

抄 録

— 製 鉄 —

高炉プロセスにおける圧力損失と最適コークス粒度
(R. BREDEHÖFT and R. JESCHAR: Stahl u. Eisen, 93 (1973) 2, pp. 55~60)

高炉の操業度は通気抵抗あるいはガス圧力損失に律速される。本論文では高炉シャフトとペリーにおける圧損と最適コークス粒度を決定した。鉱石およびコークスはそれぞれ均一粒度 d_k , d_g であるとし、ガス圧力損失を次式から算出した。

$$\Delta P = \psi \cdot \rho \cdot w^2 \frac{1 - \epsilon_m}{\epsilon_m^3} \cdot \frac{H}{d_m}, \quad \psi = \frac{160}{Re} + \frac{3 \cdot 1}{Re^{0.1}}$$

$$d_m = \frac{d_k}{V_k/V_s + (V_g/V_s) \cdot (d_k/d_g)},$$

$$\epsilon_m = \frac{\epsilon_k \cdot (V_k/V_s)}{\epsilon_k \cdot (V_k/V_s) - X(\epsilon_k - 1)}$$

ここで ψ : 通気抵抗, d_m : 平均粒度, ϵ : 空隙率, V_s : 層体積を示す。

シャフトでは鉱石とコークスから層を成しており, ① 混合装入と層状装入における圧損と装入量比 V_k/V_g について, ② 混合装入における圧損と粒度比 d_k/d_g について詳しく計算した。その結果, 混合装入層では, $V_k/V_g = 0.2 \sim 0.5$ に圧損の最大値が得られた。また混合度一定のとき, 圧損を最小にする粒度比が得られた。混合度 0.5 のとき, 粒度比は $0.2 \sim 0.3$ となった。

ペリー部はガスと液滴の向流と考え, 同様の圧力損失式を導入し, 圧力損失を算出した結果, $d_k/d_g = 0.2 \sim 0.3$ で圧損を最小にすることがわかった。

したがって, 高炉内の圧力損失はおもに鉱石とコークスの混合度によつて著しく変化することおよびコークスの最適粒度は鉱石粒度の 3~5 倍であることがわかった。

(天辰正義)

高炉羽口からの天然ガス吹込み方法による炉床ガスの分布と利用率

(V. E. LEVCHENKO, et al.: Steel in the USSR, 2 (1972) 5, pp. 338~340)

Petrovskii 工場にある有効内容積 1033 m³ の高炉の羽口 (羽口本数 24, 羽口内径 155 mmφ) から天然ガスを吹込み燃焼帯でのガス濃度分布の調査を行なった。

天然ガス吹込みノズルを(A)羽口内の上部に取付ける方法と(B)羽口の中心軸に取付ける方法とによつて, 天然ガスを吹込み, ガス分布の調査を行なった。なお, 調査期間中の装入条件は一定していない。

吹込み方法 A から B による, ガス分布特性は概して次のように得られた。

酸化帯での最大 CO₂ 濃度は 11% から 7% に低下した。また, 炉口での CO₂ 濃度は周辺帯および中間帯では約 1% 増加したが, 中心帯では 16.4 から 11.5% に低下した。

酸素濃度は 1% を越えなかつた。

H₂ 濃度は燃焼帯の壁側で 4 から 5% に, 中間帯で 4

から 6% に, 中心帯で 2 から 11.5% にそれぞれ上昇した。また炉口ではより均一 (4.0 から 4.8%) になった。

CO₂ 濃度は全体に高くなり, 特に燃焼帯の中心部で高く (40%) になった。

以上の結果から, 吹込み方法 A から B への移行によつて燃焼帯および炉断面でのガス分布がより均一に改善されかつガス利用率が改善されることによつて, 燃焼炭素量が 378.9 から 347.2 kg/t-pig に低下した。特に H₂ 分布は均一になり, 1.8% 利用率が増大した。また酸化帯の炉半径方向の長さは減少し, 炉軸方向の深さは増大したと考えられる。

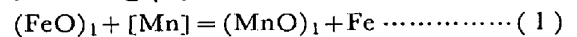
(天辰正義)

— 製 鋼 —

1600°C における溶鉄中のマンガン-酸素平衡に関する研究

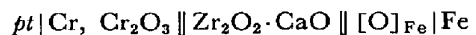
(P. M. MATHEW, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 43 (1972) 12, pp. 865~872)

Mn を含む溶鉄の脱酸平衡に関する実験を電気化学的手法により行ない, 次の反応 1600°C のにおける標準自由エンタルピーを求めた。



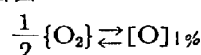
$$\Delta G^0 = -RT \ln K_1 = -RT \ln \frac{N_{(\text{MnO})_1}}{N_{(\text{FeO})_1} \cdot \%[\text{Mn}]}$$

次に示す電池を使用し, その起電力を測定して, 0.4~1% Mn を含む溶鉄中の Mn と O の平衡関係を決定した。



その際, 使用する電池の適性について種々検討した。

まず鉄-酸素系における次の反応から, 1600°C での標準自由エンタルピーを求めた。



$$\Delta G^0[\text{O}] = -28.6 \text{ kcal/mol}$$

次に測定値から次式をつかつて溶鉄中の酸素の活量係数 γ_{O}^0 を求めた。

$$E = \frac{RT}{2F} \left(\ln N_{\text{O}} + \ln \gamma_{\text{O}}^0 - \frac{\Delta G^0_{\text{Cr}_2\text{O}_3}}{3RT} \right)$$

$$\gamma_{\text{O}}^0 = 1.3 \times 10^{-2} \quad (1600^\circ\text{C})$$

酸素を含む溶鉄が Mn により脱酸され平衡に達した後, 溶液の E·M·F を電池によつて測定する一方, 溶鉄をサンプリングして Mn および酸素含有量を化学分析により求めた。その結果, E·M·F 測定によるメタル中の酸素活量, 化学分析したサンプル中の全酸素含有量, それに化学分析したサンプル中の全マンガン量がえられた。1600°C では酸素含有量が 0.15% 以下のときは固体の脱酸生成物であることがわかった。

反応 (1) に関して得られた標準自由エンタルピーは $\Delta G^0 = -8.6 \pm 1.3 \text{ kcal/mol}$ であり, 他の研究者の報告よりもかなり低く, Mn の脱酸力が強いことを示した。その原因を他の研究者の報告について考察した。

(笹田隆志)

非鎮静鋼凝固時のガス発生ならびに溶鋼の流動と偏析の関係について

(G. EBNETH, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 43 (1972) 12, pp. 879~886)

リムド鋼など非鎮静鋼の凝固時の偏析現象について理論的に研究した。まず、凝固前面の溶質の濃度勾配に関する偏微分方程式を解き、凝固相の濃度分布は攪拌溶鋼中の溶質の物質移動係数に依存することを示した。さらに、ガス発生によりひきおこされる上向きの溶鋼流の流速およびこの中の溶質の物質移動係数を発生ガス量をパラメーターとして表示した。

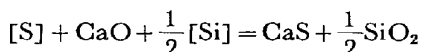
この表示式は 150×274×625 mmH の高さ方向に 17 箇所、幅方向に 5 個、計 85 個のガス吹込口を有する鋳型モデル中の水への空気吹込み実験により確認した。この場合、流速の測定は鋳型底部で水中に添加した NaCl 溶液の通過を鋳型内の所定高さに設けた電導度測定用電極にて検出する方法とを用いた。物質移動係数は所定高さにセットした Ba(OH)₂ と水溶液中の Ba 濃度間のマスバランスにより決定した。このモデル実験により理論式の妥当性を確認し、ついで 1.5 t の下注ぎリムド鋼塊の成分偏析に適用した。調査したリムド鋼の組成および鋼塊寸法はつぎのとおりである。C, 0.065, 0.069, Mn, 0.28, 0.36, S, 0.042, 0.060, P, 0.0155, 0.070%, 320×410×1550 mmH および 1690 mmH。

まず凝固相、残溶鋼間の S, P のマスバランスから凝固速度 V を算出し、ついで S, P の液相、固相間の分配比(実測値)の関係より、拡散係数、 D の比および平衡分配係数、 L として、 $D_P/D_S=0.90$, $L_P=0.067$ ($L_S=0.05$) をえた。これらの数値および BURTON の式を用いて S の物質移動係数 β_S を凝固厚さに対して示した ($\beta_S \approx 2.5 \times 10^{-3}$ cm/s)。さらに、O のマスバランスから凝固時の CO 発生量を求め、前出の理論式に代入して凝固前面の溶鋼流速 w を算出し、凝固時間、鋼塊内高さの関数として示した。 w は 12~52 cm/s 程度、平均値としては 35 cm/s である。また、 w の算出結果から β_S を再計算し、 w と同様に凝固時間、鋼塊内高さに対して β_S を与えた。最後に、別途求めた V および β_S との一致を確認し、理論式の妥当性を明示した。(鈴木健一郎)

鋼を塩基性珪酸アルミニウムスラグで炉外精錬するときの脱硫

(V. A. KAMARDIN, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1972) 6, pp. 47~53)

3 種類の低合金鋼を 60 t 電弧炉で溶製し、あらかじめ溶融した合成スラグの入っているとりべ中に注入して脱硫精錬した。25% 以下の SiO₂, 10% 以下の CaF₂, 8% 以下の MgO を含む CaO-Al₂O₃-SiO₂-MgO-CaF₂ 系スラグを用いた。



の平衡恒数から求めた $L_S^0 = (S)/[S]$ と実測値の比較から実際の分配係数 L_S^F は

$$\log L_S^F = \frac{10380}{T} - 3.5 + \log a_{CaO} + D - \log \gamma_S - \frac{1}{2} \log a_{SiO_2}$$

と表わされた。ここで

$$D = \log f_S + \frac{1}{2} \log [Si] + \frac{1}{2} \log f_{Si}$$

スラグ処理前のメタルの S 含有量 $[S]_N$ と処理後 $[S]_K$ の比と L_S の間には直線関係があり

$$\frac{[S]_N}{[S]_K} = L_S^F \gamma + 1 = 0.466 L_S^0 \gamma + 1$$

と表わされた。ここで γ は係数である。

L_S^F には臨界値 ($L_S^K=125$) があり、それ以上には増加しなかつたが、その原因はスラグ中の S の溶解度とメタル中の S の溶解度であると考えられた。スラグ中の S の溶解度は 2.0~2.5% なのでこれが L_S^K の原因とは考えられない。

一方エレクトロスラグ再溶解の結果などからメタル中の S の最少溶解度は 0.002~0.003% と考えられるので、 $[S]_K=0.003\%$ としたときの L_S^K が $[S]_N$ および γ の関数として求められる。実験値から $\gamma=0.05$, $L_S^K=200$ と決められ、最適のスラグ組成として 56~57% CaO, 15~20% SiO₂, 14~18% Al₂O₃, 5~8% MgO, 5% CaF₂ が提案された。(郡司好喜)

酸化性ガス中を落下する鉄-炭素合金融滴の脱炭機構

(P. G. RODDIS: JISI, 211 (1973) 1, pp. 53~58)

0.44~4.8% C を含む Fe-C 合金の 1 g および 0.5 g を Ar 気流中で浮揚溶解し、O₂ あるいは O₂-N₂ 混合ガス中に落下させて脱炭した。落下距離は 81 cm で、融滴の初速度は 120 cm/sec, 最終速度は 411 cm/sec となった。脱炭過程は 8000 個/sec の高速カメラで撮影した。

脱炭反応は温度、炭素含有量およびガス中の酸素分圧によつて変化した。ガス側の拡散律速は 4% 以上の [C] を含む場合と純酸素ガスのときには融滴の温度が 160°C に近い場合に見られた。炭素の流束が低い場合でも、表面下反応が起こるに必要な酸素の蓄積が融滴の表面に達成されるまでは [C] の拡散によつて脱炭反応が律速された。表面下反応が進行している間には脱炭速度は融滴への O₂ の拡散に影響を受けるが、表面下における CO 気泡の発生によつて起こる融滴内部の搅拌や反応表面の増加が融滴表面における脱炭反応を促進する。

N₂ で O₂ を薄めても同じような機構で脱炭反応は進むが、[C] の遷移濃度はいちじるしく低くなる。表面下反応が起こっているときには、1600°C における 100% O₂ での表面反応は 3% [C] まで進行する。O₂ に 30% と 50% の N₂ を加えると表面反応が止む [C] の遷移濃度はそれぞれ 2% と 1% に低下する。

融滴の初期温度が 1300°C から 1600°C に上昇すると酸化性ガスの種類にかかわらず脱炭速度は増加する。また表面反応と表面下反応を分ける [C] の遷移濃度は温度上昇とともに低下することがわかった。

(郡司好喜)

— 鑄 造 —

鋼の連続鑄造, 第 2 部

(J. K. BRIMACOMBE, et al.: JISI, 211 (1973) 1, pp. 24~33)

14 cm 角ピレット連鑄機の WEYBRIDGE 鋳型内の凝固

厚さに関し、実測値と熱計算による理論値との対比を行なった。実測値は第1報で得られた Au¹⁹⁸ のオートラジオグラフから読み取り、理論値は HILL の積分プロファイル法および MIZIKAR の差分法の二つのモデルにしたがい計算した。実測凝固厚さは湯面から 30cm 下で 0.51~0.90cm、鑄型下端の 51cm 下で 0.95~1.25cm であり、中央の鑄型より端の鑄型の方がやや厚目である。これはタンディッシュからの給湯の有無による差と考えられる。

理論値は HILL モデルの場合、ピレット表面と鑄型冷却水間の総括熱伝達係数が一定あるいは湯面からの距離とともに直線的に減少し、鑄型下端で湯面での値の 1/2、のいずれかを採用することにより、実測値との一致は良好となる。前者の場合、総括熱伝達係数は平均で 0.306~0.340 kcal·S⁻¹, m⁻²°C⁻¹ であり、これは操業条件で変化し、とくに引抜速度が大となるにしたがい増大する傾向がみられる。鑄型使用回数による影響はほとんどない。後者の場合、鑄型下部でピレット表面温度の再上昇が生じる。MIZIKAR モデルの場合、実測値に比し、鑄型上部でやや厚目であるが全体としておおむねよい近似を示し、とくに鑄型下端ではよく一致する。以上は 0.10~0.35% C 鋼の場合であるが、0.85% C 鋼の場合は実測値が低炭素鋼のそれよりかなり大きく、また熱計算値より大きい。これは高炭素鋼の場合、凝固温度範囲が広いと、Au¹⁹⁸ の到達位置が固相線のかかなり液相寄りになっていると考えられるが定かでない。

(垣生泰弘)

非放射性トレーサーによる連鑄タ片表面層の非金属介在物の起源調査

(H. KOLASKI, et al.: Neue Hütte, 17 (1972) 11, pp. 686~689)

連鑄タ片の表面非金属物に起因する製品欠陥は多く、全欠陥の約 50% におよび、連鑄製品の品質上重要な問題である。これらの非金属介在物の発生源としては、一般に取鍋およびタンディッシュ耐火物、タンディッシュスラグ、タンディッシュおよび鑄型内における脱酸生成物、ならびに注流酸化生成物などが考えられ、顕微鏡観察による検討などが行なわれてはいるものの明確な結論はいまだに得られていない。

そこでタンディッシュのスラグ、ライニング耐火物、およびノズルをトレーサーでマーキングすることにより連鑄タ片の非金属介在物にこれらがどれほど寄与しているかを定量的に調査した。使用するトレーサーは、マーキングする物質の性質に影響を与えず、実験条件下でマーキングする物質と同じ挙動を示し、解析に十分な精度をもつて分析が可能など、などの条件を満足するものでなくてはならない。取扱いが面倒な RI トレーサーを避けて、本実験においてはタンディッシュスラグとライニング耐火物には La₂O₃ を、ノズルにはハフニウム珪酸塩を用いた。

なお、非金属介在物中のトレーサーの定量は、その含有量が低いので中性子放射化分析法によった。

トレーサーを添加したチャージの鑄片全長にわたって表面層およびコーナー部分に存在する約 200 の非金属介在物について調査した結果、La および Hf を含む介在

物の数は非常に少なく、La ならびに Hf 含有量は介在物の大きさ、形態、鑄片における位置などにより異なることが認められた。したがって、鑄片表面層に存在する非金属介在物の主発生源は取鍋-鑄型間の 2 次酸化生成物である。また、タンディッシュスラグの La₂O₃ 含有量より、注入末期のスラグ量が初期の 3~5 倍に増加していることがわかった。タンディッシュスラグ量が増すと鑄片表面層中の非金属介在物中のノズル成分が増す傾向が認められ、タンディッシュスラグによるノズルの侵蝕が存在することを示している。(江島彬夫)

Decazeville 製鋼所における新しい連続鑄造技術

(L. LAMBERT, J. L. GATELAIS, and J. BASILIS: Rev. de Métallurgie, 69 (1972) 10, pp. 663~678)

フランス南西部の Decazeville (ドカズビル) に 1969 年末に製鋼工場が建設され、15 カ月後の現在では遠心連続鑄造によつて年産 8 万トンの丸形鋼材を製造している。

この報文はこの工場における独創的技術について記述するものである。この工場の設計においては技術的問題以外にこの地域の社会的・経済的環境も考慮しており、例えば良質の鉬石によるヘマタイト銑が使用でき、また地域的にスクラップ利用の少ないことなどである。

この工場の独創的設備としては、火床上冷却式鉬石焼結設備、15 トン LD 炉 2 基、側溝誘導加熱式調整炉 3 基および遠心連続鑄造装置 3 基である。

火床上冷却方式は西ヨーロッパでは最初の試みであり、設備投資の低いのに比べて生産性は高く (43~45 t/m²·day)、また維持も比較的容易である。製鋼工場において LD 炉を適用したのは、残留不純物量を低下させるには電気炉よりも LD 炉の方が好都合であり、この方式により Cu<0.03%、金属不純物<0.05% の材料が得られる。また連続鑄造前に調整炉において沈静され、そして脱ガスされるために介在物は非常に少なく、また N₂ や H₂ 量も低く、組織的質性にはすぐれているのが特長である。

月産 7000 トンは 12 トンの 578 回操作によつて達成されているが、LD 製鋼より連続鑄造による丸形鋼材までの平均所要時間は 149 min であり、この内訳は LD 炉吹精 45 min、連鑄機への注入 64 min その他である。

連続鑄造によつて製造された 85~160 mmφ の鋼材の大部分は鋼管圧延機へ送られる以外に冷間打抜、押出、線引等の市場にも供給されるが、遠心連続鑄造による鋼材の表面状態は非常に良好であるために出荷に際して仕上げ作業を特に必要としない。(星野明彦)

— 加 工 —

合金鑄鋼の Jominy 焼入性におよぼすマイクロ偏析と均質化処理の影響

(M. T. LÉGER, et al.: Revue de Métallurgie, 69 (1972) 12, pp. 793~808)

マイクロ偏析のある低合金鑄鋼の焼入性は、均質な鋼にくらべて劣ることはよく知られた事実である。本研究は鑄鋼の均質化処理が鑄鋼の焼入性におよぼす影響を定量的に検討し、さらに技術的な面より、1175°C、20hr の均質化処理がどの程度有効であるかを調べた。試料は

150 mmφ×250 mm の鋼塊を砂型鑄造し、中心部から外周部までの任意の点が代表できるように 30 mmφ×120 mm の丸棒を 6 個とり JOMINY 試験片とした。試料数は 0.28~0.36% C, 0.42% Si, 0.7% Mn, 0.2% Mo, 0.5~1.0% Cr, 0.5~1.8% Ni の成分範囲から 6 鋼種溶解した。焼ならしは 900°C に加熱後空冷し、試料の半分は 1175°C, 20 hr の均質化処理を行なった。得られた結果を要約すると、

(1) ミクロ偏析は外周部より中心部に従って増加し、特に Mo が著しかった。均質化処理の効果は Si, Mn, Cr, Ni にも認められたが Mo に最もはつきり認められた。

(2) JOMINY 試験結果、各試料とも中心部ほど焼入性は低下したが均質化処理によつていずれも改善された。焼入性の比較には GROSSMANN の定義した理想臨界直径 (D_i) を用いたが、さらに正確に両者の差を表わすため、JOMINY 曲線から硬さの最高と最低の平均硬さに達するまでの端面からの距離 (D_j) を求めて比較した。均質化処理した試料の焼入性は水冷鋼型 (30 mmφ×120 mm) に鑄込んだものよりも優れていた。

(3) 偏析比から焼入性の向上におよぼす均質化処理の効果を定量的に検討した。すなわち MOSER and LEGAT の揚唱した理想臨界直径を求める式 $D_i = D_{i0} B^x$ (D_{i0} は純鉄の値、 B は合金元素による定数、 x は添加量) を変形し、均質化処理前後における偏析比からの D_i の求め方を検討し、さらに前述の D_j との関係式を明らかにした。(倉部兵次郎)

溶接金属の疲労

(B. POLLARD and R. J. COVER: Welding J., 51 (1972) 11, pp. 544 S~554 S)

鋼の溶接金属の疲労に関する文献 84 件についてレビューが行なわれた。本レビューは、溶接金属の疲労試験法、継手形状の影響、溶接欠陥の影響、残留応力の影響、溶接法の影響、溶接後処理の影響、溶接後処理法の適用などの各項目から成り、それぞれにつき多くの引例をあげて説明が行なわれている。これらのまとめを述べれば次の通りである。まず溶接金属の疲労特性を決める最大の要因は継手形状である。たとえば手溶接を軟鋼について行なう場合、止端部の応力集中状況にもよるが、幅方向突合せ溶接では、溶接金属の疲労強度が母材の 44~81% 程度であり、一方、長手方向突合せ溶接では 61~81% と高めになり、隅肉溶接では 22~63% とかなり低めになる。もしビードの余盛を削除して応力源をなくせば突合継手の溶接金属はその疲労強度が母材の 75~100% 程度にまで改善される。また、溶接法の影響も重要であつて、この違いにより、溶接金属の表面状況や材質が左右される。一般に、自動溶接を用いたほうが手溶接に比べてビード表面が平滑になり、また溶接金属の気孔やスラグ捲込みのような欠陥が少なくなりやすく、従つて疲労強度が高くなる。溶接に起因する残留応力については、これは繰り返し荷重における疲労強度に影響を与えるのみであり、この場合応力除去焼鈍を行なつても疲労強度の向上はあまり見られない。しかしながら、溶接後処理として、溶接により止端部に生じた引張り残留応力を、圧縮残留応力へと変換するように残留応力の再配分

を行なえば、疲労強度の向上にかなり効果がある。この手段として、たとえば、部分加熱、部分加熱・焼入れ、部分圧縮、ピーニングなどが効果的であることが示された。ただし、部分加熱や部分圧縮を伴う処理法はその適用範囲が限られているのに対し、ピーニングの場合にはすべての継手形状のものに適用可能である。なお、溶接金属および熱影響部の結晶組織については、疲労強度に関しては影響が少なく、通常はその影響も継手形状

欠陥などのような、ほかのもつと大きい影響力のある要因のかけにかくれて現われてこない。

(図 8, 表 6, 参 84)

(志村一輝)

構造用低合金焼準高張力鋼板の溶接

(W. P. BENTER, Jr.: Welding J., 51 (1972) 12, pp. 591 S~598 S)

成分組成が 0.20% ≥ C, 1.10~1.50% Mn, 0.15~0.50% Si, 0.02% ≤ Nb であり、降伏点 ≥ 50 KSi, 引張強さ 71~90 KSi (板厚 2 inch まで) であり、さらに板厚 1 inch における V ノッチシャルピー衝撃値が -90°F において 15 ft-Lb であつて、米国船級協会規格第 42 項 DH および EH 級に合格する低合金焼準高張力鋼板の溶接特性について検討が行なわれた。継手形状は X または I 開先の突合せで、溶接法としては、手溶接、シングルおよびタンデム潜弧溶接 (以上いずれも多層盛)、エレクトロガスおよびスラグ溶接をそれぞれ用い、溶接材料は市販のものが用いられた。供試材試材板厚はエレクトロスラグの場合のみ 2 inch で、ほかは 1 inch 厚のものが使用された。試験項目としては、引張り、硬度などのほか、溶接金属、溶接熱影響部 (HAZ) の V ノッチシャルピー衝撃試験、さらに爆発バルジ試験、曲げ延性試験なども行なわれた。その結果、次のようなことが明らかとなつた。

(1) この鋼は、低水素材料による溶接を行なう限りでは市販の溶接材料を用いて前記各種の溶接を行なうことができ、その場合には耐拘束割れ性も良好で溶接部の曲げ延性も優れている。

(2) 溶接金属と HAZ のノッチ靱性は、シャルピーおよび爆発バルジ試験の結果、手溶接、シングルおよびタンデム潜弧溶接においては母材と同等の結果が得られた。一方、入熱量の大きいエレクトロガスおよびスラグ溶接では、HAZ の靱性劣化が見られ、その値はこの系統の低合金高張力鋼板の熱延ままの状態で予想される水準 (溶接なしの値) 程度であつた。

(3) 爆発バルジ試験の結果では、しかしながら、いずれの溶接法を用いても、一般に溶接金属および HAZ の近傍から選択的に割れが発生する徴候は見られず、ただしエレクトロガス法による I 試料だけが fracture-transition-elastic (FTE) 温度より若干低めの温度で試験したときに HAZ での選択割れが見られた。なお供試材の FTE 温度 < -5° ~ -20°F > に対し、手溶接、潜弧法の溶接部のそれは母材なみであり、エレクトロガスとスラグ法での溶接部の FTE 温度はそれぞれ 20°F および 25°F であつた。

(図 11, 表 10, 参 2)

(志村一輝)

— 性 質 —

鉄-炭素系状態図について

(I 擬六方晶鉄炭化物 Fe_7C_3 と $Fe_3C-Fe_7C_3$ 共晶)

(A. A. ZHUKOV, et al.: Acta Met., 21 (1973) 3, pp. 195~197)

Fe-C 系において、高温高圧下で炭素が 30 at% 以上であるとダイヤモンドが、25 at% 以下ではセメンタイト (Fe_3C) が合成される。そこで本研究では、25~30 at% の炭素範囲について、主として 80 kbar の高圧下で 1400°C 15 min の保持の実験から、Fe-C 系状態図のこの範囲での生成物、その組織などについて検討した。

試料は鉄粉と炭素のすすを使用し、炭素の分量は鉄粉の酸化などを防ぐために必要量より余分にいれ、90 kbar, 1500°C までの高温高圧下で実験を行なった。

25~30 at% の炭素範囲において、高温高圧下で擬六方晶鉄炭化物である Fe_7C_3 が合成され、 Fe_7C_3 はこの範囲で Fe_3C との共晶生成成分として得られる。合成された Fe_7C_3 は常圧の低温で得られる Fe_7C_3 と同じであり、 Mn_7C_3 と同形結晶である。80 kbar, 1400°C において 16.7 wt% すすを含む試料の横断面は六角状の組織がたて断面は層状の組織がみられた。 Fe_7C_3 結晶は、微細なセメンタイト板が部分的にみられる層状組織である Fe_3C と Fe_7C_3 との共晶によつて囲まれている。過共晶の炭化物は共晶組織が中心部にあるような組織もみられた。また $Fe_3C-Fe_7C_3$ の融解点は組織変化から 1400°C 近傍にあると考えた。この融解点は圧力の低下とともに低下する。X 線測定の結果から、 Fe_7C_3 の格子は Cr_7C_3 のそれと非常に近接しており、硬さにおいても Cr_7C_3 と同じような値を示した。

以上のような結果にもとづいて 80 kbar の圧力下における、鉄-炭素系相図を提案した。(藤田充苗)

鉄-炭素系状態図について

(II 準安定鉄-炭素系状態図への新しいアプローチ)

(A. A. ZHUKOV, et al.: Acta Met., 21 (1973) 3, pp. 199~201)

これまでに報告されている、高圧下の実験結果にもとづいて、常圧下の鉄-炭素系状態図を検討することを目的とした。

高圧下で、炭素が 25 at% ではセメンタイト (Fe_3C)、25~30 at% では Fe_7C_3 が Fe_3C と Fe_7C_3 の共晶組織中に、30 at% 以上ではダイヤモンドが得られる。常圧下においても、高圧下と同様な相が得られるとすれば、よく知られている鉄-セメンタイト系相図のように、準安定鉄-炭素系状態図の一つとして、炭素の安定状態である黒鉛からダイヤモンドおよび、セメンタイトが生成するための自由エネルギーから、鉄-ダイヤモンド系を検討した。

ダイヤモンド生成の自由エネルギーは黒鉛を標準状態にとり、ダイヤモンド中の炭素活量から計算し、セメンタイトのそれは、2つの異なった方法によつて得られた活量のそれぞれについて求めた、その結果低温において、セメンタイトの活量がダイヤモンドの活量よりはるかに大きくなり、ダイヤモンドのほうがセメンタイトよりもより安定になる。2つの活量が等しくなる温度は 840~

855°K であることがわかった。したがって鉄-炭素系の準安定相平衡図として鉄-セメンタイト系より、鉄-ダイヤモンド系がこの温度以下では、温度の低下とともに安定になることが示される。しかしダイヤモンド、セメンタイト両方とも黒鉛と比較すると黒鉛のほうが安定である。理論的には上記のごとき結果であるが、鋼や白鉄からダイヤモンドが析出することは実際上黒鉛と比較して不利であることになる。

非常に重要である鉄-炭素状態図を、より理解する上でこのような比較は意味があると考えられる。(藤田充苗)

引張試験のネック部におけるひずみ速度の増加

(A. TROOST and E. EL-MAGD: Arch. Eisenhüttenw., 43 (1972) 12, pp. 907~911)

エレクトロニクスによる測定ならびに制御技術の発達により、引張試験の際のネック部における最小断面積と有効ひずみ速度を連続的に調べることができるようになった。従来の研究では、ネッキング領域において公称伸び ϵ と断面減少率 q との間に直線関係が認められた。

本研究では X 8 CrNiMoNb 1616 鋼(耐熱鋼)について引張試験を行ない、上述の関係がネッキング速度一定という仮定によつて導びかれた L. GILLEMOT の式で非常によく表わせることが確認された。しかしこの仮定は正しくなく、とくにネック位置におけるひずみ速度 $\dot{\varphi}$ ($\varphi = \ln \frac{F_0}{F}$, F_0 : 初めの断面積, F : 変形後の断面積)

の調査に際して測定値との間に大きな誤差を生じた。それゆえ新しいモデルにより、均一伸び領域の終わりから破壊までの間におけるネッキング領域での応力状態ならびに $\dot{\varphi}$ を、 φ に関連づけて調べることにした。

ネック部の断面形状を表わすプロフィール関数は、検討の結果統計分布関数によつて表示するのが好都合であることがわかった。すなわち試料の軸方向を x 軸に、ネック位置を通る垂直方向を y 軸にとると、 $y=c/(1+\psi(c)x^2)$ と表わせる。ここに c はネック深さ、 ψ は c の関数である。実験の結果によれば、ネック部の曲率半径 r は対応する c の値と直線関係になる。 $r=1/2 c\psi(x)$ であるから、 $\psi(c)=kc$ となる。 k は直線の勾配で、材料ならびに実験条件に依存するディメンションのないパラメータである。したがってプロフィール関数は $y=c/(1+kcx^2)$ で表わすことができる。次にこの関数を用い、体積一定の仮定の下に ϵ と c の関係や $\dot{\varphi}$ と φ の関係などを導出した。これらの式と実験結果との間にはよい一致がみられた。すなわちこのプロフィール関数は、ネッキング開始から破壊にいたるまで実際の挙動とよく適合することが示された。(渡辺 敏)

窒化ステンレス鋼における析出相の同定

(A. F. SMITH and H. E. ERANS: JISI, 211 (1973) 1, pp. 34~36)

チタンを含む 20% Cr-25% Ni ステンレス鋼は適当な窒化处理を与えると、窒化物の析出分散によりクリープ強度が著しく増大する。その析出相は理論的考察から TiN であると思われる。しかしながらこの処理に伴い同時に、耐酸化性に対して有害な CrN ならびに Cr_2N も生成する可能性がある。本研究の目的な生成した分散相を同定して窒化处理温度との関係を検討し、クロム窒

化物の生成温度領域を決定することである。

試料は 20%Cr-25%Ni を基本組成とし、これに 1.5%の Ti を添加したステンレス鋼を使用した。試験片サイズは 10 mm×20 mm×0.6 mm として 1050°~1148°C において窒化処理を与えた。窒素圧力は 1 気圧、時間は最高 6 hr とした。X 線により析出相の同定をおこない、電顕レプリカおよび光学顕微鏡による組織観察の結果と比較した。

1140°C 以下の窒化処理に対しては、CrN, Cr₂N, TiN の析出が起こった。本研究の実験範囲内ではクロム窒化物の形成は表面付近に限定されていた。1100°C 以下の場合には粒内および粒界に塊状析出物が大量に認められた。これらの析出物はそれぞれ CrN および Cr₂N であることが判明した。1100°C と 1140°C の間では塊状析出物の量は急激に減少し、1140°C 以上ではほとんど検出されなかつた。また Cr₂N の生成が観察される領域はいずれの場合も、CrN に比べて表面から深い距離にまでおよんでいた、1148°C においては TiN のみが認められた。

以上の挙動は各析出相の熱力学的安定性の考察から矛盾なく説明される。その結果から窒素の分圧を若干減少させることにより、有害なクロム窒化物生成の上限温度を大幅に低下させることができると予想される。

(和田 仁)

Fe-Cr-Nb 系合金の析出硬化

(M. D. J. VOWLES and D. R. F. WEST: JISI, 211 (1973) 2, pp. 147~150)

本研究の目的は (Fe, Cr)₂Nb の析出におよぼす Cr の効果を調べることであり、2つの Fe-Cr-Nb 系合金について試験した。一つは素地組織がフェライトである Fe-15Cr-1.8Nb 合金で、他はマルテンサイト組織を示す Fe-9Cr-0.8Nb 合金である。前者は 1380°C で 2 hr 溶体化処理したのち、水焼入れし、後者は 1200°C-4 hr/WQ の溶体化処理を行なった。長時間時効試片はシリカカプセルに封入したのち、500, 630, 700°C で 500 hr まで時効し、短時間側は塩浴で時効した。また時効前に 25% 冷間加工を行なったものについても試験した。

Fe-15Cr-1.8Nb 合金、Fe-9Cr-0.8Nb 合金を 550~700°C で時効すると、六方晶構造で、 $a=4.825 \text{ \AA}$, $c=7.879 \text{ \AA}$, $c/a=1.633$ の (Fe, Cr)₂Nb が析出し、これは同程度に Nb を含有する二元系 Fe-Nb 合金に析出する Fe₂Nb と同様な構造を有している。二元系 Fe-1.8Nb 合金と比べて、Fe-15Cr-1.8Nb 合金の析出速度はより早い。これは三元系合金における Nb の拡散速度が、二元系合金に比べて、早いということに帰因する。フェライト素地を有する Fe-15Cr-1.8Nb 合金に 25% の冷間加工を施すと、析出核を増し、したがって析出物の分布を細密にし、時効硬化効果を増す。時効処理したときの硬さは Fe-1.8Nb 合金よりも、Fe-15Cr-1.8Nb 合金のほうが高い値を示す。これは Cr の固溶体強化によるものである。しかし、最大硬さに対応する硬さの増加は二つの合金とも同様であつた。(山田武海)

強力高 Mn 低炭素鋼の性質と製造

(Hans MÅRTENSSON: Scandinavian J. of Metallurgy, 1 (1972) 6, pp. 319~326)

最近 20 年間に強力低合金についての関心はその経済的利点から着々と高まり、薄板については 550 N/mm²、厚板については 500 N/mm² の降伏強さをもつ低合金高張力鋼が開発され、高強度と良好な衝撃特性および溶接をもつ鋼が可能になってきた。これらの鋼において結晶粒微細化、固溶強化、析出強化などのような普通に用いられる強化因子はすべて良好な靱性と溶接性が保たれるようにほとんど最適に使われていると思われるので、さらに高い強度水準に達するには熱処理または新しい強化機構を使用することが必要である。

その一つはベイナイト変態をおこさせることで、この場合特別の下部組織強化を生じて高転位密度になる。この種の鋼への 3~6% の Mn の添加はベイナイト変態をおこすが、Mn 含有量が 2% をこえると衝撃特性が低いベイナイトができることはすでに知られており、ベイナイトまたは粒界におけるセメンタイトの生成が防止できるように C は低く保たれねばならない。実験的に C が 0.04% 以下で Nb が少量添加された場合、有害なセメンタイトは見出されなかつた。この結果から圧延のまま良好な衝撃および溶接特性をもつ強力鋼が開発された。その基本組成は FAMA 35 (0.03% C, 0.3% Si, 3.5% Mn, 0.10% Nb) および FAMA 25, FAMA 45 であり、この論文では第一に FAMA 鋼の物理冶金とくに変態特性への他の元素の効果について述べ、第二に FAMA 35 の熱延鋼板の機械的性質および製造について述べている。また合金元素の役割は次の通りである。

高転位密度および不規則なセル構造をもつベイナイトを得るために 3~6% の Mn が添加される。

C 量は鋼を脆化さすベイナイト、パーライトあるいは粒界におけるセメンタイトを避けるために 0.04% 以下にする。

Nb 炭化物および圧延によつて微細結晶粒が得られる。フェライト中に析出した Nb 炭化物は析出強化をおこす。(藤田利夫)

炭素鋼における腐食の発生

(G. EKLUND: Scand. J. Met., 1 (1972) 6, pp. 331~336)

研磨した鋼の表面の腐食は硫化物介在物の所からはじまるということは古くから知られているが、その初期反応については多くの説が提案されている。そこで 0.17 C, 1.4 Mn を含む炭素鋼を用いていくつかの実験を行ない、その解明を試みた。結論を簡単に示すと次のごとくである。

研磨した鋼の表面は、介在物のある位置以外は空気によつて形成された酸化物皮膜で覆われている。硫化物系介在物は電子伝導体であるため、局部電極としての機能を有しているが、その伝導度はおもに成分的な差によつて異なり得るものであり、従つて実際の鋼中でも active なものとそうでないものがあり得ることも知つておかねばならない。このような鋼を腐食性液体につけると、硫化物は酸化物皮膜の電位まで分極される。初期においては、硫化物は金属の酸化物表面に対して anodic であつて溶解する傾向を有し、その結果生じた硫化物イオンは、その極近くの酸化物層に吸蔵される。この汚染された酸化物は急速に、全表面のほかの部分に対して anodic

に変化する。このようにして金属が腐食を始めると、電位は減少して、硫化物は腐食の出発点としての機能を停止する。

研磨した鋼の表面に起こる初期腐食は、浸漬時の表面の状態と硫化物が硫化物イオンを作る傾向とに依存している。すなわち、前者は研磨後の保存時間、保存法、あるいは研磨時の条件などによる鋼表面の酸化状況を指すものであり、後者は硫化物(この場合 MnS)自体の成分的な差による伝導度の違いから起こってくる。商用鋼においては、MnS 中に約 5% の Fe が含まれるといわれ、純粋な MnS に比べて伝導度が低いことが認められている。

したがって、鋼の初期腐食をその全面腐食挙動と関連づけることは可能ではない。(鈴木正敏)

—物理冶金—

置換型鉄合金の静的歪時効

(W. B. MORRISON and W. C. LESLIE: JISI, 211 (1973) 2, p. 129)

Ti 含有置換型鉄合金は 250°~450°C において serrated flow をひきおこすことがみとめられたが、それは低温でおこる置換型溶質元素による Fe の動的歪時効に類似している。侵入型溶質元素を含む Fe におこる静的歪時効が、侵入型溶質元素のない置換型鉄合金にもおこるかどうかを調べるために、著しい動的歪時効を示す Ti 含有の Fe-3 at-%Si および Ti 含有の Fe-%Ni 合金がえられた。また回復と歪時効効果を識別するために serrated flow を示さぬ他の合金元素を含まない Ti 含有の Fe および Ti 含有の Fe-3%Co 合金その他も用いられた。その結果次の結論が得られた。

3% Ni, 3% Si, 0.7% または 1.4 at-% Ti 含有の侵入型元素のない Fe 合金は 300°~450°C の高温時効後室温で静的歪時効を示したが、侵入型元素のない Fe 合金および Fe-3% Co 合金は同処理によつてそれを示さなかつた。

歪時効は降伏強さの増加および時効時間ともなうリューダーズ伸びによつて特徴づけられている。回復は時効と同時に起こり歪時効効果の大きさを減ずる方向にはたらいっている。

侵入型溶質元素による歪時効とは異なつて、引張り強さや全伸びには変化は全くない。

歪時効の過程にともなう見かけの活性化エネルギーの測定から、時効は置換型溶質元素の拡散によつて制御されていることがわかる。

3% Ni 含有の侵入型元素を含まない合金について少量の Ti (0.17 at%) 添加の場合と無添加の場合の性質の比較から、Ti は回復の速度を著しく減ずることが明らかになった。(堀谷貴雄)

Si と Ti を含むオーステナイト鋼の金属組織

(N. OKUBO, et al.: JISI, 211 (1973) 2, pp. 141~146)

Ti と Si を含む 3 種類の 25 Ni-20 Cr オーステナイト鋼について試験した。4.88% Ti と 2.01% Si を含む鋼では 1000°C、もしくはそれ以上の温度でのオーステナイト処理状態で、未固溶なけい化物が認められた。この相は 1180°C で溶解、Fe₂Ti-LAVES 相に類似した格子定数をもつ、六方晶構造をしている。この材料を 750°C で時効すると、最初に γ' -Ni₃Ti 相と G 相、けい化物が析出し、続いて η -Ni₃Ti と σ 相が析出する。試験した範囲で、さらに時効時間が長くなると、LAVES 相は固溶し、おもな析出相は γ' , η , G, σ 相となる。前述の合金で示されるように、3.3% Ti と 1.42% Si を含む試料では、1120°C で完全固溶化範囲にはいる。析出挙動は LAVES 相型の高温相が存在しないことをのぞけば、前述の場合と同様である。3.3% Ti と 0.03% Si を含む合金では、時効中に γ' , η , σ 相が析出し、 η -Ni₃Ti 相は Si を含有する試料に見られないような、セル状に大きく析出する。低 Si 合金においても、ある熱処理状態では、比較的多くの σ 相が認められた。750°C で時効した 2 つの 3% Ti 鋼における γ' 粒を観察した結果、高 Si 材のほうが常に大きかつた。従つて、次のような結論が得られた。

高温時効した高 Si, Ti 合金では、(Fe, Ni, Si)₁₋₃(Ti, Cr) の六方晶型、LAVES 相が認められ、これは 1180°C で固溶する。この相は、より低温で時効したときに生ずる G 相、けい化物より不安定である。このけい化物の形成は時効中の σ 相の量を減少させ、同様に層状の η -Ni₃Ti 相の析出を抑制する。750°C 時効中では、高 Si 材の γ' 粒は低 Si 材のそれに比べて大きい、これは γ' -Ni₃Ti 相の成長におよぼす Si の効果によるものである。Y 相チタン硫化物、炭素硫化物は溶体化処理状態で全ての試料に未固溶相として認められた。(山田武海)