Al 合金による偏析線の生成に関する研究

森 信幸* 大城桂作* 松田公扶*

Nobuyuki Mori, Keisaku Ōgi and Kimio Matsuda: Study on the Formation of String Ghosts in Al-Cu-Mg Alloys. To clarify the growth process of string ghosts in ingots, Al-3.5%, 5.5%, 15%Cu, Al-6%, 14%Mg, and Al-6%Mg-1.2%Cu alloys were horizontally, unidirectionally solidified, and quenched during solidification.

At low solidification rates (R), many string ghosts appeared in Al-Cu and Al-Mg alloys, in which the density of the interdendritic liquid (ρ_{LS}) changes remarkably with an increase in fraction of solid. On the other hand, few string ghosts appeared in Al-6%Mg-1.2%Cu alloy, in which ρ_{LS} is almost unchanged during solidification. In the horizontal cross-section of the specimens, the area occupied by string ghosts increased linearly with an increase in $1/R$. The effect of R was larger in Al-Cu alloys than in Al-Mg alloys.

Tiny string ghosts arising from the neighborhood of the solidification front grow up to large ones with the progress of solidification. Since their growth is accompanied by the fluid flow in themselves, they cannot grow in the region with the fraction of solid exceeding 0.8 ± 0.05 for Al-5.5%Cu alloy, or 0.7 ± 0.1 for Al-14%Mg alloy, in which interdendritic liquid scarcely flow.

(Received March 19, 1979)

I. 緒 言

キルド鋼等の大型鋳塊に発生する偏析線(ストリング・ゴースト)の生成に関しては、従来から多くの研究が行われており、その生成機構についても次第に明らかにされつつある^{(1)~(4)}。しかし、偏析線に関する研究の多くは、主として凝固完了後の組織観察や、塩化アンモニウムの水溶液等を用いたモデル実験によるものであり、合金の凝固における偏析線の生長過程や偏析線内融液の挙動について詳しく調査したものは極めて少ない。

著者らは、Al-Cu, Al-Mg および Al-Cu-Mg 合金を水平方向凝固させた試料のマクロ偏析について既に報告した⁽⁵⁾が、このとき、凝固に伴う遷移層内融液の密度変化の大きい Al-Cu および Al-Mg 合金では、凝固速度の小さい場合、正および重力偏析だけでなく偏析線の発生も著しいことを認めた。そこで本研究では、Al-Cu, Al-Mg および Al-Cu-Mg 合金を水平方向凝固する途中で急冷した試料、および凝固完了した試料中に存在する偏析線の分布状態を詳細に調査するとともに、急冷試料の偏析線内融液部の溶質濃度を、電子線径を拡大した EPMA 分析法によって定量することにより、偏析線の生長過程を研究した。

II. 実験方法

1. 実験試料

実験試料は前報⁽⁵⁾のものを用いた。すなわち、Al-5.5%Cu, 15%Cu, 14%Mg および 6%Mg-1.2%Cu 合金を、水平方向に温度勾配をもつニクロム線炉内に設置した、水冷

銅板とニクロム線ヒーターを備えた長さ 7×10^{-2} m, 幅 2×10^{-2} m, 高さ 4.5×10^{-2} m の内容積を有する黒鉛ルツボ中で水平方向凝固させて作製した。また、一部の試料については、凝固途中で急冷して凝固界面および凝固遷移層内における偏析線組織を明らかにした。

2. 組織観察および EPMA 分析

各試料について、凝固方向に平行な縦断面および試料底面からの高さ (h) が約 0.6, 2.1, 3.7 ($\times 10^{-2}$ m) での水平横断面で組織観察し、偏析線の分布状態を詳細に調査した。

次に、急冷試料で急冷前に液相であった偏析線および母液領域は、急冷によって微細なデンドライト組織になっているため、これらの非均質領域の平均溶質濃度は、分析領域内では均質とみなしうるまで電子線径を拡大して EPMA 分析した。電子ビーム径の拡大は対物レンズ(第2集束レンズ)の電流を変えることによって行い、ナイフ・エッジ法によってビーム径を測定し、あらかじめビーム径 (D) とレンズ電流 (I) の関係を求めた。 D と I はほぼ比例関係にあったので、 I を調整することにより D を変化させた。

EPMA 分析で得られた X 線相対強度から真の溶質濃度を求めるため、数種の Al-Cu および Al-Mg 2 元合金の水冷銅板による急冷試料もしくは小型の金型鋳造試料の化学分析値と、微細デンドライト組織をビーム径を拡大して求めた EPMA 分析値から検量線を作成した。なお、ビーム径としては組織の大きさによる濃度変動のはとんどない大きさとして、デンドライトの 2 次アーム・スペーシングの約 4~5 倍程度以上とした。X 線相対強度 (I/I_0) と真の溶質濃度 (wt%) はビーム径によらず比例関係にあり、検量

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

Photo.1 Macrostructures of specimens freezed at $G = (2.4 \sim 2.9) \times 10^3 \text{ K/m}$, $R = (1.1 \sim 1.2) \times 10^{-5} \text{ m/s}$. (a) AC5-H1, (b) AM14-H1, (c) AMC-H1

Photo.2 Macrostructures of Al-5.5%Cu alloys.

(a) AC5-H2 ($G = 1.9 \times 10^3 \text{ K/m}$, $R = 9.1 \times 10^{-5} \text{ m/s}$)
 (b) AC5-L1 ($G = 0.7 \times 10^3 \text{ K/m}$, $R = 1.5 \times 10^{-5} \text{ m/s}$)
 (c) AC5-L3 ($G = 0.3 \times 10^3 \text{ K/m}$, $R = 29.1 \times 10^{-5} \text{ m/s}$)

線は, Al-Cu 合金では $\text{Cu}(\%) = 1.10 \times (I/I_0)$, Al-Mg 合金では $\text{Mg}(\%) = 1.03 \times (I/I_0)$ で与えられた。

III. 実験結果および考察

1. 偏析線の生成に及ぼす合金組成と凝固条件の影響

(1) 偏析線の形態

合金組成による偏析線組織の相違を比較するため, **Photo.1** に温度勾配(G)が $2.4 \sim 2.9 \times 10^3 \text{ K/m}$, 凝固速度(R)が $1.1 \sim 1.2 \times 10^{-5} \text{ m/s}$ で凝固した試料の縦断面および横断面のマクロ組織写真を示した。Photo.1(a)は Al-5.5% Cu, (b)は Al-14%Mg, (c)は Al-6%Mg-1.2%Cu 合金の凝固完了後における組織である。(a)および(b)の試料縦断面(上の写真)で黒いひも状もしくは棒状に見える組織はいわゆる偏析線(ストリング・ゴースト)で, 横断面では円形もしくは点状に見えている。凝固進行に伴う遷移層内融液の密度変化の大きい Al-Cu および Al-Mg 合金では多くの偏析線が生じているのに対し, 融液の密度変化のほとんどない Al-Mg-Cu 合金では, 明確な偏析線はほとんど認められず, 最終凝固部に少数の偏析線が生じているにすぎないことから, 偏析線の生成には遷移層内融液の密度変化が影響すると考えられる。

偏析線の生成が著しい Al-Cu, および Al-Mg 合金の偏

析線の分布は, 横断面組織から明らかのようにランダムであり規則性は認められない。また, 前報⁽⁵⁾でも述べたように, 偏析線内で下降流が生じている Al-Cu 合金では, 偏析線は凝固界面にはほぼ平行に生成しているが, 下方へゆくほどわずかに母液側へ傾いていた。一方, 偏析線内で上昇流が生じている Al-Mg 合金では, 偏析線はほぼ鉛直に生成しており, 偏析線の生成方向が Al-Cu, Al-Mg 合金で異なる。

次に, 凝固条件による偏析線組織の相違を調査するため **Photo.2**(a)~(c)に Al-5.5%Cu 合金の凝固条件の異なる試料の凝固完了後の組織を示した。この内, $R = 9.1 \times 10^{-5} \text{ m/s}$ の AC5-H2(a)では, G がほぼ同じで R の小さい AC5-H1(Photo.1(a))と比較して, 偏析線発生数が少なく, 偏析線が界面となす傾角が大きくなった。これに対し R のより大きい試料(c)では全く偏析線は生成しておらず, 偏析線の生成には R の影響が大きいことがわかる。他の合金でも凝固条件の影響は以上と類似していた。

偏析線のミクロ組織の代表例として, **Photo.3** および **4** に試料 AC5-H1 および AM14-H1 の場合を示す。いずれも(a)は界面がほぼ試料中央部にきたときに急冷した試料, (b)は凝固完了試料の中央高さにおける縦断面(上)および

Photo.3 Microstructures of Al-5.5%Cu alloy. (AC5-H1)
(a) Quenched, (b) completely solidified.

横断面(下)の組織である†。Photo.3(a)の Al-Cu 合金急冷試料で黒っぽい所、および Photo.4(a)の Al-Mg 合金急冷試料では逆に白く見える所は、急冷前に未だ融液であった偏析線および母液であり、急冷によって微細なデンドライト組織になっている。横断面組織から、いずれの合金とも界面近くの偏析線は比較的小さくその形状も不規則であるが、わずかに遷移層内に入ると太くなり、その形状も円形に近く内面が滑らかになっている。なお、偏析線内面はチル面に近い側がより滑らかな形をしている。これは偏析線内融液の濃度分布や速度分布、および温度分布等の差

† いずれの合金も急冷試料のマクロおよびミクロ組織と凝固完了試料のマクロ組織は、4%KMnO₄+2%NaOH 水溶液と 10%NaOH 水溶液(70°C)の交互腐食し、凝固完了試料のミクロ組織のみ Al-Cu 合金は 10%NaOH 水溶液(70°C)、Al-Mg 合金は 25% HNO₃ 水溶液(70°C)で腐食した。このため Photo.4 の Al-Mg 合金では、偏析線と周囲のデンドライトの白黒のコントラストが急冷試料と凝固完了試料とで逆転して見える。

によるものと考えられるが、原因の詳細は不明である。さらに、界面から遷移層内へ Al-Cu 合金では約 1×10^{-2} m、Al-Mg 合金では約 2×10^{-2} m 以上の領域に存在する偏析線は、初晶が偏析線内部に向け成長するので再び小さくなり、凝固完了試料の組織に近くなる。また、凝固完了試料では白い所が初晶、黒く腐食されたところが共晶であるが、いずれの合金とも初晶が偏析線内全面に晶出している。

(2) 偏析線の分布

ほぼ同じ R と G のもとで凝固した Al-5.5%Cu 合金(AC5-H1)と Al-14%Mg 合金(AM14-H1)について、試料内の偏析線の分布状態を調べた結果を Fig.1 に示す。△, ▲印は試料上部($h=3.7 \times 10^{-2}$ m), ○, ●印は中部($h=2.1 \times 10^{-2}$ m), ▽, ▼印は下部($h=0.6 \times 10^{-2}$ m)における単位面積当りの偏析線数(n)である。この結果から、Al-Cu 合金の方が Al-Mg 合金より n が大である。また、Al-Cu, Al-Mg 合金のいずれもチル端から試料中央部付近までの n の変化は少いが、試料後半部では、Al-Cu 合金の場合には最終凝固部に近くなると下部に比べ上部および中部の n が著しく減少するのに対し、Al-Mg 合金では逆に上～中部の n は増加し、下部では減少する。試料後半部で n が変化するのは、溶質濃化融液の蓄積により Al-Cu 合金では試料下部で、Al-Mg 合金では上部で凝固が遅れて、母液の濃度および凝固条件が変化するためである。

以上のように、試料後半部では凝固条件および溶質濃度が異なるので、界面の遅れおよび母液濃度の変化が少なく、偏析線数(n)もほぼ一定である試料前半部の n と $1/R$ の関係を Al-Cu 合金系および Al-Mg 合金系ごとに求め、それぞれ Fig.2 と Fig.3 に示した。なお図中には、前報の試料の他に、Table 1 に示す試料の n についての結果もプロットした。Al-Cu 合金では、Cu 濃度によらず G の大きい場合($G=1.7 \sim 2.4 \times 10^3$ K/m)と G の小さい場合($G=0.3 \sim 0.7 \times 10^3$ K/m)の2グループに分けることができるようである。いずれの場合も n は $1/R$ の増加とともに大きくなるが、 G の大きい場合の方が n に対する R の影響が大きい。一方、Al-Mg 合金では、 n はほとんど G にはよらずほぼ $1/R$ とともに直線的に増加する。

次に、Al-Cu 合金の G の小さい場合には G の大きい場合よりも偏析線の平均断面積($\bar{S}$)が大きいので、 $n \cdot \bar{S}$ で表わされる偏析線面積率(S_g)を求めたところ、Fig.4 のようにほぼ $1/R$ のみで整理することができた。また、Al-Mg 合

Photo.4 Microstructures of Al-14%Mg alloy. (AM14-H1)
(a) Quenched, (b) completely solidified.

Fig.1 Distribution of string ghosts in Al-5.5%Cu and in Al-14%Mg alloy. ($G = (2.4 \sim 2.9) \times 10^3 \text{ K/m}$, $R = (1.1 \sim 1.2) \times 10^{-5} \text{ m/s}$)

金の場合も同図に併記したが、やはり S_g を $1/R$ で整理できる。すなわち、遷移層内にパイプ状融液部として存在する偏析線が占める面積率(S_g)は、Al-Cu, Al-Mg 合金とも G にはよらずほぼ $1/R$ とともに増大するといえる。Al-Cu 合金の方が Al-Mg 合金より S_g の増加率が大いのは、遷移層内融液の母液との密度差がより大きいためと考えられる。

2. 偏析線内融液の溶質濃度

Al-5.5%Cu および Al-14%Mg 合金の急冷試料で、急冷前に融液であった偏析線および母液の溶質濃度を 100~200% に拡大した電子線径で EPMA 分析した。偏析線内の溶質濃度を、凝固界面からの距離の関数として Fig.5 に示す。(a)は Al-5.5%Cu, (b)は Al-14%Mg 合金の場合で、原点を凝固界面にとり遷移層側を X 軸の正方向、母液側を負方向にとって、それぞれの融液中の溶質濃度を示した。

○, □等の同一記号は同一偏析線についての分析値であり、実線で同一偏析線内の長さ方向の濃度変化を示した。一点鎖線は界面およびこれらの偏析線の出口の位置である。破線は界面部の融液が母液の濃度と等しいとして、試料の温度分布と状態図から求めた遷移層内融液の平衡濃度分布である。なお、母液の濃度は化学分析値(●印)も併記した。また二点鎖線は、ビーム径を絞った($<5\mu\text{m}$)EPMA 分析により、初晶デンドライト中の最少濃度を凝固界面からの距離したがって凝固時間(θ_f)の

Fig.2 Number of string ghosts (n) vs $1/R$ in Al-Cu alloys.

Fig.3 Number of string ghosts (n) vs $1/R$ in Al-Mg alloys.

Table 1 Chemical compositions and solidification conditions of alloys.

Sample	Cu (%)	Mg (%)	G (K/m)	R (m/s)
AC3-H1	3.5	0	2.4×10^3	1.4×10^{-5}
AC15-H3	15.0	0	1.7×10^3	1.6×10^{-5}
AM6-H1	0	5.8	2.9×10^3	1.2×10^{-5}

(G : Temperature gradient, R : Solidification rate)

Fig.4 Effect of $1/R$ on fraction of string ghosts (S_g) in cross section.

関数として求め、 $\theta_f=0$ の外挿値($C_{\min}^0$)を凝固先端の固相の溶質濃度と見なし、これと平衡していた融液濃度 C_{LI} を状態図より求めて凝固界面における融液の濃度とした場合の、遷移層内融液の濃度分布である。

Al-Cu, Al-Mg 合金のいずれの場合についても、偏析線内融液の濃度は遷移層内融液の濃度よりも高く、凝固界面で Al-Cu 合金では 1.5~2%, Al-Mg 合金では 2~3% 程度は高いが、界面から遷移層内へ入るにつれて偏析線内融液の濃度は周囲の遷移層内融液の濃度に近づく。

以上のように、偏析線内融液の濃度が周囲の遷移層内融液の濃度より高いことは、周囲との比重差による流動力が偏析線内融液に働くため、Al-Cu 合金では下向き、Al-Mg 合金では上向きの流動が継続しうことを意味し、またこの流動により周囲との濃度差が出口に向かうほど大きくなる。

さらに凝固が進んで Al-Cu 合金で界面から $(0.5 \sim 1) \times 10^{-2}$ m 以上、Al-Mg 合金では $(1 \sim 2) \times 10^{-2}$ m 以上遷移層内部になると、偏析線内融液と周囲の遷移層内融液との濃

Fig.5 Solute concentration in string ghosts. (a) AC5-H1, (b) AM14-H1

度差がほとんどなくなり、流動も停止すると考えられる。この位置は、Photo.3 および 4 において偏析線内に初晶が晶出して偏析線が細くなり始める位置が Al-Cu 合金では界面から約 1×10^{-2} m、Al-Mg 合金では約 2×10^{-2} m 以上遷移層内部であることとよく対応している。

3. 凝固遷移層の固相率分布

偏析線内融液が流動するためには、遷移層内融液の偏析線への補給がなければならない。しかし、遷移層の固相がある程度以上多くなると融液の流動が困難になる。

遷移層内で偏析線を除いた領域の任意の位置での固相率 (f_s) は、その位置の平均濃度 ($\bar{C}_{SM}$)、初晶の平均濃度 ($\bar{C}_\alpha$)、および融液濃度 (C_L) がわかれば、 $f_s = (C_L - \bar{C}_{SM}) / (C_L - \bar{C}_\alpha)$ として与えられる。 $\bar{C}_{SM}$ としては、すでに前報⁽⁵⁾の急冷試料から求めた遷移層内の濃度 ($\bar{C}_{SL}$)、および前節の偏析線内融液の濃度 (C_g) と偏析線面積率 (S_g) から、 $\bar{C}_{SM} = (\bar{C}_{SL} - C_g \cdot S_g) / (1 - S_g)$ として求めた値を用いた。なお、 S_g は AC5-H1 では 0.0028、AM14-H1 では 0.0079 であった。 C_L は、Fig.5(a), (b) の破線で示される遷移層内融液の平衡濃度をもって近似的に与え、また、 $\bar{C}_\alpha$ は初晶デンドライト内の溶質分布を、電子ビーム径を絞って EPMA 分析して求めた結果を使用した。

以上の方法により、試料 AC5-H1 と AM14-H1 について温度低下に伴う固相率(f_s)の変化を求めた結果を Fig.6 に示す。 f_s の小さい界面近傍では C_L および $\bar{C}_{SL}$ とともに正確な値は不明なため、凝固先端の融液の濃度が母液濃度(C_{L0})に等しいとして f_s と濃度の関係を求め、破線で示した。なお、二点鎖線は遷移層内融液の濃度が Fig.5(a), (b) の二点鎖線であるとした場合の結果であるが、固相率が大きくなるにつれて破線と一致してくる。一点鎖線で示

Fig.6 Fraction of solid (f_s) vs temperature in Al-5.5%Cu and in Al-14%Mg alloy.

したのは、Fig.5(a), (b) から偏析線内融液の流動がほとんど停止すると考えられる位置で、前述のように試料 AC5-H1 では界面から $(0.5 \sim 1) \times 10^{-2}$ m, AM14-H1 では $(1 \sim 2) \times 10^{-2}$ m 遷移層内部である。これらの位置の固相率を融液の流動しうる臨界固相率(f_{sc})とすれば、 f_{sc} は AC5-H1 では 0.8 ± 0.05 , AM14-H1 では 0.7 ± 0.1 である。これらの値は、従来高橋ら⁽⁸⁾⁽⁷⁾によって示されている固体中に融液が捕われる臨界の固相率 $S_P = 0.67$ よりやや大きい。これは高橋らの結果が母液の流動のおよぼ範囲を求めたものであるため、密度差による流動の場合には S_P 値よりも固相率が大きくとも流動しうる⁽⁸⁾⁽⁹⁾ものと考えられる。

4. 偏析線の生長過程

偏析線が多数発生してその生長の各段階を見ることのできる Al-Cu および Al-Mg 合金の急冷試料について、その凝固界面、遷移層の組織、および偏析線の生成状態を詳細に調査し、すでに得られた結果と合わせて偏析線の生長過程を調査した。

Photo.5 は、Al-5.5%Cu 合金を $G = 2.4 \times 10^3$ K/m, $R = 1.2 \times 10^{-5}$ m/s で凝固する途中の界面が試料中央部付近に達したとき急冷した試料(Photo.1(a))の、界面近傍に

Photo.5 Figure showing the quenched interface and the string ghosts in Al-5.5%Cu alloy. (AC5-H1)

おける凝固遷移層の組織である。黒っぽい所が急冷前に融液であった部分で、界面にほぼ平行に発達した偏析線が凝固の遅れた界面部の母液中へ通じており、また界面近くにも多少途切れてはいるが界面部の母液へ通じている成長中と考えられる偏析線が認められる。さらに、界面部のデンドライトは一部が欠落した、あるいは逆に付着したと考えられる凹凸の乱れた部分が認められる。このような所の凹部(矢印)は、凝固進行に伴い未凝固融液部としてとり残されればいわゆる液相孔⁽¹⁾となり、さらに偏析線発生の起点になるのではないかと考えられる。

Photo.6 は、Al-14%Mg 合金を $G = 2.9 \times 10^3$ K/m, $R = 1.1 \times 10^{-5}$ m/s で凝固する途中で急冷した試料(Photo.1(c))の界面近傍における凝固遷移層の組織である。Al-Cu とは逆に白く見える部分が急冷前に融液であったところで、試料の下部から大きく発達した偏析線が上方の凝固の遅れた界面部の母液中へ通じている。また中の写真の偏析線は、界面中部の母液中へ通じており、上方へ成長中と考えられる。界面部の凹凸は前述の Al-Cu 合金と同様であるが、このような界面の凹凸は母液の対流によって界面部のデンドライトが溶断もしくは破断⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾されて、あるいはそれらが再付着することにより形成されたと考えられる。しかし、この Al-Mg 合金の場合には、特に遷移層の下部領域において界面からかなり遷移層内部にまでわたって多くの液相孔、もしくは偏析線の芽とでも言うべき微少偏析線(矢印)を認めることができる。すなわち、Al-Mg 合金では遷移層の下部で液相孔等による隙間の多い乱れた構造をしており、特に大きな偏析線はほとんどこの下部領域

Photo.6 Figure showing the quenched interface and the string ghosts in Al-14%Mg alloy.

(AM14-H1)

から発達している。このような液相孔の多い領域が遷移層下部に形成されるのは、母液の対流により溶断もしくは破断されて液中へ離脱したデンドライト片からなる微細結晶が Al-Mg 合金では融液よりも比重が大きい⁽⁵⁾ため、液中を下降して下部の界面に付着しやすく、いわゆる沈殿晶の現象を生じて柱状晶の発達を押えとともに結晶粒の乱れやデンドライトの欠陥を生じることによるものと考えられる。

以上の Photo.5, 6 および Photo.3, 4 などの急冷試料において認められる生長過程の偏析線組織を Fig.7(a), (b)の模式図に示した。図(a)は Al-Cu, (b)は Al-Mg 合金の場合である。図中の No.1 は、偏析線の形をとり始めたと思わせる微少偏析線組織であるが、比較的大きくしかも相互の連続性のよい液相孔との差が顕著ではない。

No.2~4 は、成長段階にあると考えられる偏析線で、偏析線としての形態をとり始めると、融液の流動抵抗が周囲のデンドライト間におけるよりも小さくなり、さらに偏析線内融液の濃度は周囲の遷移層内融液の濃度より高くなるため、密度差も大きくなって流動は加速され⁽⁶⁾と考えられる。このうち No.2 および 3 の偏析線では、界面途中に偏析線出口を有する状態で凝固が進行するため、出口では流出してくる溶質濃化融液により凝固が遅れて融液状態で取残され、界面の進行とともに偏析線は Al-Cu 合金では下方、

Fig.7 Schematic figures showing the growth process of string ghosts.

(a) Al-Cu alloy, (b) Al-Mg alloy.

Al-Mg 合金では上方へ伸び成長する。No.4 は大きく発達した偏析線で、凝固の遅れた界面部の母液へその出口が通じている。凝固の進行にともなって偏析線が太く成長し、その内面が円形に近い形になっていくのは、溶融金属では伝熱速度が物質移動速度に比べてはるかに速い (Lewis 数 $= S_c/P_r \gg 1$) ため、成長中の偏析線内部では流動により周囲より濃度の高くなった融液が平衡を保つようにデンドライトを再溶解する⁽⁴⁾ためであろう。

さらに凝固が進むと、偏析線内融液の流動は次第に弱まり、前述したように臨界固相率 (f_{sc}) 以上では流動はほとんど停止し、図の No.5 の偏析線で模式的に示したようにその内部に初晶も品出し始める。したがって、凝固完了時における偏析線の平均濃度 (C_{sc}) は、この f_{sc} の位置での偏析線内融液の濃度にはほぼ等しいと考えられる。

なお、以上のように偏析線はその出口が界面に存在する状態で成長するため、 R が大きいほど水平方向に成長し易く、前述のように界面に対する傾角が大きくなるのである。

IV. 結 言

凝固遷移層内融液と母液との密度差の異なる Al-Cu, Al-Mg および Al-Mg-Cu 合金を水平方向凝固させて、凝固途中急冷した試料および凝固完了試料に発生した偏析線 (ストリング・ゴースト) の分布状態および生長過程を調査し、以下の結果を得た。

(1) 遷移層内融液と母液との密度差の大きい Al-Cu, および Al-Mg 合金では、凝固速度 (R) が小さいほど多数の偏析線が生成したが、融液の密度差のほとんどない Al-6% Mg-1.2% Cu 合金では R が小さくともほとんど生成せず、偏析線の生成には融液の密度差が大きいことが必要である。

(2) 偏析線の占める面積率 (S_g) は、Al-Cu, Al-Mg 合金とも $1/R$ の増加にほぼ比例して増大し、その増加率は遷移層内融液の密度変化の大きい Al-Cu 合金でより大である。

(3) 電子線径を拡大した EPMA 分析法により Al-5.5%Cu, および Al-14%Mg 合金の偏析線内融液の濃度を測定した結果, いずれの合金とも凝固界面近傍における偏析線内融液の濃度は周囲の遷移層内融液の濃度より界面で約 2~3% 高く, 界面からの距離の増加とともに周囲の遷移層内融液の濃度に近づく。また, この濃度差がなくなり, 偏析線内融液の流動が停止すると考えられる遷移層の臨界固相率(f_{sc})は, Al-Cu 合金では 0.8 ± 0.05 , Al-Mg 合金では 0.7 ± 0.1 である。

(4) 偏析線は, 遷移層の界面近傍の液相孔を基点に発生し, 界面の進行とともに偏析線内融液が Al-Cu 合金では下方, Al-Mg 合金では上方へ流動して, これを遷移層内融液が補給するため, ひも状に生長する。凝固が進んで遷移層の固相率が上記臨界値(f_{sc})に近づくと, 遷移層内融液の流動が困難になるため偏析線への融液の補給がなくなり, 偏析線の生長は停止する。

文 献

- (1) 萩原 巖, 高橋忠義: 鉄と鋼, **53**(1967), 27.
- (2) 成田貴一, 谷口政行: 鉄と鋼, **56**(1970), 212.
- (3) 浅野鋼一, 松永 久: 鉄と鋼, **56**(1970), 1916.
- (4) 浅井滋生, 佐原崇彦, 萩原 巖: 鉄と鋼, **63**(1977), 1512.
- (5) 森 信幸, 大城桂作, 松田公扶: 日本金属学会誌, **43**(1979), 61.
- (6) 高橋忠義, 萩原 巖: 日本金属学会誌, **29**(1965), 1152.
- (7) 高橋忠義, 市川 洸, 工藤晶行, 島原皓一: 鉄と鋼, **61**(1975), 2198.
- (8) T.S.Piwonka and M.C.Flemings: Trans. Met. Soc. AIME, **236**(1966), 1157.
- (9) D.Apelian, M.C.Flemings and R.Mehrabian: Met. Trans., **5**(1974), 2533.
- (10) K.A.Jackson, J.D.Hunt, D.R.Uhlmann and T.P.Seward, III: Trans. Met. Soc. AIME, **236**(1966), 149.
- (11) 鈴木 章: 鉄と鋼, **56**(1970), 1942.

凝固遷移層モデルによるマクロ偏析の解析

森 信幸* 大城桂作* 松田公扶*

Nobuyuki Mori, Keisaku Ōgi and Kimio Matsuda: An Analytical Study of Macro-segregation in Ingot. Macro-segregation in horizontally solidified Al-5.5%Cu and 14%Mg alloys resulted mainly from fluid flow in the mushy zone which is composed of a number of dendrite arms and some string ghosts. The main driving force for the flow is gravity acting on liquid during solidification.

In this paper, the mushy zone is simulated as porous medium with pipes. Applying D'Arcy's and Poiseuille's Laws to the fluid flow in the mushy zone, the flow velocities and the resulting macrosegregation are numerically analyzed. The diameter and distribution of the pipes are decided on the basis of the experimental results on the formation of string ghosts.

The analysis shows that solute-rich interdendritic liquid flows into the bulk liquid through the string ghosts, resulting in a distinctive macrosegregation in the slowly solidified specimens. The calculated effective segregation coefficient (K_e), which is a measure of macrosegregation, decreases with an increase in $1/R$, thus showing good agreement with the experimental result.

(Received March 19, 1979)

I. 緒 言

凝固遷移層を伴って凝固する合金の铸塊では, 凝固遷移層内の融液流動によりマクロ偏析が生じることが, 理論的および実験的に明らかにされつつある。

著者らは, Al-Cu, Al-Mg および Al-Cu-Mg 合金の水平一方向凝固実験を行い, マクロ偏析の生成に及ぼす合金組成と凝固条件の影響を調査した結果を既に公表した⁽¹⁾。その結果, 遷移層内融液の密度変化のほとんどない組成の

Al-Cu-Mg 合金ではマクロ偏析はほとんど生成せず, 一方, 融液の密度変化の大きい Al-Cu および Al-Mg 合金では, 凝固速度が小さいほど正および重力偏析が著しいことを明らかにした。また, これらのマクロ偏析は, 主として遷移層内融液の密度差に基づく流動により生成し, 流動抵抗の少ない偏析線の存在がこの現象に密接に関係していると考えられた。

しかし, 遷移層内融液の流動状態を実験的に求めることはできないため, 理論的に解析せざるを得ない。これに関

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