

この介在物については、その状態から考えて、混合介在物は凝固の初期に出現したもので、(或るものは Fe の結晶の品出前にも出現したものと考える。) 凝固進行に伴い若干組成の變化を受け、温度降下も伴はれて二液相に分れたものと考えられ、又硫化物のみの介在物は凝固の比較的後期に (銅塊全体の凝固の後期という意味ではなく、その部分の凝固の後期という意味) 現われたものではないかと推察される。

## V. 總 括

偏析にはミクロ的偏析とマクロ的偏析とがあり、ミクロ的偏析とは所謂粒間偏析でこの粒間偏析が集つてマクロ的偏析を生ずるわけであるが、粒間偏析は次式によつて現わされる。

$$l = (C_0/C_e)^{1/(1-k)}$$

l: 残存液相量,  $C_0$ : 始めの液相濃度

$C_e$ : 残存液相濃度,  $k$ : 凝固液相濃度比 ( $< 1$ )

$k$  は元素によつて値が異なるので、 $1-k$  の比較をもとにして各元素の偏析の仕方の比較が出来る。粒間偏析による残存母液相への各元素の偏析富化があつてもそれが晶間に捲込まれたまゝで凝固すれば (柱状晶部) マクロ的偏析は殆ど現れない。この残存母液相と凝固相との相対的移動があればマクロ偏析を生じる。(沈澱品部の負偏析及び中央上部の正偏析) しかしこの様にしてのみ偏析が生ずるならば各元素とも同じ傾向の偏析を示すべきである。所が前述の如く元素によつて傾向の異なるものがある。そこでその傾向の異なる位置及び介在物の分布状況から考えて珪酸鹽と硫化物の混合介在物が自由品の核となつて沈澱品となつたものと考えられる。この介在物が前述の如く凝固の初期に出現したものである事も之を裏付けるものであろう。これが沈澱品部で Mn, O が極めて高い事の説明である。入偏析部で O が若干異なる傾向を示す事についてはこの部分の Mn, O の傾向と共に尙不明の點が多いが、 $1-k$  の値は Mn, Si は小さく O は比較的大きいので、珪酸鹽の析出と CO の發生の傾向が若干異なる事が考えられる。

## VI. 結 言

高硫黄快削鋼々塊の内部の偏析状況、介在物状況を明らかにした結果銅塊偏析解明のために本鋼種の利用が有望であると思われた。

## (27) 快削鋼の熔製に就いて

八幡製鐵所製鋼部第二製鋼課 北 島 一 男  
" " " " O.工杉 野 尊 人  
" 技術研究所製鋼研究課 工加 藤 健

### I. 緒 言

本報告は快削鋼熔製作業の概略を述べ、併せて銅塊を縦断しその内部性状及び偏析状況を調査し、更に試験 Charge に就いて S, Mn 及び Fe の balance を調べ、夫等の精鍊過程に於ける動静に就いて調査し報告せんとするものである。

### II. 熔 製 作 業

#### (I) 成分規格及び目標

(熔製爐 固定式鹽基性 60t 平爐)

	C	Mn	Si	P	S	Cu
規格成分	0.07 ~0.15	0.80 ~1.20	<0.10	<0.07	0.20 ~0.30	—
目標成分	<0.13	1.00	<0.10	<0.07	0.25	—

#### (2) 精鍊狀況

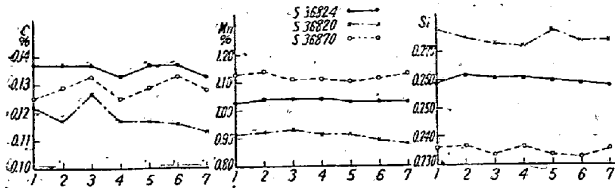
本鋼種に在りては特に高熱精鍊を要するものであるから精鍊末期には lance pipe による酸素製鋼を行った。Fe-Mn 投入前に於ける [C] は、[FeO] 増大による Mn 歩留りの低下を考慮し [C]=0.065%max とした。差物は Si~Mn により豫備脱酸をなしたる後、Fe~Mn の大部分を爐内投入とし残りを ladle-charge とした。S は豫め 20mm 位に小割したものを紙袋に入れ ladle-charge としたが、歩留りは出銅孔の状況、投入の時期及び方法等に依つて大きく變動した。

#### (3) 造塊及び加熱狀況

鑄型は C 61 型 (520φ×610φ×2100) を使用し上注々入を行い、注入温度は稍高目の 1607°~1635°C を目標とした。又湯口は 40mm を使用し、湯上り速度の標準を 1300mm/min として行つたが、實際作業に於いてはその調節困難であつたにも拘らず銅塊の割疵に及ぼす影響は、キルド銅塊程顯著ではなかつた。

銅塊の Top 形状は概して脱酸掻き目 Concave を呈した。又取銅内差物投入方法検討の一資料として、注入時に隔本毎に Sample を採取し、取銅内の偏析に就いて調査した。(第 1 圖参照)

その結果、Mn の偏析は極めて少く、C, S の偏析も夫々 0.004%, 0.005% にしてあまり問題にする程では



第 1 圖 取鍋内に於ける C, Mn, S の偏析圖 (3 charge に就き調査)

取鍋分析

	C	Mn	P	S
S 36824	0.13	1.00	0.022	0.265
S 36820	0.13	0.90	0.018	0.264
S 36870	0.13	1.09	0.019	0.244

なかつた。

加熱に際しては本鋼種が高Sなるため 1100°C~1050°C に於いて脆性がある故、熱間加工の際キレツを発生するものであるから、注入終了後速かに (45分以内) 型抜きをなし、直ちに均熱爐に装入することが望ましく、冷塊になることは勿論のこと、1100°C 以下の温度降下は注意することが肝要である。

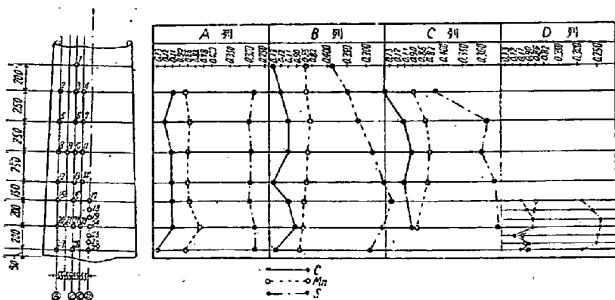
### III. 鋼塊の内部性状

本鋼塊は當所技研製鋼掛に於いて縦斷し、その内部性状及び成分偏析を調査したものである。

#### (1) 鋼塊の内部性状

鋼塊の外観、即ち Top の形状より見れば、Concave であり脱酸過度であることが考えられる。又事實切斷の結果よりしてもパイプが底部より 1/3 のところまで這入つて居り、セミキルド鋼としては脱酸過度であることが認められた。しかし skin hole もなく、鋼塊としては優良なものと思われた。又本鋼塊に於いては、△偏析が極めて明瞭に現われ、然かも數本に分たれている點はむしろキルド鋼塊に近い趣を呈して居る。又パイプの周邊には若干の V 偏析も見受けられた。

#### (2) 鋼塊の成分偏析



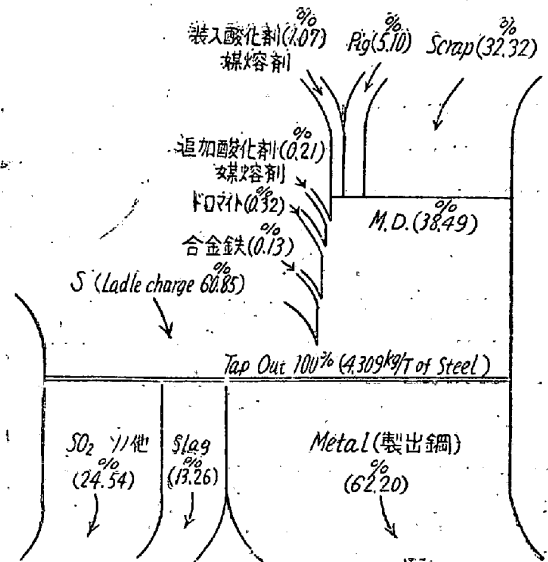
第 2 圖

第 2 圖に示す個所より Sample を採取して分析を行い、その偏析状況を調査した。

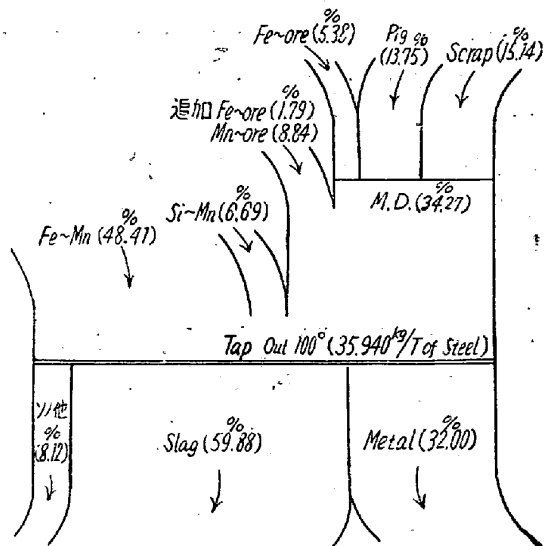
C は取鍋分析値 0.11% に對し各部分では 0.10~0.14% であり、その偏析度は普通の Semi-Killed 鋼塊と大差なく Mn に於いても取鍋分析値 0.83% に對し 0.80%~0.92% であり、これもあまり問題にする程の偏析ではなかつた。

最も大きいと豫想される S の偏析に就いては、取鍋分析値 0.286% に對し 0.232%~0.420% にバラツキ、一見偏析が大きい様に見受けられるが、一例として厚板の Semi-killed 鋼塊と (最高一最低/平均値) を比較對照してみれば、寧ろ厚板より少い数字を示している。

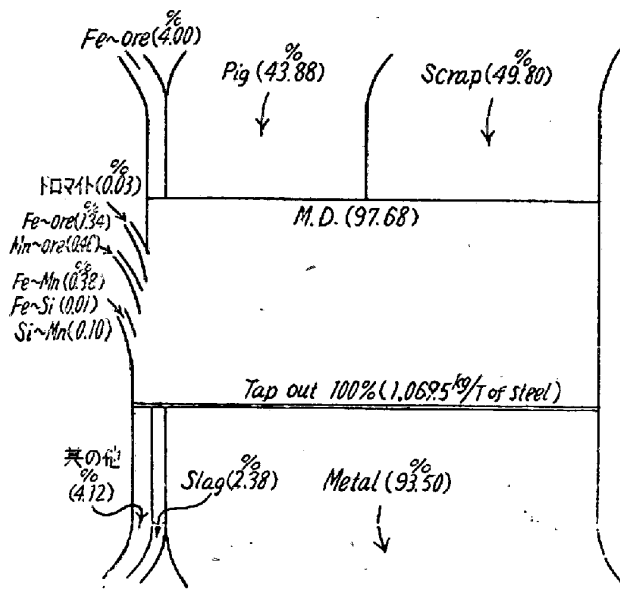
### IV. 試験 Charge の Metal Balance に就いて



(1) S balance



(2) Mn balance



(3) Fe balance

精錬過程に於ける S, Mn 及び Fe の動きを把握するため、試験材として装入材料を質秤し(屑鐵は全部快削鋼返り屑を使用), balance を行つた。

V. 結 論

- (1) 精錬作業に於いては、熔鋼に適當な [Mn] を與へ、高熱精錬を行い、過酸化を避けなければならない。
- (2) 添加する Fe-Mn は、歩留り向上と歩留りの安定化を図るため、ladle charge を増量することが望ましいが、湯熱の降下によりその投入量にも自ら制約を受けるものである。又一方 S に於いても、その投入の時期及び方法が歩留りを左右するものであり、Mn の問題と共に再検討を要するものであらう。

(3) 成品の C が低いのに Fe-Si の使用量僅少 (0.3 kg/t) にして然かも Al は全然使用しないにも拘らず、概して脱酸が稍きく目であるのは、Mn 及び S が高いのが一因ではないかと考えられる。

(4) 鋼塊の内部性状に於いては、A 偏析が極めて明瞭に現われ而かも數本に分たれている。又成分偏析は、普通の Semi-Killed 鋼塊と何等差異は無かつた。

(28) 13% Cr 鋼の焼鈍脆性について

神戸製鋼所研究部 理 高橋孝吉  
工 鈴木 章

I. 緒 言

C 量 0.20% 以下 Cr 量 12~14% のマルテンサイト質高 Cr 不銹鋼は所謂 13% Cr 不銹鋼として古くから

構造用不銹材料に實用せられている。而してこの材料の熱處理に依る材力並に組織の變化に就いては多くの研究發表がある。13% Cr 鋼は焼入性が高く通常調質して使用に供するのが原則であるが、之を焼鈍の目的でオーステナイト化温度から徐冷した場合恰かもリムド鋼の場合と同様に衝撃抗力が著しく低下する所謂焼鈍脆性とも稱すべき現象が顯著に認められる。極軟鋼の焼鈍脆性の原因に對しては菊池博士の論文その他二、三の研究に依り詳しく探究されているが 13% Cr 鋼のそれに関しては明確な研究發表が見當らない。著者等はこの原因に對し考察を加へるべく本研究を行つていたのでその一部を發表する。

II. 研究の方針

13% Cr 鋼の焼鈍脆性を調べる爲には先づオーステナイト化の状態と冷却の如何なる過程において脆化を生じる原因を起すかを知らなければならない。そのために本實驗に於ても從來發表された平衡状態圖を基礎として供試材料に對する大略の状態圖を決定した。次に冷却過程を調べる爲には現在の熱處理技術の基礎たる TTT 線圖を決定し、之を基準として冷却に依り生ずる脆化現象と相似の現象を過冷オーステナイトの恒温處理に依り生ぜしめ得れば、脆化の機構の一端がうかゞえると考へ、オーステナイト化温度より各温度への恒温保持實驗を行い夫々の状態に就き衝撃試験、顯微鏡試験等を行い考察を加えた。

III. 供試材料

鹽基性 100 K. W. 高周波爐にて熔解し 80kg 鋼塊に鑄造後、30mm φ に鍛造した炭素量を異にする 4 種の低炭素 13% Cr 鋼を供試材料とした。その化學成分を第 1 表に示す。

第 1 表 供試材化學成分

試料 No.	C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr
L	0.07	0.43	0.23	0.01	0.014	0.08	0.13	12.48
M	0.13	0.48	0.30	0.009	0.013	0.08	0.11	12.93
N	0.14	0.59	0.25	0.009	0.012	0.09	0.35	13.20
O	0.17	0.56	0.34	0.019	0.011	0.08	0.15	13.02

尙實驗前の準備處理として各材料を 970°C 3 時間保持後油冷、720°C 3 時間焼戻を行つた。

IV. 平衡變態點並に状態圖の決定

7×5×10mm の大きさの試験片を用い 750~1050°C の