

抄 録

—原料—

製鋼過程における必要エネルギー量に対する原料の影響 (D. S. THORNTON and D. I. T. WILLIAMS: Ironmaking and Steelmaking, 2 (1975) 4, pp. 241~247)

鋼を製造する過程で、原料を最大限有効に利用することは、経済性、省資源および環境問題の観点から重要である。またこの過程での必要エネルギー量は使用原料の他に、プロセス、制御方法などに依存している。本論文は、鉄鉱石からインゴットまでの過程において、必要エネルギー量に対する原料の影響を調べるため、種々のプロセスを取り上げエネルギーバランスを計算し、比較検討している。鋼製造過程としては、電弧炉 (EAF) および高炉 (BF)-BOS を取り上げ、原料の影響としては前者ではスクラップのプレート鉄および備予還元材 (PRM) への置換を、また後者ではスクラップの PRM および鉄鉱石への置換を考え、モデルを数々示し、計算している。またプロセスの修正として、BF において、成形コークスを用いた場合や、原子力エネルギーを用いた場合等も検討している。以下に、代表的な例を取り上げ、熱効率の計算値を示す。

BF-BOS (27% Scrap)	: 52.4%
" (8.3% Ore)	: 47.2%
EAF (100% Scrap)	: 56.4%
" (30% Plate, 70% Scrap)	: 51.1%
" (80% PRM, 20% Scrap)	: 35.6%
BF-BOS (BF-formcoke)	: 55.8%

上記の様な計算値を示し、結論として、1) 従来通りの装入原料の場合、EAF 法の方が BF-BOS 法より必要エネルギー量は少ない。2) EAF 法の場合、スクラップの PRM への置換により必要エネルギー量は 56% 増加する。3) BF-BOS 法の場合、スクラップの鉄鉱石への置換により 18% 必要エネルギー量が増加する。4) BF-BOS 法の場合、BF において、成形コークスを使用することにより 22% の節約となる。そのほか、原料中の有害元素の影響もとり上げ論じ、最適プロセス、制御方法の修正が重要であるとしている。(菊地良輝)

—燃料および熱—

原子力製鋼の役割

(R. S. BARNES: Ironmaking and Steelmaking, (1975) 4, pp. 271~278)

製鋼コストの 20% はエネルギーコストであることや化石燃料の入手状況の悪化といったことから、製鋼における原子力エネルギー使用の可能性を検討するため、ヨーロッパ原子力製鋼クラブ (ENSEC) が 1973 年に設立された。原子力製鋼では、原子力を単に発電に利用するのみでなく、高炉、シャフト炉、流動層などに吹き込む還元ガスを炭化水素から再生するための熱を直接、高温ガス冷却型原子炉 (HTR) より取り出そうとするもので

ある。製鋼に応用できる HTR の完成は 10 年以上先になるであろうが、ENSEC では、まず、以下の 6 種の製鋼法について、必要エネルギーを算出し、そのうち、どの程度を原子力で置換え得るかの検討を始めた。

- (1) ペレットとコークスのみを用いた高炉-転炉法
- (2) (1)+羽口からの低温 H_2 の吹き込み
- (3) (1)+ボッシュからの高温還元ガスの吹き込み
- (4) シャフト炉+電気炉 (MIDREX)
- (5) シャフト炉+電気炉 (PUROFER)
- (6) 流動層+電気炉 (H-Iron)

還元ガスを作るに要するエネルギーとその原料の持つ潜熱を除いて、溶鋼 1 トンに対する総エネルギー消費量は、(1) 2.82, (2) 3.02, (3) 2.85, (4) 4.40, (5) 3.11, (6) 3.10 Gcal と計算され、現在の高炉-転炉法が最低であった。しかし、総エネルギーのうち原子力に置換え得る割合は、(1) 13, (2) 29, (3) 57, (4) 33, (5) 100, (6) 100% となっている。したがって、ガス再生と発電を組合せて原子力を利用し、コスト低減を計れば、原子力利用により製鋼法が変わる可能性も出てくる。その他、ENSEC は、製鋼所と原子炉の位置関係を、規模、寿命、安全性などの点より検討し、原子炉とガス再生装置を製鋼所から離して設置し、低温の還元ガスを製鋼所のみならず、他の工業需要にも同時供給する方式について、更に検討を加えている。

(川上正博)

—製 鉄—

鉄やライムと硫黄を含むガスとの反応の平衡と速度論

(H. RAUSCH, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 46 (1975) 10, pp. 623~628)

ロータリーキルンを用い、石炭による鉄鉱石の直接還元を行なう際問題となる、種々の硫黄の反応を定量的に把握するためには、(1) $Fe + H_2S \rightleftharpoons FeS + H_2$ の平衡、および、その速度定数、また、ライムやドロマイトと硫黄を含むガスとの反応の速度定数を知らなければならない。本研究では、平衡および速度論の両実験に便利な重量法により、上記平衡定数、速度定数を求めた。まず、平衡実験では、ある温度において、試料を種々の p_{H_2S}/p_{H_2} 比のガス相中に吊し、重量を測定し、ちょうど重量変化のないガス比を求め、それより平衡定数 $Kp = (p_{H_2S}/p_{H_2})_{ep}$ を求めた。700~900°C で、測定値は $\log Kp = -3588/T + 0.6619$ と整理された。この値は、古い報告とはずれているが、最近のものとはよく一致していた。この値と H_2S 、および COS の解離平衡のデータより、 $Fe-FeS$ と平衡する p_{S_2} , p_{COS}/p_{CO} の比が計算で求められた。

反応 (1)、および (2) $Fe + COS \rightleftharpoons FeS + CO$ なる反応の両方向の反応速度が、鉄中の S で 1% までの範囲で求められた。両方向共、反応は直線則で表わされ、律速段階は、ガス境界層中の物質移動と相境界における化学反応の混合モデルで説明された。700~900°C の範囲

で、この直線の傾きより速度定数 K_{liner} を求めると、その活性化エネルギーは反応(1)に対し、20 610 cal/mol 反応(2)に対し、10 980 cal/mol であった。次にライムと焼生ドロマイトの H_2S や COS による硫化速度を反応率 40% まで測定した。いずれも、反応初期には直線則を満足したが後期になると、遅い方向にずれて来た。これは反応の律速段階が生成した硫化物中の拡散に移行したことを示している。なお、ライムとドロマイトの間にはほとんど差違が認められなかつた。(川上正博)

— 製 鋼 —

海綿鉄の溶落におけるリンの挙動

(M. G. FROHBERG, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 46 (1975) 11, pp. 695~700)

海綿鉄を溶解する場合のスラグ/メタル間のリン分配比を調べるために、溶解容量 1 800 kg の誘導加熱炉を用い、塩基性の内張りをほどこしたルツボ中に海綿鉄を連続装入して溶解した。海綿鉄の溶解から $\text{CaO-MgO-FeO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系の複雑なスラグが生成されるが、メタルプール中の海綿鉄中の酸素の一部は同時に含有される炭素 (0.91~1.2%) と反応して CO ガスを発生し、一方余剰の酸素のためスラグ中の酸素ポテンシャルは十分に高く、脈石中のリン酸化物はすぐにこの溶融スラグに吸収される。

溶融スラグ中では、塩基性酸化物 (FeO, MgO, CaO) は解離して酸素イオン O^{2-} を放出し、また酸性酸化物 (P_2O_5) は O^{2-} を吸収することにより、総括的には、 $[\text{P}] + 4(\text{O}^{2-}) + 5/2(\text{Fe}^{2+}) \rightleftharpoons (\text{PO}_4^{3-}) + 5/2[\text{Fe}]$ の脱リン反応が進行し、この平衡定数 K は $\log K = \log (\text{P})/[\text{P}] + 4\text{pO} + 2.5\text{pFe}$ で定義される。ここでスラグ成分が電解するとして $\text{pO} = -\log a_{\text{O}^{2-}}$ また $\text{pFe} = -\log a_{\text{Fe}^{2+}}$ と定義し溶解したスラグ、メタルの分析値また溶存酸素濃度を使用して熱力学によりこれらの値を求めて、各々脱リンに寄与するスラグの塩基度、酸化ポテンシャルの尺度とした。また、分配比 K の温度依存性を実験的に求めて、 $\log K = 20 986/T - 4.38$ とした。

この数式モデルにより算出されるリン分配比 K は、従来報告されたデータの中間的なところに位置し、この有用性が確認出来る。更に他の数式モデルと比較して、複雑なスラグ系でもこの数式モデルによればリン分配比の計算ができるのは大きな特徴である。

また海綿鉄を使用すると、通常の製鋼法と比較して、含有する脈石により生成スラグ量が增大するが、鋼を経済的に製造するためのスラグの最適体積と組成についても言及している。(高橋謙治)

1 600°C における Ce による溶鉄の脱 S

(E. SCHÜRMANN, et al.: Archiv. Eisenhüttenw., 47 (1976) 2, pp. 1~3)

1 600°C で溶鉄中の Ce-S 平衡を測定した。実験は 25 kW, 10 kHz の真空溶解炉を用いて行なわれ、実験方法の概要はつぎのとおりである。CaO りつぽで予備溶解した Fe-Ce 合金と高純度鉄ブロックおよび FeS により Ce, S 濃度を調整し、溶解量 50 g 相当分を内径 20 mm, 高さ 50 mm の Al_2O_3 りつぽに入れ、溶解炉内を真空 (3×10^{-4} Torr) に引き Ar で置換して $P_{\text{Ar}} = 400$ Torr に調整後溶解する。溶鉄の温度が 1 600°C に到達

後、1 600±3°C に 7 min 保持し、直ちに Cu 鑄型に急冷し、得られた鑄塊の下部より分析試料を採取する。なお、 Al_2O_3 りつぽは 1.5%Ce 以下の Ce を含む Fe-Ce-S 合金により還元されないことをあらかじめ確認している。さらに、CaO りつぽ中で同様の方法で溶解し、溶落後 2~3 min で Cu 鑄型に鑄造する実験を行ない、CaO りつぽ内壁および鑄塊の上部に黄褐色の CeS が認められることから、脱 S 反応はこの間に完了し、その平衡相は CeS (S) であるとしている。なお、析出した CeS は大気中の湿分あるいは O_2 と反応して容易に $\text{Ce}_2\text{O}_3\text{S}$ になるため、鑄塊より切り出した試料はすべてアルコールと SiC 研磨紙により研磨している。また鋼塊上部の試料には研磨面上に EPMA により CeS と判定される析出物が認められたが、下部の試料にはこの種の析出物は全く見い出されず、したがって、鑄塊下部につき Ce, S 分析を行ない CeS (S) の溶解度積を算出しても問題がないと判断している。

18 ヒートの実験点 (Ce : 0.002~0.01%, S : 0.005~0.01%) より溶解度積を算出し、その平均値を取って、溶解度積として次式を与えている。

$$K'_{\text{ces}} = [\% \text{Ce}] \cdot [\% \text{S}] = (1.7 \pm 0.5) \times 10^{-4}$$

また、O を含むメルトの場合には CeS の析出量はかなり少なくなり、かわりに Fe-Ce-酸化物、Fe-Ce-オキシ硫化物が認められると述べている。(鈴木健一郎)

炉内を 4 気圧に保つて操業する酸素転炉の精錬過程の研究 (A. A. KAZAKOO, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metall., (1975) 6, pp. 11~17)

80 kg の鉄を精錬できる転炉の炉内を 4 atm に加圧して吹錬し、吹錬反応の特性を研究した。

吹錬後の金属の組成は 1 気圧で操業した場合と変わらないが、転炉が密閉されているので N の含有量はいちじるしく低下した。

一方、スラグ中の FeO は非常に高くまた送酸量の増加とともに増大したが、4 気圧操業と 1 気圧操業を交互に行うことにより FeO をいちじるしく減少させることができた。

発生するダスト量はきわめて低くまた送酸量の影響が非常に小さいことがあきらかになった。理論的な計算から Fe の 2 475°C における 1 気圧での蒸発速度 (J_1) と 4 気圧での蒸発速度 (J_p) の比 $J_1/J_p = 4.3$ となり、高压操業の結果が証明された。ダストの組成は Fe_2 65~80%, MnO 2.5~3.0%, SiO_2 1.5~5.0%, S 0.08~0.095% であり、Fe のうちの 65% は金属鉄であった。

CO ガスを CO_2 に燃焼させない高压操業での鋼浴の温度は普通操業のそれより 175°C, CO を CO_2 に燃焼させると 310°C も高くなった。こうした過剰の熱量を利用することにより、多量のスクラップを利用できることがあきらかになった。

このように加圧操業により単位容積あたりの生産性が増加し、また自動制御の容易なことも認められた。

(郡司好喜)

アルミニウムおよびけい素を含む溶鉄とスラグの間のい黄の分配

(A. N. MOROZOV, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metall., (1975) 6, pp. 47~51)

CaO-Al₂O₃-SiO₂ 系スラグと溶鉄の間の S の分配平衡をいろいろな酸素分圧 ($p_{O_2}=10^{-11}\sim 10^{-16}$ atm) の下で測定した. 10~30 g の鉄と 3~10 g のスラグをアルミナ入りのつぼに入れて 1550°C に 2~4hr, (Ar+H₂+H₂O) 混合ガス中で加熱して平衡させた.

ガスの酸素分圧は (ZrO₂+CaO) を固体電解質とし、空気を基準極として測定した.

溶鉄中には 0.34% 以下の Al, 10.9% 以下の Si および 0.02~1.8% の S が含まれていたが、各スラグ系について $L_S=(S)/a_S$ の対数と $\log p_{O_2}$ の間には直線関係が得られた.

40%CaO+60%Al₂O₃ 系スラグでは

$$\log L_S = -6.05 - 0.5 \log p_{O_2}$$

CaO-Al₂O₃-SiO₂ 系スラグでは

$$\log L_S = -6.89 - 0.5 \log p_{O_2}$$

なる関係が得られた.

$p_{O_2}=2.5 \times 10^{-16}$ atm におけるサルファ・キャパシター $C_S=(S)(p_{O_2}/p_{S_2})^{1/2}$ は (24~29%)CaO-(36~44%)Al₂O₃-(32~35)SiO₂ 系スラグで 5.0×10^{-5} , 40%CaO-60%Al₂O₃ 系スラグで 3.1×10^{-4} , L_S はそれぞれ 8.10, 56.00 となった. これらの値を組成および温度の近い他の測定値と比較した結果、よく一致することがわかった.

(郡司好喜)

融体中に吹込まれたガスと固体粒子よりなるジェット軌跡 (T. A. ENGH: Scand. J. Met., 4 (1975) 6, pp. 241~249)

浸漬ガス・ジェットを利用した冶金プロセスは数多い. たとえば OBM, AOD, CLU などがそれである. これらの装置では、吹き込まれたガス・ジェットの軌跡を知ることが冶金反応を把握するため重要となる. こうした計算は、すでに THEMELIS らによつて行なわれているが、彼らはガス単体を吹き込んだ場合を取扱った. 本報ではこれを発展させて、ガスに異相を含む混相ジェット流の軌跡を計算した. 用いた仮定は以下のとおり.

(1) ジェットの仰角はジェット流体の動粘度にのみ依存し、約 20° の値をとる. (2) 吹き込まれたガスはジェット・コーンを形成し、これが浴との境界面となる. 液はこの面を直角に横切つて、コーン内へ流入する. (3) 異相はガスと等速運動する. (4) 水平方向の運動量は保存される. (5) 垂直方向には浮力が仕事をする. (6) ガスおよび異相の質量速度の大きさは一定である. 以上の仮定のもとに、ノズルからの水平距離 X^* を独立変数として、 X^* におけるジェット中心軸の垂直座標 Y^* 、ここでのジェット軸の傾き Y_2 、および X^* に至るジェット軸の長さ S^* について連立一次微分方程式が得られる. これらは修正 Fr 数とノズルの水平からの傾きをパラメータとして数値積分され、ガス・ジェットの軌跡が求まる.

モデル実験はプレキシ・ガラス製の箱型水槽の側壁からノズルを挿入して、圧搾空気に水を噴霧して実験した. ノズルは同軸 2 重パイプ (内管内径 5.2φ, 外管内径 19φ) で内管が水路になっている. ノズル取付部はボール・ジョイント機構となつており、水平から下向きに 0~75° の任意角度で吹き込める. 空気と水の体積速度の比は 14 と一定に保つて実験を行ない、ジェットの水平および鉛直方向への浸漬深さを求めた. これらを理

論値と比較したところ、両者はよい一致を示した. また 7 t 取鍋に保持した溶鋼に Ar と CaO-CaF₂ 粉の混合物を吹き込んだ時の実測値も今回の理論値と比較的よく対応した.

(中西恭二)

溶鋼への純酸素吹込みによる酸化物系大型介在物の生成機構 (V. BRABIE, et al.: Scand. J. Met., 4 (1975) 6, pp. 273~283)

インゴット中に見出される 10~200μm の大型介在物形成に対する空気再酸化の影響が、溶融状態の Al キルド鋼および Si-Mn キルド鋼内に浸漬された 3φ のノズルより純酸素を吹込む方法により研究された. 試料は 7.1 kg, 酸素流量は 130 l/hr 吹込み時間は 8~10 min である.

実験結果: まず 10~20μm のサイズの介在物の数量的最大点は吹込終了の数分後で、サイズの増大とともにその最大点は遅くなる. 成分変化については Al が吹込開始後 1.5 min で 0.02% から 0.005% へ急激に減少する一方 Si, Mn は吹込中に徐々に減少し、その後はほぼ一定である. 全酸素量は吹込中上昇し、終了後徐々に減少して行き、また EMF 測定による溶解酸素量は Si-O-SiO₂ 平衡に対し過飽和状態にあつた. 介在物の数は Al キルド鋼に比べ Si-Mn キルド鋼の方が大である. 介在物の組成は時間とともに変化し、吹込中に Al₂O₃ 成分が減少すると同時に SiO₂, MnO 成分が増加する. さらに EMX 観察より、純粋の Al₂O₃ 相と MnO-SiO₂ 相の 2 相より成る大型介在物が見出された.

次に理論的計算より、酸素吹込みにより最初に形成される FeO 粒子の平均サイズは 340μm で、その滞留時間が 1.3 sec 程度であること、および FeO 粒子に対する Si, Mn, Al, O の物質移動速度がそれぞれ、 $\frac{1}{2}Si = 1.04 \times 10^{-7}$ mol/sec, $\frac{1}{2}Mn = 1.24 \times 10^{-7}$ mol/sec, $\frac{1}{2}Al = 0.04 \times 10^{-7}$ mol/sec, $\frac{1}{2}O = 1.16 \times 10^{-7}$ mol/sec であることが示された.

以上より本実験で見出された 20~50 μm の介在物は FeO 粒子から拡散して来た O が反応して生成したミクロ介在物が凝集したか、不均質反応によつて成長し形成したものと考えられる. 実際の造塊作業においては、FeO 粒子が下降流とともに深く浸入し滞留時間も長いので、上記機構による成長に有利となり、そのサイズも 100 μm を超ええることになると思われる. もう一つの形成機構として、FeO 粒子の Al, Si, Mn による還元が考えられるが、これは生成した介在物の大きさより、速い上昇速度を持つと考えられるため、本実験では観察されなかつた.

(野村 寛)

— 鑄 造 —

O, S を含む鉄の高速凝固過程

(E. STEINMETZ and M. KAST: Arch. Eisenhüttenw., 46 (1975) 10, pp. 629~634)

鉄鋼の凝固過程において、初晶の近傍に偏析や析出物の現われることがあるが、それらは最終製品の表面性状にまで影響を及ぼす. 本研究では、高温顕微鏡のホットステージで O, S を含む鉄を溶かし、高速凝固過程を研究した. 約 0.6 g の試料をゆつくり加熱溶解し、凝固点上 40~80°C の間の種々の温度に、100~1600 sec の間で種々の時間過熱する. その後、冷却速度を 1.5~20°

/secの間で任意に制御しながら凝固させ、一次凝固組織を検鏡、写真撮映した。 \bar{Q} の偏析は、微量成分の濃度分布を調べるのに便利なイオン活性化マイクロオートラジオグラフィーによつて調べた。この方法は、まず ^{16}O (d.n)を ^{17}F とし、 ^{17}F の放出する β^+ によつて写真フィルムを感光させるものである。 \bar{S} の偏析はEPMAで調べた。用いた試料の組成は、 \bar{C} , 0.003~0.005%, \bar{Si} , \bar{Mn} $\leq 0.01\%$, \bar{P} $\leq 0.006\%$ \bar{O} , \bar{S} はそれぞれ、0.03~0.30%, 0.007~2.8%の間で種々に変化させた。

凝固組織は過熱時間が短いと細かい粒状の網目構造となるが、長い場合には、凝固中心を持ち、樹枝状晶のアー間間に大きな粒状の網目を持つ組織になるか、桿状の樹枝状晶に似た組織になるかのいずれかであった。ただし、そのいずれになるかは、 \bar{O} 含有量にも依存せず、全く偶然のようであった。 \bar{O} の偏析を、この樹枝状晶からなる凝固組織と対比しつつ調べたが、100 μm の範囲では15~18%程度の偏差であった。しかし、 \bar{S} におけるは、多くの場合、30~40%程度とかなりの偏析が観察された。

凝固進行中の相境界において非平衡を仮定し、結晶成長に伴う一つの成分の挙動より、凝固前面における第二成分の濃度比を与える式を導いた。それによれば、その分配比は、凝固速度が増すにつれ、平衡値からだんだん1に近づいていくことがわかった。(川上正博)

—加工—

圧延鋼の均熱中における硫化マンガン介在物の初期粗大化 (Y. V. MURTY, et al.: Met. Trans., 6A (1975) 11, pp. 2031~2035)

熱間圧延中に硫化マンガン介在物は圧延方向に扁平に延伸され、圧延後の均熱により初期には粗大化して円筒状となり、後期には断片状に砕け、球状化後に時間とともに数が減少する。この研究はAISI 4340低合金鋼の均熱中に起こる扁平状介在物の円筒状への遷移についてしらべたものである。

供試材はAISI 4340鋼(0.39%C, 0.55%Mn, 0.21%Si, 1.7%Ni, 0.75%Cr, 0.07%Al)で1000°Cで30 min均熱後に平均圧延温度950°Cで85%の熱間圧延を行ない、試片を切り出した。均熱処理は1310°C 10パスカルの真空炉中で1~20 hr行なつて炉冷した。硫黄含有量は硫化マンガン介在物の観察に都合がよいように0.1%のレベルに増加させた。均熱処理後に顕微鏡および走査電顕観察によつて断面の硫化マンガン介在物をしらべ、各均熱時間に対し少くとも20視野の介在物について長軸 W と短軸 h の長さ測定を行なつた。

圧延直後の W/h は2~15の範囲にばらつているが、均熱とともに介在物断面は円形となつて、10 hrまでで W/h は0~3となるが、介在物の長さはほとんど変化しない。

硫化マンガン介在物断面の円形からのずれ $Y_{act} = \ln [W - \sqrt{Wh}]$ と最小二乗法による計算値 Y_{cal} から適合性の測度 $m.g.f. = \sum \left(\frac{Y_{cal} - Y_{act}}{Y_{act}} \right)^2 / N_T$ を求め(N_T は観測点の総数)スケール因子 n との関係をとると $n = 4$ で最も適合度は大きくなる。ここでHERRINGのスケール則によれば $n = 3$ のとき体積拡散が、 $n = 4$ のとき表面

拡散が支配する。均熱時間を t とし $n = 4$ のときの $\ln [W - \sqrt{Wh}]$ と $t/(Wh)^2$ の関係をみると直線関係が得られた。ここでのばらつきの幅ははじめの介在物の大きさの分布に依存する。

以上のことから硫化マンガン介在物はNICHOLSとMULLINSの提唱した動力学に従つて初期に円筒状となり、後期に球形に砕かれること、1310°C以下での円筒化は表面拡散で支配されること、最終的には直径5 μm までの大きさになることが知られた。(斧田一郎)

—性質—

0.52~0.94%Vを含む耐熱性Cr-Mo-V鋼の550°Cでのストレスリラクセーション強さ

(V. VANECEK, et al.: Arch. Eisenhüttenwes., 46 (1975) 11, pp. 723~728)

Cr-Mo-V鋼についてクリープ破断強さはよく調べられているが、リラクセーション強さについてはほとんど調べられていない。クリープ破断強さには、できるだけ微細で熱的に安定な炭化物による析出強化がきくとされており、固溶強化や転位による強化は副次的とされている。リラクセーション強さについては、同様なことがいえるかどうかわかつていない。

本研究は、似たような基礎組織をもつ一連のCr-Mo-V鋼につき、B, Nb, Ti, WまたはZrのような元素を添加させ、リラクセーション強さと析出強さの関係を調べたものである。

Vを0.52~0.94%で変えた4種(鋼1~4)、基準鋼3にNb, ZrまたはBを添加させた鋼5~7、Cを低めた鋼8~12でBまたはTiあるいは両方を含む8~10と、Wの代わりにMoを1%に高めた11, 12の各鋼を40 kg誘導炉で溶製し、550°Cで245~294 N/mm²負荷し、100~10000hrの残留応力を測定した。これに平行して加熱後の電顕組織を調べ、電解抽出した炭化物の構造および炭化物中に含まれるCr, Mo, V, W量を調べた。

初応力に対する10⁴h残留応力の比をCモル分率に対するVモル分率の比の関数として表わした場合、V/Cモル比が0.5~0.9と増すとリラクセーション強さも漸増した。すなわち1~4鋼のうちV/Cモル比が1に近い鋼3で最も高い強さを示した。Ti, Zr, Bは単独添加の際は強さを増し、Wを含まない場合は強さを減じた。

試験前状態で地に固溶したCr, MoおよびW量は、鋼1~4で、V/Cモル比とともに漸増していた。Nb, Zrなども炭化物からCr, Mo, Wのような元素を排除する傾向をもつことがわかった。1~4鋼ではVの増加に伴い析出物の密度は変つても、大きさは変わらなかつた。

以上の結果を総合して、リラクセーション強度は析出強化よりもむしろ固溶強化に大きく依存しており、析出強化は固溶強化と同程度に寄与するようになってはじめて問題になるなどが結論された。(篠田哲守)

0.09%C鋼の脆性破壊に関する研究

(K. REIFF und K. LÜCKE: Arch. Eisenhüttenw., 46 (1975) 11, pp. 741~746)

応力ひずみ曲線の形に対する粒径と温度の影響について、0.09%C鋼を用い、平均フェライト粒径 d が33~

140 μ の間で、また、4~300K の温度範囲で引張試験を行つて調べ、COTTRELL の延性脆性遷移理論を用いて破壊を考察した。COTTRELL の理論では、負荷応力 σ のもとで、刃状転位の集積および合体により、パーガースペクトル nb に相当して長さ c のクラックが発生したとき、その系のエネルギーを計算し、遷移条件から臨界クラック長さを求めている。また、遷移温度では下降伏点で破壊が生じると仮定し、Hall-Petch の関係式 $\sigma_{ly} = \sigma_i + k_y d^{-1/2}$ を用いて、破壊強度を $d^{-1/2}$ の関数として算出している。

本研究では、 d が 33~51 μ のとき、通常は顕著な下降伏点を生じ大きな塑性変形を示して破壊するのに対し温度が低下すると塑性変形をほとんど示さないで下降伏点に達する前に脆性破壊を起こすようになり、Cottrell の理論をほぼ肯定する結果が得られている。より粗粒の場合、延性遷移域での破壊は顕著な上および下降伏点を生じることなく明りような塑性変形ののちに発生していた。脆性破壊の温度域では、破壊応力と 0.1% 耐力は温度に依存せず一定であり、 $d^{-1/2}$ に対してそれぞれ直線関係を与える。この温度域での破壊応力と粒径の関係は脆性破壊開始に対する COTTRELL が用いた仮定 (Hall-Petch の関係式) に修正が必要であり、この仮定は異つた粒径の材料の破壊が一定の σ_i と k_y により与えられた降伏応力で起こる場合にのみ有効である。また、低温での 0.1% 耐力においては、転位の運動に対し熱活性化した摩擦力が主ではなく、また k_y は低温でより大きくなり温度依存性を示す。30~120K の温度域の破断試験片の長手方向の断面では、クラックの約 40% が硬い第 2 相から発生および伝播し、約 40% が粒界で発生または停止し、約 20% が双晶で発生していた。そして、約 $1/2d$ の平均長さをもつ安定な初期微小クラックが観察され、この値は COTTRELL の理論からの計算値の約 $1/9d$ と比べて大であつた。これは、実験では破壊が 0.1% 耐力を越えた塑性域で生じるためである。 (呂 芳一)

鋼板中の介在物と機械的性質の異方性

(G. BERNARD, et al.: Met. Tech., 2 (1975) 11, pp. 512~521)

20種類の完全キルド C-Mn 鋼板を使用して、横断面の衝撃エネルギー値と厚さ方向の延性について、介在物の影響を検討した。

厚さ方向の延性は、極めて小型の引張試験片 (平行部 6mm \times 1.5mm ϕ) を使用し、断面収縮率を測定することによつて、測定した。介在物は、単位面積あたりの介在物の長さ (P) であらわした。

断面収縮率は上記の P と非常によい相関が認められた。したがつて、この P 値は厚さ方向の破壊を支配している冶金学的な因子を含んでいると思われる。完全キルドした鋼中の介在物は、硫化物系が支配的であるので、この値 P は、圧延温度、圧延比、介在物の組成等によつて影響される。圧延温度は、850~880°C および 1200~1250°C の二つの条件下で、圧延比は約 2~18 で、介在物の組成は希土類元素を添加して実験を行なつている。

横断面の衝撃特性は、硫黄量が整理した場合より P 値で整理した方が、より相関が認められるが、その程度は

それほど大きくはない。横断面の衝撃特性は、たて方向と横方向のシャルピーおよびキールシャルピー衝撃値の比で示した。ただし、キールシャルピー衝撃特性と P との間は、よい相関が認められた。

以上の結果から、横断面破壊の機構をより理解するには、マトリックスと介在物の相互作用を明白にすることが必要である。 (藤田充苗)

含 Ti 316 および 321 型ステンレス鋼の組織安定性 (A. S. GROT and J. E. SPRUIELL: Met. Trans., 6A (1975) 11, pp. 1975~2023)

本研究は、Ti を添加した 316 鋼 (17.5%Cr-14.0%Ni-2.5%Mo-0.3%Ti) について、450~950°C の組織安定性を光学顕微鏡、透過電子顕微鏡及び抽出残渣の X 線回折により研究し、321 鋼 (17.5%Cr-9.6%Ni-0.3%Ti) のそれと比較している。また時効前の冷間加工の効果を調べ、更に文献による標準 316 鋼のデータとの比較も行なつている。

316 鋼では時効初期に TiC と $Ti_4C_2S_2$ を析出して素地中の C 濃度が減少するため、 $M_{23}C_6$ の析出と成長は 316 鋼より遅れる。金属間化合物相 σ 及び λ の析出は 316 鋼に比べて促進され、固溶化処理材の 750°C 時効では、 σ 相は 20hr 以内で現れ、引き続いて χ も見出されるようになる。321 鋼では、316 鋼及び 316 TiM 鋼に比べ $M_{23}C_6$ や金属間化合物の析出は遅い。一般にオーステナイトステンレス鋼における金属間化合物の析出は、炭化物析出後に母相中に残っている「有効 Cr 等量」によつて議論することができる。また、冷間加工を行なうと、 $M_{23}C_6$ や σ 相の析出は促進され、それに伴つて χ 相の析出が抑制される。冷間加工が σ 相の析出を促進するのは再結晶に関係しており、透過電子顕微鏡によると、 σ 相は再結晶粒と冷間加工粒との間に優先的に析出するのが観察される。また、再結晶に伴う細粒化により粒界や粒界の 3 重点が増加して、 σ 相の核生成 site を与えると考えられる。また σ 相は変形欠陥の交点に核生成しやすく、高密度の転位による拡散速度の増加が σ 相成長を促進する。再結晶粒の移動する粒界上では、初めの粒界とは異なり炭化物が析出しないことが考えられる。さらに他の因子が一定であれば、金属間化合物を形成する傾向の強い鋼は一般に再結晶もより容易に起こることを仮りに結論したいと述べている。 (小倉康嗣)

Cr-Mo-V 鋼のクリーブ破断特性に及ぼす Al の効果 (R. VISWANATHAN and C. G. BECK: Met. Trans., 6A (1975) 11, pp. 1997~2003)

点温部品の設計において、溶解ごとのクリーブ特性のばらつきを最小にするには従来は基本合金元素、熱処理パラメーターおよび短時間の機械的性質に対する許容範囲を示せばそれで十分であつた。しかし、最近の研究によれば、変化する可能性のある合金濃度および熱処理過程の厳重な制御にもかかわらず、長時間高温特性の著しい差異が見出され、その原因として主要元素以外の含有量が問題となつてきた。本報告は類似の化学組成および熱処理履歴をもつ 2 つの Cr-Mo-V 鋼のクリーブ破断特性を比較評価し、クリーブにおける切欠破壊の傾向に著しい差異のめめることを示したものである。

試料は 0.3C-1.2Cr-1.15Mo-0.25V を基本組成とし

微量元素含有量の少ない鋼とやや多い(特に Al は 10 倍多い)鋼である。この組成の径 1270 mm の円柱状鍛造材を 953°C-30hr 焼ならし、675°C-30hr 焼もどしを行ない、表面付近から半径方向に試片を切出し実験に供した。クリーブ破断試験は、切欠試片と平滑試片について 510 および 593°C で一定荷重のもとで行なつた。光頭および抽出レプリカによる電顕観察を行ない、炭化物は抽出して X 線により同定した。

593°C の切欠試験において一方の鋼は著しい切欠ぜい性を示すのに対し、他方は長時間試験においても切欠破壊の傾向を示さない。平滑試片の試験では切欠ぜい性を示す鋼は切欠近性のある鋼に比べると極端に破壊延性が小さく、クリーブおよびクリーブ破断強さはわずかに高い。2つの鋼における認めうる唯一の違いは Al の濃度とバナジウム炭化物の量であることから、Cr-Mo-V 鋼では固溶 Al がバナジウム炭化物の析出量を増加して母相を強化し、これによつて破断延性を著しく低下させることが示唆されている。(田中 徹)

細粒の Fe-12Ni-0.25Ti 合金における残留オーステナイトの研究

(S. K. HWANG, et al: Met. Trans., 6A (1975) 11, pp. 2015~2021)

ある種の Fe-Ni 合金ではオーステナイトは部分的にしか変態せず安定となるこの残留オーステナイトの機械的性質に及ぼす正確な役割は明らかでない。本報告は細粒にした Fe-12Ni-0.25Ti 低温用合金における残留オーステナイトの析出形態および安定性、さらに低温における機械的性質との関連について調べている。

0.003C-Fe-12Ni-0.25Ti 鋼をアルゴン雰囲気中で高周波炉で溶製した。9.1 kg 鑄塊を真空中で 1150°C-80 hr 均一化後、1100°C で板に鍛造し、アルゴン中で 900°C-2hr 焼なましし、熱サイクル法により結晶粒を微細化した。残留オーステナイトの体積率は MILLER による X 線法を用い、±1% の精度で求めた。微細組織は透過電顕法により、シャルピー試片の破面は走査電顕により観察した。シャルピー試験は -196°C、引張試験は 13 mm ゲージ長、3 mm ゲージ径の試片について -196 および -269°C、破壊靱性試験は -196°C で行なつた。

得られた結果を要約すると、(1) 細粒の Fe-12Ni-0.25Ti 合金で、安定な残留オーステナイトは熱サイクル法によつて導入することができる。その安定性と量は再加熱する温度が高いほど、またその温度での保持時間が長いほど増大する。(2) 残留オーステナイトは主としてマルテンサイトの lath 境界に沿つて現れる。析出物上に核生成したと思われるオーステナイトが観察された。(3) 再加熱過程で形成されたほとんどの残留オーステナイトは温度変化に対しては安定であるが、機械的変形に対しては不安定で容易にマルテンサイト化する。(4) オーステナイトの残留によつて低温引張延性および同じ強さレベルでの V ノッチシャルピー靱性が著しく改良された。(5) 靱性のめる本合金においては残留オーステナイトは -196°C での K_{IC} を改善しない。また残留オーステナイトを含むある試片では不安定な割れの伝播が観察された。(田中 徹)

粉末鍛造 Cr-Mn 合金鋼の破断靱性

(T. J. LADANYI, et al.: Met. Trans., 6A (1975)

11, pp. 2037~2048)

合金鋼の粉末鍛造は従来の加工法に代る方法として注目されているが、Cr-Mn 鋼についてはまだ満足する結果が得られていない。著者らは粉末鍛造 Cr-Mn 鋼の破断特性におよぼす介在物の影響を調べ、靱性を向上させる方法について考察した。

粉末の組成は 0.33%C, 0.85%Mn, 1.56%Cr で、窒素、水素ガスアトマイズにより粉化を行なつた。成形法として缶に粉末を封入し、真空、メタン-水素、水素雰囲気中 800~1250°C で加熱し、缶ごと鍛造する方法と予備成形品を水素中 1075°C で焼結し、閉鎖ダイス中ペトロ鍛造機で鍛造する方法を用いた。鍛造後試料を切り出し、オーステナイト化し、油焼入れ、焼戻し後、ASTM-E3990 規格の試験を行ない、破断靱性値 (K_{IC}) を求めた。

缶封入し鍛造した試料の K_{IC} は酸素含有量に依存し、800°C 真空加熱試料の酸素は 450 ppm で、 K_{IC} は $31 \times 10^6 \text{ Nm}^{-3/2}$ で最も低く、1250°C メタン-水素加熱試料は酸素が 125 ppm で、 K_{IC} は $61.5 \times 10^6 \text{ Nm}^{-3/2}$ と最も靱性がめつた。 K_{IC} の低い試料の破断は粒界破断で介在物が粒界に連続して見られ、 K_{IC} が高くなるほど粒内破断の割合が多くなる。介在物は 10 μ 以上のアルミおよびマンガンシリケートよりなる粗いものと、1 μ 以下のスピネル酸化物、アルミ、およびマンガンシリケートよりなる細かいものに分類でき、後者の方が破断靱性に強く影響する。拘束力が強いペトロ鍛造による試本は酸素が 440 ppm と多いのに K_{IC} は $54 \times 10^6 \text{ Nm}^{-3/2}$ と靱性があり、また缶封入し鍛造した試料でも圧縮、拘束力の大きい中心部の方が K_{IC} は周辺部より大きいことから、鍛造時の変形が大きいほど靱性ある鍛造品が得られる。

Cr-Mn 粉末鍛造品の靱性を向上させるには粉末の Si, Al 含有量をシリケートを形成しないレベルまで下げること、粉末表面の酸化物を破壊、分散させ、良好な粒子間結合が得られるように鍛造プロセスを設計することが必要である。(小池一幸)

AISI 4140 鋼における疲労クラックの伝播

(P. N. THIELEN and M. F. FINE: Met. Trans., 6A (1975) 11, pp. 2133~2141)

真空脱ガスした 4140 鋼の疲労クラック伝播速度を焼戻し温度に関して調査し、伝播速度と鋼の組織との関連性を明らかにした。

真空脱ガスした 4140 棒鋼 (0.38%C, 0.85%Mn, 0.010%P, 0.015%S, 0.25%Si, 0.93%Cr, 0.22%Mo) を熱間圧延したのち 3.2 mm と 1.3 mm の厚さに機械加工し、Ar-5% H_2 中で 1000°C, 1hr 溶体化後油冷し、200, 400, 550, 650°C で焼戻し水冷した。疲労試験は試料にノッチをつけ、室温の乾燥 Ar 中で 30Hz のサイクルで行い、クラックの長さ (a) と負荷の繰り返し数 (N) の関係を求め、破面は走査型電顕で観察した。

応力強度レベル ΔK が $10 \text{ MN/m}^{3/2}$ ($32.3 \text{ kg/m}^{3/2}$) 以下の場合には焼戻し温度の違いにより疲労クラック伝播速度 da/dN が異つても ΔK は一定値を示した。15~30 $\text{MN/m}^{3/2}$ の ΔK の範囲では 400~650°C の焼戻しで da/dN に変化は少なく 400°C で極小となるが、焼入れ

と 200°C 焼戻しでは da/dN が高く、前者は R 比 (最小応力/最大応力) を 0.050 から 0.50 に増加すると 10~20 $MN/m^{3/2}$ の ΔK に対し da/dN は 10 倍も増加した。 ΔK がさらに高い場合は da/dN は破断の静的様式に非常に敏感になった。 da/dN に与える試料の厚さの効果は焼入れ材にもつとも顕著に表われ、焼戻し温度の上昇にしたがつて減少した。

試料の破断面は焼戻し温度が低いと平板状だが、高くなるにつれて傾斜し、400°C では粗く、クラックが枝わかれし伝播方向が電化することを示した。厚さの影響も著しく、3.2 mm の試料では焼入れ材の破面は粒間分離を示し、400°C では伝播方向と平行に起状がみられ、 ΔK が 40 $MN/m^{3/2}$ 以上になると微小ポイドの合体が見られた。1.3 mm の試料では破面の形状に大きな変化は見られなかつた。試料の厚さが増加すると応力分布の三次元性が増し、脆性型の破断を示すようになり、ポイドの合体により破断靱性が低下するようになる。これらの結果はヤング率と短断靱性だけから求めた da/dN にもとづいて説明することはできない。(松井建造)

溶接性と強度をそなえた低炭素クロム鋼

(Metals and Materials, 9 (1975) 11, pp. 27~29)

フィンランドの Ovako 社は最近高い強度と良好な溶接性と被削性を有する Imacro と呼ぶ新しい型の焼入れ焼戻し鋼を開発した。Imacro は強度と靱性を同時に上げるために、オーステナイト領域 (920°C) から焼入れし、マルテンサイトを強く靱性のあるラス状マルテンサイトにしていく。このためには十分に低炭素であることが必要で、0.10% 以上では硬くて脆い板状マルテンサイトとなる。Imacro の合金成分は、0.05%C, 4.4%Cr, 0.25%Si, 0.65%Mn, 0.08%Nb で、低炭素 Cr 鋼と考えられる。Cr の添加は焼入れ性を増加させ、軽腐食条件下での耐食性が明らかに改善される。Nb は微細に分布したニオブ炭化物として存在し 1100~1200°C の高温まで微細結晶粒の成長を防ぎ硬度を上げる。

機械的性質は 0.2% 耐力値が 70~90 kg/mm^2 , 引張強さが 82~122 kg/mm^2 , 伸び 12%, 硬度 300HB 以上, 衝撃値 (-30°C) 4 kgm である。450°C で焼戻しを行なうと 0.2% 耐力値や靱性のわずかな低下を生じるが、他の機械的性質には影響を与えない。

良好な溶接性が Imacro の重要な性質で、加熱しても脆い板状マルテンサイトを形成しないため割れの心配が少ない。溶接試験の結果、融解部は硬度が高いが 350HV 以下であり、溶接部の 0.2% 耐力値は 71 kg/mm^2 で比較的高い値を維持している。衝撃値は溶接棒の種類によつて異なるが、合金元素を含まない棒の場合には高く、室温では明らかに差がある。しかし遷移温度は溶接棒の種類によつて変化せず約 -30°C であつた。

切削試験の結果、通常の熱処理可能な Cr-Mo 鋼より被削性はすぐれ、高い硬度まで高速度鋼で切削できる。切削屑は長い、適当な切削パラメーターを選べばチップ生成をさけることができる。Imacro のすぐれた強度と溶接性と被削性によつて、材料費の節減軽量化、および製造コストの低減が図られ、維持費も節約できる。

(玉井啓三)

—物理冶金—

置換型溶質元素による鉄の静的歪み時効に関するその後の研究

(C. C. LI and W. C. LESLIE: Met. Trans., 6A (1975) 11, pp. 1987~1990)

侵入型元素を含まない Fe-Ni, Fe-Si 及び Fe-Ti 合金は静的歪み時効を起こすことを以前に報告した (JISI, 211 (1973) 129) が、本報告では鉄中の他の一般的な合金元素が同様な効果を示すかどうか、また歪み時効を起こすに必要な溶質濃度に関する知見を得るため、1.5, 3.0 at%Mn, a5, 3.0 at%Cr, 2.5 at%Mo を含む Fe の 2 元合金について調べた。

試料は真空中で溶製し、Mn, Cr 合金では侵入型元素をゲッターするため Ti を微量添加した。溶製したインゴットを熱間及び冷間圧延により 1.5 mm の板とし、熱処理は Mn, Cr 合金ではアルゴン中でそれぞれ 650°C × 4hr, 700°C × 1hr 再結晶後炉冷、Mo 合金では湿水素中で 850°C × 7 hr 再結晶処理後、乾燥水素中で炉冷した。結晶粒径は 14~31 μm である。引張試験は引張速度 0.008 mm/sec で全伸び 4% まで引張り、300~450°C で 3~10 000 mm 時効してから再び引張試験を行なつた。

歪み時効後のリーダーズ伸び e_L と降伏強度の変化 ΔY をみると Fe-Mn 合金では ΔY 一定温度で時効時間とともにピークを示し、350°C 時効において最大の ΔY 値は 1.8 kg/mm^2 となるこれは流れ応力のほぼ 7% の増加に等しい。3 at%Mn 合金の e_L , ΔY は 3 at% Ni 合金の場合と同様であり、Ni, Mn の Fe に対する固溶強化特性が同程度であることによると思われる。1.5 at%Mn 合金ではわずかに歪み時効を示すが、1.4 at%Ti 合金よりその大きさは小さい。1.5, 3.0 at%Cr 合金は歪み時効を示さず、全温度範囲、時効時間にわたつて回復のみを示す。水素処理した 2.5 at%Mo 合金はわずかに ΔY の増加がみられた。各々の合金には歪み時効と同時に回復がみられ、Fe-Mn, Fe-Mo 合金では Fe-Ni, Fe-Si 合金の場合よりその程度が大きい。以上の結果をまとめると、Fe を固溶強化する置換型溶質元素は静的歪み時効を起こし、その大きさは溶質濃度及び原子寸法の差に依存する。Ni, Mn, Mo で測定可能な歪み時効を起こすには約 1 at% の濃度が必要であり、歪み時効と同時に起こる回復過程は Ti 化合物のような微細な第 2 相の分散により抑制される。Cr, Co のように Fe と原子寸法の差の小さい溶質元素では回復のみが進行する。(武田修一)

少量の合金元素を添加したいくつかの炭素鋼のフェライトにおける再結晶機構に関する観察

(J. GAVÉN, et al.: Scand. J. Met., 4 (1975) 6, pp. 250~254)

球状セメントを微細分散した組織の炭素鋼において、冷間あるいは温間変形後のフェライトの回復、再結晶の速度に及ぼす Mn, Si, Ni, Mo, W の各添加元素の影響を顕微鏡、透過電顕などによつて検討し、フェライトの再結晶に伴う結晶粒微細化効果を研究した。

供試合金は、C 0.65%, Si 0.1%, Mn 0.05% の基本組成のものと、それに前述の合金元素のいずれか 1 つを

添加した 6 種類である。各合金の鑄塊をまず熱間圧延して細い棒とし、1100°C で 1hr 保持後水焼入れした後 700°C で軟化焼なましした。すべての合金で球状セメントタイトは 100 μ 平方あたり 30~40 粒子が分散しており結晶粒径は約 5 μ であった。各素材から 14×8 mm φ の円柱状試料を製作し、空温で圧縮変形を与え、10 sec から 4hr の各時間鉛浴中で 600°C で焼なまし、一方では、600°C での温間変形に引き続いてその温度で 4hr までの各時間焼なましを行なった。両方の場合とも焼なましは焼入れによって中断し、円柱試料の中心部分の微視組織を、硬さ試験、光顕および電顕観察によって検討した結果、これらの鋼の組織に微細分散したセメントタイトは、フェライト再結晶粒の成長をきわめて初期の段階で抑え、新しい結晶粒の核生成が、この場合の再結晶過程の律速因子であること、さらに核生成は、サブグレンの合体、成長を含む機構によって起こることなどが判明した。冷間および温間変形後の焼なましにおける挙動はほぼ同様であったが、後者の場合の方が硬さがいくぶん低く、これは温間変形の際の動的回復の結果であると思われる。さらに、合金元素を含まない鋼の場合、核生成は 600°C で非常に急激に起こり、その全再結晶過程も速やかに進行した。次に Mn, Si, Ni の少量の添加は再結晶に何ら顕著な効果は及ぼさないが、Mo と W は、核生成に含まれるサブグレン機構の遅延化を通して再結晶過程を著しく遅らせフェライトにおける結晶粒微細化に対して有効であった。(植木正憲)

— 合 金 —

高合金オーステナイト中の炭素の熱力学的活量について (A. P. Curovitzev, et al.: *Izv. Akad. Nauk SSSR Metally*, (1975) 6, pp. 52~57)

溶接して作った拡散材 (Fe-C) + (合金) + (Fe-C) を 950~1300°C の温度範囲で焼鈍する方法により、オーステナイト中の C の活量係数におよぼす Cr, Mo, Ni および Mn の影響を測定した。相互作用係数 f_C^0 は、C の活量係数 γ_C を

$$\log \gamma_C = \frac{317}{T} \frac{N_C}{1-N_C} + \log \frac{1}{1-5N_C}$$

から計算し、合金層と Fe-C 合金中の活量のものとして決定した。ここで N_C は C の原子分率を示す。

Fe-Cr(12.15%) 合金の f_C^{Cr} は

$$\ln f_C^{Cr} = \left(0.79 - \frac{2740}{T} \right) \pm 0.19$$

Fe-Mo(2.33%) 合金の f_C^{Mo} は

$$\ln f_C^{Mo} = \left(0.23 - \frac{511}{T} \right) \pm 0.014$$

と得られた。また $\ln f_C^{Cr} = K_{Cr} N_{Cr}$ で表わされる K_{Cr} は

$$K_{Cr} = 6.2 - \frac{21460}{T}$$

となり、これまでの研究結果とよく一致した。

同じような方法で 2 種類のオーステナイト鋼の相互作用係数を測定した。

17Cr-13Ni-2Mo 鋼については

$$\ln f_C^0 = 4.45 - \frac{7940}{T}$$

14Cr-14Mn-3Ni 鋼については

$$\ln f_C^0 = 5.43 - \frac{10230}{T}$$

が得られた。

17Cr-13Ni-2Mo 鋼については各元素を含む 3 元素の f_C から算した値とよく一致した。(郡司好喜)

— そ の 他 —

腐食との闘い：陰極防食の最近の役割

(R. J. DOWSING: *Metals and Materials*, (1975) Oct. pp. 22~26)

プラントや装置に対する莫大な資本投下と最近の維持費の高騰に伴い、これらに対する防食法が重要な問題となつている。船舶や海上の石油掘削用デッキなどの巨大な鋼構造物を長期間にわたって海水のような強腐食性環境で腐食からまもるためには陰極防食法が有効である。

大型構造物の防食には従来の Zn や Al などの犠牲陽極を用いる流電陽極法に代つて不溶性アノードを用いた外部電源方式が適用されるようになった。不溶性アノード材料として従来は Pb 合金、高珪素鋳鉄が用いられたが最近では Pt で被覆した Ti (Pt-Ti) が使われるようになった。Pt-Ti は高価であるが軽量が長寿命がえられるので、大型の鋼製装置を長期間防食する場合、新しいアノードを購入したり、アノードを交換するための費用を考えれば十分経済的に見合う。Pt-Ti は溶解が少なく海水、泥に対するエロージョンにも強い、また高電流密度がえられる特徴があるので Pt-Ti の使用は今後増大するだろう。2.5 μm の厚さに Pt メッキした Ti アノードは 700 A/m² で 5 年間耐えた実績がある。しかし、一方では高電流にもとづくアノード近傍での水素脆性やガス発生に伴うコンクリートの崩壊などの問題がでてくる。また、溶接構造物につきもののくぼみ部には防食電流が行き渡らない。陰極防食はこのような欠陥構造をカバーできるわけではないので、陰極防食法を過信してはならない。船体防食に対してもペイント被覆と併用した陰極防食法の適用は有効であるが、Pt-Ti アノードは高価であるため船体への一様な電流分布が保証されるかぎりアノード数をできるだけ少なくする設計が望まれる。そのほか発電設備の異種金属が接触する復水器管にも Pt-Ti アノードによる陰極防食が有効に利用されている。(藤井哲雄)