

抄 録

—製 鉄—

電気抵抗の測定によるコークス炭化度の評価

(C. MELTZHEIM: Rev. Metall., 80 (1983) 1, pp. 1~6)

コークスの強度は、原料炭の粘結性、乾留条件（装入密度、粒度、乾留速度）、炭化度（すなわち、最終乾留温度）に依存している。コークス強度が低下した場合、その原因を追求するために、初めの2つの要因と、3番目の要因を分離することは、意味のあることであり、特に、高操業度でコークス炉を操業している場合に重要である。コークスの炭化度を判定するために、従来は、コークスの物理化学的特性、基本的には、残留揮発分、水素濃度を用いてきた。しかし、この指数は、感度が悪く、精度に欠けるので、あまりあてにならない。一方、コークスの電気抵抗を適切な条件で測定すると、その値は炭化度に敏感であり、測定も、基本的な注意はあるが、簡単である。コークス組織の不均質性、粒子間の接触抵抗により、測定値の再現性が悪くなるのを避けるため、試料は、よく粉砕し、均質化して、シリンダー（30 mmφ）に、充填する。また、よく乾燥したものをを用いる必要がある。最適測定条件は、試料量 17 g、粒度 0.2~1 mm、圧力 40 気圧で、試料は、まえもつて、120°C で 30 分乾燥しておく。この条件下では、データのばらつきが 5% 以下で、水素濃度や揮発分による方法より、再現性がある。コークス強度（I10）と、本測定方法による電気抵抗の間には、良好な対応関係がある。本方法は、簡単で、安いという利点を持つており、Solmer社の Fos-sur-Mer 製鉄所では、日常管理に使用されている。1日3回、各直ごとの平均サンプルについて、測定を行っている。本方法により、作業量が大幅に軽減された。（大野陽太郎）

—製 鋼—

レードル脱酸、脱硫および鋼中介在物—パート2：実操業に関する所見

(E. T. TURKDOGAN: Arch. Eisenhüttenwes., 54 (1983) 2, pp. 45~52)

高純度鋼の製造を目的とし、酸素センサーの応用、Ar 攪拌、鋳型内添加、および、レードル脱硫について実操業の面から論じた。さらに、ブローホールの生成や酸化物系、硫化物系介在物の形態制御についても言及した。

酸素センサー：低炭素鋼（C<0.1%）の場合、鋼中酸素濃度の変動が大きいので、脱酸後に残存する Mn, Si, Al 濃度をコントロールするため酸素センサーを利用する例が見られる。しかし、それと同時に、出鋼時のスラグ流出防止が重要である。

Ar 攪拌：Ar 攪拌は、溶鋼温度や成分の均一化、介在物の浮上促進、添加物の溶解促進、スラグ・メタル間の攪拌強化を目的として行われる。この場合、空気による再酸化を最小限に防ぐために十分なスラグで浴面を

カバーすべきである。

レードル脱硫：平衡論的データから、56% CaO 含み、CaS で飽和した CaO·Al₂O₃ スラグ 5 kg/t の使用で、20 ppm S が得られる。スラグ・メタルの混合を Ar 攪拌で行った結果からは、スラグ量が 15~25 kg/t と多いため、10 ppm まで S が低下し、さらに、スラグカバーにより浴の再酸化が防止される。また、Mg-spar や Cal-Sil インジェクションが、脱硫と介在物の形態制御の面から有効である。

介在物：圧延時の介在物形状変化を Deformability の面から論じ、MnS の有害性を示した。硫化物系介在物の形態は、REM あるいは CaO·Al₂O₃ 等の S に対する親和力の大きい酸化物粒子によつて制御される。例えば、Cal-Sil インジェクションにより 40~60 ppm Ca に相当する CaO·Al₂O₃ 介在物が分散している場合、凝固時に S がこれらに吸着されるため、0.002% 以下の S レベルでは MnS は析出しない。溶存 S が 0.002~0.006% の場合、溶存している S と O の和の約 6 倍の REM を铸造前に添加することにより、MnS の析出を抑制することができる。（原 義明）

モールドフラックス層を通る熱伝達

(S. OHMIVA, et al.: Ironmaking Steelmaking, 10 (1983) 1, pp. 24~30)

連鋳のモールド内抜熱挙動を解析的に知るため、モールドフラックス層を通る熱移動量を実測する装置を開発し、これによりフラックスの熱伝達特性を調査した。装置の原理は、いわゆる平行平板法であり、フラックスは直接通電加熱された鉄または Mo 板の上で溶解され、その上に水冷銅板を押しつけることによつて、鉄 (Mo) — フラックス — 水冷銅の三層を形成し、これを通過する熱量を定常状態にて測定する。本装置を検証するため、水などの低融点物質またはガスを使つて 1600°C までの高温状態での測定をおこない、それぞれ熱伝導率を求めたところ、文献値との差は、すべて ±10% 以内でよい一致を示した。

モールドフラックスは 3 種 (FeO, 0~5%) 用い、加熱板側温度 max 1600°C、フラックス膜厚 0.5~3.0mm で測定をおこない、以下の結果を得た。

(1) フラックス層を通る熱移動は、伝導と放射による。ここで放射とは、フラックス層内部で発生と吸収をくり返しながらか熱伝達をおこなう放射であり、その寄与率はフラックス層厚の薄い場合 (≤0.5 mm) 約 50% にも達する。

(2) 伝導と放射の混在する熱移動を解析的に表示するのは困難であり、ここでは近似的に単純加算法を用いて、考察した。q = qc + qr qc : 伝導による熱移動量 qr : 放射による熱移動量、q : 全熱移動量、ここで、

$$q_c = \frac{ki}{di} (T_{ST} - T_m)$$

$$q_r = \frac{\sigma n_i^2}{0.75 aidi + \epsilon_{ST}^{-1} + \epsilon_m^{-1} - 1} (T_{ST}^4 - T_m^4)$$

ki : フラックスの熱伝導率, di : フラックス膜厚, σ : ステファンボルツマン係数, ai : フラックスの吸収係数, ni : フラックスの屈折率, ϵ : 放射率, T : 温度, ST : 鉄板側, m : 銅板側となる。

各物性質が不明なため, 実験式として, (1)式を与え,

$$q = r_1(T_{ST} - T_m) + \gamma_2 \sigma (T_{ST}^4 - T_m^4) \dots \dots \dots (1)$$

実測値の $\frac{q}{T_{ST} - T_m}$ と $\frac{T_{ST}^4 - T_m^4}{T_{ST} - T_m}$ がよい直線関係になることから, (1)式の妥当性を示した。また3種のフラックスについて, γ_1, γ_2 をおのおの d の関数として示し, フラックス中の FeO が, γ_2 を著しく小さくすることを示した。(大宮 茂)

一 性 質

冷間圧延用ワークロールの疵の性質, 検査法及び使用実績

(W, TAIT: Iron Steelmaker, 10 (1983) 3, pp. 25~28)

Dofasco 社は, 1981 年の AIME の秋季大会にて渦電流によるロール検査法を発表した。その後, ロール疵の性質や疵のタイプを区別する検査設備, またコンピュータを利用して稼動中に各種の疵のき裂の伝播特性について調査した。同時にロール効率の測定, ロールとミルの使用実績を容易に分かるようにするためグラフィックチャートを開発した。

稼動中に生ずる疵には各種の名称があり, スポーリング, ファイアクラッキング, スポールクラッキング, ピンチ (押え疵), ブルース (打ち疵), スキッド (絞り疵), テールエンドマーク (尻抜けマーク) などであるが, これらの疵は局部的に焼なましを受けて軟化部分を発生したものである。ピンチ, ブルースは局部的な軟化のみであるが, スポールクラッキングやファイアクラッキングは軟化部に細いき裂を伴っている。き裂を生ずるメカニズムは複雑である。Rotoblast 検査法は, き裂を伴った疵の検査方法としては, き裂がふさがれてしまうので有効でなかった。

渦電流による検査法の開発により, ブルースとファイアクラッキングとの区別が可能となり, 最近まで 30000 本のロールを検査し十分な結果を得た。疵のタイプにより研磨作業を使いわけ, 例えばブルースの場合 0.51 mm 研削し, 疵が除去されるまで 0.25 mm ピッチで研削する。またスポールクラッキングの時は 0.64 mm ごと研削し疵が除去されるまで続ける。ロール寿命は 8% 以上の改善を示した。

ロール損傷比率を良く理解するために 100 本の新ロールを損傷率を 53%, 肉眼によりわかる損傷が研削後 22% と仮定して, 何回か繰り返すと 3 回後に研削後の損傷率が 28% と一定となる。この研究の結果, ミルにスポーリングの疵が残つたまま入ることがなくなつた。

この他, ロール表面の疵の分布地図をコンピュータに記憶させ, 疵の伝播状況を調べ研削作業及びロールの効率の改善に効果を上げた。さらに, ロールの効率を各種のパラメータについて研究し, ロール寿命を改良し, 研削時間の削減, ミル休止時間が著しく低下した。

(望月俊男)

Ni および Cr を含まない新しい耐海水ステンレス鋼 (R. WANG and F. H. BECK: Met. Prog., 123 (1983) 3, pp. 72~75)

海洋を航海する船舶のプロペラ材は黄銅が多く使用されているが, 銅資源の保存するため, Cu 合金の代替鋼として, Ni-Cr ステンレス鋼がしばしば採用されている。しかし, これらの合金元素は戦略物資であり, かつ高価でもある。

そこで, プロペラ材として黄銅に代り, しかも Ni および Cr を必要としないステンレス鋼の開発を行つて来た。多くの種類の材料について実験を行い, Fe-Mn-Al-Si の組成を有する 4 鋼種が選ばれ, 詳細に検討した結果, Fe-30Mn-10Al-Si の組成を持つ新しいステンレス鋼が耐海水腐食, 耐キャビテーション・エロージョンに優れており, Cu 合金の代替鋼として小型漁船のプロペラに使用され実用実験を行つている。

合金 1 (Fe-30Mn-10Al-Si), 合金 2 (Fe-20Mn-7Al) 合金 3 (Fe-30Mn-7Al-Si), 合金 4 (Fe-20Mn-5Al), の 4 鋼種について検討した。合金はエレクトロ・スラグ法によつて溶製した。プロペラ材は一般に熱処理を施さないので, 各試験のサンプルは鍛造材で行なつた。マイクロ組織は合金したのみ, 若干のフェライトが存在していたが, 他は全てオーステナイト単相であつた。機械的性質は Mn-Fe 黄銅 (55Cu-41Zn-3Mn-1Fe) より優れていた。

耐海水腐食試験は沸騰海水中に 118 h 浸漬し, Ni-Cr ステンレス鋼 (0.08C-19Cr-9Ni-Ti) と比較した。合金 2 と 4 は明らかに錆が, 合金 3 に若干の錆が認められたが, 合金 1 と Ni-Cr ステンレス鋼にわずかの錆も認められなかつた。次に室温で 768 h (36 d) 海水中に浸漬した。合金 2 と 4 は茶色, 合金 3 は薄黄色の膜に覆われていた。また, Ni-Cr ステンレス鋼にもわずかに錆の発生が認められたが, 合金 1 には全く認められなかつた。これは SEM によつても確認された。(中野恵司)

熱間工具鋼の破壊靱性に及ぼす結晶粒の影響

(J. PACYNA and A. MAZUR: Scand. J. Metall., 12 (1983), 1, pp. 22~28)

鋼の特性に及ぼす結晶粒の影響を明らかにする目的の研究の 1 つである。高耐力鋼である工具鋼について, 破壊のメカニズムを利用して破壊靱性試験を行つた。本研究は, 破壊靱性 K_{IC} と塑性歪み域の大きさ, 結晶粒の平均直截長さの関係について明らかにするものである。

供試材は, 2 t の電気炉で溶製した鋼塊より 200 mm ϕ に 1 次鍛造し, 25 \times 35 mm の平角に 2 次鍛造した。化学成分は, 0.40% C, 0.47% Mn, 0.90% Si, 5.18% Cr, 1.35% Mo, 0.39% V であつた。破壊靱性試験は, ASTM E399-74 に準拠して試験した。

結晶粒の平均直截長さ \bar{L} は, オーステナイト化温度 1270°C から 1470°C の範囲で, 温度の上昇とともに 0.02 から 0.10 mm に長くなる。一方, 硬度は, Hv (30 gr) 610 から 510 に低下する。破壊靱性値は, 820K 焼もどし材では, 1250~1500 Nmm^{-3/2}, オーステナイト化温度の上昇につれて微増するが, 920K 焼もどしの低硬度材では 3000 から 1750 Nmm^{-3/2} に低下する。また破壊靱性 K_{IC} を硬度との関係で整理すると, 硬度の上昇につれて, K_{IC} が低下するが, Hv 520 を越える

と高温 (1470K) のオーステナイト化したものが低温 (1270K) のものより良くなる。

破壊靱性試験片の疲労き裂先端の塑性歪み域の大きさを $dy = \frac{0.16}{\pi} \times (K_{IC}/\sigma_{0.2})^2$ で計算し、 \bar{L}/dy と K_{IC} との関係を整理すると、820K 焼もどしの高硬度材では、 \bar{L}/dy が 1 以上になり、オーステナイト化温度が上昇するにつれて K_{IC} は一定値、もしくは微増する。一方、920K 焼もどしの低硬度材では \bar{L}/dy が 1 未満となり、オーステナイト化温度の上昇に伴って急激に K_{IC} が低下する。したがって \bar{L} と dy の大きさにより、き裂の伝播が結晶粒界と関係するかどうかのポイントになっている。一般的に K_{IC} の増加は、残留オーステナイトの量、粒界の均一化処理、非金属介在物の形態などが関係するが、本報の場合は、 \bar{L}/dy の関係で説明され、破面の観察でも 820K 焼もどしでは靱性破面であるが、920K 焼もどしではオーステナイト化温度の上昇につれて靱性破面、擬へき開、へき開破面に急速に変化していることが観察された。

(望月俊男)

—そ の 他—

米国・カナダの鉄鋼業の発展-1982 年

(C. J. LABEE, et al.: Iron Steel Eng., 60 (1983) 2, pp. D-1~D-24)

1982 年は鉄鋼業にとって多くのワースト記録を残した年であった。設備の拡張・近代化は最少であったが、設備休止・操業方針の変化・人員の再編成等の変化は多くなされた。景量後退の深刻さはすべての四半期に感じられ、1982 年の国内向け鋼材出荷量は最近数十年で最低である一方、輸入は増加し国内市場の 22% に達している。米国鉄鋼協会および八大鉄鋼メーカーは不公平取引に対し異議申立てを行った。1982 年の粗鋼生産量は 7290 万 t で 1946 年以降の最低レベルであり、操業率は 47.3% に落込み失業率は 1933 年レベルとなっている。

～設備の拡張と近代化～

このような状況のもとでは大規模な新たな設備の拡張・近代化は望めないが連铸・シームレス鋼管・連続焼鈍等の大型設備の設置が一部は延期されたものの継続して行われた。

<コークス関係> 計算機による炉温制御等革新的な特徴を持つ新コークス炉が Republic 社等で完成した。日本では COG 顕熱回収設備が NSC 名古屋に設置された。

<高炉関係> いくつかの高炉が改修完了または改修中である。ソ連では Cherepovets に生産能力 12600 t/d, 5580 m³ の高炉を建設中である。石炭吹き込みについて

は 1982 年 AISE 会議で議論された。

<転炉関係> 上底吹転炉が普及しつつある。また日本鋼管福山において世界で初めて BOF スラグ熱回収が開始された。

<連铸関係> 新連铸の設置・旧設備の近代化が精力的に行われている。最近では垂直铸造が注目されており、Armco 社で 3 万 t/y の設備が建設中である。

その他プラズマ・直接還元・電気炉・圧延・加熱炉・鋼管・焼鈍等の分野でそれぞれの発展が見られる。

(三輪 隆)

鉄鋼業とエネルギー

(J. M. van SWIJNDREGT: Iron Steelmaker, 10 (1983) 2, pp. 35~38)

鉄鋼業のエネルギー消費に関して i) case-I 高炉-転炉法, 粗鋼 800 万 t/y ii) case-II 電炉法, 粗鋼 100 万 t/y (100% スクラップ使用) iii) case-III, 粗鋼 100 万 t/y (75% 直接還元鉄, 25% スクラップ使用) の 3 モデル工場で調査した結果, case-I では 4597 Mcal/t-steel, case-II では 2028 Mcal/t-steel, case-III では 4892 Mcal/t-steel となつた。本報告では、特に case-I の一貫製鉄所のエネルギー分析と省エネルギー技術に関して調査した。

1. 購入エネルギー: 高炉のオールコークス操業により、石炭の比率が 91% に達している。2. 循環エネルギー: 一次投入エネルギーの約 40% が循環して使用される。3. ガスバランス: COG は 46%, BFG は 45%, LDG は 9% の割合で発生し、自家発およびプロセス用蒸気として 38%, 高炉で 37%, 圧延で 17% 使用される。4. 各工程でのエネルギー消費: 製鉄工程で 76%, 製鋼工程で 1%, 圧延工程で 18% その他で 5% が使用される。6. 購入電力: 原単位は 340 kWh/t-steel で、製鉄工程で 23%, 製鋼工程で 11%, 圧延工程で 49%, その他で 17% 使用される。

省エネルギー技術として、既にコークス CDQ, 焼結排熱回収, CC-DR が設置されつつあり、将来、転炉スラグ排熱回収, コークス COG 顕熱回収が考えられ前群により消費エネルギーの 6%, 後群により 2% の低減が可能である。

現状の各工場のエネルギー消費原単位は、4600~8000 Mcal/t-steel の範囲にあり、操業形態、工場配置、製品構成、排熱回収設備等により異なる。省エネルギー計画を考える上で個別の工程の計画ではなく、工場全体としての計画ではなければならない。また、将来の工場の構想、エネルギー価格、ガスバランス等を考慮に入れる必要がある。

(内田雅敏)