

抄 録

—製 鉄—

Uchange 3号高炉羽口への微粉炭の吹き込み

(B. COLNOT: Rev. metall., 79 (1982) 11, pp. 877~887)

Uchange 3号高炉 (有効内容積 710 m³, 羽口 14 本) での試験装置による羽口 2 本からの微粉炭吹き込み試験のあと, 同高炉に企業規模の微粉炭吹き込み設備が設置され, 1982 年 1 月から微粉炭の吹き込みを開始した. 採用された微粉炭吹き込み技術は Sppunck 社と Saulnes & Uchange 社が共同で開始したものであり, システムの概略はつぎのとおりである.

微粉炭は Richemont のセンターで粒度 70~90 μ に粉碎したのち, 炭槽付トラック (40 m³, 25 t) によつて高炉側まで運搬される. 微粉炭をトラックから高炉貯炭槽 (サイロ) へ排出するためには, 最大 O₂ 濃度 10%, 圧力 2 bar の気体を用い, 流量を 300~600 Nm³/h の範囲で調節する. サイロ下部には 4 個の乳首があり, それぞれのロータリーフィーダーの回転数により微粉炭の切り出し量が調節される. 切り出された微粉炭は圧縮空気により羽口近くまで輸送され, ここでそれぞれ 2 本の吹き込みランスに分配されるため, 現在 14 本の羽口のうち 8 本から微粉炭が吹き込まれている. 1 本当たり最大 500 kg/h までの吹き込みが可能である.

吹き込んだ微粉炭は主にロレーヌの高揮発分炭であり, 水分 1.2%, 灰分 7%, 揮発分 35%, 粒度 0.080 mm 以下 67%, 発熱量 7480 mth/kg であつた. 1982 年 2 月から 7 月までの各月の平均吹き込み量は 38 kg/t-pig から 73 kg/t-pig へ増大している. 73 kg/t-pig 吹き込み時 (7 月) の他の操業データは, 送風温度 1017 °C, 湿分 12.2 g/Nm³, フレーム温度 2150 °C, 溶銑中 Si 含有量 0.99%, コークス比 374 kg/t-pig であつた. コークス/石炭 (高揮発分) の置換率は 0.9~1.0 と見積られるが, 吹き込み量および操業条件によつては 1.10~1.20 まで可能と述べている. (前川昌大)

—製 鋼—

ビュレット連鋳機の二次冷却帯での電磁攪拌

(E. FÖRSTER et al.: Stahl Eisen, 102 (1982) 25/26, pp. 67~74)

Hamburger Stahlwerke のビュレット連鋳機 (湾曲型一湾曲径 5 m, 鋳片寸法 100~130 mm 角) に旋回型, リニア型電磁攪拌装置を取りつけ, 攪拌方向, 攪拌位置の凝固組織に及ぼす影響を調査した. 凝固初期からの攪拌, 高い攪拌力および長時間保持が, 低温鋳造温度とともに, センターポロシティの軽微な, 微細な球状組織を得る条件であることを明らかにした. 改善された組織の評価は, サルファプリントと切り屑の分析による C, N, Mn 濃度の分布により行つた.

旋回型電磁攪拌においては, 中心の空隙は大幅に減少したが, ホワイトバンドが現れる. 鋳型直下 0.28m,

1.1m の 2 か所で 0.78% C の溶鋼をリニア型電磁攪拌し, 3 m/min で引き抜いた場合には, C, Mn 偏析は軽減され, ホワイトバンドも認められなかつたが, N 偏析に対しては効果が無かつた. また, 凝固終了直前に相当する鋳型下 4 m の位置でリニア型電磁攪拌を行つた場合, C 偏析の軽減効果はあつたが, Mn 偏析の効果はほとんど無かつた. この他, 介在物の軽減あるいは, 分散についての電磁攪拌の効果が論じられている. また, 鋳片を 5.5 mm の線材に圧延した場合の材質特性について, 電磁攪拌処理材では, 非処理材に対し, マルテンサイト組織が 4 倍弱に近い確率で認められ, 存在位置も非処理材がほぼ線材の中心であるのに対し, 処理材では, 中心外の周辺に微細に分散している. この理由として, C, Mn 偏析あるいはこれにもとづく二次セメンタイト析出形態の相違をあげている. (高橋謙治)

—性 質—

Ni 並びに Ni 基合金の腐食疲労

(A. I. ASPHAHANI, et al.: Corrosion 38 (1982) 11, pp. 587~595)

疲労腐食は, 腐食環境に応じた特性データが不足しており, 多くの産業分野で応力腐食割れに比べてより大きな問題と考えられている. しかし疲労腐食が問題になるようなシャフト, 攪拌翼等の過酷な用途での Ni 基または Co 基の高合金でもほとんど利用できるデータは無い. そこで市販の純 Ni, Ni-28Mo (Hastelloy B-2), Ni-16Cr-16Mo-4W (Hastelloy C-276) 合金と炭素鋼丸棒に Ni-16Cr-16Mo-4W 合金粉末をプラズマ溶射した試料を用いて種々の雰囲気中で疲労試験を実施し, SEM 観察により次の結論が得られた.

1) 純 Ni の 10⁷ 回の疲労強度は, 7% 硫酸ナトリウム溶液雰囲気で大気中の疲労強度に比べて 113 MPa 減少する. 同様に 4% 塩化ナトリウム雰囲気と腐食性のないイオン除去した水の雰囲気での B-2 合金の 10⁸ 回の疲労強度は, 大気中の疲労強度に比べて 172 MPa 以上の減少を示す. 2) C-276 合金の 4% 塩化ナトリウム雰囲気での疲労強度は, 大気中の疲労強度より 48 MPa 低下するだけで影響はわずかである. イオン除去した水の雰囲気での本合金の疲労強度は, 純 Ni 同様ほとんど影響をうけない. 3) B-2 合金と C-276 合金の腐食疲労抵抗の相違はそれぞれの合金の電気化学的挙動に関連している. 4% 塩化ナトリウム溶液中で, C-276 合金は不動態化を起こすのに対して, B-2 合金では活性で不動態化が認められず疲労による損傷が起きやすいと考えられる. 4) 炭素鋼にプラズマ溶射を実施すると低応力レベルでの疲労腐食が改良されるが, 高応力レベルでは溶射被覆の結合のはく離が起きて応力集中によつて疲労寿命が低下すると考えられる. 5) イオン除去された水による損傷効果は, ぬれ性の影響に起因するものと考えられる. 疲労試験中に吸着された水は, 表面エネルギーの減少によつて塑性変形を引き起こし, Slip-Step

変形を起こしやすくする。

(原 隆三)

強力鋼の水素脆性における伸長した MnS 介在物の役割

(T. V. VENKATASUBRAMANIAN and T. J. BAKER: Met. Sci., 16 (1982) 12, pp. 543~554)

鋼の水素助長割れに及ぼす伸長した非金属介在物 (MnS) の配向と体積率の影響に対して, S を 0.04 と 0.15% 含む調質中炭素 Mn-Mo 鋼 (En 16) を用い, 強度レベルと環境の水素活量を変えて研究した。

降伏強さが $1\,250 \sim 1\,300 \text{ MNm}^{-2}$ の範囲内で, 3.5% NaCl 水溶液中で試験した場合, ステージ II のき裂成長速度とき裂成長下限界応力拡大係数 K_{IM} に異方性が認められた。き裂面が試料の板面と平行な short traverse (ST と SL) 配向では, K_{IH} が低き裂成長速度が大きく, MnS の体積率が増加すると割れ感受性がさらに大きくなる傾向が認められた。これに反し, き裂面が試料の板面に直角である longitudinal と transverse (LT と TL) 配向では, ST や SL 配合より K_{IH} が高くてき裂成長速度も小さく, かつ MnS の体積率が増加するとむしろ水素助長割れ感受性が減少する傾向が認められた。

降伏強さが $1\,450 \text{ MNm}^{-2}$ の試料では, $1\,250 \sim 1\,300 \text{ MNm}^{-2}$ の試料よりも全体的に水素助長割れ感受性は増大したが, 割れ感受性の異方性は大幅に減少した。また, 1 気圧の H_2S ガス雰囲気中で $1\,300 \text{ MNm}^{-2}$ の降伏強さの試料を試験した場合も, 割れ感受性の異方性はほとんど認められなかった。

これらの水素助長割れ感受性の異方性の生ずる理由について, き裂先端部の微視的応力状態と臨界水素濃度のモデルに基づいて考察した。見かけの水素拡散速度は, 介在物の配向によつて顕著な差を示さなかつたので, 水素助長割れ感受性の異方性は, 介在物の配向によるき裂先端部の応力状態の差が主要な因子となつていてと考えられる。

(青木孝夫)

ステンレス鋼のクロムの代用に関する試験

(S. FLOREEN: Metall. trans., 13A (1982) 11, pp. 2003~2013)

Cr の供給が少なくなつた場合の Cr の代用を目的として各種のレベルの Mo, Si, Cu, V, N 及び Ni を含む低 Cr ステンレス鋼の腐食性, 機械的性質及び加工性を調べた。1N 硫酸水溶液中での不働態域での分極特性より, 24Ni-9Cr-1Mo-2Cu 系の合金が 18-8 ステンレス鋼と同程度の腐食速度をもつことが判明した。10 000 ppm の塩素イオンを含む 60°C の水溶液中での孔食試験では腐食速度が速すぎて大部分の合金において孔食が起こらなかつた。不働態域での最小電流密度は Cr が多いほど減少した。Mo 及び V 添加はこの電流密度を下げることに有効であつた。25% 硝酸水溶液中での腐食試験は腐食速度が Cr 量減少すると何桁も増加することを示した。N 添加は腐食速度を減少させるのに有効であるが低 Cr 合金は十分な耐食性をもたない。MgCl₂ 溶液中での応力腐食割れ試験の結果はすべての合金が激しい腐食もしくは 18-8 ステンレス鋼と同様に割れを起こすことを示した。海水中における腐食試験では, 24Ni-9Cr-1Mo 系の合金が 18-8 ステンレス鋼と同程度の腐食速度を示した。

大きい断面のインゴットのシミュレート試験では, 低 Cr 合金の熱間加工性が 304 より 316 ステンレス鋼に近いことを示した。板材の 3 方向の引張り特性は安定オーステナイトステンレス鋼に近かつた。 650°C で一週間の熱処理は機械的性質を変える。溶接性試験では, 2% Si を含む合金は熱間割れを起こすことを示したが, 他の合金はよい溶接性を示した。高 Mn 合金は過剰の Cr₅Mn シグマ相のため熱間加工ができない。

このような実験の結果, 9%Cr に Ni, Mo, Cu 及び V を添加した合金は 18-8 ステンレス鋼程度の耐食性をそれほどきびしくない環境では代用できることが判明した。

(升田博之)