

ここまで来た計算科学の鉄鋼への応用

## 鋳造プロセスにおける数値解析技術の進歩

Progress in Numerical Simulation of Continues Casting Process

石井俊夫 JFE技研(株) 数值解析研究室 室長 Toshio Ishii

# **(1)** はじめに

本概説での計算科学は数値流体解析技術に限定する。計算 機の低廉化、CPUの高速化と汎用および自作ソフトの充実 により、ここ5年で数値流体解析技術は鉄鋼分野でも幅広く 使用されるようになった。特に高温プロセスの現象は直接可 視化できないため、現象の理解を深めるツールとして、ある いは技術開発における事前検討に威力を発揮している。鋳造 プロセスでは現象を忠実にシミュレートするには多くの難題 があるため、現象を簡略化するために多くのモデルを使用す る。計算機を使用する数値流体解析では、連続体の運動を離 散化する。対象の流れはほとんどが乱流であり、溶鋼中には アルゴンガスや介在物を含むため、混相流(固気液三相流) である。また冷却を考慮した場合には液相から固相へ相変化 して、時には電磁力の影響も受ける。このような複雑な現象 でも、数値解析で工業的に価値のあるデータを生み出すため には、モデル化が重要なポイントである。以下、ここ5年ほ どに注目して数値流体解析の進歩について述べる。

### **2** タンディッシュでの適用例

タンディッシュの機能の中で、介在物の分離除去機能についての数値解析は多くの事例が報告されている。国内では古くから発表事例があり、近年は海外からの解析事例が多く発表されている。最近では、多ストランドの流動状況の把握<sup>1,2)</sup>、Fig.1に示すようなアルゴンガス吹込みが流動に与える影響の評価<sup>3)</sup>、大型化による形状変更の影響<sup>4)</sup>、または新規提案プロセスの事前検討<sup>5)</sup>として、現象把握に数値解析が役立っている。しかしながら、理想形タンディッシュの在り方についての結論は出ておらず、今後も検討が進められるであろう。

一方、タンディッシュから鋳型に溶鋼を供給する浸漬ノズ

ル内の流動については、近年実験を含めて数値解析が盛んに行われている。アルゴンガスの有無による充填・非充填の考察<sup>6,7)</sup>、スライディングノズル (SN) の開閉突起が鋳型内流動に与える影響<sup>8,9)</sup>、またFig.2に示すようなスライディングノズル開閉時の非定常状態において発生する浸漬ノズル (SEN) 出口部での偏流の検討 $^{10}$ が行われて、現象の解明や操業指針に貢献している。

タンディッシュの他の機能である、溶鋼表面からの再酸化 防止や、レードル交換時のバッファー機能としてタンディッシュ内の溶鋼レベルが変化する非定常時の溶鋼品質維持などへの適用は、今後に期待される。

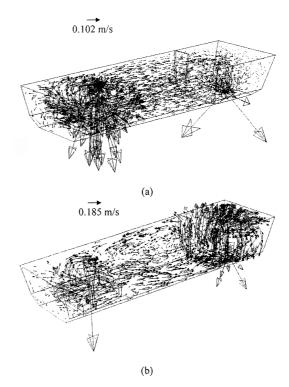


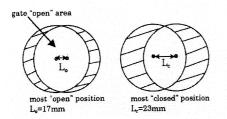
Fig.1 Three dimensional views of water vectors in the tundish model. (a) With turbulence inhibitor (TI), (b) TI and a gas flow rate of 596 ml/min.

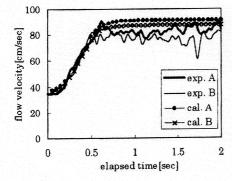
## **3**)

### 連続鋳造鋳型での適用例

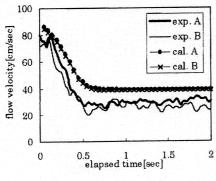
高速鋳造化における品質向上、特に静磁場による電磁ブレーキや移動磁場による電磁撹拌など、電磁力を利用して鋳型内溶鋼の流動制御を行ないスラブの品質を向上させるためには、数値解析が欠かせない存在になっている<sup>11-13)</sup>。メニスカス界面から混入した溶融パウダー、浸漬ノズルに供給したアルゴンガス気泡、あるいは溶鋼と一緒に流れ込む微細なアルミナ系介在物が凝固シェルに捕捉されて発生する品質欠陥を防止するため、鋳型内の溶鋼にどのような電磁力を印加して、どのような流れに制御すべきかを検討するために、数値解析は大いに活躍している。

また、偏析や凝固シェルの構造を明らかにするための凝固 解析、凝固シェルと鋳型との間に適切な溶融パウダー量を確





(a) from "close" to "open"



(b) from "open" to "close"

Fig.2 Flow velocity change at the bottom edge of the SEN port with SN gate movement (pentroof configuration) . (a) from "close" to "open", (b) from "open" to "close".

保するための流動解析、更には凝固シェル冷却による凝固収縮に合う理想的な鋳型のテーパーを決定するための鋳型熱解析など、鋳型周辺では数多くの観点から数値解析が適用されている。

#### 3.1 溶鋼流動解析

従来の数値解析では、溶鋼流動の乱れを時間平均化した乱流モデルを用いて、ノズルの形状を変更した場合<sup>14)</sup>や、多種多様な電磁場を作用させた場合における、流動の変化の物理的解釈を行ってきた<sup>15)</sup>。また簡便な方法として、対象物の幾何学的形状を近似できる部分シェル法と、SOLA — SURF法を組合せた方法で、ビレット鋳型内における溶鋼流動と介在物挙動を解析して、ノズル形状や鋳造速度などの操業条件を変化させた場合、介在物除去率は鋳造速度よりも浸漬ノズルの影響が大きいことが示される<sup>16)</sup>など、主として定性的に有効な情報を得てきた。

最近では、溶鋼流動の乱れを空間平均して非定常解析を行なうLES (Large Eddy Simulation) モデルと、溶鋼表面変位を圧力分布から求める方法で、より解析精度の高いモデルが採用されつつある。また介在物捕捉モデルを用いて、浸漬ノズル内の偏流は鋳型内に非対称な介在物分布を発生させることを示した報告<sup>19)</sup>もある。溶鋼表面変位については、VOF (Volume of Fluid) モデルを組合せた解析モデルを用いて、更に精度の高い方法<sup>20)</sup>も採用され、数値解析結果は半定量的な議論のできるレベルにまで到達した。

鋳型内の電磁力印可については数多く報告されている。 Fig.3に示される液面から磁場上部までの距離(DL)の影響

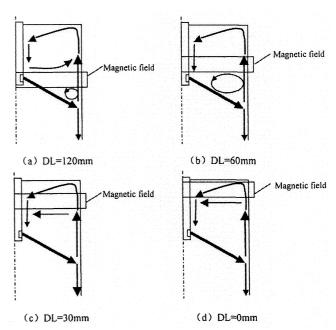


Fig.3 Influence of the position of magnetic field to the vortexing flow

の検討例のように、浸漬ノズルの深さ、浸漬ノズルの孔角度、 静磁場の位置と強さに関するパラメトリックな解析が行われ、静磁場を有効な作用として引き出すためには、適正な条件が必要であることが計算で確認された<sup>17,18)</sup>。また、Fig.4 に示すように、スラブ幅方向に一段の静磁場(EMBR: electromagnetic <u>br</u>ake)を印加した場合と、電磁攪拌 (EMS:electromagnetic stirrer)を印加した場合の流動状

1528

1520

1526

EMBR

態の違いを、数値解析で詳細に検討して両電磁力印可方法の 長短所が明らかにされた<sup>22)</sup>。静磁場を二段化することにつ いては、その磁場強度を変化させて流動制御 (FC: flow control)をすることでFig.5に示すように溶鋼表面流の乱れ の抑制が可能であることが示された<sup>21)</sup>。これらの数値解析 は、電磁場とノズルに適正な位置関係および磁場強度を与え ることにより、介在物やアルゴンガス気泡の浮上除去性が向

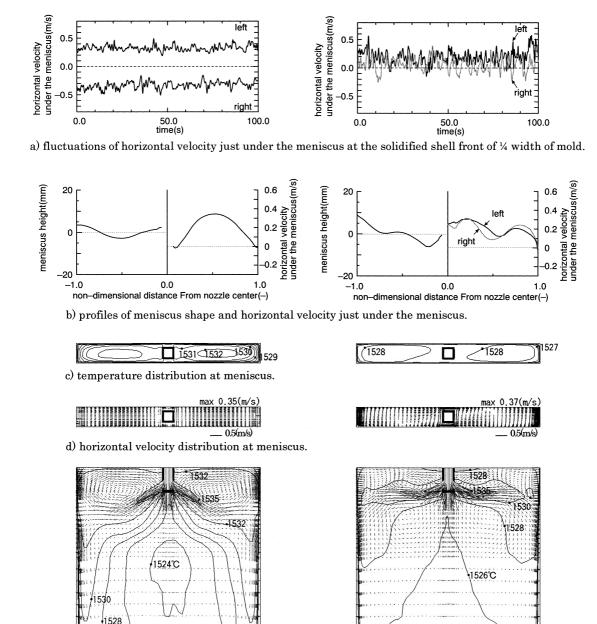


Fig.4 Computational results in each case

0.5(m/s)

e) temperature and velocity fields at ½ thickness of mold.

25 877

0.5(m/s)

1524

EMS

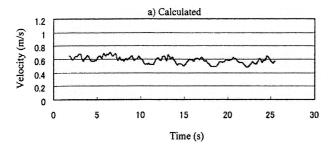
上して、高品質な鋳造が可能であることを示すなど、数多くの条件で溶鋼流動の適正化を説明できるまでになった。

今後は、(a) 実機で浸漬ノズルの閉塞を防止するために供給しているアルゴンガス気泡の性状と挙動<sup>23)</sup>などの、凝集・分離および外力として流動に与える影響因子について基礎検討を進め、(b) 時間変動する鋳型内の溶鋼表面形状や溶融パウダーの巻込みモデル<sup>24)</sup>、などを組込むことで、これまで以上に定量的な現象の把握が可能になる。それにより、例えば超電導磁石の適用<sup>25)</sup>、異鋼種連々鋳や軟接触鋳造というような新規なプロセス提案<sup>26-28)</sup>の事前検討を数値解析で効率良く行い、実験代替としての機能をより大きく担うことが期待される。

#### 3.2 凝固解析

従来、鋳型内流動の液相と固相の識別や、最終凝固位置あるいは引け巣などの発生の有無を知るため、比熱換算法またはエンタルピー法を用いた凝固解析が行われてきた。現在では凝固解析・湯流れ解析などのマクロレベルの数値解析にもミクロレベルの材質予測を取り込む方向に向かっている。ここでは鋳造組織を予測する方法について、決定論的方法と確率論的方法とに分類して簡単に紹介する<sup>29-31)</sup>。

決定論的な方法で近年大きく発展したものが、フェーズフィールド (Phase Field) 法である。この方法は液相、固相、界面で連続な秩序変数を用いて、自由エネルギー変化から相の成長過程を解析するものである。物理的に明瞭な系の時間



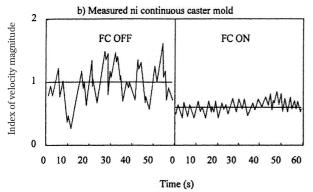


Fig.5 Calculated and measured surface flow velocity with static magnetic field

発展を統一形式の支配方程式で記述するため、理論的背景は 明瞭である。固液界面をトラッキングする必要も無いが、膨 大な計算時間を要する<sup>32)</sup>。

一方、確率論的な方法として発展したものが、揺らぎの影響のある核生成、粒成長をモンテカルロ (Monte-Calro) 法で取り扱う方法である。計算パラメータの設定などに物理的な明快さの不足を否定できないが、柱状晶一等軸晶遷移などの再現が可能である。また他の確率的な方法としては、優先結晶成長方位に基づく幾何学的な成長モデルを組入れたセルラーオートマトン (Cellular Automaton) 法があり、より現実的なミクロ組織解析が行なわれている。その他、計算中に界面位置を決めるフロントトラッキング法などもあるがここでは省略する33。

フェーズフィールド法の解析例<sup>34)</sup>をFig.6に示す。これは 初期凝固組織形成過程を示している。凝固開始直後、固相は 過冷の大きい液相表面に優先的に成長する。その後、鉛直方向にセル状構造が生成する。また、流動計算にSOLA法を採用して、流動を考慮した解析も行なわれている。この結果 (Fig.7) によれば、単一デンドライトでは、デンドライト主軸は流れの上流側へ数度から十数度偏向し、実現象と定性的に一致した。

一方、セルラーオートマトン法<sup>35)</sup>では、マクロな伝熱計算メッシュを更に分割して、ミクロメッシュを生成させて、そのメッシュにおいて核生成を過冷度に対する確率分布として与える核生成過程、デンドライト先端の成長速度計算、さらには核生成の際にランダムに与えられた優先成長方位を維持しながら結晶成長をさせる計算を行う。一例として、

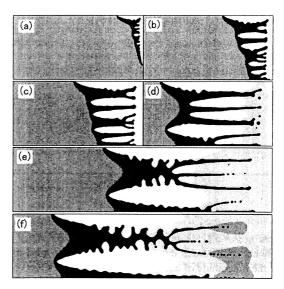


Fig.6 The initial microstructure evolution of Fe-0.5mol% C alloy (  $\Delta$  T = 15K) (a) 1.0ms, (b) 3.0ms, (c) 5.0ms, (d) 10ms, (e) 17ms, (f)

(a) 1.0ms, (b) 3.0ms, (c) 5.0ms, (d) 10ms, (e) 17ms, (f) 24ms. The secondary arm spacing at (f) changes from 10 to 5  $\mu$ m depending in the position.

Fig.8に、従来のセルラーオートマトンモデル (CA) と修正 セルラーオートマトンモデル (MCA: Modified Cellular Automaton) で得られた結晶成長を比較して示す。これらから実現象と良好に一致することが報告されている $^{36}$ 。

工業的に知りたい凝固組織分布については、溶鋼流れのある場合への適用例として、電磁撹拌ならびに鋳造条件が凝固組織に与える影響について柱状晶-等軸晶遷移モデル<sup>37)</sup>を

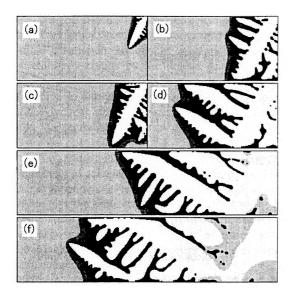


Fig.7 The microstructure evolution when preferred growth orientation is tilted 30 deg. (a) 1.0ms, (b) 3.0ms, (c) 5.0ms, (d) 10ms, (e) 15ms, (f) 20ms.

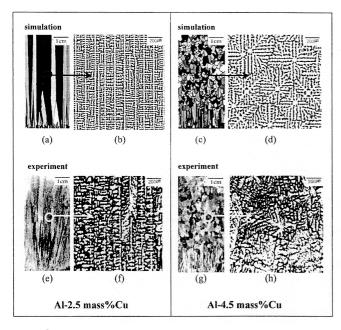


Fig.8 Comparison between predicted and experimental results in directional casting of Al-Cu alloys with a pouring temperature of 1013K: (a), (b), (c) and (d) indicate the simulated results; and (e), (f), (g) and (h) indicate the experimental results. (a) and (b) indicate the macrostructure obtained by a classical CA model, and (b) and (c) indicate the microstructures obtained by the MCA model.

用いた検討が行われている<sup>38,39)</sup>。一例に鋳造速度と浮遊晶の個数密度が等軸晶率に及ぼす影響をFig.9に示す<sup>40)</sup>。個数密度が増加するほど鋳造速度の影響が小さくなることが報告された。また非金属介在物の凝固過程における挙動も調査されている<sup>41)</sup>。

今後は、介在物の生成や $\delta/\gamma$ 変態の考慮、溶鋼流動の影響や $\gamma$ 以降の相変態ロジックの組込みなど、凝固から最終組織までの一貫予測が可能になることが期待される $^{29}$ 。

#### 3.3 鋳型パウダー流動解析

鋳型内のパウダー挙動について検討された例は少ない。パウダー挙動自体については、溶鋼に加え、鋳型振動や凝固シェル挙動とも関連が深いため、数々の仮定が必要であり、モデル化が難しい。特にパウダーの流入が異常になるとプレイクアウトなどの操業トラブルを発生するため、パウダーの挙動解析は重要な課題である。流入状態を把握できる解析モデルが必要であり、現在では固液相フィルム厚のモデルが検討されている42.43。

一方、パウダー凝固層が鋳型内の熱伝達に影響を与える要因について検討され、パウダーの塩基度が高くなると凝固温度が上がってパウダーの凝固した表面粗度を上げ、これが鋳型面と凝固面との接触抵抗を増させ、そのため熱伝達率が減少することが示された<sup>44)</sup>。今後は、これらのモデルを拡張させて、パウダーの物性変化や初期凝固シェル部の挙動およびオッシレーションなども考慮したモデルの構築に向けた研究が行われ、鋳型内溶鋼流動同様に現象の理解が深まることを期待する。

#### 3.4 鋳型熱解析

実操業の冷却モールドに熱電対を埋め込むことで、多くの 信頼性の高いデータが得られている。そのデータを境界条件 として伝熱解析の精度を向上させ、実操業に信頼できる情報

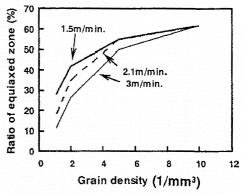


Fig.9 Effect of grain density and casting speed on the ratio of equiaxed zone, where EMS is applied and superheat in tundish is 40K.

を提供できるシステムが報告されている45)。

また、丸や角形ビレットの凝固シェル形成の解析および溶鋼静圧・熱収縮・相変化の影響の調査により、操業条件に適切な鋳型の断面縮小率を鋳型形状と凝固シェルの熱収縮および鋳型との接触まで考慮したシミュレーションで示されたもの<sup>46)</sup>や、熱解析から理想的な鋳型内テーパーについても報告されている<sup>47)</sup>。

## 4

### 今後の課題

実操業では、溶鋼の乱れに加え、例えば各種耐火物形状が 鋳造初期と鋳造末期で差異があることから、溶鋼流動が時々 刻々と変化していると推定される。その観点では、数値解析 はまだ現象を忠実に再現できるツールのレベルに無い。しか し、鋳型内現象を理解するためのツールとしては水モデル実 験などよりも遥かに潜在能力が高い。例えば操業トラブルな どで発生した現象の原因あるいは課題抽出や、新規プロセス 開発時の可能性、あるいは方向性、さらには極限状態での問 題点を「可視化」できることは重要なことである。今後はよ り定量的な「解析モデル」の構築による「現象の可視化」によ り、鋳造プロセスの更なる技術の進歩に貢献するであろう。

#### 参考文献

- Wen G, Tang P, Su Z, Zhu M, Zhang L, Gu W, Zhao K and Song G: Proc Ironmak Conf., (2003), 577.
- Morales R D, Palafox-Ramos J, De J Barreto J and Lopez-Ramirez S: Metall Mater Trans B, 31B (2000), 1505.
- 3) Ramos-Banderas A, Morales RD, Garcia-Demedices L and Diaz-Cruz M: ISIJ Int., 43 (2003), 653.
- 4) N.Nakaoka, T.Miyake, T.Mimura and H.Tai: Tetsu-to-Hagane, 86 (2000), 231.
- 5) Y.Miki, H.Shibata, N.Bessho, Y.Kishimoto, K.Sorimachi and A.Hirota: Tetsu-to-Hagane, 86 (2000), 239.
- 6) T.Kato, T.Watanabe and M.Kawamoto: CAMP-ISIJ, 16 (2003), 948.
- 7) J.Yoshioda, D.Iguchi and M.Iguchi: CAMP-ISIJ, 16 (2003), 953.
- 8) Bai H and Thomas B G: Metall Mater Trans B, 32B (2001), 253.
- 9) Bai H and Thomas B G: Metall Mater Trans B, 32B (2001), 269.
- 10) N.Kubo, J.Kubota and T.Ishii: ISIJ Int., 41 (2001),

1221.

- 11) T.Toh and E.Takeuchi: CAMP-ISIJ, 13 (2000), 176.
- 12) I.Ohnaka: CAMP-ISIJ, 13 (2000), 809.
- 13) M.Suzuki: CAMP-ISIJ, 13 (2000), 821.
- 14) S.Yokoya, S.Takagi, M.Iguchi, K.Marukawa and S.Hara: Tetsu-to-Hagane, 86 (2000), 259.
- 15) J.Kubota, N.Kubo, M.Suzuki, T.Ishii, R.Nishimachi and N.Aramaki, Tetsu-to-Hagane, 86 (2000), 271.
- 16) Ho Y-H, Hwang W-S: ISIJ Int., 43 (2003), 1715.
- 17) Qian Z-D and Wu Y-L: ISIJ Int., 44 (2004), 100.
- 18) Li B and F. Tsukihashi: ISIJ Int., 43 (2003), 923.
- 19) Yuan Q, Thomas B G and Vanka S P: Proc Ironmak Conf., 2003 (2003), 913.
- 20) K.Morita, M.Yoshida, C.Kuwada, S.Kanamori, H.Nakajima and T.Tanahashi: ISIJ Int., 43 (2003), 899.
- 21) Y.Miki and S.Takeuchi: ISIJ Int., 43 (2003), 1548.
- 22) K.Takanani : ISIJ Int., 43 (2003), 915.
- 23) H.Mizukami, S.Hiraki and T.Watanabe: Tetsu-to-Hagane, 86 (2000), 152.
- 24) J.Yoshida, M.Iguchi and S.Yokoya: Tetsu-to-Hagane, 88 (2002), 264.
- 25) T.Mochida, Y.Kishimoto, T.Yamada, H.Iijima, S.Nara and S.Takeuchi: Tetsu-to-Hagane, 88 (2002), 393.
- 26) H.Harada, E.Takenouchi, M.Zeze and T.Ishii: Tetsu-to-Hagane, 86 (2000), 278.
- 27) Li. B and F.Tsukuhashi: ISIJ Int., 41 (2001), 844.
- 28) R.Kageyama and J.W.Evans: ISIJ Int., 42 (2002), 163.
- 29) T.Koyama: Nishiyamakinen-Gijyutukouza, 180 (2004), 47.
- 30) H.Fukuoka, S-H.Cho, J-K.Choi and T.Ishii: Cyuzou-Kougaku, 74 (2002), 638.
- 31) A.Nogami, T.Koseki and Y.Fukuda: Materia Japan, 42 (2003), 731.
- 32) S.G.Kim, W.T.Kim and T.Suzuki: ISIJ Int., 43 (2003), 1758.
- 33) T.Kajitani: CAMP-ISIJ, 14 (2001), 74.
- 34) M.Ode and T.Suzuki: ISIJ Int., 42 (2002), 368.
- 35) Ch.-A.Grandin, J.-L.Desbiolles, M.Rappaz and Ph. Thevoz: Metall. Mater. Trans A, 30A (1999) 12, 3153.

- 36) M.F.Zhu and C.P.Hong: ISIJ Int., 41 (2001), 436.
- 37) J.D.Hunt: Mater. Sci. Eng., 65 (1984), 75.
- 38) S.Itoyama, H.Shibata, Y.Kishimoto, S.Takeuchi and E.Tawara: CAMP-ISIJ, 16 (2003), 164.
- 39) T. Koseki, Y. Inoue, A.Nogami and Y.Fukuda: CAMP-ISIJ, 15 (2002), 50.
- 40) H.Harada, K.Miyazawa, T.Matsumiya, T.Moroboshi and H.Esaka: Tetsu-to-Hagane, 89 (2003), 265.
- 41) K.Nakajima, H.Hasegawa and S.MIzoguchi: CAMP-ISIJ, 14 (2001), 31.
- 42) S.Ogibayashi: CAMP-ISIJ, 16 (2003), 126.

- 43) S.Ogibayashi: CAMP-ISIJ, 16 (2003), 127.
- 44) A.Yamauchi, K.Sorimachi and T.Yamauchi: Ironmak Steelmak, 29 (2002), 203.
- 45) Gonzalez M, Goldschmit M B, Assanelli A P, Dvorkin E N and Berdaguer E F: Metall Mater Trans B, 34B (2003), 455.
- 46) Marcandalli A, Mapelli C and Nicodemi W: Ironmak Steelmak, 30 (2003), 265.
- 47) B.G.Thomas and C.Ojeda: Proc Ironmak Conf., 2003 (2003), 295.

(2004年8月23日受付)