

技術報告

UDC 621.746.047 : 669.14-147-412 : 620.191.3/4 : 621.785.1-932

連铸スラブの表面品質改善と無手入圧延

喜多村実*・副島利行*・小山伸二*²・松田義弘*
安封淳治*・二宮嘉和*・八百廉剛*

Improvement of Continuously Cast Slab Surface and Performance of Rolling the Slab Free from Surface Conditioning

Minoru KITAMURA, Toshiyuki SOEJIMA, Sinzi KOYAMA, Yoshihiro MATUDA
Junji ABU, Yosikazu NIMIYA, and Yasutaka YAO

Synopsis :

Refinement in operating practice and technical development such as degassing, Ar gas shrouding, mould fluxes, tundish refractories, slab surface temperature control in the secondary cooling zone and so on, made it possible to improve slab surface quality and hence reheat the slab without surface conditioning.

Recently, 80% of the slabs for plates and 50% for sheets are charged directly into the reheating furnaces by this process, with excellent results. On the basis of this development, continuous casting of high grade steels such as API-70 and deep drawing quality steels have been made possible.

1. ま え が き

1950年代後半に工業化された連続铸造法は、設備技術、操業技術およびこれらに関連した周辺諸技術の飛躍的な進歩により、生産性・歩留りの向上、品質の改善等が図られ、最近では従来の造塊法での製造鋼種のほとんどすべてを連铸にて製造しうるに至った。とくに、ここ数年間は省資源、省エネルギーの観点から高級鋼の連铸化あるいは無手入圧延および圧延工場への熱片供給（以下、ホットチャージと呼ぶ）等の技術開発が積極的に推進されてきた。

神戸製鋼所加古川製鉄所においても1973年に設置したWalking-bar curvilinear型スラブ連铸機について、設備改造および操業技術の改善に努め、生産能力を当初の月間7万tから15万tに増大するとともに、高級鋼の連铸化、無手入圧延およびホットチャージの技術確立に取り組んできた。本報告ではこれら技術の共通課題であるスラブ表面品質改善の経過について報告する。

2. 厚板用鋼種の表面品質改善

厚板向スラブ表面に発生する疵にはノロカミ、縦割

れ、横小割れ等がある。ここでは、無手入圧延を行う際に障害となりやすいノロカミ、縦割れまたラインパイプ用鋼をはじめとする高級鋼の連铸化を進めるに際して問題となる横小割れ、表層下割れの発生防止策について述べる。

2-1 ノロカミ

ノロカミの成因を明らかにするために、スラブ表面より採取したノロカミをX線回折し、鉱物相の同定と定量分析を行った。その結果、ノロカミの主成分はアルミナ系とジルコン系に大別され、それぞれ脱酸生成物および耐火物に起因することが判明した¹⁾。

ノロカミの発生を減少させるために、Table 1 に示す

Table 1. Characteristics of CC fluxes (40 kg/mm² class steel).

Kind of flux	CaO/SiO ₂	Softening temp (°C)		Viscosity (pois) at 1300°C	Complete melting time at 1300°C(sec)
		Raw flux	Al ₂ O ₃ 20% added		
A	0.89	1120	1160	8.3	20
B	0.79	1150	1180	14.4	23
C	0.83	1150	1170	11.0	20
D	0.79	1150	1160	14.0	14

昭和55年11月7日受付 (Received Nov. 7, 1980)

* (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

*² (株)神戸製鋼所加古川製鉄所 工博 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 1 Kanazawa-cho Kakogawa 675-01)

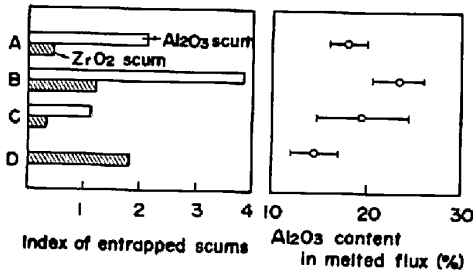


Fig. 1. Relation between index of entrapped scums and Al_2O_3 content in melted flux. (40 kg/mm² class steel)

組成と物性をもつたフラックスを用いて、その発生率と鉱物組成を調査した。結果を Fig. 1 に示すが、アルミナ系ノロカミ発生率と溶融フラックス中の Al_2O_3 濃度とに明瞭な相関が認められる。アルミナ系ノロカミは鑄型内に浮上してくる多量の Al_2O_3 によつて溶融スラグが流動性を失い、メニスカス部でトラップされたものと考えられる²⁾。したがつて鋼中から浮上してくる Al_2O_3 の吸収能を高めるために、原フラックスの Al_2O_3 含有量はできる限り低く抑える方がよく、かつ鑄型-スラブ表面間への流入量が多くて更新性のよいフラックスが望ましい。この観点から Table 1 に示す銘柄 C あるいは D がアルミナ系ノロカミ防止に対しては有効であると考えられる。

なお、脱酸生成物および二次酸化生成物としての

Table 2. Effect of SiC deoxidation and Ar seal on Al_2O_3 content in melted flux (40 kg/mm² class steel).

Test No.	SiC deoxidation	Ar seal of casting stream between ladle and tundish	Al_2O_3 content in melted flux		
			Number of data	Average (%)	Standard deviation
I	No	No	15	18.8	3.6
II	Yes	No	13	16.5	3.6
III	Yes	Yes	19	11.9	1.4

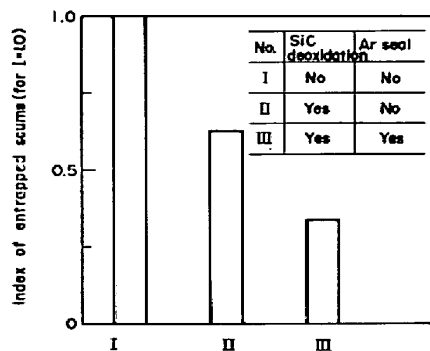


Fig. 2. Effect of SiC deoxidation and Ar seal on entrapped scums. (40 kg/mm² class steel, Casting speed : 0.7~0.9 m/min slab size : 250 x 1900 mm)

Al_2O_3 をできる限り鑄型内に持ち来たさないことが肝要である。この対策として、出鋼時取鍋内へ SiC を添加し脱酸した場合および取鍋-タンディッシュ間の注入流に Ar シールを実施した場合の溶融フラックス中の Al_2O_3 濃度の変化を Table 2 に示す。また、ノロカミ発生防止に対するこれらの効果を Fig. 2 に示す。SiC 添加による溶鋼中の Al_2O_3 の浮上分離促進および Ar シールによる空気酸化の防止により、アルミナ系ノロカミは著しい減少を示している。

ジルコン系ノロカミはタンディッシュノズルおよびストッパーヘッドに使用していたジルコン質耐火物に起因するものであり、その材質を高アルミナ質に変更するとともに、注入方式をストッパーからスライドバルブに変更することにより、完全に防止できた。

2.2 縦割れ

一般に鑄片の縦割れはフラックス³⁾や鑄型の冷却条件⁴⁾が不適切な場合におこる。また鑄型内で発生した微

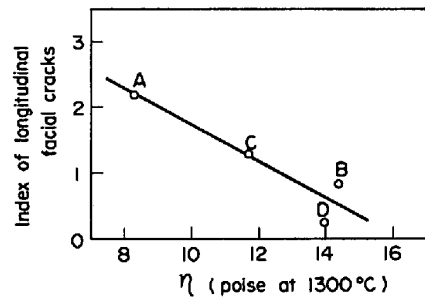


Fig. 3. Relation between longitudinal facial crack and viscosity of flux. (40 kg/mm² class steel, Casting speed : 0.7~0.9 m/min, Slab size : 250 x 1900 mm)

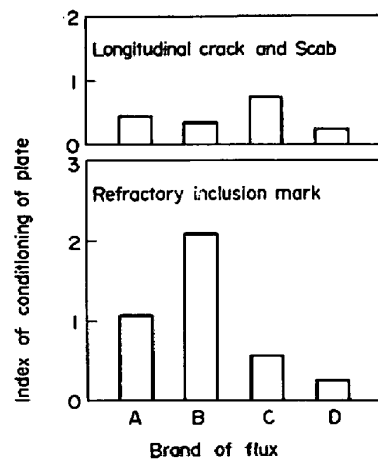


Fig. 4. Relation between index of conditioning of plate and kind of flux. (40 kg/mm² class steel, Casting speed : 1.2 m/min, Slab size : 230 x 1250)

小さな割れが2次冷却帯での冷却でさらに拡大される場合もあると考えられている。

Fig. 3 に縦割れにおよぼすフラックスの粘性の影響を示すが、明らかに最適な粘性値が認められ、銘柄Dが最も縦割れの少ない結果を示している。

Fig. 4 にフラックス銘柄別の成品品質を示す。スラブでのノロカミと厚板でのレンガ疵、スラブでの表面縦割れと厚板でのヘゲ疵および縦割れ疵とは明らかに相関が認められるので、スラブにおいてノロカミの発生が最も少なくかつ縦割れの少ない銘柄Dを選択し、安定した表面品質を得ている。

2.3 横小割れおよび表層下割れ

Al キルド鋼および含 Nb 鋼で顕著にあらわれるスラブ表層部の微細な割れは、スクーフ量の増大をもたらすと共に製品で重大な表面欠陥を発生させることがあり、連铸適用鋼種を拡大する上で大きな障害である。

このスラブ表層部の割れは、一般には区別されずに横ひび割れ^{5)~7)}あるいは横割れ^{8)~11)}と呼ばれているが、その発生形態から二つに分類できる。一つは、湾曲型連铸機でのスラブ上表面にのみ発生する割れ（以下、横小割れと称する）であり、他の一つは、スラブ上下面の表皮下から深さ方向 30 mm 前後にかけて発生する割れ（以下、表層下割れと称する）である。

2.3.1 横小割れ

ラインパイプ用 X70 級鋼での二次冷却パターンとスラブ表面温度推移の関係を Fig. 5 に示す。横小割れは鑄片の矯正域で復熱のないパターンAでは認められず復熱があるパターンBで認められる。次に、パターンAで比水量を変えた場合の二次冷却帯出口温度と横小割れ発生の関係を Fig. 6 に示す。矯正終了点に相当する二次冷却帯出口温度が 800°C~920°C の間では割れの発生はほとんど認められない。

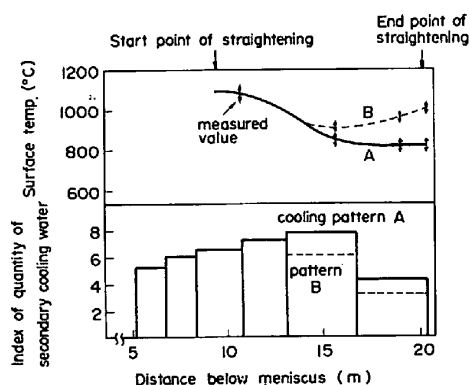


Fig. 5. Relation between cooling patterns and surface temperature (API-X 70, Casting speed : 1.1~1.2 m/min, Slab size : 230 x 1 250 mm)

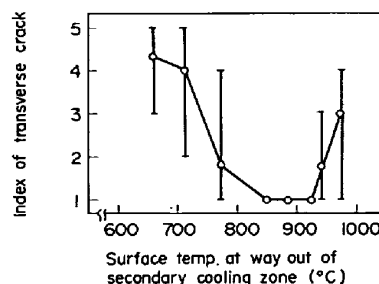


Fig. 6. Relation between index of transverse crack and surface temperature at way out of secondary cooling zone (API-X 70, Casting speed : 1.1~1.2 m/min, Slab size : 230 x 1 250 mm)

以上の結果、横小割れを防止するには、まず二次冷却帯（矯正域）での復熱を防ぐ必要があることがわかる。これは、横小割れの発生には矯正応力の他に冷却-復熱にともなう熱応力が関与すること、および復熱過程における AlN あるいは Nb (C, N) の析出促進により鑄片の脆化が顕著になることが原因するものと考えられる¹²⁾¹³⁾。なお、矯正域での復熱を防止してもスラブ表面温度が 800°C 以下になると横小割れの発生が認められるが、これは 800°C 以下ではオーステナイト粒界に初析フェライトが析出し、二相状態での矯正となるために相境界に歪が集中して割れが発生しやすくなるものと考えられる。またフェライト析出にともなつて AlN¹³⁾ あるいは Nb (C, N)¹⁰⁾ の析出が促進されて鑄片が脆化することも関係するものと考えられる。したがって、オーステナイト一相状態で矯正する方が、横小割れの防止には有利であると判断される。ただし、その場合にも温度が高すぎると（本報告では 920°C 以上）再び横小割れの発生が認められる。これは、矯正域での温度が高すぎるとオーステナイト結晶粒が粗大化し、矯正歪を吸収しうる粒界の面積が相対的に少なくなるために割れが発生しやすくなるものと推定される。

2.3.2 表層下割れ

表層下割れの認められるスラブのマクロ組織を Ph-

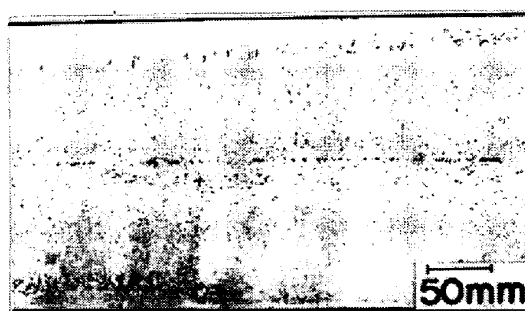


Photo. 1. Macrostructure at the longitudinal section of cast slab with sub-surface cracks. (API-X70)

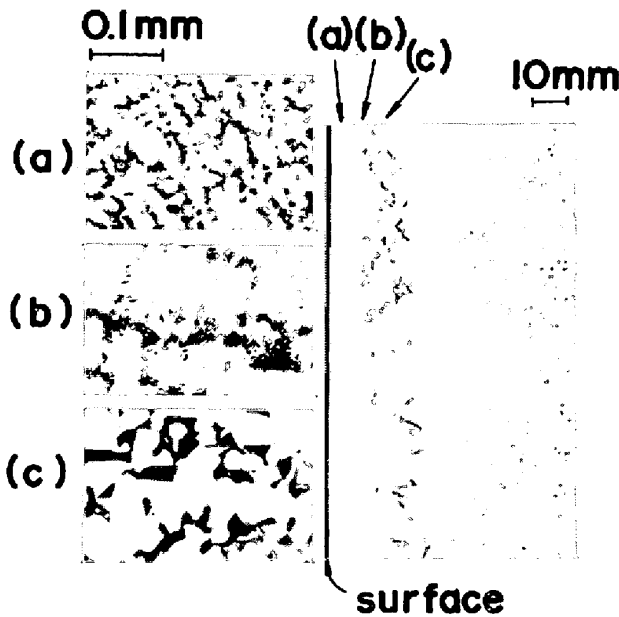


Photo. 2. Transformation structure at sub-surface layer of cast slab. (API-X70)

cto. 1 に示す。この組織は矯正域で Ar_3 変態温度以下まで過冷却し、その後復熱したスラブに見られるものであり、割れはスラブ上面側および下面側表層部に発生している。さらに特徴的なことは割れの発生領域の表面側にマクロ腐食されずに残る変態相（以下、マクロ模様部と称する）を常に伴っていることである。

Photo. 2 に表層下割れ近傍のマイクロ組織を示す。マイクロ組織は表面部、マクロ模様部および内部で異なっており各部の変態履歴に差異のあることがわかる。特にマクロ模様部はベイナイト状の変態組織になっていることが特徴的である。そこでこれらの組織変化が生じる温度履歴を把握するために、径 15 mm、長さ 55 mm の試験片をフォーマスターにて 1300°C より種々なパターンで

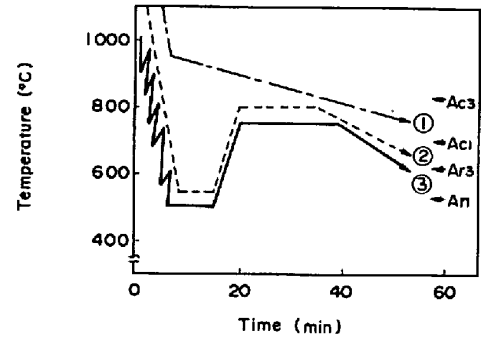


Fig. 7. Cooling pattern for the transformation test.

冷却し組織再現試験を行つた。Photo. 3 に試験結果を示す。Fig. 7 にその時の冷却パターンを示す。この結果から、マクロ模様部のベイナイト状の組織はスプレーゾーンで強冷却されてベイナイト変態した後に Ac_1 直上の温度に復熱した結果生成した組織であり、それより表面部の微細なフェライト-パーライト組織は間欠的に配列されたスプレーにより $Ac_3 \sim Ar_1$ 温度域で冷却-復熱をくり返しながらか冷却された結果生成した組織であると推定される。さらに内部の粗いフェライト-パーライト組織は、スプレーゾーンでは変態せずオーステナイト相のまま推移し、その後徐冷された結果生成した組織であると推定される。このように過冷却-復熱が生じる条件で冷却した場合にはスラブ表層部の比較的狭い領域で復熱にともなう熱応力および相変態時の体積変化に起因する変態応力が大きくなり割れが発生しやすくなるものと考えられる。

以上の調査結果より、表層下割れを発生させる応力としては上述の熱応力および変態応力が考えられる。同時に結晶粒の粗大化、AIN 等の析出およびオーステナイト粒界へのフェライトの局所的な析出等に基づくスラブの



Photo. 3. Relation of the transformation structure and the pattern of cooling from 1300°C , ($\times 100$) (API-X70).

脆化が大きく影響しているものと考えられる。

2.3.3 横小割れおよび表層下割れの発生防止策

上記の試験および観察結果より、ラインパイプ X-70 に代表される含 Nb 鋼あるいは Al キルド細粒鋼の製造に際しては各冷却ゾーン間および空冷却移行時のスラブ表面温度の復熱を小さくするような二次冷却パターン (Fig. 5-A) を採用している。さらに、二次冷却帯出口温度が 850°C から 900°C の範囲になるように比水量制御を実施することによつて、これら割れの発生をほぼ完全に防止している。

3. 薄板用低炭素 Al キルド鋼の表面品質改善

薄板の主要鋼種である低炭素 Al キルド鋼は割れ感受性が低いためにスラブでの表面割れはほとんど発生しない。この鋼種で問題となる表面欠陥は脱酸生成物や二次酸化ないしはフラックスの劣化に起因するノロカミ、スラブ表層部に存在するアルミナクラスターである^{14)~16)}。

以下には、これら表面欠陥に対する

- (1) 転炉吹錬および Ar バブリング工程
- (2) 取鍋-タンディッシュ間
- (3) タンディッシュ-鋳型間

における各種条件の影響と表面欠陥減少のための対策を述べる。

3.1 転炉吹錬および Ar バブリング工程

低炭素 Al キルド鋼は転炉において低炭素域まで吹錬するためにスラグ中の酸化鉄 (T・Fe) が高くなり、流動性がよく、出鋼時にスラグが取鍋内に流出しやすい。このスラグあるいは空気により取鍋内溶鋼中の Al が酸化されて生成する Al₂O₃ がノロカミあるいはアルミナクラスターの原因になる。

Table 3. Yield of Al and variation of slag composition (Low C Al killed steel).

Slag thickness in ladle (weight)		150 ^{mm} (4,500kg)	
Aluminum addition		750kg	
		from tap to Ar bubbling	while Ar bubbling
1) Deoxidation (500~50ppm)		100kg(13%)	—
2) Sol. Al		250kg(34%)	—
3) Consumption by T.Fe of slag		90kg(12%)	50kg(7%)
4) Oxidation by air		180kg(24%)	80kg(10%)
		620kg(83%)	130kg(17%)
		blow end of LD	
		before Ar bubbling	after Ar bubbling
Slag composition	T.Fe	21%	8%
	Al ₂ O ₃	1%	21%

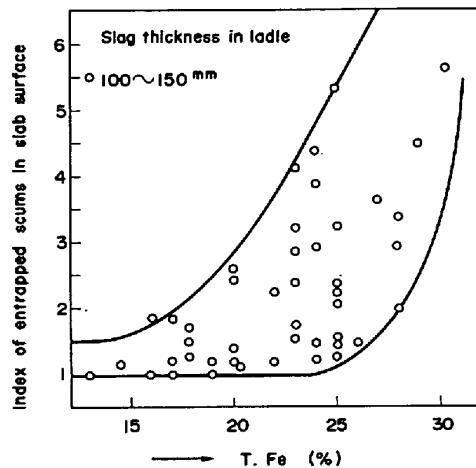


Fig. 8. Effect of T. Fe on entrapped scums (Low-C Al-killed steel, Casting speed : 1.2~1.3 m/min, T=30~40°C, Slab size : 230×950~1 250 mm)

Table 3 に出鋼から Ar バブリング工程における取鍋内スラグ中の Al₂O₃、T・Fe の変化と脱酸材として投入した Al の物質収支の一例を示す。投入した Al は出鋼から Ar バブリング後までに大気酸化で 34%、スラグ中の T・Fe により 19% が酸化される。この様に二次酸化されて生じた Al₂O₃ は Ar バブリング中に大半が溶鋼から浮上分離するが、一部は溶鋼中に残留し鋳型内に持ちこたされると考えられる。Fig. 8 に転炉スラグ中の T・Fe とスラブにおけるノロカミ発生との関係を示すが、T・Fe 濃度が高い場合および取鍋内へのスラグ流入量が多い場合ほどノロカミの発生は顕著であり、前述の二次酸化の影響が無視できないことがわかる。

以上の結果に基づいて、転炉吹き止め T・Fe の上限管理、出鋼時のスラグカットおよび Ar バブリング条件の改善等を行つてノロカミの発生を防止している。

3.2 取鍋-タンディッシュ間

連铸工程においては取鍋-タンディッシュ間で注入流は空気酸化を受けやすく、溶鋼中の Al₂O₃ 含有量が増加する。注入流を Ar シールし、空気酸化を防止した場合のスラブ表皮下のアルミナクラスター低減効果を調査した結果を Fig. 9 に示す。Ar シールをしない通常材では表皮下にアルミナクラスターが顕著に認められるが、Ar シールを行うことによりそれが大幅に減少する。また、溶鋼処理後の取鍋内溶鋼中 Al 値と鋳型内溶鋼 Al 値の差 (ΔAl) とスラブ表皮下のアルミナクラスター量の関係を調べた結果を Fig. 10 に示す。両者の間には明瞭な相関が認められ、アルミナクラスターの低減には取鍋-タンディッシュ間での空気酸化防止が重要であることがわかる。

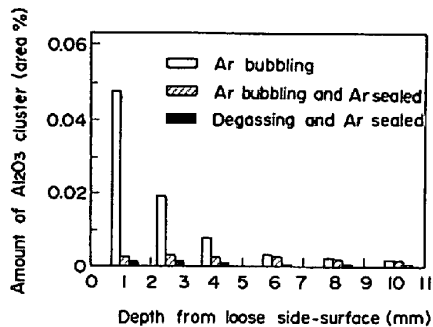


Fig. 9. Distribution of Al_2O_3 cluster through slab thickness at loose-side. (Low-C Al-killed steel, Casting speed 1.2~1.3 m/min, $\Delta T=30\sim 40^\circ\text{C}$, Slab size : 230×950~1250 mm)

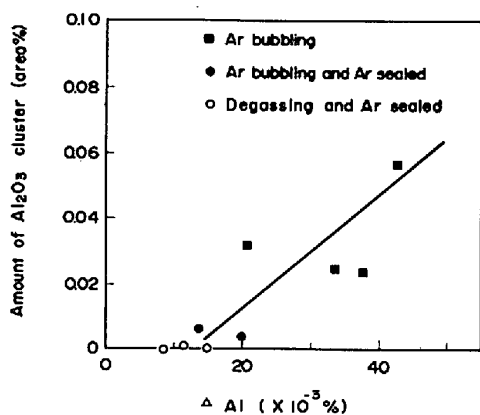


Fig. 10. Relation between ΔAl and Al_2O_3 cluster

なお、Fig. 9 および Fig. 10 には溶鋼清浄化処理法として Ar バブリングと真空脱ガス処理を行つた例を比較して示しているが、いずれも脱ガス処理の方がスラブのアルミナクラスター量が少ない結果を示している。この原因としては、脱ガス処理の脱酸効果が高いことのほかに、脱ガス処理では真空下で処理されること、およびスラグと溶鋼間の反応が比較的に少ないために、3.1 項に述べた空気ないしスラグによる二次酸化の影響が少ないことが考えられる。

3.3 タンディッシュ-鋳型間

タンディッシュ内に持ち込まれた Al_2O_3 介在物は極力、浮上促進させることおよびタンディッシュ耐火物による溶鋼の汚染を防止することが望ましい。したがって、タンディッシュに最適な形状の堰を設けること、タンディッシュノズルからの少量の Ar ガス吹き込み、および適切な耐火物材質の選定を行うことが、ノロカミ発生防止の有効な対策となる。

このような対策の効果を示す例として、RH 脱ガス処理した溶鋼を、タンディッシュの一部に SiC-SiO₂ 系耐火物および堰にろう石質耐火物を用いて鋳造した場合 (A材)、耐火物材質は A材と同じで脱ガス処理時の真空

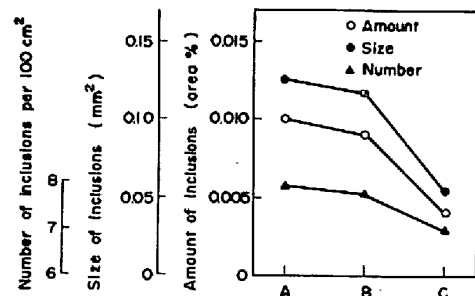


Fig. 11. Amount and size of inclusions found at surface 10 mm in depth by macroscopic observation (Low-C Al-killed steel, Casting speed : 1.2~1.3 m/min., $\Delta T=30\sim 40^\circ\text{C}$, Slab size : 230×950~1250 mm)

度を上げ、処理時間を延長した場合 (B材)、およびタンディッシュと堰の耐火物を高アルミナ質とし、タンディッシュのノズル部から Ar ガスの吹き込みを行つた場合 (C材) についてスラブでの Al_2O_3 系介在物量を比較調査した結果を Fig. 11 に示す。C材は、A材あるいはB材に較べて、介在物量および大きさを共に著しく低い値を示しており、耐火物材質改善に基づく溶鋼の汚染防止、ないしは Ar ガス吹き込みによる鋳型内での介在物浮上促進効果が現れたものと考えられる。なお、A材に較べてB材の介在物量が少なくなっているのは脱ガス処理条件の改善によるものと考えられる。

3.4 スラブ品質と成品品質との対応

Fig. 12 に転炉吹き止めスラグの T·Fe と冷延スリパー疵の対応を、また Fig. 13 に ΔAl と冷延スリパー疵との対応を示す。スリパー疵発生と T·Fe および ΔAl の間には関係が認められ、この両者が製造工程管理の指標として使用できることが確認された。

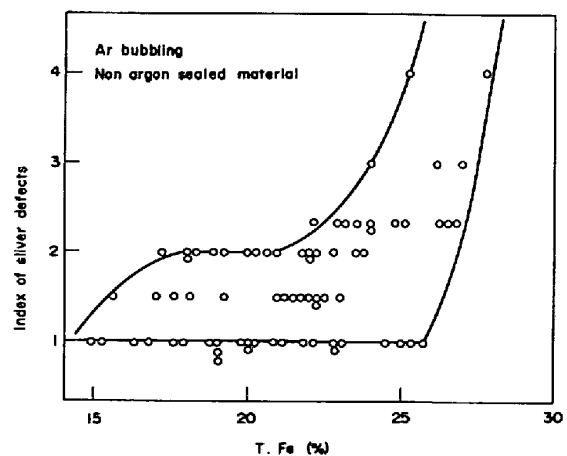


Fig. 12. Relation between T. Fe and sliver defect in cold rolled sheet (Low-C Al-killed steel, Casting speed : 1.2~1.3 m/min $\Delta T=30\sim 40^\circ\text{C}$, Slab size : 230×950~1250 mm)

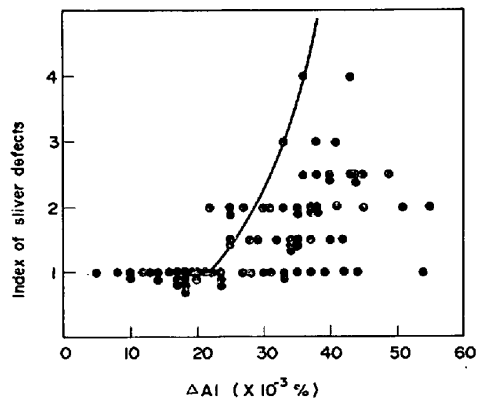


Fig. 13. Relation between ΔAl and Sliver defect in cold rolled sheet. (Low-C Al-killed steel, Casting speed : 1.2~1.3 m/min, $\Delta T = 30 \sim 30^\circ C$, Slab size : 230 \times 950~1250 mm)

成品のスリバー疵発生におよぼすスラブ表皮下アルミナクラスター量の影響を明らかにするために、Fig. 9 に示した9ヒートのスラブについて、スカーフ量を変えてスリバー疵発生状況を調査した。その結果、表皮下アルミナクラスター占有面積率が0.02~0.03%以下であればスカーフの有無にかかわらずスリバー疵は発生しないことが明らかになった。したがって、前述した種々の製造技術改善により、スラブ表皮下のアルミナクラスター量を安定してこの臨界値以下とし無手入圧延を実施している。

4. 無手入圧延の実施

以上に述べた転炉吹錬から連铸操業にわたる製造技術改善に加えて、厚板用スラブの場合には検査保証法として、連々铸の1ヒート目の最ボトムスラブおよびその後は5ヒート目ごとに1枚のスラブを抜き取り、チェックスカーフを行つて無手入圧延の可否を判定している。また薄板用スラブでは工程保証法として、転炉吹き止めスラグのT・Feおよび3節に示した ΔAl を管理指標として無手入圧延の可否を判定して成品での品質保証を行つている。そして現在では厚板用スラブの約80%および薄板用の約50%を無手入圧延している。

また1979年初めより省エネルギー効果の拡大を図るた

めに熱延加熱炉へのホットチャージを開始した。現在、厚板向、薄板向をあわせて月間約3万tのホットチャージを実施している。

さらにスラブ表面品質の向上にともなつて、ラインパイプ用X70級鋼あるいは深絞り用鋼および自動車外板用鋼等の高級鋼の連铸化を達成するまでに至つている。

5. あとがき

無手入圧延を実施するための操業技術の向上と、製造工程のチェックシステムおよびスラブ表面検査方法の確立により、無手入で圧延された鋼板の表面性状の水準は従来にくらべむしろ向上している。今後の課題は、無手入圧延対象鋼種の拡大と後工程との生産スケジュールのマッチングを改善してホットチャージ実施量を増大することである。

文 献

- 1) 神戸製鋼：第68回製鋼部会
- 2) 日新製鋼：第50回製鋼部会
- 3) 市川 浩，岸田 達，南村八十八：鉄と鋼，57 (1971) 11，S457
- 4) 野崎輝彦，高木 弥，鈴木 章，鈴木 武：鉄と鋼，57 (1971) 11，S673
- 5) 住友金属：第72回製鋼部会
- 6) 井上俊朗，田中英記：製鉄研究，294 (1978)，p. 1
- 7) 安斎孝儀，山上 諄，宮下芳雄，阪本英一，菅 克之，角南英：鉄と鋼，60 (1974) 7，p. 235
- 8) 川崎製鉄：第72回製鋼部会
- 9) 日本鋼管：第64回製鋼部会
- 10) 橋尾守規，川崎守夫，渡部忠男，大谷泰夫，村山順一郎：鉄と鋼，66 (1980) 11，S757
- 11) 山本圭太郎，内田繁孝，宮原 忍，武田州平：鉄と鋼，64 (1978) 4，S154，S155
- 12) 飯田義治，守脇広治，上田典弘，垣生泰弘：鉄と鋼，59 (1973) 4，S89
- 13) 中村 素，深川宗光：材料科学，1 (1964) 5，p. 39
- 14) L. M. HARBOLD, J. F. EMIG: I & S. M. (1977) 10, p. 11
- 15) 平岡照祥，松永 久，大橋徹郎，広本 健：製鉄研究，294 (1978)，p. 79
- 16) 新日本製鉄：第54回製鋼部会