

## 抄 録

## —原 料—

## ドロマイトの鉄鉱石焼結鉱性状への影響

(O. A. MOHAMED: Iron and Steel Intern., 53 (1980) 6, pp. 341~348)

焼結装入原料にドロマイトを用いる際の2次溶剤としての重要性和高炉操業上の利点を示すために、ドロマイト添加が焼結速度、生産率、還元性などに及ぼす影響を調べた。

Bahariya 鉄鉱石は十分に混合された上 10 mm 以下に砕かれ、石灰石、ドロマイト及びコークブリーズは 3 mm 以下に砕かれた。焼結は容量 10 kg の焼結機で行われ、焼結後空冷してから落下試験、水素による還元試験を行った。実験は酸性焼結鉱(塩基度 0.5)、自溶性焼結鉱(1.0)、塩基性焼結鉱(1.8)の3種のそれぞれについて、溶剤中のドロマイト含有率(%)を 0, 10, 20 及び 25% と変えてその効果を比較した。

ドロマイト含有率が増加するにつれて、焼結速度と落下試験後 8 mm 以上の焼結鉱生産率は上昇し、5 mm 以下粉鉱の生成率は減少した。FeO 含有量と還元性は減少した。脱硫率は塩基性及び酸性焼結鉱では減少したが、自溶性焼結鉱ではほぼ一定(約 93%)で酸性鉱よりすぐれるが、塩基性鉱より劣った。酸化度は酸性及び自溶性焼結鉱の双方は増加したが、その効果は後者の方が幾分小さかった。塩基性焼結鉱の場合は逆に減少した。

X線回折と顕微鏡観察からはマグネタイト、 $\alpha$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、 $\gamma$ -Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>に加えて、カルシウムフェライト及びマグネシウムフェライトの存在が示された。

以上から求める生産量と還元性を得るドロマイト含有率は、酸性及び自溶性焼結鉱では 10~20%、塩基性焼結鉱では 10~25% の範囲が望ましく、その際酸化度と脱硫率も冶金学的見地から適当であることがわかった。

(須山真一)

## —燃料および熱—

## 成型コークスの物理化学性状及び熱処理の影響

(Y. MARU and W. K. LU: Ironmaking and Steel-making, 7 (1980) 6, pp. 257~267)

成型コークスの基礎的性状を把握するために、未処理コークス、及び不活性ガス雰囲気下、真空下で熱処理を行った後の成型コークス、通常コークスの物理化学性状を測定した。そして成型コークスの挙動に関して次のような結論が導かれた。

(1) 成型コークスは、1373°K 以下と 1573°K 以上で異なった挙動を示す。

(i) 圧潰強度に関して、1373°K まで強度は約 50% 増大するが、1573°K 以上では未処理の成型コークスと同様の値を示す。(ii) 比表面積の値は、1223°K では変化しなかったが、1573°K 以上で急激に減少し、100m<sup>2</sup>g<sup>-1</sup> 以下になった。(iii) 室温で、相対湿度 0.76 の状態では、水分吸着は比表面積と同様の挙動を示した。(iv) 1573°K 以上で、かなりの灰分

減少が観察された。

しかし、熱処理による収縮は 2~3% とかなり小さく温度に対し敏感ではない。収縮と重量減少の結果から、1373°K 以下では成型コークスの緻密化が起こる。これは残バインダーの効果と思われる。一方 1573°K 以上では、グラファイト化、灰分からのアルカリ金属蒸気発生によるマイクロクラックの発達、SiO<sub>2</sub> 等の揮散などが、熱処理された成型コークスの強度に悪影響を及ぼす。

(2) 成型コークスの比表面積が急激に減少するのは、熱処理によりコークスのマイクロポアが閉塞するためと考えられる。一方通常コークスについては、このような現象はなかった。理由としてはコークス基質の相違によるものと思われる。

(3) 水分吸着量と比表面積とは、よい相関関係があった。

(4) 1173°K における、CO-CO<sub>2</sub> 混合ガス雰囲気でのコークスのガス化は、カリウム蒸気により促進され、この現象は成型コークスにおいて顕著である。カリウム蒸気に、さらすことによりコークスの重量は増大するが、成型コークスは通常コークスに比べ、この重量増大の割合は小さい。これらの事実は成型コークスと通常コークスに対して、カリウムが異なったメカニズムで作用しているためと推測される。

(柳内 衛)

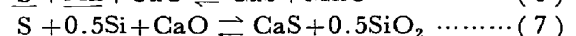
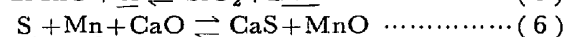
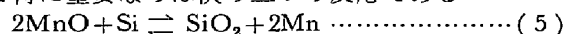
## —製 鉄—

## 高炉内反応の研究

(E. T. TURKDOGAN, et al.: Ironmaking and Steel-making, 7 (1980) 6, pp. 268~280)

高炉内反応に関して、気-液-固の3相間の冶金学的反応の平衡状態を評価するには、同時に起こっている異なった反応の相互関係を考慮しなければならない。本研究は、スラグ-溶鉄2相間での、1) Mn-Si, Si-S, Mn-S 反応の各々のカップリングと部分平衡について、また2) コークスからの揮発物質の発生、3) 揮発物質からスラグと溶鉄への Si と S の移行、4) スラグ層を通過する溶鉄の反応について調べた。1) と 4) の実験について簡単に述べる。1) の実験は、C 飽和鉄合金が Ar を流した黒鉛のつぼ中で 1350°C に加熱され続いてスラグ球が添加される。その後 Ar から CO ガスに切り替えて反応を起こす事によって行われた。4) の実験は、1480°C の黒鉛管中のスラグ浴(75g)内に 10~20 秒間隔で鉄片を合計 20 個(計 7g)投入し続いて溶融試料を急冷して Mn, Si, S の分析を行った。

これらの実験結果、気-液-固3相平衡は 2~3h の反応時間では成立していないが、スラグ-溶鉄2相間での反応は部分的に平衡に達しておりその平衡関係はスラグ塩基度や温度の関数として得られた。またカップリング反応で特に重要なのは次の三つの反応である。



コークスを 1600~1900°C で加熱するとコークス Ash

中の Si, S は SiO や SiS (揮発物) として放出される。ただし SiS の生成速度は 1900°C でも非常にゆるやかであった。これらの揮発物を經由して Si, S は溶鉄や溶滓へ移行する。スラグ層を溶鉄が通過する実験で、溶鉄からスラグへの Si, S の移動速度とスラグから溶鉄への Mn の移動速度はかなり速いことがわかった。溶鉄がスラグ層に滞留しているわずか 1~2 s の間に反応が進行する理由として溶鉄の囲りに薄いガス膜が存在しこのガス膜を通して物質が移動するという蒸発-吸着プロセスにて説明される。(木村康一)

#### 直接還元用操入物の調査

(O. BURGHARDT and H. KORTMANN: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 24, pp. 1432~1438)

還元鉄の生産量の増加に伴い、直接還元ユニットの生産効率の上昇や製品の品質が改善されてきた。しかし、還元鉄に対する要求は、将来に向けて、増々高まる傾向にある。従つて、操入物の性状を把握し、特性のよい原料を選ぶ必要がある。

本報では、数種のペレットと塊鉱石を対象として、被還元性や焼結性、あるいは、還元中の機械的強度に関する実験を行った。

被還元性を調査した実験では、BSC-LKAB とドイツが共同して行った。BSC-LKAB では、 $\phi 75 \times 700$  の反応管を用い、粒度が 10~12.5 mm の試料を 500 g 用いた。窒素気流中で、還元温度に昇温後、60% $H_2$ , 30% $CO$ , 5% $H_2O$ , 5% $CO_2$  のガスで、流量を 50 l/min にして、還元した。還元率は、試料の重量減から計算した。ドイツ側は、被還元性と焼結性を同時に測定するため、荷重還元試験を使用した。試料の粒度は、10~12.5 mm と 12.5~16 mm である。この試料を 2000 g 秤量し、1.4 daN/cm<sup>2</sup> で加圧した。還元温度は、750~850°C を選んだ。還元ガスの組成は、55% $H_2$ , 35% $CO$ , 6% $CO_2$ , 4% $CH_4$  である。流量は、2.4 m<sup>3</sup>/h であり、還元時間は、3 h であつた。還元後、試料を 2 min ふるいにかけて、16 mm オーバーの粒子に対して、焼結性があるものと判定した。

還元中の試料の機械的強度の測定では、回転炉が用いられた。還元温度は、750~850°C である。還元は、 $H_2$  と  $CO$  の混合ガスで行つた。流量は、1000 l/h で 30 min 流した。

還元温度と還元速度との関係を調べた。温度が、750°C から 900°C に増加すると、還元速度は 0.8%/min から 1.3%/min に上昇した。還元温度と焼結性との対応を調べたところ、750°C から 900°C に上昇すると、16 mm オーバーの粒子の重量分率は 0% から 40% に上昇した。

焼結性は、MgO により影響されるので、還元鉄の品質は、操入物の化学組成に依存するであろう。

(小林一彦)

#### 高炉の通気性と融着層の関係

(H. W. GUDENAU, et al.: Stahl u. Eisen, 100 (1980) 25/26, pp. 1526~1534)

高炉内ガス流れを 2次元の電流として考え、電導紙を用いて実験を行った。特に、融着層が存在する高炉のガス流れに対する透過性分布の影響について調べた。

実験により次のことが明らかになつた。

1. 融着層の分布が均一であると仮定すると、塊状層と滴下層の通気抵抗の比の影響が明らかになつた。

a) 通気抵抗比、すなわち、塊状層の通気抵抗が大きくなればなるほど、ガス透過は高炉の中心部へ移動する。これは、滴下層のガス流れが急激に増加することに関連する。

b) ガス流れは、「根」と融着層の上端との間の領域、すなわち、ガスが水平に流れる領域の抵抗比によつてのみ変化する。

c) 高炉の高さに対するガス圧力の変化を壁上で測定した。ガス圧力は融着層の上端で変曲点を持つ。この傾向は、ガス透過が高炉の中心部へ移動すればするほど、より明らかになる。

d) 高炉下部においてガス圧力は、境界層、すなわち、「根」の上の部分で急激に降下する。一般の高炉の抵抗比 (=2) の場合、高炉下部での (圧力損失)/(長さ) の値は、その他の領域のそれよりも大きい。抵抗比、すなわち、乾燥域での通気抵抗が大きくなればなるほど、圧力損失は小さくなる。

2. コークス状スリット (Fenster) のガス流量分布は、スリットの前後の装入物層によつてのみ影響される。これは実験と計算によつて確かめられた。(小松周作)

#### 大型高炉の近代的改造問題

(銀漢: 鋼鉄, 15 (1980) 9, pp. 1~4)

中国の銑鉄生産は主に 1000~2500 m<sup>3</sup> の高炉によつて行っている。しかし現状では、スラグ量は 400~700 kg/t、コークス灰分 13% 内外、焼結鉱中の FeO と粉量ともに 20% を越える。炉頂圧は 0.6~1 kg/cm<sup>2</sup> にすぎず、熱風温度は 1000~1050°C、出銑口は 1 個で鍋容量も小さいため 1日 2500~3000 t に制限されている。炉型は細身型で粘土煉瓦を用い寿命は長くない。固定アーマーで通気性、ガス利用率ともに悪い。これらの高炉を近代的に改造するためには原燃料を中心として高炉の生産を増加せねばならない。

改造にあつては出銑比 2、燃料比 0.5、Si 0.5% を目標にする。このためスラグ量を 700 kg より 500 kg に下げる。均鉱により Fe の変動を  $\pm 0.5\%$ 、塩基度の変動を  $\pm 0.05\%$  に押える。整粒を強化し、焼結鉱 5~50 mm、塊鉱 8~25 mm、コークス 25~80 mm に整える。貯鉱槽下で焼結鉱をふるい分け粉率を 3~5% に押える。炉頂はマッキー式を改造し 3 ベルとし、炉頂圧を 1.5~2 kg/cm<sup>2</sup> に増加し、ムーバブルアーマーを設置する。高炉の横断面積と羽口数を増加して、通気性をよくする。第 2 出銑口を作り、水渣設備を増加する。カウパー熱風炉の構造と煉瓦を改造し、1200°C の熱風を得られるようにし、燃焼空気の子熱を行う。粉炭の吹込装置をつける。

このように中国の大型高炉の改造を行えば、新設の 4063 m<sup>3</sup> の高炉 2 基の建設資金 4 億米ドルの 30% の投資により年間 600~650 万 t の増産が可能である。

(相馬胤和)

#### — 製 鋼 —

#### 転炉製鋼におけるスクラップ比率増大の発展

(K. BROTZMANN: Ironmaking and Steelmaking, 7 (1980) 5, pp. 249~252)

今日、世界の鋼の40%はスクラップから造られている。この割合は西独では10年後には約55%に増大すると予想され、製鋼原料としてスクラップが注目される。1977~1979年の間、Maxhütteでは底吹き転炉を用いたスクラップ比率増大法の開発を行い工業化に成功した。このプロセスの特徴は次の二点である。

(1) 転炉々底の羽口を吹錬前にバーナーとして使用しスクラップ予熱を行う。

(2) 転炉々壁上部に転炉排ガス燃焼用の酸素吹き込み羽口を設け、吹錬中を通してこの燃焼熱で鋼浴を加熱する。

この方法によりMaxhütteの3基の60t OBMは操業されているが、その際のスクラップ予熱時間は平均で2.5min、炉壁羽口からの送酸量は底吹き送酸量の50%である。これにより、100kg/t-steelのスクラップ比率増大が達成された。この方法は予熱時間分だけ出鋼間隔が増加するが、これは炉壁羽口の使用により吹錬時間が11minから9minに短縮されることにより補償される。

ダブルスラグ法による高P銑吹錬の際、炉内に残されるスラグは、スクラップ予熱の熱効率を低下させる。また熱効率は予熱時間とともに減少するのでスクラップ装入量は、予熱時間とエネルギーコストの関係から決まる。スラグを排出して、予熱時間8minで操業したところ熱効率が上がり、スクラップ比率が210kg/t-steel増大したが、この時炉口地金が溶け耐火物溶損をもたらした。

スクラップ比率を通常レベルから更に100kg/t-steel増すに要する予熱時間はOBMで3min、LDで15minである。スクラップ予熱時間が長い場合は出鋼間隔が延長し、製鋼工場の能力低下の原因となる。LDの場合、30万t/月から18.5万t/月と約38%の減少となるのに対し、OBMの場合には、15万t/月から14万t/月とわずかに7%の減少を示すだけである。

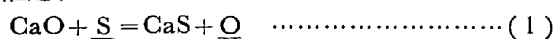
以上により、炉底羽口を予熱に用い、同時に炉壁羽口を採用したことにより、OMBの装入原料に対する自由度を増すことができた結論される。(仲村秀夫)

#### 溶鋼のアルミニウム脱酸の速度論

(S. K. SAXENA: Ironmaking and Steelmaking, 7 (1980) 6, pp. 281~287)

工業的に得られるAl脱酸溶鋼のQ値がGOCKEN-CHIPMANNのAl-Q平衡値に比べて高い理由として次の三つの意見がある。1) 溶鋼が熱力学的平衡に達せずQ過飽和状態にある。2) 生成したAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>が溶鋼中に懸濁し、見掛け上Qが高い。3) 鋼浴上の気相中のPo<sub>2</sub>と溶鋼の平衡を考えると、実測されるQ値はhercyniteに平衡するものに相当する。著者らは先に固体電解質を用いた溶解酸素(a<sub>0</sub>)の測定を行い、上記三説の妥当性の検討を試みたが、測定精度の点から問題があつた。

本論文では間接的な方法によりa<sub>0</sub>の値を求める実験を行つた。すなわち、Al脱酸された溶鋼にCaO粉を吹き込み、(1)式の脱硫反応が進行するか否かにより、a<sub>0</sub>を推定する。



熱力学的には脱硫反応は $a_0 \leq 0.028 a_s$ で進行する。

まず実験室的規模の実験を行つた。誘導加熱溶解した30kg溶鋼に0.2%相当のAlを添加し5,6min保持し

た後に、炉底から450Nl/hのArを搬送ガスとして40%CaO-60%CaF<sub>2</sub>の粉体(150-200mesh)吹き込みを17g/minの速度で15min継続し、この間のQ、Sの変化を調べた。脱硫は0.035%Sの初期から進み、0.019%Sにおいても進行した。後者から $a_0 \leq 0.5\text{ppm}$ と推定された。全Qの大部分がAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>として存在する事実から、脱酸を律速するのはAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>の分離過程だと結論できる。一方、粉体吹き込み時のQの低下はAr単独吹きに比べて速やかであり、吹き込まれた粒子がAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>と合体して分離する過程の寄与が大きいと判断される。

工業規模で行つた5kg/tの粉体吹き込み(60-70%CaO, 15-20%Al, 10-15%CaF<sub>2</sub>)実験においても同様の脱S、脱Q現象が認められた。大気および鍋耐火物による溶鋼酸化があつたにもかかわらず、到達QレベルはGOCKEN-CHIPMANNの平衡値に近いものであつた。

(桜谷敏和)

#### エレクトロスラグ溶解による構造用厚板品質の改善

(J. BIRD and P. R. CHRISTOPHER: Ironmaking and Steelmaking, 7 (1980) 6, pp. 288~296)

潜水艦用高張力鋼板は、降伏点が高いので鋼中非金属介在物の影響を強く受けてラメラティア欠陥を発生しやすい。とくに、板厚1in以上になると電気炉鋼(EF材)ではこの観点での品質が十分ではない。そこで、QIN(耐力540MN/m<sup>2</sup>)とHY130(同890MN/m<sup>2</sup>)の鋼種でエレクトロスラグ溶解(ESR材)を行い、鋼材の機械的性質の改善について調べた。用いたスラグは70%CaF<sub>2</sub>-15%CaO-15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、鋼塊は厚み230mm、重量3t、また、試験材の板厚は2inである。

板厚方向に取つた試験片の絞り値、RA、の差が顕著で、EF材ではQINで20~70%、HY130で10%以下であるが、ESRではそれぞれ70%以上と55%以上で安定して高値である。Vノッチ試験片によるシャルピー衝撃試験では、圧延方向、幅方向および板厚方向のいずれもESR材の、吸収エネルギーが高く、とくに、板厚方向に取つた試験片の、シェルフエネルギーが、EF材の2倍以上に改善されている。EF材の非金属介在物が主にアルミナストリンガーでありその体積率も0.03~0.06%と高いのに対し、ESR材では0.01~0.015%で、かつ、均一に分布した弧立アルミナとなつていゝためである。ESR材はまた遷移温度が低くなる傾向にある。これは、成分偏析によるマイクロバンド組織が軽微となつたためである。

ヘイグ式疲労試験によれば、ESR材は板厚方向試験片の疲労限が圧延方向試験片のそれと同等で高い。T型継手による疲労試験でもESR材のき裂発生がやや遅い傾向が見られる。このように、ESR材はラメラティア防止に有利であり、組立中や使用中の補修コストなどを考慮すると、総合的にはESR材の使用が有利となりうる。

(小口征男)

#### ステンレス鋼中における硫化物の生成

(J. STJERNDAHL and C. DÄCKER: Scand. J. Met., 9 (1980) 5, pp. 217~224)

ステンレス鋼中の硫化物の生成に関しては低合金鋼と同様に重要な課題であるが実際にはあまり研究されていない。著者らはNi含有量を8%から15%範囲内で

4 水準, S 含有量を 0.01% と 0.05% の 2 水準変化させた 8 種類の試験片について凝固途中の  $\delta$ -Fe および  $\gamma$ -Fe 相に生成する硫化物の形態について研究した. 試験片は一方凝固装置を用いて溶融状態から冷却し, また凝固後各成分範囲からもとめられる変態領域で急冷して製造した. 凝固速度は 0.5 mm/min と 5.0 mm/min の 2 水準とした. 変態温度の測定は示差熱分析 (DTA) によった.

各試験片の凝固組織は Ni 含有量により大きく異なる. 8%Ni では初晶として  $\delta$ -Fe が生成し温度降下につれて徐々に  $\gamma$ -Fe に変態する. 12%Ni でも初晶は  $\delta$ -Fe であるが短時間のうちに  $\gamma$ -Fe に変わる. 15%Ni では  $\gamma$ -Fe が初晶として生成する. このように Ni は  $\gamma$ -Fe 安定剤として作用する. 一方 S は  $\delta$ -Fe から  $\gamma$ -Fe への変態温度に影響し, S が増すほど低温で  $\gamma$  変態する. すなわち S は  $\delta$ -Fe 安定剤として作用する. 凝固速度については速度が大きくなるほど高温側で  $\delta$  から  $\gamma$  への変態が起こる. 生成する硫化物の量および形態は凝固組織に強く影響され,  $\delta$ -Fe から  $\gamma$ -Fe への変態が始まると同時に微細な球状の MnS 粒子が  $\delta$  と  $\gamma$  の境界近傍の  $\gamma$  粒内に析出する.  $\gamma$  粒の成長に伴い MnS は粒内に残り, 境界線に平行な延伸した形態になる. 凝固速度が大きくなるとさらに微細なタイプ II のコロニー状の硫化物が  $\gamma$  粒内に析出しやすくなる. 一方 8.8% Ni-17.46% Cr 鋼に代表される室温で 80% の  $\delta$ -Fe 相を有する組織には硫化物の生成がほとんど観察されない. このように  $\gamma$ -Fe 相で硫化物が生成しやすくなるのは  $\gamma$ -Fe 中の S の溶解度が小さく, かつ拡散速度が小さいので, 局部的に S が偏析しそれに伴い MnS の析出が起こるためである. (吉井 裕)

#### 酸素底吹転炉によるバナジウム鉄の精錬

(L. A. SMIRNOV, et al.: Stal, (1980) 11, pp. 951~955)

4.1~4.8C, 0.28~0.61%V の溶銑を 0.3 kg, 10T および 22T の底吹転炉によつて精錬し, 脱バナジウム過程におよぼす精錬条件の影響を研究した.

酸素底吹転炉により精錬すれば, 酸素上吹転炉あるいは空気底吹転炉に比して溶銑の脱バナジウム反応が効果的に進行した. 酸素底吹転炉により 1320°~1350°C の範囲で精錬すると, 半製品中の V は 0.01~0.02%, C は 3.50~3.75% となつた. 高温 (1360~1380°C) で精錬すると脱バナジウム反応は十分進行し, 半製品の C は 2.8~3.0% となり, 他の炉によるその後の精錬過程によい影響を与えた. しかし, それ以上の高温になると半製品中の V はしだいに増加した.

酸素使用量によつて半製品中の V に最小値が生じ, この最小値は焼結鉱あるいは酸化スケールといった固体酸化剤の使用量によつて変動した.

底部から酸素を吹き込むためにスロッピングがなく, フュームの発生もいちじるしく減少するために, 半製品の歩留りは酸素上吹転炉に比して 2%, 空気底吹転炉に比して 3% も高くなつた.

スラグ中の  $V_2O_5$  は溶銑中の V の高いほど多く, 他のスラグ生成元素の少ないほど多くなるが, 温度が高くなると酸化鉄が減少して  $V_2O_5$  が増加し, スラグ中の

$V_2O_5$  は 8~25% の間に変動した. (郡司好喜)

#### 連続鋳型内の溶鋼への熱機械的作用による内生懸濁物の生成

(P. G. Shmidt, et al.: Stal, (1980) 11, pp. 958~959)

連続鋳造鋳型内で回転する耐火物製のアクチベータにより結晶片を増殖させる新しい方法を大型の連続鋳機に適用した.

炭素鋼 (0.2% C) は直径 360~440 mm の鋳型で, レール鋼は直径 520 mm の鋳型で連続鋳造した. アクチベータはシャモット-黒鉛製の直径 100~140 mm のコップ状のもの 1 本か, さらにこの両側に 70~100 mm 径のものを 2 本並べたものを用い, その回転数は 40~50 r. p. m か 70~80 r. p. m とした. アクチベータの深さは約 250 mm, 鋳型との間隙は約 35 mm とした.

1 本のアクチベータのみで炭素鋼を鋳造した場合には鋳片表面の割れは 1/1.5~1/2 に減少した. この場合, 鋳片のマクロ組織は変わらないが, 鋳片と鋳型の熱流束の不均一性は 20~25% 減少し, 化学成分の均一性は増加した.

複合アクチベータを用いるとマクロ組織は改善され, 偏析も減少した.

520 mm 径鋳型でレール鋼を鋳造する場合, アクチベータを用いないと, 鋳造速度を 0.17~0.2 m/min から 0.35~0.45 m/min に増加することで鋳片の品質はいちじるしく劣化した. しかし, 中心のアクチベータの回転数を 40 と 60 r. p. m とし, 鋳型との間隙を 50 mm とした複合アクチベータの利用により, 鋳片の品質を劣化させることなく鋳造速度を 2~2.5 倍まで増加することができた. (郡司好喜)

### — 鋳 造 —

#### 鋼の連続鋳造におけるモールドフラックスの役割

(D. APELIAN and W. L. McCAULEY: Iron and Steel maker, 7 (1980) 11, pp. 28~35)

鋼の連続鋳造における鋳型内溶鋼メニスカス上のモールドフラックスの役割について, 最近の文献を紹介し, 鋳片表面層内へのスカムの捕捉, スラブ面中央縦割れ及びオッシレーションマーク形成と関連づけて述べた.

モールドフラックスに期待される機能は, 1) 溶鋼メニスカスの保護, 2) 健全な鋳片表面の形成, である.

1) 空気酸化及び熱損失によるメニスカスの凝固とそれによる浮上スカムの凝固殻への捕捉による鋳片表面性状劣化, シェル成長遅れによる鋳型直下でのブレイクアウト発生および浸漬ノズル折損を防ぐ. しかし, メニスカスが十分保護されていても, フラックスの流動性, スカムの溶解吸収速度等が劣ると, 鋳片表面性状は悪くなる.

2) 鋳型・鋳片間の均一なフラックスフィルムの存在は, 鋳片から鋳型への抜熱量を減少させ, その結果, スラブ面中央縦割れ発生を減少させる. また, オッシレーションマークを浅くする効果をもち, 横割れ減少につながる.

均一なフラックスフィルム厚みを確保するためには, 鋳造条件 (鋳造速度, 鋳型振動数等) に合ったフラック

ス物性、とくに粘性と溶融速度が必要である。粘性は、フラックス成分により決まり、一方溶融速度はフラックス粒度および含有炭素粉粒径と含有量に影響される。これらについて述べた文献とフラックスフィルムの流入機構に関する理論を紹介した。(糸山誓司)

### 一性 質一

#### 鋼の焼入性増大における溶質元素の偏析の役割

(C. J. McMAHON, Jr.: Met. Trans., 11A (1980) 3, pp. 531~535)

亜共析鋼の焼入性は主に初析フェライトの生成速度によつて決定される。つまり、初析フェライトの核生成速度および成長速度を減少させるような要因が作用すると、鋼の焼入性は増大する。本論文の目的は、 $\gamma$  結晶粒界での  $\alpha$  の核生成におよぼす溶質元素の影響を調べることである。

鋼の焼入性を増大させる最も強力な元素は B と P であり、次が C である。これらの元素は表面活性に富んでいるので  $\gamma$  相の粒界に偏析し、 $\alpha$  相の核生成速度および成長速度を減少させる。他の溶質元素による効果は、これら表面活性元素の粒界偏析におよぼす影響として説明できる。

Ni はほとんど影響を与えないが、Si は P および C の偏析を促進する。Cr と Mn は P とともに偏析し、Mo の効果はさらに強力である。これらの置換型元素は焼入性を増大させる。Ti および Zr は P の強力な除去剤として作用するために焼入性を減少させる。B を含む鋼では、オーステナイト化の間に微細な半整合の  $M_{23}(B_7C_6)$  が粒界に析出し、低エネルギーの界面が形成される。このことが粒界での  $\alpha$  相の核生成速度を減少させるのであろう。さらに十分な説明には、原子レベルでの粒界の構造の役割を考慮する必要がある。(梶原正憲)

#### フェライト系 5 Mn 鋼の極低温靱性を改善するための熱処理

(M. NIKURA and J. W. MORRIS, Jr.: Met. Trans., 11A (1980) 9, pp. 1531~1540)

Ni 添加は鋼の低温延性を改善するが、コスト低減を計るためには Ni 量を低くする必要がある。Fe 基合金の添加元素のなかで Ni に最も類似した元素は Mn であるが、フェライト系 Mn 鋼の低温特性に関する詳細な研究はない。本研究では 3 種類の熱処理を行つたこの種の鋼の低温延性について調べ、併せて C, Mn, および Ni の影響を検討している。

8 種類の組成の Mn 鋼に QT (焼入焼もどし) 処理, QQ'T 処理 ( $\gamma$  からの焼入後,  $\gamma+\alpha$  領域に再加熱して焼入れ) および 2BT 処理 (QQ'T 処理を 2 回繰り返す) を施し、引張、衝撃および破壊延性試験を室温以下で行い、組織および破面の観察と残留  $\gamma$  量などを調べている。

熱処理材の組織はほとんど焼もどしマルテンサイトから成り、2BT 材の組織が最も微細である。5Mn-0.2Mo-0.04C 鋼の遷移温度は QT 材 > QQ'T 材 > 2BT 材の順に低くなり、2BT 材では液体窒素温度以下になる。同鋼の引張強さは室温で 650 MPa,  $-196^\circ\text{C}$  で 1000 MPa で、熱処理による差はほとんどないが、QQ'T および 2BT 材の均一伸びおよび全伸びは QT 材よりもか

なり大きく、2BT 材の室温における均一伸びは約 20%,  $-196^\circ\text{C}$  で約 25% である。8Mn 鋼の低温延性は上記 5Mn 鋼よりも劣り、2BT 処理の効果も薄くなる。5Mn 鋼への Ni の添加は低温延性を損なわずに強度を改善することができる。すなわち 2BT 処理の 5Mn-3Ni-0.2Mo-0.05C 鋼の降伏強さは 9Ni 鋼の 1007MPa よりもすぐれており、衝撃吸収エネルギーは 9Ni 鋼に匹敵する。(梶原正憲)

#### Nb 含有 Dual Phase 鋼の組織に及ぼす二相域焼なまし温度の影響

(M. D. GEIB, et al.: Met. Trans., 11A (1980) 10, pp. 1683~1689)

Dual Phase 鋼の特性は二相域からの冷却中に生じるマルテンサイト、フェライトなどの量および形態が影響する。たとえば、二相域焼なまし温度やその温度からの冷却速度および合金元素などは、焼なましによつて生じるオーステナイトから形成するマルテンサイトの量に大きく影響する。

ここでは、0.084% C, 1.47% Mn, 0.34% Si, 0.01% N, 0.003% V, 0.053% Nb を主成分とし HT-12 と呼ばれる鋼を用いて、二相域焼なまし温度を変えて、組織に及ぼす焼なまし温度の影響を調べた。供試材は 2.79 mm に熱間で圧延した後、1.91 mm 厚に研削したものをを用い、二相域焼なまし温度は  $810^\circ\text{C}$  および  $760^\circ\text{C}$  の塩浴を使用した。そこに 1 min から 64 min 保持した後常温まで油冷し、光学顕微鏡 および 透過電子顕微鏡 (TEM) を用いて組織を観察した。得られた結果は次のとおりである。

1 二相域焼なましにより Nb 含有鋼の残留フェライト中には Nb 炭窒化物と思われる析出物が生じる。この析出物は焼なまし温度が高いと粗大化する。

2 二相域焼なまし温度からの冷却中に、オーステナイトのまわりからエピタキシャル成長機構によつてフェライトが形成される。このフェライト中には Nb 炭窒化物の析出は起こらない。

3 これら新旧二つのフェライトはピクラーール、アルカリクロム酸塩による腐食によつて区別できる。

4 二相域焼なましによつて生じたオーステナイトの焼入性は、焼なまし温度が高くなると低下する。これは、オーステナイト中の炭素濃度が低くなるためで固溶 Nb によるものではない。

5  $810^\circ\text{C}$  の焼なまし温度から焼入されて生成した残留フェライトの転位密度は、 $760^\circ\text{C}$  から焼入されて生成したマルテンサイトの転位密度よりも低い。

(高崎惣一)

#### 焼もどしマルテンサイトの組織と水素応力割れ感受性

(B. CRAIG and G. KRAUSS: Met. Trans. 11A (1980) 11, pp. 1799~1808)

SAE4130 鋼 (1% Cr, 0.2% Mo) を基本成分として 0.035% Cb を添加し、さらに Mo を 0.5, 0.75% に高めた三鋼種を用い、焼もどし温度を広範囲に変えて、マルテンサイト、サブ組織および炭化物の形状・分布の変化と陰極電解による水素応力割れの関係について検討した。

試験片は  $930^\circ\text{C} \times 0.5 \text{ h}$ 、空冷の焼ならし、 $900^\circ\text{C} \times 0.5 \text{ h}$  水冷の溶体化処理後  $300 \sim 700^\circ\text{C}$  の温度範囲で 1

h, 焼もどした。水素応力割れの試験片は厚さ 1.5 mm, 幅 4.8 mm の短冊形で試験片中央部に両端からそれぞれ 1.6 mm の位置に隣接する小穴を有した。陰極電解は 1000ppm の CS<sub>2</sub> を含む 2NH<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 水溶液中で電流密度 5mA/cm<sup>2</sup> の定電流法で行った。電解液は 1 週間ごとに新液と交換した。試験は三点曲げで行い、それぞれの焼もどし温度で得られる降伏応力の 80% を負荷した。

水素応力割れの破壊様式は焼もどし温度が高くなると粒界破壊から粒内破壊へ遷移した。粒界破壊は 300~500°C で焼もどした試験片に観察された。オージェ分析などにより前オーステナイト粒界に偏析した P と粒界に形成した炭化物と水素との相互作用による粒界結合力の低下に基因する。一方、粒内破壊は 600°C 以上で焼もどした試験片に観察された。このとき、き裂は介在物を起点とした二、三粒の前オーステナイト結晶粒を含む平坦なぜい性破面がティアリッジで連結して進行する。このき裂の発生は介在物の囲りにトラップされた水素の圧力機構によると考えられる。

Mo 含有量を高めることにより耐水素応力割れ性は増加した。通常の 4130 鋼と Mo を高めた鋼の介在物および炭化物の分布を比較すると介在物は変わらないが炭化物の分布は高 Mo 鋼でより細かくなり、水素応力割れと炭化物形成が関連づけられる。すなわち、単位面積当たりの炭化物/フェライトの境界面積が増加するので、き裂を発生、伝播させるに十分な水素量を蓄積するのに長時間必要である。(中野恵司)

#### 中炭素鋼の塑性に及ぼす水素の影響

(R. A. ORIANI and P. H. JOSEPHIC: Met. Trans., 11A (1980) 11, pp. 1809~1820)

鉄と鋼の塑性に及ぼす水素の影響については、従来より硬化、または軟化する相反する結果が報告されている。この原因としては、重要なパラメータがよく整理されていなかつたり説明が間違っていると考えられる。この研究は、パーライト組織と球状セメンタイト組織を有する 1045 鋼の塑性変形挙動に及ぼす水素の影響について、できるだけ現象を重複させないようにして調べたものである。ゲージ長さが 64 mm, 幅が 13 mm, 板厚が 0.25 mm の引張試験片に、種々の条件で水素を電解チャージしながらインストロン試験機により 0.51 mm/min のひずみ速度で引張試験した。

水素が鋼中に固溶した状態で存在するときは、1045 鋼は必ず硬化することが観察された。リュースバンドの生成と伝ばに要する応力と、応力-ひずみ曲線の傾斜は水素によつて増加したが、この原因としては水素が固溶することによつてクロススリップが困難になるか、あるいはまた粒界からの転位生成が妨げられるためと考えられる。しかし、水素添加によつて鋼中にマイクロボイドの生成が増加する場合は、軟化する効果を持つことが見出された。さらに、水素添加の活量が大きい場合には、マイクロボイド内部に高いガス圧が発生し、見かけ上軟化を促進する。しかし、マイクロボイドの密度が水素添加によつて増大すると破断ひずみの低下の主原因となる。水素によるマイクロキャビティーの増大、極高純度鉄のみに見出されているパイエルスカの減少、らせ

ん転位のクロススリップ能力の減少などの現象は、すべて金属原子間の結合力が水素によつて減少した現れであると考えられる。鋼中の水素の本質的な効果を明らかにするためには、内部ガス圧効果を生じないような十分に低い水素添加条件を用いることが必要である。今後、転位の運動に及ぼす水素の効果を直接的に観察するような注意深い実験が必要であろう。(青木孝夫)

#### 低合金鋼のクリープ伸びにおよぼす成分の影響

(D. P. POPE, et al.: Met. Trans., 11A (1980) 11, pp. 1827~1836)

不純物を調整した材料に関する基礎研究がほとんど無い等の理由から、クリープ伸びにおよぼす不純物の影響は明確にされていない。そこで本研究では、成分だけでなく硬さや結晶粒を制御した高純度材を用いて、クリープ伸びにおよぼす不純物の影響を調査することを目的とした。供試材は高温で使用される圧力容器用材 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub>Cr-Mo 鋼に、Mn, Si, P を各組み合わせで添加したものをを用い、ノッチ付クリープ破断試験を行った。得られた結果は次のとおりである。

1) 高純度 2<sup>1</sup>/<sub>4</sub>Cr-Mo 鋼への Mn, Si, P の添加によつて、クリープ伸びは増大し、三元素共存時に最大となる。

2) クリープ前にステップクール処理した Mn P 添加鋼は、無処理のものよりも延性が低い。

3) すべての供試鋼において、硬さや結晶粒径の増加に伴い、クリープ伸びは低減する。

4) 本研究における切欠材の破面は、粒界破壊と粒内破壊が混在している。延性破壊を抑制するのに十分な速さで Cavity の発生や成長が起これば、大部分粒界割れが起これらである。

5) これらの結果は次のように仮定すると説明される。すなわち、i) クリープ前のステップクールは、初期クリープ中の粒界 Cavity の発生を促進する。一方、ii) 粒界の P は、粒界の自己拡散係数が小さくなるためと思われるが、Cavity の成長を阻止する。

6) 偏析により Cavity の成長を遅らせる可能性は重要であり、今後研究する価値がある。(甘粕知一郎)

#### —物理冶金—

#### 1500°C~950°C の Fe-Cu-C 系における Fe 隅の相平衡

(K. PARAMESWARAN, et al.: Met. Trans., 10A (1979) 12, pp. 1929~1939)

Cu を含む鋼の熱間脆性、Cu-C 鋼粉末の液相焼結および Cu を含む鑄鉄の凝固ではすべて Cu rich 液相 (L<sub>2</sub>) と鋼との反応が起こる。これらの反応を理解するために、1175~975°C の Fe-Cu-C 系の Fe 隅について実験を行い、以前の報告をも考慮し 1500~950°C における Fe 隅の等温断面図を作成する。

試料は、高純度の Fe および Cu 粉末と高純度黒鉛を用いて作成した。加熱および冷却の熱分析を行い炭素飽和の Cu-C 鋼の凝固温度を決定した。また、平衡実験により固相および液相中の Cu と C の溶解度を求めた。

1500, 1450, 1400, 1200, 1172, 1155, 1150,



1050, 1000 および 950°C における Fe-Cu-C 三元系等温断面図を作成した。1500°C の等温断面図によれば, Cu は Fe rich 液相 ( $L_1$ ) と  $\delta$ -Fe との間で正常偏析する。(液相の方が固相より Cu 濃度が高い。)1450°C でも正常偏析は起こる。1400°C では,  $L_1/(L_1+L_2)$  境界線が  $\gamma$  液相線と交差し, しかも  $L_1$  と  $\gamma$  との間で逆偏析(液相の方が固相よりも Cu 濃度が低い)が起こる。1200°C では, 逆偏析がより顕著となる。正常偏析から逆偏析への移り変わりは,  $L_1/(L_1+L_2)$  境界線が低温で低 Cu 側へ移動する程度が  $\gamma/(\gamma+L_2)$  境界線におけるよりも大きいために起こる。1172°C で ( $L_1+L_2+\gamma$ +黒鉛) 四相平衡が現れ, 温度が低くなると ( $L_1+\gamma$ +黒鉛) および ( $L_2+\gamma$ +黒鉛) の二つの三相平衡に分離する。1150°C  $\rightarrow$  950°C と温度が低くなると  $\gamma$  中の Cu および C の固溶限は減少する。(梶原正憲)

**急速に凝固させた高炭素 Cr-W および Cr-Mo 鋼の焼もどし過程における炭化物反応 ( $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$ )**

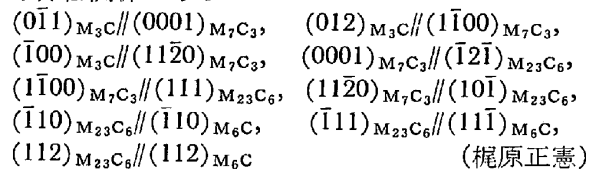
(A. INOUE and T. MASUMOTO: Met. Trans., 11A (1980) 5, pp. 739~747)

Cr 鋼の焼もどし過程において ( $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6$ ) の in-situ 変態が起こると報告されているが, 主に X線および抽出レプリカ電顕観察のような間接的な方法によっているため, in-situ 変態のための直接的な証拠は得られていない。そこで本実験では, 高炭素 Cr-W およ

び Cr-Mo 鋼の焼もどし過程に起こる  $M_3C \rightarrow M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$  の炭化物反応の進行過程およびこれらの炭化物の結晶学的方位関係を透過電顕観察によつて明らかにしている。

3.4% あるいは 8.3% の W を含む 3.6% C-18% Cr-W 鋼および 3.6% あるいは 8.4% の Mo を含む 3.6% C-18% Cr-Mo 鋼をアルゴン雰囲気タンマン炉によつて溶製した。試料はすべて急冷凝固させてある。これを 0.05 mm  $\times$  3.0 mm  $\times$  30 mm の大きさに整え, 石英管中に真空封入し, 700°C 以下で焼もどし, 電顕観察, X線回折および熱磁気測定を行った。

これらの試料の凝固組織は  $M_3C$  と  $\gamma$  からなっている。 $\gamma \rightarrow \alpha + M_3C$  の分解反応は, Cr-W 鋼では 500°C で, Cr-Mo 鋼では 600°C で起こる。 $M_3C \rightarrow M_7C_3$  の in-situ 変態はすべての試料において 600°C 以上で起こり, 700°C では 1 h で完了する。ほとんどの  $M_7C_3$  は  $M_3C/\alpha$  界面に核生成し,  $M_3C$  の内部に向つて急速に成長する。 $M_7C_3 \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$  の in-situ 変態は 700°C, 1 h 以上の焼もどしで起こる。各炭化物間には次のような方位関係がある。



## コラム

### 同時通訳

先程, フランスでおこなわれたある国際会議での話である。会議にはフランスをはじめ, ドイツ, イギリス, ベルギー, ルクセンブルグ, アルジェリア, モロッコ, 日本等からも参加した。が発表の約 2/3 は地元フランス, 残り 1/3 はドイツと日本でわけ合った。会議は型通り, 大会委員長の長々とした挨拶で始まったが, 私のようにフランス語独特のなめらかな耳ざわりのみを楽しむ手合には, 内容は全くのチンプンカンプン, 時折ジャポネと聞えた時にのみ, 周囲の人々がこの頭髪が黒くて, メガネを掛けている私を横目で見てるのが感じられた。さて講演が始まり, 会場が暗転し, スクリーンに図表が写し出されると, 話手の説明が不案内であつても, 写し出される横文字には, 幾つか見覚えのあるものもあり, 単位などがわかれば大略の想像がつこうというものである。ところで私の友人のドイツ人が非常に流暢なフランス語で講演したのにはいささか驚いたが, さすがの彼も討論になるとダウンしてしまい横に現れた助人の, 同時通訳の助けによつて急場を切りぬけていたようである。発表が私の番になつて, 私は私なりの流暢な? 英語でしゃべり始めた。途中, 講演会の常で, どのくらいの聴衆がわかっ

ているのかとながめわすと, 約 1/5 程度の人々に反応が認められた。さて, 話が終わつて討論になると, さすがに英語でいくつかの質問があり, 内心ほつとした。もちろん回答はこれまた流暢な? 英語でおこなつたわけであるが, この間座長はと見ると半眠で聞いている様子で, 幾分なりともわかつてもらえたと思つている矢先, 会場前列の一人の男がのそりと立つて, 座長に向かつてフランス語で何か言い始めた。座長がこれに答えてふたことみこと言うと, その男は私への質問をしないままに座つてしまつた。いぶかっている中に自分の発表が終わり, 他の日本人の発表と討論を聞くに及んでさきほどの男の不可解な行動の意味がどうやらわかつてきた。というのは, その男と同じように座長のみ質問するといった場面が再び起こつたからである。横に座つていた英語のわかるフランス人に「あの男は座長に同時通訳を迫っているのか」と聞くと, 隣の男はニヤッと笑つて, 「イエス」と答えた。日本でおこなわれる国際会議ではこのようなほほえましい光景に出合うことは少ないように思われる。会議終了後, 次回から英語, フランス語の同時通訳がおこなわれることになつたと, 人伝に聞いた。

(株)神戸製鋼所中央研究所 森 隆資