Study on Control of Initial Solidification in Continuous Casting Process of Steel

メタデータ	言語: jpn
	出版者:
	公開日: 2017-10-05
	キーワード (Ja):
	キーワード (En):
	作成者:
	メールアドレス:
	所属:
URL	http://hdl.handle.net/2297/43797

This work is licensed under a Creative Commons Attribution-NonCommercial-ShareAlike 3.0 International License.



博士論文

鋼の連続鋳造における

初期凝固制御に関する研究

金沢大学大学院自然科学研究科

機械科学専攻

次世代鉄鋼総合科学講座

学籍番号 1424032007

氏 名 溝口 利明

主任指導教官名 松宮 徹

平成 27 年 7 月

目 次

第1章	序論	1
1.1	本研究の背景および目的	1
1.2	本研究の対象とする技術課題	6
1.3	本論文の構成	15
参考文献		17

第2章	現行連続鋳造法における初期凝固シェル成長の数学モデル解析	20
2.1	緒言	20
2.2	モデルの構成	20
2.2.1	モデルの概念	20
2.2.2	計算方法	23
2.2.3	計算条件	26
2.3	計算結果と考察	27
2.4	結言	37
参考文	参考文献	

第3章 鋳型オシレーションを考慮した凝固シェル成長の力学モデルによる 拘束性ブレークアウト解析 41 3.1 緒言 41 3.2 モデルの概要 41 3.2.1 モデルの概念 41 3.2.2 解析方法 43 3.2.3 解析条件 49 3.3 実鋳造における BO 検知頻度の測定方法 50 3.4 解析結果と考察 51 3.4.1 再凝固シェルの力学モデル解析 51 3.4.2 実鋳造での BO 検知頻度とBO 指標の関係 63 3.5 結言 64

第4章	双ロール鋳造法における鋳片表面性状とメニスカス形状の関係	68
4.1	緒言	68
4.2	実験方法	68
4.2.1	実験条件	68
4.2.2	溶融金属/ロールの接触開始位置の検知実験	69
4.3	実験結果	71
4.3.1	表面しわ形成に及ぼす鋳造速度の影響	71
4.3.2	溶融金属とロールの接触開始位置	76
4.4	考察	80
4.4.1	動的メニスカス形状の理論解析	80
4.4.2	メニスカス形状の推算結果	82
4.4.3	ロール/溶融金属の接触開始位置の推算	83
4.4.4	表面しわ防止の臨界鋳造速度	85
4.5	結言	86
参考文献 87		
the - the		

第5章 双ロール鋳造法における鋳片表面形成に及ぼす鋳造雰囲気

	の効果	88
5.1	緒言	88
5.2	実験方法	88
5.2.1	実験装置と実験条件	88
5.2.2	铸片観察方法	90
5.3	実験結果	90
5.3.1	鋳片厚さ	90
5.3.2	鋳片表面性状	90
5.3.3	ロール/メタル間の総括熱伝達係数	93
5.4	考察	95
5.4.1	定常部におけるロール/メタル間のガス膜厚さ	95

5.4.2	鋳片の表面しわに及ぼす雰囲気ガスの影響	97
5.5	結言	100
付録		101
参考文	献	104
第6章	結論	105
6.1	本研究の総括	105
6.2	本研究の工学的意義と今後の課題	108
参考文	献	111
参考論	文	113
副論文		114
謝辞		115

第1章 序論

1.1 本研究の背景および目的

我が国の鉄鋼業は、転炉法や連続鋳造法をいち早く導入したことにより、世界で 一流の鉄鋼生産と技術水準に到達し、1955年には年間約1000万tであった粗鋼生 産は1973年のオイルショックまでは経済成長ととともに1億tを超え、世界粗鋼生産の 15%を占めるに至った.しかし、それ以降は、2009年のリーマンショックによる一時的な 減少はあったものの、最近に至るまで1~1.2億tで横ばい状態である(Figure 1.1¹⁾).

一方、世界の粗鋼生産量も、1973年以降2000年までの約30年間は横ばいが続き、 7~8億tで推移したが、今世紀に入り、中国をはじめとする新興国の台頭によって、粗 鋼生産量は急激に増加し、2011年には15億tを超え、僅か10年で2倍に急増した.こ こ10年の中国粗鋼生産量は、年平均で5000万t以上増加し続けており、2011年以降 全世界の粗鋼の約半分が中国で生産されていることになる.今後は中国に加え、 BRICs(ブラジル、ロシア、インド、中国、南アフリカ)や東南アジア、アフリカの経済成 長により、鉄鋼需要はさらに増加することが予想される.

鋼の連続鋳造法は転炉法とともに20世紀の鉄鋼製造プロセスを変革した主要技術である.1856年のH.Bessemer²⁾の原理創出、1947年のS.Junghans³⁾による振動水冷銅板鋳型の開発を経て、現行プロセスの骨格が築かれた.従来の造塊-分塊圧延法に比べ、①歩留り、②生産性、③品質、④エネルギーの点で優れていることから、その後、鋼の連続鋳造法は急速に普及した.

我が国においては、1955年に住友金属工業(株)により第1号機のビレット用連続鋳 造機、次いで1960年に八幡製鐵(株)光製鐵所に国内初のスラブ用連続鋳造機が導 入された.その後、1972年には世界初のオール連鋳の新日本製鐵㈱大分製鐵所が 建設され、大型高炉-大型転炉-連続鋳造からなる高生産性を特徴とした銑鋼-貫製鐵所の全盛期を迎えた.粗鋼生産量に対する連続鋳造法の割合を示す連続 鋳造比率は、2012年には世界全体で95%、我が国では98%に達しており(Figure 1.2⁴⁾)、鋼の連続鋳造法は成熟期を迎えたと言って良い.

1



Figure 1.1 Trends in crude steel production in major countries $^{1),4)}$.



Figure 1.2 Ratio of continuously-cast steel to total crude steel production¹⁾.

このような状況における鋼の連続鋳造法の課題は、より高効率で高品質の鋳片を 製造するために、更なる①品質改善、②生産性向上、③省エネルギーを図ることであ る.

需要家の鋼材に対するニーズは、品質厳格化が進んでいる.例えば、自動車用鋼板等に代表される薄板材では、製品欠陥となる鋳片表層の非金属介在物、気泡性欠陥や割れを除去するため、表層下数mmを表面手入れしており、歩留まりを悪化させている.また、表面手入れをすると、製鋼工程から熱延工程に鋳片を直送できないため、熱エネルギー損失が発生している.したがって、鋳片表面品質を抜本的に改善し、表面手入れが省略できると大幅な省エネルギーにも繋がる.

一方で、既存連鋳機で生産性を向上するためには、スループット(t/hr)向上と稼働 率向上の取組みが重要である.スループット向上には鋳造速度アップ、稼働率向上 には鋳造トラブル低減が有効である.しかしながら、鋳造速度アップは鋳片品質を悪 化させるので、表面疵や内部欠陥となる介在物低減の品質対策として、鋳造速度上 限を設けて、むしろ連鋳機の機長を余して鋳造する場合が多い.稼働率向上には連 鋳工程で最も生産を阻害する鋳造トラブルのひとつであるブレークアウト(BO)を防止 する必要がある.BOとは鋳型と溶鋼の接触開始位置近傍の凝固(以降、初期凝固と 呼ぶ)過程において、何らかの原因で凝固殻(凝固シェル)が正常に形成されず、その部位が鋳型下端を通過した後、凝固シェルを破ってシェル外部に溶鋼が流出する トラブルである. BOトラブルが発生すると生産障害に加えて、膨大な修繕費が掛かる.

現行連続鋳造法で高効率高品質鋳片の作り込み技術を深化させる一方で、連続 鋳造 – 熱延から成る現行プロセスそのものを見直す動きが1990年代から盛んに行わ れてきた.工程省略と急冷凝固による材質向上を狙って、現行連鋳法の鋳片厚さ 200~400mmに対し、数mm~数10mmの鋳片を溶鋼から直接製造するニアネットシェ イプ 鋳造 法と呼ばれる新 鋳造プロセスの鋼への適用 開発である^{5),6)}. 鋳片 厚さ数 mm の薄板を直接製造する双ロール鋳造法や厚さ数10mmを製造する薄スラブ連鋳法が その代表例であり、熱延工程における粗圧延や仕上圧延を省略しようとするものであ る(Figure 1.3⁶⁾). 現在ではいずれの鋳造法ともに商用生産で使われているが、特に 薄スラブ連 鋳法は欧米や近年では中国を初めとするアジアへの導入が着実に進んで おり、生産能力は全世界ですでに1億t/年を超えているとされる. これらのニアネットシ ェイプ鋳造法では横断面積が小さくなるため、生産性を確保しようとすると、鋳造速度 を飛躍的に上げる必要がある.また、被表面積が大幅に増大することにより、僅かな 表面手入れでも歩留りが大幅に悪化するため、基本的に無手入れで最終製品に近 い表面性状とする必要がある.したがって、現行連鋳法以上に高品質鋳片を高い生 産性の下で製造可能な鋳造技術開発が今後益々重要になってきていると考えられ る.

この鋳片表面性状改善やBOトラブル低減にとって、鋳型内の凝固シェル形成、特 に鋳型と溶鋼の接触開始位置近傍の初期凝固を如何に安定させるかが重要となる. そこで、本研究では、鋼の連続鋳造における高効率高品質鋳片の製造を目的として、 現行連続鋳造法と双ロール鋳造法での鋳片表面品質改善、及び現行連続鋳造法 でのBO防止において重要となる初期凝固を安定化させるための制御技術を検討し た.

4



Figure 1.3 Concept of omitting and simplifying process in near net shape casting method⁶).

1.2 本研究の対象とする技術課題

鋼の現行連続鋳造法の概略図⁷⁾をFigure 1.4に示す.精錬工程で温度や成分調 整された取鍋内の溶鋼は、中間容器のタンディッシュ、耐火物製の浸漬ノズルを通し て固定した水冷銅鋳型に注入される.そして、水冷鋳型とそれに続く2次冷却帯の水 冷スプレーにより側面から冷却され、成長した凝固シェルを連鋳機出側方向に連続 的に引き抜くことで、厚さ 200~400mm 程度の鋳片が製造される.この際、上下方向 に数 mm の振幅、数 Hz の周波数で振動する鋳型内の溶鋼表面に、溶鋼温度で溶 融する CaO-SiO₂-Al₂O₃ から成る低融点酸化物(以降、連鋳パウダーと呼ぶ)を、連 続的に供給することで、引き抜かれていく凝固シェルと銅鋳型の間の潤滑性を確保す ることで安定的に鋳造されている.

一方、双ロール連鋳法⁸⁾ (Figure 1.5)では回転する2つの水冷ロール間に溶鋼が 注入され、ロール表面からの抜熱により急冷されて成長した凝固シェルは、ロール最 近接点(キス点)において、1秒以内で圧着されて厚さ数mmの鋳片(鋼板)となる.現 行連鋳法の鋳片表層の厚さ数mm部分を切出して、張り合わせたような鋼板である. 本法では、鋳型である回転ロールと一緒に、凝固シェルが同じ速度で移動するため、 現行連鋳法で使用した連鋳パウダーは使用しないのが特徴である.

現行連鋳法と双ロール連鋳法の比較⁹⁾を Figure 1.6 に示す.上述した通り、双ロ ール法の鋳片厚は 1/100 であり、平均冷却速度が現行連鋳法よりも 1000 倍大きいた め、急速凝固による鋼板特性改善が期待できる.また、溶湯から直接最終製品に近 い厚みとするため、熱延できない難加工材料の製造も可能である.一方で、現行連 鋳法と比較して、鋳造速度は 100 倍程度速くできるものの、鋳片厚が薄いため、生産 能力は 1/4 程度であり、小ロット材の安価製造に向いたプロセスと言える.

6



Figure 1.4 Schematic illustration of conventional continuous casting machine⁷⁾.



Figure 1.5 Schematic illustration of twin roll strip casting machine called CASTRIP® process at Nucor Steel's Crawfordsville⁸⁾.



Figure 1.6 Comparison of thickness, cooling rate and casting speed between conventional continuous casting and twin roll casting⁹⁾.

現行連続鋳造法の鋳片に発生する各種欠陥の模式図¹⁰⁾を Figure 1.7 に示す. 代表的な鋳片欠陥には、表面・内部割れ、介在物性欠陥、偏析がある.程度の差は あるものの、双ロール鋳片で発生する鋳片欠陥も基本的には同様と考えて良い.この 内、B~D で示す表面割れは、Figure 1.8¹¹⁾に示すように深さが数 mm と深いため、 DR(Direct Rolling、鋳片を無加熱で直送して熱延)、DHCR(Direct Hot Charge、 800℃程度の鋳片を直送して加熱後、熱延)、HCR(Hot Charge、500℃程度に温度 低下した鋳片を加熱後、熱延)でのスケールオフ量だけでは除去されない¹²⁾.したが って、これらの鋳造 - 熱間圧延の直結化技術では、表面割れはそのまま鋼板表面の 欠陥に繋がるため、表面手入れが必須となる.前述の通り、表面手入れの実施は、歩 留り悪化や鋳片を熱延工程に直送できないことによる熱エネルギー損失を招く.特に 双ロール鋳造法では被表面積が大幅に増大するので、僅かな表面手入れでも歩留り が大幅に悪化するため、無手入れで最終製品に近い表面性状とする必要があり、現 行連鋳法よりも厳しい表面性状を有する高品質の鋳片が求められている.



A: pinhole, B: longitudinal crack, C: cross-sectional crack, D: corner crack, ①internal corner crack, ②internal crack near narrow face, ③center crack, ⑤spot segregation, ⑥V-segregation, ⑦A-segregation, ⑧internal crack near wide face, ⑨inclusion cluster

Figure 1.7 Illustration of cast defects in conventional continuously cast slab¹⁰⁾.



Figure 1.8 Depth of surface defects in conventional continuously cast slab ¹¹⁾.

現行連続鋳造法において、BO 発生時に鋳型内に残存した凝固シェルの外観¹³⁾ を Figure 1.9 に示す. 鋳型と接触した側の凝固シェルのみが鋳型内に残存し、凝固 シェル内側に存在した溶鋼は、凝固シェルを破って外部に流出するため、内部は空 洞になっている. BO 発生時は鋳造が停止し、生産障害が発生することは勿論のこと、 溶鋼が流出し、周辺設備を損傷するため、膨大な修繕費が必要となる.

Figure 1.9 は拘束性 BO 後の凝固シェル外観であるが、BO 後のシェル厚は、メニス カス近傍(写真上部)がより厚く、鋳型下方(写真でホームベース状の先端)に行くに つれて薄くなるのが特徴である.メニスカス近傍で何らかの理由により鋳型と凝固シェ ルが溶着(拘束)し、正常に凝固シェルが鋳型下方へ引き抜かれなかったため、鋳型 に拘束された凝固シェルが時間とともに下方に成長したことを示している. BO には拘 束性 BO 以外に、鋳型内で表面近傍に形成した割れが、鋳型下方へ移動するととも に拡大し、凝固シェルを貫通することによって溶鋼が流出する割れ性 BO と呼ばれるも のがあるが、いずれの場合も鋳型内の溶鋼メニスカス近傍において、凝固シェルが正 常に形成されなかったことが主な原因であることが知られている.



Figure 1.9 Appearance of shell remained in mold after breakout¹³⁾.

1.2.1 現行連続鋳造法の初期凝固制御に関連する課題

前述した通り、現行連続鋳造法やニアネットシェイプ連鋳法では、需要家の鋼材 に対する品質厳格化が進み、歩留まり・生産性改善のために、表面欠陥の無い良 好な表面品質の鋳片を得ることがこれまで以上に求められている.このうち、表面縦割 れ(Figure 1.7 中に示した割れ B)は、鋳型内におけるメニスカス近傍の不均一凝固に よって生じた凝固遅れ部に歪が集中して、シェルの溶鋼側すなわち固液界面側に内 部割れの形態で割れの芽が発生し、その後割れが表面に開口したものと考えられて いる¹⁴⁾⁻²²⁾.現行鋳造法における初期凝固挙動は、鋳片と鋳型間に連鋳パウダーが 存在するため(Figure 1.10²³⁾)、双ロール法に比べてより複雑である.この不均一凝 固の原因として、(1)炭素濃度、(2)パウダー不均一流入、(3)鋳型冷却不均一、(4)鋳 型内流動、(5)湯面変動等の影響が報告されている.



Figure 1.10 Schematic view of mold inside near meniscus in conventional continuous casting process²³⁾.

炭素濃度の影響に関して、これまで、メニスカス近傍の初期凝固における不均一凝 固の発生について、多くのモデル解析が行われている^{14)20)~22)}.その結果、表面割れ の発生しやすい中炭素鋼では、凝固中のδ/γ変態に伴う溶鋼側の凝固シェル収縮に より、一旦凝固が不均一になると凝固遅れ部のシェルが鋳型から浮き上がるように変 形し、シェルと鋳型間の伝熱抵抗が増加するため、益々不均一凝固を助長することが 示されている¹⁴⁾.しかしながら、従来報告¹⁴⁾はシェルの浮き上がりを定量的に試算し てはいるものの、浮き上がりによる不均一助長に関しては定性的な説明に留まってい る.そこで、本研究では、鋳型幅方向におけるシェル浮き上がり現象が不均一凝固に 与える影響を定量的に解明する目的で、シェル内の応力計算、浮き上がり計算、さら に伝熱を連成した解析を検討することとした.パウダー不均一流入、鋳型冷却不均 一、鋳型内流動等による初期凝固の不均一があることを前提に、その影響を小さくす るための対策を定量的に検討することができるようにする試みである.

一方で、鋼の連続鋳造における鋳造速度高速化の課題の一つである拘束性ブレ ークアウト(拘束性 BO)¹³⁾は、現状、鋳型・鋳片間の摩擦抵抗変化に着目したオシレ ーション波形の乱れ^{13)24),25)}や鋳型鋼板測温による熱電対波形の乱れ^{26),27)}による異 常検知、および鋳造速度低下^{28),29)}によって対応している.しかしながら、BO 発生や BO 検知の増加は、長時間の操業停止や鋳造速度低下による生産性悪化に繋がる ため、主要な制御手段である鋳型オシレーション条件やパウダーの適正化が重要で ある.

従来、鋳型オシレーション条件やパウダーの適正化は、鋳型/初期凝固シェル 間の潤滑性向上の観点から検討されてきた^{30),31)}が、凝固シェルへの影響を定 量的に解析した例は見当たらなかった.そこで、本報告では、拘束性 BO の 初期段階である溶鋼メニスカス近傍での凝固シェル修復・破断挙動を再現す るため、鋳造方向における鋳型オシレーション1サイクル中での初期凝固シ ェルの修復・破断現象を再現できるモデルの構築を進めた.本モデルにより、 初期凝固シェルの修復・破断によって決まると推定される拘束性 BO の発生 し易さと鋳型オシレーション条件や鋳造条件の関係を明らかにして、従来知 見と比較することによってモデルの妥当性を検討することとした.何らかの 原因で鋳型表面に凝固シェルが溶着・残存することを前提として、その後に 引き抜かれていく凝固シェルとの接合状態に及ぼす鋳型オシレーション条件 や鋳造条件の影響を検討することにより、拘束性 BO 防止のための考え方、 及び拘束性 BO 防止の適正条件を定量的に明らかにしようとする試みである.

12

1.2.2 双ロール鋳造法の初期凝固制御に関連する課題

双ロール鋳造における代表的な鋳片表面欠陥として、鋳造方向に連続する表面し わ(縦方向のくぼみ)がある.表面しわは深い場合には割れを伴う場合がある.この表 面しわを防止して表面性状を向上させることは、製品の歩留りや板厚精度の向上はも ちろんのこと、鋳片割れや引け巣等の欠陥を防止する上で極めて重要である^{32)~34)}.

双ロール鋳造法の模式図⁹⁾を Figure 1.11 に示す. 双ロール鋳造では現行連続鋳 造法で使用した連鋳パウダーを用いないため、冷却鋳型ロールと溶融金属が直接接 触する. 溶融金属プール内で各々のロール表面で冷却、成長した凝固シェルがロー ル最近接点で圧着され、1 秒以内で厚さ数 mm の鋳片 (鋼板) が鋳造される. 本 方法は、冷却速度が速く、ロールと溶鋼の接触状態が、そのまま鋳片表面性 状に影響するため、現行連鋳法よりも厳しい初期凝固制御が必要とされてい る.



Figure 1.11 Schematic view of mold inside in twin roll casting process⁹).

従来、双ロール鋳片の表面欠陥に関し、溶融金属と鋳型ロールとの接触開始時の 初期凝固均一化や、双ロール最近接点(ロールキス点)における圧延歪の低減が重 要であることが報告されている^{32),33),35)~37)}.初期凝固の均一化にとって、溶湯プール 高さの高精度制御³⁵⁾、鋳造温度の適正化³⁶⁾、注湯流の層流化³⁸⁾、およびメニスカ ス振動の低減³⁹⁾が有効であることが報告されている.また、圧延歪の低減には、ロー ル圧下力の低減³⁶⁾と鋳造中のロール変形制御^{33),37)}が効果的とされている.しかしな がら、鋳片表面性状の制御にとって極めて重要であるロール表面近傍におけるメニス カス挙動や溶融金属の流動については従来研究の報告がなく、表面しわ生成防止 の理論的解明がなされていない.また、一方で、本鋳造法の特徴は、連鋳パウダーを 使わない移動鋳型方式であるため、回転ロール表面に随伴した雰囲気ガスが、鋳型 ロールと溶融金属間に巻込まれて、常に存在していると推察される.この鋳型ロールと 溶融金属間に巻込まれた雰囲気ガスが初期凝固の均一性に影響している可能性が あるが、鋳片表面性状に及ぼす鋳造雰囲気の効果について、定量的に明らかにされ ていないのが現状である.

そこで、本研究では、双ロール鋳造法における鋳片表面性状とメニスカス 挙動の関係を実験・理論の両面から明らかにする目的で、小型双ロール鋳造 装置を使って、物性値の異なる3種類の金属を用いた鋳造実験、および溶融 金属/ロールの接触開始位置の検知実験を行った.さらに、新たに提案した動 的メニスカス形状の理論解析の結果と合わせて、表面しわの形成を支配する 鋳造速度や表面しわ防止のための臨界鋳造速度の物理的意味について、ロー ル面近傍のメニスカス降下量に着目して検討した.

また、鋳片表面性状に及ぼす雰囲気ガスの効果を解明するため、同じ小型 双ロール鋳造装置を用いて、Arガス、Heガス、または空気中で SUS304 ステ ンレス鋼の鋳造実験を行った. 鋳片の表面しわ・割れの形成と鋳造雰囲気と の関係を明らかにし、初期凝固の均一性に及ぼす雰囲気ガスの物理的意味につ いて、回転ロール表面に随伴するガス膜厚さや熱伝導率や動粘度といったガスの物 性値の観点から検討した.

1.3 本論文の構成

本論文は第1章の序論と第6章の結論を除くと、4つの章で構成される.前述の研究課題と各章の位置づけをFigure 1.12 に示す.

第2章では、初期凝固時のシェルの伝熱計算、応力計算、浮き上がり計算を連 成したモデルを開発し、シェル浮き上がりによるシェル不均一生成挙動とそれに及ぼ す諸要因の影響を解析することにより、主に現行連続鋳造法における鋳型幅方向 の不均一凝固生成機構の定量的解明を試みた.

第3章では、現行連続鋳造法において、鋳造方向における鋳型オシレーション1 サイクル中のシェル修復・破断挙動と凝固・応力歪解析を連成した凝固シェル成長 力学モデルの開発を行い、高速鋳造時の課題の一つである拘束性ブレークアウト発 生に及ぼす炭素濃度、鋳造速度、パウダー粘度や鋳型オシレーション条件の影響を 検討した.

第4章では、小型双ロール鋳造装置を使って、物性値が異なる3種の金属、すなわちSUS304ステンレス鋼、S53C鋼、Cu-Sn合金の鋳造実験、溶融金属/ロールの接触開始位置の検知実験、および動的メニスカス形状の理論解析を行い、双ロール鋳造法における鋳片表面性状と溶融金属のメニスカス挙動との関係を明らかにすることにより、鋳造方向に連続して発生する表面しわ形成を支配するロール表面近傍でのメニスカス降下量や臨界鋳造速度などの影響を検討した.

第5章では、小型双ロール鋳造装置を用いて、Arガス、Heガス、または空気中で SUS304 ステンレス鋼の鋳造実験を行い、双ロール鋳片の表面形成に対する鋳造雰 囲気の効果を検討した.

第6章は結論であり、本研究を総括し、今後の展開について述べる.



Figure 1.12 Relation between research subjects and each chapter.

参考文献

- 1) Annual crude steel production archives, World Steel Association.
- 2) ベッセマー自叙伝一 20 世紀文明の基礎を築いた発明家一:中澤護人,田川 哲哉共訳,日鉄技術情報センター編,(1999),430.
- 3) S.Junhans: German Patent, DP750,301(1944.5.18), Application1933.
- 4) Steel Statistical Yearbooks, World Steel Association, (1978-2013).
- 5) わが国における鋼の連続鋳造技術史,日本鉄鋼協会編,(1996),742.
- 6) Y.Itoh: J.JSME, 91(1988), 1025.
- 7) 鉄と鉄鋼がわかる本:新日本製鐵(株)編, (2004), 76.
- C.R.Killmore, H.Creely, A.Phillips, H.Kaul, P.Campbell, M.Schueren, J.G.Williams and W.Blejde: *Materials Forum*, 32(2008), 13.
- 9) 竹内英麿: 第153·154 回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (1994), 253.
- 10) 溝口庄三:金属学会セミナー資料,凝固理論と応用,日本金属学会編, (1991),23.
- 11) Z.Yamamoto: Steel Times, 217(1989), 180.
- 12) 栗林章雄: 第153·154 回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (1994), 127.
- 13) S.Itoyama, Y.Habu, K.Sorimachi, A.Kawaharada and S.Yabe: *Tetsu-to-Hagané*, 68(1982), 784.
- 14) T.Matsumiya, T.Saeki, J.Tanaka and T.Ariyoshi: *Tetsu-to-Hagané*, 68(1982), 1782.
- 15) S.N.Singh and K.EBIazek: J.Metals, 26(1974)10, 17.
- 16) Y.Sugitani and M.Nakamura: Tetsu-to-Hagané, 65(1979), 1702.
- K.Nakai, T.Sakashiata, M.Hashio, M.Kawasaki, K.Nakajima and Y.Sugitani: *Tetsu-to-Hagané*, 73(1987), 498.
- J.Nagai, M.Onishi, T.Yamamoto, K.Hirayama, H.Ozu and T.Fujiyama: Tetsu-to-Hagané, 69(1983), S158.
- S.Tanaka, Y.Nuri, T.Egashira, R.Arima and T.Ohashi: Tetsu-to-Hagané, 8(1982), S159.
- 20) E.Takeuchi and J.K.Brimacombe: Metall. Trans. B, 15 (1984), 493.
- 21) H.Nakato and I.Muchi: Tetsu-to-Hagané, 66(1980), 33.

- 22) T.Takawa, T.Takamoto, H.Tomono and K.Tada: *Tetsu-to-Hagané*, 74(1988), 2130.
- 23) Y.Meng and B.G.Thomas: ISIJ Int., 46(2006), 660.
- 24) H.Nashiwa, K.Yoshida, H.Tomono, T.Kimura and S.Tsujita: *Tetsu-to-Hagané*, 66(1980), S856.
- 25) F.Nakashige, S.Matsunaga, T.Nakagawa and T.Uesugi: Nisshin Steel Tech.
 Rep., 53(1985), 58.
- 26) A.Tsuneoka, Y.Sudo, T.Yamamoto, Y.Kiryu and A.Saito: Tetsu-to-Hagané, 67(1981), S155.
- 27) F.Murase, T.Ueda, M.Ohnishi, Y.Ohiwa, M.Yao and J.Nagai: *Tetsu-to-Hagané*, 67(1981), S910.
- 28) T.Inoue and H.Tanaka: Seitetsu Kenkyu, 294(1978), 12473.
- 29) O.Tsubakihara, K.Fujiki, A.Matsushita, W.Ohashi and T.Shoji: Tetsu-to-Hagané, 70(1984), S206.
- 30) H.Mizukami, K.Kawakami, T.Kitagawa, M.Suzuki, S.Uchida and Y.Komatsu: Tetsu-to-Hagané, 72(1986), 1862.
- S.Itoyama, M.Washio, H.Nishikawa, H.Yamanaka, S.Tanaka and T.Fujii: Tetsu-to-Hagané, 68(1982), 784.
- 32) T.Mizoguchi, K.Miyazawa and M.Nakamura: CAMP-ISIJ, 5(1988), 1347.
- 33) T.Yamauchi, T.Nakanori, M.Hasegawa, T.Yabuki and N.Ohnishi: Steelmaking Conference Proceedings, 71 (1988), 161.
- 34) A.Kasama, S.Tanaka, Y.Itoh, H.Kajioka, K.Yanagi and K.Sasaki: Preprint No.2 of the Intern. Conf. on New Smelting Reduction and Near Net Shape Casting Technologies for Steel, (1990), 643 [The Korean Inst. of Metals]
- 35) S.Miyake, H.Yamane, M.Yukumoto and M.Ozawa: ISIJ Int., 31 (1991), 689.
- 36) N.Endo, H.Abo, H.Arai and H.Yoshimura: Tetsu-to-Hagané, 71(1985), A245.
- 37) H.Fiedler, M.Jurisch, P.Preiss, R.Gobel, G.Sickert, H.Zimmermann,
 W.Neumann and R.Sellger: *Materials Science and Engineering*, A133(1991),
 671.
- 38) T.Kusakawa and T.Okamura: Preprint No.2 of the Intern. Conf. on New

Smelting Reduction and Near Net Shape Casting Technologies for Steel, (1990), 560 [The Korean Inst. of Metals]

39) S.Tanaka, I.Suichi, S.Ogawa, T.Furuya, K.Sasaki and K.Yanagi: Steelmaking Conference Proceedings, 74 (1991), 809. 第2章 現行連続鋳造法における初期凝固シェルの数 学モデル解析

2.1 緒言

連続鋳造法やニアネットシェイプ連鋳法では、表面欠陥の無い良好な表面品質の 鋳片を得ることが求められる.このうち、表面割れはメニスカス近傍の不均一凝固によ って生じた凝固遅れ部に歪が集中して、シェルの溶鋼側すなわち固液界面側に内部 割れの形態で割れの芽が発生し、その後割れが表面に開口したものと考えられている 1)~9)

これまで、不均一凝固の発生するメニスカス近傍の初期凝固に関して、多くのモデ ル解析が行われている^{1)7)~9)}.その結果、表面割れの発生しやすい中炭素鋼では、 δ/γ変態により凝固シュルの溶鋼側が収縮するので、一旦凝固が不均一になると凝 固遅れ部のシェルが鋳型から浮き上がるように変形し、ますます不均一凝固を助長す ることが示されている¹⁾.しかしながら、従来報告¹⁾はシェルの浮き上がりを定量的に試 算してはいるものの、浮き上がりによる不均一助長に関しては定性的な説明に留まっ ている.そこで本研究では、浮き上がりが不均一凝固に与える影響を定量的に解明 する目的で、シェル内の応力計算、浮き上がり、さらに伝熱を連成した解析を行った.

2.2 モデルの構成

2.2.1 モデルの概念

鋳造中のシェル変形挙動を模式的に Figure 2.1 に示す. 幅方向 2 次元断面において、伝熱抵抗部での凝固遅れ部の形成、およびシェルの浮き上がりによるギャップの形成とそれに伴う凝固遅れの助長がシミュレートできるようにモデル化した.

モデルのフローチャートを Figure 2.2 に示す.特長は温度計算、応力計算、および シェル変形計算を連成し、シェルのモールドからの浮き上がり高さを、タイムステップ毎 に温度計算の境界条件であるメタル表面の総括熱伝達係数に反映させたことである. 浮き上がりによって形成されるギャップへの充填物の熱伝導率をパウダーやガスの値 を使用することで、連続鋳造法やニアネットシェイプ連鋳法へ適用することができる. 今回はシェルの浮き上がりによってエアーギャップが生成すると仮定した.計算のタイ ムステップは 0.03~0.1 秒である.



Figure 2.1 Schematic diagram of the growth behavior of solidified shell during casting.



Figure 2.2 Simplified flow chart of calculations.

2.2.2 計算方法

2.2.2.1 温度計算

温度場は、2次元方向の微小領域において、潜熱の放出を考慮した熱エネルギー 保存則(2.1)式を内接点法によって直接差分化¹⁰⁾し、陰解法で計算した.モールドに 接触している面のメッシュでは(2.2)式を使用し、溶鋼側の面では完全断熱条件とした.

$$\rho C_p V (T^{t+\Delta t} - T^t)_i$$

= $\sum_a \lambda_{ia} S_a (T_a - T_i) \Delta t / l_{ia}$ (2.1)

 $\rho C_p V (T^{t+\Delta t} - T^t)_i$

$$= \sum_{a} \lambda_{ia} S_a (T_a - T_i) \Delta t / l_{ia} + \sum_{b} S_b (T_b - T_i) \Delta t / (1/h_b + l_{ib}/\lambda_i)$$
(2.2)

潜熱の取扱いは等価比熱法¹⁰⁾を採用し、固相率と温度の関係を線形と仮定した (2.3)式を用いた.

$$C_{pE} = C_p + L/(T_{\rm L} - T_{\rm S})$$
 (2.3)

計算領域は幅 50mm、厚さ4 あるいは 8mm の長方形であり、領域を幅および厚さ 方向で各々100 および 50 メッシュに等分割した. (2.2)式で示すメタル表面の総括熱 伝達係数 hbは、正常部と伝熱抵抗部において総括熱伝達係数 h1とh2の初期分布 を予め設定した. 凝固開始以降、伝熱抵抗部では各メッシュ位置の総括熱伝達係 数を、後述するシェル浮き上がり量解析結果に基づき、各タイムステップ毎に算出し、 伝熱解析の境界条件として反映した((2.4)、(2.5)式). 浮き上がり部では、熱伝導率 λ_g のエアーギャップ y0 が発生すると仮定した. メタルの物性値のうち、比熱は温度に 依らず一定とし、密度と熱伝導率は温度、相依存性を考慮した.

$$h_{\rm b} = h_1 \tag{(III)}$$

$$h_{\rm b} = 1/(1/h_2 + y_0/\lambda_{\rm g})$$
 (凝固遅れ部) (2.5)

2.2.2.2 シェル内応力およびシェル変形計算

Figure 2.3 に示すように、伝熱計算で初期に設定した伝熱抵抗部毎に凝固シェルを1次元の弾性梁に分割し、それぞれの弾性梁に対して、シェルの浮き上がり量を計算した.なお、シェルの浮き上がりは、初期に設定した伝熱抵抗部(Figure 2.3 におけるR₁、R₂の位置)のみで起こると仮定した.



Figure 2.3 Schematic diagrams of the simplification of solidified shell for the calculation of shell deflection.

1次元弾性梁の浮き上がり量は、以下に示す松宮らの方法¹⁾により計算した.

Figure 2.4 に示すように座標系をとると、正常部 $(a \leq |z| \leq b)$ 、凝固遅れ部(-a < z < a)における梁の方程式は、(2.6)、(2.7)式で表される.

$$D_1 \cdot d^2 y_1 / dz^2 = M_1 + (M_0 - pz^2/2)$$
(2.6)

$$D_2 \cdot d^2 y_2 / dz^2 = M_2 + (M_0 - pz^2/2)$$
(2.7)



Figure 2.4 Schematic diagram of the solidified shell deflection caused by thermal stress and ferrostatic pressure. (Matsumiya et al.¹⁾)

変形は z=0 で対称であるので、z≧0 の部分について、(2.6)、(2.7)式を以下の条件の下で解き、浮き上がり量を計算した.

$$dy_2/dz = 0$$
 (at z=0) (2.8)

 $dy_1/dz = dy_2/dz$, $y_1 = y_2$ (at z=a) (2.9)

$$d^2y_1/dz^2 = 0$$
, $dy_1/dz = 0$, $y_1 = 0$ (at z=b) (2.10)

D₁、D₂は正常部・凝固遅れ部の曲げ剛性であり、温度依存性を考慮した水上らの ヤング率を用いて、(2.11)式により計算した.

$$D_{1,2} = \int_0^{\delta_{1,2}} E(\mathbf{x} - \mathbf{x}_0)^2 \, \mathrm{d}\mathbf{x}$$
 (2.11)

M₁、M₂は正常部・凝固遅れ部での熱応力による内部モーメントであり、以下の応

カ計算により求めた.即ち、シェルの総歪速度 $\dot{\epsilon}(\dot{\nu}$ ェル厚全体の平均歪速度)が、シェル厚方向における各部位の塑性歪速度 $\dot{\epsilon}_p$ と温度変化に伴う歪速度 $\alpha_e(dT/dt)$ を使って(2.12)式で表され、また、鋼の高温強度が歪み速度と温度のみで決まると近似すれば、シェル厚み方向の各位置で応力は(2.13)式で計算される.ここで、 $\dot{\epsilon}$ は正常部・凝固遅れ部の凝固シェルそれぞれにおいて、応力の厚み方向の積分が0になるように定める.この計算された応力を用いて M_1, M_2 を計算した.

$$\dot{\varepsilon} = \alpha_{\rm e} ({\rm d}T/{\rm d}t) + \dot{\varepsilon}_{\rm p} \tag{2.12}$$

$$\sigma = f(\dot{\varepsilon}_{p}, T) = f(-\alpha_{e}(dT/dt) + \dot{\varepsilon}, T)$$
(2.13)

ここで、関数 f には松宮らの式¹⁾を使用した.シェル内温度 T、および温度の時間 微分 dT/dt は前述の温度計算から求めた. α_e には熱膨張・変態に伴う体積変化の双 方を考慮した.

2.2.3 計算条件

計算条件をTable 2.1 に示す.メタル表面の初期の総括熱伝達係数は、正常部 h_1 で 4311.6W/(m²・°C)、伝熱抵抗部 h_2 で 1130.2W/(m²・°C)とした.この正常部 h_1 は 溶鋼と銅鋳型が直接接触した時の値¹¹¹とした.また、伝熱抵抗部 h_2 の総括熱伝達 係数は、正常部に対し、50 μ mのエアーギャップが存在したことに相当する.正常部と 伝熱抵抗部の総括熱伝達係数の初期配置は、不規則と規則の 2 種類、メッシュ幅 は 0.5mm とした.不規則配置の場合、モールド/メタル間の境界条件の各メッシュ毎に、 コンピュータに発生させた乱数によって、 h_1 あるいは h_2 を決定させ不規則な分布を与 えた.この場合、伝熱抵抗部(Figure 2.3 に R_1 、 R_2 等で記述)の幅は 0.5~1.5mm で あった.一方、規則配置では、伝熱抵抗部の幅と間隔を各々0.5mm および 1.5mm とした. 対象とした鋼種は 0.05%C 鋼、および 0.12%C 鋼である. C 濃度によって、 δ/γ 変 態開始・終了温度および δ/γ の割合が変化することで応力分布さらには浮き上がり量 が変化する. 鋳造速度は 1.2~35m/min とし、モールド緩冷却化条件として、上記総 括熱伝達係数の 80%および 60%の値を用いた.

26

Table 2.1 Calculation conditon.

object of analysis	only metal (with 50mm×thickness 4 or 8mm)			
number of elements	width $100 \times$ thickness 50, equally devided			
overall heat transfer	normal thermal resistance: $h_1 = 4311.6 \text{W}/(\text{m}^2 \cdot ^\circ \text{C})$			
coefficient h_1 , h_2	large thermal resistance: $h_2=1130.2 \text{W}/(\text{m}^2 \cdot ^{\circ}\text{C})$			
arrangement of h_1 and h_2	random (width of h_2 : 0.5~3mm)			
	regular (width and interval of h ₂ : 0.5 and 1.5mm)			
moderate cooling condition	$h imes 1.0, \hspace{0.2cm} imes 0.8, \hspace{0.2cm} imes 0.6$			
carobon content and	C T_L T_S T_A T_B			
phase transferred temp.($^{\circ}$ C)	0.05% 1534 1514 1450 1424			
	0.12% 1528 1495 1495 1465			
thermal expansion coefficient	1.967×10^{-5} (δ phase), 5.296×10^{-5} (δ/γ phase),			
	2.292×10^{-5} (γ phase)			
shell deflection	with, without			
casting velocity	$1.2 \sim 35 \mathrm{m/min}$			

 $T_{\rm L}$: liquidus temp., $T_{\rm S}$: solidus temp., $T_{\rm A}$: temp. which δ/γ transformation starts., $T_{\rm B}$: temp. which δ/γ transformation finishes.

2.3 計算結果と考察

鋳造速度 1.2m/min で、0.12%C 鋼における凝固シェルの成長挙動を Figure 2.5(a)、(b)に示す.これは、初期の総括熱伝達係数を不規則配置した場合の例である.シェル浮き上がり考慮の有無にかかわらず、シェルの凹凸は時間の経過に伴って小さくなり、隣合う凝固遅れ部との間隔は増大する.これはシェル横方向の伝熱によるものである.しかし、シェルの浮き上がりを考慮した場合、浮き上がり無しの場合と比較して、シェル厚の薄い部分の成長が大きく遅れていることが分かる.



Figure 2.5 Growth behavior of solidified shell with and without shell deflection. (0.12%C steel, casting velocity 1.2mpm, random arrangement of h_1 and h_2)

一方、Figure 2.6 は伝熱抵抗を規則的に配置した場合であるが、不規則の場合より、シェル厚は短時間で均一化する.したがって、初期凝固シェルの均一化にとって、 伝熱抵抗の規則化が有効であることが分かる.

不規則配置と規則配置におけるシェル浮き上がり高さの時間変化を Figure 2.7(a)、 (b)に示す.不規則配置における浮き上がり高さは、凝固遅れの最も大きかった幅方 向距離 19mm 位置での値を用いた.不規則配置の場合、シェル浮き上がり高さは、2 秒以内で大きく、その高さは数 100 µ m ~ 数 mm である.2 秒以降は時間の増加に伴 って単調に減少し、数 µ m のオーダーとなる.浮き上がり高さの急激な減少は、溶鋼 静圧の増加によるモールドへのシェルの押し戻しと考えられる.規則配置の場合、シェ ルの浮き上がり高さは 1 µ m 未満であり、不規則配置の場合の 1/1000 程度となってい る.



Figure 2.6 Growth behavior of solidified shell. (0.12%C steel,casting velocity 1.2mpm, regular arrangement of h_1 and h_2)



(b) Regular arrangement of h_1 and h_2

Figure 2.7 Change in height of shell deflection with time.

不規則配置でのシェル厚標準偏差(σ)の時間変化を Figure 2.8(a)に示す. なお、 シェル厚は 2.5mm 間隔に測定した.シェル厚標準偏差は、どの条件においても、時 間の経過と共に一旦極大値をとり減少する.シェル厚標準偏差は 0.05%C 鋼よりも 0,12%C 鋼の方が、また、浮き上がり無しよりも浮き上がりを考慮した場合の方が大き い. 一方、規則配置では(Figure 2.8(b))、シェル厚標準偏差は浮き上がりの有無で 変わらない. この場合、シェル厚標準偏華の絶対値は不規則配置の場合より小さく、 時間変化に伴って減少し、2 秒以内に 0.05mm 以下となる.



Figure 2.8 Change in standard deviation(σ) of shell thickness with time.

村上ら¹²⁾の鋳型浸漬実験の結果を Figure 2.9 に示す.時間の増加に伴って、標準偏差に相当する $\Delta \overline{d}$ は増加後に一定となっており、また隣合う凝固遅れ部の間隔に相当する \overline{l} は、時間の増加に伴って増加している.この傾向は、Figure 2.5 および Figure 2.8 で示した不規則配置での計算結果と良く一致している.計算結果と実験結果の比較で、シェル厚標準偏差が一定値になるまでの時間が計算のほうが短い理由は、本計算では(1)塑性変形を無視、(2)シェルの浮き上がり高さは、伝熱計算にお
いて、初期に設定された伝熱抵抗部(h_2 の位置)のみに反映されると仮定、(3)境界条件の $h_1 \ge h_2$ 、あるいは $\Delta h(=h_1-h_2)$ の値が実験と異なる、等によるものと考えられる.

Figure 2.10 に示した平均のシェル厚と、シェル厚標準偏差 σ の比をシェル不均一度と定義し、その時間変化を Figure 2.11(a)、(b)に示す.シェル不均一度は、どの条件においても、時間の増加に伴って単調に減少するが、0.12%C 鋼の方が 0.05%C 鋼の場合より不均度は大きい. これは亜包晶鋼では δ/γ 変態により凝固シェルの溶鋼側が収縮するため、シェルの浮き上がりが大きくなるためである(Figure 2.7(a)). また、同様の理由により、浮き上がりを考慮した場合としない場合の不均一度の差は、0.05%C 鋼よりも 0.12%C 鋼の方が大きい.



Figure 2.9 Change in $\Delta \overline{d}$ and \overline{l} with time. (H.Murakami et al.¹¹⁾, Cu chill block, [%C] =0.13-0.153)



Figure 2.10 Change in average shell thickness with time.



(b) Regular arrangement of h_1 and h_2

Figure 2.11 Change in unevenness of shell with time.

Figure 2.11 において、浮き上がりを考慮した場合と考慮しない場合の不均一度の 差は、どちらの鋼種においても約 2 秒までは増大し、それ以降は減少する.これは、熱 移動の律速が、約 2 秒まではモールド/メタル界面であったのに対し、それ以降はシェ ル内の熱伝導が支配的となったためであり、不均一凝固の低減にとって、メニスカスか ら 2~3 秒以内の制御が非常に重要であることを示している.

鋳型浸漬実験^{13),14)}で得られた0.12%C鋼におけるシェル不均一度の時間変化を

Figure 2.12(a)、(b)に示す. Figure 2.12(a)は鋳型表面平坦機械加工仕上げ、 Figure 2.12(b)はショットブラスト法で表面に最大粗さ約 5µm、ピッチ 1mm の凹凸を 人為的に付与した鋳型である.シェル不均一度は、どちらの鋳型においても単調に減 少し、計算結果と傾向が良く一致する.表面加工を施した鋳型の方が,シェル不均一 度は小さく、鋳型表面形状が伝熱抵抗の配置を制御する一つの方法であることを示 唆している.



Figure 2.12 Unevenness of the solidified shell obtained by the dip experiments with using chill $block^{13),14}$ (0.12%C).

計算によって求めた平均シェル厚さ lmm におけるシェル不均一度と鋳造速度との 関係を Figure 2.13 に、シェル不均一度と平均シェル厚との関係を Figure 2.14 に示 す. Figure 2.14 には総括熱伝達係数を 0.8 倍、0.6 倍とした場合の結果も合わせて 示した. 鋳造速度の増加、およびモールド緩冷却化によって、シェル不均一度は減少 する. この効果は、鋳造速度が大きく、緩冷却化の場合ほど、同一シェル厚さにおけ る溶鋼静圧が大きくなるため、シェルの浮き上がりを抑制する効果が大きくなったことに よるものと考えられる.



Figure 2.13 Relation between unevenness of shell and casting velocity.(average shell thickness: lmm)



Figure 2.14 Relation between unevenness of shell and average shell thickness for various cooling rates in the case of random arrangement.

2.4 結言

不均一凝固生成機構の定量的解明を目的に、シェルの伝熱計算、応力計算、浮き上がり計算を連成したモデルを開発し、シェル浮き上がりによるシェル不均一生成 挙動とそれに及ぼす諸要因の影響を解析した結果、以下の結論を得た.

(1)鋳型浸漬実験と従来知見との対比により、本モデルが実現象を充分シミュレートできることを確認した.

(2)熱移動律速は、メニスカスから2~3秒まではモールド/メタル界面であるのに対し、 それ以降はシェル内の熱伝導となる.したがって、不均一凝固の低減にとって、メニス カスから数秒以内の制御が重要である.

(3)シェル不均一度の低減にとって、モールド/メタル間の伝熱抵抗規則化、鋳造速度の増加、およびモールド緩冷却化が有効である.

記号

T^{t}	:	時刻 t における温度
ρ	:	密度
C_p	:	比熱
V	:	微小領域の体積
λ_{i}	:	節点領域 i の熱伝導率
λ _{ia}	:	節点 i,a 間の平均熱伝導率
λ_{g}	:	空気の熱伝導率
Sa	:	隣接節点領域 a と熱抵抗なしで接触している面
S _b	:	鋳型と熱抵抗 1/h _b で接触している面
T _i	:	隣接節点領域 i の温度
Ta	:	隣接節点領域 a の温度
T _b	:	モールドの表面温度
h_{b}	:	メタル表面の総括熱伝達係数
1 _{ia}	:	節点 i,a 間の距離
1 _{ib}	:	節点 i,b 間の距離
C_{PE}	:	等価比熱
L	:	凝固潜熱
$T_{\rm L}$:	鋼の液相線温度
T _s	:	鋼の固相線温度
D_1, D_2	:	正常部、凝固遅れ部でのシェル剛性
<i>y</i> ₁ , <i>y</i> ₂	:	正常部、凝固遅れ部のシェルの浮き上がり量
y ₀	:	凝固遅れ部 z=0 におけるシェルの浮き上がり量(=エアーギャップ量)
Z	:	スラブ幅方向座標
M_1	:	正常部で熱応力により発生する内部モーメント
M_2	:	凝固遅れ部で熱応力により発生する内部モーメント
M_0	:	z=0 における静 鉄 圧 による曲 げ モーメント
Р	:	静鉄圧
Ε	:	ヤング率

- $\delta_{1,} \delta_{2}$: 正常部、凝固遅れ部のシェル厚
- x₀ : 曲げの中立軸
- *ε* : 総歪速度
- *ε*_p : 塑性歪速度
- *σ* : 応力
- *α*_e : 線熱膨張係数
- T : シェル内温度

参考文献

- T.Matsumiya, T.Saeki, J.Tanaka and T.Ariyoshi: *Tetsu-to-Hagané*, 68(1982), 1782.
- 2) S.N.Singh and K.EBIazek: J.Metals, 26(1974)10, 17.
- 3) Y.Sugitani and M.Nakamura: Tetsu-to-Hagané, 65(1979), 1702.
- K.Nakai, T.Sakashiata, M.Hashio, M.Kawasaki, K.Nakajima and Y.Sugitani: Tetsu-to-Hagané, 73(1987), 498.
- 5) J.Nagai, M.Onishi, T.Yamamoto, K.Hirayama, H.Ozu and T.Fujiyama: Tetsu-to-Hagané, 69(1983), S158.
- S.Tanaka, Y.Nuri, T.Egashira, R.Arima and T.Ohashi: Tetsu-to-Hagané, 8(1982), S159.
- 7) E. Takeuchi and J.K.Brimacombe: Metall. Trans. B, 15 (1984), 493.
- 8) H.Nakato and I.Muchi: Tetsu-to-Hagané, 66(1980), 33.
- T.Takawa, T.Takamoto, H.Tomono and K.Tada: *Tetsu-to-Hagané*, 74(1988), 2130.
- 10) 大中逸雄: コンピュータ伝熱・凝固解析入門, (1985), 43[丸善]
- 11) T. Mizoguchi, K. Miyazawa and Y. Ueshima: Tetsu-to-Hagané, 80(1994), 36.
- 12) H. Murakami, M. Suzuki, T. Kitagawa and S. Miyahara: Tetsu-to-Hagané, 78(1992), 105.
- 13) T.Shirakami, T.Mizoguchi, H.Esaka and S.Ogibayashi: CAMP-ISIJ, 7 (1994), 286.
- 14) H.Esaka, T.Shirakami, T.Mizoguchi, S.Ogibayashi: *Tetsu-to-Hagané*, 81(1995),
 631.

第3章 鋳型オシレーションを考慮した凝固シェル成長 の力学モデルによる拘束性ブレークアウト解析

3.1 緒言

鋼の連続鋳造における鋳造速度高速化の課題の一つである拘束性ブレークアウト (拘束性 BO)¹⁾は、現在、鋳型・鋳片間の摩擦抵抗変化に着目したオシレーション波 形の乱れ^{1)~3)}や鋳型銅板測温による熱電対波形の乱れ^{4),5)}によって異常を検知し、 鋳造速度低下^{6),7)}によって対応しているが、BO発生やBO検知の増加は設備・操業 トラブルの原因となるため、鋳型オシレーション条件や連鋳パウダーの適正化が必要 である.

従来、鋳型オシレーション条件や連鋳パウダーの適正化は、鋳型/初期凝 固殻(以降、凝固シェル)間の潤滑性向上の観点から検討されてきた^{8),9)}. しかしながら、これらの凝固シェルへの影響を定量的に解析した例は見当た らない.そこで、本報告では、鋳型オシレーション1サイクル中のシェル破断・ 修復挙動と凝固・応力歪解析を連成した凝固シェル成長の力学モデルを開発し、 従来知見および実鋳造での BO 検知頻度との比較によるモデルの妥当性、及び 凝固シェル側からみた拘束性ブレークアウトに及ぼす鋳造条件の影響を検討 した.

3.2 モデルの概要

3.2.1 モデルの概念

拘束性 BO は、メニスカス近傍で何らかの原因で生成した鋳造方向の凝固 遅れ部に、鋳片引き抜きとオシレーションによる摩擦力が作用することによ って、鋳型に拘束された凝固シェルと下方に引き抜かれていく鋳片シェルと の間で、ポジティブストリップ(ポジ)期¹⁰⁾のシェルに作用する引っ張り力 により凝固シェルが破断し、この破断位置が鋳片の引き抜きによって遂次下 降し鋳型下端を出たとき発生すると考えられている(Figure 3.1¹⁾).そこで、 本解析では、鋳型オシレーション1サイクル中において、(1)ポジ期の任意の タイミングで凝固遅れ部等のシェル強度が弱い部分で凝固シェル破断が発生 したと仮定し、(2)この破断シェルがネガティブストリップ(ネガ)期¹⁰⁾の圧 縮力で下方に引き抜かれていく鋳片シェルと結合(シェル修復)することを 再現することにより、種々の鋳造・オシレーション条件における凝固シェル修 復可否、すなわち拘束性 BO の発生し易さを検討した (Figure 3.2). なお、 Figure 3.2 中、tn はネガティブストリップ (ネガ)時間、Rn はネガティブスト リップの時間比率 (ネガ率)を示す.



A: stuck shell, B: withdrawn shell, C: new solidified shell, D: ripple mark

Figure 3.1 Process of breakout caused by sticking¹⁾.



Figure 3.2 Concept of shell growth model considering a shell healing process.

3.2.2 解析方法

計算のアルゴリズムを Figure 3.3 に示す. 松宮ら¹¹⁾の考え方に基づいて、一次脆 化温度域を固相率が 0.85 となる平衡温度から 30°C 以下までとし、この範囲で蓄積さ れる歪みを計算した. 破断シェル部での連鋳パウダーの液体潤滑による粘性摩擦力 と再凝固シェル部でのシェル強度の釣合いから計算される蓄積塑性歪み (ϵ_p)と限界 歪み(ϵ_c)をタイムステップ毎に求めた. 鋳型オシレーション1サイクル内での凝固シェル 破断タイミングによって同一水準でも ϵ_p が異なることが分ったため、破断タイミングをポ ジ期の任意の時間で与えられるようにした. 同一オシレーション条件で最大となる ϵ_p を 最大蓄積塑性歪み (ϵ_{max})として、 $\epsilon_{max}/\epsilon_c \geq 1$ となった場合に BO へ発展すると考えた. しかしながら、 $\varepsilon_{max}/\varepsilon_{c}$ の絶対値は、以下に示す凝固シェル内の応力・歪みや限界歪みの見積もり精度に依存するため、本報告では $\varepsilon_{max}/\varepsilon_{c}$ の相対的な比較によるBO防止のための適正な鋳造条件を検討した.



Figure 3.3 Simplified flow chart of calculations.

3.2.2.1 凝固シェル内応力、及び外力の計算

凝固シェル中の応力と歪みの計算は、松宮ら¹¹⁾の(3.1)~(3.3)式を用いた.すなわ ・ ち、(3.1)、(3.2)式で計算される再凝固部シェル強度 F_s、および塑性歪み速度 ε_p か ら、(3.3)式を使って再凝固シェル内蓄積塑性歪み ε_pを計算した.

$$F_{s} = \int_{\delta_{p}}^{\delta_{p}+\delta_{s}} f(\varepsilon - \alpha_{e} \cdot dT \neq dt, T) \cdot dx$$
(3.1)

 $\hat{\epsilon}_{p} = \hat{\epsilon} - \alpha_{e} \cdot dT \neq dt$ (3.2)

$$\varepsilon_{\rm p} = \int^{\bullet}_{\varepsilon_{\rm p}} \mathrm{d}t \tag{3.3}$$

ここで、 α_e は熱膨張と変態に伴う体積変化を考慮した有効線膨張率、 δ_s は再凝固部のシェル厚、 δ_p はパウダーフィルム総厚である.

凝固シェル内温度分布変化(dT/dt)は、簡単のため、直線分布で近似し、凝固 進行による潜熱放出速度とシェル内熱流の収支式から以下の式で求めた. 凝固シェ ル成長 δ_s(m)は佐伯らの式¹²⁾を使用した.

$$dT \neq dt = (\rho_s \cdot L \neq \lambda) \{ -(d\delta_s \neq dt)^2 + (x - \delta_p - \delta_s) d^2 \delta_s \neq dt^2 \}$$
(3.4)

$$\delta_{\rm s} = 0.00092t^{0.867} \tag{3.5}$$

ここで、 ρ_s は鋼の密度(7320kg/m³)、L は凝固潜熱(280kJ/kg)、 λ は熱伝導率(27.2W/(mK))、x は厚み方向位置、t は経過時間(s)である.

 ε_{c} は松宮ら¹³⁾の ε_{c} と脆化域幅 η の関係を定式化した(3.6)式を、長田ら¹⁴⁾が異なる 塑性歪み速度における限界歪み量を、基準化した限界歪み量を使って推定した (3.7)式を使った.

$$\varepsilon_{\rm co} = 10.48 \cdot \exp(-0.737 \cdot \eta_{\rm w}) / 100$$
 (3.6)

$$\varepsilon_{\rm c} = \varepsilon_{\rm co} \cdot \left(\varepsilon_{\rm p} / 0.0003 \right)^{-0.167} \tag{3.7}$$

ここで、 ε_{co} は $\varepsilon_{p} = 0.0003(s^{-1})$ での限界歪み(-)、 η_{w} は脆化域幅(= T_{s} -ZDT, mm)、 ε_{p} は塑性歪み速度(s⁻¹)、 T_{s} は平衡固相線温度、ZDT は延性消失温度である.

境界条件は(3.1)式で求めた再凝固部シェル強度 F_s と以下の式で求めた外力 F_{ex} の釣合いとした. 外力 F_{ex} は破断シェル全長における液体パウダーフィルムの平均剪断力とし、(3.8)、(3.9)式で見積もった. また、パウダー粘度は Lanyi ら¹⁵⁾の温度依存性データを定式化した(3.10)式を使用した.

$$F_{\rm ex} = \int_0^{Z_{\rm t}} \eta_{\rm eff} \left| Vc - Vm \right| \ / \delta_{\rm f} \cdot dz$$
(3.8)

$$\eta_{\rm eff} = \delta_{\rm f} \swarrow \int_{\delta_{\rm p}-\delta_{\rm f}}^{\delta_{\rm p}} \{1 \swarrow \eta \ (T({\rm x})) \} \cdot d{\rm x}$$
(3.9)

$$\eta(T(\mathbf{x})) = 1.6667 \cdot \eta \cdot \exp(-40.553 + 62986.6(T(\mathbf{x}) + 273))$$
(3.10)

ここで、x は鋳型表面からの水平距離、z は初期凝固先端位置からの垂直距離、 η_{eff} は液体パウダーの厚み方向平均粘度、 η は1300°C におけるパウダー粘度、 V_m は 鋳型速度、 V_c は鋳造速度(鋳造方向引抜き速度)、 δ_f は凝固温度(BP)以上での液 体パウダーフィルムの厚さ、 z_t は破断した凝固シェルの長さ、T は絶対温度である.な お、BP は 1160°C で一定とし、 δ_f はパウダーフィルム総厚 δ_p から鋳型側表面温度を 800°C ¹⁶⁾、フィルム内温度勾配を一定と仮定して、凝固シェル表面温度と BP から算 出した.

3.2.2.2 ネガティブストリップ(ネガ)期の凝固シェル修復の考え方

ネガ期の凝固シェル修復は以下に示す再凝固シェル部の物理的圧縮による固相 率、および凝固シェル厚の増加から、再凝固シェル内の温度分布を再計算し、シェル 強度の回復に反映させた.

(1) ネガ期の再凝固シェル部における fs の増加

ポジ期に凝固シェル破断した後、再凝固したシェルはネガ期に圧縮力を受ける.この時、破断シェルと下方に引き抜かれていく鋳片シェル間の距離(*l*_{rtd})が、時間 dt 後

に $dl(=(V_c - V_m)dt)$ だけ縮まり、デンドライト(あるいはセル)間の液相(溶質)のみが 排出されると仮定すると(Figure 3.4(a))、この間の固相率増加分 df_s は(3.11)式で与 えられる.

$$df_{s} = -dS_{I} / S_{I}^{0} = (V_{c} - V_{m})dt / l_{rtd}$$
(3.11)

ここで、 S_{I}^{0} は時刻 t でのデンドライト(あるいはセル)1次アーム間隔、 S_{I} は時間 dt 後のデンドライト1次アーム間隔、 V_{c} は鋳片移動速度(鋳造速度)、 V_{m} は鋳型速度である.

(2) 凝固シェル厚増加

(3.5)式の凝固則から得られる熱流束が、ネガ期において、時間刻み dt 前後で一定 であると仮定すると(Figure 3.4(b))、時間 dt 後の全凝固シェル厚 $\delta_{s,t+dt}$ は(3.12)式で 与えられる.

$$\delta_{s,t+dt} = \delta_{s,t} + \delta_{s,dt} + \Delta \delta_s \tag{3.12}$$

ここで、 $\delta_{s,t}$ は時刻 t における凝固シェル厚、 $\delta_{s,dt}$ は時間 dt 後に鋳型による抜熱で成長した凝固シェル厚、 $\Delta\delta_s$ は圧縮による凝固シェル厚増加分である.なお、図中、 q_1 は時間 t における熱流束、 q_2 は時間 dt 後の熱流束を表わす.また、 $f_s=0.85$ は本解析で仮定した凝固シェル内部蓄積塑性歪みの計算開始固相率である.



Figure 3.4 Method of the treatment for shell healing during negative strip period, showing (a) increase of solid fraction and (b) increase of thickness in resolidifying region.

3.2.3 解析条件

解析モデルの妥当性、及び高速鋳造時の拘束性 BO 低減のための鋳型オシレーション条件を検討するため、鋼種、鋳造・オシレーション条件が拘束性 BO に与える影響を解析した.計算条件を Table 3.1 に示す.ここで、ストロークS はオシレーションの 全振幅を示す.平衡液相線温度 TI の算出は川和ら¹⁷⁾、平衡固相線温度 Ts、及び ZDT の算出は長田らの式¹⁴⁾に従った.また、凝固シェル厚み方向のメッシュサイズは 5µm、計算のタイムステップは 0.02s とした.

また、計算と実際の鋳造で使用した鋳造速度と鋳型オシレーション条件を Table 3.2 に示す.ここで、条件 A は操業安定を指向し、ポジティブストリップ時間を一定時間以 上確保してパウダー流入を促進した条件、条件 C は鋳片表面品位改善を指向し、ネ ガ時間を最小限にしてオシレーションマーク深さを低減した条件、条件 B は条件 A と B の両立を指向した条件である.いずれの条件ともに、鋳造速度の増加によってストロ ーク全振幅 S を増加させながら、条件 A、B は鋳型振動数 f を概ね小さくして、tnを 各々0.14~0.15s、及び 0.12~0.13s とし、条件 C は振動数 f を微増させて tnを 0.11s に制御した.この時、条件 A、B では Vc の増加に対し、Rn は単調に減少し、逆に条件 C では Rn は単調に増加する.

なお、計算結果の図は、Table 3.2 の各条件で計算した結果を、近似曲線で示した.

Steel grade	0.05~0.18mass%C, mainly 0.12mass%C			
Casting velocity (Vc)	1~2.4m/min			
Mold oscillation	Mode : Sinusoidal			
	Frequency (f) : $85 \sim 200$ cycle/min			
	Stroke (S) : 5~12mm			
	Negative strip time (t_n) : $0.11 \sim 0.15 s$			
	Negative strip time ratio (R_n) : 47~73%			
Mold powder	Viscosity (n) : 0.05~0.15Pa·s, mainly 0.12Pa·s (at 1300°C)			
	Break point Temp. (BP) : 1160°C			
	Film thickness (δ_{p}) : 5~25µm, mainly 15µm			

Table 3.1 Values used for calculation.

Condition	V_{c}	f	S	$t_{ m p}$	t_n	Rn
	m/min	cycle/min	mm	\mathbf{s}	\mathbf{s}	%
A	1.0	150	5.1	0.25	0.15	73
	1.2	146	5.7	0.27	0.14	70
	1.4	140	6.3	0.29	0.14	67
	1.6	132	7.1	0.31	0.14	64
	1.8	122	8.0	0.34	0.15	60
	2.0	110	9.0	0.39	0.15	55
	2.2	96	10.1	0.48	0.15	48
В	1.4	153	5.8	0.26	0.13	66
	1.6	160	6.3	0.25	0.12	66
	1.8	159	6.9	0.26	0.12	65
	2.0	150	7.6	0.28	0.12	62
	2.2	134	8.4	0.32	0.13	57
	2.4	110	9.4	0.42	0.13	47
С	1.0	157	3.4	0.27	0.11	59
	1.2	161	4.2	0.26	0.11	61
	1.4	165	4.9	0.25	0.11	63
	1.6	168	5.7	0.24	0.11	64
	1.8	171	6.4	0.24	0.11	65
	2.0	173	7.2	0.23	0.11	66
	2.2	174	8.0	0.23	0.11	66
	2.4	175	8.7	0.23	0.11	67

Table 3.2 Conditions of mold oscillation employed in model and actual casting.

3.3 実鋳造における BO 検知頻度の測定方法

Table 3.2 に示した鋳造速度、鋳型オシレーション条件で、実際に中炭素鋼の鋳造 を行い、各条件毎の BO 検知頻度を半年から1 年間かけて測定した. BO 検知頻度 は、鋳型内に埋め込んだ熱電対によって得られる鋳造方向の温度変化⁴⁾を鋳造中に モニタリングし、メニスカス直下で測定される温度と鋳型下方で拘束位置が通過した 際に観察される温度ピークとの勾配が、ある閾値以上になった場合の回数を鋳造速 度毎に測定した. この BO 検知頻度を単位鋳造長で規格化し、BO 検知頻度指数と した. なお、鋳型振動は、鋳造速度に応じて、振動数とストロークをオンラインで独立し て変化させた.

3.4 結果と考察

3.4.1 再凝固シェルの力学モデル解析

3.4.1.1 再凝固部のシェル成長挙動と蓄積歪みの関係

ネガ期直後に鋳型との摩擦力によって凝固シェル破断が発生したと仮定した場合 (Figure 3.2)の再凝固シェル表層(最表層メッシュ中央の表層 2.5µm 深さ)における 固相率、および $\varepsilon_p/\varepsilon_c$ の時間変化の例をFigure 3.5に示す.この例では、凝固シェル 表層固相率が 0.85 に到達した時はポジ期であり、 $V_c - V_m$ (=5.0m/min)が大きく、破 断シェル全長における液体パウダーフィルムの平均剪断力が増加するため、引張力 が 5µm 程度の極薄凝固シェルに集中することになり、 $\varepsilon_p/\varepsilon_c$ が急激に増加している (Figure 3.5(b)).しかしながら、ネガ期で凝固シェル表層固相率が 0.85 になった場合 を考えると、 $\varepsilon_p/\varepsilon_c$ はより小さな値となることが推定される.このように同一水準でも凝固 シェル破断のタイミングによって $\varepsilon_p/\varepsilon_c$ が異なることが分かったため、まず最初に $\varepsilon_p/\varepsilon_c$ に及ぼす凝固シェル破断タイミングの影響を検討した.なお、蓄積塑性歪み ε_p は、凝 固シェル表層ほど大きくなることが分かったため、以降は再凝固シェルの最表層メッシ ュ中央(表層 2.5µm 深さに相当)における ε_p を使用することにした.

同一鋳造・オシレーション条件下で凝固シェル破断タイミングのみを変えた場合の、 $\varepsilon_p/\varepsilon_c$ に与える影響をFigure 3.6に示す. Figure 3.6(a)は凝固シェル破断タイミングと して、オシレーション1サイクルの位相を横軸に示したものであるが、凝固シェル破断タ イミングが異なると $\varepsilon_p/\varepsilon_c$ は大きく変化する. これは、凝固シェル表層がシェル強度計 算開始時の固相率 fs=0.85 に到達した時の鋳型(拘束シェル)と引き抜き鋳片の相 対速度($V_c - V_m$)が異なるためであり、凝固シェル表層 f_s が 0.85 になった時点でこの 相対速度が大きいほど、 $\varepsilon_p/\varepsilon_c$ は大きくなり(Figure 3.6(b))、BO が発生し易くなる. そ こで、以降は各鋳造・オシレーション条件で最大となる $\varepsilon_p/\varepsilon_c$ (Figure 3.6の例で★印 で示した値)をその条件における BO 指標($\varepsilon_{max}/\varepsilon_c$)とし、この指標によって各条件に おける拘束性 BO の発生し易さを評価することとした.



Figure 3.5 Example for (a)fs and (b)ε_p / ε_c changes at 2.5µm below resolidifying shell surface with the time after shell tearing.
0.12mass%C, V_c=2.3m/min, f=123cycle/min, S=9mm, t_n=0.13s, R_n=56%, η=0.06Pa·s, BP=1160°C, δ_p=15µm.



Figure 3.6 Relations between (a) ε_p / ε_c and shell tearing timing, and (b) ε_p / ε_c and velocity difference V_c-V_m at 2.5µm below resolidifying shell surface.
0.12mass%C, V_c=2.0m/min, f=110cycle/min, S=9mm, t_n=0.15s, R_n=55.5%, η=0.12Pa·s, BP=1160°C, δ_p=15µm.

3.4.1.2 パウダー粘度、炭素濃度の影響

鋳造条件が0.12mass%C、 $V_c=2.0$ m/min、f=110cycle/min、S=9mmにおけるBO指標に及ぼすパウダー粘度、及びパウダーフィルム厚みの影響を各々Figure 3.7(a)、(b)に示す.パウダー粘度の増加、及びパウダーフィルム厚みの減少によって、BO指標は増加する. Figure 3.7(b)にパウダー粘度 $\eta=0.06$ Pa・s ≥ 0.12 Pa・sの例を示したが、本鋳造条件において、 η が 0.06Pa・s ではパウダーフィルム厚みが 10µm 以下、0.12Pa・s では 20µm 以下になると、BO指標 \geq 1 となりBO が発生すると考えられる.

ー方、この鋳造条件での実際の鋳造において、 $0.06Pa \cdot s$ のパウダーでは拘束性 BO の経験が無いこと、また、 $0.12Pa \cdot s$ のパウダーでは拘束性 BO に至らないまでも $V_c=1.6$ mpm まで自動減速して鋳造する頻度が高かったことが分かっている。 今、仮に パウダーフィルム厚みを 15µm とすると、Figure 3.7(b)に依れば、BO 指標は 0.06Pa \cdot s で 1 未満、 $0.12Pa \cdot s$ で 1 を超えるので、実際の鋳造結果と合致する。そこで以降の解析では、パウダーフィルム厚みを 15µm として計算した。

このパウダー粘度の増加、及びパウダーフィルム厚みの減少による BO 指標の増加 は、(3.8)式で示した破断シェルの平均剪断力が増加することにより、再凝固シェルに 働く外力が増加するためである.これまで、パウダー粘度が増加すると流入パウダー厚 みの減少によって、鋳型・鋳片間摩擦力が増大し、BO 発生頻度が増加するということ が良く知られている⁹⁾.一方、本解析で鋳型と凝固シェルの拘束時のパウダーフィルム 厚を一定と仮定した場合でも、パウダー粘度の増加によって、再凝固シェルに加わる 外力が増加するので、パウダー粘度の増加によって、再凝固シェルに加わる 外力が増加するので、パウダー粘度の増加によって、実際の鋳造で のパウダー粘度の増加による BO 発生頻度の増加は、従来言われているパウダー流 入厚みの減少のみならず、鋳型と凝固シェルの拘束が発生する下限パウダーフィルム 厚みが増大することの双方が影響していると考えられる.

54



Figure 3.7 Influence of (a) mold powder viscosity at 1300°C and (b) film thickness of mold powder on $\varepsilon_{max}/\varepsilon_c$ under the calculated condition of 0.12mass%C, $V_c=2.0$ m/min, f=110cycle/min, S=9mm, $t_n=0.15$ s, $R_n=55.5$ %, BP=1160°C.

BO指標の炭素濃度依存性をFigure 3.8 に示す. BO指標は0.12mass%C近傍で 最大となる. 鋳造方向不均一凝固のC濃度依存性¹⁸⁾は従来から知られているが、今 回、鋳型への拘束によって破断後に生成した再凝固シェル内部に発生する鋳造方 向の歪みにおいても、炭素濃度の違いによる δ/γ 変態時の影響が大きいことが明確 になった. すなわち、(3.2)式において外力との釣り合いで決まる総歪量 ϵ は C濃度に 寄らずほぼ一定であるが、不均一凝固におけるC濃度依存性と同様に、一次脆化温 度域において、相変態量によって決まる有効線膨張係数 a_e が 0.12mass%C 近傍で 最大となるためであることが分かった. 一方、 ϵ_c はC濃度の増加によって低下するため、 ϵ_e が支配的であるとするとBO指標は単調に増加することになる.



Figure 3.8 Influence of carbon content on $\varepsilon_{max}/\varepsilon_c$. $V_c=2.0$ m/min, f=110cycle/min, S=9mm, t_n=0.15s, $R_n=55.5$ %, $\eta=0.12$ Pa·s, BP=1160°C, $\delta_p=15$ µm.

本条件では、0.1~0.13mass%CでBO指標が1以上となるが、実際の鋳造において、この範囲の炭素濃度の中炭素鋼でBOが最も発生しやすいことが経験的に分かっている.後述のFigure 3.12(a)(条件AのVc=2m/minの点)に示す通り、0.12mass%C鋼の実鋳造ではBO検知頻度が高くなるため、従来は鋳造速度を1.6m/min程度まで下げて鋳造していた.そこで、以降の解析ではBOが最も発生しやすいと推定された0.12mass%Cを例にとって、操業条件の影響について検討した.

3.4.1.3 鋳型オシレーション条件、鋳造速度の影響

鋳型ストロークSを一定にした場合のBO指標に及ぼす鋳型振動数fの影響を示す 計算結果の例をFigure 3.9(a)に示す.また、図にはネガ期直後に鋳型との摩擦力に よって凝固シェル破断が発生し、再凝固シェル表層固相率が0.85に到達した時の鋳 片と鋳型の速度差 ($V_c - V_m$)と鋳型振動数の関係も合わせて示した.鋳型振動数の 増加によって、BO指標は減少し、鋳型振動数 f=150cpmを超えるとBO指標はほぼ ゼロになった.この時 $V_c - V_m$ は鋳型振動数の増加によって単調に減少した.

同様に、鋳型振動数 fを一定にした場合の BO 指標に及ぼす鋳型ストロークS の影響を Figure 3.9(b)に示す.ここで、鋳型振動数は、図(a)において BO 指標=3.3 であった f=110cpm と、BO 指標がゼロであった f=170cpmの例を示した.BO 指標に対する鋳型ストロークの影響は、鋳型振動数によって異なった.f=110cpm で再凝固シェル表層 固相率が 0.85 に到達するのは、鋳型の上昇期であり、ストロークが小さいほどその時の V_c - V_mが小さくなり、BO 指標は減少した.一方、f=170cpmの場合には、再凝固シェル表層 固相率が 0.85 に到達するのは、鋳型の下降期に転じてからであり、ストロークが小さいほどその時の V_c - V_m は大きくなるが、その値は小さく、BO 指標は常に低位であった.

Figure 3.9(c)には、図(a)、(b)の全ての計算条件における、BO 指標と再凝固シェ ル表層固相率が 0.85 に到達した時の鋳片と鋳型の速度差 $(V_c - V_m)$ の関係を整理 した. BO指標は、 $V_c - V_m$ で良く整理でき、 $V_c - V_m$ が減少すると低減した. 拘束性 BO 発生の目安を BO 指標 >1 とすると、本解析において鋳型オシレーション条件を $V_c - V_m < 4m/min$ 程度にすれば、拘束性 BO を低減することが可能であることが分かる.



Figure 3.9 Influence of (a) frequency with S=9mm, (b) stroke with f=110 and 170 cycle/min, and also (c)velocity difference V_c-V_m at f_s=0.85 below 2.5µm from resolidifying shell surface on ε_{max}/ ε_c.
0.12mass%C, V_c=2.0m/min, η=0.12Pa·s, BP=1160°C, δ_p=15µm.

この再凝固シェル表層固相率が 0.85 に到達した時の $V_c - V_m$ が安定して低位とな る条件に相当するオシレーション1サイクル中の再凝固シェル表層 2.5µm 位置での固 相率 fs、及び $\varepsilon_p / \varepsilon_c$ の変化の例をFigure 3.10(a)、(b)に示す.本条件では、ネガ期で 再凝固シェル表層がシェル強度計算開始時の固相率 fs=0.85 に到達するため、 $V_c - V_m=0$ m/min であり、Figure 3.5(b)に示した $V_c - V_m=5.0$ m/min の例のように $\varepsilon_p / \varepsilon_c$ は 急激に増加しない.また、時間が経過してポジ期へ移行しても、凝固シェル厚の増加 により、シェル強度が発現して鋳型への拘束によるシェル内蓄積塑性歪が限界歪み より十分小さくなるため、BO 指標は低位に維持されていることが分かった.

ここで、以降の鋳型オシレーション条件設定の議論を分かりやすくするため、 $V_c - V_m$ に及ぼす鋳型振動数、及び振幅の影響について考察する.前述した通り、本モデル において、凝固シェル破断後に再凝固したシェル表層固相率が 0.85 に到達した時の $V_c - V_m$ が重要である.これは、(3.8)式で示すように再凝固シェルに働く外力が変わる ことにより、破断後の再凝固シェル内に蓄積される塑性歪みに影響するためである. 本モデルの凝固シェル成長 δ_s は(3.5)式で与えており、再凝固シェル表層固相率が 0.85 に到達する時間は、Figure 3.5(a)と Figure 3.10(a)に示す通り、約 0.23s である. 本検討範囲では、鋳型振動数を増加することによって、シェル破断が発生してからネ ガ期に至るまでの時間が 0.23s に近づくため、鋳型の下降期に転じた後で、再凝固シ ェル表層固相率が 0.85 に到達することになり、その時 V_m が増加して、 $V_c - V_m$ が低減 したと理解できる.これが、Figure 3.9(a)におけるf > 150cpm や Figure 3.9(b)に示した f = 170cpm の条件に相当する.一方、鋳型の上昇期にある間に再凝固シェル表層固 相率が 0.85 に達する条件 (Figure 3.5 の例)では、鋳型振動数、及びストロークを減 少すると、 V_m が増加 (V_m の負の値が減少)するため、結果として $V_c - V_m$ は減少するこ ととなる.

従って、鋳造速度に応じて、鋳型の下降期に入ってから再凝固シェル表層固相率が 0.85 に到達するように鋳型オシレーション条件を選ぶことで BO 指標を低減することが可能になる.

なお、凝固シェル成長は銅板構造や使用するパウダーで変化するため、対象とする 連続鋳造機ごとに鋳型オシレーション条件は最適化する必要がある.

以降はこの考え方を基に、実鋳造における BO 防止のための最適な鋳型振動条件を検討し、実際の鋳造結果と比較して妥当性を確認した.



Figure 3.10 Example for (a) fs and (b) $\varepsilon_p / \varepsilon_c$ changes at 2.5µm below resolidifying shell surface with the time after shell tearing in a case of oscillation condition C. 0.12mass%C, $V_c=2.3$ m/min, f=175cycle/min, S=8.3mm, $t_n=0.11s$, $R_n=66\%$, $\eta=0.06$ Pa·s, BP=1160°C, $\delta_p=15$ µm.

実際の鋳造条件における BO 指標に及ぼす鋳造速度と鋳型オシレーション条件 (ネガ時間 t_n 、ネガ率 R_n)の影響を Figure 3.11(a)、(c)に、再凝固シェル表層固相率 が 0.85 に到達した時の鋳片と鋳型の速度差 ($V_c - V_m$)に及ぼす鋳造速度の影響を Figure 3.11(b)に示す.

Figure 3.11(a)に示した通り、条件 C を除き、鋳造速度の増加によって BO 指標は 増加する傾向がある. 条件 A では $V_c=1.8$ m/min 程度、条件 B では $V_c=2.2$ m/min 程 度以下にすることにより、BO 指標 <1、即ち $V_c - V_m < 4$ m/min とすることができ、実際 の鋳造での拘束性 BO の発生が低減すると推定される.

これまで、鋳造速度が速いほど鋳型と鋳片間のパウダー潤滑が悪化し、鋳型・鋳片 摩擦力が増加することにより⁹⁾、BO が発生しやすくなること^{6),9)}が報告されている. ー 方で、パウダー厚を同じとした本解析において、破断後の再凝固シェル内に蓄積され る塑性歪みと限界歪みという観点からも、鋳造速度が速いほど BO が発生しやすくな るということが分かった. これは、条件 A、B では t_n を一定とするため、 V_c の増加とともに fを減少、Sを増加しており、再凝固シェル表層固相率が 0.85 に到達した時に鋳型は 上昇期であり、Figure 3.11(b)に示すように、 V_c の増加に伴って $V_c - V_m$ が増大したこと による.

また、これらの条件においては、結果として、ネガ率 R_n が増加するとともに、また、ネガ時間 t_n が減少するとともに BO 指標は低減すると整理される (Figure 3.11(c))が、これは前述の V_c 、f、S の総合的な影響の結果である. なお、条件 A ではネガ率 $R_n \ge 62\%$ 、条件 B では $R_n \ge 57\%$ で BO 指標 <1 となるが、これらの値は、小松ら¹⁹⁾が示した鋳片に圧縮力を掛けるために必要なネガ率 50%以上と一致していることから、本モデルのBO 指標はシェル修復挙動を再現できていると考えられる.

一方、条件 C では鋳造速度の増加に伴って、BO 指標が増加しなかった.これは、 Figure 3.10(b)で考察したように、再凝固シェル表層固相率が 0.85 に達した時に、鋳型は下降期に転じているため、 V_c の増加とともに f, Sを共に増加すると V_m が大きくなるので、Figure 3.11(b)に示すように $V_c - V_m$ が減少し、かつ鋳造速度に依らず常に低位にすることができたことによる.

61



Figure 3.11 Influence of (a)casting velocity and (c)negative strip ratio on $\varepsilon_{max}/\varepsilon_c$, and also (b)influence of casting velocity on velocity difference $V_c - V_m$ at $f_s = 0.85$ below 2.5µm from resolidifying shell surface, under the calculated condition of 0.12mass%C, $\eta = 0.12$ Pa·s, $BP = 1160^{\circ}$ C, $\delta_p = 15$ µm with oscillation conditions of (A) $f = 87 \sim 150$ cycle/min, S = 5 ~ 11 mm, (B) $f = 110 \sim 160$ cycle/min, $S = 5.5 \sim 9.5$ mm, (C) $f = 157 \sim 175$ cycle/min, $S = 3 \sim 9$ mm.

3.4.2 実鋳造での BO 検知頻度とBO 指標の関係

実鋳造での BO 検知頻度に及ぼす鋳造速度、及びオシレーション条件の影響を Figure 3.12(a)に示す. BO 発生頻度⁹⁾と同様に、鋳造速度の増加によって、BO 検知 頻度は増加するが、どの鋳造速度においても、検知頻度は条件 A が最も多く、条件 C が最も少なかった.最も効果があった条件 C において、鋳造速度 1.8m/min 以上で の BO 検知頻度は、条件 A に対し5 割、条件 B に対して 3~5 割程度低減した.

BO検知頻度に及ぼす BO 指標 ($\varepsilon_{max} / \varepsilon_c$)の影響を Figure 3.12(b)に示す.3 つの 異なるオシレーション条件においても、実鋳造での BO 検知頻度が、計算で得られた BO 指標によって、良く説明できることが分かった.また、本解析において BO 指標が1 程度以上になると、BO 検知頻度は一定に近づいた. これは、この BO 指標値以上で は、鋳型内での凝固シェル破断が同程度の頻度で発生していると推定され、凝固シ ェル破断限界を示していると推定される. なお、BO指標がほぼゼロでも BO検知頻度 指数が 0.15~0.45 程度でばらついているが、この理由として、実鋳造での過検知と本 解析モデルの精度の両方が考えられる.過検知の可能性としては、実鋳造で BO 検 知すると、鋳型振動条件 A では V.=1.6mpm、B では V.=1.8mpm まで自動減速して 拘束性 BOを回避しているが、実際に Vcを下げた鋳造では拘束性 BOの経験が無く、 また、鋳片表面に鋳型との焼付きによる拘束痕が観察されたことが無いというのが理 由である. この時の BO 検知頻度指数は条件 A と B で各々0.39 と 0.43 であることか ら、少なくとも 0.4 程度までは過検知の可能性があると考えている. この過検知の理由 としては、湯面変動が主原因のひとつと考えられるが、詳細な解析は出来ていない. 一方、モデル精度の可能性としては、 ε_{max} 、 ε_{c} の見積り時の誤差が考えられるが、更な る見積り精度の改善は今後の課題である.

以上の結果から、BO指標の意味を改めて説明する. 鋳型オシレーションのポジ期に 入ってすぐ凝固シェル破断が発生すると考えた場合に、新たに形成する凝固シェル 最表層において、一次脆化温度域(固相率が 0.85 となる平衡温度から 30°C 以下ま で)で蓄積される塑性歪みが最大となるが、この塑性歪みが限界歪みを超えた時に、 BO指標 ($\epsilon_{max} / \epsilon_c$)は1を超える. この時、再度凝固シェルの破断が発生し、シェル修 復が困難となるため、拘束性 BO に至るということを示している.

一方で、実鋳造において、破断後の再凝固シェル表層の強度を十分確保して、鋳型への拘束によってシェル内に塑性歪みが蓄積するタイミングを制御することは不可

能である.また、再凝固シェルの成長速度も、銅板構造や使用するパウダーで変化す る可能性がある.したがって、対象とする連続鋳造機ごとに、再凝固シェル表層に強 度を十分確保して、鋳型への拘束によってシェル内に塑性歪みが蓄積するタイミング とオシレーションネガ期が一致する頻度が高くなるように検討して、オシレーション条件 を決定する必要がある.

3.5 結言

高速鋳造時の課題の一つである拘束性ブレークアウト防止を目的に、鋳型オシレーション1サイクル中のシェル破断・修復挙動と凝固・応力歪解析を連成した凝固シェル成長の力学モデルの開発を行い、拘束性 BO に及ぼす C 濃度、鋳造速度、パウダー粘度や鋳型オシレーション条件の影響を検討した.得られた計算結果は従来知見や実鋳造での BO 検知頻度と良く一致し、モデルが妥当であることを確認した.本モデルによって、高速鋳造時の拘束性 BO 防止のための鋳型オシレーション適正化の考え方、及び適正条件を明らかにした.



Figure 3.12 Influence of (a) casting velocity and (b) ε_{max}/ε_c on an index of BO detection frequency in mold, under the calculated condition of 0.12mass%C, η=0.12Pa • s, BP=1160°C, δ_p=15µm with oscillation conditions of (A) f=87~150 cycle/min, S=5~11mm, (B) f=110~160 cycle/min, S=5.5~9.5mm, (C) f=157~175 cycle/min, S=3~9mm as the same conditions in Figure 3.11.

参考文献

- S.Itoyama, Y.Habu, K.Sorimachi, A.Kawaharada and S.Yabe: *Tetsu-to-Hagané*, 68(1982), 784.
- H.Nashiwa, K.Yoshida, H.Tomono, T.Kimura and S.Tsujita: *Tetsu-to-Hagané*, 66(1980), S856.
- F.Nakashige, S.Matsunaga, T.Nakagawa and T.Uesugi: Nisshin Steel Tech. Rep., 53(1985), 58.
- A.Tsuneoka, Y.Sudo, T.Yamamoto, Y.Kiryu and A.Saito: *Tetsu-to-Hagané*, 67(1981), S155.
- F.Murase, T.Ueda, M.Ohnishi, Y.Ohiwa, M.Yao and J.Nagai: Tetsu-to-Hagané, 67(1981), S910.
- 6) T.Inoue and H.Tanaka: Seitetsu Kenkyu, 294(1978), 12473.
- O.Tsubakihara, K.Fujiki, A.Matsushita, W.Ohashi and T.Shoji: Tetsu-to-Hagané, 70(1984), S206.
- H.Mizukami, K.Kawakami, T.Kitagawa, M.Suzuki, S.Uchida and Y.Komatsu: Tetsu-to-Hagané, 72(1986), 1862.
- S.Itoyama, M.Washio, H.Nishikawa, H.Yamanaka, S.Tanaka and T.Fujii: Tetsu-to-Hagané, 74(1988), 1274.
- 10)H.Takeuchi, S.Matsumura, R.Hidaka, Y.Nagano, and Y.Suzuki: Tetsu-to-Hagané, 69(1983), 248.
- 11) T.Matsumiya, T.Saeki, J. Tanaka and T.Ariyoshi: *Tetsu-to-Hagané*, 68(1982), 1782.
- 12) T.Saeki, S.Ooguchi, S.Mizoguchi, T.Yamamoto, H.Misumi and A.Tsuneoka: Tetsu-to-Hagané, 68(1982), 1773.
- 13) T.Matsumiya, M.Ito, H.Kajioka, S.Yamaguchi and Y.Nakamura, *Trans. Iron* Steel Inst. Jpn., 26(1986), 540.
- 14) S.Nagata, T.Matsumiya, K.Ozawa and T.Ohashi: *Tetsu-to-Hagané*, 76(1990), 214.
- 15) M.D.Lanyi and C.J.Rosa: Metall. Trans. B, 12(1981), 287.
- 16) Y.Meng and B.G.Thomas: Metall. Trans. B, 34(2003), 707.

- 17) 第3版鉄鋼便覧Ⅲ,日本鉄鋼協会編,丸善,東京,(1981),205.
- 18) Y.Yasunaka, K.Nakayama, K.Ebina, T.Saito, M.Kimura and H.Matuda: Tetsu-to-Hagané, 81(1995), 894.
- 19) M.Komatsu, T.Kitagawa and K.Kawakami: Tetsu-to-Hagané, 68(1982), S927.
第4章 双ロール式ストリップ鋳造における鋳片表面性 状とメニスカス形状の関係

4.1 緒言

双ロール鋳造において、鋳片の表面しわ(くぼみ)を防止して表面性状を向上させ ることは、製品の板厚精度の向上はもちろんのこと、鋳片割れや引け巣等の欠陥を防 止する上で極めて重要である^{1)~3)}.双ロール鋳片の表面性状については、従来、表 面性状向上に対する注湯流の層流化の重要性⁴⁾、表面性状に及ぼす鋳造速度や 鋳造雰囲気の影響⁵⁾⁶⁾、鋳片縦割れに及ぼすメニスカス振動の効果⁷⁾、メニスカス振 動と鋳片厚さ変動の測定⁸⁾などの研究の知見は報告されているが、鋳片表面の性状 を決定するロール表面近傍での溶融金属の流動やメニスカス挙動については研究の 報告がなく、表面しわ生成防止の理論的解明がなされていないのが現状である.

本研究では、双ロール鋳造における鋳片表面性状とメニスカス挙動の関係を実験・ 理論の両面から明らかにする目的で、3種類の金属の鋳造実験、溶融金属/ロールの 接触開始位置の検知実験、および動的メニスカス形状の理論解析を行い、表面しわ 形成を支配するロール面近傍のメニスカス降下量や臨界鋳造速度について検討し た.

4.2 実験方法

4.2.1 実験条件

実験装置の模式図を Figure 4.1 に示す.真空容器内に溶解炉とロールを設置し た小型双ロール鋳造装置(銅合金製ロール、直径 300mm、幅 100mm)を用いて、融 点の異なる3種の金属、すなわち、SUS304ステンレス鋼、S53C 鋼(Fe-0.55mass%C)、 Cu-5mass%Sn 合金の鋳造実験を行った.1 回の鋳造量は約 8kg である.実験操作 手順としては、双ロールと高周波誘導溶解炉が設置されている容器内を一旦 0.1 torr まで排気し、次に Ar ガスを1気圧まで置換後、溶解・鋳造を行った.

鋳造速度は約 0.3~1.2m/s の範囲で変化させた. サイド堰の高さを固定して、溶湯 を過剰に注湯し、常に堰の外に溢れさせることにより、湯面高さを一定にして、ロール/ メタル間の接触弧長を約 85mm に保った. 注湯温度は SUS304 鋼、 S53C 鋼、 Cu-5%massSn 合金で各々1783、1818、1393K とし、初期ロール支持力は 1.47kN と した.

実験で得られた鋳片の厚さは約 1~4mm であった.表面しわの観察は目視で行い、 一部の鋳片においては鋳片の表面プロフィルを測定した.この測定は、鋳造ままの 表面状態で、鋳造方向の厚さが一定の定常部鋳片部位を選び、幅方向中央部を 表面粗度計を使って行った.測定方向は鋳片幅・長手方向の 2 方向であり、測定 長さは 15mm とした.



Figure 4.1 Schematic view of the twin roll casting apparatus.

4.2.2 溶融金属/ロールの接触開始位置の検知実験

メニスカス振動による局所的凝固遅れが鋳片の表面性状や凝固組織に及ぼす影響や、溶融金属/ロールの接触開始位置(メニスカス降下量)を明らかにする目的で、 SUS304 鋼を使って、アルミナを主成分とする耐火物製の角棒をロール間の溶湯に浸 漬し、表面性状や凝固組織と鋳造速度の関係を調査した.耐火物製の棒の設置状 況を模式的に Figure 4.2 に示す. 棒の厚さと幅は各々3、4mm で、先端の厚さと幅は 各 1mm であり、幅方向中央部のロール表面に先端部が密着するように設置して、鋳 造実験を行った. なお、棒の設置深さ ΔX_B (基準の水平湯面より棒下端までの鉛直 方向距離)は 0~14mm の間で変化させた.

鋳片のミクロ組織の観察は、鋳造方向の厚さが一定の定常部鋳片部位において、 幅方向の数カ所からサンプルを切り出し、観察断面の鏡面研磨と蓚酸電解による腐 食を施した後、光学顕微鏡を使って行った。

なお、この凝固組織観察において、棒の浸漬深さを増加した時に、柱状デンドライト厚さが薄くなり始めた設置深さ△X_Bを接触開始位置と判断した.



Figure 4.2 Schematic view of refractory bar immersed in molten steel between rolls.

4.3 実験結果

4.3.1 表面しわ形成に及ぼす鋳造速度の影響

SUS304、S53C 鋼および Cu-5%Sn 合金の表面性状に及ぼす鋳造速度の効果を 各々Figure 4.3~4.5 に示す.同じ鋳造速度で比較すると、SUS304 鋼、S53C 鋼、Cu 合金の順に鋳片厚さが厚くなる.表面性状については、SUS304 鋼の場合と同様に、 炭素鋼や Cu 合金においても、鋳造速度の増加によって表面しわが防止でき、平滑 表面の鋳片が得られる.



Figure 4.3 Effect of casting speed on surface appearance of strip. (SUS304 steel) (a)V_c=0.30m/s, d=2.2mm, (b)V_c=1.18m/s, d=1.2mm (V_c: casting velocity, d: strip thickness)



Figure 4.4 Effect of casting speed on surface appearance

- of strip. (S53C steel)
- (a) $V_c=0.44$ m/s, d=2.17 mm, (b) $V_c=1.10$ m/s, d=1.24 mm





SUS304 鋼における鋳片表面プロフィルの一例を Figure 4.6 に示す. 鋳造速度が 0.3m/s の条件では、縦しわが目視で観察されるが、この表面しわの深さは約 150 µ m である. 一方、鋳造速度が 1.2m/s では、表面しわなどの表面欠陥は存在せず、極め て平滑な表面の鋳片が得られるが、この場合の鋳片表面の平均粗度は約 3 µ m である.



Figure 4.6 Observed profile of strip surface. (SUS304 steel) (C): cross sectional direction, (L): longitudinal direction

目視観察による SUS304 鋳片の表面性状に及ぼす鋳造速度の影響を Figure 4.7 に示す.鋳造速度の増加に伴い、鋳片厚さは減少し、表面しわを有する鋳片から平 滑表面の鋳片へと変化する.平滑表面の得られる最低鋳造速度を鋳片表面しわ防 止に必要な臨界鋳造速度(V_c*)と定義すると、SUS304 鋼では V_c*が約 0.60m/s であ る.



Figure 4.7 Relation between strip thickness and casting speed. (SUS304 steel)

横断面方向における SUS304 鋳片の表面プロフィルの測定から得られた表面しわ 深さと鋳造速度との関係を Figure 4.8 に示す. 表面しわは鋳造速度の増加とともに浅 くなる. 臨界鋳造速度(約 0.6m/s)における表面しわ深さは約 5~20 μ m 程度であり、 目視観察での表面しわ無しの判定は、表面しわ深さが約 5~20 μ m 以下でなされたと 考えることができる.

表面しわ防止の臨界鋳造速度に関し、SUS304 鋼と同様の実験で得られた S53C 鋼とCu-5%Sn合金の臨界鋳造速度は各々約 0.45、0.60m/s であった. SUS304 鋼に 対し、S53C 鋼は小さい鋳造速度以上で、Cu-5%Sn合金はほぼ同じ鋳造速度以上で 表面しわの無い鋳片が得られることが分かった.



Figure 4.8 Effect of casting speed on depth of surface wrinkles. (SUS304 steel)

4.3.2 溶融金属とロールの接触開始位置

SUS304 鋼について、接触開始位置の検知実験で得られた鋳片表面とその模式 図をFigure 4.9 に示す. なお、Figure 4.9 は耐火物棒の設置深さ ΔX_B が10mmの場 合の例である. 鋳造速度 0.3m/s の場合、棒の位置に対応した鋳片表面に、鋳造方 向に連続した表面しわ(くぼみ)が発生し、くぼみ部近傍には溶鋼のしみ出しによるブ リードが観察される. なお、棒の位置に対応しない鋳片表面では縦しわが観察された. 一方、鋳造速度 1.2m/s の場合、平滑表面の鋳片が得られた.



Figure 4.9 Appearance of strip surface obtained by immersion of refractory bar. (SUS304 steel, V_c=0.3m/s)
(a) photograph, (b) illustration

鋳片の凝固組織を Figure 4.10(a)、(b)に示す.(a)の鋳造速度 0.3m/s の場合に
は、耐火物棒に対応する位置において柱状デンドライト帯が薄く、等軸晶帯が厚くな
っているが、(b)の鋳造速度 1.2m/s では、凝固組織はほぼ均一である.



Figure 4.10 Solidification structure in transverse cross section of strip obtained by immersion of refractory bar. (SUS304 steel) (a) $V_c=0.3$ m/s, (b) $V_c=1.2$ m/s

著者ら⁹⁾は、SUS304 鋼の双ロール鋳片の凝固組織について、柱状デンドライト帯 は鋳片がロールと接している時間に成長し、ロール最近接点(キス点)の位置における 未凝固層が等軸晶帯になることを報告している.耐火物棒をロール表面に沿って溶 湯に浸漬すると、局所的に、接触開始位置が下流側に移動して鋳造金属とロールの 接触距離が短くなるため、凝固シェルの成長が遅れ、柱状デンドライトの厚さが薄くな るものと考えられる.

凝固組織観察から得られた柱状デンドライト帯の厚さ(棒に対応した鋳片位置での値)と棒の設置深さの関係を Figure 4.11 に示す.鋳造速度 0.3m/s の場合、棒の設 置深さが約 3mm と浅くても凝固遅れが発生し、棒の設置深さが深いほど、柱状晶厚 さが減少している.一方、鋳造速度が 1.2m/s の場合、棒の設置深さが約 10mm まで は棒下端と溶鋼の接触が観察されず、柱状晶帯の厚さは一定であるが、約 12mm 以 上になると棒下端と溶鋼が接触し柱状晶帯厚さが減少する.すなわち、鋳造速度が 0.3 と 1.2m/s の場合、棒の設置深さが各々約 0~3 および約 10~12mm 以上で、柱 状デンドライト帯の成長に及ぼす棒の浸漬の影響が現れ、凝固遅れと表面しわが発 生する.また、Figure 4.11 の結果および鋳造実験後の棒下端と溶鋼との接触の観察 結果から、棒を設置しない場合、接触開始位置は鋳造速度 0.3m/s では水平湯面か ら約 0~3mm の位置に、1.2m/s では約 10~12mm の位置に存在し、鋳造速度の増 加に伴って接触開始位置が下流側に移動することがわかった.



Figure 4.11 Effect of depth of bar on thickness of dendrite zone in solidification structure.(SUS304 steel)

4.4 考察

双ロール鋳片の表面しわの形成原因については、ロール/溶融金属の界面にガス 膜や酸化膜などの伝熱抵抗が存在したり、ロールに接した溶融金属のメニスカスにお いて湯面振動に起因する局所的降下(くぼみ)が発生すると、凝固シェルの成長や冷 却が局所的に遅れ、凝固の進行に伴って、凝固シュルの熱収縮や凝固収縮によって 凝固遅れ部が内部に変形することにより表面しわができるものと推定されている¹⁾⁶⁾¹⁰⁾. 前述の耐火物棒の浸漬実験は、ロールに接したメニスカスの局所的降下を意図的に 発生させたものであり、これによっても表面しわが発生することが明らかになった.ここで は、メニスカス形状を理論解析することにより、表面しわを形成しない臨界のメニスカス 降下量や鋳造速度を検討する.

4.4.1 動的メニスカス形状の理論解析

メニスカス形状の模式図を Figure 4.12 に示す. ロールの回転に伴う粘性力の作用 によりメニスカスは引き延ばされ、表面張力と重力の釣り合いによって決まる静的な形 状から、粘性力も加わった動的な形状に変化する. 慣性力を無視してメニスカスに沿 った境界層内の運動量収支を立てると、(4.1)式が得られる.

$$-\partial P/\partial s + \mu(\partial^2 v_s/\partial n^2) + \rho g \cdot \sin\theta = 0$$
(4.1)

ここで、s:メニスカスの接線方向座標、n:法線方向座標、P:圧力、μ:粘度、v_s:速度、 ρ:密度、g:重力加速度、θ:メニスカスの接線と水平湯面とのなす角.

(4.1)式の第2項を境界層厚さ(n=0~δ)で積分した結果が粘性剪断応力 $\tau(\tau>0)$ になる.また、(1)粘性項が s 方向に一定と近似し、さらに(2)メニスカスでの圧力は表面 張力の法線方向成分に等しい($P=\sigma/R+\sigma/R^*=\sigma/R$ 、ここで、 σ :表面張力、R、R*:各々、 Figure 4.12のxy面およびxy面に垂直な断面におけるメニスカスの曲率半径、ただし R*= ∞)と仮定し、(3)dx=ds・sin θ の座標変換を使って x=0~x の範囲で積分すると、 溶鋼のロールとの接触点が十分深い場合 (s \approx x)に、メニスカスにおける表面張力、 粘性力、重力の釣り合いに関して、(4.2)式が得られる.また、R は(4.3)式で与えられ る.

$$\sigma/R - \tau x/\delta - \rho g x = 0 \tag{4.2}$$

$$1/R = (d^2x/dy^2)/\{1 + (dx/dy)^2\}^{3/2}$$
(4.3)



Figure 4.12 Schematic view of meniscus profile.

(4.3)式中のRを(4.2)式へ代入するとメニスカスの位置xに関する2階の常微分方程式が得られ、(4.4)、(4.5)式の境界条件の下で解析的に解くことができ、(4.6)式に示す動的メニスカス形状の近似方程式を導出できる.

$$x=0$$
 °C, $dx/dy = 0$ (4.4)
 $y=0$ °C, $x = x_0$ (4.5)

$$y = (k^2 - x_0^2)^{1/2} - (k^2 - x^2)^{1/2} + (k/2) \cdot \{\cosh^{-1}(k/x) - \cosh^{-1}(k/x_0)\}$$
(4.6)

ここで、 x_0 は接触開始位置(メニスカス降下量)、 $k^2 = 4\sigma/(\rho g - \tau/\delta)$ である.移動平面上 の境界層に関する Sakiadis¹¹⁾の理論解析に基づくと、粘性剪断応力と境界層厚さは、 各々 $\tau = 2.78\mu u/\delta$ 、 $\delta = 6.37(\mu x/\rho u)^{1/2}$ で与えられる.なお、u は移動平面の速度、x は境 界層発達開始位置からの距離.これらの関係およびパラメータである接触角 α (ただし、 sin $\alpha = 1 - 2(x_0/k)^2$)を用い,移動平面の速度をロール表面速度で近似すると、(4.6)式よ り、メニスカス降下量は(4.7)式で表される.

$$x_0 = (1/2) \left[a v_c^2 / g + \{ (a v_c^2 / g)^2 + (16\sigma / \rho g) (1 - \sin \alpha) / 2 \}^{1/2} \right]$$
(4.7)

ここで、 v_c :ロール表面速度(鋳造速度)、a:定数(=0.0685).(4.7)式の吟味より、メニ スカス降下量は、鋳造速度と表面張力の増加および密度の減少に伴って、また接触 角が 180°に近づくにつれて、大きくなることが分かる.なお、計算に採用した数値は、 SUS304 鋼 ^{12)~14)}で σ =1.0N/m、 ρ =7200kg/m³、S53C 鋼 ¹⁴⁾で σ =1.8N/m、 ρ =6900kg/m³、Cu-5%Sn 合金 ¹³⁾¹⁵⁾で σ =1.2N/m、 ρ =8000kg/m³である.また、接触角 α は、メニスカス降下量の実験値と計算値が一致するように与えた.

4.4.2 メニスカス形状の推算結果

SUS304鋼の動的メニスカス形状の推算結果の例をFigure 4.13(a)、(b)に示す. 鋳 造速度の増加に伴って、ロール近傍のメニスカスはロールの移動方向へ引き延ばされ、 接触開始位置(図中の●印)が下流側へ降下する.また、接触角 α が大きい(b)の場 合の方が、メニスカス降下量は大きくなる.接触角αを120°程度にした場合に、接触 開始位置の実験結果と計算結果がよく一致している.なお、S53C 鋼と Cu-5%Sn 合 金に関しても、接触角を 120°として種々の鋳造速度に対するメニスカス形状を推算 した.



Figure 4.13 Effect of casting speed on meniscus profile of SUS304 steel.

4.4.3 ロール/溶融金属の接触開始位置の推算

動的メニスカス形状の解析によって得られた接触開始位置と鋳造速度との関係を Figure 4.14 に示す.接触角を120°として解析した場合の結果である.図より、鋳造 速度の増加に伴って接触開始位置は下流側へ移動し、同じ鋳造速度で比較すると、 メニスカス降下量はSUS304 鋼とCu-5%Sn合金の場合はほぼ同じで、S53C 鋼の場 合に多少大きくなることが分かる.また、同図中に、鋳造実験で得られた表面しわ防 止の臨界鋳造速度(V_c*)とその時の接触開始位置の推算値を示した.この接触開始 位置の推算値は、3種の金属においてほぼ同じ値となり、メニスカスより約3.5mmであ る.この結果は、本実験において、表面しわを形成しない臨界メニスカス降下量が存 在すること、この降下量を臨界値(約3.5mm)以上にすれば、注湯流起因の湯面振動 が接触開始位置まで伝幡しなくなることを示していると考えられる. なお、鋳造速度の増加に伴う表面しわの低減に対して、メニスカス降下量の増大に よる湯面振動の影響の低減の他に、ロール/溶鋼間のガス膜や酸化膜の厚さの減少 による伝熱抵抗の均一化、および接触開始から凝固開始までの距離の増大(湯面下 凝固)による凝固開始位置のロール幅方向均一化などの効果も考えられる.



Figure 4.14 Effect of casting speed on the contact point between molten metal and roll.

4.4.4 表面しわ形成防止の臨界鋳造速度

表面しわ形成に関する臨界メニスカス降下量は注湯流の乱れによる湯面振動の程度によって変化するものと考えられるが、この臨界メニスカス降下量に対応する臨界鋳造速度は、(4.7)式に基づき(4.8)式で表わされる.

$$V_{\rm c}^* = [14.6\{gx_0^* - 2(\sigma/\rho x_0^*)(1 - \sin\alpha)\}]^{1/2}$$
(4.8)

(4.8)式より、表面しわ形成防止の臨界鋳造速度は、臨界メニスカス降下量(x₀*)と 溶融金属の密度の増加、表面張力の減少に伴って大きくなることが分かる.すなわち、 密度が大きく表面張力の小さい金属ほど、表面しわ形成防止のために鋳造速度を大 きくしなければならない.

なお、湯面振動の程度が主にノズル吐出流の乱れに依存しているため⁴⁾、臨界鋳 造速度や臨界メニスカス降下量の値は、鋳造設備や操作により変化すると考えられる が、広幅鋳片の縦割れもメニスカス振動の振幅が約 2~3mm 以下で防止されること⁷⁾ を考えると、本研究の結果は実用規模の双ロール鋳造に対しても有用な指針になる ものと考えられる.

4.5 結言

双ロール鋳造における鋳片表面性状と溶融金属のメニスカス挙動との関係を明ら かにする目的で、3種の金属の鋳造実験、溶融金属/ロールの接触開始位置の検知 実験、および動的メニスカス形状の理論解析を行い、表面しわ形成を支配するロール 面近傍でのメニスカス降下量や臨界鋳造速度などを検討し、以下の結果を得た.

(1)鋳造速度の増加に伴って、鋳片表面しわ(くぼみ)の深さは浅くなり、表面しわを 有する鋳片から平滑表面の鋳片に変化する.実験で得られた表面しわ形成防止の 臨界鋳造速度は、SUS304 鋼とCu-5%Sn 合金で約 0.60m/s、S53C 鋼で約 0.45m/s であった.

(2)耐火物棒をロール面に沿って設置すると、ある深さ以上で凝固遅れが生じ、表面しわが発生する.高鋳造速度ほど、表面しわが発生し始める棒の設置深さは深くなり、ロール/溶融金属の接触開始位置は降下する.

(3)動的メニスカス形状の近似解析により、メニスカス降下量は、鋳造速度と溶融金属の表面張力の増加および密度の減少に伴って増加することが分かった.メニスカス降下量の推算値は、パラメータの接触角を 120°程度にすると、実測値によく一致した.

(4) 実測臨界鋳造速度に対するメニスカス降下量の推算値は、3 種の鋳造金属に 対してほぼ同じの約 3.5mm の値であった.このことは、表面しわを形成しない臨界メニ スカス降下量が存在すること、および、メニスカスの降下距離を約 3.5mm 以上にすれ ば、湯面振動が溶湯/ロールの接触開始位置まで伝幡しなくなり、表面しわ形成に及 ぼす湯面振動の影響が無くなることを意味している.

(5)表面しわ防止の臨界鋳造速度の理論式を導出し、臨界鋳造速度が、臨界メニスカス降下量と溶融金属の密度の増加および表面張力の減少に伴って大きくなることを明らかにした.

86

参考文献

- 1) T.Mizoguchi, K.Miyazawa and M.Nakamura: CAMP-ISIJ, 5(1988), 1347.
- T.Yamauchi, T.Nakanori, M.Hasegawa, T.Yabuki and N.Ohnishi: Steelmaking Conference Proceedings, 71 (1988), 161.
- A.Kasama, S.Tanaka, Y.Itoh, H.Kajioka, K.Yanagi and K.Sasaki: Preprint No.2 of the Intern. Conf. on New Smelting Reduction and Near Net Shape Casting Technologies for Steel, (1990), 643 [The Korean Inst. of Metals]
- 4) T.Kusakawa and T.Okamura: *Ibid.*, (1990), 560.
- 5) K.Miyazawa, T.Mizoguchi, Y.Ueshima and S.Mizoguchi: *Ibid.*,(1990), 745.
- 6) T.Mizoguchi, K.Miyazawa and Y.Ueshima: Tetsu-to-Hagané, 80(1994), 36.
- S.Tanaka, I.Suichi, S.Ogawa, T.Furuya, K.Sasaki and K.Yanagi: Steelmaking Conference Proceedings, 74 (1991), 809.
- 8) S.Miyake, H.Yamane, M.Yukumoto and M.Ozawa: ISIJ Int., 31 (1991), 689.
- 9) T.Mizoguchi and K.Miyazawa: Tetsu-to-Hagané, 81(1995), 58.
- 10) T.Mizoguchi and K.Miyazawa: CAMP-ISIJ, 4(1991), 992.
- 11) B.C.Sakiadis: A.I.Ch.E Journal, 7(1961), 221.
- 12) D.Pecker and I.M.Bernstein: Handbook of Stainless Steels, 1st Ed., (1977),19-1 [McGraw-Hill Inc.]
- 13) L.E.Murr: Interfacial Phenomena in Metals and Alloys, (1975), 103[Addison-Wesley Publishing, Massachusetts]
- 14) 溶鉄・溶津の物性値便覧, (1971), 5,11,14,122[日本鉄鋼協会]
- 15) Y.Kawai, M.Kishimoto and H.Tsuru: J. Japan Inst. Met. Mater., 37(1973), 668.

第5章 双ロール鋳造における鋳片表面形成に及ぼす 鋳造雰囲気の効果

5.1 緒言

双ロール鋳造において、鋳片の表面性状、特に平滑度を向上させることは、製品の板厚精度の向上はもちろんのこと、割れやポロシティ等の鋳片欠陥を防止する上で極めて重要である.

従来、鋳片の表面欠陥に関し、溶融金属とロールとの接触時の凝固均一化や、双 ロール最近接点(ロールキス点)における圧延歪の低減が重要であることが報告されて いる^{1)~5)}. 凝固均一化の対策として、鋳造速度の増加¹⁾、溶湯プール高さの高精度 制御²⁾、および鋳造温度の適正化³⁾が有効であり、圧延歪の低減には、ロール圧下 力の低減⁴⁾と鋳造中のロール変形制御²⁾⁵⁾が効果的とされている.

双ロール鋳片の表面性状に関して、鋳造速度の増加に伴って、鋳片表面性状が 向上すること、鋳片表面しわの主原因が、溶湯メニスカスの局所的くぼみやロール/メ タル間に存在する局所的伝熱抵抗であることなどが報告されている¹⁾.しかしながら, 鋳片表面しわの形成に及ぼす鋳造雰囲気の効果について、定量的に明らかにされ ていないのが現状である.

本研究では、双ロール鋳造における鋳片表面形成に及ぼす鋳造雰囲気の効果を 解明する目的で、小型双ロール鋳造装置を用いて SUS304 ステンレス鋼の鋳造実験 を行い、鋳片表面の平滑度と鋳造雰囲気との関係について検討した.

5.2 実験方法

5.2.1 実験装置と実験条件

実験装置の模式図を Figure 5.1、実験条件を Table 5.1 に示す. 銅合金製のロ ール (直径 300mm、幅 100mm)や真空容器などからなる双ロール鋳造装置を使って、 SUS304 ステンレス鋼を鋳造した.1 回の鋳造量は 8kg である. 鋳造雰囲気は熱伝 導率や粘度などが異なる Ar ガス、空気および He ガスとした. 実験操作手順としては、 双ロールと高周波誘導溶解炉が設置されている容器内を一旦 0.1 torr まで排気し、 次に Ar ガス、または He ガスを1気圧まで置換後、溶解・鋳造を行った. 大気鋳造の 場合には、溶湯の酸化を防止するため、Ar ガス雰囲気で溶解後、空気に置換して、 1 分後に鋳造した. 鋳造速度は 0.16 から 1.18m/s の間で変化させた. サイド堰の高さ を固定して、溶湯を過剰に注湯し、常に堰の外に溢れさせることにより、湯面高さを一 定に保った. このようにして、ロール/メタル間の接触弧長を 85mm に保った. 鋳造温度 は 1783K、設定ロール支持力は 1.47kN である. 鋳片表面温度の測定については、ロ ールキス点から 200mm 下の位置で、測定視野が 1mm φの条件で、鋳片幅中央部を 放射温度計により測温した. この測温によって得られた定常状態の鋳片表面温度、 及び後述するように組織観察で得られた柱状晶帯厚さが、1 次元の凝固伝熱モデル ⁶⁾により計算されるロールキス点における鋳片表面から固相率 0.3 の位置までのシェル 厚さと一致するように、ロール/メタル間の総括熱伝達係数 hを見積もった.



Figure 5.1 Schematic view of the twin roll casting apparatus.

	Cast alloy	SUS304
	Weight	8kg
	Roll material	Copper alloy
	Roll size	$300^{\circ} \times 100^{w} \text{mm}$
	Casting velocity	$0.16 \sim 1.18 \text{m/s}$
	Contact arc length	85mm
	Roll supporting force	1.47kN
	(by springs)	
	Pouring temperature	Liquidus temp.+45K
	(in crucible)	
	Atmosphere	Ar, Air, He
-		

Table 5.1 Experimental conditions.

5.2.2 鋳片観察方法

得られた鋳片は定常部 2~5mの範囲で、マイクロメーターにより板幅方向3箇所の 鋳片厚さを測定し、その平均値を代表値とした.さらに、一部の鋳片については触針 式の表面粗度計により、鋳片表面の粗度を測定した.次に、定常部の鋳片の幅中央 部を 15mm × 20mm の寸法で切り出し、鋳造方向に並行な断面を鏡面研磨し、 蓚酸電解により腐食させ、ミクロ組織を観察した.

5.3 実験結果

5.3.1 鋳片厚さ

実験で得られた鋳片の寸法は厚さ約 0.5~3mm、幅約 97mm であった.

各鋳造雰囲気の条件下における鋳片厚さと鋳造速度、およびロール/メタル間の接触時間の関係を Figure 5.2(a)、(b) に示す. 鋳片厚さは鋳造速度の約 1/2 乗に反比例し、ロール/メタル間の接触時間の約 1/2 乗に比例して増加する. また、表面しわ発生の有無に拘らず、Ar ガス、空気、He ガスの順に鋳片厚さは厚くなる.

5.3.2 鋳片表面性状

Figure 5.2(a)より、各雰囲気とも、鋳片表面しわはある鋳造速度以下で発生し、この臨界鋳造速度はArガス(0.60m/s)、空気(0.35m/s)、Heガス(0.3m/s)の順に減少することが分かる.

毎片の表面性状に及ぼす鋳造雰囲気の効果を Figure 5.3 に示す.同一鋳造速 度において、表面しわは Ar ガス、空気、He ガスの順に軽減される.また、しわの発生 領域において、同一鋳造速度では、しわの深さは Ar ガス、空気、He ガスの順に減少 した.大気鋳造では、表面しわ以外に微細な割れやスラグなどの酸化膜の付着も散 見され、良好な表面性状の鋳片を得ることは困難であることが分かった.そこで、以下 の解析は Ar ガスと He ガスの場合について行う.



Figure 5.2 Change in strip thickness as functions of (a) casting velocity and (b) contact time between roll and metal for various casting atmospheres.

鋳造速度 0.30m/s において、He ガスとAr ガス雰囲気で得られた鋳片表面のプロ フィールを Figure 5.4 に示す.この鋳造速度の場合、He 雰囲気では表面しわの存在 しない平滑表面が得られ、鋳片表面の平均粗度は約 5 μ m 以下である.一方、Ar ガ ス雰囲気では縦しわ(図中の↓印の位置)が発生し、しわの深さは数百 μ m である.

Figure 5.2(b)に示したように、平滑表面の得られる鋳片厚さの範囲は、本実験条件下では、He ガス雰囲気では約 2.2mm 以下、Ar ガスでは約 1.5mm 以下であった. また、どの鋳造雰囲気においても、ロール/メタル間の接触時間が増加すると、表面しわが発生しやすくなることが分かった.



Figure 5.3 Effect of casting atmosphere on strip surface quality.

Casting velocity 0.3 m/s, $2H_1$: strip thickness.



(L):longitudinal (C):transverse

Figure 5.4 Observed profile of strip surface. (Casting velocity 0.3m /s,
Symbol ↓ shows the position of wrinkle)
(C): cross sectional direction, (L): longitudinal direction

5.3.3 ロール/メタル間の総括熱伝達係数

各鋳造雰囲気におけるロール/メタル間の総括熱伝達係数に及ぼす鋳造速度の 効果をFigure 5.5に示す.なお、Figure 5.5の計算では、既報⁶⁾で述べた1次元凝 固伝熱計算の温度推算値の比較により、ロール/メタル間の総括熱伝達係数 \overline{h} を推算 した.図中の〇、ロ印は、柱状晶帯厚さの測定値に基づく、 \overline{h} の推算値である.総括 熱伝達係数 \overline{h} は、一般に鋳造速度 V_c が大きいほど増加する.鋳造雰囲気で比較 すると、総括熱伝達係数は、Ar ガス、He ガスの順に増加することが分かる.この総括 熱伝達係数 \overline{h} から付録 (B-2)式で求められるロール本体の伝熱抵抗分を除いたロー ル/メタル間の界面熱伝達係数の値は、T.Yamauchiら⁷⁾や、S. Miyakeら⁸⁾がロール 表面温度測定の結果から数値計算によって求めた値とほぼ一致する.しかしながら、 総括熱伝達係数*h*の鋳造速度および鋳造雰囲気依存性については定量的に述べられていない.



Figure 5.5 Effect of casting velocity on the overall heat transfer coefficient on metal surface.

5.4 考察

5.4.1 定常部におけるロール/メタル間のガス膜厚さ

本実験において、メタル表面からロールまでの伝熱抵抗として、ロール本体、ロール/ メタル間のガス膜、酸化膜が考えられる. すなわち、定常部におけるロール/メタル問の 総括熱伝達係数*h*は(5.1)式で与えられる.

$$\overline{h} = 1/\{d_{\rm r}/k_{\rm r} + d_{\rm g}/k_{\rm g} + d_{\rm s}/k_{\rm s}\}$$
(5.1)

ここで、*d* は厚さ、*k* は熱伝導率、添字 r はロール、g はガス、s はメタル表面の酸化 膜を表わす.

Ar ガス及び He ガス雰囲気の場合、本実験では鋳片表面やロール面に酸化膜は 殆ど見当たらない. そこで、(5.1)式において、酸化膜が存在しないものと仮定し、実験 で得られた \overline{h} と V_c の関係(Figure 5.5)を使って導いたガス膜厚さと鋳造速度の関係 を Figure 5.6 に示す. ここで、計算に用いたガスの熱伝導率⁹⁾(773K の値を使用)を Table 5.2 に示す. Figure 5.6 の結果より、本実験条件下では、ロール/メタル間に定 常的に数 μ m厚さのガス膜が存在すること、さらに、このガス膜厚さは、Ar ガス、He ガス の順に厚く、鋳造速度の増加によって減少することが分かる. 同一鋳造速度における ガス膜厚さは、He ガスの方が Ar ガスより約 3~5 倍大きいことになる.

一般に、移動する平板上に形成される流体の境界層厚さδは(5.2)式で与えられ、 ガスのレイノルズ数の平方根に反比例することが知られている¹¹⁾.

 $\delta \propto \left(\nu x / V_{\rm p}\right)^{1/2} \tag{5.2}$

ここで、νはガスの動粘度、xは平板の先端からの距離、V_pは平板の移動速度である.

ロール表面のガス境界層厚さも同様に(5.2)式で与えられるものとすれば、境界層 厚さはロール表面の移動速度(鋳造速度)の 1/2 乗に反比例し、速度が大きいほど薄 くなる.また、(5.2)式に従う境界層厚さは、Table 5.2 の動粘度を使うと、He ガスの方 がAr ガスより約8倍大きいと推定される.これらの結果は、Figure 5.6に示したロール/ メタル間に存在するガス膜厚さの傾向と良く一致することから、境界層厚さと ロール/メタル間のガス膜厚さには何らかの相関があるものと考えられる.



Figure 5.6 Effect of casting velocity on the thickness of entrapped gas film.

Table	5.2	Physical	properties	of	gases	used	for	calculat	ions.
-------	-----	----------	------------	----	-------	------	-----	----------	-------

		Ar	He
thermal conductivity ⁹⁾	at 373K	2.10	18.7
$k \times 10^{-5} (\text{kW}/(\text{m} \cdot \text{K}))$	at 773K	3.95	31.5
viscosity ⁹⁾	at 373K	2.7	2.3
$\mu \times 10^{-5}$ (Pa·s)	at 773K	4.5	3.8
density ¹⁰⁾	at 273K	1.78	0.179
$\rho(\text{kg/m}^3)$			
kinematic viscosity	at 773K	0.25	2.12
$v(=\mu/\rho) \times 10^{-4} (m^2/s)$			

5.4.2 鋳片の表面しわに及ぼす雰囲気ガスの影響

鋳片表面しわの形成機構を定性的に Figure 5.7 に示す.表面しわの形成原因は、 溶鋼プール表面のメニスカスの振動による凝固開始点の局所的変化、およびロール/ メタル間に巻き込まれるガス膜や酸化膜の厚さの不均一性による伝熱抵抗の局所的 変動と考えられる.局所的に伝熱抵抗が存在するとシェル厚さが不均一になるため、 熱収縮と凝固収縮によって凝周遅れ部(シェル厚さの薄い部分)に凹みが発生し、表 面しわが形成することになる¹⁾.したがって、ロール/メタル間の総括熱伝達係数の変 動 Δh を小さくすることは表面しわを防止するために重要である.



Figure 5.7 Formation mechanism of surface wrinkle of strip.

(5.1)式から得られたロール/メタル間の総括熱伝達係数 \overline{h} とガス膜厚さの関係を Figure 5.8 に示す.また、Figure 5.8 の総括熱伝達係数を使って算出したロール最近 接点(キス点)でのシェル厚さに及ぼすガス膜厚さの影響をFigure 5.9 に示す.Figure 5.9 中の■、●印は、各々鋳造速度 0.16m/sと1.2m/s における各ガスでの凝固シェル 厚実績を示している. Ar ガスの場合、総括熱伝達係数は巻込みガス膜厚さの増加に 伴って急激に減少する. 一方、He ガスの場合、Table 5.2 に示す通り、その熱伝達係 数が Ar ガスのものより約 8 倍 (773K において)大きいため、ガス膜厚さの存在による伝 熱抵抗の増加は小さく、ガス膜厚さの増加に伴うhの減少は Ar ガスの場合よりも小さ い. また、Figure 5.8 より、ガス膜厚さの変動が生じたとき、同一鋳造速度で比較する と、He ガスの方が Ar ガスより総括熱伝達係数の変動が小さいことが分かる. Figure 5.9 より、ロールキス点での凝固シェル厚さは、ガス膜厚さと鋳造速度の増加 に伴って薄くなり、Ar ガスより He ガスの場合の方が厚くなることが分かる. 図中矢印で 示すように、鋳造中に一定のガス膜厚さの変動が生じた場合、Ar ガスの場合の方が 凝固シェル厚実績(■、●)に対して、凝固シェル厚さの変動が大きくなることが分か る.

なお、本解析ではシェル先端固相率を 0.3 と仮定して、ロール/メタル間の総括熱伝 達係数 hを求めたが、この固相率が変わったとしても、ガス種による相対的関係は基本 的には変わらない.



Figure 5.8 Effect of gas film thickness between roll and metal on the overall heat transfer coefficient on the metal surface.



Figure 5.9 Effect of gas film thickness between roll and metal on the shell thickness at roll nip.

●、■ represent estimated values obtained from the analysis of gas film thickness as shown in Figure 5.6.

5.5 結言

双ロール鋳片の表面形成に対する鋳造雰囲気の効果を解明する目的で、小型双ロール鋳造装置を用いて SUS304 ステンレス鋼の鋳造実験を行い、以下の結論を得た.

(1)同一鋳造速度で比較すると、鋳片厚さは Ar ガス、空気、He ガスの順に増加した.これは、ロール/メタル間の伝熱抵抗となるガス膜に関し、He ガスの方が Ar ガスに比べて、動粘度が9倍大きいためにガス膜厚さは約3~5倍大きいが、熱伝導度が8倍大きいため、結果として、He ガス雰囲気の方が、ロール/メタル間の総括熱伝達係数が大きいことによる.

(2) 鋳片の表面しわは、ある臨界の鋳造速度以下で発生し、この臨界鋳造速度は Ar ガス、空気、He ガスの順に減少した. また、しわの発生条件下では、同一鋳造速 度で比較すると、しわの深さもAr ガス、空気、He ガスの順に減少した. この表面しわの 発生傾向は、同じ鋳造速度で比較すると、ガス膜厚さの変動が生じた時、He ガスの 場合の方がAr ガスの場合より総括熱伝達係数の変動が小さいことによる.

(3)大気鋳造の場合、表面しわ以外に微細な割れやスラグなどの酸化膜の付着が 散見され、良好な表面性状の鋳片を得ることは困難であり、ArガスやHeガスを使った 鋳造雰囲気の制御が必要である.

付録 A: 鋳造金属の温度分布の推算

双ロールの間隙に存在する鋳造金属の温度分布を推算する際、(1)溶融金属の 対流による熱移動および鋳造方向(z 方向)の熱伝導は無視可能、(2)金属の熱的物 性値は温度に対して一定、の仮定の下で熱収支を立てると、(A-1)式が得られる.

$$\partial T/\partial z = (k/c\rho u)(\partial^2 T/\partial y^2)$$
 (A-1)

ここで、*T*:温度、*k*:熱伝導率、*c*:比熱、*ρ*:密度、*u*:鋳造速度、*z*:メニスカスからの鋳造方向距離、*y*:ロール表面からの鋳片厚さ方向距離.

メニスカス位置、ロール表面、ロール中心での境界条件は各々(A-2)~(A-4)式で 与えられる.

$$z=0, \ 0 \le y \le H_1 \ \mathfrak{C}, \qquad T=T_0 \tag{A-2}$$

$$z \ge 0, y=0$$
 °C, $k(\partial T/\partial y) = \overline{h}(T - T_r)$ (A-3)

$$z \ge 0, \ y = H_1 \ \tilde{\mathcal{C}}, \qquad k(\partial T/\partial y) = 0 \tag{A-4}$$

ここで、*H*₁: ロール間の水平距離の 1/2、*T*₀: 注湯温度、*T*_r: ロール中心温度、*h*: メタル表面の総括熱伝達係数.

本研究ではエンタルピー法¹²⁾に従って、(A-5)式で表されるエンタルピーHを導入し、 (A-1)式の左辺の温度 TをエンタルピーHに変換して、前進差分法を使って、メニスカ スから鋳造方向へ向かって順次鋳造金属の温度分布を数値計算した.

$$H = H_0 + \int_{T_0}^T c dt + (1 - g_s) \Delta H$$
 (A-5)

ここで、 H_0 : 任意の基準温度 T_0 におけるエンタルピー、 g_s : 固相率、 ΔH : 凝固潜熱.

計算に必要な固相率と温度の関係は、 $T \leq T_s$ で $g_s=1$ 、 $T_s < T < T_1$ で $g_s=(T-T_s)/(T_1-T_s)$ 、 $T_1 \leq T$ で $g_s=0$ と仮定した.但し、 T_1 、 T_s は各々液相線、固相線の温度を示

す.

鋳造金属の温度分布や凝固シェル厚さを推算する際メタル表面の総括熱伝達係数は、メニスカス表面からロールキス点までの区間で一定値を与えた.なお、メタルがロールに接触している区間におけるメタル表面の総括熱伝達係数(ħ)の推算に関し、ロールキス点での凝固シェル厚さの計算値と、鋳片の凝固組織観察から得られるデンドライト凝固領域の厚さが一致するようにħを求めた.

計算に採用した数値は、k=0.0251kW/(m・k)、c=0.837kJ/(kg・K)、 $\rho=7900$ kg/m³、 $T_0=1783$ K、 $T_r=323$ K、 $T_1=1740$ K、 $T_s=1698$ K.

付録 B: ロール /メタル間のガス膜厚さの推算

ロール/メタル間にガス膜だけが存在すると仮定すると、(3.1)式で示したメタル表面の総括熱伝達係数は近似的に(B-1)式で表される.

$$\overline{h} = 1/\{d_{\rm r}/k_{\rm r} + d_{\rm g}/k_{\rm g} + d_{\rm s}/k_{\rm s}\} = 1/(R_{\rm r} + d_{\rm g}/k_{\rm g})$$
(B-1)

ここで、 R_r : ロール本体の伝熱抵抗、 d_g : ガス膜厚さ、 k_g : ガス熱伝導率.

付録 A に示した推算法で見積もった \overline{h} を使って、(B-1) 式よりガス膜厚さ d_g を推算 する場合、ロール本体の伝熱抵抗 R_r を見積もる必要がある.

ロール表面の熱流束 q_{rs}が既知とすると、ロール本体の伝熱抵抗は次式で表される.

 $1/R_{\rm r} = \bar{h}_{\rm roll} = (1/t) \int_0^t h_{\rm roll} dt \tag{B-2}$

ただし,
$$h_{\text{roll}}(T_{\text{rs}} - T_{\text{r}}) = q_{\text{rs}}$$
 (B-3)

ここで、 h_{roll} : ロール本体の総括熱伝達係数 \bar{h}_{roll} : 接触時間 t の間の h_{roll} の平均 値、 T_{rs} : ロール表面温度、 T_r : ロール中心の温度.

本研究の実験では、鋳造時間が 10 数秒であり、溶融金属の接触によってロールの表層のみ温度上昇すると考えられるため、ロール本体の伝熱抵抗の見積もりは、初

期温度 T_r の平板が時間 0~t の間、表面を一定温度 T_{rs} に保持された場合の熱移動によってロール表層の熱移動が近似できるものと仮定し、(B-2)式より伝熱抵抗を求めた. 平板の場合の表面熱流束は次式で表される¹³⁾.

$$q_{\rm rs} = k_{\rm r} (T_{\rm rs} - T_{\rm r}) (2/r_{\rm r}) \cdot$$

$$\sum_{\rm m=0}^{\infty} \exp\{-\alpha (2m+1)^2 \pi^2 t / 4r_{\rm r}^2\}$$
(B-4)

ここで、 $\alpha = k_r/c_r \rho_r$ であり、 k_r 、 c_r 、 ρ_r は各々ロールの熱伝導率、比熱、密度、 r_r はロール表層代表厚さである.

(B-2)~(B-4)式から伝熱抵抗 R_r を求め、(B-1)式よりガス膜厚さを推算できる.計算に採用した数値は、 k_r =0.314kW/(m・K)、 c_r =0.377kJ/(kg・K)、 ρ_r =8800kg/m³、 r_r =0.01m である.なお、 k_g は本文中に記載.
参考文献

- 1) T.Mizoguchi, K.Miyazawa and M.Nakamura: CAMP-ISIJ, 5(1988), 1347.
- 2) S.Miyake, H.Yamane, M.Yukumoto and M.Ozawa: ISIJ Int., 31 (1991), 689.
- 3) N.Endo, H.Abo, H.Arai and H.Yoshimura: Tetsu-to-Hagané, 71(1985), A245.
- 4) T.Yamauchi, T.Nakanori, M.Hasegawa, T.Yabuki and N. Ohnishi: *Steelmaking Conference Proceedings*, 71 (1988), 161.
- H.Fiedler, M.Jurisch, P.Preiss, R.Gobel, G. Sickert, H.Zimmermann,
 W.Neumann and R.Sellger: *Materials Science and Engineering*, A133(1991),
 671.
- 6) T.Mizoguchi and K.Miyazawa: CAMP-ISIJ, 2 (1989), 356.
- T.Yamauchi, T.Nakanori, M.Hasegawa, T.Yabuki and N. Ohnishi: *Trans. ISIJ*, 28 (1988), 23.
- 8) S.Miyake, H. Yamane, M.Yukumoto and M.Ozawa: Trans. ISIJ, 31 (1991), 689.
- 9) 化学工学便覧,改訂三版(化学工学協会編),(1975),40,51[丸善]
- 10)理科年表(東京天文台編), (1986), 437「丸善]
- 11) B.C.Sakiadis: A.I.Ch.E.Journal, 7 (1961), 221.
- 12) 大中逸雄: コンビユータ伝熱・凝固解析入門, (1985), 201[丸善]
- 13)H.S.Carslaw and J.C.Jaeger: Conduction of Heat in Solids, 2nd Ed., (1959),100[Oxford at The Clarendon Press]

第6章 結論

6.1 本研究の総括

鋼の連続鋳造法は転炉法とともに20世紀の鉄鋼製造プロセスを変革した主要技術である. 粗鋼生産量に対する連続鋳造法の割合を示す連続鋳造比率からみると、 鋼の連続鋳造法は技術的に成熟期を迎えたように見える.しかしながら、一方では需 要家の品質、材質に対するニーズは、益々厳格化、多様化が進んでおり、現行連続 鋳造法においても、これまで以上に高品質の鋳片を高い生産性の下で製造可能な 鋳造技術開発が重要となっている.また、熱延工程における粗圧延や仕上圧延の省 略を狙ったニアネットシェイプ鋳造法と呼ばれる新鋳造プロセスの鋼への適用開発に おいては、生産性確保のための飛躍的な鋳造速度向上、及び大幅な歩留り悪化防 止のための無手入れ化が求められている.

本研究では、鋼の連続鋳造における高効率高品質鋳片の製造を目的として、現 行連続鋳造法と双ロール鋳造法での鋳片表面品質改善、及び現行連続鋳造法で のBO防止において重要となる初期凝固の安定化のために、現象の再現が可能ない くつかのモデルを開発し、ラボ実験や実際の鋳造で妥当性を検証した.さらに、モデ ルを使って操業条件が初期凝固に及ぼす影響を定量的に検討し、安定制御のため の具体的方法を提案した.

以下に、本研究の構成と内容について総括する.

第1章では、序論として、鋼の連続鋳造法が発展進化する過程において、本研究 が必要とされた背景と研究目的、及び論文構成について述べた.

第2章では、主に現行連鋳法における初期凝固シェルの不均一生成挙動につい て述べた.鋳型幅方向における初期凝固時のシェルの伝熱計算、応力計算、浮き上 がり計算を連成したモデルを開発し、シェル浮き上がりによるシェル不均一生成挙動と それに及ぼす諸要因の影響を解析することにより、鋳型幅方向における初期凝固シ ェルの不均一生成機構の定量的解明を試みた.鋳型浸漬実験と従来知見との対比 により、本モデルが実現象を充分再現できることを確認し、熱移動律速がメニスカスか ら2~3秒までは鋳型/溶鋼界面であるのに対し、それ以降はシェル内の熱伝導となる ため、不均一凝固の低減にとって、メニスカスから数秒以内の制御が重要であることを 明らかにした.さらに、シェル不均一度の低減にとって、鋳型/溶鋼間の伝熱抵抗規 則配置化、鋳造速度の増加、およびモールド緩冷却化が有効であることを示した.

第3章では、現行連続鋳造法における鋳型振動影響を考慮した鋳造方向の凝固 シェル成長について述べた.鋳造方向における鋳型オシレーション1サイクル中のシェ ル破断・修復挙動と凝固・応力歪解析を連成した凝固シェル成長の力学モデルの開 発を行い、拘束性 BO に及ぼす C 濃度、鋳造速度、パウダー粘度や鋳型オシレーシ ョン条件の影響を検討した.得られた計算結果は従来知見や実鋳造でのBO 検知頻 度と良く一致し、モデルが妥当であることを確認した.本モデルによって、高速鋳造時 の拘束性 BO 防止のための鋳型オシレーション適正化の考え方、及び適正条件を明 らかにし、種々の鋼種において最適な鋳造条件、鋳型オシレーション条件を定量的に 検討できるようになった.

第4章では、ニアネットシェイプ連鋳法のひとつである双ロール鋳造法における鋳片表 面性状とメニスカス形状の関係について述べた.小型双ロール鋳造装置を使って、物 性値が異なる 3 種の金属、すなわち SUS304 ステンレス鋼、S53C 鋼、Cu-Sn 合金の 鋳造実験、溶融金属/ロールの接触開始位置の検知実験、及び動的メニスカス形状 の理論解析を行い、双ロール鋳造法における鋳片表面性状と溶融金属のメニスカス 挙動との関係を明らかにすることにより、鋳造方向に連続して発生する表面しわ形成 を支配するロール表面近傍でのメニスカス降下量や臨界鋳造速度などの影響を検討 した. 鋳造速度の増加に伴って、鋳片表面しわ(くぼみ)の深さは浅くなり、表面しわを 有する鋳片から平滑表面の鋳片に変化することが分かった. 実験で得られた表面し わ形成防止の臨界鋳造速度は、SUS304 鋼とCu-5%Sn 合金で約 0.60m/s、S53C 鋼 で約 0.45m/s であり、鋼種毎に異なることが分かった. 耐火物棒をロール面に沿って 設 置 すると、設 置 深さが同じ場 合 でもある鋳 造 速 度 以 下 になると凝 固 遅 れが生じるこ とから、鋳造速度が速いほどロール/溶融金属の接触開始位置が降下する、すなわち、 メニスカス降下量が増加することが分かった.一方、動的メニスカス形状の近似解析 により、メニスカス降下量は、鋳造速度と溶融金属の表面張力の増加および密度の 減少に伴って増加することを明らかにした.これらに基づくと、実験で得られた表面し わの消滅する臨界鋳造速度に対するメニスカス降下量の推算値は、3種の鋳造金属 に対してほぼ同じの約 3.5mm の値であった. このことは、表面しわを形成しない臨界メ ニスカス降下量が存在すること、および、メニスカス降下量を約3.5mm以上にすれば、 湯面振動が溶湯/ロールの接触開始位置まで伝幡しなくなり、表面しわ形成に及ぼす

湯面振動の影響が無くなることを意味していると推察された.表面しわ防止の臨界鋳造速度の理論式を導出し、臨界鋳造速度が、臨界メニスカス降下量と溶融金属の密度の増加および表面張力の減少に伴って大きくなることを明らかにすることができた.

第5章では、双ロール鋳造における鋳片表面形成に及ぼす鋳造雰囲気の影響に ついて述べた.小型双ロール鋳造装置を用いて、Ar ガス、He ガス、または空気中で SUS304 ステンレス鋼の鋳造実験を行い、双ロール鋳片の表面形成に対する鋳造雰 囲気の効果を検討した.同一鋳造速度で比較すると、鋳片厚さは Ar ガス、空気、 He ガスの順に増加した.これは、ロール/メタル間の伝熱抵抗となるガス膜に関し、He ガスの方がArガスに比べて、動粘度が9倍大きいためにガス膜厚さは約3~5倍大き いが、熱伝導度が8倍大きいため、結果として、Heガス雰囲気の方が、ロール/メタル 間の総括熱伝達係数が大きいことによると推察された. 鋳片の表面しわは、いずれの ガスにおいても、ある臨界の鋳造速度以下で発生し、この臨界鋳造速度は Ar ガス、 空気、He ガスの順に減少した.また、しわが発生する条件下では、同一鋳造速度で 比較すると、しわの深さも Ar ガス、空気、He ガスの順に減少した.この表面しわの発 生傾向は、同じ鋳造速度で比較すると、ガス膜厚さの変動が生じた時、Heガスの場 合の方が Ar ガスの場合より総括熱伝達係数の変動が小さいことによると考えると良く 理解できる.空気中で鋳造する場合、表面しわ以外に微細な割れやスラグなどの酸 化膜の付着が散見され、良好な表面性状の鋳片を得ることは困難であり、Ar ガスや He ガスを使った鋳造雰囲気の制御が必要であることを明らかにした.

6.2 本研究の工学的意義と今後の課題

第2章に示した初期凝固シェルの不均一生成挙動検討に関する知見は、鋳型/ 溶鋼界面での熱移動律速が支配的であるメニスカスから数秒以内の初期凝固制御 が重要であることを明らかにしたという点で意義が大きい.不均一凝固の生成は、鋳 型と溶湯が接触する時点でほぼ決まっており、凝固シェルが成長した後に制御をする ことは極めて困難であることが分かった.これが、鋳型表面加工による伝熱抵抗配置 の影響を検討するきっかけとなり、現行連鋳法や双ロール鋳造法の実鋳造における 鋳型表面加工の指針として活用されている^{1),2)}.

第3章に示した現行連続鋳造法における鋳型振動影響を考慮した鋳造方向の凝 固シェル成長に関する知見は、連鋳機に標準装備されている鋳型振動条件を見直 すことで、設備改造との莫大なコストを掛けずに、拘束性ブレークアウト(BO)を低減で きる可能性を示した点で価値がある.この知見に基づき、新日本製鐵(株)(現新日鐵 住金(株))において名古屋第2連鋳機の高速鋳造や室蘭ビレット鋳造における鋳型 振動条件に反映され、拘束性 BO の低減効果を得ている.

ここで、本研究において、第2章では、何らかの影響によって発生した鋳型と溶鋼 間の不均一な伝熱条件を前提として、また、第3章ではメニスカス近傍で何らかの原 因でシェル破断が発生したことを前提として、その後の経過時間とともに初期凝固を 安定化するための対策に絞って検討したが、現行連鋳法において初期凝固不均一 が発生する根本的な原因は、連鋳パウダーの流入挙動と密接に関係することが知ら れている³⁾.これまでのパウダー流入挙動に関する解析は、オシレーションマーク形成 ⁴⁻¹¹⁾や主にメニスカスよりも下方のパウダー流路の確保¹²⁻²²⁾という点に着目されてきた が、メニスカス近傍の不均一流入挙動についての報告は見当たらない.これは現象が 多岐にわたり、重要な支配因子が捉えにくく、モデル化が困難なことによると考えられ る. 今後は、種々ある原因を明らかにし、個々の現象をモデル化することによって、原 因の根源を制御、消滅させるための初期凝固シェル均一化制御方法の確立が期待 される.

第4章に示した双ロール鋳造法における鋳片表面性状とメニスカス形状の関係に 関する研究の知見は、鋳造ロール径の指針を決める上で意義が大きい.すなわち、 同じ厚さの鋳片を得る場合、ロールと溶湯の接触時間を一定にする必要があるので、 ロール径が大きい鋳造機では、溶湯プール高さを大きくでき、自ずと鋳造速度が上げ られる. その結果、メニスカス降下量は大きくなり、不均一凝固が低減されることになる. 現在では諸事情により生産を中止したが、1997年に実機化し、6年間営業運転した 新日本製鐵光製鐵所(現新日鐵住金ステンレス光製造所)に建設された実機設備 の鋳造ロール径は1200mm、鋳造速度は20~130m/minであり、良好な表面性状の SUS304 鋳片が製造された^{23),24)}.また、現在でも営業運転している Nucor 社の双ロ ールでも直径 500mmの鋳造ロールが使用され、種々の鋼種において鋳造速度 60~ 100m/minで、良好な表面性状の鋳片が得られている²⁵⁾.

同様に、第 5 章に示した双ロール鋳造における鋳片表面形成に及ぼす鋳造雰囲 気の影響に関する研究の知見は、溶湯プールを不活性ガスでシールすることにより、 酸化物の生成を防止して、鋳型ロールと溶湯間への局所的に巻込み防止による初 期凝固の不均一低減の対策として、実機装置でも広く利用されている²³⁻²⁵⁾.残念な がら、最も効果が大きかった He ガスの利用についての商用設備での報告例はないが、 ロール径増加の影響が大きく、高価な He ガスを使用する必要がなかったものと推察さ れる.

第4章と第5章で議論した双ロール鋳造法はNucor社の2機が現状商用生産し ているのみである.また、欧州、韓国、中国でパイロット試験中と聞いている.序論で述 べたとおり、本法の生産性は現行連鋳機の1/4と低く、現行連鋳法の代替として導 入することが困難であり、今後は急冷凝固による鋼板材質改善や難加工材料への適 用が主体的に進められるものと考えられる.双ロール鋳造法では1秒以内という短時 間で厚さ数 mm の鋳片(鋼板)が鋳造されること、また、連鋳パウダーを使用しないの で、溶融金属が冷却鋳型ロールと直接接触し、急速冷却されることから、現行連続鋳 造法や薄スラブ連鋳法といった他のニアネットシェイプ連鋳法と比較して、初期凝固 制御という観点では、最も難しい鋳造法のひとつと言える.それにも拘らず、無手入れ で良好な表面性状の最終製品が製造されていることから、今後本法における初期凝 固均一化メカニズムを詳細に解明することにより、現行連鋳法を初めとする他の連続 鋳造法での無手入れ化技術の対策へ繋げられる可能性がある.このメカニズム解明 のためには、高速現象を捉えるためのセンサリング技術や直接観察技術、及び数値 解析技術の寄与が益々大きくなると推察され、今後の進展が合わせて期待される.

以上、鉄鋼製造の基幹プロセスである連続鋳造法を主な対象として、鋼の連続鋳

109

造における初期凝固制御に関する課題を研究した結果についてまとめた.本研究で 得られた成果と既存の品質向上技術を有機的に組み合わせることによって、また、今 後のセンシング技術や数値解析技術の進展によって、連続鋳造法で現在よりも効率 的に高品質な鋼材が製造されるようになり、工業的に有益な技術として鉄鋼業の発 展に寄与するものと確信する.

参考文献

- 例えば、特許第3336224号,特許第3380412号,特許第3380413号,特許第 4406164号.
- H.Esaka, T.Shirakami, T.Mizoguchi, S.Ogibayashi: *Tetsu-to-Hagané*, 81(1995), 631.
- 3) K.C.Mills and A.B.Fox: ISIJ Int., 40(2003), 1479.
- 4) E.Takeuchi and J.K.Brimacombe: Metall. Trans. B, 15B(1984), 493.
- 5) K.Schwerdtfeger and H.Sha: Metall. Trans. B, 31B(2000), 813.
- 6) R.S.Laki, J.Beech and G.J.Davies: Ironmaking Steelmaking, 11(1984), 283.
- 7) P.J.Wray: Metall. Trans. B, 12B(1981), 167.
- D.K.Stemple, E.N.Zulueta and M.C.Flemings: Metall. Trans. B, 13B(1982), 503.
- 9) H.Tomono, W.Kurz and W.Heinemann: Metall. Trans. B, 12B(1981), 409.
- 10) A.Badri and A.Cramb: Metall. Trans. B, 36B(2005), 373.
- 11) J.Sengupta, B.G.Thomas, H.J.Shin and S.H.Kim: *Metall. Trans. A*, 37A(2006), 1597.
- 12) D.R.Bland: IMA J. Appl. Math, 32(1984), 89.
- E.Anzai, T.Ando, T.Shigezumi, M.Ikeda and T.Nakano: Nippon Steel Tech. Rep., No.34, (1987), 31.
- 14) I.B.Risteski: Steel Met. Mag., 28(1990), 661.
- 15) J.M.Hill, Y.H.Wu and B.Wiwatanapataphee: J. Eng. Math, 36(1999), 311.
- H.Nakato, S.Ohmiya, Y.Habu, T.Emi, K.Hamagami and T.Koshikawa: J. Met., (1984), March, 44.
- 17) A.Yamauchi, T.Emi and S.Seetharaman: ISIJ Int., 42(2002), 1084.
- 18) Y.Meng and B.G.Thomas: Metall. Mater. Trans. B, 34B(2003), 707.
- 19) K.Okazawa, T.Kajitani, W.Yamada and H.Yamamura: ISIJ Int., 46(2006), 226.
- 20) K.Okazawa, T.Kajitani, W.Yamada and H.Yamamura: ISIJ Int., 46(2006), 234.
- 21) T.Kajitani, K.Okazawa, W.Yamada and H.Yamamura: ISIJ Int., 46(2006), 250.
- 22) T.Kajitani, K.Okazawa, W.Yamada and H.Yamamura: ISIJ Int., 46(2006), 1932.

- 23) Y.Yoshimura, T.Arai, K.Shimomura, H.Nakashima, H.Takeuchi, Y.Yamagami,K.Yanagi and K.Sasaki: *CAMP-ISIJ*, 4(1991), 993.
- 24) T.Arai, M.Yamada, H.Kirihara, H.Nakashima, H.Takeuchi, Y.Yamagami,
 K.Yanagi, K.Yamamoto and K.Sasaki: CAMP-ISIJ, 6(1993), 254.
- 25) C.R.Killmore, H.Creely, A.Phillips, H.Kaul, P.Campbell, M.Schueren,J.G.Williams and W.Blejde: *Materials Forum*, 32(2008), 13.

参考論文

- 著者名: <u>溝口利明</u>, 宮沢憲一, 上島良之 論文題目: 双ロール鋳造における鋳片表面形成に及ぼす鋳造雰 囲気の効果 学術誌名 巻・号・頁: 鉄と鋼, Vol.80, No.1, pp.36-41 発刊年月: 1994 年 1 月
- 2) 著者名: <u>溝口利明</u>, 宮沢憲一, 上島良之 論文題目: 双ロール式ストリップ鋳造における鋳片表面性状とメニ スカス形状の関係 学術誌名 巻・号・頁: 鉄と鋼, Vol.81, No.6, pp.637-642 発刊年月: 1995 年 6 月
- 著者名: <u>溝口利明</u>, 荻林成章, 梶谷敏之 論文題目: 初期凝固シェルの数学モデル解析 学術誌名 巻・号・頁: 鉄と鋼, Vol.81, No.10, pp.971-976 発刊年月: 1995 年 10 月
- 4) 著者名: <u>溝口利明</u>, 上島良之, 荻林成章, 松宮徹 論文題目: 鋳型オシレーションを考慮した凝固シェル成長の力学モ デルによる拘束性ブレークアウト解析 学術誌名 巻・号・頁: 鉄と鋼, Vol.101, No.9, , pp.479-487 発刊年月: 2015 年 9 月

副論文

1) 著者名: 江阪久雄, 白神孝之, 溝口利明, 荻林成章 論文題目:表面粗度を変更した鋳型表面における中炭素鋼の凝固現象 学術誌名 巻・号・頁: 鉄と鋼, Vol.81, pp.631-636 発刊年月: 1995年6月 2) 著者名: Toshiaki Mizoguchi, Ken-ichi Miyazawa 論文題目: Formation of Solidification Structure in the Twin Roll Casting Process of 18Cr-8Ni Stainless Steel 学術誌名 巻·号·頁: ISIJ Int., Vol.35, pp.771-777 発刊年月: June 1995 3) 著者名: Toshiaki Mizoguchi, John H. Perepezko 論文題目: Nucleation Behavior during Solidification of Cast Iron at High Undercooling 学術誌名 卷·号·頁: Materials Science & Engineering A, Vol.226-228, pp.813-817 発刊年月:1997 4) 著者名: Toshiaki Mizoguchi, John H. Perepezko, Carl R. Loper, Jr 論文題目: Nucleation During Solidification of Cast Irons 学術誌名 巻・号・頁: AFS Transactions, Vol.97-29, pp.89-94 発刊年月:1997 5) 著者名: <u>溝口利明</u>, 上島良之 論文題目: 製鋼温度における Ti₂O₃-CaO-Al₂O₃系酸化物状態図の決定 学術誌名 巻・号・頁: 鉄と鋼, Vol.91, pp.376-382 発刊年月: 2005 年 4 月 6) 著者名:上島良之,<u>溝口利明</u>,高木由起子,近藤克巳,加藤久詞 論文題目:非脱ガス処理鋼の連続鋳造における水素起因ブレークアウトの解 析 学術誌名 巻・号・頁: 鉄と鋼, Vol.98, pp.526-533 発刊年月: 2012 年 10 月 7) 著者名: <u>Toshiaki Mizoguchi</u>, Yoshiyuki Ueshima, Masaaki Sugiyama, Kazumi Mizukami 論文題目: Influence of Unstable Non-equilibrium Liquid Iron Oxide on Clustering of Alumina Particles in Steel 学術誌名 巻·号·頁: ISIJ Int., Vol.53, pp.639-647 発刊年月: April 2013

謝辞

本研究の実施ならびに本論文の執筆にあたり、多大かつ懇切なご指導を賜りました新日鐵住金株式会社 元顧問、金沢大学大学院自然科学研究科 客員教授 松宮徹博士に心より感謝いたします.

また、大変有益なご指導をいただきました金沢大学大学院自然科学研究科 教授 門前亮一博士、教授 三木理博士、教授 木村繁男博士、教授 佐々木敏 彦博士に深くお礼申しあげます.

本研究は新日鐵住金株式会社(旧 新日本製鐵株式會社)技術開発本部にて 実施されたものであり、研究の機会を与えてくださるとともに、共同研究者としてご支援、 ご協力、ご指導を賜りました宮沢憲一博士、上島良之博士、荻林成章博士、梶谷敏 之博士に心からお礼申し上げます.

また、本研究の実施に際し、多大なるご支援をいただきました現 新日鐵住金株式 会社 製鋼研究部、名古屋技術研究部、本社、各所製鋼部、現 日鉄住金テクノロ ジー株式会社のOBを含む関係者の皆様に深く感謝いたします.