

(討 5)

連 鑄 鑄 片 の 内 部 品 質 に つ い て

新日本製鐵(株) 広畑製鐵所 工博 浅野鋼一, 広本 健
○大橋徹郎, 工博松永 久

1. 諸 言

連鑄鑄片の内部品質、とくに非金属介在物、中心偏析、内部割れ等に関してすでにその実態、および鑄造条件との対応が多く報告されている。しかし、他方連鑄々片は動的凝固を行うのが最大の特徴であるがために、連鑄機自体の設備要因の影響もきわめて大きく作用することが広く知られている。内質改善にあたっては、上記諸欠陥と設備要素をも含めた広範な鑄造条件の対応を解析するとともに、その生成機構を定量的に整理する必要がある。現状では基本となる凝固、流動、鋼の高温物性あるいは鑄造時の計測に不十分なところもあり、多くを今后に待たねばならないが、とりあえず現在までに得られている知見を以下にとりまとめた。

2. 実験概要

半径1.05mの湾曲型スラブ連鑄機にて鑄造された主としてAl-Siキルド鋼を対象とした。実験方法は欠陥の種類により異なるが、おもに鑄片段階にて諸欠陥の実態、分布を調査し、次いで鑄造速度、注水比などの鑄造条件との対応、さらには各種連鑄機種の比較を行った。

3. 非金属介在物

(1) 介在物の起源及び分布 一般に非金属介在物の分布を論じる場合、鑄型内への介在物のインプット量及び凝固時のアウトプット量を相対的に考慮しなければならない。連鑄々片内へのインプット介在物の起源を考える場合、基本的には鋼種、鑄造条件により変化するものであるが、とくに対象とする介在物粒径によりその起源が大きく異なることが推定される。約300 μ 以上の大型介在物については取鍋-タンディッシュ間での空気酸化、浸漬ノズルを主とする耐火物の溶損、およびパウダーの混入などが挙げられ、それより小型の介在物は主に脱酸生成物や空気酸化にその起源が求められる。

鑄型への介在物のインプット量を減らすには、それぞれの起源に従って対策を構じる必要がある。一例として図1に浸漬ノズルの溶損を防止するためにノズル材質を変えた場合の介在物量の変化を示す。この他にも空気酸化防止のためのArシールやパウダー使用方法などの影響が確認されている。¹⁾

鑄型内に混入した介在物の大部分は浮上分離するが、一部は注入流に乗って下方に浸入し凝固殻に捕捉される。凝固後の鑄片厚み方向の大型介在物の分布を図2に示す。湾曲型の特徴として上面への集積が見られ、また鑄造速度の影響も現われている。さらにノズル形状や連鑄機種の影響も明瞭に認められる。²⁾

(2) 介在物集積機構 鑄型内への介在物のインプット量がわかると、その介在物の鑄造方向への浸入深さ、浮上速度および凝固シェル発達状況などから介在物のアウトプット量、凝固シェルによる捕捉率さらには鑄片厚み方向の分布が理論的に推定出来る。

いま、メニスカスからの距離Xにおける介在物濃度Nの変化はその位置でのノズル噴流流速、介在物

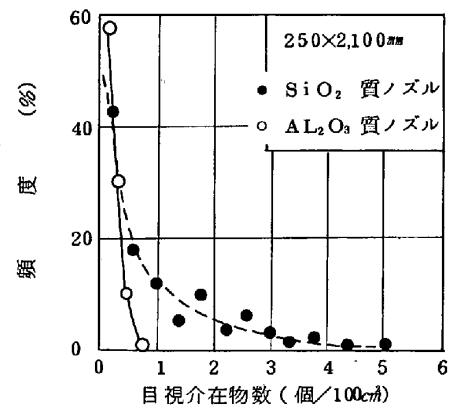


図1. ノズル材質と介在物量

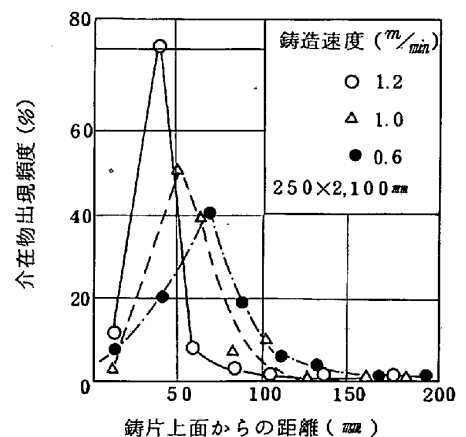


図2. 介在物集積位置

の浮上速度 v_p 、および鑄造速度 v により定まるとして以下の濃度分布式を導いた。³⁾

$$N(X) = a N_0 X^{b U_0} \exp\{-C(v_p - v)X\} \quad (1)$$

ここに、 a 、 c は定数、 b は下向きノズル噴流の減衰定数、 U_0 は噴流初速、 N_0 は介在物の初期濃度である。

このように浴中に分布している介在物が凝固シエルに捕捉される確率は凝固前線がメニスカスからの垂線となす角の正弦に比例すると考えて、シエル厚 x のときの介在物濃度 $n(x)$ を次式で示す。

$$N(x) = \frac{\alpha N_0 v_p}{R} \cdot x^\beta \exp\left\{-\frac{C(v_p - v)}{K^2} \cdot v x^2\right\} \quad (2)$$

ここに、 R は連鑄機曲率半径、 K は凝固係数、 α 、 β は定数。

これより得られる鑄片厚み方向の介在物分布は実測結果を十分説明しうる。

(3) 介在物捕捉率と鑄造条件 (2) 式のシエル内介在物濃度と初期インプット介在物濃度との比をとると、シエルへの介在物捕捉率 P が得られる。

$$P = \frac{\int_0^{x_0} n(x) dx}{N_0 \cdot x_0} \quad (3)$$

逆に、 $(1 - P)$ が鑄型内に持ち込まれた介在物のアウトプット量を示す。ここに得られた介在物捕捉率 P は曲率半径 R 、鑄造速度 v 、ノズル吐出角 θ 、および介在物径 r の影響を受ける。

図3に捕捉率におよぼすノズル吐出角 θ と鑄造速度 v の影響を示す。適正なノズル角の選定により、介在物量が容易に $\frac{1}{10} \sim \frac{1}{100}$ に減少することがわかる。また、鑄型を含めた垂直部長さ L の寄与を図4に示す。垂直部の存在により介在物捕捉率が減少する様子が知れる。

以上の考察より介在物の少い連鑄々片を作る条件が推定出来、鋼種、用途、連鑄機のタイプにより、それぞれ適正な鑄造条件が可能となった。

4. 中心偏析

(1) 中心偏析におよぼす鑄造条件の影響 中心偏析の程度と鑄造条件との関係については既に種々論議されているが、主として冶金条件より決まる自由晶率と機械要因より決まるバルジング量とで整理出来る。いま、[S]の中心偏析率を指標にこれら相互の関係を図5に示す。自由晶は一方凝固に伴う溶質濃化に影響し、バルジングを主体とする流動は固-液界面の溶質分配に寄与すると考えられる。自由晶率には溶鋼の過熱度、鑄造速度、注水比などが影響し、バルジングに関してはロールピッチ、鑄造速度、溶鋼静圧等が支配的である。⁶⁾

(2) 溶質濃化機構 溶質濃化の基本モデルとして、一方向凝固時の平滑界面の物質収支を仮定し、以下の諸式を用いた。⁷⁾

$$\text{物質収支式 } [CL]_i(H - X_i) = \frac{[Cs]_i + [Cs]_{i+1}}{2} \cdot \Delta x + [CL]_{i+1}(H - X_{i+1}) \quad (4)$$

$$\text{溶質分配式 } CL = Cs \left\{ \left(\frac{1}{K_0} - 1 \right) \exp\left(-\frac{f}{D} \delta\right) + 1 \right\} \quad (5)$$

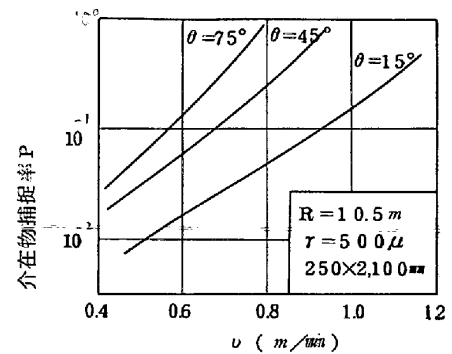


図3. ノズル角と介在物捕捉率

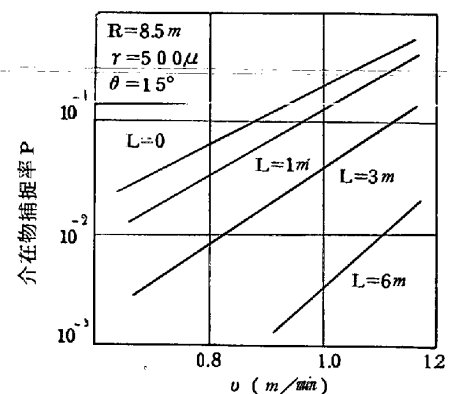


図4. 介在物捕捉率と垂直部長さ

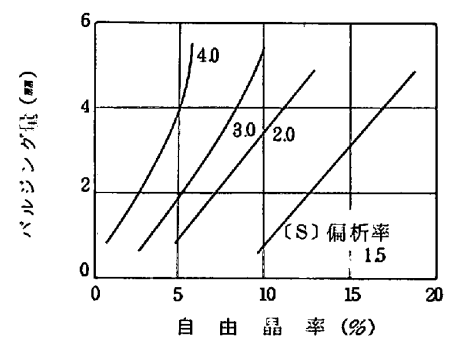


図5. [S]中心偏析率

流動境界式

$$\delta^* = \frac{3\nu}{2f} \left[1 - \exp \left\{ - \frac{2f}{3\nu} \left(\frac{280}{39} \frac{f}{U_\infty} y + \delta^* \right) \right\} \right] \quad \text{-----(6)}$$

ここに、 C_L, C_S はそれぞれ鋳片厚 X_i, X_{i+1} での液相中、固相中の溶質濃度。 δ は拡散境界、 δ^* は流動境界、 ν は溶鋼の粘性、 f は凝固速度、 U_∞ は溶鋼流速である。

(4)~(6)式の組み合わせにより、任意の凝固分率における溶質濃度、見かけの拡散境界厚、溶鋼流速の相互関係が得られる。図6に鋳造速度別の溶鋼流速分布を示す。これはノズル噴流、自然対流およびバルジング流動の合成であり、とくに中心偏析に重要な凝固末期ではバルジング流動が主体となり、その生成に影響を与える。

なお、ここに用いた拡散境界 δ は平滑界面を仮定したときの見かけの境界厚であり、厳密にはデンドライト界面に沿う境界分布を考える必要がある。一般に界面に沿う流速変化は次式で示される。⁸⁾

$$\frac{du}{dx} = C \cdot U^{2(\beta-1)/\beta} \quad \text{----- (7)}$$

ここに、 β は流れに垂直な方向への圧力勾配を示すパラメーターである。この(7)式をピラミッド形界面に適用した場合のデンドライ内流速分布を図7に示すが、この境界分布より求めた平均境界厚が(5)式中の平滑面の際の境界厚 δ となる。

以上の理論解析より、中心偏析におよぼす自由晶率、凝固速度、鋳片形状、バルジング量などの影響が推定される。

(3) 自由晶生成機構 鋳片内の自由晶率の大小は中心偏析にきわめて大きな影響を与えるが、その生成機構は未だ判然としない。

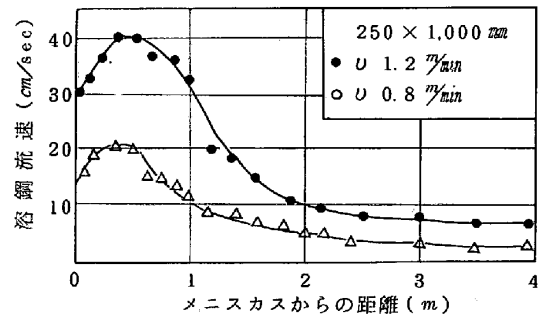


図6. 短辺シェルに沿う流速分布

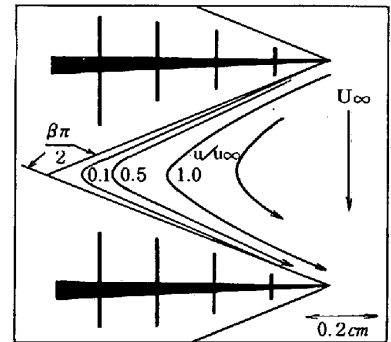


図7. デンドライト内流動

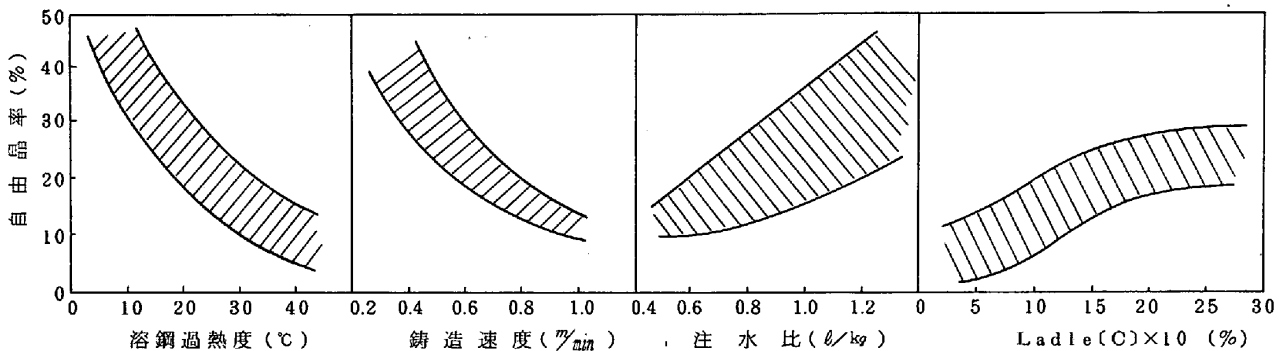


図8. 自由晶率と鋳造条件の関係

鋳造条件と自由晶量の関係を見ると図8の如くで、溶鋼過熱度、鋳造速度、注水比および[C]含有量の影響が認められた。これと従来の自由晶生成説とを比較してみると、デンドライトの増殖、フリーチル説の何れも不十分で、凝固界面近傍での組成的過冷による自由晶核生成の可能性が強いといえる。

5. 内部割れ

(1) 内部割れの実態 内部割れは連鋳々片特有の現象で、鋳造時にシェル内に発生する。割れは鋳造方向に垂直で帯状にある一定のピッチを有して分布し、その部分に[C][S]等の溶質元素の濃化が見られる。この発生傾向は、図9に示すように鋳造速度と冷却条件に大きく依存する。また、この割れの内面を走査電顕にて調査した一例を写真1に示したが、凝固界面に類似した様相が知れる。以上の観察から、

内部割れの生成は、固-液界面にある応力が作用して起り、それがシェル内に進行し、そこへ濃化溶鋼が吸引されたと理解出来る。 casting時にシェルに作用する応力としては、バルジング応力、矯正応力、引抜き応力、熱応力などが挙げられている。それぞれについての解析には種々の問題があり、今後の検討を要するが、ここでは偏析ともからんで重要なバルジングについて述べる。

(2) バルジング 高温鋼材の機械的性質を論じる場合、これを弾塑性体の問題として解く必要がある。とくに1000℃以上の高温領域ではクリープが支配的であり、バルジングの解析にあたっても考慮する必要がある。いま、クリープによる応力-歪み関係を次式で近似する。

$$\epsilon = a_0 \sigma t^n + b_0 \sigma \quad (8)$$

ここに、 b_0 は瞬間歪み定数で、見掛けヤング率Eの逆数である。 a_0 は遷移クリープ定数で温度の函数で次式で示される。

$$a_0 = A \exp(-E/RT) \quad (9)$$

ロール間のシェルが溶鋼静圧によりバルジングする現象を四辺固定の平板の問題としてとり扱い、これに(8)式を導入すると、任意の位置(x,y)でのバルジング量 ω は次式となる¹⁰⁾

$$\omega_{x,y} = \frac{m \cdot q \cdot a^4}{h} (a_0 t^n + b_0) \cdot \sin\left(\frac{\pi x}{a}\right) \left\{ 4 \left(\frac{a}{\pi}\right) \cosh\left(\frac{\pi b}{2a}\right) - b \tanh\left(\frac{\pi b}{2a}\right) \cosh\left(\frac{\pi y}{a}\right) + 2y \sinh\left(\frac{\pi y}{a}\right) - 4 \left(\frac{a}{\pi}\right) \cosh\left(\frac{\pi y}{a}\right) \right\} \quad (10)$$

ここに、qは溶鋼静圧、hはシェル厚、aはロールピッチ、bは铸片中、mは定数である。これより得られる理論バルジング量と実測値の比較を図10に示す。これは所定のロール間で一定時間静止した場合の値であるが、(10)式を铸造時に適用して0.6~1.5 min の铸造速度範囲で1~2 mmの値が推定され実測値との一致を見ている。このバルジング量から0.5~1.0%程度の界面歪みが推定され、これが割れの臨界歪みと等価なことより¹¹⁾内部割れの原因として十分考慮する必要のあることが推定される。

(参考文献) 1) 広本, 松永, 大橋, 大野 ; 学振19委, 非金属介在物協議会(1973)5月

2) 熊井, 松永, 大野 他 ; 鉄と鋼, 59(1973), 11, S380

3) 広本, 大橋, 大野, 松永 ; 鉄と鋼, 59(1973), 11, S381

4) 根本, 川和, 佐藤, 宮原 ; 鉄と鋼, 58(1972), 11, S423

5) 梅田, 梨和, 安元, 徳田 ; 鉄と鋼, 59(1973), 4, S81

6) 浅野, 広本, 大橋 ; 鉄と鋼, 59(1973), 4, S83

7) 浅野, 広本, 大橋 ; 鉄と鋼, 60(1974), 4, S65

8) H. L. Evans ; Laminar Boundary-Layer Theory, (1968), P52

9) W. T. Lankford ; Met. Transactions, 3(1972), P1331

10) 成岡, 丹羽, 山田, 白石 ; 構造力学 Vol.3 (1970), P108

11) H. von Ende, G. Vogt ; J I S I, 210(1972), P889

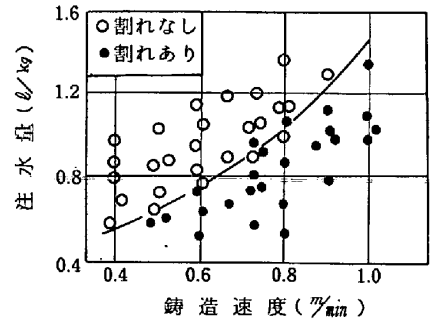


図9. 内部割れ発生条件

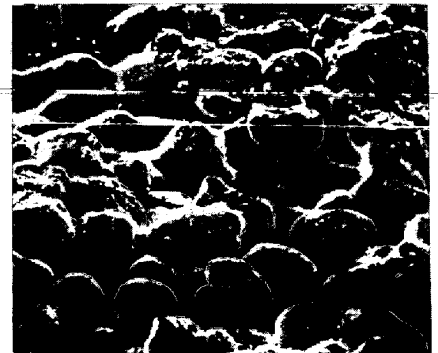


写真1. 内部割れ破面(×100)

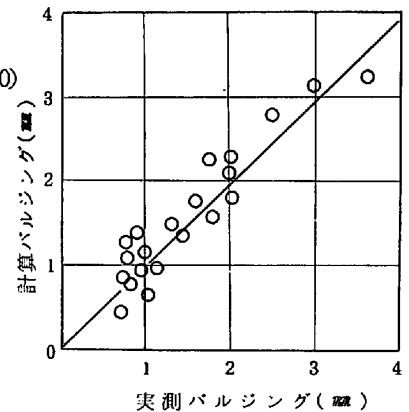


図10. バルジングの対比