

連铸スラブの表面改善と無手入圧延について

Improvement of Continuously Cast Slab Surface Toward Conditioning-Free Rolling

児 玉 正 範*
Masanori Kodama橘 林 三**
Rinso Tachibana大 西 正 之***
Masayuki Onishi野 崎 努****
Tsutomu Nozaki岡 野 忍*****
Shinobu Okano小 沢 三千晴*****
Michiharu Ozawa岩 崎 利 雄*****
Toshio Iwasaki吉 門 照 幸*****
Teruyuki Yoshikado

Synopsis:

Investigation into the cause of surface defects of continuously cast slabs has been performed in order to find ways of rolling heavy plates with 40kg/mm² tensile strength or deep drawing sheets of low carbon aluminum-killed steel by bypassing the surface conditioning.

The most detrimental defects to the conditioning-free rolling of these slabs were longitudinal facial cracks on the slabs for plates and sub-surface alumina clusters in the slabs for deep drawing sheets.

Slow cooling in the mold and the secondary cooling zone results in uniform shell thickness and less thermal stress and reduces longitudinal cracks in the case of plate steel. In the case of deep drawing steel, high casting speed, high superheat of molten steel, and highly basic casting powder with low melting point are effective in reducing alumina clusters.

1. ま え が き

連铸材の表面性状は分塊材と比べて1工程少ないだけ最終製品に与える影響が大きく、しかも機械の調整不良が原因で欠陥が連続的に発生する場合がある。したがって、無手入圧延を行うには常に安定した表面性状を得る必要があり、表面欠陥

に対する定量的解析と各種要因の管理が必要である。

本報告は、水島製鉄所で昭和50年10月に実施した厚板用40kg/mm²級鋼の無手入圧延および昭和50年12月に実施した深絞り用低炭Alキルド鋼の無手入圧延を可能にした欠陥防止技術、とくに2基のスラブ連铸機における表面欠陥の解析結果と無手入圧延実施状況を述べる。第2連铸機

* 水島製鉄所製鋼部製鋼管理課掛長
... 水島製鉄所製鋼部第2製鋼課掛長
..... 技術研究所水島研究室主任研究員
..... 水島製鉄所工務部計画課掛長
〔昭和51年9月30日原稿受付〕

** 水島製鉄所製鋼部製鋼管理課
.... 技術研究所水島研究室主任研究員・理博
..... 水島製鉄所管理部薄板管理課掛長

(2CC)は住友-CONCAST製半径12.5mの円弧型2ストランド機でクーリングプレートを採用しており、第5連铸機(5CC)は日造-D.S.T.製2点矯正(12.0m/19.255m)の円弧型2ストランド機である。両機種ともモールド長さは700mmである。

2. 表面欠陥の概要

連铸材の表面欠陥について主要なものを **Photo.1** に示す。

無手入圧延を行う際に最も障害となりやすい表面欠陥は、厚板用40kg/mm²級鋼では長辺あるいはコーナーに発生する縦割れであり、深絞り用低炭Alキルド鋼ではノロカミおよびアルミナクラスタである。

表面割れの大部分は凝固、冷却過程における熱応力と素材の脆化によって発生する。そして多くの要因が多岐にわたって影響している。その様子を **Fig.1** に示す。

長辺の縦割れは主にモールドパウダーが不均一流入を起こした際、凝固シェルが不均一に生成するため熱応力によって発生し、以後の2次冷却過程で拡大するものと考えられる。

またコーナー部に発生する縦割れは、主にコーナー部がメニスカス近傍で過大な冷却を受け、その結果不均一な凝固シェルが生成しやすいためと考えられる。

ノロカミは溶鋼の清浄度とモールドパウダーの物性に大きく影響される。主にAl₂O₃がパウダーに吸収富化され、粘度、熔融温度が上昇して劣化することにより、未熔融パウダーが巻き込まれ

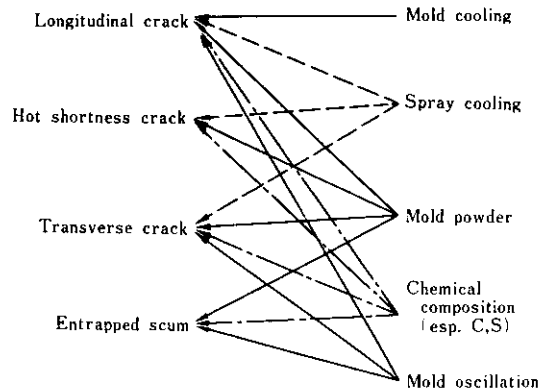
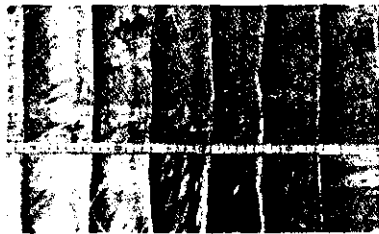


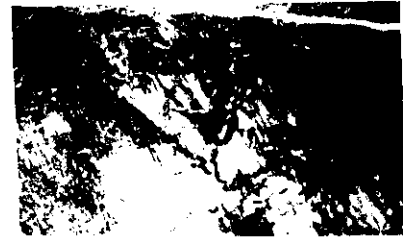
Fig.1 Relation between operational factors and surface defects of cast slab



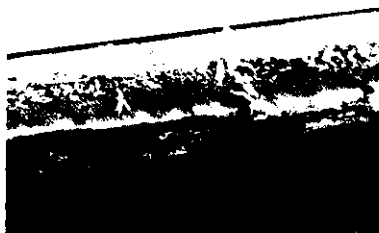
Transverse facial crack



Longitudinal facial crack



Hot shortness



Transverse corner crack



Entrapped scums

Photo.1 Surface defects of continuously cast slab

たり、引き続き浮上する Al_2O_3 が吸収されず、鋳片に捕捉されるために生じる¹⁾。

3. 厚板用 40kg/mm² 級鋼の表面改善

3.1 長辺面の縦割れ防止対策

3.1.1 冷却水温度の影響

モールド冷却水温度（入側温度；以後同様）とスプレー冷却水温度の影響を調査するため、各ヒートから 2 枚のスラブを抽出し、スラブ表面をスクーフ後 30mm 以上の縦割れに対して、その発生率 F （割れ発生スラブ枚数/検査スラブ枚数，%），長さ比 L （合計割れ長さ（cm）/合計スラブ長さ（m））および平均個数 M （総個数/合計スラブ長さ（m））を調査した。

2CC におけるモールドおよびスプレー冷却水温度と指数 F, L, M との関係を Fig. 2 に示す。

発生率 F はスプレー冷却水温度と相関がなく、モールド冷却水温度とは負の相関が認められる。長さ比 L および平均個数 M とスプレー冷却水温

度にも負の相関が認められ、これらの指数とモールド冷却水温度とは相関が認められなかった。

以上の結果は、モールド内で縦割れの小さな起源が発生し、2 次冷却過程で拡大することを示唆している。

スプレー冷却能については三塚の式²⁾を松野ら³⁾が連続鋳造用に修正した次式が提唱されている。

$$h_s = \frac{2.25 \times 10^4 W^{0.55} (1 - 7.5 \times 10^{-3} T_{sp})}{\alpha} \quad \dots\dots (1)$$

h_s : 鋳片表面の熱伝達係数 (cal/cm²·s·°C)

W : 水量密度 (l/cm²·min)

T_{sp} : スプレー水温度 (°C)

α : 補正係数 (3~4)

水温の影響を水量に換算するために h_s 一定の前提で (1) 式から (2) 式を導く。

$$W' = W \left(\frac{1 - 7.5 \times 10^{-3} T_{sp}}{1 - 7.5 \times 10^{-3} T'_{sp}} \right)^{1.82} \quad \dots\dots\dots (2)$$

W' : 水温が変化した場合の相当水量密度

T'_{sp} : 変化後の水温 (°C)

これから、たとえば 20°C から 30°C に冷却水温度が上昇しても同一の h_s を維持するためには水

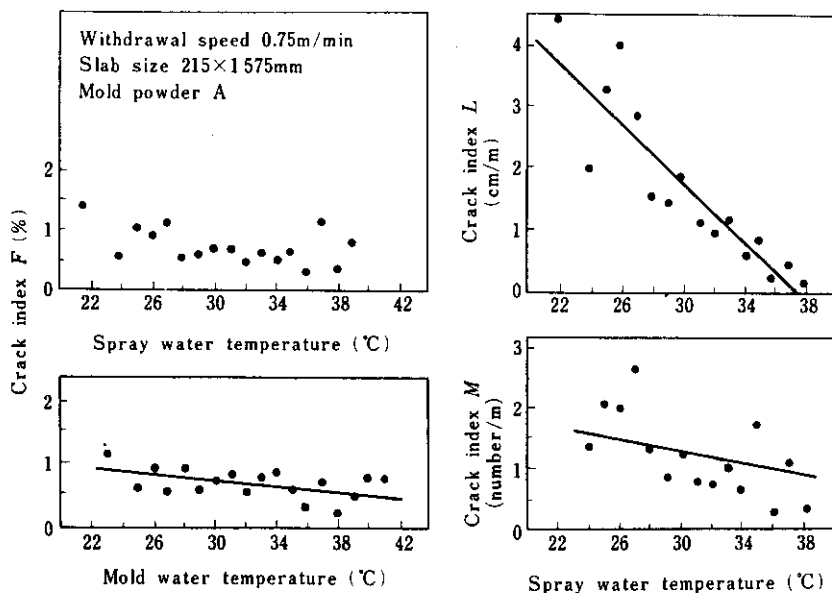


Fig. 2 Effect of water temperature for mold (inlet) or spray on longitudinal facial crack indices such as:

F : Relative frequency of defective slab with crack

M : Crack frequency per unit slab length

L : Accumulated crack length per unit slab length

量を約 18% 増す必要がある。すなわち水温 10℃ の上昇は約 18% の水量減少に相当するので、適正な冷却管理を行うには水温の管理が重要である。

Fig. 3 に 5CC におけるモールド冷却水温度と縦割れ発生率の関係を示す。粘度の高いパウダー A と粘度の低いパウダー B では水温の縦割れに及ぼす影響に関して相反する傾向がある。これは高粘度パウダー A の場合、モールドと鋳片間に介在するスラグフィルムがパウダー B の場合に比べて薄く、したがってモールド冷却水温度を高くすることにより緩冷却条件が得られる。一方、パウダー B の場合はスラグフィルムが厚く、緩冷却条件が得られているため、さらに冷却水温度が上昇すれば鋳片の冷却が遅れ、エアーギャップ量が減少する。そのため Fig. 4 に示すように冷却水温度の上昇にともないモールド抜熱量が増え、その結果熱応力が増大して縦割れが生じやすくなると考えられる。

3・1・2 スプレー冷却水量と配分の影響

Table 1 にスプレー冷却水量の配分が縦割れ発生個数に与える影響を示す。比水量の影響が非常に大きく、比水量が大きいと縦割れの発生が増える。また冷却パターン A と B、A と D・E との比較からわかるように、メニスカスから 3~4m ぐらいまでの上部冷却帯での弱冷は、コーナー横割れ対策をかねて有効である。

3・1・3 モールド冷却水量の影響

モールド銅板表面より 3mm および 15mm の位置にアルメルクロメルシース熱電対を埋め込み、長辺冷却水量と各辺の銅板温度および抜熱量を測

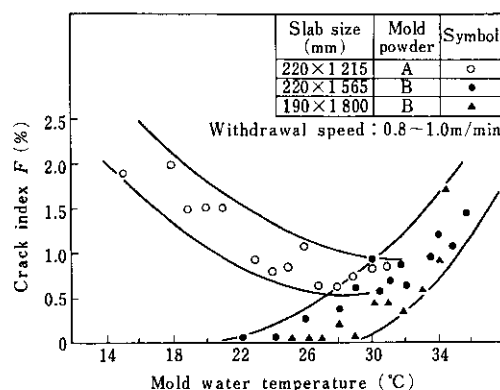


Fig. 3 Effect of water temperature at mold inlet on the longitudinal facial crack index F

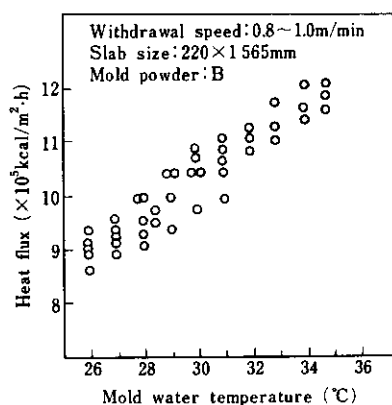


Fig. 4 Effect of water temperature at mold inlet on mold heat flux

定した。各面の中央部について表面から 3mm 位置の銅板温度を Fig. 5 (a) に、抜熱量を Fig. 5 (b) に示す。これより長辺冷却水量を増加すると、長辺、短辺とも銅板温度が低くなり抜熱量も低下することが確認される。

Table 1 Effect of spray cooling pattern on the longitudinal facial crack index M

Cooling pattern	Specific cooling water (l/kg-steel)			Crack index M (number/m)
	Upper zone	Lower zone	Total	
A	0.9	0.9	1.8	1.7
B	0.54	1.16	1.7	1.5
C	0.5	1.5	2.0	2.3
D	0.5	1.0	1.5	1.0
E	0.5	0.8	1.3	0.9

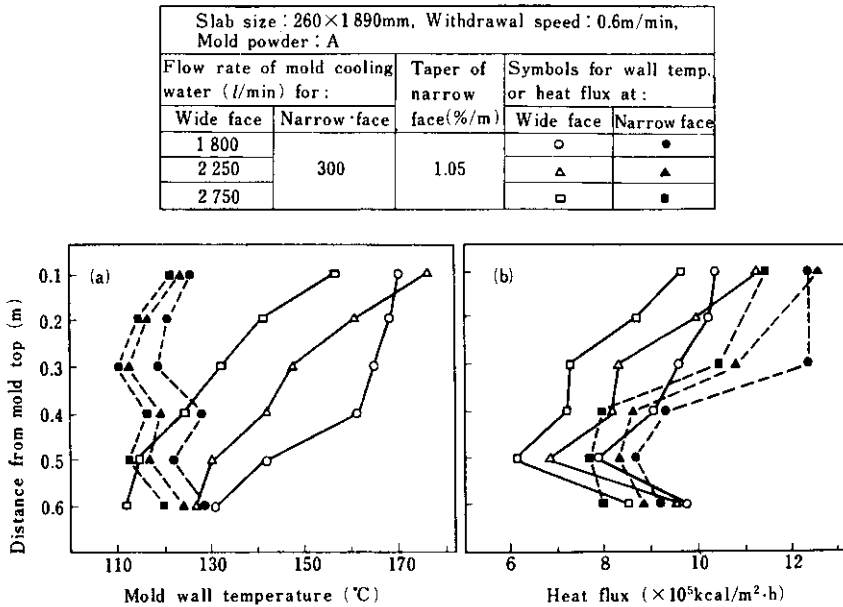


Fig. 5 Effect of mold cooling water flow rate for wide face on (a) wall temperature of copper mold at 3mm depth from inner surface center, (b) heat flux through mold wall

そこで、長短辺冷却水量を変化させ、モールド内の冷却バランスと縦割れ発生の関係を調査した。Fig. 6 にその結果を示す⁴⁾。縦割れ発生個数に対してはモールド冷却比の最適値が存在し、この場合は1.0 近傍である。

3・1・4 パウダーの影響

パウダーの影響はよく知られており、縦割れ防止に対してはメニスカス部での均一流入が重要である。パウダーの物性は鑄造速度に応じて選択しなければならない⁵⁾。すなわち鑄造速度の上昇に応じて粘度、軟化温度を低くして、パウダーの流入速度を大きくすることが望ましい。またモールドと鑄片との間の熱的な緩衝材としての役割も重要で、不均一流入を起こさない範囲で低粘度のパウダーの方が有利であると考えられる。スラグフィルムの均一性は溶融層の粘度および溶融時間にも影響されるが、パウダーの均一溶解も必要な条件である。

粉塵発生防止の観点から採用されている顆粒パウダーの溶融状況を調査した結果⁶⁾、顆粒層から焼結層、半溶融層、溶融層への転移が連続的であり、一方、粉末状パウダーでは不整層溶解が認められ

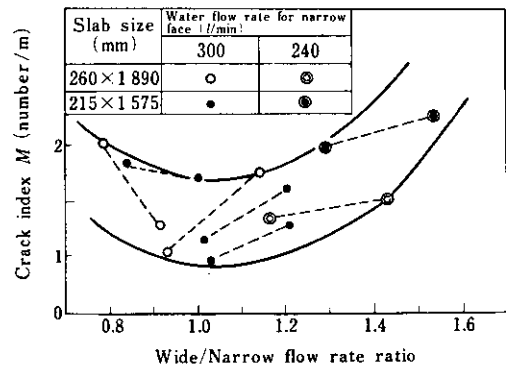


Fig. 6 Effect of mold cooling water flow rate ratio on longitudinal facial crack index M

た。また同一組成のパウダーでは顆粒化によって鑄片表面が著しく改善される。その状況を Table 2 に示す。

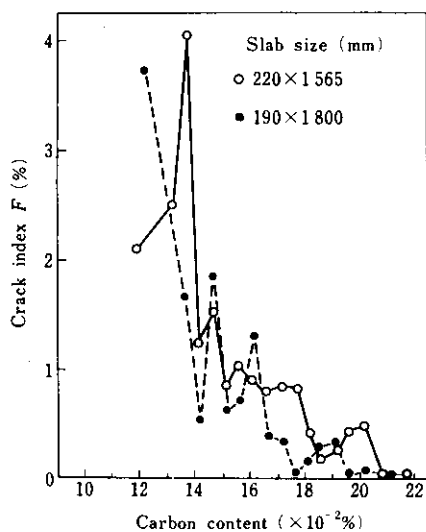
これらの知見により、扁平比の大きい 190×1400～1900mm サイズのスラブ全長に及ぶような大縦割れも防止することができ、現在ではその厚板材のほとんどを無手入圧延している。

3・1・5 鋼の成分の影響

S の影響が顕著であるが、その他に Fig. 7 に示す

Table 2 Effect of mold powder type on surface defects of slab

Type	CaO/SiO ₂	Al ₂ O ₃ (%)	F (%)	Viscosity at 1300°C (poise)	Melting temperature (°C)	Longitudinal crack index <i>M</i> (number/m)	Scum index (number/m)
Granule	0.88	12.2	6.4	12.8	1120	0.81	0.21
Powder	0.88	12.2	6.4	12.8	1120	2.70	2.20
Granule	0.85	13.0	4.2	16.0	1150	0.90	1.17
Powder	0.85	13.0		16.0	1150	1.00	1.57
Granule	1.10	7.0	7.0	3.8	1100	0.85	0.16
Powder	1.10	7.0	7.0	3.8	1100	1.40	0.24
Powder	1.00	6.0	4.0	3.3	1100	1.37	0.44
Powder	0.90	11.0	2.0	24.0	1150	2.00	1.00

Fig. 7 Effect of carbon content on longitudinal facial crack index *F*

ようにCの影響も認められ、 $0.12 < C < 0.22\%$ の領域ではC含有量の増加とともに縦割れ発生率が減少している。しかし、これは「凝固温度範囲では、 $0.17 < C < 0.20\%$ において铸片の塑性伸びが最低となるため割れ発生が多い」とするRutesらの報告⁷⁾と異なる現象であり、凝固初相に関連する問題と考えられる。

すなわち、初相 δ が γ に変態する量の少ないほど変態による応力が小さいため縦割れの発生が少ないと考えられ、これはC含有量がモールド抜熱の挙動に与える後述の影響とも符合する。

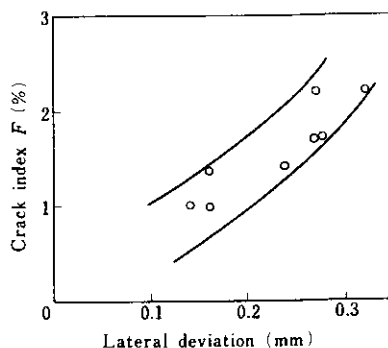
3・1・6 モールドオシレーションの影響

オシレーションのサイクル数が増加すると、モールドと铸片の間に流入するスラグフィルム厚さが減少することが認められている⁸⁾。

オシレーションの垂直方向の乱れが大きいと縦割れが増加することはすでに知られている⁹⁾が、横方向の振れ量の測定結果でもFig. 8のように同傾向がみられた。同様な現象はビームブランク連铸のウェブ縦割れについても認められており¹⁰⁾、横振れ量を $0.1 \sim 0.15\text{mm}$ 以下に管理することが望ましい。この理由としてパウダー消費量から推定される通常のスラグフィルム厚は $0.13 \sim 0.18\text{mm}$ であり、横振れ量がこの厚さより大きい場合、スラグフィルムの断続的破損により铸片と铸型の直接接触を生じ、局部的に強冷条件をもたらすことが考えられる。

3・2 コーナーの縦割れ防止対策

Fig. 9にコーナー縦割れの発生する位置と凝固

Fig. 8 Effect of lateral deviation of mold oscillation on longitudinal facial crack index *F*

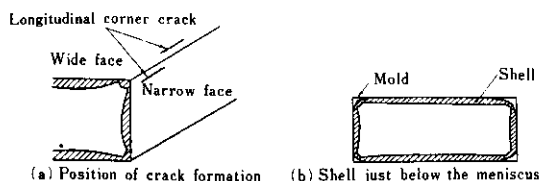


Fig. 9 Schematic representation of solidifying shell and formation of longitudinal corner cracks

シェルについての模式図を示す。コーナー部はメニスカス近傍で長辺、短辺両側からの過大な冷却を受けやすく、エアギャップが早く発生するため不均一なシェルを生成しやすい。さらに溶鋼噴流の影響を受けてこの傾向は拡大され、主として溶鋼静圧により変形する際にシェル厚の薄いところから割れが発生すると考えられる。

3・2・1 モールド短辺テーパの影響

Fig. 10 にホット材 ($0.09 < C < 0.14\%$) における短辺テーパ量の短辺銅板温度および抜熱量に及ぼす影響を示す。短辺テーパ量が $0.83\%/m$ ではコ

ーナーの縦割れが発生した。すなわち、短辺のテーパーが小さすぎる場合銅板温度が低く抜熱量も低下している。この傾向は特に鑄型上部で顕著であり、エアギャップの生成が早くて大きいと考えられる。

モールド長短辺の抜熱比および短辺テーパのコーナー縦割れに及ぼす影響を Fig. 11 に示す。短辺テーパの影響が大きく、また調査範囲内では抜熱比が 1.0 に近づくほどコーナー縦割れは減少する。したがって抜熱バランスを適正に保つことが重要である。

しかし厚板材 ($0.14 < C < 0.20\%$) では、Fig. 12 に示すようにテーパ量を $0.9\%/m$ より増加させると短辺の抜熱量は低下し、コーナー縦割れは増加している。

このように、ホット材 ($0.09 < C < 0.14\%$) と厚板材 ($0.14 < C < 0.20\%$) において短辺テーパとコーナーの縦割れに関し挙動が異なることについてはつぎのように推論される。

Fig. 13 に 2CC および 5CC における C 含有量とモールド抜熱量の関係を示す。Singh らが、モールド抜熱は C の関数であり $0.10\%C$ で最低値を示すと報告^{11,12)} しているように、 $0.09 < C < 0.14\%$

Slab size : 260×1890, Withdrawal speed : 0.6m/min, Mold powder : A					
Flow rate of mold cooling water (l/min) for :		Taper of narrow face (%/m)	Symbols for wall temp. or heat flux at :		
Wide face	Narrow face		Wide face	Narrow face	
2 250	300	1.05	○	●	
		0.83	△	▲	

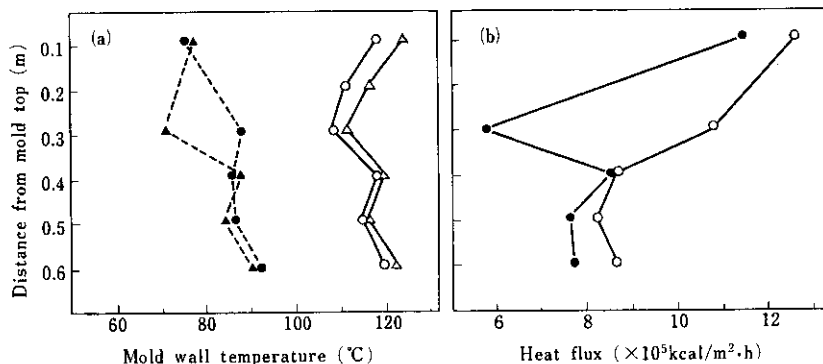


Fig. 10 Effect of mold taper of narrow face on (a) wall temperature of copper mold at 3mm depth from inner surface center, (b) heat flux through mold wall

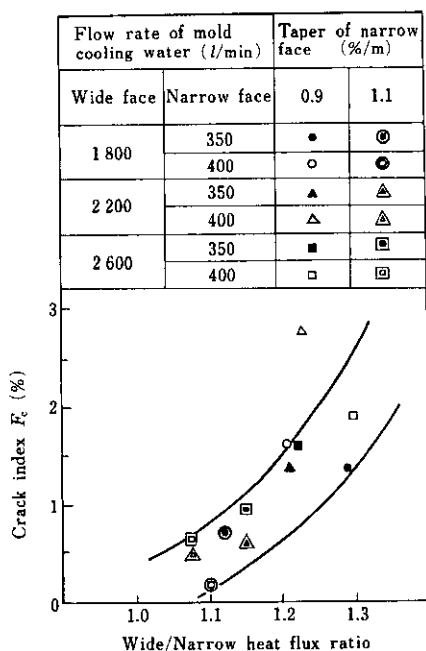


Fig. 11 Effect of mold taper on longitudinal corner crack index F_c and mold heat flux ratio

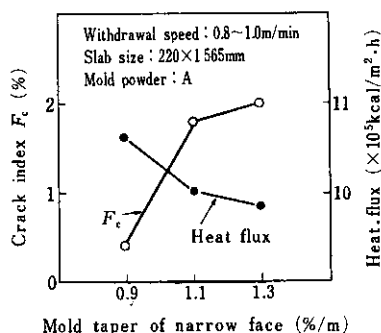


Fig. 12 Effect of mold taper on longitudinal corner crack index F_c and mold heat flux

で抜熱量低下域が確認される。抜熱量低下域の存在する理由としては、Morozenskii らが報告¹³⁾しているように凝固温度域で 0.10%C 近傍のシェルの収縮率が大いことがあげられ、さらに厚板材と比較してシェル強度が低いこともあげられる。鋳片を観察するとこの領域のシェルは凹凸が激しく不均一であり、鋳型内でミクロ的エアギャップが多量に発生していることを示唆している。エ

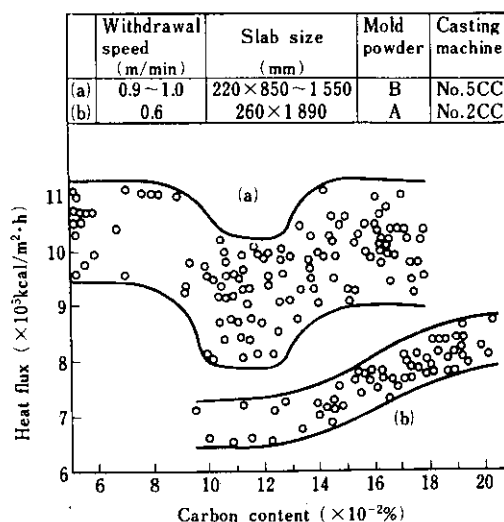


Fig. 13 Effect of carbon content on mold heat flux

アーギャップが δ - γ 変態による大きな収縮により生成し、伝熱が減少するため復熱が生じ、シェル強度が低下して、静圧の増加によりシェルがモールド壁に押され凹凸の多い鋳片が生成すると推定される。Grill, Brimacombe も同じ見解を述べている¹²⁾。この場合、短辺テーパを大きくしてミクロ的なエアギャップ量を減少させ、均一なシェルの形成させることによりコーナーの縦割れが減少すると考えられる。

一方、 $0.14 < C < 0.20\%$ の場合、短辺テーパを大きくするとメニスカス近傍で強冷却となり、マクロ的なエアギャップの生成が早く不均一なシェルが形成してコーナー縦割れが発生すると考えられる。この場合溶鋼噴流がその傾向をさらに助長する。

3・2・2 鋳型銅板厚みの影響

組立式鋳型の場合、銅板は数百回の使用後摩耗や疵のため削正、再使用される。Fig. 14 に長辺面と短辺面の削正量差の最大値とコーナー縦割れ発生率の関係を示す。削正量差が大きくなるにしたがいコーナー縦割れ発生率が増加している。したがって、長短辺間の抜熱バランスを適切に保つために削正量も管理の対象とすることが必要である。

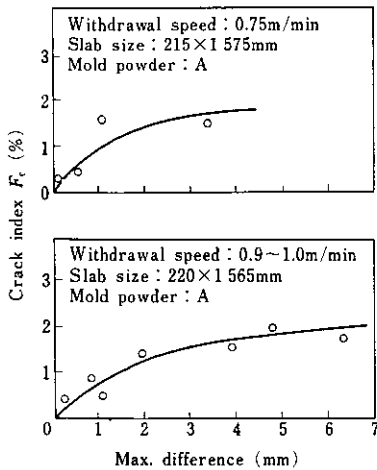


Fig. 14 Effect of maximum difference of mold re-machining thickness between wide and narrow faces on the longitudinal corner crack index F_c .

3・2・3 パウダーの影響

主としてパウダーの粘度に着目し、5種類の銘柄についてコーナー縦割れ発生率を調査した結果を Table 3 に示す。高粘度パウダーは抜熱量が高くコーナー縦割れの発生も多い。コーナーの過大な冷却を防止するためには 1300°C で 14P 以下の低粘度パウダーが望ましい。

高粘度パウダー A および低粘度パウダー B を使用した場合の鋳片シェル形状を FeS 投入法により求め Photo. 2 に示す。パウダー B ではコーナーのシェル形状が改善されている。

Photo. 2 Sulfur-prints showing solidified shell thickness at the outlet of mold by means of FeS addition

3・2・4 溶鋼噴流の影響

モールド出口の凝固シェルを測定すると、コーナーで薄くなっており、これは注入流衝突位置での凝固遅れによるものである。

注入流衝突位置において溶鋼からシェルへ供給される熱流束 q_l ($\text{kcal}/\text{m}^2 \cdot \text{h}$) は (3) 式で表される¹⁴⁾。Fig. 15 に示すように凝固速度定数 k は q_l とよく対応し、 q_l が大きくなるほど k が小さくなる。この傾向は長辺よりコーナーで顕著である。

$$q_l = \alpha \cdot \Delta T \cdot v^{1/2} \dots\dots\dots (3)$$

α : ノズル, モールド形状による定数
($\text{kcal}/\text{m}^{5/2} \cdot \text{h}^{1/2} \cdot ^{\circ}\text{C}$)

ΔT : 溶鋼過熱度 ($^{\circ}\text{C}$)

v : 鋳造速度 (m/h)

また, Fig. 15 からわかるようにノズル出口角度 15° の凝固速度定数は 25° のそれに比べて大きい。これは、注入流衝突位置をエアーギャップが十分生成していないメニスカス側へ近づけることにより、モールドへの抜熱が大きくなるためと考えら

Table 3 Effect of mold powder properties on the longitudinal corner crack index

Brand	CaO/SiO ₂	$\eta_{1300^{\circ}\text{C}}$ (P)	θ_{mp} ($^{\circ}\text{C}$)	Longitudinal corner crack index F_c (%)	Heat flux ($\times 10^4 \text{kcal}/\text{m}^2 \cdot \text{h}$)
A	0.90	24	1150	2.0	97
B	1.10	3.7	1100	0.1	79
C	0.75	16	1130	2.5	102
D	0.88	12.8	1120	0.1	92
E	0.80	14.4	1110	0.2	83

Withdrawal speed : $0.75 \text{m}/\text{min}$, Slab size : $215 \times 1575 \text{mm}$

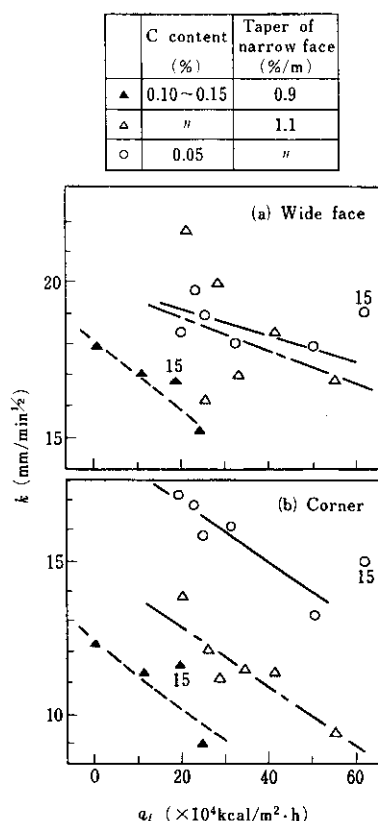


Fig. 15 Relation between heat flux q_l from molten steel to the solid shell and solidification coefficient k in the mold

れる。したがって、低角度のノズルが凝固シェルの均一生成に有利である。

3.3 スタークラック防止対策

スタークラックは結晶粒界にそった亀甲状の割れであり、モールドの Cu が鑄片に接触侵入したり AlN が析出することにより素材の粒界が脆化し、モールド直下の強冷により発生する。

Cu の影響については報告^{15,16)}が多く、Cr メッキをすることにより解決される。一方、2CC ではクーリングプレートの流量計故障による過大な冷却で発生した例と、プレートの水孔と割れ位置が対応している調査結果があり、5CC でも上部ゾーンの冷却水量を減少することにより軽減した例があるので、応力が素材強度を上回らない範囲内で冷

却を行うことが重要である。実際 5CC では、パウダー B を使用した場合 Cr メッキをしないモールドでもスタークラックは発生していない。

3.4 ノロカミ防止対策

厚板用 40kg/mm² 級鋼では、ノロカミはほとんど問題にならないが、溶鋼の清浄度をあげ適正なパウダーを選択し湯面変動を少なくすることが必要である。

溶鋼の清浄度を向上するには、転炉で C を下げすぎないこと、取鍋での不活性ガスバブリング時間を十分確保することが必要である。

パウダーとしては Al₂O₃ の吸収と排出のバランスがとれるものが必要であり、吸収能の増加には CaO/SiO₂ を増加させ NaF を含有させるとよい。また、整層溶解性のよい顆粒パウダーが有効である。

さらに Fig. 16 に示すように、湯面自動制御を行うと手動鑄込に比較して湯面変動が小さいためノロカミが減少する。

3.5 無手入圧延について

先に述べた解析をもとにした諸対策により、表面欠陥は減少し、厚板用 40kg/mm² 級鋼の無手入圧

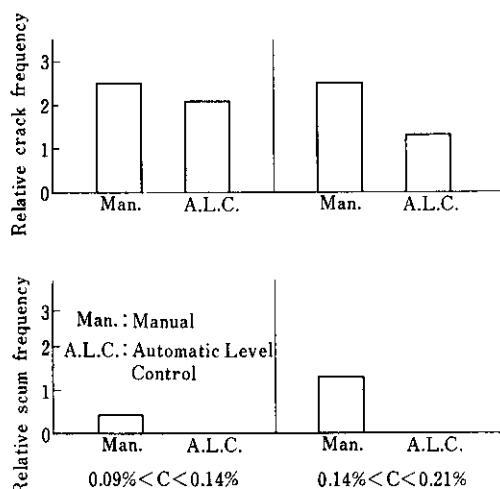


Fig. 16 Effect of automatic level control in the mold on the amount of defects on a scarfed surface of cast slab

延を行えるようになった。

無手入判定はスラブを冷却後、各ヒート、各ストランド2枚のスラブをテストスカーフし、割れやノロカミのないことを確認し、残りの黒皮スラブに縦割れがないことをチェックする方法で行っている。

無手入材は、Table 4 に示すように製品での縦割れによる手入率が部分手入指定スラブより少なく、判定が問題なく行われていることがわかる。現状は工程省略のメリットのみが得られているが、高水準の無手入率を安定して確保することが今後の課題である。

4. 深絞り用低炭 Al キルド鋼の表面改善

4.1 表面欠陥と鑄造条件との関係

4.1.1 鑄造速度と溶鋼過熱度の影響

表面欠陥（ノロカミ、アルミナクラスター）と溶鋼過熱度や鑄造速度との関係を Fig. 17 に示す。溶鋼過熱度が大きくなるほど、また鑄造速度が大きくなるほど表面欠陥数が減少している。

これらの関係は(4)式の回帰式で示される。

$$n = 1.078 - 0.655v - 0.014\Delta T \dots \dots \dots (4)$$

n : スラブ表面欠陥数 (個/m²)

v : 鑄造速度 (m/min)

ΔT : 溶鋼過熱度 (°C)

(4)式から $\Delta T=10^{\circ}\text{C}$ でも、1.3m/min で鑄込

むことにより表面欠陥は 0.07個/m²(幅 1.2m 長さ 10m のスラブに1個)におさえることがわかる。

4.1.2 鑄片表層部のクラスター分布

鑄片中央部の幅方向 500mm、鑄込方向100mm

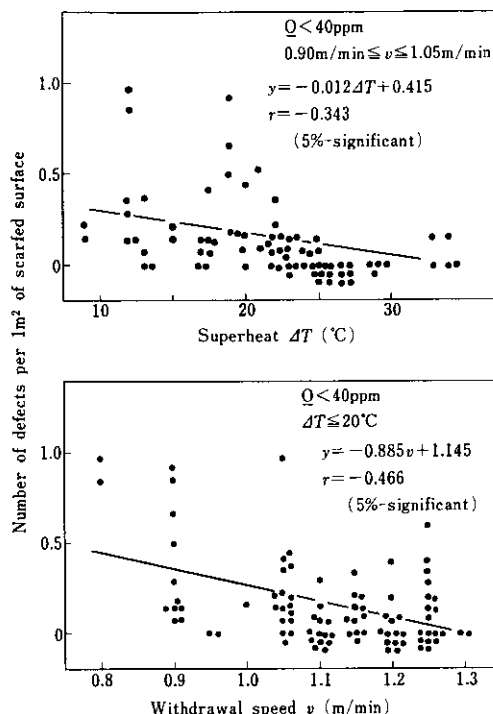


Fig. 17 Effect of superheat of molten steel in tundish or withdrawal speed on the surface defects of cast slabs such as clusters or scums

Table 4 Percentage of defective plates which needed partial surface grinding when rolled from continuously cast slabs with or without surface conditioning

Casting machine	Slab size (mm)	Plate thickness(mm)			
		≤ 16.9		≥ 17.0	
		Machine scarfing of slabs			
		None	Partial	None	Partial
No. 2CC	220	6.2	6.2	6.6	11.2
	260	2.4	3.2	2.1	6.5
No. 5CC	190	0.7	2.0	6.9	12.4
	220	1.4	4.4	0.9	4.9

Necessity of slab conditioning were decided through the macroscopic observation after trial partial scarfing of three sample slabs from each strand

のスラブサンプルを表面から 10mm まで 1mm ごとに段削りしてアルミナクラスターの平均径と個数からそのしめる面積率を計算し、各位置でのクラスター面積率とした。Fig. 18 にその例を示す。5CC 材のクラスター面積率はタンディッシュ形状の差もあるが非常に小さい。また casting 速度が大きい場合は、小さい場合に比べて表面直下 4mm までの面積率が小さく、スラブ表面欠陥数と同じ傾向を示している。

Fig. 19 にスラブ表面下 2~4mm のクラスター

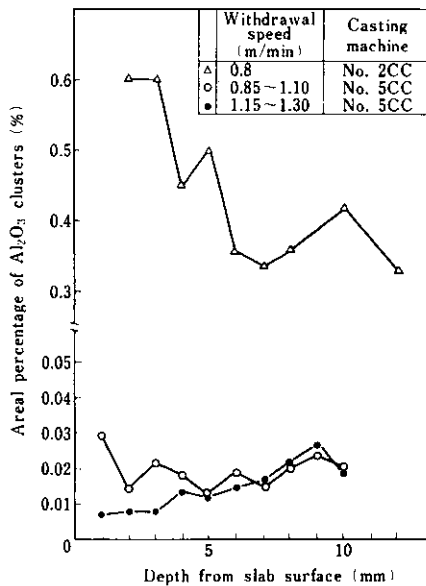


Fig. 18 Effect of withdrawal speed v on the distribution of Al_2O_3 clusters observed on machined surface

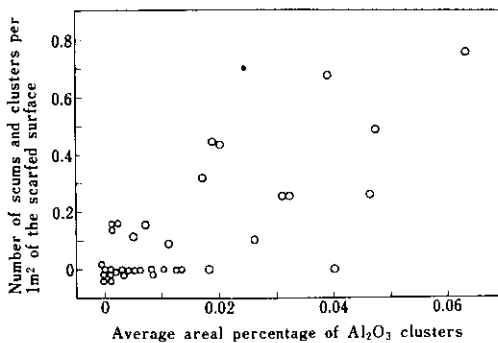


Fig. 19 Relation between the average amount of Al_2O_3 clusters on 2, 3 and 4mm machined surfaces of a slab and defects on the scarfed surface of a cast slab of the same strand

面積率とスラブ表面欠陥数との対応を示すが、クラスターは表面欠陥と関連している。

4.1.3 鋳片表層部介在物と鋳造速度について

前述の調査結果から、スラブの表面品質が鋳造速度や溶鋼過熱度に影響されることが明らかになった。これはモールド内の溶鋼流や介在物の浮上分離パターンが変化するためと考えられる。

井上らはスラブを段削りした結果、表面から 5mm の位置まではアルミナクラスターの非常に多い領域であり、これは溶鋼流とともに一度湯面へ浮上した介在物がパウダー中に十分吸収されずにスラブ表面に捕捉されるためであると報告している¹⁷⁾。したがって、湯面近傍の鋼浴温度を高くしパウダーによる介在物吸収能を増加させることや、溶鋼温度を高くしアルミナクラスターの成長を促進し浮上分離を図ることが有効である。高温の効果について三好らはメニスカスのたわみやすさが良好になり、湯面の相対的な上下運動に追従しやすくなることを指摘している¹⁸⁾。

またパウダーの Al_2O_3 吸収能と排出能が大きいことが必要であり、現在使用しているパウダーは CaO/SiO_2 が 1.12 と高くしかも顆粒状であるため、表層介在物の減少に寄与している。

表層介在物と鋳造速度の関係は、主に溶鋼流の洗浄作用によると想定して定量的取扱いを試みた。すなわち鋳片表層部に捕捉される介在物量は湯面に浮上した後パウダーに吸収されず、注入流によって生じた下向きの凝固界面沿いの流れ内に存在する介在物量 N 、および流れの境界層厚み δ (mm) に比例するという仮定のもとで (5) 式が成立する。

$$-\frac{dN}{dt} = k_0 N \delta \quad (5)$$

k_0 : 定数

N : メニスカスから x (mm) の距離における界面流れ中の介在物体積率 (%)

t : 経過時間 (min)

今想定している界面流れは通常層流と考えられるので、 δ は界面流速 v_x (mm/min) の平方根に反比例する ($\delta = a/\sqrt{v_x}$) のとし、また v_x は注入流の速度、ひいては鋳造速度 v (mm/min) に比例

しメニスカスからの距離 x に反比例するものと仮定して次の2式が成立する。

$$-\frac{dN}{dt} = k_1 \cdot \frac{N}{\sqrt{v_x}} \dots\dots\dots (6)$$

$$v_x = \frac{\beta v}{(x+L)} = \frac{v}{y^2} \dots\dots\dots (7)$$

ただし $y = \sqrt{(x+L)/\beta}$, k_1, β, L は定数

一方, v_x, v と x の間には $dx/dt = v_x + v$ の関係があり, また $t=0$ のとき $x=0, y=\sqrt{L/\beta}$ とおけるから次式が導かれる。

$$\frac{dy}{dt} = \frac{v}{2\beta} \cdot \frac{y^2+1}{y^3} \dots\dots\dots (8)$$

$$\therefore t = \frac{\beta}{v} \left(y^2 - \frac{L}{\beta} - \ln \frac{y^2+1}{1+L/\beta} \right) \equiv g(y) \dots\dots (9)$$

また(6), (7)式からは次式が導かれる。

$$-\frac{dN}{N} = \frac{2\beta k_1}{v^{3/2}} \left(y^2 - 1 + \frac{1}{y^2+1} \right) dy \dots\dots (10)$$

これを積分して得られる N を t で微分すると,

$$-\frac{dN}{dt} = \frac{k_1 C_0}{\sqrt{v}} y \exp f(y) \dots\dots\dots (11)$$

$$f(y) \equiv -\frac{2\beta k_1}{v^{3/2}} \left(\frac{y^3}{3} - y + \tan^{-1} y \right)$$

C_0 は積分定数

ここで固相側凝固厚さ D (mm) に関して経験的に $D = a\sqrt{t} - b$ の関係がよく知られている (a, b は定数)。

また固相側凝固界面上の点のメニスカスからの垂直距離を X (mm) とすれば,

$$\frac{dx}{dX} = \frac{(v_x + v)}{v} = \frac{(y^2 + 1)}{y^2} \dots\dots\dots (12)$$

一定幅 ΔW (mm) について微小時間 Δt 内に体積 ΔV_L (mm³) が液相が $-dN/dt$ の速度で介在物を失い, その分だけ体積 ΔV_S (mm³) の凝固相内に介在物が捕捉されると考え, $\Delta V_L = \Delta W \cdot \Delta x \cdot \delta$, $\Delta V_S = \Delta W \cdot \Delta X \cdot \Delta D$ と見積ると固相の平均濃度 C (体

積率(%)) は次式で表される。

$$\begin{aligned} C &= -\frac{dN}{dt} \cdot \Delta t \cdot \frac{\Delta V_L}{\Delta V_S} \\ &= -\frac{dN}{dt} \cdot \delta \cdot \frac{\Delta t}{\Delta D} \cdot \frac{\Delta x}{\Delta X} \\ &= \frac{2\alpha k_1 C_0}{av} (y^2 + 1) \sqrt{g(y)} \exp f(y) \dots\dots (13) \end{aligned}$$

これはスラブ表面に平行な切削面におけるクラスター断面の期待値に相当する値と見なせるから, 実験値との対応により各定数が求まる。

$$a = 20.8 (\text{mm}/\text{min}^{1/2})$$

$$b = 0.9 (\text{mm})$$

$$2\alpha k_1 C_0 = 1040 (\% \cdot \text{mm}^2/\text{min}^{-2})$$

$$\beta = 150 (\text{mm})$$

$$L = 55 (\text{mm})$$

$$k_1 = 190 (\text{mm}^{1/2} \cdot \text{min}^{-3/2})$$

メニスカスからの距離とクラスター面積率の関係について, 実測値と(13)式の計算値を比較して Fig. 20 に示す。計算値は鋳片表層部の介在物分

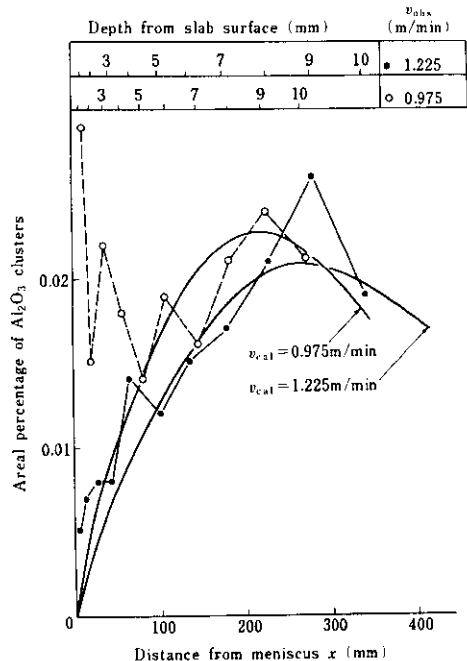


Fig. 20 Comparison of calculated and observed values of the areal percentage of Al_2O_3 clusters on each machined surface

布をおおむねよく表しており、铸造速度が速い場合は溶鋼流の洗浄効果が大きく有利であることを示している。また铸造速度の違い 0.975m/min の表面下 4mm までは、実測値が計算値よりも非常に高い値を示しているが、これは低速铸造の場合メニスカス近傍で溶鋼流れがよどんだ状態になり、(7)式が成り立っていないためと考えられる。

4・2 無手入圧延について

5CC 材のスラブ表面は従来の 2 CC 材と比較して、タンディッシュ形状の改善（鋼浴深さの増加、取鍋注入位置とノズル間の距離増大）、铸造速度の上昇、アルミナ吸収能にすぐれた顆粒パウダーの採用等の諸対策により非常に改善された。先に示したスラブ段削りの結果は良好で無手入圧延をしても良い状態にあることが示唆されたので、無手入の判定条件を検討した。铸造のまま無手入圧延したスラブからの冷延板表面疵と、注入順が無手入圧延スラブの前後に当たるテストスカーフスラブのスカーフ面に見出されるアルミナクラスターやノロカミとを比較した。クラスターは、Fig. 21 に示すように無手入判定基準として採用できるが、ノロカミは 3 個/m 以上はあまり発生しないうえバラツキが大きいことがわかった。

そこで昭和 50 年 12 月より、5CC 材の深絞り用低炭 Al キルド鋼は従来の全面手入を省略することにした。各ヒート、各ストランド 3 枚のスラブ両端 1m を全面スカーフし、クラスター 3 個以下、ノロカミ 2 個以下を合格とし、そのサンプルスラブおよびその間の各スラブの全面手入を省略するものである。

この場合歩留まりが約 2% 向上するので 40kg/mm^2 級鋼厚板材より効果が大きい。定常铸造状態では 90% 以上の無手入が行われているが、注入初期、末期スラブの品質向上が課題である。

5. む す び

連铸スラブの表面向上対策や操業管理の水準をあげることにより、水島製鉄所の 2 基のスラブ連铸機において、厚板用 40kg/mm^2 級鋼と深絞り用低炭 Al キルド鋼の無手入圧延を行うことができるようになった。

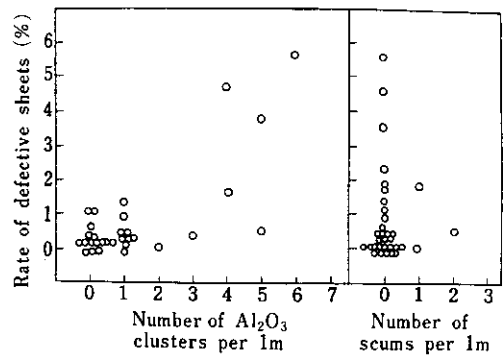


Fig. 21 Relation between the number of Al_2O_3 clusters or scums per a unit length of cast slab and the rate of defective cold strip sheets with scabs and scales

種々の調査により得られた知見は次のとおりである。

(1) 40kg/mm^2 級鋼の長辺縦割れについて

- 冷却水温度はモールド冷却水、スプレー冷却水とも縦割れ発生に影響するので、適切な温度範囲に管理する必要がある。
- スプレー冷却水の比水量の小さい上部弱冷が有効である。
- モールド冷却水は抜熱に影響し、铸型長短辺の抜熱比には割れ発生防止に対する最適値が存在する。
- 低粘度パウダーは緩冷却条件が得られ、不均一流入を起こさなければ縦割れ発生に有利である。
- 顆粒パウダーは整層溶解するので表面は著しく改善される。
- $0.12\sim 0.22\% \text{C}$ 域では C 含有量が低いほど割れが発生しやすい。

(2) 40kg/mm^2 級鋼のコーナー縦割れについて

- コーナー縦割れを防止する铸型冷却条件として、長短辺の抜熱比を 1.0 に近づけることが有効である。
- C 含有量 $0.09\sim 0.14\%$ 域に抜熱量低下域が存在する。また $0.09 < \text{C} < 0.14\%$ では、短辺テーパーを $0.9\%/ \text{m}$ から $1.1\%/ \text{m}$ に増加することにより短辺抜熱量が増加し、コーナー縦割れの発生が減少する。一方、 $0.14 < \text{C} < 0.20\%$ ではテ

ーバーの増加はメニスカス近傍の冷却を過大にするために、コーナー縦割れ発生を増加させる。

(c) 鋳型銅板の長短辺における削正量の差が大きくなると抜熱バランスがくずれ、割れ発生が増加する。

(d) 低粘度のモールドパウダーによりメニスカス近傍の強冷を抑制すれば、コーナー縦割れ防

止に有効である。

(3) 低炭 Al キルド鋼の表面欠陥について

(a) 溶鋼過熱度が高く、鑄造速度が速いほど表面欠陥は減少する。

(b) 表層部の介在物はメニスカス近傍の流速が大きければ減少する。

(4) 無手入圧延はコスト低減のメリットのみならず、造塊材の連鑄化を促進させる。

参 考 文 献

- 1) 江見, 中戸, 鈴木, 飯田, 上田: 鉄と鋼, 60 (1974) 7, 243
- 2) 三塚: 鉄と鋼, 54 (1968) 14, 33
- 3) 松野, 中戸, 大井: 鉄と鋼, 60 (1974) 7, 285
- 4) 橋, 児玉, 千野, 柴田, 野崎, 岡野: 鉄と鋼, 62 (1976) 4, S 88
- 5) 中戸, 江見, 橋, 江本, 馬田, 守脇: 鉄と鋼, 61 (1975) 12, S 481
- 6) 橋, 児玉, 江本, 馬田, 中戸, 江見: 鉄と鋼, 62 (1976) 11, S 542
- 7) V. S. Rutes, et al.: Stal', (1962) 2, 105
- 8) 馬田, 守脇, 今井: 鉄と鋼, 62 (1976) 11, S 543
- 9) 川崎製鉄㈱千葉製鉄所: 日本鉄鋼協会共同研究会第62回製鋼部会, (1975)
- 10) 深井, 児玉, 野崎, 村田: 鉄と鋼, 62 (1976) 11, S 546
- 11) S. N. Singth, K. E. Blazek: J. Metals, 26 (1974) 10, 17
- 12) A. Grill, J. K. Brimacombe: Ironmaking and Steelmaking, 3 (1976) 2, 76
- 13) L. I. Morozenskii, O. A. Mitenev, V. K. Krutikov: Stal', (1965) 4, 272
- 14) 小沢, 岡野, 松野, 大井, 橋, 大西: 鉄と鋼, 62 (1976) 4, S 86
- 15) 藤野, 杉谷, 原田: 鉄と鋼, 61 (1975) 4, S 131
- 16) 日本鋼管(株)福山製鉄所: 日本鉄鋼協会共同研究会第54回製鋼部会, (1973)
- 17) 井上, 小舞, 竹村, 岡, 加藤: 鉄と鋼, 61 (1975) 2, A 21
- 18) 三好, 田中, 伊藤, 内堀, 半明: 日本鋼管技報, (1975) 66, 1