

抄 録

—耐火物—

異なった雰囲気下での耐火物のクリープ挙動の研究
(H. Le. DOUSSAL and G. PROVOST: Rev. Mét.,
(1973) September, pp. 599~624)

ムライト質と高アルミナ質の耐火物について、水素気流中で1400°Cに処理した場合の、重量、強度、化学成分、鉱物組成などの変化について調べた。ムライト質は、重量で1.02~3.45%の減少、強度は4.2~26%の低下、化学成分は100hrの処理でSiO₂が15.4%、Fe₂O₃は39.3%減少した。鉱物組成はムライトが増加し、コランダム、石英クリストパライトは減少した。高アルミナ質は、重量では変化が小さく、平均で0.35%の減少、強度は56hr、100hrの処理では変化がなかった。化学成分ではSiO₂の減少はなかった。多分遊離アルミナと結合してムライトが生成したためであろう。これに対しFe₂O₃とNa₂Oは大幅に減少していて、それぞれ46.5%、72%の減であった。鉱物組成は100hrの処理ではムライトが25%から28%に増加し、コランダムは65%から60%に減少していた。

以上の結果は米国のM. J. CROWLEYの研究とよく一致している。かれはこの研究の中で水素気流中に水蒸気が存在する場合の影響について調査し、その場合SiO₂からSiOへの分解が止まるとしている。化学平衡式SiO₂+H₂⇌SiO+H₂Oにおいて、←の方向の反応が進むためである。

つぎに空気以外の雰囲気での高温クリープ試験を行なった。試料は、高アルミナ質のAl₂O₃ 93%以上と70%~75%、粘土質でAl₂O₃ 30%~45%、珪石質でSiO₂ 93%以上の4種である。雰囲気ガスは、窒素、水素、一酸化炭素、H₂とN₂あるいはH₂とN₂とCO₂の混合物である。温度は、試料によつて1300°Cから1500°Cの範囲で変えた。荷重は2 kg/cm²と5 kg/cm²である。Al₂O₃ 93%以上の耐火物は、一般に雰囲気の影響はあまり受けないが一酸化炭素に対しては、何らかの危険が伴う。Al₂O₃ 70%~75%の耐火物は還元雰囲気ではとくに注意を要する。水素や一酸化炭素およびその混合ガスに対しては最も危険である。これらのグループの還元ガスに対するクリープはムライト、コランダム粒間のマトリックス相の粘性の変化のためであろう。粘土質はとくにH₂、N₂、CO₂の混合ガス雰囲気中でクリープ変形が大きく、空気中の2倍から6倍の値を示した。珪石質は、水素と一酸化炭素だけに影響を受ける。水素気流中ではSiO₂からSiOへの変化が水蒸気存在でわずかに押えられるので、その影響がやや緩和される。

(小木正路)

—燃料および熱—

ガス還元-海綿鉄製造プロセスの最適化について
(Borut MARINCEK: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973)
12, pp. 887~891)

近代高炉では、約3.5 Gcal/THMの熱量消費であり、海綿鉄製造も大体同様である。しかし、銑鉄はすでに炭素を含み、熔融状態にあるが、海綿鉄は還元率が100%でなく、固体の状態である。

理論的に必要な熱量を検討すると、総合的には原料と製品の条件により変わるが、大体1.5~1.6 Gcal/T.Feである。この低い熱量消費に近づける最適方法として、シャフト炉を用い必要な還元ガスの一部を製品の冷却に使用し熱交換させて、そのまま高温の還元帯に導入する。残りの還元ガスは高温でシャフトに吹込み、冷却帯からのガスと混合して還元に寄与させる方法を提案し、検討を続けた。

必要な還元ガス量1500m³/TFe、還元率95%、炉頂ガス温度400°C、その他熱損失などの仮定を入れると大体2.1 Gcal/T.Feの総熱消費となる。この場合、炉頂廃ガスは、冷却で脱H₂O、アンモニア洗浄で脱CO₂し不足の還元ガスは別に変成して補充するのが経済的と考えられる。また、1500m³/T.Feの還元ガスの冷却用と高温吹込み用の割合は約500m³と1000m³になる。

ガスの製造方法としては、復熱式と蓄熱式、燃焼加熱と電気加熱とのそれぞれ組み合わせがある。シャフト炉との総合組み合わせで考えると、いずれにせよ、天然ガスを用いると2.2 Gcal/T.Fe、また、コークス炉ガスを用いると、半分の大きさの変成炉でよく、必要熱量も1.2 Gcal/T.Fe位になる。これに対し、合金鉄などの電気炉廃ガスを加熱して用いることを考えると、0.4 Gcal/T.Feと非常に低くなる。

このように、これまでの約60%の熱消費で海綿鉄製造が可能であることがわかった。しかし、この方法には(1)シャフト炉内の熱収支から吹込み高温ガスを従来より50~70°C高温にする必要がある。(2)冷却ゾーンに還元ガスを用いているので、ススの生成を招く心配がある。(3)CO₂洗浄設備と操業の費用が必要である、などの欠点がある。
(名雪利夫)

—製 鉄—

焼結鉱の化学成分、組織および性状の関係について
(H.-W. GERLING, et al.: Stahl u. Eisen, 94 (1974)
2, pp. 41~46)

焼結鉱の組織、化学成分および性状の関係について調査した。焼結鉱の組織は残留酸化鉄の形態により次の三つに大別できる。すなわち、(A)一次Fe₂O₃が残留する形態、(B)酸化鉄に多数の亀裂を生じ、一部が溶解して残留酸化物はFe₃O₄となる形態、(C)matrix中に酸化鉄が溶解し、残留酸化物は粒状のFe₃O₄となる形態である。これらの組織は焼結過程における酸化度と塩基度によつて定まる。

焼結鉱の回転強度は塩基度0.4~2.6の範囲では、CaOとFe²⁺の含有量に比例して上昇し、次式で表示できる。

$$T_{130} < 6.3 \text{ mm} = 42 + 2.95(\text{CaO}) - 0.05(\text{CaO})^2$$

$$+ [1.5 \log (\text{CaO}) - 0.575] \cdot [(1.29\text{Fe}^{2+}) - 7] \%$$

ここで、強度は ISO 方式によつた。回転強度が大きくなるにしたがい Fe_2O_3 が減少し、また、それぞれの強度領域によつて二次晶出成分の形態が異なっている。

一方、被還元性は酸化度の一次に比例して向上し、また CaO が多いほど向上する。900°C における被還元性は次式で表示できる。 $(dR/dt) = 0.05 \cdot \text{Ox} + 0.02 (\text{CaO}) - 0.04 [(\text{SiO}_2) - 6.4] + 0.08 [(\text{MgO}) - 0.8] - 4.275\% / \text{min}$ 。被還元性と組織に関しては、(B)タイプが最も悪く、(A)および(C)がよい、(B)が悪い原因は難還元性の Fe_3O_4 に起因し、(A)がよいのは還元されやすい Fe_2O_3 が多いため、(C)には還元されやすいカルシウムフェライトが存在することによる。また MgO の存在は被還元性を向上させる。

還元後強度は組織と明りような相関を示し、(A)、(B)(C)の順に強度が向上する。また、酸化度が 95% 以上になると、強度が急激に減少する。しかし、MgO は強度を向上させる作用が著しい。還元後強度は次式により表示できる。

$$Z_{6.3} \text{ mm} = 86 - 1.53 \cdot 10^{-6} (\text{Ox} - 84)^{6.46} + 4.4 [(\text{MgO}) - 1.2].$$

これらの結果を総合することにより、それぞれの性状に適した化学組成を知ることができる。また、性状を向上するにはどんな添加物を用いれば良いかを知ることができる。本実験の結果は試験用焼結鉱および実際の焼結鉱でよい一致を見ている。(吉越英文)

整粒焼結鉱の装入による高炉特性の変化

(E. TEICHERT and V. N. GUPTA: Stahl u. Eisen, 94 (1974) 4, pp. 133~135)

焼結機から排出された焼結鉱は篩別後、高炉装入物に供されていたが、装入前にさらに選別および破碎装置を設置して焼結鉱の粒度管理を強化し、この焼結鉱による高炉操業と従来の操業成績の比較を行なつた。

今までの操業では +5 mm の焼結鉱を高炉に装入していたが、ここでは +5 mm についてはさらに一次篩で -45 mm を選別した後、二次篩で +5-45 mm に再度整粒して装入原料とした。ここで -5 mm は返鉱とし、一次篩上の +45 mm はロールクラッシャーで破碎後、再び一次篩にもどし篩別する。一方、装入原料の +5-45 mm のうち一部を貯蔵して、さらに +6 mm に篩別し高炉装入量に応じ適宜添加される。この際に発生した -5 mm は返鉱となる。本装置の設置により装入焼結鉱粒度のばらつきが改善され、とくに -5 mm と +45 mm の粒子が著しく減少した。本装置設置以前における焼結鉱の平均粒径および高炉装入直前の平均粒径がそれぞれ 21 mm, 18 mm に対し、設置後のそれぞれの値は 18 mm, 17 mm と安定した粒径制御が可能となつた。

本装置設置以前の焼結鉱と設置後の焼結鉱を用い、炉容 1091m³(炉床径: 8m)の高炉でそれぞれ 30 日間の操業を行なつた。その結果、高炉操業率は整粒前が 1.66 t/m³·day に対し整粒後は 1.96 t/m³·day となり、18% 増加した。また、CO, H₂ ガス利用率も焼結鉱を整粒することにより数%向上する結果が得られ、コークス比は銑鉄 t 当たり約 20 kg 低減することが可能になつた。焼結鉱の選別および破碎装置の仕様、整粒焼結鉱による高炉操業比較データも提示されている。(岩越英之)

転炉の気泡塔モデル

(K. W. LANGE and H. REES: Arch. Etsenhüttenw., 44 (1973) 10, pp. 735~742)

酸素上吹転炉と気泡塔とのアナロジーの可能性を検討した。気泡塔に関する理論はまだ完成していないが、提出されている諸理論、実験式を、溶銑または熔融スラグを液相とし、CO を分散気相とする気泡塔に適用した。

Sarm の上昇速度を u_0 、無限静止液体中での気泡の浮上速度を u_{EB} とし、諸理論式、実験式により比 u_0/u_{EB} とガスホールドアップとの関係を得た。一般に比はホールドアップの増大とともに減少する。レイノルズ数 Re_{EB} が小なるとき比の減少は著しいが、 Re_{EB} が大なるときは比較的緩慢である。表面活性物質の存在により気泡の挙動は固体粒子のそれに近づくが、後者の場合比の減少は著しい。

ストークス領域での最大気泡径は約 1 mm となるが、この場合 $u_{EB} = 3.5 \sim 7 \text{ cm/sec}$ 。臨界気泡半径を LEVICH の式で求めると 3 cm となるが、この場合 $u_{EB} = 55 \text{ cm/sec}$ 。気泡がチャンネリングを起こすときは $u_{EB} = 30 \sim 36 \text{ cm/sec}$ 。これらの値を用いてホールドアップと空塔速度との関係を求めた。転炉での空塔速度は CO の排出速度に相当するが、上に得た空塔速度は実際の転炉での CO 排出速度より、少なくとも 10 倍小さく、現在の気泡塔理論によつては転炉の第二期のプロセスを説明しえないことがわかつた。すなわち CO をガス分散相とし、溶銑または熔融スラグを液相とする気泡塔モデルは不相当である。むしろ溶銑などを分散相とする流動層モデルの方が結果としては良好である。(小林三郎)

溶融鉄、コバルトおよびニッケル中の炭素の脱酸能力

(V. T. BURTSERE, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metall., (1974) 1, pp. 3~8)

浮溶法 ($p_{\text{CO}} = 1, 10^{-7} \text{ atm}$) および電子ビーム溶融法 ($p_{\text{CO}} = 10^{-7} \text{ atm}$) により、1500~2200°C の温度範囲での溶融 Fe, Ni および CO における [C] と [O] の関係を研究した。

[C] と [O] の関係にはすべての場合に [O] の最小値が見られた。 $p_{\text{CO}} = 1 \text{ atm}$ で得られた各温度での [%O] と [%C] の関係、[%O]_{min} とそのときの [%C]_{min} および e_{O}^{C} は次のごとくである。

$$\text{Fe-C-O 系: } \log [\% \text{O}] = -2.78 + 0.31 [\% \text{C}] - \log [\% \text{C}], [\% \text{C}]_{\text{min}} = 1.55, [\% \text{O}]_{\text{min}} = 0.0033, e_{\text{O}}^{\text{C}} = -0.51 (1600^\circ \text{C})$$

$$\log [\% \text{O}] = -2.54 + 0.18 [\% \text{C}] - \log [\% \text{C}], [\% \text{C}]_{\text{min}} = 2.46, [\% \text{O}]_{\text{min}} = 0.0031, e_{\text{O}}^{\text{C}} = -0.37 (2020^\circ \text{C})$$

$$\text{Co-C-O 系: } \log [\% \text{O}] = -3.96 + 0.79 [\% \text{C}] - \log [\% \text{C}], [\% \text{C}]_{\text{min}} = 0.55, [\% \text{O}]_{\text{min}} = 0.0005, e_{\text{O}}^{\text{C}} = -1.00 (1580^\circ \text{C})$$

$$\log [\% \text{O}] = -3.59 + 0.47 [\% \text{C}] - \log [\% \text{C}], [\% \text{C}]_{\text{min}} = 0.92, [\% \text{O}]_{\text{min}} = 0.0008, e_{\text{O}}^{\text{C}} = -0.72 (2050^\circ \text{C})$$

$$\text{Ni-C-O 系: } \log [\% \text{O}] = -4.02 + [\% \text{C}] - \log [\% \text{C}], [\% \text{C}]_{\text{min}} = 0.42, [\% \text{O}]_{\text{min}} = 0.0006, e_{\text{O}}^{\text{C}} = -1.19 (1500^\circ \text{C})$$

$$\log [\% \text{O}] = -3.65 + 0.59 [\% \text{C}] - \log [\% \text{C}], [\% \text{C}]_{\text{min}} = 0.74, [\% \text{O}]_{\text{min}} = 0.0009, e_{\text{O}}^{\text{C}} = -0.81$$

(1920°C)

10⁻⁷atm まで減圧すると融金属中のCの脱酸能力はいちじるしく増加した。Cの脱酸能力を示すパラメータとして

$$\alpha_{CO} = (m_s - m_f) \times 100 / m_s$$

を定義した。ここで $m_s = [\%C]_s \cdot [\%O]_s$ は 1atm における値, $m_f = [\%O]_f \cdot [\%C]_f$ は 10⁻⁷atm における値である。

1600°C における各系の α_{CO} は $\alpha_{CO} = 0.765[\%C]^{-0.140}$ (Fe-C-O系), $\alpha_{CO} = 0.056[\%C]^{-0.824}$ (Co-C-O系), $\alpha_{CO} = 0.406[\%C]^{-0.250}$ (Ni-C-O系) となった。

(郡司好喜)

粉末材料で高りん含有の溶融金属を処理するときのりんの酸化について

(M. Ya. MEDZHIBOVHSKII, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1974) 1, pp. 9~15)

粉末材料で溶鉄を脱りんするときの脱りん速度 v_p を動力学的に検討し, 金属中の p の拡散が律速になるとき, $v_p \approx k_1[P]$ スラグ中の p の拡散が律速になるとき, $v_p \approx k_2\{[P]L_p - (P_2O_5)\}$ なる関係を得た。ここで k_1 は金属中の P の物質移動係数, 界面積および金属の容積で表わされる恒数, k_2 はスラグ中の P_2O_5 の物質移動係数, 金属とスラグの密度, 界面積および金属の容積で表わされる恒数である。

誘導炉を用いた 5 kg の溶鉄の脱りん試験から, P の平衡分配恒数は $L_p = (P_2O_5)/[p] = 600(1 + 15[P])$ と得られた。また [P] の臨界濃度約 0.2% 以上になるとスラグ中の (P_2O_5) および金属の 1% に相当する粉末で脱りんできる最高脱りん量は, 金属中の [P] の変化によらず一定となった。

30 kg のアーク炉を用い, $CaO + Fe_2O_3 + SiO_2 + Al_2O_3$ の粉末を内径 4~5 mm の石英管により $I = 3 \sim 10\%$ / min の速度で吹込んだ。[P] の臨界濃度以下では脱りん速度は [P] の増加とともに増加し, [P] の臨界濃度は 0.2~0.3% の間で変動し粉末中の Fe_2O_3 を増すと臨界濃度は増加した。[P] が臨界濃度より高い範囲では,

$$v_p = kI$$

なる関係が得られた。恒数 k は粉末中の Fe_2O_3 の増加とともに増大した。 Fe_2O_3 の増加による k および [P] の臨界濃度の増加はスラグの粘性の低下および酸化能力の増加によると考えられた。

粉末粒子内における拡散速度を理論的に計算し, 溶鉄と粒子の接触時間について合理的な値が得られた。

溶鉄中の [P] と [C] は吹込みの進行とともに同時に減少し, 温度は約 100° 上昇した。(郡司好喜)

溶融金属と難溶融性の介在物の相互作用における電気的な接触現象の役割

(I. V. GAVRILIN, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1974) 1, pp. 22~26)

溶融金属では無秩序域に比べクラスター中の自由電子の密度が高く, 含まれる介在物とクラスターの界面における過剰界面エネルギーの静電気に関する部分 γ_0 の絶対値が非帯に大きいので難融性介在物の周りにはクラスターが濃化する。

クラスターモデルからポリクラスター(介在物)とそれ

をとりまく無秩序域との自由エネルギー差は,

$$\Delta F = \sum V_i \Delta F_{V_i} + \sum S_i \gamma_i = \frac{4}{3} \pi r^3 \Delta F_V - 4 \pi r^2 \gamma + \frac{4}{3} \pi r_1^3 \Delta F_{V_1} + 4 \pi r_1^2 \gamma_1 \dots \dots \dots (1)$$

ポリクラスターの半径は(1)式の1次微分を0として次のように求められる。

$$r_{1,2} = r \pm \sqrt{r^2 - \frac{\Delta F_V (r_1^2 \Delta F_{V_1} + 2r_1 \gamma_1)}{\Delta F_V}} \dots \dots \dots (2)$$

ここで V_i は介在物の核およびクラスター粒子の等価容積, S_i は介在物の表面積, γ_i は核:クラスター, クラスター:無秩序域の界面張力係数, ΔF_{V_i} はクラスターと無秩序域および介在物と無秩序域の比容積自由エネルギー差, r_0 は独立クラスターの半径, r_1 は介在物の核の半径, r は介在物の半径である。各変数を理論的に検討した結果 $r_{1,2}$ は

$$r_{1,2} = r_0 \left(\frac{1}{2} \pm \sqrt{\frac{1}{4} - \frac{2\Delta F_{V_1}}{\Delta F_V}} \right) \dots \dots \dots (3)$$

たとえば ZrO_2 が 100°C 過熱された Fe 中にあるときは, $\Delta F_{V_{ZrO_2}} / \Delta F_{V_{Fe}} = -41.5$, $r = 7.1r_0$, 10°C の過熱では $r = 22.3\gamma_0$ となり, 介在物のポリクラスターを破壊するには 1000°C の過熱が必要となる。

Fe の自己拡散係数は $D = 1.7 \times 10^{-6} \text{ cm}^2 / \text{sec}$ と測定されているが, これは融液の構成単位が原子 ($r = 1 \text{ \AA}$) あるいはクラスター ($r = 10 \text{ \AA}$) とすればあまりに低すぎる。ストークス・アインシュタインの式から計算される r_{eff} は 380 Å なのでポリクラスターの半径に近いことがわかる。また溶鉄中の H の溶解度から得られるクラスター域の存在境界が 2500°C に移るという結論もポリクラスターの生成を示している。(郡司好喜)

酸素底吹き転炉—新しい製鋼プロセス

(H. KNIPPELL, et al.: Stahl u. Eisen, 93 (1973) 22, pp. 1018~1024)

Maxhütte では既存のトーマス転炉に代えて OBM (Oxygen Boden Maxhütte) 転炉を採用した。本報告は 30 t 転炉 OBM の操業実績を述べ, トーマス転炉, 上吹き転炉に対する OBM 転炉の特長を示している。OBM 転炉は炉底部に 5~15 コの O_2 , 炭化水素(ノズル冷却剤), ライム粉末を吹きこむノズルを有し, その配置は吹錬を最適化するように決められる。C 4, Si 0.5, Mn 1.3, P 1.4, S 0.1% の組成の高 P 銑の吹錬では, 12 min の吹錬時間に対し 20% で Si が酸化し, Mn は極小値となる。P は時間に対しほぼ直線的に減少し, S は吹錬末期に減少する。吹錬終点の P はスラグ中の FeO 濃度に依存し, 0.01~0.08% と平衡値よりやや高い。さらに P を低下させる場合は C 0.04, P 0.08% 程度で排滓し, ライムを増量した再吹錬を 1 min 行ない, $P < 0.05\%$ とする。この場合の H 濃度は約 8ppm と高いが, 0.8, 4.5 Nm³/t の N_2 吹き込みにより, それぞれ 3.8, 2.2ppm まで低下し, 同時に 0.01% 程度の C が O とともに減少する。脱 S 率は約 50% である。一方, 0.2% P の低 P 銑の吹錬時には, C 0.7% で P 0.02%, C \leq 0.05% で $P \leq 0.012$, 平均 0.006% となり吹上の N, H はそれぞれ 10~20ppm, 約 3ppm, スラグ中の FeO は約 17% であつた。

トーマス転炉と比較すると、出鋼量増、吹錬時間短縮、スピittingの減少による歩止まりの増加、耐火物寿命の延長が顕著であつた。一方、酸素上吹き転炉と比較すると、① Fe の蒸発損失が 1/3 程度で、② スラッグの %FeO は、溶鋼との平衡に近いためにかなり低く、③ 吹止時の成分、温度の適中率が高い、などにより出鋼歩止りが約 2% 増加するほか、スクラップ使用量の増加、耐火物寿命の延長、建設費の低減などの利点があると述べている。

(鈴木健一郎)

— 鑄 造 —

一方向凝固により作成した 30wt%Cr を含む (Fe, Cr)-(Cr, Fe)₇C₃ 連続成長複合材料の引張強さにおよぼす一次析出物の影響

(J. Van Den BOOMGAARD and A.M.J.G. Van RUN: J. Mat. Sci., 8 (1973) 8, pp. 1095~1100)

一方向凝固により作成した 30wt%Cr を含む (Fe, Cr)-(Cr, Fe)₇C₃ 連続成長複合材料の引張強さにおよぼす金属デンドライトおよび針状の一次(初晶)炭化物の影響を調べた。炭素添加量は 2.7~3.3 wt% である。30wt%Cr の場合、共晶組織を生じる炭素量は約 2.9 wt% で、六方晶の炭化物 (Cr, Fe)₇C₃ が細い棒状に規則正しく並んだ組織を有する複合材料が得られる。炭素量が 2.9 wt% より低い場合は、棒状の (Cr, Fe)₇C₃ のほかに金属デンドライトが見られ、2.9 wt% より高炭素濃度の場合は針状の初晶炭化物が現われる。引張試験は室温および 900°C で行なつた。引張強さは 900°C にくらべて室温で著しく大である。引張強さと炭素量の関係を見ると、室温では規則正しく並んだ細い棒状の (Cr, Fe)₇C₃ のみを含む共晶組成 (2.9 wt% C) で引張強さは最大となるが、900°C では初晶炭化物が少量含まれる炭素量約 3.1 wt% で最大となる。これらの差異は両温度での母相の性質の差異に起因する。この種の複合材料では結晶粒界や初晶などの欠陥 (fault) の存在が材料強度に著しい影響を与えるが、本実験でも室温および 900°C において金属デンドライトおよび初晶炭化物などの欠陥は複合材料の引張強さを低下させる。この点については両温度で共通しているが、母相は室温では引張強さは大であるが靱性に欠け、900°C では引張強さは小であるが高い靱性を示す。また、引張強さは、欠陥がないと仮定すると、棒状の炭化物の体積率の増大とともに増大する。よつて室温では母相が靱性に欠けるため金属デンドライト、初晶炭化物などの欠陥が切欠きとなつて破壊を引き起こす。そのため、そのような欠陥を含まない炭素量約 2.9 wt% で引張強さは最大となる。一方、900°C では母相が高い靱性を有するため、切欠きに対してさほど敏感ではなく、炭素量が増大してある程度までは棒状の炭化物の体積率増大により引張強さは大きくなり、室温の場合よりも高い炭素濃度で引張強さは最大を示す。

(関田貴司)

— 加 工 —

クラッド鋼の製造と用途

(Leon C DEARDOFF, et al.: Iron Steel Eng., 51 (1974) 2, pp. 52~55)

Phoenix Steel 社では熱間圧延接着法によるクラッド

鋼板の製造を行なっている。この方法は下地となる 2 枚の炭素鋼や低合金鋼板の間に 2 枚のクラッドする金属を装入し、Ni 接着剤と熱間圧延の圧着力で、2 枚のクラッド鋼板を同時に製造するものである。クラッドする金属は Ni-Cr 系、Cr 系ステンレス鋼が主で、このほかに Ni、インコネル、モネルなどの Ni 合金や、まれに Ti、Cu が使用されている。

圧延のさい、外面になる鋼板のスケールをサンドブラストで落とし、ワイヤブラシ仕上げしてから溶剤で油や汚れを除く。一方、クラッドする金属板にはサンドブラスト仕上げ、酸洗を行ない、鋼板と接する面に接着剤となる Ni を電着し、電着しない面には離型塗料を塗布し、この面を内側にして 2 枚の板を重ねて鋼板の間に装入する。このさい外側の鋼板のサイズを装入板よりも大きめにしておき、鋼板の間に生ずる空隙には 2 枚の装入板と同一厚みの炭素鋼よりなるスペーサーを入れ、鋼板と溶接する。このように重ねた板を前加熱、均熱、後加熱の 3 温度領域で加熱し、圧延接着をする。厚みが 30cm 以下の板の圧延は通常の炭素鋼の圧延とあまり相違はないが、30cm 以上になると板幅を余分に広くする必要があり、また装入板の変形が妨げられたり、溶接部が割れやすくなるなどの問題を生ずる。圧延後超音波検査を行ない、切断して 2 枚のクラッド鋼板に分離する。その後硫酸水溶液と硝酸、弗酸水溶液で酸洗、不動態化処理を行ない、再検査後必要とあらばサンドブラスト仕上げし、製品として梱包する。

またクラッド鋼板の用途として、約 6.2m 径の円板を 3 段階からなるフランジ加工と鉢型成形により、約 4.9 m 径の容器頭部を製造し、世界最大の合成天然ガスプラントの 160 t 圧力容器頭部にとりつけた。このほかクラッド鋼板は造船、石油、化学工業、鉄道輸送、食品醸造工業などの分野に多くの用途がある。(小池一幸)

— 性 質 —

ニッケル肌焼鋼における最近の進歩

(Robert J. JOHNSON and Charles H. SHELTON: Metal Progress, 104 (1973) 7, pp. 37~43)

ニッケルは肌焼き鋼の持つ多くの特性、たとえば、表面部と心部における強靱性、硬化能、焼入温度の低下、炭化物形成の減少、耐疲労性を向上させる。その結果肌焼き鋼はニッケルによつて耐久性と有用性を付与される。

ニッケル鋼の卓越した耐久性は経験的に知られていたが、生産コスト低減からこの経験的な知識を明確にし、定量化する技術的データが必要となつた。そのため引張試験、曲げ試験、衝撃疲労試験、高サイクル疲労試験、衝撃曲げ試験、接触疲労試験などが TROIANO を始めとして多くの研究者により行なわれた。その結果ニッケル肌焼き鋼は、無心焼入れ鋼より靱性があり、また同じニッケル鋼でも、サブゼロ処理した場合よりも浸炭した場合の方が、靱性においても疲労強度においても優れていた。これは TROIANO らが述べているように、残留オーステナイトが荷重下においてマルテンサイト変態し、表面と心部の相互作用による圧縮応力をもたらすためであると考えられる。さらにこのマルテンサイトはかなり微細であるため、クラックの生成、成長に対する抵抗を持

ついていると思われる。この残留オーステナイト量は、Inco における研究より、50% 以下であれば有益であるが、それ以上になると逆に無影響をおよぼすと考えられる。

TROIANO は以上より、残留オーステナイトを含む肌焼き鋼の靱性はニッケル含有量の増加に伴って著しく増加するが、これはニッケルが直接マルテンサイトの靱性改良に働くためだと結論している。(高木研一)

希土類金属で処理した鋼の介在物の同定

(William G. WILSON and Ralph G. WELLS: Metal-progress, 104 (1973) 7, pp. 75~77)

構造用炭素鋼、高張力鋼、低合金鋼中の介在物の形状や性質を変えることにより機械的性質を改善するために近年製鋼時において希土類金属 (RE) を添加するようになった。そこで著者らは RE を含む介在物の同定やそれに関する調査を行なった。

RE の添加により、アルミナ系の介在物は (RE)Al₁₁O₁₈ と (RE)AlO₃ の 2 種のタイプに変化する。0.008% の少ない添加量では (RE)Al₁₁O₁₈ が主に生成し、RE がふえるにしたがって (RE)AlO₃ が多くなる。これらの介在物は MnS と共存するが、分離した粒子として存在する。(RE)AlO₃ は MnS と同程度に軟かく、(RE)Al₁₁O₁₈ はそれよりもわずかに硬い。そして RE の添加量が 0.02% になると硬い Al₂O₃ がほとんど消滅してしまい、軟かい (RE)AlO₃ だけになり機械加工性が向上する。

一方、RE は硫化マンガン系介在物にも影響し、添加量が 0.008~0.02% の場合熱間圧延による MnS の変形能は低下し、介在物はブロック状になる。0.02% 以上では MnS はほとんどなくなり、0.02% 添加したものの介在物の中心はオキシサルファイド ((RE)₂O₂S) で、周囲は希土類硫化物 (RE)_xS_y に囲まれ、さらに添加量を増すと (RE)₂O₂S の大きさが小さくなる。また、RE/S が 3.0 以下ではわずかに MnS が残っているが、RE/S が 3.0 以上になると (RE)Al_xO_y に含まれてほとんどなくなってしまう。RE の添加量が 0.02~0.07% で、RE/S が 3.0 以上では衝撃値は無添加のものより 2~4 倍になり、また圧延方向における成形性は向上するが、さらに添加量を増し 0.07% 以上にすると衝撃値が低下する。

介在物は偏光顕微鏡で同定でき (RE)₂O₂S はオレンジ色、(RE)_xS_y は暗赤褐色、RE の量が少ない (RE)Al₁₁O₁₈ はルビー赤色、また (RE)AlO₃ はライムグリーン色を呈する。

これらの介在物の同定には偏光の使用が有力な手段である。(石川 洋)

拡散成長と焼入性

(D. E. COATES: Met. Trans., 4 (1973) 10, pp. 2313~2325)

鋼の焼入性におよぼす合金元素の効果は初析フェライトあるいはパーライトの核生成および成長を遅滞させることにあると考えられている。本論文は、成長の問題に限定して、Fe-C-X 系 (X は Cr, Mn, Mo などの置換型合金元素) における拡散支配による析出物の成長速度におよぼす合金元素 X の役割を理論的に導き、これを初

析フェライトおよびパーライトの析出に適用した。

母相と析出相の界面で局所的な平衡および物質保存が成立するとして、成分 1 (C) と成分 2 (X) に対する拡散方程式 $\partial C_1/\partial t = D_{11}D^2C_1 + D_{12}V^2C_2$ および $\partial C_2/\partial t = D_{22}V^2C_2$ の同時解から与えられた Bulk 組成に対応した tie-line と界面の成長速度が求まる。後者は Bulk 組成に大きく依存する。

初析フェライトと母相 γ との α/γ 界面に局所的平衡が成立する場合には、Bulk 組成は異なる析出様式を示す 2 つの領域に区分できる。ひとつは、母相 γ と析出相 α との間に X の分配が生じる P-LE 領域、もうひとつは X の分配が生じない NP-LE 領域である。前者は過飽和度が低く、X の拡散により支配される相対的に遅い成長を示す領域である。後者は過飽和度が高く、C の拡散によって支配される相対的に速い成長を示す領域である。さらに、もうひとつの可能な析出様式として Paraequilibrium を取上げた。これは界面での平衡は C についてのみ成立し、X は濃度的には初析フェライトの析出反応にはまったく関与せず、C の拡散によって成長が支配される。この様式は過飽和度が十分大きいか、析出相が十分小さい場合に可能である。

パーライトの析出でも γ /Pearlite 界面で平衡が成立するとして同様な取り扱いができる。この場合には新たに第 3 の析出様式、すなわち C と X の同時拡散によりパーライトの成長が支配される析出様式を示す Bulk 組成領域の存在を示した。X が Mo, Cr などの強炭化物形成元素を除けば、上記の理論的取扱いは実験結果をよく説明できた。なお、X が Mo, Cr などの場合には、界面におけるこれらの元素による impurity drag 効果でパーライトの成長が著しく遅滞化するとしている。

(脇田三郎)

オージェ電子分光による鉄の粒界破壊について

(B. D. POWELL, et al.: Met. Trans., 5 (1973) 10, pp. 2357~2361)

鋼の粒界脆性については多くの研究がなされ、C, S, As および酸素の粒界近傍における偏析が原因であるとされているが、統一的な機構は解明されていない。そのため破壊面から直接立証するため Auger 電子分光が利用されている。本研究では鋼のクリープおよび疲れ現象を究明するため、純鉄の低温における脆性破壊機構を調べた。

供試材としては 3 グループの純鉄を用い、C は 0.007% 以下、O は 0.0008~0.01% の範囲で、C : O 比を変えた。また S は 0.001% 程度である。試料寸法として衝撃試験用には 3 mm ϕ \times 12 mm, Auger 用には 2 mm ϕ \times 15 mm を用い、熱処理後ノッチ加工を施し、液体窒素に浸漬後衝撃試験を行なった。試料の熱処理はクリープ温度を考慮して、723~973 K とし、熱処理時間は若干異なるが、大体 973 K で焼なまし後炉冷した。一部はさらに 773 K で再焼もどしを行なった。

結果として、破断面の粒界破壊と粒内破壊の関係は純鉄の組成および熱処理とは系統的な関係が得られなかった。そのため破面の走査電顕写真とその面における S の分布を Auger 電子分光によって求め、両者を対応させた結果、粒界破壊面では S 量が多く、粒内破壊面では減少していた。また破断面を Ar ガスで電子衝撃によって

約9原子層を除去した結果Sのピークは消失した。つぎに粒界におけるSの偏析層を測定した結果5原子層であった。純鉄を973Kで5.6MN/m²の応力下でクリープ試験した結果、粒界に発生する空洞はSとともに増加し、脆性を促進した。つぎに各試料のC:O比と破壊面との関係はC:O比が低下すると粒界破壊を減少し、劈界破壊が増加した。すなわち粒界におけるSの偏析は脆化を促進させた。

つぎに結論として、(1)純鉄の低温における脆性破断面の粒界および粒内破壊の割合は熱処理に影響されない。(2)粒界破壊はC:Oの増加とともに、また酸素量の低下につれて増加した。(3)Auger電子分光の結果破断面にはSの偏析が認められ、Oの粒界偏析は確認されず、粒界の脆性はSに起因するであろう。(倉部兵次郎)

オーステナイトからの連続冷却中に析出する炭化物によるFe-V-C低合金鋼の強化

(D. V. EDMONDS: Met. Trans., 4 (1973) 11, pp. 2527~2533)

Fe-1V-0.2C低合金鋼をオーステナイトの状態から0.1~500°C/minの速度で冷却した。熱膨張試験、および光学と電子顕微鏡による金相学的試験から、オーステナイトは800~700°Cの範囲で直接フェライトに分解し、そのフェライト中には析出したバナジウム炭化物が板状に配列する。それら板状分布面の面間距離の変化を各冷却速度について測定したところ、その平均面間距離は冷却速度の増加につれて減少することが認められた。機械的強度もまた冷却速度の増加につれて上昇を示したが、引張靱性は減少し、冷却速度が約20°C/min以上に増加すると靱性脆性転移が起こってくる。析出による分散強化は板状面の面間距離によつて、経験的な関係 $\sigma_p = k \cdot \lambda^{-1.1}$ に従つて変化する。ここに σ_p は降伏強さの炭化物による分散強化効果分で、 λ は板状面の面間距離である。

電子顕微鏡での観察によると、析出したバナジウム炭化物による転位の核生成とそのピンニングとの両者が認められ、また析出物の板状面は、歪が起こる初期段階における析出物と転位タンブルとのラメラ中で発達することも認められる。

冷却速度の大きい(20°C/min以上)場合に認められる引張靱性の急激な減少は、バナジウム析出炭化物の方位と分布とに帰することができ、それは相間の析出機構の結果として生じてくるものである。そしてもしも高い強さと大きい靱性との両者ともがかかる単純な熱処理法によつて得られるものならば、結晶粒の大きさを調節することの重要性を強調するものとなるであろう。

(鈴木正敏)

水素を含有する鋼におけるスロークラック進展のための応力拡大係数

(D. P. DAUTOVICH and S. FLOREEN: Met. Trans., 4 (1973) 11, pp. 2627~2630)

強力鋼において水素脆化はきわめて重要な問題であるが、スロークラックの進展が開始する限界応力拡大係数(K_{ISCC})と水素量の関係を明らかにした研究はほとんどない。本研究は2つの目的を有し、第一は一定量の水素を均一に添加した鋼について、 K_{ISCC} を求める実験方法

の確立をはかり、それに基づき水素量と K_{ISCC} の関係を実験的に求めることである。第二は、上述の結果と特定の腐食液中で求めた K_{ISCC} とを比較することにより応力腐食試験中に K_{ISCC} の応力拡大係数下で鋼中に吸収される水素量を推定することである。

試料には175~210 kg/mm²強度水準の3種類のマルエージ鋼と300M鋼を用いた。水素量の影響を調べるため、疲労亀裂を挿入していない破壊靱性試験片に0.1規定NaOH中で1hrから20日間電解し、水素をカソード添加し、Cdメッキした後、bakingし水素を均一に分布させた。その後、疲労亀裂を挿入し、ただちに試験して K_{ISCC} を求めた。

水素を添加していない状態での残留水素量はいずれの鋼も約0.5ppmで、 K_{IC} 以下でのスロークラックの進展は認められなかつた。水素含有量の増加に伴いスロークラックは生じやすくなり、 K_{ISCC} は大きく減少し、2ppmの水素量では K_{IC} より約50%も小さくなる。同一水素量では、300M鋼はマルエージ鋼よりも水素脆化に対する感受性が大きく、またマルエージ鋼では降伏強さが高くなるほど感受性は大きくなる。さらに、スロークラックの進展のために必要とされる水素量は、降伏強さが高くなるほど減少する傾向がある。これらの結果と3.5% NaCl中での K_{ISCC} の値から、応力腐食試験中に鋼中に吸収されている水素量を求め、降伏強さが高くなるほど水素量は多くなることを示し、その機構を考察した。

(河部義邦)

共析鋼の等温変態における電気抵抗と顕微鏡組織の変化 (P. W. BROWN and D. J. MACK: Met. Trans., 4 (1973) 11, pp. 2639~2643)

電気抵抗の変化による鋼の等温変態の研究は少ない。この研究の目的は、電気抵抗測定法によつて等温変態図を作成し、これを顕微鏡組織観察によつて作成したものと比較することである。用いた鋼は0.77% C, 0.11% Mn, 0.18% Siの共析成分である。

試験片の断面寸法は0.38×1.78 mmである。抵抗測定の回路は、試験片、電池、抵抗、電源計を直列に結線した。そして試験片の電位の変化は高速の電位差計記録計によつて測定した。オーステナイト化浴から変態浴への移行に要する時間は約0.3 sec、そして平衡に達する時間は約0.1 secであつた。等温変態の進行は電気抵抗-時間曲線から求めた。試験片の温度が変態浴の温度と平衡した時間を原点とし、変態の開始は最初に抵抗の減少が観察されるまでの時間、終了は抵抗の変化が停止するまでの時間とした。顕微鏡組織観察のための試験片は電気抵抗測定のためのそれと同一寸法で、同様な方法で熱処理をした。

両方法によつて測定した変態開始時間はよく一致した。しかし終了時間は、顕微鏡組織法で測定したものが常に短時間側にあり、しかもその差は変態温度の低下とともに増加した。このことはこの間に顕微鏡組織観察では観察されない成分の変化がおこっていることを示している。この成分変化は、ベイナイト域では過飽和なベイニティックフェライトからの炭素の排除によると思われる。パーライト域ではより安定な二次炭化物の生成と関連しているかもしれない。

同一変態温度において二次の変態がおこる場合には、抵抗-時間曲線の勾配に変化がおこる時間を二次変態の開始時間としたが、この方法による開始時間は、顕微鏡組織法によるそれよりも遅れた。(中島宏興)

水素化リチウムによるステンレス鋼の水素ぜい化

(A. W. THOMPSON: Met. Trans., 4 (1973) 12, pp. 2819~2825)

304L と 17-7PH ステンレス鋼を LiH 粉末と接触させた場合の延性低下現象について研究した。LiH や他の水素化合物は原子炉のしゃへい材として用いられる可能性があり、ステンレス鋼との相互作用を調べることは大切な問題である。

雰囲気引張試験は試験片のまわりを LiH でつつみ、1 気圧の高純度水素中で、433°K で 215hr ベーキングしたのち、 8×10^{-4} /sec のひずみ速度で行なつた。304L の試験片を LiH と接触させた場合、空气中引張試験と比較して約 20% 絞り低下したが、LiH を試験容器内に置いただけでは効果がなかつた。またこの延性低下は、機械加工したままの試験片のみで生じ、完全に焼なました試験片とスエージしたままの試験片では認められなかつた。ぜい化した試料の表面には多数のき裂が認められ、その深さは 125 μ 以下であり、加工層の厚さにほぼ対応したものであつた。このぜい化はベーキング後アルゴンガスや空气中で引張つても同じ結果が得られたので、雰囲気の水素は無関係と考えられる。ベーキング中にステンレス表面の Cr_2O_3 と LiH が反応し、 Li_2O と H となり原子状の水素が試料表面に侵入してぜい化を引き起こすと考えられる。表面き裂の深さは、ステンレス鋼中の水素拡散速度から考えられるより大きい。転位の運動による水素輸送プロセスを考えることによつて説明される。このことはまた前述の表面層のぜい化におよぼす影響とも関係する。すなわち、完全冷間加工材では転位の平均自由行程が短かすぎ、焼なまし材では初期転位密度が低いため水素の輸送プロセスが十分に行なわれなると考えられる。

水素損傷の局所的な位置については直接的な証拠はないが、非金属介在物とマトリクスの境界に水素が集積し、ポイドの起点となると考えられる。17-7PH ステンレス鋼についても本質的に 304L 鋼と同じ結果が得られた。

(青木孝夫)

低温で使用する溶接鉄鋼構造物

(Erkki Räsänen: Scand. J. Met., 2 (1973) 6, pp. 285~290)

低温で使用する溶接鉄鋼構造物を設計するときは脆性破壊の傾向に留意し、その発生を防ぎ、伝播を阻止しなくてはならない。鋼材の製造方法を確立し、非破壊検査の基礎を決定する上で脆性破壊を生ずる欠陥の臨界サイズを知ることが有利である。

ここでは炭素鋼 AI と V-N 鋼 BI について線形弾性破壊機構をもちいて静的荷重下での欠陥の臨界サイズ、例として APIX-65 鋼製ガスパイプの臨界サイズを計算した。パイプの表面欠陥の臨界深さは IRWIN の式から内部欠陥の臨界長さには FOLIAS の式からもとめた。公称降伏応力と安全係数からもとめた最大公称応力をもちいて計算すると、欠陥の臨界サイズは、直径 1500 mm、使用圧力 70 kg/cm^2 、使用温度 $-80^\circ C$ で表面欠陥の深さ

4 mm、内部欠陥の長さ 10mm であつた。

しかしこれは公称降伏応力をもとに計算している。構造物に溶接残留応力が生ずる実際の場合の応力状態を概算するために、A) 低温で公称応力の初期荷重をかけた場合、B) 遷移温度より高い温度で公称応力の初期荷重をかけた場合、C) 溶接後熱処理した場合、D) 溶接し、たとえば遷移温度より高い温度で公称応力の 1.3 倍の予荷重をかけた場合、を想定した。(A-D) の応力状態での AI 鋼と BI 鋼の表面欠陥の臨界深さを計算すると、使用温度 $-60^\circ C$ で、それぞれ A) 2.7 mm, 2.0 mm, B) 4.6 mm, 2.4 mm, C) 9.0 mm, 5.3 mm, D) 7.0 mm, 3.4 mm であつた。

構造物の脆性破壊の原因となる欠陥の臨界サイズは、溶接残留応力によつて大きく影響される。ゆえに欠陥の臨界サイズを計算する場合は公称降伏応力ではなく、真の降伏応力を使用すべきである。(松井建造)

Ti-Zr 鋼および Ti-Zr-Mo 鋼のクリープ性質におよぼす安定化組織の影響

(K. O. VILPPONEN and V. K. LINDROOS: Scand. J. Met., 2 (1973) 6, pp. 298~304)

著者らは低合金鋼のサブグレインの大きさを小さくし、境界上に析出物を析出させ、その大きさを安定化すると、クリープ抵抗が増大することをすでに明らかにしている。

本報告はサブグレインを小さくする方法として、1) 焼入焼もどし、2) 焼入れ後、10~30%冷間圧延、さらに $600^\circ C$ 、2hr の焼なまし、3) $600^\circ C$ で 10~30%温間圧延、の 3 種類の方法をとり、どの方法による組織がクリープ抵抗に有効であるかを研究したものである。

次の 2 種類の組成(重量%)の低炭素低合金鋼を使用した。Ti-Zr 鋼: 0.07C, 0.03Mo, 0.14Ti, 0.068Zr, 0.0049B, 0.0125N, Ti-Zr-Mo 鋼: 0.04C, 0.26Mo, 0.05Ti, 0.041Zr, 0.0047B, 0.009N。

クリープ試験の温度は $500^\circ C$ と $550^\circ C$ 、応力は 7~22 kg/mm^2 、時間は 600~2000hr である。

単純な焼入焼もどし材より、冷間圧延を行なつた材料のほうがクリープ強度は大きい。圧延率は 10~20% が最適である。温間圧延は 20% が最適であるが、温間圧延材よりも、冷間圧延焼なまし材のほうがすぐれている。 $500^\circ C$ における 0.1%/10000hr. クリープ強度は、温間圧延 Ti-Zr 材、冷間圧延焼なまし Ti-Zr 材、および冷間圧延焼なまし Ti-Zr-Mo 材で、それぞれ 7.5, 8.5, 10.5 kg/mm^2 である。Mo の添加は著しくクリープ強度を増加させる。とくに、10.5 kg/mm^2 の値はもつと合金濃度の高い Cr-Mo 鋼の強度に匹敵する。

この鋼の焼入組織はラスマルテンサイト組織である。焼もどすとラス境界に優先的に析出がおこる。冷間圧延後焼なました組織および温間圧延した組織ともにラスが長手方向に分断され、サブグレインの大きさが小さくなつていく。クリープ後の組織を観察すると、圧延してサブグレインを小さくした組織のサブグレインの大きさに変化は認められず、上記の効果が十分長時間維持されることがわかる。(菊池 実)

熱間変形の際の介在物と基地鉄との境界での微小割れの形成について

(B. I. KLEVEBRING and R. MAHR: Scand. J. Met., 2 (1973), pp. 310~312)

本報告は、簡単なモデルを用いて介在物と基地鉄との境界での微小割れ形成と介在物の大きさとの関係を考察し、それを実験により裏づけたものである。介在物が変形する際、介在物と基地鉄の境界を連続に保つようにプリズマテックなすべりループの形成を考え、その結果生ずる介在物周辺の応力場をモデル化した。境界での応力 (σ) は境界近辺に存在する各転位ループから作用する応力和として計算される。転位ループは等間隔に存在すると仮定すれば、境界における最大変位 Nb は ϵr に等しいので、 σ は次式で表わされる。

$$\sigma = K \frac{\epsilon r}{b\Omega}$$

ここで b はパーガースベクトル、 N は並んでいる転位ループの数、 ϵ は塑性ひずみ、 r は介在物半径、 Ω は並んでいる転位の高さ、そして K は定数。

この σ がある臨界値に達したとき破断が生ずる。上式より、(1) 割れは大きい介在物から生じやすく、(2) ひずみが大きくなると小さい介在物周辺でも割れが発生し、(3) 介在物数が増加すると (Ω が小さくなるので) 割れは小さいひずみでも生じることがわかる。

一度、介在物周辺に生じた割れは空孔ループを消滅しながら成長するが、その大きさは介在物の大きさとひずみに比例する。

球状シリカを含有する鋼を 900°C で 50% 変形させて、介在物の大きさと、空隙を有している介在物の割合空隙の大きさなどとの関係を調べた結果は上記のモデルと一致していた。(角田方衛)

—物理冶金—

粒界に核生成した $M_{23}C_6$ とオーステナイト・ステンレス鋼との半整合界面の構造

(P. H. PUMPHREY and J. W. EDINGTON: Acta Met., 22 (1974) 1, pp. 89~94)

複雑な構造をもつ面心立方晶炭化物 $M_{23}C_6$ は広い組成範囲のオーステナイトステンレス鋼中に析出する。 $M_{23}C_6$ とオーステナイト母相の方位関係は平行方位関係である。この析出物の格子定数はオーステナイト母相のその 3 倍に近く、実際には 1.3~1.9% 小さい。原子面の適合性という立場からみると、 $\{110\}$ および $\{111\}$ 面でもつとも適合性がよい。粒界上析出の場合には、このため $\{111\}$ ラスとなつている。

本報告は粒界上に析出した $M_{23}C_6$ と母相との界面の構造を明らかにすることを目的としたものである。使用した試料は 20%Cr-25%Ni-0.05%C 鋼で、 1050°C で固溶化後、 700°C 、30 min 時効した。この試料から薄膜を作製し、電子顕微鏡で観察した。

2 波の条件で、 $M_{23}C_6$ と母相との面間隔の差によるモアレ縞の方向が、反射ベクトルに垂直でない場合が観察される。これは方位関係が平行方位関係からわずかにずれ、晶へき面の方位を回転軸として 0.5° 程度回転しているためであると解釈される。

明視野像にモアレ縞とは異なる界面上の欠陥によると考えられる縞模様が観察される。この模様は運動学的回折条件の場合の明視野像でもつともよく観察でき、

$M_{23}C_6$ と母相との界面上の転位網であると考えられる。この転位網は (111) 面上で $[\bar{1}01]$ と $[0\bar{1}1]$ 方向の対称な場合と (111) 面上で $[\bar{2}11]$ と $[1\bar{2}1]$ 方向の対称な場合とがある。この転位網が 1.7% の面間隔の差を解消するものと考えて計算すると、従来示唆されていた $(a/2)\langle 110 \rangle$ パーガースベクトルとは異なり、界面上の転位は $(a/3)\langle 111 \rangle$ パーガースベクトルをもつとするモデルが転位の面間隔などをもつともよく説明できる。

(菊池 実)

—その他—

固体のメルトへの溶解について

(H. A. FRIEDRICH, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 12, pp. 879~886)

この報告は平板、円柱および球状の固体が攪拌した液体に溶解する場合について、実験的、理論的に検討したものである。

単純な溶解過程としては、浴からの供給がないと仮定して、液体浴にその固体を浸す場合が述べられている。さらに複雑な溶解過程としては、断熱的に溶解する場合の浴の温度変化、固体の溶解した部分への熱移動、および界面での固体の温度上昇について研究されている。固体を完全に溶解するまでの時間を複雑な場合と単純な場合について、それぞれ t_E , t_M とすると t_E は t_M と κ の積で与えられる。 κ は一般にその形状に依存する定数で retardation 定数) 溶解の潜熱 ΔH_M を t_E で割つて得られる平均溶解効率 I は T_0/R_w となる。ここで T_0 は過熱された程度、 R_w は溶解の等価抵抗を表わす。さらに R_w は単純な溶解の場合の平均熱移動抵抗 R_M と retardation 定数 κ の積で与えられる。同一の溶解表面あるいは体積をもつ場合、平均溶解効率 I は一般に平板、円柱、球の順で減少している。

上述の理論的解析は水-水条のモデル研究によつて確認された。理論的に計算された値と実験値を対比することにより、境界相厚 δ の値が求められ、一般に考えられている値とほぼ近い値がえられている。

(水渡英昭)

リバブリック 84 インケ熱間圧延機におけるオイルミスト潤滑

(A. J. BOYCE: Iron Steel Eng. 51 (1974) 2, pp. 65~68)

Republic の 84 in. 熱間圧延機においては、潤滑方式としてオイルミスト(油霧)潤滑方式が用いられている。

このオイルミスト潤滑方式の基本概念は、液体潤滑である。その概要は、ミスト生成装置で作つたオイルミストを、エアゾール状態にして使用箇所まで送り、そこで適当な長さのオリフィスを通して再び液滴の状態に戻しこの液滴により軸受、ギヤなどを潤滑しようとするものである。

オイルミスト潤滑方式は、油循環方式などに比較して設備費が少ない。潤滑剤の消費率が低い。装置がコンパクトであるなどの利点を持つている。

84 in. 熱間圧延機においてオイルミスト潤滑が用いられている箇所は、まずラインシャフトドリブンテーブルローラの軸受およびギヤである。ここでは当初液化しな

いで残つたミストが問題となつたが、今ではかなり改善されている。炉の出側テーブルおよび粗圧延ラインシャフトテーブルにおいては、スケールおよび脱スケール用の高圧水から保護する必要があり、この点に関してはオイルミスト潤滑はグリースなどによる潤滑に比較して劣るため、グリースによる潤滑に変更された。ワークロール軸受はオイルミスト潤滑が最も成功した箇所である。ここではその使用において、ミスト分配ラインを出来る

だけ短く、しかも傾斜を持たせた方がよいことが判明した。ランアウトテーブルローラにおいては錆とスケール発生のためグリース潤滑に変更されつつある。コイラマンドレルウェッジは最も適用困難な箇所であつたが、現在十分効果を發揮している。

以上オイルミスト潤滑方式は、正しく設計され使用されたならば、経済的かつ比較的きれいな軸受の潤滑方式である。
(高木研一)