

長くなるため酸素および酸化物の増加は少くなるものと考えられる。

IV. 結 言

実際作業において熔鋼の空気による酸化はきわめて複雑な各種要因によつて影響を受ける。したがつて実験室的結果を直ちに現場の諸現象に適用し得ないことは勿論であるが、従来定性的に称えられて来た鋼中酸化物系存在物の原因として鑄込過程における熔鋼の空気による酸化はその熔鋼の化学成分や鑄込時の諸条件によつては非常に重要視さるべき原因であることが判つた。しかし未だ不明の点多々あり引続き実験を続行中であるのでこれらの結果をまつて考察および現場における実際の酸化について述べ度いと考へている。なお本実験に関し御意見ならびに御叱正を賜れば幸甚である。

終りに本研究の発表を許可せられかつ終始御鞭達を賜つた株式会社日本製鋼所常務取締役室蘭製作所長柳武氏ならびに同取締役副所長皆川孝光氏に謝意を表する共に

種々御助言を載いた北海道大学工学部吉井教授に深謝する。なお実験の実施ならびに分析に従事せられた曾我政雄、竹林朝雄、須藤実および鎌田隆吉、藤森英一の諸氏に御礼申し上げる。

文 献

- 1) J. H. Dickenson: J. Iron & Steel Inst., 113 (1926), 177
- 2) W. A. Hare & G. Solre: Trans. A.S.M., 26 (1938), 903
- 3) H. Wentrup: St. u. Ei. 57 (1937), 1404
- 4) 三井: 日金属誌, 8 (1944), 323
- 5) A. Hultgren: Metals Tech. Aug. (1948), 2418
- 6) T. E. Brower, J. W. Bain & B. M. Larsen: Trans. A.I.M.E., 188 (1950), 851
- 7) 梶山: 電気製鋼, 25 (1954), 239
- 8) 小池: 学振 19 委 3861 (1955)
- 9) 前川, 中川: 鉄と鋼, 41 (1955), 581

セミキルド鋼について二、三の研究 (I)*

(脱酸度と鋼塊の気泡状況との関係)

加 藤 健**

SOME STUDIES ON SEMI-KILLED STEEL (I)

(Correlation between the Degree of Deoxidation and the Formation of Blow-Holes)

Takeshi Kato

Synopsis:

A number of test ingots weighing about 4 tons were made of semi-killed steel of C: 0.16~0.25% and Mn: 0.34~0.54% by applying widely different degrees of deoxidation. Taking a test-piece from the corner of each of these ingots, an investigation was carried out of the conditions of blow-holes: the relations between the degree of deoxidation and the number, the size, the position and the distribution of blow-holes were tried to be made clear.

Further, a study was made also about the mechanism of blow-hole formation. After studying quantitatively the roles of CO, H₂ and N₂ to be played about formation of blow-holes, it was concluded that in case of semi-killed steel, no small care must be paid not only to the degree of deoxidation, but also to H% in molten steel, inasmuch as that the stronger the degree of deoxidation becomes, the more the CO% in the composition of gas will get decreased, and when the deoxidation is raised so much that almost no blow-holes will come about, the gas composition will be CO: about 30%, H₂: about 60%, N₂: about 10%.

* 昭和 30 年 10 月および昭和 31 年 4 月本会講演大会にて発表

** 八幡製鉄株式会社八幡製鉄所

I. 結 言

セミキルド鋼は圧延歩留りがきわめて良好で、しかもかなりの均質さを有するので、大量生産用鋼として最近漸次その重要性を増してきているが、適当な脱酸度の範囲が狭く、脱酸作業がむづかしいという欠点がある。すなわち脱酸が弱過ぎると鋼塊の肌近くに多数の表面気泡が発生し、これが鋼片の表面欠陥の原因となつて、その手入れの必要を増加させ、また反対に脱酸が強過ぎると鋼塊のパイプがはなはだしくなつて、分塊歩留りを低下させ勝ちである。

セミキルド鋼については Tenenbaum の研究¹⁾その他若干の研究結果が報告されているとはいえ、決して充分とはいえ、その使用範囲が広がるにつれて益々知識の不足が感ぜられるので、二、三の問題点について研究し、製造上の参考にすると共に、応用分野の確立に資せんとした。

本報はその研究結果の一部で、セミキルド鋼の脱酸度と鋼塊の気泡状況との関係について検討を加えたものである。

前述のごとく、鋼塊のパイプ発生をある程度以下に抑えるには、ある程度の気泡を発生せしめることが必要であるが、鋼塊の気泡はその状況如何では鋼片の表面欠陥

の原因となるので、脱酸度と気泡状況との関係を把握しておくことは、セミキルド鋼製造上の一つの要点である。しかし乍ら気泡の発生に関しては、鑄型内の熔鋼の静圧が重大な役割を演ずるので、著者は実用鋼塊を対象として、かなり広範囲に脱酸度を変化せしめて実験を行った。

II. 実験の範囲および経過

60 t 塩基性平炉で熔製された C: 0.16~0.25%, Mn: 0.34~0.54% の鋼に対し、取鍋における脱酸度を Table 1 に示したように種々変化せしめ、これを底面 610 mm×610 mm, 高さ 2,200 mm の下広角型に上注し、注入順でほぼ真中の指定した試験鋼塊のみは特に鑄型において脱酸剤を全然用いず、広範囲に脱酸度の異なる多数の試験鋼塊を作り、他の鋼塊には注入終了直前に鑄型内に適宜ショット Al を投入して脱酸の調整を行なつた。

注入速度、温度、鑄型温度、鑄型使用回数および塗料等は特に試験鋼塊については極力一定となるようにつとめたが Table 1 に示した程度の変動は免れなかつた。また気泡発生には脱酸度のみならず、H%やN%も関係するがこれ等には特別の調整手段は講じていない。N%は本試験熔解では分析されていないが、実績から見てほ

Table 1. Ladle analysis, degree of deoxidation and timing conditions of ingots tested.

No. of Sample	Ladle analysis					Deoxidation				Test ingot				
	C%	Mn%	Si%	O%	H%	Furnace Fe-Mn kg	Added in ladle %			Pouring rate mm/sec	Pouring temp, °C	Mold temp °C	Age of mold	Mold dressing
1	0.18	0.43	0.046	0.021	0.00074	300	0.27	0.070	0	31.2	1555	80	12	Seikō-zai
2	18	39	054	24	55	300	27	100	0	23.8	1531	80	10	"
3	16	47	100	18	66	300	29	134	0	24.0	1574	30	11	"
4	19	47	112	16	38	300	27	152	0	25.7	1566	45	13	"
5	19	54	148	13	44	300	27	182	0	22.7	1561	50	15	"
6	19	43	144	14	39	300	21	198	0	18.3	1567	35	6	"
7	19	53	086	16	43	480	24*	093	0	17.7	1575	50	24	"
8	20	43	070	26	51	380	24*	121	0	18.7	1581	65	18	"
9	24	43	112	18	48	380	23*	138	0	19.7	1555	140	20	"
10	18	48	118	18	37	380	21*	157	0	19.2	1575	50	27	"
11	18	48	139	13	55	380	23*	202	0	18.3	1568	30	24	"
12	20	41	062	22	33	200	23	088	0	23.3	1548	160	3	"
13	25	45	120	12	34	200	25	149	0	17.9	1545	120	9	"
14	22	38	078	20	30	200	19	112	0	17.9	1545	100	12	"
15	16	39	037	24		350	24†	067	0.0074	26.2	1559	50	29	"
16	25	42	048	19		380	24†	067	0148	17.2	1564	50	27	"
17	16	39	048	25		380	23†	062	0204	21.6	1568	70	28	"
18	17	42	050	19		380	24†	066	0294	21.6	1578	50	82	"
19	17	40	047	21		380	23†	063	0352	26.0	1574	90	12	"
20	19	34	086	17		200	18	119	0026		1555	125	3	"
21	24	35	084	16		200	16	126	0056		1541	100	4	"
22	16	39	087	19		200	19	127	0113	18.4	1540	90	12	"
23	20	54	084	15		500	28	107	0111	18.8	1585	70		"
24	20	49	091	15		150†	32	115	0070	17.3	1570	45	26	tar
25	20	41	110	17		300	22	157	0044	18.9	1554	130	16	Seikō-zai
26	22	36	115	15		300	21	147	0068	21.1	1546	50	19	"
27	21	54	100	18		500	15	114	0159	20.6	1570	100		"
28	19	48	104	16		150†	35	125	0076		1560	70	25	tar
29	21	52	106	13		150†	39	121	0074	13.9	1555	65	27	"

* Si-Mn used partially, † Si-Mn used

んど 0.004% 附近でほぼ一定であり、H%は Table 1 に示したように 0.0003~0.0007% にわたっている。

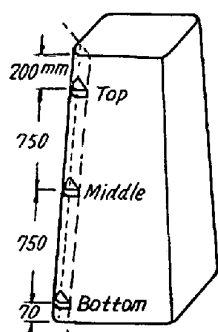


Fig. 1. Corner sample.

これ等の試験鋼塊は Fig. 1 に示したように一隅を縦断してコーナーサンプルをとり、このサンプルの各部を横断、あるいは縦断して気泡の発生状況を調査し、脱酸度との関係を検討した。

III. 実験結果および考察

(1) 気泡状況の概略

試験鋼塊は鋳型内で脱酸の調整を行っていないので、一般に Fig. 2 に示したように、上部には長目の管状気泡が下部には比較的小さな表面気泡が発生している。その中間では、一旦小さな表面気泡が出現し、さらにその奥に管状気泡が発生しているが、その実状は同図に例示したコーナーサンプルの一部の縦断面の写真に明らかである。

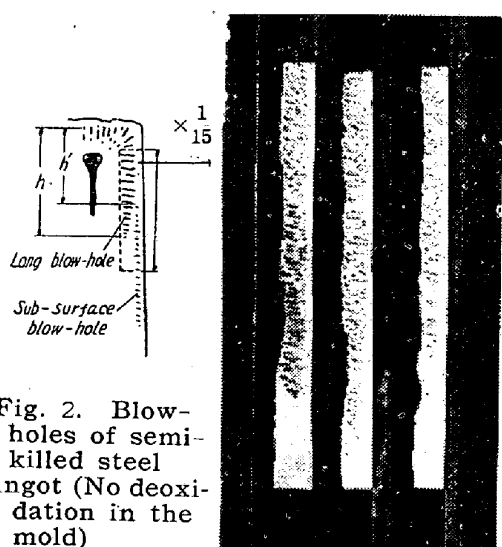


Fig. 2. Blow-holes of semi-killed steel ingot (No deoxidation in the mold)

勿論脱酸度の強い程これ等の気泡は少く、弱い程多く発生しているが、その若干の例を Fig. 3 に示した。Fig. 3 は鋼塊の中央高さのコーナーサンプルの横断面であつて、脱酸度の強くなる程表面気泡が減少することや、脱酸度の弱いものでは中央高さにまでも管状気泡が発生していること等が明らかである。

(2) 管状気泡の発生範囲

上部に出現する長目の気泡は Fig. 2 の写真に明らかのように、リムド鋼塊の一次気泡にその形状が類似しており、これを便宜上“管状気泡”と呼んで、下部に全面

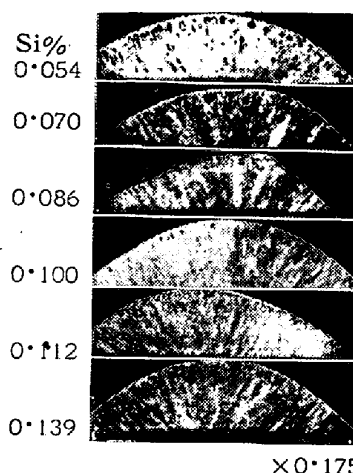


Fig. 3. Mid-height corner samples of ingots (deoxidized with Si only)

的に出現し勝ちの細い表面気泡と区別したが、この管状気泡の発生範囲が脱酸度の弱い場合程下方迄拡がることは周知のところである。

この発生範囲 (Fig. 2 の h) をコーナーサンプルの縦断面について調査した結果は Fig. 4 に示したごとく、脱酸度との明確な関係が認められる。Fig. 4 では脱酸度の表示として、Al を全然用いていない場合には Si% を、Al を併用した場合には同程度の Si% 別に Al 投入量を用いている。後者の場合に Al% を用いなかつたのは Al 投入量がきわめて僅かであつて Al% が分析の誤差範囲に入つて終う場合が多いからである。

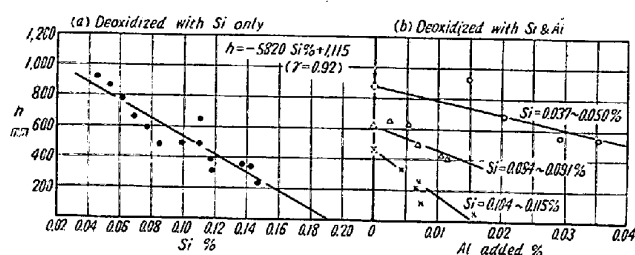


Fig. 4. Relation between “h” in Fig. 2 and the degree of deoxidation.

脱酸度の表示として、O%やC%×O%等を用いればさらに一般的な関係が求められる筈であるが、Si のみを脱酸剤として用いた場合の Si% と O% との関係は Fig. 5 のごとくである。Fig. 5 には参考として脱酸をほとんど行っていない C: 0.15~0.23% のリムド鋼²⁾の O% の実例をも示し、また Hilty Crafts³⁾の示した Mn 0.50% の場合の 1550°C における Si% と O% との関係を同時に示した。理論的に考えれば、両者は双曲線的関係を示すべきであるが、実際にはほとんど直線関係を示している。また C%×O% と管状気泡発生範囲との関係は Fig. 6 に示したごとく、可成りバラツキが

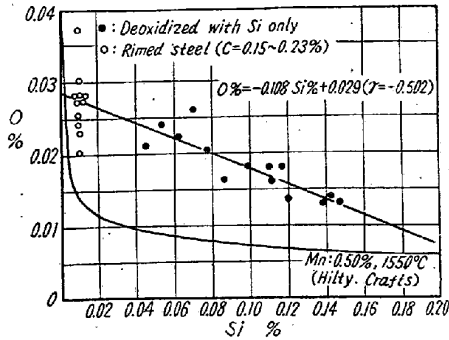


Fig. 5. Relation between Si% and O%.

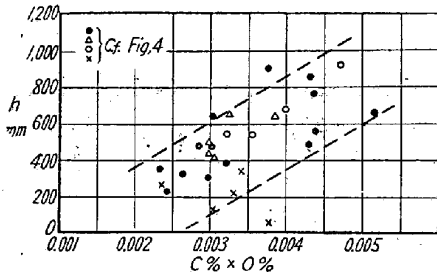


Fig. 6. Relation between "h" Fig. 2 and C% x O%.

大きい。Siのみを脱酸に用いた場合すなわち図中の●印のみについて見れば、幾分そのバラツキは少いとは云え、なお Fig. 4 の場合よりも相関関係が弱いようである。

この原因としては、試料採取法をも含めたO%の分析値の誤差も考えられるであろうが、このO%は取鋼分析値のΣO%であつて、必ずしも気泡発生に有効なO%のみとは云えず、気泡発生が問題となる凝固温度まで温度が降下すれば、脱酸剤の脱酸力はさらに強くなり、しかもその程度はAlとSiとでは異なることにも問題があると考えられる。したがつてここでは脱酸度の表示に一応主としてSi%とAl投入%とを併用することにした。

(3) 気泡の発生

気泡が発生するためには少くも次の条件が満足される必要がある。

$$P_{CO} + P_{H_2} + P_{N_2} \geq 1 + \alpha + 9 \cdot 87 \times 10^{-7} \frac{2\gamma}{R} \dots (1)$$

P_{CO}, P_{H_2}, P_{N_2} : 各ガスの凝固時の発生圧 (atm)

α : 熔鋼の静圧 (atm)

γ : 表面張力 (dyne/cm)

R : 気泡半径 (cm)

(1) 式の最後の項は表面張力による気泡内外の圧力差を atm に換算したものである。 γ の値として

$$\gamma = 1,600 - 100 \times \%C^2$$

を用いれば、 $R > 0.05$ の時は (1) 式の最後の項は大略 0.06 以下となり、ほとんど省略して差支えないである

う。気泡はデンドライト間にできることを考えれば、熔鋼との接触面の曲率は同一容積の球形の気泡に比べて大きくなるから、さらに小さな気泡を考えても、これを省略してよいであろう。

しかし乍ら気泡が発生するや否やはまた一寸別の問題である。すなわち先ずその核の発生について検討しなくてはならない。 H_2 はきわめて析出し易いので、普通の鋼に含まれている位の H_2 があれば、気泡核の発生頻度は十分に大きいと考えられる⁵⁾。 H_2 によつて気泡核ができれば、これに他のガスが析出してある程度の大きにまではなり得るであらう。その大きと、(1) 式の末尾の項を省略しても差支へない程度の大きとの比較の点で、多少論理が飛躍するようであるが、普通の場合には先ず

$$P_{CO} + P_{H_2} + P_{N_2} \geq 1 + \alpha \dots (2)$$

の場合に気泡が発生すると考えてよいであろう。この凝固時のガス発生圧は、その大きを管状気泡発生範囲から求め得る。

前述のごとく N% はほとんど 0.004% 附近でほぼ一定であり、また H% は $0.0003 \sim 0.0007\%$ にわたつているとはいへ、Fig. 4 に示されているようにガス発生圧はほとんど脱酸度によつて支配されている。

$$P_{H_2} + P_{N_2} = K \text{ (const.)}$$

$$P_{CO} = k[C][O] \text{ (k: const.) とすれば}$$

$C = 0.20\%$ であり、また Fig. 5 より

$$O\% = -0.108 Si\% + 0.029 \dots (3)$$

$$\therefore P_{CO} = k \times 0.20 (0.029 - 0.108 Si\%) = k(0.0058 - 0.0216 Si\%)$$

$$\text{したがつて } -0.0216 k Si\% + 0.0058 k + K = 1 + \alpha \dots (4)$$

また Fig. 4 より

$$h = -5820 Si\% + 1.115 \dots (5)$$

熔鋼の比重を 7.0^0 とすれば

$$\alpha = \frac{h \times 7.0}{760 \times 13.6} = 0.00068 h = -3.94 Si\% + 0.75 \dots (6)$$

$$(4), (6) \text{ より } k = 182; K = 0.70 \dots (7)$$

したがつて今の場合 $P_{H_2} + P_{N_2} = 0.70$ (atm) と推察される*。

一方 H_2, N_2 の凝固時の発生圧はそれぞれ

$$P_{H_2} = \left(\frac{H\%}{K_N^0} \right)^2; P_{N_2} = \left(\frac{N\%}{K_N^0} \right)^2 \dots (8)$$

* Fig. 6 の h と $C\% \times O\%$ との関係を用いてもほとんど同じ結果が得られる。

但し K_H^{δ} , K_N^{δ} : δ Fe 中の H, N の溶解度

$$K_H^{\delta} = 0.000637, K_N^{\delta} = 0.013^{(9)}$$

$$N\% = 0.004, H\% = 0.0005 (\text{平均})$$

$$P_{H_2} = 0.62 \text{ atm}, P_{N_2} = 0.10 \text{ atm}$$

すなわち $P_{H_2} + P_{N_2} = 0.72 \text{ atm}$ となり、上述の Fig. 4, 5 より間接に求められた値 0.70 atm に近い。

また上述の検討結果から発生ガス組成は脱酸度が強くなると共に CO% が減少することが明らかで、ほとんど気泡を発生しない程度の脱酸度では、ガス組成は

$$CO: \text{約 } 30\%, H_2: \text{約 } 60\%, N_2: \text{約 } 10\%$$

となると推察される。著者はかつてリムド鋼に関する実験で、成分を種々変化せしめ、凝固時のガス発生量が減少するにつれてその発生ガス中の $(CO + CO_2)\%$ (CO_2 は僅少) が減少することを認め、セミキルド鋼の気泡には CO が相当に減少し、 H_2 (および N_2) が多くなるであろうと述べた⁽⁹⁾。その実験結果を示せば Fig. 7 のごとくであり、ほとんどガスを発生しない位に脱酸された場合には、ガス中の CO は矢張り約 30% 位になると推察される。

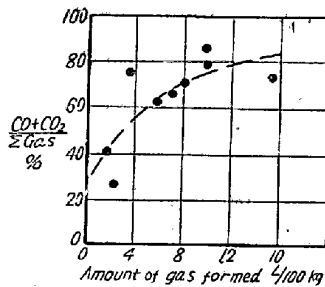


Fig. 7. Relation between the amount of gas formed and their composition.

さらにガス組成の H% と N% との比が、上述のごとく大体 6:1 位になるとしたことは、リムド鋼についての発生ガス組成の多くの測定例⁽¹⁰⁾⁽¹¹⁾から考えても大略妥当ではないかと思われる。

これ等はいずれも上述の検討結果の妥当性を裏付けるものであるが、既知の諸平衡恒数から考えると、本実験の C%, O% および Si% 等に対して、CO の発生圧が小さすぎるようにも思われる。しかし前述のごとく、この O% は取鍋分析値の $\Sigma O\%$ であり、しかも凝固温度までの温度降下による Si の脱酸力の強化を考えれば、気泡発生に有効な O% は、この分析値よりも遙に小さくなるためではないかと考えられる。Mn 共存の場合のこのような温度における脱酸平衡値あるいは固相への O_2 の溶解度等、CO の発生圧を計算するに至る data が無いので、これをチェックすることはむづかしいよう

である。

なお脱酸度が強くなると、気泡発生に関して H_2 の演ずる役割が可成り大きくなることになるが、今脱酸に Si のみを用いたものにつき、前述のごとく Si% から求められる P_{CO} と P_{N_2} ($N\%$ はほとんど一定であるゆえ、一定と考え 0.1 atm とす。) とを実測の管状気泡発生範囲から求めた全ガス発生圧から差引けばおのおの場合の P_{H_2} が求められる。それを H% に対してプロットすれば Fig. 8 のごとくなる。同図には (8) 式で計算した P_{H_2} を共に示したが、H% の影響の大略をうかがうことがきであるであろう。バラツキが可成り大きいのは、試料採取法をも含めた H% の分析上の問題が一つの原因として考えられるであろう。湿度の高い夏季には乾燥した冬季に比べて、熔鋼中の H% が増加することは一般に認められている所であるが、セミキルド鋼の場合同様な気泡状況を得るためには、それだけ脱酸度を強める必要のあることも明らかである。

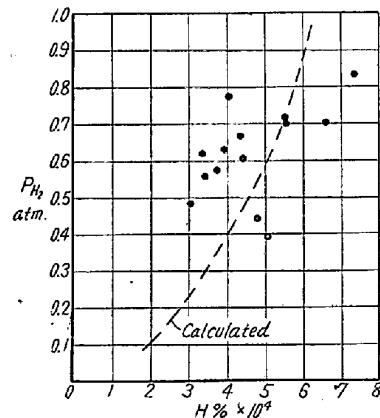


Fig. 8. Relation between H% and P_{H_2} .

(4) 管状気泡の調節

管状気泡の肌からの距離は表面気泡の場合と同様で、これについては次に述べるが、その長さは頭部が凝固する時期によつて定る。すなわち頭部は凝固殻が張ると、気泡発生のために内圧が高まり、それがガス発生圧以上になれば管状気泡の成長は止るわけである。管状気泡は可成りの長さになるのが普通であるから、若し、これが露出すれば、鋼片に深い表面欠陥を生じ、簡単な手入れでは救済できない程度になるゆえ、肌近くに管状気泡が発生することは防止せねばならない。しかし乍ら管状気泡が全然出現しなくなる程脱酸度を強くすれば、パイプが大きくなり、セミキルド鋼の意義が薄くなるし、また多少の管状気泡の出現は表面欠陥として問題にならない。

すなわち管状気泡は Fig. 2 に示したように下方のものは肌からの距離が可成りある。これは凝固の初めには

その発生を抑制されていたものが凝固偏析によつてガス発生圧が高まり、気泡が発生したものと考えられる。このような管状気泡は当然脱酸度の強い程、肌から遠くになると考えられ、本実験の試料によつてもそれは認められる所であるが、これは表面欠陥の原因とはならない。したがつて Fig. 2 の h' の発生のみを防止すればよいことになる。この h' をコーナーサンプル縦断面によつて求めれば Fig. 9 のごとくであり、 $Si=0.16\%$ でほとんど0になる。勿論 Al を併用すればさらに少い Si% でよい。しかしこの h' も全然発生しなくなる程脱酸を強くする必要もない。頭部の若干は分塊圧延後の crop end に入るのであるから、この部分には h' のような比較的肌に近い管状気泡が発生していても差支へないわけである。この点については後報にて表面欠陥の原因として問題になる気泡位置を検討した上で考察する予定である。

また後報にて述べるごとく、管状気泡の発生状況は、鋳型内におけるショット Al の使用によつて可成り調節できるので必ずしも取鍋脱酸度のみにかかわる必要もない。

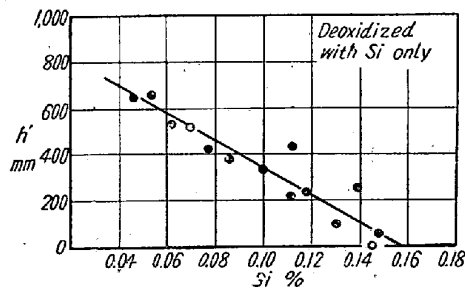


Fig. 9. Relation between h' in Fig. 2 and the degree of deoxidation.

(5) 表面気泡

前述のごとく、こゝでは表面附近の細い気泡のみを表面気泡と称して、上部に出現し勝ちの長目の管状気泡と區別したが、鋼塊の中央高さのコーナーサンプルの横断面について表面気泡数を調査し、辺長 1cm 当りの気泡

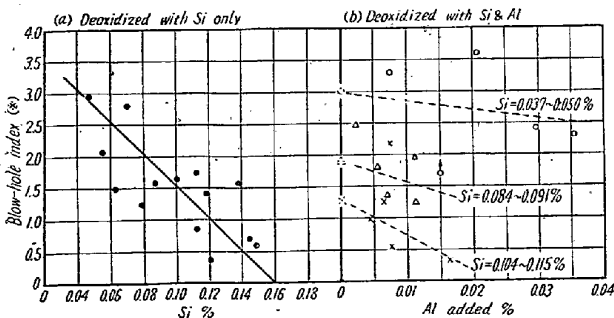


Fig. 10. Relation between number of blow-holes and the degree of deoxidation (* Number per unit length)

数を気泡指数とし、脱酸度との関係を見ると Fig. 10のごとく、バラツキは大きいが脱酸度が強くなる程気泡数が少くなることが認められる。表面気泡の発生には表面の局所的な反応の関与する面が大きく、脱酸度以外の因子が可成り影響をあたえるので、このようにバラツキが大きくなつていゝものであろう。特に脱酸に Al を併用した場合の方がバラツキが大きいようである。

しかし乍ら脱酸に Si のみを用いたものでは、そのバラツキは比較的小さく、同図より推察して、 $Si=0.16\%$ で表面気泡が出現しなくなると推察されるが、表面気泡が出現しなくなる状態では、表面気泡と同様に肌に近い管状気泡すなわち Fig. 2 の h' の出現もない筈である。Fig. 9 によれば矢張り $Si=0.16\%$ で $h'=0$ となり、よく一致している。

Tenenbaum¹⁾ の実験では、本実験と大体同様の C% のセミキルド鋼の場合、 $O=0.016\%$ では若干表面気泡が発生しているが、 $O=0.011\%$ では全然気泡が発生していないことから、その critical value を $O=0.015\%$ と推定している。本実験の場合の上述の $Si=0.16\%$ は Fig. 5 によれば $O=0.012\%$ に相当する。この必要脱酸度の相異の一因として、大気中の湿度の相違による熔鋼の H% の相異といふことも考えられぬことはないが比較すべき data はない。しかし Tenenbaum が $O=0.015\%$ と推定した基礎の数字を見れば、この差は問題とするに足りないであらう。

表面気泡の大きさを定量的に表示するのは可成り困難であるが、脱酸度の強い場合程小さくなることは Fig. 3 からうかがえる。中央高さのコーナーサンプルにより、その平均長さを求めると Fig. 11 のごとく、脱酸度の強い程短くなることが認められる。この平均長さは表面気泡長さを 2mm 以下、2~4mm、4~6mm、6~8mm の群に分けて各群の気泡長さをそれぞれ 1mm、3mm、5mm、7mm で代表せしめて平均値を求めたものである。表面気泡が出現しなくなる $Si=0.16\%$ で、その長

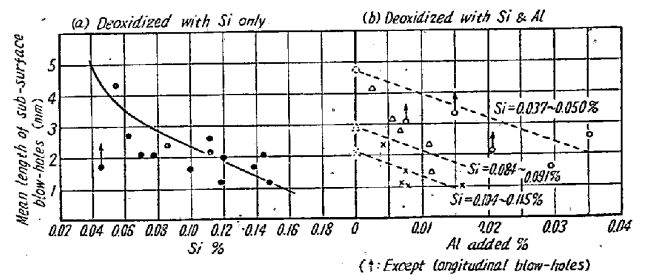


Fig. 11. Relation between length of sub-surface blow-holes of mid-height corner samples and the degree of deoxidation. (* Except longitudinal blow-holes)

さが0とならず1mm附近になつているのはこのためである。本図では $Si < 0.05\%$ のものは管状気泡が発生している。(図中の矢印はこの管状気泡を共に考えれば、気泡長さはさらに長くなるべきであることを示したものである。) 脱酸度が弱くなれば勿論この表面気泡は管状気泡となるからその長さは遙に長くなることになる。

表面気泡の数も Fig. 10 によれば脱酸度が弱くなると多くなるが、その太さも太くなることを考えれば数には限度があることになる。

肌から表面気泡の距離は Fig. 12 に示したように、脱酸度の強くなる程近くなる。この平均距離も肌から2mm, 2~4mm, 4~6mm, 6~8mm 等の群に分けてそれぞれの群を1mm, 3mm, 5mm, 7mm で代表させて平均値を求めたものであるから、表面気泡がほとんど消失する $Si = 0.16\%$ では約1mmに近くなつている。

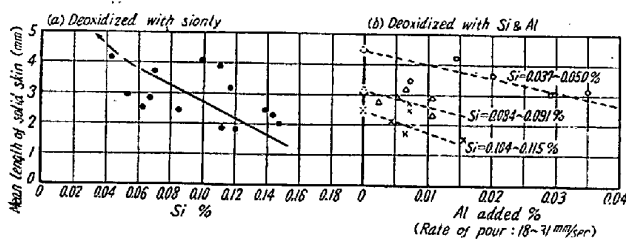


Fig. 12. Relation between the mean length of solid skin of mid-height corner samples and the degree of deoxidation.

脱酸度が強いと気泡は短く、肌に近くなるということは Wogin, Goodall¹²⁾ の実験でも示されており、また Tenenbaum¹⁾ も脱酸度を強めると気泡が肌に近くなると述べているが、この表面気泡と肌の距離や、気泡の長さは、その発生機構から考えて、脱酸度の他に注入速度によつても大いに影響される所で、この点については後報の予定である。Fig. 12 のバラツキも、Table 1 に示したように注入速度が必ずしも一定ではないということにもよるものと思われる。

脱酸度が弱いと気泡は肌から遠くなると共にその長さも増し、管状気泡となるわけであるが、リムド鋼においては本実験程度の注入速度の場合には、肌から気泡までの距離は大略 9~13mm 位と考えられる¹³⁾。したがつて $Si < 0.04\%$ ではこの距離は急激に大きくなるものと思われる。この距離如何は表面気泡が鋼片の表面欠陥の

原因となるや否やの問題に関し、きわめて重要であるがそれについては後報の予定である。

IV. 結 言

4t級の實用鋼塊を実験対象とし、脱酸度を広く変化せしめた多数のセミキルド試験鋼塊を熔製し、それ等の鋼塊の一隅より試料を採取して、その気泡状況を種々の方向から調査して、脱酸度と気泡の数、大きさ、位置、発生範囲等との関係を明確にした。

また気泡の発生について考察を加え、実験結果から気泡発生に関して演ずる CO , H_2 , N_2 等の役割を定量的に明確にし、セミキルド鋼においては気泡調節のために脱酸度の他に、熔鋼の $H\%$ に対する考慮も可成り重要であることを示した。

なお本研究は以下統報の予定の研究と共に、当所遠藤前技研所長、武田前製鋼部長の御指導と、製鋼部相原課長および鋼片課関係諸氏の絶大な御援助のもとに行われたもので、実験は第三製鋼課木下孝之、清水正晴両氏、および製鋼研究課今井純一、小田原幸夫その他の諸氏の協力によつて行われた。

文 献

- 1) M. Tenenbaum: Trans. A.I.M.E., 176 (1948) 108
- 2) 八幡製鉄所製鋼部資料による。
- 3) D. C. Hilty, W. Crafts: Jnl. of Met., Feb. (1950) 434
- 4) P. Kozakevitch & Others: Compt. rendus. Acad. Sci. Paris, (1953) 2064
- 5) 堀川映二他: 鉄と鋼, 39 (1953) 8, 798
- 6) 鉄鋼便覧
- 7) H. Schenck: Phys. Chem. Eisenhüttenproz. I Bd., 155
- 8) A. Sieverts, G. Zapf: Zeitsch. Phys. Chem., A-172 (1935) 314
- 9) 加藤健他: 製鉄研究 No. 200 (1952) 140
- 10) 下川義雄他: 鉄と鋼37 (1951) 11, 5
- 11) 石原重利: 製鉄研究 No. 198 (1952) 10
- 12) R. Wogin, A. Goodall: Jnl. I. & St. Inst. 171 (1952) 154
- 13) 小平勇: 八幡製鉄所, 技研研報, XVII-1 (1937)