

## 抄 録

## —製 鉄—

## 高炉内状況 1: 高炉操業問題の診断方法

(J. LOWING: Ironmaking and Steelmaking, 5(1978) 6, pp. 239~252)

高炉操業上の問題の解決のために、British Steel Corporation (BSC) で行われた方法について述べた。高炉操業の診断のために連続して、熱、物質バランスをとり、装入物、炉頂ガスの分析などを行うには、多くの資本と人力を要する。そこで、最小の人力と資本で高炉操業の評価を行い、操業上の問題を解決するために、高炉操業の診断技術の確立がなされた。

熱、物質バランスに関するデータは、BSCの数学モデルによつて評価され、化学的、熱的効率についての情報が得られた。また、装入物のテストを行い、その性状についての情報も得られた。

高炉内のより完全な情報を得るために、炉内の直接測定を行った。特にスタックとボッシュにおける現象の違いについて、いろいろのゾンデにより検出が行われた。スタック中の水平方向の  $\text{CO}_2$  ガス分布や、垂直方向へゾンデを入れ、ガス温度分布、圧力分布、CO 利用率、ストックレベルから羽口までのガス組成などについて調査した。比色高温計を用いて、羽口前燃焼温度を調べ、ボッシュでの棚つりとスタックでの棚つりを区別することができた。また炉の圧力損失を測り、炉の通気抵抗を調べた。

これらのことから、通気性の低下が、ボッシュでおこるか、スタックでおこるかがわかれば、これと数学モデルにより、操業条件を変えることができる。

このようにして高炉診断技術の確立がなされた。3つの高炉について、この操業技術診断を行つて、生産量は大きく増加した。(月橋文孝)

## 高炉におけるガス流れの現状: 2 layered bed における鉄石/コークス界面

(N. STANDISH and B. D. WILTSHIRE: Ironmaking and Steelmaking, 5 (1978) 6, pp. 253~256)

高炉におけるガス流れ抵抗の計算に当たり、コークスと鉄石の充填構造が重要であるにもかかわらず両者の界面を考慮した報告はない。しかし両層が均一粒子であると仮定した界面に関する結果が、最近報告されている。本報では、 $-16+8\text{ mm}$ 、 $-6.35+4.75\text{ mm}$  の二種類の径からなるコークスと  $-2.38+1.68\text{ mm}$  の径からなる鉄石を用い、構成粒子の差異に基因する界面構造及び圧力損失への影響を調べた。コークベースレアーとコークス層への鉄石侵入率との関係が、二種の径のコークス配合率をパラメーターとして示されている。同一コークス層について、粗粒コークスの配合率が高まるにつれて、鉄石侵入率も増加している。鉄石径に対するコークス径の比  $R_c$  と鉄石侵入率との関係及び、種々の径からなる混合鉄石の平均径に対するコークス径の比  $\bar{R}_c$  とそれとの関係が示されている。 $R_c$  または  $\bar{R}_c$  が増加するにつれて鉄石侵入率も上に凸な形状を保ちながら単調増加し、80

%に達して飽和している。鉄石径に対する二種の径からなるコークスの平均径の比  $\bar{R}_c$  と鉄石侵入率との関係が調べられた。 $R_c$  が増加するにつれて鉄石侵入率は、単調減少し、 $\bar{R}_c=4.3$  で最小値をとり再び増加している。この関係がカタナリーになるという理論と良い一致を示している。これと同一の粒子径に対して、 $\bar{R}_c$  と圧力損失との関係が調べられた。 $\bar{R}_c$  が増加するにつれて圧力損失は直線的に増加しているが、 $\bar{R}_c=4$  で屈折して直線的に減少している。これらの結果から、炉頂ガス量を制御する観点からすると、特に混合粒径から成るコークス層の場合、界面効果を最小にすることが必要であると結論している。(小林一彦)

## コークス粒度に関する高炉試験

(W. EISENHUT, et al.: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 1, pp. 1~6)

この試験操業は西ドイツ経済省の援助により、1974~1976年に Mannesmann(M)社、Thyssen(T)社、Klöcknerwerke(K)社の高炉において、高炉操業成績に及ぼすコークス粒度の影響を解明する目的で行われた。

石炭の性状およびコークス製造条件を除外視して、コークス粒度条件(mm)を次のように選択した。

M社: ①+25, ②+40, ③40~80, ④25~80, ⑤25~80  
⑥40~80, ⑦25~60 (炉床径: 7.5m)

T社: ①20~40(50%)と+40(50%), ②+30, ③+40, ④+40 (7.5m)

K社: ①25~80, ②40~80 (2基高炉: 炉床径 9.2, 8.0m)

M社高炉の試験では比較的高い出鉄比 (52~53 t/m<sup>2</sup>·d) を得たが、試験⑦では明らかに減少した。出鉄比はドラム強度指数 (+40 mmの割合) が 83~94% で最大となった。一方、炉内の通気性もドラム強度指数に比例して改善される結果を得た。

T社高炉では試験①に続いて、+40(50%) から +40(80%) のコークスを装入した。その結果、出鉄比は36から 41 t/m<sup>2</sup>·d に増大した。試験②と③では、+30 から +40 のコークスを装入した結果、コークス比が約10%減少した。

K社では2基の高炉で試験を行つた。試験①と②でⅢ高炉では出鉄比が4.2%増し、Ⅳ高炉では1.5%増となった。コークスの粒度構成のみならず操業条件および装入物の性状にも依存している。

結局、コークスの機械的処理はコークスの均質化を適切に計るべきであることがわかつた。(天辰正義)

## —製 鋼—

## アルゴン吹込み電極を有する電気炉製鋼法

(E. KURZINSKI: Iron and Steel Engineer, 55 (1978) 12, pp. 62~64)

今日、製鋼技術者は操業コストを低減させ、鋼の品質をより良くするプロセスを再評価することが要求される。その一つとして、電極に穴をあけアルゴンを吹込む電気炉製鋼法が注目されている。

アルゴン吹込みの利点は以下のごとく期待される。

(1) スクラップ溶解期において、静かで安定なアークを放電させるので、より大きな放電が可能である。その結果、生産性が増し電極消費量が減る。

(2) 冶金的に水素および窒素のピックアップが低減される。

電気炉製鋼におけるアルゴン吹込み電極の試みは1950年、1400-lbのステンレス鋼でなされた。アルゴンは三つの電極から25~100 scf/hの流量で吹込まれ、その結果アーク放電は静かで安定となった。

1956年、15t商業用電気炉でアルゴン吹込み電極が使用された。電極径は14in.長さ72in.で3/4in.のアルゴン吹込み用穴を長さ方向に有する。流量は30~60 scf/hであり、吹込み期間は第1に脱炭期を除く精錬期、第2に全精錬期のおわりの2/3期である。同じエネルギー消費量で第1の方法を第2のそれと比べると、生産量8.2%増、電極消費量5.6%減、スクラップ溶解時間13.1%減などのメリットがある。

また、アルゴン吹込み時期と吹込まない時期との炉内雰囲気ガス組成に変動が見られない。それゆえ、脱炭期に一度減少した水素は次工程でピックアップされてしまう。空気のまきこみを極力小さくするような炉の設計が望ましい。

このようなアルゴン吹込み電極において、研究の対象となるのは、上記空気のまきこみ低減法のほかに、ガス流量、穴径の最適化、アルゴン以外のガス吹込みによる効果、固体の吹込みなどである。(加藤嘉英)

#### アルゴン-酸素および窒素-酸素混合ガスの気泡と

##### 18Cr-10Ni鋼の反応速度

(V. K. CHURKIN, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metall., (1978) 6, pp. 8~15)

炭素抵抗炉により、2kgの18Cr-10Ni鋼を溶融し、内径4mmのアルミナ管を10~12cmを溶鋼中に挿入してAr-O<sub>2</sub>あるいはN<sub>2</sub>-O<sub>2</sub>混合ガスを吹込んだ。吹き込まれた混合ガス気泡の特性を水モデルによつて検討し、溶鋼中を上昇する気泡の表面積を決定した。

20, 30, 40%のO<sub>2</sub>を含むAr-O<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>-O<sub>2</sub>混合ガス気泡による脱炭速度 $v_c$ は研究された炭素濃度範囲(0.3~0.05%)ではほとんど同一であり、溶鋼の炭素濃度と直線関係にあった。しかし、混合ガス中のO<sub>2</sub>が5%に減少すると $v_c$ はいちじるしく低下し、2040% O<sub>2</sub>の混合ガスの $v_c$ の1/4~1/5になった。

Cr酸化速度 $v_{Cr}$ は炭素濃度に関係なく、混合ガス中のO<sub>2</sub>濃度に比例して増加した。溶鋼中の酸素は、20%以上の酸素を含む混合ガスの場合には0.03~0.04%から0.08~0.11%まで増加したが、5% O<sub>2</sub>の混合ガスではCOガスの沸騰によつて逆に若干減少した。

Cr酸化反応は気泡表面への酸素の吸着速度で律速されるが、Cの酸化は溶鋼中の炭素の拡散によつて律速され、混合ガス中のO<sub>2</sub>が少ないとCrの酸化によつて脱炭が妨害されることが明らかにされた。

N<sub>2</sub>-O<sub>2</sub>混合ガスを吹込んだ時のN<sub>2</sub>の吸収速度 $v_{N_2}$ は、溶鋼中のNの濃度に逆比例して減少し、30および40% O<sub>2</sub>の混合ガスによる $v_{N_2}$ はほぼ同一であった。また、Ar-O<sub>2</sub>混合ガスを吹込んだ場合の脱窒速度 $v_e$ は、溶鋼中の窒素濃度の平方 $[\%N]^2$ に比例して増加した。

これらの結果は、従来提案されている機構によつて説明することができた。(郡司好喜)

#### 炭酸ガスによる溶鉄の脱炭における界面反応速度に及ぼすイオウの影響

(D. R. SAIN and G. R. BELTON: Met. Trans., 9B (1978) 3, pp. 403~407)

実験は平均内径1.63cmのアルミナルツボで誘導加熱、攪拌された溶鉄に、口径0.49cmの石英管からCO<sub>2</sub>混合ガスのジェットを吹き付けて行われた。試料系は大半がC-飽和溶鉄にSを添加した系で(ガス流量:20 l/min, STP)、このほかC濃度を变化させた系(ガス流量:30 l/min, STP)も若干ある。混合ガスの $p_{CO_2}$ は0.25~0.5 atmの範囲で、残りはCOまたはArが用いられた。ジェットの吹付け高さは約3mm、実験温度は1280~1600°C、[S]は0.01~1 wt%の範囲である。脱炭量は実験前後の重量測定で、[S]は燃焼法で求められた。

C-飽和溶鉄系で、脱炭速度(g/min)と[S](wt%)の逆数の間には直線関係が得られ、みかけの速度定数、 $k_{app}$ を(1)式で表した。

$$k_{app} = (k_S/[S]) + k_R \dots \dots \dots (1)$$

$k_S$ は $k_{app}$  vs  $1/[S]$ プロットの勾配、 $k_R$ は $1/[S] \rightarrow 0$ 時の残留速度定数である。本実験から求めた $k_R$ の温度変化式はFe-C系での脱炭速度定数の温度変化式と実験誤差内で一致しており、このことはSの化学吸着によつて阻害されなかつた比較的数量少ない反応サイトでのCO<sub>2</sub>の反応を意味するものと考察されている。さらにS以外の化学吸着を無視した、理想的な吸着等温式を仮定し、[S]の標準状態をC-飽和融体での1 wt%にとつて、 $S \rightleftharpoons S_{ads}$ 反応の吸着反応定数、 $K$ を(2)式のように求めた。

$$\log K = \frac{3600}{T} + 0.57 \dots \dots \dots (2)$$

(2)式で計算される $K$ の値は[S] ≤ 0.01 wt%の実験から得られた値と実験誤差内で一致している。

C濃度を变化させた系でも、吸着層および溶鉄中のSの活量係数を考慮に入れて吸着等温式を検討したが、約3 wt%以上のC濃度域で本研究の結果が妥当な精度を持つであろうと結論されている。(河井良彦)

#### Fe-Cr, Fe-Cr-Ni, Fe-Cr-Ni-Mo 溶融合金における窒素溶解度とアルミ窒化物の析出

(H. WADA and R. D. PEHLKE: Met. Trans., 9B (1978) 3, pp. 441~448)

Fe-Al, Fe-Cr-Al, Fe-18%Cr-8%Ni-Al, および Fe-18%Cr-8%Ni-Mo-Al 溶融合金の窒素溶解度とAl窒化物生成量をSieverts法によつて測定した。測定温度は1823°Kから2073°Kまでの範囲であり、Al量は1.01から3.85 wt%まで变化させた。Mo量は2, 4および8 wt%に変化させ、Mo量の影響を検討した。

窒素溶解度に関し、Fe-Al系では、温度・Al量の増加と共に増加する。Fe-10%Cr-Al系では、温度の増加と共に減少し、Al量の増加と共に増加する。Fe-18%Cr-8%Ni-Al系では、温度の増加と共に減少し、Al量に対してはほとんど変化しない。これらの結果から溶融鉄中の窒素の活量係数におよぼすCr, Ni, Mo, およびAlの一次および二次の影響を検討するため、温度の関数と

して一次および二次の相互作用パラメータを求めた。Fe-Al系においては、高温・低Al濃度では、一次の影響が二次に比べはるかに大きい、低温・高Al濃度では、二次の影響も無視し得ないことを示した。Fe-18%Cr-8%Ni-Al系において、交差した相互作用パラメータ： $e_N^{CrAl}$ 、 $e_N^{NiAl}$  および  $e_N^{CrNi}$  の影響は小さいことも示した。Fe-18%Cr-8%Ni-Mo-Al系におけるMoの窒素活量におよぼす影響は、1) 一次相互作用パラメータ： $e_N^{Mo}$ 、2) 二次相互作用パラメータ： $e_N^{MoAl}$ 、 $e_N^{MoCr}$ 、 $e_N^{MoNi}$  を検討した結果、全体では互いに打ち消し合い、小さいことを示した。

また、上記系におけるアルミ窒化物の生成量が測定された。抽出された窒化物のX線回折結果から、低Al量においても高Al量においても化学量論的にAlNと特定された。AlNの生成量は温度、Al量の増加と共に増加する。溶融鉄中のAlNの生成標準自由エネルギーは  $\Delta G^\circ = -245990 + 107.59 \cdot T$  J/g-mol AlN と表わされる。また、Alの活量係数におよぼすCr、NiおよびMoの一次・二次の影響も検討された。AlN生成量に対し、Cr、Niの影響があり、Moの影響は小さい。

(菊地良輝)

#### 金属の一方凝固に対する数学的モデル：I 冷却モールド

(A. GARCIA and M. PRATES: Met. Trans., 9B(1978) 3, pp. 449~457)

水、空気などで冷却したモールド内の金属の、一方凝固時の凝固速度と温度分布を与える数学的モデルを導いた。用いた仮定は、1) 伝熱方向は一方、2) モールド/シェル界面にはニュートン熱伝達係数  $hi$  で表わされる伝熱抵抗があり、 $hi$  は凝固中一定、3) 固/液界面は平滑、4) 液相は、過熱度  $\Delta T = 0^\circ\text{C}$  で対流流動はない、の4点である。 $hi$ の効果を、モールド内金属と同質で厚さ  $S_0$  の仮想的凝固相で置き換えると、伝熱式は単純なフーリエ非定常微分方程式となり、これを解いて、 $T_s = T_0 + (T_f - T_0) \text{erf} \{ \phi (S_0 + x) / (S_0 + S) \} / \text{erf} \phi \dots (1)$ 、 $v = ds/dt = 2a_s \phi^2 / (S_0 + S) \dots (2)$  を得た。ここに  $T_s$ ：シェル内位置  $x$  (原点はモールド/シェル界面) の温度、 $T_0$ ：モールド冷却流体の温度、 $T_f$ ：液相温度、 $S$ ：時間  $t$  でのシェル厚、 $\phi \equiv (S_0 + S) / 2a_s \sqrt{t_0 + t}$  (凝固数)、 $a_s$ ：固相の熱拡散係数、 $t_0$ ：仮想凝固相の凝固時間、 $v$ ：凝固速度、である。凝固初期のモールド/シェル界面の熱収支から、 $S_0 = 2a_s \phi^2 H d_s / hi (T_f - T_0) \dots (3)$ 、が得られ(3)式を(2)式に代入して積分すると、 $t = S^2 / 4a_s \phi^2 + SH d_s / hi (T_f - T_0) \dots (4)$ となる。(4)式に実測  $t$  と  $S$  を代入して  $hi$  が、またこれを(3)式に代入して  $S_0$  が求まる。また、 $\phi$  は固/液界面の熱収支から求まる次式、 $\sqrt{\pi} \phi \text{erf} \phi \cdot \exp \phi^2 = C_s (T_f - T_0) H$ 、を用いて計算される。ここに、 $C_s$ ：固相の比熱、 $H$ ：凝固溶熱、 $d_s$ ：固相密度、である。この  $S_0$  と  $\phi$  を(1)、(2)式に代入して  $T_s$  と  $v$  が計算される。

実験結果との対応は、空冷モールドでPb、Sn、Pb-Sn合金、水冷モールドでPb、Alで行い、 $v$  と  $T_s$  に関し、よい一致を得た。本モデルは、 $hi$  の測定を行えば、簡便かつ広範囲に凝固速度と温度分布の計算ができる。特に連铸二次冷却帯の伝熱解析などに有用である。

(大宮 茂)

#### 一性 質

#### 水素と硫化水素混合雰囲気中における強力鋼のきれつの成長

(G. E. KERNS and R. W. STAEBLE: Corrosion, 34(1978) 9, pp. 306~311)

205°Cおよび315°Cで焼もどした強力鋼 AISI4335 Vの水素と硫化水素の混合雰囲気中におけるきれつの成長速度を測定した。水素ガスの分圧は10~100 torrの範囲、測定温度は22~27°Cとした。ダブルカンチレバー型の試験片を用い、一定の応力拡大係数のもとのきれつの成長速度と水素ガス圧の関係式を求めることができた。また100 torrの水素ガス中の硫化水素の分圧を0.10 mol%まで徐々に増していくと、きれつの成長速度はしだいに大きくなっていく。この変化の様子はPALCZEWSKAが測定した鉄中への水素の浸透速度と水素中の硫化水素の分圧との関係と良く一致している。すなわち、きれつの成長過程は水素の浸透が律速であることを示している。0.42 torrの硫化水素の雰囲気中できれつの成長速度を測定し、さらにその雰囲気を水素により硫化水素が2~4 vol%になるまで希釈した雰囲気中できれつの成長速度を測定した。その結果、きれつの成長速度は硫化水素の量により決定され、水素による希釈はきれつの成長速度を増加させることにはならなかった。また硫化水素が2~4 vol%含まれた水素雰囲気中におけるきれつの成長速度は純粋な水素雰囲気中での値よりも10<sup>3</sup>倍も大きくなった。すなわち硫化水素が雰囲気中に存在すると鋼の表面にイオウが吸着し、そのイオウが表面に解離吸着した水素の再結合を防ぎ、その結果水素の鋼中への浸透量が増し、きれつの成長速度が大きくなる。また試験片の破面をSEMで観察した結果、硫化水素中で破壊した場合の方が純粋な水素ガス中で破壊した場合よりも延性が低下していることがわかった。(吉原一紘)

#### 高温水溶液環境における数種のステンレス鋼の応力腐食に関する研究

(I. L. W. WILSON, et al.: Corrosion, 34(1978) 9, pp. 311~320)

発電用機器材料、とくにボイラ・熱交換器用ステンレス鋼管の応力腐食割れ感受性について検討を行った。

供試材としては、フェライト系の405、18Cr-2Mo-0.5Ti、E-Brite、二相系の3RE60、オーステナイト系の304、及びマルテンサイト系の410ステンレス鋼を用いた。市販の熱交換器用チューブからC-リング試片を作製して、各材料に241MPa及び降伏強さの90~150%の応力を付与して試験を行った。試験環境としては、最近の発電プラント環境を模したボイラ水、及びPbO、Mg、NaOH、NaCl+O<sub>2</sub>を添加した高温水溶液(316~332°C)により試験を行った。ボイラ水中での試験は、リフレッシュ型オートクレーブを用い、加圧水(332°C、2500psi)の条件下に試片を暴露した。まず長期間(926日)リン酸塩処理水中に暴露後、さらにAVT処理に転換して550日以上暴露試験した。10%及び50%NaOH試験はニッケル製のオートクレーブにより、またPbO及びHg汚染下での試験は静水型オートクレーブにより液相中に浸漬して行った。

オーステナイト、フェライト、二相合金は、上記ボイ

ラ水の環境において高い応力腐食割れ抵抗性を示した。410 ステンレス鋼の割れ感受性は焼もどし温度に依存し、482°C 焼もどし材はボイラ水及び他の環境においてすべて割れた。重金属が存在する環境では 410 ステンレス鋼の 482°C 焼もどし材以外は割れなかった。O<sub>2</sub>-Cl<sup>-</sup>中では、304, 3RE60 及びフェライト系合金の焼鈍材及び鋭敏化材において割れなかったが、18Cr-2Mo-0.5Ti, E-Brite 及び 3RE60 の 474°C 脆化材においては割れ感受性を示した。10%NaOH 中では、304, 405 ステンレス鋼は割れなくて、高 Cr 鋼は割れ感受性を示した。304 及び 405 ステンレス鋼焼鈍材について 50%NaOH 中で試験した結果、304 鋼は割れたが 405 鋼ははげしい全面腐食を起こした。

(石原只雄)

#### 高速度工具鋼への Nb の添加

(F. HEISTERKAMP: Metals and Materials, (1978) 10, pp. 35~36)

T1 (18%W, 4%Cr, 1%V, 0.75%C), M2 (6%W, 5%Mo, 2%V, 0.85%C) はよく知られた高速度鋼である。これらの開発は古く、Nb が手近な元素としてその有用性が認められる以前にほぼ完成していた。高速度鋼のすぐれた赤熱硬さは、大きな体積分率を占める安定な炭化物相によっているため、NbC の安定性および純粋な NbC の WC に匹敵する硬さは、Nb の高速度鋼への添加の有用性を示唆している。

現在、代用鋼の研究は M2 鋼を基礎として V を Nb で置換すべく行なわれている。Fulmer 研究所の Brook と Crompton は、2%Nb, 3%Nb 鋼および 1%Nb-1%V 鋼について調べ、ドリル試験の結果ではこれらすべて M2 鋼にまさり、なかでも 1%Nb-1%V 鋼が抜群の特性を有していることを示した。赤熱硬さは単独添加鋼では M2 鋼より低く、複合添加鋼では同じである。しかし、C を 1%と増量した 2%Nb 鋼は M2 鋼と同等の二次硬化を示す。高速度鋼において 1235°C の通常の溶体化処理での未溶解炭化物は、M<sub>6</sub>C と MC である。Nb はどちらにも固溶し格子定数を拡大している。なかでも 1%Nb-1%V 鋼中の MC の 80% は NbC で占められている。Nb はほとんど炭化物中に含まれ母相中には存在しない。したがってオーステナイト域での C の固溶量を減少させ、炭化物の量も増大させている。またこのことは残留オーステナイト量も減じさせ、繰返し焼もどしの必要性を失なわしめる結果ともなっている。

これらの結果は、MC 相が溶解するより高温で溶体化することによるより一層の硬化など、さらに改良の余地のあることも示唆している。また、Nb による V の置換は低価格化ともなり、経済的にも有利である。以上の研究から M2 を基礎成分とした 0.85%C-1%V-1%Nb, 0.85%C-2%Nb, 1.1%C-2%Nb の 3 種の新しい高速度鋼の実用化が期待される。

(長井 寿)

#### フェライト系ステンレス鋼の高温機械特性及び酸化抵抗

(J. D. WHITTENBERGER, et al.: Metals Technology, 5 (1978) 11, pp. 365~371)

最近の研究では、幾つかのフェライト系ステンレス鋼が、自動車の熱交換器のようなきびしい環境下でも使用可能だと報告されており、これには、優れた高温酸化、腐食抵抗、及び歪を生じない適度の高温強度を有する必

要がある。この研究では、GE 1541 (15Cr-4.5Al-1Y), Armco 18SR (18Cr-2Al-1Si) そして Armco に Ta 添加の NASA 18T (1.25Ta), 18T-A (0.45Ta) の試料を用い、1073, 1273K で引張試験、クリープ破断試験、クリープ試験、1420K での大気中の酸化試験などを行った。

高温引張では、すべて延性を有し、U. T. S. は幾分 NASA 18-T が強く、1073K までは、Ta 添加量に比例する。クリープ破断試験では、冷間圧延の影響はなく平均 U. T. S. は、0.1h のクリープ破断強さに一致し  $tr = A \sigma^n \exp(Q/RT)$  であらわされる。GE, Armco の試料の活性化エネルギーは、ASKILL が発表したものとほぼ同じ値である。1073K までは、Ta 添加材が強く、1273K では、GE 材が優れている。クリープ試験では、1073K で 18T-A が優れ、Ta 量とともに増加する。Ta 添加材のクリープ後の常温特性は、前のクリープの影響がないが Armco や GE は、低下する。1073K では、Ta 添加により、引張特性、クリープ破断特性、クリープ特性などが優れたものとなるが、18T と 18T-A では差異がなく、Ta 添加量が多いとむしろ加工性を低下させる。酸化抵抗に関しては、どの鋼種も優れており、1420K の大気中で、600 回の繰返し加熱にも耐え、微細構造にも変化をもたらさないが、保護被膜の点で、Ta 添加の方が優れている。

以上総括すると、機械的特性や酸化のデータ、及び熱交換器製造の基礎となる加工性試験から、Ta 添加材は、GE 材よりまさり、Armco 材と同等である。さらに 1073K, 1273K の高温強度および酸化挙動、成形性などから NASA 18T は 18 T-A とよく似ており、Ta 添加材としては、18T-A の 0.45% Ta で充分である。

(沢田寿郎)

#### 低炭素構造用鋼における NDT 温度に対するフェライト粒径の影響

(R. SOININEN: Scand. J. Met., 7 (1978) 6, pp. 241~243)

完全に脱酸した連続鑄造の Al, Al+Nb, Al+Nb+V 添加細粒化鋼 (0.1~0.2%C) の板材を用いて、ASTM E208-66 による落重試験による NDT 温度と、フェライト粒径との関係を求めた。また、落重試験片の破壊機構についても調べた。板材は 16~60 mm 厚さで、降伏強さが 220~475 N/mm<sup>2</sup>, 引張強さが 370~650 N/mm<sup>2</sup> である。フェライト粒径は 5.5~25 μm の範囲のものが得られた。得られた関係は  $NDT(^{\circ}C) = 22 - 235d^{-1/2}$  (μm) である。しかし、この式はパーライト量、分散強度などの他の微視組織的因子の影響を分離していない。この研究においては、シャルピー試験による遷移温度はパーライト量によって若干の影響を受けるが、落重試験による NDT 温度でのパーライト量の影響は無視できるようである。また分散強化の寄与の評価は容易ではないが、Al, Nb, V 無添加の Si キルド鋼のみの結果では  $NDT(^{\circ}C) = 45 - 350d^{-1/2}(\mu m)$  となるので、NDT 温度を上昇させ、かつその粒径依存性にもかなり影響をおよぼしていると考えられる。

NDT 温度における破壊は、試片の破面ほぼ全域でへき開によっているが、表面近くの領域のみでシア・リップ (shear lip) が現われ塑性変形を受けている。NDT

温度より高い温度ではへき開破面の間に、塑性変形を受けせん断によつて破壊した領域が生じ、温度の上昇と共にその面積は増大するようになる。このような領域の存在が割れの伝播速度を遅くし、破壊に高いエネルギーを要することとなり、ついには割れの進行を停止させる。なお、へき開破面単位は NDT 温度では数個のフェライト粒にまたがっているが、より高温では破面単位も小さくなっている。

(長井 寿)

### —物理冶金—

#### 高強度 Ni-Cr-Mo 鋼溶接部の応力腐食割れを支配する金属学的因子

(E. A. METZBOWER, et al: J. of Metals, 30 (1978) 10, pp. 15~20)

海水のように腐食性の環境下では機械的性質よりも応力腐食感受性のほうが材料の採否を決める要因となる。環境に対する感受性を評価するパラメータとして信頼できるものに  $K_{ISCC}$  があるが、溶接部の  $K_{ISCC}$  に関するデータは非常に少ない。本研究の目的は高強度 Ni-Cr-Mo 鋼を被覆アーク溶接し、溶着金属の  $K_{ISCC}$  の測定および破面観察をして、それらと金属組織との関係を明らかにすることである。

母材は 2.6Ni-1.4Cr-0.4Mo 鋼と 5.0Ni-0.6Cr-0.5Mo 鋼の 2 つで、それぞれに異なる A, B 2 種類の溶接

棒を用いた。開先形状は二重 V 型で、溶接部より DCB 試験片を切り出し、3.5% NaCl 水溶液中で  $K_{ISCC}$  を測定した。また別に 12.5 mm 直径の標準試験片を用い ASTM 規格による引張試験も行った。これらの試験温度は 25°C である。応力腐食試験は自然腐食条件下と、5086Al 合金, Zn, Mg を陽極に用いた分極下とで行い、試料の電位は Ag/AgCl 電池を基準にして測定した。

$K_{IS'CC}$  を電位に対してプロットすると A, B いずれの溶接棒を用いた場合とも電位が負に大きくなると  $K_{IS'CC}$  は低下するが、より高炭素の B のほうが全体に値が小さく、低下の傾きも大きかった。 $K_{IS'CC}$  を降伏点で割つた値も B のほうが小さく、B は SCC に対し抵抗力が小さいことがわかった。低炭素の A の場合粒界破断はほとんど見られなかったが、B の場合かなりの量の粒界破断が生じており、その量は負に分極するほど多くなった。

また、破面に凝固組織の痕跡が認められたが合金元素の大きな偏析はなかつた。溶接棒 A の場合、炭素量が低いことは SCC に対する抵抗を大きくしているが、焼入性の点から硬度が低いことも SCC に対する抵抗力を上げているものと考えられる。B の場合、粒界破断は微小結晶粒の領域で生じており、へき開破断は柱状粒の領域で生じている。この場合 SCC は粒界破断により発生しへき開およびその後の微小空孔の合体により周囲へ伝播するという機構で生じるものと考えられる。

(柴田浩司)