

論 文

UDC 621.746.047 : 620.192.45 : 669.18.046.5

連続鋳造における外来性介在物の起源とその減少対策

小舞 忠信*・宮村 紘*²・大崎 真弘*・草野 昭彦*²
 山田 哲*・島津 勲*・佐藤 憲夫*²・山本 知文*²

Source of Exogeneous Inclusions and Reduction of Their Amount in Continuous Casting Process

Tadanobu KOMAI, Kou MIYAMURA, Masahiro OOSAKI, Akihiko KUSANO,
 Satoshi YAMADA, Isao SHIMAZU, Norio SATO, and Tomohumi YAMAMOTO

Synopsis :

Investigations to produce clean steel for draw and ironing cans in continuous casting process were carried out.

Results obtained are as follows :

- (1) Inclusions which cause flange cracks in manufacturing draw and ironing cans are 50~150 μm in size and $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ in compositions, which can be fairly well detected by the magna-flux method.
- (2) $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ inclusions are originated from slag which is deoxidized by Al in molten steel, the content being about 0.005% or above.
- (3) Main source of the above-mentioned inclusions is tundish-slag, which is splattered into molten steel by the stream of the next ladle in continuous casting.
- (4) Good clean steel for draw and ironing cans can be produced by means of either large tundish with dams or reladling method (LLTM process)
- (5) The theoretical model to explain the effect appointed out in (4) was proposed.

1. 緒 言

連続鋳造プロセスは、その本質的に有する連続性の利点を生かして生産性の向上はもとより、鋼の品質の改善、安定に大きな貢献をしている。すなわち、現在では生産技術として幅可変技術^{1)~3)}の開発による多連鋳技術および高速鋳造技術等⁴⁾⁵⁾により更に連続鋳造における生産性の向上がはかられている。一方、高い品質が要求されている高級鋼の連鋳化に際しては、介在物起因の欠陥がしばしば問題となつている^{6)~8)}に加え、需要家からの品質要求は、年々きびしくなり鋼の使用目的によつては、約 50 μm 径の微細な介在物まで問題となつている^{7)~9)}。

従来の研究において、連続鋳造における介在物起源は、溶鋼の空気酸化^{10)~14)}、取鍋スラグ¹⁵⁾、タンディッシュスラグ⁶⁾¹³⁾あるいは鋳型内パウダー¹²⁾¹³⁾¹⁶⁾、タンディッシュノズルの溶損¹²⁾などに起因する外来性介在物が主体であり、これらの混入比率を確認した研究例があ

る⁸⁾が、いずれも定常鋳造域における品質向上についての研究が主であつた。しかし連々鋳の場合においては、定常状態の鋳片と、鍋交換時などの非定常状態のいわゆる継目鋳片とは、介在物の混入比率も異なり、また非定常状態部における品質対策が定常状態部の品質をも大きく左右している。この問題は 50 μm 径程度の微細な介在物において顕著である。

本研究は、このような観点から 50 μm ~150 μm 径程度の介在物が問題となる絞りとしごき加工 (Draw and Ironing) により成形される 2 ピース缶 (以下 DI 缶) 用素材を対象として、この材料における介在物の起源を明らかにするとともに、連続鋳造の生産性を阻害することなく効果的な介在物低減法について研究したものである。

2. 調査の概要

調査の対象とした鋼種は DI 缶用素材であり、Table 1 に示す成分の低炭アルミキルド鋼である。使用した連続

昭和 54 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 10 月 27 日受付 (Received Oct. 27, 1980)

* 新日本製鉄(株)名古屋製鉄所 (Nagoya Works, Nippon Steel Corp., 5-3 Tokai-cho Tokai 476)

*² 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 (Yawata Works, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of steel.

	C	Si	Mn	P	S	sol.A ₂
wt%	0.03~ 0.05	≤0.02	0.20~ 0.30	≤0.025	≤0.015	0.030~ 0.150

Table 2. Dimensions of casting machine and casting conditions.

Casting machine		A	B
Machine type		Curved type	
Machine radius (m)		10.5	
Slab size	Width (mm)	1800~2080	1700~1800
	Thickness (mm)	200	245
Casting speed	Middle position (m/min)	1.4	1.3
	Connecting position (m/min)	1.1~1.4	1.3
Tundish	Capacity (t)	60	15
	Bath depth (mm)	1200	500
Intermediate ladle	Capacity (t)	—	250
	Bath depth (mm)	—	2,950

機は、Table 2 に示すようにいずれも曲率半径 10.5 m の円弧型スラブ用連鑄機であるが、連鑄機Aは 60 t 容量の大型タンディッシュを有し、一方連鑄機Bは取鍋と同容量 (250 t) の中間鍋を配したものである。(以下 LLTM 法と記す。) すなわち、従来法 (LTM 法と記す。) においては取鍋交換時に、取鍋-タンディッシュ間の

開放注入状態が一時的に生じるが、LLTM 法においては中間鍋が溶鋼量の調整機能を有するためこの状態が回避される。

調査は大きく分けて以下に示す項目について行つた。

(1) 製品欠陥部の介在物と検出方法

DI 缶加工時に発生したフランジ割れ部の介在物の形状および組成を EPMA あるいは、走査型電子顕微鏡によつて調査した。またこの種の欠陥を検出する手段として磁粉探傷法を用いた。

(2) 鑄造工程での介在物の挙動

取鍋、タンディッシュ内溶鋼および鑄片より採取した試料からスライム法によつて介在物を抽出し、その組成を調査し、上記欠陥部の介在物組成と対比させた。

(3) 連々鑄継目部における介在物の混入過程

後述するように、欠陥部に存在する介在物は製鋼スラグが主因と考えられることから、製鋼スラグ (取鍋スラグ、タンディッシュスラグ) 中にトレーサーとして炭酸ストロンチウムを添加し、その挙動について調査した。さらに、これらの製鋼スラグの変質過程について、タンマン炉を用いた反応実験を行つた。

(4) 実操業調査

前述の連鑄機AおよびBについての実操業の結果を製品の磁粉探傷欠陥発生率によつて評価した。

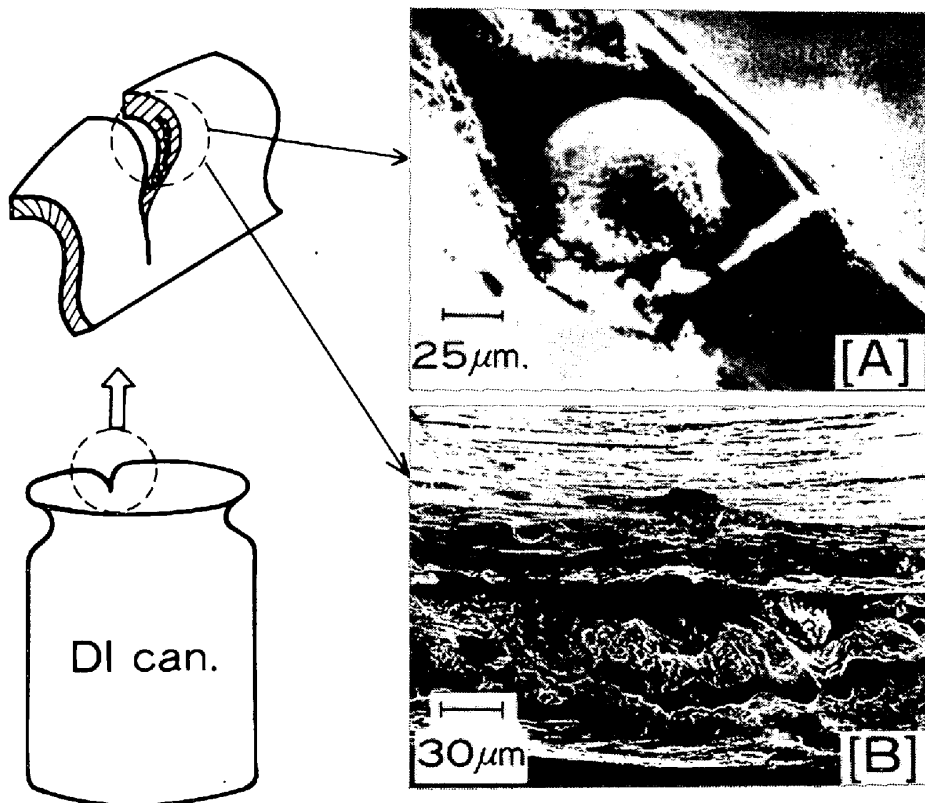


Photo. 1. Inclusions originating frange cracks in draw and ironing.

Table 3. EPMA analysis of inclusions at the defects.

Kind of defects	Chemical composition (%)				
	CaO	Al ₂ O ₃	SiO ₂	MgO	Na ₂ O
Frang cracks	15~30	65~85	≤3.6	≤1.0	(2~8)
magna-flux defects	24~34	55~73	≤1.0	≤1.0	(7~14)

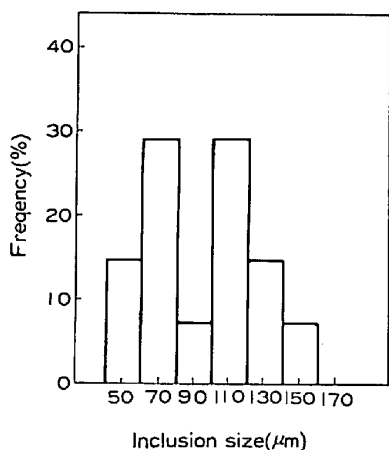


Fig. 1. Size of inclusion detected by the magna-flux method in tin plate.

3. 調査結果

3-1 製品欠陥部の実態と検出法

DI 缶加工時のフランジ割れの破面にみられる介在物の代表例を Photo. 1 に示す。この介在物の組成は、Table 3 に示すように Al₂O₃ 含有量の高い CaO-Al₂O₃-SiO₂ 系介在物が主体であり、一部 Na₂O を含有しているものもある。これらの組成の介在物は硬いため、圧延によつて変形されにくく、製品の段階でも球形または微細な塊状の欠陥である。したがつてこの種の欠陥の検出方法としては原始的ではあるが、抜き取つた板の磁粉探傷法が、検出精度が高い。製品の磁粉探傷によつて検出された介在物の圧延方向に対し、直角方向の切断部の大きさ分布を Fig. 1 にまたその介在物組成を Table 3 に示す。これからも明らかなように、DI 缶加工時のフランジ割れの原因となる介在物の組成とよく一致し、磁粉探傷法は DI 缶加工時の介在物を十分検出し得ることが確認された。

フランジ割れの起点となる介在物は圧延によつて延びにくい介在物で、その大きさは 50~150 μm であり、フランジ部の板厚 (約 170 μm) の 30~90% を占める。

3-2 鑄造工程での CaO-Al₂O₃ 系介在物の挙動

鑄片試料からスライム法により抽出した介在物を分類し Table 4 に示しさらに CaO-Al₂O₃-SiO₂ 系の 3 元

Table 4. Classification of inclusions in cast slab of low carbon Al-killed steel.

Type	Composition of inclusions	Frequency (%)
A	Ca-Al-Si-(Na)-O	25
B	Ca-Al-Si-(Na)-O	10
C	Ca-Al-(Na)-O	26
D	Si-Ti-Ca-Al-Mn-O	32
E	Si-O	8

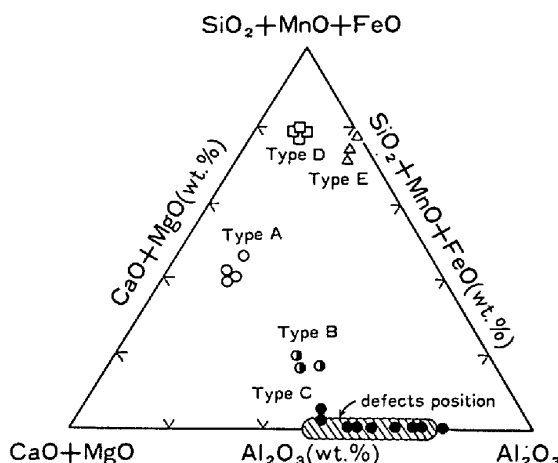


Fig. 2. Phase relation of inclusions extracted from cast slabs.

系状態図を Fig. 2 に示したが、5種類のタイプに分類することができた。タイプAの介在物は、CaO-Al₂O₃-SiO₂ が主体であり、製鋼スラグ(取鍋スラグまたはタンディッシュスラグ)の組成とよく一致する。またタイプB、タイプCの介在物は、しだいに Al₂O₃ の含有量が多くなつている。さらにタイプCの介在物は、前記 DI 缶加工時の割れ部に存在した介在物組成および磁粉探傷

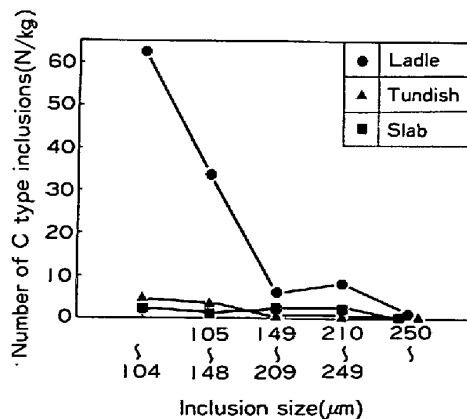


Fig. 3. Change of size distribution of C type inclusions during continuous casting process.

欠陥部に存在した介在物組成とよく一致している。タイプCの介在物の鋳造工程での挙動は Fig. 3 に示すように出鋼後 Al 脱酸したあとボトムバブリング 10 分程度行つた取鍋内溶鋼面より約 500 mm 下より採取した試料中にすでに多量に発生している。さらにこれがタンディッシュ、鋳片では急激に減少していることがわかる。

磁粉探傷欠陥の発生の特徴は、連々鋳の継目部において発生率が高くかつ、連々鋳の回数とともに増大する傾向をもっている。

3.3 連々鋳の継目における介在物の混入過程

連々鋳の継目における磁粉探傷欠陥部が主として製鋼スラグ系の介在物に起因していることは、前述のとおりである。しかしながらその混入過程には次の両者が考えられ、おのおのの寄与度を明らかにするため次のようなトレーサー実験を実施した。

(1) 後鍋注入流によるタンディッシュスラグのたたきこみ

(2) 先鍋スラグの末期流入

3.3.1 実験方法

(1) トレーサー実験 I (タンディッシュスラグ)

炭酸ストロンチウム (SrCO_3) 35 kg とウォラストナイト 35 kg をよく混合し、これを先鍋の鋳造の安定した時点で取鍋ロングノズルまわりのタンディッシュ湯面上に投入して先鍋のタンディッシュスラグを SrO で標識する一方、鋳型内容融パウダーを先鍋から後鍋にわたって逐時採取し、SrO 含有量の推移を分析調査した。

(2) トレーサー実験 II (取鍋スラグ)

転炉出鋼末期に炭酸ストロンチウム 270 kg を取鍋に投入して取鍋スラグを標識する一方、このチャージは取鍋注入完了後タンディッシュ内容鋼量が定常溶鋼量の 60 t から 40 t になつた時点で No. 2 ストランドの鋳造を停止し、No. 1 ストランドは 6 t になるまで鋳造を継続した。鋳型内容融パウダー中の SrO 含有量の変化は、実験 I と同じ方法で調査した。

なお、両実験の主な鋳造条件は Table 2 の連鋳機 A に示すとおりである。また上記の調査とともにタンディッシュ内から溶鋼試料を採取して顕微鏡観察で介在物を調査する一方、製品板の磁粉探傷欠陥によつて介在物量の発生推移を調査した。また EPMA を用い介在物中の SrO の有無を調査した。

3.3.2 実験結果

Fig. 4 および Fig. 5 に鋳型内容融パウダー中の SrO 含有量 (SrO%) の推移を示した。タンディッシュスラグのトレーサー実験では後鍋注入開始とともに (SrO%) は急激に増加しており、継目部ではタンディッシュスラ

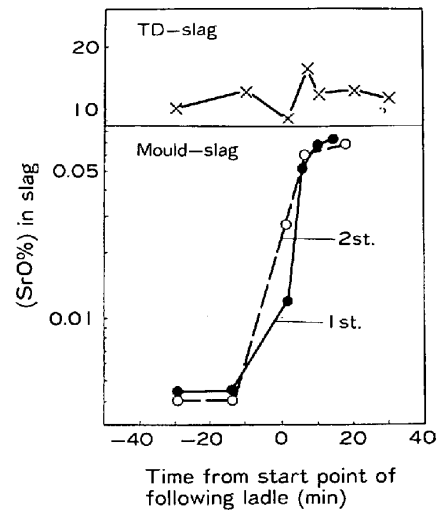


Fig. 4. Change of (SrO%) in mould-slag and tundish-slag in the case of experiment I.

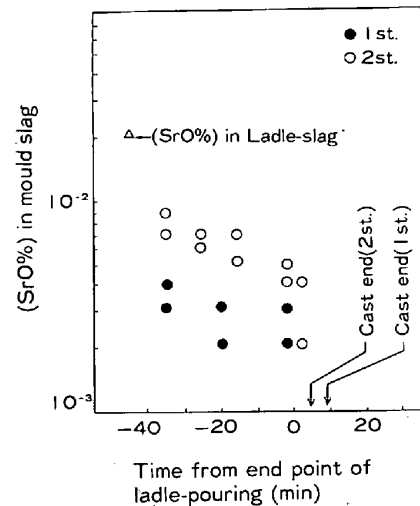


Fig. 5. Change of (SrO%) in mould-slag and ladle-slag in the case of experiment II.

グがかなり鋳型内に流入することを示している。

これに対して取鍋スラグトレーサー実験では、取鍋の注入末期において (SrO%) が増加する傾向は認められなかつた。

Fig. 6 に磁粉探傷欠陥の発生推移を示す。実験 I では後鍋の注入開始とともに磁粉探傷欠陥は急増し、ピークを形成している。これに対し実験 II では、タンディッシュ溶鋼量 40 t になつた時点で鋳造を停止した No. 2 ストランドは、取鍋の注入終了時点で磁粉探傷欠陥の発生ピークがみられるもののきわめて少ない水準である。

またタンディッシュ溶鋼量が 6 t まで鋳造を継続した、No. 1 ストランドでは、取鍋の注入終了からある時間を経過したのち、すなわちタンディッシュ溶鋼量が大幅に減少し始めてから磁粉探傷欠陥が増加している。ま

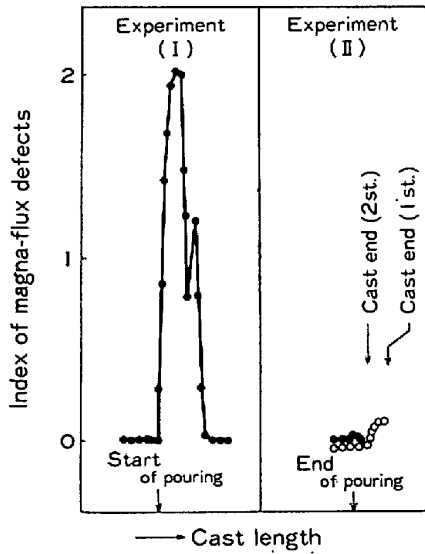


Fig. 6. Change of occurrence of magna-flux defects in cast length.

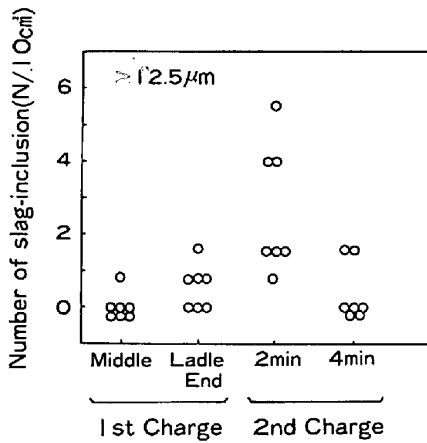


Fig. 7. Change of number of slag-inclusions in molten steel of tundish at a connecting position of casting.

た磁粉探傷欠陥部にみられる介在物の EPMA 調査では、実験 I では 5 例中すべてに SrO が検出されたのに対し、実験 II では、まったく検出されなかつた。

Fig. 7 には連々鋳の継目部におけるタンディッシュ内容鋼中のスラグ系介在物量推移を示す。先鍋の注入終了時点でスラグ系介在物はやや増加するものの、後鍋の注入開始直後に急増する傾向は、実験 I での (SrO%) や磁粉探傷欠陥の傾向と同じである。

したがって上記結果から明らかのごとく、連々鋳の継目において問題となる磁粉探傷欠陥の大部分は、タンディッシュスラグの後鍋によるたたきこみに起因していると考えられる。

3.4 CaO-Al₂O₃ 系介在物の生成過程

前述のように DI 缶加工における介在物は CaO-

Al₂O₃ 系の介在物が原因であり、製鋼スラグに起因すると推定される。そこで、CaO-Al₂O₃ 系介在物の生成過程について実験室的な検討を行った。

3.4.1 実験方法

Ar 雰囲気中のタンマン炉を用い、電解鉄約 700 g を電融マグネシアるつぽで溶解し、所定の成分に調整した後、その上に製鋼スラグ (転炉スラグ、取鍋スラグ、タンディッシュスラグ) を添加し、その後 Al を溶鋼中に添加したのち一定時間毎に溶鋼の成分変化を調べるとともに、反応後の各スラグおよび鋼中の介在物の組成を調べた。

3.4.2 結果

鋼中 Al によるスラグ中の組成の被還元性は、FeO, MnO, SiO₂, の順となる。このために CaO-Al₂O₃ 系介在物の生成反応は、SiO₂ の還元で律速される。そこで静止浴 (タンマン炉) における転炉スラグと鋼中 Al 含有量と鋼中 Si の変化および反応生成物について調査し

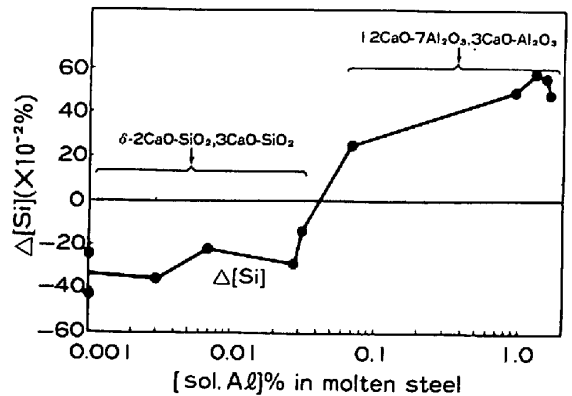


Fig. 8. Effect of sol. Al % on change of Si % in molten steel and slag composition through slag-metal reaction.

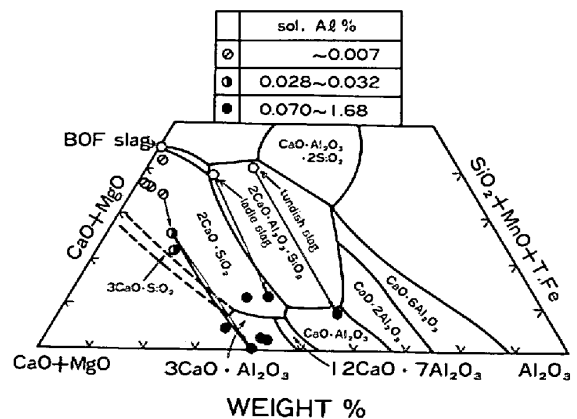


Fig. 9. Change of slag composition by slag-metal reaction in relation to [sol. Al] % in steel. (Laboratory test)

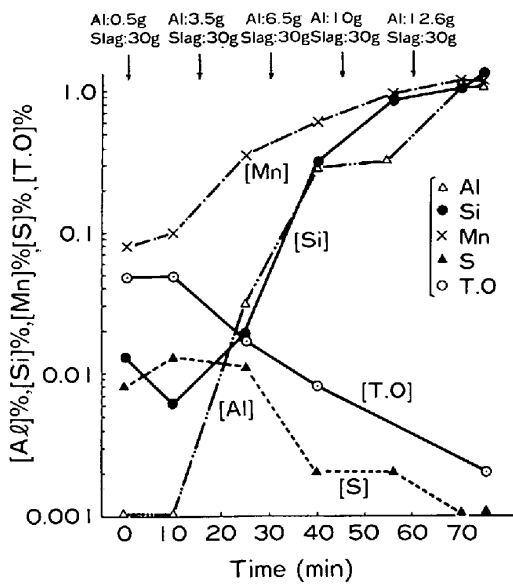


Fig. 10. Change of elements in molten steel by a reaction between slag and Al in steel. (Laboratory test)

た. Al 添加後 60 分経過し反応のほぼ完了した時点における鋼中 Al と鋼中 Si の変化との関係を Fig. 8 に示す. sol.Al が 0.07% 以上になると初期鋼中 Si より末期鋼中 Si が上昇しており, また, その反応生成物(スラグ)が $3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$, $12\text{CaO}\cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3$ の結晶が生成していることが確認された. また, 溶解後のスラグの化学分析結果を $(\text{SiO}_2 + \text{MnO} + \text{T, Fe}) - (\text{CaO} + \text{MgO}) - \text{Al}_2\text{O}_3$ の擬三元系として Fig. 9 に示す. sol.Al が 0.007% 以下では転炉スラグの組成近傍の $2\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ であるが, sol.Al が 0.030% になると一部還元されて $3\text{CaO}\cdot\text{SiO}_2$ 近傍の組成になっている. さらに sol.Al が 0.07% 以上になるとスラグ中の鉄酸化物, MnO , および SiO_2 はほぼ完全に還元されて $3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$, $12\text{CaO}\cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3$ 近傍の組成になっている. これらの反応において CaO (+ MgO) は 55~60% の範囲であり, Al による CaO の還元反応は起こっていないことがわかる.

次に鋼中に Al と転炉スラグを薄鋼板で包み溶鋼中に押し攪拌し, 溶解した結果を Fig. 10 に示す. これによると sol.Al が 0.030% 以上から鋼中 Si の上昇がみられるが, これは鋼中に両者を同時に添加したため Al が溶解する時期に局部的に Al 濃度の高い部分で還元反応が起つたものと考えられる. しかし欠陥部にみられる介在物は Al_2O_3 が 50~80% の高融点の $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ ($\text{CaO}\cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{CaO}\cdot 6\text{Al}_2\text{O}_3$) でありスラグが鋼中 Al による還元反応のみによつて生成することはスラグ中の CaO 含有量から考えにくい. すなわち, このよう

に生成した低融点の $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ 系介在物に脱酸生成物の Al_2O_3 が加わり, 介在物中の Al_2O_3 の濃度が増加し, 高融点の $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ 系介在物になったものと考えなければならない.

3.5 実操業結果

これまでの知見から, 微細な $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ 系介在物の対策は, 連続鋳造プロセスにおいて不可避である親鍋交換という非正常作業における問題解決が重要であることがわかった. この対策としてタンディッシュを 60 t と大型化にしそれを有効に使つて介在物対策の機能をもたせた連続機 A および, タンディッシュは溶鋼の両ストランドへの注ぎ分けを主目的とした従来型のままとし, その前に取鍋と同じ容量 (互換性をもたせるため) の中間鍋を配し, この中間鍋にスラグの流出防止, 湯量調整など親鍋交換作業による非正常部を吸収させる機能をもたせた連続機 B について調査を行つた. その他の連続条件

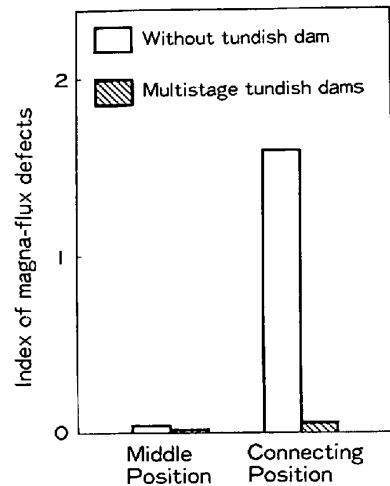


Fig. 11. Rate of magna-flux defects in tin products comparing without tundish dam and multistage tundish dams.

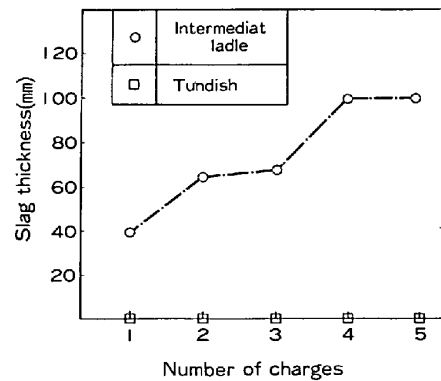


Fig. 12. Change of slag thickness in tundish and intermediate ladle in continuous-continuous casting.

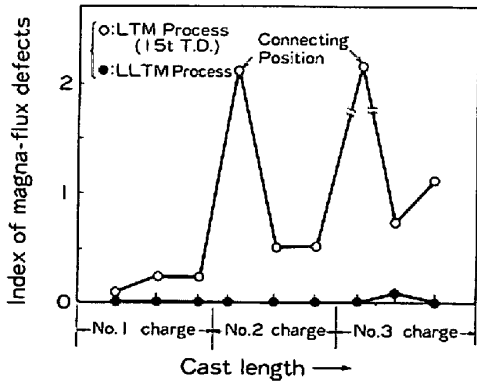


Fig. 13. Rate of magna-flux defects in tin products comparing LTM process (15t tundish) and LLTM process.

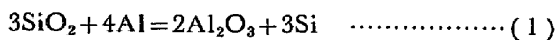
は、Table 2 に示すとおりであり、従来から述べられている溶鋼の清浄化、注入流の空気酸化、などの諸介在物対策をとつている。連铸機Aで製造した製品の磁粉探傷結果を Fig. 11 に示す。継目部での品質改善効果が大きく、タンディッシュ堰などの効果が明瞭にみられる。連铸機Bについて中間鍋およびタンディッシュ内のスラグ厚さの変化を Fig. 12 に示す。中間鍋における最低溶鋼量を確保することにより、タンディッシュへのスラグ流出がなく、さらに鍋交換時における非定常作業は原理的に解消され、鍋交換に関係なく定常状態で铸造可能である。この結果、Fig. 13 に示すように継目部に相当する位置での変動が全くなく、全铸片にわたつて、従来のレードルタンディッシュモールド (LTM 法) の方式に比べて安定した品質が得られることが確認された。

4. 考 察

4.1 CaO-Al₂O₃ 系介在物の生成

前記の結果から CaO-SiO₂ 系スラグと溶鋼中の Al との反応による SiO₂ の還元について簡単な熱力学的検討を行つた。Al による被還元性は、酸素ポテンシャルの差の大きい順、すなわち FeO, MnO, SiO₂, の順となり CaO の還元は起らず、反応は SiO₂ の還元で律速される。

溶鋼中の Al による SiO₂ の還元反応は (1) 式で表され、ΔG° と平衡定数 K との関係は学振推奨値を参考にすると (2) 式が成り立つ。



$$\log K = \frac{[\% \text{Si} \cdot f_{\text{Si}}]^3 \cdot a_{\text{Al}_2\text{O}_3}}{a_{\text{SiO}_2}^3 \cdot [\% \text{Al} \cdot f_{\text{Al}}]^4} = \frac{37630}{T} - 6.0 \quad \dots\dots\dots (2)$$

f_{Si}, 反応生成物 Al₂O₃ の活量を 1, 反応温度を 1580

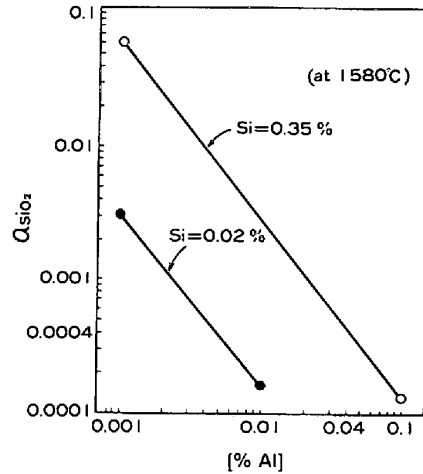


Fig. 14. Calculation of activity of [SiO₂] in slag in relation to [sol. Al] % at 1580°C.

°C, [%Si]=0.35 および 0.02 (Al-キルド鋼) とし (2) 式より求めた [%Al] と a_{SiO₂} の関係は、Fig. 14, のようになる。

CaO-SiO₂-Al₂O₃ 3 元系における a_{SiO₂} の変化は、大谷¹⁷⁾の実験結果からスラグ組成は a_{SiO₂} に依存することがわかる。以上のことから SiO₂ がほぼ還元される a_{SiO₂} の活量 0.0004 に対する Al は、Si=0.35%, 0.02% において、それぞれ 0.040%, 0.005% となる。実験結果による SiO₂ の還元が認められた sol-Al が、0.030%~0.070% とほぼ同一の値を得た。また低炭素アルミキルド鋼の場合は Si<0.02% とすると sol-Al は 0.005% から還元が起ると考えられる。

以上、転炉スラグと Al との反応により sol-Al が 0.030% 以上になると SiO₂ の還元が起り、0.070% 以

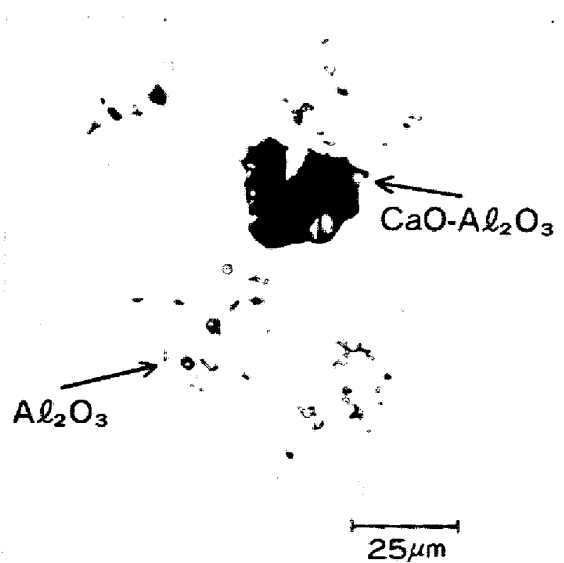


Photo. 2. Typical inclusions found in ladle after deoxidation by aluminium addition.

上になると低融点の $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系 ($3\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$, $12\text{CaO}\cdot 7\text{Al}_2\text{O}_3$) が生成されることが判明した。しかし、鋼板の介在物には高融点の $\text{CaO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{CaO}\cdot 2\text{Al}_2\text{O}_3$, $\text{CaO}\cdot 6\text{Al}_2\text{O}_3$ が認められた。これは、転炉出鋼時における Al 添加時の Al が溶解する段階で鋼中に懸濁した転炉スラグとが反応し、低融点の $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系介在物が生成され、これに脱酸生成物の Al_2O_3 が加わり Al_2O_3 濃度が増加し高融点の $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系介在物となつたものと考えられる。これらの介在物は、取鍋内溶鋼においてすでに生成している様子を Photo. 2 に示す。 $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系介在物とその周囲に Al_2O_3 クラスターが見られることから上述のような機構で高融点の $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系介在物が生成していることを裏付けている。

4.2 スラグ系介在物の溶鋼中における浮上についての考察

磁粉探傷欠陥は主としてスラグのたたきこみにより混入した $100\ \mu\text{m}$ 程度の介在物であり、容易に鋳型内に流れ込むことは前述のとおりである。

また、 $100\ \mu\text{m}$ 程度の介在物は浮上速度が $0.3\ \text{m/min}$ 程度であり、鋳型内ではほとんど浮上分離し得ないと推定される¹⁸⁾。したがってこれら大きさの介在物を減らすにはスラグのたたきこみ防止に加えて溶鋼中での浮上分離性を改善する必要がある。しかしながら通常のタンディッシュでは取鍋注入流のかなりがタンディッシュ底部に沿って短時間で鋳型に達するため、タンディッシュ内の大部分は、デッドスペースとなり、このため取鍋注入溶鋼のタンディッシュ内における滞留時間の平均値が計算値より小となり浮上性の悪い介在物は鋳型内に流出してしまふ¹⁹⁾。とくに $100\ \mu\text{m}$ 程度の介在物はタンディッシュ底部からタンディッシュ湯面までの浮上時間が数分程度であり、その影響は無視しがたく滞留時間分布の改善が必要である。

そこでタンディッシュ内の溶鋼の滞留時間分布が $100\ \mu\text{m}$ 程度の介在物の浮上分離にどの程度影響するかを次

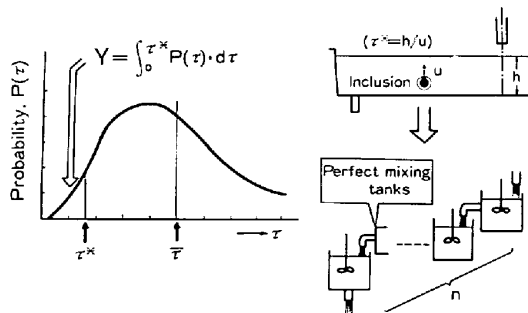


Fig. 15. Calculation model of floating out of inclusion in tundish or intermediate ladle.

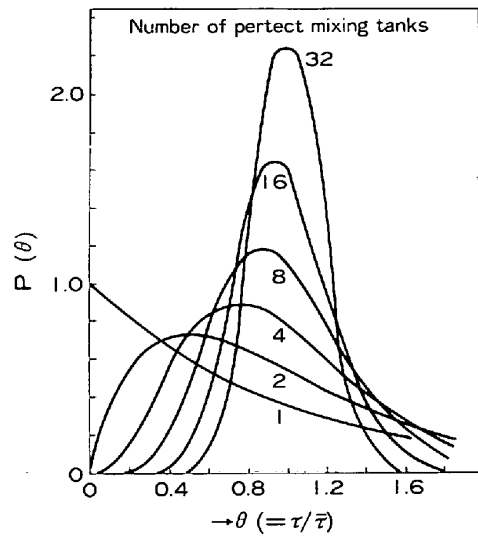


Fig. 16. Distribution of staying life of molten steel fragments in law of perfect mixing tanks.

の単純化したモデルで考察してみる。

まず、容器内の溶鋼の滞留時間分布（以下 τ 分布）を Fig. 15 に示すようになり逆混合がない完全混合槽列の τ 分布におきかえてみる²⁰⁾。この場合、 τ 分布は、(3) 式であらわされ、 τ 分布を規定するパラメータ槽数 (n) の増加にともなつて Fig. 16 のように τ が小さなものの割合は減つて計算平均滞留時間 ($\bar{\tau}$) を中心とした正規分布に近づく。

$$P(\theta) = \frac{n^{n+1} \cdot \theta^n \cdot \exp(-n\theta)}{n!} \dots \dots \dots (3)$$

ここで $\theta = \tau/\bar{\tau}$ であり $P(\theta)$ は滞留時間が $\theta \cdot \bar{\tau}$ である取鍋注入溶鋼素片の割合である。一方介在物の分離条件として

(1) τ がある臨界の τ^* より大きい溶鋼素片中の介在物は分離する。

(2) τ^* は浮上速度が u なる介在物が湯面高さ (h) を浮上するのに要する時間に等しい。

と仮定すると介在物の鋳型への流出率 (Y) は (4) 式から推定し得る。

$$Y = \int_0^{\tau^*/\bar{\tau}} P(\theta) \cdot d\theta \dots \dots \dots (4)$$

なお介在物の浮上速度 (u) は、 $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系の球状介在物を前提として求めた Fig. 17 の関係を用いた。

Fig. 18 に槽数すなわち Fig. 16 の τ 分布に対応して求めた介在物の鋳型への流出率を示した。 τ 分布の改善効果はきわめて大であり、とくに $300\ \mu\text{m}$ 程度以上の介在物の浮上分離に対する効果は大きく、従来から報告されている介在物の粒径分布とかなり一致している¹²⁾。

これに対し、 $100\ \mu\text{m}$ 程度の介在物では相対的に浮上

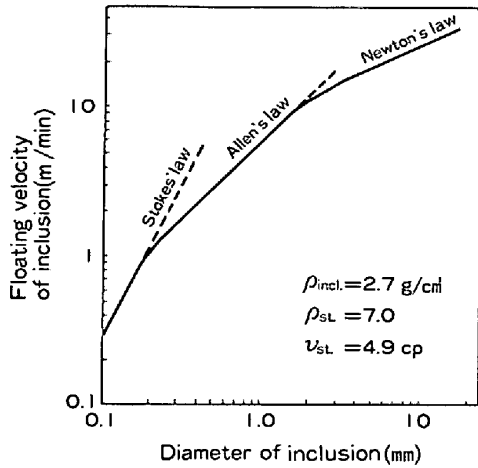


Fig. 17. Relation between floating velocity and diameter of inclusion.

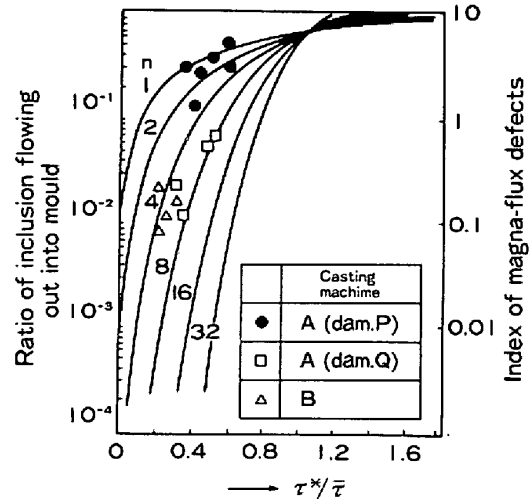


Fig. 19. Relation between $\tau^*/\bar{\tau}$ and ratio of inclusion flowing out into mould.

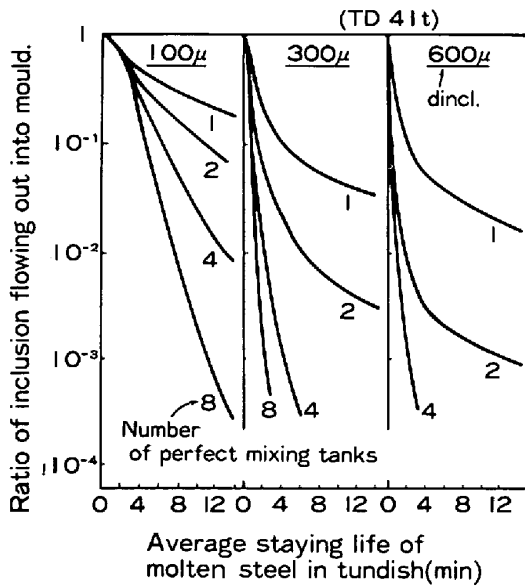


Fig. 18. Influence of τ -distribution in tundish on ratio of inclusion flowing out into mould.

分離が不良であるが、 θ 分布を改善しさらに平均滞留時間を確保すれば、かなり鑄型への流出率を減少し得ることが推定される。

大型タンディッシュ（連鑄機A）および中間鍋（連鑄機B）の場合の $\tau^*/\bar{\tau}$ を Table 5 に示す。この値を用いて Fig. 19 に多段堰を設置した大型タンディッシュの場合、および LLTM 操業の場合について磁粉探傷欠陥の発生と $\tau^*/\bar{\tau}$ との関係を示した。ここでは、介在物径を 100 μm 程度として τ^* を算定したが、上記モデルから推定した結果と同じ傾向を示しており、多段堰Qは堰Pに比べて n が 4~8 程度に相当する θ 分布まで改善された結果、磁粉探傷欠陥の発生が減少したと推定される。また LLTM 操業においても θ 分布の改善とともに溶鋼の滞留時間延長による効果も大きく、磁粉探傷欠陥の発生が減少したものと推定できる。

Table 5. Estimation of $\tau^*/\bar{\tau}$ values in tundish and intermediate ladle.

	Position	Capacity (t)	Bath depth (m)	Slab size (mm)		Casting speed (m/min)	Casting rate (t/min)	τ^*	$\bar{\tau}$	$\tau^*/\bar{\tau}$
				Width	Thickness					
Tundish	Middle position	60	1.2	200	1950	1.4	8.5	4	7.1	0.56
	Connecting position	40	0.8	200	1950	1.1	6.7	3	6.0	0.50
Intermediate ladle	Middle position	250	2.95	245	1780	1.3	8.8	9.8	28.4	0.36
	Connecting position	140	1.5	245	1780	1.3	8.8	5	15.9	0.31

$\tau^* : h/u$ $\bar{\tau} : \text{average staying life}$

5. 結 言

高い清浄性を要求する DI 缶用素材を多連鑄で安定して製造する技術を確認するため、基礎的調査を行った結果、次のことがわかった。

(1) DI 缶加工時のフランジ割れ原因は 50~150 μm 程度の主として $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系の微細な介在物である。この検出方法として、磁粉探傷法は十分な検出精度をもつ。

(2) $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系介在物は、製鋼スラグが鋼中に巻き込まれ鋼中 Al によつて還元され、脱酸生成物の Al_2O_3 と合体したものである。この現象は sol. Al が 0.005% 以上で発生すると考えられる。

(3) $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系介在物の原因は、タンディッシュスラグが後鍋の溶鋼流によつてたたきこまれることによる寄与率が高い。

(4) 連々鑄における継目部も含めた品質対策としてタンディッシュの大型化と多段堰による浮上促進、あるいは中間鍋を配した継目部のない鑄造方式である LLTM 法によつて上記の微細な介在物対策をとつたところ、いずれも顕著な品質の向上が確認された。

(5) 浮上促進対策として溶鋼の滞留時間の延長、 τ 分布の改善効果で説明できる。

終わりに臨み、本研究の遂行にあつて御協力をいただいた各位に深く感謝します。

文 献

- 1) 大矢竜夫, 児玉文男, 松永 久, 橋本真輔, 山内秀樹: 鉄と鋼, 63 (1977), S89
- 2) 武 英雄, 日名英司, 前田瑞夫, 江本寛治, 高柴

- 信元, 山崎順次郎: 鉄と鋼, 66 (1980) S184
- 3) 竹村洋三, 高橋良太, 詫摩三朗, 竹内恒夫: 鉄と鋼, 64 (1978) S127
- 4) 第 62 回製鋼部会: (1975-11) 住金鹿島
- 5) 竹村洋三, 高橋良太, 野呂克彦, 加藤輝芳: 鉄と鋼, 65 (1979), S652
- 6) 鈴木健一郎, 江島彬夫, 仲村秀夫, 森 耐介, 三代祐嗣, 飯田義治: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2805
- 7) 飯田義治, 上田典弘, 江見俊彦, 垣生泰弘, 阿部英夫, 角南秀夫, 芳賀雄彦, 久々湊英雄: 川崎製鉄技報, 8 (1976), p. 1
- 8) 垣生泰弘, 北岡英就, 吉井 裕, 江見俊彦, 飯田義治, 上田典弘: 鉄と鋼, 62 (1976), p.1803
- 9) 田阪 興, 伊藤幸良, 前出弘文: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 1279
- 10) 第 54 回製鋼部会: (1972) 新日鉄室蘭
- 11) 松永吉之助, 波木周和, 荒木泰治: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 72
- 12) 熊井 浩, 広本 健, 松永 久, 大橋徹郎, 大野唯義: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 926
- 13) 植田嗣治, 丸川雄浄, 豊田 守: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 943
- 14) 第 54 回製鋼部会: (1972) 新日鉄八幡
- 15) 井上俊朗, 小舞忠信, 島津 勲, 関原博通: 鉄と鋼, 61 (1975), S90
- 16) 白岩俊男, 荒木泰治, 藤野允克, 松野二三郎: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 2078
- 17) 大谷正康: 鉄冶金熱力学 (1971), p. 151 [日刊工業社]
- 18) 宮村 紘, 金子信義, 金丸和雄: 鉄と鋼, 65 (1979), S229
- 19) E. RUTIS: 「連続鑄造の理論」(1971) [日・ソ通信社]
- 20) J. SZEKELY: 「Rate Phenomena in Process Metallurgy」(1971) [Wiley-interscience]