

連続鋳造の凝固について*

座長 東大工 工博 相 山 正 孝

講演 連続鋳造での鋳込条件と 2, 3 の問題点について**

住金中技研 荒木 泰 治

【質問】 新日鉄 八幡 大日方達一

取鍋内不活性ガス吹込法の問題、注入流による鋳型内溶鋼の湯動きの問題、および非金属介在物の防止法の問題はいずれも現在の連続鋳造関係者にとって最も関心の高い問題であり、その的確詳細なご研究に敬意を表したい。

現在八幡一製鋼のピレット用連続機（6ストランド2機稼動）は貴社小倉製鉄所の 110φ用機とほぼ同様なサイズ、鋼種を生産している。すなわち、80φ～175φでCが0.1～0.8%の炭素鋼および特殊鋼である。

そこで問題となる点は、①高炭素鋼に対する鋳片中心偏折の減少、②中、低炭素鋼に対する非金属介在物の減少、③鋳片の表面欠陥発生の防止、④鋳込事故、特にブレイクアウトの防止にある。したがって、私共も荒木氏の指摘された諸点について、若干の研究を進め対策を実施している。

以下貴報告に関連してご意見をおうかがいしたい。

1. 取鍋内ガス吹込法について、一製鋼 78t 取鍋の結果も傾向はよく貴報告と一致している。ただ鋳込末期のタンディッシュ内温度はN₂吹込チャージのほうが温度低下が大きい傾向を示す。小倉 70t 取鍋ではこの傾向がほとんど見受けられないが、この差異は取鍋の形状の相違に関連するものと思うがいかがか。またガス吹込の効果として取鍋内溶鋼の介在物の浮上についてどの程度期待されるものであろうか。

2. 小型断面鋳片内の大型介在物に関する私共の調査結果では、Si, Mn 脱酸鋼の場合、その大型介在物個数は低炭素鋼に多く、しかも Mn/Si が高くなるほど（約 Mn/Si ≤ 2.5）増加する傾向を示している。またストランド位置にも差異があり、取鍋に近いストランドの鋳片はより遠いストランドの鋳片よりも介在物が多い傾向が認められている。これらの現象を総合すれば大型介在物の起源は取鍋内溶鋼の脱酸による生成および脱酸生成物の浮上の難易、注入流の空気酸化、鋳型内スカムのタタキ込みなどが考えられる。これらの中で最も大きく寄与しているのはいずれであるとお考えか。

3. 空気酸化防止のための鋳込法別の比較において、大型介在物に対して O₂ < 1% の大気遮へい鋳込が最も効果が大きいと報告されている。私は浸漬ノズル法は大気遮へい鋳込よりも注入流によるスカムのタタキ込みが少いために効果的ではないかと考えるがいかがか。

【回答】

1. タンディッシュ内温度変化と取鍋形状との関連につ

いては現在のところ的確な返事はできない。私どものデータでも鋳込末期下の温度低下の大きいものはある。これはチャージ間で取鍋予熱条件、ガス攪拌条件、取鍋内スラグ量などの影響が考えられる。ガス吹込の効果として介在物の浮上は一つの問題であるが、私どもの経験では取鍋溶鋼内の酸素値はガス吹込みを行なわずとも十分低い。それ以上の酸素値の低減はガス吹込みでは期待していない。

2. 私どもの実績からいつても最も重大な問題はタンディッシュ鋳型間の注入中の空気酸化である。open nozzle で鋳込んだ場合、脱酸法その他の条件を変化しても大型介在物を防止できない。タンディッシュ鋳型間の空気酸化を完全に防止した場合にはもちろん、取鍋内脱酸生成物が問題となる。たとえば図1に示した Al キルド鋼の例からもわかるように浸漬ノズル鋳込を比較して取鍋内酸化物量が鋳片内介在物に影響を及ぼしている。

3. ご指摘のとおり、もしうまく使えば浸漬ノズル法は理想的な酸化防止法であると思う。しかし現実にはノズルの取り付けは外装式であり、接合部に若干の隙間がある。特に Si キルド鋼は Mn-silicate を生成しやすい鋼種であるため僅かな空気の侵入によつても大型酸化物が生成するものと考えられる。一方大気遮へい鋳込ではスカムのたたきこみについては条件は悪いがそれでも大型酸化物がでていない。このことは逆に鋳型内のスカムの大部分は鋳込中の空気酸化生成物であるという見方が成り立ち、それを防止することが先決であるといえる。

【質問】 鋼管技研 工博 根本秀太郎

1. 取鍋における窒素ガス吹込により均一な温度を得るためには何分程度、吹込めばよいと考えるか。図1は、窒素ガス吹込何分の結果か、また、ガス吹込み時間と取鍋内介在物との関係はどうか。

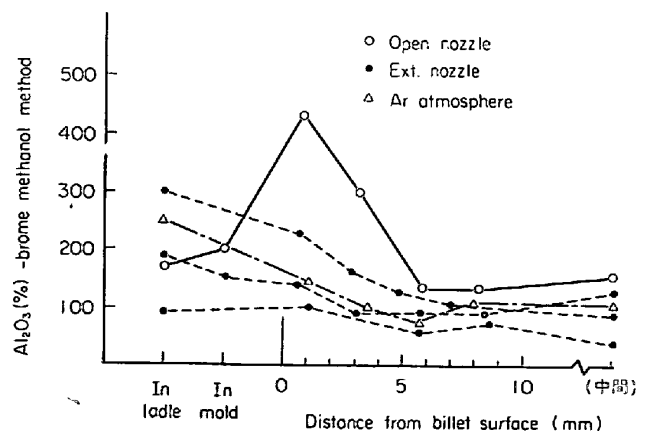


Fig. 1 Casting condition vs. Al₂O₃ inclusion in Al killed steel (240 testing machine-casting speed about 600 mm/min).

* 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S 264~278

** 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S 264~267

2. 鑄片に存在しうる介在物の大きさについて、鑄片の引抜速度より浮上速度の小さい介在物のみが下部へ引き込まれ鑄片に残留すると述べているが、これは乱流域が溶鋼面より比較的浅い領域に限られる場合について深く達している場合には介在物分離に浮上速度のほか溶鋼の攪拌効果をも考慮する必要があり、その結果、介在物の大きさによりそれぞれ残留確率が与えられるので、鑄片に存在しうる介在物の臨界直径を浮上速度と引抜速度から明確にきめることは困難になる。実際の鑄片には引抜速度と浮上速度より求められる臨界直径より大きい介在物が存在するように考えられるが、実測の結果はどうか。

3. 空気酸化防止に関する実験で、大気遮へい鑄込み ($O_2 > 1\%$) と浸漬ノズル鑄込みの両者はいずれも空気酸化の影響を受けないと考えられるのに、図4によると Al 無添加鋼について差が認められるのはどういう理由か。また空気酸化が考えられない浸漬ノズルを用いた実験で Al 脱酸の効いていない鋼種に大型介在物が生成されやすいのは、この介在物の融点が高いため鑄型内の溶鋼の運動による介在物の凝集成長が occur やすいためと考えられるがどうか。100 μ 以上の介在物測定のスプリング場所とクラスター状 Al_2O_3 介在物のある場合の大きさの測定法はどうか。

【回答】

1. ガス吹込時間は4~6 min程度でよい。流体模型実験結果から推定してもこの程度になる。介在物との関係は大日方氏への返答で述べたように関係は認めていない。

2. 介在物の浮上と鑄型内湯動きとの関連は重要であると考えられる。ただこの問題を定量的に取扱うにはいたっていない。現実に鑄片に認められる介在物も400 μ 以上のものがあり、これは本鑄込条件におけるストークスの法則から得られる介在物の大きさ(300~400 μ)より大きい値である。

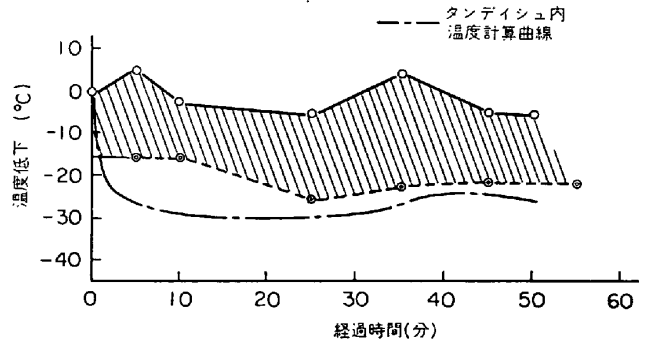
3. 大気遮へい鑄込と浸漬ノズル鑄込の差については大日方氏の質問と同じなので省略する。介在物が大型化する理由はお説のように液状 Mn-silicate が凝集しやすいためであることは私どもも同意見である。ただその機構の一部として、私どもの行なつたスカムのトレーサー実験で判明したように、いつたん浮上凝集したスカムが再び溶鋼内に浸入するという機構が含まれる。むしろ100 μ 以上の大型介在物はこうした機構によつて生成したものが大部分のように考える。

サンプリング法はマイクロ試料として110 ϕ 鑄片の中央部を上面から下面にかけて約10 mmの幅で切り出し、その全面を鏡した。スライム法の試料は鑄片の片側半分を約300 mmの長さでとり、ほぼ全量溶解した。

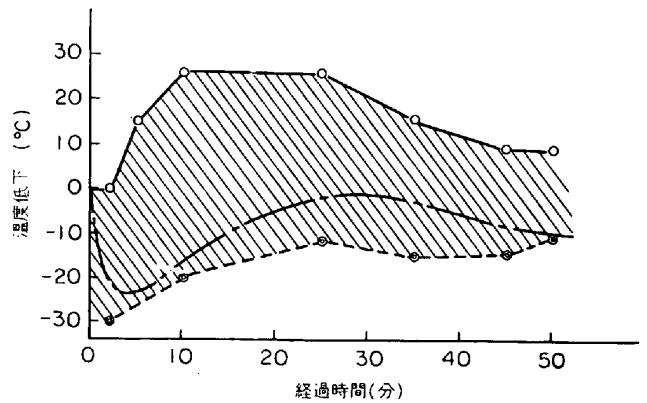
【質問】 1. 川鉄技研 大井 浩

連続鑄造の際の鑄込温度の経時変化について示された図1についてつぎの2点を質問する。

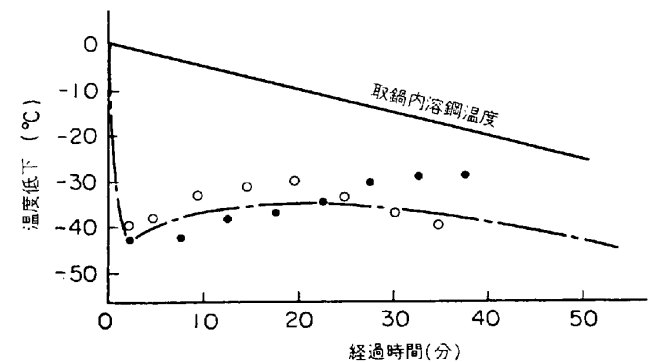
1. タンディッシュにおける温度低下量の不均一について図1の N_2 吹込および比較チャージの温度低下量を斜線の面積で示すと図Aおよび図Bのようになる。図中の1点鎖線は筆者が自社のタンディッシュに対する計算法を用いて図1の取鍋直下の温度におけるタンディッシュ内溶鋼温度の計算曲線である。



図A N_2 吹込チャージの温度曲線



図B 比較チャージの温度曲線



図C タンディッシュ内溶鋼温度

図AとBを比較すると斜線の面積はBがAの約2倍になっており、 N_2 吹込のほうが比較チャージに比べて熱損失が約1/2になっている。このような比較はタンディッシュにおける熱損失がほぼ同一の条件で行なう必要があると思う。

2. 鑄込初期の温度低下について

一般にタンディッシュに溶鋼を満たして連鑄を開始する際にタンディッシュ煉瓦の吸熱およびタンディッシュを満たすまでの溶鋼面からの放熱があるために注入初期のタンディッシュ内溶鋼温度は低くなる傾向がある。図Cは筆者9実測例を示したものでタンディッシュ内温度は初期に低下し、時間の経過とともに次第に回復の傾向を示している。さて図1の N_2 吹込のタンディッシュ内溶鋼温度が注入初期に高く末期が低くなる現象は熱収支的に理解し難いところであるが、これは果たして一般的な傾向か。

【回答】

詳細な計算結果をお示し下さいましてありがとうございます。ここに示したガス吹込チャージは作業の都合上、取鍋予想が比較チャージに比して十分ではなく、受銅前の取鍋温度で 500°C 前後試験チャージが低かつた。そのために取鍋を下の温度は試験チャージが低かつたものと思う。一方タンディッシュ内温度は測定位置が湯の上面であるため計算結果と多少矛盾する点が生じるのではないかと考える。ここで申し上げたかつたのは比較チャージの鑄込初期の温度低下が明らかであり、ガス吹込によつてそれを防止できるということである。

講演 連続鑄造スラブの凝固速度と凝固組織について*

鋼管技研 工博 川和 高穂・永岡 典義
 工博 根本秀太郎

【質問】 住金本社 牛島清人

1. MIZIKAR の計算はスラブ厚み 150 mm, 2次冷却スプレイでの表面温度 900°C 前後で計算して貴報告の結果より相当遅い凝固速度を示しているが、できうれば貴報告で2次冷却帯 $t_s=900^\circ\text{C}$ の場合に(9)式がどうなるかご教示願いたい。

2. 計算では凝固終了点は凝固潜熱を放出し終つた点とされているものと思われるが、2次冷却帯初期の実測値と計算値との差がやや大きい点(図1), W球での凝固終了点の測定誤差などからいわずの mushy state と凝固終了点との関係はいかが考えたらよいか。

【回答】

1. 表面温度 900°C の場合には(9)式は次のとおりである。

$$x - 1.8 = 0.284\sqrt{t - 55} \quad (\text{cm, sec})$$

なお図1に t_s とクレーター深さの関係を示した。

2. 2次冷却帯初期における実測値と計算値との差は若干大きいのは事実である。その理由としては $t_s=1200^\circ\text{C}$ とし、鑄型の出口以下では $t_s=700^\circ\text{C}$ として計算していることによる。すなわち実際上鑄片の表面温度はたとえば図2に示す通り、ある曲線を描いて鑄型出口温度

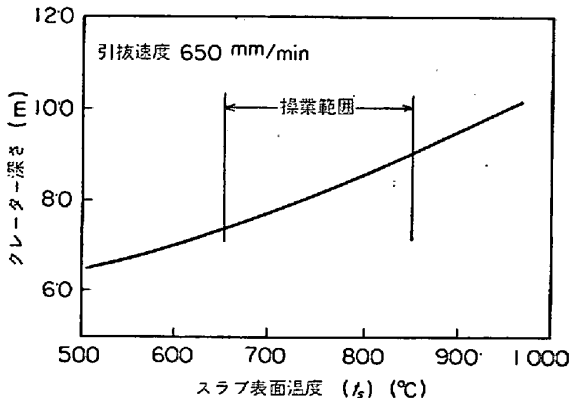


図1 スラブ表面温度とクレーター深さ

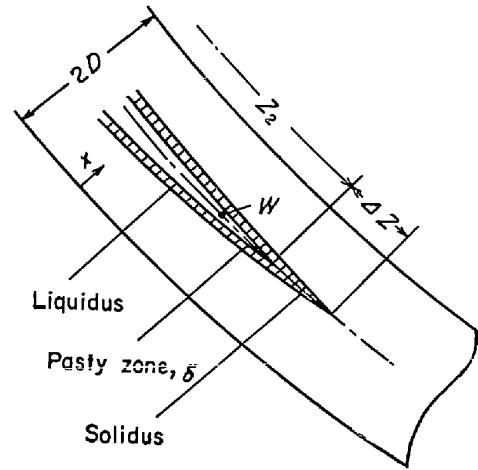


図2 粘稠層を考慮したクレーター長さ

から鑄片の2次冷却帯における平均温度まで低下する。そのため鑄型出口直下では実測凝固厚みと計算値との差が生じると考えられる。(9)式は2次冷却帯全体のクレーター深さを計算する場合には便利である。計算式をW球によるクレーター深さと比較し、一応の一致は得られているが、次のような問題点は残されている。

図2に示すとおりW小球が粘稠層(厚み δ cm)の上に着落たと仮定した場合の最終凝固位置のずれ ΔZ を計算してみる。凝固界面が本文図5の状態である場合、

$$\delta = (t_e - t_s) / G \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで δ : 固液共存範囲 (cm)

t_e, t_s : 液相線, および固相線温度 ($^\circ\text{C}$)

G : 凝固界面における温度勾配 ($^\circ\text{C}/\text{cm}$)

$$\Delta Z = V \cdot \Delta t \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで V : 引抜速度 (cm/sec)

Δt : 鑄片の中心部が液相線温度に達してから固相線温度に達するまでの時間 (sec)

Δt は(3)式より求めることができる。

$$\Delta t = \delta / (dx/dt) z_2 \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで $G=45^\circ\text{C}/\text{cm}$ (本文図6), $t_e - t_s=36^\circ\text{C}$, $(dx/dt) z_2$ は本文(9)式より求められる。 $v=65/60$ (cm/sec) の場合には、 $\Delta Z=1.38$ 現場的な経験からはクレーター深さが7.5m程度と考えるよりも若干長いのではないかと推論が得られている。 ΔZ の値の精度については問題があるが、この程度の ΔZ は操業上考慮する必要がある。

【質問】 神鋼中研 鈴木 章

1. 図5に $R = \frac{t_e - t_s}{\delta/V} = G/V$ とあるが、 $=G \cdot V$ となるべきである。したがつて(3ページ目下から16行目) $G = R \cdot V$ は $G = R/V$ となる。

デンドライトの形態(2次あるいは高次のアームがあるとかないとかいうこと)は G/V によつて変化し、デンドライトの粗大化(2次アームの間隔が大きくなること)は固液共存の時間または冷却速度 ($R = G \cdot V$) によると考えるべきであろう

2. 鑄造末期に等軸晶帯が広がるのは、 t_m が t_l よりさがらるために、未凝固相内に多数の浮遊したデンドライ

* 鉄と鋼, 56 (1970) 4, S268~271