

抄 録

—原 料—

コークス，塊成鉱層状充填層内の空隙分布
(V. STANĚK and V. KALOUSEK: Arch. Eisenhüttenwes., 54 (1983) 4, pp. 133~137)

鉱石，コークスのように異なる粒径からなる層状充填層では層境界で両層が混合し，空隙率の低下を生ずる。このため，各層ごとの平均的な圧力損失の他に，見掛上の「界面圧力損失」が発生する。界面圧力損失 $\Delta P_{\text{interf}}^{\text{excess}}$ は ERGUN 式と同じ形で (1) 式で表わされる。

$$\Delta P_{\text{interf}}^{\text{excess}} = 150\mu E_1 V / d_o + 1.75\rho E_2 V^2 \dots\dots\dots (1)$$

ただし，

$$E_1 = (1/d_o) \int_{h_{\text{ref}}}^{h_{\text{interf}}} \left(\frac{(1-\epsilon)^2}{\epsilon^3} - \frac{(1-\epsilon_{\text{id}})^2}{\epsilon_{\text{id}}^3} \right) \dots (2)$$

$$E_2 = (1/d_o) \int_{h_{\text{ref}}}^{h_{\text{interf}}} \left(\frac{(1-\epsilon)}{\epsilon^3} - \frac{(1-\epsilon_{\text{id}})}{\epsilon_{\text{id}}^3} \right) \dots (3)$$

(2)，(3)式から E_1 ， E_2 を求めるためには，層内の空隙率分布を知る必要がある。

空隙率分布の測定は円筒 (247mmφ) 内に試料を装入，円筒下部より一定量のエタノールを注入したときの液面の変化を測定することにより行つた。種々の粒径の組み合わせで空隙率の測定を行い， E_1 ， E_2 を (2)，(3)式から求めた。 E_1 ， E_2 はそれぞれ粒径比 (上層粒径 d_t /下層粒径 d_b) の関数として整理することができた。

($d_t/d_b < 1$ の場合には， $E_1 = (d_t/d_b)^{-1.859} - 1$ ， $E_2 = (d_t/d_b)^{-1.639} - 1$ ，また，($d_t/d_b > 1$ の場合には， $E_1 = 0.3121 (d_t/d_b)^{2.6475} - 1$ ， $E_2 = 0.1825 (d_t/d_b)^{2.7915} - 1$ を得た。小粒子上に大粒子を装入した場合，($d_t/d_b \geq 1$) 近傍では粒子間の浸透がおこらないため， $E_1 \approx 0$ ， $E_2 = 0$ となる。すなわち，界面圧力損失を生ずるには，両層の粒径差が相互の粒子が浸透できる程度にあることが必要である。

(武田幹治)

自溶性焼結鉱の鉱物組織

(S. M. AHSAN, et al.: Ironmaking Steelmaking, 10 (1983) 2, pp. 54~64)

今や高炉の制御は装入物の物理的，化学的性質の制御と言つても過言ではないが，装入原料の大部分を占める焼結鉱の鉱物組織についての理解は十分とは言えない。

本論文は塩基度 1.98，2.44 の 2 種類の生産焼結鉱を用い，光学顕微鏡，EPMA，SEM，透過電子顕微鏡などによる測定から，高塩基度焼結鉱組織の特徴について検討した。

融液から析出した酸化鉄は元鉱の成分と異つており，マグネタイトの場合は Mn，Ca，Mg が多く，Al，Si も鉱石より多い。また，ヘマタイトでは Ti，Mg が鉱石より少なく，Al，Ca が増加する。

カルシュームフェライトはマグネタイトの規則格子の鉄原子が Al，Si，Ca で置換されたものと考えられ，広い化学組成範囲をもつており，その化学組成によつて形状が異なる。カルシュームフェライトの主な形状には針状，短冊状，デンドライト状があり，これらは Fe 含有

量が高く Fe/Ca (原子比) 3 以上であり，針状では Ca が高く，Al が低い，短冊状では Ca が低く，Al が高い。また，共晶のカルシュームフェライトは $\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ に，シリケート中に析出したものは $2\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$ に対応する。

塩基度の高い焼結鉱でもシリケートは 10% 以上ある。この相は細かく，ガラス質か結晶かの判定が難しい。シリケート中の Si 含有量はあまり変化しないが，Fe と Ca は広範囲に変動し，Fe 含有量が最も低いものは大略 $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ の組成となつている。

また，焼結鉱のマイクロクラックは大部分が未溶融鉱石の粒子，とくに部分的に変態が進行した所に多く見出され，未溶融鉱石の多い焼結鉱ではクラックが多い。

(児玉琢磨)

—製 鉄—

固体燃料からの発生ガスの高炉吹き込みの効果

(I. G. TOVAROVSKII, et al.: Steel USSR, 12 (1982) 6, pp. 239~244)

高炉操業において，豊富な低級石炭の利用や，燃料事情に合わせた操業幅の拡大が要求されている。羽口への燃料 (気体，液体，固体) 吹き込みによるコークス消費量の低下は，①燃焼帯での反応量制御の困難さ，②炭化水素源の不足，により制限される。本論文では，固体燃料によるガス製造プラントから発生する還元ガスを，高炉に吹き込んだ時の高炉操業変化をシュミレートし，実操業への適用の可否を検討した。

ガス製造プラントへの送風ガスを，①大気，②水蒸気-大気，③水蒸気-酸素，④水蒸気，の 4 ケースに分け，発生する還元ガス成分濃度とその温度を変化させて，計算を行つた。

その結果として，以下の 3 項目の内容が得られた。

(1) 大気，水蒸気-大気のケースでは，1200°C ~ 1500°C の発生ガス 100 m³/t-pig ごとの吹き込みで，コークス消費量は 9~26 kg/t-pig 低下する。水蒸気-酸素のケースでは，間接還元率の増加が大きく，25~40 kg/t-pig 低下する。

(2) 大気，水蒸気-大気のケースでは，発生ガス温度が 600°C 以下になると，発生ガスの顕熱が小さいために，間接還元率の増加にかかわらずコークス消費量は低下しない。

(3) 常温ガス吹き込みによるコークス消費量低下は，ガスが還元ガス成分だけの場合に可能で，コークス置換率は，操業条件で幅はあるが，ほぼ 1 m³ 吹き込みにつき CO で 0.2 kg/m³，H₂ で 0.25 kg/m³ になる。600°C の水蒸気-酸素の場合は，0.18 kg/m³ 程度になる。

実操業に際しては，各種固体燃料が利用でき，発生ガス成分・温度の制御が可能な設備が必要となる。その場合，送風ガスを昇温する設備が不要な，常温酸素と発生

ガスを用いた操業形式が最も有利であり、現存する熱風ラインと天然ガスラインを利用できる。(高島暢宏)

一 性 質 一

AISI 4140 と 4340 のき裂伝ば停止靱性

(E. J. RIPLING, et al.: Metall. Trans., 13A (1982) 4, pp. 657~664)

AISI 4140 や 4130 は急激な荷重が加わる部品にしばしば用いられる。このような負荷条件下での材料の破壊じん性を知るために、手近かな測定方法としてき裂伝ば停止試験 (MRL 型・コンパクト試験) を採用し、上記の 2 鋼種の材料について、強度レベルを 965~1 240 MPa に変えて、試験温度は使用条件に即した $-54 \sim +74^\circ\text{C}$ の間で、き裂伝ば停止靱性 (K_a) を求めた。同時に静的破壊じん性 (K_c , K_{Ic}) も求めた。

き裂伝ば停止試験は、厚さ 25.4 mm で、幅×長さの寸法を 150×150, 100×100 および 64×69 の 3 種に変えて試験した。試験値は 3 種の試験片においてほぼ同じ値が得られた。き裂伝ば停止靱性試験では、得られた K_a が平面歪み状態の値であるかどうかの判定基準が確立されていないが、判定条件 $B \geq 1.25 [K_a / (\sigma_{ys} + \sigma_0)]^2$ (B : 試験片厚さ, σ_{ys} : 静的引張試験における耐力, σ_0 : 207 MPa) を用いることによつて判定することができた。その結果、本試験での K_a はすべて平面歪み状態の値であつた。一方静的破壊じん性 (K_c) は半数ほどが平面歪み状態であつた。

K_a は鋼種、耐力および試験温度に依存性を示す。同一耐力レベルでは 4340 の K_a は 4140 のそれに比べて 2 倍の値を示した。また低目の耐力レベル材 (965 MPa) と高目の耐力レベル材 (1 240 MPa) とで K_a を比較すると、 -53°C における 4340 材では前者が後者の 2 倍の値を示し、室温における 4140 材では前者が後者の 3 倍の値を示した。

K_a は K_c に比べて温度に対する遷移現象が著しく現われ、 K_a が下部棚から上部棚に移行するにしたがつて、これに相応して破面もへき開からディンプルに移行した。

低目の耐力レベル材で高温域の試験では K_a が高くなつてポップイン現象は見られなかつた。一方高目の耐力レベル材で低温域の試験ではポップイン現象がみられた。(重松石削)

クリーブによる界面でのき裂およびキャビティの生成 (M. H. YOO and H. TRINKAUS: Metall. Trans., 14A (1983) 4, pp. 547~561)

温度 ($0.4 \sim 0.7$) T_m , 応力 ($10^{-4} \sim 10^{-3}$) μ (T_m ; 融点, μ ; 横弾性係数) の条件下でクリーブ変形中に形成される微小き裂およびキャビティを、主として粒界およびキャビティ表面への固溶原子の偏析と関連させて概観する。

キャビティや微小き裂は応力集中が起こるような粒界三重点, 粒界棚, 双晶境界や介在物の存在する幾何学的に不規則な粒界に形成される。このうち、粒界三重点および粒界介在物で起こる応力集中の大きさなどをコープルクリーブ状態および定常べき数則クリーブ状態下で解析した。一般的に、応力集中の大きさは幾何学的要因

(例えば粒界すべり面の長さなど) に依存するのに対して、応力集中部の応力変化は主として界面に沿つた物質移動に依存しており、界面での拡散が固溶原子の偏析の影響を受けるように応力集中の時間変化は固溶原子の偏析の影響を受ける。応力集中は微小き裂およびキャビティの生成を増大させる。

次に熱活性化過程によらない微小き裂の生成および熱活性化過程に関係するキャビティの生成を議論した。微小き裂の生成に関してはエネルギー論および力学的立場から検討した。微小き裂の生成に対して固溶原子の偏析はエネルギー論的にみると粒界の結合エネルギーとき裂先端からの転位放出 (き裂先端の局部降伏) によるエネルギー消耗とに関連し、力学的にみると粒界および体拡散係数に関連していた。熱活性化過程により生成するキャビティについては、エネルギー論的立場から界面の役割、固溶原子の偏析効果を検討するとともに、力学的観点からキャビティ生成のための潜伏時間、応力効果、固溶原子の偏析効果、多成分因子効果を議論した。表面および界面への固溶原子の偏析はキャビティ生成のための臨界寸法を減少させ、キャビティ生成速度を増加させる。また粒界への偏析は粒界拡散を遅延させてクリープキャビティに対する抵抗を高めることもある (例えば Ni 基合金における Zr および B)。

微小き裂やキャビティの実験手法として、各種の方法を検討した中から、小角中性子散乱 (SANS) が解像力などの点から有望であると考えられる。(八木晃一)

一 物 理 冶 金 一

AISI 310 及び 316 鋼における σ 相析出の速度論

(J. BARCIK: Metall. Trans., 14A (1983) 4, pp. 635~641)

Cr-Ni 系オーステナイトステンレス鋼における σ 相析出を速度論式により表すことを目的に、C 及び Si 量を変えた 310 鋼と Ti で安定化させた 316 鋼について、873~1 173 K の温度範囲で 1 万 h までの等温加熱を行い、 σ 相析出挙動を調べた。 σ 相の析出量は電解抽出法により定量測定を行つた。

310 鋼においては、未固溶の $M_{23}C_6$ は σ 相析出の核となり、析出を促進する。そのため、C 量の多い 310 鋼は少ないものに比べて未固溶 $M_{23}C_6$ が多く、 σ 相の析出が促進されている。また Ti を含む 316 鋼は、TiC の析出によりフェライト相が生じるため、通常の 316 鋼より σ 相の析出が早い。

特定の加熱時間における σ 相の析出速度のアレニウスプロットは直線性を示しており、この傾きから σ 相析出過程の活性化エネルギー (Q) を求めた。310 鋼の短時間加熱時の Q は粒界拡散の活性化エネルギーに、長時間加熱時の Q は体積拡散のそれに近い値を示した。このことは、 σ 相の析出は初期には粒界に、その後は粒内に析出することと対応している。Ti を含む 316 鋼の Q の値はフェライト中の Mo 及び Cr の拡散の活性化エネルギーに近い値であつた。

また σ 相の析出の進行を JOHNSON-MEHL の式で整理した。同式の時間指数 n の値は、CAHN や HAM による (以下 144 ページへ)