

技術資料

UDC 669.14-462 : 621.74 : 669.14-412

大型リムド鋼塊の製造

玉本 茂**・植村 卓郎**・梨和 甫**

Manufacturing of Large Rimmed Ingot

Shigeru TAMAMOTO, Takuro UEMURA, and Hajime NASHIWA

1. 緒 言

リムド鋼は溶鋼のリミングアクションの洗浄作用によつて、表面に清浄なリム層が生成し、鋼塊表面がきれいであること、そしてキルド鋼にみられるような収縮孔の発生がないため、分塊歩留がよくコストが低廉なことが特徴である。したがつて、リムド鋼は一般構造用の鋼管の素材および圧延鋼板の低強度用途に使用されている。また、鋼板の表面の清浄性が厳しく要求される冷延鋼板ではコストの低廉に加え、表面の美麗さからリムド鋼が多く使用されている。

リムド鋼塊には鑄型の形状によつてオープンタイプの鋼塊とボトルタイプの鋼塊があり、前者は後者に比較して、鋼塊の表面は良好であるが、リミングアクションが活発なため、偏析や大型介在物について劣る。したがつて、表面性状の厳しくない厚鋼板や熱延鋼板ではボトルタイプの鋼塊を使用している。一方、表面性状の厳しい冷延鋼板ではオープンタイプの鋼塊を使用していたが、成品S%の低下およびリミングアクションの促進技術の開発によつて、ボトルタイプの鋼塊の使用が可能となり、現在、ほとんどボトルタイプで製造している。

しかし、近年、連続鑄造法が普及し、その技術の向上および品質の向上によつて、より低コストで表面性状のよいスラブが製造されるようになりリムド鋼塊の適用分野に進出しつつある。このような現状を背景にしてリムド鋼の製造技術についてまとめ今後の課題について述べる。

2. リムド鋼の用途と欠陥

リムド鋼塊は鋼塊表面がきれいなことやコストが低廉であることによつて、熱延鋼板や冷延鋼板に多用されている。一方、リムド鋼塊の欠点としては鋼塊表面が清浄になる代わりに、内部（コア部）には不純成分が濃化し偏析が大きくなる。このため鋼塊内の位置によつて成分

が異なり、鋼板内の強度のばらつきの原因となる。またリムド鋼は鋼板の切断や打ち抜き加工の端面に二枚割れを現出させたり、あるいはプレス加工時に表面欠陥および割れを発生したりする。これら用途と鋼質原因による欠陥を Table 1 に示す。

以上のことから、リムド鋼の製造にあたり留意すべき項目は次のとおりである。

- 1) リムド鋼塊の表面はきれいであること。すなわち健全なリム層を持つこと。
- 2) 大型介在物が少ないこと。
- 3) 偏析の程度が少ないこと。

3. リムド鋼塊の製造

3.1 鋼塊表層部性状

リムド鋼塊の下部表皮にみ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有している。

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”、さらに熱延コイルの酸洗後にみられる“筋かぶれ疵”はこのソリッドスキンの厚さ以外に、ソリッドスキン内のスキンホールにも起因して発生する。ソリッドスキン内部に気泡が存在すれば、均熱時スキンホールの内部が酸化され、また、スキンホールが管状気泡と連絡している場合には管状気泡の内部までも酸化されると、そのまま圧着されずスラブの表皮層に欠陥を内包することとなる。これらの欠陥がスラブ疵となり、また、ホットスカーフィングなどが不完全なときにコイルの筋かぶれ疵などになつて現われる。このように、製品の表面性状を左右することになる鋼塊表層部の性状は健全なソリッドスキンを有するかどうかにかかっているとみてよく、従来よりこの改善のための努力がなされてきている。以下に健全なソリッドスキンを得るために実用鋼塊において実施した現場的諸試験のデ

* 昭和 51 年 3 月 30 日 受付 (Received Mar. 30, 1976) (依頼技術資料)

** 住友金属工業(株)和歌山製鉄所 (Wakayama Steel Works, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 1850 Minato Wakayama 640)

Table 1. Usage of rimmed steel and origins of typical defects.

Usage	Typical defect	Origin
Cold strip for quality surface (Automobile outer etc)	Slight linear defect	Unsound rim skin
Hot and cold strip for deep drawing (Cylindrical manufacture and end wall etc)	Sullen defect caused by processing crack	Large inclusion of ingot bottom
Hot and cold strip for punching (washer etc)	Separation on the side face on punching	Large inclusion and heavy segregation
Cold strip for quality flatness (steel cabinet etc)	Lack in flatness	Segregation
Others	Heterogeneity in strength	Segregation

ータをもとに、ソリッドスキンの形状とその厚さおよびスキンホール生成に及ぼす製鋼諸因子の影響につき述べる。

3.1.1 ソリッドスキンの形成とその厚さ

リムド鋼の管状気泡は鋼塊底部側に発生し、頭部側の一定高さ以上には発生しない。これは鋼塊の頭部側では鑄込後の溶鋼静圧に抗して生成したCO気泡がリングアクションの洗浄作用によつて浮上除去されるためであり、一方、鋼塊底部側ではCO気泡の成長が溶鋼静圧と凝固速度に打ち勝つほどの離脱条件に達し得ないので、凝固鋼中に一部のガスが残留するためである。鋼塊表皮部の気泡のないソリッドスキンは発生したCOガスが浮上できる条件にある間に凝固した部分である。したがつて、ソリッドスキン厚さは鑄込速度が一定の場合、管状気泡の発生のない領域の高さ（以下これを管状気泡不発生圏高さと呼ぶ）に等しい高さだけ鑄込む間に凝固する厚みとして理解される。一般に凝固厚さは凝固時間の平方根に比例することが知られており、この関係からソリッドスキン厚さは次の関係式で近似される。

$$D_s = A\sqrt{h/v - c}$$

ただし、 D_s ：ソリッドスキン厚さ

A ：凝固定数

h ：管状気泡不発生圏高さ

v ：鑄込み速度

c ：溶鋼過熱度補正項

Fig. 1は当社の実用鋼塊の実測データから得られた上式の関係図である。図から明らかなように、すでによく知られているリムド鋼の凝固則¹⁾²⁾³⁾と同傾向を示している。上式および本図の関係から、鑄込速度を同一とした場合にはソリッドスキン厚さは管状気泡不発生圏高さによつて決定されることになり、さらに管状気泡不発生圏高さはこれにおよぼす製鋼要因によつて決定されることになる。

a) Mnの影響

管状気泡不発生圏高さにおよぼす製鋼要因としては溶

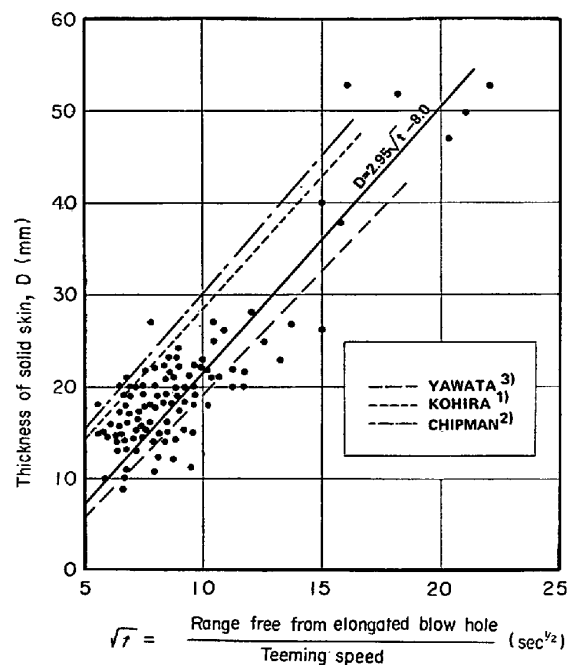


Fig. 1. Relation between thickness of solid skin and time \sqrt{t} .

鋼中の S 、 Mn 、 O および C などが指摘でき、その影響度は低炭リムド鋼の成分範囲においては、とくに S 、 Mn などが著しいことを確認している。

このうち、 Mn の影響については、 C 、 Mn のガス放出能におよぼす影響として考察されており⁴⁾、 Mn は鑄込溶鋼 O 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、鑄込溶鋼の Mn が高いほど、同じ C 、 O レベルの溶鋼でも凝固時に放出されるCO量が少なくなり、したがつて管状気泡不発生圏高さが低くなることを示唆している。

b) Sの影響

最近の低硫鋼製造技術の進歩により、低硫域での S と管状気泡不発生圏高さとの関係がしだいに明確となつてきており、たとえば、低炭リムド鋼では Fig. 2 に示す

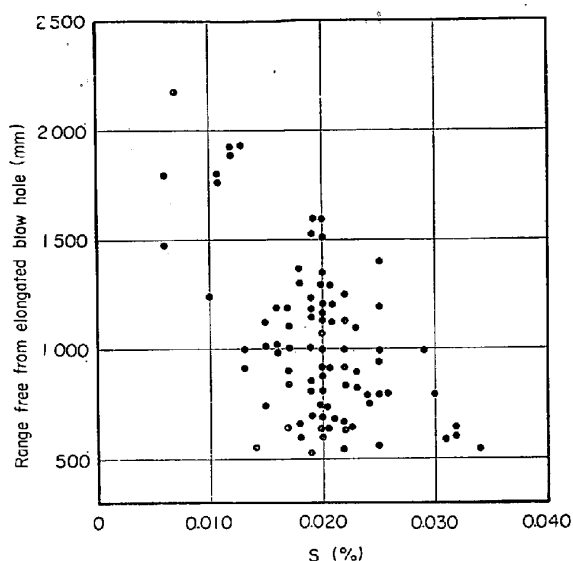


Fig. 2. Relation between range free lenticular blow hole and ladle sulfur.

ような関係が得られている。本図から明らかなように、このような広い S の範囲における管状気泡不発生圏高さ S との関係は CO ガス発生に関与する Mn , O , C などの存在を無視しても有意な相関関係を有しており、極低硫域では管状気泡不発生圏高さはほぼ鋼塊高さに匹敵するほどになる。また、本図から通常の製鋼条件がこのような広い S の範囲であるとすれば、他の C , Mn は成分規格上おのずと制約されるため、同種のリムド鋼における管状気泡不発生圏高さはほぼ S によって決定されてしまうことを示している。

S の管状気泡不発生圏高さにおよぼす機構については現状では定かでないが、溶鋼物性の変化による影響が考えられる。すなわち、表面活性元素である S は凝固前面およびバルクでの気泡の発生、成長離脱の挙動に影響し、きわめて S が低い場合には、溶鋼の表面張力が大きくなるとともに、気泡表面における CO 反応の有効面積の増大または O の吸着が容易となり、上述の挙動が活発になると推察される。

上図 Fig. 2 で示された個々の管状気泡不発生圏高さをもとにして Fig. 1 で得られている回帰式を用い、鋳込速度 13 mm/sec のときのソリッドスキン厚さと S との関係を求めると Fig. 3 のようになる。これから S が 0.010% 低下するとソリッドスキンは約 10 mm 厚くなることがわかる。

1.1.3 取鍋内溶鋼温度の影響

ソリッドスキン厚さはこのように管状気泡不発生圏高さ S と鋳込速度によって巨視的に決定されるが、凝固速度自体がその他の影響によって左右されることも無視できない。このことは Fig. 1 に示した関係にはかなりのばらつきのあることから推測できる。ソリッドスキンの凝固速度に対しては溶鋼組成、温度、リミング強度など

が影響するがその一つとして温度の影響を Fig. 4 に例示した。ソリッドスキンの凝固係数は温度の上昇に従って低下する傾向を示している。

Fig. 5 は低炭リムド鋼について、上述の温度の影響を含め、ソリッドスキン厚さに及ぼす主要因の影響を定性的に示したものである。

3.1.2 スキンホール

ソリッド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鋳込中のリミング状況が大きく関係する。また、リミング状況は鋳込時に使用する $shot. Al$ の添加方法、添加量により異なることが経験的に知られている。そこで、低炭リムド鋼と同一ヒート内において $shot Al$ の添加時期、添加量を変化させてスキンホールの発生程度をみた結果、Fig. 6 のようであった。すなわち、鋳込

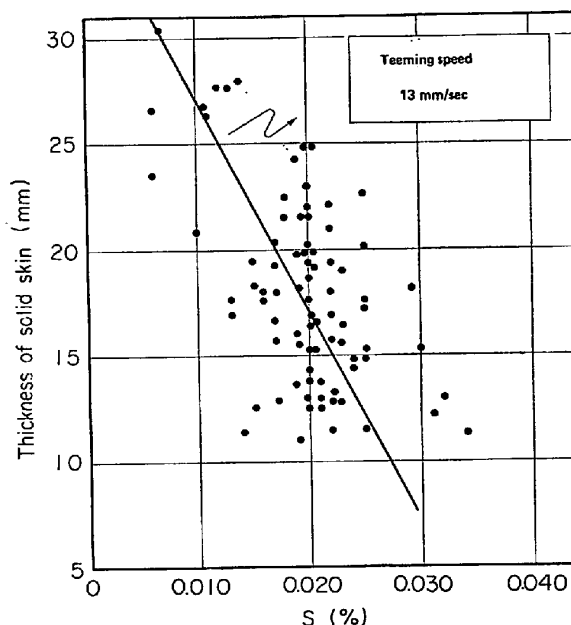


Fig. 3. Relation between thickness of solid skin and ladle sulfur content at constant teeming speed.

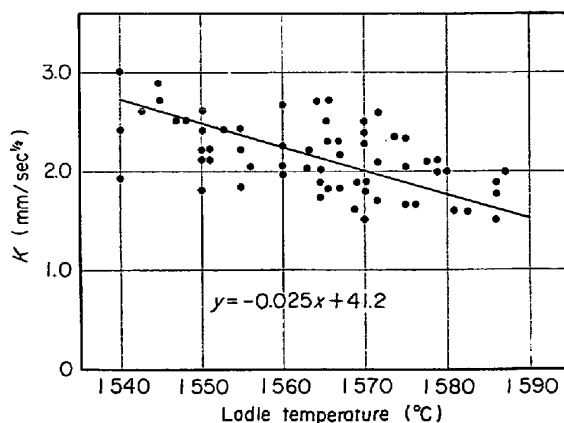


Fig. 4. Relation between solidification constant K and ladle temperature.

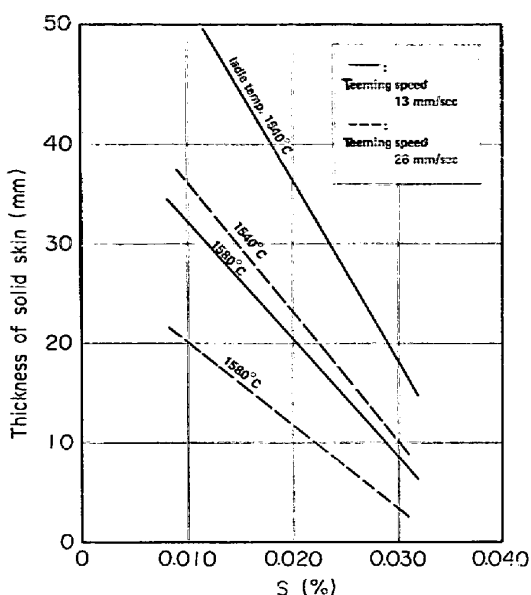


Fig. 5. Relation between thickness of solid skin and ladle sulfur content at various teeming speeds and ladle temperatures.

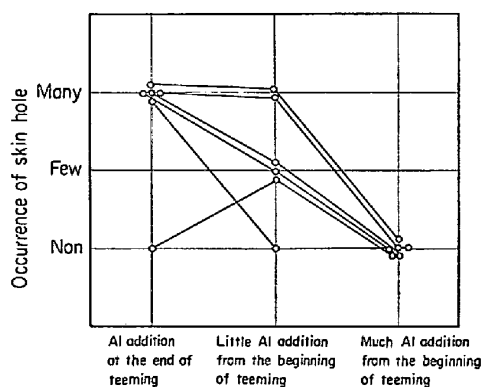


Fig. 6. Influence of the timing of Al addition on the occurrence of skin hole.

末期のみに添加した場合には鑄込初期のリミングアクションは全く認められず、また、鑄込中のリミング状況はしばしばフォーミング状態を呈し、その結果、スキンホールの発生が最も著しかった。鑄込初期から少量ずつ添加した場合には、鑄込初期よりリミングアクションが認められ、スキンホールの発生は減少した。鑄込初期から多量に添加した場合には鑄込初期からのリミングアクションは前者よりも活発でありスキンホールは皆無となった。

上記の結果は鑄込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との両者の気泡発生のバランスによつて左右されていると考える。すなわち、shot Al を鑄込末期に少量添加した場合あるいは全く添加しない場合には注入流による鑄型内溶鋼への空気などの巻き込みによつて生じた気泡を核として成長したCOガスは鑄型壁から離れた溶鋼バルク

中を浮上し、これが鑄型壁から浮上する気泡による循環流を阻害し、いわゆるフォーミング現象を生じる。したがつて、凝固前面で生成しつづつある気泡は凝固壁を上昇する溶鋼の流れがないために浮上除去が不十分となりスキンホールとして残留する。この現象はとくにC-O過飽和の溶鋼または極低硫($S \leq 0.006\%$)の溶鋼が鑄込まれた場合には著しくなる。これに対して鑄込中に shot Al を用いた場合は注入流直下の溶鋼を軽度脱酸するため、気泡の成長を阻止し、これによつて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スキンホールは残留しなくなる。この考えは最近の極低硫リムド鋼についてもいえる。

低硫鋼($0.006 \leq S \leq 0.012\%$)では一般にフォーミング状態が生じやすく、スキンホールが残留しやすいことを経験している。この理由は前項で述べたように、CO生成が著しくなることによつて溶鋼バルクおよび鑄型底面におけるCO気泡の浮上が活発となり、上述のフォーミング機構でスキンホールが残留すると考えられる。

以上、二項を通じて、実操業におけるスキンホールの減少対策としては一般的な表面性状改善対策のなかでも特に造塊要因のコントロール、すなわち、鑄込速度、リミングアクションの適正化が重要であると考えられる。いいかえれば、これらの造塊要因を適正に管理すれば溶鋼の組成、温度等の造塊以外の製鋼要因の影響をほとんどなくすることが可能であるといえる。

なお、ここでは中炭素リムド鋼や高Mnリムド鋼についてふれなかつたが、鋼塊表層部性状と製鋼要因との関係は定性的に本項と同様である。しかし、本質的にOが不足するリムド鋼であるため、鑄込中に酸素ガスを供給することによつて低炭リムド鋼と変わりのない性状を得ている。

3.2 大型介在物

リムド鋼の介在物の存在形態は、凝固過程におけるCO気泡の発生、浮上とそれに伴う激しい攪拌および気泡の残留などの影響によつて、キルド鋼と著しく異なつた特徴を有している。例えば、マクロ的な介在物が著しく多い部分であつても、ミクロ的な介在物はきわめて少ない場合があるとか、ミクロ的な介在物とマクロ的な介在物とで著しく異なるのかなどである。このような特徴点が明らかになつたのは、スライム法による大型介在物の抽出技術など新しいマクロ的調査方法の開発に負うところが多い。これまでの調査結果から実用上有害となるマクロ介在物の粒径は、数100 μ 以上であり、これらは鋼塊内の特定の位置に偏在する特徴を有している。しかもこれらの大型介在物の生成起源が内在性であれ外来性で、本来、浮上すべき粒径を有する介在物が残留していることはリムド鋼の特徴と考えられる。以上の観点からこの大型介在物の生成機構について述べる。

3.2.1 大型介在物の鋼塊内分布

20 t 未満の低炭リムド鋼塊の大型介在物の分布状況については鋼塊底部コア内で多発する傾向が特徴点^{5)~10)}である。また、ボトルタイプ鋼塊はオープンタイプ鋼塊に比較してこの底部コア内の大型介在物量は減少するが約 100 μ 以下の比較的小型の介在物が全体的に増加しとくに頭部または中央コア部のいわゆる S 濃厚偏析部で著しく増加する傾向にある。

20 t 以上の大型鋼塊に関する調査例は、比較的小さいが、Fig. 7, Fig. 8 に示した 23 t および 27 t の低炭リムド鋼塊における大型介在物量の分布の一例をみても上述の分布上の特徴が再現されている。すなわち、鋼塊底部コア内のいわゆる沈澱晶域ではオープンタイプ鋼塊では 250 μ 以上のとくに大型の介在物が存在する代表的な位置であり、一方ボトルタイプ鋼塊では、105 μ 以下の比較的小型の介在物が S 濃厚偏析相当位置で最も多く存在する。しかし、これらに加えて注目すべき点は管状気泡発生域でも、かなりの大型の介在物が存在することであり、しかも、その量は管状気泡の発生状況とよく対応している。管状気泡の発生量の少ない、Fig. 7 の低炭鋼塊では、大型介在物量は明らかに少ない。

以上の結果から、品質上有害な介在物が存在する位置はオープンタイプ、ボトルタイプを問わず沈澱晶域また

は管状気泡域とみることができる。これらの大型介在物の残留機構については沈澱晶域の介在物はリミングアクション中に漸次成長する沈澱晶部に捕捉されると考えられ、また、管状気泡域については固液界面で滞留成長中の管状気泡が介在物を捕捉し凝固したと推察される。

3.2.2 大型介在物の形状と組成

大型介在物の存在する代表的鋼塊位置である沈澱晶部および管状気泡部から抽出した大型介在物の外観写真の一例を Photo. 1 に示す。沈澱晶部介在物は球状および塊状であるのに比べ、管状気泡部のは、亀甲状のものが圧倒的に多く、この亀甲状介在物は管状気泡域にしか存在しない。また、ボトルタイプの鋼塊の S 濃厚偏析域で特徴的に多い比較的小型の介在物は、鋼塊位置によつて形状は異なるうえ、組成的にも変化がある。ボトルタイプの低炭リムド鋼における鋼塊各位置の代表的な介在物組成は Table 2 に示すごとくである。すなわち、中央部コア内 (S 濃厚偏析位置) では FeO, MnO が主体であり、S も定量可能な量で出現している。

一方、鋼塊底部コア内 (沈澱晶部) では SiO₂, Al₂O₃ が多いのが特徴であり、これらの介在物の代表的酸化物相はガラキサイトを含んだシリケート系である。鋼塊底部リム層内の管状気泡部では、亀甲状および球状の介在物組成はほぼ沈澱晶部のものと類似であるが、塊状のものはほぼ完全にアルミナ系である。上述の介在物組成か

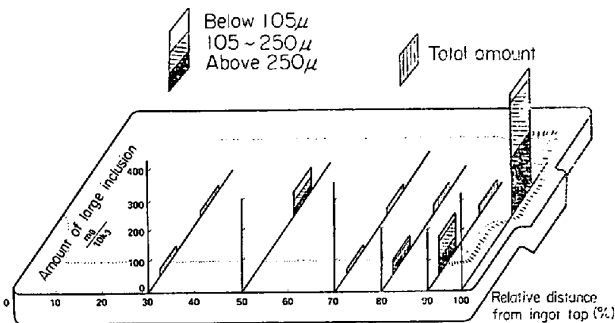


Fig. 7. An example of the distribution of large inclusions in low carbon open type rimmed steel.

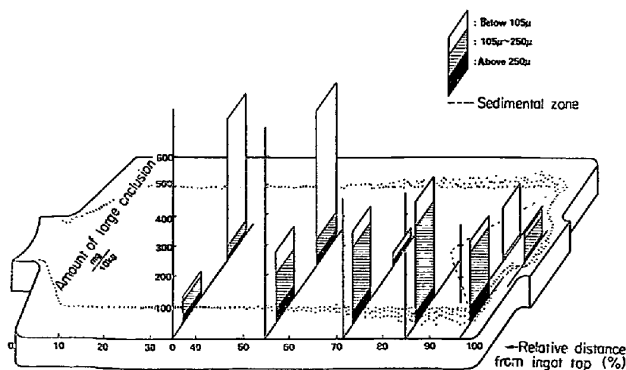


Fig. 8. An example of the distribution of large inclusions in low carbon bottle type rimmed steel.

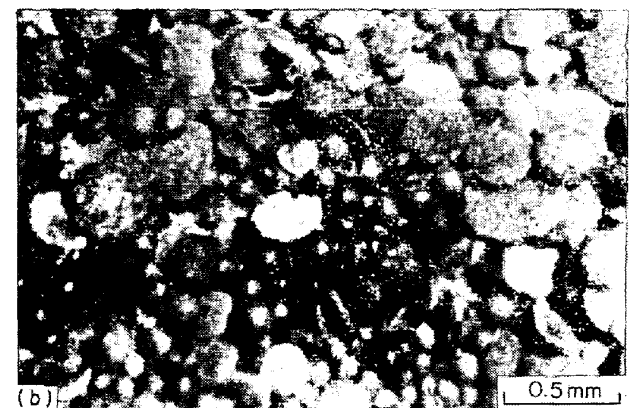
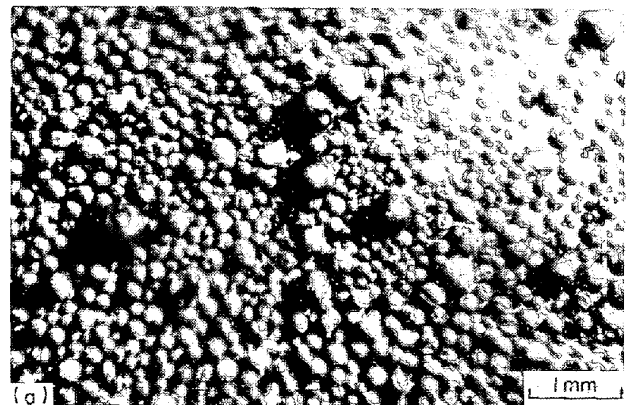


Photo. 1. Microscopy of large inclusion extracted from zone (a) and elongated blow hole zone (b).

Table 2. Composition of typical large inclusion in low-carbon rimmed steel. (bottle type mould)

Position of ingot	Shape of large inclusion	Size of inclusion	Composition							
			Chemical analysis (%)						Electron deffraction analysis	E.P.M.A
			SiO ₂	MnO	Al ₂ O ₃	FeO	CaO	S		
Core-middle (S. Segr. zone)	Globular	<250 μ	<1	47	10	32	—	10	MnO·MnS (Fe, Mn)O·Al ₂ O ₃	Fe-Mn-O-S Fe-Mn-Si-Al-O-S
Core-bottom (Sedimental-zone)	Globular	<250 μ	8	40	24	26	2	—	(Fe, Mn)O·Al ₂ O ₃ MnO·SiO ₂	Fe-Mn-Si-Al-Ca-O-S
		≥250 μ	24	37	11	26	2	—		
Rim-bottom (Elongated-blowhole zone)	Tortoise shell	≥250 μ	18	43	20	16	3	—	(Fe, Mn)O·Al ₂ O ₃ MnO·SiO ₂	Fe-Mn-Si-Al-Ca-O-S
	Lumpy	<250 μ			100				Al ₂ O ₃	Al-Ca-Si-O
	Globular	<250 μ	12	51	21	13	3	—	(Fe, Mn)O·Al ₂ O ₃	Fe-Mn-Si-Al-O-S

ら、それぞれの生成起源をある程度推測することが可能であり次のように考えられる。中央部コア内 (S 濃厚偏析部) の介在物については最終凝固位置であり、比較的粒径が小さいなどの事実から凝固過程で析出した二次脱酸生成物が主体と考えられ、このために、硫化物を含む複合介在物となっている。鋼塊底部コア内 (沈澱晶部) および鋼塊底部リム層内 (管状気泡部) の大型介在物は組成的に類似であり、また、SiO₂ が非常に高く若干CaO が認められていることから転炉スラグおよび耐火物などに起因する外来性介在物に、大気酸化物および二次脱酸生成物が結びついた複合生成物と考えられる。したがって、鋼塊底部コア内の大型介在物と管状気泡部の亀甲状介在物は生成時期が同じであるが、後者は管状気泡に捕捉された結果、形状のみが変形したものと考えられる。Photo. 2 は管状気泡に捕捉された亀甲状介在物の断面を示したものである。この写真では気泡の下部に存在するものを代表例にとつたが、存在位置は気泡の上面(天井)側面と一定せず、そのいずれもが写真のような亀甲状を呈していることから、この介在物は熔融状態では球状を呈していたものが、気泡と接触することにより、界面張力が変化し、亀甲状に変化したものと考えられる。したがって、捕捉される介在物の組成の違いによっても管状気泡に付着した形状が異なり、例えば、溶鋼中で固相として晶出していた Al₂O₃ 介在物などは管状気泡内にはじき出されたままの形状で固化し存在するなど、種々の形態と組成との関連も確認できている¹¹⁾。なお、介在物組成に関して高 Mn のリムド鋼になると各鋼塊とも若干 MnO に富んだ組成を呈するなど鋼種によつて変化することも確認された。

3-2-3 大型介在物におよぼす製鋼要因の影響



Photo. 2. Microstructure of section of tortoise shell shape large inclusion caught by elongated blow hole.

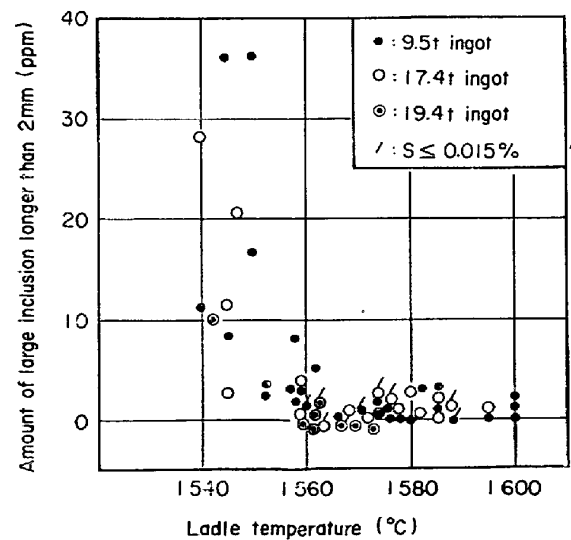


Fig. 9. Effect of ladle temperature on the amount of large inclusion in bottom slab.

1) 注入温度

低炭リムド鋼のスラブを対象として、その沈澱晶部相当位置より抽出した大型介在物量と取鍋内溶鋼温度との関係を Fig. 9 に示す。Fig. 9 には圧延によつて介在物は伸延しているため長さ 2 mm 以上の介在物を大型介在物として表示したが、この介在物の鋼塊段階での粒径は約 300 μ 以上である。これらの大型介在物は取鍋内溶鋼温度が約 1560°C 以下になると急激に増加する傾向が顕著である。また鋼塊サイズ、重量などの影響は明瞭でない。この関係はボルトタイプ鋼塊あるいは、中炭素リムド鋼塊、高 Mn リムド鋼塊においても同様な傾向を示す。鋼塊形状の影響について言えば、同一温度下で鑄型形状を変化させた場合の調査結果では、とくに鑄型高さが沈澱晶帯の生成量に影響をおよぼすことを確認しているが¹⁰⁾、それよりも取鍋内溶鋼温度の方が大きな影響をおよぼすことが明らかとなつている。この沈澱晶部の大型介在物におよぼす温度の影響は次のような機構によると思われる。すなわち、低温度の場合には、鑄型内溶鋼自由表面における鉄結晶の晶出時期が早まるとともに晶出量が多くなることおよびリングアクションが高温の場合よりも活発となるため、激しいリング流によつて凝固界面のデンドライトの破砕片が多くなる。その結果、デンドライトの結晶片が高温の場合よりも多量となり、これらが残溶鋼内を沈降する過程で、浮遊する介在物を捕捉するか、あるいは介在物の浮上を阻害するためと考えられる。またこのようにして早期より沈澱晶帯内に捕捉された介在物が凝集成長することによつて大型介在物になると考えられる。一方、高温の場合にはこれと反対の理由および結晶片の再溶解によつて大型介在物量は減少すると考えられる。さらに、バーテストによる沈澱晶帯の測定¹²⁾¹⁴⁾および R. I⁹⁾¹³⁾を使用した調査結果からでも明らかなように取鍋内溶鋼温度は介在物の浮上を阻害する沈降結晶片すなわち沈澱晶帯の生成、成長に大きな影響をおよぼすことが考えられる。

2) リミング時間、リミング強度

取鍋内溶鋼温度が著しい影響をおよぼす要因として、リミング時間が挙げられる。前述したようにボルトタイプ鋼塊における比較的小型の介在物の増加はリミング時間が短いため介在物の浮上と介在物相互の凝集成長に時間的余裕がないことによると思われる。また、沈澱晶部においてボルトタイプ鋼塊の方が大型介在物が少ないのは、早期にリミングアクションが停止することによつて沈澱晶帯の生成、成長が抑制されることに起因していると思われる。

同一注入温度で種々の形状の鋼塊に低炭リムド鋼を鑄込みリミング時間を変化させた調査の結果¹⁰⁾、鋼塊底部コア内の負偏析領域が鋼塊高さによつて著しく左右されかつリミング時間が長いほどその負偏析領域が大きくなることを確認した。この負偏析領域がリミング中に形成

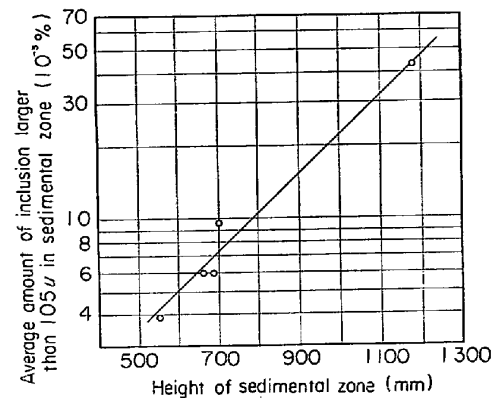


Fig. 10. Relation between amount of large inclusion and height of sedimental zone.

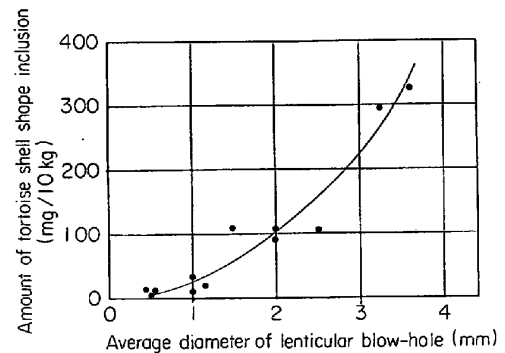


Fig. 11. Relation between amount of tortoise shell shape inclusion and average diameter of elongated blow hole.

していた沈澱晶帯の領域を示すものと考えられ、負偏析領域に存在した大型介在物量はこの沈澱晶帯の高さの増加につれ相乗的に増加することを確認した¹⁰⁾。Fig. 10 はその沈澱晶帯の高さと大型介在物量の関係を示したものである。

リミング強度については定量化が困難であるが、前述したように大型の管状気泡に捕捉される大型介在物については、その捕捉量とリミング強度との関係は沈澱晶部の大型介在物よりも顕著である。Fig. 11 に低炭素ボルトタイプ鋼塊の管状気泡平均径とその位置で管状気泡に捕捉されていた亀甲状介在物量との関係を示す。ここで示した管状気泡径の大小は溶鋼成分がほとんど同一であるため、管状気泡の残留量の多少を示すものであり、同時にリミングアクションの強度を表わしていると考えられる。管状気泡に捕捉されることによつて亀甲状を呈する大型介在物はリミング強度の指数として示した管状気泡径ときわめて明瞭な関係を有し、リミング強度の大きいときには介在物の捕捉量は減少する。

したがつて、大型介在物の低減策としては取鍋内溶鋼温度の適正化をはかると同時に、リミング時間も適正にすることである。また亀甲状介在物については、その主要原因たる管状気泡を少なくしリミングアクションを活発

にする方法があり、この最もよい方法はSの低下であり脱硫強化によつて亀甲状介在物の少ないリムド鋼が得られると考えられる。

3.3 偏析

リムド鋼の偏析についてはS偏析に関する調査が最も多くなされている。これはリムド鋼に含有される諸元素の中でSが最も平衡分配係数が小さく偏析を生じやすいこととSが介在物として晶出することから当然といえる。

鋼塊が大型化されることによる偏析の増大の懸念はまずELLIOTら¹⁵⁾によつて否定され、むしろ偏析が低減することが示された。以後、鋼塊の大型化を目的とした実験調査が活発となり、最近では30tを超える大型鋼塊の実用に至っている。ここでは低炭リムド鋼塊のS偏析とくに軸心部の濃厚偏析とそれにおよぼす諸要因の影響を概括する。

3.3.1 最高偏析位置および最高偏析率

大型鋼塊の偏析パターンの特徴は10t未満の小型鋼塊の1ピークに対し、2以上のピークを呈することであり、また、最高偏析率が低減することである^{16)~21)}この2以上の偏析ピークを呈することは偏析域の拡大につながり、それに対応して最高偏析率が低下すると考えられる。Fig. 12に13~17t鋼塊と22tおよび33t鋼塊のS偏析状況の一例を示す。この図から、次の2つの事実が判り、いずれも上述の結果を裏付けている。すなわち、その1つは13~17t鋼塊に比べ、高さ厚みとも拡大した33t鋼塊では偏析率が低下しており、かつ最高偏析位置は鋼塊の底部側に移行して範囲も広がっている。また、他の1つは厚みを縮小して背高に形状変化した22t鋼塊では13~17t鋼塊にくらべ、偏析率が低下するが最高偏析位置がより頭部側に移行している。こうしたことから、鋼塊内部の偏析の程度、最高偏析位置は鋼塊の形状に大きく依存しており、鋼塊の大型化に際しては、こうした点を考慮に入れて形状を決定しなけ

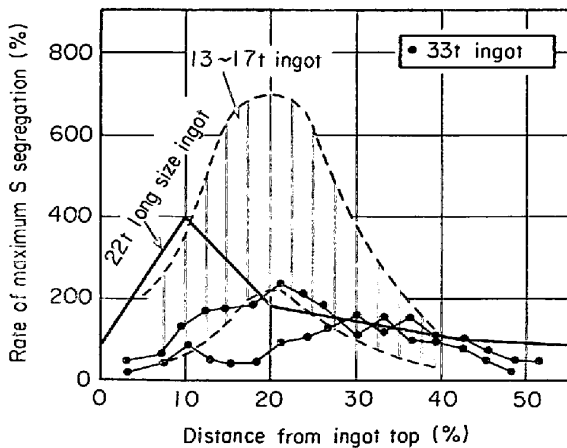


Fig. 12. Pattern of sulfur segregation along the central axis of ingot.

ればならない。

Fig. 13は最高偏析位置におよぼす鋼塊厚さの影響を示したものであり、鋼塊厚さが大きいほど、最高偏析位置が鋼塊底部側に移行する。Fig. 14は加藤¹⁹⁾、森永²⁵⁾らの鋼塊重量と最大偏析の関係図に当社の調査結果をプロットしたものであるが、一致した傾向は得られず、むしろFig. 15に示す取鍋Sとの関係において比較的よ

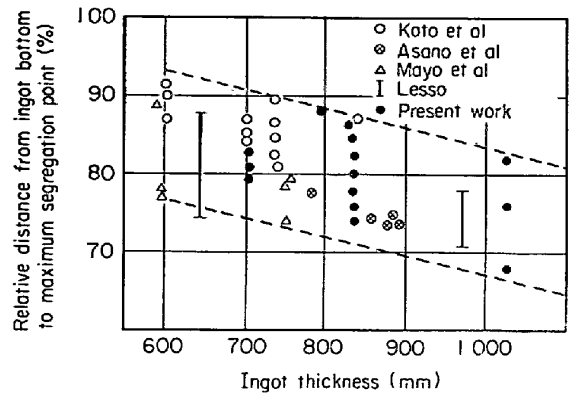


Fig. 13. Relation between the maximum segregation point and ingot thickness.

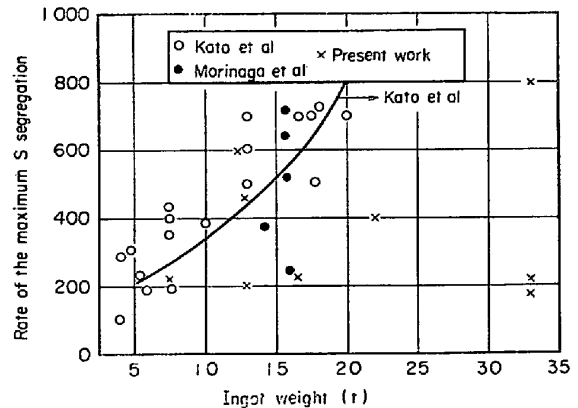


Fig. 14. Relation between the maximum segregation rate and ingot weight.

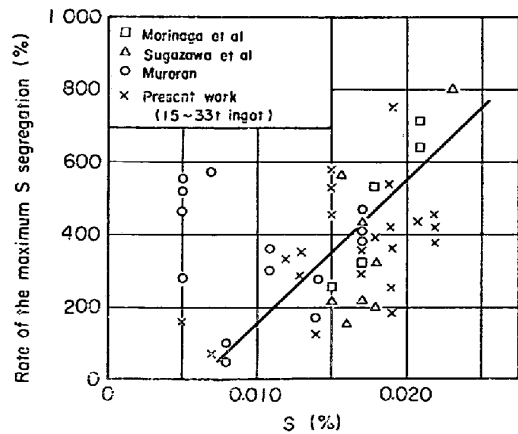


Fig. 15. Relation between the maximum segregation rate and ladle sulfur.

い一致がみられる。このことから、最高偏析率には取鍋 S の影響が大きいと考えられる。すなわち、Fe-S 系平衡状態図²⁸⁾において、現在知られている範囲内の低硫域では液相線が下に凸の形のため、 S の低下によつて平衡分配係数が増大する結果、偏析率が低減することが考えられる。しかし、Fig. 15 の極低硫域では必ずしも偏析率が低減しない結果も得られ、その原因はリミング時における活発な CO 反応に起因する実効分配係数の低下によるとされている²⁶⁾。しかし、コア凝固時における偏析は本質的にはコア溶鋼の S 量に依存することも示されており²⁵⁾、さらに検討の余地が残されている。

Fig. 16 のリム層率と最高偏析率との関係では、最高偏析率がオープンタイプ、ボトルタイプを問わず、リム層率によつて強く影響され、定性的には明瞭な傾向を示すが、他要因の影響によるばらつきがみられる。このばらつきはリム層率の減少による最高偏析率の低下が単なる物質バランスによる理由だけでなく、コア内底部の凝固の遅れによる未凝固域が変化するためと考えられる。

また、トラックタイムの影響については、鋼塊厚みの厚い場合、トラックタイムが短くなると偏析位置が鋼塊底部側に移行するものの、偏析率に対してほとんどその影響がないことを確認しており²¹⁾、最近の 30 t 以上の大型鋼塊でも同様なことがいえる。

以上、偏析状況を示す尺度として、最高偏析位置および最高偏析率について製鋼要因との関係を述べてきたがこれら相関関係は鋼塊の凝固状態、溶鋼の動きとそれに伴う溶質の移動現象、溶質の分配係数などが必ずしも正確に把握されていないため、定性的な関係しか得られていない。

しかし、最近では、この鋼塊コア内底部の凝固現象について鋼塊リム層が形成されている時点ですでに粘重な半凝固層が生成され、凝固後ではリム層と類似な組成を呈することが明らかとなっている²⁹⁾。したがつて、偏析はこの生成状態のいかに依存していることが考えられる。その沈澱晶帯の成長速度は Fig. 17 に示すように、

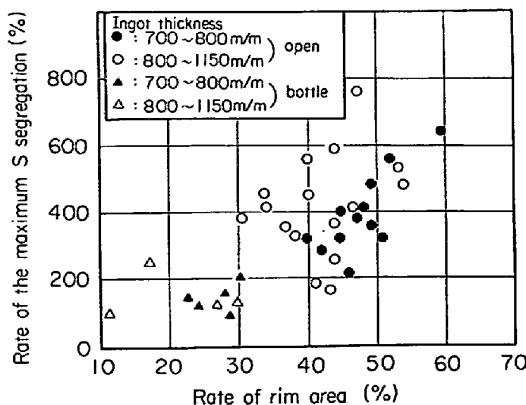


Fig. 16. Relation between the maximum S segregation rate and rim area rate.

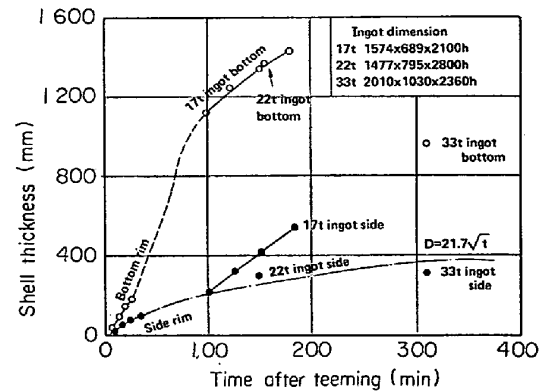


Fig. 17. Progress of solidification in ingot.

リム層の凝固速度の数倍も大きいことが Au をトレーサーとした調査によつて確認されており²²⁾この成長速度がリム層凝固の場合と異なり、温度、リミング時間、鋼塊高さなどの要因によつて変化し、とくに温度によつて著しく影響されることが判明している¹⁰⁾。

したがつて、このようなコア底部からの凝固が偏析に与える影響はコア内底部の凝固が著しく促進された場合、残溶鋼が頭部側にしかも縮小した形となつて最終的に凝固するため、偏析率が大きくなると推察され、Fig. 12 に示した背高鋼塊の頭部における偏析ピークとなることが考えられる。一方、コア内底部の凝固が著しく遅延した場合、上述の結果とは逆に広い未凝固部が存在し時間の経過とともに広範囲な過冷状態が形成され、その後急速な凝固によつて偏析帯が広くなり、最高偏析率も低減すると推察される。この代表例がキャップド鋼や厚みの大きい 33 t 鋼塊と考えられる。

3.3.2 未凝固圧延の効果

最後に、偏析と均熱、分塊の条件との関連について触れる。今まで述べてきた偏析現象は分塊圧延に入る前にすなわち、均熱炉内で凝固が完了している条件下での結果であるが、最近の 30 t を超える大型鋼塊においては意識してトラックタイムを短縮し、鋼塊内の S の濃化した未凝固部を残したまま、圧延する方式も試みられている。この場合、分塊圧延による残溶鋼の強制的な流動とそれによる加速的な凝固促進で S 濃厚偏析部は分散すると考えられる。Fig. 18にこの未凝固圧延の結果の一例²⁷⁾を示すが完全凝固後圧延の場合に比べ、偏析状況ははるかに好転することが認められ、取鍋 S が高い場合でも、Fig. 15 に示す関係からずれて低偏析率を示す。しかしこの未凝固圧延は搬送および分塊圧延時の残溶鋼の噴出など安全面での問題も考えられ、適正なトラックタイムの管理が重要な問題となる。

以上の結果から、製造上における偏析の定性的低減法としては、溶鋼 S の低減が主であり、ソリットスキンの健全性、介在物の低減も含めて最も重要なリムド鋼の品質向上対策である。次に、リミング停止時におけるコア

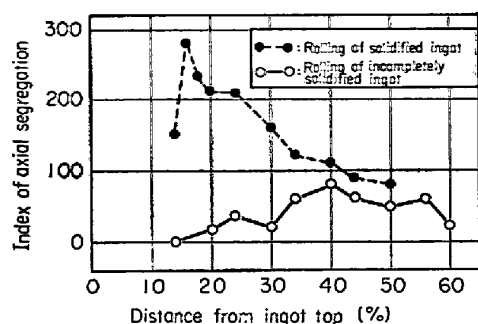


Fig. 18. Effect of rolling in incompletely solidified state on the rate of axial segregation.

底部の半凝固相を含む凝固率の低下が挙げられる。これは偏析域を形成する領域を拡大することによって、偏析ピークを低下させることであり、それを実現するため、リミング時間、取鍋内溶鋼温度などの管理と鋼塊形状の改善が必要である。

また、別方法として、凝固末期に形成されている残溶鋼を加速的に凝固させる外的手段、例えば上述の未凝固鋼塊の圧延もS濃厚偏析の低減の一手法であり、今後、鋼塊の凝固現象が明確となれば、定常化される可能性がある。

3.4 適正なりミングアクションの確保

リムド鋼に要求された特性としてはこれまでの調査では、健全なソリッドスキンの形成、大型介在物の低減および偏析の減少の三条件が挙げられる。この三条件を満足させるには適正なりミングアクションの確保が重要である。現在、製鋼現場では適正なりミングアクションの確保を目的として、取鍋内溶鋼中の溶解酸素を直接測定し、管理している。

3.4.1 溶解酸素の管理

リミングアクションに及ぼす溶解酸素の影響については大河平等の研究結果で明らかにされている³⁰⁾³¹⁾が当社が低炭リムド鋼について行なつた調査結果をまとめてFig. 19に示した。それによれば、リミングアクションの強度が最大となるのは取鍋内溶鋼中の溶解酸素がある特定の範囲内に入った場合であり、この適正值を得るために転炉終点成分に応じた取鍋内へのAl添加量の調整をFig. 20に示す内容で行なつている。

さらに、造塊鑄込中のshot Al量は現在、鑄込作業者のリミングアクション判定により決定しているが、上述の溶解酸素直接測定を利用して、shot Alの投入量の定量化が進んでいる状況にある。

一方、中炭リムド鋼(C=0.10以上)の場合、取鍋内溶鋼中の溶解酸素値は低炭リムド鋼の場合と異なり、ある特定値以上のときに、リミングアクションが活発となり、適正なソリッドスキンが確保され、鋼片の表面に現われる欠陥が大幅に減少する。一般に、中炭リムド鋼の場合、溶解酸素値を上記の特定値以上に確保することは

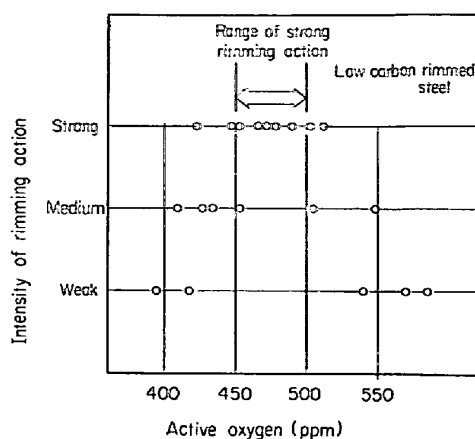


Fig. 19. Influence of active oxygen on the intensity of rimming action (IRSID type oxygen probe).

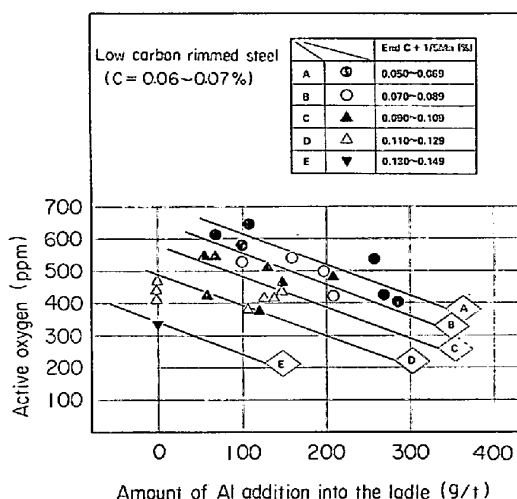


Fig. 20. Effect of Al addition into the ladle on the value of active oxygen (IRSID type oxygen probe).

困難であり、特定値以下の場合、Fig. 21に示すように造塊鑄込中に O_2 およびNaFを添加しつつ、リミングアクションの確保を行なつている。

3.4.2 鑄込条件の管理

鋼塊の健全なソリッドスキンの生成および大型介在物の低減を目的として、製鋼では成品の用途に応じた“取鍋S”“取鍋内溶鋼温度もしくは鑄込流温度”“鑄込速度”を管理している。

“取鍋S”については成品の用途に応じて、溶銑の炉外脱硫によって対処している。“取鍋内溶鋼温度(または鑄込流温度)”については、転炉出鋼時の温度および取鍋内温度を中心に管理しており、該当鋼種の目標温度より高い場合には、出鋼後取鍋内冷材投入およびその他の取鍋内溶鋼処理による温度調整を実施している。“鑄込速度”を管理するためには、成品用途に応じた取鍋ノズル径の適用基準を設定して、適正な鑄込条件を確保している。

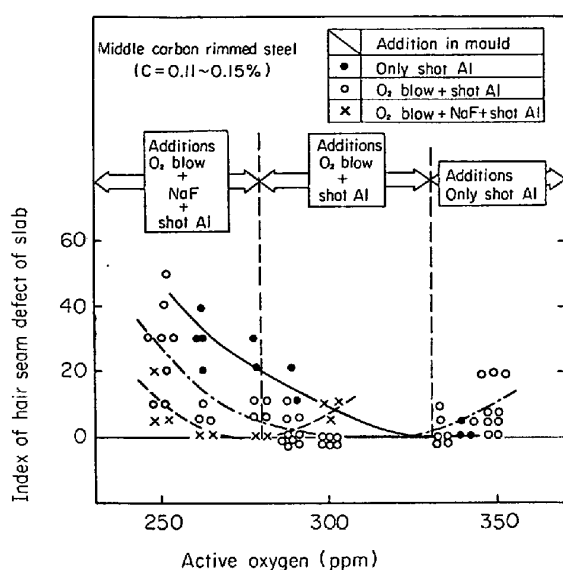


Fig. 21. Influence of active oxygen and Al additions into the mould on the hair seam defects of slab in middle carbon steel (by IRSID type).

一般に、リミング時間が長い場合には、リム面積率が大きくなり、鋼片および成品の表面性状は良好となる。しかし、前述したように、鋼塊最終位置における偏析率が大きくなるので、偏析が問題となる鋼種については鋼片および成品の表面性状を確保できる限界までにリミング時間すなわち蓋打時間を制限している。

4. 今後の課題

大型リムド鋼の製造と加工について、今後さらに品質の向上、コストの低減および作業能率の向上などを推進していく必要がある。

1) 品質の向上

品質の向上については、溶鋼中の溶解酸素の直接測定による出鋼時および鋳込時の脱酸調整技術の開発を実施中である。さらに、出鋼後の溶鋼温度および成分に応じた最適の鋳込速度を確保する必要がある。これらの技術確立によって、製鋼条件のばらつき減少を含めた鋼片および成品の品質向上が期待される。

2) コスト低減

リムド鋼代替としてキルド鋼による連続鋳造鋼片の適用試験を重ねた結果、特殊用途以外には利用が可能であり、新規に製鉄所を建設する場合にはコスト的に連続鋳造鋼片を利用する方が有利である。

しかし、既設の分塊工場を持つ製鉄所の場合には、リムド鋼塊でのコスト低減を推進すべく、分塊～熱延間の直送圧延方式によるトータル燃料原単位の低減と歩留向上などが課題となる。そのためには、分塊～熱延間の生産スケジュールの調整、鋼片の表面性状の改善さらに付帯する周辺の技術開発が必要である。

また、大型リムド鋼塊の分塊歩留の向上を目的として

鋼塊形状を改善することによつて鋼片のフィッシュ・テール部の切捨量を低減することが可能となり、熱延用リムド鋼の平均分塊歩留（スラブ単重/鋼塊単重）は94%を越えるに至った。

3) 作業能率の向上

作業能率の面では、トラックタイムの短縮が可能である未凝固圧延も実施されており、均熱炉燃料原単位の大幅な低減および鋼塊最終凝固位置での偏析率の低下にも寄与している。今後、安全面での確認および適用材質の拡大などを推進すべきである。

以上、大型リムド鋼塊の製造に関して述べてきたが、今後とも鋳込の適正化および溶解酸素の直接測定、鋼塊の形状の改善、圧延方式および均熱炉操炉方法の改善などを推進し、さらに品質向上、コスト低減を達成する製鋼技術を確立しなければならない。

一方、最近では連続鋳造による鋼の製造を拡大してきており、リムド鋼塊についても品質、コスト、生産性などの点で連続鋳造鋼片との比較が避けられないであろう。

ここでリムド鋼の連続鋳造化について若干述べる。リムド鋼の連続鋳造化に関しては次の2つの解釈がある。

(1) リムド鋼を連続鋳造で製造する。

(2) リムド鋼の用途のものに対し、リムド代替のキルド鋼を連続鋳造で製造する。

(1)についてはリムド鋼を必要とする用途も限られている上、操業上からも、また品質上からも不安定であることが予想され、今日の連続鋳造の特色の一つである大量生産方式には適していない。一方、(2)の方法では製鋼工程はもちろん成品工程においても操業および品質の安定、歩留の向上といった面で大きなメリットを得ており、ほとんどの工場がこの方法を採用し大量生産化している。今後とも、この方向は変わらないと考えられ、リムド鋼の連続鋳造化への転換はますます行なわれていくであろう。

5. 結 言

大型リムド鋼の品質に対する諸要因の影響について調べてきたが、その主な項目をまとめると、次のようになる。

- (1) 健全なソリッドスキンの生成
- (2) 大型介在物の減少
- (3) 偏析の低減

健全なソリッドスキンを得るための管理項目としては溶鋼S、取鍋内溶鋼温度、鋳込速度、溶鋼中溶解酸素およびshot Alの投入方法が挙げられ、それらを総合してリミングアクションを適正にしている。

大型介在物の減少に対しては沈澱晶帯の大型介在物低減として取鍋内溶鋼温度の適正化をはかり、介在物の浮上および沈澱晶帯の減少をはかっている。また、亀甲状介在物については管状気泡に捕捉されるため、管状気泡

発生域を少なくする低硫化を実施している。

偏析の低減については鋼塊形状とくに厚みの効果が大きく、適正な鑄型形状にて偏析の低減化をはかると同時に、リミング時間の管理を厳しくしている。

一方、リムド鋼は前述の品質に加え、低廉であることが要求されるので、これに対応したコスト低減の諸対策が実施されている。たとえば鋼塊形状の改善による分塊歩留の向上および燃料原単位の低減をはかる未凝固圧延、分塊〜熱延間の直接圧延などである。今後、鑄込技術の向上により、一層の品質の向上および歩留の向上をはかりたい。

文 献

- 1) 小平: 縁付鋼塊の研究 (1937)
- 2) J. CHIPMAN: Trans. AIME, 125(1937), p. 370
- 3) 八幡製鉄: 鉄鋼基礎共同研究会非金属介在物部会資料 (1967)
- 4) 山崎, 池田, 鳥井, 丸川: 鉄と鋼, 54(1968) 4, p. 394
- 5) 森永, 大庭, 伊藤: 鉄と鋼, 49 (1963) 10, p. 1423
- 6) 森永, 大庭, 伊藤: 鉄と鋼, 49 (1963) 11, p. 1663
- 7) 北川, 伊藤: 鉄と鋼, 51 (1965) 4, p. 807
- 8) 浅野, 大橋, 塗: 鉄と鋼, 53 (1967) 3, p. 365
- 9) 一戸, 梶岡, 神田: 鉄と鋼, 53 (1967) 10, S 250
- 10) 池田, 丸川, 小林, 浦: 鉄と鋼, 56 (1970) 6, p. 708
- 11) 植田, 野寄, 丸川, 豊田: 鉄と鋼, 62 (1976) 3, p. 362
- 12) 新日本製鉄, 名古屋: 第41回製鋼部会資料,
- 13) 新日本製鉄, 室蘭: 学振19委資料, 19委-9689
- 14) 池田, 住友, 丸川, 浦: 鉄と鋼, 57 (1971) 13, p. 2022
- 15) J. F. ELLIOT, K. R. MATTSON, J. TATU: Open Hearth pro. 38 (1955), p. 142
- 16) W. H. MAYO, S. B. PRELLWITZ, M. B. JACOBS: Open Hearth pro. 39 (1956), p. 146
- 17) H. F. LESSO: Open Hearth pro. 44 (1961), p. 175
- 18) B. W. BOWEN: Open Hearth pro., 44 (1961), p. 202
- 19) 加藤, 松田, 徳重: 鉄と鋼, 49 (1963) 6, p. 888
- 20) 松田, 齊藤: 鉄と鋼, 47 (1961) 10, p. 1340
- 21) 波木, 荒木: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 453
- 22) 菅沢, 荒木, 池田, 丸川: 鉄と鋼, 54 (1968) 8, p. 888
- 23) 浅野, 大橋: 鉄と鋼, 52 (1966) 9, p. 1517
- 24) 森永, 北川, 佐藤, 泉, 星野: 鉄と鋼, 50(1964) 6, p. 894
- 25) 久芳, 田坂, 伊藤, 前出: 鉄と鋼, 58 (1972) 1, p. 41
- 26) 新日本製鉄, 室蘭: 第44回製鋼部会資料
- 27) 常慶, 河上, 三沢, 丸川, 奥山: 鉄と鋼, 61 (1975) 12, S 462
- 28) N. HANSEN and K. ANDERKO: Constitution of Binary alloys New York Mc Graw-Hill (1958)
- 29) 森, 松尾: 鉄と鋼, 50 (1964) 11, p. 1754
- 30) 新日本製鉄, 堺: 第 57 回製鋼部会資料
- 31) 大河平, 岩本, 森: 鉄と鋼, 61 (1975) 6, p. 797