

## 抄 録

## —原 料—

## ドロマイトフラックス添加ペレットの性状におよぼす塩基度の影響

(N. I. PERMINOV, et al.: Steel in the USSR, (1972) 6, pp. 415~417)

種々の塩基度 (CaO/SiO<sub>2</sub>) を有するドロマイト添加ペレットの性状を調査するため、まず実験室での条件として急速加熱をしながら所定温度まで到達させる方法 (A方式)、1000°C で予備酸化した後所定温度に到達させる方法 (B方式) で焼成を行なった。その結果、(1) A方式ではペレットの硬化は 400~500°C で始まり 900°C まではほとんど塩基度と無関係に進行する。さらに焼成温度が上がるとフラックス添加ペレットは無添加ペレットより急速に硬化してゆく。(2) B方式では原料中のマグネタイトの酸化がかなり完全に進むため、A方式で得られたペレットの強度をかなり上回る。そして塩基度とは関係なく 1200~1250°C で最高強度が得られ、これよりさらに昇温すると強度は低下した、最小強度は塩基度 0.6 のときで、この値より上がつても下がつても強度は上昇する。(3) 焼成過程での脱硫作用は塩基度の上昇とともに悪化する。すなわち焼成温度 1100°C では無添加ペレットの脱硫率が 92.5% に対して、塩基度 0.992 では 38% である。

次に B方式のもとで 1250°C で焼成した種々の塩基度のペレットに対して還元実験を行ない、以下の結果を得た。(1) 塩基度とは無関係に最小強度は還元率 20~40% で起こり、ふくれが最大で亀裂の入った個数が最大であったのは 30~40% の酸素除去率のときである。(2) 塩基度 0.6~0.8 で強度低下、ふくれの最大値を示す。また実際の焼結機より得られた異なる塩基度のペレットに対しても同様な結果が得られた。

以上よりフラックス無添加ペレットは添加ペレットに比べてほとんど硫黄を含まない、焼成後の圧潰強度が高い、還元粉化量が少ない、輸送中のダスト発生量が少ないなどの理由で実質的には有利である。もしフラックス添加の原料しか使用できない場合にはペレット中の塩基度は 0.9 以下に下げべきではない。0.5~0.8 では焼成後の強度は最低値を示し還元の際にはふくれの程度が最も高いからである。(坂本 登)

## 異なるシリカ含量の自溶性ペレットの焼成中の組織形成と還元中の強度低下の過程

(T. Ya. MALYSHEVA, et al.: Steel in the USSR, (1972) 6, pp. 418~420)

シリカ含量の異なる 2 種類の自溶性ペレットの鉱物組織の形成過程と還元時の冶金学的性質を調べた。3~4% SiO<sub>2</sub> の温合原料から造られたペレット (A) はヘマタイトとシリコフェライトから成り立っている。高シリカ鉄鉱石精鉱 (8~9% SiO<sub>2</sub>) から造られたペレット (B) ではヘマタイトはシリケート結合物で結合されている。これらの組織の違いが明白になるのは 1200~1250°C の高温

で熔融カルシウムフェライトの融体がペレット中に現われてからである。ペレット (A) では単一の結合物がないためヘマタイト粒子間あるいはヘマタイトとシリコフェライトの接触が支配的である。鉱石粒とガラス間の接触はわずかで非常に多孔的である。ペレット (B) では大量のスラグが形成されヘマタイトとガラス間の接触が支配的であり、鉱石粒間の接触は少なく、組織は緻密である。

二種類のペレットは組織の違いにもかかわらず冷間では同じ強度を有する。しかし加熱および還元時の強度、および被還元性は大幅に異なる。600°C までの還元時にペレット (A) の強度は 260 kg より 72 kg まで低下したのに対し、ペレット (B) では最初とほとんど同じ強度を維持している (240 kg)。700~800°C への加熱によりペレット (A) の強度は 5~4 kg、ペレット (B) の強度は 200~150 kg と低下する。被還元性はペレット (A) の方がはるかに良好である。

還元時の異なる挙動はペレット (A) とペレット (B) の結合物の組成と形態の差による。ペレット (A) では鉱石粒子の接触と少量のシリコフェライトが支配的であり、これが低い強度の理由である。また被還元性が良好なことは単一的な結合物が存在しないことによる。ペレット (B) の高い強度と悪い被還元性は還元が困難なガラスを含むためである。

以上より、ペレットに要求される性質を得るためにシリカ量の調整は有効であることが判明した。

(谷中秀臣)

## —耐 火 物—

## 高炉内張り煉瓦の損傷：熱的検討

(J. L. EVANS and G. M. WORKMAN: JISI, 211 (1973) 4, pp. 264~273)

本論文では、高炉の炉床、ボッシュ、ペリーおよび炉口における耐火煉瓦およびその冷却方法について述べている。

炉底練瓦内温度の測定値と計算値とが一致していることから、経済的な煉瓦積みがなされる。炉床径 9.1m 以下の高炉では周辺部のカーボン煉瓦あるいは耐火煉瓦を冷却することがより経済的であり、9.1m 以上の高炉では炉底カーボン煉瓦をクロスフロー系で冷却する方がより安価であろう。

英国および諸外国で使用されている各種耐火煉瓦の性質、とくに熱伝導度について表にした。煉瓦の耐摩耗性、スラグおよびメタルとの反応、亜鉛あるいはアルカリによる侵食および熱的クラック発生を考慮し、ボッシュあるいはペリー部に推奨される煉瓦の材質は Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: 42~45% Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>: 1% 以下、アルカリ: 0.25% 以下としている。

また操業初期の煉瓦内応力分布と操業後の煉瓦侵蝕部が対応していることから、外部冷却方式と内部冷却方式では、それぞれの温度分布によつて最適な煉瓦積みおよ

び冷却方法がある。

外部冷却方式では、高熱伝導度、低熱膨張率およびアルカリに対し低反応性の耐火材が必要であることから、カーボン煉瓦を用いる。一方、内部冷却方式では、ステップ冷却間隔に応じて耐火煉瓦および黒鉛などを組合せて煉瓦積みをするれば平滑な温度分布が得られることを計算と稼働高炉のデータから示した。(天辰正義)

## — 製 鉄 —

### 装入物試験とその高炉操業への適用

(J. DAVISON: JISI, 211 (1973) 2, pp. 106~114)

最近の急速な高炉稼働性、低燃料比の達成は高炉設計改善、高圧化、高送風温度、高酸素富化などの効果もさることながら、原料の前処理、性状の改善の寄与するところが大きいBSC Corporate Laboratoriesでは一連の装入物特性(物理強度、還元性、熱割れ、低温還元粉化性、膨れ特性、軟化性)の実験室的テストの結果を高炉操業に適用できるインデックスとしてまとめることに努めている。物理的性状を示すタンプラー、シャッター強度は本質的に落下による破壊のインデックスであり、それは炉内までの輸送中、装入物が落下する総距離でその破壊程度を示すことができる。鉱石の還元性は実験的に求められた反応速度と試料の粒度別の調和平均径との積をその銘柄の個有反応速度とし、全銘柄に対して荷重平均総括反応速度を求め、実操業のワークス比との相関性を見出した。還元粉化については装入物を構成するそれぞれの還元粉化指数から $-5\text{ mm}$ の量を求め、それに装入物自身の持ち込む $-5\text{ mm}$ 粉鉱を加え、それよりダストとして抜ける $-5\text{ mm}$ 量を差引いた“ $\% -5\text{ mm}$ インデックス”を求め、試験高炉で通気性、出鉄比との強い相関性のあることを見出した。そして、このインデックスは種々の還元粉化性を持つ混合装入物に対し、適切な配合割合を示しうることがわかった。炉下部の通気性を左右する膨れ指数については40%以上のペレットは2/3以上高炉に使用することは危検であることを試験高炉によつて知ることができた。(大槻 満)

### ピュロファー—直接還元—の工業的応用

(H. D. PANTKE and U. POHL: Stahl u. Eisen, 93 (1973) 5, pp. 184~193)

1970年よりOberhausenで実験プラントとして稼働したピュロファー・プロセスは、日産500tで2個の平行なガス変成器と90m<sup>3</sup>のシャフト炉からなる。還元ガスは、天然ガスを空気あるいは炉頂ガスとにより変成して得られる。その際の必要エネルギー量はおおの4.67 Gcal/Fe-t, 3.3 Gcal/Fe-tである。炉頂ガスをrecycleすることにより、その必要エネルギーの1/3は加熱用となり、他の安い燃料で代用可能となる。ガス変成器は変成室と熱交換室とにわかれ、それぞれ1250~1400°C, 950±50°Cであり、前者で高い変成率となつた還元ガスは、後者で還元温度まで冷却されてシャフト炉に送り込まれる。熱交換室に蓄積された熱は、次の加熱期に燃焼空气中に放出される。

シャフト炉から出てくる海綿鉄の還元率は、多数の試料の検査結果、平均95.68±0.52%で非常に幅の狭い範囲内におさまる、また炭素成分は平均0.56%である。さらに、脱硫も行なわれ、珪素分も約0.003%におさま

り、その後の鋼製造などに有利である。

種々の鉱石、ペレットで実験をしたが、大部分はピュロファー法に適する。また海綿鉄は炉から約800°Cで出てくるが、ブリケットにするのに容易であり、その後の再酸化を防ぐのに有効である。またブリケットにされない海綿鉄の酸化挙動については、空气中、湿分などの影響が調べられた。天候の影響については、1000tの海綿鉄を戸外に一年間堆積した結果、酸素供給不足のため表面より40cmまでしか再酸化が進まないことが明らかにされた。

さらに、日産1000tのピュロファー・プラントが開発された。これは、ガス変成器とシャフト炉との間に、ガス温度調整室が設置され、シャフト炉へは900±10°Cで還元ガスが送られる。この設備では、海綿鉄1t当たり天然ガス消費量は3.3 Gcal, 電力消費量は100 kWh, また水は1.5 m<sup>3</sup>である。(高橋謙治)

## — 製 鋼 —

### 溶融鉄—クロム合金とシリカを含む耐火物との反応

(H. MAAS and H. ABRÄITS: Arch. Eisenhüttenw., 43 (1972) 12, pp. 873~877)

溶融鉄—クロム合金とシリカを含む耐火物との反応に関する実験室的研究を行なつた。石英(99.99% SiO<sub>2</sub>)、シャモットAIII(59.3% SiO<sub>2</sub>)およびムライト(27.2% SiO<sub>2</sub>)からなるシリンダー状の試料を15%までのCr,あるいはそれに0.5%のAlを含む溶鉄と1550~1680°Cの温度範囲、および0~570 rpmの回転速度で反応させた。

溶融鉄—クロム合金とシリカを含む耐火物の反応は含マンガン(1%)溶鉄との反応とよい一致を示した。石英とシャモットの場合、試料表面に生じた液体状の生成物の化学組成は含Mn溶鉄の場合とほぼ同様であつた。反応時間の経過に伴う溶鉄中のSi量を測定し、速度論的に解析してSiの移行に関する物質移動係数を算出し、試料の回転数に対する依存性を調べた。純粋なシリカの還元の場合、1600°Cで15% Crを含む溶鉄ではSiの物質移動係数 $k$ は約100rpmまでは回転数に依存せず、それ以上では回転数に依存して $k$ は大きくなつた。この挙動は1% Mnを含む溶鉄の場合でも全く同様であつた。ただし、前者の $k$ の値は後者の約1/3であり、このことについて溶鉄の粘性とSiの拡散係数の値から考察した。

CrのほかにAl(0.5%)を含む溶鉄と石英およびシャモットAIIIとの反応の場合、反応時間30minまでは溶鉄中のAl含有量の減少と、Si含有量の増加はほぼ直線的に変化した。Alの減少量から求めたSiの増加量の約1/3だけ実際の溶鉄中のSi含有量は多かつた。このことから、溶鉄中に溶解しているAlによりシリカが優先的に還元されることがわかつた。

ムライトの場合、シリカの還元はごくわずかであつた。石英およびシャモットAIIIの場合には反応生成物が液体であつたが、ムライトの場合には試料表面に固体の反応生成物が生じた。(笹田隆志)

### 溶鉄中のガス発生におよぼす温度と合金元素の影響

(H. SCHENCK, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973) 1, pp. 27~34)

これまでに報告されているガスとメタルの反応速度に関するいろいろなモデルの内容を検討した。

溶融 Fe-C-O 合金中における酸素の物質移動係数の活性化エネルギーから求めた酸素拡散の活性化エネルギーは、実際に測定された酸素拡散の活性化エネルギーより高い。これは物質移動を説明するモデルに問題があるとし、るつぽ内で誘導溶解するときの物質移動のモデルを検討した。成分Xの流束  $J_X$  は、

$$J_X = -A_{geo} \cdot \kappa_X \cdot \Delta\rho_X, \quad K_X = \sqrt{\frac{D_X \cdot \bar{v}}{\pi \cdot 0.4 \cdot R}}$$

で表わされた。ここで  $A_{geo}$  は溶鉄の幾何的表面積、 $\Delta\rho_X$  は濃度差、 $D_X$  はX成分の拡散係数、 $\bar{v}$  は溶鉄の平均流速、 $R$  はガス恒数である。 $\bar{v} = 53 \text{ cm/sec}$  のときの  $D_O$  は  $1600^\circ\text{C}$  で  $22 \times 10^{-5} / \text{sec}$  となり、この値は実測されている。 $D_O$  の範囲内にあつた。

CO としての脱炭速度におよぼす [Cr] の影響は、 $\underline{C}$  および  $\underline{O}$  の活量の変化で説明され、

$$-\frac{d[\text{C}]}{dt} = \frac{A}{V} \cdot \kappa' \cdot \left( [\text{C}] \cdot [\text{O}] - \frac{p_{\text{CO}}}{K_{\text{CO}} \cdot f_{\text{C}}^{\text{Cr}} \cdot f_{\text{O}}^{\text{Cr}}} \right)$$

と示された。ここで  $V$  は溶鉄の容積、 $\kappa'$  は酸素および炭素の活量と物質移動係数を含む。

S のような表面活性成分は自由表面の変化に関係するとし、GIBBS の吸着式を用いて速度恒数の中に導入された。

N および H の物質移動係数は、 $1600^\circ\text{C}$ 、 $[\text{O}] = 0.01\%$  において  $K_N = 1.1 \times 10^{-2} \text{ cm/sec}$ 、 $\kappa_H = 16.5 \times 10^{-2} \text{ cm/sec}$  と決められた。

真空脱ガスプロセスでは、初期 [C] が低いときには発生ガス量は [C] とともに直線的に増加するが、初期 [C] が高い場合には初期 [C] の逆数の増加とともに発生ガス量の増加することが明らかにされた。(郡司好喜)

#### 鋼を炉外精錬するときのメタルと塩基性の珪酸アルミスラグ間の酸素の分配

(V. A. KAMARDIN, et al.: Izv. Akad. Nauk SSSR Metally, (1973) 2, pp. 31~36)

2, 3 の合金鋼を電弧炉で溶製し、合成スラグで炉外処理したときのメタルとスラグの酸素の分配におよぼす 2, 3 の因子の影響を研究した。処理後のスラグ組成は  $\text{CaO}$  46.5~54.3%,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  21.2~40.4%,  $\text{SiO}_2$  5.4~24.2%,  $\text{MgO}$  1.5~5.3%,  $\text{CaF}_2$  1.1~8.9%,  $\text{FeO}$  0.3~1.5%,  $\text{TiO}_2$  0.4~0.7% となつた。

スラグ中の  $\text{FeO}$  の活量と濃度  $(\text{FeO})_p$  (%) の関係は

$$a_{(\text{FeO})} = \gamma_{(\text{FeO})} (\text{FeO})_p = 0.001 (\text{FeO})_p$$

$$(\text{FeO})_p \text{ とスラグ中の } \text{SiO}_2 \text{ の活量 } a'_{(\text{SiO}_2)} \text{ の関係は}$$

$$\log (\text{FeO})_p = -\frac{9200}{T} + 6.28 + \frac{1}{2} a'_{(\text{SiO}_2)} - M$$

ここで  $M$  は  $M = \frac{1}{2} \log [\text{Si}] + \frac{1}{2} \log f_{\text{Si}}$  で

$$M = 0.5 \log [\text{Si}] + 0.16 [\text{Si}] + 0.12 [\text{C}] + 0.0315 [\text{Al}] + 0.0025 [\text{Ni}] \text{ なる関係であらわされた。}$$

スラグと平衡する酸素  $[\text{O}]_p'$  および介在物と平衡する酸素  $[\text{O}]_p''$  の和で表わされるメタル中の酸素  $[\text{O}]_p$  は

$$\log [\text{O}]_p = -\frac{15500}{T} + 6.01 + \log [(a'_{\text{SiO}_2})^{1/2} + (a''_{\text{SiO}_2})^{1/2}] - N$$

で表わされた。ここで  $a''_{\text{SiO}_2}$  は介在物中の活量である。また  $N$  とメタル組成との関係は次のようになつた。

$$N = \log f_{\text{O}} + \frac{1}{2} \log [\text{Si}] + \frac{1}{2} \log f_{\text{Si}}$$

$$= 0.5 \log [\text{Si}] + 0.02 [\text{Si}] + 0.01 [\text{Ni}] - 0.91 [\text{Al}] - 0.01 [\text{C}] - 0.041 [\text{Cr}]$$

酸素の分配恒数は

$$\log L_{\text{O}} = \frac{6300}{T} + 0.27 + \log f_{\text{O}} - \log \left[ 1 + \left( \frac{a'_{\text{SiO}_2}}{a''_{\text{SiO}_2}} \right)^{1/2} \right]$$

$$\log f_{\text{O}} = -0.14 [\text{C}] - 0.13 [\text{Si}] - 0.94 [\text{Al}] - 0.041 [\text{Cr}] + 0.006 [\text{Ni}]$$

メタル中の Al の平衡濃度  $[\text{Al}]_p$  は

$$\log [\text{Al}]_p = -\frac{8680}{T} + 1.22 + \frac{1}{2} \log a_{(\text{Al}_2\text{O}_3)} + L - \frac{3}{4} \log a_{(\text{SiO}_2)}$$

$$L = 0.75 \log [\text{Si}] + 0.75 \log f_{\text{Si}} - \log f_{\text{Al}}$$

$$= 0.75 \log [\text{Si}] + 0.18 [\text{Si}] + 0.07 [\text{C}] + 0.004 [\text{Ni}] - 0.001 [\text{Al}]$$

で表わされた。

(郡司好喜)

#### 低窒素鋼製造のための酸素吹転炉での含チタン鉄鉄の処理について

(H. P. HAASSTERT, et al.: Stahl u. Eisen, 93 (1973) 3, pp. 100~107)

塩基性酸素吹転炉鋼の窒素含有量を低下させるためにチタンを含む鉄鉄を転炉に装入した。

鉄鉄中のチタン含有量が含チタン装入物の製錬にとつて最適の 0.25% のとき、出鉄時の窒素含有量は 0.0015 から 0.0060% の間であつた。取鍋で製鋼工場へ移動した後のチタン含有量の減少は平均約 0.08% と確認された。そのチタン含有量の減少に対応する窒素含有量は直接転炉に装入したとき 0.0010 から 0.0040% の間で、途中に混鉄炉を通した場合には 0.0010 から 0.0025% の間であつた。約 5 kg/t 鉄鉄のソーダを添加した結果窒素含有量は 0.0005% まで下がった。混鉄炉に含チタン鉄鉄と通常操業の鉄鉄を装入した結果、通常操業の鉄鉄の窒素含有量は減少した。

転炉サンプル中の窒素含有量は装入した鉄鉄の窒素含有量が少ないほど低いことがわかつた。このことから製品の低窒素鋼の窒素量は転炉装入物中の窒素含有量に依存することが明らかとなつた。転炉サンプル中の 0.0010% 以下の窒素含有量は高品質の鉍石と低窒素冷却剤の装入によつて得られた。普通の転炉操業条件下では、窒素含有量が平均 0.0004% 増加するとキルド鋼にならないことが明らかとなつた。

含チタン鉄鉄を高炉 1 基あるいは 2 基によつて連続的に製造することによつて、所定の窒素含有量に正確に調整することができ、さらに低窒素鋼の製造条件の改良が可能となつた。

(笹田隆志)

#### —加工—

##### 鍛造方法が材料必要量を半減する

(Staff Report: Metal Prog., 103 (1973) 3, pp. 49~50)

Gatorizing とは、合金を超塑性状態で成形する熱間型鍛造技術の一種である。これまで行なわれてきた多くの

熱間型鍛造は、チタン合金や超合金を決められた温度で熱間等温加工することであった。

鍛造後の熱処理は、合金の強度や硬度を再調整し、結晶粒を微細化して疲労や引張特性を改善するために行なわれる。

Gatorizing の利点は、1) 素材が一般の鍛造の半分以下ですむこと。2) 精密鍛造するため、機械加工費が減少できること。3) 複雑な部品が1回の鍛造ででき、多くのセットアップが必要ないこと。4) 低容量の鍛造装置ですむこと。5) 不良品は、機械的性質を低下させずに再鍛造できること、などである。

Gatorizing は IN-100, Incoloy 901, Astroloy, Waspaloy, A-286, B1900, チタン合金などの特殊材料の超塑性を応用したものであり、数百~千数百%といったすぐれた延性が、750°C~1150°C にわたって得られている。

Gatorizing が応用された部品としては、タービンプレード、排出弁、航空エンジン部品としては F100 や F401 用のコンプレッサー、タービン用円盤、ハブ、シールリング、エンジン用のタービン円盤などがある。

均一で微細の等軸粒の組織と粗大な偏析がもつとも少ないインゴットを得るように鍛造条件が決められた。12 インチまでのこれらのインゴットは、ジェットエンジンの小型ディスクのような部品の Gatorizing に使われた。

大型のタービンやコンプレッサーの部品は、IN-100 のようなニッケル基高合金から鍛造された粉末金属のピレットを使用して鍛造するが、これは大型の鍛造が困難であり、偏析を避けられないからである。

合金や鍛造機の種類にもよるが、このプロセスは一台のプレスで行なうことができる。しかし、型の加熱、真空脱ガスや不活性ガスの覆いなどが必要である。

(渡辺道雄)

#### 腐食性高温雰囲気中での保護被覆

(F. M. MILLER and N. T. BREDZS: Metal Prog., 103 (1973) 3, pp. 80~84)

最近の般空機や発電機用タービンの生産の伸びは Ni, Cr, W, Nb, Co などの高価な元素を含む耐熱、耐食合金の消費を増加させることになった。高温焼却炉や自動車用タービン、排気系機器も耐熱、耐食合金の使用が考えられている。これらの機器のコストを減らし、金属の不足から逃がれるため、技術者は安価な下地金属に金属やサーメットを被覆する研究を行なっている。

Ni-Cr 被覆 (ニクロコート) はジェットエンジン部品の耐熱疲労性と酸化性の改良、破損部品の経済的な修復、自動車用のガスタービン、熱反応器や排気系部品などに応用でき高価な超合金の代用となりうる。この被覆は下地金属に比較的低い温度で (980~1150°C) 溶融接合され、高温での耐熱、耐食、耐剝離性を与えるためほとんどの高融点金属に適用できる。

標準的なニクロコート合金は基本的に Ni, Cr, Co, W と融点を下げるための少量の添加物からなり、新しいシリーズは Ni-Cr 母相中に微細分散したセラミック相とからなっている。サーメット型の被覆の一つであるニクロコート 700 (13Cr, 72Ni, 10TiB<sub>2</sub>, 5Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) は硫化や酸化防止のためジェットエンジンの燃料ノズルに適用さ

れている。W1-52 (21Cr, 11W, 2Nb, 2Fe, 1Ni, 0.5Mn, 0.5Si, 0.45C, BalCo) 合金を鍛造した大型ジェットエンジンのタービンノズル翼は寿命が短い、これにニクロコート 9 (19Cr, 10Si, 66Ni 5 他) を被覆すると耐酸化性は約 3.5 倍に増加する。ニクロコート 630 (16.9Cr, 5.3Si, 64.4Ni, 6.7TiSi<sub>2</sub>, 6.7TiN) を被覆した場合最高使用温度は下地金属が軟鋼と低合金鋼では 820°C, ステンレス鋼では 980°C, 高 Cr-Ni 基合金では 1200°C コバルト基合金や他の超合金では 1260°C まで使用に耐えうる。数百時間までのような短時間ならばさらに高い温度でも耐えられるし、さらに安価の下地金属を使用できる。

(岡田 毅)

#### 一性 質一

添加元素として Ti を含む Fe-Cr 合金に関する研究 (E. R. BUCHANAN and L. A. TERSHIS: JISI, 211 (1973) 3, pp. 204~208)

Fe-8Cr-13Ti 合金は高い強さを有するが、脆く、高温材として使用することが不可能であることが高温材の開発中に明らかになった。しかしこの合金は優れた耐食性をもっており、Ti の添加が Fe-Cr 合金の耐食性に有効であることもわかった。さらにより少ない Ti の添加により、優れた耐食性と強さをもつ Fe-Cr 合金ができるかどうかを調べるために研究が始められた。本研究では 7~20%Cr を含む Fe-Cr-Ti 合金の機械的性質について調べた。Cr 量の下限は固溶 Ti とともにマルテンサイト系ステンレス鋼と同等な耐食性を得るために必要な最低量で、上限は工業的に容認できる延性を保つ最大量である。

1025°C-1/2hr, WQ の焼なましを行なった Fe-Cr, Fe-Cr-3Ti 合金の 0.2% 耐力と引張強さは Cr 量の増加、3% Ti の添加により増し、伸びは減少する。1050°C で圧延し、700°C で仕上げ圧延を行なった Fe-Cr-3Ti 合金には微細な析出粒子が認められるが、これは 7% HCl メタノール溶液に浸漬して抽出した残渣の X 線回折結果、 $a_0 = 8.8669 \text{ \AA} \pm 0.0002$  の格子定数をもつ  $\lambda$  相 (Fe<sub>17</sub>Cr<sub>7</sub>Ti<sub>5</sub>) であることがわかった。 $\lambda$  相の体積率は Cr 量の増加にともない増す。1025°C-1/2hr, WQ の処理を行なった Fe-Cr-3Ti 合金は完全に再結晶しており、約半分の  $\lambda$  相が素地中に固溶している。3% Ti の添加により、Fe-Cr 合金の粒径は 0.26 mm から 0.0275 mm になる。Fe-16Cr 合金の 0.2% 耐力は 3% Ti まで著しく増すが、それ以上では飽和する。また Fe-Cr-3Ti 合金の延性は粒径に依存する。冷間加工材の破断伸びは Ti を含まない Fe-Cr 合金よりも Fe-Cr-3Ti 合金のほうが高い値を示し、これは Ti の添加により加工性が改善されることを示す。

(山田武海)

恒温変態させた Fe-4Mo-0.2C 鋼の組織と機械的性質 (D. V. EDMONDS and R. W. K. HONEYCOMBE: JISI, 211 (1973) 3, pp. 209~216)

V, Mo, Ti, Cr などの炭化物生成元素を含む鋼は、恒温変態によつてオーステナイトを直接分解させると、フェライト中に炭化物を析出するが、その形態、分布は焼入れ焼もどしで得られるマルテンサイト中の炭化物のそれとかなり違つたものになる。本研究では、Fe-4Mo-0.2

C鋼を 600°C~800°C で恒温変態させ、そのときの微細組織とそれが機械的性質に及ぼす効果を、光学および電子顕微鏡などを使って調べた。また -196°C~100°C の温度で引張り試験を行ない、そのほかシャルピー試験、破壊靱性試験をも行なった。600°C~750°C で恒温変態させた場合、 $\alpha$  中に  $\text{Mo}_2\text{C}$ 、 $\text{M}_6\text{C}$  が析出するが、その形態には繊維状のものと糸状のものがある。繊維状のものは変態中に  $\alpha/\gamma$  界面に対し垂直に成長するが、 $\gamma$  粒界から直接成長して平面的な変態界面を形成するとき、 $\alpha$  面とともに成長して節のある変態界面を形成するときがある。糸状のものは板状に析出するがこれは変態中に  $\alpha/\gamma$  界面で周期的に析出する、いわゆる相界析出によつて生じたもので、変態界面に生ずる階段と関係がある。そして変態温度が低いほど、繊維状炭化物が多くなってくる。機械的性質は、焼入焼もどしたものと比べ、硬度および降伏強さはほぼ同程度を示し、伸びおよび断面収縮率はかなり向上している。また靱性-脆性せん移温度も 30°C~40°C 低くなっている。たとえば 600°C~650°C で恒温変態させたものは約 80% が繊維状炭化物で占められるが、降伏強さ、引張り強さは 78.7 kg/mm<sup>2</sup>、94.5 kg/mm<sup>2</sup> にそれぞれ達し、一方断面収縮率は 50%、伸び率は 15% を示している。このように高い強度を示すのは、おもに繊維状炭化物の析出強化によるものだが、繊維状炭化物は靱性を高めるのにも役立つと思われる。さらに  $\alpha$  粒度が細かいこと、粒界析出物が破壊靱性に対してそれほど悪影響を及ぼしていないことなどが、焼入焼もどしたものより高い靱性を保つている原因と考えられる。(堀谷貴雄)

#### 熱処理した重機部品用炭素-マンガン-ボロン鋼

(R. F. KERN: Metal Prog., 103 (1973) 3, pp. 90~94)

炭素(0.2~0.5%) - マンガン(0.8~1.65%) - ボロン(>0.0005%) (CMB) 鋼は熱処理される重機用部品として重要な役割りをしている。多くの合金鋼と少なくとも等しい機械的性質をもち、本質的には低廉である。

今日この種の鋼は毎年数千トンも使用されている。トンあたり 13~100 ドル以上節約できる種類の合金鋼がおきかえられつつある。これらは車軸、トランスミッションシャフト、クランクシャフト、連結棒、ボルト、プッシング、その他重機用部品に使用される。

この鋼は炭素鋼や合金鋼よりも高い破断靱性をもち、切り欠き引張り強さも高硬度のところでは炭素鋼や合金鋼よりも大きかった。同じ硬さの無ボロン鋼と比較すると CMB 鋼は焼割れのおこる傾向も少なく、すぐれた冷間加工性をもち、降伏点 63 kg/mm<sup>2</sup> 以上に熱処理したものは溶接もよかつた。

欠点として不適当な溶解を行なうとボロンの効果が製造末期の鋼塊では失われ、またボロンの過剰添加は高温での靱性が低下し、脆化の原因となる。

ボロンはマルテンサイト量が 95 または 99.9% のところですぐれた硬化能をもっている。ボロンの効果は炭素量と逆比例の関係にある。

あらかじめ亀裂をいれた引張り試験で CMB 鋼は高硬度レベルで顕著な破断強さを示した。これは track shoes のように 0°F 以下の低温で短時間繰返し疲労するよう

なものには利点である。

この破断強さは微細な結晶粒 (ASTM 8~12) と完全なマルテンサイト組織が容易に得られるためと考えられる。

焼割れの傾向は Ms 温度と逆の関係にあるが、ボロンは Ms 点をほとんど低下させずに焼入性を増加させることができる。(西川真人)

#### オーステナイト系 Cr-Ni 鋼の熱間成形性に及ぼす

##### $\delta$ フェライトの影響の評価

(M. HILDEBRAND: Neue Hütte, 17 (1972) 12, pp. 724~727)

オーステナイト系 Cr-Ni 鋼の熱間成形性におよぼす  $\delta$  フェライトの影響を、800~1300°C における振り試験、引張試験およびすえ込み試験によつて検討した。

オーステナイト鋼試料として X10CrNiTi18.9 (18% Cr-10% Ni-0.5% Ti) ならびにその再溶解材を使用した。X10CrNiTi18.9 鋼の組織中に若干量存在する  $\delta$  フェライトの固有の熱間成形性を評価するためにその化学組成を分析し、それと等しい組成を有するフェライト鋼試料として X1CrNiTi26.4 (26% Cr-4% Ni-0.1% Ti) を用いた。

オーステナイト鋼の熱間成形性は、組織中の  $\delta$  フェライト量が増加すると共に劣化した。また一方再溶解することによつてその熱間成形性は著しく改善され、良好な性質を示す温度範囲が高温側へ拡張された。

振り試験の結果から評価されるオーステナイト鋼とフェライト鋼の熱間成形性は 900°C 以下ではほぼ等しいが、高温においてはフェライト鋼の熱間成形性ははるかに優れていた。また本研究の試験温度範囲内においてオーステナイト鋼の引張強さはフェライト鋼の 2.5~3 倍であり、同一強度を示す温度の差はおよそ 250°C に達した。さらにすえ込み試験においてオーステナイト鋼とフェライト鋼が等しい変形抵抗値を示す温度には 200~250°C の差が認められた。すなわちフェライト鋼を熱間成形する場合には、同一温度におけるオーステナイト鋼に比して必要な仕事量がかなり少なくてすむ。

$\delta$  フェライトを含むオーステナイト系 Cr-Ni 鋼の熱間加工に際して試料中に発生する割れは、上述のごとくオーステナイト・マトリクスとフェライト相の熱間成形性が異なるために相境界面に剪断応力と引張応力が発生することに起因する。(和田 仁)

## —物理冶金—

#### Fe-V フェライト合金における窒化物の析出

(M. POPE, P. GRIEVESON, and K. H. JACK: Scand. J. Metallurgy, 2 (1973) 1, pp. 29~34)

強い窒化物生成元素 (Mo, Nb) を含む合金を一定の分圧のもとで窒化すると均一析出が、平衡な Mo 窒化物および V 窒化物の形成に先行して起こる。また初期段階で硬さがかなり増加する。同じような挙動は Fe-V-N 合金で起こると予測される。実際 PHILIPS は Fe-V 合金を窒化して硬さが上昇することを示した。本研究は、Fe-V-N 合金を用いて窒化の kinetics、初期段階の析出および内部摩擦挙動を明らかにするために行なわれた。

用いた試料は 0.42wt%、0.98wt% および 2.05 wt

%のVを含む3鋼種である。この材料を適当な厚さにまで圧延して実験に供した。窒化は $\text{NH}_3+\text{H}_2$ 雰囲気中、種々の温度で一定分圧のもとで行なわれた。さらにこの窒化した試料について電子顕微鏡による観察、X線回折および硬さ測定を行なった。

600°C以下の温度で窒化した場合、最高硬さを示すまで光学顕微鏡では窒化する前の状態と変化はないにもかかわらず硬さの上昇は著しい。この硬さ上昇は、溶質原子の板状クラスターによるものか、あるいはきわめて細かい整合なVNの $\{100\}_\alpha$ 面上への析出によるものである。この段階では過剰な窒素は析出物のまわりの歪んだフェライト格子によつて調節される。

窒化のkineticsは硬さ曲線によつて調べられた。570°Cで窒化した場合、硬い層の形成は放物線法則によつて表面から進む。2.05wt%V合金では窒化の速度は内部酸化理論とよく一致するが、合金濃度が減少するとずれが大きくなる。その理由は置換型溶質原子の低い拡散能および流れの減少が速度を支配するからである。

窒化されたFe-0.98wt%V合金の内部摩擦挙動は、整合な窒化物の微細分散および母相の歪によつて複雑となり、通常のスネークピークはみられなくなる。150°C-210°Cでみられるピークは歪場での窒素の移動によつて生ずる。(田中 徹)

#### Fe-Mn および Fe-Mn-Si フェライト合金の窒化物による硬化

(B. JONSSON-HOLMQUIST, P. GRIEVESON and K. H. JACK: Scand. J. Metallurgy, 2 (1973) 1, pp. 35~38)

鉄中へマンガンと窒素を少量同時に添加するとクリープ強度が著しく増加する。HOPKINは450°Cで8000hrのクリープ試験の後、転位上への析出物を観察しておりBAIRDはFe-Mn合金を窒化する際に同じ相を観察している。PIPKINはX線回折によりこの相が $\eta\text{-Mn}_3\text{N}_2$ であることを同定した。PHILIPSらは、Fe-Si合金を窒化する際に粒内と粒界に2種類のSi窒化物を観察した。さらにROBERTSは窒化したFe-SiおよびFe-Si-Mn合金の析出に関して研究し、MnとSiの濃度の比がある領域ではSi窒化物が析出し、Mn濃度がそれ以上になるとMn-Si窒化物が析出すると報告している。本研究は、窒化したFe-Mn, Fe-Mn-Si合金における析出をX線回折、光学および電子顕微鏡、硬さ測定によつて調べたものである。

使用した材料は、高純度の種々のFe-MnおよびFe-Mn-Si合金であり、この材料を圧延により薄板とし、これを $\text{NH}_3+\text{H}_2$ 雰囲気中、種々の温度で窒化した。

2.0および3.0wt%のFe-Mn合金の硬さは窒化に

より著しく上昇するが、2.0%より少ない合金はあまり硬化しない。3wt%Mn合金では、 $\eta\text{-Mn}_3\text{N}_2$ が不連続的に析出する。不連続析出の起こっていない粒内にはGPゾーンあるいは非常に細かい $\eta\text{-Mn}_3\text{N}_2$ が析出していることを電子線回折によつて確認した。また粒内の $\eta\text{-Mn}_3\text{N}_2$ と母相との間に一定の方位関係が存在する。Fe-Mn-Si合金の場合、硬化と窒素濃度との間の関係は、Fe-Mn合金の場合と同様である。不連続析出は起こっていないけれど粒内の組織はFe-Mn合金の組織と似ている。最高硬さを示すところで析出物の同定はできなかったが、析出の初期段階はFe-Mn合金と同じであろう。過時効すると様子がまったく異なり、六方晶の $\text{MnSiN}_2$ が母相と一定の方位関係を保つて析出する。この相の析出は不均一であり、粒内のある領域では析出物が密に、ある場所ではまったく析出しない。(田中 徹)

### —そ の 他—

#### ガス冷却型原子炉用の材料の選定

(P. D. HEDGECOCK: Metal Prog., 103 (1973) 3, pp. 75~77)

高温ガス冷却型原子炉(HTGRと略記)は、運転温度は化石燃料を使用する発電装置やガスタービンの温度に近いこと、また構造上は減速材にグラファイト、冷却材にヘリウムガス、炉容器にプレストレスコンクリートを用いることなど、HTGRより低い温度で運転される軽水炉とは別種の炉と考えられ、HTGR用材料の選定も基準が異なる。

本報告はPeach Bottom, Fort St. Vrain, Dragon, AVRなどの実験炉での現在までの経験をもとに、1970年代後半か、1980年代初頭に稼働予定の770ないし1100MwのHTGRに使用されると考えられる材料を次の各項目別にそれぞれ選定基準をあげて簡潔に議論したものである。

炉容器、内張り、熱遮断、ヘリウム循環器、その他部品、水蒸気発生装置、溶接データ、制御棒

たとえば水蒸気発生装置材料には、Incoloy 800, Inconel 625, 2.25Cr-1Mo鋼があげられている。Incoloy 800は高温での耐酸化、耐応力腐食、耐浸炭性がよいこと、高温強度がすぐれていること、水蒸気発電ですでに実績があることが選定理由となつている。Inconel 625は束ねた管を支持する構造材として使用することが考えられている。この材料は耐酸化性および耐浸炭性がよいことのほか、980°C(1800°F)まで使用可能な高温強度を有する。しかしこの合金については、熱的安定性、材料特性について今後さらに十分検討する必要があるとしている。(菊池 実)