

## 抄 録

## —燃料および熱—

**Bethlehem Steel Co. における石炭組織学の応用**

(R. R. THOMSONS et al.: Blast Furn. & Steel Plant (1966) 9, p. 817~824)

Bethlehem Steel Co. の石炭組織学の応用研究は、石炭組織を Reactive (Vitrinoid, Exinoid, Resinoid), Semi-Inerts (Altered Vitrinoid, など) と分類し、次の3分野の研究が進められている。

1. 石炭利用への応用: この分野の最終目標を石炭組織学から装入炭のコークス化性を推定する方法の開発におき、現在すでに組織成分とタンブラーの Stability 指数との関係を求め報告済みである。本報には最近の研究の紹介があり、第1に反射率、Inerts 成分の膨張圧に対する関係を調べ、Altered Vitrinoid を多量に含む装入炭以外の場合には組織成分より膨張圧が推定できること、第2に Altered Vitrinoid のコークス化性を調べ、製品コークスの性状および乾留中の収縮性よりみて Vitrinoid よりも Inerts 成分に近いことを述べている。

2. 採炭、洗炭への応用: この分野への適用の第1は採掘中の鉱山のサンプルより Vitrinoid の反射率の等高線図表を書き、採炭に役立たせようとするものである。

第2に洗炭工場の管理項目として Vitrinoid の反射率および Inerts 成分をあげ、これらの特性の管理をさせることである。第3に顕微鏡による組織の検討より、たとえばパイライトの除去のための適正粒度などの洗炭特性について情報を与えることである。これらの研究例はこの分野への応用の一部にすぎず、さらに多くの情報を基礎研究の進歩にともなつてこの分野に与えるであろう。

3. 石炭組織学の基礎研究: 現在研究中のテーマは、1) 石炭の酸化とコークス化性の定量化、2) コークス化性に関係のある組織成分のよりよい定義づけ、3) 組織成分の迅速分析方法などがあり、従来の分析値、乾留試験に代つて組織学的分析値よりコークス化性を求める方法を確立することである。(小泉哲人)

## —製 鉄—

**種々な塩基度の焼結鉱の荷重軟化性について**

(E. OVERKOTT, G. OUADE and J. WILLEMS: Stahl u. Eisen, 86 (1966) 18, p. 1122~1128)

August Thyssen 製鉄会社の冶金部門においては、酸性の鉱石(南ドイツや Fortuna 精鉱)を原料として、試験鍋で現場焼結機にて、塩基度を変えて製造した焼結鉱について、荷重軟化試験を行なつた。従来の荷重軟化試験での鉱石試料は、立方体に切り出したり、圧縮成型したものであつたが、この論文での試験の試料は、3~10 mm の粒度に揃えたものを使用した。試料には 2 kg/cm<sup>2</sup> の荷重を加え、常温より 1200°C まで昇温し、その間の膨張、収縮状況を記録した。

現場の焼結機で製造された焼結鉱の塩基度は 0.52 か

ら 0.95 に変化しており、SiO<sub>2</sub> は 8.50~14.39% 含有し、試験鍋での焼結鉱の塩基度は 0.25 から 1.37 の間で変化させ、SiO<sub>2</sub> の高い鉱石を使用したので、製品焼結鉱の SiO<sub>2</sub> は 12.5~20.3% であつた。

荷重軟化試験の結果、いずれの焼結鉱も、約400°C よりわずかず膨張を続け、750~900°C の温度範囲において軟化収縮を始めるが、軟化開始の温度、その後の軟化状況が塩基度によつて、異なつた推移を見せている。すなわち、軟化開始の温度は、焼結原料によつても異なるが、塩基度 0.4~0.9 の間に谷があり、800°C 以下であるが、塩基度が1をこすと上昇している。また塩基度 0.4~0.9 の焼結鉱は、最終的な大きな軟化が行なわれる前に、800~1000°C の温度範囲において一時軟化が停滞する現象が見られた。この現象は、0.4 以下の酸性の領域および 1.0 以上の高塩基度の領域では現われなかつた。

またこれらの焼結鉱の組織を顕微鏡観察した結果、酸性の焼結鉱では、Fayalite の結晶が発達し、これが塩基度の上昇とともに、ガラス相と置換し、塩基度が 1.0 をこえるとガラス相にカルシウム・フェライトの析出が認められた。

荷重軟化試験の結果は、高炉操業に最適な性状の焼結鉱についての情報を与えるものであると述べている。

(山田幸夫)

**高炉におけるジェットタッピング**

(S. P. DARBUT: Blast. Furn. & Steel Plant, 54 (1966) 9, p. 838~840)

従来、高炉における jet-tapping は爆破の際に出鉄口面積を拡大し、あまりにも出鉄の速度を増し、湯の流れを乱すという理由から避けられていたが、当社 (Crucible Steel Company) では、平炉あるいは電気炉で使用していた jet-tapper を利用して、1965年3月10日に高炉での jet-tapping に着手した。

まず上記の問題をチェックするために、一端の開いたバレルの中に 10% ピッチ配合の粘土をつめ、乾燥後孔をあけて jet-tapper を挿入し爆破させた結果、他端に 1/2~5/8 in の孔があき、軸方向への粘土の飛散はあつたがバレルの側壁には損傷が認められず、半径方向に作用する破壊力は影響のないことを確認した。

jet tapper は 1<sup>1</sup>/<sub>4</sub> オンスの火薬を内在し、4,000,000 psi の爆発力を有する。長さ約 8 ft. の厚紙製中空棒で、3個の部分—5 min間は 2000°C に耐える head、火薬を含む部分、爆破雷管と導火線を含む部分—に分れる。

実際には、直径 3<sup>1</sup>/<sub>8</sub> in の自動開孔機であけた深さ約 52 in の孔に jet-tapper を押し込めた後、出鉄口から 15 ft. 隔てて設置された爆破機に導火線を連結し爆破を行なつた。最初は tapper の位置が適正でなく、出鉄口より火焰を発したり、開孔が不十分であつたりで初期の目標を達成できなかつたが、head に熱電対を取り付け head の耐火性と位置および時間の関係を求めた後に行な

つた試験では、溶鉄の流れは非常に良好で poking の必要はなかつた。爆破による炉体の振動は問題にならなかつた。

試験は 3 月 10 日に始まり 11 日より 19 日まで 3 回/日の jet tapping を順調に行ない、4 月より通常業務とした。

jet tapping の利点は、出鉄作業の能率向上、良好な湯流れ、加えて、従来の方法よりも開孔機部品の損耗は少なく酸素パイプは不要となり、かつ poking bar の必要数が 90% 削減されるなどコストを低下させ得る点にある。(近藤幹夫)

## — 製 鋼 —

真空吸上げ法で溶鋼を脱ガスするときの炭素-酸素反応過程 (H. KNUPPEL and F. OETERS: Archiv. Eisenhüttenw., 37 (1966) 8, p. 621~632)

真空吸上げ法で脱ガスするときの脱酸率、 $\epsilon' = \Delta[O]/[O]$  は 60~75% であるが、67.54 t ~ 96.44 t の取鍋溶鋼を用い、取鍋内での試料採取、真空槽内での試料採取、発生ガス量の測定および吸上げ回数からの計算により溶鋼の脱酸過程を研究した。

0.077% C の溶鋼を脱ガスした結果では、取鍋で採取した試料の酸素がもつとも高く、吸上げ回数 21 で 0.028% から 0.012% に減少し、ついでガス量から求めた酸素量、理論計算値の順に小さくなり、理論計算によると 21 回で 0.004% となつた。また脱ガス後の再酸化により 0.004% 近い酸素の増加が見られた。溶鋼中の [Si] は脱ガス過程で 0.004% 近く増加したが、これは SiO<sub>2</sub> の C, Mn, Fe による還元のためと考えられた。特殊な製造により真空槽から採取した溶鋼試料の酸素量は最も低く、0.04% C の溶鋼を 28 回吸上げたときは 0.016% から 0.005%、0.091% C の溶鋼では 0.012% から 0.004% となつた。

96.44 t の溶鋼に 20 kg の Ni, 94.48 t の溶鋼に 27 kg の Fe-Al, 251.9 kg の Fe-Si を添加したときの各成分の増加速度から、取鍋中での溶鋼の混合は 5~6 回の吸上げで十分果たされることが分つた。

脱ガス過程でガスの発生量が最も多いのは 20 sec までであり、その後は急速に減ずる。発生するガスは CO が大部分であるが、発生ガス量およびガス組成から溶鋼量と酸素含有量の時間的変化を検討した。

物質移動係数 ( $\beta$ )、溶鋼容積 ( $V$ )、反応面積 ( $F$ ) で表わされる速度速度恒数  $\kappa = \beta \cdot F/V \cdot S^{-1}$  は、実験室での気泡生成のない状態では  $1 \sim 4 \times 10^{-3} S^{-1}$  であるのに対し、実際の真空脱ガス過程では  $6 \sim 96 \times 10^{-3} S^{-1}$  と得られた。また反応の全表面積  $F = \kappa \cdot V/\beta$  は  $3 \sim 125 m^2$ 、反応表面積  $F/V$  は  $29 \sim 200 m^{-1}$  の範囲にあることが明らかとなつた。(郡司好喜)

### 鋼の高周波真空溶解時における合金元素の蒸発速度

(R. G. WARD and T. D. AURINI: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 9, p. 920~923)

これまでの研究から溶鉄中のマンガンの蒸発は 80  $\mu m$  以下の真空中では圧力と無関係であることが知られている。本報では真空中で高周波溶解した溶鉄からのマンガンの蒸発速度について 1168~1810°C の温度域にわたって検討し、蒸発過程を支配する因子を求めた。

溶鉄量は約 5 lb とし、アルゴン 10~25 cm Hg 下で

マンガンを添加したのち急速に減圧し、所定の時間で試料採取を行なつた。保持時間と濃度が直線関係にあつたことから一次反応については次式のようにあらわされる。

$$d \%Mn/dt = -kA/V \cdot \%Mn$$

これを積分して、

$$\log [\%Mn_2/\%Mn_1] = -kA/V \times 0.4343 (t_2 - t_1)$$

となり、実験値より蒸発速度定数  $k$  が求められる。

低圧下におけるマンガンの蒸発は溶鉄表面への物質移動と溶鉄表面からのマンガンの蒸発の 2 つの段階から成ると考えられる。そこで Machlin の物質移動式と Hertz-Knudsen-Langmuir の蒸発速度式を組み合わせることで実験結果を検討した。その結果、1430°C 以上の高温域では、拡散律速であり、それより低温域では、蒸発が律速となることがわかつた。

このモデルを用いると溶鉄中の他の元素の蒸発速度を予想でき、文献にみられる実験結果とかなりよく一致するのが認められた。(渡辺靖夫)

炭素量の少ない鉄鉄による酸素上吹精錬の冶金学的研究 (H. von ENDE, F. BARDENBENER and W. D. LIESTMANN: Stahl u. Eisen, 86 (1966) 18, p. 1117~1128)

平均組成が 4.26% C, 0.59% Si, 1.19% Mn, 0.230% P, 0.042% S の鉄鉄を 40 t 上吹転炉で吹錬した結果ならびにその溶鋼とスラグを石灰坩堝中で 1640°C に再溶解した結果を平衡論的に検討した。

(MnO)/[Mn] はスラグ中の FeO の増加とともに高くなるが、石灰坩堝中で溶解した系では H. v. ENDE et al. の平衡値に近い。しかし 1600~1660°C の温度範囲にある 40 t 転炉の (MnO)/[Mn] はこの平衡値より低めであつた。

石灰坩堝中で溶解した系の (P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>)/[P]<sup>2</sup> の値は H. v. ENDE et al. の平衡値に近く、(FeO)<sup>11</sup> 34% までは急激に増加して 20,000 前後となり、それ以上 (FeO)<sup>11</sup> を増すと逆に減少する。一方転炉の (P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>)/[P]<sup>2</sup> は (FeO)<sup>11</sup> 37% まで増加するが、その傾向は溶鋼中の C 含有量によつて異なる。C ≤ 0.05% ではほぼ平衡値に近い変化を示す反面、C ≥ 0.10% の範囲のものでは (P<sub>2</sub>O<sub>5</sub>)/[P]<sup>2</sup> の値が一般に平衡値より低く、(FeO)<sup>11</sup> 35~37% に極大値を生ずるがその値は平衡値より高い。

石灰坩堝中で溶解した系の (S)/[S] は H. v. ENDE et al. の平衡値に近く、スラグ中の (FeO)<sup>11</sup> の増加とともに高くなる。しかし、転炉の (S)/[S] は (FeO)<sup>11</sup> が 33% までは増加し、それ以上の (FeO)<sup>11</sup> では逆に減少する。溶鋼中の [S] はスラグ中の (FeO)<sup>11</sup> が 33% までは減少するが、(FeO)<sup>11</sup> 33~45% ではほぼ一定となる。このようにスラグ中の (FeO)<sup>11</sup> が 33% 以上で (S)/[S] が減少し [S] が一定となるのは、スラグ中の (S) がガス化するためと考えた。また溶鋼中の [S] が最少となるのはスラグ中の (Fe) が約 22% の附近であるとした。

転炉の 0.03~0.055% C の範囲の溶鋼における [O] はスラグ中の (FeO)<sup>11</sup> とともに増し、H. v. ENDE et al. の平衡値に近いが、スラグ中の (FeO)<sup>11</sup> は溶鋼中の [C] の増加とともにわずかに減少した。また C < 0.2%

の溶鋼における  $[C] \cdot [O]$  は、 $[C] \cdot [O] = 0.00202/1 + 0.8[O]$  の平衡曲線より上にあることがわかった。

(郡司好喜)

## — 鑄 造 —

### 連続鑄造による大規模生産

(W. H. SUMMERS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 9, p. 882~886)

Shelton 新工場の建設にあたり、需要の増大に追従できるように連続鑄造設備の配置に工夫を加え、これまで試みられなかつた 24 in × 17 in といつた大型のものも生産可能とした。本報ではその建設にあつての諸問題を報告している。

この計画は年間 25~35 万 t の生産を目標にし、しかも既存の高炉を用いるように作られた。すべての設備が 1 つの建屋の中に収められており、1 つの鑄造床に 4 台の鑄造機が据えつけられている。当初は 4 基の操業サイクルが異なるために幾分混乱が生じたが、オペレーターの数をかえることにより解決できた。

この工場での操業結果から、非常に品質のすぐれたものを生産できることがわかった。また、形状が大きくなればそれだけ良い品質のものを鑄造できるが、大口徑の鋼管を製造するには多くの問題がある。

このような大きな設備で主として問題となるのは、ならし運転、機械の維持、破損対策などである。一度これらが設定され、操業条件が確立された後は順調に運転されるようになった。

(渡辺靖夫)

### 鋼管の連続鑄造

(C. HOLDEN, J. W. MENTER and D. VINCENT: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 9, p. 887~893)

最近、材質に要求される条件が厳密になったため、従来の諸方法によるものよりも、つぎ目なし鋼管の製造の方が多く要求されるようになってきた。本報では、低炭素鋼管の連続鑄造について研究した結果を報告している。

鋼の連続鑄造において最も重大な表面欠陥としては、表面あるいは表面のすぐ下に生じる小さな地疵である。これらは熱間仕上管に割れやしわを生ずるものになり、商品として適さない。普通、ピンホールは鑄放し表面には見られないが酸洗いや研磨によつて現われてくる。これらのピンホールの原因としては凝固時に放出される一酸化炭素、あるいは鋼中に溶解している水素によるものが考えられる。本実験では水素がピンホールの起源とはなつていないことがわかった。結局、ピンホールのない鋼を得るにはアルミニウムのような強力な脱酸剤で完全に脱酸して酸素量をできるだけ少なくするのが良い。

清浄度についてみると、点算法では試料の周辺部と中心部において非金属介在物の量はあまり変化がなかつたが、抽出法によると外周部の方が中心部より 25% 位清浄度がおちる。清浄度改善にはストッパー、ノズルの材質に注意を払うか、せきなどを作つて機械的に介在物を除くことが必要である。

鋼管の連続鑄造で最も注意しなければならないのは、鑄造品の断面歪であつて、この問題については鑄型内でピレットが凝固する時の形態を推定することによつて、

歪が最小になるように努力した。歪に最も影響する要素は、鑄型のテーパやロール台における冷却などよりもむしろ鑄型冷却水の流量であることがわかった。流量が多いと鋼の凝固速度が大きくなり、厚い表皮が形成されて、収縮し、鑄型壁からはなれるので、そこに隙間が生じ、熱移動速度を減少させることになる。また流量が少ないと鑄型の温度が上昇し、熱抽出速度が遅くなるため表皮の形成がおそくなる。その結果、表皮が十分な厚さになる位置が下方にきて、前と同じように熱移動速度が減少することになる。以上のことから歪を最小にするために注意すべきことは鑄型冷却水量、鑄込速度、鑄型テーパ、鑄型内の鋼浴の高さなどであるといえる。

(渡辺靖夫)

### 酸素を添加した鎮静せざる硬い鋼の鑄造

(W. STEIN, T. KOOTZ and K. WICK: Stahl u. Eisen, 86(1966) 17, p. 1061~1071)

炭素含有量の高い硬い未脱酸の鋼を上注法で鑄造するには多くの困難がある。本論文はこの問題に対して溶鋼に酸素を供給しその活性を高めて良好な鋼塊を得るための酸素量、酸素の吸収、鋼込および凝固中の酸素の放出リム層の状態、偏析、清浄度に関して行なつた研究について記述されている。溶鋼に酸素を添加する方法は取鍋ノズルの周囲に環状の密集した噴出口を有する酸素ノズルを装置してこれにより酸素は溶鋼の流れに対してある角度をもつて吹きつけられる。単位時間に混入せしめる酸素量の調節は敏速に操作できる高圧弁によつて行なわれる。実験は 0.08~0.20% までの炭素量を有する 10 溶解に対して行なわれた。実験の結果炭素量が 0.10% よりも高いリム鋼は注入流に酸素を吹きつけることにより良好なアクションで鑄造することができた。必要な酸素供給量は鋼の炭素含有量増加に伴つて増加せしめなければならないが最適な沸とうの条件は炭素量 0.08~0.22 の範囲では次式で与えられる。鋼 t 当たり必要酸素量 ( $Nm^3$ ) =  $2.88 \times \%C + 0.15$

あらかじめ酸素で飽和している溶鋼に注入中さらに余分に酸素を吹きつけるこれらの酸素は鋼の凝固開始時間を遅らせる働きをする。同時に発生する強い沸とう作用が十分長く継続し、酸素を添加せずに鑄造した鋼塊よりも健全な厚いリム層を形成せしめる。その上鋼塊ボトムから最初の環状気泡を生ずる高さを減少せしめる。長い多数の下注鑄型に鑄造する場合は酸素を添加しても逸散が早いので酸素添加をしない場合と同様になる。それに対して硫黄はリム層の強い吹き抜け作用のためわずかにリム層に偏析する。酸素を添加した場合の下注および上注のブルームに発生する介在物は上注法では下注法に比較し特に鋼塊ボトムのシリケート系介在物が減少する。これに反して上注法では鑄型中に少量の Al を添加したので下注法よりスピネル系の介在物が増加した。ゆえに以後は鑄造に際し、Al をほとんど使用しないようにした。上注法では下注法に比較し外部から混入する介在物を軽減できると同時に、より硬くより厚いリム層を有する鋼をつくる有利性を持ち、また製造コストの上でも無視できない節約をなし得る。

(桐林武彦)

## — 性 質 —

### オーステナイト鋼の高温酸化中に形成される表面酸化物構造におよぼす微量添加元素の影響

(J. M. FRANCIS: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 9, p. 910~913)

オーステナイト鋼の高温酸化中に形成される表面酸化物の構造と酸化速度におよぼす微量添加元素 (minor alloying element) の影響を検討した。そのため、Mnおよび Si を含まない 20%Cr-25%Ni-Nb 鋼と Mn (0.7%) と Si (0.6%) を含む基準材とを比較検討した。酸化試験は 750°C と 850°C とで高純度二酸化炭素中で 0.1 から 100hr 行なつた。その結果、通常オーステナイト鋼中に存在する Mn, Si の微量添加元素はこの鋼の対酸化性にかなり大きな役割をはたすことを明らかにした。その結果を要約すると次の通りである。

1) 20Cr-25Ni-Nb 鋼から Mn を取りさると酸化速度はわずかに減少する。しかし、この傾向はそれほど大きなものではなく、最終的には基準材の酸化速度とほとんど等しい程度になる。

2) 酸化におよぼす Mn の影響はおもに高格子常数の Mn(Fe-Cr)O<sub>4</sub> spinel 構造を安定にすることによる。すなわち、この構造中での陽イオンの拡散速度は低格子常数の Fe-Cr spinel 構造中より速いものと思われる。しかし、この効果は 850°C で試験した時のみ認められる現象であり、750°C では Mn(Fe-Cr)O<sub>4</sub> spinel 構造を作るほど表面酸化物中の Mn 量は増加しない。

3) 20Cr-25Ni-Nb 鋼から Si を取りさると酸化速度は著しく増加する。この現象は有効な非結晶質の SiO<sub>2</sub> 層を消失せしめることによる。また、Si は鋼と酸化物界面に形成する初期酸化物中での欠陥数を減少せしめ、その結果、Cr に富む酸化物量の優先成長を促進する作用もあるものと思われる。(河部義邦)

### 溶鋼中の酸化物系介在物の核発生、成長および浮上

(E. T. TURKDOGAN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 9, p. 914~919)

溶鋼中の酸化物系介在物の核発生、成長および浮上の問題を動力学を用いて理論的に解析した。この解析のために、溶鋼中の酸素と溶け込んだ脱酸剤は均一系を呈し、そして酸化物系介在物は溶鋼中に存在する核の上に析出するというモデルを仮定した。この核は添加された脱酸剤の短時間での溶解により局部的に生じた過飽和状態から発生した脱酸生成物であり、これらは湯の運動により短時間に均一に分散すると考えられる。また核の大きさも均一であると仮定する。脱酸剤添加後、介在物の表面と溶鋼とはただちに平衡状態に達すると仮定すれば、球状介在物の成長速度は介在物の表面への反応物の拡散の過程として導きだされる。buoyancy 効果のために脱酸生成物は底部から頭部へしだいに浮上し、酸化物の核が発生しなくなるので、脱酸反応はおこりにくくなると考えられる。

上記各仮定をもとにして介在物の核発生、成長および浮上を簡単なモデルと化し、鋼中の平均全酸素量を計算した。その際、溶鋼中酸素量を 0.05%、平衡状態における酸素量を 0%、溶鋼の深さを 200cm、保持時間を 2min から無限大、そして核の数を 10<sup>2</sup>/cm<sup>3</sup> から 10<sup>6</sup>/cm<sup>3</sup> にした。この計算によれば、酸素量を 0.05% から 0.001% に減少させるための最適条件は核の数は約 10<sup>4</sup>/

cm<sup>3</sup> でありそして最底保持時間は約 20min である。しかしながら、本モデルをそのまま実際操業に使用することはできない。この計算に影響をおよぼす因子として、ガス発生、溶鋼に入りこむ小粒スラッグ、上記仮定に反して平衡状態に入る前に生ずるとされる脱酸反応、溶鋼の温度低下、湯の対流、介在物粒の不揃い、あるいは介在物の凝集などが考えられ、これらの問題について検討を行なつた。(角田方衛)

### 軟鋼のシャルピー試験片の変形と破壊

(T. R. WILSHAW: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 9, p. 936~942)

本論文は、シャルピー試験片の静的曲げ試験によってノッチ附近の歪分布を実験的に求め、これからその応力分布を理論的に導入して、シャルピー試験片の変形破壊過程を検討したものである。

試験料は、化学成分 C 0.15%, Mn 0.21, N 0.018, Si 0.05, S 0.012, P 0.009 のフェライト粒を一様にした軟鋼である。Nが高いのは、フライの試薬によつて塑性変形領域を現わして、変形過程を追跡するためである。

ノッチ付近の長手方向歪分布  $\epsilon_{yy}$  は、微小硬さを測定し、あらかじめ較正した微小硬さ歪曲線と比較して求めた結果、 $\epsilon_{yy} = \text{const.}/x \cdot \theta$  となつた。ただし、 $x$  はノッチ下からの距離、 $\theta$  は曲げ角である。この式から、本試験におけるシャルピー試験片の最大歪速度は  $4 \times 10^{-3}/S$  となるが、衝撃試験では 2000~5000/S と予想される。

一般降伏後のノッチ付近の応力分布  $\sigma_{yy}$  は、すべり線理論から単軸引張降伏応力  $\sigma_y$  と 3 軸応力補正因子  $K\sigma_p = 1 + \ln(1 + x/\rho)$  の積で表わされる。 $\rho$  はノッチの半径である。 $\sigma_y$  に加工硬化の影響を入れると、 $\sigma_{yy}$  は実験的に求めた歪分布から次式のようになる。

$$\sigma_{yy} = \left[ 1 + \ln \left( 1 + \frac{x}{\rho} \right) \right] \left[ \sigma_y + \frac{d\sigma}{d\epsilon} \frac{\text{const}}{x} \theta \right]$$

この式と実験で求めたシャルピー試験片の破壊荷重または破壊角度一温度曲線および変形に伴う塑性模様からその変形破壊過程を解析すると次の結論が得られた。

遷移温度以下では、一般降伏後に生ずる劈開クラックは、常にノッチから 0.4~0.5mm のところで発生する。

遷移温度以下では、ミクロクラックが発生すると、歪がその部分に集中し、加工硬化によつて劈開荷重に達した後破断する。このため塑性模様は発達しない。

遷移温度における破壊挙動は、材料の性質の変化によるものではなく、応力拘束の緩和すなわち  $K\sigma_p$  の変化によるもので、試験片の幾何学的形状に大きく影響される。(高梨安弘)

### 鉄単結晶の機械的性質におよぼす結晶方位と炭素量の影響

(D. F. STEIN and J. R. Low, et al.: Acta Met., 14(1966) 10, p. 1183~1194)

Ferrovac E を用いてひずみ焼鈍法で得た単結晶を高純水素中で焼鈍し、C 量を 0.005 ppm, N 量を 2 ppm として O 量を 20 ppm 以下とした。目的とする微量 C 量は C<sup>14</sup> を用いて浸炭して得られ、分析は放射能測定によつた。

インストロン型試験機により 300°K から 20°K における [491], [110] ならびに [111] 方位のひつぱり試験を行なった。双晶変形を起こさない温度範囲で比例限または 0.2% 耐力は C 量の 1/2 乗とともに増大する。また C 量に対する各降伏応力の増加率は温度の上昇とともに減少し、それらの温度依存性は C 量の多い材料ほど大きい。0.005 ppm C の単結晶を用い双晶が発生しにくい条件下で各温度における比例限を求めると、約 150°K 以上では各結晶方位の温度依存性に大差ないがそれ以下の温度では [110] 方位結晶の降伏応力が最も大きく、一方容易すべり方位をもつ結晶が低い降伏応力を示すという。分解せん断応力則からのずれがみられる。この現象は他の bcc 金属の結果とも一致する。ストレン・ゲージを用い 78°K における微小ひずみ域から求めた比例限でも同様な傾向がみとめられ、(110)〈111〉すべりの他に (112)〈111〉すべりを考慮しても結果は同じである。Fleischer のモデルによれば、移動中の転位は原子面間隔以下の格子欠陥と大きく作用する。鉄格子中に正方体欠陥を考えた場合、欠陥濃度の 1/2 乗と降伏応力の間に比例関係が導かれ、また降伏応力の 1/2 乗と温度の 1/2 乗が直線関係にあることも確かめられた。この理論で予測された正方体ひずみは以前に報告された値と良く一致する。

Fleischer の不純物原子効果の理論は基本的には正しいと思われるが、この実験で用いた最純の鉄でも降伏応力の温度依存性を示すことから、不純物の他に転位間の相互作用または方位効果やパイエルス・ナポロカの影響も考えられる。

78°K における双晶形成の分解せん断応力は誤差の範囲内で C 量とともに増加して、他の bcc 金属の結果ならびに理論と一致する。この際含有 O 量が 200 ppm 以下であることが必要である。これは酸化物介在物が存在すると変形時に周辺に応力集中を起こすが、C が存在するとそれらの近傍の転位が固定され双晶の核生成を阻止すると考えられるからである。高純度鉄は低温ひつぱりにおいてしばしば粒界ぜい性を示したが、これは O によるものと推定され、その影響は微量の C 添加により軽減される。(橋田 坦)

### α 鉄のクリープ機構

(Y. ISHIDA, et al.: Trans. Amer. Soc., Inst. Min., Met., & Pet. Eng., 236 (1966) 7, p. 964~971)

純金属のクリープの活性化エネルギーは、自己拡散の活性化エネルギーに等しいが、従来の α 鉄に関する研究ではクリープの活性化エネルギーは、78~80 kcal/mole であるとされていて、自己拡散活性化エネルギーに比べてかなり大きい。そこで、本研究では、あらためて α 鉄のクリープ挙動を詳細に調べ、その機構を考察した。

試料の化学成分は、0.001% C 0.0120% O 0.001% N 0.004% S 0.003% P である。

クリープのみかけの活性化エネルギー (以下 Q と呼ぶ) は次式により求めた。

$$Q = \partial \ln \dot{\epsilon} / \partial (-1/RT) \simeq \ln \dot{\epsilon}_2 / \dot{\epsilon}_1 / 1/R(1/T_1 - 1/T_2) \dots \dots \dots (1)$$

この Q の値は、与えられた試験温度応力では、第 1 次、第 2 次クリープを通して変らなかつた。また Q と温度の

関係は、次のように大きく 4 つの領域に分けられた。

第 I の領域; 480°K 以下において、Q は温度とともに急激に増大する。

第 II の領域; Q は温度とともに、わずかに増大する。

第 III の領域; 磁気変態の開始に近づくにつれ、Q は温度とともに急激に増大し、キュリー点 ( $T_C$ ) で最大値に達する。これは Ni のクリープの Q と同様である。

第 IV の領域;  $T_C$  点を越えると、Q は急激に減少するがさらに温度が高まると、再び増大する。

本研究では、特に II, III の領域に注目し、このクリープ機構は、らせん転位のジョグの非保存運動であると仮定し、理論式と実験値との一致からその仮定を正当づけた。

上の機構によるクリープ速度理論式については、RAYMOND と DORN が次の式を提出している。

$$\dot{\epsilon} = \frac{8}{3} \rho \nu b^2 (Z-1) e^{-G_D/RT} \sinh \frac{N \sigma l b^2}{2RT} \dots \dots \dots (2)$$

ここで  $\rho$  は動転位密度、 $l$  は平均ジョグ間隔  $G_D$  は自己拡散の Gibbs の自由エネルギーである。一方自己拡散係数  $D$  は

$$D \simeq b^2 \nu e^{-G_D/RT} \dots \dots \dots (3)$$

で与えられるので、(2) 式は、

$$\dot{\epsilon} = \frac{8}{3} \rho (Z-1) D \sinh \frac{N \sigma l b^2}{2RT} \dots \dots \dots (4)$$

となる。それゆえ

$$Q = \frac{\partial \ln \dot{\epsilon}}{\partial (-1/RT)} = \frac{\partial \ln \rho}{\partial (-1/RT)} + G_D - T \frac{\partial G_D}{\partial T} - \frac{N \sigma l b^2}{2} \coth \frac{N \sigma l b^2}{2RT} \dots \dots \dots (5)$$

で表わされる。右辺の第 1 項の Q への影響は実験値に基づいて検討すると小さい。そして領域 II においては、

$Q - \partial \ln \rho / \partial (-1/RT) = 64000 - 0.147 \sigma$  cal/mole が得られた。これは理論式 (5) において、 $\sigma$  がやや大きいとき  $H_D = 64000 l = 196$  とおいた結果と一致する。また、 $H_D = 64000$  cal/mole は多くの研究者が求めた自己拡散の活性化エネルギーの平均値である。

領域 III における機構が II と同様であると仮定するならば、Q が温度とともに急激に増大するのは、 $G_D$  の温度とともに減少することに帰せねばならないのであるが、実際 BALLUFFI らは、 $G_D$  は温度の増加とともに減少すると報告している。実験結果より  $H_D$  を求め、次式に基づいて、 $G_D$  を求める。

$$G_D \{T\} = 45 \cdot 65 + T \int_T^{1043} \frac{H_D}{T^2} dt \text{ cal/mole} \dots (6)$$

そして (3) 式と (6) 式より  $D$  を求め他の研究者が tracer 法によつて求めた値と比較すると、よく一致した。

以上より領域 II, III におけるクリープ機構は、らせん転位のジョグの非保存運動であると結論される。

(宮原一哉)

### 炭化物 ( $\text{Fe, Mn}$ )<sub>3</sub>C と ( $\text{Fe, Mn}$ )<sub>5</sub>C<sub>2</sub> の構造研究

(M. J. DUGGIN et al.: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 236 (1966) 9, p. 1342~1346)

$\text{Mn}_3\text{C}$  は 950°C に温度が低下すると不安定になるが  $\text{Fe}_3\text{C}$  と  $\text{Mn}_3\text{C}$  の間の全域固溶体が 1050°C で存在す

ることがわかっている。また  $(\text{Fe, Mn})_5\text{C}_2$  型炭化物の Fe と Mn の割合をかえたときの安定域は知られていないが、 $\text{Fe}_3\text{C}_2$  から  $\text{Mn}_3\text{C}_2$  への全域固溶体が存在することが知られている。

そこで5種類の  $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$  型と  $(\text{Fe, Mn})_5\text{C}_2$  型炭化物をつくり、X線回折による結晶構造と格子常数の決定と中性子回折による炭化物中の Fe, Mn, C 原子の位置の決定を行なうため研究を行なった。

99.995%の純鉄粉と純マンガン粉をスペクトル分析用の炭素とともに Ta 箔製円筒に入れ、 $1050^\circ\text{C} \times 4\text{hr}$  焼結し、焼入れして試料を作成した。

各試料のデパイ・シエラーX線写真をとつたところ、 $(\text{Fe}_{2.4}\text{Mn}_{0.6})\text{C}$ ,  $(\text{Fe}_{1.8}\text{Mn}_{1.2})\text{C}$ ,  $(\text{Fe}_{1.2}\text{Mn}_{1.8})\text{C}$ ,  $(\text{Fe}_{1.1}\text{Mn}_{3.9})\text{C}_2$ ,  $\text{Mn}_3\text{C}_2$  なる組成の炭化物が生成していることがわかり、前の3種の炭化物は斜方晶系の結晶構造をもち、後の2種の炭化物は単斜晶系の結晶構造をもつことがわかった。 $(\text{Fe, Mn})_3\text{C}$  型炭化物の格子常数を測定した結果、Mn の Fe に対する置換が 10% 付近で a 軸と c 軸の長さは最小値を示し、Mn の置換がさらにませば 60% までともに増加するが、b 軸の長さは Mn の Fe に対する置換がませば 60% までは均一に増加する。 $(\text{Fe, Mn})_5\text{C}_2$  型の炭化物では格子常数はいずれの軸も Mn が Fe と置換するにしたがつてすべて増加する。中性子回折を  $(\text{Fe}_{1.1}\text{Mn}_{3.9})\text{C}_2$  と  $(\text{Fe}_{1.8}\text{Mn}_{1.2})\text{C}$  について行ない、その結果前者は  $\text{Pd}_5\text{B}_2$  と同型で、Fe と Mn 原子は  $\text{Pd}_5\text{B}_2$  の Pd と同じ位置を占め、C 原子は B と同じ位置を占めていることがわかった。後者では Fe と Mn 原子は 8(d), 4(c) の位置に不規則に分布し、C 原子は 4 倍の (c) 位置を占めているようである。 $(\text{Fe}_{1.1}\text{Mn}_{3.9})\text{C}_2$  や  $(\text{Fe}_{1.8}\text{Mn}_{1.2})\text{C}$  炭化物では Fe, Mn 原子は不規則に分布しているが、後者での Mn 原子は任意の 8(d) の位置を占め、それにともなつて Fe 原子は特定の 4(c) 位置を占める選択性がわずかにあるようである。

(斧田一郎)

#### 高温における溶接部とロー付け部の照射脆化

(W. R. MARTIN and G. M. SLAUGHTER: Welding J., 45 (1966) 9, p. 385~391)

合金に中性子を照射した場合、機械的性質におよぼす2種類の照射損傷が生ずる。1つは高速中性子の照射によるもので結晶構造がちようど加工硬化されたようになり、引張強さが高く伸びが小さくなる現象である。この照射損傷は焼鈍することによつて除去され、したがつて高温の機械的性質には影響をおよぼさない。他の1つは  $(n, \alpha)$  反応で生じた He が粒界破断の過程に影響をおよぼすようで、粒界破断を起こすような高温の機械的性質にのみ現われ、引張強さが高くないのに伸びが著しく小さくなる現象である。He の発生源は一般に熱中性子と  $^{10}\text{B}$  との  $^{10}\text{B}(n, \alpha)$  反応と考えられているが、熱中性子ほとんどが存在せず、 $^{10}\text{B}$  もきわめて微量である場合には高速中性子と Fe, Ni, Cr, N その他の元素との  $(n, \alpha)$  反応でも生じ得る。

本実験では 304 型ステンレス鋼に対し 308 型ステンレス溶加材、インコネル 600 に対し Ni 基合金 ERN 62

溶加材を適用した TIG 溶接部、および両材料に AWS BNi-7 (77Ni-13Cr-10P) 溶加材を適用したロー付け部に中性子照射を行なったものを行なわないものについて高温引張試験および高温引張せん断試験による高温特性を比較検討している。中性子の照射は  $52^\circ\text{C}$ ,  $2.3 \times 10^{18}$  neutrons/cm<sup>2</sup> ( $E > 1\text{MeV}$ ) の高速中性子、 $6.7 \times 10^{19}$  neutrons/cm<sup>2</sup> の熱中性子で行なった。

その結果、TIG 溶接部では溶着金属、ボンドおよび母材とも  $600^\circ\text{C}$  以上の高温引張で照射したものはしないものに比較して引張強さが高くないのに伸びが低くなり脆化した。なお、インコネル系は母材、溶着金属ともステンレス系より延性の低下率が大きく、かつ低い温度から脆化し始めていた。ロー付け部の高温引張せん断試験結果とほぼ同様の傾向であった。

(石崎敬三, 藤本六郎)

#### — その他 —

##### 鉄鋼業における技術系従業員の構成

(H. SPITZER: Stahl u. Eisen, 86(1966) 18, p. 1131~1141)

本報告では 1964 年 12 月 31 日現在のドイツ鉄鋼協会会員会社の技術系従業員の教育、職種、会社の地位および年齢について論じている。これらの中で

教育状況についていえば 1960 年に対し技術系従業員の総数は 30% 増加し、大学を卒業した人は 27.0%, 工業学校を卒業した人は 25.6% とおのおの増えている。会社内での構成をみると技術系従業員のうち大学出は 12.0%, 工業学校出は 14.6%, その他が 73.4% で合わせて 100% となっている。

次に職種に対しての人数の増減についていえば 1960 年に対し、製鋼 - 1.7%, 溶鉱炉 - 1.5%, 鑄造 + 2.1%, 機械および電気 + 6.4%, 熱管理 + 9.6%, 熱間圧延および鍛工 + 11.3%, 本社 + 22.0%, 販売 + 28.0%, 運輸 + 29.2%, 建設 + 35.0%, 一般加工 + 40.0%, 研究および試験 + 45.7%, 冷間加工 + 68.5%, 工場管理 + 81.7% となっている。会社内での職種別人員構成をみると本社 1.6%, 溶鉱炉 2.9%, 製鋼 4.2%, 熱間圧延および鍛工 10.4%, 冷間加工 3.6%, 鑄造 2.0%, 一般加工 7.6%, 機械および電気 16.1%, 運輸 3.5%, 研究 3.1%, 試験 16.5%, 工場管理 10.1%, 熱管理 2.0%, 建設 10.1%, 販売 2.7%, その他スタッフ 3.6%, 合計で 100% となっている。

これらの構成をみていえることは、エンジニアの需要がますます増え、職種も広くなつてきた今日にしては、冶金担当部門の人員の比率は増えておらず、特に大学出および工業学校出の少なくとも冶金技術者についていえば漸次少なくなつてきているということ、そしてこの傾向は新入学生の冶金専攻者についてもあてはまるということである。これに対して研究所や試験所および工場管理部門の技術者は増える傾向にある。

最後に技術系従業員の会社の地位および年齢構成についていえば、根本的に改善されてきている結果が出ている。

(吉川敏夫)