

入門講座

鋼の凝固入門-10

連続 casting III : 鑄片の欠陥 (内部品質)

Continuous Casting III :
Defects of CC Slab, Bloom, and Billet (Internal Quality)

(株) 神戸製鋼所 鉄鋼事業部門 吉田 仁
技術開発センター 製鋼開発部
製鋼開発室 主任研究員 Jin Yoshida

(株) 神戸製鋼所 鉄鋼事業部門 綾田研三
技術開発センター 製鋼開発部
製鋼開発室 研究員 Kenzo Ayata

1 はじめに

前回の連続 casting II (表面品質、介在物制御) に続き、今回は連続 casting により製造された鑄片の内部品質に関わる欠陥について解説する。

鑄片内部に生成する欠陥は介在物と気泡を除くと、内部割れ、マクロ偏析、ポロシティに大きく分類される (図1)。それら欠陥は、圧延等の後工程での材料破断、最終製品での疵、製品の耐環境性能の低下に繋がる。本稿では、鑄片内部欠陥の成因とその主要な対策についてレビューする。紙面に限りがあるために、詳細は各種解説書¹⁻³⁾を参照されたい。

2 内部割れ

2.1 内部割れの種類と発生機構

内部割れの発生位置は、鑄片の長辺内側、最終凝固部となる三重点近傍を含む短辺内側、コーナー近傍、中心に分類される (図1)。いずれの発生位置においても、割れは dendrite 樹間で発生する。成長中の dendrite の樹間は固液が共存する非常に脆い状態であり (図2)⁴⁾、凝固界面に割れ限界歪を超える引張り歪が発生すると、 dendrite 同士

が接合しはじめる温度である抗張力消失温度 (ZST : Zero Strength Temperature) から液相がなくなる延性消失温度 (ZDT : Zero Ductility Temperature) の範囲で dendrite が破断する。破断した dendrite 樹間には、 dendrite 成長前方にある溶質が濃化した溶鋼が吸い込まれて、連続 casting の過程で凝固して偏析線として残存する。凝固完了後、鑄片断面をエッチングして線状に検出される偏析線が内部割れであり、必ずしも開口した割れではない (写真1)⁵⁾。

前述のように、内部割れは凝固進行中の界面で発生する割れであることから、鑄片表面からの割れ発生位置を測定して、簡易式 (入門講座 連続 casting I の式 (2)) や数値シミュレーションによる凝固シェル厚の成長プロフィールと照らし合わせることで、連続 casting 機内における内部割れ (偏析線)

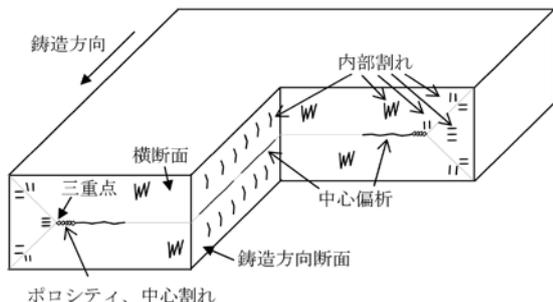


図1 鑄片内部欠陥の模式図 (スラブ)

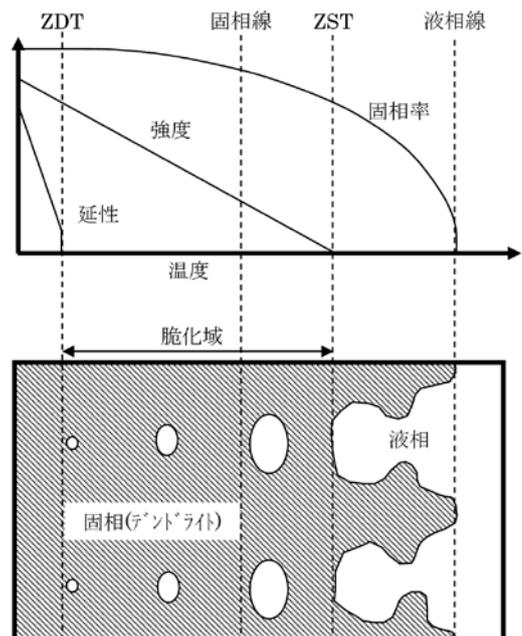


図2 固液共存相と ZST, ZDT の関係⁴⁾

の発生位置を推定することができる。

内部割れの成因となる凝固界面への引張り歪は、溶鋼静圧によってロール間で凝固シェルが膨らむバルジング、ロール位置不整、ロールやロールスタンドのたわみ、未凝固鋳片の曲げ・矯正、鋳片を引き抜くピンチロールによる圧下、未凝固圧下、凝固シェルの冷却や復熱による熱歪で鋳片が変形して生じる⁶⁻⁸⁾ (図3)。

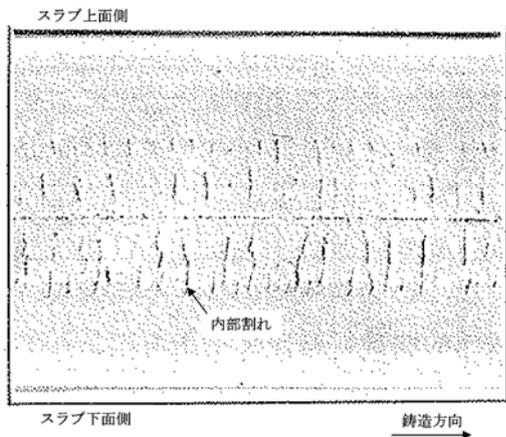


写真1 スラブ鋳造方向断面での内部割れ⁵⁾

内部割れの発生位置は、凝固界面に生じる引張り歪の方向とタイミングによって決まる⁷⁾。長辺の内部割れは、鋳造方向の歪によって発生する。コーナー近傍と三重点近傍の割れは鋳片横断面方向の歪によって発生し、凝固シェルが薄いときはコーナー近傍に、凝固末期では三重点近傍に割れが発生する。ロール間バルジング量や歪、ロールの変位や鋳片曲げ・矯正時に凝固界面に生じる歪には様々な試算式が報告されており、その一例を式(1)～式(3)に紹介する⁶⁾。

(ロール間バルジング量 δ_0)

$$\delta_0 [\text{mm}] = P/220 \times l^{3.5}/d^3 \dots\dots\dots (1)$$

(ロール間バルジング歪 ε_0)

$$\varepsilon_0 [\%] = P/3800 \times l^3/d^3 \times 100 \dots\dots\dots (2)$$

(曲げおよび矯正歪 ε_s)

$$\varepsilon_s [\%] = (D/2 - d) (1/ (R_i - D/2) - 1/ (R_{i+1} - D/2)) \times 100 \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 P は溶鋼静圧 [kgf/mm^2] を、 l はロールピッチ [mm] を、 d は凝固シェル厚 [mm] を、 D は鋳片厚み [mm] を、 R_i は曲率半径 [mm] を示す (図4)。また岡村は、凝固シェルを三次元体でモデル化し、弾塑性とクリープを考慮して有限要素法による数値解析を行っている。その解析結果から、ロールピッチ、溶鋼静圧、凝固シェル厚、鋳片厚、鋳造速度、鋳片表面温度、短辺の拘束の影響を加味したロール間バルジング量と歪に関する回帰式が導出されている⁷⁾。

中心部の割れは、後述するポロシティと同様のメカニズムで発生する。凝固末期の未凝固層厚が0~6mmの部分矯正帯を通過する際に、鋳片の矯正変形で上下面の凝固シェルが接触して溶鋼が封じ込められて発生する。したがって、中心割れが発生しやすい鋳造速度領域が存在する⁹⁾。

内部割れは、凝固区間(固液共存相)が長いほど発生しやすく、低炭素鋼よりも高炭素鋼、PやSが高いほど発生しやすい^{1,10)}。内部割れ限界歪に関しては鋼種や実験手法によってば

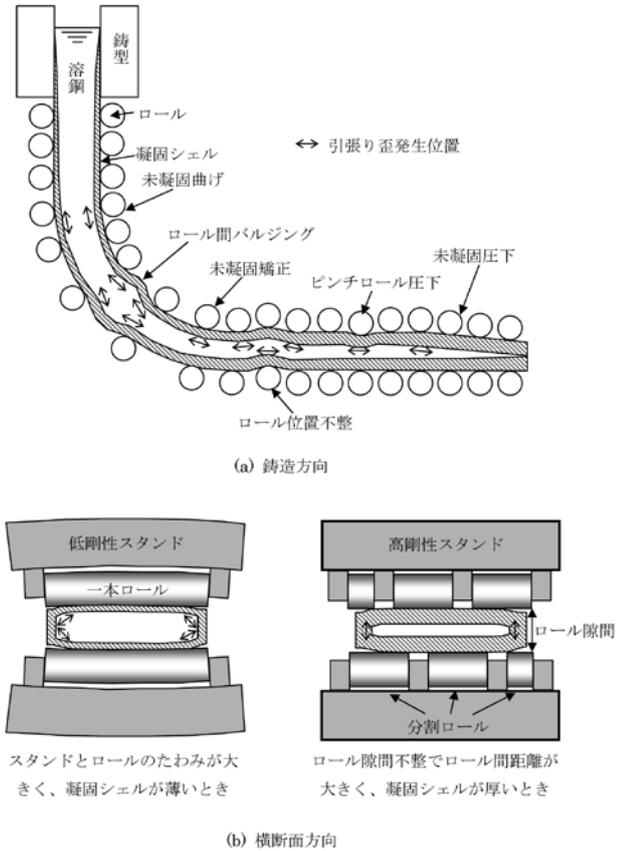


図3 凝固シェルの変形に伴って凝固界面に発生する引張り歪

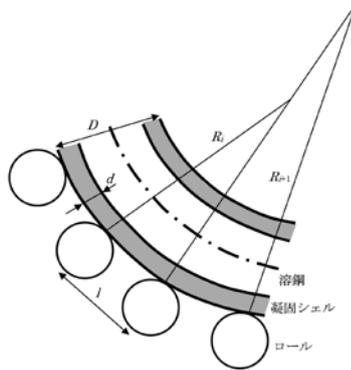


図4 未凝固矯正部の模式図

らつきがあり、0.3~3.8%と広い範囲で報告されている^{1,10)}。また、歪を加える回数に関わらず、固液共存区間の積算歪が限界歪を超えた場合に内部割れが発生するとする報告もある^{7,11)}。

発生した内部割れの中で大きなものは、後工程である圧延で板の穴あきを引き起こしたり、冷間での引き抜き加工や鍛造加工において材料が破断したりする場合がある³⁾。そして、圧延後も製品中に疵が残る場合があることから、内部割れの防止は非常に重要な課題である。

2.2 内部割れの改善方法

内部割れを改善するために、様々な手法が報告されている^{1,3,6)}。ロール間バルジングに対しては細径ロールによりロールピッチが短縮され、ロールやロールスタンドのたわみに対しては稠密分割ロールが配列された高剛性のスタンドが採用されるようになった。併せてロールスタンドのアライメント管理等も厳しく行なわれるようになった。そして、短辺側のバルジングを抑制するために、鋳型直下にサイドロールを設ける例もある。また、凝固シェルが薄いほどバルジングしやすいため、強冷却・低速鋳造時はバルジングが抑制される(図5)¹²⁾。

垂直曲げ連鋳機における未凝固鋳片の曲げ・矯正時の歪を分散するために、多点曲げ・多点矯正が実施されている^{1,3,6)}。鋳片の矯正時に、鋳片上面の凝固界面に生じる鋳造方向の引張り歪を低減するには、矯正変形の中立軸を上面側に移動させることが有効である(図6)。その手段として、矯正点を扶んで上流側と下流側で駆動ロールの回転速度をコントロールして鋳造方向に圧縮力を付与する圧縮鋳造¹³⁾、下面側に比べて上面側の冷却を強くして中立軸を上面側に移動させる上下面差冷却法¹⁴⁾が開発されている。

矯正時に鋳片が横断面方向に台形変形すると、鋳片上面側の三重点近傍の凝固界面に横断面方向の歪が生じるが、上面側を強冷却する上下面差冷却によって上面近傍の台形変形が

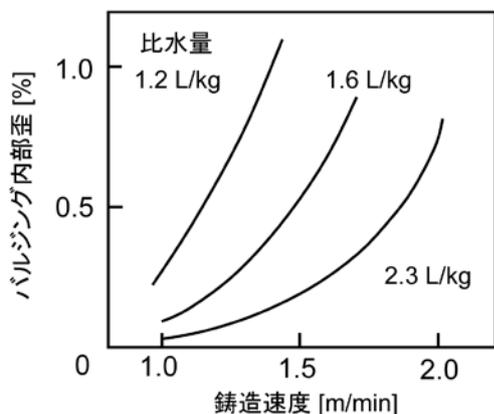


図5 バルジング歪に対する鋳造速度と比水量(鋼1kgに対する冷却水量)の関係¹²⁾

軽減されて、三重点近傍の歪が軽減する⁸⁾。また、連鋳機の駆動ロールのトルクを均一に分配することで、短辺内側の内部割れ(水平割れ)を低減できるとする報告もある¹⁵⁾。

曲げや矯正時の歪を無くすためには、垂直型連鋳機や半連鋳機(垂直型の機内で鋳片が連鋳機下端に達すると鋳造を終了し、凝固完了後に鋳片を搬送する。)が適している。しかし建屋が非常に高くなり、生産性が低下する問題もある。それに対し、凝固中は垂直に鋳片を引き抜いて、完全に凝固してから鋳片を曲げる垂直凝固後曲げ型連鋳機がある。垂直凝固後曲げ型連鋳機は、鋳片断面が大きいほど鋳片を曲げる際に大きな力を要し、高剛性のロールスタンドが必要となる。実用化されている大断面スラブの垂直凝固後曲げ型連鋳機には、スラブ断面サイズが400mm厚×2200mm幅のものまである¹⁶⁾。

3 マクロ偏析とポロシティ

3.1 マクロ偏析とポロシティの種類と発生機構

連続鋳造鋳片のマクロ偏析は通常、スラブや矩形断面の鋳片横断面では鋳片幅方向の中心線に沿って現れ、正方形断面やそれに近い断面形状の鋳片横断面では中心に現れる中心偏析(正偏析)と、中心偏析の周囲や電磁攪拌時の凝固界面に沿って現れる負偏析や負偏析帯がある。スラブ鋳片の中心偏析については、1974年に森¹⁷⁾によって偏析形態が表1のように分類され、さらにその後の研究結果に基づき、修正したものを荻林¹⁸⁾が報告している。正方形断面やそれに近い断面形状のブルーム、ピレット鋳片では、横断面中心部に目玉状、鋳造方向断面の中心部では棒状の中心偏析が現れ、また横断面ではスポット状、鋳造方向断面ではV状の中心偏析が現れる。さらにこれら中心偏析の周囲には負偏析帯が存在している。また、電磁攪拌を行なった鋳片の負偏析帯は、凝固界面におけるバルク溶鋼流動によるデンドライト樹間の洗浄作用に

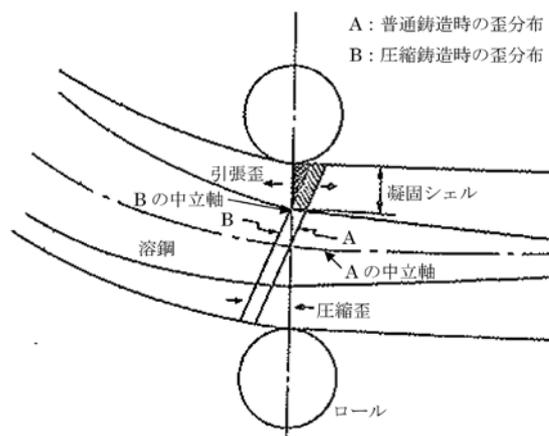


図6 矯正点で発生する鋳造方向の歪¹³⁾

よって生じるもので、凝固界面に沿ってバンド状に現れる。

中心偏析が強く発生すると、スラブ連続鋳では厚板の引張り試験やシャルピー試験の際に破断面に中心偏析に沿った異常な破面が発生する。また、ブルーム、ビレット連続鋳では棒材、線材の加工中に破断を引き起こすクラックの起点となる³⁾。

スラブ鋳片の鋳造方向断面における鋳片厚さ方向の成分分布を調査した結果の一例¹⁹⁾を図7に示す。図7の例は主にブリッジングによって中心偏析が生じたものであり、C, S, P濃度は、特に中心部で急激に増加している。一方、中心偏析部の両側では負偏析が発生している。正偏析、負偏析のそれぞれの部分で各成分の濃度と鋳片横断面の偏析している部分の面積を掛け合わせると、中心部に濃化した合金元素量と負偏析部のマイナスの合金元素量はほぼバランスする。すなわち、中心偏析は鋳片凝固殻のバルジング、ブリッジング、凝固収縮によって合金元素が濃化した未凝固溶鋼が中心部に流入した結果生じたもので、中心偏析部の周囲は濃化溶鋼が移

動した後に流れ込んでくる濃度の低い溶鋼によって満たされて負偏析になる。

濃化溶鋼が中心部に移動する原因は、凝固末期部における溶鋼静圧による凝固シェルのバルジングと凝固収縮である。写真2に、スラブ凝固末期部に放射化した鋳を打ち込み、オートラジオグラフィーにより未凝固プール内でのRI（ラジオアイソトープ）の拡散状況を調査した結果を示す²⁰⁾。RIは引抜方向に330mm移動しており、凝固収縮による移動速度の約20倍の速度で凝固先端に向かって移動しているため、バルジングによって引き起こされたものと結論された。スラブ連続鋳造の場合、鋳片幅が広いと、また鋳造速度が速く凝固末期部が溶鋼静圧の高くなる連続鋳造機の下方に位置しやすい等の理由のため、バルジングが生じやすい。

これに対し、正方形断面やそれに近い断面形状のブルーム、ビレット鋳片の場合、主にブリッジングと凝固収縮によ

表1 スラブ中心偏析の分類と定義¹⁷⁾

偏析のタイプ		定義
A	サルファーバンド	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	不連続サルファーバンド	輪郭が明瞭ではあるが、厚さがやや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	V 偏析	輪郭が不明瞭でサイズが不均一であり、横断面では不規則な形状の偏析スポット、縦断面ではV状偏析
その他		局所的Sバンド、横断面V偏析、中心負偏析

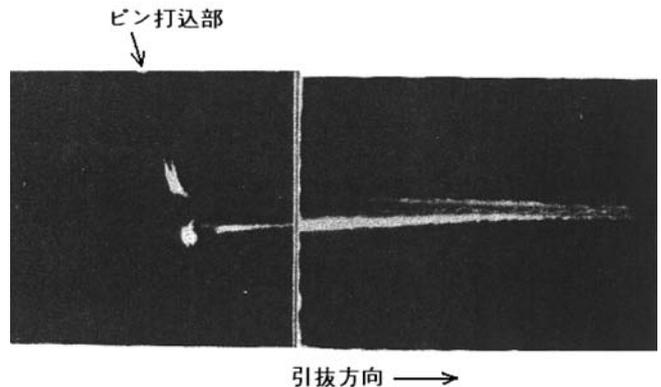


写真2 鋳打ち込み部のオートラジオグラフ写真²⁰⁾

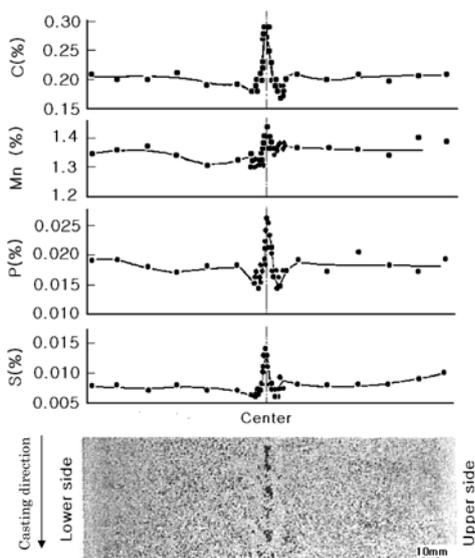


図7 スラブ厚さ方向のC, Mn, P, S分布とスラブ縦断面Sプリント¹⁹⁾

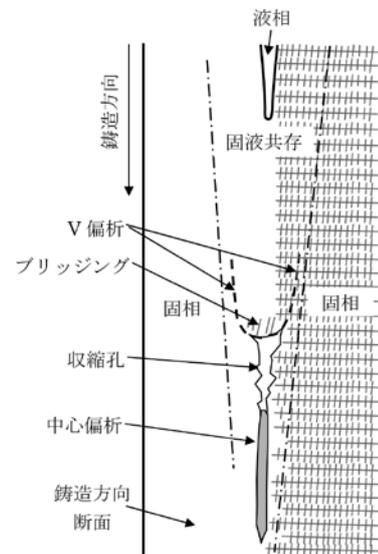


図8 中心偏析生成の模式図²¹⁾

り、中心偏析が生成する。図8に、中心偏析生成の模式図を示す²¹⁾。この図では、デンドライトの一部が沈降して凝固前線の突出部のところでブリッジを形成し、ブリッジの下方に閉じ込められた未凝固溶鋼が凝固する時の凝固収縮により、ブリッジの周辺もしくは上部の固液共存域のデンドライト樹間の濃化溶鋼が吸引され、中心部に集められ棒状の中心偏析が形成された様子を示している。スラブと異なり、濃化溶鋼の集中が1点になるため、顕著な偏析となる。凝固前線の凹凸は柱状晶だけの場合にも認められ、柱状晶によりブリッジが形成される場合もある。

一方、ポロシティについては凝固収縮に伴って発生するため、中心偏析の中やその周囲に発生する。大きなものは収縮孔と呼ばれる場合もあるが、明確な定義はない。ポロシティの大きなものが形成されると鑄片のガス切断面に開放した孔が形成され、ポロシティ内面が酸化され、酸化物として製品に残存し欠陥となる。

3.2 マクロ偏析、ポロシティの改善方法

スラブ連鑄々片の偏析改善に向け、まず行なわれた方法は凝固末期におけるバルジングの防止である。2.2節で説明した対策の結果、バルジングは大きく改善されて表1に示すA,Bタイプの中心偏析はほとんど見られなくなった¹⁸⁾他、ポロシティも大幅に改善された。さらに、鑄片の収縮に合わせてテーパー状にロールアライメントを絞り込む方法を発展させ、未凝固層を圧下して凝固収縮による未凝固溶鋼の流動を抑制する軽圧下法が開発された。図9に、軽圧下勾配と中心偏析面積率の関係を示す²²⁾。軽圧下率1.0mm/m (0.85mm/min) とすることにより中心偏析面積率が大きく減少した。

一方、ブルーム・ビレット連鑄では、ブリッジングと凝固収縮による中心偏析の生成が支配的であるため、鑄片中心部に等軸晶を多量に生成させる目的で、タンディッシュにプラ

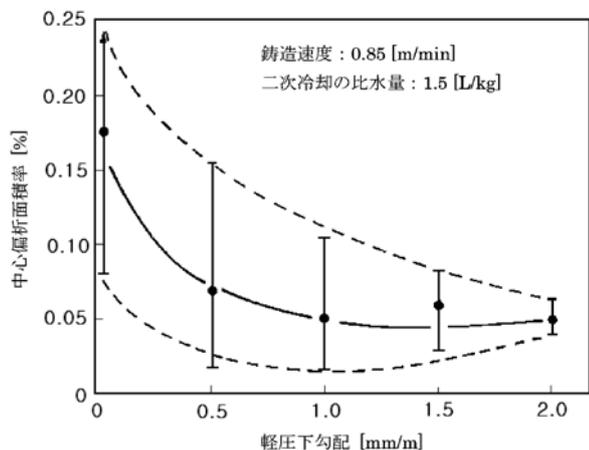


図9 高温鑄造スラブの中心偏析面積率に与える軽圧下の効果²²⁾

ズマヒーターや誘導加熱ヒーターを取り付け、温度制御を行い、低温鑄造する方法²³⁾や電磁攪拌が用いられた他、核生成剤を鑄型内に添加する方法も試みられた²⁴⁾。

電磁攪拌では、凝固界面に強く働く電磁力による溶鋼流動によってデンドライト樹間の合金元素濃度の高い溶鋼が凝固界面前方の合金元素濃度の低いバルク溶鋼と置換わることにより、バンド状の負偏析帯が生じる。当初、二次冷却帯における電磁攪拌は商用周波数の交流を用いていたが、十分な等軸晶域を得ようとすると負偏析バンドが鑄片内にシャープに形成されやすく、表面を切削して使用する材料では負偏析バンドが材料表面に現れるなど不都合な面があった。その後、低周波数の交流を用い、鑄型銅板による磁場の減衰を少なくした鑄型内電磁攪拌装置が開発された。鑄型内電磁攪拌は初期凝固時に攪拌を与えるため、二次冷却帯の電磁攪拌に比べ、負偏析の生成が少なく等軸晶生成に最も効果があり²⁵⁾、広く用いられている。図10に125mm角のビレット連鑄において、電磁攪拌によって生じる負偏析度が同じとなる条件での二次冷却帯電磁攪拌と鑄型内電磁攪拌における上面側等軸晶帯の幅と中心偏析度の関係を示す。鑄型内電磁攪拌の方が等軸晶帯の幅が広がり、中心偏析が大きく改善されている。

スラブ連鑄でも二次冷却帯に電磁攪拌装置を設置し、等軸晶を生成させ偏析を改善することが行われている。その場合、電磁攪拌装置を設置した場所のバルジング防止と磁場の減衰防止の対策が必要であり、非磁性材料で製作したロール間にリニアモータを設置したり²⁶⁾、非磁性材料のロールの後ろに電磁攪拌装置を設置する工夫がなされた²⁷⁾。

連続鑄造鑄片の偏析改善のため、そのほかに連鑄機を出た後の均熱炉で均熱拡散が行われた。スラブ鑄片では圧延工程に送る前に一旦、鑄片を圧下してポロシティをつぶし、均熱拡散が進みやすくする方法も取られた。

その後、鉄鋼材料の品質に対する要求が高まるにつれ、一段と高い品質が望まれるようになった。例えばスラブ連鑄で

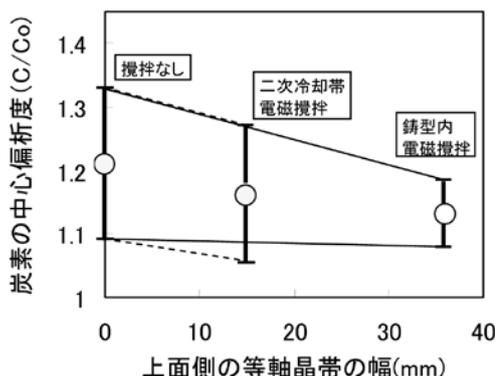


図10 電磁攪拌による連続鑄造ビレットの中心偏析の改善

は2度のオイルショックを契機として寒冷地、深海等の過酷な使用環境下での石油、天然ガスの輸送用ラインパイプのニーズが高まり耐水素誘起割れ特性に優れたラインパイプ用鋼が連続鋳造で生産されるようになった³⁾。この鋼種ではセミマクロ偏析またはスポット状偏析と呼ばれる小径の偏析粒の改善が課題となり、特に凝固末期部における圧下方法の改善がなされた。過度の圧下は上流側に向かう未凝固溶鋼の流動を引き起こし、逆V偏析を形成し偏析が悪化するため、240mm厚スラブでは最適圧下勾配が0.86mm/min、300mm厚スラブで0.78mm/minであることが確認された²⁸⁾。また、スラブ中心における固相率が0.7を超え完全凝固に至るまでの領域では同様な圧下を続けると凝固界面の凹凸によって閉じ込められた濃化溶鋼が周囲に広がり、線状の偏析を形成することもわかった。この結果、改善が進み、偏析粒径は0.5mm以下まで改善された²⁸⁾。さらに凝固末期部にウォーキングバーと呼ばれる板状の鋳片支持材が鋳片幅方向に互い違いに数本配置され、鋳造方向に交互に鋳片を支持しながら歩くように作動する装置を用いて凝固末期部を均等に支持しながら圧下する面圧下法も開発された²⁹⁾。

ブルーム連続鋳においてもラジアルタイヤに使用される高炭素鋼の極細線をより合わせたスティールコード用鋼に代表されるように、棒鋼、線材などの高強度化や生産性向上が要求され、さらなる偏析改善が求められた。このような要求に答えるために軽圧下法³⁰⁾や大径ロール(1mφ)を用いた強圧下法³¹⁾、鍛圧装置を用いる大圧下法³²⁾等の各種圧下法が開発された。未凝固部の圧下時に内部割れを発生させないように、強圧下法では大径ロールにより、大圧下法では圧下に用いる金型の形状を工夫して凝固シェル内面の歪を少なくしている。ブルーム連続鋳の軽圧下法では鋳片厚さが厚い凝固末期部で、圧下による凝固シェルの変形を未凝固部に効果的に及ぼす目的で圧下帯後半部に図11に示すようなディスクロールと呼ばれる凸型のロールが用いられている³³⁾。

製品厚みが100mmを超える極厚鋼板の製造や大径の棒鋼

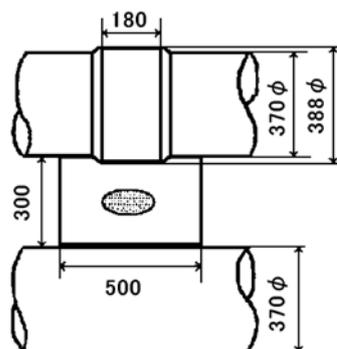


図11 ディスクロールの概略図³³⁾

の製造時には、中心部に残存するポロシティが問題になる場合があり、スラブ連続鋳では300mm厚のスラブ厚中心部がほぼ完全凝固する直前、中心部固相率で0.80~0.95の範囲でスラブに大圧下(約10mmの圧下量)を加えてポロシティを圧潰し、ポロシティの体積を約1/3に低減する方法も開発されており、この方法によって300mm厚スラブから圧延の圧下比が2程度で150mm厚の極厚鋼板を製造できるようになった³⁴⁾。

4 おわりに

連続鋳造鋳片の内部欠陥の生成機構については、これまでの研究によってかなり明確にされてきた。その結果、各種の改善方法が開発され、実用化されている。中心偏析に関しては、最終凝固部での凝固界面の不均一が原因でブリッジングが生じ、凝固収縮によって中心偏析が生成する現象にスポットを当て、凝固界面の不均一が生じる機構についての検討³⁵⁾や凝固不均一を考慮した中心偏析シミュレーション³⁶⁾が行なわれている。このような観点からの研究が進むことによって、内部欠陥の更なる改善が望まれる。

参考文献

- 1) 連続鋳造における力学的挙動, 鉄鋼基礎共同研究会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1985)
- 2) 第110・111回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1986)
- 3) わが国における鋼の連続鋳造技術史, 日本鉄鋼協会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1996)
- 4) 梅田高照: 第153・154回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, 日本鉄鋼協会, 東京, (1994), 41.
- 5) 藤井博務, 大橋徹郎, 広本健, 織田昌彦: 鉄と鋼, 61 (1975), S56.
- 6) 森田喜保, 河嶋寿一, 中村正宣: 住友金属, 35 (1983) 3, 271.
- 7) 岡村一男: 京都大学学位論文, (2001)
- 8) 仲山公規, 小北雅彦, 豊島史郎: CAMP-ISIJ, 14 (2001), 23.
- 9) 原田慎三, 草野昭彦, 三隅秀幸: 製鉄研究, 294 (1978), 72.
- 10) 長田修次, 松宮徹, 小澤浩作, 大橋徹郎: 鉄と鋼, 76 (1990), 214.
- 11) 山中章裕, 岡村一男, 金沢敬: 鉄と鋼, 82 (1996), 999.
- 12) 児玉正範, 小島信司, 中井一吉, 反町健一, 今井卓雄, 垣生泰弘, 野崎努: 鉄と鋼, 64 (1978), A123.
- 13) 中川一, 島孝次, 堀珊吉, 椿原治, 山内信一, 打田安成: 鉄

- と鋼, 64 (1978) , A131.
- 14) 梶昌久, 榎井明, 小森重喜, 石黒守幸, 村上勝彦, 宮原忍 : 日本鋼管技報 93 (1982) , 189.
- 15) 谷川完士, 上田輝, 木村雅保, 松尾勝良, 三木尚司, 安中弘行, 中川知和 : CAMP-ISIJ, 6 (1993) , 1120.
- 16) K.Harste, J.Klingbeil, V.Schwinn, N.Bannenberg and B.Bergmann : Stahl und Eisen, 120 (2000) 2, 53.
- 17) 森久 : 鉄と鋼, 60 (1974) , 784.
- 18) 萩林成章 : Sanyo Technical Report, 19 (2012) 1, 2.
- 19) 高石昭吾, 小舞忠信, 野呂克彦, 秋田靖博 : 鉄と鋼, 60 (1974) , 915.
- 20) 川和高穂, 佐藤秀樹, 宮原忍, 水野良親 : 鉄と鋼, 59 (1973) , S80.
- 21) 鈴木章 : 鉄と鋼, 60 (1974) , 774.
- 22) Y.Tsuchida, M.Nakada, I.Sugawara, S.Miyahara, K.Murakami and S.Tokushige : Trans. ISIJ, 24 (1984) , 899.
- 23) 荒牧則親, 高岡隆司, 川嶋一斗士, 小林日登志, 川口敦史, 瀬良泰三 : CAMP-ISIJ, 10 (1997) , 244.
- 24) 鈴木章, 鈴木武, 野崎輝彦, 芝田義夫 : 鉄と鋼, 60 (1974) , A91.
- 25) K.Ayata, T.Mori, T.Fujimoto, T.Ohnishi and I.Wakasugi : Trans. ISIJ, 24 (1984) , 931.
- 26) 氏家義太郎, 前出弘文, 伊藤幸良, 萩林成章, 関博, 和田要, 伊藤裕雄 : 鉄と鋼, 67 (1981) , 1297.
- 27) J.Lipton : Iron and Steel Eng., 57 (1980) , 10, 66.
- 28) M.Yamada, S.Ogibayashi, M.Tezuka and T.Mukai : ISS Steelmaking Conf. Proc., 71 (1988) , 77.
- 29) 瀬々昌文, 三隅秀幸, 長田修次, 溝口庄三, 白井登喜也, 常岡 聡 : 鉄と鋼, 87 (2001) , 77.
- 30) 杉丸聡, 宮沢憲一, 内村光雄, 高橋宏美, 後藤田英昭, 三原寛信 : CAMP-ISIJ, 7 (1994) , 175.
- 31) 綾田研三, 安中弘行, 中田等, 川崎正蔵, 蛭名清, 秦高樹 : CAMP-ISIJ, 2 (1989) , 1169.
- 32) 藤村俊生, 櫛田宏一, 溝田久和, 松川敏胤, 小島信司, 山崎久生 : CAMP-ISIJ, 2 (1989) , 1166.
- 33) 後藤田英昭, 三原寛信, 稲岡数磨, 占部剛, 鷺谷直樹, 内村光雄 : CAMP-ISIJ, 5 (1992) , 1341.
- 34) 平城正, 山中章裕, 白井善久, 佐藤康弘, 熊倉誠治 : まてりあ, 48 (2009) 1, 20.
- 35) 萩林成章 : CAMP-ISIJ, 26 (2013) , 211.
- 36) 村尾武政, 梶谷敏之, 山村英明, 安斎浩一, 及川勝成, 澤田朋樹 : 鉄と鋼, 99 (2013) , 94.

(2014年5月16日受付)