
数値解析による大型鋼塊の偏析予測とその防止技術

Prediction and Prevention of Segregation in Large Ingots by Numerical Solidification Analysis

八百 升(Minoru Yao) 難波 明彦(Akihiko Nanba) 斉藤 健志(Kenji Saito) 新庄 豊(Yutaka Sinsyo) 中西 恭二(Kyoji Nakanishi) 加藤 敏雄(Toshio Kato)

要旨：

種々の形状の大型鋼塊に適用し得る凝固シミュレーション方法を、直接差分法（改良外節点法）に基づき開発した。本法は要素の外心領域で熱収支をとり直接に差分方程式を導くもので、誤差が少なく計算速度も早い。凝固解析結果から得られる臨界パラメータを用いて評価すると、引け巣性欠陥、逆V偏析、Cのマクロ偏析を定量的に予測することが可能である。これら鑄造欠陥の予測方法をロール用中実鋼塊、大巢重中空鋼塊、厚板用一方向凝固鋼塊の製造方案検討に実際に適用した。その結果、本法は内部欠陥の少ない素材の製造に有効なことが明らかとなった。

Synopsis：

Solidification simulation technique for large ingots with various shapes has been developed. This technique is superior in computational accuracy and speed, because the basic difference equation is derived from heat balance at the outer nodal region in each element. Characteristic parameters obtained from the simulation results can reasonably predict formation of cavity, inverse V segregation, and macro segregation of carbon. The prediction methods have been applied to the designs of casting plans of roll ingots, large hollow ingots, and uni-directionally solidified ingots. These results made it clear that the simulation technique was effective for producing sound ingots.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

Prediction and Prevention of Segregation in Large Ingots by Numerical Solidification Analysis



八百 升
Minoru Yao
鉄鋼研究所 プロセス
研究部製鋼研究室 主
任研究員(掛長)



難波 明彦
Akihiko Nanba
鉄鋼研究所 プロセス
研究部製鋼研究室 主
任研究員(課長)



斎藤 健志
Kenji Saito
鉄鋼研究所 水島研究
部第一研究室 主任研
究員(課長)



新庄 豊
Yutaka Sinsyo
鉄鋼研究所 水島研究
部第一研究室 主任研
究員(掛長)



中西 恭二
Kyoji Nakanishi
鉄鋼研究所 プロセス
研究部 部長・工博



加藤 敏雄
Toshio Kato
水島製鉄所 製鋼部製
鋼技術室

1 緒 言

大型鋼塊や铸造品などにおける凝固欠陥はその発生部位の温度場や流動あるいは濃度の場と密接な関連がある。コンピュータによる凝固解析(シミュレーション)はこれら伝熱、流動、拡散などの諸現象の挙動を数値的に求めて欠陥発生部位や程度に関する情報を実体調査をへずに得ようとする手法で、ここ数年大きな発展をみせている¹⁾。

この理由は実際に製品を鋳込まずとも種々の鋳造欠陥を事前に予測して現場における鋳造方案に反映させる、すなわち実験省略ができて、時間、費用やマンパワーを節約出来るのに他ならないからで、従来のパイロット品製作という過程はコンピュータによる数値シミュレーションに置き換えられつつある。

当社でもコンピュータ凝固解析によって大型鋼塊や鋳鋼品などの歩留り向上、不具合の解消、納期の確保などで極めて大きな成果を収めてきたが²⁾、いまや数値凝固解析などのCAE(Computer Aided

要旨

種々の形状の大型鋼塊に適用し得る凝固シミュレーション方法を、直接差分法(改良外節点法)に基づき開発した。本法は要素の外心領域で熱収支をとり直接に差分方程式を導くもので、誤差が少なく計算速度も早い。

凝固解析結果から得られる臨界パラメータを用いて評価すると、引け巣性欠陥、逆V偏析、Cのマクロ偏析を定量的に予測することが可能である。これら鋳造欠陥の予測方法をロール用中実鋼塊、大単重中空鋼塊、厚板用一方向凝固鋼塊の製造方案検討に実際に適用した。その結果、本法は内部欠陥の少ない素材の製造に有効なことが明らかとなった。

Synopsis:

Solidification simulation technique for large ingots with various shapes has been developed. This technique is superior in computational accuracy and speed, because the basic difference equation is derived from heat balance at the outer nodal region in each element. Characteristic parameters obtained from the simulation results can reasonably predict formation of cavity, inverse V segregation, and macro segregation of carbon. The prediction methods have been applied to the designs of casting plans of roll ingots, large hollow ingots, and uni-directionally solidified ingots. These results made it clear that the simulation technique was effective for producing sound ingots.

Engineering) は生産現場のプロセス改善や新プロセスの開発に無くてはならないものである。

ここでは当社の大型鋼塊製造に適用されている凝固解析技術について以下に紹介する。

2 基本的手法

数値的に凝固現象を解析する際、鋳造欠陥に対して最も支配的な因子は温度であると考えられる。数値熱伝導解析により温度場を求めるわけであるが、解析コードの構築の容易さや計算負荷などの面から現在は二次元解析が主流を占めている。最近では複雑形状について三次元解析が徐々に増えつつある³⁾が、形状入力や計算機負荷などの点で未だ難がある。

2.1 直接差分法(改良外節点法)⁴⁾

凝固(伝熱)をはじめとする移動現象問題の数値解析手法としていくつかの手法が提案されているが、当社では改良外節点法と呼ぶ直接差分法の一つを用いたアルゴリズムを採用している。改良外節点法の長所は(1)複雑な形状を有限要素法的に取り扱える、(2)

* 昭和62年6月10日原稿受付

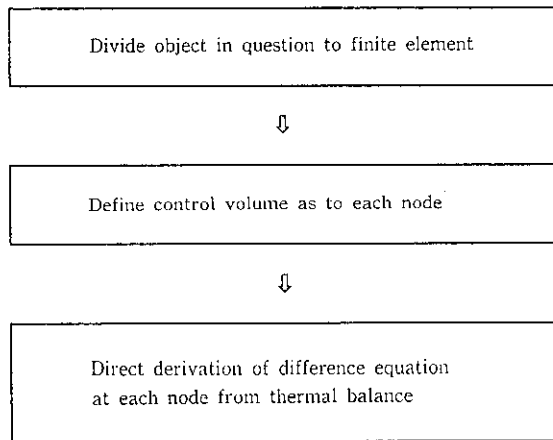


Fig. 1 Concept of direct method

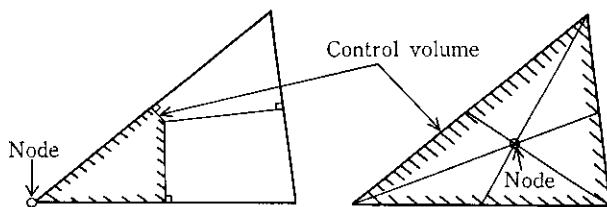


Fig. 2 Definition of node and element

アルゴリズムが簡単であり計算速度が早い、(3) 節点が要素頂点(物体表面)にあるので表面温度に依存する境界条件を正しく扱える、(4) 節点で温度などの物理量を定義するので市販の有限要素法ソフトウェアとのインターフェイスをとりやすいなどであり、過去に社内でも利用してきた有限差分法、有限要素法などによるアプリケーションパッケージに比べて優れた性能を持っている⁵⁾。

直接差分法の基本的概念を Fig. 1 に示す。この手法には内節点法と外節点法があるが、内節点法が要素の外心(または重心)に代表節点を定義し要素自身をコントロールボリューム(節点領域)とするのに対し、外節点法では要素の頂点に節点を定義し外心領域をコントロールボリュームとする (Fig. 2)。

改良外節点法がマトリックス法と異なる点は節点のコントロールボリュームをその周りの総ての要素について足し合わせたものとし、そのコントロールボリュームをあたかも内節点法の要素の如く取り扱って節点ごとの差分方程式を導くことである。本手法ではコントロールボリューム界面を隣接節点間の熱流束に対して常に垂直を保つことができ、熱伝導の近接作用を正確に評価し得ることが特徴である。この場合、外心は要素内部にあることが必要条件で、要素頂角は鈍角であってはいならない。この条件を「弱鋭角条件」と呼ぶ。二次元系では三角形および矩形の二種の要素を使用することが出来る。

改良外節点法の二次元系でのアルゴリズムを以下に述べる。

2.2 定式化

解析対象を前述の三角形および矩形の要素を用いて分割(離散化)し、各々の節点のコントロールボリュームを求める。そして各ボリュームごとに微小時間での熱収支をとり節点ごとの差分方程式が得られる (Fig. 3)。

$$\rho C_p A_i \frac{\Delta \theta_i}{\Delta t_i} = \sum_{N \neq i} \left[k \cdot \frac{R_{iN}}{S_{iN}} (\theta_i - \theta_N) \right] \quad (1)$$

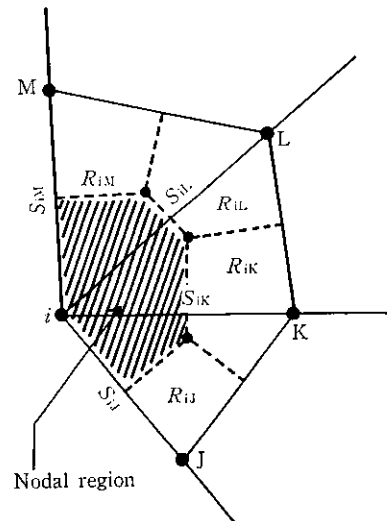


Fig. 3 Schematic representation of the definition of control volume in direct method

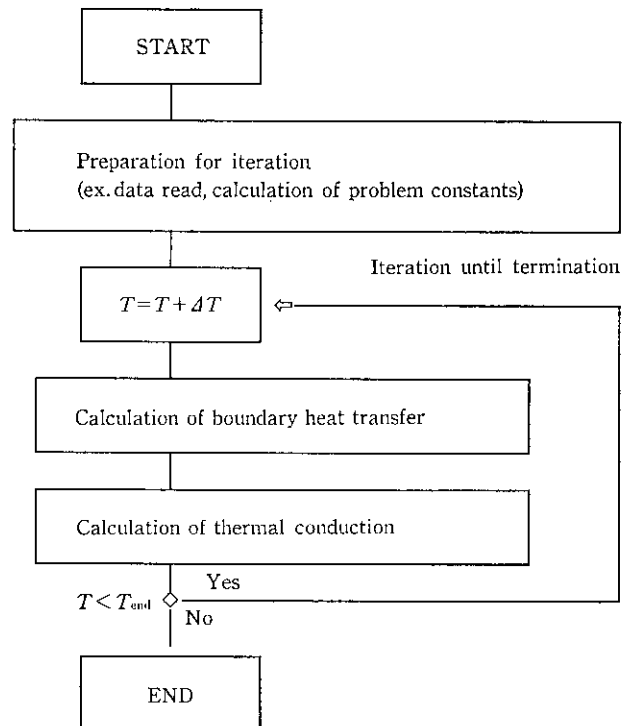


Fig. 4 Flow diagram of thermal conduction analysis

ここに

- ρ : 密度 (kg/m³)
- C_p : 比熱 (kcal/kg·°C)
- A_i : コントロールボリューム体積 (m³)
- $\Delta \theta_i$: 微小時間当りの温度変化 (°C)
- Δt_i : 微小時間 (s)
- Σ : 隣接節点に関する和
- k : 熱伝導率 (kcal/m·h·°C)
- R_{iN} : 節点間界面面積 (m²)
- S_{iN} : 節点間距離 (m)
- θ_i : 節点 i の温度 (°C)

である。

ここでは計算の安定化を図るため含熱量および変換温度を用いて定式化してある。境界条件については (1) 式の右辺に随時境界面

における熱伝達項を付加して考慮する (Fig. 4 のフローチャート参照)。このようにして求めた節点方程式は二次元熱伝導方程式をテイラー展開して得た差分方程式と等価である。

本手法の計算速度が早く精度が良いという長所は、マトリックスを使わずに直接に隣接節点間の相互作用を評価しているためである。熱伝導などの移動現象の挙動自身がそもそも近接型であり、それを近接型のアルゴリズムで陽的に解くというのは極めて自然なことである。

当社では二次元解析まではすでに CHANCE (Capacious Heat Analysis Computation for Engineers) と呼ぶ汎用凝固 (伝熱) 解析システムを改良外節点法により構築していて⁹⁾、全社で 100 名以上のユーザを擁するまでになっている。

3 大型鋼塊の casting defect prediction

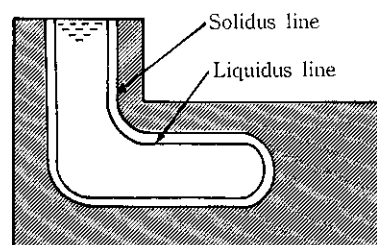
3.1 鍛鋼ワークロール用鋼塊の引け巣欠陥予測⁷⁾

圧延用ワークロールは圧延温度の低下などからその使用条件が過酷化しており内部の清浄な素材の製造が必須であった。そこで、鋳型および押湯の形状などの casting condition と引け巣欠陥の関係の定量化に関する知見が必要であり、引け巣欠陥の各種推定法の適否を実鋼塊 (10 t 級高 Cr 鋼塊) の切断調査で確認した。

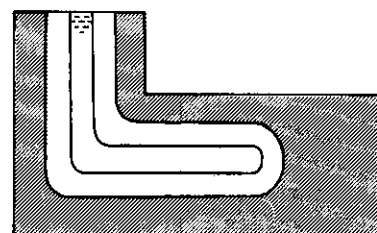
Table 1 は検討した予測手法の内容について簡単に示したものである。凝固時間法は未凝固溶鋼が取り残された部位で凝固収縮分だけの溶湯が補償されず引け巣やポロシティが発生するものとする予測法である。凝固前線角度法は凝固中の部位の縦および横の 2 方

向の凝固速度の比を考慮するものであり (Fig. 5), 加速凝固域のポロシティ発生予測に適する。類似の予測法がいくつか報告されているが¹¹⁾、適用対象が軸対称物体に限られ複雑形状では使用できないのが難点である。温度勾配法は固相率と温度が線型の関係にあると仮定し、固液共存域の幅が広い、すなわち温度勾配が小さい部位で給湯されにくいために引け巣が発生しやすいと考える手法であり (Fig. 6 参照)、最も汎用性に富んでいる。

Fig. 7 に鋼塊の L 断面ペネトレーションテスト結果を各予測手法の軸芯部での欠陥発生推定範囲と共にしめす。この内では温度勾配法による予測が最も精度が良く、凝固時間法で予測されない鋼塊中心部の加速凝固域の引け巣と、凝固前線角度法では評価の困難な最終凝固位置での引け巣を同時に予測することが可能であった。他



Temperature gradient : Large



Temperature gradient : Small

Fig. 6 Schematic representation of temperature gradient method

Table 1 Prediction method of cavity formation

	Technique	Judgement
Solidification time method ¹⁾	Plot solidification time contour	Detect closed contour loop
Solidification front angle method ²⁾	Compute solidification front angle against vertical with time	Detect the minimum angle
Temperature gradient method ³⁾	Compute temperature gradient in mushy zone	Detect minimum gradient value

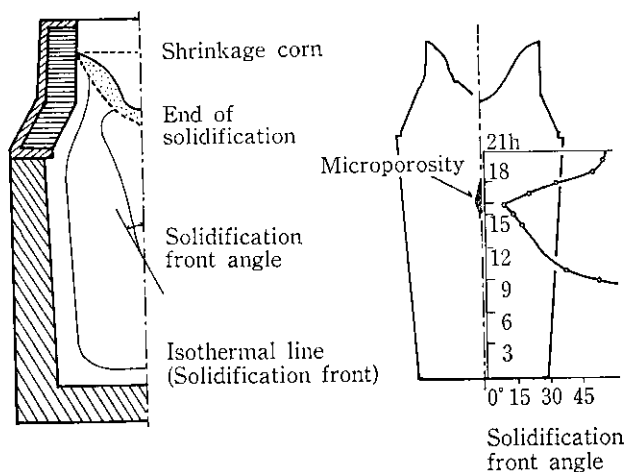


Fig. 5 Schematic representation of solidification front angle method

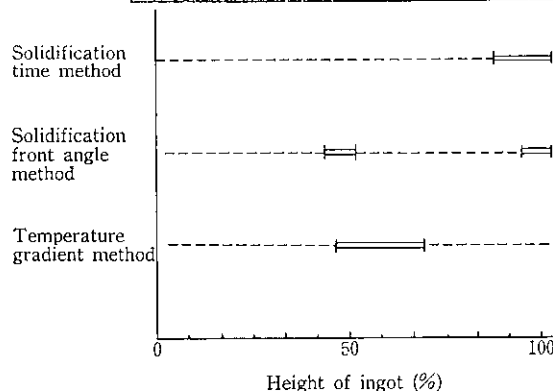
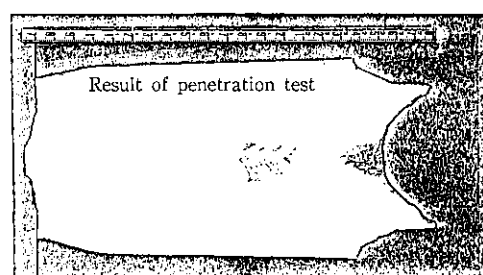


Fig. 7 Comparison of prediction methods for cavity defect location

に、温度勾配に対する冷却速度の平方根の比についても検討したが、予測精度において温度勾配法と大きな差が無かった。

この結果を踏まえ、当社では引け巣性欠陥の予測には温度勾配法を採用しているが、鋳型設計に関する知見としては、高径比（鋼塊の高さと直径の比）が0.70～1.30、押湯比が80～150%および、鋳造テーパーが8～24%の範囲では、

高径比 > 押湯比 > 鋳型テーパー

の因子の順で引け巣欠陥低減に有効であることが確認された。また溶鋼過熱度と引け巣欠陥の関係が明らかになった。

3.2 中空鋼塊の逆V偏析およびCのマクロ偏析予測

中空鋼塊は原子力圧力容器用シェルリングなどの素材であり、造塊後鍛造および熱処理を行ってから、機械加工を施して製品となるが¹²⁾、内面の肉盛り溶接時に発生しがちなUCC(under clad cracking)欠陥防止のために、Cのマクロ正偏析を適切に制御することが重要である。

中空鋼塊は、Fig. 8に示すように制御冷却の可能な中子を有する鋳型を定盤上に置き、溶鋼を注入（下注ぎ造塊）して冷却を保ったまま一定時間静置して製造する。このような造塊法をとった場合、中実鋼塊と比較して鋼塊の高さに比べて径方向の厚みが著しく小さくなり底の深い凝固プロファイルとなるが（Fig. 9）、最終凝固位置に発生するV偏析やポロシティは極めて軽微である。これは中実鋼塊の最終凝固位置が一本の線状となり凝固殻がブリッジングを起こして偏析が集中するのに対し、中空鋼塊では最終凝固位置が円筒状の面となって溶鋼の給湯が確保されやすいのでV偏析が大幅に緩和されるためである。これは中空鋼塊の特徴的な凝固形態から生ずる大きな利点となっている。

このように中空鋼塊では、中実鋼塊に比較して凝固速度が大きいにもかかわらず、鋼塊内厚中心部に発生する引け巣性欠陥が少ないという特性があり、また逆V偏析などの凝固が遅い場合に発生する鋳造欠陥も同時に抑え得る大型鋼塊製造法として優れる。この点から中子の冷却能を制御することが中空鋼塊製造のキーポイントとなるので、冷却条件と逆V偏析発生の関係について次に述べる。

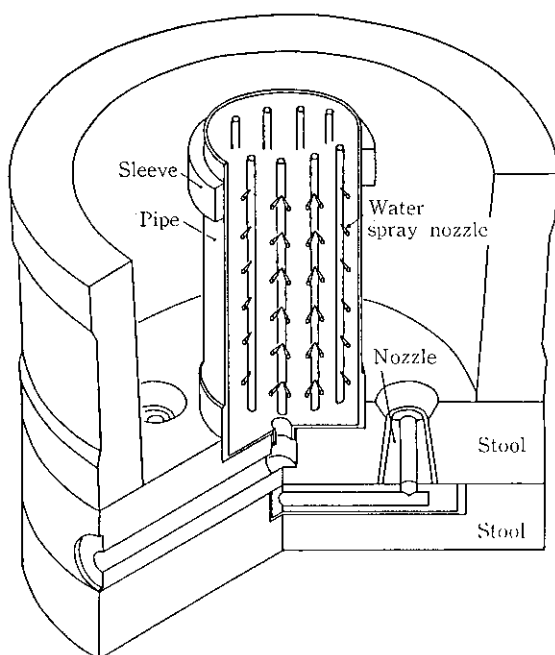


Fig. 8 Set-up of the mould and inner sleeve for large hollow ingot

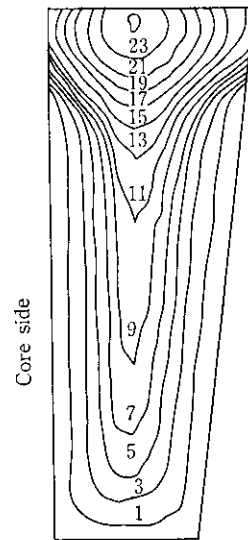


Fig. 9 Solidification profile of large hollow ingot (250 t weight)

3.2.1 逆V偏析

逆V偏析は凝固界面においてデンドライト樹間の濃化溶鋼が浮上した跡がストリーク状にチャンネル状の欠陥として残るものとされている（Fig. 10）。このために凝固の進行が遅いほど逆V偏析欠陥は起きやすくなり、鈴木らはこの傾向を鋼塊切断調査から統計的に求め、冷却速度 $\epsilon(^{\circ}\text{C}/\text{cm})$ と凝固速度 $R(\text{cm}/\text{min})$ を用いて次式の如く報告している¹²⁾。

$$\epsilon R^{1/4} < \alpha \quad (2)$$

ここで α は定数（臨界値）である。

これらは中実鋼塊のように中心からの凝固が無い場合の式であり、中空鋼塊のように外面側からと同時に内面側からも凝固が進行するような造塊法にはそのままではあてはまらない。

筆者らは、鈴木らの式に径方向の溶鋼の濃縮・拡散を考慮して次のような修正式を用いている。

$$\epsilon R^{1/4}/r < \beta \quad (3)$$

r : 半径方向位置 (cm)

β : 定数

中子冷却を強化した20 t級中空鋼塊での逆V偏析発生領域の予測 ($\epsilon R^{1/4}/r < 5$) と実績の対応は Fig. 11 のようであり、鋼塊の内面側で3%、外面側で4%の誤差があるものの予測手法として有効なものと判断した。（3）式の物理的意味は明確でないが、凝固界面における溶質濃化に半径方向位置の影響が働いているものと考えられる。

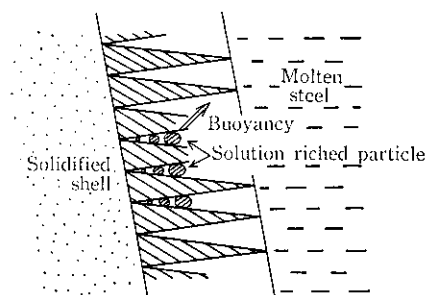


Fig. 10 Mechanism of generation of inverse V segregation

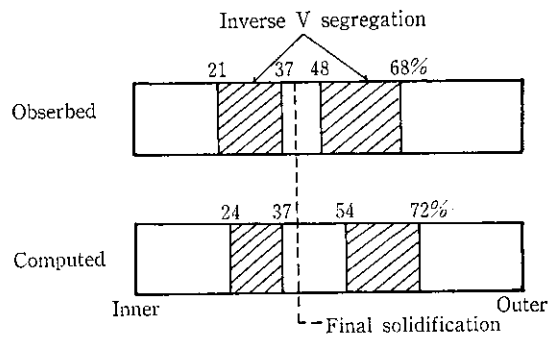


Fig. 11 Comparison between prediction and measurement for the region of inverse V segregation

中子冷却能を変更した時の中空鋼塊内部の逆V偏析発生領域の範囲(実測値)をFig. 12に、またその時の横断面マクロ組織をPhoto 1に示す。予測された逆V偏析の発生領域は実測値のそれとほぼ一致し、引け巣性欠陥と同様に逆V偏析の発生も定量化が可能である

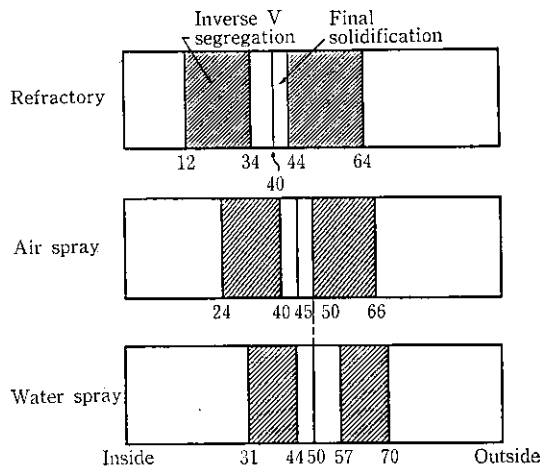


Fig. 12 Dependency of inverse V segregation region on cooling intensity

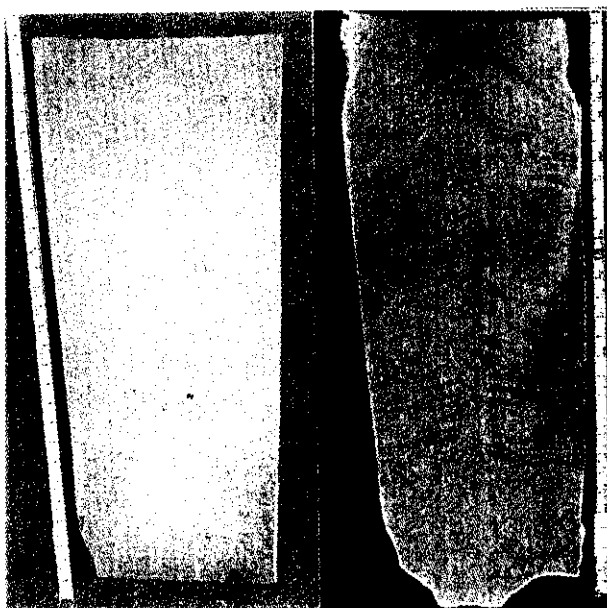


Photo 1 Macrostructure of hollow ingot in vertical cross section

Table 2 Casting conditions of hollow ingots and their results obtained

Ingot	A	B	C	D	E	F
Ingot weight (t)	20	30	45	90	140	226
Ingot thickness (cm)	45	50	58	70	129	129
Hot top ratio (%)	20	18	17	17	18	18
C_{max}/C_0	1.13	1.15	1.08	1.12	1.35	1.47
Solidification rate (mm/s ^{1/2})	1.95	0.98	0.98	1.95	0.98	0.98

ことが確認された。本図から分るように中空鋼塊では中子からの冷却を強化することにより、最終凝固位置とその両側の逆V偏析発生領域を鋼塊内部に追い込むことが可能であり、鍛造後の最終製品内部においても欠陥の無い鋼塊を得る技術を確認した。

3.2.2 Cのマクロ偏析

まず、当社で製造された中空鋼塊についてCのマクロ偏析のデータを整理して要因解析を行った。Table 2に各鋼塊の造塊条件を示す。

これらのデータを元にCのマクロ偏析の程度に対して鋼塊厚 d (mm) と凝固速度 V (cm/min) で重回帰をとり、次式を得た。

$$C_{max}/C_0 = 0.9172 + 0.0043d - 0.0209V \quad (4)$$

ここで C_{max} は鋼塊中の最大偏析C濃度、 C_0 は凝固前溶鋼中の平均C濃度を表す。この要因解析によると、マクロC偏析低減には鋼塊厚を小さく、かつ凝固速度を大きくすることが有効と言える。鋼塊内のマクロC偏析発生は鋼塊形状や凝固条件に依存することがわかったが、これを凝固解析を用いて定量的に予測することを試みた。

鋼塊凝固時の固液界面の溶質分配は、液相内完全混合で固液界面の液側の境膜内拡散で律則されると仮定し、次の Burton¹⁴⁾ の式で表す。

$$\frac{C_s}{C_L} = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp(-AV)} \quad (5)$$

C_s, C_L : 固相、液相のバルク濃度

k_0 : 平衡分配係数

V : 凝固速度 (cm/s)

A : 境膜内拡散抵抗 ($1/\text{cm}^2$)

凝固率 G の位置からさらに ΔG だけ凝固が進行した場合のバルクの液相濃度 C_L' はつぎの関係を満足する。

$$C_L' = \frac{(1 - G)C_L - \Delta GC_s}{1 - G - \Delta G} \quad (6)$$

これから、次の一次元マクロ偏析を記述する式を得る。

$$\frac{C_s}{C_L} = \frac{k_0(1 - G)^{1/B}}{k_0 + (1 - k_0) \exp(-AV)} \quad (7)$$

ただし、

$$B = \frac{k_0 + (1 - k_0) \exp(-AV)}{(1 - k_0) \exp(-AV)}$$

中空鋼塊では半径方向において厚み中心部が最も凝固が遅れるので(凝固プロファイルは鋼塊底部から頭部にかけて円筒状になる)、この位置をCのマクロ偏析推定の代表線(径方向の最終凝固位置に相当)とする。鋼塊縦断面の凝固プロファイル(Fig. 9参照)より最終凝固位置における底部から頭部への凝固速度 V および凝固率 G をFig. 13のように求めることが出来るので、これらを上式にあてはめ鋼塊の高さ方向のCのマクロ偏析分布を推定することが可能である。ここで、 k_0 は定数であるが、実際の鋼塊では凝固界面は平滑ではなくデンドライト凝固であるために補正する必要がある。 k_0 お

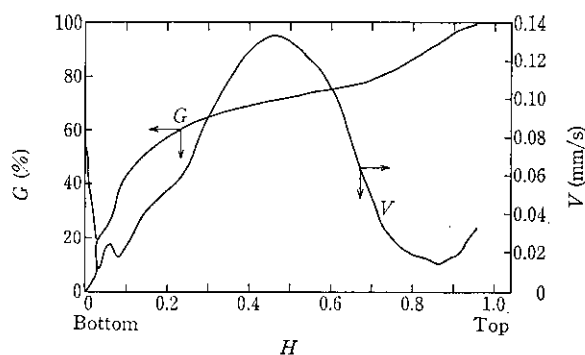


Fig. 13 Change in solidification rate V and solid fraction G at final solidification line along hollow ingot height ratio H

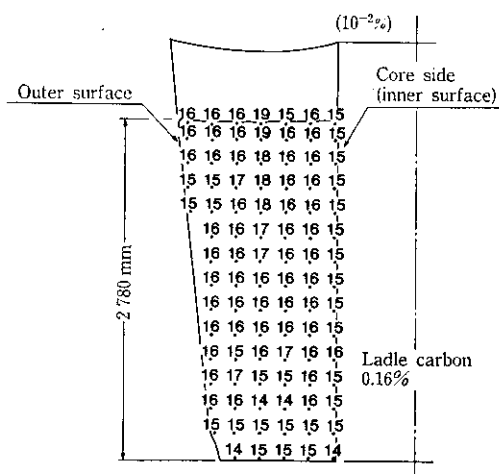


Fig. 14 Distribution of C concentration on longitudinal section

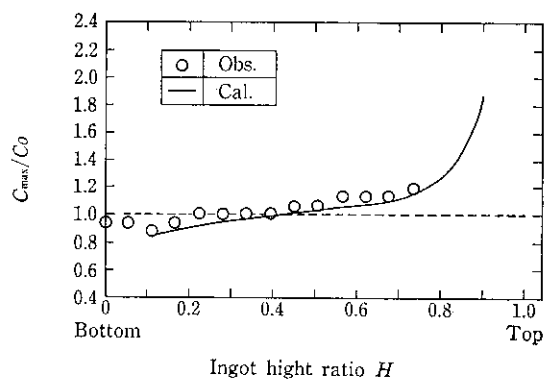


Fig. 15 Comparison of calculated C concentration with observed one

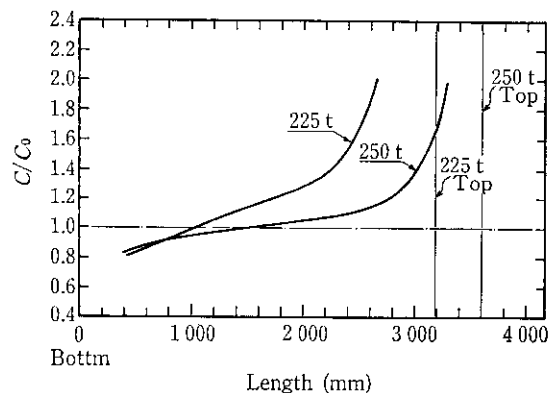


Fig. 16 Change in C concentration along ingot height in 225 t and 250 t hollow ingot

よび A は同一鋼種での鋼塊破断によるマクロ偏析調査結果と一致するように決定したが、ここでは低合金鋼で $k_0=0.7$, $A=0.0071$ となった。

C のマクロ偏析を二次元の凝固計算結果から得られる凝固速度と凝固率を (7) 式に代入して推定したところ、鋼塊底部の負偏析帯から頭部の正偏析帯にいたる C 分布の様子を的確に再現すると共に実測値との一致も良好である。

Fig. 14 に実際の鋼塊での C のマクロ偏析の分布を示し、Fig. 15 には最終凝固位置での C のマクロ偏析推定値と実測値の比較を示す。

Fig. 16 には 225 t および 250 t 中空鋼塊のマクロ C 偏析予測値を示す。この場合それぞれの鋼塊は単重や中子冷却などの鋳込み条件が異なっていたが、各々の偏析が計算により予測されている。 C 偏析の下限は製品に必要とされる強度から、上限は落重試験から決定され、上限と下限の間の C 成分の部分を実際の製品取り代となるが、本推定法によって鋼塊を実際に鋳込まずに最も歩留りの良い鋼塊形状や押湯比率を決定することが可能となった。

3.3 一方向凝固鋼塊における凝固制御

高級極厚鋼板ではザク疵や逆 V 偏析に起因する磁粉探傷類似模様に対し厳しいレベルが要求されるが、通常鋼塊では熱処理や歩留り低下によって品質レベルを確保せざるを得ない。一方向凝固鋼塊は

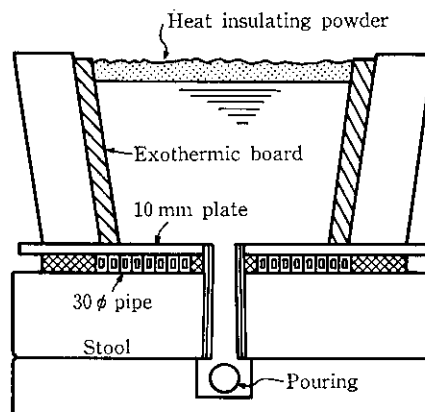


Fig. 17 Casting apparatus for uni-directionally solidified ingot with water cooled stool

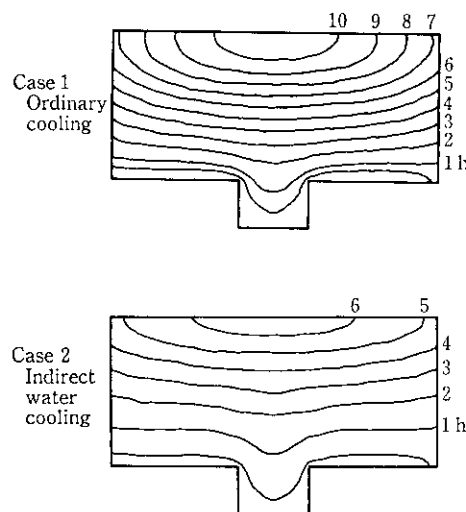


Fig. 18 Prediction of solidification profile in uni-directionally solidified ingot

鋼塊底部から上方に向かって指向性凝固を行わせるためにV偏析などの引け異性欠陥が極めて少なく逆V偏析の発生も小さいなどの長所を持っている。他方、一方向凝固鋼塊は三次元凝固をする通常鋼塊に比較して一方向からの冷却に頼るために放熱速度が低下するという欠点がある。その結果、デンドライトが粗大となり樹間の成分偏析による擬似模様が鋼板表面に出現しやすいが、この点を改善するために定盤水冷によって底部からの冷却を強化し、デンドライトの微細化を図ることを試みた。

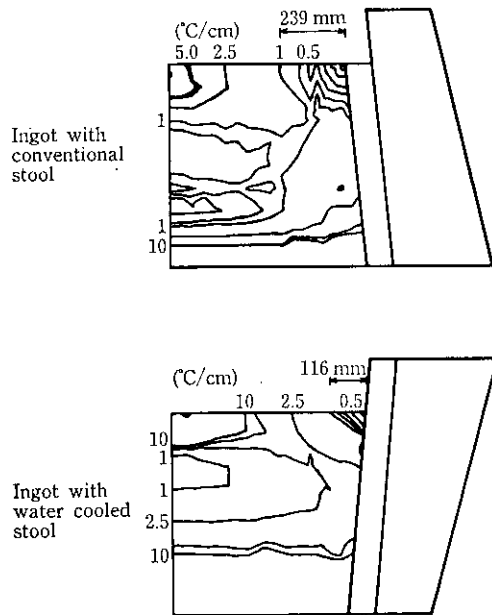


Fig. 19 Prediction of inverse V segregation region in uni-directionally solidified ingot

定盤水冷には Fig. 17 のように 30 mm 角の鉄製パイプを通常定盤上に並べて通水する方法をとった。この時の凝固プロフィールと逆V偏析発生域の予測を、通常定盤（非水冷）を用いた一方向凝固鋼塊と比較して Fig. 18 および 19 に示す。底部からの冷却を強化することによって凝固時間が 30% 以上短縮され、その影響で鋼塊上端部の逆V偏析発生域も半減している。Photo 2 は鋼塊縦断面のマクロ組織であるが、水冷鋼塊では底部からの柱状晶の向きが良く揃い頭部にまで貫通している部分も多く、また逆V偏析の発生も著しく軽減されている。

Fig. 20 凝固速度の計算結果を示す。通常定盤を用いた場合の一

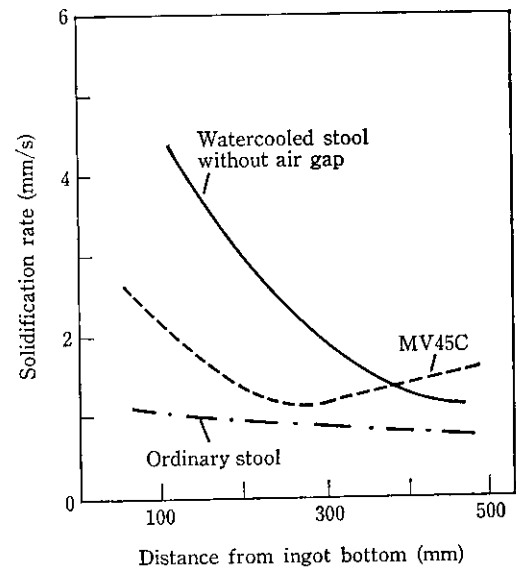
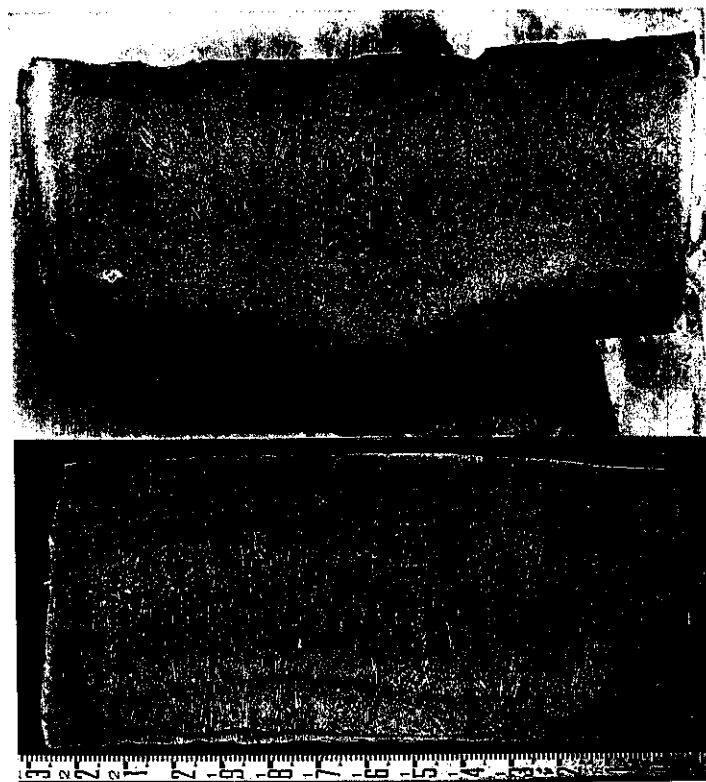


Fig. 20 Comparison of solidification rate between conventional ingot and uni-directionally solidified ingot



Upper: With conventional stool
Lower: With water cooled stool

Photo 2 Solidification structure on longitudinal cross section of uni-directionally solidified ingot

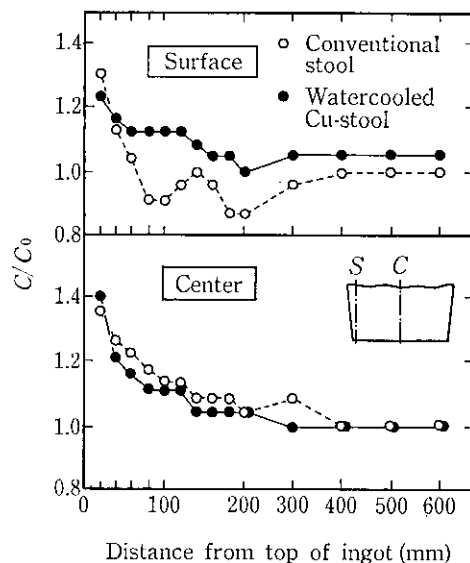


Fig. 21 Comparison between distribution of C segregation ratio with conventional stool and that with water cooled stool

方向凝固鋼塊は通常鋼塊 (MV45C) よりも凝固速度が小さい。しかし、定盤水冷を積極的に行った場合には鋼塊頭部のわずかな領域をのぞいて通常鋼塊よりも大きな凝固速度を確保することが可能である。Fig. 21 と 22 に示すように、水冷定盤を用いることにより C のマクロ偏析も軽減されてかつデンドライト 2 次アーム間隔も小さくなり、凝固組織や製品強度などが改善された。

4 結 論

直接差分法に基づく、コンピュータを用いた大型鋼塊の凝固解析技術を開発し、中実鋼塊、中空鋼塊そして一方向凝固鋼塊の解析を試みた。この結果は以下のとおりである。

- (1) 引け巣性欠陥は、温度勾配法による予測が最も精度が高く鋼塊切断調査結果とも良く一致した。
- (2) 逆 V 偏析は、鈴木らの手法に半径方向の濃度変化を加味する

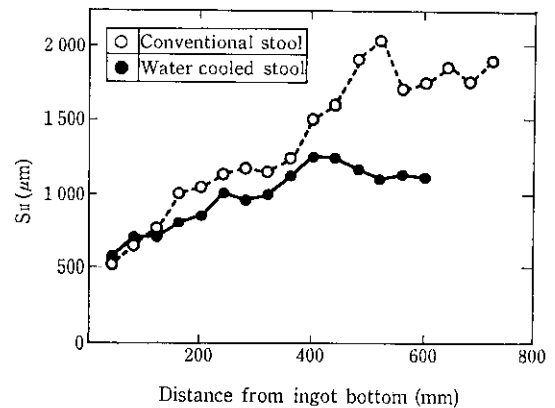


Fig. 22 Comparison between secondary dendrite arm spacing with conventional stool and that with water cooled stool

ことにより、大型中空鋼塊での発生位置を予測し得るようになった。

- (3) C のマクロ偏析は二次元凝固計算から得られた凝固速度、凝固率を元に拡散計算を行った結果、実鋼塊の偏析率と良く一致した。
- (4) 一方向凝固鋼塊の製造では、定盤からの抜熱と凝固組織、逆 V 偏析発生位置の関係を事前に検討し、鋼塊品質の改善に寄与した。

これらの結果をとおして、単純に見える凝固現象もその実体は伝熱、流動、拡散が複雑に入り混ざったものであり、結果を予測するには入念な破断調査による現象把握と適切な数値モデル化が必要ながことが痛感された。

これからの新プロセスおよび新製品開発には、このように具体的に現象をモデル化して事前にその結果を予測し、開発に要する工数や期間を大幅に短縮することが必須である。本報告の内容は大型鋼塊の造塊法に関するものでやや古典的かも知れないが、その手法は実験的調査に加えてコンピュータの支援を十分に生かした近代的なアプローチが特徴であり、現代における研究開発の一つのあり方を具現しているものとする。

参 考 文 献

- 1) 例えば、鑄造技術専門講座「鑄鋼品の凝固解析の現状と動向」テキスト March (1987), [素形材センター]
- 2) 曾我部 暁, 新中博昌, 小林武雄, 八百 升: 鑄物, **59** (1987) 2, P69
- 3) 藤 忠治, 中川知和: 神戸製鋼技報, **35** (1985) 2, 75
- 4) 大中逸雄: 鉄と鋼, **65** (1979) 12, 1737
- 5) 八百 升, 曾我部 暁: 日本鑄造協会「凝固現象と鑄造欠陥に関する研究部会」, 終了報告書 (1987)
- 6) 田宮 優, 八百 升, 大倉まゆみ: 鉄と鋼, **70** (1984) 13, S1133
- 7) 八百 升, 加藤敏雄, 難波明彦, 野口英臣, 中西恭二, 石井久武: 鉄と鋼, **69** (1983) 12, S1021
- 8) J. G. Henzel et al.: *Journal of Metals*, **17** (1965), 561
- 9) M. Scepti et al.: *Proceedings of I.F.M.* (1981)
- 10) 新山英輔, 内田敏夫, 森川 稔, 斎藤茂樹: 鑄物, **52** (1980) 10, 635
- 11) 小島信司, 松川敏胤: 鉄と鋼, **71** (1985) 12, S963
- 12) 朝生一夫, 阿部直之, 難波明彦, 中西恭二, 斎藤健志, 八百 升: 川崎製鉄技報, **18** (1986) 1, 30
- 13) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, **65** (1979) 10, 1571
- 14) J. A. Burton, R. C. Primm, and W. P. Slichter: *J of Chemical Physics*, **21** (1953), 1987