応して炭化物を生成するが炭素量が充分にあれば Cr_2O_3 の炭素還元をさまたげることはない。

(6) 添加成分の中で Al_2O_3 , CaO は特にクロム還元の下をまねく影響を与えた。ただし、 CaO は鋳石中に含まれる程度の添加量であれば、他の成分と比較して、その影響は少ない。

(7) SiO_2 , MgO は還元率の低下を示し、その添加量による影響が大きいと考えられる。 SiO_2 は鋳石中に含まれる量の 3 倍までは、その還元率に大差がなかった。 MgO は鋳石中に含まれる量よりも少ないと還元率の低下を示した。熱力学的には MgCr_2O_4 を生成し、クロム還元の促進効果を示すと考えられるが本実験条件では顕著な効果を示さなかった。

このことより $\text{MgCr}_2\text{O}_4 + \text{C}$ 系において③④⑤の反応は起り難いと推察される。

文 献

(1) 工業レアメタル：アルム出版社，50(1972)，106。

- (2) 加瀬 董：実験化学講座 10，丸善，(1973)，287。
- (3) W.L.Hunter and D.L.Paulson：U.S.Bur Miness. Rep. Invesst 6755(1966)。
- (4) 西条邦夫，西村山治，近藤良夫：日本金属学会誌，31(1967)，833。
- (5) 田中 皓，岸田靖雄，山口昭雄，森山徐一郎：ibid., 35(1971)，523。
- (6) 北田杲三，宮下文彬，宮谷義六，三宅敏夫，松岡山彦，上山純生：ibid., 40(1976)，34。
- (7) 中川有三，久保輝郎，早川宗八郎，水渡英二：粉体理論と応用，丸善，(1973)，132。
- (8) O.Kubaschewski, E.L.I.Evans and C.B. Alcock 共書，丹羽貴知蔵，横川敏夫，中村義男：金属熱化学，産業図書，(1969)，347。
- (9) J.D.Tretjakow u.H.Schmalzried：Ber Bunsenges. Physik. Chem., 69(1965)，5, 396。
- (10) 片山 博，田中章彦：鉄と鋼，9(1974)，1296。
- (11) Index to X-ray Powder Data File(1962)，ASTM Special Technical Publication。
- (12) 品川 睦：ポーラグラフ分析法，共立全書，(1951)，264。

一方向凝固した Al-Cu および Al-Mg 合金の凝固組織と偏析に及ぼす回転磁界による溶湯流動の影響

森 信 幸* 内 山 幹 夫**
大 城 桂 作* 松 田 公 扶*

Nobuyuki Mori, Mikio Uchiyama, Keisaku Ōgi and Kimio Matsuda: Effect of Fluid Flow on the Solidification Structure and the Macrosegregation of Vertically Solidified Al-Cu and Al-Mg Alloys. In this paper, the influence of the flow velocity of bulk liquid on structures and segregations of Al-5.5% Cu and Al-14% Mg alloys were investigated. The cylindrical specimens were vertically solidified under controlled freezing conditions in a rotating electromagnetic field. The magnetic field caused bulk liquid to flow round, and the flow velocity (U) was changed within the range of 0~20 cm/s by varying the voltage on the electromagnetic stirring device.

Specimens solidified under the temperature gradient more than 10°C/cm were composed of only columnar crystals independent of U . At a smaller temperature gradient of 3°C/cm, the equiaxed crystals appeared on the upper part of the specimens and the amount became larger with increasing U . The flow refined crystal grains and made the columnar crystals tilt to the upstream. The angle (θ) between the direction of columnar crystals and that of the thermal flow was expressed as follows: $\theta = a + b \log U + c \log R$, where U was the flow velocity, R was the solidification rate, a, b, c were experimental constants depending on the species of solute and the temperature gradient.

In all specimens, normal segregation appeared as macrosegregation. As far as the specimens with the columnar structures were concerned, the effective distribution coefficient (K_e), the ratio of the solute concentration in the solid to that in the bulk liquid, decreased

* 九州大学工学部(Faculty of Engineering, Kyushu University, Fukuoka)

** 九州大学大学院，現在：日本鋼管株式会社福山製鉄所(Graduate School, Kyushu University, Fukuoka). Present address: Fukuyama Works, Nippon Kokan K.K., Fukuyama)

gradually with the increase in U . The decrease of K_s with U was larger in Al-Cu alloys than in Al-Mg alloys. The effect of U became larger as the solidification rate and the temperature gradient of specimen decreased. On the other hand, K_s of the specimens with the equiaxed structures should be nearly equal to unity independent of U .

(Received July 8, 1977)

I. 結 言

凝固遷移層をともなつて凝固する合金の凝固組織と偏析が、自然対流や鑄込み等にもなつて生ずる凝固界面前方の母液の流動によって著しく影響されることは、従来からよく知られている。しかし、流れの方向および速度を正確に測定することが困難であるうえ、流動の効果は凝固相の構造を左右する凝固条件にも依存すると考えられ、溶湯流動の影響を定量的に把握することは難しい。高橋ら⁽¹⁾⁽²⁾は、Al-Cu 合金および鋼を使用して二重円筒法により実験し、正偏析に及ぼす母液の流速と凝固速度の影響を解析しているが、溶湯流動下での合金の凝固機構を解明するためには、さらに基礎的研究を積み重ねる必要があると考えられる。

本研究は、Al 基合金の円筒形試料を回転磁界中で垂直上方に一方凝固させる方法を用い、回転磁界の強さを変えることにより、凝固組織とマクロ偏析に及ぼす母液の流動速度の影響を定量的に調査した。Al 基合金としては、凝固の進行にともなう溶質元素の濃縮により融液の密度が大きくなる Al-Cu 合金と、密度が小さくなる Al-Mg 合金を使用し、凝固速度と温度勾配を変えて一方凝固することにより、溶質元素の種類および凝固条件の影響についても併せて研究した。

II. 実 験 方 法

試料の作製にあたっては、純度 99.99% の Al, Cu および 99.9% の Mg を原料として、溶質濃度が Al の固溶限に近い Al-5.5% Cu, Al-14% Mg を、あらかじめ外径 75 φmm × 内径 55 φmm × 高さ 80 mm の円筒形に溶製した。この試料を Fig.1 の同じ形状をもつ黒鉛ルツボ(B)の中におさめ、試料の内と外から2つのカンタル線ヒーター

Fig.1 Experimental apparatus.

(C)を用いて再溶解し、誘導電動機(6極)の固定子を改造した回転磁界発生装置(D)によって融液を円周方向に回転流動させ、定常状態になるのを待って垂直上向きに一方凝固させた。なお、試料の温度が上部ほど高くなるように黒鉛ルツボを炉内の適当な位置に設置し、あらかじめ試料下端の温度を液相線温度(T_L)以上約 60°C に保持した。試料の化学組成および凝固条件を Table 1 に示したが、試料の冷却速度(V_c)は次の3種類で変化させた。(i) 温度制御装置の冷却速度(V_c)の設定を 1°C/min とする。(ii) $V_c = 10^\circ\text{C}/\text{min}$ とする。(iii) $V_c = 10^\circ\text{C}/\text{min}$ として黒鉛ルツボの底を水冷する。

なお、温度勾配の影響を調査するため、Al-5.5% Cu 合金に関しては、黒鉛ルツボを炉内の温度勾配の小さい位置に変え、ルツボの下半分を熱伝導率の小さいイソライトレンガに換えることによって温度勾配を小さくして、同様の実験を行った。

試料の凝固条件を表わすパラメーターとして、凝固速度(R)および凝固遷移層内の温度勾配(G)を、溶湯流動のない静止試料について試料底面から 1, 3, 5, 7 cm の位置の試料内に設置した Pt-Pt/Rh 熱電対により求めた。凝固条件は試料の上下で多少異なるため、残液量が多く母液の濃度変化が少ない試料底面から 1~3 cm の位置における G 、および R の平均値を求め、Table 1 に示した。なお、融液を流動させて凝固した試料については正確な温度の測定は行わなかったが、熱電対の挿入により流動が乱されている場合においても、融液中の温度勾配は小さくなるものの、凝固速度(R)および凝固遷移層内の温度勾配(G)はほとんど変化しなかった。

流速の測定は、流動している合金溶湯中に底面から1/2の高さに、先端を露出させて感度をよくした2本の熱電対を 2.5 cm 離して設置し、上流側に室温の針金(約 3 mmφ)を素早く挿入することにより熱振動を与えた。この熱振動が2本の熱電対に伝わる時間差を、融液が流動している場合(Δt_1)と静止している場合(Δt_0)について求め、流速 $U = 2.5/\Delta t_1 - 2.5/\Delta t_0$ とした。流速測定位置の温度を液相線温度以上 30~60°C の範囲で変化させて実験した結果、Fig.2 に示すように Al-5.5% Cu, Al-14% Mg 合金とも、円周方向の流速(U)と回転磁界発生装置の電圧(V)とはほぼ比例関係にあり、温度および溶質元素の種類による差は認められなかった。そこで実験に際しては、この Fig.2 をもとに装置の電圧 V を変えることによって溶湯の流速 U を変化させて実験した。得られた試料は切断して組織観察するとともに、チル面からの各位置で化学分析して凝固方向の溶質分布を調査した。

Table 1 Chemical compositions and solidification conditions of alloys.

System	Sample	$G(^{\circ}\text{C}/\text{cm})$	$R(\text{cm}/\text{s})$	$U(\text{cm}/\text{s})$	$C_0(\text{wt}\%)$
Al-5.5 % Cu	AC 1- 0	12	0.9×10^{-3}	0	5.0
	1			1.0	5.4
	4			3.9	5.2
	10			9.7	5.4
	20			19.4	5.5
	AC 2- 0	11	4.7×10^{-3}	0	5.5
	2			2.4	5.4
	10			9.7	5.6
	20			19.4	5.8
	AC 3- 0	18	1.3×10^{-2}	0	5.5
	2			2.4	5.2
	10			9.7	5.5
	20			19.4	5.6
	AC 4- 0	3	1.4×10^{-2}	0	5.1
	2			2.0	5.3
	4			3.9	5.0
	10			9.7	4.8
	20			19.4	5.1
Al-14 % Mg	AM 1- 0	10	1.5×10^{-3}	0	14.4
	10			9.7	14.4
	20			19.4	14.1
	AM 2- 0	12	5.8×10^{-3}	0	13.7
	4			3.9	14.1
	10			9.7	13.7
	20			19.4	13.7
	AM 3- 0	23	1.2×10^{-2}	0	13.9
	10			9.7	13.9
	20			19.4	13.9

(G : Temperature gradient, R : Solidification rate, U : Flow velocity, C_0 : Solute concentration) Fig.2 Relation between fluid flow velocity (U) and voltage (V) on electromagnetic stirring device.

III. 実験結果および考察

1. 凝固組織に及ぼす母液の流動の影響

母液の流速を変えて一方向凝固した各試料について、**Fig.3**に示すように円周方向の縦断面(A)、試料の $\frac{1}{2}$ 高さにおける横断面(C)のマクロ組織を観察した。腐食液は Al-Cu 合金には酸とグリセリンの混合液(グリセリン 60, 弗酸 40, 硝酸 20, 塩酸 1), Al-Mg 合金には(塩酸 15, 硝酸 5, 弗酸 1)を用いたが、一例として **Photo.1**に Al-5.5% Cu 合金を $G=11^{\circ}\text{C}/\text{cm}$, $R=4.7 \times 10^{-3} \text{ cm/s}$ で

Fig.3 Sections for metallographic study.

凝固した試料のマクロ組織を示す。流速の増加とともに結晶粒は細くなるがいずれもほぼ柱状晶からなり、柱状晶の成長方向は図中の矢印で示した母液の流動方向に逆らって上流側へ傾いている。 $G=10 \sim 20^{\circ}\text{C}/\text{cm}$ で凝固した場合には、Al-Cu 合金および Al-Mg 合金とも R を変えても流速の増加に伴うマクロ組織変化は **Photo.1** の場合と類似し、いずれも上流側へ傾いた柱状晶を呈するが、 G が小さい場合($G \approx 3^{\circ}\text{C}/\text{cm}$)には流速を大きくすると **Photo.2**に示すように柱状晶から等軸晶へ変化した。柱状晶から等軸晶へ変化する位置は、流速(U)が 9.7 cm/s で凝固開始端から 5.5 cm , 19.4 cm/s では 3.5 cm となり、 U が大きくなるほど凝固開始端に近づく。

柱状晶の傾角は流速および凝固条件によって異なるた

Flow direction of the melt→

Photo.1 Macrostructures of the longitudinal and the cross sections (the section (A) and (C) in Fig.3) of AC 2 specimens. Flow velocities (U) are (a) 0, (b) 2.4, (c) 9.7, (d) 19.4 cm/s. ($\times 1 \times \frac{1}{2}$)

Flow direction of the melt→

Photo.2 Macrostructures of the longitudinal and the cross sections of AC 4 specimens. Flow velocities (U) are (a) 0, (b) 3.9, (c) 9.7, (d) 19.4 cm/s. ($\times 1 \times \frac{1}{2}$)

め、Table 1 の各試料について円周方向の縦断面 (Fig.3 中の (A)) で柱状晶の成長方向と鉛直方向のなす角度 (θ) を測定し、円周方向の流速 (U) の対数との関係を求めた結果を Fig.4 に示す。いずれの場合にも θ は $\log U$ にほぼ比例して増加し、 $\theta = a_0 + b \log U$ で表わすことができる。Al-5.5% Cu 合金では G が大きい場合には U の増加に伴う θ の増加が著しく、 G が約 $10^\circ\text{C}/\text{cm}$ および $20^\circ\text{C}/\text{cm}$ のいずれの場合も直線の勾配 b の値は約 14 と大きい。 θ は R に依存しているので $G=10\sim 20^\circ\text{C}/\text{cm}$ の場合について一定 U のところの R と θ の関係を別に求めた結果、 $\theta = a_1 + c \log R$ で表わされた。以上より θ は結局、 $\theta = a + b \log U + c \log R$ で表わされ、 $a=7, b=14, c=-7$ である。一方、 G が $3^\circ\text{C}/\text{cm}$ と小さい場合には、 $U=2\text{ cm/s}$ で θ は既に 35° に達し、 $b=4$ であるのでそれ以上 U が増加しても θ の変化は少ない。

Fig.4 Effect of flow velocity (U) on inclination angle (θ) of columnar crystals from the heat flow direction.

Al-14% Mg 合金でも同様に $\theta = a + b \log U + c \log R$ で表わされ、 G が大きい場合 $a=15, b=7, c=-4.5$ であった。

流動融液から凝固する合金の結晶が流れの上流側に傾くのは、Flemings ら⁽³⁾も定性的に説明しているように、固液界面におけるデンドライト結晶粒の上流側が下流側よりも流動による洗浄作用を強く受け、上流側でより速く固相が成長するためであろう。この洗浄作用の詳細は不明であるが、凝固先端部が完全固相ではなくデンドライト・ネットワークからなる固液共存層であることから、界面付近のデンドライト間融液は当然母液の流動によってひきずられて流動し、凝固先端部の融液の溶質分布が変化することによるものと考えられる。したがって、流動の効果は流速が大きいほど、凝固速度が小さいほど、また温度勾配が小さくて母液の流動の影響を受ける領域が広いほど大きい。また、Al-Cu 合金と Al-Mg 合金とで流動の効果に差異が生じたのは、

デンドライト・ネットワークの構造および凝固方向の溶質の濃度勾配が両者で異なるためであろう。

なお、母液を回転流動させた試料の半径方向の縦断面 (Fig.3 中 B) のマクロ組織は Photo.3(b) に示すように試料の外周側 (写真の右端) に傾斜した柱状晶組織を呈する。この原因は、以下のように考えられる。本実験のように母液の流動方向が直線的ではなく、回転運動している場合には、半径 r の位置の流速 v と圧力 P の間に次式が成立する。

$$dP/dr = \rho \cdot v^2/r \quad (1)$$

ただし、 ρ は質量密度 (= 密度/重力加速度) である。角速度 ω を一定とすれば、半径 r_1 と r_2 ($r_1 < r_2$) における圧力 P_1, P_2 間には次式 (2) が成立する。

$$P_2 - P_1 = \rho \omega^2 (r_2^2 - r_1^2)/2 \quad (2)$$

$r_2 > r_1$ であるので、この場合 $P_2 > P_1$ となる。本実験では

Photo.3 Macrostructures showing columnar crystals of AC 1-20 specimen. Photo.(a), (b) are taken on the longitudinal section (A), (B) in Fig.3 respectively. ($\times 1 \times \frac{1}{2}$)

外側から回転磁界をかけているので、 w は外側の方が大きく圧力差はより大きくなると考えられるが、流路の溝の幅が 1 cm と狭いことからその程度は小さいと考えられる。

一方、凝固界面近傍の融液の流速(U_b)は速度境界層内にあるため速度が母液の流速(U)より遅く、このため母液から伝達される半径方向の圧力差によって 2 次流れ(U_s)を生じ⁽⁴⁾、結局 Fig.5 に示したようにこれら 2 つの流れのベクトル合成された流れ(U_I)になる。 U_s の効果を推定するため、試料 AC1-20 の B 断面(Photo.3(b))で θ を求め、Fig.4 から U_s 方向の母液流速 U' を求めた所、 $\theta \approx 36^\circ$ より $U' \approx 4$ cm/s であった。これは $U \approx 20$ cm/s の約 $\frac{1}{5}$ と小さいため、 U_s も U_b に比べて小さいと考えられる。したがって、柱状晶は実際には U_I の上流側へ傾いて成長しているが、 U_s の影響は小さいため、本研究では円周方向の母液の流速 U と、 U を含む縦断面での柱状晶の傾角 θ との関係として整理した。また以下のマクロ偏析と流速の関係も U との関係として調査した。

Fig.5 Schematic illustration of velocity vectors of fluid flow near the freezing front.

U_I : Velocity vector near the freezing front

U_b : Velocity vector parallel to the flow of bulk liquid

U_s : Velocity vector of secondary flow

2. マクロ偏析に及ぼす母液の流動の影響

温度勾配 $G=10 \sim 20^\circ\text{C}/\text{cm}$ で凝固した Al-Cu および Al-Mg 合金について凝固方向に 1 cm 間隔で 8 箇所の溶質濃度($\bar{C}_s$)を化学分析し、凝固開始端からの距離(X)の関数として整理した結果をそれぞれ Fig.6, 7 に示す。ただ

Fig.6 Copper distributions in Al-5.5% Cu alloys.

Fig.7 Magnesium distributions in Al-14% Mg alloys.

し (a) は $R=0.9 \sim 1.5 \times 10^{-3}$ cm/s, (b) は $R=4.7 \sim 5.8 \times 10^{-3}$ cm/s, (c) は $R=1.2 \sim 1.3 \times 10^{-2}$ cm/s で凝固した試料の結果を示す。いずれも流速が 0 の場合を除いて正偏析が生じており、その程度は R が小さく U が大きいほど著しい。静止融液から凝固した Al-Cu 合金には凝固方向の正偏析はほとんど生じておらずほぼ均一な濃度分布になっ

ており, R が大きい場合にはむしろ逆偏析傾向がわずかながら認められる. Fig. 7 の Al-Mg 合金でもほぼ同様であるが, 流速が 0 または小さい場合に最終凝固部で溶質濃度が低下しているのは主としてマイクロ引け巣によるものである.

本実験のように鉛直凝固した場合の, 母液の流動による凝固遷移層の洗浄効果はほとんどマクロ的凝固界面の近傍でのみ生ずるため, 凝固開始端から任意の位置 (X) の固相 (溶質濃度 $= \bar{C}_s$) は, 近似的に濃度 $C_L = (X_L C_0 - \int_0^X \bar{C}_s dx) / (X_L - X)$ の母液から凝固したとみなしうる (ただし, X_L : 試料全長, C_0 : 試料組成). そこで, Fig. 6, 7 の溶質分布曲線から, 各試料ごとに実効偏析係数 (K_e) を $\bar{C}_s / C_L$ として算出し, 凝固開始端からの距離 X の関数として整理した結果を Fig. 8 (Al-Cu 合金), および Fig. 9 (Al-Mg 合金) に示す. いずれの試料とも K_e はほぼ試料の 1/2 高さまでほとんど変化しないが, 溶湯を流動させて凝固した試料ではさらに凝固が進むと K_e は次第に大きくなり, 最終凝固部では 1 に近い.

$G \approx 3^\circ\text{C}/\text{cm}$ で凝固した Al-Cu 合金について同様に求めて K_e と X の関係は, U が小さい場合は Fig. 10 に

Fig. 8 Relations between effective distribution coefficient (K_e) and distance from bottom (X) of Al-5.5% Cu specimens.

Fig. 9 Relations between effective distribution coefficient (K_e) and distance from bottom (X) of Al-14% Mg specimens.

示すように $G=10\sim 20^\circ\text{C}/\text{cm}$ の試料の結果と類似している. しかし U が大きい試料 ($U=9.7, 19.4\text{ cm/s}$) では, $X=3.5\sim 5.5\text{ cm}$ で K_e が急に大きくなり 1 に近づくのは, Photo. 2 に示したようにこの位置で柱状晶から等軸晶へ変化したためであろう.

次に, K_e の値は試料の底面から約 1/2 高さ (約 4 cm) までほとんど変化しないので, 試料底面から約 3 cm までの K_e の平均値を求めてその試料を代表する K_e とし, 流速 U との関係として凝固速度別に整理した結果を Fig. 11 に示

Fig. 10 Relations between K_e and X of Al-5.5% Cu specimens at low thermal gradient ($G=3^\circ\text{C}/\text{cm}$).

Fig. 11 Relations between K_e and flow velocity (U) in various freezing conditions.

す. K_e は U の増加に伴って減少しているが, R によっても影響され, R が小さいほど小さくなる. また Al-Mg 合金より Al-Cu 合金の方が U および R の差による変化量が大きく, 同一条件で凝固した試料間で比較した場合, 溶質の濃縮により融液の密度が大きくなる Al-Cu 合金の K_e の方がむしろ小さいのは, 密度差による融液の対流はほとんど無視でき, 液相線の勾配, 平衡分配係数の差やデンドライト構造の差などがむしろ影響しているためと考えられる. また前述のように Al-Cu, Al-Mg 合金とも $U=0$ の $K_e \approx 1$ であることから, 本実験条件下では重力偏析は生じていない.

なお, 図中の ∇ 印で示したのは $G \approx 3^\circ\text{C}/\text{cm}$ の Al-Cu

合金の K_e であり, R および U が同じで G の大きい試料の K_e より小さい. この原因は, R が同じでも G が小さいほど冷却速度 (V_0) は小さいので, デンドライト・アームスベージングが大きくなり, デンドライト間融液が流動し易くなるためと考えられる.

以上の結果は, 母液の流動による凝固遷移層の洗浄効果が, 母液の流速 U , 凝固速度 R , 温度勾配 G , および溶質元素の種類により影響され, 柱状晶組織を呈する場合には, U が大きいほど, また R および G が小さいほど K_e が小さくなることを示している. しかし, 組織が等軸晶になると U および凝固条件によらず K_e は 1 に近づくと考えられる.

なお, 既に述べたように凝固先端では試料の半径方向に圧力差とこれに基づく流動が生じているが, この圧力および流動は当然, 凝固遷移層内融液にも伝達されるため, 遷移層内融液も流動し, マクロ偏析に影響を及ぼすと考えられる. Photo.4 は Al-5.5% Cu 合金 (AC1-20) を凝固途中で急冷した試料で, (a) は流れに平行な縦断面 (Fig.3 の A), (b) は母液の流れに垂直な縦断面 (Fig.3 の B) である. (b) の組織中黒い線状の組織は (a) では丸い点状を呈しており, これらは溶質濃度の高い偏析部で, いわゆるストリング・ゴーストである. その一端は写真 (b) の左上方の凝固界面もしくはルツボ内壁 ((b) の左端) へ向っている. このストリング・ゴーストは凝固中には未凝固状態のパイプ状融液部として存在するので, その両端に前述のような圧力差が

Photo.4 Macrostructures showing string ghost of AC1-20 specimen. Photo.(a),(b) are taken on the longitudinal section (A),(B) in Fig.3 respectively.
($\times 2 \times \frac{1}{2}$)

存在すれば, 出口のルツボ内壁部の圧力が低いため, 内部の溶質富化融液は母液中へ流出する. この結果マクロ偏析は増大することになるが, この効果を分離して評価することは難しいため, 今後の課題とし, 本研究ではマクロ偏析を母液の流速との関係として整理した.

IV. 結 言

Al-5.5% Cu および Al-14% Mg 合金の円筒形試料を回転磁界中で垂直上方に一方向凝固させる方法を用い, 凝固組織およびマクロ偏析に及ぼす母液の流動と凝固条件の影響を定量的に調査して, 以下の結果を得た.

(1) Al-Cu, Al-Mg 合金とも温度勾配 (G) が約 $10 \sim 20^\circ\text{C}/\text{cm}$ と大きい場合には, 本実験条件の流速 (U) が $0 \sim 20 \text{ cm/s}$, 凝固速度 (R) が $1 \sim 14 \times 10^{-3} \text{ cm/s}$ の範囲内ではほぼ柱状晶組織だけからなっていたが, G が約 $3^\circ\text{C}/\text{cm}$ と小さい場合には U が約 10 cm/s 以上になると等軸晶領域が現われた. また結晶粒は U の増加とともに微細化した.

(2) 柱状晶が熱流方向となす角度 (θ) は, $\theta = a + b \log U + c \log R$ で表わされ, Al-Cu 合金では G が $10 \sim 20^\circ\text{C}/\text{cm}$ の範囲では $a=7, b=14, c=-7$ であった. G が $3^\circ\text{C}/\text{cm}$ と小さい場合には, θ は 2 cm/s で既に 35° に達し, それ以上の U に対する θ の増加率は少なく $b=4$ であった. Al-14% Mg 合金の θ も同様の式で表わされ, $G=10 \sim 20^\circ\text{C}/\text{cm}$ の範囲では $a=15, b=7, c=-4.5$ であり, 本実験の測定範囲内では Al-Cu 合金より U および R の変化に対する θ の変化率は小さかった.

(3) マクロ偏析として正偏析が生じ, 柱状晶組織の場合には Al-Cu, Al-Mg 合金とも, 実効偏析係数 (K_e) は U が大きいほど小さい. また K_e は凝固条件によっても変化し, R および G が小さいほど小さくなった. 一方, 組織が等軸晶になると K_e は 1 に近づく.

文 献

- (1) 高橋忠義, 萩原 巖: 日本金属学会誌, **29**(1965), 1152.
- (2) 高橋忠義, 市川 洵, 工藤晶行, 島原皓一: 鉄と鋼, **61**(1975), 2198.
- (3) M.C.Flemings, C.M.Adams, E.E.Hucke and H.F.Taylor: Trans. Amer. Found. Soc., **64**(1956), 636.
- (4) 池森亀鶴: 水力学, 標準機械工学講座(8), コロナ社, (1975), 191.