

連続鋳造における電磁気力の適用技術の進歩

Advances of MHD Application in the Process of Continuous Casting

竹内 栄一⁽¹⁾ 藤 健彦⁽¹⁾ 原田 寛⁽²⁾ 瀬々 昌文⁽³⁾
Eiichi TAKEUCHI Takehiko TOH Hiroshi HARADA Masafumi ZEZE
 田中 宏幸⁽³⁾ 北條 優武⁽⁴⁾ 石井 孝宣⁽⁵⁾ 重松 清⁽⁶⁾
Hiroyuki TANAKA Masatake HOJO Takanobu ISHII Kiyoshi SHIGEMATSU

抄 録

現在の連鋳プロセスは、生産性、品質の点から高い完成度にある。このプロセスを更に進化させ、来世紀においても経済性、技術性の両面で魅力あるプロセスに発展させるために電磁気力適用技術が大きな関心を集めている。新日本製鐵の電磁気力適用技術の代表例として、1) 電磁攪拌や、2) 電磁ブレーキによる鋳型内流動制御技術を挙げるができるが、ここでは電磁流体力学の視点からこれら流動制御の特徴を明らかにした。特にノズル吐出流と電磁力によって駆動された流れとの干渉や、電氣的境界条件によって変化する流れと電磁場の関係をシミュレーション実験や数値解析を通じて明らかにすると共に、実湯試験によって得られた特徴ある冶金的効果の幾つかを紹介した。更に最近関心が高まりつつある 3) 交流磁界による連鋳初期凝固制御技術の概念をシミュレーション実験結果に基づいて示すと共に、溶鋼の鋳造試験結果を紹介し、この技術の実用可能性を明らかにした。

Abstract

The continuous casting process is now on a very high level so far as productivity and quality are concerned. To achieve further progress in cost and technology toward the coming century, the MHD application technology is receiving wide attention. A typical example of the MHD application technology at Nippon Steel Corporation is the in-mold flow control technology employing 1) electromagnetic stirring and 2) electromagnet braking. The features of this flow control technology are described from the standpoint of MHD. Simulation experiments and numerical analyses were conducted to clarify the interference of the flow discharged from the nozzle with the flow driven by electromagnetic force and the relation between the electromagnetic field and the flow which changes with the electric boundary conditions. The characteristic metallurgical effects obtained from plant tests are introduced. The concept of initial solidification control technology employing 3) the AC magnetic field which has been attracting wide attention in recent years is described based on the results of simulation test and the results of casting test are introduced, clarifying the practical applicability of this technology.

1. 緒 言

この10年間の連続鋳造（以後、連鋳と記す）プロセスの発展はめざましく、数々の技術的課題を解決して広くに普及すると共に、来世紀に向けて一層の技術的飛躍の可能性を探るべく新鋳造プロセスの開発が随所で試行されるようになった。このような中、連鋳の生産性や鋳造製品品質のより一層の向上を狙ったり、新鋳造プロセス構築のための有力な要素技術として、電磁気力の新しい適用が大きな関心を呼んでいる。

図1に示すように、新日本製鐵の連鋳プロセスにおける本格的な電磁気力の利用は1960年中頃、鋳片内質改善を目的としたストランドプール内電磁攪拌の開発でスタートした。等軸晶比率向上を可能

にしたこの設備は70年代後半になると中心偏析、ポロシティ、及びリジング対策を目的に殆どの連鋳機に装備されるようになった。80年代に入ると鋼種拡大の中で懸案となっていた弱炭酸鋼の連鋳化を目的に鋳型内電磁攪拌技術が開発されるが、この技術は当初の狙いのCO気泡抑制のみならず、鋳片表面の縦割れ防止や表層介在物低減などの効果が見い出され、現在、鋳片表面品質の改善のために幅広く活用されている。更に80年代後半になると高速鋳造を目的として、鋳型内電磁ブレーキ技術が注目を集める事になるが、新日本製鐵では鋳片幅方向にわたって均一に直流磁界を印加する新しいタイプの電磁ブレーキの技術開発に取り組み、従来の局所型電磁ブレーキで課題となっていた冶金効果の一層の安定化を解決すると共に、混合抑制という新機能を発見し、その適用範囲を拡大しつつある。

*⁽¹⁾ 技術開発本部 プロセス技術研究所 製鋼プロセス研究部
主任研究員 Ph.D.
*⁽²⁾ 技術開発本部 プロセス技術研究所 製鋼プロセス研究部
研究員

*⁽³⁾ 技術開発本部 八幡技研部 主任研究員
*⁽⁴⁾ 技術開発本部 光技研部 研究員
*⁽⁵⁾ 名古屋製鐵所 製鋼部
*⁽⁶⁾ 大分製鐵所 設備部

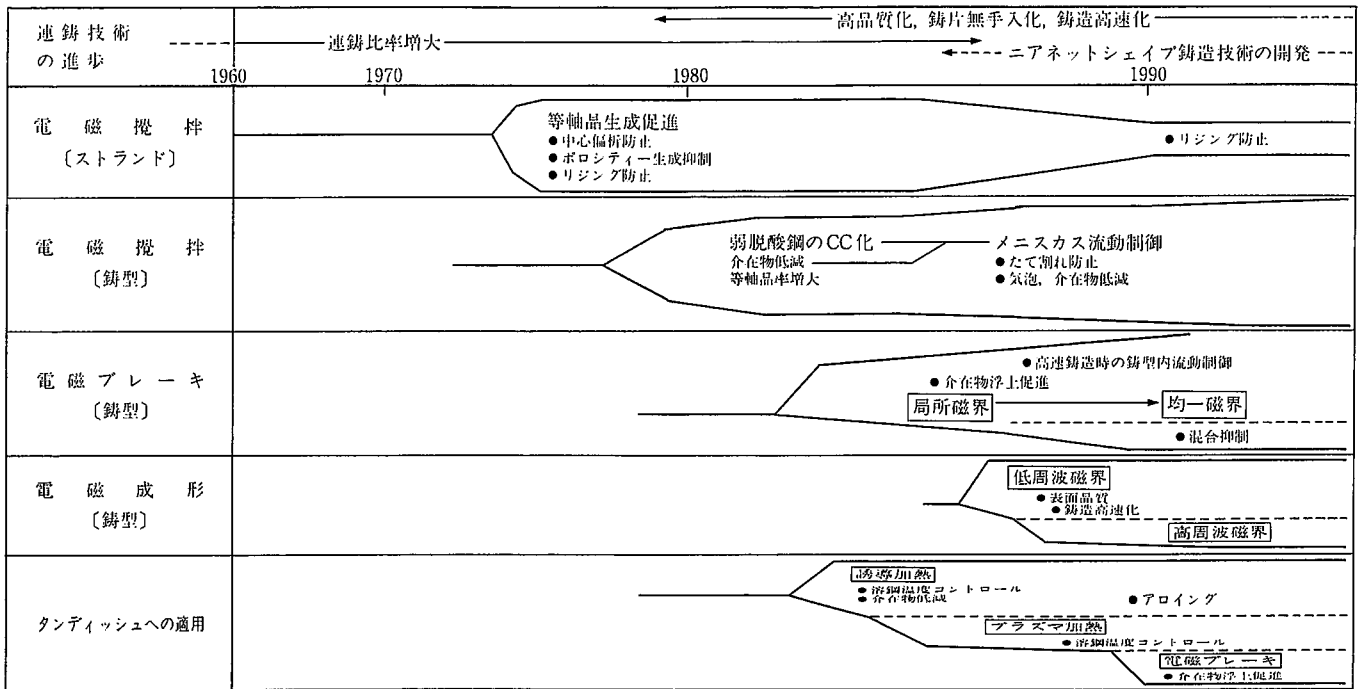


図1 連続鋳造プロセスへの電磁気力適用技術の変遷

本論文では、鋳型内電磁攪拌、及び均一型電磁ブレーキを中心に、これら技術の基盤をなす電磁流体现象の特徴とその冶金現象に及ぼす影響について明らかにする。更に最近研究開発が進展しつつある電磁気圧を利用した初期凝固制御について、その技術の基本概念や実湯試験による検証結果を紹介し、今後の連鋳プロセスにおける電磁力利用技術の発展性について言及する。

2. 移動磁界による鋳型内電磁攪拌技術

装置の概要を図2に示す。鋳型長辺部の水箱上部にはリニアモータが内装されており、これによって発生する鋳型全幅をカバーする移動磁界によって鋳型内メニスカス近傍の溶鋼を水平方向に回転駆動させる事ができる。又、ここでは電磁攪拌効率を高めるためにいくつかの新技术が織り込まれており、例えば銅-ステンレス複合冷却板や低電気伝導度の薄肉銅板の使用、及び10Hz以下の低周波移動磁界の採用などによって磁束密度の減衰を最小限に抑えることに成功している。更に低融点合金実験や数値解析により、リニアモータとメニスカス間の距離もメニスカス流速や流動パターンに大きな影響を与える事等が解析予測され、これらの結果に基づいた設備的対

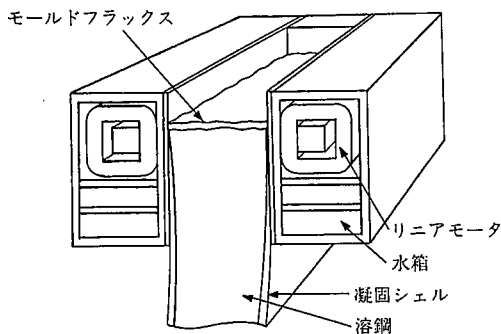


図2 鋳型内電磁攪拌装置の概要

応が織り込まれている。

2.1 鋳型内流動の数値シミュレーション

溶鋼プール中を移動する磁界によって溶鋼中に電流が誘起され、これらの相互作用によって発生するローレンツ力によって溶鋼が駆動される。しかしながら誘導電流のパスは周囲の電氣的境界条件によって大きく影響を受け、電磁気力は必ずしも鋳型幅方向成分のみではない。又鋳型内プール内には浸漬ノズルからの吐出流によって引き起こされた流動があり、リニアモータによって駆動された流れとの干渉が発生する。

このような複雑な系において、鋳型内電磁攪拌の冶金効果を効率的に享受するためには、流れ場の予測が不可欠となる。電磁場中の熔融金属の挙動は、電磁流体力学(MHD)近似を施したMaxwellの方程式(1)~(3式)²⁾、Ohmの法則(4式)、及び非圧縮性流体の連続の式(5式)、Navier-Stokesの式(6式)を連成して数値的に求める事ができる。

$$\nabla \times E = -\partial B / \partial t \quad \dots\dots(1)$$

$$\nabla \times B = \mu J \quad \dots\dots(2)$$

$$\nabla \cdot B = 0 \quad \dots\dots(3)$$

$$J = \sigma(E + U \times B) \quad \dots\dots(4)$$

$$\nabla \cdot U = 0 \quad \dots\dots(5)$$

$$\rho \{ \partial U / \partial t + (U \cdot \nabla) U \} = -\nabla P + \nu \rho \nabla^2 U + \rho g + J \times B \quad \dots\dots(6)$$

図3, 4に解析結果の一例として、鋳型内電磁攪拌流動に及ぼすノズル吐出角度の影響を示す。数値解析の手法として、磁場解析には有限要素法、流れ場の解析としてLES(Large Eddy Simulation)/差分法を用いた。なお、鋳型形状は幅1830mm、厚み280mm、鋳造速度は1.3m/minの条件で計算を行った。図3(a), (b)は吐出角度15度の場合のプールC断面の鋳型メニスカス位置及びプールZ断面の凝固シェル前面位置での流速分布を、電磁攪拌しなかった場合と電磁攪拌を行った場合についてそれぞれ示したものである。電磁攪拌を行わない場合、ノズル吐出流は鋳型短辺に衝突し、反転上昇してメニ

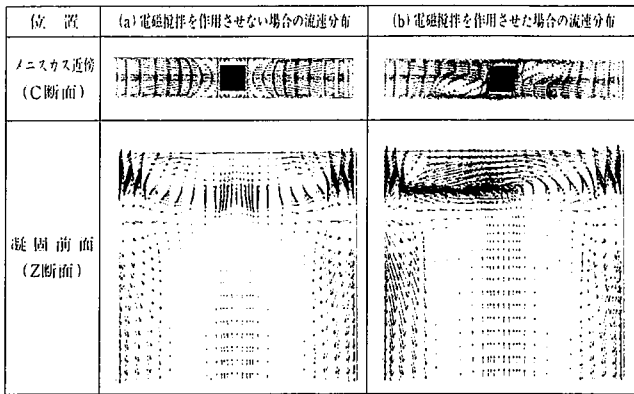


図3 鋳型内電磁攪拌流動に及ぼすノズル吐出流の影響($\theta=15^\circ$)

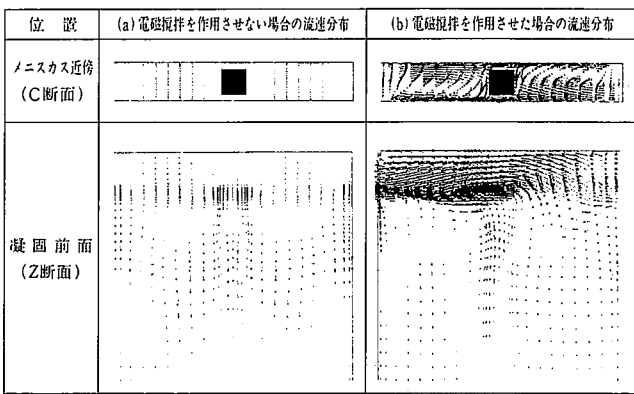


図4 鋳型内電磁攪拌流動に及ぼすノズル吐出流の影響($\theta=35^\circ$)

スカスで鋳型中央に向かって流れを形成する(図3(a))。この流動状態を基に電磁攪拌を行うと、反転流とローレンツ力が同方向の部位では流れは加速される一方、互いに逆方向の部位では淀みが発生し、結果としてメニスカスにおいて鋳片周方向にわたって必ずしも均一な旋回流を得ることは出来ない(図3(b))。一方、ノズル吐出角度を 35° と大きくした場合には、メニスカスに反転流は現れにくくなるため(図4(a))、電磁攪拌によって駆動される流れは反転流による影響を受けず比較的均一な旋回流が形成されている(図4(b))。

長辺のシェル前面の流動についてマクロ的に見ると、ノズルの吐出角度の大小にかかわらず、電磁力印加によってノズルと凝固シェル間の淀み部が解消しているのがわかる。

2.2 鋳型内電磁攪拌の鋳片品質に及ぼす影響

2.2.1 弱脱酸鋼連铸時のCO気泡抑制

鋳型内メニスカス近傍において一定流速以上の均一な旋回流が得られるように、ノズル吐出角度及び電磁攪拌推力を選択し、表1に示す条件で弱脱酸鋼を鋳造した。

凝固前面に流動を作用させることによって凝固時に発生するCO気泡は抑制される⁹⁾。図5に示すように気泡発生の溶鋼中臨界自由酸素濃度はメニスカス部での旋回流速と共に増大する傾向にある。これは凝固前面における溶質成分の濃化を流動によって緩和し、これによって凝固界面におけるCO気泡発生反応が抑制されたためである。

2.2.2 鋳片表層介在物の捕捉防止

薄板アルミキルド鋼の鋳造において鋳型内電磁攪拌を適用したと

表1 鋳型内電磁攪拌による低炭素鋼の鋳造条件

鋼種	低炭弱脱酸鋼
鋳造温度	1562±12°C(タンディッシュ内)
鋳造速度	0.06~1.10m/min
鋳型形状	1120~2100mm(幅)×250mm(厚)
メニスカス~コア間距離	50±10mm
最大磁束密度	0.048T

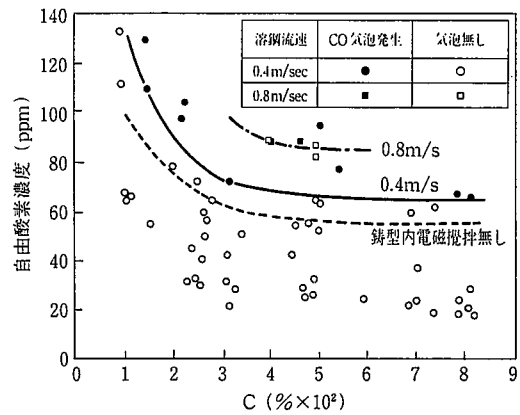


図5 鋳型内電磁攪拌による鋳片表面CO気泡の抑制

ころ鋳片表皮下10mm内のアルミナ系介在物は大幅に低下した⁹⁾。図6に示すように、その低減効果は鋳片幅中央部において著しいが、この場所は電磁力を作用させない場合、反転流が互いに衝突し滞留する部位に相当しており、電磁力によりノズルと凝固シェル間に発生する流れによって洗浄されたものと推定される。

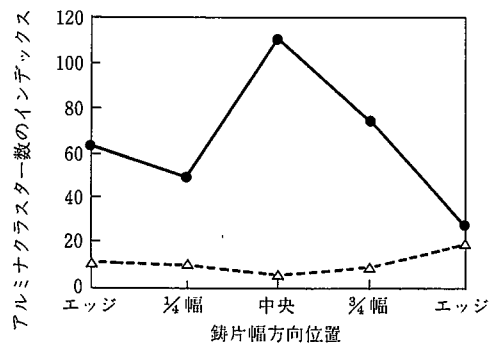
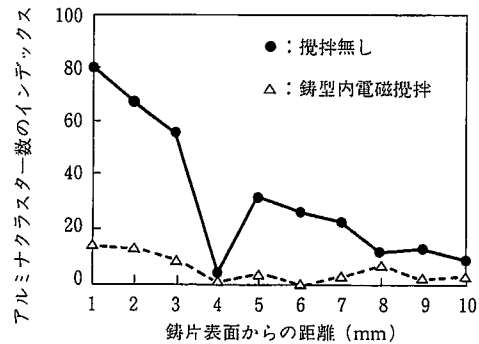


図6 鋳型内電磁攪拌による鋳片表層介在物の低減

2.2.3 縦割れ発生防止

中炭素鋼の鋳造において、鋳型内電磁攪拌装置によって凝固初期のシェル前面に流動を付与した場合の、鋳片表面に発生する縦割れの発生率が低下する様子を図7に示す⁴⁾。これも前述した攪拌流による凝固シェルの洗浄作用によるもので、シェル厚の均一化及びデンドライト樹間偏析低減がもたらされたためと考えられている。

2.2.4 オッシレーションマーク深さの減少

攪拌流による鋳片表面オッシレーションマーク深さの変化を図8に示す⁴⁾。流速の増大に伴いマーク深さは浅くなり、同時に深さのばらつきも低減していることが分かる。この現象は攪拌流動によってメニスカスの温度が上昇、均一化されて初期凝固シェルの成長が抑制されると共に、パウダーの粘性が低下して、鋳型オッシレーションに伴うシェル先端でのパウダー流入時の動圧が低下したものと考えられる。ちなみに鋳型内攪拌によってパウダー消費量が20%程度増加していることや、マーク表皮下組織のフック長さが短くなる事など、この推定を裏付ける結果が得られている。

3. 均一直流磁界による鋳型内流動制御技術

直流磁界適用の代表例として、鋳型内電磁ブレーキ技術が各社で試行されている。この技術は、浸漬ノズルからの吐出溶鋼流れを直接制御しようとする局所印加方式⁵⁾に始まったが、制動効果や得られる冶金効果の安定性など幾つかの課題を抱えていた。新日本製鐵では鋳片全幅にわたって均一な直流磁界を印加する事によって、安定に鋳型内流動を制御する技術⁶⁾を開発すると共に、従来の鋳片品質向上に加え混合抑制という新たな機能⁶⁾を見いだした。

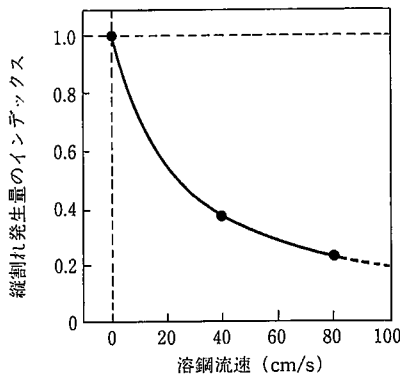


図7 鋳型内電磁攪拌による鋳片表面縦割れ発生低減

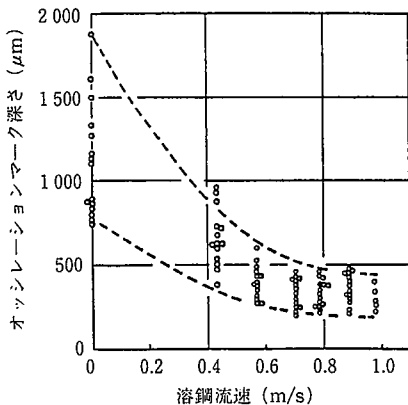


図8 鋳型内電磁攪拌によるオッシレーションマーク深さの低減

3.1 均一電磁ブレーキによる鋳型内流動制御のシミュレーション

3.1.1 水銀モデル実験

実験装置の概要を図9に示す。この装置はステンレス製のプール容器、タンディッシュ及び直流電磁石から構成されている。本体容器は100mm厚、600mm幅、1500mm高さの容量をもち、U字管構造によりメニスカスレベルを一定に保ちつつ所定の鋳造速度に相当する量の水銀を循環させる事ができる。磁界は鋳片厚みを横切るように印加され、高さ方向に磁束密度分布を持つものの、幅方向では均一に分布しており、磁極中心位置での最大磁束密度は0.55Tである。

電磁石はプール高さ方向にその位置を変化させることができるが、ここでは磁極中心がメニスカスから[I]290mm、[II]135mmの2ケースについて実験を行い、プール内流速分布を測定した。これらの条件はノズル吐出流が短辺に衝突する位置より下方に磁場の中心を設けた場合、及びノズル吐出孔直下に磁場をセットした場合にそれぞれ相当する。尚、実機現象との相似性はフルード数、及びシュワート数で維持できるように実験条件を設定した。水銀プール内の流速は、Vives型のセンサーを使用した。

図10に条件[I]の場合の流速分布測定結果を示す。磁場を印加しない場合、ノズル吐出流は短辺に衝突した後、上昇流と下降流に分かれ、下降流はプール奥深くまで侵入した後、中心部で上昇する循環流を形成する。上昇流はメニスカスまで到達した後、短辺からノズルに向かう流れとなる。一方、0.35Tの磁界を印加した場合、磁場帯下方での循環流が抑制される反面、メニスカス流速は加速されることがわかる。尚、図中×点では外部磁場が大きいため精度の点

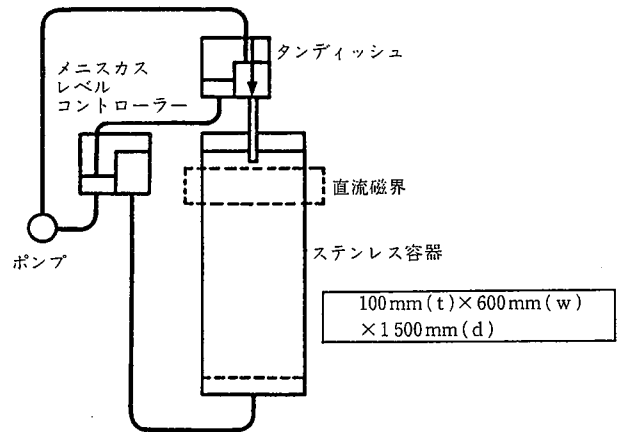


図9 水銀モデル実験装置の概要

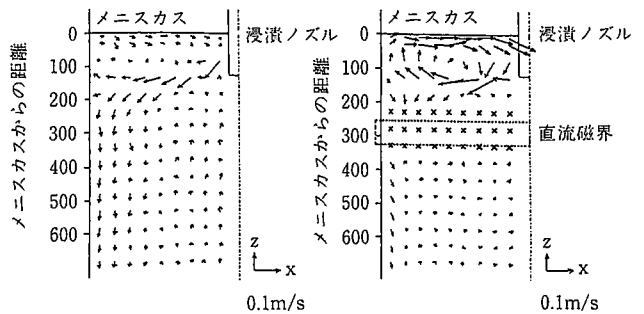


図10 水銀モデル実験による均一電磁ブレーキ流動制御のシミュレーション(ケースI)

から流速測定を行っていない。図11にプール短辺から20mm、深さ630mm位置での下降流速の磁束密度による変化を示す。尚、下降流は鋳造速度で規格化しており、この下降流速が1となるとプラグフロー化されていることになる。[I]の条件では短辺下降流速の減衰は小さいのに対し、[II]の条件では0.3T以上で短辺下降流は急激に減衰し0.55T近傍でほぼ均一化されている。

このように、均一磁界の適用によって磁場帯下方の循環流が抑制されると共に、均一磁界とノズル吐出孔の位置関係を選択することにより、メニスカス部を攪拌したり、一様な下降流を得ることができることが明らかとなった。

3.1.2 数値シミュレーション

外部から印加された直流磁界が移動する導電性流体に作用する場合、流体中には電流が誘起される。流体中を流れる電流はその系の電氣的境界条件、流速分布、磁場分布に基づき、電流の保存則を満たすように回路を形成する。ここで、流体中に作用する制動力は誘導電流の中で外部磁場と直交する成分のみであることや、このようにして形成された電流パス中には制動方向とは逆向きの成分も存在しているため、実際の制動現象は単純ではない。特に連鋳鋳型内プールのような複雑な系において電磁ブレーキによる流動制御を行なうためには、その機構の基本的な理解が不可欠なのである。

電磁場に関しては、(1)~(4)式に示すMHD近似、並びに電流の連続性を基礎方程式に、(7)式に示す電位ポテンシャル法⁹⁾によって電流密度を求め、ローレンツ力を算出した。

$$\nabla \cdot (\sigma \nabla \phi) = \nabla \cdot \{ \sigma (\mathbf{U} \times \mathbf{B}) \} \quad \dots\dots(7)$$

尚、乱流モデルにはk-εモデルを用いた。電氣的境界条件は凝固シェルとして、プール容器のステンレス板を考慮した。又、流入の境界条件はノズル管内上部で十分発達した乱流を与え、ノズル吐出孔では自由噴流を形成させた。ノズル壁、容器壁前面の境界条件には対数則に従う壁関数を用いた。又、自由表面の影響は考慮していない。

均一磁界位置が[I]と[II]の条件において0.35Tの磁界を印加した場合の流速分布の計算結果をそれぞれ図12(a),(b)に示す。[II]は[I]に比べて、短辺部を下降する流速が小さくなって、殆どプラグフロー

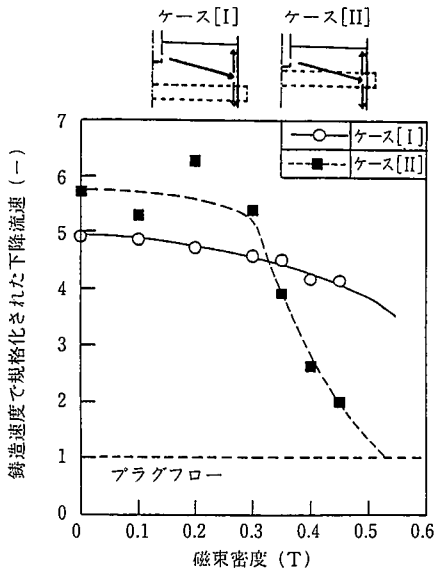


図 11 下降流速に及ぼす磁束密度の影響(水銀モデル実験)

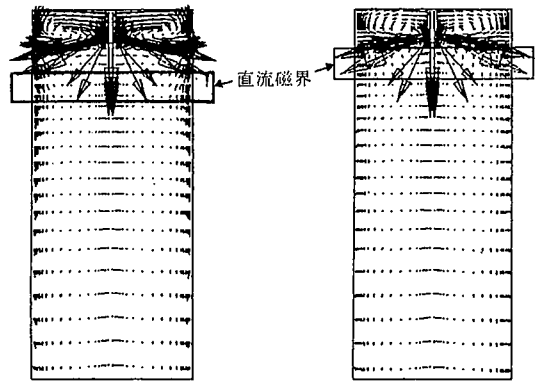
化されている。又、これら流速分布の計算結果は水銀シミュレーション実験における測定結果と良く一致している。

図13(a),(b)に[I],[II]の場合のプール内溶融金属内に誘導される電流分布の計算結果について示す。[I]の条件では、ノズル吐出流が短辺に衝突した後、その下降流が磁場帯を横切するため、プール内両短辺部に電位ポテンシャルの正負のピークが形成され、プール中には水平方向の電流回路が形成されることになる。その結果、ノズル吐出流の下方への侵入を抑制する電磁気力が作用し、磁場帯下方での循環流の形成が抑制される。ところが電位ピークの存在するプール内両サイドでは電流の方向が三次元的に変化するため、下降流を制動する電磁気力は弱まり、結果として短辺近傍の下降流の制動効果は小さくなる。一方、[II]の場合にはノズル吐出流が磁場帯を直接横切するため電流ループに対する電氣的境界条件の制約がない。又、このようにして形成される電流ループは吐出流れの制動に対し有効に作用しており、短辺近傍の下降流速も抑えられてプラグフロー化が一層進んでいることが理解される。

3.2 鋳片品質に及ぼす影響

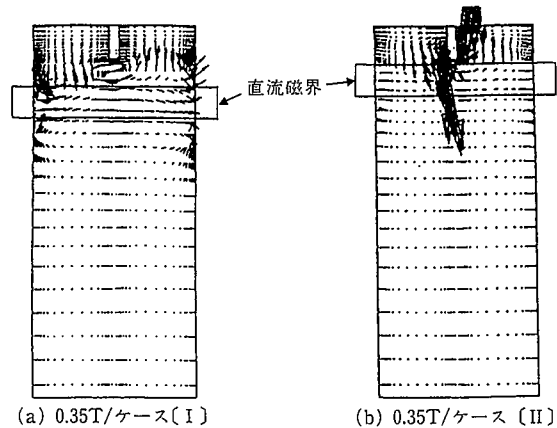
3.2.1 注入流の浸透深さ低減

1t規模の試験連鋳機で溶鋼を連続鋳造する際に、鋳型下部に設置した均一電磁ブレーキを作用させ、流動制御の冶金的效果について調査した。表2(a)の条件では鋳型内メニスカス内にワイヤーによ



(a) 0.35T/ケース[I] (b) 0.35T/ケース[II]

図 12 均一電磁ブレーキによる鋳型内流速分布の変化に関する数値シミュレーション結果



(a) 0.35T/ケース[I] (b) 0.35T/ケース[II]

図 13 誘導電流密度分布に及ぼす電磁ブレーキ位置の影響(数値解析結果)

て硫黄を添加した。0T の場合、吐出流れによってワイヤーは溶解し、プール内に添加されたトレーサーは下降流によってプール下部に浸透するが、0.55T の磁場を作用させた場合、トレーサーの浸入深さは、電磁ブレーキを作用させない場合に比べ約半分に減少した (図14参照)。この結果は、浸漬ノズルを通じて鋳型プール内に持ち込まれた介在物や気泡がプール深部に侵入し、浮上率が低下するのを防止する効果を示すものである。又、この実験において電磁ブレーキを作用させた場合の鋳型内メニスカスの温度変化を調査したところ、均一電磁ブレーキを作用させなかった場合に対して約10°Cの温度上昇がみられた。この現象も電磁ブレーキによって浸透深さが低減したためと説明される。

3.2.2 混合抑制

表2(b)の条件は、鋳型内電磁ブレーキ直下で溶融するように設計された鉄被覆ワイヤーを添加した実験である。0T の場合、プール全体で混合が進行するため、溶融したトレーサー元素は注入流によって拡散、混合されてプール上部に到達し、結果として図15(a)に示す如くスラブ断面全体に分布することになる。一方、0.55T の磁場を印加した場合には均一電磁ブレーキによって区分された下部プールで溶解、混合したトレーサー元素は上部プールに侵入することはなく、結果として得られた鋳片のC断面を観察すると、溶質濃度の高い部分が鋳片内部に閉じこめられたように分布している (図15(b)参照)。又、図16(b)に示すように鋳片厚み方向の濃度分布も急峻に立ち上がっており、ストランドプール内で均一電磁ブレーキによって混合抑制が行なわれていることを物語っている。

4. 電磁気圧による初期凝固制御

鋼の連続鋳片の表面はオッシレーションマークの生成によって特徴付けられるが、このマークは鋳型と凝固シェル間に潤滑剤として流入するモールドフラックス層を介して、振動する鋳型と引き抜か

表 2 均一電磁ブレーキによる中炭素鋼の鋳造条件

	(a)上部プールへのトレーサー添加	(b)下部プールへのトレーサー添加
鋼種	中炭アルミ・シリコンキルド鋼	中炭アルミ・シリコンキルド鋼
トレーサー	S	S, P
鋳造温度	1540°C	1530~1560°C
鋳造速度	0.5m/min	0.5m/min
鋳型形状	600mm(幅)×100mm(厚)	600mm(幅)×100mm(厚)
メニスカス〜コア間距離	920mm	920mm
最大磁束密度	0.55T	0.55T

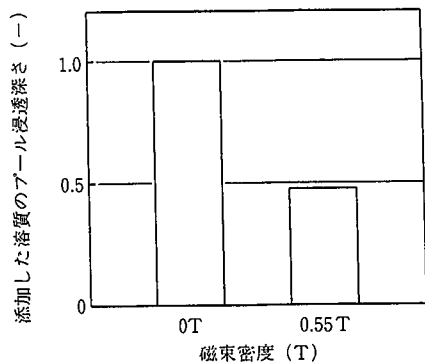


図 14 均一電磁ブレーキによるプール内浸透深さの変化

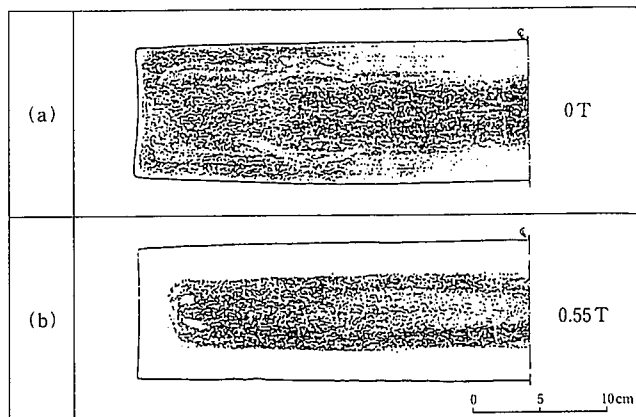


図 15 プール内添加したトレーサー[S]の鋳片C断面分布

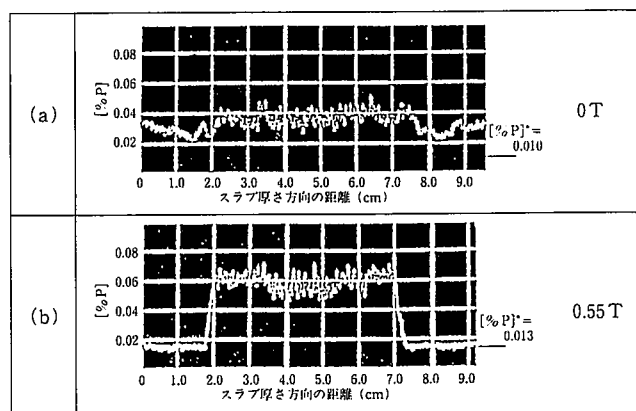


図 16 プール内添加したトレーサー[P]の鋳片厚み方向の濃度分布

れる凝固シェルの相対運動によって引き起こされると考えられており、鋳片表面性状を向上させる上で大きな障害となっている。著者らは、交流磁界中の液体金属の挙動に関する基礎研究において、電磁気圧によって液体金属の自由表面の形状制御やメニスカス近傍の静圧制御ができることを示した¹⁰⁾。この現象を利用することによって連続初期凝固を制御することが可能となる。すなわち電磁気力によってメニスカス形状及びモールドフラックスのチャンネルの形状を制御し、鋳型振動によりチャンネル内に発生する動圧を緩和して鋳型内潤滑の安定化を図り、鋳片表面性状を改善しようとするものである。

4.1 実湯試験結果

図17に装置の概要を示す。鋳型水冷ボックス中にはソレノイド状コイルが設置されており、その上端はメニスカスレベルとほぼ一致する。表3に鋳造条件を示す¹¹⁾。

実機連続鋳機によってNi系ステンレス鋼を鋳造した時に(a)電磁力を付与しない場合と、(b)付与した場合の鋳片表面性状と表皮下組織を写真1に示す。電磁力を付与しない場合、写真1(a)に示すように表面には周期的なオッシレーションマークが形成されており、この表皮下には典型的なNi正偏析も観察されている。オッシレーションマークの深さは付与する電磁力の磁束密度増加と共に減少し、約0.15Tで殆ど平滑な鋳片表面となる(図18参照)。又、マーク深さの低減と共にオッシレーションマーク谷部のNi偏析も軽減され、約0.1Tで消失することが確認されている。

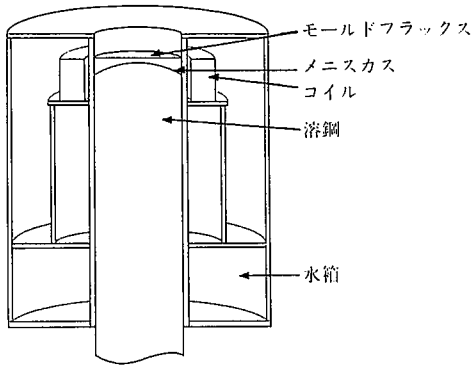


図 17 鋼の電磁初期凝固制御装置の概要

表 3 ステンレス鋼連鋳における電磁力による初期凝固制御の実験条件

鋼種	18-8ステンレス鋼
鋳造温度	1495~1518°C
鋳造速度	0.8~1.6m/min
鋳型形状	190mmφ
メニスカス~コア間距離	0±10mm
最大磁束密度	0.162T

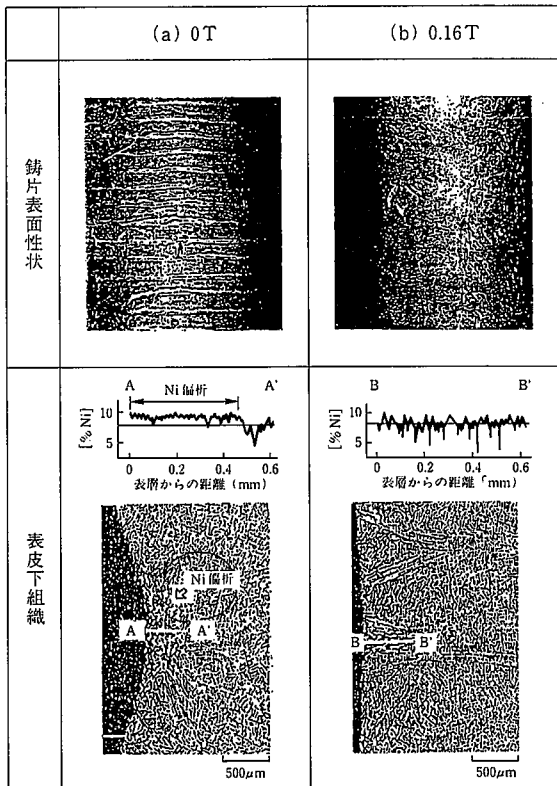


写真 1 ステンレス鋼の連鋳における電磁気圧による初期凝固制御
 (a) 電磁気力を付与しない場合の鋳片表面性状と表皮下組織
 (b) 電磁気力を付与した場合の鋳片表面性状と表皮下組織

4.2 初期凝固現象制御の機構

鋳型内溶鋼プールに作用する電磁力と溶鋼静圧とのバランスからメニスカス形状を算出すると共にプール内流速分布を求め、続いて

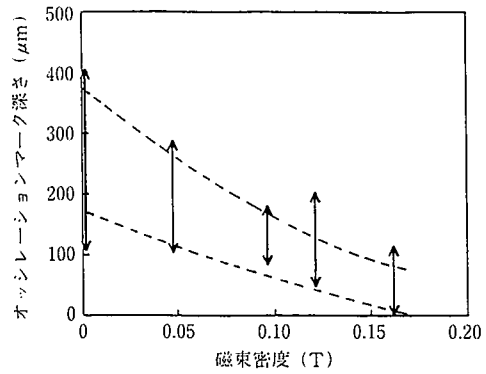


図 18 磁束密度の増加によるオシレーション・マーク深さの低減

(8)式に従い、差分法による伝熱と流動の定常連成解析を行い温度分布を求める¹²⁾。

$$\rho C \frac{\partial T}{\partial t} (h_{\xi} h_{\eta} T) = \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial r} (\lambda r \frac{h_{\eta}}{h_{\xi}} \frac{\partial T}{\partial r}) + \frac{1}{r} \frac{\partial}{\partial z} (\lambda r \frac{h_{\eta}}{h_{\xi}} \frac{\partial T}{\partial z}) \dots (8)$$

更に(9)~(11)式に従って、凝固シェルと鋳型壁間へのフラックス流入を計算し、フラックスチャンネル内の動圧を評価する¹³⁾。

$$Q = \{ \rho_l g l_r - \Delta P + 6 \mu_l \Delta v \varepsilon (l_r) \} / \{ 12 \mu_l \zeta (l_r) \} \dots (9)$$

$$P_d = P_0 + \rho_l g \chi + 6 \mu_l \Delta v \varepsilon (\chi) - \{ \rho_l g l_r - \Delta P + 6 \mu_l \Delta v \varepsilon (l_r) \} \zeta (\chi) / \zeta (l_r) \dots (10)$$

$$\varepsilon (\chi) = \int_0^{\chi} \{ 1/J^2 (\chi) \} d\chi, \zeta (l_r) = \int_0^{l_r} \{ 1/J^3 (\chi) \} d\chi \dots (11)$$

図19に鋳型内溶鋼プール中に発生した電磁気圧によりもたらされた静圧分布を示す。メニスカスは凸状になると共に、凝固シェルに作用する静圧が減少しているのがわかる。一方電磁誘導による溶鋼の発熱は放熱量に比して殆ど無視できるオーダーである。

図20に鋼の凝固開始領域の温度分布を示す。電磁力によりメニスカス形状の変形が促される一方、フラックス領域の拡大に伴う温度分布変化は凝固シェル先端直上におけるフラックスリムの成長を促すことになる。又、電磁力を印加しない場合と比較すると、チャンネルの厚みは拡大し、凝固シェル先端部に作用する動圧は減少する。このようにして鋳片表面に形成されるオシレーションマーク深さの減少は説明することができるが、フラックスチャンネル厚の拡

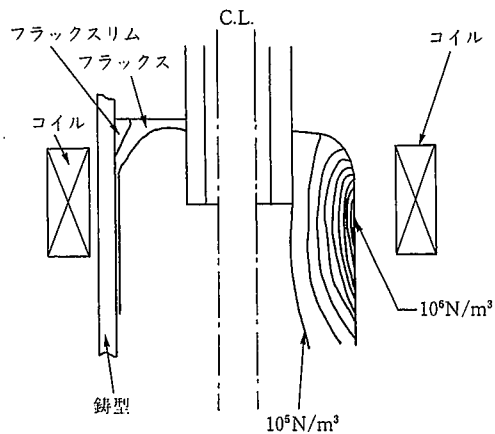


図 19 交流磁界印加によるプール内静圧分布の変化

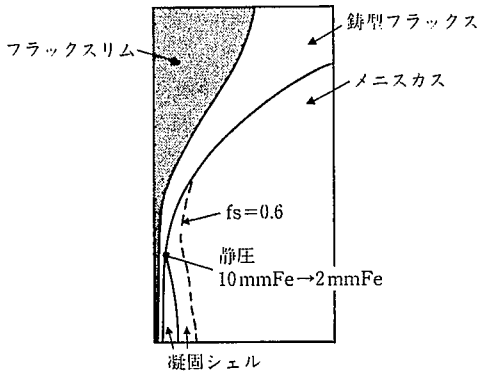


図 20 電磁気圧を付与した場合の初期凝固領域の温度分布

大による抜熱抵抗の増大は凝固シェル先端の後退、即ち湯面下凝固の発生を意味し、これも鋳片表面の平滑化に寄与していると考えられる。

5. 結 言

連続鋳造プロセスにおける電磁気力利用は、主として移動磁界を用いたストランド内プールの電磁攪拌に始まり、現在では鋳型内電磁攪拌や直流磁界による鋳型内電磁ブレーキによる鋳型内の流動制御への適用へと発展している。これらは従来連続プロセスの能力のより一層の向上を狙ったもので、鋳片表面品質に関しては1)メニスカス部の温度均一化と初期凝固の安定化、及び表層部の清浄化、更に鋳片内部品質に対しては2)介在物のプール深部への侵入防止や Ar 気泡の浮上促進などが挙げられる。

一方、攪拌や制動といった機能を直接的に利用するだけでなく、初期凝固制御としての1)凝固界面での反応制御による気泡抑制や、2)プール内混合抑制による鋳片表面の改質、並びに3)電磁気圧による初期凝固制御など適用範囲や方法は技術的にも高度化しつつある。これに応じて行くためには、電磁気力及び電磁流体现象の理解を前提とし、制御対象となる凝固プロセス事象の本質的理解が不可欠であることは言うまでもない。

記 号

B : 磁束密度 (T)
C : 比熱 (J/kg・K)

E : 電界 (V/m)
g : 重力加速度 (m/s²)
h_z : プール軸方向計算空間座標写像関数
h_r : プール半径方向計算空間座標写像関数
J : フラックスチャンネルの形状関数
J : 誘導電流密度 (A/m²)
P₀ : フラックスチャンネル入側の圧力 (Pa)
P_a : フラックスチャンネル内動圧 (Pa)
Q : フラックスの相対消費量 (m³/s)
r : モールドプール半径 (m)
T : 温度 (K)
t : 時間 (s)
U : 流速 (m/s)
Δv : モールドと凝固シェルの速度差 (m/s)
x : 鋳造方向の距離 (m)
λ : 熱伝導率 (W/m・K)
μ : 透磁率 (H/m)
μ_r : フラックスの粘度 (Pa・s)
ν : 液体金属の動粘性係数 (m²/s)
ρ : 液体金属の比重 (kg/m³)
σ : 液体金属の導電度 (S/m)
φ : 電位ポテンシャル (V)

参 照 文 献

- 1) 竹内栄一 ほか：鉄と鋼. 65(14), 1615(1983)
- 2) Hughes, W. F. et al. : The Electromagnetodynamics of Fluids. New York. John Wiley & Sons. 1966, 148p
- 3) 鈴木真 ほか：材料とプロセス. 5, 188(1992)
- 4) 湯山英俊 ほか：材料とプロセス. 1, 1220(1988)
- 5) Nagai, J. et al. : Iron and Steel Engineer. 61, 41(1984)
- 6) Takeuchi, E. et al. : Magnetohydrodynamics in Process Metallurgy. TMS. 1992, 261p
- 7) Zeze, M. et al. : Steelmaking Conference Proceedings. vol. 76. Dallas. 1993 -3, ISS-AIME, 267p
- 8) 竹内栄一 ほか：材料とプロセス. 4, 24(1991)
- 9) 米山泰章 ほか：製鉄研究. (335), 26(1989)
- 10) Miyoshino, I. et al. : ISIJ International. 29, 1040(1989)
- 11) 竹内栄一 ほか：材料とプロセス. 6, 1125(1993)
- 12) 藤健彦 ほか：材料とプロセス. 6, 1126(1993)
- 13) Takeuchi, E. et al. : Metallurgical Transactions B. 15B, 493(1984)