

## 抄 録

## —製 鉄—

## 音響測定の高炉通気性モデルへの応用

(K. KAESMANN: Arch. Eisenhüttenw., 49 (1978) 4, pp. 173~178)

高炉において発生する雑音あるいは音響を測定することによる高炉操業の改善方法は既に試みられている。(例えば, 鉄と鋼, 54(1968), pp. 307)

高炉において音響強度の測定が行なわれ, その結果は時間に依存して変化したが, 解明されなかつた。本研究は高炉内でのガス流れと音響の発生過程の関係をモデル実験によって明らかにすることを目的とした。

固体粒子の囲りで発生する音響 (雑音) は基準値  $a_0$  を  $2 \cdot 10^{-4} \text{m/sec}^2$  とし,  $L_a = 20 \log a/a_0 (\text{dB})$  で表わす。

モデル実験では球形粒子, 焼結鉄, コークスおよび焼結鉄とコークスをそれぞれ焼入した充填層において,  $Re$  数と  $L_a$  との関係を測定した。肉厚 6 mm の鋼管を用い, 高さ方向 10 点の平均値を求めた。偏差は  $\pm 2 \text{dB}$  であつた。その結果, それぞれ  $Re < 5000$  において以下の直線式が得られた。

$$L_{a\text{sphere}} = 5.1 \cdot 10^{-3} \cdot Re + 52.5 \text{ (dB)}$$

$$L_{a\text{sinter}} = 2.3 \cdot 10^{-3} \cdot Re + 57.2 \text{ (dB)}$$

$$L_{a\text{coke}} = 3.0 \cdot 10^{-3} \cdot Re + 58.5 \text{ (dB)}$$

$$L_{a\text{sinter.coke}} = 2.47 \cdot 10^{-3} \cdot Re + 58.5 \text{ (dB)}$$

一方, 充填層の一部分にパラジクロールベンゼンを装入し, それが 50% 揮発するまでの 5 h にわたつて音響の強度変化を測定した。充填層の高さ方向の平均値は  $L_a = 89$  であつたが, 揮発に伴い空洞が生成し, ガス流れの変化によつて, その位置では 1 h 当り約 1 dB 増加した。高炉における吹抜けについても同様に考察することができる。(天辰正義)

## 回転を用いた新溶融還元プロセス

(A. RAMACCIOTTI, et al.: Stahl u. Eisen, 98(1978)7, pp. 329~336)

回転による遠心分離を利用した鉄鉱石の溶融還元プロセスの研究を行なつた。実験目的は, プロセス全体の可能性の調査, 溶融物に対する耐火性壁の防護効果の検討, プロセスの生産性と熱消費量についての数学モデルの適合性の問題であつた。

反応器は円筒型 (内径 0.7 m, 高さ 0.7 m, 内容積  $0.3 \text{m}^3$ , 有効側面積  $1.5 \text{m}^2$ ) で軸を中心に 0~100 rpm で回転する。反応器上部のパーナーから, 空気や, 酸素, 天然ガスのような燃料が軸に沿つて入り, 壁に沿つて上部へもどる。鉄石, 還元剤は交互に層状に装入され, 回転の遠心力により反応器壁におしつけられる。固体還元のもの, 溶融し還元され, 遠心分離される。

原料は鉄鉱石, パイライト焙焼物などが用いられ, 還元剤として, コークス, 種々の石炭が用いられた。原料還元剤, 吹込燃料を変えた 5 つの操業条件で行なわれた。

その結果, 回転溶融還元プロセスの可能性が調査されコークス, 鉄石に加え, 石炭や低コストの原料も使用可

能であることがわかつた。小規模パイロットプラントでの操業における熱量は溶融鉄 1 t はあたり 37~42 GJ, 生産性は  $50 \text{kg/m}^2\text{h}$  であつた。

また, プラントの数学モデルの信頼性は, パイロットプラントの実験データとの比較により検証された。溶融鉄はスラグとメタルが十分分離する温度で注出され, 炭素 1%, シリコン, マンガンはなく, イオウ 0.2% であつた。

このプロセスの発展には, さらに大きなスケールのテストが必要であるが, 回転溶融還元プロセスは, 小規模工場, 鑄造工場などに適しており, このプロセスの導入可能な所は十分に多い。(月橋文孝)

## —製 鋼—

## 上吹き酸素吹錬時の諸反応と冶金操作因子の算出

(J. SCHOOP, et al.: Ironmaking and Steelmaking, 5 (1978) 2, pp. 72~79)

上吹き酸素転炉内の製鋼反応を理解する上でスラグ中の粒鉄挙動を知することは重要である。そこで原著者らは 200 t 上吹き転炉における粒鉄挙動として脱炭・脱磷・粒鉄量, 粒鉄表面積などの研究を行つた。

粒子径は 0.05 から 2 mm であり, 各粒子径の吹錬経過に伴う変化を調べている。粒鉄の表面積は  $1600$  から  $2100 \text{mm}^2$  であり鋼浴-スラグ界面の  $25 \text{m}^2$  の約 100 倍近い反応面積を提供している。この粒子界面は冶金反応を支配し, 粒鉄中の磷濃度は鋼浴のその 1/10 となっている。これより粒鉄は吹錬の全般に亘りスラグを通過する間に積極的に脱磷され, スラグ中に浮遊する時間はスラグ組成によつて決まるとしている。

脱磷過程はエマルジョンによるスラグ-メタル反応と考え, そのモデル化を行い吹錬経過時間に伴う脱磷速度および粒鉄のスラグ滞在時間を導いている。これによると滞在時間は 2~4 sec 程度であるがヒートによつては 1 min 間程度の長い滞在時間を呈する。

上吹き法によつて粒鉄が生成する条件はランス噴出ガスの湯面衝突に基くと仮定し, 粒鉄を生成する臨界ランス高さを求めている。その結果, ランス高さ  $h (\text{m})$ , 送酸量  $V (\text{Nm}^3/\text{min})$ , ランスノズル断面積の合計  $F (\text{m}^2)$  と粒鉄流  $\dot{M}_G (\text{t}/\text{min})$  の関係は (1) 式で与えられる。

$$h = \sqrt{\frac{10^4 F (0.155V - 9.81)}{10 \left( \frac{\dot{M}_G + 223.067}{76.632} \right)}} \dots\dots\dots (1)$$

粒鉄流と比吹錬衝撃力  $I_h (\text{kg}/\text{m} \cdot \text{s}^2)$  とは実規模実験でも良く合い, また (1) 式に基づいたランス高さと送酸条件ではスラグ生成が良好でスロッピングはなかつた。このようにして転炉に最適な吹錬条件を決定することができる。

原著者らは精錬反応におけるメタル-スラグ反応の重要性のみならず, スラグ中の粒鉄の果す役割が大きいことを強調している。(野崎 努)

### 管用の連続铸造中空鋼ビレットの製造とその使用

(V. Ya. GENKIN: Stal, (1978) 4, pp. 318~320)

ソ連の中央鉄鋼科学研究所を中心とした共同研究により開発された。製管用中空ビレットの連続铸造法の半工業的試験を行った。

この方法は外側の鑄型と心棒によつて中空ビレットを鑄込み、外側と内部から二次冷却する連続铸造法である。試験は炭素鋼、低炭素鋼および合金鋼から、外径と内径が 260/90-110, 360/100-110, 430/100-130 および 520/170 mm の中空ビレットを製造して行われた。外径 260 mm 以上、内径 90 mm 以上、厚さ 80 mm 以上の中空ビレットが安定して製造できた。

ビレットの橢円性は 1~1.5% 以下、厚さの差は 5~12 mm 以下であり、表面の手入れなしに圧延することができた。ビレットのマクロ組織は、普通の凝固末期に得られる空隙と偏析の多い領域が内部に存在する特徴を示したが、それに基づく欠陥はとくに多くなかった。また、炉外精錬した溶鋼を鑄込むことで、S, ガスあるいは非金属介在物などの欠陥の少ないビレットを得ることができた。

得られた中空ビレットはピロガロールおよび自動圧延機により圧延されたが、ピロガロールの電動機への負荷は普通ビレットの圧延に比べ 25~30% も減少した。いろいろな寸法の多くの鋼種の中空ビレットから、いろいろな寸法の油送管、ボーリング・パイプ、ケーシング・パイプ、ボイラー管を圧延した。

圧延された管の品質、マクロ組織および耐食性はすぐれていることが分つた。さらに、ピロガロールで圧延するとき 1 t の管に必要なビレット重量は、普通ビレットに比し油送管で 25~30 kg, ボーリング・パイプやケーシング・パイプで 50~100 kg 少なく済むことが分つた。(郡司好喜)

## — 鑄 造 —

### インゴット中のマクロ偏析の生成について

(H. FREDRIKSSON and S. O. NILSSON: Met. Trans., 9B (1978) 3, pp. 111~120)

著者らは実験室規模の特殊鑄型を考案して、種々の組成の Pb-Sn 合金を使用し、大型鋼塊で見られるマクロ偏析の生成機構を解明すべくシミュレート実験を行なった。これらの結果を簡単に記せば次のようである。

#### (1) 逆V偏析について

特殊鑄型を用いることによつて、適当な組成の Pb-Sn 合金を選べば逆V偏析が安定して得られることが分つた。そこで先ずデカンテーションによつて逆V偏析の生成時期を調査し、次に鑄型の予熱と鑄型外に設けてあるヒータによる保温で冷却速度を変化させて冷却速度の影響を調べ、続いて Sn の含有量を変化させてこの影響を調べた。これらの結果をまとめると、逆V偏析生成の時期についてはかなり早い時期からインゴット底部に現出するが、大きく成長するにはかなり時間がかかること。また部分凝固時間を大きくすること、Sn 含有量を増すことは共にデンドライトアーム間隔を大きくさせるので逆V偏析の生成を容易にすることが分つたと述べている。

#### (2) 正、負偏析について

本実験においても、実鋼塊同様に Sn の正、負偏析が見られた。STEAD らによれば鋼塊底部の負偏析部は凝固初期の等軸晶の生成によるものとしているが、本実験によれば得られた組織がほとんど柱状晶であり、冷却速度を大きくした場合ほとんど負偏析は見られないことからデンドライト樹間流動の影響が大きいことが考えられるとしている。(中田正之)

## — 性 質 —

### 熱間圧延した 0.1C-1.0Mn 鋼薄板の機械的性質に及ぼすP添加の影響

(W. A. SPITZIG and R. J. SOBER: Met. Trans., 8A (1977) 10, pp. 1586~1589)

純鉄や焼ならした 0.1C-1.0Mn 鋼に 0.05%P を添加することにより、切欠き衝撃遷移温度の著しい上昇を伴わずに常温で降伏強さが 24MPa 上昇することが知られている。本研究では、3 mm 厚に熱間圧延した 0.1C-1.0Mn 鋼を用いて、P による強化と、巻き取り速度の影響を調べている。P は 0.001, 0.005, 0.1 及び 0.2 % の 4 水素添加し、982°C から模擬巻き取り温度である 482°C 及び 704°C に鉛浴焼入れし、各々 12 sec 及び 6 sec 保持後空冷し、-196~300°C の温度範囲で切欠き衝撃試験と引張試験を行なった。P が 0.1% 以下の場合、482°C 及び 704°C の巻き取りで、ASTM 粒度は 11 及び 9 であり、組織はフェライト-パーライト混合及び上部ベイナイトであつた。P が 0.2% の場合、ASTM 粒度は巻き取り温度によらず 10 であつた。巻き取り温度の影響を比較した結果、482°C で巻き取つた方が好ましいことが判明した。これは、その方が強度の上昇が大きい上に、遷移温度が低いからである。同じ P 量ならば 482°C で巻き取つた方が 704°C で巻き取つた場合よりも約 55MPa 高い降伏強さ・引張強さを示し、遷移温度も P が 0.2% では 15°C, P が 0.1% 以下では 30°C 低い値となつた P の添加量に応じて遷移温度は上昇するが、704°C で巻き取つた 0.001 P 鋼よりも 482°C で巻き取つた 0.05 P 鋼の方が 90MPa も高い降伏強さ・引張強さを持つにもかかわらず、低い遷移温度を示した。いずれの巻き取り温度でも P 添加による降伏強さの上昇は、P が 0.05, 0.1, 0.2% の場合、各々 28, 52, 90 MPa であり、純鉄や焼ならしたこの鋼の場合と同様である。これは P による固溶強化に起因し、他の強化機構とあわせ応用できるものである。704°C で巻き取つた場合、引張試験でより大きなリューダース伸びを示し、100~200°C で顕著なセレーションを示したが、これらのことに関し 0.1C-1.0Mn 焼ならし材と比べ、P 添加の影響は見られなかつた。(新井智久)

高純度 Fe-Cr 二元合金におけるオーステナイトの等温分解 (J. V. BEE and R. W. K. HONEYCOMBE: Met. Trans., 9A (1978) 4, pp. 587~593)

純鉄および Fe 基二元合金における  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態の様式およびそれに伴う  $\alpha$  相の微細組織と冷却速度との関係について従来から研究が進められていた。しかし、 $\gamma \rightarrow \alpha$  変態の速度は非常に速いので、この変態に関する等温変態の研究は少ない。本報告は  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態速度の比較的遅

い Fe-Cr 二元合金を用いて、等温変態についても系統的な研究を行ったものである。

まず、 $\gamma$  ループ内の組成を有する一連の純度の高い Fe-Cr 合金の変態挙動を連続冷却熱膨張測定で研究した。 $\gamma$ - $\alpha$ - $\gamma$  変態のヒステリシスは Fe-10%Cr 合金で最大となり、この合金で  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態速度が最も遅いので、この合金の等温変態挙動を等温熱膨張測定、光学顕微鏡および電子顕微鏡観察で研究するために用いた。

TTT 図は 750°C にノーズを持つ C 曲線を示す。形成される組織は、800-750°C では等軸フェライトからなるポリゴナルな等軸晶、750-600°C では等軸フェライトとウィドマンステッテン・フェライトからなり、ぎざぎざした結晶粒界を持つ組織、580-500°C ではベイナイト状フェライトで平面的な部分が発達したぎざぎざな粒界を持つ組織、500°C 以下ではラスマルテンサイトである。750-650°C の範囲の活性化エネルギーは 45kcal·mol<sup>-1</sup> で Cr の粒界拡散のそれに等しく、ウィドマンステッテン・フェライトの成長が界面律速であることを示唆している。0.02% の炭素を添加すると 675°C での  $\gamma \rightarrow \alpha$  変態が著しく減速される。これは界面に偏析する炭素による 'solute-drag' 効果によるものと考えられ、ウィドマンステッテン・フェライトの成長が界面律速であることを裏づけている。(菊池 実)

### —物理冶金—

#### Mo, Cr, Ni, Mn を添加した Fe 基合金における炭化物とオーステナイトの温度範囲 1173~1373K での平衡に関する実験的研究

(M. WALDENSTRÖM: Met. Trans., 8A (1977) 12, pp. 1963~1977)

現在までに Fe-M-C 3 元系に関して炭化物とオーステナイト ( $\gamma$ ) の平衡の研究を進めてきたが、本研究では Fe-Mo-Cr-C, Fe-Mo-Ni-C, Fe-Mo-Mn-C, Fe-Cr-Mn-C, Fe-Cr-Ni-C, Fe-Cr-Ni-Mn-C 合金の 1173~1373K の温度範囲 (主に 1273K) における炭化物との平衡に関する実験を行なった。

まず、炭素を含まない合金試料をアルゴン雰囲気中で 12×200mm の大きさの鋳塊に溶製し 0.5mm 厚の薄板試料とした。これを炭素供給源である Fe-C 合金とともに封入し、いわゆるカプセル法によつて浸炭及び平衡化を行なった。平衡化時間は、1173K, 1273K では 1000h, 1373K では 500h とした。カプセル中に挿入した純鉄の炭素分析から炭素活量を決定した。EPMA, X線回折及び金属組織学的手法により、炭化物と  $\gamma$  相中の合金元素の分配率を測定し、等温等炭素活量下における四元系平衡状態図を作成した。

$M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_6C$ ,  $M_3C(\xi)$ ,  $M_3C$ (セメントイト,  $\theta$ ),  $M_2C$  の 6 種類の炭化物が観察された。Fe-Mo-Ni-C 系では,  $\gamma$ ,  $M_6C$ ,  $M_2C$  の 3 相, Fe-Mo-Mn-C 系では,  $\gamma$ ,  $M_6C$ ,  $M_3C(\xi)$ ,  $M_2C$  の 4 相, Fe-Cr-Mn-C 系, Fe-Cr-Ni-C 系及び Fe-Cr-Ni-Mn-C 系では,  $\gamma$ ,  $M_{23}C_6$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_3C(\theta)$  の 4 相がそれぞれ現われた。Mo は、多くの炭化物中に多量に固溶し、その最大固溶度は金属元素比で表わすと、 $M_{23}C_6$  で 2/23,  $M_6C$  で 3/6,  $\xi$ , では 1/3 である。 $M_7C_3$  と  $\theta$  では、Mo の固溶の上限には 特別な規則性は 見い出されなかつた。Cr が

炭化物に固溶する傾向は、 $M_6C \rightarrow \xi \rightarrow \theta \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_7C_3$  の順に大きくなる。Mn は、 $M_2C \rightarrow M_6C \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow \xi \rightarrow M_7C_3 \rightarrow \theta$  の順に炭化物への固溶度を増すが、それほど大きな固溶度ではない。Ni の固溶度はすべての炭化物中でかなり小さく、 $M_7C_3 \rightarrow M_2C \rightarrow \theta \rightarrow M_{23}C_6 \rightarrow M_6C$  の順に大きくなる。(梶原正憲)

#### マッシブ変態時における塑性流れの促進

(T. B. MASSALSKI, et al.: Met. Trans., 9A (1978) 1, pp. 53~56)

ある種の金属材料では相変態が進行しているとき流れ応力が低下することが知られている。同素変態のときも塑性変形速度が増加することが見いだされているが、この効果と変態の様式との関係については研究が行われていない。本報告はマッシブ変態を起こすことの知られている Fe-2.0 at%Cr, Ag-24.5 at%Al および Cu-23.1 at%Ga の 3 種類の合金を用いて、応力を負荷した状態で変態を起こさせ、そのときの伸びの挙動を研究したものである。試料を高温に加熱すると同時に引張り荷重を負荷し、1~100K·s<sup>-1</sup> の冷却速度で連続冷却し、伸びの変化を変態に着目して追跡する。

Fe-Cr 合金では  $\gamma$ (fcc)  $\rightarrow \alpha_m$ (bcc) 変態に伴う大きな塑性変形速度の増加が認められた。冷却速度を増加すると伸びの増加が認められる時間間隔も、変態に伴い誘起された伸びの絶対量とともに減少するが、塑性変形速度は増加する。このことは変態に伴う伸びの増加は、マッシブ変態の進行している間に起こる  $\gamma/\alpha_m$  界面の移動に直接関係するもので、冷却速度が大きくなり過冷度が大きくなると界面の移動度も増加し塑性変形速度も増加する。

Ag-Al および Cu-Ga 合金の  $\beta$ (bcc)  $\rightarrow \zeta_m$ (hcp) マッシブ変態に伴う塑性変形速度の増加は観察されなかつた。これは、これらの合金系のマッシブ変態に伴う  $\beta/\zeta_m$  界面の移動速度が 1cm·s<sup>-1</sup> 程度の大きな値を持ち、変態が短時間に完了してしまうため、変態に伴う伸びの増加が検出されなかつたものと考えられる。

(菊池 実)

#### コバルト、銅、鉄、ニッケル融液の酸素ガス吸収

(R. H. RADZIŁOWSKI and R. D. PEHLKE: Met. Trans., 9B (1978) 1, pp. 129~136)

著者らは、定容 Sievert 法を用い Fe, Co, Cu, Ni 融液の酸素ガス吸収速度を測定し、熔融金属の酸化反応機構の比較検討を行なった。各金属の酸素ガス吸収反応過程は I) 反応開始後数ミリ秒間に熔融金属と酸素ガスが急速な発熱化学反応を生じる反応第 1 期と、II) 酸素ガス吸収速度が、気相/酸化物界面での酸素分子の解離・吸着過程あるいは酸化物層の放物線則成長過程で律速される反応第 2 期に区分することができる。

本研究で得られた知見は以下のとおり。

1) 反応第 1 期に各金属が吸収する酸素量は、反応開始時に融液表面上に形成される酸化物皮膜の物理的、化学的特性に強く依存している。Fe, Cu は液相酸化物皮膜、Co, Ni は固相酸化物被膜を形成し、前者 Fe, Cu の酸素吸収量は 20cm<sup>3</sup>(STP)O<sub>2</sub>/cm<sup>2</sup> と、後者 Co, Ni の 6cm<sup>3</sup>(STP)O<sub>2</sub>/cm<sup>2</sup> にくらべ大きい。

2) 反応第 1 期終了後約 30sec 間にわたる反応第 2 期

の前期では Fe, Cu, Co 融液の酸素吸収速度は、酸素圧力の  $1/2$  乗と融液表面積に比例し、融液体積には依存しない。この段階での酸素吸収速度は、気相／酸化物界面での酸素分子の解離、吸着過程に律速される。以降の酸化物皮膜が厚くなる反応第 2 期の後期には、酸素吸収速度の酸素圧依存性は小さく、酸化物層中の陽イオン拡散

過程が律速段階となる。

3) 反応第 2 期における Ni 融液の酸素吸収速度は、酸素圧力の  $1/2$  乗に比例しているが、その値はモデルからの計算値にくらべ大きい。これは、酸素ガスが酸化物層中のクラックあるいは粒界を通り、容易に融液に到達するためと考えられる。  
(別所永康)