

抄 録

— 原 料 —

石炭の組織成分とコークス強度の関係

(L. G. BENEDICT et al.: Blast Furn. Steel Pl., 56 (1968) 3, p. 217~224)

AMMOSOV および SHAPIRO らによつて提案された石炭の組織学的データからコークス強度を推定する方法は、Bethlehem Steel で使用している石炭には適用できなかった。

そこで、今まで活性成分として扱っていた反射率の高いピトリノイドを擬ピトリノイドと命名し、その有効不活性量 (P・K) の評価を種々の反射率のピトリノイドについておこなつた。

単味炭について、その総有効不活性量 $[F + 2/3 SF + 0.6 (ash + sulfur) + P \cdot K]$ とコークスの ASTM タンブラー強度 (+1 in) との関係を、反射率の異なるピトリノイドについて求めた。高、中揮発分炭では、総有効不活性量が 30% 付近で最大コークス強度を示し、低揮発分炭では 25~30% 前後で強度が最大になつた。実際のタンブラー強度 (+1 in) とこの予測値との差は、わずか 3% 以内であつた。

配合炭については、低揮発分炭の性状が、そのコークス stability の主要因であるという知見のもとに、低揮発分炭の有効不活性量とタンブラー強度 (+1 in) との関係を低揮発分炭の各ピトリノイドについて、高揮発分炭の有効不活性量 20%, 40% の 2 水準をとつて求めた。実際のタンブラー強度 (+1 in) の予測は、補間法で行なつた。その結果、低揮発分炭 25~30%, 中揮発分炭 20% 以下の配合炭については、きわめてよく予測値と一致した。低揮発分炭 50% 程度の場合のデータは少ないが、予測値は 1~2% 低目になるようである。また、低揮発分炭 20% の配合炭は、それが 25~30% のものより指数にして 4 程度低いことが示された。中揮発分炭が 20% 以上含まれると、その中揮発分炭の組成によるが、1~2% だけ強度があがるようである。低揮発分炭が 20% 以下になると、高揮発分炭の影響も大になり、データ不足のため、その強度を予測するための経験則を確立するには至らなかつた。以上の実験は、石炭 (アパラチア炭田炭)、粒度 (-1/8 in が 75~85%), 嵩密度 (45 lb/ft³ 以上)、水分、灰分 (10% 以下)、乾留速度 (1.4 in/hr 以下) 炉 (18 in 試験炉) という条件で行なつた。なお、エクジノイド、レジノイド、あるいは、灰分の多い石炭については、その評価を改めてする必要がある。

(奥山泰男)

鉄鋼業における原料の予備還元法とその使用について

(J. ASTIER and J. RAGUIN: Blast Furn. Steel Pl. 56 (1968) 4, p. 319~322 G)

1967 年 5 月フランスのエピアンにおいて還元原料の問題について、世界各国の技術者が検討会を行なつたが、本報告書はその討議内容を要約したもので、(1) 予備還元法、(2) 予備還元原料の溶融金属への利用、(3) 還元

溶解、(4) 予備還元原料の溶鋼への利用の 4 項目について述べられている。(1) は予備還元法を炭素(コークス、石炭)を使用して、ペレットおよび整粒した鉄石の還元、石炭-鉄鉄石ペレットの還元、ガス使用による鉄鉄石の還元に分け、おのおのについて研究している会社、研究所、装置などを列挙している。(2) 予備還元原料の利用は、実験溶鉄炉羽口からの鉄粉の装入、高炉での還元ペレット、海綿鉄の使用などをあげており、還元ペレット 10% 使用により、コークス比が約 7% 減じ、出鉄量を 7% 増加することができると報じている。また電気製鉄についてもふれている。

(4) 還元原料の溶鋼への利用は、電気炉の分野において発達し、スウェーデンにおいては、すでに海綿鉄使用により特殊鋼などの生産を行なっている。最近還元ペレットなどの連続装入の研究が、Stelco, IRSID などで行なわれており、IRSID において 6 t 炉で行なつた試験結果では、還元ペレットの連続装入のものと、全スクラップとのものでは、電力量は連続装入では、545~598 kWh/t、全スクラップのものでは、585 kWh/t、生産性は、連続装入では 4.2~4.6 t/hr、全スクラップのものでは 2.5 t/hr と報じており、還元原料の連続装入は、溶解時間の短縮はみられるが、使用電力量は、使用した還元原料の残存酸素、含岩石量により変化があるとして

(西川敏秀)

製鋼工場におけるスクラップの供給制御

(K. BAREIN et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 2, p. 57~61)

以前の製鋼用スクラップの供給制御は到着貨車を再編成するなどして行なつていた。このため最初の貨車と最後の貨車を入れ換えなければならないこともあつた。したがつて操車作業でかなりの浪費があつた。

ここでは前報で報告した方法を使用した結果を報告する。この方法によると、スクラップの応用計画をはやくから立てることができるので、鉄道荷扱所などから直接スクラップを製鋼所へ持込むこともできる。この方法を用いると、貨車の停車時間を短縮し、操車経費を減少し、スクラップの積換えを少なくすることができる。

この制御方式をとることにより、スクラップ混合計画を採用することができるようになつた。一定の品質の鋼を製錬するために必要なスクラップの品質と量を決めることにより、それほど高級なスクラップは必要でなくなり、むしろ低級なスクラップの使用が可能になつた。スクラップの混合計画の採用はスクラップ装入コストを低減させた。

この供給制御方法を採用することは、それほど費用のかさむことではない。人件費は、以前とあまり変わりがないが、いままで必要であつた指揮者を配置から除外することができる。

この方法は非常に有効な方法で、予想された成果を成功裡に得ることができた。

(雀部 実)

—製 鉄—

試験的揺動取鍋でのカルシウムカーバイド使用による鉄鉄と鑄鉄の脱硫

(H. P. SCHULZ et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 5, p. 237~241)

本稿は第2の脱硫法の紹介として脱硫後のS含有量を0.010%以下とするためにカルシウムカーバイドを使用して3t揺動取鍋で製鋼用鉄と鑄物用鑄鉄の炉外脱硫実験をいろいろな条件を変えて行なつたもので以下実験結果を述べる。

揺動時間と鉄中のS含有量との関係から揺動時間が約4minでほとんど脱硫が終了しカルシウムカーバイドの添加量が多いほど脱硫率がよいことが判明した。

また鉄中のS含有量を最小に達しうするために脱硫処理中での取鍋の回転方向を変化させたがほとんど影響が認められなかつた。

脱硫前後のS含有量の関係から溶鉄の最初の温度が1370~1445°Cのとき、脱硫後S含有量 $\leq 0.010\%$ とするためにはカルシウムカーバイドの添加量をそれぞれ10kg/t鉄鉄, 7.5kg/t鉄鉄, 5kg/t鉄鉄, 3kg/t鉄鉄と変化させた場合脱硫前S含有量がおのおの0.130%, 0.070%, 0.035%, 0.027%以下であることがわかつた。

鉄中の最初のS含有量とカルシウムカーバイドの利用度との関係については直線性を示し、鉄中の最初のS含有量が増加すればカルシウムカーバイドの利用度が増さなければならない。

またカルシウムカーバイドの添加量が増加すれば利用度は低下する。

揺動処理による最初の温度損失は12°C/minであるが揺動時間が2min以後の場合には半分の6°C/minとなり、また脱硫中のSi含有量の低下は0.03~0.09%であり、C含有量の低下は0.09~0.11%となりCの場合には低下量と脱硫剤添加量の間の関係が少しであるが認められた。

最後に取鍋のライニングには47.6% Al_2O_3 を含有した粘土質に富んだ耐火物とショモットレンガおよび熱絶縁レンガの3つの異なつた耐火レンガが使用されている。(川崎正洋)

高炉々底の寿命の向上

C. M. АНДОНЬЕВ et al.: Stal, 1 (1968) 1, p. 6~12)

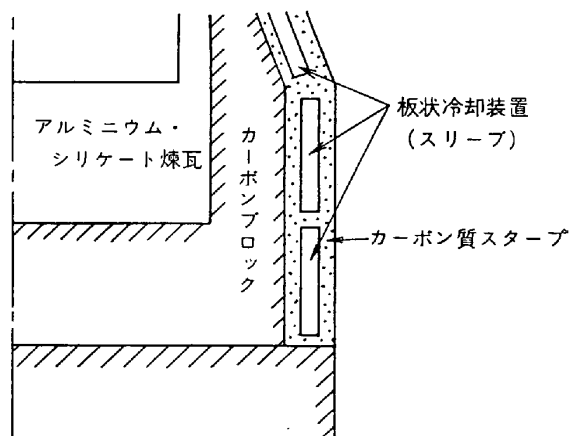
ソ連の標準型高炉の炉底は下部および周辺部分にカーボンブロックを使用し、そしてその中央の部分にはアルミニウムシリケート煉瓦(алюмосиликатный кирпич)が使用されている。さらにこの炉底は下方から空気で冷却され、側面からは水で冷却されている。この種の炉底はかなりの耐久性をもつが、さらにいつその改良の余地があると考え、著者らは、まず硫酸銅の電解液からなる電気モデルを用いて、各種炉底構造についての温度分布の調査を行ない、次に炉底崩壊の原因を究明し、その合理的構造を検討するとともに、炉底冷却方式の研究を行なつた。

モデルでの炉底温度分布の調査は、炉底の侵食が等温線に沿って進行するものとして各種内容積の高炉々底の温度分布を推定したが、その結果は実際の高炉のそれと

よく一致するものであつた。

炉底崩壊の基本的要因は煉瓦およびブロックの浮上であり、これは水平目地への溶鉄の侵入によつて起こる。

この炉底崩壊防止の対策としては、煉瓦積の浮力をしのご煉瓦あるいはブロック相互間の摩擦力を大きくするような重ね継手方式などが考えられたが、これらの方式は完全なものではない。そこでソ連では、1957年からN. K. LEONIDOVらの提案により外周部に板状冷却装置(スリーブ)を有するカーボンブロックの《コップ》状炉底を採用し、さらにカーボンブロックの上にアルミニウムシリケート煉瓦を積むことによつて、溶鉄の水平目地への侵入をさげブロックの浮上を防止している。カーボンブロックを垂直に積み重ね、さらにより効果が得られる。



コップ状炉底

抄録者による説明図

炉底の冷却には水、空気および油が使用されるが、本研究の結果では、炉底下部および周辺ともに空気冷却が推奨できるとしている。なお周囲冷却装置の管円空気速度は30~40m/secとするのがよい。(鈴木吉哉)

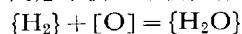
—製 鋼—

製鋼温度での鉄-酸素系の酸素の活量におよぼす添加元素の影響(Cr, Sb, Sn, V, Wによる影響—II)

(H. SCHENK and E. STEINMETZ: Arch. Eisenhüttenw., 38 (1967) 12, p. 871~873)

水素-水蒸気混合気体を用いて鉄-酸素系の酸素の活量を1600°Cで測定した。2~2.5hr平衡状態に保持した後、20minごとに4回のサンプリングを行なつて精度の向上をはかつた。酸素の分析は真空加熱抽出法で行なつた。

反応平衡と平衡定数は次の式で示される。



$$K_1 = P_{\text{H}_2\text{O}}/P_{\text{H}_2} \cdot a_{\text{O}}^{\infty}\%$$

相互作用助係数を用いて表わすと

$$\lg K_1 = \lg P_{\text{H}_2\text{O}}/P_{\text{H}_2} - e_{\text{O}}^{(\text{O})}\%[\text{O}] - e_{\text{O}}^{(\text{X})}\%[\text{X}] - \lg \%[\text{O}]$$

したがつて

$$\lg P_{\text{H}_2\text{O}}/P_{\text{H}_2} - e_{\text{O}}^{(\text{O})}\%[\text{O}] - \lg \%[\text{O}] = e_{\text{O}}^{(\text{X})}\%[\text{X}] + \lg K_1$$

また、SCHENKらによると、活量係数を $O_{\text{O}}^{(\text{X})}\%$ であらわすと、 $e_{\text{O}}^{(\text{X})} = O_{\text{O}}^{(\text{X})}(1 + 2.3\%[\text{O}] \cdot e_{\text{O}}^{(\text{O})})$ である。活量係数と相互作用係数 f_{O} との間には

$$O_{\text{O}}^{(\text{X})} = (d \lg f_{\text{O}}/d \%[\text{X}]) a_{\text{O}}$$

$$= -(d \lg \%[O]/d\%[X])_{a_0}$$

の関係がある。また酸素含有量が少なければ、

$$e_O^{(X)} \approx O_O^{(X)} \text{ である。}$$

以上の関係式を用いて実験結果を整理し、鉄酸素系における Cr, Sb, Sn, V, W を添加した場合の酸素におよぼす影響を求めた。得られた結果は次のとおりである。

相互作用助係数

$$e_O^{(Cr)} = -0.040$$

$$e_O^{(Sb)} = -0.023$$

$$e_O^{(Sn)} = -0.012$$

$$e_O^{(V)} = -0.11$$

$$e_O^{(W)} = 0.009$$

相互作用母係数

$$\epsilon_O^{(Cr)} = -8.5$$

$$\epsilon_O^{(Sb)} = -13$$

$$\epsilon_O^{(Sn)} = -7.0$$

$$\epsilon_O^{(V)} = -23$$

$$\epsilon_O^{(W)} = 4.5$$

(雀部 実)

Samuel Fox and Co. Ltd. における大型電気炉操業の 12 年間

(C. H. BROOKS and H. J. STRONG: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 3, p. 216~226)

本報告は英国 Samuel Fox and Co. Ltd. Stocksbridge 工場において 1955 年、炉径 19 ft, 15 MVA および 1958 年炉径 20 ft, 20 MVA の大型電気炉が稼働を開始して以来今日に至るまでの経緯と、その間に解決した実際操業上の技術的な問題について述べられている。

【電極およびホルダー】 英国最初の 20 in 電極を使用した初期の頃にはトラブルが多く良塊 t 当たり 16.82 lb を要したがテーパニップルの採用、電極接続設備および治具の使用により現在では 13 lb 以下に低下している。電極ホルダーに関しては取換の簡便と銅鋳物の節約を目的として改良を重ね現在は初期のものともまるで異なった形式のものを採用している。

【排煙と集じん】 最初の集じん装置では電極回りからの吸煙も行なつたためにフード材の焼損、天井交換時の問題などトラブルが多かつた。電極廻りには inert gas jet を設置し、フードは操業口、出滓口および電極とは別の天井口の 3 カ所とし出鋼口は耐火物で密閉する方式に改良した。集じんには 3 つのパグフィルターを使用しフィルター材には種々のものを使用したのが現在 NOM-EX と称する合成せん維が最も好成績を挙げている。

【耐火物】 炉壁は初期のメタルケースからいく多の変遷を経て、スラグラインとホットスポット部にクロム・マグネサイト・コルハート電鍍煉瓦を使用しているがそのために若干のコストアップを招いている。しかし電極相変換によりレンガ消費量をおよそ 5 lb/t 節約することができた。炉床は細粒ドロマイトに 25% マグネサイト混合物でスタンプする。天井レンガは 12 in 厚の 80% アルミナレンガで 1.4 in/ft の勾配とし、電極穴および吸煙口はハイアルミナのスタンプで構築する。平均 100 回以上の寿命となつている。

【炉操業】 電気炉の生産性は最初 19 ft 炉で 1 回当たり 67.2 t 20 ft 炉で 77.6 t であつたが、装入バスケットの改良、酸素使用量の増加、その他の改善により 1967 年の実績では 19 ft 炉 78.84 t, 20 ft 炉 91.68 t と増加し、tap to tap の所要時間 5hr 27 min, t 当たり電力消費量 534 kWh (19 ft 炉), 525 kWh (20 ft 炉) の実績をあげている。そのほか本文には真空脱ガス装置の操業経緯、炉外板のクラック、油圧機構系統に関するメンテ

ナンスの記述があり、また将来の拡張計画についてもふれている。(桐林武彦)

Fe-C-Cr 合金鋼の酸化精錬に関する基礎的考察

(M. SCHMIDT et al.: Stahl u. Eisen., 88 (1968) 4, p. 160~168)

Edelstahlwerk Witten A. G. は既報のとおり上吹転炉による特殊鋼製造法を確立した。そこで 30 t LD 炉と 10 t および 20 t 電気炉で得られたデータについて Cr-C-O 系の平衡から説明を試みた。 $[C] + [O] = \{CO\}$ …… (1) $Cr_3O_4(固) = 3[Cr] + 4[O]$ …… (2) $Cr_3O_4 + 4[C] = 3[Cr] + 4\{CO\}$ …… (3) の各式についてのおの $K_1 = P_{CO}/a_C \cdot a_O = P_{CO}/\%[C] \cdot f_C^C \cdot f_O^O \cdot f_{Cr}^{Cr} \cdot f_{N}^{N1}$ 、 $\%[O] \cdot f_O^O \cdot f_C^C \cdot f_{Cr}^{Cr} \cdot f_{N}^{N1}$, $K_2 = a_{Cr}^{Cr} \cdot a_O^4/a_{Cr_3O_4}(固) = \%[Cr]^3 \cdot f_{Cr}^{Cr3} \cdot f_{N}^{N13} \cdot f_{Cr}^{Cr3} \cdot f_{O}^{O3} \cdot \%[O]^4 \cdot f_O^O4 \cdot f_{Cr}^{Cr4} \cdot f_{N}^{N14} \cdot f_C^C4/a_{Cr_3O_4}(固)$, $K_3 = K_1^4 \cdot K_2$, が成立する。転炉では $P_{CO} = 1 \text{ atm}$, また Cr は一度 Cr_3O_4 に酸化後スラグに吸収されるとすれば $a_{Cr_3O_4} = 1$ である。よつて $K_3 = a_{Cr}^{Cr}/a_C^4$ である。ここで $\log K_1 = 1168/T + 2.07$ (F. LEITNER ら), K_2 は $\Delta G_2 = 244800 - 109.6T$ (J. CHIPMAN) から計算した。よつて $\log K_3^{1/4} = -12200/T + 8.05$ 。次いで Cr-C-O 系の平衡値を計算するため、 $\log f_C^C = (358/T) \% (C)$, $e_O^O = -0.31$, $e_{Cr}^{Cr} = -0.018$, $e_{N}^{N1} = 0.01$, $f_O^O = 1$, $e_{Cr}^{Cr} = -0.55$, $e_O^O = -0.027$, $e_{N}^{N1} = 0.0055$, $e_{Cr}^{Cr} = 0$, $e_{N}^{N1} = 0$, $e_O^O = 0$, $e_{Cr}^{Cr} = -0.08$ (e_{Cr}^{Cr} より計算) として Cr-C-O 系の平衡値を計算した。また真空脱ガスの効果を明らかにするため $P_{CO} = 1, 0.5, 0.1 \text{ atm}$ における平衡関係も計算した。Cr 量については 12%, 15%, 18%, 温度については 1700, 1800, 1900°C をえらんだ。上吹転炉と電気炉における C-O 平衡は計算値とよく一致した。C-Cr 関係は電気炉については計算値と一致したが、上吹転炉については C が平衡値よりも高くなつている。この理由は転炉で溶製してから、真空処理を行なうことになつているので、C を高めに吹止めする吹錬、すなわちスラグが酸化クロムで飽和しない精錬をしているからである。実際にスラグは CaO-MgO で飽和している。転炉で吹錬後真空処理を行なうと C-O 関係は $p_{CO} = 0.1 \text{ atm}$ の平衡値まで C, O を低下できる。1 例として 0.14% C, 0.066% O は 0.06% C, 0.016% O まで実際に精錬することができた。酸化剤を添加することによつて $C \leq 0.02\%$ 以下に脱ガスすることもできた。しかしこの場合には酸素は約 0.1 % になるので最後に Si, Al による強制脱酸が必要である。(川和高穂)

リムド鋼塊中における非金属介在物の生成機構の解析

(B. Ø. GUBARI et al.: Izvestia Vysshi, (1968) 1, p. 32~38)

リムド鋼の介在物の大部分は凝固過程での固液界面領域における Mn, Si の酸化反応の結果である。この過程を解析するに次の諸条件、法則を用いた。

① 元素の溶離速度は溶離した元素の bulk 液中への拡散速度よりかなり早いので後者を無視し溶離元素は固液 2 相領域にのみ濃縮される。鋼塊軸方向の凝固における溶離は $dc = (1-\omega)cdV/V_c$ …… (1)。c = 液相中の溶離元素の濃度, ω = 有効分配係数, V = 凝固部分の容積, $V_c = 2$ 相領域中の液相の容積。

② 凝固速度は潜熱放散速度により規制され、凝固相の厚さは $x = K_3 \sqrt{\tau}$ により表わされるとする：2相領域の厚さ δ は、 $\delta = 2\lambda(t_l - t_c)x / \lambda \rho_S K_3^2 = 2kx \dots \dots (2)$
 λ = 熱伝導係数 ($6 \cdot 6 \text{ cal/cm} \cdot \text{min} \cdot ^\circ\text{C}$)、 λ = 潜熱 ($64 \cdot 38 \text{ cal/g}$)、 $t_l - t_c$ = 2相領域の液相側と凝固相側との間の温度差、 ρ_{TB} = 凝固相の密度 ($7 \cdot 5 \text{ g/cm}^3$)、 K_3 = 凝固係数 ($2 \cdot 3 \text{ cm/min}^{1/2}$)。

③ 2相領域の $1/2$ は液相で占められる： $V = xS$ 、 $V_c = 1/2 \delta S = kxS \dots \dots (3)$ 。

④ 凝固した鋼塊の横断面における成分分析によると元素の分布 C_S は $C_S/C_{OS} = a + bx \dots \dots (4)$ 。 C_{OS} はリミシング停止時 ($x = x_0$) の固相中の濃度。(1)(4) から $\omega = (1-k)(a+bx)/\{(1-k)a+bx_0\} \dots \dots (5)$ 。

⑤ 液相中では $[\text{Mn}]$ 、 $[\text{Si}]$ は $[\text{O}]$ と平衡関係にある：液相中の非金属介在物の濃度 $W(\%)$ は

$$dW = \mu \cdot [\text{O}]_e [1 - (1-k)(a+bx)] dx / \{(1-k)a+bx_0\} \cdot kx \dots \dots (6)$$

$[\text{O}]_e$ は Si 、 Mn との平衡酸素量。 μ = シリケート介在物の stoichiometric coefficient (202/64)。 他方 $[\text{O}] = m(P_{at} + \rho h \times 10^{-3})/[C]_0 \dots \dots (7)$ を用いると (6) の積分は

$$W = \mu [\text{O}]_e \ln \{ [a(1-x) + bx] (P_{at} + \rho h \times 10^{-3}) m / \{ a(1-k) + bx_0 \} \cdot [C]_0 [\text{O}]_e \} \dots \dots (8)$$

$m = [C][\text{O}]/([\%C] < 0 \cdot 1 \text{ では } m = 0 \cdot 0019)$ 、 ρ = 溶鋼密度 ($7 \cdot 0 \text{ g/cm}^3$)、 $[C]_0$ = キャッピングの瞬間の炭素濃度、 P_{at} = 気圧。

$[\text{O}]_e$ は meta-スラグ間の酸素の分配係数、スラグ中の酸化鉄の活量についての data から決定。 a 、 b は ingot の横断面の硫黄の分布の相関関係より決定 ($a = 1 \cdot 0$ 、 $b = 0 \cdot 0741/\text{cm}$)。 介在物は ($\text{Mn}_2\text{SiO}_4\text{-Fe}_2\text{SiO}_4$) で $50 \sim 55\% \text{ MnO}$ 、 $18 \sim 25\% \text{ FeO}$ 、 $20 \sim 27\% \text{ SiO}_2$ 、 $4 \sim 8\% \text{ Al}_2\text{O}_3$ 。 リミシング $15 \sim 20 \text{ min}$ 後に重いキャップをした ingot では top から bottom へ介在物濃度は増大する傾向が見られるが (8) は實際をよく説明する。 また ingot の高さや径の増大は介在物を増大させる。

(小林三郎)

—純鉄—

純鉄の鑄造組織におよぼす非金属合金元素量の影響

(W. A. FISCHER and K. A. SORARUF: Arch. Eisenhüttenw., 38 (1967) 12, p. 929~937)

本研究においては、非金属合金元素すなわち、炭素、酸素、窒素、のそれぞれの存在量と結晶粒度の関係を研究した。

用いた試料は、空気中で精錬した スエーデン鋼を 25 kg 真空誘導加熱炉で溶解精製し、減圧または加圧アルゴン雰囲気中で鑄造したもので、鑄造温度は $1550 \sim 1700^\circ\text{C}$ である。 鑄塊の大きさは $18 \sim 22 \text{ kg}$ である。

この研究で鑄造するときの鉄の結晶粒の成長は、炭素および酸素含有量が増加すると影響をうけるとともに、窒素が増加しても影響をうけることがわかった。 炭素含有量 $0 \cdot 001 \sim 0 \cdot 025\%$ 、酸素含有量 $0 \cdot 001 \sim 0 \cdot 163\%$ 、窒素含有量 $0 \cdot 001 \sim 0 \cdot 027\%$ の範囲で研究を行なっているが、柱状晶と粒状晶の限界組成からそれぞれ $1/1000\%$ はずれると、鑄造組織は著しく変化することがわかった。 20 kg 鑄塊の場合の限界組成は、(1) $0 \cdot 006\% \text{ C}$ の場合には $\leq 0 \cdot 002\% \text{ N}$ および $< 0 \cdot 006\% \text{ O}$ 、(2) 炭素含

有量が $\leq 0 \cdot 005\%$ の場合には、 $0 \cdot 006\% \text{ N}$ のときには $0 \cdot 006\% \text{ O}$ 、 $0 \cdot 012\% \text{ N}$ のときには $\geq 0 \cdot 030\% \text{ O}$ 、 $0 \cdot 020\% \text{ N}$ のときには $< 0 \cdot 030\% \text{ O}$ である。

炭素の結晶粒微細化作用は窒素が存在することによりさらに強くなる。 とくに、酸素を含む鉄の場合には、窒素の結晶微細化作用はさらに大きくなる。

さらに、本研究では冷し金を用いて鑄物の冷却速度を調節することにより、冷却速度と鑄造組織の関係をしらべている。 溶解条件および鑄造条件により、鑄造組織はあきらかに異なることが認められた。 (雀部 実)

—鑄造—

鉄溶解用電気炉—1

(J. P. McMAHON: Iron Steel (U.K.), 41(1968) 1, p. 2~5)

イギリスの鉄鑄物工場における溶解炉は現在なおキュボラが主力ではあるが、特に設備の更新や近代化に際しては、多くのものが電気炉に置き換えられつつある。 この記述の第1部として、この号では炉の型式について述べている。 1957年には 14 基の電気炉で全体の 1% 以下の生産量にすぎなかつたのが、今や 150 基で約 8% に達している。

今日鉄鑄物工場に設置されている電気炉はほとんどが誘導型で無鉄心型と鉄心型の2つの形式に分けられる。 無鉄心型では $50 \sim 10000$ サイクルの周波数が用いられ、炉の設計上の差はこの周波数によつて異なる。 それらは次の三つのグループに分けられる。

(a) 中間周波炉…… $1000 \sim 10000$ サイクルで出力は最大 1200 kW に達する。 設備および操業コストが比較的高いが小形のスクラップを効率よく溶かせ、攪拌が少ないので酸化しやすい合金をほとんど損失なく添加する。 使用周波数は炉の大きいサイズの増加につれて小さくする。

(b) 普通周波炉……通常の電源周波数を無鉄心誘導炉のコイルに供給するもので、1950年にドイツで実用化されたものである。 実用上大いに下限はあるが上限はなく、アメリカでは容量 40 t 、電力 $6,000 \text{ kW}$ で、 12 t/hr の能力を有するものが作られた。 この形式は中間周波炉よりも、特に大型のものでコストが低い。 おもな欠点の1つは装入物の $50 \sim 60\%$ が溶解するまでは溶解速度が小さいことで、そのため実用的には出場に当たつて $2/3$ を残して $1/3$ ずつを冷たい装入物で置き換えるようにする。

(c) 三倍周波炉……電源から特別に設計した変圧器を通して三倍高調波を取り出して用いるもので、普通周波炉よりも電力の重量比が良好であるため、高い溶解速度を得るためにもそれほど大きな炉とする必要もなく、低温からの操業開始もいくらか容易である。 欠点は設備および操業コストが普通周波炉よりやや高い点である。

(鈴木正敏)

—加工—

圧延機性能のコンピュータ解析

(M. M. FISCHER: Blast Furn. Steel Pl., 56(1968)2, p. 123~128)

鋼材品質への要求が高まるにつれ現場作業、管理者にとって、圧延板の板厚成績を早く正確に知つて管理することが必要になつてきた。Jones & Langhlin Steel 社の研究部はデータ処理装置「生産解析器」を開発し、熱間および冷間圧延機に応用して解析を行なつた。生産解析器は圧延中に、ラインから板厚データを得て、コイル全長、合格板の長さ、スラブ番号、日付、圧延順などを記録したテープを打ち出す。これはライン外の解析器に送られパンチカードに変わりデータ処理されて種々の管理情報が得られる。また不合格板圧延時を知らせる警報ライト、合格板の長さの表示などにより、現場作業者に圧延機調整の情報を与える。

熱間圧延機への応用—圧延機調整の問題を解析するため板厚データをライン外で解析し、日付、圧延順、規格厚み、幅、鋼種などにより3種の型の分類を行ない、板厚成績(合格率)を圧延順、規定板厚などの函数として求めた。板厚成績対規定板厚のグラフより、両者は無関係であつた。板厚成績対規定板厚のグラフより、2.54 mm厚のとき成績が最良であつた。また、圧延機調整後当初に圧延された板の成績は、圧延頻度(コイル数/週)が増すとよくなることがわかつた。

冷間圧延機への応用—1956 mm幅のタンデムミルに応用し、板厚変動許容域がきわめて狭い場合での応用性を確かめ、最近設置されたAGC(自動板厚調節)装置の効果を評価した。圧延機の板厚調整法として手動、粗調整AGC、微調整AGCの3種を行ない生産解析器によりデータ処理し、板厚成績を検討した。手動ではオンゲージ(合格)52%に比し、微調整AGCでは84%であつた。かつAGC装置を用いた場合は、オンゲージ内でも変動が少なく、目標板厚からのずれがきわめて小さい。

(大内啓史)

熱間圧延における摩擦に対する因子、およびそれらの荷重、トルク、幅広がりにおよぼす影響

(A.K.E.H.A. EL-KALAY and L.G.M. SPARLING: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 2, p. 152~163)

圧延工程の自動制御が盛んになり、製品に対しより厳しい要求がなされるにつれて、摩擦に対する因子の影響を把握することが望まれる。なぜなら、摩擦の変動は、圧延荷重、トルク、幅広がりの変化となつて表われ、ひいては製品の寸法精度、形状、品質に影響をおよぼす。ところが熱間圧延では、スケールが存在するため摩擦係数を直接測定することは困難である。そこで、ここでは摩擦に影響を与える因子としてスケールの量とロール表面のあらさを取り上げ、これらが荷重、トルク、幅広がりを与える影響について調べる。

実験には 10 in ϕ $\times$ 10 in の冷間用圧延機を用い熱間用に改造して用い、圧延荷重、トルクを測定した。

材料には 0.09% C 鋼と 0.21% C, 0.42% Mn, 0.14% Ni, 0.12% Cr, 0.14% Cu 鋼の2鋼種を用いた。

圧延条件としては、標準条件の範囲でおもな因子(温度、圧下率、スケール量、ロールあらさ)の量を2~3水準とり、統計的な実験計画のもとに行なつた。なおスケール量は電気炉内の雰囲気を変えて調整し、圧延後に脱スケールを行ない、もとのスラグの重量と比較することにより計量した。

その結果、スケール量が多くなると荷重、トルクは減少する。この傾向はロールの表面があらいうほうが、また圧下率が大きいほうが著しい。そして一般にはあらいうロールのほうが滑らかなロールより荷重、トルクは大きい。高い温度ではスケール量が多くなると滑らかなロールのほうが逆に大きくなる。幅広がりについては、スケール量による影響はそれほど受けず、滑らかなロールのほうがあらいうロールより大きくなる。以上の結果を定量的にまとめると、ロールあらさとスケール量を普通の圧延条件の範囲で変化させたとき、圧延荷重は44%、トルクは58%、幅広がりには2%の変動をする。

(田頭 扶)

2本ロール矯正機の荷重の研究

(O. PAWELSKI and R. Fangmeier: Stahl u. Eisen, 87 (1967) 26, p. 1577~1585)

双曲線形の上ロールと円筒形の下ロール(両方とも中心部の直径 500 mm, 長さ 600 mm)を持つ2本ロール矯正機において 26 mm, 50 mm, 81 mm 直径の中炭素鋼(引張り強さ 40~50 kg/mm²)の矯正を行ない、矯正力とトルクにおよぼすロールセット角(材料軸に対し円筒ロール軸が 10°~20°, 双曲線ロール軸が 13°~18° 30'), 材料の直径、圧下量、前加工の影響を調べ、最大矯正力とトルクの測定値を理論値と比較して、2本ロール矯正機の設計について検討した。

その結果径方向の圧縮を伴う曲げのあるときと曲げのないときでは負荷状態において明りような相違を示し、荷重が大きくなると径方向の圧縮により矯正力は曲げのない3本ロール矯正機に比べ10倍にもなる。双曲線ロールのセット角が小さいほど大きな圧下量が必要で、曲げのない範囲では圧下量の増加に対し矯正力の増加は緩やかであるが、曲げのある範囲では矯正力は急激に増加する。一方円筒ロールのセット角を小さくすると材料とロールの接触長さは大きくなり、同時に矯正力、トルクは増加する。引張りによる前加工で矯正力、トルクとも約10%増加し、また直径の変動の影響は26 mmの材料で、0.04 mmの径の減少に対し矯正力で10%、トルクで4~12% くらいの減少である。

最大矯正力と双曲線ロールでのトルクの理論値と測定値を比較すると、曲げのない場合理論値は26 mm: 1 t, 0.07tm(t-m), 50 mm: 9 t, 0.20tm, 81 mm: 46 t, 0.22tm に対し、測定値は 26 mm: 1.5 t, 0.07tm, 50 mm: 10.6 t, 0.20tm, 81 mm: 45.1 t, 0.17tm であり、曲げのある場合理論値は 26 mm: 49t, 1.29tm, 50 mm: 89t, 1.71tm, 81 mm: 136 t, 2.43tm に対し、測定値は 26 mm: 51t, 1.34tm, 50 mm: 82t, 1.63tm, 81 mm: 83 t, 0.94tm となり矯正力については81 mmを除いて理論値とよく一致し、トルクは50 mm径以上の材料の矯正を考慮すると、さらに大きくする必要がある。

(小池一幸)

一性 質一

構造工学設計と冶金学との相互関係

(F. H. NEEDHAM and W. E. DUCKWORTH: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 1, p. 22~29)

構造用材料の歴史的発展を回顧し、強力構造用鋼の将来の応用に対する結論を引き出した。

天然の材木に始まり、人造の練瓦、さらに鑄鉄と進んで構造材料が圧延鋼材、強化コンクリートに代わって行なつた間の教訓と将来への指針としては

(i) 新しい材料が用いられ始めるときは常に、大きな重量を有し、やがて技術の発達によつて、見た目の美しさと経済性とのための軽量化が進められる。

(ii) 構造上の経済性は、異なつた材料の組み合わせあるいは異なつた強さの同一材料の組み合わせから引き出される。

(iii) 材料が新しい進歩を遂げるごとに、新しい種類の構造法が発展する。

このような過去の歴史と現在の可能性とから、構造技術者が冶金技術者に対して求めることは、

(i) 広い範囲にわたり、その降伏応力が既知で保証できる鋼。

(ii) しかもそれらが軟鋼同様かそれ以上の延性を有すること。

(iii) それらのすべてが溶接可能で、なるべく予熱の必要がなく、後加熱はしないで済むこと。

(iv) すべての鋼の弾性率はなるべく一定であること。

(v) 切欠き強さと遷移温度とが既知で少なくとも軟鋼に匹敵することなどである。

これらの目的に沿うための鋼の強化法として現在最も用いられているのは、細粒化、分散硬化、変態硬化、および固溶体硬化であり、これらのそれぞれについてくわしく述べているが、その中で圧延技術の改良と、Nb や V の少量の添加などは全般的に見られるおもしろい手段の1つである。(鈴木正敏)

NbC の析出に起因する鑄鋼の脆性

(N. E. HANNERZ et al.: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 1, p. 68~73)

Nb は結晶粒微細化にすぐれた性質を示し、それによつて高い強度と低い遷移温度とを併わせ持たせることができるので、熱間圧延低炭素鋼への微量合金元素としてその利用が増大しつつある。大型鍛造品や大型鋼鑄物に対しても同様な優秀性を与えようとの試みが行なわれたが、鍛造品の場合は熱間脆性を示し、鑄造品は延性を失ってしまう。この研究は鑄鋼の場合に延性が減少する機構を求めるため、破断面の破面解析、電子線およびX線解析、および溶体化処理の実験を行なつたものである。

鑄鋼に少量のNbを添加すると、Nb炭化物は2通りの析出を起こす。

(i) 凝固の間に、初晶デンドライトの間にフェライトと炭化物との共晶が生じ、この共晶はインゴットの凝固速度が大な場合と同様か、あるいはさらに多量に生じてくると考えられる。

(ii) 冷却の間に、オーステナイトからNbCの板状晶が析出する。その厚さは約2000Åで、これの析出は大型の鑄物できわめて小さい冷却速度(3°C/hr)の場合にのみ起こり、インゴットでは同一成分でも起こらない。板状晶は約1400°Cの温度範囲で焼なまししてはじめて溶解させることができる。

兩種の析出とも、主にデンドライトの間の部分に起こり、介在物MnSを伴っている。粒間脆性をひき起こす

のは主にこのうちの板状晶によるものと考えられる。この板状晶は破断の際に割れるのではなく、生成温度からの冷却の間に割れるもので、実際に割れるのはオーステナイト→フェライト変態の間にマトリックスの密度がはげしい変化をする際であろうと考えられる。(鈴木正敏)

鋼マレージング鋼

(E. A. WILSON: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 2, p. 164~168)

Fe-Ni合金の代わりにFe-Cu合金をベースにしたマレージング鋼の可能性の有無を調査した。焼入れ性を増加させるために1部の試料にNiとCrを加えた。鋼にCuを加えると熱間加工の過程で問題が生じるが、NiをCuの半量加えると問題がなくなる。試料はCu: 1.90~6.12%, Ni: 0~2.78%, Cr: 0~8.56%, C: 0.005~0.020%の成分で、真空溶解および造塊で50lbの鋼塊にし、850°C~950°Cで3in×1inのバーに加工した。このとき6%Cuを含むものを除いて他の試料については熱間加工性は問題なかった。このバーを熱間圧延で0.100inの薄板にし、さらに冷間で0.04inまで圧延した。

試料は1000°~1050°Cに加熱し、焼入れまた空冷し、その後485°Cで時効処理した。時効処理時間と硬度の関係、顕微鏡組織、機械試験および衝撃試験の結果を報告している。熱処理したFe-Cu, Fe-Ni合金には粗大フェライトと粗大マルテンサイトが生成する。粗大フェライトはCu含有量が2%以下の合金を空冷すると生成し、粗大マルテンサイトはFe-8.5%Cr合金にCuおよびNiを加えることにより冷却速度の広い範囲で生成する。Niを加えるとCu合金およびCu-Cr合金の両方でCu濃化のε相が表われる。この理由は明らかでないが、NiによつてフェライトのCu溶解度が減少し、過飽和の状態になりやすいためと考えられる。硬度と引張り強さの関係は一般の鋼に比較して引張り強さのほうが高くなる。これは加工硬化の割合が低いことと降伏比が高いことによるものと考えられる。時効によつて引張り強さは増加するが、衝撃値は非常に低下する。この原因は粒界にCuの偏析が生じるためと考えられる。これを防止するにはオーステナイト粒度の調整が必要であり、低温圧延するとよい。特にNbを添加すると有効である。またMoの添加もよいであろう。(狭間 保)

微細二重組織を有するステンレス鋼の性質

(R. C. GIBSON et al.: Trans. Amer. Soc. Metals, 61 (1968) 1, p. 85~93)

オーステナイト(γ)とフェライト(α)の微細な2相組織を有する数多くのステンレス鋼は、1600~1800°Fで超塑性を有する。この微細二重組織のステンレス鋼がまた優れた機械的、化学的性質を有し、かつ組織と性質の間に直接的な関連があることを明らかにした。おもな結果は次のとおりである。

(1) 超塑性について。1700°Fの試験温度に加熱して、微細二重組織となるステンレス鋼は、加熱前に冷間加工することによつてより微細な二重組織になり、超塑性伸びを増加した。

(2) 室温強度と靱性。微細二重組織を作るための再加熱温度と、その温度における熱間加工率を変えて、析

出した γ の平均自由行程を変えた結果、微細化とともに耐力と靱性の両者とも増加した。得られた性質を 430 や 304 型ステンレス鋼と比較すると、特に強度に優れていた。また加工硬化率が大きかった。 γ の形態や容積率も機械的性質に大きな影響がある。Ni と Cr 量をともに変えて調べた結果、 γ の α' への変態の安定性も重要であり、23Cr, 5.2Ni 以上含む試料の靱性が著しくよかつた。結果を総合して、26Cr, 6.5Ni が最適の成分である。この成分の試料で、疲れや腐食試験を行なった。

(3) 疲れ強さ。実験鋼の疲れ限度および耐久比は α または γ の代表的ステンレス鋼より優れていた。

(4) 耐食性。溶接部を含む試料を海浜で曝露した結果、代表的ステンレス鋼に遜色なかつた。応力腐食試験結果も良好であつた。

(5) 熱間加工性。C 含有量が多くなると圧延荷重や edge cracking が増加した。 γ - α 境界にセル型析出物 Cr_{23}C_6 が生じ、それに沿ってクラックが進行した。4 (C-0.03%) 以上の Ti の添加により、熱間加工性を改善した。この良好な加工性は、少なくとも $12''$ 角までインゴットが大きくなつても変化がなかつた。

(6) 溶接性。良好であり α 単相となる熱影響部が生ずるが、後加熱で 2 相にすることができる。

(金尾正雄)

フェライト-球状化セメンタイト組織からのオーステナイト生成の動力学

(R. R. JUDD and H. W. PAXTON: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968) 2, p. 206~215)

フェライト-セメンタイト組織からのオーステナイト核生成・成長に関する研究は従来、定量的データが少なく速度論的考察が不十分である。本研究では核生成・成長速度を支配する機構および少量の Mn 添加の速度におよぼす影響を調べた。方法として、炭素のオーステナイト中における拡散が律速であるモデルを考え、境界条件は Fe-C 状態図より定めて、計算によりオーステナイト量-溶体化処理時間の曲線を求め、実験値と比較した。試料は純鉄および 0.5%Mn 含有の低炭素鋼を用い、浸炭後球状化焼鈍し溶体化処理を 4 種の温度で行なった。純鉄について粗粒の試料もつくり粒度の影響を調べた。オーステナイト量は溶体化処理温度より水焼入れし焼戻しマルテンサイト量を顕微鏡測定して求め、核生成速度はオーステナイト生成初期状態にあるセメンタイトの数を測定して求めた。

計算値と実測値は純鉄では粗粒・細粒ともによく一致したが、Mn 含有の試料は溶体化処理温度が高い場合は一致し、低い場合は実測した速度は計算値より遅かつた。セメンタイト中の Mn 固溶量は、この温度でフェライトの約 10 倍なので、この偏析のためオーステナイトとセメンタイトの平衡組成が Fe-C 2 元系の場合より低くなり、境界条件が変化したためと考えられる。溶体化処理温度が高いとオーステナイトの組成域が広がるのでモデル式の境界条件の変化は無視できるようになり実測値と一致することが説明できる。核生成速度は粒度が同じ場合 Mn 含有の試料のほうが純鉄試料より小さい。粒度の影響は Mn のそれよりも著しく、粗粒試料のほうが速度は小さい。潜伏期はこれと全く逆の関係である。粗粒の純鉄試料で一部平板状オーステナイトが生成し

た。これは炭素過飽和のフェライトより、 $\{110\}_\alpha$ なる晶癖面をもつて析出するものである。(大内啓史)

鋼のクリープ強さと延性

(F. B. PICKERING: Iron Steel (U.K.), 41 (1968) 3, p. 91~94)

過去、クリープ強度および延性について多くの観点から研究されてきたが、本論文では、鋼のマイクロ組織がクリープにおよぼす影響について述べ、特にフェライト組織でのパーライトの割合、および粒の大きさ、固溶態、置換および侵入元素などの影響について述べている。

【パーライトの割合】フェライト・パーライト組織を有する耐クリープ鋼は 0.10~0.15% C がほとんどであり、パーライト量による影響についてのデータはあまりない。しかしパーライト量が増すとクリープ強さが増大するという報告および実験がある。これはフェライト量が増すと、多くの応力硬化がフェライト中で起こり強度を増すためである。

【粒の大きさによる影響】非金属についてはよく研究されているが、鋼においては矛盾が多い。粒が粗大化するとクリープ強度が増すことは純鉄および侵入固溶した 1/2%Si において明らかにされている。しかし、実用の鋼については明白でない。事実クリープ強さは、フェライト粒の大きさよりも、マトリックスおよび粒界での析出効果によって影響されることから、粒の大きさは実用鋼では純鉄ほど重要ではない。

【固溶態の影響】固溶態の強度は合金元素によつて影響を受け、Co, Ni, Si, Mn, Cr, Mo の順で増す。また固溶態は必ずしも置換固溶態によつてのみ強度を増すものではなく、転位の偏析、析出効果などを考えると侵入型元素によつても影響する。1/2%Mo 鋼で P の影響を調べると、P は初期クリープ応力を減少させるが、二次クリープにはほとんど影響はなかつた。

【置換および侵入固溶態】高温引張試験と 450°C でのクリープとの両面からの結果では、N, Mn とともにクリープ強度に影響する。特にこれらの相互作用が最も強く影響する。N は AlN として結合した量が多くなれば残留クリープを増す。(宮本章)

鋼のクリープ強さと延性 II

(F. B. PICKERING: Iron Steel (U.K.), 41 (1968) 4, p. 148~152)

本論文は第 I 報に続いて、クリープ特性におよぼす初期組織、析出効果および延性の影響を取り扱ったものであり、おもな内容は次のとおりである。

【初期組織の効果】クリープは、熱的に活性化されたプロセスであるため、析出、再結晶、二次相粒子の球状化などの組織変化が起こり、化学組成が同一なら初期組織が違つても、最終的にある平衡相に達しクリープ強さも等しくなる。しかし、平衡相においてクリープ強さが同一になつても、クリープ伸びは初期組織によつて非常に異なるものがある。これは破壊プロセスによるものと考えられ、種々な型のクラック発生速度におよぼす組織変化の効果を今後研究する必要がある。

【析出効果】析出物は一般に転位運動の障害として金属の強化作用があるが、その効果は析出粒子の大きさ、粒子間距離、マトリックスに対する体積割合、剪断係

数、配列状態によって異なる。クリープ強さに対しては析出物のマトリックスとの比容積、膨張係数の相違も関係する。また、析出が生ずるとマトリックスの固溶硬化が減少するため、析出硬化合金ではマトリックスの性質も重要である。本論文では、8%Cr, 3%Mo, 1½%Ti フェライト鋼に種々な熱処理を加えて、析出相が硬さ、クリープ歪におよぼす影響を例証している。

〔延性〕 ポリゴン化したフェライト組織の低合金鋼の多くは、クリープ伸びが小さい。特に 1/2%Mo 鋼、1%Cr-Mo 鋼で著しく、伸びは時間とともに減少・増加してある時間で最小になる。この効果は先に述べた破壊プロセスによるものと考えられ、粒界クラックが粒界析出物で核生したボイドと関係していることから、伸びの低下は粒界条件にあるようである。なお、1/2% Mo-B 鋼は、1/2% Mo 鋼の伸び挙動を示さないが、これは B が伸び喪失を遅らせるためと考えられる。(高梨安弘)

一 物 理 冶 金

溶体 Fe-Mn-C の炭素によるマンガン酸化物の還元 の動力学

(L. N. BARMIN et al.: Izvestiya Akademii Nauk USSR, (1968) 2, p. 71~77)

MnO, MnO-FeO の Fe-Mn-C 溶液による還元速度の研究。MnO は MnCO_3 および MnO_2 の還元により得た。FeO は鉄ルツボ中で Fe_2O_3 を溶解して得た。MnO 粉末および MnO-FeO 混合粉末を圧縮焼成して円板を得た。これを Fe-Mn-C 溶体と接し回転させ円板の重量減少により酸化物の還元速度を決定した。

実験温度は 1723~1873°K. (i) MnO 円板の還元：1) 酸化物円板の回転速度は還元速度にほとんど影響しない。よって還元速度は酸化物表面への炭素の拡散によって律速されない。2) MnCO_3 から得た MnO の還元速度は MnO_2 から得た MnO のそれより小さい。この差は得られた MnO ミクロ結晶のエネルギー的・表面状態が異なるためである。還元反応は活性な格子欠陥部分で進行する。 MnCO_3 は一回の格子変化を経るだけで MnO となるが MnO_2 は $\text{MnO}_2 \rightarrow \text{Mn}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{Mn}_3\text{O}_4 \rightarrow \text{MnO}$ なる結晶変化を経て MnO となる。しかもこれらの結晶の格子定数は著しく異なるため得られた MnO 結晶には多くの欠陥が伴れるのでこのような現象が起こるのである。3) 還元速度の温度依存性から 1798°K. で還元の活性化エネルギーは 48(MnO_2), 93 kcal/mole(MnCO_3)。4) 還元速度は Fe/Mn = 一定のとき [C] の増大とともに増大、[C] = 一定のとき Fe 濃度の減少とともに増大。

(ii) MnO-FeO 円板の還元：1) FeO 増大とともに還元速度は低下。これは酸化物表面に MnO-FeO 溶体が形成されて表面を均一化するためだろう。FeO = 2, 5, 10% のとき炭素飽和 Fe-Mn-C_{sat} (Fe/Mn = 1) による還元の活性化エネルギーは 125, 122, 103 kcal/mole。

(iii) MnO の還元機構：1 (還元反応は $\text{MnO}_{(s)} + [\text{C}] = [\text{Mn}] + \text{CO} \cdots \text{①}$, $\text{MnO}_{(s)} + \text{CO} = [\text{Mn}] + \text{CO}_2 \cdots \text{②}$, $[\text{C}] + \text{CO}_2 = 2\text{CO} \cdots \text{③}$, が考えられるが主要なのは①である。2) 反応①or②or③を律速に選べば事実を説明できず MnO の活性中心への [C] の吸着速度に対する LANGMUIR の式 $v = K'I' = K'I'_{\infty} C_{[\text{C}]} / (C_{[\text{C}]} + a)$ で定性的に表わされた。melt 中の炭素濃度 $C_{[\text{C}]}$ の小さい間は還

元速度 v は $C_{[\text{C}]}$ の一次反応で、 $C_{[\text{C}]}$ の増大により 0 次反応で v は最大になる。 I'_{∞} は飽和吸着量。

(小林三郎)

酸素ジェットと金属との相互作用に関する問題について (Y. S. PANIOTOR et al.: Izvestiya Vyssh, (1968) 4, p. 42~45)

酸素による溶鉄の脱炭速度は金属と酸素の混和により条件づけられる。混和の定量的基準の 1 つは金属全体にもたらされるエネルギー量である。最近の研究によればガスジェットと液体との機械的相互作用は非弾性衝突の法則に従う。このとき液体は滴に細分されジェット中に巻き込まれ、ガス-金属エマルジョンができる。ジェットは液体に窪みを作る。ガスはほとんど完全に金属に吸収され、吸収されない部分は窪みから流出する反射ジェットとなる。ガスの単位容積当たりのエネルギー収支は $E_0 = E_1 + E_2 + \cdots + E_5$ である。 E_0 = ジェットと金属との衝突場所におけるジェットの初期運動エネルギー。 E_1 = ジェットと金属との非弾性衝突のときのエネルギー損失。 E_2 = エマルジョン生成のときの表面エネルギー。 E_3 = アルキメデス力にうち勝つために消費されるエネルギー。 E_4 = 液滴の加速、ジェットへの巻き込み、浴の混和に消費されるエネルギー。 E_5 = 反射ジェットのエネルギー。ガスの運動速度は液体のその約 10^2 倍であることを考慮すると $E_1 \approx E_0 \beta / (1 + \beta) \cdots \text{①}$, E_2 は E_0 の 3% を越えないので無視。溶鉄中への酸素の浸透の最大深さ h を用いると $E_3 \approx 0.33 h \gamma_L \cdots \text{②}$, γ_L は溶鉄の密度。 $E_4 \approx E_0 \beta / (1 + \beta)^2 \cdots \text{③}$, β = ジェット中に巻き込まれた金属量に対するガス量の比。 E_5 は小さいと考えられるので無視。よつて $E_3 = E_0 (1 - \beta / (1 + \beta) - \beta / (1 + \beta)^2)$ あるいは $E_3 = E_0 / (1 + \beta)^2$ 。∴ $\beta \approx (E_0 / E_3)^{0.5} - 1 \cdots \text{④}$ 。液滴の運動エネルギーは浴の混和に消費されることを考慮すると $E_{\text{mix}} \approx E_4 = (E_0 E_3)^{0.5} - E_3 \cdots \text{⑤}$ 。実験によれば $E_3 / E_0 = 0.00572 (l/d)^{0.8}$, d = ノズルの直径, l = 噴気管の浴からの高さ。よつて $l/d = 20 \sim 40$ を考慮すれば E_3 は E_0 の 6.5~13% になる。 $E_0 = \gamma_0 W_0^2 / 2g$, γ_0 = 噴出 1 のときの酸素の密度, W_0 = ノズルからのガスの噴出速度。⑤を用いると $l/d = 20 \sim 40$ のとき E_{mix} は E_0 の約 20% となる。④によれば酸素消費量が 60m³/t のとき金属浴の 20~30% がジェットに巻き込まれることになる。①, ④によれば $E_1 = E_0 \{1 - (E_3 / E_0)^{0.5}\}$, 25~130 t の転炉では E_1 は E_0 の 70~80% を占める。

(小林三郎)

一 合 金

高張力 Ni 合金の第 1 段階疲労破壊特性について

(M. GELL and G. R. LEVERANT: Acta Met., 16 (1968) 4, p. 553~561)

高張力 Ni 合金 (0.15%C, 9%Cr, 12.5%W, 10%Co, 5%Al, 2%Ti, 1%Cu, Bal Ni) を用いて、室温で疲労試験を行ない、その破面の光学顕微鏡観察および破面レプリカの電顕観察により stage 1 疲労破壊特性について調べた。本合金の組織は約 50μ の MC 炭化物を有する f.c.c. 固溶体中に f.c.c. ν' 析出物 ($\text{Ni}_3[\text{Al}, \text{Ti}]$) を含んだものであり、析出物は樹枝間および粒界に析出していた。さらに炭化物と同じ程度の大きさのガス孔を含有

していた。疲労試験は低応力レベルで tension-tension で行ない、くりかえし速度は 10 c/s である。

応力振幅が小さい場合、stage 1 破壊が全破面の 3/4 を占めており、stage 2 破壊はほとんど現われず、残りは引張応力により破断した。破壊はすべて MC 型炭化物あるいはガス孔から発生していた。

stage 1 破壊は {111} 面上で生じ、その方向は $\langle 110 \rangle$ である。破面は b.c.c. および h.c.p. 結晶の引張劈開の際に見られる特性と類似した特徴を示す。たとえば cleavage steps, river lines あるいは tongue などである。しかしながら、一方では劈開面には見られない特徴、たとえば striation (0.1~0.4 μ 間隔) を有し、striation の存在は、破壊は劈開の場合と異なり、急激には起こらないことを示している。

stage 1 破壊は普通剪断応力によると考えられているが、stage 1 破面に striation が存在することは局部的直角応力が存在することを意味する。そして、剪断応力が stage 1 破壊の発生に関係し、剪断および直角応力は割れ成長に関係していると言える。劈開破壊を有する stage 1 疲労は欠陥の多い高降伏応力材を低応力レベルで疲労させた際に起こりやすい。(角田方衛)

一 分 析

発光分光分析による高純度 U 酸化物中の不純物定量における新しい混合担体

(G. T. DAY, P. A. SERIN and K. HEYKOOP: Analyt. Chem., 40 (1968) 4, p. 805~807)

U 酸化物中の不純物を発光分光分析で定量する場合、従来、 Ga_2O_3 , AgCl , NaF , AgCl-AgF , AgCl-LiF , AgCl-SrF_2 などが担体として使用されている。著者らは新しく $\text{SrF}_2\text{-Ga}_2\text{O}_3$ の混合担体を用い、主として Ga_2O_3 単独のものと比較した結果、正確度、感度とも向上するのが認められた。

すなわち、試料を 850°C で強熱し U_3O_8 の形態としこれを 200 メッシュ以下に粉碎し、その 480mg に Ga_2O_3 2 部の + SrF_2 1 部の混合担体 20mg を加え混合したものを、下記の条件で発光させ定量した結果 Table 1 に示す結果が得られた。

1. 分析装置: Jaco Compact Atomcounter, 1.5M.
2. 電極: 1/4 in deep cup 炭素電極, 対電極としては 1/8 in の鋭角の炭素電極を使用。
3. 電極間隔: 4 mm
4. DC アーク: 15 A
5. 入射スリット幅: 25 μ
6. 出射スリット幅: 50 μ
7. 予備放電: A グループ (Ag, Al, As, B, Cd, Cu, Mg, Mo, Si, Sn, V) 3 sec, B グループ (Co, Cr, Fe, Mn, Ni) 25 sec
8. 積分時間: A グループ 20 sec, B グループ 25 sec

Table 1. 分析結果の正確度

成分	分析線 (Å)	含有範囲 (ppm)	偏差 (ppm)	成分	分析線 (Å)	含有範囲 (ppm)	偏差 (ppm)
Ag	3382.9	0.1~10	2±0.07	Fe	2395.6	4~500	20±1.5
Al	3092.6	1~250	20±1.3	Mg	2852.1	1~100	20±2.2
As	2349.8	5~100	20±1.3	Mn	2576.1	1~100	17±1.0
B	2497.7	0.1~10	0.2±0.03	Mo	3194.0	4~100	20±3.2
Cd	2288.1	0.1~10	0.2±0.03	Ni	3002.5	5~500	20±2.8
Co	3453.5	2~200	20±2.9	Si	2516.1	1~250	20±2.2
Cr	4254.4	2~100	12±1.2	Sn	2840.0	0.5~100	20±1.1
Cu	3274.0	0.5~100	20±1.4	V	3184.0	2~100	20±1.1

(若松茂雄)