粒子強化アルミニウム合金の損傷解析*

買買提明 艾尼^{*1}, 菊池 正紀^{*2}, 平野 一美^{*3}

Damage Analysis of Particulate-Reinforced Aluminum Alloys

Mamtimin GENI, Masanori KIKUCHI and Kazumi HIRANO

The tensile deformation and damage behavior of 2024-T6 aluminum alloy reinforced by 2% and 10% SiC particles are studied. SEM (Scanning Electron Microscope) observation shows that the fracture occurs due to the dimple fracture of matrix, interfacial debonding of particle and matrix and particle cracking. These fracture processes are simulated numerically using Gurson's constitutive equation with large-deformation theory. It is shown that the nonuniform distributions of particles have a large effect on the microfracture process, and the effect of the initial debonding and particle cracking are discussed.

Key Words: Damage, Particulate-Reinforced Aluminum Alloy, Dimple Fracture, Particle Cracking, Interfacial Debonding

1. 緒言

SiC粒子分散強化アルミニウム合金は、等方的に均一であり部品全体を強化しやすいことから様々な製造法によって開発されている⁽¹⁾。SiC粒子で強化された金属基複合材料の損傷は、基本的に母材側のボイドの発生・成長による延性破壊、強化材の割れそして強化材と母材との界面剥離と言う三つの損傷過程で特徴づけられている⁽²⁾⁻⁽⁵⁾。これらの損傷過程のメカニズムを調べることは、金属基複合材料の力学的性能を改良するために重要である。最近有限要素法によって粒子強化金属基複合材料の損傷解析を行って損傷メカニズムの力学的応答を明らかにする研究が行われている⁽⁴⁾⁻⁽⁷⁾。しかし、この損傷過程が複合材料の変形、強度特性に如何に影響を及ぼすか、損傷はどこで、どのように、どの方向に発生するか等の損傷メカニズムはまだ十分に明らかにされているとは言えない。

こうした材料の損傷メカニズムを解明するためには、実験と適切な数値解析とを平行して行うことが重要であろう。

本研究では、SiC粒子分散強化アルミニウム合金の

損傷メカニズムを調べるために、引張り試験を行いSEMによる破面写真を詳細に観察した。また損傷を考慮したFEMモデルを用いて有限変形理論に基づいた数値解析を行った。更に損傷の非均一分布が応力ひずみ関係に及ぼす影響について検討した。

2. 引張り試験と破面観察

表1は実験に使用したSiC粒子分散強化アルミニウム合金の組成とそれらの単体での機械的性質を示す。SiC粒子以外の材料の0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ と引張り強さ σ_U の結果は引張り試験によって得られたもので、弾性係数Eとポアソン比 ν は超音波パルス法⁽⁸⁾によって測定したものである。

図1には引張り試験に使用した試験片の寸法と形状を示す。母材はアルミニウム合金Al2024-T6であり粉末冶金法によってSiC粒子の体積率を2%、10%の二種類に変えて材料を作製した。これらを以後SiC2%試験片、SiC10%試験片と呼ぶことにする。製造条件は、溶解混合により粒子を2段階で各30分混合し、ホットプレスの後押し出し成形した。熱処理はT6条件で行った。また同じ条件でSiC粒子を含まない母材のみの材料を作製した。これを以後SiC0%試験片と呼ぶ。SiC粒子の平均径は $4\mu\text{m}$ である。引張り試験は、MTS

* 原稿受付 1995年3月6日。

*¹ 東京理科大学大学院 (〒278 野田市山崎 2641)。*² 正員, 東京理科大学理工学部。*³ 正員, 機械技術研究所 (〒305 つくば市並木 1-2)。

表 1 材料の機械特性

Materials	$\sigma_{0.2}$ (MPa)	σ_U (MPa)	E (GPa)	ν
Al 2024-T6 (SiC0%)	383.2	570	75.47	0.333
	$\sigma - \epsilon$ for matrix $\sigma = 897.4(0.00538 + \epsilon)^{0.1628}$			
SiC 2%	445	547	77.35	0.330
SiC10%	450	575	88.03	0.325
SiC [7]	2500	-----	450	0.17

図 1 試験片の形状と寸法

図 2 応力-ひずみ曲線

社製油圧試験機を用いてクロスヘッド速度0.5mm/min一定で行った。また、引張り試験はSiC0%では二つの試験片、SiC2%、SiC10%ではそれぞれ三つの試験片を用いて行った。図2は三種類の試験片の応力-ひずみ関係を示す。SiC0%では二つの試験片の引張り強さはほぼ同じ値を示すが、SiC10%試験片の場合少し違いが認められる。また、SiC2%試験片の場合三つの試験片の引張り強さはSiC0%とSiC10%の結果よりばらつきが大きい。また、粒子体積率が増加するにつれて引張り強さが増加し、逆に破断ひずみが減少するが、SiC0%試験片とSiC10%試験片の引張り強さはほぼ等しくなっている。これは、粒子の不均一分布と粒子の割れそして界面剥離等による損傷の影響と考えられる。

図3はSEMより得られたSiC2%試験片の場合のマッチング破面写真を示す。いずれの図にも粒子がたくさん観察され母材側には典型的なディンプル破壊が生じていることが観察される。図中のA,Bの位置では粒子が

図 3 SEMマッチング破面写真

完全に二つに割れて、図中のCの位置では粒子と母材との界面がきれいに剥離している。また、図中のDの位置で粒子と母材の界面が剥離せず界面付近の母材がディンプル破壊していることも観察される。SiC10%試験片のマッチング破面写真でも図3と同様な現象が観察された。また粒子が集中した局所的な領域で粒子と粒子間に母材が十分に入らず粒子界面が母材と接着していない状態もしばしば観察された。このように粒子が母材と接着していない現象は、複合材料が生産される途中で生じるものと考えられる。特に粒子が集中している領域では初期剥離が生じやすいと推定できる。そこで、粒子の局所的な分布を調べてみた。

粒子の局所的な分布状態を調べるため、領域が18×20 μm²となる破面を局所的な単位領域として、SiC2%試験片においては24枚の破面写真、SiC10%試験片においては64枚の破面写真を用いて破断後の破面観察を行った。図4(a),(b)は、破面上での局所的な単位領域における粒子体積率の分布を示す。SiC2%試験片(図4(a))ではその破面上での平均粒子体積率は11%となり、SiC10%試験片(図4(b))ではその破面上での平均粒子体積率17%となっており、いずれの試験片でも破面上の粒子体積率が平均粒子体積率より高いことが明らかになった。

以上の図4の結果は局所的な単位領域における平均した粒子体積率の変化を示すものである。しかし個々

(a) SiC2%

(b) SiC10%

図4 局所的な粒子体積率

の単位領域内での実際の粒子の分布は一樣ではない。そこで、実際の粒子の分布の様相を調べるため、局所的な単位領域内での粒子相互の距離を測定し、個々の粒子に対して、その周辺に位置する粒子の中から一番近い距離を最小粒子間距離と定義した。図5はSiC10%の試験片の破面より測定した、最小粒子間距離と局所的な平均粒子体積率との関係を示す。局所的な単位領域における粒子体積率が大きい場合は最小粒子間距離の変動幅が小さくなっており、局所的な粒子体積率が小さくなるにつれてその変動幅は大きくなる。しかし、すべての局所的な粒子体積率において、 $4\mu\text{m}$ 以下の最小粒子間距離となるケースが80%以上となっている。これは、局所的な単位領域に占める粒子体積率に関わりなく、粒子がお互いに集中して存在していることを意味している。

以上の結果より損傷は粒子の集中している領域で発生成長し、最終的な破断は粒子の集中している複数の損傷領域が連結することで生じるものと推定できる。

表2はSEM破面写真より測定したディンプルの平均径を示す。これは領域が $13 \times 10\mu\text{m}^2$ となる破面写真を試験片SiC2%において3枚、SiC10%においては6枚用いて測定した結果で、総ディンプル数はそれぞれ

図5 最小粒子間距離

表2 ディンプル径

Materials	Dimple Diameter
Al 2024-T6 (SiC0%)	$8.09\mu\text{m}$
SiC2%	$0.56\mu\text{m}$
SiC10%	$0.56\mu\text{m}$

280個と460個である。また、SiC0%試験片においても領域が $23 \times 18\mu\text{m}^2$ となる破面写真を六枚用いて260個のディンプル径を測定した。破壊時のディンプル径は、母材のアルミニウム合金のほうがSiC粒子強化アルミニウム合金より約8倍大きくなっている。これは粒子と粒子との相互変位拘束の影響で生じた母材側の塑性拘束によるものと思われる。

以上の実験結果より、SiC粒子強化アルミニウム合金の損傷破壊形態は次のように分類できる。

(1) 母材のディンプル破壊。これは普通母材内の介在物と微小粒子の割れと剥離の影響で応力集中が起き、ボイドが発生、成長するものである。

(2) 粒子の割れ。複合材料が生産される途中での粉末冶金法や押し出し成形法そして部品や試験片の仕上げ途中で粒子に初期き裂や初期割れが生じ、また荷重を受けた時微小き裂の入った粒子が割れる。

(3) 粒子と母材との界面剥離。これも(2)と同様、材料の成形途中で生じた母材と粒子との界面接着不良と、母材と粒子との界面で生じた反応層によるものと考えられる。

また(1)～(3)の過程に大きな影響を教えるもつファクターとして粒子の局所的な集中性がある。これらの結果は文献(2)～(5)の研究結果と良く一致している。

以上の損傷形態が破壊過程でどのような役割を果たすのか、それらがお互いにどう関係しているのか、を明らかにするのが重要である。そのために以上の実験

より幾つかの損傷パラメタを決定してFEM数値解析を行った。

3. 解析モデルと損傷パラメタの決定

3.1 解析モデル まず粒子が母材内に均一に分布するものと仮定して、対称性を考慮して図6に示す二次元FEM解析モデルを作成した。これをユニットモデルと呼ぶ。ここで、粒子形状はアスペクト比1の円形とした。境界条件は図6に示すように対称性を考慮して与えた。SiC強化材で強化されたアルミニウム合金の母材側のボイドの発生、成長、合体による損傷のシミュレーションは既に菊池⁽⁹⁾, Christman⁽⁷⁾らによって行われた。その結果Gurson⁽¹⁰⁾モデルを用いることによって母材の損傷を良くシミュレーション出来た。本研究でも母材側に同じ手法を用いて損傷シミュレーションを行う。その手法の詳細は筆者らの前報⁽⁹⁾で述べているのでここでは省略する。

3.2 損傷パラメタの決定 表3はGursonモデルに用いる損傷パラメタを示す。 f_N はボイドを発生させる介在物の体積率、 f_C は臨界ボイド率、 f_F は破壊時のボイド率を示す。表には比較のため母材が剛完全塑性体⁽¹¹⁾の結果と岡安⁽¹²⁾らが測定したAl2017-T4の結果も同時に示している。表3の f_F は、表2より求めたSiC2%とSiC10%の f_F 値の平均値である。 f_N と f_C の値は実験によって測定していない

が、ここではAl2024-T6とAl2017-T4とがともに延性の高いアルミニウム合金であることから、簡便にAl2017-T4の f_N 値を使用し、また f_C 値は表3に示した剛完全塑性体の f_F と f_C との比を用いて f_F 値より推定した。

4. 粒子非均質分布の影響

4.1 均質分布モデルの解析結果 図7にはSiC2%とSiC10%の試験片の応力-ひずみ関係を示す。粒子体積率が大きいSiC10%試験片では引張強さはSiC2%のそれより大きく、逆に破断ひずみは小さくなっている。解析結果は実験結果より引張り強さは著しく高くなり、破断ひずみは三倍以上大きくなっている。図8(a)、(b)はSiC10%の場合の均質モデルの

図7 応力-ひずみ関係

図6 二次元FEM解析モデル

表3 f_N 、 f_C 、 f_F 値

Materials \ Parameter	f_N	f_C	f_F
Rigid-perfectly plastic matrix ⁽¹¹⁾	0.04	0.15	0.25
Al 2017-T4 (岡安 ⁽¹²⁾)	0.013	0.169	0.206
Al 2024-T6 (for SiC comp.)	0.013*	0.085**	0.142

* assumed; ** estimated

(c) ボイド率の分布 ($\epsilon = 0.40$)

図8 ディンプル破壊過程とボイド率の分布

ディンプル破壊過程を示す。最初のディンプル破壊は母材と粒子の界面で生じ、公称ひずみの増加につれてそこでのボイドが成長している。図8(c)は、ひずみが図8(b)と同じときの、ボイド率の分布を示す。ボイド率は粒子界面の0.06となる部分周囲では著しく大きくなり、その他の界面近傍では小さい値となっている。即ち、ボイドは粒子界面の全面に沿って成長するのではなく母材側に広がってゆく。図8(a)、(b)、(c)の結果は図3の破面写真で観察された母材側のボイドの発生、成長、合体によるディンプル破壊の様子、また図3のD部の粒子界面のディンプル破壊の様子と定性的に良く一致している。SiC2%の均質モデルのディンプル破壊過程も同様の挙動を示した。

図7に見られる解析結果と実験結果との違いの主な原因は、解析モデルでは考慮しなかった粒子の非均質分布、損傷の局所的な集中のような現象にあると思われる。

4.2 ユニットモデル そこでまず、粒子体積率が局所的に変化するときの影響について考える。そのため、粒子体積率を0%から46%まで変化させた七つのユニットモデルを作成した。図9はその内の三種類のユニットモデルを示す。各ユニットモデルの境界条件は図6に示すように対称性を考慮して与えた。図10は七つのユニットモデルの応力-ひずみ関係を示す。これは最初に一つの要素が破壊する時までの解析結果である。最初に一つの要素が壊れ始めると応力が急に下がり始める。そこでこの点での応力を破断応力、ひずみを破断ひずみとした。図10では粒子体積率が増加するにつれて引張強さが増加し、逆に破断ひずみが減少している。これは、母材中で粒子体積率が

SiC2% SiC21% SiC46%

図9 ユニットモデル

図10 各ユニットモデルの応力-ひずみ関係

増加するほど変形しにくい領域が増えて粒子と粒子との相互拘束が強くなってきたことによるものである。

4.3 非均質モデル 粒子の非均質分布を考慮するため以上の均質ユニットモデルを組み合わせる非均質モデルを作る。非均質モデルは図11(a)に示すように七種類のユニットモデルをランダムに分布させたもので、組み合わせた全モデルの平均粒子体積率が実際の試験片の粒子体積率と同じ2%と10%となるようにした。各ユニットモデルの位置は乱数を発生させて決定した。また、異なる乱数系列によりSiC2%とSiC10%の非均質モデルをそれぞれ五種類作成した。

(a) 非均質モデル(SiC2%)

(b) 破壊過程(SiC2%)

(c) 破壊過程(SiC10%)

図11 非均質モデルの破壊過程

各均質ユニットモデルでの応力-ひずみ関係は図10の結果を次の(1)式のようにSwift型の式で近似して用いた。

$$\sigma = a(b + \varepsilon^p)^n \quad (1)$$

個々のユニットに属する要素内の真応力が、図10で求められたそれぞれのユニットの破壊時の真応力に達したら、その要素が破壊したものとして、節点力を解放する解析を行った。

図11(b)は、図11(a)の配置の非均質モデルの解析結果である。図中黒塗りの部分が破壊領域を示す。番号は破壊の生じた順番である。最初の破壊は粒子体積率が最大の領域で生じ、そこを起点として周辺の要素が壊れていく。またそれと共にそこから離れた、粒子体積率が比較的大きいところで破壊が生じ、お互いに連結するように破壊が広がる。図11(c)は、SiC10%の非均質モデルの破壊解析結果であり、破壊順番番号の1、2、3、4、6、8の領域の粒子体積率が46%である。最初の破壊は図11(b)と同様に粒子体積率が最大の領域で生じ、そこを起点として周辺の要素が壊れていく。これは五種類のいずれの非均質モデルでも同様であった。先に述べたように引張り試験片の破面上での粒子体積率は試験片全体の粒子体積率より高くなっている。即ち、粒子強化アルミニウム合金の損傷は粒子が相対的に集中した局所的な領域で発生成長し、最終破壊は粒子の集中している数個の損傷領域の連結することで生じることが推定できる。

図12にはSiC2%、SiC10%試験片のそれぞれ五種類の非均質モデルの応力-ひずみ曲線を示す。図には実験結果と均質モデルの解析結果も描いてある。ユニットの配置の違いによる差は粒子体積率の変化による違いよりも小さい。SiC2%とSiC10%のいずれも弾性変形領域では均質モデルと非均質モデルはよく一致している。破断ひずみはSiC2%、SiC10%いずれの非均

図12 応力-ひずみ関係

質モデルでも均質モデルの結果より著しく小さくなり、実験結果に近づいている。また、非均質モデルの破断ひずみは、SiC2%の場合0.16から0.27まで変化し、SiC10%の場合0.12から0.14まで変化している。即ち、ユニットの配置の違いによる差は粒子体積率が小さい方が大きくなっている。このことは引張り実験でSiC2%試験片の結果のばらつきがSiC10%のそれより大きかったことと良く対応している。実験と数値解析との差は、破断ひずみについては局所的な粒子の非均質分布を考慮することで著しく減少するが、まだ実験結果より大きい値を示している。一方、最大応力は、非均質モデルによってもあまり変化せず、依然として実験結果より著しく大きい値となっている。これは、非均質モデルで用いたユニットモデルの応力-ひずみ関係が粒子と母材との界面剥離、粒子の割れを考慮していないためであろう。以下では界面剥離と粒子の割れの影響について検討する。

5. 粒子の割れと界面剥離の影響

界面剥離と粒子の割れの影響を調べるため、図13(a)に示すように、粒子界面付近の母材の粒子半径方向（粒子界面法線方向）の応力を剥離応力とする。また図13(a),(b)のような粒子界面に沿った部分的な初

図13 損傷応力、初期損傷の想定

図14 粒子界面付近の母材の剥離応力
(初期剥離の場合)

図 15 初期剥離が応力-ひずみ曲線に与えた影響

図 17 初期粒子の割れが応力-ひずみ曲線に与えた影響

図 16 粒子界面付近の母材の剥離応力
(初期粒子の割れを想定した場合)

期剥離とX軸に平行な初期粒子の割れを想定してFEM解析を行った。剥離モデルは、図 1 3(a)に示すように初期剥離の角度 β が 0° 、 11° 、 22.5° 、 45° 、 67.5° となるように想定した。この時の剥離率をそれぞれ0、0.12、0.25、0.5、0.75と呼ぶ。粒子割れモデルは、ユニットモデルの二つの粒子が割れたものを1、一つ割れたものを0.5、そして二つとも割れていないものを0と呼ぶ。

5.1 初期剥離の影響 図 1 4は初期剥離率を0、0.12、0.25、0.5、0.75と想定した五種類のモデルの結果で、それぞれの公称ひずみが0.015に達した時の粒子界面付近の剥離応力の変化を示す。最大剥離応力は剥離率が0の時、 $\alpha = 70^\circ$ から 90° のところで生じている。剥離応力は初期剥離があると剥離先端で大きく増加する。初期剥離率が増加するほど剥離先端での剥離応力は増加するが、初期剥離率が0.75の時の剥離先端での剥離応力は著しく低下し、剥離率0の時とほぼ同じ値を示している。即ち、剥離が粒子界面上である程度以上進展すると停止し、粒子界面全体の剥離は起こり難くなることが推定できる。

図 1 5は粒子体積率が10%と46%の初期剥離率が0、

0.5と0.75と想定されたモデルの応力-ひずみ曲線を示す。解析は最初の一つの要素がディンプル破壊するまで行った。粒子体積率が一定の時剥離率が大きいほど引張り強さが低下し、剥離率が一定の時粒子体積率が増加すると引張り強さの低下量も増加する。一方、最初ディンプル破壊が生じたときのひずみは剥離率が増加するほど小さくなるが、剥離率が0.75の場合は粒子体積率が増加すると大きくなっている。これは粒子体積率が大きくなるほど側面での変位拘束が強くなり、粒子界面上も強い変位拘束を受けると共に粒子界面上での変位拘束領域が大きくなったことによると思われる。

上述のような粒子と母材との界面剥離の存在を考慮することで非均質モデルの引張り応力と破断ひずみは低下し、実験により近づくものと思われる。

5.2 初期粒子の割れの影響 図 1 6は初期粒子の割れ率を0、0.5、1と想定したモデルの界面剥離応力を示す。粒子の割れ率が0.5の時のモデルの結果は初期割れを想定していない方の粒子の界面での剥離応力を示す。このとき剥離応力は $\alpha = 60^\circ$ から 90° のところで粒子割れ率が0と1の場合より大きくなっている。すなわち隣接粒子の割れにより剥離応力が増加している。一方、粒子割れ率が1の場合剥離応力は著しく低下する。これらから剥離と粒子割れがひとつの粒子に関して同時に生ずる可能性は小さいことが推定できる。SEM観察でもそうした傾向は認められた。

図 1 7は粒子の初期割れ率が0、0.5、1と想定されたモデルの応力-ひずみ曲線を示す。粒子の割れ率が大きいほど引張り強さが低下している。また、粒子の割れが存在すると粒子体積率が増加するほど引張り強さの低下量も増加している。従ってこうした粒子の初期割れの存在を考慮することで非均質モデルの引張り

応力と破断ひずみはさらに低下し、実験により近づくものと思われる。

以上のように、粒子の初期割れ、粒子と母材との初期界面剥離の影響そして粒子の非均質な分布の影響を考慮することで、SiC2%とSiC10%の試験片いずれも数値解析結果は実験結果に定量的により近づくことが示された。しかしここで指摘した要因を考慮しても数値解析結果と実験結果との間にはまだ大きな違いがある。その原因は、粒子の形状、アスペクト比の影響や、本来三次元的に配列している構造を二次元近似している点、等が考えられる。今後、三次元解析によりこの点をさらに詳しく調べて行きたい。

8. 結言

粒子強化アルミニウム合金の引張試験とSEM観察、またFEM解析により次の結論が得られた。

1. 粒子強化アルミニウム合金の損傷は、母材のディンプル破壊、粒子の割れ、粒子と母材との界面剥離、そして粒子の局所的な集中性の複合したものであることが確かめられた。

2. Gursonモデルを用いた2次元FEMによる数値解析を行い、母材でのディンプル破壊を定性的にシミュレーションできることを示した。

3. 非均質モデルの破壊解析を行った結果、最初の破壊は局所的な粒子体積率が最大となる領域から生じた。また、破断ひずみが減少し実験結果に近づいた。

4. 剥離先端部での剥離応力は剥離がある程度以上進行すると低下し始め粒子界面全体の剥離は起こりにくくなる。初期界面剥離と初期粒子の割れが応力-ひずみ曲線に与える影響は局所的な粒子体積率が大きいほど顕著に現れる。

今後、軸対称や3次元解析により、定量的な評価を試みたい。

謝辞

本研究に用いた材料は住友軽金属工業株式会社から御提供頂いた。また材料のヤング率とポアソン比の測定には東京理科大学理工学部機械工学科の西山勝廣講師に御協力頂いた。記して感謝する。

文献

- (1) D. J. Lloyd, Int. Materials Reviews, vol.39, No1(1994), p.1.
- (2) Y. Brechet et al., Acta Metall. Mater., vol.39(1991), p.1781.
- (3) S. V. Kamat et al., Acta Metall. Mater., vol.37(1989), p.897.
- (4) S. Tao et al., Proc. of ASM, Material Congress, (1993), p.29.
- (5) M. Finot et al., Metall. Trans. Vol.25 (1994), p.2403.
- (6) Y.-L. Shen et al., Acta Metall. Mater., vol.42(1994), p.77.
- (7) T. Christman et al., Acta Metall. Mater., vol.37(1989), p.3029.
- (8) K. Nishiyama et al. in Proc. 4th Japan-US Conf. on Composite Material, Washington, D.C., (1988), p.128.
- (9) 菊池・ほか2名、機論、vol.59, No.560, (1993), p.135
- (10) A.L.Gurson, Trans. ASME, J. Ent. Mat. Tech., vol.99(1977), p.2.
- (11) V.Tvergaard et al., Acta Metall. Mater., vol.32(1984), p.157
- (12) 岡安・ほか3名、機論、vol.53, No.488, (1987), p.732.