

中心偏析生成機構の解明とモデル化

Formation Mechanism and Modeling of Centerline Segregation

宮 崎 雅 文* 磯 部 浩 一 村 尾 武 政
Masafumi MIYAZAKI Kohichi ISOBE Takemasa MURAO

抄 録

連続鋳造鋳片の内部品質を改善するため、設備や操業条件の設計にあたり、中心偏析の生成機構を充分理解する必要がある。中心偏析の生成機構を解析する手法として、最近では計算機能力の向上に伴い、数値シミュレーションによるモデル解析が行われている。ロール間バルジング、凝固不均一部のブリッジング、および凝固末期のデンドライト先端での溶鋼流動による中心偏析生成のシミュレーションモデルについて述べた。これにより、中心偏析の生成機構がより明確になり、中心偏析におよぼす各要因の影響が定量的に予測できるようになった。

Abstract

Adequate understanding of the formation mechanism of centerline segregation is necessary for designing better equipment and determining the optimum operating conditions in order to improve the internal quality of the continuous cast steel. As a method for analyze the formation mechanism of centerline segregation, numerical simulation model analysis has recently been in practice concomitantly with the enhanced computational performance. The present report describes simulation models revealing the formation of the centerline segregation according to bulging between rolls, bridging in the portion of unevenness of solidification and molten steel fluidity at the tip of dendrite at the last stage of solidification. These models allowed us to better clarify the formation mechanism of the centerline segregation and to quantitatively estimate the effects on the centerline segregation caused by respective factors.

1. 緒 言

厚板、鋼管、棒線などの機械的特性や低温靱性、耐水素誘起割れ (HIC) 性などを改善するため、連続鋳造鋳片の中心偏析の改善が求められてきた。鋳片の中心偏析は、凝固収縮やバルジングに伴って凝固末期の濃化溶鋼が流動することによって発生する。これに対し、1970～1980年代には低温・低速鋳造や溶鋼電磁攪拌技術が開発され、等軸晶の増加によるマクロ偏析の分散が図られた。1980年代以降は要求品質の厳格化に伴い、溶銑溶鋼の脱P脱S技術による偏析の低減が図られ、また鋳片軽圧下技術が開発され、さらに場合により均熱処理による偏析の拡散処理が行われ、セミマクロ偏析まで改善されるようになった。

鋳片軽圧下技術とは、スラブではロール剛性を高めた稠密分割ロール¹⁾や面圧下法²⁾等を用いて、またブルームではより圧下効率の高いクラウンロールやディスクロールを用いて³⁾、凝固収縮量に見合う量を圧下補償して、凝固収

縮に伴う凝固末期の濃化溶鋼の流動を抑える技術である。また、鋳片のサポートロール(以下ロールと略称する)を十分に稠密化してバルジングによる溶鋼流動を抑える技術⁴⁾も開発された。

これらの設備や操業条件を設計する際に、中心偏析の生成機構に関して十分に理解する必要がある。中心偏析の生成現象を解析する手法として、従来は、実機試作および実験室シミュレーション鋳造実験^{5,6)}によって凝固後の鋳片を調査する方法が主流であったが、最近では計算機能力の向上に伴って数値シミュレーションによるモデル解析も行われている。これにより、現実では複雑に影響しあう要因を理想的に単純化することができ、中心偏析の生成機構がより明確になった。さらに、中心偏析におよぼす各要因の影響が定量的に予測できるようになり、適正な設備、操業条件の設計指針として活用されている。

本報告では、ロール間バルジング^{7,8)}、凝固不均一部のブリッジング^{9,10)}、および凝固末期のデンドライト先端で

* プロセス研究開発センター 製鋼研究開発部 主幹研究員 博士(工学) 千葉県富津市新富20-1 〒293-8511

の溶鋼流動^{11,12)}による中心偏析生成のシミュレーションモデルについて述べる。

2. バルジングによる中心偏析の生成機構とそのモデル化

凝固に伴い鋼の体積は2.5~3.8%収縮する¹³⁾。これにより、溶質が排出されて濃化したデンドライト樹間の溶鋼は、凝固した方向、すなわち鋳片の内部から凝固シェル側に向かって移動する。従って、熱対流や重力による自由対流などの外力がなく凝固収縮流動のみの場合には、CやMnなどが濃化した凝固末期の溶鋼が鋳片の中心方向へ移動する駆動力が発生せず、マクロ正偏析は通常起こらない。凝固収縮によるデンドライト樹間での溶鋼の流動速度は0.1~数cm/s程度¹²⁾であり、中心偏析の形成には、中心部に向かうこれ以上の流動速度が必要となる。連続鋳造において鋳片がロール間でバルジングしたとき、凝固収縮流動を上回る流動が発生する場合がある。

スラブのバルジングと凝固収縮による中心偏析への影響を解析した初期の数値解析モデルとしてMiyazawaとSchwerdtfeger⁷⁾による研究が挙げられる。彼らは質量および溶質濃度の保存と、マッシーゾーン内の溶鋼移動に関するダルシー則をオイラー座標系で解くことにより、連続鋳造スラブのバルジングと凝固収縮によるマクロ偏析の生成を再現する数値解析モデルを開発した。

解析要素はロール間隔が400mmのロール間の1か所とした。バルジングは定常状態と見なし、鋳片形状を三角関数でフィッティングして与えた。鋳造方向の熱流は考慮せず、液相内の溶質濃度は均一に混合されるとした。ロール間での板厚方向の動きについて、鋳片厚が増加していく間にマッシーゾーン内の固相(すなわちデンドライト)は凝固シェルと同期して移動し、鋳片厚が減少していく間にはデンドライトは固相率に比例して圧縮されるとした。このモデルにより、CおよびMnについて、スラブ中心では正偏析であり、その周囲に負偏析が生成する計算結果が得られた。これは実際のスラブ鋳造で得られた濃度分布と傾向が良く一致した。また、バルジングを考慮せず凝固収縮のみとした場合、板厚中心の正偏析は発生しなかった。

Kajitani⁸⁾はより厳密な数値解析を検討した。解析対象を6本のロール間とし、任意のロール間隔が選択できるようにした。解析方法はまず、鋳造長に平行方向の2次元断面内での凝固シェル形状をエンタルピー法により計算した。次にロール間のバルジング形状を、平面歪変形を仮定して、ABAQUSを用いたFEM解析により定常解析した。このとき、凝固収縮量を補償する圧下勾配を与えることで軽圧下を考慮した。その後、凝固収縮を考慮しつつ、質量保存、溶質濃度保存、およびダルシー則をオイラー座標系で解き、溶鋼の流動と溶質の移動を計算した。バルジング形状に応じて、デンドライト樹間の液相内の速度場と圧力

場を計算した。マッシーゾーン内の固相の速度は、図1に示したように、鋳片厚が増加していく間はデンドライトが凝固シェルと同期して移動し、空隙はデンドライトが成長して埋めるとし、鋳片厚が減少していく間は固相率に線形比例した速度でデンドライトが圧縮されるとした。

このモデルによる、最大バルジング高さ1mmの場合のロール間におけるマッシーゾーン内の液相の流動速度ベクトルを図2に示す。凝固収縮や軽圧下の考慮によらず、バルジング時には溶鋼は板厚表面側から中央に向かって流動した。一方、バルジングを考慮しない場合には溶鋼は鋳造下流側に平行に流動し、鋳片中心に向かう流動は現れなかった。図3(a)に示したとおり、板厚中心のC濃度はバルジング毎に濃化していき、凝固収縮だけでは僅かに減少した。6本のロールを通過した後のスラブ厚み方向のCのマクロ偏析分布を図3(b)に示す。バルジングだけで板厚中央に強い正偏析とその周囲に負偏析が発生したが、凝固収縮だけでは逆の分布になった。また、バルジングと凝固収縮が重畳するとより強い中心正偏析と負偏析が発生した。バルジングを考慮した場合の計算結果は、実際のスラブ鋳造で得られた濃度分布と傾向が良く一致した。

バルジング量が増加したときの板厚中心のC濃度の変化を図4に示す。各ロール間でのC濃度の増加量はバルジング量に比例した。

板厚中心のC濃度の変化におよぼす軽圧下の影響を図5に示す。最大バルジング量が0.1mmの場合(図5(a))では軽圧下によりマクロ偏析の改善が見られたが、最大バルジング量が1.0mmの場合(図5(b))では軽圧下時にマクロ偏析は悪化した。この原因は、図2の(b)と(d)の溶鋼流動ベクトルに示されたとおり、軽圧下なしでは鋳造の上流側から下流側へ溶鋼が流動するが、軽圧下ありの場合はロールによってマッシーゾーンがより圧縮されて、鋳造の

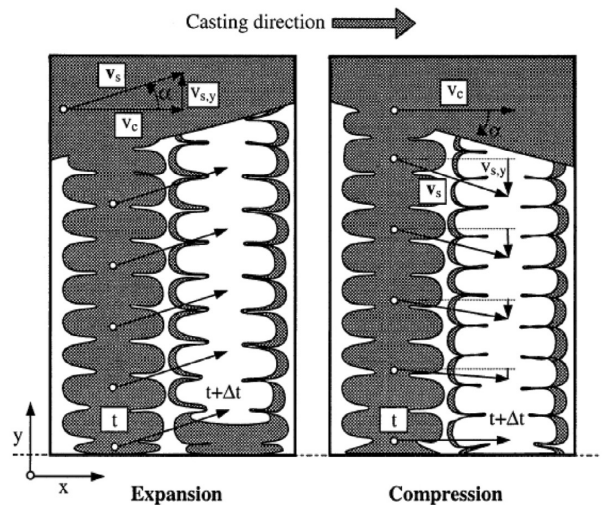


図1 バルジング変形によるデンドライト変形の模式図⁸⁾
Schematic view of the movement of a columnar dendrite between time t (in gray) and time $t + \Delta t$ (in white), during the expansion and compression stages of bulging

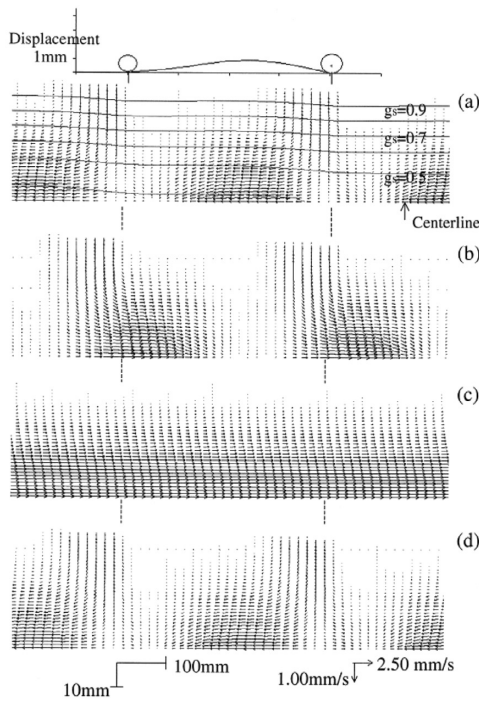


図2 マッシーゾーン内の溶鋼流動ベクトル⁸⁾

Relative liquid velocity field in the mushy zone: (a) maximum bulging of 1mm, no shrinkage, no soft reduction; (b) maximum bulging of 1mm, with shrinkage, no soft reduction; (c) no bulging, with shrinkage, no soft reduction; (d) maximum bulging of 1mm, with shrinkage, with soft reduction

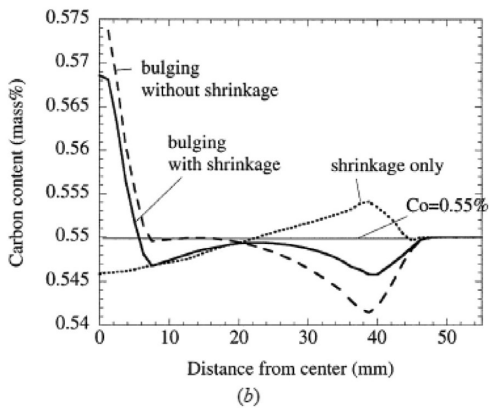
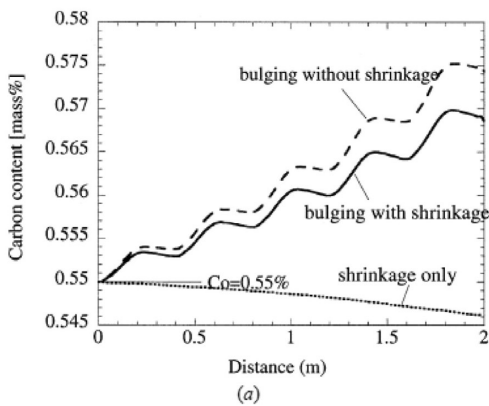


図3 板厚方向のC濃度分布におよぼすバルジングおよび凝固収縮の影響⁸⁾

Influence of the solidification shrinkage on the solute distribution (a) along the centerline and (b) perpendicular to the centerline after six rolls

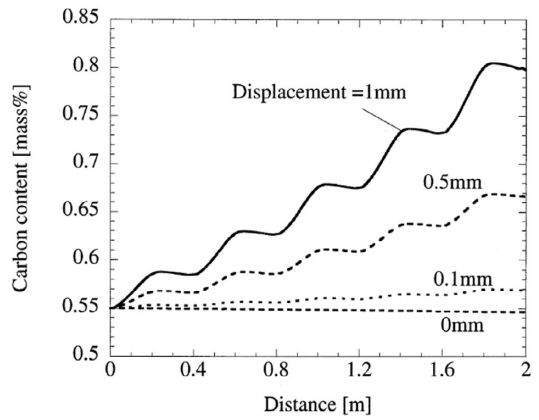


図4 板厚中心のC濃度変化におよぼす最大バルジング量の影響⁸⁾

Influence of the maximum bulging on the centerline segregation

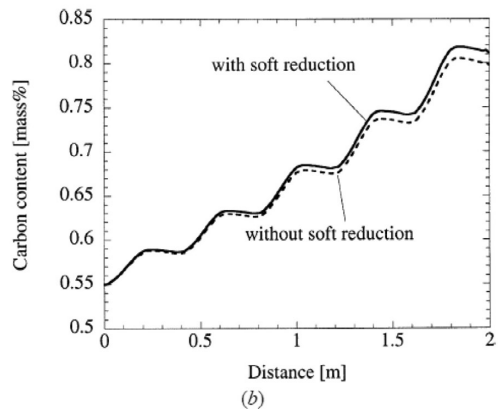
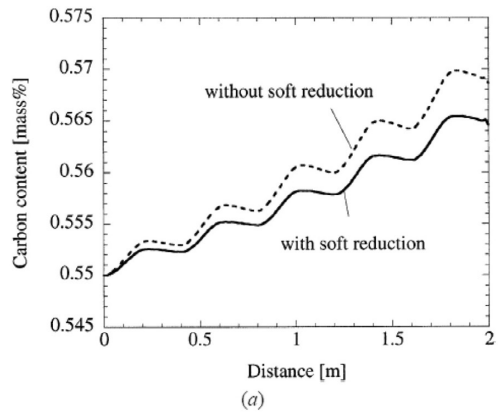


図5 板厚中心のC濃度変化におよぼす軽圧下の影響⁸⁾

Influence of the soft reduction on the centerline segregation calculated with a maximum bulging of (a) 0.1 mm and (b) 1 mm

下流側の、より濃化した溶鋼が铸造の上流側へ移動するためであると考えられた。これらは一例であり、実際のバルジング現象では、クレーターエンド形状のばらつき等により、様々な流動パターンが存在すると予想される。しかし総じて言えば、本モデルにより、軽圧下によって凝固末期の溶鋼流動を止めるためには、バルジング量に応じた適正な軽圧下量（圧下勾配）が存在することが示唆された。

このようなモデルシミュレーションによって、バルジン

ゲや凝固収縮が発生したときのマッシュゾーン内の溶鋼流動を予測することが可能となった。また、ロール間隔や铸造速度などを任意に設定して、それらの影響を簡便に評価、予測することが可能になった。

3.ブリッジングによる中心偏析の生成機構とそのモデル化

内村ら¹⁴⁾は鑄型の中央部を狭くした鑄型を用いて、狭窄部で凝固シェルをブリッジさせてその下方に凝固遅れを生成させ、凝固遅れ部の凝固収縮によって濃化溶鋼を吸引させてV偏析と中心マクロ偏析を生成させた。このように、バルジングがなくとも、鑄型抜熱の不均一に伴うブリッジングと凝固収縮によって中心偏析が生成するという実験結果が報告されている。しかし、濃化溶鋼が移動するときの液相率やデンドライト樹間を移動する経路などの偏析生成メカニズムについて、実験では明らかにできていなかった。また、前述のバルジングモデル解析では、凝固収縮の影響を十分に検討することができなかった。それに対して、最近、村尾ら^{9,10)}は、凝固収縮や凝固に伴う物性値の変化を詳細にモデル化した数値シミュレーションを行うことによって、ブリッジング発生時の中心偏析の再現に初めて成功した。

村尾らは幅500mm、高さ2000mmの2次元矩形断面内でのFe-0.1mass%C鋼の凝固と偏析を、FLUENTを用いて解析した。溶鋼流動の駆動力として、凝固収縮に伴う圧力差による対流、熱対流、溶質濃度差による対流を考慮して、運動方程式、連続の式、エネルギー保存式、溶質の保存式を連成して流動を計算した。凝固シェルについては固相率を厳密に計算するために、温度変化だけでなく溶質濃度の変化による固相率の変化も考慮して、温度回復法により計算した。偏析計算はScheilモデルによった。分配係数と液相線温度はThermo-Calcを用いて計算した。マッシュゾーンの溶鋼流動はダルシー則を用いた。冷却は側壁面のみとし、上面は溶鋼温度、下面は断熱とした。凝固シェルをブリッジさせる場合、側壁面の温度を上端1700K、下端1850Kとし、その間を直線補間した。ブリッジングさせない場合は壁面の温度分布を上下で逆転させて上端1850K、下端1700Kとした。

このモデルを用いて完全凝固後の溶質濃度分布を計算した結果、ブリッジングさせなかった場合は中心部の全体が軽度な負偏析となった。一方、ブリッジングさせた場合の計算結果を図6に示したが、図6中に枠線で示したブリッジング部の下方に正偏析が生成し、その上方に顕著な負偏析が発生し、実験室鑄造実験による濃度分布に近い結果が得られた。

中心正偏析が形成される過程を計算で追跡した結果、ブリッジング部の下方に中心偏析が形成される機構について、以下のように考えられた¹⁰⁾。凝固不均一などによって

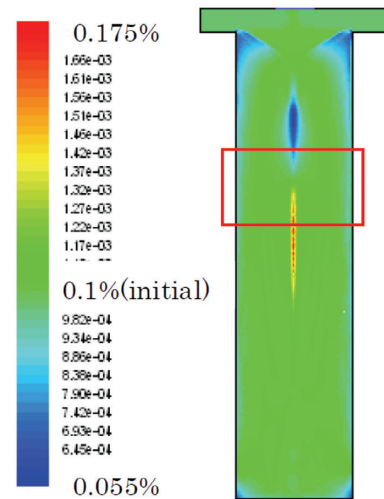


図6 ブリッジングしたインゴット内のC濃度分布の計算結果¹⁰⁾
Calculation of the carbon distribution in the ingot with bridging

ブリッジングが生じると、ブリッジング部の中心部には高固相率領域が発生する。さらにブリッジング下部は凝固収縮により負の圧力分布が生じる。一方、ブリッジング部の中心より外側では、溶質濃化により固相率が低い場所が生じる。この固相率の低い場所が濃化溶鋼の流路となり、濃化溶鋼がブリッジング下方の中心部に流入することによって中心正偏析が生成する。

このように、ブリッジングによる中心偏析生成は、①中心部の高固相率域の生成による液相流路の狭窄とブリッジングの形成、②ブリッジング下部での負圧発生、③中心外側の低固相率域からの濃化溶鋼の吸引、④線状偏析およびV偏析の生成の4ステップで生じることが推定された。従来のモデルでは固相率は温度のみの関数としたのに対し、本モデルは溶質の濃度変化による固相率の変化を想定したため、ブリッジングと迂回路の形成が計算で再現できた。これにより、V偏析と中心偏析の生成がシミュレートできるようになり、それらの生成機構が初めて解明できるようになった。

4.ブルーム連続鑄造における中心偏析の生成機構とそのモデル化

ブルーム連続鑄造鑄片にはしばしば、中心正偏析の周囲に負偏析が観察される。その一例として、S48Cの240mm厚×263mm幅の室蘭製鐵所No.3連続鑄造機の中断面ブルーム鑄片のC濃度分布の化学分析結果を図7に示す。この鑄片では鑄型内電磁攪拌(M-EMS)で強攪拌した影響で、鑄片表層部に負偏析が存在し、また、表層負偏析生成の影響でその負偏析の内側ではC濃度の上昇が認められた。さらに、特に鑄片の上、下(L,F)面側で、凝固組織が柱状晶から等軸晶に遷移した位置より内側では、C濃度が内側に向けて減少し、中心偏析を示すピークの周辺で大きなC濃度の低下(負偏析の生成)が認められた。

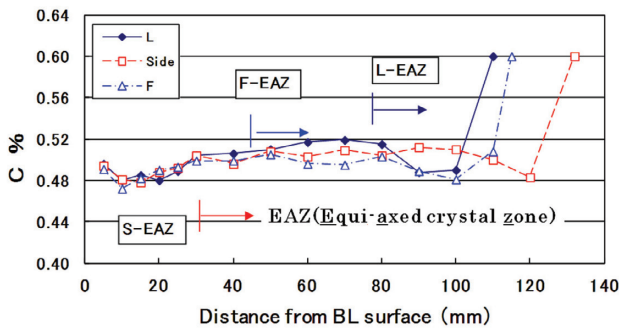


図7 ブルーム铸片内のC濃度分布¹²⁾

Measured distribution of carbon in the bloom: S48C (0.48%C), 240mm×263mm bloom, M-EMS on, without soft reduction

このような、中心偏析とその周囲に形成される負偏析の生成機構について、以下に検討を加えた。铸型内電磁攪拌等、溶鋼流動下で凝固させた場合、強制対流による乱流混合により濃度境界層内の凝固界面側からバルク溶鋼への物質移動が促進され、凝固界面近傍の液相溶質濃度が低下するため、晶出する固相の溶質濃度が低下し負偏析が生成する¹⁵⁾。凝固時に限らず、このような界面に沿う強制対流により界面や流れに直交方向の物質移動が促進されることも良く知られている^{16,17)}。铸型内電磁攪拌による負偏析の生成機構からの類推や、界面に沿う流れによる流れや界面と直交方向の物質移動が促進効果を考えると、等軸晶帯内でのC濃度の低下や中心偏析とその周辺での負偏析の生成機構は以下のように推定された。推定した中心偏析やその周囲の負偏析の生成機構の模式図を図8に示す。実際の各偏析の生成は、固液共存相内の現象であり、平滑界面を想定した模式図のように単純ではないが、模式図ではより理解しやすいように、概念的かつ簡略化して示した。

固液共存相内でのクレーターエンド方向に向かう凝固収縮流動が、固液共存相内で凝固界面に直交方向の断面中心

側へ向かうC等の物質移動を促進する結果、界面近傍の液相側で溶質濃度の低下 ($C_i \rightarrow C_i'$) が起きて固液共存相内周辺部の固相溶質濃度が低下 ($C_s \rightarrow C_s'$) し、負偏析が形成される。また、周辺部での負偏析の生成や溶質濃度が低下した分、残溶鋼への溶質の濃化や蓄積が進み ($C_{L,b} \rightarrow C_{L,b}'$)、最終凝固部でこの溶質が濃化した残溶鋼が捕捉されて凝固すれば、中心部に正偏析が形成されることが説明できる。

上記の凝固収縮流動による界面直交方向の物質移動の促進は、混合(分散)の寄与と考えられる。この効果について藤井ら¹⁸⁾は、スラブ連続铸造の継ぎ目部での先鍋と後鍋の溶鋼の混合挙動を解析し、クレーター内の混合拡散係数 E を検討している。それによれば、クレーターエンド近傍でも E は $20\text{cm}^2/\text{s}$ 程度と推定され、Fe との相互拡散係数 D_{Fe-C} の $10^4 \sim 10^5$ 倍大きく、例えば代表長さ L を 20cm としても、 E/L は $1\text{cm}/\text{s}$ となり、凝固収縮流動による対流速度 $5 \sim 10\text{cm}/\text{s}$ ¹²⁾ に対しても無視できない大きさとなる。このため、凝固収縮流動に関しても、下記に記した物質移動の基礎方程式(1)式(ここで、 E : 混合拡散係数 or 乱流拡散係数 $\gg D_{Fe-C}$: 分子拡散係数)を適用し、混合拡散を考慮して物質移動を解析する必要があると考えられる。

$$\frac{\partial C}{\partial t} + v \cdot \nabla C = (D_{Fe-C} + E) \cdot \nabla^2 C \quad (1)$$

v : 溶鋼流動速度 (ベクトル), t : 時間

5. 結 言

これらの解析モデルやシミュレーション技術によって明らかにされた中心偏析の生成機構に関する知見は、冒頭の技術開発に活用され、中心偏析やポロシティの軽微な铸片が製造されている。今後は、品質要求のより厳格な製品や極厚材等の製造に対応するため、モデルシミュレーション

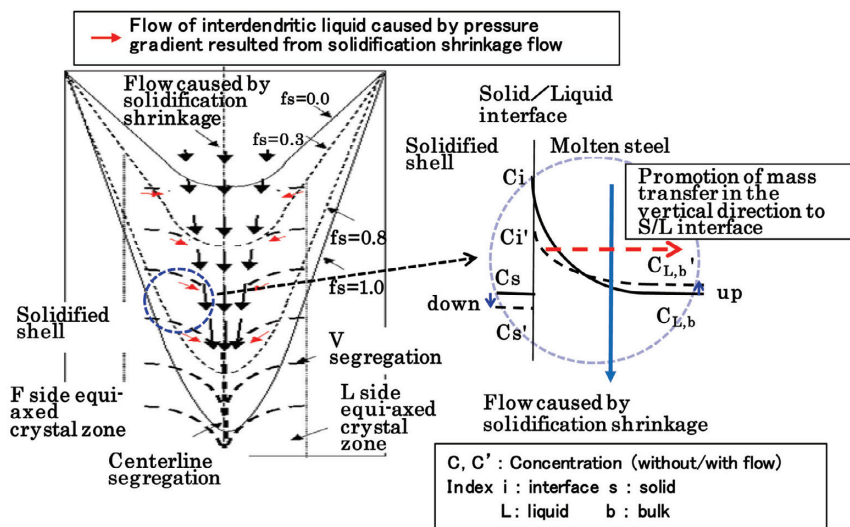


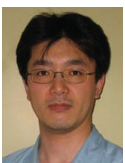
図8 ブルーム連続铸片内のV偏析、中心偏析およびマクロ負偏析の生成機構の模式図¹²⁾

Simplified schematic view of formation mechanisms of V segregation, centerline segregation and negative macrosegregation near a center of cross section in a continuous cast bloom

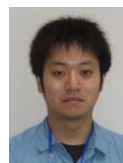
技術を活用したさらなる技術開発が期待される。

参照文献

- 1) Ogibayashi, S. et al.: Proc. 7th Japan-Germany Seminar on Fundamentals of Iron and Steelmaking. Dusseldorf, 1987, p. 309
- 2) 瀬々昌文 ほか:鉄と鋼. 87, 77 (2001)
- 3) 後藤田英昭 ほか:CAMP-ISIJ. 5, 1341 (1992)
- 4) Niizuma, M. et al.: 6th European Continuous Casting Conference. Dusseldorf, 2008
- 5) 大西保之 ほか:材料とプロセス. A995 (1983)
- 6) 瀬々昌文 ほか:鉄と鋼. 87, 71 (2001)
- 7) Miyazawa, K. et al.: Arch Eisenhüttenwes. 52, 415 (1981)
- 8) Kajitani, T. et al.: Trans. Metall. 32A, 1479 (2001)
- 9) 村尾武政 ほか:CAMP-ISIJ. 24, 866 (2011)
- 10) 村尾武政 ほか:CAMP-ISIJ. 25, 249 (2012)
- 11) 磯部浩一:CAMP-ISIJ. 25, 248 (2012)
- 12) 磯部浩一:鉄と鋼. 98, 405 (2012)
- 13) 横山隆宏 ほか:鉄と鋼. 83, 557 (1997)
- 14) 内村光雄 ほか:CAMP-ISIJ. 2, 1269 (1989)
- 15) 高橋忠義 ほか:鉄と鋼. 61, 2198 (1975)
- 16) 磯部浩一 ほか:鉄と鋼. 76, 2033 (1990)
- 17) 松下幸雄 ほか:冶金物理化学. 丸善, 東京, 1970, p. 249
- 18) 藤井徹也 ほか:鉄と鋼. 60, 1041 (1974)



宮寄雅文 Masafumi MIYAZAKI
プロセス研究開発センター 製鋼研究開発部
主幹研究員 博士 (工学)
千葉県富津市新富 20-1 〒 293-8511



村尾武政 Takemasa MURAO
プロセス研究開発センター 製鋼研究開発部
研究員



磯部浩一 Kohichi ISOBE
室蘭技術研究部 主幹研究員
博士 (工学)