

抄 録

—原 料—

焼結の経済学

(A. F. OGG and R. F. JENNIAGS: Ironmaking and Steelmaking, 4 (1977) 3, pp. 153~158)

最良の技術的・経済的効果をあげるためには、あらゆる費用を完全に分析することが必要である。とくに焼結費用については重要で、工場の設計段階において焼結費用の各項目を綿密に検討することにより、稼働期間中の総費用を 30~40% 節約することができるであろう。

焼結鉱の利用は世界の製鉄業において 90% を占めるに至っている。しかし焼結鉱の利用の増加は鉄生産量の伸びをまだ上まわっており、このことは高炉原料としての焼結鉱の利用が、多くの点で経済的限界に達していないことを示している。たとえば、焼結による鉄分の増加は高炉でのスラグ量の減少をもたらす、経済的にも技術的にも有利になる。したがって、設備の大規模化が製鉄を発展させたと同様に、焼結設備も大型化してきている。日産 5000 t の設備は現在普通のものとなり、日産 150000 t に及ぶ設備が設計・建設中である。

焼結の目的は製鉄コストの引き下げにあり焼結にかかる費用は焼結鉱の使用によつて生じる製鉄コスト節約分とかねあわせなければならない。しかし、焼結費用の決定には、多くの要因が複雑に絡んでいるので、ひとつだけを切り離して考えることはできない。ただ、その中でもコークスの粉碎コストは高く、将来においても大きな問題となると思われる。また、環境および焼結技術の改善のための投資は設備費全体からみればそれほど莫大なものではなく、これを惜しむべきでない。安価な設備が必ずしも最良の焼結とプロセスコストの引き下げには結びつかない (高本 泰)

ペレット製造設備におけるペレタイジングドラムの数学的モデル

(M. CROSS: Ironmaking and Steelmaking, 4(1977) 3, pp. 159~169)

ペレット製造設備の操業では、ペレタイジング・ドラムの制御が、ペレット生成の問題点となつている。本論文は、ペレタイジング・ドラムの操作、および、ペレット成長機構を概説し、ペレタイジング・ドラムの数学的モデルの定式化を行ない、その結果について考察する。

ペレタイジング・ドラムに、生鉱とベントナイトが装入され、ドラム出口では、生成された生ペレットはふるわれる。小さなサイズのはリサイクルされ、ドラム入口から装入物とともに入る。通常、リサイクル量、生成ペレット量には周期的変動がある。周期は 7~12 min である。数学的モデルでは、球の成長には二つの段階、すなわち、リサイクルした小さい球と、新しい装入物の存在する場合、および、新しい装入物が存在せず、小さい球の破碎、再球状化が起こる場合に分けられる。

数学モデルから、一定操業条件下の安定操業では、次の結果が得られた。(1)平均リサイクル量の増加により

生成物の周期変動の振幅、周期が増加し、生成物の平均サイズは減少する。(2)水分の増加、ベントナイトの減少は、平均リサイクル量を減少する。(3)細かい装入物は生成したペレットをより小さく強くする。(4)回転速度の増加は変動周期を減少させるが、操業には実際に有利とはならない。回転速度は、回転中にチャージがするか否かによつて決定される。(5)ドラムの傾きが減少するか、ドラムが長くなると、リサイクル量が減少する。などである。

また、安定な操業点に変化する動的操業に対して、次の結果が得られた。(1)水分の急な減少は、新しい操業点に達するまでの間、操業に周期変動のある不安定性を生じさせる。(2)水分の急な増加に対して、系は急速に応答し、安定操業点に到達する。(月橋文孝)

—製 鉄—

キューボラによる製鉄

(J. E. REHDER: Iron and Steel Engineer, 54 (1977) 7, pp. 52~53)

微粉鉱やダストを安価な還元用炭素を用いて、5~30 万 t/y 位の鉄生産を経済的になしうる方法が研究されており、その企業化をめざしてさまざまな試みが行なわれてきている。基本的手段としては、微粉碎した鉄酸化物と、これを完全に還元するに足るだけの炭素とをコンバクトにして反応が完了するまで熱することである。キューボラでは融点以上で加熱し、ホットメタルと熔融スラグとを得ることになる。

キューボラと高炉とでは、その大小の違いのみならず、操業方法および炉内状況が全く異なっている。炉頂ガス中の CO₂ 濃度はキューボラでは 11~13% を示し、発熱量は高炉の二倍以上になつている。高さは 20~25 ft と比較的低く、滞留時間は 1.0~1.5 h である。断面積当りの送風量は高炉の約二倍であるが高さが低く、通気性が高いので炉内圧はかえつて低くなつている。炉内径は効率からいうと、日産 600 t では 12.5 ft のものよりも 8.8 ft のもの二つの方がよい。熱風の吹き込みおよび酸素富化送風は、高炉におけると共に、キューボラでもコークス消費量を節約することができ有用であるが、羽口からの燃料吹き込みによる還元ガスの増加はキューボラの場合、意味がない。

高炉の生産規模・経済性とキューボラ型シャフト炉による混合ペレットの製錬のそれとでは較ぶべくもないが各種鉄原料からの中規模のホットメタル生産ではかなりの有用性がある。必要な装備は既によいものがあり、単価は高炉のものより安いなど、将来性は十分である。

(高本 泰)

—製 鋼—

連続鑄造とエレクトロスラグ再溶解法のメタルプール形状の数学モデル計算

(R. EGGER and R. JESCHAR: Arch. Eisenhüttenw.,

48 (1977) 2, pp. 71~76)

円柱座標と直角座標 (スラブ) の 2 次元伝熱計算により, エレクトロスラグ再溶解と連続鋳造におけるメタルプール形状と温度分布を求めた. 無次元化した温度 θ_p (ξ, ζ) の基礎式は(1)である.

$$\frac{\partial^2 \theta_p}{\partial \xi^2} + \frac{\partial^2 \theta_p}{\partial \zeta^2} + \frac{1}{\xi} \cdot \frac{\partial \theta_p}{\partial \xi} - p_e \frac{\partial \theta_p}{\partial \zeta} = 0 \dots (1)$$

引き抜き速度はペクレ数, p_e (=引き抜き速度×半径, R /温度拡散率) で, 鋳塊側面の抜熱はビオー数, B_i (=熱伝達係数, $\alpha \times R$ /熱伝導率) で表わし, パラメーターとした. メタル過熱度が大きく, 引き抜き速度の小さいときは, 凝固潜熱の影響が無視できるので, (1)式より解析解が得られる. 潜熱や, 固液共存領域が無視できない条件では, これらを入れて, (1)式の数値解を求めた.

計算結果によれば, (1) 過熱度が大きいほど無次元プール深さ Z (=プール深さ/ R) が大きい, (2) p_e が大きいほど Z も大きく, $p_e > 4$ では, p_e と Z が直線関係になる, (3) B_i が小さいと Z は大きく, $B_i > 4$ では Z が一定になる, (4) 潜熱を入れると Z が大きくなるが, p_e の小さいときにはその影響が小さい. (5) R が大きいとプールは著しく深くなる, などの関係が明らかになった.

直径 18 cm, 注入温度 1750°C の小型エレクトロスラグ再溶解実験例を計算結果と比較するとよく一致する. これから α を逆算すれば, 290 kcal/m²·h°C となる. 連続鋳造では $\alpha \approx 500$ kcal·h°C であるから, これは妥当な値であろう. (小口征男)

温度制御に特別な配慮をした溶鉄の粘性の測定

(M. G. FROHBERG and T. ÇAKICI: Arch. Eisenhüttenw., 48 (1977) 3, pp. 145~149)

るつぼ振動法を用いて液相線温度から 1700°C までの溶鉄の粘性を測定し, その温度依存性をしらべた. 装置内の雰囲気は He, H₂ および He+10%H₂ とした. これらのガスはスポンジチタンで脱酸を行っており, 1650°C にて 100 回程度の測定を行つた試料を凝固させてもその表面は清浄であつた. 粘性は次の式から計算した.

$\eta = (2\theta \Delta / R^3 H Z) / 2\pi \rho \tau$, ただし, $Z = (1 + R/4H) a_0 - (3/2 + 4R/\pi H) / P + (3/8 + 9R/4H) \cdot a_2 / 2P^2$, ここで, θ は系の慣性モーメント, $\Delta = \lambda/2\pi$, λ は対数減衰率, R はるつぼの直径, H はるつぼ中の試料の高さ, η は粘性 ρ は密度, τ は振動時間, a_0 と a_2 は λ の関数, $\rho = R \sqrt{\pi \rho / \eta T}$ である. 測定は λ と τ を正確に測定するために 2 台のフォトマルチプライヤを使用し, 振動が停止するまで記録させた. 1 点の測定に 20 ないし 30 回の振動を与えた. ここで使用した装置は $\theta = 3514 \pm 5g \cdot cm^3$, $R = 34.5$ ないし 35.0 mm, $H = 40$ ないし 45 mm である. 振動システムの基本減衰率は各ガス中にて固体鉄を試料として室温から融点直下まで測定し, この値を測定温度まで外挿した. 基本減衰率は全減衰率の 10% 程度である.

温度は Pt-PtRh18 熱電対で溶鉄表面から 5~9 mm の位置で測定した.

使用した試料は次の組成を有する電解鉄である.

0.003% C, 0.012% P, 0.003% S, 0.03% Si, 0.08% Cu, 0.016% Mn, 0.006% Al, 0.001% O.

試料の昇温速度あるいは降温速度が一定でない場合には η と $1/T$ の直線に折れ線が出ることを見出したのでプログラム昇温-降温制御機を用いて常に熱的平衡を保つようにして測定したところ, η と $1/T$ の関係は一直線となり, 従来報告されているような折れ線にはならなかつた. 純 He での粘性は

$$\eta = 12760/RT - 1.808$$

となる. また, He-H₂ 混合ガス中では, η は純 He 中よりも小さくなつた. (雀部 実)

固体電解質を用いての酸素量測定のための研究と開発

(H. SUNDERMANN: Arch. Eisenhüttenw., 48 (1977)

4, pp. 203~208)

一般に酸素濃淡電池の起電力は NERNST の式, $E = (RT/4F) \ln P_0/P_1$ であらわすことができるが, 電解質のイオンの輸率が 1 でないときは, $E^* = RT/F [\ln (P_+^{1/4} + P_1^{1/4}) / (P_+^{1/4} + P_0^{1/4}) - \ln (P_-^{1/4} + P_1^{1/4}) / (P_-^{1/4} + P_0^{1/4})]$ となる. ここで, P_0 は基準極の酸素分圧, P_1 は対極の酸素分圧, P_+ は電解質の電子欠陥に対応する分圧, P_- は電解質の余剰電子に対応する分圧である. P_+ と P_- は雰囲気中の酸素分圧に依存するため, 非平衡状態で測定する場合には, $t_{ion} = 1$ の電解質を使用しなければならぬ.

酸素濃淡電池の起電力, 湿度, 分析による溶体中の酸素濃度を知ることによつて, 2 溶体間の酸素の分配係数あるいは各液体中での酸素の活量係数を求めることができる. また, 化学分析ではなく, クロメトリー法によつて溶体中の酸素濃度を知ることでもできる.

一定の酸素分圧下で金属を溶解し, 温度を変化させながら熔融金属中に酸素濃淡電池を浸漬させてその起電力を測定すると, 酸素飽和の領域と酸素未飽和の領域では起電力の温度依存性が異なる. すなわち,

$$E_s = (RT/4F) \ln (P_0/P_s) = E_s(T^*) + m_s(T - T^*)$$

$$E_u = (RT/4F) \ln (P_0/P_u) = E_u(T^*) + m_u(T - T^*)$$

ここで s は飽和を u は未飽和をあらわし, T^* は飽和と未飽和の境界温度, m_s と m_u は異なる定数である. 温度を変化させつつ E_s と E_u を測定し m_s と m_u を見出すことにより T^* を決めることができる. この例として, Na, O | ThO₂ | 空気, Na, O | ThO₂ | Cu-Cu₂O, Cu, O | ZrO₂ | 空気, Cu-Ag, O | ZrO₂ | 空気, という各組合せの実験例を示した. これらの実験は種々の酸素分圧下で行い, いずれも明確に T^* を見出すことができた.

また, 化学分析と組合せて, Fe(m.p.~1800°C), Ni(m.p.~1750°C), Na(m.p.~400°C), Cu(m.p.~1350°C) のそれぞれに溶解している O 濃度, 温度, 酸素濃淡電池の起電力の関係を実験的に決定し, グラフ化した.

また, この実験を解析したプログラムのフローシートの概略も示した. (雀部 実)

鋼熔融温度における酸化セラミック固体電解質の物理化学的性質

(D. JANKE und W. A. FISCHER: Arch. Eisenhüttenw., 48 (1977) 5, pp. 255~260)

本報告は溶鋼中の酸素の活量の測定に使用する固体電解質の安定性の評価とその物理化学的性質をレビューしたものである. とりあげた物質は単体酸化物では, MgO, Al₂O₃, CaO, Y₂O₃, ZrO₂, HfO₂, ThO₂, である.

BeO, SrO, Sc₂O₃, の高温での性質に関する研究は現在のところ非常に不完全なものしか存在しない. 混合酸化物は ZrO₂(MgO), ZrO₂(CaO), ZrO₂(Y₂O₃) を, 化合物酸化物は CaO·ZrO₂, MgO·Al₂O₃, 2MgO·SiO₂, 3Al₂O₃·2SiO₂, ZrO₂·SiO₂ を採録した.

単体酸化物の性質は, 固相変態の温度と変態熱, 融解温度と融解熱, 沸点, 蒸気圧の温度函数, 標準生成自由エネルギー変化, 結晶構造と格子定数, 陽イオン半径, 理論密度, を採録した.

混合物酸化物の性質は, 立方晶として存在できる. 組成範囲, 格子定数, 理論密度, 固相線温度を採録した.

化合物酸化物の性質は, 融解温度, 標準生成自由エネルギー変化, 結晶構造, 格子定数, 理論密度, 1600°C における物質化範囲, を採録した.

また, ZrO₂-CaO, ZrO₂-MgO, ThO₂-Y₂O₃ の状態図を示した.

以上の採録結果の特長を大まかにのべると, 単体酸化物の融点は 2030~3300°C にあり, 蒸気圧は 2000°C において 10⁻⁹~10⁻⁴ 気圧である. また解離圧は 1600°C において 10⁻²⁵~10⁻¹⁹ 気圧であり熱的に安定である. 体積変化をともなう相変態は ZrO₂ では 800~1200°C, HfO₂ では 1600~1700°C にて生ずる. この変態温度は熱履歴の影響をうける. 変態にともなう体積変化は 3~10% である.

CeO₂ と UO₂ は固体電解質として使用するには不向きである.

ZrO₂ 中への Al₂O₃ の固溶はイオン半径の差と結晶構造の相違から期待できない. (雀部 実)

溶鋼の Ar スカベンジングにおよぼす合金元素の影響
(G. RENTIZELAS, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 48 (1977) 5, pp. 261~266)

2.5~3.2 kg の鋼を誘導溶解する方法により, Ar ガス吹き込みによる溶鋼のスカベンジングにおよぼす種々の合金元素 (0<Cr<20.7, 0<Ni<9.2, 0<Si<4.95, 0<S<0.49 および 0.08<C<1.15 wt%) の影響, とくに窒素除去率と洗滌ガス消費量との関係におよぼす影響が, 大気圧, 1600°C で調査された. スカベンジング用 Ar とは別に, 炉蓋に備え付けられたガス導入管を通して炉内空間へ Ar を添加することにより, 従来の研究で実験技術上問題であった溶鋼上部の雰囲気空気による汚染およびスカベンジングにより除去された窒素の再溶解を防ぐことができた. 実験結果を検討するにあたり, 初期窒素含有量の影響を除外するため, 任意の一定窒素含有量における比較を行なった.

0.12%C を含み, Cr 量の異なる溶鋼の Ar スカベンジングにより, 高 Cr 溶鋼においても, 窒素含有量は明らかに低下した. Cr 含有量の増加は一定のガス消費量での窒素除去率をあきらかに低下させ, Cr を含有しない溶鋼の窒素除去率より小さくなった. C 含有量約 1% の溶鋼の窒素除去率も Cr 量の増加によつて低下した. C の添加は窒素の除去を促進するが, この効果は Cr 量の増加とともに小さくなった. Ni は窒素除去率を上昇させるが, その効果は Cr のそれに比較して小さい. Si を含まない溶鋼と 5%Si を含む溶鋼の Ar スカベンジングの比較から, Si が窒素除去率を上昇させることが明らかになった.

表面活性成分である S は窒素の移行を著しく抑制することが知られているが, 含 S 溶鋼でも Ar スカベンジングによつて窒素は減少した. しかし S の脱窒抑制作用はきわめて顕著であり, 同じ S 含有量で Si を添加するとき, および同じ Si 含有量で S を低くすると, 脱窒は著しく改善された. なお, Ar スカベンジングで脱硫は起こらなかった. (檀 武弘)

平炉製鋼過程におけるホタル石代替品としてのイルミナイト砂の使用

(B. N. SINGH, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 4 (1977) 3, pp. 170~175)

従来, 造滓剤としてホタル石 (CaF₂) が利用されているが, 価格上さらに環境汚染上の問題からホタル石の代替品の研究が進められている. 現在, ホタル石の代替品の一つとして, チタン鉄鉱 (FeTiO₃), ヘマタイト (Fe₂O₃) を主成分とした Sorel-flux が用いられている. インドでは FeTiO₃ を主成分とするイルミナイト砂が海岸砂として資源的に豊富であり, 造滓剤としての使用が期待されている. 本報は TZSCO (TaTa 製鉄所) で行なつた平炉製鋼用造滓剤としてのイルミナイト砂の使用性検討実験について論じている. i) 30 kg 誘導加熱炉での実験室的実験, ii) 85 t 平炉での現場予備実験, iii) 85 t 平炉でのイルミナイト砂長期操業実験, の3段階の実験を通じホタル石操業とイルミナイト操業を比較し, 以下の結論を得ている. ①イルミナイト砂使用量は通常 7 kg/steel-t でホタル石使用量 3.5 kg/steel-t の2倍である. ②両操業のスラグ流動性はほぼ等しいが, ホタル石にくらべイルミナイト砂は早期投入の必要がある. ③イルミナイト砂中の酸素により脱炭が極度に促進されることはない. ④ライム投入量, スラグ塩基度が等しい場合, 両操業のスラグ脱硫能に相違はない. ⑤④と同条件下でのスラグ脱磷能を比較すると, イルミナイト砂操業がホタル石操業にくらべ若干劣る. ⑥両操業の製鋼時間, 装入出鋼サイクル時間はほぼ等しい. ⑦イルミナイト砂操業で予想された鋼中の TiO₂ 介在物, Ti 含有量の増加は認められない. 以上, 造滓剤として, ホタル石からイルミナイト砂に十分代替でき, さらに経済的であることから, TISCO ではイルミナイト操業が工程化されている. (別所永康)

酸化性スラグの中にある溶鉄粒の炭素の酸化速度

(A. K. DYMNIKH, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metall., (1977) 2, pp. 36~42)

熔融スラグ中にある溶鉄粒の脱炭過程を実験的に研究した. 内径 2.4 cm, 高さ 10 cm のモリブデンるつぽにスラグを溶融し, 0.6~0.7 ミリキューリーの Co⁶⁰ を加えて放射化した 300 mg の溶融 Fe-C 合金の融滴を落下させてその落下速度を測定した. 鉛に 6 個のスリットを設けたコリメーターとオッシュログラフを用いてスラグの高さ方向における融滴の速度を測定した. 融滴の初期炭素濃度は 0.13~4% とし, 3 種のスラグを用いて 1600 および 1740°C で測定した.

スラグ中に投下された融滴は最初は自由に落下するが第 2 期では脱炭反応によつて発生する多量の CO ガスのために運動が妨害されて落下速度が減少し, スラグ中に滞留する. この滞留が開始する初期炭素濃度はスラグの種類によつて決まり, スラグ中に滞留する時間は初期炭

素濃度およびスラグの種類によつて決まつた。脱炭反応が終了した第3期では融滴は急速に落下した。

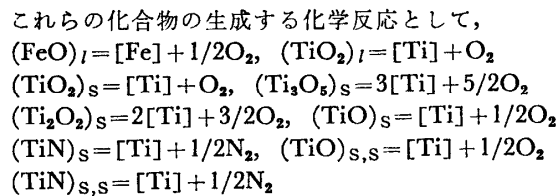
塩基度が高く温度の低いスラグの場合には全体の脱炭速度が小さく、[C]=0.75% から脱炭速度が急速に減少し、[C]=0.43% で融滴の滞留が止む。同じ温度でも粘性の低いスラグでは脱炭速度が増し、約2% Cで脱炭速度が急激に低下し、[C]=1% で融滴の滞留が止んだ。粘性が低く高温のスラグでは脱炭速度も大きく、[C]=2.8% から脱炭速度が急激に減少し、[C]=1.55% で融滴の滞留が止んだ。

二つの温度で測定した脱炭速度の活性化エネルギーは37.3 kcal/mol となつたが、この値は融滴の脱炭反応がスラグから金属への酸素の移動速度によつて律速されることを示した。(郡司好喜)

窒素が存在する溶鉄のチタンによる脱酸の熱力学

(B. I. LEONOVICH, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1977) 2, pp. 49~52)

Ti, O およびNを含む溶鉄とTiの酸化物、窒化物および酸窒化物との平衡関係を熱力学的に検討した。



をとりあげ、各反応について提出されている平衡恒数を利用した。溶鉄中のTiの活量係数は近似正則溶液の理論によつて計算した。

また溶鉄中へのNとOの関係を各元素の溶解度および活量係数により計算し、PN2+PO2=1atmの場合につき

log[%N]=-1.3588-0.05[%O], 1600°C
log[%N]=-1.3358-0.05[%O], 1700°C
log[%N]=-1.3150-0.05[%O], 1800°C

を得た。

これらの関係を使用し、各化合物相と平衡する[N]および[O]の関係、各化合物の存在領域が決定された。酸窒化物の生成する領域ではTiN-TiO溶液を理想溶液としたTiNおよびTiOの濃度と溶鉄組成の関係が明らかにされた。

Tiが0.5%以下の溶鉄ではNがTiの脱酸に影響しないが高Ti領域では酸窒化物の生成することが示された。(郡司好喜)

溶融合金中での酸化物の溶解度

(G. R. St. PIERRE: Met. Trans., 8B (1977) 2, pp. 215~217)

酸化物MmOnが飽和している合金系において、脱酸元素の濃度XMに対して酸素溶解度曲線をかくと、たとえばV, Ti, Alなどの脱酸元素に対して極小値をもつた曲線が得られることが知られている。ここではこの極小値のほかに極大値が存在しうることを合金の溶質の相互作用を考慮することにより示した。

一般に脱酸元素の濃度X_M^*で酸素溶解度が極小値となるときにはX_M^*は(4)式で表わされる。

X_M^* = -m/n[(d ln gamma_0/d chi_M)^* + (m/n)(d ln gamma_M/d chi_M)^*] (4)

活量係数の組成依存性を(5), (6)式で表わす。

ln gamma_0 approx ln gamma_0^0 + epsilon_0^0 chi_O + epsilon_M^0 chi_M + rho_0^0 chi_O^2 + rho_M^0 chi_M^2 + rho_0^M chi_O chi_M (5)

ln gamma_M approx ln gamma_M^0 + epsilon_M^0 chi_M + epsilon_0^M chi_O + rho_M^0 chi_M^2 + rho_0^M chi_O^2 + rho_0^M chi_O chi_M (6)

rho_0^Mとrho_M^0が無視できるとき、(5), (6)式をX_Mで微分して(4)式に代入、整理すると(9)式で示すX_Mの二次方程式をえる。

[2rho_0^M + (2m/n)rho_M^0]chi_M^2 + [epsilon_0^M + (m/n)epsilon_M^0]chi_M + m/n = 0 (9)

0 < chi_M^* < 1の範囲内で根が得られると、物理的に意味のある2根が存在することになり、酸素の溶解度曲線は二つの極値を持つことになる。

(9)式を実用単位で書き換えると(9a)式がえられる。

2.3[2gamma_0^M + (2m/n)gamma_M^M](%M^*)^2 + 2.3[epsilon_0^M + (m/n)epsilon_M^M](%M^*) + m/n = 0 (9a)

アルミナ-溶鉄系を考えると、1600°Cにおける相互作用パラメータをe_0^M=-3.9, e_M^M=0.045, gamma_0^M=1.7, gamma_M^M=-0.001として計算すると、酸素溶解度はAl 0.081%で極小値を、1.06%で極大値をもつ。実測値との比較ではd'Entremonte, et al.の結果と傾向が一致した。これらから非常に安定な酸化物を形成する系での酸素溶解度を脱酸元素の高濃度の範囲まで外挿して酸素濃度を高く見積るのは正しくないといえる。このような誤りはgamma_M^Mを無視したことに起因する。(斉藤健志)

ESRプロセスにおけるスラグ、メタルの流動に関する数学モデル

(A. H. DILAWARI and J. SZEKELY: Met. Trans., 8B (1977) 2, pp. 227~236)

本研究の終局目的は、ユニットの幾何学的形状、入力電流、プール形状、および他のプロセス変数の相互の関係を予測できるようなESRの数学モデルを確立することであるが、本報告では、精錬反応や凝固組織に大きな影響を及ぼすと考えられる液相内の電磁攪拌による流動についてのみ数学モデルを示し、伝熱については取扱わないこととする。

スラグ浴やメタルプール内の流動は、MAXWELLの方程式と乱流のNAVIER-STOCKESの式を用いて数学的にモデル化された。その際、以下のような重要な仮定がなされた。

- 1) 液相の大きさは既知である。
2) 電極、スラグ浴、メタルプールはすべて円柱状である。
3) スラグ浴、メタルプールはそれぞれ均一温度であり、各相内の物理定数は一定とする。
4) メタルドロップの液相流動におよぼす効果は無視する。
5) 電極およびプール-インゴット界面の動きは無視する。
6) 電磁気力場の乱流ゆらぎの減衰におよぼす効果は無視する。
7) 系は円柱軸に対し対称である。

以上のもとに、数値解法によつて、流動パターン、速度場、乱流係数が、実験室規模(モールド径7.0cm phi)と工業的規模(モールド径70cm phi)のESRユニットにつき計算された。その結果、工業的ユニット内スラグの流動速度は5~10cm/sであり、メタルプールの流

速はそれに比べはるかに小さかった。また、各点における流速は電流密度に対し直線的に増加した。実験室ユニット内の流れはほぼ層流であり、流速は、同等の電流密度でくらべると、工業的ユニットに対しはるかに小さかった。

なお、CDC 6400 による一回の計算時間は 600~900 s であった。(川上正博)

AOD プロセスとその 8 ヶ月の生長

(A. L. HODGE: Ironmaking and Steelmaking, 4 (1977) 2, pp. 81~87)

AOD プロセスが Union Carbide により初めて開発されたのは 20 年前であるが、本格的操業が始まったのは約 7 年前からである。以来、順調な発達を続け、1977 年には全世界で約 58 基の炉が稼働し、年間約 5.2Mt のステンレスおよび特殊鋼が生産されるに至った。

1 つのヒート为例にとつて AOD プロセスを説明すると次の通りである。第一段では、1455°C、56.9 t の溶鋼を 27 min 吹錬すると、温度は 1710°C に達し、C は 1.22 から 0.31%、Si は 0.28 から 0.08%、Cr は 18.80 から 17.86% へ減少する。ここで冷却用にスクラップを投入し、Ar/O₂ を増して第二段の吹錬を 14 min 行なう。これにより C は 0.12% まで、また Cr は 16.99% まで減少する。温度は 1720°C まで上昇する。第三段で、更に Ar/O₂ を増して 17 min 吹錬すると、温度は 1740°C、C は 0.025%、Cr は 16.39% となる。ここで、Si-Mn、Fe-Si などの還元剤とライムを投入攪拌を行なう。この間、S は 0.029 から 0.021% まで減少するが、一度スラグオフを行ない、再度ライムの投入攪拌を行なえば、約 4 min で 0.008% まで脱硫ができた。この後、最終成分調整用の添加攪拌を約 1 min 行ない、出鋼する。このヒートでは、過吹錬のため、チャージからタップまで 112 min を要しているが、多くの場合、平均で 90 min に短縮できる。AOD では、1) 総括的 Cr 収率は 97~99% であり、Mn で 80~85% である。2) ガス成分は、O₂ で 50~100ppm、H₂ で 3~5 ppm、N₂ は 150~350ppm である。3) 脱硫は 0.03% から 0.003~0.008% まで容易に達成される。4) 初期成分が 0.20~2.00% C、0.03~0.50% St、0.150% S、0.100% Pb であつても吹錬が可能である。5) 製品鋼は、圧延性、鍛造性、加工性、溶接性、靱性について最高級である。更に Ar を N₂ に換えられる鋼種ではコストも低減され、これらの多くの利点により AOD は飛躍的發展をとげている。現在では、ステンレス鋼のみならず超合金、低炭 Fe-Cr、純鉄、26Cr-1Mo 鋼などが AOD により吹錬されている。(川上正博)

再溶解による精錬

(K. C. BARRACLOUGH: Ironmaking and Steelmaking, 4 (1977) 2, pp. 92~101)

真空アーク再溶解 (CEVAR) とエレクトロスラグ再溶解 (ESR) は、消耗電極と水冷モールドを用い、比較的小容量のメタルプールが上昇しつつ連続的に凝固が進行するという点で共通している。

CEVAR はチタンの製造に当初用いられていたが、航空機用材料など高級鋼の再溶解にも応用されるようになった。操業は、モールド内容の 85~90% の直径をもつ

電極を、1 μ bar オーダーの真空が 4~5 min で得られる容器内にセットし、直流 25~27 V をかけ、アーク間隔を 10~12 mm に保ちつつ溶解する。この再溶解により H は完全に除去できる。また、O および介在物のあるものはアークを鋼滴が通過する時に C と反応し CO として除去される。また、Pb, Cd, Zn, Sb, Bi など蒸気圧の高い元素も除去される。また、Mn, Cu も減少するので、それらを合金元素とする場合には電極中の含有量をあらかじめ高目にする必要がある。

ESR は、同じく、高級鋼の再溶解に用いられている。モールド内径の 60~65% の直径の電極を CaF₂ を基とする熔融スラグ (深さ 100~200 mm) に浸漬し、交流によつてスラグを加熱しつつ再溶解を行なう。この場合、介在物量は非常に減少し、ライムを添加することにより脱硫も行なうことができる。その場合、H は幾分増加する。また、Si, Mn, Ti などの多少の酸化損失はまぬがれない。

両プロセスを比較すると、Al や Ti を含む合金中の介在物は、CEVAR では除去できないが、ESR では容易であるなど、ESR の方が優れている点がある。また両プロセスとも、従来の空气中造塊を含むプロセスに較べれば、製品の性質が著しく改善されることに変わりはない。英国では、1974 年に、チタンも含めて 6000 t/y の CEVAR の生産があり、ESR の生産高は 4000 t/y である。しかし、ESR の伸び率は CEVAR の約 2 倍で、約 12% 程度になっている。(川上正博)

溶鉄中のイオウの挙動に関する冶金学的基礎

(E. STEINMETZ and F. OETERS: Stahl u. Eisen, 97 (1977) 8, pp. 373~381)

脱硫にとつて溶鉄中に存在する各種元素の挙動が重要であるので、これらの元素とイオウとの反応に関する情報を集めた。標準生成自由エネルギーは、S(g), CS, S₂(g), CS₂, SiS, CuS, Cu₂S, FeS, MnS, Na₂S, MgS, CaS, CeS を集録した。

イオウの活量係数におよぼす添加元素の影響は、添加元素量最大 12% までについて、C, Si, Al, P, Cu, Mn, S を集録した。ただし温度が不明である。

鉄中に溶解した元素量と酸素およびイオウの飽和溶解度は Ca-O, Ca-S, La-O, Ce-O, Zr-O, Al-O, Ce-S, La-S, Y-S, Zr-S について集録した。

サルファ・キャパシティは CaO-SiO₂-Al₂O₃ の 1650 °C の例をあげ、他は文献 4 件を参照するように、とべている。

溶鉄溶滓間のイオウの分配係数はスラグ中の酸化鉄の量によつて異なるが、その例として、電気炉スラグ中の FeO 量とイオウの分配係数、および CaO-FeO_n-SiO₂ 中の FeO_n 量とイオウの分配係数を示している。

以上のデータはグラフ中に示されているが、数式としての表示はない。

ガス相とイオウの反応として、転炉の脱硫の約 8% が (CuS) + 3/2 {O₂} = (CaO) + {SO₂} の反応で気化脱硫する、という報告を紹介している。

脱硫の反応速度は一例として

$$\frac{d[S]}{dt} = \frac{M_s}{\frac{1}{\beta_{[S]} \cdot [S]} + \frac{1}{\eta_s \cdot \beta_{(S)} \cdot \rho_s}} \cdot \frac{A}{m} \left([S] - \frac{(S)}{\eta_s} \right)$$

であらわすことができる。ここで $[S]$ は溶鉄中のイオン濃度、 M_S はイオウの原子量、 $\beta_{[S]}$ はイオウの物質移動係数、 η_S はイオウのメタル-スラグ間の分配係数、 $\rho(S)$ は密度、 A は界面積、 m は溶体の重量、 (S) はスラグ中のイオン濃度である。(雀部 実)

鋼中で限定された硫黄含有率を得るための技術的可能性 (U. KALLA, et al.: Stahl u. Eisen, 97 (1977) 8, pp. 382~393)

製鉄・製鋼過程で、相当量の硫黄が主・副原料、還元剤から溶鉄に入ってくるが、素鋼中の $[S]$ 低減のためには溶鉄、あるいは溶鋼の脱硫処理が必要であり、本論文では現在開発・実施されている。溶鉄の炉外脱硫プロセスを紹介し、若干の考察を行なっている。

炉外脱硫においては、スラグあるいは脱硫剤への硫黄の移行促進のためには、溶鉄の移し換えによる攪拌、スターラあるいは気体吹込みによる攪拌、あるいは電磁攪拌を必要とする。

溶鉄脱硫では、KR法あるいは混鉄車での脱硫法(A TH)の結果などが示されているが、脱硫剤としては、ソーダ、マグコーク、 CaC_2 などが用いられる。

取鍋での溶鋼脱硫では、ArなどのキャリアガスによるCa, Mg, CaO粉の吹き込みが効果的である。例えば、溶鋼脱硫法の中で、CaあるいはMgをArで取鍋内に吹き込むCAB法においては、1.2 kg Ca/t-溶鋼の吹き込みによつて、溶鋼中の $[S]$ は0.030%から0.002%に低下する。これらの方法は、LD転炉における脱硫率が30~50%であるのに対して、95%の高い脱硫率を示す。また、脱硫剤の原単位が増加するほど、処理後の $[S]$ は低いが、それだけ製造費は上昇することとなる。

$[S]=0.020\%$ 程度の鋼を製造する場合には、炉外処理が不要か、あるいは溶鉄段階でソーダで軽く脱硫処理を行なえばよい。 $[S]=0.005\%$ 以下の極低硫鋼を製造する場合には、溶鉄段階および、出鋼後の取鍋で脱硫処理を考慮する必要がある。(高橋謙治)

— 鑄 造 —

連鑄スラブの内質について

(N. T. MILLS and R. W. JOSEPH: Ironmaking and Steelmaking, 4 (1977) 3, pp. 181~189)

連鑄スラブの凝固特性や表面ならびに内部品質に対する各種要因の影響を従来の研究結果を中心に概説した。

まず鑄型内での一次冷却について：鑄型形状は垂直型と湾曲型とでは熱抽出に関し異なるという報告と大差ないという報告がある。鑄型テーパは鑄片と銅板間のair gapが最小になるよう鋼種と鑄込速度に応じて選択される。銅板はフレームにしっかりと固定し、鑄込中の変位を極力小さくしないと鑄片表面割れやブレイクアウトが発生しやすい。冷却水の流量や温度は熱抽出にほとんど影響しない。溶鋼過熱度はあまり大き過ぎると鑄型直下でのシェルが薄くなりブレイクアウトが起きやすい。鑄型パウダーの物性を変えるだけで20~25%熱抽出量を多くできる。しかし鋼種によつては表面欠陥を少なくするため緩冷却を必要とする。

次に鑄型以降の二次冷却について：冷却はスラブ幅方向に均一かつ鑄込方向に対しスラブ表面温度が徐々に低下してゆくようにすべきである。熱抽出量はスプレ

イ冷却水の流量、温度、圧力に依存する。しかしシェルが厚くなると冷却水の影響は軽微となる。鑄型パウダーによつては熱抽出量が増す場合がある。

品質について：縦割れは一次あるいは二次冷却が不適当な場合やマシーンアライメントが悪い場合に発生する。横割れも不適切な条件下で鑄込まれた場合に、オッシュレーションマークの谷部に発生する。低炭Alキルド鋼で問題にされる表皮下のアルミナ系介在物は多孔ノズルの使用により大幅に低減できる。内部割れは機械的あるいは熱的応力により発生する。センタールーズネスは凝固中のスラブの機械的拘束が不十分な場合に生じる。

最後に、適切な条件下で鑄込むことにより、いかなる用途にも向け得る素材が製造可能であると結んでいる。(垣生泰弘)

連鑄々片のマクロ偏析に対する電磁攪拌の効果

(D. J. HURTUK and A. A. TZAVARAS: Met. Trans., 8B (1977) 2, pp. 243~251)

鑄片の凝固組織および中心偏析の改善技術である電磁攪拌法を、222 mm×254 mm低合金鋼ピレット連鑄に適用し、局在化したマクロ偏析および中心的質度に対する効果を解析した。as castでの偏析測定によれば、8m長コイルによる電磁攪拌実験の場合には、柱状デンドライト凝固組織を抑制するに十分な溶鋼流動(コイル印加電流1600A)でも、重大なマクロ偏析は発生しない。しかし、0.9m長コイルによる短区間電磁攪拌の場合には、攪拌が強いと、S, P, 特にCの攪拌領域内の攪拌初期部での負偏析および後期部での正偏析が発生する。介在物形成元素であるAl, Mnも同様の偏析パターンを示すが、Cr, Ni, Si, Mo, Cu, Tiなどはあまり影響されない。通常過熱での低電流(380A)電磁攪拌後、101.6 mm²に熱間圧延したピレットの場合にも、攪拌領域内攪拌後期にC, S, Pの正偏析が発生する。しかし、分光分析データの統計的解析によれば、SやPは攪拌域と非攪拌域で差がなく、有意であるCの場合でさえ、差は+0.011% Cで、分析精度範囲内である。これらのことから低電流(400A以下)電磁攪拌の場合には、侵入型元素の負偏析は重大な問題ではなく、短区間の電磁攪拌の場合に発生する溶質濃化は回避しうる。攪拌および非攪拌サンプル中心における各種合金元素の平均組成および標準偏差に着目した中心の均質化調査によれば、攪拌ピレット中心での標準偏差は、非攪拌ピレットの場合より、Cで56%, Sで48%, Pで44%低く、電磁攪拌により中心的質度が増大している。また、置換型元素でも、ピレット中心での標準偏差は、Crで56%, Niで35%, Moで33%減少し、攪拌による中心的質度の改善が認められる。さらに、短区間の電磁攪拌はピレット断面の平均組成をいくぶん均一化する。(戸村寿孝)

オーステナイトステンレス鋼の凝固に伴う体積変化

(B. LEFFLER and S. MALM: Met. Tech., 4 (1977) 2, pp. 81~90)

溶鋼の凝固時に生ずる体積変化は凝固シェル内に応力を生じさせ、極端な場合はクラックをも発生させる原因となるということが知られている。特に包晶反応を伴って凝固したものには著しい。この点に関してChadwickは包晶反応で突然体積が減少すると、それに見合う分の溶鋼の補給が結晶粒間は困難になり、気孔などを生じや

すくなるためであるとしている。この様に考えると凝固時に割れを生ずる危険性は、凝固収縮の程度に依存しているものとも思われる。WRAYは凝固時の相対的な体積変化を鉄の格子定数等を用いて計算したが、この論文ではWRAYの方法が包晶系あるいは、単純なオーステナイト凝固系の場合にも拡張できるものと仮定して、これらの反応系の凝固収縮を求めている。

この結果から結論として

(1) AISI 304, AISI 304Lの鋼種ではそれぞれ5.7%及び4.7%の収縮を示しているが、完全にオーステナイトで凝固する20Cr-25Ni-4.5Mo鋼では7.5%収縮する。

(2) 包晶反応で凝固するものの収縮量は固相線上で残留する δ 相の量に比例する。

(3) 比容積は包晶反応が始まると急速に減少する。

(4) しかし、包晶反応時に生ずる総合的な収縮量はむしろ少なく、1.0~1.8%程度である。このことから包晶反応で収縮に見合う溶鋼の補給や偏析は大した問題とはなり得ないものと思われる、ということが得られたことである。(中田正之)

一 性 質

塩化物溶液中における鉄の再不動態化速度に及ぼすモリブデン酸イオンの影響

(T. KODAMA and J. R. AMBROSE: Corrosion, 33 (1977) 5, pp. 155~161)

含Mo鋼がCl⁻を含む溶液中で示す耐食性は金属より溶出するモリブデン酸イオン(MoO₄²⁻)の不動態皮膜の修復力にあるものと考え、モデル実験を行なった。水溶液中に浸漬されたFerrovac鉄表面をSiCで擦過し、裸の表面を作り出す; ひきつづき擦過停止後、皮膜成長を示すアノード電流変化を測定する。Cl⁻を含まない溶液中では鉄は完全な再不動態化を示す。この場合、溶液へのMoO₄²⁻の添加は再不動態化挙動に影響を及ぼさなかつた。Cl⁻を含む溶液中でのアノード電流変化は孔食成長のため単調増加となる。Cl⁻とMoO₄²⁻の両者を含む溶液中でのアノード電流変化は比較的高いレベルの値を長時間保った後、最終的には不動態保持電流レベルまで減衰するようなパターンとなつた。これはすでに発生した食孔がMoO₄²⁻によりその成長を抑制されるためである。MoO₄²⁻は皮膜の破壊した個所においてFeMoO₄のような難溶性塩を作りうる事が熱力学的に示され、かつEPMAにより、不活性化した食孔内へのMoの濃縮が確認された。MoO₄²⁻の鉄基合金の耐食性の寄与は不動態皮膜に直接関与しその強化をするのではなく、皮膜の破壊した個所での修復を促進することにあるものと結論された。(鈴木正敏)

構造用HSLA鋼の溶接性

(A. B. ROTHWELL: Metal, Progress, 111 (1977) 6, pp. 43~50)

この論文は1976年9月ローマで開催された“Welding of HSLA (Microalloyed) Structural Steels”をテーマとする会議の内容について簡単に紹介したものである。

B. A. GRAVILLEは水素誘起冷間割れについての多年にわたる結果をまとめていくつかの経験則を呈示してい

る。割れ感受性の指標としてHAZ硬さが合理的で、その硬さの調整を冷却速度、炭素量、合金元素量の適当な選択で行なうことについて述べ、多重回帰分析の結果としてこの種の鋼での炭素当量の式および水素含有量を考慮した当量式も提案している。

C. PURENらは極寒条件下での繊維状電極によるラインパイプ溶接の実用化について考察している。パス間隔時間の短縮、100°C予熱の有用性および低C制御圧延材(×70鋼)の優れた冷間割れ感受性などについて述べている。

J. GROSSEE-WORDEMANNとS. DITTRICHはアラスカパイプラインの鑑定結果を報告し、1200km全部でわずか28個しかクラックが検出されず、しかも原因が設置の際の不注意によるものとしている。

溶接物の靱性についても多くの報告があり、N. E. HANNERZは微量添加元素の影響について報告し、Nb, Mo, V, TiのHAZ靱性に及ぼす微量添加の効果はTiがとりわけて優れていることを示している。E. LEVINEとD. C. HILLはNb, V複合添加材において粒界フェライトの形態と靱性の関係について述べている。しかしこの分野では特に合金元素の役割を中心として更に検討を要する課題が多い。

REM添加の溶接性に及ぼす影響について述べたE. E. BANKSらの研究もあり、ラメラテア防止にはREM添加は効果があるようである。

ここに紹介したものはごく一部で会議録は近々出版される予定である。(長井 寿)

0.1C-1Mn鋼の機械的性質におよぼすPの効果

(W. A. SPITZIG & R. J. SOBER: Met. Trans., 8A (1977) 4, pp. 651~655)

過去の研究において、鉄に0.2%のPを添加することにより、脆性遷移温度の大きな上昇を伴わずに、室温における降伏強さが約100MPa(14.5ksi)高くなることを示し、またFe-PあるいはFe-P-Ti合金において室温以下の温度で固溶軟化現象が認められることを示している。

本報では、このPの効果さをさらに詳しく調べることを目的として、0.1C-1Mn鋼でPの量を0.001, 0.05, 0.1, 0.2%と変化させた4鋼種について、-196°Cから400°Cの温度範囲で引張試験を行うと同時に、シャルピー衝撃試験により脆性遷移温度を調べた。なお、試料は熱間圧延後925°C, 1.2hの焼ならしをほどこして実験に供した。

まず引張試験では、室温およびそれ以上の温度ではPの添加により降伏強さは上昇するが、-73°Cおよび-196°Cでは固溶軟化が認められPの効果は基本的には純鉄の場合と同じである。Pの添加による室温での降伏強さの上昇は、0.005%で24MPa(3.5ksi), 0.1%で48MPa(7ksi), 0.2%で93MPa(13.5ksi)であつた。

次にシャルピー試験の結果であるが、0.1C-1Mn鋼は、-25°C付近で衝撃吸収エネルギーが急激に低下するという遷移曲線を示すのに対し、Pを添加した鋼では温度の低下に伴って吸収エネルギーも徐々に低下するという変化を示す。脆性遷移温度を脆性破面率が50%になる温度として評価した場合、0.05%Pではあまり大きな影響はないが、0.1%Pでは約48°C, 0.2%Pでは約

90°Cの遷移温度上昇が認められる。

Pの添加による降伏強さの上昇は固溶強化によるものであり、他の強化機構(析出強化、結晶粒微細化など)を利用している場合にも付加的な強化が期待でき、脆性遷移温度などの観点から0.05%程度の添加は安価な強化法として利用可能であると考えられる。(姫野 誠)

304型ステンレス鋼の高温クリープの解明

(O. K. CHOPRA and K. NATESAN: Met. Trans., 8A (1977) 4, pp. 633~638)

定常クリープ理論は、ひずみ硬化と回復のつり合いに基づくものと熱活性化された転位すべりに基づくものとの6種に分けられている。しかし近年この両者を統合した理論が提案されはじめ、本研究もクリープ中の負荷応力を、有効応力(熱活性化すべり過程による熱的成分)と内部応力(加工硬化と回復過程による非熱的成分)とに区別することにより、クリープ機構を解明している。

304型ステンレス鋼を600, 650, 700°Cでクリープ試験を行ない、最小クリープ速度を求めた。またdip試験により平均有効応力を測定し、平均内部応力、速度応力指数、真の活性化面積、真の活性化エネルギーなどを求めた。以下その結果を述べる。

最小クリープ速度は、 $\dot{\epsilon} = A'(\sigma)^n$ の累乗則に従い、応力指数 n は温度に依存する。クリープを變形挙動は負荷応力を内部応力と有効応力とに区別することにより公式化される。すなわち定常クリープ速度は平均有効応力の関数として表わされ、dip試験によれば、平均有効応力 σ^* は $\sigma^* = \alpha(V)^\beta$ となる。ただし α, β は温度に依存する。またdip試験による速度応力指数は定数クリープから得られた応力指数より高い値を示している。定応力でのクリープ速度の温度依存性は、クリープの見かけの活性化エネルギーに従い、クリープ変形の転位機構によつて決定される全活性化エネルギーは、格子の自己拡散の活性化エネルギーにきわめてよく一致する。

よつて本研究の結果とその解析より、304型ステンレス鋼の高温クリープ変形機構は転位すべりとその回復過程のモデルにより説明することができる。(山下幸介)

浸炭焼入れした低合金鋼の疲労

(L. MAGNUSON and T. JOHANNESSON: Scand. J. METALLURGY, 6 (1977) 1, pp. 40~41)

耐摩耗性材料などに用いられる浸炭焼入れ処理は、表面硬化層に圧縮残留応力が生じるため、疲れ強さが著しく向上する。この論文は、低合金鋼にこのような浸炭焼入れを行い、疲労に伴う内部微視組織変化を検討したものである。供試材は、Fe-0.16%C-0.89%Mn-0.17%Cr-0.9%Ni鋼であり、920°Cで気体浸炭処理を施し、油焼入れの後180°Cで焼もどして使用した。この結果、試料は、比較的靱性に富むフェライト+ベイナイト組織からなる中心部と、若干の残留オーステナイトを含むマルテンサイト組織からなる表面部とに二別される。疲労試験は、負荷応力振幅が $\pm 650 \sim \pm 500 \text{ N/mm}^2$ の応力制御で、引張り圧縮完全両振り試験を行つた。疲労破断後の破面観察によると、疲労き裂は、全疲労寿命の約90%の繰返しによつて、比較的応力集中を受けやすいと思われる非金属介在物(AlおよびCrの酸化物と思われる。)より発生し円盤状に伝播している。その後き裂が、表面マルテンサイト層に達した時点で、最終的な静的破断を

起こしている。また透過電顕による疲労後の内部微視組織変化の観察によると、試料中心部のフェライト相中に大きな約 $1 \mu\text{m}$ の明瞭なセル組織が認められた。一方ベイナイト部においても同様にセルが観察されたが、セル壁はベイナイトラスに垂直な方向に形成しており、またその大きさもラスの厚さに依存している。疲労き裂伝播挙動は、結晶粒径やまた炭化物粒子間距離など、組織特有のある粒子間距離に依存することが知られているが、このようにセルの大きさがベイナイトラスの厚さすなわち熱処理法に依存するということが、き裂伝播性が熱処理法に依存することを示唆している。(関 勇一)

CおよびC-Mn鋼板の機械的性質の数学的モデル

(T. P. HIRVONEN: Scand. J. Metallurgy, 6 (1977) 3, pp. 107~110)

鋼の機械的性質は合金化と過程パラメータにより支配された微細組織に依存する。本研究の目的は過程変数に基づいた数学的モデルを考え、連続製造スラブから熱間圧延された低C鋼、低C-Mn鋼板の機械的性質をできるだけ正確に推測することにある。このモデルは一般的な過程変数に基づいており、実際の微細組織パラメータ例えばフェライト粒径やパーライト及び他の相の比率を無視している。次の①式が本研究の基本となる数学的モデルであり、統計的データは285種の鋼板の試験結果から得た。

$$X = k_0 + \sum k_i C_i + k_y \log T \dots\dots\dots \textcircled{1}$$

k_0, k_y : 定数, k_i : 合金元素の有効係数

C_i : 合金元素量, T : 板厚

X : 引張強度, 上降伏点, 破断伸び, シャルピー衝撃値

上降伏点と引張強度についてはかなりよい回帰モデルが得られたが、破断伸び及びシャルピー衝撃値についてはあまりよい一致は得られなかった。これはモデルに含まれない他の変数の効果が大きいためであるとしている。しかしモデルの定性的内容は、一般物理冶金学的な経験則とよく一致している。

この機械的特性の定量モデルの応用として、以下のことが考えられる。

(i) 低合金鋼の圧延材において、成分と板厚を管理することにより機械的性質を予想し、合金設計の一助とすることができる。

(ii) 統計的な応用として、試験鋼材を選択することにより少ない試験回数でより確かな機械的性質が得られる。

(iii) 測定値と推定値との有意差があれば、原料や圧延条件に変化が起きたのか、試験に何らかの系統誤差が入つたのかがわかる。

(山下幸介)

Mn-Mo-Nb ラインパイプ用鋼のHAZ衝撃靱性

(R. EFTEKHAR and C. D. LUNDIN: Welding J., 56 (1977) 4, pp. 113S~118S)

極東地でのラインパイプ材として新たに開発された高強度低合金鋼に属する低炭素鋼Mn-Mo-Nb鋼(0.046C-2.1Mn-0.07Si-0.029Mo-0.07Nb-0.77Cu)のHAZの衝撃特性について調べている。圧延材から長手方向を圧延方向に平行に切り出した試験片を熱影響部熱サイクル再現装置(Gleeble法)によつて熱処理し、その後V-ノッチを入れてシャルピー試験片を作製した。熱サイク

ルはピーク温度がそれぞれ 1 150° F, 1 350° F, 1 600° F, 2 400° F の 4 種を施した。光顕観察などもあわせて検討した結果次のことがわかった。

1) 1 150° F, 1 600° F 各サイクル材は 50% FATT がそれぞれ -86° F, -56° F で母材のそれ (-80° F) とほぼ同等であるなど一般に低温における衝撃特性は優れている。1 150° F サイクルは圧延材に存在する低温変態生成物を焼もどすことにより強度を若干下げ衝撃特性を若干改良している。1 600° F サイクルはフェライト粒を最も細粒化 (ASTM No. 11.2→12.3) するが Nb 炭窒化物の析出を伴い、そのため細粒化の効果が相殺されているものと思われる。2) 1 350° F, 2 400° F 各サイクル材の 50% FATT はそれぞれ 4° F, 68° F で衝撃特性は著しく劣下している。前者では、光顕組織に大きな変化はなく硬度の顕著な上昇が認められるので Nb 炭窒化物の析出が劣下の原因と考えられる。後者の原因が粗粒化と粗大な冷却時変態生成物にあることは明らかである。3) 2 400° F サイクルによる粗粒状態をさらに熱サイクルを加えることで靱性を改善しようと試みたが、むしろ劣下を招く場合もあり結果はよくなかった。4) -10° F の衝撃値は母材, 2 400° F, 1 600° F, 1 350° F, 1 150° F 各熱サイクル材でそれぞれ 140, 25, 170, 50, 160 ft-lb である。(長井 寿)

—物理冶金—

構造用低炭素キルド鋼における脆性破壊の発生及び伝播 (R. SOININEN: Scand. J. Metallurgy, 6 (1977) 3, pp. 97~106)

構造用低炭素キルド鋼の靱性を、V-ノッチシャルピー試験, COD 試験, 落重試験 (DW), 動的せん断試験 (DT), 板引張試験などにより評価した。溶接部及び母材での破壊伝播, そして溶接部の粗粒域での破壊発生の研究に主眼が置かれた。粗粒域のマイクロ組織の靱性に及ぼす影響も調べられた。母材及び溶接部での破壊発生は V-ノッチシャルピー, COD, 板引張試験によつて調べられたが, 母材の遷移温度は, 溶接の際生じる粗粒域よりもずっと低く, 破壊発生にとつてクリティカルな域を形成しない。そこで問題となる HAZ での靱性は, 本質的に微細組織に依存し, 上部ベイナイトの増加とともに低下するが, 等軸晶の Widmannstätten 状のフェライト・パーライト組織の時に, 最高の靱性を示した。粗粒域の微細組織と同じように, 溶接部のクラックにとり危険な因子である溶接熱応力の影響も現在のところ明らかではない。

破壊伝播は, V-ノッチシャルピー, DT, DW 試験によつて調べられた。明確な温度遷移をもつ低炭素鋼の脆性破壊伝播の容易さは, 不安定破壊のおこる必要最小限の応力を温度の関数として与えてくれる CAT (Crack Arrest Transition) 曲線から推定することができる。DT 試験から評価される CAT 温度は, 破壊エネルギーの半分, あるいは, 完全せん断破壊の 50% のせん断破壊を示す温度に相当して居り, 細粒鋼の方が CAT 温度は低い。又, 応力除去は, 溶接部に沿つた脆性破壊伝播を促進しているが, 破壊伝播がかなりのシアリップを形成していても, 溶接熱応力のために, 一般に, 溶接部か

ら脆性破壊がおこりやすいためであろう。(今井嗣郎)

—分 析—

電子顕微鏡の定量化に関する最近の動向

(K. E. EASTERLING: International Metals, 22(1977) March, pp. 1~24)

電子顕微鏡は微細組織の観察, 輪位論の側面からの実証など材料科学の基礎研究に重要な役割を担ってきた。特に HIRSCH らが薄膜を透過電顕で観察して以来, 電顕は金属学分野に急速に導入された。最近では付属装置や諸技術の進歩によつて定量測定や分析法が注目されている。本論文は透過 (TEM), 走査 (SEM), それに走査型透過電顕 (STEM) の金属学的応用例と付加的機能である X 線分光 (波長分散法, エネルギー分散法), on-line 像分析, “その場” 実験法など電顕の定量的評価をしている。

1) 100KV TEM の weak-beam 法は加工材や結晶粒界の積層欠陥エネルギーや拡張転位などの定量測定に用いられる。また超高压電顕 (HVEM) はすぐれた透過能と制限視野回析精度によつて “その場” 実験や照射損傷, 臨界電圧効果による原子散乱因子の決定などの分野を開拓している。

2) SEM は分解能, 焦点深度の向上によつてフラクトグラフィの研究に有力な手段となつている。特に応力腐食割れなどの微細破面組織の破壊形態の研究に欠かせない装置となつているが, 定量的解析には立体観察法の開発が待たれる。電子チャンネルングパターンは粒界すべり, 変形過程後の残留ひずみ, 相変態など結晶学的な定量化ができる。

3) 200 kV STEM は厚膜試料の観察が有利であり, その上, 極微小領域からの電子回析ができるので, 定量分析は有望である。

4) HVEM や STEM の開発によつて bulk 試料と類似の実験成果が得られるようになり, さらに 200 kV TEM+STEM+EDX (エネルギー分散型 X 線分光器) の結合により, 微細介在物や析出物, 微細組織の組成など個々の定量分析が可能である。

尚, 本論文は分析機器を用いて研究を遂行していく際にかなる装置あるいは分析手法を使えば適切であるかを教示してくれる。(朝倉健太郎)

—そ の 他—

西ドイツ鉄鋼業におけるリサイクリング

(R. GÖRGEN and W. THEOBALD: Stahl u. Eisen, 97 (1977) 14, pp. 657~664)

ここ十年鉄鋼業では, 副産物および原燃料のプロセスにおけるエネルギー, 工業用水および廃棄物の多元的な利用に努力が払われてきた。資源のリサイクリングによる効果は, 環境への作用を減少すること, 工業廃棄物の利用促進ならびに天然資源の使用量を減少することにある。西ドイツ鉄鋼業における 1973 年の水使用量は粗鋼 t 当り 141m³ で, その循環使用量は 116m³ となつた。汚染排水量は 4.2% で, 1% が未処理排水となつた。1963 年以来粗鋼生産量に比例して, 水使用量は増えたが, 循環使用量が増えたことにより粗鋼 t 当りの水供給

量は 63 年の 49.3m³ から 73 年には 37.7m³ に減少した。それは高炉の冷却、圧延工程での水循環使用および川水処理設備や酸洗処理による資源回収の技術開発による水の多元的利用によるものである。

1973 年の鉄鋼業における廃棄物量は約 2900 万 t で、粗鋼 t 当り 573 kg である。この 80% は再利用されているが、10% の 53 kg は堆積廃棄物となった。73.5% が高炉および転炉スラグであり、この利用研究が資源回収の決定的な要因となろう。製鉄・製鋼プロセスで発生

した乾湿ダスト量は 1973 年には粗鋼 t 当り 61.7 kg で 80% が再利用され、13 kg が堆積廃棄物となった。

これらのデータから、天然資源を節減する方法としてリサイクリングの可能性を評価すべきでないと言えよう。資源回収には多額の設備資本および運転コストを必要とし、今後のリサイクリングの拡張、発展は生態学的必要性と経済的要因によつて決定されるだろう。

(天辰正義)

オンライン文献検索用端末機の機能拡大について

本誌 63 巻 2 号でお知らせしました端末機の機能が 6 月から拡大されましたのでその概要をお知らせします。

従来の三つのファイルの他に新たに国内の公共機関で行なっている研究テーマを対象として作成したクリアリングファイルが追加され次のようになりましたので従来以上に会員各位が文献調査にご活用下さるようご案内致します。

● 検索対象ファイル

□ JICST 理工学文献ファイル

(昭和 50 年度 4 月以降発行の「科学技術文献速報」に対応する書誌データ、キーワードなどが英数字片仮名で入力されています)

□ CAC 化学文献ファイル (米国の Chem. Abst. Service 発行)

(昭和 49 年 1 月以降発行の「Chemical Abstract」に対応する書誌データ、キーワードなどが英数字で入力されています。金属工学関係の文献も含まれています)

□ MEDLARS 医学文献検索ファイル (米国国立医学図書館発行)

(昭和 49 年 1 月以降発行の医学文献情報の書誌データ、キーワードなどが英数字で入力されています)

□ クリアリング情報ファイル (JICST 作成)

(国内の約 400 の公共試験研究機関における現在進行中の研究課題情報のファイルです。)

国立研究機関、国公立および私立大学付属研究所、公立試験研究機関などに対して毎年行なうアンケート結果にもとづいて、その研究課題を分類、キーワードを付与してファイルしたものです)

● 検索ファイルの公開時間帯

昭和 52 年 9 月未まで

| | 月 | 火 | 水 | 木 | 金 |
|-------------|--------------|----------------|----------------|----------------|----------------|
| 9:45~12:00 | MED CLEAR | JICST CLEAR | CAC CLEAR | JICST CLEAR | CAC CLEAR |
| 13:00~16:15 | CAC CLEAR | MED CLEAR | JICST CLEAR | MED CLEAR | JICST CLEAR |

昭和 52 年 10 月以降

常時 2~3 種類のファイルを同時にサービスいたしますので、自由にお選びください。

| | 月 | 火 | 水 | 木 | 金 |
|-------------|--------------|--------------|----------|--------------|--------------|
| 9:45~12:00 | JICST | JICST | CAC | JICST | JICST |
| 13:00~16:15 | MED CLEAR | CAC CLEAR | MED — | MED CLEAR | CAC CLEAR |

(注) JICST は、JICST 理工学文献ファイル。

CAC は、CAC 化学文献ファイル。

MED は、MEDLARS 医学文献ファイル。

CLEAR は、クリアリングファイルを示します。

使用料 1 分間 200 円

連絡先 日本鉄鋼協会技術部 調査課資料係 03-279-6021