

抄 録

—製 鋼—

マグクロ耐火れんがの脱酸溶鉄中での反応

(F. HAUCK and J. PÖTSCHKE: Arch. Eisenhüttenw., 50 (1979) 4, pp. 145~150)

マグクロレンガは、製鋼工程において広い適用範囲を有するが、脱酸溶鋼中での、その化学的挙動については、未だ定量的研究が行われていない。

本研究では、約 1700 g のアームコ鉄を、高周波誘導炉により、 Al_2O_3 または MgO のつぼ中で Ar 雰囲気溶解し、 $1600 \pm 1^\circ\text{C}$ に保持する。

続いて、黒鉛棒の浸漬と、減圧 (0.04 bar) 処理により脱酸し、 $0.002 \sim 0.003\% \text{O}$ に調整した後、組成と製法の異なる三種類のマグクロれんがの各試験片を、溶鋼中へ 70 mm の深さに浸漬し 2 h 保持し、その後、浸漬深さを半分にし、 0.35% の Al を添加し、更に 2 h 保持する。

この間、試験片ホルダーに取り付けた浮力測定装置により、試験片の重量変化を測定するとともに、試料採取管を用い 30 min 毎に試料を採取し、溶鉄中の Cr, Si 等を重量分析する。

別に電気化学的手法 ($\text{ZrO}_2 \cdot \text{CaO}$ 固体電池) により酸素量を測定する。これらの成分含有量の変化から推定したれんがの重量変化を、前述の浮力測定による重量変化と比較検討した。

光学顕微鏡による組織観察によると、ベリクレス相中のクロマイト、フェライトおよびシリケイトは、実験後ほとんど消滅し、ドロップ状の金属鉄、クロムが生成している。これは、溶鉄中の C により、れんが中のクロマイト等が還元されるためである。

また、れんが表面には、スピネルの層が生成しており、その厚みは $20 \sim 100 \mu\text{m}$ で、Al 添加後は 0.5 mm にもなる。

溶鋼中の Cr, Si 量は、一次反応で増加するが、その反応速度数から、物質移動係数 β を算出すると、 $2 \times 10^{-3} \text{ cm/s}$ となり、通常のオーダーの $1/10$ 程度である。これは、スピネル層によりれんがが表面が覆われ、有効な反応表面積が減少したためである。このため、熱力学的平衡が達成されず、れんがの化学的侵蝕が抑制される。

(檀武弘)

炭素脱酸した溶鉄中におけるシリカとアルミナの間の反応

(F. HAUCK, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 50 (1979) 5, pp. 189~193)

製鋼過程では、酸化物消浄度が重要な意義をもつ。脱酸反応、脱酸生成物の挙動、溶湯-ライニング間の反応、ライニング-脱酸生成物間の直接接触反応などは、今日までかなり研究が進められてきた。しかし、直接接触していないライニング-脱酸生成物間の、溶湯を介しての反応については、これまで研究されていない。

本研究は、この分野での研究の第一段階として、炭素脱酸した溶鉄中における、シリカとアルミナの間の反応

について調べた。

実験は、1700 g のアームコ鉄をアルミナのつぼ中で溶解し、減圧下で炭素脱酸して溶解酸素量を調整した後、棒状の高純度シリカ試験片を浸漬し、浮力の変化を抵抗線歪計で測定するとともに、溶鉄を適宜吸引採取し、Si, C, 全酸素量を分析した。また、溶解酸素量を $\text{ZrO}_2(\text{CaO})$ 電池により連続的に測定した。溶解実験終了後、シリカ試験片の表面の変化を、光学および走査型電子顕微鏡で観察した。

実験結果は、溶鉄中の初期溶解酸素量 0.005% を境にして、二つのグループに大別される。

O が 0.005% を越える場合には、シリカ試験片とアルミナのつぼは相互に反応しない。シリカは C により還元され、Si と {CO} が生ずる。反応は一次反応で表わされ、溶鉄中の物質移動、とくに O の拡散が律速過程である。

O が 0.005% 未満の場合、上記の反応のほかに、アルミナのつぼの解離により生じた Al が、部分的に α -クリストバライトに変態したシリカ試験片表面上に、点状に α -コランダムとして析出し、浸漬 10 min 後には $2/1 \mu\text{m}$ ライトから成る皮膜層を形成する。

シリカの α -クリストバライトへの変態は、比体積、機械的強度の減少を伴うため、この皮膜層は容易に剝離する。このことは、浮力測定から算出したシリカ試験片の重量減少が、Si 量から推定した重量減少を、常に上まわることからも明らかである。(檀武弘)

金属-スラグ系における酸素の挙動

(V. K. NOVIKOV, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR, Metally, (1979) 3, pp. 38~42)

底部を黒鉛で造り、上部に黒鉛のつぼを設置したアルミナ管中に炭素飽和金属を溶解し、上部黒鉛のつぼにはスラグを溶解する装置を用いて電解し、電解による溶融金属の脱酸の可能性を研究した。金属中の酸素の活量 a_{O} は Al_2O_3 を固体電解質とする酸素濃度電池により測定した。金属として 52 g の Fe 及び Co を用い、スラグは $43\% \text{CaO}$, $6\% \text{MgO}$, $51\% \text{Al}_2\text{O}_3$ の組成のものをを用いた。

炭素飽和溶融金属中の a_{O} は電解によつて急速に減少し、2 min 以内に一定に達したが、 a_{O} の最小値は陰極電流密度の増加とともに低くなり、温度上昇とともに高くなつた。5 min の電解度に電流を切ると a_{O} は徐々に増加し、電解電流の大きいほど回復の時間は長くなつた。このように、金属の脱酸率は陰極電流密度の増加とともに増大したが、電流密度を増しても a_{O} の変らない限界の電流のあることがわかつた。

ポテンショスタットを利用した濃度分極曲線を検討し、限界電流は金属バルクから金属-スラグ界面への酸素拡散のおくれによることを明らかにした。

電流を切つた初期の酸素の増加速度 $dC_{[\text{O}]} / d\tau$ と $1/T$ との関係から計算した活性化エネルギーは $\text{Fe}-C_{\text{sat}}$ について 23 kcal/mol , $\text{Co}-C_{\text{sat}}$ については 34 kcal/mol となり、前者は Fe 中の酸素拡散の活性化エネルギーに近かつた。また限界電流の活性化エネルギーとして 25 kcal/mol

($\text{Fe}-\text{C}_{\text{sat}}$), 44 kcal/mol ($\text{Co}-\text{C}_{\text{sat}}$) という大きな値が得られ、限界電流は拡散係数のみならず、温度の関数である拡散層の厚さにも依存することが明らかにされた。

(郡司好喜)

転炉鋼のアルゴン処理

(S. V. KOLPAKOV, et al.: Stal, (1979) 3, pp. 177~179)

ソ連のノボリペッキヤ冶金工場では 160 t 及び 300 t 転炉の溶鋼をとりべ中でアルゴン吹込み処理している。アルゴンは 160 t の場合 $0.0460 \text{ m}^3/\text{t}$ が 6~11 min にわたり、300 t では $0.040 \text{ m}^3/\text{t}$ が 6~25 min にわたって吹込まれた。

アルゴン吹込みによつて溶鋼の温度分布は均一になるが、吹込み初期には $1.9\sim 5.6^\circ\text{C}/\text{min}$ の温度降下があるが、6 min 後には $1\sim 3^\circ\text{C}/\text{min}$ に低下する。吹き込みの際の中間とリベにおける温度差は、アルゴン吹き込みのない場合に $11\sim 35^\circ\text{C}$ もあるのにアルゴン吹き込みした溶鋼では $3.5\sim 16^\circ\text{C}$ と非常に減少した。このため、各鋼種について最適の温度範囲で製造できる割合はいちじるしく向上し、不適当な吹き込み温度による欠陥の発生が減少した。

酸化性の転炉スラグのままアルゴン吹き込みを行つたので、溶鋼中の Al は吹き込み後 5~6 min において $0.0007\%/ \text{min}$, 10~12 min では $0.0013\%/ \text{min}$ の速度で減少した。スラグ中の FeO は 5 min 後に 2.74%, 11 min 後には 4.07% 減少した。溶鋼中の P は 5~12 min の吹き込みで $0.001\sim 0.006\%$ も増加した。溶鋼中の窒素は減少しないが、酸素は鋼種によつて 30~75% も減少した。

アルゴン吹き込みによつて非金属介在物の 20~70% は減少するが、除去される介在物の絶対量はほぼ同一であり介在物の含有量は Al 含有量の高いほど低くなつた。また、酸化性スラグの代りに $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ 系の合成スラグを用いると介在物の除去速度も大きく、除去される介在物量もいちじるしく増加した。硫化物は $\text{CaO}-\text{Al}_2\text{O}_3$ スラグによる処理で減少させることができた。結局、0.02% 以上の Al を含み、S が 0.01% 以下の溶鋼を中性あるいは還元性スラグを用いてアルゴン吹き込み処理した時に介在物は最高に除去された。(郡司好喜)

連続製造のタンデッシュにおける合成スラグによる溶鋼の精錬

(A. S. SHARADZENIDZE, et al. Stal, (1979) 3, pp. 182~183)

$280\times 220 \text{ mm}$ 断面のピレットを 4 本連続製造する容量 10~12 t のタンデッシュ内に合成スラグを添加する方法を工業的に試験した。180 t 平炉で溶製した炭素鋼及び低合金鋼を $0.8\sim 0.9 \text{ m}/\text{min}$ の速度で製造する時 $15\sim 20 \text{ kg}/\text{t}$ の合成スラグ粉末を耐火物の仕切りに入れて厚さ $250\sim 350 \text{ mm}$ のスラグ層を造り、とりべからスラグ層に溶鋼を注入した。

合成スラグ粉末は Al 粉 (10~12%), 硝石 (15~20%) 石灰 (50~60%), 螢石 (10~15%), 氷晶石 (3~5%) から造つたが、この粉末は液状スラグで 45~52% CaO , 20~25% Al_2O_3 , 12~15% SiO_2 , 5~10% CaF_2 , 3~5% Na_2O , 2~6% MgO の組成に変化した。このスラグの $1500\sim 1550^\circ\text{C}$ における粘度は 0.5 ポアーズ以下となつた。また、スラグには沸化物及び酸化ナトリウムがあるためス

ラグ-非金属介在物間の界面張力が低下し、スラグによる介在物の吸収能力は増加した。

0.023~0.037% S の 0.45% C 鋼をこの方法で製造した場合その脱硫率は 26~32%, 0.032~0.042% S の低合金鋼 (0.35% C, 1.25% Mn, 1.25% Si) の場合の脱硫率は 54~62.5% となつた。鋼中の非金属介在物 (けい酸塩及びアルミナ) はこの処理によつて $1/1.5\sim 1/2$ に減少した。

また、二次冷却帯の後で加熱される中間部の内部割れや未凝固部の存在する鱗片を矯正する時の軸心部割れも減少し、熱間塑性が改善された。(郡司好喜)

— 鑄 造 —

鋼の連続製造時における鑄型内潤滑の監視

(B. MAIRY, et al.: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 4, pp. 737~745)

連続製造における主要な表面欠陥は鑄型内に起源を有する。この理由から鑄型壁と凝固殻間の潤滑は縦割れ、横割れ、ノロカミ、過度のオッシレーションマーク等の表面欠陥発生に決定的な要素となつており、モールドパウダーと重要な因子である。

鑄造時に鑄型と鑄片間の摩擦状態を監視するセンサー (M. L. TEKTRON) が CRM (ベルギー) によつて開発された。このセンサーは鑄型外壁に取付けられ鑄型内摩擦の相対値を出力する。おもにパウダーに起因する鑄造状態の変化とセンサーの信号出力変位が以下のように対応づけられた。

(1) 鑄造初期はパウダーの溶融遅れのため、また鑄造終了時はパウダーの除去によつて摩擦は大きくなる。

(2) 高粘度パウダーは摩擦が大きく、低粘度は小さいが、同種のパウダーでは摩擦が極小値を示す鑄造速度があり、表面欠陥が少い。

(3) パウダーのロット間における異常の検出が通常レベルと比較することにより可能である。

(4) パウダー起因のスティッキングが検出された。

(5) アルミキルド鋼ではパウダー中に富化吸収されたアルミナにより鑄造時間の経過につれ摩擦が増加する状態が観察された。

(6) 過剰なテーパー設定によるブレイクアウト時には通常より高い摩擦を示した。

(7) 信号が高くなると縦割れ、ノロカミ、横割れが発生し、信号レベルにより表面性状を判定できる。

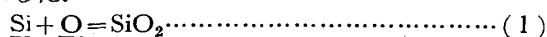
以上の観察結果にもとづき、オペレーターに相対値 80% 以上で警報を出し、鑄造速度の低下やパウダー交換等によりブレイクアウトを回避する予知システムが可能となつた。(橋 林三)

— 製 銑 —

けい素の高い溶融鉄-けい素合金の酸素溶解度

(V. E. SHEVTSOV: Izv. Akad. Nauk SSSR, Metallurgy, (1979) 3, pp. 62~65)

抵抗炉を用い、Fe-Si (1~80%) 合金の酸素溶解度を 1600°C 及び 1650°C において測定した。 1600°C では 3.4% Si, 1650°C では 4.4% Si で酸素溶解度は最小値を示した。



なる反応の平衡恒数 K は

$$K = 1/a_{\text{Si}} a_{\text{O}}^2 = 1/\sigma_{\text{Si}} \sigma_{\text{Si}}^2 N_{\text{Si}} (\sigma_{\text{O}}^2 \sigma_{\text{O}}^2 N_{\text{O}})^2 \dots \dots \dots (2)$$

ここで N_{Si} , N_{O} はそれぞれ Si, O の原子分率を表わす。

σ_{Si} については ELLIOTT らが次式を提出した。

$$\ln \sigma_{\text{Si}} = -28500(1-N_{\text{Si}})^2/RT + 1.68((1-N_{\text{Si}})^2/R \dots \dots \dots (3)$$

高濃度溶液における活量係数には Taylor 展開の中の高次の項を用いる必要があるので、一次の相互作用パラメータを $\epsilon_{\text{O}}^{\text{Si}}$, 二次のパラメータを $\rho_{\text{O}}^{\text{Si}}$ とすると

$$\ln \sigma_{\text{O}}^{\text{Si}} = \epsilon_{\text{O}}^{\text{Si}} N_{\text{Si}} + \rho_{\text{O}}^{\text{Si}} N_{\text{Si}}^2 \dots \dots \dots (4)$$

従つて Fe-Si 合金の酸素溶解度は

$$N_{\text{O}} = \exp \left[\frac{14250}{RT} (1-N_{\text{Si}})^2 - \frac{0.84}{R} (1-N_{\text{Si}})^2 - \epsilon_{\text{O}}^{\text{Si}} N_{\text{Si}} - \rho_{\text{O}}^{\text{Si}} N_{\text{Si}}^2 \right] / \sqrt{KN_{\text{Si}}} \dots \dots \dots (5)$$

$\epsilon_{\text{O}}^{\text{Si}}$ と $\rho_{\text{O}}^{\text{Si}}$ は二つの式から計算できる。第一の式は (5) の酸素濃度最小の条件から、第 2 の式は熔融 Si の酸素溶解度の条件から導くことができる。

$$ZN_{\text{O}}/ZN_{\text{Si}} = 22.98N_{\text{Si}}(1-N_{\text{Si}})^2 - 1.68N_{\text{Si}}(1-N_{\text{Si}}) + 2\epsilon_{\text{O}}^{\text{Si}}N_{\text{Si}} + 4\rho_{\text{O}}^{\text{Si}}N_{\text{Si}}^2 + 1 = 0 \dots \dots \dots (6)$$

$$N_{\text{O},\text{Si}}^{\text{m}} = \exp(-\epsilon_{\text{O}}^{\text{Si}} - \rho_{\text{O}}^{\text{Si}}) / \sqrt{K} \dots \dots \dots (7)$$

K は $\epsilon_{\text{O}}^{\text{Si}}$ と (3) 式を用いて計算し、 1600°C で $K = (2.32 \pm 0.24) \cdot 10^{12}$, 1650°C で $K = (5.90 \pm 0.35) \cdot 10^{11}$ となつた。 $N_{\text{O},\text{Si}}^{\text{m}}$ には実測値 $N_{\text{O},\text{Si}}^{\text{m}} = 0.00100 (1600^\circ\text{C})$, $N_{\text{O},\text{Si}}^{\text{m}} = 0.00135 (1650^\circ\text{C})$ を用い、(6) と (7) から 1600°C で $\epsilon_{\text{O}}^{\text{Si}} = -18.3$, $\rho_{\text{O}}^{\text{Si}} = 11.0$, 1650°C で $\epsilon_{\text{O}}^{\text{Si}} = -16.1$, $\rho_{\text{O}}^{\text{Si}} = 9.15$ を得た。(郡司好喜)

高炉ボッシュ部での燃料硫黄の挙動と装入物への影響 (K. A. ORREBO: Scand. J Met., 8 (1979) 2, pp. 67~75)

高炉では、羽口からの燃料吹込が行われている。本研究の目的は、燃料吹込による装入物への影響、高炉ボッシュ部における、ガス状硫黄の挙動について調べることである。

実験は、MEFOS の高炉モデル装置を用いて行つた。装入物は、酸性ペレットと自溶性焼結鉱である。これらは一定のプログラムに従つて予備還元され、予備還元率は 30% である。実験条件は、温度 $950-1325^\circ\text{C}$, 昇温速度 $200^\circ\text{C}/\text{h}$, ガス流量 $600\text{dm}^3/\text{min}$, ガス組成 $5\%\text{H}_2$, $25\%\text{CO}$, 0.05% あるいは $0.16\%\text{H}_2\text{S}$, 残り N_2 であり入口、出口ガス組成、装入物とガスの温度、圧損、層高変化を測定した。

その結果、 H_2S 分圧が低いと還元速度に影響はないが、高いと還元がおそく、また圧損、層高の減少はともに、還元ガスが硫黄を含むと、低温で大きくなり、自溶性焼結鉱では 1200°C で変形がはじまるのに対し、酸性ペレットでは約 1000°C で変形が開始することが示された。微細構造の調査から、ペレットでは、低 H_2S 分圧では硫化鉄のみが現われ、高い分圧では装入物全域にわたり硫化物が見られる。焼結鉱では、 FeS , CaS , MnS として現われる。

以上のことから、硫化鉄の熔融温度は他のスラグ相に

比べて低く、硫化鉄の生成は、装入物の軟化に影響し、軟化は、硫化鉄を含む、低温溶融物の生成によつておこることがわかつた。またペレットと焼結鉱の比較から、焼結鉱では多量のスラグ生成物、特に CaO を含み、硫黄は鉄とだけでなく、スラグ相とも反応し、ペレットに比べて、よりよい軟化性状をもっていることが示された。(月橋文孝)

CO を含んだガス鉄鉱石を還元する際に表われる方位性を持つ鉄の結晶成長に関する観察

(H. HANS, et al.: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 14, pp. 715~724)

今日問題となつているペレットのふくれは、繊維状に鉄が結晶成長を行うことに起因するものと考えられている。本報では、この原因を追及するため鉄結晶の成長メカニズムに関する実験を行つた。粒子形状及びその表面性状の変化を容易に把握するため、できるだけ平らな表面性状を持ち、粒度範囲の狭い試料を選んだ。繊維状の結晶成長を確実に評価できないので、走査電顕と光学顕微鏡を用いて、トポケミカルか、またはその逆かで判定した。マグネタイト試料を横型反応管に入れて、 CO , N_2 , H_2 ガスを用いて還元した。純 CO に H_2 を添加してその影響を調べた。1 (%) 添加では、ウスカ状の結晶成長を行うが、10 (%) 添加では、その効果が表われなかつた。純 CO に N_2 を添加して CO 分圧の影響を調べた。 $p_{\text{CO}} = 1$ ではウスカ状の結晶で粒子が覆われていたが、 $p_{\text{CO}} = 0.1$ では析出結晶の長さは大きくなるが、析出数は減少することが観察された。更にガス流量の影響も調べるため、40 (%) CO 60 (%) N_2 組成のガスを $1-300(\text{l}/\text{h})$ に変化させた。ガス量が多くなるにつれて、ウスカ状の結晶成長挙動を変えことなく析出量のみが増加した。試料量が $0.1(\text{g})$ 以下では、トポケミカルな結晶成長を行うが、それ以上ではウスカ状の結晶成長を行つた。マグネタイト鉱の他にも、ヘマタイト鉱、再酸化した鉄粉、焼結鉱を用いて、 $\text{CO}-\text{N}_2$ 混合ガスと純 CO ガスで還元した。その結果、試料が限界重量以下であれば、前者のガスで還元した場合、トポケミカルな結晶成長を行うが、後者のガスを用いた場合には、ウスカ状の結晶成長を行うことがわかつた。

(小林一彦)

高温頂燃式熱風炉の試験および建設

(陳炳霖 and 張伯鵬: 鋼鉄, 14 (1979) 4, pp. 1~10)

炉頂燃焼式(頂燃式)熱風炉を内燃式または外燃式熱風炉と比較している。頂燃式は内燃式の構造的に非対象な欠陥を改善し、外燃式より構造が単純で建設費が安い点を強調している。

1974 年に済南の 100m^3 高炉で 3 種の頂燃式熱風炉の使用試験をふまえ、1978 年首都製鉄所(北京)の第 2 高炉 (1327m^3) で採用した。頂燃式熱風炉は内燃式に比べ、蓄熱面積が約 30% 増加する。また短焰の燃焼器を使用し、外燃式に比べ炉頂温度は 50°C 高くなるが、構造は対象的で単純であり、設置面積も少なくすむ。

この頂燃式熱風炉は 4 基を矩形に配置し、熱風支管は中央部で熱風本管に連結される。各熱風炉の燃焼器は陶磁製で対象の位置から中心よりやや切線方向にむけて取

付けられた。燃焼ガス量は約 $10\,000\text{ m}^3/\text{h}$ であり、空気過剰率は 1.05 である。垂直熱風本管の頂部に作業用の 15 t クレーンをつけ、各弁は油圧で自動制御される。冷却は蒸発と高圧水冷の両系統で行われる。熱風炉の高さと径の比は 7 で大きい、将来は気流分布の改善により、5 までに縮小できるであろう。高温部と炉頂ドームの煉瓦には普通の珪石煉瓦を使用した。

今後の問題として、設計上の改善をするとともに、珪石煉瓦から高アルミナ煉瓦にする必要がある。保温は外国で行われているように耐火繊維を使う必要があるが、まだ質量ともに不足している。高炉ガスのカロリーは低下の方向にあるので、コークス炉ガスを富化する必要がある。

(相馬胤和)

一 性 質

靱性き裂成長機構検討のための SEM によるその場観察

(H. VEHOFF and P. NEUMANN: Acta, Met. 27 (1979) 5, pp. 915~920)

銅および Fe-2.4%Si 合金の単結晶の疲労き裂伝播を SEM 中において直接観察した。繰返し応力を加えるため、SEM の引張用ステージを改良した。負荷は 2 組のステップモータを回転し、ウォームギヤ、アームを介して試験片に伝えられる。試験片は 2.5 mm 角の単結晶角柱の両端にステンレス鋼のつかみ部を銀ろう付けしたもので、一部を負荷アームにねじ止めし、他端は引張圧縮によるガタのないウッドメタルを用い特別の固定を行つた。ステップモータによる負荷は圧縮力のみを与え、スプリングによる引張力とのバランスにより引張圧縮負荷を与えた。スプリングによつて与えられる引張負荷は最大 1000 N で、許容変位は 0.5 mm である。変位はステップモータのステップ数から求めた。試験片に掛かる荷重は測定されない。両端を別個のステップモータにより動かし、その量を加減することにより、被験位置を常に視野の中心におくことができる。2.5 mm 角の対角線の位置に放電加工により幅 0.2 mm のスリットを入れた。Cu 単結晶の引張方向は $\langle 100 \rangle$ 、両側面は $\{100\}$ 、切欠底の線は $\langle 110 \rangle$ で、き裂の進行方向は $\langle 110 \rangle$ であった。Fe-2.4%Si 合金単結晶の引張方向は $\langle 110 \rangle$ 、切欠底の線は $\langle 111 \rangle$ で、き裂伝播方向は $\langle 112 \rangle$ であった。観察によるとまず crack closure が引張荷重下で認められた。破面観察によれば試片側面と内部に挙動の差は認められず、側面に観察されるすべり線は結晶自体の挙動を表していることが知られた。引張非弾性変形開始-最大荷重-圧縮非弾性変形開始-同最大荷重を繰返し、各点において、き裂先端部側面の SEM 写真を得た。き裂先端において引張荷重の過程で 2 つのすべり面が交互に働きき裂が成長し、圧縮過程ではこれをき裂面を残して閉じる、いわゆる交互すべり機構が詳細に確認された。特に Fe-2.4%Si 合ではこの交互すべりが明瞭に認められた。Cr 単結晶では前述の試片では各バースペクトルは側面上になく Fe-2.4%Si 合金単結晶より挙動は複雑である。

(布村成具)

$2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼のクリープ変形とクリープ破断との相互関係

(B. J. CANE: Metal Science, 13 (1979) 5, pp. 287

~294)

粒界クリープキャビティの蓄積は、金属を破壊に導き、高温高圧化で使用する金属材料において深刻な問題となつている。キャビティの形成はクリープ初期におこり、粒界炭化物上に核生成すると考えられる。

本研究では、ベイナイト組織を有する $2\frac{1}{4}\text{Cr-1Mo}$ 鋼を 565°C , $60\sim 210\text{ MN/m}^2$ の応力下でクリープ試験を行い、主として粒界すべり量を測定することにより、クリープ変形とキャビティの定量的評価を行い、どのような機構が変形を支配しているかについて検討したもので次のような結果を得ている。

(1) $60\sim 200\text{ MN/m}^2$ の応力下では、粒界で生じる変形により、粒界キャビティが成長するため破断する。(2) 大部分のキャビティがクリープ初期に発生し、粒界とマトリックスの変形過程は相互関係があるから、 150 MN/m^2 以下の応力では、キャビティが発生する粒界面積率は、巨視的な単軸歪に比例する。(3) 古典的空孔拡散理論では説明できず、転位クリープ中では、変形が粒界上での空孔源を支配することにより、キャビティの成長を阻止するか、あるいは粒界近傍の局部歪で成長を阻止するかのどちらかである。(4) 二重剪断試験 (double shear test) からクリープ破断は、最大主応力 σ_1 と等価応力 σ^* との両方に依存するが、 σ_1 はキャビティの発生する初期において重要で、 σ^* はキャビティの生成を支配する。

これらを基礎にして、歪監視と応力解析を組合せて、高温工場における金属材料の寿命評価を行うべきであることが強調される。

(沢田寿郎)

電気化学的側面からみた腐食疲労機構

(R. N. PARKINS: Metal Science, 13 (1979) 7, pp. 381~386)

腐食疲労における腐食の影響を予測しにくい理由を、亀裂の発生・進展段階、亀裂内部の環境組成と電位変化にわたつて考察した。同影響を SCC と疲労の重畳または腐食ピットの応力集中効果に基づいて考える提案には賛成できない。

亀裂発生に対する環境の影響は進展に対するより劇的であるのに系統的研究がないのは驚くべきことであろう。考えられうる亀裂発生機構は提出され尽くしており、問題はそれらを判別する決定的実験・定量的データが著しく不足している点にある。亀裂進展段階の考察では、腐食影響下の疲労の特徴である繰返し速度 f 依存性に注目した。3%NaCl 中の 12Ni-5Cr-3Mo 鋼の時間ベース亀裂成長速度が $\sim 10\text{ Hz}$ 以上で飽和しかつ ΔK に依存する事実は、溶解-皮膜形成モデルから期待しうるものである。同モデルにおいて電位と共に重要な因子である歪速度には f , ΔK に加え応力波形が関与する。 $\text{CO}_3\text{-HCO}_3$ 溶液中の C-Mn 鋼の粒界割れにおいて、 f 域低 ($\sim 0.1\text{ Hz}$) で下限 K 値が著しく低下し、極低 f 域 (10^{-6} Hz) で下限界応力が降伏応力の 72% 以下になる事実はまだ簡潔なモデルでは予測しえない。腐食疲労過程に含まれる機構を決定し、それにより多くの見通しをうために解くべき疑問は他にもある。一例は、もし亀裂内で pH が沖合よりかなり低く電位が腐食電位に近いことが事実であるならば、それほど攻撃的な亀裂内溶液中でなぜ亀裂側壁は先端領域に比較して不活性でいら

れるのか? という疑問である。この答として、亀裂側壁が不動態、カソードのいずれでもなく、側壁の溶解速度がたとえば $1\mu\text{m}/\text{d}$ とおそいため 1 日程の実験室試験では通常の亀裂幅 ($\sim 1\mu\text{m}$) にとどまるという場合がありうるであろう。腐食疲労研究計画の設計では、応力因子や金属学的側面に現在払われていると同程度の注意が環境条件の決定・選定に払われねばならない。

(辻川茂男)

腐食疲労における力学的因子の役割

(B. TOMKINS: Metal Science, 13 (1979) 7, pp. 387 ~395)

腐食疲労 (CF) き裂の主として成長段階における力学的因子の役割をのべた。WEI らの重畳則は SCC と CF とが算術的な和をとりうる同質のものであるという認識にもとづいていた。これが AUSTEN らの競合過程モデルでは両者は相異なる、したがって相競合するものという認識に変わった。しかしいずれも K_{ISCC} 以上の K_{max} における環境の強い寄与を描写したところに力点がある。しかし BARSOM は低強度 12Ni-5Cr-3Mo マルエージ鋼の K_{ISCC} 以下の領域、すなわち最大荷重での保持時間がき裂成長に寄与しない条件下に繰返し速度の低減が著しい加速効果をもつこと、かつその速度はおおよそ $\delta_{\text{max}}/2$ に一致した空気中のそれ ($\sim \delta/2$) と同じ ΔK^2 依存性をもつことをみた。これらの挙動は延性き裂の進展機構に一致するものとして興味深い。すなわちこの機構においては 最大開口変位 $\delta_{\text{max}} \propto K_{\text{max}}^2$ 及び $\Delta \delta \propto \Delta K^2$ であり、また 1 サイクル当りのき裂進展距離 Δa は $\delta_{\text{max}}/2$ をこえないという制限をうける。

25°C の脱気 LiOH (pH=10) 中または 288°C の PWR 炉水中の A533B 鋼では延性ストライエーション機構を示す破面がえられ、かつき裂成長速度の ΔK^2 依存性及び $\delta_{\text{max}}/2$ の上限則が満たされる。さらに 90°C の水環境中の A533B 鋼のき裂成長速度は 0.1~0.01Hz の繰返し速度域で $\delta_{\text{max}}/2$ に一致する最大値をとる。最大荷重での保持時間によつてき裂成長速度が $\delta_{\text{max}}/2$ から著しく低下する事実は溶解によるき裂の純化と理解される。以上の事実は溶解加速機構によるき裂成長が力学的因子の支配下にあるという著者の考えを支持する。

水素加速機構における 1 サイクル当りの疲労き裂進展距離、すなわちマイクロクラックサイズは、き裂先端近傍の臨界値以上の水素濃度域サイズ r_d と臨界値以上の応力値域サイズ r_σ との二者の小さい方になると考えられ、これを支持する $da/dN-\Delta K$ 特性が 25°C の 3.5% NaCl 中及び H_2S 飽和原油中の C-Mn ラインパイプ用鋼でえられている。溶解加速機構による場合と比較してき裂成長速度の上限が $10 \times (\delta_{\text{max}}/2)$ である点で異なるとはいえ、ともかく力学的な因子の支配をうける挙動がこの場合にも存在するようである。(辻川茂男)

軽水炉圧力容器用鋼の腐食疲労

(P. M. SCOTT: Metal Science, 13 (1979) 7, pp. 396 ~401)

軽水炉圧力容器に広範囲に使用されているのは 2 種の低合金ベイナイト鋼、すなわち SA533B ($\sigma_B=552-689 \text{ MNm}^{-2}$) と SA508 Class 2 または同 Class 3 ($\sigma_B=550-725 \text{ MNm}^{-2}$) である。この研究は、日本の BWR の鋭敏化ステンレス鋼クラッドに応力腐食割れが発見された

ことを契機に近藤らによつて始められた。彼らの場合、割れたクラッド下の低合金鋼ではピットが疲労き裂を鈍化していた。BWR 炉水中の溶存酸素が一定の役割りを果たしたのだろう。今日では BWR, PWR を問わず圧力容器内の水環境 (典型的な条件は、280°C-350°C 及び 7-17MPa) においては、圧力容器用鋼内の疲労き裂が同温度の空気中の値を大幅に (たとえば 50 倍) 上まわる速度で成長しうることがよく知られている。水環境の疲労き裂加速効果は、繰返し速度 1.0~0.001 Hz で顕著で低速ほど大きく、0.1~0.7 の応力比及び温度に敏感である。

原子炉圧力容器の腐食疲労に関する実験的研究の長期目標は ASME XI Appendix A のき裂成長曲線を信頼性と安全性とを兼ね備えたものに改訂することにある。低繰返し速度域で時間依存型の腐食が重要な役割を果たすという認識から、非常に長時間に及ぶ試験を多くの変数について行うとすれば膨大な実験計画が必至になる。こうした要請から非常に重要なのはき裂成長機構の理解である。現存の全データの上限値をとるという現在のアプローチは物理的に健全なき裂成長則に基づく方法に代えねばならない。水環境の加速効果できわだつた変数は繰返し速度と応力比である。前者について低速ほど加速効果が大である反面、静荷重下の応力腐食割れ感受性は見出されていないことに注目すべきである。後者の応力比の効果は定性的にも理解し難いものである。唯一の示唆は THOMKINS の提案で、応力比とともに増大する最大き裂開口変位が疲労き裂の可能進展量の上限をきめ、この過程にき裂先端溶解が関与するとした。ただしこの説に基づく計算結果が実機とあわない点は考察の必要がある。(辻川茂男)

海洋構造物の腐食疲労

(T. G. GOOCH and G. S. BOOTH: Metal Science, 13 (1979) 7, pp. 402~410)

海洋鋼構造物と腐食疲労の関わりを述べ、腐食疲労寿命に影響する要因を繰返し応力、環境および材料の面から総括している。腐食疲労は温度、水深、風波などの環境が厳しい場合、たとえば北海でとくに重要になる。

海洋構造物に働く荷重のうち事実上繰返し応力の原因となるのは波の作用によるもので、北海では約 5×10^6 /年の波が衝突し、耐久期間を 20 年とすると約 10^8 の繰返し数となる。応力因子のうちでは $\Delta \sigma$ (あるいは応力拡大係数範囲 ΔK) の影響が大きく、その程度は環境因子のそれよりもはるかに大きい。腐食と疲労が著しい協同作用をするのは低繰返し速度域においてであり、海水環境では約 0.1Hz のとき亀裂進展速度 (da/dN) は最大となる。この値は北海で実際に経験するものと一致している。 da/dN は応力比や応力波形にも依存し、設計は実際波形に近い正弦波形によるデータに基づくべきである。

海洋構造物-その主要部は陰極防食されている-に対する基本的な腐食条件は浸漬状態で陰極防食の有る場合、無い場合および飛沫帯の 3 種類となる。表面に石灰質を塗布することにより低電流密度で陰極防食でき、寿命を大気中のそれと匹敵するくらいに改善できた。HY-80 鋼に陰極防食を試みた結果、自然電位 (-0.7 V vs. Ag/AgCl) のすぐ卑側で最大の効果がえられた。これは明ら

かにアノード溶解の抑制によるものである。飛沫帯に関するデータはきわめて少ないが、寿命は浸漬状態の場合と何ら差はない。

自然電位の鋼の腐食がカソード支配であることをもつて鋼組成の影響は二次的なものとみなされてきた。多様な金属組織と欠陥、応力集中、残留応力をもつ溶接継手部は海洋環境で加速溶解を起こすことがあり、実際の破壊がよく生じる場所である。とくに陰極防食下の水素脆性の可能性に留意する必要がある。(辻川茂男)

疲労き裂進展のしきい値に対する環境の影響

(J. C. RADON: Metal Science, 13 (1979) 7, pp. 411~419)

線型破壊力学を用いて、高力アルミニウム合金 RR 58 (Al-Cu-Mg, $\sigma_{0.1}=367\text{MN}\cdot\text{m}^{-2}$) および鋳物用アルミニウム合金 LM 30 (Al-18%Si, $\sigma_{0.1}=150\text{MN}\cdot\text{m}^{-2}$) の疲労き裂進展に及ぼす 3.5% NaCl 溶液の影響について研究した。また、平均応力拡大係数 (K_m) および繰返し速度の影響についても調べた。実験は DCB 試片のき裂部分に溶液を滴下する方法を用い、この結果を空気中での試験結果と比較した。 $\Delta K (=K_{\max}-K_{\min})$ と K_m とが疲労き裂進展に対して及ぼす顕著な影響を分離して測定した。き裂進展速度に及ぼす環境の影響は、繰返し速度が高い (35Hz) 場合は認められなかった。しかし繰返し速度が低い 0.15Hz (RR58) 0.25Hz (LM30) 一場合で、 ΔK が低い値のときに限り、溶液中の疲労き裂進展速度は空気中よりも高い値となつた。疲労き裂進展のしきい値 (ΔK_{th}) は、溶液中、空気中とも K_m の増加にしたがい直線的に低下した。溶液中での ΔK_{th} は、繰返し速度が低い場合では、空気中でのそれより低い値となつた。また RR58 合金の空気中での ΔK_{th} は、繰返し速度が高い (35Hz) 場合の方が、低い (0.15Hz) 場合に比べ、低くなるという予想外の結果となつた。すなわち 35Hz における ΔK_{th} は、応力比 $R=0$ のとき、および $K_m=16.5\text{MN}\cdot\text{m}^{-3/2}$ のとき、それぞれ 4.37 および $1.6\text{MN}\cdot\text{m}^{-3/2}$ であり、他のアルミニウム合金に比べかなり低い値となつた。このことは設計上の警告となる。(辻川茂男)

高強度鋼の常圧水素ガス中腐食疲労

(I. M. AUSTEN and P. MCINTYRE: Metal Science, 13 (1979) 7, pp. 420~428)

腐食疲労き裂の成長挙動が K_{ISCC} の上下で明瞭に異なることに基づいて、それぞれ K_{ISCC} 以下の true corrosion fatigue (真の腐食疲労, t.c.f.) 及び K_{ISCC} 以上の stress corrosion fatigue (応力腐食, s.c.f.) と呼ばれてきた。いわゆる重畳則は、腐食疲労き裂成長速度を腐食疲労と SCC との和によると考えるものである。ここで用いる "Process Competition Model" (PCM) では、き裂成長速度は、互いに競合する t.c.f. と s.c.f. との内与えられた K 値レベルで速度的に勝る方の速度に一致するとする。t.c.f. の速度を予測する方法はないが、s.c.f. の方は静的応力下のデータにより可能である。すなわち、 K_{ISCC} , K_P (II 領域の開始時の K 値), II 領域のプラトー速度、及び K_{ISCC} 相当のき裂速度 ($5\times 10^{-11}\text{m/s}$) を用いて $(da/dN)_{SCC}$ の式をたて、これを応力波形に応じて積分する方法である。 $(da/dN)_{SCC}$ が静応力下の I, II 領域で特性を異にし、 $K_{ISCC}\cdot K_P$ と応力波形におけ

る $K_{\min}\cdot K_{\max}$ との組合わせが多いために計算にはコンピュータを用いた。この方法の格好の対象になると思われるのは、Wei らの腐食疲労の形式分類 B-き裂成長速度は K_{ISCC} 以下では不活性環境下のそれに等しく、 K_{ISCC} 以上で急激な加速を示すに属するものであろう。

本論文では常圧水素ガス中の 835M30 鋼 (高強度マルテンサイト鋼, 200°C 焼戻し, $\sigma_y=1350\text{MN}\cdot\text{m}^{-2}$, $K_{IC}=75\text{MN}\cdot\text{m}^{-3/2}$) に上述の方法がよくあてはまることを示した。t.c.f. である応力比 0.1 では粒内, s.c.f. である同 0.5 では粒界という破面観察事実もこれを裏付けるとしている。また 40mm 長さ、2mm 深さの欠陥をもつ試片に対する S (応力変動幅)- N_f 曲線を計算し、水素ガス中繰返し速度 $F>45\text{Hz}$ では空気中とほとんど同一の挙動であるのが、 $F=0.1\text{Hz}$ でのそれが中間応力変動幅で著しく短命になることを示している。

(辻川茂男)

2Ni-Cr-Mo-V ローター用鋼の疲労き裂成長に及ぼす純水及び水素ガス環境の効果

(P. SMITH and A. T. STEWART: Metal Science, 13 (1979) 7, pp. 429~435)

実機においては周期的応力と環境の相互作用を受けることにより疲労き裂成長速度は加速されるため、材料の寿命評価には環境の効果も考慮に入れなければならない。現在純水中の腐食疲労については、すべりステップ溶解機構と水素脆化機構による説明がなされているが、電位・pH 等多くの因子が関与するため明確な判断はできない。本論文では低合金ローター用鋼について純水及び水素ガス中で、応力波形 (応力比 0.1)・繰返し速度及び温度が腐食疲労き裂成長速度へ与える影響を調べ、併せて破面解析も行つてその機構を検討した。

疲労き裂成長速度 (FCGR) は、空気中では応力波形・繰返し速度の影響をまったく受けず (ΔK)^{3.2} に比例した。空気中の FCGR への環境の加速効果が現われるのは、水素ガス中で ≈ 12 , 純水中で $\approx 20\text{MNm}^{-3/2}$ を越える ΔK 領域である。以下では $\Delta K=40\text{MNm}^{-3/2}$ の下に環境効果を調べた。水素ガス中の FCGR は繰返し速度の影響を受け、0.01~1Hz の範囲で最大となつた。いずれの応力波形 (正弦波・三角波・矩形波) 下でも同じ挙動を示した。また 23°C から 45, 85°C への温度上昇によつて FCGR は低下した。これに対して純水中の FCGR は正弦波状の応力波形の下では繰返し速度の低下とともに単調に速くなるが、矩形波の場合にはいずれの繰返し速度においても加速効果がみられなかった。また温度が 23, 50, 95°C と上昇すると FCGR は単調に増大し、この活性化エネルギーは 39.3 kJ/mol であつた。純水中及び水素ガス中の FCGR は空気中のそのそれぞれ 7, 14 倍に及んだ。純水中・水素ガス中いずれの破面も擬へき開面からなり区別はできなかった。温度・応力波形の FCGR 加速挙動が水素ガス中と純水中とで異なる事実を含めて、いずれの環境中のき裂成長にも水素脆化機構が当てはまるとした。(辻川茂男)

HY80 鋼と HY130 鋼の腐食疲労亀裂成長

(J. CONGLETON, et al.: Metal Science, 13 (1979) 7, pp. 436~443)

3~3.5% NaCl 水溶液または海水中の腐食疲労への関心は非常に高い。変動応力と腐食環境とは重畳して亀裂

成長速度を促進するが、これに影響する因子として応力腐食が寄与するか否か、亀裂閉口に影響をもつ固形生成物の沈着、さらに破壊形態に平均応力レベルが影響をもつかどうか、がある。本研究は天然海水中の HY80 鋼 HY130 鋼の腐食疲労について、平面歪条件を満足する cldeep-side-groove をもつ引張試験片を用いて実験・検討した。

亀裂成長は連続的に 30A の直流を流して電位差を測定する方法によつてモニターした。自然電位に近い -700mV (SCE) または Zn によるカソード防食を考慮した -900mV に定電位保持し、繰り返し速度 0.008Hz 、応力比はほぼ一定 (HY80 の試験では主に ≈ 0.15 HY130 では主に ≈ 0.3) である。比較のため空气中及びアルゴン中の亀裂成長速度も調べた。 -700mV と -950mV の HY80、 -700mV の HY130 では、未破壊断面での正味応力 (σ_{net}) が小さいとき亀裂成長速度は空气中のそれより大きく、 σ_{net} が大きいときは逆に小さくなる。さらに ΔK 増加条件下に求めた亀裂成長開始のための ΔK_{th} は σ_{net} が大きいほど増加した。これらの結果には正味断面応力 σ_{net} の大・小による亀裂分岐の有・無が対応する。また環境の役割が、溶解により促進される亀裂成長というよりは水素により助長される亀裂成長を生むことにあることを示唆するデータも得られた。

(辻川茂男)

C-Mn 構造用鋼の環境により促進される疲労き裂伝播に及ぼす応力波形と保持時間の効果

(J. D. ATKINSON and T. C. LINDLEY: Metal Science, 13 (1979) 7, pp. 444~448)

水環境中で使用される構造物の腐食疲労挙動では K_{ISCC} 以下でのき裂成長解析が重要である。この領域では WEI らによつて提案されたような環境依存成分と力学的成分とを荷重繰返しの全位相にわたつて単純に重畳するというモデルは適用しえない。本論文では C-Mn 構造用鋼 ($\text{C} < 0.22\text{Mn} : 0.90 \sim 1.60$, $\text{Nb} : 0.01 \sim 0.08$, $\sigma_y \geq 320$, $\sigma_v \geq 490\text{MNm}^{-2}$) の疲労き裂伝播速度 (FCPR) を大気中、蒸留水中及び天然湖水 ($\text{pH} = 6.0 \pm 0.5$ 溶存酸素 $\approx 8\text{ppm}$) 中種々の応力波形及び繰返し速度 f 下に測定した。

空气中の FCPR は $f(0.01 \sim 50\text{Hz})$ と応力波形 (三角波と矩形波) に依存せず $da/dN = 6.0 \times 10^{-3} \Delta K^3$ (単位は m/cycle と $\text{MNm}^{-3/2}$) であつた。 25°C の湖水中応力波形 (三角波) 下の FCPR が空气中のそれより加速されるのは $\Delta K > 20\text{MN} \cdot \text{m}^{-3/2}$ においてであり、その程度は $f(\geq 1 \times 10^{-3}\text{Hz})$ に強く依存した。FCPR の上限は $da/dN = 4 \times 10^{-11} \Delta K^3$ と表わされ空气中のその約 7 倍である。 $\Delta K = K_{\text{max}} = 25$ または $50\text{MNm}^{-3/2}$ 下での FCPR は湖水・蒸留水中とも $f = 0.01\text{Hz}$ で最大値をとり、 $25\text{MNm}^{-3/2}$ では $f > 10\text{Hz}$ 、 $50\text{MNm}^{-3/2}$ では $f > 1\text{Hz}$ になると空气中のそれに等しくなる。湖水中、 $\Delta K = K_{\text{max}} = 50\text{MNm}^{-3/2}$ 、 $f = 0.01\text{Hz}$ での FCPR は、正鋸歯状の応力波形下では上述の水中での三角波と同挙動であり、矩形波と負鋸歯状波では空气中と同じであつた。すなわち水中の FCPR は PISE-TIME (荷重波形における荷重上昇時間) と共に増大することがわかつた。しかし台形波における最大荷重時での保持時間は最大 600s まで FCPR へ影響しなかつた。これは K_{ISCC} 以下での

特徴であると考えられる。 $50, 85^\circ\text{C}$ の湖水中 FCPR の測定値を加え、環境依存成分の時間ベースき裂成長速度の活性化エンタルピー $Q = 19.2\text{kJ/mol}$ (4.6kcal/gmol) を得た。

(辻川茂男)

Ni 基超合金の熱間加工性におよぼす微量元素の効果

(S. YAMAGUCHI, et al.: Metal Technology, 6 (1979) 5, pp. 170~175)

Ni 基超合金インコネル 600, ハステイ X, Ni-Cr-W 型合金 (NSC-1) の熱間加工性に対する 5 種類の微量元素 (Ca, Mg, Y, Zr) の効果について研究を行った。

試料は微量元素の添加量を変化させ真空アークあるいは ESR 再溶解によつて溶製し、鋳込んだ鋼塊の表層部の柱状晶部から加工した。熱間加工性の試験はグリーブル試験機による高温高速引張りによつて行い、破断面の紋りによつて熱間加工性の評価を行った。また微量元素の効果を検査するため AES, EDMA による破面調査を行った。

実験の結果インコネル 600 の場合微量元素の添加によつて延性は変化するが S が 30ppm 以上か Ca, Mg の添加量が多い場合 $950^\circ\text{C} \sim 1150^\circ\text{C}$ の温度範囲で紋りの低下域が生じ熱間加工性は著しく悪くなり粒界破壊が生ずる。S が 20ppm 以下か Ca, Mg の適正量が添加されると紋りの低下域は消滅し熱間加工性は改善される。 ΔS を次式で定義すると

$$\Delta S = \%S - 0.8 \times \%Ca - 0.3 \times \%Mg - 0.5 \times \%Y -$$

$0.1 \times \%Zr(\text{wt}\%)$ で示され ΔS は S が Ca, Mg, Y, Zr などによつて固定されなかつた余剰量を示し、すぐれた延性は $0.003 > \Delta S > -0.04$ で得られ、 ΔS が 0 に近づくほど良好であることが判明した。このことは他の 2 つの合金についても同じ結果が得られた。

粒界破面の AES 分析の結果、 ΔS と粒界の S との関係において ΔS が大きくなると S は飽和し、 ΔS が 0 に近づくとき急激に減少し 0 に近づく。 ΔS が負の領域では粒界に S は認められなかつたことから ΔS は ΔS が正では S が十分に固定されていないことを示している。

ΔS が負の場合熱間加工性はバラツキがあるが次第に減少しているがこれは Ca, Mg, Y, Zr などが過剰に存在するため Ni と金属間化合物あるいは酸化物を生成し粒界に析出しているためと考えられる。

以上のように Ni 基超合金の熱間加工性は ΔS によつて支配され $\Delta S > 0$ の場合は粒界 S によつて、 $\Delta S < 0$ の場合金属間化合物、粒界酸化物によつて支配され、熱間加工性を同上させるためには ΔS を 0 に近づけることによつて達成される。

(岡部 功)

浸炭鋼の破壊抵抗 III部: 衝撃疲労

(D. E. DIESBERG and Y. E. SMITH: Metal Prog., 115 (1979) 7, pp. 67~71)

浸炭層の破壊抵抗の評価として 1 部では浸炭層の破壊靱性勾配の測定を行い、2 部では歯車の歯を単純化した衝撃試験片による衝撃破壊応力の測定を行ったが、3 部では 2 部と同一の衝撃試験片による繰返し衝撃疲労を行い浸炭層の破壊抵抗を評価した。疲労試験は 2 種のエネルギーレベル ($35, 54\text{in-lb}$) で破断するまで繰返し衝撃を与えることによつて行つた。

試験は 27 種の鋼について行い、疲労挙動に対する合

金元素の効果を調査した。一般に真空溶解機の疲労挙動は大気溶解機よりすぐれていた。

試験中の衝撃荷重の挙動についてオシロスコープにより調査したところ、大気溶解機の場合荷重-時間曲線上にクラックの伝ばを示す不連続点が生じ、真空溶解機では不連続点は生ぜず最大荷重のゆるやかな減少によつて示された。

衝撃疲労挙動に対する合金元素の効果は衝撃破壊応力の場合と同一であり、各元素の効果は次の通りである。

1. SAE 4615, 4620 鋼の Mo 量を変化させた試料に見られるように 1.8%Ni 鋼への Mo の添加は浸炭層の衝撃疲労を改善する。

2. SAE 4320, 8822 等の 1.9%Ni 鋼のように Ni 含量の高いことがかならずしも良好な衝撃疲労特性を示すとはいえない。

3. 一般に高合金鋼は良好な衝撃疲労特性を示すが、低合金鋼においても衝撃破壊応力の測定の場合と同様に浸炭層の表面 C 量を適切に選択すれば良好な衝撃疲労特性が得られる。

4. 高 Cr 低 Ni 鋼 (0~0.5%Ni) の衝撃疲労特性は良くなかった。

5. 高 Mn 鋼は衝撃疲労に対して望ましくない。

以上 3 部にわたつて浸炭した試料の破壊抵抗の評価のための 3 つの方法について述べて来たが

1. 破壊靱性勾配の測定は破壊抵抗の構成要素の解析に有効であり

2. 衝撃破壊応力試験は浸炭層全体の破壊特性の評価に有効であり

3. 衝撃疲労試験は浸炭層と芯部全体の破壊抵抗の評価に有効であつた。(岡部 功)

鉄-炭素合金の疲労き裂伝播に及ぼす微視組織の影響

(G. R. AITA and J. WEERTMAN: Met. Trans., 10A (1979) 5, pp. 535~544)

鉄炭素合金の金属組織と疲労き裂伝播速度の関係を、0.23%-1.08%C の 6 種の鋼種について検討した。フェライト/パーライト、フェライト/炭化物 (Fe を含まない) の両方の微視組織について、SEM による破面観察に基づき、疲労の伝播機構と微視組織との関係づけが行われた。

疲労試験には、2.00(t) × 25.4(W) × 12.5(L) (mm) の中央切欠及び片切欠試片が用いられた。熱処理は、乾燥アルゴン (脱酸素) 中で行われ、焼なまし試験片は (切削加工→ノッチ→鏡面仕上げ→オーステナイト化→炉冷)、調質試験片は (切削加工→ノッチ→オーステナイト化→油焼入れ→鏡面仕上げ→焼もどし→炉冷) の処理が行われた。疲労試験は、乾燥アルゴン中、繰返し速度 30Hz、最大負荷応力を降伏応力の 60% 以下の応力比 0.05 で行つた。疲労き裂長さは、travelling telescope を用いて測定された。

疲労き裂伝播の主な破壊様式が延性の場合、疲労き裂伝播速度と応力拡大係数振幅の間には、PARIS の式、 $da/dN = C(\Delta K)^m$ なる関係が当てはまることが結論づけられた。疲労き裂伝播機構が、ストライエーションあるいは ripple 機構として知られる、すべりによるき裂先端の鈍化と再鋭化である場合には、 m はほぼ 4 に等しく、き裂伝播機構がパーライトコロニーの層間フェライ

ト中のボイド結合による場合には、 m は 4 より大きい値であつた。パーライト組織を含む炭素鋼の優先疲労き裂通路は、初析フェライト中であつた。Fe-0.23C 合金焼なまし材は、塑性域サイズが粒径の 4 倍以下となる低 ΔK で粒界破壊を起こした。高 K_{max} ではへき開と延性の混合モードがみられ、この場合にはき裂進展量は繰返し数のみの関数ではなく、き裂伝播速度も応力拡大係数振幅の単純な指数則では表わせないことがわかつた。

(伊藤吉昭)

316 L ステンレス鋼での金属間化合物相による脆化

(L. NORSTRÖM: Scand. J. Met., 8 (1979) 2, pp. 76~80)

機械的性質や耐食性のすぐれた 316L ステンレス鋼も、高温で使用される際、金属間化合物を形成し、靱性の低下が懸念される。

そこで、550°C-770°C で 5-1000 h 焼もどしされた 316L ステンレス鋼で衝撃特性を調べたところ、金属間化合物相が粒界にあらわれ、粒界破壊し、靱性の低下が見られた。金属間化合物の析出とともに靱性は低下している。この金属間化合物は、オーステナイト粒界に優先的に析出し、おそらく σ 相と推定される。SEM によると、溶体化材はディンプル破壊をしているが、時効時間の進行とともにオーステナイト粒界での破壊が増加している。電子線回折で同定された丸い σ 相粒子のところでは、粒子の割れの形跡は見られなかつた。以上により、靱性の低下は、析出相とオーステナイト相の境界の破断しやすさに起因するものと考えられる。

また、粒界での拡散支配の金属間化合物の析出による脆化の現象論的モデルを作成した。このモデルの仮定としては、(1) 衝撃エネルギーの差は析出物量の差に比例 (2) 衝撃エネルギーの時効による低下には下限が存在し、それに接近していく (3) 析出物を粒界でのその相の厚さとして表現できる、ということである。この仮定から、初期と終期の衝撃エネルギーを E_0 , E_∞ , 拡散定数を D_T , として

$$\ln \left[\frac{E - E_\infty}{E_0 - E_\infty} \right] = (C_1 T + C_2) [D_T (t - t_0)]^{1/2}$$

とあらわすことができる。これを実験結果と比較したところよい一致を示した。また、この式から低温で長時間時効後の衝撃エネルギーを、高温で短時間時効後の衝撃エネルギーから推定することも可能である。(三宅英徳)

— そ の 他 —

グラファイト、セメントナイトならびに液体とオーステナイトおよびフェライト間の安定および準安定相平衡における鉄-炭素系の相境界線

(E. SCHÜRMANN and R. SCHMID: Arch. Eisenhüttenw., 50 (1979) 5, pp. 185~188)

最近の研究で、熱力学的計算から鉄-炭素系の状態図を作ることのできることを示されたが、本報はその手法を用いて鉄炭素系状態図をさらにくわしく検討することを目的としている。本報には結果のみが示されており、計算方法は示されていない。

包晶反応がないとして計算を行うと、オーステナイトの融点は 1526°C となり、同様の仮定を置いたときのフェライトの融点よりちょうど 10°C 低い。同様の仮定を

置いたとき、グラファイトとオーステナイトの共晶点は $4.256\%C$, $1153^{\circ}C$, オーステナイトとセメンタイトの共晶点は $4.302\%C$, $1147^{\circ}C$ である。セメンタイトの融点は $1252^{\circ}C$ である。共晶線とオーステナイトの固相線の交点の組成は安定系では $2.140\%C$, 準安定系では $2.098\%C$ である。

同じく包晶反応がないとして計算をフェライト系について行くと次の通りになる。フェライト-炭素系の共晶点は安定系では $3.795\%C$, $1102^{\circ}C$, 準安定系では $4.048\%C$, $1057^{\circ}C$ である。フェライトの固相線と共晶線の交点は、安定、準安定系とも $0.504\%C$ である。

セメンタイトが安定相として存在できるのは 855 から $1138^{\circ}C$ である。それ以外の温度ではグラファイトが安定相である。安定系でのセメンタイト-グラファイト-フェライトの三重点の組成は $0.108\%C$, 液相-セメンタイト-グラファイトの三重点の組成は $4.234\%C$ である。

Fe-C-Si 系の鉄側に近い付近の状態図の液相面の変化が計算され図示されている。

Fe-C-Mn 系の鉄側に近い付近の状態図のグラファイト-(Fe/Mn)₃C および (Fe/Mn)₃C-オーステナイトの相境界の変動および二重飽和点の温度変化が計算され図示されている。
(雀部 実)

書 評

高 炉 製 鉄 法 の 基 礎 理 論

ドイツ鉄鋼協会編

盛 利貞, 藤村 侯夫, 小島 康 訳

本書はドイツ鉄鋼協会から Stahleisen Bücher として出版されているシリーズの第 18 巻である。これらの叢書は、鉄鋼製錬、加工、利用の各方面にわたっているが、いずれもその方面の専門家によつて内容が選ばれており、基礎理論から始まつて、最近の工業技術上の重要な諸問題への結びつきを重視した特色ある専門書である。本書もこのような趣旨で編纂されており、ドイツ語の原書は、240 ページにまとめられている。序文にあるように、最近、いちじるしく進歩した高炉操業における物理的、ならびに物理化学的基礎について述べ、かつそれらの間の理論的なつながりを明らかにしようとしたものである。

前半は物理化学的基礎として、製鉄過程の冶金反応に重要な熱化学、相平衡、熱力学をまとめているが、これは従来の教科書と内容はほぼ同じである。次に酸化鉄の還元平衡について述べ、さらに、鉄鉱石還元速度論を展開しているが、ここでは最近の新しい研究成果を要領よくまとめてあり、理解しやすい。また高炉内の硫黄の挙動について、かなり豊富なデータを集め、平衡論、速度論の両面から詳しく解説を加えている。後半の高炉操業の物理的基礎というところでは、いわゆる高炉を対象とした化学工学ともいふべき内容で、主として高炉内の物質移動を中心にまとめているが、さらに実際の高炉シャフト部の装入物層とガスの温度分布の計算例が示されており、初学者にも理解しやすく、この方面の数少ない著書といふことができよう。

本書の執筆者は、いずれも大学、研究所および産業界にあつてドイツを代表するそれぞれの専門分野の第一人者の方々であり、翻訳された藤村、小島両博士共、ドイツに長期にわたつて留学された経験をもつ鉄冶金学専攻の学究であり、訳語も適切であると思う。大学で一通り鉄冶金学を学んだ学生諸君が、さらに進んで製鉄の基礎理論を理解するに好適の参考書であり、さらには広く鉄鋼関係の研究者、技術者の方々にも有益な参考書となろう。一読をおすすめする。(井上道雄) アグネ、A 5 判、238 ページ、定価 4000 円