

抄 録

—原 料—

ミネット鉱および高品位鉱焼結原料への Samarco ペレットフィードの使用

(G. DIDERICH, et al.: Stahl Eisen, 103 (1983) 18, pp. 883~887)

現在のところ、精鉱を焼結原料として用いようとする場合、焼結原料としては望ましくない 0.2~0.7 mm の粒度の割合が大きく焼結鉱の生産性を低下させるため、使用割合が制限されている。しかも精鉱はペレット原料として使用する場合には粗すぎることがあり、しばしば、さらに粉砕を要する。

本論文では <0.1 mm の微粉精鉱である Samarco ペレットフィードをミネット鉱主体の焼結原料および高品位鉱主体の焼結原料へ混合して使用する場合の経済的な可能性について検討した。

鍋試験および実機試験の結果から以下のことが明らかになった。

(1) 生石灰を添加しなくても生産性や品質を低下させることなく、Samarco ペレットフィードをミネット鉱主体の焼結原料へ 10% まで使用できる。

(2) ヘマタイト高品位鉱主体の焼結原料に対しては、Samarco ペレットフィードに 4~5% の生石灰を添加 (焼結原料全体量の 1% に相当) することにより、少なくとも 25% まで、焼結性を悪化させることなく使用可能である。

(3) Samarco ペレットフィードにバインダーとして 3~5% のセメントを添加して造粒し、<6 mm のマイクロペレットとし、硬化後、少なくとも 25% まで、焼結性に悪影響を与えることなくヘマタイト高品位鉱主体の焼結原料中へ混合使用できる。(竹中芳通)

—燃料および熱—

鉄鋼業での一般的な非粘結炭の使用量

(J. R. MONSON, et al.: Ironmaking Steelmaking, 10 (1983) 5, pp. 196~200)

英国鉄鋼業の生産構造やスクラップ供給量に変化がないとすると、鉄鋼業で将来、石炭を直接使用できる量は 2.3 Mt/y 程度さらに増加すると予想される。

その内訳は高炉への微粉炭吹き込みによる粘結炭の代替が 0.8 Mt、残りは重油か天然ガスの代替として使用される。代替エネルギーとして石炭を利用する最も可能性の高い方法は 10 MJ/m³ カロリーのガス化プロセスであり、装置が小型であれば、製鋼設備をもつ製鉄所だけでなく各種の圧延メーカーでも活用されると考えられる。しかし、製鉄所で採用されるには、他の石炭利用技術との競合や特に一貫製鉄所ではエネルギー回収技術との関係が重要になる。

現在開発中の転炉への石炭の吹き込み技術は、広い範囲の石炭を利用でき、装入可能なスクラップ量の増加や余分な燃料ガスの発生が可能になると考えられる。高炉への微粉炭吹き込み技術でも広い範囲の石炭が利用でき

るが、多年にわたる操業実績にもかかわらず、最適な粒径と事前に除去すべき灰分量につきまだ問題点が残されている。石炭の他の使用カ所としては焼結・ペレットプラント、鉄鉱石の直接還元プラントが考えられ、石炭の高炉への直接装入も可能性がある。

鉄鋼業のエネルギー使用量に占める石炭の割合は、1960 年以降長期にわたり低下してきたが最近は上昇傾向にある。最近の顕著な増加は既存装置の操業条件を変更して実施されているが、将来新技術の採用により石炭の使用割合はさらに増加すると予想され、1950 年代の 80% のレベルに戻るように思われる。(福田光弘)

—製 鉄—

高炉条件を考慮した微粉炭燃焼実験

(S. BORTZ and G. FLAMENT: Ironmaking Steelmaking, 10 (1983) 5, pp. 222~229)

高炉と同じ送風条件下で、微粉炭の燃焼過程におよぼす、(1)炭種と粒径、(2)送風温度、(3)石炭流量、(4)吹き込み方法の影響について検討した。150 mmφ の水冷羽口を有するブローパイプを用い、レースウェイに相当する領域のガス分析、温度測定、フレイム観察および固体サンプリングを実施した。

1.0 m 以内 (~9 ms) は主として揮発過程が燃焼率を決定し、揮発分の燃焼完了後 1.0~1.5 m で soot と char の燃焼が生じる。

高炉送風ガス中のような高速加熱条件下 (10⁶ ks⁻¹) では工業分析値より多量の揮発分を生成し、この揮発挙動は石炭中に含まれる揮発分と熱分解により生成する物質 (タール、ガス) 量に関連している。この揮発分の燃焼は混合律速過程で進行し、レースウェイの通気阻害など高炉操業上望ましくない soot を生成する。生成 soot は採取された固体の C/H 比により表すことができ、char (C/H=80~100) とともに soot が捕集されたときには C/H 比は増加する。石炭流量が多い場合 (空気比=1) には羽口軸上の酸素濃度が低く、C/H 比は上昇する (~300) が、石炭流量が少ない場合には酸素濃度の増加に伴い soot が酸化され、C/H 比は低下する。

微粉炭の燃焼過程に大きく影響をおよぼすパラメータは次のようにまとめられる。(1)初期に放出される揮発分の量は石炭種によつて決まり、レースウェイのように有効な燃焼時間が少ない場合、揮発速度の大きいことが重要である。(2)揮発後に残っている soot と char の燃焼を促進するには高空気比にして粒子表面への供給速度を速くすることが重要である。(3)空気比が高い場合には、粒子径の小さな石炭を利用することにより、1.5 m 以内の領域の燃焼率を向上できる。

(関 義和)

Mannesmann No. 5 高炉の窒素冷却 第 2 部: 冷却と解体調査結果の第一報

(H. BONNEKAMP, et al.: Stahl Eisen, 103 (1983) 19, pp. 945~949)

1981年12月6日, Mannesmann No. 5 高炉は解体調査のため窒素を用いて冷却された。吹き止め作業では通常送風から窒素への切替えを1h以内で終了し,その後炉口部より窒素ガスを流入させて炉内冷却に入つた。8d後,シャフト部の全領域は100°C以下となつたが,炉床部については冷却強化のため,羽口と出鉄口より液体窒素を注入した。12月24日炉内冷却が完了し,窒素の供給を停止した。冷却に要した全窒素量は1.7 Mio m³であつた。翌年3月より解体調査を開始し,吹き止め前に投入した,鉍石,ペレットおよび焼結鉍を内蔵する39種類のバスケット試料(投入数:約4000個),温度測定用試料,マーカーコークスおよびセラミック破砕片の回収を行つた。また,装入物の組織観察および物理・化学性状調査用のブロック試料並びに通気度測定のための矩形パイプ試料を,掘削した各水平断面上で径方向に沿つて採取した。さらに,堆積層の充填構造と空隙率を調べるために,ポリエステル樹脂で固めた柱状試料を多数作成した。

これまでの解体調査結果を以下に示す。(1)冷却による炉内装入物の性状変化は認められなかつた。(2)炉頂周辺部のバスケット試料は還元率が3%以下で,粉化現象もみられなかつた。(3)柱状試料から求めた堆積層表面傾斜角は37°であり,この値は炉下部に向かつて低下していた。(4)温度測定用試料は,原料輸送時の機械的負荷に起因する内部き裂を生じていた。(5)炉内温度分布は中心側で高く,特に中心部の堆積層表面直下で850°Cにまで達していた。(6)焼結鉍の還元粉化は炉下部に向かつて,また中心部から周辺部に向かつて増大していた。(7)中心部のバスケット試料は融着しており,繊維状金属鉄の生成によつて著しく膨張していた。(8)中心部では,950°C以下の温度で90%以上の還元率を示す試料も採取された。(清水正賢)

— 製 鋼 —

¹⁵N-¹⁴N 交換反応による窒素と溶鉄間の界面反応速度の研究

(M. BYRNE and G. R. BELTON: Metall. Trans., 14B (1983) 3, pp. 441~449)

高純度溶鉄と鉄-硫黄合金表面上での窒素の解離速度を¹⁵N-¹⁴Nの交換反応を用いて測定した。測定温度は1550°Cから1650°Cの間である。硫黄の含有量は0.05から0.2 wt%まで変化させた。¹⁵Nを富化したN₂とH₂あるいはさらにH₂Sを混合させたガスを溶鉄面上に180 ml/min以上で吹き付け,マススペクトルメーターで³⁰N₂と²⁸N₂の分圧比を時間の関数で測定した。

窒素分子の解離反応は一次反応であり,その速度定数は高純度溶鉄で次式のようになつた。

$$\log k_f = -\frac{6340(\pm 710)}{T} - 1.38(\pm 0.38)$$

単位は mol·cm⁻²·s⁻¹·atm⁻¹である。これは炭素含有量4.3 wt%まで,炭素の影響は全くなかつた。硫黄を含有する溶鉄で得られた反応速度定数は,従来の鉄-硫黄合金への窒素の吸収の研究で得られたものと一致しており,したがつて窒素の吸収速度が溶鉄表面での窒素ガス分子の解離速度に律速されていることがわかつた。

純鉄浴での反応速度は理想的な化学吸着モデルで整理

することができ,その活性化エネルギーは34.7 kcal·mol⁻¹であつた。硫黄を含む溶鉄では反応速度定数は溶鉄中の硫黄濃度の逆数に比例する。これは硫黄原子が溶鉄表面の窒素原子の吸着サイトを占めるためであると考へ,ラングミュア型吸着を仮定すると,吸収反応速度定数 $k_a [=k_f/(1+K_s a_s)]$ は Fe-S 系で次式のように得られた。

$$k_a = \frac{1.4 \times 10^{-5}}{(1+140 a_s)} \quad (1550^\circ\text{C})$$

$$k_a = \frac{1.7 \times 10^{-5}}{(1+130 a_s)} \quad (1600^\circ\text{C})$$

また Fe-O 系について従来の研究と合わせると,

$$k_a = \frac{1.7 \times 10^{-5}}{(1+220 a_o)} \quad (1600^\circ\text{C})$$

となる。ここで a_s , a_o はそれぞれ硫黄と酸素の活量で標準状態を1 wt%にとつてある。(永田和宏)

— 性 質 —

ニオブ安定化ステンレス鋼中の水素の拡散速度

(R. A. OUTLAW and D. T. PETERSON: Metall. Trans., 14A (1983) 9, pp. 1869~1874)

水素をチャージした347ステンレス鋼の焼鈍材から円筒状試料(直径12.5 mm×長さ25 mm)を切り出し電解研磨した。これを超高真空中におき,400°Cから900°Cまでの温度域に加熱したとき試料から測定室へ放出される水素の分圧の時間変化を動的方法により四極子能質量分析器で測定し,拡散係数を求めた。また同じ条件のもとに円板状試料(直径7.5 mm×厚さ0.25 mm)をおき,表面組成の変化をオージェ電子分光分析法で測定した。

まず表面層は炭素と酸素の化合物(COであると推定される)の吸着層と金属酸化物(Fe_xO_y)からできており,その厚さはわずか15 Åであつた。この吸着層は400°CでCOとして脱離し始め600°Cでほぼ終了する。また金属酸化物中の酸素も減少し始めるが,これは試料内へ拡散浸入するためであろう。硫黄は400°C以上で試料表面に現れ始め,800°Cでは完全な単原子層を形成する。900°Cでは炭素と酸素は完全に消失し,表面のただ一つのごれとして硫黄の単原子層が残る。

次に試料中の相対水素濃度 $C(t)/C_0$ の対数は時間とともに直線的に変化するが,この関係は濃度変化がゆるやかになる低温の場合やそれぞれの測定温度における水素放出末期においても保たれた。また拡散係数 D の対数と温度の逆数 $1/T$ の関係も測定温度範囲で直線となつた。これらの結果は水素の放出が表面構成物の変化の影響を受けないことを示している。その理由はこの構成物が非常に薄いため水素放出の動力学にほとんど影響をおよぼさないからであろう。このことは本実験条件で求めた拡散係数 $D=7.01 \times 10^{-7} \exp(-48.0/RT)$ m²/s が過去の実験値より多少大きいことから納得できる。

(宮地博文)

焼もどした5.5Ni鋼の水素チャージ後の擬へき開破壊の本質

(Y. H. KIM and J. W. MORRIS, Jr.: Metall. Trans., 14A (1983) 9, pp. 1883~1888)

水素脆化した高強度マルテンサイト鋼の粒内破壊は表

面的には擬へき開破壊であり、破面は {110} や {112} 面がしばしば見出されている。また、{110} 面は通常のラス粒界で小傾角境界面であるのに対し {112} 面は双晶関係による隣接境界面であり、{110} や {112} 面は変形や焼もどしによつて作られた亜粒界の境界面でもある。それゆえ、脆化した高強度鋼の粒内破壊はラスや亜粒界で起こりへき開破壊やすべり面でのデコーヒジョンによる破壊よりも、むしろ粒界破壊に類似していると思われる。

供試材は 5.5 Ni 低温構造用、商用鋼である。粒界破壊を起こさせないようにするため、800°C×1h、600°C×1h の焼入れ、焼もどしを行つた。標準シャルピー衝撃試験片に疲労予き裂を挿入し、1N H₂SO₄ 水溶液中で 100 mA/cm²×24h の陰極チャージを行い、その後、室温、空気中にて三点曲げでゆつくり破断した。破面は SEM、光顕の他に、破面上に Ni めつきを施してプロファイル・フラクトグラフィによる透過電顕観察によつて破壊面およびマイクロき裂の結晶方位を調べた。

見掛けの破壊モードは粒内の擬へき開破壊であり、マイクロファセットピットは {110} 面を示す六角形が見られた。プロファイル・フラクトグラフィによつて破壊は主に {110} 方位のラス粒界に沿つたマイクロき裂がリンク状に連結し、また平行なき裂がシェアによつてつながることを示した。さらに、ラスを横切るマイクロき裂は介在物やラス粒界の連結した短いステップ部分を起点として時々見られた。一方 {112} 擬へき開面は本研究の範囲内では見出せなかつた。これらの結果は 5.5 Ni 鋼の粒内擬へき開破壊はラス粒界の現象であることを示唆する。(中野恵司)

原子炉圧力容器鋼の延性-脆性遷移域におけるへき開発生の破面観察

(A.R. ROSENFELD, et al.: Metall. Trans., 14A(1983) 9, pp. 1934~1937)

A 508 鋼の 25 mm 厚コンパクトテンション試験片を延性-脆性遷移温度域の 22°C および 82°C で破断し、破面を観察した。そして、へき開破壊とその発生源などについて検討した。

全試験片 (12 個) は最大値に達する以前に不安定へき開破壊した。そのうち半数の試験片では破壊の前にいくらかの延性き裂の成長があつた。ほとんどの試験片には予き裂または延性き裂先端付近に明瞭なへき開発生源がみられた。へき開破面の大きさは一般にはフェライト粒数個の大きさであつた。

へき開発生源のうち約半数はフェライト粒内にあつた。この場合は MnS からへき開は発生していた。安定き裂が成長する 82°C での破壊ではこの破壊がよく起こつた。他の場合は発生源は粒界であつた。炭化物は観察されなかつたが、これは炭化物によつて引き起こされたものと思われる。

破壊靱性は予想されたように安定き裂長さの増加と共に増加した。22°C で試験した安定き裂が生じなかつた試験片の破壊靱性はへき開発生源と予き裂先端との距離が増すにつれて増加するように思われる。このことは引張応力がある臨界値に達したときへき開破壊が起こるとする考え方と矛盾しない。しかしへき開発生源の位置は簡単なマイクロ組織的な解釈では説明できなかつた。その位置はき裂先端から 0~2 mm の距離にばらついていた。

観察結果から、へき開発生源または弱点 (weak spot) には別のマイクロ的な特性がもつと重要であることが示唆される。一つの仮の示唆としてはこれは同じ前オーステナイト粒の中にあり、ちょうど都合のよい同じ方位のへき開面をもつフェライト粒の集まりかもしれない。また弱点は偏析帯と関係があるかもしれない。へき開を引き起こす現象や、破壊靱性のばらつきを理解するには更にこの弱点の特性を調べる必要がある。(安中 嵩)