

抄 録

— 製 鉄 —

2700m³ 高炉の最適条件と操業結果

(Z. I. NEKRASOV, et al.: *Stal'*, (1970) 7, pp. 584~592)

2700m³ 高炉の操業結果を検討し操業特性を明らかにするとともに、以前に行なわれた2000m³ 高炉の操業結果との比較検討により、より大容量の炉の建設の可能性をも検討した。結果を要約すると、

1. 2700m³ 高炉の通風は酸素と天然ガスの消費量がそれぞれ 18 および 19~20 km³/hr のとき送風量が 4700 m³/min までならば最適に近い。この場合酸素濃度は約 25% であるが、一昼夜の生産量は 5000 t を越えた。酸素濃度を 30% まで高めれば、生産はさらに伸びよう。

2. 操業を安定かつ効果的にするには鉱石を炉頂装入口において均一に分散させ、周辺ゾーンに鉱石が過度に分布しないよう装入する必要がある。

3. スラグ系を改善し、S と Si に関して鉄の質を高めるにはスラグ中のマグネシア含有量を 7% まで高めねばならない。

4. 2700m³ 高炉の研究によれば、直径をもつと拡散することは可能である。とくに炉床直径は 12~12.5m まで拡大できる。それ以上の拡大は綿密な検討を要する。装入口直径の拡大は大ペルの径の垂線と装入口側壁との間隙が 1000~1050 mm まで許容される。炉プロフィールの直径と高さの寸法を定めるには炉腹と炉床直径に対する装入口直径の比が 2700m³ 高炉におけると同じレベルを保持すべきである。シャフトの高さ、また装入口直径の炉腹と炉床直径に対する比を変更するにはシャフトの上半分における還元過程と装入口半径に沿つての原料の運動速度を十分研究する必要がある。

5. 2700m³ 以上の高炉は 2 ないし 3 の出鉄口をもつべきである。(小林三郎)

焼結鉱の冷却速度による強度および粒度の調整

(П. И. Турин and A. В. Ростемерский: *Stal'* (1970) 7, pp. 581~584)

現在、ソ連では高炉へ装入する焼結鉱の粒径範囲を 10~50 mm に調整しようとしている。すなわち、現在の焼結技術では粉鉱石や精鉱から得られる焼結体は 0~10 mm の範囲に入るものが多く、これを高炉に用いると通気性を阻害し、生産を落とすため、焼結技術の改良が望まれる。10~50 mm の範囲の焼結鉱の歩留りが無いのは焼結体の強度が低いためで、冷却時における熱ショックが原因となつていことが *Донниичм* 研究所での研究結果より考えられている。すなわち熱応力の蓄積がマイクロクラックを発生し、それが強度の低下をまねく。したがってこの熱ショックの大きさを緩和することによつて強度低下が防止できることとなり、具体的な対策として焼結時に予熱空気を利用して焼結体の冷却速度を遅らせればよい。この際、焼結鉱の軟化点と予熱空気の温度

(たとえば 600°C) の間を冷却する速度が重要である。

本研究では原料中の鉄鉱石としてクリボイログ精鉱 80%、塊鉱 20% に配合し実験室用焼結鍋を用いて種々の空気温度の条件下で焼成した試料について落下強度試験 (2m の高さから鋼板上に 10 回繰り返して落下させ粒度分布の測定より強度を判定する) を行なつている。実際の高炉装入用の焼結鉱についても落下試験 (6 回落下) を行ない、焼結時の空気温度の変化により焼結鉱の粒度分布を変えうことを示した。

さらに、この空気温度調整により、焼結鉱の粒度分布をコークスの粒度分布に近づけることが可能であると付け加えている。

(嶋村敏郎)

1550°C における炭素含有および炭素を含まない鉄中の硫黄の活量に及ぼす添加元素の影響

(T. El GAMMAL and S. ETEWA: *Arch. Eisenhüttenw.*, 41 (1970) 6, pp. 517~521)

鉄または合金鉄中の硫黄の活量に及ぼすアルミニウム、炭素、クロム、マンガン、錫、磷、シリコンの影響について調べた。実験方法は *Arch. Eisenhüttenw.*, 36 (1965) 163/65 に報告したものと同様な方法で行ない、鉄および合金鉄試料の入った数個のルツボを気密性のタンマン炉に入れて硫黄を含んだ鉛浴と 1550°C で平衡に達させた。平衡達成時間は約 90 min であつたが、鉄-硫黄-クロム系の場合 (4 hr) を除きすべての実験時間は 2 hr であつた。さらに坩堝は冷却でき、また浴内の均一性を保証するため振動を与えられるよう工夫されている。著者は上記の添加元素についてまず Fe-S-X の三元系で調べ過去の報告値と比較した。その結果、Cr, Mn (6% まで) および C (1% まで) の S 活量に及ぼす影響は過去の報告値とよい一致を示したが、Si, P, Al および C (1% 以上) については J. CHIPMAN らの結果よりかなり低い値となつた。Si および P などで J. CHIPMAN の結果と一致しなかつた理由としては実験方法に基因したものと考へている。すなわち、J. CHIPMAN らは H₂-H₂S 混合ガスを用いて平衡実験を行なつており、その際混合ガスは試料と反応し硫化ガス (たとえば CS₂, CS, SiS, SiC₂) を発生し、あらかじめ与えた混合ガスの組成は平衡反応場所に変化をきたし、S 活量の測定に誤差を生ずるのに対し、当報告の実験方法を用いることにより、この種の誤差は相殺されこのような実験誤差は現われなためとしている。Mn については f_S^{Mn} が Mn = 5% 付近で最小となり、それ以上の含有量では増加してくるが、この理由については目下検討中である。このほか、Fe-S-C-Si 系についても実験を行ない、その結果と J. CHIPMAN らおよび H. D. KUNZE らの計算方法で求められる値とを比較検討している。(川和高穂)

1560°C における CaO-SiO₂ スラグ中の S の活量

(T. El GAMMEL and H. W. HÖHLE: *Arch. Eisenhüttenw.*, 41 (1970) 6, pp. 523~528)

1560°C における CaO-SiO₂ スラグ中の硫黄活量が硫黄含有量および塩基度 (CaO/SiO₂) によつてどのよ

うに変化するかを調べた。実験方法は CaO-SiO_2 の組成の異なるスラグをそれぞれ6つのモリブデン製坩堝に入れそれらを反応容器へ入れる。この反応容器の下には硫黄を含有した鉛浴があり連結している。したがってこれらの6つのスラグ試料は下の鉛浴より発生した硫黄-鉛蒸気と平衡することになる。実験開始前のこの反応容器の雰囲気は一酸化炭素雰囲気である。スラグの実験に入る前に、 CaO-SiO_2 試料の代わりに炭素飽和溶鉄を用い、下の鉛浴へ添加する FeS の量をいろいろ変えて実験し、鉛浴へ添加する FeS 量と平衡する炭素飽和鉄中の S の活量との関係をあらかじめ調べた。また同時に試料振動装置を用いることにより試料中の S の均一性を保証できることを確かめた。このような基礎データを求めた後に CaO-SiO_2 スラグを用いた実験を行なった。その結果鉛浴中へ $4.6\text{g FeS}/200\text{Pb}$ の添加量(前の予備実験からこの場合の炭素飽和鉄中の S の活量は 0.125 である)で CaO-SiO_2 スラグは S 飽和状態となることが判明し、このときの硫黄の活量を 1 とした。これを基準にして求められる硫黄の活量とスラグ組成との関係は次のようにして示された。

$$a_{\text{S}} = 0.508 \log \%(\text{S}) + 1.132 - 0.2665 \cdot B^2\%$$

$$a_{\text{CaS}} = 0.508 \log N_{\text{CaS}} + 1.983 - 0.202 B_N^2$$

ここで、 $B\% = \%(\text{CaO})/\%(\text{SiO}_2)$ 、 $B_N = N_{\text{CaO}}/N_{\text{SiO}_2}$ である。

また活量係数を実験式として求めると、

$$f_{\text{S}} = 1.225 \cdot 10^{-0.1563 \cdot B^2\% \cdot \%(\text{S})^{-0.706}}$$

$$\gamma_{\text{CaS}} = 3.82 \cdot 10^{-0.116 \cdot B_N^2 \cdot N_{\text{CaS}}^{-0.706}}$$

として表わされた。これから、このスラグ中の硫黄は理想溶液としては扱えないことがわかる。すなわち理想溶液からの偏差は硫黄含有量ならびに塩基度の関数として表わされる。著者はこの実験結果を他の研究者の結果とも比較し考察している。(川和高穂)

— 製 鋼 —

溶融スラグ ($\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$) 中の Si の拡散

(A. MAJRIČ, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 6, pp. 529~532)

スラグ中での拡散速度は、製錬反応において反応速度を決定する重要な因子である。拡散の研究はまた、スラグ構造を推論するために重要であるといわれている。

本研究では、毛管法を用いて、溶融 $\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 中の Si の拡散係数をスラグ組成と温度の関係について研究した。スラグ組成は $15\sim 60\%$ SiO_2 、 $15\sim 40\%$ Al_2O_3 にわたって、温度は 1500 、 1550 、 1600°C で実験を行ない、得られた拡散の活性化エネルギーからスラグ組成と拡散機構について検討し、 SiO_2 の網目構造に対する CaO 、 Al_2O_3 の影響を考察し、合わせて溶融スラグ中での Ca と Si の拡散係数の比較を行なった。

拡散実験の濃度測定には XMA を使用し、得られた拡散係数の値は $5 \times 10^{-7} \sim 1 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{S}$ で $\pm 10\%$ の誤差であった。実験結果は塩基度をパラメータに拡散係数- Al_2O_3 添加濃度の関係と Al_2O_3 濃度をパラメータに拡散係数- $\text{SiO}_2\%$ の関係で整理し、同時にスラグの液相線との関係を示した。拡散係数は融点が上昇するにしたがって減少し、とくにスラグ組成が $2\text{CaO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$

$2\text{SiO}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$ では融点が極大をとり、したがって拡散係数は極小値をとる。 $\text{Al}_2\text{O}_3\%$ の増大にしたがって $\text{CaO/SiO}_2=0.5$ では拡散の活性化エネルギーが増大し、 $\text{CaO/SiO}_2=0.8$ では減少する。また $\text{Al}_2\text{O}_3\%$ パラメータに拡散の活性化エネルギーと塩基度の関係をみると、 $\text{Al}_2\text{O}_3 16.5\%$ では $\text{SiO}_2 50\sim 55\%$ で、また $\text{Al}_2\text{O}_3 21\%$ では $\text{SiO}_2 45\sim 50\%$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3 27\%$ では $\text{SiO}_2 35\sim 40\%$ の範囲で活性化エネルギーがスラグの塩基度の変化に対してほとんど変化しない領域がある。この領域での活性化エネルギーの値は $90\sim 60 \text{ kcal/mol}$ であるが、これは CaO-SiO_2 スラグに加えられた両性酸化物である Al_2O_3 が Si-O 結合を大幅に切るほどではないが、珪酸塩網目構造をゆるめる働きをするためであると考えられる。これら一連の実験結果からスラグ構造について推論し、F. D. RICHARDSON のモデルと一致をみた。

(世良田勝彦)

1600°C 溶鉄への窒素溶解度におよぼす気相電気励起の影響に関する研究

(E. STEIRMETZ and V. JUNG: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 6, pp. 533~537)

鉄に対する窒素の吸収に関して次式が知られている。

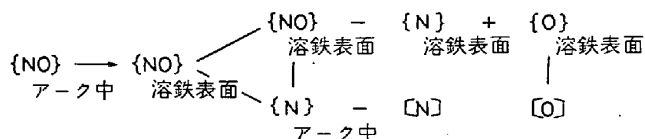
$$\frac{1}{2}[\text{N}_2] = [\text{N}] \cdots \cdots (1) \quad K_N = a_N / \sqrt{P_{\text{N}_2}} \cdots \cdots (2)$$

この窒素吸収に影響を与える因子としては圧力および温度が考えられ、さらに表面活性化元素である酸素、硫黄などの存在によっても窒素吸収は変化することがわかっている。鋼の製造過程において生ずる窒素の吸収は、速度論的な条件と、溶鉄および気相中での窒素の化学的活性によつて決定される。電気炉におけるアーク中での気体の電気的励起は窒素吸収に対して特別な条件を与えている。すなわち窒素分子は原子状態、イオン状態に分解するわけで、そのような条件下での溶鉄への窒素吸収について実験を行なった。

実験には誘導炉を使用し、雰囲気調整ができるよう反応室を密閉した。試料はるつぼ中で溶解しその表面と直上に設置した電極間でアークを飛ばし、各条件下における溶鉄の窒素溶解度の変化を測定した。

その結果、酸素の共存なしでは窒素の励起は鉄への溶解度に対し、なんら変化を与えないことがわかった。さらに気相中における酸素量の増加に伴い、窒素溶解度は通常の飽和値を越えて増加する。酸素含有量一定の条件では励起電力の増加に伴い窒素溶解度は上昇する。しかしながら酸素含有量が 0% である場合には電力の上昇は窒素の溶解度に対してなんら作用を及ぼさない。

以上の結果から、電気的に励起された気相からの窒素吸収に対しては、 $\{\text{NO}\}$ の存在が重要な役割を果たしていることが推定され、次のような反応がおこっていると考えられる。(竹内 泉)



交流エレクトロスラグ融解時の S の挙動

(C. K. Cooper and D.A.R. KAY: JISI, 208 (1970) 9, pp 856~859)

低硫黄, 低酸素 清浄鋼および Ni 基合金を求める宇宙, 原子力工学技術のあくなき要求は真空アーク融解法 (VAR) に代わるものとしてのエレクトロスラグ融解法 (ESR) の進展を促した. ESR の VAR にまさる根本的長所の一つはスラグ-メタル反応による精錬過程の有力さにある. ESR による脱硫に関する報告はかなり多いが本論文では酸素分圧の異なる雰囲気, すなわち大気 Ar ($P_{O_2} \sim 0.1\text{-}kNm^{-2}$) および 99:1 CO/CO₂ の下での CaF-CaO スラグによる小規模な交流 ESR における S の挙動について研究した. 融解インゴット内での S の分布, スラグから雰囲気への S の移動およびスラグ-メタル間の S の分配に関する結果が得られた. インゴット内の S 分布に関する結果は予期されるようにスラグの塩基度の増加が脱硫に有効であることを示している. また低塩基度のスラグにおいては電極の S よりも高い S 含有量を示している. スラグから雰囲気への S の移動は高塩基度スラグによる大気融解の際, おそらく SO₂ の形で行なわれる. この現象は低酸素分圧の雰囲気 (99:1 CO/CO₂) での融解ではスラグ塩基度のいかにかわらず抑制され, 大気融解の場合でも高塩基度スラグの場合にのみ見られる. この結果は他の研究者のそれとは異なっている. また実操業では Ar 雰囲気での融解の際, 雰囲気への S の移行が抑制されるが, これも本実験の結果と相違している. これらの点についてはさらに研究が必要である. スラグ-メタル間の S の分配については

$$C_S' = (\text{wt}\% S) (P_{O_2}/P_{S_2})^{1/2} = K_{10}(\text{wt}\% S) [h_O]/[h_S]$$

(ここで K_{10} は $[O]_{1\text{wt}\%} + \frac{1}{2}S_2(g)_{1\text{wt}\%} + \frac{1}{2}O_2(g)$ の平衡定数) を検討することにより, スラグ-メタル界面の温度はスラグの温度測定にもとづく 1700°C よりも低いこと, 熱力学データから予想される値に近いことがわかった. (檀 武弘)

溶鋼内の S と Si の真空下での反応におよぼす C と P の影響

(V. D. SEHGAL: JISI, 208 (1970) 8, pp. 760~764)

含 Si 溶鋼の真空脱硫は溶鋼/真空界面における二原子厚みの境界層内での S と Si の間の不均一 2 次反応と SiS の蒸発によつて進行することが明らかにされているが, 本論文では溶鋼の重要成分である C と P の真空脱硫におよぼす影響が研究された. C, P をおのおの 2% まで含む含 Si 溶鋼について得られた結果は脱硫反応が, それらを含まないときと同様に 2 次反応であること, C は脱硫速度を増大させ, P は減少させることを示している. これは溶鋼の真空脱硫の機構が C, P によつてなら影響されず, $S + Si \rightleftharpoons SiS \uparrow \rightarrow SiS \uparrow$ で表わせること, C と P は律速段階に参与する物質の活量係数に効果を持つことによつてのみ脱硫速度に影響を与えることを示している. C, P の存在しない場合の 2 次反応速度定数を k_0 , 存在するときのそれを k とすると

$$\log_{10} k - \log_{10} k_0 = 0.16\% C$$

あるいは $k/k_0 = e^{0.37\% C}$ (炭素)

$$\log_{10} k - \log_{10} k_0 = -0.10\% P$$

あるいは $k/k_0 = e^{-0.23\% P}$ (燐)

で表わされる. したがつて C, P の稀薄な場合

$$-dS/dt = ke^{0.37\% C - 0.23\% P} C_S \cdot C_{Si}$$

で表わすことができる. 不均一反応速度定数を衝突理論で説明しようとする, C, P はともに溶鋼中の S, Si の活量係数を増大させるので, 共に脱硫速度を増大させることになり実験結果と矛盾することになる. しかしながら, 活性複合体理論によれば速度定数は

$$k = k' (f_S \cdot f_{Si} / f^{+}) = k' (f_S^{(3)} f_{Si}^{(3)} / f^{+(3)}) (f_S^{(4)} \cdot f_{Si}^{(4)} / f^{+4})$$

となり等 4 成分 (ここでは C または P) がたとえ S, Si の活量係数を増大させても, 活性複合体 (ここでは SiS⁺) の活量係数におよぼす影響いかによつては, 必ずしも k を増大させることにはならず実験結果と矛盾しない. 実際 $\log_{10} (f_S^{(C)} \cdot f_{Si}^{(C)} / f^{+(C)}) = 0.16\% C$, $\log_{10} (f_S^{(P)} \cdot f_{Si}^{(P)} / f^{+(P)}) = -0.10\% P$ となる. なお溶鋼からの脱炭量は C, Si, S の量に関係しないこと, 脱燐はおこらないこともわかった. (檀 武弘)

エレクトロスラグ溶解法における流動と液滴の生成について

(J. CAMPBELL: J. Metals, 22 (1970) 7, pp. 23~35)

エレクトロスラグ溶解法における熱伝達や精錬, および, 介在物の除去などの機構を知るためにモデル実験を行ない, 電極先端での液滴の生成状況やスラグ相の流動様式を観察し, 理論的な考察を行なった.

モデル実験は, パイレックスまたはシリカチューブ製のモールドを使用した. モル比で 59:41 の LiCl-KCl をスラグとして使用したがその密度は $1.63 \pm 0.08 \text{ g/cm}^3$ (at 400°C) である. 溶解金属には, Al, Cu, Pb, Zn を用いた. スラグ相内の流動様式を観察し, 電極先端からメタル相に向う下降流とモールド内壁にそつた上昇流を認めた. また, 電磁流体力学および次元解析に基づいてスラグ相内の流速を与える式を導出したが, 測定値には熱対流の効果が含まれるために, 理論値と測定値の直接の比較は不可能であつた. 金属相は不透明であるために, 金属相内の流動様式の直接の観察ができないのでモールド近傍の観察結果から内部の流れを推察した. 金属相内の流れはスラグ相と比較して弱く, 電極からの液滴が流入した瞬間にのみ流れが生じることがわかつた. 電極先端における液滴の生成状況を観察し, 生成される液滴径を測定し, 溶解速度の遅い場合について使用電極の直径と生成液滴径との関係を明らかにした. またこの場合について, 力の釣合い条件や次元解析に基づいて電極径と液滴径との関係式を導出し, 実測値と比較してよい一致を得た. 溶解速度が速い場合についても, 溶融金属流の安定性の観点から生成液滴径の理論的な考察を行なった. 最後に, エレクトロスラグ溶解と真空アーク溶解の両法について, 金属相内の流動様式の相違について論じ, 両法によつて製造されたインゴットの凝固組織を簡単に検討した. (藤井徹也)

真空処理の際の鋼中の酸素除去におよぼす要因

(K. R. OLEN, L. S. GONANO, and E. L. HECK: J. Metals, 22 (1970) 7, pp. 36~41)

真空溶解における溶鋼の酸素含有量におよぼす圧力 (真空度) の影響を種々の CO 分圧の下で測定した. 実

験は真空誘導溶解装置を用い、純度 99% の Al_2O_3 ルツボ中で 1% 炭素鋼 15lb を 600torr の CO 雰囲気の下で $1580 \pm 10^\circ\text{C}$ に 30 min 保持した後、 6.5×10^{-3} から 200 torr の間の種々の所定圧力に同じ温度にて 30 min 保持してから鑄型に注入した。得られた鋼塊は C, O および Al 含有量を頭部および底部について定量した。

炭素含有量は実験中ほとんど変化しなかつた。問題の酸素含有量は 600torr では 14ppm であつたが 100torr になると 5 ppm に減少し、それ以上圧力が下がつても 5 ppm にほぼ一定していた。Al 含有量は 600 torr で 0.0014% が 100torr で 0.013%, 10torr で 0.054% になつた。さらに圧力が下がつても増加は僅少にすぎなくなり 0.1% に漸近する傾向を示した。

実験結果について熱力学的平衡値との比較を行なつた。

単純なる CO 分圧から計算した C-O 平衡値からの酸素含有量および Al_2O_3 の溶鋼中の炭素による還元反応の CO 分圧に対応する平衡 Al 含有量はいずれも 200 torr 以下になると実験値と全く一致しなかつた。そこで Al の活量を用いて GOKGEN, CHIPMAN の Fe-O-Al の平衡値と本実験値を比較してみるとよい一致を示した。

本実験による真空炭素脱酸により得られる最小酸素量はルツボ材である Al_2O_3 の解離の結果溶鋼中に含有された Al 含有量によつて規定され、200 torr 以下の圧力では圧力の影響はわずかにすぎなかつた。(大井 浩)

絞り加工用リムド鋼鋼板品質におよぼす製鋼造塊法の影響

(D. E. DORNEY, et al.: J. Metals, 22 (1970) 7, pp. 42~51)

転炉で溶製した 0.05~0.10% C のリムド鋼を $36 \times 80 \times 77$ インチ (48.750 lb) の鋼塊に鑄込み、この鋼塊から製造した冷延鋼板の表面品質、化学成分、組織および機械的性質について調査し、これらにおよぼす製鋼・造塊条件の影響について解析した。

冷延鋼板の品質に密接な関係を持つといわれているリミングアクションについては、取鍋温度の影響が最も大きく、良好なリミング強さを得るためには取鍋温度は、 $1550^\circ\text{C} \sim 1560^\circ\text{C}$ に保つ必要があること、 $\text{C} \times \text{O} / \text{Mn}$ の値が大きくなるほど、Mn の値が小さいほどリミングはよいことが明らかになつた。また、リミングアクションの弱い鋼塊は、リミングアクションの良好な鋼塊に比べてスカムの発生量が多く、しかもその一部は鋼塊の凝固面に捕捉されるため、冷延鋼板での Mn は 0.03% 少なく、酸素は 0.0011% 多い。

冷延鋼板の絞り性に影響する結晶粒度について調査したところ、コア部の結晶粒度は $(\%S \times O)$ または $(\%S) / (\%Mn - 3.45\%O)$ との間に高度の相関があり、鋼板の S, O が低く、Mn が高いほど結晶粒は大きい。また鋼塊の頭部側相当位置では、板の機械的性質および絞り性に対して何らかの影響をおよぼすと思われる帯状またはすじ状の結晶粒の細い部分が局部的にみられる。これは $(\%S \times \%O)$ および $(\%S) / (\%Mn - 3.45\%O)$ の値が大きくなると増加し、この部分には必ず MnS が存在し、この介在物の周りの結晶粒界には 0.2μ 程度の微小析出物があることなどから、熱間圧延時に鋼中に固溶

した Mn, S が冷間圧延後の焼鈍時に析出し結晶粒の成長が妨げられたと推定される。

一般に結晶粒が 400 個/in² 以上のものは絞り性が悪くなるから、鋼板の $(\%O \times S)$ を 900×10^{-6} 以下すなわち S および O はそれぞれ 0.020~0.025%, 0.040~0.045% 以下、にする必要がある。そのためには取鍋 S が 0.018% 以下、取鍋温度は 1560°C を越えないようにしなければならない。(岡野 忍)

CaF₂-Al₂O₃ 系スラグへのアルミナの溶解速度

(A. MITCHELL and B. BUREL: Met. Trans., 1 (1970) 8, pp. 2253~2256)

エレクトロスラグ溶解法による電極母材中のアルミナ系介在物のスラグへの溶解の挙動を明らかにする目的で CaO-Al₂O₃ 2 成分系スラグ中への Al₂O₃ の溶解速度を測定した。

実験は設備費が安価で高温実験に適した回転円板法を用いた。直径 20.5 mm, 厚さ 0.5 mm 中心に 0.39 mm 角の孔をあけた Al₂O₃ 円板をアルゴン気流中で Mo で内張りした黒鉛ルツボ内に溶融したスラグ中に浸漬回転した後重量減少を測定した。加熱には 450 kHz の高周波誘導加熱装置を使用した。

スラグは $\text{CaF}_2 + 30\% \text{Al}_2\text{O}_3$ ($1518^\circ, 1509^\circ\text{C}$) と $\text{CaF}_2 + 20\% \text{Al}_2\text{O}_3$ (1500°C) の 2 種類を用いた。若干のパラッキはあるが重量減少量と回転数の $1/2$ 乗の間にはより直線関係が認められた。実験結果のパラッキの原因は実験を定温で行なうことに困難があつたためと思われる。

実験結果の解析は LEVICH による拡散律速による溶解過程の式にもとづいて行なつた。得られた相互拡散係数は $\text{CaF}_2 - 30\% \text{Al}_2\text{O}_3$ では $8.1 \sim 8.5 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{S}$, $\text{CaF}_2 - 20\% \text{Al}_2\text{O}_3$ では $4.0 \times 10^{-5} \text{cm}^2/\text{S}$ であり、これは従来の報告から求められた拡散係数とよい一致を示した。

本実験結果をエレクトロスラグ再溶解または溶接について考えてみると、開始のときのスラグの溶解速度は物質移動よりむしろ熱伝達の問題であると思われた。介在物としてのアルミナ粒の半径が 40μ とすれば $\text{CaF}_2 + 30\% \text{Al}_2\text{O}_3$ スラグには 0.8 秒で溶解するはずであり、もつと大型の介在物も滞留時間から考えて溶解するものと推測される。(大井 浩)

複合脱酸剤の脱酸能力の研究

(Э. Н. Мухайлов, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., (1970) 5, pp. 47~50)

起電力測定法により Mn, Al, Si および Ca を含む複合脱酸剤の脱酸能力を測定した。炭素抵抗炉により Al_2O_3 るつぼ中で 120 g の純鉄を溶融し、5 種類の Al-Mn-Si 合金, Al-Mn 合金, Al-Si 合金, Al-Ca 合金, Al-Ca-Mn-Si 合金を添加して脱酸し、 1600°C における起電力を Al_2O_3 を固体電解質とし、銑鉄を標準として測定した。溶鉄中の酸素の活量 a' は、標準極の酸素活量 $a_0 (=0.0004)$, 起電力 E の関係

$$1.053E = 0.0001 T \log \frac{a'}{a_0}$$

から算出した。

Al-Mn-Si 合金の添加により、それと当量の Al を添加した時より a' は低下した。脱酸剤の添加量が 0.1%

(=Al) の場合には約 2 min にて脱酸反応は完了し、起電力は一定となるが 0.2% (=Al) の添加では約 1 min で脱酸反応は終了した。また Al-Mn-Si 合金では Mn および Si 含有量の増加とともに合金の脱酸能力は増大した。

Al-Mn および Al-Si 合金の脱酸能力は Al 単独よりも高いが、Al-Si 合金の脱酸能力よりも Al-Mn 合金の脱酸能力がわずかに高かった。Mn が Al の脱酸能力を増加するのは MnO が Al_2O_3 あるいは SiO_2 よりも溶鋼との界面張力を減少するためであると推察された。

Al, Mn および Si に Ca を加えた複合脱酸剤では Ca によつて脱酸能力はいちじるしく増加した。0.05% あるいは 0.1% の Al に相当する Al-Ca-Mn-Si を加えたときの酸素の活量は、同程度の Al, Mn および Si に相当する Al-Mn-Si 合金を添加した場合より非常に低かった。(郡司好喜)

メタルおよびスラグ滴の形成機構について

(B. B. Хльнов et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., (1970) 6, pp. 5~9)

スラグメタル界面でのスラグのエマルジョン化は精錬反応で重要な役割を果たしているが、エマルジョン化の初期段階の状態を調べるために、本報告ではバルク相から滴が分離していく過程を観察し解析している。

実験方法は、 Al_2O_3 板上でフェロモリブデン滴を溶解し、その上の方から Al_2O_3 または SiO_2 板の下面に付着させたスラグの滴を接近させ、両者が全面で接触した後、上側の板を $U=0.7\sim 25.0$ cm/sec の速度で上昇させて分断される様子を高速カメラで撮影する。温度は $1480\sim 1560^\circ C$ 、スラグとして 2 種類のもの (SiO_2 : 67~53, Al_2O_3 : 9~7, FeO: 13~22, CaO: 6~13, MgO: ~2, 粘度: $1480^\circ C$ で 450~150 ポアズ) を用いた。

板の上昇速度 U が小さい場合 (領域 A) はもつぱらスラグ側が変形し凹みが生じ、分断が起こり、メタル表面にスラグの小滴が取り残される。メタル自身はほとんど変形しないが、 U の増大につれメタル側もひき伸ばされる。さらに U を増大する (領域 B) とスラグ側の変形はむしろ小さくなり、凹みがメタル側に現われ、メタル側で分断が生じて小粒がスラグ表面に残留する。 U の増大により分離されるメタル滴の寸法は 2.5 から 0.4~0.3 mm もしくはそれ以下にまで小さくなる。さらに U を増大 (領域 C) すると分断はメタルとスラグの界面で起こり、分離滴は生成されない。

領域 A では変形は表面張力の作用で規制されスラグ側で分断が起きるが、 U の増大につれ粘性力による抵抗が増大しスラグの変形は妨げられ、メタル側の変形が増大して領域 B に移る。メタルの変形速度 U_M が大きくなるとメタル内に慣性力が生じ、スラグからメタル内部への攪乱作用の伝播速度 v が重要になり、 $U_M < v$ の場合、メタルの深部で分断が起こる。 $U_M - v \rightarrow 0$ になるにつれ凹みは界面付近に生じ、メタルの分断粒は小さくなる。 $U_M \gg v$ で領域 C に移る。スラグの粘度の低下、温度の上昇とともに、領域 A \rightarrow B および B \rightarrow C の臨界変形速度を大きくする。(徳田昌則)

モデルによる鋼浴の流体力学の研究

G. M. Глцнков, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met.,

(1970) 7, pp. 159~162)

表面が $0.3 \times 0.3 m^2$ で深さ 0.5 m の水槽の底部に直径 1 mm のノズルを 144 本備えた風函を設け、空気を吹込むモデルにより鋼浴の運動と気泡の関係を研究した。

水中に電解質を添加して空気を吹込んだときの完全混合に要する時間 τ_p と、空気力学的な力 N_p および機械的な力 N_M の関係を測定した結果、場所によつて異なる 2 つの関係が次のように得られた。

$$N_M = 0.0059 + 0.002 \left(1 - e^{-\frac{N_p - 0.0085}{0.015}} \right)$$

$$N_M = 0.005 + 0.0024 \left(1 - e^{-\frac{N_p - 0.0067}{0.012}} \right)$$

一般的関係として空気使用量 V_0 との間に

$$\frac{N_M}{N_p} = \frac{1}{8 \cdot 10^3 V_0 + 1}$$

が得られた。この関係を溶鋼に適用し、脱炭速度 v_c および溶鋼重量 G の間に次の関係が得られた。

$$\frac{N_M}{N_p} = \frac{1}{0.705 v_c G + 1}$$

大気圧 P_0 と浴の深さ H を考慮すると、

$$N_M = \left[0.117 v_c T \ln \left(1 + \frac{\rho g H}{P_0} \right) \right] \frac{1}{0.705 v_c G + 1}$$

となる。

同じような函数関係は乱流拡散係 D_T や溶鋼の加熱速度と v_c の間に測定されているが、これらの傾向は脱炭速度が大きくなるとスラグや雰囲気による溶鋼の加熱と混合が比例しなくなることを示している。(郡司好喜)

— 鑄 造 —

連続鑄造鋼塊を造るときの鉄粉の使用試験

(A. И. Лццнков, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., (1970) 6, pp. 48~52)

鋼を連続鑄造するとき鉄粉を添加して凝固を促進する方法を検討した。240×240 mm 断面のピレットを生産するときのクレーターの深さにおよぼす鉄粉の使用量を計算した。鋼と鉄粉の液相線および固相線、熱容量、固相の熱伝達率を知り、鋼の凝固速度の法則を利用してクレーターの容積を算出した。その結果 2.5 m のクレーターにするためには過熱度 $10^\circ C$ の場合に 4.5%、過熱度 $30^\circ C$ の場合に 4.75% の鉄粉を必要とすることがわかった。また鉄粉の溶融温度までの加熱時間は、実験に使用した鉄粉について 0.3~1 sec と計算された。

計算結果を確かめるために、2 個の鑄型に同時に鑄造できる中間取鍋を用い、一方の鑄型に鉄粉を添加した。鋼種は CT 3 を用い、ピレットの断面は 280×280 mm とし、粒子の大きさが 0.5~1 mm で 3% の C を含む鉄粉を添加した。

0.5~0.8% の鉄粉を添加することによりピレットのマクロ組織が細くなり、軸心部の収縮孔および偏析が低下した。凝固速度を増し、組織を改良する目的で鉄粉使用量を 2% まで増加すると、鋼塊中の酸素含有量が 2 倍になり、珪酸塩介在物は 1.3 に増加した。鉄粉の化学分析では 0.1~0.3% の酸素が確かめられたので、ピレット中の酸素量増加の大きな原因の一つは酸化物による汚

染であると考えられた。

これらの試験から、鋼の連続鑄造に鉄粉を使用するには鉄粉の純度の保証およびその溶鋼への添加方法を完全に必要のあることがわかった。(郡司好喜)

—加工—

圧延における圧延材と圧延機との相互作用について

(P. FUNKE und H. JUNG: Z. Metallk., 61 (1970) 7, pp. 481~487)

極度に薄い冷間ストリップを製造することが注目されている現状において、圧延機と圧延機との相互作用に関する十分な知識と、ストリップの形状寸法の改良のための新しい工業的処置が要求されている。一般に、材料の塑性変形は機械の弾性変形と関連している。ストリップミルに関しては、このことは圧延されたストリップの厚さがロール間げきの幅と一致しないことを意味している。圧延過程に関する多くの理論的研究では、おもに変形力と与えられた変形との関連性が扱われている。そこでロール間げきから圧延されて出てくる製品の寸法について、様々な圧延技術がそれをどの程度まで予知できるかという問が生じてくるわけであるが、その間に答えるため、本論文ではまずロールスタンドの弾性的挙動を考察している。ロールスタンドの応力による歪みに対して、パネ定数を導入して、各ロールスタンド部の応力—歪み状態を記述する。そうすると、ロールに作用する力 P とロールスタンドの膨脹(ロール間げきの幅 w_0) $h_1 - w_0$ とは、パネ定数 C に対して直線関係になる。すなわち、 $c = P / (h_1 - w_0)$ の関係式が成り立つ。ここで h_1 は圧延されたストリップの幅、また C は $1/C = 1/C_W + 1/C_{st} + 1/C_{sp}$ の関係式を満たす。ただし、 C_W はロール、 C_{st} はフレームは、 C_{sp} は架構ネジのそれぞれのパネ定数である。平行面を持つストリップを製造するにはできるだけパネ定数の高い圧延機を使う必要がある。そしてロールスタンドの歪みおよび圧延機の弾性変形を緩和する問題に対して、スタンドにあらかじめ応力を加えておくこと、および多重ロール圧延機を使用することが有効である。

圧延の際の最小板厚 h_m は、ロール間げきの幅とそれに作用する力との間の関係から、次の式で求められる。

$$h_m = 3 \cdot 08 \mu \cdot (8R(1 - \nu_2) / \pi \cdot E) \cdot K_{fm}$$

ここで μ および K_{fm} はそれぞれ材料の摩擦係数および平均引張強さである。 ν および E は圧延機のポアソン比とヤング率、 R はロール半径である。式から明らかなように、圧延による板厚最小値は摩擦係数、引張強さおよびロール半径が小さいほど、また圧延機のヤング率が大きいほど減少する。(脇田三郎)

—性質—

リムド軟鋼の時効過程における C と N の同時析出に関する研究

(W. JÄNICHE et al.: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) pp. 639~647)

リムド鋼 (C: 0.035~0.55%, Si < 0.01%, Mn: 0.3~0.40%, P: 0.020~0.055%, S: 0.30%, N: 0.002~0.017%) に関して焼入時効と歪時効の際の C と N の同時析出挙動を、減衰測定、抗磁場力測定、強度試験、

復元の実験により研究した。以下にその結果を報告する。

ここで研究した 0.015% N までの範囲では C の析出は N によつて影響を受けないのに対し、純粋な N の析出の潜伏期が純粋な C の析出の潜伏期よりも著しく長い場合には N の析出は C の析出により促進される。

析出物が復元する場合の C と N の間の分配状態は、時効中と同じである。この結果から C と N がともに過飽和な鋼を焼入れた場合には、C の析出物と N の析出物が別々に形成されるのではなく、炭窒化物が形成されるものと考えられる。

γ 領域から焼入れた後時効試験と復元の実験を行なつて得た結果は、転位中の C と N の析出が全時効挙動を決定する現象であることを示唆している。

歪時効の場合 N の析出は C の析出により影響を受けない状態が長く、純粋な歪時効現象を示す。

抗磁場力の測定から歪時効の場合 N が転位中に優先的に侵入することが推定される。このことは歪時効の際に N が著しい脆化をもたらすことに対する説明となるだろう。

焼入れ時効中の強化は時効温度が上昇し過飽和度が減少するにつれて小さくなる。C は大量に析出した場合(すなわち析出物濃度が高い場合)にはじめて強度の増加をもたらすが、N に比べれば影響は大きい。

塑性変形に続く時効による強度の上昇は、本質的に変形の時点で固溶している N の量に依存している。歪時効中の機械的強化に与える C の効果は N ほど顕著ではない。(和田 仁)

400~500°C におけるマルエージ鋼のクリーブ破断挙動

(H. BERNS and F. BRUHL, Jr.: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 7, pp. 675~679)

4 種類のマルエージ鋼 (C ≤ 0.02%, Ni = 15.85~18.5%, Co = 7.0~8.2%, Mo = 4.55~4.8%, Ti = 0.3~1.0%, Al = 0.03~0.25%) に関して、高温引張試験とクリーブ破断試験を 450~500°C の温度範囲において行なつた。そしてクリーブ応力がかかった状態におけるクリーブ挙動およびオーステナイト逆変態と析出硬化現象との間の関係を調べ、さらに熱間加工した X32CrMoV33 鋼の時間—伸び挙動と比較し検討して、以下に列記するような結果を得た。

1) 高温引張強さとクリーブ破断強さは Ti と Al の量を増加させることおよび Ni の量を減少させることにより改善される。

2) クリーブ試験中に起こる逆変態オーステナイトの生成は試験温度、試験時間、クリーブ応力が増加すると著しくなるが、Ti 量が増加し Ni 量が減少すると低下する。

3) 450°C までの温度ではクリーブ破断試験中に別の析出硬化が起こり、これは応力とともに増加する。しかし Ni 量が高まるとともにこの析出硬化現象は認められなくなる。

4) 本研究においてとりあげた Ni-Co-Mo 鋼はクリーブ破断試験で熱間加工した X32CrMoV33 鋼よりも大きなクリーブ速度を示すが、後者が高温で脆化する傾向

を持つものに対して Ni-Co-Mo 鋼ではそのような脆化は認められない。
(和田 仁)

低炭素鋼における 450~800°C での Nb 窒化物の析出におよぼす温度と時間の影響

(K. H. SAUER and G. NAUMANN: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 8, pp. 745~747)

窒素 (N) と炭素 (C) を含んだ Fe-Nb 合金を 1300°C で溶体化処理後水食塩水に急冷し、450~800°C で焼もどしたときの Nb 窒化物の析出挙動を調べた。用いた 3 試料は、C の量を低くして (0.002%) 室温の平衡状態ですべての N が Nb と結合しているものと、C の量をやや高くして (0.056~0.065%) N の一部が Fe 中に固溶しているかまたは Fe と結合しているものとに大別される。Nb の添加量は 0.125~0.16% である。全 N 量の測定は溶解法によつて行ない、固溶 N 量の測定は 0.02~0.05 mm 厚さの薄片を 450°C で水素によつて還元し、生成したアンモニアの量を測定する方法によつて行なつた。

急冷後焼もどした場合、Nb と N との結合は約 500°C で明りように始まつた。そして焼もどし温度の上昇および保持時間の増加とともに Nb 窒化物の量は増加した。N および C の量に対して十分な量の Nb を含む合金では、800°C × 30 min の保持ですべての N は窒化物として析出したが、Nb の量に対して C や N の量の多い合金では、焼もどし後にも一部の N は固溶したままで存在した。

ほとんど C を含まない合金では、1300°C × 1/2hr の溶体化処理後急冷したままの状態、全 N 量の約 1/2 が窒化物として測定された。上述の溶体化処理条件では全 N 量が固溶しているはずであるから、これは、水食塩水による急冷によつても Nb 窒化物の析出を完全に抑制することができなくて、一部の N が冷却の際に再析出したためと考えられる。一方少量の C を含む合金では、溶体化処理後急冷することによつて、冷却中における Nb 窒化物の析出をかなりないしほぼ完全におさえることができた。これは、固溶している C のために N の拡散が妨げられるためと考えられる。

急冷後各温度で 30 min 焼もどした試料のマイクロ硬さは、すべての合金において約 600°C で最高値に達した。
(中島宏興)

オースフォームによる鋼の強度上昇におよぼす 2, 3 の合金元素の影響

(H. BORCHERS and J. MÖLLER: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 9, pp. 853~858)

オースフォームによる鋼の強化については、まだ完全な説明が与えられていない。本研究は C0.35%, Cr5% で、そのほかに炭化物を形成しない Si, Co, Ni を単独に、あるいは共に含む 5 種類の鋼について強度におよぼすオースフォームの影響を調べたものである。試料は 1050°C で 15 min オーステナイト化し、550°C に急冷して 2 min 保持後最大 70% まで圧延による加工を加えた。これらの試料について引張強さ、0.2% 耐力、破断伸びおよび硬さの測定を行なつた。また合金量の一番多い鋼については 0.01% 耐力と残留オーステナイト量も測定した。

引張強さと耐力は変形率の増加とともに最大 40 および 50% 上昇するが、その間に伸びは減少する。引張強さの曲線は耐力の曲線より複雑な形状を示すが、これは高強度の鋼が不均一な変形に著しく敏感であることによつて説明できる。0.01% 耐力は 0.2% 耐力にほぼ平行して上昇する。通常焼入れ後とオースフォーム後の 0.2% 耐力の差をオースフォームの変形率に対してプロットしてみると、強度上昇に 3 つの領域を区別することができる。すなわち、耐力は 25% までの変形によつて上昇するが、25% と 50% の間ではほんのわずかしき増加せず、50% 以上の変形でもつとも大きな上昇が起こる。第 3 の領域は準安定オーステナイト中の積層欠陥エネルギーの低下に伴つてより顕著になり、同時に立ち上がりの開始点は低温側に移行する。第 1 の領域は、転位密度の上昇とその強い拡張による冷間加工率の上昇にもとづくものである。第 2 の領域は拡張転位の動的再収縮 (dynamische Erholung) により、転位の移動が容易になる過程に対応している。第 3 の領域では、ジョグを有する転位の非保存運動によつて多数の空孔が形成され、それによる炭化物の析出強化が起こるために急激な強化を生ずるのである。
(渡辺 敏)

繰返し応力下での鋼の減衰と弾性の変化について

(E. H. F. DATE and K. W. ANDREWS: JISI, 208 (1970) 8, pp. 754~759)

LAZAN の研究を再確認し、さらに鋼の減衰と弾性と疲れとの間の関係を調べることを目的とする。

化学組成および熱処理の異なる 11 種の軟鋼あるいは 11%Cr 耐熱鋼などについて片持回転曲げ疲れ試験を行ない、自由端のたておよび横方向のたわみを連続的に求め、繰返し途中での減衰エネルギーおよび動的ヤング率の応力レベルおよび繰返し数に対する変化について調べた。試験条件は室温、1000 回/min であつた。結果は次のとおりである。

焼準した軟鋼においては、耐久限近くの応力レベルで減衰エネルギーおよびヤング率は最初の 1000 回までにかかなり変化する。すなわち、減衰エネルギーは応力の大きさおよび繰返し数とともに増加し、そして動的ヤング率は減少した。一方、十分に軟化した低合金鋼においては軟鋼と類似した傾向を示したが、繰返し数に対する両性質の変化速度は大きく、そして 10^5 をこえると著しい回復がみられた。両鋼種の相違はヤング率などの変化の開始時期が違うことで、後者の場合それらの変化は $10^4 \sim 10^5$ で始まつた。これらの変化は加工軟化に対応し、ヒストリシスの幅は増加した。さらに、焼準した 1/2% Mo-B 鋼では減衰エネルギーおよびヤング率の変化はほとんどみられず、したがって加工軟化および硬化を示すことなく破断した。

応力レベルが耐久限に比べてかなり高い場合は、両性質の変化はほとんどみられなかつた。全試料について、耐久限応力における減衰エネルギーと疲れ強さとの関係を一本の直線で整理することができた。

上記結果を用いて、仮説 $1/E_d = 1/E_0 + D/KS^2$ を検討した。ここで E_d は動的ヤング率、 E_0 は静的ヤング率、 D は単位体積当たりの減衰エネルギーそして S は応力である。
(角田方衛)

鍛造温度から焼入れする際の結晶粒度に影響をおよぼす因子

(H. BÜHLER, et al.: Stahl u. Eisen, 90 (1970) 17, pp. 917~922)

鍛造品を鍛造温度から直接に焼入れた場合、強度は普通の焼入れの場合に比べて同じかまたはむしろすぐれているが、結晶粒が粗大になることが多い点が欠点である。この論文では、鍛造温度、加工度、鍛造後の保持時間のような制御可能な因子がくみあわさつてオーステナイト結晶粒度にどのような影響をおよぼすかを明らかにした。

実験試料は 50CrMo4 鋼で、25mmφ の丸棒を用い、鍛造温度は 900~1200°C、加工度は 25~75%、鍛造後の鍛造温度における保持時間は 5~60sec の範囲で変化させた。

鍛造温度の影響としては、鍛造温度が高くなるにつれて結晶粒が粗大化するが、これは鍛造温度の上昇とともに結晶粒の成長が早くなることによる効果である。

加工度は、基本的にはその増大とともに結晶粒を微細化する。しかし加工度が大きいほど、再結晶したがつてその後の粒成長が早く始まるので、実際に加工度の増大によつてより微細な結晶粒がえられるのは、限られた保持時間の範囲のみである。

鍛造後の保持時間の影響は 2 つの段階に分かれて現われる。第 1 段階は一次再結晶である。そして第 2 段階は一次再結晶が終わつた後におこる粒成長である。

オーステナイト結晶粒度を支配するのは再結晶の過程である。AVRAMI の式を基にして、実験結果から定数を求め、一次再結晶の量を鍛造温度、加工度、保持時間の関数として表わした。この式によつて、実測できない範囲の一次再結晶の程度を計算することができた。

(中島宏興)

方向性 3 1/4% 珪素鉄の低温破壊

(T. H. WEBSTER: Acta Met., 18 (1970) 6, pp. 683~691)

(110)[001] 集合組織をもつ方向性 3 1/4% 珪素鉄を -196°C で引張り、その脆性破壊挙動を光学顕微鏡や走査型電顕を用いて研究した。試験片はゲージ長さ 31 mm ゲージ幅 6.3 mm で圧延方向に対し 0~90° の角度 θ をもっている。

試験片はすべて脆性破壊し、その破断応力は θ が 55° ([111] 引張軸) のものが最大で、また 90° ([110] 引張軸) のものは引張軸のものより著しく大きい。変形双晶はすべての試験片にみられ、そのうちのあるものはクラックの伝播以前に形成されたように思われる。破断面はほとんど粒界とへき開破面からなり立っている。そしてへき開面の調査から主クラックは粒界クラックから発生しているものと思われる。

この材料の破壊はクラックの伝播によつてコントロールされていると仮定して、データから GRIFFITH の条件に基づく {001} 面への破壊の臨界応力を計算したが、それは一定値をとらず破壊法則とはいえない。さらに {001} 面に対する剪断応力を考慮した式、ついでクラックを刃状転位の列であらわした PRIESTNER と LOUAT の式を用いたが、これらも破壊の法則として適当ではなかつた。

そこでクラックの核生成、すなわち変形双晶の最初の burst がただちに破壊につながるとしてそれぞれの破断応力について最も作動可能な {112}<111> 双晶系の分解剪断応力を計算した。その結果従来の鉄単結晶のデータも考慮して、変形双晶の最初の burst から破壊が生じるということが最も確からしいと思われる。なお最初の刃帯の形成が破壊を発生させるという考えもあるがこの仮定は採用できなかつた。

クラックの伝播様式は試験片の方位に依存し、引張軸と最も都合のよい方位をもつへき開面に垂直な方向との角度が大きいほど粒界破壊が多い。そして変形双晶の近くで局所的な再核発生を伴いながらクラックは不連続的に進行する。(安中 嵩)

低炭素鋼の冷延および再結晶集合組織の三次元分布関数による解析

(A. J. HECKLER and W. G. GRANZOW: Met. Trans., 1 (1970) 8, pp. 2089~2094)

本研究は、低炭素鋼の冷延および再結晶集合組織を、三次元的分布関数によつて調べたものである。市販の熱延リムド鋼および Al キルド鋼を供試材とし、これを 20, 40, 60, 80% と冷延し、さらに 60% 冷延のものを 538°C~738°C の種々の温度で焼鈍した。これら冷延板および焼鈍板の (200), (110), (211) 極点図を求め、これから BUNGE, ROE らによる球面関数の展開として表わした三次元分布関数を計算することによつて、その集合組織を決定した。こうすることにより集合組織のより正確な把握が可能となる。また、(211) 回折線の broadening から回復の割合を求め、同時に r 値を測定した。おもな結果はつぎのとおりである。(1) 冷延板では冷延率の増加とともに {100}<011>, {111}<011> から成る RD に平行な <011> 繊維組織と、ND に平行な <111> 繊維組織が発達し、{111}<110> (60% 冷延) から {112}<110> (80% 冷延) へと強い成分の回転がみられた。

(2) 再結晶の初期段階においては、リムド鋼、キルド鋼ともに <110>, <111> 繊維組織の減少がおこる。ただし、キルド鋼では <111> 繊維組織の減少はリムド鋼にくらべて小であつた。しかし、さらに再結晶がすすむと、両者とも <111> 繊維組織が増加し始め、完全に再結晶すると、強い {111}<110> が主成分となる。この成分の強度は、リムド鋼ではランダム方位の 3 倍であるのに対し、キルド鋼では 5.5 倍であつた。また、両者には、再結晶により、{110}<001> 成分の増加もみられた。なお、これら集合組織の相異により、完全焼鈍板 (738°C × 10 hr) の平均 r 値は、リムド鋼では 1.21、キルド鋼では 1.52 であつた。(大久保 透)

一定速度で成長するパーライト

(G. F. BOLLING and R. H. RICHMAN: Met. Trans., 1 (1970) 8, pp. 2095~2104)

共析組成の Fe-0.8% C 合金について 2 つの方法でパーライト反応の実験が行なわれた。1 つはこれまでの多くの研究に行なわれてきた。温度は制御しているが変態速度は自由に変化するという恒温的な方法である。もう 1 つは強制冷却により変態速度を制御し温度は自由である方法。2 つの方法によつて得られた組織および変態

速度とパーライトの層間隔との関係について比較が行なわれた。

後者の実験方法は従来の方法とは全く異なっており、Bridgman 法によつて液体から単結晶を成長させる方法とよく似ている。オーステナイト化された試料が非常に急な温度勾配 (約 $3000^{\circ}\text{C}/\text{cm}$) を通過する際の移動速度で、パーライト反応が進行するような方法であり、移動速度すなわち成長速度は $10^{-5}\sim 10^{-1}\text{cm}/\text{sec}$ 程度の範囲で行なわれた。平均最少面間隔が同一試料について 3 人の観察者によつて光学および電子顕微鏡により測定された。その再現性は測定者、測定方法を異にしても得られた。

成長速度を制御する方法によつて得られた組織は次のようであった。強制冷却されてパーライトが生じる界面での核発生は認められず、すべての速度で熱の流れる方向に一致した変態生成物が認められ、速度を移動中に変化させると、すばやく定常状態が得られ層間隔の変化が見られた。しかし、成長速度の速い層間隔が $700\sim 800\text{\AA}$ 付近で、恒温変態の場合と同様に組織および成長速度の不連続がみられ、典型的なパーライト組織から “degenerate” パーライトに遷移を示す。

層間隔 (λ) と成長速度 (V) との関係はすくなくとも、 $10^{-2}\sim 10^{-5}\text{cm}/\text{sec}$ の成長速度範囲で

$$V^{0.42\pm 0.02} \cdot \lambda = \text{一定}$$

であることが示された。また成長速度と層間隔のこの関係は恒温変態によつて得られる場合と同様である。

(藤田充苗)

硫酸および塩酸溶液中における鉄のアノード溶解の光学顕微鏡的研究：金属純度、組織および熱処理の影響

(G. P. CAWWAROTA, et al.: Corrosion, 26 (1970) 6, pp. 129~140)

$1\text{NH}_2\text{SO}_4$ および HCl 溶液中において 99.998% 純鉄、アームコ鉄 (水素気中で $800^{\circ}\text{C}\times 24\text{hr}$ 焼なまし)、アームコ鉄 (真空中で $900^{\circ}\text{C}\times 96\text{hr}$ 焼なまし) および 99.99% 純鉄圧延板のアノード分極下における腐食状況を顕微鏡によつて観察するとともに、それらの定電流分極特性を測定し、鉄多結晶のアノード溶解速度に及ぼす純度、熱処理、冷間圧延、結晶方位および陰イオンの影響を調べた。

腐食は金属の純度とひずみ条件によつて著しく異なつた。 H_2SO_4 中における純鉄のアノード溶解速度は {110} および {100} 面より {111} 面のほうが高く、{100} 面にのみ正方晶のピットが生じた。水素焼なましのアームコ鉄では炭化物や硫化物の介在物を核として各方位面にエッチピットが現われるが、真空焼なましのアームコ鉄では {111} 面内に亜結晶粒を生じ、アームコ鉄は熱処理の差異によつて腐食形態を異にした。圧延材では、微細な配位をもつセルの亜結晶粒が狭い高腐食域で互に分離された腐食形態を示した。

1NHCl 溶液中では、結晶方位による腐食挙動の差異や高いターフェル定数 b_a の値からみて、鉄表面に吸着する Cl^- イオンは活性域においてアノード反応の抑制剤として作用するものと考えられる。 Cl^- イオンの吸着は pH、電極電位、表面組織、方位および時間に依存して異なり、反応物質の化学吸着エネルギーを変化させ

る。したがつて Cl^- の吸着は金属のアノード溶解に直接関与せず、反応機構を変化する。 $1\text{NH}_2\text{SO}_4$ 溶液中では、 HSO_4^- が OH^- や H_2O と同様にアノード反応に関与する。アノード反応は BOCKRIS の機構によつて進行し、ターフェル定数は小さい。(小林豊治)

V ノッチ・シャルピーとダイナミック・テアー試験による 5 Ni-Cr-Mo-V 鋼の破壊靱性の評価

(R. W. JUDY, Jr., P. P. PUZAK, and E. A. LANGE: Welding J., 49 (1970) 5, pp. 201S~206S)

標準 V ノッチシャルピー試験は多くの構造材の破壊靱性を評価する便利な、しかも信頼性の高い方法として広く用いられている。しかし、その結果を構造物の設計に用いるには、実際に用いられる状態での特定な破壊試験との関連性を明らかにしなければならない。本報告は、V ノッチシャルピー試験と Dynamic Tear (DT) 試験との関連性を求め、またどちらの試験が材料の破壊靱性を評価するのにより適切であるかを検討したものである。

試験には、 $5\text{Ni}-0.6\text{Cr}-0.5\text{Mo}-0.06\text{V}$ を目標成分とする 3 鋼種の母材と 5 鋼種の溶接金属を用いた。また、DT 試験は $4.75\times 1\times 18\text{in}$ の大形試験片に、 1.75in のするどいクラックをつけ、その試験片を衝撃 3 点曲げ荷重下で破断し、その際に吸収されたエネルギーから破壊靱性を評価する試験法である。両試験とも、 80°F から -140°F の温度範囲で行なつた。

DT 試験によると、これらの鋼種はすべて試験温度の低下にとともにするどい遷移現象を示し、破面の様相も明りように変化した。それに対し、シャルピー試験では破面の様相はほとんど変化せず、また吸収エネルギーはゆるやかな、不明りような遷移を示すにすぎない。さらに、溶接金属のシャルピー吸収エネルギーは大きなバラツキを示した。このバラツキは多層盛りによる組織変化の影響と試験片サイズが小さいことによるものである。

結局、DT 試験はシャルピー試験よりも吸収エネルギーの試験温度による遷移現象を鋭敏に検出し、材料の破壊靱性を確保するための特定な限界を決定する試験法として非常にすぐれていることを明らかにした。

(河部義邦)

—熱 処 理—

鋼線の pusher-type 炉中での保護ガスによる浸炭を伴わない焼鈍

(W. LEHMANN and B. THOMA: Stahl u. Eisen, 90 (1970) pp. 854~860)

合金鋼、非合金鋼の線材用鋼棒および鋼線を焼鈍する雰囲気ガスとしての $\text{CO}-\text{CO}_2-\text{H}_2$ 混合ガスと H_2-N_2 混合ガスとの性能を比較する。 $\text{CO}-\text{CO}_2-\text{H}_2$ 混合ガスは一定焼鈍温度においては浸炭、酸化を伴わない不活性な炭素活量をもつ混合が可能であるが、連続操業などで炉内温度が炉内の場所によつて異なる場合には、全体を不活性に保つことは困難である。一方 H_2-H_2 混合ガスにおいては $\text{H}_2<5\%$ 、 $\text{CO}<0.5\%$ 、残り N_2 の混合比で、 CO_2 、 H_2O の分圧をごく低くすることにより事実上浸炭、酸化を伴わない雰囲気調整することが可能であり、また $\text{CO}-\text{CO}_2-\text{H}_2$ 混合ガスが持っている毒性や炉材の浸食性、爆発の可能性なども低いので雰囲気ガスとしても

すぐれている。本研究では、この見地から連続操業可能な H_2-N_2 混合ガス雰囲気による pusher-type の炉を製作し、種々の鋼の焼鈍を行なった。炉の構造は線材装入室、焼鈍炉、冷却炉、取出し室から成り、また炉に送りこむ雰囲気ガスは Ferngas を部分燃焼させて CO_2 、 H_2 を下げ、 CO_2 、 H_2O を吸収させて製造される。工具鋼、ダイス鋼、軸受鋼ならびに Ni を含む構造用鋼を焼鈍した結果、機械的性質は非常に均質でかつ組織的にも端面での浸炭は見られなかつた。故障なく炉を運転するためにはしつかりした計画に基づく注意深い管理が必要であり、このためには酸素混入に対する炉の気密性、ガス導入管のライニングの定期的検査と、 H_2O 、 CO_2 量調整のための雰囲気ガスの露点の測定を毎日行なうことが必要である。

(藤平昭男)

—物理冶金—

急速加熱による α Fe-C 合金中の転位の生成

(H. WAGNBlast and K. C. GLENN: Met. Trans., 1 (1970) 8, pp. 2299~2304)

準安定炭化物を含む鉄を急速加熱すると、ループを含む転位が生成することを見出した。

厚さ 0.1 mm、幅 9 mm の Ferrovac E のストリップを、0.013~0.018% C の各レベルに炭素焼入れしたもの、および Fe-0.05% C 合金を 660°C から焼入れした試料を、150~200°C の温度で 4~6 hr 時効し、約 5×10^{-5} cm の大きさの準安定炭化物 (Fe_xC) を生成させた。加熱速度は、ヘリウムガス中、鉛浴、レーザービーム加熱により調節した。

0.015% C 合金を 170°C で 6 hr 焼入時効したのち、ヘリウムガス中で 450°C、8 min 急速加熱すると、粒子から 4~6 個のほぼ粒子と同じ、大きさの転位ループが、生成しているのが観察された。これらのループは {100} 面上にあり、粒子の両側の $\langle 100 \rangle$ 方向に並んでいた。パーガースペクトル b はループ面に直角な $\langle 100 \rangle$ 方向にあることが確認された。Fe₃C と Fe_xC の混在する試料を同様な条件で急速加熱した場合、Fe_xC からは転位ループが発生したが、Fe₃C 粒子は転位を発生することなく溶解することが観察された。450°C で 2~165 min 保持時間を変化させた場合、2 min 以上保持してもループ数は変化せず、炭化物粒子の成長が転位ループの発生に寄与しないことが確かめられた。鉛浴中へ直接投入した試料における転位配列は、加熱速度が大きくなるほど不規則となり、 $b = a\langle 100 \rangle$ のほかに $a/2\langle 111 \rangle$ の転位が生成した。同様に {111} 面上に $b = a/2\langle 111 \rangle$ の小さな転位ループが時おり認められた。レーザービーム加熱では、転位ループは認められず、粒子の近くに平行な転位がわずかに認められるだけであつた。転位生成機構については、準安定炭化物が安定炭化物へ in situ 変態する際の容積変化、または準安定炭化物とマトリックスとの熱膨張係数の相違が考えられる。以上の機構について理論的な考察を行なっている。

(青木孝夫)

起電力測定法による FeO を含むスラグの酸化性の研究

(A. B. Сереев and С. И. Фигиппов: Izv. VUZov, Cher. Met., (1970) 7, pp. 9~12)

従来 O^{2-} の伝導性の保障された固体電解質を用いて

酸化物の平衡酸素分圧を測定することは成功をおさめているが、本研究では Ni, NiO|ZrO₂(+CaO) の酸素電極を使用して熔融状態の FeO-CaO-Al₂O₃ 系スラグの熱力学的性質を温度 1 250°C~1 400°C にわたって測定した。起電力 (emf) 測定は次の 2 つの型のセルを組んで行なった。セル I Ni, NiO|ZrO₂(+CaO)|FeO, Fe
セル II Ni, NiO|ZrO₂(+CaO)|(FeO), Fe

ここで (FeO) はスラグ中の FeO である。得られる起電力は次の反応によるものである。Ni+FeO=NiO+Fe そこで次式 $E_{II} - E_I = -RT/nF \ln a_{FeO}$ によりある温度で、II と I のセルの emf から a_{FeO} を求めることができる。

実験は、酸素と水分を除去した Ar 中に行なった。セル I の測定起電力から熱起電力を除いた値は、他の熱力学的データより算出した値とよい一致をみた。セル II の emf 測定では、炉が所定の温度に達した後 5~8 min 保持して、あらかじめ混合したスラグを入れた鉄るつぽを昇降装置で上げ、電極を 2~3 mm 浸漬して行なった。emf の安定に要する時間は 3~5 min で、emf の再現性は ± 1 mV であつた。使用したスラグの化学分析では、Fe₂O₃ が含まれていたが Fe るつぽ中で溶解しているので、溶解中はすべて FeO として存在するものと考えた。セル I とセル II の emf より算出した a_{FeO} と N_{FeO} との関係は真線を示し、ほぼ RAULT 則に合致した。実験は $N_{FeO} = 0.2 \sim 0.6$ の範囲で行なったが、FeO が 0.15~0.2 付近では RAULT 則から負に若干ずれた。これはスラグの CaO/Al₂O₃ が減少したことに起因している。Al₂O₃ が減少し、CaO が増加することにより、アルミン酸イオンなどの錯イオンの形が変化し、これが a_{FeO} に影響を与えていると考えられる。また、酸素ポテンシャルの変化は、熔融スラグ中の N_{FeO} が減少するためにスラグの酸化剤としての性質が減少する傾向を示している。

(世良田勝彦)

—分 析—

Analox による鋼中酸素の中性子放射化分析

(F. J. ARMSON and H. L. BENNETT: JISI, 208 (1970) 8, pp. 748~751)

Analox と名づけられた中性子放射化による鋼中酸素分析装置が 1962 年より Brymbo 製鋼工場で検討されている。本装置の中性子出力は 7×10^8 neutron S/S である。

分析試料の寸法は直径 1 1/2 in、厚さ 15/32 in、重量 45g で後に直径を 1 in にした。分析値の比較は種々の標準試料を真空溶融法 (BISRA Exhalograph) および塩素法 (GNK) について行なった。

NBS 1041 の標準酸素量 0.017% の試料が真空溶融法では試料採取量 2g で表層部が 0.017%、中心は 0.038% に対して Analox では 0.019% であつた。また本法の標準偏差は 0.002% であつた。低酸素含有量の試料について比較すると 0.004% 付近で Analox のほうが約 0.001% 高い傾向にあつたので、とくにアルゴンアーク中で再溶解した低酸素試料について比較を行なったところ真空溶融法は 0.018%、Analox は 0.017% が得られ 0.002% 以下でもよい一致を示すことがわかつ

た。

放射化分析の利点は非破壊分析なので同一試料について何回も定量を繰り返すことによつて偏差を減少することができること、試料重量が大なので偏析や大型介在物による異常性を得ることが避けられること、分析所要時間が短く 1 日 150 本の処理が可能なことなどである。Analox の分析値は真空溶融法によるものよりやや高い場合が多いが放射化分析値が高く出る理由は考えられないので真空溶融法が低値を与えるのではないかと思われる。分析精度をさらに上げるには中性子出力のより大きな装置を使用すべきである。

本法は転炉における低炭素鋼や真空脱ガス鋼の酸素含有量の管理に有用であろう。(大井 浩)

—そ の 他—

ロバートソン試験における亀裂停止温度による鋼の破壊特性の評価

(H. D. BECHERT: Arch. Eisenhüttenw., 41 (1970) 7, pp. 649~652)

構造用鋼の脆性破壊特性、とくに脆性亀裂の伝播(停止)挙動を調べる実験方法として、ロバートソン試験がある。本論文においては 100 トンの垂直引張り試験機を用いて、従来のものに比べて小型の測定に制限されるがロバートソン試験機を作製し、降伏強さおよび引張り強さがそれぞれ、27, 26, 40 および 40, 47, 50 kg/mm² の 3 種の實用鋼を用いて実験を行なつた結果について述

べられている。ロバートソン試験において測定される値は、衝撃的に発生させられた脆性亀裂が、ある条件下で停止する温度、すなわち亀裂停止温度 T_A である。そこで試料の外的条件、すなわち応力状態、板厚および内的条件、すなわち結晶粒径によつて、 T_A がいかなる影響を受けるかについて調べてみた。試験片の標準寸法は板幅 250 mm, 板厚 17 mm で、亀裂伝播部に温度勾配を付けた場合と、一様温度の場合について実験している。温度勾配を付けた場合の T_A が、一様温度の場合よりも約 10°C 高くなるのは他の結果と一致した。亀裂伝播速度は約 1~1.5 km/sec で温度にほとんど依存しない。応力状態と T_A の関係は、降伏応力の 60% 以上の応力を負荷した場合には T_A は一定となるが、それ以下であると、応力とともに T_A は上昇していく。板厚との関係は板が厚くなるにつれて T_A は上昇しその上昇率は約 1.2°C/mm である。結晶粒径と T_A の関係は、焼鈍温度を変化させて、平均粒面積 72~985 μm^2 と変化させた結果によると、結晶粒が小さくなるにつれて T_A は低下する。しかし 72 μm^2 で約 -30°C, 985 μm^2 で 0°C であり、シャルピー衝撃試験における遷移温度に比べるとその変化は小さい。さらに構造物の使用条件がロバートソン試験の試験条件と比較されるならば T_A はその温度以上では脆性亀裂が伝播しないという限界温度として、設計上の基準として意味をもち、破壊基準の尺度として採用できる。(石川圭介)