

## 抄 録

## —燃料および熱—

## 石炭とエネルギー充足

(E. R. MILLIKEN: J. Metals, 24 (1972) 8, pp. 15~17)

今後約 15 年間、米国は重大なエネルギー欠乏状態をさけるためには、自国のエネルギー資源を有効に使用せざるを得なくなると思われる。石炭は米国では最大の埋蔵量 (8000 億 t) をもつ燃料である。石炭使用量は全熱エネルギーのうち 1920 年には約 2/3 を占めていたが、1971 年には約 20% まで低下している。これらは従来家庭や工業用の熱源として大量に使用されていたが、最近では輸送用にはほとんど使用されず、電力用に大部分が消費されているにすぎない。この不均衡をもたらしたのは石油やガスに比し清浄性と取扱いの面で劣るからである。一方、政府の政策上にかんがりの問題がある。たとえば政府は長期にわたってガスの価格を据置き、天然ガスの消費を奨励した。このため 1955 年から 1971 年までの間にガスの消費は 130% も伸びた。さらに核エネルギーの振興も石炭の伸びを不利にした。また、最近では、政府が石炭場他の燃料の硫黄分の大気放散に対して一定基準の制限を設けたことである。米国の東部や中東部の石炭は大抵は高硫黄分 (3~5%) を含有し、反面経済的に可能性のある石炭脱硫技術が存在せず、これらの環境基準に合致させるために、使用者は石炭からガスや低硫黄重油に切替えざるを得なくなつた。エネルギー問題は長期間には地熱、核エネルギー、太陽熱などの研究も進める価値がある。1985 年にエネルギー計画の需要量は 133 quadrillion Btu. 付近にあり、現在の 2 倍になる。これに適合させるためには石油の消費は 2 倍になり、1985 年に必要とする石油の 3/5 は輸入にたよることになる。また石炭の生産も 2 倍にする必要があるが現在の状況では疑問がある。第 1 は経済的理由、第 2 は大気汚染問題、第 3 は石炭の研究に莫大な金がかかること、第 4 は企業合同反対政策の存在である。今日われわれがエネルギー欠乏国になる恐れがあるのは資源の欠乏のためではなく、政策の欠乏のためである。

(福山辰夫)

## —製 鉄—

## チタニウム含有鉱石と高炉スラグの粘度について

(G. HANDFIELD, et al.: J. Metals, 24 (1972) 9, pp. 37~40)

Ti 含有鉱石は高炉中で溶け難く、また粘度の高いスラグを作つたり、炉底に沈積物を残したりなど、操業上に各種のトラブルをひき起こすということであまり利用されていない。このような問題に対する確かな解答としていくつかの異なつた説がある。つまりスラグ中の Ti の低次酸化物 ( $Ti_2O_3$ , TiO など) の存在が高粘度に導くのである。とか、Ti の炭窒化物 (チタニウムカーボナイトライド) の沈積によるなどである。一方、 $TiO_2$  に

ついてはその溶媒効果 (fluxing effect) があることが確立されており、著者らは 10% までの  $TiO_2$  の添加は熔融スラグの粘度を下げることを確認した。他方 Ti の低次酸化物は、前述のように高粘性の原因と信じられているが、著者らの予備実験では  $Ti_2O_3$  を 65% も含む熔融スラグの粘度が約 30 センチポアズであつた。そこで実際に高炉スラグを用いて、粘度と溶解性に関する Ti の低次酸化物の効果の研究がなされた。

試験は高炉スラグ ( $SiO_2$  37.0%,  $CaO$  35.0%,  $MgO$  18.0%,  $Al_2O_3$  4.0%,  $K_2O$  1.7%,  $TiO_2$  1.2%, S 1.2%,  $MnO$  0.4%,  $FeO$  0.2%, その他 1.3%) に  $Ti_2O_3$  と TiO をそれぞれ 0, 2, 5, 10, 15, および 20% 添加し、その粘性を回転円筒法により測定して行なわれた。 $Ti_2O_3$  と TiO の添加は高純度の Ti 粉末と  $TiO_2$  試薬を化学量論的条件を満足するように行なわれた。これらの測定結果から次の結論が導き出された。

(1)  $Ti_2O_3$  と TiO を高炉スラグに添加すると、一般にその粘度を下げる作用をする。

(2) 粘度を下げる効果は  $Ti_2O_3$  の方が TiO よりも大きい。

(3)  $TiO_2$  は熔融スラグのネットワークプレーカーとして作用し、含 Ti 鉱石の溶解に際しての高粘性は  $Ti_2O_3$  の作用ではない。

(4) なお、この研究に用いられた高炉スラグ試料の熔融温度 (fusibility temperature, 粘度が 500 センチポアズとなる温度と定義) は  $Ti_2O_3$  と TiO の添加量がそれぞれ 10% まででは下がり、10% を超えると急激に上昇する。

(木谷福一)

## 熔融鉄合金における 1550°C の炭素活量

E. H. Foo and C. H. P. LUPIS: Met. Trans., 3 (1972) 8, pp. 2125~2131)

溶鉄中の炭素の溶解度に関する添加元素の影響は、3 元系熔融鉄合金の活量の測定、すなわち、炭素の活量係数に影響を及ぼす相互作用係数を求めることによつて説明される。この研究では、密閉型チャンパーの中に熔融銀に浸漬したアルミナるつぽを用いて、1550°C で Fe-C2 元合金と Fe-C-i の 3 元合金を平衡させて実験を行なつた。Fe-C2 元合金は少量添加されてある FeO と反応し、CO-CO<sub>2</sub> 混合ガスが生成し、試料中の炭素は平衡に達するまで混合ガスを通つて移行する。こうして分配平衡から自由エネルギー、相互作用係数を求めることができる。2 元系と 3 元系の熔融鉄合金の炭素の活量は次のようにあらわされる。

$$\ln a_c^b = \ln X_c^b + \ln \gamma_c^0 + \epsilon_c^c X_c^b + \rho_c^c (X_c^c)^2$$

$$\ln a_c^t = \ln X_c^t + \ln \gamma_c^0 + \epsilon_c^c X_c^t + \rho_c^c (X_c^c)^2$$

$$+ \epsilon_c^i X_i + \rho_c^i X_i^2 + \rho_c^{i,c} X_i X_c^t$$

炭素に関して平衡に達しているときには、 $\ln a_c^b = \ln a_c^t$  であり、 $\epsilon_c^i$ ,  $\rho_c^i$  それに  $\rho_c^{i,c}$  を求めることができる。

実験結果より Fe-C-i 3 元系合金の相互作用係数  $\epsilon_c^i$  は、i = Cr, Co, Mo, Ni それに V に関し、それぞれ -5.4, 1.8, -4.0, 2.4, および -6.2 であつた。これ

らの値は他の研究者による測定から求めた  $\epsilon_c^i$  の値とよく一致しており、再現性もみられた。しかし、 $\rho_{ci}^i, \rho_{ci}^{i,c}$  についてこの方法では再現性が悪く、直接決定するのが困難なものもあつた。

データ解析の第 2 の方法として“中心原子 (Central Atoms)”モデルを侵入型 Fe-C 溶液に導入した。このモデルによると、添加元素  $i$  の炭素に及ぼす影響は単一のパラメーター  $\lambda_i$  によつてあらわされ、相互作用係数とは次の関係があることがわかつた。

$$\epsilon_c^i = 12 \lambda_i, \rho_{ci} = 6 \lambda_i^2, \rho_{ci}^{i,c} = 12 \lambda_i (1 + \lambda_i)$$

このモデル使つて  $\rho_{ci}^i, \rho_{ci}^{i,c}$  を求めた。これらの値はクロムを除いて他の報告とよく一致し、黒鉛の溶解度に関するよいデータとなつた。(笹田隆志)

## — 製 鋼 —

### IRSID 連続製鋼法の工業化

(L. COCHE and B. TRENTINI: Iron Steel, 45(1972) 4, pp. 408~410)

IRSID が開発した連続製鋼装置の工業化のための操業は、1971 年の終りからフランスの Wendel-Sidelor 社の Hagondange 工場において実施されており、現在まで低炭素鋼から高炭素鋼までの各鋼種を 20 000 t 以上生産している。本装置は原料銑供給系、反応炉、沈静炉、調整炉からなる 25 t/hr の容量のものである。

沈静炉から出湯される溶鋼は非常に純度がよく、単段操業で高リン原料銑 (1.8% P) の場合 0.025% 以下、低リン原料銑 (0.03% P 以下) の場合 0.01% 以下のリン含有量のものが得られている。また硫黄含有量についても、0.03% の原料銑から 0.012% のものが得られる。さらに炭素濃度の制御も容易で、高リン銑を用いた低炭素吹精の際でも、たとえば 0.07% C 目標で  $\sigma = 0.014\%$  の結果が得られている。

調整炉は溶鋼の化学成分と温度調整をおこなう 45 t 容量の管状誘導炉 (800 kW) である。本炉は溶鋼の均質化と非常に正確な化学成分と温度の調整と、重量の設定をおこなう役割をはたしており、その上耐火物原単位、電力消費量も少ない特長をもっている。

本法は経済性の高いもので、装置は連続化により簡易化、小型化され、さらに鉄歩留りは通常の酸素製鋼法よりも 2% 高く、また耐火物原単位は現装置の反応炉では一週間の寿命があり 100 t/hr の規模で試算すると 1 kg/t となり非常に低い値になる。

150 万 t 平炉工場の代替として LD 転炉のかわりに本連続製鋼装置を設置した場合のコスト計算をした結果、設備費としては 30~40% の節減が期待される。

(吉松史朗)

### 低合金構造用鋼の 100 t 電気炉における 1 スラグ法による精錬

D. Ya. LOVOLOKIN, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., (1972) 8, pp. 65~68)

従来チェリャピンスク工場の 100 t 電気炉による低合金構造用鋼の精錬は 2 段スラグ処理法によつて行なわれていた。この研究で、同じ 100 t 電気炉を使つて実験的に 1 段スラグ処理法による低合金構造用鋼の精錬を試みた。この方法では、酸化期の終りにスラグを炉から除去

せずに、65% Si のフェロシリコン (1 kg/t) と含炭素フェロマンガンを成分調整および脱酸のためメタルに投入し、分析試料採取後にフェロクロムをメタルに加え、またメタル中の炭素含有量を、目的値に調整した。さらに、出鋼前に 65% Si のフェロシリコン (5 kg/t) とアルミニウム (0.5 kg/t) を投入し、取鍋を 2 つ用意して半分はスラグなしで、残りの半分のメタルをスラグと一緒に注いだ。その結果、次のことが明らかとなつた。

1. 出鋼後のメタル中の酸素含有量は 2 つの方法で実質的には差がなかつた。これは、出鋼前の炉内あるいは取鍋中で強力な脱酸が行なわれたためである。S 含有量は 2 段スラグ処理法の方がほんのわずかに低かつた。P 含有量は精錬末期に両方の方法ともわずかに増加したが、同じであつた。

2. 両方の方法で製造した 40X 鋼の機械的性質には差がなかつた。

3. 1 段スラグ処理法は 2 段スラグ処理法より精錬時間が短くてすんだ。すなわち、2 段スラグ処理法の還元期に要した時間は 60~65 min であり、1 段スラグ処理法の仕上げ期に要した時間は 10~20 min であつた。このため電力使用量が減少し、精錬作業も楽になつた。また、溶剤の使用量も少なかつた。

4. 添加した脱酸剤のメタルによる歩留りがよかつたために、合金成分元素と脱酸剤の使用量が少なくてすんだ。Si の歩留りは平均 71% で、Mn は 85%、Cr はほぼ 100% に近かつた。

以上のような実験結果より現在同工場の 100 t 電気炉では 1 段スラグ処理法による低合金構造用鋼の生産が行なわれた。(笹田隆志)

### 脱酸における溶鉄の粘性挙動

P. P. ARSENCHEV and B. S. LISITSKY: Izv. VUZov, Cher. Met., (1972) 9, pp. 21~24)

[O] は溶鉄の粘性  $\eta_0$  を増大させるが、[Al], [Si] は逆に減少させる。脱酸生成物は一般に溶鉄の見かけの粘性  $\eta$  を増大させるが、1600°C での脱酸における介在物濃度は高々 0.4~0.5% で、Einstein の式  $\eta = \eta_0(1 + 2.5C)$  (C は容積比) によれば、-2% の寄与しかないことになる。しかし実際は少なからぬ研究者が介在物の  $\eta$  におよぼす効果が著しいことを報告している。そこで本研究では回転振動法により脱酸過程における  $\eta$  を測定した。温度は 1600±10°C、雰囲気は He とし、脱酸剤としては Al (0.25~1.10%) および Si (0.11~1.55% 添加) を用いた。

結果：脱酸剤添加後  $\eta$  は急速に一担増大した後減少し、一定値に落ち着くという一般的パターンを示す。ピークの高さと幅は Al と Si とでは異なるとともに、脱酸剤の添加量によつても異なる。ピークは溶鉄の不均一性、すなわち一次介在物の核生成と介在物の成長を伴う脱酸反応に関連していると考えられる。

Al の場合、最初その増大速度は大きく、ピークの高さも大きい。10~20 min 程度で脱酸前の  $\eta$  よりかなり低い値に落ち着く。この一定値は [Al] の大きいほど低い。

Si の場合、ピークの高さは Al の場合ほど大きく、10 min なく程度で一定値に落ち着く。この  $\eta$  の一定値は初

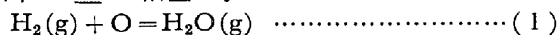
期が [0] 高いときは一般に脱炭前の  $\eta$  より高い。[Si] とともにこの一定値は増大し、[Si] =  $\sim 0.92\%$  以上では減少する。一定値が脱炭前の  $\eta$  より高いことは (Al の場合は低い) シリカと溶鉄間の界面張力が  $\text{Al}_2\text{O}_3$  の場合よりずっと小さいことに関連しているのではないかと思われる。

(小林三郎)

### 溶鉄中の酸素の活量 第1報

E. A. KAZACHKOV: *Izv. VUZov, Cher. Met.*, (1972) 9, pp. 25~28)

溶鉄中の O の活量  $a_o$  は



という反応を利用して測定されてきた。そしてこれまでに測定されている相互作用助係数  $e_o^{(0)}$  は  $-0.2$  から  $-0.6$  の間に変動している。

しかし (1) の反応では O のほかに H が存在し、その相互作用係数は、

$$\log f_H = e_H^{(H)} [\%H] + e_H^{(0)} [\%O] \dots\dots\dots (2)$$

で表わされる。  $e_H^{(H)} = 0$  は多くの人によつて確かめられているが、  $e_H^{(0)}$  は  $1600^\circ\text{C}$  で  $2.0 \sim 2.5$  の範囲にあると報告されている。もし  $e_H^{(0)} = 2.5$  とすれば  $e_o^{(H)} = +40$  となる。

(1) の平衡恒数は H の影響を考慮すると、

$$K_1' = \frac{P_{\text{H}_2\text{O}}}{P_{\text{H}_2}} \cdot \frac{1}{f_o^{(0)} f_o^{(H)} [\%O]} \dots\dots\dots (3)$$

で決められる。H の影響を考慮しない普通の方法では、

$$K_1'' = \frac{P_{\text{H}_2\text{O}}}{P_{\text{H}_2}} \cdot \frac{1}{f_o'' [\%O]} \dots\dots\dots (4)$$

で決められる。したがって、

$$\log K_1' = \log K_1'' - \log \varphi_o^{(H)} \dots\dots\dots (5)$$

ここで  $\varphi_o^{(H)}$  は  $[\%O] \rightarrow 0$  における  $f_o^{(H)}$  の値で  $\varphi_o^{(H)} > 1$  であるから  $K_1' < K_1''$  となる。

酸素ポテンシャルおよび水素ポテンシャルが与えられたときの  $K_1'$  がわかると

$$f_o^{(0)} = \frac{P_{\text{H}_2\text{O}}}{P_{\text{H}_2}} \cdot \frac{1}{K_1' [\%O] f_o^{(H)}} \dots\dots\dots (6)$$

によつて  $f_o^{(0)}$  を決めることができる。

AVERIN の  $1600^\circ\text{C}$  における測定値を用い、  $f_o^{(H)}$  を考慮しない  $f_o^{(0)}$  と  $f_o^{(H)} (e_H^{(0)} = +2.05)$  を考慮した  $f_o^{(0)}$  を比較した。その結果、実際の  $f_o^{(0)}$  の濃度依存性は小さく、  $f_o^{(H)}$  を考慮すると  $[\%O] < 0.1\%$  では  $f_o^{(0)} = 1$  となつた。

(郡司好喜)

### 脱炭反応の機構と速度に関する問題について

(E. E. MERKER, et al.: *Izv. VUZov, Cher. Met.*, (1972) 9, pp. 35~40)

酸素吹錬する鋼浴での脱炭機構を、明らかにするために、  $0.40\text{m}^3/\text{t}\cdot\text{min}$  の速度で酸素吹錬する 2 浴炉の深さ方向における  $a_o$ , [C],  $\Delta[O]$  の変化を測定した。スラグの下にある鋼浴の表面は過酸化の状態にあり、表面から  $250 \sim 500\text{mm}$  の深さにわたつて酸素濃度に勾配のあることがわかつた。

均質核生成の理論を用いて鋼浴中に発生する CO 気泡の臨界半径  $r_{Kr}$  を

$$r_{Kr} = \frac{2\sigma}{K_C[C][O] - P_{VN}} = \frac{2m\sigma}{[C][O]} \dots\dots\dots (1)$$

に従つて計算した。ここで  $\sigma$  は溶鉄の表面張力、  $P_{VN}$  は

CO 気泡に対する外部圧力、  $m$  は反応の平衡恒数の逆数を示す。計算の結果、反応域の近くに発生する CO 気泡の臨界半径は小さく、過酸化度の高いほど CO 気泡は発生しやすいことが明らかにされた。したがつて脱炭反応は酸素気泡と金属の界面でもつとも進行しやすく、酸素の送入速度によつて脱炭速度が支配されるとした。

仕上期における脱炭速度  $v_c$  ( $[\%C]/\text{min}$ ) と送酸速度  $I_{O_2}$  ( $\text{m}^3/\text{t}\cdot\text{mm}$ ) の間には、

$$v_c = 0.0140 + 0.0262 I_{O_2} \dots\dots\dots (2)$$

なる関係が得られた。

しかし [C] が  $0.2 \sim 0.4\%$  になると反応表面への C の拡散がおそくなるために脱炭速度は小さくなり、

$$v_c = 0.0031 + 0.0666 [\%C] \dots\dots\dots (3)$$

と表わされた。

高速の酸素ジェットが金属を酸化して酸化物を生成すると、これを還元するに必要な C の供給が不十分となり、スラグ層の下に過酸化層が生成すると考えられた。

(郡司好喜)

### 鉄冶金研究への相似性原理の適用

(P. ROQUET: *Revue de Metallurgie*, 69 (1972) 7~8, pp. 459~473)

造船工業界においては以前より相似性原理に基づくモデル実験方式を適用して成功しているが、冶金化学分野においても近年になつて相似性原理に基づく水モデル実験が行なわれるようになってきた。

溶鋼に関する実験は高温および高価の点よりあまり容易でないために水溶液を利用した低温モデル実験に関心がよせられるようになった。

最初の問題は、カルド炉精錬の場合のスラグ-金属間の物質移動におよぼす各種因子を把握するために水溶液によるモデル実験が行なわれ、結果としてカルド炉における精錬時間  $T = K_2' N^{-1.1} L^0.2 \sigma^{0.45}$  なる関係が明らかとなつた。ここで  $K_1$  定数、  $N$ : 回転速度、  $L$ : 炉の大きさ、  $\sigma$ : 表面張力である。すなわち炉の規模 ( $L$ ) が大型化しても、その増大は  $NL$  に比例する周速度の増大によつて償なわれるために精錬時間  $T$  は大型化によつても変化しない。この結果は Sollac 社の精錬時間が Sacilor 社の大型炉や Domnarvert 社の小型炉における精錬時間と実質上異ならぬ点からも立証されている。

第2の問題は凝固時におけるリムド現象であり、ピンホール生成に関連して凝固界面移動速度と CO ガス発生速度の相関関係を調べたところ、気泡発生などに対しては表面活性作用が重要因子であり、鋼の場合吸収酸素が表面活性作用を支配することが明らかとなつた。

第3の問題は取鍋と鋳型における酸素吸収であるが、酸素吸収量は金属-空気界面の乱れに支配されるのでノズル形状による流体動力学面より検討している。ノズル直径と吸収酸素量との関係においては  $45\text{mm}\phi$  の所で吸収量が最小となることで明らかとなり、ノズル径が大きい場合は噴流乱れのためにレノルズ数に支配され、一方口径の小さい場合はウェーバ数によつて酸素吸収が支配される。レノルズ数もウェーバ数も溶鋼高さ  $H$  の函数であるため溶鋼深さによつても吸収酸素量は異なる。

(星野明彦)

特殊鋼ならびに合金製造のための特殊溶解技術と冶金  
(M. WAHLSTER, et al.: Stahl u. Eisen, 92 (1972)  
20, pp. 961~972)

真空誘導溶解炉, プラズマアーク溶解炉, エレクトロスラグ再溶解炉, 真空アーク再溶解炉, ならびにエレクトロンビーム再溶解炉の構造, 炉内における冶金反応ならびにプロセス工学上の特性について論議した. 真空溶解法として最も古い真空誘導溶解法では, 溶鋼と耐火物間の反応が問題とされてきたが, 最近, 溶融石灰や結晶質石灰の利用によりこの交換反応の抑止が期待されている. また, As, Sn は純鉄中からは十分除去されるが, 80%Ni-20%Cr 合金ではほとんど除去されない. エレクトロスラグ再溶解での特徴的な反応は脱硫反応であり, 雰囲気中の空気を強制対流させるとスラグメタル間のSの分配係数は著しく減少する. また, スラグ中の鉄酸化物含有量の増加によっても同様の結果が得られる. 真空アーク再溶解炉では, Mnの蒸発量は浴温度の上昇に伴い増大し, また, C含有量が増加すると減少する. エレクトロンビーム再溶解炉では, 溶解速度が増大するとMn, Cu, Sn, Nなどの元素は著しく減少する. 米国で開発された Airco-Temscal 法は, 真空誘導溶解炉で, 溶解後溶鋼は樋により真空下の保熱炉に移され, さらに多段階の鋼製炉床中をエレクトロンビーム照射により再加熱されつつ流れ, 最後に鑄型に鑄込まれるものである. Airco-Vacuum-Metals 社における年間生産量は3万tに達している. エレクトロスラグ再溶解炉は, 今後も設備能力および生産量の面で不断に発展するだろうが, 真空アーク再溶解炉やエレクトロンビーム再溶解炉の適用は限定された範囲にとどまるであろう. (戸村寿孝)

— 加 工 —

鋼の熱間押し出しの際の温度変化について

K. E. HUGHES and C. M. SELLARS: JISI, 210 (1972)  
9, pp. 661~669)

鋼の熱間押し出しの際の温度変化を調べる実験が行なわれた. 供試材は軟鋼の  $2\frac{7}{8}$  in. 径の丸ピレットを適当な長さに切つて用い, 均熱は  $1170^{\circ}\text{C}$  で 1 hr 行なわれた. 均熱後のピレットは潤滑剤として, 軟化点  $700^{\circ}\text{C}$  程度のガラス粉末または玄武岩を主体とする粉末をまぶしたのち, ただちに内径 3 in., ダイス孔径  $3/4$  in. の押し出し容器中に装入した. ピレット内の温度分布については, 前もつて別途ピレット各所に孔をあけたものを準備し, これに熱電対を挿入して測定した. また, 出側の材料の表面温度は光高温計を用いて測定し, その内部の温度分布については, あらかじめ押し出し成形材と同径の丸棒を用いて, これに孔をあけるなどして熱電対により測定した.

これらの実験の結果, まず定常状態では, ピレットと押し出し成形材との間に精密な熱平衡を得ることが実験的には可能であることがわかった. さらに, 熱流率は時間のみによつて一次的に決まるので, したがつて, いかなる変形速度の下でも, 変形域に入る際の平均温度をこれによつて求めることが可能であり, さらに, 押し出し容器に対する実効熱伝導係数が一定であるため, 3 in. 径の

ピレットで得られた熱損失率を他の寸法のピレットに適用して, その平均温度の変化を求めることができることも明らかとなつた.

ただし, とくに成形すべき鋼の熱間加工性が悪い場合, 潤滑条件と表面性状を決定するのに半径方向の温度勾配が重要な役割を持つことがわかつた. このような温度勾配は通常の均熱を行なつたのでは避けられないので, 押し出し成形中常に温度分布を一定に保とうとすれば, 高周波加熱を採用しなければならない, としている. (図 12, 参 12) (志村一輝)

鋼中の MnS 介在物の変形

(T. J. BAKER and J. A. CHARLES: JISI, 210 (1972)  
9, pp. 680~690)

本研究は, I型硫化物およびII型硫化物の圧延による変形状況を定量的に調べ, 従来の結果と比較するとともに, 変形状況の解釈とその変形と鋼の性質との関連について述べたものである.

試料として快削鋼と中炭素キルド鋼を対象とし, 5~10 $\mu$ の大きさの硫化物(面積率約0.52%)について変形度合を測定した. 圧延に際しては, 加熱雰囲気の影響と圧延温度などの条件を厳密に制御することに注意し, 変形の度合(plasticity)は沢山の硫化物についてQTMを用いて測定した. また, 硫化物の組成とくにFe量, O量などをXMAで分析, 硫化物の形態は走査電顕で観察した. その結果のおもなものは, つぎのとおりである.

1. I型硫化物の熱間圧延による変形は基地鉄の変形よりも小さい(最大は,  $900^{\circ}\text{C}$ での0.64)が, II型硫化物は非常に変形しやすい( $800^{\circ}\text{C}$ で1.0).
2. 両方の硫化物とも, 相対変形度合は, 基地がオーステナイトフェライト変態をおこすまでは, 圧延温度が低くなるほど大きくなる. なお, 変形度合は圧下率が大きくなると減少する.
3. I型とII型硫化物の変形の相違は, 硫化物中に溶けているO量によると考える.
4. I型硫化物に伴つて現れるMnO-MnS相は $1200^{\circ}\text{C}$ で流体状であるが, それ以下の温度では脆性的変形をし, それはI型硫化物の変形に大きな影響をおよぼす.
5. 圧延後のI型硫化物の圧延方向両端にvoidを観察した. このvoidは拡大せずにその後の圧延で密着されるが, もしも圧延によつて硫化物が砕かれてならぶようになるときには非常に大きな欠陥となりうる.
6. 硫化物の悪影響を少なくするためには, 圧延温度を高くし, 圧下率を小さくするのがよい. 連続鑄造による製造は圧下率を少なくする点で利点がある. 硫化物の変形を少なくするための方法の1つとしてTi, Zr, Ca, Mgや稀土類元素の添加で安定な硫化物を作ることがあげられる. (内山 郁)

— 性 質 —

鋼への Mn 拡散被覆

(S. DIRNFELD, et al.: JISI, 210 (1972) 9, pp.670~674)

市販の精製 Fe-Mn合金 (82.8% Mn, 16.2% Fe, 1% C) を 2 と, カオリンに 0.3% の  $\text{NH}_4\text{I}$  を混合添加

したものを1の割合で混合した細粉で試料の周囲を充填加熱し、鋼表面にMnを拡散させてX線回折、EPMA、光学顕微鏡、微小硬さ、耐磨耗性および耐食性を試験した。

試料は(i)スエーデン製純鉄(SPI)(max. 0.02% C), (ii) B7炭素鋼(0.35% C), (iii) SAE 4340鋼(0.4% C, 0.8% Cr, 1.8% Ni, 0.3% Mo)の3種類を用い、30 mm  $\phi$ , 5 mm厚のボタン型試片の中心に穴を開けたものを950~1100°C, <24hrの処理を行なった。拡散被覆層は3層から成り、その外層はMn<sub>4</sub>Nを含み、Mn含有量は45%(SPI), 40%(B7)および60%(4340)を示した。

Crの拡散被覆の場合と異なつて、外層の脱炭は見られず、EPMAによればCはむしろ外部へ向かつてゆるやかに増加している。Knoop硬さ(100g)をとると、外層はそれぞれ900(SPI), 950(B7と4340)でもつとも硬く、中間層はそれぞれ、250, 300および450でもつとも軟かいaustenite, 内層は600, 700および750のmartensiticな組織、そして母材はそれぞれ120, 220および260であつた。

耐磨耗試験は被覆した円板を回転して標準の“Speed-band” discに30~40 kg/cm<sup>2</sup>の力で押しつけて行なった(速度範囲250~450 rpm, 温度は負荷条件により200~300°Cまで上昇)。すべての場合、被覆した試料の減量は、処理しない場合の約1/2であり、一方相手側のSpeed-bandの方は被覆試料に対したもののほうが3倍大きい重量減を示した。

50°Cの塩水噴霧室内での耐食性もかなりの改善が認められた。

この処理過程に対し、活性化エネルギーを求めると24.5 kcal/g atomとなり、 $\gamma$ 鉄中のMnの拡散の活性化エネルギー66 kcal/g atomとかなり異なるが、その理由の2~3を考察した。(鈴木正敏)

### Ti安定化オーステナイトステンレス鋼の粒界腐食におよぼす炭化物の形態と組成の影響

(S. M. Box and E. G. Wilson; JISI, 210 (1972) 9, pp. 718~723)

Ti安定化鋼の粒界腐食を炭化物の形態および組成と関連づけてしらべた。供試材には鋭敏化熱処理により著しく炭化物の析出を起こさせるため、つぎのような組成を有する高炭素のTi安定化オーステナイト鋼を用いた。C 0.09%, Mn 1.17%, Si 0.37%, Ni 13.4%, Cr 18.1%, Ti 0.51%, N 0.017%。1/4 in厚の薄板を1200°Cで、30 min溶体化後水焼入れし、600, 700, 800および900°Cでおのおの1, 4, 16および100hr鋭敏化して水焼入れした。腐食試片には4 in長さ, 1 in幅の薄板を用い、エメリー紙で研磨後、沸騰硫酸・硫酸銅溶液(Strauss溶液)中で72hr試験を行ない、試験後試片を90度に曲げ、侵食の程度を肉眼で観察して7段階の評価を行なった。また65%沸騰硝酸(Huey溶液)中で48hrの試験を5回行なつて、平均の侵食度を求めた。

600と700°Cでの鋭敏化はオーステナイト結晶粒界にM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の析出を促進し、また炭化物は粒界の面内に樹枝状に成長する。このような鋼は樹枝状炭化物の腕の

間に形成されたクロム欠乏領域のために粒界腐食感受性を有する。800°C以上では粒界および転位においてTiCの析出を促進し、とくにStrauss溶液中での腐食を相当減ずる。粒界腐食の完全な免疫性は900°Cでの鋭敏化において認められた。いつぼう硝酸中ではクロム欠乏相の侵食とM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の溶解のほか、粒界および転位でのTiCも溶解する。これはクロムがCr<sup>6+</sup>として溶解して腐食電位を過不働態域にまで上昇させるために起こると考えられている。(石原只雄)

### Cb(Nb)-処理低炭素鋼のリューダース変形挙動に及ぼす組成および焼鈍条件の影響

(R. E. Hook et. al.; Met. Trans., 3 (1972) 8, pp. 2171~2181)

電解鉄を原材料とし、真空中で溶解、合金元素添加および鑄込みを行なった3.6 kgのingotを使用して実験を行なった。その際Cb:C比は3.2:1~26.0:1とした。(CbCの化学量論的な比はCb:C=7.75:1)これらの25 mm厚のingotは1177°Cに加熱し、仕上温度が871°Cになるように2.5 mmに熱間加工を行ない593°Cに急冷後、その温度に予加熱した炉に入れて常温まで炉冷、さらに60%の冷間圧延により1 mmの板とした。この板材より引張試験片を切り出した。引張試験片は種々の温度で、種々の時間焼鈍し、室温で0.25 min<sup>-1</sup>の歪速度で引張試験を行なった。さらにまた、CおよびNのCbとAl間の分配を調べるために、Cb, NおよびAlを一定とし、浸炭により種々のCレベルの鋼を作製した。なお、ここでいうStabilityあるいはStabilizationは、再結晶状態でLüder's strainが存在していないことを意味している。

得られた結果を要約すると、

1) 真空溶解した低炭素鋼に、強い炭化物生成元素であるCbを添加すると、再結晶焼鈍後鋼はLüder's strainを示さなくなることがある。

2) 鋼中に十分なAl, およびMnが存在しているなら、CbはCbCを形成し炭窒化物などを形成することはないので、N, OあるいはSが存在していても、鋼中のCと結合するに足るCbが存在すれば、Stabilizationを生ずるのに余分のCbは必要としない。

3) 鋼がStabilityを生ずるのに必要なCb:C比は焼鈍温度および炭素濃度の関数であり、この比は、焼鈍温度の上昇ならびにtotal炭素濃度の減少につれて増加する。(斎藤鉄哉)

### 蒸気タービン用1%Cr-Mo-V鋼ロータ材のクリープ挙動

(G. D. BRANCH, et al.; Stahl u. Eisen, 92 (1972) pp. 19, 923~933)

発電機用の高圧および中圧蒸気タービンに用いられる1%Cr-Mo-V鋼ロータについて、ERAが中心となつて、クリープおよびクリープ破断試験を総合的に行なった。

供試材は、200~660MW発電機用タービンに用いられた6種類のロータ(化学成分は微妙に異なり、熱処理も異なる)が選ばれ、試験片はロータの外周部または中心部より採取された。試験温度400~600°C, 最長試験時間100000hrまでの0.1%ひずみにおけるクリープ

強さおよびクリープ破断強さが求められた。

応力-時間の関係に $\dot{\epsilon}$ 曲線があてはめられ平均値が得られたが、対数応力の平均値からの偏差(最大)は、クリープ強さ(0.1%)の場合は+38%~-30%で、破断強さの場合の+14%~-12%よりも大きかった。クリープおよび破断強さは、細かく均一に分布した炭化物 VC を含んだ転位密度の高いマトリックスの粒状ペーナイト組織の場合は大きかった。しかし、C, Cr および Mn 量が多く、それらが VC 炭化物の微細分布を妨げ、マトリックスの回復や再結晶を促進して針状ペーナイト組織となつている場合は、クリープおよび破断強さは小さかった。したがって、0.25%C, 1%Cr, 0.75%Mo および 0.35%V の組成で、油冷の熱処理のものがよい。より厳格に焼入が行なわれたロータの中心部のクリープおよび破断強さは、針状の VC 炭化物がないので、外周部のそれより大きかった。Mn および Ni 量が少ない場合、熱処理時の冷却速度が速いとフェライトがあらわれ、高応力側ではクリープおよび破断強さが小さかった。しかし、中心部においてフェライトが析出している場合、試験温度 550°C における応力-対数時間曲線の勾配がゆるやかであり、低応力側すなわち長時間側では、外周部よりもクリープおよび破断強さは大であつた。

(田中千秋)

## 一 物理冶金

### 工具鋼の凝固過程における組織の発達

(L. BÄCHERUD, et al.: Scand. J. Metallurgy, 1 (1972) 4, pp. 159~165)

高速度鋼のような、高合金工具鋼の凝固進行時における組織の発達過程は、熱分析法で詳細に解明できることを示した。

直径 30 mm, 高さ 50 mm の円柱状の試料をアルミナルツボに入れ、アルゴン雰囲気中で高周波炉を用いて溶解したのち、融液中に浸漬した、Pt/13% Rh-Pt 熱電対で温度経過を記録した。さらに、凝固後の試料を顕微鏡、および X 線マイクロアナライザーで調べ、各相の生成温度とその量的関係、炭化物の析出位置形態などを明らかにした。

M2 型高速度鋼 (0.84%C, 0.30%Si, 0.43%Mn, 0.028%P, 0.018%S, 4.2%Cr, 0.06Ni, 4.9%Mo, 6.1%W, 0.04%Co, 1.82%V, 0.06%Cu) の場合、 $\delta$ -Fe は 1415°C,  $\gamma$ -Fe は 1312°C で生成し、 $Me_6C$  型の一次炭化物は 1250°C 付近で析出しはじめ、共晶レデブライトの生成温度は 1226°C である。これら各相の生

成割合(面積率)は、 $\delta$ -Fe $\approx$ 70%,  $\gamma$ -Fe $\approx$ 14%,  $Me_6C$  $\approx$ 2%, レデブライト $\approx$ 14%である。二次炭化物は、成長したデンドライトのリム部にある  $\gamma$ -Fe 領域内に析出している。炭化物や共晶の性質、量、マトリックスの組織には C% はもちろん影響するが、V% の影響が最も大きく、1.5%C で V を約 5% に増すと、 $\delta$ -Fe 生成時の過冷が認められなくなり、融液よりまず VC が析出しこの VC が核となつて、 $\delta$ -Fe の生成がはじまる。各相の生成割合は VC $\approx$ 2%,  $\delta$ -Fe $\approx$ 40%,  $\gamma$ -Fe $\approx$ 47%,  $Me_6C$  $\approx$ 10%, レデブライト $\approx$ 1% で  $\delta$ -Fe が減り、 $\gamma$ -Fe と  $Me_6C$  の生成割合が増加する。一方、Co のようなオーステナイト形成元素を約 8% 添加すると、融液より  $\gamma$ -Fe が直接生成し、 $\delta$ -Fe はできない。この場合の生成割合は  $\gamma$ -Fe $\approx$ 78%,  $Me_6C$  $\approx$ 1%, レデブライト $\approx$ 21% であり、 $\gamma$ -Fe の領域が増大し、 $\gamma$ -Fe 中の C% が高いため、 $Me_6C$  の生成割合が減る。(図 4) (中戸 参)

### サブマージアーク溶接における NbC の析出

(K. E. EASTERLING and SPILLING: Scand. J. Metallurgy, 1 (1972) 4, pp. 179~183)

この研究は溶接継手における機械的性質とじん性の関係を求める研究の一部として行なわれたものであり、溶接金属中の NbC におよぼす溶接熱サイクルの影響と溶接継手の性質とについて調べたものである。

Nb は溶接棒から溶接金属に添加され、0.048%Nb まで含む単層および多層溶接継手の溶接金属を電子顕微鏡とかたさによつて調べた。Nb を添加していない溶接金属では転位のほかには亜結晶粒も認められないきれいな Matrix を示すが、Nb の添加によつて溶接金属は高い転位密度をもつペーナイトック・フェライトが析出するようになり、溶接にともなう高い応力によつて NbC がフェライト中へ微細に分散析出してくる。この NbC は単層および多層溶接金属層中に見られ、オーステナイトフェライト変態のあとでフェライト中に析出するものと思われる。

溶接金属を 650°C で焼なますと、単層溶接の溶接金属は約 3~5 min でかたさが最高となる。5 mm では焼鈍前に見られなかつた転位の再配列がわずかに見られるようになる。30hr まで焼鈍すると NbC は粗大化し転位の回復が見られるが、かたさの変化は小さい。しかし多層溶接の溶接金属では組織や性質におよぼす 650°C 焼なましの効果が小さい。900°C  $\times$  30 min の焼なましを行なうと NbC がいちじるしく粗大化し、転位密度も大きく減少する。(春日井孝昌)