
ステンレス鋼および高炭素鋼スラブの連続 casting

Continuous Slab Casting of Stainless Steel and High Carbon Steel

反町 健一(Ken-ichi Sorimachi) 野村 寛(Hiroshi Nomura) 長谷川 衛(Mamoru Hasegawa) 糸山 誓司(Seiji Itoyama) 矢野 修也(Shuya Yano)

要旨：

フェライト系ステンレス鋼の連続 casting において脱酸コントロール，およびスラブ表面性状に及ぼす操業因子の影響について述べた。次にマルテンサイト系ステンレス鋼のスラブ表面縦割れは casting 内の冷却条件と凝固中の包晶反応に主に帰因することを定量的に解明した。また，スラブハンドリング時のマルテンサイト変態を防止する新しい熱処理法を開発した。一方，高炭素鋼では熱間強度が低く casting 直下で内部割れが発生しやすいので，低速 casting，高比水量操業を行っている。 casting ～凝固シェルの間の潤滑不良に基づく拘束性ブレイクアウトは，新開発の casting 異常センサによって防止できた。

Synopsis：

A deoxidation control of the 17% Cr ferritic stainless steel and effects of operational factors on slab surface quality in continuous casting are discussed. Next, the fact that longitudinal surface cracks of martensitic stainless steel are mainly caused by primary cooling condition in the mold and peritectic reaction during the solidification is quantitatively described. Further, a new heat treatment method is proposed to avoid the martensitic transformation of cast slabs. On the other hand, low casting speed and high specific water flow-rate operation are adopted in high carbon steel to prevent internal cracks which are apt to occur just below the mold because of its low strength at high temperature. A break-out problem by improper lubrication between the mold and the solid shell was solved by the development of a new casting condition detector.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

ステンレス鋼および高炭素鋼スラブの連続 casting

Continuous Slab Casting of Stainless Steel and High Carbon Steel

反 町 健 一*
Ken-ichi Sorimachi

野 村 寛**
Hiroshi Nomura

長谷川 衛***
Mamoru Hasegawa

糸 山 誓 司****
Seiji Itoyama

矢 野 修 也*****
Shuya Yano

Synopsis:

A deoxidation control of the 17% Cr ferritic stainless steel and effects of operational factors on slab surface quality in continuous casting are discussed. Next, the fact that longitudinal surface cracks of martensitic stainless steel are mainly caused by primary cooling condition in the mold and peritectic reaction during the solidification is quantitatively described. Further, a new heat treatment method is proposed to avoid the martensitic transformation of cast slabs.

On the other hand, low casting speed and high specific water flow-rate operation are adopted in high carbon steel to prevent internal cracks which are apt to occur just below the mold because of its low strength at high temperature. A break-out problem by improper lubrication between the mold and the solid shell was solved by the development of a new casting condition detector.

1. 緒 言

昭和46年に稼動した千葉第1連铸機は1ストランド、コンキャストタイプ、全湾曲型のスラブ連铸機である。当初はキルド一般鋼を铸造していたが、昭和49年の千葉第2連铸機の稼動開始にともなって、一般鋼の占める比率は漸次低下し、かわってステンレス鋼、高炭素鋼、低合金鋼、高合金鋼等の特殊鋼の比率が増大している。今までの連铸実績鋼種をまとめて、Table 1に示す。ステンレス鋼は転炉-脱ガス-連铸プロセスによって、安価で高品質なスラブを製造している。これらの過程で蓄積されたステンレス鋼および高炭素

鋼の連続 casting 技術の要点について報告する。

2. ステンレス鋼の連続 casting

2-1 フェライト系ステンレス鋼

2-1-1 脱酸コントロール

17%Cr ステンレス薄鋼板は自動車のサッシュやトリムなどの装飾品、あるいは家庭用厨房機器に多く用いられることから曲げ性と耐錆性が重要である。鋼中 Al (以下 Al) が高くなると耐錆性は劣化する。これはカルシウムアルミネート系の酸化物と (Ca, Mn) S 系硫化物の水溶性混合相が生成しやすくなるためである¹⁾。一方、Al が低くなる

* 千葉製鉄所製鋼部第1製鋼課掛長
** 千葉製鉄所製鋼部第2製鋼課掛長
*** 千葉製鉄所製鋼部第3製鋼課掛長
**** 技術本部技術開発部特許管理室主査(掛長待遇)
[昭和55年4月25日原稿受付]

* 千葉製鉄所製鋼部製鋼技術室
** 千葉製鉄所製鋼部製鋼技術室
*** 技術研究所製鋼研究室

Table 1 Steel grades cast at Chiba No.1 caster

Classification	Steel grade
Ferritic stainless steel	SUS 430
Martensitic stainless steel	SUS 410, R 410 DH
	SUS 420 J1, SUS 420 J2
	HCS 16, SUH 409 R 409 SR
Austenitic stainless steel	SUS 304
High carbon steel (C $\geq$ 0.50%)	SAE 1050-1060, S50C
	S55C, SK 5, SK 4, SKS 5, SKS 51
Low alloy steel (C<0.50%)	Cr-Mo steel
	SCM 415, SCM 435 SCM 440, SAE 4130
	Mn Cr steel
	SMNC 3, SAE 5046
	Ni Cr Mo steel
	SNCM 220, SAE 8615 SAE 8617, SAE 8620
	Mn steel
	SAE 1041, SAE 1041 M
High alloy steel	9% Ni steel

と鋼中酸素（以下 O）が高くなり、曲げ性が劣化することが知られている。鋼板の曲げ性は O 値の他にも介在物組成の影響を強く受け、シリケート系介在物は曲げ性に悪いが、鋼中の Mn と Si の比 Mn/Si を調整して Mn chromite とすることにより曲げ性が向上する²⁾。しかしながら、このように意識的に Si を下げ、Mn を上げる方法は鋼板のテンパーカラーに悪い影響を与えることも指摘されており、再考すべき問題である。結局、Al 弱脱酸で鋼中 O を極力低く抑えることが不可欠となっており、これを安定して実現するための製鋼技術が必要である。基本的には脱酸反応以外の溶鋼の汚染を最少限に抑えることが大切で、

- (1) 取鍋耐火物、タンディッシュ耐火物の材質、
 - (2) 取鍋スラグの性状、
 - (3) タンディッシュパウダーの材質、
 - (4) 取鍋～タンディッシュ間無酸化注入とタンディッシュでの介在物浮上促進、
- などに注意が必要である。タンディッシュパウダー中の SiO_2 が鋼中 Al と反応して溶鋼を汚染するため Table 2 に示す特殊パウダーを使用すると効果的である。また、取鍋スラグの流動性を低めるために出鋼時に焼石灰を投入して塩基度を高くすることも有効である。低 SiO_2 タンディッシュパウ

Table 2 Effect of tundish powder on oxygen content for 17% Cr stainless steel

		Total Al			
		0.006%	0.007%	0.008%	0.009%
Powder A	Oxygen content (ppm)	93.0	86.0	80.0	77.0
	Fraction O $\geq$ 80 ppm	66.7%	54.0	50.0%	14.3%
Powder B	Oxygen content (ppm)	74.3	64.8	62.6	59.2
	Fraction O $\geq$ 80 ppm	47.2%	0.0%	0.0%	0.0%

	Chemical composition (wt %)					Basicity
	SiO_2	Al_2O_3	CaO	MgO	CaF_2	
Powder A	37~43	4~6	37~43	5~8	4~6	0.95~1.10
Powder B	5.5	27.0	46.5	3.5	9.5	8.02

ダーと取鍋スラグの塩基度コントロールの採用により、酸素レベルを 12~22ppm 程度減少することができた (Table 2 参照)。種々の対策の実施により、タンディッシュでの Al, O の関係は Fig. 1 に示すように、低 Al レベルで低 O で安定しており、製品の品質要求を満足している。

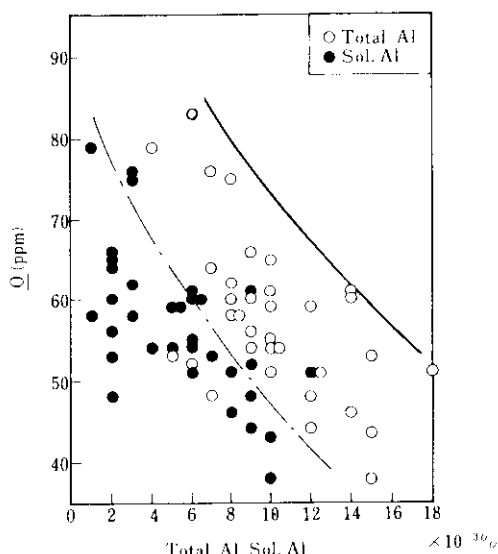


Fig. 1 Oxygen content as a function of Al content for 17% Cr stainless steel

2.1.2 リジング

フェライト系ステンレス鋼板は加工した際に、リジングと呼ばれる板表面の凹凸現象が生ずることがある。リジングは造塊材と比較して、連鋳材のほうが顕著な傾向が見られるが、これは鋼塊およびスラブの凝固組織の結晶方位性と関係が強い。しかし、化学成分の調整（オーステナイトポテンシャルの増加）、低温仕上熱延、高温焼鈍などの製造工程の改良によってリジングを軽減することが可能であり、連鋳化の障害とはなっていない。

2.1.3 スラブ表面性状

17%Cr ステンレス鋼は用途上のニーズとして鋼板表面が美麗であることが特に要求される。希土類元素によるトレーサー実験から、スラブ表面ノロかみの原因は、モールドパウダーのまきこみであることが判明した。ノロかみ防止の対策として、以下の諸点に注意している。

(1) タンディッシュ溶鋼温度

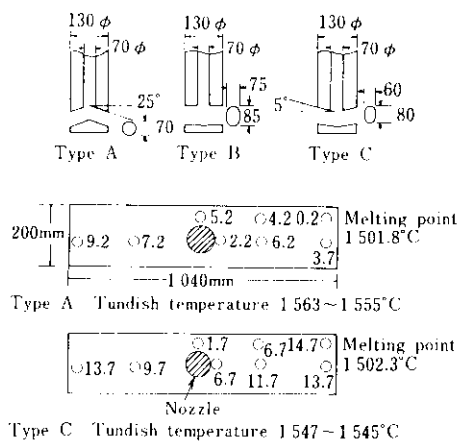
モールドパウダーの均一な溶解と流動性を確保する目的のために、鋳型内溶鋼温度の制御が重要で、タンディッシュ溶鋼過熱度 35℃ 以上で管理している。

(2) 浸漬ノズル形状

モールド内の溶鋼流動は浸漬ノズル形状によって強く影響される。スラブのノロかみを防止するには、モールドパウダー～溶鋼界面に十分な熱量を供給して、パウダーの溶解を遅滞なく均一に行うことが重要であると考えられる。浸漬ノズル形状とモールド内溶鋼温度分布の測定例を Fig. 2 に示す。ノズル出口角度が下向きの場合はノズル近傍で温度の低い傾向がみられるが、上向きノズルではモールド内全域にわたって温度が均一である。ただし、上向き角度が大きすぎるとノズル噴流による湯面変動が問題となる。すなわちノズル角度とノズル浸漬深さを適切に組み合わせることが要点となる。

(3) モールドパウダー

周知のように、良好なスラブ表面性状を得るには、適切なモールドパウダーの選択が重要である³⁾。17%Cr ステンレス鋼におけるモールドパウダーとスラブ表面ノロかみの関係例を Fig. 3 に示す。



Figures show the superheat in the mold

Fig. 2 Effect of immersion nozzle type on temperature distributions of steel melts in the mold

	Chemical Composition (wt%)						Basicity	Viscosity at 1300°C (poise)
	T·C	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	Na ⁺	F ⁻		
Powder C	3.0	31.3	34.9	6.1	8.8	8.2	1.1	1.3
Powder D	5.02	30.5	34.3	7.8	7.4	7.0	1.12	1.8

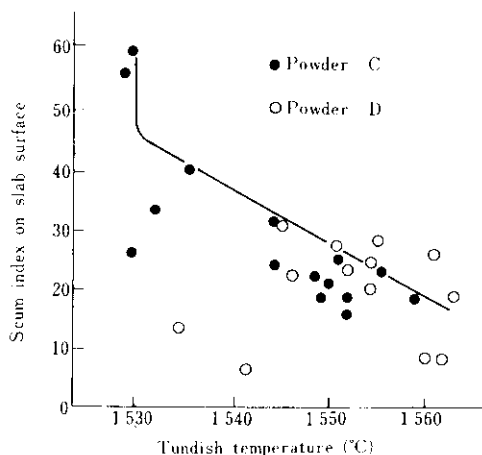


Fig. 3 Effect of mold powder on slab surface quality as a function of tundish temperature

パウダー C はタンディッシュ溶鋼温度が低下した場合にスラブ表面の劣化が著しいが、パウダー D は安定して良好な表面性状を得ることができる。

2.2 マルテンサイト系ステンレス鋼

中炭マルテンサイト系ステンレス鋼はフェライ

ト系、オーステナイト系ステンレス鋼に比べて一般に連铸が難しいと言われている。これは、連続铸造時の種々のスラブ欠陥の生成やスラブ冷却時のマルテンサイト変態に起因する割れの発生などのためであったが、スラブ熱処理法の開発、铸造条件の改善、チャージ内異幅連々法の開発、などにより連铸率100%を達成したので、その概要をまとめた。

2・2・1 スラブ欠陥

当初、スラブ表面に Fig. 4 に示すような

- (1) 微細な割れをともなったデプレッション、
- (2) 縦割れをともなった深さ15mmにも達する凹み、

などの重大欠陥が発生した。これは他のステンレス鋼や高炭素鋼でも発生したことのない、中炭マルテンサイト系ステンレス鋼に特有の欠陥である。

Fig. 5 に13%Cr等断面におけるFe-C系の状態図を示した。

これより、中炭素ステンレス鋼は、固液共存領域が広く、凝固過程に包晶反応($\alpha + L \rightarrow \gamma$)を含み、B.C.C.構造の α 相が液相と反応して、F.C.C.構造の γ 相を生ずる際に、線収縮率で0.46%もの著しい収縮が起こることが特徴的である⁴⁾。

操業知見としては、上記スラブ表面割れを防止するには適切なモールドパウダーの選択が特に重要である。Fig. 6 は同一ヒートでモールドパウダー比較試験を行った時のモールド抜熱量とパウダー消費量を示したものである。パウダーEは消費量が多いにもかかわらず、モールド抜熱量が大きく、特異な表面割れが多発した。この現象については次のように説明できる。パウダーEの場合はモールド～凝固シェル間で局所的に熔融パウダー

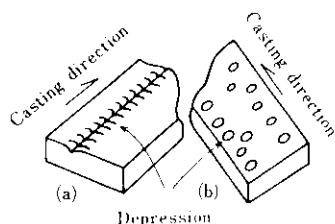


Fig. 4 Typical surface defect on martensitic stainless slab

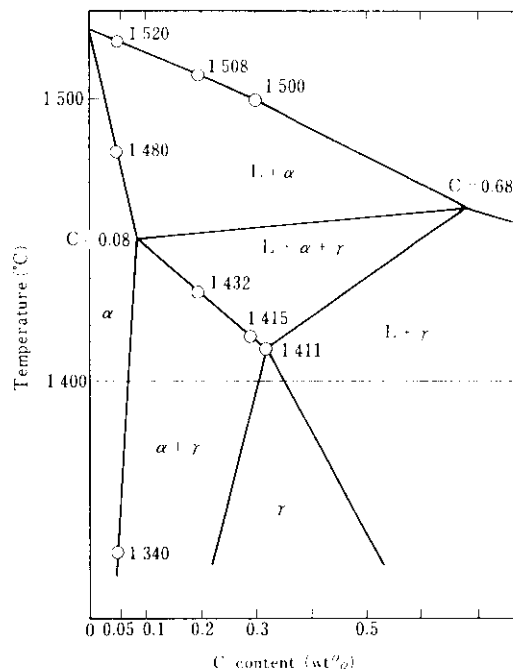


Fig. 5 Phase diagram of 13% Cr C system

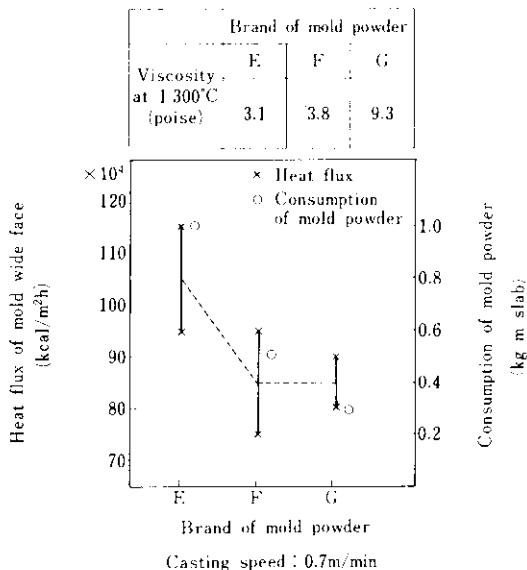


Fig. 6 Consumption of mold powder and heat flux of mold wide face

の過剰流入が生じ、消費がその過剰流入部で集中的に起こり、全体的には薄い膜厚となって抜熱量

が増大したものと考えられる。パウダー粘度が低すぎる場合は不均一流入を生じやすく、表面割れ防止上は不利であるが、一方粘度が高すぎるとパウダー膜厚が減少して、モールド・シェル間の潤滑が不十分となって後述するブレイクアウトが多発する。このために操業管理上に最適なパウダー粘度が存在する。

2・2・2 表面縦割れの発生機構

モールドパウダーが過剰に流入した時の凝固シェルの生成状況および包晶反応にともなう凝固シェルの変形挙動について定量的解析を試みた。

モールド内の鋳造方向温度分布を2次元伝熱方程式の差分法で求め、Fig. 7 に示す。過剰流入部のパウダー膜厚が3.3mmの場合は、正常部の凝固シェル第2層が包晶反応を開始する温度(約1415°C)に達しても、過剰流入部の凝固シェル第1層はまだ完全凝固温度に達していないことがうかがえる。この時点での包晶反応にともなう凝固シェルの変形挙動を、スラブC断面の2次元応力解析を行って推定した。解析手法としては有限要素法を用い、各要素の温度に適合した材料強度を与え、変形挙動としては塑性領域まで考慮した⁵⁾。包晶反応にともなう収縮は初期ひずみとして計算に組み込んだ。長辺面の中央でパウダーの過剰流入が生じた場合の凝固シェル変形はFig. 8 のように推定され、過剰流入部では約4mmのくぼみ変形が得られた。計算上変形はほぼ直線的であるが、

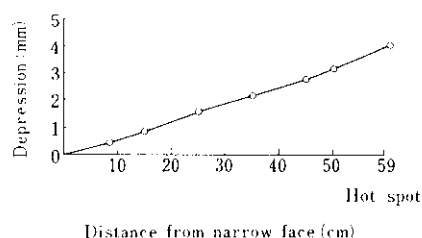


Fig. 8 Shell deformation due to peritectic reaction

実際には溶鋼静圧によるバルジングの結果、モールドに凝固シェルが押しつけられて、過剰流入部近傍のみがくぼみとして観察されたものと考えられる。以上は正常部の凝固シェル厚が3mmの場合であり、同様の変形は凝固の進行とともに凝固シェル内側で、次々と包晶反応が起こるために繰り返し累積されるが、一方では凝固シェルが発達して強度も上がるので、その結果として先のようにくぼみが形成されたものと考えられる。

2・2・3 スラブ熱処理法の開発

中炭素マルテンサイト系ステンレス鋼は、スラブの冷却速度が速いとマルテンサイト変態が生じ、スラブに割れが発生することが知られている。SUS 420 J2 のT.T.T. 曲線をFig. 9 に示すが、連铸スラブの場合、分塊スラブより初期温度が低いので放冷や徐冷ボックスの冷却では完全にマルテンサイト変態を防止するのは難しい。そこで新たな熱処理法として、铸片サンド法や分塊均熱法を開発した。熱片サンド法は鋳造後スラブをマル

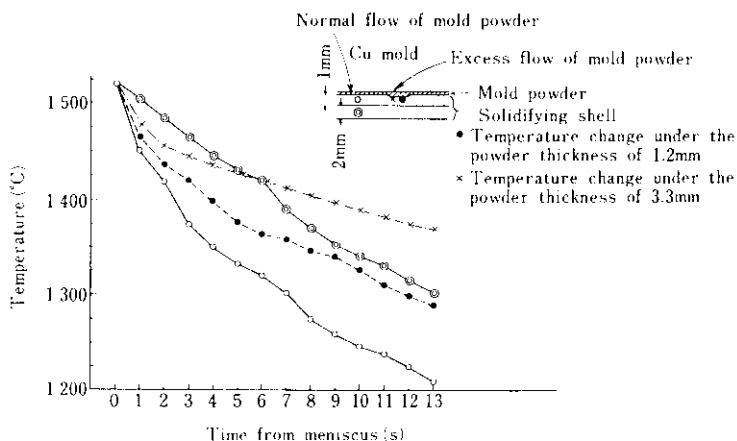


Fig. 7 Effect of excess flow of mold powder on temperature change of solidifying shell

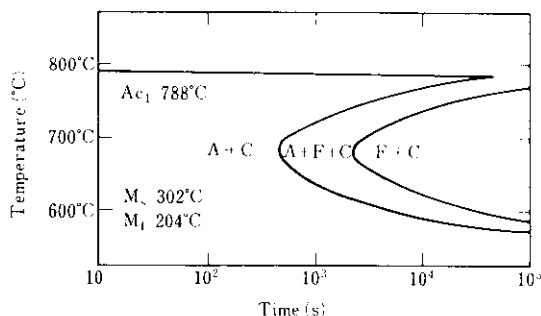


Fig. 9 T.T.T. curve of SUS 420 J2

テンサイト変態点 (M_s 点) よりやや高い温度まで一旦放冷し、その後、分塊圧延直後の熱いスラブで両面をサンドイッチ状に挟み、加熱徐冷する方法であり、分塊均熱法は均熱炉内で恒温変態させる方法である。スラブの熱履歴と硬度の関係を Fig. 10 に示す。昇温後 5 時間恒温保持したスラブは硬度から 100% パーライト変態を完了していることが確認された。2.5 時間ではパーライト変態は約 55% であり熱処理が不十分である。上記の方法では、スラブを一度 300~400°C まで冷却することにより過冷オーステナイト中にフェライトの核が生成し、これが昇温によって容易に生長するため、通常の連続冷却と比較して短時間でパーライト変態が完了するものと考えられる。

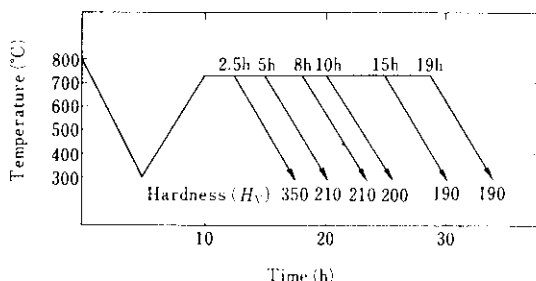


Fig. 10 Effect of heat treatment on hardness of SUS 420 J2 slabs

3. 高炭素鋼の連続鋳造

3-1 品質と操業

高炭素鋼は刃物、バネのように熱処理を行って

使用されることが多く、内部欠陥、中心偏析、コイル表面の品質要求がきびしい。連続鋳造時に問題となる材料特性、特に高温強度に及ぼす C の影響を Fig. 11 に示す。

900~1050°C では $C \leq 0.50\%$ の範囲では溶質 C

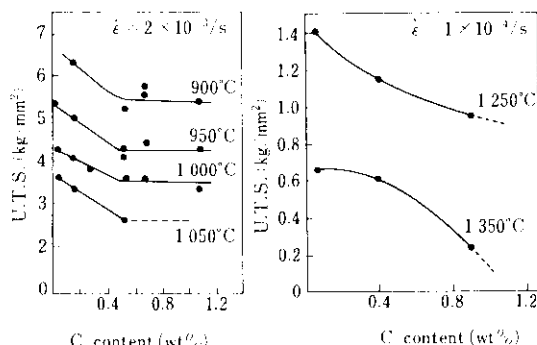


Fig. 11 Effect of C content on ultimate tensile strength (U.T.S.)

の増加にしたがって強度は漸次低下するが、 $C > 0.50\%$ では C の影響はみられない⁶⁾。高温、低ひずみ速度下の変形挙動は、動的再結晶として最近注目を集めているが、いまだ不明の点が多い。C 濃化にともなう強度の低下は、結晶内の空孔の拡散速度が増加して、動的再結晶速度が促進されるものとして理解される。一方、1200°C 以上の高温強度についての報告例は少ないが、当社の測定結果を Fig. 11 に示した⁷⁾。1250°C では大きな変化はみられないが、1350°C では $C \geq 0.50\%$ で急激な強度低下が認められる。これらより、高炭素鋼のスラブ連続鋳造においては、内部割れと中心偏析が発生しやすいものと考えられる。Fig. 12 は鋳造速度が過大であり、2 次冷却が不足した場合に生じた内部割れのサルファープリントである。一般鋼においては同一鋳造条件でも内部割れの発生は無く、高炭素鋼の高温強度が低いことと合致している。さらに、内部割れの発生位置は一般鋼と異なり 2 次冷却帯上部で生じていることが特徴的である。これは強度の低下が 1250°C 以上で著しく、モールド直下でのバルジング傾向が大きいものと考えられる。そこで、①低鋳造速度、②高水比操業、③頭部強冷型 2 次冷却水配分、を基本とした操業を行っている。代表的なスラブ表面温度推移を Fig. 13 に示す。

高炭素鋼、特殊鋼の鋳造にあたっては中心偏析

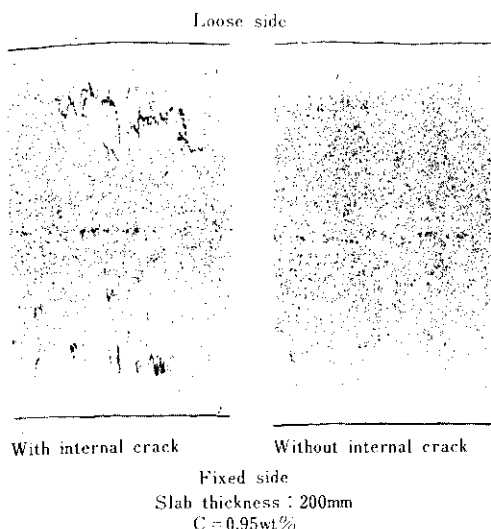


Fig. 12 Sulphur prints of high carbon steel slabs

に注意しなければならない。これは偏析率が軽微であっても、鋼の溶質含有量が高いために偏析部分の組織異常が考えられるからである。中心偏析の軽減には、①等軸晶率の増加、②ロールのミスアライメント防止、③ロールギャップ絞りこみによる、凝固収縮にともなう溶鋼流動の防止、④ロール間バルジングの防止、などが有効であると考えられている。当所においては、次に述べる casting センサーの開発によって適切なモールドパウダーを選択して低温 casting を可能とし、ロールアライメント管理強化、凝固末期におけるロールギャップ絞りこみを実施するとともに、高水比、低速 casting を行って中心偏析に対する総合的対策をとっている。工程材のサルファープリントの一例を Fig. 12

に示したが、中心偏析はほとんどみられず、内部割れもまったく発生していない。

3.2 鑄造異常センサーの開発^{8,9)}

当所では、モールドメッキ材質をニッケルとした際に、特異なブレイクアウトが多発するようになった。この種のブレイクアウト（以後、拘束性 B/O と称す）は、溶質元素が多くて高温強度の低い高炭素鋼などの特殊鋼に集中して発生し、定常 casting 中に突然ブレイクアウトを生ずる。また、凝固シェルが以下に述べる特異な発達状況を有する特徴がある。

- (1) B/O スラブの外観は Fig. 14 に示すように、スラブ中央またはコーナー部で発生する。
- (2) 凝固シェル表面は正常なオシレーションの部位(a)とリップル状マークの部位(b)とからなり、(a)と(b)の部位は水平線に対して約 45°の角度をなしてくびれている。
- (3) B/O 後の凝固シェル厚はリップル状マークの部分ではメニスカス近傍が最も厚く、くびれ線に近づくにつれて凝固シェル厚が薄くなっている。

Ni は熱膨脹率が Cu に近く、メッキ層を厚くできる点が特徴であるが、このために溶鋼～冷却水間の伝熱抵抗が増大する。伝熱計算によれば、メニスカス近傍でパウダーの潤滑が不十分となって、モールドと溶鋼が直接接触した場合には、Ni メッキ表面温度は Cr メッキよりも著しく高くなり、瞬間的には溶着発生温度になりうるということがわかった。また、拘束性 B/O の発生したスラブ表面の E.P.M.A. 検査を行ったところ、Ni が検出された。

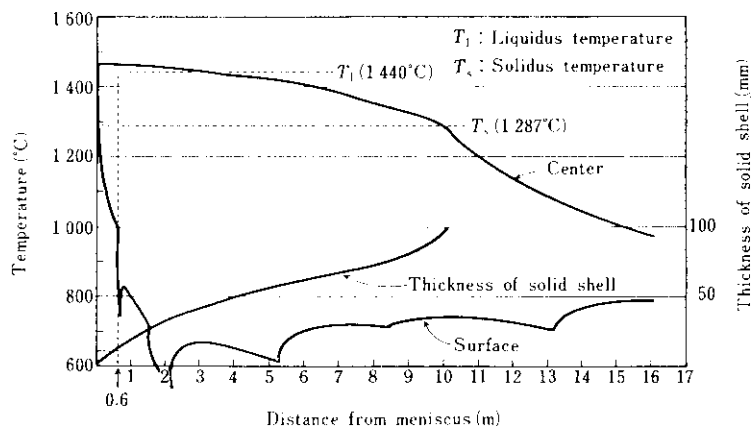


Fig. 13 Temperature change of high carbon steel slab

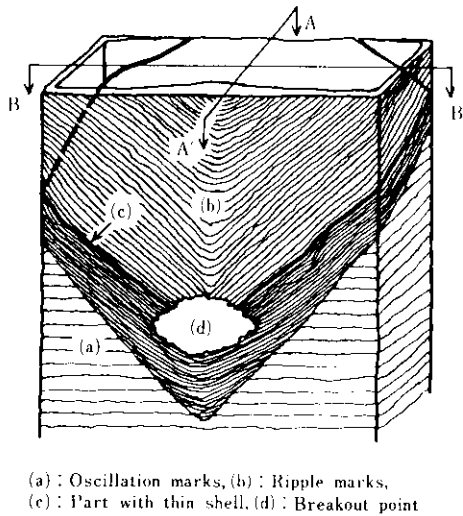
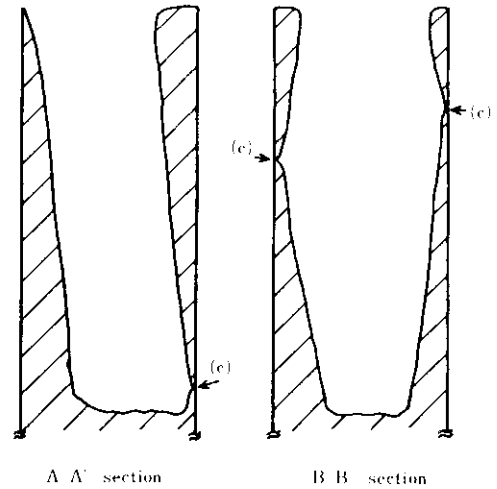


Fig. 14 Appearance of broken out shell remained in mold



高炭素鋼は一般鋼に比べてタンディッシュ溶鋼温度が 50°C ほど低い。このため、不適当なモールドパウダーを使うと熔融不良を生じて拘束性 B/O を発生しやすく、低粘度パウダーほど B/O 比率の低いことが確かめられている。当所の経験では最低 0.4kg/t steel のパウダー消費量の確保が必要である。このように拘束性 B/O にはモールド〜スラブ間の摩擦抵抗に変化がともなうものと

推察されたので、摩擦抵抗変化を検知できるものとして、①オシレーション波形センサー、②オシレーション系ひずみゲージセンサー、を開発して、鋳造中の連続モニターを行って異常の早期発見につとめている。Fig. 15 はオシレーション系ひずみゲージセンサーによる操業異常予知システムのブロック図である。拘束性 B/O の直前のひずみゲージの変化は Fig. 16 に示すように、約 1 分前に

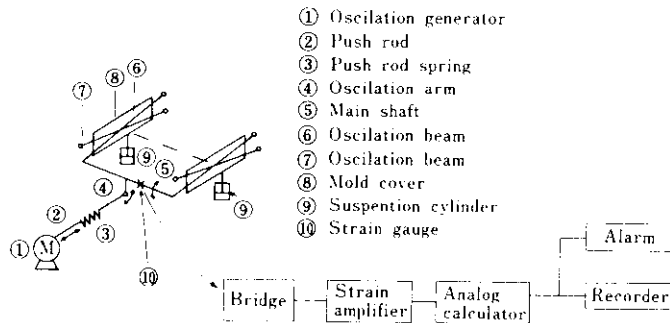


Fig. 15 Detection system of breakout by monitoring strain of oscillation mechanism

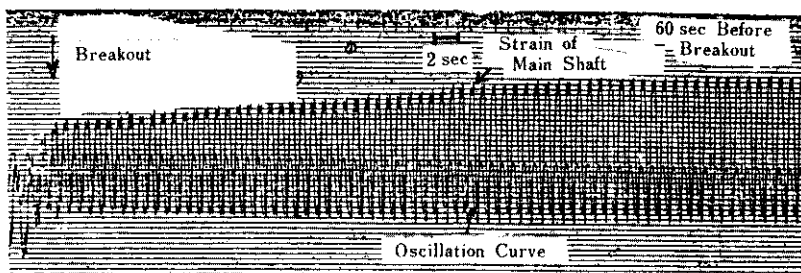


Fig. 16 Typical change of strain measured at mold oscillation system before breakout

異常を検知し、警報を出すことが可能である。これらのモニターの活用により、高炭素鋼のような高温強度の低い鋼を低温で安定して casting を行っている。

4. 結 言

フェライト系ステンレス鋼の脱酸コントロールにおけるタンディッシュパウダーの役割について述べ、また、スラブ表面性状に及ぼすモールドパウダーと浸漬ノズル形状の影響について言及した。

マルテンサイト系ステンレス鋼のスラブ表面縦割れは、 casting 型内の不均一冷却と凝固中の包晶反応が主原因である。また、新開発のスラブ熱処理法により、スラブハンドリング時のマルテンサイト変態を防止できた。

一方、高炭素鋼は高温強度が低く、内部割れが発生しやすいので、 casting 速度の低下と2次冷却比水量の増大が必要である。高炭素鋼において発生しやすい、 casting 型～凝固シェル間の潤滑不良に基づく拘束性ブレークアウトは、新開発の casting 異常センサーによって予知が可能となった。

参 考 文 献

- 1) 木下, 大橋, 竹田: 鉄と鋼, 57 (1971) 13, 2152
- 2) S. Yano, K. Nakanishi et al.: Trans. I.S.I.J., 16 (1976), 258
- 3) 桜谷, 江見, 武, 江本, 越川: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 3, 37
- 4) B. Leffler, S. Malm: Metals Technology, (1977) Feb., 81
- 5) K. Sorimachi, A. Grill: Int. Journal for Numerical Methods in Engineering, 14 (1979), 499
- 6) 酒井, 大橋: 鉄と鋼, 64 (1978) 8, A 203
- 7) 北岡, 木下, 江見: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 3, 93
- 8) 反町, 垣生ほか: 鉄と鋼, 65 (1979) 4, S 166-177
- 9) 糸山, 川原田ほか: 鉄と鋼, 65 (1979) 11, S 749-750