

双ロール式ストリップ casting における 鑄片表面性状とメニスカス形状の関係

溝口 利明*・宮沢 憲一*²・上島 良之*³

Relation between Surface Quality of Cast Strips and Meniscus Profile of Molten Pool
in the Twin Roll Strip Casting Process

Toshiaki MIZOGUCHI, Ken-ichi MIYAZAWA and Yoshiyuki UESHIMA

Synopsis : Experiments of laboratory scale twin roll casting to observe strip surface quality and to detect contact point between molten metal and roll by immersing a refractory bar into the molten metal pool have been done using stainless and carbon steels and copper alloy to elucidate the relation between surface quality and meniscus behavior of molten metal. Furthermore, dynamic meniscus profile near the roll surface and critical casting speed controlling surface wrinkles have been theoretically analyzed.

With increasing casting speed, the depth of surface wrinkles became shallow and the flat surface was obtained. The observed critical speed for the wrinkle-free surface was roughly 0.45 to 0.6m/s for the cast metals. By the immersion of refractory bar over a depth, the solidification of columnar dendrite zone was delayed and the surface wrinkle was resultantly taken place. With increasing casting speed, the depth of bar to result in surface wrinkles increases and the contact point between molten metal and roll moves downward.

It has been theoretically found that the descent of meniscus increases with increasing casting speed and surface tension of molten metal and with decreasing the density. The surface wrinkle does not appear when the descent of meniscus is deeper than a critical value, because vibration of the molten pool surface due to the teeming flow becomes less influential for the contact point. A theoretical equation of the critical speed for preventing surface wrinkles has been presented to show that it increases with increasing the critical descent of meniscus and the density and with decreasing the surface tension.

Key words : strip casting ; twin roll process ; continuous casting ; surface quality ; rapid solidification ; solidification structure.

1. 緒言

双ロール casting において、鑄片の表面しわ（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、鑄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)}。双ロール鑄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⁾、表面性状に及ぼす鑄造速度や鑄造雰囲気の影響⁵⁾⁶⁾、鑄片縦割れに及ぼすメニスカス振動の効果⁷⁾、メニスカス振動と鑄片厚さ変動の測定⁸⁾などの研究の知見は報告されているが、鑄片表面の性状を決定するロール表面近傍での熔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 casting における鑄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種類の金属の鑄造実験、熔融金属/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鑄造速度について検討した。

2. 実験方法

2.1 実験条件

真空容器内に溶解炉とロールを設置した小型双ロール casting 装置⁹⁾（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合金の鑄造実験を行った。1回の鑄造量は約8kg、鑄造速度は約0.3~1.2m/sの範囲で変化させ、ロール/メタル間の接触弧長は約85mmで一定にした。注湯温度はSUS304鋼、S53C鋼、Cu-5%Sn合金で各々1783、1818、1393Kとし、初期ロ

平成6年9月27日受付 平成7年3月3日受理 (Received on Sep. 27, 1994; Accepted on Mar. 3, 1995)

* 新日本製鐵(株)プロセス技術研究所 (Process Technology Research Laboratories, Nippon Steel Corp.)

* 2 新日本製鐵(株)君津技術研究部 (Kimitsu R&D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Kimitsu, Kimitsu 299-11)

* 3 新日本製鐵(株)名古屋技術研究部 (Nagoya R&D Lab., Nippon Steel Corp.)

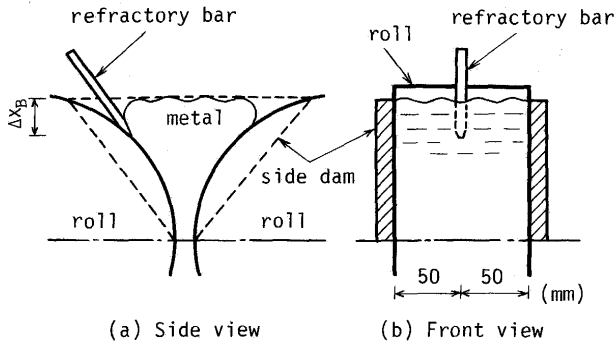


Fig. 1. Schematic view of refractory bar immersed in molten steel between rolls.

ール支持力は1.47kN, 鑄造雰囲気はArガスである。

実験で得られた鑄片の厚さは約1~4mmであった。表面しわの観察は目視で行い、一部の鑄片においては鑄片の表面プロフィールを測定した。この測定は、鑄造のままの表面状態で、鑄造方向の厚さが一定の定常部鑄片部位を選び、表面粗度計を使って行った。測定方向は鑄片幅・長手方向の2方向であり、測定長さは15mmとした。

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部的凝固遅れが鑄片の表面性状や凝固組織に及ぼす効果や、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鑄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Fig. 1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、鑄造実験を行った。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。

鑄片のマイクロ組織の観察は、鑄造方向の厚さが一定の定常部鑄片部位において、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蔦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。

3. 実験結果

3・1 表面しわ形成に及ぼす鑄造速度の影響

SUS304, S53C鋼およびCu-5%Sn合金の表面性状に及ぼす鑄造速度の効果を各々Fig. 2~4に示す。同じ鑄造速度で比較すると、SUS304鋼, S53C鋼, Cu合金の順に鑄片厚さが厚くなる。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、鑄造速度の増加によって表面しわが防止でき、平滑表面の鑄片が得られる。

SUS304鋼における鑄片表面プロフィールの一例をFig. 5に示す。鑄造速度が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、

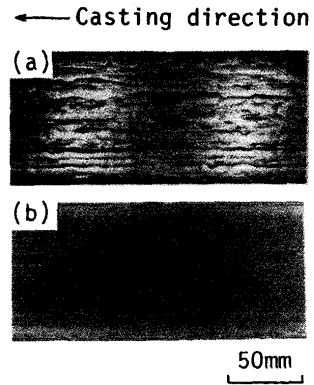


Fig. 2. Effect of casting speed on surface appearance of strip. (SUS304 steel)
(a) $V_c=0.30\text{m/s}$, $d=2.2\text{mm}$
(b) $V_c=1.18\text{m/s}$, $d=1.2\text{mm}$
(V_c : casting velocity, d : strip thickness)

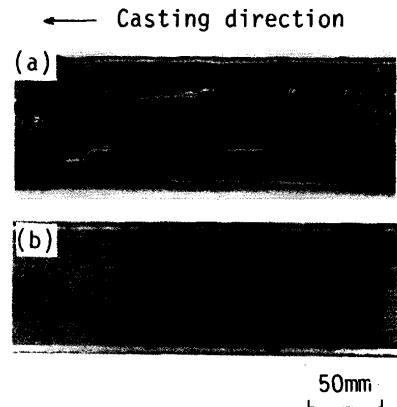


Fig. 3. Effect of casting speed on surface appearance of strip. (S53C steel)
(a) $V_c=0.44\text{m/s}$, $d=2.17\text{mm}$
(b) $V_c=1.10\text{m/s}$, $d=1.24\text{mm}$

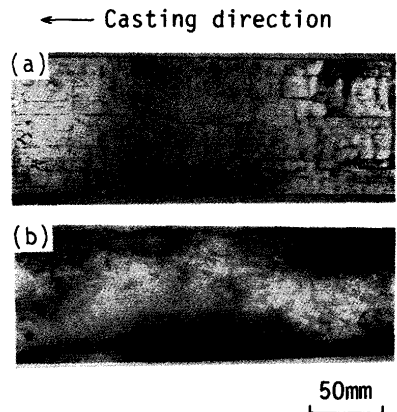


Fig. 4. Effect of casting speed on surface appearance of strip. (Cu-5mass%Sn alloy)
(a) $V_c=0.30\text{m/s}$, $d=3.98\text{mm}$
(b) $V_c=0.99\text{m/s}$, $d=1.73\text{mm}$

鑄造速度が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鑄片が得られるが、この場合の鑄片表面の平均粗度は約3 μ mである。

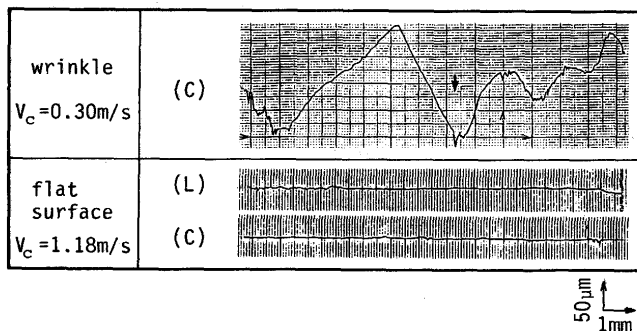


Fig. 5. Observed profile of strip surface. (SUS304 steel)

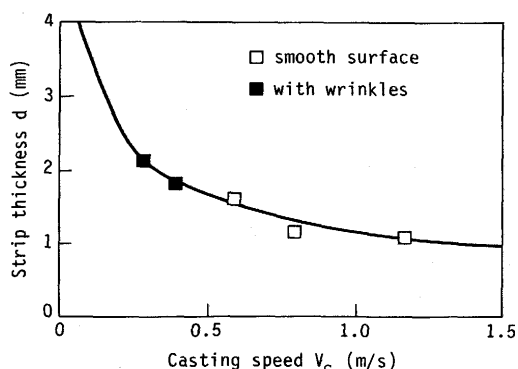


Fig. 6. Relation between strip thickness and casting speed. (SUS304 steel)

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 Fig. 6 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 0.60 m/s である。

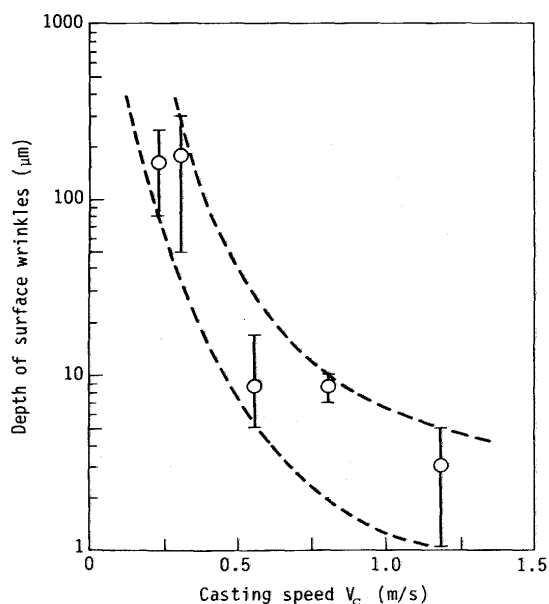


Fig. 7. Effect of casting speed on depth of surface wrinkles. (SUS304 steel)

SUS304 鋳片の表面プロファイ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 Fig. 7 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 0.6 m/s) における表面しわ深さは約 $5 \sim 20 \mu\text{m}$ 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 $5 \sim 20 \mu\text{m}$ 以下でなされたと考えられることができる。

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 $0.45, 0.60 \text{ m/s}$ 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。

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 Fig. 8 に示す。なお、Fig. 8 は耐火

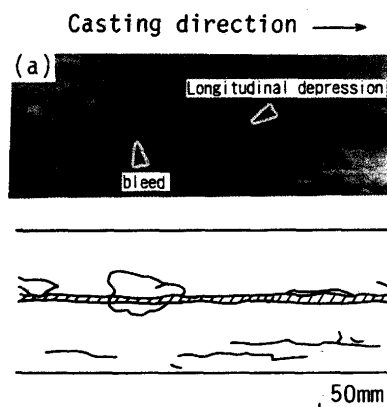


Fig. 8. Appearance of strip surface obtained by immersion of refractory bar. (SUS304 steel) (a) $V_c = 0.3 \text{ m/s}$.

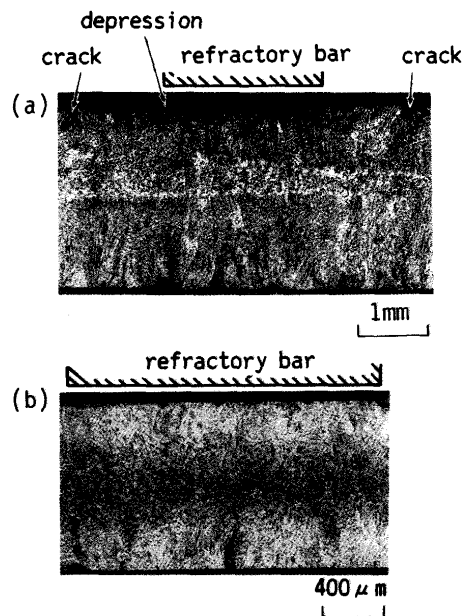


Fig. 9. Solidification structure in transverse cross section of strip obtained by immersion of refractory bar. (SUS304 steel) (a) $V_c = 0.3 \text{ m/s}$, (b) $V_c = 1.2 \text{ m/s}$

物棒の設置深さ ΔX_B が10mmの場合の例である。鑄造速度0.3 m/sの場合、棒の位置に対応した鑄片表面に、鑄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鑄片表面では縦しわが観察された。一方、鑄造速度1.2m/sの場合、平滑表面の鑄片が得られた。

Fig. 8 に示した鑄片の凝固組織をFig. 9 (a), (b) に示す。(a)の鑄造速度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 dendrait 帯が薄く、等軸晶帯が厚くなっているが、(b)の鑄造速度1.2m/sでは、凝固組織はほぼ均一である。

著者ら⁹⁾は、SUS304鋼の双ロール鑄片の凝固組織について、柱状 dendrait 帯は鑄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鑄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 dendrait 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 dendrait 帯の厚さ（棒に対応した鑄片位置での値）と棒の設置深さの関係を図10に示す。鑄造速度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、鑄造速度が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、鑄造速度が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 dendrait 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、Fig.10の結果および鑄造実験後の棒下端

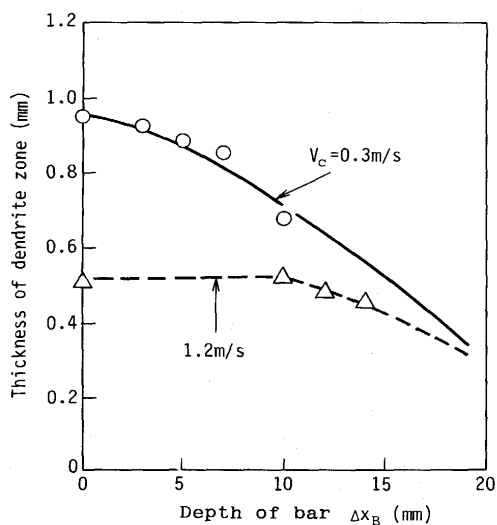


Fig. 10. Effect of depth of bar on thickness of dendrite zone in solidification structure. (SUS304 steel)

と溶鋼との接触の観察結果から、棒を設置しない場合、接触開始位置は鑄造速度0.3m/sでは水平湯面から約0～3 mmの位置に、1.2m/sでは約10～12mmの位置に存在し、鑄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。

4. 考察

双ロール鑄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、凝固シェ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¹⁰⁾¹¹⁾。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鑄造速度を検討する。

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図11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（浮力）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、(1)式が得られる。

$$\partial P / \partial s - \mu (\partial^2 v_s / \partial n^2) + \rho g \cdot \sin \theta = 0 \dots\dots\dots (1)$$

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。

(1)式を境界層厚さ ($n=0 \sim \delta$) で積分し、粘性項がs方向に一定と近似し、さらに、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、Fig.11のxy面およびxy面

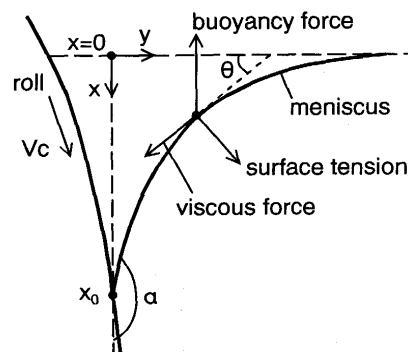


Fig. 11. Schematic view of meniscus profile.

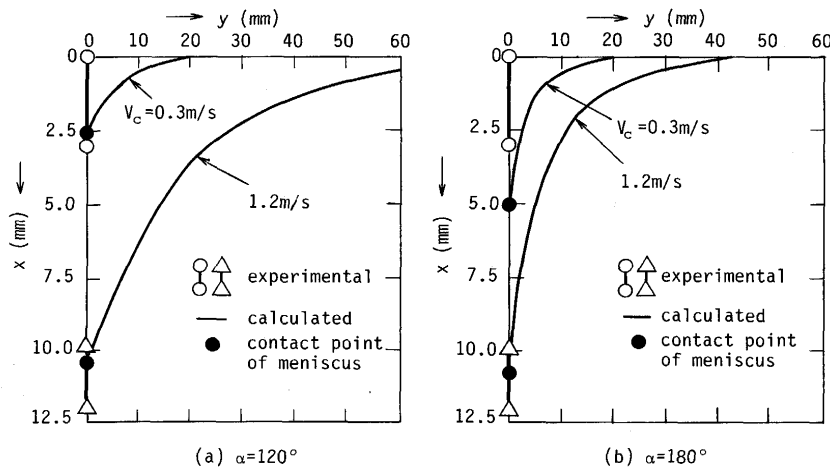


Fig. 12. Effect of casting speed on meniscus profile of SUS304 steel.

に垂直な断面におけるメニスカスの曲率半径, ただし $R^* = \infty$ と仮定し, $x = s \cdot \sin\theta$ の座標変換を使って $x = 0 \sim x$ の範囲で積分すると, メニスカスにおける表面張力, 粘性力, 重力 (浮力) の釣り合いに関して, (2)式が得られる。なお, τ : 粘性剪断応力 ($\tau > 0$), δ : 速度境界層の厚さ。また, R は (3)式で与えられる。

$$\sigma/R + \tau x/\delta - \rho g x = 0 \dots\dots\dots (2)$$

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

(3)式中の R を (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), (5)式の境界条件の下で解析的に解くことができ, (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。

$$x=0 \text{ で, } dx/dy=0 \dots\dots\dots (4)$$

$$y=0 \text{ で, } x=x_0 \dots\dots\dots (5)$$

$$y = (k^2 - x_0^2)^{1/2} - (k^2 - x^2)^{1/2} + (k/2) \cdot \{ \cosh^{-1}(k/x) - \cosh^{-1}(k/x_0) \} \dots\dots\dots (6)$$

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。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, (6)式より, メニスカス降下量は (7)式で表される。

$$x_0 = (1/2) [av_c^2/g + \{(av_c^2/g)^2 + (16\sigma/\rho g)(1 - \sin\alpha)/2\}^{1/2}] \dots\dots\dots (7)$$

ここで, v_c : ロール表面速度 (鑄造速度), a : 定数 (= 0.0685)。 (7)式の吟味より, メニスカス降下量は, 鑄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 $\sigma = 1.0\text{N/m}$, $\rho =$

7200kg/m^3 , S53C鋼¹⁴⁾で $\sigma = 1.8\text{N/m}$, $\rho = 6900\text{kg/m}^3$, Cu-5%Sn合金¹³⁾¹⁵⁾で $\sigma = 1.2\text{N/m}$, $\rho = 8000\text{kg/m}^3$ 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。

4.2 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 Fig. 12(a), (b)に示す。鑄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° として種々の鑄造速度に対するメニスカス形状を推算した。

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鑄造速度との関係を Fig.13に示す。図より, 鑄造速度の増加に伴って接触開始位置は下流側へ移動し, 同じ鑄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

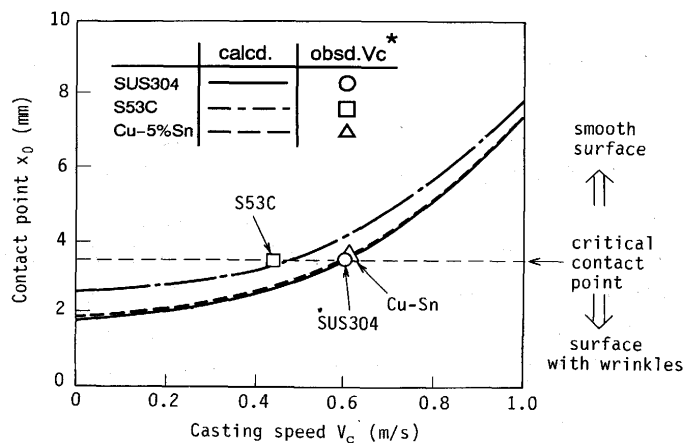


Fig. 13. Effect of casting speed on the contact point between molten metal and roll.

ことが分かる。また、同図中に、鑄造実験で得られた表面しわ防止の臨界鑄造速度 (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、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。なお、鑄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。臨界メニスカス降下量以上で表面しわが形成されない理由に関しては、鑄造速度の増加に伴って接触開始位置が降下し、注湯流起因の湯面振動が接触開始位置まで伝播しなくなることが考えられる。

4.4 表面しわ形成防止の臨界鑄造速度

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鑄造速度は、(7)式に基づき(8)式で表わされる。

$$V_c^* = [14.6\{gx_0^* - 2(\sigma/\rho x_0^*) (1 - \sin\alpha)\}]^{1/2} \dots\dots\dots (8)$$

(8)式より、表面しわ形成防止の臨界鑄造速度は、臨界メニスカス降下量 (x_0^*) 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鑄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⁾、臨界鑄造速度や臨界メニスカス降下量の値は、鑄造設備や操作により変化すると考えられるが³⁾、広幅鑄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鑄造に対しても有用な指針になるものと考えられる。

5. 結言

双ロール鑄造における鑄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種の金属の鑄造実験、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鑄造速度などを検討し、以下の結果を得た。

(1) 鑄造速度の増加に伴って、鑄片表面しわ(くぼみ)

の深さは浅くなり、表面しわを有する鑄片から平滑表面の鑄片に変化する。実験で得られた表面しわ形成防止の臨界鑄造速度は、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。高鑄造速度ほど、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、鑄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) 実測臨界鑄造速度に対するメニスカス降下量の推算値は、3種の鑄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播しなくなり、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鑄造速度の理論式を導出し、臨界鑄造速度が、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。

文 献

- 1) 溝口利明, 宮沢憲一, 中村正和: 材料とプロセス, 5 (1988), p.1347
- 2) T.Yamauchi, T.Nakanori, M.Hasegawa, T.Yabuki and N. Ohnishi: Steelmaking Conference Proceedings, 71 (1988), p.161
- 3) 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), p.643 [The Korean Inst. of Metals]
- 4) T.Kusakawa and T.Okamura: 同上, (1990), p.560
- 5) K.Miyazawa, T.Mizoguchi, Y.Ueshima and S.Mizoguchi: 同上, (1990), p.745
- 6) 溝口利明, 宮沢憲一, 上島良之: 鉄と鋼, 80 (1994), p.36
- 7) S.Tanaka, I.Suichi, S.Ogawa, T.Furuya, K.Sasaki and K. Yanagi: Steelmaking Conference Proceedings, 74 (1991), p.809
- 8) S.Miyake, H.Yamane, M.Yukumoto and M.Ozawa: ISIJ International, 31 (1991), p.689
- 9) 溝口利明, 宮沢憲一: 鉄と鋼, 81 (1995), p.58
- 10) 溝口利明, 宮沢憲一: 材料とプロセス, 4 (1991), p.992
- 11) B.C.Sakiadis: A.I.Ch.E Journal, 7 (1961), p.221
- 12) D.Pecker and I.M.Bernstein: Handbook of Stainless Steels, 1st Ed., (1977), p.19-1 [McGraw-Hill Inc.]
- 13) L.E.Murr: Interfacial Phenomena in Metals and Alloys, (1975), p.103 [Addison-Wesley Publishing, Massachusetts]
- 14) 溶鉄・溶滓の物性値便覧, (1971), p.5, 11, 14, 122 [日本鉄鋼協会]
- 15) 川合保治, 岸本 誠, 鶴 博彦: 日本金属学会誌, 37 (1973), p.668