

抄 録

—製 銑—

高炉のステーブクーラーに関する理論と実験

(D. PASCHMANN and D. WINZER: Iron Steel Eng., 56 (1979) 1, pp. 30~34)

高炉の形状を維持しているシェルは、機械的な応力に耐えることや、ガス漏れを起こさない程度の気密性を有することなどの要求を満足する必要がある。装入物とは、ライニングを介して直接的な接触は避けられているが、温度上昇とともに、熱及び化学作用により劣化する。従つて、シェル材料の強度と耐火物の寿命に急激な悪影響を及ぼさない温度を作り出すような種々の冷却法が考案されてきた。主なものを列挙すると spray and double shell cooling 法、cooling box 法、stave cooling 法がある。この中で stave cooling 法が一般的であるが、満足すべきライニングの寿命は達成されていず、シェルも、しばしば熱損傷を受けている。Hoesch Hüttenwerke 社は stave ledge 付近の冷却用パイプが特に損傷を受けやすいことに注目して、ライニングのない高炉を使用してシェルの損傷程度を調査した。操業に当たってはステーブ内のパイプの径を大きくしたり、冷却効率の優れたパイプの配列を考察するなど、新しいアイデアが採用されている。1973年に火入れした第5高炉は、スタート時のトラブルを避けるため、125 mm の一時的なライニングが施されていた。2年経過後、ストックラインを下げたステーブを観察した。その結果、最初のライニングは完全に消耗していた。一方、ステーブ表面から 50 mm に設置した熱電対の損傷は見られなかった。これから、ステーブの損傷が 50 mm 以上進行していないことがわかる。熱解析から、ステーブの最大熱流束は、80 000 kcal/m²·h であり、平均値は 30 000 kcal/m²·h であつた。これは、20 t/h の水蒸気を生み出す熱流束に相当する。冷却剤には、常圧の水を使用した。温度は、108°C であつた。冷却用パイプにクラックが発見されたが、これは製造段階の問題であつたことがわかり、すぐに改善された。(小林一彦)

高炉内流れの状況：3 充填層におけるレースウェイ上部のホールドアップ

(N. STANDISH and C. AUGOUSTOU: Ironmaking and Steelmaking, 5 (1978) 6, pp. 257~260)

高炉のポッシュ域において、全圧損の 60% にも達する大きな圧損がおこり、最近、このことについて、レースウェイ上部のホールドアップを含めた説明がなされている。しかし、東京大学の試験高炉における、レースウェイ上部のホールドアップの写真撮影の他には、研究的にも、実操業炉でもあまり報告がなされていない。本研究の目的は、ホールドアップに及ぼす操業条件の影響を調べることである。

実験は空気-水系を用い、装置は直方体の充填層 (600 × 550 × 150 mm) に金網によるレースウェイ、可動スプレー、圧力タップなどが設置され、上部よりスプレーにより水を、また空気は羽口から供給される。充填層底部

には液体プールが一定の高さに保つてある。

実験から、レースウェイ上部のホールドアップが存在することがわかり、これは水の流速によらず、ハースの水の高さに依存していた。しかし、レースウェイ上のホールドアップの存在には、狭い範囲での条件が必要であり、最も重要な条件は、ハースの液体レベルであることがわかつた。実際の操業条件下では、ハースの液体の量が増減することにより、ホールドアップが現われたりなくなつたりすると考えられる。さらに、コークスサイズ、ガス流速、ポッシュ内の分布により、局所的流動化がおきる。これらのことから、実際の高炉では、圧力、温度のゆらぎによつて、ホールドアップの不安定性、ゆらぎがおこつていると考えられるが、現在までの知識からは断言できず、今後の検討が必要である。(月橋文孝)

—製 鋼—

フリード、クルップ ヒュッテンベルケ AG のラインハウゼン LD 製鋼工場における DH 真空脱ガス装置の概念と操業

(H.-M. DELHEY, et al.: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 1, pp. 18~23)

フリード、クルップ ヒュッテンベルケ AG のラインハウゼン LD 製鋼工場における DH 脱ガス装置は 1976 年に建設され、25 000 t/月の処理を行つている。この DH 装置の排気は 5 段のスチームエジェクターで行い、抽気量は 100 Torr で 4 800 kg/h、1 Torr で 650 kg/h である。溶鋼温度の低下を防ぐために 1 500 kVA の黒鉛抵抗加熱設備があり、真空槽内の温度を 1 400°C 以上に加熱する。槽内温度を 1 400°C に保持するには 500 kW 程度で足りる。脱ガス経過や合金添加の様子はテレビによつて観察される。この DH 装置の最大の特長は、吸上管と真空槽を溶接して一体化してあり、耐火物ライニングが消耗して補修が必要な場合には予熱してある予備の槽とすばやく交換できることである。槽交換に要する時間は約 2 h で、そのための温度降下は約 200°C である。1 200 kW の加熱で約 4 h 後に操業温度の 1 400°C に回復する。真空槽の各部分の耐火物ライニングの寿命は吸上管 100~150 ヒート、槽の敷 300 ヒート、槽壁 300~450 ヒートである。これらの部分補修は操業に支障なしで行われる。真空脱ガス処理鋼種の内訳は軌条用鋼や炭素鋼のような水素に鋭敏な鋼種が約 11 000 t/月、Si や Al を含有する発電機用鋼が約 8 000 t/月、C が 0.01% 以下の特殊鋼が約 6 000 t/月である。脱ガス能力について述べると、脱水素は鋼種、初期濃度および処理時間によつて異なるが、たとえば軌条用鋼の場合、初期濃度が 6 cm³/100g であつても 50 回の吸引で規格内の 2.5 cm³/100g 以下となる。脱炭については酸素濃度によつて最終値が異なるが酸素量が炭素との化学量論量以上であれば 80~90 回の吸引で安定して 0.01% 以下の低炭素鋼が得られる。この際の溶鋼温度降下は 300 t 溶鋼で約 40°C、120 t 溶鋼で約 55°C である。また工程的に固体電解質を用いて酸素活量の測定を行つており、Al 適

中率の向上, 合金元素の節約, 分析時間の短縮などに寄与している。
(齋藤健志)

— 鑄 造 —

回転電磁場の適用による連鑄ビレット内溶鋼の攪拌速度

(K-H. TACKE and K. SCHWERDTFEGER: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 1, pp. 7~12)

回転電磁場を連鑄ビレットに適用した場合のビレット内溶鋼の攪拌速度について計算, 検討した。この際, 乱流を考慮した D. B. SPALDING の k-W モデルを使用し, 乱流に対する運動方程式を解いた。運動方程式中の電磁力項は Maxwell 方程式から求めた。半径 10 cm の連鑄ビレットを双極場(磁極対数 $p=1$) で攪拌した場合の計算結果では, 電磁場の強さの増加に比例して回転速度が増大し, また, コイル電流周波数とともに回転速度が増加する。高周波数(連鑄ビレット半径 $r_a=10$ cm, 溶鋼部半径 $r_i=6$ cm, 電磁場の強さ $B_p=20$ mT, $p=1$ の場合で 235 Hz) で極大に達し, それ以上では表皮効果のため周波数の増加とともに回転速度は減少する。また, 凝固殻厚の増加とともに回転速度は減少する。磁気レイノルズ数 R_m が大きい場合は, 表皮効果のため回転速度は凝固殻厚の増加とともに急速に減少する。無次元化により磁気プラントル数 $P_{rm}=7.48 \times 10^{-7}$ での鉄に対する角速度を求め, 作成したダイヤグラムから, 凝固殻厚および場の大きさがわかれば連鑄での回転速度をたやすく読みとることができる。

以上の乱流モデルを再検討するために, ガラス円筒内の水銀において, 回転実験を実施した。水銀表面での回転速度は, 浮子のカメラ撮影による方法とドップラー効果を利用したレーザー法により測定した。各磁気誘導に対応する回転速度測定値は, 理論曲線に対し, ストロボスコープ法の場合にはばらつきが大きく, レーザー法の場合には幾分低すぎるが, 計算値と実験値とは十分一致している。
(戸村寿孝)

— 性 質 —

沸騰 NaOH 溶液中で歪みを加えた 304 ステンレス鋼, インコネル 600 およびインコロイ 800 の応力腐食割れと陽極挙動

(Y. S. PARK, et al.: Corrosion, 34 (1978) 12, pp. 413~418)

濃厚 NaOH 溶液中での 304 ステンレス鋼, インコネル 600 およびインコロイ 800 の応力腐食割れ (SCC) 感受性を歪電極法により試験した。歪電極法により求めた割れ伝播速度 (CPR) は, 定荷重試験による破断時間とよい相関を示し, この方法が短時間試験法として有用であることがわかった。

試料は 1 200°C 真空加熱後水冷却し, AISI 304 鋼は 20N-NaOH, インコネル 600 とインコロイ 800 は 17.5 N-NaOH 中で 0.48 または 0.38 mm の線を 20, 50 および 110%/min の歪み速度で引張った。

伸びから新生表面積の割合を仮定し, 新生面の溶解電流 i_b および CPR を求めた。

活性態の電位域では歪みによる電流増加は少なく, 不働態域では電流増加の割合は大きい電流値は小さい,

一方, 過不働態域では電流値, 電流増加ともに極めて大きい。

i_b と定常電流 i_s との比 i_b/i_s は, 腐食形態の指標となり, 比が大きければ鋭利な割れ, 1 に近ければ全国腐食となる。 i_b/i_s は不働態, 擬不働態 ($<0.0V_H$, 過不働態よりさらに貴な電位域) では大きく, 活性態, 過不働態では小さい。CPR は不働態では 10^{-9} m/s, 擬不働態では $10^{-6} \sim 10^{-7}$ m/s である。これらの結果を定歪試験の結果と比較すると, 不働態では CPR が遅いため割れの萌芽のみで破断は起らない。擬不働態では i_b/i_s , CPR とともに大きいため短時間で SCC が起り, 過不働態では CPR が増加し破断時間は短くなるが i_b/i_s が小さいため割れは起らない。

CPR の序列と合金組成について, 活性態では Cr% が不働態と擬不働態では Ni% が関与し, 合金量の増加により CPR が減少する。これは, それぞれの電位において最も溶解速度の小さい合金元素が合金の CPR を制御するためと思われる。
(水流 徹)

海洋環境における大気腐食

(R. A. LEGAULT and V. P. PEARSON: Corrosion, 34 (1978) 12, pp. 433~437)

酸洗した耐候性鋼および軟鋼をノースカロライナ州 キュレビーチにおいて, 海洋から 800 および 80 フィートの地点で 5 カ年間の大気腐食試験を行った。その結果同種の試験片 3 枚の平均侵食度は, 4.5% 以内の差であった。また, 耐候性鋼および軟鋼の大気腐食挙動は, $\Delta W = Kt^N$ (ΔW : 平均侵食度 ($\mu\text{m}, \text{mil}$), t : 暴露期間 (年) K, N : 定数) の等式によつて正確に記述することが証明された。すなわち, 大気腐食試験によつて得られた耐候性鋼および軟鋼の平均侵食度から, 上述の回帰式の定数 K および N を求め, 測定値とよく一致する曲線が得られた。

一方, 上式は $\ln \Delta W = \ln K + N \ln t$ と書くことができ, 対数目盛では両辺が直線関係になる。そこで, 1 および 2 年間の大気腐食試験から得られた平均侵食度の値を用いて K および N を求め, 5 カ年間の平均侵食度の計算値を得た。この値と実験値を比較したところ, 良い一致が認められた。また, 定数 K および N は, それぞれ暴露初期および後期の鋼表面の大気腐食挙動を示していることが, 耐候性鋼と軟鋼の比較および耐候性鋼の海岸からの暴露距離の影響から説明された。

亜鉛メッキ鋼板およびアルミニウムメッキ鋼板について, 上式の K および N が求められ, その有用性が示された。また, 工業地域においても耐候性鋼および軟鋼について適応した。

この等式を用いることによつて, 合金添加物, 加工因子, 組成または環境の相違が, 大気腐食挙動に及ぼす影響について正確に予測することが可能であった。

(黒沢勝登志)

Ti 含有のオーステナイト鋼における窒化物の組成と窒化速度

(J. M. SILCOCK: Metal Science, 12 (1978) 12, pp. 561~570)

オーステナイト鋼における窒化過程及び窒化物組成に対する Ti, Si, Nb, Zr 量の影響について調べたもので, 用いた合金は 25%Ni, 20%Cr をベースに, 添加元素量

を変えた 17 鋼種とし、0.38 mm の薄板試片を使用した。ガス組成は 95%N₂-5%H₂ で、1atm, 945~1150°C, 100cm³/min の条件を用いた。TiN 形成層の深さは、時間につれて放物線状に増加した。

Si 量の増加にともない、Ti 含有の G 相 (Ni₁₆M₆Si₇) は安定化し、G 相形成につれて Si 量を減ずる傾向にあるが、G 相自体は TiN, ZrN の形成により窒化される。1150°C 以下においては、Cr₂N は TiN の後に、しかも粒界に沿って形成される。窒化物の形成は、試料表面からの深さに対して単調に増加するのではなく、表面層に近いほど急増する傾向にある。TiN は、比較的低窒素濃度において形成されており、窒化物量の増加につれて、窒素の平衡濃度は高 Cr 量側に移行する傾向にある。すなわち、Cr/Ti の比率が高くなるにつれて、窒化物の形成は窒素の溶解度に対して熱力学的な支配を受けることになる。したがって、窒化速度は窒素の拡散に支配され、しかも Ti, Si 含有量にかかわらず、214±8kJ mol⁻¹の活性化エネルギーを有することが認められた。窒化物中の Nb/Ti 量は、母相中の Nb/Ti の比率にのみ依存している。

また、窒化物中の Cr 量は、窒化時間とともに増加するが、ガスを止めた場合には、減少する傾向を示す。一方、1150°C における母相中の窒素の溶解度は、X線測定により、0.3±0.1 wt% であることがわかったが、Si 量の増加にともない、溶解度が減少する傾向が見られる。

(西脇健一)

高力低合金鋼の破壊靱性値におよぼすオーステナイト化温度の影響

(H. JOHANSSON, et al.: Scand. J. Met., 7 (1978) 6, pp. 244~251)

市販の高力低合金鋼の C 量を 0.36~0.91 wt% と変化させて、オーステナイト化温度による破壊靱性値、および微視組織変化に関する研究を行った。C 量の異なる 8 鋼種に対して、例えば 42 鋼 (0.37C-1.5Cr-1.4Ni-0.2Mo 鋼) では、850, 900, 1000, 1100, 1200°C の塩浴で 30 min オーステナイト化後、油焼入れし、その後 250°C, 1 h の焼もどしを 2 回行った。その他の鋼種においても、C 量、添加元素量の違いにともない、オーステナイト化温度、焼もどし温度を変え、硬度の異なる試料を得る熱処理を行った。破壊靱性試験は、試験片の幅 (W=40, 26 mm) を変えて、標準の ASTM 規格によつて行った。

41 鋼 (0.41C-1.1Cr-0.2Ni-0.2Mo 鋼)、42 鋼の破壊靱性値はオーステナイト化温度の上昇につれて増加する。45 鋼 (0.38C-1.0Si-5.3Cr-0.15Ni-1.3Mo-0.9V 鋼) および 91 鋼 (0.91C-1.3Mn-0.5Cr-0.5W-0.1V 鋼) の破壊靱性値は変化が見られない。しかも試験温度を変化させても (-200~+200°C)、ほとんど変らない。U ノッチ型シャルピー衝撃試験では、破壊靱性試験と同様の結果が得られた。(ただし、42 鋼、53 鋼のみを行う。) すなわち、オーステナイト化温度の影響は顕著ではない。

42 鋼の破面観察では、すべてのオーステナイト化温度領域において粒内延性破壊が見られる。41 鋼、45 鋼は、それぞれ粒内、擬劈開破壊を示すが、42 鋼も含めて、粗粒域ではディンプルが観察される。91 鋼では擬劈開破壊が主であるが、オーステナイト化温度の上昇につれて、

粒内破壊が進行する傾向にある。41 鋼、42 鋼に関して行った透過電顕観察では、オーステナイト化温度が高いほどラスマルテンサイト組織が見られ、またオーステナイト化温度にかかわらず、双晶組織も見られた。

(西脇健一)

炭化物強化による安定化オーステナイト系ステンレス鋼のクリープ強度

(G. ENGBERG and R. LAGNEBORG: Scand. J. Met., 7 (1978) 6, pp. 282~286)

分散強化は高温での材料のクリープ強度を高める重要な方法の一つであり、安定化オーステナイト系ステンレス鋼のクリープ強度は Ti や Nb によるこの強化機構によつている。最近、炭化物で強化させた新しい型のオーステナイト系ステンレス鋼がつくられているが、それらには安定な粒界析出物である M₂₃C₆ と粒内炭化物である NbC, TiC をもつ Esshete 1250 や、Sandvik 12R 72, あるいは窒素の添加量を増して M₂₃C₆ と VN_{1-x} を析出させた 724LN などがあげられる。これらの鋼の良好なクリープ強度は、長時間後の炭化物の大きさを直接測定することから、炭化物、窒化物の微細な分組とその安定性に依存していることが考えられる。著者らはこの安定さの原因について検討し次のような結論を得た。

(1) TiC の析出と再溶解、つまり転位上に優先的に形成された析出物の列から転位が離れる時、析出物が固溶し、その転位が停止するとその上に再び析出するという機構: TiC の微細化が固溶と再析出に依存するならば、それが材料中の転位の回復や運動に依存しなければならず、クリープ材に比べ回復焼なまし材でより析出物は粗大化することが期待される。しかし両者での差は認められず、したがってこの機構は考えられない。(2) 粒界における M₂₃C₆ の固溶で母相中の C 濃度が上がりそのため転位上にゆつくりと TiC が析出するという機構: この機構は理論的にも考えられず、TiC の析出は M₂₃C₆ の固溶にともなつて析出するのではなく、M₂₃C₆ のゆつくりした成長が TiC の固溶を引きおこしているという実験事実とも合わない。(3) Ti の拡散による TiC のオストワルド成長による機構: この機構によれば Ti の体拡散に律速された初期析出により TiC は短時間側で急速に成長するが、その後ゆつくりと粗大化することが考えられるが、実験事実とよく合う。したがってこの機構が TiC の安定さの原因となり上記鋼のクリープ強度の持続性をもたらす。NbC, VN についても同様に考えられる。

(沢田寿郎)

窒素を添加したオーステナイト系ステンレス鋼における高温延性に関する新しい見方

(L.-Å. NORSTRÖM and S. MALM: Scand. J. Met., 8 (1979) 1, pp. 31~33)

オーステナイト系ステンレス鋼の機械的性質を改善するために窒素を添加することがますます増加してきている。しかし窒素を添加すると高温加工性が劣化し、製造上端面割れが発生しやすくなる。本報告は、最適の高温加工性を有する窒素添加オーステナイト鋼を合金設計する際に Schaeffler-Delong 図を用いることを提案したものである。

従来の経験によると鑄造のままのオーステナイト鋼の

高温加工性は凝固時におけるフェライトとオーステナイトの安定性によつて支配されているといえる。すなわち、フェライトの安定度が高過ぎるとフェライトが網目状に残存し、これが高温加工性を害する。逆にオーステナイトの安定度が高いと結晶粒が粗大化し粒界の偏析も著しくなり、これが加工性を害する。そこで、フェライトおよびオーステナイト安定化元素の添加量を適度に調整することが、良好な加工性を維持するために有用である。そこで 316L 鋼 (0.02% C-0.5% Si-1.6% Mn-17.5% Cr-2.7% Mo) の Ni を 8.2~13.6%、窒素を 0.03~0.24% の範囲で変化させた合金の 1100°C, $\dot{\epsilon}=10\sim 30\text{s}^{-1}$ で試験した場合の絞りを $\text{Ni-eq.} \equiv (\% \text{Ni}) + 0.5(\% \text{Mn}) + 30(\% \text{C} + \% \text{N})$ で整理すると Ni-eq. の値が 18 附近に山をもつ曲線が得られる。この値は Ni-eq. と $\text{Cr-eq.} \equiv (\% \text{Cr}) + (\% \text{Mo}) + 1.5(\% \text{Si}) + 0.5(\% \text{Nb})$ とを座標軸とし、この中にオーステナイト、フェライトの領域を示した Schaeffler-Delong 図でフェライト量がゼロの附近にある。このことから、上図でフェライトの体積率がゼロになる組成附近に高温加工性の良好な組成があるものと考えられる。(菊池 実)

—物理冶金—

Fe-Pt マルテンサイトの結晶学的・形態学的研究： レンズ状から薄片状への遷移と薄片状マルテンサイトの形態

(M. UMEMOTO and C. M. WAYMAN: Acta Met., 26 (1978) 10, pp. 1525~1549)

種々の規則度を持つ Fe-23, 24, 25 at% Pt 合金のマルテンサイトの形態を調べ、レンズ状と薄片状 (thin plate) の二種のマルテンサイトが現れることを示した。その形態は主として変態温度に依存し、母相の規則度やそれに伴つて生ずるマルテンサイト相の正方晶の程度にはよらない。レンズ状マルテンサイトは Ms 点が -20°C 以上の合金で、薄片状のそれは Ms 点が -5°C 以下の合金で、認められる。レンズ状マルテンサイトは 150°C 以上のヒステリシスを持ち、薄片状マルテンサイトは合金によつて 150~20°C とヒステリシスの幅は変動している。

薄片状マルテンサイトの結晶学的研究からバリエーションは三種の可能な組合せによることを示し、光学顕微鏡下では“くさび状”(wedge)、“やり状”(spear) および“二また状”(kink) の形態となつて現れる。ヒステリシスの幅によつて出現する薄片状マルテンサイトの形態は異なってくる。大きなヒステリシスを持つ合金では比較的厚いマルテンサイト内に弱い線 (faint line) が認められ、異なるバリエーションを持つ二種以上のマルテンサイトがオーステナイト粒内に出現する。一方小さなヒステリシスを持つ合金ではマルテンサイト内に faint line は認められず、オーステナイト粒内は一種のバリエーションを持つマルテンサイトのみで占められている。このような形態上の差異はマルテンサイト板のまわりの弾性歪の差に起因すると考えられる。(鈴木朝夫)

鉄鋼中の水素

(E. RIECKE: Arch. Eisenhüttenw., 49 (1978) 11, pp. 509~520)

本報告は、鉄鋼材料の破壊挙動におよぼす水素の影響

に関するこれまでの研究結果のレビューである。

まず、水素吸収過程の解析、鉄中への水素の溶解、ならびに鉄鋼中水素と格子欠陥の相互作用、水素の拡散係数に関するこれまでの報告を、ついで、水素誘起割れの形成、伝播および脆性破壊に関する報告について検討した。

水素は、鉄鋼中で三つの異なつた結合形態で存在している。すなわち、伝導電子によつて遮蔽された陽子の形で、格子間位置を占有するか、あるいは空格子点、異種原子または合金元素、転位、結晶粒界、内部界面および微小空洞のような、広義の「格子欠陥」と相互に作用する。また、水素化物形成元素の存在する場合には、安定な水素化物を形成する。

このような多様な存在形態に対応して、水素は、鋼の機械的性質と破壊挙動に、多様な影響をおよぼす。気孔の形成、臨界値以下の大きさの亀裂の成長、微視的な脆性破壊などが、水素によつて誘起される材料損傷の、よく知られた形態である。

破壊機構の説明のためには、これまでに、圧力 (高圧水素) 説と、吸着-Decohesion 説の二つが提案されている。これらの理論は、それぞれ破壊現象の一部を正しく説明することができるが、すべてにわたつて矛盾なく説明することのできる普遍性と完全性は持ち合わせていない。水素は、非常に多様で複雑な作用をおよぼすので、すべての現象を、一つの理論で統一的に説明することは不可能である。(檀 武弘)

オーステナイト鋼中の不連続析出におよぼす結晶粒界構造の影響

(M. H. AINSLEY, et al.: Metal Science, 13 (1979) 1, pp. 20~24)

鋼中の合金炭化物の繊維状析出については多くの低合金高張力鋼において $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態時に生成する合金炭化物の一つの析出形態であることが知られている。しかし、どのような条件が満されれば、このような析出形態が現われるかは、通常の繊維状析出ではほとんど明らかにされていない。これは $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が重畳するため解析に困難があるためである。ところで 13%Mn-2%V-0.8%C 鋼ではオーステナイトが常温まで安定で VC がオーステナイト粒界から不連続析出を起こす。このときの VC の形態の中に繊維状析出がある。本研究は不連続析出の場合に繊維状析出が起こる条件を明らかにすることを目的としたものである。

前述の鋼を 1300°C で固溶化後水焼入れし 500~700°C で時効した。この熱処理で不連続析出のセルが生成する。析出状態は非常に微細であるので電子顕微鏡を用いて観察した。

セル内の VC の析出形態は長細い繊維状と非常に細かい粒子状であり、両方の形態が一つのセル内に混在することがある。粒子状の場合が大部分を占めるが、繊維状析出は直線的な粒界の後方に生成している。このような繊維状析出を生ずる粒界をはさむ結晶粒は互いに高密度の対応位置を有する対応関係にあり、粒界面は高密度の対応位置を含む低エネルギー粒界である。これに対して粒子状の形態は、粒界をはさむ結晶粒が互いに低密度の対応位置を有する場合が高密度の対応位置を有する場合でも粒界面が低密度の対応位置を含む場合に形成される。

これは高い対応粒界の成長速度がそうでない場合より速いことによつてゐる。

(菊池 実)

O1 工具鋼におけるマルテンサイト板の大きさ

(W. Y. C. CHEW, et al.: Met. Trans., 9A (1978)

11, pp. 1659~1661)

板状マルテンサイトの大きさ分布は、初期に形成されたマルテンサイト板がオーステナイト結晶を分割し、分割されたオーステナイト中にさらにマルテンサイト板が無秩序に形成されオーステナイトを分割して行くことによつて決定されると考えられていたが、これに対する実験的な確証はなく、一方ではマルテンサイト板が自触媒的に形成されるという観察もある。

本研究はオーステナイト結晶粒 $12\mu\text{m}$ (細粒)の O1 工具鋼(0.91% C-1.10% Mn-0.50% Cr-0.52% W-0.22% V-0.21% Si)を用いて、マルテンサイト変態の進行に伴うマルテンサイト板の大きさの変化を実測したものであり、この結果を同じ鋼のオーステナイト結晶粒 $130\mu\text{m}$ (粗粒)について行つた以前の研究結果と比較検討したものである。

単位体積当りのマルテンサイト板中心部の面積は粗粒の場合と同様にマルテンサイトの体積率 f が 0.5 まで直線的に増加する。すなわち、マルテンサイト板の平均厚さは f が 0.7 程度まで一定で $0.67\mu\text{m}$ である。粗粒の場合も f が 0.6 程度まで一定($2.0\mu\text{m}$)であるが、 f がそれ以上になると平均厚さは急激に減少する。さらにマルテンサイト板の平均半径も f が 0.7 まで一定でその値は $2.6\mu\text{m}$ である。粗粒の場合は f が増加するにつれてほぼ直線的に減少する。このような観察結果はマルテンサイト板が無秩序にオーステナイトを分割していくというモデルとは定量的に一致せず、この不一致の原因については現在では明らかでない。いずれにしても、細粒ではマルテンサイトの分布は粗粒よりも均質度が著しく高い。

(菊池 実)

オーステナイトおよびフェライトにおける合金炭化物の析出

(R. W. K. HONEYCOMBE: Scand. J. Met., 8 (1979)

1, pp. 21~26)

スウェーデン金属組織学会の Hultgren 記念講演の内容で、低合金高張力鋼における合金炭化物の析出挙動に関する簡潔な総合報告である。

低合金高張力鋼は、第一に結晶粒微細化のために行われる制御圧延の導入、第二にいろいろな工程で結晶粒径を制御する役割を果たすと同時に分散強化をもたらす炭化物を生成する合金元素の微量添加によつて開発されたものである。

添加された 0.05~0.15% の合金元素 (Ti, V, Nb など) は固溶温度以下ではオーステナイト (γ) 中でも析出する。この場合、炭化物は粒界あるいは亜粒界に析出して制御圧延時に再結晶を遅らせ、結晶粒の微細化をもたらす。ただし、粒界に塊状に析出すると延性を低下させる。

合金炭化物の固溶度は γ 中でよりフェライト (α) 中で 1 桁以上小さい。このため $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態に伴い析出が起

る。この析出は、1. γ/α 境界上析出、2. 繊維状析出とに分類される。1. では γ/α 界面と平行に合金炭化物が点列状に配列した形態をとる。この形態が現われるのは、 γ/α 界面が階段機構で移動するとき、移動し難い γ/α 界面の階段に合金炭化物が生成するためである。このため γ および α 両方に特定の方位関係を有する単一のバリエーションの炭化物が出現することになる。2. は γ/α 界面に垂直に繊維状炭化物が配列した形態をとる。この形態は γ/α 界面が階段機構で移動するような低エネルギーの界面ではなく、高エネルギー界面が移動するとき界面移動に伴い生成するものである。

$\gamma \rightarrow \alpha$ 変態が十分速く進行する場合には、変態が完了した後に α 中の転位上などに合金炭化物が析出する。

(菊池 実)

一分 析一

非金属介在物の組成、分布などの自動測定-PASEM の応用-

(T. WERLEFORS and C. ESKILSSON: Scand. J. Met., 7 (1978) 5, pp. 215~222)

PASEM システム (Particle Analysing Scanning Electron Microscope) の解説を行い、鋼中の非金属介在物分析への使用例を紹介した。

本システムは粒子の形状、組成の判別ができる走査型電子顕微鏡と、その情報を処理し表示するシステムから成る。形状データと組成データは 1 h に 100~200 粒子の速さで集積され、ついで数分のオーダーで表および曲線表示される。形状データは粒の断面積、周囲長さ、とりかこむ最短周囲長さの矩形によつて決められる座標中心点、縦および横方向の径などである。X線分析は、各介在物の上記中心点におけるポイント分析あるいは、縦および横方向のライン分析によつて行われる。

機器誤差については、たとえば焦点のずれによる面積率の相対誤差は 0.1% 以下である。視野間のばらつきがこの種の測定では常に問題となるが、PASEM では面積率測定値のばらつきは視野数の関数として表示されるので、吟味が可能である。

X線分析は 20 元素について行うことができ、統計処理によつて 40 種類の元素の組合せのちがいを判別することができる。したがつて介在物の組成上のタイプ分け、同定が可能である。鋼中の酸化物量、硫化物量を本機により測定し、酸素、硫黄分析値との対応をみると極めてよく一致し、本法の確実性を裏づけている。

上述の特徴の他に、本機は電子顕微鏡を使用しているので従来の光学的方法に比べ分解能が高い。したがつて $1\mu\text{m}$ 前後の微少介在物の解析にとくに威力を発揮する。

利用例として、Ca-Si, RE 処理, ESR による介在物の変化の確認、オーステナイト系ステンレス鋼の介在物分析によるスリーパー原因の示唆、耐食性への硫化物の有害例が挙げられている。また、溶接部の微細介在物の $0.5\sim 2.0\mu\text{m}$ にわたる粒径分布を測り、鋼中 Al 含有量の介在物粗大化への悪影響を示している。(矢野修也)