

抄 録

—耐 火 物—

高クロム鋼 VOD 精錬に用いる取鍋のライニング

(H. ZÖRCHER and M. WALTER: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 23, pp. 1318~1321)

本報はマグネサイトにかわつてドロマイトが使われるようになってきている西ドイツのここ数年来の現状をさらに改善することを目的とする。

試験に供した耐火れんがは、ち密な普通品ドロマイトれんが、ち密な高級品ドロマイトれんが、ドロマイト-マグネシアの同時焼結れんが、ドロマイト-マグネシアの結晶融合体れんが、ドロマイト-マグネシアの同時焼結結晶融合体れんが、の 5 種類である。

テストに用いた鍋は 62 t と 80 t の 2 種類である。62 t 鍋では鉄皮のすぐ内側に市販のマグネサイトれんがを張り、その上にシャモットれんがを張り、さらにその上にドロマイトをスタンプし、最後にテスト用のドロマイトれんがを張つた。テスト用ドロマイトれんがはいずれもセラミックボンドタイプである。80 t 鍋では鉄皮のすぐ内側はマグネサイト・クロムれんが、その上にマグネサイトをスタンプし、その上にテスト用ドロマイトれんがを張つた。60 t 鍋のれんがの厚さはいずれの位置でも同じであるが、80 t 鍋ではスラグ/メタルラインより上に位置する部分のれんがを厚くしてある。れんがを張つた後、70 ないし 150°C/h で 1100°C まで加熱し、それからテストに供した。

技術的にはいずれも良好な結果を示したが、経済的観点から見るとち密な普通品ドロマイトれんがを使用することが好ましいことがわかつた。

ポーラスプラグは 95% 以上の純度のアルミナから成るキャストブルで作成したが、良好な結果を得た。

(雀部 実)

VOD 取鍋内での耐火物の損耗

(W. MÜNCHBERG: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 23, pp. 1322~1325)

VOD 精錬の種々の段階のスラグとドロマイト耐火れんがの反応性を調べた。調査に用いたスラグは次の通りである。1) 電気炉出鋼前のスラグ、2) 電気炉出鋼のあと取鍋中に入つたスラグ、3) 真空精錬前の VOD 鍋中のスラグ、4) 真空精錬終了後で CaO , CaF_2 , Al および FeSi を添加する前の時点でのスラグ、5) 還元と脱硫が終了した時点でのスラグ。試験終了後採取した耐火れんが中には、1) ではクロマイトスピネル、2) ではクロマイトスピネル、透輝石、メリリス (Ca-Mg-Al のシリケート)、3) ではクロマイトスピネル、透輝石、メリリス、ペリクレーズ、4) ではクロマイトスピネル、 $\alpha\text{-CaCr}_2\text{O}_4$, CaO , $(\text{CaO})_3\text{SiO}_2$, $\gamma\text{-(CaO)}_2\text{SiO}_2$, 5) では、 CaO , $(\text{CaO})_3\text{SiO}_2$, $\alpha\text{-CaCr}_2\text{O}_4$, CaF_2 , $\gamma\text{-(CaO)}_2\text{SiO}_2$ がそれぞれ観察された。

ドロマイトと最も反応しやすいスラグを判定するためブリケットとした 2), 4) および 5) のスラグをドロマイトれんがの上に置き、1650°C で数時間加熱した。この

結果、5) にくらべて 2) と 4) のスラグが反応性に豊んでいることがわかつた。VOD 鍋のスラグライン付近は 20~30 mm のスラグの浸透があり、気孔率は 16% から 7% に減少した。このスラグラインのれんがの浸蝕部のマイクロ組織は、 $(\text{CaO})_3\text{SiO}_2$, マグネシウムフェライトを伴う MgO , 針状カルシウムクロマイト、および針状 FeCrNi であつた。これらの情報から耐火ライニングの改善を次のようにすべきであると結論した。

1. 高温での耐エロージョン性を改善するため、高温強度の大きい十分に焼成したれんがを用いる。 MgO を増加させることは得策ではない。

2. 添加石灰の早期滓化を行わせ、生成スラグの中性化を促進させる。

3. ドロマイト石灰の添加。

4. フラッシュ用れんがを中央に取り付けた鍋を用いる。

5. 精錬する金属の Si 含有量を低くする。

(雀部 実)

—製 鉄—

炭素と未改質メタンによる鉄鉱石の還元に関する研究

(Z. SPÄRCHER, et al.: Arch. Eisenhüttenw. 50 (1979) 11, pp. 457~461)

高性能溶接棒や焼結部品の生産量が上昇し、粉末酸素アセチレン切断プロセスが、普及するにつれて、ルーマニアにおける鉄粉の消費量は、拡大する傾向にある。ルーマニアでは、高純度メタンの備蓄量が、十分にあるためメタンから還元ガスを製造し、鉄鉱石の還元に供して、良質の鉄粉を得ることができる。Cluj-Napoca 工科大学金属工学教室と Slrmei Clmpia Turzii 産業は、メタンによる鉄鉱石の還元プロセスを開発した。メタンと鉄石の接触形式は、トンネル炉では、向流と並流、Karussel 炉では、分枝流であつた。いずれの接触形式でも、6~8% の析出炭素を含むので、還元は、メタンと炭素の両者で、進行する。メタンと鉄石の向流操作では、還元鉄中の析出炭素量と残存酸素量とを、同時に少なくすることは、できなかつた。メタンとリサイクルガスの混合ガスと鉄石の向流操作では、析出炭素量を、押さえることができた。このときに得られた還元鉄中の炭素と酸素の含有率は、それぞれ、0.2% と 2% であつた。メタンとリサイクルガスの混合ガスと鉄石の並流操作でも、析出炭素量を押さえることができた。これは、還元ガスが、リサイクルガスの希釈を受けたため、炭素分圧が低下したこと、起因する。Karrusel 炉では、ガスと装入物を、水平面上で円運動させることができる。還元ガスを分析させて、向流操作と並流操作を、同時に行わせた。こうして得られた鉄粉の品質は、トンネル炉で得た物と、差異はなかつた。また、装入物の急冷が容易なので、析出炭素量を押さえることもできた。

(小林一彦)

BSC Redcar 製鉄工場の発展 Teesside 製鉄所は世界的水準に達した

(Iron and Steel Intern. 52 (1979) 6, pp. 337~346)

Redcar 製鉄工場は BSC の Teesside 製鉄所の一部である。第 1 期は 1973 年に 10 Mt/y の鉱石受入ターミナルが完成し、4 000 t/d の荷揚げ機 2 基が設置されている。現在完成した第 2 基は鉱石のブレンド、ペレタイジング、焼結、コークス製造、高炉設備である。第 3 期は製鉄、製鋼、圧延工場の拡大であるが、景気後退により計画は縮小された。

1978 年 2 月に 3.8 Mt/y の能力の焼結プラント、1978 年 5 月に 750 000 t/y のコークス炉、また 8 月には第 2 コークス炉の運転が開始され、9 月には英国初の 3 Mt/y のペレットプラント、そして 10 月に 10 000 t/d の高炉の火入れにより Redcar 製鉄工場は完成した。

焼結工場は 336 m² のグレード面積をもち英国最大である。76 000 t/w の生産能力があり、1979 年 4 月までに約 3 Mt の焼結鉱が生産され設計目標に達している。ペレタイジングプラントは Allis-Chalmers Grate-Kiln システムで、熱回収システムで燃料消費を 30~50% 低下できた。生産量 9 000 t/d で粉鉱を処理し高品位ペレットを作っている。コークス炉は 2 基完成後 86 500 t/w の生産を目標とし、予熱システムを用いて低級粘結炭を処理している。高炉は炉床径 14m、内容積 4 573 m³ で 36 の羽口、4 つの出鉄口をもち、生産量は 65 000 t/w である。炉頂設備は Paul-Wurth ベルレス装置であり、炉頂圧は 2.5 bar で操業される。熱風炉は外燃式で約 82 000 m² の加熱面積をもち、高炉ガスの燃焼により最大送風条件で送風温度 1 350°C が可能である。

また Redcar プラントでは、環境汚染対策のために各プラントの資本コストの 10~20% を費している。

(月橋文孝)

プラズマ技術はスウェーデンの直接還元プラントに新しい寿命を与える

(S. SANTEN: Iron and Steel Intern. 52 (1979) 6, pp. 347~349)

SKF 製鉄は、Wiberg-Söderfors 還元鉄を、Hofors 工場に 25 年間取り扱ってきた。Wiberg-Söderfors プロセスは、還元用シャフト炉、ガス改質塔、そして脱硫塔から成り立っている。炉頂ガスは、35% が空気で燃焼され、65% は、リサイクルされる。リサイクルガスは、750°C でブローにより、改質塔そして、脱硫塔に送られ、825°C に昇温後、シャフト炉に供給される。さて、改質塔では、i) ガスの品質がコークスで決まること、ii) コークスの電気伝導性と粘性が、温度上昇と伴に上昇し、高温または低温のチャンネルができて、未改質ガスや SiO₂ の発生原因となつている。またブローは、系全体の圧力低下を防いでおり、750°C の高温で稼働している。このため、SKF 製鉄は、高温の還元性ガスを効率よく、しかも大量に輸送できるプラズマアークヒーターを開発した。ヒーターには、電極間に連続発生する 4 000°C の電気アークが利用されており、リサイクルガスの 20% を浄化後、4 atm に昇圧して燃料としている。ヒーターは、7.5 MW の出力を有し 10 kWh/Nm³ のエネルギーを、ガスに供給することができる。プラズマアークヒーターの主な特徴は、i) ヒーターを設置することで改質塔のスケールを縮小できるため、設置費用を回

収できること、ii) プロセス全体のコントロールに役立つこと、iii) 触媒を必要とせず、初期温度が、4 000°C~5 000°C と高いため、LPG や重油あるいは石炭の油スラリー等の燃料を使用できることである。1979 年 6 月、プラズマアークヒーターの実機テストをした結果、ガス中の CO₂ を 2~3% に下げることができた。また生産量を、25 000 t/y から 70 000 t/y に増やすことも可能である。(小林一彦)

高炉融着帯を通るガス流れ

(M. A. PROPSTER and J. SZEKELY: Ironmaking and Steelmaking, 5 (1979) 5, pp. 209~220)

本研究では、融着帯の存在する高炉装入物中のガス流れを記述する数学モデルの提案とその計算結果を示した。モデル式は、高炉内の不均一分布を表現するのに適当なベクトル型 Ergun 式を用いた。本研究の新しい点は、流れ抵抗の実際の分布形状において、融着帯および溶融メタルの流れにより影響を受ける活性コークス帯の両者の抵抗を考慮したということである。モデル式を差分化し緩和法により流れ関数について解いて、速度場、圧力分布を計算した。実験条件は高炉の解体調査から得られた情報から推定した。境界条件は軸対称、不浸透壁、入口側平行流である。

結論は次のようであった。(1) 高炉内ガス分布や全体の性能が、融着帯の抵抗の位置と大きさにより影響される。(2) 活性コークス帯の抵抗は融着帯のガス分布に影響し、溶融メタル量が少ないと活性コークス帯内をガスが通過し、メタル量が多くなるとガス流は炉の外周へ向かって押し出される。(3) 軟化融着帯では抵抗が大きく環状ガスは通らない。しかし軟化はガス-固体間熱移動の結果であり、相互の反応は大へん複雑である。(4) 軟化帯でのコークススリットはガス分配板として作用し、その形状は高炉の性能決定に大へん重要な役割を果たす。(5) 活性コークス帯内のガスと溶融メタルの向流はガス分布に大きな影響があるが、この領域の研究はあまり行われていない。

高炉内で起こっている反応や移動現象を表現するためには、熱、物質移動および反応を含めた計算を、流れの計算に組み込まなければならない。(月橋文孝)

— 製 鋼 —

CaO rich 溶融製鋼スラグの 1 600°C における析出相と miscibility gap

(E. SCHÜRMANN, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 50 (1979) 10, pp. 423~428)

溶融状態の製鋼スラグの固相析出と miscibility gap について検討するため、(CaO+FeO+P₂O₅+SiO₂)=91%, MnO=4.5%, MgO=2.5%, Al₂O₃=1.5%, Cr₂O₃=0.3%, S=0.2% の組成のスラグを、タンマン炉内 1 600±1.5°C において C=0.005% (max.) の純鉄と平衡させた。固相析出状態を適確に表すために上記のスラグを他成分一定の下に、(CaO)'-(FeO)'_{tot.}-(P₂O₅)'-(SiO₂)' 4 元系とみなし、4 成分の合計濃度 91% を 100% に換算して考察した。

(CaO)'-(P₂O₅)'-(FeO)'_{tot.} 系スラグに現れる miscibility gap は、純粋な 4 元系を扱った E. J. DREWES の報告と異なり、固相と接触せずレンズ状をしている。

この gap は $(\text{SiO}_2)'$ 濃度を 0% から増加するに従い、範囲を狭め $(\text{SiO}_2)' = 13.7\%$ 以上で閉じて消滅する。また二相に分離した一組のスラグ中 MgO 濃度は等しくなく、濃度の違いも gap の CaO リッチ側と FeO リッチ側とで挙動が異なる。

上記 4 元系の析出相は、 $(\text{CaO})' - (\text{FeO})'_{\text{tot.}} - (\text{SiO}_2)'$ と $(\text{CaO})' - (\text{P}_2\text{O}_5)' - (\text{SiO}_2)'$ の 2 つの 3 元系において、前者に $(\text{P}_2\text{O}_5)'$ を後者に $(\text{FeO})'_{\text{tot.}}$ を 0~40% 添加することにより決定した。この温度で現れる相は $\text{CaO}(\text{s.s.})$, C_3S , C_2S , C_4P であり純 4 元系, 5 元系, 6 元系に認められる C_3P 相は、本実験のような $(\text{FeO}) > 3\%$, 1600°C の条件下で溶鉄と接しているスラグにおいては、析出相として現れない。これは、 C_3P と金属鉄粉とを 1500°C Ar 雰囲気中で保持する実験で、30 min 後に C_4P の形成が確かめられたことから、 $4(3\text{CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5) + 5[\text{Fe}] = 3(4\text{CaO} \cdot \text{P}_2\text{O}_5) + 5(\text{FeO}) + \{\text{P}_2\}$ or $2[\text{P}]$ の反応が右に進んでいるためと考えられる。

製鋼スラグにおいて、 $(\text{CaO})' - (\text{FeO})'_{\text{tot.}} - (\text{SiO}_2)'$ と $(\text{CaO})' - (\text{P}_2\text{O}_5)' - (\text{SiO}_2)'$ とから作られる四面体を想定すると、2 つの 3 元系には含まれた $(\text{CaO})'$ リッチの部分に C_2S 相があり、曲率の大きな特有の析出面をしている。また C_3S 相は、 $(\text{P}_2\text{O}_5)' > 20\%$ または $(\text{FeO})' < 11.5\%$ において消滅することなどが明らかになった。

(竹内秀次)

LD ライニング用耐火物の進歩

(M. PEATFIELD and D. R. F. SPENCER: Iron and Steelmaking, 6 (1979) 5, pp. 221~233)

本論文は、LD ライニング用ピッチ (軟化点が高いので、ここではタールという術語は使わない) 結合、ピッチ含浸塩基性耐火物、およびその製造に用いられる原材料の開発状況と主要な性質についてのレビューである。

原材料としては、ドロマ、マグネシア・ドロマコクリンカー、マグネシア、ピッチについて、産出・採掘状況、化学的性質、密度、ミクロ組織、耐スラグ性、耐水性和性、グレード分類などについて、それぞれの特徴を述べた。

製品としては、ピッチ結合ドロマ、マグネシア富化ドロマ、マグネシア、ピッチ含浸焼成マグネシア・ドロマコクリンカー、マグネシアについて詳述した。

これら原材料の開発は、既にほとんどその局限にまで達しており、今後小さな改良は行われるとしても、顕著な進歩はほとんど望めないであろう。

ただ、ピッチ結合、ピッチ含浸製品の品質と C 量に関しては、改良の可能性も残っており、寿命の延長に効果がある。また、製品のマトリックスの結合の改良は、よりグレードの低いマグネシア原材料の使用を可能にし、コストの低さの故に、このタイプの製品への関心が大きくなるであろう。

今後は、製品の品質の向上と、品質のばらつきを最小にするため、品質管理の改善に主たる努力が払われよう。

製品寿命の改善は、今後は主として、スラグ成分の調整、温度変化の抑制などの操業条件の制御と、熱間吹き付けによるライニング補修によつて、間接的に行われよう。

したがって、現在使用されている製品が、今後なお十

年程度にわたつて使用されるであろう。(檀 武弘)

細粒鉄酸化物および精鉱の溶融還元のための Boliden Inred プロセス

(H. I. ELRANDER, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 6 (1979) 5, pp. 235~244)

Boliden Inred プロセスは、本来 S, Pb, Zn, As が残留している黄銅鉱焙焼物の製錬のため開発されたプロセスであるが、細粒の鉄鉱石の溶融還元にも使用できる。

このため、1972 年に本プロセスの鉄鉱石溶融還元への適用についての検討が始められ、1976 年に 5 t/h の生産規模のパイロットプラントの建設にとりかかった。

本プロセスは、石炭、鉄鉱石などの装入装置、予備還元用フラッシュメルティング炉、その直下に一体構造として設けられた、溶融と最終還元のための誘導炉、廃ガスからの熱回収のための余熱ボイラー、誘導炉と酸素製造プラントへ電力を供給する発電用タービンおよび廃ガス清浄装置などからなる。

パイロットプラントの操業の結果、このプロセスが、高炉プロセスにかわりうる生産プロセスであることが明らかになった。

その特徴は、

1) 石炭を還元剤および唯一のエネルギー源として使用する。したがって、コークス工場は不要である。この石炭は低品位のものでよく、コークスとしての性状は重要でない。

2) エネルギー消費量は、BF プロセスと同程度かあるいは低い。

3) 鉄鉱石の造粒工程は不必要であり、むしろ細粒の方が望ましい。

4) S, As, Pb および Zn は、アルカリ成分と共に、ダストとして排出される。

5) 炉は一つしかなく、かつ酸素の使用により廃ガス量が少なくすむので、公害対策が容易である。

6) 投下資本および生産コストは、BF プロセスより低い。

などである。

(檀 武弘)

粉体粒子—ガスジェットの液中への浸漬

(T. A. ENGH, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 6 (1979) 6, pp. 268~273)

本論文は Injection Metallurgy の基礎的な研究であり、上吹き及び横吹き法での粒体粒子の液中への浸漬長さに関するものである。

まず、液体中での粒子の拡がり角度はガスのそれと等しいことや、ガスの運動量は無視することなどを仮定して、運動量収支から浸漬長さを以下のように導いた。

$$\text{上吹き法} \quad L = \left[\frac{3 \dot{m}_p U_p \sin \alpha}{\pi \tan^2(\theta/2) \rho g} - L_0^3 \right]^{1/3} - L_0$$

$$\text{横吹き法} \quad L_{\min} = \left[\frac{3 \dot{m}_p U_p}{2 \pi \rho g \tan(\theta/2)} + S_0^3 \right] - S_0$$

ここに、 L , $L_{\min}$ はそれぞれ粒子の浸漬長さ、および最小浸漬長さ、 $\dot{m}_p$ は粒子の質量速度、 U_p はランスでの粒子の速度、 α はランス軸と水平位置間の角度、 θ はジェットの拡がり角度、 ρ は液体の密度、 g は重力加速度、 L_0 はジェットの収れん部から液までの長さ、 $S_0 = (D/2) \tan(\theta/2)$, D はノズル内径である。

次に、水中での吹きこみ実験をおこなった。使用したランスは銅製で、内径が 19 mm である。粒子として、平均粒径が 1.4~4 mm のポリスチレン、ポリエチレン、鉄くぎ、さらに砂糖を用いた。なお、ガスは空気である。

高速度カメラによつて測定したランス先端での粒子速度は、各粒子によつて若干異なるが、大略ガスの速度の 40% となる。

ジェットの拡がり角度は粒子速度が大きくなるほど、小さくなる。また、各粒子によつて拡がり角度が異なり、最も大きい角度となるのが鉄くぎで、以下、砂糖、ポリスチレン、ポリエチレンの順である。

これらの結果をもとにして、上記式によつて計算した粒子の浸漬長さを実験値のそれと比べると、上吹き法及び横吹き法の両者とも大体実験値に一致する。

(加藤嘉英)

モデル実験による転炉ランスの流出特性に及ぼすランス規模の影響

(C. K. LEE, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 6 (1979) 6, pp. 274~284)

100 t 転炉で使用されているノズルスロート径 32 mm、ランス外径 219 mm の 4 孔ランスを、転炉を大型化するに際し、送酸素量の増加に合わせてスケールアップする必要が生じた。ノズル径(d_o)・ランス外径・ピッチサークル径(PCD)を大きくする時に生ずる気体流出パターンの変化を把握するために、6.074:1 および 8.45:1 の比率で縮小したモデルランスを用いて、常温下 10 および 12.07 bar の圧力の空気をノズルより噴出させ、ピトー管で流速分布を測定した。実験には現行ランスのモデルも含み、ランス軸に対し 13° の傾きを持つたノズルを備え、 d_o および PCD/d_o を変えた 5 種類のモデルランスを用いた。

各種ランス間の流出特性を比較するために、 x/d_o (x : ノズル出口からのランス軸に沿った距離) および r/r_o (r : ランス中心からの半径方向の距離、 r_o : ノズル出口半径) をパラメータとして整理し、以下の知見を得た。

(1) モデル実験の結果は、実操業のランスにまで拡張して使うことができる。

(2) PCD/d_o の比が一定であれば、流速分布はほぼ同様である。また、 PCD/d_o を小さくするとわずかにソフトブローとなるが、この比を大幅に変化させても流速分布は大きく変化しない。

(3) 流出特性を予想することを困難にしている最大の要因は、ノズル出口以降の気体の自由膨張 (free expansion) に起因する acoustic feedback である。これは、自由膨張によつて起こる衝撃波が周囲の壁面で反射し、再びジェットに当たり流速を減少させるために予期せぬ流出パターンを示す現象である。実操業において acoustic feedback の影響をなくすためには、ノズル中で完全膨張するような供給酸素圧で操業することが必要である。

(竹内秀次)

ボッフムにある Krupp Hüttenwerke AG の AOD 製鋼工場における Ni 酸化物シンターの装入について

(H. GORGES, et al.: Stahl u. Eisen, 99 (1979) 23, pp. 1312~1314)

AOD 法は、吹錬酸素と C, Si, Mn, Cr との発熱反

応により、多量の熱が発生するので、石灰、屑鉄、合金鉄などの固体冷却材によつて鋼浴の温度を調整しなければならない。しかし、適切な冷却材を用いないと、鋼浴全体におよぶ強い過冷や、局所的な鋼浴温度の低下をひき起こし、Cr の優先酸化が進む。

そこで、適当な固体冷却材としては、次のような条件が満たされねばならない。

- 1) 装入の簡単なこと。供給速度の大きいこと。秤量性の良好なこと。
- 2) 小塊であること。鋼浴への溶解が迅速なこと。
- 3) バルク重量の大きいこと。
- 4) 冷却作用の強力なこと。

このような条件を満たす固体冷却材として、粉状 Ni 酸化物シンター (NOS 75) が挙げられる。その組成は 75%Ni, 22%O で、鋼浴に供給される酸素量も多く、吸熱分解による冷却作用も強力で、理論的には鋼浴重量に対する Ni 添加量 1% 当たり鋼浴温度を 60°C 低下させる。なお、粒径は 0.2~0.4 mm である。

クルップの AOD 製鋼工場 (80 t 炉×2 基) では、「NOS 75」および成分調整用「Incomet」(96%Ni, 1%O) 装入用の貯蔵、輸送、投入の一貫設備を新たに設け、テスト操業を行つた。この設備は吹錬を中断することなく、連続装入添加が可能である。

「NOS 75」は、上吹ランスからの酸素吸錬が行われる吹錬初期に添加された。冷却能は添加 Ni 量 1% 当たり 40~45°C で、これは約 32°C/%NOS 75 に相当する。また、酸素利用効率ほぼ 50% であつた。

(檀 武弘)

転炉精錬の際の排ガスで運ばれるダストにおよぼす音響場の影響の研究

(V. S. BOBOSHKO, et al.: Stal, (1979) 6, pp. 410~412)

炉内のエマルジョンの濾過能力を増加して酸素転炉の排ガスに含まれるダストを減少させ、歩留りを向上するために転炉に音響場を利用した。

183~187 t の酸素転炉に、500 及び 300 m³/min で酸素を送り、音響羽口から 1.3~1.5 kHz の音波を 20 kW の出力、8~10 kHz の音波を 17 kW で送つた。排ガス中に含まれるダスト量、その化学組成及び粒度分布と精錬時間の関係を検討した。

精錬初期では音響の影響が小さく、送酸速度 500 m³/min の最初の 2 min 間では、音響なしの場合のダスト量が 75.8~91.5 g/m³ に対し、音響利用の場合は 59.9~84.8 g/m³ となつた。8~10 min 後には、音響なしの場合で 72.1~81.8 g/m³ に対し、音響利用で 42.3~49.8 g/m³ といちじるしく減少した。平均して、56.5~59.4 g/m³ から 35.2~43.9 g/m³ に減少した。送酸速度 300 m³/min の場合には、平均で 44.7~45.8 g/m³ から 28.6~29.9 g/m³ に減少した。

このように、音響の利用により、排ガス中のダスト量は 30~40% に減少し、金属歩留りは 0.3~0.35% 向上した。

ダストの粒度分布は音響の利用によつて大きい粒子の多くなる分布になり、0.5 μm 以上の粒子は 5~7% から 10~20% に増加した。

音響の利用によるダスト量の減少は、音響がエマルジ

ョンのダスト濾過能力を増加することによると推定された。(郡司好喜)

— 鑄 造 —

鑄型の寿命を向上するためのクロムの利用

(V. L. BERESTOVETZKII, et al.: Stal, (1979) 5, pp. 344~345)

鋼造塊用鑄型の寿命を向上するために Cr 含有鑄鉄の特性を検討した。4.2~4.3% C, 0.45~0.6% Si, 0.2~0.23% Mn の鑄鉄に Fe-Cr, Fe-Si, Fe-Si-Cr, Fe-Al を加えて Si を 1.33% Cr を 0.48%, Al を 0.55% まで含む 9 種類の鑄鉄を作り、その特性を比較した。

800°C まで 4~5 s で加熱し、その後水中に冷却する加熱冷却により、耐熱性を比較した結果、Cr の増加とともに耐熱性は増加し、0.4~0.5% Cr で最高となつたが、Al を含む鑄鉄のそれは逆に減少した。

800°C における酸化速度と割れが発生するまでの熱サイクル (N) の関係を比較した。鑄型寿命の大きい 1.3% Si-1.2% Mn 鑄鉄では酸化速度の低下と共に N は増加したが Cr を含む鑄鉄では酸化速度の増加とともに N が増大した。

鑄物は熱サイクルの増加と共にほぼ直線的に膨張したが、膨張率は 1.3% Si-1.2% Mn 鑄鉄が最大となつた。

Mn 及び Cr の相間の分布を解析した結果、Cr はパーライト中に 0.35~0.5%、セメンタイト中に 1~1.54%、Mn はパーライト中に 0.2~0.3%、セメンタイト中に 0.45~0.52% 含まれることが分かつた。このことから、Cr や Mn の炭化物が鑄型の耐熱性増加の原因であると考えられた。

高炉鉄に合金鉄を添加して作つた鑄型の組成は、4.0~4.4% C, 0.75~1.25% Si, 0.22~0.46% Mn, 0.2~0.55% Cr の間に変動したが、(Mn+2.5Cr)/Si の比が 1.0~1.3 の鑄型の寿命が最大となつた。(郡司好喜)

— 性 質 —

二相構造を有する高性能鋼の設計

(K. JAYOUNG, et al.: Metal Prog., 116 (1979) 9, pp. 66~70)

構造用鋼の重要な性質として、強度、靱性、延性の 3 つがあげられる。しかし、これら相互に相反する関係にある性質は、各々の性質を生かした高性能鋼の開発にとつて困難な要因となつている。

本論文では、マルテンサイト-オーステナイト混合物 (Fe-4Cr-0.3C-2Mn) とマルテンサイト-フェライト構造 (Fe-2Si-0.1C) の鋼種について、強度と靱性 (前者)、強度と延性 (後者) の各々の性質を最高にするために 2 相鋼の合金設計プログラムを第 2 次相の最適制御の観点から述べるとともに、工業材料としてすぐれた特性を指摘している。

Fe-Cr-C 系鋼、熱処理は、オーステナイト化 (1 h/in, 1000~1100°C)、油焼入れ、焼もどしの順である。残留オーステナイトの量と安定性を制御するために、強度に影響を与えない Fcc 元素 Mn を 0.5~2% まで添加した。その結果、構造的変化として、残留オーステナイトの直線的増加が観測された。2% を含む鋼の靱性の増加は、残留オーステナイトの増加と安定性によるものであ

る。また、超高強度をそこなわないで、靱性の増加を得るには、残留オーステナイトを 5% 以下に保持しなければならない。

Fe-2Si-0.1C 系鋼、マルテンサイト-フェライト構造を作るための熱処理は、オーステナイト化、焼入れ、二相状態における焼なまし、急激な焼入れの順序である。この二相鋼の有利な点は、HSLA 鋼よりすぐれた引張り特性を示すことと、強度と延性の関係が、 $\sigma = \sigma_m V_m + \sigma_a (1 - V_m)$ (σ_m , σ_a : マルテンサイトとフェライトの強度, V_m : マルテンサイトの体積割合) のようにマルテンサイトの体積割合に依存することである。

(矢萩正人)

Fe-Cr-C 実験鋼の微視組織および機械的性質におよぼすオーステナイト化温度の影響

(M. F. CARLSON, et al.: Met. Trans., 10A (1979) 9, pp. 1273~1284)

高張力低合金鋼の破壊靱性 (K_{IC}) は 1100°C 以上のオーステナイト化温度からの焼入れによつて強度の低下を伴わずに増加することが報告されている。シャルピー衝撃エネルギー (C_v) もこの場合増加すると予想されるが、4340, Fe-Cr-C 鋼, En 25, 300M および低炭素 Cr-Ni-Mn 鋼では C_v は減少し、より低炭素の 4330 および 4130 では増加する。本研究では 3 種類の組成の高純度合金鋼の微視組織および機械的性質におよぼすオーステナイト化温度の影響を調べる。

試料は 4Cr-0.35C, 4Cr-0.30C および 4Cr-0.27C-0.2Ti 鋼を真空高周波炉によつて 9 kg の鑄塊として溶製し、0.0254m 厚の板に圧延あるいは鍛造し、1200°C・24 h の均質化後炉冷、さらに 1100°C で 0.019m あるいは 0.016m 厚に熱間圧延し炉冷した。これを 1290~870°C でオーステナイト化し油焼入れした。

微視組織はすべて自己焼もどしされたラスマルテンサイトである。未溶解炭化物のほとんどは M_7C_3 であり一部は $M_{23}C_6$ である。オーステナイト化温度 (以後温度と略す) が高くなつても炭化物の大きさはほとんど変わらないが炭化物間の距離はやや増加する。Cr-C 鋼の結晶粒径は温度に比例して大きくなるが Cr-C-Ti 鋼では 1100°C まではほとんど一定でありその後温度に比例して大きくなる。Cr-C 鋼の降伏点 (S_y) および引張強さ (S_u) は温度によらず一定であり、 K_{IC} は 1100°C まで増加しそれ以上の温度で一定となる。 C_v は、Cr-0.30C 鋼で 22J (870°C) から 16J (1200°C) へ減少し Cr-0.35C 鋼では 18~23J の範囲で変化する。Cr-C-Ti 鋼の S_y および S_u は 1000°C から 1100°C に高くなると減少するがそれ以外の温度では温度とともに増加する。 C_v は 1000°C に極大値 (25J) があるが K_{IC} は温度によらずほとんど一定 (~70MPa $\sqrt{m}$) である。断面収縮率 (RA) は全般に温度が高くなるほど減少する傾向がある。

(梶原正憲)

マルテンサイト変態における熱安定化の役割

(P. J. FISHER and D. J. H. CORDEROY: Met. Trans., 10A (1979) 10, pp. 1421~1427)

Fe-Ni 系合金のマルテンサイト変態は、断熱的、等温的、爆発的変態の三種類にわけられる。しかし表面での等温的な変態などのため、これらの変態挙動を決定する要因は解明されていない。本研究では、Fe-25Ni-0.02C

合金と Fe-29.6Ni-10.7Co-0.009C 合金および、これらを水素雰囲気中 880°C で 250 h 加熱し 0.003C まで脱炭したものを用い、冷却中 (0.2~200°C/min) の電気抵抗を測定することにより、マルテンサイト変態挙動におよぼす脱炭の影響を調べた。なお、表面での変態の影響を除くため、一部の試料表面に Ni または Cr めつきを 40 μm 施した。

得られた結果は次のとおりである。1) Fe-25Ni-0.02C 合金で冷却速度を変えても、Ms 点と変態曲線の傾きに変化がみられなかつたのは、動的熱安定化によるものである。2) Fe-25Ni-0.02C 合金にみられる断続的な発熱現象は、発熱中の熱安定化に続いて急速な等温変態が繰り返り起こるためである。3) Fe-25Ni 合金を 0.003% まで脱炭すると、熱安定化がなくなり、断続的な発熱現象を伴わない等温変態が観察された。4) 等温変態におよぼす動的熱安定化の結果は、初期および自己増殖されるエンブリオの数や能力の相対的な割合、エンブリオの熱安定化速度と熱活性化速度の相対比、熱安定化機構などに依存する。5) 熱安定化が断熱的変態挙動を引き起こすと考え、{225} γ マルテンサイトが約 0°C 以下の Ms 点のときは等温的に、0°C 以上の Ms 点では断熱的に生じることを説明できる。6) Fe-Ni-Co 合金の結果は、爆発的変態が特に {259} γ 板状マルテンサイトを生成することによって生じることを示した。この合金では動的熱安定化が爆発的変態を促進するが、爆発的変態にとって動的熱安定化が必要な条件ではない。

(名村夏樹)

含 V 二相鋼の降伏の初期段階と歪み時効

(R. G. DAVIES: Met. Trans. 10A (1979) 10, pp. 1549~1555)

0.11C-0.55Si-1.34Mn-0.085V 鋼を $\alpha + \gamma$ 域で加熱、急冷することにより、20~95% のマルテンサイト (α') とフェライトの二相組織を得て、降伏の初期段階 (10^{-5} ~ 10^{-2} の塑性歪み域) におよぼす α' 量、予歪み量、時効条件などの影響について調べた。

生成まま材の 10^{-5} 歪みの降伏応力は約 100MPa で α' 量によらないが、 10^{-3} 歪みでは α' 量により直線的かつ急激に増加する。15~25% α' を含む試料においては、 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 変態にともなつてフェライト中に生成した可動転位によつてなめらかな応力-歪み曲線が得られる。 α' の高い体積率の試料では、 α' の内部応力がおそらく降伏動を支配していると考えられる。予歪みを加えるか 400°C 以下で時効すると、巨視的降伏応力を効果的に増加させる。しかし、この場合予歪みと時効には必ずしも加算的な効果は認められない。例えば大きな予歪みを与えた場合、時効は微視的降伏応力をほんのわずかに増加させるだけである。

時効したさい、フェライト中の転位が侵入型炭素原子によつて pinning され降伏点伸びがあらわれる。予歪みが大きいほどより長時間側の時効で降伏点伸びがあらわれる。これは pinning しなければならない転位がより多く導入されるためである。

降伏点伸び生成の活性化エネルギーは 138 kJ/mol でこれは、炭素の α -Fe 中での拡散の場合の 80 kJ/mol と比べてかなり大きい。この活性化エネルギーの差は、V 原子のクラスターと炭素原子との相互作用によるものであ

り、V 原子のクラスターは、V 炭化物が二相組織生成の熱処理のさいに溶解したものと考えられる。

(長井 寿)

SAE 4340 鋼の焼もどしマルテンサイト脆性

(J. P. MATERKOWSKI and G. KRAUSS: Met. Trans., 10A (1979) 11, pp. 1643~1651)

SAE 4340 の高 P (0.03 wt%) 鋼と低 P (0.003 wt%) 鋼を焼入れした後、200°C~400°C で焼もどすと、シャルピー衝撃試験において焼もどしマルテンサイト脆性 (TME) による衝撃値の低下が観察された。

低 P 鋼の脆性破面はへき開を示し、残留オーステナイトの分解によつてラス境界に生じたセメンタイトが起点となつて、マルテンサイトパケット内で方位の等しいラスにクラックが伝播していく機構が考えられる。

これに対して高 P 鋼の脆性域では、旧オーステナイト粒界に沿つた粒界破面を呈しており、衝撃エネルギーも低 P 鋼に比べて各温度で 10 J 程度低くなつている。これは、P の偏析と生成炭化物の相互作用による粒界強度の低下が原因していると考えられる。

次に、破壊靱性値 (K_{IC}) の測定を行つたところ、高 P 鋼では TME に対応して K_{IC} の低下が見られたが、低 P 鋼では焼もどし脆性温度域での K_{IC} の低下はみられなかつた。破面観察によると、高 P 鋼では疲労クラックからすぐに急速破面 (粒界破面) へと移行しているのに対し、低 P 鋼ではその間に延性破面が観察された。 K_{IC} は疲労クラックが拡大する初期の段階に大きく依存しているため、この延性域が原因となつて低 P 鋼の K_{IC} を高めていると考えられる。この延性破面は、マルテンサイトの焼もどしによつてその加工硬化率が低下して転位の運動が容易になるために生じると考えられる。延性域の幅は狭く、急速破面はへき開を呈している。

(村上雅人)

Ni-Co-C 鋼の機械的性質におよぼす下部組織の影響

(M. RAGHAVAN and G. THOMAS: Met. Trans., 10A (1979) 11, pp. 1665~1673)

焼入れによつて、低炭素鋼ではラスマルテンサイト、高炭素鋼では双晶を含む板状マルテンサイトが主に生成する。同程度の強さの合金鋼では板状マルテンサイト鋼の靱性は、ラスマルテンサイト鋼よりも常に低くなる。本研究では双晶境界への優先的な炭化物の析出および変態双晶の破壊靱性におよぼす効果を分離することを試みる。通常の炭素鋼では炭素濃度の変化のみによつて双晶の広がり著しく変わり都合が悪い。そこで、炭素以外の合金元素によつて下部組織が変わる Ni-Co 鋼を試料として選んだ。靱性におよぼすマルテンサイト下部組織および形態の影響を調べるために 28.5%Ni-10%Co 鋼 (T) および 25%Ni-10%Co 鋼 (U) を使用し、靱性におよぼす炭化物の析出の効果を検討するために 27%Ni-10%Co-0.1%C 鋼 (TC) および 19%Ni-10%Co-0.1%C 鋼 (UC) を用いた。

供試鋼は真空溶解法によつて溶製し 1423K で 72 h 均質化した後 1473K の熱間鍛造によつて 0.054 $\times$ 0.0285 m の断面を持つ棒状試片とした。1473K のアルゴン雰囲気中で 1 h 均質化した後、塩水および液体窒素中に焼入れた。TC および UC 鋼ではさらに 373, 473 および 573K で 1 h 焼もどした。

U鋼の組織はラスマルテンサイトであり、T鋼ではmidrib 双晶を含む板状マルテンサイトが組織のほとんどを占めている。炭素を添加してもこの組織はほとんど変わらない。T鋼の板状マルテンサイト ($20\ \mu\text{m}$) とU鋼のラス ($0.25\ \mu\text{m}$) とは大きさが著しく異なるが、降伏点、引張強さおよびシャルピー衝撃値はT鋼がわずかに小さいだけであり、靱性におよぼすマルテンサイトの形態の影響は非常に小さい。TC鋼の引張強さは全体的にUC鋼よりも低い、靱性は逆に高くなっている。

(梶原正憲)

ねじり変形シミュレートによる連続および中断熱間圧延中の低炭素鋼と HSLA 鋼の挙動

(J. SANKAR et al.: Metals Technology, 6 (1979)

9, pp. 325~331)

低炭素鋼 (0.14C) と Nb 添加 HSLA 鋼 (0.12C-0.05Nb) において、連続および中断ねじり試験を 900°C ~ 1000°C の温度範囲、表面歪み速度 $0.1\sim10\ \text{s}^{-1}$ で行い、動的および静的回復機構について調べた。

両鋼ともに動的再結晶がみとめられ、最大流動応力歪みは、歪み速度の増大、温度の低下にともなう増加する。流動応力の歪み速度依存性は指数法則で表され、温度依存性は Arrhenius 関係で表される。延性は、温度と歪み速度の増大にともなう増加する。低炭素鋼と比較すると Nb 添加鋼は常に高い流動応力、大きい最大応力歪みを示すが延性は低い。変形中断中の回復量は歪み速度、予歪み量、中断時間の増加、変形もしくは保持温度の上昇にともなう増大する。

Nb 鋼の最低歪み速度の場合のように、回復が中断中に進行すると、再荷重のときの降伏応力は、除荷時の応力に匹敵する高さとなり、流動曲線は連続変形の応力-歪み曲線にほぼ重なる。Nb 添加鋼の高歪み速度側および低炭素鋼の中断時間の短い場合のように中断時再結晶が起きると、再荷重のさいの降伏応力は比較的低く、流動曲線は連続変形の応力-歪み曲線より高応力側にある。低炭素鋼の中断時間の長い場合や温度の高いとき、再結晶後粒成長が見られ、再荷重のさいの流動曲線は連続変形のそれと比べて応力が低くなる。

低炭素鋼の結果と比較してみると、Nb 添加により生成した析出物は、低歪み速度のさいの再結晶、高歪み速度のさいの再結晶粒の成長を妨げるのに効果的であるのがわかった。

(長井 寿)

計算機制御 SEM による高速度鋼研究

(T. WERLEFORS, et al.: Scand. J. Met., 8 (1979)

5, pp. 221~231)

マトリックスや分散粒子と機械的性質との間には深い関係がある。これらの研究手法としては、抽出炭化物の定量、選択エッチング、電子線回折などがあるが、いずれも欠点を有している。このため、「粒子解析走査電顕 (PASEM)」を、高速度鋼に適用した。この装置は、計算機で制御され、エネルギー分散型 X 線解析装置がついて

いる。反射電子像を走査電顕で観察すると、その平均原子番号によるコントラストが生じる。あらかじめ、 MC 、 M_2C 、 M_6C などの既知炭化物の化学組成を調べておくことにより、その炭化物を識別することができるが、 M_2C と M_6C の識別は平均原子番号が接近しているので困難である。そこで既知の M_2C と M_6C 中の V, Cr, Fe, Mo, W の量を調べると、 M_2C のほうが V を多く含むという顕著な特色があり、両者を識別するためには $\text{I(Fe)}/\text{I(V)}$ をパラメータとして用いるのが最もすぐれていることがわかった。

また、この装置の計算機を利用することにより、炭化物粒径、炭化物量 (面積率)、炭化物分布形態 (炭化物帯、クラスター量、分布、最近接炭化物間距離) を自動的に評価し得る。測定時間は 250 個程度の炭化物を含む一視野につき約 10 min である。

炭化物の形などはまだ自動的に測定できないといった問題点はあるものの、高速度鋼に PASEM を適用して、その有効性を知ることができた。

(三宅英徳)

高温熱処理を施した 12Cr-6Al フェライト系ステンレス鋼の強化機構

(S. D. SASTRY, et al.: Script. Met., 13 (1979) 9,

pp. 817~822)

Fe-Cr フェライト系ステンレス鋼は高温耐酸化性がすぐれているが、Al の添加により高温耐酸化性はさらに向上する。しかし、Al の添加は Fe-Cr ステンレス鋼の高温靱性を低下させ機械加工性を劣化させる。これは Al_2O_3 の大きな介在物の生成と結晶粒の粗大化が原因である。12Cr-6Al 鋼は、耐食性および耐酸化性の点で最適な合金組成を持つ Fe-Cr-Al フェライト系ステンレス鋼である。本研究では、12Cr-6Al 鋼の最適の熱間加工条件と機械的性質におよぼす熱処理の効果について調べる。

試料は、13Cr 鋼を大気中に溶解し、脱酸後に Al を添加して $75\ \text{mm}\phi \times 375\ \text{mm}$ の铸塊として溶製した。これを $35\ \text{mm}\phi$ に鍛造して $30\ \text{mm}\phi$ の電極を作成した後、ESR によつて $55\ \text{mm}\phi \times 150\ \text{mm}$ の铸塊を溶製した。これを熱間鍛造および冷間圧延によつて $1.2\ \text{mm}$ 厚の薄板試片とし、 $10\ \text{mm} \times 13\ \text{mm}$ の試料を切り出し、 $970\sim1470^\circ\text{K}$ の温度範囲で 5 min~4 h の熱処理を施した後、空冷および水冷した。

12Cr-6Al 鋼のねじり試験による熱間加工性が最もすぐれている温度は 1270°K である。最終工程の熱処理温度が 1170°K 以上になると硬さは増加し始め、ある温度以上になると硬さは減少する。水冷材では、硬さの極大値は熱処理時間が長くなるほど低温側へ移動し極大値は低くなる。空冷材では、極大値の移動は少ないが熱処理時間が長くなるほど硬さは高くなる。 $1270\sim1370^\circ\text{K}$ の温度範囲で熱処理時間が長くなるほど硬さは増加するが、水冷材では 1370°K 以上でこの関係が逆転する。全体を通じて水冷材の硬さは空冷材よりも高い。

(梶原正憲)