

するがその数は middle の表面気泡の数と大差ない。従つて Fig. 3 に示した如く、この部分に相当する鋼片の縦疵も middle と大差ない。しかしその疵の深さは middle, bottom に比べて遙かに深く、billet となつてもなお 1mm 以上の深さの疵となつているものが多い。

(3) bloom の縦疵と billet の縦疵

billet の縦疵は bloom のそれに比べれば遙かに浅くなり、かつその数も若干少くなる。bloom の浅い疵は billet になると消失して終うためであろう。bottom 試料では疵が大体少いので、減少は目立たないが、top 試料よりも middle 試料の方が減少が著しいのは、top 試料では前述の如く深い疵が多いので消失するものが少いからであろう。

(4) shot Al

深い縦疵の発生を防止するには、管状気泡の発生を防止せねばならない。取鍋における脱酸が不足で、管状気泡が発生する場合は、注入の最後に shot Al を投入する事によつて、その発生を防止できる。このため深い疵を著しく減少させる事ができる。しかしこの場合、表面気泡は必ずしも減少しない。浅い縦疵の発生をも防止せんとすれば、注入中引続き shot Al を投入して行く必要があるが、これは取鍋における脱酸度を強化すると同じである。

(5) 脱酸

この billet において大部分 1mm 以下となる様な浅い疵をも防止せんとすれば、前述の如く、肌から 2~6mm、特に 3~4mm 附近に表面気泡が出現せぬ様にしてはならない。

表面気泡を肌から 2mm 以内に出現せしめる様に調節する事は困難であるから、更に奥の方に発生せしめるか、或いは全然発生せぬ様にしてはならない。前者の場合には頭部膨張の抑制が問題となり、後者ではパイプが深く、大きくなる事が惧れられるが、これ等の点については別に報告の予定である。

IV. 結 論

(1) スケールオフの進行と、気泡状況の変化等についてなお検討の必要はあるが、鋼塊の肌から 2~6mm 特に 3~4mm 附近に存在する気泡が bloom, billet の縦疵となり易い。

(2) 頭部に発生する管状気泡は深い縦疵の原因となる。取鍋における脱酸が不足の場合には、鑄型で注入の最後に shot Al を加える事によつて、この発生を防止

できる。

(3) bloom の縦疵は billet になると浅くなり、かつその数も若干減少する。管状気泡によるものを除けばこの billet では縦疵は殆んど 1mm 以下となる。この疵をも防止せんとすれば、更に脱酸度を強めて表面気泡の発生を防止するか、或いは更に脱酸度を弱めて表面気泡発生位置を肌から遠ざけねばならないが、これ等の点については別報の予定である。

(4) なお塗料 splash 注入諸条件と表面気泡との関係、或いは表面気泡発生防止に関連してパイプについての検討その他なお多くの問題があるが、これ等についても順次報告の予定である。

(29) 造塊作業の研究 (VI)

(熔鋼の凝固温度附近に於ける脱酸反応

No. 1—Si の脱酸及び非金属介在物)

Study on Ingot-Making Practice (VI)

(Deoxidizing reactions at the temperature near the solidifying point of molten steel.

No. 1. Deoxidation of silicon and non-metallic inclusions)

Shizuya Maekaka and Yoshitaka Nakagawa.

株式会社日本製鋼所室蘭製作所

前川静弥・中川義隆

I. 緒 言

一般に熔鋼中における Si, Mn 等脱酸性元素の脱酸限は温度の降下と共に低下する。従つて或る温度で熔鋼中のこれら脱酸性元素と酸素とが平衡を保つていても温度が降下するにつれて脱酸反応が進行し更にまた熔鋼の凝固に際して析出固相と共存残液中とにおける合金元素の濃度差によつて逐次残存母液中にこれら元素の濃縮が起りその間の平衡が破れて再び新たな脱酸反応が進行して夫々脱酸生成物を生ずる。

而して熔鋼が鑄型に注入されて完全に凝固するまでに要する時間は鋼塊が大きくなる程長くまた鍛造に当つては可成り高温で長時間保持する場合がある。従つてこの間に上記の原因によつて脱酸反応は可成り進行するものと推定される。しかし、この時期における介在物の浮揚離脱は非常に困難であり新たに生ずる脱酸生成物は鋼中に残留して砂疵や顕微鏡的介在物の原因となる公算が大である。

筆者等は先に Si キルド鋼の鑄型内における Si の脱酸反応について報告したが茲では熔鋼の凝固温度附近に

Table 1: Chemical composition of samples. (%)

No.	C	Si	Mn	O	No.	C	Si	Mn	O	No.	C	Si	Mn	O	No.	C	Si	Mn	O
1	0.02	0.23	0.31	0.044	5	0.06	0.20	tr	0.048	9	0.02	0.30	tr	0.082	13	0.12	0.29	0.71	0.016
2	0.02	0.21	0.48	0.031	6	0.29	0.26	tr	0.025	10	0.02	0.53	tr	0.069	14	0.36	0.27	0.61	0.010
3	0.01	0.24	0.60	0.028	7	0.50	0.23	tr	0.020	11	0.02	0.70	tr	0.065	15	0.62	0.25	0.63	0.006 ₃
4	0.01	0.25	0.74	0.017	8	0.68	0.28	tr	0.015	12	0.02	0.82	tr	0.057	16	0.78	0.18	0.46	0.003 ₅

おける Si の脱酸反応について行つた実験結果の概要を取纏めて報告する。

II. 実験要領

Table 1 に示す各種成分の熔鋼を高周波電気炉にて溶解した。但し Fe-Si は可及的高温にした後、添加して迅速に内径 37 mm 高さ 320 mm の鑄型に鑄込み急速に凝固させた。この鋼塊の酸素、酸化物(主として SiO₂)等の偏析の少ない部分より厚さ 35 mm に切断して数個の試料を作製し、凝固開始温度 50~60°C 以下までの各種温度に所定時間保持してその前後における SiO₂ 量の変化を調べた。

試料はボーキサイト製容器に納め粘土で上部を密閉してクリプトル炉で加熱した。温度測定には Pt-Pt. Rh 熱電対温度計を使用した。

実験後分析試料の外気に触れた面はすべて 5 mm 以上削除して切断し、塊状として実験中外部より試料中への侵入酸素の有無を真空熔融法でまた SiO₂ の変化を温硫酸法によつて夫々調査した。

III. 実験結果の概要

実験は Fe-Si-O 系, Fe-Si-O-C 系, Fe-Si-O-Mn 系および Fe-SiO-C-Mn 系の各場合について行つたが実験前鋼中の酸素は C の高い場合以外 SiO₂ および Al₂O₃ 系の酸素を控除しても何れも鋼中の Si と平衡すべき理論値よりも大である(図省略)

従つて Si や O の活動度におよぼす第 3 元素の影響を考慮に入れなければ



の反応を生ずる可能性が充分ある。

実験結果は Fig. 1 および Fig. 2 にその一例を示す。程度の差異は多少あるが何れも凝固点附近の温度に加熱保持する事によつて明らかに上式の反応が進行している事が判る。次に各系の場合について SiO₂ 生成の状況を概述する。

(1) Fe-Si-O 系

実験前抽出サンドの形状は微細白色であるが加熱後は極めて大形茶褐色の塊状或いは球形のものが多数認めら

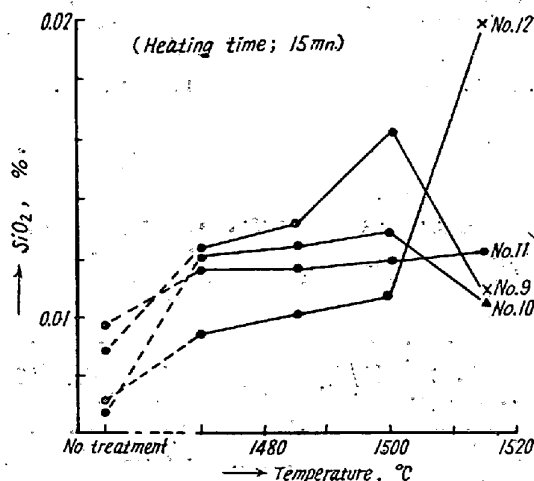


Fig. 1. Relation between heating temperature and produced SiO₂.

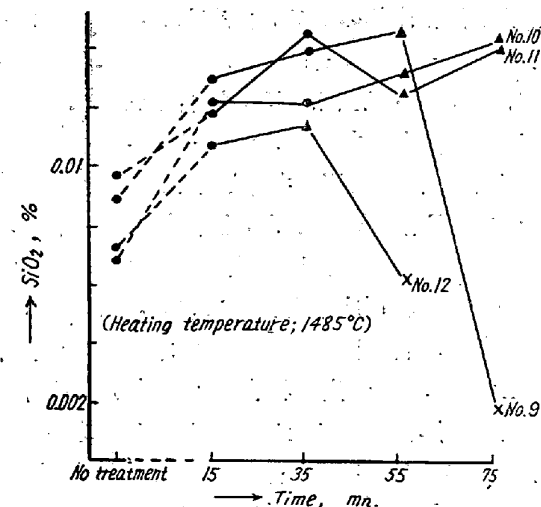


Fig. 2. Relation between heating time and produced SiO₂.

れる。その量的関係を Fig. 1 および Fig. 2 に示した。(実験前後における抽出サンドの形態を Photo 1~4 に示す)

(2) Fe-Si-O-C 系

熔鋼中の C が O および Si の活動度に大きく影響する事は周知の通りであるが C の低いものは SiO₂ の生成量が可成り顕著で C が高くなるにつれて、その量は低下する。これは C の高い場合 O の含有絶対量が低く、従つて Si と反応し得る O 量が少いことと C の存在による O の

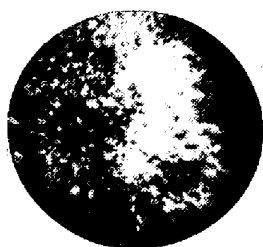


Photo. 1. $\times 20(1/2)$
Form of extracted inclusion before treatment.

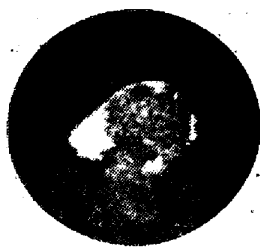


Photo. 2. $\times 20(1/2)$
Form of extracted inclusion after treatment.

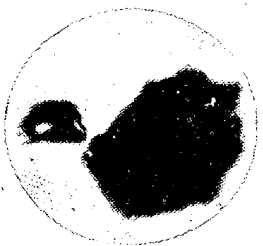


Photo. 3. $\times 20(1/2)$
Form of extracted inclusion after treatment.

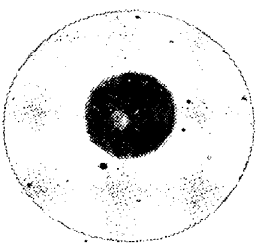


Photo. 4. $\times 20(1/2)$
Form of extracted inclusion after treatment.

activity の減少によるためと考えられる。抽出サンドの形態も C の低い場合以外（純 Fe-Si-O 系に近いもの）は加熱前の微細白色のものと大差ない。

(3) F-Si-O-Mn 系

熔鋼中の Mn の存在は C の場合と同様に O に大きな影響を有し Si との共存によつてその脱酸を容易にし更に Mn 自体も温度効果と共に脱酸力が強くなつて本実験においても当然 Mn による脱酸反応の進行が考えられるがこの点については別途実験中で Si の脱酸反応は上述の場合と同様可成り進行している。しかし SiO₂ の生成量は C の場合と同様に Mn の増加と共に低下しているがこれは Mn の高い場合 O の絶対量が低下することと活動度に影響すること等によるものと考えられる。

(4) Fe-Si-O-C-Mn 系

この系は多数の因子が存在して Si の脱酸反応の進行にも可成り複雑な影響を与えられられるが加熱によつて SiO₂ は増加し、Fe-Si-O-Mn 系の場合と同様 C によつて強く左右される。抽出サンドの形態は Fe-Si-O-Mn 系の場合に類似し暗灰色部のやや多い白色の微細球状を呈する。

IV. 結 言

以上凝固温度附近における Si の脱酸反応の進行について概述したが、何れの場合においても SiO₂ の生成が認められた。従つてこの附近の温度においても



なる反応が充分進行し得るものと考えられる。

実際現場作業において Si の如く温度降下によつてその脱酸を低下する元素のみを用いて脱酸する場合、鋼塊の凝固過程においても新たな脱酸生成物を生ずる。一方この時期における介在物の浮揚離脱は前述の如く困難で鋼中にそのまま介在して砂疵や顕微鏡的介在物の原因となるおそれが充分ある。従つてこれらの欠陥を軽減するためには比較的低温における新たな脱酸生成物の生成を阻止する事が必要と考えられる。

(30) 円筒鉄板及び渦巻鉄板による鋼塊剝症の防止について

(On the Prevention of Ingot Scabs by Cylinder Plates and Spiral Sheets)

Yukimasa Ozawa.

富士製鉄広畑製鉄所 小 沢 幸 正

I. 緒 言

造塊の際における注入初期スプラッシュによつて鋼塊の下部表面に生じた剝疵は分塊歩留の低下を招き、スラブのスクーフ手入量を増し、或いは成品表面に好ましからざる影響をおよぼしたりするので造塊作業上の重要問題となつている。今回剝疵防止の一方法としてセミキルド鋼の上注に際し定盤上に円筒形の鉄板および渦巻状の鉄板をおいてスプラッシュが鑄型壁に附着するのを防ぐようにし、その結果について剝疵点数およびスクーフ点数を採点して統計的に検討してみた。

II. 試 験 方 法

円筒鉄板の寸法は種々試験の結果、板厚 1.6 mm、高さ 450 mm、直径 450 mm 程度のものが最も適當であると認められたのでこの寸法のものを使用して注入初期のスプラッシュを鉄板壁で受止めるようにした。また渦巻鉄板には板厚 0.8 mm、巾 70 mm、長さ 7,500 mm の薄板を外径約 450 mm の渦巻状に巻いて使用しスプラッシュの発生を未然に抑えるように試みた。但し鑄型は底部断面積 570×1,450 mm 前後のもの数種を使用した。

III. 調 査 方 法

同一取鍋からの各鋼塊の半数に対し円筒鉄板或いは渦巻鉄板を使用してその効果を比較してみた。即ち鋼塊型抜の際に剝疵発生状況の概略を調査表の鋼塊図に記録しておき、次に Fig. 1 の如き鋼塊図の全面を 96 分した透明の標準紙を当ててその 1 区割を占める剝疵を以て 1