

連鑄鑄片の中心偏析生成機構および 中心偏析モデルの現状と課題

Mechanism of centerline segregation in continuous casting and current status of the mathematical model and future subject

萩林 成章*

Shigeaki Ogibayashi

Synopsis: The formation mechanism of centerline segregation which cannot be prevented by suppressing bulging alone is discussed based on current knowledge of the morphology of centerline segregation and relevant phenomena. It has been revealed that the most essential and unavoidable cause of centerline segregation formation is the formation of bridging due to the irregularity of the solidification front and the suction due to solidification shrinkage, irrespective of the solidification structure. The formation mechanism of the irregularity of the solidification front could be strongly influenced by double-diffusive convection, but details on this are remained as a future subject. Current available literature on the mathematical model of centerline segregation was surveyed based on these points of view. It was found that few of mathematical models of continuous casting that take into account the formation mechanism of centerline segregation due to the irregularity of the solidification front have been reported, although a model that reproduced positive segregation as well as the effect of soft reduction in the case without bulging was reported. Revealing the conditions related to reproducing centerline segregation in the mathematical model from the view point of irregular solidification is considered necessary for further development of the model.

Key words: centerline segregation, V segregation, continuous casting, formation mechanism, irregular solidification, bridging, suction, solidification shrinkage, soft reduction, mathematical model, double diffusive convection

1.はじめに

鋼のマクロ偏析は鑄造欠陥や品質欠陥の原因となるため、その生成機構と対策は鉄鋼関係者にとって古くからの重要な課題である。このような品質欠陥を抑制するには、その品質欠陥の生成機構を正しく理解し対策を講じることが肝要であるが、そのためには一般に数学的モデルによって問題とする現象を計算機上で再現し、更にそのモデルを用いて種々の対策を検討することが一つの有力な手法となる。マクロ偏析のモデリングは当初インゴットのマクロ偏析生成を再現するモデルの研究からスタートした。インゴットの場合のマクロ偏析には、トップ正偏析、逆V偏析やフレッケル、底部の負偏析などがあり、Flemingsら¹⁾は、これらの欠陥は基本的にテンドライト樹間の溶質流動によって生じるとして、1960年代後半にLSRE (local solute redistribution equation) を導いた。以来インゴットのマクロ偏析に関して、特に逆V偏析やフレッケルの生成を定量的に説明しうるモデルの研究が多くの研究者に

よってなされてきた^{2),3)}。一方、連続鑄造鑄片のマクロ偏析に関しては、1960年代後半から1970年代前半の連続鑄造黎明期に、まず偏析の実態調査が多くの研究者⁴⁾⁻¹¹⁾によって行われ、マクロ偏析に及ぼす鑄造組織の影響やバルジングの影響が明らかにされ、また、スラブ連鑄機については、バルジングの影響を説明しうる数学モデルが報告された¹²⁾。これらの研究成果を受けて、1980年代以降の大型スラブ連鑄機では、狭ロールピッチ、多点矯正、垂直曲げ型、分割ロール、凝固末期軽圧下、などの技術が取り入れられマクロ偏析のレベルは大幅に改善された²¹⁾。またそれに伴い軽圧下鑄片に見られるマクロ偏析の実態や操業条件の影響など、新たな知見も得られ¹³⁾⁻²⁰⁾、連鑄鑄片のマクロ偏析生成メカニズムについても定性的には相当理解が進んだものと思われる。それらの知見を総括すると、連鑄鑄片のマクロ偏析の最も本質的な原因は凝固収縮流動であり、その際、凝固界面の不均一が重要な役割を果たしていると考えられることを指摘しておきたい。凝固界面の不均一の代表例は、等軸晶組織の場合にブリッジングと呼ばれているものであ

* 千葉工業大学 社会システム科学部 教授

るが、中心まで柱状晶組織の場合にも類似の凝固界面の不均一が存在しており、ブリッジ部の樹間濃化溶鋼が、凝固収縮に伴う吸引（以後サクシオンという）によって、それより下流側の局所的凝固遅れ部へ流入集積することが、連铸鋳片のマクロ偏析生成過程の基本現象と言える。しかしながら、連铸鋳片のマクロ偏析モデルのこれまでの研究例では、このような凝固界面の不均一に伴うブリッジングとサクシオンによる偏析を再現したモデルは殆ど見当たらない。連铸鋳片のマクロ偏析モデルにおいては、凝固界面の不均一に伴うブリッジングとサクシオンのメカニズムを内包したモデルであることが必要と思われる。

マクロ偏析モデルに関してはこれまでにFlemings²⁾ やBeckermann³⁾ の詳細なレビューがあるが、それらによれば、マクロ偏析生成の最も本質的な原因はデンドライト樹間流動であり、その点においてインゴット鑄造も連続鑄造もその本質は同じであるともいえる。しかし連続鑄造はインゴット鑄造に比べて、最終凝固位置が溶鋼プールの極めて深部であるために側面からの冷却が支配的であり、かつ凝固先端近傍での固液界面と鋳片軸心とのなす角度が極めて小さいこと、定常状態に近い状態で凝固が進行していること、温度勾配、凝固速度が共に大きいことなどの点で大きく異なっており、マクロ偏析生成の本質的な原因がデンドライト樹間流動という点で共通しているとしても、その生成過程の詳細は大きく異なっており、マクロ偏析モデルではこれらの偏析生成過程に関わるメカニズムを正しく反映したモデルであることが望まれる。そうすることによって、モデルでどこまで現実の現象が説明できるかを考察し、それをメカニズムの理解に反映させるという循環が機能し、マクロ偏析生成メカニズムの詳細がより深く理解され、そのことが新しい技術シーズの創出や技術の開発に結び付くことがマクロ偏析モデル研究の大きな意義といえよう。

本稿では、連铸鋳片のマクロ偏析の実態の特徴とその生成機構に関する現在までの知見を概括し、中心偏析生成の最も本質的な原因は、凝固組織の如何に関わらず、凝固界面の不均一に起因するブリッジングとサクシオンであることを指摘し、マクロ偏析モデルによって説明されることが期待される諸現象を整理した上で、現在までのマクロ偏析モデリングの現状を紹介し、今後の課題を展望する。

2. マクロ偏析防止技術の発展経緯と中心偏析の実態および中心偏析生成機構

連铸鋳片の中心偏析モデルの研究は、偏析実態調査、偏析生成機構の理解、および対策技術の開発、が互いに関連しながら進展してきた。中心偏析モデルの現状について述べる前に、偏析生成機構の理解の現状及び対策技術の発展経緯について概括し、マクロ偏析モデルに期待される最終的な到達目標について言及しておく。

中心偏析の実態については我が国では大型スラブ連铸機が多数稼働し始めた1970年代前半以降多くの報告がある⁴⁾⁻¹¹⁾。それらを総括すると中心偏析の実態上の特徴は次のようにまとめられる。

ブルーム・ビレットにおける中心偏析実態の特徴はブリッジングであり、①鑄造方向断面で見ると、鋳片偏析部分は鑄造方向に断続的に存在しており、中心偏析部（正偏析部）の上流側にV偏析があり、V偏析の内側には負偏析領域がある、②正偏析部分の直上には引け巣またはポロシティが存在している、などの特徴が明かにされている^{4),5)}。ブリッジングの最も典型的な例として110mm角ビレット鋳片のマクロ組織および軸心部マクロ偏析生成の模式図を図1に示す（鈴木⁵⁾）。図1a)は等軸晶凝固のブリッジ部のマクロ組織であり、ブリッジ部の周囲にV偏析があり、その下方に収縮孔および正偏析部が位置している。これらの関係を模式的に図1b)に示している。鈴木⁵⁾はこの図を用いて、「何らかの原因でできた等軸デンドライトが界面の突出部に引っ掛かり、その部分の凝固がその下方の部分よりも早く進行してブリッジが形成され、下方に閉じ込められた未凝固の溶鋼が凝固するときの収縮により、固液共存域のデンドライトの間にある溶質の濃縮した残液が下方に吸引され、これが収縮孔の下部にたまり中心の濃厚偏析となる」と説明している。また森ら⁴⁾は上記の傾向は断面サイズによらず観察され、V偏析の内側が等軸晶及び負偏析となっており、その下流側に正偏析及びポロシティがあり、かつこれらが周期的に存在していることを指摘している。また断面サイズの小さいビレットの場合には正偏析部が柱状晶でV偏析の内側が分岐等軸晶となっている例もみられると記している。250mm角ブルームの組織の例を図2に示す。V偏析部がブリッジ部を構成していることは凝固界面の不均一を示すものであるが、森ら⁴⁾は溶鋼中に¹⁹⁸Au-Pbを添

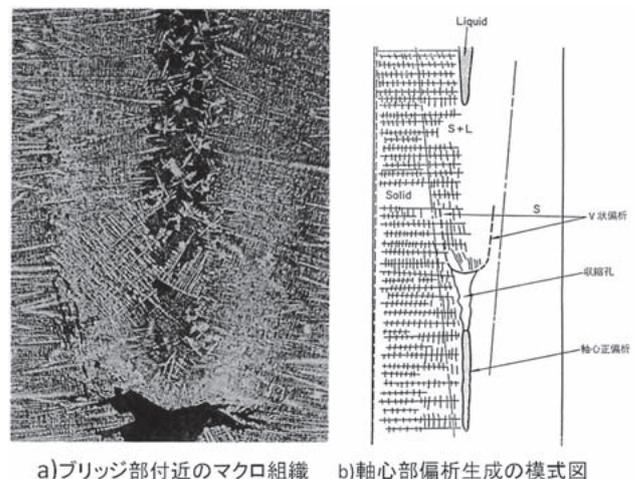


図1 110mm角ビレットのブリッジ部付近のマクロ組織および軸心部偏析生成の模式図⁵⁾

加し、図3に示すように凝固界面が不均一となっていることを実証している。しかしながら、当時はブリッジング生成メカニズムとしての等軸晶引っ掛かり説に議論が偏っていたいきらいがあり、凝固界面の凹凸の存在やその生成メカニズム自体については殆ど議論されることなく、ビレットやブルームにおける偏析対策としては等軸晶率を上げるための方策が検討され、1980年代以降の鑄型内水平回転攪拌方式等の電磁攪拌技術の開発等につながった²¹⁾。

一方、スラブのマクロ偏析については、1970年代前半までの連続鑄造黎明期にバンド状偏析、スポット状偏析等の主な偏析形態が報告されている⁶⁾。森⁶⁾の分類に、その後軽圧下技術開発の過程で明らかになった偏析形態、すなわち、「線状偏析」および「周期性のあるバンド状偏析」を加えて、森の分類を修正した偏析形態の分類を表1に示す。連続鑄造黎明期の実態調査によって明らかになった点は主に以下のとおりである。①溶質濃度の平均値は1/2厚近傍で正偏析、その周辺で負偏析、②中心偏析の形態にはバンド状とスポット状がある。いずれも偏析部は複数のデンドライト幹と樹間で構成され、中心部ほど幹、樹間ともにその周辺より濃度が高い領域が偏析スポットを形成している。偏析スポットは鑄造方向に断続的に存在している。③偏析部にはマイクロポロシティが存在しており、偏析指数が悪いものほどポロシティも顕著に観察される。

これらの偏析形態の内、バンド状偏析はビレット、ブルーム鑄片にはみられないスラブ連铸鑄片特有の偏析形態であり、バルジング等、機械的要因による流動によって、凝固

末期の比較的早い時期から残溶鋼の濃化が進行することによって生じる偏析形態である。バンド状偏析の内部のデンドライトは幹部分も濃化していることが特徴であり、その領域の内部には更に溶質濃度が高い領域がスポット状に存在している。またスポット状の高濃度領域は鑄造方向に断続的に存在している。すなわちバンド状偏析は、凝固収縮流動が支配的となる凝固時期より上流側で、中心部の残溶鋼と凝固シエルの固液共存域のデンドライト樹間の濃化溶鋼とが混合することにより、残溶鋼の溶質濃度が全体としてかさ上げされるために生じる偏析形態であり、そのメカニズムについては1970年代前半に明かにされている^{7), 8), 12)}。これらの研究成果に基づき、1980年代以降の大型スラブ連铸機では、狭ロールピッチのロール配置が採用されたことに加え、ロールアライメント整備技術も向上したためこれらのバンド状偏析は殆ど見られなくなり、スポット状の偏析形態が支配的となった。これらの偏析形態は当時セミマクロ偏析ともよばれた。

スポット状偏析は主に凝固末期の凝固収縮流動によって生じる偏析形態である。スポット状偏析を更に改善するため軽圧下技術が開発された¹³⁾⁻¹⁵⁾。この過程で得られた中心偏析形態に関わる主な知見は以下のとおりである¹⁴⁾⁻²⁰⁾。

④中心まで柱状晶組織の場合でもV偏析が存在し、V偏析を構成する成分濃化部分はデンドライト2次アームに沿って連なっていること¹⁵⁾、⑤偏析スポットサイズとV偏析個数の間に正の相関があり、軽圧下量の増加に伴いV偏析個数および偏析スポットサイズが共に低減すること^{14), 15)}と、

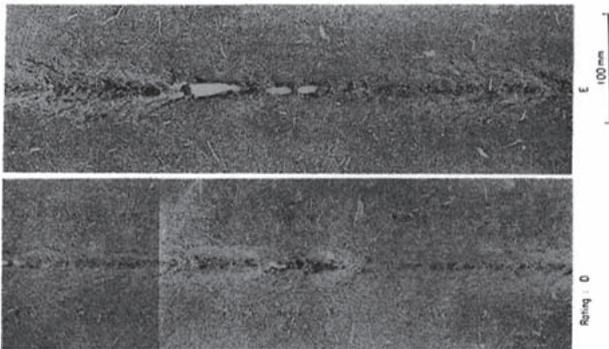


図2 0.6%C, 250mm角ブルーム鑄片の鑄造方向断面組織⁴⁾



図3 0.6%C, 100mm~110mm角ビレットの鑄造方向断面のオートラジオグラフに見られる凝固界面形状の不均⁴⁾

表1 スラブ中心偏析の分類と定義

偏析のタイプ		定義
A	連続したバンド状偏析	輪郭が明瞭で厚さがほぼ均一で連続した濃厚偏析バンド
B	不連続バンド状偏析	輪郭が明瞭ではあるが、厚さが不均一な濃厚偏析バンドが不連続につながっているもの
C	スポット状偏析	輪郭が不明瞭でサイズが不均一で不規則な形状の偏析スポットがみられ、縦断面ではV状偏析を伴っているもの
	線状偏析	輪郭が明瞭で厚さが薄く上下面デンドライト先端に沿って連なった偏析
その他		局所的バンド状偏析、周期性のあるバンド状偏析、横断面V偏析、中心負偏析

⑥V偏析の下流側に偏析スポットが位置しており、V偏析の内側には負偏析領域がある¹⁵⁾。

スラブ中心まで柱状晶凝固の場合に見られるスポット状偏析およびV偏析の例^{14), 15)}を図4および図5(a)に示す。V偏析の内側は負偏析となっており、その下流側には正偏析部が存在し、V偏析と正偏析や負偏析との位置関係は等軸晶の場合と類似している。図4において、V偏析の内側の中心部にも正偏析がみられるが、図1や図2のブルームやピレットでも同様の傾向が認められ、この正偏析はそれより上流側のV偏析に対応して流入集積した濃化溶鋼によるものと考えられる。

また、軽圧下特有の偏析形態として、「周期的なバンド状偏析」^{15), 17), 18)}、「逆V偏析」^{14), 15)}、「線状偏析」^{14), 15), 19)}が、軽圧下条件が不適正な場合に発生することが報告されている。これらに関わる主な知見は以下のとおりである。

⑦軽圧下技術においては鑄片を鑄造方向、幅方向に均一に圧下することが重要である。軽圧下のロールには分割ロールが用いられるが、一般的な一本ロールを採用した場合には、ロールと鑄片の接触面積が増大するためにロール表面温度が高くなりロール曲がりが発生し、その結果周期的なバンド状偏析が発生する^{14), 15), 17), 18)}。また、幅方向の圧下が不均一であれば幅方向のV偏析が発生する^{15), 20)}。幅方向のV偏析は森ら⁶⁾の分類にも記されているので軽圧下特有ではない可能性があるが、スラブ連铸の場合、軽圧下が幅方向に不均一に行われると顕著に発生し偏析を悪化させる^{15), 20)}。⑧軽圧下の圧下量が大きすぎるとスラブ連铸、ブルーム

ム連铸のいかににかかわらず逆V偏析が発生する^{14)~16)}。逆V偏析の例を図5(b)に示す。中心まで柱状晶凝固のスラブ鑄片の場合、逆V偏析は明瞭に鑄造方向と逆方向に向いているわけではなく、図5に見られるようにどちらかと言えばテンドライトの1次アームに沿っているようにも見られ^{14), 15)}、その詳細な発生機構は今後の課題である。圧下勾配を適正に制御すればスラブ連铸、ブルーム連铸のいかににかかわらずV偏析も逆V偏析も発生しない鑄片が得られ^{14)~16)}、この条件で中心偏析は大幅に改善され、スラブ軽圧下の場合、粒径が0.5mm以下のスポット状偏析となる^{14), 15)}。但し2次冷却帯の電磁攪拌などによって凝固組織を等軸晶とすると偏析粒径が等軸晶サイズによって決まってしまう軽圧下の効果が十分でなくなるため¹³⁾、柱状晶凝固の条件で軽圧下をすることが必要である。⑨鑄片中心部が流動限界固相率付近に達して以降に過度の圧下を加えると線状偏析が発生する^{14), 15), 19)}。このような凝固最末期における過度の圧下は、ブルーム軽圧下では圧下力の観点から起こりにくいため、線状偏析はスラブ連铸の非適正圧下鑄片にのみ報告^{14), 15), 19)}されている偏析形態である。線状偏析の例を、非軽圧下材（粗いスポット状偏析）および適正圧下材（微細スポット状偏析）と共に図6に示す。また図6の適正軽圧下材の微細スポット状偏析および非適正軽圧下材の線状偏析のCMAによるMn濃度分布を図7に示す。線状偏析は上下面テンドライト先端にそって連なった細い偏析線であるが、その厚みは良好なスポット状偏析の直径より大きい。一般の鑄片では偏析の程度が悪いほどポロシティ体積率が

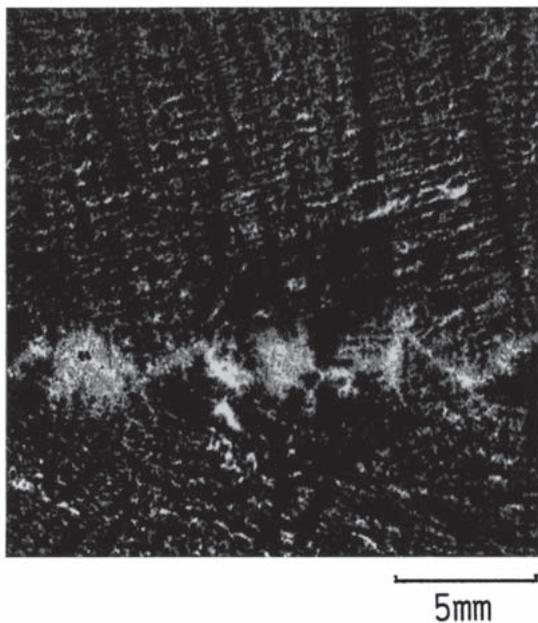


図4 中心まで柱状晶凝固スラブに見られるV偏析と偏析スポット（CMAによるMn濃度分布、黒い領域は負偏析を表す、鑄造方向は図の左側）¹⁵⁾

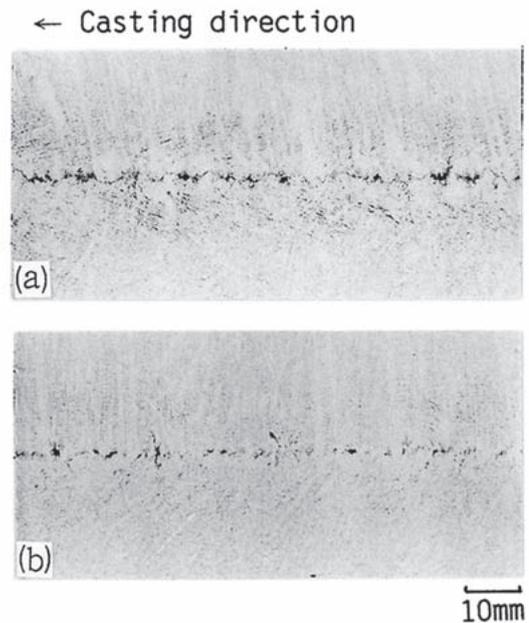


図5 中心まで柱状晶凝固スラブに見られるV偏析および逆V偏析の例（(a)V偏析（非軽圧下材）、(b)逆V偏析（非適正な軽圧下材）、鑄造方向は図の左側）^{14), 15)}

大きい、線状偏析は、ポロシティ体積率が極めて小さい状態で偏析が悪化していることが特徴である^{14), 15), 19)}。

これらの特徴の中で、①偏析粒または正偏析領域にはポロシティが存在していること、②正偏析部分が鋳造方向に断続的に存在していること、③中心まで柱状晶組織の場合にもV偏析が存在し、④偏析スポットサイズとV偏析個数の間に正の相関があり、軽圧下量の増加に伴いV偏析個数および偏析スポットサイズが共に低減すること、⑤V偏析と正偏析および負偏析の相互の位置関係は、中心部が等軸

晶組織のブルーム・ビレットの場合と類似していること、の5点は偏析生成機構を考える上で特に重要である。正偏析領域にポロシティが存在していることは、その部分が周辺領域の中では最後に完全凝固した部分であることを示している。また正偏析部分が鋳造方向に断続的に存在していることは、何らかの原因で凝固の進行に場所によるばらつき（凝固界面の不均一）が存在していることを示している。また凝固界面に凹凸があることは、凝固末期には凝固が先行している凝固界面凸部でブリッジが形成されうることを示している。そのメカニズムについては次節で考察する。

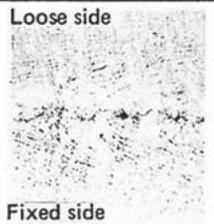
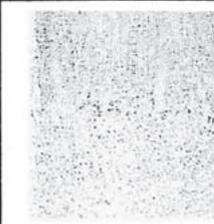
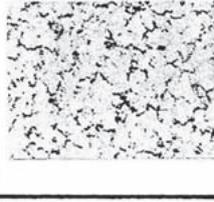
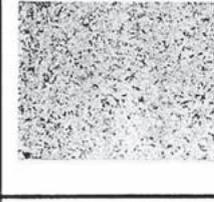
	One-piece rolls	Divided rolls with soft reduction	
V or inverse V segregation	With V	Without V nor inverse V	
Segregation type	Coarse spot	Linear	Fine spot
L cross section 1/2 t 	 Loose side Fixed side		
Z cross section at center 			
Center porosity	0.25 vol. %	0.01 vol. %	0.06 vol. %

図6 軽圧下条件の差による偏析形態およびセンターポロシティ体積率の比較（非軽圧下材はV偏析と粗いスポット状偏析、非適正な軽圧下材は線状偏析、適正軽圧下材は微細スポット状偏析であることを示す）^{14), 15)}

また中心まで柱状晶組織の場合にもV偏析が存在し軽圧下によりV偏析個数と偏析スポットサイズが共に低減することは、V偏析が凝固収縮によって誘因される流動によって生じ、その流動によって濃化溶鋼が下流側へ流入集積して正偏析ができることを示唆している。また柱状晶組織の場合にもV偏析と正偏析や負偏析領域が鋳造方向に断続的に存在し、かつそれらの位置関係が等軸晶組織の場合と類似していることは、凝固組織の如何に関わらず凝固界面の凹凸が存在し、凝固の凸部がブリッジ部分を構成し凝固収縮に伴うサクシオンによって濃化溶鋼が下流側の凝固遅れ部に集積して偏析スポットが形成されることを示している。

これらの結果から、連鋳鋳片の中心偏析の最も本質的な原因は凝固界面の不均一が存在と凝固収縮流動であり、凝固が先行している凝固界面凸部が凝固末期にブリッジを形成し、ブリッジ部およびその周辺のデンドライト樹間の濃化溶鋼が、ブリッジ部の下流側にある凝固界面凹部の凝固収縮によるサクシオンによって凝固界面凹部に流入集積し偏析スポットが形成されることが、凝固組織の如何に関わらず中心偏析生成の基本メカニズムと

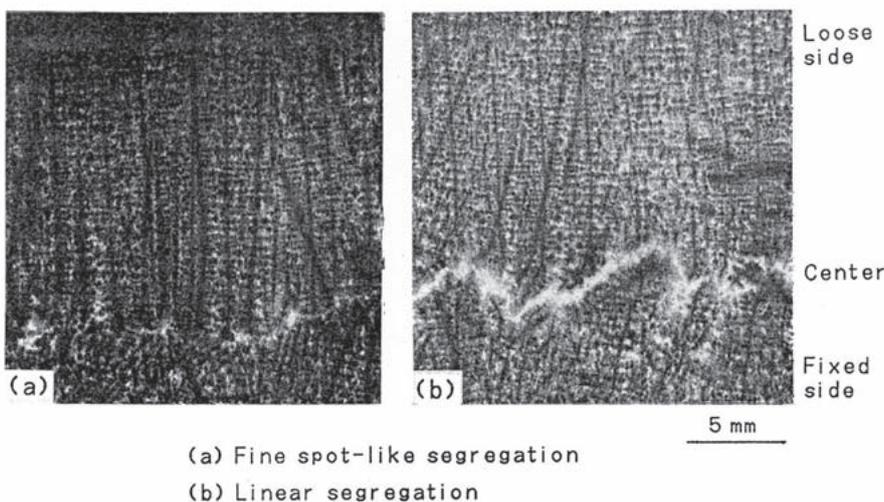


図7 軽圧下鋳片に見られる微細スポット状偏析および線状偏析の例(CMAによるMn濃度分布) ((a)微細スポット状偏析(適正軽圧下材), (b)線状偏析(非適正軽圧下材))¹⁵⁾

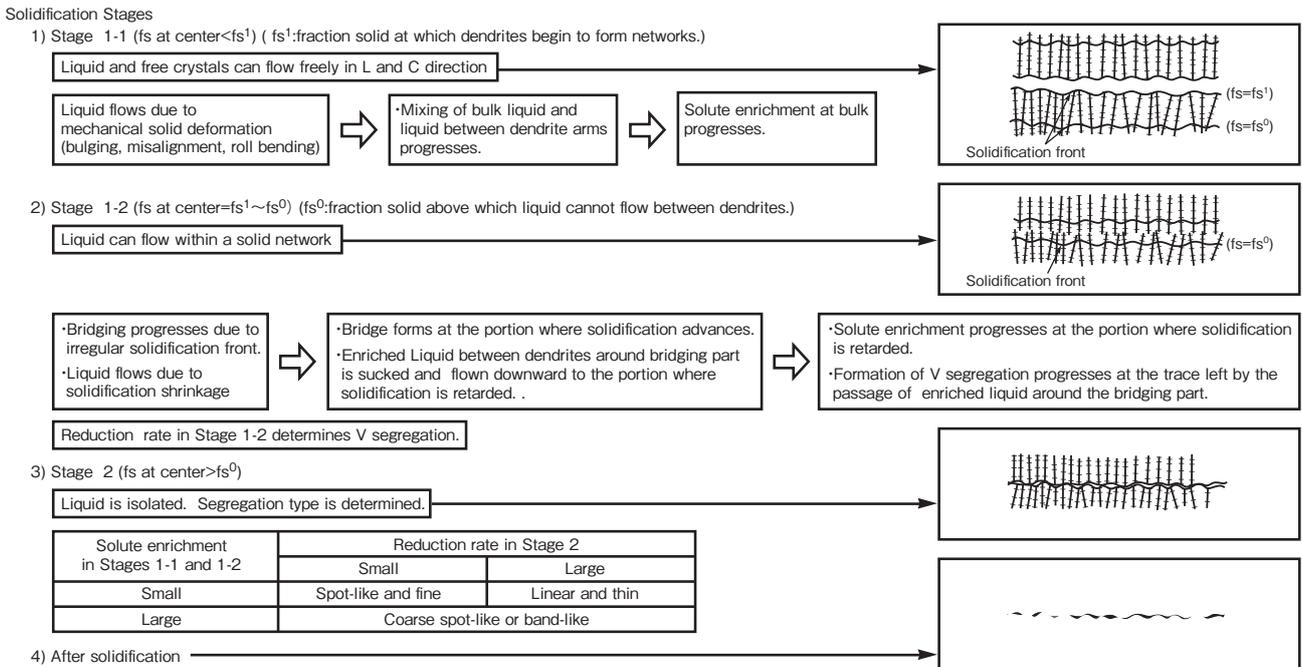


図8 連鑄鋳片の中心偏析生成機構

言える。またV偏析はその際の濃化溶鋼の通路を構成していた部分と考えられる。実際、内村ら²⁵⁾は中央のくびれた異径鋳型でのCu添加試験により、V偏析部が濃化溶鋼の通路であったことを確認している。森ら⁴⁾や鈴木ら⁵⁾のブルーム・ビレットの中心偏析実態調査の過程では、凝固組織が等軸晶であったためにブリッジングは等軸晶凝固特有の現象と考えられていたように思われるが、凝固界面が不均一であれば凝固組織に関わらずブリッジング現象が起こり、サクシジョンのメカニズムにより中心偏析が形成されると考えられる。また、バルジング等の機械的流動は、ブリッジ部が強固に形成される以前の凝固時期にデンドライト樹間濃化溶鋼とバルク溶鋼の混合が起こるために、バルク溶鋼の溶質濃化が進行し、サクシジョンにより凝固凹部へ流入する溶質濃度自体が増加するためにデンドライト幹部分も濃化が進み、バンド状の偏析形態が形成されると言える^{7), 8)}。

以上述べた中心偏析生成メカニズムを図8に示す。

以上より凝固界面には凹凸があり、凝固界面が不均一である限り凝固組織の如何に関わらず、ブルーム・ビレットと同様のブリッジングが起こり、サクシジョンのメカニズムによって中心偏析が生成する。固液界面の凹凸は、言い換えれば「鋳片中心部固相率の鋳造方向変動」であり、その周期は偏析スポットの発生位置間隔から判断すると、少なくともmmオーダーかそれ以上と推定され、おそらく一般的には大小様々な大きさの凝固遅れ部が存在し、より大きなサイズの凝固遅れ部には、より大きな偏析スポットが形成されるものと推定される。凝固界面の凹凸の生成原因として、ブルーム・ビレットの場合には等軸晶の引っ掛かりとして説明されているが^{4), 5)}、中心まで柱状晶の場合の凝固界面凹凸がどのようなメカニズムで生成するかが問題である。

以下に凝固不均一の実態と生成機構に関連したこれまでの断片的知見を概括し、凝固界面の不均一およびブリッジングの生成機構について考察する。

3. 凝固末期の凝固界面不均一の実態と生成機構

中心部が等軸晶凝固となっているブルーム・ビレットにおける凝固界面の不均一の実態は図3に示した。中心部が柱状晶組織のスラブ連鑄の場合の固液界面の不均一の実態の例として、川和ら²²⁾⁻²⁴⁾は、鉛添加試験の結果から固液界面は図9に示すようなデンドライト状ピラミッドで構成され、ピラミッドの平均高さは約3mm、単位面積当たりの個数は9-11個/cm²、であり、ピラミッドの主軸は不連続であり、必ずしも平行的に成長していないと記している。このように凝固界面は不均一、言い換えれば、等固相率の界面は凹凸をなしており、中心まで柱状晶の場合でも凝固界面の凸部にブリッジが形成され、凹部すなわち凝固遅れ部に正偏析ができることは容易に理解できる。

凝固界面不均一の生成メカニズムの一つに溶質対流があげられる²⁶⁾。後述するように、Mehravianら²⁷⁾は、LSREの式を用いてマクロ偏析に及ぼすデンドライト樹間流動の影響について解析し、温度の低い側から高い側へ向かう流れがあるとデンドライトの再溶解が起こりうることを指摘している。また、インゴットの逆V偏析線は溶質対流を考慮した数値シミュレーションにより再現できることが知られているが^{34), 35)}、泉井ら³⁰⁾は、250t鋼塊の逆V偏析線を微視的に調査した結果、一本の逆V偏析線の断面積は20mm²から50mm²まで変化していることを明らかにしている。このことは溶質対流により逆V偏析線が生成する際

にチャンネル内の凝固界面が不均一になることを示唆している。また何らかの原因で隣り合うデンドライトの凝固の進行にゆらぎがある状態で、デンドライト樹間の溶質混合が起こる場合を考えると、同じ厚み方向位置であっても凝固が先行しているデンドライトの固相率及び溶質濃度は高く、凝固が遅れているデンドライトの固相率及び溶質濃度は低いので、両者が混合すれば、凝固先行デンドライトの樹間溶質濃度は低下して凝固が促進され、凝固が遅れているデンドライトの樹間溶質濃度は増加して凝固が遅れると推定され、このことから溶質混合は凝固の不均一を助長する方向に作用すると考えられる。すなわち、一般に凝固殻の冷却は凝固不均一を修復する方向に作用すると考えられるが、凝固末期の連铸鋳片中心部は温度勾配が小さいために、何らかの原因で凝固の進行に揺らぎがあると冷却による不均一抑制効果より溶質混合による不均一拡大の効果が優勢となり、不均一が安定的に存在しやすくなっている可能性がある。

一方、Lewisらは古く1956年時点で"The principles of continuous casting of metals"²⁸⁾の中で凝固不均一に起因するブリッジの生成について言及し、鋼の連続鋳造では固液界面と中心とのなす角度が 0.5° 以下と極めて小さいために、鋳型内の乱流などによるシェル洗浄効果などによって凝固不均一ができると図10(c)に示すようにブリッジやキャビティが生成しやすいこと、一方大断面のアルミニウム鋳造では固液界面と中心とのなす角度が大きいためブリッジは起こらない、と述べている。更に鈴木ら²⁹⁾は鋳型条件を種々変更したインゴット鋳造試験の結果から、V偏析はテーパ量が小さく高径比の大きい鋼塊において、端面効果と押湯効果の及ばない加速凝固領域に発生し、サクシオンがV偏析生成の支配因子とする理論で観察結果をすべて矛盾なく説明できる、としている。このことはLewisの説を裏付けるものである。すなわち、鋼の連铸の場合、溶鋼プールが極めて深く、凝固殻と鋳片中心軸とのなす角度が極めて小さいために、何らかの原因で凝固の不均一が存在すると容易にブリッジ現象が起こるも

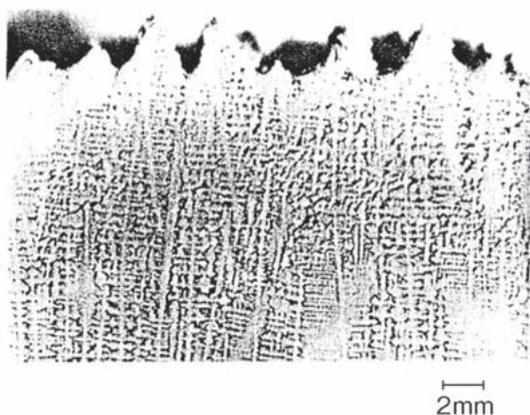


図9 鉛添加スラブに見られる固液界面のデンドライト状ピラミッド²⁴⁾

のと考えられる。

以上より、凝固界面の不均一の生成機構は次のように考えられる。図9に示したデンドライト状ピラミッドにおいてデンドライトの主軸が並行でないことが示しているように、凝固の進行には一般にゆらぎがあり、各デンドライトが全く同じ条件の下に成長しているわけではないため、各デンドライトの相互作用により凝固界面には複数のデンドライトにまたがる不均一が生じうると考えられる。その他、鋳型内の注入流や対流による凝固への影響も存在する。これらによる凝固界面の不均一に対して、鋳片厚み方向の冷却はその不均一を解消する方向に作用するが、一方で溶質の移動による混合や対流は、その不均一を拡大する方向に作用すると考えられる。後者の影響は温度勾配が小さいほど相対的に大きくなるため、凝固末期に至るほど、また溶質対流が顕著であるほど、より大きな単位で凝固界面の不均一が生成するものと考えられる。また鋼の連続鋳造の場合、溶鋼プールが極めて深く、凝固殻と鋳片中心軸とのなす角度が極めて小さいために、上述の機構でわずかでも凝固の不均一が存在すると容易にブリッジ現象が起こるものと考えられる。したがってブリッジの本質的原因は、従来から指摘されてきた等軸晶のひっかかり^{4), 5)}が主たる要因ではなく、凝固界面が不均一であることにあるといえる。

我が国における連続鋳造黎明期においては、ブリッジ現象は当初等軸晶組織の場合に限定されて議論されてきたように思われるが、ブリッジは柱状晶組織の場合にも凝固不均一がわずかでもあれば起こりうる現象である。したがって、バルジングなどがなく凝固収縮流動のみによって生成される連铸鋳片の中心偏析をモデルによって説明するためには、凝固不均一とそれによるブリッジ現象が計算結果により再現されるようなモデル化が必要と考えられる。更に言えば、中心偏析の生成過程は、比較的上流域でのロール間バルジングなどによるバルク溶鋼と樹間濃化溶鋼の混合、その後のブリッジ部の形成、局所的凝固遅れ部への濃化溶鋼の流入・集積、その際の濃化溶鋼の通り道としてのV偏析形成、等の素過程が一体となって起

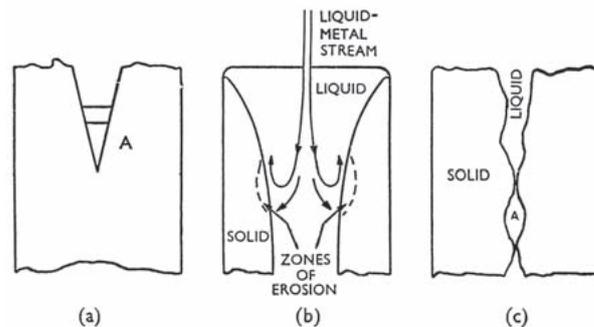


図10 ブリッジによる中心部キャビティの生成機構²⁸⁾

こっているものと考えられることから、中心偏析モデルが実際のメカニズムを内包したモデルである場合には、凝固界面の不均一だけでなくV偏析も計算結果として得られるようなモデルであることが望まれる。

4. 連鋳中心偏析モデルの現状と今後の課題

連鋳の中心偏析の数学モデルの現状についてはFlemings²⁾やBeckermann³⁾の詳細なレビューがある。またセルオートマトンモデル(CA)、フェイズフィールドモデルについてはNakajima³¹⁾らのレビューで詳細に示されている。CAやフェイズフィールドモデルは凝固組織を再現するモデルであり、等軸晶遷移などの現象を核生成現象を含めて第1原理から計算するためにはこれらの手法が必要である。一方ブリッジングとサクションのメカニズムで生じる中心偏析を再現するために、これらの凝固組織モデルまでさかのぼる必要があるか否かは現時点では定かではない。ここでは連鋳中心偏析の数学モデルについて、凝固不均一に起因する中心偏析生成機構の観点から主な研究を簡単に紹介する。

4.1 マクロ偏析モデリングに関する先駆的研究

マクロ偏析の数学的解析は1960年代のFlemingsら¹⁾の研究にさかのぼる。FlemingsらはSheilの式を流動がある場合に拡張し、LSRE(local solute redistribution equation)(1)式を導き、この式を平滑界面の系に適用し、固液共存域内の樹間流動によってマクロ偏析が引き起こされることを示した¹⁾。

$$\frac{\partial g_L}{\partial C_L} = - \left(\frac{1-\beta}{1-k} \right) \left[1 + \frac{v \nabla T}{(\partial T / \partial t)} \right] \frac{g_L}{C_L} \quad (1)$$

ここで、 g_L :液相体積率、 C_L :液相溶質濃度、 $\beta = (\rho_s - \rho_L) / \rho_s$:凝固収縮率、 k :平衡分配係数、 v :液相流速ベクトル、 ∇T :温度勾配、 $\partial T / \partial t$:冷却速度

またMehrabianら²⁷⁾は(1)式に基づき流れの安定性について考察し、 $v \nabla T / (\partial T / \partial t)$ が正であれば流れは安定であり、 -1 未満であれば固相の再溶解が生じ流れは不安定になることを指摘している。このことは温度の高い側から低い側へ液相が流動する場合は流れは安定であり、温度の低い側から高い側へ液相が流動する場合は流れが不安定になることを示している。更に、Mehrabianら²⁷⁾はDarcy流れを仮定したときの流線とマクロ偏析との関係について検討し、液相密度が温度の低下と共に増加する系では図11に示すように温度の低い側から中心部に向かう流れが生じ、その場合固相の再溶解が生じるため、流線に沿ったV偏析の形成や、インゴット鋳造におけるチャンネル状偏析

(フレッケル、A偏析)が生じうることを指摘している²⁷⁾。前節で述べたように、連鋳鋳片の中心偏析生成には固液界面の不均一が本質的に重要な因子となっている。連鋳鋳片の凝固末期における固液界面の不均一凝固がどのようなメカニズムで生じるかは、現時点では十分に明らかになっていないが、Mehrabianらの指摘は、溶質対流が不均一凝固の主要な原因となっている可能性を示唆するものである。

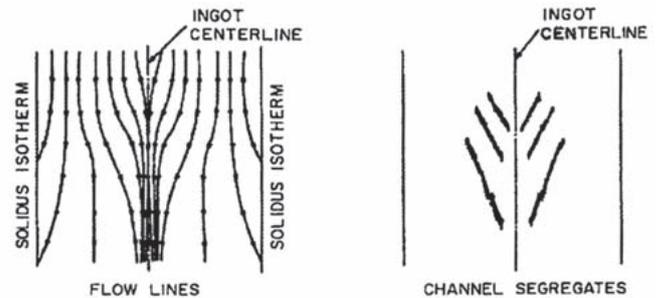


図11 液相密度が温度低下と共に増加する系の凝固末期デンドライト樹間流線の模式図と流線に沿ったV偏析²⁷⁾

4.2 流動を考慮したシングルドメインモデルに関する研究

固相と液相からなる固液共存域内ではミクロ的には固相と液相の間に境界が存在するが、各相についてそれぞれ支配方程式を記述する方法は固相の形態が複雑であるために問題が多い。そこで、対象領域を十分に小さいドメインに分割し、ドメイン内では固相、液相をそれぞれの体積率を導入することによって平均的に取り扱うシングルドメインモデルが開発された。シングルドメインモデルによりマス保存、溶質保存、運動量保存、エネルギー保存を全て連成した解析モデルは、Benettonら³²⁾、Beckermannら³³⁾によって導出され、以後の解析モデルの基礎となった。またBenettonら³⁴⁾はこのモデルをインゴットのチャンネル偏析の解析に応用し、チャンネル偏析が計算によって再現しうることを示すと共に、固液共存域内の凝固に及ぼす溶質対流の重要性が指摘された。チャンネル偏析は今日では3D解析も行われ³⁵⁾、図12に示すように、精度よく現象を再現できることが示されている。

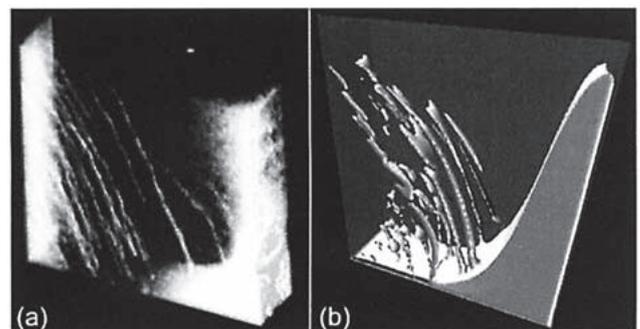


図12 Sn-20%mass%Bi合金のX線CT像(a)およびチャンネル偏析の解析結果(b)の比較³¹⁾

4.3 バルジングを考慮したマクロ偏析の解析

連続鋳造におけるマクロ偏析を計算により再現するために、物質収支、溶質収支、エネルギー収支、固液共存域内流動を連成した初期のモデルはMiyazawaら¹²⁾ によって報告されている。但しこの解析では、デンドライト樹間流動として固液共存域内のダルシー流れのみを考慮し、対流は考慮していない。その結果、ロール間バルジングを考慮した計算では、図13に示すようにロール間の上流側でのバルジングによりデンドライト樹間からバルク溶鋼側へ向かう流れ（温度が高い側へ向かう流れ）が発生し、バルク溶質濃度の濃化が進行する結果、図14に示すように中心偏析および中心近傍の負偏析が再現されている。一方、凝固収縮流動のみの場合には図15に示すように、中心側から高固相率側へ向かう流れ（温度が低い側へ向かう流れ）となる結果、中心部は負偏析となっており、中心部の正偏析は再現されていない。Kajitaniら³⁶⁾ は複数のロール群による連続したバルジングにおける同様の計算を行っているが、この解析においても中心部の正偏析はバルジング存在下では再現されるものの、凝固収縮のみの場合には再現されていない。その理由は、これらのモデルでは凝固界面の形状はフラットであり、凝固不均一による局所的なブリッジの形成とそれより下方の凝固遅れ部の存在を考慮したモデルとなっていないためと考えられる。

一方、Ohnakaら³⁷⁾ は、対流を考慮した2次元のモデルにより、複数ロール間のバルジング、対流、及び凝固収縮の影響について解析し、ロール間バルジングがある場合には図16に示すように正の中心偏析と中心近傍の負偏析が再現され、一方、対流の影響は小さいと述べている。またバルジングがなく凝固収縮流動のみの場合にはMiyazawaら¹²⁾ の結果と同様に中心部は負偏析になると報告している。Ohnakaらのモデルは2次元モデルで乱流は無視され

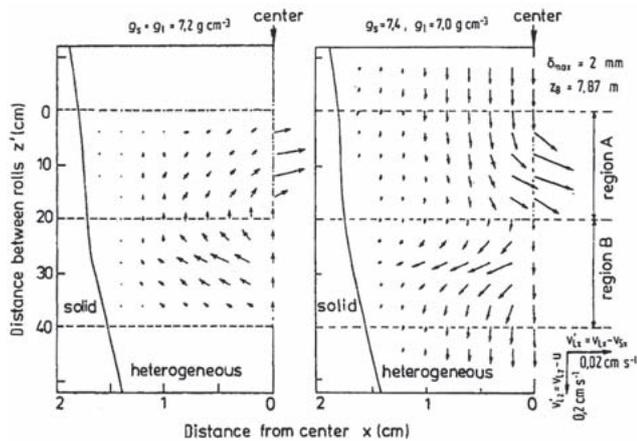


図13 バルジングがある場合 ((a)バルジングのみ(左図)、(b)バルジング+凝固収縮(右図))の流線の計算例(垂直型連続鋳造、ロール位置は $z=0\text{cm}, z=40\text{cm}$)¹²⁾

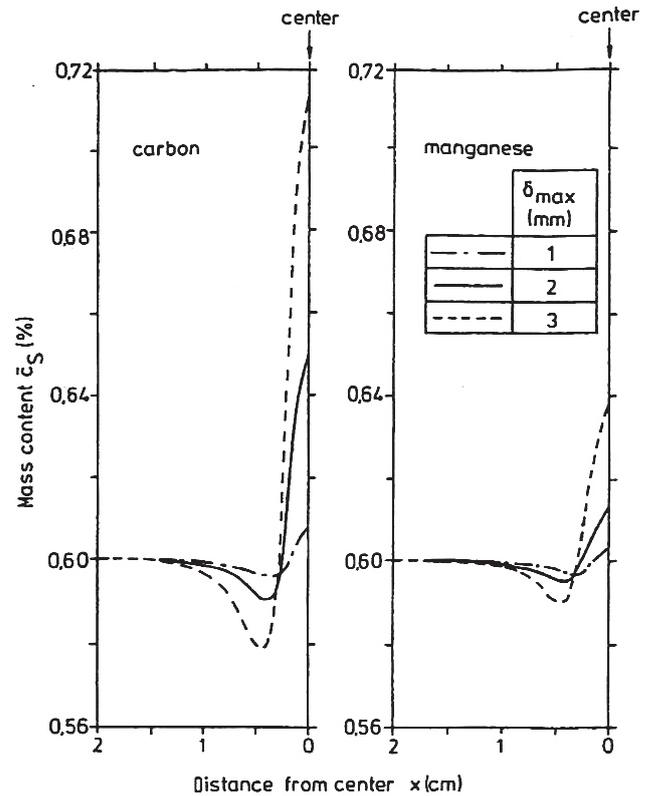


図14 バルジング及び凝固収縮による流動が存在する場合の中心偏析計算例¹²⁾

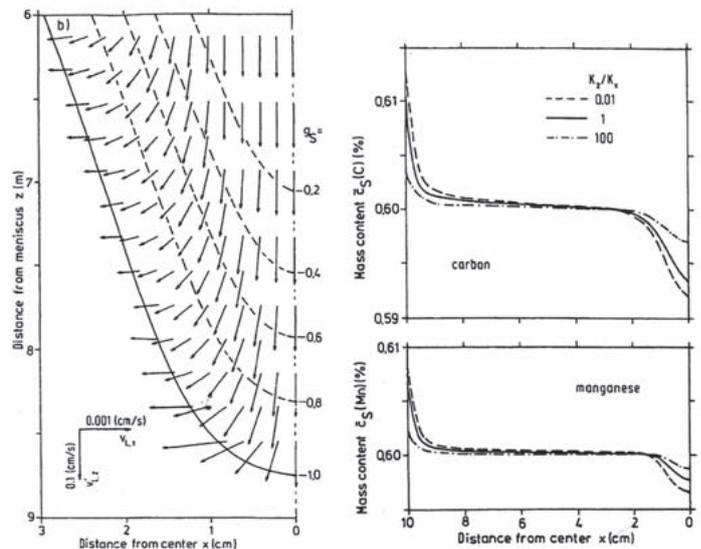


図15 凝固収縮流動のみ(バルジングなし)の場合の流線と中心偏析計算例¹²⁾

ており、上記の結果は、その条件下では対流を考慮しても凝固収縮流動のみの場合の正偏析を再現できていないことを示している。なお、図16では溶質濃度が厚み方向に変動した分布となっている。Miyazawaら¹²⁾の解析ではこのような変動はみられないことから、この変動は対流を考慮した結果である可能性もあるが、その点については言及されていない。

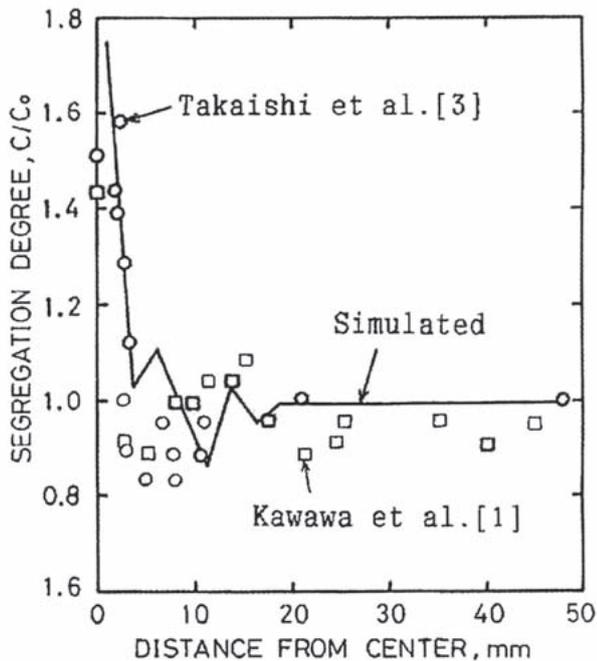


図16 対流及びバルジングを共に考慮した解析におけるC濃度分布の計算値(実線)と実測値(プロット)の比較³⁷⁾

4.4 固相の熱収縮を考慮したマクロ偏析の解析

固相の変形に関する異なったアプローチはLesoultら³⁸⁾によって提案されている。彼らはLSREを固液共存域内の体積要素が固相の変形によって変化する場合に拡張した式を導き、固相の熱収縮に起因する中心偏析の生成をピレットの凝固について解析した。その結果、鋳片中心部の冷却速度は凝固末期には表層の冷却速度に比べて著しく大きくなり、このことが中心偏析の主要なメカニズムとして、固相の熱収縮によって中心偏析が再現されることを示した。この考え方はその後Frederikssonら³⁹⁾によって鋳造末期のトップ引け巣の解析に応用されている。これらの解析は丸ピレットであり、その場合には中心偏析の大きな原因になりうるといえるが、スラブ鋳造の場合には凝固殻の熱収縮の中立軸は固液界面近傍にあることが示されており¹⁶⁾、その影響はブリッジングと凝固収縮流動の組み合わせによる影響に比べて小さいと思われる。

4.5 対流を考慮したマクロ偏析モデル

凝固時に固液前面に排出された溶質は密度が小さいため

対流を引き起こし、他の部分の凝固に影響を及ぼす。このためマクロ偏析モデルにおいては熱的および溶質による対流を考慮することが重要である。対流を考慮するには、物質、溶鋼の運動量、エネルギー、および溶質のそれぞれに対する保存の式を連成して解くことが必要であり、計算方法およびフレッケルなどのマクロ偏析解析に関する研究が、1980年代以降数多く報告されている³²⁾⁻³³⁾。ここで、運動量の保存の式はDarcy流れの項を加えて一般化したNavier-Stokesの式であり、自然対流の項も含まれる。これら4つの保存の式を連成して解くことにより、フレッケルが計算で再現されることが示されている。それらに関する最新の研究動向はNakajimaらのレビュー³¹⁾に示されている。

対流を考慮したモデルの連铸鋳片のマクロ偏析解析への応用は、1990年以降Ohnakaら³⁷⁾、Aboutalebiら⁴⁰⁾、Yangら⁴¹⁾、Leeら⁴²⁾によって報告されている。この内、Ohnakaらの解析は前述したようにバルジングも考慮した解析であり、かつ乱流を無視した2次元モデルである。一方、Aboutalebiら⁴⁰⁾、Yangら⁴¹⁾およびLeeら⁴²⁾の解析はいずれもバルジングを無視し、流動については対流および乱流を考慮し、凝固収縮のみが存在する場合の中心偏析の解析を行っている。Aboutalebiら⁴⁰⁾の解析は2次元ピレットの解析であり、中心部で正偏析となることが再現されているが、中心付近の負偏析は再現されていない。Yangら⁴¹⁾の解析は3次元で乱流を考慮した解析であり、完全凝固後の溶質濃度分布の解析結果が示されていないため中心偏析が再現されているかどうかについては評価できないが、溶質対流を考慮すると厚み方向の溶質濃度分布の変動がより顕著になることが示されている。Leeら⁴²⁾の解析も対流を考慮した3次元の解析であるが、完全凝固後の成分分布は図17に示すように中心部の正偏析、中心近傍の負偏析が共に再現されている。Leeらは鋳片表面を強冷却して、凝固末期の中心部と表層部の冷却速度の差を小さくする熱的軽圧下についても検討している。熱的軽圧下はLesoultらの主張する固液共存域の変形に起因する中心偏析生成を抑制するものであるが、図18に示すように熱的軽圧下は機械的な軽圧下に比べて偏析改善効果は小さいと述べている。また図19に示すように中心部固相率が0.3~0.7の領域で軽圧下することにより中心偏析は大幅に改善されることを示している。図20にC偏析度に及ぼす圧下勾配の影響の計算結果を示す。軽圧下勾配を増加させるにつれてC偏析度が改善されている。更にこの解析ではC偏析度に及ぼす鋳造速度の影響および溶鋼加熱度の影響についても解析し、これらが大きいほど中心偏析が悪化すると述べている。これらの計算結果は概ねこれまでに報告されている適正軽圧下条件の圧下時期や圧下勾配とほぼ一致している^{14),15)}。しかし、この報告の中では凝固の不均一がどの程度再現されているかどうかについては全く記述されていないため、どのよう

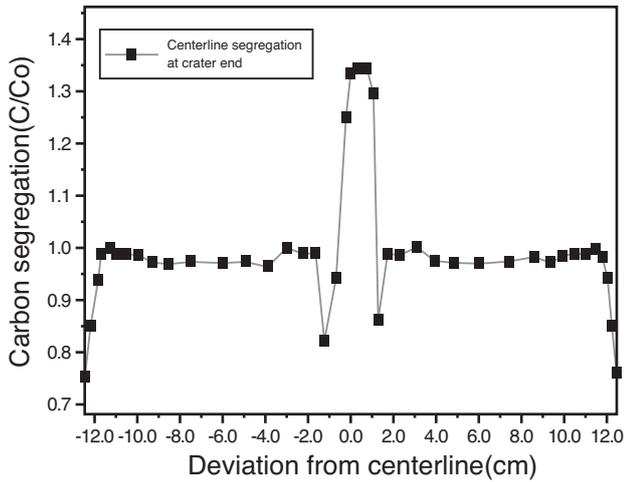


図17 クレータエンドにおける厚み方向C濃度分布の計算結果⁴²⁾

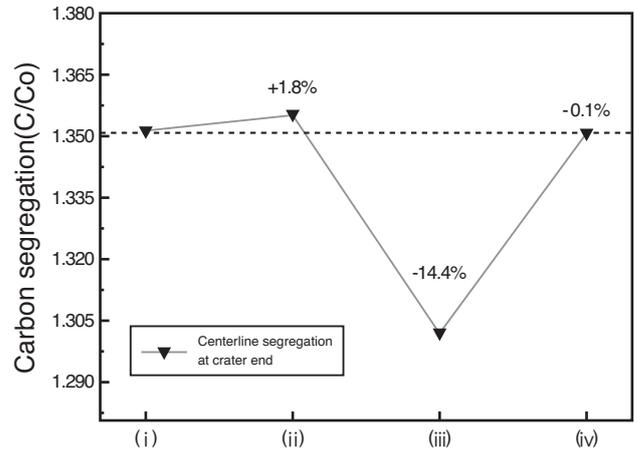


図19 軽圧下の効果に及ぼす圧下時期の影響
((i) 軽圧下なし、(ii) : $f_s=0\sim 0.3$ 軽圧下
(iii) $f_s=0.3\sim 0.7$ 軽圧下、(iv) $f_s=0.7\sim 1.0$ 軽圧下)⁴²⁾

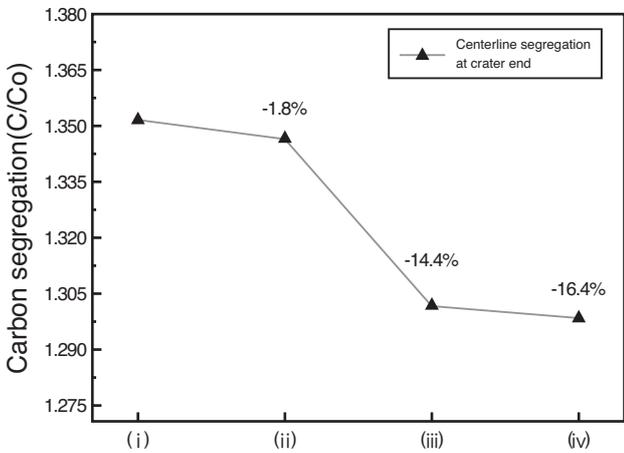


図18 熱的軽圧下および機械的軽圧下によるC偏析度の比較
((i) 軽圧下なし、(ii) :熱的軽圧下 (iii) 機械的軽圧下、
(iv) 熱的及び機械的軽圧下)⁴²⁾

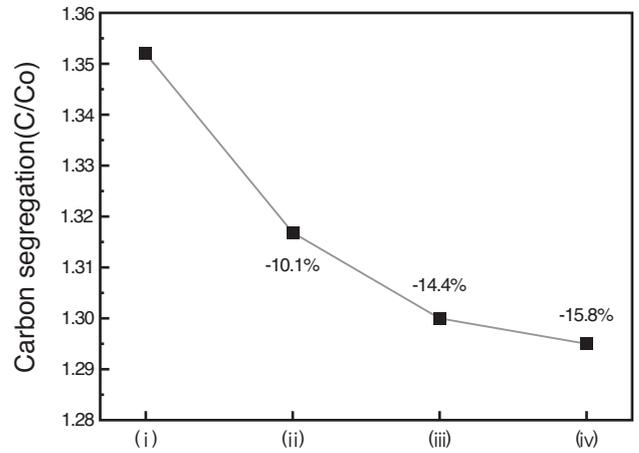


図20 軽圧下の効果に及ぼす圧下勾配の影響
(鋳造速度1.0m/min)⁴²⁾

なメカニズムでこれらの計算結果が得られているかどうかや、サクシジョンのメカニズムが計算で再現されているかどうか等は明らかではない。

4.6 組織形成モデルの現状

中心偏析やV偏析の生成を、その形態を含めてモデルによって再現するためには、CAやフェイズフィールド法などの組織形成モデルと連成した解析が必要と考えられる。組織形成モデルの現状についてはNakajima³¹⁾らのレビューで詳細が紹介されているので、本稿では割愛するが、これらのモデルについても急速に研究が進みつつあり、またコンピュータの能力も向上しつつあるので、いずれかの時期にはこれらの組織形成モデルと連成した解析が可能になるであろうと期待される。特にフェイズフィールド法は dendrite 形態を忠実に再現できる点で有望である。しかしながらこのモデルは μm から nm の計算メッシュを必要とし³¹⁾、一方連続鋳造プロセスの流動や凝固解析は mm から m の

オーダであるので、少なくとも現時点ではフェイズフィールド法と連成した中心偏析解析は殆ど不可能である。

一方、CA法はより粗い計算メッシュが可能であるが、四角形結晶の成長を取り扱うため dendrite 形態の情報は包含していない。そこで、CA法の原理を用いつつ dendrite 形態をシミュレートでき、フェイズフィールド法よりは粗い計算メッシュが可能なフロントトラッキング法が開発されている⁴³⁾。

4.7 連铸中心偏析モデルの現状のまとめと今後の課題

連铸鋳片の中心偏析を解析モデルによって再現する試みは当初ロール間バルジングに伴う偏析についての解析が行われ、モデルによって正偏析が再現されることが確認された。この偏析生成メカニズムはバルジングに伴う dendrite 樹間濃化溶鋼とバルク溶鋼の混合によるものである。一方、1980年代以降の狭ロールピッチの連铸機ではバルジングの影響は非常に小さくなりスポット状の偏析形態と

なった。スポット状の偏析形態は、凝固界面不均一とそれに伴うブリッジングと凝固収縮に伴うサクションによって生成すると考えられ、濃化した偏析スポットは鑄造方向に断続的に存在している。連铸における中心偏析モデルはこれらのメカニズムを反映したものでなければならないが、これら本稿で述べた偏析生成メカニズムを考慮した解析モデルは殆ど見当たらない。一方、乱流を考慮した3次元モデルでは、凝固収縮による正偏析を計算で再現できている報告がある。しかしこの場合も、モデルにおいて中心偏析がどのようなメカニズムで再現されているかについては記述がないため不明であり、凝固界面の不均一が再現されているかどうかについても現時点では不明である。この点を明らかにするにはLeeら⁴²⁾と同様の解析を行って鑄片中心部固相率や凝固シェル厚の計算値が鑄造方向に不均一に変動しているかどうかを確認すればよい。この計算において、凝固界面の不均一が再現されているとすれば、その理由として溶質対流および乱流を考慮した3次元モデルであることが、凝固不均一とブリッジングの再現をもたらしている可能性が考えられる。

今後は、凝固界面の不均一を計算で再現するための条件を明らかにしていくことが中心偏析モデルの更なる発展にとって不可欠と考える。その場合凝固界面の不均一を再現する上で、溶質対流を考慮するだけで十分かどうかの確認が今後の第1の課題である。溶質対流等の計算条件を考慮するだけでは凝固界面の不均一を再現する上で不十分な場合は、フロントトラッキング法やフェイズフィールド法のような組織形成モデルと連成した解析が必要になると思われる。

凝固界面の不均一再現の条件が明らかとなれば、次のステップとしてV偏析再現の条件解明が重要な検討課題になると思われる。V偏析は濃化溶鋼が下流側へ吸引される際の濃化溶鋼の通路の痕跡と考えられるが、固液共存域の通液抵抗には異方性があるために、これらの異方性を考慮した解析が必要である。V偏析の再現が単なる計算条件への異方性導入だけで可能かどうか、あるいはフロントトラッキング法やフェイズフィールド法を用いる必要があるかどうか今後の課題となろう。

凝固界面の不均一とV偏析が計算によって再現できれば、そのモデルは中心偏析の生成メカニズムを正しく反映したモデルになっていることを意味していると考えられ、そのモデルによって中心偏析改善に及ぼす様々な操業・設備条件の影響解析が可能となり、中心偏析の更なる改善に資することが期待される。

5. まとめ

中心偏析の実態と生成機構に関わるこれまでの知見を総括して、バルジングを抑制した後にも残るスポット状偏析の生成原因について検討した結果、連铸鑄片の中心偏析の

最も本質的で不可避な原因は、凝固組織形態の如何に関わらず凝固界面の不均一とそれに伴うブリッジング及び凝固収縮に伴うサクションと考えられることが分った。これらの凝固界面の不均一の生成原因には溶質対流が大きく影響している可能性があるが、その詳細は今後の課題である。この観点から連铸中心偏析モデルに関する現状をサーベイした結果、対流を考慮した3次元モデルにおいて凝固収縮による正偏析や軽圧下の効果を再現したモデルが報告されているが、凝固不均一が再現されたモデルであるかどうかは不明であり、現時点において凝固不均一に伴うブリッジングの生成と凝固収縮に伴うサクションを共に考慮した解析は殆どみられない。今後、中心偏析をモデルにおいて再現するために必要な条件を、凝固界面の不均一の影響の観点から明らかにしていくことが必要と考えられる。

参考文献

- 1) M.C.Flemings and G.E.Nereo: Trans.AIME, 239, (1967), 1449-1461.
- 2) M.C.Flemings: ISIJ International, 40 (2000), 9, 833-841.
- 3) C.Beckermann: International Materials Reviews 47 (2002), 5, 243-261.
- 4) 森久, 田中伸昌, 佐藤憲夫, 平居正純: 鉄と鋼, 57 (1971), 2, 263-286.
- 5) 鈴木章: 鉄と鋼, 60 (1974), 7, 774-783.
- 6) 森久: 鉄と鋼, 60 (1974), 784-806.
- 7) 熊井浩, 浅野鋼一, 大橋徹郎, 野村悦夫, 藤井博務: 鉄と鋼, 60 (1974), 7, 894-914.
- 8) 高石昭呉, 小舞忠信, 野呂克彦, 秋田靖博: 鉄と鋼, 60 (1974), 7, 915-925.
- 9) 石黒守幸, 川上公成, 伊藤雅治, 三好俊吉: 鉄と鋼, 60 (1974), 7, 885-893.
- 10) 和田要, 荻林成章: 製鉄研究, 294 (1978), 91-98.
- 11) 佐々木寛太郎, 杉谷泰夫, 石村進: 鉄と鋼66 (1980), 1, 43-52.
- 12) K.Miyazawa and K.Schwerdtfeger: Arch, Eisenhüttenwes., 52 (1981), 415-422.
- 13) 中田正之, 土田裕, 村上勝彦, 小沢宏一, 梶谷英雄, 栗林章雄: 鉄と鋼, 68 (1982), S871.
- 14) M.Yamada, S.Ogibayashi, M.Tezuka, T. Mukai: Steelmaking Conference Proceedings, 71 (1988), 77-85.
- 15) 荻林成章, 博士学位論文「連続鑄造鑄片の軽圧下による中心偏析低減に関する研究」, 東京大学乙10568 (1992) .

- 16) S.Ogibayashi, M.Uchimura, K.Isobe, H.Maede, Y.Nishihara and S.Sato:Proceedings of The Sixth International Iron and Steel Congress. Nagoya; Japan; 21-26 Oct. (1990) , 271-278.
- 17) S.Ogibayashi, M.Kobayashi, M.Yamada and T.Mukai: ISIJ int., 31 (1991) , 1400-1407.
- 18) S.Ogibayashi, M.Yamada, Y.Yoshida and T. Mukai:ISIJ int., 31 (1991) , 1408-1415.
- 19) 萩林成章, 山田衛, 手塚誠, 向井達夫:鉄と鋼, 72 (1986) , S194.
- 20) 萩林成章, 山田衛, 手塚誠, 向井達夫:鉄と鋼, 72 (1986) , S1089.
- 21) 日本鉄鋼協会育成委員会連铸技術史分科会:「我が国における鋼の連続鑄造技術史」,日本鉄鋼協会 (1996年11月) .
- 22) 川和高穂, 北側融, 村上勝彦, 宮下芳雄:鉄と鋼, 60 (1974) , S410.
- 23) 川和高穂, 北側融, 村上勝彦, 宮下芳雄:鉄と鋼, 60 (1974) , S411.
- 24) T.kawawa, T.Kitagawa and K.Murakami:Canadian metallurgical Quarterly,15 (1976) , 129-137.
- 25) 内村光雄, 萩林成章:CAMP-ISIJ, 2 (1989) , 1269.
- 26) 及川勝成:private communication.
- 27) R.Mehrabian, M.Keane, and M.C.Flemings:Metall. Trans., 1 (1970) , 1209-1220.
- 28) D,M,Lewis and J.Savage:Metallurgical Rev., 1 (1956) , 65.
- 29) 鈴木是明, 宮本剛汎:鉄と鋼, 59 (1973) , 431-445.
- 30) 泉井利夫, 斎藤康志, 押場和也, 小口征男:鉄と鋼, 72 (1986) , S189.
- 31) K.Nakajima, H.Zhang, K.Oikawa, M.Ohno and P.G.Jonsson:ISIJ Int. 50 (2010) , 1724-1734.
- 32) W.D.Bennon and F.P.Incropera:Int. J. Heat Transf., 30 (1987) , 2161-2170.
- 33) C.Beckermann and R.Viskanta:PhysicoChem. Hydrodyn.10 (1988) , 195-213.
- 34) W.D.Bennon and F.P.Incropera:Metall. Trans. 18B (1987) , 611-616.
- 35) T.Sawada, K.Oikawa and K.Anzai:Abstract of the 2nd Int. Symposium on Cutting Edge of Computer Simulation of Solidification and Casting, Sapporo, (2010) , 21.
- 36) T. Kajitani, J.-M.Drezet and M.Rappaz:Metall. Mater.Trans., 32A (2001) , 1479-1491.
- 37) I.Ohnaka and T.Shimazu:Proc. 6th Int. Iron and Steel Congress, Nagoya,Japan (1990) , 681-688.
- 38) G.Lesoult and S. Sella:Solid State Phenom., 3&4 (1988) , 167-178.
- 39) C.M.Raihle and H.Frederiksson:Metall. Mater. Trans., 25B (1994) , 123-133.
- 40) M.R.Aboutalebi, M.Hasan, and R.I>L. Guthrie:Metall. Mater. Trans, 26B (1995) , 731-744.
- 41) H.L.Yang, L.G.Ahao, X.Z.Zhang, K.W.Deng, W.C.Li, and Y.Gan:Metall. Mater. Trans, 29B (1998) , 1345-1356.
- 42) S.Y.Lee, S.I.Chung, and C.P.Hong:Modling of casting , welding and advanced solidification processes IX, (ed. P.R.Sahm et al.) , Aachen, Shaker Verlag. (2000) , 648-655.
- 43) M.Nakagawa, Y.Natsume and K.Ohsasa:ISIJ Int..46 (2006) , 909-913.