九州大学学術情報リポジトリ
Kyushu University Institutional Repository

屈折コントラストイメージングによるAl-7%Si 合金鋳物の延性破壊過程の3D 観察

日高, 達真
豊橋技術科学大学生産システム工学系

戸田, 裕之
豊橋技術科学大学生産システム工学系

小林, 正和
豊橋技術科学大学生産システム工学系

上杉, 健太朗
高輝度光科学研究センター

他

https://hdl.handle.net/2324/1812920

出版情報：軽金属. 58 (2), pp.58-64, 2008-02-01
バージョン：
権利関係：

KYUSHU UNIVERSITY

研究論文

軽金属　第 58 巻 第 2 号（2008），58–64

屈折コントラストイメージングによる Al–7%Si 合金鋳物の延性破壊過程の 3D 観察

日高　達真＊・戸田　裕之＊・小林　正和＊
上杉健太朗＊＊・小林　俊郎＊

Journal of Japan Institute of Light Metals, Vol. 58, No. 2 (2008), pp. 58–64

Three-dimensional observation of ductile fracture process by deflection contrast imaging in cast Al–7%Si alloys

Tatsumasa HIDAKA*, Hiroyuki TODA*, Masakazu KOBAYASHI*
Kentaro UESUGI** and Toshiro KOBAYASHI*

Synchrotron X-ray microtomography has been utilized for the in-situ observation of ductile fracture in cast Al–7%Si alloys exposed at a high temperature for 0–10^6 s. A high resolution experimental configuration and deflection contrast imaging technique have enabled the reconstruction of silicon particle images with an isotropic voxel with a 0.474 μm edge. The variations in particle shape, size and spatial distribution at the high temperature are readily observed, along with the existence and growth of high-density micro-pores. Three-dimensional image analysis is applied and its feasibility is confirmed. It is clarified that in the case of an as-cast material void nucleation and growth have been observed as has been reported for the general ductile fracture of metallic materials. When it is exposure at the high temperature for a long time, however, ductile fracture is found to be attributable mainly to the growth of pre-existing micro-pores and not the nucleation of new voids at silicon particles. Since such tendency has been also confirmed for other materials, more detailed analysis might be expected in a near future in order to understand actual ductile fracture process in practical materials.

（Received September 10, 2007　　Accepted October 5, 2007）

***Keywords*:** *X-ray microtomography, synchrotron radiation, aluminum-silicon alloys, in-situ observation, ductile fracture*

1. 緒　　言

Al–Si 系合金鋳物中のシリコン粒子の形態は，3 次元的で複雑である。これが機械的性質に及ぼす影響も大きいと思われる。そのため，シリコン粒子の形態や空間的分布を正確に把握することは重要である。Al–Si 系合金鋳物については，我々の研究室でも，走査型電子顕微鏡内で引張試験を行うなどし，シリコン粒子の空間的分布と損傷挙動の関係を調べる[1]等，多くの研究がなされてきた[2)~5)]。しかしながら，そのような手法では途中まで研磨された粒子を観察することになるため，シリコン粒子の影響を正確に把握することは困難である。また，自由表面とアルミニウム/シリコン界面の交線は応力特異場となるため，内部とは応力状態の異なる表面特有の情報しか知りえないことになる。

ところで，近年のシンクロトロン放射光による投影型 CT の分解能は光学顕微鏡レベルにまで向上し，我々の研究室においても，材料内部の微細構造や損傷破壊挙動の観察やそれに基づく 3-D 解析等に利用している[6)]。高分解能 X 線 CT を用いた材料試験のその場観察は，バルク材料内部のミクロ構造と変形・破壊挙動の関係をダイレクトに結ぶ唯一の手法と言っても過言ではない。しかしながら，Al–Si 系合金鋳物のシリコン粒子の観察は，アルミニウムとシリコンの吸収係数が非常に近いため，困難である。ただし，屈折コントラストと呼ばれる X 線の屈折によりエッジ強調を利用する手法をシンクロトロン放射光施設で用いれば，界面やき裂，マイクロクラック等の高精度な検出が可能となる[7),8)]。

本研究では，高輝度放射光施設 SPring-8 で屈折コントラスト法を活用した高分解能 X 線 CT 撮像を行い，Al–Si 系合金鋳物の熱処理によるシリコン粒子の形態の変化を 3 次元的に観察した。また，シリコン粒子の 3 次元的形態が異なる 2 種類の Al–Si 系合金鋳物の引張試験をその場観察し，シリコン粒子の形態と破壊挙動との関係を評価した。

2. 実 験 方 法

2.1　供試材および試験片

供試材は，Al–7%Si と Al–10%Mg 母合金を用いて溶製した。供試材の化学成分を **Table 1** に示す。ストロンチウム等の改良処理剤は添加していない。長さ 12 mm で断面 0.6×0.6 mm の試験片をインゴットより切出し，808 K で 0, 10^2, 10^3, 10^4, 10^5 および 10^6 s の熱処理を施し，シリコン粒子の形態および空間的分布の変化を 3 次元的に観察した。また，引張試験片は，0 s 材および 10^6 s 材の 2 種とし，断面 0.6×0.6 mm,

＊豊橋技術科学大学生産システム工学系（〒 441–8580　豊橋市天伯町雲雀ヶ丘 1–1）。Department of Production Systems Engineering, Toyohashi University of Technology (1–1, Hibarigaoka, Tempaku, Toyohashi, Aichi 441–8580). E-mail: hidaka@sp-Mac4.pse.tut.ac.jp
＊＊㈶高輝度光科学研究センター。Japan Synchrotron Radiation Research Institute.

Table 1 Chemical compositions of the alluminium alloy（mass%）

Si	Mg	Cu	Fe	Mn	Ti	Pb	Sn	P	Sr	Al
7.07	0.244	0.015	0.024	0.001	0.003	0.001	0.007	0.0003	0.0002	Bal.

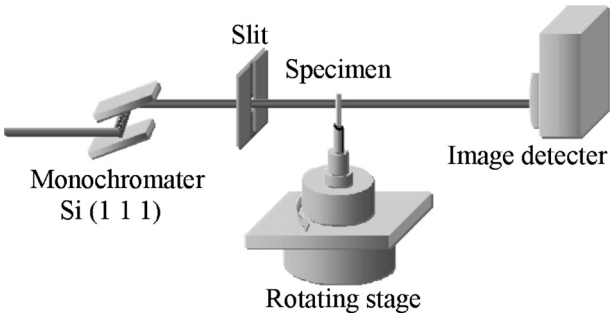

Fig. 1 Schematic illustration of the micro tomography set-up.

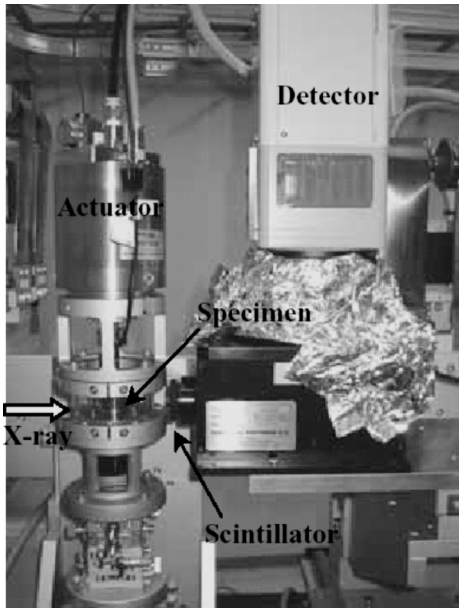

Fig. 2 A pneumatic material test rig specially designed for the X-ray micro tomography at the synchrotoron site.

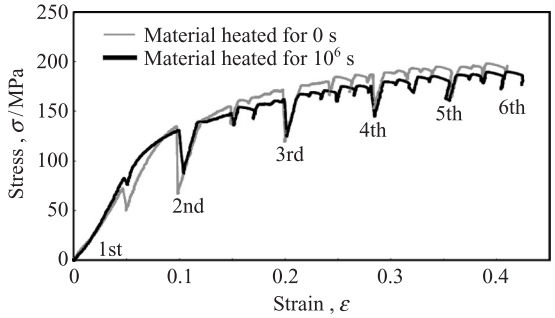

Fig. 3 Stress–strain relationship during the in-situ observation of tensile tests for the two materials. Tomography scans were performed six times at the indicated strain levels.

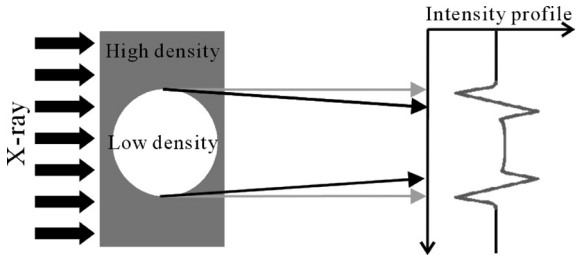

Fig. 4 Schematic illustration of the principle of the deflection contrast imaging.

平行部長さ 0.6 mm の試験片を放電加工により採取した。

2.2 高分解能 X 線 CT およびその場引張試験

実験は，高輝度放射光施設 SPring-8 のビームライン BL47XU および BL20XU で行った。**Fig. 1** に実験セットアップの模式図を示す。高分解能検出器は，4000×2624 画素の冷却 CCD カメラと Lu_2SiO_5:Ce シンチレータおよび 20 倍の光学レンズで構成される。また，Si(111) 面を用いた二結晶モノクロメータにより単色化されたエネルギー 20 keV の X 線を用いた。なお，試料から検出器までの距離は 10～200 mm の間で変化させた。試料を 180° 回転させる間に 1500 枚の透過像を撮像した。

Fig. 2 には，シリコン粒子の破壊挙動のその場観察に用いた専用材料試験機を示す。一般的な材料試験機は，2 ないし 4 本の支柱で荷重を受ける構造を持つが，180° ないし 360° 回転しながら多数の透過像の撮像を行う CT では，この支柱が問題となる。そのため，この試験機では X 線吸収係数の小さなポリカーボネートの円筒を荷重フレームとして用いる特殊な構造をとっている。また，荷重制御と変位制御のどちらでも可能であるが，本実験では変位制御とした。また，応力緩和による画像のぼけを避けるため，引張負荷後応力が一定となるまで 30 分間，変位一定のまま保持した後，CT 撮像を行った。**Fig. 3** は，CT 撮像を行った 6 ステップの引張負荷荷重条件である。

2.3 屈折コントラスト法

屈折コントラスト法とは，X 線吸収の差によりコントラストを得るのではなく，X 線の位相情報に基づきコントラストを得る方法である。屈折コントラスト法を説明する模式図を **Fig. 4** に示す。

一般に，X 線の複素屈折率 n は，自由電子近似の範囲では以下のように示される[9]。

$$n=1-\delta-i\beta \tag{1}$$

$$\delta=N_a(Z/A)\rho e^2\lambda^2/(2\pi mc^2) \tag{2}$$

$$\beta=\mu\lambda/4\pi \tag{3}$$

ここで，N_a はアボガドロ数（6.02×10^{23}），Z は媒質を構成する元素の電荷，A は質量数，ρ は媒質の密度（Mg/m^3），

$e^2/(mc^2)$ は古典電子半径（2.82×10^{-12} mm），λ はX線の波長（nm），μ はX線の吸収係数（mm^{-1}）である。δ は，真空との屈折率の差に対応している。

ここでは，$\delta_{Al}=1.35\times10^{-6}$, $\delta_{Si}=1.21\times10^{-6}$，アルミニウムの密度 $\rho_{Al}=2.70$（Mg/m^3），シリコンの密度 $\rho_{Si}=2.33$（Mg/m^3），波長 $\lambda=0.062$（nm）である。平行なX線ビームが試料に入射されるとき，X線は密度の変化する境界面において屈折を起こす。そのとき，δ はX線の偏向角と同程度の値を持ち，わずかな屈折率の差であっても明瞭なコントラストで試料を観察できる。よって，屈折コントラスト法を利用すれば，吸収係数の極めて近いアルミニウムとシリコン（アルミニウム：0.856 mm^{-1}，シリコン：0.963 mm^{-1}）を識別できるようになる。

2.4 画像再構成

再構成とは，物体に多くの方向からX線を照射して得られた投影データから，目的とする物理量の物体内における分布を再生することである。本研究では，CT撮像開始前後のX線バックグラウンドを撮像したデータの平均と暗電流データを用いて投影データを補正した。

再構成の演算には，一般的によく使用されている畳み込み逆投影法を用いた。再構成したデータは16 bitであり，8 bitに変換して評価した。このとき，画像のX線線吸収係数（Linear Absorption Coefficient（LAC））の最小値と最大値をそれぞれ0 mm^{-1}，2.2 mm^{-1} とした。これにより，LAC値で0 mm^{-1} から2.2 mm^{-1} の範囲が，8 bitで表現できる0（黒）から255（白）のグレー値に振分けられる。また，再構成画像のボクセルサイズは0.474 μm^3 であった。

2.5 画像処理と要素抽出

再構成した断層像は，ボリュームレンダリングソフトを用いて3-D可視化した。次に，再構成した断層像における0から255までの各グレー値の分布から抽出したい要素とその他の要素のグレー値のピーク値をそれぞれ決定する。その間の極小値をしきい値として要素の抽出を行った。また，偏析等の影響によるノイズ除去のために，必要であれば適宜メディアンフィルタを用いてあらかじめ画像処理を施した。

3. 実験結果および考察

3.1 共晶シリコン粒子の3-D観察

Fig. 5 には，試験片と検出器との距離を10, 30, 50, 100, 200 mmと変化させて撮像した同一断面の像を示す。Fig. 5からわかるように，シリコン粒子とアルミニウムの界面でX線の屈折（フレネル回折）が生じ，試料と検出器の距離が増加するに従い，アルミニウム/シリコン界面付近に生じるフリンジサイズが大きくなることがわかる。距離を30 mm以上にするとシリコン粒子が明瞭に可視化されることがわかる。

ここで，アルミニウムとシリコンの界面で生じるX線の屈折を，シリコン粒子が真球であると仮定し近似的に計算する。**Fig. 6** のように，ζ 軸上の任意の位置へ入射したX線が屈折し，検出器（x軸上）に投影される場合を考える。ここで θ_0 はシリコン粒子へのX線の入射角，θ_1 は屈折角，r は粒子半径，d は試料－検出器の距離である。界面における屈折はスネルの法則に従い，式（4）で表される。

$$\frac{\sin(\theta_1)}{\sin(\theta_0)}=\frac{n_{Si}}{n_{Al}} \tag{4}$$

となる。ここでの n_{Al}, n_{Si} は前述の式（1）～（3）より得られる。ここで，X線は界面を2度通過するため，実際の偏向角 $\Delta\theta$（$=\theta_1-\theta_0$）は2倍となる。よって，屈折によるx軸上でのX線のずれ量 l は

$$l=d\tan(2\Delta\theta) \tag{5}$$

で表される。さらに，ζ 軸上での入射線の位置は θ_0 で表現できるので，X線の入射位置と投影位置との関係は下記の式で表される。

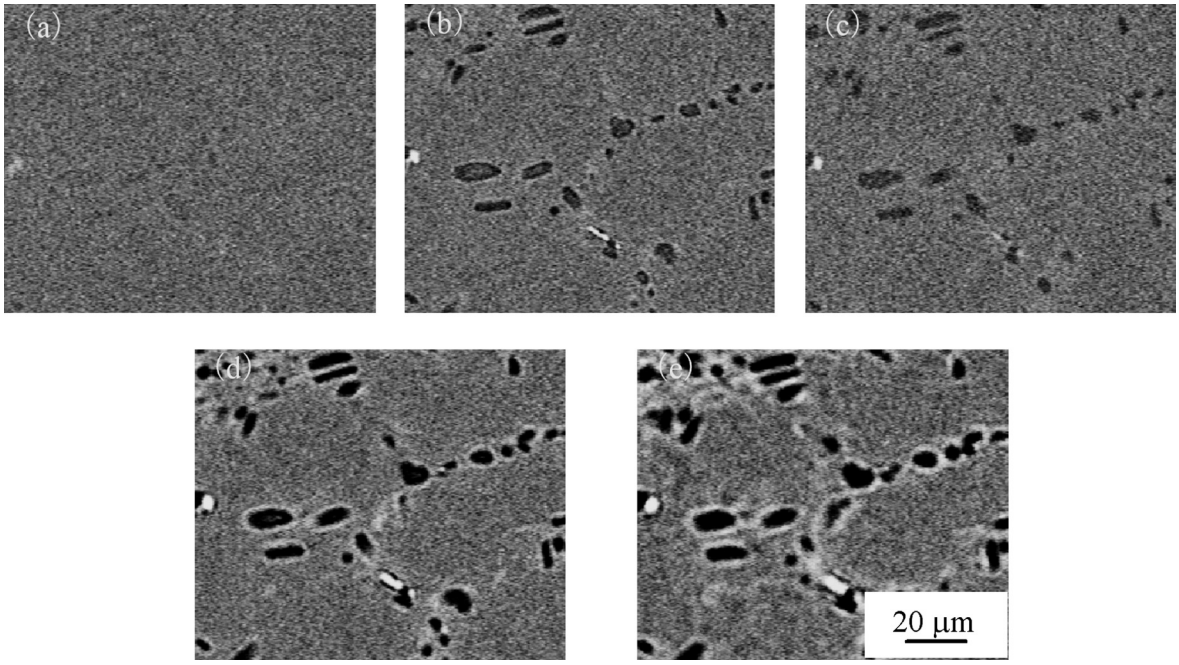

Fig. 5 Virtual slices in the reconstructed volumes for the alloys solution-treated for 10^6 s. (a)～(e) have been taken when the distance between the detecter and the specimen is 10, 30, 50, 100 and 200 mm, respectively.

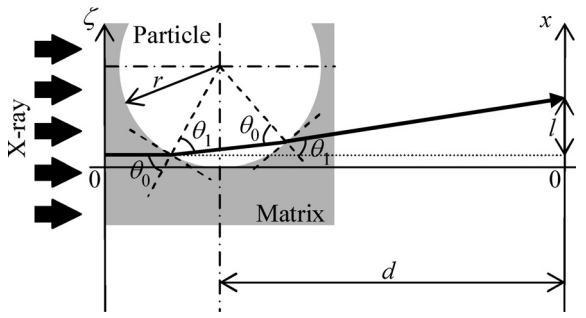

Fig. 6 Schematic illustration of the X-ray deflecting twice while passing through a particle with refractivity smaller than a matrix.

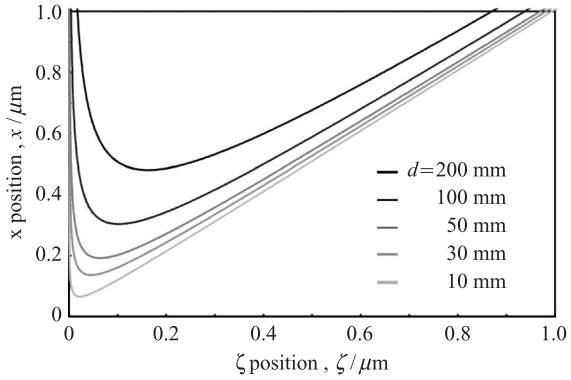

Fig. 7 Projected location of an X-ray incidented at various locations due to deflection.

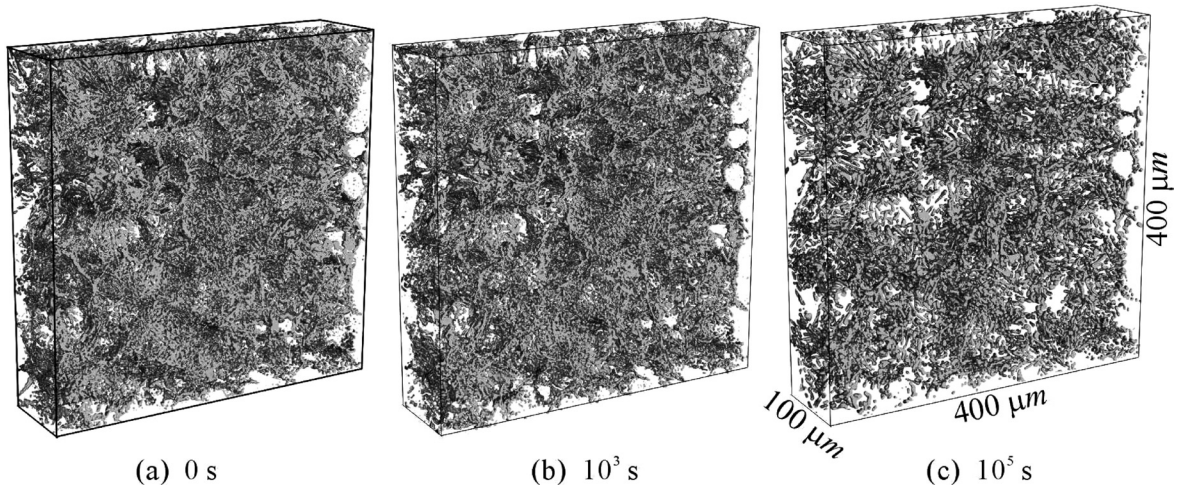

Fig. 8 3-D perspective views of silicon particles of the alloys solution-treated for 0, 10^3 and 10^5 s.

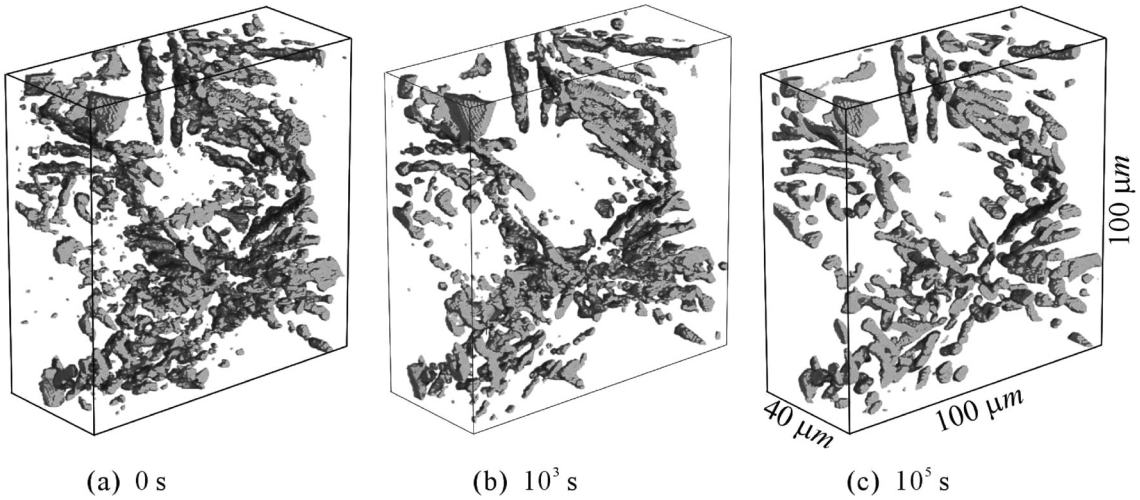

Fig. 9 Enlarged perspective views of silicon particles of the alloys solution-treated for 0, 10^3 and 10^5 s.

$$x=\zeta+l=r(1-\sin\theta_0)+d\tan(2\Delta\theta) \qquad (6)$$

Fig. 7 には（6）式より求めた x と ζ の関係を $r=10\,\mu$m とし，$d=10, 30, 50, 100, 200$ mm の場合について示す。実際には，X 線の発散角に応じた像の拡大が生じるため，例えば BL20XU で $d=200$ mm のときには，垂直方向に片側約 1.24 μm の広がりが生じる。

Fig. 8 には，0, 10^3 および 10^5 s 材の高分解能 X 線 CT 撮像によりシリコン粒子を可視化した 3-D 像を示す。0 s 材のシリコン粒子は針状あるいは板状のいびつな形状を呈し，3-D 的に複雑に連結している。しかし，熱処理時間が長くなるにつれて共晶シリコン粒子はいびつなものほど分断して球状化している。**Fig. 9** には，Fig. 8 の一部を拡大した 3-D 像を示す。まず，10^3 s の熱処理で，極めて微細なシリコン粒子は消滅するが，0 s 材と同様に多数のシリコン粒子がネットワーク状に

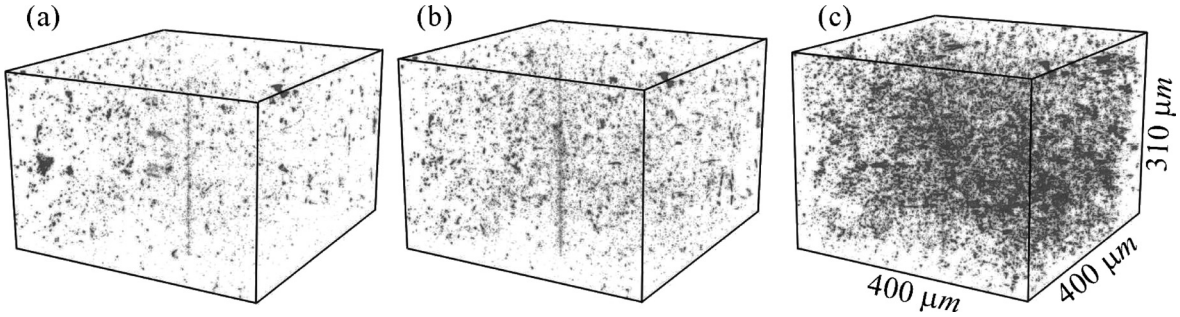

Fig. 10 3-D perspective views of micro-pore and micro-void distribution during loading in the alloy solution-treated for 0 s which have been captured at (a) 1st, (b) 4th and (c) 6th loading steps.

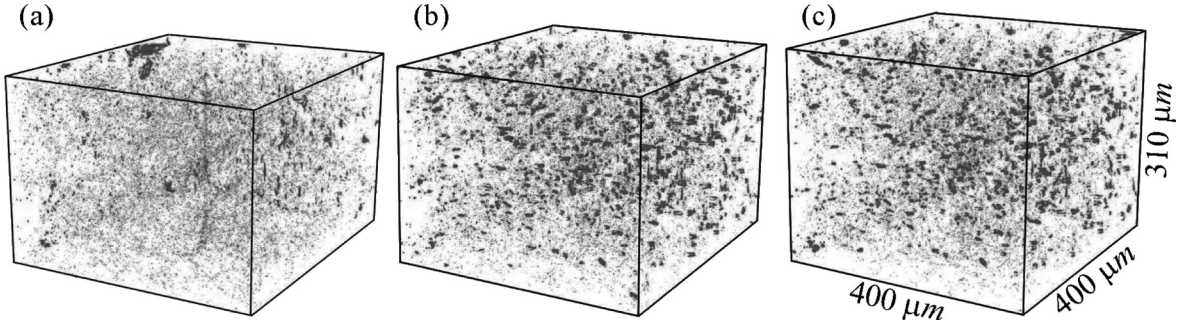

Fig. 11 3-D perspective views of micro-pore and micro-void distribution during loading in the alloy solution-treated for 10^6 s which have been captured at (a) 1st, (b) 4th and (c) 6th loading steps.

連結する様子は変わらない。ただし，シリコン粒子の密度が小さい領域では，粒子の固溶が進み，全体に分布の粗密さが増している。次に，10^5 s まで保持すると，表面積の小さなアスペクト比の小さな形態をとるようになり，楕円体のものが主になっている。この過程で，細長いものは，特にくびれた所などでいくつかに分断する様子も見られる。結果として，個々の粒子が空間的に孤立するような分布に変化している。

以上のように，10^3 s 以降で，シリコン粒子の空間的分布はネットワーク状から孤立状に大きく変化するため，同じ外力下でも，シリコン粒子の内部応力，特に局所的な応力は異なると考えられる。0 s 材などでは，ネットワーク状に連結したシリコン粒子で，形状の不連続点が多く存在し，そこに応力が集中して損傷が早期に発生すると予測される。そこで，次節では，引張試験のその場観察により，これを確認した。

3. 2 シリコン粒子の破壊挙動およびその定量評価

Fig. 10 および **Fig. 11** には，荷重 1，4 および 6 ステップ目から得られた 0 s 材および 10^6 s 材の内部ボイドの発生と成長の様子を示す。0 s 材では，多数のシリコン粒子が針状ないし板状のいびつな形状を呈し連結している。そのため，シリコン粒子が割れ，もしくはアルミニウム/シリコン界面で剥離が生じ，多数のボイドが発生している。それに対し，10^6 s 材ではシリコン粒子が球状かつ粗大でしかも分布密度が小さいため，ボイドの発生数は少ない。しかし，負荷荷重が大きくなるにつれて，発生したボイドが大きく成長していることがわかる。

Fig. 12 には，負荷に伴うボイド数および平均サイズの変化を示す。0 s 材では，ひずみが増加するにつれて新たなボイドが多数発生しているが，発生したボイドはあまり成長せず平均サイズに大きな変化は見られない。しかし，10^6 s 材では，

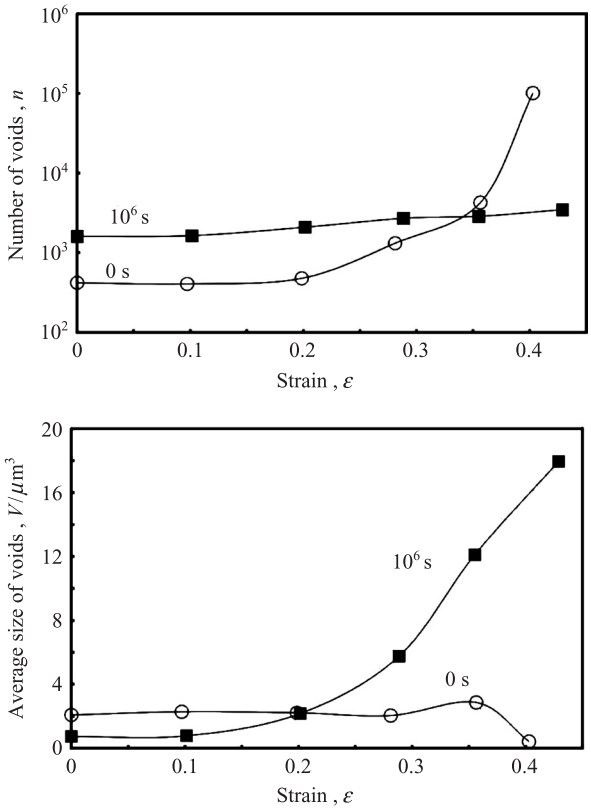

Fig. 12 Variations of the number and size of micro-voids as a function of applied displacement for the two alloys.

ひずみが増加するに伴いボイドの数に大きな変化は見られないが，初期の変位段階で発生したボイドが大きく成長していく様子がわかる。特に，3 番目の荷重ステップ以降で 0 s 材で

のボイド数および 10^6 s 材での平均サイズが顕著に増大している。

3.3 延性破壊過程でのミクロポアとボイド

延性破壊の一般的なプロセスは，粒子の破壊ないしは粒子/基地界面における剥離によるボイドの発生，およびその成長と合体からなる。本研究では，Fig. 12 により，0 s 材と 10^6 s 材で損傷挙動が大きく異なることが示された。以下に，これに関し若干の考察，検討を加える。

一般に，粒内延性破壊過程におけるボイドの発生は，局所的な応力・ひずみの状態によって，塑性ひずみ支配，静水圧応力支配の 2 つの機構にわけられる[10]。本研究では，Fig. 3 の応力ひずみ関係に見られるように最大応力到達前の損傷挙動を可視化しており，また平滑試験片を用いていることから，塑性ひずみ支配の機構を適用するのが妥当と考えられる。

供試材の場合には，ボイドが負荷前から含まれており，ボイド体積率の増加率 $\dot{f}$ は，下記のように表される

$$\dot{f}=\dot{f}_{\mathrm{uncleation}}+\dot{f}_{\mathrm{growth}} \tag{7}$$

ここで，$\dot{f}_{\mathrm{uncleation}}$ はボイドの発生，$\dot{f}_{\mathrm{growth}}$ はすでに存在するボイドの成長による寄与をそれぞれ示している。Needleman らによれば，塑性ひずみ支配の場合のボイドの発生速度：$\dot{f}_{\mathrm{uncleation}}$ は次式のように表される[11]。

$$\dot{f}_{\mathrm{uncleation}}=D\varepsilon_p \tag{8}$$

$$D=f_N \exp\{-1/2[(\varepsilon_p-\varepsilon_N)/S_N]^2\}/S_N(2\pi)^{0.5} \tag{9}$$

ここで，f_N はボイドの核となる粒子の体積率，ε_N はボイド発生の基準となる平均ひずみ，S_N は標準偏差であり，比較的延性のあるアルミニウム合金では，ε_N は 0.2，S_N は 0.015 と報告されている[10]。（8）式は，ε_p=0.201 で $\dot{f}_{\mathrm{uncleation}}$ が最大値 0.432 をとり，ε_p=0.184～0.219 が半価幅を与える正規分布となる。これは，Fig. 12(a) で 0 s 材のボイド数が急増する塑性ひずみレベル（4 ステップ目の撮像：ε_p=0.22）とよく一致しており，供試材では 6 ステップある 3-D 画像の内，後半でようやくボイドの発生が顕著となることがわかる。

一方で，既存のボイドの成長は，以下のように塑性ひずみ速度と関係づけられる。

$$\dot{f}_{\mathrm{growth}}=(1-f)\dot{\varepsilon}_p \tag{10}$$

ここで，$\dot{\varepsilon}_p$ は有効塑性ひずみ速度である。Fig. 12 では 10^6 s 材には負荷前から高密度のボイドが含まれており，その数密度は負荷によってあまり顕著な変化は示さないことが示された。また，2 ステップ目の負荷以降（ε_p≥0.057）でその平均サイズが徐々に増加している。本研究では，最大応力到達前の損傷挙動を可視化しており，ほぼ $\dot{\varepsilon}_p$ は一定と考えられる。そこで，（10）式より，既存のミクロポアは降伏以降，定常的かつ安定的に成長すると考えられる。

上記の検討より，既存のミクロポアが少ない 0 s 材では負荷後半までボイドの増加が見られなかったのに対し，ミクロポアを当初より多く含む 10^6 s 材では，定常的なミクロポアの成長が支配的であったという挙動の差が説明できる。供試材は単純なモデル材料であるが，高純度材料に比べて実用材料はより早期からボイドが発生し[12]，その傾向は高強度材料ほど強まること[10]，シリコン粒子の破壊強度はそのサイズに強く依存する[13] ことなどから，実用材料ではボイドの発生と既存のミクロポアの成長がより複雑に競合することが予測され注意が必要である。

ところで，熱処理を施した材料における高密度のミクロポアの存在は，純アルミニウムを除く多くの合金系で確認されている[6),14]。これは，鋳造後の熱処理過程で水素が粒子などに寄生して発生することによることが明らかにされている[14]。そのような場合，ミクロポアの直径は水素による内圧と表面エネルギーのバランスで一義的に決定される[14]。例えば，比較的水素濃度の低い Al–5％Mg 合金では，全水素濃度 0.30 ml/100 g Al の内，4 割以上に当たる 0.13 ml/100 g Al の水素がミクロポアにトラップされていると報告されている[14]。この例でも，本研究と同様な引張試験のその場観察により，水素ミクロポアの成長と主亀裂との合体が認められている。これまで延性破壊開始の主要因とされてきた粒子の損傷によるボイド発生が，少なくともその一部分は既存のミクロポアの単なる成長に過ぎないという知見は近年の 3D イメージングの進歩により初めて得られたものである。今後より正しく延性破壊過程を理解するためにも，さらに詳細な実験解析が望まれる。

4. 結　　言

Al–Si 系合金鋳物の熱処理によるシリコン粒子の形態の変化を，屈折コントラスト法を活用した高分解能 X 線 CT 撮像により観察した。さらに，同合金の延性破壊過程を 3-D 観察し評価，検討し，以下の結論を得た。

屈折コントラスト法を利用することで，アルミニウム基地と X 線吸収係数の極めて近いシリコン粒子の空間的分布様式の観察が可能であることがわかった。また，アルミニウム合金鋳物の共晶凝固に起因する，ネットワーク状に連結したシリコン粒子が，溶体化処理中に分断し球状化していく様子が連続観察できた。シリコン粒子の 3-D 空間的分布が溶体化処理中にネットワーク状から孤立状に大きく変化することにより，引張負荷下の損傷挙動にも，劇的な変化が見られた。0 s 材ではミクロポアは少なく，負荷とともに粒子の損傷によるボイドが多数発生する。負荷を増してこれらのボイドは大きくは成長せず，ボイドの数密度が加速的に増加するのみである。一方，球状化の進んだ 10^6 s 材では新たなボイドの発生は限定的であり，溶体化処理中に発生した水素ミクロポアが大きく成長する傾向が顕著であった。これらの差を，延性破壊理論により検証し，微視力学的にも整合する知見であることがわかった。このように高分解能 CT によるその場観察や定量評価はミクロ組織とマクロ特性の関係をダイレクトに理解できる強力なツールであることがわかる。

謝辞

本研究は，SPring-8 の課題（2006A1092, 2006B1239）であり，立松財団，科研費（B）17360340，および軽金属奨学会助成金による。また，供試材成分分析はアイシン高丘　西戸氏による。これらを記して感謝する。

参　考　文　献

1） 西戸誠志，Qian Lihe，戸田裕之，小林俊郎，新家光雄，赤堀俊和：軽金属，**55**（2005），75–81.
2） 戸田裕之，小林俊郎，野口隆憲，杉山大吾，三浦博巳，Nasir Hayat：鋳造工学，**74**（2002），75–82.

3） 小林俊郎，新家光雄，山岡充昌，原田俊宏，Mahmoud Fouad Hafiz：軽金属，**43**（1993），472–477.
4） 金曽　誠，西戸誠志，小林俊郎，戸田裕之：鋳造工学，**74**（2002），699–705.
5） 小林俊郎，新家光雄：軽金属，**41**（1991），398–405.
6） H. Toda, I. Sinclair, J.-Y. Buffiere, E. Maire, K. H. Khor, P. Gregson and T. Kobayashi: Acta Mater, **52**（2004）, 1305–1317.
7） L. Qian, H. Toda, K. Uesugi, T. Kobayashi, T. Ohgaki and M. Kobayashi: Appl. Phys. Let., **87**（2005）, 241907.
8） A. Guvenilir and S. R. Stock: Fatigue & Fract. of Engng. Mater. & Struc., **21**（1998）, 439.
9） 鈴木芳生，八木直人，香村芳樹：非破壊検査，**48**（1999），3–46.
10） W. M. Garrison Jr.: J. Phys, Chem., Solids, **48**（1987）, 1035–1074.
11） C. C. Chu and A. Needleman: J. Engng. Mater. Tech., **102**（1980）, 249.
12） T. B. Cox and J. R. Low: Metall. Trans., **5**（1974）, 1457.
13） S. Nishido, M. Kaneso, T. Kobayashi and H. Toda: Int. J. Cast Metals Res., **17**（2004）, 345–350.
14） 日高達真，戸田裕之，小林正和，小林俊郎，上杉健太朗，堀川敬太郎：軽金属学会第 112 回春期大会講演概要，（2007），45–46.