

抄 録

— 原 料 —

焼結鉍の還元崩壊

(K. GREBE: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 20, p. 1098 ~ 1104)

焼結鉍で操業する高炉に対して、焼結鉍の崩壊はその通気を妨げ、生産性に悪影響をあたえる。このため試験鍋で製造した焼結鉍の崩壊について、おもに塩基度、Fe の量、および試験法の影響を調査した。

塩基度が最大 2.0 となるように配合したドロマイトおよび石灰石焼結鉍、さらに塩基度 1.0 および 1.2 のものについては高炉スラグ (CaO 40%, SiO₂ 34.4%, Al₂O₃ 11.2%, MgO 8.8%) を 30% まで添加した焼結鉍を用いた。試験条件は、ガス組成 CO 24%, CO₂ 16%, N₂ 60%, 還元温度 500°C, 還元時間 60 min とし (1) 荷重をかけない方法, (2) 0.4 kg/cm² の荷重をかける方法, (3) 回転バレル中で還元する方法, およびそのほかの 2, 3 の実験を行なった。

ドロマイト焼結鉍、石灰石焼結鉍ともに還元前トロノメル強度 (<6.3 mm%) は塩基度 0.8~1.2 で最低となり、スラグを添加すれば強度は上昇する。スラグを添加しない焼結鉍の崩壊試験 (<6.3 mm%) ではドロマイト焼結鉍、石灰石焼結鉍ともに 0.8~1.2 の“自溶性”領域でもつとも崩壊しやすく、その値は 80% にも達する。スラグを添加した試料では、はつきりした傾向が示されず、添加量を増加させても崩壊の程度は改良されないようである。崩壊試験の結果は焼結鉍を製造してから試験するまでの貯蔵時間により変わり、とくに 0.8~1.2 の中間塩基度でその影響が大きい。また篩の方法によっても若干異なる。(1)(2)(3) の各試験法の間にはそれぞれ相関があり、この中でも (3) の試験法がもつとも苛酷な試験である。また崩壊試験とトロノメル強度試験の結果の間にも相関がみられた。同じ試料を N₂ 雰囲気と同様な熱処理をしても崩壊しなかつた。(森 徳明)

— 燃料および熱 —

連続鑄造鋼の再熱

(F. A. FRANKLIN, B. LANNING and B. McARTHUR: Iron Steel Eng., 45 (1968) 9, p. 67~83)

板用スラブは比較的少量注文のために、希望する幅、厚さ、長さがかかなり変化し、複雑である。しかも最近の急速な発展に際して再熱機構を再検討する必要性が生じた連続鋼に良好な表面状況を持たせるためには再熱中に脆いスケールを増長させ、それとともに除去する。またエネルギー保存の意味からできるだけ早く炉に入れることである。そのため全プロセスをできるだけ連続的に行なうためにスケジュールが問題になる。加熱用ガスは予熱ガスと含めさせた高炉ガスのような lean fuel がよく、低温度、大容量のため burning, washing, 過熱などが無い。ガスは材料の上下から出、材料の移動は walking beam 機構による。炉の下部に 3 コの蓄熱室を持つてお

り、3~4 min 間で交互に変更する。スラブが平均 1700°F で送られるならば、炉での加熱時間は 75 min である。冷塊の場合はコークス炉ガスや天然ガスのような rich ガスが入られる。

Roller hearth 型炉を採用することによつて、従来の pusher 型と異なつて、スキットレールなど均一な加熱ができる。表面欠陥を最小にし、加熱時間を短縮でき、また圧延の遅れ、スケジュールの変化に対する適応性大である。walking beam 炉は現在使用されている再熱炉・圧延機によりよくマッチするもので、スラブの再熱の目的ばかりでなく、ピレットの再熱にも好都合である。

スラブ加熱のためにデザインされた誘導加熱炉で、スラブの重量はスラブ支柱にかけられ、ホイストでスラブを持ち上げる。誘導コイルは耐火ライニングによつてスラブから絶縁されている。スラブの温度は 2 の接触型熱電対を使って正確に制御されている。最初スラブは高電力を持つ加熱炉に入れ、次に低い電力を持つ加熱炉に入れ、最後にさらに低電力の加熱炉に入れる。スラブの移動は簡単な移動カー・システムで運搬される。エネルギー・コストは燃料燃焼炉の 2 1/2~3 倍になる。しかしながら経済性は連鑄・誘導加熱・コンピューター・コントロールなどから考えねばならない。連鑄と直接圧延に使用されるならば、残存熱から約 \$100/t の節約となる。またスケールロス は 1/2 になり、操業が 1 人で済むため省力になる。

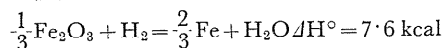
以上の連続鑄造鋼塊再熱の問題について種々の議論を行なった。(堀口義弘)

— 製 銑 —

水素による緻密ヘマタイトペレットの還元速度

(A. K. LAHIRI: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 9, p. 925~929)

緻密なヘマタイトペレットを水素で還元すると次式のような吸熱反応がおこる。



それゆえに反応界面における温度はバルク層の温度よりも低く、熱はバルク層から反応界面へと移動する。

この熱流における抵抗にはガス境膜抵抗と多孔質金属鉄層抵抗の 2 つが考えられ、著者はこれらの熱移動抵抗を考慮した還元反応の一般速度式を導いた。

バルク層からペレットの外表面までの熱流は次式によつて与えられる。

$$\dot{n}_0 \Delta H = 4\pi R^2 h (T_b - T_i) \dots\dots\dots ①$$

ここで h はガス境膜内の熱移動係数である。

またペレットの外表面から反応界面までの熱流は次のようになる。

$$-\dot{n}_0 \Delta H = \frac{4\pi r' R}{R - r'} K_{Fe} (T_i - T_r) \dots\dots\dots ②$$

ここで K_{Fe} は多孔質金属鉄層内の熱伝導度である。

①式と②式の熱移動が定常的に進行するとして次式が

導びかれる。

$$\dot{n}_0 = \frac{Tb - Tr}{\alpha} \dots\dots\dots (3)$$

この③式と物質移動からの反応速度

$$-\dot{n}_0 = \frac{Cb^{H_2} - Cb^{H_2O}/K_e}{\beta},$$

および酸素移動速度 $\dot{n}_0 = 4\pi r'^2 \rho_0 dr'/dt$ より次のような一般速度式を導いた。

$$t = \frac{\rho_0}{Cb^{H_2} - Cb^{H_2O}/K_e} \left[-A_1 \frac{r'^3}{3R^2} - A_2 \left(\frac{r'^2}{2} - \frac{r'^3}{3R} \right) - \frac{r'}{Kr} + A_3 \right] \dots\dots\dots (4)$$

ただし Kr は比反応速度定数である。

著者はこの④式から4つの異なったバルク温度 700°C, 800°C, 900°C, および 1000°C における比反応速度定数を1気圧における MCKEWAN の還元速度の値を使用して計算した。

またこの式を応用することによつて次の2つのことを結論とした。

(1) 反応温度はバルク温度よりも非常に低くそれゆえに比反応速度定数はバルク温度と相関しない。

(2) 可逆反応機構は水素の低分圧での還元速度において実験結果を予想することができる。(川崎正洋)

— 製 鋼 —

セミキルド鋼中における酸化物系介在物の形成

(E. FÖRSTER and H. NEUMANN: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968) 9, p. 645~649)

一定の酸素含有量約 0.012% 含むセミキルド鋼の介在物生成について述べている。凝固時に酸化物が形成されそれら非金属系介在物が鋼材の品質に影響をおよぼす。溶解は 20 t インゴットを用いそれぞれ異なる量のアルミニウムを添加しインゴット中において凝固にともない形成されるこまかな介在物について実験を行なっている。

また比較のためアルミニウムは加えずシリコン、マンガで脱酸した試料中の介在物についても考察している。

セミキルド鋼の表面欠陥の原因となるインゴットの表面近くに存在する酸化物系介在物の形成、およびインゴット中央部における介在物の生成機構については次のように考えられる。介在物生成時にはある程度の過飽和度が必要となるが凝固進行にともない溶質成分の濃縮によりそれらの条件は満たされ介在物が生成される。凝固前面において酸素量は増加し酸化物の核が形成され介在物核の成長が生じる。それにともない酸素量は減少しインゴット表面と平行に層状の介在物が形成される。介在物の生成に関して液体の界面張力の問題に対する P. KOZAKEVITCH の理論が適用できる。それを現在問題となづけている系に応用すれば係数 F は次のようになる。

$$F = \sigma_{ES} - \sigma_{OS} - \sigma_{EO}$$

σ_{ES} : 溶鉄とつば間の界面張力

σ_{OS} : 酸化物とつば間の界面張力

σ_{EO} : 溶鉄と酸化物間の界面張力

ここで $F > 0$ の時層状介在物が形成される。また $F < -\sigma_{OS}$ の場合介在物の形は球となる。30~40% SiO_2 を含

む MnO 系介在物の σ_{OS} は 200 erg/cm² から 1000 erg/cm² であり純粋な SiO_2 に対して M. L. TURPIN, J. F. ELLIOTT らは 1500 erg/cm² と見積つてゐる。表面欠陥の原因としては明らかに凝固時に形成されたと思われるインゴット表面近くに存在する層状の $FeO-MnO$ 介在物であると考えられる。シリコン量 0.04~0.05% の鋼は多くの SiO_2 を含むがしかしそれらは溶鉄に対する界面張力が高いので無害の小さな球状介在物となつて存在している。(奥村宏道)

スクラップ—鉱石法平炉における鉄鉱石装入物の溶解 (N. P. SEMENOV et al.: Izvestiya Vyssh, (1968) 7, p. 29~33)

平炉における装入鉄鉱石の溶解過程は脱炭およびスラグの酸化に大きな影響をおよぼす。この過程の直接観察と溶解期の脱炭速度が脈動する事実は鉄鉱石の溶解スラグ化速度が鋼浴の物理的状态に関係して脈動していることを示唆している。本研究では溶解期におけるこの過程の特性を解析した。対象は 900 t 平炉である。

鉄鉄注入後約 10 min で溶鉄中の Si 量はすでに低下している。したがって鉄鉱石 (12~14% SiO_2) の溶解速度はスラグ中の SiO_2 量の変化速度に対応する。そこで鉄鉱石のスラグ化速度 V_p は測定可能な諸値からつぎのようにして求めた: $(SiO_2) = 0.01 G_s \cdot (\%SiO_2)$ の時間による微分式 $d(SiO_2)/dt = 0.01 \{ (\%SiO_2) dG_s/dt + G_s \cdot d(\%SiO_2)/dt \}$ と $d(SiO_2)/dt = 0.01 V_p (\%SiO_2)_p$ とから $V_p = \{ V_s \cdot (\%SiO_2) + V (\%SiO_2) \cdot G_s \} / (\%SiO_2)_p$ 。ここで、 (SiO_2) はスラグ中の SiO_2 量、 $t (\%SiO_2)$ はその%, G_s は炉中の全スラグ量(t), $(\%SiO_2)_p$ は鉄鉱石中の SiO_2 含有率%, $V_s = dG_s/dt$, $V (\%SiO_2) = d(\%SiO_2)/dt$ である。なお G_s はストロンチウムの同位元素を用いてその放射能測定から計算した。計算の結果時間 t に対して V_p 曲線は振動する。これは浴上層における鉱石の溶解、還元反応による浴上層の温度低下、このために生ずる浴上下層間の温度差、またこのために生ずる浴の対流運動、の3つの要素の継起と環境によるものと考えられる。鉱石の溶解、還元反応による熱損失および浴の熱伝導率などの因子により V_p 曲線の脈動の特性が特徴づけられる。脱炭速度も時間に対して鉄鉱石の場合にほぼ対応して脈動する。また鉱石とともに添加されるスクラップも鉱石と類似の溶解挙動をするためにその稀釈作用も脈動する。これは脱炭作用をもたらず鉱石の溶解の脈動とともに脱炭速度に脈動をもたらず。(小林三郎)

ガスジェットと液体との相互作用

(V. N. GOLYATIN et al.: Izvestiya Akademii Nauk USSR, (1968) 4, p. 16~22)

酸素転炉において鋼浴がまだ CO ボイルを起こさない初期段階における反応ゾーンの特性と大きさに関する研究のため種々(単孔, 3孔, 4孔)のノズルを用いてモデル実験を行なつた。ジェット吹き付けによって生ずる液体の concave を支配する因子として無次元インパルス $I = i / \rho \cdot g \cdot h_n^3 \dots\dots\dots (1)$ を用いた。 i はジェットのインパルス(kg), ρ は液体の密度(kg·sec²/m⁴), h_n は静置状態におけるノズル先端と液面間の距離(m)。液体: 水, グリセリン, 真空油, ガス: 空気, 窒素, 炭酸ガス。噴気孔の鉛道から角度 $\alpha = 0 \sim 15^\circ$, 噴気孔直径 $= 0.9 \sim$

5.3 mm. ただし粘性力, 表面張力の効果は無視した.

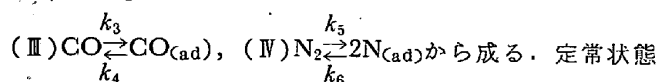
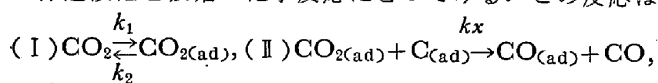
実験結果 (i) α および噴気孔間距離がある値をとるとき各ガス気流は混合し非対称の複雑な形状の単一気流となつて液面に達する. concave の形状はこのジェットの状態に応じて変わる. (ii) concave の深さを h_c として無次元数 h_c/h_n と I との関係を車孔と 3 孔ノズルについて, および車孔と 4 孔ノズルについて描くと, 前者の場合液体, 気体の物理的性質を問わず同一線上にのる. ただし i としては垂直成分を選んだ. よつてインパルスの垂直成分が concave を支配. 後者の場合 4 孔ノズルで $\alpha = 8 \sim 10^\circ$ のとき気流混合がないとしたときより h_c/h_n は若干大きい. $\alpha = 12 \sim 15^\circ$ のとき単孔のそれに近づく. (iii) concave の直径を S (m) とすると $S/h_n = 1.6I^{0.35} \dots \dots \textcircled{2}$ を得た. $\textcircled{1}$ と $\textcircled{2}$ から鋼浴の場合 $S = 7.25 \times 10^{-2} i^{0.35} \cdot h_n^{-0.05} \dots \dots \textcircled{3}$ を得る. これによると S は h_n にはほとんど影響されず主として i に支配される. このほか S はジェット径や concave の深さにも影響される. (iv) concave の表面積を M (m²) とすると $M = h_n^2 = 8.5 I^{0.77} \dots \dots \textcircled{4}$ を得た. $\textcircled{1}$ と $\textcircled{4}$ から鋼浴の場合 $M = 9.3 \times 10^{-3} i^{0.77} \cdot h_n^{-0.31} \dots \dots \textcircled{5}$ を得る. よつて M は i と h_n に強く影響される. また i と h_n が同じ条件ならば 4 孔ノズルのほうが単孔ノズルよりも M が ~ 1.35 倍大きいことが $\textcircled{5}$ に基づいてわかる.

(小林三郎)

溶鉄中の炭素の酸化の動力原

(Y. G. MEDBEDEVSKIV et al: Izvestiya Akademii Nauk USSR, (1968) 4, p. 23~27)

酸素転炉においては酸素による炭素の酸化とともに反応 $[C] + CO_2 = 2CO$ もまた可能であるがこの反応の動力学的究明はまだ不十分である. N_2 - CO_2 混合ガスを用いて一連の実験をおこなった. $CO_2 = 2.8 \sim 8.8\%$, $Fe = 500$ g. ガス流量 $v = 0.4 \sim 1.0$ l/min. 温度 $= 1350 \sim 1600^\circ C$. $[C] = 0.09 \sim 3.0\%$ (沸騰は認められず. 得られたデータは表面脱炭に関するもの). ノズル先端と浴面間距離 $= 5 \sim 6$ mm. 脱炭時間 $= 5 \sim 8$ min (この間の $[C]$ 変化は無視できる程度). 反応ゾーンにおいては導入ガスと鋼浴面からの反応生成ガスとの混合が起こるが酸化剤の添加速度が v より $12 \sim 30$ 倍小さいときは完全混合になる. ノズル先端と浴面間距離が $3 \sim 16$ mm では脱炭速度はこの距離に依存しない. 導入ガスおよび排ガスの CO_2 分圧をそれぞれ p_i, p_o とし, 排ガス中の CO, CO_2 分圧の和を p_k とすれば完全混合の条件下では $p_o = 2p_i - p_k$. 実験の結果脱炭速度の実験式 $W_C = KN_C p_o / (1 + b p_i)$ [g/min] を得た. k と b は定数, N_C は鋼中炭素の原子分率. p_o は v と p_i に関係. 本実験の脱炭の見かけの活性化エネルギー (41.0 kcal/g·atom) は鉄中の炭素の拡散のそれ ($10.9 \sim 16.9$ kcal/g·atom), ガス中の拡散のそれ ($0.95 \sim 1.9$ kcal/g·atom) より大きい. そこで律速段階を吸着—化学反応にとつてみる. この反応は



では $k_x N_{C(s)} \theta_{CO_2} + k_2 \theta_{CO_2} = k_1 p_{CO_2} \theta_o \dots \textcircled{1}, k_2 N_{C(s)} \theta_{CO_2} + k_3 p_{CO} \theta_o = k_4 \theta_{CO} \dots \textcircled{2}, k_3 p_{N_2} \theta_o^2 = k_6 \theta_{N_2}^2 \dots \textcircled{3}, \theta_o + \theta_{CO_2} +$

$\theta_{CO} + \theta_N = 1 \dots \textcircled{4}$, p は反応ゾーンにおけるそれぞれのガスの分圧, $\theta_{CO}, \theta_{CO_2}, \theta_N$ は吸着分率, θ_o は非吸着分率, k_i はそれぞれ反応の速度定数. $\textcircled{1} \sim \textcircled{4}$ から θ_{CO_2} を求めて $W_C = k_x N_{C(s)} \theta_{CO_2}$ に代入して加数として $k_x N_{C(s)}$ を無視すると $W_C = k_x N_{C(s)} a_{CO_2} p_{CO_2} / (1 + a_{CO_2} p_{CO_2} + a_{CO} p_{CO} + a_{N_2} p_{N_2}^{0.5})$ を得る. $a_{CO_2} = k_1/k_2, a_{CO} = k_3/k_4, a_{N_2} = (k_3/k_6)^{0.5}$. $p_{CO_2} = p_o, p_{CO} = 2(p_i - p_o), a_{N_2} p_{N_2}^{0.5} \approx 1.40 \times 0.95^{0.5} = 1.35, N_{C(s)} = F N_C$ とすれば $W_C = k_x F a_{CO_2} N_C p_o / \{2.35 + 2a_{CO} p_i + (a_{CO_2} - 2a_{CO}) p_o\}$. そこで $a_{CO_2} > a_{CO}$ かつ両者のオーダが同じなので $a_{CO_2} a_{CO} < 2a_{CO}$, さらに p_o は小さいので $(a_{CO_2} - 2a_{CO}) p_o$ を省略すると $W_C = (k_x F a_{CO_2} N_C p_o / 2.35) / \{1 + 2a_{CO} p_i / 2.35\}$ を得る. 実験式と比較して $K = k_x F a_{CO_2} / 2.35, b = 2a_{CO} / 2.35$ を得る. かくして実験式は律速段階を (II) と考えれば説明できる.

(小林三郎)

鉄の溶融スラグへの溶解速度

(A. A. BOSTRYAKOV and B. M. LEPINSKIV: Izvestiya Akademii Nauk USSR, (1968) 4, p. 33~37)

固体鉄の溶融スラグへの溶解速度は後者の組成, 温度, 物理化学的性質, 鉄イオンの拡散性などに依存する. この問題を究明するためにスラグ中で鉄円板 (10 mm ϕ) を回転する方法を用いた. スラグ組成は $CaO : SiO_2 : Al_2O_3 = 2 : 2 : 1, Fe_2O_3 = 0 \sim 40$ wt%. 円板を所定の角速度 ω で 5 min 間だけ回転させた後鉄の重量減 ΔW を測定し $v = \Delta W / s \cdot t$ により溶解速度 v を求めた. s はスラグ—鉄界面積, t は回転時間. 回転のレイノルズ数 Re は 10^3 を越えず層流条件. $Re \leq 5 \times 10^4 \sim 10^5$ を満足. 温度は $1220 \sim 1480^\circ C$. $\sqrt{\omega}$ に対して v をプロットすると直線部分では (i) Fe ルツボ使用のとき $Fe_2O_3 = 0$ と 10% では v は小でかつ $\sqrt{\omega}$ に対する変化も小. (ii) Al_2O_3 ルツボ使用のとき $Fe_2O_3 = 10\%$ では温度上昇とともに直線の勾配は増大. (iii) 同じく $Fe_2O_3 = 25 \sim 40\%$ では Fe_2O_3 濃度には無関係. ここで $v - v_0 = 0.62 D^{2/3} \cdot \nu^{-1/6} (Co - C) \sqrt{\omega} \dots \textcircled{1}$ を適用. $\omega = 0$ のとき $v = v_0, D$ は拡散係数, ν はスラグの動粘性係数, C, Co はスラグの bulk および平衡濃度. 鉄の溶解は $Fe + Fe_2O_3 \rightarrow 3FeO$ であるので $\textcircled{1}$ の D は D_{eff} である. $D_{eff} = (2C_{Fe^{2+}} \cdot D^{2/3}_{Fe^{2+}} + 3C_{Fe^{3+}} \cdot D^{2/3}_{Fe^{3+}}) / (2C_{Fe^{2+}} + 3C_{Fe^{3+}}) \dots \textcircled{2}$ (濃度平均), あるいは $D_{eff} = D_{Fe^{2+}} \cdot D_{Fe^{3+}} / (N_{Fe^{2+}} \cdot D_{Fe^{2+}} + N_{Fe^{3+}} \cdot D_{Fe^{3+}}) \dots \textcircled{3}$ (電気二重層理論). 他方スラグ bulk から鉄と平衡せるスラグ境膜への Fe^{3+} の拡散速度 $V_3 = D_{Fe^{3+}} \cdot \Delta C_3 / \Delta x, Fe^{2+}$ の逆方向の拡散速度 $V_2 = D_{Fe^{2+}} \cdot \Delta C_2 / \Delta x$. ここで $V_2 = 1.5 V_3, V_2 - V_3 = V_0$ よつて $V_3 = 2V, D_{Fe^{3+}} = 2V / (\Delta C_3 / \Delta x) \dots \textcircled{4}, V_2 = 3V, D_{Fe^{2+}} = 3V / (\Delta C_2 / \Delta x) \dots \textcircled{5}$. 拡散層の厚さ $\Delta x = \Delta x_0 / a, \Delta x_0$ は流体力学的境膜層の厚さで $\Delta x_0 = 3.5 \sqrt{\nu / \omega}, a = 300$ とおく. これらの条件を用いて $\textcircled{4}, \textcircled{5}$ から算出した $D_{Fe^{2+}}, D_{Fe^{3+}}$, またこれらを用いて $\textcircled{2}, \textcircled{3}$ から算出した D_{eff} さらに実験値を用いて $\textcircled{1}$ から算出した D_{eff} を次表に示す.

Fe_2O_3 濃度が高いとき $D_{Fe^{3+}} > D_{Fe^{2+}}$ であるのは Fe_2O_3 濃度が高くなると半導体的性質が現われ bulk から境界への電子伝導が随伴されるためであろう. Fe_2O_3 濃度が低い No 4 場合にはこのような現象は見られず $D_{Fe^{2+}}$ と $D_{Fe^{3+}}$ は同じオーダになつてゐる. よつて Fe_2O 濃度が高いときは鉄の溶解の律速段階は Fe^{2+} の反応ゾーンからスラグ bulk への拡散であることがわかる.

No	t °C	D_{eff} ③	D_{eff} ②	D_{eff} ①	$D_{\text{Fe}^{2+}}$ ⑤	$D_{\text{Fe}^{3+}}$ ④
1	1220	7.6×10^{-6}	1.07×10^{-5}	7.6×10^{-7}	4.2×10^{-6}	1.6×10^{-5}
2	1400	4.7×10^{-6}	6.58×10^{-5}	1.0×10^{-5}	2.6×10^{-5}	1.0×10^{-4}
3	1480	8.3×10^{-5}	1.20×10^{-4}	4.2×10^{-5}	5.1×10^{-5}	2.0×10^{-4}
4	1400	2.5×10^{-5}	2.83×10^{-5}	0.93×10^{-5}	2.2×10^{-5}	3.15×10^{-5}

No 1~3 は $\text{Fe}_2\text{O}_3=10\%$, No 4 は $\text{Fe}_2\text{O}_3=4\%$.

(小林三郎)

—加工—

2 段ロール矯正機での矯正における磨き丸棒鋼の直径変動, 表面特性, 加工硬化について

(O. RALF and P. FANGMEIER: Stahl u. Eisen, 88, (1968) 19, p. 1027~1036)

著者らは前報で 2 段ロール矯正機の基礎理論と荷重に関連した装置の構造の研究を行なったが, 本報では中炭素鋼の引抜き (7.5~11.4%), および皮むき丸棒 (直径 26 mm, 50 mm, 81 mm) を用いて, 圧下量, 双曲線ロールの交叉角 (10~18°) を変え, 材料の径方向の圧縮を伴う曲げのある場合とない場合の 2 種の作業条件のもとで, 矯正による直径変動, 表面特性, 加工硬化について調べ 3 段ロール矯正機での結果と比較した。

小さなロール交叉角を除いて, 曲げのない領域での矯正では, 丸棒の直径がわずかに増加し, これは 3 段ロール矯正の結果と一致するが, ロール圧下量を増すとともに, 直径は減少し, 特に皮むき材においては著しく, 許容変動量 (25 mm で 130 μ , 50 mm で 160 μ) を越えてしまう。また矯正後の表面特性は交叉角 14° 以下で旗桿状のマークが残り, 良好ではないが, 26 mm で 14°~18°, 50 mm で 18° の交叉角において, 圧下量を増した場合良好な表面になる。特に 26 mm 材料は 16° の交叉角で粗度が 2 μ と最適な表面が得られる。ロールと材料の間の速度のズレを計算すると, 10° で 9 cm/ml, 16° で 1 cm/sec, 18° で 2.5 cm/sec となつて, 良好な表面特性を生ずる交叉角でズレは最小になる。これは表面特性が材料とロールの間のにりに依存することを示している。加工硬化も曲げのない領域では 3 段ロールの結果と一致するが, 曲げのある場合皮むき材では表面層近くの硬度が中心部よりも増加し, 一方引抜き材では逆に中心部において著しい硬度増加を生ずる。

2 段ロール矯正の本質的な特長は矯正速度の大きいこと, 材料の終端部まで矯正できることにあり, 材料とロールの間の接触が少ないので, 表面特性には不利であるが, ロール圧下量を増すことにより, 良好な表面を得ることができる。しかし皮むき材では圧下による直径の減少が著しいため, 矯正で良好な表面を得るには直径 26 mm で 0.1 mm くらい矯正前の直径を大きくしておく必要がある。

(小池一幸)

—性質—

ステンレス鋼の水素脆性について

(R. B. BENSON et al.: Trans. AIME, 242 (1968) 10, p. 2199~2205)

オーステナイト系の 304L と 310 ステンレス鋼について, 高圧の水素雰囲気とヘリウムガス雰囲気中で, 常温での機械的性質について研究した。

19Cr-10Ni の 304L と, 25Cr-20Ni の 310 の円筒状試料につき, ノッチを付けたものとノッチなしの試料を, アルゴン中で 1000°C に加熱後水焼入れをおこなつた。引張り試験は 7 kg/mm² の水素ガスおよびヘリウムガス中でおこなつた。塑性変形させた試料について, 磁気分析によりアルテンサイトの存在を確かめた。レブリカによる破面の電顕観察と, 生成マルテンサイトの形を知るために透過電顕観察をおこなつた。X線回折により α と ϵ マルテンサイトの存在および水素化物の存在についても調べた。

引張り試験の結果, 歪みで誘発する α と ϵ マルテンサイトを生じやすい 304L 試料は, 高圧水素雰囲気中で塑性変形させた場合に脆化し, 抗張力はヘリウム雰囲気の場合に比較して約 13% 低下するが, 歪み誘発マルテンサイトを生じ難い 310 試料では同一条件で塑性変形させても脆化を示さない。ノッチなしの試料の引張り試験結果では, 抗張力, 全伸びともに高圧水素, 雰囲気と高圧ヘリウム雰囲気中で差はないが, 破壊機構では完全に差があり, 水素中で試験した試料では試片断面に沿って多数の微小クラックを生じ, 断面減少率が小さくなっている。

水素の存在は, マルテンサイト組織における脆性破壊の原因となり, 破壊が延性破壊から準劈開性破壊へと変化する原因となる。脆性破壊したマルテンサイト面は, より延性破壊をした組織で囲まれており, このことは, 水素の存在がマルテンサイト組織における微小クラックを開始させていることを示すものである。鋼が歪み誘発マルテンサイトを生じやすい場合に, 水素雰囲気中での塑性変形は, ノッチのない試料に比較してノッチを付けた試料の急速な脆性破壊を引き起こす。(近藤嘉一)

—物理冶金—

3 %Si-Fe合金の{111}<hkl>二次再結晶

(P. B. MEE: Trans. AIME, 242 (1968) 10, p. 2155~2161)

電解純 Fe と 高純 Si を真空溶解した試料 A (2.88% Si, 0.003% C, 0.003% P, 0.005% S, 0.001% Mn, 0.0006% N, 0.0025% O) と市販熱延 Si 鋼を再溶解しそれに多少の Si を添加した試料 B (3.22% Si, 0.005% C, 0.018% P, 0.0015% S, 0.001% Mn, 0.0016% N, 0.0025% O) の 2 種類の 3 % Si-Fe 合金を作り, 両試料の再結晶挙動を比較して {111}<hkl> 二次再結晶の成因について調べた。試料 A は 10⁻⁶ Torr, 1200°C, 8hr の真空焼鈍で {110}<hkl>, 露点 -60°C 以下, 1200°C, 24hr の純 H₂ 焼鈍で {100}<okl> 二次再結晶組織となつたが, 試料 B では同一条件の焼鈍とともに {111}<hkl> となつた。10⁻¹ Torr 程度の低真空焼鈍では両試料共に {100} が発達した。試料 B は高真空長時間焼鈍で {111} が

ら {110} に変わる三次再結晶がみられ、また露点 -50°C の純 H_2 長時間焼鈍で {100} + {111} の混合組織が得られ、さらに H_2S を混入した乾 H_2 あるいは市販 Ar 焼鈍では {111} より {100} 二次再結晶組織が発達した。 H_2S 添加の影響は、S が {100} の表面エネルギーを低くするためと考えられ、KAHLER の主張と一致する。さらに市販 Ar 焼鈍の結果は 3% Si-Fe 合金を真空焼鈍後に Ar 焼鈍すると {110} から {100} に変わった WALTER と DUNN の結果と類似しており、これは Ar 中のわずかな O が S と同様に {100} 再結晶を発達させたものと考えられる。したがって 3% Si-Fe 合金にみられる {111} <hkl> 二次再結晶組織は、主として {111} の面内方位差に支配されていることがわかり、この成長の駆動力は HONDROS が示したように δ -Fe 中で N と P が活性であることと、試料 B が試料 A より N と P の量が多いことを考えると、これらの元素が表面に拡散して、ちょうど O や S が {100} 表面エネルギーを選択的に低下させるように、{111} の表面エネルギーを選択的に低くさせるために発達すると考えられる。しかし {110} の表面エネルギーが {111} の表面エネルギーに比べてそれほど大きくないときは、高真空長時間焼鈍で {110} の三次再結晶が起こりうる。(岡田 毅)

一分 析一

熔融金属中の酸素量直接測定法

(J. K. PARGETER: J. Metals, 20 (1968) 10, p. 27~31)

熔融金属中に溶解している酸素量を直接測定すること

は重要な問題であり、最近になって可能となった。最初にこの方法について述べたのは FISCHER らであつて、大気、ジルコニウム酸化物と熔融金属間の電位を測定した。酸化物としては種々のものが用いられ、一般的に酸素濃淡電池は次のように示される。

[I] 大気 P'_{O_2} / [II] 固体電解質 / [III] 熔融金属 P_{O_2}

ここで起電力は次の関係式で表わされる。

$$E = RT/nF \cdot \ln P_{\text{O}_2}/P'_{\text{O}_2}$$

本報ではジルコニアを用い、製鋼温度および酸素分圧において測定し報告している。まず固体電解質として用いたジルコニアの性質を調べるために、 CO/CO_2 あるいは N_2/O_2 の混合ガスにより P_{O_2} を 1600°C で $1 \sim 10^{-14}$ まで変化させて検討している。その結果、セルをできるだけ急速に溶金中に浸漬してすぐに電圧を測定するならば熔融金属中の酸素量測定に使用できることを確かめている。

次に、溶鋼を測定した結果、0.44% C, 0.31% Si の場合、平均値で 1.22V, 最大 1.27V, 最小 1.17V, 標準偏差 0.035V であつた。また、0.32% C, 0.26% Si 鋼では 0.98~1.12V であり酸素量に換算して 10~55 ppm となる。

実際に溶鋼中の酸素量を測定する場合には、スラグの厚い層を通過して挿入しなければならないので装置を改良する必要があり、その方法が図示されている。

本方法を利用して、既知量の合金元素と酸素を添加した純鉄を用いて、酸素-溶質元素間の相互作用係数を測定することも可能である。(渡辺靖夫)