

## 討 6

## SUS430 連鋳鋳片の内部割れに関する研究

日新製鋼 周南製鋼所

丸橋茂昭

○長谷川幸弘

## 1. 緒 言

SUS430 スラブの連続鋳造において、高速鋳造を行なうと鋳片内部に割れが発生し、高速鋳造化の障害となる。一方、生産性の向上という観点から高速鋳造に対する要求は強い。

そこで本研究では生成した内部割れの状態について調査するとともに、割れの生成位置や偏析あるいは二次冷却水のパターンとの関係から、その生成機構について検討し、その結果二次冷却水パターンの変更と比水量の増大により内部割れを発生しない操業条件を確立することが出来た。その結果について報告する。

## 2. 調査結果

2-1. 内部割れの状態：写真1に鋳片のC断面、L断面における内部割れの発生状況を示す。内部割れはC断面においては波状の、L断面においては線状の割れとして観察され、既に他鋼種のスラブにおいて報告されている割れ<sup>1)</sup>と同じ形態である。又割れはこの写真の枠に柱状晶が鋳片中心まで伸びている場合には上下面に閉塞なく生成している。

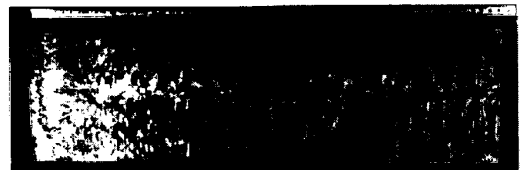
さらに割れの部分を拡大してみますと割れは空隙として存在しているのではなく、大部分は溶質元素の濃化した残溶鋼により空隙部分は満たされており、わずかに写真2上に示すごく外側先端のみが流入した溶鋼の収縮孔として残存している。この枠に残溶鋼が割れ先端まで流入しているため、割れの範囲が溶鋼が残っていた部分に限られるのか、あるいはそれ以上の領域にわたっているのかは明らかでない。なお流入した濃化溶鋼は写真2下に示す枠に、凝固後周囲はマルテンサイト組織となり、中心部はフェライト組織を形成している。そしてこのフェライトの部分には大きな硫化物が群落状をなして生成している。

## 2-2. 内部割れの発生と諸要因

内部割れの発生したチヤージ、および発生しなかったチヤージについて中心偏析の有無を調べたところ、図1に示す枠に両者の間には明瞭に中心偏析に差違がみられた。

又、鋼浴成分の影響としてSの影響を調べた結果を図2に示す。この図によればS含有量の影響は比較的明瞭である。これは完全凝固温度がS含有量により変化すると考えれば一応理解出来る。

次に操業条件の影響を調査した結果を図3に示す。割れの発生



C断面



L断面

写真1. SUS430連鋳鋳片の内部割れ



写真2. 内部割れ部の拡大

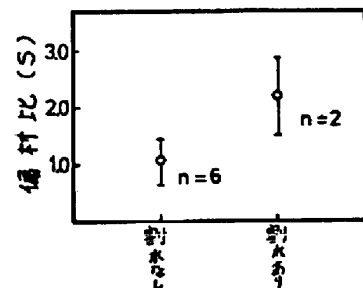


図1. 内部割れ発生の有無と中心偏析

に対し鑄造速度の影響が認められず。一方鑄造温度に対しては0.7 m/minの鑄造速度以外の場合においては、鑄造温度が低い程内部割れの程度は少なくなる

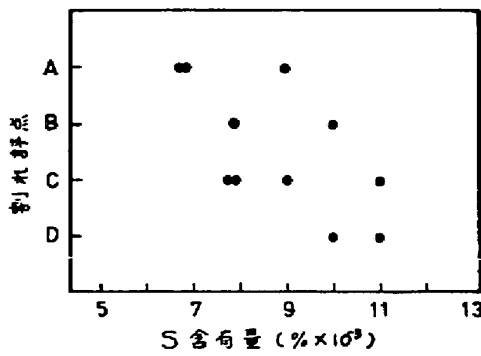


図2. 内部割れに及ぼすS含有量の影響

種である。ただし本実験の鑄造温度範囲では、凝固組織はいずれもほぼ中心部まで柱状晶が伸びており、凝固組織には差違はみられない。又凝固計算によればクレータ深さに及ぼす鑄造温度の影響も25℃の鑄造温度の違いで約20cm程度であり、又表面温度にもほとんど影響を及ぼさない。従ってこの種に鑄造温度の影響がやや認められるとの理由は明確でない。

2-3. ガイドロール不良により生成した内部割れ

メニスカスから約4.04mのガイドロール下面が約4mmわん曲していた場合に発生した内部割れについて調査した。割れの生成位置を調べたところ図4に示す様に長辺側表面より44~58mmの範囲であった。この割れの発生起点(58mm)を差分法による凝固計算結果より得た凝固速度式

$$D = 26\sqrt{t} - 10 \dots\dots (1)$$

ただし D: シェル厚 (mm), t: 時間 (min)

に代入し、割れ発生の起点が固相線温度となる時期を計算すると鑄造後6.8minとなる。これをメニスカスからの距離になおせば(鑄造速度0.6 m/minゆえ)約4.06mとなり、不良ガイドロールの位置と一致する。この結果より、内部割れの一原因としてガイドロール不良に起因したバルジング、もしくはバルジング矯正歪が考えられる。

2-4. 高速鑄造時に生成した内部割れ

2次冷却水量0.6 l/kg, 鑄造速度0.8 m/minで鑄造したスラブにおける内部割れの生成位置を図5に示す。割れの発生範囲は長辺表面より19~61mmにわたっており、割れ発生の起点の位置は差分法による凝固計算結果より求めた鑄片内の温度分布の固相線位置とよく一致している。

3. 高速鑄造時に生成した内部割れの原因について

高速鑄造時における内部割れの原因を明らかにするため、内部割れの発生したチャージ(鑄造速度0.8 m/min, 比水量0.6 l/kg)における凝固プロファイルと表面温度の変化を計算により求めた。その結果を図6に示す。図6によれば、鑄片表面は2次冷却帯を出た

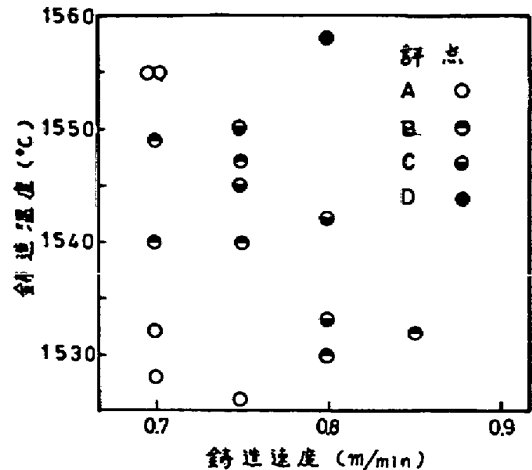


図3. 内部割れに及ぼす鑄造速度と温度の影響

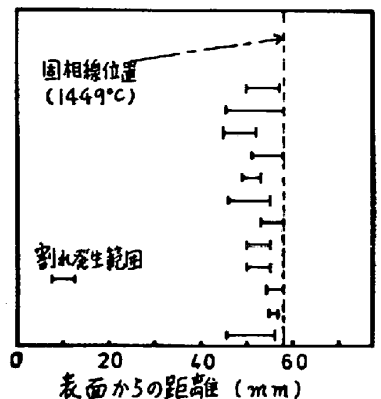


図4. 不良ガイドロール通過時の固相線位置と割れ発生範囲との関係

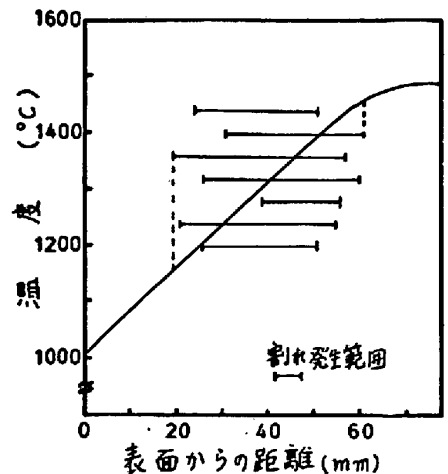


図5. バルジング発生時における鋳片シエルの温度分布と割れ発生の範囲

後約140℃復熱する。

しかもに割れの起点は図5に示した様にシエル厚が61mmとなった時点であり、この点は銻片が2次冷却帯を出て後約20cmの位置にあたる。

一方、図1に記したごとく、内部割れの発生したチャージにおいては中心偏析が存在した。中心偏析の生成機構としては浸漬ノズルからの注入流の強制対流<sup>3)</sup>あるいは溶鋼の凝固時、凝固後の収縮<sup>4)</sup>もその原因と考えられるが、主たる原因としては凝固シエルのバルジング<sup>5)</sup>であると考えられる。従って内部割れはバルジングと直接関係している可能性が考えられる。

ところで大橋ら<sup>3)</sup>によれば、溶鋼の流動速度は次式により求められる。

$$\frac{U_1}{U_0} = \left(\frac{f_1}{f_0}\right)^2 \frac{1.5\nu \ln\left(1 - \frac{2f_0}{3\nu} \delta_0^*\right) + \delta_0^* \cdot f_0}{1.5\nu \ln\left(1 - \frac{2f_1}{3\nu} \delta_1^*\right) + \delta_1^* \cdot f_1} \quad \text{---(2)}$$

ただし  $U_0, U_1$ : 基準点およびある点の溶鋼の流速  
 $f_0, f_1$ : の凝固速度

$\nu$ : 溶鋼の動粘性係数

$\delta_0^*, \delta_1^*$ : 基準点およびある点の流動境界膜厚さ

そこで $\delta_0^*, \delta_1^*$ を溶質のマスバランス式<sup>3)</sup>およびバートの式<sup>5)</sup>により計算し、又凝固速度 $f$ は(1)式により求め、又 $U_0$ としては150×1050mm、ノズル吐出角25°、ノズル出口流量114 l/minの場合の水モデル実験より求めた噴流の短辺衝突点の流速15 cm/secを用いて銻片内の任意の位置における流動速度を計算した。なお溶質のマスバランス式を解くには銻片の厚み方向における溶質分布の実測値が必要である。実測した銻片厚み方向における $S$ の分布を図7に示す。

計算結果は図8の形になり、この図によればシエル厚が約60mmとなった時点で流速が再び増大しており、バルジングが生じ始めたことを示している。このバルジングの開始点は図5に示した内部割れの起点(シエル表面部より61mmの点)と良く一致した。

以上の検討結果より高速鋳造時の内部割れは銻片が2次冷却帯を出た後、表面温度が復熱し、その際にバルジングが生じ、これがロールにより矯正される際に発生した可能性が考えられる。

バルジングの原因として溶鋼の静圧を考え、シエルを2点単純支持梁と仮定し<sup>6)</sup>バルジング量を計算したところ

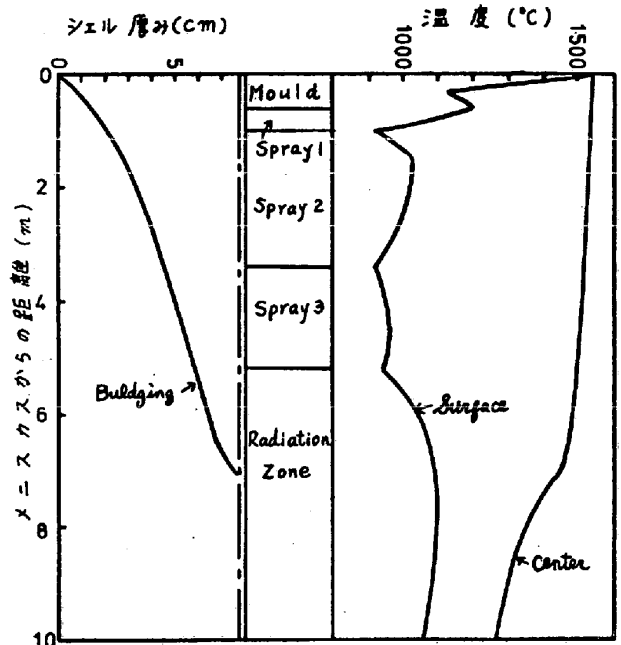


図6. 表面温度と凝固シエル厚の推移 (水水量 0.6 l/kg, 鋳造速度 0.8 m/min)

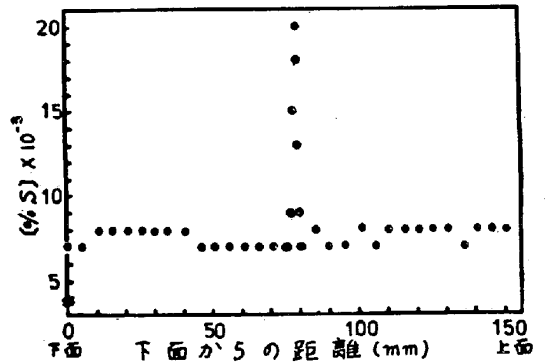


図7. 銻片厚み方向におけるSの分布

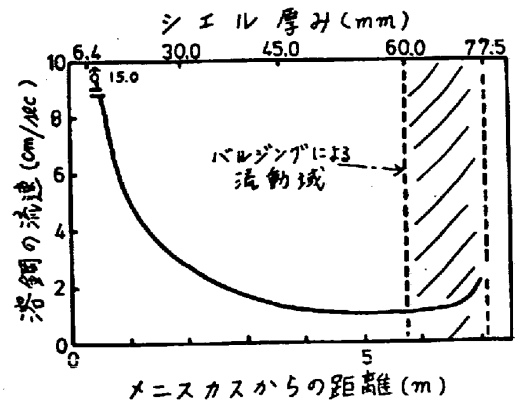


図8. 銻片内における溶鋼の流速の変化

0.11 mmとなった。この値は図7の中心偏析の幅を説明するに充分でない。従って溶鋼の静圧のみでなく表面温度の復熱に起因した熱歪<sup>7)</sup>もバルジングに寄与しているのではないかと推察する。

一方表面温度の復熱により凝固シエル内部には熱応力が生じよう。今、凝固シエルを弾性体と仮定し、スラブ幅方向および長さ方向の歪 $\epsilon_x, \epsilon_z$ を一定とするとスラブ長さ方向の応力 $\sigma_z$ は次式により与えられる<sup>8)</sup>。

$$\sigma_z = E(\epsilon_x - \nu\epsilon_z - \alpha(1+\nu)\Delta T) / (1-\nu^2) \dots\dots(3)$$

ただし E:ヤング率,  $\nu$ :ポアソン比,  $\alpha$ :線膨張係数

$\Delta T$ :スラブ表面の復熱開始時とその時点より20cm

引き抜かれた時のシエル内各位置の温度差

計算結果を図9に示す。種々の仮定をいたため計算した数値の絶対値には問題があるが、傾向としてはスラブ表面温度の復熱により、凝固シエル内部側には引張応力が生じることになる。しかも長谷川<sup>9)</sup>によればSUS430の抗張力は約1340°C以上で0となる。従って表面温度の復熱による熱応力によっても内部割れが生じた可能性が考えられる。

以上の検討により高速鋳造時の内部割れの原因としてはこの理由が考えられるという結果になった。

4. 内部割れ防止対策

高速鋳造時における内部割れの原因がバルジングが熱応力かは決め得なかったが、いずれにしても銹片が完全に凝固しないうちに二次冷却帯を通過するため、この際生じた銹片表面の復熱が内部割れの発生に関連していると考えられた。そこで二次冷却帯長さを長くし、銹片の凝固が完了するまで復熱が生じない様にするとする対策をとった。その結果図10に示す様に高速鋳造が可能となった。

5. 結 言

SUS430の連銹スラブに発生する内部割れの原因について調査し、次の様な結果を得た。

- 1) 高速鋳造時に発生する内部割れは銹片が完全に凝固する前に二次冷却帯を通過し、スラブ表面温度が復熱し、この際バルジングおよび熱応力が生じた結果発生すると考えられる。
- 2) この他、内部割れはロールの不整合、あまいはわん曲などによっても生じる。
- 3) 高速鋳造時の内部割れ防止対策として、銹片が完全に凝固する位置より下方まで二次冷却帯を延長した結果、高速鋳造が可能となった。

文献 1) 井上ら: 学振19季 9802                      2) 平居ら: 学振19季 8837  
 3) 大橋ら: 鉄と鋼 60(1974) 7 P894              4) 川和ら: 鉄と鋼 60(1974) 5 P486  
 5) J. A. Burton et al: J. Phys. Chem. 21(1953) 11, P.1987  
 6) 宮元ら: 学振19季 9569                      7) L. Schmidt et al: JISI 1975 No2 P125  
 8) 平橋=編「熱応力と熱疲労」(日科工業新聞社)      9) 長谷川ら: 未発表

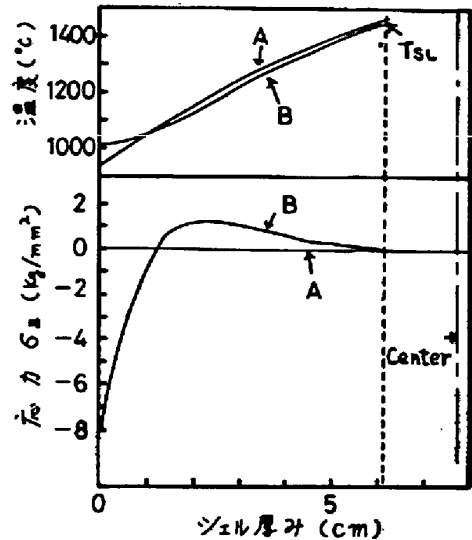


図9 シェル厚み方向における熱応力分布

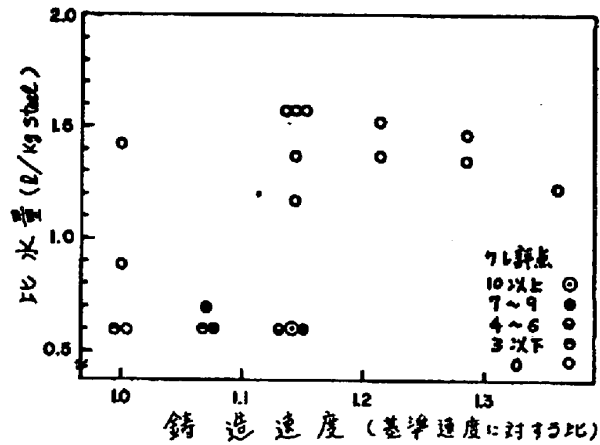


図10. 内部割れに対する比水量の効果