

より5以上の細粒にするには mt Al 0.018% 以上を要する。0.06% 投入 Al の 95% 信頼区間を求めると、 $0.0143 < \mu < 0.0317$ ゆえに下限で細粒は得られない。95% で細粒を得るには $\bar{x} = 0.018 + t\alpha \cdot \sigma / \sqrt{n-1} = 0.0267$, すなわち mt Al 量は 0.0267% 以上を要する。したがって Al 量は 0.068% 以上を要する。

iv) 投入 Al による mt Al の収量は計算すると回帰からの二乗和は級内二乗和より大となり回帰は直線的ではない、したがって曲線回帰を行なつて二次曲線で推定した。最小自乗法で截片、一次、二次回帰係数を計算すると Fig. 2 のごとくなりその計算式は次式で示される。

$$y = -3.167 + 53.636x - 4.47x^2$$

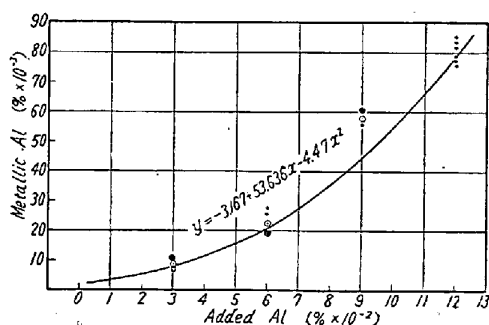


Fig. 2. Relation between additional Al % and metallic Al%.

v) mt Al 量と結晶粒度間には高度の対数関係があり対数に変換すると Fig. 3 となり直線回帰式が得られる。

$$Y = 5.2 + 2.62(x - 0.023)$$

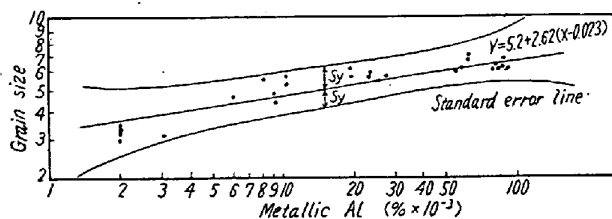


Fig. 3. Relation between metallic Al% and grain size. $n=30$

この相関係数 $r = 0.90$ で高度に有意である。結晶粒度推定の標準誤差 $Sy = 1.069 \approx 1.1$

vi) AlN と結晶粒度も対数関係があり対数変換すると

$$Y = 5.38 + 56.67(x - 0.0066)$$

相関係数 $r = 0.905$ である。

IV. 結 言

i) 投入 Al 量と mt Al 量の平均値との間に関係があり、投入 Al 量が 0.06% 以上の場合細粒となる。

ii) 細粒には 0.018% 以上の mt Al が必要だ。95% 信頼度では 0.027% 以上の存在が必要で投入 Al 量 0.068%

%以上を要する。

iii) mt Al, AlN と結晶粒度を対数変換するとつぎの直線回帰式となる。

$$Y = 5.2 + 26.2(x - 0.023)$$

$$Y = 5.38 + 56.67(x - 0.0066)$$

iv) 当反復実験で得られた結晶粒度の推定誤差は $Sy = 1.1$ である。

v) 投入 Al 量と mt Al 量は曲線回帰で推定すると次式となる。

$$y = -3.167 + 53.64x - 4.47x^2$$

これら数値は実験材によるので製品では安全量を見積り加算する必要がある。

文 献

- 1) 「細粒鋼の結晶粒度調整について」学振19委 4694
- 2) 品質管理 8 No. 5 「厚鋼板材力値の推計論的解析」板内変動について——
- 3) 品質管理 7 No. 10 「抗張力におよぼす船用鋼板製造要因の推計的解析」
- 4) 品質管理 7 No. 10 「高級船用鋼板衝撃値におよぼす製造要因の統計的解析」
- 5) Studies on Bendability of Plate Steel Quality Proceedings of The First Japan Congress of Testing Materials 1958

(82) 鋳片の内部割れの発生機構について

(鋼の連続鋳造に関する研究—Ⅳ)

住友金属工業車輻鋳鍛事業部

牛 島 清 人

On the Mechanism of Evolution of Inner Cracks of Cast Billets.

(Study on continuous casting of steel—Ⅳ)

Kiyoto Ushijima.

I. 結 言

第2報においてスプレー帯の二次冷却が、鋳片の内部割れの発生傾向におよぼす影響について実験を行ない、スプレーの強さ、鋳込温度などを鋼種に応じて適切な条件下に設定しないと、鋳片の内部に割れが発生することを明らかにした。

本報告においては、この実験結果に基づき連続鋳造における鋳片の内部割れの発生機構を考察した結果について述べる。

内部割れの発生機構は、鋳片内部の凝固部分に生ずる応力が、この部分の強度を起えることに基づくものであ

つて、本質的には従来の割れの発生機構となんら変らないと考える。しかしながら連続鑄造においては、鋳片に比較的強い水のスプレーによる冷却を施すことならびに鋳片保持のためにピンチ・ロールを使用していることが特長である。ゆえに鋳片の内部割れの発生機構の考察にあつてもこの点を無視し得ない。

そこでまず二次冷却帯における鋳片の凝固の進行状況を考察し、つぎにこの凝固部分の応力と強度とについて実験を加えつつ考察を行ない、連続鑄造における鋳片の内部割れの発生機構を明らかにした。

II. 鋳片内部に発生する応力と内部割れの発生機構

二次冷却帯における鋳片の凝固過程はつぎのごとくである。すなわち鋳型内において外層部のみ凝固した鋳片は、水のスプレーによる冷却帯および放冷帯を経てピンチ・ロールにいたる。その後さらに放冷の状態で下降を続け切断装置に達する。この間鋳片の凝固は引続いて進行し、切断装置に達する前に中心部まで完全に凝固を終了する。

かかる過程を経て凝固する鋳片の内部に生ずる応力は、水のスプレーの急激な冷却による熱的応力、ピンチ・ロールの圧力による機械的応力ならびに変態応力などであるが、鋳片の温度はこの過程においては常に変態点以上であるから変態応力は考慮する必要がなく、前二者のみを考えればよい。

まずスプレーの冷却によつて生ずる熱的応力はつぎのごとくであると考えられる。すなわち二次冷却帯において鋳片の表面温度はスプレーの冷却によつて急激に降下し、放冷帯に入つた直後若干上昇する。その後は放冷によつて徐々に降下を続ける。これに対して鋳片の内部は、かかる急激な温度の上昇、下降を示さず常に緩徐な降下を続ける。ゆえに鋳片の表面と内部との温度差はスプレー帯において徐々に大となり、スプレー帯の下端で極大値をとりその後放冷帯において一旦減少したのち、ふたたび増大する。したがつてスプレー帯の下端で凝固を完了し固体となる鋳片内部の点について表面との温度差を考えると、凝固完了時に存在した温度差は放冷帯において一旦減少しふたたび増加する。ゆえにこの表面温度との差が凝固完了時よりも減少する過程においては、鋳片内部には表面に平行でかつ水平な方向の引張り応力が発生する。すなわち鋳片の内部にはスプレーの冷却によつて熱的な引張り応力が発生する。この応力の大きさはスプレーの冷却の強さとともに増大する。

つぎはピンチ・ロールによつて生ずる応力は、ピンチ・ロールの圧力を鋳片との接触面積で除した値であつて、

ピンチ・ロールの軸に平行でかつ水平な方向の引張り応力を鋳片内部に生ずる。

ゆえにピンチ・ロールの位置で、スプレーの冷却による熱的応力にピンチ・ロールによる機械的応力が加算される。すなわちピンチ・ロールの軸に平行な方向には両者の和が引張り応力として作用し、直角な方向には両者が相殺されて応力はきわめて小さくなる。

また鋳片の強度は従来提出されている値によれば、鋼種および温度によつて決ることが明らかであり、かつ粗大結晶は微細な自由晶に較べて結晶間の弛開が起りやすい。

以上の考察から鋳片の内部割れの発生機構はつぎのごとくであると考えられる。すなわち鋳片が凝固しつつ二次冷却帯を下降してピンチ・ロールに達したとき、上記のごときスプレーによる熱的なならびにピンチ・ロールによる機械的な引張り応力が鋳片の内部に発生し、これがその部分の強度を超えることによつて割れが発生する。この割れは内部になお残存する溶鋼が充填されることによつて終結する。ゆえにスプレーの強さの大なる場合は熱的応力を増大せしめ、鑄込温度の大なる場合は粗大結晶が発生して鋳片の強度を減少せしめるのでいずれも内部割れを発生せしめやすい条件となる。また鋼種によつて強度が異なるから当然内部割れの発生傾向も異なってくることはいうまでもないことである。

III. 内部割れの特性

上記のごとき内部割れの発生機構が正しいとするならば内部割れはつぎのごとき特性を持つていなければならない。すなわち第1に内部割れの内側の終結点はピンチ・ロールでの鋳片の凝固厚さに一致する。第2に内部割れはピンチ・ロールを通過することによつて始めて発生する。第3に内部割れはピンチ・ロールの軸に直角な方向のみ発生する。第4に内部割れは残存溶鋼の流入によつて合金元素または不純物の濃縮をとまらう。

これらの諸点を確かめるためにさらに実験を行なつた結果、鋳片の凝固速度式から算出したピンチ・ロールの位置における凝固厚さと、内部割れの内側終結点の実測結果とはほぼ一致した。鑄込中において瞬間的に鑄込を停止せしめ、以後ピンチ・ロールを作動せしめず取出した鋳片の断面を観察した結果、すでにピンチ・ロールの圧力を受けた部分には内部割れが発生していたが、ピンチ・ロールの圧力を受けていない部分にはまったく内部割れが発生していなかつた。多数の内部割れを観察した結果、内部割れはピンチ・ロールの軸に直角な方向にのみ発生し、それ以外の方向には発生していないことが解つた。

顕微鏡的な観察によつて内部割れは不純物によつて充填されていることが明らかとなつた。

すなわち内部割れの特性はいずれも前記の内部割れの発生機構を支持するものである。

IV. 結 言

鋼の連続鑄造における鑄片の内部割れの発生機構を考察した。すなわち鑄片の内部割れは、スプレーの冷却による熱的ならびにピンチ・ロールの圧力による機械的な応力が鑄片の内部に発生し、この応力が鑄片内部の強度を超えることによつて発生する。

かかる内部割れの発生機構によつて、第2報において述べた二次冷却の諸因子すなわち冷却の強さ、鑄込温度、鋼種などが鑄片の内部割れの発生傾向におよぼす影響を説明した。

二次冷却帯における水のスプレーによる強制冷却ならびにピンチ・ロールによる鑄片の引抜はともに垂直式連続鑄造法に特有の装置である。ゆえに第2報で明らかにした鑄片の内部割れを発生せしめないための適正なる二次冷却の諸条件は、とくに大きな意味を持つものであると考える。

文 献

- 1) 昭和 34 年 11 月本会講演大会にて発表

(83) 溶滓中のガス含有量について

(溶鋼中のガス量におよぼす大気中

水蒸気圧の影響—I)

三菱鋼材本社製作所 阿 部 吉 彦

On Gas Contents in Molten Slag.

(Influence of water-vapor pressure in air on gas contents in molten steel—I)

Yoshihiko Abe.

I. 緒 言

溶鋼中の[H], [O]が大気中の水蒸気圧 (P_{H_2O}) の影響を受けることは古くから知られている現象である。ところで鋼の溶解作業は真空溶解などの特殊な場合を除きすべて滓の被覆下で行なわれているので、溶鋼中のガス量と大気中 P_{H_2O} との関係を定量的に調べるには溶滓の性状が無視できない要因となる。

そこで筆者は本研究に当り、まず溶滓のガス量と接触雰囲気中の P_{H_2O} との関係を実験室的に求め、ついでその結果と比較しながら生産操業下の溶滓の実状を調べた。

II. 溶滓中の(H)について

(1) 分析法

今までに報告のあつた滓中の水素分析法のうちより代表的な方法^{1)~3)}を選び検討した結果、Mo 坩堝を使用し、試料を 1450~1500°C で真空加熱し、抽出したガスを 700°C にあらかじめ加熱してある鋼の切粉の中をとす方法が一番適当と思われたが、C などを含まない単純な組成の滓に対しては粒状試料 (重量: 0.05~0.10 g) にあらかじめ脱ガスした Mn 鋼を約 1 g 上部に重ねて 900°C で真空加熱するという簡便法でも充分信頼できる値が得られることが判つた。

(2) 合成滓による実験次第

現場の実状に近い実験条件を予備実験より求めて下記の要領にしたがつた。

1. 装置: 主要部分の構造を Fig. 1 に示す。
2. 試料: 粉状の各酸化物を原料として規定成分に混合し、あらかじめ 1400°C で 1 h 大気中溶融して溶滓を合成する。
3. 実験方法: 2.の操作に引続き $H_2O\%$ 既知の N_2 ガス (P_{H_2O} : 4~40 mmHg) を装置内に送入しながら規定温度で 1 h 処理したのち、ただちに分析に供する。

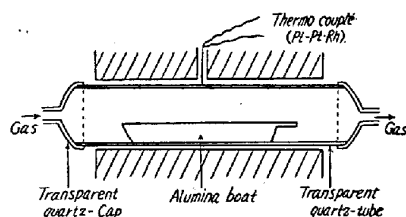
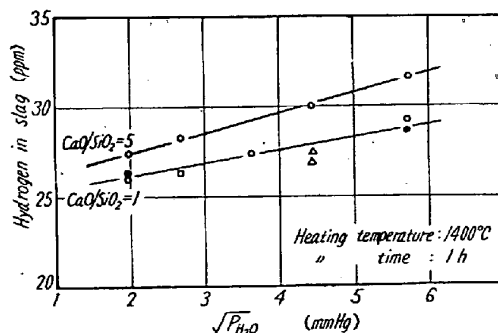


Fig. 1. Heating system that used an alumina boat.

(3) 合成滓による実験結果

Fig. 2 にその 1 例を示したように、滓中(H)値は雰囲気中の $\sqrt{P_{H_2O}}$ と明瞭に相関しているが、この関係はた



△: Slag in contact with atmosphere contained 5.5% H_2
 □: " " " " 20.0% H_2
 ●: Slag contained 30% Al_2O_3
 ▲: " " 30% MnO

Fig. 2. Variation of the hydrogen content in slag with $P_{H_2O}^{1/2}$ in atmosphere.