

(解説)

# 鑄造プロセスシミュレーションの進歩

仲山公規\*・中岡威博\*・坂本浩一(工博)\*\*・石田 斉\*\*

\*技術開発本部・機械研究所 \*\*技術開発本部・生産技術研究所

## Developments in Casting Process Simulations

Kiminori Nakayama・Takehiro Nakaoka・Dr. Kouichi Sakamoto・Hitoshi Ishida

In this paper recent developments in numerical casting process simulations and related applications at Kobe Steel are reviewed. Topics discussed include prediction methods for segregation, temperature, cracking and fluid flow phenomena in large steel ingot and steel continuous casting processes during solidification. In addition, developments regarding an application for predicting grain structure solidification with stochastic methods are introduced.

まえがき = 素材メーカーにとって溶融金属を凝固させて形を作る技術は基盤技術であり、鋼やアルミ合金、銅合金の連続鑄造のほか大型鑄鋼品などの砂型鑄造プロセスなどは一般的に利用されている。一方、その凝固プロセスで如何に欠陥の少ない製品を製造するかは重要な問題であるが、取扱う材料が高温であるため可視化などが非常に困難であるため、品質向上のために数値シミュレーションや水モデル実験による可視化が有効な手段として発展してきている。図1は鑄造シミュレーションの進歩の状況を示したものである。

第1世代では、熱伝導とか流動などのマクロな現象に関するアプローチから鑄造プロセスで発生する欠陥などの発生メカニズムの解明などがなされ数多くの成果を挙げてきたが、第2世代では凝固-流動連成のような連成シミュレーションが発達し、鑄造プロセス方案の最適化に役立っている。しかし、数値シミュレーションが発達するに従って、溶湯の物性値や境界条件などに不明点が多いことが明らかになってきており課題となっている。近年ではセルラーオートマトン法などを用いた凝固組織シミュレーションや図2に示したようなPhase Fieldモデル<sup>1)</sup>などを利用したデンドライトレベルの現象を考慮した検討がなされるようになってきている。しかしながら、これらの新しい手法は計算機能力などの問題で、

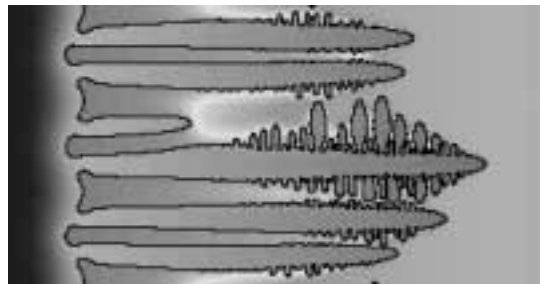


図2 Phase field モデルによるデンドライトの成長シミュレーション

Fig. 2 Dendrite growth simulation by phase field model

一般的なプロセスへの適用はまだ十分にはできていないのが現状である。また、最適化理論を用いた湯道方案の最適化<sup>2)</sup>などの論文も増えてきており、従来からなされていたマクロな数値解析の応用展開もなされている。

ここでは、当社で実施した数値シミュレーションの例を取上げながら、どのように適用されているかに関して解説する。

### 1. 大型鑄鍛鋼品への適用

大型鑄塊には押湯などの最終凝固部に向かって合金成分が濃化した正偏析帯が形成される。偏析は材料強度や加工特性などの品質を劣化させるため、鋼種ごとにその予測と鑄型設計が重要である。

マクロ偏析の予測に関する研究としては、大中らによる理論的な解析例<sup>3)</sup>などのほかに工業的な検討<sup>4),5)</sup>が多く報告されている。これらの研究では、特定の合金種や合金元素、鑄造方式に関するものが多く、より汎用的な成分偏析の予測手法が必要である。ここでは、当社で検討した予測手法<sup>6)</sup>とその妥当性について述べる。

#### 1.1 計算方法

図3は成分偏析予測法の概略で(1)熱力学データベース「Thermo-Calc」<sup>7)</sup>による平衡分配係数計算,(2)有限要素法解析コード「CASTEM」による伝熱・凝固解析<sup>8)</sup>,(3)溶質再分配による物質収支計算から構成される。

##### 1.1.1 伝熱・凝固解析

伝熱・凝固解析では、溶解・鑄造条件、物性値、境界条件などを入力データとして時々刻々変化する温度場を

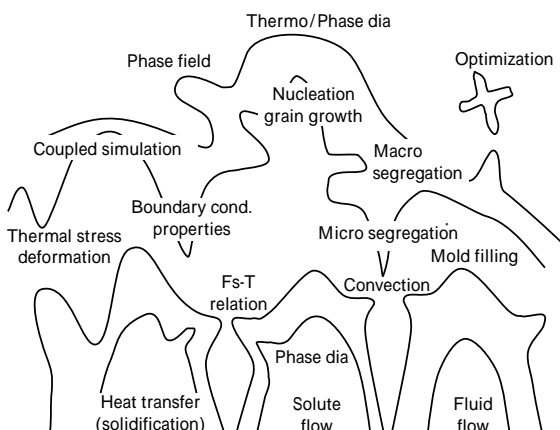


図1 最近の鑄造シミュレーションの進歩  
Fig. 1 Recent progress of simulation for casting processes

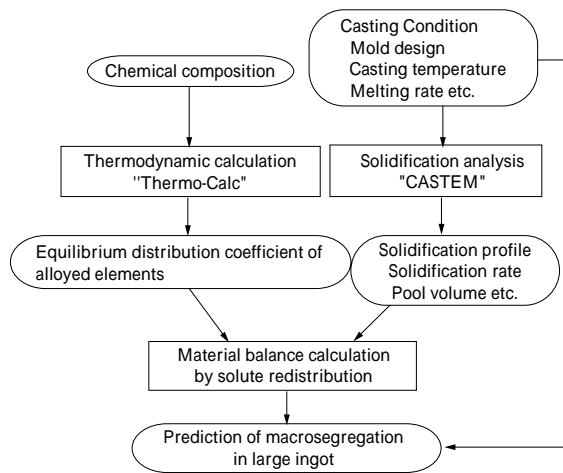


図3 偏析予測方法のフローチャート  
Fig. 3 Calculation scheme of macrosegregation

計算し、凝固速度 (R) や溶解・鑄造時の溶湯プール形状、体積の経時変化などを求める。

### 1.1.2 溶質再分配による偏析予測モデル

図4は鑄塊中のある時刻の固液共存領域の模式図である。マクロ偏析の生成については、高橋らの凝固遷移層の概念<sup>9)</sup>を適用した。ここで、樹間に濃化する合金元素の分配は、Burtonの式(1)を用い、バルク溶湯中に混合、集積する濃化溶湯はある洗浄深さ(以下、洗浄限界固相率,  $fs_{crit}$ )以下の低固相率領域のみが寄与するモデルとした。次に、 $fs_{crit}$ をパラメータにして式(2)から合金元素の物質収支を計算した。なお、本モデルでは鋼塊底部に生成する沈殿晶起因の負偏析帯は考慮していない。

$$k_e = k_0 \{ k_0 + (1 - k_0) e^{-R \cdot d / D} \} \dots \dots \dots (1)$$

$$C_s = (1 - fs_{crit}) \cdot C_1 + fs_{crit} \cdot k_e \cdot C_1 \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 $k_e$ : 実効分配係数、 $k_0$ : 平衡分配係数、 $R$ : 凝固速度 (m/s)、 $d$ : 液相側での溶質の拡散層厚さ (m)、 $D$ : 液相内での溶質の拡散係数 ( $m^2/s$ )、 $C_s$ : 凝固部分の合金元素の濃度、 $C_1$ : バルク溶湯中の合金元素の濃度である。

### 1.2 計算結果及び考察

検証に用いた鋼塊は、2.25%Cr-1%Mo鋼の190ton鋼塊及び、3.5%Ni-Cr-Mo-V鋼の180ton鋼塊であり、表1

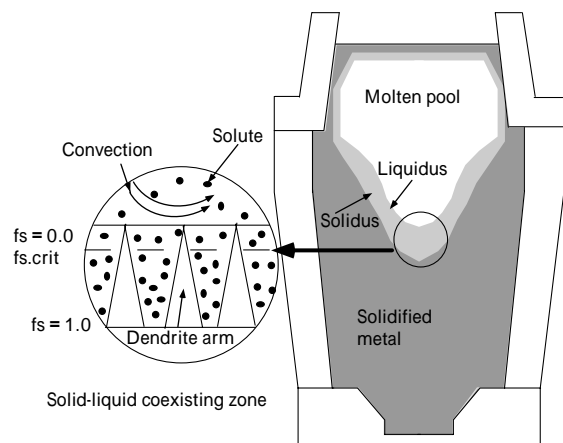


図4 固液共存領域の模式図  
Fig. 4 Schematic view of solid-liquid coexisting zone during solidification

表1 鋼塊の化学組成

Table 1 Chemical composition of steels (mass%)

| Steel              | C    | Si   | Mn   | P     | S     | Ni   | Cr   | Mo   | V    |
|--------------------|------|------|------|-------|-------|------|------|------|------|
| 2.25Cr-1Mo 190t    | 0.14 | 0.08 | 0.55 | 0.007 | 0.002 | 0.15 | 2.45 | 1.06 | ...  |
| 3.5Ni-Cr-Mo-V 180t | 0.23 | 0.06 | 0.31 | 0.007 | 0.006 | 3.64 | 1.66 | 0.35 | 0.10 |

表2 各合金元素の平衡分配係数

Table 2 Equilibrium distribution coefficients calculated by Thermo-Calc

| Steel         | Phase | C    | Si   | Mn   | P    | S      | Ni   | Cr   | Mo   |
|---------------|-------|------|------|------|------|--------|------|------|------|
| 2.25Cr-1Mo    |       | 0.20 | 0.60 | 0.73 | 0.18 | 0.0004 | 0.84 | 0.87 | 0.70 |
| 3.5Ni-Cr-Mo-V |       | 0.30 | 0.58 | 0.73 | 0.13 | 0.0003 | 0.91 | 0.87 | 0.56 |

表3 境界条件、初期条件と物性値

Table 3 Boundary, initial conditions and thermal properties

| Boundary                        |                                | Heat transfer            |                              |                   |
|---------------------------------|--------------------------------|--------------------------|------------------------------|-------------------|
| Air(673K)- Exothermic powder    |                                | Radiation                |                              |                   |
| Liquid steel- Exothermic powder |                                | Conduction               |                              |                   |
| Liquid steel- Insulating brick  |                                |                          |                              |                   |
| Liquid steel- Chamotte brick    |                                |                          |                              |                   |
| Liquid steel- Cast iron         |                                |                          |                              |                   |
| Cast iron (mold)- Air(303K)     |                                | Radiation                |                              |                   |
| Material                        | Thermal conductivity (W/(m·K)) | Specific heat (J/(kg·K)) | Density (Mg/m <sup>3</sup> ) | Initial temp. (K) |
| Liquid steel                    | 21.67                          | 628.02                   | 7.6                          | 1 883             |
| Cast iron                       | 32.50                          | 669.88                   | 7.1                          | 303               |
| Insulating brick                | 0.186                          | 1 046.7                  | 0.925                        | 303               |
| Chamotte brick                  | 0.898                          | 1 130.4                  | 2.2                          | 303               |
| Exothermic powder               | 0.154                          | 1 151.4                  | 1.5                          | 1 863             |
| Steel                           | Liquidus(K)                    | Solidus(K)               | Latent heat(J/g)             |                   |
| 2.25Cr-1Mo                      | 1 792                          | 1 741                    | 251                          |                   |
| 3.5Ni-Cr-Mo-V                   | 1 767                          | 1 691                    | 251                          |                   |

に化学組成を示す。

### 1.2.1 平衡分配係数

表2に、計算により得られた各合金元素の平衡分配係数を示す。得られた値はSをのぞき、従来の報告値<sup>10)</sup>の範囲内にあり、組成の影響が反映されており、予測計算に十分使用できると考えられる。

### 1.2.2 伝熱・凝固解析

表3に、解析に用いた初期、境界条件及び物性値を示す。溶鋼 - 鑄型ケース間との熱伝達係数は、凝固時間の実測値とほぼ一致するように決定した。外気との熱伝達については常温との輻射として取扱い、形態係数×輻射率を0.80とした。また、物性値は従来報告されている値<sup>11)12)</sup>などを参考にして決定した。液相線、固相線温度は渡辺の式<sup>13)</sup>、川和らの式<sup>14)</sup>から求めた値を使用した。

### 1.2.3 Cマクロ偏析の予測

図5(a)に、2.25%Cr-1%Mo鋼の190ton鋼塊の本体最上部半径方向のC濃度分布について、実験結果と $fs_{crit}$ をパラメータにした計算結果を比較して示す。本計算においては、 $d/D$ は文献<sup>15)</sup>から10sec/mmを用いた。その結果、 $fs_{crit}$ が0.1~0.2で比較的良く一致した。同様に、図5(b)には、3.5%Ni-Cr-Mo-V鋼の180ton鋼塊の中心におけるC濃度分布の結果とインゴット高さ方向の位置肉差による分布の差について示す。本図は、実験結果と $fs_{crit}$ を0.2とした場合の計算結果の比較であるが、鋼塊中底部の沈殿晶帯による負偏析帯を除いて、良い一致が見られた。これらから、濃化に寄与するのは $fs_{crit}$ が0.1

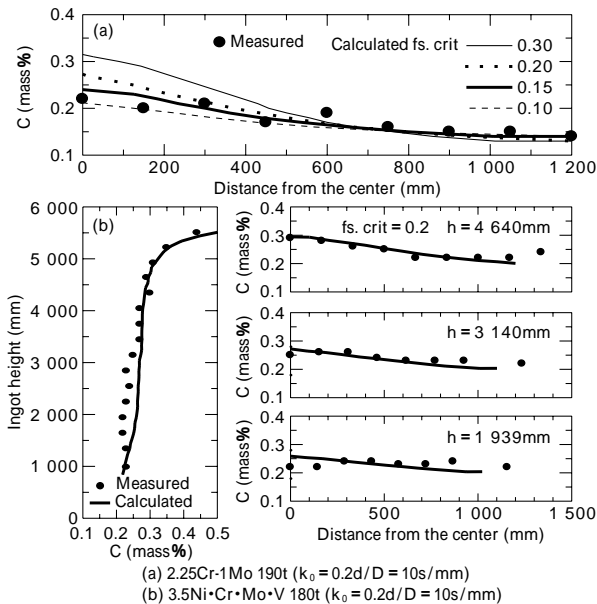


図5 C 偏折の実測値と計算値の比較  
Fig. 5 Comparison between experimental results and calculation results of C contents in ingots

~0.2 程度の領域であり、これは高橋らによる凝固遷移層の概念<sup>9)16)</sup>のq1層とq2層の境界に相当すると考えられ、おおむね妥当であると考えられる。

#### 1.2.4 合金元素マクロ偏析の予測

マクロ偏析に寄与する領域は fs.crit が 0.1~0.2 程度として、2.25Cr-1Mo 190t 鋼塊における Cr, Mo, Si 濃度について検討した。結果を図6に示すが、各元素とも比較的良く一致している。

しかし、図6の結果を詳細に見ると、Siに比較して、Cr, Moについては、計算値が実測値よりやや高めとなっている。そこで、予測精度に影響を及ぼす  $d/D$  (拡散層厚さ/溶質の拡散係数)の影響をみた結果を図7に示す。Crについては、 $d/D=100$  (sec/mm)の場合に、より一致している。 $d/D$ の設定には、厳密には各元素ごとに  $d, D$ をそれぞれ検討する必要があるが、今回使用し

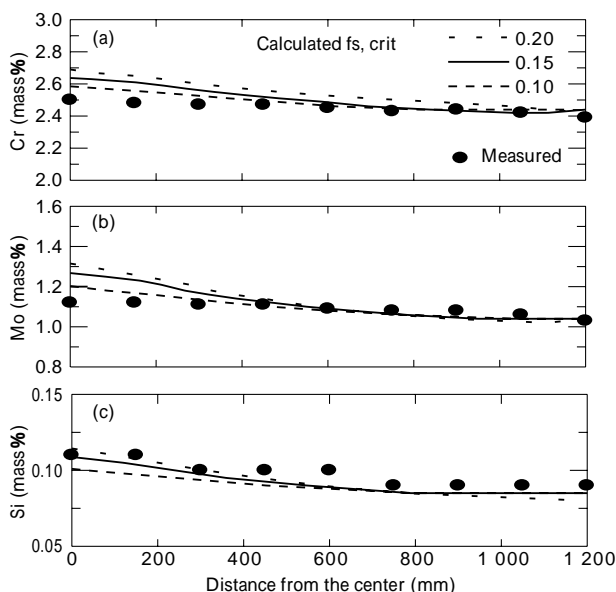


図6 2.25Cr-1Mo 190t インゴットの Cr, Mo, Si 偏折の実測値と計算値の比較  
Fig. 6 Comparison between experimental results and calculation results of Cr, Mo, Si contents in 2.25Cr-1Mo 190t ingots

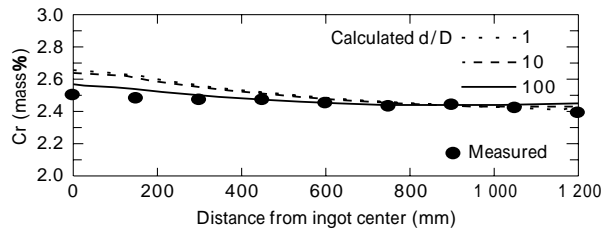


図7 2.25Cr-1Mo 190t インゴットの Cr 偏折の実測値と計算値の比較  
Fig. 7 Comparison between experimental results and calculation results of Cr contents in 2.25Cr-1Mo 190t ingots

た数値は、Chalmers らの報告値<sup>17)</sup>と一致しており妥当な範囲内にあると考えられる。

## 2. 鋼の連続 casting への適用

鋼の連続 casting プロセス (以下連铸と呼ぶ) は、図8に示したように垂直方向に設置された鑄型内に注ぎ込まれた溶湯が、鑄型内冷却、スプレ冷却、ロール冷却などの冷却を受けながら、曲げ、曲戻し変形をうけて最終的に水平方向に引抜きながら板 (以下鑄片と呼ぶ) を製造するプロセスである。

連铸に関しては、これまで鑄片の変形解析、鑄型内の溶湯の流動解析など数多くのシミュレーションが実施されており、割れ欠陥や介在物欠陥の低減対策の検討に用いられている。

### 2.1 凝固進行・表面温度予測

連铸では、鑄片の内部及び表面品質の安定化のために温度コントロールは重要であり、鑄造方向に垂直な断面の移動を、外部の熱伝達条件の変化で表現した温度予

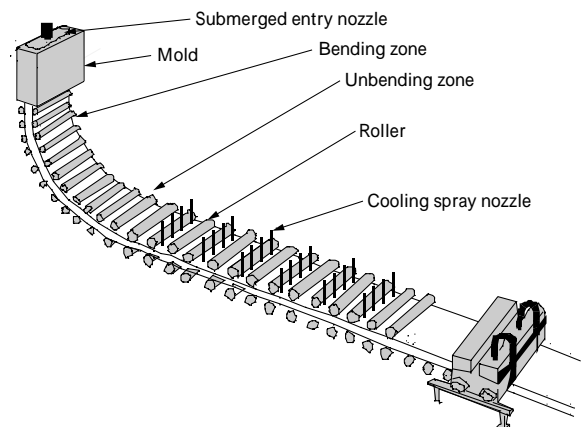


図8 鋼の連続 casting 機の外観図  
Fig. 8 Schematic view of continuous casting machine of steel

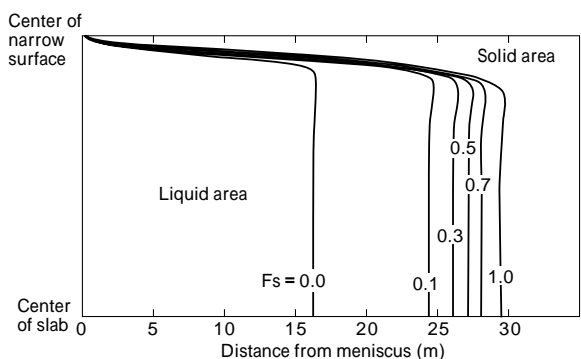


図9 厚み中央部での凝固進行図  
Fig. 9 History of solidification profile at the center of the slab in thickness

測<sup>17)</sup>が一般的に行われている。図9にこの計算で得られた铸片厚み中央断面の凝固進行図を示している。

また、铸造中に铸造条件が変化する場合に、铸造速度にあわせて节点温度を移動させて铸片の移動を表現する計算<sup>19)</sup>も行われている。結果の例を図10と図11に示す。図10は铸造速度の変化に従って変化する铸片の凝固進行の変化を示しており、図11はメニスカス(铸型内の湯面)からある一定の距離にある铸片の温度の変化を示している。

## 2.2 内部割れ欠陥の予測

連続铸造铸片はさまざまな変形を受ける。これらの変形量が大きいと、凝固界面に多様な内部割れが発生することがある<sup>20)</sup>。

変形解析としては、バルジング解析(梁モデル<sup>21)</sup>、2次元および3次元FEMによる定常計算<sup>22)</sup>、ロール圧下変形解析(3次元FEMによる定常計算<sup>23)24)</sup>などが報告されている。ここでは、3次元多ロールスパン変形解析プログラムによる铸片の矯正部での曲戻し挙動<sup>25)</sup>に関して述べる。

### 2.2.1 材料モデル

铸片は非圧縮性で粘塑性体であるとして取扱い、次の構成則で表現されるとした。

$$\dot{\epsilon} = a_0 \cdot \bar{\sigma}^n \cdot \bar{\dot{\epsilon}}^m \cdot \exp(A_T/T) \dots\dots\dots (3)$$

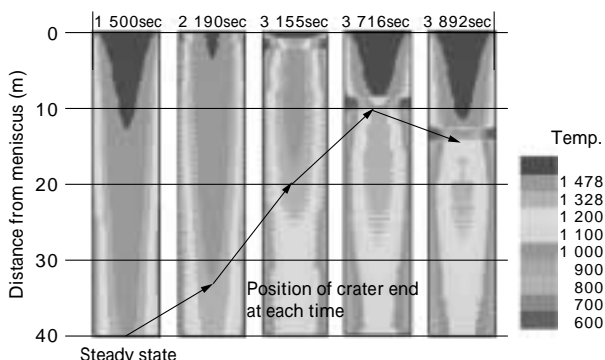


図10 非定常状態での凝固進行状態の変化  
Fig.10 Change of solidification progress during unsteady casting condition

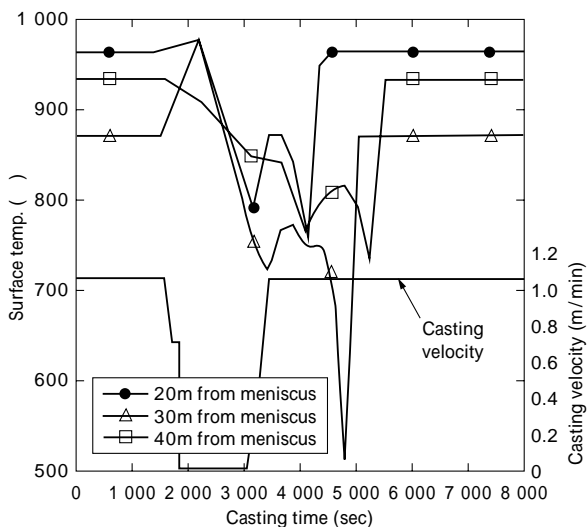


図11 非定常铸造中の表面温度変化  
Fig.11 History of surface temperature during unsteady casting condition

ここに、 $\bar{\sigma}$  は相当応力、 $\bar{\epsilon}$  は相当歪み、 $\bar{\dot{\epsilon}}$  は相当歪速度であり、 $a_0, n, m, A_T$  は材料によって決定される常数である。ここでは、600 から 1300 までの引張試験を歪み速度を変化させて測定し、その結果からこの常数を、 $a_0 = 0.035, n = 0.133, m = 0.166, A_T = 7233.3$  と決定した。

### 2.2.2 矯正部における铸片の変形

図12に示す铸片{幅(W)=2160, 厚さ(H)=280, 凝固シェル厚み=100}を計算対象とし、図に示したように5ロールスパンをモデル化している。铸片の温度は、スラブ長辺面温度を700, 短辺面温度を1000, 凝固界面の温度は1470として铸片内部の温度を決定した。また、铸造速度は1.2m/minである。

図13に計算で得られた短辺面近傍の铸片の外形状を示す。これより曲戻し変形により上広面側が铸造方向に引張りをうけるため幅が狭まり、下広面はその逆になるいわゆる台形変形をしていることが分かる。

図14には矯正部出口断面での幅方向歪みの分布を示している。この図では、引張り歪みが0.2%以上の領域も併せて記している。特徴的な現象として、上広面板のコー

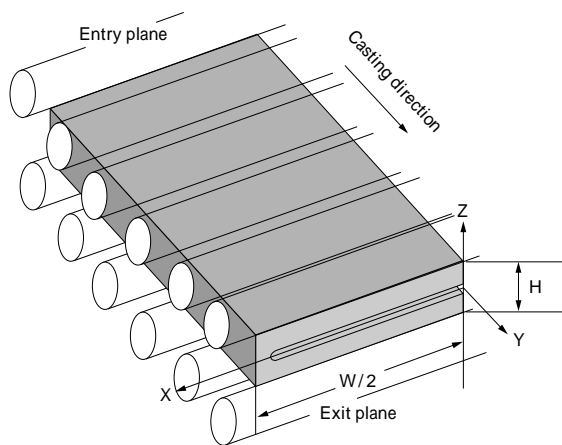


図12 計算モデル  
Fig.12 Simulation model

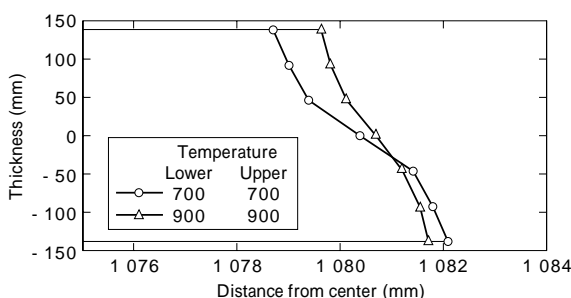


図13 表面温度の差による狭面近傍の変形の差  
Fig.13 Shell deformation at narrow side in combination of surface temperature

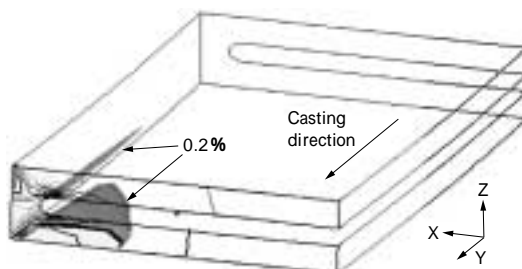


図14 幅方向歪みの分布  
Fig.14 Distribution of strain of width direction

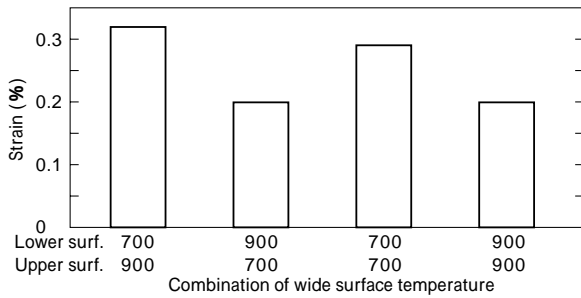


図15 幅方向歪みの最大値の変化  
Fig.15 Difference of max. strain of width direction at corner

ナ部に比較的大きな引張歪み(0.25%程度)が生じている。

### 2.2.3 長辺面表面温度の影響

次に上下と長辺面表面温度を変化させて、前節で述べたコーナ近傍部の歪みの変化に関して検討する。短辺面表面温度を1000とし、上長辺面表面温度、下長辺面表面温度を変化させた時の、上下長辺面表面温度と幅方向最大歪みとの関係を図15に示した。これより、幅方向最大歪みは、下広面温度を700とする組み合わせの場合が約0.3%と高く、それを900とする組み合わせでは約0.2%となっていることが分かる。すなわち、下長辺面温度を高く設定すると幅方向最大歪みは小さくなる事が分かる。

### 2.3 内部割れ限界歪みに関する検討

内部割れに関しては、これまでに数多くの研究<sup>26)27)</sup>がなされているが、歪みを直接計測できる図16に示すような小型試験片により熱間割れ再現実験を実施した<sup>28)</sup>。実

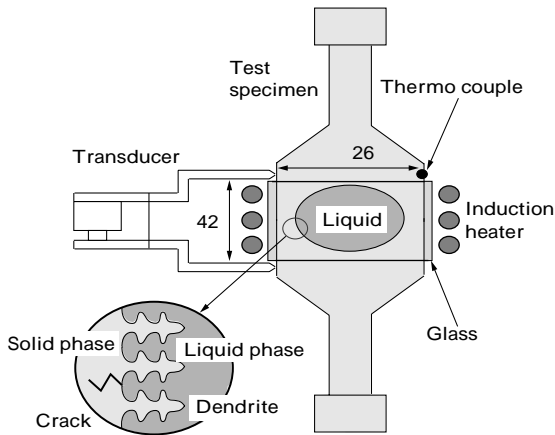


図16 内部割れ限界歪み測定用試験片の概要  
Fig.16 Schematic view of test specimen for measuring critical strain for internal crack

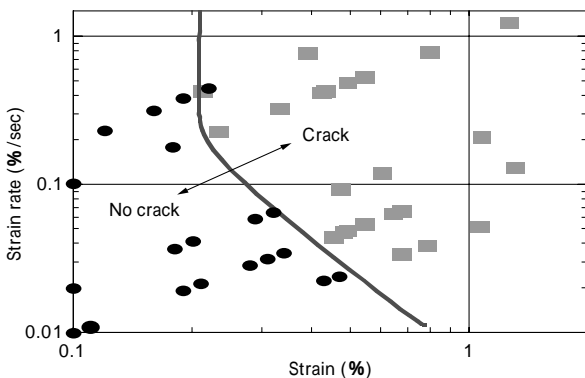


図17 内部割れ限界歪み測定結果  
Fig.17 Criterion of internal cracking

験は図16の試験片の中央部を誘導加熱で一度熔融させた後冷却し、外周部より凝固シェルを成長させた。その後、引張試験を行った後、切断し、エッチングを行い内部割れの有無を調査した。ここで確認された内部割れ部の成分を調査するとP, Sなどの偏析が認められ、典型的な凝固界面割れの特徴を示していることが確認された。実験の結果を割れの有無で整理したグラフを図17に示す。この結果では、歪み速度が遅くなると限界歪みが大きくなるようになっているが、試験中の凝固進行の影響によると考えられ、真の限界歪みは0.2%程度で一定であると考えている。従って、前述の数値計算結果を考慮すると、矯正部において発生する上長辺面側の凝固界面コーナ近傍部の割れは、下長辺面表面温度を900程度にすることで防止できることが予測される。

### 2.4 流動シミュレーション

浸漬ノズルからの吐出流が鋳型内に奥深く侵入すると、その流れと共に介在物も深く潜り込み、鋳型内での介在物の浮上分離が不十分となり欠陥が増加する。連鋳において介在物起因の欠陥を低減するために、電磁力を用いて溶鋼の流れを制御する様々な手法が用いられている。これらの電磁力を利用した装置の効果を評価するにおいて、溶融金属を用いたモデル実験を行う必要があるが、流速の計測や装置のハンドリングなどの困難を伴う。そこで数値シミュレーションによる溶鋼流動の評価が重要となる。

#### 2.4.1 旋回型電磁攪拌装置

鋳型内の湯面近傍における旋回流によって介在物の凝固シェルへの付着を防止する目的で電磁攪拌装置が多く利用されている。

しかし溶鋼表面での旋回流速が増すとパウダの巻き込みが増加すること、また幅方向の速度分布に遅い領域が存在すると介在物の洗い流しが不完全になるなどの問題があるため、最適な速度で均一に攪拌が可能な操業条件を求める必要がある。

数値計算では最初に移動磁場の解析を行い、得られたロ-レンツ力の分布を流動解析の体積力項として与える方法を用いた<sup>29)</sup>。検討の結果、図18に示したように攪拌流速は幅方向に分布を持ち、介在物の洗い流しに必要な攪拌流速が得られていない低流速域が従来型の浸漬ノズル(SEN TYPE-A)では存在する事が分かった。これに対して、浸漬ノズルの形状を改良し電磁攪拌の効果を高めたノズル(SEN TYPE-B)を用いた場合には幅1/4付

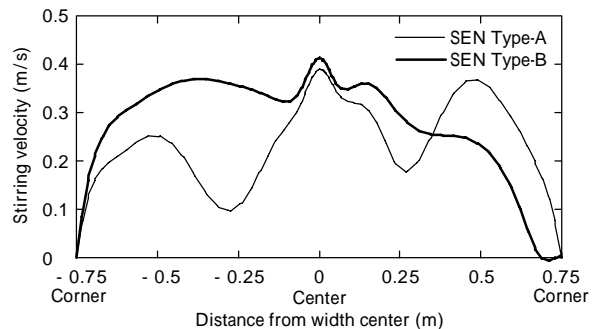


図18 浸漬ノズルの相違による幅方向の攪拌流速分布の比較  
Fig.18 Comparison of stirring velocity distribution due to nozzle type

近に存在していた低流速域が無くなり、幅方向全域で十分な攪拌が得られることが明らかになった。

### 2.4.2 幅方向電磁ブレーキ装置

電磁ブレーキ装置では、溶鋼の流れに対して垂直に静磁場を印可することで溶鋼流に制動力を作用させるために、従来装置では磁場を鑄型厚み方向へ貫く向きに印可する方法が用いられている。

しかしこの方法では最も入り込み流速の早い鑄型短辺近傍で、制動力が弱く流速を十分に低下することが困難である。そこで磁場を鑄型幅方向に印可する電磁ブレーキ装置を開発した<sup>30)</sup>。この装置の数値計算による評価を次に示す。数値計算は溶鋼内の静磁場分布を求め、それを用いて溶鋼流動と電流、ローレンツ力の連成解析を行った。

新型電磁ブレーキ装置の金属ガリウムを用いた1/6モデル実験結果と解析の比較を図19に示す。図では鑄型中央断面の短辺から10mmの位置での下降流速を表している。実験結果と解析結果は良く一致している。

図20(a)に従来装置、図20(b)に新型装置を用いた場合の鑄型厚み方向中央断面での溶鋼の速度ベクトルの分布を示す。図中の点線で囲む部分は、電磁力を作用させた位置である。従来型では、磁場印可範囲において短辺近傍では下向きの流速が減少していないことが分かる。一方、新型の装置では鑄型短辺近傍も含めて、すべての領域で流速が減少している。

### 3. 凝固組織予測シミュレーションの適用

材料の凝固組織は材料の特性を左右する要因の一つであり、これを様々な鑄造条件において予測・制御することは大きな課題である。ここでは、鑄塊の伝熱計算にマクロ組織形成予測を組合わせた凝固組織予測シミュレーション手法を、高Mn鋼鑄塊の凝固組織予測に適用した例について解説する。

#### 3.1 凝固組織予測シミュレーションモデル

近年開発されてきた凝固組織予測シミュレーションは、モンテカルロ法をはじめ、セルラーオートマトン法、Phase Field法などの方法が用いられている<sup>31)~34)</sup>。モンテカルロ法やセルラーオートマトン法を用いた凝固組織予測手法は、鑄塊を多数のサイトに分割し、結晶粒を構成するサイトの界面エネルギー変化が安定方向にあるかどうかで、液相から固相への変態、固相成長の判定を行い、結晶粒形態を描くものである。

ここで用いた凝固組織予測シミュレーション<sup>35)</sup>のフローチャートを図21に示す。凝固組織の形成過程については結晶核生成と結晶粒成長の二つの現象をモデル化している。

まず伝熱メッシュを細分化したサイトを結晶粒と考え、初期状態はすべて液相であると仮定する。乱数を用いて選ばれたサイトの属する伝熱メッシュの温度が液相線温度以下であれば、式(4)~(7)で表される核生成頻度関数と粒成長頻度関数で決まる確率に従い、核生成、粒成長がおこるとする。なお、各式に含まれる係数は実験的に決定する。

$$P=0(T < 0) \dots\dots\dots(4)$$

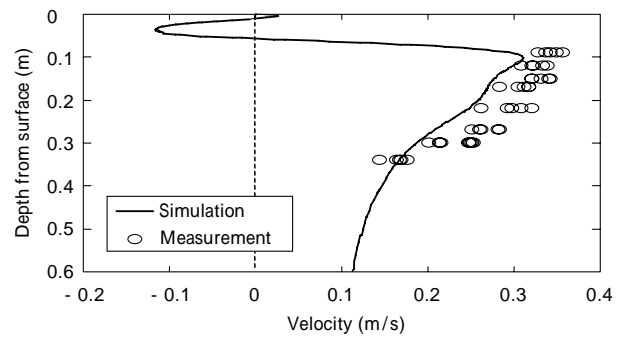


図19 流速の計算結果と実験結果の比較  
Fig.19 Comparison of velocity by simulation and measurement

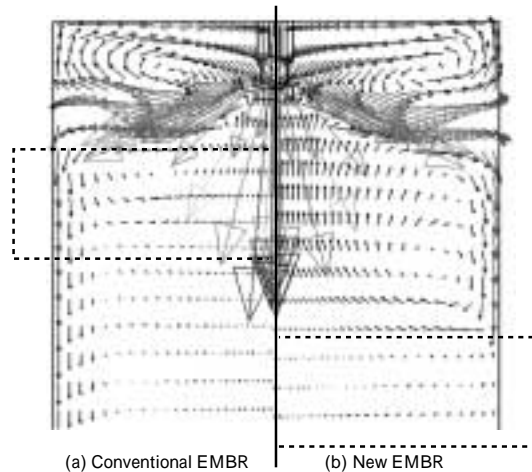


図20 従来型電磁ブレーキと新型電磁ブレーキでの鑄型内溶鋼流速ベクトルの比較  
Fig.20 Comparison of simulated velocity vector in the mold between conventional EMBR and new EMBR

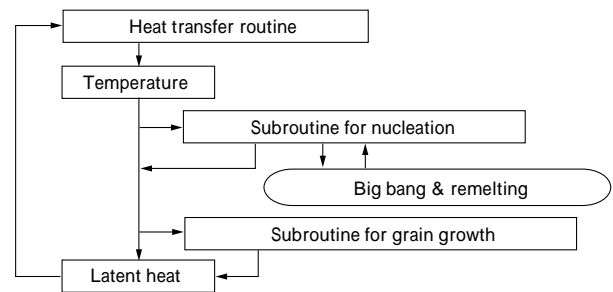


図21 凝固組織予測シミュレーションのフローチャート  
Fig.21 Flow chart of simulation of grain structure

$$P=(T/ a_l)^{n_l}(0 < T < a_l) \dots\dots\dots(5)$$

$$P=1(T > a_l) \dots\dots\dots(6)$$

$$T=T_L - \mathcal{T}(I, J) \dots\dots\dots(7)$$

ここに、 $T_L$ : 対象合金の液相線温度、 $\mathcal{T}(I, J)$ : ある時刻におけるメッシュ  $(I, J)$  の温度、 $a_l, n_l$ : 凝固パラメータである。

粒成長計算では、固相変態するとサイト周囲の界面エネルギーが下がる場合に結晶成長を行うアルゴリズムとなっている。このように凝固を進行させ、各タイムステップごとに固相率の増加分に応じた凝固潜熱を伝熱計算と連成させている。

さらに核生成計算では、凝固初期における鑄壁での核生成にビッグバンモデル<sup>36)</sup>を適用している。

#### 3.2 高Mn鋼の凝固組織予測

高Mn鋼は優れた耐磨耗鑄鋼品として広く使用されて



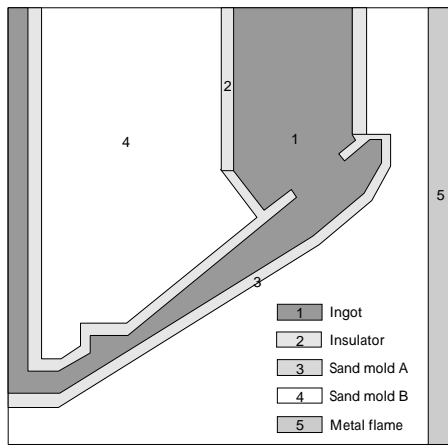


図22 凝固組織予測で用いたモデル  
Fig.22 Simulation model for prediction of grain structure

表4 高 Mn 鋼の化学組成  
Table 4 Chemical composition of high-manganese steel (mass%)

| Fe   | C             | Si  | Mn        | P    | S    | Cr          | Ti            |
|------|---------------|-----|-----------|------|------|-------------|---------------|
| Bal. | 1.35<br>~1.40 | 0.8 | 20<br>~24 | 0.07 | 0.04 | 2.2<br>~2.8 | 0.04 ~<br>0.1 |

おり、結晶粒を微細化することによって、耐力・引張強さ・伸び・疲労強度が大きく改善できることから、高 Mn 鋼鑄塊に凝固組織予測シミュレーションを適用し、鑄込み温度変化に対する鑄造組織の微細化条件を検討した。

計算対象とした高 Mn 鋼鑄塊の形状を図22に示す。鑄塊は2次元軸対称となっている。また高 Mn 鋼の化学組成は表4のとおりである。

前述のとおり凝固組織予測では、凝固パラメータを決定する必要がある。そこで鑄造温度を変化させた鑄造実験を行うと同時に、核生成と粒成長計算は頻度関数の凝固パラメータのみを変化させたシミュレーションを行い、凝固パラメータを  $a1 = 1.5$ ,  $n1 = 100$ ,  $a2 = 3$ ,  $n2 = 1$  に決定した。

次に、決定した凝固パラメータを用いて、高 Mn 鋼の凝固組織の微細化条件を検討した。凝固組織が等軸晶から柱状晶へ遷移する鑄造温度を調べるため、鑄造温度  $T1$  と鑄造温度  $T2$  (鑄造温度  $T1 < 鑄造温度 T2$ ) の場合についてシミュレーションを行い、その結果を図23に示した。鑄造温度  $T1$  以下では等軸晶が生成しているが、鑄造温度  $T2$  以上では柱状晶となっていることがわかる。この結果から、今回の鑄造条件で高 Mn 鋼の微細化組織を

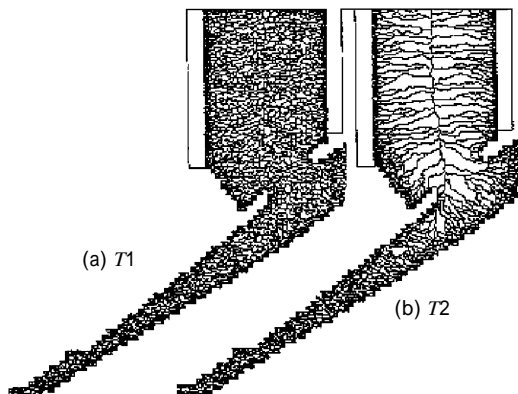


図23 鑄造温度の凝固組織への影響  
Fig.23 Effect of casting temperature for grain structure

得るには、 $T1$  温度以下で鑄造すれば良いことが明らかとなった。

むすび=現在、社内で用いられている代表的な鑄造シミュレーションに関して概説した。鑄造シミュレーションは、コンピュータの進歩とともにより複雑な現象、より細かな現象の数値解析が可能になってきており、欠陥発生メカニズム解明だけでなく、欠陥防止対策を検討するための強力な武器となっている。しかし、解析の結果に大きな影響を及ぼす境界条件、物性値の整備・検討がまだまだ不十分であり、今後さらなる進歩をするためには、基本的なデータの蓄積がますます重要になると考えられる。

#### 参考文献

- 1) N. Provatas et al. : Proc. of Modeling of casting, welding and advanced solidification process-VIII (1998) p.533.
- 2) R. M. McDavid et al. : Proc. of Modeling of casting, welding and advanced solidification process-VIII (1998) p.59.
- 3) 大中逸雄ほか:鉄と鋼, Vol.73, No.14(1987) p.86.
- 4) 山田人久ほか:日本製鋼所技報, No.50(1994) p.1.
- 5) 八百升ほか:川崎製鉄技報, Vol.19, No.3(1987) p.167.
- 6) 坂本浩一ほか:鑄造工学, Vol.70, No.1(1998) p.21.
- 7) B. Sundman et al. : Calphad, Vol.9(1985) p.153.
- 8) 藪司忠ほか:R & D神戸製鋼技報, Vol.37, No.4(1987) p.99.
- 9) 高橋忠義ほか:鉄と鋼, Vol.76, No.5(1990) p.86.
- 10) 第3版鉄鋼便覧, 日本鉄鋼協会編(1981) p.193.丸善株.
- 11) 連続鋼片加熱炉における伝熱実験と計算方法, 日本鉄鋼協会編(1971) p.80.
- 12) 田代晃一ほか:鉄と鋼, Vol.67, No.1(1981) p.103.
- 13) 渡辺一雄:第15回凝固部会, 凝15 - - 4(1976)
- 14) 川和高穂:学振第19委員会報告9721, 凝固15(1974)
- 15) W. G. Pfann : Zone melting, John Willy & Sons, NewYork, (1958)
- 16) 大笹憲一ほか:鑄物, Vol.61, No.2(1989) p.92.
- 17) 金属の凝固(1971) p.131.丸善株.
- 18) 木村雅保ほか:材料とプロセス, Vol.2, No.4(1989) p.1154.
- 19) 仲山公規ほか:材料とプロセス, Vol.3, No.4(1990) p.1165.
- 20) 連続鑄造における力学的挙動, 編集:鉄鋼基礎共同研究会, (1985)
- 21) 松宮徹ほか:文献20) P.149.
- 22) J. B. DALIN et al. : Int. J. Num. Methods Eng., vol.25(1988) p.147.
- 23) 豊島史郎ほか:塑性と加工, Vol.31, No.35(1990) p.398.
- 24) 安田一美ほか:鉄と鋼, vol.81, No.2(1995) p.35.
- 25) M. Deisinger et al. : Ironmaking and Steelmaking, vol.24, No.4(1997) p.321.
- 26) 仲山公規ほか:CAMPS-ISIJ, Vol.14(2001) p.23.
- 27) T. Matsumiya et al. : Transactions ISIJ, Vol.26(1986) p.540.
- 28) H. Hiebker et al. : CAMPS-ISIJ, Vol.6(1993) p.1132.
- 29) K. Nakayama et al. : Proc. of Modeling of casting, welding and advanced solidification process-VII(1998) p.915.
- 30) 森下雅史ほか:CAMPS-ISIJ, Vol.14(2001) p.6.
- 31) 森下雅史ほか:鉄と鋼, Vol.87, No.4(2001) p.167.
- 32) H. Hiebker et al.:材料とプロセス, Vol.6, No.4(1993) p.1132.
- 33) Spittle, J. A. et al. : Acta metall., Vol.37, No.7(1989) p.1803.
- 34) S. G. R. Brown et al. : Mater. Sci. Technol., Vol.5(1989) p.362.
- 35) Ch. A. Gandin et al. : Acta metall., Vol.42, No.7(1994) p.2233.
- 36) M. Rappaz et al. : Metall. Trans. A, Vol.27A(1996) p.695.
- 37) 工藤昌行ほか:熱処理, Vol.35, No.2(1995) p.158.