

低炭素リムド鋼塊の健全なソリッドスキンの生成について*

山崎俊二**・池田隆果**・鳥井正夫**・丸川雄浄**

On the Formation of Sound Solid Skin of Low Carbon
Rimming Steel Ingot

Shunji YAMAZAKI, Takami IKIDA, Masao TORII and Katsukiyo MARUKAWA

Synopsis:

The ingotmaking process to obtain low carbon rimming steel ingot with sound solid skin were studied. The results obtained are as follows;

1. It is possible to prevent the formation of skin holes in solid skin by rimming action during teeming. The addition of shot aluminum during teeming is effective to increase the rimming action. It is considered that aluminum prevents the growth of bubbles which are brought into molten steel bulk in the mold by teeming stream, and intensifies the circulating flow of liquid steel along the mold wall.

2. Thickness of solid skin is influenced by both the teeming rate and the range free from lenticular blowhole of ingot. The latter of the teemed steel is determined mainly by manganese content in the range of 0.06~0.08% carbon. Manganese has little effect on the deoxidation of teeming steel, but it is considered that at the solidifying front manganese influences the deoxidation and CO gas evolution.

(Received 15 Dec. 1967)

1. 結 言

冷延鋼板用低炭素リムド鋼塊の下部に見られるソリッドスキンは分塊時に内部の管状気泡が圧着するまでの期間、管状気泡を外気による酸化から保護する重要な役目をもっている。

このソリッドスキンの厚さが大きいほどスラブの“いとわれ疵”、“ひびわれ疵”と呼ばれる表面欠陥が減少するが、冷延鋼板のかぶれ疵、さらにさかのぼって熱延コイルの酸洗後に見られる筋かぶれ疵は、このソリッドスキンの厚さと同時にソリッドスキンの健全性、すなわちソリッドスキン内のスキンホールに影響されると考えられる。Photo. 1に例示するようにソリッドスキンの内部に気泡が残存すれば、均熱時のスケールの生成によつてスキンホールの内部が酸化し、またスキンホールが管状気泡と連結している場合には管状気泡の内部までも酸化されてそのまま圧着され、スラブの表皮層に欠陥を内包することとなる。この欠陥はきわめて微細であり、しかも相当内部まで浸透しているので、スラブのホットスカーフイングなどの手入れでは完全に除去することができず、熱延コイルにまでもちこされ、酸洗によつてPhoto. 2に示すような筋かぶれ疵となつて現われる。この酸洗コイルの筋かぶれ疵は、その発生位置が鋼塊の底部から中央部にかけて多いという特徴があり、このことも鋼塊

のソリッドスキンに残存するスキンホールに起因することを裏付けている。

以上のように冷延鋼板の筋かぶれ疵は鋼塊のソリッドスキン内のスキンホールに起因しているようであり、鋼板の表面疵の防止のためには、材質面としては健全なソリッドスキンを有する鋼塊の溶製が望まれる。

そこで低炭素リムド鋼塊のソリッドスキンの健全性、すなわちスキンホールの生成とスキン厚さとにおよぼす製鋼条件の影響について試験を行なつた。以下に試験結果ならびにそれらに基づいて考察したものを報告する。

2. 試 験 方 法

160 t 転炉によつて溶製した低炭素リムド鋼を15 t 級の扁平鑄型に平均鑄込速度 10~20 mm/sec で上注ぎ鑄込みし、15~20 min で蓋置きする場合について主に試験を行なつた。ショットアルミニウム使用量は20~80 g/t である。

試験に使用した鑄型の諸元を Table 1 に示す。鑄型 A と B は同形状であるが鑄型 B はボトル鑄型で、この場合にはキャップド鋼である。鑄型 C と D とは断面形状は同じで高さのみ異なつている。

* 昭和42年10月本会講演大会にて発表
昭和42年12月15日受付

** 住友金属工業(株)和歌山製鉄所

低炭素リムド鋼塊のソリッドスキンの性状には鋳込み溶鋼成分、鋳込速度、ショットアルミニウムの投入方法、鋳型形状などが影響すると考え、Table 2 に示すよ

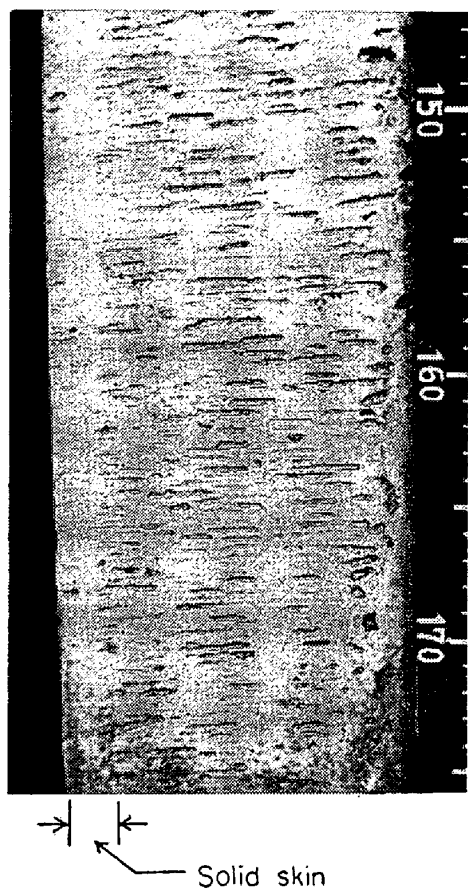


Photo. 1. An example of skin hole in solid skin at the bottom part of ingot. $\times 0.35$ (5/6)

うに 3 つの試験を行なった。すなわち試験 1 ではショットアルミニウムの投入方法の影響、試験 2 では鋳込み速度の影響、試験 3 では鋳型形状の影響について試験した。

鋳込み溶鋼成分については鋳入終了時に鋳型内溶鋼をポンプ法で採取し、その分析値を用いた。

凝固した鋼塊は冷塊とし、鋼塊の 1 隅角部より鋼塊全長にわたって 1 辺約 200 mm のコーナーサンプルをガス溶断によつて採取し、縦断面を切削仕上げ後ダイチェックによつて気泡の発生状況を調査した。測定した項目は管状気泡不発生圏高さ、ソリッドスキン厚さおよびスキン内の気泡の残存状況である。管状気泡不発生圏高さは本試験鋼塊では凝固初期からリミング中時間経過につれて次第に縮小する傾向が認められたが、ソリッドスキンの生成に影響するのは特に凝固初期のものと考えられるので、鋼塊表皮に近い位置での管状気泡不発生圏高さを

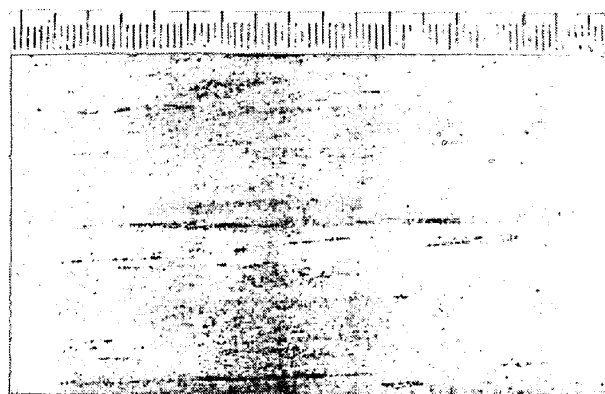


Photo. 2. An example of seamy crack on pickled hot rolled steel coil. $\times 1.2$ (1/2)

Table 1. Dimensions of test ingot mold.

Mold		Mold dimension			Ingot dimension	
Mark	Name	Width (mm)	Thickness (mm)	Height (mm)	Teemed height (mm)	Weight (t)
A	W11S3F	1,155	825	2,250	2,030	12,950
B	WB11S3H*	1,155	825	2,245	2,030	12,950
C	W15S4F	1,480	795	2,400	2,210	17,250
D	W22U4	1,477	795	3,000	2,800	22,000

* Bottle type. Others are open type.

Table 2. Content of the experiment.

Test-No.	Object	Method	Mold used	No. of heat	No. of ingot
1	Influence of method of Al addition	Three grades of method of Al addition in one heat	A or C	6	18
2	Influence of teeming rate	Two grades of teeming rate in one heat	A or B	6	12
3	Influence of teemed height	Two grades of teemed height in one heat	C and D	7	11

測定した。

3. ソリッドスキン内の気泡の残存

ソリッドスキンの性状におよぼす重要な製鋼要因の1つとしてショットアルミニウムの投入方法が挙げられ、ことにスキンの健全性すなわちスキンホールの有無に関しては、これによる鑄込中のリミング状況が大きく関係すると考えられる。そこで試験1において6ヒートについてつぎに示すようなショットアルミニウム投入方法を同一ヒート内で行ない、これらの方法が鑄込中のリミングアクションさらにはソリッドスキンの性状にどのような変化をもたらすかを試験した。

- (1) 鑄込み末期のみ投入
- (2) 鑄込み初期から少量ずつ投入
- (3) 鑄込み初期から多量に投入

ショットアルミニウム投入方法以外の溶解および鑄込み条件はすべて通常作業どおりに行なつた。

鑄込み中のリミング状況の観察結果では、(1)の投入方法ではしばしばフォーミング (foaming) 状態となり、鑄込み初期のリミングアクションはまったく認められなかつたのに対し、(2)および(3)の方法では鑄込み初期からリミングがみられ、ことに(3)の方法では明瞭であつた。また鑄込み後蓋置きまでの間のリミング状況にはショットアルミニウム投入方法による明確な差は認められなかつた。

これらの試験鋼塊のコーナーサンプルでのソリッドス

キン内の気泡の発生程度を多いもの、少ないものおよび気泡の無いものの3つのランクに分けてショットアルミニウムの投入方法との関係を調べた結果をFig. 1に示す。また1ヒートについてのスキンの性状をPhoto. 3に示す。

ショットアルミニウム投入方法(1)の鋼塊には、ほとんどの鋼塊にスキンホールの発生が認められるが、(3)の方法ではスキン内に気泡はまったく残存しておらず、(2)の方法ではこれらの中間程度の発生状況であ

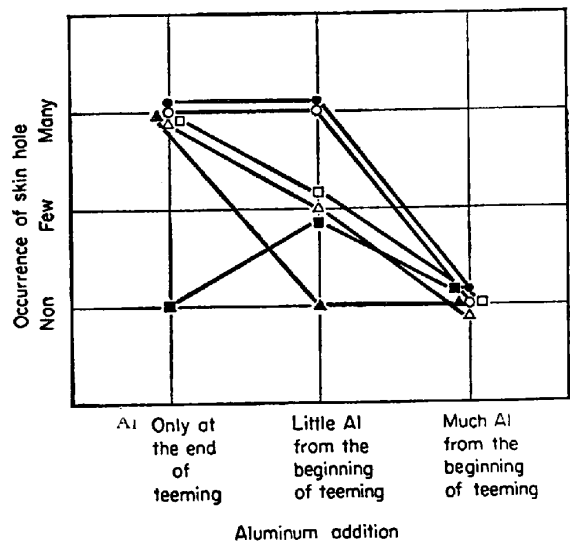


Fig. 1. Influence of the way of aluminum addition on the occurrence of skin hole in solid skin.

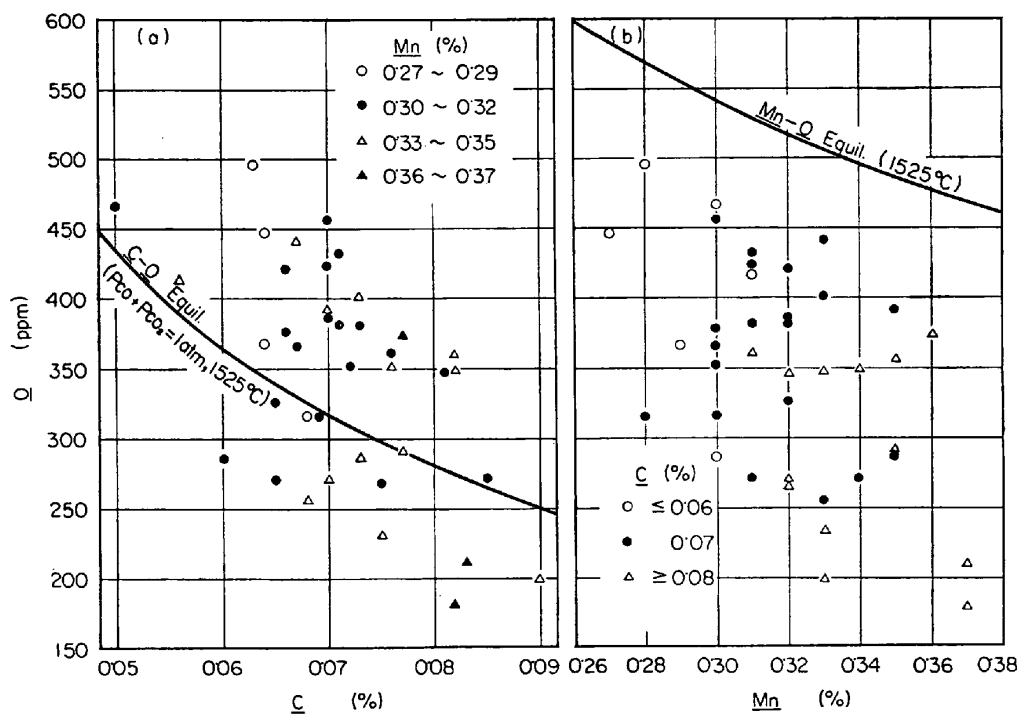


Fig. 2. Influence of C and Mn content on O content of teemed steel.

る。いずれも同一ヒートの溶鋼に対するショットアルミニウム投入方法のいかんによつてスキンホールの発生状況が大きく異なっている。また鑄込み中のリミング状況とスキンホールの発生状況との間には総体により対応がある。

このようにショットアルミニウム投入方法の鑄込み中のリミングアクションならびにスキンホールの発生状況におよぼす影響はきわめて明瞭である。

以上の試験によつてスキンホールのない健全なソリッドスキンを生成させるためには鑄込み中のリミングアクションが必要であり、このリミングアクションは鑄込み中のショットアルミニウム投入によつてもたらされることが明らかとなつた。そこでこの点に関して若干の考察を行なう。

鑄込み終了時の鑄型内溶鋼 Q 値はFig. 2からわかるように $C-Q$ 平衡値²⁾の近傍にばらついており、固体 MnO 生成域での $Mn-O$ 平衡値²⁾の低温側外挿値よりはかなり低い。 Mn が増加するにつれて Q がやや低下しているのは Fig. 3 に示すように C と Mn との間にやや関係があるためと考えられる。これらのことから Q は C によつてほぼ決まると考えてよい。 Q 分析値は鑄込み中の数10 g/t の Al 添加の影響およびサンプリングによる誤差も含まれるため厳密に言えば問題があるかもしれないが、鑄込溶鋼の Q をほぼ代表していると考える。

このような組成の溶鋼が鑄型に注入されてゆくと、鑄型と接した凝固面で気泡が発生し、この気泡は鑄型壁にそつて浮上する。一方鑄込流によつて鑄型内溶鋼中に巻き込まれた空気などの鑄型内雰囲気ガス、およびとくに $C-O$ 過飽和溶鋼が鑄込まれた場合にこれらの気泡を核として肥大成長した CO ガスは鑄型壁から離れた溶鋼バルクの中を浮上する。

このように鑄込み中の溶鋼内の鑄型側面を浮上する気泡と、鑄型側面から離れた溶鋼バルク中を浮上する気泡の2つに分け、鑄込み中のリミングアクションあるいはフォーミング状況を考えてみる。

まず鑄込中にショットアルミニウムを用いない場合を



Al: Only at the end of teeming

Little Al from the beginning of teeming

Much Al from the beginning of teeming

Photo. 3. Structure of solid skin of ingots teemed by different way of aluminum addition in one heat. $\times 0.1$ (9/11)

考える。鑄込みの初期、鑄込み高さが200 mmくらいまでの期間は、鑄込み流による(気泡の浮上によらない)鑄型側面で上昇する循環流があるが、それ以上の鑄込み高さになると下からの慣性による溶鋼流は小さくなる。

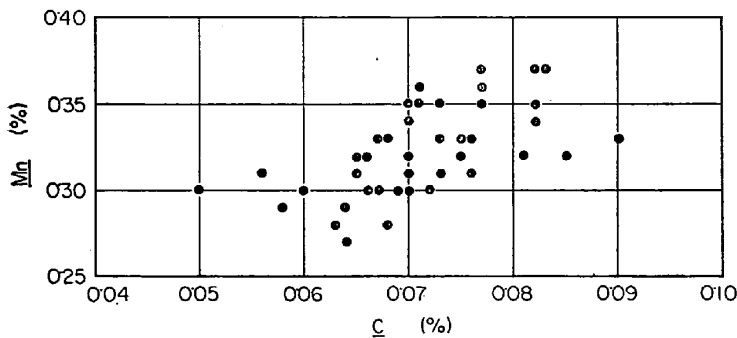


Fig. 3. Relation between C and Mn content of teemed steel.

この鑄込みの初期から中期にかけては、溶鋼バルク中の気泡の浮上による上昇流が相対的に強く、鑄型側面を上昇する循環流は打ち消されて泡立ち状態が生じる。鑄込みが進み鑄込まれた溶鋼量が多くなつて側面に発生する気泡が多くなると、鑄型側面を上昇する循環流が強くなり、フォーミング状態が解消されてリミングアクションが生ずる。

つぎに鑄込み中にショットアルミニウムを用いる場合を考える。鑄込み初期から鑄型内へショットアルミニウムを添加する場合には、この Al は鑄込み流直下の溶鋼を軽度脱酸し、これによつてとくに $C-O$ 過飽和の溶鋼を脱酸し、鑄込み流により巻き込まれた気泡の成長肥大を阻止する。このために鑄型側面での気泡の浮上による循環流が相対的に強くなり、鑄込み初期から循環流が生じてリミングアクションが見られることになる。

以上の内容を模式的に示したものが Fig. 4 である。

以上の考察は一般的な傾向について考えられるところを述べたものであり、鑄込み溶鋼の脱酸度などによつてフォーミングあるいはリミング発生の時期が前後にずれ

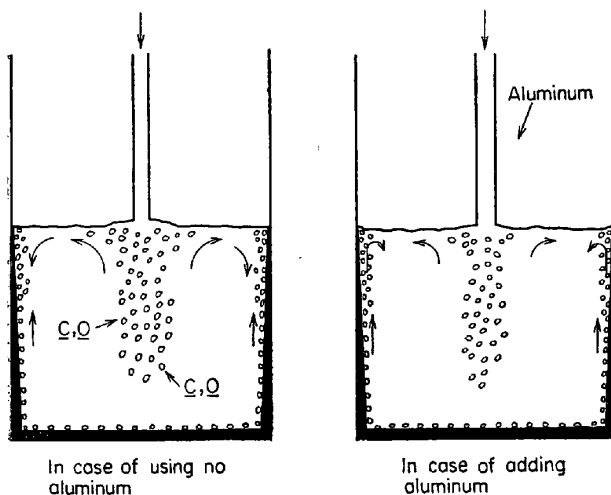


Fig. 4. Schematic figure of circulating flow of liquid steel in mold.

ることはいうまでもない。

このフォーミングあるいはリミングアクションと鋼塊のスキンホールとの関連についてつぎに考えてみる。

フォーミングが起こると凝固壁での溶鋼の上向きの流れがないために、凝固前面で生成しつつある気泡の浮上除去が不十分となり、気泡を含んだままの溶鋼が凝固することになる。これがソリッドスキン内に認められるスキンホールの生因であろうと推察される。そして鑄込み中にリミングアクションが起こっていると、凝固

前面に付着している気泡が上向きの溶鋼流によつて洗い流されスキンホールのない健全なスキンを形成する。

鑄込み初期にショットアルミニウムを用いないで鑄込んだ溶鋼の脱酸度を $C \times O$ で表わし、これと鋼塊のソリッドスキン内のスキンホールの発生程度との関係を調べた結果を Fig. 5 に示す。この図には試験 1 の概当する鋼塊と試験 3 の全ヒートの鋼塊が含まれている。この図からわかるようにとくに $C-O$ 過飽和領域では大部分の鋼塊にスキンホールが多く発生している。 $C-O$ 未飽和領域ではスキンホールの認められない鋼塊の割合がやや多くなっているが、半数のものにはスキンホールが多発している。このことは本試験の上注ぎ鑄込みの条件範囲内では取鍋での脱酸調整のみによつて鑄込み初期にショットアルミニウムの投入を行わずにスキンホールの発生を防止することはかなり困難であることを示している。

4. ソリッドスキンの厚さ

ソリッドスキン厚さが鑄込み速度と管状気泡不発生圏高さの両者に影響されることはよく知られているが、本

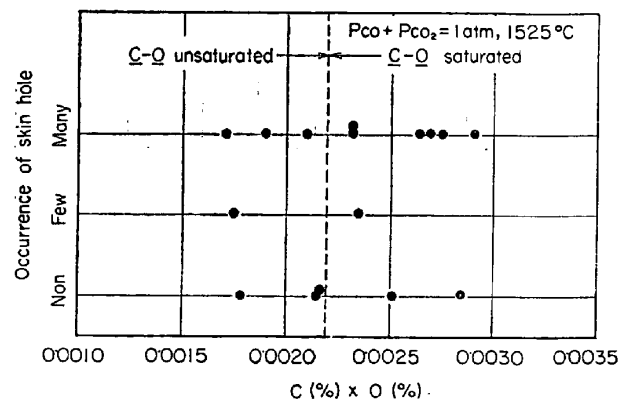


Fig. 5. Relation between $C \times O$ of teemed steel and the occurrence of skin hole in solid skin of ingot teemed with no aluminum addition at the beginning of teeming.

試験によつて得られた結果を Fig. 6 に示す. この図はソリッドスキン厚さは鋼塊での管状気泡不発生圏の部分に鑄込むに要する時間の間に凝固した厚さとみなす考え方に基づいている. 図で明らかなようにすでによく知られているリムド鋼の凝固則⁵⁾⁶⁾と同傾向を示しているが, ソリッドスキン厚さは凝固則の場合より全体に小さい. この原因の 1 つは鑄込み速度として平均鑄込み速度をとっているためと考えられるが, まだ十分解明されていない.

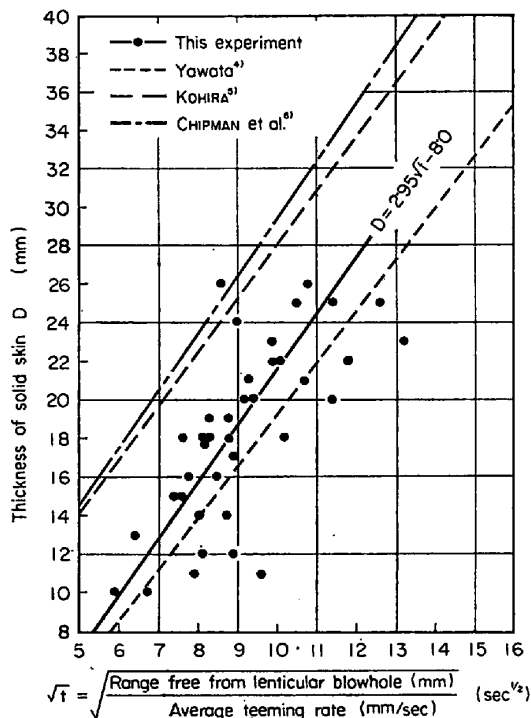


Fig. 6. Relation between time required to teem the molten steel to form the range free from lenticular blowhole and the thickness of solid skin.

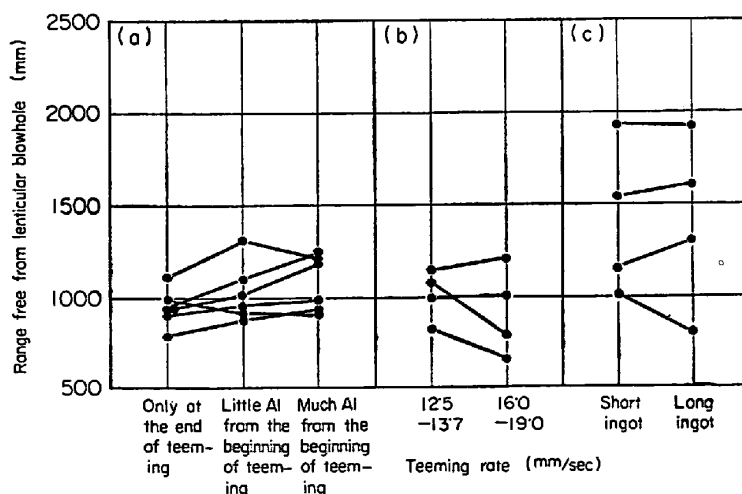


Fig. 7. Influence of the way of aluminum addition, teeming rate and ingot height on the range free from lenticular blowhole.

い. しかしこの関係は実際操業で十分実用に耐える有意なものであると考える.

そこで日常管理の容易な鑄込み速度と同時にこの管状気泡不発生圏高さを推定しうる方法を明らかにするために, 管状気泡不発生圏高さにおよぼす製鋼要因の影響について試験を行なった.

試験 1 のショットアルミニウム投入方法の影響, 試験 2 の鑄込み速度の影響, 試験 3 の鑄型形状の影響を総括して Fig. 7 に示す. これら 3 つの要因の影響はそれほど明瞭ではない. しかるに Fig. 7 (c) に示すようにヒートによつて管状気泡不発生圏高さに大きな差異が生じている. これらのことから鑄込み溶鋼成分が管状気泡不発生圏に影響をおよぼすものと考えられる.

鑄込み溶鋼成分のうち, O , C , $C \times O$ と管状気泡不発生圏高さとの関係を単相関について調べたが, いずれもばらつきが大きく明瞭な関係が認められなかつた. これに対して Fig. 8 に示すように Mn と管状気泡不発生圏高さとの関係は明瞭であり, Mn が低下するにつれて管状気泡不発生圏高さが増大している. C の影響については C が 0.05% および 0.09% のものは同一 Mn の場合の管状気泡不発生圏が C 0.06~0.08% のものにくらべて小さいようである. また C 0.06~0.08% の間では明瞭な差は認められない.

以上の試験結果によつて C 0.06~0.08% の鑄込み溶鋼の場合管状気泡不発生圏高さは主として Mn によつて決まり, 鑄型, 鑄込み速度, ショットアルミニウム投入方法などによつてそれほど影響されないことが明らかとなつた.

つぎに低炭素リムド鋼の鑄込み溶鋼成分, とくに Mn が凝固時のガス放出能におよぼす影響について若干の考察を行なう.

管状気泡不発生圏は凝固時に凝固前面で発生しつつある気泡が浮上除去された範囲であるが気泡が管状気泡として残る位置と浮上除去される位置との境界が何によつて決まるかについては未だ明解な説明がなされていない. この点に関して考えられる要因としては,

(1) その位置での単位体積の溶鋼の凝固による放出ガス容量がある値以上になること.

(2) 下方から浮上してくるガスが累積されて, その位置でのガス容量がある値以上になること.

(3) このような位置でのガス容量と同時に湯動きによる慣性が加わり, これらの作用力がある値以上になること.

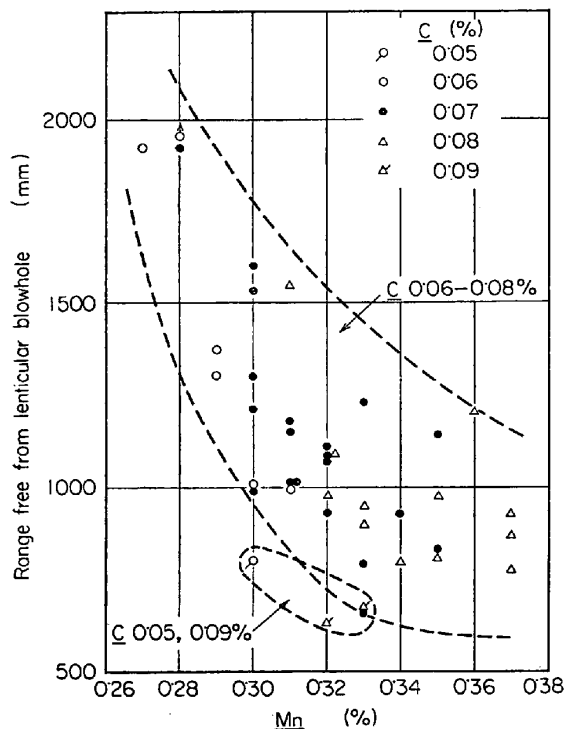


Fig. 8. Influence of Mn content of teemed steel on the range free from lenticular blowhole.

の3つが挙げられる。このうち(2)については Fig. 7 (c)に示すように同一ヒートの溶鋼を高さのみ異なる鋼塊に鋳込んだ場合にも管状気泡不発生圏高さがほぼ等しくなっていることから、それほど大きな影響をおよぼさないと考えられる。この点についてはすでに加藤らによっても確かめられている。(3)については鋳込み中のリミング状況などが考えられ、今回の試験でも鋳込み中フォーミングが認められた鋼塊の一部では鋼塊の頭部近くまでスキンホールが発生が見られたが、鋳込み末期からのリミングアクションによつてこのような気泡は除去

されており、Fig. 7 (a)に示すように鋳込中のリミング強さは管状気泡不発生圏高さにそれほど大きな影響をおよぼしていない。また鋳型内の溶鋼の動きに影響をおよぼすと考えられる鋳込み速度についても Fig. 7 (b)に示すように管状気泡不発生圏高さへの影響は小さい。このように考えてくると管状気泡が生成するかしないかは(1)の凝固位置での単位体積の溶鋼の凝固による放出ガス容量によつて決まると推定される。

リムド鋼の凝固反応によるガス放出能については、すでに多くの研究がなされている^{8)~11)}。このガス放出能におよぼす鋳込み溶鋼成分はC、MnおよびOであると考えられる。Oは本試験では主にCによつて決まっているので、ここでは考慮しないこととし、CおよびMnのガス放出能におよぼす影響について従来の研究結果を参考にして考察する。

従来の研究のうち凝固モデルを用いてガス放出能を考察したものおよびそれらのガス放出能の定義と、ここで計算に使用した凝固条件を挙げると Table 3 に示ようになる。また本試験ではガス放出能を表わす指数として管状気泡不発生圏の下端、すなわち管状気泡が消失する限界での全静圧を用いた。これは上述のようにこの点での単位体積の溶鋼の凝固による放出ガス容量が、鋼塊が異なる場合にも同じ値になるとの仮定に立っている。各研究者の理論値はそれぞれ1つの条件のものに限っているが、管状気泡不発生圏に差が生じるような場合には、このような1条件下での理論ガス放出能にも同じような傾向の差が生じると考える。

まず Mn 0.30% の場合のガス放出能におよぼすCの影響を Fig. 9 に示す。本試験のものは Mn 0.29~0.31% のものの最高値を基準としてプロットした。各理論値も

Table 3. Gas evolution during solidification.

Authors	Definition of intensity of gas evolution	Conditions used for calculation
SHIMOKAWA et al. ⁸⁾	Total volume of gas evolution during total solidification	$P = 1 \text{ atm}$
NILLES ⁹⁾	Product of O forming CO multiplied by the solidification speed	$P = 1.3 \text{ atm}$, $f = 0.01 \text{ cm/sec}$
MATSUNO et al. ¹⁰⁾	Quantity of C oxidized by solidification	Ingot middle, 5 min after solidification start
MASUI et al. ¹¹⁾	Quantity of O forming CO by solidification	$P = 1.23 \text{ atm}$, $f = 0.0141 \text{ cm/sec}$
This experiment	Total pressure at the lower limit of the range free from lenticular blowhole	—

P : total static pressure, f : solidification speed.

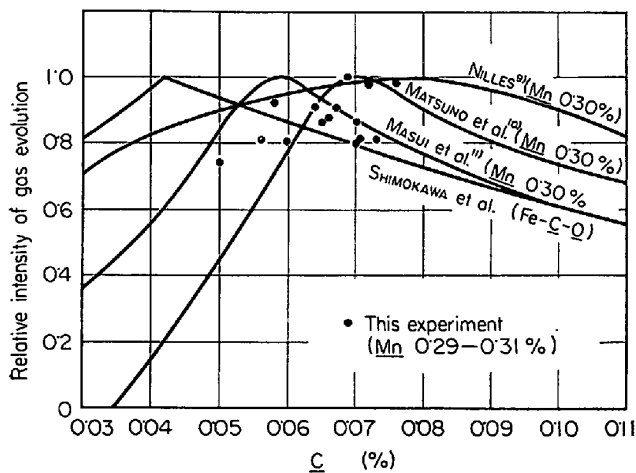


Fig. 9. Influence of C content on intensity of gas evolution during solidification.

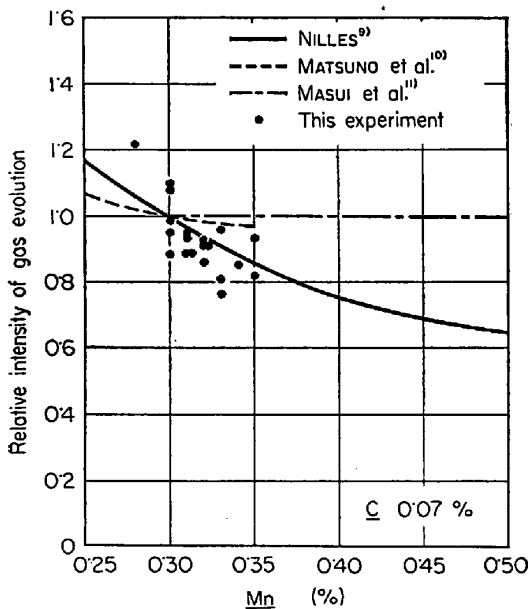


Fig. 10. Influence of Mn content on intensity of gas evolution during solidification.

最高ガス放出能を基準としてとり、また鑄込み溶鋼のQを本試験の場合にあわせて $p_{CO} + p_{CO_2} = 1 \text{ atm}$, 1525°C のC-Q平衡値の場合について算出した。下川ら⁹⁾のFe-C-Q系のものは最高ガス放出能のC (Balanced composition に相当する) が低い、Fe-C-Mn-Q系ではいずれも最高ガス放出能のCが高い方向に移行している。

つぎにC 0.07% の場合のガス放出能におよぼすMnの影響を Fig. 10 に示す。本試験のものはMn 0.30%のものの平均値を基準としてプロットした。各理論値もMn 0.30%のものを基準にとり、鑄込み溶鋼のQが同じくC-Q平衡値の場合について算出した。

理論値は前述のようにいずれも特定の凝固条件の場合でのガス放出能を用いているため、本試験結果とこれら

の凝固モデルとの対応性を云々することは適當ではないが、少数の試験データでも認められるようにMn約0.30%の場合にC 0.06~0.08%の範囲ではそれほどガス放出能が変わらないこと、およびC 0.07%の場合にMnの低下につれてガス放出能がかなり急激に増加することは、理論値の中ではNILLES⁹⁾のモデルによつて最もよく説明されるようである。しかしこのモデルの妥当性については異論もあり¹⁰⁾¹¹⁾、未だリムド鋼の凝固反応機構について定説がなく、今後さらに研究されるべき状態であるが、本試験でもリムド鋼の凝固反応にMnが著しい影響をおよぼすことが明らかとなった。すなわち本試験の溶鋼組成範囲内では、Mnは鑄込み溶鋼のQにはほとんど影響をおよぼさないが、凝固過程では凝固界面でMnによる脱酸が進行するために、鑄込み溶鋼のMnが高いほど同じC、Qの溶鋼でも凝固時に放出されるCO量が少なくなると考えられる。このようなMnの影響が鋼塊の管状気泡不発生圏高さ、さらにはソリッドスキン厚さにまでおよんでいると考えられる。

5. 結 言

健全なソリッドスキンをもつ低炭素リムド鋼塊の溶製法を明らかにするために各種の試験を行ない、つぎのことが明らかとなった。

(1) ソリッドスキン内のスキンホールは鑄込み中のフォーミングをなくしてリミングアクションを起こさせることによつて防止できる。このためには鑄込み中のショットアルミニウムの投入が有効である。ショットアルミニウムは鑄込み流によつて溶鋼内へ巻きこまれた気泡の成長肥大を阻止し、これによつて凝固壁にそつて上昇する溶鋼流を相対的に強め、凝固面で生成した気泡の浮上除去を容易にする点で効果があるものと考えられる。

(2) ソリッドスキンの厚さは鑄込み速度と管状気泡不発生圏高さの両者に影響される。この管状気泡不発生圏高さはC 0.06~0.08%の鑄込み溶鋼では主としてMnによつて決まる。Mnは鑄込み溶鋼の脱酸にはほとんど影響をおよぼさないが凝固界面での脱酸に関与し、これによつて凝固面でのCOガスの発生に影響をおよぼすものと考えられる。

文 献

- 1) 荒木, 橋尾, 北川: 住友金属, 17 (1965), p.339
- 2) 学振: C-Q反応の平衡に関する推奨値, (1960)
- 3) 学振: Mn-Q反応の平衡に関する推奨値, (1964)
- 4) 八幡製鉄: 鉄鋼基礎共同研究会非金属介在物部会資料 (介5-6) (1967. 2. 15)
- 5) 小平: 縁付鋼塊の研究

- 6) J. CHIPMAN and C. R. FON DER SMITH: Trans. AIME, 125 (1937), p. 370
- 7) 加藤, 松田, 徳重: 鉄と鋼, 48 (1962), p. 1344
- 8) 下川, 田上: 扶桑金属, 3 (1951), p. 61
- 9) P. NILLES: J. Iron Steel Inst., 202 (1964), p. 601
- 10) 松野, 岡野: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1522
- 11) 榊井, 佐藤, 大久保, 三好: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 382, p. 385

一 討 論

〔質問〕 東大工 工博 荒木 透

p. にアルミニウムを初期に加えないで、脱酸度の調整を行なうのみではリミングの調整ひいては表面気泡のコントロールが思うようにできないとのことであるが、ここでリミングに関連する事項として、

1) 捲込み空気からの酸素をキルするために Ca, Siなどを投入しても同じ効果があるか、貴理論によると同等と考えられるが。

2) たとえばアルミニウム投入によつて生ずる脱酸生

成物（例えばアルミナやガラキサイトなど）が凝固界面で気泡発生の核発生に寄与するというようなアルミニウム独特の作用は考えられないか。

〔回答〕

1) 筆者らには Al 以外の脱酸剤について試験を行なつた経験がなく断言できないが、少なくとも Si 以上の脱酸力のある Ti, Zr, Ca などでは Al と同じ効果が期待できると推察する。

ただし脱酸力の比較的弱い Si などでは鋳み中のフォーミングの防止には効果があつても、微量の Si が鋼浴中に残留して凝固時の 2 次脱酸力を増大するため、鋳込み後のリミングアクションを弱めることが考えられる。

2) もしこのような現象があるとするれば、脱酸生成物が溶鋼内を浮遊して凝固界面へ達するまでの間に溶鋼バブル内での気泡発生の核となることも考えられ、ひいては C-O 過飽和の溶鋼に少量の Al を添加すればかえつてフォーミングを助長することにもなると考えられる。

しかし、実際にはこのような現象は観察されていないので、Al 脱酸生成物が気泡発生の核になるとは考えられない。

鋼塊における逆偏析の生成機構に関する研究*

大 野 篤 美**

The Formation Mechanism of Inverse Segregation of Steel Ingots

Atsumi OHNO

Synopsis:

To understand the formation mechanism of inverse segregation of steel ingots, the solidification phenomenon of ammonium chloride-water solutions in glass molds were observed. Based on the observation, it is believed that the formation mechanism of the inverse segregation of steel ingots was due to trapping of the solute concentrated liquid between the solid shell and the equiaxed crystal zone, because the equiaxed crystals formed in the liquid ahead of the solid shell and beyond the solute concentrated zone.

It is also believed that the settling of crystals in the lower part of the equiaxed crystal-and-liquid mixture zone resulted in streak type inverted V shape tears filled with solute concentrated liquid in the zone. Furthermore, the negative segregation is believed to be formed by crystals which were carried from the advancing solid-liquid interface by the convection in the early stage of the solidification process.

(Received 10 Nov. 1967)

1. 緒 言

キルド鋼においては硫黄を含む逆V型の偏析が、Fig. 1に示すごとく等軸晶領域を囲んで存在すること、ならびに鋼塊の中央下部に負偏析領域の存在することが知られている。また、リムド鋼にあつては、Fig. 2¹⁾²⁾に示すごとく表層近く管状の気泡が柱状晶にはさまれて存在

し、それにつづく肥大晶領域に比較的球形に近い形状の 2 次気泡があり、その周辺には偏析の存在することが知られている。

* 昭和42年10月本会講演大会にて発表
昭和42年11月10日受付

** 千葉工業大学 Ph., D.