

抄 録

— 製 鉄 —

羽口から吹き込まれた衝風軌跡の決定方法

(V. P. LYALYUK et al.: Steel USSR, 15 (1985) 6, pp. 261~263)

羽口から吹き込まれた衝風の炉内軌跡を決定する方法について検討を行った。

高炉内における気体粒子の軌跡は、定常流を用いて、表されることは知られており、いかなる点においても気体粒子の運動を表す速度ベクトルは、この点を通る流線の接線となつている。従つて、高炉羽口部での気体粒子の速度分布が求められれば、衝風の炉内軌跡が決定し得る。この問題を解決するために、羽口部先端を 0 とした直角座標上の 0 点に質量 m 、ベクトル v を持つ粒子を位置した。この粒子のベクトル式は (1) 式で表される。

$$d\gamma = v\tau + a\tau^2/2 \dots\dots\dots (1)$$

γ : 単位ベクトル, a : 加速度, τ : 時間

この座標に (1) 式を投影することにより、 τ 時間での気体粒子の位置が与えられる。

$$X = v\tau + ax\tau^2/2 \quad Y = ay/2\tau^2$$

更に τ 項を消去すると、羽口から吹き込まれた衝風軌跡を表す式 ((2) 式) が得られる。

$$v\sqrt{\frac{2Y}{ay} + \frac{ax}{ay}} Y = X \dots\dots\dots (2)$$

v : 気体粒子の初速

ax, ay : X 軸, Y 軸方向の加速度

従つて、高炉の操業諸元と炉床部でのガス分圧、温度を測定することにより、未知数の v, ax, ay を求めて、衝風軌跡を予測する。この式を用いて、送風量と羽口径を変化させた場合の衝風軌跡を計算すると以下のようになる。

① 羽口径が一定で、送風量を増加すると、衝風は炉床中心まで浸透し、衝風領域は広がる。

② 送風量が一定で、羽口径を減少しても、同様の傾向になる。

今回得られた結果は、同一条件下における炉床部でのガス流分布の変化についての従来の説とよく一致する。

(石井邦彦)

— 製 鋼 —

加圧下における Fe-Cr 融体の窒素溶解度

(Y. M. POMARIN et al.: Russian Metallurgy (1984) 6, pp. 7~11)

近年、Fe-Cr 融体の窒素溶解度が測定され、窒素分圧の増加に対し溶解度はジューベルツ則より正に偏奇することがわかつた。しかし相互作用助係数 e_N^N は研究者により大きくばらつている。そこで本研究では、信頼し得る e_N^N とジューベルツ則から偏奇し始める臨界窒素濃度を決定する。

実験方法は前報 (Izv. A. N. SSSR Met. (1983) 2, p. 27) を参照されたい。試料合金はプラズマ・アーク炉で溶解した超高純度カルボニル鉄と電解クロムを真空

誘導加熱炉で溶解して作つた。Cr 濃度は化学分析で決定し、3.8 から 39.7% であつた。窒素の圧力は 100 から 1000 kPa の範囲であり、温度は 2073 から 2273 K であつた。

20%Cr 濃度までの合金の窒素溶解度は窒素ガス分圧の 2 分の 1 乗に比例した。Cr 濃度が増加するとジューベルツ則より正に偏奇したが、温度が高くなると正の偏奇は小さくなつた。ジューベルツ則の直線から偏奇し始める臨界窒素濃度は 0.8 から 1.0% の範囲にある。

融体-窒素反応の平衡定数の温度依存性から得られる混合熱は、Cr 濃度の増加にしたがつて増大した。

融体を Fe-N-Cr 3 元系として窒素の活量係数 f_N^{Fe-Cr} を Cr 濃度の一次と二次の導関数で表した。一次の相互作用助係数は従来のデータと満足すべき一致を示した。また 30%Cr と 40%Cr の融体では窒素溶解度を計算するために窒素の活量係数 f_N^N が考慮されねばならない。窒素の溶解反応の見かけの平衡定数と溶解窒素濃度から、窒素の相互作用助係数 e_N^N を温度の関数で求めた。これは従来のデータと良く一致した。以上の解析と本研究者が別に測定した純粋な溶鉄の窒素吸収の研究を合わせ、0-1000 kPa N_2 下で 40%Cr までの熔融 Fe-Cr 合金の窒素溶解度を Cr と N の濃度、窒素分圧および温度の関数で表した。(永田和宏)

多成分系溶体中の溶質の相互作用

(R. SCHUMANN, Jr.: Metall. Trans., 16 B (1985) 4, pp. 807~813)

希薄な多元系溶体中の溶質の相互作用を記述する数学的式は、a) Gibbs-Duhem の関係と b) Darken による希薄溶体中の正則性の原理に合致していなければならない。本研究では Gibbs-Duhem の関係を 3 元系および多元系について解析した。3 元系を 1 (溶媒)-2-3 とすると過剰 Gibbs 自由エネルギーの定義より比相互作用助係数は

$$\sigma_2^{(2)} = \partial \ln \gamma_2 / \partial y_2 = (1/RT) (\partial G_2^E / \partial y_2)_{y_3} \dots\dots\dots (1)$$

$$\sigma_3^{(3)} = \partial \ln \gamma_3 / \partial y_3 = (1/RT) (\partial G_3^E / \partial y_3)_{y_2} \dots\dots\dots (2)$$

$$\sigma_2^{(3)} = \sigma_3^{(2)} = \partial \ln \gamma_2 / \partial y_3 = \partial \ln \gamma_3 / \partial y_2 \dots\dots\dots (3)$$

で表される。ここで G_2^E, G_3^E は溶質 2, 3 の部分モル過剰自由エネルギー、 y_2, y_3 は溶媒 1 モル当たりの溶質のモル数である。(1)-(3)式を用いると Gibbs-Duhem の積分は、

$$(\partial \ln \gamma_2 / \partial x_2)_{x_3} = \sigma_2^{(2)} (1-x_3) / (1-x_2-x_3)^2 + \sigma_2^{(3)} x_3 / (1-x_2-x_3)^2$$

$$(\partial \ln \gamma_3 / \partial x_3)_{x_2} = \sigma_3^{(3)} (1-x_2) / (1-x_2-x_3)^2 + \sigma_3^{(2)} x_2 / (1-x_2-x_3)^2$$

$$(\partial \ln \gamma_2 / \partial x_3)_{x_2} = \sigma_2^{(3)} x_2 / (1-x_2-x_3)^2 + \sigma_2^{(3)} (1-x_2) / (1-x_2-x_3)^2$$

$$(\partial \ln \gamma_3 / \partial x_2)_{x_3} = \sigma_3^{(3)} x_3 / (1-x_2-x_3)^2 + \sigma_3^{(2)} (1-x_3) / (1-x_2-x_3)^2$$

となる。ここで x_1, x_2, x_3 はモル分率である。いま $x_2=0, x_3=0$ における極限では $\sigma_i^{(j)}$ は Wagner の相互作用助係数 $\epsilon_i^{(j)}$ ($= \partial \ln \gamma_i / \partial x_j$) と次の関係にある： $\epsilon_2^{(2)} = [\sigma_2^{(2)}]_{y_2=0, y_3=0}$; $\epsilon_3^{(3)} = [\sigma_3^{(3)}]_{y_2=0, y_3=0}$; $\epsilon_2^{(3)} = [\sigma_2^{(3)}]_{y_2=0, y_3=0} = [\sigma_3^{(2)}]_{y_2=0, y_3=0} = \epsilon_3^{(2)}$ すなわち、 $\epsilon_i^{(j)}$ は一次の相互作用助係数に対する、また比相互作用助係数に対する極限值である。

Darken の 2 次式 $\alpha_{12} = d \log \gamma_2 / d(1-x_2)^2$ を $x_2=0$, $\log \gamma_2^0$ から積分すると $\log(\gamma_2/\gamma_2^0) = -2\alpha_{12}x_2 + \alpha_{12}x_2^2$ を得る. 一方 $\ln(\gamma_i/\gamma_i^0)$ をすべての溶質の希薄な極限の場合について x_i で展開し, Darken の 2 次式と比較すると次の関係を得る: $\epsilon_2^{(2)} = -(2303) 2\alpha_{12}$; $\epsilon_2^{(3)} = -(2303) 2\alpha_{13}$; $\epsilon_2^{(3)} = \epsilon_2^{(2)} = (2303) (\alpha_{23} - \alpha_{12} - \alpha_{13})$ これらの関係を Fe-C-S 系合金に適用した. また, この問題を提起した Sukiennik-Olesinski の考え方にもコメントし, 多元系へ拡張する際の問題点を論議した.

(永田和宏)

低 Mn 溶銑の BOF 吹錬の工程因子に及ぼす吹付けパルス周波数の影響

(G. A. TARNOVSKII et al.: Steel USSR, 15 (1985)

7, pp. 318~320)

パルス状酸素ジェットによる鋼浴の吹錬はスラグ生成を大きく促進し, 多くの工程因子を改善して境界面での物質移動や化学反応を激しくさせる. 本研究では西シベリア鉄鋼コンビナートの 350 トン BOF を用いて, 低 Mn 銑の最も効果的な吹錬ができる酸素吹錬の最適パルス周波数を決定した.

BOF のランスには 300-1000 Hz の範囲で酸素ジェットパルスを設定できる気体動力学的パルス発生機を装備した. 試験用ヒート (酸素パルス使用) と比較用ヒート (連続吹錬) は, 西シベリア・コンビナートで用いられている溶銑と, クズネック鉄鋼コンビナートから運んだものを用いた. 溶銑の Mn 組成はそれぞれ 0.5-0.6 および 0.30-0.35 wt% である. 吹錬ガス速度は 950-1050 m³/min で少し変化させた. 脱硫率, 脱りん率, 酸素ポテンシャル, 塩基度, CaF₂ 消費量などの工程因子とパルス周波数の関係はコンピューターを用いて解析した.

低 Mn 溶銑ではパルス周波数 550-600 Hz の時, CaF₂ 消費量が最低となつた. また酸化が最も少なくなるのは 700 Hz であつた. スラグ中の酸化鉄は従来の吹錬で形成されるスラグの酸化鉄濃度より 0.5-1.5% 低かつた. 最大の脱りん率は 400 Hz で現れ, クズネック銑で 95.24%, 西シベリア銑で 93.95% であつた. 最大の脱硫率はクズネック銑では 550 Hz で, 西シベリア銑では 650 Hz で現れた. 550-600 Hz では Mn 歩留りが少し良くなつた. この Mn 歩留りは従来より 0.01% 良い.

これらのデータから重要な工程因子を最大にする最適パルス周波数は 600 Hz であることがわかつた.

(永田和宏)

一 性 質

9Cr-1Mo 鋼における変形によつて生じさせたボイドの焼なまし挙動

(B. A. SENIOR and F. W. NOBLE: Mater. Sci.

Technol., 1 (1985) 11, pp. 968~971)

鋼の加工中に介在物を核としたボイドが生成することは知られているが, 炭化物を核としたボイドは観察されていない. 炭化物を核としたボイドは微小なため, 熱処理過程で除去されていることが考えられるので, 熱処理過程におけるボイド挙動を明らかにするための検討を行つた.

供試材として微細な炭化物が分散している 9Cr-1Mo 鋼を用い, 室温で破壊ひずみの 90% まで変形させ, ボイドを生成させた. ボイド生成試料を 600 及び 750°C で焼なまし処理を行い, 透過電顕によるボイド観察と画像処理装置による数と大きさの把握を行つた.

得られた結果を要約すると以下ようになる.

1) 供試材は完全に焼もどされたマルテンサイト組織であり, 粒界及びラス境界上に M₂₃C₆ が, ラス内は主として Cr₂N が析出していた. ボイドは粒界及びラス境界の M₂₃C₆ に生成し, 球状を呈している. ボイドサイズはひずみとともに増加するが, 同一ひずみでも広いサイズ分布を示す.

2) ボイドを伴っている炭化物の割合はひずみとともに増加を示す. その後の焼なましにより, ボイドの数は焼なまし時間とともに減少し, 10 h の焼なましによりすべて除去された.

3) 焼なましによるボイド消滅速度を Volin と Ballufi の理論式を用いて計算し, 本実験結果と比較した. 短時間焼なましでは, 両者はよく合っているが, 長時間になると差異が大きくなる. ボイドの大きさの変化から求めた収縮速度は, ボイドの大きい所では比較的よく合っているが, 小さい所では差異を生じている. ボイドサイズ測定の見誤差が差異の原因と考えられる.

4) ひずみの小さい条件下で生じた小さいボイドは消滅されるが, 大きなひずみで生じる大きいボイドは収縮されにくい. 110 nm 以下の半径のボイドは 600°C 10 h の焼なましにより除去が期待できた. (京野純郎)

固執すべり帯形状とき裂発生 of 定量的測定

(A. HUNSCHKE and P. NEUMANN: Acta Metall., 34

(1986) 2, pp. 207~217)

多くの金属材料において, 疲労き裂の発生原因となる固執すべり帯 (PSB) 及びき裂の発生を直接観察, また定量的な測定を行つた. 供試材には単結晶の純銅を用いたが, 大きな加工硬化の影響を除くため, 疲労試験は初期段階では周波数 40 Hz でせん断応力振幅を増加 (1 kPa/回) させて 32 MPa まで上昇させ, その後 20 Hz の一定塑性ひずみ振幅させる方式により行い, 再現性のある PSB の成長及びき裂の発生 of 測定を行つた. 試験中断試料の断面を SEM によつて観察し, 以下のような結論を得た. 1) 試験片表面に垂直な断面を得るための切断技術を改良し, SEM の解像度 20 nm の精度での断面観察を可能にした. この技術は目標点に対し数 μm の精度で切断可能である. 2) 試験片表面の様相は初期段階から規則性を持ち, 1~2 μm の底辺と 2~3 μm の高さの三角形の断面を持つ「突き出し」は, 1 nm/回の成長速度で形成される. 3) き裂は PSB を貫いて発生するが, その場所は PSB とマトリックスの境界に沿つて優先的に発生する. 4) 塑性ひずみ繰返し数が増加するに伴つて, PSB は全体的に試験片表面からせり出してくる. 5) PSB 全体の生成量は塑性ひずみ振幅に比例している. このことは PSB 内の局部塑性振幅 (1%) 及びマトリックスの振幅 (0.01%) も一定で, 塑性ひずみ振幅の大きさは PSB の生成量の多少によつて調節されていることを示唆する. 6) PSB の中の局部塑性ひずみ振幅は初期の過大な塑性ひずみにより 3 分の 1 に減少

させることができる。このことは「せり上がり」(Protrusion) 形成及びき裂の進展を遅くし、寿命を増加させる。7) 平均き裂長さ(総き裂長さ/入り込みの数)をPSB内の局部塑性ひずみ振幅と繰返し数の関数として求めた。8) PSB内の局部塑性ひずみ振幅は、Coffin-Manson型関係式の塑性ひずみパラメーターに適合している。このことと、5)における事柄から塑性ひずみ振幅が0.1~1%の時は寿命は塑性ひずみ振幅に依存しない。(岸本 哲)

X線小角散乱による Inconel MA 754 の分散粒子のサイズ分布測定

(J. J. STEPHENS and S. SPOONER: Acta Metall., 34 (1986) 2, pp. 303~312)

Ni基の酸化物分散強化合金 Inconel MA 754 における分散酸化物粒子のサイズ度数分布及び体積率をX線小角散乱(SAXS)法を用いて測定した。SAXS測定は、受入れままの2ヒートと1300°C、70hの焼なまし処理を加えた試料について行つた。試料は直径7mmの円盤に放電切断後、電解研磨により12~25 μm の厚さに仕上げた。SAXS測定のためのX線源は回転陽極型X線発生装置(35kV, 35mA)から得られるCuK α 特性X線を使用し、散乱X線の検出には2次元位置敏感

検出器を用いた。絶対散乱強度は中性子照射によりポイドを生じさせたAlの単結晶を用いて較正した。また、SAXSデータより得られる定量値を検証する目的で、薄膜の透過電顕観察による分散粒子の定量化も合わせて行つた。

得られたおもな結果を以下に記す。

①SAXSは分散粒子のサイズ度数分布及び体積率の測定法として有効である。サイズ度数分布は、前方(散乱角 $2\theta=0$)散乱断面積、積分強度、及びポロッド半径のSAXSデータから得られた対数正規分布及びSAXSデータからの間接的な積分変換の2種の方法により求めたが、いずれも透過電顕観察による定量結果とほぼ一致していた。

②分散粒子間の平均距離は分散粒子の体積率とサイズ度数分布から求まるが、この結果とクリープ強度とにより対応がみられた。すなわち、粒子間距離が短く、分布密度が高いほど、大きなクリープ抵抗を示す。

③分散酸化物粒子として、 Y_2O_3 の他にY-Al複合酸化物等の生成も確認されたが、いずれの酸化物粒子も散乱強度が Y_2O_3 と類似しているため、これらのサイズ度数分布や体積率への影響は小さい。(田中秀雄)

編集後記

本年第8号に「表面処理特集号」が発行されたが、本号ではその続編として表面処理鋼板の製造ならびに製品の評価に関連した分析技術の論文を集めた小特集号をお届けする。

さきの表面処理特集号でご承知の通り、最近の表面処理技術は自動車用をはじめとした厳しい使用性能の要求と同時に製造コストの低減という、相反する命題を同時に満足するために、多層めつきや合金めつきなど製造技術として容易でない非常に高度なものとなつている。高度の表面処理技術の開発にあたって、めつき皮膜や、不動態皮膜などのマクロ的・ミクロ的要素組成分析や構造解析は必須である。また開発された新技術製品を製造するに当たっても、めつき液の各種イオン濃度を適正な範囲内に維持管理する一方、製造され

ためつき層の組成や目付量の管理も必須である。ここでも、めつき液やめつき層の管理に適したオンライン分析技術が必要欠くべからざるものとなる。

ハイテク材料の代表的な電子材料の開発のための表面解析ニーズと電子計数機器や超高真空技術の進歩により表面解析技術の最近の進歩は著しい。また、一般分析分野においても、グロー放電発光分光法をはじめとし新しい技術が取り入れられている。これら新しい分析技術を駆使して、はじめて高度の表面処理製品の開発と製造が可能となつたと言つても過言ではあるまい。一般号への投稿原稿も合わせて七つの論文からなる小特集ができ上がったが、これを機会に表面解析、表面制御さらには表面科学の研究がますます発展することを期待する。(T. O.)