

## 技術報告

Al-8%Si合金薄肉鑄物の低温又は短時間で  
共晶Si相を粒状化する熱処理技術森中真行\* 大城直人\*  
宮尻 聡\*<sup>2</sup> 團野瑛章\*<sup>2</sup>

## Technical Paper

J. JFS, Vol. 91, No. 6 (2019) pp. 356 ~ 361

DOI: 10.11279/jfes.91.356

Thermal Treatment Technic for Granulation of Eutectic Si  
Phase in Low Temperature or Short Term of Al-8%Si Alloy  
Thin CastingMayuki Morinaka\*, Naoto Oshiro\*<sup>2</sup>,  
Satoshi Miyajiri\*<sup>2</sup> and Teruaki Danno\*<sup>2</sup>

Currently, automobile bodies and frames are increasingly being manufactured using hypo-eutectic Al-Si alloy die casting. However, since cast products are thin, it is difficult to deal with distortion during heat treatment. One potential method of resolving this is to carry out heat treatment at a low temperature for a short time. Therefore, in this study, we attempted to clarify the effects of the heat treatment temperature and time on changes in the eutectic Si phase morphology (rod shape / granular shape) for water-cooled thin Cu mold castings, particularly die casting. The results showed that the eutectic Si phase may become granulated even at relatively low temperatures (350 to 450°C) in a short time (30 to 120 minutes).

**Keywords** : Al-Si alloy, eutectic Si morphology, granulation, low temperature-short time

## 1. 緒 言

Al-Si系合金の鑄物には、機械的性質の改善を目的にして熱処理が施される場合が多い。重力鑄造及び低圧鑄造の場合の多くは、溶体化の後に時効を行うT6処理である。T6処理における時効条件(温度と時間)に関しては、多くの研究により機械的性質に及ぼす影響がほぼ明らかにされている<sup>1)</sup>。しかしながら、溶体化条件については一般にJIS規格に従って、あるいは準じて行われることが多いようである。ただし、JIS規格が肉厚や冷却速度の異なる全ての鑄物に適用しているとは限らない。そのため、猿渡ら<sup>2)</sup>は450°C以上の範囲における調査を行った。しかしながら、このような低温度域における報告は少ない。そのため、例えばAC4B合金であれば、溶体化は500°Cで行われることが多い。これに関して山浦ら<sup>3)</sup>は、100~400ppm程度のPb, Snを含むAC4B合金におけるDSC分析を行い、低融点相の温度が497°Cであることを報告した。すると、JIS規格に推奨される500°Cで溶体化を行った場合、低融点相の融解が生じて機械的性質が著しく低下する可能性がある。あるいは、そのような悪影響を及ぼさない場合でも、過剰な温度と時間の条件は鑄物のコストに影響を及ぼす。そのため、可能であれば、より低い温度で短時間の熱処理が望ましい。

また、最近では亜共晶Al-Si系合金ダイカストにより、自動車のボディやフレームの製造が行われ始めている<sup>4~7)</sup>。これらの場合、鑄造製品が薄肉であることから、溶体化時のひずみの対策に苦慮している<sup>6)</sup>。これを回避する方法のひとつとして、低温で短時間の熱処理が望まれる。

そこで本報では、今後の生産量の増加が期待される薄肉ダイカストを想定し、水冷させた銅鑄型を用いて肉厚4mmの試験片を作製した。そして、共晶Si相の形態(棒状/粒状)に及ぼす熱処理条件の影響を明らかにすることを試みた。

## 2. 実験方法

現在、自動車のボディやフレーム、あるいは延性のトランスミッション部品<sup>8)</sup>などに使用されているAl-Si合金のSi量を参考にして、Al-8%Si合金を溶製した。溶解原材料は99.99%Alと高純度の半導体用Siウエハである。これらを電気炉に設置した20番の黒鉛のつぼ内で溶解した。溶解温度は740°C、溶解時間は90分間であった。溶解後、溶湯温度を720°Cに低下させた。発光分光分析法により供試溶湯の化学成分を測定したところ、Table 1に示すように、Si量は7.67%、P量は1ppm以下であった。Fe量は0.02%であったが、他の元素(Cu, Zn, Mg, Mn, Ni, Ti, Pb, Sn)量は0.01%以下であった。脱ガス、フラックス処理、

受付日:平成30年12月13日, 受理日:平成31年2月5日

\* (株)MRDC MRDC Ltd.

\*<sup>2</sup> (株)大紀アルミニウム工業所 Daiki Aluminium Industry Co., Ltd.

**Table 1** Chemical analysis result of specimens (emission spectroscopic analysis method).

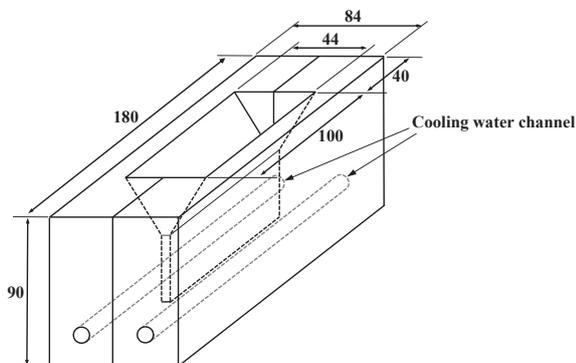
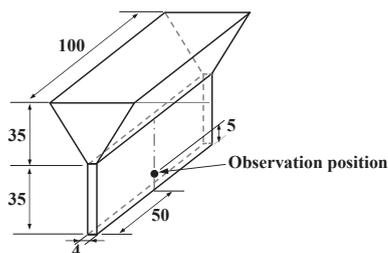
供試材の化学分析結果 (発光分光分析法).

Alloy	Si-Sn:%, P-Sr:ppm				
	Si	Fe	Cu,Zn,Mg,Mn,Ni,Ti,Pb Sn	P	Sr
Al-8%Si	7.67	0.02	<0.01	<1	0

微細化, 改良処理は行わなかった. この溶湯を720°Cに予熱した2番の黒鉛るつぼを利用して鋳型に注湯した. この際, 溶湯にシーズ熱電対を浸漬し, 溶湯温度が710°Cに低下した瞬間に注湯を行なった.

鋳型は自動車のボディやフレームなどのダイカストを想定して, 水冷回路を有する室温の銅型とした. その形状をFig. 1に示す. この鋳型は2枚の銅のブロックを合わせたいわゆるブックシェルフ型である. その合わせ部にキャビティが形成されている. キャビティの上部は湯口兼押湯である. この部分にはBNを薄く塗布した. この際, 下部の試験片部に付着しないように留意した. キャビティ下部の薄板部(厚さ:4mm)が試験片となる部分である. 水冷回路( $\phi 10$ の孔)は両ブロックともに形成されている. 冷却水は常温水で, 通水量は50cc/秒であった. 2つの銅ブロックはボルトとナットで締結した. 注湯時に表面温度計を用いて計測した鋳型の温度は50°C以下であった.

得られた鋳塊の形状をFig. 2に示した. 鋳塊の下部の厚さ4mmの平板部から試料を切り出した. 交点法により求めたデンドライトの2時枝の間隔( $d_2$ )の平均値はダイ

**Fig. 1** Shape of copper mold (unit: mm).  
銅製の鋳型の形状 (単位: mm).**Fig. 2** Observation position of shape of casting and microstructure (unit: mm).

鋳物の形状とマイクロ組織の観察位置 (単位: mm).

**Table 2** Heat treatment temperature and time.  
熱処理の温度と時間.

Temp. (°C)	time (min.)
350	180, 300
400	1, 30, 60, 120
450	1, 10, 30, 60
500	1, 5, 10, 30, 60

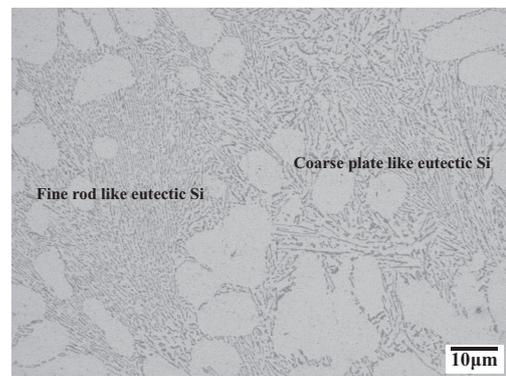
カストに近い9 $\mu\text{m}$ であった. 熱処理の条件をTable 2に示した. これらの条件はJIS規格に比較すると低温で短時間である. 熱処理の直後に常温水に焼き入れを行ない, そのマイクロ組織を観察した.

### 3. 実験結果と考察

#### 3.1 2形態の共晶Si相

Fig. 3はF材のマイクロ組織を観察した結果である. 本実験における供試材はPを含まないことから, 比較的多くの共晶Si相の形態は微細な棒状であった(図の左側). しかしながら, デンドライト状を呈する初晶 $\alpha$ -Al相の樹内には, 比較的大きな板状のSi相が存在した(図の右側). これは, 水冷された銅型に注湯を行った際に生じる現象のひとつと考えられる. すなわち, このような急冷の鋳型に溶湯が接触すると, 容易にノンファセットの $\alpha$ -Al相がデンドライト状に凝固する. その際, デンドライトの樹内では, 排出されたSi原子が熱的過冷により核生成して, 共晶セルが成長するものと思われる. この場合, 凝固潜熱はデンドライトを通じて比較的遅く鋳型に流れるものと考えられる. また, 樹外では高温の溶湯が流動している. それらのため, 共晶セルの成長速度がやや遅くなることから, Fig. 3の右側に示したように, 樹内の共晶Si相は, 比較的大に成長したものと推察される.

一方, 樹外を流動する高濃度の共晶融液は, 低温の鋳型に接触したにも関わらず, 容易には凝固しなかったものと考えられる. ファセット凝固するSi相は, 流動が停止しなければ凝固できないためと推察される. やがて注湯時の

**Fig. 3** OM image of Al-8%Si alloy (F).  
Al-8%Si合金のマイクロ組織 (F材).

流動が停止すると、鑄型の接触面における熱的過冷により、Si相が核生成したものと考えられる。すると、凝固潜熱は直接的に鑄型に流れることから、共晶セルの成長速度は比較的速かったものと推察される。その結果、Fig. 3の左側に示したように、樹外の共晶Si相は微細な棒状を呈したものと推察される。このように2種類の形態の共晶Si相が混在する現象は、凝固時に流動を伴う際に生じやすいことが報告されている<sup>8)</sup>。

本実験はダイカストを想定したものである。そこで、2種類の形態のうち、微細な棒状の共晶Si相を観察の対象とした。そして以下に、マイクロ組織を観察することにより、粒状に変化する熱処理条件についての検討を行った。

### 3.2 共晶Si相の粒状化に及ぼす熱処理条件の影響

Fig. 4は熱処理温度が350℃と低い場合の結果を示している。熱処理時間は、(a)が180分間で、(b)は300分間と長いものである。両者とも粒状化していた。Fig. 5は熱処理温度が400℃とやや低い場合の結果を示している。(a)の1分間の場合、形態にほとんど変化が生じなかった。しかしながら、(b)の30分間、(c)の60分間、及び(d)の120分間の場合には粒状化していた。その状態を3次元的に示すため、(c)の60分間の試料を深腐食した後SEM観察を行なった。その結果、Fig. 6に示すように、棒状であったと思われる共晶Si相が分断して粒状化していた。他方、深腐食を行なったことにより、同図中に例示したように、 $\alpha$ -Al相内に板状のSiが存在していることが

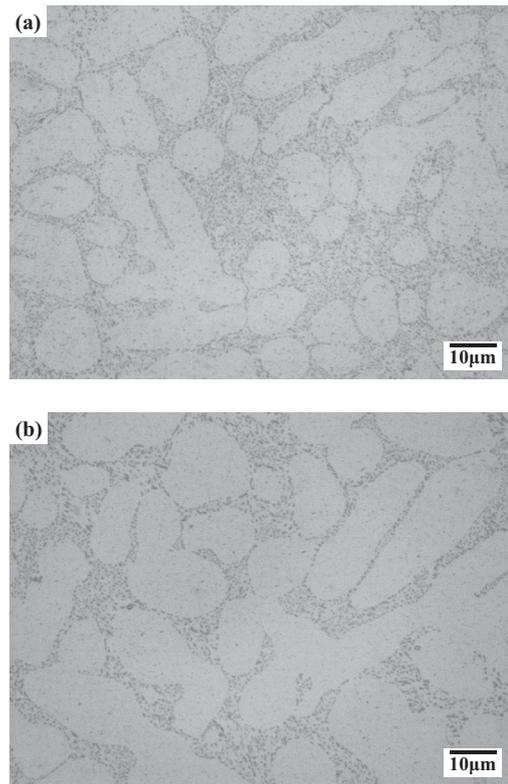


Fig. 4 OM image of Al-8%Si alloy (350°C×(a)180min., (b) 300min.).

Al-8%Si合金のマイクロ組織 (350°C×(a)180分, (b)300分).

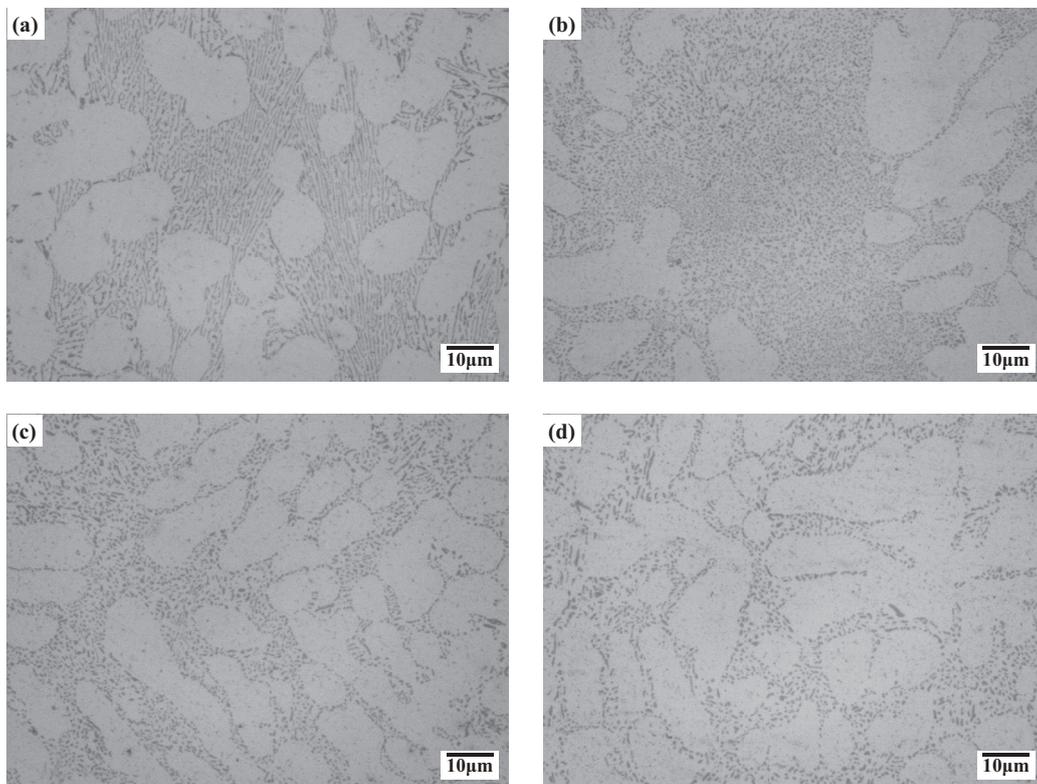


Fig. 5 OM image of Al-8%Si alloy (400°C×(a)1min., (b) 30min., (c) 60min., (d) 120min.).

Al-8%Si合金のマイクロ組織 (400°C×(a)1分, (b)30分, (c)60分, (d)120分).

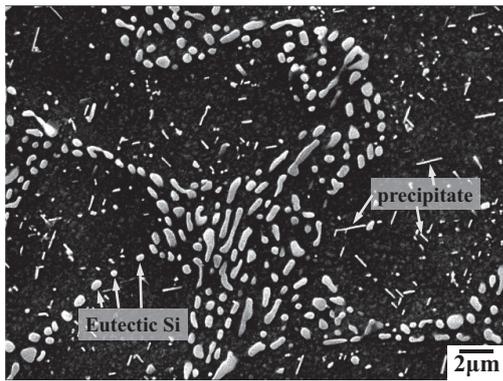


Fig. 6 SEM image of Al-8%Si alloy (400°C×60min., Deep etched of Fig. 5 (c)).

Al-8%Si合金のSEM像(400°C×60分, Fig. 5の(c)を深腐食した).

判明した。これは析出物が粗大な板状に成長したものと  
思われる。Fig. 7は熱処理温度が450°Cとやや高い場合の  
マイクロ組織の結果を示している。(a)の溶体化時間が1分  
間、及び(b)の10分間の場合の場合には、ほとんど変化  
が生じなかった。しかしながら、(c)の30分間、及び(d)  
の60分間になると、全体的に粒状化が生じていた。Fig.  
8は熱処理温度が500°Cと高い場合の結果を示している。  
熱処理時間が1分間の(a)の場合、共晶Si相の角が丸く  
なる程度であった。(b)の5分間でも顕著な変化は生じな  
かった。しかしながら、(c)の10分間、及び(d)の30分

間になると、分断と粒状化が生じていた。そして、(e)の  
60分間では凝集が始まっていた。なお、Fig. 8の(d)の  
場合が顕著であるが、初晶 $\alpha$ -Al相内に粗大な析出物と思わ  
れる相(過時効相)が観察された。

### 3.3 共晶Si形態と熱処理条件の関係

Fig. 9は共晶Si形態(棒状/粒状)と熱処理条件(温度  
と時間)の関係をまとめたものである。共晶Si相の形態は、  
いずれの熱処理温度においても、保持時間の増加にとま  
ない板状から粒状に遷移した。また、遷移に要する時間は、  
温度が低いほど長時間を要した。図中の破線は板状/粒状  
の遷移傾向を示すため、便宜上記入したものである。

重力鋳造においては、一般に500~530°C程度で数時間  
の熱処理が行われている。その目的のひとつは共晶Si相  
を凝集させることにより、相間隔を広くさせるためと説  
明されている<sup>9)</sup>。すなわち、重力鋳造では冷却速度が遅い  
ことから、凝固した共晶Si相は粗大になりやすい。また、  
Sr添加などによる改良処理を行わない場合、合金中に不  
可避的に混入している7ppm程度のP(AlP)<sup>10)</sup>により、多  
くの共晶セルが不均質核生成される<sup>11)</sup>。そのため、ひとつ  
の共晶セルの成長速度は遅い<sup>12)</sup>。すると、冷却速度が遅  
いことが重畳されて、共晶Si相は粗大になる。この場合、  
鋳物にひずみが付与されると、応力は初晶 $\alpha$ -Al相に加え  
て、粗大な共晶Si相にもかかりやすい<sup>13,14)</sup>。すると、共  
晶Si相は脆性であることから、破壊もしくは $\alpha$ -Al相との  
界面が剥離する。これを回避するために、高温で長時間の

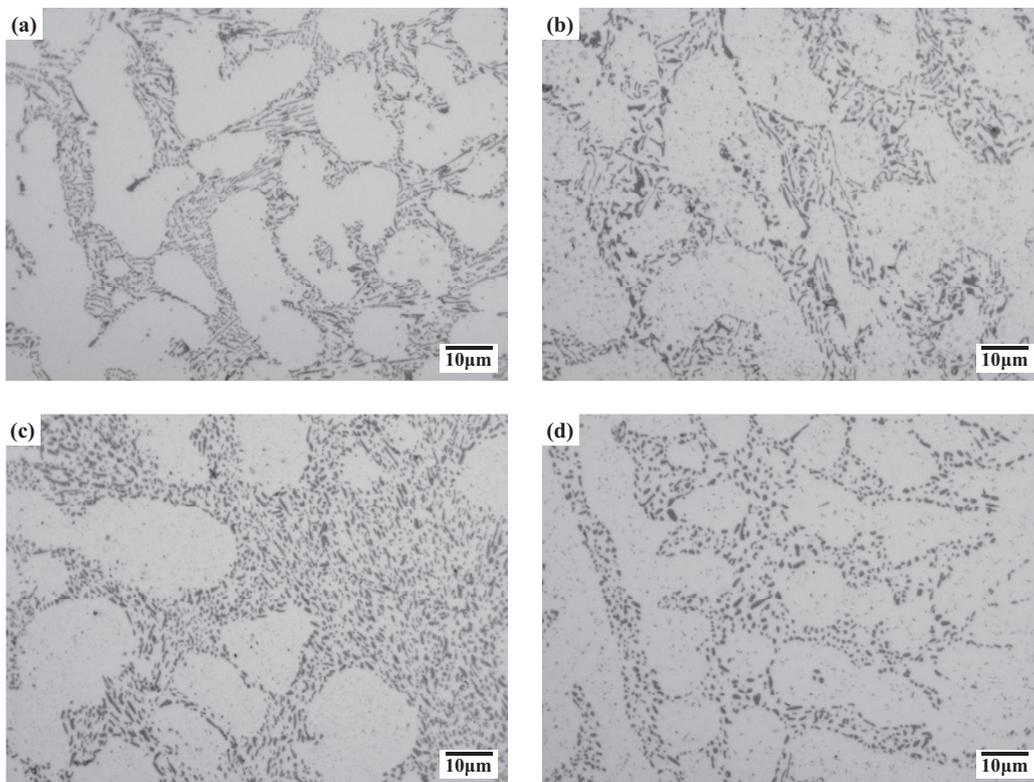


Fig. 7 OM image of Al-8%Si alloy (450°C×(a) 1min., (b) 10min., (c) 30min., (d) 60min.).  
Al-8%Si合金のマイクロ組織(450°C×(a) 1分, (b) 10分, (c) 30分, (d) 60分).

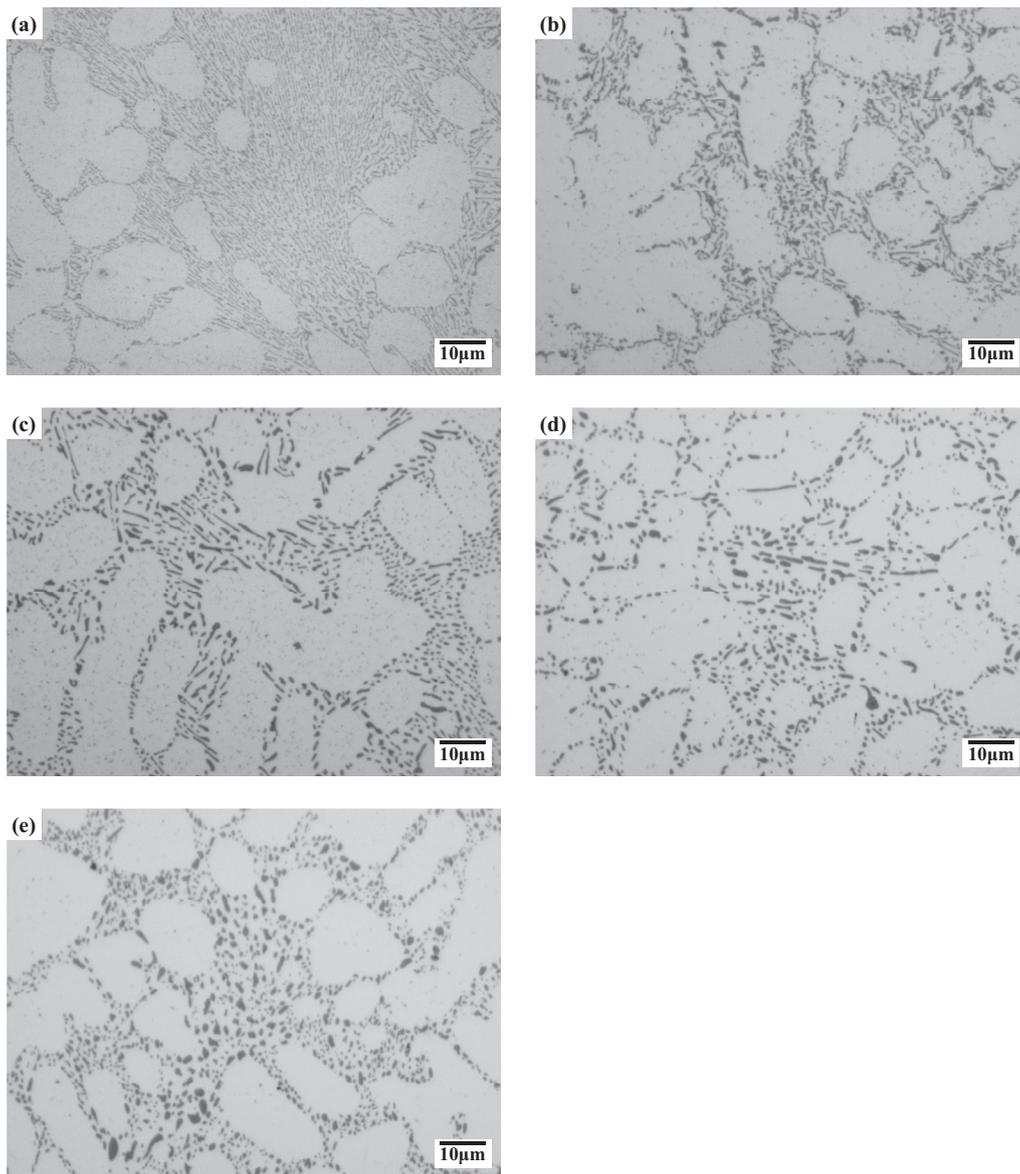


Fig. 8 OM image of Al-8%Si alloy (500°C×(a) 1min., (b) 5min., (c) 10min., (d) 30min., (e) 60min.).  
Al-8%Si合金のマイクロ組織 (500°C×(a) 1分, (b) 5分, (c) 10分, (d) 30分, (e) 60分).

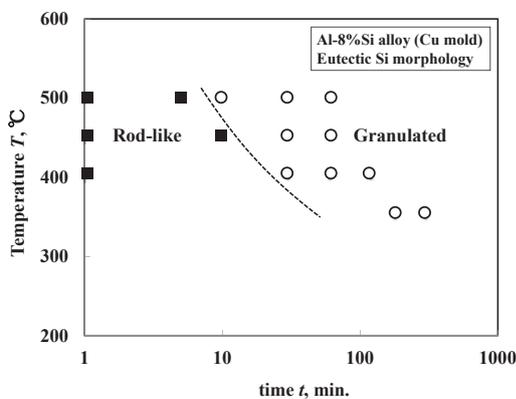


Fig. 9 Effect of heat treatment temperature and time on eutectic Si morphology in Al-8%Si alloy casting solidified with Cu mold.

銅型を用いて凝固させた Al-8%Si合金の共晶 Si 形態に及ぼす熱処理温度と時間の影響。

熱処理により、共晶 Si 相を粒状化するとともに、その間隔を広くすることが必要になるというものである。

これに対して、本実験における P 量は 1ppm であったことから、共晶セルの核物質である AlP はほとんど形成されなかったものと思われる。そのため、共晶セルは溶湯内においてほとんど不均質核生成されなかったものと考えられる。その結果、特に樹外の場合が顕著であるが、ひとつの共晶セルが大きく成長したことから、共晶 Si 相は速い速度で成長したものと推察される。この場合、成長面は {100} あるいは {110} のノンファセット面で、多くの双晶を伴いながら成長した可能性がある<sup>15~17)</sup>。双晶は、自由エネルギーが高い状態である。そこで、これを低下させるため、低温で短時間の熱処理であっても、比較的容易に粒状化したものと考えられる。この考え方に従えば、改良

処理を施した場合には、より容易に粒状化が行われる可能性がある。また、この鋳物にひずみが付与された場合、共晶Si相が $1\mu\text{m}$ 程度と微細であることから、応力は共晶Si相にかかりにくいものと考えられる。そのため、さほど凝集させなくても良い可能性がある。すなわち、鋳物が使用される状況にもよるが、本実験で示した程度の粒状化でも実用に耐え得る製品もあるものと考えられる。本技術はそのような鋳物を対象としたものである。ただし、過時効になっていると考えられることから、 $\alpha\text{-Al}$ 相内において粗大な板状の析出物が形成されている可能性がある。その場合は本技術のデメリットである。その現象に関する調査は今後の課題としたい。

#### 4. 結 論

本報では、ダイカストを想定した肉厚4mmの水冷した銅型鋳物を対象にして、Al-8%Si合金の共晶Si相の形態(棒状/粒状)に及ぼす熱処理条件の影響を明らかにすることを試みた。その結果、比較的低温(350~450°C)で短時間(30~120分)であっても、共晶Si相は粒状化する可能性があることが示された。

#### 参考文献

- 1) 佃誠, 小池進, 原田雅行: 軽金属 **28** (1978) 8
- 2) 猿渡直洋, 中山栄浩, 関谷英治: 鋳造工学 **83** (2011) 622
- 3) 山浦秀樹, 嘉本勝三: 鋳造工学 全国講演大会講演概要集 **154** (2009) 96
- 4) 坂元哲夫, 吉良慶二, 神戸洋史: 鋳造工学 **76** (2004) 283
- 5) 高木潔, 今野善弘, 竹岡典弘, 松本健一: 軽金属 **54** (2004) 117
- 6) 金指研, 田代政巳, 鈴木信男, 松本茂, 勝倉誠人, 板倉浩二: 軽金属 **59** (2009) 148
- 7) 浅井宏一, 大杉泰夫, 八下田健次: 鋳造工学 **82** (2010) 819
- 8) 森中真行, 豊田充潤: 鋳造工学 **87** (2015) 627
- 9) 茂泉健, 手塚裕康, 里達雄: 鋳造工学 **75** (2003) 397
- 10) 森中真行: 鋳造工学 **74** (2002) 383
- 11) 森中真行, 豊田充潤: 鋳造工学 **85** (2013) 147
- 12) 森中真行, 豊田充潤: 鋳造工学 **84** (2012) 81
- 13) J. Gurland, J. Plateau: Trans. ASM **56** (1963) 442
- 14) 森中真行, 豊田充潤: 鋳造工学 **89** (2017) 638
- 15) 森中真行, 豊田充潤: 鋳造工学 **90** (2018) 17
- 16) D. R. Hamilton, R. G. Seidensticker: J. Appl. Phys. **31** (1960) 1165
- 17) R. S. Wagner: Acta Met. **8** (1960) 57