

## 研究論文

## Al-7%Si合金の機械的性質に及ぼすP量の影響

豊田 充潤\* 森中 真行\* 戸田 裕之\*\*

## Research Article

J. JFS, Vol. 86, No. 11 (2014) pp. 832 ~ 839

## Effect of Phosphorus Content on Mechanical Properties in Al-7%Si Alloy

Michihiro Toyoda\*, Mayuki Morinaka\* and Hiroyuki Toda\*\*

Phosphorus, which is a trace impurity in Al-Si alloys, causes changes in the eutectic solidification behavior of those alloys. Although mechanical properties are affected by eutectic structure, the influence of the P content is unclear. The mechanical properties of an Al-7%Si alloy were evaluated changing P content at three different levels (0ppm, 8ppm, and 13ppm). In addition, 3D imaging using synchrotron X-ray computed tomography was performed to observe the eutectic cells formed in the alloy containing 8 ppm P. The results were as follows: 1) The eutectic structure of the alloy with 0ppm P content formed a modified structure, resulting in improved elongation, whereas the alloys with P contents of 8ppm and 13ppm formed unmodified structures together with decreased elongation. 2) 3D imaging clarified the fact that, when the Al-7%Si alloy contains P, plate-shaped eutectic Si undergoes eutectic cell growth in a radial shape from a divorced eutectic Si. It is thought that elongation decreases due to crack growth at the center of the eutectic cells, where plate-shaped crystallized Si particles are cracked.

**Keywords :** Al-Si alloy, phosphorus, eutectic cell solidification, mechanical properties, X-ray tomography

## 1. 緒 言

自動車業界には、低炭素社会と循環型社会の実現が強く求められている。輸送機器における低炭素社会の実現の取り組みとして、構造部材の高強度化による軽量化が行われている。また、循環型社会の実現には、金属材料の採用によるリサイクルが行われている。著者らは、これらをバランス良く担保できる材料は、鑄造材料であると考えている。

さて、アルミニウム合金鑄物では、亜共晶 Al-Si 系合金が工業的に使われている。最近では、この合金系における P の影響が明らかにされてきている。例えば、P は鑄造製品の歩留まりに影響を及ぼすひけ性を、欠陥のあらわれにくい外びけ型から、欠陥の現れやすい内びけ型に変化させる作用がある<sup>1)</sup>。あるいは、P には Na, Sr, Ca などの改良処理効果を阻害する作用がある<sup>2)</sup>。また、P が表面の逆偏析層を厚くする<sup>3)</sup>などの悪影響を及ぼす元素であることが報告されている。上記に加え、2mass ppm (以下、mass ppm を ppm と略す) 以下の P 量では、改良元素を用い

なくても共晶 Si が改良される自己改良作用が発現することが知られている<sup>2)</sup>。一般的に機械的性質は共晶組織の影響を強く受ける<sup>4~6)</sup>が、極低 P 量と機械的性質の影響を調査した例は少ない<sup>7,8)</sup>。また、普段得られる二次元のミクロ組織 (以下、2D ミクロ組織と略す) から、実際に生じる空間的な破壊を想像するのは容易ではない。本研究では、これらを解決するため、まずは Al-Si 系合金鑄物の P 量を調整し、機械的性質を評価した。そして、シンクロトン放射光による投影型 CT (以下、SR-CT と略す) を用いて三次元的に成長した共晶 Si の形状を調査した。これらを基に破壊機構の考察を行った。

## 2. 実験方法

## 2.1 供試材

供試材として **Table 1** に示す P 量を 3 水準に変化させた Al-7mass%Si (以下、mass% を % と略す) 系合金を用意した。P を含まない合金を 0ppmP 材、P 量が 8ppm、13ppm の合金をそれぞれ 8ppmP 材、13ppmP 材と称する。ベ-

受付日：平成26年2月26日，受理日：平成26年9月5日 (Received on February 26, 2014; Accepted on September 5, 2014)

\* AISIN・エイ・ダブリュ(株) AISIN AW CO., LTD.

\*\* 九州大学 Kyushu University

**Table 1 Chemical compositions of specimens.**  
供試材の化学組成.

(mass %)					
Alloy	Si	Cu	P	Na	Sr
0ppmP	7.0	0.30	<0.0001	<0.0001	<0.0001
8ppmP	7.1	0.28	0.0008	<0.0001	<0.0001
13ppmP	7.0	0.28	0.0013	<0.0001	<0.0001

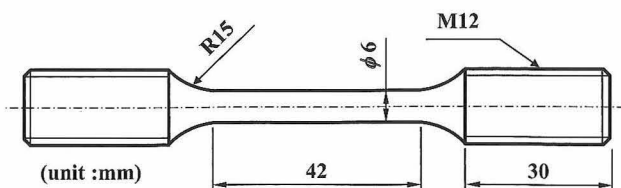
スとなる原材料には、99.99%Al, 99.9999%Siを用いた。電気炉内に設置した無塗装の黒鉛るつばに原材料を投入し、720°Cにて大気溶解した。溶湯の攪拌と酸化皮膜の除去にはアルミナ棒を使用した。Pの添加にはCu-8%P合金を用いた。Cuによる固溶強化、析出強化がなされるため、99.9%Cuを用いて3水準のCu量を同程度となるように調整した。これらを150°Cに予熱したJIS 4号引張試験片採取用舟金型（以下、舟金型と略す）に鑄造し、供試材とした。フラックス処理および脱ガス処理は行わなかった。Al, Si, Cuは固体発光分光分析法、Pは湿式分析法にて成分分析を実施した。なお、供試材には熱処理は施さず、F材にて試験を行った。

## 2.2 2D ミクロ組織観察

供試材の底部から10mmの高さの位置で試料を切り出し、光学顕微鏡により2Dミクロ組織を観察した。3水準の供試材に対してそれぞれ10視野を撮影し、デンドライト2次アーム間隔（以下、DAS IIと略す） $d_2$ と共晶Si相間隔 $\lambda$ の平均値を求めた。共晶Si相間隔 $\lambda$ とは、2Dミクロ組織において平行に晶出した共晶Si間の距離である。これらは冷却速度によって値が変化するため、共晶組織の改良/非改良の判定には、共晶Si相間隔 $\lambda$ とDAS II  $d_2$ の比である改良クライテリアを用いた<sup>9)</sup>。

## 2.3 引張試験

引張試験片の形状をFig. 1に示す。引張試験片は、供試材底部から10mmの位置を機械加工により採取した。これらを試験片の長手方向に沿って600番の耐水ペーパーを使用して研磨した。これを0ppmP材、8ppmP材、13ppmP材において各3本用意した。引張試験は、容量200kNのインストロン型の引張試験機を用い、クロスヘッド速度0.3mm/min一定にて実施した。ひずみの計測は、非接触型の伸び計により破断に



**Fig. 1 Schematic drawing of tensile test specimen.**  
引張試験片の模式図.

至るまで計測した。これにより応力-ひずみ線図を取得した。

## 2.4 破面観察

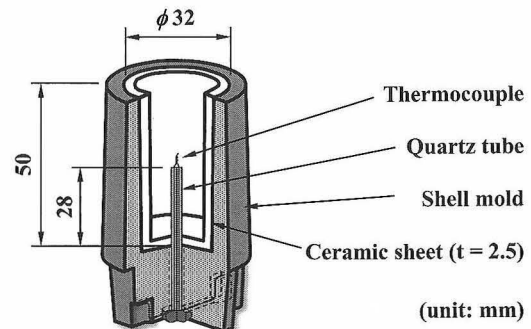
引張試験後のそれぞれの破面において、走査型電子顕微鏡（以下、SEMと略す）を用いて破面の観察をした。加速電圧は15kV一定である。破面観察では、P量の変化による破面形態の違いに関して調査した。特に2.5項に後述する共晶セル単位での共晶Siの破壊に着目した。

## 2.5 共晶セルの3Dイメージング

Al-Si系合金において、共晶SiはAIPによって核生成した初晶Si状のSi相からセル成長することが報告されている<sup>10~14)</sup>。ここで、共晶を核生成させるSiの定義について考えると、垂共晶組成では初晶は $\alpha$ -Alであり、結晶名を定義する際に初晶Siと呼ぶのは不適切である。そこで本報では、AIPから核生成したSiを協調成長“Coupled growth”する共晶と対の意味を持つ分離共晶Si“Divorced eutectic Si”と称することとする。

AIPから晶出した共晶セルは、舟金型に鑄造して凝固を完了させるような鑄造方法では認識し難い。したがって、共晶凝固の途中で水焼入れにより組織凍結し、共晶セルの強調を試みた。イメージング用試料は、2.1項で使用した8ppmP材の溶湯をFig. 2に示すシェルカップに鑄造し、共晶凝固開始後5秒にて氷水中にシェルカップごと焼き入れた。シェルカップ内側面には、断熱を目的にセラミックシートを貼り付けている。これらにより、共晶Siを粗大に晶出させ、なおかつ残留液相であった共晶相を微細に晶出させることが可能となる。この円柱状の試料において、中心から半径の1/2で底面から1/2の位置にて切断砥石を使用して1.5mm×1.5mm×20mmに切り出した。次にこれに極力ひずみを与えないように注意しながら、湿式研磨にて0.7mm×0.7mm×20mmに調整した。

この試料を、SR-CTを用いて3D観察した。本実験では、高輝度放射光施設SPring-8のイメージングビームラインBL20XUの実験ハッチ2にて撮像した。これは、20keVのエネルギーの単色X線を用いた吸収トモグラフィである。試料は180°回転させ、その間に1800枚の透過像を撮像し、これを一枚の3D画像に再構成した。試料と検出器の間隔



**Fig. 2 Schematic diagram of thermal analysis cup for preparation of tomographic specimens.**

トモグラフィ用試料作製のための熱分析用カップの模式図.

は110mmとし、Siが屈折コントラスト法で可視化できる条件とした。画像処理と要素抽出には、日高らの屈折コントラストイメージング方法を参考にした<sup>15)</sup>。再構成した断層像は、0から255までのグレー値の分布を有している。グレー値の閾値は、粗大に晶出した共晶Siが最も認識しやすい値を断層像から決定した。次にこの閾値を用いて共晶Siを要素化した。これら一連の操作により、二値化された粗大な共晶Siとそれ以外の相に分け、共晶セルの3Dイメージング化を行った。

### 3. 実験結果

#### 3.1 2D ミクロ組織観察

Fig. 3 に光学顕微鏡によるミクロ組織観察結果を示す。

a) 0ppmP 材は改良組織、b) 8ppmP 材および c) 13ppmP 材は非改良組織を呈した。どの供試材においても、Na, Sr, Ca などの改良元素は発光分光分析機では検出されず、改良処理剤による影響はない。共晶Siの形状は、0ppmP 材では粒状およびロッド状、8ppmP 材では針状に見える。

Table 2 は各試料の DAS II  $d_2$ 、共晶Si相間隔 $\lambda$ 、そして改良クライテリア $\lambda/d_2$ を示している。いずれの試料においても DAS II  $d_2$  に大きな差異はないが、共晶Si相間隔 $\lambda$ は0ppmP 材が8ppmP 材と13ppmP 材と比較して小さい。0ppmP 材の改良クライテリアは0.06と小さく、冷却速度を加味しても改良されていると言える。8ppmP 材と13ppmP 材の共晶組織はほぼ同じ様相を示した。改良クライテリアは両者とも0.16と同一であり、8ppmP 材と13ppmP 材で

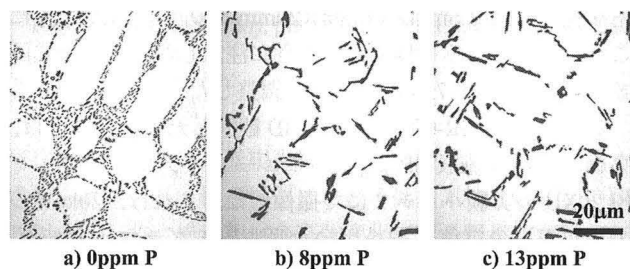


Fig. 3 Results of 2D microstructural observation of Al-7%Si alloys with different phosphorus contents.

P量を変化させたAl-7%Si合金の2Dミクロ組織観察結果。

Table 2 Results of image analysis of DASII  $d_2$  of materials used in tensile test, eutectic Si interlamellar spacing  $\lambda$ , and modification criterion.

引張試験に供試した材料の DAS II  $d_2$ 、共晶Si層間隔 $\lambda$ 、改良クライテリアの画像解析結果。

Alloy	DASII, $d_2$ /mm	Eutectic Si interlamellar spacing, $\lambda$ /mm	Modification criterion, $\lambda/d_2$
0ppmP	15.6	1.0	0.06
8ppmP	17.8	2.9	0.16
13ppmP	17.9	2.9	0.16

は共晶組織に大きな違いはない。また、完全に凝固が完了した状態では、共晶セルを容易には判別できなかった。

#### 3.2 引張試験結果

Table 3 に引張試験結果、Fig. 4 に各試料の代表的な応力-ひずみ線図を示す。0ppmP 材は塑性変形領域において、最大応力を示した後に引張試験片の平行部がネッキングして破断に至っている。他方、8ppmP 材と13ppmP 材はネッキングに至る前に破断した。伸び $\delta$ は、0ppmP 材では17~25%と高い値を示しているのに対し、8ppmP 材と13ppmP 材では7~12%と0ppmP 材と比較して低い値を示した。8ppmP 材と13ppmP 材の伸び $\delta$ は、ほぼ同じであると言える。0.2%耐力 $\sigma_{0.2}$ は各試料ともにほとんど変わっていない。引張強さ $\sigma_{TS}$ は伸びが大きい分だけ0ppmP 材が高かった。

Table 3 Phosphorus contents dependence of tensile strength in Al-7%Si alloy.

Al-7%Si合金のP量の違いによる引張試験結果の差異。

Alloy	Proof stress, $\sigma_{0.2}$ /MPa			Tensile strength, $\sigma_{TS}$ /MPa			Elongation, $\delta$ /%		
	1	2	3	1	2	3	1	2	3
n									
0ppmP	70	69	70	165	163	165	25.0	17.2	21.9
8ppmP	68	68	69	144	158	152	7.1	12.0	8.5
13ppmP	68	67	68	145	140	150	7.4	6.0	11.1

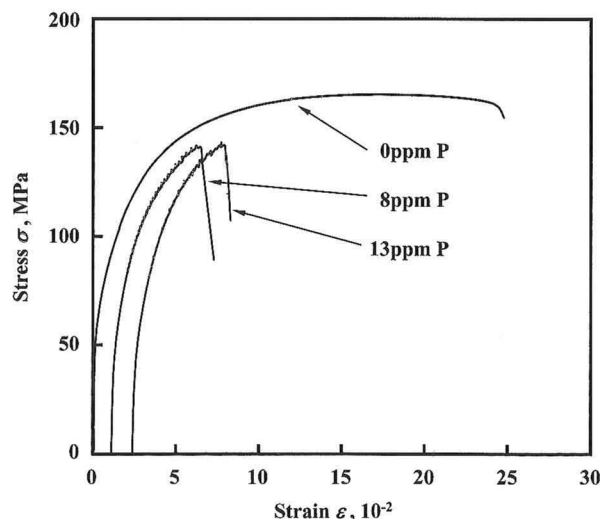


Fig. 4 Typical stress-strain curves of Al-7%Si-0.0000%P, Al-7%Si-0.0008%P, and Al-7%Si-0.0013%P alloys.

Al-7%Si-0.0000%P, Al-7%Si-0.0008%P, Al-7%Si-0.0013%P 合金の代表的な応力-ひずみ線図。

#### 3.3 破面解析

Fig. 5 に各試料の破面観察結果を示す。Pを含まない0ppmP 材と、Pを含む8ppmP 材および13ppmP 材において、破面の様相が大きく異なった。また、8ppmP 材と13ppmP 材

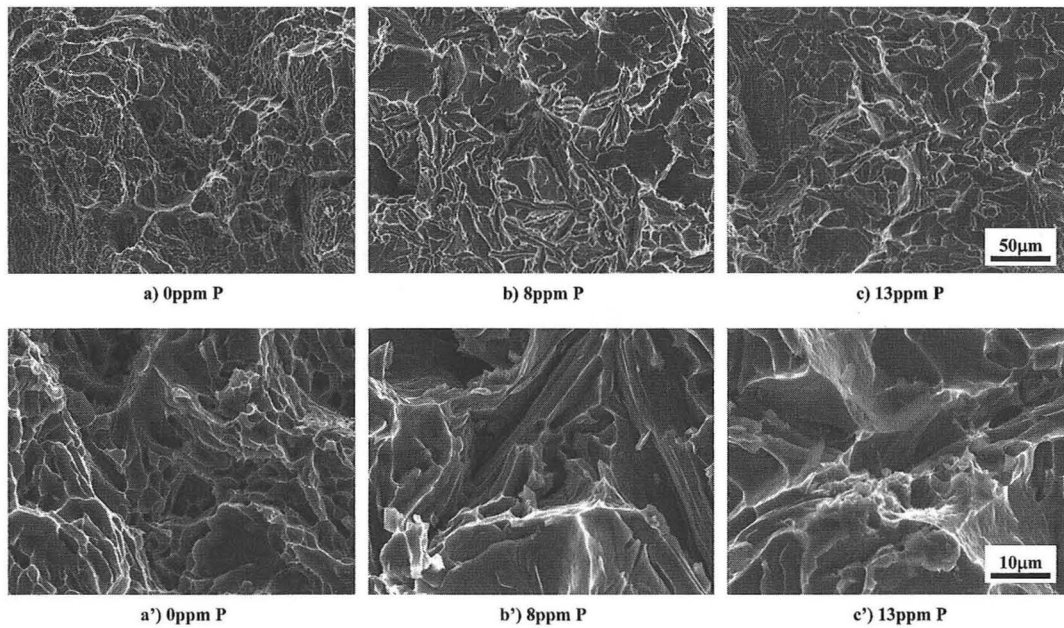


Fig. 5 Results of observation of fracture surfaces of specimens after tensile test.  
各供試材の引張試験後の破面観察結果。

材の破面は、同じ様相を示していた。各試料の破面全体に視野をとると、a) の0ppmP材には初晶 $\alpha$ -Alデンドライトが認識できるが、b) 8ppmP材およびc) 13ppmP材にはそれが認識し難い。これらを高倍率で観察した結果、a') の0ppmP材では初晶 $\alpha$ -Alが延性破壊したディンプル破面が主に見られた。一方、b') 8ppmP材とc') 13ppmP材においても初晶 $\alpha$ -Alの延性破壊領域も見られたが、共晶Siがファセット状に脆性破壊、ならびに剥離するような形態が支配的だった。

### 3.4 共晶セルの3Dイメージング

#### 3.4.1 熱分析と2Dマイクロ組織

Fig. 6は、8ppmP材の熱分析結果とそれに対応する2Dマイクロ組織である。熱分析結果から、どちらも $1^{\circ}\text{C}$ 程度のわずかな過冷後に共晶凝固が開始していることがわかる。共晶凝固開始温度 $T_{ES}$ は、 $575^{\circ}\text{C}$ であった。水焼入れした2Dマイクロ組織では、すでに晶出していた部分は粗い共晶Siとして、また、残留液相であった部分は微細な共晶として観察されることにより、共晶セルが認識できる。一方、凝固完了まで水焼入れしなかった試料では、共晶セルの認識が難しかった。共晶Siの核物質である分離共晶Siは、今回観察した断面には見られなかった。

#### 3.4.2 3Dイメージング

8ppmP材の共晶セルの3Dイメージング結果をFig. 7に示す。同図では、隣り合う領域AとBを並べて3D可視化してある。領域Aでは、マイクロ組織を立体的な仮想断面として、また領域Bでは共晶セルの空間的分布を3D描画により表示している。領域Bでは、水焼入れによる組織凍結で晶出した微細な共晶Siを画像処理によって除去し、粗大な共晶Siのみを抽出している。3.1項で述べたように、

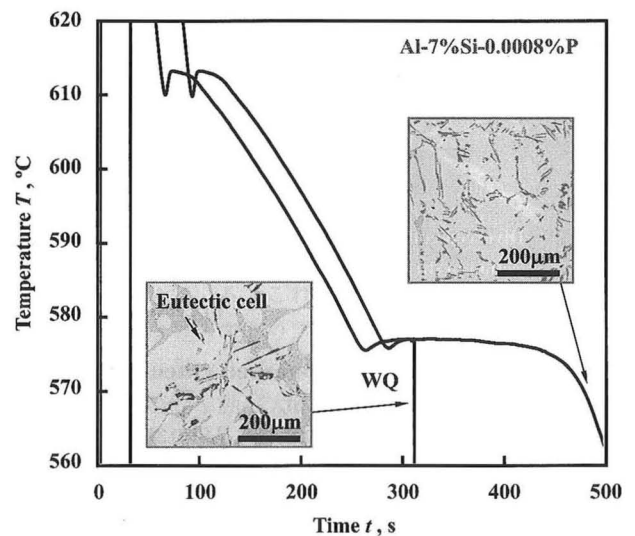
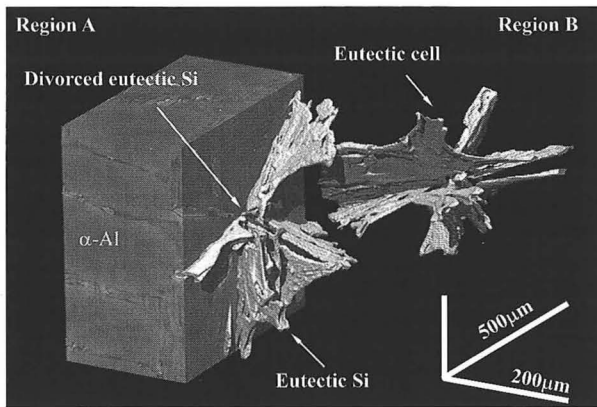


Fig. 6 Results of thermal analysis of Al-7%Si-0.0008%P alloy together with observation of 2D microstructure. Note that water quenching was performed for freezing microstructure at a high temperature.

Al-7%Si-0.0008%合金を水焼入れした際の熱分析結果とそれに対応した2Dマイクロ組織観察結果。

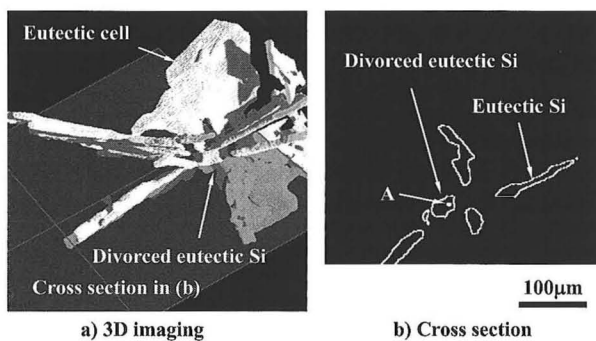
仮想断面によるマイクロ組織観察では共晶Siは針状に見えるが、実際の3D形状は板状である。3Dイメージング用の試料は砂型に鋳造しており、初晶 $\alpha$ -Alデンドライトと共晶Siは、舟金型に鋳造した供試材よりも冷却速度が遅く、粗大に成長している。ここで示された2つの共晶セル間の空隙は、そこに初晶 $\alpha$ -Alの存在 (Fig. 7ではアルミニウムは非表示) を示しており、共晶セルが初晶 $\alpha$ -Alを包





**Fig. 7 Results of 3D imaging of Al-7%Si-0.0008%P alloy during initial period of eutectic solidification. In region A, primary crystal  $\alpha$ -Al and eutectic Si were visualized, while in region B, only eutectic Si was visualized.**

Al-7%Si-0.0008%合金の共晶凝固初期時の3Dイメージング結果。領域Aでは初晶 $\alpha$ -Alと共晶Siを可視化し、領域Bでは共晶Siのみを可視化した。



**Fig. 8 3D imaging of plate-shaped eutectic Si crystallized from divorced eutectic Si.**

分離共晶Siから晶出した板状共晶Siの3Dイメージング。

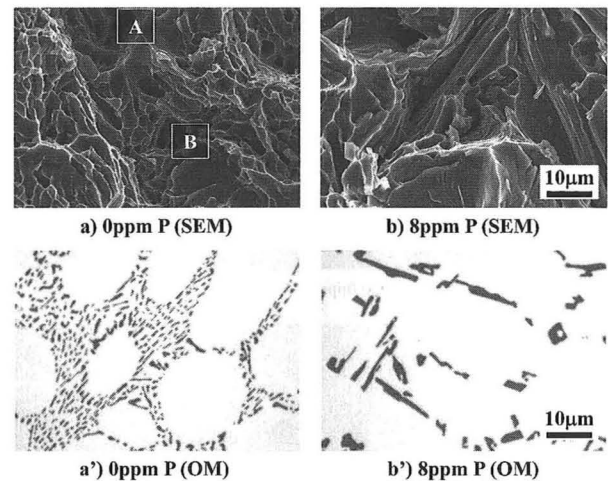
み込むように放射状に成長していることがわかる。

Fig. 8は、共晶セルの中心部を示している。a)は共晶セルの3D像、b)はa)中に示す位置での仮想断面である。共晶セルの中心部には、塊状の分離共晶Siが存在していた。著者らは、シェルカップに鑄造したAl-7%Si-20ppmP合金鑄物の共晶セル断面においてSEM観察を行い、分離共晶Siが2Dマイクロ組織では疑六角状であることを報告している<sup>9)</sup>。これらから、分離共晶Siは、三次元的には多面体要素を持つものと考えられる。また、分離共晶Siの内部には、直径0.5 $\mu$ m程度のSiとはX線吸収の程度が異なる相が図中Aの位置に存在していた。

## 4. 考察

### 4.1 P量が機械的性質に及ぼす影響

実験結果によると、Pの有無が共晶組織に変化をもたらす、機械的性質、特に伸びに大きな影響を及ぼすことが明



**Fig. 9 Comparison microstructures with optical microscope and fracture surface images captured at same magnification.**

同倍率で撮影した破面観察結果と光学顕微鏡によるマイクロ組織観察結果の比較。

らかである。これは、P量と共晶組織の成り立ちが密接に関係するためである。また、工業的な指標としては、P量の管理値が問題となる。したがって以下では、まず共晶組織と破壊の関係について検討し、次に機械的性質にP量が及ぼす影響を考察する。

0ppmP材と8ppmP材の引張試験時の破壊形態の違いについて検証する。Fig. 9は、0ppmP材と8ppmP材の破面観察結果と光学顕微鏡観察結果を同じ倍率で撮影したものである。a)の0ppmP材の破面において、ディンプルがあまり見られない領域(図中A、B等)がa')の2Dマイクロ組織で見られる初晶 $\alpha$ -Alとほぼ一致するように見受けられる。一方、8ppmP材では、b)の破面に見られるファセット状の領域とb')の2Dマイクロ組織に見られる共晶Siが一致する。

Saigalらは有限要素法を用い、Al-Si合金のSi近傍の応力解析を行っている<sup>16)</sup>。これによると、Si中およびその界面近傍の応力は、マトリクスである初晶 $\alpha$ -Alよりも大きくなることを示している。また、Gurlandらは粒子が損傷する応力 $\sigma$ を $\sigma = (1/q)(6E\gamma/d)^{1/2}$ の関係で示している<sup>17)</sup>。qは粒子にかかる応力集中係数、Eは粒子のヤング率、 $\gamma$ は粒子の表面エネルギー、dは粒子サイズである。この式は、応力集中係数が高く、粒子サイズが大きい場合、粒子損傷が生じることを示している。これらを総合し、0ppmP材と8ppmP材の共晶Siの破損について考える。前述のようにAl-7%Si合金にPが含まれると、共晶Siは粗大かつ板状に成長する。このような材料に主応力が働いた場合、共晶Siおよびその界面近傍には応力の顕著な上昇が生じるものと考えられる。一方、0ppmP材では、共晶Si相間隔 $\lambda$ が狭く、なおかつ共晶Siの形状がロッド状ないしアスペクト比の小さい板状であると推定される。

8ppmP材は0ppmP材に比べてこれらの寄与度が高く、かつ粗大で粒子自体の破壊が助長されるため、共晶Siの破断および $\alpha$ -Alと共晶Siの界面剥離をより顕著に生じるであろう。このため、8ppmP材は0ppmP材よりも伸びが小さくなったと考えられる。改良処理を施したAl-Si系合金の機械的性質に関する報告<sup>4,5)</sup>やP量を調整したAC2A合金の機械的性質に関する報告<sup>6)</sup>では、マイクロ組織を非改良から改良へ変化させることで伸びが向上することを示している。これらの結果は、今回の0ppmP材と8ppmP材の伸びの差異と同様な傾向である。

以下に、P量が共晶組織にどのような影響をもたらすかを検討する。溶湯中のPの分配は、1) 初晶 $\alpha$ -Alへの固溶量が最大2ppm、2) 共晶Siの核生成が最大5ppm、そして3) 残部と3つに分けられる<sup>9)</sup>。すなわち、P量が2ppm以下で改良、3ppm以上で非改良となり、この数ppmのP量でマイクロ組織が劇的に変化する。また、8ppmP材と13ppmP材において、機械的性質および2Dマイクロ組織が同一であったのもこれに整合する。

#### 4.2 共晶Siの核生成と成長

Al-7%Si合金では、わずかに数ppmのP量で共晶Siのサイズや形態が変化し、機械的性質に影響を及ぼすことが前述で明らかとなった。このことから、いわばこの系の合金鑄物の破壊の基点は凝固過程において生成される、ということであろう。したがって、Pを含む場合と含まない場合の凝固過程について検討する。

まず、Pを含む非改良組織に見られた粗大な共晶Siの核生成と成長に関して考える。この合金系の凝固は、初晶 $\alpha$ -Alが鑄壁近傍から生成し、共晶の残留液相の濃化を伴いながら熱流と逆方向に成長することから始まる。このとき、残留液相が共晶組成に達した後にはわずかに過共晶組成となり、分離共晶Siを生成させる。これは、溶湯中に懸濁するAIPが分離共晶Siの核物質となり、不均質核生成させるためである。Fig. 8b)の図中Aに示すSiとは異なる相は、AIPであると推察される。これらの分離共晶Siを基点に、放射状に共晶Siと共晶 $\alpha$ -Alが協調成長し、残留液相を消費しながらひとつの共晶セルの凝固が完了する。この共晶凝固直後の凝固挙動を捉えたのがFig. 7である。初晶 $\alpha$ -Al先端近傍に分離共晶Siが存在し、それを中心として共晶Siがセル成長していることがわかる。加藤らはこれを2Dの模式図<sup>7)</sup>で示しており、今回の3Dイメージング結果と合致する。Pを含む亜共晶Al-Si合金鑄物のマクロ的な凝固は、これらの初晶 $\alpha$ -Alと不均質核から生成した共晶セルが連続して進行し、完了すると考えられる。

次にPを含まない0ppmP材の場合の改良組織に関して考察する。初晶 $\alpha$ -AlはPを含む合金と同様に、鑄壁近傍から残留液相の濃化を伴いながら晶出する。ここでPを含む合金と異なるのは、分離共晶Siの不均質核物質となるAIPが溶湯中に存在しないことである。このため、分離共晶Siは過冷が大きい鑄型付近において熱的過冷によって核生成すると考えられる。共晶はこのとき生じた分離共

晶Siから初晶 $\alpha$ -Alデンドライトの間隙を縫い、柱状にセル成長すると推定される。著者の一人は、熱分析用シュルカップにPを含まないAl-7%Si合金を鑄造し、共晶凝固途中で水焼入れにより組織凍結を行っている<sup>18)</sup>。このマクロ組織観察結果から、共晶凝固はシュルカップに接触する外層から鑄物内部に向かって柱状に進行していることが確認できる。本実験では、舟金型を用いており、シュルカップに鑄造した際の冷却速度とは異なるが、共晶の核物質であるAIPが含まれない共晶凝固挙動は同様の傾向を示すと考えられる。0ppmP材がPを含む合金に比べて共晶Si相間隔 $\lambda$ が細くなる挙動に関して、 $\lambda = k \cdot n^{1/4} \cdot t^{1/2}$ の関係<sup>19)</sup>が見出されている。ここで、 $k$ は定数、 $n$ は共晶セル数、 $t$ は凝固時間である。これはJacksonらが報告した $\lambda^2 \cdot V = \text{constant}$ の関係<sup>20)</sup>をAl-Si系合金の共晶凝固に発展させたモデルである。共晶Si相間隔 $\lambda$ は固液界面の移動速度 $V$ によって左右され、この移動速度 $V$ は共晶セル数に依存する。すなわち、0ppmP材では、共晶の核物質は鑄型近傍に限定されるため、ひとつのセル内の凝固速度が上昇して共晶Si相間隔 $\lambda$ が細くなる。今回の3Dイメージングのセットアップでは、 $1\mu\text{m}$ 以下のSiを分解することは困難である。ただし、原理的にはフレネルゾーンプレートと呼ばれる素子を利用した結像光学系によるX線顕微鏡<sup>21)</sup>を用いれば、より詳細な情報が直接的に得られるものと期待される。

#### 4.3 凝固過程に起因するき裂の進展経路

これまでのAl-Si系合金の機械的性質や疲れ強さに関する研究<sup>4~8, 15~17)</sup>では、共晶組織と破壊との関係が注目されてきた。ここでは、個々の共晶Si粒子の形状やサイズを基に議論されている。これらはどちらかということ、ミクロスコピックな見方であり、4.1項もこれに基づいて議論した。一方、共晶セル凝固は、4.2項でも述べたようにPの有無により凝固挙動が大きく変化する。こちらはマクロスコピックな現象であると言える。こうした凝固の挙動が変化するにも関わらず、共晶Si粒子の集合体である共晶セル単位での破壊を論じたものは見当たらない。そこで本項では、2つの共晶セルの成長形態と破壊との関係について考察する。なお、8ppmP材と13ppmP材では、2Dマイクロ組織観察結果、破面解析結果、そして機械的性質ともほぼ同一であるため、13ppmP材の説明は省略する。

0ppmP材の共晶凝固では、柱状にセル成長したために固液界面の移動速度 $V$ が早く、その結果として、共晶Si相間隔 $\lambda$ が微細になったと考えた。このため、初晶 $\alpha$ -Alと共晶組織の両方で破壊が生じたと推察される。一方、Pが含まれる8ppmP材の共晶凝固では、AIPから放射状かつ粗大に共晶Siがセル成長した結果、共晶組織に沿ったSi粒子の損傷が支配的であった。Fig. 10は、これら二つの共晶セル形態と破壊との関係を実験的に表現した破面である。a)は柱状にセル成長したであろう0ppmP材、b)は放射状にセル成長した8ppmP材である。b)の矢印は、共晶セルの中心部を示す。破面解析結果でも述べたよう

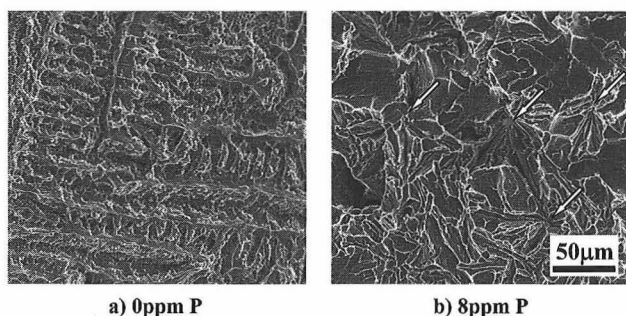


Fig. 10 Difference in fracture surfaces with different eutectic solidification microstructures. Arrows show center of eutectic cells.

共晶凝固形態の変化による破面の違い。

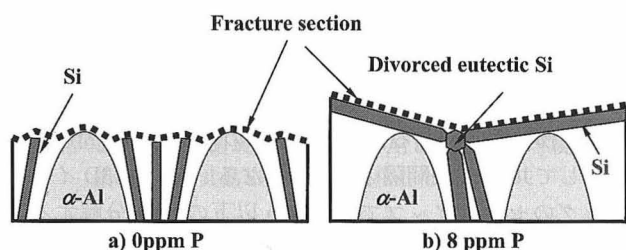


Fig. 11 Schematic diagrams of the mechanisms of eutectic fracture with and without Phosphorus in the Al-7%Si alloy.

Al-7%Si合金中のPの有無による共晶破壊機構の模式図。

に、0ppmP材では、破面に初晶 $\alpha$ -Alデンドライトが確認できる。破面に初晶 $\alpha$ -Alデンドライトが認識できるのは、初晶 $\alpha$ -Alと共晶相を連続的にき裂が横断したためである。アルミニウム合金鑄物において、このような広範囲に初晶 $\alpha$ -Alデンドライトの痕跡が残る破面は、著者らの知る限りでは存在しない。他方、Pを含む8ppmP材では、ファセット状の破損は認識できるが、初晶 $\alpha$ -Alデンドライトは認識できない。これを凝固過程から破壊過程を考察する。AlPは初晶 $\alpha$ -Alの先端で分離共晶Siを核生成させ、そこから板状かつ放射状に共晶Siが成長する<sup>22)</sup>。この合金に一方向の荷重がかかったとき、材料内部で最も応力が高くなるのは、板状の共晶Siが引張の主応力に対して垂直に配向した場合であろう。Pを含む場合、共晶セルは放射状に晶出する。このとき、主応力に対して垂直な板状の共晶Siが高確率で存在し、共晶Siは高応力にさらされると思われる。したがって、共晶Siの破壊や初晶 $\alpha$ -Alからの剥離が生じ、Fig. 5に示される放射状のファセット模様作られやすくなると考えられる。共晶セル単位でのマクロスコピックな破壊は、Fig. 10の破面観察結果にみられるように、AlPによって晶出した隣り合う共晶セルの中心間を結ぶようにき裂が進展しているように見受けられる。

0ppmP材と8ppmP材の共晶組織の破壊様式の違いを模式的に表したものがFig. 11である。共晶セル単位でき裂の進展を考えた場合、0ppmP材の共晶セルがどの程度寄

与しているかは現段階では不明である。しかし、8ppmP材のように放射状に共晶セルが成長する際は、共晶セルの中心をき裂が進展する傾向があるため、破壊は共晶セルの影響を受けると言える。以上をまとめると、Al-7%Si合金の共晶凝固過程は、機械的性質に影響を及ぼし、それは数ppmオーダーのP量によって左右される。また、Pの有無はマイクロ組織を改良/非改良に変化させるだけでなく、破壊の経路をも特徴づけると考えられる。

## 5. 結言

Al-7%Si合金鑄物のP量を0ppm, 8ppm, 13ppmと3水準に変化させ、機械的性質を評価した。また、Pを含む場合の初晶 $\alpha$ -Alと共晶セルにおいて、SR-CTを用いて3Dで検討した。これらより、以下が示される。

- 1) Al-7%Si合金鑄物において、Pを含む場合は非改良組織となり、Pを含まない場合は自己改良組織となる。0ppmP材はPを含む場合と比較し、飛躍的に伸びが向上する。このとき、共晶組織を決定するのはppmオーダーのPである。
- 2) Pを含むAl-7%Si合金鑄物の共晶凝固は、初晶 $\alpha$ -Al先端から分離共晶Siを核生成させ、板状の共晶Siが放射状に晶出する。また、この時の破壊経路は、共晶セルの中心を通っており、板状共晶Siに支配されると考えられる。

## 謝辞

本研究はSpring-8の課題「構造材料の破壊挙動の3D/4D解析：新しい延性－脆性遷移の効果」(2009B1131)によって実施した。

## 参考文献

- 1) 森中真行：鑄造工学 **74** (2002) 103
- 2) 森中真行：鑄造工学 **74** (2002) 383
- 3) 森中真行，豊田充潤：鑄造工学 **85** (2013) 197
- 4) 小林俊郎，新家光雄，山岡充昌，原田俊宏，HAFIZ MF：軽金属 **43** (1993) 471
- 5) 加藤鋭次，小林俊郎：軽金属 **30** (1980) 147
- 6) Q. G. WANG: Metall. Mater. Trans. A **34A** (2003) 2887
- 7) 加藤鋭次，野村宏之，大城直人：軽金属 **46** (1996) 377
- 8) 大城直人，鈴木喬雄，加藤鋭次：軽金属 **47** (1997) 341
- 9) 森中真行，豊田充潤：鑄造工学 **84** (2012) 81
- 10) G. Guertler: Z. Metallkd. **44** (1953) 503
- 11) J. Campbell: AFS Trans. **119** (2011) 171
- 12) S. Nafisi, R. Ghomashchi, H. Vali: Mater. Charact. **59** (2008) 1466
- 13) S. D. McDonald, A. K. Dahle, J. A. Taylor, D. H. StJohn: Metall. Mater. Trans. A **35A** (2004) 1829
- 14) S. Bercovici: Giesserei **67** (1980) 522
- 15) 日高達真，戸田裕之，小林正和，上杉健太郎，小林俊郎：軽金属 **58** (2008) 58

- 16) A. Saigal, E. R. Fuller Jr.: *Comp. Mater. Sci.* **21** (2001)
- 17) J. Gurland, J. Plateau: *Trans. ASM* **56** (1963) 442
- 18) 森中真行：*鑄造工学* **75** (2003) 325
- 19) 森中真行, 豊田充潤：*鑄造工学* **85** (2013) 147
- 20) K. A. Jackson, J. D. Hunt: *Trans. Metall. Soc. AIME* **236** (1966) 1129
- 21) H. Toda, K. Uesugi, A. Takeuchi, K. Minami, M. Kobayashi, T. Kobayashi: *Appl. Phys. Lett.* **89** (2006) 143112
- 22) 森中真行, 豊田充潤：*鑄造工学* **86** (2014) 703