

いる変えたが、坩堝底部からの実際の凝固速度は正確にはわからない。しかしこの速度は降下速度に大体近いものと考えられる。

(2) 成分偏析

(1) 項の 7 種類の鋼塊の残り半分鋼塊試料の中心部および、外周部の縦方向の成分分布状況は Fig. 3 に示すとおりである。C はいずれの降下速度においても、鋼塊頭部にゆくにしたがって高くなつており、Si, Mn, Cr は大体一様に分布している。また P は降下速度 6.4mm/mn 以上では均一分布となつてはいるが、2.8mm/mn 以下では頭部に濃縮層が生じている。S は 8.1mm/mn 以上では偏析はないが、6.4mm/mn 以下で頭部に偏析層が存在している。このように P あるいは S のごとき元素は降下速度が 2.8mm/mn, あるいは 6.4mm/mn 以下になると偏析の発生することが知られる。

IV. 総 括

(1) 鋼塊縦断面のマクロ組織によると、坩堝降下速度が 8.1mm/mn 以下では柱状晶は坩堝底面から生長し、12.3mm/mn 以上では坩堝側面から生長している。これら両者降下速度の間に柱状晶生長に対する凝固臨界速度が存在するようである。

(2) 成分偏析に関しては、C は坩堝降下速度 2.8~27.0mm/mn では、いずれも鋼塊頭部に近づくにしたがって高くなるような傾向を示し、P は降下速度 2.8mm/mn 以下で、また S は 6.4mm/mn 以下で偏析層が頭部に発生した。

を行なつたので、以下その概要について報告する。

II. 試 験 操 業

使用した装置は新設した試験取鍋および真空下における脱酸剤添加装置以外は全て前報²⁾で使用したものと同じである。作業要領については試験取鍋への鍋移しを行なうこと以外は特に変つた作業はないので省略し以下に主要作業データを示すに留める。

- a) 溶 製 炉 塩基性固定式 60 t 平炉
- b) 処理溶鋼 リムド鋼 (C 0.10~0.20%)
- c) 処理後目標鋼種 キルド鋼 (C 0.10~0.20, Si 0.15, Mn 0.30~0.60)
- d) 処 理 量 6.5 t/回
- e) 出 鋼 温 度 1680~1700°C
- f) 処理前温度 1550~1590°C
- g) 処理後温度 1500~1530°C
- h) 全温度降下 150~200°C
- i) 処理時間 10~14mn
- j) 最終真空 0.6~2.5mmHg
- k) 処理後添加脱酸剤量 Fe-Si 2kg/t, Al 0.15 kg/t
- l) 造 塊 法 大気中, 水張り, 上注ぎ
- m) 溶鋼ボイル高さ 200~500mm

III. 組成変化および脱酸剤の添加

(1) 組成変化

[C], [Mn] は Fig. 1 に示すように真空処理により若干減少する。然し [P], [S] などは全く変化しない。

(2) 脱酸剤の添加

Fe-Si, Al は真空処理末期溶鋼のボイルが完全に衰える前に同時に添加した。脱酸剤添加と同時にボイルは急速に収まるがなお溶鋼の動揺は続きその結果 [Si] はほぼ均一に分布される。Fe-Si の歩留りは 100% である。Sol. Al もほぼ均一に分布されるが通常みられる程度のバラツキは避けられない。然し Sol. Al の歩留りは極めて良く、Fig. 2 に示すように従来の 15~20% という値に対し 40~85% と著しく向上する。なおこの歩留りは図に示すように素鋼 C% と相関があるようである。

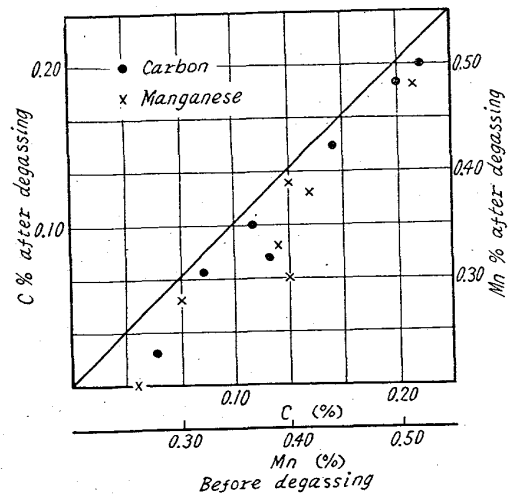


Fig. 1. Comparison of before and after degassing on carbon and manganese content.

669.141.241.4:669.046.517:669.046.2
 (93) 未脱酸鋼の取鍋脱ガス 554
 (溶鋼の真空処理に関する研究-I)
 日本鋼管川崎製鉄所 63093
 北村洋二・門間玄悟・櫻待吉雄
 技術研究所 463~465
 大滝 浩・○大久保益太・谷地一男

Ladle Degassing of Rimmed Steel.

(Study on the vacuum treatment of molten steel-I)

Yoji KITAMURA, Gengo MONMA,
 Yōshio SETTAI, Hiroshi ŌTAKI,
 Masuta ŌKUBO and Kazuo YACHI.

I. 結 言

酸素の除去を効果的にするために、未脱酸鋼の真空処理法が種々提案されている。しかしながらこれらの多くは装置や操作が複雑なため、脱ガス効果の他にコストの安いことが要求される量産鋼の真空処理法としては問題があり、この意味から、比較的単純な処理法である取鍋脱ガス法が注目される。未脱酸鋼の取鍋脱ガスは、西ドイツの一部や共産圏諸国では盛んに行なわれているようであるが、わが国においては、取鍋脱ガス法はキルド鋼処理に応用された例²⁾はみられるが、未脱酸鋼に適用された例はなく、従つて工業的に実施するにはなお作業性、効果など不明の点が多い。

当社では以上のような理由からこれらの点を解明するために、容量約 11 t の試験取鍋を製作して若干の試験

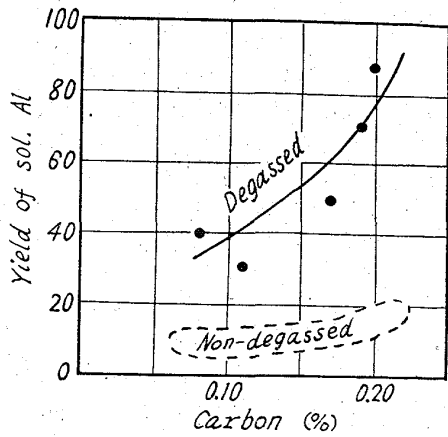


Fig. 2. Relation between carbon and soluble aluminium in ladle-degassed steel.

IV. 脱ガス効果

(1) 脱水素

脱水素効果は真空造塊法とほぼ同程度で、50~60%の水素が除去され 2.5~3cc/100g のものが得られる。

(2) 脱酸素

脱酸剤添加前試料の採取ができなかつたので真空処理のみによる脱酸素量については知ることができなかつたが、最終的に鋼片における全酸素量は 0.003~0.005%程度となり約 80~95% の酸素が除去される。従つて鋼中全酸化物も Fig. 3 に示すように通常鋼よりもかなり減少し、C 0.10% 附近ではやや高いが C 0.20% 附近では Dortmund の結果⁴⁾とほぼ等しい値が得られる。この結果は本試験が鍋移しを行なうという温度的に極めて悪い条件下で行なわれたことを考慮するとほぼ満足すべきものと考えられる。

(3) 清浄度および地疵

上述のように全酸化物は減少するが脱硫は起らないので、 $d_{100 \times 400}$ の値は通常鋼と大差ない。然し地疵については 120 ϕ 分塊鋼片について調査したところ Fig. 4 に示すように通常鋼に比し著るしく改善されることが認

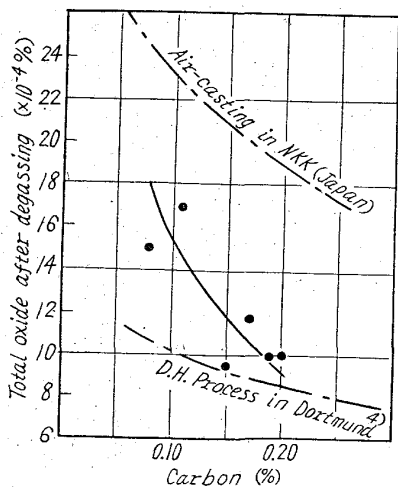


Fig. 3. Relation between carbon and total residual oxide in ladle-degassed steel.

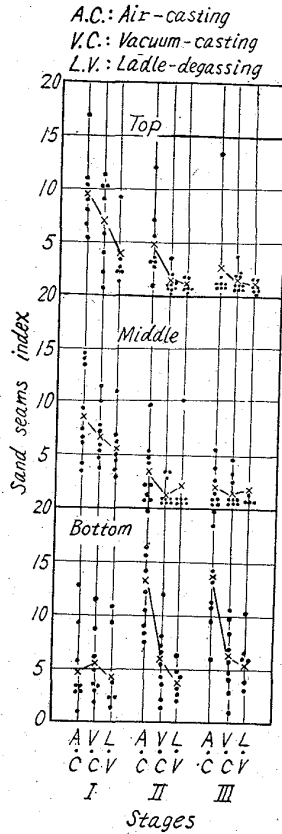


Fig. 4. Comparison of air-cast vacuum-cast and ladle-degassed, steels with respect to sand seams.

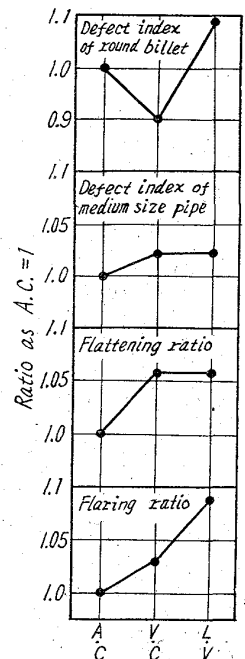


Fig. 5. Comparison of air-cast, vacuum-cast and ladle-degassed steels on defect index of round billets and medium size pipes, and flattening and flaring ratio.

められた。しかも改善の程度は図より明らかなように真空造塊鋼よりもやや著るしい。図の地疵指数は前報³⁾で述べた要領で算出したものである。

(4) 圧延成績および管材実用試験結果

真空造塊鋼では真空下における注入流散乱の影響により鋼片表面性状が悪化して鋼片検査成績が悪化することがあるが、取鍋脱ガス鋼では大気圧下で造塊されるので鋼片表面性状は良好で鋼片検査成績は寧ろ通常鋼より良くなる。製管成績も真空造塊鋼とは同程度であるが、内面不良減少の結果若干向上する。この他管材における特性値である押揚げ率、扁平などについても調査したが、何れも通常鋼に比し向上することが認められた。Fig. 5 はこれらの状説を通常鋼に対する比率として一括表示したものである。

V. 結 言

本試験は前述したように鍋移しを行なうなどという熱的に不利な条件下で行なつたものであるが、それにも拘わらず操業は順調に行なわれて水素、酸素は十分除去され、その結果脱酸剤の歩留りは向上し種々の鋼質も改善されることが判明した。試験容量が小さいために静圧の影響が比較的少ないなどという問題も残されてはいるが一応以上の結果未脱酸鋼の真空処理法として取鍋脱ガス法は極めて満足すべきものであることが結論される。

文 献

- 1) WOLFGONG KÜNSTSCHER: Neue Hütte (1960)

Juli, s. 383~398.

- 2) 川西, 森: 鉄と鋼, 47 (1961) 10, p. 1384
- 3) 北村, 他: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1338
- 4) HELMUT KNÜPPEL et alie: Stahl u. Eisen, 82 (1962) 10, S. 604~612

669,187,251,7-982

(94) 消耗電極式真空アーク溶解における組成変化について

日立金属工業安来工場 63094
 鈴木禎一・伊達山静男・○工藤武司

Change in Compositions on Consumable-Electrode Vacuum Arc Melting. 465~468
 Teiichi SUZUMOTO, Shizuo DATEYAMA and Takeshi KUDŌ.

I. 緒言

真空アーク溶解によつて溶解材中の高蒸気圧成分が蒸発減少する。したがつて目標組成の鋼塊をうるには真空アーク溶解における組成変化を把握し、これを考慮して真空溶解に供する電極材を調製する必要がある。真空アーク溶解による組成変化を知るため 1t 消耗電極式真空アーク炉により各種特殊鋼、耐熱合金を溶解して溶解前後の組成を比較するとともに蒸着物の組成を検討した。

II. 実験方法

使用した真空アーク炉は日本真空技術KK製 1t 消耗電極式真空アーク炉であり、本溶解には 305mm φ 2100 mm ml の電極材を用いた。溶解電流は 8000 A、溶解電圧は 25~30 V (アーク長さが 25~30 mm となるような各鋼種の適当電圧) で溶解速度は 4.5~6.0 kg/mn、真空度はタンク部で 0.7~10 μHg である。

分析試料は電極材では鍛造時の取鍋試料および溶解残材から、真空溶解鋼塊では表面から 8mm 以上の位置または鍛造過程にて採取した。予備実験として真空アーク溶解鋼塊を縦断し、縦断面から 50 個の試料を採取して鋼塊の成分分布を調査した結果、C 0.225%, σ = 0.0097, Si 0.384%, σ = 0.0082%, Mn 0.327%, σ = 0.0179%, Ni 0.217%, σ = 0.0079%, Cr 11.83%, σ = 0.106%, Cu 0.064%, σ = 0.0138%, As = 0.0185%, σ = 0.0029%, Sn 0.0189%, σ = 0.0016% となりいずれも分析誤差以上のバラツキは認められなかつた。また表面部では Mn が富化されているが 6mm 以上では中心部と変りないことが判明した。

合金元素の蒸発を知るため真空アーク溶解における鋳型壁蒸着物を分析した。試料は溶解終了後鋼塊上表面より 150mm の位置から溶鋼スプラッシュなどの含まないものを採取した。

III. 結果および考察

(1) 真空アーク溶解前後の比較

各鋼種の真空アーク溶解前後の分析値を Table 1 に、Ni 基および Co 系耐熱合金の例を Table 2 に示した。組成変化率 (K = V/A) を求めると Mn については鋼種による差異が大きいがその他の元素についてはほぼ同

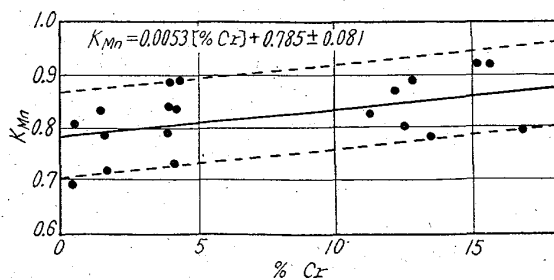


Fig. 1. Relation between K_{Mn} and chromium content of the electrode.

一でありこれらを平均して示してある。Table 1 から S, Cu は約 93%, 96% に各々減少し、また V も多少減少の傾向をもつことが判る。C はわづかに減少の傾向を示しているが明確ではない。P については含有量が低いため変化率は 1 以下であるが実際には変化ないと思われる。その他 Si, Ni, Cr, W, Mo は変化していない。Mn の変化率 (K_{Mn}) について他成分の影響を調査した結果 Fig. 1 のごとく Cr との相関があり Cr 含有量が大なる場合には Mn の減少率が低下することが判明した。この理由は未だ明らかではないが Cr による Mn の活量低下も考えられる。本実験の Cr 含有範囲では K_{Mn} と Cr 含有量との関係は次式で表しうる。

$$K_{Mn} = 0.0053[\%Cr] + 0.785 \pm 0.081 \dots (1)$$

また Table 2 より Fe 基以外の合金では Mn の減少率が極度に低下している。これは溶融 Ni および Co 中では Mn の活量が大きく低下しているためであろう。

(2) 蒸着物分析結果

Table 3 に蒸着物分析結果を溶解材の組成と対比して示した。蒸着物中には Mn, S, Cu が大きく富化されておりまた C, Sn, As も多少富化されている。すなわち真空アーク溶解によりこれらの成分が蒸発していることが判る。真空溶解における合金元素 B の蒸発速度 W は Langmuir の式から次式のごとく表わせる。

$$W = K \cdot \sqrt{\frac{M_B}{2\pi RT}} \cdot A \cdot P_B^{\gamma_B} \cdot N_B \dots (2)$$

ここに M_B は B 元素の原子量, A は蒸発面積, $P_B^{\gamma_B}$ は B 元素の純粋状態での蒸気圧, γ_B は活量係数, N_B は B 成分のモル分率である。いま Fe-B 2 元素系を考え、真空溶解前に Fe が a(g), B が b(g) あつたとし、これが真空溶解によつて各々 x, y(g) 蒸発したとすると次式が誘導される。

$$(1-y/b) = (1-x/a)^{\alpha} \dots (3)$$

$$\alpha = \sqrt{\frac{M_{Fe}}{M_B}} \cdot \frac{\gamma_B P_B^{\gamma_B}}{\gamma_{Fe} P_{Fe}^{\gamma_{Fe}}} \dots (4)$$

すなわち α を知ることにより組成変化が判り $\alpha = 1$ では不変, $\alpha > 1$ では B 成分が減少, $\alpha < 1$ ならば B 成分が増大する。Table 3 の蒸着物組成は溶解材によつてバラツキが大きくこれらを定量的に取扱うことは無理であるが、平均的値を用い、他成分の影響を無視し、また総蒸発量を 4kg, Fe 蒸発量を 2kg と仮定して α を求めた結果を Table 4 に示した。ここで求めた α 値は上述のごとくきわめて粗雑なものであるが M. OLETTE の実測値および筆者らの計算値に比較的近い値を示しており蒸発程度を推定することができる。