アルミ鋳造合金 A356 における型材と 鋳造欠陥の延性破壊特性への影響[†]

前 博 行^{*} Xiaoqing Teng^{**}
Yuanli Bai^{**} Tomasz Wierzbicki^{**}

Effects of Mold Media and Porosity on Ductile Fracture Properties of Cast Aluminum Alloy A356

by

Hiroyuki MAE^{*}, Xiaoqing TENG^{**}, Yuanli BAI^{**} and Tomasz WIERZBICKI^{**}

This paper compares mechanical properties of two types of cast aluminum components made in sand mold and cast iron mold, respectively. In addition, this study attempts to establish the correlation between the shear and the tensile ductility and the characteristic size of defects for cast aluminum alloy A356. For each type of the castings, the fracture tests are performed under a wide range of stress states including tensile tests on notched and unnotched round bars and biaxial loading tests on the butterfly specimens. Using a combined experimental-numerical approach, the plasticity and fracture properties are characterized in terms of the true stress-strain curve and the ductile fracture locus. It is found that the sand-molding component is of higher yield resistance and lower ductility than the metal-molding one. Meanwhile, the fractographic study reveals that there exist two competing failure mechanisms: the internal necking of the matrix at high positive stress triaxialities and void sheeting due to shear at negative stress triaxialities. The transition of the failure modes occurs in the intermediate range. In the specimens with porosities, the metallographic observation is performed and the area fraction of defects, the area and the chord length of the largest defect are measured using Matlab's Image Processing Toolbox. The linear function is used to correlate the tensile and shear fracture strain with the characteristic size of defects. It is found that the shear ductility decreases at a faster rate than the tensile ductility with the increasing size of defects.

Key words : Failure mechanism, Ductile fracture criterion, True stress-strain, Cast aluminum alloy, Sand mold, Metal mold, Porosity, Tensile tests, Shear tests

1 緒 言

近年、アルミニウム合金は、車体軽量化による燃費低減のため、車体に使用される機会が増えてきている。中でも、シャーシ部品やエンジンマウント部品等においては、複雑な製品形状のため、アルミ鋳造合金が利用されている。一般に、アルミ鋳造部品は、板厚変化幅が大きいため、外力が負荷されると、部品内部に発生する応力 3 軸度が大きく変化する。そのため、製品の性能評価をおこなうためには、アルミ鋳造合金の延性破壊特性を広い範囲な応力 3 軸度に基づいて把握する必要がある。そこで、著者らはこれまで、低圧鋳造アルミニウム合金において、応力 3 軸度 $-1/3$ から $+1$ の範囲での破壊特性を評価した。¹⁾ その結果、材料の破断開始ひずみは、応力 3 軸度に対して顕著な依存性を示し、特に、せん断応力状態における破断開始ひずみは、引張応力状態における破断開始ひずみよりも、はるかに大きな値となった。

一般に、アルミ鋳造成形における型材料は、主に砂型と金型が用いられており、鋳造過程におけるアルミ鋳造合金の凝固速度が砂型と金型とで大きく異なることが知

られている。したがって、金型における凝固速度は砂型よりも速く、その結果、アルミ鋳造合金のデンドライトの大きさは小さくなり、延性に優れた材料となる。Caceres²⁾や Wang³⁾は、材料の凝固速度を大きくすることで、アルミ鋳造合金の延性を改良した。彼らは重力鋳造(Gravity Die Casting : GDC)における金型の端部に、大きな鋳鉄塊を結合させることで、凝固速度勾配を作った。そして、各凝固速度域から丸棒平滑引張試験片を切出し、引張試験をおこなった結果、凝固速度が最も速い材料において、延性が最大となった。Shabestari と Moemeni は 4 種類の型材を用いて丸棒平滑引張試験片を製作した結果、凝固速度が最大となる型材において、破断伸びが最大となる結果を示している。⁴⁾ しかしながら、これらの研究は、すべて丸棒引張試験片でおこなわれており、応力 3 軸度 $+1/3$ 以上での延性評価に限られている。そのため、圧縮とせん断応力状態である応力 3 軸度 $-1/3$ から $+1/3$ の範囲における延性破壊特性が評価されていない。

一方、アルミ鋳造部品においてはガス欠陥、ヒケ巣、酸化膜等の鋳造欠陥による影響で、破断開始ひずみが大

[†] 原稿受理 平成 19 年 10 月 23 日 Received Oct. 23, 2007 ©2008 The Society of Materials Science, Japan

^{*} 正 会 員 (株)本田技術研究所 〒321-3393 栃木県芳賀郡芳賀町, Honda R & D Co., Ltd., Haga-gun, Tochigi, 321-3393

^{**} 正 会 員 Massachusetts Inst. of Tech. Cambridge, MA, 02139-4307, USA

きくばらつくことが知られている。これまで, Surappa らは, Al-7Si-0.3Mg 鋳造合金において, 引張強さが鋳造欠陥の投影面積と線形関係にあることを報告している。⁵⁾ また, Caceres らは, 破面における鋳造欠陥の面積率を用いて, 延性を評価できることを示した。⁶⁾ また, Caceres は破断伸びと鋳造欠陥の面積率において単純な解析モデルを提案し, 実験結果と良い一致を示した。⁷⁾ 一方, Gokhale ら^{8), 9)} は, 引張破断伸びが鋳造欠陥の面積率と指数関係にあることを提案し, Lee ら¹⁰⁾ が, 高圧鋳造マグネシウム合金において検証した。また, Francis らは, 平板引張試験片において破面観察をおこなった結果, 鋳造欠陥と酸化膜が破壊の起点となっていることを報告している。¹¹⁾ 鋳造欠陥と延性に関する過去の研究は, すべて引張応力状態における評価に限られている。そのため, 圧縮やせん断応力状態における鋳造欠陥と延性の関係を把握する必要があると考えられる。

そこで, 本研究では, まず, 砂型と金型とで製作したアルミ鋳造合金において, 材料の塑性特性と破壊特性を比較する。そのため, 平滑丸棒引張試験片とノッチ付き丸棒試験片を用いて応力 3 軸度 +1/3 以上における特性を取得する。一方, バタフライ試験片を用いて 2 軸応力負荷試験をおこなうことで, 応力 3 軸度 -1/3 から +1/3 における材料特性を取得する。これにより, 広応力 3 軸度域での型材の破壊特性に対する影響を把握する。つぎに, 3 水準の鋳造欠陥入りアルミ鋳造合金を製作し, それぞれの材料から, 丸棒平滑引張試験片とバタフライ試験片を切出し, 応力 3 軸度 +1/3 と応力 3 軸度 0 における材料の延性と鋳造欠陥の影響を評価する。ここで, 鋳造欠陥は欠陥の面積率, 最大欠陥の面積, 最大欠陥における最大弦の長さでそれぞれ整理される。本研究では, 実験と有限要素解析により, 塑性特性と破壊特性をキャリブレーションする。そのため, 実験に対応した有限要素解析をおこない, 各材料の真応力ひずみ関係を同定する。その後, 各試験片ゲージ部における塑性ひずみと応力 3 軸度を取得する。詳細は著者らの研究を参照されたい。¹⁾

2 実験手法

2.1 供試材料

本研究では, アルミ鋳造合金 A356 を用いた, 砂型と金型を用いて GDC により製作した部材を T6 処理し, 各

種試験片を切出した。Table 1 に材料の化学成分を示す。砂型と金型とで製作されたアルミ鋳造合金の 2 次デンドライトアーム長 (SDAS) は, 各々 60 μ m と 40 μ m であった。一方, 鋳造欠陥入りアルミ鋳造合金の製作には, 溶けたアルミの液体に木片を混ぜて鋳造欠陥を作成した。また, 鋳造欠陥の水準は, 混ぜる木片の量を変えることで調整した。鋳造法は GDC であり, 直径 36mm, 長さ 270mm の円柱形状の金型にアルミを流し込むことで, 円柱形状の部材を製作した。Table 2 は鋳造欠陥入り材料の化学成分を示す。なお, 鋳造欠陥製作のための A356 においては, Sr を添加することで材料の延性を増加させている。Caceres ら¹²⁾ は, Sr を添加することで, Si 粒子の形状を微細球状化させ, 材料の延性を改善できることを報告している。各試験片をアルミ鋳造合金製円柱から切出した後, ゲージ部を切断, 鏡面加工した後に光学顕微鏡 (OM) で観察した。Fig. 1 に示されるように, 鋳造欠陥は黒点で観察され, 3 水準の欠陥量であることが確認された。

2.2 試験片

砂型と金型とで製作された A356 においては, 3 種類の丸棒引張試験片 (平滑, ノッチ半径 3mm と 9mm) を切出し, 応力 3 軸度 +1/3 以上における特性を評価した。一方, 鋳造欠陥入り A356 においては, 簡単のため, 応力 3 軸度 0 と +1/3 における特性のみを測定するため, 平滑丸棒試験片とバタフライ試験片を鋳造欠陥入り円柱

Fig. 1 OM pictures of casting components with porosities.

Table 1 Chemical composition A356. (unit : wt%)

Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Ti	Pb	Sn	Cr	Sr
< 0.02	6.5 - 7.5	0.3 - 0.4	< 0.10	< 0.20	< 0.10	< 0.05	< 0.20	< 0.05	< 0.05	< 0.05	0.004 - 0.015

Table 2 Chemical composition of Sr modified A356. (unit : wt%)

	Cu	Si	Mg	Zn	Fe	Mn	Ni	Ti	Sn	Cr	Sr
Cast bar A	0.025	6.96	0.362	0.004	0.100	0.005	0.006	0.128	≤ 0.002	0.002	0.0104
Cast bar B	0.027	7.04	0.355	0.004	0.119	0.005	0.007	0.123	≤ 0.002	0.002	0.0110
Cast bar C	0.025	7.11	0.365	0.004	0.133	0.005	0.006	0.122	≤ 0.002	0.002	0.0124

部材から切出した、丸棒試験片はチャック部の直径が 9.5mm、ゲージ部の最小直径が 6.0mm とした。また、平均応力 3 軸度 $-1/3$ から $+1/3$ の範囲においては、バタフライ形状をした 2 軸負荷試験片を用いて荷重変位関係を測定した。バタフライ試験片の寸法を Fig. 2 に示す。本試験片の特徴は、ひずみをゲージ中央部分に局所化させるために曲率を除変した点にある。これにより、自由境界面からのき裂の発生を可能な限り防止しているが、板厚方向に対しては、き裂の発生箇所を特定することは困難となる。バタフライ試験片の有限要素解析の結果から、ゲージ中央部分でのひずみとゲージ中央部分表面でのひずみの差は 5% 以内であることが確認されている。¹³⁾ また、応力 3 軸度勾配に対しては、ゲージ部中央部分がゲージ中央部分表面の値よりも約 20% 高いことから、き裂の生成はゲージ中央部分で発生すると仮定できる。

2・3 実験手法

丸棒試験片は万能試験機を用いて、引張速度 0.2mm/min にて引張試験をおこなった。その際、ロードセルからの荷重に加えて、画像計測装置 (Correlated Solutions 社製) を用いて、ゲージ部の局所変位量を測定した。¹⁾ Fig. 3 にバタフライ試験片を荷重方向に対して 10° 傾けてチャック部に取付けた試験装置 UBTD (Universal Biaxial Testing Device) の写真を示す。バタフライ試験片は、UBTD のチャック部において、ボルトで締め付けることで挟み込まれる構造となっている。荷重荷重方向を変えることで、様々な応力 3 軸度をゲージ部分に簡便に発生させることが可能となる。¹⁴⁾ Fig. 3 に示されるように、LVDT (Linear Variable Displacement Transducer) とロードセルを用いることで、UBTD の左側部分の上下移動変位と水平方向荷重を測定する。また、垂直方向の荷重は万能試験機からのロードセルで測定する。本研究では、荷重荷重方向の角度を 10° 圧縮から 20° 引張りの範囲で変化さ

Fig. 2 Major geometrical dimensions of butterfly specimen.

Fig. 3 Butterfly specimen mounted in UBTD.

せることで、平均応力 3 軸度を $-1/3$ から $+1/3$ の範囲での荷重変位関係を取得した。従来、圧縮応力 3 軸度域における実験では、円柱試験片が用いられるが、この場合、圧縮負荷中での荷重は増加し続けるため、試験装置の荷重変位関係のみに基づいて、破断開始変位を決定することは困難であった。しかし、本手法では、破断の開始変位を荷重変位関係から簡便に判定することが可能となる。

2.4 数值解析

実験から直接得られるパラメータは、試験片チェック部における荷重と試験片ゲージ部での局所変位関係のみとなる。そこで、試験片ゲージ部における局所応力と局所ひずみを把握するため、実験に対応した有限要素解析をおこなった。解析ソルバはABAQUS/Standardを用いた。まず、数値解析結果が実験で得られた荷重変位関係と一致するように、材料の真応力ひずみ関係を決定した後、ゲージ部中央における塑性ひずみと応力3軸度履歴を取得した。この解析手法の詳細は著者らによるこれまでの研究を参照されたい¹⁾

3 延性破壞特性

本研究では、有限要素解析から求められた応力 3 軸度と破断開始ひずみを用いて、材料の延性を評価した。これまで、Wierzbicki らは実利用可能な多くの破壊モデルを検証した結果、応力 3 軸度と破断開始ひずみで表わされる破壊モデルで実験結果を整理できることを示した。^{15)~17)} この破壊モデルは次式で表わされる。

$$\bar{\varepsilon}_f = f(\eta) = f\left(\frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right) \quad (1)$$

ここで、 $\bar{\epsilon}_f$ は破断開始ひずみ、 η は静水圧応力 σ_m の相当応力 $\bar{\sigma}$ に対する割合で表される応力3軸度である。応力3軸度は、材料が破壊にいたるまでに変化することから、式(1)における応力3軸度は式(2)に示される平均応力3軸度として取り扱うことにする。

$$\left(\frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}}\right)_{ave} = \frac{1}{\bar{\varepsilon}_f} \int_0^{\bar{\varepsilon}_f} \frac{\sigma_m}{\bar{\sigma}} d\bar{\varepsilon}_{pl} \quad (2)$$

これまで、さまざまな応力 3 軸度と破断開始ひずみの関係式が実験的に提案されている。例えば、Johnson-Cook 破壊モデル¹⁸⁾は、破断開始ひずみを平均応力 3 軸度の指数則として表現している。Bao と Wierzbicki¹⁹⁾はアルミ合金 2024-T351 において、破断開始ひずみは 3 つの応力 3 軸度域によって区別されることを示しており、同様の結果が Barsoum と Faleskog によって報告されている。²⁰⁾ Fig. 4 に模式的に示される通り、Bao-Wierzbicki 破壊モデルは式 (3)～(5)で表わされている。

$$\bar{\epsilon}_f = \begin{cases} \frac{C_1}{1+3\eta} & -\frac{1}{3} \leq \eta \leq 0 \\ \bar{\epsilon}_{f,t} + (\bar{\epsilon}_{f,t} - \bar{\epsilon}_{f,s})(3\eta-1) & 0 \leq \eta \leq \frac{1}{3} \\ C_2 \exp(C_3\eta + C_4) & \frac{1}{3} \leq \eta \end{cases} \quad \begin{matrix} (3) \\ (4) \\ (5) \end{matrix}$$

ここで、 $\bar{e}_{f,i}$ は式(5)における応力3軸度1/3での破断開始ひずみを示す。また、 $\bar{e}_{f,s}$ は式(3)から求められる応力3軸度0での破断開始ひずみである。また、 C_1 は負の応力

Fig. 4 Schematic of Bao-Wierzbicki fracture locus.

3軸度域での実験結果に基づき決定され、 C_2 、 C_3 、 C_4 は丸棒試験片における実験結果に対して決定される。また、すべての材料定数は、実験結果に対し、最小2乗法で決定される。これまで、指数関数からなる破壊モデルは、さまざまな金属材料において、引張試験結果と良い一致を示した。²¹⁾一方、Fig. 4に示されるように、Bao-Wierzbicki破壊モデルは、応力3軸度-1/3において、破断開始ひずみを無限大とするカットオフ値を有する点に特徴をもつ。¹⁹⁾

4 型材の塑性特性および破壊特性への影響

4.1 荷重変位関係

Fig. 5と6はそれぞれ引張りと圧縮の荷重負荷角度が 10° におけるバタフライ試験片での荷重変位関係である。図中の垂直方向の矢印は、破断開始変位を示している。破断開始変位を決定する手法は、BluhmとMorrisseyによって研究され、荷重が減少を開始する直前の荷重値が巨視的な破断開始荷重と定義できることが示されている。²²⁾また、本研究における丸棒引張試験では、破断にいたるまでネッキングは観察されなかった。また、いくつかのバタフライ試験片において、最大荷重到達直後に試験を終了し、ゲージ部を観察したところ、ゲージ中央部にき裂が観察された。Fig. 5, 6から明らかなように、砂型で製作された材料は金型での材料よりも、荷重反力は大きく、破断開始変位は小さい結果を示した。

4.2 真応力ひずみ関係

本研究では、Fig. 5と6に実線で示されるように、荷重変位関係が実験と有限要素解析結果とで良い一致を示すように、真応力ひずみ関係が決定された。Fig. 7は砂

Fig. 5 Load displacement curves of the butterfly specimens at combined tension and shear with $\alpha = +10^\circ$. Fig. 6 Load displacement curves of the butterfly specimens at combined compression and shear with $\alpha = -10^\circ$.

型と金型によって製作されたアルミ鋳造合金の真応力ひずみ関係である。砂型によるアルミ鋳造合金は、金型によるものよりも、大きな降伏応力とひずみ硬化を示した。この結果はWangによる報告結果³⁾と一致した。

4.3 延性破壊特性

有限要素解析で求められた、各種丸棒試験片とバタフライ試験片ゲージ中央部分における応力3軸度と塑性ひずみの関係を、砂型と金型とでそれぞれFig. 8, 9に示す。応力3軸度は破断にいたるまでの間、変化はするも

Fig. 7 True stress strain curves for sand and metal moldings.

Fig. 8 Evolution of stress triaxiality and plastic strain in sand molding.

Fig. 9 Evolution of stress triaxiality and plastic strain in metal molding.

の、その変化幅は小さい。本研究では、破断開始変位におけるゲージ中央部分での相当塑性ひずみを破断開始ひずみと定義した。Fig. 10 は破断開始ひずみと平均応力 3 軸度で表わした破壊特性を示す。また、最小 2 乗近似で決定された Bao-Wierzbicki 破壊モデルを実線で Fig. 10 に示し、各材料定数を Table 3 に示す。ここで、金型での平滑試験片における破断開始ひずみのうち 1 つの結果が極めて小さな値であったため、最小 2 乗近似計算の際には、この値を除外した。砂型と金型の双方において、破断開始ひずみは、平均応力 3 軸度が大きくなるに伴い、大きく減少した。また、金型によるアルミ鋳造合金は、砂型によるそれよりも、広応力 3 軸度域において、延性に優れる結果となった。これにより、アルミ鋳造合金における結晶サイズを微細化することによって、引張りにおける応力 3 軸度に限らず、圧縮やせん断における応力 3 軸度域においても、材料の延性を改善させることが可能であることが明らかになった。

Fig. 10 Fitted three-branch fracture loci for sand-molding and metal-molding components.

Table 3 Material coefficients of the fracture loci.

	C_1	C_2	C_3	C_4
Sand-molding	0.247	0.176	-5.915	0.0
Metal-molding	0.425	0.235	-1.672	0.0

4・4 破面観察結果

砂型と金型との破壊メカニズムの比較をおこなうため、試験後の破面を SEM 観察した。Fig. 11 は平滑丸棒試験片の破面の比較である。砂型と金型の双方において、典型的な延性破壊メカニズムであるディンプルが数多く観察された。図中の矢印は破壊した Si 粒子を示している。アルミ鋳造合金の破面は、主に Si 粒子の破壊によって生成されることが知られており^{3), 23)}本研究で観察された破面も類似の形態となった。また、金型におけるディンプルは、砂型によるものよりも小さい。これは、砂型と金型の SDAS の違いによるためと考えられる。この材料構造の違いにより、金型における材料の延性が砂型よりも優れていると考えられる。Fig. 12 はせん断応力と引張応力とが混在する応力状態における破面である。ここで、ディンプルはせん断応力方向へ大きく変形していることがわかる。これは、生成したボイドがマトリックスのネッキングによって合体する破壊メカニズムから、ボイドシーティングによる破壊メカニズムに遷移していることを示唆している。この遷移現象は特に金型によるアルミ鋳造合金における破面において、より顕著となった。Fig. 13 はせん断応力状態における破面である。引張応力状態と異なり、ディンプルも少ない平滑な破面となった。こ

Fig. 11 Fractographs of the tensile tests on the unnotched round bars.

Fig. 12 Fractographs of the combined tension and shear tests on the butterfly specimens with $\alpha = 10^\circ$.

Fig. 13 Fractographs of the simple shear tests on the butterfly specimens with $\alpha = 0^\circ$.

では、Si 粒子とマトリックスとはく離を起点とする破壊メカニズムが主な破壊メカニズムと考えられる。また、金型における破面は、砂型よりも滑らかな破面となった。以上から、型材の異なるアルミ鋳造合金 A356 においては、各応力 3 軸度域における破壊メカニズムは同じであるが、砂型における SDAS 値は金型よりも大きいため、砂型での破面に生成されたボイドの大きさが金型よりも大きく粗くなり、それによって材料の延性を減少させていることが示唆された。

5 鋳造欠陥の塑性特性および破壊特性への影響

5.1 荷重変位関係

3 水準の鋳造欠陥入りアルミ鋳造合金における、丸棒平滑試験片とバタフライ試験片（荷重負荷角度 0° ）の荷重変位関係を Fig. 14 と 15 に示す。Fig. 15 において、Cast bar A を除けば、荷重-変位関係に大きな違いは見られない。したがって、鋳造欠陥の塑性特性への影響は小さいと考えられる。この結果は、Francis と Cantin による研究結果と一致している。¹¹⁾ 破断開始変位においては、Cast bar B でのバタフライ試験片における破断変位結果の 1 つを除き、ばらつきは小さかった。したがって、本研究では、各試験での平均破断開始変位と有限要素解析結果に基づき、破断開始ひずみと平均応力 3 軸度を算出した。これにより、破壊特性と鋳造欠陥の関係を定量化した。

Fig. 14 Load displacement curves in round bar specimens.

Fig. 15 Load displacement curves in butterfly specimens.

5.2 延性破壊特性

Fig. 16 は 3 水準の鋳造欠陥入りアルミ鋳造合金における破断開始ひずみと平均応力 3 軸度の関係である。ここで、式 (3) における C_1 をバタフライ試験片結果によって同定した。また、Rice ら²⁴⁾の研究に基づき、式 (5) において $C_2 = -1.54$, $C_4 = 0.0$ とし、 C_3 を丸棒平滑試験片における実験結果に基づき決定した。図から明らかなように、平均応力 3 軸度 0 と +1/3 において、Cast bar A における破断開始ひずみは、Cast bar C での破断開始ひずみよりも大きな値となった。また、平均応力 3 軸度 +1/3 においては、Cast bar B の破断開始ひずみは Cast bar A と C の間の大きさとなったが、平均応力 3 軸度 0 においては、Cast bar A と B における破断開始ひずみはほぼ等しく、Cast bar C における延性が最小となった。

5.3 鋳造欠陥と破壊特性のコリレーション

丸棒引張試験片とバタフライ試験片において、試験後の破面を電子顕微鏡 (SEM) によって観察した。その結果、Fig. 17 に示されるように、各破面において、大きなヒケ巣やガス欠陥が観察された。また、酸化膜もいくつかの破面で観察されたが、酸化膜の大きさや個数は、ヒケ巣やガス欠陥と比較し、はるかに小さかった。そのため、画像解析による鋳造欠陥の測定は、ヒケ巣とガス欠陥においておこなわれた。

本研究では、Fig. 1 に示す鋳造欠陥を定量化するため、試験をおこなわない試験片のゲージ部から観察用標本を

Fig. 16 Calibrated ductile fracture loci for three types of castings with porosities.

Fig. 17 Pores on the fracture surface of round bar specimen.

切出した。その後、鏡面加工を施した面において、OM 観察をおこなった。ここで、各水準の試験片においてそれぞれ 3 個の標本を製作し、観察をおこなった。その後、2 値化した画像において画像解析をおこない、各材料における鋳造欠陥の面積率、最大欠陥の面積、最大欠陥の最大弦長を計算した。Fig. 18, 19, 20 は、この画像解析に基づいて計算した鋳造欠陥の大きさと破断開始ひずみの関係である。ここで、破断開始ひずみと鋳造欠陥の大きさを線形近似し、実線で示している。全鋳造欠陥パラメータにおいて、鋳造欠陥の量が大きくなるにともない、破断開始ひずみが減少する傾向となった。また、各鋳造

Fig. 18 Correlation of the fracture strain with the area fraction of the defects.

Fig. 19 Correlation of the fracture strain with the area of the largest defects.

Fig. 20 Correlation of the fracture strain with the length of the largest defects.

欠陥パラメータにおいて、破断開始ひずみと線形近似した直線の傾きが、引張とせん断とで異なる結果を示した。引張りとせん断応力状態での近似直線の傾きの違いから、せん断応力状態における破断開始ひずみは、引張応力状態における破断開始ひずみよりも、鋳造欠陥の影響を受けやすいことが明らかになった。せん断応力が顕著な応力 3 軸度においては、ボイドシーティングが主な破壊メカニズムであり、引張応力が顕著な応力 3 軸度においては、ボイドの生成・合体が主な破壊メカニズムであった。このことから、鋳造欠陥はボイドシーティングによる破壊を促進する可能性があることを示唆しているが、このメカニズムについては更なる検討が必要と考えられる。

6 結 論

本研究では、まず型材違いの破壊特性に対する影響を把握するため、砂型と金型を用いて製作された A356 アルミ鋳造合金において、広応力 3 軸度域における延性破壊特性を、実験と有限要素解析をおこなうことで評価した。丸棒引張試験片とノッチ付き丸棒引張試験片を用いて、応力 3 軸度 $+1/3$ 以上における破壊特性を評価し、バタフライ試験片を用いて、応力 3 軸度 $-1/3$ から $+1/3$ の範囲における破壊特性を評価した。本研究における延性破壊特性は、平均応力 3 軸度と破断開始ひずみの関係式として評価された。その結果、砂型と金型の双方において、破断開始ひずみは顕著な応力 3 軸度依存性を示した。また、金型における破断開始ひずみは、砂型の破断開始ひずみよりも、広応力 3 軸度域において、大きな値となった。したがって、材料の凝固速度を大きくすることによって、広応力 3 軸度域における延性を改善できることが明らかになった。

また、各試験片において破面観察をおこなった結果、型材の違いに関係なく、3 種類の破壊メカニズムが確認された。引張応力状態においては、Si 粒子を起点とするき裂が生成され、粒界に沿って破面が形成され、数多くのディンプルが観察された。一方、圧縮応力状態においては、Si 粒子とマトリックスとの剥離を起点とするボイドシーティングが主な破壊メカニズムであり、平滑な破面を形成した。応力 3 軸度が 0 から $+1/3$ の範囲においては、ディンプル破壊とボイドシーティング破壊の混合破面が観察された。したがって、各応力 3 軸度域における破壊メカニズムは材料の凝固速度に対しては変化しないが、結晶を微細化することで、各破壊メカニズムにおける延性を高めることが可能であることが明らかになった。

つぎに、鋳造欠陥の広応力 3 軸度域における破壊特性への影響を把握するため、3 水準の鋳造欠陥入りアルミ鋳造合金を製作し、丸棒平滑試験片による引張試験とバタフライ試験片によるせん断試験をおこなった。その結果、破断開始ひずみは鋳造欠陥に強く依存するが、塑性特性は鋳造欠陥による影響をうけなかった。破面観察の結果、鋳造欠陥を起点とした破壊が主な原因であった。そこで、試験前の試験片ゲージ部において、鋳造欠陥の面積率、最大欠陥の面積、最大欠陥の最大弦長を測定し、鋳造欠陥と破断開始ひずみの関係を定量化した。その結

果, 上記鋳造欠陥パラメータは破断開始ひずみと線形関係になり, セン断応力状態での破断開始ひずみは, 引張応力状態での破断開始ひずみよりも, 鋳造欠陥の影響が大きいことが明らかになった。鋳造欠陥と, き裂生成の相互関係については, より詳細な検討が必要であるため, 今後の研究課題としたい。

参 考 文 献

- 1) H. Mae, X. Teng, Y. Bai and T. Wierzbicki, "Calibration of ductile fracture properties of a cast aluminum alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol.459, No.1-2, pp.156-166 (2007).
- 2) C. H. Caceres, C. J. Davidson and J. R. Griffiths, "The deformation and fracture behaviour of an Al-Si-Mg casting alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol.197, pp.171-179 (1995).
- 3) Q. G. Wang, "Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357", *Metallurgical and Materials Transactions A*, Vol.34, pp.2887-2899 (2003).
- 4) S. G. Shabestari and H. Moemeni, "Effect of copper and solidification conditions on the microstructure and mechanical properties of Al-Si-Mg alloys", *Journal of Materials Processing Technology*, Vol.153, pp.193-198 (2004).
- 5) M. K. Surappa, E. Blank and J. C. Jaquet, "Effect of macroporosity on the strength and ductility of cast Al-7Si-0.3Mg alloy", *Scripta Metallurgica*, Vol.20, No.9, pp.1281-1286 (1986).
- 6) C. H. Caceres and B. I. Selling, "Casting defects and the tensile properties of an Al-Si-Mg alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol.220, No.1, pp.109-116 (1996).
- 7) C. H. Caceres, "On the effect of macroporosity on the tensile properties of the Al-7% Si-0.4% Mg casting alloy", *Scripta Metallurgica et Materialia*, Vol.32, No.11, pp.1851-1856 (1995).
- 8) A. M. Gokhale and G. R. Patel, "Origins of variability in the fracture-related mechanical properties of a tilt-poor-permanent-mold cast Al-alloy", *Scripta Materialia*, Vol.52, No.3, pp.237-241 (2005).
- 9) A. M. Gokhale and G. R. Patel, "Quantitative fractographic analysis of variability in tensile ductility of a squeeze cast Al-Si-Mg base alloy", *Materials Characterization*, Vol.54, No.1, pp.13-20 (2005).
- 10) S. G. Lee, G. R. Patel, A. M. Gokhale, A. Sreeranganathan and M. F. Horstemeyer, "Quantitative fractographic analysis of variability in the tensile ductility of high pressure die-cast AE44 Mg-alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol.427, No.1-2, pp.255-262 (2006).
- 11) J. A. Francis and G. M. Cantin, "The role of defects in the fracture of an Al-Si-Mg cast alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol.407, pp.322-329 (2005).
- 12) C. H. Caceres, C. J. Davidson and J. R. Griffiths, "The deformation and fracture behaviour of an Al-Si-Mg casting alloy", *Materials Science and Engineering A*, Vol.197, pp.171-179 (1995).
- 13) T. Wierzbicki, Y. Bao and Y. Bai, "A new experimental technique for constructing a fracture envelope of metals under multi-axial loading", *Proceedings of 2005 SEM Annual Conference and Exposition on Experimental and Applied Mechanics* (2005).
- 14) D. Mohr and M. Doyoyo, "Experimental investigation on the plasticity of hexagonal aluminum honeycomb under multiaxial loading", *Journal of Applied Mechanics*, Vol.71, pp.375-385 (2004).
- 15) Y. Bao and T. Wierzbicki, "A comparative study on various ductile crack formation criteria", *Journal of Engineering Materials and Technology*, Vol.47, No.4-5, pp.719-743 (2005).
- 16) T. Wierzbicki, Y. Bao, Y. -W. Lee and Y. Bai, "Calibration and evaluation of seven fracture models", *International Journal of Mechanical Sciences*, Vol.47, No.4-5, pp.719-743 (2005).
- 17) X. Teng and T. Wierzbicki, "Evaluation of six fracture models for high velocity perforation", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.73, pp.1653-1678 (2006).
- 18) G. R. Johnson and W. H. Cook, "Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures", *Engineering Fracture Mechanics*, Vol.21, No.1, pp.31-48 (1985).
- 19) Y. Bao and T. Wierzbicki, "On fracture locus in the equivalent strain and stress triaxiality space", *International Journal of Mechanical Science*, Vol.46, No.1, pp.81-98 (2004).
- 20) I. Barsoum and J. Faleskog, "Rupture mechanisms in combined tension and shear-experiments", *International Journal of Solids and Structures*, Vol.44, pp.1768-1786 (2007).
- 21) T. Borvik, O. S. Hopperstad, T. Berstad and M. L. Langseth, "A computational model of viscoplasticity and ductile damage for impact and penetration", *European Journal of Mechanics A/Solids*, Vol.20, pp.685-712 (2001).
- 22) J. I. Bluhm and R. J. Morrissey, "Fracture in a tensile specimen", *Proceedings of the First Conference on Fracture*, Vol.3, pp.1739-1780 (1965).
- 23) M. D. Dighe, A. M. Gokhale and M. F. Horstemeyer, "Effect of Loading Condition and Stress State on Damage Evolution of Silicon Particles in an Al-Si-Mg-Base Cast Alloy", *Metallurgical Materials Transaction A*, Vol.33, pp.555-565 (2002).
- 24) J. R. Rice and D. M. Tracey, "On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields", *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol.17, pp.201-217 (1969).