

る。

すなわち上注と下注における注入中の鑄型内の熔鋼の運動状況の差も、表面気泡状況に影響をあたえているのではないかと推察される。上注では注入流によつて鑄型内熔鋼がかなりはげしく攪拌され、表面気泡が若干洗い流されることは容易に想像されるところであろう。

### III. 考 察

以上の実験結果と前に報告した脱酸度と気泡との関係を併用すれば、セミキルド鋼の脱酸、造塊条件と表面気泡状況との関係が明らかになる。

すなわち前回報告した結果から、表面気泡の成長を阻止すべき熔鋼の高さ  $h'$  は、脱酸に Al を用いない場合は、

$$h' = b - a [\text{Si}\%]$$

注入速度を  $v$  mm/s とすれば、表面気泡の成長を阻止するに要する時間  $t$  は  $t = h'/v = (b - a[\text{Si}\%])/v$

セミキルド鋼は上注が主であるから、Fig. 1 と Fig. 2 の実線を用いれば、これから表面気泡の終りまでの距離が求められるが、経験的には  $D = 2.8\sqrt{t}$  と Fig. 2 の破線とを用いてもよい。Fig. 2 の破線は表面気泡の終りまでの距離を  $d$  mm とすれば

$$d = 0.4D + 0.6$$

$$\begin{aligned} \text{したがつて } d &= 0.4 \times 2.8 \sqrt{\frac{b - a[\text{Si}\%]}{v}} + 0.6 \\ &= 11.2 \sqrt{\frac{b - a[\text{Si}\%]}{v}} + 0.6 \end{aligned}$$

ガス発生圧、すなわち  $b - a[\text{Si}\%]$  が一般的に通用する式で求められればよいのであるが、セミキルド鋼の場合には前回報告したとごとく、それがなお困難である。C = 0.2% の場合には前回の結果を用いれば、 $a = 6000$ 、 $b = 960$  であるから、

$$d = 11.2 \sqrt{\frac{-6000[\text{Si}\%] + 960}{v}} + 0.6 \text{ となる}$$

脱酸に Al を併用した場合は本式は必ずしも適用されないが、経験的に Si のみに換算した場合、どの程度に相当するかを求めておけばよい。その一例は前回報告したとおりである。

### IV. 結 論

注入法の表面気泡状況におよぼす影響について二、三の実験を行い、その結果と、前回報告した脱酸度の表面気泡におよぼす影響とを併用して、セミキルド鋼塊の表面気泡の終りまでの深さにおよぼす脱酸度と注入速度の影響を定量的に示した。(文献省略)

## (55) 下注キルド鋼塊の肌疵について On the Surface Defects of the Bottom-Poured-Killed Ingots

H. Iwata.

日亜製鋼 工 岩 田 齊

### I. 緒 言

キルド鋼塊の鑄肌に発生する肌疵は手入費を増大させる許りでなく、製品歩留を低下させるので重要な問題となつている。ここで取上げた肌疵は異物喰込、すなわち滓喰、煉瓦喰、砂喰(耐火砂が喰込んだもの)とスキンホールであつて、本報はこれらの肌疵が定盤間、定盤内鋼塊内別に如何に分布しているかを調査し、発生時期および原因を考察するとともに、それらと熔鋼成分、造塊条件との関係を求めたものである。

### II. 調 査 方 法

調査の対象とした鋼塊は塩基性 40 t 平炉で熔製した C 0.43~0.49%, Si 0.18~0.28%, Mn 0.60~1.00% の 1 t キルド鋼塊 16 チャージ(定盤数 3, 12 本立)約 500 本である。各種肌疵を除去するに要したスカーフイング部分の面積の分布を鋼塊の 4 面の肌について求め、これを各肌疵の分布とし、1 本当りの平均頻度分布図を作成した。定盤内の位置は Fig. 2 に示すとおり(5, 8)(4, 6, 7, 9)(2, 11)(1, 3, 10, 12)の 4 群に分けられるのでこの群に分けて求めた。

### III. 結果および考察

鋼塊内の各種肌疵の分布は全てほぼ同様な傾向にあるので、代表例として第 I 定盤の位置(5, 8)のものの結果を Fig. 1 に示す。滓喰は鋼塊底部から約 1/4 の高さのところが多くなり、本体頭部になると再び増加する傾向がある。砂喰もほぼ同様な傾向がある。煉瓦喰、スキンホールは底部に多く頭部に行くにつれて少くなる。

注入の初期は湯が煉瓦に強く突当る他、煉瓦の温度上昇が急なために最も破損しやすいので、煉瓦喰は底部に多く注入初期は湯の酸化が激しいのでスキンホールも底部に多いといえる。滓は湯と煉瓦類との反応生成物が主体となつたもので、反応は煉瓦がある程度高温になつた時から盛んになり、注入初期は湯面が強く流動する他、高温のために生成滓の流動性がよく湯面に拡がる等の理由で滓喰は鋼塊底部寄でピークを呈し、上昇するにしたがい次第に減少し、頭部近くになると湯の表面部の温度が低下して湯皺を生じやすくなるので、肌に附着しやすくなり増加するものと考えられる。砂は煉瓦の破損、あるいは熔損により流出するものと推定され、発生時期が

遅れていることからこう考えられる。

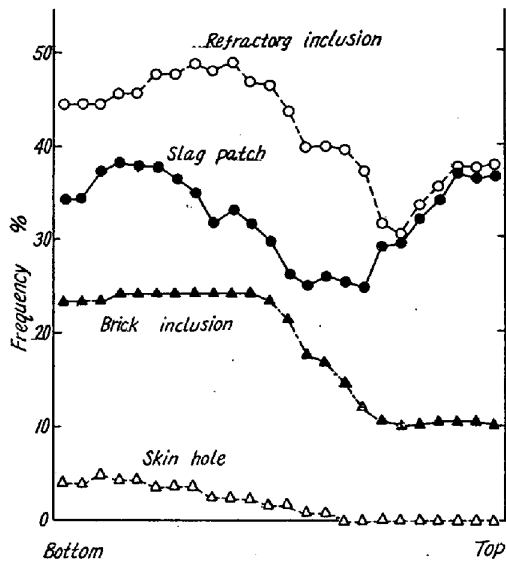


Fig. 1. Frequency curves of surface defects in ingots situated at position No. (5,8) in 1st mold stool.

つきに肌疵の定盤別、定盤内の位置別の変化を求めたものが Fig. 2 である。煉瓦喰、砂喰、滓喰の順に第1定盤から第3定盤に向つて減少するが、スキンホールは減少しない。また定盤内では注入管から遠いところの鋼塊では煉瓦喰、砂喰がいちじるしく減少し滓喰も減少するが、スキンホールは逆に増加の傾向を示す。

注入管に近いところは湯の温度が高く、また湯道内での流速が大であるために異物発生量が多く、さらに注入管内およびそれ以前に生じた滓、煉瓦片、砂等は湯よりも比重が遙かに小さいので、注入管に近い鑄型内に主として流入するから、かかる鋼塊の肌はとくに不良になる。滓は異物中で比重が最も大であることと発生箇所の広汎性のために、定盤内の位置による差が小さいものとする。第1定盤から第3定盤に行くにつれて各種肌疵が減少するのは、注入温度、注入速度の低下が主原因と考えられる。

各チャージ毎にこれら肌疵の頻度数を合計しこれを肌不良度と名付け、これとそれぞれの肌疵との関係を示すと Fig. 3 のとおりである。肌不良度におよぼす影響は、砂喰、煉瓦喰が大きい。スキンホールが多いと肌が良好になる傾向がある。これは発生ガスが鑄型塗料とおなじ効果を示したものとみることができる。

各種肌疵と湯の成分 Si, Mn との関係を求めたがこの中で相関ありといえるのは Si と滓喰であつて、Si が高いと滓喰が多くなる。湯の Si が多ければ湯の酸化は少く、煉瓦類との反応滓は少いはずであるので、Si が

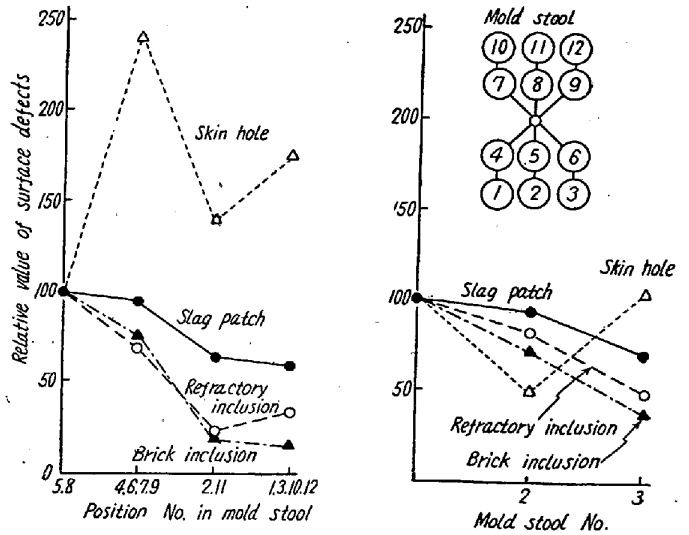


Fig. 2. Changes of surface defects.

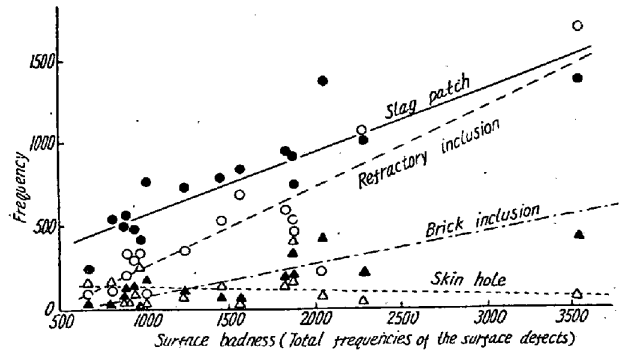


Fig. 3. Relations between surface hardness and individual surface defects.

高いと生成滓の流動性がよく湯面に拡がって鑄肌を捲込まれやすくなるものと考えられる。

注入温度が高いと肌疵が多くなるも、その影響は少く、注入速度が速いと滓喰、煉瓦喰、砂喰は多くなるがスキンホールは関係がない。結局高温高速注入は肌を不良にするが、機械加工中に現われるいわゆる砂疵防止には高温高速注入を行わねばならないので、肌と内部の砂疵との関係は丁度逆になるといえるのである。

#### IV. 結 論

以上を総括して

(1) 鋼塊肌の滓喰、砂喰は底部より 1/3~1/4 の高さのところが多く、頭部近くで再び多くなる。煉瓦喰、スキンホールは底部に多く頭部に向つて減少する。

(2) 煉瓦喰、砂喰、滓喰は第1定盤に多く第3定盤に行くにつれてこの順で減少する。スキンホールは変化がない。

(3) 注入管から遠くなるにつれて煉瓦喰、砂喰が激減し滓喰も減少する。スキンホールは逆に増加の傾向を示す。

(4) 肌不良におよぼす影響は煉瓦喰, 砂喰がいちじるしい。一般にスキンホールの多い時は肌が良好で少い時は不良になる。

(5) 湯の Si が多いと滓喰が増加する。

(6) 注入温度の影響は少い。注入速度が大となると滓喰, 砂喰, 煉瓦喰は多くなるが, スキンホールは関係がない。

(7) 肌と内部の砂疵との間には逆の関係があり, したがってこれを考慮して作業条件を決めるべきである。

### (56) 炭素飽和熔鉄の Mn-S 平衡について (III)

— 珪素の影響 —

On the Mn-S Equilibrium in the C-Saturated Molten Iron (III)

— Effect of Silicon —

M. Inoue, et alius.

名古屋大学工学部 理博 佐野 幸吉

“ 工〇井上 道雄

#### I. 結 言

既報のごとく Fe-Csat 系熔鉄において熱力学的に脱硫力の弱い Mn によつてもかなり脱硫効果が認められた。Si もまた C と同様 S の活量を増大する元素でありかつ常に熔鉄中に共存するものであるから Si の存在の影響を確認しておくことは必要なことである。しかしながらこの点についての文献はほとんどなく, わずかに Wentrup が Si 2.1% のものについて求めた数箇のデータがあるのみである。本研究は Si を含む C 飽和熔鉄について前回同様の方法で Mn-S の平衡を測定したもので S の活量係数の変化について考察した。

#### II. 実験方法

(1) 試料: 既報のものと同様で金属珪素および Fe-Si を使用して毎回の実験の都度目的 Si% に配合した。

(2) 実験装置: 既報のものとおなじ。

(3) 実験方法: 従来とおなじく試料約 30g を黒鉛坩堝で CO 1 atm 中で熔かし Fe-Mn を添加させて平衡を求めた。今回は予め電解鉄および Fe-C 合金と所定量の金属 Si または Fe-Si を配合して約 1450°~1500°C で真空中で熔解し坩堝および試料から充分脱ガスせしめ, しかる後切電, 一旦冷却後 CO ガスを導入, ついで再び熔解しつつ Fe-C-S 合金を投入完全に熔融し目的温度に保持して Fe-Mn を投入約 60~90 分保持し

て平衡に達せしめた。試料は石英管による吸上法によりただちに水中に急冷し, Si が高くてもほとんど白鉄としてうることができた。分析方法は従来とおなじで Si は JIS によつた。

### III. 実験結果および考察

(1) Mn による脱硫限度と Si の関係

1400°C において Si 2, 4, 8% を目標としたそれぞれの系について Mn-S 平衡を求めた結果は Table 1 (略)および Fig. 1 に示す。図から明らかなように Si

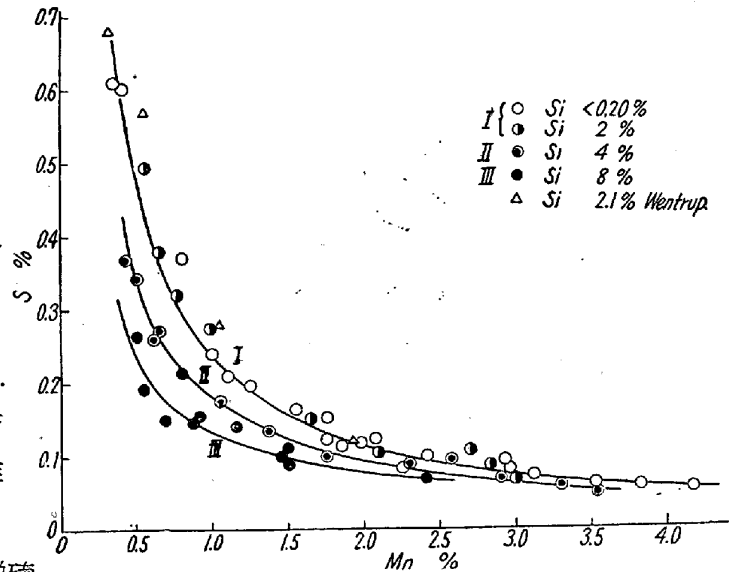


Fig. 1. Mn-S equilibrium at various silicon content in carbon-saturated Fe-C-Si melts at 1400°C.

は 2% まではほとんど影響がなく 4% 以上を含む場合にはじめて Mn の脱硫効果をあげることがわかる。殊に Mn の比較的低濃度で極めて有効であるが高 Mn 濃度になるにつれその効果は小さくなる傾向を示す。Mn による脱硫におよぼす Si の影響について論じたものは Wentrup の報告があるだけであるが彼の測定結果は Si 2.1% についてのみで広い Si 濃度範囲についてはふれていないが Fig. 1 に比較のため記入した。彼の測定点は少いが, かなり本実験結果と一致する。

本平衡曲線からそれぞれの Si 系について Mn による脱硫限度を求めると Table 2 のごとくなる。

(2) Fe-Csat-Si 系における S の活量係数

Si は C と同様に強く S の活量を増大させることはすでに明らかである。(S に対する interaction parameter は  $e_S^C = +6.0$ ,  $e_S^{Si} = +7.6$ )

しかし一方で Si は C の溶解度をかなり大きく減少させるので C 飽和の条件下では Si の添加は必ずしも S の活量係数を一方的に増大することにはならない。1400