

抄 録

— 製 鉄 —

多孔質ウスタイトにおける還元速度の全ガス圧依存性
(L. von BOGDANDY et al.: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968) 9, p. 629~636)

鉱石およびペレットの還元速度が、還元ガスの全圧に依存し、低圧においては圧力の増加とともに還元速度は増すが、ある圧力以上では圧力に依存しなくなることが一般に認められている。しかし、その現象に対する解釈は、さまざまである。

そこで著者らは、純鉄薄板をウスタイトへ酸化し、次に、これを還元して海綿鉄を作り、さらに部分的な酸化を行なつて、気孔径の異なる2種類の多孔質ウスタイトを作成し還元試料とした。(試料1:平均気孔径 1.0μ , 比表面積 $6800\text{cm}^2/\text{g}$, 試料2:平均気孔径 2.5μ , 比表面積 $900\text{cm}^2/\text{g}$) 還元は水素-窒素の混合ガス(1:4)を用い、 800°C , $50\sim 700\text{mmHg}$ の全圧範囲で行なつた。

その結果、還元ガスの全ガス圧依存性は、気孔径によつて異なり、大気孔径試料は小気孔径試料よりも、より低圧において圧力依存性を示さなくなつた。

このことは、圧力上昇とともにガスの平均自由行程が短くなり、気孔内の拡散機構が、knudsen 拡散(還元ガス平均自由行程 > 気孔径)から通常拡散(平均自由行程 < 気孔径)に移行したことを示し、気孔内拡散が還元の律速段階であることがわかる。また、気孔内拡散律速であることは、還元速度が内部表面積によりあまり変わらないことによつても裏付けられる。

大気孔径試料については、気孔内改散とともに界面反応の寄与もある。しかし、これを従来の多孔質酸化物の混合律速還元モデルに適用すると、気孔内拡散の寄与は定常的な反応が行なわれていると考えた場合に比べ、実際は、はるかに大きく、1つの試料断面で、反応が一樣には行なわれていないことを示している。

供試料の気孔は、その大きさ、形ともに、鉱石やペレットの還元の際生成する気孔と同程度であり、おそらく鉱石やペレットの還元速度の全ガス圧依存性も、knudsen 拡散から通常拡散へ移行するという機構で説明されることが考えられる。(佐々木晃)

還元反応の機構と動力学

(L. VISNYOVSKY: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968) 10, p. 733~740)

この論文は、温度、エンタルピー変化、重量変化、重量変化速度、ガス組成などの同時測定可能な、一種の熱分析器("Derivatograph")により、 Co_3O_4 , Fe_3O_4 , Fe_2O_3 の C, H_2 , CO などによる還元反応の解析を行なっている。その結果、それぞれの酸化物からの酸素脱離の化学量論的段階的機構が明らかになつた。 Co_3O_4 の C および H_2 による還元は、ともに $\text{Co}_3\text{O}_4 \rightarrow \text{CoO}$ の段階と、 $\text{CoO} \rightarrow \text{Co}$ の段階との二段階を経る。しかし、 H_2 の場合は、上述の二反応が並行して進行するので、段階性は C の場合ほど明確ではない。同様にして、 Fe_3O_4 の C による還

元も以下のように二過程を経る。(I) $2\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{C} = 6\text{FeO} + \text{C}$, (II) $2\text{FeO} + \text{C} = \text{Fe} + \text{FeO} + \text{CO}$. この際には、 Co_3O_4 の C による還元の場合と異なつて、(I) が完結する前に(II)の反応が始まる。さらに本質的な相違は、ガス生成物の相違(Co_3O_4 では CO_2 のみで、 Fe_3O_4 では CO_2 と CO とである。) C による Fe_3O_4 の金属鉄までの還元の詳細な機構は、Ar 雰囲気中で、(I_A) $8\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{C} = 6(\text{FeO} \cdot \text{Fe}_3\text{O}_4) + \text{CO}_2$, (I_B) $2(\text{FeO} \cdot \text{Fe}_3\text{O}_4) + \text{C} = 8\text{FeO} + \text{CO}_2$, (II) $\text{FeO} + \text{C} = \text{Fe} + \text{CO}$ となり、個々の段階は重なり合つて進行する。これは、 CO_2 雰囲気下でも同様である。また、C による Fe_2O_3 の還元反応は、Ar 雰囲気中で、(I_A) $6\text{Fe}_2\text{O}_3 + \text{C} = 4\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{CO}_2$, (I_B) $8\text{Fe}_3\text{O}_4 + \text{C} = 6(\text{FeO} \cdot \text{Fe}_3\text{O}_4) + \text{CO}_2$, (I_C) $2(\text{FeO} \cdot \text{Fe}_3\text{O}_4) + \text{C} = 8\text{FeO} + \text{CO}_2$, (II) $\text{FeO} + \text{C} = \text{Fe} + \text{CO}$ となると、実験から推定された。さらに、CO および H_2 による還元も、同様の反応経過を示すことが確認された。ただしその反応開始温度は、CO, H_2 , C の順に高くなる。以上の鉄酸化物の還元の際、中間体として、組成 $\text{FeO} \cdot \text{Fe}_3\text{O}_4$ の酸化物相が確認され、Magnetspinell と命名された。さらに、各段階での反応の速度が決定され、それから、活性化エネルギーが計算された。かくして、 570°C 以下で進む間接還元、および 1000°C 以上での直接還元の機構が、速度論的に解明される可能性が示された。

(戸村寿孝)

高炉における装入物のガス還元：修正リンダーテストによる推定

(R. A. OLIVER and R. WILD: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 11, p. 1070~1076)

いわゆるリンダーテストは、鉄鉱石類の還元試験方法として広く採用されているが、リンダーの提唱した初期の試験条件は、現在の実炉における還元条件とかなり異なつており、なんらかの修正を必要とする。

そこでまず、IRSID で行なわれた実験や SCICE による新しい実験データをもとに、高炉の炉内温度分布および CO/CO₂ 比の変化をシミュレートした数種類のプログラムを組みリンダーテストを行なつた。鉱石としては、T.Fe 57% と 38% の2種類の焼結鉱を使用したがいずれの場合も、一定のプログラムにより実炉と同じガス還元率が得られた。

次に、この新しいガス-温度プログラムを基本にしたリンダーテストにより、重油あるいは天然ガスの吹き込み、酸素富化送風、還元ペレットの使用が、装入物のガス還元率に及ぼす影響を調べた。まず T.Fe 57% の焼結鉱について、予備テストで、水蒸気吹き込みと酸素富化、重油吹き込みと酸素富化の2種類の組み合わせにより、いずれの場合も装入物の還元率は高くなることを確認した。

次に酸素富化は、送風中の O_2 を 25~33%、重油吹き込みは 75~250 kg/t hot metal の範囲で4種類のプログラムを作り、リンダーテストを行なつたところ、装入物のガス還元率は最高 19% 上昇した。また、水蒸気吹

き込みの場合は平均2%程度還元率が低下するという結果を得た。低品位の焼結鉱についても、結果は同様であった。以上の結果を整理すれば、リンダーテストで混合ガス中への水素の添加量が増加すると装入物のガス還元率はほぼ直線的に上昇し、LIEGE および BRUCETON の試験炉のデータと同じ傾向を示すことが確認された。

予備還元ペレットを使用した場合、装入物全体の予備還元率の上昇につれ、装入物のガス還元率もほぼ直線的に増加した。この関係は BRUCETON や Stelco の試験炉の結果ともよく一致している。

以上の結果から、適当な温度分布、ガス組成変化を与えたプログラムを組めば、実炉において酸素富化送風、重油吹き込み、あるいは還元ペレット装入を行なった場合の装入物のガス還元率は、リンダーテストにより推定できることがわかった。(宮本 明)

高炉内の鉄鉄の脱硫におよぼす操業因子の重要性

(H. G. GECK and H. J. LANGHAMMER: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 21, 17, p. 1132~1139)

高炉のスラグ比の低下と操業度の上昇に伴って、鉄鉄[S]を下げることに問題が生じているため、高炉内における脱硫について著者らは日本を含めた各国の高炉の脱硫に関する文献・データを総括して比較検討した。

装入S量の鉄鉄[S]に及ぼす影響は $B = (\%CaO + 0.7\%MgO) / (0.94\%SiO_2 + 0.18\%Al_2O_3)$ が $1.2 \sim 1.4$ の範囲では装入S量+1 kg/t-p 当たり $0.005 \sim 0.007\%$ の鉄鉄[S]の上昇を生じる。B が 1.5 以上の範囲では $0.002 \sim 0.003\%$ の変化にとどまる。羽口からの重油SとコークスSの差異はなく、重油吹き込み量が増加しても装入Sが同じならば鉄鉄[S]は変わらない。

スラグ量の影響としては、計算ではスラグ量の低下によつて鉄鉄[S]はかなり高くなるはずであるが、各高炉の実績ではスラグ中(S)が高くなるため鉄鉄[S]はそれほど変化が認められない。

スラグ成分としては、一般に Al_2O_3 の高い場合は MgO を高くして操業していることがうかがわれる。スラグ中の $MgO\%$ は $1.5 \sim 12\%$ の範囲で操業されているが、 MgO を高めることにより鉄鉄[S]を低下させることが可能である。 Al_2O_3 は 4% から 24% の範囲の操業例があるが、 Al_2O_3 の上昇は脱硫によくない。

原料面では、転炉滓の大量使用はその組成変動が著しいため、塩基性装入物として安定していないので脱硫も変動する。ペレットと焼結鉱は交換しても鉄鉄[S]は変化しない。

鉄鉄[S]と高炉の生産性の関係は重要な問題であり、この両者には相関関係がある。塩基度を高くすれば鉄鉄[S]は低下するが、炉腹スラグの粘性が悪化し生産性は目立つて低下する。脱硫をよくし、しかも生産性を上げるにはスラグ塩基度を高くし、さらに粘性を低くすることが重要である。 MgO は粘性を少なくし、 Al_2O_3 は流動性を悪化させる。以上のすべてを総括して著者らは、高炉内の脱硫因子から鉄鉄[S]を計算する図表を製作した。(中島龍一)

溶鉱炉の発展についての展望とその限界

(L. von BOGDANDY et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 22, p. 1177~1192)

100年以上にわたる溶鉱炉操業技術発展の経過を展望し、特に最近における反応熱力的、気体動力学的高炉モデルなどを利用した研究方法の進歩と、高炉の大型化とが相まって、著しい経済性の向上改善を遂げてきたことを述べ、更に将来の問題として、燃料消費量の低減と生産性のいつそうの向上についての問題点の提起をしている。数多くの高炉操業データを集め、実際操業で達成しているコークス比と数学的、熱力学的高炉モデルの計算で求めた結果とを比較し、装入物の還元性を改善することにより、代替燃料を含めて燃料消費量は最低 440 kg/t まで下げうることを明らかにした。高価な高炉用コークスを低廉な燃料によつて代替することについては、本質的には一応出つくしたが、特殊なケースとして予備還元鉱石を装入する場合には更に大幅なコークス比の低下ができる。

高炉の生産性を現わす指数として種々の方式があるが、基本的には時間当たり炉床断面積当たりの通過ガス量で規定される。一方この通過ガス量はシャフト上部においては装入物の“渦巻き”を起こす“Wirbel”点で臨界速度となる。

朝顔または炉床部においては“吹き抜け”または“流動”を起こす“Stauen”および“Fluten”で臨界速度に達する。

この現象は普通圧操業高炉では生産能力 $50 \text{ t/m}^2 \cdot 24 \text{ hr}$ 辺で現われ、高圧操業高炉では $70 \sim 80 \text{ t/m}^2 \cdot 24 \text{ hr}$ 程度になる。

したがって炉床径 13 m または同程度の炉床断面積を有する高炉では日産出鉄量 10000 t/day 程度に達することが可能である。

直接還元法に比較して高炉法は高い生産性と、長年にわたつて磨き上げた操業技術によつて、当分の間は有利な業鉄法としての地位を保つだろう。欠点といえば高価なコークスを使用する点にある。(栗原淳作)

高炉の炉熱制御のシステム

(V. P. DOVGALUK et al.: Stal, (1968) 11, p. 971~974)

1966年後半ドゼルジンスキー名称工場では、計算機を用いて高炉の炉熱状態を自動的に管理、制御する方式の実際操業への適用が開始された。プロセスのパラメーターとしては炉頂ガス成分 (CO , CO_2 , H_2)、送風量、天然ガス使用量、酸素使用量、熱風温度、同湿分、1チャージ中の石灰石量および装入物の酸化度が用いられ、これらの情報の 1 hr の平均値から炉の下部に到達する全熱量 M_1 、間接還元帯への到達熱量の変化 ΔM_0 、鉄鉄生成量、カーボン消費量、ガス利用率、直接還元率などが計算される。この M_1 は現在の炉熱を示すものであり、その精度を高めるためには、ガス分析の精度を絶対値で $\pm 0.03\%$ 以下にする必要がある。実際には2セットの分析計において、その差が絶対値で $\pm 0.2\%$ 以下になるよう管理する。ガス分析の誤差の増大、原料化学成分の変動、装入物のトラベルの乱れなどがあると、 M_1 と鉄鉄成分との相関がくずれる。そこで現在プロセス制御に用いているのは ΔM_0 であり、これは M_1 と炉内に入る全熱量との差から求める。 M_1 の時間的ずれを 3 hr (間接還元帯から装入物が炉床へ降下する時間) とすると、

ΔM_0 は 5~7hr 後における炉熱状態，したがって銑鉄成分の変化を表わす。すなわち $\Delta M_0 > 0$ ならば，間接還元帯に入ってくる装入物中の酸素単位量当たりの熱量が，前のレベルより高くなること，すなわち 5~7hr 後の溶解生成物の温度上昇を示し， $\Delta M_0 < 0$ ならば逆に炉の冷えを予言する。この結果から 1 チャージのコークス量を変化する指令が出される。またこの指令は定められた関係から送風温度，送風湿分でも代替できる。

ドゼルジンスキー工場においては，このシステムの操業試験の結果，銑鉄中の Si が安定し，0.61~0.90% 内に入る割合が 62.6% から 74.1% まで増加し，コークス比が 2~2.5% 低下し，生産量が 1~2% 増大した。その経済効果は年間約 30 万ルーブルに達する。

(長井 保)

一製 鋼一

異なる処理方法での溶鉄と溶滓間のマンガンおよび硫黄の物質移動に関する研究

(H. SCHENCK et al.: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968) 11, p. 809~814)

溶鉄から Al_2O_3 飽和 $FeO-MnO-Al_2O_3$ 系スラグへの Mn の移動，ほぼ飽和値の C を溶解した溶鉄から $CaO-SiO_2-Al_2O_3-(CaF_2)$ 系スラグへの S の移動をスラグと金属の接触が永続的な場合と一時的な場合について実験し，それぞれの場合における物質移動係数を決定するとともに反応機構に関する検討を行なっている。ここで永続的とは最初加えたスラグがそのまま最後まで金属と接触し続けることを意味し，一時的とは一定量の一定組成を有するスラグを定まった速度で金属上に添加し，かつ反応済みのスラグは順次排出する場合で流れているスラグと金属の反応を想定している。

実験はタンマン炉および小型電気炉を用いて行なった。タンマン炉では Mn 移行についてアルミナルツボ，S 移行については黒鉛ルツボを用い，電気炉（浴径 35 cm）では Mn 移行についてアルミナ質，S 移行については炭素質の耐火材を用いて内張りした。永続的接触試験ではスラグを一度に添加したが，一時的接触試験では特別に添加装置を設けた。鉄試料は電解鉄を基材として調製した。初期スラグは Mn 移動に対しては FeO 85%， Al_2O_3 15%，S 移動に対しては CaO 48%， SiO_2 40%， Al_2O_3 10% と別に CaF_2 10% も用いた。スラグ添加後は一定間隔で金属とスラグをサンプリングした。試験温度は $1550^\circ C$ で雰囲気はおもに N_2 ガスであつた。

永続的接触での成分 X の濃度は反応時間と次の関係，

$$\log([X] - [X]^*) / ([X]_0 - [X]^*) \\ = -0.434 \{ (1 + \eta * Y) / \eta * Y \} \cdot k \cdot (F \cdot t / M)$$

一時的接触では

$$\log[X]_0 / [X] = 0.434 \{ \eta * S / (\eta * S + k \cdot F) \} \cdot k \cdot (F \cdot t / M)$$

と表わされる。ここで $[X]$ は金属中の成分 X の濃度を示し，* 印は平衡を示す。また M ， S はそれぞれ金属とスラグの重量， η は分配比， F は反応界面積， t は時間， k は物質移動係数を表わす。Mn 移行の一時的接触を除き上記の関係がほぼ満たされた。このことから Mn 移行には化学反応が，S 移行には単なる物質移動が関係する。処理時間が十分であれば一時的接触のほうが好ま

しい。平均的な物質移動係数の値は Mn 移行について $k_{Mn} = 30 \text{ kg/m}^2 \cdot \text{min}$ ，S 移行について $k_S = 5.5 \text{ kg/m}^2 \cdot \text{min}$ であつた。

(渡辺昭嗣)

塩基性アーク炉製鋼における非金属介在物の形成

(E. L. MORGAN et al.: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 10, p. 987~1001)

本研究は製鋼過程においてできうるかぎり非金属介在物の生成をおさえるため，精錬，出鋼，鋳込過程での介在物形成箇所を知り，可能ならばその発生源をつきとめる目的で行なつたものである。

供試材は 25 t 塩基性アーク炉でダブルスラグ法により，0.65~0.70% C，0.5~0.6% Mn で精錬条件の異なる 7 チャージを溶製したが，介在物のアルミナへの変質防止のためアルミ脱酸は行なっていない。分析試料は各チャージの精錬，出鋼，鋳込み時に採取し，マイクロ・プローブ分析により介在物の同定を行ない種々調査の結果次のことが判明した。

- 1) 完全溶解時の酸化物系介在物は炉内の酸化反応のため概してマンガン・アルミ・シリケートである。
- 2) 沸騰期のアルミシリケートは攪流のためスラグから移行したものである。
- 3) 還元期での介在物の構成は副原料投入が急速に反映し添加物中のアルミがシリケートを含有するアルミナを著しく増加させ，介在物がスラグに浮上し，スラグ介在物の逆戻りが起こる。
- 4) シリケート中の CaO はある程度までスラグからの移行であるが，同時に脱酸剤としてのカルシウムシリケートの使用に起因することも確かである。
- 5) 精錬末期に介在物中の Al_2O_3 を減少させるには，低アルミの副原料を使用し，出鋼前には投入を避けるべきである。
- 6) 精錬初期にアルミを投入すると，シリケートはアルミナその他に変化し即座に浮上してスラグに移行する。しかしアルミ含有量の多いシリケートの一部はスラグから溶鋼に逆移行する。
- 7) 出鋼過程では，湯の侵食作用で大形マンガン・アルミ・シリケートが生成する。
- 8) 取鍋中では溶鋼とスラグが攪拌されるため，大形で CaO に富んだシリケートが生成するが，これらは浮上する。
- 9) 取鍋中にアルミに富む添加物を投入するとシリケートを含有するアルミナが増加する。
- 10) レードル中では壁の耐火レンガが侵食され Al_2O_3 がシリケートに移行する。
- 11) レードル中でシリケートの浮遊がみられるが，インゴット中でも同様のことが起こっている。

(花田裕司)

50 t 電気炉の能力向上の可能性

(Vou P. GOLDSTEIN and K. DZIGGEL: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 22, p. 1189~1192)

Hoesch では，35 t 電気炉を 50 t に改造し，変圧器の過負荷のほか，溶解・精錬・還元時間の短縮に対する技術的冶金的組織的改善によつて，6 年間で月産 6000 t から 11500 t に増産することができた。これによつて，製鋼コストも減少し，当初の製鋼能力 9.4 t/hr におけ

る消費電力 646 kWh/t から 17.3 t/hr, 566 kWh/t になった。

【溶解時間の短縮】 公称 18 MVA の変圧器を 38% 過負荷にし、有効電力 20MW (力率 0.8%) に増強して、溶解時間を 25% 短縮した。また、溶解中炉内に 8Nm³/t の酸素を吹き込んで、炉内の CO を完全燃焼させ、炉内の化学反応熱を有効に利用することにより、溶解時間の短縮のほか、溶解電力を 20 kWh/t 減少させた。これらの方法により、屑鉄装入は 3 回 (2 回目より酸素吹込み)、装入量は 56 t であるが、溶解時間は 38 min である。

【精錬時間の短縮】 主原料の炭素含有量を低くし、加炭剤を銑鉄からコークスに代えた結果、精錬時間が 17 min (26%) 短縮した。第 3 回目の屑鉄装入の前に石灰・鉄鉍石を装入して、溶解期に脱燐、脱炭を行ない、精錬期に溶鋼は酸素によつて短時間に昇温させることができる。これらの方法により、精錬時間は 65 min から 17 min に減少したが品質に影響はない。これは、溶解中湯留と溶滴する屑鉄の濃度差によつて持続的に CO が発生すること、溶解過程で必要な精錬反応が促進されるためである。

【還元時間の短縮】 除滓後は Al で脱酸し、必要な場合は粉末電極屑を圧搾空気で連続的に炉内に吹き込んで加炭する。合金剤は、クレーンで炉頂装入する。これらの方法は、時間・労力を軽減する。還元スラグは、粉末石灰を圧搾空気で炉内に吹き込んで迅速に造滓し、脱硫は楕円形出鋼口を用いて出鋼中に行なう。珪素含有量を高くすると脱硫に効果的である。このような方法により還元時間は、当初の 75 min から現在約 30 min になった (高梨安弘)

溶鉄中炭素による固体クロム酸化物の還元速度

(L. N. BARMIN et al.: Izvestiya Vusshi., (1968) 8, p. 20~23)

回転試料法によつて溶鉄中炭素による Cr₂O₃ の還元速度を測定した。(i) 実験法: [C] = 0.25% ~ 飽和, 温度 = 1450, 1520, 1590°C, Cr₂O₃ 円板の回転角速度 ω = 0 ~ 100 rad/sec, Cr₂O₃ 円板の半径は 1 cm で Cr₂O₃ 粉を 3000 kg/cm² で圧粉し 1800°C で焼結したものである。これを Fe-C 溶体中で回転し、円板の重量減から還元速度 v を求めた。(ii) 実験結果: 1) v と [C] との関係, [C] < 1% のとき v は [C] に対して直線的に増大するが [C] > 2% では v は [C] に無関係に一定値となる。2) v と ω との関係, [C] < 1% のとき ω < 60 では v は ω とともに増大するが ω > 60 では v は ω に無関係に [C] に関係して一定となる。3) v と [C], ω との関係, [C] > 2% では v は [C], ω に無関係に一定。4) [C] = [C]_{sat} のとき 1450 ~ 1590°C における温度依存性から還元速度の見かけの活性化エネルギーは 138 kcal/mol を得た。(iii) 考察: 還元過程は 2 つの段階からなる; 溶鉄 bulk から固液界面への炭素の拡散, これは $v_{\text{diff}} = \beta([C]_0 - [C]_s) \dots \textcircled{1}$ で表わされる。[C]₀, [C]_s は炭素の bulk および界面濃度, 第 2 は界面における吸着化学反応で $v_c = \kappa [C]_s^m \dots \textcircled{2}$ で表わされる。[C] の低い領域においては $m \approx 1$ としてよい。①②から v は [C]₀ の一次式になる。実験結果によれば [C] > 2% のとき v

は [C] に無関係になるがこれは m が 0 に近づくためであろう。つぎに $Re > 10^4$ では界面付近は乱流であるといわれているがこのときは $v_{\text{diff}} = (0.01 D^{3/4} / a \nu^{3/4} Re^{0.1}) r \omega ([C]_0 - [C]_s) \dots \textcircled{3}$ が適用できる。②③より $v = B \omega [C]_0 / (1 + B \omega / K) \dots \textcircled{4}$ $B = 0.01 D^{3/4} / a \nu^{3/4} Re^{0.1} \dots \textcircled{5}$ ここでは $m = 1$, $r = 1$ とおいた。[C] ≤ 0.6%, $Re = r^2 \omega / \nu = 1.43 \times 10^3 \sim 1.43 \times 10^4$ ($\omega = 10 \sim 100$) を満たす測定点の数値を④⑤に代入すると炭素の拡散係数 D と反応定数 K が求まる。1520°C において $D = 2.2 \sim 6.9 \times 10^{-4}$ cm²/sec, $K = 2.5 \sim 3.14 \times 10^{-5}$ cm/sec を得た。ただし r は円板半径, ν は動粘性係数, a = 実験定数 (文献から 2.6) である。 (小林三郎)

平炉浴の窒素含有量変化の動力学

(M. Y. MEDJIBOJSKI and B. S. KURAPIN: Izvestiya Vusshi., (1968) 8, p. 56~61)

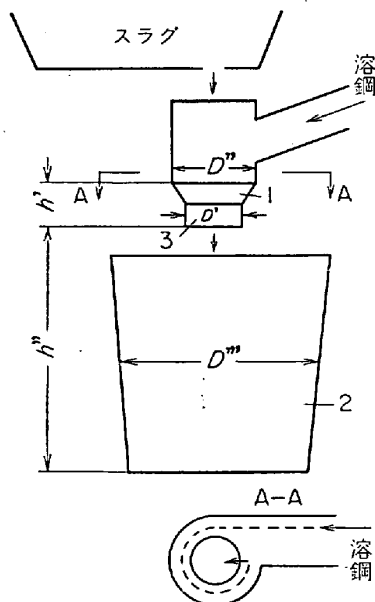
平炉鋼浴中の窒素, 水素の沸騰期における脱ガス過程は CO 気泡による放出速度と炉雰囲気からの吸収速度との関係によつて考えなければならない。見かけの脱ガス速度は $V_N = 2.33 V_C [\%N]^2 / p_{CO} K_N^2 - \beta_N (K_N \sqrt{p_{N_2}} - [\%N]) S / V \dots \textcircled{1}$, $V_H = V_C [\%H]^2 / 6 p_{CO} K_H^2 - \beta_H (K_H \sqrt{\alpha_{H_2O} \cdot p_{H_2O}} - [\%H]) S / V \dots \textcircled{2}$ で与えられる。ここで V_C は脱炭速度 (%C/hr), K は気相-鉄間のガスの分配係数 (% $\sqrt{\text{bar}}$), p_{CO} は気泡中の CO 分圧 (1 ~ 1.2 bar), β はスラグ-鉄におけるガス成分の総括物質移動係数 (m/hr), p_{N_2} , p_{H_2O} は炉雰囲気中の N₂, H₂O の分圧 (bar), $\alpha_{H_2O} (\approx 0.9)$ は鉄と平衡せる水蒸気の解離度, S , V は浴の表面積 (m²), 鉄の容積 (m³) である。従来の実験によれば $\beta_N = 0.04 \sim 0.15$, $\beta_H = 0.5 \sim 1.0$ 。純粋沸騰における酸素の β_O は 30 ~ 40 cm/sec といわれている。本研究ではスクラップ鉍石法 (溶銑 60 ~ 65%) で操業する 300 t 平炉で (A) 通常操業と (B) 圧縮空気吹錬操業した場合の β_N の評価を行なった。(B) の場合 2 本の単孔噴気管から空気を 0.4 ~ 1.0 m³/sec 吹きつける。 $S/V = 2.12$ 。結果 (i) 溶鋼中の窒素分析から V_N を得て①により算出した β_N の V_C に対する関係は (A) の場合 $\beta_N = 0.162 (V_C V / S)^{0.65} \dots \textcircled{3}$ (B) の場合 $\beta_N = 0.277 (v_c V / S)^{0.82} \dots \textcircled{4}$ を得た。(ii) ①式で $V_N = 0$ とおけば平衡濃度 $[\%N]_{\text{eq}}$ が得られるが $[\%N]_{\text{eq}}$ は V_C とともに減少することがわかる。実験的にこのことが実証された。(iii) V_C が同一であるときの $[\%N]_{\text{eq}}$ の (A) と (B) における差は非常に小さく約 0.0003% 程度であった。(iv) $V_C > V_C'$ ならば $V_N > 0$ (放出), $V_C < V_C'$ ならば $V_N < 0$ (吸収) となる窒素の挙動に関する臨界脱炭速度 V_C' が存在する。①式において $V_N = 0$, $[\%N] = [\%N]_0$ (初期窒素含有量) とおけば $V_C' = \beta_N (K_N \sqrt{p_{N_2}} - [\%N]_0) p_{CO} K_N^2 S / 2.33 [\%N]_0 V$ を得るがこれに③ or ④を代入すれば (A) の場合 $V_C' = \{0.162 (K_N \sqrt{p_{CO}} - [\%N]_0) p_{CO} K_N^2 / 2.33 [\%N]_0^2\}^{2.56} S / V \dots \textcircled{5}$, (B) の場合 $V_C' = \{0.277 (K_N \sqrt{p_{CO}} - [\%N]_0) p_{CO} K_N^2 / 2.33 [\%N]_0^2\}^{3.56} S / V \dots \textcircled{6}$ を得る。実験によると $[\%N]_0 = 0.0030 \sim 0.0032\%$ のとき (A) の場合 $V_C' = 0.2$, (B) の場合 $V_C' = 0.6$ を得たがこれは⑤⑥式の計算値と十分合致する。また⑤⑥式から $[\%N]_0$ とともに V_C' が減少することがわかるが実験的にこのことが実証された。(小林三郎)

合成スラグによる溶鋼のトリベ処理の効果

(Y. G. GUREVITCH et al.: Izvestiya Vusshi, (1968)

8, p. 73~76)

溶鋼とスラグの混合効果を高めるために種々の中間装置が使用されているがその大部分は構造が複雑で工業的に適当でない。そこで図のような中間装置の性能を調べた。炉から出た溶鋼は混合部において回転運動しながら円筒部(3)を通ってトリベ(2)へ落下する。一方上方から落下してくる合成スラグは(1)で溶鋼と混合して(3)を通りトリベに落下してエマルジョンになる。この装置の性能を評価するために溶鋼の代わりにKI-NaOH水溶液を、スラグの代わりにトリオール-HCl_(sat)を用いてモデル実験を行なった。両相の混合度 E はNaOHによるHClの中和反応速度 ω と、この装置を用いない静止状態における両相の単純接触時のそれ ω_0 との比 ω/ω_0 で表わした。混合度は“スラグ”の粒径、注入時間、密度、粘性、表面張力、 h' , h'' , h''' (注入開始時の溶鋼流の高さ), D' , D'' , D''' などの関数になるがここでは h' , h'' , D''' の因子による E の変化を追求してつぎの結果を得た。(i) 使用する“スラグ”の25%をあらかじめトリベに入れ残りを中間装置を経て注入するときのみ E は高まる。(ii) h'' の影響; $E=0.4895+1.808x-0.4558x^2$ ($x=h'''/D'''$) ($1.2 < x < 2.0$), 混合部(1)をつけない場合は $E'=0.922+0.4264x-0.0395x^2$ ($1.2 < x < 2.0$) で前者の場合より E は小さい。(iii) D''' の影響; $E=1.5442-0.2391x+0.0809x^2$ ($1.8 < x < 3.0$), $E'=2.0434-0.5687x+0.1574x^2$ ($1.8 < x < 3.0$), (iv) h' の影響; $E=1.135+0.724x-0.254x^2$ ($0.3 < x < 0.7$) で表わされる。



$h'''/D''' > 2$ 以上では溶鋼流の酸化などの問題が生ずるので不適当。さて80t平炉鋼を $D'''=2.7\text{m}$ のトリベに注入するときこの中間装置を用いた。 $h'=20\text{cm}$ 。合成スラグの25%をトリベ中にあらかじめ入れた。スラグは $16.6\sim 11.2\text{kg/sec}$ で注入する。その結果脱硫率についてみると混合部(1)がある場合は71%, ない場合52%であつた。非金属介在物量は通常操作の場合と

ほとんど変わらない。

(小林三郎)

—加 工—

タンデム冷間圧延機とブリキ用DR圧延機の圧延油について (T. J. BISHOP et al.: Iron Steel Eng., 45 (1968) 11, p. 81~94)

5人の講師によるパネル討論会の内容を集録した。

1) 圧延油系統の設計における諸要因について

最近の圧延機では再循環方式による圧延油系統を採用している。再循環方式では、冷却液エマルジョンの一部としての油は、非常に長期間使用され、油の寿命は汙過効率で変わる。通常の方法で得られるものよりももつと清拭度のよい板が必要な場合は、最終スタンドの前で板の両面に洗剤を噴射し、通常の冷却液の侵入を防止しロールの噛み込み側に水を流す方法を用いる。

2) 冷却液再循環方式について

ペスレームスチール、バーンズハーバーの圧延設備に採用したフレキシブル圧延油方式は非常に有効である。これは、圧延条件の変化に適するように冷却液の諸要因を調節し、また冷却液の時効による分散特性の変化を補償するものである。冷却液の攪拌は重要であり、圧延材料により攪拌程度を変える。5タンデムミルでは#4#5スタンドには洗剤を含んだ熱湯を用いる。冷却液の温度制御はDRミルで効果がある。鋼の微粉を分離するための磁気分離装置と、布を使用した平底型汙過機を持つ。

3) 実験室における冷間圧延油の試験

アムスラー試験機での摩擦係数は $0.040\sim 0.048$, 鋳物油では 0.080 である。耐荷重性は、4球試験がよい。エマルジョン特性は溶液の各条件における水と油の分離速度で決める。2スタンドミルに使われる液の安定性は5スタンドに使われる液よりも安定性がよい。清浄性は油除去のための電荷密度の測定や焼鈍後のC残留量で示すが、製造結果との対応性はよくない。

4) 溶液潤滑方式の設計について

ナショナルスチールは2基の5タンデムミルを再循環方式に変更した。パイプの長さは片道120m および180m と長いが高圧ポンプと小径パイプの使用で、流速を層流以上に速くできた。フィルターは織布を用いた平底型を用い、溶液は 50°C を標準としている。

5) 潤滑方式の特長について

ホイーリングスチール・ヨークビル工場の5タンデムミルの潤滑油は、けん化しやすい、水溶液に不安定なものである。油4対水1の割合で混合し、 82°C で#3スタンド以降に直接噴射する。3スタンドDRミルでは油と水は20対1の割合で混合し、#1および#2スタンド前で板の両面に噴射する。

(近藤嘉一)

—性 質—

強力マルエージNi鋼

(von K. BUNGARDT et al.: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968) 10, p. 719~731)

最近急速に発達しドイツに技術導入されたマルエージ鋼の、もつとも重量な代表例であるXZ Ni Co Mo 1885鋼(C 0.02%, Ni 18%, Co 8%, Mo 5%, Ti 0.5%, Al 0.1%)について、著者らの研究結果と文献により、その特色のある有用性と将来の可能性に関する広範

な展望を行なった。この鋼は、高 Ni 鉄合金の γ/α 変態が強い温度ヒステリシスを有することにもとづいている。硬化は γ の再形成なしにマルテンサイト地中で金属間化合物が析出（もしくはその予備段階）することにより生ずる。析出相は Ni_3Ti と Fe_2Mo であることを確認したが、 Ni_3Mo 相は見出していない。Co の効果はおもに固溶体中の Mo の固溶度を減ずることによるのであろう。

溶体化温度、時効温度と時間はある程度機械的性質に影響を与える。820°C で溶体化処理し、480°C $\times$ 3hr 時効するのが普通である。この条件で切欠および平滑試験片の引張り性質、切欠衝撃強さなどのもつともよい組み合わせが得られる。機械的性質に対する試験温度の影響は、引張り強さと耐力が試験温度上昇とともに一緒に減じ、450°C 以上で γ の形成により、急に減少する。切欠衝撃強さの混度依存性はほとんどないが、約 550°C 以上で急に増加した。400°C におけるクリープ強さは優れており、しかも脆化の傾向は見られなかつた。鋭い切欠引張り試験で決定し、破壊靱性値 K_{IC} で示されたクラック伝播の挙動は、同等の引張り強さを有する他の強力鋼より良好である。一方疲れ限度は幾分低い。この鋼の大きな長所は簡単な熱処理ですむというほか、良好な溶接性を有していることである。

マルエージ鋼の改善に関しては次の項目について研究されている。Ni を Mn で部分的に置換すること、高温強度を改善すること。より高い靱性をもち溶接可能な鋼 Cr 添加した不銹鋼、使用に耐える靱性を保ちより高い強度を有する鋼の開発。（金尾正雄）

低炭素鋼の機械的性質におよぼす超音波処理の影響

(H. KUZMANY and B. WEIB: Arch. Eisenhüttenw., 39 (1968) 11, p. 837~842)

F.C.C 金属に関しては、超音波処理によつて転位状態が変化することが知られておりまた六方晶の多結晶亜鉛については転位状態だけでなく、浸入型の不純物原子にも超音波処理が影響することがわかつた。本報告では鋼についてこのような超音波処理を行ない、その機械的性質への影響を検討した。

実験に使用した鋼は、0.06% C, 0.43% Mn, 0.016% P および 0.015% S の組成を有し、径 1 mm の針金の形で用いた。できるだけ均一状態を得るため 920°C $\times$ 2 hr 加熱後炉冷の熱処理を行なった。平均結晶粒径は約 50 μ であつた。試料の長さは波長の半分 ($\lambda/2=125$ mm) とした。この試料に約 20 KHz の振動数の超音波処理を約 1 min 行なった。これは 1.2×10^6 の繰り返し数に相当し、応力振幅は 5~15 kg/mm² 程度であつた。このような超音波処理は 20~320°C の一定温度で行なつた。以上のようにして作製した試料の引張り試験を行なつて次にのべるような結果を得た。

室温の水中で 13 kg/mm² までの引張り応力の超音波処理を行なつても、応力-歪曲線および試料表面には変化がなかつた。13 kg/mm² 以上では試料は数 sec で破壊した。室温の空气中で超音波処理を行なうと試料は振幅によつては約 800°C まで昇温する。さらにこの試料の引張り試験によると、降伏点あるいは抗張力は増加し脆くなることがわかつた。

超音波処理を行なう際の温度および応力振幅が試料の引張り性質にどのような影響を与えるかを油浴中で超音

波処理を行なつた試料を用いて検討した。それによると一定温度 230°C では、応力振幅が 8.2 kg/mm² 以上になると、降伏点伸びおよび破断伸びは減少した降伏点および抗張力は約 10% 増加する。さらに 11.7 あるいは 14.2 kg/mm² の応力振幅では明確な降伏点は認められなくなり、抗張力は約 25~35% 増加した。一方、約 9 kg/mm² の一定応力振幅の超音波処理を行なつた場合には、320°C で、下降伏点が約 35%、抗張力が約 20% 増加するが破断伸びは約 60% 減少する。降伏点伸びほぼ完全に認められなくなる。（斎藤鉄哉）

低炭素鋼における裂片破面について

(E. E. BENKS: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 6, p. 1022~1026)

本論文は爆発過程でできた裂片破面を冶金技術と破面技術の両面から研究されている。

供試材は 0.05% C の低炭素鋼で結晶粒度は ASTM No 2~3 のものを使用した。また直接爆発試験片は厚さ 1", 径 2" のもの、間接衝撃試験片は厚さ 1/4~1/8", 径 2" のものを使用し“滑らかな”破面および“粗い”破面を作成した。条件の異なつた 6 ケの試験片について調べられており、圧力が 130 kb 以上では“滑らかな”裂片破面を提している。このタイプの破面が形成されるとき歪は“粗い”破面るときよりも非常に大きい。このような歪の割合では塑性変形のみを生成し、“滑らかな”破面を提する粘性的現象は期待できない。したがつて“滑らかな”破面が形成される様子は“粗い”破面の場合と異なつており、そのため当然異なつた破面および別々の形成過程が作用する。

一方圧力が 130 kb 以下では“粗い”破面を提しその裂片破面はセメント膜でおおわれ、そのクラックは局部的な曲げや、剪断変形力によつて起こるはずである。（フェライトマトリックスで迂りや双晶などで起こるのだが）同様なクラックが低温における低歪速度の引張り試験にもあらわれるという事実からも核形成は歪の割合によつて影響を受けるものではない。一般に伝播するクラックについて、局部的応力は物質の凝集強さと等しくならなければならない。それゆえ応力が破面で作られると局部的にミクロクラックは歪の割合に応じて置き換えられ、局部的塑性変形によつてクラックの置換割合が調和されるであろう。クラック速度の置換割合は、適用された歪の割合で決定され、それゆえ破面が劈開によるものか、延性によるものかがわかる。すなわち“粗い”破面において歪が増加すればするほど劈開の割合が増加する。（宮本 章）

歪時効した鋼の降伏点の方向依存性

(D. V. WILSON and G. R. OGRAM: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 9, p. 911~920)

低炭素鋼に前歪みを与えた後時効処理を施すと、再歪みを与える際に生ずる鋭い降伏点の挙動は再荷重方向により異なる。その原因について調べるために、引張り試験と振り試験をそれぞれ 0.038% C 鋼板および 0.11% C 鋼管を用いて行なつた。歪み速度は両試験の場合とも 10^{-4} S⁻¹ である。前歪み量は引張り試験では 8%、振り試験では 4.7% および 5% であつた。時効温度は 89°C であり、保持時間は 0 min から 10⁵ min までの間の各

時間を適当にとつた。

再荷重方向の前歪み方向との違いにより生ずる鋭い降伏点挙動の相違は可動転位の核を発生させるに必要な負荷応力に方向依存性があることに原因する。前歪みの方向とは異なつた方向に有効に残留している極所的応力集中物は、降伏の際の広汎な核発生を助長する。その結果、前歪みと再歪み方向が同一でない場合、鋭い降伏点の回復をおおうという重要な役割を演じているが、しかしこれは方向の差異による降伏点挙動の相違への主なる原因ではない。100°C以下で長時間時効すると、逆方向再荷重下で鋭い降伏点は回復するが、これは転位の再配列のためによるよりも、むしろ連続的格子間溶質の偏析の結果である。前歪み方向と同じ方向および逆方向で再荷重した結果を比較すると、鋭い降伏点の発生は活性化する転位源が再荷重の方向により異なると仮定すれば理論的に説明がつく。この相違は一軸方向の前歪みを加えた際に発生した転位分布の帰一性の結果として説明される。逆方向への再歪みの際、活性化した転位源は結晶粒界近辺の高転位密度域に依存しており、そしてこのような転位源の効果的固着には普通粒内からの溶質の拡散に長時間を必要とすると考えられる。(角田方衛)

Fe-N 合金のマルテンサイト変態開始温度

(T. BELL: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 10, p. 1017~1021)

Fe-N 合金は Fe-C 合金とよく似たマルテンサイト変態挙動を示すことが知られているが、Ms 点におよぼす N の影響を広い範囲に調べた文献は少ない。そこで 2.6% N (10.6N 原子/100 Fe 原子) までの Fe-N 合金の Ms 点の測定を行なつた。

0.015% C, 0.006% O, 0.002% N を含む 0.25 mm 径の針金を NH₄-H₂ 雰囲気中で窒化し、15 種の N 濃度の異なる試料を作成した。Ms 点の測定は、脱窒を防ぐために、NH₄-H₂ 雰囲気中で直接通電してオーステナイト化したのち、H₂ ガスを吹き付けて急冷し、その冷却曲線を記録することにより求めた。しかし 2.35% N 以上の合金では室温に焼入れたとき完全にオーステナイトであるので、各温度に保つたサブゼロ浴中に 20°C から焼入れし電気抵抗を 20°C で測定することによつて行なつた。Ms 点は温度-抵抗曲線の傾斜の変化から検出される。さらにこれらの結果を X 線で確認した。

原子%に対して Ms 点をプロットし、GRENINGER や BOSE と HAWKES らの Fe-C 合金に関する結果と比較すると、Fe-N 系は Fe-C 系に比べてやや高い Ms 点を示すが、非常によく似た曲線となつた。Fe-N 合金の Ms 点は、N の増加にしたがつて低下し 0.25~1.71% N の範囲では、0.1% N 当たりの Ms 点降下は約 25°C であつた。また γ 中における N の溶解度が C より大きいので、Ms 点の温度範囲が広く、高 N 濃度において Ms 点降下が急になる傾向が見られた。C と N の Ms 点の差は低濃度範囲では 25°C であるが、1.72% N のところで 60°C になつた。N が 2.4% 以上含まれると Ms 点は室温以下になり、2.65% N 合金では -100°C に低下した。低 N 合金ではマルテンサイト変態によつて電気抵抗は低下するが、2.35% N 以上では逆に増加を示した。これはオーステナイトとマルテンサイトの N が増加したときの

電気抵抗増加率に著しい差があることに起因するものである。すなわち、マルテンサイトは低 N では抵抗は低いが N が増すと著しい抵抗増加を示し、2.35% N でオーステナイトよりも高い値を示す。(青木孝夫)

K_{IC} の実際的な使用と鋼の製造と処理法によるその変化 (C.L.M. COTTRELL and P. F. LANGSTONE: J. Iron Steel Inst., 206 (1958) 11, p. 1077~1087)

強力鋼においては、比較的小さな欠陥から使用応力下で不安定破壊が起きることがよく知られている。良好な強力鋼を開発するためには先天的な欠陥をできるだけ少なくするとともに、破壊靱性値を高める必要がある。

片側切欠き板状試片に疲労クラックを入れた試験片を用い、平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} を “pop in” 荷重から計算した。3% Cr-Mo 鋼と 18% マルエージ鋼において、疲労クラックの深さが 5~10 mm の範囲内では K_{IC} 値に明らかな差は見られず、また疲労サイクル数が 2000 以上ではクラック導入方法の影響はなく、試験のときのひずみ速度の影響も見られなかつた。しかし試片の厚さは、“pop in” 法を用いる場合、(K_{IC}/YS)² 以上必要であることがわかつた。3% Cr-Mo-V 鋼で造つたロケットモーターケースの水圧破壊試験から求めた破壊応力と破壊靱性試験の結果から計算した破壊応力を比較すると計算値は実際の値より 10% 低いだけでよい一致を示した。本試験に用いた材料では、一般に K_{IC} は 0.2% PS または YS の増加にしたがつて低下したが、一定の YS レベルにおいては材料の純度と熱間加工度の増加、大気溶解に代わる真空溶解、および合金元素量の変化) たとえば普通合金鋼からマルエージ鋼へ) などによつて増加を示した。特に純度の影響は大きく、3% Cr-Mo-V 鋼で P, S, As, Cu, Sn を単独および複合添加した試料の結果によると、As 0.1%, S 0.014% 含む試料では、高純度材の 493 kg/mm²·√mm から 134 kg/mm²·√mm に低下した。またマルエージ鋼では、真空溶解によつて大気中溶解の 145 kg/mm²·√mm から 264 kg/mm²·√mm に向上した。K_{IC} 値の最も大きな改善は、まず第一に鋼の純度の向上、ついで熱間加工度の増加によつて得られる。このことは破壊靱性におよぼす鋼の製造技術の影響について特別の考慮を払う必要があることを示している。(青木孝夫)

オープンコイル焼鈍炉における水性ガス、炭化反応について (E. SCHÜRMANN und J. M. WESSELING: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 24, p. 1338~1348)

著者らはオープンコイル焼鈍炉内の H₂O, H₂, CO, CO₂ を含む保護ガスの組成を分析し、焼鈍時の水性ガス反応 (CO+H₂O=CO₂+H₂) と脱炭、浸炭反応 (C+CO₂=2CO) のようなガスと焼鈍材の間の物質交換について調べた。焼鈍材として冷間圧延した厚み 0.6~1.0 mm の低炭素鋼板を用い、焼鈍はガスの排気口を開けた場合 (640~695°C)、閉じた場合 (685~740°C)、加熱時に開き、冷却時に閉じた場合 (605~705°C) の空焼鈍と、40 t の材料を装入した再結晶 (675~700°C)、部分脱炭 (685~725°C)、完全脱炭 (650~730°C) 焼鈍の 6 つの条件のもとで行なつた。

ガス組成の変化はいずれの条件においても、加熱時には CO, H₂O が増加し、CO₂, H₂ が減少し、冷却時

にはもとのガス組成に戻るように変化する。また加熱時には $\text{CO} + \text{CO}_2$ 量は増加するが、 $\text{H}_2 + \text{H}_2\text{O}$ はあまり変わらない。水性ガス反応の進行を確認するため、ガス組成より求めた反応定数を平衡定数と比較すると、空焼鈍では排気口を閉じた場合、加熱時に 550°C で著しく反応が起こり、 700°C で平衡に達するが、開いた場合は平衡に達する温度は高くなる。冷却時には 500°C まで平衡は続くが、以後は新しいガスの希釈でその組成は決まる。材料を装入した焼鈍ではいずれの条件でも、 350°C で水性ガス反応が起こり、 400°C で平衡に達する。 CO の増加は水性ガス反応だけでなく、脱炭反応によっても生じ、 CO_2 量の変化に対する CO のその比より両反応を分離して考えると、空焼鈍でも炉構造材の脱炭が認められ、その量は $0.03 \sim 0.005\%$ に達する。部分脱炭の場合、脱炭は空焼鈍より低い温度で起き、また冷却時には浸炭が生じ、 CO の減少量より求めた浸炭量は 0.001% である。完全脱炭の場合は均熱の初期（約 600°C ）で著しい脱炭が起こり、焼鈍材の $0.03\% \text{C}$ が $0.005\% \text{C}$ に低下する。また焼鈍材の脱炭量の実測値とガス組成より求めた計算値の間には $0.004 \sim 0.009\% \text{C}$ の範囲で直線関係があることから、焼鈍ガスの組成分析により、所定の脱炭量をコントロールすることができる。

(小池一幸)

低合金鋼における Post-bainitic オーステナイトの研究 (J. NOISILLAT et al.: Mém. Scient. Rev. Mét., 65 (1968) 6, p. 445~460)

低合金鋼の連続冷却変態に際し、ベイナイト変態終了温度においても未変態オーステナイトが残存する。このオーステナイトを post-bainitic オーステナイトと呼んで研究対象としている。常温までの温度区間において未変態相の一部が変態するだけで、大部分は残留オーステナイトとなる。

オーステナイト化温度 $\rightarrow -140^\circ\text{C}$ (各種冷却速度) $\rightarrow 30^\circ\text{C}$ の熱サイクルによつて現われる示差膨張変化量より連続冷却変態図の作成と各変態量の決定をし、残留オーステナイトは終了後の試料について X 線測定をおこなった。またオーステナイト化温度 $\rightarrow 150^\circ\text{C}$ (各種冷却速度) $\rightarrow 600^\circ\text{C}$ 再加熱 $\rightarrow 30^\circ\text{C}$ の熱サイクルによつて post-bainitic オーステナイトと他の変態量を決定した。

post-bainitic オーステナイト量の最大値はベイナイト焼入臨界冷却速度の近傍に現われ、先行ベイナイト量に比例する傾向がある。合金元素として存在する Mn, Ni, Cr, Mo などはベイナイト領域を移動させるだけで、post-bainitic オーステナイト量には直接的効果をおよぼさない。しかし炭素量の効果は顕著で、 $0.25\% \text{C}$ のときに最大量 17% に達する。 0.25% 以上の炭素量では post-bainitic オーステナイト量は減少する傾向がある。

post-bainitic オーステナイトは $M's$ と呼ぶ温度以下に冷却するとマルテンサイトに変態する。ベイナイト領域での変態によつて残存オーステナイト相中の炭素濃度が富化することを立証するために、X 線回折によるオーステナイト格子定数の計算および $M's$ 点の測定を行ない、結果としては $0.1\% \text{C}$ 以上の鋼に現われる post-bainitic オーステナイトには $1.1\% \text{C}$ まで炭素が富化することが確認された。常温までの温度区間において $1.1\% \text{C}$ の post-bainitic オーステナイト相の約 $1/3$ が

分解するだけで、大部分は残留オーステナイトとなる。
(星野明彦)

特殊鋼と放射線

(R. CASTRO: Mém. Scient. Rev. Mét., 65 (1968) 7-8, p. 533~542)

1968年度のフランス金属学会の Albert-Portevin 賞受賞記念講演として発表されたものである。原子炉用材料としての特殊鋼、特にステンレス鋼は中性子照射によつて格子欠陥や変質が生じる。機械的性質におよぼす照射効果も鋼の組成、照射温度、照射量、試験温度によつて趣を異にするが、一般的には常温での降伏点や抗張力は原子空孔—格子間原子対生成その他の格子欠陥のために上昇する。試験温度が 500°C に達すればこれら照射効果は消滅するが、粘性については焼なましにより完全に回復するのはまれであり、変質の影響が現われてくる。ステンレス鋼の性能を劣化させるのは $^{56}\text{Fe} + \frac{1}{2}n = \frac{1}{2}\text{He} + \frac{54}{2}\text{Cr}$, $^{10}\text{B} + \frac{1}{2}n = \frac{3}{2}\text{Li} + \frac{1}{2}\text{He}$ のような、 (n, α) 反応による He 損傷である。各種元素の (n, α) 反応の捕獲断面積は表に示すように ^{10}B は熱中性照射により最も He を発生しやすい。He による粒界凝集力の低下は 500°C 以上で現われるが、この温度域では熱振動による歪回復が著しいために He 損傷は 700°C 以上で実質上現われてくる。発生 He は固溶せず、また外面へ拡散もしないので、発生 He の量は脆化と関数関係を有する。この He 損傷を克服する手段として炭化物を粒内に析出させ、特に炭化物を微細に粒内分散させて He をトラップすることが考えられる。また結晶粒径を小さくすることも方法である。

(n, α) 反応の捕獲断面積 (ミリバーン)

同位体	速中性子	熱中性子
^{10}B	635	3813000
^{11}B	0.035	<50
^{14}N	41	1880
^{56}Fe	0.35	2530
^{55}Mn	0.13	13200

ところで He 損傷の主要元素である B を 1 ppm 以下に低下させることは困難であり、一方では B はステンレス鋼においては鍛造性やクリープ強さを向上させる作用があるために天然の B より存在比 80% の ^{11}B を分離して利用すればオーステナイト系ステンレス鋼の照射による高温脆性を著しく低下させることができる。(星野明彦)

—物理冶金—

電界イオン顕微鏡によるパーライトの研究

(R. MORGAN and B. RALPH: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 11, p. 1138~1145)

電界イオン顕微鏡を金属組織の研究に用いる場合の利点は、(1)結晶方位が正確に求められる。(2)原子的スケールでの情報が期待できる、などである。ここでは、 $0.5\% \text{C}$ と $0.9\% \text{C}$ の純度の高い Fe-C 合金を用いて層間間隔的 $1500\text{\AA}$ のパーライトを作り、セメンタイトとフェライト間の結晶方位関係、セメンタイト板の方位、セメンタイトとフェライト間の整合などを考察した。液体窒素冷却した水素イオン顕微鏡で、 10kV 以上の加速

電圧で得られた像は通常のものにくらべて劣る (15~30 万倍) が, セメントナイトとフェライト両方の極が得られる利点がある。セメントナイト極の指数決定は, 対称性を用いて容易に判定しやすいフェライト極を参照しておこない, ステレオ投影を併用した。この場合の誤差は $\pm 2^\circ$ 以内で, 場合によっては $\pm 0.5^\circ$ にもなる。セメントナイトの存在量が少なく, 試料先端におけるセメントナイト板の配列が適切でないため, 方位関係は一義的に求まらないが, $[010]_{\text{cem}}//[\bar{1}\bar{1}1]_f$ 軸に関するわずかな回転を含めた, $(100)_{\text{cem}}//(\bar{1}10)_f$, $(010)_{\text{cem}}//(\bar{1}\bar{1}1)_f$, $(001)_{\text{cem}}//(\bar{1}12)_f$ のような関係が求まった。この方位関係は, これまでパーライトやペーナイトについて電子顕微鏡を用いて得られた関係のいくつかと一致していて, とくにペーナイトにおける関係とよい一致がみられる。セメントナイト板の結晶方位は, 試料先端を電界蒸発させた場合のセメントナイト極の変化を調べて, $\pm 2^\circ$ 以内の精度で決定することができる。セメントナイト板の方位は, フェライト結晶と特定の関係になく, セメントナイトの $(103)_{\text{cem}}$ の周辺に, $[010]_{\text{cem}}$ を晶帯軸として分布している。得られた像の質がよくないので, セメントナイト-フェライト界面の状態や原子の整合状態について考察をおこなえないが, フェライト結晶粒界の像と比較して, セメントナイト-フェライト界面は, 結晶方位関係のいかんにかかわらず数原子層から成っていることが推定された。

(橋田 坦)

オーステナイト・ステンレス鋼におけるフェライトと σ 相の形成

(L. K. SINGHAL and J. W. MARTIN: Acta Met., 16 (1968) 12, p. 1441~1451)

本研究はオーステナイト鋼において σ 相がどのような過程を経て析出するかを究明したものである。 σ 相の析出に関しては, 1) オーステナイト素地から直接析出, 2) $M_{23}C_6$ または不安定な b.c.c. フェライト相 (α' 相) がまず析出しそれが σ 相に変態する, という 2 つの現象が報告されている。したがって, この現象を確認し, その違いが何に起因するものであるかを検討した。そのため, おもに 25Cr-24Ni-0.5Ti 鋼について, 1150°C 溶体化後, 750°C で 2000hr までの時効を行ない, 析出過程を透過電顕法により調べた。

粒内での析出挙動に関しては, まず b.c.c. フェライト相が, 残留している $M_{23}C_6$ または Cr 酸化物を核として析出する。この α' 相は γ 相と $(111)_\gamma//(\bar{0}11)_{\alpha'}$, $[\bar{1}\bar{1}0]_\gamma//[\bar{1}\bar{1}1]_{\alpha'}$ の方向関係を有し, $\langle 110 \rangle_\gamma$ にそって成長し, ウイドマンステッテン状の形態をとる。さらに σ 相が析出する。 $M_{23}C_6$ の時効による粒内析出は認められないので, σ 相の析出に先立ち $M_{23}C_6$ が析出し, それが σ 相に変態するという考えは正しくないと思われる。 σ 相の核生成位置を直接確認することはできなかった。しかし, σ 相の析出初期の形態はフェライト粒子の形状および成長方向ときわめて類似しているため, σ 相はフェライトの in situ 変態により析出するものと思われる。

粒界および非整合な双晶界面での析出は, まず $M_{23}C_6$ が析出する。次に, $M_{23}C_6$ とは別の位置に α' 相が析出し, 成長し, それとともに $M_{23}C_6$ は再固溶する。長時間後には, α' 相は σ 相に置き換えられる。

これらの結果から, σ 相の析出に対する α' 相の役割について, 他の研究データをも参照し, (Ni+Cr) 量が低いときには γ 素地から直接核生成し, (Ni+Cr) 量が高い場合にはまず α' 相が析出し, それから σ 相が析出すると結論した。また, この現象を成分含有量と各相の自由エネルギーとの関係から考察した。(河部義邦)

—そ の 他—

四重プレートミルでのクラウン調整

(K. N. SHOHET and N. A. TOWNSEND: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 11, p. 1088~1098)

本論文は四重ミルでプレートを圧延した場合に数式モデルを考え電子計算機を使つてクラウンの減少を計つたものである。プレートは最近の用途の拡大により, 厚みに対する狭い許容範囲が要求されてきている。これに応ずるにはクラウンの減少以外にはない。現在行なわれているクラウン減少法として, 一つは圧下を軽くして仕上げる方法であり, 他の一つは冷却水の割合と分布を変えロールの熱拡散の違いによつてロールキャンバーを変える方法であるが, いずれも完全でなく, 限界がある。

そこで最も効果的なクラウン減少法は“ロールベンディング法”である。これは圧延ロールの弾性的曲がりの程度を変えることによりクラウンを減少させる方法であり, これには油圧ジャッキをセットして力を変えることによつて達せられる。

ロールベンディング法については過去に理論的研究がなされているが, すべて实际的でなく, また数式モデルの単純化のために, あまりにも多くの仮定を基に結論付けられている。本論文は仮定をできるだけ少なくしそのために電子計算機を使つて試みられた。その結果クラウン減少効果のあるのは JWW 法と JWB 法であり, これら 2 方法は幅広のミル (3.8m) では差は少ない。またプレートの幅広さが大きいほど効果が大きい。クラウンに対して最も影響する要素は圧延ロールのキャンバーと圧下量であり, 温度変化, あるいは噛込前のプレートのクラウン量は噛込後のクラウンに対してあまり効果がない。JWW 法は常にプレートの寸法に影響することから JWB がクラウン減少の最良の方法であり, JBB 法は寸法調整に用いるべきであろう。

備考 JWW 法: 圧延ロールの上下ショック間にジャッキをセットする方法。JWB 法: 圧延ロールのショックとバックアップロールのショック間にセットする方法。JBB 法: バックアップロールのショック間にセットする方法。(宮本 章)

ロールベンディング法によるクラウンコントロールの静止モデルテスト

(K. N. SHOHET and M. F. BOYCE: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 11, p. 1099~1103)

ロールを曲げることによりロールクラウンを調節する方法は 3 通りあるが, 本試験では, ワークロールとバックアップロール間に力を加える JWB 法, バックアップロール間に力を加える JBB 法による結果を報告する。モデル全体は通常の 4 段広幅圧延機の 1/12 に縮小し, スタンドの上半分のみを製作して試験機とした。

圧延荷重はハウジング両垂直フレーム中を上下するスクリュエーによつて調節し, スクリュエー下部にセットした

ロードセルから電気回路を通して読み取る。ロールは上ロールのみがメタルチョックで支えられ、本試験ではロールを回転させないためメタルは使用していない。

実験は模擬圧延の目的から圧延時の変形抵抗、剛性効果を考慮し、ロールギャップとして何枚かの幅の異なる板を用意してテストビームとした。このテストビームはロール真下に置かれた治具上に圧延方向の両端を支持してセットした。

クラウンの測定はテストビーム下側にはつたストレーンゲージから測定し、ビーム両端と中央値の偏差から求めた。

この実験から次のような結論を得た。

JWB 法の場合、実験から求めたクラウン感受性の理論値に対する差異は2%以内であり、JBB 法では4%以内であった。また JWB, JBB 法とも、板幅を変えた場合理論値との間にはつきりと変動を示したが、圧延荷重の変化に対しては影響されなく、JWB で試みたロールキャンパーについても差異は認められなかった。

JWB, JBB 法のクラウン感受性は JBB 法のほうが低く、特に広幅板の場合に著しい。

これらの結果は、前稿*の理論値とよく一致し、ロールを曲げることによりクラウンの調節を行なう場合の数理分析に十分な信頼を与えるものと確認する。

* Roll Bending Methods of Crown Control in Four-high platemills (K. N. SHOHET and N. A. TOWNSEND: J. Iron Steel Inst. 206 (1968) p. 1088~1098)

(花田裕司)

製鉄業におけるモデルを使つた諸研究について

(R. JESCHOR: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 21, p. 1144~1153)

モデルについては、シミュレーション (die Analogie-modelle) と実際のモデルが考えられ、後者は単に幾何学的な相似を考えるだけだが、それに対して前者は、ある量を他の物理量に変換してモデル化を試みるというものである。たとえば流動現象を電氣的にモデル化する場合にはガス流が電流に、流通抵抗が電気抵抗に、ガス圧が電圧にというぐあいに交換して研究するというものなどいろいろな分野の研究に非常に有用である。しかしそのときにはこの交換について後者以上に十分な根拠が認められるように注意を払わなければならない。

まず序説として個々の例の前に、モデル化についての基礎的な関係をうらづける事項、すなわち無次元項、物理的な相似関係、数学的な相似関係(形式的なモデル化)について簡単な総括をしている。モデル例としては、種々のものが紹介されている。その例をあげてみると、(1)高炉装入物によるガスの圧損失、(2)高炉ボッシュ部での溶融帯について、水やロウを濡つた充填物を使用した研究、(3)プッシャー型加熱炉におけるスラブの温度分布、(4)鋼塊の加熱、冷却、凝固、(5)熔と溶解中のスクラップ間の熱移動、この場合には、ナフタリンに、空気を当てて昇華させ、そのときでできるナフタリンの凹みを調査して、熱移動や物質移動を考える。

製鉄業において、いろいろな問題がモデル化されることによつて、明らかにされる可能性があり、特に数学的

には、解けないか、あるいは複雑すぎるような場合、ことにその効果は大きい。しかし正確な研究を行なうためには、モデル化する際の個々の境界条件などをどのような基準で、有効にとり入れることができるかどうかで、決まってくると考えられる。(稲谷稔宏)

鉄冶金におけるシミュレーション法の利用

II 電子計算機を用いたシミュレーションによる棒鋼仕上げ処理工場の材料の流れの改善

(A. SCHREINER et al.: Stahl u. Eisen, 88(1968)23, p. 1309~1315)

棒鋼の仕上げ処理工場では一般に、機械の配置や鋼材置場の配置に制約されて、材料の流れがわるくなるため、クレーンの過負荷、鋼材待ち時間による機械の能率低下、鋼材置場の鋼材滞留を生じて経済性がわるいのが実情である。材料の流れは複雑なので、単に蓄積されたデータから平均の材料の流れを求めて改善策をたてるという従来の方法では、工場配置を変更したことの効果の解析や経済性の評価をうることはできない。

そこで電子計算機を用いた新しいシミュレーション法を適用してみた。すなわち、貯蔵モデルと輸送モデルの2種のシミュレーションモデルを考えて、種々の量を計算し、その結果を解析して新しい改善案を出し、これに再びこのシミュレーションモデルによる計算を行なつてその効果を評価するという方法をとつた。貯蔵モデルによつて作業日数180日間の材料の流れ、矯正ロール、矯正プレスなどの機械の鋼材処理量、鋼材置場の貯蔵量などの時間変化を計算した。輸送モデルによつて、典型的な輸送系列について、クレーンのか働率、待機時間などを個々の鋼材束の流れを追跡して計算した。

このシミュレーションによつて、現在の工場管理の綿密な解析ができ、それから考え出した改善案について、その効果が評価できた。機械の変化、新しい鋼材置場の配置、クレーンの分配の改良を行なつた改善案をシミュレーションによつて評価したところ、これによつて材料の流れの停滞が非常に緩和されることが予見できた。すなわち、輸送モデルによる計算から、改善案では、クレーンのか働率(クレーンか働時間/作業時間)は従来の86%から89%に改善され、クレーンの過負荷も改善されることが示された。また貯蔵モデルによる計算から、作業中の鋼材置場における鋼材量の変動幅がずつと小さくなることが示された。(大内啓史)

ビレット・ミルにおけるクロップ量低減装置

(H. B. LLOYD: Iron Steel (U.K.), 41 (1968) 10, p. 435~437)

ビレット・ミルへ送られるブルームの長さがわかると圧延されるビレットの全長が予測でき、切断長さに対する切捨量も決まってくる。多くの場合ビレット長さには公差が許されるので、ビレット長さを公差内に納め、しかも切捨量を最小にすることが可能である。

このような原理の装置を Synchronome Co. Ltd 社と British Steel Corporation の East Moors 工場が設計、製作面で協力して製作した。この装置の精度に影響する因子(不必要に長いクロップの発生を避けるために必要な因子)は(1)ブルーム断面積、(2)ブルーム温度、(3)ビレット断面積、(4)切断精度である。装置の原理

は、ピレット・ミル出口のフライングシャーがピレット先端を切り捨てると、装置の目盛盤が動き始める。ブルームの後端がピレット・ミル入口に取り付けられたフラグスイッチを通過すると目盛盤は止まる。針は切断長さに対するピレット後端切捨長さを指している。したがって作業者は切断長さを調節して、切捨量を最小に調整することができる。圧延初めの装置の調整は寸法が既知の試験ブルームにより、十分正確に調整される。

この装置をそのまま利用するためには、フライングシャーがトップクロップと最初の定尺切断をする間にブルーム後端がフラグスイッチを通過しなければならない。しかし圧延設備、使用するブルームの大きさなどが変わ

つても若干の修正を加えれば、この装置を利用できる。

2 $\frac{1}{2}$ 角ピレット圧延時の 1 シフトの作業で 28~30ft の公差内で切断したところ、シャー下のクロップピットの中は全部 6ft 以下であつた。

つまり ブルーム本数	125
ピレット切断数	1903
短尺物の長さ合計	118 ft 6 in
後端切捨長さ合計	54 ft 3 in

後端クロップを含めた短尺の合計長さは 172 ft 9 in で 1 ブルーム当たり 1 ft 4 $\frac{1}{2}$ in である。1 ブルーム当たりのピレット延び長さは 450 ft である。(須田興世)

(特許記事 427 ページからつづく)

細粒極低炭素鋼

特公・昭44—737 (公告・昭44—1—14) 特願: 昭41—4968, 出願: 昭41—1—27, 発明: 岡本豊彦, 近藤豊, 高橋政司, 出願: 住友金属工業(株)

低温強靱鋼

特公・昭44—738 (公告・昭44—1—14) 特願: 昭41—10681, 出願: 昭41—2—22, 発明: 関野昌蔵, 佐藤誠, 藤島敏行, 川原英志, 出願: 八幡製鉄(株)

一方向性けい素鋼板(帯)の製造方法

特公・昭44—743 (公告・昭44—1—14) 特願: 昭40—54346, 出願: 昭40—9—4, 発明: 平野坦, 吉田清, 楠岡宜太郎, 出願: (株)神戸製鋼所

連続製造方法

特公・昭44—523 (公告・昭44—1—11) 特願: 昭37—47834, 出願: 昭37—10—27, 発明出願: 的場源二

連続製造方法

特公・昭44—524 (公告・昭44—1—11) 特願: 昭38—52066, 出願: 昭38—10—2, 優先権: 1962—10—4(ドイツ)M54396, 1963—6—18(ドイツ)M57209, 発明: カール・ゲオルク・スパイト, アドルフ・ブンゲロート, クラウス・フレンケン, 出願: マンネスマン・アクチェンゲゼルシャフト

インゴットを連続して製造する方法および装置

特公・昭44—1961 (公告・昭44—1—28) 特願: 昭41—46881, 出願: 昭41—7—19, 優先権: 1965—7—19(アメリカ)472820, 発明: ケネス・ジェームズ・ブロンダイク, リチャード・チンデル・クレグ, 出願: アルミナム・コンパニー・オブ・アメリカ

連続式圧延機列

特公・昭44—2353 (公告・昭44—1—31) 特願: 昭40—68206, 出願: 昭40—11—8, 優先権: 1964—11—7(ドイツ)D45802, 発明: ルードウィッヒ・ヴェークマン, エリッヒ・レート, 出願: デマーク・アクチェンゲゼルシャフト

連続製造法

特昭・公44—2441 (公告・昭44—2—1) 特願: 昭40—67518, 出願: 昭40—11—5, 発明: 鍵和田暢男, 水野五郎, 中川義隆, 及川正, 出願: (株)日本製鋼所

とりへのストッパーの運動を制御する装置

特公・昭44—2443 (公告・昭44—2—1) 特願: 昭40—23047, 出願: 昭40—4—20, 優先権: 1964—4—21(アメリカ)361391, 発明: アルフレッド・デブリッツ, 出願: ユナイテッド・ステーツ・スチール・コーポレーション

発熱押湯保温材

特公・昭44—2681 (公告・昭44—2—4) 特願: 昭40—72984, 出願: 昭40—11—29, 発明: 藤沢旭, 出願: 川崎製鉄(株)

酸素上吹転炉の廃ガス回収装置

特公・昭44—3685 (公告・昭44—2—15) 特願: 昭41—11411, 出願: 昭41—2—25, 発明: 檀原可人, 吉田勝可高森修, 出願: 富士製鉄(株)

純酸素上吹転炉の廃ガス処理設備

特公・昭44—3686 (公告・昭44—2—15) 特願: 昭41—69264, 出願: 昭41—10—22, 発明: 竹村頼二, 溝淵嘉道, 出願: 富士製鉄(株)

熱処理炉

特公・昭44—3692 (公告・昭44—2—15) 特願: 昭42—55579, 出願: 昭42—8—31, 優先権: 1966—9—8(アメリカ)577941, 発明: カール・エイチ・シーラント, 出願: アルコ・スタンダード・コーポレーション

チャック装置を設けたインナーカバーを有する熱処理炉

特公・昭44—3693 (公告・昭44—2—15) 特願: 昭41—67031, 出願: 昭41—10—12, 発明: 亀井弘海, 近藤英樹 榊原路昭, 出願: 富士製鉄(株)

酸化鉄を含有する金属鉱石の連続還元方法

特公・昭44—3704 (公告・昭44—2—15) 特願: 昭36—42538, 出願: 昭36—11—22, 優先権: 1960—11—12(アメリカ)71050, 発明出願: ハリー・ダブリュー・マックケイド