

抄 録

— 製 鉄 —

第1高炉の最近の操業

(Chiyoji SAKAI: Blast Furn. & Steel Plant, 52 (1964) 3, p. 244~249)

近年、製鉄技術は著しく進歩し、装入物の予備処理、自溶性焼結鉄の採用、燃料の吹込などによりコークス比の大巾な低下が得られている。大阪製鋼では自溶性焼結鉄の採用の他、酸素富化送風、水蒸気添加、燃料の炉内吹込などの新技術を採用している。

酸素富化用には4"配管があつて、 1.5 kg/cm^2 で熱風主管に酸素を供給し、酸素量制御は主管内流量により行なう。酸素富化により熱風温度高温化が可能になり、従来の 900°C が $1000^\circ\text{C} \sim 1020^\circ\text{C}$ に達し、コークス比の低下が可能となつた。酸素富化により、炉頂ガス組成 CO/CO_2 比、温度などが変化する。羽口前理論燃焼温度が酸素富化により高くなり、通常約 2200°C のものが、4%酸素富化により 2500°C に達し、水蒸気添加などで温度調整を行なう必要がある。熱精算を行なうと(1)酸素富化により入熱量が増加し、(2)羽口前温度を同一に保つ為に4%酸素富化に対し 40 gr/m^3 の水分添加が必要で、この解離熱は出熱の約10%に相当すること、(3)コークス比は $3.5 \text{ kg}/\% \text{ O}_2$ 低下(コークス発熱量 2100 kcal/kg として)すること、などが明らかになつた。

1962年3月以降、油吹込の試験を行なつた。当初は燃焼状況が不良であつたが、ノズル径を変更して良好となつた。使用油は $86.75\% \text{ C}$ 、 $11.62\% \text{ H}_2$ 、 $1.30\% \text{ S}$ で、12本の羽口からおのおの 45 l/min の割合で吹込んだ。油吹込を行なう以前には、羽口前温度調整を行なうためには水蒸気添加が必要であつたが、これを油により行なうことが可能で、酸素富化量の増加、コークス比の低減が可能であつた。羽口前温度を下げるためには、油は有効な冷却剤である。

以上、最近の操業結果を要約すると

1. 100%自溶性焼結鉄、低生産速度($1.5 \text{ t/m}^3/\text{day}$ 以下)の場合には、水分添加せずに3.5%酸素富化での操業が可能である。

2. 羽口前面温度は上昇するが、コークス比 500 kg/t 以下が維持できた。

3. 生産速度($\text{t/m}^3/\text{day}$)を上げると羽口前温度制御が必要であり、装入材料に注意する必要がある。

4. 150 kg/t の油吹込を行なつた場合、コークス比は 370 kg/t に達した。油によるコークス置換は生産速度を向上した時および装入物の条件が悪化した場合に特に有効である。(河合重徳)

溶鉄炉の操業におよぼす装入物粒度の影響

(W. R. TROGNITZ: Blast Furn. & Steel Plant, 52 (1964) 4, p. 315~319)

最近15年間に、米国の溶鉄炉操業状況は大巾に改善され、生産速度は34%向上、コークス比は31%低下

した。この平均値を上廻る工場も幾つかある。この改善をもたらしたものは(1)高温送風、(2)鉄石の自溶性処理、(3)高圧操業、(4)燃料吹込、および(5)装入物の整粒が主要因と考えられる。本稿は装入物の整粒による効果について述べたものである。

装入物を整粒することによる利点を最初に述べたのは1925年のJoseph, Royster & Kinneyで、還元速度が粒度と反比例することを報告した。これにもとずき、Columbia Steel, Kaiser Steelなどで鉄石を破碎して効果を挙げた。ついで鉄石の最大粒度を下げることで、微粒子を除き、粒度分布を制御することにより、通気度、炉内ガス流状況を改善し、好結果の得られることが明らかにされた。1934年にJosephは装入物径が $1/4 \text{ in}$ 以下の場合通気を阻害し、 $3/8 \text{ in}$ のものに $1/4 \text{ in}$ の粒子を混合することにより通風抵抗が2倍になることを明らかにした。1945年にU.S. Steelでは、 $1/4 \text{ in}$ 以下のものを篩分けし、団鉄化することにより、生産速度14%増、コークス比8%減の成果を挙げた。2年後に微粒分を焼結することにより、生産量21%上昇、コークス比は15%減少した。この結果から、鉄石を篩分け、微粒を焼結する方法が一般化し、1957年から62年の間に焼結鉄は25%から45%に増加した。焼結することにより、粒度調節の他、結合水の除去、媒溶剤の仮焼などの効果もあるためである。1950年頃からタコナイト精鉄の利用が開始され、焼結が困難なため、ペレタイジングの技術が開発された。初期には強度不足で再篩分を要したが、その後ペレット強度が向上し、1960年5月には出鉄量世界記録、 2804 t/day を樹立、翌年6月には 2942 t/day を達成した。粒度分布が良好で焼結鉄より良好であるが、焼結鉄も装入前に再篩分することにより、はるかに良好な結果の得られることが明らかになつた。1962年9、10月オーストラリアのPort Kemblaではこの方法により出鉄量世界記録 3091 t/day が達成された。この値は $\text{t/day/ft}^2 \text{ hearth}$ で比較するとペレットで得られた記録と同等である。以上鉄分装入物について述べたが、コークス、媒溶剤の粒度調整も重要で、適当粒度にすることにより良好な結果が得られる。(河合重徳)

— 製 鋼 —

ガスから溶融した酸化物系へのSの移動

(A. S. ALWAN and P. M. BILLS: J. Iron & Steel Inst.(U.K.) 202 (1964) Part II, p. 367~372)

Sがガス相から溶融スラグ相を通過して溶鋼中へ侵入していく問題は平炉で比較的S含有量の高い燃料を使用する場合に、特にSをさらう深絞用鋼を製造するときには重要である。従来からガス相からのSの吸収は溶解期に著しく起り、薄物のスクラップを原料とする場合に顕著であることが知られている。これについてはいろいろ文献もあるが、今回行なつた実験はガス組成と温度を一定に保つておき、スラグの組成だけを変えてSの吸収(pick up)がどのようにスラグ組成によつて影響され

るかを調べたものである。

実験に使用した炉は水平型の Mo 抵抗炉で、1 $\frac{1}{2}$ in の加熱部分を 1550 \pm 3°C に調節した。ガス組成は、はじめ SO₂ と CO の比を 25:1 とし酸素の分圧を約 10⁻⁸ atm としたが炉温の低い部分に S が析出してうまくなかつたので CO₂, CO, SO₂ よりなるガスを使用することとし、CO/CO₂=3, SO₂=0 あるいは 2.8%(容積)とした。

スラグの組成は SiO₂=0, 22 および 44% を基準として、それぞれについて CaO/FeO=1 と 4 に変化させた。

実験の結果スラグの酸化程度とスラグ中の SiO₂ 含有量が S の吸収速度と S の吸収限界値に決定的な影響をおよぼすことが明らかとなつた。スラグ中の SiO₂ が増加すると S の吸収速度や吸収限界値は減少低下する。このことは溶融したスラグ中に存在する遊離の状態の酸素イオンが関係していることを示すものである。酸化の進行と共に、酸化鉄を含有するスラグの S を吸収する限度と速度は遊離酸素イオンの濃度の低下のために減少する。比較的大きな硫化物イオンがスラグの珪酸塩の網 (network) を通して拡散する速度が S 吸収の律速段階であるとすると、今回の実験結果は S は SiO₂ と結合していない酸素だけと置換するという理論を裏書きすると思われる。(堀川一男)

連続鑄造の将来について

(F. L. BYROM: Blast Furn. & Steel Plant, 52 (1964) 3, p. 256~260)

本稿は連続鑄造に関し、KOPPERS Co. Inc. の社長 F. L. BYROM が行なつた講演である。

現在われわれは三種の必然的なもの、死、税金および連続鑄造を有している、という言葉は、現在における連続鑄造の地位を端的に表わしている。

連続鑄造の採用により、設備費、操業費の高価な分塊工程の省略が可能となり、溶鋼から直接半製成品を製造するので、設備的、工程的に非常に単純化される。品質的には普通鑄造のものと変りない。

現在全世界に52基の設備があり、14基以上が建設中である。しかし既設のものは、ほとんどが研究用のもので、粗鋼生産量の0.5%が連続鑄造であるに過ぎない。

初期の連続鑄造は、まずヨーロッパで発展し、現在アメリカにも波及しつつあるが、これはヨーロッパでは戦後の復興期に電炉、上吹転炉が設置され、容量的に連続鑄造に適していたのに対し、アメリカでは当時平炉が多かつたためであるが、最近では上吹転炉も多数導入されつつあり、連続鑄造に対する興味も増大している。

連続鑄造の利点は経済性である。均熱設備、分塊圧延機などが不要で、年間生産量t当り設備費は5~15\$節減される。作業費も平均してt当り5\$程度になる。しかし、これだけでは一時に連続鑄造に切換えられない。すでに非常に多額の設備投資が行なわれており、これを回収せねばならぬこと、新設備には多大の時間と資金を必要とすること、ある種のものでは品質的な問題があることなどによるものであるが、これらの諸問題は、やがては解決されるものと考えられる。

現在米国鉄鋼メーカーは、いつ、どこで、どのように

して連続鑄造を適合させるか、真剣に研究を行なっている。近い将来において、1. ビレット用連続鑄造は急速に採用されるであろう。2. 大型スラブ、ブルームなどは比較的小さくなる、適用鋼種は広がるであろう。3. 20年後には粗鋼生産の60%が連続鑄造になるであろう。4. 1983年の製鋼能力は22500万トン、60%で13500万トン、設備費として10億ドル以上が必要であるが、操業費は年間5億ドル以上節減される。

真空脱ガスは高品位鋼製造に有効な方法であるが、これと連続鑄造を組み合わせれば、非常に良好な結果が期待される。(河合重徳)

南アフリカ Iscor 製鉄のタンデム製鋼炉

(Peter Holz: Blast Furn. & Steel Plant, 52 (1964) 4, p. 322~323, 349)

南アフリカ製鉄 (Iscon) では、ローター製鋼法で得られた経験に基き、タンデム製鋼炉を設置することに決定した。本稿はこの経緯について述べたものである。

Iscon は 1959 年以降、月産 25,000 t のローター炉を計画、二基を設置したが、稼動に入つてからの成績は良好で、平均約 40,000 t/月の生産が可能であつた。生産量を制限する要因は酸素の供給で、酸素が十分にあれば、月産 50,000 t は可能であつた。

ローター炉から出る高温廃ガスは、CO を 70% 含み放出する熱量は 200 t 平炉への入熱に相当する。また吹精作業時間に比し、材料装入、試料採取、温度測定などの補助作業時間の占める率が多いこと、造塊量に対し、消費スクラップ量が少ないこと、などがローター製鋼法の問題点として指摘された。

これらの諸点を改良するため、タンデム炉の構想が生じた。この炉は廃熱を有効に利用し、かつ吹精時間の割合を高めるものである。

タンデム炉は、傾注式平炉二基の上部構造を端部が隣接するように並置した構造で、一方 (A 側) で酸素吹精を行ない、この廃ガスを隣りの炉室 (B 側) 内で、少量の酸素を補給、燃焼せしめ、装入したスクラップを予熱する。A 側の鋼浴が出鋼状態に達し、B 側スクラップが所要温度に上昇した時に溶銜を B 側へ装入する。A 側を傾注、出鋼する間に主ランスパイプは B 側へ移され、吹精を開始する。出鋼後の A 側炉室へは、スクラップ、鉍石、媒溶材などが装入され、かつ助燃酸素用ランスが挿入される。炉内圧を適当に調整することにより、A 側への装入時も B 側の吹精を中断する必要がない。この方法を採用することにより、スクラップ装入量は 35% にまで向上した。

この方法での問題は、炉の寿命、耐火物原単位の点であり、迅速かつ効果的な補修方法の開発が重要である。

この方法の非常に重要な特長は所要スペースの小さいことで、平炉の代替に、既設建屋内に設置することが可能で、変換は新しい建屋を必要としないため、徐々に行ないうる点である。(河合重徳)

一性 質一

1%Cr-0.5%Mo 圧力容器鋼の引張および衝撃性質におよぼす 250°C における中性子照射の影響

(D. R. HARRIES et alii, J. Iron & Steel Inst.

(U.K.), (1964), p. 448~453)

フェライト鋼における中性子照射の主な影響は、降伏点および引張強さを増して伸縮など延性を減じることおよび切欠試験における延性遷移温度の上昇と最高エネルギーの低下をもたらすことである。この照射脆化は原子炉压力容器の安全性の面から工業的にきわめて重要である。

Cr-Mo 鋼は 250~315°C で操業する加圧水炉の厚い压力容器材料として使用可能な鋼種なので今回 1% Cr-0.5% Mo 鍛鋼の母材と溶接部から引張および衝撃試験片を削り出して PLUTO 原子炉で 250°C にて照射後常温で試験した。

鍛鋼の厚さは 6in. で次の熱処理を施した。

- (i) 850°C × 3hr 焼鈍
- (ii) 900°C × 2.5 hr 保持後 300°C まで空冷
- (iii) 640°C × 24 hr 再加熱保持後 96 hr で 140°C まで炉冷

溶接は 200°C に予熱し、修正 U 開先でオープンアーク自動溶接、溶接後 600~625°C で応力除去を施した。

高速中性子線量は Ni モニターで測定した。

照射線量は $1.48 \sim 35.4 \times 10^{18} \text{ nvt}$ (fission neutron) であつたが母材におよぼす影響は次式の通りであつた。

$(\phi t)_{\text{Ni}}$ を Ni モニターで $10^{18} \text{ n} \cdot \text{cm}^{-2}$ 単位で測つた中性子線量とすると

$$\begin{aligned} \text{下降伏点の増加} (10^8 \text{ Ib/in}^2) &: \Delta \sigma_y = 4.4 (\phi t)_{\text{Ni}}^{1/2} \\ \text{引張強さ} \quad \quad \quad &: \Delta UTS = 3.0 (\phi t)_{\text{Ni}}^{1/2} \\ \text{伸びの減少} (\%) &: -\Delta E = 2.3 (\phi t)_{\text{Ni}}^{1/2} \\ \text{遷移温度の上昇} (\text{°C}) &: \Delta T = 17.6 (\phi t)_{\text{Ni}}^{1/2} \end{aligned}$$

また 1.49×10^{18} および $1.78 \times 10^{18} \text{ n} \cdot \text{cm}^{-2}$ の中性子線量で照射した溶接金属試験片の常温における引張性質と遷移温度の変化は次の通りであつた。(降伏点は現れなかつた)

$$\begin{aligned} \text{引張強さの増加} &: \Delta UTS = 2420 \text{ lb/in}^2 \\ \text{伸びの減少} &: -\Delta E = 2.1\% \\ \text{遷移温度の上昇} (\text{°C}) &: \Delta T = 12\text{°C} \end{aligned}$$

ただし熱影響部から採取した試験片の成績はバラツキが多く信頼できないため省略した。(堀川一男)

En24, En30B および試験に製造した 3%Cr-Ni-Si 鋼のオースフォーミングにおける挙動

(W. E. DUCKWORTH et alii, J. Iron & Steel Inst., (U.K.), 202 (1964) Part II, p. 135~142)

En24 (1 $\frac{1}{2}$ %Ni-1%Cr-1/4%Mo), En30B (4 $\frac{1}{2}$ %Ni-1%Cr-1/4%Mo) と試験用に製造した 3%Cr-1%Ni-1 $\frac{1}{2}$ %Si 鋼についてオースフォーミングの重要な要因であるオーステナイト化温度、オーステナイト化時間、恒温加工温度における潜伏時間、加工度、加工温度、加工速度、室温までの焼入れ速度などの影響について調査した。

オースフォーミングの効果は試験用の 3%Cr-1%Ni-1 $\frac{1}{2}$ %Si 鋼が最も大きく En24 がこれにつき En30B は最も小さかつた。これは Cr のような炭化物生成元素が微細な合金炭化物を形成するためと考えられる。

オーステナイト化温度は低いほど延性はそれ程低下し

ないのに強度を増した。オーステナイト化温度が低いと炭化物の分解が不完全で不溶解炭化物と転位の間に相互作用を生ぜしめたり加工熱処理に対する反応性の異なる領域を形成して強化現象を起すものと考えられる。オーステナイト化温度の影響は炭化物生成元素を多く含む鋼種ほど大きかつた。

加工速度を速めると延性はそれ程低下しないが強度は増加する。加工による欠陥の密度と分布が炭化物の析出に影響するためと思われる。

加工度を増すと強度は著しく高くなる。3%Cr-Ni-Si 鋼が最も影響を受ける。粒子の微細化に関係するものと考えられる。

恒温加工温度は低い方が強度が増すが En24 は低温でペーナイト変態を起して強度が減少した。加工硬化速度と欠陥の密度が影響するものと思われる。

他の要因については En24 の焼入れ速度を除けば、ほとんど特性に影響を与えなかつた。

オースフォーミングによつて生成されたマルテンサイトが強くなる機構についてはいろいろ提案されているが本研究においては加工熱処理に含まれるいろいろの要因の交互作用を調べることによつてこれらのうちのどの機構が本当に作用しているかを決定しようとしている。結局単一の機構ではあらゆる強化現象を説明することは困難であるが、最も効果的な機構はマルテンサイトの微細化と、微細に分散した合金炭化物の核生成であると述べている。

オーステナイト化温度を低くすること、加工度を高くすること、加工速度を高めること、加工温度を低めることなどはどの鋼種にも共通に好ましい影響を与えることがわかつた。(堀川一男)

合金鋼の高温におけるオーステナイトの分解

(J. Mc CANN and K. A. RIDAL, J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 202 (1964) Part. 3, p. 441~447)

0.67~1.24%V 鋼, 3.5%Mo 鋼, 1%Cr-1%Mo-0.39%V 鋼, 2 $\frac{1}{4}$ %Cr-1%Mo 鋼, 9%Cr 鋼についてオーステナイトの恒温変態過程における組織特に炭化物相析出の状況を電子顕微鏡で調査した。パーライトは認められず、先づオーステナイトは過飽和フェライトに変態し、合金炭化物を析出して分解する。ただ 0.67%V 鋼と 1%Cr-Mo-V 鋼では引続きセメンタイトの不連続析出が起つた。この二鋼種は Mo₂C と V₄C₃ を形成するのに必要な量以上に C を含有するものであつたから、恒温変態過程でセメンタイトを生じて驚くには当たらないが、面白いのはセメンタイトより合金炭化物の V₄C₃ が先に析出する事実が観察されたことである。高合金鋼を焼戻すと 200~500°C でセメンタイトが析出し、これ以上の温度ではセメンタイトが次第に合金炭化物に代つて行き 700°C 付近では合金炭化物だけとなりセメンタイトは固溶してしまうということはよく知られているが、今回の実験では合金炭化物が過飽和フェライトから直接析出し得ることを証明した。

V と C との親和力が強く、V が V₄C₃ として地から全部析出してしまふまで C を地にとどめておくものと考えられる。

もう一つの新しい炭化物析出における発見は針状と小