

抄 録

—原料—

焼結鉄の粒度組成の改善方法

(С. В. ВАЗИЛЕВИЧ Ц. Б. Л. ЛАЗАРОВ:

СТАЛЬ, (1962) 12, p. 1061~1065)

直径 1000mm, 巾 300mm の回転ドラムを用いて崩壊の各段階における焼結鉄の粒度組成を測定した。焼結鉄は原料の種類, 燃料割合を種々に変えて試験したが, その範囲内では何れも初期段階に迅速な崩壊が起こり, 粒度の相対的安定化は大体 30 回転後に達せられ, これは約 33 kg m/kg の破壊力に相当する。この道はレビヤジンスク工場の焼結鉄の高炉前粒度分布に近く, 実験の再現性が立証される。

従つて粒度の安定後成品と返鉄を分けることが最もよい。また自溶性焼結鉄は安定化後 0~10mm を多く含むので高炉に装入する焼結鉄の最小粒度を選ぶことは高炉操業ならびに焼結機の生産性に重要な影響をもっている。

焼結鉄の S の最高含量と最大の塩基度は 6~7mm 以下の粒にみられるが, またこの部分には鉄および酸化鉄が少ない。すなわち化学組成の点で最小粒径は 6~7mm といえる。物理的性質についても同様の限界が考えられ, 気孔率は 5~8mm 以下で急激に低下し, 充填空隙率は 5~8mm 以下で最小値をとる。以上の観点から高炉のシャフトにおける通気性は 6~7mm 以下の粉の集中により著しく妨げられる。また概略の理論計算によると高炉の通気性を最大にするための最小粒径は 6mm で, これを現在の自溶性焼結鉄の生産技術の面から補正して約 6.5mm の粒度で成品と返鉄を分けることが最も合理的である。

ところが実際の焼結工場では破砕が不十分であるため安定化しないうちに返鉄の分離が行なわれており, それを完全に安定後篩分するとすれば返鉄は 6~10% 増加しそれに伴つて生産量が低下する。

また最小粒径を 10mm にすれば, さらに高炉操業の強制が可能であるが, 焼結鉄の生産量が大きく減退するので, 全体の経済バランスを考えた場合, 生産技術の面から焼結鉄の強度増大を促進する方がより合理的である。(長井 保)

ザポロジスキー・コークス化学工場における高炉用コークスの品質改善法

(Л. Я. КУЛЕШОВ et alii: СТАЛЬ (1963) 1, p. 8~10)

良質のコークス用炭の需要量増大に伴い資源の不足を来した結果, 最近では粘結性の低い低質炭の配合率が次第に増加してきた。すなわち高炉用コークスの原料炭中, ガス用炭の割合は 26% に達し, それとともに良質炭は 19.2% に低下している。同時にコークス中の灰分と S が漸次増加し, コークスの品質も低下したので, これを補償すべく焼成時間が延長され, また生産量を維持するためコークス炉の装入量を増加する必要が生じてきた。

1960年4月ザポロジスキーコークス化学工場では, これについて新しい方式を採用して試験を行なつた。すなわち原料炭の破砕粒度を大きくし, 炉への装入密度を大きくし, 焼成時間を延長した。

当初は相当問題点があつたが, 混合装置, 選炭機, 乾燥設備, 炉の構造ならびに加熱方式を改善することにより漸次成績が上り, その結果原料炭の品質低下にも拘らず, コークスの品質を従前のレベルにおいて安定させ, コークスの粒度ならびに強度を改善することができた。当工場の試験ではコークス工場の2基のバッテリーにおいて粗粒原料を使用して, 焼成時間を1h延長し, 装入加熱を自動調整して10日間コークスを生産し, それを吹製鉄種を異にする2基の高炉に使用した。この場合スキップコークスの粒度は前に比し60mm以上が12~16%増加し, 強度も若干増大した。その結果両高炉共出鉄量が増加し, コークス比は若干低下した。

そのほかコークス工場から高炉工場に至るコンベヤにおける全落下高度18~23mの影響を調べるため, 各中継点でサンプリングし粒度測定を行なつたが, それによる破砕が相当に大きいことが判つた。このことから将来高炉の新設, 改修に際してはこの問題も真剣に考慮する必要がある。

またコークス炉への装入, 装入量の管理, 加熱管理などの自動化も成品の均質化をはかるための重要な要素である。

当工場で採用せるこの方式は, その結果からして合目的々であることが立証されたが, このほかにもたとえば原料炭への油添加, 湿分低下などのような強力な改良策が残されている。(長井 保)

—耐火物—

コークス炉急加熱用高密度珪石煉瓦

(D. O. McCREIGHT & C. D. JAMISON, Jr: Blast Furn. & Steel Plant, 51 (1963) 1, p. 34~38)

過去50年以上コークス炉用には安定性, 耐荷重性などが優れている珪石煉瓦が使用され, 満足な結果を与えてきた。標準のものは95~96%珪石にCaO, FeOを少量添加, 作製する。コークス炉の加熱速度を上げるためには熱伝導率の良い煉瓦を必要とする。珪石煉瓦の熱伝導率は密度との関係が大きい。この目的で行なつた検討結果を報告する。

煉瓦の成形過程の諸要因(粉砕, 水分量, 圧力)は大きな影響なく, 原料産地の影響も認められなかつた。

比重の大きい炭化珪素, ジルコンの添加を行なつたがSiC 10%添加で, 比重4%増, 熱伝導度20%向上, ジルコン5~15%添加で比重6~10%増, 熱伝導度はあまり変化しなかつた。微量の酸化銅(CuO)を添加した処, 密度が増大し, 熱伝導度も大巾な向上を示した。

以上の結果に基づいて, CuOを添加した高密度煉瓦を試作し, 種々のテストを行なつた。試作品の外観は緑色, 形状は良好であり, 嵩比重は10%増, 熱伝導率は28%

増大した。この煉瓦について調査した結果、体積安定性は満足すべきものであつた。耐荷重性、耐スポーリング性、耐磨耗性、通気度などは標準品と同一で変化なし、コークス炉に近似させるため、コークブリーズ中に埋め、 2200°F (1204°C) $\times 5\text{h}$ 加熱保持し、これによる変化を調べた。試験煉瓦は多少還元が進行し、外観は緑色が赤味がかつてきた。同様に変性した天然ガス中での変化を調べたが、この場合も、表面の色が変化したのみで、他には影響が認められなかつた。

この煉瓦の熱膨脹率は通常のものとは全く変らなかつた。この煉瓦を今後どのように使用するかは、炉の設計者および操業者の問題となる。炉壁の熱伝導度を上げれば、コークス生産量は大幅に増大するものと考えられるが、一方単位時間内の燃料燃焼量を増大してやらねばならない。これが可能になつてはじめて高熱伝導率煉瓦の真価が発揮される。したがつて今後はこの方面での検討を行なわねばならない。

(河合重徳)

—製 鉄—

富士製鉄での溶鉄炉への燃料吹込

(MASAKAZU HIRASE: Blast Furn. & Steel Plant 51 (1963) 1, p. 25~31)

富士鉄における高炉への燃料吹込は 1962 年 1 月に開始されたばかりで、まだ十分な結論は出ていないが、その現況について概説する。

富士は現在 9 基の溶鉄炉を有し、6 基で燃料吹込を行なっている。残りの 3 基も近い将来に開始の予定である。燃料吹込量は衝風量に比例し、各羽口ごとに記録され、最適条件を保つように調整される。衝風圧が所定値以下に下つた場合、制御用空気圧が下つた場合、噴霧用空気源が切れた場合などには吹込が中止される。

燃料吹込により炉況は安定化する。羽口前面における火焰温度は理論的に計算できる。熱風温度、湿度、酸素富化、重油などの火焰温度への影響を計算してみた。燃料の吹込により火焰温度は低下するが、この点は湿分の低減、熱風温度上昇、酸素富化などの手段で補なうことができる。しかし現状では熱風温度は上限に近く、かつ酸素の供給能力も十分ではなかつたので、送風中湿分低下が唯一の手段として残された。しかし火焰温度の低下はこれだけでは補なうことができず、吹込量をふやすことにより火焰温度が低下した。例えば広畑では 300°F 下つたが、Si% に対しては大きな影響はなかつた。

コークス比は明かに低下した。コークス/重油比は $1.2 \sim 1.7$ で、コークス価格は重油の 1.3 倍であり、コストはかなり下る。これ以外にコークス炉、コークスヤードなどの点で非常に有利である。炉頂ガス中水素含有量が増大し、朝顔内で水素の 30% が鉄石還元役に役立っている。

炉頂圧の変動は減少し、還元状況が改善され、間接還元が増加、出鉄量も多少増加した。重油中 S 含有量はコークス中 S 含有量よりも大分高い。現在は鉄滓塩基度を上げることにより、S を $0.030 \sim 0.040\%$ 保持しているが、塩基度上昇にも限度があり、重油吹込量をふやせば必然的に溶鉄中 S% は上昇する。

釜石では電気集塵器を使用しているが、吹込量が 1200g/h になると炉頂ガス中の煤が増加し、集塵器の電圧

電流が変動する。また油膜の形成など、不都合を生ずる。タイゼン洗滌器を使用する場合には問題ない。

炉内通気度は、コークス/鉄石の比によりまた塩基度により変化するので、最適条件については再検討を要する。バーナー形式も現段階では結論が出せない。

(河合重徳)

—純 鉄—

真空誘導溶解による純鉄の脱酸

(PIERRE P. TURILLON & EUGENE S. MACHLIN: Trans. of the Vacuum Metallurgy Conference. (edited by Robintan F. Bunshah) (1959), p. 81~89)

本報告はマグネシア坩堝 (Norton RM 1170; MgO 65.8%, Al_2O_3 25.2%, SiO_2 5.8%, CaO 1.5% の混合) で純鉄の脱酸を行なつた結果について述べている。100% 電解鉄に一定量の C を加え、真空誘導溶解炉 (300 lb = 136 kg) で 3 チャージ、100 lb (約 45.4 kg) 真空誘導炉で 1 溶解した。溶解脱酸の過程では、先づ真空に引いた後に Ar で置換し、 10μ および 20μ の圧力に保持し、温度は溶融点より 50°F (約 28°C) 上に保つた。脱酸状況を調べるために、円筒型のサンプリング容器で一定時間毎にエアロック方式で溶鉄をとり出し、C と O の分析を行なつた。C は燃焼法、O は真空溶融法で分析した。

溶鉄中の O の量を種々変えて実験するために Fe_2O_3 粉末により O を添加調節した。各時間毎にとつた試料の C および O 量の両者共かなりバラツキがあるので、45 mm 毎の平均値をとり、両軸に O および C の対数値をとつて C と O の関係を調べた。その結果、O の除去速度ははじめ急速で、溶鉄中の O 量が最小に近づくに従つて遅くなることが判つた。例えば、 0.03% C を含む溶鉄では、最初の 25mm で O 量は 0.015% から 0.003% まで下り、次の 25mm で 0.003% から 0.0014% に下る。

次に、O 量が最小の時の C の損失速度および C 量が最小の時の O の除去速度について反応速度を求めた。

C 損失速度は、溶鉄の量が少い程大きく、300 lb では 1.2ppmC/mn 、100 lb では 2.4ppmC/mn で、この時の脱酸速度はそれぞれ 1.6ppmO/mn 、 3.2ppmO/mn であつた。

C 量が少い時の O 量を調べると、かなり O 量が多いときには再現性が少い。これは、試料の若干が凝固の際に沸騰することおよび固体純鉄の酸素最大固溶量が 0.02% であることによる。また 300 lb の溶鉄の場合に、O 量が 375 ppm の際の O のとられる速度は非常に小さく、零と考えられる。そして、170 ppm O 量の際の平均速度は 0.14ppm/mn 、100 ppm では外挿法により 0.59ppm/mn となる。これらの結果から、次のことが言い得る。

1. 坩堝からとられる O の速度は、溶鉄中の O 量が約 200 ppm の時に零に低下する。

2. O 量が $10 \sim 12\text{ppm}$ の際には、坩堝からとられる O の速度は約 1.3ppmO/mn である。この値は、平衡状態を考えた時の C の損失速度に相当する O の損失すなわち 1.6ppmO/mn の値にほぼ相当する。

—以上をまとめると次のようになる。

(イ) 純鉄の脱酸は坩堝との二次反応により制限される。

(ロ) C量が0.006%以上の時、O量は最小になる。すなわち、Oを供給する坩堝の分解反応と溶鉄からOを除去するC-O反応が平衡状態になるからである。

(ハ) 100および300lb坩堝溶解では、最小O量は12ppmになる。

(ニ) C量が0.006%以下で、O量が0.02%以下の時は、溶鉄のO量は“精錬”時間と共に増加する。

(ホ) 溶鉄が最小O量(0.0012%)で、最小C量(0.006%)の時、坩堝反応を経たO量増加と脱酸によるO量の減少は、それぞれほぼ1.5ppmO/mnで、同じ値になる。(内山 郁)

—性 質—

高純度 Fe-Mn-C 合金の変形過程における組織変化

(C. H. WHITE and R. W. K. HONEYCOMBE: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962) 7, p. 457~466)

Hadfield 鋼をはじめとする Fe-Mn-C 合金の圧縮変形させた際の組織変化および硬度変化を調べるために、高純度原料を真空溶解した試料について実験を行なった。

Hadfield 鋼 (1.2% C, 13% Mn) を 40% 圧縮変形させると硬度 (D.P.N) は 200 から 400 にまで上昇するが、この場合オーステナイトのすべり線が観察されるだけで従来報告されているマルテンサイト変態は認められない。Hadfield 鋼におけるすべり線は電解研磨後の腐食によつて現れ、組織的にはマルテンサイトと見誤りやすい様相を呈する。しかし腐食しない状態では表面の relief 作用はなく、また X 線回折によつてもオーステナイトしか認めることはできない。

変形温度を変化させた場合、500°C においては粒界に針状または層状の炭化物が析出するので常温や -196°C での変形に比べて硬度は大である。

13%Mn 鋼に対する C の影響を調べると、C > 0.8% の場合変形しても安定オーステナイトとして留つているが、0.4% C の時は Ms 点が常温以上にあり、従つて冷却中にも少量の α -マルテンサイト(体心正方晶)と ϵ -マルテンサイト(六方晶)が生じる。

1.15% C 鋼に対する Mn の影響を調べると 13%Mn のときに加工硬度は最大となり、8%以上含有すると -196°C で変形してもオーステナイトのみである。しかし 4%含有する時変形時にマルテンサイト変態が起こり 8%Mn の場合よりも硬度は大となる。

C を含有せぬ場合には Ms 点が常温以上にあるため冷却により α および ϵ マルテンサイト変態が生じ、変形によりこれらのマルテンサイト量は増大する。4%Mn 鋼では α -マルテンサイト変態が生じ、一方高 Mn 鋼 (18~25%Mn) では ϵ -マルテンサイトが主として生じるが、C 含有量がない場合変形による硬度は少ない。

結果として Hadfield 鋼においてはマルテンサイト変態は起こらず、安定オーステナイトの冷間加工によつてもたらされる硬化は積層欠陥の形成に基くもので、このオーステナイトの変形組織には交叉すべりが観察されぬ

ため積層欠陥エネルギーは余り高くない。Hadfield 鋼では C 固溶量大で、この C 原子が転位を固着してなくとも転位運動を抑制すると思われる。 α -マルテンサイトは硬化に大いに寄与するが、従来 Hadfield 鋼で観察されたのは局部的に脱炭または偏析した所にマルテンサイト変態が起こつたに違いない。(星野明彦)

—物理冶金—

Fe-Si 合金の格子膨脹と A₃ 点における体積変化

(G. H. COCKETT & C. D. DAVIS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 201 (1963) Part 2, p. 110~114)

鋼の焼割れや熱疲労に対する敏感性の主因子は、焼入れや焼入後の焼戻し過程で生ずる変態に伴う体積変化である。これらの体積変化は合金元素の添加によつて減少させ得る可能性のあることがディラトメーターによる研究で明かにされている。この論文は Si の量を変化させた Fe-Si 合金について $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ 変態における体積変化を測定し検討したものである。

α 相と γ 相の膨脹曲線はスロープが異なるので、変態温度を上昇させると変態による体積変化が減少し下降させると体積変化が増大する。Si は α - γ 変態温度を高める元素であるが、一方 Si が固溶することにより α 相と γ 相の比体積に僅かながら固有の変化をもたらすことが考えられる。本研究の目的は Fe-Si 二元合金の体積変化に関係しているこれら二つの源を区分することとそれらの相対的重要度を算定することにある。

試料としては Si だけを 0.007~2.15% の間に 5 通りに変化させ、その他の元素は極微量なものを用いた。(C 0.004~0.006, Cu < 0.02, Mn, Ni, Cr, Mo, V, W, Ti, Co など < 0.01)

ディラトメーターの代りに高温 X 線ディフラクトメーターを使用した。その理由は試料の形状の変化を測定するのが目的ではなくて格子の大きさと原子体積の変化を測定したいからである。

常温で α -Fe 格子の線収縮率を測定した結果 0~2.15% の範囲では Si の影響は 0.00042/重量 Si であつた。また高温における γ -Fe 格子については Si が 0~1.45% の範囲で 0.0003/重量 Si の収縮係数が 1000~1150°C に対して得られた。

α -Fe-Si 相の線膨脹係数は Si 2.15% までの範囲では Si の量によつてほとんど影響されず、観測の結果 0~100°C と 0~900°C に対して $12.3 \sim 15.8 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ γ -Fe-Si 相の線膨脹係数も Si 量に関係なく Si 1.45% までの範囲で $22.5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ である。

α - γ 変態温度における体積収縮は Si が 0~1.45 重量% の範囲では Si を増すにつれて 1.00% から 0.79% に減少した。結局この体積変化の差の約 3/4 は変態温度の上昇による二つの相の熱膨脹の差から起こつてることが結論される。

X 線回折やディラトメーターによつて測定されるこの体積変化の相違は結晶粒の成長や変態による結晶組織の変化によるだけでなく体積変化の定義が異なつている点にもよるものであろう。(堀川一男)

— 分 析 —

エレクトロンプローブマイクロアナライザーによる普通炭素鋼中のスラグ介在物の分析

(R. KISSLING et alii: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 200 (1962) Part. 11, p. 914~921)

本報告はスラグおよび介在物をエレクトロンプローブX線マイクロアナライザーで分析し、その結果について検討し、更に比色化学分析や化学分析およびX線回折による分析結果とを比較して討論している。すなわち、試料として、合成したスラグと普通炭素鋼中に存在する均質な介在物と不均質な介在物を選んだ。合成スラグとしては、一連の $MnO-SiO_2$ 系のものと、普通に炭素鋼中に見られるものと同じような成分のものを溶製した。結果をまとめると次のようになる。

(i) エレクトロンプローブ法により、介在物のスラグ分析を比色化学分析法とほぼ同じ精度で行ない得る。

(ii) エレクトロンプローブ法と比色分析法はそれぞれ介在物の別々の知識を与え、スラグ介在物の正しい組成を得るには両者の結果を必要とする。

(iii) エレクトロンプローブ法は、他の方法と較べてスラグ相の鉱物学的調査ができる点ですぐれている。

(iv) この方法によると介在物内における元素の偏析などの検出ができる。

(v) エレクトロンプローブ法による結果にX線回折結果を加えると、新しい知識がさらに得られよう。

(vi) 上記方法で介在物を調べた結果、次のような予期しない結果を得た。すなわち、(a) しばしば純粋な SiO_2 介在物と考えられているものに大量の MnO が含まれており、ロードナイトの組成を示した。(b) マンガンシリケート型のスラグ粒子中の Al_2O_3 と CaO の含有量は、粒子の大きさによつて異なる。(c) クロム鋼中の MnS 相はかなりの Cr を固溶している。(d) Mn を含有する鋼においてさえも、 FeS はスラグ介在物中の分離相として存在することがある。しかしその相が安定であるかどうかは判っていない。(内山 郁)

低合金鋼の微小偏析の研究に対するエレクトロンプローブX線微小分析の応用

(D. B. CLAYTON et alii: J. Inst. Metals, 90 (1961~62), p. 224~228)

本論文は、 $1\frac{1}{2}\%Ni-Cr-Mo$ 鋼における Mo , Cr , Ni および Mn の偏析状況をX線マイクロアナライザーで調査したものである。X線マイクロアナライザーで各元素の濃度を定量する場合に、標準試料が問題になるが、本実験では先づ比色分析用の標準試料 BCS/SS 1~8 について、 Mo , Cr , Ni および Mn を測定して、化学分析値と対比し、実用曲線を作成した。さらに、Castaing の補正式を用いて計算値と比較検討した。その結果、各元素量が各々 0~4% 程度の低い含有量の場合には、測定値は補正を行なつた値とほぼ一致しており実用上そのまま使つても支障がないが、濃度が高くなると、バックグラウンドからの蛍光の影響および各元素間の吸収効果があらわれるので、両者の値に差を生ずる。従つて、その場合には、常に化学分析を行なつた試料について測定を行ないながら検討することが望ましい。

上記で得た実用曲線をもとにして、鑄造したままの2種類の鋼すなわち BPF 2945 鋼 (0.31% C , 0.22% Si , 0.56% Mn , 1.49% Ni , 0.97% Cr , 0.31% Mo) と BPF 63 鋼 (0.36% C , 0.035% Si , 0.065% Mn , 1.56% Ni , 0.95% Cr , 0.35% Mo) における Mo , Cr , Ni , Mn を定量し、偏析状況を調べた。試料は何れも $4 \times 4in$, 50 kg の鋼塊を高周波電気炉で溶製し、その樹枝状部および自由晶部の各部分から採取し、 $900^\circ C \times 30mn$ 溶体化処理後 $640^\circ C \times 15mn$ 恒温変態し、水冷したものをを用いた。

鋼塊の各部の各元素濃度を測定してその各々の最高濃度 C_M と最低濃度 C_m の比をとり、偏析の傾向を調べた結果、ミクロ的には $Mo > Cr > Mn > Ni$ の順に偏析することが判つた。たとえば、BPF 2945 鋼の樹枝状部では、 $\{C_M/C_m\}_{Mo} = 2.0$, $\{C_M/C_m\}_{Cr} = 1.31$, $\{C_M/C_m\}_{Mn} = 1.27$, $\{C_M/C_m\}_{Ni} = 1.06$ である。また鋼塊内の位置による差をみると、マクロ偏析の度合は、樹枝状部よりも自由晶部の方がはげしいことが判つた。

(内山 郁)