

抄 録

— 製 銑 —

Mg, Mn, Ca, Al, Si を含浸したウスタイト単結晶の水素還元

(M. MOUKASSI, et al.: Metall. Trans., 15B (1984) 2, pp. 383~391)

不純物の存在下におけるウスタイトの還元機構を解明するために, Mg, Mn, Ca, Al, Si を各々, 4, 4, 2.5, 0.5, 0.01 mol% 含浸させたウスタイト単結晶の水素還元を実施した。

還元反応は熱天秤を用いて 600~900°C の温度範囲で行われた。還元ガスとして純水素と湿った水素(水蒸気分圧 20 Torr) とが用いられ, 反応後の試料は光学顕微鏡および SEM により観察された。

各元素について以下の結果が得られた。

(1) Mg, Mn

純水素による還元では, 還元反応速度は純粋なウスタイトと比較して速く, 還元停滞はみられなかつたが, 湿った水素では還元停滞が生じた。

(2) Ca

反応は化学反応律速となり, 還元停滞は起こらず, 反応促進効果は最も大きかつた。そして, 湿った水素による還元においても反応速度の低下はみられなかつた。また CaO 濃度を 1% としても効果はほとんど変わらなかつた。

(3) Al

650~940°C の温度範囲において, 還元反応を抑制し, 生成した鉄は緻密でガスに対する拡散抵抗が大きい。

(4) Si

850°C 以上の高温においては, Ca と同程度の反応促進効果があるが, 低温では抑制作用を示す。また, SiO₂ 濃度を 1% としても 5% と同程度の効果があつた。

以上の結果は還元反応速度と関係する還元鉄の構造変化を表すマイクロ観察に基づけば, メタルの焼結過程に及ぼす添加元素の作用, すなわちウスタイト格子中への溶解能と関係づけて説明できそうである。しかし, Si のクラスタリングによる拡散径路の妨害と考えられる低温域での還元抑制作用には, この推察が適用できない。この場合, Si は結晶表面における吸着および核生成などの反応過程に作用するものと考えられる。(高谷幸司)

— 製 鋼 —

CaS(TiS₂) 固体電解質を用いた硫黄濃淡電池による液体鉄中の硫黄活量の測定

(G. LONGJIAN and T. ZHONGHE: Iron and Steel, 19 (1984) 5, pp. 13~19)

CaS(1~1.5 wt%TiS₂) 固体電解質を用い, 次の硫黄濃淡電池を構成した。

(+)Mo, W+WS₂ | CaS(TiS₂) | [S], Mo cermet(-)
1400°C における液体鉄中の硫黄の活量と起電力の関係は熱力学的データから $\log a_s = 1.828 - 6.026E(V)$ とい

う式で表される。したがつてこの式を用いて, 測定した電池の起電力から 1400°C における硫黄の活量を計算する。CaS(TiS₂) 固体電解質は CaS と TiS₂ を混合し, 円板状にプレスし, そして 1600°C~1770°C において, 10⁻³~10⁻⁴ Torr の真空度で 5~7 h 焼結することにより作製した。銑鉄サンプルとして首都鋼鉄公司の高炉銑鉄と炭素飽和鉄を用いた。炭素飽和鉄サンプルは高純度鉄とグラファイトおよび FeS から作つた。アルゴンガスを 1 l/min の流量で流し, るつぼは銑鉄と炭素飽和鉄の場合にそれぞれアルミナるつぼとグラファイトるつぼを用いた。1400°C で平衡させてから, 起電力を測定した。そして, 一部試料採取し急冷し赤外分光法により C と S の含有量を測定した。実験の結果は最小二乗法より次の式で示す。

液体高炉銑鉄中 $\log [\%S] = 1.118 - 6.034E(V)$

$\log a_{s,EMF} = 0.712 + \log [\%S]$

炭素飽和液体鉄中 $\log [\%S] = 3.393 + 12.375E(V)$

$\log a_{s,EMF} = 0.176 + 0.487 \log [\%S]$

また, これらの実験条件下では CaS(TiS₂) はイオン導電体であり, 化学的安定性と耐熱衝撃も良好であつた。CaS(TiS₂) 固体電解質硫黄濃淡電池により測定した硫黄の活量 $a_{s,EMF}$ は相互作用係数と濃度から計算した硫黄の活量 $a_{s,calc}$ と誤差範囲内で一致した。

(張 力偉)

— 性 質 —

T42 高速度鋼の強度と靱性

(C. S. WRIGHT, et al.: Met. Technol., 11 (1984) 5, pp. 181~188)

T42 高速度鋼が T6 の代替として, 表面に TiN の被覆をして使用されるケースが多くなつた。本報告では, T42 の溶製材ならびに焼結材の硬さ, 圧縮強度, ヤング率, 破壊靱性, 曲げ強度などの機械的性質を測定した。

T42 は英国 BS4659 に規定される C: 1.25~1.40%, Cr: 3.75~4.50%, Mo: 2.75~3.50%, Co: 9.00~10.00%, V: 2.75~3.75%, W: 8.50~9.50% の高速度鋼である。溶製材は 50×25 mm×L の圧延焼鈍材, 焼結材は水アトマイズ後, 焼鈍, 成形, 真空焼結 (1245°C) を行い 50×50×10 mm (5 mm) に加工後焼鈍した。後者の密度は, 前者の 99.5% で 8.2 Mg m⁻³ であつた。熱処理は, 850°C×30 min で予熱し, 1175°C×2.5 min 塩浴に保ち焼入れし, 450, 525, 570°C×1.5 h, 3 回の焼もどしを行つた。

硬度は, Hv(50) 800—1010, ヤング率は, ~220 GNm⁻², と両者の差は小さい。圧縮試験では, 硬さと圧縮降伏応力とは直線関係にあり, 525°C がもつとも高く約 3.5 GNm⁻¹ を示す。溶製材と焼結材では, 焼結材の方が幾分低い。破壊靱性試験は, Hv 830 以下で焼結材の方が 2~4 MNm^{-3/2} 高いが, 全体的には 9~18 MNm^{-3/2} と両者の差は小さい。四点曲げの最大応力 σ_F は, $\sigma_F = 3P_F \times S / BW^2$, ここで P_F : 破壊時の荷重, S は支点間距離, B は試験片の厚さ (mm), W は試験片の曲げ (mm) を示す。溶製材の L 方向が, T 方向 (1.3~2.4 GNm⁻²) に比較してやや高い。焼結材は 1.0

～1.2 GNm⁻² と低い値を示す。溶製材は表面から～100 μm の部分の炭化物が、炭化物のストリンガー、クラスターに起点があり、焼結材は表面のポアーの部分に起点がある。焼結材は、実験的に再焼結をやり直し三点曲げ試験を行つた結果溶製材よりやや良い 1.9～3.0 GNm⁻² が得られ、その時のポアーは小さくなつた。これらの欠陥の大きさと計算により求められた欠陥の大きさととは良く一致した。

溶製材の大粒炭化物、焼結材の大きなポアーの部分にき裂の発生は見られず、この大きさの欠陥がすでに破壊の生ずる限界の大きさとなつている。(望月俊男)

希土類元素添加による 2.25Cr-1Mo 鋼の焼もどし脆化の抑制

(R. F. KNIGHT, et al.: Met. Technol., 11 (1984) 7, pp. 273～279)

圧力容器用鋼材 2.25Cr-1Mo 鋼の焼もどし脆化に対する希土類元素添加の効果を調べた。

供試材として、2.25Cr-1Mo 鋼の不純物の低いもの、P 添加、P+高 Si 添加、及び P+高 Si+希土類元素添加の大気溶解材 4 種、P+高 Si 添加、P+高 Si+希土類元素添加の真空溶解材 2 種を用いた。圧延及び焼入れ・焼もどし後、標準ステップクーリング (595°C～470°C) による脆化処理、さらには一部の試料について再靱性化処理 (650°C×30 min→水冷) を行つた。

これらの試料についての V ノッチ試験片を用いたシャルピー衝撃試験後、走査型電子顕微鏡による破面観察を、また、エネルギー分散型 X 線検出器及びオージェ電子分光器を用いて、破面の化学分析と微小部分分析を行つた。その結果、以下のような知見を得た。

1) P は粒界に偏析し、粒界破壊を促進してエネルギー遷移温度 (50 J) を上昇させる。再靱性化処理により、靱性はかなり回復するが、一部粒界に P が残留するためなお若干低い。Si は初析フェライト量をやや増加させるが、量的に少ないため、靱性にはほとんど影響しない。

2) 希土類元素の添加は P を含む希土類元素化合物を生成し、粒界に偏析する P の量を減少させる。その結果焼もどし脆化を抑制し、エネルギー遷移温度の上昇を少なくする。

3) 希土類元素の添加は大気溶解及び真空溶解とも、介在物の体積比を増加させる。そのため上部シェルフェネルギーを低下させ、また再靱性化状態でのエネルギー遷移温度を上昇させる。(岸本 哲)

A533B 圧力容器鋼のマルテンサイト組織におけるへき開破壊

(P. BOWEN and J. K. KNOTT: Met. Sci., 18 (1984) 5, pp. 225～235)

本研究はへき開破壊を支配する因子を明らかにすることを目的として行つたものである。供試材料は圧力容器に広く用いられている A533B 鋼を 900～1250°C の 4 条件で 1 h のオーステナイト化処理後、油冷したものである。それぞれの材料について、-196～-60°C で破壊靱性試験および -196°C～室温で引張試験を行つた。

本供試材料の破壊様式はすべて擬へき開破壊であつた。GRIFFITHS と OWEN による有限要素法解析から得

られた微視的へき開破壊応力 (σ_F^*) は -100～-196°C の温度範囲でオーステナイト化処理温度の影響を受けていなかった。また、 σ_F^* の値は -100～-160°C で試験温度によらず一定であつた。そして、 σ_F^* が温度に依存していないことから、破壊は引張応力支配型であると考えた。ただし、-196°C で σ_F^* の値にわずかの低下がみられた。粗粒材 (1250°C→OQ 材) は細粒材 (900°C→OQ 材) に比べて -196～-60°C で引張強さおよび破壊靱性値ともわずかに優れていた。破壊靱性値はオーステナイト化処理温度の影響をほとんど受けていなかった。へき開破壊と微視的組織との関係を検討した結果、へき開破壊は旧オーステナイト結晶粒度、マルテンサイトラス幅等の影響を受けていないことがわかつた。なお、ラス幅は旧オーステナイト結晶粒度とは無関係であつた。へき開破壊に対する炭化物の影響を検討したが、薄膜状に析出する炭化物の割れはへき開破壊を支配しないことを明らかにした。測定した破壊靱性値および σ_F^* についての検討から、へき開破壊を支配する因子は介在物であると考えたが、この破壊機構を説明するような微視的組織による証拠は得られていない。

(八木晃一)

マッシュ変態の核生成動力学と結晶学及びその機構

(M. R. PLICHTA, et al.: Metall. Trans., 15A (1984) 3, pp. 427～435)

マッシュ変態の界面構造や核生成機構更には結晶学的方位関係の規則に関する理論及び実験結果が吟味された。

古典的核生成理論 (新形式 J^*) では、低エネルギー方位関係から生ずる臨界核の小面 (ファセッティング) は ΔG^* (臨界核形成の活性化自由エネルギー) の大きな減少をもたらす。しかし、非整合又は小面のある境界の低いエネルギー値がこの理論に用いられる時だけ、結晶粒面核生成に関する臨界核モデルが $\Delta G^* \leq 60 KT$ を満足する。この結果は、Cu-Zn での $\beta \rightarrow \alpha_m$ 変態における低エネルギー方位関係が高エネルギー β 粒界で α_m 結晶の核生成には不十分であることを示す。Ti-X (Ag, Au) に関する J^* の測定から、核生成割合を決定するために、非整合核生成モデルを基に内部相と粒界のエネルギーの比を求めたが、代表的な値より小さかつた。この結果は、非整合核生成が Ti-X 系では生じないことを示す。しかし、整合核生成モデルを使つた時は、実験値と一致した。このことは、もし Ti-X で $\beta \rightarrow \alpha_m$ 変態が生じるならば、核とマトリックス境界の面積の相対的に高い割合が低エネルギーと整合又は部分整合の界面からなつていることを明らかにしている。

Ag-Al での $\beta \rightarrow \alpha_m$ 変態の方位関係の直接観察から、成長したレッヂ間の大きな距離を有する部分整合内部相境界は、粒界の局所面に平行であることが示された。この結果は理論的予想と同じものである。

マッシュ変態は、低エネルギー境界、最初の完全な整合、そして核の成長中に部分整合になるような機構を有する。これらの移動は、レッヂ機構 (条件: h/λ , h はレッヂの高さで、 λ は内部レッヂの距離) によつてのみ生じるため、部分整合界面構造を有する小面は、核の成長中に全内部相境界面積の十分な広さをすぐに占める。

この機構は、固溶体からの析出と本質的に同じである。

(矢萩正人)

酸化物分散強化合金 MA956 の疲労き裂進展挙動

(K. SADANANDA and P. SHAHINIAN: Metall. Trans., 15A (1984) 3, pp. 527~539)

酸化物分散強化合金 MA956 (Fe-20Cr-0.5Al-0.5Ti-0.5Y₂O₃) の疲労き裂進展挙動を明らかにするため、CT 試験片を用い、室温及び 1000°C において周波数 0.17 Hz で試験した。

MA956 の疲労き裂進展挙動は次のような特徴を持つ。①き裂進展速度 da/dN を線形破壊力学的パラメータ ΔK と弾塑性破壊力学的パラメータ ΔJ を用いて整理したが、両パラメータ間に特に差異はなかった。従つて、塑性の影響は 1000°C においても小さいと考えられる。②他の鋼種に比べると、MA956 のき裂進展速度はかなり遅い。これは降伏点が高いことに加え、分散粒子や析出物がき裂進展の障害となるからである。③材料の異方性、特に押し出し方向のき裂進展挙動に及ぼす影響はみられない。④ da/dN を ΔK により整理したグラフは直線ではなく折れ線となる。パリスの式の指数 m の値は、 ΔK の値が大きくなるにつれ、室温では 2.6 から 3.9 へと、1000°C では 15.0 から 2.6 さらに 6.0 へと変化する。⑤室温においては、 ΔK が 25~40 MPa $m^{1/2}$ の範囲でストライエーションが観察された。1000°C では、分散粒子を核としたポイドが ΔK の広い範囲に観察され、またストライエーションがみられる範囲は狭い。

Weertman らの累積損傷モデルに基づいて推定したき裂進展速度と実測値とを比較した。1000°C の全データ範囲及び室温での ΔK が 40 MPa $m^{1/2}$ 以上の範囲において、両者は良い一致をみた。1000°C においては、き裂先端のポイド生成がき裂進展速度を支配する損傷である。室温の ΔK が小さい領域では、き裂進展速度の推定値と実測値の間に大きな差異を生じるが、これはき裂先端鈍化に起因している。(岸本 哲)

2 相組織を有する鋼の疲れき裂伝ば挙動：き裂伝ば経過におよぼす フェライト-マルテンサイト組織状態の

影響

(V. B. DUTTA, et al.: Metall. Trans., 15A (1984) 6, pp. 1193~1207)

鉄鋼材料の疲れき裂伝ば特性は 3 種類のき裂閉口現象に影響される。本研究では、Fe/2Si/0.1C 鋼に異なる熱処理を施し、フェライトとマルテンサイトの 2 相組織状態を変え、これに基づき生じる破面粗さき裂閉口現象について調べている。残りの塑性と酸化物き裂閉口の影響についてはそれぞれ強度レベル ($\sigma_y \approx 600$ MPa) をそろえることおよび室温大気の同一環境で試験することによつて可能なかぎり最小にしている。

熱処理は IQ 処理：1150°C×60 min B/Q (塩水冷) -1020°C×40 min B/Q, SQ 処理：1150°C×60 min -910°C×40 min B/Q, IA 処理：1150°C×60 min AC (空冷) -1010°C×40 min B/Q の 3 種類を行つている。組織状態は IQ 処理では粒径 9 μm のフェライト粒内に細い針状マルテンサイト (含有率 58%) が分散しているのに対して、SQ 処理では大きなマルテンサイト (32%) がフェライトによつて囲まれており、またフェライト粒径は 100 μm と大きい。IA 処理の組織は前者 2 つの中間的様相を示し、粒径の 27 μm のフェライト粒内に細い球状マルテンサイト (44%) が分散している。

このような 2 相組織鋼では、疲れき裂はフェライト粒内を選択的に伝ばする傾向があるので、疲れ破面はフェライトとマルテンサイトが不均一に分布し、しかもフェライト粒径が大きいほど粗くなる。この結果、破面粗さの増加はき裂閉口点を上昇させるので、疲れき裂伝ばの下限界値 ΔK_{th} は応力比が 0.05 のとき IQ 処理で 10.7, SQ 処理で 17.1, IA 処理で 19.5 MPa $m^{1/2}$ となった。IA 処理ではさらに粒界ファセットが形成され、破面が粗くなつたので、 ΔK_{th} はフェライト粒径の大きい SQ 処理のそれより大きくなつた。

以上より、著者らは材料の組織状態を粗くして疲れき裂伝ば抵抗を高められると指摘しているが、同時にもう一つの重要な疲れ特性である疲れ限度はむしろ粗い組織ほど低下することも指摘している。(松岡三郎)

編集後記

急に寒さがやつてきた。

早いもので編集委員を担当することになつてもう 1 年がたつた。論文の投稿は、波があるらしく、編集委員になつたとたん、次々と査読が回つてきた。会社勤めの常、なかなか集中できる時間がなく、従つて査読も遅れ気味。投稿者には、御迷惑をおかけしている点も多いと反省している。

細かな言葉づかいまで訂正するのは、本来編集委員の仕事ではないとは思いつつ、ついつい手を入れることが多い。昔、初めて投稿したとき、3 回も 4 回も書き直して投稿した原稿をまた査読で修正して良い論文としていただいた編集委員の有難みが、「子を持つて知る親の恩」の心境でわかるようになった。

お世話になつた鉄鋼協会に、今度は少しでもお役に立てばの気持ちで原稿を見させてもらつている。しかし、まあもう少し推敲された原稿であればなあとぼやきながら、それでもしつこく再査読、再々査読とくり返し、投稿者のためいきを気使いながらでき上がった論文が印刷されてくるのを見るのは、うれしいものだと思ふようになってきた。

査読をやらせてもらふ第 2 の楽しみは、自分の得意な分野を勉強できる機会が、強制的 (?) に与えられることである。本号でも見られるようにことに最近鉄鋼と直接関係ない分野の解説記事を依頼することが多く、大変だが楽しみも多い。(T. F.)