

Fig. 3. Cleanliness values at the vicinity of boundary region between controlled solidifying part and quenched part.

ップされた結果できたものと考えられる (Fig. 3).

市販快削鋼の場合も高炭素系試料と同様に柱状晶内と境界部およびM部とT部との境界部についてマイクロ偏析を調べた。その結果は柱状晶境界部に濃縮される硫化物の濃縮程度は凝固速度がおそいほど大きいことを示しており、またM部とT部との境界部分のマイクロ偏析度を比較すると凝固速度のおそいほど著しい傾向が定性的に認められ、高炭素系試料の場合との相違が見られた。

3.5 平衡分配係数について

各種溶質元素の実効分配係数と平衡分配係数の間には次式の関係が認められている^{3)~5)}。

$$\ln(1/k-1) = \ln(1/k_0-1) - f\delta/D \dots\dots\dots (1)$$

δ : 界面に接して生ずる拡散層の厚さ

D : 拡散定数 (溶鉄に対する溶質の)

f : 溶融帯移動速度

k : 実効分配係数

k_0 : 平衡分配係数

しかし δ は溶鉄中の拡散層の厚さであつて溶鉄の攪拌された条件では δ は十分小さな値を示すが、本実験の溶解条件では攪拌がほとんどなく、換言すれば実際の鋼塊の凝固条件に近く、上に考察した理由などによりマクロ偏析の値はあてはまらないのでマイクロ偏析の値を代入して k_0 を求めたが大きなへだたりを示し、満足な値が偏析元素について得られなかつた。これは溶質間相互作用、凝固反応条件その他について検討を要するものと思われる。

4. 総 括

(1) 前報で行なつた低炭素系含硫鋼に比べ0.4%程度の高炭素系含硫鋼の場合はCのマクロ偏析が顕著であり、これはSの偏析生成機構とも関連があると思われる。

る。

(2) Sのマクロ偏析と凝固速度の関係については、柱状晶の生成機構、比較的速い凝固速度および第3、第4成分との相互作用、溶湯の攪拌条件などがSの偏在濃縮に関連しマイクロ偏析の観察結果とあわせ考察することができる。マクロ偏析は低炭素鋼とは逆に凝固速度の速い試料がおそい試料より大であつた。また同一凝固速度の試料ではAlを添加したものが添加しないものよりもマクロ、ミクロとも偏析量が大きく、Mnの多い試料ではマイクロ偏析が大きく、マクロの傾向と凝固速度の関係は不明確であつた。

(3) 分布硫化物中にFeSの占める割合は各試料とも凝固開始の底部より上部に行くに従つて増加しており、この現象は低炭素系試料の場合と同一傾向を示した。

(4) 市販硫黄快削鋼の実験ではSのマクロ、マイクロ偏析ともに凝固速度が小なるほど大であり、この傾向は前報の低炭素鋼の結果と一致する。また硫化物のFeSは凝固速度のおそい試料中にかなり観察された。

文 献

- 1) 平井, 荒木, 松隈, 小島: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 816
- 2) 円羽, 下地, 新明: 学振資料, 19 委 6765
- 3) 大岡, 三村, 矢野, 添田: 日本金属学会誌, 27 (1963), p. 342
- 4) W. A. TILLER: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 192 (1959), p. 338
- 5) 中川, 百瀬: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 2175

669.141.241.4-412:620.192.47

(93) 中炭リムド鋼塊の気泡の分布について

富士製鉄, 室蘭製鉄所

伊藤幸良・星野 彰・○伊藤 秀雄

On the Distribution of Blowholes in the Medium-Carbon Rimmed Steel Ingots.

Yukiyo ITOH, Akira HOSHINO and Hideo ITOH.

1. 結 言

室蘭製鉄所では生産品種の主体である極軟リムド鋼の偏析その他の性状、これらにおよぼす造塊条件の影響などについてすでに報告してきたが¹⁾²⁾、今回、幾分C%の高い中炭リムド鋼についても調査を行なつた。

中炭リムド鋼は磨棒や電線管材として用いられているが、造塊時のリミングアクションが比較的悪いために、極軟リムド鋼と異なつた特徴を持つている。特に、底部の管状気泡が表面近くから発達しているほか、頭部側リム層にも気泡が見られることがあり、これらの気泡は表面欠陥を発生するおそれもあるので注意を要する。また、パイプ材として使用すると大型非金属介在物に起因すると考えられる溶接部欠陥を発生することもある。以下に、主として気泡の分布その他の表面層性状を述べ、あわせて偏析および大型介在物についても述べる。気泡

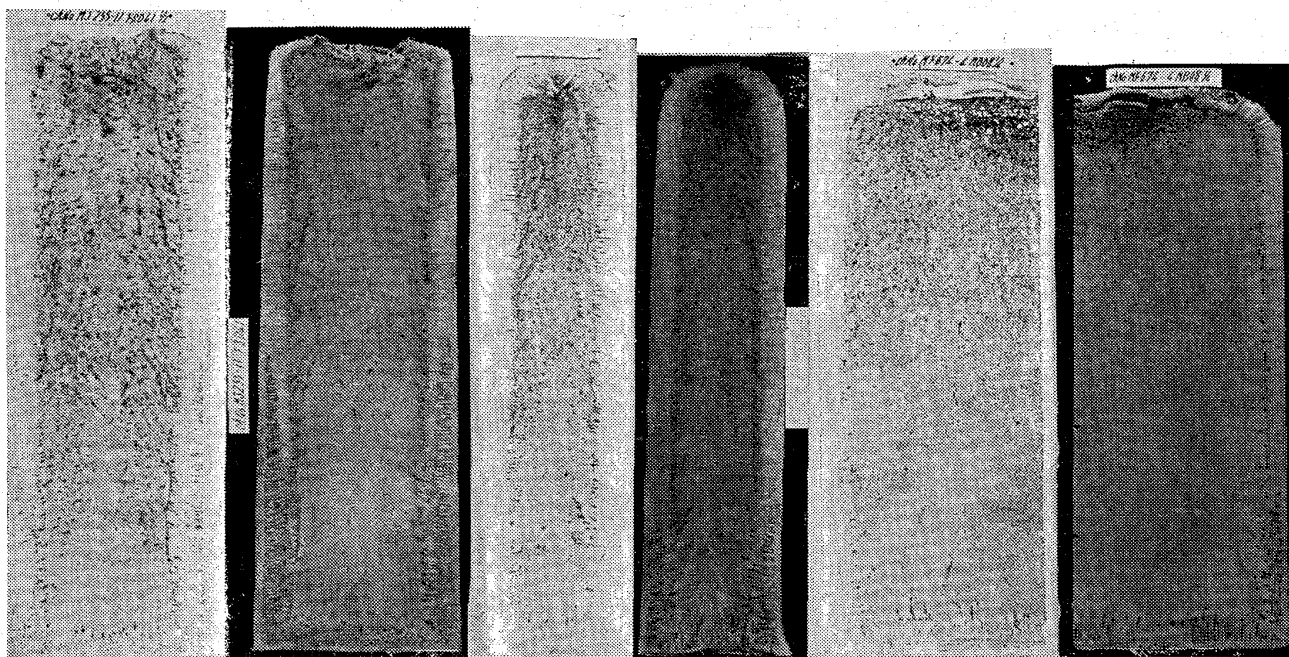


Photo. 1. Sulphur prints and macro structure of tested ingots. (×1/15)

Table 1. Ladle analysis of ingots tested.

Chemical composition	C	Mn	Si	P	S
%	0.12 ~0.29	0.36 ~0.51	<0.01	0.008 ~0.011	0.013 ~0.023

の分布および発生機構については、すでに小平³⁾あるいは石原⁴⁾の研究があるが、この報告ではリム層の凝固の経過と結びつけて考察を加え、さらに逆偏析の発生機構との関係に言及した。なお、当所において極軟リム鋼は通常転炉鋼で 16 t 程度の鋼塊であり、中炭リム鋼塊は 6~9 t で直接は比較できないが、おのおのの特徴について、偏析や非金属介在物を含めて 2, 3 の点を指摘した。

2. 試験鋼塊, 調査方法

試験鋼塊は当所の平炉工場で製造した中炭リム鋼塊で、その成分を Table 1 に示す。

鋼塊は 675 mm ϕ の 6 t 角型、短辺厚さ 450 mm の 8 t 扁平型を対象とし、切断面について、サルファープリント、マクロ組織観察、チェック分析を行なったほか、コーナーサンプルによつて気泡の状況を観察した。大型非金属介在物は 0.21~0.22% C の 6 t 角型鋼塊で上注と下注のものから試片を切出し、スライム法により直径 53 μ 以上の球状介在物を抽出した。

3. 調査結果

3.1 気泡

Photo. 1 に鋼塊のサルファープリント、マクロ組織の一例を示す。a は下注角型鋼塊、b は上注扁平型鋼塊の短辺平行断面 (b-1) および長辺平行断面 (b-2) である。中炭リム鋼では、極軟リム鋼に比べてリミングアクションが弱いいため底部の管状気泡の発生が顕著であり、頭部膨張も大きくなりやすい。また、鋼塊表面の気

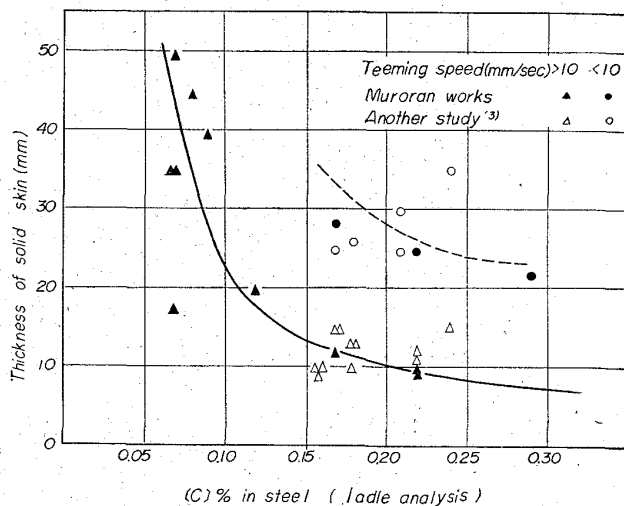


Fig. 1. Relation of solid skin and ladle C%.

泡の存在しない部分、すなわちソリッドスキンの厚さが比較的薄い。ソリッドスキンが特に薄い場合は均熱圧延過程での気泡の露出、酸化により、表面欠陥の発生にいたることがある。また極扁平鋼塊をスラブに圧延する場合は、条鋼向けの角型と異なり、圧下量が小さく一方向であるために気泡が未圧着で残り、鋼片手入れの際に露出する危険性もあるので、ソリッドスキンはなるべく厚くするのが望ましい。C%とソリッドスキン厚さの関係を小平の結果³⁾と合せて Fig. 1 に示す。今回の調査結果は、小平の実験範囲内ではよい一致を示している。さらに極軟リム鋼についての測定結果を含めてみると、上注材では 0.10~0.15% C の間でソリッドスキン厚さは激減し、それ以上ではゆるやかに減少することがわかる。また、注入速度の遅い下注材では約 15 mm 程度上注材より厚くなっている。ソリッドスキン厚さは最低 10 mm は必要と思われるので、C%に応じた適当な発

注入方法、注入速度を選ばねばならない。

試験鋼塊の頭部側には Photo. 1 に見られるように、底部側の管状気泡と異なり、極軟リムド鋼の底部の管状気泡に類似で、リムチャンネルに近い細長い気泡の発生が観察された。これは粒状気泡に連なるものもあり、底部の管状気泡に比べて数が少なくふぞろいである。また、C% の高いものほど顕著であつて、リミングアクションの強さに関係があると思われる。底部管状気泡帯と頭部気泡帯の間には気泡のないリム層が存在する。

鋼塊形状、注入高さによつて異なるが、鋼塊中央部で気泡発生量に対して最も洗滌能力の強い範囲があるのではないかと思われる。石原⁹⁾によつて指摘されたように、気泡発生量は頭部側ほど多く、底部では洗滌力が全く弱いために大きな管状気泡が残存し、中間部では発生量に対して洗滌力が強く気泡がなく、頭部では気泡の発生が多いのに対して洗滌力が不十分で若干の気泡が残存成長するものと思われる。

気泡発生量と洗滌能力の関係はもちろん C% によつて強く影響されるが、さらに、今回の調査では、Photo. 1 に示したように、頭部の残存気泡はリム層の比較的内側に発達し、中間部から底部にかけて管状気泡がしだいに長くなる傾向が認められた。これをリム層の凝固の進行と合せて考えてみると、Fig. 2 に定性的に示したような経過が推定される。図中 A は頭部の残存気泡発生帯、B は中間部無気泡帯、C は管状気泡がしだいに長くなる範囲、D は底部の管状気泡帯である。まずリム層凝固の初期の段階では、a 点より上方でリミングアクションによる気泡の洗滌作用がガス発生量を上まわり、気泡は浮上してしまふが、a 点より下部では管状気泡が残る。凝固中期では全般にガス発生量、洗滌力が増すが、鋼塊頭部側ではガス発生力が優つて、b 点より上方に気泡が残留します。一方 a 点は下方へずれる。さらに凝固が進むと鋼塊頭部表面の張出しにより頭部側凝固前面の洗滌力

が急激に低下して、頭部気泡発生帯が下方に移り、ガス発生量が低下するので、a 点がさらに下方にずれる。リム層凝固の終期には、b 点は b' 点へ下り、a 点は a' 点に下つてリム層の凝固を終る。このような凝固経過において b' 点より上方が Fig. 2 (右) に示す頭部気泡発生範囲 A, a 点~b' 点は管状気泡の発生しない範囲 B, a 点より下方は鋼塊底部の管状気泡発生範囲 C, D となる。リム層形成の末期において、鋼塊頭部で気泡発生量が洗滌力を上まわるのは、特に扁平鋼塊の短辺平行断面で頭部気泡が発達している点、および 3.2 で述べるように逆 U 偏析の発達範囲が頭部気泡発生帯とほぼ一致している点から考えて、凝固の進行に伴ない鋼塊頭部が張出すために、リミングアクションによる湯流れの最大流速線が凝固前面から離れるためと考えられる。底部の管状気泡発生範囲では、肥大柱状晶の発達が顕著で、リミングアクションの影響が少ないことを示している。

上の定性的な説明におけるガス洗滌力とガス発生量は独立な要因ではなく、洗滌力は当然凝固速度、ガス発生量などによつて影響されるものである。浅野¹⁰⁾らはセスキルド鋼塊の気泡を凝固速度と気泡成長速度のバランスから考察しているが、リムド鋼の場合はリミングによる溶鋼流の作用をも含めたガス洗滌力として、今後定量的な検討が必要である。

3.2 偏析

リムド鋼では、一般に内質欠陥の最も大きなものとして偏析があげられ、その軽減対策が研究されているが、中炭リムド鋼では、Photo. 1 のサルファープリントで見られるように、極軟リムド鋼のような明瞭な濃厚偏析はない。頭部の気泡性偏析は小さく、全体に分散され、S の最大偏析度は 2~5 倍である。また、最終凝固位置の濃厚偏析も不明瞭で、むしろ中心部から離れた逆 U 偏析帯のほうが高い値を示している。逆 U 偏析は極軟リムド鋼やキャップド鋼のような明瞭な線は少なく、太くぼかさされた帯状のものが多く、短い。様相はいくらか異なるが、生因は極軟リムド鋼と同様で、凝固前面不純物の濃化、分離、捕捉によるものと思われる。ただ、中炭リムド鋼では柱状晶、肥大柱状晶が鋼塊中心部付近まで、セスキルド鋼のように発達していることなどから、このような相違があるものと思われる。頭部側のリム層から中心部までのチェック分析結果によると、偏析ピークはコア層外周部と逆 U 偏析帯および肥大柱状晶の終点に見られ、中心部ではやや低下している。

逆 U 偏析の生成機構は、すでに極軟リムド鋼について考察²⁾したように、不純物の濃化した溶鋼がリミングアクションに伴う気泡の上昇および溶鋼の対流によつて上昇する過程で、コア部が凝固を開始すると溶鋼の動きは急激におさまるので、ほとんどそのまま凝固層に捕えられたものと考えられる。この推定は、たとえば芳賀⁶⁾がキルド鋼の逆 V 偏析について考えているように濃縮層の上昇の最大流速線が凝固前面から離れて、鋼塊頭部に向つて傾斜していることを前提としなければならない。このような流線の傾斜の発生は頭部の凝固の進行とも何らかの関係を持つと考えられ、リム層形成期の後半にすでにこの現象が起こつていとも考えられる。

Photo. 1 に示したように、頭部気泡帯と逆 U 偏析の出

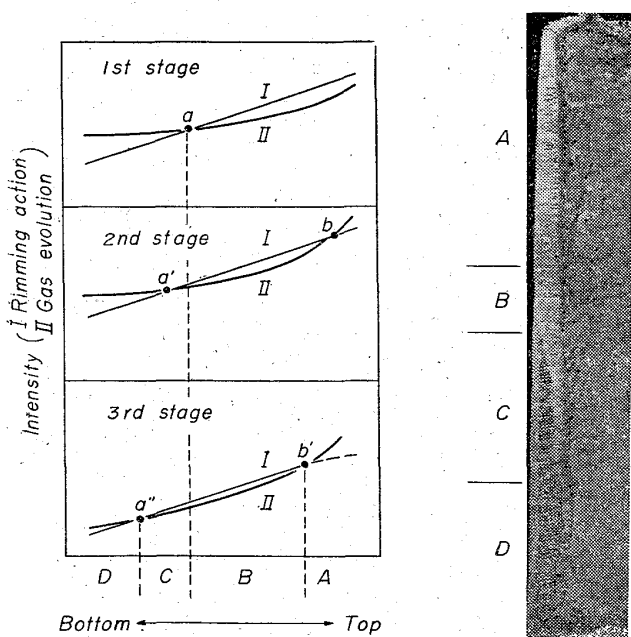


Fig. 2. Progress of the solidification of rim zone after teeming.

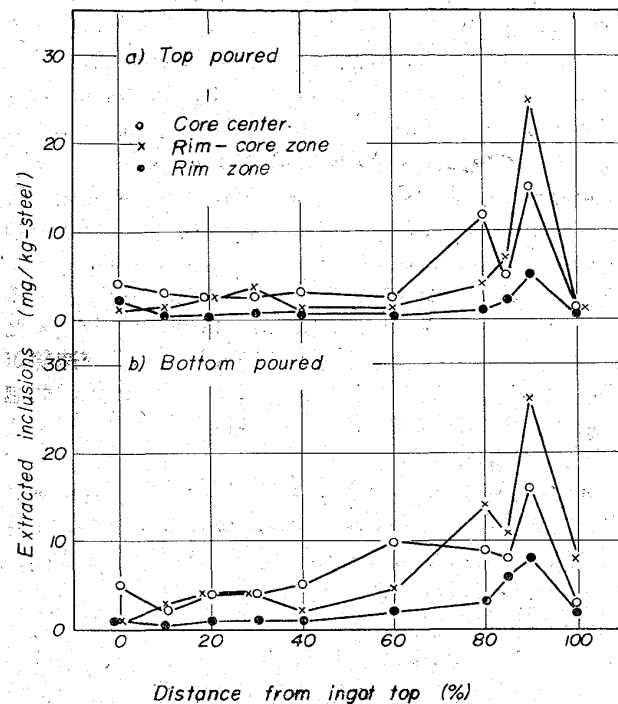


Fig. 3. Distribution of extracted inclusions in ingots.

点が鋼塊高さにおいてほぼ一致していることもあり、少なくとも両者の発達程度に強い相関が認められることは、頭部気泡の生因に関して前項で述べた推定の裏付けになるものと思われる。

3.3 大型非金属介在物

スライム法により抽出した大型介在物の布分を Fig. 3 に示す。鋼塊中心部およびリム-コア境界部では底部に介在物が集積し、1 mm 以上の大型のものも見られた。リム層内ではやはり底部側で多いが中心部に比べると少なく、200 μ 以下である。いずれも Mn(Fe)-silicate を主成分とするもので、極軟リム鋼の大型球状介在物と同様に、耐火物の溶損物と MnO-FeO が集合したもので、リミングアクションが弱いために、スカムとして浮上しきれなかつたものであろう。

上注と下注を比較すると、下注の方が抽出介在物が多く、湯道煉瓦の溶損の影響があると考えられる。極軟リム鋼の鋼塊中心底部で抽出介在物量は普通 30 mg/kg-steel 以上であり、また、濃厚偏析部付近の介在物量は非常に多いので、これに比べると中炭リム鋼の大型介在物の害は少ないといえるが、加工の方法も異なるので注意を要するものであろう。

4. 結 言

1) ソリッドスキン厚さは注入速度により変化するが、C% による変化も明らかであり、C% に応じて適当な注入方法、注入速度を選ぶことが必要である。

2) 鋼塊頭部側のリム層内にも気泡の発生が見られ、C% の高いものほど出やすい。頭部気泡発生範囲の広さは逆U偏析の発達程度と関係があり、両方とも頭部の凝固の進行に伴ってリム層前面の湯流れが変化することに関係があると考えられる。

3) 鋼塊中間部に気泡のない範囲がある。また、底部

の管状気泡は良く発達している。

4) 偏析程度は極軟鋼より低く、逆U偏析の様相がいくらか異なるが、根本的には極軟と同様のものと考えられる。

5) 底部側の大型介在物は、極軟と同様の成因によるもので、量は一般に少ないが、下注鋼塊では上注鋼塊より幾分多い。

文 献

- 1) 森永, 他: 鉄と鋼, 50 (1964) 2, p. 166
- 2) 森永, 他: 鉄と鋼, 50 (1964) 6, p. 894
- 3) 小平 勇: 研究報告“線付鋼塊の研究”, (1937)
- 4) 石原重利: 製鉄研究, No. 205 (1953), p. 327
- 5) 浅野, 他: 鉄と鋼, 51 (1965) 10, p. 1871
- 6) 芳賀, 他: 鉄と鋼, 51 (1965) 10, p. 1893

621.74.047:669.14,018.24

(94) 軸受鋼の連続 casting

(铸造条件の検討—I)

八幡製鉄, 光製鉄所

太田隆美・工博村山周治・今田 武

○佐々木清和・原淵孝司・久保田守彦

Continuous casting of Bearing Steel.

(Study on continuous casting standards of bearing steel—I)

Takayoshi OHTA, Dr. Shūji MURAYAMA,

Takeshi IMADA, Kiyokazu SASAKI,

Takashi HARABUCHI and Morihiko KUBOTA.

1. 緒 言

光製鉄所においてはすでに報告されているように^{1)~3)}連続 casting 法によるステンレス鋼のスラブおよびブルームの製造を行なっている。一方、連続 casting 適用鋼種の拡大を基調とし、成品々質の向上および製造工程の簡略化によるコスト低減を目的とし、1962年10月、連続 casting による軸受鋼ブルームの製造試験を開始した。その後各種製造技術上の問題について検討を加え、遂に1963年6月、世界で初めて、本格的な生産移行に成功し、現在まで何ら支障なく連続 casting ブルームを素材とした軸受成品を製造している。

軸受鋼の連続 casting においては、特に表面性状の向上、内面欠陥の防止および正確な鑄片形状の維持が重要な問題となる。これら諸問題の解決に当つては、適正な casting 諸条件の設定が不可欠ではあるが、同時に連続 casting に適した精錬作業の確立および後工程での適切な作業基準の検討が要求される。第一報では、特に連続 casting 条件との関連において、旋削歩留りおよび成品の表面特性の向上につながる鑄片の表面性状および断面形状の改善について調査検討を行なつたので、その結果の概要について報告する。

2. 調査対象鋼種および鑄片寸法

調査対象鋼種は SUJ-2 でその成分を Table 1 に示す。鑄片寸法は、170 ϕ 、200 ϕ 、230 ϕ であり、軸受鋼管製造工程は Table 2 に示した通りである。当初は分塊工程を省略した四角ブルーム-鍛造工程で出発したが、その後検討改善を加えた結果、八角形、変八角形を経て