

抄

録

—製 銑—

スラグの炭素溶解度について

(A. G. PONOMARENKO, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1974) 5, pp. 73~80)

CaO 33.32~59.08%, SiO₂ 0.12~40%, Al₂O₃ 20~60.23% の溶融スラグの炭素溶解度を黒鉛坩堝中にて $P_{O_2}=10^{-20}\sim 1$ atm の酸素ポテンシャルにより測定した。酸素ポテンシャルは CO, CO/CO₂ 混合ガスにより調節したが酸素ポテンシャルの高い場合は加圧容器によって測定した。

スラグ中の炭素量 (C) は

$$(C) = K_C P_C P_{O_2}^{\nu_C/2} = K_C^*(a_C) P_{O_2}^{\nu_C/2}$$

ここで P_C は炭素の分圧, P_{O_2} は酸素分圧, K_C は温度およびスラグ組成で決まる係数, ν_C はスラグ中での炭素の原子価を示す。

同一スラグの一定温度における (C) は $P_{O_2} < 10^{-10}$ atm では一定であり,

$$(C) = K_C^*(a_C)$$

で表わされた。すなわち $P_{O_2} < 10^{-10}$ atm ではスラグ中の炭素の原子価は 0 であることが分かった。

$P_{O_2} > 10^{-10}$ atm の酸素ポテンシャルでは (C) は P_{O_2} の増加とともに増加し, $\nu_C = +4$ なることがわかった。

$P_{O_2} < 10^{-10}$ atm で (C) が一定となるのは炭化物の析出によるかどうか検討し, a_C が著しく低下することからその可能性のないことを示した。

(C) はスラグの塩基度の増加とともに増加し, 温度上昇とともに増加した。しかし, 酸化性の条件においては温度の影響は小さかった。(郡司好喜)

—製 鋼—

溶鋼での脱酸生成物の生成, 生長および分離に関する概念

(P. M. MATHEW, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 45 (1974) 9, pp. 569~573)

溶鉄に脱酸剤として Mn を添加し, 脱酸過程を核生成から生長過程について考察し, 更に分離過程の概念を述べる。

1. 核生成: 均一核生成理論から Fe-Mn-O における臨界過飽和度, 臨界核生成に必要な自由エネルギーを計算した。脱酸生成物中の Mn 濃度が増すにつれ臨界過飽和度 (α) は大きくなり, 例えば FeO(75%)-MnO の時 $\alpha = 1.29$, MnO(100%) で $\alpha = 52.08$ となる。これは脱酸生成物と溶鉄との界面張力の差に関係しており, Mn 脱酸の場合には過飽和度の小さい FeO 濃度の高い脱酸生成物となりやすい。

2. 生長過程: 生長過程は拡散による生長と衝突による生長の2つの機構に大別できる。溶解酸素の脱酸生成物への拡散により生長すると, E. T. TURKDOGAN, K. HAUFFE らの式により生長時間を計算すると, 脱酸剤添加後 0.02~0.33 sec で約 90% の脱酸生成物が生長を完了し, 拡散による生長は重要な因子となり得ない。

Stokes 則による浮上速度の差による衝突凝集が生長過程の重要な因子となる。その生長速度は $3r_1^2 dr = \pi r_1^3 n_1 (r + r_1)^2 (r^2 - r_1^2) dh$ (r, r_1 : 粒子径, n_1 : 粒子径 r_1 の分布密度 h : 浮上距離) で示される。

3. 分離過程: 静止浴中での Stokes 則による浮上分離, 攪拌浴中での流れに沿った移動による浮上分離においては衝突による凝集が大きな要因となる。特に工業的な容量になれば, 対流などによる湯流れが大きく影響してくる。攪拌浴の場合には, 脱酸生成物は湯流れと共に凝集生長し迅速に浴表面に移行する。この分離速度は脱酸生成物と溶鉄との接触角の大きなもの程速い。

実際の脱酸過程では, 粒子どおしの Stokes 則による浮上速度差による衝突, 湯流れによる衝突が, 生長分離過程の大きな因子となり, これは脱酸剤の種類を問わない。(石田寿秋)

溶鉄中のセリウムおよびランタンの酸化物系介在物と硫化物系介在物

(V. E. ROSHCHIN, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1974) 5, pp. 17~23)

直径 4~6 mm のアルミナ管に酸素と硫黄 (0.2%) を含む鉄を溶融し, 1600°C において Ce あるいは La の鉄合金をのせて 3 min から 1 hr 脱酸した。生成した脱酸生成物を光学顕微鏡による観察および抽出した介在物の X 線回折によつてそれらの特性を検討した。

Ce および La で脱酸したときの酸化物と硫化物は凝集したもの (100 μ 以下) であり, 非常に希にはデンドライト状のものも見られた。他の介在物は, 稀土類以外の強い脱酸剤で脱酸したときの介在物に類似していた。

Ce で脱酸した試料の上部には光の屈折指数 $N_{sr} = 2.20 \pm 0.005$ の Ce₂O₃ があり, 下部には $N_{sr} = 2.15 \pm 0.005$ の細かい CeO₂ が見られた。

La で脱酸した試料には $N_{sr} = 2.10$ の La₂O₃ と細かく分散した $N_{sr} = 1.51 \sim 1.70$ の介在物が見られた。

脱酸を長時間続けると, アルミナ管と稀土類元素の反応によつて, 大型 (50~80 μ) の CeAlO₃ および LaAlO₃ が生成した。わずかに見られるデンドライトはすべてコランダムであり, その中には Ce や La が含有されている。

Ce あるいは La で脱酸した試料の下部の方には, 液状の球状介在物 R-O-Fe (R は脱酸剤) が見られた。

S を含む溶鉄に Ce を加えるといろいろな形状をしたオレンジ色あるいは灰色の介在物が生成した。オレンジ色の介在物は CeS, 灰色の介在物は Ce₂S₃ と同定された。La を加えると金-オレンジ色の LaS と灰色の LaS₂ が生成した。また X 線回折の結果, La₂O₂S の含まれていることも確かめられた。(郡司好喜)

溶鉄の窒素溶解度

(A. G. SUYAZHIN, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1974) 5, pp. 24~35)

溶鉄の窒素溶解度についてのいろいろな問題点をあきらかにするために, 浮游溶解法によつて 1550°~2550°C の範囲における窒素溶解度を測定した。

0.002~0.06% の [O] を含む溶鉄の窒素溶解度から酸素は窒素溶解度に影響しないことがあきらかにされた。

各温度において $1/\sqrt{P_{N_2}}$ と [%N] の間には直線関係が得られ、 $P_{N_2} = 1 \text{ atm}$ まではヘンリーの法則に従うことがわかった。

2050°C 以下の温度では $1/T$ と $\log([N]/\sqrt{P_{N_2}})$ の間に直線関係が得られたが、それ以上の温度では Fe の蒸気のために直線関係から偏位した。1600°C において正確に測定された溶解度 0.0440% を基準とし、Fe の蒸気圧を考慮をして計算した結果、

$$\log K_N \left(= \log \frac{[N]}{\sqrt{P_{N_2}}} \right) = - \frac{(810 \pm 10)}{T} - (0.926 \pm 0.001)$$

が得られた。

この研究の結果は 2400°C 以上の値が他の研究結果と相違しているが、その原因は光高温計による温度測定にあると考えた。鉄の黒度のスペクトル係数 ϵ の温度依存性として $\partial \epsilon / \partial T = 1 \times 10^{-4} / ^\circ\text{C}$ を用いて再計算し

$$\log K_N = - \frac{850 \pm 10}{T} - (0.905 \pm 0.001)$$

$$\Delta Z^\circ = (3890 \pm 50) + (4.14 \pm 0.005) T$$

が得られた。

混合ガスとして $\text{Ar} + \text{N}_2$, $\text{He} + \text{N}_2$ が比較されたが差は認められなかった。測定のいろいろな誤差を考慮し、窒素溶解のエンタルピーとして $\Delta H^\circ_N = 3700 \sim 4000 \text{ cal/g-at}$ が提案された。(郡司好喜)

底吹き転炉の酸素製鋼

(P. NILLERS, et al.: Ironmaking and Steelmaking 1 (1974) 1, pp. 22~27)

CRM と TMM の共同研究による底吹き転炉の開発過程について述べた。

CRM では 200 kg 炉を用いて 1968 年に底吹き転炉 (以後 OBM と略記する) の研究に着手した。CRM の研究結果に基づいて TMM では 1968 年に 17 t Bessemer 炉を 21 t OBM パイロットプラントに改造し、試験操業を開始した。これらの試験操業の結果、Bessemer 炉と比較して OBM では一般に以下の長所を有することが明らかとなった。1) 炉底耐火物の溶損速度が 2~2.5 mm/heat で炉寿命が延びた。2) スロッピング、ヒュームの減少。3) 炉口地金付きの減少。4) 吹錬時間が 14 min に短縮。5) 吹止め成分、温度の同時適中率の向上。3.6%C, 1.6%P, 0.45%Mn, 0.054%S, および 0.3%Si 組成の高 P 銑を用いた吹錬結果の特徴を以下に列挙する。

1) スクラップ使用量は上吹き転炉と比較して 20~30 kg/t steel, Bessemer 炉と比較して 130 kg/t steel 増加できる。2) 鉄源、製出鋼歩止りはそれぞれ 96, 92% であり、Bessemer 炉と比較して 1.5~2% 高い。3) スラグとメタル間の脱 P 反応は吹止め時には平衡に達していてメタル中の P 濃度はスラグ中の Fe 濃度で決まる。4) S 濃度は Bessemer 炉と比較して 0.005~0.010% 低い。5) 吹止め時の N 濃度は冷却ガスの種類で異なるが 0.0015~0.0050% である。低 P 溶銑による試験操業時にはスラグ生成のコントロールが困難でスロッピングの問題が生じたが石灰の添加法の改良によつて解決された。以上に述べた 21 t パイロットプラントの操業結果

に基づいて TMM の全 Bessemer 炉を OBM に改造し、1971年に操業を開始した。現在までの操業結果はパイロットプラントから予測されたものと同一であるが、吹止め、および再吹錬後の P, Mn, C 濃度やスラグ中の Fe 濃度は中性子放射化分析による溶鋼中の O 濃度と温度によつて一義的に決まり、O 濃度の迅速分析結果と温度の測定が操業の重要な指標になることがわかった。

(藤井徹也)

円弧型連铸機におけるプール形状、溶鋼混合および凝固組織

(J. E. LAIT, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 1 (1974) 1, pp. 35~42)

円弧タイプの軟鋼ビレット (半径 6.7m, 断面 10.1 cm 角と 13.3 cm 角, 引抜速度 2.1~3.3m/min, オーブン注入) および 18-8 ステンレス・スラブ (半径 9.15 m, 断面 12.7×109cm, 引抜速度, 1m/min, radial 型浸漬ノズル注入) の連铸において、Au¹⁹⁸ および Co⁶⁰ 封入の W 球を添加し、凝固後の铸片断面のオートラジオグラフおよびガイガーカウンターなどによつて、プール形状、溶鋼混合、凝固組織を調べた。

ビレットのオートラジオグラフはモールド内の固液境界は鮮明であるが、モールド下方では不明瞭となる一方、明暗線が入り混つた複雑なパターンを呈する。これは注入流による溶鋼混合がモールド内では良好であるが、モールド下方では不完全になる上に凝固収縮による吸引作用による溶鋼の下方への移動の影響が加わつたためである。横断面における凝固厚さも著しく不均一である。これに対し、スラブではモールド内およびそのやや下方においても固液境界は滑らかで、一部のコーナーを除き凝固厚さも均一である。これは浸漬ノズルを使用しているため溶鋼混合の良好な領域が広いことによる。しかしプール深部では、明暗線が交互に出現しており、ビレットと同様な現象が生じていると推測される。W 球の落下距離はビレットでは 10.1 cm 角が 3.25~3.70m, 13.3 cm 角が 6m, スラブでは 2.65m で、いずれも Au¹⁹⁸ の到達深さより深い。

凝固組織はビレットでは円弧内側ではほとんど柱状晶であるのに対し、外側では約 1/2 が等軸晶である。また凝固終点が若干内側へずれている。これらは凝固中に鉄結晶が沈降し、外側の凝固層前面に堆積するためと考えられる。一方、スラブでは厚み中央に若干の等軸晶が存在するだけで柱状晶の良く発達した組織である。しかし中心まで柱状晶が伸びたスラブにおいてもマクロ偏析はほとんど認められない。(垣生泰弘)

乱流金属融体中での微小粒子の流体力学と衝突、特に鋼の脱酸に関連して

(S. LINDER: Scand. J. Met., 3 (1974) 4, pp. 137~150)

乱流状態にある金属融体中の微少な球状粒子の挙動を表わす近似式を導き、鋼の脱酸速度を論じた。まず、乱流の揺動により生ずる流体と粒子間の相対速度 ($\bar{U}_R$) の大きさを評価し、流体の速度勾配により生ずる粒子間の相対速度 (U_d) および重力浮上速度 (U_{gr}) より十分小さいとした。(I) $U_d \gg U_{gr}$, (II) $U_d \ll U_{gr}$, (III) $U_d \sim U_{gr}$ の場合につき、粒子間の衝突数の表式を求め

た。(Ⅱ)の条件下で主体となるストークス衝突は、径が異なる粒子間の衝突であるため効率が悪く、脱酸には寄与しない。次に、重力浮上および壁との衝突による粒子数の減少速度の表式を求めた。後者は、①壁付近の乱流による衝突、②容器の隅付近での急激な速度変化による衝突、の2つの寄与から成るが②は無視できるほど小さい。以上の結果と、粒子の粒径分布が(Ⅰ)式で与えられるとの仮定より、粒子総数および粒子総体積の時間変化を表わす微分式を導いた。

$$ndR = A \exp(-BR) dR \dots \dots \dots (1)$$

n : 単位体積中の半径 $R \sim R + dR$ の粒子数

A, B : 時間的に変化するが粒径に依存しない係数

得られた微分式を数値積分して脱酸速度を計算し、系の初期条件 ($t=0$ での A, B) および流体力学的諸条件が脱酸速度に及ぼす影響を調べて以下の結果を得た。① $d_p^2/L < 10^{-9} \text{cm}$ (d_p : 粒子直径, L : 容器代表長さ) のとき、脱酸速度は、乱流によるエネルギー散逸 (ε) の平方根に比例するが、 $d_p^2/L \sim 10^{-5} \text{cm}$ では、ほとんど ε に依存しない。②初期粒径が小さければ脱酸速度は遅い。③初期酸素が高ければ脱酸速度は速い。

上記結論中②に関連して、脱酸剤溶解速度および初期過飽和度から核生成速度を概算する方法を提案した。この結果と脱酸速度理論式を用いて GLEVILLIUS による Mn/Si 比をかえた誘導溶解炉中での脱酸実験の結果を解析した。(拝田 治)

—加工—

溶接構造用鋼における非金属介在物とラメラティア感受性との関係

(J. C. M. FARRAR: Welding J., 53 (1974) 8, pp. 321 S ~ 331 S)

溶接構造用鋼における非金属介在物とラメラティア感受性との関係を調査するため、ボイラー用 C-Mn 系 Si キルド鋼 (規格: BS 1501-161 Grade 28A) の2鋼塊をそれぞれ板厚 25 mm に圧延し、板厚方向引張り、三点曲げ、介在物分布、試験片破断面における介在物調査などを、該鋼塊の各部位に対応する鋼板位置より採取した試験片について行ない、それぞれの相関について調べた。また前記鋼の他に比較鋼として、例えば他の脱酸手段を用いた各種板厚の材料についても同様な調査を行なった。なお三点曲げ試験片については、板厚方向上下面に付けるつかみ板を、一方は電子ビーム溶接で、他方は 45° L型開先の手溶接で取付け、手溶接側の HAZ部のすぐ外側に当る位置にノッチを入れたものを、試験片として用いた。その結果、大略次のような事が明らかとなった。

まず非金属介在物の寸法、形状、分布の函数として、“介在物延長係数 (P)”を取ると、この値が三点曲げ試験の結果と良い相関にあることがわかった。すなわち、ラメラティア感受性を COD $\delta_{\max}$ 値で表わすとき、“ P ”値が高いほど同感受性が高まり、さらにこの相関は介在物のタイプには無関係であることが明らかとなった。

一方、破面検査によつて介在物のタイプ、寸法、分布を調べ、板厚方向引張りによる断面収縮率(ST%RA)との相関を求めた所、介在物の寸法が大になると ST%RA が減少する傾向となり、さらに、主たる介在物がマンガ

ンシリケートからタイプ I の MnS になると ST%RA が増大し、この変換が 15~20%RA で起こることがわかった。また、Si キルド鋼以外の鋼では、タイプ II の MnS とタイプ I の MnS との間に同じような変換が見られた。

これらの介在物タイプとラメラティア感受性との相関は、従来の鋼材加工により得られた経験の結果とよく一致するものである。(志村一輝)

高降伏強度溶接部材における破壊制御について

(M. G. DAWES: Welding J., 53 (1974) 9, pp. 369 S ~ 379 S)

この報文は、特にその溶接部の降伏強度が高い値を示す低合金鋼による構造物の設計に当り、破壊防止のため検討すべき機械的特性およびその評価法について述べたものであり、なかんずく COD 試験が最も簡易かつ現実的な手段であることを解説したものである。

すなわち、その溶接金属が 50~103 kg/mm² 程度の範囲の降伏強度を示す試料を、手溶接、潜弧溶接、およびガス被包溶接により、最低降伏強度が 55 kg/mm² および 69 kg/mm² の2種の低合金鋼母材の板厚 51 mm のものと種々組合せて溶接し、調製した。なお開先形状は 70° の X 開先である。

これらについて、それぞれ全板厚試験片を作製し、破壊伝播試験としては動的引裂き試験、破壊発生試験としては K_{IC} , COD, 広幅引張試験などを実施した。試験温度は、 -20°C から $+20^\circ\text{C}$ の間であつた。これらの結果から、板厚、温度、降伏強度の関連において、単に遷移温度のみを考慮したのでは脆性破壊を防止するための信頼すべき手段としては不十分なものであることが明らかとなった。すなわち前記の温度範囲において、供試鋼の溶接金属は、その大部分が、 K_{IC} 試験により正しく評価されるには靱性が高すぎ、一方、破壊伝播を防止するように設計するには靱性が不足であることがわかった。

そこで、破壊力学的解析の手法として COD による解析を行なった。試験材としては前述のものから選び、溶接部を含む $900 \times 900 \times 51 \text{mm}$ の広幅引張試験片とし、これに板厚貫通切欠または表面切欠を設けたものを -5°C において 4000 t 引張り試験機により試験した。この結果、最大許容亀裂寸法は常に実際の広幅試験の限界亀裂寸法より小さくなることが示され、COD 解析法による溶接構造物設計上の安全性が改めて明らかとなった。

(志村一輝)

—性質—

Fe-Ni-C 合金の応力助長および歪誘起されたマルテンサイト組織

(P. C. MAXWELL, et al.: Met. Trans., 5 (1974) 6, pp. 1305~1317)

マルテンサイト変態が機械的な歪を与えられることによつて起る際に、その合金の塑性変形挙動および組織におよぼす影響を検討するために行なった。

使用した試料は、Ms 点が 0°C 以下にあり、Ni 量 (31.9~20.8%) および C 量 (0.017~0.605%) の異なる六種類の Fe-Ni-C 合金である。これらの合金を -196°C から 258°C までの種々の温度で引張および圧縮変形

を行ない、マルテンサイト組織を光学および電子顕微鏡によつて観察した。

Fe-Ni-C 鋼には 2 種類の異なつた形の組織が得られた。この組織の相違は、異なつた変態機構によつて生じる。すなわち、1 つは、応力によつて助長される組織で Ms 以下への冷却によつて生成する板状マルテンサイトと同様な組織である。ただし、この組織は、温度の低下のみによつて生成される組織よりも、こまかくより不規則である。これは、加工されたオーステナイト相からマルテンサイトが形成されるためである。他の 1 つは、歪によつて誘起されるマルテンサイトである。この組織は、オーステナイトの {111} 面上に 0.5μ よりもこまかく平行に配列したラスとして、オーステナイトのすべり帯にそつて生成する。電子回折の結果、この組織は母相のオーステナイトに対して K-S の方位関係を示している。

使用した Fe-Ni-C 合金内においては、塑性変形によつて生じるマルテンサイトはほとんど応力助長すなわち板状マルテンサイトであり、歪誘起すなわちラス型のマルテンサイトは Ms より 300°C 以上で生成され、生成量もわずかであつた。

TRIP 鋼には板状マルテンサイト生成されず、変形によつて生成されるマルテンサイトは、歪誘起によるものである。そこで、TRIP 鋼の延性は、歪誘起マルテンサイトの生成によるものと考えられる。(藤田充苗)

変形中に生成するマルテンサイトが Fe-Ni-C 合金の機械的性質におよぼす影響

(P. C. MAXWELL, et al.: Met. Trans., 5 (1974) 6, pp. 1319~1324)

TRIP 効果をより明らかにするために、塑性変形にもなつて生じるマルテンサイトの組織観察を行なつた前報と同じ 6 種類の Fe-Ni-C 合金を使用して、引張試験を行ない、組織と関連づけた。

-196°C から 285°C までの温度範囲で引張試験を行なつて、次のような結果を得た。

(1) 0.20% あるいはそれ以上炭素を含む合金では、Ms 温度より約 40°C 高い温度で最大の伸びを示す。応力助長によつて板状マルテンサイトが生成する場合には、大きな延性が得られる温度範囲は 40°C 以下と非常にせまくなる。

(2) 低炭素 ($0.02\%\text{C}$) 板状マルテンサイトは TRIP 効果を示さない。

(3) 生成したマルテンサイトは、流動応力および加工硬化率を増加するが、この効果は炭素量の増加とともに増加する。すなわち、 $0.2\%\text{C}$ 合金では、このような効果を得るためには、約 40% の板状マルテンサイトが必要であり、 $0.60\%\text{C}$ 合金では必要とするマルテンサイトは 25% である。

(4) 低歪で約 50% 以上のマルテンサイトが生成する場合試験の初期にたとえ加工硬化率が高くても、破壊にいたるまでの伸びは減少する。

(5) 磁気測定により、引張試験中に生じるマルテンサイト量を定量した。その結果 Fe-Ni-C 合金においては、マルテンサイト量と歪量との間には関連がなく、試験温度にも関係なく、与えた応力とのみ関連が認められ

た。

(6) 応力-歪曲線に顕著なセレーションが認められるのは、板状マルテンサイトが引張試験中に生じ場合で、しかも生じたマルテンサイトが 50% 以下の場合である。

以上の結果から、TRIP 鋼が広い温度範囲にわたつて大きな延性を示すのは、歪誘起によつて生じるラス型のマルテンサイトの生成によるものと考えられる。

(藤田充苗)

AISI 4340 鋼と 18Ni 200 級マルエージ鋼の塑性破壊の研究

(T. B. Cox and J. R. Low, *J. R. Met. Trans.*, 5 (1974) 6, pp. 1457~1470)

高強度合金鋼は、へき開によつて不安定脆性破壊を起こす低強度フェライト鋼と異なり、非常に局所的な塑性変形に基づくディンプルを主体とした脆性破壊様式を呈する。へき開による脆性破壊に関しては広範囲に研究がなされており、へき開におよぼす組織の影響もかなり発表されている。しかしながら、ディンプル破壊や繊維状破壊あるいは延性破壊などに対する塑性破壊過程に関する研究は非常に少ない。そこで高純度および商用の 18Ni 200 級マルエージ鋼と焼入れ焼戻し AISI 4340 鋼を用いて、塑性破壊(ディンプル破壊)の機構の検討を行なつた。

同一強度水準での比較を行なうため、熱処理は 4340 鋼では商用・高純度とも $843^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ オーステナイト化後油焼入れを行ない、商用鋼は $435^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr}$ 空冷、高純度鋼は $427^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ 空冷処理を行なつた。高純度マルエージ鋼は $843^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ の溶体化後水焼入れし、 $454^{\circ}\text{C} \times 3\text{hr}$ の時効後空冷した。商用鋼は $899^{\circ}\text{C} \times 2.5\text{hr}$ 溶体化後空冷し、 $446^{\circ}\text{C} \times 6\text{hr}$ の時効後空冷した。

破面および組織観察から、マルエージ鋼の塑性破壊は Ti(C, N) の介在物がこわれてボイドが発生し、合体し成長して最終的に破断する過程をたどる。これに対し、耐力 200ksi の AISI 4340 鋼の破壊は、MnS の介在物とマトリックスの界面の破壊によるボイドの核発生と成長に起因している。このような介在物を核としたボイドの成長は、合体前の介在物とマトリックスの界面の破壊によつて阻止される。またこれは、隣り合つた硫化物を核としたボイドが結合して板状のボイドを形成することによつても阻止される。このような板状のボイドは、焼入れ焼戻し組織中のセメンタイト粒子により核発生した小さなボイドから形成されている。非金属介在物の大きさは、このような合金の破壊抵抗に重要な因子となる。また、引張の 3 軸応力はボイドの核発生には影響をおよぼさないが、3 軸引張が増すと、ボイドの成長速度はかなり増加し、その結果塑性破壊の抵抗は減少する。

(宗木政一)

17-4 PH ステンレス鋼の強度、破壊靱性および低サイクル疲労挙動

(H. J. Rack and D. Kalish: Met. Trans., 5 (1974) 7, pp. 1595~1605)

本実験で用いた 17-4 PH ステンレス鋼は高純度アルゴン雰囲気中で 1038°C で溶体化し、 0°C に冷却してマルテンサイト組織としたものである。時効は 428°C 、 482°C 、 510°C 、 538°C あるいは 593°C で行なっている。

が、以下にのべる破壊靱性あるいは疲労きれつ伝播などの試験は主として 428°C 、 482°C および 593°C の時効処理を行なった試験片についての結果である。行なった試験は 0.635cm 径の丸棒試験片による引張試験、シャルピー試験および試験片による破壊靱性試験である。シャルピー試験はVノッチおよびそれに前きれつを導入したものについて行ないさらに静的曲げ試験を行なつて、破壊の発生と伝播の段階を分離することを試みた。一方疲労試験については、CT試験片を用い $R=0.1$ の引張-引張荷重により 10 cycles/sec で行なつた。その際、雰囲気は高純度乾燥アルゴンおよび水蒸気飽和アルゴンとした。さらに光顕および電顕で組織観察を、またSEMで破面観察を行なつた。得られた結果を要約すると以下のようなものである。

17-4 PH ステンレス鋼はまずCu リッチのクラスターを生じさらに時効を行なうとin-situに非整合なf.c.c.の $\epsilon\text{-Cu}$ 相の析出を生じると言つた時効挙動を示し、引張強さは 482°C 1hrの時効で最大値を取る。破壊靱性は 482°C 、1hr時効により最小となり、強さレベル一定で見ると、under-agingの状態に比べoveragingの方が破壊靱性は良好である。疲労きれつの伝播については、 ΔK が小の場合には、伝播速度は雰囲気には無関係であり、 ΔK が大となると、強度および湿度が大となるにつれて伝播速度は大となる。さらに ΔK が大となると、 828°C および 593°C 時効の試料については、伝播速度曲線の傾きが次第に低下する傾向が見られた。また、疲労きれつ伝播速度を静的引張挙動(K_{IC} を含めて)に関係付けた既存のモデルはいづれも良い一致を示さなかつた。

(斉藤鉄哉)

焼もどしによつて炭化物を球状化させた炭素鋼のかたさと組織の関係

(P. C. JINDAL and J. GURLAND: Met. Trans., 5 (1974) 7, pp. 1649~1653)

鉄および低炭素鋼のかたさ H と結晶粒径 l との間には $H=H_0+k_H l^{-1/2}$ のHall-Petchタイプの式が成立することが経験的に知られている。一方、著者の1人らは、球状炭化物組織の鋼における一軸引張りの流動応力 σ_f に対しても、4%以上のひずみにおいては、 $\sigma_f=\sigma_0+k_f A^{-1/2}$ の式が広い範囲の成分($0.06\sim 1.46\%\text{C}$)と組織間隔にわたつて適用されることを報告した。この式で、 A は低炭素鋼($0.05\sim 0.30\%\text{C}$)では結晶粒径、中および高炭素鋼($0.55\sim 1.46\%\text{C}$)では平面上の最隣接粒子の間隔にする。さらにTABORはかたさ H と代表的なひずみにおける一軸流動応力 σ_f との間に $H=C\sigma_f$ の半実験式を提案している。そこで炭化物を焼もどしによつて球状化させた $0.065\sim 1.23\%\text{C}$ 炭素鋼についてMeyerかたさおよびピッカースかたさがHall-Petchタイプの式に従うかどうかを調べ、さらにいろいろなひずみにおけるかたさと流動応力の関係を調べた。えられたおもな結論は次のとおりである。

(1) Meyerかたさおよびピッカースかたさに対するHall-Petchの式、 $H=H_0+k_H A^{-1/2}$ は、異なるタイプの組織に対してそれぞれ適当な組織間隔パラメータを用いれば、球状炭化物を含む鋼に適用できる。組織間隔パラメータ A は、 $0.3\%\text{C}$ 以下の低炭素鋼では結晶粒径、

$0.55\%\text{C}$ 以上の中および高炭素鋼では平面上の最隣接粒子の間隔を用いる。

(2) Taborの関係 $H=C\sigma_f$ は、ある範囲の炭素量および代表的ひずみにおいて、炭化物を球状化した鋼に適用できる。流動応力に対するかたさの比 H/σ_f は球形圧子で $3\sim 12.5\%$ のひずみにおいて $2.92\sim 3.02$ 、ダイヤモンドピラミッド圧子で 7.5% のひずみにおいて 2.83 である。さらに k_H/k_f および H_0/σ_{0f} の平均値は、球形圧子でそれぞれ 2.8 および 3.7 、ダイヤモンドピラミッド圧子でそれぞれ 2.8 および 3.1 である。

(中島宏興)

分散強化超合金、IN-853の組織と諸性質におよぼす焼鈍の影響

(R. L. CAIRNS: Met. Trans., 5 (1974) July, pp. 1677~1684)

IN-853合金はCr 19%, Al 1.2%, Ti 2.4%, Zr 0.07%, B 0.007%(重量%)を含むNi基合金に2.25容量%の Y_2O_3 を分散させた合金である。金属粉と酸化粉をボールミルで激しく破砕し混合する方法(機械的合金法)で製造する。高温押出後焼鈍して組織、常温と高温の引張特性、クリープ破断特性を調べた。

1038°C の焼鈍では再結晶や粒成長は生じない。 $1177^{\circ}\text{C} \times 2\text{hr}$ では部分的に再結晶が起き、 48hr ではかなり再結晶が進行する。 1260°C 以上で焼鈍すると再結晶が生じ、しかも結晶粒が長く伸びた状態となり高温強さが大幅に改善された。押出のまま(A)、 $1177^{\circ}\text{C} \times 10\text{hr}$ (細かい再結晶粒(B)、および $1316^{\circ}\text{C} \times 2\text{hr}$ (伸びた再結晶粒、C)について、常温の耐力は、それぞれ、160, 108, 70 kg/mm^2 のように焼鈍の進行につれて次第に低下する。常温の耐力と平均粒径はPetch型の関係式で表わされるが、粒の成長の他に、歪エネルギーの解放が重なるので、勾配(粒径の $-1/2$ 乗の係数)が大きい。

高温の耐力は、例えば 1038°C で、上記A, B, Cの状態の順に 1.9 , 1.4 , 14.1 kg/mm^2 であり、Cの状態が異常に高い。同じく 1038°C でのクリープ破断試験結果はA: 1.4 kg/mm^2 で 8.4hr 、B: 1.0 kg/mm^2 で 14.6hr 、C: 12.3 kg/mm^2 で 100hr であり、やはりCの伸びた再結晶粒を持つ組織の場合が、大幅に高いクリープ破断強さを持つことが示された。

押出後、 $1150\sim 1200^{\circ}\text{C}$ で予備焼鈍し、その後 1316°C で焼鈍すると、伸びた再結晶粒が生じなくなる。

伸びた結晶粒が生じる機構、そのような組織が高温強さに有効である理由、 Y_2O_3 粒子の焼鈍による変化などについての記載はない。

(山崎道夫)

チタンを含むオーステナイト系ステンレス鋼の窒化物による強化

(D. C. UNTHANK, et al.: Metal Sci. J., 8 (1974) 9, pp. 209~214)

Tiを含むオーステナイト系ステンレス鋼をある条件下で窒化すると、Cr窒化物であるCrNや Cr_2N を析出させずに、Ti窒化物TiNを微細に析出させることができる。TiNは、熱力学的に著しく安定で、成長速度が遅いので高温での分散強化に適しているが、CrNは、粒界割れと激しいぜい性をひきおこす。このCr窒化物の形成は、より高い温度、そしてより低い窒素分圧下で窒化す

ることによつて防止することができるが、温度を上げ窒素分圧を減少させると、より粗い TiN が析出することになるので、TiN の微細分散と、Cr 窒化物の析出防止を同時に満足させることはできない。よつて本報告は、Fe-20wt%Cr-25wt%Ni-1.5wt%Ti 合金を、900°~1150°C で N₂ と H₂ の混合ガスを用いて、なるべく Cr 窒化物の析出をおさえ Ti 窒化物を微細分散させるように窒化し、そして、析出した比較的少量の CrN と Cr₂N を水素還元する可能性について調べるとともに、窒化反応速度、析出物の大きさと温度および窒素分圧との関係そして析出物の分散と機械的性質との関係を調べる実験を行なつた。

本報告の結果をまとめると次のようになる。

(1) 1000°~1100°C で、Ti を含むステンレス鋼を窒化することによつて得られた (Ti, Cr)N 析出物は、20~50 wt% の Cr を含み、その Cr 量は、窒素分圧および温度を下げると減少する。(2) 内部窒化中の CrN と Cr₂N の析出は、窒素分圧と温度の両方に依存する。CrN と Cr₂N は 1000°C 以上で水素還元することによつて分解するが、粗い Cr₂N 析出物が分解するとボイドを残し機械的性質を劣化させる。(3) (Ti, Cr)N 析出物の大きさは、温度が高くなるほど、また試料表面からの距離が増すほど著しく増加するが、窒素分圧が減少してもあまり変化しない。(4) 硬さおよび高温引張特性の変化は、窒化条件を変えることによつて得られた顕微鏡組織の違いに対応している。1000°C, 10N₂:90H₂ で窒化後、1000°C で水素還元した試料が最も高い流れ応力を示した。(浜上和久)

フェロバック鉄のクリープにおよぼすあらかじめ生成させた亜結晶組織の影響

(K. O. VILPPONEN: Scand. J. Met., 3 (1974) 4, pp. 163~168)

この研究の目的は合金元素を含まない純鉄に、あらかじめ生成させた亜結晶の高温クリープに対する強化効果を明らかにすることである。供試材は純鉄フェロバック E で不純物として 100 PPM の Cr, W, Cu, Mo, Ni, 70 PPM の C と 50 PPM の Si を含んでいる。冷間引抜き材を 850°C 30hr および 640°C 3hr 保護雰囲気中で焼鈍し、それぞれ 0.6mm と 0.1mm の粒径をもち転位の無い組織を得た。亜結晶組織は冷間加工 (5~30%) と焼鈍 (560°C, 640°C), あるいは温間加工 (600°C, 5%, 9%) によつて生成させ、500°C で 2~5 kg/mm² のクリープ試験を行なつた。亜結晶粒は光学顕微鏡で測定したが、転位組織の変化をみるため透過電顕観察も行なつた。

クリープ試験の前に冷間あるいは温間で加工を受け、不安定な亜結晶組織をもつ試料は短期間におけるクリープではよい影響を示すが、長期間のクリープでは効果はみられない。またクリープ試験前に加工し亜結晶寸法を小さくするにつれてクリープ速度は減少すると共にクリープ応力は増加する。0.1mm と 0.6mm の二つの結晶粒度を比較すると粗い粒径の試料の方が細かいものよりもクリープ変形抵抗が低い。荷重を変化させたクリープ試験においては、あらかじめクリープによつて生成された亜結晶組織のよい影響が認められた。あらかじめ 4.6

kg/mm² の応力でクリープ変形を与えた材料は 3.75 kg/mm² でのクリープ試験で、与えない材料とくらべクリープ速度は 1/3 に低下した。

これらの試験結果はクリープ試験前の変形がクリープで生ずる亜結晶 (クリープ亜結晶) の生成をあたかも困難にしているようであり、変形量が大きければクリープ亜結晶が生成するまでの時間を長くし、またクリープ試験前後の亜結晶の大きさが異なるほど定常クリープに達するまでの時間が長くなる。(河村次男)

炭素鋼への Se, Te の添加: その歩留りと介在物、被削性におよぼす効果

(T. MALMBERG, et al.: Scand. J. Met., 3 (1974) 4, pp. 169~172)

種々の鋼に少量の Se または Te を添加すると鋼の被削性は著しく改善される。しかし、Se, Te の蒸気圧は高いため、溶鋼に添加する場合は有毒ガスを発生するばかりでなく、これらの元素の歩留りが悪いという欠点がある。このため添加による有用な効果は小さい。このような理由から、Se, Te を添加した鋼は広く使われていないのが現状である。本報告ではおもに Se, Te を炭素鋼に添加する方法と、これらの元素を含む介在物について述べている。また、S, Se, Te 量を変化させた 0.7% C-0.85%Mn 鋼の被削性に関する実験結果を添えている。鋼に Se, Te を添加する際、これらの元素を純粋な形で添加すると歩留りは悪い。しかしながら、Ar 雰囲気中で Fe と Se もしくは Fe と Te の粉末を混合し、圧縮してブリケットとしたものを添加すると、これらの元素の歩留りは著しく改善される。また、歩留りはブリケット中の Se もしくは Te の量が減少するに従つて増大する。鋼中において Se, Te は Mn のセレン化物、S を含む鋼では Mn(S, Se), そして Mn のテルル化物のような介在物中に存在する。このように Se, Te はおもに Mn との化合物として存在しているが、適度の Mn 濃度の鋼ではとくに急冷した場合に、FeSe, FeTe のような Fe との化合物としても存在する。Mn のテルル化物は一般に硫化物をとり囲むように形成され、少量の S を含むが、S は多くの場合テルル化物中に小さな析出硫化物を形成しており、MnS の MnTe 中への固液度がきわめて小さいことを示唆している。一方、MnS-MnSe 系では互いに大きな固溶度を持つている。0.85%Mn-0.25%Si-0.7%C アルミキルド炭素鋼の被削性におよぼす Se または Te 添加の効果を V_{60} を測定することにより調べた。その結果、とくにすぐれた効果は 0.10%Se または 0.03%Te の添加によつて得られた。

(関田貴司)

一物理冶金一

分析型電子顕微鏡を用いた オーステナイト-パーライト変態中に起こる Mn の分配に関する研究

(N. A. RAZIK, et al.: Acta. Met., 22 (1974) 10, pp. 1249~1258)

オーステナイト→パーライト変態速度に及ぼす合金元素の影響については多くの研究があるが、フェライトおよびセメンタイト中への合金元素の分配についての詳細な知見は得られていない。これは測定技術が不十分なた

めである。すなわち、従来の抽出炭化物の化学分析では γ /パーライト界面のパーライトだけを取り出して合金元素濃度を分析することはできない。また、EPMAではprobe径がパーライトの層間隔よりも大きいため利用できない。これに対して分析型電子顕微鏡はprobe径が $0.1\mu\text{m}$ 以下であり、試料が薄いので試料表面下から発生するX線の混入がないなどの理由により、変態が完了していない場合でもフェライトおよびセメンタイト中の合金元素を同時に分析することができる。本論文は分析型電子顕微鏡(EMMA-4)を用いて、2種類の共析鋼(1.08%Mn-0.80%C鋼および1.80%Mn-0.69%C鋼)におけるMnの分配を変態温度、時間の関数として調べ、これとパーライトの成長速度との関係を調べた結果を述べたものである。

得られたおもな結果は以下の通りである。

(1) γ /パーライト界面でのセメンタイトおよびフェライト中へのMnの分配は低温側では起こらないが、高温側ではMnはセメンタイト中へ優先的に分配される。また、Mnの分配が起こらなくなる臨界温度 T_p は1.08%Mnおよび1.80%Mn鋼でそれぞれ 683°C (683°C)および 649°C (645°C)であつた。ただし()内は熱力学データから計算したものである。

(2) γ /パーライト界面でのMnの分配係数 K_a^{cem} は温度上昇とともに増加し、1.08%Mn鋼および1.80%Mn鋼でそれぞれ 712°C および 693°C で平衡分配係数 $^{\circ}K$ と一致する。ここで $^{\circ}K$ は一定温度で1000hr保持して平衡に達した際のMnの分配係数であり、これは温度の上昇とともに低下する。上述の K_a^{cem} と $^{\circ}K$ とが一致する温度は A_{e1} 点の計算値 711°C (1%Mn)と 704°C (2%Mn)と良く一致している。

(3) T_p 以下でのパーライトの成長速度はオーステナイト中の炭素の体拡散と γ /パーライト界面上の炭素の拡散との両方によつて支配される。またMnはパーライトの成長速度を低下させるが、これはMnが界面における炭素の濃度勾配を低下させることによるとしている。(協田国郎)

スプラット冷却した20Cr-25Ni オーステナイト鋼の組織

(J. V. WOOD and R. W. K. HONEYCOMBE: J. Mat. Sci., 9(1974) 7, pp. 1183~1188)

高融点金属の急冷法としてRUHL, COHENらの開発した雰囲気制御splat-quenching gunをさらに改良し、これを20Cr-25Ni オーステナイト鋼のスプラット冷却に用いて、その組織をSEMと透過電顕により観察した。

得られた相は安定なオーステナイトであり薄膜の電顕観察からその組織は3つのタイプに分けられる。

(1) high angle セル組織、(2) low angle セル組織、(3) 転位ループの直線的配列をもつ組織である。これらの組織生成の顕著な差は、局所的な冷却条件に関連づけられる。(1)のタイプには2種類観察され、(a)セルが膜面に垂直に成長するタイプ、(b)セルが膜面内で成長するタイプがある。

SEMによりsplat材の比較的厚い部分の表面を観察すると大部分は(a)のセル組織を示すが、薄い部分では(b)のセルが支配的である。しかし後者もイオンビーム

を用いて試片をさらに薄くするとしばしば(a)のセルが観察される。splat材の水冷銅板に面した側には“lift-off”領域と呼ばれる小さな比較的なめらかな領域が存在し(b)のセル組織を示す。それ故splat材の最も薄い部分はこの“lift-off”領域と関連している可能性が考えられる。(2)のタイプのセル組織は $\langle 100 \rangle_r$ をもつほぼ平行な境界からなり冷却速度が(1)のタイプよりも遅いことを示している。(1)と(2)の中間の冷却速度で観察される(3)のタイプの組織は大きな結晶粒内で形成される $\langle 100 \rangle_r$ にそつたパーガースペクトル $\frac{a}{b} = \frac{a}{2} \langle 110 \rangle$ をもつからみあつた転位ループの長い平行な配列のバンドにより特徴づけられる。これらの転位ループは空孔合体型であるが、このような組織の生成は $\langle 100 \rangle_r$ にそつた空孔の合体と溶質元素の偏析に起因するといえる。なお微細組織におよぼす固溶酸素量の影響はとくに認められない。(武田修一)

細粒工具鋼におけるオーステナイトへの変態

(S. F. DIRNFELD, et al.: Met. Trans., 5 (1974) 6, pp. 1437~1444)

フェライトと球状カーバイドとからなる組織を有する細粒の工具鋼において、フェライトが消滅してオーステナイトに変態する過程を定量的に研究した。

供試鋼は100MnCrW4鋼、すなわち0.95%C, 0.29%Si, 1.13%Mn, 0.59%Cr, 0.49%W, 0.20%V, 0.023%P, 0.010%Sである。この材料を $10 \times 5 \times 0.2\text{mm}$ に切り出して試片とした。

等温オーステナイト化処理には溶融Al浴を用い、その温度は760, 780, 800, および 820°C とした。オーステナイト化時間が5sec以下の場合には試料は 640°C に予熱した。浴中で予め設定した時間保持後、試片を 20°C の塩水中に投入してオーステナイトをマルテンサイト化した。このマルテンサイトはエッチングのコントラストを良くするため 250°C で20min加熱後、 $\text{Na}_2\text{S}_2\text{O}_5$ 溶液(水100ml中に21g)でエッチした。これらの試料をテレビジョン型顕微装置にかけてオーステナイト(マルテンサイト)の定量をおこない熱力学的、速度論的な考察をした。

その結果、1) 細粒合金鋼におけるオーステナイトへの変態の進行は、粒界核発生にもとづく変態理論と良好な一致を示した。2) 核発生速度の大きい場合における“発生位置の飽和”は反応の初期に起り、これが特定の温度におけるその反応の以後の進行を成長速度支配型のものとする。3) 変態量が30%に達するまでは、成長速度は一定の値を示した。この成長を制御する機構はフェライト-オーステナイト界面における界面反応で、その活性化エネルギーは約110 kcal/molである。(鈴木正敏)

—溶接—

高力鋼溶接継手の応力腐食割れ

(T. G. GOOCH: Welding J., 53 (1974) 7, pp. 287 S~298 S)

高力鋼の応力腐食割れ(SCC)感受性は溶接により著しく増す。とくに、溶接中の熱サイクルにより熱影響部(HAZ)や溶接金属に著しい硬化が生じたときに顕著で

ある。溶接部の硬さが母材のそれに回復するように溶接後の熱処理を行えば、溶接部の SCC 抵抗を著しくそこなうことはないであろう。このような熱処理を行なうことが不可能であるならば、HAZ の組織や適当な組成の溶接金属を得るために十分な配慮をしなければならない。溶接した高力鋼の SCC 感受性はそれぞれの溶接部に生じた組織に最終的に依存する。一般に、SCC 感受性は硬さの増加にともない増すが、とくに、双晶マルテンサイトが存在するときは顕著である。SCC はオーステナイト粒の粒間破壊として生じたり、へき開あるいはマイクロボイドの成長による粒内破壊として生じたりする。粒間破壊のとき最も高い SCC 感受性を示す。試験した特殊鋼では、低炭素析出硬化型鋼が最も高い SCC 抵抗を

示した。もし、同様な硬さになるまで高温で焼もどしを行えば、中炭素低合金鋼は析出硬化型鋼と同様な性質を示すであろう。また加工した鋼は食孔の程度が同様であれば加工しない鋼よりも優れた性質を示すであろう。合金元素の偏析や介在物は高力鋼の溶接金属の SCC 抵抗を減少させるが、この効果は組織の効果とくらべて少い。偏析の影響は高合金析出硬化型鋼において最も著しい。止端での応力集中は低合金鋼の腐食過程に著しい影響を示すというわけではないが、局部的腐食の原因となり、止端での SCC の発生を促進する。海水中の SCC は 400 Hv 以下の鋼では生じないといわれているが、高力鋼においてもほぼ同様なことがいえる。(山田武海)