

スラリー状半凝固金属のみかけ粘度

平居正純*・竹林克浩*・吉川雄司*・山口隆二*²

Apparent Viscosity of Semi-solid Metals

Masazumi HIRAI, Katsuhiko TAKEBAYASHI, Yuji YOSHIKAWA and Ryoji YAMAGUCHI

Synopsis :

Cold model and stirring experiments of Al-10 mass% Cu semi-solid alloys on continuous cooling were carried out to investigate factors affecting viscosity and the relationship between apparent viscosity and stirring condition of semi-solid metals.

In the cold model experiments, the suspension viscosity of sphere particles was lower than that of irregular shape particles, and decreased with widening of particle size distribution. These behaviors were explained well by the equation proposed by MORI-OTAKE which is a function of particle shape, the critical fraction solid for fluidity and the fraction solid of suspension. The measured apparent viscosity of Al-10 mass% Cu semi-solid alloys was regressed with this equation. The regression curves were well fitted with the measured values, and the coefficients of regressed equations depended on solidification rate and shear rate. The apparent viscosity increased with increasing solidification rate and decreasing shear rate. The critical fraction solid for fluidity increased with decreasing solidification rate and increasing shear rate. These results depended on the shapes of suspended particles in semi-solid metals. In case of the dendritic structures with many arms or the network structures, the viscosity was increased and the critical fraction solid was decreased. The apparent viscosity equation of Al-10 mass% Cu semi-solid alloy is proposed as follows,

$$\eta_a = \eta_{La} \left\{ 1 + \frac{2.41 \times 10^5 C^{1/3} \dot{\gamma}^{-4/3}}{2[1/f_s - 1/(0.72 - 8.82 C^{1/3} \dot{\gamma}^{-1/3})]} \right\} \quad (\text{Pa}\cdot\text{s}).$$

Key words : viscosity; viscosity of semi-solid metal; semi-solid metal; semi-solid alloy; semi-solid Al-10 mass% Cu alloy; Al-Cu alloy; viscosity equation of semi-solid metal; shear rate; critical fraction solid for fluidity.

1. 緒 言

金属の凝固中に攪拌を与えて固相と液相が混在するスラリー状の半凝固金属を製造し、また、その鑄造や加工を行うプロセスにおいて、半凝固金属の粘度を知ることは重要である。半凝固金属の粘度については多くの研究者によって研究^{1)~4)20)~25)}されている。半凝固金属の粘度にはその成分系、製造条件、固相率、懸濁結晶のサイズ・形状、および残溶融金属の粘度などの多くの要因が影響をおよぼすが、これらの影響について系統的かつ定量的に整理されたものはない。本報では、コールドモデル実験による固液共存流体の粘度についての基本特性の調査、および実験しやすい成分として比較的融点金属で凝固温度範囲の広い Al-10 mass% Cu 合金の攪拌凝固実験を行い、半凝固金属の粘度におよぼす要因、および

粘度と製造条件との関係について解析し、みかけ粘度が推定できる計算式を導出した。

2. 実験方法

コールドモデル実験装置は、Fig. 1 に示す内径 $\phi 205$ mm のアクリル槽内に外径 $\phi 175$ mm の攪拌子を配した同軸二重円筒構造である。実験材料には、固相としてポリスチレン球、ガラス球および不定形のアトマイズアルミニウム粉を、また液相として、ポリスチレン球の場合は水を、ガラス球およびアルミニウム粉の場合は水で希釈した水ガラスを使用した。固相粒子の一例の写真を Photo. 1 に示す。なお、ガラス球およびアルミニウム粉の場合には固相と液相の比重差による固相の沈降の影響が無視できるように水ガラス濃度を調整した。また、各条件について 3~4 回の繰返し実験を行い再現性を確

平成元年 10 月・2 年 4 月本会講演大会にて発表 平成 3 年 7 月 23 日受付 (Received July 23, 1991)

* (株)レオテック (Rheo-Technology, Ltd., 1 Chuo-ku Kawasaki-cho Chiba 260)

*2 (株)レオテック (現:NKK) (Rheo-Technology, Ltd., Now NKK Corporation)

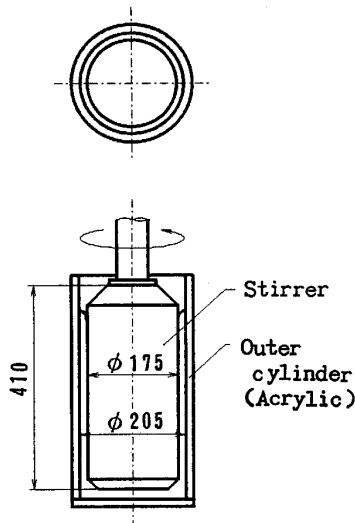


Fig. 1. Apparatus for cold model experiment.

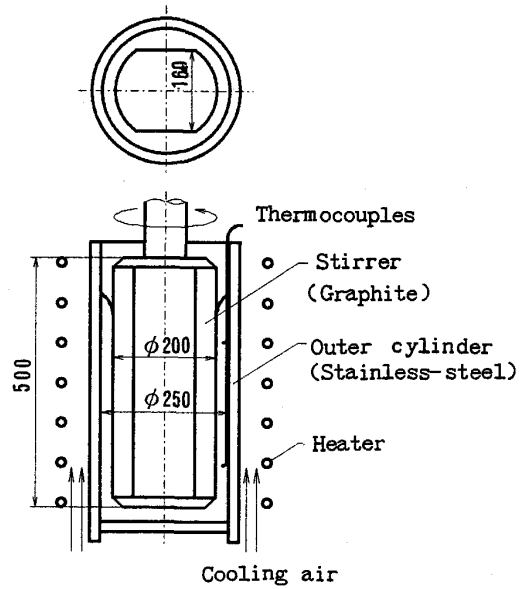
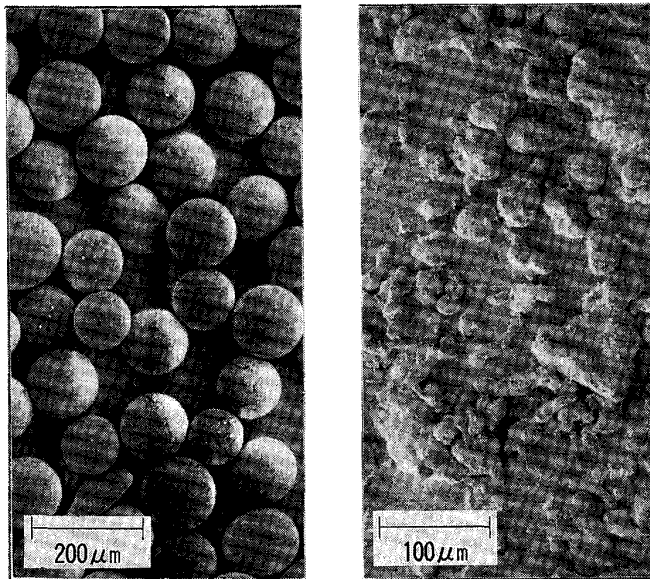


Fig. 2. Apparatus for semi-solid metal experiment.



a) Glass spheres b) Atomized Al particles
Photo. 1. Microphotographs of particles for the cold model experiments.

Table 1. Experimental condition.

Metal composition	Al-10 mass%Cu
Metal weight	20 kg
Stirring speed	21~63 rad·s ⁻¹
Average shear rate ($\dot{\gamma}$)	90~500 s ⁻¹
Average cooling rate	0.05~1.0 K·s ⁻¹
Solidification rate (df_s/dt)	0.001~0.025 s ⁻¹

露出型のシース K 熱電対を槽内高さ方向 2 か所、槽壁より 5 mm と 15 mm に挿入して測定し、槽内の均一性を確認した。半凝固金属の固相率は、この熱電対測定温度から平衡状態図を用いて換算した。この場合、固相内の溶質拡散がないとした Scheil の式²⁶⁾から求めた固相率と比べ若干高くなるが、固相率が 0.6 以下の低固相率ではほとんど差はなかった。

また、これらの装置において攪拌中の粘度は、攪拌子同軸の上部に取り付けたトルクメーターによって測定した攪拌トルク値から、層流における Newton 流体の 2 重円筒流れに対する粘度式 (1) 式を用いてみかけ粘度 η_a として求めた⁴⁾。

$$\eta = \frac{(r_2^2 - r_1^2)G}{4\pi r_1^2 r_2^2 \Omega L} \dots\dots\dots (1)$$

3. 実験結果

3.1 コールドモデルにおける粘度

Fig. 3 に水にポリスチレンの等径球粒子を懸濁させた懸濁液についての体積固相率とみかけ粘度との関係を示す。みかけ粘度は固相率が約 0.5 以下では大きな変化を示さないがそれ以上では急激な増加を示し、ある固

認した。

半凝固金属の攪拌実験装置は、Fig. 2 に示す内径 $\phi 250$ mm のステンレス鋼製槽内に外径 $\phi 200$ mm のパドル型攪拌子を配した構造で、槽は周囲から加熱および空冷される構造とした。なお、 $\phi 230$ mm のパドル型攪拌子も一部使用した。実験材料には Al-10 mass%Cu 合金を使用し、液相線温度以上から連続的に種々の冷却速度で冷却しつつ、種々の攪拌速度を与え粘度を測定した。Table 1 に実験条件を示す。

冷却速度の変更は槽壁からの空冷条件と攪拌子の温度を変えて行った。槽内金属の温度変化は $\phi 1$ mm の先端

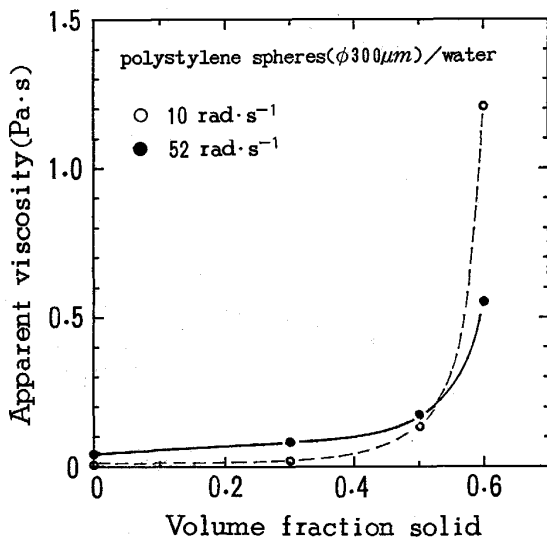


Fig. 3. Effect of volume fraction solid on apparent viscosity.

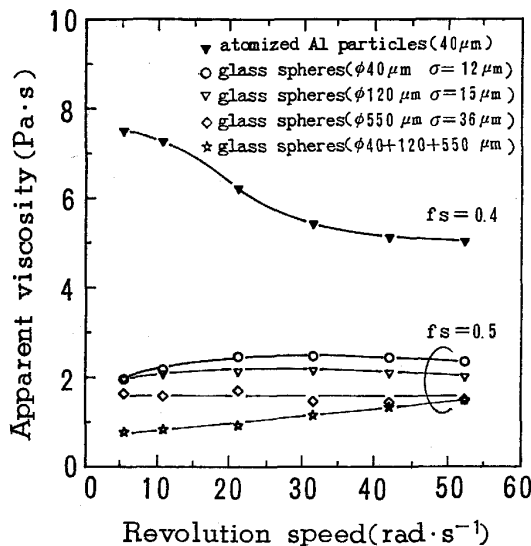


Fig. 4. Effect of shape and size of particles on apparent viscosity.

相率以上でみかけ粘度が無限となる流動限界固相率(固相が塑性変形せず流動し得る最大固相率)が存在する。

固相率の小さい低粘度域では、後述する Taylor 渦⁵⁾による乱流抵抗の増加により、高速回転の方がみかけ粘度が高いが、固相率の高い高粘度域では高速回転の方がみかけ粘度が低くなる擬塑性流体の特徴を示した。

Fig. 4 にガラス球および不定形アルミニウム粉を懸濁させた比較的高固相率の懸濁液について攪拌速度とみかけ粘度との関係を示す。ガラス球の場合、粒径が大きいほどみかけ粘度が低下しているが、これは後述するように本実験に用いたガラス球の粒径が大きいほど粒径分布が広がっていたためと考えられる。種々の径の粒子

Regression	Measured	Stirring speed	Shear rate	Cooling rate	d·Sr	f _{scr}
—	△	21 rad/s	93/s		32.8	0.46
---	○	42 rad/s	186/s	0.05K/s	26.0	0.53
----	□	63 rad/s	279/s		7.1	0.54
-----	●	42 rad/s	186/s	0.83K/s	35.4	0.31

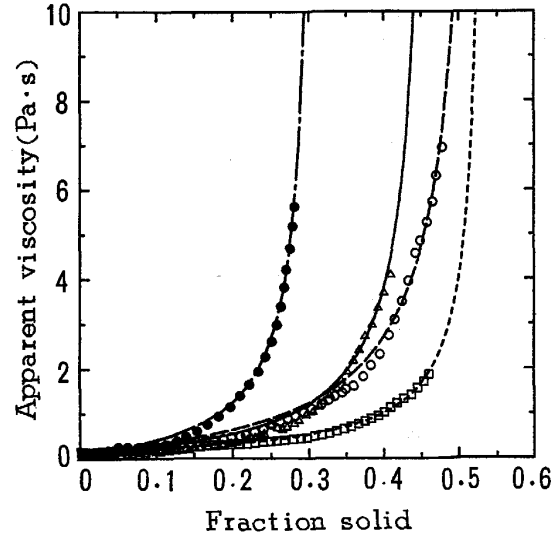


Fig. 5. Regression result of apparent viscosity.

を混合して粒径分布を大きくした場合は、みかけ粘度は低下した。また、球形粒子の場合はみかけ粘度は不定形粒子に比べ低く攪拌速度の影響があまり見られないが、不定形粒子の場合は擬塑性の発現により攪拌速度が大きい方が粘度が低下した。

3.2 半凝固金属のみかけ粘度

冷却速度と攪拌速度を種々変え、Al-10 mass% Cu 合金のみかけ粘度と固相率の関係を求めた結果の一例を後述する回帰分析結果と合わせ Fig. 5 に示す。ここで、冷却速度は固相率 0~0.4 までの固液共存域での平均値である。

なお、固相率が高くなり粘度が上昇すると攪拌子がスリップし、流動が不均一となる現象が発生したが、粘度の解析に当たってはこの部分は除外した。

コールドモデルにおける結果と同様に、ある固相率でみかけ粘度は急激に増加した。また、冷却速度が大きいほど、攪拌速度が小さいほど低固相率から粘度が上昇する傾向があった。

4. 考察

4.1 固相懸濁液の粘度式

固液共存流体の粘度式は、これまでに理論式、半理論式として多く提案されている^{6)~17)}が、等径剛体球の均一分散系と仮定した式、あるいは固相率の適用可能範囲が狭い式、または式が複雑かつ実挙動と一致しないなど実用的でないものが多い。その中で、懸濁した固相の形

Particle	Size μm	$d \cdot S_r$	g_{scr}	Calculated	Measured
Glass spheres	$\phi 40$	6.0	0.52	-----	\triangle
	$\phi 120, 150$	6.0	0.58	-----	\square
	Mixed	6.0	0.62	-----	\circ
Atomized Al particles	$\phi 40$	10.9	0.40	-----	\blacktriangle
	$\phi 180$	10.9	0.37	-----	\bullet

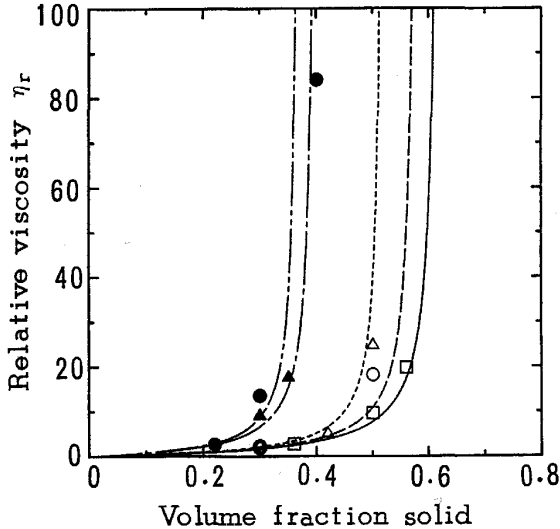


Fig. 6. Relationship between volume fraction solid and relative viscosity for various particles.

状の影響を考慮し、式の係数の物理的意味が明確で、かつ、高濃度の懸濁液に適用可能な理論的粘度式として、森-乙竹ら¹²⁾は次式を提案している。

$$\eta_r = \frac{\eta}{\eta_L} = 1 + \frac{d \cdot S_r}{2\phi}, \quad \phi = \frac{1}{g_s} - \frac{1}{g_{scr}} \dots\dots (2)$$

(2)式は粒子間の平均液膜厚に生じる剪断応力から導出された粘度式である。

コールドモデルにおける実験値と、(2)式に $d \cdot S_r$ とかさ比重と真比重の比から求めた g_{scr} の測定値を代入した計算値とは Fig. 6 に示すように各実験条件とも高固相率までよく一致した。

Fig. 4 に示した $d \cdot S_r$ 値が同じ 6 となるガラス球でも粒径の違いによってみかけ粘度に差が見られたのは、それぞれの粒度分布の違いによってかさ比重に差が生じ、流動限界体積固相率 g_{scr} に差があったためと考えられる。

4.2 攪拌による乱流発生のみかけ粘度への影響

一般に同軸二重円筒式の攪拌子によって流体を攪拌する場合、攪拌速度が大きいほど乱流抵抗が大きくなりみかけ粘度が増加する。層流から乱流に変化するところで Taylor 渦が発生し始めるが、その Taylor 渦は(3)式で示す遠心力と粘性力の比で表した Taylor 数 T_a が臨界値 $T_{ac}(=41.3)$ を超えた時に発生するとされている⁵⁾。

$$T_a = \Omega \rho r_1 (r_2 - r_1) [(r_2 - r_1)/r_1]^{1/2} / \eta \dots\dots(3)$$

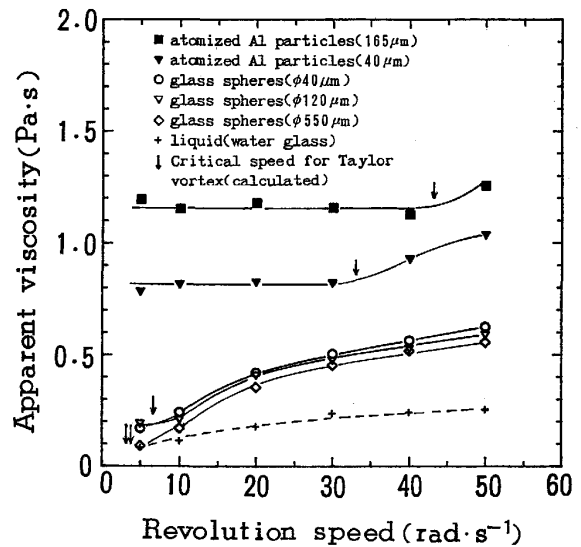


Fig. 7. Relationship between apparent viscosity and revolution speed. The arrows show occurrence of Taylor vortex ($f_s = 0.3$).

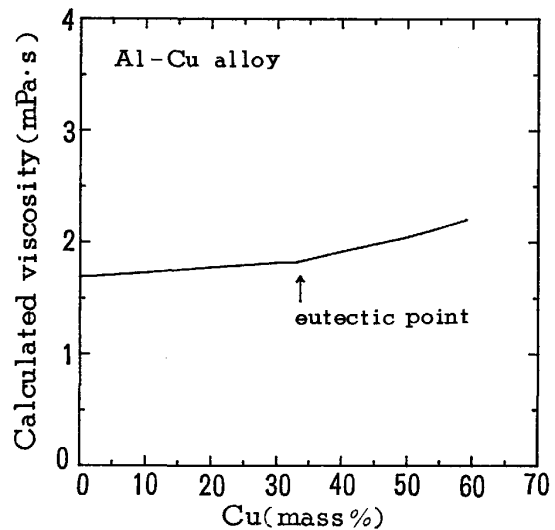


Fig. 8. Calculated viscosity of Al-Cu alloy at liquidus temperature.

Fig. 7 にコールドモデル実験における固相率が 0.3 の場合の攪拌速度とみかけ粘度との関係を示す。図中の矢印は(3)式による Taylor 渦の発生する攪拌速度であり、みかけ粘度の上昇が始まる攪拌速度とよく一致している。すなわち、Taylor 渦が発生する攪拌速度は懸濁液でもその粘度によって決まり、粘度が小さいほど、また固相率が低いほど Taylor 渦の発生が起こる攪拌速度下限値は小さくなり、乱流は起こりやすくなるといえる。

Al-Cu 合金の半凝固金属実験の場合、乱流になりやすいパドル型攪拌子を使用しており、かつその長径の丸攪拌子として計算した T_{ac} に対応する粘度は攪拌角速度 $63 \text{ rad} \cdot \text{s}^{-1}$ の時に約 $2 \text{ Pa} \cdot \text{s}$ であり、本実験での攪

拌条件 (21~63 rad·s⁻¹) では解析を行った攪拌トルクが立ち上がるまでの比較的低固相率の範囲では乱流域となると考えられる。

4.3 半凝固状態の残溶融金属の粘度

懸濁液に対する粘度式(2)式を半凝固金属の粘度に適用するためには、半凝固状態における残溶融金属の粘度 η_L を知る必要がある。凝固中の残溶融金属の粘度の測定は困難なため、著者の一人が提案した溶融合金の粘度推定式(4)式¹⁸⁾から計算で求めた。

$$\eta_m = 1.7 \times 10^{-7} \rho^{2/3} T_m^{1/2} M^{-1/6} \text{ (Pa}\cdot\text{s)} \dots\dots (4)$$

Al-Cu 合金の液相線温度における溶融合金の計算粘度を Fig. 8 に示す。この結果から凝固過程における残溶融金属の粘度は凝固開始前の溶融状態の粘度と大きな差がないことがわかる。したがって、実験結果において(2)式中の η_L はほぼ一定と見なしてよいので、3.2 節に示した半凝固金属のみかけ粘度を支配する要因は主に懸濁液の固相率と固相の形態や粒度分布であるといえる。

4.4 半凝固金属の粘度におよぼす冷却速度、攪拌速度の影響

実験で得られた Al-10 mass% Cu 合金の凝固過程におけるみかけ粘度と固相率の関係について、先の(2)式の粘度式を基に解析した。(2)式は本来、層流における固相懸濁液の相対粘度(懸濁液の真粘度/液相の真粘度) η_r を与える理論式であるが、ここでは

$$\eta_r = \frac{\eta}{\eta_L} \doteq \frac{\eta_a}{\eta_{La}} \dots\dots (5)$$

また、 $g_s \doteq f_s$ および $g_{scr} \doteq f_{scr}$ とみなして(6)式で解析を行った。

$$\eta_a = \eta_{La} \left\{ 1 + \frac{d \cdot S_r}{2 \left(\frac{1}{f_s} - \frac{1}{f_{scr}} \right)} \right\} \dots\dots (6)$$

なお、 η_{La} 値は本装置の精度では実測が不可能なため計算値を用いた。すなわち、攪拌によって発生する Taylor 渦乱流を考慮したトルクを求める式がいくつか提案されている中で、高レイノルズ数の場合によく一致すると考えられる Wendt の式¹⁹⁾ Appendix と(1)式からみかけ液相粘度を求め、これを η_{La} とした。ここで、残溶湯の真粘度 η_L は先の(4)式から求めた計算値を使用した。

(6)式をもとに連続的に得られたトルク測定値に対し、最小二乗法による非線形回帰により $d \cdot S_r$ および f_{scr} の値を求めた。この結果、先の Fig. 5 に示したように半凝固金属の粘度も(6)式で精度よく整理でき、Fig. 9~12 のように $d \cdot S_r$ および f_{scr} の値はいずれも冷

却速度(凝固速度 df_s/dt)、攪拌速度(剪断歪み速度 $\dot{\gamma}$) との間に強い相関が見られた。

なお、剪断歪み速度は平均剪断歪み速度として次式²⁵⁾によって求めた。

$$\dot{\gamma} = \frac{2r_1 r_2 \Omega}{r_2^2 - r_1^2} \dots\dots (7)$$

凝固速度が大きいほど、また剪断歪み速度が小さいほど結晶形状パラメーター $d \cdot S_r$ は大きく、流動限界固相率 f_{scr} は小さくなる傾向がみられた。以上の結果から凝固速度が大きい場合や高固相率まで流動性を確保するためには高剪断歪み速度が必要になるといえる。

4.5 半凝固金属の粘度と懸濁結晶形状の関係

Al-10 mass% Cu 半凝固金属の攪拌冷却途中における急冷試料の検鏡組織の一例について、その画像処理から

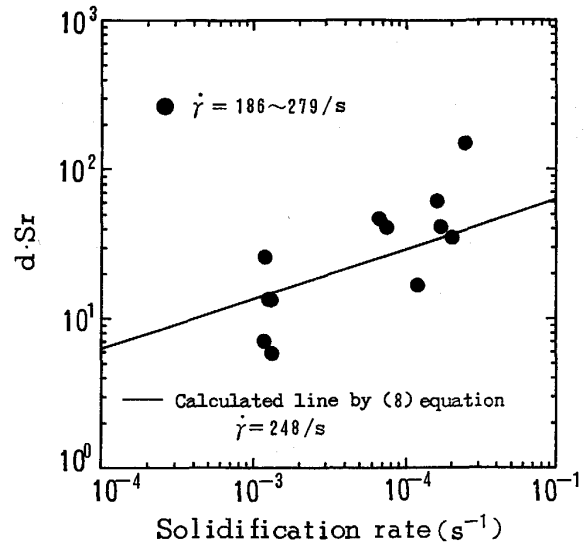


Fig. 9. Effect of solidification rate on $d \cdot S_r$ value.

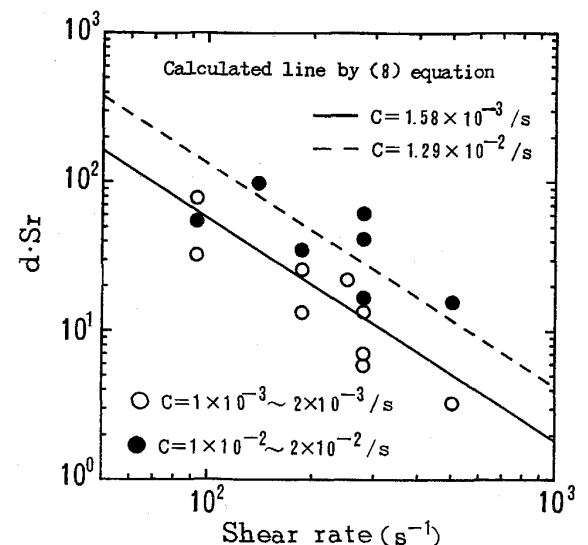


Fig. 10. Effect of shear rate on $d \cdot S_r$ value.

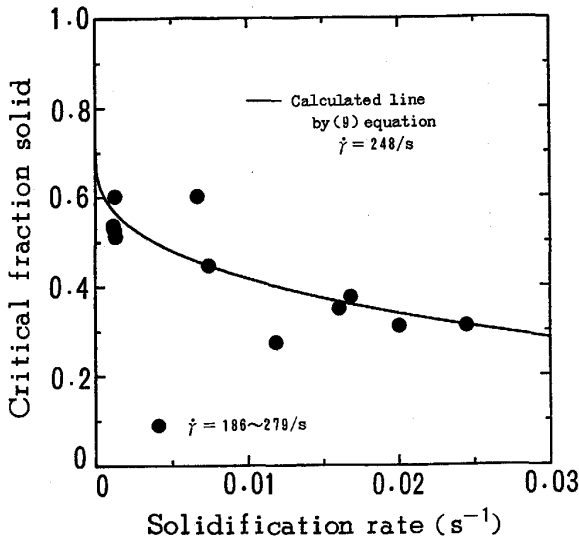


Fig. 11. Effect of solidification rate on critical fraction solid f_{scr} .

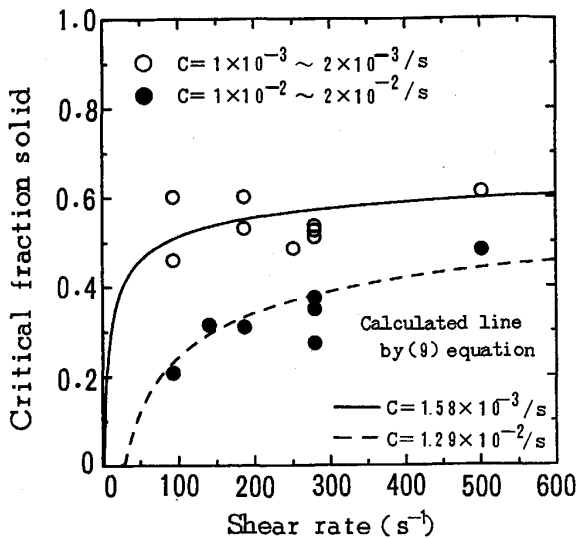
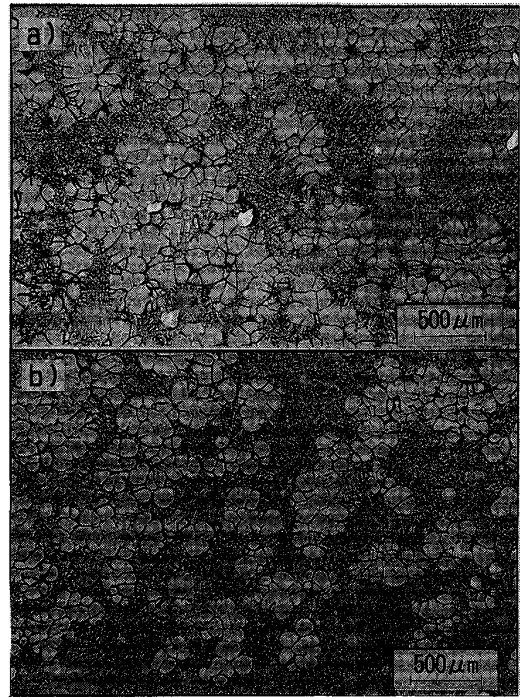


Fig. 12. Effect of shear rate on critical fraction solid f_{scr} .

求めた合体粒径 d (ネットワーク状に合体した粒を一つの合体粒とした結晶粒の円換算粒径) と比表面積 S_r の値もあわせ, Photo. 2 に示す. なお, ここで結晶粒の比表面積の3次元換算として球と円, および立方体と正方形のそれぞれの比表面積の比が 1.5 となるため, 検鏡結果の(周長/面積)値の 1.5 倍と仮定した.

凝固速度が大きい場合には個々の結晶粒径は比較的小さいが, 合体粒組織はネットワーク状に多くの結晶粒が結合した凹凸の大きい不定形結晶となった. この傾向は凝固速度が大きいほど大きかった. 一方, 低凝固速度の場合の結晶粒は比較的精く, 合体粒も粗大な丸みのある結晶となった. また, 剪断歪み速度が大きいほど合体粒径は細くなり, 丸みを帯びる傾向があった. これらの



a) Shear rate: 186/s df_s/dt : 0.0012/s f_s : 0.21 d : 1.44 mm S_r : 16.1 mm⁻¹ dS_r : 23.2
b) Shear rate: 279/s df_s/dt : 0.0012/s f_s : 0.21 d : 0.78 mm S_r : 16.0 mm⁻¹ dS_r : 12.5

Photo. 2. Microstructures of stirred Al-10 mass% Cu alloys.

懸濁結晶の形状と粘度の関係はコールドモデル実験における不定形アルミニウム粉とガラス球の固相形状と粘度との関係とよい対応を示している.

検鏡組織の画像処理によって求めた $d \cdot S_r$ 値と測定 f_{scr} の値から(6)式をもとに計算した計算粘度とトルクからの測定相対粘度(懸濁液みかけ粘度/液相みかけ粘度)の関係の一例を Fig. 13 に示す. 若干ずれているが傾向はおおむねよく一致しており, 半凝固金属の粘度に対しても懸濁結晶のサイズ, 形状や結晶の合体状態などの形態が支配要因と考えられる.

なお, 先の森-乙竹の粘度式の固相率と粘度の関係は懸濁している固相の形状が一定の場合の理論式であるのに対し, 実際の半凝固金属の製造過程の結晶の形状や形態は凝固の進行とともに変化すると考えられる. そのため(6)式による測定値の回帰式に対して, その分が誤差となるが, ここで調査した試料では固相率の増加に伴う $d \cdot S_r$ 値の変化は比較的小さい結果が得られた.

4.6 半凝固金属の粘度式の導出

半凝固金属の粘度式も多くの研究者によって提案されているが^{1)3)20)~24)}, 懸濁結晶の形状や冷却条件, および攪拌条件など単一要因との関係で整理されたものが多く, 半凝固金属の製造条件との関係で総合的に整理され

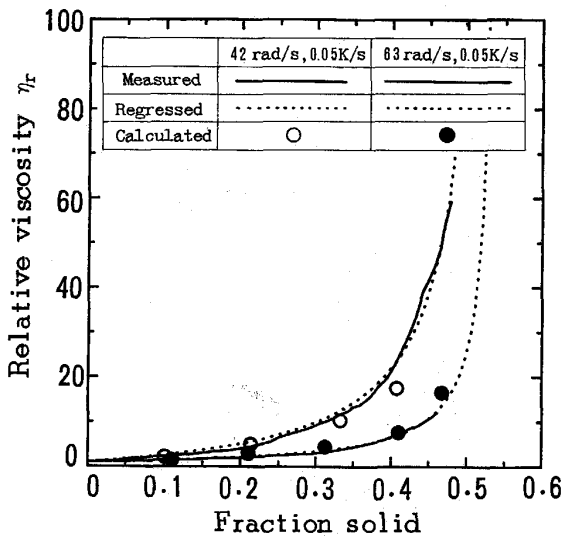


Fig. 13. Relative viscosity calculated from particle shape.

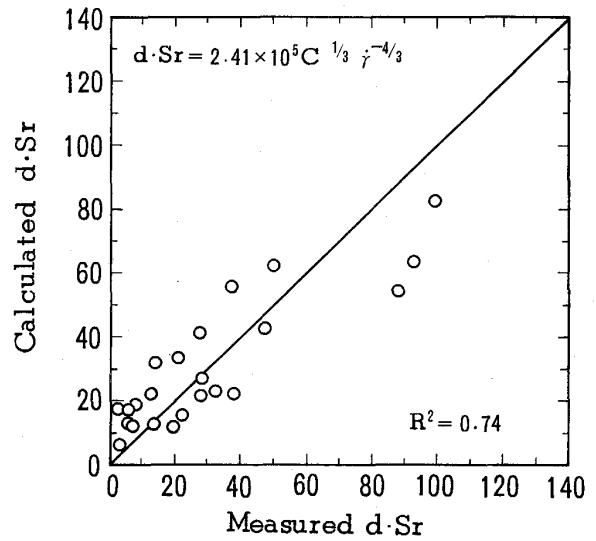


Fig. 14. Comparison of calculated and measured results of $d \cdot S_r$ values.

た実用的な粘度式はない。

先の Fig. 9~12 の結果から, Al-10 mass% Cu 合金の半凝固金属に対する凝固速度, および剪断歪み速度と (6) 式の形状パラメーター $d \cdot S_r$ および流動限界固相率 f_{scr} の関係式として (8), (9) 式が得られた。

$$d \cdot S_r = 2.41 \times 10^5 C^{1/3} \dot{\gamma}^{-4/3} \dots\dots\dots (8)$$

$$f_{scr} = 0.72 - 8.82 C^{1/3} \dot{\gamma}^{-1/3} \dots\dots\dots (9)$$

すなわち,

$$\eta_a = \eta_{La} \left\{ 1 + \frac{2.41 \times 10^5 C^{1/3} \dot{\gamma}^{-4/3}}{2 \left(\frac{1}{f_s} - \frac{1}{0.72 - 8.82 C^{1/3} \dot{\gamma}^{-1/3}} \right)} \right\} \text{ (Pa}\cdot\text{s)} \dots\dots\dots (10)$$

ここで, $f_{scr} > f_s \geq 0, C > 0, \dot{\gamma} > 0$ である。

各実験の $d \cdot S_r$ 値および f_{scr} の計算値と回帰分析による測定値との関係を Fig. 14 および Fig. 15 に示すが各計算値ともほぼ測定値に近い値が得られた。

(8)~(10)式からも明確なように, 凝固速度が大きい方が粘度上昇が大きく流動限界固相率が小さくなり, 剪断歪み速度が大きい方が粘度上昇が小さく流動限界固相率が大きくなるが, この原因として以下のことが考えられる。すなわち, 凝固速度が大きい場合は,

(1) 組成的過冷が増加して固液界面の不安定性が大きくなり, 枝が多いばら花状結晶となること, および多くの結晶片の結合したネットワーク状の結晶となることによる $d \cdot S_r$ 値の増大

(2) (1)の結果として, 液相が初晶結晶内に多くトラップされることによるみかけの固相率の上昇によって, 粘度の上昇および流動限界固相率 f_{scr} の低下が起こるものと考えられる。

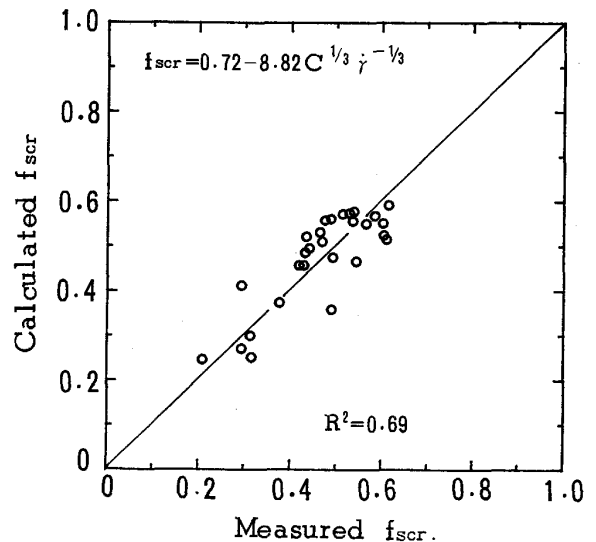


Fig. 15. Comparison of calculated and measured results of critical solid fraction values.

すなわち, 凝固速度が大きいほど結晶粒径は小さくなるが, 凹凸の大きいネットワークを組んだ大きな合体粒となりやすく, 剪断歪み速度の増加がネットワークの分断, または結晶の合体防止に効果があるものと考えられる。

なお, これら懸濁結晶の形態は半凝固金属の成分系によって変わると考えられ, 先の(10)式で示した粘度式の各係数は成分系によって変わるものと考えられる。

5. 結 言

コールドモデル実験と Al-10 mass% Cu 合金の攪拌凝固実験を行い, スラリー状の半凝固金属の粘度におよ

ばす要因および製造条件との関係について解析し、以下の結果を得た。

(1) コールドモデル実験によって固液共存状態の粘度を調査した結果、半凝固金属と同様な固相率とみかけ粘度の関係を示した。みかけ粘度は球形粒子より不定形粒子の方が高く、また、等球径より粒径分布の広い懸濁液の方が低くなった。

(2) これらの粘度は固相率、固相の粒径と比表面積および流動限界固相率で決まる森-乙竹らの粘度式でよく説明できることを確認した。

(3) Al-10 mass% Cu 半凝固金属のみかけ粘度と固相率の関係も同じ粘度式でよく整理でき、その係数は凝固速度、剪断歪み速度によって左右された。凝固速度が大きいほど粘度は高く、流動限界固相率は小さくなり、剪断歪み速度が大きいほど粘度は低く、流動限界固相率は大きくなった。

(4) これらの関係は懸濁する結晶粒形状によって影響され、枝が多いデンドライト状やネットワーク状の結晶のように凹凸の大きい結晶ではみかけ粘度は高く、流動限界固相率は低くなった。

Al-10 mass% Cu 合金の半凝固金属のみかけ粘度 η_a が推定できる計算式として

$$\eta_a = \eta_{La} \left\{ 1 + \frac{2.41 \times 10^5 C^{1/3} \dot{\gamma}^{-4/3}}{2 \left(\frac{1}{f_s} - \frac{1}{0.72 - 8.82 C^{1/3} \dot{\gamma}^{-1/3}} \right)} \right\} \quad (\text{Pa}\cdot\text{s})$$

が得られた。($f_{scr} > f_s \geq 0$, $C > 0$, $\dot{\gamma} > 0$)

最後に、本研究にあたってご助言をいただいた(株)レオテックの郡司好喜顧問に深く感謝いたします。

Appendix

Taylor 渦流れのトルク計算式 (Wendt の式¹⁹⁾による)

$$G = \pi \rho (r_1^2 \Omega)^2 L f$$

f ; friction factor

$$f = 0.46 \left\{ r_2 (r_2 - r_1) / r_1^2 \right\}^{1/4} Re^{-0.5} \quad (4 \times 10^2 < Re < 10^4)$$

$$f = 0.073 \left\{ r_2 (r_2 - r_1) / r_1^2 \right\}^{1/4} Re^{-0.3} \quad (10^4 \leq Re)$$

$$Re = \rho r_1 (r_2 - r_1) \Omega / \eta_L$$

記 号

C : 固相率 0~0.4 までの凝固速度 df_s/dt (s^{-1})
 G : 攪拌トルク ($N\cdot m$)
 L : 攪拌子浸漬長さ (幾何学的に求めた値) (m)
 M : 合金のモル質量 ($kg\cdot mol^{-1}$)
 Re : Reynolds 数
 S_r : 比表面積 (表面積/体積) (m^{-1})

T_m : 熔融金属の融点または溶融合金の液相線温度 (K)
 d : 懸濁粒子の平均径 (m)
 f_s : 質量固相率
 f_{scr} : 流動限界質量固相率
 g_s : 体積固相率
 g_{scr} : 流動限界体積固相率
 r_1 : 攪拌子半径 (パドル型攪拌子の場合は長軸値) (m)
 r_2 : 攪拌槽半径 (m)
 $\dot{\gamma}$: 剪断歪み速度 (s^{-1})
 η : 懸濁液, または半凝固金属の粘度 ($Pa\cdot s$)
 η_a : 半凝固金属のみかけ粘度 ($Pa\cdot s$)
 η_L : 液相粘度 ($Pa\cdot s$)
 η_{La} : 液相みかけ粘度 ($Pa\cdot s$)
 η_m : 液相線温度での溶融合金の粘度 ($Pa\cdot s$)
 η_r : 相対粘度 = η/η_L
 ρ : 残熔融金属と同じ組成の凝固密度 ($kg\cdot m^{-3}$)
 Ω : 攪拌角速度 ($rad\cdot s^{-1}$)

文 献

- 1) P. A. JOLY and R. MEHRABIAN: J. Mater. Sci., **11** (1976), p. 1393
- 2) 市川理衛, 三輪謙治: 日本金属学会誌, **42** (1978), p. 1023
- 3) 森 信孝, 大城桂作, 松田公扶: 日本金属学会誌, **48** (1984), p. 936
- 4) 渋谷明彦, 有原和彦, 中村 泰: 鉄と鋼, **66** (1980), p. 1550
- 5) 機械工学便覧 (新版) (日本機械学会編) (1987), p. A5-128
- 6) A. EINSTEIN: Ann. Physik, **19** (1906), p. 286
A. EINSTEIN: Ann. Physik, **34** (1911), p. 591
- 7) M. MOONY: J. Colloid Sci., **6** (1951), p. 162
- 8) N. A. FRANKEL and A. ACRIVOS: Chem. Eng. Sci., **22** (1967), p. 847
- 9) D. G. THOMAS: J. Colloid Sci., **20** (1965), p. 267
- 10) K. CHIJIIWA and S. FUKUOKA: J. Faculty Eng., U. Tokyo (B), **23** (1975), p. 149
- 11) T. B. LEWIS and L. E. NIELSEN: Trans. Soc. Rheol., **12** (1968), p. 421
- 12) 森 芳郎, 乙竹 直: 化学工学, **20** (1956), p. 488
- 13) J. S. CHONG, E. B. CRISTIENSEN and A. D. BAER: J. Appl. Polym. Sci., **15** (1971), p. 2007
- 14) R. F. FEDORS: J. Colloid Interface Sci., **46** (1974), p. 545
- 15) R. ROSCORE: Brit. J. Appl. Phys., **3** (1952), p. 267
- 16) D. QUENDA: Rheol. Acta., **16** (1977), p. 82
- 17) J. D. BRODNYAN: Trans. Soc. Rheol., **3** (1959), p. 61
- 18) 平居正純: 鉄と鋼, **78** (1992), p. 399
- 19) F. WENDT: Ingen. Arch., **4** (1933), p. 577
- 20) V. LAXMANAN and M. C. FLEMINGS: Metall. Trans. A, **11** (1980), p. 1927
- 21) W. NAN, S. GUANGJI and Y. HANGUO: Materials Trans. JIM, **31** (1990), p. 715
- 22) L. S. TURNG: Ph. D. Thesis, Cornell University (1990)
- 23) T. Z. KATTAMIS and T. J. PICCONE: Material Sci. Eng. A, **131** (1991), p. 265
- 24) S. B. BROWN and P. KUMAR: Int. Conf. on Semi-Solid Process., Sophia-Antipolis, France, April (1990)
- 25) D. B. SPENCER, R. MEHRABIAN and M. C. FLEMINGS: Metall. Trans., **3** (1972), p. 1925
- 26) E. SCHEIL: Z. Metallkd., **34** (1942), p. 70