

が考えられるが本項では高温酸化による非酸化性元素、Cu, Sn, As および S の鋼片表面濃縮状況について調べた。

実験は各 charge のリム部を air 中で 1300°C, 2時間加熱後スケール直下の表面層を分析し上述諸元素の濃縮量を求めた。

また表面層の鏡検も行つたが特にこれら諸元素が異相として析出してはおらず上表の濃縮量とも併せ考慮してこれら諸元素が疵発生の直接的原因になつてゐると思われぬ。但し Cu, Sn 等が鋼中に存在すればその含有量に比例してスケール生成量が増加するといわれている。然らば charge 間の Cu, Sn 等の微少なる差異が間接的に疵発生率に影響する事も考えられるので次の実験を行つた。

Z 24 を mother alloy としてこれに Cu, Sn および As を夫々 0.1~0.9% まで添加した試料を作成、これを前述の酸化実験と同様な処理を行い、添加諸元素が酸化に如何に影響するかを調べた。この結果 Cu は実験範囲内の含有量では、その量に比例して酸化増量は減少、Sn は増加、As は特に一定の傾向は示さない。この事から今の場合各 charge の Sn 含有量の微少なる差異が鋼の酸化傾向助長の一原因、従つて疵発生率の差異の一原因という間接的影響も推測できようが、これだけでは明言できない。

この他ガス分析をも行つたが特に O<sub>2</sub> の影響とも思われぬ。

#### 4) その他の実験について

##### a) 酸化後の表面組織について

酸化後の表面組織を鏡検すると前述の如く特に非酸化性元素が異相としては存在していないが、加熱時間の増加と共に地鉄の全面酸化と平行して粒界酸化が進行しているのが明らかに認められる。従つて加熱時間の増加による疵発生率の増加は粒界酸化に基因し、前述の酸化増量の多いものは粒界酸化を起し易い鋼質であると推定される。

##### b) 過熱について

圧延前に鋼材が過熱を受ければ当然割れの原因になる。実際の加熱炉では過熱を受ける事はまずあり得ないと考えられるが念のため各 charge の過熱温度を求めた。1350~1450°C の温度に加熱後 Austin の方法によつて腐蝕鏡検した。Z 45 は約 1400°C 附近で過熱組織を示したが他は 1450°C でも過熱を受けない。実際の加熱炉では 1400°C の高温加熱を受ける事はまずあり得ず今の場合過熱が疵の原因ではない。しかし過熱温度の低

Table 4.

Charge	Grain size
Z 24	-0.3
# 33	0.3
# 45	1.5
# 47	0.4

い鋼質のものが実際に過熱を受けないでも疵が出易いという事も考えられる。

c) 結晶粒度について

圧延時の粒度が問題になるので、1200°C における粒度を真空加熱法によつて求めた。Table 4 にこれを示す

を示す

疵発生率の高い Z 45, 47 は明らかに粒度が大である。

なお疵の一原因になると思われる清浄度も測定したが疵の多い charge のものが一般に清浄度は悪いが余りこの傾向は明確ではなかつた。

## IV. 総 括

以上を総括すると、

コーナー鱗状疵の根本原因は圧延前の酸化特に粒界酸化である。

これを前提として第二義的に圧延と鋼質が疵の原因になつてゐる。圧延関係としては、本概要では省略したが鋼片の形状不良、孔型嚙込の際の泳ぎ、鋼片の温度不均一があげられる。鋼質としては高温で酸化し易く高温結晶粒の小さい、更に過熱温度の低い傾向のものが疵発生容易である。

## (28) セミキルド鋼の表面気泡と縦疵 とについて

### (Sub-surface Blow Holes of Semi-killed Steel Ingots and Seams of Products)

Takayuki Kinoshita, et alii.

八幡製鉄所技術研究所

工 加藤 健・工 今井純一

製鋼部

○木下孝之・清水正晴

## I. 序 言

セミキルド鋼は多量生産用鋼種として重要なものであるが、その製鋼造塊法或いは鋼塊の内部状況については Tenenbaum の可成り詳細な報告、その他若干の文献があるとはいえ、我々はその作業法或いは応用分野の確立のために更に多くの知識が必要である。このために我々はセミキルド鋼に関して種々の方面から研究を行つてゐるが、ここにその一部として、鋼塊の表面気泡の状況

と鋼片の縦疵との関係について報告する。

II. 実験の範囲

60t 塩基性平炉で熔製された C=0.15~0.24%, Mn=0.34~0.52% の鋼に対し取鍋における脱酸剤の種類および投入量を種々変化せしめ、鑄型においては注入順で真中の指定鋼塊のみは全然脱酸剤を用いずに、種々の脱酸程度の試験鋼塊を作り、これより ingot の corner sample を採って気泡の分布状況を調べ、更にこの鋼塊を 200mm 角に分塊し、そのまま連続ロールで 95mm 角の billet とし、bloom および billet からは鋼塊の各部位相当にする試料をとって、その断面をマクロ腐蝕して縦疵状況を調査し、表面気泡の分布状況との関連を求めた。

試験鋼塊以外の鋼塊には、鑄型で適宜 shot Al を用いて脱酸を調整したが、この中の試験鋼塊と隣接する鑄型に注入されたものの一部は、矢張り試験鋼塊と同様に処理し、shot Al が気泡の分布、および鋼片縦疵におよぼす影響を調べた。

鑄型は底面 610mm 角の下広鑄型で、勿論 open top 上注であり、鋼塊単重は約 4t である。鑄型使用回数、塗料、温度、注入速度等の諸条件は極力一定とした。

III. 実験の結果とその検討

(1) 表面気泡概況

鑄型で shot Al を全然用いなかつた場合、一般に鋼塊上部には肌に近い管状気泡が発生し、その他には小さい表面気泡が発生するが、取鍋における脱酸度の強い場合管状気泡発生圏の範囲は狭くなり、表面気泡は少くなる。

鑄型で shot Al を用いて脱酸調整を行つたものでは管状気泡が激減するが、表面気泡は必ずしも減少しない。

(2) 表面気泡と鋼片縦疵

middle の corner sample の表面気泡を Fig. 1 の

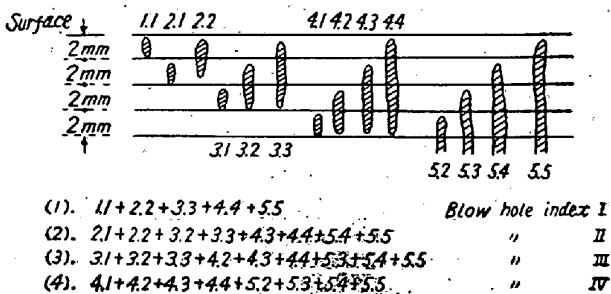


Fig. 1. Classification of position of blow holes.

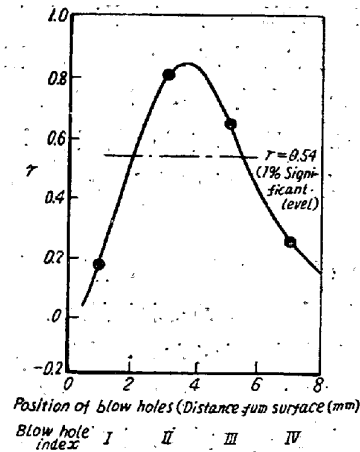


Fig. 2. Relation between the correlation coefficient of blow hole index and seams of billet and position of blow holes.

如く分類し、各 group に属する単位辺長当りの気泡数を各気泡指数とし、この corner sample を採取した各々の鋼塊よりの鋼片の corner sample 採取位置に相当する試料の縦疵数と、各気泡指数との相関係数を求めた処、Fig. 2. に示した如く、鋼塊の肌から 2~6mm 特に 3~4mm 附近の気泡が鋼片の縦疵に関係が深い事が推察された。

鋼塊の bottom 近くでは表面気泡は一般に肌からやや遠く、また粒状の小気泡であり、鋼片の縦疵に関係深い位置の気泡は少いので、Fig. 3. に示した如く、その部分に相当する鋼片の縦疵も少い。

また鋼塊の top 附近は、大きく長い管状気泡が存在

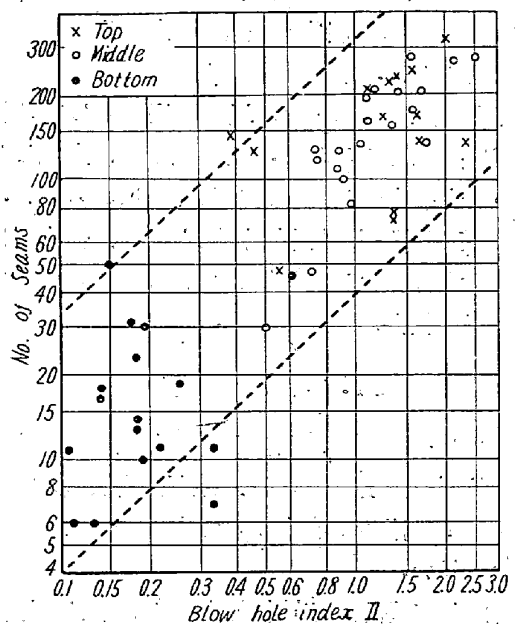


Fig. 3. Relation between blow hole index I and seams of billet.

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