



# HOKKAIDO UNIVERSITY

|                  |                                                                                                                                             |
|------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Title            | スラリー・溶湯混合法による半凝固過共晶Al-Si合金の初晶Si粒径の制御                                                                                                        |
| Author(s)        | 大参, 達也; 簗口, 光樹; 工藤, 昌行 他                                                                                                                    |
| Citation         | 日本金属学会誌, 58(11), 1311-1317<br><a href="https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.58.11_1311">https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.58.11_1311</a> |
| Issue Date       | 1994-11                                                                                                                                     |
| Doc URL          | <a href="https://hdl.handle.net/2115/74679">https://hdl.handle.net/2115/74679</a>                                                           |
| Type             | journal article                                                                                                                             |
| File Information | 1-12.pdf                                                                                                                                    |



# スラリー・溶湯混合法による半凝固過共晶 Al-Si 合金の初晶 Si 粒径の制御

大 参 達 也   蓑 口 光 樹<sup>†</sup>   工 藤 昌 行  
伊 藤 洋 一   松 浦 清 隆

北海道大学工学部金属工学科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 58, No. 11 (1994), pp. 1311-1317

## Control of Primary Silicon Crystal Size of Semi-Solid Hypereutectic Al-Si Alloy by Slurry-Melt Mixing Process

Tatsuya Ohmi, Kouki Minoguchi, Masayuki Kudoh,  
Youichi Itoh and Kiyotaka Matsuura

*Department of Metallurgical Engineering, Faculty of Engineering, Hokkaido University, Sapporo*

The hypereutectic Al-Si alloy slurries with various mean sizes of primary silicon crystals were produced by the slurry-melt mixing process, in which the hypoeutectic alloy slurry and the hypereutectic alloy melt with various silicon contents were mixed and cooled under different environmental conditions. Two kinds of parameters were examined to evaluate the effect of the combination of the alloy composition on the primary silicon crystal size: one is related to the stability of the primary silicon crystals in the mixed alloy, and the other to the number of them which are to nucleate in the second alloy. It was elucidated that both of them provide a good guide on controlling the primary silicon crystal size. And it was also observed that the heat absorptivity of the mixing vessel plays a more important role in the refinement of the primary silicon crystals than the thermal condition of the atmosphere.

(Received June 28, 1994)

**Keywords:** semi-solid processing, slurry, hypereutectic aluminum-silicon alloy, hypoeutectic aluminum-silicon alloy, mixing, stirring, primary silicon, refinement, structure control, solidification

### I. 緒 言

金属の半凝固加工プロセスでは、粒状の固相と液相とが混在したスラリー状の半凝固金属を製造し、これを直接加工して成形体を得る。その基幹技術となる半凝固金属製造法の基本原理は、固液共存域の合金を攪拌することによりデンドライトを破碎し粒状化することにある。したがって、固相粒子の粒径を制御するプロセス変数としては、冷却速度と剪断歪速度とが重要である<sup>(1)</sup>。すなわち、前者は主としてデンドライトアームおよびその断片の粗大化程度に関係し、後者は攪拌強度の指標となる。

これに対し、過共晶 Al-Si 合金のようにファセット状初晶粒子を晶出する合金系では、攪拌の破碎効果のみにより初晶を実用レベルまで微細化することは困難であり、急冷により初晶の核生成数そのものを増加させる方策が必要である<sup>(2)</sup>。

最近、著者らは、微細な初晶 Si を含有する過共晶 Al-Si 合金スラリーを徐冷環境下で製造するスラリー・溶湯混合法 (SMM 法) を提案した<sup>(3)</sup>。SMM 法では、亜共晶 Al-Si 合金 (1

次合金) の攪拌凝固により生成した半凝固スラリーに、P 添加処理を施した高 Si 濃度の過共晶 Al-Si 合金 (2 次合金) の溶湯を攪拌混合する。本手法の原理として著者らは以下のような初晶微細化機構を考えている。

すなわち、高温・高液相線温度の 2 次合金溶湯が、攪拌混合過程において、相対的に低温の 1 次合金スラリーに接触し急冷される。この急冷効果と P 添加処理による異質核の供給との相乗作用により、2 次合金内で初晶 Si が多発的に核生成する。その一方で、1 次合金中の  $\alpha$  相が再溶解して溶融潜熱を吸収することにより、2 次合金の冷却を促進するとともに、最終的に混合合金をその液相線温度より低い温度にして安定な固液共存状態にする。

以上の微細化機構から、初晶 Si 粒径を制御する上で重要なプロセス条件として、まず第一に考えられるのは、混合する二つの合金の組合せ (組成と混合割合) である。また、混合容器や雰囲気への抜熱条件 (外部冷却条件と呼ぶことにする) の影響を把握することは、プロセスの適用性を評価する上で不可欠な課題である。そこで本研究では、これらのプロセス条件が初晶 Si 粒径に及ぼす影響について定量的な検討を行った。

<sup>†</sup> 北海道大学学生、現在：三菱製鋼㈱

## II. 実験方法

### 1. スラリー・溶湯混合実験

実験装置と実験手順は基本的には前報<sup>(3)</sup>と同様なので、ここでは相違点を中心に概要のみを述べる。実験装置は、混合容器(内径 80 mm・外径 100 mm・内底からの高さ 120 mm)とこれを加熱するための電気炉、および容器内部を攪拌するための攪拌装置から構成される。温度の計測およびモニターには、容器内側壁から 5 mm・内底から 35 mm(一部の試験では 25 mm)の位置に設置した K 熱電対を用いた。攪拌子はアルミナ被覆を施した軟鋼製パドルであり、縦 30 mm・横 40 mm・厚さ 10 mm である。攪拌子の回転速度は  $4 \text{ s}^{-1}$  とした。このときの攪拌子周囲の平均剪断速度は  $34 \text{ s}^{-1}$  である。

SMM 法の実験手順は概略以下の通りである。① 1023 K の 1 次合金溶湯を混合容器内に注入する。② 溶湯温度が 898 K まで低下した段階で予熱した攪拌子を浸漬し、液相線温度に達した段階で攪拌を開始する。以後、徐冷条件下で攪拌することにより、 $\alpha$  相を含む半凝固スラリーを生成させる。③ 生成した 1 次合金スラリーが共晶凝固を開始する直前(850 K)に、過熱度 60 K の 2 次合金溶湯を攪拌混合して過共晶組成とし、引き続き徐冷凝固させる。なお、攪拌は溶湯混合後、生成した過共晶合金スラリー(SMM スラリー)が 893 K に冷却するまで継続した。

SMM 実験の外部冷却条件としては、混合容器の熱吸収能と雰囲気温度条件とを考慮し、以下の 3 種類を検討した。

GF: 予熱した黒鉛製容器を使用。炉中冷却雰囲気。

IF: 予熱した断熱れんが製容器を使用。炉中冷却雰囲気。

IA: 常温の断熱れんが製容器を使用。室温雰囲気。

記号「GF」で示す条件では、黒鉛容器を電気炉内で 973 K に予熱した後、炉の電源を切り、以後炉中冷却状態で実験を行った。1 次合金溶湯の注入は容器が 923 K になった段階で行った。「IF」では、容器を断熱れんが製とした他は GF と同じ手順とした。「IA」では、室温の断熱れんが製容器に 1 次合金を注入し、室温雰囲気による空冷状態で実験を行った。

容器材質の熱吸収能を比較するために、黒鉛および断熱れんがの熱拡散度(熱吸収度<sup>(4)</sup>) $b_m$ を計算した結果、それぞれ  $1.5 \times 10^4$  および  $3.3 \times 10^2 (\text{Jm}^{-2} \text{K}^{-1} \text{s}^{-1/2})$  となり、前者の値は後者の約 45 倍となった。なお、 $b_m$  は次式により定義される。

$$b_m = (\lambda_m \rho_m C_{pm})^{1/2} \quad (1)$$

ここで、 $\lambda_m$ ,  $\rho_m$ , および  $C_{pm}$  はそれぞれ容器材質の熱伝導率、密度、および比熱である。

使用した合金の組合せを Table 1 に示す。本実験では、1 次合金、2 次合金および混合合金の Si 濃度(各々、 $c_1$ ,  $c_2$ ,  $c_M$ )と、1 次合金と 2 次合金との質量比( $W_1/W_2$ )とに基づく 3 種類の系列について検討した。すなわち、系列 A( $c_2=32 \text{ mass\%}$  および  $W_1/W_2=1$  を固定条件とし、 $c_1$  を変化させる)、系列 B( $c_M=20 \text{ mass\%}$  および  $W_1/W_2=1$  を固定条件とし、 $c_1$  と  $c_2$  を変化させる)、および系列 C( $c_1=8 \text{ mass\%}$  および  $c_M=20 \text{ mass\%}$  を固定条件とし、 $c_2$  と  $W_1/W_2$  を変化させる)である。いずれも混合合金の総質量を 1.1 kg とし、また 2 次合金には総質量に対して 0.1 mass%P に相当する量の Cu-15 mass%P 合金を

Table 1 Combination of the first and the second alloys used in the SMM experiments.

$c_1$ ,  $c_2$  and  $c_M$  are the silicon concentration of the first alloy, the second alloy and the mixed alloy, respectively.  $W_1$  and  $W_2$  are the mass of the first alloy and the second alloy, respectively.

| Series | No. | $c_1/\text{mass\%}$ | $c_2/\text{mass\%}$ | $c_M/\text{mass\%}$ | $W_1/W_2$ |
|--------|-----|---------------------|---------------------|---------------------|-----------|
| A      | A1  | 6                   | 32                  | 19                  | 1         |
|        | A2  | 8                   | 32                  | 20                  | 1         |
|        | A3  | 12                  | 32                  | 22                  | 1         |
| B      | B1  | 6                   | 34                  | 20                  | 1         |
|        | B2  | 8                   | 32                  | 20                  | 1         |
|        | B3  | 12                  | 28                  | 20                  | 1         |
| C      | C1  | 8                   | 26                  | 20                  | 0.5       |
|        | C2  | 8                   | 32                  | 20                  | 1         |
|        | C3  | 8                   | 44                  | 20                  | 2         |

※ No. A2, B2 and C2 are the same combination.

添加した。

系列 A については、3 種類の外部冷却条件の各々に対して実験を行い、他の 2 系列は GF の条件で行った。なお、各系列に共通する実験( $c_1=8 \text{ mass\%}$ ,  $c_2=32 \text{ mass\%}$ , 外部冷却条件: GF)の結果の一部は既に報告した<sup>(3)</sup>。

### 2. 通常凝固実験

SMM 実験との比較を目的として、Al-20 mass%Si 合金の静置凝固材(1.1 kg)を上記の 3 種類の外部冷却条件のもとで作製した。GF<sup>(3)</sup>および IF の条件では、炉冷状態で容器が 850 K となった時点で、1073 K の Al-20 mass%Si 合金溶湯(0.1 mass%P 添加)を铸込み、そのまま炉冷凝固させた。IA の条件では、溶湯を室温の断熱れんが容器に铸込み、そのまま凝固させた。

さらに、初晶 Si 粒径に対する合金組成の影響を調べるために、Al-19 mass%Si および Al-22 mass%Si 合金(いずれも 0.1 mass%P 添加)の静置凝固材(1.1 kg)を GF の条件のもとで作製した。

## III. 結果および考察

### 1. 1 次合金スラリーと SMM スラリーの組織

Fig. 1 に 1 次合金スラリーと SMM スラリーのマイクロ組織の例を示す(系列 A, 外部冷却条件: GF)。これらの試料は、スラリーが共晶温度に達した時点でその一部を採取し水中急冷することにより得られた。1 次合金スラリーにはいずれも等軸状の  $\alpha$  デンドライトがみられるが、Si 濃度の低い合金ほど側枝が肥大化している。温度履歴曲線から求めた 1 次合金の初晶凝固時間は、それぞれ、1285 s(A1), 911 s(A2), 88 s(A3)であった。すなわち、側枝の肥大化傾向と初晶凝固時間の間には正の相関がみられる。一方、等軸デンドライト粒の大きさに関しては明確な傾向は認められなかった。

また、平衡状態図のレバールールから求めた Al-6 mass%Si, Al-8 mass%Si および Al-12 mass%Si 合金の固相率はそれぞれ 0.60, 0.42, 0.05 である。Al-6 mass%Si 合金の攪拌凝固で

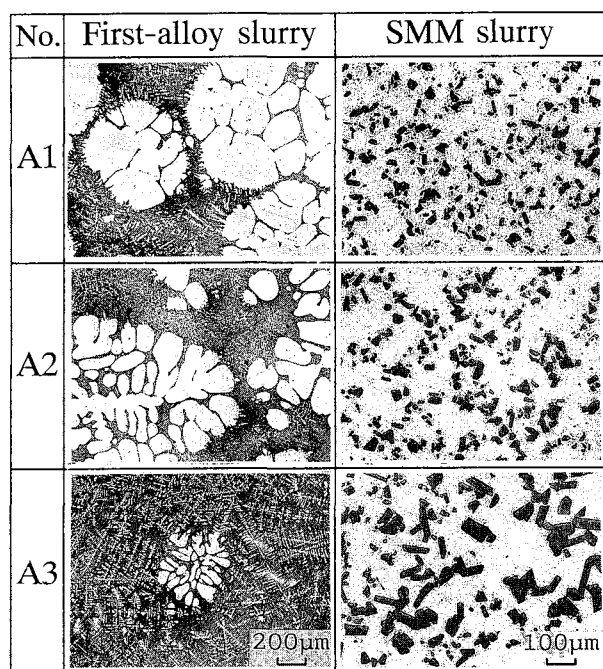


Fig. 1 Microstructures of the hypoeutectic alloy slurry (first-alloy slurry) and the hypereutectic alloy slurry produced by SMM process (SMM slurry) for series A, using a graphite vessel under furnace cooling. The slurry samples were quenched just before the eutectic solidification.

は、共晶温度直上まで冷却した段階において、混合容器の内壁近傍まで攪拌が及ばず攪拌子周囲のスラリーのみが流動する様子が観察された。本実験のように1次合金スラリーの製造に引き続いて攪拌を継続しながら2次合金を混合する場合、流動限界固相率が1次合金スラリーの固相率の上限を与える。本実験条件では、1次合金のSi濃度としては6 mass%程度がほぼ下限となると思われる。

次に、SMM スラリーの組織では微細に分散した初晶Si粒子が観察される。初晶Siは1次合金のSi濃度の低い組合せほど微細になる傾向がある。

## 2. 初晶 Si 粒径に及ぼす合金組成と外部冷却条件の影響

系列Aの実験で得られたSMM スラリーの初晶Si粒径(等価面積直径の算術平均値)をFig. 2に示す。また、比較実験として行った通常静置凝固の結果も併せて示す。通常凝固実験では、容器内のスラリーのなかで最も微細な初晶Siが分布する上部軸心部から採取したスラリーを水中急冷して測定用試料とした。

まず通常凝固実験の結果を検討する。第一に、Si濃度( $c_M$ )が高いほど粒径が大きくなる傾向がみられる。しかし、その影響はさほど小さくなく、Al-19 mass%Si合金とAl-22 mass%Si合金との比較では、粒径値の差はただか6  $\mu\text{m}$ 程度である。

次にAl-20 mass%Si合金の結果から外部冷却条件の影響をみると、粒径はGF, IA, IFの順に大きくなっている。一方、

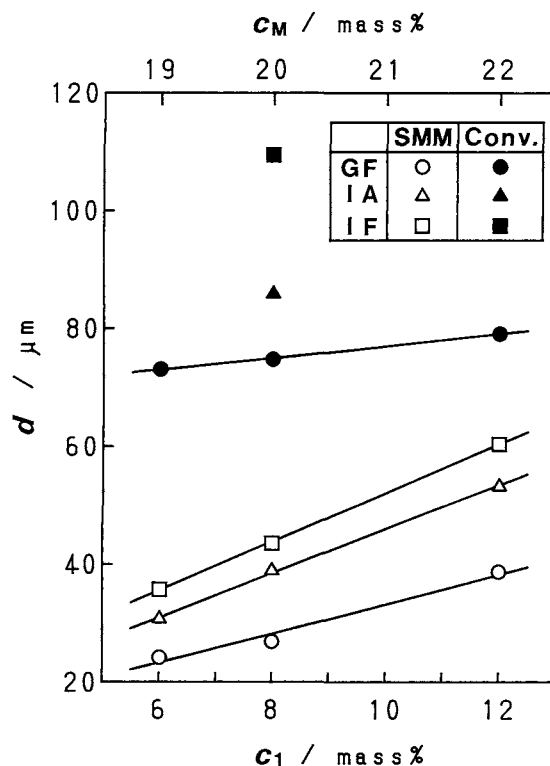


Fig. 2 Effect of the silicon concentration of the first alloy,  $c_1$ , on primary silicon crystal size (average area equivalent diameter) in the SMM slurry,  $d$ , for series A. Results for conventionally solidified Al-19, 20, 22 mass%Si alloys are also shown for comparison.

Condition of surroundings: a graphite vessel under furnace cooling (GF), a heat-insulating vessel at room temperature (IA), and a heat-insulating vessel under furnace cooling (IF).

これら三つの実験における凝固開始直前の冷却速度は、1.3 K/s(GF), 0.30 K/s(IA), 0.08 K/s(IF)の順となった。これに対し、初晶凝固区間における平均冷却速度を比較したところ、0.08 K/s(IA), 0.06 K/s(GF), 0.04 K/s(IF)の順となった。以上の結果は、初晶Siの凝固成長過程における冷却速度よりも、核生成の起こる凝固最初期における冷却速度の方が初晶Si粒径との相関が強いことを示している。したがって外部冷却条件の要素としては、初期の冷却速度とより密接に関係する容器材質(熱吸収能)の方が、雰囲気温度条件よりも、初晶Si粒径に及ぼす影響が大きいことがわかる。

続いて、SMM実験の結果について検討する。第一に、外部冷却条件の影響に関しては通常凝固実験と同様の傾向がみられる。すなわち、2次合金が1次合金と混合して冷却される時の混合容器による放熱が外部冷却条件として重要である。第二に、1次合金のSi濃度 $c_1$ が低いほど初晶Si粒径は小さくなる傾向がある。系列Aでは、混合直前の1次合金温度(Al-Si共晶温度)と2次合金の液相線温度との差は一定である。したがって、1次合金による冷却効果は1次合金のSi濃度 $c_1$ に規定される。すなわち、 $c_1$ の低い1次合金ほど固相率 $f_{S1}$ が高くなり、熔融潜熱として吸収可能な熱量が多くなるため、2次合金の冷

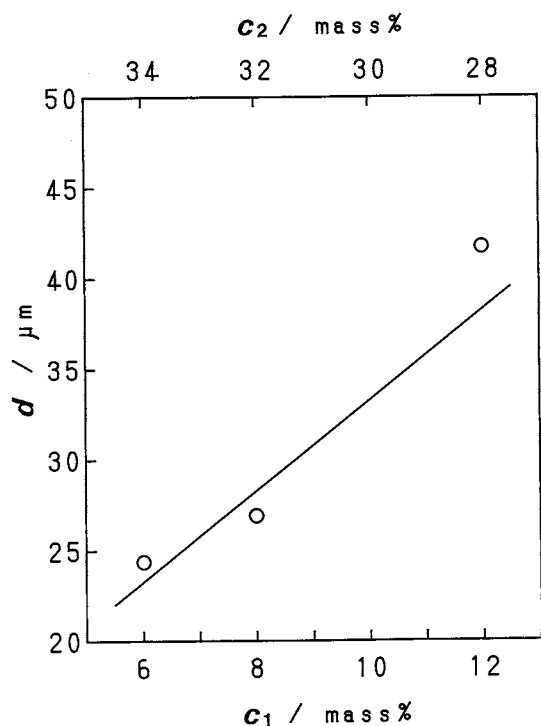


Fig. 3 Relationship between,  $c_1$  and  $d$  in the SMM slurry for series B. The straight line shows the relationship for series A (GF).

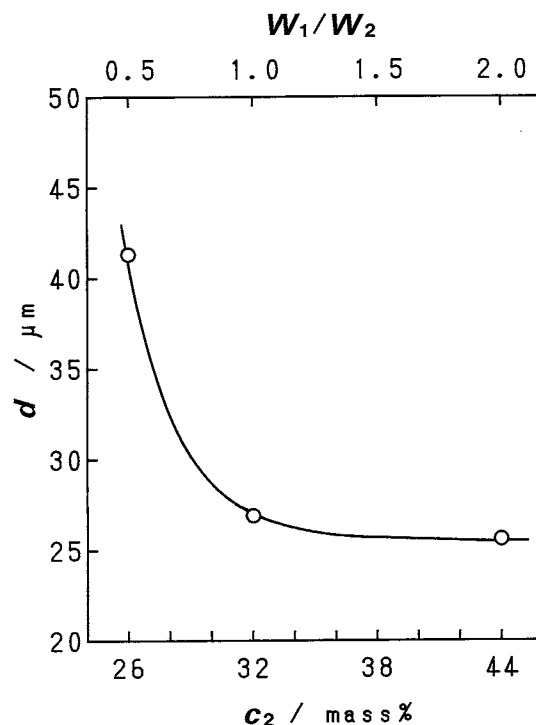


Fig. 4 Relationship between,  $c_2$  and  $d$  in the SMM slurry for series C.

却に有効であると考えられる。

次に、系列 B(外部冷却条件: GF)の実験結果を Fig. 3 に示す。図中の直線は、系列 A(GF)に関して得られた  $c_1$  と  $d$  の関係(Fig. 2)を示す回帰直線である。系列 B では、 $c_M$  を一定(20 mass%)にするために  $c_1$  とともに  $c_2$  も変化させているが、 $c_1=6$  mass% では系列 A の結果とほぼ同程度であり、 $c_2$  が 2 mass% 程度増加しても粒径値には有意な差は生じないことがわかる。また、 $c_1=12$  mass% では、 $c_2$  は 4 mass% 減少するが粒径値は約 3  $\mu\text{m}$  上回る程度である。

Fig. 4 は、系列 C の実験結果である。 $c_2$  が高い( $W_1/W_2$  値が大きい)場合ほど初晶 Si は微細になっている。ただし、 $c_2=32\sim44$  mass% の範囲における粒径の変化は小さい。また、No. C3( $c_2=44$  mass%)の試料の組織観察によると、初晶 Si が島状集団を形成して偏析する傾向が強く見られた(Fig. 5)。この原因を検討するために、溶湯混合後の 2 次合金の固相率変化を調査した。ここで、溶湯混合直後の 2 次合金は 1 次合金とは濃度的に完全分離の状態では初晶 Si の晶出を開始するものと仮定し、混合合金の温度履歴曲線からレバールールに基づいて 2 次合金の固相率変化を求めた。その結果を Fig. 6 に示す。なお、過共晶 Al-Si 合金では初晶と液相との間の密度差が小さく<sup>(5)</sup>、固相率は体積固相率にほぼ等しい。Fig. 6 によると、 $c_2=26$  mass% および 32 mass% の場合、溶湯混合後 20 s 経過しても固相率は 0.2 に満たない。これに対して  $c_2=44$  mass% の場合、混合後極めて短時間のうちに 0.3 を上回る。これまでの見掛け粘度測定の結果<sup>(6)-(8)</sup>によると、半凝固スラリーの見掛け粘度は、固相率 0.2 以下では低いが、0.2 以上のある固相率を

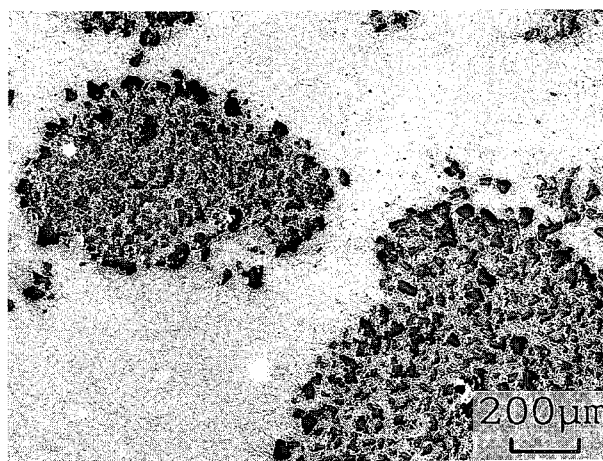


Fig. 5 Microstructure of the Al-20 mass%Si alloy slurry produced by SMM process with the alloy combination No. C3.

越えると急上昇する。その境界の固相率は剪断歪速度や冷却速度に依存するが、例えば、Al-5 mass%Cu 合金を用いた森ら<sup>(7)</sup>の測定では約 0.3 である。また、Joly と Mehrabian<sup>(6)</sup>によると、Sn-15 mass%Pb 合金の半凝固スラリーは体積固相率約 0.3 以上でチクソトロピー特性を示すようになる。したがって、Fig. 6 の  $c_2=44$  mass% の場合、比較的早い時期に急速に見掛け粘度が高くなる可能性は十分考えられる。このことから、No. C3 の実験では、高い見掛け粘度を有する相対的に少量の 2 次合金のスラリー塊が 1 次合金中に分散して浮遊・流動する状態

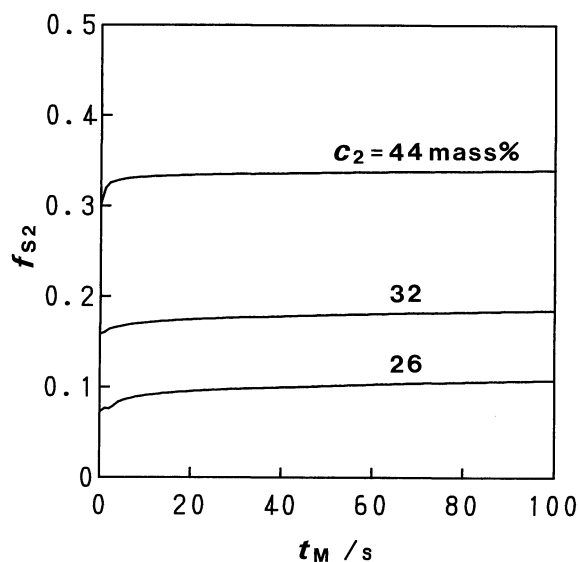


Fig. 6 Changes in fraction solid of the second alloys,  $f_{s2}$ , with elapsed time from mixing,  $t_M$ , calculated from time-temperature curves. The second alloys are assumed to be completely segregated in the mixed alloy.

が生じ、その結果、攪拌による合金の均一化が十分進まなかったものと推測される。以上から判断すると、過共晶スラリーの均一性の観点からは、 $c_2$  を 32 mass% より高くする利点は少ない。

### 3. エンタルピー・バランスに基づく初晶微細化効果の整理

前報<sup>(3)</sup>では、混合する合金のエンタルピー・バランスに基づいて過共晶スラリー生成の可能性を議論した。ここでは、初晶 Si の微細化に及ぼす各合金の組成や質量比の影響について検討を試みる。

Fig. 7 は、SMM 法における合金の熱的条件を Al-Si 2 元状態図上に図示したものである。ここでは、系列 C を例にとっている。図において  $T_1^*$  は 1 次合金の冷却能力を表す温度パラメータ<sup>(9)</sup>であり、次式により与えられる。

$$T_1^* = T_1 - f_{s1}L/C_p \quad (2)$$

ここで、 $T_1$  は 1 次合金の温度 (Al-Si 共晶温度)、 $f_{s1}$  は共晶温度直上における 1 次合金スラリーの固相率、 $L$  は  $\alpha$  相 (Al) の溶融潜熱、 $C_p$  は合金の比熱である。 $L$  および  $C_p$  には前報<sup>(3)</sup>で使用した値を用い、 $f_{s1}$  はレバールールにより求めた。

一方、 $T_M^*$  は混合する二つの合金の平均温度から 1 次合金スラリー中の  $\alpha$  相の溶融潜熱分を差し引いて得られる混合温度パラメータ<sup>(3)</sup>であり、 $T_1^*$  と  $T_2$  との平均値として与えられる。

$$T_M^* = T_1^*X_1 + T_2X_2 \quad (3)$$

ここで、 $X_1$ ,  $X_2$  は混合合金に対する 1 次合金および 2 次合金の質量分率であり、次式により与えられる。

$$X_i = W_i / (W_1 + W_2), \quad (i=1, 2) \quad (4)$$

$T_M^*$  は、混合過程で生成した初晶 Si が、混合終了後も安定に存在できるかどうかを判定する指標となる<sup>(3)</sup>。すなわち、混合濃度に対応する液相線温度  $T_{LM}$  に対して、 $T_M^* < T_{LM}$  となる条件 (Fig. 7 では  $c_2=32, 44$  mass%) では、混合する合金のエ

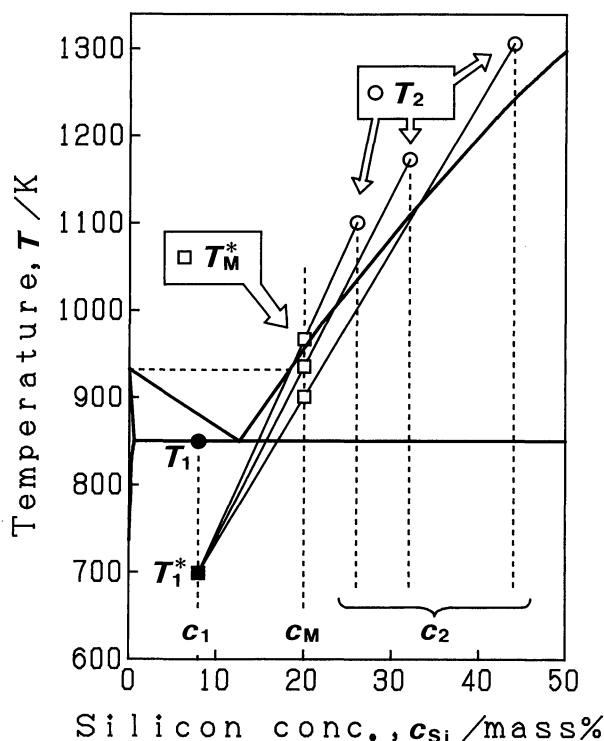


Fig. 7 Thermal conditions of SMM process (series C) depicted on the Al-Si phase diagram.

$T_1$ ,  $T_2$ : temperatures of the first alloy and the second alloy, respectively.  
 $T_1^*$ ,  $T_M^*$ : parameters calculated by eq. (2) and eq. (3), respectively.

ンタルピー・バランスのみによって安定な過共晶合金スラリーが得られる。一方、 $T_M^* \geq T_{LM}$  となる場合 (Fig. 7 では  $c_2=26$  mass%) では、混合過程において一時的に 2 次合金溶湯内で初晶 Si が晶出しても、最終的には混合の進行に伴い再溶解する。これを防ぐためには、合金の外部からの冷却が必要となる。

Fig. 8 は、Fig. 2 から Fig. 4 までの実験の初晶粒径値を、 $T_{LM}$  と  $T_M^*$  との差  $\Delta T_M (= T_{LM} - T_M^*)$  によって整理した結果である。図中に矢印で示したデータは偏析傾向が顕著であった No. C3 (Fig. 5) の実験結果であり、これを除くと初晶粒径は  $\Delta T_M$  の増加に比例して直線的に減少している。

次に、2 次合金内での初晶 Si の核生成数に着目する。一般に、初晶の平均粒径を小さくするためには、①初晶生成領域の冷却速度を大きくして単位体積当たりの初晶生成数を増大させるとともに、②初晶生成領域の体積割合を大きくすればよい<sup>(9)</sup>。実験では攪拌強度を一定としたので、乱流による熱移動の促進効果は変わらないと仮定すると、初晶生成領域である 2 次合金の冷却の程度を表す一つの指標として、2 次合金の液相線温度  $T_{L2}$  と  $T_M^*$  との差 ( $\Delta T_2$ ) が考えられる。一方、初晶生成領域の大きさは 2 次合金の体積分率 ( $\approx X_2$ ) により表される。この観点から Fig. 7 の例を評価すると、 $c_2$  が高い場合ほど  $\Delta T_2$  が大きくなるが、一方、混合濃度  $c_M$  を一定とする条件により  $X_2$  は小さくなる。また、 $c_2$  と  $X_2$  とを固定して  $c_1$  のみを変化させた系列 A では、 $c_1$  が低い場合ほど  $T_M^*$  が低くなり、その結果、 $\Delta T_2$  は大きくなる。現在のところ、初晶 Si 核生成数と

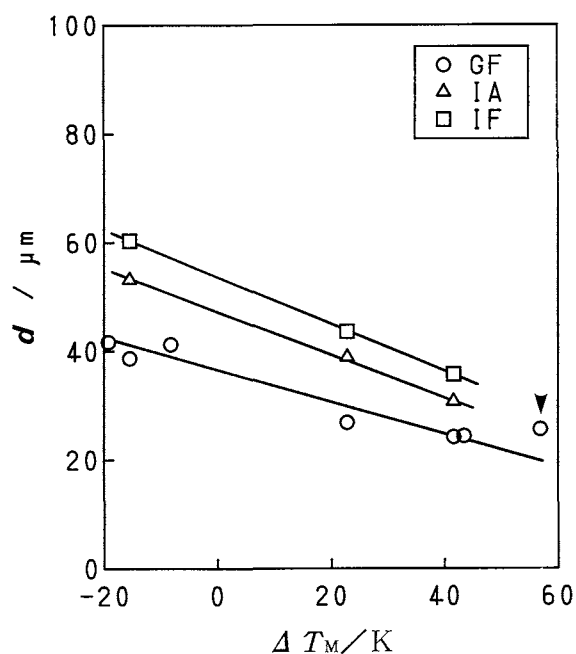


Fig. 8 Relationship between the parameter  $\Delta T_M$  and  $d$ , where  $\Delta T_M = T_{LM} - T_M^*$ , and  $T_{LM}$  is the liquidus temperature of the mixed alloy. The arrow points at the result for the alloy combination No. C3.

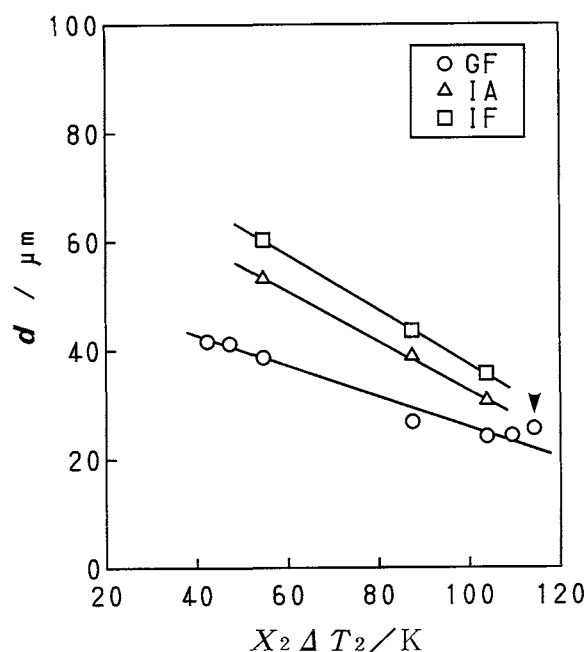


Fig. 9 Relationship between the parameter  $X_2 \Delta T_2$  and  $d$ , where  $\Delta T_2 = T_{L2} - T_M^*$ .  $X_2$  and  $T_{L2}$  are the mass fraction and the liquidus temperature of the second alloy, respectively. The arrow points at the result for No. C3.

$\Delta T_2$  値との関係を定量的に導くことはできないが、ここでは、初晶 Si 粒径を整理するパラメータとして、最も単純な  $X_2$  と  $\Delta T_2$  との積を考える。Fig. 9 は、 $X_2 \Delta T_2$  により初晶 Si 粒径を

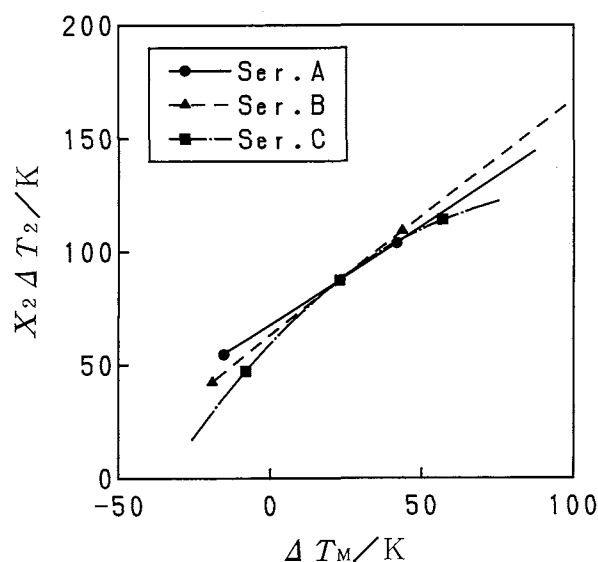


Fig. 10 Relationship between the parameters,  $\Delta T_M$  and  $X_2 \Delta T_2$ .

整理した結果である。初晶 Si 粒径は  $X_2 \Delta T_2$  の増加に比例して直線的に減少しており、このパラメータの有効性を示している。

Fig. 8, Fig. 9 の 2 種類のパラメータがいずれも初晶 Si 粒径との間に直線的な関係を持つことは興味深い。Fig. 10 に、両パラメータ間の関係を各系列ごとに求めた結果を示す。また、各系列の曲線上に本実験条件の位置をプロットした。Fig. 10 によると、合金の組合せの系列により両パラメータの関係は若干異なるが、本実験条件はいずれも一つの右上がりの直線 ( $X_2 \Delta T_2 = 0.974 \Delta T_M + 62.9$ ) の近傍に分布している。この結果は、本実験条件の範囲内では、初晶 Si の核生成数を増加させる条件が同時に初晶 Si を安定させる条件ともなることを示している。

#### N. 結 言

「スラリー・溶湯混合法 (SMM 法)」により製造される過共晶合金スラリーの初晶 Si 粒径を制御するためのプロセス条件として、合金組成の組合せと外部冷却条件を考え、それらが初晶 Si 粒径に及ぼす影響について定量的に検討した。以下にその結果を要約して示す。

(1) 1 次合金は Si 濃度  $c_1$  が低いほど冷却能力に優れ、初晶 Si 微細化に有効である。一方、1 次合金スラリーの流動性を確保する観点からは、 $c_1 = 6$  mass% が下限となる。

(2) 2 次合金の Si 濃度  $c_2$  が高いほど 2 次合金の受ける冷却は強くなると考えられるが、例えば  $c_2 = 44$  mass% のように Si 濃度を高くし過ぎると、初晶 Si 粒子が島状集団を形成する傾向が強くなり、スラリーの均一化が困難になる。

(3) 外部冷却条件としては、雰囲気温度条件より混合容器の熱吸収能の方が初晶の微細化に寄与する。

(4) 初晶 Si 粒径に及ぼす合金組成の組合せの効果は、過共

晶スラリーの初晶 Si の安定の度合いを表すパラメータ  $\Delta T_M$  ( $=T_{LM}-T_M^*$ )、および、初晶 Si の核生成数の指標として導入したパラメータ  $X_2\Delta T_2(=X_2(T_{L2}-T_M^*))$  のいずれによっても良く整理できる。すなわち、初晶 Si の核生成数を増加させる条件は、同時に初晶 Si を安定にする条件ともなる。

最後に、本研究の実施にあたって貴重な御助言と御討論を頂いた北海道大学工学部 石川達雄教授に深く感謝いたします。

## 文 献

(1) 金属系材料研究開発センター半凝固加工調査部会編：金

- 属の半凝固加工プロセスに関する調査報告集，日本機械工業連合会，(1988)，15.
- (2) 市川 冽，岡崎義光，木下好司，石塚 哲：日本金属学会誌，**55**(1991)，813.
- (3) 大参達也，蓑口光樹，工藤昌行，伊藤洋一，松浦清隆，石井邦宜：日本金属学会誌，**58**(1994)，324.
- (4) 大中逸雄：コンピュータ伝熱・凝固解析入門，丸善，(1985)，192.
- (5) 生井 亨，大沼嘉昭，佐藤 彰：鋳物，**61**(1989)，328.
- (6) P. A. Joly and R. Mehrabian: J. Mater. Sci., **11**(1976)，1393.
- (7) 森 信幸，大城桂作，松田公扶：日本金属学会誌，**48**(1984)，936.
- (8) 平居正純，竹林克浩，吉川雄司，山田隆二：鉄と鋼，**78**(1992)，902.
- (9) 大参達也，工藤昌行，大笹憲一：日本金属学会誌，**56**(1992)，1064.