

## 抄 録

## — 製 鉄 —

自溶焼結鉱の性質 (N. L. Goldshtein & N. S. Khromtshienko: Stal No.7, 1958 p. 586~593)

焼結鉱の Fayalite の含量を 500~600°C における H<sub>2</sub> 還元の見終還元率によつて求める方法が考案されている。しかし酸性の gangue を含む焼結の場合でさえ、低温で還元されない部分には 2 価鉄だけでなく、少量の 3 価鉄も含まれるから、この方法では複化合物および固溶体となつた酸化鉄の酸素の全酸素 (鉄酸化物の) にたいする割合を知りうるにすぎない。とくに自溶焼結のように gangue が塩基性になる場合にそうである。

そこでまずこの意味での結合状態にある酸化鉄の酸素の割合 (以下結合酸素という) にたいする各種因子の影響を調べた。試料としては各種のマグネトゴルスクおよびクリヴォイログ鉱からつくつた自溶焼結を粉状としたものを取り、これらの 600°C, H<sub>2</sub> 気流, 150mm の条件における還元率と FeO 含量, Fe<sup>2+</sup>/T.Fe, CaO/SiO<sub>2</sub>, CaO, (CaO+SiO<sub>2</sub>)·CaO/SiO<sub>2</sub> との関係を調べてみた。これによると始めの二者と還元率との間には明瞭な関係はなかつたが、CaO/SiO<sub>2</sub> については 1.0~1.2 で結合酸素が min になること、しかしこの傾向は最後の因子の場合に最も明瞭になることがわかつた。この結果を結合酸素が FeO 含量や SiO<sub>2</sub> 含量と密接な関係をもつとする従来の諸研究と併せて検討して、つぎのことがわかつた。(イ) 焼結過程の温度水準が正常な場合 (FeO が 22~25% をこえない場合) は、FeO 含量は結合酸素に余り影響しない。(ロ) gangue の量が少いときは CaO の添加により結合酸素が減少するが、gangue 量が多くなれば、焼結過程に生成される液相の量が多くなるため、化合酸素がかえつて増加する。

さて焼結過程の温度水準が正常であれば、結合酸素は 10~12% をこえないから、遊離酸化鉄の酸素は 88~90% 以上あるはずである。パプロフに従つて高炉の間接還元率を 50% とすれば、これによつて遊離酸化鉄からとられる O<sub>2</sub> は 67% にすぎない。したがつて化合酸素はすべて直接還元を受けることになり、鉱石のいわゆる還元性をみる場合は、遊離酸化鉄の 65% 付近までの還元速度が問題になる。

しかし焼結の還元反応は自己触媒的性質をもつており反応速度は初期に急激に増大して max に達した後次第に減少する。この還元速度—時間曲線を各種試料について求めた場合、この曲線のどのような特性をとつて各試料を比較すべきかが問題である。実験結果によると  $V = \frac{dB}{dt} = k(1-B)$  (V: τ 時間後の反応速度, B: τ 時間までの還元率) とした場合のみかけの速度恒数 k の 20mn 後の値を図的に求めると、この k<sub>20</sub> の値は 40 mn ないし 60mn 後の還元率 (60mn は 70~80% の O<sub>2</sub> 除去率に対応する) との間には、明瞭な関係が認め

られる。このことは一方において 70~80% までの還元はある法則に従つて行われ、残りの 20~30% がこれと異なる法則に従うこと、すなわち焼結中の酸素に二つの極めて異つた状態があることを示すが、同時にこの k<sub>20</sub> の値が異種試料の還元速度特性を比較する尺度として有効であることを物語つている。

そこでこの k<sub>20</sub> の値と CaO/SiO<sub>2</sub>, FeO 含量および Fe<sup>2+</sup>/T.Fe との関係を調べてみると、k<sub>20</sub> は CaO/SiO<sub>2</sub> とは直接関係がないが FeO の増加に伴つて小さくなるという明瞭な関係がみられ、Fe<sup>2+</sup>/T.Fe についてはこの傾向はいつそう明瞭であつた。すなわち Fe<sup>2+</sup>/T.Fe·100 の値が 20% 以下の場合には還元性は最も大きく、29% 以上ではきわめて悪い。この Fe<sup>2+</sup>/T.Fe のうち分子は焼結過程の温度水準を反映し、分母は焼結原料の品位または gangue 含有量を表わすものとみられる。したがつて焼結の還元性はこの二因子によつて大きく支配されるものとみられる。すなわち焼結の還元性は遊離酸化鉄の吸着—化学的活性に影響を与える諸因子と、遊離酸化鉄と還元ガスの接触の容易さとに依存する。なお自溶焼結の還元性がよいのは、Fayalite の減少ではなく、gangue の溶融点、したがつて焼結過程の温度水準の低下で説明すべきである。 (館 充)

ペレットおよび鉄鉱石の酸化、還元機構 (J. O. Edström; Jernkontorets Annaler, 142, (1958), Nr. 7 p. 401~466)

鉄鉱石のペレタイジングおよび還元の際しての固体内ガス拡散、気孔内流動、ガスと酸化物相との反応、固体間反応、それに平衡状態図などについて研究したものである。また、ペレタイジング法で問題になる Magnetite の酸化や CaO 添加が組織や還元性におよぼす影響についても触れている。

まず、ペレットの酸化についての速度論的な考察を行っているが、これには既報 (Jernkont. Ann. 141 (1957) 457~478 その他) のものも含まれている。すなわち、ペレットの酸化は次式より導かれる。

$$OX.\% = 100 \left( 1 - \frac{(R-x)^3}{R^3} \right)$$

ここに、OX.=酸化率、R=直径、x=反応層の深さ (inträngningsdjup) をそれぞれ示す。そして、本質的には拋物線則  $x^2=kt$  が成り立ち、同時に時間函数 (Tidsfunktion) として

$$\frac{x^2}{2} - \frac{x^3}{3R} = kt \quad (k = \text{速度恒数}, t = \text{時間})$$

が成り立つゆえ、これらの式より、結局  $t=R_2/6k$  の関係が導かれ、これは実験事実をかなりよく満足させている。つぎに、CaO と Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の反応については、顕微鏡組織を CaO-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 二元状態図を援用して説明し、CaO·2Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が石灰添加ペレットの焼成時に生成すると述べている。

さらに還元実験においては、Hematite の単結晶に

wüstite (FeO) 粉や M.Fe 粉を圧着して不活性雰囲気内加熱による Magnetite の生成状況や一部低圧 CO ガス還元も行い  $\text{Fe}_2\text{O}_3 \rightarrow \text{Fe}_3\text{O}_4$  までの過程は抛物線側に一致し、酸化の場合と拡散機構は同一であるとしている。さらに、還元実験を Calcium ferrite 類および石灰含有ペレットについて行い、これらの還元機構は不純鉄鉱石還元 of 複雑性を有しているが、一般的にいつて還元体は、いくつかの層より成つており、 $2\text{CaO} \cdot \text{Fe}_2\text{O}_3$  (あるいは  $\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$ ) の還元では一ステップで M.Fe と CaO の 2 層、 $\text{CaO} \cdot 2\text{Fe}_2\text{O}_3$  ではやはり一ステップで 7 層以上の複雑な構成となる。これら CaO 添加ペレットは強度が高く、かつ還元過程の崩壊を少なくする効果があるが、それは焙焼中に CaO が酸化鉄結晶内によく拡散するのと、還元中に Magnetite や Wüstite 中に溶け込むためであるとしている。

(中村信夫)

## 一性 質一

鋼の水素脆性にたいする新概念 (J. G. Morlet, H. H. Johnson, and A. R. Troiano of the Iron and Steel Institute, May, 1958, 37~74)

従来までに鋼の水素脆性に関して数多くの研究がおこなわれ、水素による鋼の脆性機構を説明するのにつぎの二つの理論が一般にもちいられている。その第一は Zappfe 等が発展させた planar pressure theory である。これは格子内に存在する原子状の水素が空隙に析出して分子状の水素となり、そこで高圧となつて水素脆性をおこすという説である。第二は surface adsorption theory である。これは空隙に吸着された水素が脆化をおこすという説である。このほかにも二、三の説が提出されているが、大体上記の二つの説に類似したものである。

今水素を含有する試料にわずかの塑性応力をあたえ、これを時効させると、その時効過程に、三つの明確な段階があらわされる。すなわち第一段階として靱性が増加する時期、第二段階として一度増加した靱性が低下する時期、第三段階として永久的な靱性の回復時期である。第三段階の靱性の回復は鋼中の水素の大気中への放出によるものであるが、第一、第二段階の靱性の変化は、応力をあたえられた鋼中の水素の動きによつておこるものである。

試料に応力をあたえると、鋼中の空隙の水素吸蔵能力は増加するから、応力をあたえた直後は空隙中の水素の圧力はもつともひくい。しかし格子中の原子状水素は空隙へ向つて移動を開始するので、空隙中の水素の圧力は段々高くなつてくる。しかるに planar pressure theory は空隙中の水素の圧力の大小によつて水素脆性を説明するのであるから、この理論によると応力をあたえた直後が靱性がもつとも高く、その後段々靱性が低下するということになつて、結局 planar pressure theory では時効過程の第一段階の靱性が徐々に増加するという現象は説明することはできない。これは surface adsorption theory でも同様である。

この観点から著者らはこの現象をも十分に説明し得る

水素脆性理論を提出した。これは空隙の周囲の格子中に存在する triaxiality region の水素量によつて説明しようとするものである。すなわち空隙は微視的には内部ノッチと考えることができるから、その周囲は多軸歪状態にある。しかしてこの部分のもつとも歪状態の大きな部分が T. region である。したがつてこの部分の水素濃度が高いと脆化がおこるといふことは考えられる。

今試料に塑性応力を加えると空隙の水素吸蔵能力の増加により鋼中の水素の正規分布状態はくずれて、格子中の水素は空隙に移行しはじめる。そしてこの移行はつぎの水素の正規分布状態に達するまでつづく。しかしてこの際の T. region の水素は一度減少するが、ある点を境としてふたたび増加するというような挙動をする。これを時効過程の靱性変化と結びつけて考えると、第一段階の靱性の増加が T. region の水素が減少する期間であり、靱性が極大に達した時には T. region の水素は極小となる。そして第二段階の靱性の低下は、T. region の水素が増加する時期に相当する。

以上が著者らが提出した水素脆性にたいする新しい理論であるが、さらに電解法により水素を添加した試料について実験をおこない、塑性応力が大きいほど第二段階の靱性低下の現象は少なくなり、約12%の塑性応力をあたえると水素脆性は消失するとのべている。また時効温度の影響についても研究をおこない、温度の上昇によつて時効変化は早く終了するようになるとのべ、さらにこの時効変化の温度による動きから活性化エネルギーをもとめ、これが鉄中の水素の拡散の活性化エネルギーとよく一致していることから、水素による時効現象は水素の拡散と密接な関係があるとのべている。

(笠松 裕)

鋼に低水素量が要求される理由 (Open Hearth Proceedings, Vol. 39 (1956), 114~117. E. R. Slaughter)

鋼中の  $\text{H}_2$  は 1. Porosity, 2. 白点, 3. 脆性, 4. 置割れの 4 つの主要な欠陥の原因となる。

Porosity は  $\text{H}_2$  量の高い熔鋼が凝固するときできるブローホール型のものや深い中心孔であり、鋼塊で高 Cr 鋼においては  $\text{H}_2$  に原因する Porosity の原因となる。 $\text{H}_2$  が原因する最も重要な欠陥は白点で、大型の鋼片、鍛造品、圧延製品がこのために破断する。白点は  $\text{H}_2$  の存在と熱あるいは変態の応力のかかつたところに生じ、その上硬度が影響し、硬度が高い鋼種ほど感受性は大となる。白点防止のもつともよい対策は、 $\text{H}_2$  を減ずることと通常徐冷を繰返すことが経済的方法として採用される。 $\text{H}_2$  はまた、硬度や抗張力を増加させないで延性を減少させる水素脆性の原因となる。しかし、水素脆性の発生する度合は凝固時の  $\text{H}_2$  含有量によつて影響されず、 $\text{H}_2$  が鋼材より逸出し易いためその程度によつてことなる。 $\text{H}_2$  の逸出は鋼材の大小によつて影響を受ける。例えば 1 吋角の鑄鋼は 400° F 6 時間で延性が回復するが 4 吋角の中心部は 100 時間以上必要である。また室温では前者は 60 日間で延性は回復するが、後者は 3 年半以上でも回復しなかつた。相当長時間降伏点以下で静的荷重を受けた部分に置割れが起るが、 $\text{H}_2$  はこの置

割れの生成に関与していることが一般に認められている。このように  $H_2$  は、鋼材に発生する数種の欠陥の原因となつてはいるが、大多数の鋼種においては熔解精錬作業中に入る  $H_2$  量程度では通常重要欠陥の原因とはならない。しかし主としてキルド鋼で大きな断面を有するものにおいては重要な欠陥の原因となる。また  $H_2$  を原因とする欠陥は炭素鋼より合金鋼の方に多く発生する。

(下田秀夫)

金属薄膜腐食指示計 (David Roller: Corrosion vol. 14, No. 6, 1958, p. 21~25)

金属類の包装を貯蔵するような場合に錆の発生を腐食指示計によつて探知しようとする試みとして、100~5000Å 厚みの金属薄膜を恒温恒湿の容器中に置き酸化物の生成に基く電気抵抗の変化によつて腐食の進行状態を調べ、同時に肉眼的に発錆を簡単に観察する方法を検討した。金属薄膜は borosilicate ガラスおよび polymethylmethacrylate 樹脂を基質として真空蒸着で作るのが適当である。ガラスはあらかじめクロム酸で洗浄し、変性エチル・アルコール中で  $CeO_2$  で磨き蒸留水で洗浄乾燥する。プラスチックは 5% 冷  $NaOH$ , 15%  $HNO_3$  に数分浸漬後洗浄乾燥すれば清浄な表面が得られ蒸着膜が基質に密着するようになる。この実験では純鉄線 (Si および Ni 0.1% 以下, Mg, Mn, Sn, Al, Co, Cr, Ca, Mo, Ag trace) の既知量を W ポートに移し、 $1.5 \times 10^{-5}$  mmHg, Ac 10V 400A で 2~3mn で蒸着を行い、あらかじめ蒸着 Fe 膜を顕微鏡でピンホールを検査し、膜厚の不均一なものとピンホールの多い膜は腐食による抵抗変化の特性が悪いので使用しなかつた。基質に Fe を蒸着する際は抵抗測定に都合のよいように膜巾 0.125 in, 長さ 17,375 in, になるように Al マスクを基質の上に掛けて行う。この仕様で膜厚 2000Å のときの抵抗は 2~10 ohm 程度である。約 4 l のガラス容器に約 0.5 l の  $H_2SO_4$  を入れ、この濃度によつて関係湿度 0~100% の環境を作り 25°C ± 2°C に保持し、Fe 膜抵抗体と肉眼観察試料を入れて密封した。膜の抵抗変化は鋭敏な ohm-meter で測定するが、腐食過程の抵抗値の変化量の比は約 1.5~100 程度である。初期の腐食が起るまでの時間と湿度との関係は、湿度 100%~15.5 h, 90%~17.5 h, 80%~18 h, 60%~45 h, 40%~340 h, 0%~4 カ月であつた。蒸着基質、Fe 膜厚、の関係は同一条件では蒸着基質にプラスチックを使用した場合はガラス基質よりも腐食が少ない。これはガラス質の Si, B の酸性酸化物が湿気存在で金属の腐食を促進する因子として働きまた基質の極性や物理的性質が金属蒸着膜に影響を与えるものと考えられる。最も初期の腐食で小ピットや短いストリーク状の錆はこの場合の 1/8 in 巾 Fe 膜では抵抗変化として明瞭に測定できないが、中位に腐蝕が進行すれば抵抗変化は顕著に現われる。実際に包装内の発錆を検知するためには、プラスチック基質に渦巻型の金属蒸着を行つた抵抗体を使用するか、肉眼的観察では棒状の検出子を作り先端に金属を取り付け医者を使う人体鏡で包装外部から内部の発錆状態を観測するような方法が応用されよう。

(安藤卓雄)

-78°C~200°C の温度範囲における鋼中の水素の拡散 (J. D. Hobson, Journal of the Iron and Steel Institute, August, 1958, 315~321)

鋼中の水素の拡散は鋼の水素除去のための熱処理などに関連して非常に重要である。Sykes は Bennek, Smithells および Sieverts などの実験データを基として計算し、 $\alpha$ 鉄および  $\gamma$ 鉄中の水素の拡散恒数として次式を与えている。

$$D = 7.6 \times 10^{-4} e^{-1150/T} \quad (\alpha \text{鉄})$$

$$D = 1.5 \times 10^{-2} e^{-1150/T} \quad (\gamma \text{鉄})$$

しかるに上記の式から計算した拡散恒数と実際の測定によつてもとめた拡散恒数を比較して見ると、高温の場合にはよく一致しているが、低温の場合には非常に大きな差が認められることは、すでに幾人かの測定者によつて報告されている。したがつて著者はこれを明確にするため種々の実験をおこない、低温度の水素の拡散におよぼす種々の因子、たとへば試料の大きさ、温度、化学組成、貯蔵環境などの影響をしらべ、さらにかくしてえられた結果が大型の鍛造物にも適用できるかどうかをしらべた。

実験試料として大型鍛造物の中心部から切出した円筒形のものを持ち、-78°C, 常温, 50°C, 100°C, および 200°C の各温度における拡散速度を測定した。-78°C の場合はドライアイス中に放置したものの残留水素を測定することによりもとめた。

まず常温において 45~5.625 mm の間の直径を有する円筒形の試料について水素の拡散量を測定し、これは拡散の一般式すなわち次式にしたがうとのとべている。

$$J = kt/r^2$$

こゝで  $J$  は残留水素率  $U$  (残留水素量/最初の水素量) に関係するものであり、 $k$  は拡散恒数 ( $cm^3/s$ ),  $r$  は半径 ( $cm$ ),  $t$  は時間 ( $s$ ) を示す。しかし残留水素率  $U$  が 0.1 より小さくなると、この式から、かなり偏移するようになる。

つきに 2 1/2 Ni-Cr-Mo 鋼を持ち、-78°C~200°C の温度範囲において拡散恒数を測定し、拡散恒数  $\log_{10} D$  と温度  $1/T$  との関係をしらべてみると、-10°C~125°C の温度範囲において拡散恒数の異常性がみとめられる。すなわち高温から 125°C までの範囲の拡散恒数は理論式からの計算値と一致するが、この点を境として勾配が変化し、 $\gamma$ 鉄中の水素の拡散恒数と同様な勾配で急激に低下する。しかしまた約 -10°C においてまた最初の勾配にもどる。この原因として未発見の変態点の存在、拡散機構の変化、試料表面における水素の析出機構の変化などが考えられるが、正しい説明をあたえることはできないとのとべている。そしてこの温度範囲における拡散恒数として

$$D = 1.82 \times 10^{-2} e^{-6075/T}$$

をあたえている。

また常温において空气中、水銀中、真空中に放置した場合の水素の放出速度には明確な差異がみとめられなかつたとのとべている。さらに種々の組成の鋼について水素の拡散速度をしらべ、結局 2 1/2 Ni-Cr-Mo 鋼, 0.34% C 鋼, 3% Cr-Mo 鋼および 14% Cr 鋼の順で拡散速度が低下するのとべている。

また同一組成のものでも鍛造物の圧延物とでは拡散速度にあきらかな差がみとめられ、一般に圧延物の方が放出速度が大きい。これにたいして著者は結晶粒度および試料内の空隙の状態の相違に関係するものとしている。

さらに 0.34% C 鋼の大型鍛造品を長期間放置して水素の放出状況をしらべ、上記の実験データから予想される値の約 86% の水素が放出されることをみとめ、大体予想値と一致しているとのべている。

(笠松 裕)

#### 温度によつて影響される球状黒鉛鑄鉄の衝撃強度

(A. B. Everest: Foundry Trade Journal 104 (1958) No. 2176, 779~782)

可鍛鑄鉄のかわりに球状黒鉛鑄鉄を使用した場合、抗張力やのびは充分満足しうる値を示すけれども、衝撃試験で不合格となることがあつたので、この点から球状鑄鉄の衝撃強度についてとくに温度との関係等を論じたものである。

衝撃値の急変する遷移温度は合金元素によつて変るが、Si 1.4% から 4.6% までのものについての試験結果から Si の増加とともに遷移温度は高くなり、かつ衝撃値の最大値は低くなることが明らかにされた。この点から耐衝撃鑄物には Si 2.3% 以下にたもつべきであるとしている。なお P も同様な影響を示すので 0.1% 以下にすべきである。そのほかの Mn や Ni のごとき元素の影響は少なくあまり重要でない。フェライト地のものにくらべてパーライト地のものの遷移温度は高く、残留パーライトは脆性をおこしやすい。しかしフェライト化するために Si を高めることはこのましくなく、できるだけ Mn を低めにして焼鈍により完全フェライト化をおこなうことが必要である。鑄鉄中に 5% までの Si 含量は成長性および酸化にたいする抵抗性を改良するといわれているが、脆性の点でこのましくない。なお遷移温度の決定に際し、実際に衝撃試験の結果よりはむしろ破断面の様子でしらべる方が簡単で便利である。

Pellini 氏によれば球状黒鉛鑄鉄の衝撃値の最大値は鑄鋼または圧延鋼材のそれにくらべて約 3~5 分の 1 程度を示しているが、低 Si 球状鑄鉄の遷移温度は普通鋼のそれより低いので、常温における衝撃値はそれほどおとつていない。0°C 以下の温度では普通炭素鋼より高い耐衝撃性を示すことが多いと報告している。

球状鑄鉄ニレシストのごとき高合金鋼は -180°C の低温で良好な耐衝撃性を示すが、低温での連続使用下では Ni 25% と等価になる程度に合金を増す必要がある。試験機として従来一般に使用しているシャルピーやアイゾットでは正確な値をえることがむずかしいので、この試験法の標準化については委員会検討すべき重要な課題であるとして、試験の際の荷重速度、ノッチの形状などがいちじるしく重要なことを指摘している。

最近脆性と関連してフェライト粒の大きさが重要な因子であり、粒の粗いほど脆いことがあきらかにされている。またパーライト地のものについても、たとへば 900°C で焼準せるものは鑄造状態のものより 2~4 倍高い衝撃強度を示す。この点から球状鑄鉄には衝撃強度を入れた新しい規格がつくられているが、この際つぎの 2 点かとくに指定されている。第 1 の点は結果のばらつきを

考慮して、その材料が遷移温度に近い温度で試験される時には 3 個の試料の平均値をとり、かつおのおのがシャルピー値 1.3m kg より低くはならないことを要求している。第 2 の点は試験温度を 10°C ~ 24°C とし、温度の影響をとくに考慮している。

以上の結果から球状鑄鉄は耐衝撃性を必要とし、とくにそれが常温またはより低い温度下で使用されるものに対してはこのましい材料であることがみとめられている。たとへば寒冷地帯で使用される船舶機械のバルブや補助器具などで、南極探検の際に使用する櫃の部品などに使用して効果をおさめたことなどの例をあげ、-60°C 程度の温度下では鋼より一層このましいとのべている。

(鳥取友治郎)

食塩溶液中におけるグラファイトおよび高珪素鉄陽極の電気化学的侵蝕 (S. Tudor, W. L. Miller, A. Ticker and H. S. Preiser, Corrosion 14 (1958) No. 2, p. 53~59)

米海軍の陰極防蝕計画によれば、船舶の陰極防蝕の際の陽極材料およびその形状について電気化学的な特性を確立することが必要とされているので、この研究は陽極材料としてグラファイト、高珪素鉄の二者を撰び種々な比抵抗の食塩水溶液中で電流密度をかえて研究したものである。比抵抗 16.3Ω (海水と同じ) では高珪素鉄はグラファイトにかつているが 50~5000Ω ではグラファイトの方がよい結果をあたえた。グラファイトの腐蝕は液の比抵抗が大きくなれば、すなわち液の食塩濃度が減少すれば大となり、また低比抵抗の液中では高珪素鉄は発生した Cl<sub>2</sub> を表面にとらえる傾向があるので電極の形状を考慮する必要がある。グラファイトは固定剤を含浸させることにより侵蝕を下げるができる。このように両者はおたがいに長所、短所をもっているので実際にはそれらの特徴をいかした使用がのぞましい。

(安藤卓雄)

航空機用高張力鋼について (A. J. Leau and E. E. Reynolds; Blast Furnace and Steel Plant, Vol. 46, No. 10 (1958) 1081~1088)

近代工学の発展とともに構造用材料にたいする要求およびその選択は重要なものとなつてきており、とくにジェットエンジン、高速度航空機用材料などに関しては高度の要求がなされている。これらの用途に使用する材料には高温における強度の大きいものが必要である。航空機工業で使用される超耐熱鋼をもふくむ各種の高張力鋼について熱処理、試験法、製造工程などについての報告を行つている。

金属材料の強度は温度に応じて変化する。また航空機の場合には各部の温度は非常にことなつてくるので使用温度に適した材料の選択が必要である。Al 合金は室温から 350°F まで、350°F ~ 1000°F では Ti 合金あるいは不銹鋼、熱間工具鋼。1000°F ~ 1600°F では超耐熱鋼。それ以上ではセラミックなどが必要である。現在航空機機体は空気との摩擦で 350°F になり Al 合金の使用可能の上限で、1000°F 程度まで使用可能な材料にたいする検討がおこなわれている。研究されているのは 1. 不銹鋼 2. 熱間工具鋼、3. Ti 合金である。航空機材料としては重量が問題で、抗張力と比重の比を比較すると熱間ダ

イス鋼 (Potomac A) がこの点ではもつとも優れており、低温では Ti ベースの Al 6%, V 4% 合金も強いが、温度が上ると急激に低下する。マルテンサイト型不銹鋼 (419) もかなりすぐれており、オーステナイト系不銹鋼を冷間圧延で高硬度にしたもの (301 extra hard) もそれに近い。これは短時間の試験であるが、100 時間、1000 時間のラプチャー強度を比較した場合にも Potomac M と 419 が非常にすぐれている。この試験では 301 は extra hard より full hard の状態の方がすぐれている。これは試験中に再結晶がおこなわれるからである。実際に材料を決定する場合には強度以外にその加工性、成形後に硬化させ得るか、靱性、耐蝕耐酸化性などが問題となる。

このような点に関して最近析出硬化型の鋼の有用なことが報告されている。大体四つのグループに類別されるが、適度の成形性を有し、析出硬化により適当な強度をあたえるもののほか、非磁性用材料に用いられるものなどもあり注目を引いている。

冷圧不銹鋼は成形性がなく、機械的性質と方向性があることなどで用途がさがられているが、最近この方向性をなくすることが研究されている。使用中に生ずる再結晶にも注意しなければならない。

マルテンサイト型の 12% Cr 不銹鋼の発達もかなりめざましい。高温強度をあたえるため、W, Mo などが添加される。この種のもは熱処理によつて非常に硬化するが時効割を生ずる可能性がある。

熱間ダイス鋼はこの分野で使用されたのは比較的最近で 0.4% C, 5% Cr, 1% Mo, 0.5% V 鋼が代表的である。この種のもは高温強度が非常に高い。しかし耐蝕性にかける。この点を表面処理、合せ板などで解決する種々のところみがおこなわれている。

ジェットエンジンの構造材料としてはマルテンサイト

系不銹鋼が多い。しかし 1100°F 以上になる部分には超耐熱合金を使用する。1000~1400°F の温度では Fe ベースの A-286, AF-71 で十分使用に耐える。1400~1600°F では D-976, M-252 などの Ni 系、1600°F に対しては V-36, S-816 など Co 系のもを使用する超耐熱合金は非常に高い温度で時効処理をおこない、析出硬化させる。冷間加工、冷間加工と時効処理の組み合わせによつて非常にすぐれた性質を示す。冷間加工をおこなった材料は組織的な変化、再結晶とか over-aging などを生ずる可能性があるので注意しなければならない。

これらの材料にたいしては長時間のクリープラプチャー試験、通常の機械試験が要求されるほか、非常に急速な歪をあたえる極短時間のラプチャー強度などをしらべる必要があり種々の試験が行われている。また急速加熱急速冷却などによる影響も試験されており、高温疲労、腐蝕試験なども必要とされるものである。

以上の新しい合金に対してはその製造法に関しても種々新しいところみがおこなわれている。Al, Ti などの含有量の高いものについては空気による汚染を防止し、成分を十分に調整するためには真空溶解が必要である。高周波誘導炉とアーク溶解炉があるが、とくに後者の発展はめざましいものがあり、偏析のない良好な鋼塊の製造にとつて大いに有用である。加工法のうちで新しいものは熱間押出法で、Mo などのごとき金属をピレットにするためにはどうしてもこれによらねばならない。また航空機関係に使用される板、ストリップは非常にうすくかつ精度が非常に高いもので、圧延法についての検討が必要である。これらの製造工程における発達とともに品質を十分に管理する必要上検査法についての改良が必要で、超音波探傷などがいよいよ重要なものとなつてきている。  
(河合重徳)

(75 頁よりつづく)

ユニオンメルト自動熔接による隅内熔接 武見健二, 他...214~221

住友金属 10 (1958) No. 3

一体圧延車輪の熱処理と残留応力. 小田尚輝, 他... 137~143

軟鋼の歪時効脆性について. 長谷部茂雄...155~166

日立造船技報 19 (1958) No. 4

厚板調質高張力鋼に関する研究. 中井恒男...他 149~159

芝共ニュース No. 31 (1958)

薄板の圧延 (I・II). M・D・ストーン 7~37

圧延機の所要馬力の求め方について. ジェームス・H・テラー 39~50