

## 抄 録

## — 製 鉄 —

高炉シャフト部における塊状化鉄鉱石の性質に対する影響 (R. NICOLLE, et al.: Ironmaking and Steel-making, 7 (1980) 4, pp. 153~159)

高炉シャフト部における硫黄の挙動と、低脈石ペレット、高品位鉄石より製造の塩基性焼結鉄、低品位鉄石より製造の自溶性焼結鉄の3種の塊状化鉄鉱石の性質に対する影響を明らかにするために、IRSIDの向流反応器(ガスと固体の相互作用は高炉シャフト部とほぼ一致)において、還元ガス中の硫黄の有無による差異を比較検討した。

高炉内層状装入物は、硫黄に対して強い吸収作用があり、金属鉄の増加に従い炉頂ガス中の硫黄濃度は低下し、低脈石ペレットの場合 21 ppm、焼結鉄の場合 100 ppm に達する。この値は現行高炉における観測値とよく一致している。

還元ガス中に少量の硫黄を混合し還元すると、塊状化鉄鉱石の還元性は向上する。低脈石ペレットの場合、約 13% 平均還元率が増加する。そこで硫黄の痕跡は、次の2つの相反する効果を有する。ウスタイトから鉄への還元初期では、鉄ウィスカーの成長をもたらす、還元反応を妨げる。還元終期では、このウィスカーが気孔中、金属鉄を通しての酸化物層へのガス拡散を助け、還元反応を促進する。

硫黄の痕跡は、塊状化鉄鉱石の機械的性質に大きな影響を及ぼし、低脈石ペレットの場合、最大 30% に達する膨張を生ずる。粉化指数も同様であるが、ウスタイトから鉄への還元期では、硫黄の存在しない場合に比べ、かなり増加する。圧縮強さにはほとんど差異はない。また、塩基性焼結鉄の場合、粉化指数に影響はない。

1% の硫黄の存在は、軟化現象に大きな影響を与え、特にペレットの場合顕著であり、970°C において急激な収縮が起こる。これは硫黄の存在しない場合に比べて、70~80°C 低い。塩基性焼結鉄の場合、20~30°C 低く、自溶性焼結鉄の場合、ほとんど低下しない。このことから、脈石の性質と量に依存はするが、硫黄は軟化温度を低下させ、軟化帯を増大する働きがある。

(紫富田浩)

高炉の炉内ガス流の操業と炉体寿命におよぼす影響 (H. WYSOCKI, et al.: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 15, pp. 814~821)

間接製鉄法は現在もなお製鉄プロセスの主流である。増大する鉄鋼需要に対して、高炉では、設備の大型化および燃料比の低減と操業の安定化による高炉の生産性の向上によって対処してきた。

高炉の大型化は、日本およびソ連でまず進められた。しかし、中小規模の製鉄所の多いヨーロッパでは高炉の大型化、集中化によつて、生産量変動に対する製鉄所の対応能力の柔軟性が低下することが懸念され、現在も、炉床径 10 m 程度の中型高炉が主流となつている。

高炉の燃料比の低減と炉況の安定化のためには、炉内ガス流分布を適切にコントロールすることが最も重要で

ある。そのためには、炉内ガス流を正確に把握するための各種のセンサーと、得られたデータの解析システムの開発、ムーバブルアーチャー、ベルレス等の装入物分布制御装置の開発、さらに、ガス流分布に大きな影響をおよぼす装入物の強度、軟化融着温度、還元粉化などの性状の改善が必要である。

Hesch 社 Dortmund 製鉄所第 7 高炉の操業例を述べる。この高炉は内容積 1843 m<sup>3</sup>、ベルレスを装備し、炉体冷却は鋳物製 C・S による蒸発冷却である。炉体には炉内ガス流分布および炉体熱損失を把握するために、各種センサーが設置されている。1977 年稼動以来、ほぼ安定した炉況と高い出鉄比、及び低燃料比を達成してきた。(1978 年平均、C・R 433 kg/T, Oil・R 37 kg/T, 送風温度 1180°C, SR 74% Pellet 18%, 出鉄比 2.28) この炉の操業上の問題は、シャフト下部のレンガが損耗による、C・S の破損であった。これに対する設備的な対策として、C・S の T 部へ新たな冷却パイプの設置、蒸発冷却の強制冷却への切り替えなどが検討された。しかし、これらは有効な対策とはならない。根本的対策は、ガス流分布の適切なコントロールによつて、C・S が炉内ガスになるべくさらされないようにすることである。

(斎藤典生)

## 直接製鉄法の発展

(U. KALLA, et al.: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 17, pp. 958~972)

直接還元による製鋼プロセスは、近東や南米のように安いエネルギーが得られる狭い地域では、小さい資本で製鋼業の発展が期待できるという点で、非常に有利である。また、産業国にとっては、スポンジ鉄は高品位の装入物として必要とされている。

多くのガス還元プロセスの中で優れているのは、向流型シャフト炉、あるいは、レトルトプロセスでの塊状装入物のガス還元である。

シャフト炉の単位断面積当たりの生産性と、単位体積当たりの生産性は、高炉のそれよりも大きい。しかし、電気アーク炉での熔融を含めた、完全な製鋼プロセスでは、鉄精錬による製鋼法よりも、エネルギー消費量が約 30% 割り高となる。したがって、スポンジ鉄の新しい熔融法を開発することが必要である。また、石炭を輸入しなければならぬ国々では、高炉にスポンジ鉄を挿入すればコークス消費量を減少させ、生産性を上げることができる。

現在の世界のスポンジ鉄生産能力は約 1500 万 t/y で、1984 年までには 2800 万 t/y に達するであろう。また、地域別に見ると、南米 30%、近東、アフリカ、欧州がそれぞれ 15% である。

南米と欧州海岸にプラントを建造する場合の製鋼コストを比較すると、輸送費にもかかわらず、南米からスポンジ鉄を輸入する方が欧州でスポンジ鉄を製造するよりも安い。しかしながら、欧州でのスポンジ鉄製造のエネルギー・コストは、1967 年から 1979 年の間に 4.32 倍に上昇している。この傾向が続けば、還元ガス製造のため

の石炭ガス化ピロセス,あるいは,ロータリ・キルンでの固体還元プロセス,また,粉鉄を還元すると同時に熔融する熔融還元プロセスも発展するであろう。

(小松周作)

## — 製 鋼 —

### 粉体吹き込み可能な脱硫剤の初期の成功

(J. S. SMITH: Iron and Steel Intern., 53 (1980) 3, pp. 167~169)

Foseco社で開発された,銑鉄および鋼の溶鋼に粉体吹き込み可能な脱硫剤の使用結果について報告したものである。硫黄は,切削性の改善以外にはほとんどの鋼で有害とされているが,特に油やガスのパイプまたは圧力容器に対して好ましくない。既知のことであるが,低硫鋼は冷間加工性,および衝撃特性を顕著に改善することが多い。したがって銑鉄および鋼の製造段階で調整される。溶銑,溶鋼の初期の硫黄含有量は高くなる傾向にあり,また脱硫を炉中で実施することは価格上昇を招くので炉外で実施されるようになった。

ここで取り上げられている脱硫剤は二種類あり,一つは Desufex2004, もう一つは Jectomag である。

Desufex2004 は, CaO 粉をベースにした脱硫剤である。狙いは S が 0.01% および 0.005% 以下のキルド鋼に深く吹き込めるように設計されている。Oxelosund の製鋼工場の 145 t 取鍋での実績は, 0.15~0.23% の炭素鋼で, 初期の S 量 0.012~0.047% が, 最終的に 0.002~0.010% になり脱硫率は 72.9~91.3% となる結果を得ている。この他にも, 各種の吹き込み法で試みられ, 85% の脱硫率を得ている。標準的な粉体吹き込み速度は, 3~4 kg/t を 10 min で装入する。脱硫剤は, 還元剤ではないが酸素も減少する。吹き込みはアルゴンガスを用いてインジェクション・ランスにより行っている。

一方, Jectomag は溶銑用の脱硫剤でマグネシウムを主体としたもので, 輸送取鍋および混銑車で粉体吹き込みをする。西独, フランスおよびスウェーデンで採用され初期 0.025% S が, 最終 0.005% S の溶銑となる。溶銑に, 1.3 kg/t を 8~25 min で吹き込むことを BOF で 500 回以上試みたが, 除滓後最終の硫黄量を 0.005% 以下にするために, 再吹き込みを必要としたものは, 3.6~4.3% のみであった。またフランスの工場での実績では, 初期 S が 0.022~0.038% で, 最終 0.004~0.010% となり, 除滓後 0.003~0.008% に達し, 脱硫率は, 59~88.6% である。添加比は, 0.5~1.12 kg/t 溶銑量は約 120~130 t, マグネシウムの利用率は, 42~55% であった。

(虎岩 清)

### Armco 社におけるセンサーランスを用いた転炉ダイナミックコントロール

(A. D. STACY and E. D. GRIFFITH: Iron and Steel-maker, 7 (1980) 6, pp. 25~33)

Armco 社 Ashland 製鉄所 180 t (×2基) 転炉へのセンサーランス (以下 SL と略す) 使用によるダイナミックコントロールシステムの導入の経緯および操業実績について述べた。1973 年, 転炉 1 基に SL, ホイスト等が設置され, 77 年までにシステムとしての機能を備えた。現在では 2 基とも本システムが稼動しており, 全ヒートの 90% 以上に使用されている。

本システムは製鋼工場の大型コンピュータに直結しており, 全吹錬酸素の 90% まで吹錬した時点で SL により溶鋼温度・溶鋼 C% を測定する。溶鋼 C% からモデル式により吹き止めまでの酸素量  $\Delta O_2$  を計算し,  $\Delta O_2$  から直線回帰式により  $\Delta T$  を求める。目標温度との差を判定し, 低温の時は吹き下げて取鍋で加炭, 高温時は冷却材を添加する。

SL プログにより採取した溶鋼試料の凝固温度  $T_L$  より溶鋼 C% を導出するには, (1), (2)式を用いる。

$$C\% = 20.1017 - 0.0072146 \times T_L (^\circ F)$$

$$T_L \leq 2745^\circ F (1507^\circ C) \dots\dots\dots (1)$$

$$C\% = 14.9855 - 0.0053509 \times T_L (^\circ F)$$

$$T_L > 2745^\circ F (\text{同上}) \dots\dots\dots (2)$$

ただし, C% 推定用 13PR 熱電対の精度は,  $\pm 0.5^\circ F$  である。

吹止時の測温・サンプリングに対しても, SL を使用する実験を行つて来た。測温に関しては, 成功率が高く (96.4%), 浸漬式熱電対による測温との差も平均  $5^\circ C$ , 偏差  $2\sigma = 6.1^\circ C$  程度であり工程使用可能である。しかし, サンプルは微小な穴の存在により分析値の変動が大きいため, 特に S の場合は, 規定の 2.5 倍ものばらつきがあるので改善すべく検討を続けている。

本システムの導入により, 従来のスタティックモデルによる操業と比較して以下の点で成績が向上した。

(1) C・T 適中率: ~0.10% C で 11.5% から 42.3% (C 許容範囲  $\pm 0.02\%$ , 温度許容範囲  $\pm 11^\circ C$ ), 0.11~0.50% C で 15.3% から 48.6% (同  $\pm 0.05\%$ , 同  $\pm 11^\circ C$ )。

(2) 再吹錬率: ~0.10% C で 62.0% から 32.5%, 0.11~0.50% C で 57.1% から 28.0%。

(3) 歩留り: 平均 0.8% 上昇。

(4) 吹錬時間: 1.8 min の短縮。 (竹内秀次)

### 酸素底吹き転炉用羽口内の熱移動

(G. DENIER, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 7 (1980) 3, pp. 123~126)

IRSID の 6 t 試験転炉における羽口測温結果から, 羽口内の熱移動によつて, 羽口の溶損機構の一部が説明できることがわかった。実炉における羽口溶損におよぼす, 羽口内熱移動の寄与を明らかにするために, SOL-LAC 社の 65 tLWS 転炉において羽口測温をおこなうとともに, 羽口内伝熱モデルを開発した。

65 tLWS 転炉の羽口材質, 寸法は, 外管: 鋼製, 外径 48 mm, 内径 40 mm, 内管: 銅製, 外径 38 mm, 内径 28 mm, 羽口全長 1050 mm であり, 羽口クーラントとして灯油を使用している。

吹錬中の羽口へ伝わる熱量を明らかにするために, 羽口前方の oxygen reaction zone の温度を羽口内管を通して単色光温度計にて測定し, 羽口周囲のレンガ内温度分布を C/A 線熱電対にて測定した。oxygen reaction zone から羽口先端に吸収される熱量は, 脱珪期, 脱炭期, 鉄酸化期において, それぞれ, 3550 W, 2950 W, 4150 W と見積られ, レンガからの伝導熱が羽口全長に対して 1100 W であるのに比べて著しく大きい。羽口外管温度は, 先端から 150 mm において約  $150^\circ C$  であり, それより先端に近づくにつれて急激に上昇する。これは  $150^\circ C$  において灯油の蒸発が始まり, 生成した蒸

気の膜が外管からの伝熱抵抗になるためと考えられる。

以上の知見をもとに、次の仮定に従って羽口内伝熱モデルを作成した。(1)羽口先端はレンガ稼働面と同一レベルにあり、Knurdleは存在しない。(2)oxygen reaction zoneは黒体である。(3)oxygen reaction zoneからの輻射熱は内、外管端面と内管内面に吸収される。(4)酸素は断熱的に挙動する。(5)羽口内の横断面内における温度は均一である。(5)灯油の蒸発は150°Cにて開始し、それ以上の温度では、外管と灯油間の対流熱伝達係数が減少する。

モデル計算結果から、実測不可能な羽口先端近傍の羽口内温度分布を推定することが可能となり、従来よりも内外管アニュラーギャップを狭くすることによって羽口外管温度を低下しうることを見出した。これに従って新羽口を製作し、使用しているが、従来品よりも羽口溶損速度が著るしく小さい結果が得られている。

(大沼啓明)

**酸性スラグ中のアルカリ土類金属の酸化物と Mn の分配** (N. M. Снукко, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally (1980) 4, pp. 32~37)

けい酸塩の生成自由エネルギー変化 $-4G$ は、カオチン $Me^{2+}$ の半径の増加とともに $FeO \cdot SiO_2$ ,  $MnO \cdot SiO_2$ ,  $MgO \cdot SiO_2$ ,  $CaO \cdot SiO_2$ ,  $BaO \cdot SiO_2$ の順に増加し、けい酸塩への $SiO_2$ の溶解度は $Me^{2+}$ の半径の増加とともに増加することが明らかにされた。

$SiO_2$ が飽和している溶融けい酸中の $(FeO + MnO) = Z$ とアルカリ土類金属酸化物の含有量 $(RO)$ との間には $Z = Z_0 - \beta(RO) \dots \dots \dots (1)$

なる関係が明らかにされている。ここで $Z_0$ は $(RO) = 0$ での $Z$ を示す。2, 3のアルカリ土類金属を含む場合には一般的に $Z = Z_0 - \sum \beta_i(RO)_i \dots \dots \dots (2)$ と表される。

5t酸性電気炉による溶解試験の結果、 $(MgO) < 7\%$ の酸性スラグでは

$$Z(\%) = 50 - (1.43CaO + 0.9MgO + Al_2O_3) \dots (3)$$

なる関係が得られ、(2)の関係が確かめられた。

酸性及び低塩基性スラグと溶鋼の間のMnの分配平衡恒数 $K_M = \frac{[Mn](FeO)}{(MnO)}$ は $FeO-MnO-SiO_2$ スラグ系での $K_{Mn}^0$ と $B\{-[N_{CaO} + N_{MgO} + N_{Al_2O_3}]/N_{SiO_2}\} > 2.5$ なるスラグ系における $K_{Mn}^0$ の測定値を用い、1550°C,  $\beta = 0.9 \sim 1.6$ の $K_M$ として

$$K_{Mn}^{1550^\circ C} = 0.068(1 + 1.64B) \dots \dots \dots (4)$$

を得た。

60tの酸性とりべで軸受鋼とスラグ処理した結果は(4)の関係を満足し、酸性スラグ中の $(FeO)$ を低くするには約25~30%の $CaO$ を含む必要のあることが明らかにされた。(郡司好喜)

**アルカリ土類金属によるとりべ中での電気炉鋼の精錬** (A. F. КаблукoвскИИ, et al.: Stal, (1980) 7, pp. 580~582)

100t及び200tとりべを用い、構造用低合金鋼と軸受鋼にMg, Ca-Si, Al-Ba合金を吹き込む試験を行った。深さ2.0~2.2m(100t)と2.7~2.9m(200t)に、80~110m<sup>3</sup>/hのArとともに20~40kg/minの速度で添加剤を吹き込んだ。

各添加剤とも、吹き込み開始2min後には酸素が

0.002%以下に減少した。Mgの添加速度を増すと脱酸速度は増加した。脱酸率 $\eta_0(\%)$ はCの高いほど小さく、1%Cでは $\eta_0$ は70%, 0.04%Cでは $\eta_0$ は94.9%となつた。Mg及びCaによる脱酸到達度は吹き込み前に添加するAl量によつて大きくなつた。

Mgを吹き込む際の溶鋼温度を高くすると、Mg蒸気の圧力が高くなるために脱硫速度及び脱硫率は低下した。

アルカリ土類金属の脱硫反応は溶鋼中の酸素量の影響を受け、脱硫反応の進行する酸素量 $[O]_s$ は

$$[O]_s \leq \frac{K_s}{K_o} \cdot \frac{f_s}{f_o} \cdot [S] \dots \dots \dots (1)$$

で規定された。ここで $K$ は平衡恒数、 $f$ は活量係数を示す。この関係から、 $[S] = 0.02\%$ の場合のCaの脱硫反応は $[O] \leq 0.0026 \sim 0.0027\%$ で起こると推定された。また、MgとSの平衡関係から0.0006~0.0008%まで脱硫される筈であるが、(1)の関係から実際には0.005%以下には脱硫できないことが分つた。Mg, Ca及びBaによる各鋼種の脱酸率及び脱硫率はそれぞれ25~57%, 16~80%となつた。

鋼中の非金属介在物は主として球状のCa, Mg及びAlの酸化物ならびに酸硫化物であることが明らかにされた。(郡司好喜)

## — 加 工 —

**溶接法による圧延ロール廃品再利用の問題に対する1つの解答**

(G. D. RIES, et al.: Iron Steel Eng. 57 (1980) 8, pp. 44~48)

現在、圧延ロールの有効ロール径に限度があり、交換のコストが高いことからロールの廃品再利用はコスト低減のための重要な問題となつている。

再利用の方法として、溶接により、ある種の金属を廃品ロールに肉盛り元のロール径にする方法がある。しかし従来の溶接法では、①溶接する巾、厚さが大きく、長時間を要し、コストが高い②残留応力が大きい③低C以外の溶接用金属は使えない、という理由で十分に使用されなかつた。ところが、1970年代に登場したエレクトロスラグ溶接法はこれらの問題を解決し得る可能性があり、Republic Steelではこの方法の有効性を確かめる調査を行つた。用いられたのは胴長2134mmのタンデムミルおよび1676mmの4段リパーシングミルの作業ロールの2種である。ロールの組成は、0.8%C, 0.26%Si, 0.29%Mn, 0.30%Ni, 2.4%Cr, 0.17%Mo, 0.06Vで、溶接金属の組成はほぼロール組成に合わせた。

エレクトロスラグ溶接法によると、胴長2134mmロールの場合、従来のユニオンメルト法が70h以上かかるのに対してわずか5hで終了する。また溶接後、ロール端の溶接境界付近で超音波探傷でロール本体の未溶融の粗大結晶粒が認められたが、その後の切断試験でその領域に不連続性は観測されなかつた。

溶接後の焼入性について胴長1676mmの有孔ロールで調査した結果、焼き入れにはかなりの注意が必要で832°Cの焼きならし、ダブル焼き入れの三回のオーステナイト化することにより水焼き入れが可能となる。高周波焼き入れでは軸孔から外周に向かつてクラックが発生した。

実際の試運転の結果、運転中の傷を消すのに溶接ロールは表面を通常研削の 0.44 mm でよかつたが、鍛造ロールでは 4.14 mm が必要だつた。さらに通常の鍛造ロールはその作業面が 25 mm 減るに従つてその硬度は Hs90~95 から Hs85~87 に低下するが、この溶接ロールの場合は廃却径に至るまでその表面硬度は Hs 90~95 と一定である。  
(新村哲生)

## — 性 質 —

### 下部ベイナイト変態と炭化物の析出挙動

(H. K. D. H. BHADSHIA: Acta Met., 28 (1980) 8, pp. 1103~1114)

0.30% C-4.08% Cr 鋼を用いて 435°C で生成させた下部ベイナイトについて、炭化物の析出形態および結晶学的特性の電顕観察による調査などを行った。

(1) 炭化物はベイナイトの過飽和フェライト内に核生成し成長することが観察され、 $\alpha/\gamma$  の界面における炭化物析出は認められなかつた。

(2) フェライト ( $\alpha$ )、セメンタイト ( $\theta$ )、オーステナイト ( $\gamma$ ) の 3 相が同時に存在する試料について 3 相間の結晶学的関係を調べた結果、 $\alpha$  と  $\gamma$  の間には Nishiyama-Wassermann の方位関係、 $\theta$  と  $\alpha$  の間には Bagaryatski の方位関係が認められた。しかし  $\theta$  と  $\gamma$  の間に方位関係が認められなかつたことは、 $\theta$  の析出が界面析出ではないことを示している。また、 $\theta$  の析出面が下部ベイナイトの格子不変せん断の面に対応していなかつたことは、 $\theta$  の析出と格子不変せん断の間には直接的な関係がないこと、下部ベイナイトの生成に伴うひずみエネルギーによつて  $\theta$  の析出がひきおこされ、 $\theta$  の析出はひずみエネルギーを緩和させることを示唆している。

(3) 上部ベイナイトと下部ベイナイトの遷移温度は、熱力学的に Ms や Bs と同様な挙動を示し、炭素量の減少によつて上昇すると考えられる。Pickering のデータにおいて遷移温度が低炭素側で低くなつたのは、低炭素鋼では焼入性が低いために上部ベイナイト変態を阻止することができなかつたためであろう。

(4) 本実験鋼では炭化物の析出は認められなかつた。炭素原子は  $\epsilon$  炭化物を形成するよりも転位に偏析するほうがエネルギー的に有利であり、さらに下部ベイナイトでは炭素が未変態オーステナイトに分配されるので、ベイナイト変態において  $\epsilon$  炭化物を生成するには鋼の炭素量は 0.55% 以上であることが必要と考えられる。  
(中島宏興)

### 316 ステンレス鋼における照射下クリープの超高压電顕によるシミュレーション

(D. CAILLAND, et al.: Acta Met., 28 (1980) 8, pp. 1059~1067)

照射下クリープの重要性は広く認識されているが、核反応容器中での実験は長期を要する上に、多くのパラメータを含み、その後の電顕観察が困難であるという欠点を持つている。このため、理論を裏づける実験も少ない。そこで、超高压電子顕微鏡 (1 MV) を用いて、焼なました 316 ステンレス鋼の照射下クリープのシミュレーションをおこなつている。一定応力を負荷しながら、350°C と 450°C で実験をおこなつた。

最初に照射なしで応力を負荷したところ、クリープ第一段階に相当するすべりが見られた。照射の初期段階では、すべり構造が消え、最密面であり主応力の高い {111} 面に Frank ループがあらわれる。全照射量が低レベルの間はこの Frank ループが観察され、これは、500 Å 以下のもので、4 種に分類される。さらに、温度により臨界量を超えたところで、熱活性機構によるループの完全化がおこる。このループの形から、転位の上昇の速度は、点欠陥の拡散速度ではなく、ジョグの核発生速度により制御されている。かなり照射が進んだ段階では、Corduroy コントラストが観察される。完全ループは相互に作用して {111} 面に平行な層状構造へと変化する。

以上の実験結果をまとめると、Frank ループが発生・成長し、完全なループへと変化し、相互に反応するという段階を通じて照射下クリープが進展する。局部応力は特定の方位に作用する傾向が見られ、不均一に分布した転位の上昇を考える必要がある。この点は、従来、照射下クリープの理論で考慮されていなかつた点である。

(三宅英徳)

### PWR 環境中における圧力容器と配管鋼のき裂成長特性に関する 2, 3 の機構的観察

(W. H. BAMFORD and D. M. MOON: Corrosion, 36 (1980) 6, pp. 289~298)

A 533 B と A 508 B 圧力容器鋼、及び炉冷却配管用の 304 と 316 ステンレス鋼の、加圧水型原子炉環境中における疲れき裂成長挙動について研究した。

疲れ試験は、板厚が 50.8 mm の CT または WOL 形試験片を用い、溶存酸素 0.1 Ppm 以下、PH 5.9、温度 288°C、及び圧力 14 MPa の環境条件下で、荷重制御方式によるサイン波形負荷で行つた。き裂の成長はオートクレーブ外部に取り付けた差動トランスによつて連続的にモニターし、コンプライアンス法によつてき裂長さに変換し、繰り返し回数対き裂長さからき裂成長速度を算出した。また、水素の影響を調べるため、硫化水素雰囲気中の疲れ試験も行った。疲れ試験後の破面は、陰極電解クリーニング法によつて表面の酸化物を除去し、SEM によつて観察した。

フェライト鋼である A 533 B 及び A 508 B の水環境中の疲れき裂成長速度は、いずれも空気中よりも加速された。その速度は繰り返し速度の低いほど、また R 比の高いほど加速され、き裂成長速度に対する繰り返し速度の影響は、0.5~1.0 cpm の間で飽和する傾向があつた。破面観察によるストリェーション間隔の測定結果と巨視的き裂成長速度はよい一致を示し、環境中のき裂成長速度の加速が、環境によつて誘起される粒界またはへき開割れのような割れ形態の変化によつてもたらされたものでないことが示された。このことは、繰り返し速度に依存してストリェーションの形成を加速する時間依存性の環境相互作用が存在することを示している。硫化水素中の疲れき裂成長挙動は、繰り返し速度効果の無いことを除いて PWR 環境と同様であつた。フェライト鋼の水環境中のき裂成長速度の加速は、主として水素助長割れに起因すると考えられる。

ステンレス鋼では、フェライト鋼と異なり、疲れき裂の成長は環境によつてほとんど影響されなかつた。

(青木孝夫)

### 破断強度を向上したフェライト系高 Cr-Mo 耐熱鋼

(P. J. GROBNER, et al.: Met. Trans., 11A (1980) 6, pp. 909~917)

フェライト系高 Cr 耐熱鋼には多くの用途があり、次のような利点がある。(i)高 Cr 濃度のため Cr-Mo 鋼などに比較して耐酸化性がよい。(ii)マルテンサイト変態がないため、溶接割れが少ない。(iii)オーステナイト鋼にくらべると熱膨張係数が小さく、中性子照射による脆化およびスエリングに対する抵抗性が高い。

本試料は 10~14% Cr および 2~6% Mo, それに Nb, Ti, V, Al, B を添加した 9 鋼種が用いられた。室温および高温引張試験, 耐酸化性試験, クリープ破断試験, シャルピー試験が行われ, 同時に金属組織および析出相の同定も行われた。高温引張試験は試験片を 760°C で 1000 h 時効した後, 時効温度で試験を行った。クリープ破断試験は 760°C および 815°C で行った。耐酸化性試験は 925°C で行い, その時の重量増加を測定した。フェライト系高 Cr-Mo 鋼の室温延性は, 主として Laves 相の割合に依存している。ポリゴン化した粒子は延性を害さないが, 粒界上の針状粒子は延性を低下させる。Laves 相の比率は鋼中の Mo:Ti の比に左右され, また高い Mo:Ti 比はポリゴナル Laves 相の析出を促進し, 延性を高める。クリープ破断強度を測定した 2 鋼種のうち 10Cr-6Mo-0.5Nb 鋼は良好な室温延性を有し, マルテンサイト系 12Cr-1Mo-V 鋼の破断強度よりすぐれている。一方, 14Cr-3Mo-0.5Nb-1Ti-2Al 鋼はより高い破断強度を有するが, 室温での延性がほとんどない。また 0.3% V, 1~1.5% Ti を添加すると耐酸化性は悪くなる。(河淵 靖)

### 軸受鋼の疲労損傷 (マルテンサイト基地における分散相の影響)

(L. VINCENT, et al.: Met. Trans. 11A (1980) 6, pp. 1001~1006)

軸受鋼の非金属介在物が疲労特性に著しい影響を及ぼし, その介在物の周囲にミクロ的な組織変化が起こるのは周知のことである。特に酸化物系介在物が有害であり, その形状, 寸法についても検討する必要がある。本報では, 三種類の軸受鋼の二三の介在物, ならびに炭化物の初期クラックの核発生, 伝播について報告する。

供試材は 52 100 鋼(大気鋼, ESR 鋼および S 添加鋼), M50 (大気鋼, ESR 鋼および真空溶解鋼), 440C (大気鋼) の 7 鋼種である。試験は 100 Hz の回転曲げて, 試験片の大きさは  $5 \times 10^{-3} \text{ m } \phi$  とした。各供試材は所定の熱処理方法により焼入れ・焼もどしを行った。各供試材の非金属介在物(酸化物)ならびに炭化物は EPMA で同定し, 疲労破壊との関係は SEM で観察した。

起点は, 表層より内部に入つたところにあり, 起点の周囲には円形の平滑な破面があり, これが表層に達した時に破壊が起こる。表層に起点が生じ難いのは, 弾性計算により算出された最大応力が加わる部分では, 破壊の核生成と伝播が遅れるためである。起点部には非金属介在物または炭化物が存在する。

実験の結果を要約すると,

- 1) 52 100 鋼(大気鋼)では大きな介在物の存在によりクラックの最小開始応力が小さくなる。
- 2) Calcium silicoaluminate は 52 100 鋼と M50 鋼

とは異なつた挙動を示す。これはマルテンサイトの基地の焼入温度と関係する。

3) 大粒の  $\text{M}_7\text{C}_3$  炭化物は大粒の非金属介在物と同様に悪い影響を及ぼす。

4) M50 (ESR) は  $10 \mu\text{m}$  の Aluminate と MC または  $\text{M}_6\text{C}$  炭化物が同様の結果を示す。

5) 同じ大きさでも, 塑性的な硫化物で包まれた alumina 介在物の方が疲労破壊の抵抗性がある。

以上の結果から非金属介在物と炭化物が破壊の起点であり, 分散相の化学的性質, 介在物の内部の境界が重要であり, 欠陥と基地の組み合わせによる動的挙動が破壊の開始応力と定義される。(廣松秀則)

### インコネル 617 合金の 1000°C におけるクリープ中に生じる炭化物の形態変化とそのクリープ特性に及ぼす効果

(S. KIHARA, et al.: Met. Trans. 11A (1980) 6, pp. 1019~1031)

インコネル 617 合金は高温ですぐれたクリープ強度を持つため, 直接製鉄プラントの熱交換器用として検討されている。この合金の高温, 長時間クリープ特性が問題となるが, ここではクリープ中に起こる組織変化を観察し, 結晶粒度, 粒内に細かく析出する炭化物および粒界に析出する炭化物の固溶, 拡散および再析出挙動とクリープ変形機構の関係を述べた。

実験には市販のインコネル 617 合金を使用, 結晶粒度を変えるため溶体化処理を  $1177^\circ\text{C}$  および  $1200^\circ\text{C}$  で行った。さらにクリープ中に析出する炭化物の効果を調べるため一部は  $1000^\circ\text{C}$ , 1000 h の時効処理を, 一部は He ガス中で  $1100^\circ\text{C}$ , 50 h の脱炭処理を行った。それらの試料を  $1000^\circ\text{C}$ , 応力  $24.5 \text{ MPa}$  でクリープ試験ないを行各段階で光学顕微鏡, SEM および EPMA によりミクロ組織を観察し, 次の結果を得た。

インコネル 617 合金のクリープ変形は次の組織変化を伴って進行する。まず粒内に微細な炭化物が析出する。この炭化物は遷移クリープ域のクリープ速度を遅くするのに効果があるが, より安定な炭化物を作るため固溶し安定な粒界炭化物が成長する。定常クリープの中期になると圧縮応力を受けている粒界の炭化物は固溶し, 引張応力を受けている粒界へ拡散, そこで再析出する。定常クリープ域のクリープ速度は初めの炭化物形態よりも炭化物の粒界への拡散に影響する結晶粒度に依存する。析出する粒界炭化物は拡散係数の違いから Cr に富む  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  型が多い。定常クリープ後期になると引張応力を受けている粒界にポイドを生じるようになる。さらに圧縮応力を受けている粒界は炭化物が認められなくなる。その結果粒界移動を起こすようになり, クリープ速度は途々に増加する。三次クリープ域に入ると変形の増大と共に再結晶が起こりクリープ速度を速め, ついには破断する。これらの結果からこの合金の長時間クリープ強度を検討するには結晶粒度, 粒内に析出する微細な炭化物および粒界炭化物の安定性のすべてを考慮しなければならないことがわかつた。(高崎惣一)

### —そ の 他—

#### 製鋼工場排水の磁気分離

(A. I. AKTAY, et al.: Ironmaking and Steelmaking,

7 (1980) 3, pp. 132~139)

製鋼および圧延における排水には通常 50~120 mg/l<sup>-1</sup>の浮遊物質が含まれており、これを水質規制や、さらにリサイクル計画に適應できるものにするためには、固型物や油の除去装置の改善が必要である。

そこで高勾配磁気分離を熱間圧延からの排水に用いる実験を行った。

実験は実験室での検討の後、現場で磁気フィルタの口径を 100 mm, 560 mm の 2 通りに設定して行った。そして長時間運転の際、磁気フィルタに固型物が附着、蓄積することによりおこる圧損の増大や、ろ過効率の減少という問題について特に詳しく検討し、以下の結論を得た。

1. 磁気分離は主要な操作因子である磁束密度と流量を適切にとれば、浮遊物質除去に有効であった。

2. 水で直接数 min 逆洗しても、磁気フィルタに附着した固型物の洗浄には有効でなかった。附着固型物が蓄積するにつれて、磁気フィルタの効率が減少した。

3. 磁気フィルタに蓄積した固型物の除去は、高流量での洗浄、供給水経路での洗浄、逆洗の前に磁気フィルタおよびその上の固型物の極性を完全に除くこと、アルカリを含む化学薬剤リンスの使用をそれぞれ単独にあるいはくみ合わせて用いても十分ではなかった。

4. 修正逆洗システムは、逆洗、供給水経路による洗浄、高温の化学リンスと気泡を含む水による逆洗を連続して行うもので、フィルタ母材の洗浄に非常に有効であった。

5. 修正逆洗システムを用いることにより、高勾配磁気分離は、熱間圧延の排水のろ過に技術的には適用可能である。(山本 公)

## コ ラ ム

### オリジナリティーの評価

実用上の新しい技術は、特許という形でその発明の専用が保護され、発明者のオリジナリティーが法的に認められています。しかし、経済的価値の乏しい基礎研究の分野では、オリジナリティーの評価が難しい場合がよくあります。最近のように研究者の数が増えてくると、立派な業績に対して誰が「最初の研究者」の榮譽を担うのかを決めかねる事態が生じかねません。理論物理の世界では、新しいアイデアがひらめいてもその研究者は決して「口外」せず、論文の形にまとまるまで沈黙を守るといつた笑えない話を聞いたことがあります。幸いなことに、金属屋さんはそれほど世知辛くはないようですが、私共が論文を書くときにどのように引用したらよいかを迷うことはしばしばあります。ひとつの例として、析出物の粗大化を取り扱ったオストワルド成長の理論を確立したのは誰かということ、私見を交えながら述べてみましょう。論文として公表されている年度から判断しますと、この理論のさわりである成長速度のほぼ正しい解は、最初に GREENWOOD によつて与えられています (1956 年)。その後 LIFSHITZ と SLYOZOV は、粒子サイズ分

布を考慮に入れて厳密な解を求め、露文 (1958 年) および英文 (1961 年) で公表しました。彼らの論文は、厳密解を得たという点で立派なものでしょうが、その内容は分りやすいものとは言い難く、読者とくに金属屋さんの役に立っているとは思えません。さらにその後になつて、WAGNER はやはり同様の厳密解を求め独文 (1961 年) で公表しています。WAGNER の仕事公表されたのは、GREENWOOD および LIFSHITZ と SLYOZOV の後でかすら、オリジナリティーを主張する権利は最も乏しいように思われますが、彼の論文は厳密な解を分りやすく書いている点に持味があるといえましょう。この分野の仕事をしている人の中には、彼の論文を読んでオストワルド成長の理論を理解している人も少なくはないと思います。さて、このような背景を考えると、誰の業績を多とすべきでしょうか。米国の研究者を中心として、この理論は LIFSHITZ-WAGNER の理論とよばれ、彼らの仕事としてよく引用されていますが、私はこの呼び方は適当ではなく、GREENWOOD のオリジナリティーを尊重すべきだろうと思います。読者の皆様はこのようなきどどのような評価を与えられますか。

(東北大学工学部 佐久間健人)