

© 1984 ISIJ

ステンレス鋼連続铸造スラブの表面品質改善 技術報告

竹内英磨*・松村省吾*・柳井隆司*²・池原康允*²Improvement of Surface Quality of Continuously Cast
Stainless Steel Slabs

Hidemaro TAKEUCHI, Shogo MATSUMURA, Takashi YANAI, and Yasunobu IKEHARA

Synopsis:

The effect of continuous casting conditions on surface quality of austenitic stainless steel slabs have been investigated in order to roll slabs without surface conditioning.

Development of new continuous casting techniques such as high frequency-short stroke mould oscillation, low viscosity-carbonless mould powder, tundish refractories, one piece immersion nozzle and so on, made it possible to improve slab surface quality and to roll slabs without surface conditioning.

1. 緒 言

ステンレス鋼連続铸造スラブの表面性状は、パウダーキャスト法¹⁾および完全無酸化铸造法²⁾³⁾の適用により著しく改善され、スラブ手入歩留りは向上し冷延鋼板の表面欠陥も低位に安定してきている。

ステンレス鋼連続铸造スラブの手入方法は、冷間グライNDER手入が行われており、省資源および省エネルギーの観点から、スラブの無手入化は、ステンレス鋼連続铸造法の重要な開発課題である。

しかし、ステンレス鋼連続铸造スラブの無手入化は、普通鋼連続铸造スラブにおいて無手入圧延および直送圧延の技術開発⁴⁾⁵⁾が積極的に推進されているのに対して、より清浄なスラブ表面品質性状が要求されるために遅れている。その主原因は、ステンレス鋼連続铸造スラブの加熱炉におけるスケールオフ量が普通鋼に比し極めて少ないため普通鋼では欠陥とならないオキシレーションマーク(以下 OSM)そのものが最終冷延鋼板の表面欠陥として残存する⁶⁾⁹⁾ことである。

そこで、著者らはオーステナイト系ステンレス鋼連続铸造スラブの無手入圧延化を目的として、無手入化阻害主要欠陥である OSM 性状改善⁶⁾⁷⁾、スラブ表面品質改善技術開発および無手入圧延試験を行つたので、その結果を報告する。

2. 試験条件および調査方法

試験铸造条件範囲を Table 1 に示す。EF-AOD で

溶解精錬した SUS 304 溶鋼を、垂直型 1 ストランドスラブ連続铸造機 (CONCAST 社製) で铸造した。铸型振動は、2 重偏芯クランク機構によるサインカーブ方式を用いた。铸造試験に用いたモールドパウダー特性を Table 2 に示す。モールドパウダーは粘性および炭素含有量を変えた 6 種類を用いた。

オーステナイト系ステンレス鋼連続铸造スラブの表面品質におよぼす铸型振動条件、モールドパウダー特性の影響を調査した。スラブ表面品質を、無手入化の阻害要因である Table 3 に示す各種の表面欠陥別発生率で評価し、最適铸造条件を求めた。得られた適正铸造条件で铸造したスラブを無手入まま手入スラブと同一条件で熱延-冷延を行い最終冷延鋼板の表面品質を比較調査した。

3. オーステナイト系ステンレス鋼連続铸造ス
ラブの表面欠陥の種類と冷延鋼板欠陥との
対応

ステンレス鋼連続铸造スラブの無手入圧延を阻害する表面欠陥の種類とそれに起因する冷延鋼板の表面欠陥を対応させて Table 3 にまとめて示す。Photo. 1 にスラブ無手入圧延した冷延鋼板に発生する代表的な表面欠陥の外観およびマイクロ写真を示す。

オーステナイト系ステンレス鋼スラブの OSM は、偏析、パウダー巻き込みおよび微小割れを伴い最終冷延鋼板表面性状をもつとも悪化させる欠陥である。深い OSM および浸炭欠陥は、オキシレーション模様として、肌下大型介在物と気泡はへげ疵と線状疵として、冷延鋼板に

昭和 58 年 6 月 29 日受付 (Received June 29, 1983)

* 新日本製鉄(株)光技術研究部 (Hikari Technical Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 3434 Oaza-Shimada Hikari 743)

*² 新日本製鉄(株)光製鉄所 (Hikari Works, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Continuous casting conditions of slabs.

Steel grade	Slab size	Casting speed	Casting temperature	Mould oscillation conditions				Tundish			Immersion nozzle
				Frequency	Stroke length	Negative strip ratio	Negative strip time	Lining	Capacity	Dam	
SUS 304	130~160 t × 800~1060 w mm	850~1000 mm/min	30~50 ΔT°C	40~150 cpm	4~8 mm	-22~81%	0~0.25 s	Al ₂ O ₃ brick or MgO board	1.5 or 6.0	with or t without	Separate type or one piece type

Table 2. Characteristics of mould powder.

Kind of powder	Compositions			Shape	Softening temp. (°C)	Melting point (°C)	Viscosity (poise at 1300°C)
	C (%)	BN (%)	CaO/SiO ₂				
A	6.5	—	1.1	Powder	1010	1030	1.3
B	3.0	—	1.1	Powder	1010	1030	2.2
C	1.5	—	1.1	Powder	990	1030	1.6
D	0.3	0.2	1.26	Granular	950	1000	1.0
E	0.3	0.2	0.95	Granular	1010	1030	2.6
F	0.3	0.2	0.83	Granular	1020	1078	3.4

Table 3. Surface defects of continuously cast stainless steel slabs and cold rolled sheets.

Surface defects of slabs		Surface defects of sheets	
Sub-surface	Oscillation mark	Surface segregation	Oscillation pattern
		Entrapped powder	
		Micro crack	
	Carburization		
Surface	Macro inclusion	Air oxidized product	Seam
		Powder Scum	Sliver
	Pinhole		
		Rough surface	
		Slag spot	
		Longitudinal facial crack	

残存し表面性状を損なう。ステンレス鋼連铸スラブの無手入圧延を達成するためには、Table 3に示したスラブ欠陥について低減対策を講ずる必要がある。

4. ステンレス鋼連铸スラブの表面品質改善

4.1 肌下欠陥

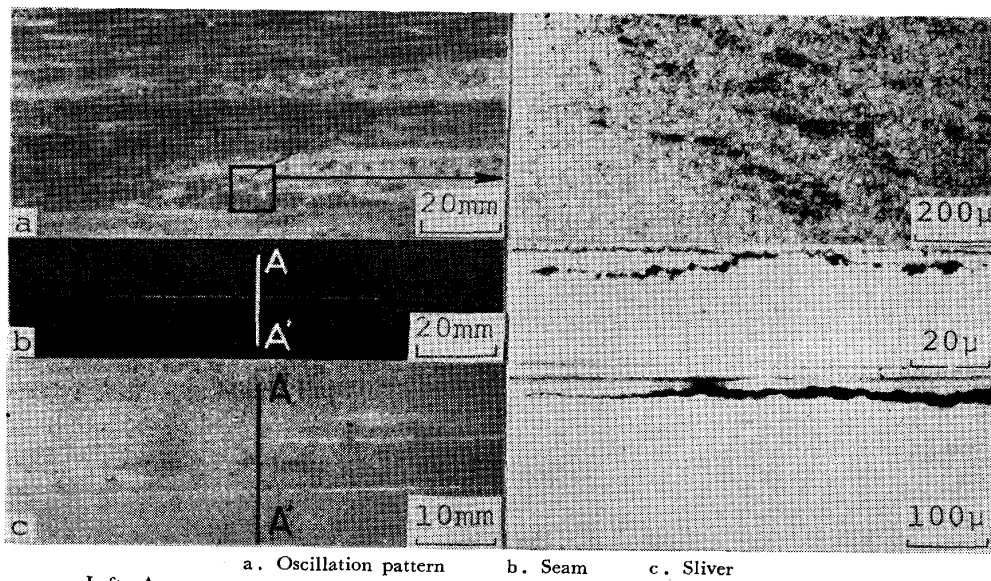
ステンレス鋼連铸スラブは、普通鋼に比較してスラブ加熱炉でのスケール生成量が少ないため普通鋼ではスケールオフされて欠陥とならない肌下1mm以内のOSM, 表面浸炭, 気泡および大型介在物などの肌下欠陥も、ステンレス鋼連铸スラブの無手入圧延の場合にはスケールオフされずに残存成長し冷延鋼板の表面欠陥となる。

ここではこれらの肌下欠陥の実態および防止対策について述べる。

4.1.1 オッシレーションマーク (OSM)

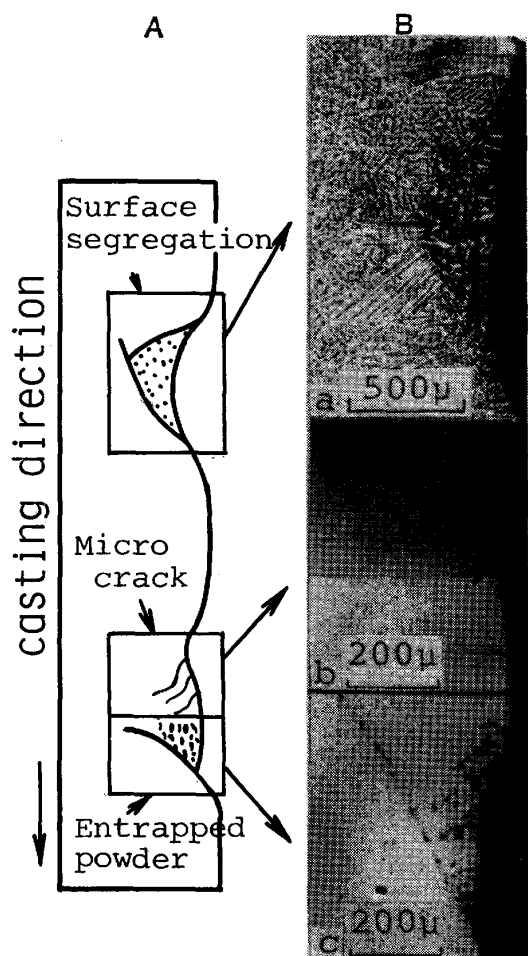
オーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304 連铸スラブのOSM部の縦断面組織をPhoto. 2に示す。

ステンレス鋼連铸スラブのOSM谷部は、表面偏析、



Left: Appearance
Right: Micrograph of surface (a)
Micrograph of transverse section (b, c) (A-A')

Photo. 1. Typical surface defects on cold rolled sheets from slabs without conditioning.



A. Schematic view
 B. Micrograph of defects
 a. Surface segregation (etched)
 b. Micro crack (as polished)
 c. Entrapped powder (as polished)

Photo. 2. Defects of oscillation marks.

パウダー巻き込みおよび微小割れを伴う欠陥である。

1) 表面偏析⁷⁾

表面偏析部の凝固組織は粗大等軸デンドライトを示し、チル晶からなる正常部と明瞭に区別される。表面偏析は [Ni] 偏析度 1.1~1.3, [Si] 偏析度 1.3~1.4 の溶質元素濃化偏析帯であり、その偏析度は平衡分配係数から推定される偏析値と一致する。深さは 100~500 μm が大部分であるが 1000 μm を超える表面偏析が生成する場合があります、これらはスラブ加熱によつて拡散消失せず、無手入圧延した場合冷延鋼板にオッシレーション模様として顕化し外観性状を損ねる。

2) 微小割れ

微小割れは OSM 谷部の粗大等軸デンドライト樹間割れであり、冷延鋼板では小さなへげ疵に成長する。

3) パウダー巻き込み

パウダー巻き込みは、OSM 爪部上部に発生しやすい、パウダーは不定形状を呈しており、その深さは 100

~300 μm であり、冷延鋼板では小さな線状疵として現れる。

オーステナイト系ステンレス鋼連続スラブの OSM 部欠陥の低減条件を見出すために各種欠陥発生率におよぼす鋳型振動条件およびモールドパウダー特性の影響を調査した。鋳型振動条件はネガティブストリップ時間 (t_N) で表示した。Fig. 1 に t_N の影響を、Fig. 2 にパウダー粘性 (η) の影響を示す。

ネガティブストリップ率 $Ne > 0$ の場合、OSM 深さ

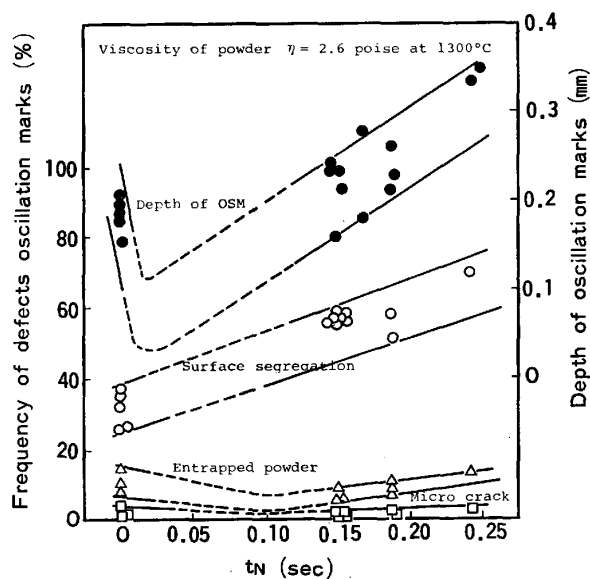


Fig. 1. Relation between negative strip time (t_N) and frequency of defects at oscillation marks.

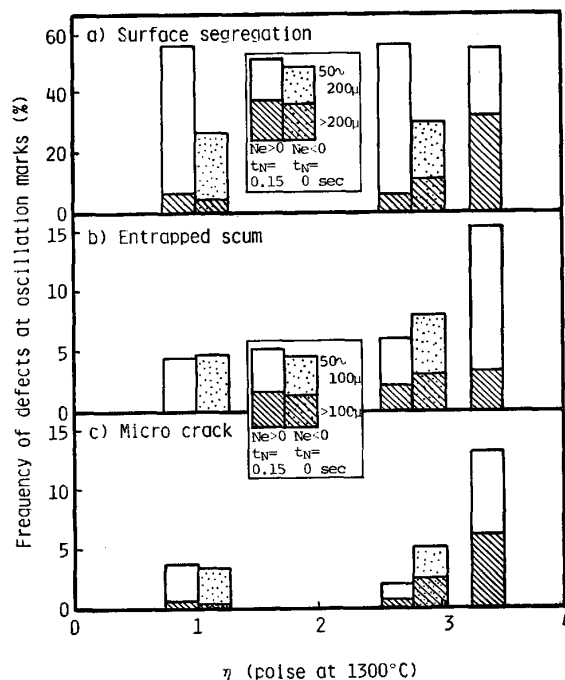


Fig. 2. Relation between viscosity of powder (η) and frequency of defects at oscillation marks.

および欠陥発生率は t_N が小さくなるにつれて、すなわち高サイクル-短ストローク化により浅く減少する傾向が認められる⁶⁾¹⁷⁾¹⁸⁾。 $Ne < 0^6)$ 、 $t_N = 0$ の場合においても OSM は生成し、表面偏析は著しく改善されたがパウダー巻き込み発生率がわずかに増加した。

OSM 欠陥別発生率とパウダー粘性との関係を示す Fig. 2 からわかるように、 $Ne > 0$ 、 $Ne < 0$ の場合ともに、パウダーの低粘性化により欠陥発生率は低下し特にスラブ無手入圧延に有害となる深さ 200 μm 以上の表面偏析および 100 μm 以上のパウダー巻き込み、微小割れはほとんど消失した。以上の結果、 t_N の短縮すなわち高サイクル短ストローク鋳型振動および低粘性パウダーの組み合わせ適用により OSM 部性状は著しく改善された。

4.1.2 浸炭

モールドパウダーは、熔融速度をコントロールするために骨材として 5~6% の微粉コークスおよびカーボンブラックを含有している¹⁰⁾。炭素含有モールドパウダーを用いて低炭ステンレス鋼を鋳造すると表面浸炭が発生する場合があります¹¹⁾¹²⁾、無手入スラブから製造した冷延鋼板は局部的にクロムカーバイトが生成するため酸洗むら模様を呈する。

Table 2 に示す炭素量を 0.3~6.5% まで変化させたモールドパウダーにより鋳造したスラブの表面から 1 mm 切削サンプリングし、[C] 分析を行い、モールドパウダー中の炭素量とスラブ表面平均浸炭量との関係を調査した結果を Fig. 3 に示す。

モールドパウダー中の炭素量が低くなるにつれて、表面浸炭量は減少し、パウダー中炭素量が 1.5% 以下で

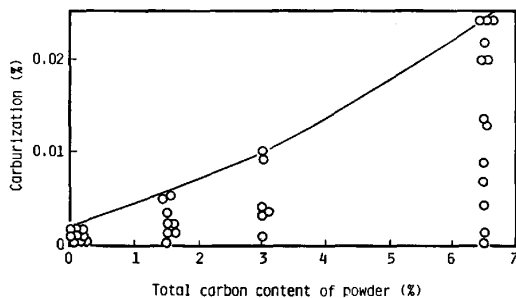


Fig. 3. Effect of total carbon content of powder on slab surface carburization.

Table 4. Gas compositions in pinholes.

Casting method	Gas composition (%)		
	Ar	H ₂	CO
Separate immersion nozzle with Ar blowing	79	21	0
	73	27	0
	87	13	0

表面浸炭量は 0.005% 以下となり、特に局部浸炭が著しく減少した。

炭素量 1.5% 以下の低炭素パウダーの適用により表面浸炭を防止した。

4.1.3 気泡と大型介在物

1) 気泡の成因

気泡の成因を明らかにするために気泡中のガス成分分析を行った。結果を Table 4 に示す。気泡中ガス成分分析方法¹³⁾は次のとおりである。スラブ表層から 10 mm 厚の試料を切り出し、X線ラジオグラフにより気泡位置を検出し、高真空下で気泡部分をドリル (3 mm ϕ) により掘削し、抽出されたガスを質量分析計で分析した。気泡中のガスは、70~90% Ar 残りは H₂ であり、気泡発生位置は OSM 爪部に比較的多く発生した。ガス成分分析結果から気泡の成因は、タンディッシュ-浸漬ノズル間のシール用に用いている Ar ガスが、溶鋼注入流とともに鋳型内に持ち込まれメニスカスシェルに捕捉されたものと考えられる。

2) 大型介在物の成因

ステンレス鋼連铸スラブの肌下大型介在物は、パウダーキャスト法¹⁾、完全無酸化鋳造法²⁾³⁾、上向高速流浸漬ノズルおよび鋳造温度制御の適用により著しく改善されている。しかし、鋳造初期スラブには大型介在物が多発し問題である。鋳造初期スラブの代表的な大型介在物の形態および EPMA 分析結果を Photo. 3 および Table 5 に示す。

鋳造初期スラブの大型介在物は、空気酸化生成物である Cr₂O₃ を析出した MnO-SiO₂ 系、モールドパウダーである Na を含む CaO-Al₂O₃-SiO₂ 系およびタンディッシュ-ライニング材の Al₂O₃ を含むためタンディッシュカムと考えられる Al₂O₃ を析出した CaO-SiO₂ 系介在物の 3 種類からなり、その発生割合は、タンディッシュカム起因の大型介在物が 70% 以上を占める。以上の調査結果から鋳造初期スラブの大型介在物の主成因は、残留したタンディッシュカムが鋳造初期

Table 5. EPMA analysis of large inclusions at the sub-surface of slabs.

Origin of inclusions	Analysis point	Chemical composition (%)						
		MnO	SiO ₂	CaO	MgO	Cr ₂ O ₃	Al ₂ O ₃	Na ₂ O
a. Air oxidized products	Matrix	6	11	—	—	64	—	—
	Matrix	<1	32	45	<1	<1	3	5
c. Scum in tundish	Precipitate	<1	13	<1	<1	6	73	<1
	Matrix	9	26	15	1	4	25	<1

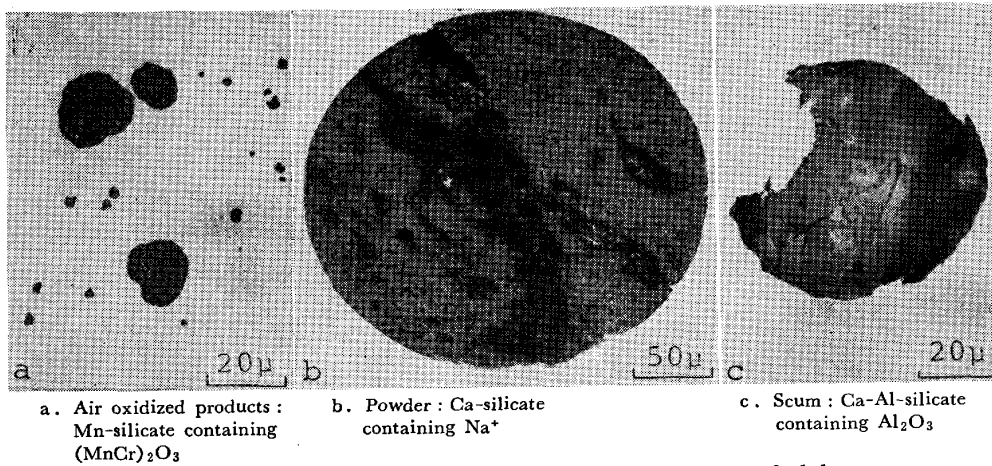


Photo. 3. Typical macro inclusions of sub-surface of slabs.

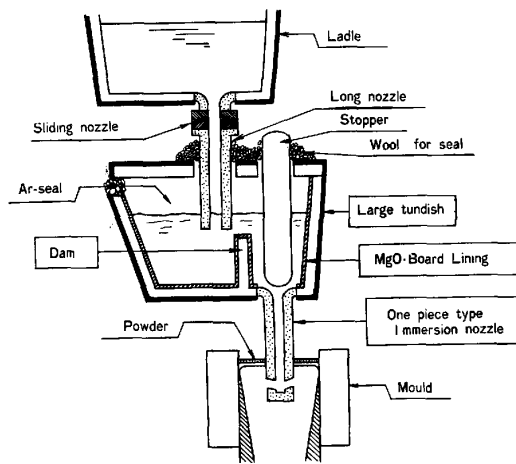


Fig. 4. Schematic representation of modified casting methods to prevent pinholes and macro inclusions.

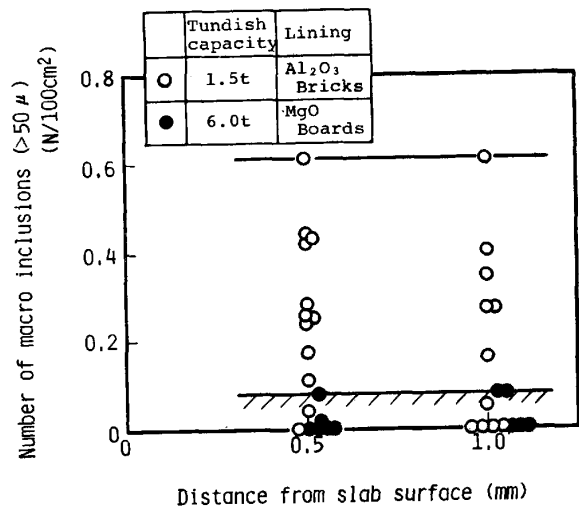


Fig. 6. Relation between macro inclusions and casting methods.

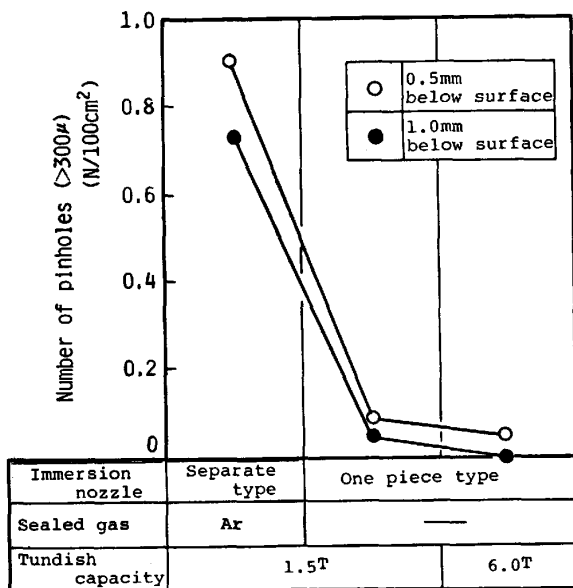


Fig. 5. Relation between pinholes and casting methods.

に浮上せず鑄型内に入り鑄片表面に捕捉されたものと考えられる。

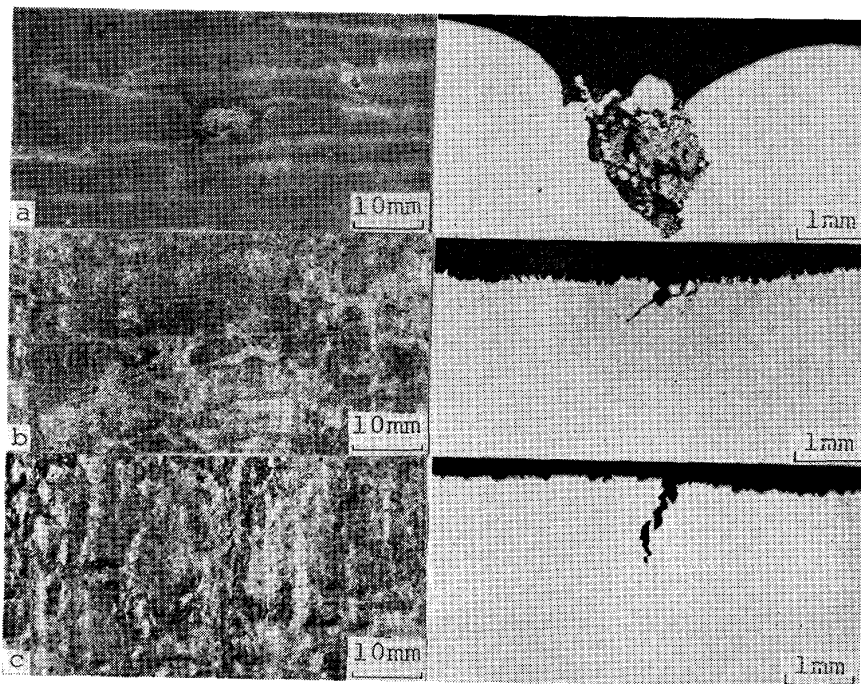
上述の気泡および大型介在物の成因調査結果に基づきこれらの低減対策鑄造法を Fig. 4 に示す。

1) 気泡低減対策と結果

タンディッシュと浸漬ノズルを1体化することにより Ar ガスの鑄型内侵入を防止した。気泡発生率と鑄造法との関係を Fig. 5 に示す。気泡は1体型内挿浸漬ノズルを用いシール用 Ar ガスの使用中止により著しく減少した。

2) 大型介在物低減対策と結果

残留タンディッシュカムの侵入を防止するためタンディッシュライニングを Al_2O_3 れんがから鑄造ごとに更新する MgO ボード張りにし、かつ介在物浮上分離促進のため堰付き大容量タンディッシュを適用した。鑄造初期スラブの大型介在物低減効果を Fig. 6 に示すよう



a. Slag spot
b. Rough surface
c. Longitudinal facial crack
Left: Appearance
Right: Micrograph of transverse section
Photo. 4. Surface defects of continuously cast SUS 304 slabs.

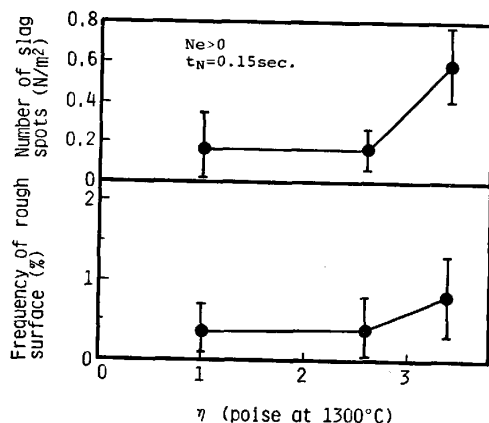


Fig. 7. Relation between surface defects and powder viscosity.

に、低減対策鑄造法により大型介在物は、従来法に比較して 1/5 に減少した。

4.2 表面欠陥

ステンレス鋼連鑄スラブに発生する主な表面欠陥は、ノロカミ、肌荒れおよび縦割れである。代表的な表面欠陥の形態と断面マイクロ写真を Photo. 4 に示す。ステンレス鋼連鑄スラブの表面欠陥の実態および成因についての報告は多くあるが^{14)~16)}、ここでは OSM 性状改善のために行う高サイクル-短ストローク鑄型振動鑄造条件における表面欠陥防止対策について述べる。

1) ノロカミ

成因を明らかにするために Photo. 4(a) のノロカミ部を EPMA により同定した結果、ノロカミは空気酸化生成物である Cr_2O_3 を析出した変質モールドパウダー

であることがわかった。

2) 肌荒れおよび微小縦割れ

OSM が一部消失あるいは不規則となつている部分を肌荒れ欠陥と称する。肌荒れは、Photo. 4 (b) の断面マイクロ組織から分かるように肌下に微小縦割れを伴っている場合が多く、無手入圧延冷延鋼板ではへげ疵に成長する。肌荒れ部の微小割れ先端にはモールドパウダーが検出され、割れ内面には高温酸化スケールが生成していることから、肌荒れおよび微小縦割れは鑄型内で発生したものでありパウダーの潤滑不良によるものと考えられる。

高サイクル-短ストローク鑄型振動条件下におけるノロカミと肌荒れ発生率におよぼすモールドパウダー粘性の影響を Fig. 7 に示す。パウダーの低粘性化によりノロカミと肌荒れ発生率ともに減少した。

5. 無手入圧延の実施

表面品質改善連鑄スラブを、グラインダー手入スラブと全く同一の工程で無手入圧延し光輝焼鈍および酸洗仕上げ冷延鋼板を製造し、鋼板表面欠陥発生率を比較した結果を Fig. 8 に示す。スラブ無手入圧延鋼板の表面性状は、スラブ手入鋼板に比較し、表面欠陥発生率および標準偏差ともに良好であった。

6. 結 言

オーステナイト系ステンレス鋼 (SUS 304) 連鑄スラブの無手入圧延を目的として、スラブ表面品質におよぼす鑄造条件、鑄型振動条件とパウダー特性の影響を調査

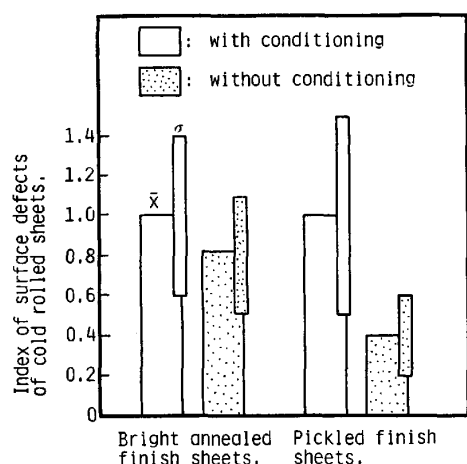


Fig. 8. Comparison of index of surface defects of cold rolled sheets from slabs with and without conditioning.

し、表面品質改善铸造法を確立した。得られた結果は次のとおりである。

1) オーステナイト系ステンレス鋼 (SUS 304) 連続スラブの無手入圧延を阻害する表面欠陥の実態と成因を明らかにした。

2) 高サイクル-短ストローク鋳型振動および低粘性低炭素モールドパウダーの適用によりオッシレーションマーク性状の改善、表面侵炭防止およびノロカミ、肌荒れの低減を達成した。さらに MgO ボード張り堰付大容量タンディッシュおよび内挿型浸漬ノズルの適用により肌下気泡および大型介在物は著しく減少した。

3) スラブ表面品質の改善により無手入圧延鋼板の表面品質は従来の手入圧延鋼板と同等でありスラブ無手入圧延が可能となつた。

文 献

- 1) M. KURITA, T. IKEDA, and K. MARUKAWA: Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 270
- 2) S. TAMAMOTO, K. SASAKI, H. ICHIKAWA, M. TAKANO, and S. URA: Trans. ISIJ, 16 (1976), p. 351
- 3) 武田雅男, 柳井隆司, 駒野忠昭, 日野 通: 製鉄研究 (1978) 294, p. 12504
- 4) 喜多村実, 副島利行, 小山伸二, 松田義弘, 安封淳治, 二宮嘉和, 八百廉剛: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1229
- 5) 宮下芳雄, 鈴木幹雄, 田口喜代美, 内田繁孝, 佐藤秀樹, 山村 稔: 日本鋼管技報 (1982) 93, p. 56
- 6) 竹内英磨, 松村省吾, 日高良一, 長野 裕, 鈴木康夫: 鉄と鋼, 69 (1983), p.248
- 7) 竹内英磨, 松村省吾, 池原康允, 小菅俊洋, 日高良一: 鉄と鋼, 68 (1982), S 163
- 8) 村中 裕, 安沢啓次, 桑野知矩, 川合 裕, 星記男, 荻原 拡: 鉄と鋼, 67 (1981), S 905
- 9) 安沢啓次, 村中 裕, 桑野知矩, 星 記男, 荻原拡: 鉄と鋼, 68 (1982), S 162
- 10) 佐藤良吉: 日本金属学会報, 12 (1973), p. 391
- 11) 荒木泰治, 杉谷泰夫: 鉄と鋼, 59 (1972), A17
- 12) 竹内英磨, 森 久, 西田祥章, 柳井隆司, 椋梨克己: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1548
- 13) 大坪孝至, 後藤俊助, 安田 浩: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 858
- 14) Y. NAKANO, Y. NOGUCHI, F. HOSHI, and Y. MURANAKA: Ironmaking Steelmaking (1977), p. 361
- 15) C. A. GRAHAM, R. G. GRAHAM, and R. H. READ: Can. Met. Quart, 7 (1968), p. 255
- 16) M. KURITA, H. ICHIKAWA, and T. KISHIDA: Proc. ICSTIS (1971), p. 266
- 17) 中戸 参, 垣生泰弘, 江見俊彦, 反町健一, 越川隆生, 小嶋英明: 鉄と鋼, 67 (1981), S 908
- 18) 川上公成, 北川 融, 水上秀昭, 内堀秀男, 宮原忍, 鈴木幹雄, 白谷勇介: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1190