

## 抄 録

## —製 鉄—

## 高炉内での還元プロセスと溶融プロセスの分離

(I. Z. BUKLAN, et al.: *Stal'* (1971) 2, pp. 106~109)

高炉内での鉄鉱石の還元の 50~90% は固体状態で進行し、残りの還元は溶融ないしスラグ形成プロセスと並行して進むといわれる。溶融プロセスは温度に依存するから、固体状態での還元領域の下端の位置は炉の縦軸方向の温度分布で決まる。この位置における還元率、つまり溶融ないしスラグ形成帯の入口での還元率  $\eta_s$  により上述の還元における 2 つの進行形態の割合を表わすことにする。すなわち還元と溶融プロセスが同時に進行する空間が大きいほど  $\eta_s$  は小さく、それらのプロセスの分離が明確であるほど  $\eta_s$  は大きい。 $\eta_s$  は主として FeO 還元帯の長さとその還元速度に依存する。 $\eta_s$  の増大は  $\text{CO}_2 + \text{C} = 2\text{CO}$  の反応の温度域以下での間接還元率の増大、それに伴うコークス比の低下に対応する。また金属化率が高く FeO が少ないので、高温強度および軟化開始温度の上昇による溶融ないしスラグ形成帯レベルの降下とその幅の縮小に伴い、ガスの通気抵抗が減少する。またスラグ相がコークス層を降下するときの FeO 還元に伴う泡立ちも少なくなり荷の降下が改善される。これらはいずれも炉の生産速度の増大に寄与する。一方、FeO の低下により直接還元による熱消費が少なくなるため、メタルとスラグの温度は高くなり脱硫がよく進行する。

$\eta_s$  は直接還元率  $r_d$  と直線関係にあり、 $r_d$  が増大すれば  $\eta_s$  は減少する。実高炉で種々の鉱石について求めた結果、羽口への還元ガス吹込みを実施している炉の場合、 $\eta_s$  は 0.65~0.80、つまり 65~80% の酸化鉄は溶融ないしスラグ形成開始の時点までに還元されていることがわかった。 $\eta_s$  の増大に最も有効なのは還元ガスの吹込みなどによる還元ガス濃度の増大と装入鉱石の軟化溶融開始温度を上げることである。高炉内での還元プロセスと溶融プロセスの分離は技術的にも経済的にも有利であり、この方向を目指すことが望ましい(図 1, 表 1, 文献 21)。(徳田昌則)

## —製 鋼—

## 新しい塩基度表示の製錬反応への応用

(M. G. FROBERG and M. L. KAPOOR: *Stahl u. Eisen*, 91 (1971), pp. 182~188)

本報は溶融珪酸塩をイオン性融体と考え、従来の分子論的取り扱いによる塩基度表示に変わるものとして、

$PO \equiv -\log a_{\text{O}^{2-}}$  を提案し、その算出法と応用について述べたものである。溶融酸化物をイオン性融体とする考え方はすでに多くの試みがなされているが、金属酸化物が  $\text{SiO}_2$  の網目構造を切る反応を一般化して  $2\text{O}^{2-} \rightleftharpoons \text{O}^0 + \text{O}^{2-}$  としその平衡定数  $K (a_{\text{O}^{2-}} \cdot a_{\text{O}^0} / a_{\text{O}^{2-}})$  と、各金属酸化物に特有なカチオンの電荷数とカチオン、アニオン間距離で決まる field strength 的な値  $\alpha$  を導入することにより  $a_{\text{O}^{2-}}$  を算出する。いくつかの仮定を設け

ることにより  $\text{O}^{2-}$  は次のように表わされる。

$$a_{\text{O}^{2-}} = \left[ \frac{N_{\text{MeO}}}{1 + N_{\text{SiO}_2}} - 1 - \sqrt{1 - \frac{8N_{\text{MeO}}N_{\text{SiO}_2}(1-4K)}{(1 + N_{\text{SiO}_2})^2}} \right] \frac{e^{\alpha} N^2_{\text{MeO}} N_{\text{SiO}_2}}{2(1-4K)}$$

$$e^{\alpha} N^2_{\text{MeO}} N_{\text{SiO}_2}$$

$K$  および  $\alpha$  は各金属酸化物 (MeO) により特有な値で  $K$ ,  $\alpha$  を適当に選ぶことにより二元系珪酸塩における実測の活量曲線ときわめてよい一致を示す。また多元系の  $K$ ,  $\alpha$  は  $\ln K = \sum N_i \ln K_i$ ,  $\alpha = N_i \alpha_i$  で与えられるので二元系における  $K$ ,  $\alpha$  の値から多元系の  $K$ ,  $\alpha$  を算出可能であり、 $[PO - \sum N_{\text{MeO}}]$  のグラフより多元系における任意の組成の  $PO$  を求めることができる。ここでは、CaO-SiO<sub>2</sub> 系における  $K=5 \times 10^{-4}$ ,  $\alpha=6.4$  と FeO-SiO<sub>2</sub> 系における  $K=12$ ,  $\alpha=2.24$  を用いて CaO-FeO-SiO<sub>2</sub> 系における 1600°C での  $PO$  図を作成した。 $PO$  図と実測の FeO 活量を用いて、TEMKIN のモデルより  $a_{\text{Fe}^{2+}}$  図を作成し、これを利用して sulphur distribution  $[(S)/a_S = N_{\text{FeO}}]$  を求めたが、実測値ときわめてよく一致した。(世良田勝彦)

## CO および Ar による溶鋼からの脱ガス

(K. W. LANGE, K. OKOHIRA, D. PAPAMANTELLOS, and H. SCHENCK: *Arch. Eisenhüttenw.*, 42 (1971) 1, pp. 1~4)

CO および Ar ガスを溶鋼の低部から上昇させることにより、溶鋼中のガスを気泡として除去することができる。溶鋼中に入ったガスはただちに溶鋼中の物質と交換反応を起こし平衡に達する。本実験では CO, H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> に関する脱ガス能力と溶鋼における気泡の深さとの関係を解析した。酸素に関しては気泡中の CO 濃度から算定できる。なお気泡の脱ガス能に関するパラメータとして  $K_{\text{CO}} \cdot [\text{C}] \cdot [\text{O}] / P_{\text{CO}} (= 1 \text{ atm}) = P^*_{\text{CO}} / 1$  で表わされる値 (過飽和度) を用いた。ここで  $P^*_{\text{CO}}$  は溶鋼と平衡にある  $P_{\text{CO}}$  である。実験条件は溶鋼成分が C=0.20%, S=0.015%, N=10·10<sup>-4</sup>%, H=6·10<sup>-4</sup>%, 温度: 1600°C 上昇ガスの初期濃度: 10<sup>-7</sup> mol, 溶鋼深さ: 50 cm, 外圧: 0.987 atm である。過飽和度が 3 の CO と Ar 気泡による脱ガスでは溶鋼における気泡の上昇とともに H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, CO 濃度が増加し、溶鋼表面における気泡中の H<sub>2</sub> は約 8%, N<sub>2</sub> はわずかに 0.1% であつた。残りは CO の場合は CO, Ar の場合は CO と 10<sup>-7</sup> mol の Ar であつた。すなわち Ar による脱ガス効果は CO に比べて非常にわずかである。過飽和度が 1 の CO ガスの場合は気泡が溶鋼を上昇する過程で CO 成分が溶鋼へ移動し、H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> は溶鋼から気泡へ移動する。この結果は溶鋼表面における気泡の  $P_{\text{CO}}$  が計算によると 1.34 となり、溶鋼との平衡分圧  $P^*_{\text{CO}} = 1$  より大きく、したがって平衡が溶鋼側へ移行するためである。しかし初期の気泡中の  $P_{\text{H}_2}$ ,  $P_{\text{N}_2}$  は零であり、気泡の上昇にともない溶鋼から H<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> が気泡へ拡散する。すなわち当該ガスの分圧比 ( $P_i / P_i^*$ ) が 1 より大きければ、物質は溶鋼へ移動し、1 より小さければ気泡が成長する。したがって

CO ガスによる脱ガスでは溶鋼中の CO と平衡にある CO により溶鋼の C, O を変化させることなく, N, H を除去できる. さらに CO ガスについて過飽和度 0.6~1.3 までの脱ガス効果について溶鋼深さとの関係を求め, 溶鋼における CO ガスの存在領域を明らかにした.

(吉越英之)

### 130T 酸素転炉における合成造滓剤の利用

(A. V. MARININ, et al.: Stal', (1971) 2, pp. 114~118)

130T 酸素転炉の造滓剤として焼結鉱およびペレットを使用した. 焼結鉱として,  $\text{SiO}_2$  5.8~12.5%,  $\text{Fe}_t$  30.35~52.6%,  $\text{CaO}$  10.09~48.65%, 塩基度=0.87~7.44 のもの 8 種類, ペレットは  $\text{SiO}_2$  5.6%,  $\text{CaO}$  4%,  $\text{Fe}_t$  62.7% のものを用いた. 焼結鉱およびペレットを転炉に使用したときのスラグ組成の変化および脱硫効果などを検討した.

塩基度 1~5 までは焼結鉱の焼成は困難でなかったがそれ以上の塩基度になると, 焼成機の格子の融解, 排ガス温度の上昇, ダストの増加および生産性の低下などの難点が生じた. 焼成直後の高塩基度焼結鉱は十分強いが長時間保存するにはなんらかの対策が必要であった.

30%以下の  $\text{CaO}$  を含む焼結鉱を用いるとスラグ生成速度の増加が認められた. 焼結鉱中に遊離した  $\text{CaO}$  があるとスラグによる同化が急速に進み, スラグ中の酸化鉄も増加しなかった.

高塩基度焼結鉱を転炉精錬に効果的に利用するには, 焼結鉱の経済的な焼成法, 経済的な強化法, 経済的で正確な転炉工場への供給方法を検討する必要がある, さらにスクラップの使用量を増し, 粉末を少なくするように高温の焼結鉱を装入することを検討すべきである.

鋼浴の冷却にスクラップとペレットあるいはペレットのみを使用することは, スラグの生成が急速になるためにスクラップと鉱石を冷却剤とするよりは有利である. スラグ生成の条件から, ペレットを数回に分けて添加する方法の有利であることが明らかにされた.

(郡司好喜)

### 鋼の酸化および脱酸の際の介在物の平均サイズと量の変化 (G. K. BANDYOPADHYAY: Met. Trans., 2(1971), 1, pp. 239~243)

非金属介在物の個数およびサイズの酸化または脱酸過程における変化を検討した. 500 g の鋼試料を誘導溶解して 1550°C に保持し,  $\text{O}_2$  ガスを吹き込んで酸化, または Al, Si, Fe-Si(79% Si), Fe-Mn(75% Mn), Fe-Cr(75% Cr) および黒鉛粉末で脱酸し, 途中で数回試料を採取して, 顕微鏡にて介在物の平均サイズ, 個数を測定した. 倍率は通常 10 倍の低倍率を用い, 個数は格子点法で測定した. 得られた結果を用いて number density (単位体積中の介在物個数) および area density (単位面積中の介在物の占める面積) を計算して解析に利用した.

酸化の過程では介在物の平均サイズおよび area density は時間の経過に比例して増大の傾向にあるが, number density は酸化開始 2 min 後から急速に増加し 6 min で最大値を示し以後再び急速に減少する傾向を示した. このときの介在物は  $\text{FeO}$  の 1 次生成物であり, 本実験では 2 次生成物になる溶解  $\text{O}$  は粒子サイズが小さ

いので低倍率では検出されなかつたとしている. 酸化によつて溶鋼中には過飽和の  $\text{O}$  が  $\text{FeO}$  となつて析出し, 時間の経過とともにサイズが増加することが明らかになった. この間溶解酸素量はほぼ一定であるとみなした.

脱酸の場合は添加後時間の経過とともに平均サイズおよび area density は急速に減少し, number density は増加の傾向を示した. これはサイズの大きな粒子が浮上分離することを示すもので Al 脱酸の場合にこの傾向が顕著であり, 介在物の volume fraction の変化は実測値と計算値の間でよい一致を示した. (大井 浩)

### クローム・ニッケルを含む溶融合金の内部における脱炭速度におよぼす成分の影響

(S. I. FILIPPOV, et al.: Izv. VUZov, Cher. Met. 14, (1971)1, pp. 18~22)

Fe-C-Cr (5, 10, 20%) と Fe-C-Ni (20, 50%) の 1700°C~1870°C における脱炭速度を 100~400 cc  $\text{O}_2$ /min の酸素供給速度で測定した.

脱炭反応が溶鉄の内部で起こるようになる C の臨界濃度  $C_{cr}$  以下では, 脱炭反応は 3 領域 (I, II, III) に分けられたがこれは Fe-C 合金の場合とまったく同じ傾向であった.

Fe-C-Cr 合金における C の臨界濃度  $C_{cr}$  および領域 I から領域 II に移る C 濃度  $C_{II}$  は, 酸素の供給速度および [%Cr] の増加とともに増大した. しかし, 領域 II から領域 III に移る C 濃度  $C_{III}$  と [%Cr] および酸素流量の間にははつきりした関係が認められなかった.

一方, Fe-C-Ni 合金における  $C_{cr}$ ,  $C_{II}$ ,  $C_{III}$  は [%Ni] の増加により減少する傾向にあつた.

脱炭速度式

$$-\frac{dC}{dt} = \frac{S}{V} \gamma [C]$$

の中の速度恒数  $\gamma$  は, 各領域において合金元素, 酸素流量によつて変化した. Fe-C-Cr 合金の場合には,  $\gamma_1$ ,  $\gamma_2$ ,  $\gamma_3$  とも [%Cr] の増加とともに低下した. しかし Fe-C-Ni 合金では [%Ni] の増加とともに低下した.

Cr の酸化は C の酸化と平行して進行した.  $C_{cr}$  に達するまでは Cr の酸化反応は弱く, 脱炭反応が進行するとともに Cr の酸化速度はいちじるしく増大した.

理論値および発生ガス量の比で表わされる酸素の同化係数  $\eta$  は, 100~150 cc  $\text{O}_2$ /min の範囲でその中に中性ガスを添加すると 200 cc  $\text{O}_2$ /min 以上における  $\eta$  の水準まで増加した. この同化係数の変化によつて,  $\text{O}_2$  に中性ガスを添加したときの各元素の酸化速度の増加が説明された. (郡司好喜)

### アルミニウムで鋼を脱酸するとき凝集剤を利用する問題について

(V. I. BAPTIZMANCKII et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., 14(1971)2, pp. 51~55)

溶鋼を Al で脱酸したときの脱酸生成物を凝集剤によつてその分離を促進する問題を理論的に検討し, 実際の鋼塊によつて試験した.

攪拌されている溶鋼中で粒径の異なる粒子が会合する確率, プランドル数の大きい液体中にある粒子の拡散流束の式を細かく分散している  $\text{Al}_2\text{O}_3$  に適用すると, それぞれの値は大きくないことがわかつた.

乱流溶鋼中にある介在物が凝集する過程は、a) 小粒子と大粒子の衝突、b) 大粒子による小粒子の吸収に分けられ、吸収過程には焼結と表面における局部溶融が伴われる。乱流中で2つの粒子が衝突する確率 $N$ は

$$N = \frac{3}{2} \cdot \frac{E(d_1+d_2)^2 u C}{d_2^3} \left[ 1 + \frac{1}{5} \left( \frac{v_a}{u} \right)^2 \right]$$

で表わされる。ここで $d_1$ は大粒子の径、 $d_2$ は小粒子の径、 $E$ は沈降係数、 $C$ は粒子の容積濃度、 $u$ は大粒に対する小粒の平均速度、 $v_a$ はパルス速度の振幅である。この式から5~20 $\mu$ の介在物に対して0.5~5mmの粒子を添加すると $N$ は $10^4 \sim 10^6$ 倍になった。b)の吸収過程を促進する凝集剤の条件としては、溶鋼との接触角 $\theta$ および界面張力が大きく、粘性の低いことであるとした。また凝集剤を鑄型に添加したときに短時間で浮上できる粒子の直径は0.8mm以上必要となった。

7tの下注鋼塊に350g/tのAl、100g/tのCaO粉50g/tのCaF<sub>2</sub>(0.5~3mm)を添加し、鋼塊の清浄度および介在物の含有量を測定した結果、これら凝集剤の添加によつて介在物はいちじるしく減少することが明らかになった。(郡司好喜)

## — 鑄 造 —

### スラグを用いる連続鑄造

(A. D. KLIPPOV, et al.: Stal, (1971) 2, pp. 124~128)

連鑄操業において鑄型部にスラグを用いることは鋼塊肌、非金属介在物の除去を良好にする。

i) スラグの最適組成の選定：最適組成を見出すために、CaF<sub>2</sub>-CaO-SiO<sub>2</sub>-Na<sub>2</sub>O系(A)、CaF<sub>2</sub>-CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-TiO<sub>2</sub>-Na<sub>2</sub>O系(B)スラグについて検討した。その結果、スラグ(A)は、粘性が低い(1~2ポアス)、固液共存温度範囲が広い(100°C)、融点が高い(1200°C)、溶鋼(ステン)に対する濡れが悪くスラグの分離性がよい、Mn, Cr, Al, Tiなどの酸化物介在物をよく吸収した。などのことからスラグ組成としては(A)がよいことがわかった。スラグ(A)の組成(%)は下記のものであった。

CaF <sub>2</sub>	CaO	SiO <sub>2</sub>	Na <sub>2</sub> O	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>
43.7	11.8	34.6	7.5	0.8
35.0	25.2	31.5	4.6	1.2

ii) 凝固におよぼすスラグの影響：溶鋼の凝固収縮によつて生ずる鋼塊と鑄型壁間の空隙をスラグが満たす。このとき鑄型側では固体、鋼塊側では液体となつていく。鋼塊は液体スラグの存在によつてなめらかに滑っていく。鋼塊の冷却性について、スラグを用いた場合(I)とスラグを用いず有機油脂を用いる場合(II)とを比較した。鑄型に100本の熱電対を差し込み鑄型中の温度勾配を測定した。鑄型上部における伝熱量はIのほうがIIより15~20%少なかった。これはスラグの伝熱係数が金属より小さいためである。それに反して鑄型下部においては、鑄型-鋼塊間隙がかなり大きくなるので、間隙がスラグで満たされるIIのほうが伝熱量は20~25%大きかった。鋼塊の凝固相の厚さはIのほうがIIより、鑄型上部では2.5~5mmうすく、鑄型出口においては5~7mm厚かつたIの場合は凝固にとつて好ましい。

(小林三郎)

## — 性 質 —

### オーステナイト鋼における粒界および双晶境界炭化物の形態

(F. G. WILSON: JISI, 209(1971)2, pp. 126~130)

0.09%のCを含む18Cr-13.5Ni鋼を1050°Cで溶体化水冷後、600, 700, 800および900°Cで各1, 4, 16および100hr鋭敏化処理を行ない、粒界と双晶境界に析出したM<sub>23</sub>C<sub>6</sub>の形態を、試料を強く腐食して粒界に溝を作りそこに残つた炭化物を走査電顕で観察することによつて研究した。従来、この種の研究は薄膜の電顕観察によつて行なわれており、そのため二次元的な形態しかわからないが、本論文の方法では三次元的な形状がわかる。

薄膜法では一見独立に存在する同一の方位を持つた炭化物粒子が互に近接して観察されるが、これは粒界面に沿つて炭化物が樹枝状結晶的に成長しそのため平面で切つた場合には同じ結晶に属するいくつかの枝を観察しているためであることが判明した。このような樹枝状炭化物の成長は600~800°Cで起こる。温度が高いとこの炭化物の樹枝状品は粒界に直角方向に厚さを増すが、これはオーステナイト粒界の局所的な移動によつて起こると考えられる。600°Cと700°Cでは整合双晶境界に沿つて炭化物は見られないが、800°Cでは三角形状と棒状の炭化物が生じる。

900°Cでは炭化物の形態は600~800°Cの場合とまったく異なり、粒界面内に棒状の炭化物が生じる。これらは互に連結していないが平行である。

なお、600°Cでは実際には樹枝状品炭化物は観察されておらず独立した炭化物粒子が見られるが、著者は粒界面に沿う樹枝状炭化物が600°Cでは薄いために完全な形で残留しないためと考えている。

炭化物がマトリックスの中へ成長するような場合は報告されていない (山崎道夫)

### 変態したままおよび焼もどした0.7%Cベイナイトの組織、かたさ、靱性の関係

(A. OMSÉN: JISI, 209(1971)2, pp. 131~137)

等温変態によつて生成したベイナイトについて、変態したままおよび焼もどしたときの組織の変化を調べ、ベイナイトのかたさおよび靱性との関係を求めた。試料は0.55mm厚さのUHB15冷延板で、化学成分は0.75% C, 0.17% Si, 0.57% Mn, 0.013% P, 0.015% S, 0.014% Cr, 0.012% Niである。靱性の評価は10×100mmの板状試験片の曲げ試験によつて行なつた。

上部ベイナイトと下部ベイナイトは440~300°Cの温度範囲で混合して現われ、両組織の生成温度にははつきりした境界はなかつた。ただ390°C以上では上部ベイナイトが、そして350°C以下では下部ベイナイトが主体であつた。

ベイナイトのかたさは変態温度の低下とともに増加した。この増加分の約半分は炭化物の分散硬化の差により残りの大部分はベイナイトフェライト中の炭素の固溶硬化の差によると考えられる。一方、靱性は変態温度の低下とともに低下し、とくに400°C以下ではそうであつた。靱性には炭素の固溶硬化が最も重要な因子であるが、転位密度および炭化物の分散の程度も重要と考えら

れる。

短時間の焼もどしはかたさを減少させ、靱性を増加させた。この場合には、フェライト中の炭素の過飽和度および転位密度の減少がおこるために、かたさの減少よりも靱性の増加のほうが大きいと考えられる。焼もどし時間が長くなると、さらにかたさは減少し靱性は増加するが、この場合にはかたさの減少の方が著しい。これは炭化物が凝集することによって分散硬化効果が減少するためと考えられる。

いろいろな熱処理条件において、かたさと靱性との間には相関的な関係がえられなかつた。これはかたさは炭化物の分散硬化に、そして靱性は炭素の固溶硬化によつて、より大きな影響をうけるためと考えられる。

(中島宏興)

#### フェライト地球状黒鉛鑄鉄の延性、脆性破断

(P. J. RICKARDS: JISI, 209(1971)3, pp. 190~196)

フェライト地の地球状黒鉛鑄鉄について延性破断から脆性破断への変化の様相を研究している。用いた試料は Mg 処理により地球状黒鉛を晶出させたのちフェライト化焼鈍した 3.43~3.75% C, 1.53~2.81% Si, 0.016~0.18% P の組成の鑄鉄で、これを +20°C ~ -269°C の温度範囲で引張試験、破断後の組織観察を行なつた結果、以下のような結論を得ている。1) 温度低下にともなう延性から脆性破断への変化は真の破断応力の最大値と伸びの急激な低下によつて特徴づけられる。2) 破断面は伸びの低下にともなつて暗いものから輝いたものへ変化するが、伸びが 5% に下がるまでは暗い破面がその面積率を徐々に減少させながらも残り、割れの発生が延性的に起こり続けていたことを示している。3) 脆性破面が見られはじめた温度付近では脆性的な割れは一つか二つの結晶粒を横切つただけで止められ、このために見かけ上の破断応力-温度曲線にも変化が生じると思われる。

4) 延性破断の温度域では黒鉛粒に相当する空間は体積を増加しつつ引張方向に延ばされ、この空間と空間の間のフェライトの「橋」の部分が最終的には応力を支えきれなくなつて破断を生じる。5) へき開割れはしばしばフェライト粒界あるいは黒鉛粒表面で発生するが、双晶面での割れ発生は従来いわれていたような主要な役割は果たさないようである。6) フェライト粒界や双晶面は割れに対する角度によつてへき開割れの進行を止める作用をもち、黒鉛粒表面も同様の作用をもつことがある。

7) 非常に低温の -200°C 以下では双晶が明らかに割れに先行して起こり、すべり、双晶発生、へき開割れの発生は相互に密接な関係があるようである。8) へき開割れは不連続に進行するために破面は階段状を示し、この様相は走査型電顕で容易に観察される。(藤平昭男)

#### 等温変態した Fe-V-C 合金の組織および機械的性質

(H. C. SUTTON and J. A. WHITEMAN: JISI, 209(1971)3, pp. 220~225)

Fe-V-C 合金を等温変態させたときの炭化物の析出の機構を調べ、さらに等温変態組織の機械的性質を調べた。試料は 0.2% C および 0.4% C の 2% V 鋼を用いた。1150°C でオーステナイト化後 800~500°C で等温変態させた試料について、熱膨張測定、顕微鏡組織観察、引張試験、X線による格子定数測定などを行なつた。

等温変態後に観察された炭化物は  $V_4C_3$  であるが、その析出形態にはいろいろな種類がみられた。等温変態温度への冷却中に元のオーステナイト粒界からフェライトが生成し、これに伴つて繊維状の炭化物が生成する。この炭化物は等温変態温度には無関係に一定の炭化物間距離をもっていることから、冷却中に特定の狭い温度域で生成したものと考えられる。この炭化物は長時間の保持によつて分断され、整列した配列状態になる。等温変態中にオーステナイト/フェライト界面が通りすぎた後に過飽和固溶体から析出すると考えられる微細な炭化物は、一般には整列状を示さず基地中に不規則に析出した。また、等温変態温度への冷却中に薄板状の炭化物が元のオーステナイト粒界に析出した。この結果続いて等温変態が進行するとオーステナイト粒界にそつて炭化物のない領域が生じ、これらの両現象は脆化をもたらす。

最高の強度はフェライトが完全に生成した後のかなりの時間後にえられた。このことは最初に生成したフェライトは過飽和であり、最大強度は過飽和度がかかなり減少するまでえられないことを示している。この合金で十分な延性をうるためには、長時間の等温処理により、繊維状炭化物および薄板状の粒界炭化物を分断し、また粒内炭化物間距離を増大させ炭化物のない領域の影響を相対的に減少させることが必要である。(中島宏興)

#### 温度と負荷速度に伴う $K_{IC}$ の変化

(G. T. HAHN, R. G. HOAGLAND, and A. R. ROSENFELD: Met. Trans., 2(1971)2, pp. 537~541)

破壊力学の進歩に伴い、平面歪破壊靱性  $K_{IC}$  が設計パラメータとして広く用いられるようになった。その場合、 $K_{IC}$  は材料定数とし、一般に一定値として取り扱われがちであるが、もちろん  $K_{IC}$  は速度、温度に依存する値である。さらに  $K_{IC}$  は破壊様式、環境によつても変化する。本報告は、へき開破壊であり、また環境による影響が無視できる場合に限つて、 $K_{IC}$  と平滑材の引張性質を結びつける実験式を導出し、次に  $K_{IC}$  の温度、負荷速度依存性を平滑引張試験片の温度、速度依存性と関連づけようと試みたものである。

現在までに、鋼の  $K_{IC}$  と平滑材の引張性質との関係を求める 3 つの試みがある。これらはアプローチ方式や解析方法が異なるにもかかわらず、次の共通の一般式が得られている。(この求め方は appendix A に示してある)

$$\sigma^*/Y = f(K_{IC}/Y)$$

$\sigma^*$  は平滑材のへき開破壊応力、 $Y$  はクラック先端塑性変形帯での降伏応力の局部値 (この求め方は appendix B に示してある)。そして、数種の鋼の実験値を用いると、 $\sigma^*/Y = 2.35(K_{IC}/Y)$  の実験式が得られた。この式を、外挿に使用する目的で書きなおすと  $K_{IC}Y^2 = \sigma^*/2.35^3$  となる。 $\sigma^*$  は温度、歪速度に依存しない値であるので、 $K_{IC}$  は  $Y$  のみに依存することになる。試験温度が上昇すると、 $Y$  は減少し、それに伴い  $K_{IC}$  は増加すると推察される。また、高負荷速度下での  $K_{IC}$  と  $\dot{K}$  を  $K_{IC}'$  と  $\dot{K}'$  と書くと

$$K_{IC}' = K_{IC} \left[ \frac{Y_0 + 8 \log \dot{K}}{Y_0 + 8 \log \dot{K}'} \right]$$

( $Y_0$  は  $\dot{\epsilon} = 10^{-3} \text{sec}^{-1}$  での降伏強さ) で表示される。この式は、応力水準が増加するか温度が低下すると、 $K_{IC}$

の速度依存性が減少することを示唆する。そして、これらの推定は実験結果とよく一致している。さらに  $K_{Ic}$  と  $Y$  の間に関連性が存在する物理的意味を考察した。そして、これは亜臨界長さのクラック形成に対する強い応力依存性と、へき開破壊が生じるためには臨界のクラック数が必要であることに依存するためであると推察した。

(河部義邦)

#### 低炭素リムド鋼板中の MnO 系介在物と微小组織の関係について

(D. A. WITMER and R. M. WILLISON: Met. Trans., 2(1971)2, pp. 591~597)

低炭素鋼冷延板およびはこなましリムド鋼板中に見られる異常組織には、断面中心部に存在する細粒のクラスターおよび板の表面近くに存在する鉄炭化物層があり、これらは板の成形性および表面品質に対して有害である。本研究はこれらの異常組織の発生原因について考察する。

供試材はリムド鋼で、その化学組成は 0.04% C, 0.31% Mn, 0.02% S, 0.01% Si, 0.002% Al, 0.003% N, 0.042% O。

加工および熱処理は 855°C で最終熱間圧延→577°C で巻取り→冷間加工。その後一部の試料は真空中で 650~760°C で種々の時間焼鈍、その他は大気中で 926°C までの種々の温度に加熱し、いずれの場合も室温まで空冷した。光学顕微鏡およびアナライザーを用いて介在物の組成、析出物の分布状態、結晶粒径などをしらべた。さらに抽出しレプリカ法により析出物を同定した。結果は下記のとおりである。

(1) Mn 酸化物系介在物はその周辺の基地中から Mn をとりのぞくので、前熱間圧延の際いおうは液体として存在している。その結果いおうは引つづいて行なう焼鈍中に微細に析出する。この硫化物析出物は介在物周辺の結晶粒の再結晶による生長を防げる。

(2) この介在物のためにコア部の Mn 含有量はリム部のそれよりかなり少ないと考えられる。この Mn 量の違いにより炭素の活量に勾配が生じ、その結果通常のはこなまし温度でコア部の炭素の表面層への拡散が生じる。

(角田方衛)

#### 溶接熱影響部における疲れ割れ伝播について

(K. R. DOWSE and C. E. RICHARDS: Met. Trans. 2(1971)2, pp. 599~603)

本研究は溶接熱影響部の疲れ割れ伝播への影響について考察することを目的とする。

供試材は軟鋼 (0.26% C) と Ducol W 30 (0.12% C の低合金鋼) であり、溶接材は 0.04% C 低合金鋼である。試験片は、試料をアーク溶接後、溶接方向に対して 90° および 75° に切り出した。前者には熱影響部に、そして後者には熱影響部をさけて片切欠をそれぞれつけた。(後者の場合、切欠より発生した割れが伝播した際熱影響部にあたるようにつけた)。母金属の組織は、Ducol W 30 では析出物を含有する焼戻マルテンサイト(熱影響部では針状マルテンサイト)、そして軟鋼では球状炭化物を含有するフェライトであつた。疲れ試験は室温でシェンク型試験機 (40cpm) により行なつた。結果は次のとおりである。

最大応力拡大係数および振幅応力拡大係数一定の条件下では、母金属中で割れ伝播速度は一定である。しかし、熱影響部が母金属より硬い場合、その影響をうけて割れ先端の塑性変形領域の大きさは制限され、その結果熱影響部中の割れ伝播速度は母金属中の半分ぐらいになる。割れ伝播方向は流動応力の低い領域に向きをかえるので、伝播方向は塑性変形領域の形の影響をうける。溶着金属と熱影響部の境界では割れは伝播しない。これはその境界の両側の流動応力が異なるからである。母金属と熱影響部の間で伝播機構に差はない。

観察結果を総合すると、疲れ割れが存在する場合の溶接物の安全性は最低流動応力を構成する部分の靱性に依存すると言えよう。(角田方衛)

#### 高張力鋼の溶接熱影響部における熱間マイクロ割れ

(A. G. VINCKIER: Welding J., 50(1971)1, pp. 19s~24s)

この報文は、低合金高張力鋼において、低入熱もしくは大入熱溶接の際生ずる熱影響部において、割れが非常に発生しやすい鋼、または広幅溶接鋼板引張試験の結果が非常に悪かつた鋼についての調査結果の検討を行なつたものである。これらの材料は、サブミクロ的な規模の熱間割れが、溶接の際の溶融金属にごく接した熱影響部の初期オーステナイト結晶粒界に発生した形跡が認められたものである。この種の熱間割れは、結晶粒表面を溶融した硫化物の膜で濡らしたような特殊な状態となっており、これを光学顕微鏡によつて確認することは困難である。しかしながら、電子顕微鏡を用いた場合には、破面の観察により確認が可能である。この現象は、溶接熱サイクル再現装置を用いることにより、小試片で再現せしめることが可能であつて、その場合の最高温度は鋼の融点下約 50°C にセットする。おのおのの熱間マイクロ割れはそれ自身は小さいものであるが、通常はこれらは多数発生し、かつ互いに隣接して分布しているため、多くの相隣れる初期オーステナイト粒界にネットワークを形成することになる。この割れは、非常に大規模に発生することがあり、そのために溶接部の有効継手強度が減少することがあり得る。これらの欠陥を手がかりとして、さらに割れが伝播するものと考えられている。このような欠陥は、光学顕微鏡的に観察しうる程度の熱間割れおよび冷間割れ、あるいはラメラテープのようなものからさらには、高い応力が加えられるかまたは冷部ないしは荷重の際にある程度の塑性変形が要求されたりするならば脆性破壊の連続的な伝播とさえなりうる事が明らかとなつた。(図12, 表2, 参9) (志村一輝)

#### —物理冶金—

#### Fe-C-Mo, Fe-C-Cr合金におけるフェライトとペナイトの炭素量のマイクロアナライザーによる研究

(K. R. KINSMAN, et al.: Met. Trans., 2(1971)1, pp. 346~348)

Fe-0.11% C-1.95% Mo と Fe-0.13% C-2.99% Cr の2種類の高純度合金を、1300°C で3日間均一化処理し、6×6×0.8 mmの試料を採取後、1300°C-15 mm塩浴中でオーステナイト化処理し、氷塩水に焼入れし、試験に供した。加熱温度は Fe-C-Mo 合金で 500~850°C、Fe-C-Cr 合金で 550~800°C とした。surface relief

bainite を観察するため  $10^{-5} \sim 10^{-6}$  torr の真空中で熱処理し, He ガス中に焼入れた. 炭素量の分析はマイクロアナライザーを用いて行なつた.

炭素分析値はペナイトの成長が進行中不安定であるが, 一応代表的なフェライトとペナイトの組成と考えてよい. 実験したすべての加熱温度および時間で炭素量は大体 0.03% 以下であつた. 同様な結果がフェライトの形態にかかわらず得られた. これは kinetic-Bs 温度以下で炭素量がオーステナイト中の炭素量と比較し著しく低いので, kinetically defined bainite に関する ZENER の理論が不適當であることを示す. 試験に供した合金ではすべての試験温度で過飽和フェライトが熱力学的に生成する可能性があるが, 本研究ではこういった現象は認められなかつた. surface relief bainite は過飽和な炭素を含むといわれているが, 本研究結果はこの予言が正しくないことを示す. kinetically defined bainite と surface relief bainite は析析フェライトとして実際には成長する可能性がある. 下部ペナイトの範囲であるような低温で surface relief bainite の炭素量を測定し, ペナイトを構成するフェライトの炭素量を分析することが望ましいが, これは有効 X 線スポット直径などを考慮するときわめて困難である. (山田武海)

#### 鉄に富んだ Fe-Al 合金における相関係

(H. OKAMOTO and P. A. BECK: Met. Trans., 2 (1971)2, pp. 569~574)

Fe-Al 2 元系状態図の FeAl および  $Fe_3Al$  規則相に関しては不明瞭な点が多く, 研究者により意見が分かれている. すなわち,  $\alpha$  相と FeAl 規則相とは 2 相領域により分離されているとする研究と, この 2 相間の遷移は 1 次より高次であり 2 相領域は存在しないとするものがある. また FeAl と  $Fe_3Al$  規則相との間の遷移についても同様に 1 次および高次の両意見がある. 本研究は X 線回折と磁気分析によりこの不一致を解明しようとしたものである.

530°C で 10 日間焼なますと 22 at% Al では  $\alpha$  Fe 固溶体となり, 27 at% Al では  $Fe_3Al$  単一相である. 23~26 at% Al では両者が共存しており, この 2 相領域は 550~440°C の範囲で認められる. 555°C で 7 日間焼なますと 23~26 at% Al では  $\alpha$  と FeAl が共存し, 27 at% Al では FeAl 単一相となる.  $\alpha$ , FeAl および  $Fe_3Al$  の 3 相平衡は 555°C と 550°C の間に存在する. 600°C で 2 日間焼なますと 24~26 at% Al では  $\alpha$  と FeAl が 2 相共存し, この 2 相領域は 23.9 at% Al で 661°C よりわずかに上まで存在する. 661°C 以上の温度における不規則  $\alpha$  から FeAl 規則相への遷移は 1 次より高次であり, その遷移に対応する境界線は 23.9 at% Al, 662°C 付近で 2 相領域と交わる. FeAl と  $Fe_3Al$  との境界線を 27~32 at% Al について決定したが, これらの 2 相領域は X 線回折では測定不可能なのでキューリー点を用いて調べた. その結果 2 相領域は存在するとしても 32 at% と 32.4% at% Al の間のきわめて狭い範囲であり, FeAl への  $Fe_3Al$  への遷移は 1 次型ではなく 2 相領域は存在しないと結論される. (淀川正進)

## — 合 金 —

### 熱間加工用工具鋼の焼もどし硬さにおよぼす合金元素の影響

(H. MODIN and S. MODIN: Jernkont. Annal., 155 (1971)1, pp. 17~22)

スウェーデン規格 SIS 2242 鋼 (0.40% C, 1.0% Si, 5.3% Cr, 1.4% Mo, 1.0% V) に相当する熱間加工用工具鋼の焼入れ焼もどし後の硬さにおよぼす合金元素の効果を調べるため, SIS 2242 鋼の合金元素を 1 種類もしくはそれ以上除き, 他の合金元素を標準組成に保つた 11 種類の鋼を作り, 焼入れ焼もどし後の硬さを測定した.

鍛造した試片を石英管に封入し, 1200°C で 30 min 加熱後 5% NaOH 水溶液に焼入れ, 残留オーステナイトを少なくするため -80°C に冷却し, 15 min 保持した. これらの鋼を 25°C で 6hr, 50, 100, 150, 200, 300, 400, 450, 500, 550, 600, 650, 700°C でおのおの 2 hr 焼もどし試験に供した.

25~150°C の焼もどし温度では, 炭素鋼, Cr, Mo, V, Si, Si-V などの 1~2 種類の添加元素を含む鋼は 50°C で最高硬さを示し, 2 種類以上の合金元素を含む Si-Cr-Mo-V, Cr-Mo-V, Si-Cr-Mo 鋼では 100°C で最高硬さを示す. 50~100°C で Si は硬さの低下を遅延するが, 100~150°C では硬さの焼もどし温度依存性は組成の相違により変化しない. 200~300°C では Si は硬さの低下を著しく減少させるが, これは Si がセメントタイトの生成成長を遅らせるためであろう. 500°C までは 1.1% Si は 1.1% V, 1.4% Mo よりも硬化作用が大きく, 500°C 以上では Si を含まない鋼は Mo や V を含まない Si 鋼より幾分硬い. Si-Cr-Mo 鋼と Si-Cr-V 鋼を比較すると 1.1% V は 1.4% Mo よりも硬さ曲線におよぼす効果が大きい. C は硬さを上昇させるが, 焼もどし温度依存性はほとんど変化しない. V, Si-V, Mo 鋼の最高硬さは約 600°C, Cr 鋼は 450°C, 熱間加工用工具鋼 Si-Cr-Mo-V 鋼は約 550°C である. 炭素鋼と比較すると添加元素の硬化作用は V, Mo, Cr の順に大きい. V 鋼に Si を添加すると最高硬さを増す. 熱間加工用工具鋼 (Si-Cr-Mo-V) の最高硬さは最も高くこれは Si, Cr, Mo, V の添加元素の硬化作用の和にほぼ等しい. (山田武海)

### 高純度 Ni-10, -20 および -30 wt% Cr 二元合金の引張性質におよぼす時効の影響

(W. E. CLAYTON and C. R. BROOKS: Met. Trans., 2(1971)2, pp. 531~535)

Cr を 30wt% (以下濃度は wt% で表わす) 程度まで含む, Ni-Cr 合金の電気抵抗や比熱などの物理的性質には異常が存在する. この異常は短範囲規則化, あるいは長範囲規則化による規則相  $Ni_2Cr$  の形成によるとされている. 本報告はこのような規則化が起こる温度で時効したとき, 時効時間とともに機械的性質がどのように変化するかを調べたものである.

使用した合金は, つぎの 3 種類の組成を持つ, 10Cr (10.31% Cr, 89.69% Ni), 20Cr (20.35% Cr, 79.66% Ni), 30Cr (30.37% Cr, 69.73% Ni). これらは純度 99.7% の Ni と Cr から溶製した. 固溶化処理は 900°C, 12 min 乾燥窒素ガス中に行なつた. 試料の結晶粒

径は 0.0635 mm であつた。時効は 280 から 530°C の温度範囲で行ない、時効時間は最長 4 カ月まで行なつた。引張り試験は、ひずみ速度  $0.044 \text{ min}^{-1}$  で行ない、試験温度は 25°C であつた。試験片は平行部長さ 5.715 cm, 直径 0.635 cm とした。

3 種類の合金はいずれも、いろいろな時効処理を行なつた後も、伸び 35~50%, 絞り 60~70% を示した。時効によつても、10Cr 合金の引張性質は変化しなかつた。最長 1 日間の時効を行なつた 20Cr 合金の強さは、わずかではあるが増加した。30 Cr 合金の加工硬化係数以外の引張性質は、時効時間とともに変化する。固溶化状態で、0.2% 耐力が  $31 \text{ kg/mm}^2$  であつたものが、479°C では時効時間とともに増大し、1 カ月で最高値  $65 \text{ kg/mm}^2$  に達した後、減少する。

VINSTAIKIN らの中性子線回折の結果では、10Cr 合金では短範囲規則化が起こるが、長範囲規則化は起こらない、これに対して、20Cr および 30Cr 合金では長範囲規則化がおこるとされている。このことから長範囲規則化が強化にあずかることが知られる。30 Cr 合金の長時間時効では、一度最高値に達した強度が減少するが、このことから長範囲規則領域の核生成および成長の初期に生ずる、整合ひずみが強化に大きな役割をはたしていることが推察される。

(菊池 実)

### —そ の 他—

#### 液状鋼用電磁ポンプの開発とそのテスト

(T. S. JONES, et al: Met. Trans., 2 (1971)2, pp. 433~436)

電磁ポンプは元来、溶融アルカリ金属循環用に原子力関係分野で開発され発展してきたものであるがアルミニウムや鋼のような溶融金属の流量制御用として工程冶金

分野にも応用できる。介在物除去のためかつまたあるいは鋼清浄化のための対向流動技術を真空脱ガスにおけるような単なる金属流動に組み合わせることが考えられるし、液状鉄の輸送に、高炉の出鉄に電磁湯道を使用する報告や、水平連鑄にこれを適用する特許もある。R-H タイプの脱ガス槽に電磁輸送を組み合わせたいいわゆる“Thermo-Flow”プロセスはアメリカ唯一のこの種レポートであるがこのやり方はいまは断念されているらしい。

本報はフラットリニヤータイプの誘導ポンプが液状鋼取扱用として組み立てられ実験室的に試験されたこと、およびそのプログラムが成功裡に完了したことを報告するもので、設計考察、予備テストなどにつき失敗例を含めて述べた後、「16hr 予熱でポンプ入口温度が  $2400^\circ \text{F}$  になつた。530 lb の 304 ステンレス鋼が  $3000^\circ \text{F}$  で下部レーザーバーに注入された、注入初から 30 sec 後ポンプにパワーをかけた。数秒後に金属は上部レーザーバーに登りつめた、パワー最高になつたときそのパワーを逆向きにした。このやり方は 17 min つづけ正逆パワーはその間合せて 70 回以上かけた」とその手順を説明して「ステーターにかけた最大電圧 294 V, 試験後の金属レベルから判断すると最大発生圧力 9.1 psi であり、予想値とよく一致している」、「500 V を用いれば最大圧力 25 psi が達成可能だろう」といい、「プラントスケールでの確認試験は行なわなかつたがこの方法は、生産を目的とした溶鋼輸送にも適用しうる」としている。

本実験装置は 2 つのレーザーバーを 2" 径パイプでつなぎ、その中間に断面約  $5/8 \times 12 \text{ in}$ , 長さ 51 in の流路形状をもつ電磁ポンプをおいたものである。(図 7)

(内藤弥太郎)