

抄 録

— 原 料 —

予備還元ペレットとその技術的展望

(N. B. MELCHER and M. M. FINE: J. Metals, 18 (1966) 7, p. 795~802)

予備還元ペレットの製造とその利用に関する画期的な論文が発表されたのは今から3年前である。そして今や予備還元ペレットは従来の高炉原料にかわるものとして静かな革命を引き起こしつつある。この小論はかかる状況を念頭に、予備還元ペレットの特質や、すでに開発された製造方法などについてその概略を述べ、あわせてその技術的経済的可能性を考察している。そしてこの採用に踏み切るのはひとつのカケには違いないが米国鉄鋼業が海外との競争、さらには鉄にかわる材料との競争に打ち勝つために有力な方法であろうと結論づけている。主な内容は次のとおりである。

1) 製造方法……大体、3つに大別できる。

①ペレット内での炭化、還元、焼結に必要な量の粘結炭を生ペレットに混入する。例として Orcarb 法、D-LM 法を概説。

②少量の非粘結性固体燃料を生ペレットに混入し、還元ガスおよび不足分の燃料を外部から供給する。例として Midland-Ross 社と Mckee 社の方法、ACAR 法などを概説。

③非粘結性固体還元剤をペレット外部から全量供給する。例として, Freeman Process, SL 法, SL/RN 法, Bureau of Mines Process を概説。

2) 用途……本来の用途の他、金属ペレットは電気炉、平炉、転炉でスクラップ代用となり得るし脱鋼効果もある。

3) 経済性……Bureau of Mines その他の実験で生産性が 75% 向上、コークス比半分以下 (いずれも試験高炉以下の規模) の成績を示した。また予備還元ペレットによる溶鉄の製造原価に関する計算によれば、設備投資、操業費ともに従来の原料による方法より低いという結果が出ている。プラントの実験が行なわれるようになれば工業化の見通しも、より明らかとなろうが、現状では米国鉄鋼業界は、それに踏み切るに至っていない。

(宮本 明)

— 製 鉄 —

最近の高炉の保守とデザインの傾向 (I)

(H. HOLIDAY, et al.: Blast Furn. & Steel Plant, 54 (1966) 8, p. 711~717)

高炉操業の技術の進展に伴う高炉の諸設備のうち、1. 熱風炉、2. ガス清浄、3. 燃料吹込設備の最近の動向について述べている。

熱風炉系については、高い送風温度 (1800°F ~ 2000°F) の使用によつて、加熱能力を増すため、チェッカーレンガの形状の変化および、既存熱風炉の高さの増大、

による加熱面積の増大が行なわれている。最近の熱風炉では 2000°F の送風温度に対し、1 f³/min の送風量あたり 8~12 f² の加熱面積を持っている。これとともに、高温に耐えるため高級なレンガが使用されるようになり、従来のレンガを下方に、高級なレンガを上方に積みわけの方法が使用されている。加熱面積を増大するために、外部に燃焼室を設けた熱風炉も建設されていて、このコストは熱風炉の高さを増大する場合とほぼ同様であり、現在まで順調に操業されている。送風温度の増大により、熱風炉系に使用されるバルブ、配管などの保守上の問題が発生し、冷却の強化、耐火ライニングなどにより耐熱性を向上するようにされている。

熱風炉内チェッカーレンガのカナル径が 2 in 程度にまで小さくなってきたので、燃焼ガスの浄化が重要になってきた。ガス中のダスト量は 0.01 grs/scf 以下という値が一般に考えられている。高圧操業により高エネルギーの湿式スクラパーの使用が可能になった。このスクラパーの圧損を 70~100 in 程度に自動的に保つようにすることにより、0.005 grs/scf 程度までの除塵が可能で、通常 0.008~0.005 grs/scf 位で操業されている。米国ではこのスクラパーは、コストの低いことおよび、安全性の高いことから電気集塵器に代つて使用されつつある。スクラパーの保守上の問題を解決するために、スクラパー部品の材質の改良、2つのスクラパーを直列にして使用する方法などが、実施または、検討されている。

燃料吹込はコークスの代替として、1959年天然ガス吹込の実用化に始まり、最近では、重油、石炭、タールの吹込も行なわれている。これらの燃料吹込装置は、単純性、信頼性、安全性などの要求が満足されていることが必要で、天然ガス、重油 (またはタール)、石炭の順に複雑になる。これらの実施例が、天然ガス、重油 (またはタール)、石炭について示されている。(福武 剛)

新しいペレット製造法

(L. W. SMITH, et al.: J. Metals 18 (1966) 9, p. 1021~1026)

Midland-Ross 社が建設中の National Steel のペレット工場には、新しいペレット製造法が採用され、年産 240 万英トンのきわめて良質のペレットの生産が見込まれている。

その方法の概要を述べると、まず通常の方法で製造した生ペレットをスチールコンベア上で乾燥し、315°C にて予熱して、特殊ホッパーで各ペレットが積重ならないようにドーナツ型のターンテーブルにのせる。ターンテーブルの回転に伴い、生ペレットはトンネル内で輻射熱により 650~1200°C 程度まで徐熱され予備焼成が行なわれる。予備焼成により十分な強度が与えられた後、ターンテーブルから、らせんスクリューにより円筒状の加熱容器に移され、引続き約 1370°C で焼成を行なう。この容器上部ではこのように焼成を行なう一方、下部からは冷風を吹込み、自重で徐々に降下してくる焼成の終了

したペレットを冷却する。従つて最下部の出口からは約 120°C まで冷却された製品ペレットを得ることができ
る。

本法ではペレットの品質を左右する熱履歴に十分の注
意が払われており、きわめて良質の製品が得られる。試
験工場で 1/2' および 1' のペレットを製造したが、タ
ンブラー強度は前者については 95.6%(+1/4'), 2.0%
(-20mesh) であり、後者については 92%, 5.2% であ
つた。このように大きなペレットについても良好な結果
が得られることがわかつた。また、ペレットの冷却に用
いた高温空気は乾燥および予備焼成過程で燃焼用として
有効に利用されるので、燃料が節減されること、設備の
建設維持が簡単であり、耐火物などにもほとんど問題と
なるべき点がないことなど、経済性、作業性の上から幾
多の利点を有している (清水拓三)

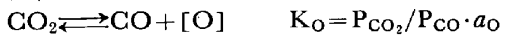
— 製 鋼 —

溶鋼中炭素と酸素の平衡および燐、マンガン、硫黄に よる影響

(H. SCHENCK and H. HINZE: Arch. Eisenhüttenw.,
37 (1966) 7, p. 545~550)

Fe-C-O-X 系における平衡定数と相互作用係数を求
め、溶解酸素および炭素におよぼす燐、マンガン、硫黄
の影響を調べた。

まず、高精度の種々な方法を用いてくり返し測定する
ことによつて、熔融鉄中の酸素と炭素の平衡を表わす式
を求めた。その結果得られた C-O 反応の平衡定数とそ
の温度依存性を示すと



$$\log K_{\text{O}} = 7968/T - 4.386$$

$$\log K_{\text{C}} = -7050/T - 6.538$$

$$\log K_{\text{C},\text{O}} = 935/T + 2.152$$

ついで、マンガン、燐、硫黄による影響について研究
を行ない、鉄中の酸素、炭素に対するこれら元素の作用
係数は下記のごとくであつた。

$$e_{\text{O}}^{(\text{P})} = -0.141 \quad e_{\text{C}}^{(\text{P})} = 0.058$$

$$e_{\text{O}}^{(\text{Mn})} = -0.026 \quad e_{\text{C}}^{(\text{Mn})} = -0.013$$

$$e_{\text{O}}^{(\text{S})} = -0.133 \quad e_{\text{C}}^{(\text{S})} = 0.110$$

これらの値から既知の式を用いて Mn, P, S の活量
におよぼす O, C の影響を求めた。その結果は

$$e_{\text{P}}^{(\text{O})} = -0.283 \quad e_{\text{P}}^{(\text{C})} = 0.142$$

$$e_{\text{Mn}}^{(\text{O})} = -0.083 \quad e_{\text{Mn}}^{(\text{C})} = -0.007$$

$$e_{\text{S}}^{(\text{O})} = -0.270 \quad e_{\text{S}}^{(\text{C})} = 0.220$$

である。

なお、鉄中の炭素量と酸素量の関係を図示し、圧力の
影響をもあわせて記してある (渡辺靖夫)

塩基性平炉における分級石灰の使用試験

(Karl-Otto ZIMMER, M. WEILER and K. WALDEN:
Stahl u. Eisen, 86 (1966) 14, p. 887~891)

塩基性電気炉における粉末石灰の使用については、
M. HAUCKE らの報告によりよく知られているが本実験
では、同様の試験を平炉に対して行なつたものである。
粉末石灰の炉内吹込は転炉における O.L.P 法や LD-AC

法の場合とは異なり平炉の場合では鋼滓の流出を防ぐた
めに、気圧を弱くして吹込まなければならない。そのため
粉末石灰は直接溶鋼に接触することなく細かく部分的に
集合して溶融し易い形になる。本実験では次の 4 種の石
灰が使用された。(1) 堅炉により焼成した 40~120 mm
の塊状石灰、(2) 回転炉により焼成した分級石灰 (0~3
mm)、(3) 堅炉の石灰を粉碎し荒篩した石灰 (0~3
mm)、(4) 堅炉の石灰を磨砕した粉末石灰 (0~0.8 mm)
回転炉の石灰は堅炉の石灰に比べて珪酸分および硫黄分
が高い。また粉末石灰は塊状または粒状石灰に比較して
SiO₂, S, 揮発分が高い。しかし粉末石灰は溶融速度が非
常に早く自身の S 含有量が高くても脱硫作用ははるかに
強い。脱硫率は鋼浴 S 量が 0.037% の場合粉末石灰使用
では、65% に達し塊状石灰では 35%, また鋼浴 S 量が
0.020% の場合は、それぞれ 37% と 15% であつた。
粉末石灰使用の場合、脱硫に最も有効な塩基度は 2.5~3.5
でスラグ中の全鉄分が 18% 以上にならないようにすべ
きである。粉末石灰は炉内における反応性がよいため鋼滓
量が少なく済み 50% 鉄配合の場合で塊状石灰の粗鋼
t 当り 162 kg に対して 123 kg で十分である。また粉
石灰添加による脱燐反応では低温度で反応性のよいスラ
グが容易に形成されるため同様に有利であり普通に操業
して第 1 スラグの P₂O₅ は 20% 以上となり第 2 スラグ
ではさらに燐分を高めることができる。以上のように粉
石灰の使用はその早く強い反応性によつて投入石灰量
の節約ができ、その上前述のごとく鋼滓量が少なくなる
から鉄の歩留が向上するので、堅炉の石灰を使用する場
合粉碎、分級に若干の費用を必要とするが結果的には非
常に経済的である。その他鋼の S 分と酸素が減少するた
め鋼の品質向上のメリットも考慮されなければならない。
(桐林武彦)

塩基性酸素製鋼法における硫黄移動に影響する因子

(J. G. HARHAI and D. A. DUKELOW: J. Metals,
18 (1966) 7, p. 833~835)

塩基性酸素吹錬製鋼法は低硫鋼生産に適した方法とし
てよく知られており、0.015% S 以下のものが要求され
ている。硫黄含量を少なくするには、硫黄量の少ない溶
銑を用いること (0.035% S またはそれ以下)、鋼屑の選
択、低硫石灰石 (<0.020%), 焼成ドロマイトの使用な
どに注意せねばならない。

本報では予想以上に鋼中硫黄量の高い場合の問題点、
ならびに硫黄移動に影響をおよぼすファクターについて
検討してある。測定の指針として装入物中の硫黄量に対
する鋼中の硫黄量の比で表わしたものを硫黄移動率 (S
RR) として用いた。

CaO より MgO の方がスラグ粘性が高く、脱硫ポテ
ンシャルが低いため、高 MgO スラグを使用しても硫黄
移動にはあまり役立たないことがわかつた。

高炉スラグから持ち込まれる硫黄を調べるために、そ
の深さを測定する特別な装置を作製し、溶銑取鍋内のス
ラグの深さを測定した。得られた 25 試料について電子
計算機によつて回帰分析し、いくつかの変数を導入する
ことによりモデル式を得た。その式を示すと、

$$\text{SRR} = 2.21 + 0.111(\text{スラグ深さ}) - 8.38 \times 10^{-6}(\text{石灰石重量}) + 5.14 \times 10^{-5}(\text{溶銑Si重量}) + 0.418(\text{スラグ中}$$

Al_2O_3 量) - 0.139(初期炭素量) - 0.0122 (金属歩留り) - 0.144(V比)

この式より塩基性酸素吹錬法において硫黄の移動に影響する因子の重要度がわかり、SRRにおよぼす高炉スラグの作用が確かめられた。この結果高炉操業において溶銑とスラグの分離に改良が加えられ、フラックス装入にも工夫が行なわれるようになった。(渡辺靖夫)

新しい方法を用いた溶鉄中酸素量の直接測定法

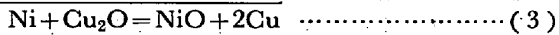
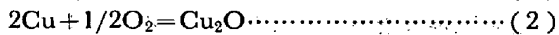
(G. R. FITTERER: J. Metals, 18 (1966) 8, p.961 ~966)

ある種の酸化物は高温において固体電解質としての作用をもつことが知られている。本報ではこの性質を利用して、固体電解質 $\text{ZrO}_2 \cdot \text{CaO}$ を用い溶鋼中の酸素量の決定を行ない、それについて報告した。

金属酸化物のような化合物の生成自由エネルギーの決定、あるいは合金系の構成相の活量の決定には、固体電解質で2分された2つの極をもつ電池が用いられる。

通常、極の一方は固体電解質からなる管の閉端に密着しており、他方は管の外側におかれ電解質を通る酸素イオンの移動を測定する。電池の一例を示すと、

$\text{Pt} | \text{Ni}, \text{NiO} | 0.85\text{ZrO}_2 + 0.15\text{CaO} | \text{Cu}, \text{Cu}_2\text{O} | \text{Pt}$
ここに生じる反応は下記のごとくである。



平衡状態においては、反応(3)の自由エネルギーによって起電力が決まる。 n を交換された電子の数、 e を電圧、 F をファラディの定数とすると $\Delta G^\circ = -n e F$ となる。

鋼中の酸素量を測定するには、両極の酸素分圧の差を電気ポテンシャルの差としてとり出し、溶鋼中の酸素分圧を決定すればよい。この場合、金属一酸化物ペレットは必要なく、固体電解質は管の熱点で電氣的に接触しているだけで、この接点に空気あるいは酸素をゆつくり吹きつける。この管を溶融金属に浸漬すると管の内部の酸素分圧と外の溶金中に溶解している酸素分圧の差から電圧を生じる。このようにして測定した電池の例としては、

$\text{Pt} | \text{O}_2(\text{空気}) || \text{安定ZrO}_2 || \text{溶鉄中O} | \text{Pt}$ があり

$$\log(\% \text{O}) = -0.339 - \frac{\Delta G^\circ}{9.15T} - \frac{10086 e}{T}$$

より酸素量は直接起電力 e を測定することによって求めることができる。(渡辺靖夫)

中 一 鑄 造 一

シネラジオグラフィの鋼の鑄造への応用

(R. HALMSHAW, et al.: Iron & Steel, 39 (1966) 9, p. 381~387)

300 kV. X線装置にシネカメラを同調させた装置を、鑄鋼の鑄込みと凝固の研究に使用し凝固過程の内部欠陥の成長、鑄型中への溶鋼の流れなどを観察した。本稿は、Marconi 装置を用い 14 in テレビモニター管上に写された 1000 線トリプル走査の映像は、180°角度、16コマ/sec、秒シャッター 0.031 sec のシネカメラに同調するもので、記録は 16 mm シネカメラを使つて 25コマ/secで行なつた。X線管一鑄型一映像拡大装置は鉛箱に設置され、垂直水平鑄型の両タイプの鑄造が可能である。実

験では、両鑄型を使用し、鑄造欠陥を起こさせる目的で、溶鋼にガスを含有させかつ変則な鑄造条件で行なつた。

(1)湯道の構造と位置の影響を知るために矩形鑄型に横湯道を付けその角度を変化させた結果、溶鋼の溶相面の攪流と注湯中の形状が観察できた。(2) Alcomax と Almico-magnete 鑄型を使用して鑄型の充満順序と状態および溶鋼の流れを観察した。(3) green-sand 垂直鑄型に水素含有量の異なるリムド鋼 Si-キルド鋼、Alキルド鋼を 8 in×6 in×1/2 in の薄い板状に鑄込み鑄型の充満と内部欠陥の成長、ガス孔の生成およびガスキャピテーションを観察した。(4) hexamineresin 含有量を変化させたシエル鑄型を用いて鑄込み中のガス孔生成への影響および消滅を観察した。また耐火物鑄型がガス孔生成の点で最も著しいことがわかつた。本X線装置は鑄造実験のために設計されたものではなく実用上の鑄造厚さは 1 1/2 in 以下である。2MV X線を用いれば約 8 in まで可能であるが高エネルギーX線には Van de Graaff装置がよい。また放射線の危険から遠隔操作の鑄造ルツボを必要とする。Marco 12 in 映像増倍器をこれに応用すれば映像が 1~4 倍に拡大でき、スローモーション映像およびビデオテープが使える。鑄型や鑄造面積が大きくできさらに映像感光度のよい一次蛍光板を使用できる。シネラジオグラフィの特徴は鑄型の充満現象と欠陥の生成を同時に説明できることであるが、現段階では鑄型の形状と支持組立て方法、注湯函の設計また溶鋼のスプラッシュとオーバーフローの問題、さらにX線装置とこれらの位置などに関して改良が必要である。(大森敏愛)

一 加 工 一

ミル剛性の測定 (E. A. MARSHALL and A. SHUTT: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 8, p. 837 ~841)

本論文は、楔を用いてミル剛性を求める方法と実際への適用結果を述べたものである。この方法の特徴は、実際の圧延状態をよく模擬できること、ミル本体にロードセル類の荷重測定装置を取付ける必要がなく実際のミル剛性を損わないこと、測定が簡単なことにある。

【予備試験】 上ロールに既知のトルクを種々加えて楔をロール間に噛み込ませたときのロール分離力をロードセルで測定し、トルクとロール分離力の関係を実験的に求める。この結果を計算値と比較すると、荷重 28 t までは 8%以内の誤差で一致し、実用上問題がないことがわかつた。

【装置】 頂角 1°, 巾 9 in の焼入れ焼戻しをした鋼製楔の頂点側にナックルジョイントを用いて引張荷重測定用ストレインゲージを貼つたテンションリンクを連結する。これはさらにナックルジョイントを介してスクリージャッキに結合し、ここで楔の引張力を与える。反力はフレームによりロール側にもたせる。

【理論】 頂角 α の楔の引張力 F 、ロール分離力 P 、軸受の有効摩擦係数 μe の間には、力とトルクの釣り合から負荷の場合 $F_A = P(\alpha + \mu e)$ 、除荷の場合 $F_D = P(\alpha + \mu e)$ の関係が求められる。ローラー軸受のように $\mu e = 0$ と考えられるときは、 $F_A = P_A' \alpha$ 、 $F_D = P_D' \alpha$ となり、 $P = (P_A' + P_D')/2$ で与えられ、 F の測定から P を

計算で求めることができる。油膜軸受のように μe を無視できないときは、 $\mu e = \alpha (P_A' - P_D') / (P_A' + P_D')$ を用いる。

【実際への適用】 ロードセルを組み込んだ 10 in ロッドミルに本方法を適用し、ミルの変形をダイヤルゲージで測定した場合では、同一変形量に対するロール分離力は $1 \sim 1\frac{1}{2} t$ の範囲で両方法一致した。ただし、ロール分離力—変形曲線は、負荷—除荷においてショックとハウジング間の摩擦によると考えられるループを生じた。

(高梨安弘)

焼鈍コイルの急速冷却について

(G. GORDON: Iron & Steel Eng., 43 (1966) 8, p. 124~128)

冷却剤として水を使用した熱交換器を通して、循環している保護ガスを冷却し、加熱された帯鋼コイルを急速冷却する。冷却装置は合金製のヒレ付きパイプをループ状に巻いたもので、4スタック焼鈍炉では焼鈍ベースの下に空間を作り、外側の円筒状ハウジングと内側の合金鋼製ダクト間の環状空間に設置する。保護ガスの循環経路は通常の炉の場合とほぼ同じである。現用設備の改造は、冷却水用配管の他に荷重支持基礎を少し改造するだけでできる。単スタックの炉では焼鈍ベースのコイル支持台に冷却用パイプを取り付けるように設計されている。この方法では焼鈍ベース下に穴を作る必要がなくコストも安くでき、ガスの循環も良好に行なわれる。

加熱時には、冷却管には水を流さないので急冷装置の影響はないが、ガス流に対する抵抗がいくらか増すのでガス循環ファンは強力なものが良い。各冷却器当たりの水の使用量は、最初 60 gpm であり 2~3hr 後には約 35 gpm に減らす。冷却水の温度は出口で、入口の温度よりも約 14°C 高い程度であり、また焼鈍ベースの温度は通常の場合より低くまで下げなければならない。

この2つの型式の急速冷却装置についての多くの実施結果は非常に良好であり、200 t 4スタック焼鈍炉では、通常の方法で、冷却に 57hr かかるのに対して、急速冷却装置をもつたものでは 27hr ですむ。50 t の単スタックコイル焼鈍炉では、通常の方法で 53hr かかるので、この方法では 27 hr ですむ。加熱 20 hr 均熱 9hr とすると全焼鈍サイクル当たりの生産性は、おのおの 0.61 対 0.90 t/hr となり急速冷却装置の設置によつて、全生産性は 48% 増加する。また焼鈍ベースと炉の関係は通常の $2\frac{1}{2} \sim 3$ 対 1 から約 2 対 1 に減らすことができる。このため設備資金、操業費の低下、材庫の減少生産性向上等多くの利益を生ずる。

(近藤嘉一)

高速・高エネルギーによる金属の成形

(V. OSINA: Metal Treatment, 33 (1966) 248, p. 193~204)

近年金属の加工を高速高エネルギーでおこなおうとする試みが多くみられ、バルクの状態においてもかなり研究が進んでいる。そして高圧下の金属の性質や相変態の様相についても次第に明らかにされてきている。

本報告は高速 (95~350 m/sec) の押出をおこなった場合のバルクの工業用純鉄および2種の合金鋼についてその組織変化を追求したものである。加工性の悪い鋼種を冷間で高速の押出をおこなうと、変形された組織中に

強度的に好ましくない変化が見出された。この組織は白帯として現われ、その微少硬さは 1100 (Haneman 単位) の付近で変化し周囲の変形されたパーライト+フェライト組織の約 3 倍位である。電子回折、X線回折の結果この白帯は B.C.C 構造でありその微少硬さから考えて立方晶マルテンサイトであると著者は断定している。そしてこのマルテンサイトの成因については、試料の局部におこる不均一じりの影響下で大きな塑性変形がおこり、そこに相当量の熱エネルギーの累積がもたらされる。鉄の $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態 (Polymorphous 変態) の温度は高圧の下では低下するところから局部的に相変態がおこる。そして高圧力の影響下では Ms 点は低温側に移動し、圧力が作用しなくなつた瞬間 Ms 点は再びオーステナイトが生成していた温度範囲以上に上昇しその残留オーステナイトは立方晶マルテンサイトに変態するのであろうとしている。また良好な冷間加工性をもつ鋼種では、上記白帯は生成せずフェライトの細かい結晶粒を示し再結晶がおこなわれたことを示している。このような高速の成形は、この白帯組織の生成の Kinetics と機構が解明され、使用ダイスの寿命が実質的に延長されるまでは実用上使用できない。この白帯の生成を防ぐ一つの方法は、試料の押出ダイスの入口角度を適切に選択することである。

(吉松史朗)

—性 質—

600°Cにおける316型鋼のクリープ機構と組織変化

(J. A. MAZZA and G. WILLONGHBY: Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 7, p. 718~726)

17%Cr-11%Ni-2½%Mo鋼(316鋼)の 650°C 以上でのクリープ挙動は、GAROFALO らによつて、調べられているが、550°C~650°C でのクリープ挙動はほとんど調べられていない。(特に低応力において) そこで、本研究は 600°C 低応力でのクリープ挙動を調べ、その微細組織変化からクリープ機構を考察した。熱処理は次の通りである。

炉冷 空冷

1300°C × 15 min → 1050°C → 室温。クリープ試験は 600°C, 11~25 kg/mm² で行なつた。組織は光学および電子顕微鏡で観察した。試験および観察結果は次の通りである。

転位密度は、遷移クリープ中に急激に増大し、定常クリープ中は、ほぼ一定となる。応力レベルは、遷移クリープ中の転位配列に影響を与え、低応力では粒界付近に転位の pile up が見られるが、高応力ではセルが形成される。しかし定常クリープに達すると、からみあつた転位が一樣に分布するのみである。さらに長時間側になると、転位双極子が、普通に見られるようになる。析出物は、短時間側で少量の TiN が析出するが、それ以外は M₂₃C₆ である。

定常クリープ速度の応力依存性は、一定荷重試験では $\dot{\epsilon} = A\sigma^n$ ($n = 4.75$) で表わされるが、constant structure tests (著者らは、最初に大きな荷重をかけ、一定の歪、一定の転位配列などの組織を与えた後、応力を下げて行なうクリープ試験をこのように呼んでいる。) では $\dot{\epsilon} = B\sigma^\beta$ ($\beta = 0.72 \sim 0.78$ mm²/kg で最初の応力 22~28 kg/mm² には依存しない) と表わされる。また温度依存性より求めた定常クリープの活性化エネルギーは 125 (± 20

%) kcal/mole である。以上の結果からクリープ機構を考察すると、

(1) 遷移クリープの機構は、転位密度の増加に伴なう歪速度の減少と考えられる。

(2) 定常クリープの機構については、測定した活性化エネルギーが、オーステナイトの自己拡散エネルギーに比べて、非常に大きいことから、転位の上昇運動が、律速機構であるとは考えられない。しかし、前述の結果は Friedel が交叉すべり機構に基づいて求めた速度式および活性化エネルギーと矛盾しないことより、交叉すべりに律速されると考えられる。(宮原一哉)

316 型鋼での冷間加工の影響

(J. A. MAZZA: J. Iron & Steel. (U.K.), 204 (1966) 8, p. 783~786)

35%までの冷間加工を行ない、引続き適当な時効処理を行なうと 316 型鋼のクリープ抵抗は増加すると報告されており、その原因は転位上の析出によると考えられてはいるが詳細は明らかでない。そのため、16%Cr, 11%Ni, 2.5%Mo の 316 型オーステナイト・ステンレス鋼の組織、時効挙動およびクリープ特性におよぼす冷間加工の影響を検討した。組織に対しては種々の冷間加工度の影響を、時効とクリープ挙動に対する影響は 25% の冷間加工度のものについてのみ実験した。

常温で 12% 以上の引張り変形を与えると変形双晶が形成され、その量は変形量の増加とともに増大する。400, 600°C で 25% 加工しても、また 600°C でクリープ変形しても変形双晶は認められない。さらに 60% 以上の加工度を与えると双晶組織から直接 bcc マルテンサイト組織が形成される。

25%の冷間加工を行なった試料を 650°C で 400hr まで時効すると、まず変形双晶の交点に、つぎに結晶粒界、焼鈍双晶の incoherent 粒界、さらに変形双晶上にそして転位上に $M_{23}C_6$ の析出が生じる。このように、 $M_{23}C_6$ の析出に対しては変形双晶の界面、交点は有力な優先析出場所である。

25%の冷間加工を行ない 650°C で 168hr 時効した試料を 600°C でクリープ試験を行なった。この試料の最小クリープ速度は溶体化材、冷間加工材のそれに比較してたしかに低い。しかし、最小クリープ速度 ($\dot{\epsilon}$) の応力依存性は $\dot{\epsilon} \propto \exp \beta \sigma$ で表示され、 β は溶体化材のそれと等しく、同じ回復過程が進行していると思われ、また転位の上昇は析出により阻止されるため、交差すべりが律速過程であると思われる。また、冷間加工、時効材と温間加工 (400°C 加工)、時効材の最小クリープ速度を比較すると後者が小さい。これは温間加工材では変形双晶が形成されず、一方変形双晶の存在は $M_{23}C_6$ の析出を促進するためクリープ試験開始時での matrix 中の炭素量が減少するためと思われる。それゆえ、このような変形双晶の界面、交点での析出は、 $M_{23}C_6$ の析出により転位を固着させるために必要である matrix 中での炭素量を著しく減少させるという意味で時効材のクリープ挙動に対して悪影響を持つ。(河部義邦)

20~600°C における鉄の引張性質におよぼす Mn と N の影響 (J. D. BAIRD and A. JAMIESON: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 8, p. 793~803)

鉄に 1.6% までの Mn と 0.04% までの N を単独および複合添加したときの、20°~600°C の温度範囲における引張性質について研究した。

Mn を 0, 0.55, 1.0, および 1.6% 含む 4 種類の基本鉄合金を溶製し、0.889 mm の厚さに圧延し、63.5 mm のゲージ長の引張試験片に加工した。これをさらに C と N を除き結晶粒度を ASTM 7 にそろえるために、湿った水素中で焼なました。窒素はアンモニア水溶液を通じた水素気流中で窒化することにより添加した。引張試験は、 $\pm 2^\circ\text{C}$ 以下の温度精度のもとに、 $4.2 \times 10^{-4} \text{S}^{-1}$ のひずみ速度で行なつたが、1 シリーズの実験は $6.5 \times 10^{-6} \text{S}^{-1}$ で行なつた。

鉄に Mn を添加すると、温度に無関係に弱い固溶体硬化を示し、N の添加は 20°C では強い固溶体硬化を示したが、この効果は非常に温度に敏感で、約 250°C で 0 になつた。Fe-N 合金の青熱ぜい性温度範囲の硬化機構は複雑で、2 つまたはそれ以上の機構がひずみ硬化速度に影響をおよぼしているようである。この温度範囲における急速ひずみ硬化プロセスの活性化エネルギーを求めると、ぜい性範囲の上と下ではそれぞれ、35~50 kcal/mole と 15~20 kcal/mole となり、異なる機構が考えられる。

N と Mn を複合添加すると、単独に加えたものより強い固溶体硬化を示し、すべての温度範囲で降伏強さが非常に高くなり、高温度におけるひずみ時効硬化も大きかつた。1% Mn の場合、20°C における N の固溶体硬化の効果は、 $354.4 \text{ kg/mm}^2/\% \text{N}$ 、225° と 450°C でそれぞれ 315 および $157.5 \text{ kg/mm}^2/\% \text{N}$ が得られた。この硬化は N ならびに N と Mn 原子の対または小さなクラスターの固溶硬化に基づくと考えられ、N に基因する部分は 225°~450°C で急速に減少するが、N と Mn クラスターに基づくものは温度に不敏感で少なくとも 600°C まで持続すると考えられる。Mn が存在すると青熱ぜい性の起きる温度範囲を幾分上昇させるが、これは Mn の存在によつて動く転位のまわりの N 雰囲気拡散を遅くするため、Fe-Mn-N 合金における 450°~600°C の強度増加の説明となる。(青木孝夫)

軟鋼の青熱脆性の挙動について

(J. S. BLAKEMORE and E. O. HALL: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1960) 8, p. 817~820)

150°~250°C 近傍の温度における軟鋼の応力-ひずみ曲線は鋸歯状を示し、室温におけるような滑らかな線図が得られない。この鋸歯状の現象は加工硬化速度が増すことと伸びが減少することからである。この現象を一般に青熱脆性と呼んでいる。本研究は青熱脆性温度範囲で軟鋼の引張試験を行ないいろいろな比較検討を行なった。供試材料の化学成分は C 0.06%, Mn 0.38%, N 0.0022% で、冷間引拔をした 1 mm 径の軟鋼である。このサンプルを結晶粒を 50, 85, 170 gr/mm に調整し 100°~250°C の間で 4 段階の引張速度 ($0.26, 0.52, 2.60, 5.20 \times 10^{-4} \text{S}^{-1}$) で変形させた。

100°C における応力-ひずみ曲線は均一な変形を示し、不規則部分はほとんどなく、正常なリュース線の発生が見られる。138°C では一次リュース線の外に鋸歯状の 2 次リュース線の発生を応力-ひずみ曲線は明

らかに示している。142°~168°Cあたりから青熱脆性を示しリューダス線は不規則な動きを示す。201°Cになるまで一次リューダス線の鋸歯状は消えないし、また青熱脆性は236°Cでも消滅しなかつた。これらの関係より引張速度および試験温度の関係は Arrhenius の式 $\dot{\epsilon} = A \exp(-H/RT_C)$ が成立する。 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度 (S^{-1})、 A は振動係数 (S^{-1}) H は活性化エネルギー、 T_C はリューダス線が鋸歯状を示す最初の温度である。また σ_u (上昇伏点)、 σ_L (下降伏点) を結晶粒度および引張速度別に算出しかつ、 σ_u と D_t (フェライト中の炭素の拡散係数) を温度別、また $\sigma_u - \sigma_L$ と D_t の関係も Bullough および Newman の理論式と比較して図示している。またこの値は静力学的的方法によつて得られた値であるが同時に、同じようなサンプルで動力的に測定した値も記入されている。それによると両方法の一致するのは本実験の第2法(断続動力的方法)である。

結論として青熱脆性の活性化エネルギーはフェライト中の炭素の拡散のそれと同じであることがいえる。

(杉山重吉)

軟鋼における線状破壊機構について

(J. C. RADON: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 8, p. 842~845)

高張力材料の脆性破壊に線状破壊機構を適用できることはあきらかとなつてきているが、軟鋼でのその関係は、はつきりしていない。これに関して多くの人が研究しており、また脆性破壊に関する数多くの文献があるにもかかわらず、軟鋼の線状破壊に関する文献は少ない。最近 KRAFFT は破壊靱性係数 K_{IC} が軟鋼に関係あると説明した。この説明を DVORAK や VRTEL は支持している。そこで著者らは加重を測定できる装置を用いて、曲げ疲労試験を行なつた。試料は化学成分および機械的性質が次表のごとき 3/4" 厚の軟鋼板から標準 V ノッチシャル

C%	Si%	S%	P%	Mn%
0.175	0.045	0.036	0.022	0.66
Process	Y.S	T.S	El(8")	
Basic	17.2t/in ²	28.3t/in ²	27%	

ピー試験片を採取し、シアールリップを押えるために 0.5 mm 深さのサイドノッチを入れたものと入れないものを作成した。この試料は JONES のおこなつた圧縮歪試験と同一であるのでここでの K_{IC} と比較できる。また $K_{IC} = EG_{IC}/(1-V)^2$ から計算した K_{IC} の値は次表のとおりである。

これからみると荷重記録装置から3点曲げ公式で計算

Test temperature °C	Pre-compression *	K_{IC} 値	
		Presents charpy tests fatigued and side notched	
		From load measurement	From energy measurement
20	—	26.3	46.3
-25	18	19.1	35.0
-60	15	14.2	28.0

した K_{IC} とはよく一致している。この K_{IC} が JONES の示した K_{IC} 値と同じ値を示したことは軟鋼の破壊に適用できることを示しているが全部にこれを適用しえるとはいえない。しかし K_{IC} は軟鋼のクラック伝播に特別な関係があり決定的なものである。現在では、簡単により詳細に軟鋼の K_{IC} を決定する装置がないし、また KRAFFT の説は、まだ明りように解明されていない。しかし種々の衝撃速度で試験すれば、ある解決がみられるかも知れない。

(根本 弘)

時効性を減らすためのリムド深絞り鋼における Cr および V による窒素固定の可能性

P. WERTHEBACH and L. ELSING: Stahl u. Eisen, 86 (1966) 16, p. 1024~1032)

Cr 約 0.1~0.3% あるいは V 約 0.02~0.17% を含有するリムド深絞り鋼を中周波炉により 50 kg 鋼塊に溶製し、15×100 mm² に鍛造後 2.3 mm 厚に熱延し 930°C で焼準した試料につき後加熱、冷間圧延後加熱し全 N% 酸可溶 N% および硬度を測定した。また 7% 予備引張で σ_U まで達したのち引張試験片を 3hr 各温度に加熱し、さらに引張試験し新降伏点 σ_{SA} を求め ($\sigma_{SA} - \sigma_U$) / σ_U で示す時効特性値を測定した。

結論として平炉鋼で一般的な約 0.004% N に対しては約 0.25% Cr あるいは 0.06% V が窒素を固定して満足な時効安定性を与えるに必要であるとしている。

Cr 窒化物は熱延焼準材にはみられないが、再加熱試験の結果 A_1 点直下 700°C が最も Cr 窒化物生成に効果的であつた。また熱延試片を 1 mm 厚まで冷延し 500~800°C に加熱試験すると 550~600°C の十分長い加熱時間で窒素固定、最良の時効安定性が得られる。これは再結晶現象の温度と時間の関係によく符合して再結晶が接種作用をするとみられる。

V 窒化物は熱延焼準状態で大部分析出しているが、これを 1170°C 水焼入後再加熱試験し 700~850°C で窒化物生成が強いことを認めた。また 1200°C 焼入した熱延材を 1 mm 厚に冷延後の加熱試験で最適窒化物生成温度を 650~750°C とし、冷延が窒化物生成温度を低温側へ移動させ、再結晶現象は Cr 窒化物の場合と異なり V 窒化物生成には影響が少ないとしている。

リムド深絞り鋼の生産では約 0.24% Cr 鋼塊を熱延し 650°C 巻取り、0.8~1.0 mm 厚に冷延し、降伏点との妥協で 640°C 加熱する。また約 0.06% V 鋼塊を 1200°C 熱延、680°C 巻取り、1 mm 厚冷延後 680°C 加熱している。いずれも化学成分均一で、偏析少なくセミキルド鋼程度であり、良好な機械的性質を有し、時効特性値も小である。

(小犬丸胤男)

歪時効したマルテンサイト降伏点現象

(N. N. BREYER: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 236 (1966) 8, p. 1198~1202)

焼入後、冷間引抜した 4340 鋼は約 280 kg/mm² の引張強さと 30% の絞り率を有し、この状態で降伏点を示すこともわかつている。この現象はこれまで油圧試験機で研究されていたが、ここでは新たに設計製作した剛性の強い試験機を用い、降伏点の低下量ばかりでなく、塑性変形で開始されたのちにクロスヘッドを停止することによつて新しい現象—マルテンサイトの2次降伏現

象を見出した。

研究に使用した 4340 鋼は 0.42% C, 0.77% Mn, 0.84% Cr, 1.69% Ni, 0.28% Mo である。熱処理は 870°C × 1.5hr オーステナイト化—油冷—115°C 深冷処理で、冷間引抜は超硬のダイスで 8% まで与えてから歪速度 0.003/min, 温度 24°, 0°, -18°, -79°C で引張試験した。

焼入のままの試片の 24°C での応力—歪曲線は最大応力附近でひろい鋸刃状となつたが、3.8% の引抜を行なつた試片は明りような 1 次降伏点を示したのち、急激に応力が低下し、さらにゆるやかに低下して破断する。降伏点での急激な低下量におよぼす引抜量の影響は約 6% まで増加するが、8% では減少する。8% 以上では弾性領域で脆性破断する。ネッキングの始まる 1 次下降伏点でクロスヘッドを停止させると、わずかな応力弛緩があり、さらに歪をますと応力は 1 次下降伏点以上まで上昇し、明りような 2 次降伏点を示したのち再び急激に低下する。1 次降伏点が現れたのちに機械を数回停止、始動させると、そのたびに 2 次降伏点が現れる。2 次降伏点の大きさは停止時間とともに増加した。各温度で 7sec ~ 30 min の範囲で変化させて 2 次降伏点の大きさ (応力増加量 ΔY_S) を測定し、停止時間 (t) と対数でプロットすれば $\Delta Y_S = At^n$ 式に従う。ここで A , n は材料と温度のパラメーターである。試験温度別に得られた関係を示せば、

24°C	$\Delta Y_S = 4800 t^{0.170}$
0°C	$\Delta Y_S = 4380 t^{0.180}$
-18°C	$\Delta Y_S = 3800 t^{0.180}$
-79°C	$\Delta Y_S = 2800 t^{0.216}$

2 次降伏点を生ずる機構は、炭素原子の規則化が高エネルギーの場合からその附近の低エネルギーの場合への単純なジャンプより以上のことを意味していると考えられる。(斧田一郎)

低合金鋼における再現熱影響部の脆化

(B. WATKINS, et al.: Brit. Welding J., 13 (1966) 6, p. 350~356)

応力除去を行なつた Mn-Cr-Mo-V 鋼の広幅引張り試験において、溶接熱影響部に思いがけない破壊が生じたことが動機となり、引張強さが室温において、54~62 kg/mm² の 5 種の低合金鋼に、潜弧溶接および手溶接熱影響部の微細組織と粗大組織を与える溶接熱サイクルをそれぞれ選び、断面 1cm², 長さ 11.5cm の試験片に溶接熱影響部を再現し、応力除去前後において引張試験および各温度で V 切欠衝撃試験を行ない再現熱影響部の脆化の程度を調べた。比較のため、Al 細粒化処理を行なつた。C-Mn 圧力容器用鋼についても同様に行なつた。

この結果、5 種の低合金鋼の再現熱影響部はすべて脆化し、450°C, 550°C および 650°C それぞれ 3hr の応力除去処理による、切欠じん性の回復は、各鋼につき異なつた。5 種の供試鋼では、450°C の応力除去処理では一層脆化し、450°C 以上の応力除去処理において切欠じん性が回復する傾向がみとめられた。650°C × 3hr の応力除去後の切欠じん性の回復は鋼材の合金成分によつた。Mn-Ni-Cr-Mo 鋼および Mn-Mo 鋼は、550°C お

よび 650°C の応力除去後、切欠じん性は回復し、母板と同一ないしそれ以上となつた。Mn-Cr-Mo-V 鋼の脆化熱影響部は 450°C および 550°C の応力除去後、じん性の回復はなく、650°C においても十分には回復しなかつた。(石崎敬三, 鈴木友幸)

一 分 析

低温燃焼による鋼中の炭素、硫黄の同時定量

(H. N. RAY and S. BANERJEE: Anal. Chem., 38 (1966) 6, p. 777~778)

鋼資料 1g と V₂O₅ 1~2g を燃焼ポートに採る。一方第 1 の吸収瓶には HCl で酸性とした KI-I 溶液、第 2 の吸収瓶にはアルカリ性の KI 溶液を、それぞれ入れる。燃焼管と吸収瓶の間に三方コックを付け、燃焼ガスが三方コックを切り換えることにより、第 1, 第 2 の吸収瓶にそれぞれ通ずるようにする。また第 1 の吸収瓶の他端はストレーラインの装置と連結する。

酸素を通し試料を燃焼し、まず燃焼ガスが第 1 の吸収瓶を通りストレーラインのピュレットに入るようにする。C の燃焼が終つたならば、三方コックを切換え、燃焼ガスが第 2 の吸収瓶を通るようにする。S の吸収を完全にするために酸素の流量を 2 l/min に増し、なお 7~8 min 燃焼する。

燃焼が終つたならば、第 1, 第 2 の吸収瓶の溶液を三角フラスコに入れ、澱粉を指示薬としてチオ硫酸標準液で滴定し、S を定量する。ストレーラインの装置は周知の方法で操作して C を定量する。

この方法は炭素鋼、合金鋼の C, S の同時定量が 15 min 以内ででき、再現性もよい。炭素鋼、合金鋼はもちろん鑄鉄、合金鉄および鋼滓に適用し良好な結果が得られた。燃焼温度が低いから燃焼管、燃焼炉をいためず、特殊な燃焼炉や高級な耐火性の高い燃焼ポートも必要としない。

V₂O₅ を使用しないと、高速度鋼やステンレス鋼では 1450°C でないと燃焼しないが、この方法のように V₂O₅ を使用すると、あらゆる種類の鋼や合金鉄が完全に熔融する。V₂O₅ は試料の燃焼促進剤として非常に有効である。(若松茂雄)

一 そ の 他

軟鋼板の連続焼鈍

(M. A. ADAMS and J. R. BEVAN: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 6, p. 586~593)

ブリキおよびトタン用鋼板の製造に採用されている連続焼鈍法の熱サイクルについて冶金学的な見地と現場の見地とから検討を加え、さらに、極深絞り用薄鋼板への応用の可否を考察した。

まずブリキ原板については、均一な性質を得るために焼鈍時間の短縮には限度がある。高い降伏強さをもつブリキ原板を連続焼鈍によつて得る方法が研究されておりこの間、主なものは Partial annealing と Supra-critical annealing である。前者は焼鈍の時間と温度を制御して部分的に再結晶させる方法で、この方法によると冷圧率 85% の 0.06% C 鋼を 100°C/sec 以下の加熱速度で 35sec 加熱、均熱を行なつたものでは 70-77R30T のものを得るためにその焼鈍温度を ±5°C に制御しな

ければならない。後者はまずA点以上に加熱しオーステナイトにし、これを急冷する方法で、たとえば、0.1% C鋼を 810°C から 150°C の Pb-Bi 浴へ焼入れて、硬さが T6 の上限以上で、適度な延性をもつものが得られている。しかしこの場合、極端に高い焼入速度 (3000 °C/sec 以上) が必要であり、現場的には多くの問題がある。

連続焼鈍のホット・ディップ・トタンへの応用について考え得る最良の工程は、① A₁ 直下まで急速加熱→② 短時間保持→③ Zn 浴入口温度まで急冷→④ Znメッキ→⑤ 300°C まで空冷、巻取り→⑥ 適当な雰囲気のもので室温まで放冷して quench-age-softening を起こさせる→⑦ 調質圧延、化学処理。この方法によると、ラインの短縮とラインスピードの向上に加えて最終製品の機械的性質の改善が期待できる。

極深絞り用薄鋼板では、前工程での影響が大きく、すぐれた加工性と非時効性をもたせるために加熱および冷却の速度をおそくしなければならない。したがって、鋼の組成自体が急速な焼鈍条件に適するものにならぬかぎり、連続焼鈍の適用は非常に困難である。(渡辺忠雄)

合金鋼の構成相同定試験における定電位法技術

(H. HUGHES: J. Iron & Steel Inst. (U.K.), 204 (1966) 8, p. 804~816)

X線回折等の実験試料として、高合金鋼から析出相を分離するのに、ポテンシオスタットを用いる方法を開発した。この方法は、実験条件を厳密に制御することができることと、組み合わせられた種々の条件下で、鋼中の各相の電気化学的挙動について、広い知識が得られ、かつ

それを利用することができるという点で、これまでの、制御のために電流密度を主要な基準として考える方法と比較して優れている。

Fe-0~50%Cr 合金と、Fe-V(σ)、Fe-Cr-V(σ)、Fe₃₆Cr₁₂Mo₁₂(χ)、Fe₂Mo(Laves)、NiAl(ordered bcc)、Ni₂AlTi(Heusler type)、Ni₃Al(ordered fcc) の金属間化合物およびフェライトとオーステナイト形成元素を含む数種の 25%Ni-15%Cr-Al, Ti 鋼について、45%FeCl₃, 10% HCl および 20% H₃PO₄ のそれぞれの水溶液を電解液として、アノード分極曲線を求めた。これらの結果と、過去の経験から、この3種の電解液中で、どの相が溶解しどの相が抽出されるかを予想することができる。

25% Ni, 15% Cr と 2 $\frac{3}{4}$ % Ti, 3% Al または 2% Ti $\frac{3}{4}$ % Al を基本成分とし、これらに Cu, Co, Mn, Si, V と Mo を単独に添加した 18 種の鋼を 800°C × 100 hr 時効し、上記結果をもととして、45% FeCl₃ 0.3V, 10% HCl 0.3V, 20% H₃PO₄ 1.3V の電圧で電解し、残渣の同定を行なった。わずかの例外を除いて、結果は予想と一致した。

実験方法として、超音波振動を加えた場合と加えない場合について比較した。またポテンシオスタットを利用することにより、鋼から選択的に相を抽出することも可能である。顕微鏡組織の選択腐食や、抽出レプリカの試料作成技術も、前者はこれまで H₂SO₄ にかたよっていたものが広く電解液が選べること、後者ははぎとりの際に定電位法が使えることにより改善することができる。

(金尾正雄)