

抄 録

—製 鉄—

ヴュスタイト還元における CO ガスへの H₂ ガス添加の影響

(H. KISTER, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 43 (1972) 10, pp. 737~745)

ち密なペレットと多孔質なペレットの CO, H₂ 混合ガスによる還元実験を行ない、H₂ の影響を調べた。

還元過程における水性ガス反応について実験を行なった結果、ヘマタイトからヴュスタイトの還元段階では平衡値から偏倚するが、ヴュスタイトの還元段階ではガスは水性ガス平衡に達することがわかった。

CO, CO₂, H₂, H₂O および N₂ の混合ガスによるヴュスタイトの還元実験を、温度 800°C と 1000°C でガス量は 600 NI/hr で、空塔速度 13.6 cm/sec の条件で行なった。還元速度は重量法によつて測定した。また吸着法によつてヴュスタイトの表面積を測定した。その結果 H₂ 分圧が高くなると、すなわち還元速度に比例して、ヴュスタイト表面積は増大することが、800°C の実験温度で得られた。

(O/CO₂ 比一定で、H₂ 分圧と還元速度とは直線関係が得られた。ヴュスタイト段階までの予備還元条件によつて 800°C 混合ガスによるヴュスタイト還元後期に変化が見られた。すなわち、予備還元で H₂ を含まないときの試料では還元後期の速度が著しく遅くなるが、H₂ を含むときの試料では早くなった。したがつて H₂ の効果は反応界面の状態(表面積の増加)にあると思われる。

還元初期は界面反応律速と見られ、反応速度は CO と H₂ それぞれの還元速度の和で表わせる。多孔質ペレットでは混合律速を仮定し、水性ガス平衡に達しているとして、混合ガスによる還元速度を算出した。その結果実測値とよい一致が見られた。(天辰正義)

焼結鉄の還元性に関するルーチンテスト

(B. C. BLAKEY and E. W. NIXON: JISI, 210(1972) 11, pp. 826~840)

250 g の焼結鉄層を 950°C に加熱し、流量 1500l/hr の高炉に近似した混合ガス中で等温還元し、連続重量法で還元量を測定している。被還元酸素量の逆数を還元速度の評価として、縦軸にとり、横軸に焼結鉄の種々のパラメータ(塩基度、酸化度、強度 etc.)をとつて、還元性と種々のパラメータとの相関性を追跡した。また、粒度・ガスの組成・流量の結果に及ぼす影響も述べられている。鉄石は種々の Frodingham-foreign 鉄を使用し、数種のプラントでの実験を長期にわたり行なつてい

る。流量と鉄石充填量の比が十分に大きいと、層中の還元速度は一律となり、流量依存性はないが Re 数増加のため拡散がきいてくる。

またガス中の CO₂, H₂ の還元性に及ぼす影響も述べている。パラメータとして、塩基度をとつた場合、その 0.1 増加について半減期は 6 min 減少し、塩基度の増大に従い、焼結鉄の還元性はよくなる。また、初期の鉄石

酸化度の高いものほど、還元性においてすぐれている。ヘマタイトは、マグネタイトやヴュスタイトより反応性はよく、さらに鉄およびその酸化物以外の含有成分(Al, Ca, etc.)により、還元性が左右される。

コークスを混合充填した場合、コークス量の増加に伴ない、明りような還元速度の増加が認められた。

炉操作の場合、充填物の分布が重要となるが、理想的な分布の場合に十分な還元性の効果があらわれる。Appleby-Frodingham 鉄使用の実験では、1% の還元性向上につきコークス 1 lb の減少を見た。またこの鉄種について、還元は topochemical に進行することを示している。(高橋謙治)

—製 鋼—

鉄-炭素合金浴中への低炭素鋼の融解と溶解

(J. SZEKELY, et al.: Met. Trans., 3(1972) 11, pp. 2825~2833)

純酸素上吹き転炉におけるスクラップの溶解機構を論じるために、鉄-炭素合金浴中への純鉄の溶解過程における炭素の物質移動の役割りについて実験と理論の両面から検討した。

実験は、高周波誘導溶解炉にて 2.5~4.4% の C を含む鉄を 300 kg 溶解し、0.2~0.3% の C を含み直径が 3/4~2 in の鋼棒をその浴中に一定時間浸漬し、鋼棒の溶解速度におよぼす浴の C 濃度や温度の影響について検討した。その結果、浴温が鋼棒の融解温度より低いにもかかわらず鋼棒の溶解が生じた。この原因は浴中の C の鋼棒への物質移動によつて鋼棒の融解温度の実質的な低下によるものと考えられ、低炭素鋼の高炭素鉄浴中への溶解は浴温のみならず C の物質移動の影響を大きく受けることを確認した。また、浴中から鋼棒への C の物質移動と非定常の伝熱過程を考慮に入れて、低炭素鋼棒の高炭素鉄浴中への溶解現象の数学的モデルを展開し、実験値との比較を行なった。その結果、鋼棒表面における伝熱係数として 600~2000 BTU/hr ft²°F の範囲の値を採用すると、実験値とモデルに基づく計算値間にはよい一致が得られた。なお、C の物質移動係数は物質移動と伝熱とのアナロジーに基づく関係式を使用して上述の伝熱係数から逆算した。採用された伝熱係数の値は高周波誘導攪拌浴中であることを考慮すれば妥当なものと考えられる。モデルの有効性が確認されたのでこれらのモデルを使用して、1 ft と 4 ft 厚さのスラブ状スクラップの転炉炉内における溶解速度の計算を行なった。その結果、転炉におけるスクラップの溶解速度は浴温と脱炭速度に大きく影響され、溶解速度の増大には浴温の上昇のみならず脱炭開始時期を遅くすることの有効性が明らかとなった。(藤井徹也)

Al, Si 脱酸における介在物の析出過程

(V. A. MCHEDLISHVILI, et al.: Izvestiya Akad. Nauk Met., (1972) 5, pp. 10~20)

Al, Si 脱酸における介在物の析出機構を検討した。脱

酸実験はタンマン炉でつぼ中に溶解した溶鉄 (1600°C, 0.03%O) に内径 5~6φ の両端開きの Al₂O₃ 管を浸漬し, 管中溶鉄表面に脱酸剤 (2.1% Al-Fe, 3.5% Si-Fe) を浮かべて所定時間 (10 sec~60 min) 保持した. 冷却後試料中の介在物の分布を顕微鏡で観察した.

i) Al 脱酸の場合: 脱酸剤-鉄界面下に2つの不連続な介在物析出層が観察された. 上方の層には丸みを帯びた分散型介在物, 下方の層にはデンドライト状 Al₂O₃ が析出した. 試料中の Al の分析濃度と拡散式より求めた O とから溶解度積曲線を描き, 層の生成挙動と比較して求めた Al₂O₃ の均質核生成臨界過飽和度は 1.1×10^7 となった. GIBBS-THOMSON 式によれば, 臨界核の大きさは 3.5 \AA (界面張力 1750 m joule/m^2) となるが, これは Al₂O₃ 分子約4個分に相当する.

ii) Si 脱酸の場合: Al の場合のような不連続な介在物析出層は見られなかった. 試料の上半分には無秩序に分散した SiO₂ 濃度の高い大型介在物, 結晶粒界に析出した微細介在物, および局所的に液滴状微細介在物 (SiO₂ 濃度は高い) の集積が観察された. この介在物集積も結晶粒界に沿う傾向がある. 均質核生成理論 (核生成速度を $1 \text{ cm}^{-3} \cdot \text{sec}^{-1}$ として) によれば, 1600°C においては SiO₂, SiO₂-FeO 介在物の均質核生成は困難であることが証明される. しかし鉄の凝固過程においては, 粒界, 鉄のデンドライト間などに局所的に Si, O が濃縮されることにより均質核生成は可能になる. 実際計算によると凝固率 70% 以上では SiO₂ の均質核生成が可能である. 同時に 1600°C においても外来性介在物表面上での不均質析出の可能性は否定できない. 大型分散介在物は不均質析出によるものと考えられ, 粒界析出介在物および集積介在物は凝固過程での均質析出によると考えられる. (小林三郎)

溶鉄の窒素溶解度におよぼすプラズマ・アークの 2, 3 のパラメータの影響

(O. F. AKSENOV, et al.: *Izv. Akad. Nauk SSSR Met.*, (1972) 5, pp. 26~32)

プラズマ・アークによる窒素溶解度の増加を検討するために 17 kg の工業用純鉄をプラズマ・アーク炉で溶融した. プラズマの発生には Ar および N₂ の混合ガス ($p_{N_2} = 0.025 \sim 0.5000$) を用いた.

プラズマ・アークで溶融すると N の溶解度は分子状の N₂ と平衡する場合の溶解度よりいちじるしく高く, 1650°C で $p_{N_2} = 0.025 \text{ atm}$ の場合に $[N] = 0.05\%$, $p_{N_2} = 0.5$ の場合に $[N] = 0.06\%$ となった.

プラズマ・アーク溶融するときの N の溶解速度 $d[N]/dt$ を表わす式を次のように導いた.

$$\frac{d[N]}{dt} = k_2 \frac{F_2}{V} (abK_1 p^{1/i}_{N_2} + K_2 \sqrt{p_{N_2}})$$

ここで K_1 : プラズマによる溶鉄への N 溶解の平衡恒数, K_2 : N₂ 分子による N 溶解の平衡恒数, F_1 : 溶鉄と N を含むプラズマの界面, F_2 : 溶鉄と N₂ 分子の界面, k_1 , k_2 : いろいろな温度についての溶鉄中の N の物質移動係数, $a = F_1/F_2$, $b = k_1/k_2$, V : 溶鉄の容積, p_{iPl} : 溶鉄表面近くのプラズマ中の N の分圧, i : プラズマ中での N の解離度を示す.

この式からプラズマ・アークの下では N の解離によつ

て N の溶解速度の増すことがわかり, 実験的にもたしかめられた. 混合ガス中の p_{N_2} を増すと N の溶解速度は減少し, $p_{N_2} = 0.5$ のときの速度は $p_{N_2} = 0.025$ の場合の $1/1.5$ となった. これはプラズマ・アークの温度降下によつて説明された.

混合ガスの使用量を $2 \sim 5 \text{ m}^3/\text{hr}$ に増加すると N の溶解速度はあきらかに増加した. (郡司好喜)

脱酸された鉄の粘度におよぼす 2 次酸化の影響

(P. P. ARSENTEV, et al.: *Izv. BUZov, Cher. Met.*, (1972) 11, pp. 25~28)

0.16~0.18% [O] の溶鉄に 0.15% と 0.5% の Al 0.10~0.12% [O] の溶鉄には 0.15~0.75% の Si を加えて脱酸した. 脱酸後の溶鉄の $1600 \pm 10^\circ\text{C}$ における粘度を坩堝回転振動法で測定した. 脱酸した溶鉄には特殊な方法で酸素を吹込み, 2 次酸化の粘度におよぼす影響を検討した.

脱酸剤を添加すると溶鉄の粘度は増加するが, 粘度の変化は脱酸剤の種類によつて異なつた. 脱酸剤添加後 2~3 min で粘度は急激に増加して最高となり, その後減少して約 20 min 後に一定となった. Al 脱酸による粘度の増加は Si 脱酸の場合より大きい. Al で脱酸した溶鉄の粘度は初期のそれよりいちじるしく低くなり, Si で脱酸した溶鉄の粘度は初期のそれより若干高くなつた.

2 次酸化によつて溶鉄の粘度は増加したが, その増加率は酸化性ガスとの接触時間, 脱酸剤の残留濃度および溶解酸素濃度など多くの因子によつて左右された. 2 次酸化後の溶鉄の粘度は, ガスとの接触時間が長いほどまたガス消費量の多いほど増加した. Al 脱酸した溶鉄の 2 次酸化による粘度増加はいちじるしく 90% 以上も増加することがあつた.

脱酸および 2 次酸化による粘度の増加は脱酸生成物が原因であつたが, Al の場合には Al₂O₃ の薄膜が多量に生成した. 表面に酸素ガスを吹きつけると表面に Al₂O₃ が生成するため粘度の増加が起こらなかつた. Si の脱酸および 2 次酸化により生成する介在物が Al₂O₃ と異なるために粘度の増加も大きくなかつた. (郡司好喜)

— 鑄 造 —

連続鑄造の鑄型内の溶鋼流動の物理的, 数学的モデル 第 1 部: 水系におけるモデル実験

(J. SZEKELY, et al.: *Met. Trans.*, 3 (1972) 10, pp. 2673~2680)

連続鑄造における鑄型内溶鋼の流動状況について, 水を用いたモデル実験を行なつた.

鑄型および注入ノズルはプレキシガラス製で, 鑄型は直径 7.5 in, 長さ 73 in の円筒状のものを使用し, 注入ノズルは直径 1 in のものを使用した. 流速の測定にはマイクロメータを用い, 総圧は鑄型内の各位置で, また, 静圧は鑄型壁にて測定した. 流動状況の観察には微小気泡, 染料, および, ポリスチレン粒子を用い, これらのトレーサの挙動を 48 frames/sec の撮影機にて記録した. モデル実験の近似精度について検討し, モデルの大きさと流量が実物と等しい場合には Re 数, Fr 数に関する相似条件が満足されることを確認し, この条件にて実験を行なつた. 3 次元的な流れであることと流速

が小であることの2つの理由から流速の測定値には最大20%の誤差を含むものと推定した。実験はストレートノズルとラジアルフローノズルについて鑄造速度が33~45.5 in/minの範囲で行ない、それぞれのノズルについて鑄型内の各位置における鑄造方向の速度を測定した。また、これらの測定値に基づいて流線を求めた。ストレートノズルでは注入流の影響がノズル出口から24 inの深さまでおよび、12 inの深さの位置に渦が発生する。ノズル出口からの各位置における速度分布は近似的に、 $W/W_0 = \exp(-r^2/Z^2)$ なる式で整理できることがわかった。ここで、 W_0 : 中心でのZ方向速度、 W : (Z, r)点でのZ方向速度、 Z : ノズル出口からの距離、 r : 半径方向の距離。一方、ラジアルフローノズルの場合には、ノズル出口から8 inの位置においてすでに注入流の影響はなくなる。ストレートノズルと比較して注入流の影響する範囲が小であり、注入流中に微小気泡を混入させこれらの気泡の浮上性の観察結果から、ラジアルフローノズルは介在物の浮上分離に適したノズルと言える。

(藤井徹也)

金属および合金の凝固および融解時の核生成

(B. Lux, et al.: Z. Metallkde, 63 (1972) 10, pp. 594~606)

凝固を主体に従来の研究をまとめたレビューである。

(1) 理論: 融点以下の温度に保持された融体中に固相小片があるとき、界面エネルギーの寄与により固相小片が不安定なことを示し過冷融体の実現可能性を述べ、また速度論的に一義的に決められる過冷度の存在を指摘した。

一方、微視的には平坦な原子面から構成された固相小片を球形近似したり、熱力学をこのようなマイクロ系に適用したことを問題点として挙げている。

(2) 実験的手法: セラミックス中で溶融金属を小滴となし最大過冷度を求める Turnbull の方法、流動ガラス質媒体で溶融金属をくるむ Barden の方法および単結晶を出発材料とする方法などを紹介している。

(3) 均質核生成: 凝固実験の中で均質核生成であったと断言できる系は水と水銀の2例である。理論との比較をする場合信頼に足る界面エネルギー値が不足していること、および融体中でのクラスタリングが対立理論として問題となることを指摘している。たとえば鑄鉄組織におよぼす過熱度、保持時間、トランプエレメントなどの影響はクラスタリング機構で十分よく説明される。

(4) 異質核生成: 実際の凝固現象のほとんどがこれに属する。異相の触媒効果は幾何学的形状因子、格子整合および化学結合の形態と強さなどから論じられる。たとえば鉄合金の場合 TiN, TiC などにより1次粒を微細化できるが、これは格子整合の観点から説明される。Co 基超合金では CoCl_2 と Zr-Silicate が粒微細化に有効であるがこの理由は明らかでない。鑄鉄では接種剤として Ca が使用されるが、これはCと反応して CaC_2 となりこれが黒鉛の epitaxial growth を促すものと理解される。また球状黒鉛を得るのに Mg が使用されるが、これは鉄の異質核生成を抑制する効果と黒鉛界面に吸着して界面エネルギーを増す効果により球状化を促すと考えられる。その他非鉄金属の例、介在物生成などの特殊

例および動力学的核生成を論じた。(中西恭二)

一性 質一

Mo および Cr を含有する合金鉄の高温引張特性

(J. P. BAIRD and A. JAMIESON: JISI, 210 (1972) 11, p. 841)

浸入型固溶元素の炭素と窒素をほとんど含まない Fe-1%Mo, Fe-1%Cr 合金を液体水素焼なましした試料、およびこれらの試料に浸炭、窒化法により0.01%のCまたはNを固溶させた三元合金について、20~700°Cで引張試験した。浸入型元素を含まないFeに1%Crおよび1%Moを添加すると20~700°Cで引張変形中にもかかわらずはあるが温度依存性の少ない固溶体強化を示す。上記の二元合金に0.01% CとNを添加すると固溶体強化の相互作用により、高温で著しい強化を示す。Mo合金鉄に見られた大きな高温強度の上昇はクロム炭窒化物の析出が早いCr合金よりも多くの浸入型元素を素地中に含んでいることに起因する。固溶体中においてそれぞれの元素間で親和力をもつ置換型と侵入型原子が同時に存在すると、著しい高温強度の上昇がみとめられる。これは置換型原子が浸入型原子の可動性を少なくするためである。また置換型原子は浸入型原子の固溶体硬化もしくは動的ひずみ時効を高温側に拡張する。異なる置換型元素について得られた高温における固溶体硬化は置換型元素と浸入型元素の相互作用により説明される。この効果はまずCとNの親和力を増すにしたがい増大するが、高含有量では炭窒化物の析出が試験前に起りその結果、固溶体中の浸入型原子の効果を減少させる。普通の熱処理のち、MoはCとNに対して、固溶体硬化により高温強度の上昇を示す最適条件をもつ。三元、四元合金では500~600°Cで最小破断伸びを、さらに100~300°Cで青熱ぜい性を示す。二元合金は400~500°Cで最少破断伸びを示す。(山田武海)

溶接低合金鋼の熱影響部に関連したマルテンサイトおよびマルテンサイト・ベイナイト混合組織の靱性

(R. E. DOLBY and J. F. KNOTT: JISI, 210 (1972) 11, pp. 857~865)

調質低合金鋼の溶接熱影響部はアークエネルギーの増加と共に靱性が低下するが、これはマルテンサイト組織中でベイナイトの比率が高まるためとされている。しかし前オーステナイト結晶粒径についてはほとんど注目されていない。そこでマルテンサイトおよびマルテンサイト・ベイナイト混合組織の両者について、擬へき開破壊ならびに延性破壊の際の割れ発生支配因子を粒径とベイナイト量の観点から考察した。

試料はHY 80で、マルテンサイトについては粒径10, 50, 100 μm のものを調整し、また混合組織の場合は50 μm のものについて420°C等温変態によりベイナイト(上部)の割合を変化させた。靱性の評価はCODにより、試験温度は-196~200°Cとした。

マルテンサイトの靱性は-40°C以上では粒径による差がなく、それ以下で粗粒鋼は劣下した。被面の横断面を観察した結果、擬へき開の場合ラスの集合体であるコロニーの境界は割れ伝播の抵抗となる。マルテンサイトコロニーの幅は粒径と共に増加し、これが支配因子と考

えられる。混合組織の場合も同様だが、ベイナイトコロニーの幅はその量と共に増大し、また割れ伝播に対する感受性はより高い。また炭化物はベイナイトに対しては割れ発生のサイトになりうるが、マルテンサイトでは影響が認められない。一方マルテンサイトの延性破壊に対して粒径は影響せず、マイクロポイドは介在物や大きな炭化物を起点としている。ポイドの大きさは強度に依存し、硬いもの(細粒)ほど小さくなるが、これは強度上昇と共により小さい粒子(自己焼もどしによる炭化物)にも応力集中が起こるためである。混合組織の場合ベイナイト量の変化は靱性に影響しなかつたが、現象が複雑で考察困難である。

以上の結果から、溶接の際アークエネルギーを下げ、溶接速度を増し、溶接後急冷すれば前オーステナイトの粗大化とベイナイト量の増加を防ぎ、靱性を向上させよう。(渡辺 敏)

低炭素合金鋼の二相混在組織と破壊靱性挙動の関係

(Y. KATZ and M. D. MERZ: JISI, 210 (1972) 12, pp. 911~915)

AISI H-11 の組成を修正した低炭素合金鋼 (4.85Cr, 1.34Mo, 0.50V, 0.22Mn, 0.84Si, 0.007S, 0.010P, 0.21% C) の破壊挙動を、アコースティック・エミッションおよび組織観察あるいは破壊面観察などの手段を用いて研究した。

準安定オーステナイト温度領域 (375~575°C) において試料に加工熱処理を与え、種々の微細組織を得た。引張試験の結果、応力-歪曲線はすべての組織に対してほぼ同一であつた。降伏強さはおよそ 205 KSi, 引張強さは 225 KSi, 伸びは 12%, 絞り率は約 50% となつた。

しかし破壊靱性には差が生じ、組織が焼戻しマルテンサイトと焼戻しベイナイトの二相混在状態である場合に最高値 ($K=200 \text{ KSi}\sqrt{l}$) を示した。

片側切欠き試験片における局部的破壊過程をアコースティック・エミッション法により検出した。その結果から微細組織が異なると微視的破壊挙動が著しく変化することが判明した。

靱性の最高値を示した二相混在組織の試験片においては、主クラック先端に先行して slow crack growth 機構が作動するために究極破断が遅滞する。この破断様式ではクラックの伝播に対して余分の外部応力が必要となる。

この試料における slow crack growth の様式は本質的にその微細構造に由来する。すなわちクラック停止の機構はクラック先端に大きな塑性域が存在することと関係している。この大きな塑性域は脆いマルテンサイト相において局部的不安定性が形成され成最することおよび第二相のベイナイトにおいて塑性流動が増加することが原因となつて生じる。その結果塑性エネルギーの消費を増加させ、靱性値を高めている。(和田 仁)

高炭素フェライト-パーライト鋼における組織と性質の相関性

(T. GLADMAN, et al.: JISI, 210 (1972) 12, p. 916)

フェライト-パーライト組織からなる高炭素鋼の機械的性質を支配する組織的因子について検討した。引張および衝撃特性はフェライトとパーライトの比と、これら

の相の形態に依存する。これらの関係は次に示すとおりである。

20 ft·lb 衝撃温度 (°C)

$$= f_{\alpha}[-46+11.5d^{-1/2}] + (1-f_{\alpha})[-335 + 5.60S_0^{-1/2} - 13.3P^{-1/2} + 3.48 \times 10^6 t] + 48.7(\%Si) + 726(\%N)$$

これは衝撃遷移温度がフェライトの体積分率 (f_{α})、とパーライトの体積分率 ($1-f_{\alpha}$)、フェライト粒径 (d)、パーライトの大きさ (p)、パーライト間隔 (S_0)、とセメントタイトの厚さ (t) に依存することを示す。

降伏強さ (t/in²)

$$= f_{\alpha}^{1/3}[2.3+3.8(\%Mn)+1.13d^{-1/2}] + (1-f_{\alpha}^{1/3})[11.6+0.25S_0^{-1/2}] + 4.1(\%Si) + 27.6(\sqrt{\%N})$$

引張強さ (t/in²)

$$= f_{\alpha}^{1/3}[16.0+74.2(\sqrt{\%N})+1.18d^{-1/2}] + (1-f_{\alpha}^{1/3})[46.7+0.23S_0^{-1/2}] + 0.63(\%Si)$$

一般にパーライトはフェライトと比べて脆いとみなされていたが、パーライトの形状を適当にすると靱性が改善されることがわかつた。熱間圧延もしくは焼ならし状態でのパーライト間隔は衝撃遷移温度に影響をおよぼさない。フェライト粒を細かくすると低炭素鋼における細粒化効果と同様な傾向を示す。組織と性質の相関関係を示す式は経験式であるが、性質を改善するために改良すべき組織的あるいは成分的因子を見出すのに有効である。衝撃特性はフェライト粒とパーライト組織を微細化することにより改善される。Al や V の添加は焼ならし状態における粒径を微細にし、固溶窒素を減少させ、靱性を高める。(山田 武海)

低炭素合金鉄の破壊抵抗

(L. A. HETTCHE and A. R. Cox: Met. Trans., 3 (1972) 9, p. 2327)

critical stress intensity factor と破壊エネルギーの温度依存性を 0.002% C と 5 種類の 0.02% C の合計 6 種類の低炭素合金鉄について調べた。5 種類の 0.02% C にはフェライト鋼に見られる程度の Ni, P, Si あるいは Si と Mn をそれぞれ添加した。破壊試験は疲労クラックを発生させた試験片について、1 ips の急速で三点曲げはり試験により行なつた。おのおのの合金は炉冷あるいは焼入れ時効処理状態で -195~24°C の温度範囲で試験した。

破壊靱性と遷移温度は本研究では破壊抵抗と別に検討した。遷移温度の挙動を説明するためにへき開破壊のモデルを用いるのはあまり好ましくないことである。破壊試験結果から荷重とクラック長の関係をプロットし、炭化物の形態を透過電子顕微鏡で観察すると、これらの合金の破壊時性はクラックの核発生と伝播の段階に関連づけられる。供試材の炭素含有量では焼き入れ-時効処理した 0.002% C 合金鉄、炉冷した 0.02% C-0.03% P 合金の粒界脆性を防ぐことはできない。粒間破壊をのぞけば本研究で用いた合金では流動応力と破壊靱性の間には直線関係が認められた。Hahn と Rosenfield により提案されたへき開破壊に関する準経験的モデルでは、この挙動は温度に依存しないへき開応力に等しい。疲労クラックを発生させ、さらに熱処理をした試料の破壊靱性

とこれと逆の順番に用意した小さな試験片について得られた値とを比較すると、 K_{1d} があらかじめ発生させたクラック損傷に鈍感であることがわかった。(山田武海)

ナトリウム中の低合金フェライト鋼の脱炭速度

(J. L. KRANKOTA and J. S. ARMJO: Met. Trans., 3 (1972) 9, pp. 2515~2523)

低合金フェライト鋼を、オーステナイト鋼 (304SS) 製のポットに入れた静的な液体ナトリウム中に浸せし、フェライト鋼の脱炭速度におよぼす温度および時間の影響を調べて脱炭の律速過程を明らかにし、フェライト鋼をナトリウム加熱蒸気発生器材料に用いるさいの脱炭を予測しようとした。また、炭素鋼についても同様に調べ、ナトリウム系の脱炭モニターとしての利用の可能性を検討した。

フェライト鋼試料には $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$, $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}-1\text{Nb}$ および $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ -低炭素 (0.015% C) 鋼を、また炭素鋼には 1020, 1040, 1095 を用いた。ポットはナトリウム容積 12 l のもので、試料とともにスポンジを浸せしめてナトリウムの炭素活量をできるだけ低くするようにした。実験温度は 537~705°C で、最大 8000 hr までの任意の時間に試料を取出し、おもに炭素を定量して試料単位表面積当りの炭素移動量を求めた。

$2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼の脱炭速度はマトリックス中の炭素の拡散および溶解度によつて律速され、その速度定数は他の報告データとよく一致すること、および改良型 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ 鋼のうちの $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}-1\text{Nb}$ 鋼の炭素量は温度が低い場合には変わらないが、高い場合は増加すること、 $2\frac{1}{4}\text{Cr}-1\text{Mo}$ -低炭素鋼ではわずかに浸炭すること、またいずれの改良型鋼も同じナトリウム系中に存在する通常量の炭素を含む鋼を急速に脱炭することを明らかにした。さらに、炭素鋼の脱炭速度は炭素の拡散および溶解度によつて律速され、移動境界拡散の式を用いて予測しうるため、炭素鋼をナトリウム系の炭素モニターとして利用できるとした。(鈴木 正)

準安定オーステナイト鋼の安定性と機械的性質

(D. BHANDARKAR, et al.: Met. Trans. 3 (1972) 10, pp. 2619~2631)

Fe-Ni 系 (34%Ni, 38%Ni), Fe-Ni-C 系 (28%Ni-0.3% C) および Fe-Ni-Cr-Mn-C 系 (8~21%Ni-9% Cr-2%Mn-0.3% C) の準安定オーステナイト合金を使用して、試験温度と前加工条件を変化させることによりオーステナイトの安定性と引張性質の関係を検討した。

引張試験片は測定部長さ 1 インチの板状試験片で、試験は歪速度を 0.04/min とし、-196~+22°C の温度範囲においておこなった。またオーステナイトの前加工としては、-120~+450°C の範囲においていずれも 70% の圧延加工を与えた。以下に得られた結果を列記する。

(1) 加工によつて誘発されるマルテンサイト変態には「応力誘起」と「歪誘起」との 2 つの様式が存在するが、それらは応力-歪曲線の形状に及ぼす影響が異つていた。

(2) オーステナイトの前加工温度が降伏強さに与える影響を検討した結果、Fe-Ni-C 系と Fe-Ni-Cr-Mn-

C 系の降伏強さは前加工温度が 200°C と 300°C の間るとき極大値を示すことが判明した。これは強加工を受けたマトリックス中の転位の周囲に炭素の雰囲気が形成されるためであると考えられる。

(3) 変態比率と歪の関係を定量的に記述するために提唱された 2 つの式を、炭素を含む合金に関するデータを用いて比較した。その結果大きな歪に対してはとくに $V_a = m\epsilon^{1/2}$ の関係式が実測値と優れた一致を示すことが明らかとなった。ここで V_a はマルテンサイトの体積比率、 ϵ は工学歪、 m は安定性係数である。さらに m を用いてオーステナイトの安定性と機械的性質の関係を検討した。

(4) 化学組成、前加工処理および試験条件が超強力準安定オーステナイト鋼の機械的性質 (降伏強さ、降伏点伸び、伸び、加工硬化速度、破壊靱性、耐水素脆性) に及ぼす影響を一括して表で示した。(和田 仁)

トリップ鋼における疲労クラック伝播

(G. R. CHANANI, et al.: Met. Trans., 3 (1972) 10, pp. 2661~2672)

トリップ鋼と呼ばれる準安定オーステナイト鋼の疲労クラックの伝播挙動について研究した。試料の成分は 9%Cr, 8%Ni, 3%Mn, 4%Mo および 0.25% C 鋼であり、加工熱処理後の M_S 点が室温以下、 M_D 点は室温以上となる。真空溶解した鋼塊を 1100°C × 3 days 均一化処理後 1100°C で板厚 1/8 in および 1/10 in に鍛造し、1200°C × 3hr オーステナイト化後食塩水に急冷し、そして 250°C および 450°C で厚さ 0.075 in の板に圧延という加工熱処理を施して試片を作成した。試片の引張り強さは 250°C で 20% および 80% 加工材がそれぞれ約 167 および 247 ksi, 450°C で 20% および 80% 加工材がそれぞれ約 185 および 250 ksi であった。疲労試験は一端にノッチを付けた試片にあらかじめ疲労クラックを作成し、速度 4 Hz の定荷重式により引張-引張荷重を加えて行ない、クラックの長さ変化を顕微鏡により測定してクラックの成長速度 da/dn を求めた。

トリップ鋼においては、クラック成長速度と応力拡大係数領域 ($\Delta K = \text{最大荷重と最小荷重の応力拡大係数の差}$) との間では $da/dn = R(\Delta K)^4$ という理論式がえられ、 $R \times 10^{23}$ は 250°C で 80% 加工材、450°C で 20% および 80% 加工材では $1.00 \sim 1.2 \text{ in}^7 \text{ lb}^4 \text{ cycle}^{-1} K_C$, また 250°C で 20% 加工材では $2.55 \text{ in}^7 \text{ lb}^{-4} \text{ cycle}^{-1} K_C$ である (K_C は破壊靱性値 $\text{ksi-in}^{1/2}$)。この式は ΔK の低い範囲では実測値と一致した。 ΔK が高いときは実測値のほうが僅かに da/dn が大きくなる。またストリーション間隔より求めた da/dn も実測値と一致した。

250°C で 80% 加工材、450°C で 20% および 80% 加工材の疲労クラック伝播特性は同強度の合金鋼より優れていることが判明した。(内堀勝之)

σ 相生成を予測する修正方式

(R. G. BARROWS and J. B. NEWKIRK: Met. Trans., 3 (1972) 11, pp. 2889~2893)

耐熱超合金における σ 相生成の予測に用いられている従来の式 $\bar{N}_v = \sum_i x_i (N_v)_i$ では残留マトリックスの組成

を正確に計算できない、単一の臨界電子空孔濃度ではすべての Ni および Co 基超合金には適用できないなどの難点があつた。

筆者らの提起する修正方式は元素を A 群 (周期律表において Mn より左方の遷移元素) と B 群 (Mn および Mn より右方の遷移元素) とに分け、まず B 群についての平均電子空孔濃度を求める。 $\bar{N}_v^b = \sum_i f_i^b (N_v)_i$; (f_i^b :

B 群における元素 i の原子比, $(N_v)_i$: 元素 i の電子空孔数) 次に A-B 2 元系合金につき A 群各元素に対応する臨界電子空孔濃度 $(N_v^c)_i$ が \bar{N}_v^b および温度 T ($^{\circ}\text{F}$) の関数として定められる。

$$(N_v^c)_{Cr} = 0.23\bar{N}_v^b + 0.000256T + 1.84$$

$$(N_v^c)_{Mo} = 0.60\bar{N}_v^b + 0.000283T + 0.62$$

$$(N_v^c)_W = 0.66\bar{N}_v^b + 0.00034T + 0.81$$

$$(N_v^c)_{Ti} = 0.59\bar{N}_v^b + 0.00036T + 0.35$$

$$(N_v^c)_V = 0.55\bar{N}_v^b + 0.00042T + 0.57$$

$$(N_v^c)_{Cb} = 0.69\bar{N}_v^b + 0.00025T + 0.21$$

$$(N_v^c)_{Ta} = 0.91\bar{N}_v^b + 0.00009T + 0.10$$

$$(N_v^c)_{Zr} = 0.98\bar{N}_v^b + 0.06$$

残留マトリックスの臨界電子空孔濃度は $N_v^c = \sum_i f_i^a$

$(N_v^c)_i$ で与えられる。 (f_i^a : A 元素群における元素 i の原子比, $(N_v^c)_i$: 純粋な A 群の元素 i の臨界電子空孔濃度) $N_v^c - \bar{N}_v^b$ が負の場合、残留マトリックスは σ 類似相生成の傾向があると判定される。(上正原和典)

12Ni および 18Ni (140kg/mm²) マルエージ鋼の機械的性質と靱性におよぼす逆変態オーステナイトの影響

(C. A. PAMPILLO and H. W. PAXTON: Met. Trans., 3 (1972) 11, pp. 2895~2903)

12Ni-5Cr-3Mo および 18Ni-8Co-3Mo マルエージ鋼の機械的性質と靱性におよぼす逆変態オーステナイト (γ) の影響について調べた。電気炉溶解および真空高周波溶解した 12Ni 鋼の 2 種ならびに真空高周波溶解した 18Ni 鋼の計 3 種の試料を用いて、引張試験および靱性試験を行なった。靱性は、疲労き裂を付したシャルピー試験片を用いて衝撃荷重下における単位破断面当たりの破壊吸収エネルギーで評価した。

熱処理として、850 $^{\circ}\text{C}$ \times 2hr の γ 化処理後油冷し、時効温度は 520 $^{\circ}\text{C}$ および 565 $^{\circ}\text{C}$ とした。靱性を同一降伏強度水準で比較するために、靱性試験片は 12Ni 鋼では 112 kg/mm², 18Ni 鋼では 126 kg/mm² となるように時効時間を変えた。これにより逆変態 γ の存在しない初期時効組織 (520 $^{\circ}\text{C}$ 時効), 逆変態 γ と初期時効組織が混在する組織 (565 $^{\circ}\text{C}$ 時効短時間側) ならびに逆変態 γ と過時効組織が混在する組織 (565 $^{\circ}\text{C}$ 長時間側) を得た。

(1) 12Ni および 18Ni マルエージ鋼において、逆変態 γ は機械的性質に悪影響をおよぼさず、均一伸びを改善する。さらに降伏応力の増大に寄与していると考えられる。

(2) 均一伸びが向上し、逆変態 γ が増加するにもかかわらず降伏応力が増大するのは、マルテンサイト lath 境界に γ が析出するためと思われる。

(3) 最大降伏応力に達する前の初期時効組織では、逆変態 γ は靱性をわずかに高める傾向がある。

(4) 過時効組織では、逆変態 γ は前 γ 粒界に析出し

靱性を低下させる。過時効状態の析出物はポイド形成の核となり、靱性劣化の原因となる。

(5) これらの鋼の均一伸びが小さいのは、マルテンサイト変態中に導入された転位が alien な分布をするためと考えられる (中沢興三)

AISI 4340 鋼の応力腐食割れき裂成長の潜伏時間におよぼす応力履歴効果

(D. L. DULL and L. RAYMOND: Met. Trans., 3 (1972) 11, pp. 2943~2947)

一般に応力腐食割れき裂が定常的に伝播を開始する前に潜伏時間が存在する。疲労予き裂をつけた試験片にある初期応力を水中で加えた場合に観察される潜伏時間と応力腐食割れき裂が定常的に伝播している途中で応力拡大係数を変化させた場合認められる潜伏時間について測定した。

4340 鋼を 843 $^{\circ}\text{C}$ から油焼し、210 $^{\circ}\text{C}$ で 4 hr 焼もどして Rc 52 に調質した。応力腐食試験は、き裂が進展しても応力拡大係数が一定値に保たれる形状の double-cantilever beam (DCB) 試験片を用いて、全面腐食を防ぐため重クロム酸ナトリウムを 0.05% 添加した蒸留水中で行なった。潜伏時間は、差動トランスでき裂開口変位を連続的に検出する装置によつて測定した。

き裂伝播の途中で応力拡大係数を減少させた場合、潜伏時間 t は応力拡大係数の変化の度合 ΔK と最終応力拡大係数 K_f に対してつぎのような関係が認められた。

$$\log t = [3/2 \cdot \Delta K / K_f - 1/4]$$

応力拡大係数を増加させた場合はいずれも潜伏時間は認められなかつた。また疲労予き裂をつける際の K_{max} が応力腐食試験するときの応力拡大係数よりかなり大きい場合は、明らかに潜伏時間が長くなる傾向が認められた。しかし定常状態のき裂伝播速度は、疲労予き裂、応力腐食のいずれの応力履歴にも関係なく、常に加えられている応力拡大係数の関数であつて、応力拡大係数が大きくなるに伴つて増加した。これらの結果を総合的に考察して、蒸留水中において応力腐食割れき裂が伝播するためには、き裂の先端部に応力拡大係数に依存するある臨界の水素濃度が必要とされるという機構が示唆された。き裂伝播に要する臨界の水素量が負荷応力拡大係数に逆比例すると仮定することによつて、実験で認められた潜伏時間の応力履歴依存性がうまく説明される。

(青木孝夫)

オーステナイトステンレス鋼の粒界破壊におよぼすミクロ組織と偏析の影響

(N. C. BARBI and G. JUDD: Met. Trans., 3 (1972) 11, pp. 2959~2964)

鋭敏化処理したオーステナイト不銹鋼の弱酸化性雰囲気での粒界割れは、クロム炭化物と関係があるといわれている。この研究では、商用 304 オーステナイト不銹鋼の粒界と炭化物、腐食条件の相互関係を調べ、さらに粒界腐食におよぼす化学的不均質性を明らかにするため、Cr と Ni の粒界近傍の濃度変化を調べた。

304 ステンレス鋼を: A) 1050 $^{\circ}\text{C}$ \times 2hr \rightarrow WQ, H) 1160 $^{\circ}\text{C}$ \times 5 $\frac{1}{4}$ hr \rightarrow WQ, S) A 処理後、600 $^{\circ}\text{C}$ \times 2hr (S2), 600 $^{\circ}\text{C}$ \times 26hr (S26), 600 $^{\circ}\text{C}$ \times 160hr (S160) の 6 種の熱処理を行ない、電顕観察と EPMA による解析を行なつ

た。

薄膜を 0.5 mm まで予備研磨し、ジェット研磨して作成し一部を $K_2Cr_2O_7-HNO_3$ 水溶液または $CuSO_4 \cdot 5H_2O-H_2SO_4$ 水溶液 (sthauss 試薬) で腐食し電顕観察した。

S2 処理では 30 min 間 Strauss 試薬で腐食すると、腐食の核は粒界の交点に的生的生し、粒界が他の境界より腐食されやすく、炭化物は粒界に残存する。S26 処理では炭化物が容易に観察され、粒界と双晶境界が腐食された。

S160 処理では種々の境界に炭化物が形成され、炭化物が粒界をまたいで成長する場合、両側面のマトリックス

が同時に腐食され、粒界近傍に析出している場合は、粒界側側面がより腐食されやすく、コヒーレント双晶境界も腐食された。 $K_2Cr_2O_7-HNO_3$ 水溶液では、初めクロム炭化物がぬけおち、次にその周囲が腐食された。

EPMA には、高純度 Ni を標準材として、各処理材の Cr, Ni 濃度をランダムに 90 回測定し、その分散を求めた。これらのうち、A と H 処理後の Cr の分散を除いて、97.5% の危険率で差があつた。また通常の熱処理では均質性の点から不十分であり、鋭敏化処理によつて最も大きく偏析することがわかつた。(沼田英夫)