



# HOKKAIDO UNIVERSITY

|                  |                                                                                                                                             |
|------------------|---------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------------|
| Title            | 二段攪拌混合急冷法により組織制御したAl-Cr-Cu合金スラリーの遠心 casting                                                                                                 |
| Author(s)        | 大参, 達也; 神門, 宏; 工藤, 昌行                                                                                                                       |
| Citation         | 日本金属学会誌, 66(12), 1311-1316<br><a href="https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.66.12_1311">https://doi.org/10.2320/jinstmet1952.66.12_1311</a> |
| Issue Date       | 2002-12-01                                                                                                                                  |
| Doc URL          | <a href="https://hdl.handle.net/2115/74665">https://hdl.handle.net/2115/74665</a>                                                           |
| Type             | journal article                                                                                                                             |
| File Information | 1-1.pdf                                                                                                                                     |



# 二段攪拌混合急冷法により組織制御した Al-Cr-Cu 合金スラリーの遠心鋳造

大 参 達 也    神 門    宏\*    工 藤 昌 行

北海道大学大学院工学研究科

J. Japan Inst. Metals, Vol. 66, No. 12 (2002), pp. 1311-1316  
© 2002 The Japan Institute of Metals

## Centrifugal Casting of Al-Cr-Cu Alloy Slurry, Structure-Controlled by Two-Step-Stir-Mix-Quenching Process

Tatsuya Ohmi, Hiroshi Jinmon\* and Masayuki Kudoh

*Division of Materials Science and Engineering, Graduate School of Engineering, Hokkaido University, Sapporo 060-8628*

We developed a two-step stir, mix, and quenching (SMQ) process to produce an Al-Cr-Cu alloy slurry with a high volume fraction of fine primary intermetallic crystals. In this process, we used a hypoeutectic Al-Cu alloy melt for the first melt and a hyperperitectic Al-Cr alloy melt with a higher liquidus temperature for the second and third melts. In the first step of the process, we stir-cast the first melt in a vessel to produce a semi-solid slurry containing aluminum solid solution ( $\alpha$ -phase), and then mixed the second melt into the slurry. The hypoeutectic Al-Cu alloy slurry acted as a coolant, whose apparent heat capacity is enhanced by the latent heat of fusion of  $\alpha$ -phase. The second melt was thus rapidly quenched, precipitating numerous primary intermetallic crystals when it contacted the slurry. In the second step of the process, we cooled the mixed alloy slurry while agitating it until it crystallized a certain quantity of  $\alpha$ -phase, and then quenched the third melt into the slurry. An Al-6.7 mass%Cr-1.8 mass%Cu alloy slurry produced by this process was centrifugally cast to produce a tubular casting with thin, flange-like part. In the major portion of the tubular casting, fine primary intermetallic crystals were uniformly distributed. The average size of the primary crystals was  $15 \pm 2$  ( $\mu\text{m}$ ), and their volume fraction was  $0.22 \pm 0.05$ .

(Received August 12, 2002, Accepted October 3, 2002)

**Keywords:** semi-solid processing, semi-solid slurry, centrifugal casting, composite material, mixing, rapid solidification, aluminum alloy, intermetallic compound, structure control, solidification

## 1. 緒 言

アルミニウム合金は軽量構造材料として広範に使用されているが、近年では、従来鋳鉄などが担ってきた耐熱・耐摩耗部材への適用も進んでいる。アルミニウム合金に耐熱性と耐摩耗性を付与する手段としては、硬質で高融点の第二相を  $\alpha$  相(アルミニウム固溶体)マトリックス中に分散させることが有効であり、例えば過共晶 Al-Si 合金では、初晶シリコンと共晶シリコンとの晶出を利用して一種の粒子分散型複合材料を実現している。しかし、通常の鋳造法における凝固条件では、晶出する初晶粒子が著しく粗大化するという問題があり、リン添加処理による初晶微細化法が確立されることによって初めて本系合金の実用化が可能になったという経緯がある<sup>1)</sup>。

過共晶 Al-Si 合金に類似した組織を持つ合金としては、過共晶ないし過包晶の Al-遷移金属合金がある。これらの合金では遷移金属アルミナイドが強化粒子として機能する。遷移金属アルミナイドは一般に合金溶湯よりも密度が高いため、

遠心力を利用して、その空間的分布を制御することが検討されている<sup>2-5)</sup>。また、合金の機械的性質に及ぼす遷移金属アルミナイドの影響に関しても研究例<sup>6,7)</sup>があり、 $\text{Al}_3\text{Ni}$  粒子を Al-Si 共晶組織中に分散させた合金は、過共晶 Al-Si 合金を使用した場合と比較すると、ほぼ同等の耐摩耗性を示すとともに、工具損傷をより低減できることが報告されている<sup>6)</sup>。この研究例では、 $\text{Al}_3\text{Ni}$  粒子の微細分散を図るために、鋳造後の合金を押出加工する手法を採用している<sup>7)</sup>。しかし、強化粒子の微細化を鋳造段階で行うことができれば、製品に複雑な形状を付与することが容易になるものと期待できる。

最近、著者らは、攪拌混合急冷法(Stir-Mix-Quenching)により製造した過包晶 Al-Cr 合金の半凝固スラリーを遠心鋳造することにより、管状のアルミニウム合金鋳物の外周表面に微細な金属間化合物を集中分布させることを検討した<sup>8)</sup>。攪拌混合急冷法では、温度と組成の異なる二種類の金属溶湯、例えば、Al 溶湯と、相対的に高温・高液相線温度の過包晶 Al-Cr 合金溶湯とを乱流下で接触させることにより、後者を急冷し、微細な初晶金属間化合物を多数晶出させる。そして、さらに攪拌を継続することにより、微細金属間化合物粒子を均一分散させ、スラリー状の混合合金を得る。このようにして製造した半凝固スラリーに遠心力を作用させ

\* 北海道大学大学院生、現在：スズキ㈱(Graduate Student, Hokkaido University. Present address: Suzuki Co., Ltd.)

ることにより、金属間化合物を鑄造管の外周表面に集積させることができた<sup>8)</sup>。しかし、鑄物の外周部にフィンのような薄肉部や複雑な形状の部位が存在する場合、鑄型内での粒子の移動に基づく手法では、その部位に金属間化合物を集中分布させることは困難であると推測される。

そこで、本研究では、予め金属間化合物粒子を多量に含む高固相率のスラリーを製造し、これを遠心鑄造することにより、複合化された薄肉部を有する鑄造管を作製することを試みた。

## 2. 実験方法

### 2.1 攪拌混合急冷法

攪拌混合急冷法において冷却媒体の役割を果たす低温の溶湯を1次溶湯、また、微細な初晶金属間化合物の供給源となる高温・高液相線温度のAl-遷移金属合金溶湯を2次溶湯と称する<sup>8)</sup>。また、1次溶湯と2次溶湯との混合過程で、後者が高い液相線温度を維持したまま急冷される現象を著者らは「混合急冷効果」<sup>9)</sup>と称している。

高割合の初晶金属間化合物を含むスラリーを製造するためには、混合後の合金の溶質濃度を高くする必要があるが、その方法としては、(A)2次溶湯の混合割合を高くする、あるいは、(B)2次溶湯の溶質濃度を高くすることが考えられる。しかし、(A)の方法では、冷却媒体である1次溶湯の割合が減少し、冷却能が不十分になることが懸念される。また、(B)の方法に関しては、2次溶湯が高濃度になり過ぎると、初晶金属間化合物の分散が困難になることが明らかになっている<sup>4,5,10,11)</sup>。そこで本研究では、上記の二つの方法と共に、新たに、(C)2次溶湯の混合を二段に分けて行うことにより、(A)の方法と混合急冷効果の維持とを両立させることを検討した。ここで、二段目に混合される溶湯を3次溶湯と称することにする。

攪拌混合急冷実験で使用した合金の組合せを Table 1 に示す(以後、濃度単位 mass% を % と略記する)。No. 1 の組合せは上記(A)の場合、No. 2 は(B)、No. 3 は(C)にそれぞれ相当しており、いずれも混合合金の最終の Cr 濃度が 6.7% となるように設定されている。Al-Cr-Cu 系状態図<sup>12)</sup>によると、Table 1 に示した混合組成の合金の凝固過程で晶出し得るクロムアルミナイドとして  $\gamma$  相と  $\beta$  相とがあり、平衡凝固過程では、(1)  $L + \gamma$ , (2)  $L + \gamma + \beta$ , (3)  $L + \beta$ , (4)  $\beta + \alpha$ , の順に相構成が推移する。ただし、凝固時に液相が過冷した場合は、 $\beta$  相が初晶として晶出する可能性がある。これは過包晶組成の Al-Cr 二元合金においても同様であり、とりわけ攪拌混合急冷法では、2次溶湯は混合急冷効果により大きく過冷し、初晶  $\beta$  相を晶出するものと推測される。そこで、ここでは(1)~(3)の段階で晶出する  $\beta$  相と  $\gamma$  相とを一括して初晶金属間化合物と称することにする。

Fig. 1(a)に、攪拌混合急冷法に用いた実験装置の模式図を示す。この装置は、攪拌装置と断熱レンガ製の混合容器(内径 60 mm, 深さ 85 mm, 肉厚 10 mm)とから構成されている。混合容器内の合金の温度をモニタするために K 熱電対を容器内壁近傍に設置した。また、攪拌子は 2 枚のパド

Table 1 Compositions and mass ratios of the alloys used in the stir-mix-quenching (SMQ) experiments.

| (mass%) |            |             |            |            |                  |
|---------|------------|-------------|------------|------------|------------------|
| No.     | First melt | Second melt | Third melt | Mass Ratio | Product          |
| 1       | Al-4%Cu    | Al-12%Cr    | —          | 4:5        | Al-6.7%Cr-1.8%Cu |
| 2       | Al-4%Cu    | Al-20%Cr    | —          | 2:1        | Al-6.7%Cr-2.7%Cu |
| 3       | Al-4%Cu    | Al-12%Cr    | Al-12%Cr   | 4:2:3      | Al-6.7%Cr-1.8%Cu |

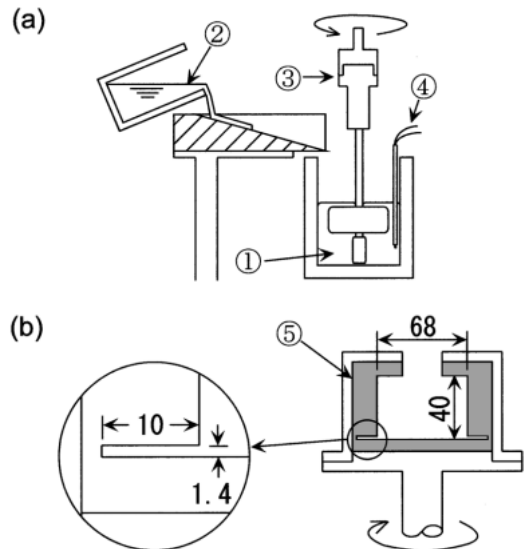


Fig. 1 Schematic illustration of the experimental apparatus. (a) Apparatus for stir-mix-quenching. (b) Mold part of the vertical centrifugal caster.

① First melt. ② Second melt. ③ Stirrer. ④ Thermocouple. ⑤ Plaster mold.

ルを有している。

攪拌混合急冷法の実験手順は、以下の通りである。

最初に、攪拌子を角速度  $4\pi(\text{s}^{-1})$  で回転させながら過熱度 100 K の1次溶湯を混合容器内に注湯し、攪拌を加えながら空冷した。1次溶湯の温度が液相線温度直上まで低下した時点で、攪拌子の回転角速度を  $12\pi(\text{s}^{-1})$  まで上昇させ、 $\alpha$  相が晶出を開始してから 5 K 冷却した時点で2次溶湯を混合した。この時点における1次溶湯の固相率( $f_{S1}$ )を Scheil の式に基づいて見積もると 0.37 となる。1次溶湯中の  $\alpha$  相は、2次溶湯の混合に伴う温度上昇によって溶融するが、この際に溶融潜熱を吸収する。この潜熱吸収効果<sup>9)</sup>によって1次溶湯の冷却能が向上することを期待した。続いて二段目の混合を行う場合は、一段目の混合で生じた混合合金が  $\alpha$  凝固を開始してから 5 K 低下した時点で3次溶湯を混合した。なお、2次溶湯および3次溶湯の混合時の過熱度はいずれも 50 K に設定した。また、いずれの実験でも、最終的に得られる混合合金スラリーの質量が 230 g となるように各溶湯の質量を設定した。

また、比較実験として、Al-6.7%Cr-1.8%Cu 合金の攪拌凝固実験を行った。この合金組成は Table 1 の No. 1 および No. 3 の混合組成に対応している。さらに、初晶微細化に及ぼす潜熱吸収効果の影響を調査する目的で、No. 1 の溶湯の組合せを用いて、 $f_{S1} = 0$  の条件での攪拌混合急冷実験を実施

した。

## 2.2 遠心鋳造

Fig. 1(b)に、本実験で使用した縦型遠心鋳造装置の鋳型部の形状を示す。鋳型は、鋳造管の外周側底部に厚さ 1.4 mm のフランジ状の薄肉部が形成するように設計されている。また、鋳型の材質は耐火石膏であり、実験では予熱せずに使用した。鋳型の回転角速度は  $38\pi(\text{s}^{-1})$  である。このとき、試料に印可される遠心力の加速度は、鋳造管本体の外周表面において 49 G、薄肉部最外周において 64 G となる。

遠心鋳造実験では、Table 1 に示した No. 3 の条件で作製した攪拌混合急冷スラリーを使用した。攪拌混合急冷において二段目の溶湯混合を行った後、攪拌を継続しながら混合合金を空冷させ、温度 960 K に達した時点で遠心鋳造を行った。

また、比較のために、既報<sup>8)</sup>の攪拌混合急冷条件で作製した低固相率スラリーの遠心鋳造材、および、Al-6.7%Cr-1.8%Cu 合金溶湯を用いた通常の遠心鋳造材を作製した。前者の比較実験では、Al 溶湯と Al-10%Cr 合金溶湯とを 3 : 1 の質量比で混合して得た Al-2.5%Cr 合金スラリーを温度 960 K で遠心鋳造した。また、後者の通常遠心鋳造実験では、鋳造時の溶湯の過熱度を 50 K とした。

## 3. 結果および考察

### 3.1 攪拌混合急冷スラリーの組織

Fig. 2 に、一段階の攪拌混合急冷法の初晶微細化効果を調査した結果を示す。

まず、Fig. 2(a)~(c)の比較から、攪拌混合急冷スラリーの初晶微細化に及ぼす混合急冷効果と潜熱吸収効果との影響を検討する。Fig. 2(a)は、Al-6.7%Cr-1.8%Cu 合金の攪拌凝固実験で得られた半凝固スラリーのミクロ組織である。また Fig. 2(b), (c)は、溶湯組合せ No. 1 による攪拌混合急冷実験の結果であり、それぞれ(b)  $f_{S1}=0$  および(c)  $f_{S1}=0.37$  の条件で作製したものである。観察に供した試料は、初晶金属間化合物品出後、スラリーの温度が 933 K に達した段階でその一部を水中急冷することにより得た。これらのミクロ組織写真は SEM による反射電子線像であり、黒く見えるマトリックスが  $\alpha$  相、より明度の高い相が金属間化合物である。

Fig. 2 の(a)~(c)を比較すると、通常の攪拌凝固材である(a)の場合、初晶金属間化合物粒子は最も粗大であり、また初晶粒子内部に  $\gamma$  相領域が多く観察される。一方、混合急冷効果と潜熱吸収効果とを併用した(c)の場合、最も初晶粒子が微細であり、また初晶のほとんどが  $\beta$  相である。また、混合急冷効果のみを利用した(b)の場合は、(a)と(c)の中間的な組織となっている。これらの結果は、本系合金においても、混合急冷効果と潜熱吸収効果のいずれもが初晶微細化に有効であることを示している。しかし、既報<sup>8)</sup>の結果によると、Al 溶湯と Al-10%Cr 合金溶湯とを 3 : 1 の質量比で混合して得られた攪拌混合急冷材では、潜熱吸収効果の無い場合( $f_{S1}=0$ )でも、初晶粒子の平均直径を約 10  $\mu\text{m}$  まで微細

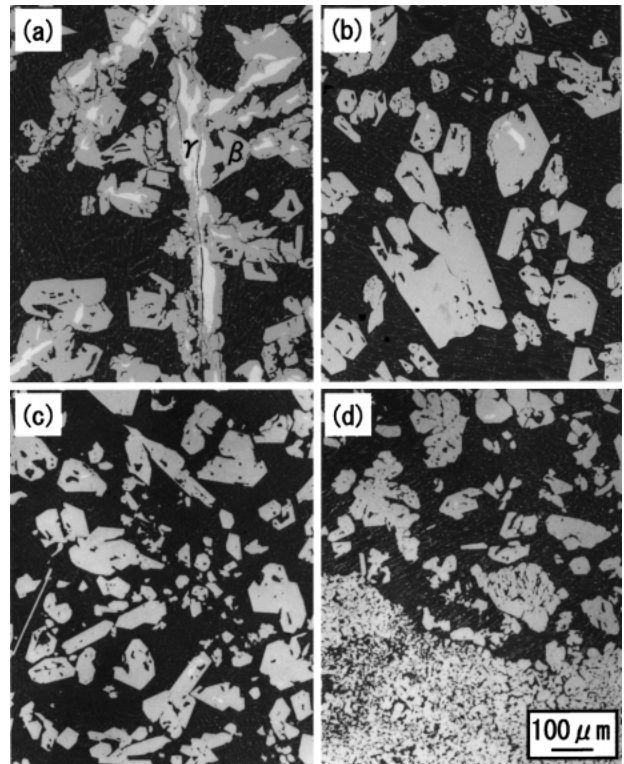


Fig. 2 Microstructures of the semi-solid slurry quenched at 933 K. (a) Al-6.7%Cr-1.8%Cu alloy slurry produced by conventional stir-casting. (b) SMQ slurry (No. 1,  $f_{S1}=0$ ). (c) SMQ slurry (No. 1,  $f_{S1}=0.37$ ). (d) SMQ slurry (No. 2,  $f_{S1}=0.37$ ).

$f_{S1}$ : Fraction solid of the first melt just before the first mixing.

化することができた。また、1 次溶湯を Al-4%Cu とした場合でも同程度の微細化効果が確認された<sup>13)</sup>。これに対して、Fig. 2(a)~(c)において最も初晶の微細化が顕著である(c)の場合でも、初晶粒子の平均直径は 45  $\mu\text{m}$  である。この結果は、潜熱吸収効果のみでは、1 次溶湯の混合割合の減少による冷却能の低下を補いきれなかったことを示している。

次に、No. 2 の溶湯組合せを用いた攪拌混合急冷スラリーの組織を Fig. 2(d)に示す。Fig. 2(c)の場合と同程度のサイズの初晶粒子とともに、極めて微細な初晶粒子が密集した領域が観察される。この領域は、溶湯混合過程で急冷された 2 次溶湯の流体塊が、濃度の独立性を保ったまま最終凝固に至ったものである<sup>4,5,10,11)</sup>。すなわち、2 次溶湯の流体塊が急冷される過程でその内部の固相率が急速に増加し、これに伴って見掛けの粘度が増加した結果、流体塊の変形や初晶粒子の分散が困難になったものである。Fig. 3 は、溶湯混合後の 2 次溶湯流体塊内の  $\beta$  相体積率( $f_{V2}$ )の時間変化を計算した結果である。ここで、2 次溶湯は 1 次溶湯とは濃度的に完全分離の状態で初晶を晶出するものと仮定し、攪拌混合急冷実験で得られた温度履歴曲線からレバールールに基づいて固相率を算出した。Fig. 3 によると、例えば No. 2 の実験では、2 次溶湯は混合直後において既に体積固相率 0.85 に対応する温度条件下におかれることになる。実際には、2 次溶湯流体塊が最後まで濃度の独立性を保つか否かは、初晶の晶出速度と攪拌強度との兼ね合いで決まるが、Fig. 3 の結果から、2 次溶湯の Cr 濃度が高い場合ほど 2 次溶湯流体塊が高固相率

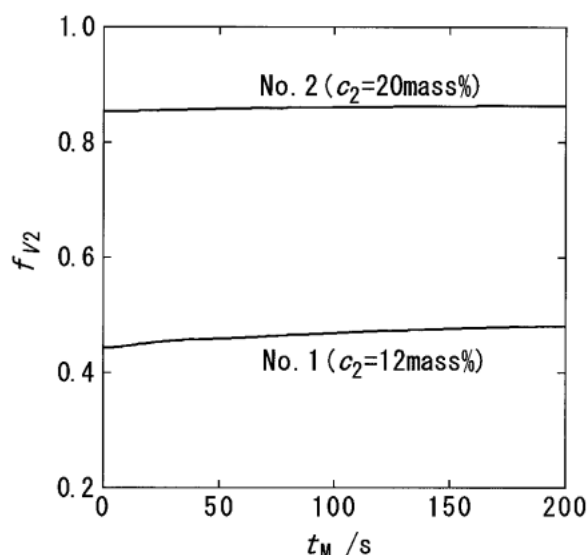


Fig. 3 Changes in the volumetric fraction of  $\beta$  phase in the second melts,  $f_{\beta 2}$ , with elapsed time from mixing,  $t_M$ , during the SMQ experiments: (a) No. 1,  $f_{S1} = 0.37$ . (b) No. 2,  $f_{S1} = 0.37$ . The  $f_{\beta 2}$  data were calculated from the time-temperature curves by using the lever rule. The second melts are assumed to be completely segregated in the mixed alloys.  
 $c_2$ : Chromium concentration of the second melt.

になりやすく、その結果として微細初晶の集合体が生成しやすくなると考えられる。

以上の結果から、微細な初晶が均一分散した高固相率スラリーを製造することを目的とした場合、2次溶湯の混合割合を高くする組合せ(No. 1)、および2次溶湯の溶質濃度を高くする組合せ(No. 2)のいずれを用いても対処できないことが判明した。

### 3.2 二段階攪拌混合急冷におけるスラリーの組織変化

次に、溶湯混合を二段に分けて実施した攪拌混合急冷実験(No. 3)の結果を示す。

Fig. 4は混合容器内の合金試料の温度変化を示している。図中の①で示す凝固段階は、2次溶湯混合直前の1次溶湯スラリー(Al-4%Cu)に対応し、②は3次溶湯混合直前の合金スラリーに対応する。また、③の凝固段階は、 $\alpha$ 凝固開始以前の最終組成の合金スラリーに対応し、遠心铸造に供するスラリーと同様の組織を有する。

Fig. 5(a)~(c)は、それぞれFig. 4の①~③の各段階で水中急冷したスラリー試料のミクロ組織である。(a)の組織中には、急冷前に既に晶出していた等軸デンドライト状の初晶 $\alpha$ 相が見られる。また、急冷により凝固した旧液相領域には、微細な $\alpha$ デンドライトと $\alpha$ - $\theta$ 共晶組織が観察される。一方、(b)では、(a)の場合と同程度の体積割合の等軸 $\alpha$ デンドライトと、その間隙に分布する微細な初晶 $\beta$ 粒子とが観察される。さらに、(c)の組織から、スラリー中に初晶 $\beta$ 相が均一に分散していたことが確認される。なお、(c)の組織を画像解析した結果、初晶 $\beta$ 相の体積率は0.25、平均初晶直径は13  $\mu\text{m}$ と見積もられた。

以上の結果から、二段階の攪拌混合急冷により、初晶微細化効果を維持しつつ、高固相率のスラリーを製造することが

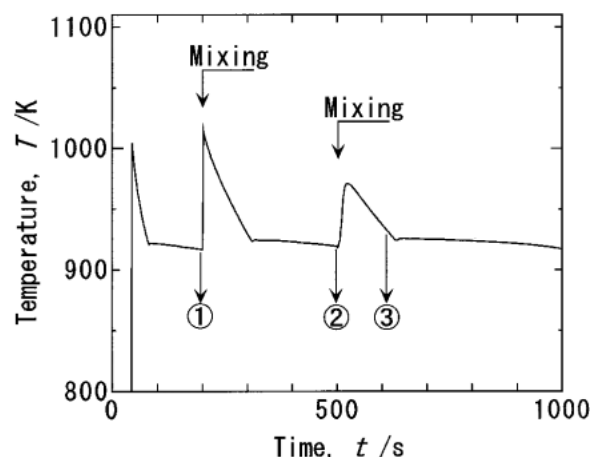


Fig. 4 Typical time-temperature curve measured in the two-step SMQ experiment with combination No. 3. Constituent phases of the slurry: ①  $L + \alpha$ , ②  $L + \alpha + \beta$  and ③  $L + \beta$ .

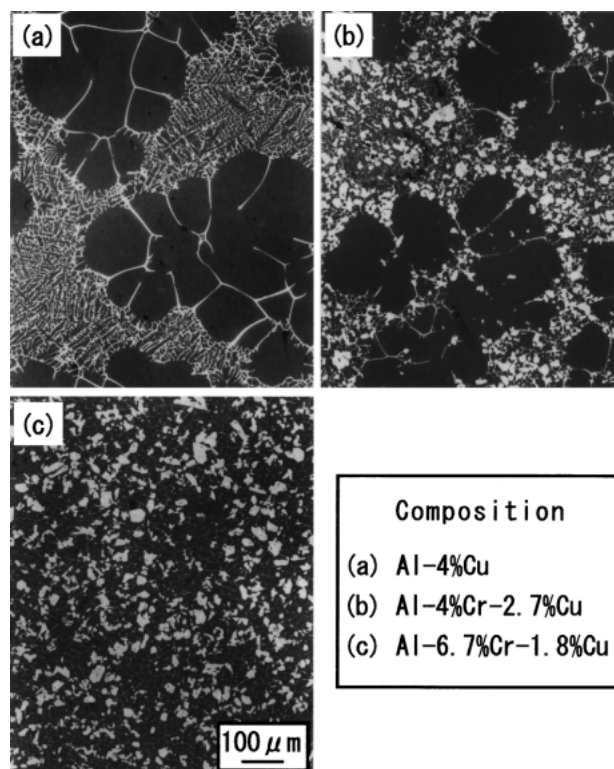


Fig. 5 Changes in the microstructure of the semi-solid slurry during the two-step SMQ process. The specimens shown in (a) to (c) were quenched from temperatures ① to ③ indicated in Fig. 4.

可能であることが確認された。

### 3.3 遠心铸造材の組織

Fig. 6に、遠心铸造材の薄肉部近傍における縦断面マクロ組織を示す。Fig. 6(a)は通常の遠心铸造材であり、また、(b)は攪拌混合急冷スラリーを用いた遠心铸造材(以後、「SMQ 遠心铸造材」と称する)である。Fig. 6(b)の実験で使ったスラリーは、Fig. 5(c)のスラリーと同様、二段階の攪拌混合急冷により作製したものである。

Fig. 6(a)および(b)のいずれの試料においても、複合層が

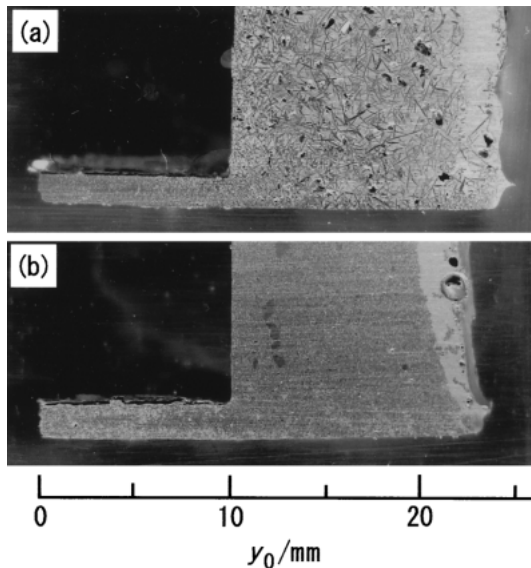


Fig. 6 Macrostructures near the thin-walled part of the Al-6.7%Cr-1.8%Cu alloy castings produced by (a) conventional centrifugal casting and (b) centrifugal casting of the two-step SMQ slurry.

$y_0$ : Distance from the outermost position of the thin-walled part.

内周表面近傍を除くほとんどの領域を占めている。ここで、各試料における内周表面近傍の白色の領域は、遠心分離によって生じた上澄み液相が凝固した  $\alpha$  単相領域であり、その幅は、いずれの試料の場合も、Al-2.5%Cr 合金スラリーの遠心 casting 材<sup>8)</sup>より著しく小さくなっている。また、両試料とも薄肉部への充填不良による欠陥は見られない。しかし、通常遠心 casting 材 (a) の試料では、管本体部に多くの気孔欠陥が観察される。これらの気孔のほとんどは、粗大に成長した板状の初品の表面に接して生成している。一方、SMQ 遠心 casting 材 (b) では、気孔欠陥は管の内周表面近傍に集中しており、その他の領域には大きな欠陥は見られない。

Fig. 7 は、Fig. 6 に示した各試料のミクロ組織写真である。Fig. 7(a), (b) は通常遠心 casting 材、(c), (d) は SMQ 遠心 casting 材であり、各々の観察位置は、(a) および (c) が薄肉部 (管本体の外周表面から 5 mm 外周側)、(b) および (d) が管本体部 (5 mm 内周側) となっている。

Fig. 7 によると、通常遠心 casting 材の薄肉部と管本体部とは著しく組織が異なっている。薄肉部 (a) では、微細な初晶相粒子が分散する領域とデンドライト状に枝分かれした板状の初晶とが分布する領域とが共存している。一方、管本体部 (b) では、もっぱら粗大な板状の初晶のみが観察される。これに対して、SMQ 遠心 casting 材では、薄肉部 (c) と管本体部 (d) とのいずれの位置でも微細な初晶粒子が分散した組織となっている。

Fig. 7(b) の試料の薄肉部と管本体部における初晶サイズ ( $d$ ) と初晶体積率 ( $f_V$ ) の半径方向プロファイルを図 8 に示す。また、比較のために、Al 溶湯と Al-10%Cr 合金溶湯とを 3:1 の質量比で混合して得られた Al-2.5%Cr 合金スラリー<sup>8)</sup>を用いた SMQ 遠心 casting 材の結果も併せて Fig. 8 に示す。

Fig. 8 のいずれの試料も初晶サイズ、初晶体積率ともに比

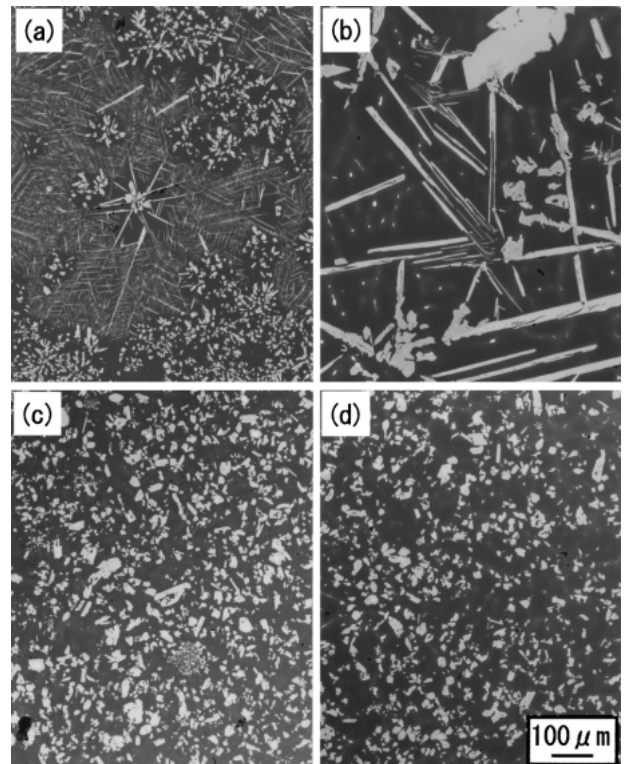


Fig. 7 Microstructures of the centrifugally cast specimens shown in Fig. 6.

(a) Thin-walled part ( $y_0 = 5$  mm) in Fig. 6(a). (b) Body part ( $y_0 = 15$  mm) in Fig. 6(a). (c) Thin-walled part in Fig. 6(b). (d) Body part in Fig. 6(b).

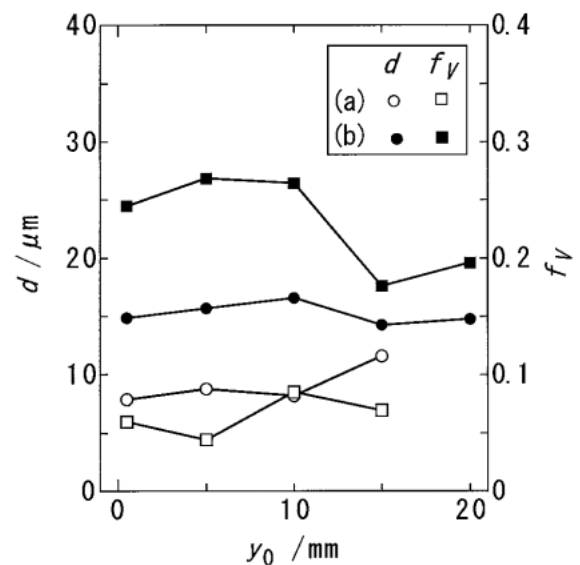


Fig. 8 Profiles of mean particle size,  $d$ , and volume fraction,  $f_V$ , of intermetallic crystals in the radial direction of the centrifugally cast specimens. Used slurry: (a) Al-2.5%Cr alloy slurry produced by using the combination of Al and Al-10%Cr alloy melts<sup>8)</sup>; (b) Al-6.7%Cr-1.8%Cu alloy slurry produced by the two-step SMQ process.

較的均一な分布を示している。比較材 (Al-2.5%Cr 合金) の初晶サイズは  $10 \pm 2 \mu\text{m}$ 、初晶体積率は  $0.06 \pm 0.02$  である。これに対して、二段階の攪拌混合急冷による試料では、初晶サイズは  $15 \pm 2 \mu\text{m}$ 、初晶体積率は  $0.22 \pm 0.05$  であり、初晶

サイズの著しい増加を回避しつつ初晶体積率を約 0.06 から約 0.22 まで増加させることができた。

#### 4. 結 言

二段階の攪拌混合急冷により、微細な初晶金属間化合物粒子を多量に含む高固相率の Al-Cr-Cu 合金スラリーを製造する手法を検討した。さらに、このスラリーを遠心铸造することにより、複合化された薄肉部を有する铸造管を作製し、初晶金属間化合物粒子のサイズと体積率の半径方向分布を調査した。得られた結果を以下に要約する。

(1) 亜共晶 Al-Cu 合金の 1 次溶湯と過包晶 Al-Cr 合金の 2 次溶湯との組合せを用いた攪拌混合急冷では、混合急冷効果および潜熱吸収効果とのいずれも初晶金属間化合物の微細化に有効である。

(2) 一段階の攪拌混合急冷法の場合、高割合の初晶金属間化合物を含むスラリーを製造するために取りうる手段は、① 2 次溶湯の混合割合を高くする、② 2 次溶湯の Cr 濃度を高くする、の二つである。前者では 1 次溶湯の冷却能が低くなり、また、後者では初晶金属間化合物の分散が困難になる傾向がある。これに対して、二段階の攪拌混合急冷では、混合急冷効果を維持しつつ、混合合金の Cr 濃度を高くすることが可能となる。

(3) 二段階の攪拌混合急冷によるスラリーを遠心铸造することにより、薄肉部にも高割合の微細金属間化合物粒子を分布させることが可能となる。

#### 文 献

- 1) F. L. Arnold and J. S. Prestley: Trans. AFS **69** (1961) 129-137.
- 2) K. Murata, M. Takada, T. Nakata and T. Umeda: J. F. S. **64** (1992) 537-542.
- 3) Y. Fukui, N. Yamanaka, Y. Watanabe and Y. Oya-Seimiya: J. JILM **44** (1994) 622-627.
- 4) T. Ohmi, Y. Kimura, Y. Itoh, M. Kudoh and K. Matsuura: J. Japan Inst. Metals **60** (1996) 490-496.
- 5) T. Ohmi, Y. Kimura, Y. Itoh, M. Kudoh and K. Matsuura: Mater. Trans., JIM **38** (1997) 879-885.
- 6) S. Nagai, I. Tsukuda and R. Otsuka: Abstracts of the Japan Institute of Light Metals **77** (1989) 159-160.
- 7) S. Nagai, T. Atsumi, I. Tsukuda and K. Fukui: Abstracts of the Japan Institute of Light Metals **81** (1991) 59-60.
- 8) T. Ohmi, Y. Murota and M. Kudoh: Mater. Trans. JIM **40** (1999) 1063-1068.
- 9) T. Ohmi, K. Matsuura, M. Kudoh and Y. Itoh: J. JILM **48** (1998) 42-47.
- 10) T. Ohmi, Y. Kimura, Y. Itoh, K. Matsuura and M. Kudoh: J. Japan Inst. Metals **63** (1999) 429-434.
- 11) T. Ohmi, M. Ueda and M. Kudoh: J. F. S. **69** (1997) 822-827.
- 12) G. Ghosh: *Ternary Alloys (Vol. 4)*, ed. by G. Petzow and G. Effenberg, (VCH, 1991) pp. 311-319.
- 13) T. Ohmi, Y. Murota and M. Kudoh: J. Japan Inst. Metals **66** (2002) 537-542.