



HOKKAIDO UNIVERSITY

Title	液相流動と固相変形とを考慮したAl-Si合金鑄塊の凝固収縮負圧の解析
Author(s)	大笹, 憲一; 大参, 達也; 高橋, 忠義
Citation	北海道大學工学部研究報告, 143, 115-125
Issue Date	1988-09-30
Doc URL	https://hdl.handle.net/2115/42149
Type	departmental bulletin paper
File Information	143_115-126.pdf



液相流動と固相変形とを考慮した Al-Si 合金鑄塊の凝固収縮負圧の解析

大 笹 憲 一 大 参 達 也 高 橋 忠 義
(昭和63年 6 月30日受理)

Analysis of Negative Pressure in Solidifying Al-Si Alloy with the Effects of Fluid Flow and Solid Deformation

Ken-ichi OHSASA, Tatsuya OHMI and Tadayoshi TAKAHASHI
(Received June 30, 1988)

Abstract

A numerical analysis of the negative pressure developed during solidification of Al-Si alloy ingots was carried out, taking into account the effects of interdendritic liquid flow and solid deformation in the solidifying zone. In order to confirm the validity of the analysis, the calculated negative pressure distribution was compared with the density distribution in the solidified ingot.

When only the effect of interdendritic liquid flow is considered, the calculated negative pressure increases with the lapse of solidification time and shows a distribution of a concave shape having a maximum value of -26MPa along the height of the ingot. On the other hand, considering both effects of the liquid flow and the solid deformation, the increase in the negative pressure is restricted to the maximum value of about -0.7MPa because the negative pressure is accommodated by solid deformation and subsequent distribution of the negative pressure is almost uniform along the height of the ingot. The density distribution in the solidified ingot is consistent with the calculated negative pressure distribution obtained by the analysis considering the two effects.

1. 緒 言

近年、コンピューターによる数値計算に基づいた凝固解析が合金鑄塊の引け巣欠陥の予測に数多く適用されるようになり、鑄造方案の設定に著しい進歩をもたらしている。これらの凝固解析では、引け巣欠陥を予測するための方法として凝固時間法¹⁾、等温度曲線法^{2)~4)}、等温度曲線法に

流動限界固相率の概念を適用した方法⁵⁾, 給湯距離法⁶⁾, 温度勾配法⁷⁾, $G/R^{1/2}$ 法⁸⁾, 固相率勾配法⁵⁾, 透過率勾配法⁹⁾等の方法が用いられている。しかし, これらの予測法の多くは, マクロ的な収縮巣やザク巣等の発生位置を予測するのには有効であるが, 欠陥の程度, とりわけマイクロポロシテイのような微細欠陥の発生程度を定量的に予測することは困難である。一方, 凝固収縮流を考慮して鋳塊内の負圧場を求めた先駆的研究が大中らによって行われており¹⁰⁾, マイクロポロシテイを定量的に予測する上で有効な方法と言える。しかし, 高固相率段階となり, 鋳塊内の収縮負圧が極めて増大した場合には, 残留液相の周囲の高温固相が変形して負圧が緩和され, 流動限界固相率に達しない段階においても, 実質上液相の流動が不可能となることが考えられる。その場合には, 鋳塊内の収縮負圧分布が流動のみを考慮した場合とは異なってくるので, マイクロポロシテイの生成を予測する上で固相変形の影響は重要である。しかし, この固相変形挙動を考慮した凝固解析に基づいて, マイクロポロシテイの発生程度を予測した研究は現在までのところ見あたらない。そこで本研究では, Al-Si 合金を対象として, 凝固収縮流および固相変形の双方を考慮した凝固解析を行い, 鋳塊内の凝固過程で発生する負圧分布を求めた。また, 計算により得られた負圧分布を, 実験により求めた実際の鋳塊のマイクロポロシテイの生成量の目安となる密度分布と比較した。

2. 方 法

2. 1 実 験 方 法

図1に実験装置を示す。用いた鋳型は, 内径40mm, 肉厚10mmの黒鉛製で, 高さを150mm, 200mm, 250mmの3種類に変化させた実験を行った。鋳型の上部には, 断熱製のイソライトレンガを介して, ニクロム線により加熱することができ黒鉛製の押湯部を設置した。押湯部の内径は鋳型と同じで, 高さは90mmである。鋳塊内の測温は, 押湯部より5mm下および鋳型底部より5mm上の位置でそれぞれ鋳塊中心部に, さらに, 鋳塊の高さ方向の中央部で半径方向に鋳壁より2mm, 10mm, 中心部の3ヶ所に設置した計5本のK熱電対により行った。

実験手順として最初に, 鋳型部を電気炉内に設置し, 鋳型部と押湯部を共に973Kに予熱した。次に, 別の電気炉内でアルミナるつばを用いて溶解してあるAl-3mass%Si合金溶湯を973Kで鋳込み, 溶湯の温度が均一化した後に電気炉を取り外し, 鋳型部を空冷して凝固を開始させた。試料の重量は, 鋳型の高さに応じてそれぞれ, 0.66kg, 0.83kg, 1.0kgとした。凝固後, 試料鋳塊を縦断面で切断し, さらに高さ方向に10mm間隔で切断して, アルキメデス法により各試片の密度を測定し, 鋳塊高さ方向に添った密度分布を求めた。

2. 2 解 析 方 法

(1) 伝熱解析

凝固過程での鋳塊内の伝熱およびデンドライト間液相流動の解析は直接差分法¹¹⁾を用いて行った。図2に解析のための試料鋳塊の分割を, 150mm高さ鋳塊を例として示す。各分割要素における熱量収支は次式で表される。

$$\rho \cdot C_p \cdot V_i \frac{T_i^{t+\Delta t} - T_i^t}{\Delta t} = \sum_j \frac{S_j}{\Delta r} \lambda_j \cdot (T_j^t - T_i^t) + \sum \rho \cdot C_p \cdot T \cdot f_L \cdot S_j \cdot U_j \quad (1)$$

(1)式右辺第一項は熱伝導, 第二項はデンドライト間液相の流動による熱の流出入をそれぞれ表している。なお, 流動項には風上差分¹⁰⁾を用いる。また鋳塊一鋳型界面の分割要素間では, 接触熱

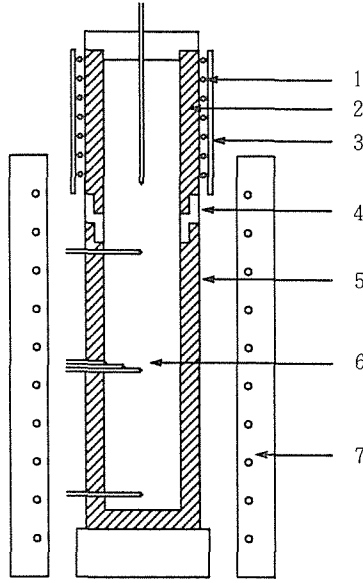


図1 実験装置

- 1：加熱コイル，2：押湯，3：断熱板，
4：イソライト，5：黒鉛鑄型，
6：熱電対，7：電気炉

抵抗にコントロールされた熱伝達による熱移動を，また鑄型と空気との界面では，輻射および対流熱伝達による熱移動を境界条件としてそれぞれ設定した。

凝固潜熱の取り扱いは，次式に示すように見かけの比熱 C_p' に換算する等価比熱法¹²⁾を用いた。

$$C_p' = C_p + L \cdot \left| \frac{df_s}{dT} \right| \quad (2)$$

Al-Si 二元合金の固相率を Scheil の式¹³⁾より求め，(2)式に適用すると次の式を得る。

$$C_p' = C_p + \frac{L}{1-k_0} \left(\frac{m \cdot C_0}{T_0 - T} \right)^{\frac{k_0}{1-k_0}} \cdot \frac{m \cdot C_0}{(T_0 - T)^2} \quad (3)$$

また不変系反応である共晶反応が開始した場合には，共晶反応温度に 1 K の温度幅 ΔT_e を与えて，次式で示すように潜熱をその温度区間の比熱に等分に配分した。

$$C_p' = C_p + L \cdot \left(\frac{1-f_{se}}{\Delta T_e} \right) \quad (4)$$

ここで， f_{se} は共晶反応が開始した時の固相率である。また押湯部の温度は，押湯部中心直下の分割要素より常に 3 K 高いとして計算した。計算に用いた黒鉛鑄型と空気との熱伝達率は，計算による冷却曲線と実測の冷却曲線とが一致するように調整した。

(2) 流れ場と負圧分布の解析

流動解析は大中らの提案した基礎式¹⁰⁾に基づいて行った。凝固収縮を考慮すると，各分割要素

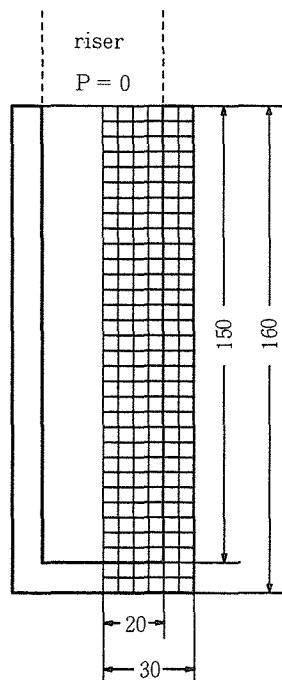


図2 解析のための鋳塊および鋳型の分割の模式図 (150 mm 高さ鋳塊)

において次式で示す質量保存が成立する。

$$(\rho_s - \rho_L) V_i \cdot \Delta f_{si} = \sum_j \rho_L \cdot f_L \cdot \Delta t \cdot S_j \cdot U_j \quad (5)$$

ここで、 ρ_L および f_L には、(1)式と同様に風上差分を適用した。鋳塊内の固液共存層内での液相の流れは、darcy の法則に従うものとする次式が成立する。

$$U_j = \frac{k}{\mu f_L \Delta r} \{P_j - P_i + \rho_L \cdot g(h_j - h_i)\} \quad (6)$$

伝熱計算から固相率の増加量 Δf_s が求まると、(5)と(6)式を全要素に関して連立させて解くことにより、流速分布および圧力分布を求めることができる。圧力の計算に際しては、境界条件として押湯部の圧力を 0 (ゲージ圧力) と設定した。透過率 k は、著者等が円形空孔浸出法により、Al - Si 合金に関して、液相率 f_L および凝固開始時の冷却速度 R の関数として測定した値¹⁴⁾を用いた。

$$k = 2.1 \times 10^{-10} R^{0.54} f_L^{16.6} R^{0.18} \quad (7)$$

透過率 k を凝固開始時の冷却速度 R に応じて変化させることにより、凝固の初期段階で決定されるデンドライト形態の影響を、本解析では考慮していることになる。さらに本解析では、デンドライト間液相流動が可能なのは、凝固遷移層¹⁵⁾の Q_1 層と P 層との境界である流動限界固相率までとした。その際、従来一定値として取り扱われることが多い流動限界固相率 f_{sL} の値を、凝固開始時の冷却速度に応じて変化¹⁶⁾させた。

$$f_{sl} = 1 - (4.57 \times 10^{-7} R^{-0.54}) \frac{1}{16.6 R^{0.18}} \quad (8)$$

解析と対応する実験条件での冷却速度範囲では、流動限界固相率は鋳塊内の位置によって約0.60から0.70程度の範囲で変化する。

次に、完全液相段階および、低固相率段階で初晶と液相とが共に一体となって流動できる領域（凝固遷移層の q_2 層段階）での流動は、大中らの解析と同様に $5.0 \times 10^{-8} \text{ (m}^2\text{)}$ という十分大きな透過率値を適用した darcy 流れとして解析を行った。この仮定は厳密には正確ではないが、本解析の目的である負圧の絶対値を求める際には、影響は小さいと考えられ、また darcy 流の仮定は解析を極めて容易にする利点がある。

(3) 固相変形の解析

固相変形の解析には、campbell の提案したクリープ変形モデル¹⁷⁾を用いた。campbell は固液共存層の固相と液相を液相芯を持つ固相の円筒殻として取り扱い、液相芯の凝固に伴う凝固収縮が融点温度の固相のクリープ変形によって補われる過程を計算し、この変形に必要な負圧値を算出している。液相芯の半径を r とし、 dr/dt の速度で凝固が進行している時、この円筒殻を横切る圧力差 ΔP_d は次式で示される。

$$\Delta P_d = \frac{\sigma}{r} - \frac{Z}{2K_2} \left[\frac{\beta \cdot r \cdot (dr/dt)}{K_1} \right]^{1/2} \cdot \left(\frac{1}{r^{2/2}} - \frac{1}{b^{2/2}} \right) \quad (9)$$

ここで b は液相チャンネル間の距離の $1/2$ （デンドライトアーム間隔の $1/2$ ）、 K_1 、 K_2 、 Z は固相のクリープ変形に関係する定数である。固液共存層を単位面積当り n 本の直管の束とみなすと、固相率 f_s と液相芯の直径 r との関係は次のようになる。

$$f_s = 1 - n\pi r^2 \quad (10)$$

またチャンネル数 n と b との間には次の関係が近似的に成り立つ。

$$n = \frac{1}{b^2} \quad (11)$$

デンドライトアーム間隔 $2b \text{ (}\mu\text{m)}$ と部分凝固時間 $\theta_f \text{ (s)}$ とは次式で関係づけられる¹⁸⁾。

$$2b = 7.5 \times \theta_f^{0.39} \quad (12)$$

(9)~(12)式を結びつけることにより、固相変形に必要な負圧 ΔP_d を固相率と凝固速度との関数として連続的に求めることができる。流動解析から求まる負圧値と固相変形に必要な負圧値とを比較することにより、液相の流動が生じるか、あるいは固相の変形が優先的に生じるかを判断する。固相の変形が生じた分割要素に関しては、未だ流動限界固相率に達していなくても液相の流動を停止する。しかし、分割要素の一部が流動を停止することにより、液相の流動できる領域が変化するので、負圧分布を修正する必要がある。このことを模式的に示したのが図3で、 h_1 から h_4 の範囲を凝固遷移層の q_1 層、 h_4 から鋳塊底部までを P 層とする。ある時間において P 層以外の液相流動が可能な全分割要素に関して流動解析を行い、得られた押湯からの距離に沿った負圧分布を P_{f1} とする。また、その時の固相変形に必要な負圧分布を P_d とする。両者の交点 C を境界とし、絶対値で P_{f1} の方が大きい分割要素の流動を停止させる。次に、流動可能な $top \sim h_2$ 間の要素のみで新たに流動解析を行うと P_{f2} が得られる。この場合には、鋳塊内の負圧分布は $a \cdot b - c \cdot e$ と h_2 の位置で不連続となってしまう不適当である。従って、流動が停止する真の境界は、 h_2 と流動限界固相率の位置 h_4 （凝固遷移層の q_1 層と P 層の境界）との間にあると推察される。そこで、 h_2 と h_4 との間の要素を順に流動停止させて流動解析を繰り返し、新たに求まる P_{f3} と P_d とが一致する d

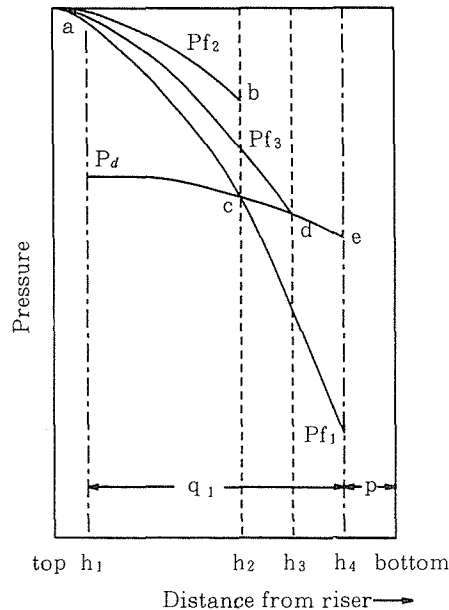


図3 凝固過程のAl-Si合金鋳塊内に生じる負圧分布の模式図 (P_f は液相の流動に必要な負圧。 P_d は固相の変形に必要な負圧を示す)

点の位置 h_3 を試行錯誤法で求める。その結果得られた $a \cdot d \cdot e$ がこの時の鋳塊内の負圧分布である。高さ方向および半径方向それぞれに対して P_f と P_d とが交差する条件を満足する最適な負圧分布が得られたなら、次の時間ステップへと計算を進めた。

3. 結果および考察

3.1 冷却曲線

図4に計算結果の一例として、高さが150mmの鋳塊において、底部からの高さが75mmで、鋳塊軸芯部における位置での、実測した冷却曲線(実線)と計算した冷却曲線(破線)とを対比させて示す。両者は比較的良く一致している。計算値と実測値で凝固開始温度が幾分ずれているのは、解析において平衡状態図の液相線を直線近似しているためである。ここで、計算値において固相変形を考慮した場合としない場合とでは、液相流動パターンの変化により、流動による熱移動条件が異なってくるので、計算した冷却曲線に差が生じてくる。しかし、実測値との比較の上でその差は無視できる程度で、凝固終了時間で比較すると、固相変形を考慮した場合の方が幾分早く凝固が終了し、最も大きな差が認められた250mm高さ鋳塊で1.7s程度であった。

3.2 液相の流動による負圧分布

図5に液相の流動のみを考慮した場合の凝固解析で得られた、押湯部からの距離に沿った鋳塊中心軸における圧力分布を、鋳込み後の各時間に対応させて示す。ここで図の縦軸は、負圧をゲージ圧力で示しており、絶対圧力で表す場合には大気圧を加えたものになる。押湯からの距離が短

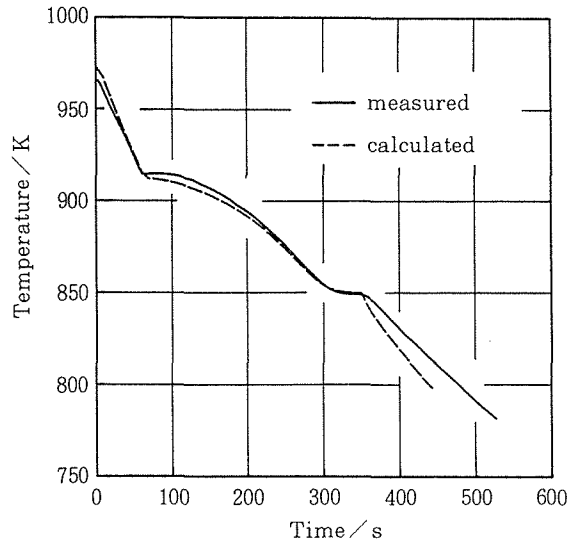


図4 Al-3 mass%Si合金鋳塊の実測による冷却曲線（実線）と計算による冷却曲線（破線）の比較（150mm高さ鋳塊）

く、給湯が比較的良好に行われる領域では比較的低い負圧値を示すが、押湯からの距離が増加するほど、また時間の経過と共に凝固が進行し高固相率になるほど負圧値は増大している。図中破線で示してあるのは、鋳塊中心軸に沿った位置で流動限界固相率に達するまでの間に発生した最大負圧値である。この最大負圧は流動限界固相率に達する直前の負圧にほぼ等しい。中心軸に沿った最大負圧分布は、押湯から離れるにしたがって増大し、押湯部より約130mmの位置で最大ピークを示した後、再び小さくなる傾向を示している。なお、中心軸以外の最大負圧分布は、負圧値がやや小さいことおよびピークの位置が幾分押湯側にずれること以外はほとんど中心軸における傾向と同じであったので、中心軸での最大負圧分布で代表させて考えることにする。鋳塊の高さが200mm、250mmと高くなっても、鋳塊中心軸上での最大負圧分布は、図5に示した負圧分布と基本的傾向は同じであった。しかし、最大ピーク値は150mm高さ鋳塊で約-3MPa、200mm高さ鋳塊で約-10MPa、250mm高さ鋳塊で約-26MPaと鋳塊高さに応じて増加し、いずれもかなり大きい負圧値を示した。

3. 3 固相変形を考慮した凝固解析

図6に、150mm高さ鋳塊での、流動解析と固相変形の双方を考慮して行った解析により得られた最大負圧分布を示す。図の下部には、実際の鋳塊の密度分布を同時に示してある。図5の流動解析のみから得られた最大負圧分布と比較すると、固相変形を考慮した解析では、収縮負圧が固相変形によって緩和されるために、顕著な負圧のピークが認められず、押湯部から約60mm以上離れた領域では、平坦な負圧分布となっている。また、最大負圧値も-0.7MPa程度の比較的低い値に抑制されている。この固相変形を考慮した解析による負圧分布の方が実際の密度分布傾向と良く対応している。200mm、および250mm高さ鋳塊の解析結果を図7、図8にそれぞれ示す。最大負圧分布のパターンは図6と基本的に同じである。しかし、鋳塊高さが高くなるほど平坦部が長くなっており、この負圧の分布傾向は鋳塊の実際の密度分布傾向と良く対応している。この

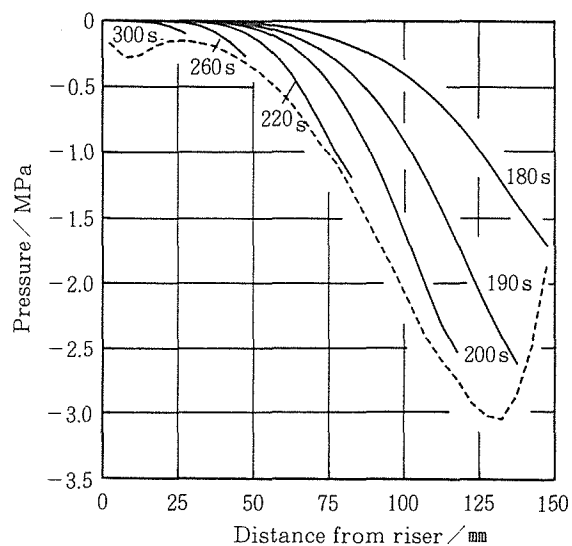


図5 液相の流動により鋳塊内に生じる負圧分布の時間変化と発生した最大負圧分布（破線）

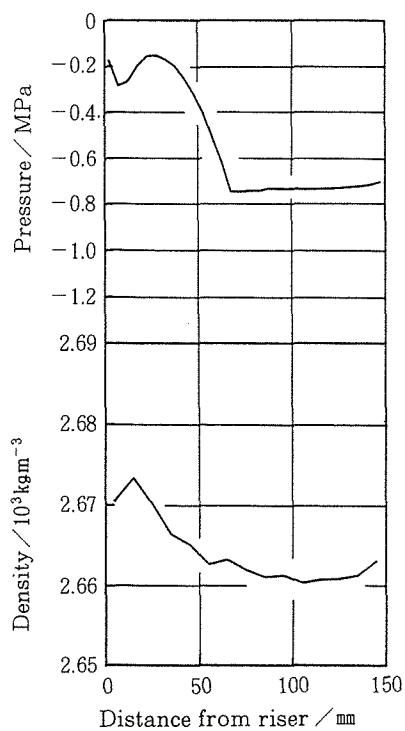


図6 液相の流動と固相変形とを考慮した解析によって得られた最大負圧分布（上段）と鋳塊内の密度分布（下段）（150mm 高さ鋳塊）

様に、流動解析のみではなく収縮負圧による固相変形を考慮した解析の方が、ミクロポロシテイ生成の程度を予測する上で効果的である。なお、実際のミクロポロシテイは、凝固収縮負圧と共に溶存ガスの影響が加わり、両者の相互作用によって生成するので、溶存ガスの影響も考慮することが厳密には必要である。しかし、凝固収縮負圧は気孔が核生成する際の駆動力となることから、収縮負圧分布だけからでも、気孔生成の程度をある程度正確に予測することが出来ると考えられる。

4. 結 言

Al-3 mass%Si合金を対象として、凝固収縮によるデンドライト間液相流動と、収縮負圧による固相のクリープ変形とを同時に考慮した凝固解析を行い、凝固過程で鋳塊内に発生する収縮負圧分布を求めた。得られた結果を、液相流動のみを考慮した場合の負圧分布と比較検討した。また、実際の鋳塊の密度分布との比較を行った。その結果、液相の流動のみを考慮した凝固解析の場合には、押湯からの距離に沿った鋳塊内の各位置で生じた最大負圧の分布にはピークが認められ、実際の鋳塊の密度分布傾向とは対応しないことが明かとなった。またその負圧値は比較的大きく、150mmから250mmまでの鋳塊高さに応じて、ゲージ圧力で-3MPaから-26MPa程度までの値を示した。一方、液相の流動に加えて、凝固収縮負圧による固相のクリープ変形を同時

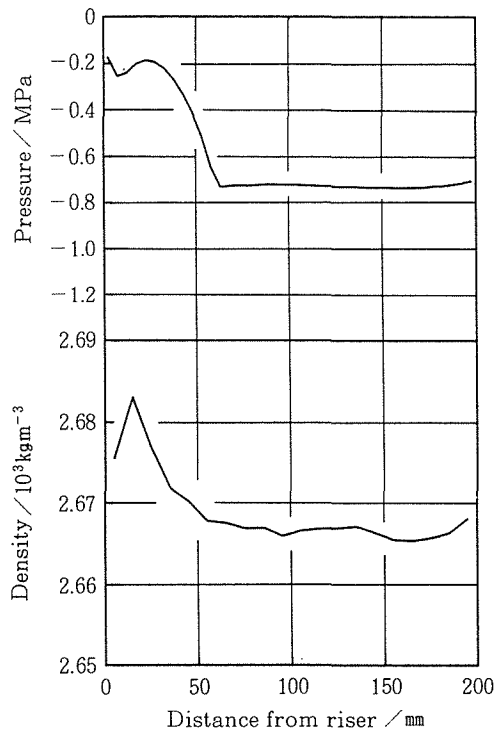


図7 液相の流動と固相変形とを考慮した解析によって得られた最大負圧分布（上段）と鋳塊内の密度分布（下段）（200mm高さ鋳塊）

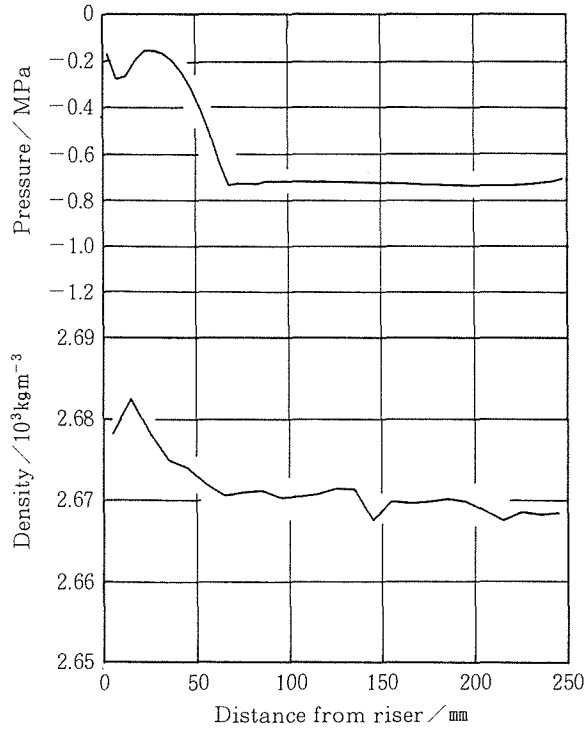


図8 液相の流動と固相変形とを考慮した解析によって得られた最大負圧分布(上段)と鋳塊内の密度分布(下段)(250cm 高さ鋳塊)

に考慮した凝固解析では、固相の変形により負圧の増加が抑制されてしまうので、鋳塊内の最大負圧分布は押湯部からある程度離れた位置では、固相の変形に必要な負圧に対応するほぼ0.7 MPaの一定な分布を示すようになり、実際の鋳塊の密度分布と良く対応することが認められた。

記 号

ρ : 密度 (kg/m^3), C_p : 比熱 ($\text{J/kg}\cdot\text{K}$), V : 分割要素の体積 (m^3), T : 温度 (K), t : 時間 (s), Δt : 時間ステップ (s), S_j : 要素の第 j 接触面の面積 (m^2), Δr : 分割要素の幅 (m), λ : 熱伝導率 ($\text{J/m}\cdot\text{s}\cdot\text{K}$), f_s , f_L : 固相率, 液相率, U_j : 要素の第 j 面に垂直方向の液相の流速 (m/s), L : 凝固潜熱 (J/kg), k_0 : 平衡分配係数, m : 液相線の傾き ($\text{K/mass}\%$), C_0 : 初期組成 ($\text{mass}\%$), T_0 : 純 Al の融点 (K), k : 透過率 (m^2), μ : 粘性係数 ($\text{Pa}\cdot\text{s}$), P : 圧力 (Pa), g : 重力加速度 (m/s^2), h : 鉛直方向座標 (m), R : 凝固開始時の冷却速度 (K/s), σ : 固液界面エネルギー (J/m^2), β : 凝固収縮率

添 字

i, j : 要素番号, S : 固相, L : 液相, e : 共晶

参 考 文 献

- 1) 坂野武男, 黒沢正義, 野村隆二, 大塚幸男: 鑄物, 51 (1979), P.131
- 2) Henzel, Jr., J.G. and Keverian, J. : J. of Metals, 17 (1965), P. 561
- 3) 植田昭二, 小野修二: 鑄物, 47 (1975), P.658
- 4) Jeyarajan, A. and Pehlke, R.D. : AFS. Trans., 86 (1978), P. 457
- 5) 千々岩健児, 今福一英: 鑄物, 55 (1983), P.271
- 6) Davies, V. de L. : AFS Cast Metals Res. J.,11 (1975), P. 33
- 7) 新山英輔, 内田敏夫, 森川 稔, 齊藤茂樹: 鑄物, 52 (1980), P.635
- 8) Niyama, E., Uchida, T., Morikawa, M. and Sato, S. : AFS Int. Cast. Metals. J., 7 (1982), P. 52
- 9) 大中逸雄, 長坂悦敬, 福迫達一, 吉岡二郎: 鑄物, 53 (1981), P.376
- 10) 大中逸雄, 福迫達一, 西川清明: 鉄と鋼, 67 (1981), P.547
- 11) 大中逸雄: 鉄と鋼, 65 (1979), P.1737
- 12) 新山英輔: 鑄物, 43 (1971), P.28
- 13) Scheil, E. : Z.Metallkd., 34 (1942), P. 70
- 14) 工藤昌行, 高橋忠義: 北海道大学工学部研究報告, 110 (1982), P.69
- 15) 高橋忠義: 日本金属学会会報, 16 (1977), P.823
- 16) 高橋忠義, 大笹憲一: 日本金属学会会報, 22 (1983), P.421
- 17) Campbell, J. : Trans. AIME, 242 (1968), P. 268
- 18) Bower, T.F., Brody, H.D. and Flemings, M.C. : Trans. AIME, 236 (1966), P. 624