

抄 録

—原 料—

高炉の操業指数におよぼす若干のファクターの影響

(B. П. ГОРБАЧЕВ et al.: Stal., (1967) 11, p. 989 ~990)

著者らは高炉の生産性ならびにコークスの消費量におよぼす高炉プロセスの諸パラメータの影響を評価するために、クズネック冶金コンビナートの内容積 1310m³ からの炉の6年間にわたる操業データについて、統計学的手法により製錬の技術経済的指数と原料およびその他の操業諸パラメータとの間の関係を調査した。

製錬指数と操業諸パラメータ間の関係の特性は単相関係数 γ と偏相関係数 γ_0 とにより決定し、その信頼度は単相関係数の分散 σ_r と信頼度の判定基準 $\mu = \gamma / \sigma_r$ とによつて確認した。これら指数の調査結果から、とくに装入物の Fe 含有量、焼結鉱の配合率、スラグ生成量および石灰石使用量とコークス比との間には密接な関係のあることがわかった。

次に、電子計算機により諸指数の重相関の解析を行ない、その結果コークス比 K (kg/t-pig) および鉄鉄生成量 P (kg/day) と諸パラメータとの間に次の重回帰式が得られた:

$$\begin{aligned} K &= 0.23 i + 0.0923 Sh - 0.253 T - 8 P_K + 0.225 \omega \\ &\quad + 69.24 Si - 0.327 A - 12.5 Fe + 2.18 Z_K - 0.172 \\ &\quad F - 0.127 M + 0.25 I + 1170 \quad \dots\dots\dots (1) \\ P &= 0.209 i - 0.067 Sh + 0.0713 T + 9 P_K - 0.647 \omega \\ &\quad - 89.7 Si + 1.86 A + 24 Fe - 4.62 Z_K - 0.245 I \\ &\quad - 0.622 K + 998 \quad \dots\dots\dots (2) \end{aligned}$$

ここで、 i —コークスの燃焼量 kg/m³·day; Sh —スラグ生成量 kg/t-pig; T —熱風温度 °C; P_K —炉頂圧力 kg/cm²; ω —送風中水分 g/m³; Si —鉄鉄中 Si 含有量%; A —焼結鉱配合率%; Fe —装入物中 Fe 含有量%; Z_K —コークス中灰分%; F —スキッコークス中 60mm 以上の塊の割合%; M —スクラップ消費量 kg/t-pig; I —石灰石消費量 kg/t-pig。

上掲の重回帰式は十分精度が高く、計算指数と実際の指数との間の不一致が $\pm 1.0\%$ を越えることはなかった。(鈴木吉哉)

—製 鉄—

緻密な鉱石の還元速度論の簡単な表示

(R. JESCHAR: Arch. Eisenhüttnw., 38 (1967) 9, p. 663~667)

数学的な溶鉱炉モデルの高炉操業への適応を目的として異なつた条件で緻密な鉱石の還元速度に関して数学的表示をした。

従来の文献において一般に還元速度の律速段階としてガス境膜内拡散や反応生成物層内拡散および界面化学反応などの過程が考えられてきた。

ここで著者はこれらすべての律速過程を含む一般の速度式の解法とその応用を導いた。

ガス境膜内拡散速度 $V = \beta (Cu-Co) 4 \pi r_0^2$ [や反応生成物層内拡散速度 $V = 4 \pi r_0^2 D \left(\frac{\partial C}{\partial r} \right)_{r_0}$ や界面化学反応速度 $V = 4 \pi \delta^2 k C \delta$ などが定常的に進行するとして Biot 数, Damkohler 数, Tourier 数などを用いて次のような一般速度式を導いた。

$$\frac{1}{Da} [1 - (1-R)^{1/3}] + \frac{1}{2} [1 - (1-R)^{2/3}] - \frac{1}{3} \left(1 - \frac{1}{Bi^*} \right) R = \frac{Cu}{Ko} \cdot Fo \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$\text{ここで } Da = \frac{k \cdot r_0}{D}, Bi^* = \frac{\beta \cdot r_0}{D}, Fo = \frac{D \cdot t}{r_0^2}$$

(1)式においてガス境膜内拡散抵抗を無視したとき、すなわち $Bi^* = \infty$, $Cu = Co$ の場合には次式のようになる。

$$\frac{1}{Da} [1 - (1-R)^{1/3}] + \frac{1}{2} [1 - (1-R)^{2/3}] - \frac{1}{3} R = \frac{Co}{Ko} \cdot Fo \quad \dots\dots\dots (2)$$

ガス境膜内拡散抵抗と界面化学反応を無視したとき、すなわち $Bi^* = \infty$, $Da = \infty$, $Cu = Co$ の場合には次のようになる。

$$\frac{1}{2} [1 - (1-R)^{2/3}] - \frac{1}{3} R = \frac{Co}{Ko} \cdot Fo \quad \dots\dots\dots (3)$$

ガス境膜内拡散抵抗と反応生成物層内拡散抵抗を無視したとき、すなわち $Da = 0$, $Tr = 0$, $Cu = Co$ の場合には次式を示す。

$$[1 - (1-R)^{1/3}] = \frac{Co}{Ko} \cdot \frac{k \cdot t}{r_0} \quad \text{ただし Traustel}$$

$$\text{数 } Tr = \frac{Da}{Bi^*} = \frac{k}{\beta} \quad \dots\dots\dots (4)$$

界面化学反応を無視したとき、すなわち $Da = \infty$ の場合には次式のようになる。

$$\frac{1}{2} [1 - (1-R)^{2/3}] - \frac{1}{3} \left(1 - \frac{1}{Bi^*} \right) R = \frac{Cu}{Ko} \cdot Fo \quad \dots\dots\dots (5)$$

これら(2), (3), (4), (5)式に特定の R の値 (たとえば $R = 1.0$) を代入すれば Da や Bi^* を constant としたとき右辺の値が定まる。

すなわち(2), (3), (4), (5)の右辺と還元率 R の関係を Da や Bi^* をパラメーターとしてグラフで示した。

これらのグラフから鉄鉱石を還元することによつて還元率 R に対する時間 t が既知なので物質移動係数 β や有効拡散係数 D および反応速度係数 k など簡単に求められることを示した。(川崎正洋)

—製 鋼—

鋼中一次脱酸生成物の生成の際の現象

(非合金鋼の Ti 脱酸および合金鋼の Al 脱酸-II)

(H. STRAUBE et al.: Arch. Eisenhüttnw., 38 (1967))

8, p. 607~619)

著者らはすでに第1報として、溶鉄の Al 脱酸時の現象について報告を行なっている (鉄と鋼, 53 (1967) 14号に抄録)。本報告はその第2報である。

Al 脱酸の場合に用いた実験方法をそのまま利用して、Ti 脱酸によつて生ずる一次脱酸生成物もその組成および構造が極めて短時間で変化することを明らかにした。介在物を XMA により測定した結果、Ti 添加直後には Ti 酸化物量の少ない主として Fe(II)-および Mn(II) 酸化物から成る介在物が存在していた。これは組成から見て溶湯温度では溶融状態であつたと考えられる。少し時間が過ぎると介在物の Ti-酸化物量は高くなり介在物全体にわたつて組成が同一ではなくなる。すなわち介在物の中央部では約 10% MnO を含んでいるが表面部はほとんど純粋な Ti 酸化物から成つていた。この種の酸化物は溶湯温度ですでに固体であつたと考えられる。しかしさらに時間が経過し、溶湯中の量が減少すると、その組成から見て Ti 添加直後に存在していた介在物に類似した、すなわち低 Ti 含有溶湯と平衡している slag に相当する低融点介在物が再び生じた。

このような Ti 脱酸の際の観察結果は Al 脱酸の場合ときわめてよく類似していた。したがつて、一次脱酸生成物の生成時の現象に関して Al 脱酸の場合に述べた解釈はそのまま Ti 脱酸の場合にも適用することができた。

18-8 ステンレス鋼の Al 脱酸による一次脱酸生成物を XMA によつて測定した結果、上に述べたような脱酸生成物の生成機構に関する仮定がこのような高合金鋼についてもあてはまることが確認された。また Mn-および Si 脱酸に関する従来の研究結果と比較検討を行ないこの仮定が適用できることを示した。したがつて著者らの行なつた脱酸生成物の生成機構に関する解釈法が普遍的妥当性を持つことが明らかになつた。

なお本論文の後に、本報告に関連した討論が合わせて掲載されている。(齊藤鉄哉)

溶鉄の窒素溶解、活量および活量係数におよぼす添加元素の比較-II

(E. SEHÜRMAN and H. D. KUNZE: Arch. Eisenhüttenw., 38 (1967) 9, p. 685~689)

平衡 C 当量を用いて溶鉄中の窒素の活量係数を表わした第1報にひきつづいて、本報では多成分系溶鉄における窒素の活量係数を求める方法について述べている。

平衡 C 当量は次のごとく定義されており、種々の合金元素 X_i についてその値を求めてある。

$$C_{N,T}^{(X_i)} = \frac{[\%C]}{[\%X_i]} \%[N_{X_i}] = \text{const.}$$

合金元素 X_i の平衡 C 濃度 $\%[C]_N^{X_i}$ が正または負の場合について、2 元素合金における窒素の活量係数は次のように求められている。

$\%[C]_N^{X_i} > 0$ のとき

$$\log f_N^{X_i} = 0.123 \cdot (\%[C]_N^{X_i}) + 0.003 \cdot (\%[C]_N^{X_i})^2 \quad (1)$$

$\%[C]_N^{X_i} < 0$ のとき

$$\log f_N^{X_i} = 0.123 \cdot (\%[C]_N^{X_i}) + 0.0025 \cdot (\%[C]_N^{X_i})^2 \quad (2)$$

また多成分系溶鉄における平衡 C 濃度を C 当量を用いて表わすと次のようになる。

$$\begin{aligned} \%[C]_N^{(\Sigma+)} &= \%[C] + 0.673\%[B] + 0.444\%[Si] \\ &+ 0.395\%[P] + 0.136\%[S] + 0.081\%[Ni] \\ &+ 0.079 \cdot (\%[As] + \%[Sb]) + 0.077\%[Co] \\ &+ 0.064\%[Sn] + 0.046\%[Cu] \quad \dots\dots\dots (3) \end{aligned}$$

および

$$\begin{aligned} \%[C]_N^{(\Sigma-)} &= -7.880\%[Ti] - 5.360\%[Zr] \\ &- 0.850\%[V] - 0.569\%[Nb] - 0.382\%[Cr] \\ &- 0.281\%[Ta] - 0.163\%[Mn] - 0.094\%[Mo] \\ &- 0.013\%[W] \quad \dots\dots\dots (4) \end{aligned}$$

多成分系においては (3) および (4) 式の値を求め、それらを (1) および (2) 式へ代入し $\log f_N^{(\Sigma+)}$ および $\log f_N^{(\Sigma-)}$ を求め、これらを (5) 式に代入して窒素の活量係数を求めた。

$$\log f_N = \log f_N^{(\Sigma+)} + \log f_N^{(\Sigma-)} \quad (5)$$

J. E. ELLIOTT や F. C. LANGENBERG らの多成分系における実験結果を用いて計算値と実測値の比較を行なつた。

さらに平衡 C 濃度の総和として次のごとく求めた。

$$\%[C]_N^{(\Sigma)} = \%[C]_N^{(\Sigma+)} + \%[C]_N^{(\Sigma-)} \quad (6)$$

これを (1) または (2) 式へ代入して多成分系の窒素の活量係数を求め計算値と実測値の比較を行なつた。

多成分系の窒素の活量係数を求めるこの2つの方法を比較すると後者のほうが実測値とよく一致することが確認された。(津田正臣)

溶融金属における半球気泡の挙動

(W. G. DAVENPORT et al.: J. Iron Steel Inst., 205 (1967), 10, p. 1034~1042)

製鋼における炭素の移動、真空脱ガスなど多くの冶金過程が液体金属中を上昇する気泡の挙動に依存している。金属中に溶解している物質が気泡によつて移動するには3つの過程がある。まず、気泡界面への溶解物質の移動、界面での反応、そして最後にガス分子としての離脱である。この中で反応と離脱の過程は非常に早いので、溶質の気泡界面への移動が律速となる。しかし、溶金と上昇しつつある気泡の間の物質移動係数を正確に計算できるような実験はほとんど報告されていない。

本報では水銀中における約 1 cm^3 の窒素の半球気泡の上昇速度と形状について測定し、ついで比較的融点の低い銀を用い、窒素と酸素気泡の上昇速度、物質移動係数を求めた。

水あるいは同程度の密度の液体中を上昇する気泡の形状は半球形で底面はほぼ平面であることが観察された。BERNOULLI の式からその上昇速度を求めると、

$$U_\infty = 2/3 (g R_c)^{1/2}$$

となり、水中を上昇する気泡の頂角の $1/2$ は約 50° である。水銀中の気泡も同様な形をとり、上昇速度は次のようになる。

$$U_\infty = 1.02 (g r_e)^{1/2}$$

溶融銀中への酸素の移動係数は 0.055 cm/sec であり彎曲した界面を通しての物質移動速度は次式のように表わせる。

$$\frac{dn}{dt} = 4\pi^{1/2} (C_b - C_i) R_c^{3/2} D^{1/2}$$

$$\left[\int_0^\alpha U_s \sin^2 \alpha d\alpha \right]^{1/2}$$

この式を $\alpha = 50^\circ$ の半球気泡の前面について適応すると物質移動係数は

$$K_L = 0.82 r_e^{-1/4} D^{1/2} g^{1/4}$$

となり、この値は実験値とよく一致する。

なお、これらの考えを平炉反応などに応用することは非常に有意義と思われる、2, 3 の検討が行なわれている。

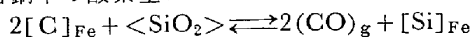
(渡辺靖夫)

真空溶解 0.2%C 鋼のルツボ材との反応

(S. W. GRAHAM and B. B. ARGENT: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 10, p. 1066~1068)

マグネシアライニング高周波誘導炉を用いて炭素鋼を真空溶解した場合の諸反応については従来多くの報告がなされている。本報ではアルミナシリケートルツボ中で 0.2%C 鋼を溶解した場合に生じる反応について検討している。

実験方法としては、予熱した内径 4 3/8 in. のアルミナシリケートルツボ（アルミナ含量 95, 60, 42% の三種）を用いた。原料鉄組成は 0.04% C, 0.02% Si, 0.04% Mn, 0.065% O, 0.01% N であり、高純度黒鉛にて加炭した。1600°C における溶鋼保持時間と酸素量の関係をみると、ルツボ材料の相異によつてほとんど変化がなく、到達酸素量もほぼ同一で 0.001% であつた。溶鋼中の酸素量は



なる反応にしたがつて、ルツボ材から供給される酸素と CO ガスとなつて溶鋼—真空界面から逃れる酸素との平衡関係によつてきまる。この反応を各段階にわけて考えると

- 1) 溶鉄中への酸化物の溶解
- 2) 溶鉄—真空界面への酸素と炭素の移動
- 3) CO を形成する反応
- 4) 真空中への CO の離脱

となり、1) の酸化物の溶解速度が全体の速度を律速することが示されている。

C 量、Si 量はルツボ材の相異、時間の経過にしたがつて変化しているが、反応速度は時間が経つにつれ減少している。85 min 保持した場合のルツボからの Si の混入は 42% Al₂O₃ ルツボで最大 0.16% であり、MACLIN の式を用いて計算した予想汚染量とほぼ同一であつた。

(渡辺靖夫)

ボーリングに先立つての脱硫処理

(C. W. BRIGGS: J. Metals, 19 (1967) 11, p. 38~42)

鋼の生産にあたり延性に富みしかも高強度 (150,000 psi) の鋼が要求されることはよく知られている。そのためには硫黄と水素をできるだけ低くすることが必要である。本報では塩基性電気炉製鋼において 2 重除滓法を用いて低硫、低水素鋼の製造を行なつた結果について述べている。

ここに用いた 2 重除滓法とは、溶落ち直後鋼浴温度がなるべく低いうちにまず除滓する。ついで石灰 2% 蛍石 0.2% を加え還元スラグを作り、アルミニウムとフェロ

シリコンを添加する。その後カルシウムカーバイド、粉末マグネシウムを窒素とともに吹き込み脱硫し、再び除滓する。この際炉内にスラグが全く残らないように注意する必要がある。最後に石灰と蛍石で酸化スラグを作り酸素吹込みを行なつて鋼浴成分を調整し、脱酸後出鋼する。

カルシウムカーバイドなどの粉末噴射法を用いると、アーク炉溶解では硫黄を 0.01% 以下に下げられる。しかし酸化期にマグネシアあるいはドロマイトライニングからの復硫が生じて硫黄 0.020%, 水素 2 ppm 以下の鋼を得るのは困難である。硫黄量を低下するにはドロマイトライニングのほうがマグネシアより有効であるが、炉床からの復硫は大きくなる。

boil が激しく酸化期が短かければ水素量 2~4 ppm を得るのは容易である。

この方法によつて鋼の最終目標の硫黄 0.020%, 水素 2 ppm を得ることはできなかつたが、市販鋼で 0.025% S, 2.8 ppm H₂ が得られた。(渡辺靖夫)

— 鑄 造 —

ステンレス鋼および炭素鋼の加圧鑄造法

(V. NAVIS: Iron Steel Eng., 44 (1967) 11, p. 71~74)

加圧鑄造法は 1950 年頃鋼製の車輪を製造するために開発されたもので、溶鋼を黒鉛鑄型に空気圧を用いて押し込むものである。これによつて鑄込み後の検査や機械加工の必要のない精度と仕上げ面をもつ製品が得られる。現在この方法はなかば仕上げられた製造機械部品の製造に用いられており、さらにステンレス鋼のスラブの製造にも採用されている。この鑄造法には固定鑄型法と移動鑄型法とがあり、前者は、まず、床下の圧力タンク内に溶鋼の入った取鍋を入れ注入管のついた蓋をして密封する。次にタンクを貨車で移動させて最初の鑄型の直下へ運び、そこで鑄型の注入口と注入管の上端とを合わせて鑄型を傾ける。タンク内の空気圧を増して溶鋼を鑄型に下注ぎで押し込む。注入が終わると注入口を閉じて鑄型を水車の位置に戻し、タンクを排気してから次の鑄型の下へ移動させる。後者は注入タンクを固定して、その上のレール上を直線または円状に鑄型が順次動くものである。

加圧鑄造法による生産性は製鋼炉の溶解サイクルに依存しているが、1 サイクルが 45~60 min の酸素製鋼炉にも適応が可能である。またこの方法を一般の炭素鋼に適用する研究がなされており、現在厚み 7.6~25 cm, 幅 63.5~177.8 cm および長さ 840 cm のスラブの製造が可能である。

設備費と操業費は溶解量、スラブ、ブルームあるいはピレットの大きさおよび鑄造のサイクルに依存し、たとえば、操業費は公称溶解量 65 t, サイクル 1 1/2 hr, 340,000 t スラブ/year 歩留 93% の設備で 7.40 ドル/t. Z 称溶解量 100 t, サイクル 2 hr, 390,000 t スラブ/year, 歩留 94% の設備で各溶解ごとに 8 本、6 本および 4 本のスラブを鑄造するものでそれぞれ 6.50 ドル/t, 6.05 ドル/t および 5.45 ドル/t に加圧鑄造法は、なかば仕上げられた製品を製造するのに非常に経済的な方

法であり、さらにこれは将来大量生産のキルド鋼やリム
ド鋼にも採用されるであろう。(渡辺忠雄)

— 加 工 —

冷延広幅薄鋼板のオープンコイル焼鈍による材質の変化

(P. WEVTHEBACH: Stahl u. Eisen, 87 (1967) 21, p. 1233~1241)

約 6 t の広幅冷延鋼板 4 種を用いて、オープンコイル
焼鈍法により、脱炭脱窒などの成分調節、短時間高温焼
鈍法などの可能性を検討した。材料はリムド鋼 2 種 Al
キルド鋼と電磁鉄板 (2.15% Si, 0.24% Al) 各 1 種で
ある。同じ材料の半分を普通焼鈍して比較した。

脱炭脱窒したリムド鋼は 0.002% C, 0.0005~0.001
% N が得られるが O と S は変化していない。機械的強度
は低下し延性が增大するが、N が 0.001% より低くなると
降伏点と硬度の低下が著しい。降伏点のびはほとんど
消失しひずみ時効性もみられない。やや C 量の多い (0.15
%) リムド鋼では、温度を 560~600°C に選んでガス成
分を調節すると脱炭のみが起こった。組織には差がない
が降伏点がいづら高くひずみ時効性は消失する。乾いた
N₂ とわずかの H₂ によるオープンコイル焼鈍で通常
焼鈍のサイクルを短縮できる。たとえば、加熱 3 hr, 保
持 705°C 4 hr, 冷却 6 hr のサイクルでも得られたも
のの性質に大差がない。深絞り用 Al キルド鋼に脱炭を
おこなうと、強度が低下し延性、とりわけ深絞り性が向
上する。降伏点の降下が著しく、またスキンプラス前でも
降伏点のびが消失した。C に基因する高温でのひずみ時
効性もなくなつた。この Al キルド鋼を計 8.5 hr の短時
間高温 (720°C) オープンコイル焼鈍したものの性質は、
普通焼鈍のものとの差がなく、降伏点が高い程度である。
0.03% C を含む電磁鉄板は、755°C で脱炭しても
結晶粒の粗大化はあまり起こらない。これを臨界スキ
ンプラス量 (3~5%) 圧延して、打ち抜き、900°C くらいに
焼鈍すると結晶粒が粗大化して鉄損が下がった。

(橋田 坦)

異なる熱間圧延条件の深絞り用リムド鋼の時効におよ ぼす冷間圧延、焼鈍、調質圧延の影響について

K. G. SCHMITT-THOMAS et al.: Stahl u. Eisen, 87
(1967) 20, p. 1178~1189)

著者は熱間圧延時の仕上げ、巻取温度が 880°C, 720
°C で、0.025% C, 0.33% Mn, 0.012% P, 0.015%
S, 0.004% N の化学組成の鋼板 (A) と 840°C, 680°C
の仕上げ、巻取温度で 0.07% C, 0.28% Mn, 0.01%
P, 0.014% S, 0.004% N の組成の鋼板 (B) について
100°C での時効におよぼす熱間圧延、冷間圧延、焼鈍、
調質圧延条件の影響を降伏点降伏強度の増加、降伏伸び
によつて検討した。

すべての結果に熱間圧延条件の影響が現われ、巻取温
度の高い A のほうが B よりも時効性を示した。これは B
において巻取温度が低いのでセメンタイトが微細に分散
し、窒化物の析出を促進するため、固溶 N 量が A よりも少
なくなることに起因する。冷間圧延率を変えた場合の時
効による降伏強度の上昇は A で 30% まで 5.2 kg/mm²,
B で 50% まで 4.2 kg/mm² と増加しそれ以上の圧下

率では一定である。また降伏伸びは 30% から 80% と
圧下率を増すと A で 2.5 から 5%, B で 2 から 3% と
増加する。640, 680, 720°C, 5 hr で焼鈍し、0.8% 調
質圧延したものの時効後の降伏点は温度が高いほど高
く、伸びは逆に低いほど大きい。また焼鈍温度の高いも
のほど調質圧延の効果が大きい。調質圧延の影響をみる
と時効後の降伏点は最適圧下率 (調質圧延後の降伏点が
最小値をとる圧下率) で最も高く、降伏伸びは圧下率を
増すとともに減少する。調質圧延、時効を繰り返したと
き繰り返し数が多くなると降伏強度は増加し、調質圧延
後と時効後の降伏強度差は小さくなり、降伏強度の変化
の過程に可逆的、および不可逆的な面が見られる。

以上述べた時効への諸条件の影響は cottrell 雰囲気での
転位の固着と加工による格子欠陥の形成によつて説明
される。また本研究から冷間圧延工程において時効への
著しい影響は限られ、熱間圧延時の温度制御によつても
加工性への影響なしに時効を調整することができないとい
える。

(小池一幸)

— 性 質 —

鉄-炭素系マルテンサイトの組織におよぼす圧力の影 響

(R. F. VYHNAL and S. V. RADCLIFFE: Acta Met.,
15 (1967) 9, p. 1475~1488)

高純度鉄と一連の Fe-C 合金 (0.09~0.72% C) とを、
大気圧下および 40 kbar 下で変態させて薄膜電顕観察
をおこない、マルテンサイトの組織的特性におよぼす圧
力の影響をもとめた。これらを用いた主な目的は、この
特性におよぼす溶質含有量の影響と変態温度の影響とを
明らかにするためである。このような高圧下においては
高純度鉄をオーステナイト範囲から単に中間的な速さ
(100°C/sec) で冷却するだけで、ラス状の組織を有す
るマルテンサイトに変態する。この組織は大気圧下で速
かに焼入れされた際に形成される低炭素マルテンサイト
のそれと類似のものである。このような挙動は、大気圧
下において、高純度鉄は激しく急冷 (10⁵°C/sec) され
ることによつてのみ、始めてマルテンサイト的な変態様
式をとりうるのとくらべて対照的である。Fe-C 合金を
大気中で変態させる場合、内部双晶を有するマルテンサ
イトのできる成分 (そしてそれに対応して M_s) の範囲
は、40 kbar においてはもつと低い C 量の方にまでひろ
がる。

次に、鉄および Fe-C 合金の実験結果を、すでに判
明しているこの系の熱力学的平衡に対する圧力の影響、
すなわち $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態の平衡温度、および M_s 平衡温度
の低下に関連させて論じた。鉄においては、この圧力効
果は非マルテンサイト的様式のオーステナイトの分解を
遅らせ、そのために小さい冷却速度でマルテンサイト変
態が起こることを可能にする。内部双晶を有するマルテ
ンサイトについて観察した結果は、合金元素の添加によ
る場合も圧力による場合もともに、マルテンサイトへの
変態が引き起こされる温度が、マルテンサイト変態の方
式 (ラスまたは内部双晶のいずれになるか) を決定する主
因子であるという仮説を支持するものであることが示さ
れた。

(鈴木正敏)

窒化アルミニウムの析出によつて引き起こされた2次再結晶の一例

C. DASARATHY and R. C. HUDD: Acta Met., 15 (1967) 10, p. 1665~1671)

2次再結晶によつて生成する粗大粒は第2相粒子が正常な粒成長を抑制するような焼鈍で発生することが知られている。この研究は工業的なアルミニウム鎮静鋼において二次再結晶がいかに行なわれるかを報告している。

供試材はほとんどの窒素が固溶体中に含まれた熱間圧延アルミニウム鎮静鋼 (0.037% C, 0.0037% N, 0.042% Sol. Al) で 74% の冷間圧延を行ない、700°C で 24 hr までの焼鈍を塩浴中で行なつて炉冷した。一部の試料は 700°C で焼鈍する前に 400°C または 515°C まで徐熱した。光学および電子顕微鏡で組織の変化をしらべ、(111), (100) などの主要な面の X 線強度、硬度および 15% 引張り時の平行方向の塑性歪比を求めた。

試料を 700°C の塩浴に浸漬して急熱し、焼鈍した場合、2 hr 前後から 2 次再結晶粒が板の表面直下で生成し、板の中心に向かつてひろがり、12 hr 後にはほとんど 2 次再結晶が完了する。しかしわずかに加熱速度の遅い試料では 24 hr 後も 1 次再結晶粒が残っていた。そこで 700°C に加熱する前に 400°C あるいは 515°C に徐熱した試料をしらべた結果 700°C で 24 hr 焼鈍しても 2 次再結晶を起こさなかつた。700°C で 2~12 hr 焼鈍した試料の集合組織は 2 次再結晶とともに (111) 面が増加し、(100) 面が減少した。2 次再結晶による r_0 の変化は急熱試料が 2 次再結晶率とともに r_0 が増加するに対し、徐熱試料では 2 次再結晶率が 60~80% でも r_0 が前者にくらべて非常に低かつた。

電子顕微鏡によつて第 2 相粒子の析出状態をしらべた結果、急熱試料では 60 sec で析出をはじめ、30 min 後には AlN であることを確認した。400°C に徐熱した試料では AlN の析出が 10 min 以上にのび、1 次再結晶粒は急熱試料より成長した。2 次再結晶への駆動力は 1 次再結晶粒度の増加とともに減少する。700°C における AlN 析出の開始は加熱時のクラスター化などで大きく影響され、また AlN の粒界釘付け力は大きさや丸みが増すほど減少することを知った。(斧田一郎)

市販鋼における固溶炭素および窒素の測定

(P. H. RICHARDS: Iron Steel (U. S.), 40 (1967) 12, p. 479~483)

中・高炭素鋼において固溶 C および N 量は、全 C および N 量とくらべきわめて少ないので、鋼質に対してあまり効果を持たないが、低炭素鋼においては、固溶元素量が時効に関する性質の変化に対して非常に重要で、特に薄板において重視されている。この固溶 C と N を測定するのに種々の方法があるが、最も有用な方法は内部摩擦測定による方法である。測定に使用されるサンプルは、wire の場合、8 1/2 in. long-0.020~0.040 in. dia., 薄板の場合、8 1/2 x 1/4 x (max. 0.040) in. が適当である。

約 1 Hz の低い周波数における内部摩擦を測定するのに、サンプルのねじり振子による自由振動の減衰速度を観察する。内部摩擦 Q^{-1} 、すなわち浸入原子の jumping によるエネルギー・ロスの大きさは、phase angle δ によつて、次のように表わされる。

$$Q^{-1} = \tan \delta = 2K \frac{\omega \tau^2}{1 + \omega^2 \tau^2}, \quad \tau = \tau_0 \exp^{-E/RT}$$

τ = 減衰時間, K = 材料による定数, ω = 周波数, E = 活性化エネルギー振動周波数 1 Hz での, 純 Fe-C 合金の Q^{-1} は 39~40°C において, Fe-N 合金は 22°C において最大値を示す。また上式から計算された値と、実験値はよく一致する。純 α 鉄において N と C の 2 元固溶体では、個々の N および C の内部摩擦曲線の合計である。このため内部摩擦方法は、これら元素の固溶量を決定するために使うことができる。

しかしながら市販鋼は、Si, Mn, S, P など加わるので、純 Fe-C, Fe-N 合金から合成することはできない。Enrietto は鉄中に N と Mn を含む場合のプロファイルを詳細に研究した。Fe-Mn 合金に C と N が固溶した場合の内部摩擦のパラメーターを使用し、実験プロファイルと同形の計算内部摩擦プロファイルを得た。この場合、N は、7, 24, 35°C で、C は 40°C で最大値を有した。かくて、C と N の正確な最大値を得るために実験曲線をコンピューター計算により、C と N の最大点に分解する。この場合結晶粒によつて変化するので、熱処理を一定にすることを要する。(堀口義弘)

—物理冶金—

18Ni (250) Al, V, Ti マレージング鋼の強化に寄与する析出物の同定

(J. M. CHILTON and C. J. BARTON: Trans. ASM. 60 (1967) 3, p. 528~542)

18Ni マレージング鋼の強化に寄与している析出相の同定は、成分から考えて析出が考えられるいくつかの相の面間隔がよく似ているので困難であり研究者の間に不一致がみられる。たとえば 1) Ni_3Mo と hexagonal Ni_3Ti . 2) $3.59\text{\AA}$ の格子定数を有するひずんだ fcc 相. 3) Laves 相 Fe_2Mo と Ni_3Ti . 4) sigma FeMo と Ni_3Ti などが主張されている。この研究は透過電顕観察と回折によつて、標準の 18Ni マレージング鋼とその Ti を Al または V で置換した鋼について、析出相の同定と morphology を確定するために行なつた。

18Ni マレージング鋼の Ti を 1.06% Al で置換した鋼の第一の強化析出相は Ni_3Mo であつたが、第二の析出相は $4.1\text{\AA}$ の格子定数を有する fcc と $5.8\text{\AA}$ の格子定数の simple cubic とも指数づけられる。しかし組成から考えて ordered Fe_3Al 相 (DO_3 構造) と考えられる。棒またはリボン状の形をしている Ni_3Mo と matrix の方位関係は $(01\bar{1})\text{Ni}_3\text{Mo} \parallel (1\bar{1}2)_\alpha$, $[010]\text{Ni}_3\text{Mo} 5^\circ \text{ from } [113]_\alpha$, $[100]\text{Ni}_3\text{Mo} \parallel [13\bar{1}]_\alpha$ であつた。 Ni_3Mo よりやや小さい Fe_3Al 粒子は、 $\{110\}_{\text{FeAl}} \parallel \{113\}_\alpha$ であつた。

1.65% V で Ti を置換した鋼の時効後に存在する 2 種類の析出物は Ni_3Mo と sigma 相、たぶん sigma Fe V ($a=8.93\text{\AA}$, $c=4.61\text{\AA}$) である。 Ni_3Mo と matrix との間の方位関係のひとつの形は $(001)\text{Ni}_3\text{Mo} \parallel (1\bar{2}1)_\alpha$, $[010]\text{Ni}_3\text{Mo} \parallel [\bar{1}01]_\alpha$, $[100]\text{Ni}_3\text{Mo} \parallel [111]_\alpha$ であつた。他の変形は $\langle 111 \rangle_\alpha$ 軸のまわりに $n\pi/3$ 度 (n は整数) 回転することによつて得られる。sigma FeV と matrix との方位関係は $(\bar{2}21)_\sigma \parallel (110)_\alpha$, $[100]_\sigma \parallel [\bar{4}10]_\alpha$, $[010]_\sigma \parallel [213]_\alpha$ であるが、第二の析出相の性質は Ni_3Mo 相の

方位に影響を与えている。

Ti を含む標準組成のマレージング鋼の場合は Ni_3Mo と σ FeTi ($a=8.9\text{\AA}$, $c=4.6\text{\AA}$) である。このふたつの相の matrix との方位は、V で置換した場合と同じであった。
(金尾正雄)

鉄合金における圧力が誘起する相転移の結晶学

(H. G. BOWDEN et al.: Acta Met., 15 (1967) 11, p. 1489~1500)

本研究の目的は、鉄合金に起こる $\alpha \rightarrow \gamma$, $\alpha \rightarrow \epsilon$ の圧力による転移の、形体学および結晶学的な性質を決定することであり、実験結果とマルテンサイト変態の理論との関係について検討した。

Fe-C 合金 ($\text{Fe}-0.095\% \text{C}$, $\text{Fe}-0.01\% \text{C}$) と Fe-Ni-C 合金 ($\text{Fe}-30\% \text{Ni}-0.026\% \text{C}$, $\text{Fe}-28\% \text{Ni}-0.1\% \text{C}$) の2つのグループの合金を使用し、driver plate 法により、爆発衝撃荷重を加えることによつて生じた相転移に対して、電子顕微鏡および電子線廻折を用いて検討を行なった。

Fe-Ni-C 合金系で得られた結果は次のごとくである。bcc α マルテンサイトは衝撃波のもとで fcc γ 相に転移し、その高圧相は残留する。転移は 160 kbar ではほとんど完全であるが、100 kbar では不完全である。 α マルテンサイトと高圧相である γ との方位関係は、System I: $(110)_\gamma [1\bar{1}0]_\gamma$ i. e. $(112)_\alpha [11\bar{1}]_\alpha$ System II: $(111)_\gamma [1\bar{1}2]_\gamma$ i. e. $(101)_\alpha [10\bar{1}]_\alpha$ にだいたい一致し、晶癖面は System I: $(5\bar{2}3)_\alpha$ i. e. $(225)_\gamma$, System II: $(121)_\alpha$ i. e. $(11\bar{2})_\gamma$ にだいたい一致していた。低圧 (100 kb) では α マルテンサイトから高圧相の γ への転移は、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 転移の System I の逆転した機構で起こる。高圧 (160 kb, それ以上) での転移は異なつた機構 (System II) に従つて起こり、高圧相の γ は $\{111\}_\gamma$ 面上で内部的に双晶化されている。System I の転移で生じた γ と、もとの γ との方位関係は一致しているが、System II では異なっている。

Fe-C 合金の場合、高圧相は残留されていないが、 $\alpha \rightarrow \epsilon \rightarrow \alpha$ の二段階の転移が、200 kb の衝撃荷重を加えた後に生じたこまかい板状の bcc α 相から、間接的に検討された。bcc α 相は衝撃波の中で、わずかの均一膨脹をとらなつて $\{112\}_\alpha$ i. e. $\{10\bar{1}0\}_\epsilon$ 面上の invariant plane strain の方法によつて転移する。また衝撃波の通過後に生じる。 $\epsilon \rightarrow \alpha$ の転移は単に $\alpha \rightarrow \epsilon$ 転移の逆転した機構である。
(藤田充苗)

一分 析

モリブデン酸キノリンによる高合金鋼のりんの定量

(A. LENCH: Anal. Chem., 39 (1967) 12, p. 1456~1458)

本報は W, Nb, Ta, Ti, Zr などを含む高合金鋼中の P をこれらの成分共存のままモリブデン酸キノリン溶液 (Q MoR) で沈澱させ、重量法あるいは容量法で定量する方法を述べたもので、操作の概要はつぎのごとくである。

試料を HCl 5, HNO_3 3 の混酸で分解し、 HClO_4 を加え乾固近くまで蒸発し P を酸化する。酒石酸と HF を加え煮沸して W その他の不溶性酸化物を溶解する。エ

チレングリコールと HBr を加え溶液があわ立つまで、ふたたび加熱蒸発する。 HClO_4 少量と水を加え液量を約 200 ml とし、Q MoR を加え加熱してりんモリブデン酸キノリン (Q MoP) を沈澱させる。これを汙別、水洗後、 NH_4OH とアセトンを含む溶液で沈澱を溶解する。この溶液に酒石酸、 HCl , HNO_3 を加え、かつ色の蒸気が発生するまで加熱蒸発する。Fe 溶液 (純鉄を HCl と HClO_4 で分解し調製) を加え数分間煮沸する。 HClO_4 少量と水を加えて液量を約 150 ml とし、Q MoR を加えて加熱して Q MoP を再沈澱させ、汙過水洗する。この沈澱を既報りのように乾燥し重量法によるか、アルカリに溶解し容量法によるかして P を定量する。

HF は W, Nb, Ta, Ti, Zr などの酸化物を溶解するが、同時に Q MoP の沈澱の生成をも妨害する。この HF の影響を防止するため HBr を加える。

酒石酸は Nb, Ta と可溶性錯塩をつくるが、Fe の共存において W も安定な可溶性錯塩を形成する。このため酒石酸と Fe 溶液 (再沈澱のさい) を用いる。しかし、酒石酸は溶液の蒸発にさいし液量が少なくなると炭化し、W-Fe-酒石酸錯塩の一部を破壊する傾向があるが、これはエチレングリコールを加えることによつて防止できる。また、酒石酸は Q MoR とエチレングリコールが不溶性の化合物をつくるのを防止する効果もある。

文 献

- 1) A. LENCH: Anal. Chem., 35 (1963), p. 1695
(若松茂雄)

— そ の 他 —

工場内の各種輸送方法に関する明確な規模

(E. F. WOOLDRIDGE and D. H. KELLEY: J. Iron Steel Inst., 205 (1967) 10, p. 1018~1030)

鉄鋼業においては、原料資材の輸送取扱いに対する資本投下および製造原価に占めるコストの割合は、他の産業よりかなり大きい。したがつて、製造原価を下げ投下資本に対する利益を最大にするには、輸送取扱い方法を工場全体の立場から総合的に検討する必要がある。

この観点に立ち、本論文は、まず現在の鉄鋼工場における各種の材料の輸送取扱い方法を個別に挙げてその得失ならびに将来のあり方を検討し、次に各輸送方法の資本および操作費を定量的に比較して、最後に与えられた条件における輸送取扱い方法の最適選択問題を論じている。後者に関する要旨は次のとおりである。

1. 輸送システムの選択を決定する2つの基本的条件は技術的因子と経済的因子である。すなわち、実現可能な輸送方法の選択は、技術的検討と資金的制約を分析して行なわれる。経済的因子は非常に多いが、輸送システムに関連した全費用を最小にするのが選択の原則である。

2. 輸送システムに影響する諸因子は動的なものであるが、OR 技法によつて分析することが可能である。すなわち、輸送システムに関してその選択方法、プラントの配置、要求される材料・コストおよびシステムの操作特性などの数学的モデルをつくり、これを計算機で解いてシステムの相対的価値を評価できる。

3. 数学的モデルのパラメータは、市場などの影響に

よって時間とともに変動するので、長期予測をする必要がある。この場合、パラメータの値はある範囲で示されたり主観的評価に基づくので、結果は各パラメータの値

における異なる政策の効果を示すことになるが、長期政策を定量的に評価することができる。(高梨安弘)

特 許 記 事

金属の酸素吹錬方法

特公・昭42-26361 (公告・昭42-12-14) 特願: 昭40-10161, 出願: 昭40-2-24, 発明: 下間照男, 佐野和夫, 木村孝明, 出願: 日本鋼管(株)

製鋼用電炉

特公・昭42-26364 (公告・昭42-12-14) 特願: 昭38-60620, 出願: 昭38-11-13, 発明: 戸田増美, 出願: 品川白煉瓦(株)

誘導炉の操業法

特公・昭42-26365 (公告・昭42-12-14) 特願: 昭41-52713, 出願: 昭41-8-12, 優先権: 1965-8-13(フランス) 28232, 1966-6-27(フランス) 67106, 発明: ジャン・ガルイ, ギルベル・バラン, 出願: ル・エール・リクイッド・ソシエテ・アノニム・プール・ル・エチエド・エ・ル・エクスプルワテション・デ・プロセデ・シエオルジェ・クロード

溶鉱炉の壁付除去法

特公・昭42-25377 (公告・昭42-12-14) 特願: 昭39-9-8, 出願: 昭39-9-8, 発明: 藤井行雄, 安藤遼, 小林正, 飯塚元彦, 千葉五郎, 伊沢哲夫, 宮下恒雄, 出願: 日本鋼管(株)

鉱石特に鉄鉱石の還元方法

特公・昭42-26378 (公告・昭42-12-14) 特願: 昭39-64820, 出願: 昭39-11-18, 発明: ウェルネル・ウェンツェル, 出願: ラインシュタール・インズトリー・プラヌングゲゼルシャフト・ミト・ベシュレンクテル・ハフツング

小粒化した鉄鉱石のガス還元のための方法および装置

特公・昭42-26379 (公告・昭42-12-14) 特願: 昭40-43886, 出願: 昭40-7-20, 優先権: 1964-7-22(アメリカ) 384373, 発明: ウィリアム・イー・マーシャル, 出願: アームコ・スチール・コーポレーション

鉄鉄の精錬法

特公・昭42-26381 (公告・昭42-12-14) 特願: 昭38-28789, 出願: 昭38-6-6, 優先権: 1962-6-6(ドイツ) T 22266, 発明: テオドル・コーツ, ヘインツ・マース, エリック・アクセル・ベングトソン, 出願: ストラ・コッパーベルグス・ベルグスラーグス・アクチエボラーグ

低ニッケル強靱鋼およびその製造方法

特公・昭42-26386 (公告・昭42-12-14) 特願: 昭36-17369, 出願: 昭36-5-16, 発明: 中村素, 出願: 石川島播磨重工業(株)

極低炭素高ニッケル低温強靱鋼

特公・昭42-26389 (公告・昭42-12-14) 特願: 昭40-

-60384, 出願: 昭40-10-2, 発明: 大岡耕之, 矢野清之助, 杉野和男, 樋泉武, 出願: 八幡製鉄(株)

応力腐食割れ感受性の低いオーステナイトステンレス鋼

特公・昭42-26390 (公告・昭42-12-14) 特願: 昭40-62280, 出願: 昭40-10-11, 発明: 牟田徹, 安保秀雄, 出願: 八幡製鉄(株)

三重式から二重式構造に変換可能な圧延機駆動装置

特公・昭42-26473 (公告・昭42-12-15) 特願: 昭40-5134, 出願: 昭40-2-1, 優先権: (ドイツ) D 43521, 特許第488246号の追加, 発明: アルフレッド・タッペルト, 出願: デマージ・アクチェンゲゼルシャフト

電解浸炭焼入方法

特公・昭42-27529 (公告・昭42-12-26) 特願: 昭40-77199, 出願: 昭40-12-5, 発明: 田中富士雄, 石河敏一, 出願: 日本電装(株)

超音波振動を利用する金属圧延法ならびに圧延装置

特公・昭42-27547 (公告・昭42-12-26) 特願: 昭39-60091, 出願: 昭39-10-23, (特許法第30条第1項の適用, 昭和39年4月24日東京工業大学において開催された社団法人電気通信学会において発表) 発明: 森栄司, 出願: 大同製鋼(株)

金属圧延機におけるロールスタンドクランプ装置

特公・昭42-27549 (公告・昭42-12-26) 特願: 昭39-71420, 出願: 昭39-12-19, 発明: 岩崎茂, 出願: (株)神戸製鋼所

圧延機およびその制御方法

特公・昭43-437 (公告・昭43-1-9) 特願: 昭40-78714, 出願: 昭40-12-22, 優先権: 1964-12-22(イギリス) 52116/64, 発明: アン・キーゲル, デニス・スタップス, 出願: ディヴィ・アンド・ユナイテッド・エンジニアリング・カンパニー・リミテッド

圧延機の作用ロールのための掃除装置

特公・昭43-438 (公告・昭43-1-9) 特願: 昭41-1141, 出願: 昭41-1-11, 優先権: 1965-1-14 (アメリカ) 425578, 発明: アルバート・カーシュナー, 出願: カイザー・アルミニウム・アンド・ケミカル・コーポレーション

複合金属板の製造法

特公・昭43-439 (公告・昭43-1-9) 特願: 昭39-34444, 出願: 昭39-6-17, 発明: 前田靖男, 出願: 古河電気工業(株)

連続製鋼法およびその装置

特公・昭43-1250 (公告・昭43-1-18) 特願: 昭40-29644, 発明出願: 昭40-5-21, 優先権: 1964-5-22