

## 抄 録

## —耐火物—

## 種々の取鍋内張り材の損耗機構の研究

(W. DEILMANN, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976) 4, pp. 217~222)

近年、高温出鋼および溶鋼の長時間の鍋内滞留などのため取鍋内張り材は従来のれんがでは耐えられなくなりつつあり、新しい材料が必要となつている。ここでは、Neunkircher Eisenwerk A. G. の平炉工場における取鍋の操業条件を述べ、各種の内張り材料の損耗機構を検討している。内張り材の損耗は、機械的な摩損、溶融物の熱的作用、鍋内容物と内張素材との反応などにより起こる。サンドストーン（石英 80%、粘土 20% から成るれんが）の場合、スラグの浸透層はなく、表面近傍で結合用粘土と微粒の石英が反応し液相を生成している。これはスラグ中に溶解し、骨材の石英粒はこれと一緒に洗い流される。シャモットれんがは、表層部が緻密に焼結するためスラグは浸透せず、侵食は表面でのみ起こる。侵食により生成するスラグは粘度が小さく、ただちに流出する。以上 2 種の材料は耐食性が小さいので、錆込みが比較的短時間で、しかも温度が低い場合にのみ内張り材として用いることができる。つぎに、ムライトれんがの場合、ガラス相が十分焼結しており、スラグの浸透はみられない。また、ムライトの量が多く、その粒径が大きく、ガラス相が少ないため耐食性はシャモットれんがより優れている。ポーキサイトれんがの場合、表面の緻密化はみられず、わずかにスラグの浸透がみられる。スラグとの反応によつてシリケートに富んだ領域が溶解されるが、その粘度は非常に高く、未溶解のコラシダム結晶にしつかりとくつつき、浸透がそれ以上進行するのを防止している。このため寿命はかなり延び、シャモットれんがの約 4 倍の寿命を示した。現在、前記の工場ではかなりの鍋をこの材料で内張りしている。ただ、ポーキサイトれんがは熱伝導率が高いので、保温のための断熱材を使用しなければならない。（新谷宏隆）

## —製 鉄—

## 固体フィルターを遙しての銑鉄の硫黄の除去

(G. A. VACHUGOV, et al.: Izv. Akad. Nauk SSR Metally, (1976) 2, pp. 27~31)

固体の CaO 粒子を汙過層とし、溶銑を流して脱硫する方法を検討した。タンマン炉の中に溶解用ろば、汙過層およびマグネシアろばの順序に重ね、溶解ろばの底部にはストッパーを設け、汙過層にも必要に応じてストッパーを設けた。

200 g の銑鉄 (4.1% C, 0.55% Si, 0.086~0.096% S) を溶解して 1250°C になつてからストッパーを開き、溶銑を CaO 粒子の汙過層に流し出した。CaO 粒子の大きさは 4~14 mm、汙過層の高さは 40~300 mm に変化させた。4 mm の粒子を用いると 40 mm の層の場合の脱硫率が 21%、300 mm の場合に 96% となり S 含有量は 0.004% まで低下した。また CaO の粒子は

小さいほど効果的であつた。一つの層を繰返し利用する実験も行ない、S 含有量を 0.01% 以下にするには銑鉄の 3~5% の CaS の必要なことがわかつた。

次に温度を 1200, 1300 および 1400°C とし、汙過層での保持時間を 3 min まで変化させた。6 mm の粒子で高さ 40 mm の汙過層を用いた結果では、高温ほど脱硫速度が大きくまた最終脱硫率も大きくなつた。

脱硫速度は

$$-\frac{dC_S}{dt} = K(C_S - C_S^*) \dots\dots\dots (1)$$

で表わされ、実験値もこの式を満足した。ここで  $C_S$  は銑鉄の S 濃度、 $C_S^*$  は S の平衡濃度、 $K$  は物質移動係数を示す ( $\text{sec}^{-1}$ )。実測値から  $K$  の温度依存性は

$$\log K = -\frac{6470 \pm 490}{T} + (2.41 \pm 0.54) \dots\dots (2)$$

と得られた。

(郡司好喜)

## —製 鋼—

## アルミ脱酸における介在物の形態

(E. STEINMETZ, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976) 4, pp. 199~204)

O 濃度 0.01~0.06%、S 濃度 0.01~0.04% の鋼を静止浴および攪拌浴中で Al 脱酸し生成する介在物の 3 次元的形態を光顕および走査電顕により調べた。さらにアルミナを気相成長させて過飽和度と成長形態の関係を調べた。静止浴の場合、溶鋼表面に Al を接触添加し、一定時間 Al を拡散させて高さ方向の介在物組成と形態の変化を調べた。脱酸前酸素濃度 ( $O_0$ ) が高いと球状、板状、柱状、デンドライト状酸化物が生成した。 $O_0$  が低いとデンドライト状酸化物はなく Al 濃度の高い部位には放射状あるいは柱状の窒化物が生成した。攪拌浴の場合、Al 添加直後には酸化鉄含有量の多い大型介在物ができ次いでその大型介在物中に鉄およびアルミナが析出したものおよびデンドライト状介在物が現われた。気相成長したアルミナは、Al 源である。Fe-10% Al 液からの距離が大きくなるにつれ球状、デンドライト状、板状、密集状、柱状と順次形態が変化した。以上の結果より Al 脱酸の過程を考察した。Al 添加直後には鉄または鉄マンガンアルミネートの液状介在物が生成する。Al 濃度が増すとこの酸化物中の酸化鉄は Al によつて還元されるために融点は上昇し介在物は固体になる。固体介在物の成長（酸化鉄の Al による還元も含めて）は格子欠陥あるいは表面での 2 次元的核生成を通じて進行するため大きな過飽和度を必要とする。それと同時に気相成長の実験で示されたように成長の形態は過飽和度に依存するため Al および O 濃度に応じて種々の形態の介在物が生成する。

溶銑中でのアルミナ生成平衡の O 濃度と Al 脱酸時の到達酸素濃度の差異の原因をも考察した。（拜田 治）

## エレクトロスラグ再溶解法操業の数式モデル

(L. WILLNER, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976)

4, pp. 205~209)

内径 250 mm の鑄型で、CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CaF<sub>2</sub> 3元スラグを用いてポールベアリング用鋼をエレクトロスラグ再溶解した例に基づき、重回帰分析により操業条件と溶解特性値の関係を求めた。(1)溶解電流、(2)溶解電圧、(3)スラグ量、(4)スラグ層の厚み、(5)電流フィルレシオ、の5要因をベクトル **u** で、(1)スラグスキン厚み(2)メタルプールの深さ、(3)プール形状指数、(4)プール底面の傾斜角度、(5)鋼塊肌評点、(6)スラグの見かけの電気抵抗、(7)湯上り速度、(8)溶解電力原単位の特値を **X** で表わし、次式の係数を得た。

$$\mathbf{X} = \mathbf{A} \mathbf{u} + \mathbf{a}_0$$

ただし、**A** : 偏重回帰係数を表わす行列

**a**<sub>0</sub> : 定数項を表わすベクトル

冷却水による抜熱量のような主要な要因を欠いたので、必ずしも高い相関が得られなかった。

解析結果によると、プール深さは主に電流で決まり、電流大であれば深くなる。また、フィルレシオの小さいときに深い傾向がある。電力原単位 (kWh/kg) は、単に電力だけでなく、電圧もしくは電流に依存する。しかも、電力の大なる範囲で、原単位が高いという特異な関係があつた。フィルレシオも小さいと原単位が大きい。これらは、スラグ表面からの輻射熱損失によるものと解される。鑄塊表面は、電流、電圧ともに大なるほど良好である。プール底面は、電流が小さいほど平らで、組織もよい。スラグの見かけの電気抵抗は、電流の小さいときに大きい。スラグ温度が電流に依存するからである。要因の内、スラグ量の影響はあまり大きくなかつた。

(小口征男)

エレクトロスラグ溶解時の滴生成におよぼす電磁場の影響 (K. MAKROPOULOS, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 47 (1976) 4, pp. 211~216)

エレクトロスラグ再溶解過程で、スラグ-メタル界面を攪拌したり、落下するメタル滴の直径を小さくすれば、物質移動、ひいては精錬反応が促進できる。この効果を工業的に実現できる方法として、外磁場と溶解電流で生じる電磁力を利用して攪拌するモデル実験を行なつた。

50 mm φ のガラス製鑄型に、400~550°C の塩化物系浴を用い、20 mm φ の Zn, Al などの電極を溶解した。溶解電圧は 20~32V, 電流 80~300A, 交流で、鑄型軸と直角に 600G の交流および直流磁場をかけた。

交流磁場のとき、スラグ浴が水平方向に激しく回転し電極前面の溶滴が振動する。磁場を加えないときの40%程度の大きさで、滴は落下し、同時にこれがつぶれて、主滴と多数の細滴になるのが観察された。磁場のないときの滴は 5~6g であるが、主滴で 0.4~0.5g, 細滴で 0.02~0.03g であつた。また、電極の溶解速度が約 20% 増した。磁場をかけると鑄塊の凝固組織が細くなる。

直流磁場では、浴の回転はないが、滴が電極から離れるとき強くアトマイズされる。電極が磁場の外にあり、滴だけが磁場を通過しても分解しない。電磁力を推算した結果、電極前面では 0.78 N/cm<sup>3</sup> となつた。

滴が細分され、比表面積が増すと同時に、細粒は落下時間も長いので反応率が高い。この効果を試算した。た

だ、この方法を実用化するには、磁場発生装置が大きくなること、溶解電流密度が小さいので、電磁力も小さいこと、鑄塊にフレッケル偏析ができるなどの問題がある。(小口征男)

製鋼スラグのフォーミングの安定性を決める因子の相互関係 (V. V. PARABIN, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1976) 2, pp. 79~83)

酸素製鋼におけるスラグのフォーミング現象を理論的に解析し次の関係式を得た。

$$\frac{\Delta h}{d} = A \left( \frac{Q^2 \rho_s \tau_{st}}{S^2 \mu} \right)^m \dots\dots\dots (1)$$

ここで Δh はフォーミングにより増加したスラグの高さ cm, d は装置の特性長さ, cm, Q はガス流量, cm<sup>3</sup>/sec, S はスラグの鏡面の面積, cm<sup>2</sup>, ρ<sub>s</sub> はスラグの密度, g/cm<sup>3</sup>, η はスラグの粘度, poise, τ<sub>st</sub> は泡の安定度, sec, A および m は定数である。

Mo るつぼの中に CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>-MgO-MnO 系のスラグを熔融し、Ar を吹込んで 1550~1750°C の温度範囲におけるフォーミングの強さといろいろなパラメーターの関係を測定した結果

$$\frac{\Delta h}{d} = 11.08 \left( \frac{Q^2 \rho_s \tau_{st}}{S^2 \eta} \right)^{0.76} \dots\dots\dots (2)$$

Δh/d の実測値と計算値を比較した結果、非常によく一致することがわかつた。

スラグのフォーミング傾向は (ρ<sub>s</sub>τ<sub>st</sub>)/η によつて決まるが、この項と温度およびスラグ塩基度の関係は実際操業の傾向とよく一致した。また τ<sub>st</sub> は

$$\tau_{st} = C \frac{\eta}{v^2 \rho_s} \left( \frac{v^2 P}{\rho g} \right)^n \dots\dots\dots (3)$$

として表わされた。ここで σ は表面張力, g/sec<sup>2</sup>, P はフィルム強さ, g/cm·sec<sup>2</sup>, g は重力の加速度, sec/sec<sup>2</sup>, v は気泡上昇の特性速度を示す。この関係は実験値を用い、定性的に検討された。(郡司好喜)

東ドイツにおけるプラズマ溶解技術の現状

(H. FIEDLER: Neue Hütte, 21 (1976) 2, pp. 69~72)

東ドイツ VEB コンビナートにおいて 10 t のプラズマ溶解炉が稼動しており、これまで主として高級鋼を 5 万 t 以上製造している。このプラズマ炉は方向可変の 3 本のトーチをそなえていて、それぞれのトーチに 200~600V で、最大 6000A の電流を流すことができる。陰極には W, 陽極には Cu を用いている。プラズマガスは Ar である。溶解の最終段階において内張り煉瓦の表面温度は 1850°C に達するが、この条件でもオーステナイト鋼、フェライト鋼を含めて 100 チャージ以上の溶解が可能である。現在の溶解鋼種は、Cr, CrMoTi, CrNi Mo(Ti), CrAl 高合金鋼などである。溶解雰囲気は Ar のため主要合金元素の溶解歩留りは高く、Mn 97~99, Cr 96~98, Ni 98~100, Mo 98~100, Ti 60~80% で全損失鉄量は約 2% である。現在の溶解能力は平均 9t/hr, 溶解のエネルギー消費は 500~700 kWh/t で、総エネルギー消費は 800kWh/t 以下である。溶解および脱酸過程で黒鉛電極を使用していないので炭素量が増加することはなく必要な炭素量にすることが容易である。脱硫は脱酸過程の最後でなされ、スラグと溶鋼とが十分に

攪拌されるので確実に 0.010% 以下に脱硫できる。X5CrNiN 19, 7 鋼のように窒素を含む鋼種の製造には、必要な窒素量に応じて大気にさらす時間で制御する。アーク炉とプラズマ炉で製造した CrNi, 13%Cr, CrNiMo (Ti), CrNiSi, CrAl 鋼について比較した結果、化学組成、マクロとミクロ組織、降伏強さ、耐力、引張り強さ伸び、断面収縮率、切欠きじん性について差はなく、ただ X10CrNi 18, 9 の鋼種で酸素含有量がアーク炉で 148, プラズマ炉で 35 ppm と差がある。このようにプラズマ炉は有利な点が多いので比較的近い将来に技術・経済両面で進歩することが期待され、炉の大型化へと発展することが予想される (斉藤健志)

**LD 法における EMF 測定法利用の現場での使用結果**  
(SCHOOP, et al.: Stahl u. Eisen, 96 (1976) 7, pp. 309~315)

次のような酸素濃淡電池をつくって、210t LD 転炉の終点時の溶鋼中の  $\underline{O}$  を測定し  $\underline{C}$  ならびにスラグ中の Fe および  $Fe^{2+}$  量を推定することを研究した。

$Mo|Cr, Cr_2O_3||ZrO_2(MgO)||\underline{O}|Fe$

溶鋼中にゾンデを挿入すると EMF は約 30 min 後に安定するので、その値から  $\underline{O}$  を計算した。測定の成功率は LD 転炉中にゾンデを手動で挿入したときには 75%, 自動挿入装置を使用すると 95%, 取鍋中に手動で挿入したときには 85% であった。 $\underline{C} \cdot \underline{O} = 1/K$  の平衡式では低炭素側では酸素量が急激に立上がっているため  $\underline{O}$  から  $\underline{C}$  を正確に決めることはできなかつたが、 $500\text{ppm} < \underline{O} < 1000\text{ppm}$  では、 $0.030\% < \underline{C} < 0.080\%$  の範囲にあることがわかつた。また、 $400\text{ppm} < \underline{O} < 1000\text{ppm}$ ,  $1550^\circ\text{C} < T < 1624^\circ\text{C}$  では、 $\underline{O}$  とスラグ中の Fe は直線関係にあることがわかつた。しかし、 $\underline{O}$  とスラグ中の  $Fe^{2+}$  量の関係はデータがバラついて結論を出せなかつた。

また、連鑄用 Al キルド鋼の Al 添加量を正確に決める目的で、 $\underline{O}$  に対する Al 添加量のモノグラフを作つた。添加 Al を消費するのは  $\underline{O}$  だけでなく、外部から入ってくる  $O_2$  もあるので、この  $O_2$  量を補正したモノグラフを作つた。この場合、タンディッシュにある溶鋼は  $Al = 0.050\%$  となるように計算した。このモノグラフを現場で使用したところ的中率が低くて使用できなかつた。その原因は  $\underline{O}$  以外の外部からくる  $O_2$  量がプロセスによつてまちまちなためである。以上の研究から、外部からくる  $O_2$  を十分コントロールしない限り、溶鋼中の  $\underline{O}$  を測定しても鋼の成分をコントロールすることはできないことがわかつた。(雀部 実)

## — 加 工 —

### パイプライン用鋼の施工現場向き溶接性試験法

(R. D. Stour, et al.: Welding J., 55 (1976) 4, pp. 89S~94S)

米国石油協会 (A P I) の要望により、リーハイ大学がパイプラインの施工現場でパイプライン用鋼の水素誘起割れを簡単に試験する方法を開発した。この方法は実験室的な機器を一切使用せず、金鋸と万力とハンマーさえあれば試験が可能である所に特徴がある。この方法を開発するに当つて、各種のパイプ用鋼、たとえば 5LX-52 級から極地用級のものまでについて試験を行なつた。試

験方法は、各パイプから  $150 \times 200\text{mm}$  で  $200\text{mm}$  側が円周方向になるような試験片を切り出し、この試験片の中央に、幅  $2.4\text{mm}$ 、長さ  $90\text{mm}$  の長孔を円周方向に沿つてあけ、セルローズ系の溶接棒で溶接して長孔をうめるとともに、さらにクレーター割れなどを防ぐために長孔の両端から  $25\text{mm}$  先まで余分に溶接した。この試験片を所定期間放置したのち、 $400^\circ\text{C} \sim 500^\circ\text{C}$  に再加熱し水素誘起割れが発生している場合には割れの部分が酸化されて着色するのを利用して、割れの程度を検査した。すなわち、加熱後の試験片の、長孔の延長線上の一端に鋸で切れ目を入れたのち、万力で挟んでハンマーで叩いて溶接部に沿つて割り、破面での割れの着色程度を調べこれにより割れ程度を定量的に求めた。また、前記供試鋼について同じ溶接条件を用いて溶接後の時間経過に対する割れの発生状況および予熱の効果について検討した。まず、経過時間については、パイプライン溶接の際第 1 層目と第 2 層目を溶接する間隔が通常  $20\text{min}$  以内なので、溶接後  $1\text{min}$ ,  $5\text{min}$ ,  $10\text{min}$  及び  $20\text{min}$  経過後、それぞれ加熱着色を行なつた。その結果、炭素当量が高い程、水素割れの発生が早く、又、 $100^\circ\text{C}$  以上の予熱を行なうと、前記供試鋼については水素割れを避けることができることが確認された。また、拘束が小さい程、割れが発生しにくい、この試験方法では、長孔の位置を試験片中央部から端部へと平行移動させるだけで任意の大きさの拘束を試験片に与えることができ、拘束と割れとの相間も明確に得られた。これらの結果から、本試験法は現場試験用として十分供し得ることが明らかとなつた。(志村一輝)

### 溶接金属の水素割れについて

(M. McPARLAN, et al.: Welding J., 55 (1976) 4, 95S~102S)

溶接金属の水素割れに及ぼす化学組成、水素量及び冷却速度の影響について G-BOP (ギャップ付ビードオンプレート) 試験により検討が行なわれた。この試験は、2 個のブロックの間に  $0.75\text{mm}$  の隙間 (ギャップ) を設け、これをまたいでビードを置くだけの簡単なものである。最初に G-BOP 試験で隙間をまたいで置かれた溶接金属の長手方向の応力に関与する因子について検討した。その結果、応力は溶接金属の変態温度および試験片の拘束状態に支配されるものであることがわかつた。合金成分を増して変態温度を下げると応力も低下した。ただし非常に拘束の大きい状態では、溶接金属の大幅な降伏が予想され、変態温度に支配されなくなる。次に各種の溶接法で得られた各種の溶接金属の割れ感受性について検討された。割れ性の程度は合金成分と水素量の増加とともに増した。しかし合金成分の高い溶接金属は低合金系のものに較べて水素量の影響がそれ程顕著ではなかつた。これらの結果について、 $50^\circ\text{C}$  以下に溶接金属が冷える前に水素を拡散させてやることのみで予熱の効果がある、という仮定の下に簡単なモデルを作つて解析を行なつた。まず、予熱された G-BOP 試験中の冷却履歴を測定しておき、これから拡散係数を計算した。水素の減少は指数函数的に行なわれるものと仮定し、実験結果に基づいて得られた定数を用いて、拡散係数と化学組成及び水素量との関係式を設定した。最終的に得られた

式と実験結果とはかなりよく一致し、水素量が溶接金属でなく全溶着金属との関連で表示されると溶接法の違いに無関係となる。この式は、実験的にもつと定数を決めれば例えば多層溶接のごとき他の条件に対しても適応可能となる。

結論として、合金成分が多ければ、实用範囲内での水素量の変化の影響は小さいが、いずれにしても、予熱温度の高いことが必要で、もし予熱温度をかなり下げようとするには、水素量が全溶着金属 100 g 当り 1 ml 以下の水準でないと割れは防止できない事がわかった。

(志村一輝)

## —性 質—

### 低 C-4%Mn 鋼の微細組織と性質

(N. A. McPHERSON and T. N. BAKER: Metal Science, 10 (1976) 4, pp. 140~147)

低 C 低 Mn 高強度構造用鋼として、C: <0.035%, Mn 約 4% のスウェーデン製 FAMA 鋼 (耐力 >750N/mm<sup>2</sup>, 28 J 衝撃遷移温度 -40°C 以下) がある。

本研究では (1) FAMA 鋼では C が最高 0.04% となっているが、現在の製鋼法でより作りやすい 0.07~0.09% C で、同鋼と同等の性質を有する低 Mn 鋼の開発の可能性を調べることに、(2) より優れた性質を得るために従来の Nb 添加に対して → V 添加、すなわち V+Nb 添加の影響を調べることにした。そのために、供試材に C: 0.07~0.09%, Mn 約 4% でそれぞれ 0.1% Nb, 0.1% V+0.1% Nb, Nb, 0.1% V を添加したものをを用いた。そして、強度・靱性ともに向上させるために最約温度を 950~650°C にする制御圧延を行ない、圧延後その温度から空冷したものと水冷したものについて機械的性質を調べた。その結果は以下のとおりである。

(1) 制御圧延とその後の熱処理によつて、4%Mn 鋼は、0.09% C でも良好な衝撃特性 (-40°C 以下) を示す。(2) 0.12% V 添加、0.08% Nb+0.12% V 添加による性質の改善は 0.1% Nb 添加の場合とほとんど同じである。(3) 制御圧延の最終温度を下げることに由る強度への影響は、空冷、水冷によらず非常に小さい。(4) 遷移温度への影響は、水冷の場合は 950°C 仕上げの方が 800°C 仕上げよりも低く、空冷ではその逆であつた。(5) 0.1% Nb で N を 0.002% まで低くすると、耐力の増加と、-40°C 以下の遷移温度を得た。(6) 制御圧延による強度上昇に重量な役割を果たすと考えられる微細な析出物の同定を試みたが、その同定はできなかった。良好な衝撃特性を示したのものには時々、部分的に回復している組織がみられた

(長井 寿)

### 熱間圧延鋼における介在物の変形と靱性の異方性

(T. J. BAKER, et al.: Metals Technology, 3(1976) 4, pp. 183~193)

鋼の靱性に介在物が有害な効果をもたらすことはよく知られている。本報では熱間加工における鋼中の珪酸塩アルミナ、硫化マンガンなどの非金属介在物の変形を支配する基本的要素について論じ、各要素の靱性に対する影響の実験結果を報告したものである。

介在物の変形を支配する要素としては母相と介在物の流動応力の比、加工温度、介在物の化学組成、介在物の

じはめの大きさ、母相と介在物の界面の強度、変形量などが考えられる。

流動性に関しては、介在物の硬さが母相の硬さの 2 倍以上になるとほとんど変形を生じない。温度は相対塑性 (母相の真ひずみに対する介在物の真ひずみの比) に影響し、介在物が硫化マンガンの場合には酸素含有量が硬さに大きく作用する。また介在物が大きいほど変形に要するエネルギーは少なくてすみ、介在物の変形量が大きくなると相対塑性が減少するようになる。

靱性に関しては介在物の変形が主要な役割を演じているが、介在物の体積分率、形状、大きさなどの要素も影響が大きい。

体積分率に関しては、靱性に与える影響が著しく、鋼中の介在物の体積分率が小さいほど靱性が向上する。またアスペクト比はできるだけ小さい方が靱性には有効である。介在物の大きさの効果はまだはつきり判明していないが、3~5μm まで微細化するにつれて靱性も低下するが、さらに微細化しても有害な影響は現われない。

近年製鉄においてはカルシウム化合物などによる脱硫製鋼においてもカルシウムや希土類元素による脱硫が行なわれ、またエレクトロスラグ法などにより硫黄含有量は 0.01% 以下にすることができ、0.005% 以下にすることも可能である。酸化物介在物については真空脱ガス法が効果的脱酸をもたらす、またエレクトロスラグ法や真空アーク精錬法も酸化物の数と大きさを減少させるのに有効である。

(松井建造)

### 炭素マンガン強化鋼の歪み時効と機械的性質におよぼすチタン添加の影響

(J. S. SMAILL, et al.: Metals Technology, 3(1976) 4, pp. 194~201)

耐震強化構造材にとって延性を減少させ、脆性破壊を誘発する歪み時効は避けねばならず、その主要因である鋼中の窒素を窒化物生成元素を添加して除去するか、減少させることが望ましい。必要な強度と靱性を得るために大量のチタンの添加が必要であつたが、最近になり含チタン鋼は含バナジウム鋼より低価格で、含ニオブ鋼と同様なコストであり加工性と強度が優れていることが報告されている。本文は炭素マンガン強化鋼にチタンを添加し、歪み時効と機械的性質へのチタン添加効果述べたものである。

微細に粉砕したフェロチタンを Fe-0.2%C-0.45%Mn と、Fe-0.25%C-1.3%Mn の組成をもつた 2 種類の市販アルミニウムキルド鋼に添加し、1200°C 均熱後分塊し、1000°C に再加熱後、直径 25.4 mm の圧延棒を作製した。シャルピー試験片と引張り試験片は圧延材と、5%歪みを与え 100°C で 3hr 時効した材料から作製した。衝撃転移温度は 27 ジュールの衝撃エネルギーが吸収された時の温度とした。試料は透過電子顕微鏡で観察し、フェライトの粒度は直線交叉法で決定した。

0.2%C-Mn キルド鋼に添加されたチタンは窒素を安定化させ、歪み時効を減少させた。化学量論的に決定された 0.005-0.006% N 鋼への 0.02-0.03% Ti 添加は最適であり、衝撃転移温度は、0.46%Mn 鋼よりも 1.33% Mn 鋼の方がより低下した。0.03% 以上の過剰な Ti の添加は、衝撃転移温度を顕著に上昇させた。これは熱間圧延と冷却の過程でオーステナイトとフェライトの界面

上に核生成がみられることから TiC の析出によるものと考えられる。靱性の向上機構は結晶微細化にもよるが窒素の減少のためである。チタンの添加は確かに結晶微細化をもたらすが、衝撃転移温度の低下を完全には説明しない。しかし、マンガンの含有量の高い鋼が最も低い衝撃転移温度を示し、より微細な粒度も持っていることから粒度とチタン添加は関連性がある。(矢崎勝仁)

#### 時効したフェライト Fe-Ni-Ti-Al 合金の剪断応力増加機構

(I. O. SMITH and M. G. WHITE: Met. Trans., 7A (1976) 2, pp. 293~298)

時効硬化型フェライト Fe-Ni-Ti-Al 合金の硬化機構を電顕観察引張試験によつて研究し、2相合金の強化理論を用いてどの強化機構が重要であるかを検討した。

A合金は Fe-3.5Ni-2.3Al-0.7Ti, B合金は Fe-3.3Ni-1.9Al-2.1Ti で、時効した場合 B合金のほうが整合歪、析出物の体積率が大きい。析出物は Ni(Al, Ti) である。溶体化処理は 1050°C, 2hr でおこない、620°C で時効した。そして 0.1% 耐力の増加、加工硬化率の変化、析出物の体積率を測定し、転位組織を観察した。

粒子が十分な強度をもつ場合、転位はバイパスして粒子はせん断しない。このときの流動応力は粒子間隔だけによる。粒子がせん断されるときには流動応力は転位と粒子の相互作用により決まる。粒子のせん断抵抗に寄与できる因子は(1)粒子とマトリックス間の境界エネルギー、(2)粒子とマトリックスの剛性率の差、(3)整合歪(4)せん断された粒子の逆位相境界エネルギーである。これらの因子による硬化機構の相互作用を考えると粒子は強弱2種類の強度をもつと推論できる。さらに因子のそれぞれについて検討し計算した結果、次のように結論できる。

1) A合金では強弱のいずれの析出粒子も切断面での平均粒径が 70Å までのものはせん断される。強い粒子の強度は剛性と整合歪効果によるが、弱い粒子の強度は逆位相境界効果による。

2) B合金では平均粒径が 29Å まではすべての粒子がせん断される。粒子の強化原因は1)と同様であるが弱い粒子で 43Å 以上のものは整合歪効果による。

3) 粒子の強度が十分大きくなれば、転位は Orowan の機構によりバイパスするがあとには shear loop は残さない。これは平均半径 70Å 以上の A合金の強い粒子 29Å 以上の B合金の強い粒子、71Å 以上の B合金の弱い粒子の場合である。(安中 崇)

#### パーライトの強度に及ぼす組織の影響

(A. R. MARDER and B. L. BRAMFITT: Met. Trans. 7A (1976) 3, pp. 365~372)

この研究はオーステナイト結晶粒の大きさおよび変態温度がパーライト粒径および粒内のフェライト相とセメントタイト相の相間距離に及ぼす影響について高純度 Fe-C合金を用い、強度との関係を調べた。高純度パーライトを用いたのは固溶体強化におよぼす合金化の効果を除くためである。

実験方法は、Fe-0.81%C 合金のボタンヘッド形引張り試片を 760, 838, 893, 982, 1070°C の各温度でオーステナイト化し圧縮空気を用いた焼入れ装置で連続冷

却した。直径 4.75 mm, 長さ 50 mm の試片は粗い機械加工の後、熱処理を行なった。冷却速度の変化すなわち変態温度の変化は空冷、炉冷、および圧縮空気焼入れによつて得た。試片の長さ方向と円周方向の組織の均一性は両端の冷却速度により確かめた。マイクロピッカース硬さの変化の小さいことから丸棒引張り試片は均一に焼入れされていると考えられる。パーライト粒径は直線交叉法により測定し、相間距離は2段階のセルローズ・アセテート-炭素レプリカにより測定した。

実験の結果、オーステナイト化温度はオーステナイト結晶粒径を決定し、その粒界はパーライト粒の核生成サイトを与える。変態温度は核生成サイトの数を決定し、パーライト粒径、相間距離、成長速度と関係する。パーライト粒径は主にオーステナイト結晶粒径と強く関係し相間距離は変態温度により決定されるがオーステナイト結晶粒径やパーライト粒径には依存しない。

パーライトの降伏強度および破断応力は粒内最小相間距離に依存し、オーステナイト結晶粒径、パーライト粒径には依存しない。したがって高い降伏強度のパーライトは変態温度を低くすることによつてのみ得られる。降伏強度 ( $\sigma_{y-s}$ ) および破断応力 ( $\sigma_{f-s}$ ) と相間距離 ( $S$ ) の関係は次のようである。

$$\sigma_{y-s} (\text{kg/mm}^2) = 14.2 + 0.005S^{-1}$$

$$\sigma_{f-s} (\text{kg/mm}^2) = 44.5 + 0.010S^{-1}$$

(盛山博一)

#### 低合金鋼における超塑性

(M. J. STEWART: Met. Trans., 7A (1976) 3, pp. 399~406)

超塑性は Pb-Sn, Al-Zn などの低融点合金において多く観察されているが、最近 Ni や Fe ベースの合金においても見出されるようになった。著者は微量元素を添加した C-Mn 鋼における超塑性について調べた。

供試材は 0.08~0.10%C, 1.07~1.33%Mn で、これに V を 0.234% 添加した鋼 (試料 A), Nb を 0.086% 添加した鋼 (試料 B), V 0.27%, Nb 0.035%, Ti 1.46% を添加した鋼 (試料 C) の 3 鋼種で、これらを 850°C で 6 mm と 13 mm の厚さに熱間圧延し、さらに一部を 5.3 mm に冷間圧延した。超塑性は真空炉を取付けたインストロン型引張り試験機で、温度 800~1100°C, 歪速度 0.002~0.2 mm<sup>-1</sup> で調べた。超塑性の目安として歪速度感受性 ( $m$ ) を用い、( $m$  が 0.1 以上であれば超塑性)  $\log(P_1/P_2)/\log(V_1/V_2)$  より算出した。 $P_1, P_2$  はクロスヘッドの速度が  $V_1, V_2$  の時の同一歪に対する荷重である。

A, B 試料の  $m$  は温度に対し、それぞれ 875°C で 0.75, 950°C で 0.6 とピークを示すが、C では温度とともに増加し、その最大値は 950°C~1100°C で 0.33 であつた。 $m$  と伸びの間には相関関係はなく、たとえば  $m$  が 0.4 でも、A の伸びは 170% であるのに対し、B の伸びは 70% であつた。最大の伸びは C で得られ、 $m$  が 0.32 の時の 184% であつた。A, B は高い  $m$  を示すにもかかわらず伸びが小さく、 $m$  が 0.75 であれば理論値は 500% にもなるはずである。これは V, Nb の微細析出物が変形時に再結晶の核となり、しかも結晶核の成長を抑制するため微細組織となつて  $m$  を高めるが、一

方この析出物がクラックの核にもなり早期に破壊するためである。Ti を添加すると析出物は粗大化し、結晶粒も大きくなり  $m$  は低下するけれど、クラックも発生しにくいいため、 $m$  に相当する伸びが得られる。また冷間圧延すると、たとえば A で  $m$  が 0.59 から 0.75 と  $m$  は増加するが、これは加工によつて結晶粒が微細化するためである。

(小池 一幸)

### —物理冶金—

**Cr-Mo-V 耐熱鋼におけるフェライト形態と炭化物析出** (G. L. DUNLOP and R.W.K. HONEYCOMBE: Metal Science, 10 (1976) 4, pp. 124~132)

火力発電用の蒸気タービンに使用されている低合金 Cr-Mo-V 鋼の析出過程と析出分散相については十分研究されていないため、1/2Cr-Mo-V 耐熱鋼 (0.1%Cr, 0.32%Cr, 0.51%Mo, 0.24%V) を等温変態させた後のフェライトの形態と炭化物の析出をフェライト、ベイナイト、マルテンサイトが生成する過度範囲において研究し以下の結果を得た。

(1) 1/2 Cr-Mo-V 鋼の 775~650°C における等温変態はフェライトと VC 炭化物の析出をもたらす、また繊維状の  $Mo_2C$  の炭化物が析出することもある。600~400°C の等温変態により、上部ベイナイトを生成する。高温側では粒状の形態であり、低温側ではラス状の形態が多くなる。また室温への急冷は転位密度の高いラスマルテンサイトの生成をもたらす。

(2) 粒状ベイナイトへの変態と、フェライト+VC 炭化物への直接変態中における未変態オーステナイト中に C が移動して、それを安定化させる。

(3) ベイナイトとマルテンサイトを 700°C で焼もどしをすると、VC 炭化物はマトリックス中の転位上に析出する。直接変態により得られたフェライトも 700°C で焼もどしをすると、初期変態のさいにおこつた析出物に加えて、さらに新しい析出をおこし、その結果、最初のしま状の VC 炭化物は、更に不規則な分散に変化する。

(4) 代表的な微細組織の長時間焼もどしを行なつた結果、これらの微細組織における VC 炭化物の過時効に

対する抵抗は、(i) 700°C の等温変態で得られたフェライト、(ii) 500°C の等温変態で得られたベイナイト、(iii) 油焼入れで得られたマルテンサイトの順序で減少することがわかつた。

(土山友博)

### 12%Cr 鋼における結晶粒の超粗大化

(C. MUSTOL: Metal Technology, 3 (1976) 4, pp. 173~182)

ある種の 12%Cr 鋼では異常に (1~2 cm) 結晶粒が成長することがある。これを防止する方法として、溶体化処理 (1140°C × 3hr) の前に予熱 (790°C × 2hr) がなされてきたが、完全とはいいがたい。また粗大化の原因も、炭化物の pinning 効果がなくなるため、またはある臨界温度を越えるためなどと言われており明確なものはない。著者らは 11Cr-Mo-V-Nb-Co 系の 4 種の鋼を用いて実験し、以下の結果を得た。

(1) 12%Cr 鋼における結晶粒の異常粗大化は、二次再結晶をおこす適当な核が存在する場合、鋼の粒径が母材中に分散する安定な Nb (C, N) の大きさと量によつて決定される→ある臨界値に達したときにおこる。

(2) 異常粗大粒の核生成は、合金母相中に、少なくとも 1% のオーステナイトが存在することにより容易になる。それ故、残留オーステナイト量を 1% 以下に減らすような処理はすべて粗大化防止法となりうる。粗大化がおこるには、この (1)、(2) の両条件が必要で一方が欠けても生じない。700°C ~ 800°C から急速に冷却すると残留オーステナイトの分解が最も効果的におこると考えられ、上述の予熱処理はこの意味で有効である。

(3) 適当な核生成サイトが存在する場合、結晶粒粗大化が始まるまでの潜伏期の長さは、主に鋼の平均粒径がある臨界値に達するのに要する時間により決まる。それ故潜伏期の長さを、焼入れ前の溶体化に要する時間より長くするような処理は粗大化防止法となりうる。

(4) 適当な核生成サイトが与えられ、粒の粗大化の期間中、鋼の平均粒径がある臨界値を保っており、粒界の移動を助けるのに十分な熱エネルギーが供給されるとすれば、異常な粒成長は、いかなる温度でも起こりうる。

(佐藤隆樹)