



HOKKAIDO UNIVERSITY

Title	スラリー・溶湯混合法による半凝固過共晶Al-Si合金の見掛けの粘性挙動
Author(s)	大参, 達也; 簗口, 光樹; 工藤, 昌行 他
Citation	軽金属, 44(9), 504-509 https://doi.org/10.2464/jilm.44.504
Issue Date	1994-09-30
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/74625
Type	journal article
File Information	J. Jpn. Inst. Light Met. 44(9)_ 504- (1994).pdf



研究論文

スラリー・溶湯混合法による半凝固過共晶
Al-Si 合金の見掛けの粘性挙動大参 達也*・蓑口 光樹**・工藤 昌行*
伊藤 洋一*・松浦 清隆*Change in apparent viscosity of stirred slurry during production
of semi-solid hypereutectic Al-Si alloy by slurry-melt mixing process

Tatsuya OHMI*, Kouki MINOGUCHI**, Masayuki KUDOH*

Youichi ITOH* and Kiyotaka MATSUURA*

A semi-solid slurry of a hypereutectic Al-Si alloy containing fine primary silicon crystals is producible by "slurry-melt mixing (SMM)" process. In the SMM process, a melt of a phosphorus-added hypereutectic Al-Si alloy (second-alloy melt) is mixed with a semi-solid slurry of a hypoeutectic Al-Si alloy (first-alloy slurry) which has been solidified with stirring in a furnace-cooled vessel. In this study, the change in apparent viscosity of the stirred slurry, whose silicon content changed from 8 to 20 mass% by mixing of molten Al-32 mass%Si alloy, was measured continuously during the SMM process. Immediately after the mixing of the second-alloy melt, the apparent viscosity decreases drastically from 7 to about 0 Pa·s. This abrupt change is attributed to the following facts: (1) The primary alpha-phase which has been crystallized in the first alloy remelts rapidly in the mixed alloy. (2) The fraction of the primary silicon in the mixed alloy is lower than that of the primary alpha-phase in the first alloy, though there is a strong driving force of crystallization of the primary silicon in the mixed alloy in comparison with the conventionally solidified Al-20 mass%Si alloy. (3) The apparent viscosity of the hypereutectic alloy is similar in order of magnitude to that of the hypoeutectic alloy of the same fraction solid.

Keywords: semi-solid metal, apparent viscosity, hypereutectic aluminum-silicon alloy, hypoeutectic aluminum-silicon alloy, solidification

(Received March 7, 1994)

1. 緒 言

攪拌凝固により製造した半凝固金属を直接加工して成形体を得る「半凝固加工プロセス」の系統的な検討が進められている¹⁾。この検討において、スラリー状半凝固金属の力学的特性を把握することは、半凝固金属の製造から成形加工に至る全工程の設計に関わる重要な課題である。このため、その特性を評価する因子として、従来からトルクメータ方式等による見掛け粘度の測定が行われ、固相率や剪断速度、固相粒子径等との関係が調査されてきた²⁾。しかし、それらの測定の多くはデンドライト組織を生成する合金系を対象としたものであり、過共晶 Al-Si 合金のような硬質でファセット状の初晶粒子を晶出する合金系に関する研究例^{3)~5)}は少ない。特に、通常の見掛け粘度測定は徐冷条件下で行われるため、過共晶 Al-Si 合金では初晶シリコンが粗大に成長しやすく、

一方、攪拌による初晶シリコンの微細化には限度があるため、実用レベルまで初晶を微細化した状態で測定を行うことは一般に困難である。

最近、著者らは、微細な初晶シリコンを含有する過共晶 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: slurry-melt mixing process)を考案し、その初晶微細化効果を確認した⁶⁾。SMM 法では、亜共晶 Al-Si 合金(以後、一次合金と称する)の攪拌凝固により等軸デンドライト状の α 相を含有する半凝固スラリーを生成させ、これに、りん添加処理を施した高シリコン濃度の過共晶 Al-Si 合金(二次合金と称する)の溶湯を攪拌混合する。この異種合金の混合過程で、液相線温度の高い二次合金溶湯が急冷される。この効果とりん添加処理による異質核の供給との相乗作用により、二次合金溶湯内で初晶の多発的核生成が起こる。さらにその一方で、一次合金中の等軸 α デンドライト

* 北海道大学工学部(札幌市)。Faculty of Engineering, Hokkaido University (Sapporo-shi, Hokkaido)。

** 北海道大学学生(札幌市)〔現在:三菱製鋼(株)(江東区)〕。Undergraduate student, Hokkaido University (Sapporo-shi, Hokkaido) [Present: Mitsubishi Steel Co., Ltd. (Kohto-ku, Tokyo)]。

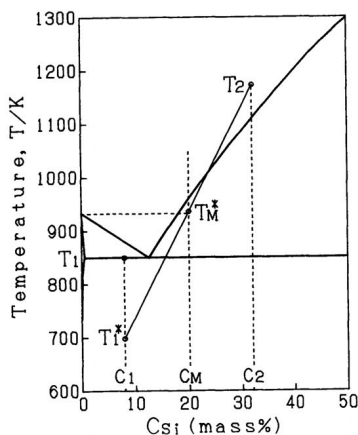


Fig. 1 Typical thermal condition of SMM process depicted on the Al-Si phase diagram.

c_1, c_2, c_M : silicon concentration of the first alloy, the second alloy and the mixed alloy, respectively.

T_1, T_2 : temperature of the first alloy and the second alloy, respectively.

T_1^*, T_M^* : parameters calculated by eq. (1) and eq. (2), respectively.

が再溶解して溶融潜熱を吸収することにより、二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。

Fig. 1 は上記の原理を状態図上に図示したものである。典型的な例として、共晶凝固直前の Al-8 mass% Si 合金（一次合金）の半凝固スラリーと 1173 K の Al-32 mass% Si 合金（二次合金）の溶湯とを同じ質量割合で混合する場合の熱的条件を示す。図中の温度 T_1^* は、一次合金スラリーの温度 T_1 から α 相の溶融潜熱に相当する温度降下分を差し引いて得られる温度パラメータ⁷⁾であり、次式で与えられる。

$$T_1^* = T_1 - f_{S1}L/C_p \quad (1)$$

ここで、 f_{S1} は 1 次合金スラリーの固相率であり、レバールールによると約 0.42 となる。 L は α 相の溶融潜熱、 C_p は合金の比熱である。計算に用いた数値を **Table 1** に示す。 T_1^* が一次合金の冷却能力の指標として有効であることは、著者らの複合鋳込み法の実験から明らかになっている⁷⁾。

次に、一次合金と二次合金との平均温度から一次合金中の α 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⁶⁾ T_M^* を考える。このとき T_M^* は T_1^* と二次合金溶湯温度 T_2 との平均値として与えられることになる。

$$T_M^* = (T_1^*W_1 + T_2W_2)/(W_1 + W_2) \quad (2)$$

ここで、 W_1 と W_2 は各々一次合金および二次合金の質量であり、本条件では $W_1 = W_2$ である。Fig. 1 に見られ

Table 1 Physical constants used in calculations

Specific heat capacity	1.09 (kJ·kg ⁻¹ ·K ⁻¹)
Latent heat of fusion	394 (kJ·kg ⁻¹)
Thermal diffusivity (solid)	72 (10 ⁻⁶ ·m ² ·s ⁻¹)
Thermal diffusivity (liquid)	38 (10 ⁻⁶ ·m ² ·s ⁻¹)

るように、本計算例では、 T_M^* は Al の融点より高く、かつ、混合組成の液相線温度より低くなる。したがって、二次合金溶湯との混合によって一次合金スラリー中の α 相が熱的に溶解する一方、混合過程で二次合金溶湯内に生成した初晶シリコンが混合完了後も存在できる条件が得られることになる。このように、SMM 法の攪拌工程ではスラリーの組成が亜共晶から過共晶へと変化するに伴って見掛け粘度も特徴的な変化を示すものと予想される。特に、その過渡的な段階では、各初晶相の溶解と晶出の速度が見掛け粘度の変化に大きく影響するものと考えられる。

そこで本研究では、SMM 法に特有な見掛け粘性挙動を明らかにするため、一次合金の攪拌凝固の開始から、二次合金溶湯の混合により生成した過共晶合金スラリー（SMM スラリー）が共晶凝固を開始するに至るまでの温度と見掛け粘度の変化を連続的に測定した。そして、二次合金混合直後に起こる α 相から初晶シリコンへの固相の交替過程に関して検討を加えるとともに、製造された過共晶合金スラリーの見掛け粘性挙動を亜共晶合金と比較し、その特性を明らかにした。

2. 実験方法

Fig. 2 に実験装置を示す。実験装置は、昇降ステージ上に設置した内径 80 mm、外径 100 mm、内底からの高さ 120 mm の黒鉛製混合容器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。

本実験に用いた攪拌装置は、フィードバック制御による定速回転時に要するモータ負荷電流の大きさを電圧に変換して出力する機能を有しており、あらかじめ作成された出力電圧-トルク特性曲線を用いて、記録した電圧値をトルク値に変換することができる。

試料温度の計測には、容器内側壁から 5 mm、内底から 35 mm の位置に設置した K 熱電対を用いた。熱電対および攪拌装置からの出力は、データ・アキュイジション・コントローラとパーソナルコンピュータのシステムを介して同時に取り込み、記録した。

攪拌子は、アルミナ被覆を施した縦 30 mm、横 40 mm、厚さ 10 mm の軟鋼製パドルである。攪拌子の回転速度は 4 s⁻¹ とした。このときの攪拌子周囲の平均剪断

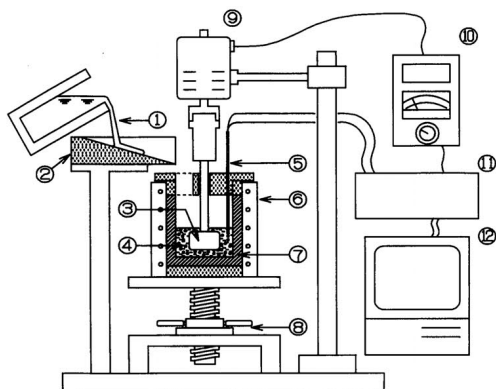


Fig. 2 Experimental apparatus. ① second-alloy melt ② launder ③ stirrer ④ first-alloy slurry ⑤ thermocouple ⑥ electric furnace ⑦ mixing vessel ⑧ elevating apparatus ⑨ motor ⑩ control box ⑪ data acquisition controller ⑫ personal computer.

歪速度 $\dot{\gamma}$ は 34 s^{-1} である。

一次合金には Al-8 mass%Si 合金 (0.55 kg) を、また、二次合金には 0.2 mass%P 相当の Cu-15 mass%P 合金を添加した Al-32 mass%Si 合金 (0.55 kg) を用いた。

実験手順は以下の通りである。

(1) 混合容器を電気炉内で 973 K に予熱した後、炉の電源を切り、以後炉冷状態で実験を行った。混合容器内が 923 K になった時点で、1023 K の一次合金溶湯を注入した。

(2) 一次合金の温度が 898 K まで低下した段階で予熱した攪拌子を浸漬し、以後、炉冷条件下で攪拌することにより、 α 相を含む半凝固スラリーを生成させた。

(3) 生成した一次合金スラリーが共晶凝固を開始する直前 (850 K) に、1173 K の二次合金溶湯を攪拌混合して過共晶組成 (Al-20 mass%Si) とし、引き続き炉冷凝固させた。

なお、攪拌子は一次合金の湯面上で回転を開始し、トルクが安定した後に浸漬して、以後、SMM スラリーが共晶凝固を開始してトルクが急上昇するまでの間、回転速度を一定に保った。この間に測定されたトルクから空回転時のトルクを差し引いた値を攪拌トルク N_T とした。さらに、粘度が温度と濃度との関係で明らかにされている水-グリセリン系⁹⁾を用いて粘度校正を行い、次式の関係を得た。

$$\mu_a = KN_T, \text{ 比例定数 } K = 225 (\text{Pa} \cdot \text{s} / \text{Nm}) \quad (3)$$

この結果を用いて攪拌トルクを見掛け粘度 μ_a に変換した。なお、粘度校正の際には、試料液体の体積として一次合金および混合合金の体積に各々相当する $2.2 \times 10^{-4} \text{ m}^3$ および $4.4 \times 10^{-4} \text{ m}^3$ の二種類について粘度測定を行ったが、測定結果には体積の相違による有意な差は見られなかった。

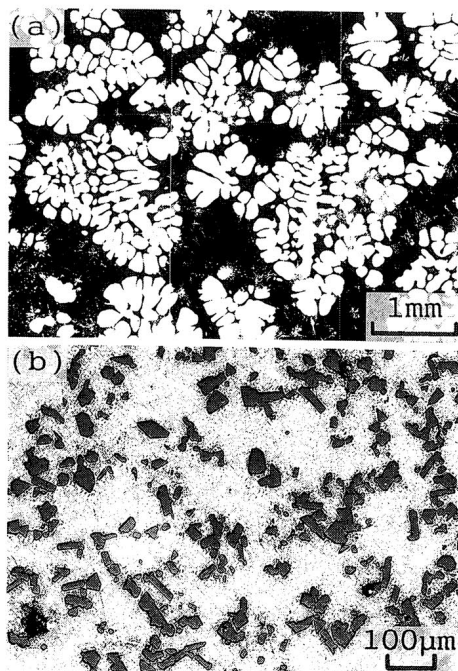


Fig. 3 Microstructures of slurry samples quenched just before the eutectic solidification. (a) first-alloy slurry (Al-8 mass%Si). (b) SMM slurry (Al-20 mass%Si).

れなかった。

3. 結果および考察

3.1 一次合金スラリーおよび SMM スラリーの組織

共晶凝固を開始する直前に水中急冷した一次合金スラリーと SMM スラリーの組織をそれぞれ Fig. 3(a) および (b) に示す。なお、これらの試料は、スラリー採取操作によって見掛け粘度測定が影響を受ける可能性を考慮して、同じ実験条件で実施した別の実験により得たものである。

Fig. 3(a) の一次合金スラリーでは、およそ 1~2 mm 径の等軸状の α デンドライトが分散している様子が観察される。一方、Fig. 3(b) に示した SMM スラリーの水中急冷試料では、初晶シリコン粒子が微細分散しており、攪拌の影響による初晶シリコンの凝集・融着^{9),10)}は見られない。また、初晶シリコン粒径を画像解析装置を用いて測定したところ、面積等価直径の算術平均値は $27 \mu\text{m}$ であった。すなわち初晶シリコン粒径はほぼ実用レベルと考えられる。

3.2 SMM 法における温度と見掛け粘度の変化

Fig. 4 に、本実験で測定された温度と見掛け粘度の経時変化を示す。一次合金スラリーの見掛け粘度は、温度の低下とともに増加し、共晶温度直上では約 $7 \text{ Pa} \cdot \text{s}$ ま

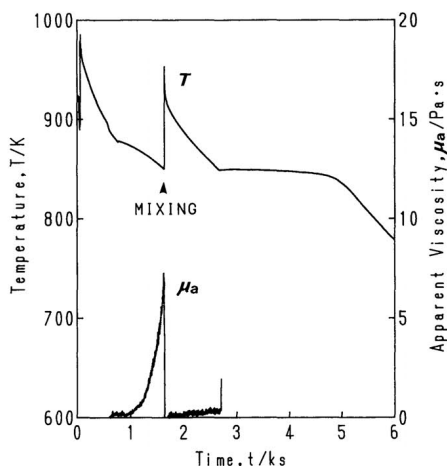


Fig. 4 Change in temperature and apparent viscosity of Al-Si alloy during SMM process. Silicon concentration of the alloy changes from 8 to 20 mass% by mixing of Al-32 mass%Si alloy melt.

で上昇する。そして二次合金溶湯の混合により温度が急上昇すると同時に見掛け粘度は急激に低下する。この混合直後の見掛け粘度値はわずかに負の値を示したが、これは攪拌装置の回転速度制御が攪拌抵抗の急激な変化に追従しきれなかったためと推察される。その後は、見掛け粘度値は温度低下とともに緩やかに上昇し、共晶凝固直前で約0.35 Pa·sを示した後、共晶凝固の開始に伴って急上昇した。

溶湯混合直後における見掛け粘度の急激な低下はSMM法に特有の現象と考えられる。そこで、その要因を明らかにするために、 α 相の溶解速度と初晶シリコンの晶出速度について検討した。

Fig. 5は、溶湯混合直後の混合合金の温度変化と、その温度環境の下で球状アルミニウム粒子が熱的に溶解するときの粒子直径と溶解時間の関係とを示している。ここでは、無限液体に囲まれた直径 d のアルミニウム球（初期温度850 K）を考え、バルク液相の温度が図の温度履歴曲線に従って変化するときの溶解時間 t_L を伝熱計算（直接差分法）によって求めた。物性値はTable 1に示した値を使用し、また熔融潜熱の効果は温度回復法¹¹⁾により考慮した。

Fig. 5によると混合合金の温度は約5 s間、アルミニウムの融点（ T_L^{Al} ）以上となる。これに対して、たとえば直径2 mmの粒子は0.25 sで溶解することになる。Fig. 3(a)に観察されるように一次合金スラリー中の等軸 α デンドライトの直径は大きいもので2 mm程度である。さらに、これらのデンドライトが $10^2 \mu\text{m}$ オーダーの側枝から構成されていることを考慮すると、 α 相の溶解が極めて短時間の内に完了することが推測できる。

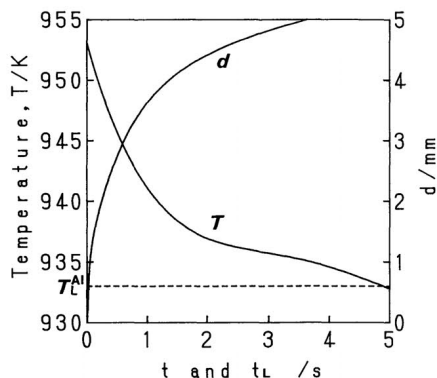


Fig. 5 Temperature change of the mixed alloy and calculated relationship between the lifetime (t_L) and the initial diameter (d) of remelting aluminum particle in the mixed alloy. The origin corresponds to the onset of mixing.

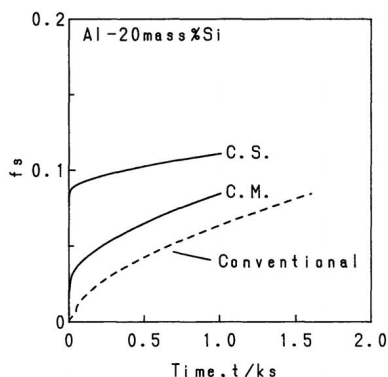


Fig. 6 Change in fraction solid (fraction of primary silicon) of the mixed alloy calculated for two extreme cases for the mixing condition: complete mixing (C.M.) and complete segregation (C.S.). Results for the conventional solidification (with stirring) of phosphorus-added Al-20 mass%Si alloy are also shown, for comparison. The origin corresponds to the onset of mixing.

次に、初晶シリコンの晶出速度を検討する。

まず、比較のために、一次合金の固相率の経時変化をFig. 4の温度履歴曲線からレバールールに基づいて計算したところ、一次合金はほぼ一定の固相率増加速度（ $4.8 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ ）で凝固していることがわかった。

一方、Fig. 6は、二次合金混合直後からの混合合金の固相率変化を示している。ここでは、合金はすべてAl-Si二元合金として取り扱っている。また、固相率の計算は、混合合金が濃度的に均一と仮定した場合（完全混合）と一次合金と二次合金とが濃度的に完全分離していると仮定した場合の両極端の混合状態を想定して行っている。後者の場合は二次合金のみが平衡状態図に基づい

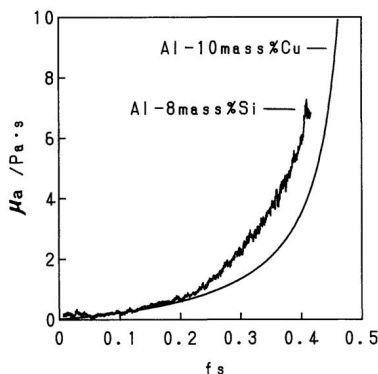


Fig. 7 Relationship between fraction solid and apparent viscosity of Al-8 mass%Si alloy. Calculated results for Al-10 mass%Cu alloy are also shown.

て凝固すると仮定して合金の総質量に対する初晶シリコンの割合をとっている。実際のプロセスでは、SMM法の原理から、混合直後の二次合金は一次合金中に流体塊として分散しつつ、一次合金とは濃度的に分離した状態で凝固を開始し、時間経過とともに完全混合状態に近付いていくものと考えられる。

また Fig. 6 には、比較のために、りん添加 Al-20 mass%Si 合金の通常の攪拌凝固実験⁶⁾における固相率変化も併せて示している。ここで凝固初期における固相率の増加速度が後半に較べて相対的に大きいのは、溶湯注入時の容器を合金の液相線温度より低い温度 (850 K) にしたためである。また、初晶凝固範囲における平均の固相率増加速度は $5.3 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ である。この値は一次合金の場合よりも 1 オーダー小さい。

この通常の攪拌凝固と比較すると、SMM 法では完全混合および完全分離のいずれの場合も初期の固相率増加速度が著しく大きい。また、上述のように、実際のプロセスにおいては混合直後は完全分離に近い状態であると考えられるが、完全分離を仮定した場合に最も大きな初期固相率増加速度が得られることは注目値する。

なお、本計算では平衡凝固を仮定して温度を固相率に換算している。したがって、急激な温度変化により過冷が生じるような場合には、計算結果がただちに実際の固相率と対応するわけではない。しかし、少なくとも、上記の結果は、SMM 法の溶湯混合直後における初晶シリコン生成の駆動力が極めて大きいことを示している。

しかしながら、混合合金の固相率の値そのものは大きく見積もっても 0.1 程度であり、溶湯混合直前における一次合金スラリーの固相率 (0.42) よりかなり小さい。したがって、初晶相の交替による固相率の減少が見掛け粘度の低下をもたらしたものと推測される。このことを確認するために、初晶相の相違がスラリーの見掛け粘度に及ぼす影響について検討した。

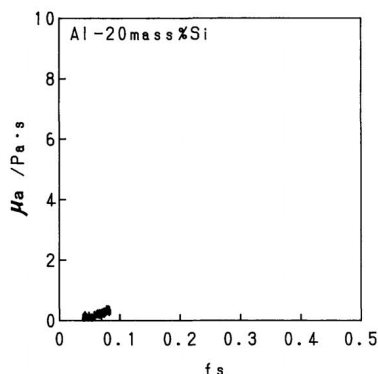


Fig. 8 Relationship between fraction solid and apparent viscosity of Al-20 mass%Si alloy. The values of fraction solid were calculated on the assumption of complete mixing.

3.3 亜共晶および過共晶の半凝固スラリーにおける固相率と見掛け粘度の関係

Fig. 4 から求めた Al-8 mass%Si 合金 (一次合金) スラリーの固相率と見掛け粘度の関係を Fig. 7 に示す。本合金の見掛け粘度は固相率が約 0.1 以下では約 0.18 Pa·s 程度ではほぼ一定だが、0.1 を越えると徐々に増加し始め、約 0.2 から急上昇して、約 0.4 で $\mu_a \approx 7 \text{ (Pa·s)}$ となる。Al-10 mass%Cu 合金を用いた平井ら¹²⁾の実験によると、低固相率では $\mu_a \ll 1 \text{ (Pa·s)}$ であるが、約 0.2 以上のある固相率を越えると見掛け粘度は急上昇する。急上昇段階の μ_a 値は数 Pa·s のオーダーである。このとき、剪断歪速度が小さいほど、また冷却速度が大きいほど、 μ_a の立ち上がりは低固相率側にシフトする。同様の傾向は他の合金においても認められている²⁾。Fig. 7 には、比較のために、平井らの見掛け粘度計算式¹²⁾に本実験の攪拌条件と凝固速度を与えて計算した Al-10 mass%Cu 合金の固相率と見掛け粘度の関係を併せて示した。両者は固相率約 0.2 まではほぼ一致しているが、Al-8 mass%Si 合金の方がより低い固相率で見掛け粘度の急上昇を開始している。この差の要因としては、合金組成が異なることによるデンドライト発達形態の相違が考えられるが、両合金の見掛け粘性挙動は基本的には類似の傾向を示している。

次に、SMM スラリーの固相率と見掛け粘度の関係を Fig. 8 に示す。ここでは、攪拌装置からの出力が安定した後のデータのみを示す。また、固相率の計算においては合金は濃度的に均一であると仮定している。本結果によると、混合組成である Al-20 mass%Si 合金の共晶温度直上における固相率は約 0.085 であり、このとき、 $\mu_a \approx 0.35 \text{ (Pa·s)}$ である。これを同じ固相率の Al-8 mass%Si 合金の見掛け粘度値と比較すると、過共晶合金の方がやや高めだが、両者はいずれも 10^{-1} Pa·s のオーダー

となっている。

次に以上の結果を他の報告値と比較してみる。過共晶 Al-Si 合金の見掛け粘度については、木口ら⁴⁾および市川ら⁵⁾の報告がある。木口らは、ねじり振動式粘度計を用いて Al-18mass%Si 合金の凝固過程の見掛け粘度を測定した。彼らの結果によると、例えば 858 K (固相率 0.056) では、 $\mu_a \rho = 2 \times 10^4 (\text{Pa} \cdot \text{s} \cdot \text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$ となる。ここで、密度 $\rho = 2.4 \times 10^3 (\text{kg} \cdot \text{m}^{-3})$ とすると、 $\mu_a \approx 8 (\text{Pa} \cdot \text{s})$ となる。一方、市川らは、数種の Al-17 mass%Si 系合金について、八角形の横断面を持つ攪拌子を用いて回転数 70 s^{-1} 、冷却速度 $0.4 \sim 0.5 (\text{K/s})$ の条件で高速回転攪拌凝固実験を行い、見掛け粘度が凝固開始から凝固末期まで約 $3 \sim 6 (\text{Pa} \cdot \text{s})$ のほぼ一定レベルで推移する結果を得た。ここで注目されるのは、いずれの報告でも過共晶 Al-Si 合金の固相率が 0.1 に満たないにもかかわらず、数 $\text{Pa} \cdot \text{s}$ 以上の測定値が得られていることである。これに対し、本実験では、Fig. 8 に見られるように、従来の測定値より 1 オーダー小さな値が測定された。この相違の原因については、必ずしも明確ではないが、測定条件が大きく異なるためであると考えられる。市川らの実験では、見掛け粘度のレベルが凝固の開始から終了近くまでほとんど変わらない結果が得られていること⁵⁾を考慮すると、異形断面の攪拌子による 70 s^{-1} もの高速攪拌によって乱流粘性が支配的になっているものと思われる。一方、木口らの測定法では、完全液相状態において $1 \sim 4 (\text{mPa} \cdot \text{s})$ の妥当な値が得られているが³⁾、固相率の増加に伴って見掛け粘度値が急速な増加を示す傾向がある。たとえば Al-8 mass%Si 合金の測定でも、878 K (固相率 0.059) において $\mu_a \approx 23 (\text{Pa} \cdot \text{s})$ と大きな値が得られている⁴⁾。ねじり振動式粘度計はロッド・センサーに与える振幅 $1 \mu\text{m}$ のねじり振動に対する試料の粘性抵抗を測定するものであり、マクロな攪拌流に対する抵抗を測定するトルクメータ方式とは、スラリーの運動様式は大きく異なる。

本実験では、従来の多くのレオキャスト実験と比較可能な条件下で過共晶 Al-Si 合金の見掛けの粘性挙動を調べ、過共晶 Al-Si 合金の見掛け粘度の固相率依存性が亜共晶合金と基本的には相違しないことを明らかにした。この結果から、溶湯混合後の見掛け粘度の急激な低下の要因は初晶相の交替に伴う固相率の減少であることが確認できる。またこの結果から、過共晶合金スラリーの成形加工時の変形抵抗は比較的小さいものと予測される。

4. 結 言

Al-8 mass%Si 合金 (一次合金) の半凝固スラリー中

にりん添加 Al-32 mass%Si 合金 (二次合金) の溶湯を攪拌混合して微細な初晶シリコンを含有する Al-20 mass%Si 合金スラリーを製造する実験を行い、その過程における半凝固スラリーの見掛け粘性挙動を調査した。得られた結果を以下に示す。

- (1) 二次合金溶湯の混合により見掛け粘度が約 $7 \text{ Pa} \cdot \text{s}$ からほぼ $0 \text{ Pa} \cdot \text{s}$ まで急激に低下する。
- (2) 一次合金スラリー中の等軸 α 相は二次合金溶湯の混合により急速に溶解する。
- (3) 温度履歴曲線から求めた溶湯混合直後の混合合金の固相率増加速度は、Al-20 mass%Si 合金の通常攪拌凝固における固相率増加速度に比べて著しく大きい。
- (4) Al-20 mass%Si 合金スラリーの共晶凝固直前の見掛け粘度は約 $0.35 \text{ Pa} \cdot \text{s}$ であり、同じ固相率の Al-8 mass%Si 合金と同じオーダーの値となる。
- (5) 二次合金溶湯の混合による初晶相の交替に伴ってスラリーの固相率が減少し、このため、混合直後の見掛け粘度の急激な低下がもたらされる。

最後に、本研究の実施に際し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の意を表します。

参 考 文 献

- 1) 難波明彦, 市川 洵: 金属, (1989), No. 2, 54.
- 2) 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), 71.
- 3) 加山延太郎, 村井香一, 佐藤万企夫, 木口昭二: 鋳物, **47** (1975), 485.
- 4) 木口昭二, 佐藤博之, 加山延太郎: 鋳物, **50** (1978), 8.
- 5) 市川 洵, 石塚 哲: 日本金属学会誌, **50** (1986), 416.
- 6) 大参達也, 荻口光樹, 工藤昌行, 松浦清隆, 伊藤洋一, 石井邦宜: 日本金属学会誌, **58** (1994), 324.
- 7) 大参達也, 工藤昌行, 大笹憲一: 日本金属学会誌, **56** (1992), 1064.
- 8) 化学工学協会編: 化学工学便覧 (改訂五版), 丸善, (1988), 233.
- 9) 西村 章, 川野 豊: 軽金属, **37** (1987), 800.
- 10) D. M. Smith, J. A. Eady, L. M. Hogan and D. W. Irwin: Met. Trans., **22A** (1991), 575.
- 11) 大中逸雄: コンピュータ伝熱・凝固解析入門, 丸善, (1985), 202.
- 12) 平居正純, 竹林克浩, 吉川雄司, 山田隆二: 鉄と鋼, **78** (1992), 902.