

技術資料

UDC 621.746.27.047 : 621.746.019 : 620.19

鑄片の欠陥とその防止法\*

森

久\*\*

Causes and Preventions of Continuous Casting Defects

Hisashi MORI

1. ま え が き

連続鑄造鑄片には多種多様の欠陥がみられる。鑄片欠陥の発生状況は、連鑄機種、鑄片のサイズと形状、鋼種および操業条件などによつて異なり、それぞれの欠陥の成品品質におよぼす有害性の程度は、鋼種および用途によつていちじるしく異なる。

著者は、本資料とほぼ同じテーマについて約2年前に技術資料<sup>1)</sup>をとりまとめた。前資料では、オープン注入・オイルキャストを余儀なくされた小断面ビレットやスラブ連鑄についての結果がほとんどであった。

本資料では、その後2年間に発表された大断面スラブに関する文献と、前資料で割愛した事項について主としてとりまとめた。したがつて、前資料の内容のほとんど全部は紙数の関係で割愛せざるをえなかつたので、前資料も本資料を補うものとしてご参照いただければ幸である。

なお、リムド鋼鑄片についても記述した。

2. 連続鑄造鑄片の欠陥の種類

ISI Publication 106<sup>2)</sup>として、連鑄鑄片の欠陥の定義と発生原因を写真入りでまとめた小冊子がある。これに若干補足して、表1に欠陥の種類を示す。

3. 表面割れと内部割れ

3.1 鋼の熱間強度

まず、割れのバックデータとなる鋼の熱間強度の温度依存性や成分の影響についてふれておこう。

鋼の凝固温度近傍における強度のデータは、MOROZENSKIIらの報告を除いてみられなかつたが、最近ADAMS<sup>3)</sup>は急速熱サイクル装置を利用した貴重なデータを公表している。

表 1 連続鑄造鑄片の欠陥の種類<sup>2)</sup>

表 面 欠 陥	Longitudinal corner crack	コーナー縦割れ
	Longitudinal facial crack	面縦割れ
	Transverse corner crack	コーナー横割れ
	Transverse facial crack	面横割れ
	Longitudinal depression	コーナー近くの縦方向 凹み
	Transverse depression	ディプレッション
	Bleed	ブリード
	Lap	ラップ疵, 2重肌
	Plating	かみこみ疵
	Heavy reciprocation marks	オッシレーションマー ク
内 部 欠 陥	False wall	2重肌
	Teeming arrest	段注ぎ
	Splash	スプラッシュ疵
	Spatter	スパッター
	Entrapped scum, slag spot	のろかみ
	Fin	ひれ
	Guide marks	かき疵
	Carburization	表面浸炭
	Hot shortness	ひび割れ, 亀甲状割れ
	Blow holes, pinholes	気泡 (表面気泡, 肌下 気泡)
形 状 欠 陥	Central unsoundness, axial prosiy	センターポロシティ
	Axial segregation	中心偏析
	Large inclusion	巨大介在物
	Diagonal cracks	対角線割れ
	Halfway cracks	中間割れ
	Star cracks	星状割れ, 中心割れ
形 状 欠 陥	Withdrawal roll cracks	ピンチロール割れ
	Pattern	パターン
形 状 欠 陥	Rhomboidity	菱形変形
	Ovality	楕円変形
	Bulging	バルジング
	Concavity	凹み

すなわち、図1に示すように、凝固温度近傍で強度および絞りが急減する。Fe-C状態図上に各鋼種の絞りが

\* 昭和48年11月28日受付 (依頼技術資料)

\*\* 新日本製鉄(株)光製鉄所 理博

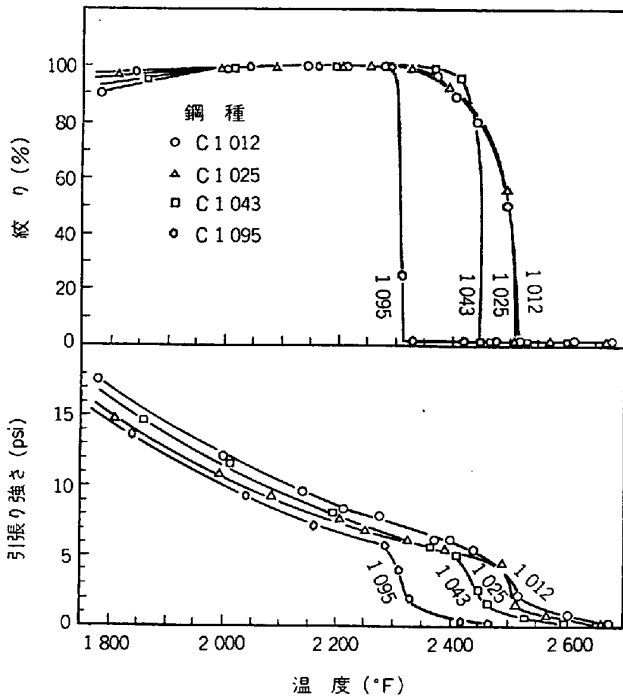


図 1 凝固温度近傍における引張り力と紋り<sup>3)</sup>

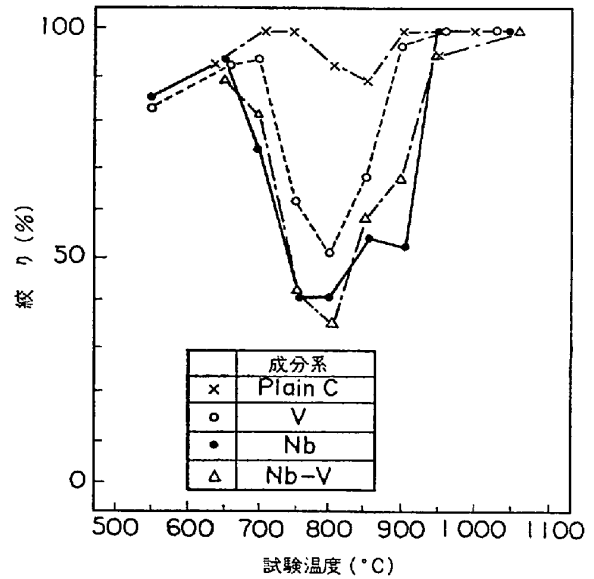


図 3 紋りに及ぼす温度の影響<sup>5)</sup>

が、St 37 (0.16% C, 0.5% Mn, 0.02% S) ではほとんど割れないとしている。

一方、表面割れに関する温度範囲については、長谷部ら<sup>5)</sup>は、図 3 に示すように、700~900°C の範囲で紋りがいちじるしく低下し、Nb と V の悪影響が大きいことを示している。

また、PETERSら<sup>6)</sup>は、凝固後に In line reduction を適用する場合、表面割れの点から、オープンキャスト材では 0.05% Sn までは圧延できるが、Special Bar Quality には 0.03% Sn 以下なることを要し、Si キルド鋼の Mn/S が 25 以上ならば、33%全減面比で良、50%全減面比では表面やや不良となるが、Mn/S=20~25 ならば全減面比が 33% でもやや不良となること；さらに浸漬ノズル材の場合に割れの不安をなくするためには、0.025% S 以下、0.03% Al 以下にする要があるとしている。

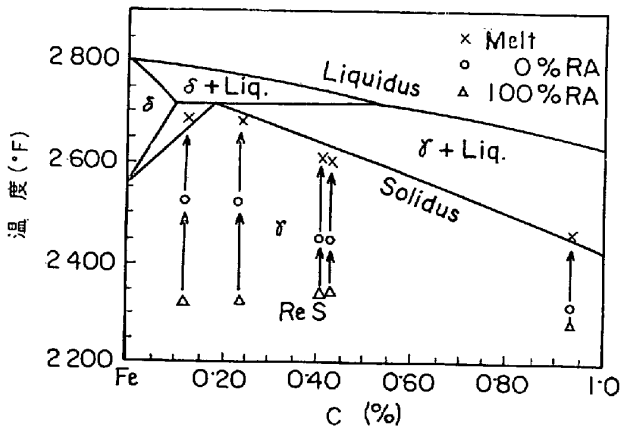


図 2 凝固温度近傍における紋りの変化<sup>3)</sup>

0%, 100%になる温度を記入したものが図 2 であり、紋りは固相線より 150°F 下の温度でゼロになるが、100%紋りの温度は鋼の C% に左右されないことがわかる。オーステナイト粒界に P の偏析があり、走査型電顕による破面観察では粒界で割れており、Fe-1.5% P の固相線が紋り低下開始温度に相当することなどから、粒界の溶融のため紋りが低下すると推測している。

凝固温度付近の材質が関係する例として、KOMMAら<sup>4)</sup>は垂直に鑄込んで曲げる際に発生する内部割れに及ぼす成分の影響について、Mo は割れにくくするが、P, S, 高 Mn, 高 Cr, 高 Ni は割れやすくするとし、たとえば固-液界面の歪が 0.4% のとき、X 60 (0.2% C, 1.5% Mn, 0.02% S) ではいちじるしい内部割れがみられる

### 3.2 表面縦割れ

はげしい縦割れの例を写真 1 に示す。

縦割れはパウダーの銘柄にいちじるしく左右されることが知られており、江見ら<sup>7)</sup>によると、図 4 に示すようにパウダーの粘度  $\eta$  が低いほど縦割れが多発する。これは、パウダー-熔融層の粘度が低いと鑄型上昇時に熔融スラグの局所的流入がおり、その部位の凝固殻の発達がおくれて引張応力が集中する結果縦割れに至ると考えられ、この考えは広く支持されている。また、 $\eta/t_f$  なるパラメーター (ここで  $t_f$  はゼーゲル錐が溶倒しボタン状になるに要する完全溶融時間) をとると、図 5 に示すように  $\eta/t_f$  の上昇につれて縦割れは減少するがのろかみが増加し、 $\eta/t_f$  は  $\eta$  よりも縦割れと強い相関がある。こ

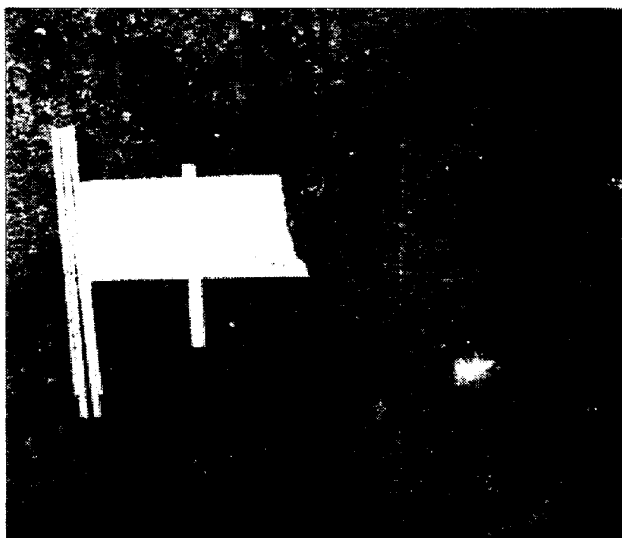


写真1 スラブの表面縦割れ

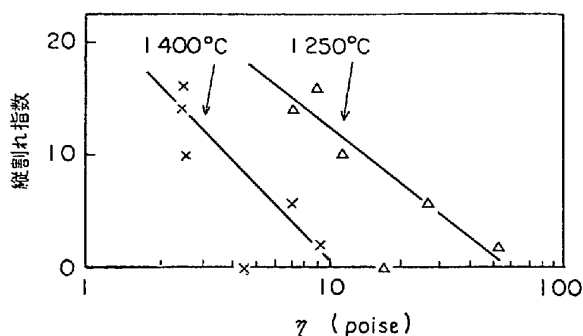
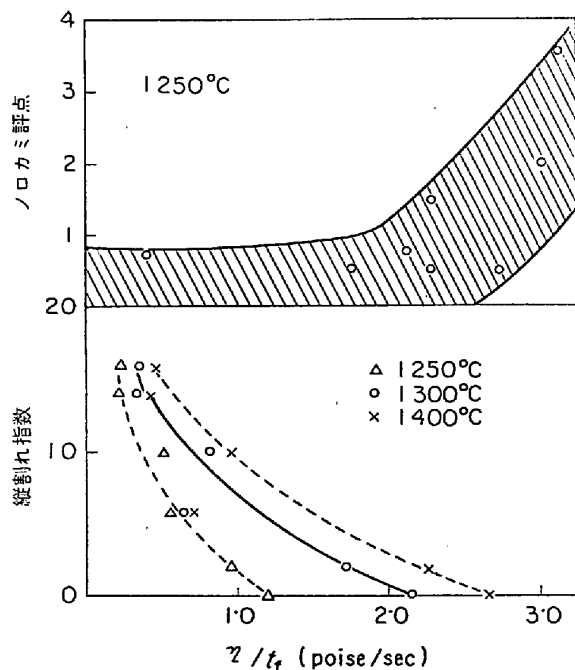


図4 粘度と縦割れ指数の関係

図5 指数  $\eta/t_f$  とノロカミ評点, 縦割れ指数の関係<sup>7)</sup>

れは  $\eta$  の効果に、 $1/t_f$  が大きいほど溶融層が厚くなり過剰流入れがおりやすくなる効果が加味されたためである。なお、パウダー中の S 濃度が 0.4% を越えると縦割

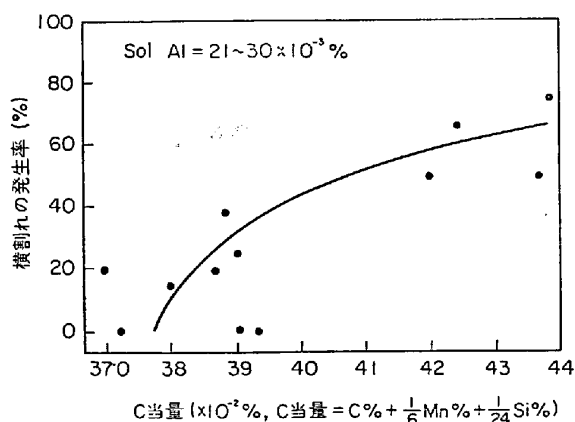
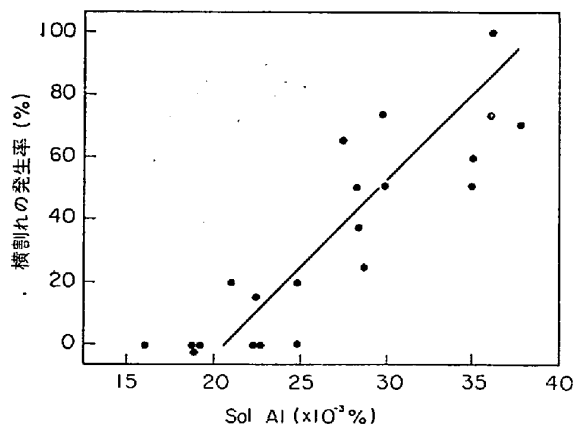
れが急増する。

さらに鋼管福山<sup>8)</sup>では、縦割れ対策として、凝固殻の強度が弱い鑄型直下の強冷をさけること、スプレーノズルの開き角度を 50° のものから 80° のものに変更し 2 重ラップ方式にすること、鋼の S を 0.025% 以下にすることをあげている。

### 3.3 表面横割れ, ディプレッションマーク

表面横割れは垂直型連鑄機ではみられないが、湾曲型連鑄機では鑄片の上面にのみオッシレーションマークに沿って発生するので、矯正時の引張り割れと考えられ、とくに Cu, Nb を含んだ鋼種に多発する<sup>8)</sup>。そこで図3を参考にして、上面スプレー強度を限界値以上にするこによつて矯正時の表面温度を絞りがいちじるしく低下する温度範囲以下にして、横割れを激減している<sup>8)</sup>。

一方、飯田ら<sup>9)</sup>は、図6および図7に示すように、横割れは  $C_{eq}$  および sol Al に正比例して多発する傾向があり、表面直下の割れ開口部を抽出レプリカ法により観察したところ、粒界に多数の Al-N が析出していることを認めた。Al-N の析出実験を行なつたところ、冷却中には 800°C 近辺までほとんど析出せず、昇温中には

図6 C 当量と製品横割れ発生率の関係<sup>9)</sup>図7 sol Al 値と製品横割れ発生率の関係<sup>9)</sup>

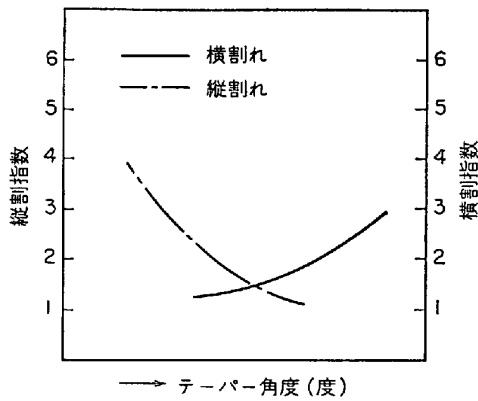


図 8 テーパー角度と表面割れとの関係<sup>11)</sup>

700~1000°C と広範囲で析出しやすいことがわかった。したがって、2次冷却帯で冷却復熱をくり返している間に Al-N が析出し、ピンチロール矯正点において脆化した粒界より割れが発生すると推測された。そこで鑄片温度を 900°C 以上に保持して矯正点を通過させ、鑄込中できるだけ鑄片を復熱させず、sol Al を必要最小限度にコントロールする対策を採用している<sup>9)</sup>。

このように、矯正点における鑄片表面温度を 700°C 以下にするか 900°C 以上にするかの2つの行き方がある。

FARKAS ら<sup>10)</sup> は、表面割れは上面側のスプレーパターンが不良の場合に発生するとしている。

日新・呉<sup>11)</sup> では、鑄型の狭面テーパー角度を大きくすると、図 8 に示すように、狭面のふくれはなくなり、コーナー部縦割れが減少するが、鑄型と鑄片とのまさつが增加して横割れが増加することを報告している。

住金・和歌山<sup>12)</sup> では、ディプレッションマーク(オッシレーションマークの極度に深いもの)は、多くの場合表面横割れを伴っており、引抜速度が低下する鑄込の初期・末期および連々鑄の継目部で多発し、デンドライトアーム間隔をしらべたところ横割部の冷却速度はいちじるしくおくれしていたことから、ディプレッションマークは、溶融パウダーが過剰に流れこんだ結果凝固殻の発達がおくれ、鑄型が下降する際に押しつぶされて生じると考えている。ディプレッションマークは、0.15% C 以下の 1.4% Mn 程度の高 Mn 鋼にのみ発生し、低 Mn 鋼では発生しないが、高 Mn 鋼では溶鋼の Mn が MnO としてスラグに吸収され、スラグの粘性が低下して過剰に流れこみやすくなる。そこで、鑄込速度などが変化しても流れこみ量がほとんど変化しないようなパウダーを開発して、ディプレッションマークを皆無にしている。

コーナー横割れは、飯田ら<sup>9)</sup> によると、ピンチロールレベルがパスラインに対して誤差があると、余分な曲げ歪み  $\epsilon = \sigma \delta / l^2$  (ここで  $\delta$ : パスラインからのレベル変

位,  $l$ : ロールピッチ) をうけるため、鑄込時のピンチロールレベルの管理を行ない、また高温のほうが熱間ねじり回数が増加するので高温でピンチロールを通過させることの2つの対策により、激減することを認めている。

### 3.4 ひび割れ

ひび割れの成因は、凝固殻が鑄型内壁の Cu を削り取ることによつておこるので、鑄型内面を Cr メッキするとひび割れが減少することは前資料で詳述した。

また、鋼の Al<sup>13)14)</sup>, Cu<sup>15)</sup>, C<sup>16)</sup> が高いほどひび割れが増加し、Na<sup>+</sup> を過剰に含むパウダーを使用するとひび割れが多発し<sup>13)</sup>、縦割れが多発するチャージのひび割れは少なく<sup>15)</sup>、鑄型直下の急冷部は緩部に比べてひび割れが多く<sup>13)</sup>スラブ幅が広いほどひび割れが増加する<sup>15)</sup>などの諸現象は、鋼の高温脆性のほかに、熱応力や機械的応力もひび割れに影響することを示している。

なお、写真 2 は、鑄型の狭面テーパー角度が大きすぎ



写真 2 顕著なひび割れの外観<sup>13)</sup>(酸洗後)



写真 3 断面割れ

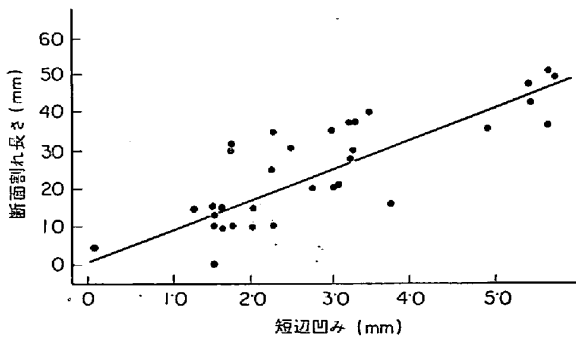


図 9 スラブ短辺凹みと断面割れ長さの関係<sup>9)</sup>

たために、鑄型狭面下部の Cu が削り取られた結果、鑄片狭面に発生したはげしいひび割れ<sup>13)</sup>の例である。

### 3.5 断面割れ

断面割れの 1 例を写真 3 に示す。スラブ狭面の凹みが大きいほど、図 9 に 1 例を示すように、狭面から 30~100 mm 入ったスラブ厚さ中央に断面割れが発生しやすく、狭面近くの 2 次冷却水量を減少すれば断面割れが減少し、かつ小さくなることが広く認められている。

これから、断面割れは、コーナー部の剛性が高く、広面凝固殻のバルジングに狭面凝固殻が負けて凹変形した場合に、狭面側の凝固面が引張り歪を受けて断面割れにいたるものと推測される<sup>9)</sup>。

### 3.6 内部割れ

内部割れの 1 例を写真 4 に示す。

内部割れは、垂直曲げ型連鑄機における曲げ点、湾曲鑄型連鑄機における未凝固矯正点において、引張り応力を受ける側のみ発生することが多く、発生深さは引張り応力を受けたときの凝固層厚さにほぼ相当している。一方、垂直型連鑄機においては、内部割れが発生することはきわめて稀であるが、比較的大きなバルジングを矯正する際のロール圧下時の凝固厚さ付近に発生することもある。

これから、曲げ、矯正あるいはロール圧下時の引張り力が脆弱な凝固層の内部割れの発生原因であることは間違いない。

内部割れの防止対策としては、KOMMA ら<sup>4)</sup>が詳細に述べているように、マルチロールドライブによる多段曲げ、矯正あるいはバルジング防止、鑄片の収縮に見合ったロール対間隔の絞りこみ、鑄片に過大な圧下をかけないためのロールの油圧制御機構あるいはスペーサーの使用などがあげられる。

ともあれ、内部割れについての文献は少なく、内部割れの実態、生成機構、内部割れ発生の限界歪量あるいは歪速度の鋼種別の値などについて、今後の公表が期待される。

なお、未凝固状態における In line reduction に伴って発生する内部割れについては、中心偏析で述べる。

## 4. 巨大介在物と $Al_2O_3$ クラスター

巨大介在物減少対策のストーリーについては前資料<sup>1)</sup>でかなり詳細に述べたので、本資料では、そののち公表された新知見と、前報で割愛した事項を羅列することにする。

介在物のうち、成品の UST 欠陥などの内部欠陥と表面疵などの表面欠陥の原因となるのは、あるサイズ以上の巨大介在物と  $Al_2O_3$  クラスターであるから、まずこれらの検出法についてふれておこう。

Mn-Silicate などの球または塊状の巨大介在物の定量法としては、スライム法による抽出分離法がオーソドックスであるが、手間がかかるため、鑄片品質の日常管理用としては、研磨面の目視介在物の測定、サルファープリントに現われる黒点<sup>17)</sup>の測定が広く行なわれており、X線透過写真法<sup>17)</sup>も試みられている。

$Al_2O_3$  クラスターの定量法としては、写真 5 に 1 例を示すように、サルファープリント上に濃く現われたものを測定する方法<sup>18)</sup>が一般に利用されているが、地疵検査法もある。鑄片に残留する  $Al_2O_3$  クラスターの 3 次元の形態は、酸溶解残渣の走査型電顕観察によると、写真 6 に示すように、小粒集合型と樹枝状のものが共存している。

特殊脱酸剤の効果について、熊井ら<sup>20)</sup>は、冷延薄板用

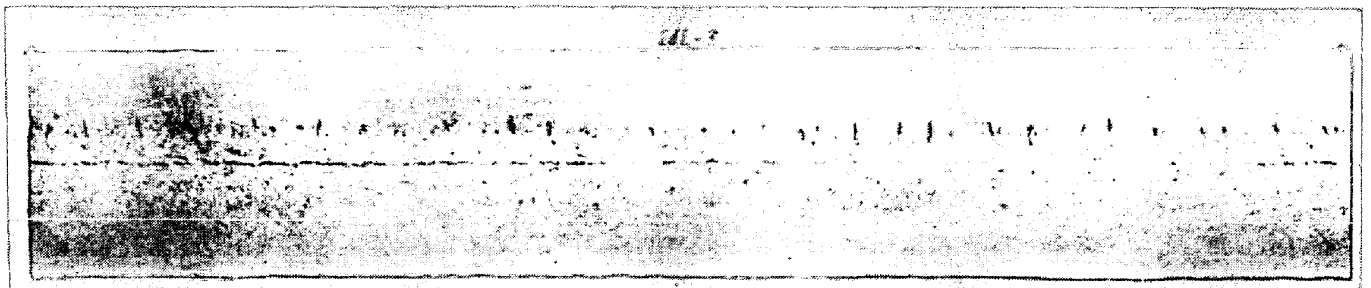


写真 4 厚板用スラブ縦断面のサルファープリントにみられる内部割れ (上が上面側)

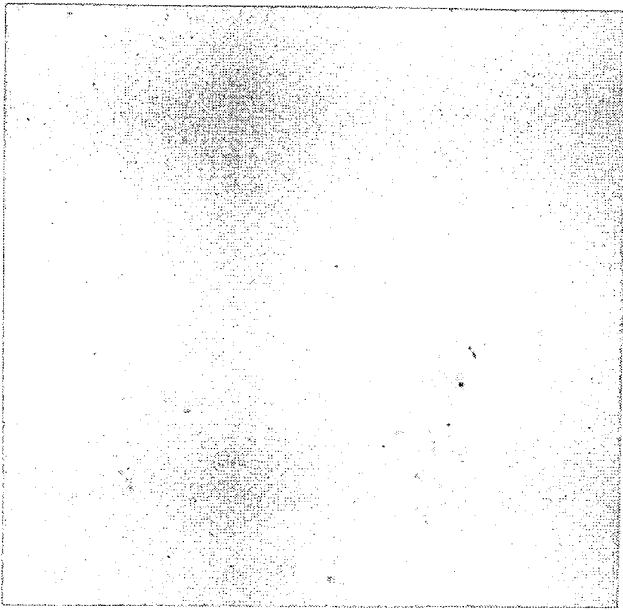


写真5 サルファープリントで検出される  $Al_2O_3$  クラスター<sup>18)</sup>

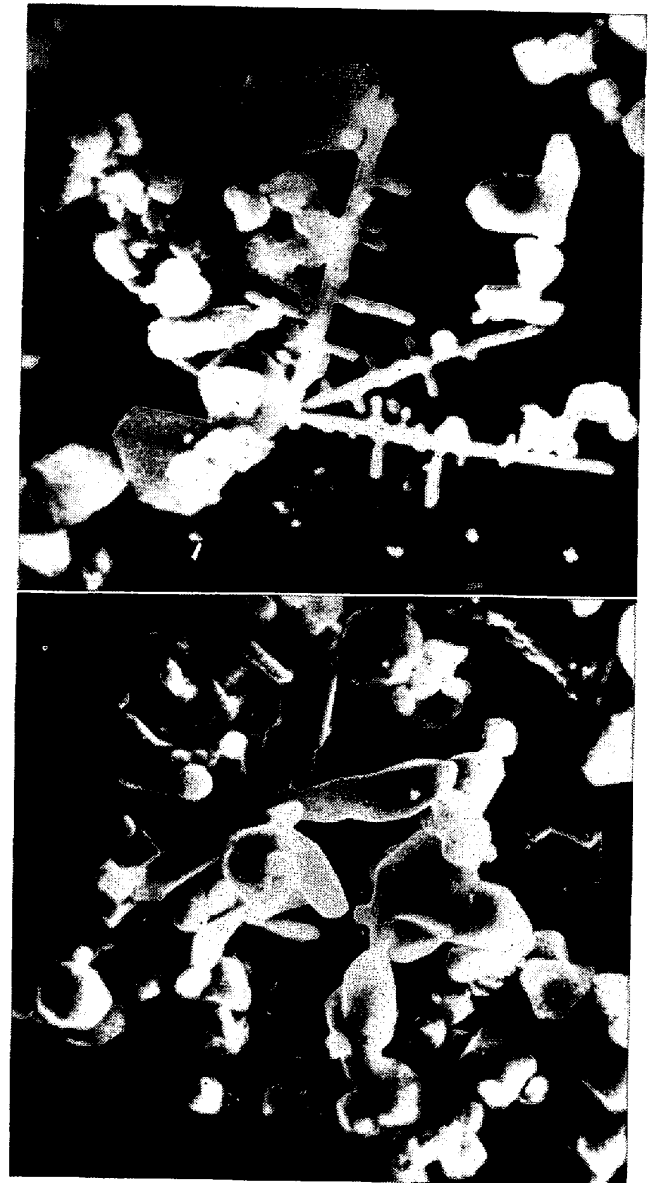


写真6 低炭 Al キルド鋼鋳片内の  $Al_2O_3$  クラスターの 3 次元的形態<sup>19)</sup>

微量 Al-Si 脱酸調整鋼の巨大介在物は、図 10 に示すように、Al-Si-Mn 系脱酸剤の代わりに Si-Al-Ca-Ba を鋼で使用すると減少することを認めている。

また著者ら<sup>18)</sup>は、ブリキ用低炭 Al キルド鋼についてタンディッシュ内に、0.03%以上の金属 Ca を添加すると直径 1 mm 以上の  $Al_2O_3$  クラスターはほぼ皆無になるが、数十  $\mu$  程度の Ca アルミネートのクラスターに起因する微細な表面疵が多発したため、ブリキの検定成績

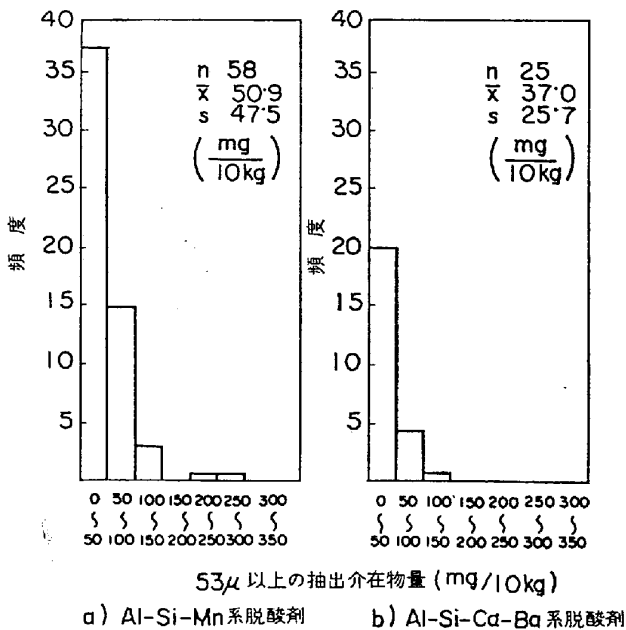


図10 微量 Si-Al 脱酸調整鋼の大型介在物量におよぼす取鍋脱酸剤の種類の影響<sup>20)</sup>

は向上しないことを認めている。

タンディッシュ関係では、光島ら<sup>21)</sup>によると、取鍋とタンディッシュ間に設置した大型ノズル内に、介在物の捕集分離をねらった清浄剤を連続的に添加すると、S 43 C の 300  $\mu$  以上の介在物が減少する。

溶鋼の空気酸化防止効果は広く認められており、ブリキ用低炭 Al キルド用鋳片の肌下 2 mm 面の  $Al_2O_3$  クラスター個数分布におよぼす取鍋とタンディッシュ間の Ar シールの効果に関する著者らの結果<sup>18)</sup> を図 11 に示す。

浸漬ノズルの材質として Fused Silica を使用すると、図 12 に示すように、溶鋼の Mn<sup>22)</sup>あるいは過剰 Mn%<sup>23)</sup>の増加につれて溶損量が急増し、浸漬ノズル起源の巨大

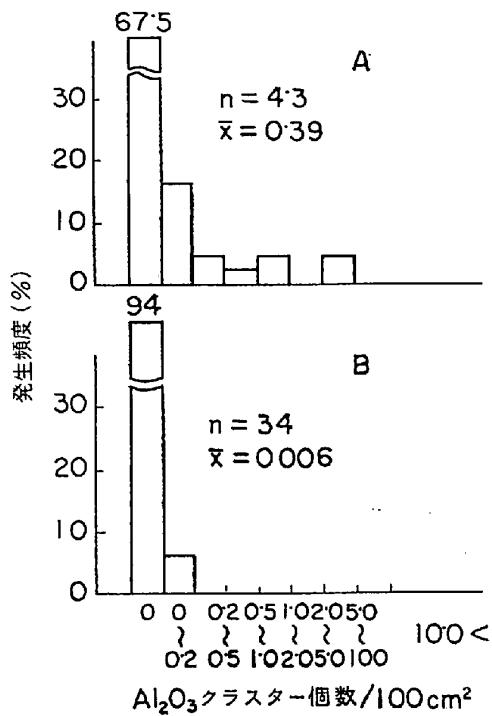


図11 鑄片肌下 2mm 面の  $Al_2O_3$  クラスター個数に及ぼす取鍋とタンディッシュ間の Ar シールの効果<sup>18)</sup>

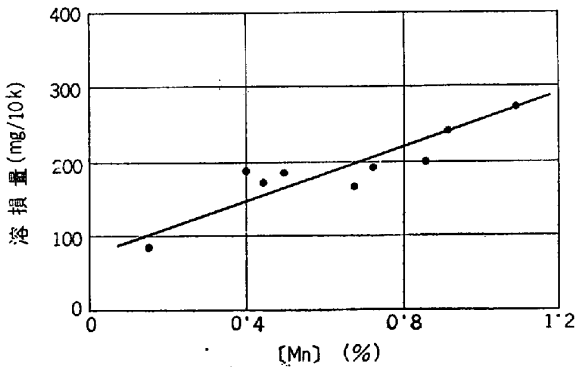


図12 ノズル溶損量と溶鋼中 [Mn] の関係<sup>22)</sup>

介在物量が増加するので、1% Mn 以上の高 Mn 鋼には High  $Al_2O_3$ -Graphite ノズルを使用すべきである<sup>22)</sup>。

鑄片肌近くの  $Al_2O_3$  クラスターは、凝固前面の溶鋼の流れのよどんだ部位にトラップされやすく、MILLS ら<sup>24)</sup>によると、逆 Y ノズルに比べて 6 孔ノズルを使用すると凝固前面を均一に洗浄できるので、図 13 に示すように、Al キルド鋼冷延薄板の検定歩留がいちじるしく向上する。

溶鋼流による洗浄効果の他の 1 例として、低炭 Al キルド鋼についてクレター内の残溶鋼を電磁攪拌すると、攪拌されつつ凝固した攪拌バンド内にはクラスターがほとんど存在せずきわめて清浄になるが、攪拌バンド

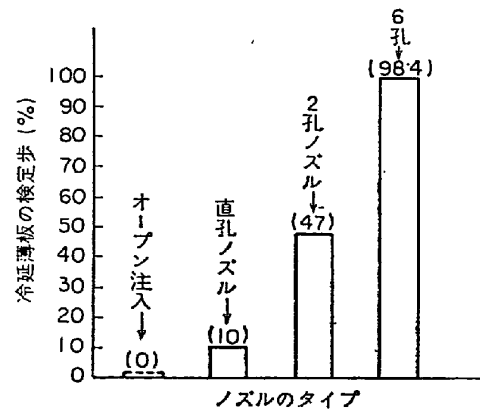


図13 浸漬ノズル形状と冷延薄板の検定歩留<sup>24)</sup>

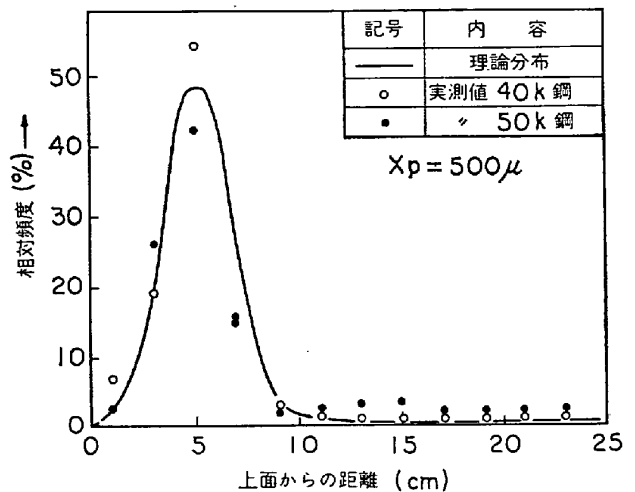


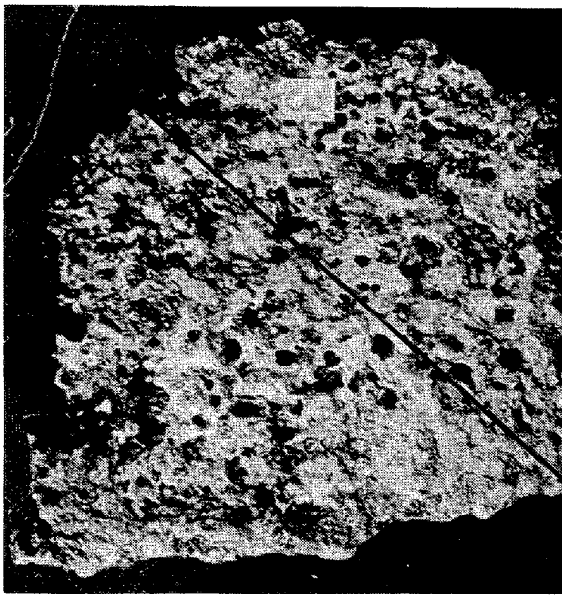
図14 大型介在物の理論分布曲線と実測値の比較<sup>20)</sup>

の内側では、クラスターが大群落化すると同時にクラスター構成粒子も大型化することが認められている<sup>25)</sup>。

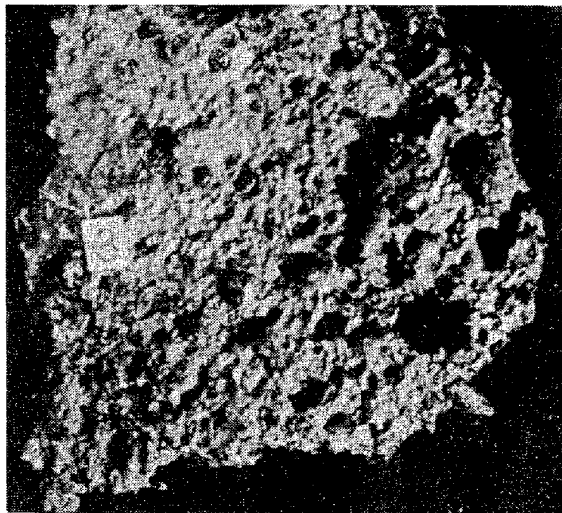
湾曲鑄型連鑄機においては、クレター内を浮上する介在物が上面側の凝固面に捕集されるので、巨大介在物は上面側に偏在し、かつ垂直型連鑄機による鑄片に比べて巨大介在物が多いことが広く認められている。熊井ら<sup>20)</sup>による湾曲鑄型連鑄機における鑄片厚さ方向の巨大介在物の理論分布曲線と実測値とを比較した例を、図 14 に示す。

したがって、湾曲鑄型連鑄機においては、注入溶鋼の環流深さを浅くするほど巨大介在物が減少するので、環流深さを浅くしうる浸漬ノズルの設計・選択が巨大介在物減少対策の一つの要点になるが、この点に関する水モデル実験からのアプローチは本特集号の大井の資料で詳しく紹介されるはずである。

参考のために、ノズルの下向きの吐出角度とノズル低部形状を改善することによつて巨大介在物が減少した例を表 2<sup>22)</sup>に示す。マンネスマン社では、Submerged box を使用すると、曲げ半径 16 ft の連鑄機でも Al キルド



上面の外観 ×1/2



下面の外観 ×1/2



縦断面のマクロ組織 ×1



縦断面のSプリント ×1

写真7 厚板用鋼のデッケル<sup>27)</sup>

表2 介在物量におよぼすノズル形状の影響

ノズル材質	ノズル形状		チャージ数	平均介在物数 個 / 半幅 スラブ
	吐出角度	底部形状		
Fused silica	15°	凹	30	5.4
Fused silica	15°	△	51	11.3

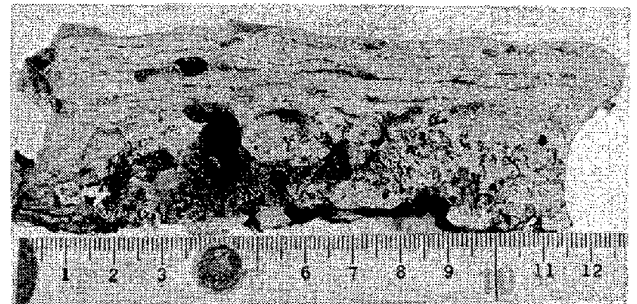


写真8 低炭 Al キルド鋼のデッケル縦断面のマクロ腐食<sup>18)</sup>

鋼あるいは X-60 の介在物の問題が解消したことが報告されている。

なお、浸漬ノズルの形状がスラブ幅方向に左右対称であつても、湯流れは周期的に左右に偏る場合も多く<sup>26)</sup>、このような片流れ現象の結果としての厚板の UST 欠陥の幅方向の偏り<sup>26)</sup>、あるいは肌近くの  $Al_2O_3$  クラスターの幅方向の偏り<sup>18)</sup>などが認められている。

浸漬ノズルの浸漬深さは鑄込流量、スラブ断面サイズおよびノズル形状に応じた最適値があり、浸漬深さが浅すぎると湯面上のパウダーをまきこみ、深すぎて湯面近傍の湯流れによどみを生じた場合は、鑄型内溶鋼温度が低すぎると、いわゆるデッケルが生成する。

デッケルとは、湯面で凝固した鋼片で、写真7および写真8に示すように、まきこまれたパウダーあるいは浮上してきた介在物が層状あるいはランダムに含有されており、デッケルがクレーター内を沈降して残留すると、成品の UST 欠陥の原因となる<sup>27)</sup>。

このように鑄型内湯面レベルを適正位置に保つことは極めて重要であり、鑄込中に湯面レベルが急変すると、メニスカス部の介在物やパウダーがまきこまれ、1例を写真9に示すように、湯面急変部の肌直下に  $Al_2O_3$  クラスターがバンド状に残留する<sup>18)</sup>。

また、鑄型内の溶融スラグ層の厚さよりも鑄型のオキシレーションストロークが大きくなると、図15に示すように、パウダーの粉末あるいは半ば焼結したものが凝固シェルにとらえられたスカム傷が急増する<sup>11)</sup>。

さらに鑄型内溶融スラグが介在物吸収に果す役割も大



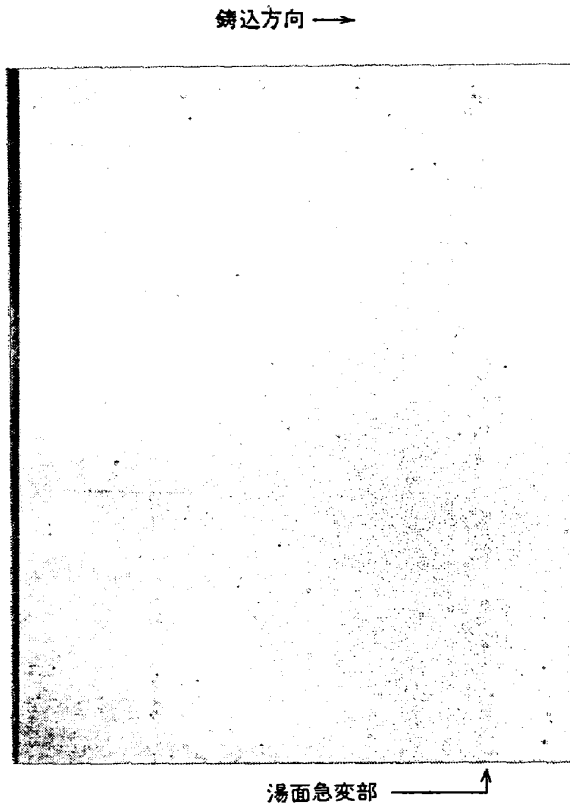


写真 9 湯面急変部に密集した  $Al_2O_3$  クラスター<sup>18)</sup>  
(鋳片の肌下 2 mm 面のサルファープリント) (×1/5)

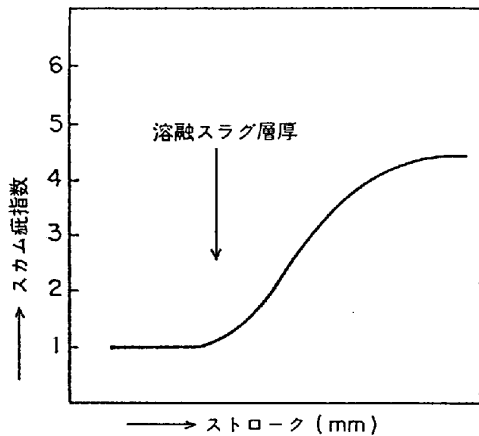


図 15 スカム疵指数と鋳型のオシレーションストロークとの関係<sup>11)</sup>

きい。低炭 Al キルド鋼について、図 16 に示すように、パウダーによつて吸収される  $Al_2O_3$  量が多いほど、鋳片肌近くの  $Al_2O_3$  クラスターが減少する<sup>28)</sup>。4 種類のパウダー銘柄を比較してみると、図 17 に示すように、溶鋼温度が等しい場合にパウダー A を使用すると  $Al_2O_3$  クラスターが最も少なくなる。パウダー A はパウダースラグ中の  $Al_2O_3$  (%) 変化量は他のパウダーとほとんど差がないが、 $Al_2O_3$  ビルドアップによる粘性の増加が小さく、パウダーの消費量が最大であるため、 $Al_2O_3$  吸収量

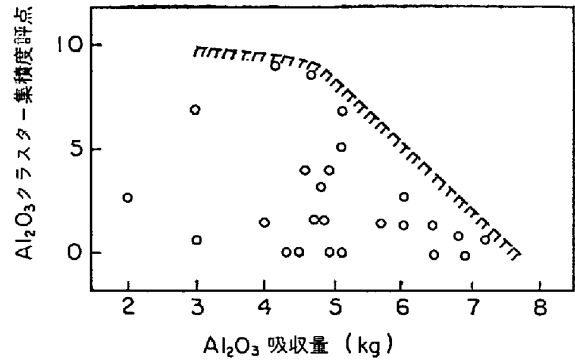


図 16 パウダースラグによる  $Al_2O_3$  吸収量と  $Al_2O_3$  クラスター集積度の関係

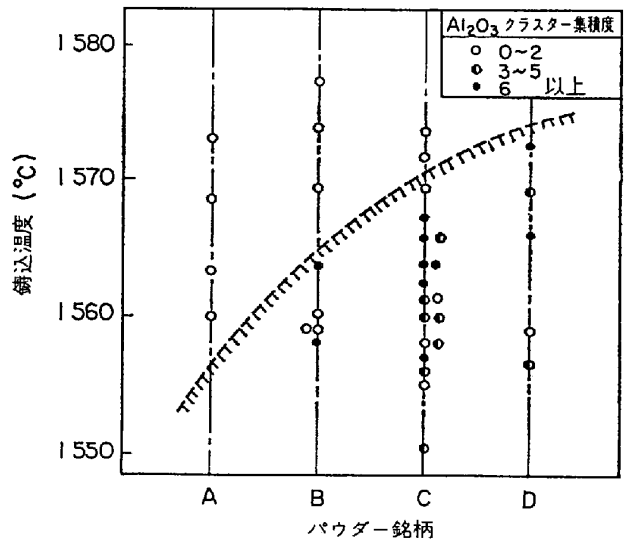


図 17 パウダー銘柄と  $Al_2O_3$  クラスター集積度との関係<sup>28)</sup>

が最大となつたためである<sup>28)</sup>。

溶鋼温度が上昇するにつれて  $Al_2O_3$  吸収量が増加する例は図 18 にもみられ、当然のことながらタンディッシュ内溶鋼の全酸素が高い場合には、 $Al_2O_3$  吸収量も高くなつている<sup>18)</sup>。

このように溶鋼中の介在物を吸収して熔融パウダーが変成しても、スラグの潤滑性が維持される限り、吸収と消費の動的平衡によりパウダー組成は一定に保たれるので問題はない。

しかし、パウダーの変成が限度をこえて熔融スラグ中に固相が析出し始めると、潤滑性が失われて消費速度が急減する一方、固化したスラグが鋳片表面にかみこんでのろかみとなつたり、まきこまれて肌下の巨大介在物となる。この意味で、パウダーの変成を予測した適正パウダー組成の選択が最も重要であるが、注入溶鋼を許容限度以上に汚染しないことも必要である。逆にパウダーの組成変化から溶鋼の汚染が検知される。

たとえば、タンディッシュノズルの  $O_2$  洗いを行なう

T-O	引抜速度	≥0.75	0.74	0.60	0.59≥
		●	▲	■	
	79 60	○	▲	■	
	59≥	○	▲	□	

\* T-O:タンディッシュ内全酸素(ppm)

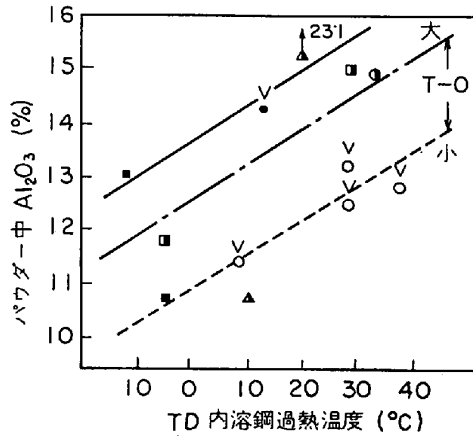


図18 モールド内パウダー中アルミナ%に対する溶鋼過熱温度の影響<sup>18)</sup>

表 3 スラブの中心偏析の分類と定義

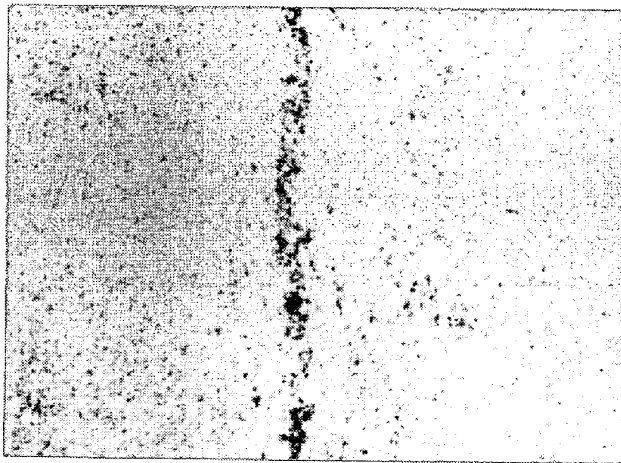
偏析のタイプ		定義
A	サルファーバンド	輪郭が明瞭で厚さがほぼ均一で連続した、濃厚偏析バンド。
B	不連続サルファーバンド	輪郭が明瞭ではあるが、厚さがやや不均一な濃厚偏析バンドが不連続的につながっているもの。
C	V 偏析	輪郭が不明瞭でサイズが不均一であり、不規則な形状の偏析スポットが横断面にみられ、縦断面ではV状の偏析。
その他		局所的Sバンド、横断面V偏析、中心負偏析。

とパウダー中の  $Al_2O_3$ ,  $ZrO_2$  が局時的に増加するし、取鍋ノズルの  $O_2$  洗い後にもパウダーの  $Al_2O_3$  が増加し<sup>18)</sup>、鑄片の  $Al_2O_3$  クラスターや巨大介在物の増加とともに成品の UST 欠陥<sup>29)</sup>も増加する。

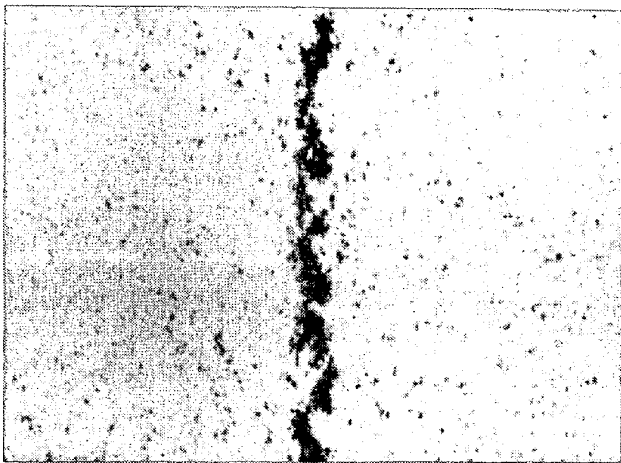
### 5. 中心偏析とセンターポロシティ

#### 5.1 中心偏析

ビレットおよびブルームの中心偏析については前資

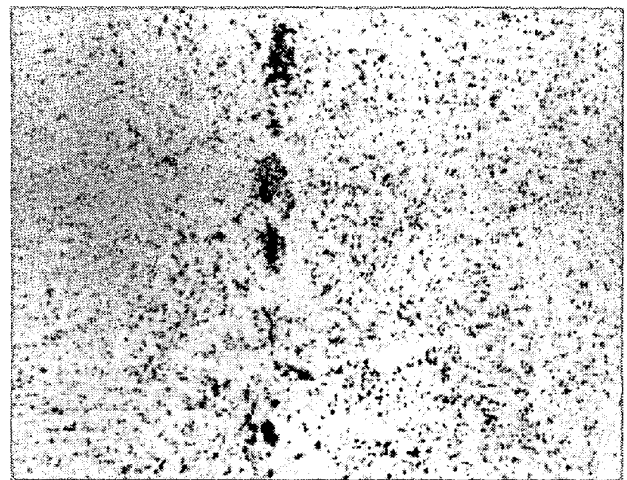


横断面

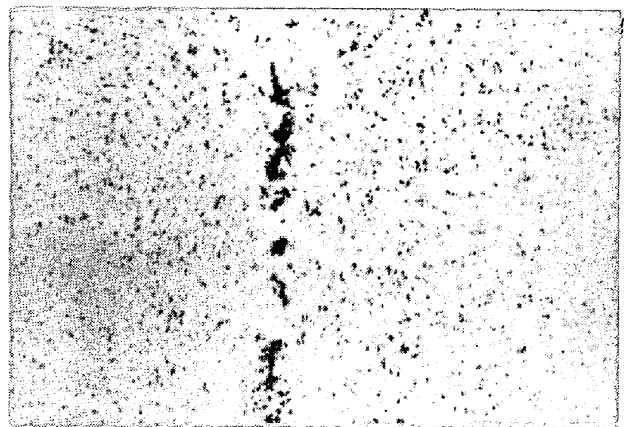


縦断面

写真10 Bタイプ評点3.0の偏析

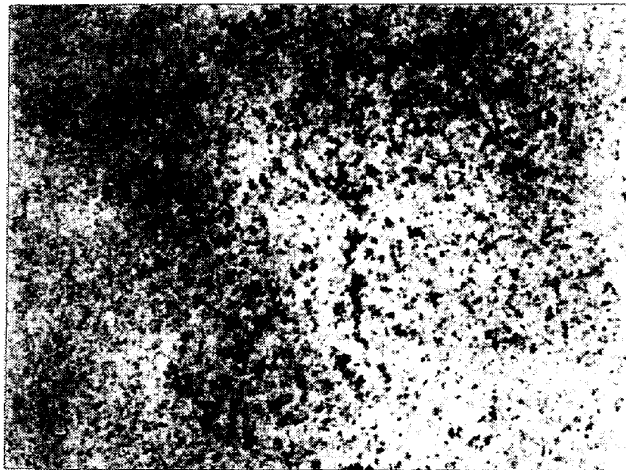


横断面

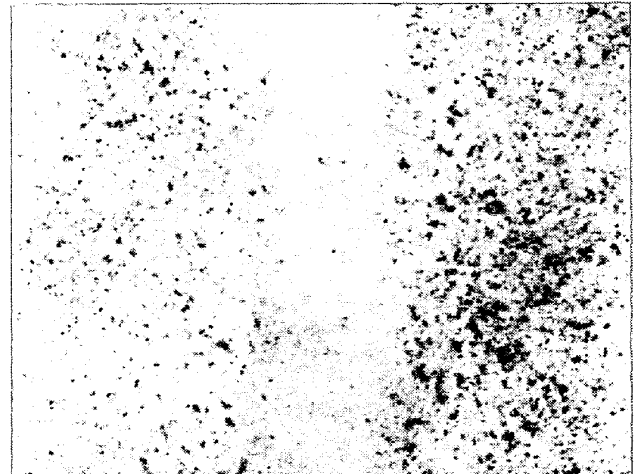


縦断面

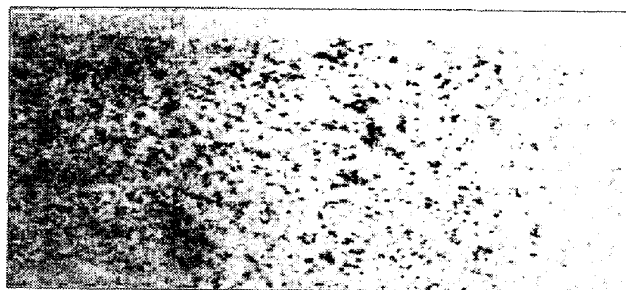
写真11 Cタイプ評点2.0の偏析



横 断 面

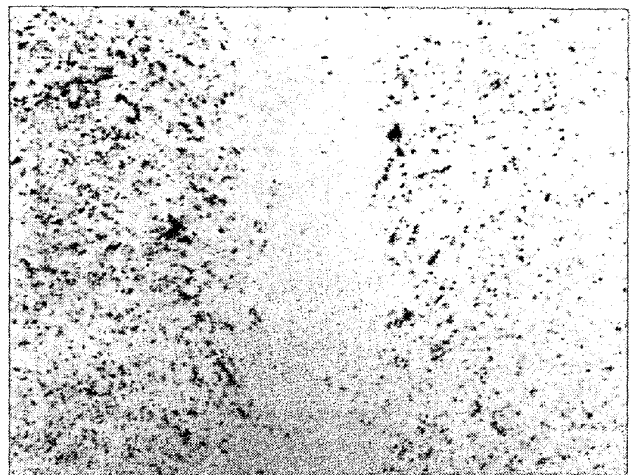


横 断 面



縦 断 面

写真12 Cタイプ評点0.5の偏析



縦 断 面

写真13 中心負偏析タイプの偏析

料<sup>1)</sup>で詳述したが、スラブの場合にはビレットなどに比べて機械的要因すなわちクレーター先端近くでの銻片のバルジングに起因する新しいタイプの偏析が発生する点異なる。

まず、スラブの中心偏析のタイプは、当所では表3に示すように、A、B、Cの基本タイプとその他の例外とに分類している<sup>30)</sup>。AおよびBはバルジングに起因するサルファーバンド、Cは本質的にはビレットの偏析と等しいV偏析である。例外として中心に負偏析バンドが認められるもの、横断面にV偏析が認められるもの、著しくバルジングして淡い中心偏析の周囲に負偏析バンドがみられるものなどがある。これらの代表例について、銻片中心近傍の縦断面および横断面のサルファープリントを写真10~13に示す。

中心偏析の程度の格付けは、図19に示すように偏析タイプ別に濃厚偏析部の厚さによって評点をつけており、スラブ横断面の中心偏析評点はスラブ幅方向で最も偏析が著しい1/4幅部分の濃厚偏析厚さの平均値によって格付している<sup>30)</sup>。偏析の濃淡は考慮せず、偏析タイプを重視している点の特徴である。

垣生ら<sup>31)</sup>は、スラブの横断面の偏析評点の格付を、

偏析評点 = [偏析線幅] × [偏析帯長さ] × [偏析線占有

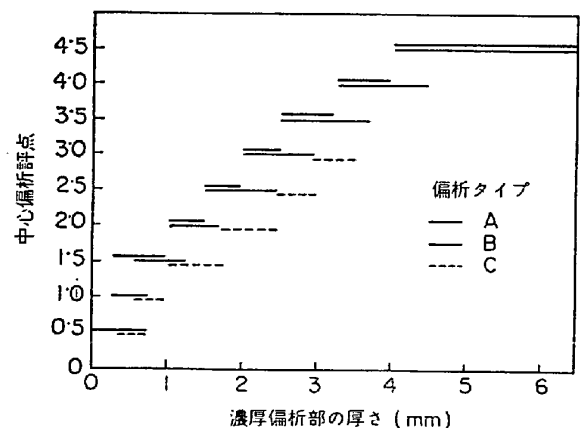


図19 中心偏析評点と濃厚偏析部の厚さとの関係

率] × [偏析線濃度係数] ÷ [スラブ全幅] × [換算係数] に従って算出している。ここで、

偏析線幅：C断面のSプリントで観察される偏析線の幅

偏析帯長さ：偏析部のスラブ幅方向の長さ (mm)

偏析線占有率：偏析帯に占める偏析線（あるいは点）の割合（%）  
 偏析線濃度係数：濃度を目視で 1.0, 1.5, 2.0, 2.5 の4段階に分類  
 換算係数：定数項 7/110

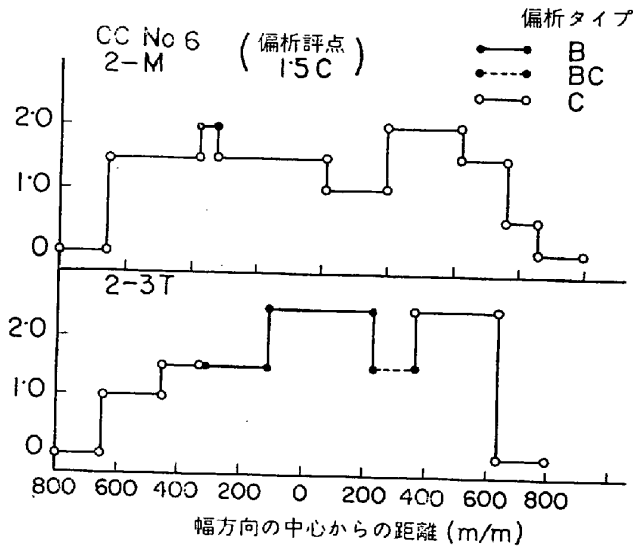


図20 スラブ幅方向の偏析評点の変動<sup>30)</sup>

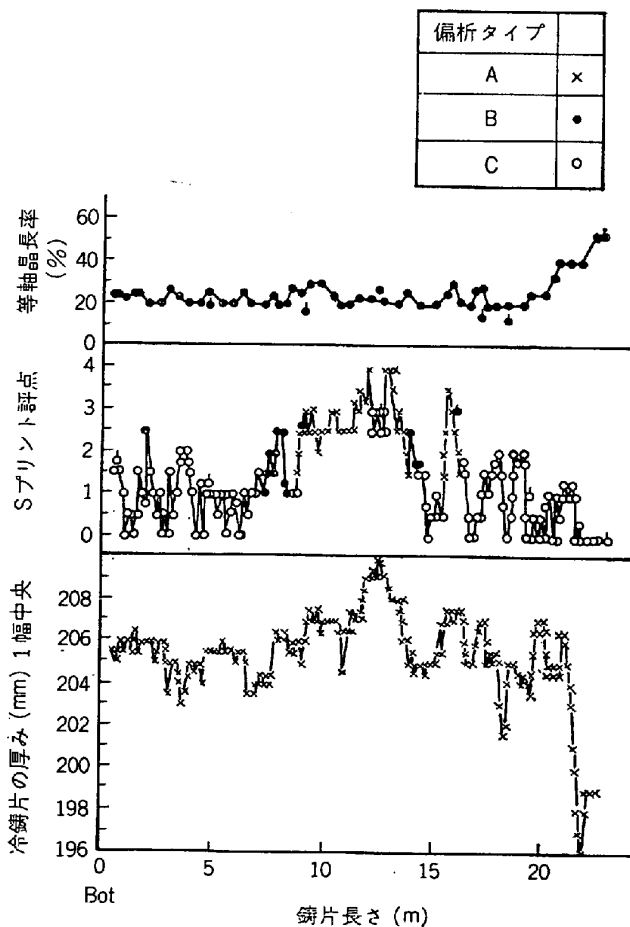


図21 鑄片長さ方向の偏析評点などの変動<sup>27)</sup>

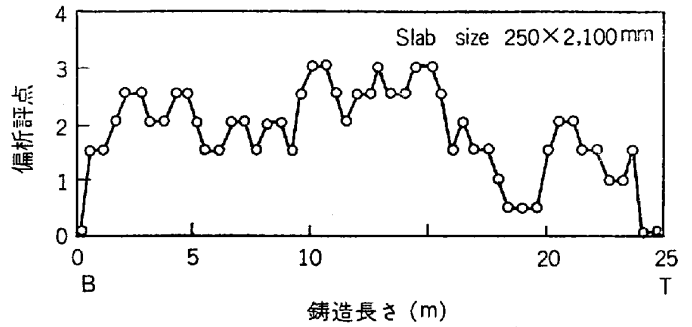


図22 鑄造長さ方向の偏析分布例<sup>32)</sup>

偏析評点は、鑄片幅方向あるいは長さ方向でかなり変動する場合が多い。幅方向および長さ方法<sup>27)</sup>の変動の例を図 20 と図 21 に示す。長手方向の例では、鑄片の等軸晶域の幅よりも鑄片厚さと偏析評点との対応がみられる。浅野ら<sup>32)</sup>による長手方向変動の例を図 22 に示す。

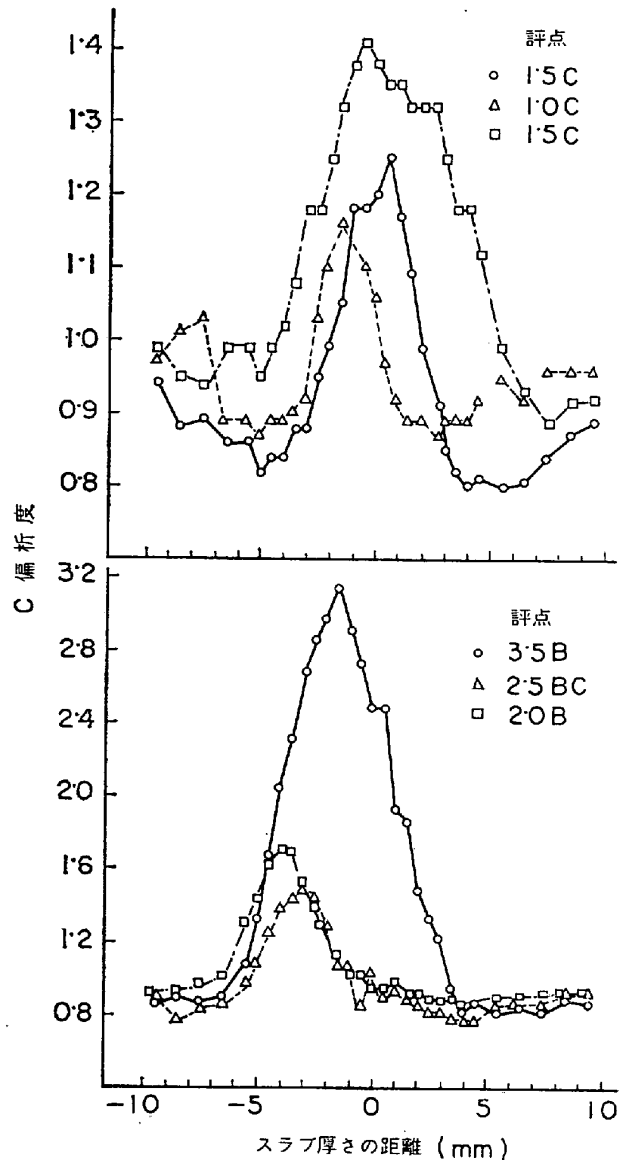


図23 中心偏析付近のCの分布<sup>30)</sup>

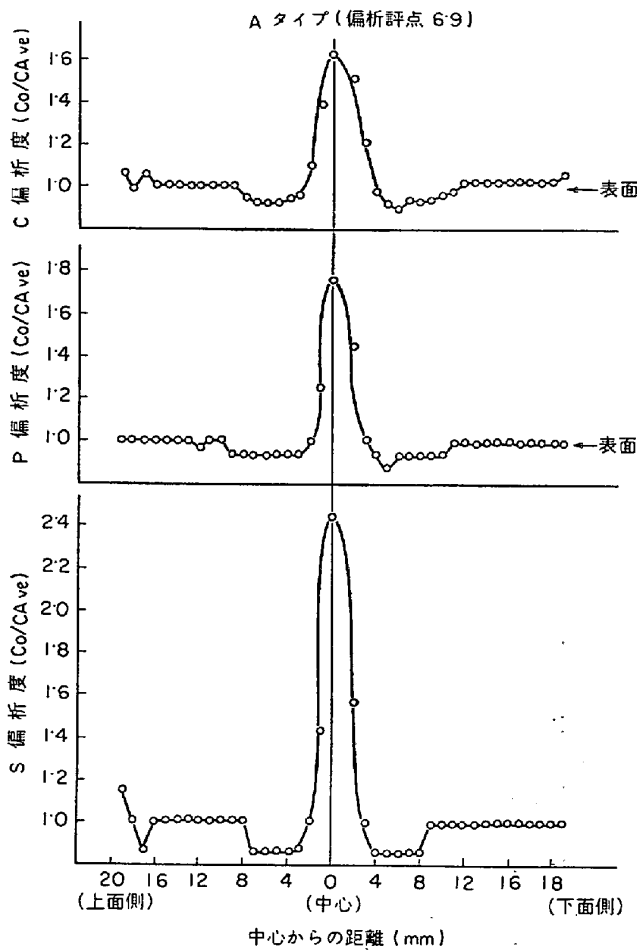


図24 中心部の偏析状況<sup>33)</sup>

偏析評点の短周期変動と長周期変動が存在する。鑄造初期および末期にみられる変動は、ダミーバー冷却の効果や末期の頭固め高速引抜の影響と考えている。また短周期変動については、その周期の平均値が1.5~1.7mであり、ピンチロールの円周1.5mに一致するので、クレター先端付近のロールの摩耗や偏芯の影響と推測している<sup>32)</sup>。

中心偏析の程度は、鑄片厚さ方向の段削り平削法によって広くしらべられており、垂直型連鑄機によるスラブの調査結果の1例を図23に示す<sup>30)</sup>。濃厚中心偏析部の両側の等軸晶域に負偏析がみられる。湾曲型連鑄機の場合には、上面側の柱状晶長さが下面側のそれよりも長い非対称な鑄造組織となるが、図24<sup>33)</sup>に1例を示すように、中心偏析の両側の負偏析の分布は、対称な場合と非対称な場合とがある。また、垂直型と湾曲型とを問わず、鑄片横断面での正偏析と負偏析との物質収支が一致しない例が多く、スラブ長さ方向の物質移動の存在が推測される。

偏析評点が増加するにつれて、図25に示すように、

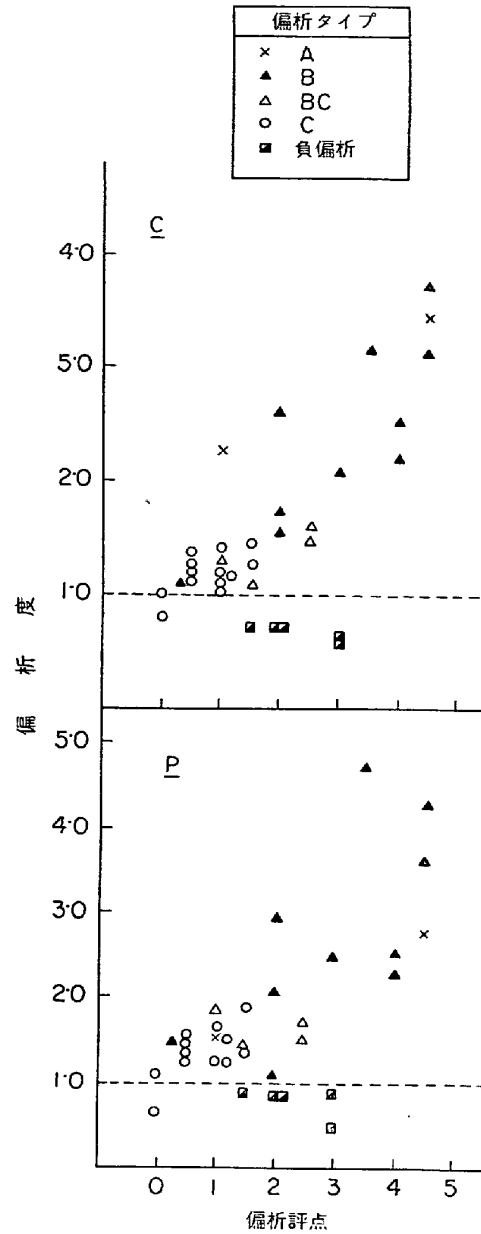


図25 中心偏析評点とC、Pの偏析度との関係<sup>30)</sup>

正偏析度および偏析部の幅が増加する<sup>30)</sup>。しかし、凝固中に極端なバルジングをおこし、厚さ数十mm程度の中心偏析バンドを生じた場合の正偏析度はそれほど大きくないので、図25は極大側まで上昇したのち下降する曲線と理解される。

同一試料の同一個所におけるC、P、Sの各偏析度の相互関係を図26に示す。図中の直線は勾配  $(1-K_Y)/(1/K_X)$  を有し、点  $(K_X, K_Y)$  を通る直線である。各元素の溶鋼中の拡散数の大小を考慮すると、図中に矢印で示した方向に偏析度の相関関係がずれるはずであるが、CおよびPの偏析度に比べてSのそれが予測以上に大きいことがうかがわれる。この原因は、リムド鋼塊頭部の

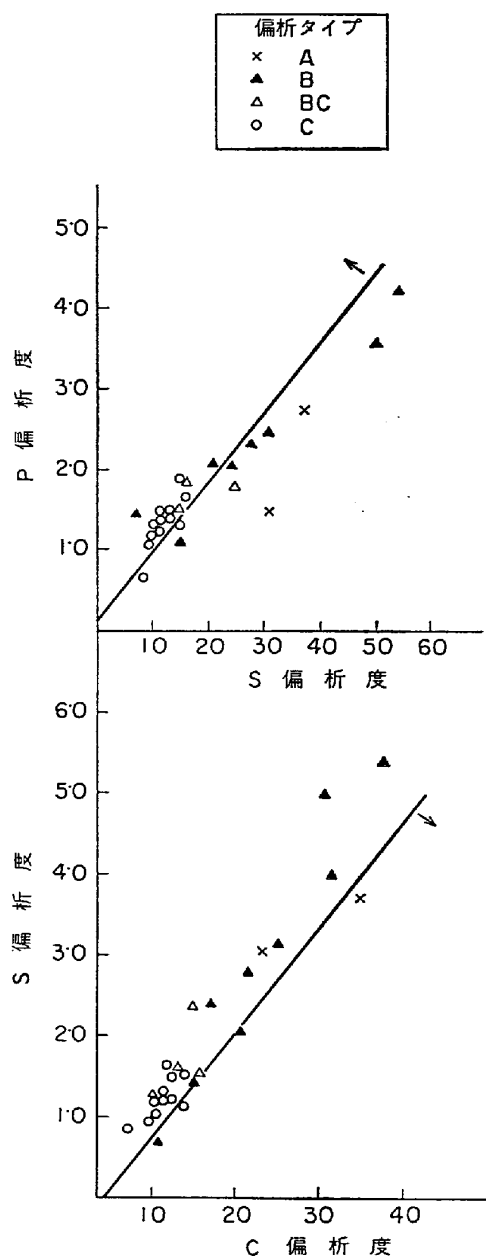


図26 C, P, S の偏析度間の関係<sup>30)</sup>

S 偏析と同様に、残溶鋼内で析出した硫化物が濃化溶鋼とともに移動したためであろう<sup>30)</sup>。

一方、住金和歌山は<sup>34)</sup>、各元素の偏析度の相互関係として、

$$S : P : C : Mn = 1 : 0.43 : 0.17 : 0.08$$

なるデータを報告しているが、上述した著者らのデータとの差異の原因は明らかでない。

以上は、セミミクロ的な調査手段による結果であるが、EPMA によるミクロ偏析調査結果によると、中心偏析部のミクロ偏析度は非偏析部のそれとほぼ等しいとする報告が多い<sup>33)</sup>。

つぎに偏析のタイプや評点を左右する要因について述

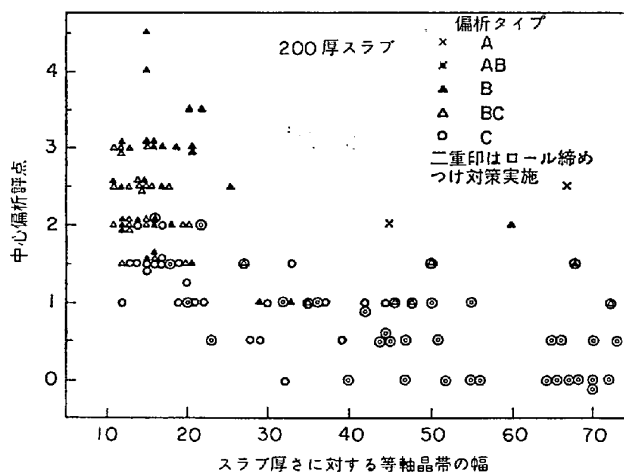


図27 スラブの中心偏析評点と等軸晶帯の幅との関係<sup>30)</sup>

べる。

まず、鑄片の等軸晶域の幅の影響がある。垂直型連鑄機の場合の一例を図 27 に示すように、少なくとも C タイプの偏析については等軸晶域の幅が広がるにつれて評点が減少する(良好になる)傾向がみられる<sup>30)</sup>。湾曲型連鑄機においても同様な傾向は一般に認められている。

また、等軸晶域の幅が広がるほど A タイプおよび B タイプのいわゆるサルファーバンド状中心偏析が発生する確率が減少する<sup>30)</sup>。ただし、鑄片厚さのほとんどが等軸晶(粒状晶)であるような微細な組織を示す場合でもサルファーバンドが発生する例は決して稀ではない<sup>30)</sup>が、この原因は後述するようにバルジングのためである。

等軸晶域の幅を左右する第一の要因は、注入流の過熱温度であり、その代用としてタンディッシュ内溶鋼の過熱温度の影響が大きいことは、ピレット連鑄におけると同様に広く認められている。

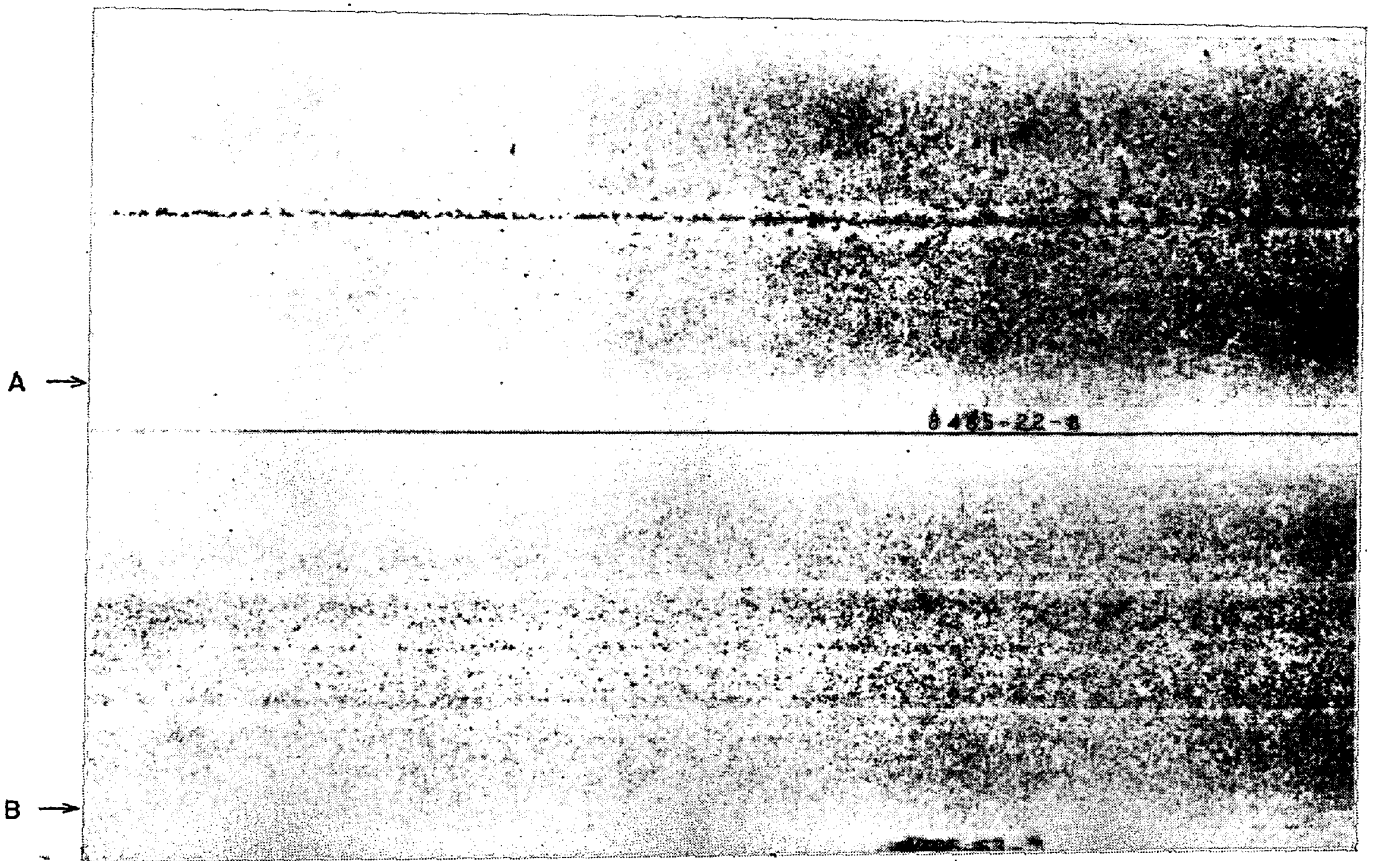
また、REM を添加すると、等軸晶域が拡大し、かつ S の中心偏析が軽減する現象も、2, 3 の報告がみられる<sup>35) 36)</sup>。

さらに、クレーター内の残溶鋼を電磁攪拌すると、西脇ら<sup>37)</sup>の例を写真 14 に示すように、攪拌部(ホワイトバンド部)より内側は等軸晶ないし粒状晶組織となり、比較材に比べて中心偏析はいちじるしく軽減される<sup>37) 38)</sup>。

浅野ら<sup>32)</sup>は、中心偏析におよぼす要因を冶金的要因と機械的要因にわけ、冶金的要因は下記のパラメーター X に集約一元化されることを提唱し、X の増加につれて等軸晶率が減少するとしているが、X が統一的なパラメーターとして一般に認められるまでにはいたっていない。

$$X = \Delta T \cdot v^2 / Q(1 + b/a)$$

ここで  $\Delta T$  : タンディッシュ内過熱温度(°C)



(A : 比較スラブ, B : 電磁攪拌スラブ)

×1/5

写真14 電磁攪拌したスラブ横断面の一部のサルファープリント<sup>37)</sup>

- $v$  : 引抜速度 (m/min)  
 $Q$  : 2次冷却比水量 (l/kg)  
 $a$  : スラブ幅 (cm)  
 $b$  : スラズ幅さ (cm)

機械的要因とは、クレーター先端付近でのバルジング量を左右する要因である。たとえば、一次近似として両端支持における弾性歪の最大たわみ量をバルジング量  $W_{max}$  と仮定すれば<sup>34)</sup>,

$$W_{max} = (60/384)(P \cdot l^4 / E \cdot d)$$

ここで、 $P$  : 溶鋼静圧 (kg/cm<sup>2</sup>)

$l$  : ロール間距離 (mm)

$E$  : ヤング率 (kg/mm<sup>2</sup>)

$d$  : スラブの 1/2 厚さ (mm)

上式によると、引抜速度が大なるほどクレーターが深くなつて溶鋼の静圧が増加し、比水量が小なるほど凝固殻が薄くなつてその平均温度が上昇して弾性率が小となり、またロールの上下間隔が大なるほど、それぞれバルジング量が増加する結果となる。しかしながら、上式で算出する限り、最近の大部分のスラブ連铸機におけるバルジング量は、0.1~1.0mm のオーダーにしかならな

い。もちろん、塑性変形も考慮するとバルジング量の算出値は大きくなる。

ところが実際には、数 mm 以上のバルジング（鑄片の幅中央の厚さと端部の厚さとの差）が実測されることも稀ではない。このように予測以上のバルジングが発生する原因としては、ロールの芯出し不良（各ロール対の中心を結ぶ線が同一面上からはずれること）、ロールのベアリングの破損、ロールを鑄片におしつける圧力不足、ロールあるいは連铸機自体の剛性不足などがあり、鑄片をロールが正しく保持しえないためである。

同じ連铸機によつてほぼ同じ鑄込条件で鑄込まれたにもかかわらず、ストランド間で偏析評点が異なる現象<sup>39)</sup>も広く認められているが、この原因はロールの保守整備状況がストランド間で異なつたためである。

たとえば、最終凝固相当位置のローラーベアリングが破損し、対向ロール間隔が2~3mm大きくなつた結果、等軸晶域の幅が厚いにもかかわらず、サルファーバンド状偏析を生じた例も報告されている<sup>39)</sup>。

冷鑄片のバルジング量が大なるほど偏析評点が悪化することは広く認められており、1例を図28<sup>32)</sup>に示す。

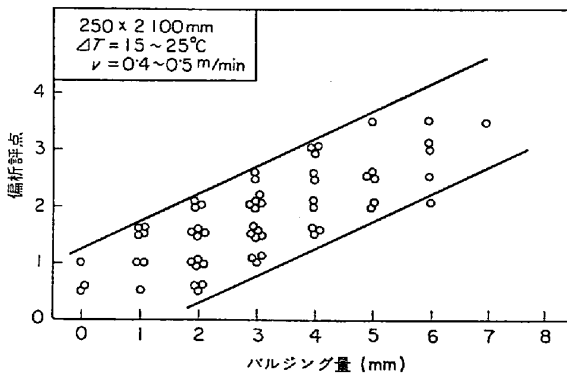


図28 偏析評点におよぼすバルジングの影響<sup>32)</sup>

さらに著者ら<sup>27)</sup>は、インラインバルジングメーター<sup>40)</sup>をクレーターの4レベルに設置して凝固中のバルジング量と中心偏析との関係をしらべたところ、クレーター先端付近レベルのバルジング量との対応が最も密接であり、バルジングの増加につれて偏析はサルファーバンドタイプとなり、評点も悪化する傾向が認められた。

さらに、残溶鋼の下方への流動を減少させるために、凝固殻の自然収縮の進行に応じて、ロール対の間隔を下方ほど狭くすることが試みられ、図27に示すように偏析が軽減することが認められている<sup>30)</sup>。

以上の諸現象から、中心偏析の生成機構を推測してみよう。

対向ロール間隔が鑄型直下からクレーター先端部まで一定の場合には、残溶鋼は凝固収縮を補うために下方に流動する。しかし、厚さ方向の両面からの液相線が中心線上で会うまでの凝固収縮に対しては液相バルクが十分供給されるが、この点以下の凝固収縮に対しては、柱状晶あるいは等軸晶間で濃化した残溶鋼がクレーター先端部へ供給され、したがって一般的には中心偏析の原因となりうる<sup>41)</sup>。

キルド鋼塊では柱状晶が長いほど沈殿晶部のデンドライトが大きくなることが認められており、定性的には連鑄鑄片でも同様である。

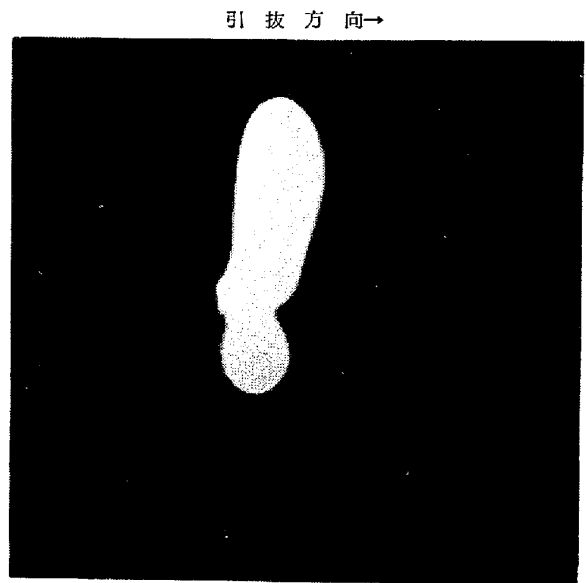
したがって、等軸晶域の広い場合は等軸晶あるいは粒状晶のサイズが小さく濃化溶鋼の通液抵抗が大きいために、等軸晶がほぼつながり合つて半塑性的に下方に流動しつつV状に凝固して、評点0~0.5程度のCタイプの偏析になるのであろう<sup>27)</sup>。

等軸晶域が狭い場合には、ビレット連鑄にみられるような完全なブリッジは起こらないとはいえ、局所的な小ブリッジが形式されると同時に、濃化溶鋼が上方あるいは前後左右の通液抵抗の小さい箇所から中心に移動して、評点1.0以上のCタイプの偏析になるのであろう<sup>27)</sup>。

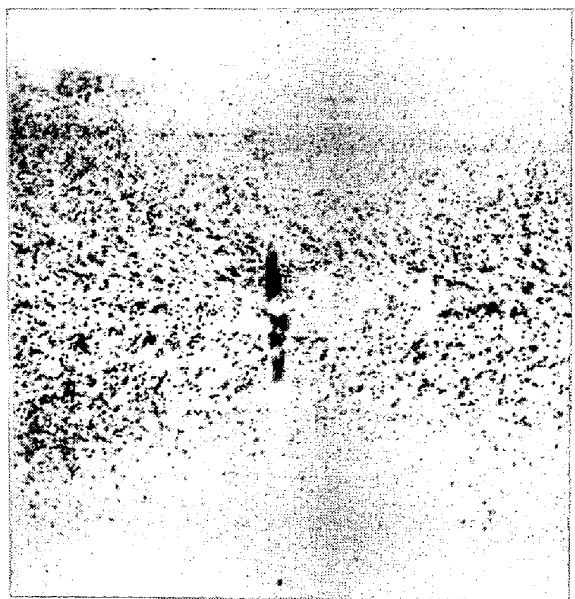
一方、凝固最末期にバルジングがおこると、凝固遷移層内の濃化溶鋼が中心に押出されてAもしくはBタイプのサルファーバンドになる。この際、凝固、ブリッジング、バルジングの不均一性に起因する通液抵抗の空間的分布に従つて濃化溶鋼が中心に供給されるであろう。濃化溶鋼が押出されたあとには、より低濃度の溶鋼が供給されるので、負偏析となる<sup>30)</sup>。

負偏析はサルファーバンドをはさんでみられること、サルファーバンドの上部に幅20mm前後の負偏析バンドがみられることがあることから、上方および斜上方から濃化溶鋼が供給される確率が高いと推測される。

事実、川和ら<sup>42)</sup>は、放射化した鋳を高速鋳打込法によ



オートラジオグラフ

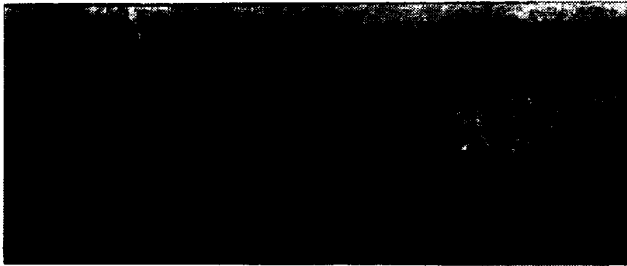


サルファープリント

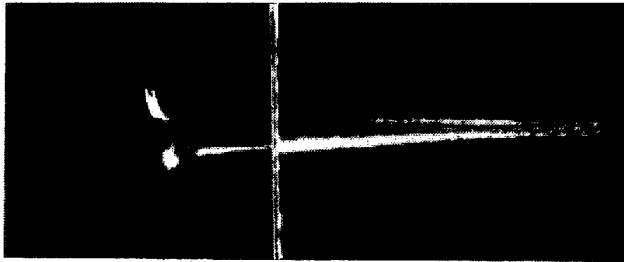
写真15 中心偏析のないスラブのクレーター先端に放射性紙 (<sup>59</sup>Fe) を打込んだ場合<sup>42)</sup>



引 抜 方 向 →



サルファープリント



オートラジオグラフ

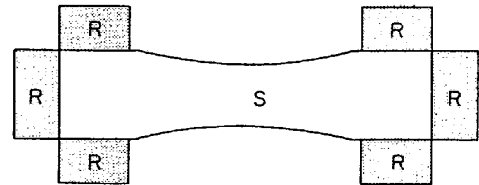
写真16 中心偏析のあるスラブのクレーター先端に放射性銀 ( $^{198}\text{Au}$ ) を打込んだ場合<sup>42)</sup>

りクレーター先端付近に打込み、鑄片縦断面のオートラジオグラフとサルファープリントをしらべたところ、写真 15 に示すように溶鋼移動のないものは明瞭な中心偏析線は全く認められなかつたが、写真 16 に示すように

RI が 330 mm 移動したものは中心偏析が認められ、この移動の原因を検討した結果、RI の平均移動速度は 20 cm/min となり、凝固収縮による溶鋼の移動速度に比較し約 20 倍になっていることなどから、中心偏析はクレーター先端付近での残溶鋼の移動によつて生じ、溶鋼移動はメカニカルなバルジングが主因で生ずることを立証している<sup>42)</sup>。

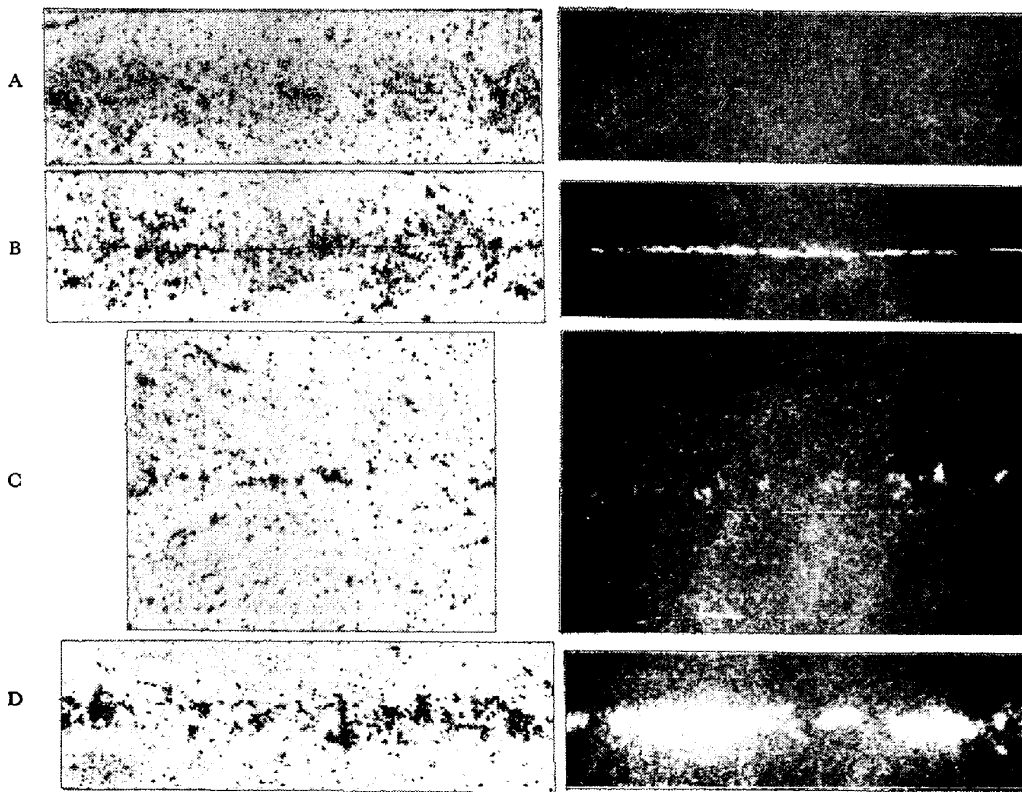
最後に、中心偏析の軽減対策としては、低温鑄造、電磁攪拌、REM 添加などの等軸晶式の拡大策とバルジング防止対策とが、必須な 2 本柱の対策と言える。

バルジングを防止するためのロールの整備保守は省力化あるいはコストの面から多大の負担となつているので、Rossi によつて発明された図 29 に模式的に示すような ROCAST は、凹面の熱応力や狭面ロールの押え力



(スラブ S 横断面でのロール R の配置)

図29 ROCAST の模式図



サルファープリント

ラ ジ オ グ ラ フ

(偏析面に平行に X 線透過, 縦断面サルファープリント)

写真17 センターポロシティの X 線透過写真<sup>27)</sup>

を利用したバルジング防止対策として興味深い。

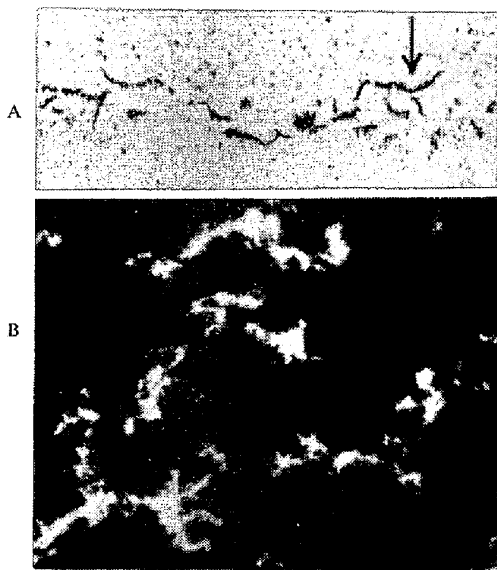
5.2 センターポロシティ

センターポロシティは、中心偏析部を含んで切出した厚さ5~20mmの試料について、スラブ厚さ中心面に平行および垂直方向のX線透過写真をとることによって定量的に測定できる<sup>43)</sup>。

V偏析状のCタイプの偏析の場合には、評点の減少—等軸晶長率の増加—に伴って、ポロシティの存在範囲が増加するが、ポロシティの平均サイズは減少する<sup>27)43)</sup>。たとえば、写真17-Dに示すように、評点2.5の場合には、センターポロシティは長さ数mm以上のものが鑄片中心部の数mmの範囲に集中しているが、写真17-Cに示すように評点0~0.5の場合には15~25mm前後の範囲に分散し、直径2mm以下の小サイズのポロシティの発生頻度が60%以上を占める<sup>27)43)</sup>。

一方、サルファーバンド状のAおよびBタイプの偏析の場合には、川鉄の報告<sup>43)</sup>によると、直径6~7mmの板状のポロシティの発生頻度がCタイプよりも高いとしているが、著者ら<sup>27)</sup>によると、写真18のように板厚中心部に例外的に割れを生じたものは中心面に垂直にX線を透過すると真線をひきちぎった様なポロシティがみられるが、普通のAおよびBタイプの偏析の場合には、写真17-Aのようにバンド状偏析内のポロシティは少なく、Cタイプよりもむしろ溶鋼の充填が良好のようである。

また川鉄<sup>43)</sup>によると、スラブ表面のスケールを落す程度に軽く研磨して超音波探傷を行なったところ、図30に示すように、欠陥エコー飽和点の割合とC、P、Sの



A: 縦断面サルファープリント  
B: 偏析面に垂直なラジオグラフ

写真18 センターポロシティのX線透過写真<sup>27)</sup>

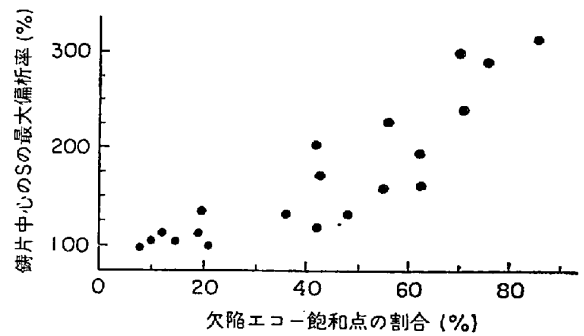


図30 鑄片の超音波探傷と最大偏析率の関係<sup>43)</sup>

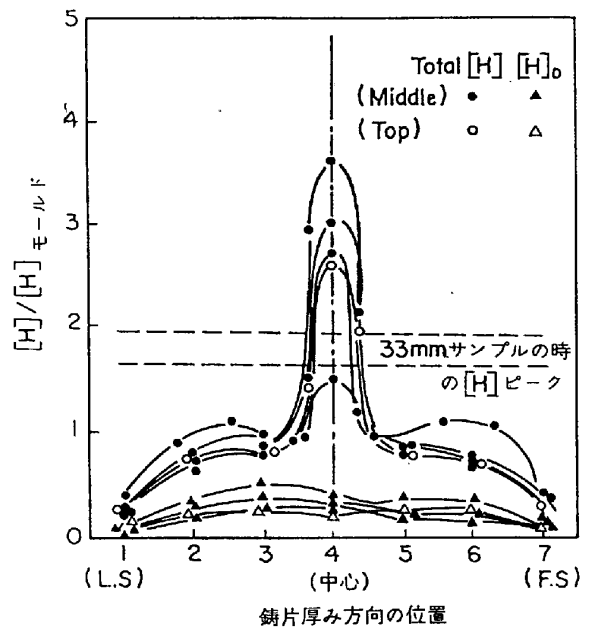


図31 連鑄鑄片内の水素の分布<sup>44)</sup>

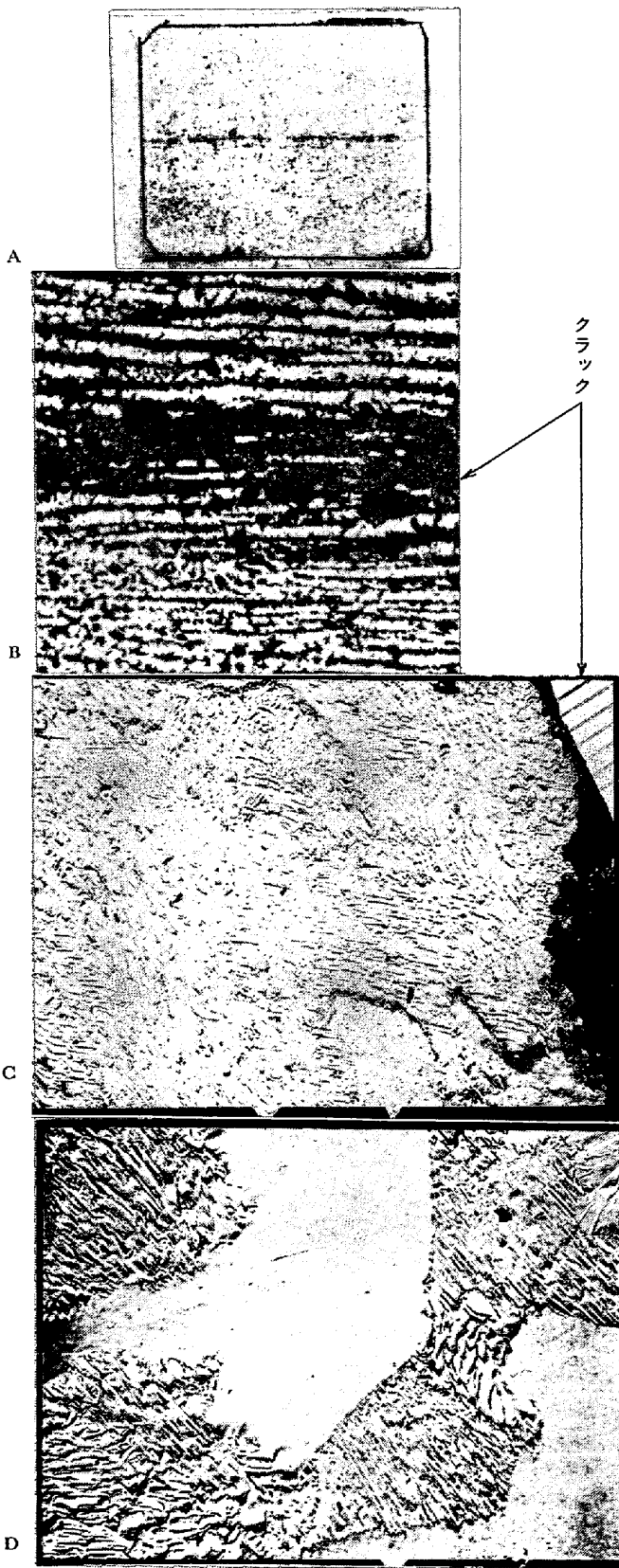
鑄片中心の最大偏析率との間に正の相関が認められるという。

5.3 偏析と水素に起因する欠陥

鑄片内の水素の分布に関する高石ら<sup>44)</sup>の先駆的報告によると、図31に示すように、拡散性水素[H]<sub>D</sub>はそれほど中心部に偏析していないが、残留水素はスラブ中心部に著しく偏析しており、これは水素が中心部のセンターポロシティに分子状水素として補捉されているためと推測している。したがって、分子状水素の偏析ピークの減少対策としては鑄片の徐冷効果は少なく、センターポロシティの減少が必要であると考えている。

一方、著者ら<sup>46)</sup>が製品のUST欠陥部の実態調査を行なったところ、写真19に示すように、板厚中心部の局所的な濃厚偏析と水素が複合して中心部のクラックとなつたいわゆる中心偏析性UST欠陥が存在することが見いだされた。

さらに高石ら<sup>44)</sup>は、図32に示すように、偏析評点が等しい場合には水素評点(モーランド内水素[H]<sub>D</sub>とセン



A : サルファープリント×1  
 B : ピクラー腐食×100  
 C : クラック部の電顕×2000  
 D : 正常部の電顕×2000

写真19 中心偏析性 UST 欠陥部の断面<sup>45)</sup>

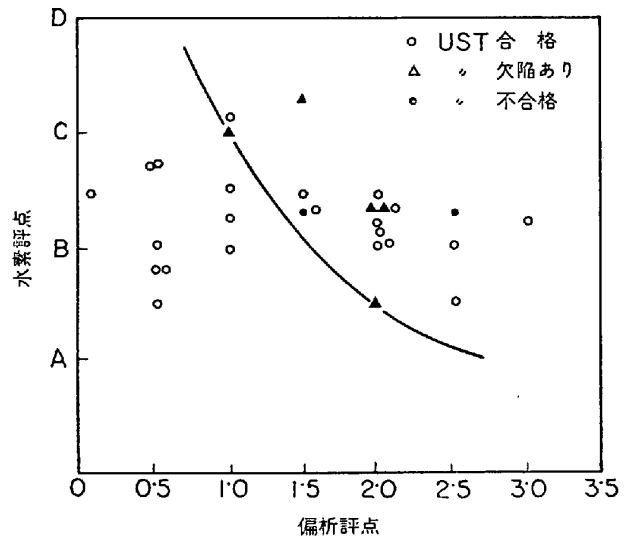


図32 鑄片の中心偏析評点および水素評点と成品の UST 欠陥との関係<sup>44)</sup>

ターポロシティーの換算値)が高いほど成品の UST 欠陥が増加することを示している。

#### 5.4 未凝固圧延

TARMANN によつて発明されたビレットやブルームの凝固完了直前に 20~30% 圧下することによつてセンターポロシティーと中心偏析の減少をねらつた BSR 法は、その後の追試<sup>46), 47)</sup>の結果、TARMANN 自身<sup>46)</sup>も認めているように、内部割れを伴つた濃厚中心偏析が出現することが判明したので、凝固完了後に In line reduction する方向に転換している。

未凝固圧延の例を写真 20 に示すように、引抜速度変動などの原因により圧延時の凝固厚さが長手方向に変動する場合には、濃化溶鋼が絞り出されて中心負偏析となつた部位と、絞り出された濃化溶鋼が残留する部位とが混在している<sup>50)</sup>。

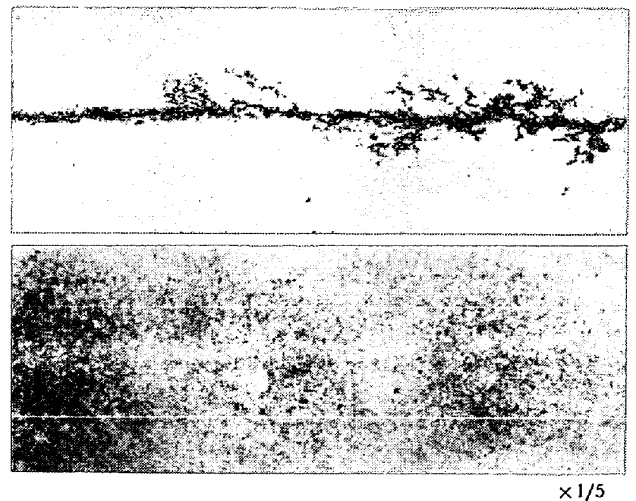


写真20 未凝固圧延鑄片縦断面のサルファープリント<sup>50)</sup>

### 6. パターン<sup>51)</sup>とホワイトバンド

鑄片や圧延材断面のサルファープリントやマクロ腐食を行なうと、断面外周部に濃淡の様子が浮き出ることがあり、これをパターンと称する。高炭素鋼 300 mm 角鑄片縦断面について、サルファープリント濃度が肌から順に濃、淡、濃と3層に変化している例を写真 21-A に示す。

パターンが現われた断面を垂直に切断して検鏡してみると、パターン部位別に硫化物、 $Al_2O_3$  系介在物、Silicate 系介在物などの分布、形状や大きさなどが異なることが多い。すなわち、これらの介在物が断面に露出すると、腐食液によつて孔食され、孔食の程度は介在物の種類によつても異なるため、腐食ピットの数、直径や深さは、介在物の数、種類、形状、大きさに左右される結果となる。したがつて、腐食面での光の散乱や吸収あるいは  $H_2S$  ガス発生密度が異なり、パターンとして見えることになる。

また、デンドライト間の濃厚偏析部が腐食されやすいので、鑄造組織が肌下深さ方向に不連続的に変化してい

る場合も、パターンとして見える。さらに圧延に際して介在物の種類による変形能の差異があるため、圧延材には鑄片と異なるパターンが発生することがある。また腐食液の種類によつてもパターン発生状況が変化する場合もある。

たとえば、サルファープリントでは写真 21-A に示すように3層のパターンが認められたものをマクロ腐食すると、写真 21-B に示すように境界 2 で鑄造組織が不連続的に変化しているため、2層のパターンとして見える。

一般には、パターン境界における不連続的な溶質元素の濃度変化は認められない。ただし、凝固前面へ注入流が局部的に衝突したり、電磁攪拌などにより特定の深さの凝固前面を強制的に攪拌洗浄する場合は、溶質元素の負偏析バンド（ホワイトバンド）を伴うパターンが発生する。

パターンは防止対策としては、鑄込温度のコントロール、凝固前面を均一な速度で洗うような浸漬ノズル形状の選択、鑄片長さ方向の冷却強度の連続性の向上、局部的腐食源を減少させるための溶鋼組成および脱酸法の改善などがあげられる。電磁攪拌を適用する場合でも、その条件を選択すれば、パターンの発生をほとんど防止できる<sup>52)</sup>。

パターンに成品のみかけをそこなうが、各種の試験法により材質におよぼす影響を詳細に調査した範囲では、パターンの有害性はまったく検出されていない。

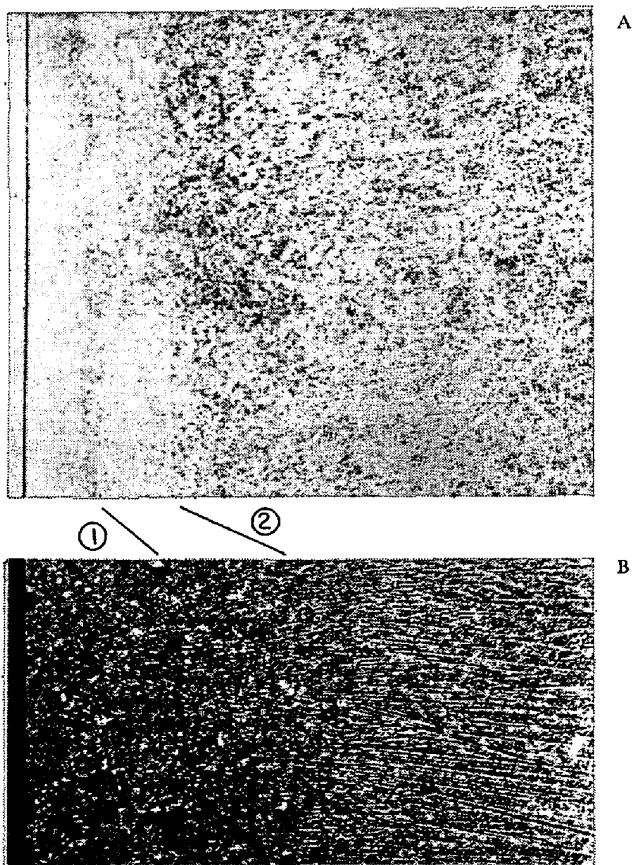
### 7. 連铸リムド鋼鑄片

リムド鋼の連铸は、ソ連においてはすでに実用生産段階にあるが、その他の諸国からは単なる試験結果として報告されているものがほとんどである。

むしろ、ソ連以外の国の近年の傾向としては、リムド鋼塊材と同等もしくはそれ以上の品質を有し、しかも作業性や鑄片の欠陥の程度において優る疑リムド鋼が開発・実用化されており、U. S. Steel の Riband 鋼にみられるような微量 Si-Al 脱酸調整鋼、真空脱炭・脱酸によつて凝固時のガス発生圧を 1 気圧以下とした極低炭素鋼、低炭素 Al キルド鋼などの例がある。

このように、リムド鋼の連铸は試験の歴史が古いにもかかわらず普及が遅れている理由は、鑄片の表面および肌直下の気泡（以下肌気泡と称する）に起因する冷延薄板の表面疵、リムド鋼の連铸作業性などの問題点の解決が容易でないためであろう。

この間の事情は、Steel Co. of Wales の EARNSHAW ら<sup>53)</sup>の報告に、如実に物語られている。すなわち、厚さ 200 mm 幅 750 mm のスラブ、0.055~0.065% C, 0.25



A: サルファープリント (×1)  
B: マクロ腐食組織 (×2)  
写真21 パターン

~0.28%Mn 鋼の場合に、溶鋼の [O] を 85 ないし 570 g/t. の鋳型内 Al 添加によつて変化させた。

Al 添加量が 85 g/t では脱酸不足で、鋳片肌から 60~70 mm の深さまで長さ 3~25 mm の気泡が無数に残留し、しかも鋳型内湯面の急上昇や急降下が激しく安全な鋳込が行なえない。

Al を 200 g/t に増加すると厚さ 75 mm 程度のソリッドスキンに続いてリム-コア境界部より内部に気泡が残留するが、鋳込長さが 9~12 m—すなわち鋳片最ボトム部の凝固が完了する時期—にいたると鋳型内湯面が激しく沸騰するので鋳込を中止せざるをえない。

なお溶鋼 [O] を鋼塊法よりも低くしないと、不均一なガス発生のため鋳型から溶鋼が噴出したり、ある時期にいたると突沸的にボイリングしたり、引抜速度が大きいほど湯面の急変が著しいことは他の報告にもみられる。

Al 添加量を 350 g/t まで増加すると強いリミングアクションが安定して得られ、厚さ 25~50 mm のソリッドスキンに続いて長さ 12~25 mm の管状気泡が残留した鋳片となり、表面性状のほぼ良好な成品が得られる。

Al を 570 g/t まで増加すると、リミングアクションがみられなくなり、長さ 25~50 mm の 1 次管状気泡が肌から 70 mm の深さまで残留する。

EARNSHAW らの工場ではキャップド鋼塊に 110 g/t の Al を添加すると望ましいリミングアクションが得られることが知られているので、連鋳リム鋼は鋼塊法よりも Al を 240 g/t 程度多く使用すべきことがわかる。

上述した溶鋼 [O] レベルの変化に伴う鋳片内の気泡分布状況の変化は、定性的には他の報告にも共通している。

EARNSHAW らが溶鋼 [O] の調整法として鋳型内 Al 添加法を採用した理由は、取鍋内 Al 添加はスラグとの反応によつて脱酸効率が安定せず、リミングアクションの調整が不可能であつたためである。ところが鋳型内に添加した Al の脱酸生成物がスカムとしていつたん浮上しても再びまきこまれるので、FeO-MnO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> 系のスカムと同じ組成の巨大介在物が鋳片に残留し、成品のラミネーションが多発した。

そこでラミネーション対策を検討したところ、取鍋内 Ca-Si-Mg (30/50/15%) 脱酸後タンディッシュ内 Al 脱酸調整によりラミネーションが激減し、また 0.04~0.09% C 鋼の範囲では C% が高いほどラミネーションが減少した。それでもなお鋳込末期 (トップ) の長さ 6 m 相当部にラミネーションが発生し、2 ヒート連々鋳を行なつても各ヒートのトップ 6 m にラミネーションが発生したので、トップ部のラミネーション発生原因は末期に注入溶鋼の温度が低下するためと推測している。結局

表 4 Novo-Lipetsk 製鉄所のリム鋼鋳片の特性値と製造要因

		平均値	標準偏差
特性値	ソリッドスキンの厚さ (mm)	20	8
	管状気泡末端の偏析評点	2.1	0.9
	全偏析評点	2.5	0.9
要因	タンディッシュ内 [C] (%)	0.08	0.01
	タンディッシュ内 [Mn] (%)	0.37	0.06
	タンディッシュ内 [S] (%)	0.024	0.004
	タンディッシュ内 [P] (%)	0.015	0.003
	タンディッシュ内 [O] (%)	0.027	0.008
	タンディッシュ内温度 (°C)	1537	16
	引抜速度 $V_c$ (m/min)	0.69	0.06
	タンディッシュ内 [S] + [P] (%)	0.039	0.006
	タンディッシュ内 [Mn]/[S] 比	16	3.8
	タンディッシュ内 [C] · [O] 積	0.0022	0.0006

成品の品質が安定しないため EARNSHAW らはリム鋼の連鋳の実用化には成功していない。

そこで諸文献によつて、上述した問題点の対策と現状について紹介してみよう。

最近 SAUTKIN ら<sup>54)</sup> はノボリベック製鉄所における 76 ヒートのデータについて、ITSKOVICH ら<sup>55)</sup> の連鋳リム鋼の諸特性値評価基準に従つて特性値を評価し、これらにおよぼす要因の影響を重回帰分析によつて検討している。

表 4 に特性値および要因の平均値と標準偏差を示す。これらの値は、冷延薄板用リム鋼の連鋳の実用生産の現況を示しているものとして興味深い。

SAUTKIN らは、ソリッドスキンの厚さ  $Y_1$  (mm) は以下の重回帰式で与えられることを示している。

$$Y_1 = 86.8 - 658[C] - 28.2[Mn] - 1860[O] - 32.6 V_c + 302[S+P] + 26800[C] \cdot [O]$$

重相関係数は 0.64 であり、[C]、[O] および [C] · [O] の要因間の交絡が甚だしいが、解析の結果ソリッドスキンの厚さは主として [C] と [O] に依存していることがわかつた。

また SAUTKIN ら<sup>56)</sup> は、管状気泡の残留に関する理論的解析を行ない、ソリッドスキン厚さおよびリム層厚さにおよぼす溶鋼 [O] と引抜速度の影響の理論計算値と実験値とが、図 33 に示すようにほぼ一致することを示している。

しかしながら、冷延鋼板の表面疵は鋳片肌から 5 mm までの深さに存在する気泡に起因する<sup>57)</sup>ので、表 4 あるいは図 33 にみられるようにソリッドスキン厚さを 10 mm 以上にすることは比較的容易であることを考えあわせると、微小気泡などが残留しない健全なソリッドスキンにすることをのほうが重要である。ITSKOVICH<sup>58)</sup> は冷

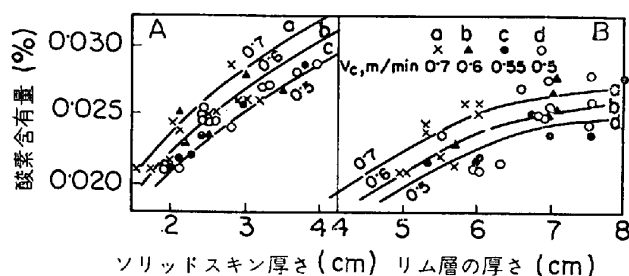


図33 引抜速度を変化させた場合の溶鋼の[O]％とソリッドスキン厚さ、リム層厚さとの関係<sup>56)</sup>

延薄板用鑄片の肌気泡を3種類に分類している。第1は鑄片肌に露出した小孔で、冷延薄板の表面疵にならないことが多い。第2は局部的に急冷されたチル層部に捕えられたガスによるもので、リムチャンネルの痕跡はない。第3はリムチャンネルの痕跡を伴うものである。またITSKOVICHら<sup>55)</sup>は、ソリッドスキンの健全性を4水準に格付けしているが、ソリッドスキンの健全性を支配する要因の定量的報告は見当たらないので、定性的に述べてみよう。

まず溶鋼[C]の影響について、0.03~0.15% C程度の範囲では、C%が高くなるほど鑄込やすく成品の表面疵が減少する現象は広く認められているが<sup>53)59)~62)</sup> C%の許容下限値は明らかでない。もちろんC%が高いほど成品は硬質となるので、表面疵と材質とのかね合いでC%が決められる。この意味でソ連の報告では、1965年0.065~0.085%<sup>58)</sup>、1969年は0.08~0.10%<sup>57)</sup>、1972年は0.07~0.09%<sup>54)</sup>なる値は興味深い。

溶鋼[O]の影響については、最適脱酸度の付近では[O]が低いほどソリッドスキンは薄くなるが肌気泡は減少する<sup>62)</sup>。

タンディッシュ内の最適[O]は、0.08~0.10% C鋼で200~300 ppm<sup>57)</sup>、[C]・[O]は表4によると0.0022±0.0006であり、いずれもリムド鋼塊法における取鍋内[C]・[O]よりも低い。

溶鋼[O]の調整によるリミングアクション強さの調節法に関してSERGIENKOら<sup>63)</sup>の興味深い報告がある。0.09% C鋼では、リミングアクション調節のためタンディッシュあるいは鑄型にAlを添加していたところ、鑄型内湯面レベルの変動が著しく鑄片表面に多数の欠陥を生じた。タンディッシュから鑄型への注入流の雰囲気からの酸素吸収量 $\Delta O_{abs}$ (%)は、鑄型内潤滑油量G(g/t of steel)と以下の関係があることが見いだされた。

$$\Delta O_{abs} = 0.0224 - 3.125 \times 10^{-5} G$$

このように酸素吸収量を潤滑油量によつて変化させうることを利用して、リミングアクションの強さの評点L<sup>55)</sup>

(1から5)に応じて次式によつて潤滑油量の増減 $\Delta G$ を行なえば正常なりミングアクション強さにできることがわかった。

$$\Delta G(g/t) = 97L - 340$$

すなわち溶鋼[O]が高すぎる場合には油量をふやすことによつて正常なりミングアクションに矯正しうるので、タンディッシュ内[O]の許容上限を、以前の0.028%から本法により0.035%まで高めうるようになり、精錬から鑄込にいたる作業が著しく容易になつたとしている<sup>63)</sup>。

溶鋼[C]が0.13%以上のときは[O]が不足するので、注入流にリング管などでO<sub>2</sub>ガスを吹付けることが多い<sup>59)61)63)</sup>。

溶鋼[Mn]の影響については、BURKOV<sup>64)</sup>によると100もしくは130mm角の0.09~0.14% Cの小断面ビレットの場合、0.30%Mn以下では鑄型内の泡立ちが激しすぎ、0.40%Mn以上ではリミングアクションが弱すぎて肌に管状気泡が露出する。

タンディッシュ内溶鋼温度が高すぎると、表面割が発生すると同時にソリッドスキンが薄くなる<sup>57)</sup>ので、ノズル閉塞をおこさない限り、できるだけ低温がよい<sup>57)60)</sup>。

鑄型の設計については、低抜熱鑄型—すなわち鑄型内面と水冷管との距離を厚くした鑄型を使用すると肌気泡が減少する<sup>57)</sup>。初期凝固速度を遅くすると、チル層にトラップされる気泡が減少するためであろう。鑄型のコーナーは抜熱流束が最大であるため、コーナー部の水冷管を除去して冷却をおさえると、コーナー部の肌気泡が減少する。またコーナー部は気泡の上昇抵抗が大きいので、洗浄作用が少なく肌気泡が残りやすいので、コーナーの角を落すか丸くするのがよい<sup>57)</sup>。

また肌気泡などを圧着させるため、In line reductionも提案されている。

### 文 献

- 1) 森: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1511
- 2) BISRA: Definitions and Causes of Continuous Casting Defects I. S. I. Pub. 106 (1967)
- 3) C. J. ADAMS: Proc. Nat O-H Comm, (1971), p. 290
- 4) G. KOMMA, G. VOGT, and K. WUNNENBERG: Iron Steel Eng., (1973) June p. 68
- 5) 長谷部, 古賀, 矢村, 筋川: 鉄と鋼, 58 (1972), S. 221
- 6) A. T. PETERS: Proc. Nat. O-H Comm., (1972), p. 246
- 7) 江見, 中戸, 大井, 守脇, 白石, 飯田: 鉄と鋼, 59, (1973), S. 95
- 8) 鋼管・福山: 第54回製鋼部会資料, No 16 (1973)

- 年 3 月)
- 9) 飯田, 守脇, 上田, 垣生: 鉄と鋼, 59 (1973), S. 89
  - 10) S. FARKAS, J. W. SHAW, and J. D. GRICOL: Proc. Nat O-H Comm., (1971), p. 68
  - 11) 日新・呉: 第 54 回製鋼部会資料, No 19 (1973 年 3 月)
  - 12) 住金・和歌山: 同上 No 17 (1973 年 3 月)
  - 13) 宮村, 船津, 佐藤, 森: 未発表
  - 14) 大和製鋼: 第 53 回製鋼部会資料, No 23 (1972 年 11 月)
  - 15) 熊井, 鈴木, 児玉, 松永, 橋本, 関谷: 鉄と鋼, 58 (1972), S. 422
  - 16) 島, 宮村, 森: 未発表
  - 17) 垣生, 北岡: 鉄と鋼, 59 (1973), S. 88
  - 18) 新日鉄・八幡: 第 54 回製鋼部会資料, No 20 (1973 年 3 月)
  - 19) 大河平, 佐藤, 森: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1166
  - 20) 熊井, 広本, 大橋, 松永, 大野: 同上, 59 (1973), S. 380
  - 21) 光島, 大西, 伊東, 中井, 鈴木: 同上, 59 (1973), S. 91
  - 22) 広本, 松永, 大橋, 大野: 同上, 58 (1972), S. 74
  - 23) 大河平, 佐藤, 森: 同上, 60 (1974), p. 192
  - 24) N. T. MILLS and L. F. BARNHARDT: Proc. Nat. O-H Comm., (1971), p. 303
  - 25) 鋼管・福山: 第 55 回製鋼部会資料, No 19 (1973 年 7 月)
  - 26) 川上, 石黒, 菅原, 三好: 鉄と鋼, 59 (1973), S. 386
  - 27) 宮村, 山手, 森: 未発表
  - 28) 鈴木, 小舞, 田村, 野呂: 鉄と鋼, 59 (1973), S. 90
  - 29) 宮村, 船津, 山手, 森: 未発表
  - 30) 森, 宮村, 船津, 佐藤: 鉄鋼基礎共同研究会, 凝固部会資料 (1972 年 12 月)
  - 31) 垣生, 吉井, 上田, 白石: 鉄と鋼, 59 (1973), S. 378
  - 32) 浅野, 広本, 大橋: 同上, 59 (1973), S. 82
  - 33) 川鉄・千葉・技研: 第 55 回製鋼部会資料, No 18 (1973 年 7 月)
  - 34) 住金・和歌山: 同上, No 17 (1973 年 7 月)
  - 35) 日新: 同上, No 20 (1973 年 7 月)
  - 36) 浅野, 広本, 大橋, 塗: 鉄と鋼, 55 (1973), S. 384
  - 37) 西脇, 伊藤, 和田: 同上, 59 (1973), S. 374
  - 38) 鋼管・福山: 第 55 回製鋼部会資料 No 19 (1973 年 7 月)
  - 39) 梅田, 梨和, 安元, 徳田: 鉄と鋼, 59 (1973), S. 81
  - 40) 手塚, 立川, 脇元, 島田: 同上, 59 (1973), S. 85
  - 41) 川和: 同上, 59 (1973), A. 29
  - 42) 川和, 佐藤, 宮原, 水野: 同上, 59 (1973), S. 80
  - 43) 川鉄・技研・水島: 第 54 回製鋼部会資料 No. 14 (1973 年 3 月)
  - 44) 高石, 村田, 小舞, 関原: 鉄と鋼, 59 (1973), S. 377
  - 45) 宮村, 山手, 船津, 森: 未発表
  - 46) B. A. TARMANN: Elec. Furn. Steel Conf. Proc., (1971), p. 203
  - 47) J. J. MIKE, A. T. GORTON and J. C. GAY: Proc. Nat. O-H. Comm., (1972), p. 231
  - 48) J. Y. WISHART: *ibid*, (1972), p. 263
  - 49) J. E. McCONNELL: *ibid*, (1972) p. 56
  - 50) 宮村, 森: 未発表
  - 51) 森, 金丸, 田中: 未発表
  - 52) 森, 小野沢, 船津, 高橋, 加藤: 未発表
  - 53) I. EARNSHAW, J. M. YOUNG, and B. G. BALDWIN: Elec. Furn. Steel Conf. Proc., (1966), p. 41
  - 54) N. I. SAUTKIN, et al.: Steel in USSR, (1972), p. 622
  - 55) G. M. ITSKOVICH, et al.: Stal in Eng. (1968) p. 390
  - 56) N. I. SAUTKIN, et al.: *ibid*, (1969), p. 1047
  - 57) V. S. RUTES: 33/The Magazine of Metal Producing, (1965), Feb. p. 45
  - 58) G. M. ITSKOVICH: Stal in Eng., (1965), p. 525
  - 59) W. GORLING. and K. H. BAUER: Stahl u. Eisen, 82, (1962), p. 1349
  - 60) E. PLOCKINGER, and B. TARMANN: *ibid*, 82, (1962), p. 1647
  - 61) G. H. ITSKOVICH, and V. B. GANKIN: Stal in Eng. (1961), p. 407
  - 62) R. JOHNSON, J. W. MIDDLETON, and D. FORD: JISI, 202 (1964), p. 193
  - 63) V. S. SERGIENKO, et al.: Steel in USSR, (1972), p. 198
  - 64) M. M. BURKOV: Stal in Eng., (1968), p. 655