

Fig. 3. Chemical composition in longitudinal direction of 0.015% carbon steel ingots at four solidification rates.

のなす角度は柱晶状の場合に比較すれば小さい。

(2) 成分偏析

C含有量の異なる3種類の鋼についてそれぞれの凝固速度を4段階に変えた場合の鋼塊縦割中心部の成分分布状況は以下に述べる。

0.50% Cの場合には Fig. 1 に示すように[C]%は凝固速度 3.33~12.45 mm/mn の範囲では前報と同様鋼塊頭部に行くにしたがって高くなっている。[Si], [Mn] においても若干その傾向があるようである。[P], [S] は、この凝固速度範囲ではほとんど偏析は認められず均一に分布している。[Al] は前報と全く同様に頭部に行くにしたがって大きく偏析している。その他 [Cr] % はほとんど均一に分布している。

0.12% Cの場合を Fig. 2 に示す。前報の 1.02% C, 上記の 0.50% C の場合には、前者では [C], [P], [S], [Cr], 後者では [C] などが偏析したが、0.12% C の場合はこれら元素は皆底部より頭部にいたるまでほとんど均一に分布している。[Si], [Mn] は 0.50% C と同様若干の偏析が認められる。また [Al] においても 1.02, 0.50% C と同様凝固速度が大なるほど大きく偏析している。

次に 0.015% C の場合を Fig. 3 に示す。この極低 C の場合も 0.12% C と同様 [C], [P], [S], [Cr] % は偏析少なく [Si], [Mn] は偏析している。[Al] % は極低 C の場合においても相変わらず凝固速度が大なるほど大きく偏析している。

以上を簡単にまとめてみると次のようになる。

(1) 0.50, 0.12, 0.015% C の3鋼種のマクロ組織を比較すると 0.50, 0.12% C ではほとんど同じ組織を示すが、0.15% C は他とは完全に異なり粒状のフェライト結

晶組織を呈し、しかもそのならび方向性をもっている。

(2) 0.50% C での成分偏析状況は [C], [Al] は前報同様大きく偏析している。また [Si], [Mn] においても若干ではあるが偏析している傾向が認められる。その他の成分は偏析は少ない。

(3) 0.12% C では [C] % の偏析は少ない。[Si], [Mn] は上記同様偏析の傾向が認められ、また [Al] 偏析が大きく、[P], [S], [Cr] の偏析は少ない。

(4) 0.015% C では (3) と同様 [C] の偏析は少なく、[Si], [Mn] は偏析の傾向が若干認められる。また [Al] は偏析が大きい。その他の成分偏析は少ない。

IV 結 言

(1) Cr 鋼での [C] は凝固速度に関係なく高 C の場合に偏析が大きく、低 C の場合には少ない。

(2) [Al] は凝固速度が速くなるにしたがって、また [C] の高低に関係なく全て大きく偏析する傾向が認められ

る。この現象は現在検討中である。

(3) [Si], [Mn] は、[C] の高低、凝固速度に関係なく若干ではあるが偏析する。

(4) [P], [S] の偏析は [C] の偏析と同様高 C, 低凝固速度の場合に生じやすい。

(5) [Cr] の偏析は高 C の場合に凝固速度に関係なく若干ではあるが偏析の傾向が認められる。

文 献

1) 沢, 西村, 木村; 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 461

669.14-412=621.746.62=669,

046.558.3=620.192.45

(91) 凝固時における非金属介在物の挙動に関する研究 6328/

(凝固時における Si の脱酸反応について-I)

日本製鋼所室蘭製作所研究所 1429-1431
前川 静弥・中川 義隆・藤森英一

Deoxidation Reaction of Si during Solidifying Process.

(Studies on behavior of nonmetallic inclusion solidifying process-I)

Shizuya MAEKAWA, Yoshitaka NAKAGAWA and Eiichi FUJIMORI.

I 緒 言

Si は製鋼過程で最も古く、かつ広く用いられている脱酸剤の一つである。したがって Si の脱酸平衡に関する研究や、鋼中酸化物系介在物(砂疵も含む)との関係に関する試験研究は多数行なわれている。

しかし特に後者については、鋼の精錬過程においてもかなり進行することが予想されるため、単に精錬過程のみに注目した研究では、鋼中酸化物の生成に対する正確な関係は明らかにできない。

ここでは、溶鋼の凝固時に選択凝固原理にもとずいて Si や O の液相中への濃化がおこり、このため新たな脱酸反応が進行し、脱酸生成物が生成する状況について調べた結果について報告する。

II 実験方法

(1) 要 旨

Zone melt のごとき方法によつて溶鋼を低速度で一方より凝固せしめ、溶鋼成分の液相への濃化に基因して起る脱酸反応の状態を明らかにした。

(2) 装置および操作

実験の装置は Fig. 1 に示すごとくである。

すなわち透明石英管 (反応管内径 6.0 cm) 内でアルミナまたはマグネシア製坩堝 (内径 2.5 cm, 高さ 10.0 cm または 15.0 cm) を用い、所定の溶鋼を 500 g 溶解し、溶落後高周波コイルを下方に、ごく低速度で移動せしめ、上表面より逐次凝固せしめるごとく設備した。

(3) 実験要領

底部より凝固せしめて、液相が上部にある場合は、濃化によつて脱酸反応が進行しても酸化物は軽いため浮揚し去り、その反応の実態を把握することが困難である。そこで逆に上表面より凝固し液相が下部になるようにし、脱酸反応生成物を固相突端に集め常に鋼中に捕捉し得るごとくした。この際坩堝材よりの SiO_2 の混入を防ぐため純アルミナまたは純マグネシア坩堝を用いた。

この場合凝固位置の測定が不可能なので、適当量の S を共存せしめ、その凝固状況を凝固後のサルファープリントにとつた。これを別に底部より凝固せしめた場合で、凝固状況が正確に把握せられているものと比較し、凝固状況を判定した。

実験は電解鉄を溶解後、適当量の金属 Si を加えた溶鋼について実施した。溶落後まず試料を石英管で吸引し、溶落試料とした。そして徐冷を開始する。一定量徐冷した後、残部を急冷する。この两部分の判定をサルファープリントによつて行ない、それぞれの部分の鋼を全量用いて温硫酸法により SiO_2 分析を行なつた。

前述の方法によつて 1600°C において $0.30 \sim 0.65\%$

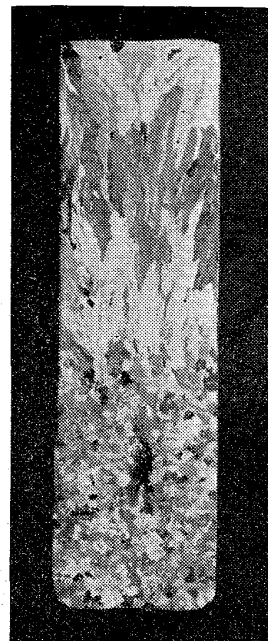


Photo. 1.

Photo. 1. Macro-structure of longitudinal section.

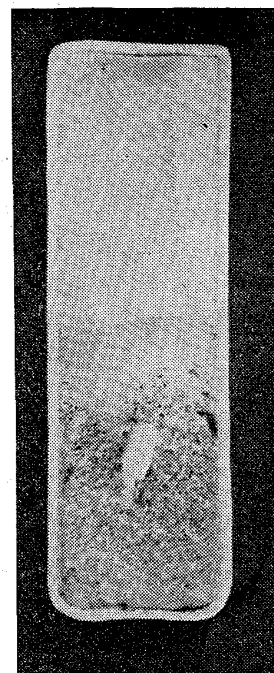


Photo. 2.

Photo. 2. Sulphur print of longitudinal section from ingot.

の Si を含む溶鋼を上部より徐々に ($1\text{mm}/\text{mn}$ の割合) 凝固せしめ、全量の $1/3$ まで凝固せる後、残部を急冷した。

これを縦断し、サルファープリントおよびマクロ腐食組織によつて徐冷部、急冷部を確認し、徐冷開始直前の溶鋼、徐冷部ならびに徐冷部と急冷部との境界部の鋼を全量分析し、 SiO_2 および Si を調べた。

(1) 縦断面の状況

試料を縦断し、その面をマクロ腐食およびサルファープリントした状況を Photo. 1 および 2 にそれぞれ示した。

すなわち徐冷部分は、鋼塊頭部より下方に向つて大きな柱状晶が見られ、急冷部分は方向性をもたない自由晶状の組織を示している。

サルファープリントによつても、徐冷部と急冷部は明瞭な差異を示している。

また徐冷部の凝固速度は平均約 $0.24\text{mm}/\text{mn}$ と推定される。

(2) 凝固にともなう SiO_2 の生成状況

凝固開始直前の溶鋼および凝固後の鋼塊各部の SiO_2 , Si の分析結果例を示すと、Table 1 のごとくである。したがつてこの結果より凝固過程に SiO_2 が新たに生成していることが明らかである。

しかし凝固条件をほぼ一定としたが、その生成状況は区々であつて、その生成は Si や O が平衡的に液相中へ濃化すると仮定して求めた理論生成 SiO_2 量に対して約 $30 \sim 60\%$ の範囲とばらついている。

【IV】 結果の考察および結言

凝固過程における各種成分の残存溶鋼中への濃化については、別途実験中であり、その細部については省略

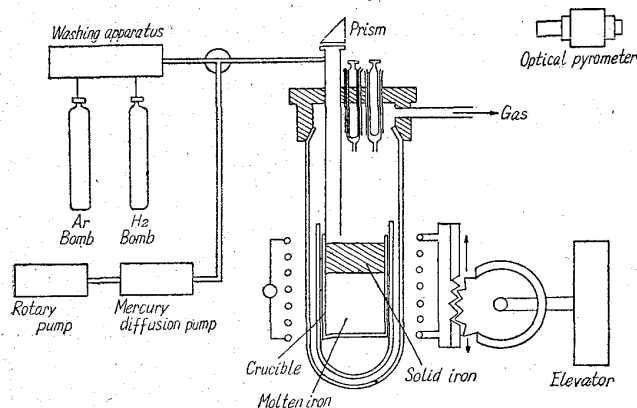


Fig. 1. Experimental apparatus.

Table 1. Examples of producing states of SiO₂ caused by solidification.

Position of samples	No. 1		No. 2		No. 3		No. 4		No. 5	
	SiO ₂	Si	SiO ₂	Si	SiO ₂	-Si	SiO ₂	Si	SiO ₂	Si
Directly before starting slow cooling	0.020	0.36	0.018	0.30	0.014	0.40	0.028	0.65	0.030	0.51
Slow cooling part	0.017	0.36	0.018	0.30	0.012	0.40	0.027	0.65	0.030	0.51
Boundary part	0.023	0.36	0.024	0.30	0.018	0.40	0.033	0.65	0.033	0.51
Quantity of SiO ₂ produced	0.0045		0.0060		0.0050		0.0055		0.0030	
Ratio of experimental value of SiO ₂ to theoretical value of SiO ₂	33		41		42		62		29	

するがOの濃化はかなり顕著であつて、状況いかによつては、そのとき溶鋼中に共存する Si の脱酸限以上の O 量となることは当然予想される。

このため SiO₂ の生成の現象がおきるものと考えられる。実際の鍛造用大型鋼塊においては、凝固時間が長く、凝固速度も著しくおそい部分があり、本実験結果のごとき理由により、凝固過程において新しい脱酸生成物が生成し、これが砂疵や非金属介在物の有力な要因をなすものと考えられる。

669.14-912.62, 746.62.620
192.45
(92) 凝固速度と偏析との関係についての予備的実験結果 632p2

(鋼塊の凝固に関する研究—II)

日本製鋼所室蘭製作所 1431~1432
前川 静弥・中川 義隆・O百瀬 昭次

Results of Preliminary Experiments on the Relation between Solidifying Rate and Segregation.

(Studies on the solidification of ingots— I)

Shizuya MAEKAWA, Yoshitaka NAKAGAWA and Akitsugu MOMOSE

I 緒 言

前報¹⁾にて Fe-S, Fe-P 系における S および P の偏析と凝固速度との関係について報告したが、本報では同様の装置を用い Fe-O, Fe-N 系について行なつた結果を報告する。

II 実験方法

1 要 旨

実験は Fig. 1 に示すような装置により行なわれ、坩堝内の溶鉄を高周波コイルを上昇させることにより底部より凝固せしめ、このときの凝固速度と残存溶鉄中への合金成分の濃化状況を調べた。

2 実験装置

- i) 高周波溶解炉……………10kW, 400kC, 真空管式
- ii) 使用坩堝……………径30mm, 長さ150mm
高アルミナ製 (Al₂O₃: 99.30
SiO₂: 0.56)
- iii) 溶解材料……………母材, 電解鉄
- iv) 高周波コイル昇降装置…0.2~1.0 mm/mn の範

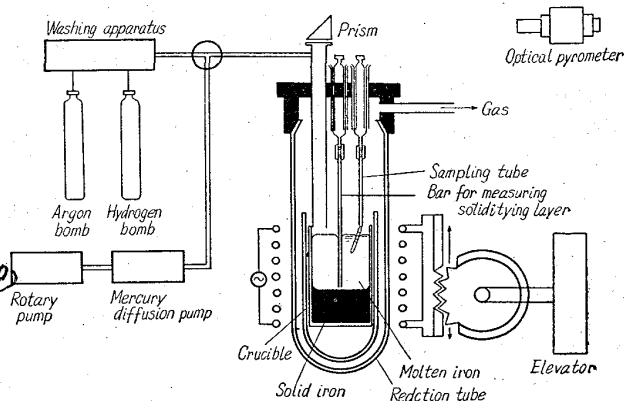


Fig. 1. Experimental apparatus.

囲で調整作動可能

V) 測温計……………光高温計, Pt-PtRh 熱電対補正

3 実験順序

(1) 酸素の場合

酸素の場合には坩堝雰囲気ガスなどからの酸素の侵入が問題となる。そのため坩堝 SiO₂ はをほとんど含まない高アルミナ製のものを用いた。この坩堝を用い、十分精製されたアルゴン気流中で電解鉄を 1600°C で溶解保持し、溶鉄中の酸素量の変化を約 1 h にわたつて調べたが著しい変化は認められなかつた。但し坩堝は割れやすいので昇熱溶解は特に注意し、約 1 h 40mn を費し徐熱した。一方雰囲気調整用アルゴンガスの脱酸は、約 500°C に加熱したマグネシウム削屑を用いた。

実験は、電解鉄 550 g (約 500ppm の酸素を含む) をアルゴン気流中で溶解し、1600°C で約 30mn 間保持し脱水素した後、高周波コイルを種々の速度で上昇せしめ、凝固速度を調整しながら溶鉄を坩堝の底部より凝固せしめる。その際溶鉄の温度は光高温計により表面温度を 1590°C に保持した。しかしこの方法では凝固の進行にともない温度勾配が大となり実験上の支障となるので、その影響が少ないと思われる全体の約 1/3 のところまで、凝固が進行した際にそのまま冷却した。凝固開始後 10mn 間隔で径 3 mm の不透明石英管により溶鉄表面下約 20mm の位置から約 2 g の溶鉄を採取し溶鉄の酸素の分析試料とする。ついで同様の石英管を用いて凝固位置を測定する。