

抄 録

— 製 鉄 —

酸化鉄のガス還元(第3報). 多孔質および緻密な酸化鉄および鉄の酸化—還元

(E. T. TURKDOGAN and J. V. VINTERS: Met. Trans., 3 (1972) 6, pp. 1561~1574)

前報までの、気孔内ガス拡散過程が主要な律速段階となる大粒径の還元過程の解析に引き続いて、本報では、小粒径の場合に観察される均一な粒内反応律速の条件を解析するために、0.4~3.6 mm径の多孔質天然ヘマタイト粒および鉄板の酸化により得た緻密なウスタイトの還元ならびに純鉄板とヘマタイトから還元して得た鉄粒のウスタイトまでの酸化実験を行なった。還元には H₂, 90% CO-10%CO₂ (以下 CO と略記) および H₂-CO-CO₂ (CO/CO₂=9/1) の混合ガスを用いた。主な結果は

1. 多孔質ヘマタイト粒はいずれのガス還元においても log (1-F) と時間が直線関係にあり、均一粒内反応律速と云える (F は反応率)。H₂ 還元では、600~800°C, F > 0.8 以上の場合に反応が遅くなる現象が観察された。

2. CO が存在すると鉄へのCの溶解が起こる。900°C以下では、混合ガス組成から期待されるよりはるかに多量のCが溶解するので、金属鉄共存状態においてすら水性ガス反応の平衡到達速度はかなり遅いと考えられる。このことは計算により求めた還元速度の分圧依存性からも裏付けられた。

3. 還元速度は始めの酸化物の気孔表面積に依存する。還元により生成した金属鉄とウスタイトの気孔表面積はほぼ等しく、還元温度の増大につれ共に小さくなる。CO 還元による気孔表面積は H₂ 還元によるそれよりも小さく、CO 還元による気孔径の方が大きいという顕微鏡組織観察の結果と対応している。

4. 緻密なウスタイトの還元によつても多孔質な金属鉄が生成する。

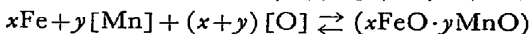
酸化および還元曲線の解析から、きわめて薄い鉄層を拡散して出てくる酸素と還元剤ガスとの反応が律速段階であるとして速度式を導き、速度係数の温度依存性や反応表面積の評価などの解析を行なっている。(図, 写真 21, 表 6, 文献 19). (徳田昌則)

— 製 鋼 —

マンガンによる溶鉄の脱酸に関する熱力学的考察

(P. M. MATHEW, et al. Arch. Eisenhüttenw., 43 (1972) 5, pp. 389~396)

Mn による溶鉄の脱酸は、次の反応式で示される。



酸素に対する Mn の作用は、脱酸生成物の性質と反応物の活量に依存し、a) 溶鉄中の Mn と酸素の活量, b) FeO-MnO 系の熱力学的挙動, c) 脱酸反応の平衡状態、の知識が必要となる。新しい熱力学的数値を用い

て、FeO-MnO 2 元系の固相線と液相線を計算し、状態図を得た。この状態図から、脱酸生成物は温度と酸素濃度に応じて、固体あるいは液体になることがわかる。

次に Fe-Mn-O 系の状態図が計算に基づいて示された。この状態図は、一目でわかるように直角三角形を用いて相平衡を表示している。この状態図を用いて、1600°C で約 0.16% の酸素を含む溶鉄中に Mn が添加された場合の脱酸の過程を例として説明している。

添加された Mn の損失を求める式が導かれた。

$$\frac{\Delta \text{Mn}_{\text{ges}}}{100 \text{g Metall}} = 3.44 (\%[\text{O}]_A - \%[\text{O}]) \cdot$$

$$(1 - K_2 \%[\text{O}]) \cdot \left\{ \exp \left[\frac{\Delta H_M}{RT} \left(1 - \frac{T}{T_M} \right) \right] - 1 \right\}$$

実際の脱酸作業が行なわれるとき、添加された Mn 濃度と酸素濃度との関係式は、液体の脱酸生成物ができる場合は、次のように表わされる。

$$\frac{1}{n} \equiv \frac{d \text{Mn}_{\text{ges}}}{d \%[\text{O}]} = - \left[\frac{1}{K_1 K_2 \%[\text{O}]^2} + 3.44 K_2 (\%[\text{O}]_A - \%[\text{O}]) + 3.44 (1 - K_2 \%[\text{O}]) \right]$$

また固体の脱酸生成物ができる場合も、同様な式が得られた。これらの式より、溶鉄中の初期酸素濃度が高い場合は、Mn の作用力は大きく、反対に初期酸素濃度が低い場合には、その作用力は小さいということが明らかになった。(山村 稔)

BOF 実験炉による化学、熱勾配の観測

(R. A. FLINN, et al.: Met. Trans., 3 (1972) 6, pp. 1373~1384)

この研究の目的は、小型塩基性酸素転炉で製鋼する場合の鋼浴内の化学的、熱的勾配を決定することである。これらの勾配が判れば、操業上の相反する理論の正否が決まるし、最適操業条件が提示される可能性もでてくる。この研究のために、新しい試料採取方法が開発された。サンプラーを炉体側面から目標位置へ挿入する。挿入されるとカンプレー先端が開き真空にされた管の内側へ金属が流れこみ、炉体外へ取り出される。温度についても特別に作製された、感度のよい熱電対プローブを使用して鋼浴全域にわたって測定している。重要な化学的、熱的勾配が見い出された。勾配(すなわち不均一性)が最も大きいのは、ジェット侵入深さが浅い場合である。たとえば1インチのジェット侵入深さのヒートで3分吹錬後の場合、[%P]=0.05~0.17, [%Si]=0.05~0.20, そして鋼浴温度 2500~2900°F に広がっている。このような変化がわずか 15 インチ径、6 インチ深さの鋼浴で認められる。一方ジェット侵入深さがより深い場合は、勾配はきわめて小さくなる。しかし吹錬条件のいかにかわからず、鋼浴は火点のくぼみから上部に向つて流れ、そして中心から放射線方向に流れている様子がデータから推定されるといつている。さらに重要なこととして、鋼浴上部に設置したサンプラーにより飛散粒鉄を捕え、ハードブローの場合、鋼浴全量に等しい粒鉄が

生成される。

これらの粒鉄は急速な酸化反応を起している。すなわち粒鉄は飛行中に3.6% C → 0.4% Cへ脱炭されている。この粒鉄による脱炭は精錬にとって重要であるという。

(山田健三)

2元系のデータから四元系希薄溶液中の酸素の活量の計算方法

(K. T. JACOB and C. B. ALCOCK: Met. Trans., 3 (1972) 7, pp. 1913~1918)

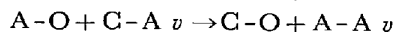
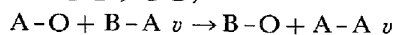
金属が3成分以上含まれる溶液中の酸素の活量を2成分系のデータから推定する従来の取り扱いには、酸素原子と隣接する金属原子の結合数が4、また酸素と結合している金属原子とすべての金属原子との結合力は electronic configuration のため 1/2 に減少するという仮定が含まれている。本論文は酸素と結合している金属原子間の結合エネルギーは変化せず結合数が変化すると仮定し溶液中の酸素の部分モル自由エネルギーを計算した。すなわち酸素原子は金属原子と X の bond をつくる。また α をつぎのごとく定義すると、

$$\alpha = \frac{ZE - ZE^*}{ZE} = \frac{ZE - Z^*E}{ZE}$$

ここで Z: 酸素が存在しないときの金属原子同志の bond 数

Z*: 酸素と結合している金属同志の bond 数

酸素原子と結合する金属原子間のエネルギーの減少率は $(1-\alpha)$ となる。いま、A-O, B-O, C-O bond のエネルギーに大きな差があれば、酸素原子の周りに優先的にクラスターができる。A, B, C 原子間が平衡分布をしているとすると、



の交換反応の自由エネルギーはゼロでなければならないので、結局つぎの関係が得られる。

$$\frac{N_B^0}{N_A^0} = \frac{N_B}{N_A} \cdot \left(\frac{\gamma_{O(A)}}{\gamma_{O(B)}} \right)^{1/X} \cdot \left(\frac{\gamma_{B(A+B+C)}}{\gamma_{A(A+B+C)}} \right)^\alpha$$

N_A^0, N_B^0 は各々酸素と結合している A, B 金属原子の割合で、 N_C^0, N_A^0 に関しても同様の関係が得られる。さらに、溶液中の O-A, O-B, O-C の bond 数ならびに溶解熱を同様に計算し、酸素原子の周りのクラスターの振動、配置の寄与を考慮して得られた3元系溶液中の酸素の活量係数はつぎのごとくあらわされる。

$$N_A \cdot \left(\frac{\gamma_{A(A+B+C)}^\alpha}{\gamma_{O(A)}^{1/X}} \right) + N_B \cdot \left(\frac{\gamma_{B(A+B+C)}^\alpha}{\gamma_{O(B)}^{1/X}} \right) + N_C \cdot \left(\frac{\gamma_{C(A+B+C)}^\alpha}{\gamma_{O(C)}^{1/X}} \right) = \frac{1}{\gamma_{O(A+B+C)}^{1/X}}$$

ここで、多くの2元系に關しすでに報告したように $X=4$, $\alpha=0.5$ とおくと Ag-Sn-Cu 系の実測値と計算値とは 6Kjoule の範囲内で一致した。(井上博文)

還流式脱ガス法における脱炭の研究

(T. Kootz, et al.: Stahl u. Eisen, 92 (1972) 14, pp. 664~678)

Augst Thyssen AG の Ruhr Ort 製鋼工場では 1969 年にトーマス転炉の廃止が確定し、これにかわる低炭素鋼製造プロセスが必要となり、純酸素上吹き転炉鋼を脱炭する還流式脱ガスプロセスを 1968 年採用した。本装

置は 110 t 取鍋を処理するように設計され、操業は時間、ガス流量 (吹きこみガスおよび廃ガス)、真空容器内圧力、溶鋼温度の測定とともに真空容器内をテレビカメラで観察しながらおこなわれる。1590~1640°C で出鋼された溶鋼は 6 min の輸送の後に脱炭が開始される。これまでに約 4000 ヒートの極低炭素鋼が製造されており、工業的、経済的に炭素含有量 0.01% 以上の鋼を製造することに成功している。真空脱炭の冶金学的検討もおこなわれた。脱炭中の酸素の減少は化学量論的な値よりも常に少なく、真空容器および取鍋耐火物の還元による酸素の供給、あるいは取鍋に固着していた前ヒートのスラグおよび酸化膜による酸素ピックアップが原因として考察された。真空容器内では脱炭に関する平衡関係の概念は適用できず、脱炭反応の律速段階が界面での炭素の拡散であることを確認した。またこの概念をモデル化し、最終的に次式を得た。

$$[C]_Z = ([C]_A + K_4) \cdot e^{K_3 \cdot Z} - K_4$$

(ここで、 $[C]_Z$: 時間 $t=Z$ における炭素濃度、 $[C]_A$: 時間 $t=0$ における炭素濃度、 K_3 および K_4 : 定数、 Z : 時間を表わす。)この関係は実測値とよくあうことが確かめられ、還流脱ガス法による脱炭の実操業上のパラッキに対する冶金学的な根拠となることを示した。最後に還流式脱ガスと吸い上げ脱ガスの脱炭について比較した。(橘 克彦)

溶鋼の真空処理

(H. W. KREUTZER: Stahl u. Eisen, 92 (1972) 15, pp. 716~724)

過去 20 年間で真空冶金の目ざましい進展が品質面のみならず、処理能力の面で認められる。真空処理法は有害な元素を減少するための後処理プロセスから鋼製造のひとつのプロセスにまで発達した。ここで真空処理法とは次の3つの分類に分けられるものをさす。1) 注入流脱ガス (たとえば取鍋-真空取鍋, 取鍋-真空鑄型), 2) 取鍋脱ガス (真空精錬, 真空中電弧加熱など), 3) 部分脱ガス (還流式脱ガス, 真空吸い上げ脱ガスなど) 現在、平均的あるいは大型鋼塊を製造する工場が真空脱ガス装置を持たないことは考えられない。とくに合金を添加しない極低炭素鋼は真空冶金があつてはじめて経済的に製造される。また電磁鋼板の脱炭焼鈍においても真空処理の有利性が示された。またトーマス底吹き転炉から酸素上吹き転炉に移行する際の品質的な補償は真空冶金によつてのみ可能であつた。真空精錬は極低炭素の高クロム鋼を経済的に製造するプロセスであり、電気炉と真空精錬炉を有する製鋼工場を出現させるに到つた。真空脱酸により構造用鋼や工具鋼など溶製鋼種のいかに問わずアルミニウムなしの鋼を製造することが可能になつた。補助加熱手段により真空処理は脱硫を目的とするスラグ反応プロセスにまで拡張され、製鋼炉を単なる溶解炉もしくは1次精錬炉として機能させることになつた。真空処理法は次の要求を満足することが望ましい。1) 真空中での有効表面積が大なること、2) メタル、真空間での拡散距離が短いこと、物質移動係数を大きくするため拡散膜を乱すこと、3) 溶解中の溶鋼の流動条件を最良にし、物質交換が迅速であること、4) 耐火物との接触面での攪拌が小さいこと、5) 目的に応じた脱酸なら

びに合金添加方法が可能であること。(橋 克彦)

溶融 Fe-Mn-C 合金の脱炭速度および沸騰の強さの法則 (S. I. FILLIPOV, et al.: Izv. VUZov Cher. Met., (1972) 7, pp. 11~14)

溶鉄から発生する気泡によつて起こる系の揺動を連続的に自動記録できる装置により, 溶融 Fe-Mn-C 合金の酸素ガスによる酸化過程を 1540~1640°C で研究した.

Mn は最初から大きな速度で酸化され, 同時に脱炭反応も進行する. この表面沸騰期では金属の表面層を通る酸素の拡散が律速になり, [Mn] の減少とともに C の酸化が促進され脱炭速度は最高になる.

C の濃度が臨界値に達すると律速段階は外部拡散から内部拡散に変化し, 脱炭速度は減少するが沸騰の強さに第1の極大値が現われる.

炭素の臨界濃度を C_{Cr} , パルクの濃度を C_0 , 拡散層の厚さを δ_c , δ_0 , 拡散係数を D_C , D_0 とすると

$$D_C \delta_c \frac{C_{Cr}}{\delta_c} = D_0 \delta_0 \frac{C_0}{\delta_0} \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$C_{Cr} \approx \frac{D_0 C_0}{D_C} \quad \dots\dots\dots (2)$$

測定されている拡散係数 $D_0 = 1.22 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{sec}$, $D_C = 27.5 \times 10^{-5} \text{ cm}^2/\text{sec}$ を用いると, 1550°C では $C_{Cr} = 1.0\%$ となり, 実験値とよく一致した.

さらに [C] が減少すると脱炭速度はさらに小さくなって沸騰が起り, 沸騰の強さに第2の極大値が現われる.

第1および第2の極大値を示す [C] は [Mn] が 1% 程度までは増大するがそれ以上の [Mn] では一定となった. 沸騰の強さの第1の極大値は [Mn] の増加とともに増大するが, 第2の極大値は [Mn] が変化しても一定であった. Mn の酸化速度は 1.5% Mn までは増加するがそれ以上の [Mn] では一定となり, 活性化エネルギーは 30 kcal/mol となった. (郡司好喜)

銀との界面における溶融 Fe-C 合金の張力と相の付着 (S. I. POPEL', et al.: Izv. VUZov, Cher. Met., (1972) 6, pp. 13~16)

溶融 Fe-C (0~19 at%) および溶融銀の表面張力, 界面張力ならびに付着を研究した.

1540°C の Fe-C の表面張力は 1800 から 1700 MJ/m² に減少し, C の濃度 N_C と Fe の表面張力 σ_1 の関係は

$$\sigma_1 = 1800 - 960 \log (1 + 1.3N_C) \quad \dots\dots\dots (1)$$

と表わされた. 吸着量 Γ_C は

$$\Gamma_C = \frac{N_C^\omega - N_C}{\omega} \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$\Gamma_C = - \frac{a_C(1-N_C)}{RT} \cdot \frac{\partial \sigma_1}{\partial a_C} \quad \dots\dots\dots (3)$$

ここで N_C^ω は C の表面濃度, a_C は C の活量, ω は分子表面の値を示す. (2), (3)式から計算される Γ_C はほぼ一致し, 19 at% C では $\sim 4 \cdot 10^{-10} \text{ g-atom/cm}^2$ となった.

960°~1540°C において測定された Ag の表面張力 σ_1 と密度 ρ_{Ag} は

$$\sigma_1 = 890 - 0.193 (t - 960) \quad \dots\dots\dots (4)$$

$$\rho_{Ag} = 9.36 - 0.00062 (t - 960) \text{ (g/cm}^3) \quad \dots (5)$$

Fe-C 合金と Ag 界面張力 σ_{12} は 1540°C で 1040

から 940 MJ/m² に減少し, [C] の変化によつて接触角は変化しなかつた. σ_1 と σ_{12} が平行して変化することから,

$$\sigma_{12} = 1040 - 960 \log (1 + 1.3N_C) \quad \dots\dots\dots (6)$$

が得られた.

付着の仕事 W_a は N_C が 0~0.19 の範囲で 1540 MJ/m² と変化なく, C は付着に影響しないことがわかつた.

また 960°C における固体鉄と溶融銀の付着の仕事は 1730 MJ/m² で, 同じ温度における Ag の凝集の力 1780 MJ/m² よりわずかに低かつた. (郡司好喜)

金属液滴における炭素の酸化速度の解析とスラグ中でのその滞留時間の評価

(M. Ya. MEDZHIBOZHSKIĭ: Izv. VUZov, Cher, Met., (1972) 6, pp. 51~56)

酸素吹錬する平炉や転炉の精錬過程において, スラグエマルジョンの中にある溶鋼液滴中の脱炭反応はいちじるしく速い. 液滴の脱炭反応の律速段階を明らかにするため, 半径 $r_K = 0.025 \text{ cm}$ の液滴が 1% から 0.4% に脱炭される場合の脱炭速度をいろいろな律速段階について計算した.

1) 液滴の拡散層における C の拡散が律速の場合:

スラグの a_{FeO} が 25%, 物質移動係数 $\beta_C = 0.04 \text{ cm/sec}$ で平均脱炭速度は $\bar{v}_C = 3\%/sec$ となる.

2) 液滴に対流がなく液滴内の C の分子拡散が律速の場合: $D_C = 10^{-4} \text{ cm}^2/\text{sec}$ としたときの平均脱炭速度は $\bar{v}_C = 1.6\%/sec$ と計算される.

3) スラグ-メタルの境界層における酸素の拡散が律速の場合: $a_{FeO} = 25\%$, $L_0 = 0.0023$, $\beta_0 = 0.04 \text{ cm/sec}$ のとき平均脱炭速度は $\bar{v} = 0.19\%/cos$ となる.

4) スラブ-メタル境界層における酸化鉄の拡散が律速の場合: $a_{FeO} = 25\%$, $\beta_{(FeO)} = 0.004 \text{ cm/sec}$ で平均脱炭速度は $\bar{v}_C = 0.40\%/sec$ となる.

5) スラブ-メタル界面における不均質化学反応が律速の場合: 電気毛管現象による定性的な説明はあつても定量的には評価できない.

一方液滴の脱炭速度についての実験式から $\bar{v}_C = 0.113\%/sec$ と計算された. 以上の比較からスラグ-メタル境界層における酸素の拡散が律速段階になるように思われるが, 実際の脱炭速度とは十分に一致していない.

その原因として, スラグ中の液滴の滞留時間や液滴の大きさなどについて検討する必要があることがわかつた. (郡司好喜)

一 加 工

潜弧法にホットワイヤ添加を併用した溶接および肉盛り (L. van DYKE and G. WITTSTOCK: Welding J., 51 (1972) 5, pp. 317~325)

アーク溶接の際, アークの飛ばない抵抗加熱ワイヤ(ホットワイヤ)を併用する思想については, 1966年にガス・タングステンアーク溶接への適応例がはじめて紹介されたが, その後この手法を潜弧溶接および潜弧肉盛りに応用する検討が進められ, 現在ではすでに1年以上にわたつて, この方法が工業的に広く利用され成功を収めている(著者はユニオンカーパイド社所属). この方法を

実施する装置は、2組のそれぞれ別個の電源、ワイヤ供給モータ、電子式制御機構、およびトーチ部から成り、溶接あるいは肉盛り自体は従来法とおおむね同様に実施される。従来法との差は、アークを飛ばさないが通電されている溶加ワイヤを送給しながら完全に I^2R による抵抗熱のみによつてその融点まで加熱し、これによつて潜弧溶接または肉盛りの際生ずる溶融池に、さらに溶融金属を追加するところにあり、その目的とするところは1回のパス当たりの金属の溶着率を著しく増加し、作業能率の向上を図ろうとするものである。この方法の利点について述べれば次の通りである。まず潜弧溶接については、小入熱溶接でも金属の溶着率が増すこと、良好な溶込みと機械的性質とが得られること、が上げられる。

これはとくにQT鋼材の溶接には非常に有利である。一例を上げると、板厚1"のHY80材を、開先角度45°、ルートギャップ $\frac{1}{4}$ "で単電極多層盛潜弧溶接を実施するに当たり、ホットワイヤ添加を行なうことにより、わずか10%弱の入熱量増加で溶着率を50%増加せしめることができた。一方、潜弧肉盛りについては、その最大の利点はとくにステンレスその他の高価な材料を肉盛りする場合肉盛り材の母材による稀釈を大幅に減らすことができる点にある。すなわち本法では、ホットワイヤの添加によつて溶着率を増す一方アークからの入熱を制御し、これによつて溶込みが減少する結果、母材による稀釈が減る。一例として、炭素鋼板の面に308Lステンレス鋼を幅2"に肉盛りするに当たり、従来法と本法とを比較したところ、従来法では溶着金属に50%の稀釈が見られたが、これに対し、ホットワイヤ添加により溶着率を倍増した本法では、稀釈率はわずか13%であり、側曲げ試験結果も良好であつた。(図13, 表2, 参2)

(志村一輝)

極地ガスパイプライン布設への自動溶接の適応性について (J. H. O'CONNOR: Welding J., 51 (1972) 7, pp. 474~482)

アラスカの Prudhoe 湾から、既設のアルバータ・ガス幹線会社のガスパイプラインまで、1550マイルにわたつて48"径のパイプラインを布設する可能性について検討するため前記会社を主体として、カナダ2社および米国4社から成る Gas Arctic Systems Study Group という研究グループが1970年に結成された。検討された多くの問題のうち、現地溶接については、極寒地という溶接工に対するきびしい立地条件から、従来の手溶接に代わつて自動溶接がどの程度適応可能かについての比較試験が実施された。試験は1971年6月から8月までカナダのアルバータで、総延長約73マイルの42"径管のループ6本を布設することにより行なわれた。このうち、5本のループについては、API5L×65材を用い、延長16.5マイルは肉厚0.375", 38マイルは肉厚0.406", 11.8マイルは肉厚0.420"のものをそれぞれ用い、最後のループ7.4マイル分だけはAPI5L×70材の肉厚0.390"のものをを用いた。なおこれらの鋼管はX65材は両面潜弧シーム溶接で、またX70材は潜弧スパイラル溶接で、それぞれ製造された。現場における鋼管継ぎの自動溶接機器は、鋼管端面の開先加工装置、芯出し用内面クランプ装置、回転式多電極内面溶接装置、自

走式外面溶接装置および電源車、の5要素から構成された。ルート溶接は管内に装着された3電極自動溶接機2基を交互に稼働させて半周宛内面から行なわれた。使用ガスは75Ar-25CO₂であつた。外面溶接は、管体に捲かれた鋼帯上を自走する2台の溶接台車に搭載されたトーチにより100%CO₂ガスを用いて3層盛で実施された。この場合フィル・パス(第2層)およびキャップ・ワールド(第3層)溶接の際、毎分120回の率でトーチの揺動を行なつた。溶接工は、ホット・パス(外面溶接初層)溶接の要員のみ熟練者を用い、他は主として夏期休暇中の学生で全くの未経験者に講習を行なつたのち就業させた。溶接部の手なおし率は、布設開始当時は21.9%にも及ぶことがあつたが、完了時には0.8%にまで下がつた。溶接部の材質は、半溶接の場合と遜色なく、とくに曲げ試験では自動溶接材の方が好結果を示した。結論として、自動溶接を極寒地パイプライン布設に適用しうることが明らかとなつた。(図8, 表3, 参2)

(志村一輝)

一性 質一

切欠きをつけた軟鋼の疲れき裂の発生と成長におよぼす厚さの影響

(A. R. JACK and A. T. PRICE: Acta Met., 20(1972) 7, pp. 857~866)

切欠きをつけた板状試験片で疲れ試験を行なうと、はじめき裂は板面に垂直な破面に形成して成長するが、き裂の長さが長くなると破面は回転して板面と45°の角度となる。この破面の回転はき裂先端部が平面ひずみの状態から平面応力の状態へ変わることは対応している。この応力状態の変化は試片の厚さに依存すると考えられる。一方この破面の遷移にともない、き裂の伝播速度が変化するか否かについては、統一した見解が得られていない。またき裂の発生についても厚さの効果についてはまったく研究がない。

本報告は商用の0.23%C鋼を用いて、1.27から22.86mmまでの5種類の板厚の試験片(平行部長さ: 76.2mm, 幅: 25.4mm)に基底部の半径が0.254mm以下の切欠きをつけ、き裂の発生と伝播速度に対する板厚の影響を調べたものである。疲れ試験は室温で行ない、き裂の長さは電位低下で連続的に測定した。この方法によるとき裂の長さは0.1mm程度まで測定可能である。

き裂発生に要する繰返し数、Niは5.08mm以上の厚さでは板厚に依存しないが、これより薄ときは薄くなるほどNiは小さくなる。この傾向は応力準位の高いほど著しい。破断までの繰返し数、NpもNiと同様な傾向を示す。

き裂の平均伝播速度は薄い試片ほど大きくなる。破面の観察からストリェイションを有する平面ひずみ領域から凹みを有する平面応力領域への遷移点のき裂の長さを測定すると、この遷移は厚さが薄いほど早く起こることがわかつた。

これらの現象は、平面ひずみ状態が塑性変形の進行にともなつて平面応力状態に変化するものとして説明できる。(菊池 実)

焼入れおよび焼入れ-時効された鋼の疲れ挙動におよぼす組織的不安定性の効果

(D. V. WILSON and B. MINTZ: Acta. Met., 20(1972) 7, pp. 985~995)

サイクリックなひずみによつて増進される冶金学的変化は疲れ強さに重要な効果をもっている。そのうちで、室温の耐疲れ性に影響してとくに重要であると考えられている二つの組織変化がある。一つは動的なひずみ時効で、これは疲れ硬化を増進させる。もう一つは微細析出物の再溶解であつて、これは疲れ軟化をもたらす。低炭素鋼は、このひずみ時効と復元の両方の効果を調べるのに適切である。本論文は、焼入れおよび焼入れ一時効した低炭素鋼および軟鋼の疲れ挙動を、機械的試験と組織観察により調べた結果を述べたものである。390~700°C から塩水焼入れした試験片と 700°C から焼入れし、60, 90, 130 および 165°C で 16hr 時効した試験片を用い、Amsler Vibrophore 試験機で Push-Pull 法による疲れ試験を行なつた。

焼入れたままの場合では、固溶炭素による動的なひずみ時効はサイクリックなひずみ中の急激な転位密度の増進を促す。その結果、疲れ硬化は 700°C からの焼入れ試料では大きく上昇する。より安定な強化は室温よりわずかに高い温度での疲れ試験中の動的なひずみ時効によつて得られるが、これは温度上昇がより広範囲な偏析の形成と転位上への析出を促進するためと考えられる。

90°C 以下で時効した試験片の場合は、疲れ試験中に微細な整合析出物の溶解が起こる。その結果生じる局所的な軟化は狭い活性なすべり帯での応力集中を導き、それによつてクラックの核形成を容易にする。この挙動は疲れ強さ/流れ応力の低い比に対応する。これと反対に、粗大ではあるが、しかし力学的に安定な炭化物が分散した組織を有するものでは、diffuse なすべりが生じ、したがつて、この場合は高い疲れ比をもたらす。もつとも高い疲れ強さは、繰返し応力下でも安定でかつ微細な炭化物分散によつてもたらされた。(脇田三郎)

低炭素鋼のオーステナイト領域における再結晶

(W. B. MORRISON: JISI, 210 (1972) 8, pp. 618~623)

鋼の加工熱処理は、機械的性質を向上させるひとつの有益な手段であるが、熱間加工温度における鋼の変形と再結晶挙動に関する知識が乏しくまだあまり利用されていない。本研究では、0.055% C, 0.16% Mn, 0.039% Si を含む商用鋼を用い、900~1000°C の範囲の再結晶挙動について研究した。

引張試験片を He+2% H 雰囲気中で 950°C×1.5hr 加熱し、オーステナイト結晶粒度を ASTM 4~5 にそろえ、所定の温度において引張変形により 0.006~0.24 のひずみを与えたのち除荷し、そのままある時間保持し、再び引張荷重を加えて降伏応力を測定した。このときの降伏応力の低下の大きさから再結晶の割合を求めた。再結晶時間におよぼすひずみ量、ひずみ速度、温度の影響について調べ、つぎのような結論が得られた。

(1) 再結晶率 X なる割合に達する時間を $t_X(S)$ 、真塑性ひずみ ϵ 、試験温度を $T(K)$ とすれば

$$t_X = C_X \epsilon^{-n} \exp Q/RT$$

ここで $C_X(S)$ は X の関数であり、たとえば $C_{0.1} = 7.00 \times 10^{-16}$, $C_{0.5} = 1.86 \times 10^{-15}$, $C_{0.9} = 4.10 \times 10^{-15}$ である。 $n=4$, $Q=65 \text{ Kcal/mol}$ で、この値は γ 中の Fe の自己拡散に対する活性化エネルギーの 64.5 Kcal/mol に非常に近い。そしてこの関係は、ひずみ速度が十分大きく変形中再結晶が生じないならば、ひずみ速度に依存しない。したがつてこの式はこの実験より十分大きいひずみ速度の工業的熱間加工中の再結晶条件を決定するための基礎として有用であらう。

(2) 変形中再結晶が起きる場合つぎのような関係が成立つ。

$$\epsilon_n \approx \left(\frac{2C_{0.1}\nu}{L_0} \exp Q/RT \right)^{0.2}$$

ここで ϵ_n は最大荷重 (10%再結晶) における真ひずみ、 ν はクロスヘッド速度、 L_0 は公称ゲージ長であり、計算値と実測値のよい一致がみられた。(青木孝夫)

純鉄の熱延集合組織におよぼす熱延条件の影響

(D. S. HODDINOTT, et al.: JISI, 210 (1972) 8, pp. 624~628)

低炭素鋼の熱延集合組織は、種々の熱延条件に依存し、また、板厚方向で変化していることが知られている。

本研究は、高純度鉄を、熱延温度として標準的な 880°C で熱延したときの熱延集合組織におよぼす熱延後の保持時間、1パス当たりの圧下率およびパス回数の影響を調べ、同時に、板厚方向の集合組織の変化についても調べたものである。供試材は、真空溶解および脱酸した電解鉄である。熱延は、880°C×1¼hr 加熱後、実験用 2 段圧延機 (ワークロール径 20 cm) で行なわれた。1パス当たりの圧下率およびパス回数はそれぞれ 50~70% および 1~6 パスと変化させ、熱延後の保持時間は、試料を水焼入れする前の時間を変化させることにより、変化させた。得られたおもな結果はつぎのとおりである。板の中心部の集合組織は、圧延加工の成分である {100} <011> と {112} <110>、再結晶ならびに高温での焼鈍成分である near {322} <296>, {100} <011> および {110} <001>、さらに 2 次再結晶成分である {554} <225> から成つていた。

熱延後の保持時間がふえると {112} <110> と {322} <296> との存在の割合が等しくなり、いつぼう {554} <225> が発達してくる。熱延後水焼入れし、再焼鈍しても、前述と同様の集合組織であつた。圧延のパス回数をふやすと、圧延のパス間で再加熱をおこなうため、再焼鈍の場合と同じで、とくに強い成分はない。また、圧下率の増加は、個々の成分をやや強くする程度で、大きな変化をもたらさない。

つぎに、板厚方向の集合組織の変化を調べた結果、ある与えられた深さの集合組織は、中心部の主成分である {100} <011> と、この成分と TD 回りの回転関係にある表面集合組織成分として知られる {110} <001> が混在したものとなつている。そして、圧延パス回数が増えると {110} <001> の割合が増加する。これらの成分の混在の割合は、圧延中の材料の表面近傍におけるせん断過程の強さに依存しており、本実験のように 880°C での熱延の場合にも、この過程が存在している。(大久保透)

低炭素鉄の機械的性質におよぼす燐の影響

(W. A. SPRITZIG: Met. Trans., 3 (1972) 5, pp. 1183~1188)

Fe-P合金の低温での機械的性質におよぼす変形温度、歪速度、結晶粒度、P添加量などの影響について研究を行なった。

試料は真空中で炭素脱酸した純鉄に精製したPを添加して0.05, 0.1, 0.2, 0.6% P-Fe合金をつくつた。熱間圧延後に切断してから冷間スエージ加工、または冷間圧延を行なった。再結晶処理を600~850°Cで行ない急冷して試料とした。すべての試料は等軸フェライト組織で粒界、粒内ともに析出物はなかつた。機械的性質の評価は歪速度 $2.5 \times 10^{-4} \sim 3.5 \times 10^{-2}$ /sec, 温度 -196~22°C で圧縮試験によつた。

結晶粒度 ASTM 3.5~7, 温度 -73~267°C においてシャルピー衝撃試験を行なった結果P添加量が0.1%以下では遷移温度にほとんど影響しないが0.2%P以上の遷移温度はPの添加量とともに上昇することがわかつた。

降伏強さにおよぼす結晶粒度依存性をしらべたところ0.6%P合金の -125°C, -196°Cの結果を除いて他のデータはHall-Petchの関係式にしたがつた。

歪速度 2.5×10^{-4} /sec で降伏強さの温度依存性をしらべた結果温度低下にともなう強度の増加はいちじるしく、また -73°C以下では0.2%までのP添加は固溶体軟化を生ずる。この軟化は粒径が大きいほど、また歪速度の大きいほどいちじるしくなる。

22°C と -73°C において降伏強さにおよぼす歪速度の影響をしらべた結果、降伏応力と歪速度の対数の関係は直線的となつた。22°C におけるP添加量の影響はごく少量(0.05%P)では降伏強さをかなり増加させるが0.1%P以上では直線的に増加する。-73°Cでは0.4%以下のP添加は固溶体軟化を起こすことがわかり、強度とP添加量の関係は温度によつてかなり異なつてゐる。加工硬化率はPの添加によつて -73°C以上では増加し -73°C以下では減少したが、歪速度は加工硬化に影響をもたないことがわかつた。(峯尾平治)

疲労クラックの成長を伴う局部降伏

(G. T. HAHN, et al.: Met. Trans., 3 (1972) 5, pp. 1189~1202)

疲労クラックの塑性変形域をエッチングにより現出させて、塑性変形域の大きさを測定し、クラック近傍におけるくりかえし歪を3つのパターンに分類した。

厚さ16mmのFe-Si鋼板(Si:3.63, C:0.026, N:0.002, O:0.017 wt%)より $76.2 \times 107.95 \times$ 厚さ t (12.7, 2.5, 1.52) mmの2重片持ばり型破壊靱性試験片を作成した。破壊靱性試験片のノッチは疲労により作成した。さらに再結晶焼鈍を施して、降伏強さ $\sigma_y = 670,000$ psi, 粒径 60μ とした試験片に100°Cの大気中で荷重が破壊靱性値 $\Delta K < 32K_{Si}$ in^{1/2} の一定値のくりかえし荷重を与え、クラックを成長させた。また通常の引張り試験も行なった。

クラックの成長速度 (da/dn) はマクロ的にもミクロ的にもほぼ同一で、 $2 \times 10^{-2} \mu < da/dn < 2 \times 10^{-1} \mu$ の範囲内では $da/dn = B\Delta K^3$ ($B = 2.8 \times 10^{-10} K_{Si}^{-3}$ in^{-1/2}) で表わ

された。また $0.67 < t(\Delta K/\sigma_y)^{-2} < 5.6$ では da/dn は板厚に無関係であつた。

疲労クラック近傍の塑性域をMorris液によつて現出させると、クラック先端から $10^2 \sim 10^3 \mu$ の距離の歪が比較的小さいところ(蓄積塑性歪 $< 10^{-1}$)では黒くエッチされ、歪が大きい $10 \sim 50 \mu$ の距離のところ(蓄積塑性歪 $> 10^{-1}$)では薄くエッチされた。クラックに先行するくりかえし歪は次の3つに分類された。1)くりかえし塑性歪 ($\Delta \epsilon_p$) が $0 < \Delta \epsilon_p \leq 10^{-3}$ の範囲はくりかえし数 (n) で $10^3 \sim 10^4$ 回以下に相当し、マイクロ歪の領域である。2) $10^{-3} \leq \Delta \epsilon_p \leq 10^{-1}$ の範囲は $n = 200$ 回以下に相当し、くりかえし塑性域である。3) $10^{-1} \leq \Delta \epsilon \leq 1$ の範囲は $n = 10$ 回以下に相当し、COD影響域である。(内堀勝之)

中炭素鋼の焼もどしマルテンサイトにおける強化機構の研究

(L. MALIK and J. A. LUND: Met. Trans., 3 (1972) 6, pp. 1403~1406)

焼もどしマルテンサイトの強度に寄与する転位の役割をX線回折および組織観察により定量的に研究した。

中炭素鋼(0.42C, 1.11Mn, 0.22Si, 0.13Mo wt%)を食塩水に焼入れ後250~550°Cの7段階に焼もどして引張試験、X線回折試験および電顕観察に供した。

焼もどし後の線欠陥などによつて生じる不均一格子歪、および平均1500Å以下の粒やセルなどのような格子の回折領域と整合的に一致する小さな粒の大きさをマトリックスの{110}と{220}のX線回折の変化より求めた。さらに格子歪や微小回折領域の大きさから転位密度と転位の配列を算出した。また電顕写真から炭化物粒の平均断面間隔(D)を求めた。

電顕写真から求めた転位密度はX線回折より得た値とほぼ一致し、400°C以上の焼もどしでは転位網が認められた。転位の下部組織を無秩序の小さいセルからできていると仮定すれば焼もどしマルテンサイトの降伏強さは次式 $\sigma_{0.2} = \sigma_0 + k_1/D \ln D/2b + k_2\rho^{1/2}$ により得られる。

($\sigma_{0.2}$:降伏強さ, $\sigma_0 \approx 35 \text{ kg/mm}^2$, b: Burger's ベクトル, k_1, k_2 :それぞれOROWNの機構の理論値と実験値、および歪硬化に対応する値、 ρ :転位密度の測定値。) $\sigma_0 \approx 35 \text{ kg/mm}^2$ のうち 20 kg/mm^2 は侵入型原子の固溶硬化によるものと思われ、この値は0.20% Cに相当して α -FeへのCの固溶限を越えているがCはフェライトマトリックスの欠陥を伴つた低エネルギー位置に残留しているものと思われる。焼もどしマルテンサイトの強化因子としての転位の下部組織の貢献の程度は従来考えられていた値よりはるかに高く、400°Cまでの低い焼もどし温度では降伏点の35%以上を示すことがわかつた。(内堀勝之)

水素中の鉄の脱炭率におよぼすイオウとリンの影響

(R. J. FRUEHAN: Met. Trans., 3 (1972) 6, pp. 1477~1452)

この報文はイオウとリンが乾燥水素中で鉄鋼の脱炭率におよぼす影響について調べたものである。イオウとリンの効果を判断するためにFe-C合金の脱炭率を明らかにする必要があり、Fe-C系についても調べた。

実験はL. J. MARTONIKらの方法により、試料は高

純度のものを用い、 $2.5 \times 1.5 \times 0.056$ cm の板に加工した。水素ガスは一般的な方法で洗浄し、流量はどの実験でも 4 l/min で行なつた。試料中の炭素量の変化は試料の重量減を連続的に測定して求めた。なお試料は大部分 $1.5\%C$ のものを用いた。

Fe-C 系は $1140, 1000, 900^\circ C$ で測定した。結果は MARTONIK らの報告した脱炭率と 10% 以内の誤差で一致した。炭素量が 1% 以上のときの脱炭率はほぼ一定であつた。また表面に吸着した炭素の活量係数は $1140^\circ C$ で 0.23 であつた。

Fe-C-S 系は 0.009 と $0.046\%S$ で $1140, 1000^\circ C$ で測定した。この際試料表面で H_2S が形成し、脱炭中にイオウも連続的に減少し、 $1140^\circ C$ 300 min で試料中のイオウの約 $1/3$ が失われた。そのため水素中では試料表面のイオウ濃度が低くなり脱炭率に著しく影響する。脱炭の際のイオウの効果をよりよく理解するために H_2-H_2S 混合ガスを用いた。混合ガスは $H_2-1\% H_2S$ を水素で $0.026 \sim 0.0028\% H_2S$ に希釈し、 $1140^\circ C$ で実験を行なつた。この結果わずかでも H_2S が存在すると脱炭率を低下させた。またイオウの活性の低い範囲でも脱炭率を低下させた。この結果、イオウは鉄面上で表面活性があるのがわかつた。

Fe-C-P 系の脱炭率は 0.11 と $0.25\%P$ の試料を水素中 $1140, 1000, 900^\circ C$ で測定した。実験中の脱リンは測定可能な量ではなかつた。リンもイオウと同様脱炭率を低下させた。Fe-C- $0.0025\%P$ の脱炭率はリンを含まないものに比して約 $1/4$ であつた。(西川真人)

TRIP 鋼の熱処理技術

(T. J. KOPPENAAL: Met. Trans., 3 (1972) 6, pp. 1549~1554)

TRIP 鋼は塑性変形中に生じるオーステナイト (γ) からマルテンサイト (α') への変態を利用してすぐれた強度と靱性を得る比較的新しい型の鋼である。この鋼では強度を増大させるために加工熱処理が必要であるが、かなり大きな設備が必要なこと、加工熱処理後の溶接が困難なこと、機械的性質が非等方性となることなどの欠点がある。本研究は加工熱処理を熱処理のみに置換えて、これらの欠点を除こうとしたものである。

使用した合金は Fe- $24\%Ni-4\%Mo$ に C を 0.29% および 0.22% 添加した 2 種である。 $1121^\circ C$ に γ 化し水冷したのち、さらに $-196^\circ C$ に冷却すると ($\alpha'+\gamma$) 2 相組織となる。これを $649^\circ C$ 以上の温度に 2 min 間加熱すると完全に γ の復元が起こる。この $\gamma \rightarrow \alpha'$ ($-196^\circ C$) $\rightarrow \gamma$ ($704^\circ C$) の熱処理サイクルを繰返すと、硬さ、降伏強さおよび引張強さはサイクル数が増すとともに増大する。しかし 5 回以上の熱処理では、強さの増加量は小さくなる。5 回復元させた合金の強さと伸びは、加工熱処理を利用した同種 TRIP 鋼のそれに匹敵する。

この熱処理のみによる TRIP 鋼の強化は、復元された γ 中に α' の逆せん断変態により高密度の転位が生じていること、および復元処理中の炭化物の析出によるものである。また溶体化処理後焼入れた γ の M_D は室温以下であるが、復元処理をすると室温以上に上昇する。これは、炭化物の析出により γ 中の C, M_D 濃度が減少しているため、および α' の逆変態により生じる残留歪エ

ネルギーが $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態に有効に働くためと考えられる。(淀川正進)

Fe-25Cr-4Al (Y or Sc) 合金の酸化物付着の機構

(J. K. TIEN and F. S. PETTIT: Met. Trans., 3 (1972) 6, pp. 1587~1599)

著者らは Fe-25Cr-4Al および Y または Sc を添加した合金の酸化の形態を組織的な面から研究し、さらに酸化の Kinetics に関して検討した。試料は Fe-23.7Cr-4.4Al, Fe-24Cr-4.5Al-0.01, 0.1, 1Y, Fe-24.3Cr-4.8Al-0.2Sc で真空アーク溶解で作られ、 $1200^\circ C \cdot 16$ hr 真空焼鈍されてから、 $1 \times 1 \times 0.1$ cm の試片に切断され、表面研磨、超音波洗浄された。試片の酸化は 0.1 atm 酸化または大気中で $1200^\circ C \cdot 24$ hr の等温酸化およびくり返し酸化を行ない、真空天秤で重量変化を測定した。試片の組織は鑄造、焼鈍、酸化の各状態で光顕、電顕、EPMA および X 線回折により調べた。その結果、 $1200^\circ C \cdot 24$ hr の酸化ですべての試料の酸化物層は $\alpha-Al_2O_3$ が主成分となり、FeCrAlY では $YAlO_3$, FeCrAlSc では Sc_2O_3 がわずかみられた。 0.1 atm 酸素中の 2hr の繰返し酸化で、FeCrAlY と FeCrAlSc は時間と共に重量が増加したが、FeCrAl は酸化物の剝離によって重量が減少した。重量変化の速度定数は FeCrAl が 0.8×10^{-11} , FeCrAl-0.1Y が 0.4×10^{-11} , FeCrAlSc が $1.8 \times 10^{-11} g^2/cm^4 \cdot sec$ であつた。酸化物層は下地合金の中に向かつて、下地合金の特徴を写しとりながら成長した。したがって酸化物層の成長を律速するのは、その酸化物層を通る酸素の拡散で、その拡散を体積拡散とすると測定された酸化速度に対してあまりにも遅すぎるので、拡散は粒界にそつて生じているものと考えられる。FeCrAl では Al_2O_3 が成長する間に、最初下地合金表面の凹凸部分に空孔の集合によって小穴が出来る。この小穴は、その周辺の酸化物の成長を遅らせ小穴自身も大きくなり、圧縮応力を生じて酸化物の表面を凹凸にする。くり返し酸化の場合、凸になつた酸化物は熱歪によって剝離する。一方 Y や Sc を添加した合金の酸化物は、空孔が合金中で空孔複合体を作り固定されるなどの理由により、下地合金と良好に付着する。(岡田 毅)

トリアで分散強化した鉄の低温機械的性質

(T. A. PLACE and J. A. LUND: Met. Trans. AIME, 3 (1972) 6, pp. 1613~1619)

0.9% および 1.7% のトリアを粉末冶金的に分散させた鉄の機械的性質を $77^\circ K \sim 373^\circ K$ の温度範囲にわたつて純鉄のそれと比較検討した。トリアの大きさは $0.07 \sim 0.08 \mu$ である。 0.63 mm 厚みの板をインストロン型試験機で $4.2 \times 10^{-4} sec^{-1}$ の歪速度の引張試験を行なつた。(1) 降伏応力: $373^\circ K \sim 133^\circ K$ では Fe-ThO₂ は Fe よりも 18 kg/mm² 高い。 $133^\circ K \sim 77^\circ K$ では Fe の σ_y の温度依存性が大となる。(2) 抗張力: $298^\circ K$ では Fe- 1.7 vol%ThO₂ は Fe よりも 23 kg/mm² 大きく、 $77^\circ K$ では 13 kg/mm² 大きくなる。(3) 一樣伸び: $133^\circ K$ 以下では、Fe-ThO₂ 系よりも Fe の方が ductile である。 $250^\circ K$ に伸び値のピークが認められる。これは加工硬化率のピークと一致する。(4) Fe について: $253^\circ K$ 以下で不連続降伏がなくなる。 $253^\circ K$ 以下では Lüders 伸びが増加する。加工硬化率が減少する。 $213^\circ K \sim 173^\circ$

K では Lüders 帯と加工硬化開始の境界が不明りょうになる。133°K で上降伏点後荷重は低下し、歪みが増加しても応力の増加は認められない。77°K では双晶で破断する。(5) Fe-ThO₂ 系について; 373°K~213°K までは不連続降伏を示さず、133°K 以下で不連続降伏を示す。双晶の発生は ThO₂ の添加によつて押えられる。(6) 加工硬化; Fe, Fe-ThO₂ 系ともに同じような挙動を示す。ただし Fe-ThO₂ 系では Fe の 2 倍程度大きな値を示す。これは粒子によつて転位の増殖が増加するためである。またいずれも、250~350°K に加工硬化率の極大値が見られる。加工硬化率の値は歪の増加とともに減少する。Fe の場合、加工硬化率の極大値は回復過程と転位同志の長範囲応力場がつり合う温度にあらわれる。しかし Fe-ThO₂ 系では、長範囲応力場は観察されないの他の因子が作用していると考えねばならない。

(浜野隆一)

インコロイ 800 の低サイクル疲労と周期的応力-歪挙動

(J. B. CONWAY, et al.: Met. Trans., 3 (1972) 6, pp. 1633~1637)

インコロイ 800 は Fe-20Cr-32Ni-0.75Mn-0.35Si-0.3Cu-0.3Al-0.3Ti の公称組成をもつ高 Ni オーステナイト鋼で、高温強さと耐酸化性を有し実用上重要な合金である。最近ではガス冷却型原子炉の熱交換器用材料として応用されており、低サイクル疲労および周期的応力-歪特性に関する詳細なデータが要求されている。

この合金についてのこれらの情報は十分報告されていないので、本研究はこの資料を得るために行なわれた。

溶体化焼なまししたインコロイ 800 について、歪を制御した低サイクル疲労試験を、大気中で 538°, 649°, 704° および 760°C において 4×10^{-3} および 4×10^{-4} sec⁻¹ の歪速度で行なつた。インコロイ 800 の疲労挙動は同一条件下で試験された焼なましした AISI 304 不銹鋼の結果と著しく類似している。引張荷重を加えた状態で 10 min および 60 min 保持して疲労試験を行なうと AISI 304 不銹鋼の場合と同様に疲労寿命は顕著に減少する。疲労寿命時間と 1 サイクル当たりの時間とは、対数で表わすと直線関係となる。この関係を用いて保持時間の影響を歪速度の効果から推定したが、実験値と良好な一致を示した。

さらにインコロイ 800 の周期的応力-歪挙動について研究を行ない、周期的歪硬化指数と疲労挙動の間関係を求めた。全歪範囲の関係式における弾性および塑性範囲の疲労寿命 (N_f) の指数を決定し、Manson の提案した一般式の値と比較したが、わずかな相違しかなくほぼ一致した。

(淀川正進)

ニオブ添加した時効硬化型低合金鋼における強度と靱性の関係

(J. M. GRAY: Met. Trans., 3 (1972) 6, pp. 1495~1500)

基準となる低炭素鋼、これにニオブ添加した Cb-C 鋼および Cb-N 鋼の計 3 種の試料を用いて、析出物と強度および靱性との関係を調べた。Cb-C 鋼は基準鋼とくらべて炭素濃度は高いが窒素濃度は低く、Cb-N 鋼はこれと逆の組成をもつ。機械的性質に影響をもつ析出物としては、前者ではニオブ炭化物、後者では窒素濃度の高

いニオブ炭窒化物である。

熱処理は塩浴炉中で行ない、1 230°C × 30 min のオーステナイト化処理後、600°C から 810°C まで 6 種類の時効温度で直接時効し (24hr)、これを水冷した後 260°C × 48hr の加熱により焼入時効の影響を除去した。

各鋼各時効温度について顕微鏡組織は類似しており、結晶粒は低温時効のものほど小さく、形が複雑になる傾向がある。Cb-C 鋼、Cb-N 鋼の析出物の分布状況は類似しており、析出物粒子の粒度分布は両者でほとんど一致し、一般に均一で狭い。これらの一致は、各温度での析出速度が炭素あるいは窒素の拡散速度にはよらず、ニオブのそれによつて決定されていることを意味している。

結晶粒度による強度および靱性の変化は、基準鋼、Cb-C 鋼、Cb-N 鋼について等しいと見なし、後 2 者について得られた降伏強さ、遷移温度は、基準鋼における結晶粒度とこれらとの関係を用いて補正した。補正後の降伏強さと遷移温度との関係はほぼ直線となり、時効硬化指数 (遷移温度増加/降伏強さ増加) は両鋼とも 6.8 ± 1.01 °F/K_{Si} であつた。本実験ではニオブ析出物と鋼母相の組成はそれぞれ比較的一定に保たれたが、一般の市販鋼では炭素、窒素のいずれも含んでいるので、ニオブは炭窒化物として析出し、その炭素-窒素比は圧延条件、変態特性などによつて変化する。侵入型窒素原子の強度、靱性への寄与は析出粒子のそれより大きいから、析出物中の窒素の増加は母相中の窒素濃度を下げ、結局、析出による寄与を見かけ上減ずることになる。(綱川頭一)

マルエージング鋼における破面上の線模様-破壊靱性との関連

(G. R. YODER: Met. Trans., 3 (1972) 7, pp. 1851~1859)

18 Ni マルエージング鋼の破壊靱性試片の破面上には一定間隔の線模様がみられ、この線模様はクラックの伝播面の前進の際の単位過程を示すものと考えられ、線間隔より平面歪破壊靱性 (K_{IC}) を求めることができた。

真空溶解した 200 級の 18Ni マルエージング鋼の 1 in 板より大きさ $5/8 \times 1\frac{1}{8} \times 7$ in の試片を作成し、2 重振り式衝撃試験機により、ダイナミックテャーエネルギー (DTE) を求め、得られた破面上の線模様を倍率 30 倍で観察した。

DTE 破面の平滑面には 500μ のオーダーの一定間隔の線がみられ、その間隔は時効時間が長くなり、破壊靱性が減少するにつれて減少した。たとえば 482°C で 8 hr の時効材で DTE が溶体化ままの 1742 ftlb から 469 ftlb に急減すると線の間隔も同様に 830μ から 240μ に減少した。線間隔をクラック前進の単位とすると KRAFT の引張靱帯不安定説における式 $K_{IC} = n_{TIS} E (2 \pi d_T)^{1/2}$, (n_{TIS} : 引張り試験からの塑性不安定歪, E : ヤング率, d_T : 反復されるクラック前進の単位) より $d_T =$ 線間隔 (λ) として K_{IC} を求めることができる。 K_{IC} の計算値は DTE との間に直線関係を示し、また 3 点曲げ試験の実測値の 30% 以内の誤差範囲であつた。

周期的な線模様は他の合金にもみられ、また破壊靱性の他の測定法であるシャルピー、3 点曲げ試験および各種のサイズの DTE 試験でもみられ、同じマルエージン

グ状態では線の間隔は同じであつた。また引張り試験においても線模様がみられた。すべての場合、線模様が現われる場所はマイクロボイドの合体による破面を示した。

(内堀勝之)

Ni 基超合金単結晶の高温疲労の挙動におよぼす雰囲気の影響

(D. J. DUQUETTE and M. GELL: Met. Trans. 3 (1972) 7, pp. 1899~1905)

室温における一般の疲れ破断に対しては、大気中試験の方が真空中試験よりも低い強度を示すこと、他方高温においてはある種の材料についてはこの傾向が逆転することが従来の研究で知られている。しかしながら従来の多結晶による研究では、低温では粒内、高温では粒界破断と、その破断の様相が異なるので、本報告では Ni 基超合金 Mar-M200 の一方向凝固の単結晶を用い、高、低温とも粒内破断の生じる条件下で、大気中と真空中で疲れ挙動がどのように異なるかを調べている。おもな結果は以下のとおりである。10⁶ サイクル破断強度-温度曲線において約 200°C までは真空中の方が大きな強度を示し、430~760°C では両者はほぼ等しい値を示し、約 970°C では逆転して大気中の方が大きな強度を示す。破断の様相は 760°C 以下の温度域では両者とも Stage I の様相を、また 970°C では Stage II の様相を示す。ワレの発生に関しては 430°C 以上では両者は異なり、大気中では常に試片内部から、真空中では試片表面から生じる。大気中ではすべりステップによる表面ワレ発生が継続的な酸化によつて妨げられ、試片内の微小な穴から発生したワレが、その後事実上試片内部の高真空中で進行伝播する。他方真空中では表面でのワレ発生が優先しこれが内部に伝播する。疲れ破断の寿命の大部分はワレ発生までの時間と考えられるので、430~760°C で両者がほぼ等しい寿命を示すことは、この温度域では上述の異なつたワレ発生の速度がほぼ等しいことを示唆していると考えられる。他方、970°C において真空中の方が低い寿命を示すことは、この温度域では表面ワレ発生が増加するためと考えられる。

(藤平昭男)

軟鋼の応力と歪との間の LUDWIK-HOLLOMON の関係における歪硬化係数 n の歪および温度依存性に対する転位モデルの応用

(Y. BERGSTRÖM and B. ARONSSON: Met. Trans., 3 (1972) 7, pp. 1951~1957)

LUDWIK-HOLLOMON の関係式 $\sigma = K \cdot \epsilon^n$ における歪硬化係数 n の歪および温度依存性について転位モデルにより説明した。

多結晶 α -Fe における流動応力 σ が転位密度 ρ の平方根に比例することより σ と歪 ϵ との間には次の関係式が得られる。 $\sigma = \sigma_{10} + \alpha G b [\{ (u-A)/A \} \times (1 - e^{-\Omega \epsilon}) + \rho_0 \times e^{-\Omega \epsilon}]^{1/2}$ 、ここで σ_{10} : 歪に依存しない摩擦応力、 α : 転位の強化係数、 G : 剛性率、 b : Burgers ベクトル、 $U-A$: 転位の増殖のパラメーター、 Ω : 転位の増殖の確

率、 ρ_0 : $\epsilon=0$ のときの ρ 値。この式を用いて n 値はパラメーター α 、 $U-A$ および Ω から求められる。すなわち $n = 1/2 \{ \epsilon \times e^{-\Omega \epsilon} / (1 + \sigma_{10}/\sigma_d) \} \times \{ (U-A)/\rho \} \{ 1 - \rho_0/\rho_{\max} \}$ 、ここで $\sigma_d = \alpha G b \rho^{1/2}$ 、 $\rho_{\max} = U-A/\Omega$ である。

軟鋼 (0.038% C) を -78°C から 60°C の間で引張り試験を行なつて得られた $\sigma-\epsilon$ 曲線は理論値と全く一致した。 n は ϵ とともに連続的に変化する。通常 $\log \sigma - \log \epsilon$ の関係は 2 つの直線によつて近似されている。この 2 つの直線の交わる点の歪 ϵ_1 は計算式より得られる曲線の屈曲点の歪 ϵ_1 に等しい。

$-78 \sim 500^\circ\text{C}$ 間の温度域での n_1 の温度依存性は理論式より求められる。 n_1 は -10°C 以下では温度上昇とともに急増し、 $-10 \sim 80^\circ\text{C}$ ではほぼ一定となり、 $80 \sim 140^\circ\text{C}$ では再び増加し、 $140 \sim 250^\circ\text{C}$ では $n_1 = 0.5$ の一定値を示し、 $250 \sim 500^\circ\text{C}$ では温度上昇につれて次第に減少する。

(内堀勝之)

—物理冶金—

Be を含む高張力ステンレス鋼

(C. A. STUBBINGTON and A. WIRTH: JISI 210 (1972) 7, pp. 506~514)

近年高強度と高靱性をおねそなえた 12Cr-8Ni-0.2Be 鋼が研究されているが、この鋼においても適当な耐蝕性、耐応力腐蝕性を得るためには Cr 量を増加させることが望ましい。この観点から本論文ではこの鋼の Cr 量を 12, 14, 16% と変化させた場合に機械的性質がどのように影響を受けるかを中心に報告している。得られたおもな結果は以下のとおりである。1) 12~16% の Cr を含む 8Ni-0.2Be 鋼の強化は素地中に球状の単純立方晶 NiBe 相 (CrClB2 構造) が析出することによる。素地と NiBe 析出物との方位関係は $(100)_\alpha // (100)_{\text{NiBe}}$ 、 $[100]_\alpha // [100]_{\text{NiBe}}$ である。2) 最適の強度と靱性の組合せ、170 kg/mm²、2.9 kgm は 12% Cr 鋼では 900°C 30 min 空冷の固溶化後 480°C 2hr の時効によつて得られ、この場合の組織は球状の NiBe 析出物によつて強化されたラスマルテンサイトである。3) Fe-Cr-Ni-Be 合金の時効初期に現われる軟化はマルテンサイト素地が部分的にオーステナイトに変態することによる。このオーステナイトの析出は元のオーステナイト粒界、マルテンサイトのラス境界、マルテンサイトと NiBe との境界などで起こる。4) Cr 量が 12 から 16% に増加すると平衡状態で存在するオーステナイト量は増加する。5) 時効時に形成されるオーステナイトの析出速度は残留オーステナイトの存在とラス境界上の NiBe の存在によつて促進されるが、最終的に平衡状態で存在するオーステナイト量には影響を持たない。6) オーステナイト析出を速度論的に解析することは析出量曲線が複雑なため困難であるが、Johnson-Mehl 式の指数は 1 以下のかなり小さい値を示している。

(藤平昭男)