

抄 録

—製 銑—

高炉の内張の損耗に関する研究と管理

(I. G. POLOVCHENKO, et alii: Stal, (1960) No. 9, 769~774)

ドゼルジンスキー名称工場では高炉炉底に使用せるカーボンブロックの損耗状態を研究するため、新設もしくは大修理の炉において150~100mCの強度の放射性インディケーターを大量に埋込み、直接の放射能測定および銑鉄サンプルの測定を行なつた。その結果によると炉の中心軸に沿つた炉底の上部層は操業開始の当初に激しく侵食を受けるが、この場合カーボンブロックとシャモット煉瓦の寿命は大体同一である。併し下部層になると周辺部からの冷却効果により熱が放射状に放散されるため、カーボンの方が消耗し難い。したがつて炉の寿命にとつて周辺よりの冷却および炉底下方からの冷却がきわめて効果的であることが判る。

然し炉底に放射性同位元素を埋込む方法は従来の検知方式では壁厚が大きいため強大な放射能を使用する必要があり、危険性、銑鉄の汚染などの問題があるばかりでなく、溶銑の混合が不均一であるため、必ずしも正確なデータを与えとは限らない。

そこで当工場では30mC以下の同位元素を、炉の中心軸上基礎から一定の距離の処に埋込み、その400~500mm下方にガイドパイプを挿入して置いて、その中に小型の計器を付けた水冷式ゾンデを設けて測定を行なつた。

この方法はきわめて安全かつ容易で、これによれば溶銑が冷却や基礎に接近する瞬間をも知ることができる。

(長井 保)

水力学的モデルによる羽口前で運動する原料の研究

(V. G. MANCHINSKY, and A. F. ZAITSEV: Stal, (1960), No. 9, 774~779)

高炉の羽口前における原料運動域の大きさ、形状に対するいろいろの要因の影響を研究するため、内容積1300m³の代表的高炉の下部を1/20の縮尺で再現せる水力学的モデルを作製し、その羽口から水を流入させて内部に詰めた陶土片の分布密度に変化を起させ、その状況を電氣的探針法を用いて調査した。

それによると水量の増加によつて運動域は羽口軸に垂直な方向に伸張されるが、深さ方向の伸びは遅滞される。またその水平断面は楕円形をなし、水量が一定値に達した後はその長軸と短軸の比が一定となり、それ以後は水量に無関係となる。羽口軸をとる垂直断面も楕円に近い形状を示し水量が少なければその長軸は羽口軸に平行であるが、水量の増大に伴ない漸次円形となりその後ふたたび楕円となり、その場合の長軸は羽口軸に垂直である。

この楕円体の中心は羽口軸をとる垂直面内にあつて、水量変化とともに羽口軸に対して45°の傾斜をなす

直線に沿つて移動する。

水量一定の場合、羽口径が小さくなると運動域は水平方向にも垂直方向にも拡張され、また楕円形羽口では円形の場合よりも羽口軸方向および軸の下方へ運動域が拡張されてその容積が拡大される。

数本の羽口から同時に流水した場合は、相互作用によつて羽口間の部分がぐずぐずにされるため単独羽口の場合よりも少ない水量で同一容積の運動域を作ることができる。この場合水量が少ない内は各羽口の運動域がそれぞれ独立して存在するが、ある一定量を越えると連絡路が形成されて連結される。運動する原料の占める空間が近似的に楕円面と考えるならば、隣接運動域の接触する瞬間における運動域の深さは計算によつて求めることができる。この方法で計算せる値は実際高炉に対してきわめてよく一致することからして、逆に隣接運動域の連絡が証明できる。

このモデル実験で最大の問題は、実際高炉の場合とレイノルズ数を同一にできないことであるが、研究の結果によると、羽口軸に平行な方向における運動域に関してはレイノルズ数が無関係であり、さらに熱的影響も無視し得ることよりして、これらのモデル実験の結果を高炉に適用できることが判つた。

ついで以上の研究および羽口前におけるガスの研究よりこの運動域と燃焼帯の関係についても考察を行なつた。

(長井 保)

非焼成ペレットによる製銑実験

(NORWOOD B. ROYER: Blast Furn, & Steel Plant., 48 (1960) No. 12, 1265~1270)

粉銑は溶銑炉に装入する前に焼結、ペレタイジング、団銑法などによる予備処理が必要である。ペレットを使用する場合には、十分な強度を持たせるために焼成して硬化させ、通常t当り1ドル程度の費用を要する。本報告はタコナイト精銑の経済的利用を行なうために、実験用溶銑炉に生ペレットを装入、直接製銑を試みた試験について述べたものである。

試験用ペレットは直径64inのパンタイプペレタイザーにより製造した。タコナイト精銑に対し、粘結剤として約1%のベントナイトを加えてある。実験炉への生ペレットの装入は他の材料と同様スキップにより行なつた。

実験用溶銑炉は湯溜部で直径45in羽口からストックラインまでの高さ21ft-4inである。試験操業は焼結銑で開始し、その後これをしだいに生ペレットで置き換えていつた。全ペレット操業に達したのは11日目で、媒溶剤の調整により銑滓塩基度は0.95~1.10に保持し、送風量は825ft³/mn、衝風温度は銑鉄中Si, S含有量により調整しながら操業した。

操業結果をまとめてみると、銑鉄S含有量は生ペレット20~45%配合時に低く、この時の銑滓塩基度は1.03~1.10であり、S含有の高いのは銑滓塩基度の低いと

きであつた。熱精算の結果、生ペレット配合による差異はカーボンソリユーションによる熱損失、炉頂ガス顕熱、水分含有量などの増大等々であり、生産速度は 100% 生ペレット操業の場合は、100% 焼結鉱装入時に比し約 3.3% の低下を示した。排ガス中ダストは装入ペレットの約 1.5% で、通常の鉱石装入の場合と同程度、生ペレットは装入時に破砕されていないことを示している。

実際の溶鉱炉に装入する場合と同じ状況でペレットの破砕について調査した結果、3% ベントナイト配合ペレットでマイナス 8 メッシュになるものは 5%、2% ベントナイト配合の場合に 17% であつた。

以上の試験により、タコナイト生ペレットを直接溶鉱炉に装入した場合、破砕はわずかで、通気度の低下は認められず、実験炉においては十分製鉄可能なことが明らかになつた。特別な現象は認められず、コークス比も焼結鉱の場合と同じであつたが、生産量は約 4% の低下を示した。これは装入原料中金属分の低下に起因するものと思われる。

(河合重徳)

—加工—

鋼板の深絞り性に影響する要因

(R. L. WHITELEY: Blast Furn. & Steel Plant., 48 (1960) No. 12, p. 1245~1250)

現在鋼板の生産量は非常に多く、その約半分は深絞りその他の加工により成形されるので、その被加工性は非常に重要なものである。本稿は深絞りに影響を与える要因について述べている。

深絞り加工時の状況は、絞り深さおよび素材の変形過程すなわち引伸ばし変形 (stretching) と絞り変形 (drawing) の関係により定義することができる。stretching はポンチの接する部分で生ずる変形であり、drawing はポンチに接しない部分のみの変形である。実際の加工時には、この両者が複合して生ずる。punch-stretching の限度は、素材の necking により決定され、このときに最大荷重、最大変形に達する。一方 die-drawing の場合には、素材が全部ダイスを通過してしまつたときが終りで、最大深さは素材の大きさにより決定され、最大荷重は加工の比較的初期に生ずる。stretching, drawing における最大荷重 (L_s , L_d) および最大深さ (D_s , D_d) により実際の状況が明かにされる。

$L_d < L_s$ の場合には、素材の大きさの広い範囲で自由に絞ることが可能であるが、 $L_d > L_s$ になると素材は最終には necking を生ずる。したがって最大深絞り深さは L_d/L_s により顕著な変化を生じ、工具の形状、潤滑法、プレス方法により影響を受け、素材材質によつてはほとんど影響を受けない。他方 D_s , D_d は材質によつて決定されるものである。

深絞りを改善するためには D_s , D_d を大きくすることが必要である。ポンチ表面での引伸ばし変形は、単純な引張における伸びに関係するもので、換言すれば D_s は靱性と密接な関連を有する。しかし良好な深絞りは靱性のみではなく、素材の塑性異方性とも関係が深い。

塑性異方性 (plastic anisotropy) は板の引張試験を行なつたときの巾方向と厚方向の歪の比 ($R = \epsilon_w / \epsilon_t$) で求められる。

塑性異方性は圧延面内で方向により強度が異なること、圧延面に平行な方向と直角な方向とで強度が異なることなどに起因する。深絞りはとくに後者と関係が深い。この異方性は各方向についての $R = \epsilon_w / \epsilon_t$ を平均して求めることができ、この値が大きいほど強度の深絞り (素材径と深絞り後の径の比が大きい) が可能である。 D_s は素材の伸びと関連づけることができるが、 R の平均値は D_d と対応させることができる。

Al キルド鋼の方が一般に深絞りが良好であるが、これはリムド鋼の場合に比べ R が大きいことによると思われる。 R に対しては結晶組織の影響が大で、これについてさらに検討する必要がある。(河合重徳)

—性 質—

オーステナイト系不銹鋼の応力腐食割れにおよぼす金相学的因子 (H. H. UHLIG & R. A. WHITE: Trans Amer. Soc. Metals, 52 (1960) 830~847)

オーステナイト系不銹鋼の粒界腐食については今までにかなり十分に解明されているが、応力腐食割れによる粒内破壊に関してはまだ十分な研究がなされていない。そこで 18Cr-8Ni 不銹鋼 (組織は高温よりの焼入あるいは冷間加工により一部フェライトを含む) および 20Cr-20Ni 不銹鋼 (焼入あるいは冷間加工されても全部オーステナイト組織を呈す) を中心として、実験のために溶製した純度の高いもの、市販の純度の低いものおよびこれらに添加元素を加えたものを試料として 42% $MgCl_2$ 溶液 (温度 154°C) 中における応力腐食割れについての実験を行なつた。

その結果、18Cr-8Ni 不銹鋼では C および N の含有量が低いと 200~260 h でも割れが生じない。ところが市販の 304 型不銹鋼は 0.2~1.4 h で割れが生じた。安定なオーステナイト組織をもつ 20Cr-20Ni 不銹鋼でも N の含有量が十分低ければ (約 0.002% 以下) 同様に安定性を示す。しかし C は 18-8 不銹鋼とは逆に割れに対する抵抗性を与える。

低 N, C の 18-8 不銹鋼に Nb を添加すると 1050°C からの焼入で γ 相を安定にする。そして焼入れたまゝの状態では割れに対して敏感である。一方 Ti は γ 相を安定化しないし、割れに対する感受性も増さない。しかし市販の 304, 321, 347 型不銹鋼に Ti あるいは Nb を添加して再溶解したものでは割れ感受性に何らの影響も見られなかつた。Si は 18-8 不銹鋼および再溶解した市販の 25-20 不銹鋼 (310 型) の割れ抵抗を増大する。Co, B も同様に有効である。

以上のような結果から次のように結論できる。 α 相の 18-8 不銹鋼はその α 相が焼入による変態によつて生じたものであつても、室温あるいは室温以下の温度における冷間加工によつて生じたものであつても、応力腐食割れに対して比較的大きい抵抗性を有する。一方の γ 相が N, C, Nb などによつて安定化された 18-8 オーステナイト不銹鋼は割れに対する感受性が大きい。割れの機構としては塑性変形によつて割れ感受性の行程 (crack sensitive path) が大きくなることが考えられ、特に N は転位のような格子欠陥へ拡散してその効果を大きくするものようである。

このように不純物や化学組成を制御することによつて割れに対する感受性が変化するという事は、オーステナイト系不銹鋼の応力腐食割れの問題が金相学的に追求することによつて解決できるであろうという考えをいだかせるものである。(中島宏興)

グレープ・フルーツ・ジュースその他のジュース中に於けるブリキ板の促進腐食試験

(P. R. CARTER & T. J. BUTLER: Corrosion, Feb. (1961), 94~98)

ブリキ罐内面の腐食作用を調べるため種々の促進試験が行われているが殆んどが内容物に合成したものをを用いているため、実罐試験結果との関連性はあく迄も実験的なものである。KAMM その他が最近考案した ATC テスト (Alloy-tin couple test) はクエン酸酸性を示す製品中でのブリキ板の耐食性を判定する有力な促進試験である。ATC テストは一方に表面の錫を除いて合金層を露せしめたブリキ板を用い、かつ錫板の陽極と組み合わせたものを目的の果汁等の液中に浸して、微小抵抗に流れた ATC 電流値をよみとるものである。この電流値は実際にパックした場合のブリキ材寿命と良い相関を示す。すなわちこの電流値が小なるものは実際に良い成績を示し、大なる場合悪い結果を示すことが知られている。

本研究では種々の合金層厚みをもつブリキ板試料を用いて、グレープ、パインアップル、トマト、あんずの各ジュースに Sn^{++} を 100ppm 含む液を調整しこの中へ電極対を浸して試験をした。

この結果、ATC 電流は FeSn_2 合金の重量が増すに従い減少する。この合金が 30% 位迄の空孔率を有するとすれば、合金層厚みと ATC 電流値の関係は鋼素地が合金によつて単にマスクされているとして説明出来る。グレープ・フルーツ・ジュース、パインアップル・ジュース、トマト・ジュースにつき各々 ATC テストを行うと大体同程度の結果が得られるが、あんず・ジュースでは異つた結果になる。これは別紙に述べられているようにこの中では腐食機構が異つていることが原因すると考えられる。

更に研究を要することは、(1) グレープ・フルーツ・ジュースで合金層の厚さを増しても ATC 電流の減少度が小さいこと。(2) 実際のグレープ・フルーツ・ジュースパックの寿命を ATC 電流の測定値と正確に推測した露出合金面積値でもつて算出するのは困難であること。(3) 与えられたブリキ板のロットでいろいろの液体に対してパックの寿命はすべて異なつているにも拘わらず、ATC 電流値の差は比較的小さいことである。

(安藤卓雄)

—物理冶金—

Fe-Cr 合金の拡散定数について

(T. HEUMANN und H. BÖHMER: Arch Eisenhüttenw. 31 (1960) Heft. 12, 749~755)

Cr 原子% 0~22 の Cr-Fe 合金について Cr と Fe の拡散定数を測定した。

純度 99.98% の Fe および同程度に純度の高い Fe-Cr 合金を真空中で熔解、鑄造して試料とした。二つの試料を密接に接触させるため、Fe-Cr 合金面に厚さ 30

μ の Fe の薄膜を電解的に生成せしめ、真空中で加熱して H_2 を除去した後、 10 kg/cm^2 の力を加えて両試料を密着せしめた。これをアルゴン雰囲気中で $800\sim 1500^\circ\text{C}$ の各温度に保持して拡散を進行させた後、密着面に平行に試料を削つて分析試料を採取し、Cr 濃度を求めた。この結果は距離と Cr 濃度との関係として図示されこれから、つぎの式

$$D(c) = -\frac{1}{2t} \cdot \frac{dx}{dc} \int_0^c xdc$$

によつて拡散定数を計算した。ここに、 $D(c)$ は拡散定数、 c は Cr 濃度、 x は拡散方向にとつた距離、 t は拡散の時間である。 α 固溶体を生成する温度における $D(c)$ を Cr 濃度に対して図示した曲線から、 $0\sim 10\%$ Cr の範囲では Cr の増加とともに拡散定数は約 30% 減少し、10% Cr 以上のときは Cr 濃度に無関係に $D(c)$ はほぼ一定値をとることがわかる。この領域に対してはつぎの式が成り立つ。

$$D_\alpha = 1.48e^{-\frac{54,900}{RT}} \text{ cm}^2/\text{s}$$

γ 固液体に対しては同様に、

$$D_\gamma = 7.1 \times 10^{-5} e^{-\frac{40,600}{RT}} \text{ cm}^2/\text{s}$$

γ 固溶体中での拡散定数は、 α 固溶体中での値に比較して $1/100$ 程度であり、これは、一般に γ 固溶体の方が不活性であることと符合している。またこの事実から γ 固溶体における実験では限界拡散の影響が心配されるが、それについても考察が加えられている。

Cr と Fe の単独の拡散定数については、両者の間に大差のないことが、試料に空孔やくびれを生じないことから推測されるが、実際に求められた値によれば、 $D_{\text{Cr}}: D_{\text{Fe}} = 1.5$ であつた。

Al は Cr に比較してはるかに大きな速度で拡散するが、この Al の共存は D_{Cr} をわずかに上昇させる。

(山下桂一)

—分析—

鉄鋼および鉄系磁石中のニッケルの新迅速定量法

(C. L. LUKE: Anal. Chem. 33 (1961) No. 1, 96~98)

これはクエン酸を含むアルカリ性溶液から Ni を Hexamminoperchlorate として沈殿させ Fe その他から分離したのち、従来の KCN 滴定法によつて定量するものである。この分離法では通常 10mg 以上の Ni が分離されるが、冷却時間をのばすことによつて最低 6mg までの Ni を定量的に沈殿させることができる。しかしそれ以下は完全に沈殿しない。

試料中に共存する Cu, Zn, Mn^{2+} および Co の一部は Ni に伴つて共沈するが、この内 KCN 滴定の妨害となるのは Cu と Co だけである。ただし、Mn と Co はクエン酸を含む NH_4OH 性溶液において H_2O_2 を加えて酸化することによつて、沈殿の生成を防止することができる。この方法によつて試料中 3mg までの Co の共存は妨害とならない。Cu は試料中 0.5mg までの共存が許されるにすぎないが、幸い鋼および磁石鋼中 (以下 646 ページにつづく)