

抄 録

— 原 料 —

脈石含有率のちがうペレットの体積変化への水素の影響 (Heinz KISTER, et al.: Stahl u. Eisen, 93 (1973) 11, pp. 480~483)

Othfresen の研究所で作成された。脈石の含有量が、1.15% から 10.25% まで変化させたペレットを用いて、荷重を加えながら 2 段階に還元を行ない、水素の添加や、脈石の含有量の変化がペレットの体積変化におよぼす影響を調べた。

実験は Fe_2O_3 から FeO までは温度を 800°C 、ガスの成分 (CO 20%, CO_2 20%, H_2 5%, H_2O 4.73%, N_2 50.27%) で、 FeO から Fe までは温度を 1000°C 、ガスの成分 (CO 30%, CO_2 3%, H_2 5%, H_2O 0.76%, N_2 58.24%) で行ない、それぞれ層の厚さと、通気性の変化を測定しかつ、組織変化を調べた。

結果は脈石の含有量が増加するほど、ペレットの体積変化は減ることがわかった。

層の通気性は Othfresen で行なつた、 H_2 が入っていないことだけが違っている同じ実験と比較して H_2 を添加すると低下する。

1 段目の還元において脈石と鉄酸化物が反応していることが考えられ、体積変化もあまり起きず、通気性の変化もほとんど見られなかつた。

走査型電子顕微鏡を用いて、2 段目の還元で 1 番体積変化の大きかつたペレット (脈石の含有量が 1 番少なかつた。) を観察した結果、その原因は一定の方向性をもつた鉄の折出によることが明らかになつた。

脈石の体積変化に対する影響は工業的な規模の結果では脈石の成分が一定でないなどのことから正確にはわからず、それゆえ、実験室的に精密に実験をしないとけない。(佐々木康)

生ペレットの各種温度における還元

(V. M. STUDENTSOV: Steel in the USSR, 2 (1973) 8, pp. 589~590)

金属ペレットを実用的に高炉で使用するときの不利な点は、コスト面での制約であり、コストを下げる方法として、生ペレットを前もつて焼結することなしに還元する方法が考えられる。

本研究は生ペレットの還元性や強度に対する還元焼結の温度の影響を調べたものである。

実験は自溶性と非自溶性のペレット 150 g を 900°C から 1200°C までの温度で行なつた。

結果は温度が上がるほど強度は上がり摩耗度は急速に 0 に近づく。高温ではスラグとの結合や、金属鉄粒子相互の溶着が促進される。

自溶性ペレットは非自溶性のものより強い。これは olivine やカルシウムフェライトの形成で説明される。

他の条件は等しくして、温度を 900°C から 1000°C で還元焼結をすると、温度が上がると金属化率も上がるが、 1100°C 以上の温度では逆に下がる。

高温では多数の粒子が焼結して気孔率が下がり、スラグの結合が気孔をふさぎ、 Fe 酸化物が脈石と反応して金属間化合物を作り、還元を困難にする。

1200°C では液相が出現して、いつそう気孔率が下がる。それゆえ、この温度では自溶性やペレットは非自溶性のそれよりも金属化率は上がらない。しかし 900°C から 1000°C までは逆のことがいえる。この条件では石灰の添加はペレットの気孔率をまし、強度・摩耗度は非自溶性のものより下がる。

以上から、かなりの金属化率をもつ十分強いペレットを作る温度は 1100°C 位がよいと思われる。

(佐々木康)

— 製 鉄 —

形状特性値による成形コークス層の圧力損失の計算

(H. J. SCHULTZ and O. ABEL: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 3, pp. 167~171)

充填層における圧力損失式は、ガスの空塔速度 ω_0 を用いると、

$$\frac{\Delta P}{H} = \psi \cdot \frac{1}{d_a} \cdot \frac{(1-\epsilon)}{\epsilon^3} \cdot \rho \cdot \omega_0^2$$

で表わすことができる。ここで、 ψ : 抵抗係数、 d_a : 粒子径、 ϵ : 空隙率、 ρ : ガス密度である。

本論文では、層内でのガス流速 ω を考慮して次式を導入した。

$$\frac{\Delta P}{H} = C_{\omega}^* \cdot \frac{1}{d_K} \cdot \frac{3}{4} \left(\frac{1-\epsilon}{\epsilon} \right) \cdot \rho \cdot \omega^2;$$

$$\omega = \frac{\omega_0}{\epsilon} \cdot K$$

ここで、 C_{ω}^* : 抵抗係数、 d_K : 球体積の直径、 K : 流速の関数である。 C_{ω}^* は粒子の形状により軸比から算出される。球では $C_{\omega}^* = 0.43$ 、成形コークスでは $C_{\omega}^* = 0.50 \sim 0.40$ である。空隙率一定のとき、粒子形状が楕円体 (卵の形状) から長楕円体 (枕状) になるほど抵抗係数が小さくなり、圧加損失は小さくなる。

K の値は粒子の形状、空隙率およびガス流速によつて表わせる。

各種形状の粒子について、 C_{ω}^* および K の値を求め、圧加損失値を算出した結果次のことがわかつた。

扁平な楕円体の粒子を充填すると、著しく圧加損失値は高くなる。成形コークスを充填するときは、形状を水滴状にすれば空隙率を大きく、圧加損失値を最小にすることが期待される。(天辰正義)

コークス化過程と高炉々内でのコークスのガス化に関する研究

(H. MARSH: JISI, 211 (1973) 5, pp. 334~345)

コークス化機構と高炉々内でのコークスのガス化についての概論である。

1. コークスの品質は石炭の軟化溶融帯での再固化まへの芳香族環の重縮合によりほとんどきまる。石炭の分子構造、軟化溶融帯での分子縮合の機構、異方性構造の

形成機構が石炭や石炭以外の物質を用い研究されている。セル・ウォールの構造は芳香族環の重なるの程度に関連している。LENUNG らは、スペクトロメータを用い分子の骨格構造、分子の大きさがセミ・コークスの構造に影響を与えることを示した。

2. ガス化反応では C-CO₂ 反応が重要である。ERGUN らは CO₂+C_f=C(O)+CO と C(O)+CO=C_f+CO₂ の反応は黒鉛やコークスの表面積や鉱物質含有量に無関係であることを示した。また ERGUN は C¹⁴ を用い反応律速段階は C(O)=CO+C_f の反応であることを示した。FRANKE らは炭素格子内での電子モビールを考えた反応を提案した。高炉用コークスを用い CO-CO₂ N₂ 系でのガス化が HEUCHAMPS や BEYER らにより研究された。BEYER らは CO₂ を N₂ で希釈すると反応速度が減ることを見出した。

WALKER らは ¹⁸O₂ と グラフオンを用い C_f+O₂=C₂(O₂)_m, C₂(O₂)_m=2C(O)_m, 2C(O)_m=CO₂+C_f の反応を提出した。Low は、195~433°K, 初圧 13·3Nm⁻² (100mellilorr) でグラフオン上の酸素の化学吸着について研究し Elorich プロットを求めた。LEWIS は高温域でのガス化について研究し反応速度は温度が上昇するにつれて上り、極大値をへて減少したのち再び上ることを示した。

しかし高炉々内でのガス化は以上の基礎研究にくらべ炉内温度の変化、ガス拡散効果、コークス気孔の変化があるので基礎研究の結果をそのままあてはめるには無理がある。
(渡辺嘉明)

高性能高炉用ベルなし炉頂シール装置

(G. HEYNERT, et al.: Stahl u. Eisen, 93 (1973) 12, pp. 505~517)

大型高炉用として今日のように発展してきたベル式装入装置には 1) 炉頂部での原料の粒度偏析が大きく、炉口径の大きい高炉ではシュラッグパンツァーを用いてもこの偏析はわずかししか改善されない。2) 高炉とベルとの摺り合わせ面が非常に広いためこれを完全にシールするには重複式ベルあるいは補助開閉盤のように高価な補助設備を必要とする、など不都合な面が現われてきた。そこでこれらの欠点を解消するため Paul Wurth 式装入装置が考察された。この新しい装入装置は 1) 装入物分配ホッパー 2) 装入物貯蔵槽 3) 給鉱用ゲート 4) 角度調整の可能な回転シュート 5) 駆動部より成り立っている。そして作業上必要と思われる装入法、たとえば渦巻状、リング状、扇形状あるいはブロック状装入が可能のため炉頂部径方向で原料を任意に分布させることができる。この装置によつて粒子の偏析は非常に少なくなるとともに炉頂部のシールは小型シールバルブにより完全に行なわれる。

この新しい装入装置はまず最初の試験段階として種々の装入試験を行ないその後 August Thyssen-Hütte AG, Hamborn 製鉄所 No 4 BF (炉床径 9·5m, 炉頂圧 1·0 bar max.) に設置した。当初湿つた原料の付着、鉱石の噛み込みによつてシール面およびシール用シートリングが損傷しシールバルブの密閉不良が起こつたがこの部分に蒸気を吹き込むことによつて解決した。この装置によつて原料の分布状態は改善され出鉄量は 3 000 t/日より

3,445 t/日に増大し、燃料比も 529 kg/t より 508 kg/t まで低下した。

またこの装置が 8 カ月以上も無事故であつたため操業時間利用率が著しく向上し投資および保全コストが減少し明らかに利益が得られている。さらに生産停止による損失時間は従来の炉頂シール装置では約 1·5% であつたのに対し新しい装置では 0·5% 以下に低下し保全費と修理費の 50% が節約された。

一方この新しい装入装置と従来のそれとの構造を比較してみると装置の高さが低くて済むことと並んで補助設備が著しく少なくなつており投資額も非常に少なく済むことが認められた。
(坂本 登)

— 製 鋼 —

熔融多元系鉄合金中の窒素の拡散

Hans-Dieter KUNZE: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 3, pp. 173~179)

前報¹⁾で報告した溶鉄中の窒素の拡散係数 D_N におよぼす添加元素 Cr, Mn, Co, Ni, Mo, そして W の影響についての実験結果をもとに、多元系溶融鉄合金中の窒素の拡散係数の組成依存性に関しいくつか考察を行なつた。

まず液体論の立場から空孔理論とゆらぎ理論の拡散係数の式から計算によつて得られた D_N と実験値と比較検討した。

多元系 (Fe(-N)-X₁-X₂-...-X_n) 溶融鉄合金中の窒素の拡散係数 D_N の組成依存性を活量係数の組成依存式から類推した。

$$\ln D_N = \ln D_N^0 + \ln D_N^{\Sigma X_i}$$

$$\ln D_N^{\Sigma X_i} = \sum_{X_i=X_1}^{X_n} \delta_N^{X_i} \cdot N_{X_i}$$

$$\sum_{X_i=X_1}^{X_n} N_{X_i} \rightarrow 0 \text{ のとき } \ln D_N^{\Sigma X_i} \rightarrow 0$$

ここで、 D_N^0 は純溶鉄中の窒素の拡散係数であり、 $\delta_N^{X_i}$ は相互作用係数 $\epsilon_N^{X_i}$ に対応するパラメータである。先に記した添加元素に関し、 $\delta_N^{X_i}$ と $\epsilon_N^{X_i}$ の関係を求めたところ次のような結果が得られた。

$$\delta_N^{X_i} \cong 0,5 \cdot \epsilon_N^{X_i}$$

Fe-Cr-Ni 系と Fe-Co-Mo-W 系について計算による $\ln D_N$ と実測による値はほぼ一致した。このことから、多元系鉄合金の D_N の組成依存式はほぼ次のように表わされる。

$$\ln D_N^{\Sigma X_i} = 0,5 \cdot \sum_{X_i=X_1}^{X_n} \epsilon_N^{X_i} \cdot N_{X_i}$$

鉄合金中の窒素の拡散係数 D_N と、平衡窒素濃度 % [N] の関係についても考察した。1 atm., 1 600°C での Fe-N 系においては次の関係が得られた。

$$D_N \cdot \%[N] = 6,55 \cdot 10^{-6}$$

2 元系および 3 元系での D_N と % [N] の関係はほぼこの双曲線に近い結果を示し、平衡での窒素濃度が減少すると窒素の拡散係数が増える傾向のあることがわかつた。

文献 1) H. D. KUNZE: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973), S 71~80

(笹田隆志)

もつとも単純な合金鉄とスラグの密度および表面の性質 (L. H. SABUROV, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1973) 3 pp. 49~55)

静滴法およびX線法により Fe-Mo, Fe-Cr, Fe-Nb, Fe-V, Fe-Al 合金の密度および表面張力, これら合金と CaO(40%)-Al₂O₃(60%) スラグとの界面張力を測定した。

各元素を 60 mol% まで加えたときの合金の密度は, Mo および Nb の増加とともに増加し, Cr, V および Al の増加とともに減少した。

Mo, Nb, Cr および V の部分モル容積は合金組成によつてほとんど変化せず純成分のモル容積に近かった。しかし Fe-Al 合金のモル容積はいちじるしく負に偏位した。

Mo は合金の表面張力を増加するが, Nb, Cr, V および Al は表面張力を減少させる表面活性成分である。スラグと接したあとの合金の表面張力の最初の 2 成分の表面張加よりも 240 MJ/m² 低下した。これは酸素および Al が金属中に移動することによるものと考えられた。

CaO-Al₂O₃ スムブと純鉄の界面張力は 1300 MJ/m² であり, Mo の添加で若干増加する。他の元素はすべて界面張力を減少させるが, Cr より Nb が表面活性であり, V より Al が表面活性である。測定された各合金とスラグの界面張力は, 熱力学モデルによつて計算した理論値とよく一致した。

5 種類の合金とスラグの界面張力から金属およびスラグの表面における成分の表面濃度を計算した。また表面張力と界面張力から計算された Fe と Al₂O₃-CaO スラグの付着は 890 MJ/m² と得られた。Mo の添加で付着はほとんど変化しないが, Nb, V および Al の添加で最大値を生じ Cr の添加で最小値を生じた。Al の影響がもつとも強く 12.5 at% Al で 1330 MJ/m² となった。(郡司好喜)

溶鉄と窒素の反応速度について

(E. N. VITOL', et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1973) 3, pp. 59~66)

溶鉄中へガス相から N が吸収される過程を 1) 表面層への窒素の原子状吸着, 2) 吸着状態からの溶解, 3) 溶融金属の境界層を通しての拡散の 3 段階に分け, 各段階の速度式を $dn/dt = S\{k_1(1-\theta_0)^2 P - k_2\theta_N\}$, $dn/dt = S\{k_3\theta_N - k_4(1-\theta_0)[N]_S\}$, $dn/dt = Sk_5\{[N]_S - [N]\}$ とした。ここで n : N の数, S : 界面積, P : 圧加, $[N]$ と $[N]_S$: 内部および表面の N 濃度, θ_N と θ_0 : N および活性元素で占められている表面の割合, k_1 : N の吸着速度恒数, k_2, k_3, k_4 および k_5 : それぞれの素反応の速度恒数である。この 3 式から窒素吸収の総括速度式として

$$\frac{dn}{dt} = S \left\{ -k[N] - \frac{k_2 k_N^2}{2 k_1} \right.$$

$$\left. + \sqrt{\frac{k_3 k_N^2}{k_1}} [N] + \frac{k_4 k_N^4}{4 k_1} + k^2 k_N^2 \cdot P \right\},$$

$$\tilde{k}_1 \equiv k_1(1-\theta_0)^2, \quad \tilde{k}_4 \equiv k_4(1-\theta_0),$$

$$k \equiv \frac{\tilde{k}_4 k_5}{k_4 + k_5}, \quad k_N \equiv \sqrt{\frac{\tilde{k}_1}{k_2} \cdot \frac{k_3}{k_4}} \equiv \sqrt{\frac{k_1}{k_2} \cdot \frac{k_3}{k_4}}$$

を導き, これを解いた。

この解から計算される速度曲線は Pehlke-Elliott の実測値によく一致することがわかった。また $\tilde{k}_4, k_5, \tilde{k}_1$ および k_N の値を用いて 3 段階の速度を計算した結果, N の吸着過程がもつともおそく, 律速段階になることを明らかにした。

メタル中の [O] が 0.03, 0.05 および 0.07% のときの k_1 は [O] の増加とともにいちじるしく減少し,

$$\tilde{k}_1 = 5 \cdot 10^{-5} (1-\theta_0)^2 \exp \left\{ -\frac{11000}{RT} \right\}$$

なる関係が得られた。表面張力の値を利用し θ_0 を求める方法を示した。(郡司好喜)

Fe-C-O 系融体中の CO 気泡の均一核生成

(Herman S. LEVINE: Met. Trans., 4(1973), pp.777~782)

噴霧脱炭法 (Spray decarburization operation) による Fe-C-O-系融体中の CO 気泡の均一核生成のモデルとして, 球形の CO(g) エンブリオの表面に O²⁻ が化学吸着していると考えた。この仮定のもとに系のマスマトランスは次のようになる。

$$N_C = n_{10} + n_2, \quad N_O = n_{11} + n_2 + n_3, \quad N_{Fe} = n_{12}$$

ここで, 添字 10, 11, 12 はそれぞれ融体中 C, O, Fe を示し 2 は CO 気泡, そして 3 は表面吸着層をあらわす。臨界条件に近い気泡の生成自由エネルギー変化は次の式で与えられる。

$$\Delta F = -(P_2 - P_1)V_2 + \sigma A + n_2(\bar{\mu}_2 - \bar{\mu}_{10} - \bar{\mu}_{11}) + n_3(\bar{\mu}_3 - \bar{\mu}_{11})$$

ここで, σ は表面張力, $\bar{\mu}$ は電気化学ポテンシャルである。エンブリオが臨界半径に達したときの極値条件 $\delta(\Delta F) = 0$ を与えると次のようになる。

$$\begin{aligned} \Delta F^* &= -(P_2^* - P_1)V_2^* + \sigma A^* \\ &= (16\pi/3)\sigma^3\psi/(P_2^* - P_1)^2 \\ \psi &= (1 - \sigma_0/\sigma)^2(1 + 2\sigma_0/\sigma) \\ &= 1 - 3(\sigma_0/\sigma)^2 + 2(\sigma_0/\sigma)^3 \end{aligned}$$

ここで, σ_0 は O²⁻ の化学吸着層による静電的エネルギー密度, ψ は表面張力の関数, さらに *印は臨界における値を示してある。ここで, $\sigma_0 = 0$ すなわち $\psi = 1$ のときには古典的なモデルによる結果と同じになる。これより, 融体から小さい気泡のエンブリオが生成するときの障壁となるエネルギーは $\sigma^3\psi$ に比例することがわかる。

Swisher と Turkdogan の実験結果をつかい, ψ と (σ_0/σ) を溶鉄中の酸素活量の対数 $\ln a_0$ に対してプロットした結果, 酸素活量が臨界値より少し減少すると ψ が急激に増えるため, $\sigma^3\psi$ で表わされる障壁が CO(g) の平衡蒸気圧よりはるかに大となり, CO(g) 気泡の核生成は $\psi = 0$ のごく近傍でなければ起こらないことがわかった。よつて, Fe-C-O 系の CO(g) 臨界気泡生成条件は融体の酸素濃度によつてほぼ決定され, 1550°C での臨界酸素活量は 0.001~0.003 の範囲であつた。

(笹田隆志)

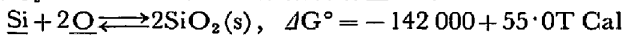
放射性同位元素をつかつた攪拌鋼浴の脱炭機構の研究

(N. LINDSKOG and H. SANDBERG: Scand. J. Met., 2 (1973), pp. 71~78)

攪拌鋼浴におけるスラグ介在物除去の機構を究明するために実験室的研究を行なつた。とくに脱炭生成物のメルトから分離後の挙動を確かめるために放射性同位元素

^{31}Si を脱酸剤として投入した。密閉した高周波誘導炉の内部に SiO_2 あるいは Al_2O_3 るつぼを置き、鉄あるいは鉄合金を入れ、 1600°C 、高純度 Ar (99.995%Ar) 雰囲気で行なつた。

放射性同位元素 ^{31}Si による脱酸の実験結果として Al_2O_3 るつぼの場合の方が SiO_2 るつぼを使用した場合より脱酸後の酸素濃度は低かつた。るつぼの各部分を実験後に同位元素分析を行なつた結果、るつぼのメルトの気液界面に近い部分とるつぼ底中央部に多く脱酸生成物の SiO_2 が吸着していることがわかつた。るつぼ壁の放射性 SiO_2 とメルトの酸素バランスから計算した SiO_2 量は一致していた。このことから、分離後の脱酸生成物 SiO_2 は Stokes の法則に従つて浮上するよりむしろるつぼ内表面に吸着することがわかつた。さらに、起電力測定法により求めた溶解酸素量と次の反応の平衡から $a_{\text{SiO}_2}=1$ として求めた酸素含有量は等しかつた。



また、Si による脱酸の場合、 Al_2O_3 るつぼより SiO_2 るつぼを使用した場合の方が脱酸速度が速かつた。

つぎに純鉄の Al による脱酸の実験結果から Al_2O_3 るつぼを使用した場合には SiO_2 るつぼよりも最終酸素濃度が高く、脱酸速度が遅いことがわかつた。 Al_2O_3 るつぼの場合、るつぼ-メルト界面にデンドライト状の Al_2O_3 クラスターが生じていた。

Si, Mn を含む鉄の Al による脱酸の Si と Mn の影響は Al_2O_3 るつぼを使用した場合に限り介在物の除去速度が増した。

(笹田隆志)

—加工—

溶接後熱処理による $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼溶接金属の脆化

(R. A. SWIFT and H. C. ROGERS: Welding J. 52 (1973) 4, pp. 145S~153S, 172S)

多層盛溶接による $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の溶接金属の溶接後熱処理による脆化について、熱処理時間と温度の関係および脆化の機構についての検討が行なわれた。

母材としては $2\frac{1}{4}\text{in}$. 厚材を用い、溶接ワイヤは Linde U 521 ($2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼用ワイヤ) を、またフラックスは Linde 124 をそれぞれ用いて 2 電極溶接を行なつた。先行電極の入熱量は 45 KJ/in . 後行電極の入熱量は 46.5 KJ/in . であつた。なお溶接に先立つて母材は 200°F に予熱させ、溶接のパス間温度は 350°F 、また溶接後は継手部を少なくとも $40\text{hr } 250^\circ\text{F}$ に均熱させた。

溶接後熱処理の温度と時間は $500^\circ\text{F } 30 \text{ min}$ から $1300^\circ\text{F } 64\text{hr}$ まで種々の組み合わせを用い、 50°F における衝撃エネルギーの吸収を比較した。脆化機構の検討には赤査型電顕による破面検査と透過電顕による表面レプリカおよび薄片の検査が行なわれた。

これらの実験の結果 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼溶接金属の溶接後熱処理による脆化 (SR 脆化ともいう) の特性が明らかとなつた。まず溶接金属を 500° から 1000°F の温度範囲で熱処理すると、切欠靱性が低下する。つぎに、溶接金属が脆化温度範囲以上で後熱処理されると、この溶接金属はもはや同じ脆化機構では脆化されず、その代りこれを 800° から 1000°F の温度範囲で再熱、均熱を行なうと、通常の焼戻し脆化が起こるようである。さらに溶

接後熱処理によつて硬度や引張り特性が変化しても、これはあまり切欠靱性の低下には反映しないことも明らかとなつた。

なおこれらの実験の結果から SR 脆化の機構を確立することはできなかつたが、考えられる機構としては、次のようなことがいえる。すなわら溶接金属が 500° から 700°F 程度または 1100°F までの温度で短時間熱処理されると Fe_3C が析出する。時間または温度が増すとともに炭化物中の Fe の一部が Mo と置換し、ついに Mo_2C の核が発生する。この結果、析出物とマトリックスの間に一部コヒーレントな格子関係が生じ、これにより微小歪みが発生する。その結果切欠靱性が低下する。しかし析出物が成長してマトリックスに固溶するようになるとコヒーレンシーが失われ、切欠靱性は回復し強度は減少する。(図11, 表9, 参12) (志村一輝)

—性質—

Cr-Mo-V 耐熱鋼のクリーブ破断強さにおよぼす炭化物の影響

(T. PRNKA, et al.: Arch. Eisenhüttenw. 44 (1973) 4, pp. 321~328)

$0.15\% \text{C}$, $0.5 \sim 1.3\% \text{Cr}$, $0.5\% \text{Mo}$, $0.2 \sim 0.5\% \text{V}$ を含む 6 種類の Cr-Mo-V 鋼に数種の熱処理を行ない、定常クリーブ速度を決定するために $550 \sim 625^\circ\text{C}$ でクリーブ破断試験を行なつた。応力とクリーブ速度の両対数軸で示した図では、高応力から低応力の範囲で良い直線関係が得られた。これらの 2 つの応力範囲では析出粒子間の転位線のゆがみに対する Orowan 理論に従う臨界応力に深い関係がある。臨界応力 σ_{crit} は平均粒子間距離 λ_w に関係することは明らかであり、その粒子間の転位線は彎曲することになり、この関係は $\sigma_{\text{crit}} = \mu \cdot b / \lambda_w$ で示される。 μ は試験温度での剛性率で、 b はバーガースベクトルを示す。

$0.1\% \text{C}$, $0.5\% \text{V}$ を含む V 鋼のクリーブ破断試験後の微細組織の変化について電子顕微鏡観察が行なわれた。そして粒子間距離がかなり大きい場合には Drowan 理論に従つて転位の移動が行なわれ、さらに粒子間距離が小さいときには、転位の上昇が観察された。また matrix 中に固溶した溶質原子と転位との間に深い相互関係があることを示している。これらの 3 つの機構は定常クリーブにおけるクリーブ速度にいちじるしい影響をおよぼす。

Orowan 理論にもとづく臨界応力以下の応力で約 1000 \AA 以上の粒子間距離をもつときは matrix 中の合金元素の影響はとくにいちじるしい。粒子間距離がさらに小さいときは転位の上昇が主体になる。さらに高応力の場合においても Orowan 理論を用いた転位移動によるクリーブ機構も解明されている。(堀谷貴雄)

軟鋼の破壊靱性の温度および亀裂速度依存性

(S. J. BURNS and Z. J. BILEK: Met. Trans., 4 (1973) 4, pp. 975~984)

動的破壊靱性値 K_{Id} を亀裂速度と温度の関数として求めることを第一の目的として実験を行なつた。

原材料は、実用的な意味からも重要でありまた速度依存性の大きい材料ということで、熱間圧延 (後空冷) し

た 1020 鋼を用いた。化学組成は 0.20% C, 0.46% Mn, 0.38% Si, 0.16% P, 0.022% S である。熱間圧延材を用いたのは、破壊試験において圧延による方向性の影響をできる限り少なくするためである。K_{Id} 測定用試験片としては DCB (Double Cantilevered Beam) 試験片を用い、この試験片破壊後、アームの部分から引張試験片を切り出して引張試験に供した。亀裂長さの測定は、DCB 試験片に直流電流を流し、その電圧低下を時間とともに記録して換算することにより行なつた。なお K_{Id} の挙動は -196° ~ -50°C の温度範囲について考察を行なつた。

得られた結果のおもなものを要約すると：

K_{Id} の測定結果は次式により示される。

$$1/K_{Id}^2 = -A_3 (\ln V_0/V_C) T + B_2$$

ここで A₃, B₂, V₀ は実験的に得られる定数、V_C は亀裂速度、T は絶対温度である。この式よりわかるように、この材料が平面歪状態での破壊に対し、Notch-insensitive な挙動へ遷移する。すなわち K_{Id} → ∞ (1/K_{Id} = 0) となる温度を T_T とすると、

$$T_T = B_2/A_3 \ln V_0/V_C$$

T_T はシャルピー試験で得られる遷移温度とほぼ同程度の値を有する。ここで V₀ はほぼ音速、A₃ および B₂ は定数で材料の微視組織により異なる値を取る。T_T よりも高温域では、塑性変形域は試験片の厚さと同程度の大きさとなりこのように大きい変形域が生ずれば、亀裂先端での塑性流動に対し平面歪状態はくぐれてくる。

(齋藤鉄哉)

熱影響部の脆性と微細組織の関係

(G. M. EVANS and N. Christensen: Scand. J. Met. 2 (1973) 2, pp. 91~94)

本研究は金属アーク溶接した熱影響部の脆性におよぼす微細組織の効果を検討したものである。C 量を 1~2% の範囲で変化させた 4 種類の C-Mn 鋼を 5 kg 溶解し、13 mm φ の丸棒に鍛造したのち 1400°C で 4hr 均一化処理を行ない、910°C で焼ならした。入熱は直径 3.25 mm, 4 mm, 5 mm の溶接棒 (ISO E445B20) を用いることにより変化させた。全エネルギー入力はいずれも、0.9 KJ/mm, 1.3 KJ/mm, 1.7 KJ/mm でありこれに対応する熱影響部の粒成長範囲 (800°~500°C) の冷却時間は 3.6 sec, 5.1 sec, 6.6 sec である。溶接棒は全水素量を約 7ppm にするために 300°C で 24hr 乾燥した。また水素量の影響は入熱を一定にして、300°C で 24hr (7ppm H₂), 450°C で 24hr (3ppm H₂) 乾燥した溶接棒、ルチル溶接棒 (ISO E. 332 R22) (30ppm H₂) を用いて調べた。静的疲労限 (σ_{SFL}) と称する臨界破壊応力を調べた。試験片のノッチの深さは 3.25 mm, 4 mm, 5 mm の溶接棒に対してそれぞれ 1.35 mm, 1.85 mm, 2.20 mm とし、4 mm のルチル溶接棒に対しては 1.55 mm とした。

熱影響部の組織は焼きもどしマルテンサイトで、双晶マルテンサイトは認められなかつた。0.109% C 鋼ではマルテンサイトの量は少なく、その量は入熱に反比例する。C-Mn 鋼の熱影響部の水素脆性感受性はマルテンサイトでない部分に対して放物線の関係を有する。σ_{SFL} は次のように示される。

$$\sigma_{SFL} (N/mm^2) = 130 - 540(1-M)^{1/2}$$

ここで、M は低炭素焼きもどしマルテンサイトの体積分率である。また試験した C-Mn 鋼の σ_{SFL} は次式により示される。

$$\sigma_{SFL} = A - B \log [H]$$

ここで A と B は組織に依存する項で、B/A は約 0.5 であり、[H] は IIW/IIS 全水素量である。低炭素マルテンサイトの炭素量は必ずしも脆性を支配する因子ではなく、脆性の程度は熱影響部の硬さに直接関連づけられるものではない。

(山田武海)

高温における高速度鋼の機械的性質

(Yu. A. GELLEV, et al.: Stee in the USSR, 2 (1973) 7, pp. 571~573)

高速度鋼の機械的性質は工具寿命に大きな影響をおよぼすので、その特性については常温のみならず工作中に工具が到達する温度における変化も重要である。この研究は、525°C ~ 625°C における各種高速度鋼の機械的特性、とくに引張り強さ、衝撃強さについて調べたものである。試料は、高 W 鋼 (R18), W+Mo 鋼 (R6M5, R8M3), 含 Co 鋼 (R9K5), 高 V 鋼 (R14F4) の 5 種とし、18 mm φ の丸棒を市販の鋼塊から採取した。

各試料とも引張り強度は、試験温度の上昇にともない低下するが、その度合は組式によつて違う。たとえば、R18 鋼は常温から 550°C 付近までは R6M5 鋼より低い強度を示すが低下率が後者より小さいので 600°C 付近ではほぼ同じ程度になる。これは R18 鋼の方の過剰炭化物がより多いためと考えられる。Co や V を含む鋼の引張り特性は、高温では R6M5 鋼とほぼ同じ傾向を示す。ただ R8M3 鋼は高温では R18 鋼と同じように低下率が小さいがこれも R8M3 鋼の炭化物量が多いためと考えられる。

衝撃強さは引張り強さとは逆に、温度の上昇にともないその値は上昇し、その上昇率は各試料により違っている。Mo を含む R6M5 鋼は R18 鋼より、常温での衝撃強さおよびその後の上昇率も大きく 625°C では約 7.5 kgm/cm² に達する。Co を含む R9K5 鋼は R6M5 鋼と同程度の上昇率を示す。また R8M3 鋼も 600°C 以上で Mo の効果が現われ大きな上昇率を示す。しかし V を含む R14F4 鋼は R18 鋼と同程度の上昇率しか示さない。このように合金元素の機械的特性に及ぼす影響は衝撃強さにおいてよりめいりように現われる。つまり Mo と Co は 525°C ~ 625°C において衝撃強さを向上させ、V はあまり効果を示さない。したがって、接触摩耗のかなり激しい切削条件のところには含 Co 鋼を使用するのが最もよく、高 V 鋼はリーマーなどの低速切削条件のところでの使用に適している。

(堀谷貴雄)

高温における 304 ステンレス鋼溶接金属の疲労き裂伝播挙動

(L. A. JAMES: Welding J., 52 (1973) 4, pp. 173 S ~ 179 S)

オーステナイト系ステンレス鋼は原子炉および他の高温構物に使用され、その接合には溶接がおもに採用される。この溶接部にしばしば欠陥があり、使用中にこれからき裂が発産し伝播するので、溶接金属の疲労き裂伝播挙動を把握しておかなければならない。母材に関する研究は多いが、溶接金属に関する研究は最近二件あるのみで

ある。本研究ではガス・タングステン・アーク法 (GTA)、潜弧溶接 (SAW) およびシールド・メタル・アーク溶接法 (SMAW) について、溶接金属は 308 ステンレスを用い、素材板厚が GTA 法では 0.5", SAW 法では 1.88" 法では 2.38" を用い、×開先で溶接した。き裂の方向は溶接金属内で種々変えた。疲労き裂伝播は MTS 閉ループサーボ型疲労試験機を用い、WOL 型試験片で、538°C (1000°F) で、40 c.p.m. の繰り返し速度、応力比 0.05、鋸歯状波で試験して求めた。疲労き裂の伝播速度は Paris と Erdogan の式 $da/dN=C(\Delta K)^n$ を用いて整理した。その結果所与のき裂方向についての三種の溶接法によるき裂伝播速度の差はなかつた。また各溶接金属試験片での疲労き裂伝播速度は、同一条件で試験した母材のパラッキの範囲内か、それよりも低めであつた。それゆえ母材で得た試験結果を、溶接部材の構造物の評価に用いれば安全側にあることになる。溶接金属内で疲労き裂の伝播速度が小さい理由は明らかではないが、溶接金属内の微細な第 2 相である δ フェライト相の析出物によるき裂伝播阻止作用によるであろう。また溶接金属は母材よりもき裂の枝分れの傾向が強い。これはある方向のき裂で著しいことがわかつた。この枝分れのためにすなわち別のき裂面を生成するために余計にエネルギーが必要であり、き裂の伝播速度を低下するのに役立ついると考えられる。(石黒隆義)

ステンレス鋼のデルタフェライトとマルテンサイト変態 (T. C. HULL: Weld. J., 52 (1973) 5, pp. 193 s ~ 203 s)

Cr-Ni 系ステンレス鋼の鑄造品および溶着金属の性質 (強度、応力腐食割れ、高温割れ、磁気的性質および製品の形状安定性) は、 δ フェライト相およびマルテンサイト変態により強く影響される。本論文では、Cr-Ni ステンレス鋼中の δ フェライト相とマルテンサイト変態におよぼす 15 元素の効果を研究した。また溶着金属および鑄造品の冷却速度と組織とを実験室的に再現する立場から供試材を Ar 雰囲気中でレビテーション溶解し、溶湯を高周波で攪拌しながら銅の金型に鑄込んだ。調べた合金元素範囲は 12~24Cr, 0~22Ni, 0~20Mn, 0~6Mo, 0~4Si, 0~4V, 0~5W, 0~2Ti, 0~4Cb, 0~4Ta, 0~2Al, 0~6Co, 0~4Cu, 0~0.1C および 0~15N の計 70 鋼種である。As cast 材を -196°C に冷却した -196°C で 50% 圧縮変形した後に、マルテンサイト量を測定し、 $M_s=M_d=-196^\circ\text{C}$ にする Ni 量を求めた。70 鋼種の傾向は 7 通りに分類できる。第 I は基本組成が合金元素量およびフェライト形成元素量の少ない鋼で、11%Ni 以下では室温までにフルテンサイト化する。第 II は合金元素量が比較的多い鋼で Ni 量が減少すると急激にマルテンサイトが増加する。第 III はフェライト形成元素量が多い鋼で、Ni 量が適量あつても 2~10% δ フェライトが存在する。さらに合金元素量が増加すると Ni に対するマルテンサイト生成曲線は低 Ni 側へ移る。合金元素がフェライト形成元素であれば δ フェライト曲線は高 Ni 側へ移る。第 IV は Ni に対する δ フェライト量およびマルテンサイト曲線が交切し、第 V では -196°C でもマルテンサイト変態しなくなる。第 VI では M_d 曲線と δ フェライト曲線が交切し第 VII では γ 相は -196°C でも安定で強磁性相は δ フェライトのみになる。 δ フェ

ライトが存在しなくなる Ni% 当量は、 $\%Ni = -4.71 + 0.92Cr - 0.088Mn + 0.007Mn^2 + 1.30Mo + 0.51Si + 2.22V + 0.69W + 2.12Ti + 0.17Cb + 0.32Ta - 14.6N - 16.7C - 0.47Co - 0.42Cu + 2.30Al$ 。本式から $\theta = \Delta$ (Ni 当量) - Ni - 4.71。従つてフェライト量を正確に制御する容易さは $\theta - \delta$ フェライト曲線の傾斜に依存する。また本結果の M_s および M_d と合金元素量との関係から新しい合金設定の指針が得られる。(浜野隆一)

一分 析一

純粋なジルコニアと安定化ジルコニアの電気伝導度と熱起電力

(W. A. Fischer and C. PREPER: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) pp. 251~259)

固体電解質として知られている安定化 ZrO_2 と安定化しない ZrO_2 の伝導機構に関するこれまでの報告を整理するとともに、熱起電力 (α) と電気伝導度 (σ) の測定結果からそれぞれの酸化物の伝導機構を明らかにした。測定温度 1000°~1700°C, 酸素分圧, 10^{-16} ~1 atm において熱起電力の測定と交流 (AC) および直流 (DC) の 2 種類の方法による電気伝導度の測定を行ないつぎの結果を得た。1) DC による電気伝導度の測定において安定化 ZrO_2 では観測されない分極現象があらわれた。2) ZrO_2 では酸素分圧が低く温度が高くなるにつれて電子伝導が優勢となり、 σ は $P_{O_2}^{-1/2}$ に比例する。また α は温度とともに変わる定数である。3) 安定化 ZrO_2 の σ は全温度範囲にわたり酸素分圧に依存しない。また 1200°C 以下と 1350°C の温度領域においてそれぞれ 1.1 eV および 0.68 eV の活性化エネルギーを得た。4) イオン伝導が優勢である高い酸素分圧において、 ZrO_2 の熱起電力は温度に依存せず正の値を示すが低い酸素分圧においては高温で負の値を示す。この α と σ の結果から ZrO_2 は、酸素分圧が低く温度が高い領域では電子伝導体と結論される。5) 安定化 ZrO_2 の α は酸素分圧が高い領域 (0.21~1 atm) においては、全温度範囲にわたつて一定値、0.3 mV/deg を得たが、酸素分圧の低い領域において $\log p_{O_2}$ に比例する。また高温かつ酸素分圧が低い領域において α の大きな drift が現われる。この drift は安定化 ZrO_2 の oxygen permeability による相境界での酸素の欠如あるいは酸素濃度の変化によるものであると述べている。以上のことから安定化 ZrO_2 は高い温度領域において、きわめて低い酸素分圧までイオン伝導が優勢であると結論している。さらに著者らは、従来酸素分圧が低いために安定化 ZrO_2 による測定が困難とされていた強脱酸剤による溶鋼の脱酸への固体電解質の適用性について触れ、測定困難の理由として、酸素分圧が低いためではなく脱酸元素と ZrO_2 との反応により固体電解質の特性が失われ電子伝導が関与してくる点を強調している。(井上博文)

鋼中のニオブ析出物の組成にあたる熱処理の効果

(G. KRAPT, et al.: JISI, 211 (1973) 5, pp. 353~356)

前報では Fe-Nb-C および Fe-Nb-N 系について検討し NbN (ϵ -hexagonal, cubic, hexagonal closed packed), 炭化物を (Nb_4C_3 , NbC, (Nb, Mo)C) 分離、同定した。本報告では実用鋼に近い組成の鋼を選び炭窒

化ニオブ析出物の同定と組成を検討した。供試材の主成分は Nb(～0.04%), N(～0.08%)を一定にしCを (1) 0.10% (C:N=12:1), (2) 0.20% (C:N=30:1), (3) 0.01 (C:N=1:1) に変えた3鋼種である。

析出処理としては、鋼種(1)と(2)についてはそれぞれ圧延のまま(AR)および1000°C×3hr加熱後水冷の2通り、鋼種(3)についてはAR材と1250°C×15min加熱後600°C～750°C(×24hr)の恒温変態処理を施したものを用いた。10%塩酸-10%酒石酸で地鉄を溶解して析出物残査を作成した。示差熱分析(DTA)-放射ガス分析(Evolved Gas Analysis), X線回折その他の手段を用いて析出物残査の解析を行なった。その際Nb₄C₃およびCのETA曲線が重なり合うためdu pont解析法を用いた。

DTA-EGA法とX線回折とを比較すると、ニオブが鋼中に析出する際、地鉄に存在する窒素および炭素と結合して、NbC_xN_yの析出物を作ることがわかった。

しかし圧延材の解析結果では鋼種により地鉄中の炭素と窒素の比は異なるけれども、炭窒化ニオブ中の炭素と窒素との比は2対1であった。地鉄中の炭素と窒素の比が高い鋼種(1)および(2)では1000°CのAr中でオーステナイト化すると炭窒化ニオブ析出物は炭素で富化される。鋼(3)の恒温変態処理材では圧延機に比較して炭窒化物中の窒素が増加する。すなわち、600°C変態でC:N=3:1, 675°CではC:N=1:1および725°CではC:N=2:3で変態温度が高くなるにつれて窒素量が増加する。(浜野隆一)

鉄と鋼 第13号 掲載記事案内

特集号—圧延技術の進歩—

技術資料

分塊圧延技術の進歩	逆瀬川浩次・山岸 静直
厚板圧延技術の進歩	三輪 親光・浅川 長正

技術報告

厚鋼板製造のための計算機システム	宮崎 泰次・杉山 忠男
------------------	-------------

技術資料

熱間圧延技術の進歩	和田 浩爾・乾 和夫・細見 紀幸
形鋼圧延技術の進歩	京井 勲
棒鋼・線材圧延技術の進歩	富岡美都夫
冷間圧延技術の進歩	久能 一郎
ステンレス鋼圧延技術の進歩	佐々木 進
鋼管製造技術の進歩	三瀬 真作
鋼片用加熱炉および熱処理炉の進歩	井藤 一禧・後藤 和元
分塊・厚板圧延技術の進歩	田中 重雄
熱間ストリップ圧延機の進歩	里見 繁・小池 千司
形鋼圧延機の進歩	馬場 隆盛
冷間ストリップの圧延機の進歩	梶原 利幸・藤野 伸弘