

抄 録

— 原 料 —

塩基性ペレット製造上の技術的経済的考察

(F. CAPPEL and G. von STRUVE: Stahl u. Eisen, 89 (1969) 2, p. 49~56)

近年レベットの生産量は飛躍的に伸び、1972年までに世界の生産量は 1.55×10^8 t/年 を上回ると言われている。しかし酸性ペレットより利点がある塩基性ペレットの工業化はほとんど進められていない。そこで著者は、塩基性ペレット製造上の技術的経済的考察を行なった。

塩基性ペレットの高炉での評価は、コークス比の低下出鉄比の向上などがあげられる。ペレット品質に及ぼす塩基度の影響は、ドライペレットの強度向上、焼成ペレットの還元強度(リンダー試験)、Swelling Index、還元後の圧壊強度をそれぞれ改善する。自溶性ペレット製造上の問題として、石炭分解による熱原単位の増加、生産能力の低下があげられる。酸性ペレットと塩基性ペレットの製造コスト(減価償却込み)は、前者が 10DM/t-pellet であるのに対して、後者は $\text{CaO}/\text{SiO}_2 = 1.2$ で 11.74DM/t-pellet である。鉄鉄コストにすると、塩基性ペレットが 4DM/t-pig のコスト高になる。一方高炉では、コークス比の低下により、7.25DM/t-pig のコスト減になる。しかし塩基性ペレットのコストにはそのほかに石灰石の運賃などが加わり、経済的になりたつにはペレット工場を高炉の側に作る必要がある。また塩基性ペレットの製造を考えるには、自溶性焼結鉄の使用を考慮に入れる必要がある。つまり、高炉へ溶剤は焼結鉄により添加し、ペレットは酸性ペレットとして使用する場合と、ペレットも塩基性として使用する場合の全体的コストを比較する必要がある。(竹原亜生)

— 耐 火 物 —

高炉朝顔部アルミナシリケートレンガの崩壊機構の研究 (R. R. LISTER: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 12, p. 1194~1102)

炉の操業中、朝顔部分に coring drill (2 in 径、火冷式) を打込み棒状のレンガを採取した。ドリルは、ライニングを完全に貫通させ約 1 hr 送風をとめて行なつた。炉内に面している赤熱部は、一般にスラグ、スラグとレンガの反応生成物、スラグの滲透、ライムおよびアルカリによる浸食を受け、また装入物が存在する場合もある。浸食部分は全長 $1/5 \sim 1/4$ 程度に達し壊れやすく、浸食を受けない部分には、機械的原因によるクラックが見られる。赤熱先端部に近くなるにしたがつて K_2O 、 Na_2O 、 CaO が増加し酸化鉄も急激に増加している。 K_2O は、 Na_2O より多く比較的内部に深く滲透している。浸食部に認められる反応生成物は、kalsilite ($\text{K}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$) が多くその他 Mellilite, feldspar, Leucite ($\text{K}_2\text{O} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 4\text{SiO}_2$)、calcite などが存在する。

レンガの寿命を支配する最も大きな要因は、アルカリ分の滲透、浸食であるが、先端部においてはアルカリ分は

20~40%に達する。アルカリ分は一部レンガと反応するが、大部分は反応せずレンガ中の気孔、クラックを満している。これらは、まわりと熱膨張が異なり、また、アルカリ分の溶融凝固のくり返しによる体積変化のため、レンガを弱化させる。このような状態では、機械的な応力、熱応力に弱く、スラグ浸食が起りやすくなり崩壊にいたる。重油の吹込み、休風のひん度によりさらにこの現象は促進される。

実験によると、レンガにタールを滲透させると、これらの浸食に対し効果があり、その上、耐火物として、フリントクレーまたは、シリマナイト系のものを使用すると、さらに改善される。(佐々木晃)

— 製 鉄 —

ウーグレー試験高炉の最近の試験結果について

(A. DECKER and A. Poos: Arch. Eisenhüttenw., 88 (1968) 25, p. 1407~1414)

ベルギーのウーグレーにある試験高炉は 1953 年に粉鉱処理用の低炉として操業を始めたが 1958 年試験高炉として使用することに決まり、以後 10m^2 の焼結機を設置したり炉自体を改造を加え実験を続けている。この炉には内容物を採取できるゾンデが設置されており採取サンプルにより炉内反応の知識を正確にできるようになった。どの実験の場合にも金属相が現われるのは羽口上 0.5 ないし 1m である。羽口上 50 および 270 mm の点の試料からわかつたことは、羽口帯の高さで鉄中の C, Si, Mn などは最終溶鉄に対してのおおの、C は約 80%、Si は約 80 ないし 90%、Mn は約 70% が含まれている。炉内のアルカリは排滓中よりも羽口より上の滓に多く含まれる。装入物の炉操業におよぼす影響は、数多くの試験で求めている。ペレットについては 6 種類について行なつた。スウェリングが 20% を越えるペレットでは操業に支障が生じ、40% を越えたときは装入物中 65% の割合を越えてはならない。ペレットの還元性と炉内のガス利用率との間には大きな相関が認められる。焼結鉄については装入前の篩分けの効果について調査した。5 mm 以上が 2% 以下になるよう篩分けると、出鉄量は 1.48 t/hr コークス比 608 kg/t 鉄となるが 5 mm 以下が約 2 ないし 13% になると、棚つり、スリップがひん発し出鉄量は約 22t/24hr に落ちる。焼結鉄装入の際の炉内サンプルから、羽口上 70cm でかなりの崩壊が起こっていることがわかる。コークスとして団コークスを使う試験結果によると、送風圧は低下しコークス比 670 kg/t 鉄、先鉄量 60t/24hr となつた。これら研究の立案や結果の発表は Association Internationale de Recherches de Base au Haut Fourneau d'Ougrée (AIRBO) によつて行なわれている。(稲谷稔広)

高炉における還元プロセスの評価

(A. H. ПОХВИЧЕВ et al.: Stal, (1968) 12, p. 1077~1078)

ソ連では、これまで高炉における還元プロセスを評価

する指数として、おもに *N. A. PAVLOV* によつて提唱された、 r_d なる指数を使用してきた。これは一酸化物から固体炭素によつて還元された鉄の割合を表示するものであるが、*N. A. PAVLOV* の指数以外に *N. A. KOSTYLEV* の提唱した指数も使用されてきた。これは羽口で燃焼された炭素のうち、後に還元反応に関与しないガス化炭素の全ガス化炭素に対する割合を表わすものである。しかし *N. A. KOSTYLEV* の指数は還元プロセスを実際に示すものではなく、(コークスの)炭素消費量を間接的に評価するにすぎない。

これに対して *A. N. POKHVISNEV* は装入物からガスに移行する全酸素量 O_{sh} と全ガス化炭素量 C との比 $p (= O_{sh}/C)$ と *GRUNER* がほぼ100年前に炉頂ガスの CO_2 と CO との容積比によつて高炉の動きを評価しようとした指数を利用率に置換え、その使用率の $1/2$ の値を q なるパラメータとし、これら両者から還元プロセスを評価しようとした。

q と p の指数を使えば、全間接還元率 R_i がそれらの比、すなわち q/p によつて求められる。

炭化水素を炉へ吹込むさいには、間接還元への H_2 の関与を考慮しなければならないが、その場合 q 、 p を次のように変形して使えばよい。

$$q_{\Sigma} = 0.5 \frac{(CO_2 + \eta_{H_2}/1 - \eta_{H_2} \cdot H_2)}{CO_2 + CO}$$

$$p_{\Sigma} = \frac{CO_2 + 0.5(CO + \eta_{H_2}/1 - \eta_{H_2} \cdot H_2) - \beta N_2}{CO_2 + CO}$$

ここで、 η_{H_2} は H_2 ガスの利用率、 β は送風中の O_2 と N_2 の比。

q_{Σ} 、 p_{Σ} はいずれも前述の q 、 p よりも大きくなり、かつ q に対する q_{Σ} の増加は p に対する p_{Σ} の増加よりも大きくなるので、炭化水素の吹込みのさいに全間接還元率が増加するということが上掲の式から明らかである。このことは実際にも確認された。

現在の高炉の動きを連続的に解析するためには r_d の指数の代わりに上掲の *A. N. POKHVISNEV* の指数を用いるべきである。(鈴木吉哉)

—製 鋼—

再溶解処理による鋼質の改善

(*M. WAHLSTER, et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 22, p. 1193~1202*)

つぎの5鋼種について、真空アーク炉、電子ビーム炉、エレクトロ・スラグ法により再溶解処理を行ない、処理前後の化学組成、脆性、試験を含む種々の機械的性質、Cr、Ni の偏析率などを調べ、再溶解処理法の効果について検討した。1) 0.56% C, 1Cr, 0.5Mo, 1.7Ni, 0.1V, 2) 0.35C, 0.7Si, 1.4Cr, 0.5Mo, 0.25Ni, 3) 0.15C, 1.4Cr, 0.35Mo, 2.8Ni, 4) 0.10C, 18Cr, 8Ni, 5) 0.06C, 18Cr, 9Ni, 0.7Nb。

再溶解処理鋼塊は 15~20 t, 80~100 kg である。この結果、以下の諸点が明らかになった。

1) 再溶解による鋼塊組成の変化については、エレクトロ・スラグ法では Al, Si, S, 他方法では Mn, Si, As などの減少が認められ、電子ビーム炉では窒素が約 30% 程度増加した。

2) 鋼中の酸化物系、硫化物系介在物の介在物数、粒

径は再溶解により減少したが、その程度はエレクトロ・スラグ法において著しい。

3) 抗張力、降伏点は再溶解処理により変化しないのに反し、伸び、絞り、鋼塊の横断面方向で増加している。鋼塊の機械的性質に関する異方性は再溶解処理により非常に改善されることがわかった。これは脆撃値において特に顕著であり、その程度はエレクトロ・スラグ法が最大、真空アーク炉が最少であつた。

4) オーステナイト結晶粒度は再溶解処理により変化しないが、析出炭化物数は増加した。

5) 流線の顕微鏡観察によりその長さや直径の比、 κ を求め、これと脆撃値(横断面方向)の関係を5種類の鋼塊について調べた結果、鋼塊に個有な定数 K_T 、 A を用いて、脆撃値、 a_K は次式で表わされることがわかった。

$$a_K = K_T + A/\kappa^{1/3} \quad (\text{鈴木健一郎})$$

酸素転炉における低炭鉄吹精時のライムの溶解、スラグの生成ならびにドロマイト・ライニングの寿命について (*F. BARDENHEUER, et al.: Stahl u. Eisen, 88 (1968) 23, p. 1285~1290*)

酸素上吹き転炉の吹錬時間は、硫黄の除去に対するスラグ処理に依存しているため、主要課題の1つとして最適の組成を持つ活性な CaO -スラグの早期生成が上げられる。この論文では LD-転炉スラグ ($FeO-SiO_2-CaO$ 凝三元系スラグ) 中への焼成度の異なつた石灰、ならびにドロマイトの溶解速度を天秤による溶解減量測定法を用いて 1600°C で測定し、状態図的な考察ならびに組織の観察を行なつてつぎのような結果を報告している。

(1) スラグ中の FeO 含有量が 30~36% 以下では石灰の溶解反応生成物として、石灰表面に $2CaO \cdot SiO_2$ 層が生成し、これが溶解速度をおくらせる原因となる。このときの溶解速度は $1 \text{ mg/cm}^2 \cdot \text{sec}$ である。

(2) スラグ中の FeO 濃度がこれ以上では生成した $2CaO \cdot SiO_2$ 層がこわれて溶解速度は早くなり、焼成度の高い石灰では $5 \text{ mg/cm}^2 \cdot \text{sec}$ で FeO 濃度がこれ以上増加しても溶解速度はあまり変化しない。

(3) LD-転炉スラグ中の FeO 濃度が 30~36% 以下では石灰の溶解速度はその焼成度合によつて影響されないが、それ以上の濃度になると焼成度の低い石灰の溶解速度は非常に大きく焼成度の高い石灰の4倍程度の溶解速度を持つ。

(4) スラグ中の SiO_2 濃度が 11% 以下で起こる強い発泡反応を避け、また石灰の溶解を促進させるためには全吹錬時間の $2/3$ の時点でスラグ中の Fe 含有量を 20% 以上にすることが必要である。

また炉のライニングの損耗に対して、同様の方法でドロマイトの溶解速度を測定し、石灰とは逆にスラグ中の FeO 濃度が増加すると溶解速度が減少する結果を得た。この結果と実際操業との矛盾については、実際操業ではスラグに局所的な高温部分があること、およびスラグ量の増加がライニングの損耗に対して大きな役割を演じているためであると述べている。(荒谷復夫)

ステンレス鋼製造中の Cr 回収

(*K. J. FILAR et al.: Elec. Furn. Steel Conf. Proc., 25 (1967), p. 95~99*)

50 および 100 t 電炉でのステンレス鋼 26 溶解を用いて溶滓中の Cr_2O_3 から Cr を還元する方法について検討した。分析試料は Lollypin tube を用い、溶鋼、溶滓のいろいろの位置より採取した。通常の操業では各測定位置において酸素吹精後は溶鋼および溶滓中の成分のばらつきはみられないが、溶滓還元剤および冷却防止剤を添加したあとでは溶鋼中の Cr は溶滓との境界直下では約 37% であるが約 30cm 深い位置では 15% と溶鋼の深さとともに減少するというばらつきを示し、排滓中の Cr は時間とともに増加した。溶鋼中の Cr のばらつきを少なくしたり、溶滓からの Cr 回収をよくする方法としてつぎのことがわかった。

(1) 溶滓還元期にパッドリングを行なうと溶滓界面における溶鋼中の Cr は半減し有効である。

(2) 攪拌において用いられるアルゴンガスの吹き込み量が少なくない効果がない。

(3) 還元末期に浴を取鍋に移し、そこで排滓後溶鋼だけを再び炉に戻すという refurnacing を行なうと溶滓中の Cr は半減する。

(4) 添加する Ferro-Cr-Si の大きさを小さくして直径 5 cm とし、パッドリングおよび refurnacing を行なうと溶滓界面における溶鋼中の Cr は通常操業の同時期に比べて 32%, 45% のものがいずれも 22% と減少した。溶滓中の Cr も 19.72%, 35.20% のものがそれぞれ 6.28%, 7.4% と減少し Cr 回収に有効である。しかし refurnacing は浴の空気酸化と熱損失の欠点がある。

(5) refurnacing において溶鋼中の Si が 0.4% 以下だと溶滓中の Cr 回収には効果がない。酸化損失を考慮して溶鋼中の Si は最低 0.67% は必要である。

(上正原和典)

ダクトイル鉄のアーケ炉溶解

(B. H. SHAH: Elec. Furn. Steel Conf. Proc., 25 (1967), p. 155~159)

アーケ炉によるダクトイル鉄溶製において、Mg による接種後、Ferro-Si による後処理と熱処理によりその性質を制御した。鉄 60-45-15 および 60-45-18 をそれぞれ 3624 kg 溶製するとき、装入原料は鋼板屑 1359 kg, 返り材 2450 kg, コークス 34 kg, 取鍋添加材は Mg-Fe-Si 合金 39 kg, Ni-Mg 合金 36 kg, 鋼板屑 45 kg, 接種後に 85% Ferro-Si を 2.3 kg 用いた。

溶け落ちは温度 1482~1493°C, C 量 3.60~3.70% で溶け落ち後約 2 min 間酸素を吹きこむ。接種は予熱した取鍋の底に Mg 合金をおき、その上を 75% Ferro-Si および鋼板屑で覆って行なう。溶湯の取鍋への注入速度が小さいと Mg が燃焼して効果がない。Mg 接種後 85% Ferro-Si を添加し球状化の効果を増加させる。また鑄型 45 kg につき 1 g の 85% Ferro-Si を直接添加するとチルを減少させる。

鑄込みままのミクロ組織において球状黒鉛の数と C, Si および C 当量との相関性はみられない。1 次炭化物の析出量が多いと収縮欠陥を生じやすい。

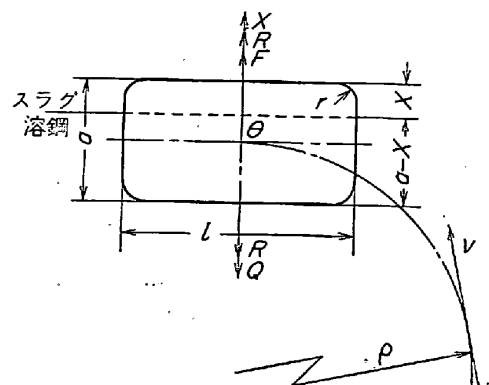
鑄込み後の冷却曲線において 2 つの型がみられ、ひとつは 1 次炭化物が少なく球状黒鉛の量が多い場合にみられる型で、もう一方は 1 次炭化物が多く球状黒鉛の量が少ない場合にみられる型である。後者の型は接種後の

Fe-rro-Si 処理によりさけられうる。(上正原和典)

固体非金属介在物のスラグへの吸収

(Y. G. GUREVITCH: Izvestiya Vusshi, (1968) 8, p. 5~10)

水平な溶鉄-スラグ界面における非金属介在物の移行に関する研究。図のようなモデルを考えた。介在物の形状は $a \times a \times l$ 。介在物に作用する力は重力 $R = a^2 l \gamma_{inc} g$, 浮力 $F = al(a-x) \gamma_m g + alx \gamma_s g$ (γ_{inc} , γ_m , γ_s はそれぞれ介在物, 溶鉄, スラグの密度, 時間 $t=0$ のとき $x=0$ とする), 粘性抵抗力 $Q = 6\pi \eta R_{inc} \cdot dx/dt$ (介在物の相当径 $R_{inc} = \sqrt[3]{3a^2 l / 4\pi}$, η はスラグと溶鉄の粘性係数の幾何平均), 界面張力 $p = k_2 a (\sigma_m - \sigma_s - \sigma_{s-inc})$ (k_1 は定数) である。 $P + F - R - Q = 0$ において解くと $x = \{ [na^2(\gamma_m - \gamma_{inc})g + k_1(\sigma_m - \sigma_{s-inc} - \sigma_s - \sigma_{s-inc})] / na(\gamma_m - \gamma_s)g \} [1 - \exp\{-na(\gamma_m - \gamma_s)gt / 6m\pi\eta\}] \dots \textcircled{1}$ ($l = na$, $R_{inc} = ma$, $m = \sqrt[3]{3n/4\pi}$), $dx/dt = \{ na^2(\gamma_m - \gamma_{inc})g + k_1(\sigma_m - \sigma_{s-inc} - \sigma_s - \sigma_{s-inc}) \} \exp\{-na(\gamma_m - \gamma_s)t / 6m\pi\eta\} / 6m\pi\eta \dots \textcircled{2}$, を得る。①で $t = t_a$ とおくと介在物がスラグ相に完全に移行するに要する時間 t_a が求まる。そこで $(dx/dt)_{t \rightarrow 0} = \{ na^2(\gamma_m - \gamma_{inc})g / \eta_m + k_1(\sigma_m - \sigma_{s-inc} - \sigma_s - \sigma_{s-inc}) / \eta_m \} / 6m\pi \dots \textcircled{3}$ ($dx/dt)_{t=t_a} = \{ na^2(\gamma_s - \gamma_{inc})g / \eta_s + k_1(\sigma_m - \sigma_{s-inc} - \sigma_s - \sigma_{s-inc}) / \eta_s \} / 6m\pi \dots \textcircled{4}$ を得る。 $R_{inc} \leq 0.5 \times 10^{-1} \text{cm}$ のときは③④式で右辺のカッコ内の前項は無視できる。つぎに介在物が半径 R_{inc} の球の場合は $R = 4R_{inc}^3 \gamma_{inc} g$, $F = \pi x^2 (R_{inc} - x/3) \gamma_s g + \{ 4\pi R_{inc}^3 / 3 - \pi x^2 (R_{inc} - x/3) \} \gamma_m g$, $Q = 6\pi \eta R_{inc} dx/dt$, $P = 4\pi (\sigma_m - \sigma_{s-inc} - \sigma_s - \sigma_{s-inc}) x$ である。前と同様にして $dx/dt = 2gR_{inc}^2(\gamma_m - \gamma_{inc}) / 9\eta + 2(\sigma_m - \sigma_{s-inc} - \sigma_s - \sigma_{s-inc})x / 3R_{inc}\eta + g(\gamma_m - \gamma_s)(x - 3R_{inc})x^2 / 18R_{inc}\eta \dots \textcircled{5}$ を得る。 $x \rightarrow 0$ および $x = R_{inc}$ のときそれぞれ $(dx/dt)_{t \rightarrow 0} = 2gR_{inc}^2(\gamma_m - \gamma_{inc}) / 9\eta_m \dots \textcircled{6}$ ($dx/dt)_{x=R_{inc}} = 2(\sigma_m - \sigma_{s-inc} - \sigma_s - \sigma_{s-inc}) / 3\eta_s + 2gR_{inc}^2(\gamma' - \gamma_{inc}) / 9\eta_s \dots \textcircled{7}$ ($\gamma' = (\gamma_m + \gamma_s)/2$) を得る。 dx/dt は x とともに増大して $x = R_{inc}$ で最大値をとる。以上より四角柱に近い形式をもつ固体介在物のほうが球形の介在物より、スラグへの移行が容易かつ迅速であることがわかる。アルミナ、やチタン酸化物の溶鉄からスラグへの分離がよいのは周知であるがこの理論はそれを根拠づける。最後に溶鋼の対流に乗って界面表面に達した介在物の分離について述べている。介在物が半径 ρ の円軌道を描いて界面に達するとき求心力による介在物引き戻し力と速度はそれぞれ $T = 4\pi R_{inc}^3(\gamma_m -$



$\gamma_{inc})\omega^2\rho/3g=4\pi R_{inc}^2(\gamma_m-\gamma_{inc})v^2/3\rho g\cdots\cdots\textcircled{8}$ $U=2R_{inc}^2(\gamma_m-\gamma_{inc})\omega^2\rho/9\eta_m=2R_{inc}^2(\gamma_m-\gamma_{inc})v^2/9\rho\eta_m\cdots\textcircled{9}$ 軌道が界面と交叉するときは介在物はスラグに吸収されるが、接する場合は介在物は再び溶鉄中にもどる。界面からのもどりの深さ δ の対数を $\log R_{inc}$ に対して v^2/ρ をパラメーターとして図示している。

(小林三郎)

Al脱酸非金属介在物の粗大化の可能性

(V. V. KLINOV and V. A. GORNOVOI: Izvestiya Vusshi, (1968) 10, p. 40~44)

Al脱酸生成物の鋼浴からの除去が非常に早いことの理由を溶鉄-介在物界面の滑りによる浮上速度の増大とする見解がある。しかし介在物-溶鉄間の付着力は溶鉄自身の凝集力とほとんど変わらないので界面での“滑り”は納得しがたい。“滑り”があるとすれば界面の溶鉄側で $v/10^{-8}$ (10^{-8} は原子間距離) のオーダーの速度勾配がなければならない。この場合STOKES の法則を用いると抗力と浮力はそれぞれ $F_r=4\pi\eta a^2v/10^{-8}=8\pi\cdot\Delta\rho\cdot g\cdot a^4/9\times 10^{-8}$, $F_b=4\pi\cdot\Delta\rho\cdot g\cdot a^3/3$ である。比 $F_r/F_b\approx 10^8a$ 。半径 $a=1\mu a$ とし比は 10^4 。これは不合理で速度勾配が v/a のときのみ比は 1 のオーダーになる。よって“滑り”の可能性はない。これに対して介在物の凝集性が考えられるがその可能性を検討した。乱流における凝集を考察。尺度 λ のうず速度 v_λ は尺度 l の主流速度 u と $v_\lambda/u=(\lambda/l)^{1/3}\cdots\textcircled{1}$ なる関係にある。接触した介在物を分離しようとする乱流の力は $\lambda=a$ のとき最大となり介在物に対する乱流の速度は $\Delta v=(v_\lambda/\lambda)a=v_\lambda$ である。たとえば乱流尺度が 10 倍 ($\lambda'=10\lambda$) になると $\Delta v'=v_\lambda/5$ となる。いま i) Tapping の場合：湯流れの直径を 10cm, 線速度を 10m/sec, ii) トリベ中静置：トリベ中での対流の大きさを 1m, 速度を 10cm/sec の 2つの場合を考えて $\Delta v=v_\lambda$ を①から計算し 2つの粒子が凝集しないで接触するものとしてその接触時間 τ を Δv から計算した ($\tau=a/\Delta v$)。 τ の間接粒子を引き離そうとする力 $F=\rho\pi a^2(\Delta v)^2/2(\text{Re}<1)$, or $6\pi a\eta\Delta v(\text{Re}<1)$ が働くとする。他方 2つの粒子間に成長する bridge の半径 r は $r^5/a^2=80\sigma VDt/RT$ に従うとし (V は分子容, D は Al_2O_3 の拡散係数, t は時間): F/S , ($S=\pi r^2$) を算出した。以上の場合 2つの粒子は同径とした。iii) 乱流なしの場合粒径の異なる 2つの粒子の浮上速度の差でもつて i) ii) と同様な計算をした。i) の場合 $a=1\sim 1000\mu$ で bridge の単位断面積当たりの分離力 $\sigma_B=F/S$ は $2.8\times 10^2\sim 3.5\times 10^6\text{ kg/cm}^2$, ii) の場合は $a=1\sim 1000\mu$ で $\sigma_B=1.5\times 10^{-1}\sim 3.0$, iii) の場合は $a_1=10\sim 1000\mu$, $a_2=1\sim 100\mu$ の適当な組み合わせで $\sigma_B=5.9\times 10^{-5}\sim 5.8$ を得た。 Al_2O_3 の実際の破断抗張力は 6.5 kg/cm^2 であるので i) の場合は介在物が接触しえても乱流により再び分離し凝集は困難であるが ii), iii) の場合は接触すれば凝集しやすい。

(小林三郎)

Al 脱酸における介在物の大きさと量におよぼす酸素の初期濃度の影響

(E. Y. ZAPRIBIN: Izvestiya Vusshi, (1968) 10, p. 57~61)

Al 脱酸におよぼす [O] の初期濃度の影響を介在物の量と大きさに注目して研究した。溶解炉はタンマン炉で

実験温度は 1600°C であった。添加量は $0.1\sim 0.3\%$, Al 添加後の最初の 1min は $10\sim 15\text{ sec}$ ごと, その後は $20\sim 40\text{ sec}$ ごとに試料採集。初期酸素濃度の大小による溶解結果を 3つのグループに分けた: (A) $[C]=0.02\sim 0.05\%$, (B) $0.47\sim 0.51\%$, (C) $0.67\sim 0.70\%$ 。 Al_2O_3 介在物の大きさを $>3, 3\sim 7, 7\sim 14, 14\sim 21, 21\sim 30\mu$ の 5グループに分けた。(A) は電気炉, (B)(C) は平炉から得たもの。各溶解とも全酸素量, 全 Al_2O_3 量およびその大きさのグループごとの時間変化を図示した。結果: (A) の場合: 全酸素量から得られる計算上の Al_2O_3 量と実際の抽出 Al_2O_3 量の時間変化をくらべると Al 添加後 10sec までは後者は前者よりずっと低い。20sec では一致しその後は後者は前者よりわずかに低値をとる。したがって Al 添加後 20sec で Al の鉄中への溶解と脱酸反応は完了していると考えられる。最初の 1min における Al_2O_3 の除去速度は非常に大きい。20sec で第 5グループの Al_2O_3 また 50μ のものさえ析出する。最初の 1min で第 5グループ, 5min までに第 4グループの Al_2O_3 は浮上してしまう。(C) の場合: $10\sim 20\text{ min}$ で介在物量は最大に達しその後比較的早く減少し最初の 2min で最小に達しその後は変化しない。(A) の場合と違って第 4, 5グループの Al_2O_3 は終始認められず。2min 後に見られるのは第 1 およびわずかに第 3グループの Al_2O_3 のみ。(B) の場合: (A) と (C) の場合の中間の挙動をとる。いずれの場合も 2min 以後は第 1グループの Al_2O_3 量は同一である。第 2グループのものはわずかに各場合により異なる。第 3グループのものは各場合により大いに異なる。(A)(B) の場合第 3グループのものの減少は漸次的である。結局 Al 添加後 $0.5\sim 1\text{ min}$ 以後は第 1~2グループの Al_2O_3 の凝集はない。

(小林三郎)

吹錬時の浴高増大に関するモデル実験

(A. N. REDIKO et al.: Izvestiya Akademii Nauk USSR, (1968) 6, p. 28~31)

イマージョン・フレイム転炉, ヒューミング転炉などの基本的問題はガス bubbling による浴容積の増大に適合した容積をもつ炉を作ることである。ガス bubbling による炉浴容積の増大を cold model を用いて研究した。炉モデルには直径 $0.11, 0.14, 0.28\text{ m}$ のガラス製シリンドラーを, 浴には水, それぞれグリセリン, NH_4NO_3 , ZnCl_2 木溶液, ツーレ溶液, メタノール, 水銀, プロモホルムを, 気体には空気, H_2 , Ar を用いた。浴深さは $0.08\sim 0.52\text{ m}$, 送気速度は $0.5\sim 4.5\text{ m/sec}$ であった。bubbling 時の浴の深さ H は $H=C\cdot\rho_l^{\frac{1}{2}}\cdot\sigma_g^{\frac{1}{2}}\cdot D^{\frac{1}{2}}\cdot\sigma^{\frac{1}{2}}\cdot\nu^{\frac{1}{2}}\cdot\omega^{\frac{1}{2}}\cdot h_0^{\frac{1}{2}}\cdot g^{\frac{1}{2}}$ と表わされる。ここで C は定数, ρ_l, ρ_g はそれぞれ液体, 気体の密度, D はシリンドラーの直径, σ は液体の表面張力, ν は液体の動粘性係数, ω は送気線速度, h_0 は bubbling しないときの浴の深さ, g は重力加速度である。単位は MKS 系である。以下のような実験結果を得た: i) H は ν, D, ρ_l には依存せず, ii) $\beta=0.25, \zeta=0.25, \eta=1.0, \varphi=0.7$, iii) $g^{\frac{1}{2}}$ を一定として最小二乗法でデータを処理すると $C=1.2$ 。結局これらのことから $H/h_0=1.2\omega^{0.7}(\rho_g/\sigma)^{0.25}$ を得る。標準偏差は 0.5 である。この実験式の妥当性を吟味するためにイマージョン・フレイム転炉でスラグ-鉄鉱石溶体のガス bubbling を行なった。その結果実験式による H

の計算値とはよく一致し計算値の誤差は $0.1h_0$ にすぎなかつた。ただし $\omega = 1.55\text{m/sec}$, 1.84m/sec であつた。したがつてモデル実験で得られた上記の実験式は室温ばかりでなく実際の冶金工程に対しても適用することができる。(小林三郎)

一 加 工

帯板形状の数式化とその圧延計画への応用

(B. SABATINI and K. A. YEOMANS: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 12, p. 1207~1213)

この報告は帯板の圧延における形状制御に関して、BISRA で行なわれた研究で、形状をあらわす一つの新しい数式を提案し、これを圧延計画に応用しようとするものである。板厚方向の対称性や実測あるいは計算から求めた帯板の断面形状の観察から、断面形状に対して次の近似式が得られた。

$$h(Z) = hc + PZ^2 + QZ^4 \dots\dots\dots (1)$$

ここで hc は幅方向の中心における厚さの $1/2$ の値、 $h(Z)$ は中心から Z だけ隔たつた位置における厚さの $1/2$ の値、 P および Q は断面形状係数であり、次元はそれぞれ mm^{-3} および mm^{-5} である。 P および Q は a) 作動ロールの全反り、b) ロールの大きさと材質、c) 圧延力の分布、d) 外部のロール曲げ力などの因子で決定される。 P と Q を一つの座標面上で示せば実測値も計算値もほとんどの断面形状が第 4 象限の一点で示される。幅方向に均一な断面をもつ完全な形状の帯板は第 4 象限のある点と原点をむすぶ線上になくなくてはならない。

圧延時の張力分布についても (1) 式と同様な近似式で示される。

$$t(Z) = tc + PtZ^2 + QtZ^4$$

ここで tc と $t(z)$ は帯板中心と Z 位置での張力で KN/mm^2 であらわされる。張力分布係数 $Pt(\text{KN/mm}^4)$ と $Qt(\text{KN/mm}^6)$ はロールの入側と出側の断面形状の不整合の程度に比例し、整合のときはいずれも 0 で張力は均一である。圧延圧力 (F) と外部ロール曲げ力 (J) を補正因子として P と Q を電算機で求めて (1) 式の 2 次の項と 4 次の項別に図示した。完定な形状を得るための F と J の最大、最小の値は PQ 面上で 4 本の線でかこまれた領域内にある。2 スタンドの圧延機を用いて炭素鋼を圧延し F と J を実際に求めた。また (1) 式の適否について、2 次項のみ、2 次項と 4 次項さらに 6 次項も含めて調べ、2 次項のみでは誤差が大きいが (1) 式では十分な精度をもつて形状をあらわせることを示した。(斧田一郎)

一 性 質

アームコ鉄および Fe-Si, Fe-Cr, Fe-Mn 合金の降伏、双晶生成と破壊

(E. ANDERSON and J. SPREADBOROUGH: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 12, p. 1223~1235)

アームコ鉄および Fe-Si, Fe-Cr, Fe-Mn 合金の降伏、双晶生成、脆性破壊におよぼす合金成分、結晶粒度、温度の影響について調べた。試料はアームコ鉄、再溶解アームコ鉄、0.5, 1, 1.6Mn-Fe, 1, 3, 3.9Cr-Fe, 1, 3.2, 4.4Si-Fe で $600\sim 1200^\circ\text{C}$ で焼鈍し 450°C から 200°C に急冷して $7\sim 20000$ 粒/ mm^2 を得た。これらの試料をインストロン試験機で 83°K から 296°K の温度

で引張り HALL-PETCH の式 $\sigma_y = \sigma_i + k_y d^{-1/2}$ で検討した。合金元素と粒度との影響を分けるため同一粒度、同一侵入型不純元素量で行なった。その結果 σ_y は $296\sim 170^\circ\text{K}$ では同一粒度ならば Mn の添加によつて減少し、Cr の添加はあまり影響なく、Si の添加によつて増加した。それ以下の温度ではこの関係は乱れたが、温度の低下とともに σ_y は増大した。Mn の添加による σ_y の減少は他の研究者の報告と異なるが、これは彼らが一定焼鈍条件で行なつたので Mn の増加とともに結晶が微細化したためと考えられる。双晶は Cr については 3% まで増加し、それから更に加えると減少した。 119°K では Mn と Si の添加は双晶を減らし、 83°K ではすべての試料は双晶の頻度が高かつた。双晶応力 σ_T を σ_y 対 $d^{-1/2}$ に外挿すると、アームコ鉄、Fe-Cr, Fe-Mn では勾配が大きくなり、Fe-Si では延長線上にのつた。双晶は粒界介在物が多い試料では介在物近くの応力集中で、Fe-Si のように介在物の少ない試料ではすべり転位の相互作用による応力集中で形成される。クラックは双晶によつて粒界に発生し、臨界の大きさになると粒界の強度に依存して粒間が粒内上を進行した。この臨界の大きさは (i) GRIFFITH-OROWAN, (ii) 双晶生成理論, (iii) COTTRELL らの関係によつて粒径の $1/5$ 程度と計算された。延性脆性遷移温度におけるクラックの伝播の有効表面エネルギーの値は COTTRELL の式を用いた場合 10^4 ergs/cm^2 でこの値は純粋劈開と粒間破壊の間にあり、脆性破壊が粒間、粒内の混合であつた実験と一致した。

(岡田 毅)

鉄・マンガンオーステナイトにおける NbC の積層欠陥析出 (M. C. CHATURVEDI et al.: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 12, p. 1236~1244)

Nb を含むステンレス鋼は高温における耐食性とクリープ特性がすぐれているので広く用いられている。また 1300°C からの焼入れ後、 700°C の時効で積層欠陥への NbC の析出は室温、および高温でマトリックスをかなり強化することが知られている。本研究では積層欠陥エネルギーの比較的小さい Mn オーステナイト鋼 (B: 30 Mn, 1.0% Nb, 0.2% C, 積層欠陥エネルギー 12 erg/cm^2 , L: 25% Mn, 5.0% Cr, 5.0% Ni, 1.0% Nb, 0.1% C, エネルギー 45 erg/cm^2) について硬度測定と電顕観察を行ない、NbC の析出形態について調べた。

析出相はいずれも NbC でマトリックス (γ) との方位関係は $\{111\}_{\text{NbC}} // \{111\}_{\gamma}$, $\langle 110 \rangle_{\text{NbC}} // \langle 110 \rangle_{\gamma}$ であり、積層欠陥エネルギーの差は認められない。また 1300°C で溶体化処理して焼入れた後、 800°C 以上で時効すると、NbC は転位に、 $600\sim 700^\circ\text{C}$ の時効で、NbC は積層欠陥と結びついて析出する。L について 700°C の時効で、潜伏期間は存在するが、時間とともに積層欠陥の直径と面積は増加し、その量は硬度増加と直線関係にある。また時効前の加工度を増すと積層欠陥の面積と数が増加し、硬度は 4.5% で最大値を示し、5% 以上になると NbC はすべて転位に析出する。3% 前加工のものと、焼入れのままのものとの 700°C の時効を比べると、前者のほうが硬度増加が大きく、25hr で一定値に達するのに対し、後者は 100hr 付近でピークを示す。L について Nb: C の比を 1:1 に保つて、Nb (1~0.25%) と C を変えると、0.25% Nb で NbC は転位に析出

するが、Nb と C を増すとともに、積層欠陥の面積と数硬度は増加し、溶質原子の影響は大きい。さらに溶体化処理後、1200~800°C で焼入れ、700°C、25hr 時効させたときの焼入れ温度に対する積層欠陥の数と面積の変化は計算で求めた空孔濃度よりも転位密度に従うことから空孔濃度は積層欠陥析出に影響せず、焼入れ時の不溶質粒子の周囲に発生する転位が影響するといえる。

(小池一幸)

2, 3 の低炭素鋼の熱間加工中のオーステナイトの挙動に関する観察

(R. PRIESTNER et al.: J. Iron Steel Inst., 206(1968) 12, p. 1252~1262)

C-Mn, C-Mn-Al-N, および C-Mn-Nb 鋼の熱間加工中のオーステナイト結晶粒の大きさや形の変化を調べた。商用の 0.17%C, 0.53% Mn 鋼と、高純度の 0.1%C, 1.5% Mn 鋼において、粗大化オーステナイト結晶粒は熱間加工中に再結晶し、結晶粒度はある下限界値に達するまで次第に低下する。もし最初の粒度が下限界値より小さいときは、熱間加工によつてそれ以上変化しない。商用鋼の下限界値は、ASTM, No 10 と細かく、高純度鋼では 4~6 と粗かつた。そして低炭素構造用鋼の圧延仕上りを温度を低くして得られた機械的性質の改善は、必ずしもオーステナイト結晶粒の微細化の結果ではないことが示された。また高純度材に AlN を添加して 1250°C で溶体化し熱間加工した場合、影響が見られなかったが、Nb を 0.05% 添加し、1150°C で溶体化した鋼では、900° と 1000°C の圧延途中の再結晶は強く阻止された。これらの観察から、NbC は熱間加工中に析出するが、AlN は析出しないことが示唆された。再結晶の挙動は、結晶粒度、温度、組成（多分積層欠陥エネルギーを通じて）、析出によつて影響される変形機構に依存するであろう。したがって調節圧延する構造用鋼の理論と開発に対しては、オーステナイトの変形のより深い知識が必要である。

熱間加工によつてオーステナイトが微細化しないときでもフェライト結晶粒は微細化する。これは多分粒界でのフェライト核発生率を増加させるためであろう。調節圧延された鋼の降伏強さと、シャルピー衝撃遷移温度の改善は、熱間加工度には関連するが、オーステナイト結晶粒度には依存しない。加工されたオーステナイトの変態によつて得られたフェライト結晶粒の微細化は、他の方法によるよりもよりいつそう機械的性質の改善に対して有効であることが示された。このことから、加工を受けた低炭素オーステナイトの変態の研究が望まれる。さらに冷却速度を早くした場合、熱間加工によつてフェライトの核発生が促進され、ベイナイト組織を含まない微細フェライト組織が得られ、同時に途中の析出硬化も少ないので、強度と靱性のよい組み合わせが得られる。

(青木孝夫)

V を含む軟鋼における析出反応

(J. H. WOODHEAD and D. WEBSTER: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 1, p. 51~53)

0.18%C, 0.87%Mn, 0.095%V, 0.015%N を含む V 鋼の 2 mm 板を、1050°C で 15 min オーステナイト化し完全に析出物を固溶したのち、恒温変態を行ない微小硬さを測定した。最高のフェライト硬さは測定した最

短の変態時間で得られた。これは Nb 鋼の場合と同じく γ 中に生じ、 α 中にうけつがれた析出物によるものであろう。この析出物は急速に過時効し、硬さが低下した。740°C 以下で、第二の析出反応が α 中で生じ、再び硬さが増加した。連続冷却においても同様に二つの析出反応がみられた。

低 V 鋼で生ずる析出反応は、低 Nb 鋼で生ずる反応とよく似ている。しかしいくつかの重要な差がある。そのひとつは、V 炭窒化物は Nb 炭窒化物より γ 中により固溶することである。それゆえ高い固溶量と低い溶体化温度をともに用いることができる。1050°C × 15 min のオーステナイト化で約 0.1% の V を固溶するが、Nb は同じ条件で 0.02% しか固溶しない。もし OROWAN の式で期待される強度増加を計算すると、これは同じ大きさの析出で約 70% の強度増加となる。一方靱性についても V 鋼は溶体化温度を結晶粗大化温度以下にすることができるとの利点がある。V 炭化物は比較的過時効しやすく冷却速度が遅いと軟化するので、V 鋼は Nb 鋼より小さい断面の用途に向けるべきであろう。

抽出しブリカ写真の結果から、Nb 鋼と V 鋼で得られる線状に並んだ析出物は、 γ/α 界面における反応によつて生ずるものと考えられる。析出物の線は γ/α 界面に平行のようである。線と線との間隔は、ゆつくりと移動する界面が結晶粒界のような作用をして、その表面に大きな粒子を形成し、そのまわりのマトリックスの固溶元素量を低下させることにより生ずる。(金尾正雄)

準安定オーステナイトステンレス鋼の塑性挙動

(D. C. LUDWIGSON and J. A. BERGER: J. Iron Steel Inst., 207 (1969) 1, p. 63~69)

金属材料の塑性挙動は、flow curve に要約される。この flow curve は多くの金属に対し実験的に

$$\sigma = \kappa [\ln(1 + e)]^n$$

の式で示される。ここで σ は真の応力、 e はひずみ、 κ は強度因子と呼ばれる皮数、 n はひずみ硬化指数である。しかし、準安定オーステナイトステンレス鋼は、 γ がひずみによりマルテンサイト (α') に変態するため、この一般式からはずれる。本研究は、 γ のひずみ硬化、ひずみによりもたらされた γ の α' への変態、 α' の強度への寄与を考慮に入れ、準安定オーステナイトステンレス鋼の flow curve を現わす式を提案した。任意のひずみ状態のときに生じた α' の体積率 VFM は $(1 + e^{-B/A})^{-1}$ 、そのときの γ の体積率 VFA は $1 - (1 + e^{-B/A})^{-1}$ で示すことができる。そして真の応力 σ は次式で示される。

$$\sigma = \kappa [\ln(1 + e)]^n (1 - \text{VFM}) + C(\text{VFA})^Q$$

ここで κ は γ の強度因子、 n は γ のひずみ硬化指数、 A はひずみの増加にともなう変態への傾向の目安、 C は α' の強度因子、 Q は α' 強化指数である。

上述の式を確かめ、さらに flow curve を支配する上記各因子に成分がどのように影響するかを調べるために系統的に C, Mn, Ni, Cr, N 量を変えた 11 種の AISI 301 型ステンレス鋼を溶製して、荷重—ひずみ曲線を求め、解析を行なった。その結果 (i) κ と降伏強さは C と N の添加によつて著しく増加した。(ii) A は C, Mn, Ni, Cr, N の添加で減少した。(iii) C は侵入型元素の添加で著しく増加したが、Ni は効果がなかった。(iv)

Q は C と N の添加で減少した。(v) 引張強さは Mn, Ni, Cr, N の添加で減少した。(vi) この研究の範囲内では C, Mn, Ni, Cr, N の増加は伸びを増加した。

(金尾正雄)

—物理冶金—

オーステナイト鋼における σ 相の析出

(P. DUHAJ et al.: J. Iron Steel Inst., 206 (1968) 12, p. 1245~1251)

本研究は、透過電顕法を用い、800°C 時効の際の σ 相の析出過程を検討したものである。用いた試料は 26% Cr-26%Ni 鋼(A鋼)の多結晶と単結晶試料、および 17%Cr-14%Ni-2%Mo 鋼(B鋼)の多結晶試料である。A鋼の積層欠陥エネルギーは 35~37 ergs/cm², B鋼では 11 ergs/cm² で、二種類の合金を用いたのは、この積層欠陥エネルギーの差の影響を検討するためである。試料は 1150°C 溶体化処理後、800°C で 6500hr まで時効した。この研究では、とくに相 σ 形成におよぼす格子欠陥の影響を解明することに重点が置かれ、そのため時効に先立ち 10% と 20% の冷間加工を与え、各種の格子欠陥を導入した。

冷間加工を行わない試料では、 σ 相は単に結晶粒界と焼なまし双晶粒界にのみ析出する。したがって、単結晶試料では 6500hr 時効後にも σ 相は析出しない。冷間加工を与えると、A鋼では転位密度が増加するとともに変形双晶が生じ、B鋼ではさらに ϵ 相と積層欠陥が生じる。しかし、 σ 相はこれらの格子欠陥上には析出せず、冷間加工は単に結晶粒界、焼なまし双晶粒界での σ 相の形成を加速する作用のみを示している。しかし、再結晶が起こると σ 相の核生成は著しく促進される。これは結晶粒が微細になり、 σ 相の優先核生成位置になる粒界長さが増加するためである。このように、冷間加工を与えると σ 相の量が著しく増加するのは、従来多くの報告に述べられているような積層欠陥や変形双晶などの格子欠陥が増加するためではなく、再結晶により粒界面積が増加するためであることを明らかにした。また、 σ 相が $M_{23}C_6$ を核として析出する現象も認められなかった。しかし長時間時効後整合性を失なつた $M_{23}C_6$ と γ 相の界面は σ 相優先析出位置になる可能性はあると思われる。さらに、 σ 相と γ 相素地との間には明りような方位関係は認められない。

(河部義邦)

オーステナイト鋼におけるクリープクラックの核生成と成長 (U. LINDBORG: Acta Met., 17 (1969) 2, p. 157~165)

クリープ現象を解明するには、クリープ進行にともなうクラックの挙動を詳細に調べることが必要である。そこで 20Cr35Ni 鋼を用い、700°C でクリープ試験を行ない、クリープ進行にともなうクラックの大きさと密度の変化を調べて、クラックの核生成、成長および破壊の問題を解折した。クラックは引張軸に垂直に、粒界の界面を 1 個の単位として成長しているので、引張後の試料を 200 倍で検鏡し、各クラックの占めている粒界界面の数を測定してそのクラックの大きさとした。クリープ試験は、歪速度を 3 種、歪量を 5 種変えて行ない、歪速度、歪量による変化を調べた。

長、短クラックの数の割合、すなわちクラックの長さの密度分布は、歪速度によつてはほとんど変わらなかつた。歪量に対しては、クラックの全数は歪量に対し指数関数的に増加し、この実験式から、クラック核生成速度は存在しているクラックの密度に比例して増加することがわかつた。一方、クラックの長さの分布は歪量増加に対して一定であることがわかつた。これはクラックの生成速度と成長速度がある関係をもつてバランスしていることを示しており、数式を立てて計算した結果、クラックの成長速度はクラックの長さが増せば、それに対し指数関数的に増加することが明らかとなつた。このことは粒界の交差点の、クラック成長に対する阻止力が、クラック成長につれ減少することを示し、これは応力集中の増大から十分納得できる。クラック成長速度の式を用いてクリープ破断に要する時間の計算式を導いた。クラック成長速度の式は、各クラック長さに対する平均値を表わすものだが、破壊に至らしめるクラックは、それより大きく、 f 倍の速度で成長し、それが無限大の大きさになつたとき破壊すると仮定して計算した。この計算式に実測値を代入して f を求めると、1.7 であり、これはきわめて合理値である。

(大内啓史)

Fe-Ti 合金の硫黄固溶度と内部硫化

(J. H. SWISHER: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968) 12, p. 2433~2439)

Fe-Ti 合金 (0.12~0.54%Ti) の内部硫化速度を測定するために H_2 - H_2S 混合ガス中で加熱した。内部硫化層の厚みの測定は硫化試料断面の顕微鏡観察結果によるものである。

内部硫化層は時間 (t)、温度 (T) および Ti 量を関数として増大し、厚み (ξ) = $f(\sqrt{t})$ の勾配より硫化速度 $\alpha^2 = d(\xi)^2/dt$ が計算される。内部硫化速度は温度依存性であるために $\log \alpha^2 - 1/T$ 関係図を描くとアレニウス式に従ってくる。

1100°C 以下になると硫黄の粒界拡散速度が顕著となるために多少は上式より偏る傾向がある。測定に際しては、粒界より離れた位置での厚みを測っているために、この偏りは転位網や介在物—マトリックス界面のような欠陥にも基因すると考えられる。

1300°C で実測した内部硫化速度の値は、SEIBEL が発表した γ 鉄中の硫黄の体積拡散係数より算出した値とほぼ一致している。

γ 鉄中の平衡硫黄量をガス平衡法によつて調べると、Ti と S との強力な相互作用のために Ti は鉄中における硫黄の平衡量を増大させる傾向が認められた。この場合、硫黄の活量係数 γ_S は $\log \gamma_S = -3.47(\%Ti)$ で表わされる。

Ti-S 間の相互作用は実に強力であり、相互作用係数 $\epsilon_S^{Ti} = -685(1300^\circ C)$ の値は溶融鉄中での Al-O 間の $\epsilon_O^{Al} = -105(1600^\circ C)$ より大きい。

マイクロアナライザによつて硫黄と逆方向に拡散した Ti の濃度分布を測定し、これより γ 鉄中における Ti の拡散係数を計算すると $D_{Ti}^{\gamma} = 8.5 \times 10^3 \exp(-90000/RT)$ の値が得られた。

(星野明彦)