

Table 2. Value of combustion velocity coefficient.

No. of pass	Value of k	Value of k'
1	0.183	1.06
2	0.177	1.04
3	0.009	1.04
4	0.003	1.04
5	0.24	0.93
6	0.25	0.93
7	0.01	0.95
8	0.006	0.94
9	0.35	1.26
10	0.26	0.70
11	0.021	0.86
12	0.016	0.73
13	—	—
14	0.012	k' 0.116 k'' 0.844

炉軸方向のある測定断面間の、燃焼による発生熱量は

$$Q_d = Q_g + Q_r + Q_v$$

ここで、 $Q_g = C_p \cdot G \cdot (t_{g2} - t_{g1})$: ある区間における燃焼ガス顕熱増加量 (kcal/h)

C_p : ガス平均比熱 (kcal/Nm³°C)

G : 燃焼ガス量 (Nm³/h)

t_{g1} : 区間入口のガス平均温度 (°C)

t_{g2} : 区間出口のガス平均温度 (°C)

Q_r : ある区間の内壁からほかの区間の内壁への輻射伝熱量 (kcal/h)

$$Q_r = \sum g_{r, mn}$$

$$g_{r, mn} = A_m Z_{mn} \left[\sigma \left(\frac{T_{w, m}}{100} \right)^4 - \sigma \left(\frac{T_{w, n}}{100} \right)^4 \right]$$

$A_m Z_{mn}$: ある面とほかの一面との間の輻射係数

$T_{w, m}$: ある面の内壁表面温度 (°K)

$T_{w, n}$: ほかの一面の内壁表面温度 (°K)

σ = ボルツマン恒数

Q_v : ある区間の炉壁から外に逃げる熱量 (kcal/h)

Q_d : ある区間における発生熱量 (kcal/h)

Appendix (II) 燃焼速度の計算方法

一次の燃焼率をつぎの関係で表わす

$$Q/Q_0 = 1 - e^{-kt}$$

この間の未燃焼率は、 $Q_e = Q_0 - Q$ とすると、

$$Q_e/Q_0 = e^{-kt}$$

二次の燃焼における未燃焼率は

$$Q_e/Q_{es} = e^{-k'(t-t_s)}$$

で表わせる。ここで、

Q_0 : 燃料が完全に燃焼したときの発生熱量

(kcal/h)

Q : 一次燃焼の燃焼時間 t までに発生した熱量 (kcal/h)

Q_e : 燃焼時間 t までの未発生熱量 (kcal/h)

Q_{es} : 一次燃焼が終了したときの未発生熱量 (kcal/h)

k : 一次の燃焼速度係数 (s⁻¹)

k' : 二次の燃焼速度係数 (s⁻¹)

t : 燃焼時間 (s)

t_s : 一次燃焼が終了するまでの時間 (s)

(44) 中炭素鋼塊に発生する縦割れ疵の原因とその防止法

住友金属工業、鋼管製造所

谷口千之・栗田満信・○井上 悞

Cause and Prevention of Longitudinal Cracks on Medium Carbon Steel Ingots.

Chiyuki Taniguchi, Mitsunobu Kurita and Akira Inoue.

I. 緒 言

鋼塊表面に発生する縦割れ疵については、溶鋼成分、注入条件、冷却方法あるいは鑄型形状などについて多くの研究が行われているが、決定的な因子は明確化されておらず、また割れ疵の発生機構についても充分な解明はなされていない。当所においては鋼塊縦割れ疵が平炉鋼より電気炉鋼に発生しやすく、とくに、1) 0.50% C 付近で割れ疵の発生傾向がいちじるしいこと。2) Al 投入量の増加とともに割れ疵の発生率が大となり、Al の投入量が0の時は割れ疵の発生率が皆無のこと。3) したがって Al の投入量が0の時は注入条件あるいは冷却条件の影響が少いこと。などが現場的によく認められていた。しかし当所平炉で溶製している 0.40% C, 0.25% Si, 0.80% Mn 中炭素鋼では縦割れ疵は殆んど発生していなかったが、鋼質調整とくに脱酸度を強化しかつ細粒鋼製作の目的をもって Al 投入量の増量試験を行った所、多数の鋼塊に縦割れ疵が発生した。

この結果縦割れ疵と脱酸度の影響を重視し、従来の経験を加味して割れ疵の発生原因を調査した所、凝固過程中 1,000~900°C で析出する AlN の notch effect が有力な原因であるという推定を下し、引続き割れ疵防止法として Ti と Al の併用脱酸試験を行い、検討を行った結果、一応の結論をえたのでその結果について報告す

る。

II. 溶 製 条 件

今回調査した中炭素鋼は、50 t 塩基性重油平炉で溶解した C 0.40%, Mn 0.80% の油井管用中炭素鋼であり、脱酸法は炉中および取鍋脱酸を併用しており Al の投入量は鍋中 260 g/t である。

造塊は 2 t 500 のコルゲート付四角正錐鋼塊(水張法)の 8 本立下注ぎ注入法を採用している。

III. 試 験 経 過

1) 第一次 Al 増量試験

第一次試験では鍋中の Al 投入量を 260 g/t より 360 g/t に増量した所多数の鋼塊に縦割れ 疵が発生したので、従来法の Al 260 g/t 投入の group, Al 360 g/t 投入し疵の発生なき group および Al 360 g/t で割れの発生した group よりそれぞれ 5 heats を選び、精錬造塊条件および鍋下成分を調査し、鍋下成分におよぼす Al 増量の影響および割れ 疵発生原因の検討を行った。また縦割れ 疵の発生率が高かった heat の鋼塊を横断して疵の状況の調査を行った。

Al 投入量を 260 g/t から 360 g/t に増加することにより鋼塊表面の pin-hole が減少し、Al 歩留りおよび sol-Al の含有量の増加がみられた。しかし酸素および介在物分析値は鍋下試料のためか明瞭な関係は認められなかった。なおこの程度の Al 投入量では細粒鋼にはなしないことも判明した。

鋼塊縦割れ 疵と精錬造塊条件および鍋下成分の間では、Al 投入量の増加とともに上昇する sol-Al 以外には明瞭な関係がえられなかった。一例として注入速度および sol-Al 量と割れ 疵発生との関係を Fig. 1 に示しているが、sol-Al 0.007% 以上の範囲のみに割れ 疵が発

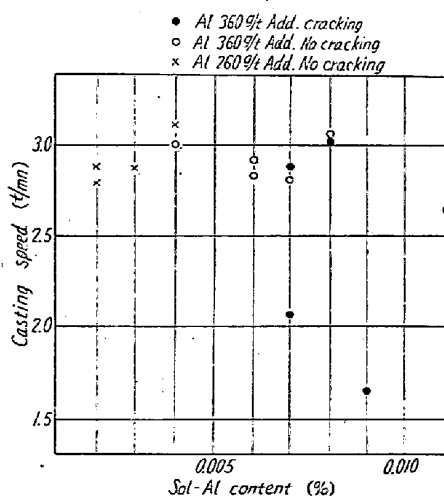


Fig. 1. Effect of sol-Al content and casting speed on longitudinal cracks of ingots.

生しており、一般に割れ 疵防止の効果があるとされている比較的低速注入の範囲でもその発生が認められるのは注目すべき現象である。

縦割れ 疵発生鋼塊の調査結果では、割れ 疵は鋼塊表面の中央のコルゲートの谷に面と直角に 30~90 mm の長さになり複雑なマイクロ割れをともしない発生しているが、主流割れ部には Al_2O_3 あるいは sulphide などの介在物が認められないのに比べ、マイクロ割れの部分には sulphide が凝集して存在していることが認められた。また従来の調査結果では注入後 30 分程度の比較的高温で型抜きを行つてもすでに割れ 疵が発生している点から判断して割れ 疵はクロム鋼のような変態割れではなく変態開始 (900°C) までは発生していると考えられる。

Al の投入量の増加により、sol-Al (M-Al および AIN) 量が増加するが、割れ 疵に対しては電気炉鋼が敏感であることから窒素の影響も考えられる。今回の窒素量は 0.0050% でほぼ一定であるが、鍋下試験片を鍛造焼準後 1100, 1000, 950, 900, 700°C の各温度でそれぞれ 15 分保持後空冷した試料の AIN 分析結果を Fig. 2 に示している。これによると同一温度で析出する AIN

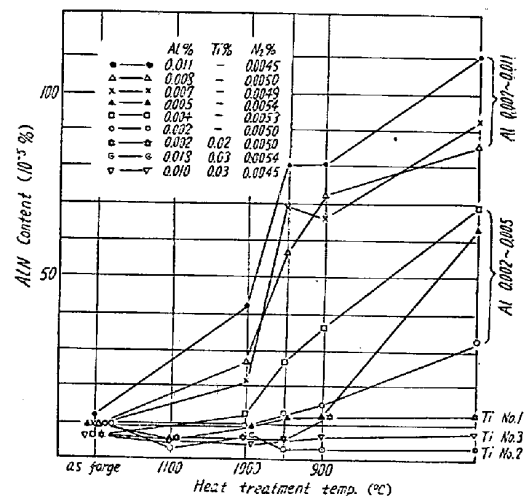


Fig. 2. Relation between heat treatment temperature and AIN contents.

量は sol-Al 量の増加とともに増加しており、とくに 0.008~0.010% Al でその傾向が大きくまたこの程度の sol-Al 量では 1000~900°C の温度範囲で急激に上昇していることが認められた。また、前述のごとく割れ 疵に敏感である電気炉鋼においても Al を使用せざる時は割れ 疵の発生は皆無であることから、今回の割れ 疵は 1000°C 付近で析出する AIN が notch effect となり、割れ 疵が発生するという結論に達した。

2) 第二次 Ti, Al 併用脱酸試験

縦割れ 疵の主原因は AIN の析出によるためと判断さ

れたので窒素と親和力が強くかつある程度の脱酸力を有する Ti の使用を考え、3 heats について Ti, Al の併用脱酸試験を行った。脱酸試験の要領を Table 1 に示す。

Table 1. Deoxidizing method.

Test. No.	Al g/t	Ti g/t	Ref.
1	255	290	No. 3 Mould: 210g/t Add
2	366	410	
3	450	350	

第 1 回の試験は Al は従来法と同量で Ti 投入の試験を行い、第 2 回、第 3 回はそれぞれ Al および Ti を増量せしめている、とくに第 2 回の第 3 定盤では注入管より Al を 210g/t 追加投入を行った。

今回の試験溶解では縦割れ疵の発生は全くみられず、また第 2 回、第 3 回の試験では鋼塊表面の pin-hole が減少していることが認められた。

また、今回の試験では鋼質の調査は丸鋼で行ったが、その結果では、1) Al の歩留りは単独の時と殆んど変わらず、Ti の歩留りは 65~80% 程度であり介在物分析結果からみても脱酸の主体は Al であること。2) 酸素量はいずれも 0.004% 以下の低値を示していること。3) オーステナイト粒度は第 1 回試験は細粒ではないが、第 2 回、第 3 回程度の脱酸方式では 5.0~6.0 程度の細粒がえられること、などが判明した。

顕微鏡の観察結果では熔融状態で生成したと考えられる黄白色の TiN が認められ、また分析結果でも窒素の 70% が TiN として固定しており、また鍛造試料による AlN 分析結果を前述の Fig. 2 に併記しているが、Ti を 0.03% 含有することにより sol-Al 0.010~0.020% の鋼でも AlN の析出を完全に抑制することが判明した。

なお、マクロ組織、砂疵、清浄度および機械的性質の調査も丸鋼で行ったが、今回の試験材は日常製造している鋼とほとんど変わらないことが判明した。

IV. 結 言

鋼塊の縦割れ疵については従来より多くの研究が行われているが Al 投入量の影響を定量的に調査した data はほとんど見当たらない。当所においては現場的な現象から縦割れ疵の主要原因が 1000~900°C で析出する AlN によるためであり、この縦割れ疵の防止法として、Ti の研究を行い、Ti の AlN 析出の抑制効果を確認した。

勿論縦割れ疵の原因としてはほかの条件の影響も多く今回の現場的な現象のみで軽々な判断は下しえないが、Al あるいは窒素の成分上の欠陥に対しては Ti の併用によ

り充分防止でき得るし、また Ti の歩留りよりみてその使用量が僅少であることは好ましい事実であると考えられる。この問題についてはさらに理論的な究明を行うとともに、AlN の析出防止に対しては、Zr, V, Cb, B などの窒素と比較的親和力のある元素も有効であると考えられ、目下検討中である。

なお本研究は当社車輛鑄鍛事業部と当所が S-32 年共同出願し公告 No. S 34-6102 で中炭素鋼の鋼塊割れ疵防止方法として、特許公告せられた研究の一部をなすものである。

(45) 鑄片表面の縦割れの発生機構について

(鋼の連続鑄造に関する研究—Ⅲ)

住友金属工業、車輛鑄鍛事業部

明田 義男・〇牛島 清人

On the Mechanism of the Evolution of Longitudinal Cracks on the Surface of Cast Billets.

(Study on continuous casting of steel—Ⅲ)

Yoshio Aketa and Kiyoto Ushijima.

I. 緒 言

第 1 報¹⁾において、鑄型内の一次冷却が鑄片表面の縦割れの発生傾向におよぼす影響について実験を行い、鑄型隅角部の形状、冷却の均一性、鑄込温度、鑄込速度などを適切な条件下に設定しないと鑄片の表面に縦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鑄造における鑄片表面の縦割れの発生機構を考察した結果について述べる。

表面縦割れ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。この鑄片表面の縦割れの発生原因は本質的に鋼塊の場合と変わらないが、連続鑄造においては鑄片に比較的高速度の下降運動を行わしめる点を無視しえない。

そこでわれわれはまず鑄型内における凝固の進行過程を考察し、つぎにこの凝固部分の応力とその強度とについてさらに実験を加えつつ考察を行い、連続鑄造における鑄片表面の縦割れ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

鑄型内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