

電磁界鑄型による鋼の連鑄鑄片表面性状の改善

中田 等*・小北 雅彦*・森下 雅史*・綾田 研三*・蝦名 清*

Improvement of Surface Quality of Continuously Cast Steel by Electromagnetic Mold

Hitoshi NAKATA, Masahiko KOKITA, Masafumi MORISHITA, Kenzo AYATA and Kiyoshi EBINA

Synopsis : In order to improve surface quality of continuously cast steel, the investigation applying alternating magnetic field on initial solidification shell was carried out. The capacity of electric generator is 200kW, and frequency is 20kHz. Mold size is 150mm and 180mm square, and the upper part of mold is divided into 28 segments and surrounded with coil.

0.12% carbon steel which has high crack sensitivity, was cast to verify the effect of alternating magnetic field on the billet surface quality. Casting speed ranges from 0.4 to 1.3m/min. At the casting, a mold flux was used. Surface roughness caused by mold oscillation and meniscus fluctuation can be remarkably decreased by applying optimum magnetic flux density distribution. In case of no magnetic field, average surface roughness caused mainly by mold oscillation is about 600 to 700 μ m and the deepest one reaches to 1300 μ m.

However, when the electric power of 150kW is applied, the average roughness can be improved less than 300 μ m. When too much power is applied, the surface roughness worsens. It can be also cleared that there must be an optimum condition of the distance between coil and meniscus. The relation between the coil and meniscus position is an important factor to realize a soft contact situation between the solidified shell and mold.

Shell formation in the electromagnetic mold was also examined.

Key words : electromagnetic force ; continuous casting ; oscillation mark ; surface crack ; shell formation.

1. 緒言

近年、鑄片の完全無手入れ化、高速化を実現する手段として、アルミニウムの連鑄で実用化されている電磁界鑄造技術を鋼の連鑄に適用するために、多くの研究がなされている^{1)~4)}。

アルミニウムの連鑄で実用化されている高周波磁場を用いた電磁界鑄造技術^{5)~7)}は鑄型と鑄片表面の接触を断つか、もしくは弱めることにより鑄片表面性状の大幅な改善を可能としている。いっぽう鋼の鑄造に本技術を適用する場合には、その物性値、生産性の違いにより、電磁力で完全に保持して鑄造することは困難であるため、やはりアルミニウム連鑄で用いられているCREM法⁸⁾と呼ばれる電磁界鑄型と通常の銅鑄型との組み合わせ方式が適していると見られる。本方式は商用周波数を用いた鋼の鑄造実験によって鑄片表面粗度の改善に十分な効果が得られることが報告されている⁹⁾。しかしながらメニスカスの不安定性に起因するパウダー巻き込みの懸念があり、また初期凝固殻への加熱効果もあまり期待できない。

鋼の電磁界鑄造の狙いは初期凝固殻の生成、および変形に大きな影響をおよぼすメニスカス部溶鋼の高温化、初期凝固殻に作用する圧力分布やパウダー流入状態の改善、さらにはメニスカスの変動防止などであり、初期凝固状態を

改善することにより、鑄片表面欠陥が改善されると期待される。本研究では鑄片表面部に磁場を集中化させやすく、かつ初期凝固殻生成に多大な影響をおよぼすメニスカスの安定性に関して効果の大きい高周波磁場および、スリット付きの鑄型を用いた電磁界鑄造法の開発をめざした。

本報では鋼と溶湯密度のほぼ等しい錫を用いた溶湯の形状保持テスト、鑄造テストから、電磁鑄造技術を鋼に適用するための基礎データを得、この結果をもとに鋼用電磁界鑄型を設計し、鋼の連続鑄造を行った結果について報告する。

2. 鋼の電磁界鑄造のための磁場周波数の決定

錫のオフライン実験で判明したようにメニスカスの安定性を確保するためには鑄片サイズと磁場周波数の決定が非常に重要となる⁹⁾。電磁気力は圧力項と回転項に分解でき両者の比である磁気Womersley数 $\frac{L}{\delta}$ (δ : 磁場表皮深さ, L : 代表長さ)が大きくなるほど流動を引き起こす回転項が小さくなりメニスカスが安定すると報告されている¹⁰⁾。

錫オフライン実験で120mm ϕ ルツボで5kHz以上で界面が安定すると予測された。この場合の磁気Womersley数から150mm角の鋼を鑄造するとして周波数を決定すると9kHzとなるため、電源周波数は余裕をみて20kHzに選定した。

Table 1. Properties and characteristic parameters of molten Tin and Steel.

Item	Sn	Fe
Characteristic length (m)	0.12	0.15
Electric conductivity ($\Omega^{-1}\text{m}^{-1}$)	1.95×10^6	0.7×10^6
Frequency (Hz)	5000	9000
Magnetic Womersley number	24	24

た。計算に用いた物性値をTable 1に示す。

3. 実験方法および鑄造条件

鑄造に用いた試験連続鑄機をFig. 1に示す。また鑄造条件についてはTable 2に示す。電磁界鑄型は28分割のコールドクルーシブルタイプの鑄型であり、下部の通常の冷却水が上部のスリット部にも流れる構造となっている¹⁾。

上部には5ターンで100mm高さ、または4ターンで40mm

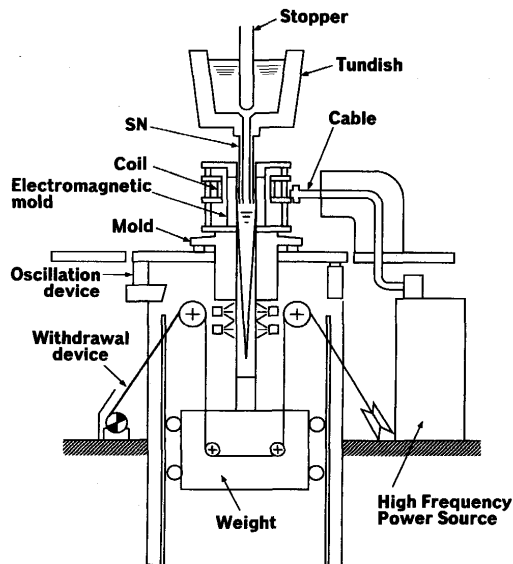
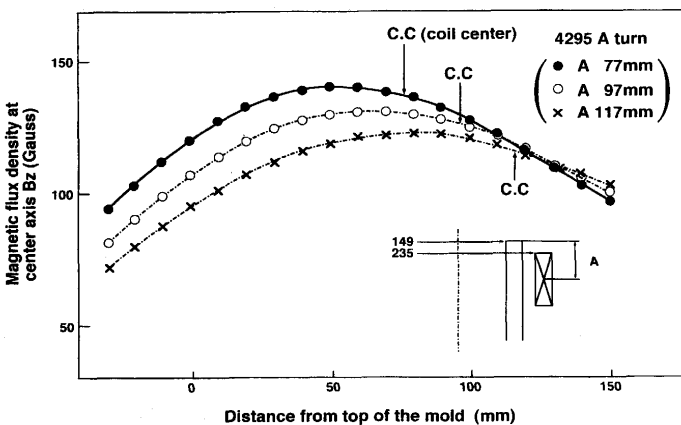


Fig. 1. Block diagram of continuous casting test machine.



(a) Magnetic flux density along the center axis.

inner size of mold : 149mm
inner size of coil : 235mm

Table 2. Casting conditions.

Steel grade	: 0.12%C
Billet size	: 150mm, 180mm square
Casting speed	: 0.4~1.3m/min
Mold oscillation	: 1~3Hz stroke 6~10mm
Electric generator	: 20kHz, max 200kW

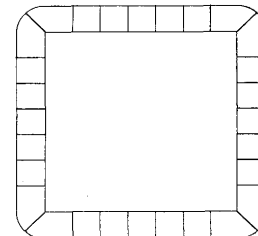


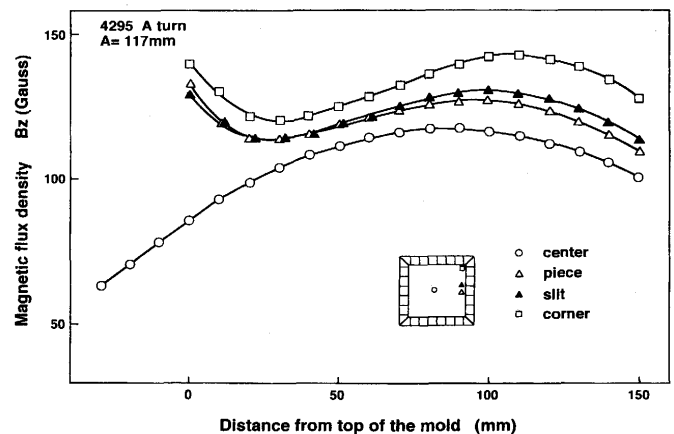
Fig. 2. Top view of divided mold for steel.

高さのコイルが設置されている。Fig. 2に分割鑄型を上部から見た図を示す。電源周波数は20kHzであり、電源容量は最大200kWである。ビレットサイズは150mm角、および180mm角であり鑄造速度は0.4m/minから1.3m/minまで実験を行った。鑄造鋼種は鑄造時に表面性状が悪化しやすい0.12%Cの亜包晶鋼の鑄造を主として行い、潤滑剤としてフラックスを使用し、鑄型振動を行った。

4. 分割鑄型内磁場分布

Fig. 3 (a)に鑄型上端からコイル中心までの距離(A)を変化させた時の軸芯部の磁束密度のZ方向成分 B_z をサーチコイルを用いて測定した結果を示す。磁束密度の最大点はコイル中心より少し上部にずれ、またコイル位置が下がるにつれて磁束密度の最大値は小さくなっていることがわかる。これは分割鑄型の存在によるものと考えられる。

Fig. 3 (b)には分割鑄型の各部分での B_z の測定結果を示す。磁束密度はピース中央、スリット部、コーナー部の順に強



(b) Magnetic flux density at various points in the mold.

Fig. 3. Magnetic flux density distribution in electromagnetic mold.

くなっていることがわかる。

5. 鋼の鑄造実験結果および考察

5・1 鑄片表面と電源出力の関係

Fig. 4 に鑄型振動が $1\text{ Hz} \times 10\text{ mm}$ の場合の電磁力を印加しない場合と 154 kW の電磁力を印加した場合の鑄片表面性状を示す。なおコイル中心は静止メナスカス位置より 57 mm 下とした。

電磁力を印加していない鑄片には鑄型振動に対応した周期的な深いオシレーションマークが認められるのに対し、電磁力を印加した鑄片の表面肌は平滑となり、大幅な改善効果が認められる。

Fig. 5 に同一のコイル配置でコイル電流を変化させた時のピース中央部の鑄片表面粗度を形状測定装置を用いて測定した結果を示す。電磁力を印加しない場合は平均表面粗度が $600 \sim 700\ \mu\text{m}$ 、また深いものでは $1300\ \mu\text{m}$ もの凹みが認められるのに対し、鑄造速度が 0.7 m/min の場合、 150 kW 以上の電磁力を印加すると表面粗度の平均値は $100 \sim 300\ \mu\text{m}$ まで

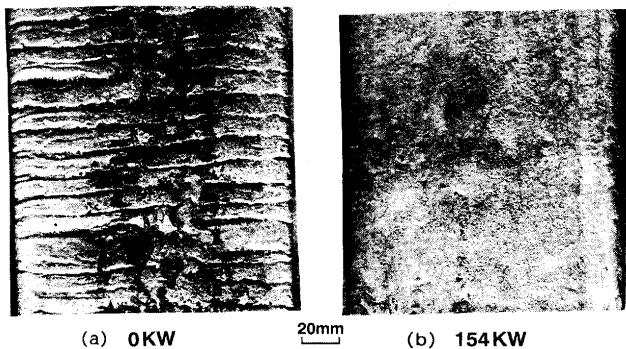


Fig. 4. Surface appearance of cast billet. (casting speed: 0.7 m/min , mold oscillation: $1.0\text{ Hz} \times 10\text{ mm}$, $0.12\% \text{ C-steel}$)

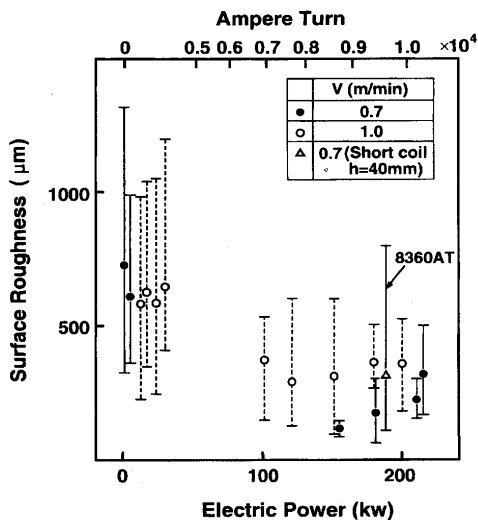


Fig. 5. Influence of the electric power on the surface roughness of cast steel.

改善される。また印加電力が大きすぎると鑄片表面粗度が逆に少し悪化する傾向にある。これは一つには溶鋼内部に誘導される電磁力が大きくなる結果、内部流動が大きくなり、湯面変動が生じるためと考えられる。また後で説明するようにメナスカスと鑄型との接点が変わることによって初期凝固殻に作用する磁気圧分布が変化するためであるとも考えられる。

鑄造速度が 1.0 m/min の場合の電磁界鑄造時の鑄片表面粗度は 0.7 m/min の場合よりも悪くなっている。この場合、 0 kW でのオシレーションマーク深さをそろえるため通常の高速鑄造の場合とは異なり、ネガティブ時間一定の条件で鑄造を行っている。したがって上記の原因は鑄造速度が増加したために凝固殻が薄くなり、パウダーフィルムも薄くなるため、鑄型振動の影響で初期凝固殻が変形しやすくなったため、表面粗度の改善効果が低減したと考えられる。また分割鑄型スリット部のオシレーションマーク深さはピース中央部の深さに比べ、若干深くなっている。

5・2 コイル位置と鑄片表面粗度の関係

Fig. 6 にコイル位置を変化させた時の鑄片表面性状を示す。(a) はコイル位置が高く(コイル中心から静止メナスカスまでの距離 17 mm) 電力が 180 kW の場合、(b) はコイル位置が低く、(コイル中心から静止メナスカスまでの距離 57 mm) 電力が 150 kW の場合である。この結果よりコイル位置が低く、電力が小さい後者の場合のほうが鑄片表面性状は改善されていることがわかる。

ここで、印加電力を両者で変えた理由は後で述べる接触圧力の差を明瞭にするためである。また Fig. 5 より電源出力が 120 kW 以上ではコイル位置が同じであれば表面粗度はあまり変化しないがコイル位置を変化させてメナスカスとコイル中心の距離を接近させると表面粗度が悪くなることがわかった。

次に Fig. 6 に示す両者の場合について初期凝固殻に作用する圧力の計算を行った。磁場解析と表面形状の計算はたがいに連成させ、収束計算を行うことにより圧力を求めた。計算は簡単のため 2 次元モデルを用い¹²⁾、分割鑄型の存在は無視した。また自由表面の計算には溶鋼流動および表面張力項は無視した。実験には 20 kHz の高周波磁場を使用しておりピレットサイズが大きいため、内部流動が生じにくく、自由表面形状にあまり影響を与えないことからこの仮定は妥当であると考えられる。両者の盛り上がり高さの計算値は各々 25 mm と 12 mm となり、オフラインでの錫溶解時におけるメナスカス形状によく一致している。このため初期凝固殻に作用する磁気圧を上記手法を用いて計算しても妥当であると考えられる¹²⁾。

Fig. 7 に静圧から磁気圧を引いた初期凝固殻に作用する全圧を示す。図中、実線 A はコイル位置が高く電力が 180 kW の場合、破線 B はコイル位置が低く、電力が 154 kW の場合の全圧を示す。初期凝固殻に作用する全圧は B の場合の方

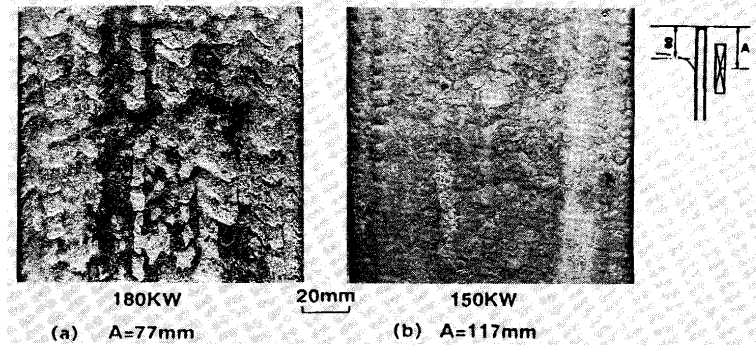


Fig. 6. Surface appearance of cast billet. (casting speed: 0.7m/min, mold oscillation: 1.0Hz×10mm, 0.12%C-steel A: Distance from mold top to coil center)

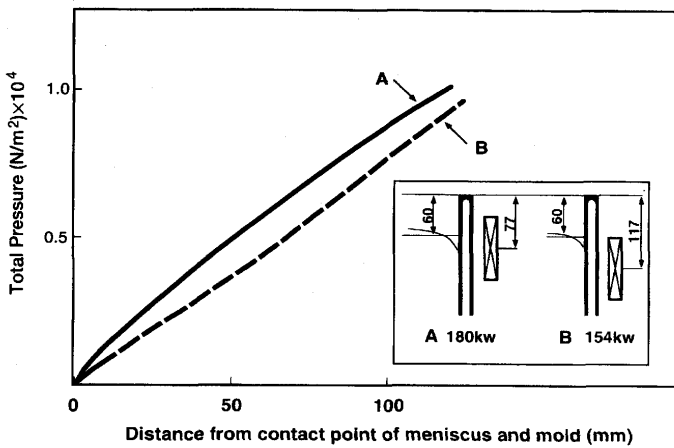


Fig. 7. Pressure distribution along solidified shell.

がAに比較して小さく、初期凝固殻の軟接触化が達成されており、鑄片表面性状の改善が期待できる。

分割銅鑄型を用いた高周波磁場による電磁界鑄造における表面品質の改善効果について磁気圧、加熱のいずれの効果が支配的であるかを調査するために高さの低いコイル(40mm)を用い、静止メナスカス位置とコイル中心までの距離を30mmとし、鑄造実験を行った。この場合、初期凝固部に集中的に磁場が印加することになるので加熱効果も大きいと考えられる。事実、磁場印加中の溶鋼温度は5℃程度の上昇を示し、通常の電磁界鑄造時の溶鋼温度の上昇値の2~3℃より大きな値を示した。Fig. 5中にこの実験条件の表面粗度をあわせて示すが、顕著な改善効果は認められない。

以上の結果より鑄片表面性状の改善には初期凝固殻に作

用する磁気圧分布が重要であり、コイル位置とメナスカス位置との関係が大きく影響すると考えられる。

5・3 電磁界鑄型内での凝固殻生成状況

電磁界鑄造において鑄型メナスカス部に金を添加すると同時に鑄造および注入を停止した後、放射化法によって初期凝固殻の生成状況を調査した。Fig. 8に鑄造速度が0.7m/minで電磁場を印加した場合としない場合の凝固殻の生成状況を示す。白色の部分が生相であった部分で灰色の部分で凝固殻である。電磁力を印加した場合は凝固開始点の上部に液相の部分が存在し、これが電磁力により保持されていた溶鋼部分と見られる。いっぽう電磁力を印加しなかった場合の鑄片の凝固開始点の上部には溶鋼は存在せず、凝固はメナスカス部より開始していることがわかる。また凝固初期のシェル厚は電磁力を印加した場合のほうが薄くなっている。Fig. 9に電磁力を変化させた時の0.12%C鋼の初期凝固殻の生成状況を示す。150kWと180kWで逆転は認められるものの、電磁力が増加するにしたがって凝固殻は薄くなる傾向にあることがわかる。これは一つには電磁場による発熱効果による溶鋼温度の上昇、二つ目には電磁力により生じる流動により凝固が抑制されたためであると考えられる。

また3秒後にはシェル厚の差は少なくなっており、鑄型内の凝固数は電磁場を印加した場合としない場合ともほぼ等しく、凝固数は $20.8\text{mm}/(\text{min})^{1/2}$ となり、時間が経過すればシェル厚はほぼ同じになることがわかった。

また、電磁界鑄造ではマクロ的に見た熱フローはFig.10の右図に示したようになり、定常状態では以下の式が成立す

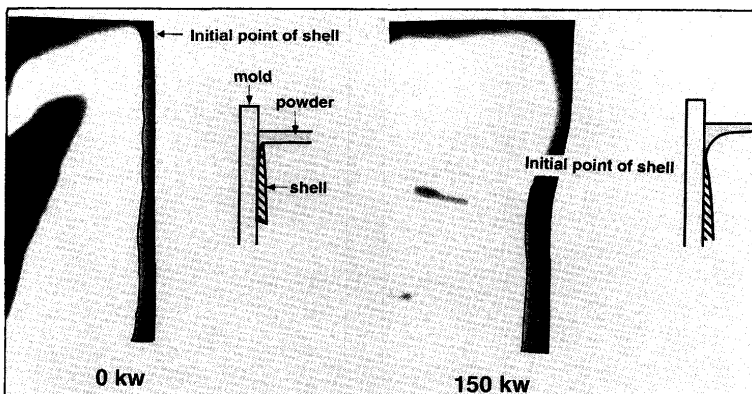


Fig. 8. Solidified shell formation near meniscus. (casting speed: 0.7m/min, mold oscillation: 1.0Hz×10mm, 0.12%C-steel)

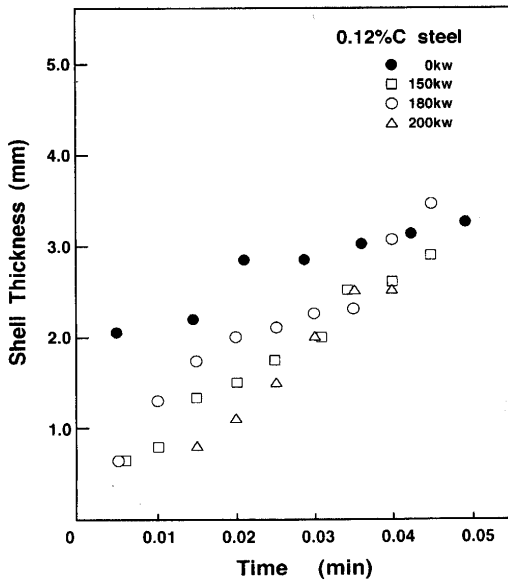


Fig. 9. Shell thickness at the initial stage of solidification.

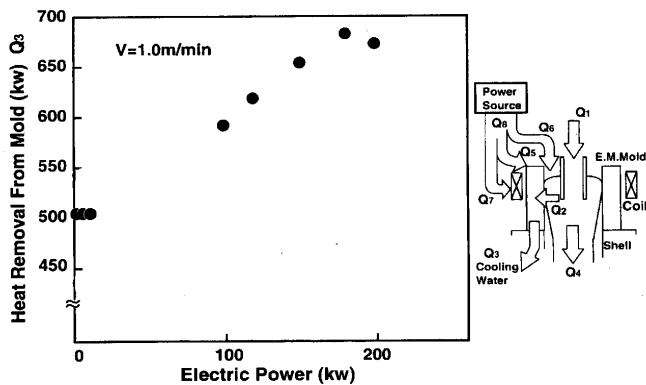


Fig. 10. Relation between electric power and heat removal from mold.

る。

$$Q_3 = Q_2 + Q_5 \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$Q_1 - Q_4 = Q_2 - Q_6 \quad \dots\dots\dots (2)$$

Q₃はFig.10に示すように印加電力が増加するにつれて増大することがわかる。Q₃は実測によって求められているため(1),(2)式より溶鋼からの抜熱量(Q₁-Q₄=Q₂-Q₆)を知るためにはQ₅, Q₆の値を知る必要がある。電磁界鋳型内にステンレスのダミーチャージを挿入して測定したオフライン実験よりQ₅, Q₆のQ₈に対する分配比率を決定し、これらの値より溶鋼からの抜熱量(Q₁-Q₄)を算出した。この結果をFig.11に示す。電磁界鋳型内での溶鋼からの抜熱量の算出値が、電力の印加によってほとんど変化せずほぼ一定の抜熱量を示すことがわかる。この結果はマクロ的に見た凝固定数が電磁力の印加いかんにかかわらずあまり変化しないという事実と一致する。

5・4 初期凝固殻の不均一度

Fig.12にはメニスカスより下部100mmの凝固殻内面の凝

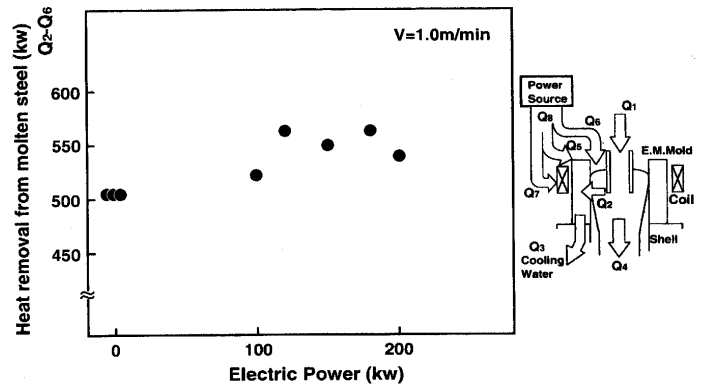


Fig. 11. Relation between electric power and heat removal from charge in the mold.

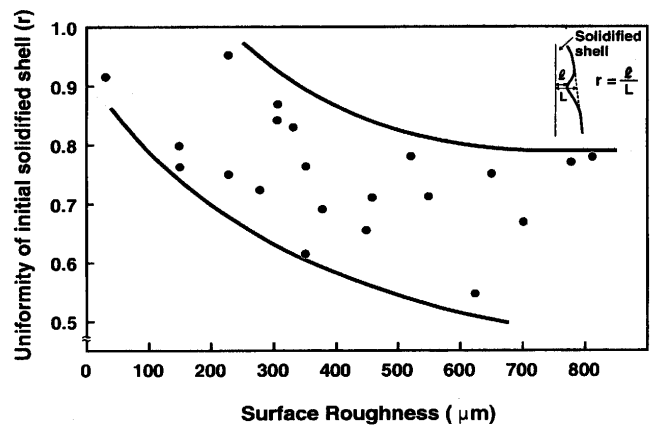


Fig. 12. Relation between surface roughness and uniformity of initial solidified shell.

固の不均一度と鋳片表面粗度との関係を示す。凝固の不均一度は図中に示すように正常部と凝固遅れ部の凝固殻厚の比で定義している。かなりばらつきは存在するものの鋳片表面粗度が浅くなるほど凝固殻の不均一は軽減される傾向があることがわかる。すなわち電磁界鋳造によって鋳片表面粗度を改善できれば凝固の不均一に対しても効果があると考えられる。

5・5 オッシレーションマーク直下の爪の生成状況

鋳造速度、ピレットサイズおよび電源出力を変化させた時のオッシレーションマーク直下の爪の発生頻度を調査した結果をFig.13に示す。爪の有無については十数個のオッシレーションマーク直下の凝固組織を現出させることによって調査した。この結果、電磁力を付加しない場合、かなりの頻度で爪の発生が認められるが電磁力を印加することにより爪の発生頻度は顕著に減少し、80kWで0になる。爪の生成原因については、ネガティブストリップ期に溶鋼側へ押し曲げられた剛性の高いシェル先端に溶鋼がオーバーフローして生じると言われているが¹³⁾、電磁力の印加によって初期凝固殻の軟接触化が実現され、鋳型振動の影響が初期凝固殻に影響をおよぼしにくいこと、電磁場による溶鋼および凝固殻の加熱および電磁力による溶鋼保持部の存在に

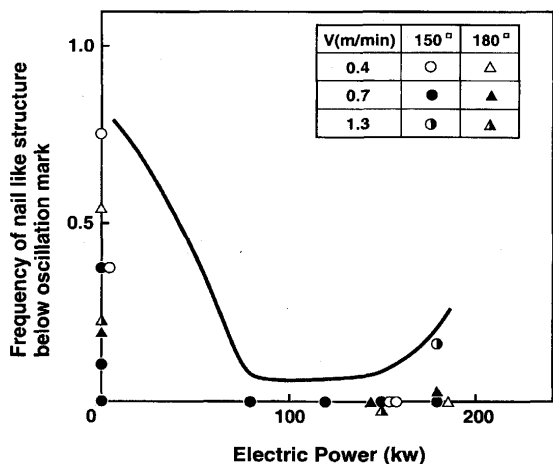


Fig. 13. Effect of electric power on appearance frequency of nail like structure below oscillation mark.

よって初期凝固殻開始点がメナスカス下部に存在するため湯面変動に影響されにくいことなどが考えられる。

また電源出力が大きい180kWで爪の生成頻度が少し高くなっているのは、電磁力による誘発された流れにより湯面の乱れが大きくなったためであると考えられる。

6. 結言

分割銅鑄型と高周波磁場を用いた0.12%の炭素鋼の電磁界鑄造を行い、以下の結果が得られた。

(1) 高周波磁場を初期凝固部に作用させることにより鑄片表面粗度の大幅な改善、およびオッシレーションマーク直下の爪の発生頻度の顕著な低減が可能となった。また電磁力については最適値が存在することがわかった。

(2) 鑄片表面性状の改善には初期凝固殻に作用する圧力分布が重要であり、軟接触を実現するためにはメナスカスとコイルの位置関係が重要な因子となる。

(3) 電源出力を増加すると凝固初期のシェル厚は薄くなり、表面粗度の減少とともに初期凝固殻の均一度も改善さ

れる。しかしマクロ的に見れば、電磁界鑄型内の凝固定数は付加電力の大きさにかかわらず顕著な変化は認められない。

記号

L : 代表長さ (m)

μ : 透磁率 ($N \cdot A^{-2}$)

σ : 導電率 ($\Omega^{-1} \cdot m^{-1}$)

ω : 角周波数 (rad/s)

$$\delta = \sqrt{\frac{2}{\mu\sigma\omega}}$$

Q1 : 注湯流によって鑄型に供給される熱量 (W)

Q2 : 鑄型内鑄片から電磁界鑄型への抜熱量 (W)

Q3 : 電磁界鑄型から鑄型冷却水への抜熱量 (W)

Q4 : 電磁界鑄型から鑄片が持ち去る熱量 (W)

Q5 : 電磁界鑄型の誘導発熱量 (W)

Q6 : 電磁界鑄型内鑄片発熱量 (W)

Q7 : コイル, ケーブル, 電源での発熱損 (W)

Q8 : 電源出力 (W)

文献

- 1) 佐々健介, 李 延挙, 浅井滋生: 鉄と鋼, 179 (1993), p.1075
- 2) 竹内栄一, 籾 健彦, 竹内英麿, 河合弘之, 松村省吾: 材料とプロセス, 6 (1993), p.1125
- 3) 田中 努, 栗田興一, 黒田篤彦: 鉄と鋼, 178 (1992), p.572
- 4) 大迫隆志, 中田正之, 小松政美: 材料とプロセス, 5 (1992), p.984
- 5) D.G.Goodrich, J.L.Dassel and R.M.Shogren: J.Met., (1982), p.45
- 6) J.L.Meyer, J.Szekely, N.EL-Kaddar and C.Vives: Metall. Trans. B, 18B (1987), p.539
- 7) Z.N.Getselev: J.Met., (1971), p.38
- 8) CH.Vives: Light Metals, (1987), p.769
- 9) M.Morishita, H.Nakata, K.Ayata, S.Koyama, Y.Hosokawa and H.Fukumoto: Proc. of TMS Annual Meeting, San-Diego, (1992), p.267
- 10) 第129, 130回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編), (1988), p.54
- 11) 実開平5-76653
- 12) H.Nakata and J.Etay: ISIJ International, 132 (1992), p.521
- 13) 竹内栄一, J.K.Brimacombe: 製鉄研究, 1324 (1987), p.59