

抄 録

— 製 鉄 —

Inland Steel 第 1 高炉の炉冷および回復

(J. L. NEWELL and J. REIMER: Blast Furn. Steel Pl., 58 (1970) 7, pp. 476~481)

Inland Steel の Indiana Harbor 製鉄所の第 1 高炉 (MADELINE) が極端な炉冷事故を起こしたが、そのときの様子と炉況立て直しの仕方について報告している。

第 1 高炉は、内容積 885m³、炉床径 6.4m、であり、操業成績は、最高出鉄量 2146 t/day、最低 コークス比 477 kg/t である。

1968 年 7 月にストライキのため 4 日間のバンキングを行なつてから、シャフト、朝顔のステープに亀裂が多く発生し、8 カ月後には鑄込みパイプの 75% が破損し、炉内への洩水が多くなり、溶銑成分も極度に変動したのでこれらの修理のため、1969 年 4 月 8 日に 17.5 hr の予定休風を行なつた。

送風開始後、羽口の滓湧きが多く、出銑は 10~15 t がただけでてり、送風後 2.5 hr で強固な棚吊りとなり、炉頂温度は上限に達したが、これがスリップしたため、ほとんどの羽口に滓、銑鉄が逆流した。非常用出銑口として滓口で開けたが、蒸気と水が噴出するだけであり、そのうち No 8 プローパイプが破損し休風したところ、滓などがペンドピースまで上がり、一部には溶銑が環状管にまで達していた。

羽口廻りの片づけに 18hr を要し、ステープの修理と羽口内部の開孔作業を並行した。酸素がけで銑鉄を除去したが、良好なコークスが出るまでには、クーラーの端から 1.5~2.5m も掘らねばならず、朝顔下部の冷却函まで湯が固着していた。No 8, 9 羽口とその下の滓口までをつなげて空洞とし深さ 1.8m まで掘つた。この作業に 2 日間を要した。ここにはコークスを詰め羽口を入れた。滓口は、非常出銑口とするため、煉瓦積みし、金物を取り付けた。ブランクチャージはシャフト下部まで達していたが、その下は ore/coke=2.88 であつたので 5% の酸素富化送風の準備を行なつた。休風時間は 4 日間と 7 hr であり、送風時には銑鉄 200~250 t が炉内に固まつている計算であつた。

非常出銑口を 30 min ごとに開け少しずつ銑滓を出し風量は 300→1000 Nm³/min まで上げ、送風後 24hr 後に No 10 羽口を開孔するため、プロパイプを外して酸素をかけた。順次、隣の羽口を開孔し、正常操業になるまで 11 日間を要した。(中島龍一)

ウェアトンスティールの高炉用計算機制御システム選定について

(J. F. DOMBROSKY, et al.: Blast Furn. Steel Pl., 58 (1970) 8, pp. 573~575)

National Steel の Weirton Steel Division の高炉に導入された計算機制御システムについて、導入の経緯、目的および仕事の内容について述べている。

捲き上げのプログラム制御を SW 選択方式にするか、紙テープやパンチカードでプログラムさせるものにするかが計算機導入検討の端緒となり、さらに高炉の各所に発生するデータを集管理させるメリットについての議論がなされた。計算機を用いても、現在得られている以上の情報を得ることはできないが、多数の情報を集約し精選したかたちで一つの場所に提供することは操業上有効であろうという点でオペレーターとも意見の一致をみた。

さらに捲き上げ制御において、原料の装入シーケンスの管理、炉頂機器のコントロール・スケール車の管理と秤量の零点補正、コークス秤量ホッパーの管理、切出量のロギングなどに計算機の適用が検討された。

データロガーとしてコストパフォーマンスが優れていること、拡張時、既存の設備の変更が少なくすむこと、ハードウェアの信頼性が高いこと、柔軟性に富むことなどの理由により、計算機の導入に踏み切つた。

100 スキップ分の装入プログラムの記憶、装入シーケンスのランダムな変更、ore/coke 設定値の任意な変更、水分計を用いたコークスの乾量化、データロギング、12hr ごとの集計、メーター室、管理者の部屋へのタイプアウト、各プロセス量の上下限チェックとアラームなどが時分割方式で処理されている。

現在計算機は所期の目的を十分にはたしている。以前は円形チャートから人手を介してデータを得ていたが、自動的に正確な情報がより解析しやすい形でオペレーターに提供されている。また収集したデータの解析結果に基づいて新しいオペレーションをとることも容易であり、操業の改善にも役立つている。

さらにシステムのロジックの変更がシステムを止めたり乱したりすることなく行なえる点も便利である。

近い将来、数学的なモデルにより、装入物を管理していくことも実現不可能なことではないと思われる。

(岩村忠昭)

ヘマタイトペレットの水素還元機構に及ぼす気孔率の影響

(S. N. BASU and A. GHOSH: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 8, pp. 765~768)

気孔率が 1.5% から 50% まで変化する球形ヘマタイトペレットについて 600°C, 700°C, 800°C の各温度で水素還元をした。その結果、ほとんどの例で還元率が 90% までの段階では、還元率を F とすると $[1 - (1 - F)^{1/3}]$ と還元時間 t の間には直線関係が得られ、また K を直線部分における総括還元反応速度とすれば K と気孔率 ϵ との間には次のような関係が得られた。600°C において、 $K = 0.01005 + 0.012\epsilon$ 、700°C において、 $K = 0.01035 + 0.024\epsilon$ 、800°C において、 $K = 0.0130 + 0.084\epsilon$ 。

還元反応機構については多くの研究があるが、それらの中で McKEWAN はち密ペレットに対して還元律速

は Fe-FeO 境界相での化学反応であり、 $r_0 d_0 [1 - (1 - F)^{1/3}] = K' t$ が成立するとしている。ここで r_0 はペレットの粒径、 d_0 はペレット中の酸素密度、 K' は FeO を Fe に還元するときの反応速度定数である。一方、実験結果からも密ペレットだけではなく、気孔の多いペレットに対しても上記のような直線関係が得られており、したがって反応速度式上からは両者に差はないといえる。また SPITZER らも密、気孔ペレット両者について $[1 - (1 - F)^{1/3}]$ と t の間には直線関係があり、律速が何であろうとも Fe-FeO 境界相の進行は時間に対し直線的であると提案しているが、このことは上記実験結果とも一致している。また気孔率が 10% から 50% に変化することによってガス-固体反応に寄与する気孔の表面積は数倍大きくなり、化学反応が律速だとすれば還元速度も数倍大きくなるはずであるが、実際には上記 K と ϵ との関係からわかるように非常に小さい。したがってヘマタイトの還元は気孔を通しての拡散より化学反応が律速であるとは必ずしもいえないようだ。(菅原 実)

—製 鋼—

直流エレクトロスラグ法における電気的諸特性

(J. CAMERON, et al.: Met. Trans., 1 (1970) 7, pp. 1839~1844)

エレクトロスラグ法 (ESR) において、スラグは化学反応物、熱源、熱交換媒体として作用するが、本研究では、ESR における予想される電流の通路について検討し、直流 ESR で測定した結果と比較検討した。本実験ではモールドを絶縁した型 (mold insulated) を使用し、 CaF_2 、 $\text{CaF}_2 + \text{Al}_2\text{O}_3$ の 2 種類のスラグを使用した。モールドの壁を通過する電流は、全電流値の約 5% 以下であり、電極-モールド間の抵抗が一定であるのに対して、インゴット-モールド間の抵抗は変動しやすかつた。これはインゴット収縮開始部でのスラグスキン (slag skin) の冷却割れの結果インゴットとモールドが点接触するためである。また、モールド-電極間の抵抗は計算値に近いものであるが、スラグ組成に依存する。これはスラグの温度差とスラグスキンの伝導度に起因するものであるが、それぞれ逆の効果をおよぼすために、定電圧操作ではインゴット-電極間の全抵抗をほぼ一定に保持する。

モールドに電流が流れる効果として、1. モールドの破損、2. 電磁攪拌の形状、3. 電気化学反応、4. 電圧勾配の歪みなどがあるが、本実験の結果、2~4 の問題について大筋の定量的考察が可能となつた。すなわち第 1 にモールドに全電流が流れる型に比較して、モールド絶縁型、あるいは一部の電流が流れる型 (live mold) では電磁攪拌の影響はきわめて小さい。第 2 に、インゴットや電極で行なわれる電気化学反応の効果は、電極がインゴットに溶け落ちる ESR 法では、電極の反応とインゴットでの逆反応が相殺されると考えられる。しかしながら、モールドにかなりの電流が流れ、スラグスキンで反応が起こる場合は再考を要する。第 3 に、電圧勾配の歪は、モールド電流が増加すると増加するが、これはスラグスキンの抵抗減少が原因であり、このためにスラグの温度とインゴットの表面温度が低下し、電極の温度が相対的に上昇する。(世良田勝彦)

熔融 Fe-Cr-E(sat), Fe-P-C(sat), Fe-P-Cr 系合金の 1600°C における活量について

(H. G. HADRY, et al.: Met. Trans., 1 (1970) 7, pp. 1867~1874)

この論文は、比較的高濃度の溶液における相互作用係数の算定について、2 つの方法で取り扱つたものである。1 つは溶質成分の 1 つ (j) が一定の chemical potential を有する場合 (たとえば炭素飽和溶鉄) である。これは $1-i-j$ 系について、 a_j = 一定のときの活量係数を

$$\ln \gamma_j^* = \ln \gamma_j^{*0} + \epsilon_j^{*i} X_i + \rho_j^{*i} X_i^2,$$

$$\ln \gamma_i^* = \ln \gamma_i^{*0} + \epsilon_i^{*j} X_j + \rho_i^{*j} X_j^2$$

とおき、活量係数に関する TAYLOR 展開の 2 次項までを用いて、つぎの関係を導いている。

$$\epsilon_j^{*i} = (\epsilon_j^i + \rho_j^{i,j} \bar{X}_j) / D,$$

$$\rho_j^{*i} = [\rho_j^i + \epsilon_j^i (\epsilon_j^{*i})^2 \bar{X}_j / 2 + 2\rho_j^i (\epsilon_j^{*i}) \bar{X}_j^2 - \rho_j^{i,j} \epsilon_j^{*i} \bar{X}_j^2] / D$$

$$\epsilon_i^{*j} = \epsilon_i^j - \epsilon_j^i \bar{X}_j - 2\rho_j^i \epsilon_j^{*i} \bar{X}_j^2 + \rho_i^{i,j} \bar{X}_j,$$

$$D = 1 - \epsilon_j^i \bar{X}_j + 2\rho_j^i \bar{X}_j^2$$

\bar{X}_j は a_j = 一定のとき $X_j \rightarrow 0$ の場合の濃度である。上記の関係と LUPIS によつて示された、相互作用係数に関する相反関係を用い、従来報告されているデータに基づいて 1600°C における Fe-Cr-C_{sat}, Fe-P-C_{sat} 系における相互作用係数の算出を行なつている。

もう一つの方法は統計的手法で、活量係数に関する TAYLOR 展開の 2 次項までを用い、 $1-i-j$ 系においては

$$[(\ln \gamma_i - \ln \gamma_i^0) - \epsilon_i^j X_j - \rho_i^j X_j^2] / X_j - \rho_i^{i,j} X_i = \epsilon_i^j + \rho_i^j X_j$$

の関係より、 ϵ_i^j 、 ρ_i^j について、その信頼限界 S_ϵ 、 S_ρ の平方和 $S_j (= \sqrt{S_\epsilon^2 + S_\rho^2})$ が最小になるように、 $\rho_i^{i,j}$ の値を定める。このときの ϵ_i^j 、 ρ_i^j 、 $\rho_i^{i,j}$ を求める相互作用係数とするものである。これを Fe-Ag 間の Cr の分配によるデータ、ならびに既発表のデータを用いて Fe-P-Cr 系に適用し、相互作用係数を算出している。結果は $\epsilon_{Cr}^P = -6.3$ 、 $\rho_{Cr}^P = 15$ 、 $\rho_{Cr}^{CP} = 38$ で、Fe-P-C_{sat}、Fe-Cr-C_{sat} 系の結果と合わせて表示してあるが、Fe-Cr-C_{sat} 系の結果は GOTO, BANYA, MATOBA の値によく一致している。

また著者は、これら 2 つの導出方法を比較した場合、前者のほうが信頼性が高いことを指摘している。

(荒谷復夫)

熔融 Fe-C 合金の熱力学

(J. CHIPMAN: Met. Trans., 1 (1970) 8, pp. 2163~2168)

溶鉄中の C の活量は低 C 濃度側では CO-CO₂ などの混合ガスによる平衡実験により、高 C 濃度では黒鉛の溶解度測定により求められてきた。1540~1760°C における CO-CO₂ 平衡実験は RICHARDSON, RIST, 万谷らによつて行なわれている。RIST らは他の研究結果をも活用して、1153~1760°C における C の活量について推定した。しかし最近行なわれたオーステナイト中の C の活量に関する研究などから液相線上の活量係数を再計算すると、RIST の取扱いは再検討の余地がある。また CO-CO₂ 平衡実験による結果にかなりの不一致が見られる。その原因としては CO-CO₂ 混合ガス中の CO の

部分的な解離, 混合ガス中に不純物として存在する O_2 および耐火物より生ずる H_2O との反応による CO のロスが挙げられる. これらは CO/CO_2 比が高くなるにしたがって, すなわち $Fe-C$ 合金の C 濃度が高くなるにしたがって, 大きな影響を及ぼす. 以上の事実を考慮すると, これらの研究結果は無限希釈に外挿された値以外は信頼性に疑問が生じる.

一方 Fe の融点以下の温度では, 前述のごとくオーステナイト中の C の活量および状態図の固相液相線に関する研究が最近新たに行なわれたので, 液相線上の活量係数を再計算する必要がある.

以上のような事情から, 上述の外挿値, 再計算値およびすでに求められており信頼性も高い黒鉛溶解度に関する結果を利用して, 溶融 $Fe-C$ 合金の活量係数に再検討を加え, 新たに $1153 \sim 1760^\circ C$ において全組成にわたって有効な内挿式を求めようとした. この際 2, 3 の方法が検討されたが, その結果原子比 $\gamma_C = n_C n_{Fe} (n_C, n_{Fe}$ はそれぞれ C, Fe の原子数), 格子比 $Z_C = \gamma_C / (1 - \gamma_C)$, 活量係数 $\psi_C = a_C / Z_C$ を用いると良好な内挿式が得られる. 標準状態として黒鉛をとると, $\log \psi_C = 1180/T - 0.87 + (0.72 + 3400/T) \gamma_C$ が成立する. この式からその他の熱力学量が導き出される. (檀 武弘)

鉄, マンガンおよびカルシウムの酸化物を含む溶融珪酸塩の粘性

(V. I. SOKOLOV, et al.: *Izv. VUZov. Cher. Met.*, 13 (1970) 4, pp. 40~45)

FeO, MnO および CaO を含む 2, 3 および 4 元系シリケートの粘性測定を, 広い温度範囲にわたり, 雰囲気調整を行ないつつ実施し, 従来のデータと比較し, さらに測定値とスラグ組成との関係式についても検討した. 測定には減衰振動法を用いている.

$FeO-SiO_2$ 系では SiO_2 が $20 \sim 40\%$, $1290 \sim 1550^\circ C$ で測定し, Заицкских らのデータに近い値が得られた. SiO_2 が 20% 以下で $1450^\circ C$ 以下ではスピンドルの表面は薄いメタル層で覆われ, 異常に高い減衰が観測された. 活性化エネルギー (E_η) は $17 \sim 30$ kcal/mol であった.

$MnO-SiO_2$ 系では Воларович らのデータに比しかなり低い値が得られた. これらの測定法は本系に対しては問題がある. $FeO-SiO_2, MnO-SiO_2$ 系とも SiO_2 添加とともに粘性は単調に増大し, 後者は前者の約 3 倍の値を示した. E_η は後者では SiO_2 の増加 ($23.5 \sim 37.8\%$) につれて増大 ($9.7 \sim 27.6$ kcal/mol) したが, 前者では必ずしもそうではなかった. FRENKEL の式と同型の次の実験式により測定結果を最もよく整理することができた.

$$\ln \eta = aN_1 + bN_2$$

ただし N_1, N_2 は各成分のモル分率. E_η については空孔生成エネルギーとの比較から考察した.

$FeO-CaO-SiO_2$ 三元系では, SiO_2 を $36 \sim 39\%$ とし CaO を $0 \sim 50\%$ の範囲で測定した場合, $1400 \sim 1600^\circ C$ で, CaO が 28 から 31% へと増加する過程で極大値から極小値への急激な変化が観測された. SiO_2 の他の濃度領域では, FeO の CaO による置換で粘性は単調に増大する.

$FeO-MnO-SiO_2$ 系では 26% MnO 付近で極大値が

観測された. 従来のデータは本結果と絶対値がかなり異なるが, その原因は 2 元系の密度のデータを用いたためだろう.

$FeO-MnO-CaO-SiO_2$ 系では CaO や FeO の MnO による置換の効果は少なく, 粘性は SiO_2 濃度が等しければ 2 元系ないし 3 元系の値に近い. 表 4, 図 5, 文献 19. (徳田昌則)

黒鉛添加法により溶融 $Fe-C$ 合金の酸化度を低下する方法について

M. Я. Меджицькожский et al.: *Izv. VUZov. Cher. Met.*, 13 (1970) 4, pp. 72~77)

鋼浴を酸素吹錬すると $C + O \rightarrow CO$ 反応の平衡値以上の過剰酸素を含有し, 脱酸によつて非金属介在物を多く生成することになる. この過剰酸素を黒鉛粉末で脱酸する方法を試験した.

間接アーク炉に 30 kg の鉄を溶融し, 0.2 mm 以下の黒鉛粉末を圧縮空気によつて吹込み脱酸した. 圧縮空気は 0.2 気圧で $10 \sim 15$ l/min の速度で吹込み, 黒鉛は $40 \sim 70$ g/l の速度で送入了.

$0.03 \sim 0.04\%$ の C を含む溶鉄に 9 sec 間吹込むと $[C]$ は 0.16% に増加し, 酸素は 0.059% から 0.016% に減少した. 酸素含有量は $P_{CO} = 1$ atm における平衡値 $[C] \cdot [O] = 0.002$ にほぼ等しく, 鋼浴の浅い (75 mm) 実験室で得られた平衡値に近いことがわかった.

黒鉛の吹込み量が全溶鋼の 0.1% 以上にならないと溶鋼中の炭素含有量は増加しないが, この結果から 0.1% に相当する炭素を添加するまで脱酸反応の進行することがわかった.

溶鋼を急冷した試料の観察から, CO ガスは鋼浴の全範囲にわたって発生することが明らかになった. したがって吹込まれた C の溶解および拡散は速く, C および O が気泡表面あるいは固体表面に拡散して CO になることが推定された. 吹込みガスとして O_2 のない不活性ガスを用いても大差のないことがわかった.

測定値の解析から黒鉛の比消費量 η_0 は, 溶鋼量 G_{met} および黒鉛の使用量 G_{gr} の関係

$$\eta_0 = 80.4 - \frac{0.09 G_{met}}{G_{gr}}$$

で表わされた.

(郡司好喜)

キルド鋼の凝固時における鎮静について

(V. I. ANDREEV and A. V. VISCHNJAKOV: *Izv. VUZov. Cher. Met.*, 13 (1970) 4, pp. 91~96)

C と Si による脱酸が行なわれるとき全体の平衡は $(SiO_2)_s + 2[C] = [Si] + 2\{CO\}$, $K_{sic} = a_{Si} \cdot P_{CO}^2 / a_C^2 \cdot a_{SiO_2}$ で表わされる. 近似的に $[Si] = K'_{sic} \cdot [C]^2 / P_{CO}^2$ ……① とし, $\log K'_{sic} = -32000/T + 17.62$ を用いる. ①は CO の平衡分圧下で鋼塊が凝固していく任意の段階で $[C]$ と平衡する $[Si]$ を与える. 凝固過程で取りうる $[Si]$ の値のうちの最大値, つまり $[Si]_c = K'_{sic} [C]_i^2 / P_{CO}^2$ ($[C]_i$ は初期濃度) 以上の $[Si]$ を最初に与えておけば凝固途中での CO 気泡発生を防止でき, 健全な鋼塊を得ることができよう. ここで $[C]$ の溶離を考慮に入れると $[Si]_c = K'_{sic} [C]_i^2 / P_{CO}^2 (1 - g + K_0 g)^2$ ……② を得る. g は固相の容積比, K_0 は $[C]$ の固液相分配係数.

さらに H_2 , N_2 の析出も考慮に入れると $[Si]_c = [C]_i^2 / K'_{SiC} / (1-g+K_{0g})^2 (P_T - P_{H_2} - P_{N_2})^2 \dots \textcircled{3}$ を得る. ここで $P_T = P_{CO} + P_{H_2} + P_{N_2}$, $P_{H_2} = [H]_i^2 / \{ [H_0]_L \times (1-g) + g[H_0]_S \}^2$, $P_{N_2} = [N]_i^2 / \{ [N_0]_L (1-g) + g[N_0]_T \}^2$, $[H]_i$, $[N]_i$ は初期濃度(%), $[H_0]_L$, $[N_0]_L$ は $P_{H_2} = P_{N_2} = 1$ atm のときの溶鉄中溶解度, $[H_0]_S$, $[N_0]_S$ は固体鉄中溶解度, $\textcircled{3}$ により Fe-C 状態図を用いると $[C]_i$, H_2 , N_2 の溶解度, 外部圧に対して溶鋼が凝固時に鎮静であるために要する臨界 $[Si]_c$ が求まる. H, N に関しては $\log [H_0]_{L \text{ or } S} = \log [H_0]_{00rS}^{\circ} - x_C \cdot 2\varphi_{H-C} / (1-x_C) \cdot 2 \cdot 303RT + \log(1-2x_C)$, $\log [N_0]_{L \text{ or } S} = \log [N_0]_{00rS}^{\circ} - x_C \cdot 2\varphi_{N-C} / (1-x_C) \cdot 2 \cdot 303RT + \log(1-2x_C)$, $\log [H_0]_L^{\circ} = -1750/T - 1.677$, $\log [N_0]_L^{\circ} = -375/T - 1.154$, $\log [H_0]_S^{\circ} = -1420/T - 2.370$, $\log [N_0]_S^{\circ} = -1575/T - 1.010$, $\log [H_0]_S^{\circ} = -1390/T - 2.226$, $\log [N_0]_S^{\circ} = 420/T - 1.932$ を用いる. $[H_0]$ は合金系, $[H_0]^{\circ}$ は純鉄における溶解度を, x_C は炭素の原子分率を示す. $\textcircled{3}$ を計算すると以下のことがわかった: $[C]_i = 0 \sim 0.10\%$ のとき $[C]_i$, $[H]_i$, $[N]_i$ の増大は $[Si]_c$ の急激な増大をもたらす. $[C]_i = 0.1 \sim 0.16\%$ のとき $[Si]_c$ は一定. $[C]_i = 0.16 \sim 0.20\%$ のとき $[Si]_c$ は $[C]_i$ の増大により減少. $[C]_i = 0.20 \sim 0.39\%$ のとき $[C]_i$, $[H]_i$, $[N]_i$ の増大により $[Si]_c$ は急激に増大. $[C]_i = 0.39 \sim 1.35\%$ のとき $[C]_i$ の増大により $[Si]_c$ は減少 ($[H]_i$, $[N]_i$ の高いほど著しい). $[C]_i = 1.35 \sim 4.3\%$ のとき $[C]_i$ の増大とともに $[Si]_c$ は定常的に減少, 以上は $[H]_i = 0.0005\%$, $[N]_i = 0.005\%$ 以下の場合であるが, $[H]_i$, $[N]_i$ がさらに高くなると $[Si]_c$ による気泡発生防止は非常に困難になる. (小林三郎)

非金属介在物の溶鉄-ガス界面通過の速度

(V. V. KLINOV, et al.: *Izv. VUZov. Cher. Met.* 13 (1970) 5, pp. 9~13)

曲率半径が a のマグネシア粒を溶鉄中で浮上させて, 粒子が気相中へ出現する過程を高速カメラで撮影して溶鉄-ガス界面における非金属介在物の移行速度を研究した. 移行速度は粒子の溶鉄面上突出部分の直径 zr_0 の時間変化より求めた. ガス相はアルゴンであった. この過程の理論解析によると $r_0^2 = 2\sqrt{\Delta\sigma \cdot a / \rho \cdot t} \dots \textcircled{1}$ なる関係がある. $\Delta\sigma = \sigma_L + \sigma_{LS} - \sigma_S$, ρ は溶鉄の密度, t は時間. πr_0^2 対 t 座標に測定値をプロットすると初期 ($1.5 \sim 2.0 \times 10^{-3}$ sec まで) を除けば直線関係が得られた. 溶鉄が純鉄で $a = 5$ cm のとき実測の場合 $W = d\pi r_0^2 / dt = 114 \text{ cm}^2 / \text{sec}$, $\textcircled{1}$ を用いた場合, $W = 220 \text{ cm}^2 / \text{sec}$ を得た. 溶鉄の組成による影響を調べたところ, $[O]$ の減少, Al, Mg の脱酸生成物の豊化とともに界面通過速度は増大し, $[Al]$ の増大は速度を低下させることがわかった. 粒表面からの溶鉄の剝離速度 $U = dr/dt$ と W は温度上昇とともに減少する. 温度上昇とともに U の減少の程度は小さくなる. 組成と温度に関して U は次式のように表わされる: $U_{T_2x_2} = U_{T_1x_1} \exp [E_{x_1} - E_{x_2}] / RT_2 + (E_{x_2} / R) (1/T_1 - T_2)$. ここで x_1 , x_2 は温度 T_2 , T_1 における組成を表わす. 溶鉄の MgO 粒表面からの剝離過程の活性化エネルギーを E とし, 純鉄の場合のそれを E_{x_1} , Al を含んだ場合のそれを E_{x_2} とすると, $E_{x_1} - E_{x_2} = 1.4 \text{ kcal/mol}$ で E_{x_2} は 16 kcal/mol を越えないこと

がわかった. まとめると表面の滑らかな小球状 ($a \leq 10^{-2}$ cm) 介在物からの溶鉄の剝離速度は $U = 50 \sim 100 \text{ cm/sec}$ である. 介在物の組成が変わっても同じオーダーの界面通過速度をもつ. 曲線半径が $10^{-2} \sim 10^{-4}$ cm の粒子の通過時間は $10^4 \sim 10^{-6}$ sec である. (小林三郎)

キルド鋼塊の収縮孔中のガスにおよぼす脱酸の影響

(A. V. VISCHNJAKOV and V. I. ANDREEV: *Izv. VUZov. Cher. Met.*, (1970) 6, pp. 62~66)

高周波炉で炭素鋼 60 kg を $1600 \sim 1620^\circ\text{C}$ に溶解しつぎの 4 通りの脱酸を行なった: ① Si 脱酸, $[Si] = 0.17 \sim 0.70\%$ になるように鑄込前 3~5 min にフェロシリコンを添加, ② SiCa 脱酸, 鑄込直前か鑄込中に SiCa を $4 \sim 4.5 \text{ kg/t}$ 添加, ③ Si+Al 脱酸, ①に加えて Al を $300 \sim 400 \text{ g/t}$ 鑄込中に添加, ④ Si+Ti 脱酸, 同じくフェロチタン (65%Ti) を 1.5 kg/t 鑄込中に添加. 鑄込み終了後, 冷し金を鋼塊頭部に乗せ収縮孔を閉じ込める. $1.5 \sim 2.0$ min 後に鑄型を逆転し収縮孔を完全に封じ込む. 冷却後鋼塊全体を水槽中に沈め孔に穴を通じて孔中のガスを採取し, その量および組成を測定した. ガスの主成分は H_2 , N_2 , CO で O_2 は最大で 0.5% 以下であった. CO_2 , CH_4 はなし. ①と③では CO 含有量が異なる (それぞれ 10.7% と 0.17%). ①の場合 $[C] + [O] = \{CO\}$, $(SiO_2) + 2[C] = [Si] + 2\{CO\}$ により CO が豊化するであろう. 後者の反応を防止するためには $[Si]$ を高くする必要がある. ③, ④の場合 CO の発生は極微が零であった. ②の場合は①に比べて CO 発生が少ないとはいえない. Ca の溶解度がきわめて低いために脱酸力が低いものと考えられる. H, N の固溶度は非常に小さいので, 収縮孔に析出しやすい. 収縮孔中のガスの大部分は凝固後に析出した H_2 , N_2 であるといえる. 孔中のガス圧は $0.38 \sim 1.06 \text{ atm}$ (①が最小, ③が最大) であった. ③, ④の場合①, ②に比べて $2 \sim 2.5$ 倍であった. ①と③について 600°C 以下の温度で真空中で実験したところガス析出速度は脱酸法には影響されないことがわかった. H_2 , CO による脱酸生成物の還元は $20 \sim 1500^\circ\text{C}$ においてはほとんどない. 気泡は H_2 や N_2 の析出点になるので, そのまわりに気泡をもつ収縮孔中の全ガス量は著しく減少する. ①は③に比べて気泡数が大きかった. (小林三郎)

— 鑄 造 —

リムド鋼のリミングアクションについて

(D. REINDERS, et al.: *Stahl u. Eisen*, 90(1970) 18, pp. 945~961)

おもに転炉で溶製されたリムド鋼 (105 t および 70 t) を, 徳利型の 6 t 鑄型へ鑄込み, リミング中に発生するガス量およびその組成を測定して「溶鋼組成」, 「上注法および下注法」, 「空気酸化」などがどのようにリミングアクションに影響するかを調べた.

空気酸化が起らないようにして下注ぎで鑄込んだ試験結果では, リミング中に発生するガス量さらにはリミング時間とともに変わるガス発生量の変化の過程は全く鑄込み成分濃度 (特に炭素およびマンガンで整理し, 酸素についてはサンプリングによる誤差のため分析値は用いていない) に支配されていることがわかった. 鑄込み

条件を一定にしておくとの関係は再現性のよいものである。

上記の関係は上注法の場合でも同様であつたが、ただ上注法の注入後のガス発生量は同一組成で下注法の注入後のガス発生量よりも常に大きく、その原因は下注ぎの場合には鑄込み時間が長く、その間にかなりのCOガス発生がすでに行なわれるからであろうと説明されている。

空気酸化の影響を調べるため、下注法で上昇してくる湯面に酸素ガスを吹きつけて、リミングアクションの変化を調べた。酸素ガスを吹きつけることによりCO発生量は増加し、その増加の割合は溶鋼の炭素濃度と関係して、約0.10%程度が一番強く、それよりも低くても高くても増加率は減少する。この鑄型内雰囲気は溶鋼炭素と直接反応してCO発生量を多くすると同時に、スカムの生成をうながし、そのスカムより溶解する酸素が凝固面に運ばれてリミングアクションを活性化させることがわかつた。

さらにこの研究で判明したことに基づき、実際に良好なリムド鋼を製造する場合の注意および改善についても言及している。

(川和高穂)

リムド鋼の気泡生成および凝固組織

(P. NILLES, et al.: Stahl u. Eisen, 90 (1970) 18, pp. 962~969)

上注 500 kg, 下注 2 t, 上注 13 t のリムド鋼塊を用い、凝固中の気泡発生に基因する組織や多孔質部について調査した。この調査に当たつて最も適したエッチング方法を工夫し、それにより気泡痕跡や組織の観察を容易かつ正確なものとした。

特に研究の対象となつた組織は、気泡チャンネル(Blasenkanal)に存在する耳状組織(Ährenstruktur)、管状気泡を中心に存在するV字組織(あるいは完全に管状気泡が浮上分離してしまつた場合には放物線状組織)であつて、これを凝固方向切断面とそれに垂直な面で調べ、その形状および分布状態からこれらの成因を以下のように結論している。

凝固面に気泡が発生すると、その部分だけは凝固が進まずその周囲の凝固だけが進行し、やがて凹部ができる。しかしこの気泡がさらに成長すると、その気泡の一部あるいは全部が浮上分離し、その跡へ溶鋼が入り込み、その凹部の面に沿つて微小気泡が発生して多孔質部ができたり、偏析部が生ずる。この形状はもとの凹部の凝固面に沿つて生ずるため管状気泡成長方向の面で切断してみるとV字あるいは放物線状になつており、その先端の方向は常に鋼塊表面へ向かつている。またこの組織を上記の切断面と垂直をなす面で観察すると管状気泡を中心としたリングとして観察される。上記の現象で凹部へ残溶鋼が入り、その凹部の凝固面に沿つて微小気泡が発生し、さらにその凹部の凝固面に垂直な方向へ発達すると、それが耳状組織となる。したがつてその先端はV字組織の場合とは逆に鋼塊内部へ向かつており、その先端の角度はV字組織の角度と余角の関係にある。

(川和高穂)

一 加 工

タンデムミルに必要な圧延力、駆動動力の予測

(R. J. BENTZ and W. L. ROBERTS: Blast Furn. Steel Pl., 58 (1970) 8, pp. 559~568)

冷間圧延についての数学モデルは、単一ミルにおける圧延力、駆動動力の予測に用いられてきたがそのようなモデルをタンデムミルに適用することには一見十分の注意が与えられなかつたようである。これはストリップ特性が、圧延速度が、噛み込み態様の捕え難さが、ワークロールおよびストリップ表面の仕上状態が、またミルの駆動方式がスタンドごとに異なるという事実からくる問題の複雑さに一部起因はするけれど、デザイナーとオペレーターがそれを信用しないという、そういった事実にも多分はその原因が求められよう。

最近、冷間圧延についての複雑な数学モデルが数多く発表されているが問題は複雑であつても、簡単な数学モデルが用いられてよい。本報では比較的簡単な理論上のモデルがブリキ原板用多スタンドミルの圧延力、所要動力の予測に用いて有効であることを示し、6スタンドコールドミルの商用運転でこれを例証、他のタンデムコールドミルにもそのモデルを用いてよいことを意味させた。用いられたモデルは圧延力、圧延トルクについてそれぞれ、

$$F = \frac{WS_p}{(1-r)} \sqrt{\frac{D't_r}{2}} \left\{ 1 - \frac{5r}{4} + \frac{\mu}{2} \sqrt{\frac{D'r}{2t}} \right\}$$

$$\tau_T = \frac{WD't_r S_C}{24}$$

を根拠とするものであり関係するパラメータとしては、

- ストリップの変形速度(ひずみ速度)
- その変形速度でのストリップの圧縮強さ
- 噛み込み部におけるストリップテンション
- ストリップを塑性変形せしめるに必要な最小圧延圧力
- ロール潤滑の摩擦係数

を考えたが、理論的モデルを有効に利用するためには圧延の3要素——被圧延材、ミルおよび潤滑油——とミルの運転態様とを正確に知らねばならない。図14、表2。

(内藤弥太郎)

構造用鋼のコントロール・ローリング

(K. J. IRVINE, et al., J. Iron Steel Inst., 208(1970) 8, pp. 717~726)

細粒構造用鋼の生産において、板厚が1 in以下で、かつ仕上温度その他が制御されている場合は、as-rolledの状態でも良好な機械的性質が得られることが知られている。この作業は“Controlled rolling”と呼ばれている。この作業に影響を与えるおもな要素としては、(1)変形量、(2)圧延温度、(3)再結晶および生長率ならびに時間、(4)鋼の組成、(5)冷却速度、などがある。この作業を十分理解するため、前記の各要素を検討する実験を行なつた。試料としてはC-Mn鋼および細粒鋼を用い、細粒化元素としては、Nb, V, Al, Tiを用いた。鋼はスウェーデン鉄を原料として、高周波大気溶解により112 lbの鋼塊とした。圧延には3重圧延機を用い、1200°Cで均熱したのち、適当時間さましてから圧

延することにより、仕上温度を種々に設定した。またフェライト粒度を $d^{-1/2}$ ($\text{mm}^{-1/2}$) で表わせば、これは降伏応力と直線関係にあり、これらと成分値とを用いて、前に著者らが発表した式から降伏強度と遷移温度とを計算で求めた。これによつて、

(1) 再結晶オーステナイト粒度を細かくするため、圧延温度の低温側で 50% 以上の変形が必要である。

(2) 仕上温度は炭素鋼では 800°C が適当であり、Nb 鋼では $850\sim 900^{\circ}\text{C}$ よりそれほど低い必要はない。また仕上温度は 750°C 以下になつてはならない。

(3) 炭素鋼では、圧延作業の後半で中休みを行なうとオーステナイト粒度生長を起こすのでよくない。Nb 鋼ではそれほどでもないが、 950°C 以上で中休みするとその後の変形量が不十分の場合、悪い結果になりうる。

(4) Mn 含有量は、ベイナイトの発生なしにできるだけ高くすべきである。

(6) 炭素量は引張りおよび降伏強度の要求値の許す範囲でできるだけ低くすべきである。

(6) 細粒化元素が存在すると、これによつて析出強化が起こり、強度が向上する。などの結果が得られた。図17, 表1, 参8。

(志村一輝)

冷延におけるロールと鋼板の表面粗度の変化について

(A. D. FILATOV, et al.: Stal in Eng., (1970) 2, pp. 126~128)

冷延鋼板の表面粗度が一定でない、珙擦引きの際の着色性や、つやが不均一になり、さらに自動車外板の見掛けを害なうことになる。適当な粗度の突起が表面に均一に分布している鋼板は、珙擦被膜の特性を向上させるばかりでなく、またプレス工程での歩留も改善されることが知られている。そこで Magnitogorsk 冶金コンビナートで、圧延の際のロールと鋼板の表面粗度変化を調査する実験が行なわれた。冷延鋼板の表面粗度は、GOST 2789-59 に準じて判定された。試料には自動車用鋼板が用いられ M-201 プロファイルメータにより粗度を測定した。またロール面は歯科用プラスチックを用いてレプリカを取り、これにより粗度を測つた。

ロール面の処理については、連続式3スタンドミルではロールをまず7~8級仕上げに研磨したのち、 0.8 mm の鑄鉄粒で $4.5\sim 5.0$ 気圧をもつて6~8回のショットブラストを行ない、つや消し処理を行なつた。またスキンプスロールの場合には、前記の研磨後さらに10級まで仕上げ、その後 0.8 mm または 1.0 mm の鑄鉄粒でショットブラストすることにより、最高級の輸入品に劣らないつや消し仕上面を持つ自動車用鋼板が得られた。

ロールと鋼板の表面粗度は圧延開始直後のみは共にめだつて減少するが、まもなく変化は少なくなり、鋼板の粗度の減少率のほうはロールのそれよりゆるやかとなる。これはロール面の粗さがそのまま鋼板に転写していないからであつて、連続圧延機では潤滑剤が存在するため、ロール粗面の“谷”が液体で満たされ、このため鋼板面の“山”がロール面の“谷”より小さくなることによる。スキンプスでは油を使用しないので、両者の関係ははるかに近くなるはずである。そこで種々の圧下率でスキンプスロール面粗さの鋼板への転写状況を調べたと

ころ、圧下率3%以下ではもとの連続圧延の際の鋼板面粗度がほとんどそのまま残ることがわかつたので、スキンプスの圧下率が低い作業では、スキンプス以前で、鋼板の最終表面粗度の調整が必要と考えられる。図5, 参1。

(志村一輝)

薄ゲージ圧延における計算パラメータの信頼性

(A. I. TSELIKOV, et al.: Stal in Eng., (1970) 3, pp. 216~219)

5スタンドコールドミルの薄ゲージ圧延について、先進率の誤差を統計的に処理して、その理論の妥当性を論じた。理論式としては、LUGOVSKOI らによつて示された。圧力分布を仮定し、圧下力 P 、偏平ロール半径 R 、ロール接線応力 τ 、摩擦係数 μ を求め、実験値との比較として先進率 S_i を求めた。また実際圧延におけるデータとしては、入出側厚み h_0, h_1 、前後方張力 τ_0, τ_1 、圧下力 P 、先進率 S を測定した。材料の加工硬化曲線としては、圧下率 $\varepsilon=0.4$ を以下では二次曲線で $\varepsilon=0.4$ 以上では直線で近似し、その範囲として約10種表わしている(08KP 鋼を使用)。理論との比較のため、先進率の差 ΔS を KOLMOGROV の定理により、分散と回帰分析を用いて統計的に処理した。計算例として #1 スタンドにおける初期データとして $h_0=2.30\text{ mm}$, $h_1=1.85\text{ mm}$, $T_0=0$, $T_1=11.3\text{ kg/mm}^2$, $P=420\text{ t}$, $S=6.0\%$ として、110の例について計算し、変形抵抗 $2k_0=31.5\text{ kg/mm}^2$ その偏差 $\sigma(2k_0)=\pm 3.2\text{ kg/mm}^2$ で、計算値からの誤差として $M_1(\Delta S)=1.56\%$, $\sigma_1(\Delta S)=2.12\%$ となつている。また、一方計算機で110例の初期データが、前記の平均値の確率分散として得られ、その誤差 ΔS も決まり、分布から得られる $M_2(\Delta S)=1.98\%$, $\sigma^2(\Delta S)=2.27\%$ となる。この2つから明らかなように薄ゲージ圧延の一変数モデルの計算に許される誤差は、初期データの不正確さからくる計算結果の誤差よりもかなり小さいし、このモデルを改良しただけでは、計算精度はよくなり、自動制御を目的として、薄ゲージ圧延の圧延諸元を計算する方法を作るための一変数モデルを改良することは不適当であつて、この改良は、計算を複雑にするだけで、信頼性を増すことにはならない。

(岩崎 守)

電子計算機による連続広幅圧延機の圧延パラメータの計算

(O. G. MUZALSEVSKII, et al.: Stal in Eng., (1970) 3, pp. 220~224)

ソ連における最新式広幅ホットストリップミルの圧延スケジュールを計算するための計算システムが開発された。このシステムは著者らが MMK 2500 CWM 圧延機で行なつた実験結果や理論から導かれた各種の数式モデルからなり、必要な圧延諸元を求めることができる。圧下力、圧延トルク、モータ容量などの一般的制限条件のほか粗圧延で第1スタンド圧下率 20~21% 以下、ロール接触角 $16\sim 18^{\circ}$ 以下、仕上圧延グループではスケールブレイカの圧下量 $0.3\sim 0.5\text{ mm}$ 以内、最終2スタンドはほかより 20~50% 低い馬力配分のスケジュールを考えている。計算は加熱炉からスケールブレイカに移動する材料の接触角と温度から始まり、粗圧延と仕上圧延の接続、圧下力、板厚、温度の計算を行なう。圧下力、板厚、速度などはそれぞれ修正され、ストリップ温

度、変形抵抗には実験式が使われる。厚さ 175, 210, 240 mm, 長さ 5, 10.5 m のスラブから厚さ 1.2~10 mm, 幅 1020~1820 mm のストリップを最高 20m/s の速度で圧延するときのスケジュールを 100 種以上のサイズについて計算した結果、仕上温度は板厚と圧延速度でほぼ定まり、またモータ負荷は電流値を板幅と速度で割って整理するとスタンド別にほぼ一定の傾向を示し、これらはいずれも実際とよく一致する。このシステムは加減速時の圧延諸元を求める次の計算システムの足がかりとなるものである。(田中義啓)

急速冷却バッチ焼鈍

(G. W. BAGGLEY: Iron Steel Eng., 47 (1970) 7, pp. 51~58)

Jones & Laughlin Steel Corp. では 5 年間以上にわたって急速冷却コイル焼鈍ペースの設計について、広範な試験を行なってきた。これには 2 つの方式が考えられる。1 つはペースのディフューザー内部に合金製の熱交換チューブを組み入れた内部冷却方式であり、ほかはペースの外部に高炭素鋼製の熱交換機とファンを取りつけた外部冷却方式である。同社は 1965 年にクリーブランド工場内部冷却方式の焼鈍作業を始めた。しかしニッケル基合金 600 の水冷管に歪みが生じ 8 カ月後には破損した。この原因は冷却過程の初めに高温の水冷管が急冷されるときに発生する応力に化学的腐食が相加するためであろうと結論された。DX ガスを使うと HNX ガスよりも水冷管の寿命が延びることがわかったが、実際的価値は少ない。316L ステンレス鋼の水冷管も使ってみたが、やはり 1 年半後に最初の漏洩が始まり、結果は思わしいものでなかった。破損の原因は σ 相の生成による応力腐食であることがわかった。それで 1967 年から外部冷却方式での試験を始めたが、結果はよく 2 年たつてもほとんど無事故であつた。よつて同社は全面的に外部冷却方式を採用することにした。

急速冷却方式をとることによつて、200 t チャージの場合、従来 65hr を要した冷却時間が 27hr に短縮される。このことは 1 炉当たりのペースの数が 50% 少なくてすむことを意味する。また急速冷却の場合、雰囲気ガス、電力の使用量は減るが水使用量と維持費が増加する。(野北楷夫)

一 性 質

高い強度と靱性を有する軟鋼ストリップ

(R. F. DEWSNAP: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 8, pp. 727~743)

合金元素を含まない連続熱延高張力鋼板を開発する目的で加工熱処理 (TMT) により超細粒化するための条件をいろいろ検討し、次のような結果を得た。

(1) 低炭素鋼 (0.03% C) を熱間圧延後、焼入することにより非常に細かいフェライト結晶粒になり、靱性を損うことなく、強度を高めることができる。

(2) 結晶粒は加熱、圧延およびホットフェンチ (ホットストリップの巻取りに相当する) の各温度を低くし、圧延後ただちにホットフェンチしたとき、もつとも細くなる。

(3) 細粒化するための最終圧延はオーステナイト域

で、しかもできるだけ低い強度で行なうことが望ましい。したがつて、Mn 量が多い鋼は A_3 が低くなるので TMT による細粒化には適した鋼といえる。

(4) 加工歪速度が大きいと、結晶粒は大きくなり、降伏点は低くなる。

(5) 圧延後の処理も大変重要である。すなわち、圧延後ただちに巻取温度まで冷却し、巻取つてコイルにしてからも速く冷却することが望ましい。

(6) 最適条件で TMT を行なうと、ASTM No 13 14 の結晶粒度になり、C および Mn 量によつて 30~36 tf/in² 範囲の高降伏点鋼板が得られる。

(7) 圧延後、ベイナイト組織にすることによつてさらに強度を高めることができ、通常のベイナイト処理したものより組織が微細で、靱性はよい。

(8) 低炭素熱延中板は通常の焼入焼戻あるいはベイナイト処理することによつても、一連の強度レベルのものを得ることができる。しかし、靱性は TMT がそれらにまさる。(鈴木信一)

オーステナイト鋼における σ 相の生成と室温および高温の機械的性質への影響

(R. BLOWER and G. J. COX: J. Iron Steel Inst., 208 (1970) 8, pp. 769~775)

近年、オーステナイト鋼、特に 25%Cr-20%Ni 系が耐熱用に使用されるようになってきたので C, Si, Mn を含む 25%Cr-20%Ni 鋼の σ 相生成と高温引張強度、耐衝撃性への影響について調べた。供試材としては、C (0.22~0.45%), Si (1.19~2.13%), Mn (1.72~2.51%) 量の異なる 3 種類の鋼を使用し、室温および高温 700~900°C) において引張試験、衝撃試験を行ない、さらに電顕、EPMA, X線などにより組織観察、析出相の同定を行なつた。

σ 相は C 量が低い場合に生成し、とくに Si 量が多い場合 (2.13%) に顕著にみられた。0.24% C, 2.13% Si を含む鋼を時効させるとき、 σ 相が析出する温度の上限は 1000°C くらいであり、析出のための潜伏期間は 900~950°C 時効のときが最も破いが、 σ 相の量は 750~850°C で時効させる場合が最大であつた。750~1000°C の温度範囲では、 σ 相に先立つて $M_{23}C_6$ が析出するが、この場合の σ 相生成関係を示す TTT 線図は典型的な C 曲線となり、これに対して 750°C 以下では σ 相の方が先行し、TTT 線図も C 曲線ではなくなる。 σ 相析出の site も温度に関係し、900°C 以下で粒界析出が起こり、温度低下とともにその割合を増して 750°C 以下では大半を占めるようになる。

σ 相は少量でも室温での靱性、耐衝撃性を劣化させるが、これらに対する σ 相の量の影響は次のごとくである。すなわち、2 vol% の σ 相を含む低炭素 (0.25%) 鋼は σ 相を含まない高炭素 (0.4%) 鋼と同様の性質を有する。次に、これらの試験を 700~900°C で行なうと、 σ 相の量が 2~7 vol% の場合には靱性、耐衝撃性は回復するが、多量の σ 相を含むもの (28 vol%) では高温でも靱性、耐衝撃性に乏しい。(中村皓一)

微細二相混合組織をもつステンレス鋼の機械的性質におよぼすマルテンサイトとフェライトの影響

(H. W. HAYDEN and S. FLOREEN: Met. Trans.,

1 (1970) 5, pp. 1955~1959)

微細二相混合組織をもつステンレス鋼の変形の様相は、フェライト系ステンレス鋼のそれにごく類似しているがその低温における衝撃吸収エネルギーの遷移温度は約 160°C も低いことが知られている。この特性は二相が微細に混合した組織に由来すると考えられるので、本論文では、これを確かめるために、割れ伝播の性質のあるフェライトと、より強くより靱性のあるマルテンサイトの二相による微細混合組織の変形の様相を研究している。使用した鋼は 16.5% Cr, 5.5% Ni から 23.9% Cr, 2.9% Ni までの 3 元状態図中の直線上の組成をもつ合金で、これらはフェライトを 8.4% から 100% までの割合で含む。これらの鋼についての実験の結果、以下のことが明らかになった。1) 強靱性をもつマルテンサイトが微細混合状態でフェライト中に存在することによつて、明らかに全面フェライトの鋼よりも強度と靱性の向上が認められる。2) 約 50% のマルテンサイトの存在によつて、衝撃遷移温度は明らかにフェライト鋼よりも低下し、この現象はフェライト-オーステナイトステンレス鋼、Fe-Cu 系合金微細混合組織におけると類似である。3) これらの結果、割れを起こしやすい素地を強化する第二相としては、素地よりも靱性の高いものが必要であることが示唆され、両相の性質が非常に異なることや、第二相がさらに変態しうることなどは重要でないように思われる。4) 微細混合組織による靱性の向上は、割れの発生、伝播の両方に対して、細かく分散した強靱な第二相がこれらを阻止する作用をもつためと思われる。5) 従来のフェライト-オーステナイト混合合金においては、両相の混合比が 50%-50% で、強度靱性の最もよい組み合わせが得られたが、本実験の範囲内では、実用的見地からはむしろ全面マルテンサイト組織のほうが良好な機械的性質をもつことが判明した。(藤平昭男)

高純度 18Ni マルエージング鋼の衝撃遷移挙動

(G. J. SPAEDER: Met. Trans., 1 (1970) 7, pp. 2011~2014)

18Ni マルエージング鋼の V ノッチ付シャルピー衝撃試験を高純度の材料 (A) と普通の材料 (B) について行ない、両者の相違を比較検討した。ここに高純度の材料とは、0.002C, 0.01Mn, 0.001P, 0.001S, 0.01Si である。供試材は、18Ni のほかに 8Co, 5Mo, 0.4Ti 0.1Al を含んでいる。実験としては、上記シャルピー衝撃試験のほかに引張試験、破面観察を行なった。なお、試験片はいずれも 1650°F 溶体化後水冷し、さらに 1525°F で再固溶化し、水冷した。

A 材の場合、衝撃の吸収エネルギーは 75°F の 96 ft-lb から -320°F では 14 ft-lb へと下がるが、これに対して B 材では 400°F ~ -320°F の温度範囲でも 20 から 12 ft-lb までしか降下しない。次に、時効時間を変化させてあらかじめ A, B 材に種々の降伏強度を与え、衝撃の吸収エネルギーと降伏強度 (σ_y) との関係を見ると、A 材では σ_y が高くなるにつれて吸収エネルギーが減少するが、B 材ではほとんど不変である。試験片の破面観察によれば、A 材のうち 75°F で試験したものは粒を横切つて破壊が進行しており、これらは微小空隙の合体によつて起こつたと考えられる。一方、-320°F で試験したものは微小空隙の合体による破壊の進行が主である

が、このほかに疑劈開破壊とみられる部分が存在している。また、同じ A 材でも σ_y の高いものは低いもの比べて dimple の大きさが均一であり、本来のオーステナイト粒径よりもやや小さいが、これは σ_y が高い場合には高傾角粒界が空隙形成の site になつていていることを示している。B 材で明りような遷移温度が見られないのは、不純物の化合物の膜が粒界に偏析し粒内破壊が起こるため、これに要する塑性歪は微小空隙の合体によつてクラックが伝播するのに要する場合より少なく、したがつて吸収エネルギーも低く、かつ温度、強度レベルの影響を受けにくい。(中村皓一)

—物理冶金—

溶鉄の異質核生成におよぼす炭化物および窒化物添加による効果

(B. L. BRAMFITT: Met. Trans., 1 (1970) 7, pp. 1987~1995)

溶鉄が凝固するさいに鉄核生成の促進物質が存在するとわずかな過冷で凝固するが、促進物質の核生成におよぼす効果は、促進物質と析出金属界面の結晶格子の不適合度により定まる。不適合度 δ は次式で定義される。

$\delta = \Delta a_0/a_0$. ここで Δa は促進剤と析出金属の格子定数の差、 a_0 は析出金属の格子定数である。

本実験では純鉄を He 中で溶解し、20 種類の炭化物と窒化物をそれぞれ添加し凝固温度におよぼす影響を調べ、 δ と異質核生成効果の関係を求めた。その結果、TiN, TiC, SiC, ZrN, ZrC, および WC の 6 種が核生成に有効に作用し、特に TiN, TiC はその効果が強く、 δ はそれぞれ 3.9%, 5.9% と結晶界面の不適合度がわずかであつた。SiC と ZrN の促進効果はそれにつき、 δ はそれぞれ 6.0%, 11.2% である。 δ が 14.4% の ZrC は弱い促進効果しか示さなかつた。この結果から δ が小さいほど、核生成効果は大きく、わずかな過冷で凝固することが確かめられた。この 5 種の物質はいずれも立方晶型で δ -Fe と同型であり明解に説明がつくが、WC は稠密六方晶で結晶型が異なる。従来はこのときの δ を計算するのに結晶界面で等しい格子配列の (0001)_{wc} と (111)_{Fe} 面を選び、[1210]_{wc} と [110]_{Fe} 方向における δ で表示していた。この場合の δ は 29.4% である。しかし、実験結果からその過冷温度は、 δ が 14.4% の ZrN に近似し、WC の δ は大きすぎる。この原因は結晶界面の格子配列が両相で等しい面を選んだためである。そこで (0001)_{wc} に対して鉄の他の格子配列について δ を計算すると (0001)_{wc} に対し (110)_{Fe} が最も δ が小さく 12.7% となる。この値は実験結果から、WC とほぼ近似の過冷温度で凝固した ZrC の δ に等しい。なお新しい δ の一般式は次のように表わされる。

$$\delta = \frac{\{d[uvw]_s^2 \cos \theta\} - d[uvw]_n^2}{3 d[uvw]_n^2} \times 100$$

ここで $(hkl)_s$ は促進物質の低指表面、 $[uvw]_s$ は $(hkl)_n$ 面の低指表方向、 $(hkl)_n$ は析出金属の低指表面、 $[uvw]_n$ は $(hkl)_n$ 面の低指表方向、 $d[uvw]_n$ は $[uvw]_n$ 方向に沿つた原子間隔、 $d[uvw]_s$ は $[uvw]_s$ 方向に沿つた原子間隔は、 θ $[uvw]_s$ と $[uvw]_n$ 方向の角度である。

(吉越英之)

時効した 25%Ni, 15%Cr, 4%Ti オーステナイト鋼における再固溶

(F. G. WILSON and F. B. PICKERING: Acta Met., 18 (1970) 6, p. 589)

本研究は 25%Ni, 15%Cr, 4%Ti 鋼の再固溶現象の研究に引き続き、電気抵抗の測定と薄膜の電子顕微鏡観察により、時効機構に及ぼす再固溶処理と高温時効の影響を調査するためのものである。

1 150°C で 5 min 溶体化処理後、次のような 2 種類の試験を行なった。a) 試片は 700°C に急冷し、不完全もしくは完全に再固溶する前に何時間か時効し、再固溶は 860°C もしくは 870°C で何時間か加熱することにより行ない、更に試片を 700°C に直接焼入れし、結果として生ずる時効挙動を検討した。b) 試片を 700°C に焼入れする前に 860°C もしくは 900°C でいろいろな時期に直接焼入れし、時効挙動を検討した。

完全な再固溶もしくはいかなる析出も生じない 900°C で短時間時効をしたものでは 700°C で時効またはゾーンの形成がどんな潜伏期もなくすみやかに生ずる。しかしながら反応速度は再固溶温度もしくは 900°C で空格子が再移動するため減少する。不完全な再固溶もしくは 860°C での長時間時効したものは過飽和度があまりに低く、700°C の時効は著しい潜伏期の後はじめて生ずる。あらかじめ時効をしたものでは、 γ' 析出粒子が存在し、700°C で時効すると、 γ' の生長よりもむしろ粒子の間にゾーンを形成する。セル状もしくは Widmanstätten 状 Ni_3Ti を析出させるため 900°C で長時間加熱したものは 700°C で時効すると潜伏期なしに比較的微細なセル状 Ni_3Ti を析出する。700°C で Ni_3Ti の生長は約 10 min 後に終了し、その後減少した過飽和度のため緩慢な γ' の析出が起こる。(山田武海)

再固溶および高温時効した 25%Ni, 15%Cr, 4%Ti 鋼における析出

(F. G. WILSON and F. B. PICKERING: Acta Met., 18 (1970) 7, p. 775)

本研究は 25%Ni, 15%Cr, 4%Ti 鋼の再固溶機構と GP ゾーンと γ' 粒子の相違をより完全に解明し、不完全あるいは完全な再固溶中のゾーンの固溶速度を研究するために行なった。

試片は 1 150°C で 5 min 溶体化処理し、300°C/sec の冷却速度で時効温度まで冷却し、適当に時効した後、250°C/sec の昇温速度で再固溶温度まで昇温し加熱した。この熱処理中常に電気抵抗変化を測定した。別の試料で同様な処理を施し、透過電子顕微鏡組織観察を行なった。

25%Ni, 15%Cr, 4%Ti 鋼において GP ゾーンと γ' 粒子との相違は明らかでないが、多分大きさもしくは量により判別されるべきであろう。しかし相方の電子顕微鏡組織における相違は認められなかった。ゾーンの固溶温度はすでに抵抗変化から 840°C であろうと考えられているが、これは 10~15Å 程度の粒子に対してのみ適用しうる。 γ' の真の固溶温度 (870°C) 以下で、しかも 840°C 以上の温度範囲では、再固溶はすでに存在している粒子の不完全な固溶に原因する。すでに報告された固溶温度 (840°C) 以上の温度すなわち 900°C では再固溶は既存の粒子の完全な固溶に起因する。組織的効果と

抵抗変化との間の直接的相関関係が観察されたが、空格子の凝集による転位ループの形成に関する明らかな事実は全く認められなかった。fcc Ni_3Ti 粒子の固溶温度は粒子の大きさが 10Å 以上に増大するとともに 840°C から 870°C に増すことが明らかとなった。結局、本合金においては、再固溶は critical nucleus size よりも小さい GP ゾーンの大きさに起因するものであるといえる。(山田武海)

Co-C および Ni-C 系合金の構造変化

(E. S. FILIPPOV and A. N. KRESTOVNIKOV: Izv. VUZov. Cher. Met., (1970) 5, pp. 116~119)

Co-C および Ni-C 系合金を約 10^5 deg/sec の速度で冷却した場合、固相にカーバイドの存在がみられる。このことを利用して、この報告ではニッケルおよびコバルトのカーバイドの融体内での分解に対応する包晶線の存在を実験的に求めることを試み、また液相におけるクラスターの存在をたしかめようとした。実験方法としては光放射の強度比および密度の測定を採用した。密度測定は静滴法により 1 400~1 730°C の温度範囲で、0.4% C, 1.2% C および 1.7% C 組成の Ni-C 系合金ならびに 2.1% C および 2.4% C 組成の Co-C 系合金について行なった。これらの合金の密度の測定結果によると、液相線より 40~50°C 高い温度で密度の温度変化に異常がみられた。すなわち温度が上昇すると、この温度付近で密度が比較的大きく減少する。この現象は昇温および降温の場合にもみられた。この密度の異常減少はカーバイドの分解に起因する。

光放射の強度比の変化の測定は、1.7% C, および 2.7% C 組成の Ni-C 系合金ならびに 2.5% C および 2.8% C 組成の Co-C 系合金についておこなわれた。Co-C (2.8%) および Ni-C (2.7%) 系合金において光放射の強度比は共晶温度の約 1 300°C 付近で顕著に変化しており、また約 1 340°C 付近におけるその変化は包晶反応に対応している。

Co-C 系合金の場合、 Co_3C の形成および分解は共晶温度以上の温度で起きており、液相および固相状態における光放射の強度比の測定から融体と Co_3C が平衡して存在していることが示される。亜共晶 Ni-C 系合金の場合、クラスター Ni_3C の形成および分解は液相においても起こる。(渡辺俊六)

一合 金一

高炭素フェロマンガンの製造における冶金学的要因

(W. H. WISE: Elec. Furn. Steel. Conf. Proc., 26 (1968), pp. 88~92)

高炭素フェロマンガンの製造における各種の要因を回帰分析して消費電力量を求める式を作成し、製造原価を予測した。消費電力量 $\text{kWh/t} = 13\,383.0 - 124.7B1 - 35.0B2 + 3384.2B3 + 168.4B4 - 1843.8B5 - 1529.4B6 - 175.6B7 - 93.24B8 + 3.394B9 - 31.38B10$, ここで $B1$: 操業時間%, $B2$: 負荷, $B3$: 合金に対するスラグの比率, $B4$: 塩基度, $B5$: 合金中の Si, $B6$: 合金中の C, $B7$: 合金中の Mn, $B8$: スラグ中の SiO_2 , $B9$: スラグ中の MnO , $B10$: スラグ中の Al_2O_3 である。

個々の要因と消費電力との関係を見ると、炉の効率を1%上昇させると消費電力は23kWh/t減少する。出鋼温度を1°C上昇させると消費電力は0.5kWh/t増加する。排出ガス温度が1°C上昇するとガスの容量は0.021 m³/min増加し、消費電力は0.33 kWh/t増加する。COガスとCO₂ガスのうちCOガスの割合が0.5%増加すると消費電力は8.1 kWh/t減少する。スラグの塩基度が1.64から2.12に増加するとMnの収率は2%減少し、消費電力は4.3 kWh/t増加する。石灰石添加によりスラグ中のCaOが1%増加することはMnOが1.1%減少することに相当する。またドロマイトを添加した場合はスラグ中のCaOとMgOの和が1%増加することはMnOの1.2%の減少に相当する。スラグと合金の比率が0.1%増加すると消費電力は約100 kWh/t増加する。鉍石中においてMn/Al₂O₃が15/1以下になると消費電力は急増し、スラグと合金の比率も急増する。同様に鉍石中におけるMn/SiO₂が10/1以下になると消費電力は急増し、収率は減少する。鉍石中のMnとFeとの比は25:1が最適である。

(内堀勝之)

Ni基合金におけるCr-C-温度の関係

(T. N. TURNER and G. H. GEIGER: Elec. Furn. Steel Conf. Proc., 26 (1968), pp. 114~118)

Ni基合金(Hastelloy X)の大気溶解の際の酸化期末期における浴中のCrとCおよび温度の関係を調査した。溶解は9kg誘導炉, 680kgアーク炉および15t

炉を用いた。測温は1760°C以下はPt/Pt-10Rh, 1760°C以上は97W-3Re/75W-25Reの熱電対をそれぞれ使用した。溶解反応に用いた式は $C + CrO = Cr + CO(g)$ である。

Ni-Fe-Cr-C合金の場合のCr-C-温度の関係は理論式 $\log [\%Cr/\%C] = A/T + B' + (e_C^{Ni} - e_{Cr}^{Ni}) [\%Ni]$, (ただしAおよびB'は常数, Tは絶対温度, e_C^{Ni} はCに対するNiの相互作用助係数, e_{Cr}^{Ni} はCrに対するNiの相互作用助係数)より式 $\log [\%Cr/\%C] = -14.457/T + 0.01496 [\%Ni] + 9.1019$ がえられ、従来のデータとかなり一致した。Fe-Cr-Ni-Mo-C合金におけるCr-C-温度の関係は理論式 $\log [\%Cr/\%C] = A/T + B' + (e_C^{Ni} - e_{Cr}^{Ni}) [\%Ni] + (e_C^{Mo} - e_{Cr}^{Mo})$, ただしAおよびB'は常数, Tは絶対温度, e_C^{Ni} はCに対するNiの相互作用助係数, e_{Cr}^{Ni} はCrに対するNiの相互作用助係数, e_C^{Mo} はCrに対するMoの相互作用助係数, e_{Cr}^{Mo} はCrに対するMoの相互作用助係数)より実験式 $\log [\%Cr/\%C] = -14.180/T - 0.0171 [\%Ni] - 0.0544 [\%Mo] + 8.9498$ がえられた。この式も実験値とよく一致し, $\{1/T(^{\circ}K)\} \times 10^4$ と $[\%Cr/\%C]$ との関係において, $\{1/T(^{\circ}K)\} \times 10^4$ が4.76のとき $[\%Cr/\%C]$ は400であるが $\{1/T(^{\circ}K)\} \times 10^4$ が4.98になると $[\%Cr/\%C]$ は200と直線関係がえられた。さらにMoはCの活量係数を低下させる大きな要因であることが判明した。(内堀勝之)

書 評

鉄 鋼 材 料 学

荒 木 透 編 著

本書は丸善株式会社において企画された、金属工学標準教科書、全8巻のうちの1巻で、大学の学部専門課程における鉄鋼材料学の講義の教科書として書かれたものである。

著者はここで紹介するまでもなく、東京大学教授として鉄鋼材料に関する講座を担当し、教育研究にたずさわるばかりでなく、鉄鋼に関するきわめて広範な専門分野にわたって、日本の学界、業界を指導している第1人者である。本書はその著者が鉄鋼材料に関する講義内容をまとめたもので、その内容は、1. 緒論, 2. 鉄鋼材料の種類, 3. 鉄鋼の材料科学, 4. 鉄鋼の不均一性と品質, 5. 鋼の熱処理 からなり、それぞれに例題と参考文献をあげている。これらのうち、特に材料科学と熱処理に多くのページをさいて綿密に解説がなされている。

近年、金属工学教育において、材料科学に関する基礎的事項に重点をおく傾向があり、本書もその線に沿って書かれている。その特徴とするところは、材料科学と熱処理にあり、鉄固溶体、状態図、結晶、格子欠陥、転位論、強度、各種強化機構、変形、再結晶、内部摩擦、疲労、破壊など、あます所なく綿密に、わかりやすく説明されている。また熱処理では固溶体の変態、析出過程をくわしく解説し、最近の加工熱処理に至るまで記述されている。今までに類を見ない特徴ある好著である。大学学部の教科書としてばかりではなく、一般技術者、研究者にも知識の整理に有用なものであろう。

残念ながら本書には鉄鋼材料独特の工学的事項や各種鉄鋼材料に関する各論は省略されている。そのために、せつかくの著者の広範な知識と持ち味が十分生かされていないような気がする。本書の姉妹編として、是非もう一冊の本を書いていただきたいものである。(田村今男)

(A 5版, 321 ページ, 定価 1800 円, 丸善)