

## 抄 録

## —原 料—

## 新しいペレタイジング法の操業について

(F. T. C. DOUGHTY: Iron and Steel Intern., 48 (1975) 6, pp. 443~447)

鉄鉱石以外の諸鉱石の新処理法として、Cobo プロセスガスウェーデン・ストックホルムの王立技術院によって開発され、1975年に最初のプラントがトロールハッタンに設置された。このプラントはクロム鉱石を処理するものである。現在、Cobo プロセスは世界各国で特許を取得している。本プロセスは基本的には、粉碎した鉱石に粘結剤を加え、ディスクで造球の後 200°C で高圧養生するものである。原料装入塔は4基あり、各々 750 t の容量を有している。鉱石の粉碎はロッドミルとボールミルによって 60~70°C で行なわれ、粘結剤に生石灰やフェロアロイプラントから排出されるシリカ粉を用いている。乾燥機は油燃焼加熱式であり、水分は当初は5%前後であったが、要求に応じて変化できる。乾燥したペレットは、60 t 容量の高圧がまにベルトコンベア式に装入されて、16 atm, 205°C の雰囲気中で約 8hr 後に取り出されて製品となる。このトロールハッタンプラントは最大限に自動化されていて、プラント中のどのモーターにもインジケーターが装備されているので、故障をすみやかに発見し修理できる。炉の温度や、油の消費量もコントロール室から指令操作できる。このプラントは、稼動してまだ間もないので経済の見通しについては断言できないが、従来のプロセスに比べて操業が簡単であり、エネルギー消費も少ないという点から、大きな将来性を有しているといえよう。(加藤公雄)

## —製 鉄—

## 鉄鉱石予備還元的基础

(J. ASTIER, et al.: Rev. Mét., 72 (1975) 10, pp. 769~710)

本論文は、鉄鉱石の予備還元に関する①物質・エネルギーバランス、②熱力学的平衡、③還元速度について概説し、④実際の直接還元プロセスについて①~③を基礎に述べている。

①物質・エネルギーバランスについて： $\text{Fe}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{Fe}$  の還元における 1 t Fe 当りの還元剤の理論量およびエネルギーを表にまとめた。還元剤 (C,  $\text{H}_2$ , CO) は直接還元プロセスに必要なエネルギーによって選択される。

②熱力学的平衡について還元反応の  $\text{CO}-\text{CO}_2$ ,  $\text{H}_2-\text{H}_2\text{O}$  平衡関係およびブトワール平衡について述べた。

③還元速度について：鉱石の粒度、気孔率、鉱物組成など物理的・化学的特性によって速度が異なるので、最適な直接還元プロセスが選択される。

④直接還元プロセスの適用について：(i)炭素による還元では、回転炉法、シャフト炉 (Echeverria) 法について述べた。(ii)ガスによる還元では、シャフト炉と流動層炉法について述べた。還元ガスの製造 (天然ガスの改質および石炭のガス化) によって、直接還元法が選択

される。

シャフト炉法 (Wiberg, HyL, Midrex, Purofer, Armco) では、操作線図を用いて、金属化率とガス流量の関係を述べ、流動層炉法 (Fior, HIB, Novalfer, H-Iron) では鉱石の粒度とガス流速の関係および  $\text{H}_2$  の圧力を高めて操業することを述べた。

このように直接還元プロセスは、用いる鉱石種、目標とする還元率および操業条件によって著しく異なるので、それに対応したプロセスでなければならない。

(天辰正義)

## 高炉壁の熱応力に与える装入物分布の影響

(D. PASCHMANN: Stahl u. Eisen, 96 (1976) 4, pp. 160~164)

高炉において切立や朝顔やそれ以下の部分は最も熱応力の受けやすい場所である。この部分の鉄皮を熱応力から守る方法には、(a)熱に対して鉄皮を絶縁する、(b)鉄皮によらないで熱を選び出す、の2つの方法がある。この観点より、通常の3つの冷却方法の比較及び装入物分布について考察している。

ジャケット冷却においては、レンガの炉内表面温度を 1500°C としたときの鉄皮に生じる熱応力のダイヤグラムを作成して、レンガの損耗が大きくなったとき鉄皮の熱応力がどの程度になるか容易に導き出せるようにした。この冷却方法では鉄皮に熱応力を生じさせることは避けられない。銅製の冷却函冷却では初期においては熱のほとんどは冷却函に吸収されるが、レンガの損耗が大きくなるに従い冷却函尖端は突出して損傷されやすく、しかも熱は鉄皮に運ばれるものが多くなり鉄皮外面より大きな補助冷却をせねばならなくなる。これの改良の例が2つあったが、ジャケット同様鉄皮の熱応力をなくすることはできない。鑄鉄製のステーククーラー冷却では熱は鉄皮内のステーククーラーによりほぼ完全に運ばれるので、鉄皮には熱応力が生じない。(b)の観点よりステーククーラーが最もよい冷却方法であることを示した。

高炉々内周辺部に粒子の細かい装入物を入れ、中心部に粗い装入物を分布させることにより、周辺部を通るガスの量を減少させて、熱を炉内に閉じ込める方法、ベルのないシュート角可変な回転シュートのある炉頂装置により実現できる。これは(a)の観点に基づいている。

炉床径 9.5m の回転シュートを備えた高炉において、ステーククーラーの表面温度を火入れ後4週間測定した。表面温度は上昇したり降下したりしていた。これは表面に付着した堆積物あるいは付着物の影響であろう。そしてこの高炉は2年間以上も何のトラブルもなしに操業している。(竹元克寛)

## —製 鋼—

Fe-C, Fe-Si, Fe-Cr および Fe-N 合金の界面張力の測定結果 (U. MITTAG and K. W. LANGE: Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976) 2, pp. 65~69)

ペンダント・ドロップ法を用いてガスと二元系鉄合金

間の界面張力を決定し、鉄-Si 系では界面張力過剰度  $\Gamma_{Si}$  を計算した。また、アルゴンおよび窒素雰囲気の影響もしらべた。実験温度は 1590°C の 1 点のみである。

試料は、Fe-C 系では C=0.05~3.0 wt% の間の 14 点、Fe-Si 系では Si=0.25~39.9 wt% の間の 12 点、Fe-Cr 系では Cr=0.51~9.75 wt% の間の 7 点である。

$\sigma_{rel} = \sigma / \Delta Q$ ,  $\sigma_{rel}$ : 相対的界面張力,  $\sigma$ : 界面張力,  $\Delta Q$ : 密度, と定義し,  $\sigma_{rel}$  と  $\sigma$  を合金元素の添加量  $W$ (wt%) で示せば次のようになる。

Fe-C 系

$$\sigma_{rel} = 256.1 - 21.35W_C + 3.326W_C^2$$

$$\sigma = 1774 - 165.7W_C + 24.52W_C^2 + 0.2316W_C^3$$

$\sigma_{rel}$  に対する相対誤差は 0.6% である。

Fe-Si 系

$$\sigma_{rel} = 258.7 - 2.382W_{Si} + 0.021W_{Si}^2$$

$$\pi = 1794 - 27.15W_{Si} + 0.2436W_{Si}^2 - 0.00086W_{Si}^3$$

$$= 920.1 - 299.3 \log a_{Si} - 25.1 (\log a_{Si})^2$$

ここで  $\gamma_{Si}$  は HULTGREN らの値を用いた。 $\sigma_{rel}$  に対する相対誤差は 0.8%, 標準偏差値は 13.8 である。

Fe-Cr 系

$$\sigma_{rel} = 260.6 - 4.71W_{Cr} + 0.352W_{Cr}^2$$

$$\sigma = 1830 - 34.12W_{Cr} + 2.490W_{Cr}^2 - 0.0014W_{Cr}^3$$

$\sigma_{rel}$  に対する相対誤差は 0.5%, 標準偏差値は  $\pm 4.44$  である。

純鉄に対しガス雰囲気をアルゴンと窒素に変えたとき界面張力は窒素中における場合の方が小さくなることからわかった。この雰囲気による界面張力の変化は可逆的である。(雀部 実)

マンガンおよびマンガン-シリコン脱酸の際の生成介在物の形態 (E. STEIMMETZ and H.-U. LINDENBERG: Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976) 2, pp. 71~76)

50 kHz 高周波炉を用いて実験室的規模にて脱酸生成物の中間生成物ならびに脱酸生成物の成長形態をしらべた。酸素とイオウを含有する溶鋼にフェロマンガンあるいはフェロシリコンを添加する方法, クロムを含有する溶鋼にフェロマンガンあるいはフェロシリコンを添加する, という方法を採用した。脱酸剤の添加方法は, 溶鋼に対流が生じないようにしておいて溶鋼の表面付近のみに脱酸剤を添加し溶鋼中に濃度勾配をつける方法, ならびに取鍋中での溶鋼の攪拌現象を考慮しての攪拌添加法の 2 つを用いた。実験温度は 1500°C および 1600°C である。以上の実験により得られた脱酸生成物をエッチング法で露出させ, 光学顕微鏡と EPMA にて観察を行ない, その生成について平衡状態図を基礎において考察を行なった。

初期酸素含有量の高い試料を脱酸すると, オストワルドの規則にほぼしたがって脱酸剤は溶解し, 介在物の分布もこのことを裏付けている。脱酸初期では二価の鉄の酸化物を多く含有する介在物が生じ, ついでより安定な相に変化していく。状態図の液相線を横切ると安定な酸化物がクロースドシェルとして表面に析出する。固体が析出することにより不純物が溶鋼中に濃縮され, 以後の安定化相の析出は低温で生じる。

介在物の種々の成長形態は主として部分的な濃度分布の条件によって決まる。低酸素濃度において球形としてスタートした介在物はやがてバラの花状になり, つぎに

デンドライトになる。表面付近で球形が不安定である原因は界面での加速効果にある。マンガンとクロムが同時に存在する場合には, はじめは小枝状の不規則な形で析出するが, 脱酸剤の活量が増加するにしたがつてち密な形状になり, はじめは不均質だったものが最終的には八面体となる。(雀部 実)

スラブ連続铸造における铸型内の温度分布と凝固条件 (E. BACHNER and M. USSAR: Stahl u. Eisen, 96 (1976) 5, pp. 185~190)

連続铸造の铸型内における凝固シユルの発達状況の直接測定, 铸型幅方向と铸造方向に対する铸型壁の温度分布および, 铸型内铸片の表面温度測定によつて, 铸造速度, 铸型冷却水量および, モールドパウダーなどの効果を調査し, 均一な凝固シユルを形成させるための要因を明らかにした。

調査は, 225 mm 厚の铸片において, 铸型冷却水量 1550 および 3100 l/min, 铸造速度 0.4~0.8 m/min に対して行なつた。

その結果, メニスカス近傍における铸型壁温度は, 铸型幅方向に対しては 20~30 度の範囲で変動しているが, 幅方向で同じ位置の铸造方向に対する温度分布は比較的スムーズな下降曲線を示す。

また, 同じ铸造速度の場合, 铸型内における铸片表面温度はモールドパウダーの有無によつて大きな差を示す。すなわち, モールドパウダーを使用した場合, パウダーを使用しない場合の 1/2 程度の铸型冷却水量で同程度の铸片表面温度が得られ, パウダーが存在する場合には, 铸型冷却水量と铸片表面温度の相関性は, 調査範囲内ではさほど強くない。

一方, 特に铸造速度が遅い場合には, メニスカスから 450 mm 近傍に, 铸片表面温度の極小値が存在し, その後铸型下端付近まで上昇する。これは, 铸片と铸型壁との接触状況 (铸片表面と铸型壁との間に発生する間隙) に起因しているものと考えられる。

したがつて, 铸型壁および, 铸片表面温度の測定によつて, 铸型内における熱移動を定量的に議論することは極めて困難となつている。(村上勝彦)

## — 铸 造 —

大型鋼塊の健全性と均質性を制御する原理について (M. C. FLEMINGS: Scand. J. Met., 5 (1976) 1, pp. 1~15)

V 偏析や A 偏析などのマクロ偏析, 鋼塊の中心や頭部の収縮孔および介在物の集積などの欠陥が少ない, 健全で均質な大型鋼塊を得るため, 実験と理論解析に基づいて理想的な押湯と鋼塊製造方法をデザインした。著者らの研究によれば, 上記欠陥の発生原因は凝固進行中の熱移動と対流であり, これらをコントロールする事が必要であるとの知見を得ている。まず収縮孔を少なくするため耐火物によつて押湯上部をカバーして放熱を防ぐとともに, 発熱剤や電磁誘導による電気加熱法を用いて押湯を保温する方法を考案した。一方, マクロ偏析に関しては, 柱状晶帯のデンドライト先端への溶質濃縮がないことから, バルク溶鋼の流動が偏析に与える影響は小さい。したがつて固液共存領域における, デンドライト樹

間での溶鋼の流動のみ考えればよい。また、濃縮溶鋼の流動は、熱対流に起因すると思われる sweeping と、凝固収縮やバルクと固液共存相間の密度差に起因する creeping とである。以上のことから、マクロ偏析を少なくするには、頭部を保湯してデンドライト樹間での流動を抑制すればよい。まず、理想的な押湯を付して鋼塊全体を柱状晶凝固させた場合、介在物が局部的に集積し、バンド状偏析、A偏析、フレッケルなどのマクロ偏析が生成される。また理想的な押湯を付し等軸晶凝固させた鋼塊では、結晶の沈降に伴って介在物を含む底部負偏析帯を形成し、V偏析やA偏析が生成される。さらに押湯保温が不完全な場合には、押湯表面が冷却されて押湯内温度勾配が逆転し、頭部からの結晶落下を生ずるため柱状晶と等軸晶からなる鋼塊となる。この場合、固相と液相を混合したバルクの流動と、固液共存領域の流動とが同時に生じ、マクロ偏析を引き起こす。このような種々の欠陥をなくするため考案したのが、押湯を理想的に保温するとともに、鋼塊全体を適当な速度で回転することによって結晶の落下や対流を防止した鋼塊製造法である。(土田 裕)

#### 鉄合金における偏析

(H. FREDRIKSSON: Scand. J. Met., 5 (1976) 1, pp. 27~32)

鉄合金で初晶にフェライト( $\alpha$ )析出の場合とオーステナイト( $\gamma$ )析出の場合での、デンドライト樹枝-樹間でのマイクロ偏析について一方向凝固実験の結果をもとに調べた。その結果、鋼のマイクロ偏析は初晶が $\alpha$ 相の場合と $\gamma$ 相の場合とで著しい差が観察された。すなわち、 $\gamma$ 相初晶の場合、マイクロ偏析は非常に顕著になり、一方 $\alpha$ 相初晶ではデンドライト樹枝-樹間での濃度はほぼ同一でマイクロ偏析は観察されない。これは $\alpha$ 相および $\gamma$ 相中での溶質元素の拡散速度の差により起こる現象で、 $\alpha$ 相析出型では溶質元素の $\alpha$ 相中への拡散が活発で、凝固時常にデンドライト樹枝はほぼ均一の組成になる。一方 $\gamma$ 相析出型では溶質の $\gamma$ 相中への拡散は凝固末期で生じ、そのためデンドライト樹枝の中心部まで溶質は拡散されず、マイクロ偏析が著しくなる。

またデンドライト成長を溶質の拡散律速仮定のもとにマイクロ偏析におよぼす凝固前面液相側の溶質濃度差の影響を調べた結果、凝固速度が遅い場合には、溶質の固相中への拡散により偏析は軽減されるが、凝固速度の増加とともに、界面での濃度差の影響が現われ、しかも溶質の固相中への拡散が減じ、偏析が著しくなる。更に凝固速度を増加すると液相側の濃度差が重要な影響を示し、デンドライト樹枝の溶質濃度が増加し偏析は再び軽減される。

マイクロ偏析防止の観点から同一組成の鋼の凝固で、 $\alpha$ 析出型および $\gamma$ 析出型のコントロールの可能性を確認した。すなわち凝固速度を増すことによって $\alpha$ 析出型から $\gamma$ 析出型への移行が可能で、また逆にVCNなどの $\alpha$ 相析出を助長する物質の添加により $\gamma$ 析出型から $\alpha$ 析出型への移行が可能であることを確認した。(石田寿秋)

#### スラブ連続铸造設備のための鑄片に関する力学的考察

(O. M. PÜHRINGER: Stahl u. Eisen, 96 (1976) 6, pp. 279~284)

連続铸造装置を通過する間に、鑄片には、静鉄圧によ

る鑄片のバルジング、引抜き力による鑄片の引張応力、鑄片の曲げまたは矯正などによる応力が働き、これにより、歪、および歪変化が生じる。この値が、鑄片の成分によって決まる臨界値より大きくなると、固液共存層に割れが発生し、鑄片の欠陥となる。したがって、設備の設計についての課題は、内部割れを発生させないような鑄片の支持、曲げ、引抜きの方法を確立することである。この問題を解くため、高温状態における荷重下での鋼の挙動についての研究にもとづき、これらの歪値を決定できる計算方法を示した。この方法の新しさは、クリープ則の採用によって、時間に依存して鑄片の凝固殻に発生する歪を評価できることである。これにより、個々のロールを通過する際の鑄片の周期的な歪の繰返しによる蓄積を理解でき、現実に近い結果になる。この方法により、鋼種： $\times 60$ について所定の形状の連続铸造設備における歪の計算を行なった。その結果、ロール間隔が200 mmの場合は、高速铸造でも、ほとんど弾性歪だけが生じ、全歪で0.1%以下であり、ロール間隔が400 mmに広くなると、クリープの割合が増し、高速铸造の場合には、鑄片のクリープの結果、歪は、弾性歪の数倍になり、ロール間隔による固液共存層の歪の比は、铸造速度が1.4m/minでは、6.1倍、2.0m/minでは、9.2倍、ロール間隔が400 mmの方が大きくなり、特に高速铸造では、鑄片の歪におよぼすロール間隔の影響が明確になった。また前述した計算方法を用いて内部割れが発生する臨界歪を調べるため、工場実験を行ない、深絞り用の0.05%C, 0.21%Mn, 0.009%P, 0.025%S, 0.054%Alの鋼では、 $\epsilon = 0.39\%$ の値を得た。この方法により設備の設計のために信頼しうる基準が得られた。鑄片の曲げについても方法を示し、これによって、冶金的および操業上の利点を持った垂直鑄型の使用を可能にした。

(小松政美)

## —加工—

### 3本ロールの遊星圧延機

(E. J. F. E. BRETSCHNEIDER: Iron Steel Eng., 53 (1976) 3, pp. 64~66)

3本のロールを装備し、連続運転のできる遊星圧延機は1回のパスで8スタンドの連続圧延機や連続ビレット圧延機または棒圧延機の前段の粗圧延機と同じ伸びが得られる。高圧下を行なう圧延機としてはビルガー圧延機ゼンジミア圧延機、回転鍛造機などがあるが、これらの設備は操業が非連続的であるという共通の欠陥を持つ。

3本ロールの遊星圧延機はおたがいに $120^\circ$ 間隔で配置された3本のコンカルロールがそれらの表面間にできるテーパのついた圧下帯を形成し、材料の周囲を自転しながら公転する。ロールの傾斜位置によって回転運動から供給動作が引き出され、出入側ともにピンチロールは不用で、ガイドも必要としない。主モーターは遊星ギアシステムを通してロールを駆動し(自転)、付加駆動用モーターは太陽ホイールを回転させる(公転)。後者のモーターの目的は種々の圧延材の材質に帰因する流動条件を変化させた時に生ずる圧延機内での棒の回転運動を除去することである。

仕上直径が20%以上も変動したり、ロールが磨耗し

た場合のロール交換は 3 本のボルトをゆるめるだけでよく、空気工具を使えば 15 min 以内で交換でき、全体の圧延設備の稼働効率を低下させることはない。

西ドイツのある特殊鋼会社で 1970~1974 年にわたり棒仕上圧延機の前段の粗圧延機として炭素鋼、合金鋼、銅、チタンなどについて試験を行なった結果はよく、圧延が困難といわれる 10% 以上タングステンを含む高炭素 Cr-V-W-Co 鋼も可能であった。試験は最大直径 127 mm までの棒または 8 角ピレットを圧延し、最大 1:15 の伸び比を得た。

この遊星圧延機は設備費も安く、デザインはコンパクトで設置面積は小さく、操業費も安い (10~35 kWh/t)。現在プロトタイプの機械のほかには圧延速度 0.5 m/sec として 22~360 t/hr の 7 種の圧延機が計画されている。(斧田一郎)

## 一 性 質

### 硫化水素水溶液中における鋼の孔食

(L. M. DVORACEK: Corrosion, 32 (1976) 2, pp. 64~68)

硫化物溶液中で鋼は通常、黒色の硫化鉄腐食生成物を伴いながら均一腐食を呈するが、油田地帯の塩水中では激しいピットを生ずる。このような環境における孔食発生条件を実験室的に検討した。pH 4.5~11 の H<sub>2</sub>S を含む 0.585 g NaCl/l 溶液中では、研磨した裸の試片の場合アノード分極曲線にはヒステリシスループを生ぜず、ピットの発生もみとめられなかつた。硫化物スケールで被覆した試片のアノード分極曲線はヒステリシスループを伴った孔食挙動を示した。ミルスケール被覆をシミュレートした黒色酸化物の電極の場合には塩化物を含む H<sub>2</sub>S 水溶液中においてアノード分極曲線は孔食挙動を示さなかつたが、7hr の定電位保持の場合には pH 3~6 の範囲では pH に依存しないほぼ一定の孔食電位を与え、pH 6 以上では pH が高いほど孔食電位は貴となった。塩化物を含まない pH 3 および 4.5 の溶液中で +600 mV に保持した場合には孔食を生じなかつたことから、孔食発生に NaCl の存在が必要であることが確かめられた。一方、ミルスケールのついた試片を脱気した塩化物を含む H<sub>2</sub>S 雰囲気下で自然腐食させたと同電位は -300 mV であつたが孔食を生じた。孔食電位はこの条件で -100 mV より貴であるにもかかわらず孔食を生じたのは局部的に孔食電位を越えているところがあるものと考えられる。次いで、中間にアスベストをつめた二槽式のセルを用いて片方のセルは酸化物被覆電極を、他方には研磨した裸の試片を設け、両者を結合し同時に両電極の分極挙動を測定したがいずれの条件でもミルスケールを伴った方がカソードとなつた。酸化物被覆電極側の pH を 4.6、裸の試片側を pH 6.6 とした場合でも試験後の pH はそれぞれ 4.1、および 6.1 となつたにすぎず、試片が黒色酸化物で覆われているときはアノード液は pH が低くなる必要条件ではなく、H<sub>2</sub>S を含む溶液中の孔食発生条件としては塩化物の存在が不可欠であることが明らかになつた。(藤井哲雄)

### 2 1/4 Cr-1Mo 鋼のクリープ破壊の開始

(B. J. CANE: Metal Sci., 10 (1976) 1, pp. 29~34)

2 1/4 Cr-1Mo 鋼を 565°C、139 MN/m<sup>2</sup> で 1000~3000hr のクリープ試験を行ない、クリープ中に生じる粒界キャピテイの発生状況と微細組織などの影響を調べた。

クリープ破断及び途中で中絶した試験片には種々の形態及び大きさのキャピテイが旧オーステナイト粒界のへりやすみに近い粗大な M<sub>23</sub>C<sub>6</sub> の所に多く発生していた。

旧オーステナイト粒界には PFZ (無析出帯) が形成されるが、試験片表面に前もって引いた線条こんは PFZ の所で著しく曲がり、PFZ にひずみが集中することが示された。また PFZ の幅が広い試料には旧オーステナイト粒界に沿ってサブグレインの形成が見られた。キャピテイの分布密度を PFZ の幅で整理すると、粒界の析出状況は類似しているが旧オーステナイト結晶粒度やマトリクスの微細組織の異なる種々の試料の結果がほぼ一本の曲線で表示できた。キャピテイの分布密度は PFZ の幅が増加するとともに減少しており、PFZ は応力集中を緩和し、キャピテイの発生を防ぐと考えられる。

粒界炭化物の周辺における応力集中 ( $\sigma_c$ ) は ASHBY の延性破壊のモデルを導入すると次式で表わせる。

$$\sigma_c \propto \frac{urx}{bz^2}$$

ただし、 $u$  は PFZ における塑性変位、 $r$  は幾何学的係数、 $x$  は炭化物の直径、 $b$  はパーガースペクトル、 $z$  は PFZ の幅である。 $r$  は引張り変位の場合は  $r = \cos \theta$  ( $\theta$  は応力軸と粒界の法線との角度) で、せん断変位の場合は  $r = 1/\sqrt{2}$  となる。 $\sigma_c$  が炭化物とマトリクスとの結合力を越えるとキャピテイが発生する。このモデルからキャピテイの発生しやすい所としては粗大な炭化物の周辺で、PFZ が局部的に狭くなつたり、あるいは隣接した粒の変位により大きなひずみを生じている所になる。キャピテイの発生場所についてもまた PFZ の幅との関係においてもこのモデルは実験結果と一致していた。

(新谷紀雄)

補強用棒鋼の機械的性質に対する V, N, および Al の影響 (A. M. SAGE: Met. Tech., 3 (1976) 2, pp. 65~70)

現在、小径棒と同等の強度、伸び、溶接性を有するよい大径のコンクリート補強用棒鋼の開発が求められている。従来 C, Mn, Si の添加量を増して強度上昇を図ってきたが、溶接性から考えると好ましくない。

したがって本研究では 450 N/mm<sup>2</sup> 以上の降伏強さを有し、かつ望ましい溶接性を得るために、C を最高 0.25%、Mn は 1.3% として、V 添加によつて強化を図ることにした。V と深く関連すると思われる N, Al についてもその影響を調べた (実験では組成を変えたいくつかの合金において、70 kg の鋼塊を 1250°C から最終仕上温度 1050°C 及び 850°C まで熱間圧延し、それぞれ径 3.0 mm, 18 mm の棒材を得た。これらから試験片を作製して、引張試験、曲げ試験、溶接後の水素脆化感受性などを調べた。

得られた結果は次のとおりである。(1) 0.24C-1.25 Mn-0.007N-0.475V-0.005~0.009Al 鋼に V を 0.17% 添加して、30 mmφ 棒で降伏強さを 360 N/mm<sup>2</sup> から 570 N/mm<sup>2</sup> に、引張強さを 570 N/mm<sup>2</sup> から 750 N/mm<sup>2</sup>

mm<sup>2</sup>に改良した。(2) Nを0.007%から0.0015%に増やすと、V量に依らず強度が約50 N/mm<sup>2</sup>増加する。(3) 0.02%までのAl添加は、引張特性に影響がない。(4) V添加は伸びの低下を招くが、それでも18%以上の伸びがある。(5) 小径の方が30 N/mm<sup>2</sup>だけ降伏強さが大きかったが、引張強さには棒径による差がない。(6) BS 4449の曲げ試験の規格に合格した。(7) 溶接性についても、従来の0.25C-Mn鋼と同等の結果が得られた。(8) 熱間圧延の最終仕上げ温度の違いによる影響は無視できる。

以上、Vによる強化は、炭化物の析出によるものだがV添加棒鋼について実用的観点からも多く知見が得られた。(長井 寿)

#### 高速破壊におけるエネルギー吸収速度におよぼす冶金的因子の影響

(G. T. HAHN, et al.: Met. Trans., 7A (1976) 1, pp. 49~54)

線形弾性破壊力学によつて、材料の性質を現わす $K_{IC}$ が得られるが、この $K_{IC}$ は、クラック伝播開始に対する条件を明確にせねばならず、組成や微組織などの要因に影響される。これは必ずしも破壊靱性の完全な特性を与えない。本論文は、高速クラック成長の動的破壊靱性値 $K_{ID}$ の速度依存性に与える冶金的要因の影響を調べたものである。

動的破壊靱性の標準化された測定方法は存在しないがここでは、ノッチをつけた試験片(127×305×12.7 mm)を立て2個のカンチレバーで両開口端につけたビームを押す方法で、クラック成長や伝播速度と、試料組成や焼き戻し温度との関係をしらべ、エネルギー収支の立場から考察し、高張力鋼の動的破壊靱性の速度依存性を調べた。炭素含有量の異なつた試料として、市販SAE 4340鋼(0.4%C, 0.71%Mn, 1.72%Ni, 0.82%Cr, 0.22%Mo)と、0-1工具鋼(1.02%C, 1.25%Mn, 0.53%Cr, 0.42%W, 0.25%V)が選ばれた。

4340鋼の場合の425°Cと370°Cの焼き戻し温度による破壊発生は、高温では、平面破壊が粒界破壊であることを示し、動的破壊靱性は、低温のそれよりわずかに小さい。

0-1鋼は、高炭素鋼で、破面は約10 $\mu$ 程度の多数のくぼみを持ち、かなり低い靱性値を示し、175°Cでの焼き戻しにおいては、 $K_{ID}$ は25MNm<sup>-3/2</sup>程度であり、クラック伝播速度と直線関係にある。

以上の事実により、高張力鋼における高速破壊において、クラック先端における応力強度は、クラック初期状態と高速破壊間のエネルギー吸収の過程に依存する。動的破壊は、二つの高張力鋼のくぼみ状破壊においてクラック伝播速度の増加に伴い単調に増加する。しかし、高炭素鋼においては、低い靱性水準を示した。クラック先端までのクラック長さは、エネルギー収支によつて予期される値に一致し、必然的に拘束されている場所での応力強度は、クラック伝播過程によつて変化することがわかつた。(矢崎勝仁)

#### Fe-1.22%C合金のマルテンサイト中のマイクロクラックにおよぼす焼戻しの第1, 第2段階の影響

(T. A. BALLIENTT and G. KRAUSS: Met. Trans., 7A (1975) 1, pp. 1976~81)

高炭素鋼の板状マルテンサイト中のマイクロクラックに対する焼戻しの影響についてはあまり注目されていない。著者らは180~225°Cの焼戻しにおいて、焼入れしたFe-1.22%C合金におけるマルテンサイトのマイクロクラックに対する焼戻し時間の影響について調べた。

電解鉄とグラファイトを真空溶解し、大きさ18×3 mm, 厚み0.25 mmに加工した試料を1093°C, 15 minアルゴン中でオーステナイト化し、20°C, 5%の塩水中に焼入れし、各温度で所定の時間焼戻しを行なつた。クラックの測定法として、試料表面を研磨し、1000倍の倍率で、2.5 mmの長さを10回走査し、交又するクラック数を求め、単位長さ当り交又するクラック数 $\bar{N}_L$ より単位体積当りのクラック面積 $S_V$ を $S_V=2\bar{N}_L$ から算出した。

焼入れたままの試料は19.9%残留オーステナイトが存在し、 $S_V$ は11.3 mm<sup>-1</sup>で100%マルテンサイトに換算すると14.2 mm<sup>-1</sup>である。焼戻し時間に対し $S_V$ は15 minで11.3 mm<sup>-1</sup>から180°Cで5.1 mm<sup>-1</sup>, 225°Cで2.2 mm<sup>-1</sup>と急激に減少し、以後100hrまでは約2~3 mm<sup>-1</sup>と緩やかに減少する第1段階と第2段階に分けられる。また焼戻しにより残留オーステナイトは分解してパーライトやベーナイトになり、その活性化エネルギーは約27 kcal/molで、これはオーステナイト中のCの拡散律速を示している。オーステナイトの分解は体積膨脹を伴い、クラックの消失に影響するが、100%分解するのに180°Cで50hr, 225°Cで5hr以上かかるから、初期の第1段のクラックの減少に関係なく、第2段の緩慢な減少の原因となつていゝと考えられる。短時間焼戻した試料を研磨するとマルテンサイトの凹凸像が、またナイトール腐食した組織には白色を呈するマルテンサイトが観察され、これらは塑性流動の結果生ずることから、第1段の急激なクラックの減少はマルテンサイト正方晶の体積変化に伴う塑性変形によるものである。(小池一幸)

#### オーステナイトとフェライト2相のFe-Cr-Ni合金における各バンドル間の方位関係

(K. WAKASA and T. NAKAMURA: Script. Met., 10 (1976) 2, pp. 129~132)

ほとんどオーステナイトとフェライトの量が等しい2相Fe-Cr-Ni合金を用い、破断伸び、マルテンサイト変態微細組織およびパケットマルテンサイト中の隣接バンドル間の方位関係を研究した。引張試験片は伸び方向を圧延方向に平行にとり、ゲージ長さは2.0×6.0×18.0 mmである。またこれらは1000°C, 1hr焼なましたもので、フェライトとオーステナイトの粒度は平均8.0 $\mu$ mであつた。

本合金の $M_s$ 点は約-196°C,  $M_d$ 点は-22°Cであるが、最大伸びは $M_s$ と $M_d$ 点間の-50°Cでおこり、その値は67%であつた。-196°, -150°, -102°, -50°, -22°Cにおこる伸びはそれぞれ47, 43, 54, 67, 44%, 歪誘起マルテンサイト量は52, 40, 45, 34, 3%であつた。マケテンサイトのラスの幅は平均0.10 $\mu$ mであり変形温度によつては変化しなかつた。

電顕観察結果とステレオ投影図を用いてパケット内のバンドル間の方位関係を測定した。-50°Cではすべて

のバンドルは双晶関係にあつた。しかし $-196^{\circ}$ 、 $-150^{\circ}$ 、 $-102^{\circ}\text{C}$ では双晶関係から0, 5, 9, 15, 19, 29,  $35^{\circ}$ のずれがあつた。このうち概略の双晶関係にある(0~ $5^{\circ}$ のずれ)バンドルの割合は70%であつた。破断伸びが $-50^{\circ}\text{C}$ で最大値をとることは、多分パケットマルテンサイトが双晶のバンドルから成立していることによつていられる。

2つの隣合つたラスが双晶関係にある場合ラス内の変態歪が減少すると考えられる。オーステナイトとラス間の方位関係が西山の関係にあるとすると、この場合6つのvariantの組合せのうち3つは双晶関係をもつことになり、双晶関係をもつバンドルは西山variantの組合せだけによつて起こり得る。(安中 嵩)

## —物理冶金—

### Cr-Mo-V 鋼のクリープによる空孔形成

(H. R. TIPLER and B. E. HOPKINS: Metal Sci., 10 (1976) 2, pp. 47~56)

高温でクリープ状態にある金属、および合金は、一般に空孔は粒界で形成され、それが成長して破壊に到るとされている。しかしながら空孔形成がどのようにクリープ挙動、破断時間、延性に關与しているかは十分に解明されていない。

本論文では、このような空孔形成過程に及ぼす微量不純物元素の影響を調べることを目的とし、 $1/2\text{Cr}-1/2\text{Mo}-1/4\text{V}$ 、 $1\text{Cr}-1\text{Mo}-1/4\text{V}$  鋼について、商業用ならび高純度ものを比較し、以下の結論を得た。

- (1) この種の Cr-Mo-V 鋼は  $550^{\circ}\text{C}$  でのクリープ試験において延性の低下を招くが、微量不純物を減らすことにより、破断時間ならび延性を大幅に改善できる。
- (2) クリープ特性の改善は、空孔形成の遅滞と、形成された空孔数の減少によるものである。
- (3) 単位面積あたりの空孔の数、空孔形成後割れに到る粒界の割合が、ひずみ、時間に依存することから、全体の空孔数の増加はすでに空孔が形成された粒界上での増殖のみでなく、新しい粒界上での空孔発生にも起因すると考えられる。
- (4) 破壊延性の低下は単位ひずみ量あたりに発生せる空孔数の増加によるもので、不純物に大きく影響される。
- (5) 火力発電所などで、鋼の溶接部の延性が低いため多くの事故が起きているが、これは商業用鋼の純度をあげることで解決できそうである。
- (6) クリープ試験における損傷の蓄積の程度から材料の余命を定量的に算定することもできる。(佐藤隆樹)

### Fe-16Cr-12Ni 合金における加工誘起マルテンサイトとその逆変態

(T. H. COLEMAN and D. R. F. WEST: Met. Tech., 3 (1976) 2, pp. 49~53)

溶体化処理後  $150^{\circ}\text{C}$  ~  $-78^{\circ}\text{C}$  の間のいくつかの温度で 50% 圧延した試料を  $600^{\circ}\text{C}$  ~  $800^{\circ}\text{C}$  の間の温度に保つた塩浴に 2 min 間浸し逆変態させ、組織、硬度、強度変化を調べた。加工により空温では約 15%、 $-78^{\circ}\text{C}$  では約 85% のマルテンサイトが誘起され、 $M_d$  点は高々  $80^{\circ}\text{C}$  であつた。 $600^{\circ}\text{C}$  の加熱により逆変態はすでに終了し、加熱温度の上昇とともに軟化する。軟化の程度は加工温度すなわちマルテンサイト量による。 $600^{\circ}\text{C}$  ~

$650^{\circ}\text{C}$  での軟化程度は、マルテンサイト量が 50% 以下のものでは小さく、50% 以上のものでは大きい。マルテンサイト量が 50% 以上のものでは、 $700^{\circ}\text{C}$  以上での軟化が小さくなるので、 $650^{\circ}\text{C}$  加熱と  $700^{\circ}\text{C}$  加熱とで硬度、強度差が小さくなる。組織観察により、加工誘起マルテンサイト量の多い場合、逆変態のオーステナイトの中に亜結晶粒が形成され再結晶しにくいことが分つた。この亜結晶粒はマルテンサイトのラスであつた領域の中に生じている。一方加工誘起マルテンサイト量の少ない場合、すなわち加工硬化オーステナイト量の多い場合は  $700^{\circ}\text{C}$  以上で再結晶が容易に進行していることが分つた。以上の結果は、 $600^{\circ}\text{C}$  ~  $650^{\circ}\text{C}$  は回復の生じる温度域で  $700^{\circ}\text{C}$  以上は再結晶の生じる温度域であると考えたと矛盾なく説明できる。本実験の範囲では、再結晶後期で逆変態オーステナイト中の再結晶と加工硬化オーステナイトより生じたより大きな粒の成長とが競合して、均一な細粒を得ることができなかつた。実用的な観点から細粒を得るには、加工誘起マルテンサイト量をできるだけ多くしてやるとよい。(柴田浩司)

### 高強度低合金鋼板の疲労挙動

(R. PEARCE and A. A. MAZHAR: Met. Tech., 3, (1976) 2, pp. 79~85)

自動車用鋼板用の高強度低合金鋼の疲労挙動の予備的実験として、全く異なつた微細組織を有する2種の高強度低合金鋼の疲労挙動について研究した。それぞれ鋼種1は、紡錘状 MnS を含んだ方向性を持つたフェライトパーライト組織を有し、鋼種2は微細かつ等方的に分布した炭化物と球状介在物を含む組織である。また、冷間成形の疲労に対する影響を調べるために、試験片に引張で 10% の予歪を与えたものについても実験した。

疲労試験は、単純 WÖHLER 型繰返し曲げ疲労試験機を用いて、 $2850\text{ rpm}$ 、 $296\text{ MN/m}^2$  の一定応力水準の条件で行なつた。試験片は均一応力の片持ちばり形で、試料の中央部に溝をつけた形状のものを用いた。試料の異方性を考慮に入れるために、圧延方向に切り出したもの(L材とする)と、それに直角に切り出したもの(T材とする)を用いた。実験結果は以下のとおりである。

- (1) 予歪を与えないもの：鋼種1では、L材の方がT材よりも30~40%長い疲労寿命を持つが、鋼種2ではL材、T材の疲労寿命は同程度だつた。つまり、鋼種1ではクラックの伝播速度に異方性がある。
- (2) 10%予歪を与えると疲労寿命がかなり長くなつた。
- (3) クラックの顕微鏡による観察で、予歪を与えないものではクラックは鋭いが、予歪を与えたものでは幅があつて枝分れをしていることがわかつた。
- (4) 破面観察では、ディンプル破壊が速い速度で進んだ領域と疲労によるストライエーションのみえる領域が観察された。フェライト相における疲労クラックのある方向への進展は、介在物や炭化物によつて妨げられクラックはその後、粒内や粒界を延性的に、もしくはせん断的に伝播するものと思われる。
- (5) 一般的に微細かつ均一に分布した炭化物を有した方が望ましい。(長井 寿)

### 焼入れ状態および焼もどしマルテンサイトの変形におよぼす組織の影響

(T. SWARR and G. KRAUSS: Met. Trans., 7A (1976)

l, pp. 41~48)

Fe-0.2 w/oC鋼をさまざまな温度から焼入れることによつてパケットの大きさを変化させ、焼入れのままおよび 400°C で 1 min 焼もどした試料を室温での引張試験に供し、強度と組織の関係を調べた。焼入れのままのマルテンサイトは焼もどしマルテンサイトにくらべ微小歪領域の変形抵抗が小さく、歪量を増すと大きな加工硬化により両者の強度が逆転する。パケットの大きさと強度の関係を Hall-Petch の式にプロットすると、焼入れマルテンサイトの 0.2% 歪水準にたいする直線の勾配は著しく大きい。この勾配は強度水準を高くすると次第に小さくなるが、焼もどしマルテンサイトにおける勾配は全体に小さく、強度を 0.6% 歪水準にとると直線はほぼ水平となつた。焼入れ状態の微視組織は通常のラスマルテンサイトの組織と同様であつたが、変形により平均 0.06  $\mu\text{m}$  のセルの生成が観察された。一方焼もどしマルテンサイト内には板状の微細セメンタイト、直径約 100 Å の微細球状炭化物の析出が見られ、ラス境界にはそれらよりやや大きい炭化物が観察された。転位は均一に分布し密度は焼入れ状態より 1~2 オーダー低かつた。こうした組織は変形によつてもほとんど変化せずセルも形成されない。以上の結果より次のような考察がなされた。初期変形抵抗が焼入れ状態においてより低いのは、変態によつて生じた残留応力の効果と転位の平均自由行程の大きさから説明できる。焼入れマルテンサイトの大きな加工硬化率はセルの形成によるもので、セルの形成はまた変形の進行とともに見られる Holl-Petch の式の勾配を減少させる。焼もどしマルテンサイトを変形してもセルが生じないのは炭化物の大きさが転位をう回させる程度であることによる。焼入れ状態のマルテンサイトの初期変形抵抗がパケットの大きさに対し著しい依存性を示すのは、炭素の偏析あるいは極微細炭化物とパケット境界の転位との強い相互作用による。(柴田浩司)

#### 鉄鋼材料の破断破面の観察

(K. O. VILPPONEN, et al.: Scand. J. Met., 5 (1976) 1, pp. 33~40)

走査電顕はよく知られているように、光顕、透過電顕などでは困難な各種破壊の様相ならびにその微細構造を調べる上で有力な手段である。本研究は、さまざまな破面をどのように解釈するか、破面が破壊の様式や条件といかに関連しているかなどについて情報を得ることを目的として、粒内、粒界、劈開、擬劈開、延性、脆性など各種破壊の特徴を走査電顕像を用いて考察している。

試料として、FerrovacE (高純度 Fe)、Ti-Cr、Ti-Cr-Mo、17Cr、17-8、18-9、18-10 ステンレス鋼などを用い、i) クリープ破断面に及ぼす熱処理の温度・加工法、試験温度などの試験条件の影響、ii) 応力腐食割れに及

ぼす材料やその組織、腐食溶液などの影響、iii) 引張、衝撃破壊に及ぼす温度・ひずみ速度などの試験条件や微細構造の影響について観察しており、それについて明確なフラクトグラフを掲載し、種々の破壊様式の識別に成功している。

本研究で得られた成果として以下の点を強調している。i) 各種破壊機構を決定することができ、それらを互いに区別することができる。ii) 破面の異種の破壊機構を有する部分や、微視構造の細部まで解析できる。iii) 破壊の進行面、双晶、境界などを識別したり、破壊を転位や相構造と関連させうることもできる。iv) 破壊に及ぼす析出物の役割を知ることができる。v) 走査電顕像に欠陥があつても、破面観察に支障はない。vi) 距離測定は走査線を傾斜させることにより可能となる。

(佐藤隆樹)

マルテンサイト 9% Ni 鋼の微視組織、降伏強度および衝撃靱性におよぼすオーステナイト化および焼戻処理の影響 (L.-Å. NORSTRÖM: Scand. J. Met., 5 (1976) 1, pp. 41~48)

800°C ~ 1200°C におけるオーステナイト化処理を施した 9% Ni 鋼の微視組織、降伏強度、衝撃靱性への処理温度の影響を調べた。各オーステナイト化後の焼戻しは多少オーステナイトの出現する 570°C と現れない 530°C で行なつた。試験は光学、透過電子顕微鏡および丸棒引張試験、Vノッチシャルピー試験を行ないそれらの関係を調べた。焼入れ焼戻しを施した 9% Ni 鋼の高強度と優れた低温靱性は、固溶状態にある Ni とその微視組織に依るものといえる。Ni の効果は固溶体軟化にあり、同様な微視組織を有し同じ室温強度の無 Ni 鋼と比べおよそ 100°C も衝撃遷移温度を低下させている。その上極端な場合には、同一降伏強度にもかかわらず異なるオーステナイト化および焼戻しにより微視組織を変えると、遷移温度は 1000°C 近くも変化する。遷移温度はマルテンサイトのパケット寸法、同一パケット寸法の場合には降伏強度が増すとともに上昇し、焼戻温度により支配されているオーステナイト・セメンタイト析出状態に敏感である。前オーステナイト化および焼戻し温度を適当に選ぶことによつて、高強度と -196°C 以下の遷移温度を有するものが得られる。この場合はオーステナイトの結晶粒径をできるだけ小さくするために 800°C オーステナイト化と、セメンタイトを析出させず安定なオーステナイトを析出させるための 57°C、2hr の焼入焼戻処理であつた。したがつて 9% Ni 鋼において望ましい微視組織は、よく発達した歪組織とセメンタイトの析出がなく、その代り炭素の害をおさえた安定オーステナイトを少量含んだ微細なマルテンサイト組織であつた。

(石川圭介)