

抄 録

—原 料—

コークス炉用石炭の乾燥と予熱について

(J. W. DOWSON and W. R. GADSEN: Blast Furn. & Steel Plant, 54 (1966) 5, p. 385~390)

コークス増産の手段としては炉団の増設か窯あたりの生産性の向上かの2つの方法がある。後者の例として装入炭の予備処理が考えられるが、具体的には嵩密度の増加、装入炭水分の低減などが各国で研究されている。本文献の実験では装入炭の水分を9%から5%まで乾燥すると10%以上の嵩密度の増加がえられた。また本工場では1957年以来、装入炭1tあたり約3.8literのオイル添加を実施しているがこれにより嵩密度は数%増加する。

従来多くの報文によると約9~5%の装入炭の水分範囲では、水分の減少にともない火落時間が短縮され、それ以下の水分では逆に火落時間がのびると報告されているが、本文献では水分が10%以下では嵩密度の増加にしたがい火落時間がのびている。この相異はオイル添加による嵩密度の増加によるものとしている。また試験炉で乾燥予熱後、オイル添加をした場合水分が4~10%の範囲で1%減るごとに生産性は1.76%増加する。

実案試験においては窯あたり1.15tの装入量増加が可能になった。この場合水分5.4%まで乾燥したが、9%の水分で操業するときより7.25%生産性が増加した。予熱による嵩密度増加は300°Cのとき最大となる。装入炭を予熱する利点は①嵩密度の増加、②火落時間の短縮である。現操業と比較して130°Cまで予熱すると33%の生産増加が認められた。これは装入量が12%増加し、火落時間が19%短縮されたことによる。

予熱・乾燥を排ガス気流(2.5% O₂)中で行なうと200°C以上で石炭が風化してしまうので、320°Cで0.5% O₂に雰囲気調整できる炉を開発し、コークス品質に悪影響なしに225°Cまで予熱可能となった。これによる実験では、火落時間が13hr 40minから11hrまで短縮され、生産性は40%増した。

また、本文献では他に原料炭の膨脹圧試験についてふれ、従来炉に対して危険とされていたWongawilli seam炭をふくめ、可動壁炉による実験から現在使用している石炭で膨脹圧において炉に危険な銘柄炭はないとしている。(名取好昭)

—耐 火 物—

耐火物工業における研究

(T. W. SMOOT and R. E. BIRCH: Blast Furn. & Steel Plant, 54 (1966) 5, p. 391~395)

耐火物撰択に際して、溶融点はそれ程支配的に考慮すべきものではない。実用上では他の性質に左右されることがずつと多い。たとえばCaOは高溶融点をもつが、大気中で水化物になるため、最近まで使用されなかつた。

現在では真空冶金において、CaOが他の塩基性耐火物よりも溶鋼中の酸素を少なくできることが確認されている。耐火物としての必要条件を具備し、実際に使用されている酸化物はMgO, Al₂O₃, SiO₂およびこれらとの混合物として、CaO, Cr₂O₃, ZrO₂がある。このように数種類のものしか扱わないので、耐火物の研究は簡単なものと思われがちである。しかしながらLD転炉の例をとれば、原料の落下衝撃、酸素吹込中の高速ガスの侵食、溶鋼の侵透、スラグの侵食など非常に複雑な状況下におかれている。この反応研究のため特殊な分析化学が必要となり、反応生成物の鉍石との類似により地質学をおおいに参考としている。化学的性質の同一な原料を使用しても、特に直径50μ以下粒子の分布により耐火物の性質は相当変化する。この粒度および形状の研究は、現在では電子顕微鏡を利用して行なわれている。Harbison-Walker耐火物工業のGarber研究センターは研究と開発のグループにわかれている。ここの非常に効果的な新装置はlaser-microprobe emission spectrographで、直径22μ、厚さ11μまでの試料の定量分析ができ、介在物の起源を解析することができる。また高温での実験を行なう特殊な試験炉が開発され、過去10年来最も根本的な変化の一つと評価されている全塩基性平炉天井の開発がこの試験から得られたデータに基づいて行なわれた。耐火物研究には耐火物質に関する物理的、化学的データが必要であり将来進歩していくためには注意深い研究と、過去の実験の再評価が必要である。また最もよい成果は耐火物技術者とユーザーとの密接な協力によつて得られる。(桑島英明)

高炉耐火物の性状、築炉方式、および耐久性

(A. SEND and K. ENGEL: Stahl u. Eisen, 86(1966) 8, p. 449~457)

現在高炉に使用されているカーボンおよびシャモット煉瓦の種々の性状について示し、さらに、炉の築炉方式の比較、操業中に煉瓦の受ける損耗などについて検討し、その結果、ドイツで一般的に使用されている炉下部にカーボン煉瓦、シャフト部にシャモット煉瓦を使用する築炉方式が優れていることを示している。

カーボン煉瓦は耐熱性、熱膨脹性、銑鉄、スラグに対する耐食性などがシャモット煉瓦より良好であるが、耐酸化性については、シャモット煉瓦より劣る。

炉の築炉方式についての検討を行ない、炉下部を全部シャモット煉瓦で内張した炉の失敗例が示されている。炉床壁にカーボン煉瓦、炉底にシャモット煉瓦を使用する混合築炉方式が一般的であつた北米でも、炉下部をカーボン煉瓦で築くドイツ方式の炉の数が増加している。

操業中に、炉内に内張された煉瓦が受ける侵食および変化について記し、良好な冷却により、レンガの侵食が妨げられるとしている。吹下した高炉の観察により、レンガの炉内表面にアンザットの生成が起こりこれが、より以上の煉瓦の侵食を妨げていることが明らかとなつ

た。このことは外部からの冷却と密接な関係があり、耐火物の耐久性の向上のための冷却の重要性を示している。

高炉の炉容の増大、装入物性状の改善、高炉操業方法の改善などにより、高炉の生産性の増大が達成されているが、これに伴い耐火物の寿命の低下が見られる。このことに関連して新たな高炉の耐火物の品質の基準が検討されるべきである。

ポッシュの内張のカーボン煉瓦は操業開始から短い期間に著しく侵食される。この点から、初めからポッシュの内張の厚みを薄くすることが検討され、その実験が計画されている。(福武 剛)

— 製 鉄 —

線型計画—最適高炉装入について

(E. WRATHALL: Blast Furn. & Steel Plant, 54(1966) 5, p. 399~404)

線型計画の手法を高炉装入問題に適用し、初歩的な解説を行なっている。

まず、線型計画で扱われる高炉の生産計画、操業および原料問題の主な課題について説明が行なわれ、ついで線型計画に使用される電子計算機、線型計画解析によつて得られる出力情報—銑鉄コスト、熱収支、装入物、限界値、範囲、限界量に関する解析など—について述べられている。

高炉操業における変数—原料、生産速度、銑鉄およびスラグ成分の指定、プロセスの熱平衡—などについても述べられている。

以上の解説が行なわれたあと、高炉装入物について非常に単純化された形で最小原料コストに関する例題が用いられ、具体的な数値をあげて目的関数、制限条件式などがどのような形になるかを示している。さらに電子計算機を用いてこの線型計画問題を解析し、どのような形の情報が得られるかを述べている。

最後に問題をさらに複雑化し、多数基の高炉が同時に操業される場合にも、これらの生産計画などに線型計画の手法を応用できることを示している。そして、この場合に、高炉操業管理に役立つ解を得るためには、操業管理者は線型計画解析の目的を明確にし、問題の適確な把握を行なわなければならないと指摘している。

(渡辺昭嗣)

焼結鉱における2元系カルシウムフェライトの生成について (E. MAZANEK and S. JASIENSKA: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 4, p. 344~348)

2元系カルシウム・フェライトとしては dicalcium ferrite ($2\text{CaO}\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3$), monocalcium ferrite ($\text{CaO}\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3$), calcium diferrite ($\text{CaO}\cdot 2\text{Fe}_2\text{O}_3$) の3種類が知られている。本研究は焼結鉱中に一般的に存在する2元系カルシウムフェライトの生成条件を検討するため、これらフェライトの合成を種々の条件下で行なつたものである。各フェライトの合成は化学量論的に配合した CaCO_3 と Fe_2O_3 の混合ブリケット焼成により行ない、以下の結論を得ている。

各フェライトの結晶は、固相反応、液相からの晶出、いずれによつても得られ、それぞれ結晶形も異なる。固相反応による合成の結果では monocalcium ferrite が最

も生成(反応)速度が大きく dicalcium ferrite, calcium diferrite の順に小さくなる。生成温度は dicalcium ferriteの方が monocalcium ferrite より高い。monocalcium ferrite の生成速度は非常に大きく、 1190°C において1min 間で約74% が結晶化する。これらの生成条件については、示差熱分析によつても確認を行なっている。また SiO_2 が存在する場合 monocalcium ferrite は 1080°C で分解するが、dicalcium ferrite は 1200°C まで安定であるとしている。その他、合成した各フェライトの光学性の測定、X線粉末回折、X線マイクロアナライザーによる解析などの結果を記している。

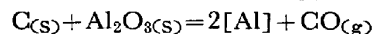
さらに自溶性焼結鉱について2元系カルシウムフェライトの観察を塩基度、FeOとの関連において行ない次の結論を得ている。monocalcium ferrite は塩基度1.0~2.0では固相反応により、2.0以上では液相から晶出する。dicalcium ferrite は塩基度1.0以上で常に存在し石炭粒の周囲に非顕晶質の層を形成する。calcium diferrite は液相からの晶出と思われるが一般にごく微量しか認められない。全般的に塩基度が高くなるとフェライトの量は増し、FeOが増すと2元系カルシウムフェライトの生成量は減少する。(宮本 明)

— 製 鋼 —

真空溶融時における溶鋼中介在物の炭素による還元機構 (N. BIRKS and D. BOOTH: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 4, p. 340~343)

金属中の酸素量の決定にあたり、真空溶融法では、炭素飽和溶鉄による酸化介在物の還元が問題になる。本論文においてはアルミキルド鋼について、その酸化物の還元速度を測定し、理論から予想される速度と比較することによつて、炭素による還元機構を検討し、その律速段階を求めた。

炭素によるアルミナの還元は次式であらわされ、酸素



量は捕集された一酸化炭素の量から決定される。この反応には次のような5段階をへるものと考えられる。

- 1) ルツボから溶鉄中への黒鉛の溶解
- 2) 溶鉄中での酸化物の分解
- 3) 溶解した酸素と炭素がそれぞれ拡散して反応地点に達する
- 4) 反応後、一酸化炭素分子を形成する
- 5) 生じた一酸化炭素が真空中に放散すること

これらの段階のうちで、1)の炭素の溶解が律速であるとする、他の過程はいずれも平衡になり、溶鉄中の炭素量はアルミナ粒子と平衡になつて一定となるはずであるが、実験の結果認められなかつた。酸素ならびに炭素の拡散速度は絶対反応速度論からみても非常に早く、一酸化炭素の形成反応も非常に早いものと考えられるので、これも律速段階とはなり得ない。また、5)のCO放散速度についても、その分圧の測定から熱力学的に律速段階とはならないことが示されている。

最後に、アルミナ粒子を球形とみなして理論的に求めた溶解速度と実測結果とはよく一致していた。その結果この還元機構を律速するのは溶鉄中でのアルミナ粒子の分解速度にあることがわかつた。(渡辺靖夫)

垂直および彎曲鑄型を用いた鋼の連続鑄造

(K. G. SPEITH and A. BUNGEROTH: J. of Metals, 18 (1966) 5, p. 609~616)

連続鑄造法による鋼の製造について、種々の方法を比較すると共に、凝固殻の厚さ、割れの問題について検討し、その適応性について述べている。

連続鑄造法は垂直法と彎曲一矯正法とに大別できる。垂直法は真直な水冷鑄型を用いるもので、鑄込みから凝固、切断まですべて垂直な位置で行なわれるため、装置の高さが非常に高いものとなる欠点がある。彎曲一矯正法は鑄込凝固後にロールを用いて水平方向へ曲げ、その後矯正するものである。この方法では装置の高さはかなり低くなる利点がある。しかしその凝固部分の大きさからみて、あまり断面の大きいスラブを作ることは不可能となる。これらの方法の他に、弓形に彎曲した鑄型内に鑄込み、その中心部がまだ融液であるうちに、ロールを用いて水平方向にかえて、凝固時に矯正する方法についても述べられている。

中心に溶融部分をもつスラブを變形する場合には、變形割れが入らないように注意しなければならない。變形割れは芯の部分の近く、凝固殻の内側に発生する。

垂直法と彎曲一矯正法を比較してみると、装置の高さには大きな差があるが、その他の点ではあまり差はない。たとえば彎曲法では鑄込みと彎曲を行なうものと、矯正を行なうものとの2つの機械が必要である。弓形の鑄型は、真直な鑄型よりも製作が困難であり、保持もむずかしい。上述のごとく、両方法とも一長一短があつていずれが有利とも断定しがたい。(渡辺靖夫)

冷炉床での溶鋼の電子ビーム処理

(C. d'A. HUNT and H. R. SMITH, Jr.: J. of Metals, 18 (1966) 5, p. 570~577)

この方法は高度の真空中において電子ビームによつて装入物の表面を溶解し、また炉の底部を冷却して装入物の下方を固体状態に保ち、炉材と溶融物の接触をさけることによつて純度の高い鋼を得るものであり、現在試験的段階から工業化されようとしているところである。

工業化する場合鋼種に応じて3種の規模のものを想定して経済性を考えてみると、第1は年産15,000t、電子ビーム出力2000kWの特殊鋼用で操業費(tあたり)50ドル、設備費(tあたり)170ドルのもので、第2は年産10万tの低炭素ステンレス鋼用で電子銃数60、出力10,000kW、操業費18ドル、設備費84ドルであり、第3は年産100万tの軟鋼用で電子銃数100、出力20,000kW、操業費が2.5ドル、設備費15ドルとなる。また操業の上では年産20万t以下の設備では装入物は冷材で、成品は半連続的にピレットまたはインゴットにされ20万t以上の設備では溶鋼が装入され成品は連続鑄造機に送られることになろう。

この方法によつて脱ガスされた鋼は高真空中で処理され、溶鋼の流れが乱流でなく、耐火物の接触がないことからガスが非常に少なく、 O_2 は3ppm、 H_2 は1ppm、 N_2 は20ppm以下で介在物は実質的にゼロである。しかしMnが著しく減少し300ppmのオーダーになるという問題があり、また脱硫、脱磷の効果はさほど大きくない。

機械的性質は軟鋼では深絞り性、ステンレス鋼では冷間加工性、ベアリング鋼では熱間加工性などが向上し、これらはガス不純物や鋼介在物の少ないことに起因すると考えられる。

これからの工業化に伴う問題として設備の大型化、自動化、スラグ反応による脱硫、脱磷の促進、低マンガン鋼の用途開発などが残るが、この方法の優れた特性からみて将来鋼の脱ガスに大規模に採用され、年産100万tの軟鋼の脱ガス設備も5年以内に実現するであろう。

(小池一幸)

—純鉄—

純鉄および純鉄合金の製造方法

(A. HOFFMANN and W. A. FISCHER: Arch. Eisenhüttenw., 37 (1966) 3, p. 221~226)

高純度鉄製造の素材となる工業用純鉄の精製方法、真空溶解炉による高純度鉄製造方法、この高純度鉄を用いた各種2元系鉄合金の製造方法などが記されている。

工業用純鉄の精製は大気中で結晶性石灰でライニングしたルツボを用いて、中間周波誘真炉で装入重量350kgまでで実施された。精製は脱硫脱磷方法によつて2種類行なわれた。第1法は装入鉄が溶解後溶融石灰とスケール混合物が添加され高FeOのCaOスラグ下で脱磷を行ない、ついで高炭素濃度あるいはカーバイドスラグによつて脱硫を行なつた。第2法はCaO-CaF₂スラグにより高炭素濃度の状態で脱硫し、結晶性石灰スラグ下で酸素により脱炭と脱磷を行なつた。

高純度鉄の製造は上記精製鉄を用いて、真空溶解炉で炭素を還元剤として行なわれた。この場合ルツボ材の分解により溶融鉄中に金属元素、酸素などが侵入する。特にSiの溶解を防ぐため溶解時間はできるかぎり短かくせねばならない。酸素を含む溶鉄からFeOが生じこれがルツボ材に吸収されるが、溶解中に炭素により還元される。真空中での脱窒素速度は小さく酸素濃度に大きく影響される。脱窒素には真空中で溶解と凝固を繰返し行なうのが有効である。得られた鉄の純度は99.96%Fe以上であつた。

得られた高純度鉄を用いて真空溶解炉でSi, Al, Ti, Ni, Co, S, P, As, Cr, Mnなどと鉄との2元系鉄合金製造が行なわれた。(浜田尚夫)

—鑄造—

Armco Sand Spring Works のわん曲鑄型によるピレット鑄造 (W. J. BURCHAM: Blast Furn. & Steel Plant, 54 (1966) 4, p. 319~323)

Armco Sand Springsでは、従来70t電気炉から12 $\frac{1}{2}$ in ϕ \times 80inの鋼塊をつくり再熱後27 $\frac{7}{8}$ in \times 4 $\frac{1}{4}$ inのピレットに圧延していたが、既設の建屋に若干の拡充を行ないわん曲鑄型によるS型6ストランド連続鑄造設備を入れて上記の工程を省略した。本連鑄設備は注入位置が地上8ft、ピットが地下9ftと浅いところにあるのが特徴であるが、その他の主な内容は次の通りである。

出鋼時の溶鋼の温度管理は重要で、従来より50~90°F高目とし、レードル中では2925~2960°Fとする。このように溶鋼温度が高く鑄造時間も長いので、各部の耐火

物の質と厚さには特別の注意が払われている。

タンデッシュから鋳型への溶鋼の補給は ^{60}Co の γ 線により自動的に制御されるが、この場合、冷却水と γ 線検出器の電圧を一定にすることが重要である。

鋳型は、長さ 28 in の銅製わん曲鋳型でその半径は最大のピレット断面にあわせて設計してあり、リフトギヤから偏心振動を与えられる。ピレットは、鋳型を出た時の凝固殻は厚さ 1/4 in であるが各部のローラを通つて完全凝固し、最後に各ストランド毎に設けた 150 t フライイングシャーにより最大 25 ft までに切断される。

本連続鋳においても最大の問題はブレイクアウトで、大部分は鋳型直下のフートロールで生じた。主な原因は、鋳型を出た時の凝固殻中のスラグ・酸化物の捲込み、赤熱脆性による表面クラック、過大な鋳込速度、不適当な水冷によるものである。Al キルド鋼は、タンデッシュノズルに付着物をつくり湯流れ不良を起こしブレイクアウトの原因になる。
(高梨安弘)

— 加工 —

連続鋳造鋼のプラネタリ熱間圧延機による圧延

(D. J. KNIGHT and A. R. PALMER: J. of Metals, 18 (1966) 5, p. 578~582)

Atlas Steels Co. の Welland 工場における熱間圧延ステンレス帯鋼の生産に、連続鋳造とプラネタリーミルを併用した工程は、信頼のおける製品を生産し得ることが証明された。

連続鋳造で造られるスラブは、厚さ $6\frac{5}{8}$ in, 巾 24 in で、プラネタリーミルにはいる前に、26 in ブルームミルで $2\frac{1}{2}$ in に圧延される。設備の配置は、均熱炉、スチームジェット、フィードロールからプラネタリーミルと続き、そのあとに仕上げロールがある。フィードロールでスラブ速度を 6~9 f.p.m. に調整し、厚さを $1\frac{3}{4}$ in に圧延し、仕上げロールで、プラネタリーミル圧延中にできる軽い洗濯板状ウェーブを除去する。

プラネタリーミルで圧延された熱間圧延帯鋼は、従来のものと異なり、凹角 V 型の耳ができる。この原因となる鋼表面の横方向への拡がり、変形過程の初期に始まり、これは金属を軽く鍛造する時に出るものと同じで、このために帯鋼の耳部よりも中央が長くなる。この調整のために仕上げロールが必要である。

熱間加工性の悪い鋼では、プラネタリーミル圧延によつてストリップの耳に、最大 2 in にも達する割れを生ずるため加工性の良い鋼を用いなければならない。熱間加工性は鋼中の鉛が多くなると悪くなり、Se, Bi も悪い。真空脱ガスを行なった鋼は良い結果を示す。圧延速度が下がると、温度低下が大きくなり、やはり耳割れの原因となる。

製品の品質は従来の方法によるものと大差なく、機械的性質も巻取りを固く行なうなどによつて、従来製品に匹敵しうる。洗濯板状ウェーブも単に視覚的なもので、厚みの差や冶金的な差はなく、焼鈍、酸洗後にはなくなる。新しい Quebec 工場の設備では、連続鋳造後直接にプラネタリーミル圧延を行なうことになる。

(近藤嘉一)

溶接技術の将来

(B. O. KJELLBERG: Brit. Welding J., 13 (1966) 4, p. 207~211)

構造用鋼のアーキ溶接に限定して、溶接棒と自動溶接材料、溶接法および溶接材料の将来についての展望をのべている。

1964年の溶接棒消費量は 1950 年にくらべて米国では 70%、ヨーロッパでは約 200% 増加し溶接はますます盛んとなつてきている。自動溶接用材料は数年前まで、ヨーロッパでは総需要の 10%、米国では 20% にも達しなかつたが半自動溶接が使用されてから着々と増加してきている。1970年に自動溶接のシェアは米国では 33%、西独では約 25%、スウェーデンでは約 20% に達し、とくに潜弧溶接用より半自動溶接用ワイヤの伸びが大きいと予想している。

溶接材料の消費量は鋼の消費量から概略推定することができる。米国の Geneva 鋼委員会の予測では世界の鋼消費量は 1960 年から 12~15 年以内に 2 倍となるので今後 10 年の溶接の発展は相当なものとなる。

新溶接方法の開発に関しては原則として溶接速度の増大溶接金属量および熱影響部の減少などの利点のある方法、すなわち溶接継手に与える入熱の集中化に進むと予想している。高周波溶接および電子ビーム溶接はこの理想に近いものであるがその利用には制限がある。

構造用鋼はより強度の大なる高張力鋼へ発展し、低温および高温域での使用範囲の拡大が予想され、また原子炉、宇宙船などでの経験が影響を与える。プラスチックのような人工材料の採用が鋼の消費に与える影響は予想が困難である。

溶接構造物に関して、設計上低過ぎる計算値、不必要な熱処理規則およびあまりにも広範囲な試験規則が技術的および経済的に溶接の発展を阻害しないようにするため、研究を集中的に行なつて確かな基準を得ることを期待している。
(石崎敬三, 長谷川元彦)

— 性質 —

いろいろな熱処理をした 2, 3 の構造用鋼の衝撃値、破面、遷移温度

(R. BRELOER: Arch. Eisenhüttenw., 37 (1966) 3, p. 227~233)

低炭素 (0.05~0.26% C) の平炉鋼、転炉鋼および約 0.5% C, 0.8% Si, 0.7% Mn, 1.0% Cr の調質鋼から製造された厚板を用いて、焼ならし状態、圧延状態、調質状態における DVM 試験片および ISO-V ノッチ試験片について衝撃値—温度曲線をぐわしく調べた。えられた結果を要約すると、

1. 焼ならし状態に対して H. KORNFIELD の提案した衝撃値—温度曲線の近似式は、実験の鋼種では圧延状態および調質状態にも同一の定数を用いて適用することができる。調質鋼についても満足すべき結果がえられた。

2. 衝撃値—温度曲線は、下部混合破壊温度 θ_{mu} (この温度以下では混合破壊と脆性破壊のみが現われる) における衝撃値の割合 $\bar{K}_r(\theta_{mu})$ (延性破壊における衝撃値に対する割合) がわかっているときには、2つの試験温度における衝撃値から近似的に計算することができる。

もしこの値がわかっていない場合には、近似計算には3つの試験温度における結果が必要である。

3. 衝撃値の割合 \bar{K}_r と劈開破壊部分の大きさの割合 \bar{F}_{tr} との間には、すべての材料およびすべての状態について直線関係が認められた。

4. $\bar{F}_{tr}(\theta) = \bar{K}_r(\theta)$ によつて定義される遷移温度 θ_u は、実験の鋼では処理状態には無関係である。ISO-V ノッチ試験片では $\bar{F}_{tr} = \bar{K}_r \approx 55\%$ 、DVM 試験片では両曲線が上部混合破壊温度 θ_{mo} (この温度以上では混合破壊と延性破壊のみが現われる) と下部混合破壊温度 θ_{mu} (前述)の間で交わる限りは約 63% のところにある。

5. θ_{mu} 以下の温度では個々の値のパラッキが非常に大きいので、3個の試験片で行なわれる通常の衝撃試験では試験温度を θ_{mu} 以上にすることが望ましい、試験温度を θ_{mu} 付近にしなければならない場合には、DVM 試験片によるよりも ISO-V ノッチ試験片によるほうがはるかに正確である。(中島宏興)

18% Ni-Co-Mo マルエージング鋼中の介在物

(T. BONISZEWSKI et al.: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 4, p. 360~365)

3種の異なつたチャージの(誘導炉で大気中溶解あるいは電気アーク炉で溶解後アーク炉で再溶解) 18% Ni-Co-Mo マルエージング鋼を棒材あるいは板材に圧延して、その中の非金属介在物を調べた。観察あるいは同定には光学顕微鏡、X線マイクロアナライザーおよび電子顕微鏡を用いた。また偏析をみるために塩化第2鉄塩酸溶液およびナイトール腐食液を用いた。結果は次のとおりである。

1) Ti 炭窒化物。角状で、ピンクオレンジ色をしていて、この介在物の真中に少量の Zr を含有している。

2) Ti 硫化物。紫色をおびた灰色を呈し、Zr および Mo を含んでいる。本介在物は一般に延性的であり、多分 τ 相 (Ti_2S) なる型をしている。

3) 複合 Ti-Mo 相粒。これは炭化物と思われ、型および大きさは Ti 炭窒化物と同じであるが、色はミルク色をおびた灰色である。少量の Zr を含有している。

4) Ti 炭化物は元のオーステナイト粒界にネット状に析出していた。このネット状介在物は溶体化焼鈍した状態を 15% ナイトール腐食液で腐食することによりはつきり観察できる。

5) (a) ネット状の Ti 炭化物は衝撃試験に悪い影響を与えると思われる。(b) Ti と Mo の多い介在物が多量に形成されると、地の合金元素の損失が大きくなるために 18% Ni-Co-Mo 鋼の十分な強さが低減される恐れがある。(角田方衛)

焼鈍および変形したアームコ鉄のエッチピット感応

(G. T. HAHN et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 59 (1966) 1, p. 16~25)

完全焼鈍や降伏の初期状態での純鉄や軟鋼の転位組織の解明にはエッチピット法が適している。この研究ではアームコ鉄の焼鈍組織とロックウェル硬度計の圧痕付近の変形組織についてフライの試薬を用いて調べた。常温と -196°C で圧痕をつけ、転位を特徴づけるため時効処理し、表面層を除去してから腐食した。比較のためモリ

スの方法で腐食した Fe-3%Si 合金と、単純引張を加えた鉄についても調べた。 800°C で再結晶させた鉄では粒によつてばらつきがあるが、ピット密度は $10^7 \sim 2 \times 10^8 / \text{cm}^2$ で、粒界の析出粒子をとりまくピットのクラスターが認められた。 1100°C で焼鈍した場合はピット密度が $5 \times 10^7 \sim 3 \times 10^8 / \text{cm}^2$ となる。常温における変形組織には帯状のピットがあり、巾が広くてわん曲しており、むしろ散乱している。歪の増加とともにピット密度は増加し、分布はより均一となる。ある例では2つのり系が明らかであった。

粒界の析出物やそれらがむすびついた転位のクラスターは転位の発生源となつているが、粒内の窒化物のような析出物は転位の移動に対する障害となつているようである。Fe-3% Si 合金では鉄よりもり帯の巾が狭く、直線的で明瞭に表われる。また歪の増加にともなつてりりの数が増加する。単純引張をした場合は圧痕をつけた場合に似ているが、りりの跡がより直線的で狭い。複雑な応力のかかる圧痕の場合には交叉りりに都合がよいのであろう。 -196°C での変形では転位配列は常温の場合に似ているが、直線的で双晶も現われ、粒内でとどまつた双晶の先端で調和りりをともなつている。ピット密度と転位密度の関係は KEH らによれば 10:1 といわれるが、2% 引張つた棒でピット密度から求めた転位密度は $1.2 \times 10^9 / \text{cm}^2$ で、電子顕微鏡による直接観察では $2 \times 10^9 / \text{cm}^2$ であることから、その比は約 2:1 と低い。

(斧田一郎)

実用鋼における少量の固溶 C, N の内耗による定量

(P. N. RICHARDS and K. V. BARRETT: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 4, p. 380~384)

実用鋼に共存固溶している少量の C, N 量を内耗を用いて定量した。供試材は低炭素キャップド鋼で、80%冷間加工をほどこしたものと同処理後バッチ焼鈍をおこなつたものである。

実用鋼での Snoek peak はフェライトに固溶した Mn と N によつてもたらされる N プロファイルと純フェライトに固溶した C による C プロファイルとより成立つと考へて間違いない。この結果計算されたプロファイルと実験で得たプロファイルとはよい一致を見た。このようにして求めた内耗プロファイルを用いて 450°C における C と N の固溶量を求めた。 710°C から 450°C まで急冷して恒温保持した場合と、 450°C に加熱して恒温保持した場合とでは、固溶 C 量は 10~13 ppm とほぼ同じ値を示したが、固溶 N 量は後者 (29 ppm) にくらべ前者のほう (10 ppm) がかなり低い値を示した。この原因は 710°C から 450°C までの冷却の間の C と N の共析出によるものであろう。また得られた固溶 C レベルは一般に採用されているセメントタイトと平衡する純フェライト中の C の溶解度の値よりかなり低いのが、このように実用鋼で C の溶解度が低くなるのは Mn の共存による希釈効果ばかりでなく、セメントタイト中の鉄窒化物にもその原因があるであろう。

次に 20°C と 300°C で種々の時間時効をおこなつた結果、 20°C では全浸入型元素の低下はおどろくほど少なく、12週間で数 ppm であつた。しかしながら 300°C ではかなりの C, N の共析出がおこる。(吉松史朗)