

論 文

鋳片表面の縦割の発生機構について*

(鋼の連続鋳造に関する研究—III)

明 田 義 男**・牛 島 清 人**

Mechanism of the Evolution of Longitudinal Cracks on the Billet Surface.

(Study on continuous casting of steel—III)

Yoshio Aketa and Kiyoto Ushijima.

Synopsis:

In the first report of this series (ib., Tetsu-to-Hagané, 45 (1959), No. 12, p. 1341) the effect of the primary cooling on the billet surface was studied, and it was revealed that the improper condition of corner radius, uneven cooling, too-high casting temperature and too-high casting speed induced the longitudinal surface crack of billets. In this report, the mechanism of the evolution of this longitudinal crack on the surface of a continuous cast billet was investigated.

The mechanism of the evolution of cracks on the billet surface is essentially the same as that in the normal ingot casting. In continuous casting, however, because of the higher linear rate of casting, the tendency of the surface crack is greater than that in the normal ingot casting.

Ferrostatic pressure of the inner molten steel causes the bending stress in the outer solid shell at the time when the shell loses contact with mold. Formula of this stress σ which consists of ferrostatic pressure ω and thickness of solid shell d is as follows:

$$\sigma = 3/16 \cdot \omega \cdot l (2x - l/3) / d^2$$

On the other hand, the strength of the shell depends upon the temperature.

Results of the experiment and the calculation reveal that the stress has a possibility of being greater than the strength. That is, the longitudinal crack may appear as soon as the billet loses contact with the mold.

The primary cooling conditions, corner radius, evenness of cooling, casting temperature and casting speed are all related with ω , d and temperature of the billet. And, the experimental results in the first report can be explained by this mechanism of the evolution of cracks.

I. 緒 言

第1報¹⁾において、鋳型内の一次冷却が、鋳片表面の縦割の発生傾向におよぼす影響について実験を行なった結果

(1) 正方形断面の鋳片において、隅角部形状(4分円半径の大きさ)が不適切な場合には表面縦割が発生する。

(2) 正方形断面の鋳片において、4面おのおのの相対的冷却を不均一に行なった場合には表面縦割が発生する。

(3) 鋳込温度が高い場合には表面縦割が発生する。

(4) 正方形断面の鋳片では鋳込速度の表面縦割におよぼす影響はないが、円形断面の鋳片では鋳込速度が大きな場合には表面縦割が発生する。

などの事実を明らかにした。

本報告においては、上記の実験結果に基づき連続鋳造における鋳片表面の縦割の発生機構を考察した結果について述べる。

* 昭和 35 年 4 月 本会講演大会にて講演

** 住友金属工業株式会社車輦鋳鍛事業部

連続铸造鑄片の表面縦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。

連続铸造鑄片表面の縦割の発生機構も、普通造塊法において鋼塊を铸造する場合の鋼塊表面の縦割の発生機構と本質的にはなんら変わらないと考える。すなわち表面縦割の発生は鑄片外層の凝固部分に生ずる応力が、この部分の強度を超えることに基づくものである。しかしながら連続铸造においては、鑄片に比較的高速度の下降運動を行なわしめるものであるから、凝固の進行過程は普通造塊法と異なり、当然表面縦割の発生傾向は異なるものとする。

そこでわれわれはまず鑄型内における凝固の進行状況を考察し、つぎにこの凝固部分の応力とその強度についてさらに実験を加えつつ考察を行ない、連続铸造における鑄片表面の縦割の発生機構を明らかにせんとした。

II. 鑄型内における鑄片の凝固過程と 応力の発生

まず鑄型内における鑄片の凝固過程はつぎのごとくであるとする。

すなわち鑄型に注入された溶鋼はまず鑄型壁の内側面に沿って凝固を開始し、ここに鑄片外層部の殻すなわち外層凝固殻を形成する。一定時間この殻は鑄型との接触を保ったままの状態を下降を続ける (Fig. 1— a)。つぎにさらに凝固が進行すると鋼の凝固による収縮、ならびにそれに引続いて起る冷却による収縮によつて、鑄片外層凝固殻の一部が鑄型との接触を失い (Fig. 1— b)、最

後に鑄片と鑄型との接触がまったく失われるにいたる (Fig. 1— c)。

さて鑄片の外層凝固殻に生ずる応力はその内部に充滿している溶鋼の静鉄圧に基づくが、上記 a, b, c と 3 段階に凝固が進行するにつれて、この応力の発生機構はつぎのごとくであるとする。

(a) 第 1 に凝固のきわめて初期 (前記, a) においては、鑄片外層の凝固殻は非常に薄くかつ高温である。ゆえに内部から受ける静鉄圧によつて容易にクリープし、鑄型との接触を保つために応力の発生を見ない。すなわちこの時期においては表面縦割の発生する余地がない。

(b) つぎに一定時間凝固が進行し (前記, b) 外層凝固殻の厚さが増大し、かつその温度が下ることによつてその殻が収縮を開始すると、凝固殻と鑄型内壁との関係は Fig. 2 に示すとおりになる。

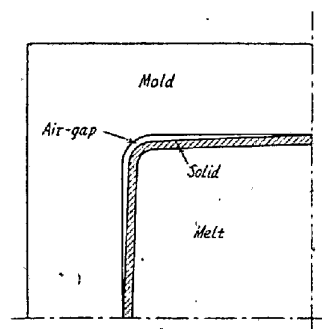


Fig. 2.

Air-gap formation.

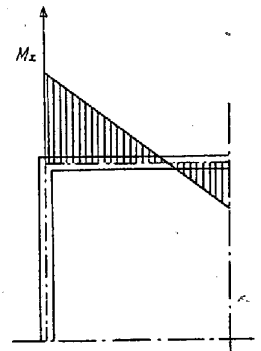


Fig. 3.

Bending moment.

すなわち一定長さの外周によつて最大の面積を収容せんとし、凝固殻は円形断面を維持せんとする。ここで外層凝固殻はなお高温にあつて変形が可能であるから、正方形断面の鑄片においては隅角部が鑄型との接触を失い、一方各辺の中央部は鑄型との接触を維持し続ける。ゆえにこの状態で外層凝固殻の内側には Fig. 3 のごとく隅角部で引張り、辺の中央で圧縮の応力が発生する。すなわち縦割発生の可能性が生ずる。

さてこの応力 σ は一般に次式で表わされる。

$$\sigma = M_x \cdot 12 / (2d)^3 \cdot d \dots \dots \dots (1)$$

ここに M_x : 各部の曲げモーメント

d : 外層凝固殻の厚さの $1/2$

である。

また曲げモーメント M_x は

隅角頂点において $M_c = 1/12 \cdot l^2 \omega$

各辺の中央において $M_m = -1/24 \cdot l^2 \omega$

ここに ω : 静鉄圧

l : 鑄片横断面における一辺の長さ

である。

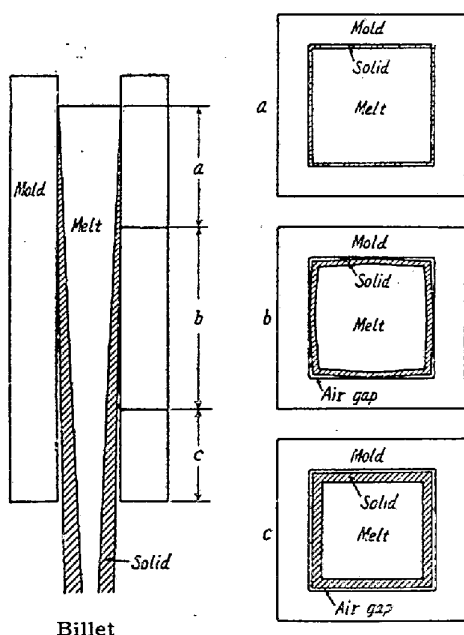


Fig. 1. Solidification of a billet in the mold.

今かりに M_c と M_m との間で曲げモーメントの変化が直線的であると仮定すると各部の曲げモーメント M_x は次式で表わされる。

$$M_x = 1/8 \cdot (2x - l/3) / l \cdot l^2 \omega \dots\dots\dots (2)$$

ここに x : 上記鋳片一辺の中央から隅角部頂点方向への距離である。

(1) 式および (2) 式から

$$\sigma = 3/16 \cdot l (2x - l/3) / d^2 \cdot \omega \dots\dots\dots (3)$$

を得る。

(c) 最後に鋳片と鋳型との接触がまったく失われた状態(前記, c)においても同様な応力の発生を見る。ここにも縦割発生の可能性があると考えられる。

III. 鋳片の外層凝固殻に生ずる 応力値の算出

上記 (3) 式により鋳片外層凝固殻に生ずる応力の値は, 静鉄圧 ω , 凝固殻の厚さ $2d$ を求めることによつて得られる。そこでつぎに一例として 75mm ϕ の鋳片の場合についてこれらの値を求めることにする。

1. 静鉄圧 ω の算出

静鉄圧 ω は次式で表わされる。

$$\omega = h \cdot s \dots\dots\dots (4)$$

ここに h : (a)部の深さ, すなわち湯面から凝固殻が鋳型との接触を失い始める点までの距離
 s : 溶鋼の密度

また h は近似的につぎのごとくして求めることができる。すなわち鋳型内における鋳片から鋳型への熱の移動い換えれば冷却過程を大別して, 鋳片と鋳型とが接触を保っている過程(前記, a)と鋳片と鋳型とが接触を失い始めたのちの過程(前記, bおよびc)とに分ける。おのおのの過程における鋳片から鋳型の冷却水への熱貫流係数をそれぞれ k_1 および k_2 とすると, この2つの冷却過程において鋳片から鋳型の冷却水に移動する熱量はそれぞれ $4l h k_1$ および $4l (L - h) k_2$ である。ここに l は鋳片の一辺の長さであり, L は湯面から鋳型下端までの距離である。両者の和は鋳型内において冷却水の持ち去る熱の全量 Q に等しい。ゆえに鋳型内における冷却に關して次式が成立する。

$$4l \{k_1 h + k_2 (L - h)\} = Q \dots\dots\dots (5)$$

そこで未知の k_1 , k_2 および Q を求め, 既知の l および L とともに (5) 式に代入すれば h を求めることができる。さらにこの h を既知の s とともに (4) 式に代入すれば静鉄圧 ω の値を知ることができる。

(1) 熱貫流係数 k_1 および k_2 の算出

鋳片と鋳型とが接触を保っている間の鋳片から鋳型冷却水への熱貫流係数 k_1 については, H. KRAINER ら²⁾ が過去の文献に詳細な検討を加え, 鋳片と鋳型間および鋳型と冷却水間の熱貫流率および銅製鋳型の熱伝導率などから熱貫流率として 1790 kcal/m²h^{°C} なる値を提出している。また鋳型内における鋳片表面の温度については J. SAVAGE ら³⁾ が静止鋳型に鋳込んだ鋳片の冷却熱量を測定した結果を利用して鋳片表面の温度は鋳込後 5 s で 1340^{°C}, 10 s で 1240^{°C} に降下することを算出している。われわれの実験において鋳込速度が約 3100 mm/mm で湯面から鋳型下端までの距離が約 700 mm であるから, 鋳片が湯面の位置から鋳型下端の位置に達するまでには約 13.5 s かかっていることになる。今かりに鋳片と鋳型とが接触を保っている過程をこの上半分とすると, 平均値として 3.5 s 後の温度をとり, 凝固殻の温度は 1370^{°C} 前後であると考えられる。そこでこの過程の鋳片表面の平均温度と冷却水の温度 (20^{°C} とする) との差を 1350^{°C} とすると, 熱貫流係数として 2420000 kcal/m²h を得る。

また前記 J. SAVAGE らの報告³⁾において鋳込直後の熱貫流係数として 1943000 kcal/m²h なる値を算出している。ここで H. KRAINER らの値は薄肉鋳型であるためにわれわれの場合よりも高くなるべきである。一方 J. SAVAGE らの値は鋳込完了後 2 s における測定値であるから, すでに一部では鋳型との接触が失われているためにわれわれの場合よりも低くなるべきである。ゆえに両者の中間値としてわれわれの場合は $k_1 = 2200000$ kcal/m²h を採用することにした。

つぎに鋳片と鋳型との接触が失われたのちの熱貫流係数 k_2 については, 前記 J. SAVAGE ら³⁾ が鋳込直後 (2 s 後) に較べて 10 s 後に 74%, 20 s 後に 52% に減少することを明らかにしている。われわれの実験においてはここでも k_1 の場合と同様に鋳片と鋳型とが接触を失い始めたのちの過程を鋳型内における下半分とするとその平均値として 10 s 後の 74% に減少することになる。

また B. N. KATOMIN ら⁴⁾ は鋳片の凝固の進行状況を auto-radiography で測定した結果ならびに鋳型冷却水の温度上昇を測定した結果から, 鋳型下部の熱貫流係数は上部の約 50% であることを明らかにしている。そこでわれわれは k_2 の値として k_1 の 60% である。1320000 kcal/m²h を採用することにした。

(2) 鋳型内において鋳片から冷却水に持去られる熱の全量 Q の測定

Si-Mn ばね鋼 (0.55/0.65% C, 1.50/1.80% Si, 0.70/1.00% Mn) を 75mm ϕ 鑄型に鑄込み, そのさい鑄込温度を 1550°C, 鑄込速度を 3000mm/mn とした. このとき鑄型内を流通する冷却水の水量と水温の上昇とを測定して, 鑄型内において鑄片から冷却水に持去られる熱の全量 Q を算出した結果 6110 kcal/mn すなわち 366600 kcal/h を得た.

以上 (1) および (2) で得た k_1 , k_2 , Q と既知の l ($=0.075m$) および L ($=0.7m$) を (5) 式に代入して $h=0.34m$ を得る. これはソ連邦において鑄片に真鍮板を挿入し, 鑄込後の硬度変化から測定した値 (矩形断面鑄片の短辺で 140~150mm)⁵⁾ および前記の実験で B. N. KATOMIN ら⁶⁾ の求めた値 (矩形断面鑄片の短辺で 150~200mm, 長辺で 600~800mm) などの値と比較して妥当な値であると考え.

そこでこの h ($=340mm$) と既知の s ($=0.000007 kg/mm^3$) とを (4) 式に代入して $\omega=0.00238 kg/mm^2$ を得る.

2. 鑄片外層凝固殻の厚さ $2d$ の測定

鑄片の初期の凝固の進行過程を明らかにするためにつぎのごとき実験を行なった. すなわち Si-Mn ばね鋼 (0.55/0.65% C, 1.50/1.80% Si, 0.70/1.00% Mn) を隅角 4 分円半径 6mm および 16mm の 75mm ϕ 鑄型にそれぞれ 1 溶解鑄込んだ. おもな鑄込条件は Table 1 のとおりである.

Table 1. Casting conditions of pour-out test.

Billet size (mm)	Corner radius (mm)	Casting temperature (°C)	Casting speed (mm/mn)
75 ϕ	6	1515	3050
75 ϕ	16	1520	3100

この鑄込中, 鑄型の下部で鑄片の外層凝固殻に孔を穿ち, 内部に存在する未凝固の溶鋼を急速に流出せしめた. そしてこの外層凝固殻のみよりなる中空鑄片を切断し, 初期における鑄片各部の凝固の進行過程を明らかにした.

その結果隅角 4 分円半径 6mm の場合には外層凝固殻の厚さの変化は Photo. 1 に示すとおりである. すなわち鑄型の上部 (湯面から 200mm 下部) においては隅角部のみが厚く, ほかはほとんど均一である. つぎに鑄型のほぼ中央部 (湯面から 400mm 下部) においては隅角部と辺の中央が厚く, 両者の接合部付近が薄い. この傾向は鑄型の下部において (湯面から 600mm 下部) さらに助長されている.

Corner radius
6mm

$\times 2/3(2/3)$

Depth below the casting level

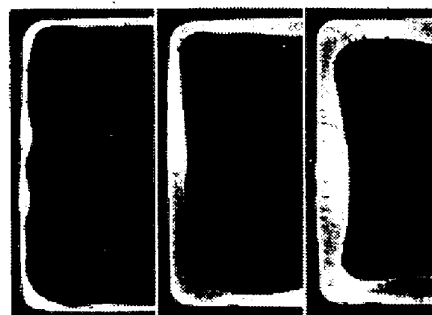


Photo. 1. Results of pour-out test.

一方隅角 4 分円半径 16mm の場合には外層凝固殻の厚さの変化は Photo. 2 に示すとおりである. すなわち鑄型の上部 (湯面から 200mm 下部), 中央部 (湯面から 320mm 下部), 下部 (湯面から 700mm 下部) いずれの位置においても, 辺および隅角部における凝固殻の厚さの差がなく各部ともほとんど均一である.

Corner radius
16mm

$\times 2/3(2/3)$

Depth below the casting level

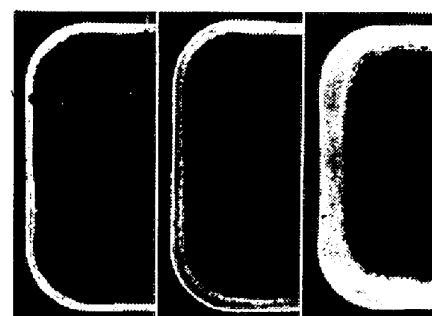


Photo. 2. Results of pour-out test.

すなわち隅角 4 分円半径の小さな場合には外層凝固殻の凝固速度が各部で不均一であつて, 鑄片の辺と隅角との接合部付近がもつとも凝固が遅れている. 一方隅角 4 分円半径の大なる場合には外層凝固殻は各部ともほぼ均一な速度で凝固が進行している.

湯面から 340mm 下部での鑄片各部の外層凝固殻の厚さは Table 2 のとおりである. いうまでもなくこの測定値には排出法による凝固速度測定に伴う誤差を含んでいる. すなわちここで測定した凝固殻の厚さは, 排出時間中の凝固を含んでいるから, 真の値はこれより小で

Table 2. Thickness of the solidified shell at 340mm below the casting level.

	Corner radius (mm)	x (mm)		
		0	25	37.5
$2d$ (mm)	6	4.3	2.5	4.4
	16	3.5	3.5	3.6

あるべきである、また辺の中央 ($x=0$) は隅角部 ($x=25\text{mm}$ または 37.5mm) に較べて、鋳込れる溶鋼流動に近いから、より高温の溶鋼の流出によつて、排出時間中の凝固の進行は隅角部よりも小となるであろう。

つぎに隅角 4 分円半径が 6mm と 16mm との中間の 8mm の場合について、かりに各部の凝固の厚さの変化が隅角 4 分円半径の変化と直線的関係にあるとして求めると Table 3 のごとくである。

Table 3. Thickness of the solidified shell at 340mm below the casting level (calculated).

	Corner radius (mm)	x (mm)		
		0	25	37.5
$2d$ (mm)	8	4.1	2.7	4.2

以上 1 および 2 で得られた ω および d を (3) 式に代入して鋳片外層凝固殻が鋳型との接触を失い始めたときに殻に発生する応力の値を求めることができる。

すなわち Fig. 4 に示すごとく 75mm ϕ 鋳片で隅角 4 分円半径 6mm の場合は隅角の端部に最大値 0.54 kg/mm^2 の応力が発生し、隅角 4 分円半径 16mm の場合は隅角頂点に最大値 0.52 kg/mm^2 の応力が発生する。排出時間の誤差を考慮するとこの最大応力値はいずれも 0.6 kg/mm^2 を超える。両者の中間の隅角 4 分円半径 8mm の場合は各部の応力の差は小となりかつその最大値も 0.46 kg/mm^2 に減少する。この最大応力値は排出時間の誤差を考慮しても 0.6 kg/mm^2 を超えない。これらの最大応力はいずれも外層凝固殻の内側で引張り、外側で圧縮の応力である。

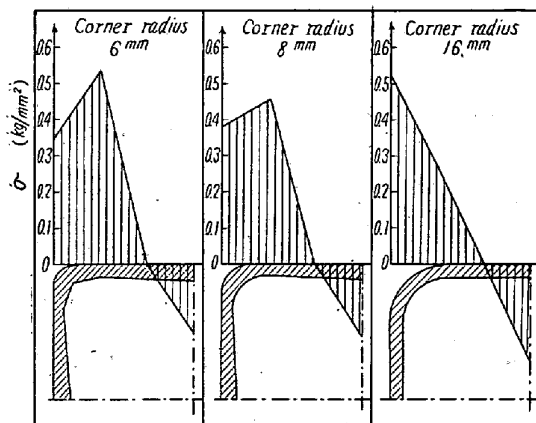


Fig. 4. Stress in the solidified shell at 340mm below the casting level.

IV. 鋳片外層凝固殻の強度

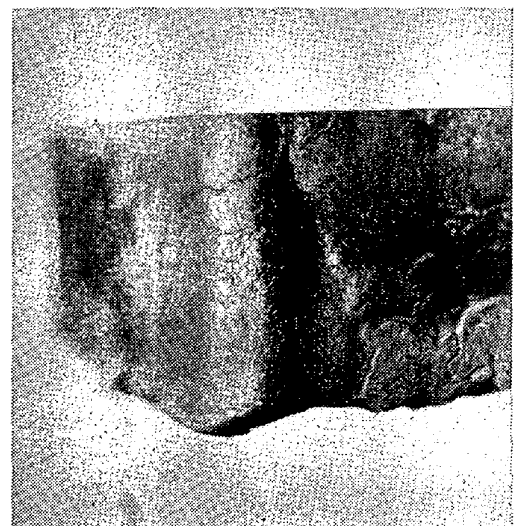
鋳片外層凝固殻の強度の算出に当つてはまずこの温度を推定する必要がある。前記のごとく J. SAVAGE ら³⁾ は静止鋳型に鋳込んだ鋳片の冷却熱量を測定した結果を利用して、鋳片表面の温度は鋳込後 5 s で 1340°C 、10 s で 1240°C に降下することを算出している。

われわれの実験においては鋳込速度が 3100mm/mn であるから、鋳片と鋳型との接触が失われ始める時期である湯面から 340mm 下部では、鋳込開始後約 6 s 経過した位置に当る。ゆえに鋳片と鋳型との接触が失われることによつて鋳片外層凝固殻に応力の発生する時期の外層殻の表面温度は約 1320°C であると考ええる。

つぎに凝固直後の鋼の引張り強度については H. F. HALL⁶⁾ が多種の鋼について実測した結果から、表面温度 1320°C の場合、 0.6% C 鋼で Si および Mn を含むわれわれの実験における Si-Mn ばね鋼では 0.6 kg/mm^2 前後であると考ええる。

V. 表面縦割の発生機構

鋳込中鋳片表面を観察すると、表面縦割は鋳片が鋳型を出たときにすでに発生していることが明らかである。また縦割の付近の鋳片表面の状況は Photo. 3 に示すごとく外側に凹の変形を伴いかつ割は必ずしも表面に口を開いておらず、長さ方向には断続的である。すなわち連続鋳造鋳片特有の外観を有している。



×1 (2/3)

Photo. 3. Surface of the longitudinal crack of a billet.

さらに鋳片の横断面で縦割を観察すると Photo. 4 のごとくであつて、この割は表面よりも深部においてその巾が大である。割は一次晶の間隙を縫つて発生してい



Photo. 4. Transverse section of the longitudinal crack of a billet. $\times 30$ (2/3)

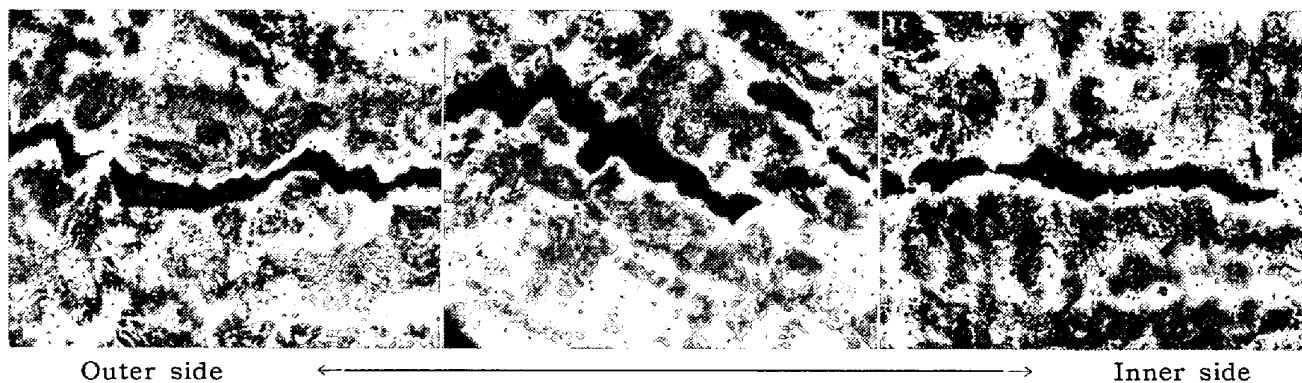


Photo. 5. Transverse section of the longitudinal crack of a billet.
(etched with the Fry reagent) $\times 150$ (3/5)

る。深部における割の近傍の結晶はほかの正常部分と異なり配列が乱れている。

しかもさらに拡大して見ると Photo. 5 のごとく内面の凹凸が丸味を帯びている。また割は単なる空間でなく内部が充填されている部分があるなどの点が明らかである。

したがって問題の表面縦割はいわゆる熱間亀裂であつて、鑄片の凝固の初期段階に鑄型内で発生するものであると考える。

すなわち鑄片と鑄型とが接触を失い始めた時期に、内部の溶鋼の静鉄圧によつて外層凝固殻に生ずる (3) 式のごとき応力が、この部分の強度を超えたときに、ここに存在するなんらかの弱点を起点として外層凝固殻の内

側から割が発生する。

さらに時間 (t) が経過した下部においては (4) 式から静鉄圧 $\omega \propto t$ であり、また一般に凝固殻の厚さ $d \propto \sqrt{t}$ であるから、(3) 式の応力 σ は不変であるが、一方凝固殻の温度は時間の経過とともに降下するので強度は急速に増大する。ゆえに割の発生する可能性はまったくなくなる。

一般に連続鑄造においては鑄片の下降運動の速度が比較的大である。このことは普通造塊法における湯上り速度を大とした場合の鑄込条件と本質的にはまったく同一である。すなわち (3) 式の ω/d が大となりしたがつて σ が大となる。これが連続鑄造においてとくに鑄片表面の縦割が発生しやすいゆえんである。

VI. 表面縦割と一次冷却の諸因子との関係

一次冷却の諸因子すなわち鑄型隅角部の形状、冷却の均一性、鑄込温度、鑄込速度などが上記のごとき鑄片表面の縦割の発生におよぼす影響について考えるとつぎのごとくである。

1. 鑄型隅角部の形状の影響

75mm ϕ の鑄片において、鑄片が鑄型との接触を失い始める時期に外層凝固殻に発生する応力 σ は (3) 式で表わされる。この値はⅢ. で求めたごとく隅角4分円の大きさが変化することによつて、その分布ならびに最大値が変化する。すなわち Fig. 4 に示したとおり隅角4分円半径が6mm の場合は隅角と辺との接合部付近に最大値 0.54 kg/mm^2 の応力を生じ、隅角4分円半径が16mm の場合は隅角の頂点に最大値 0.52 kg/mm^2 の応力を生ずる。これらは排出実験の誤差を補正考慮するといずれもⅣ. で推定したその部分の強度 0.6 kg/mm^2 を超える。ゆえに隅角4分円半径6mm の場合は隅角4分円と辺との接合部付近に、16mm の場合は隅角4分円の頂点にそれぞれ表面縦割を生ずる。隅角4分円の半径をこれらの間の適切な値を選ぶことによつて応力の最大値が強度を超えることなく、表面縦割の発生しない形状とすることができる。第1報¹⁾の実験結果によればこの隅角4分円半径の適正值は8mm である。

つぎに鑄片寸法すなわち (3) 式の l が変化した場合は、鑄込速度 V を、 $V \propto 1/l^2$ なる関係で変化せしめるので、湯面から一定距離下部では、 $d \propto \sqrt{t}$ すなわち $d \propto l$ であつて応力 σ の大きさは同程度である。ゆえに鑄片寸法のいかににかかわらず表面縦割発生の可能性はまったく同様に存在する。

2. 不均一冷却の影響

鑄片各面の相対的冷却を不均一に行なつた場合は、冷却の弱い面したがつて凝固の遅れた面には、極端な応力の最大値が発生すると同時に強度はいちじるしく小である。ゆえに前記とまったく同様の機構によつて鑄片の表面に縦割が発生する。この場合も正方形断面の鑄片においては、隅角ならびにその近傍に割の発生する可能性が大である。

3. 鑄込温度の影響

鑄込温度がかりに 50°C 異なるとすると、溶鋼の比熱は $0.15 \text{ kcal/kg}^\circ\text{C}$ であるから鑄型に入る溶鋼の含熱量は、 7.5 kcal/kg の差を生ずる。一方実測の結果²⁾ 130mm ϕ 鑄片を 1000 mm/mn の速度で鑄込む場合の

鑄型内の全冷却量は $36 \text{ kcal/kg of steel}$ 程度であり、かつ鑄込温度を 50°C 上昇せしめた場合の鑄型内の全冷却量の増加は $1 \text{ kcal/kg of steel}$ 以下である。すなわち鑄込温度の高い場合は低い場合に較べて、溶鋼含熱量の増加に比較して鑄型内での冷却量の増加はきわめて小さい。

そこで鑄込温度が高い場合は低い場合に較べて、凝固の初期段階において相当量の凝固の遅れおよび凝固殻の平均温度の上昇を招くことになる。ゆえに (4) 式における h が増大することによつて (3) 式における ω/d がいちじるしく大となるとともに強度がいちじるしく小となる。すなわち鑄込温度の上昇は鑄片の表面縦割の発生傾向を大ならしめる。

4. 鑄込速度の影響

第1報¹⁾において示したごとく、130mm ϕ 鑄片の鑄込速度を 1000 mm/mn から 1400 mm/mn に増大せしめることによつて、鑄型内での鑄片の全冷却量は $36.1 \text{ kcal/kg of steel}$ から $30.8 \text{ kcal/kg of steel}$ に減少する。したがつてその冷却量の減少は少ないが、本質的には鑄込速度の増大は凝固の初期段階において凝固速度の遅れまたは外層凝固殻の平均温度の上昇を招くことになり、鑄込温度の上昇と同様に鑄片表面の縦割の発生傾向を増加せしめるべきである。事実正方形断面の鑄片では見られなかつたが、工業的により均一冷却の困難な円形断面の鑄片においては、鑄込速度の増大とともに鑄片の表面縦割の発生傾向が増大している。

以上始めに考察した鑄片表面の縦割の発生機構によつて、第1報¹⁾の一次冷却の諸因子が鑄片表面縦割の発生傾向におよぼす影響についての実験結果を説明した。

VII. 結 言

鋼の連続鑄造における鑄片表面の縦割の発生機構を考察し、同時に第1報に示した一次冷却の諸因子が鑄片表面の縦割の発生傾向におよぼす影響を説明した。

すなわち鑄片表面の縦割は、鑄片と鑄型とが接触を失い始める時期に、鑄片内部の溶鋼の静鉄圧によつて外層凝固殻に発生する応力が、殻の強度を上廻ることによつて発生する。

連続鑄造においては、鑄込の線速度が大なるがゆえに普通造塊法における場合よりも、この応力は強度に比して相対的に大である。したがつて鑄片表面の縦割の発生傾向が大である。ゆえに第1報で明らかにした鑄片表面の縦割を発生せしめないための適正なる一次冷却の諸条件はとくに大きな意味を持つものである。

終りに本研究を指示され、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達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ならびに宮内弘平研究部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に深く感謝するしだいであります。

(昭和 35 年 6 月寄稿)

文 献

- 1) 明田・佐々木・牛島: 鉄と鋼, 45 (1959), No. 12
p. 1341

- 2) H. KRAINER u B. TARMANN: Stahl u. Eisen, 69 (1949), nr. 23, p. 813
3) J. SAVAGE & W. PRITCHARD: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 178 (1954), No. 11, p. 269
4) B. N. KATOMIN & V. S. RUTES: Nauk OTN (1957) Jan., p. 123
5) R. SEWELL: Iron & Coal Trades Rev., (1957) Feb. 15, p. 391
6) H. F. HALL: Brit. Iron & Steel Inst. Special Rep. No. 15 (1936) p. 65
7) K. K. KELLEY: U. S. Bur. Mines, Bull. No. 371 (1934)
8) 後報の予定

亜鉛鍍金用鋼板の熱処理における加熱速度の影響*

(熱処理における加熱速度の影響—III)

作 井 誠 太**・森

勉***

Effect of Heating Rate in Heat Treatment on Steel Sheets for Galvanizing.

(Effect of heating rate in heat treatment—III)

Seita Sakui and Tsutomu Mori.

Synopsis:

By applying rapid heating and slow heating, 2000°C/s and 10°C/mn respectively, the effect of heating rate on some properties of a cold-rolled low-carbon steel after heat-treatment was studied.

The results obtained were as follows:

The temperature at which the specimen was softened completely was increased by 100°C in a rapid heating. A rapid heating resulted in the smaller grain size than that in a slow heating immediately after recrystallization. An X-ray photograph, which was taken with the recrystallized specimens, showed that a rapid heating yielded more grains with random orientations. A_3 transformation was completed at 950°C in slow heating and at 980°C in rapid heating. The rapid heating refined the grain size more effectively than the slow heating A_3 transformation.

I. 緒 言

前報、前々報において、18-8 不銹鋼¹⁾、13 Cr 不銹鋼²⁾の熱処理後の性質におよぼす加熱速度の影響を述べた。本報においては、極軟鋼薄板を試料とし、その再結晶温度、再結晶粒度、硬度、引張諸性質、再結晶後の板の方向性、 A_3 変態による結晶粒度変化に対する加熱速度の影響を報告する。

II. 試料および実験方法

試料は Table 1 に示す組成のリムド鋼であつて、入

Table 1. Chemical composition of the specimen. (%)

C	Si	Mn	P	S	Ni
0.027	0.006	0.027	0.014	0.028	0.037
Cr	Sn	Mo	N	O	
0.022	0.024	0.006	0.0033	0.047	

* 昭和 33 年 10 月本会講演大会にて発表

** 東京工業大学 工博

*** 東京工業大学