

鑄片の内部割の発生機構について*

(鋼の連続鑄造に関する研究—IV)

牛 島 清 人**

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

(Study on continuous casting of steel—IV)

Kiyoto USHIJIMA

Synopsis:

In the second report of this series, the effect of the secondary cooling on a cast billet was studied and it was revealed that too-intensive spray cooling and too-high casting temperature induced inner cracks of billets (ib., Tetsu-to-Hagané, vol. 46, 1960, No. 7, p. 753). In this report the mechanism of the evolution of inner cracks of cast billets was investigated.

The mechanism of the evolution of cracks of cast billets is essentially the same as that in normal ingot casting. In continuous casting, however, one must not neglect the effect of relatively intensive spray cooling and pinch rolls on the evolution of cracks.

At the time of passing through the pinch rolls, internal stress which consists of thermal stress originated from intensive spray cooling and mechanical stress originated from pinch rolls may become to be greater than the strength of billet. That is, the inner cracks may occur. And this inner cracks will be terminated by molten steel which is still remained in the core of billet.

Calculation revealed that internal stress of a billet had the possibility to be greater than the strength and experiments revealed that the end point, the time of evolution, the selective direction, macroscopic and microscopic characteristics of inner cracks substantiated this mechanism of the evolution of inner cracks.

And the experimental results in the second report can be explained by this mechanism of the evolution of cracks.

I. 緒 言

第2報りにおいて明らかにしたように、鑄片内部に発生する割には、外層部に発生する割とさらに内部に発生する内部割とがある。この中、外層部の割はローラー・エプロンを使用せず、不均一な二次冷却を行なった場合に、鑄片が変形することによつて発生したものであることはいままでもないことである。ゆえに本報告においては、鑄片のさらに内部に発生する内部割の発生機構を考察した結果について述べる。

鑄片の内部割の発生する条件は、前報りで述べたごとく

- i) 二次冷却帯におけるスプレーによる冷却が強い場合
- ii) 鑄込温度が高い場合などであり、また
- iii) 鋼種によつて内部割の発生傾向が異なる。

連続鑄造鑄片の内部割については従来も幾多の報告があるが、その発生機構についてまで詳しく解析した報告はない。

鑄片の内部割の発生機構は鑄片内部の凝固部分に生ずる応力が、その部分の強度を超えることに基づくものであつて、本質的には普通造塊法における割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、二次冷却帯において鑄片に比較的強い水のスプレーによる冷却を施すこと、ならびに鑄片保持のためにピンチ・ロールを使用していることが特徴である。ゆえに鑄片の内部割の発生機構の考察に当つても、この点を無視し得ない。

そこでまずスプレー帯における鑄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、連続鑄造における鑄片の内部割の発生機構を明らかにした。

II. 二次冷却帯における鑄片の凝固過程と応力の発生

* 昭和 35 年 10 月本会講演大会にて発表

** 住友金属工業株式会社車輜鑄鍛事業部

二次冷却帯における鋳片の凝固過程は Fig. 1 に示すごとくであると考える。

すなわち鋳片は鋳型内において、外層部のみ凝固し内部はなお熔融状態のままである。鋳型を出たのち鋳片は、水のスプレーによる冷却帯 (Fig. 1-a) および放冷帯を経てピンチ・ロールにいたる (Fig. 1-b)。その後さらに放冷の状態で下降をつづけ、切断装置に達する (Fig. 1-c)。この間鋳片の凝固は引続いて

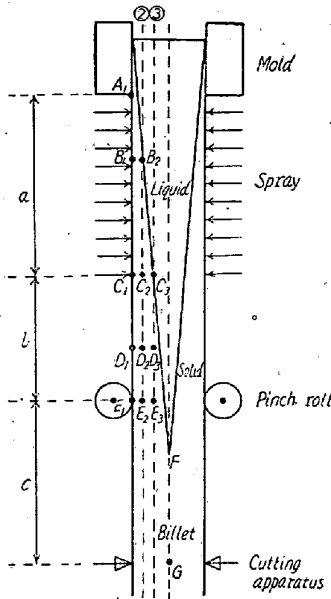


Fig. 1. Solidification model of a billet.

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せしめるのがもつとも生産性よく、したがつてもつとも普通に採られている凝固過程である。

さて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、後に述べるごとく鋳片の温度は、この過程において常に 800°C 以上であるから普通の鋼においては変態応力は考える必要がない。ゆえにここでは鋳片内部に生ずる応力として、水のスプレーの冷却による熱的応力と、ピンチ・ロールによる機械的応力とを考えればよく、この応力の発生機構はつぎのごとくであると考える。

1. スプレーの冷却によつて生ずる熱的応力

まず鋳片各部の温度変化はつぎのごとくである。すなわち Fig. 1 において、表面部は $A_1-B_1-C_1-D_1-E_1$ と時間が経過するにしたがつて、 A_1-C_1 はスプレーの急激な冷却による温度降下、 C_1-D_1 はスプレー帯から放冷帯に入った直後の温度上昇、 D_1-E_1 はその後の緩徐な放冷による温度降下という経過をたどる。内部②においては、 B_2 において凝固が完了し、その後 $B_2-C_2-D_2-E_2$ と時間が経過するにしたがつて常に緩徐な冷却過程をたどり、この間 C_2-D_2 においてわずかではあるが一段と冷却が緩徐となる。さらに内部の③においては、 C_3 において凝固が完了し、②とまったく同様に $C_3-D_3-E_3$ と緩徐な冷却過程をたどる。最後に軸心部は F において始めて凝固が完了し、以後緩徐な冷却過程をたどる。これを図示すると Fig. 2 のごとく表わし得る。

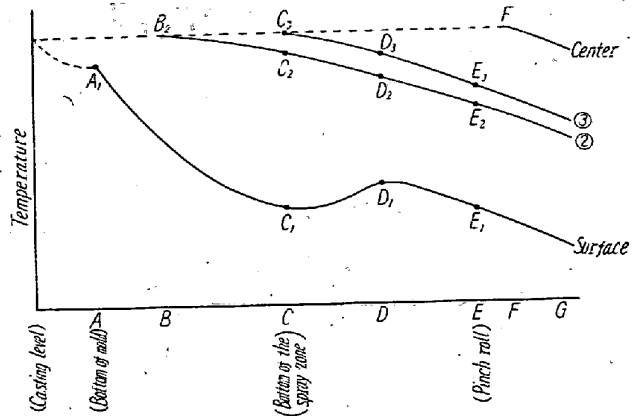


Fig. 2. Temperature of a billet.

さて Fig. 2 から鋳片の表面部と内部との温度差の変化を求めると、Fig. 3 のごとくである。

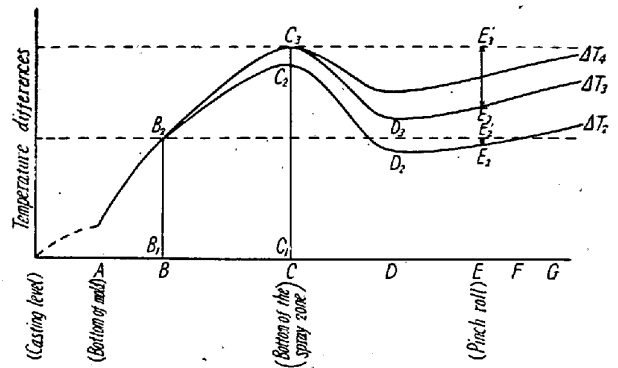


Fig. 3. Temperature differences between the surface and the inside of a billet.

Fig. 3 において ΔT_2 は鋳片の内部②とこれに対応する表面との温度差、 ΔT_3 はさらに内部の③とこれに対応する表面との温度差、 ΔT_4 は軸心部とこれに対応する表面との温度差の変化を示す。

鋼の線膨張係数がこの温度範囲で変らず一定であると仮定すると、Fig. 3 は近似的に鋳片表面部と内部との収縮または膨張の差を示すことになる。

鋳片のある点における収縮または膨張は、その点が凝固を完了して固体になつたのちに始めて発生する。すなわち応力の発生を見る。ゆえに鋳片内部の②、③および軸心部では、それぞれの凝固の完了点 B_2 、 C_3 および F においては収縮または膨張はまったくなく、これらの点より下部において始めて収縮または膨張すなわち応力が発生する。ゆえにたとえば内部②については、 B_2 において存在する表面との温度差 B_2-B_1 では収縮も膨張もまったく行なわれず、表面との温度差がこれよりも大または小になるにつれて収縮または膨張を行なう。

したがつて ΔT_2 なる曲線の B_2 をとおる破線より上部は、鋳片の表面に平行でかつ水平な方向に表面部が引張りて内部が圧縮の応力を生じ、破線より下部は、表面

部が圧縮で内部が引張りの応力を生ずる。ピンチ・ロールEを通過するときの温度差は、 E_3-E_2' であつて、この大きさに対応する引張りの応力が内部に生ずる。

さて表面部と内部との温度差は、スプレー帯の下端Cにおいて最大である。ゆえにスプレー帯の下端Cにおいて凝固を完了する、鑄片内部の点③とこれに対応する表面部との温度差は、 ΔT_3 で示すごとく C_3 以後のいずれの時刻においても、 C_3 点をとおる破線よりも下部に位置しており、しかも破線との差が大である。すなわち鑄片の内部③には凝固完了後、常に他のいずれの点よりも大きな引張り応力が生じていることになる。ピンチ・ロールを通過するときの温度差は、 E_3-E_3' であつて、この大きさに対応する引張りの応力もまた他のいずれの点よりも大である。

スプレーによる冷却が強い場合においても、弱い場合においても、この傾向はまったく同一であつて、いずれの場合においても、スプレー帯の下端で凝固を完了する点に、鑄片表面に平行でかつ水平方向の最大の引張り応力が発生する。ただスプレーの強弱は Fig. 2 において A_1-C_1 の温度降下量を変化せしめるから、Fig. 4 に示すごとく内部③とこれに対応する表面部との温度差すなわち鑄片内部に生ずる引張り応力は、常にスプレーによる冷却の強い場合 (ΔT_s) の方が、弱い場合 (ΔT_w) よりも大である。したがつてピンチ・ロール通過時に鑄片の内部に生じている引張り応力も、当然スプレーによる冷却の強い場合 (l_s) の方が、弱い場合 (l_w) よりも大である。

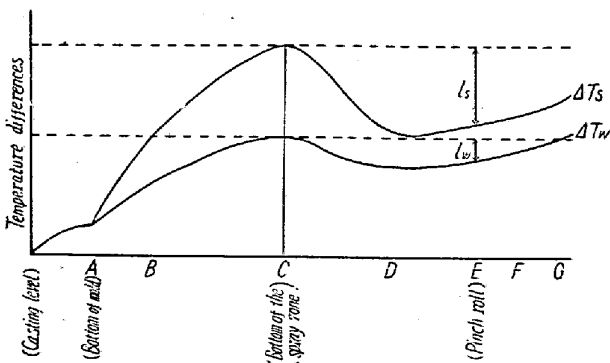


Fig. 4. Maximum temperature differences between the surface and the inside of billets.

2. ピンチ・ロールによつて生ずる機械的応力

正方形断面の鑄片において、ピンチ・ロールは相対する2面に接し、鑄片の全重量を保持するだけの力が与えられる。したがつてピンチ・ロールによつて鑄片の内部に応力が発生する。この応力はピンチ・ロール軸に平行な方向に引張り、直角な方向に圧縮である。

Fig. 3 に示すごとく凝固条件の場合、鑄片の内部に発生する上記の2種の応力すなわちスプレーによる熱的な応力とピンチ・ロールによる機械的な応力とは、鑄片がピンチ・ロールを通過する位置において加重的に鑄片に作用する。ゆえにピンチ・ロール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、これに直角な方向には両者は相殺してきわめて小さい応力となる。

III. 鑄片内部に発生する応力値の算出 および鑄片内部の強度

上述のごとく鑄片内部に発生する応力は、スプレーの冷却による熱的なものと、ピンチ・ロールの圧力による機械的なものであるが、つぎに 91 mm φ の鑄片の場合についてそれぞれの応力の大きさを算出して見る。

1. スプレーの冷却によつて生ずる熱的応力の算出

前述のごとく、鑄片の内部において鑄片表面に平行でかつ水平方向の最大の熱的応力が発生する点は、スプレーの下端で凝固を完了する点すなわち Fig. 1~3 の C_3 に相当する点である。この点が C_3 から順次 D_3 , E_3 と移動するにつれて、この点の温度とこれに対応する表面温度との差は Fig. 3 の ΔT_3 のごとく変化する。そこでこの点に発生する鑄片表面に平行でかつ水平な方向の熱的引張り応力は近似的に次式で表わされる。

$$\sigma_t = \alpha E (\Delta T - \Delta T_0) \dots\dots\dots (1)$$

ここに α : 鋼の線膨張係数

E : 鋼のヤング率

ΔT : 求めんとする点とこれに対応する表面との温度差

ΔT_0 : 点 C_3 とこれに対応する表面との温度差

Fig. 1 において点 C_1 および点 C_3 は、スプレーの下端に相当する位置であると定義してあるから、鑄片の凝固開始面から 1600 mm 下部である。また点 C_3 の表面からの深さは、のちに述べる凝固速度式から 2050 mm/mn の引抜き速度で鑄片を引抜く場合 25.6 mm である。ピンチ・ロールの位置 E_1 および E_3 は、凝固開始面から 4300 mm 下部であり、切断装置の位置は同じく 6300 mm 下部である。

鑄片内部の温度は点 C_3 において中炭素鋼の凝固完了点すなわち約 1450°C である。切断装置の位置 G においては、実測によれば軸心部で 1350°C、表面部で 800°C であるから、この間の温度変化をかりに直線的であると仮定すると、表面から 25.6 mm 内部の点では 1110°C となる。鑄片内部の温度変化が垂直方向にも直線的であると仮定すると、表面から 25.6 mm 内部の点のピンチ・

ロールにおける位置すなわち点 E_3 の温度は 1250°C となる。

鋳片表面の温度は実測によれば二次冷却帯のスプレーの流量が 170 l/mn の場合、スプレーの下端において 1160°C 、ピンチ・ロールの位置において 990°C であり、スプレーの流量が 140 l/mn の場合、スプレーの下端において 1280°C 、ピンチ・ロールの位置において 1090°C である。

また点 E_3 における温度 1250°C のヤング率を W 、KÖSTER²⁾ の値から外挿して 7000 kg/mm^2 、線膨張係数を 0.000015 とすると (1) 式から

スプレー帯の下端における鋳片の表面温度が 1160°C (スプレーの流量が 170 l/mn) の場合 $\sigma_t = 3.1\text{ kg/mm}^2$
 スプレー帯の下端における鋳片の表面温度が 1280°C (スプレーの流量が 140 l/mn) の場合 $\sigma_t = 1.0\text{ kg/mm}^2$ となる。この応力はいずれも鋳片表面に平行でかつ水平な方向の引張り応力である。

2. ピンチ・ロールの圧力による機械的応力の算出

ピンチ・ロールの圧力によつて鋳片の内部に発生する応力は次式で表わされる。

$$\sigma_m = P/s \dots\dots\dots (2)$$

ここに P : ピンチ・ロールの全圧力

s : ピンチ・ロールと鋳片との接触面積

91 mm ϕ 鋳片を引抜くさいのピンチ・ロールの全圧力は、実測によれば 3000 kg である。またこのとき、ピンチ・ロールと鋳片との接触する垂直距離は約 25 mm であるから、接触面積は 2275 mm^2 となる。ゆえにピンチ・ロールの圧力によつて鋳片内部に発生する応力は (2) 式から $\sigma_m = 1.3\text{ kg/mm}^2$ となる。この応力はピンチ・ロールの軸に平行な方向に引張りの応力であり、これと直角な水平方向に圧縮の応力である。

上述の 1. および 2. の計算から、ピンチ・ロールの位置において鋳片の内部の点 E_3 に発生する応力は、スプレーの流量が 170 l/mn の場合に 4.4 kg/mm^2 、 140 l/mn の場合に 2.3 kg/mm^2 である。この応力はピンチ・ロールの軸に平行な引張りの応力である。

3. 鋳片の強度

H. F. HALL³⁾ が多種の鋼について実測した結果からピンチ・ロールにおける鋳片内部の点 E_3 の温度すなわち 1250°C においては、 $0.6\%C$ 鋼の引張り強度は 2.5 kg/mm^2 前後であると考えられる。

上述の 1, 2 および 3 から 91 mm ϕ 鋳片の場合、ピンチ・ロールの位置において鋳片の内部の点 E_3 にはスプレー帯の下端における鋳片の表面温度が低い場合すな

わちスプレーの流量が 170 l/mn の場合 4.4 kg/mm^2 の引張り応力が発生し、引張り強度 2.5 kg/mm^2 を超える。またスプレー帯の下端における鋳片の表面温度が高い場合すなわちスプレーの流量が 140 l/mn の場合に 2.3 kg/mm^2 の引張り応力が発生するが、この場合は引張り強度 2.5 kg/mm^2 を超えない。すなわち二次冷却帯における冷却が大なる場合には、鋳片の内部に割の発生することが予想される。この割の発生機構についてつぎに述べる。

IV. 鋳片の内部割の発生機構

鋳片の内部割は、鋳片内部に発生した応力が、その部分の強度を超えることに基づく。ゆえに内部割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、前述のごときスプレーによる熱的ならびにピンチ・ロールによる機械的な応力が鋳片内部に発生する。この応力はスプレー帯の下端で凝固を完了する点において、ピンチ・ロール軸に平行な方向にもつとも大きな引張り応力を生ずる。またこの引張り応力の絶対値はスプレーの流量の増加とともに増大する。

一方この部分の強度は同一鋼種、同一温度では、その結晶組織によつて変化する。一般に粗大結晶は微細結晶に較べて、結晶間の弛開が起りやすいといわれている。ゆえに内部割は、弱い結晶組織を有する鋳片が、強いスプレーの冷却を受けた場合に、ピンチ・ロールを通過する位置において熱的ならびに機械的な引張り応力を生じスプレー帯の下端において凝固を完了した点を起点として内方および外方に弛開することによつて生ずる。この内部割は、この時期においてなお溶融状態にある軸心部の、合金元素または不純物によつて濃縮された溶鋼が流入し空間を充填することによつて終結せしめられるはずである。

これら鋳片の内部割の原因となる熱的ならびに機械的な応力は、ともに連続鋳造特有の冷却過程によつて発生するものである。ゆえにかくのごとき鋳片の内部割は連続鋳造特有の欠陥である。

V. 鋳片の内部割の特性

前述のごとき鋳片の内部割の発生機構が正しいとするならば、内部割の発生ならびに性状についてはつぎのごとき特徴があるべきである。すなわち

(1) 内部割の内側の終結点と鋳片表面との距離は、ピンチ・ロール通過時の鋳片の凝固厚さと一致する。

(2) 内部割はピンチ・ロールを通過する前には発生しておらず、ピンチ・ロールを通過したのちに始めて発生する。

(3) 内部割はピンチ・ロール軸に直角な方向に発生し、これ以外の方向には発生しない。

(4) 内部割は合金元素または不純物の濃縮を伴なう。

そこで果して鑄片の内部割が上記4項目の特性を有しているか否かを明らかにするために、つぎのごとき実験を行なった。

1. 内部割の終結点と鑄片表面との距離

中炭素鋼 (0.50/0.60% C, 0.15/0.40% Si, 0.40/0.85 % Mn) を3種の正方形断面, 91 mm φ, 105 mm φ, 130 mm φ の鑄型に鑄込んだ。そのさいのおもな鑄込条件は Table 1 に示すとおりである。

Table 1. Main casting conditions of billets to be investigated the end point of inner cracks.

Billet size (mm)	Casting temperature (°C)	Casting rate (mm/mn)	Water flow of secondary cooling	
			(l/mn)	(l/(kg of steel))
91 φ	1510~1495	2150	180	1.32
105 φ	1510~1500	1650	180	1.30
130 φ	1505~1490	1080	190	1.35

これらの鑄片からおのおの 15 個の横断面試料を採取し、これについてマクロ組織、サルファー・プリントを観察し、内部割の位置を明らかにした。

その結果、内部割の内側の終結点と鑄片表面との距離は Fig. 5 に示すとおりであった。この距離は

91 mm φ 鑄片において最大値 35 mm,
平均値 32.3 mm

105 mm φ 鑄片において最大値 43 mm,
平均値 40.0 mm

130 mm φ 鑄片において最大値 55 mm,
平均値 51.6 mm

である。

さて鋼の凝固速度は一般に次式で表わされる⁵⁾。

$$d = k t^n \dots\dots\dots (3)$$

ここに d : 凝固厚さ (mm)

t : 凝固開始からの経過時間 (mn)

n および k : 常数

ただし n は 0.5~0.7 であつて凝固の完了付近においては凝固の初期よりも大となる。

われわれが 130 mm φ 鑄片において、一種の排出法

を利用して行なつた実験の結果、スプレ-流量が 1.3 l/(kg of steel) 程度の二次冷却の場合に、 $n = 0.5$ とすると k は 29 mm/mn^{1/2} であつた。ゆえに本実験における鑄片の凝固速度は (4) 式で表わすことができる。

$$d = 29\sqrt{t} \dots\dots\dots (4)$$

本実験において、130 mm φ 鑄片の下

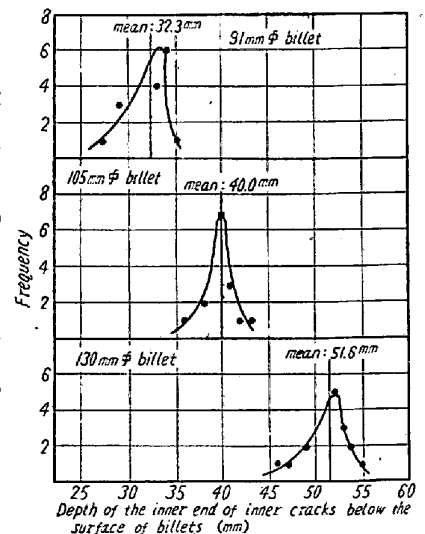


Fig. 5. Depth of the inner cracks.

降速度は 1080 mm/mn であるから、凝固開始位置からピンチ・ロールを通過する時まで、4mn経過していることになる。ゆえに (4) 式からピンチ・ロール通過時の鑄片の凝固厚さは 58.0 mm である。まったく同様に 105 mm φ および 91 mm φ の鑄片においては、下降速度がそれぞれ 1650 mm/mn および 2150 mm/mn であるから、ピンチ・ロール通過時の凝固厚さは (4) 式からそれぞれ 46.8 mm および 41.0 mm となる。

すなわち上記の内部割の内側終結点の表面からの距離は、いずれの寸法の鑄片においても、ピンチ・ロール通過時の鑄片の凝固厚さに近い。

ただし測定値はその平均値、最大値ともに計算値よりも小である。これは測定値については、必ずしも割の終結点を示さず、常に真の値を超えない近似値を示すという誤差が含まれている。一方計算値については $d = k t^n$ の n は凝固完了点付近では一般にそれ以前の値よりも大となる傾向を有するから、ピンチ・ロールでの凝固厚さはここで算出した値よりも若干小となるべきである。したがつて両者の誤差を考え合わせると、内部割の内側終結点の表面からの距離は、ピンチ・ロール通過時の凝固厚さとほぼ一致するものであると考える。

2. 内部割の発生時期

中炭素鋼 (0.63% C, 0.29% Si, 0.58% Mn) を対辺距離 107 mm の正六角形断面の鑄片に鑄込んだ。ここで正六角形断面の鑄片を選んだのは、つぎに述べる内部割の方向性を確認する実験をも併せ行なわんとしたからである。すなわち正方形断面の場合には相対する辺は直行する2方向のみであるのに較べて、正六角形断面では相対する辺は 120° おきの3方向に存在し、割の方向

性の確認にはより適した形状であると考えられるからである。

さてそのさいの鋳込条件は Table 2 に示すとおりである。前報¹⁾で明らかにしたように、この二次冷却のスプレーの流量および鋳込温度は、当然鋳片に内部割を発生せしめる条件である。

Table 2. Main casting conditions of a hexagonal billet.

Billet size (mm)	Casting temperature (°C)	Casting rate (mm/mn)	Water flow of secondary cooling	
			(l/mn)	(l/(kg of steel))
107 (hexagonal)	1500	1600	170	1.31

この鋳込途中において瞬間的に鋳込を停止し、そのまま凝固を完了せしめた。すなわちこの状態においてピンチ・ロールより上部はピンチ・ロールの圧力をまったく受けておらず、ピンチ・ロールより下部はすでにピンチ・ロールの圧力を受けたことになる。この状態の鋳片を以後ピンチ・ロールを作動せしめることなく取出し、多数の横断面について内部割の有無を検出した。

その結果、一例を Photo. 1 に示すように、ピンチ・ロ

ールを通過した鋳片では粗大樹枝状晶の間隙に内部割が検出されたが、ピンチ・ロールを通過しなかつた鋳片では粗大樹枝状晶が発達しているにもかかわらず内部割はまったく検出されなかつた。

すなわち鋳片の内部割は、ピンチ・ロールを通過することによって始めて発生し、ピンチ・ロール通過前には発生していないことが明らかである。

3. 内部割の方向性

上述の実験 1. において正方形断面の鋳片に発生する内部割は、ピンチ・ロール軸に直角な方向にのみ発生した。また実験 2. においても Photo. 1 で明らかのように、六角形断面の鋳片の内部割は、ピンチ・ロール軸に直角な方向にのみ発生し、他の方向にはまったく発生していない。すなわち内部割はピンチ・ロール軸に直角な

Table 3. Main casting conditions of test pieces.

Grade of steel	Billet size (mm)	Casting temperature (°C)	Casting rate (mm/mn)	Water flow of secondary cooling (l/mn)
0.64%C steel	91 φ	1510	2050	140
		1470	2050	140

方向にのみ発生することが明らかである。

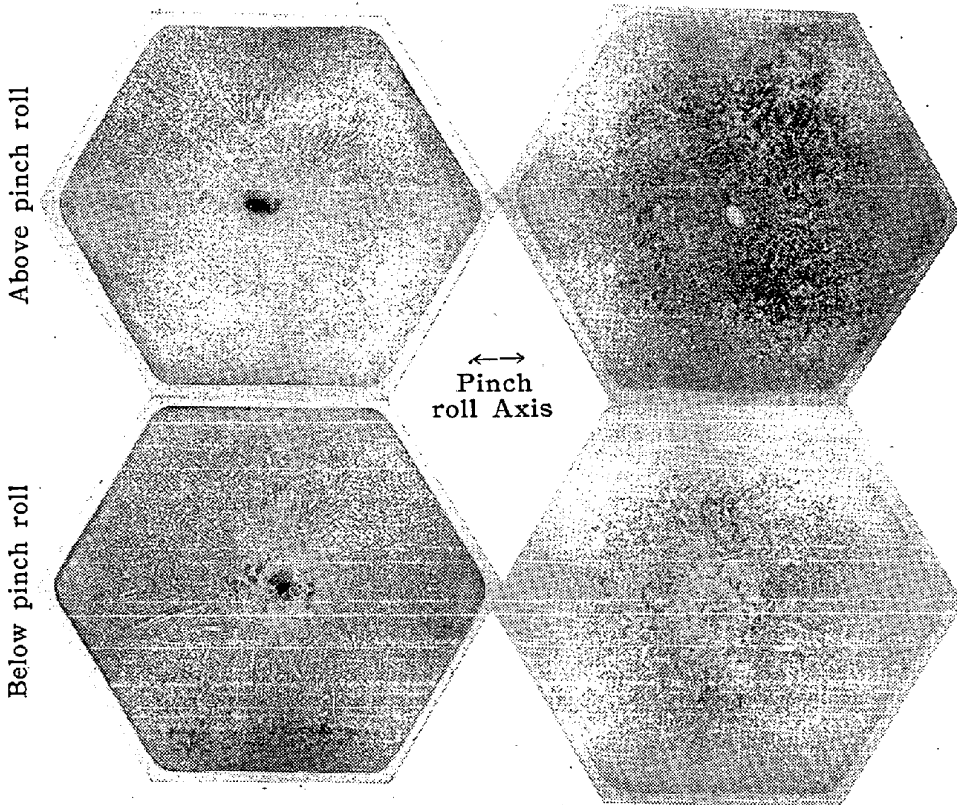
4. 内部割の性状

前報¹⁾の鋳込温度が鋳片の内部割の発生におよぼす影響に関して行なつた実験で得られた試料から、鋳込温度の高いものと低いものとおのおの 1 個選び出した。この試料の鋳込条件は Table 3 のとおりである。

上記 2 個の試料の横断面についてつぎの順序で内部割の有無を検出した。

- (1) ダイ・チェック
- (2) 磁気探傷
- (3) 顕微鏡観察
- (4) サルファー・プリント
- (5) 温塩酸腐食

この結果、両試料に見られた内部割の位置の状況は Table 4 のとおりであつた。またこの状況は Photo. 2~3 のごとくであつた。



Macrostructure (1:1 HCl, 70°C 30mn) ×3/4 (1/2)
Photo. 1. Transverse section of the hexagonal billet.

Table 4. Apperance of inner cracks.

Billets	Cast at high temperature	Cast at low temperature
Dye check	No,	No,
Magnetic testing	Yes, streak pattern of powder along radius	Yes, dispersed pattern of powder
Microscopic inspection	Yes, streaks of sulphide and alumina without etching. The streak is located between dendrites, etched by Fry etching reagent	No,
Sulphur print	Yes, streak segregation of sulphur along radius	Yes, dispersed segregation of sulphur
Etched by hot hydrochloric acid	Yes, inner cracks between dendrites	No,

すなわちこの内部割は、サルファー・プリントまたは強腐食した場合には、一見割のごとく見えるが、実はいわゆる空間ではなく、方向性を持った結晶の間隙に並んだ介存物の集積である。おそらくこの部分には合金元素の富化もあろうと考える。

しかしながら単なる結晶偏析であるとするならば、サルファー・プリントで検出される縞状のSの偏析はあまりにも顕著すぎると考える。連続鑄造における鑄片の凝固速度は、少なくとも普通造塊法における鋼塊の場合と同等またはそれより大である^{9)~10)}。したがって普通造塊法で例を見ない極端に大きい結晶偏析が現われることは考えられない。むしろ一旦割れた結晶の間隙に、内部になお残存する溶鋼が逆流して空間を充填したものと考える。これは K. SINGER¹¹⁾が鑄物において観察した事実とまったく同様である。

5. 結 論

以上の実験から鑄片の内部割の特性に関してつぎのことが明らかとなった。

すなわち内部割の位置に関しては、内側の終結点と鑄片表面との距離は、ピンチ・ロール通過時の鑄片の凝固厚さと一致する。つぎに内部割の発生時期は、鑄片がピ

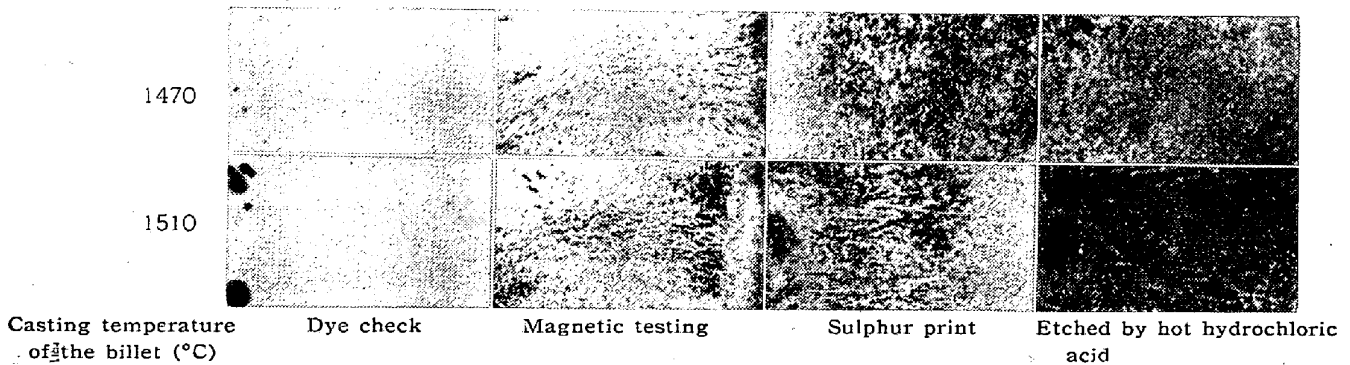


Photo. 2. Macrographs of inner cracks. ×1 (2/3)

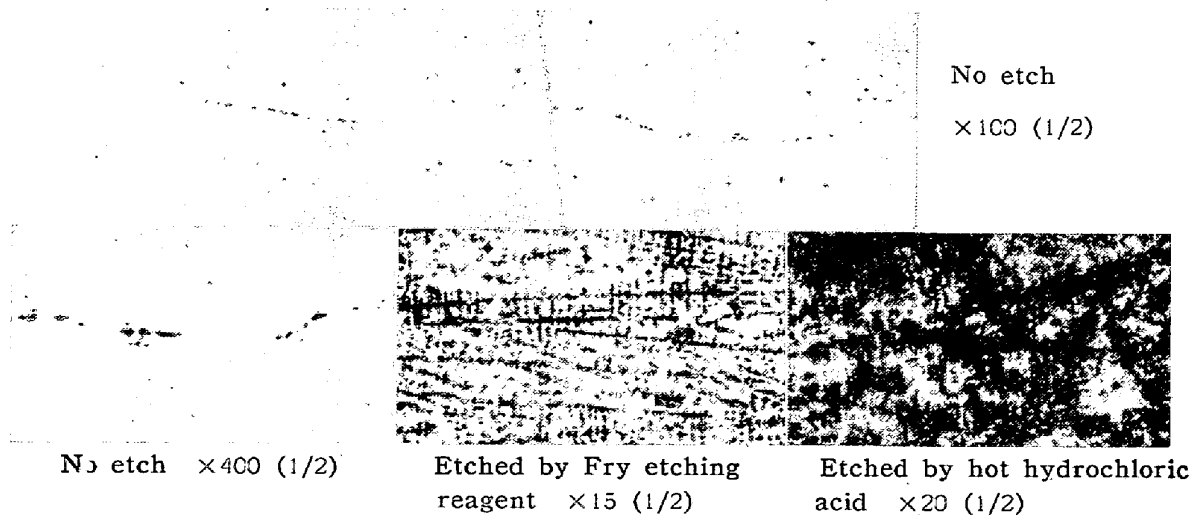


Photo. 3. Micrographs of inner cracks.

ンチ・ロールを通過するときである。また内部割の方向性については、いずれもピンチ・ロール軸に直角な方向に並んでおり、これ以外の方向には発生していない。最後に内部割の性状に関しては、内部割は介在物または合金元素の濃縮されたもので充填されており、強い腐食を行なうことによつて始めて空間が発生する。

これら鋳片の内部割の特性は、いずれも前述の内部割の発生機構を支持するものである。

VI. 鋳片の内部割と二次冷却の諸因子との関係

鋳片の内部割の発生機構は前述のごとく、二次冷却帯において熱的および機械的に発生した応力が、鋳片の強度を超えることに基づく。ゆえに内部割の発生は二次冷却帯における熱的応力を減少せしめるか、または鋳片の強度を大ならしめることによつて防止することができる。すなわち内部割の発生と二次冷却の諸条件との関係はつぎのごとくである。

1. スプレーによる冷却の強さと内部割との関係

Fig. 4においてスプレーによる冷却の強い場合は、弱い場合に較べてピンチ・ロール通過時の鋳片の表面部と内部との温度差が大である。すなわち鋳片内部に発生する熱的な引張り応力が大となる。ゆえに内部割の発生する可能性が生ずる。

この過度のスプレーの冷却による内部割の発生は第2報¹⁾ Photo. 2で示すごとく、鋳片の結晶組織が粗大樹枝状晶の大なる場合はもちろん(iおよびii)、自由晶が大なる場合でも結晶間の割の発生が検出される(iii)。スプレーの冷却を1 l/(kg of steel)前後まで減少せしめることによつて始めて内部割の発生を見なくなる。

2. 鋳込温度と内部割との関係

鋳込温度の高い場合は低い場合に較べて、粗大樹枝状晶の発生が大であつて、逆に無方向性の自由晶の発生が小である¹²⁾。本実験においても第2報¹⁾ Photo. 3 または本報 Photo. 2で明らかなように、鋳込温度の高い場合は方向性を持った粗大樹枝状晶が顕著に発達するが、鋳込温度の低い場合はこの粗大樹枝状晶の発達が阻止され、微細な無方向性の自由晶域が拡大される。すなわち結晶間の弛開に基づく内部割の発生傾向は、鋳込温度の高い場合に増大する。

本実験におけるスプレーの流量は1 l/(kg of steel)であつた。すなわちこれは上述の熱的応力による内部割を発生せしめない範囲のスプレーの流量である。それにもかかわらず粗大樹枝状晶の発生する結晶組織では内部割

が発生した。このことは鋳片の内部割の防止にさいして、適正なるスプレーの流量と同様に、鋳込温度の制御による結晶組織の調整が重要な因子であることを物語っているものである。

3. 鋼種と内部割との関係

鋼の凝固組織は鋼種によつて異なることは周知のごとくである。成分元素の種類およびその含有量の相違は、凝固過程における各種元素の拡散能、鋼の流動性、熱伝導率、液相線と固相線との区間などを大きく変化せしめ、したがつて凝固組織を変化せしめる。本実験に供したSi-Mnばね鋼と中炭素鋼とにおいても、上記のごとき諸因子の変化によつて方向性を持った粗大樹枝状晶の発生傾向に差を生ずる。また鋼種が異なることによつて収縮率も変化するから熱的応力の発生にも差を生ずる。加うるに鋼の強度の相違は内部割の発生傾向を異にする。すなわち鋼種が異なることによつて、内部割の発生限界を示す諸種の鋳込条件が変化することは当然のことである。

VII. 結 言

鋼の連続鋳造における鋳片の内部割の発生機構を考察し、同時に第2報に示した二次冷却の諸因子が鋳片の内部割の発生傾向におよぼす影響を説明した。

すなわち鋳片の内部割は、鋳片内部に生じた熱的ならびに機械的な応力が、この部分の強度を上廻ることによつて発生する。

連続鋳造においては、二次冷却帯において水のスプレーによる強制冷却を行なうとともに、ピンチ・ロールによつて鋳片の引抜きを行なつている。両者はともに垂直式連続鋳造特有の装置である。したがつてこの両者によつて発生せしめられる鋳片の内部割もまた垂直式連続鋳造特有の欠陥である。

ゆえに第2報で明らかにした鋳片の内部割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。かかる理由によつて、大きな圧力のピンチ・ロールを必要としない水平式連続鋳造法の開発は、その機械設計上の困難にもかかわらず、さわめて重要な意味を持つものであると考える。

終りに本研究に御懇切な御指導を賜つた東京大学教授工学博士梶山正孝先生に深甚の感謝を捧げます。また本研究を指示され、結果の発表を御許可下さいました木島辰二専務取締役ならびに小出秋彦常務取締役に深甚なる敬意を表します。また研究の遂行に当り絶えず御鞭撻戴いた吉井重雄事業部副部長、工学博士住友元夫中央研

究所副所長に深謝の意を表するとともに、直接御指導戴いた理学博士大中都四郎第二製造部長兼技術部長に深く感謝するしだいでありませう。(昭和 35 年 10 月寄稿)

文 献

- 1) 明田義男・牛島清人: 鉄と鋼, 46 (1960), No. 7 p. 753
- 2) W. KÖSTER: Z. Metallkunde, 39 (1948), p. 1
- 3) H. F. HALL: Brit. Iron & Steel Inst. Special Rep., No. 15 (1936), p. 65
- 4) たとえば C. SIMS: Trans. Amer. Soc. Metals, 26 (1938), p. 400
- 5) R. W. RUDDLE: The Solidification of Castings, (1950), p. 64
- 6) L. H. NELSON: Trans. Amer. Soc. Metals, 22 (1934), p. 193
- 7) J. CHIPMAN & C. R. FONDERSMITH: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. Eng, 125 (1937), p. 370
- 8) J. W. SPRETNAK: Trans. Amer. Soc. Metals, 39 (1947), p. 567
- 9) K. G. SPEITH u. A. BUNGEROTH: Stahl u. Eisen, 72 (1952), Nr. 15, p. 813
- 10) G. WILZ et M. PETITDIDIER: Rev. Mét., 55 (1958), No. 5, p. 486
- 11) K. SINGER u. B. BENNEK: Stahl u. Eisen, 51 (1931), Nr. 1, p. 61
- 12) たとえば W. A. TILLER: J. Metals, 11 (1959), No. 8, p. 512

海綿鉄を原料として溶製した軸受鋼について*

上野 学**・中島宏興***・池田定雄***

Ball-Bearing Steels Made from the Sponge Iron as Raw Material.

Manabu UENO, Hirooki NAKAJIMA and Sadao IKEDA

Synopsis:

Nowadays, there are many reference data on the ball-bearing steels pertaining to the melting, refining, forging, hot-working and heat-treatment, but few reports on the raw material for melting.

In the SKF ball-bearing steels, the sponge iron and returned scrap have been used as the raw materials, while the iron sand, the commercial and returned scrap have been used generally in Japanese ball-bearing steels.

Therefore, it is very interesting to ascertain what the sponge iron has the effect on an improvement in the durability of ball-bearing steels.

In this report, the austenitizing behaviour and durability of ball-bearing steels, made from the sponge iron in a basic electric arc furnace, were studied by means of chemical analysis, point-counting, lineal analysis, the Rockwell hardness test, static torsion test and thrust-type life test.

The results obtained were as follows:

(1) The minor impurities like copper, molybdenum and tin were decreased considerably in steels, in which more than 50% of the sponge iron was charged in the ratio of more than 50% of the raw material.

(2) As the charged ratio of the sponge iron was increased, the contents of stringer-type and oxide-type non-metallic inclusions showed a rising tendency, but that of Al_2O_3 -type non-metallic inclusions showed no change.

Total content of non-metallic inclusions was increased with the enhancement of the charged sponge iron.

(3) In each specimen the mean diameters of the spheroidized carbide were between 0.84μ and 1.04μ , and this size appeared to be larger considerably than that of the SKF and the New Departure ball-bearings.

* 昭和35年4月本会講演大会にて発表 ** 金属材料技術研究所 工博 *** 金属材料技術研究所