\max} と略す) まで生じている。

Table 5 に示すように、 σ_{\max} が低く、母材が弾性変形する状態においては (Table 5 の CTP4, 5, 6, 7) 破壊起点は MMC と Al の境界部からはるか遠い MMC 内 (0.28mm) であった。単調曲げ試験においては、MMC と Al の境界部の一つないし二つ目の SiC 粒子で破壊した。疲労試験においても、その σ_{\max} が高く MMC 内の母材の塑性ひずみが多い場合、破壊起点は MMC と Al の境界部に極めて近い (Table 5 の CTP1 参照)。単調試験と疲労試験の破壊起点の相違は、異なる変形様式 (塑性変形/弾性変形) が原因と考えられる。

MMC/Al 接合材の疲労試験による破壊後の引張応力側表面の巨視的様相を Fig. 7 に、疲労試験の破面のマッチング写真を Fig. 8 に示す。Fig. 7 と Fig. 8 は対応した表面と破面である。Fig. 7 と Fig. 8 において、破面の EDX 分析結果を示す W と M の矢印の意味は単調曲げ試験の場合と同様である。W と W のペアは Al_2O_3 ウィスカの割れ、M と M のペアは Al の疲労破面と判断される。すなわち、疲労き裂は粗大 Al_2O_3 ウィスカの割れから発生し、母材中を進展したと考えられる。疲労破壊の破面

Table 5 Distance from fatigue fracture location to macroscopic boundary.

Specimen	σ_{max} , MPa	N_f , cycle	Boundary-fracture distance
CTP1	261	517	2 particles (46 μ m)
CTP2	225	3781	0.11mm
CTP3	200	1.08×10^4	0.13 mm
CTP4	191	1.8×10^4	0.34 mm
CTP5	156	5.73×10^5	0.23 mm
CTP6	156	3.56×10^5	0.26 mm
CTP7	156	2.02×10^5	0.31 mm

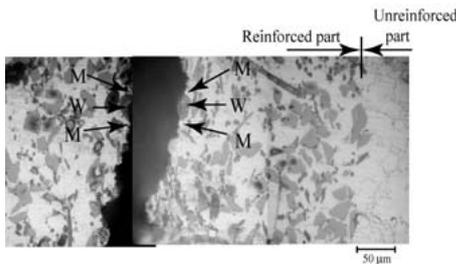


Fig. 7 Matching surface view of fatigue fractured specimen under cyclic loading, maximum stress $\sigma_{max} = 156$ MPa, $N_f = 5.73 \times 10^5$.

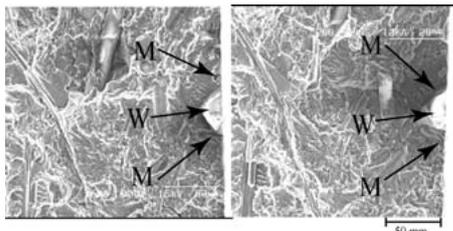


Fig. 8 Matching fracture surface after fatigue fracture, $\sigma_{max} = 156$ MPa, $N_f = 5.73 \times 10^5$.

率を Table 4 の Cyclic の行に示す。疲労破壊においては、SiC 粒子/母材界面はく離、Al₂O₃ ウイスカ/母材界面はく離の破面が支配的であった。単調曲げ試験と疲労試験では破面率に明確な差が現れた。単調曲げ試験では強化粒子と母材の界面はく離のみならず、SiC 粒子割れも生じたが、疲労試験では SiC 粒子割れは極めてまれであった。

MMC/Al 接合材の破壊挙動を考察する目的で、2次元弾塑性有限要素解析を行った。解析モデルを Fig. 9 と Fig. 10 に示す。解析は平面ひずみ状態を仮定した。Fig. 9 は MMC 部とアルミニウム合金部をそれぞれ均質材とみなした接合材モデルであり、Fig. 10 は強化材を円形介在物でモデル化した介在物配列モデルである。介在物配列モデルにおける MMC 部は、円形介在物を含む単位セルを格子状に配列したものとなっている。Fig. 10 の自由端、 $x = 0$ 、以外の三つの境界 ($y = \pm L_s/2$, $x = h_s$) に、均質材同志の接合材モデル (Fig. 9) の計算結果の対応する

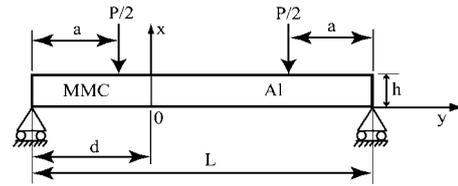


Fig. 9 Global model of homogeneous materials joint.

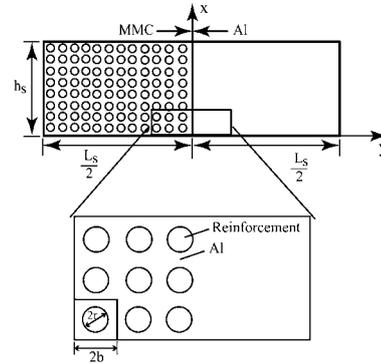


Fig. 10 Inclusion array model.

位置における変位を与えた。アルミニウム合金および MMC の流動応力と塑性ひずみの関係を Table 6 に示す。介在物配列モデルは強化粒子の存在を円形介在物でモデル化したものであり、供試材は SiC 粒子と Al₂O₃ の二種類の強化粒子を含む。しかし、本研究では試みの第一歩として、一種類の弾性係数を有する介在物を想定し、その円形介在物の弾性係数には、SiC の弾性係数を用いた。均質材同志の接合材モデルの MMC 部の弾性係数は、同様の円形介在物を含む単位セルが二次元的に無限に配列するモデルの一軸引張りの解析結果から計算した。セラミック粒子は弾性体と仮定し、粒子と母材界面は完全接着とした。数値計算に用いた寸法を Table 7 に示す。8 節点アイソパラメトリック要素と 3 節点定ひずみ要素を用いた。要素寸法を変え、計算結果の収束を確認した。

Table 6 Yield strength predicted by the model.

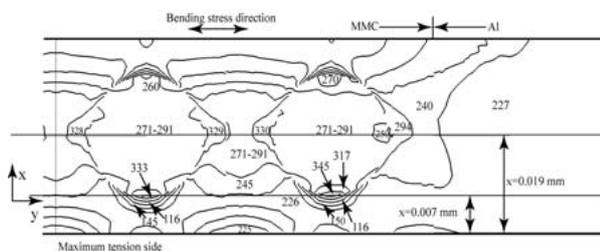
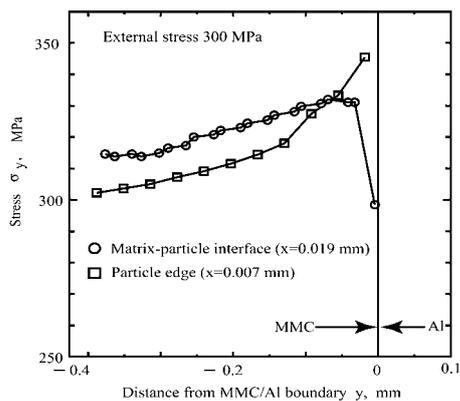
Al		MMC	
ϵ_p	σ_{ys} , MPa	ϵ_p	σ_{ys} , MPa
0.00	131	0.00	166
0.00025	133	0.00025	185
0.0005	137	0.0005	210
0.00075	139	0.00075	219
0.001	142	0.001	231
0.0015	148	0.0015	249
0.0017	150	0.0017	256

Table 7 Geometry of numerical model. (unit : mm)

Model	L, L_s	h, h_s	a	d	$2r$	$2b$
Global	20.0	2.0	5.0	7.0	-	-
Sub	1.48	0.444	-	-	0.023	0.037

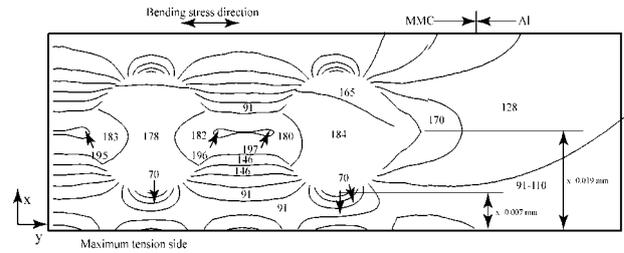
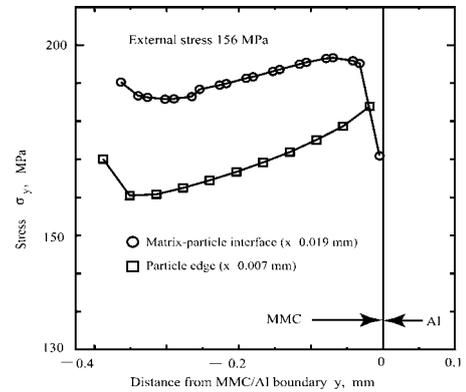
最小要素寸法は、均質材同志の接合材モデルの場合 $25\mu\text{m} \times 11\mu\text{m}$ 、介在物配列モデルの場合 $2.3\mu\text{m} \times 4.6\mu\text{m}$ であった。考察の対象とする力学因子として、相当応力や主応力も考えられるが、応力成分の内、最も支配的な y 方向垂直応力を選んだ。疲労試験結果の考察の為に、引張側表面近傍の母材の全ひずみ変化に着目し、負荷に引き続く除荷過程の解析を行った。

単調曲げ試験において試験片が破断した、公称曲げ応力 300MPa 下の介在物配列モデルにおける引張側表面に隣接した介在物列近傍の σ_y の 2 次元分布を Fig. 11 (a) に示す。また、疲労試験における最も低い σ_{max} である公称曲げ応力 156MPa 下の同様の分布を Fig. 12 (a) に示す。Fig. 11 (b) および Fig. 12 (b) は、介在物内の最大応力 (四角印) と介在物/母材界面の最大応力 (丸印) の、介在物ごとの y 方向分布を示す。Fig. 11 より公称曲げ応力が 300MPa の場合には、最大応力 (Fig. 11 (a) の 345MPa) は MMC 部とアルミニウム合金部の境界の一つ目の介在物内に発生することがわかる。この最大応力は介在物と母材の塑性拘束によって生じ、粒子割れの原因となると考えられる。この計算結果は、単調曲げ試験において MMC と Al の境界部の一つないし二つ目の SiC 粒子で破壊が発生すること、および強化粒子と母材の界面はく離のみならず、SiC 粒子割れが生じることと対応している。一方、Fig. 12 に示すとおり、公称曲げ応力が 156MPa の場合には、最大応力 (Fig. 12 (a) の 197MPa) は介在物と母材の界面に生じ、疲労試験の破面において強化粒子と母材の界面はく離が支配的であることと対応している。

(a) Two dimensional distribution of σ_y .

(b) Distribution of maximum stresses.

Fig. 11 Stress distribution along y direction of inclusion array model under nominal bending stress 300MPa .

(a) Two dimensional distribution of σ_y .

(b) Distribution of maximum stresses.

Fig. 12 Stress distribution along y direction of inclusion array model under nominal bending stress 156MPa .

疲労試験における最も低い σ_{max} である公称曲げ応力 156MPa における最大応力時と完全除荷時の全ひずみの y 方向分布を Fig. 13 に示す。公称曲げ応力が 156MPa と低く、介在物の強化作用により母材の大部分が弾性変形する状態において、介在物配列モデルは、MMC 部のひずみ振幅の方がアルミニウム合金部のそれよりも大きいことを予測できる。

4 結 言

本研究では、部分的に SiC 粒子と Al_2O_3 ウィスカで強化されたアルミニウム鋳造合金の静的破壊試験および疲

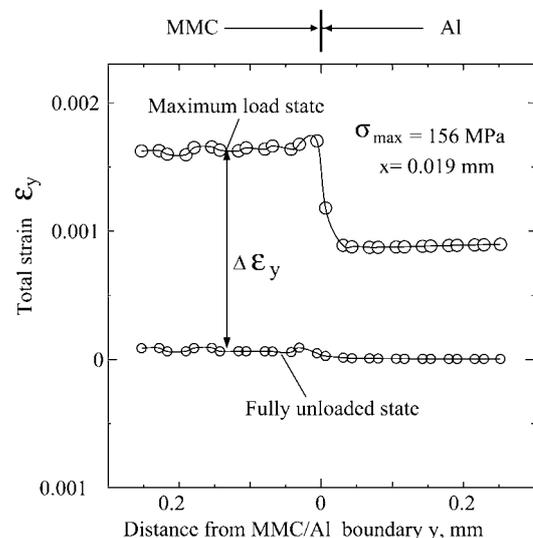


Fig. 13 Distribution of total strain in matrix along normal to the boundary of inclusion array model under cyclic loading at maximum 156MPa .

劣試験を行うとともに、破断面の解析と成分分析を行い、その破壊機構を明らかにした。MMC部とアルミニウム合金部の境界部近傍の破壊挙動を解明する目的で、強化材の存在を考慮した介在物配列モデルについて弾塑性応力解析を行い、その最大応力発生位置およびひずみ振幅を検討した。得られた結果を要約すれば、以下のとおりである。

(1) 単調曲げ荷重下および繰返し曲げ荷重下の両方において、破壊はMMC内で生じる。

(2) 疲労試験の破面においては、強化粒子と母材の界面はく離が支配的であり、単調曲げ試験では、強化粒子と母材の界面はく離のみならず、SiC粒子割れも生じる。強化材の存在を考慮した介在物配列モデルは、最大応力の発生位置として、公称曲げ応力が低い場合には介在物と母材の界面、公称曲げ応力が高い場合には介在物内に発生することを予測できる。

(3) 疲労破壊は、最大の公称曲げ応力が低く、母材が弾性変形する状態においては、MMCとAlの境界部からはるか遠いMMC内で生じ、単調曲げ破壊は、MMCとAlの境界部の一番目又は二番目のSiC粒子の位置で生じる。単調負荷における公称曲げ応力が高い場合には、最大応力はMMC部とアルミニウム合金部の境界の一つ目の介在物内に発生し、繰返し負荷におけるひずみ振幅は、MMC部の方がアルミニウム合金部よりも大きいことを、介在物配列モデルは予測できる。

参 考 文 献

- 1) S. Suresh, A. Mortensen and A. Needleman, "Fundamentals of metal matrix composites", London : Butterworth/Heinemann (1993).
- 2) T. S. Srivatsan and M. Al-Hajiri, "The fatigue and final fracture behavior of SiC particle reinforced 7034 aluminium matrix composites", Composite, Part B, Vol.33, pp.391-404 (2002).
- 3) A-L. Chen, Y. Arai and E. Tsuchida, "An experimental study on effect of thermal cycling on monotonic and cyclic response of cast aluminium alloy-SiC particulate composites", Composites, Part B, Vol.36, pp.319-330 (2005).
- 4) A-L. Chen, Y. Arai and E. Tsuchida, "A Numerical Study on the Effect of Thermal Cycling on Monotonic Response of Cast Aluminium Alloy-SiC Particulate Composites", Theo. Appl. Mech., Vol.53, pp.63-73 (2004).
- 5) D. L. Davidson, "Fatigue and fracture toughness of aluminium alloys reinforced with SiC and alumina particles", Composite, Vol.24, pp.248-255 (1993).
- 6) M. Levin and B. Karlsson, "Influence of SiC particle distribution and prestraining on fatigue crack growth rates in aluminium AA 6061-SiC composite material", Mater. Sci. Tech., Vol.7, pp.596-607 (1991).
- 7) S. Yon Fu and B. Lauke, "Effects of fiber length and fiber orientation distributions on the tensile strength of short-fiber-reinforced polymers", Com. Sci. Tech., Vol.56, pp.1179-1190 (1996).
- 8) Q. Zhang, H. Zhang, G. Mingyuan and J. Yanping, "Studies on the fracture and flexure strength of Al/SiCp composite", Mater. Lett., Vol.58, pp.3545-3550 (2004).
- 9) X. Q. Xu and D. F. Watt, "A numerical analysis of the effects of reinforcement content on strength and ductility iAl/SiCp MMCs", Acta. Mater., Vol.44, pp.4501-4511 (1996).
- 10) X. Q. Xu and D. F. Watt, "A finite element analysis of plastic relaxation and plastic accumulation at second phase particles", Acta. Mater., Vol.44, pp.801-811 (1996).
- 11) T. Zeuner, P. Stojanov, P. R. Sahn, H. Ruppert and A. Engels, "Developing trends in disc brake technology for rail application", Mater. Sci. Tech., September-October, Vol.14, pp.857-863 (1998).
- 12) K. U. Kainer, "Basic of Metal Matrix Composite", in "Metal Matrix Composites, Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering", WILEY-VCH Verlag GmbH and Co. KGaA, Weinheim, pp.1-54 (2006).
- 13) D. B. Bogy, "Edge-Bonded Dissimilar Orthogonal Elastic Wedges Under Normal and Shear Loading", ASME J. Appl. Mech., Vol.35, pp.460-466 (1968).