

## 抄 録

## — 製 鉄 —

## オイルバーナの代替としてのプラズマトーチ

(S. L. THUNBERG, et al.: Iron Steel Int., 56 (1983) 6, pp. 207~211)

プラズマシステムは、近年技術開発が進み、工業への適用が実現しつつある。その背景は、オイル価格の高騰と、従来の燃焼方式では造り得ないガス成分や温度を、製造し得ることにある。換言すれば、プロセス自由度を大きくしたり、生産性、効率の面での利点を有すと言える。高温で鉄鉱石の還元を行うプロセスには、プラズマと石炭燃焼の組み合わせが適していると考え、本論文では、電力がオイルに比して安価なカナダの事情をベースに、プラズマシステムの構成と適用についての feasibility study を紹介している。

プラズマシステムについては、①熱エネルギーを得るためのプラズマトーチ、②それに適した特性を有す電力供給装置、③ガス供給システム、④水冷システム、⑤制御システムの5サブシステムから成るとして、各サブシステムの特徴、基本機能、設計ポイントについて、詳述している。

適用例としては、ペレット焼成機とキューボラについての検討を述べている。前者では、オイルバーナとの交換を検討し、220万t/yの生産規模で、71200kWのトーチ容量を設定し、年間2.5万バレルのオイル節減効果を見込んでいる。設備投資の回収は、電力費とオイル価格により異なるが、おおむね5年以内と考えている。

キューボラへの適用では、生産性向上、コークス比低減、風量低減による大気汚染防止費用節減等の効果を挙げている。60t/h程度のキューボラを想定すると、投資額が約750万ドル、コスト低減効果が年間約500万ドルとなり、投資額の20%を間接費と仮定して、約2年で回収可能と考えている。

上述のごとく、プラズマシステムは、現在でも、電力費の安価な地域では、経済的に十分採算が取れ、今後工業への適用が進むと思われる。しかし、現在その開発と立証が遅れており、企業でパイロットプラントや実規模での実験を行うべきだと、筆者は訴えている。

(高松信彦)

## 高炉下部におけるウスタイトの還元とコークスのガス化の複合反応系 (第2報)

(I. GABALLAH, et al.: Ironmaking Steelmaking, 10 (1983) 6, pp. 253~258)

高炉下部における成形コークスあるいは通常コークスのガス化とウスタイトの還元との複合反応に対する水素とアルカリの効果について実験的に検討した。

実験方法は第1報と同様にコークスと酸化鉄について各々別個に熱天秤を用いて行い、ガス温度と組成は従来高炉と比較的CO<sub>2</sub>濃度の高い新鋭高炉の各々の垂直方向温度・ガス組成変化を想定した2通りの条件とした。

アルカリの存在しない場合、水素を添加すればウスタイトの還元と成形コークスのガス化は促進されるが、通

常コークスのガス化に対しての影響はわずかであった。コークスのガス化とウスタイトの還元が同時に起こる場合を考えれば、成形コークスではガス化過剰となり、通常コークスではガス化律速となる。成形コークスのガス化過剰傾向は新鋭高炉条件で著しく、また水素濃度の増加によりこの傾向は強くなる。

アルカリの存在する場合、水素を添加すればウスタイトの還元は促進される。また水素濃度の増加により成形コークスのガス化は抑制されるのに対し、通常コークスの挙動は複雑なものとなる。還元とガス化の同時反応については新鋭高炉条件では成形コークス・通常コークスともガス化過剰が激しくなるが、従来高炉条件では通常コークスの場合ガス化不足となり、成形コークスの場合ガス化過剰は若干となる。これらの場合いずれも水素はコークスのガス化を抑制する方向に働く。

以上の結果から従来高炉条件ではコークスの過剰ガス化は起りにくく、反応性はあまり問題とならないのに対し、新鋭高炉条件では高反応性の成形コークスの配合は少なくすべきことが推察される。(柴田 清)

## — 製 鋼 —

## 約 2000°C における溶鉄からの硫黄の除去に関する研究

(V. T. BURTSEV, et al.: Russian Metallurgy (1982) 5, pp. 50~55)

Si と Mn を含有する溶鉄からの硫黄の蒸発速度を2000°Cで、また10<sup>-3</sup>~10<sup>3</sup>mmHgの広い圧力範囲で測定した。

溶鉄の加熱および実験は、溶鉄を中空で保持することのできる、いわゆるレビテーション法を用いた。キャリアガスはArである。鉄合金は真空誘導加熱炉で溶製した。その組成は次のとおりである。Fe-S (S-0.0026, 0.17%), Fe-Si-S (S-0.070%, Si-0.84%), Fe-S-Mn (S-0.046%, Mn-1.1%)。試料の重量は3gである。温度測定は光高温計を用いた。

試料を一定時間加熱した後、銅モールド中に落下させ急冷した。急冷試料の重量を測定し、また、その硫黄含有量を燃焼法により決定した。

結果は、硫黄濃度の対数と反応時間の比例関係で整理できた。その直線の傾きから得られる速度定数は圧力に依存することがわかった。すなわち、全体の圧力が減少すると速度定数は大きくなった。全体の圧力に依存して金属の3%から30%が実験中に蒸発し、表面積/体積の比が13%増大することがわかった。

蒸発速度の律速段階をi) 溶鉄側表面近傍に定常拡散層を仮定し、溶鉄中硫黄の拡散律速とした場合、ii) 溶鉄自由表面からの硫黄の蒸発速度を律速とした場合、iii) 表面近傍のガス側にガス境界層を仮定し、硫黄のガス中の拡散速度を律速とした場合について検討した。その結果、いずれの場合も実験値を十分説明するに到らなかった。

そこで、次のように推論した。10<sup>-3</sup>から10<sup>-2</sup>mmHg以下の圧力では、溶鉄側拡散層内の物質移動が律速になっている。10<sup>-1</sup>から10<sup>-3</sup>mmHgでは、ガス境界層内の物質移動と、酸素や硫黄を含む鉄蒸気のガス中での化学反応が混合律速になっている。10<sup>-2</sup>から10<sup>-1</sup>mmHg

の範囲では、溶鉄側拡散層内とガス境膜層内の物質移動係数の値が同程度になる中間的領域が存在する。

(永田和宏)

### — 鑄 造 —

#### 2層の移動鑄造床での薄板連続鑄造における温度分布計算

(J. PAVLOSSOGLOU: Arch. Eisenhüttenwes., 55 (1984) 1, pp. 15~20)

薄板を水平連続鑄造する方法として、水平移動鑄型上で溶鋼を凝固させる際に凝固過程を制御するため鑄片と鑄型の間で中間層 (Substrate) を挿入するプロセスが BSC で開発中である。本論文ではこのプロセスにおける鑄片と2重鑄造床 (中間層と鑄型) の温度分布が解析され、プロセス設計に必要な完全凝固時間と伝熱量が鑄片厚および2重鑄造床の層厚と材質組み合わせ (たとえばカオウルと鉄板、カオウルとシリカ) に対して推定されている。

温度分布は各層での熱伝導方程式をラプラス変換を用いて解き、級数形の解析解を求め、これに基づきコンピュータで数値解が計算されている。ただし解析解を求めるとき2重鑄造床のうち中間層厚は有限値としているが下側の鑄型厚は半無限と仮定し、さらに中間層上面での温度を溶鋼の融点に等しいとする近似をしている。また完全凝固時間はエネルギーバランスの非線形方程式を NEWTON-RAPHSON 法で解いて求められている。プログラムはメインプログラムと4つのサブルーチンから構成されている。

計算結果は熱電対を用いた実験と比較されている。1例を示すと0.5 mm厚カオウルと2 cm厚シリカを組み合わせた2重鑄造床で10 mm厚鑄片を鑄造する場合、完全凝固時間の実験値は40 sに対して推定値は58.7 sである。この不一致の原因は熱電対先端径が太すぎることに起因する実験誤差にある。(安田一美)

### — 性 質 —

#### ロータ用 NiCrMoV 鋼の苛性応力腐食割れ-不純物偏析と合金組成変化の効果

(N. BANDYOPADHYAY and C. L. BRIANT: Metall. Trans., 14A (1983) 10, pp. 2005~2019)

長年にわたり電力業界の関心事となつているタービンロータ用 3.5% NiCrMoV 鋼の応力腐食割れの問題を取り上げ、次の3項目についての解明を試みている。

- 1) NaOH 溶液中で不純物元素の P 及び Sn は本鋼種の応力腐食割れ感受性に影響するか。
- 2) Mo の存在がどのような効果を有するか。
- 3) これらの効果は電位に依存するか。

試験は  $98 \pm 1^\circ\text{C}$  の 9 mol NaOH 溶液中で  $-400$  mV Hg/HgO 及び  $-800$  mV Hg/HgO の定電位の下で行われ、破断時間の計測及び試験片のマイクロ調査が行われた。この結果、 $-400$  mV Hg/HgO の電位では、ステップクーリング処理により P が粒界に偏析した試料では応力腐食割れ感受性が大きいことが確認された。また Mo フリーの成分で同様の処理を施した場合には応力腐食割れ性は改善された。(抗張力の 70% の付加応力で 0.6% Mo 鋼の破断時間 130 h に対し、Mo フリー

の場合 220 h 程度になる。) 不純物含有量の少ない試料では Mo の存在いかにかかわらず、大変良い抵抗性を示した。 $-800$  mV Hg/HgO の条件では P の粒界偏析は害が少なく、Mo の添加は割れ感受性を高めることが判明した。いずれの電位でも、Sn の影響は小さい。マイクロ調査によれば、いずれの場合もき裂は粒界に沿って進行しているが、その破面は Mo を含有するものではないもので明らかに相異しており、Mo を含む試料では明瞭な粒界破面を示しているのに対し、含まないものでは複雑な模様を示しており、き裂の数も大幅に増加している。

き裂数 平均き裂長さ

0% Mo 材	59 $\text{cm}^{-1}$ ( $10 \pm 8$ ) $\times 10^{-5}$ $\text{cm/h}$
0.6% Mo 材	158 $\text{cm}^{-1}$ ( $6 \pm 3$ ) $\times 10^{-5}$ $\text{cm/h}$

これらの現象からの推論として、Mo 及び P は多分固溶体から析出した陰イオンとしてき裂の両側面を不動態化する働きをし、その結果き裂先端は鋭角を保ち、進展の速度も大となるが、一方 Mo フリーの場合はき裂の発生数がきわめて多く、そのため相対的に陽極面積が陰極面積よりも大きくなり、従つてき裂の進展速度が小さくなるのではないかとしている。(野中保宏)

#### IN738LC Ni 基鑄造合金のクリープと破壊挙動の研究

(G. JIANTING, et al.: Metall. Trans., 14A (1983) 11, pp. 2329~2335)

Ni 基の鑄造合金は、高温に長時間曝露されるガスタービンの翼材として使用され、そのクリープ特性は、設計上重要である。従来、最小クリープ速度やクリープ強度を論じたものが多いが、クリープ曲線を研究したものが少ない。本論文は、クリープラプチャーと変形の挙動及び第3期のクリープや破壊挙動を支配している要因について研究した。

供試材は、IN 738 LC 合金の 76 mmφ の鑄造素材を再鑄造した。マイクロポロシティは 5~7 個/mm<sup>2</sup>、最大 0.1~0.12 mmφ、結晶粒は直線の切片で約 2 mm。熱処理は、1 120°C×2 h の固溶化、845°C×24 h の時効処理を行つた。クリープ試験は、750°C~950°C の温度で負荷した。クリープの試験片の破断部を TEM (150~200 kV) 観察を行つた。

試験結果は、次のとおりである。

- 1) 第1期クリープと定常クリープの歪みと時間の関係は、Galofalo と Li の公式のうち後者が良くあてはまる。
- 2) 定常クリープ速度の変化  $\dot{\epsilon}_s$  は、 $\dot{\epsilon}_s = A\sigma^n \exp(-Q_c/RT)$  で表され、高応力域では  $n=8.3\sim 9.8$ 、 $Q_c=570\sim 730$   $\text{kJ mol}^{-1}$ 、低応力域では  $n=4.1\sim 4.9$ 、 $Q_c=370\sim 420$   $\text{kJ mol}^{-1}$  である。ここで A は常数、 $\sigma$  は応力、n は応力指数、 $Q_c$  はクリープ活性化エネルギー、R はガス恒数、T は絶対温度とする。
- 3) クリープは回復のモデルで説明され、転位源として十分な長さの三次元のネットの成長と析出硬化現象の関係による。第1期と定常クリープも同様な機構で説明される。高応力域では転位が  $\gamma'$  の析出物を湾曲して通過でき、低応力域では  $\gamma'$  粒を飛び越すことができる。
- 4) 第3期のクリープの開始と破壊の時間の比は、2.2 と大きい。これは  $\gamma'$  の大きさと分布が不安定になるためである。

5) 破壊は、試料表面の粒界の酸化の伝播によつて生ずる。き裂の伝播速度は合金の変形挙動によつて律速され、破壊の開始時間  $t_f$  は、 $t_f = A' \sigma^n \exp(Q_f/RT)$  で表される。 $n'$  と  $Q_f$  は、高応力域で 8.8 と  $620 \text{ kJ mol}^{-1}$ 、低応力域で 4.6 と  $620 \text{ kJ mol}^{-1}$  である。ただし  $A'$  は常数、 $n'$  は応力指数、 $Q_f$  は破壊の活性化エネルギーを示す。(望月俊男)

#### 熱処理による 0.4C-Cr-Mo 超強力鋼の低温における機械的性質の改善

(Y. TOMITA and K. OKABAYASHI: Metall. Trans., 14A (1983) 11, pp. 2387~2393)

Ni を含まない 0.40C-Cr-Mo 超強力実用鋼を 593 K で短時間等温変態させ、低温における機械的性質改善の有無を 0.40C-Ni-Cr-Mo 鋼との結果と対比させて調べた。

試料として、実用鋼 AISI 4140 に相当する JIS SCM 440 熱間圧延した丸棒を使用した。熱処理は、1133 K でオーステナイト化した後、次の 4 つの観点から行われた。(1) 直接水中焼入れ、焼もどし、(2) マルテンサイトと下部ベイナイトの混合組織を得るため、593 K で 60~150 s 等温変態後水熱、(3) 100% 下部ベイナイトを得るため、593 K で 36 Ks 等温変態、(4)  $\gamma \rightleftharpoons \alpha'$  反復 3 回熱処理焼もどし。機械的性質は、引張及びシャルピー衝撃試験によって 153~287 K の範囲で測定され、組織観察は光学及び透過電顕で行われた。

処理(2)の試料では、組織観察からマルテンサイトと下部ベイナイトの混合組織が確認された。この結果より、下部ベイナイトの幅と長さが各々  $1.0 \sim 1.2 \mu\text{m}$  と  $8.2 \sim 8.6 \mu\text{m}$  となることと、ベイナイトによつて分割されたマルテンサイト結晶粒サイズが第 2 相下部ベイナイトの体積割合 ( $V_B$ ) の増加とともに  $5.9$  から  $2.3 \mu\text{m}$  に減少することが明らかになった。強度と延性の増加を達成するため下部ベイナイトの最適体積割合の決定を引張試験から行つた結果、203 K 以上で、 $V_B = 25 \text{ vol}\%$  の時に、双方の最大増加が認められた。この結果は、1133 K DWQT と  $\gamma \rightleftharpoons \alpha'$  反復熱処理における結果と十分比較しうる値である。しかし、173~203 K の範囲では、破壊延性と切欠き靱性を著しく減少させた。以上の原因は、203 K 以上で、ほとんどのマイクロクラックが下部ベイナイト領域で生じることに起因し、203 K 以下では、マイクロクラックがマルテンサイト領域又は 2 相

界面の近傍に生成されるものとしている。(矢萩正人)

#### Fe-20Al-5Si 合金における $\text{DO}_3$ -ドメイン成長の動力学

(M. G. MENDIRATTA and S. K. EHLERS: Metall. Trans., 14A (1983) 11, pp. 2435~2437)

$\text{Fe}_3\text{Al}$  相と  $\text{FeAl}$  相での等温逆位相ドメイン (APD) 成長の動力学が決定され、後者の相での逆位相境界 (APB) の速度が原子拡散だけに依存し、表面の自由エネルギーには依存しないことが理論及び実験から示されている。

本報告では、(1) Fe-20Al-5Si 合金における APB-ドメイン組織の特性を示し、 $\text{DO}_3$ -APD 成長の動力学を決定する。(2) 理論的及び現象論的な予想がこの成長動力学と一致するかどうかを明らかにする。の 2 つの観点から論じている。

試料は、粉末状の Fe-25Al と Fe-25Si を 16:1 で混合し、 $1000^\circ\text{C}$  で押出しによつて製造した後、真空中  $1000^\circ\text{C}$  で 24 h 均質化が行われた。熱処理は、(1) 高温 B2-APB と低温  $\text{DO}_3$ -APB を生成するために、 $1150^\circ\text{C}$  (1 h)  $\rightarrow 850^\circ\text{C}$  (8 min)  $\rightarrow$  空冷、(2)  $\text{DO}_3$  相を APD を成長させるために、 $550 \sim 725^\circ\text{C}$  で 10 min~8 h 保持の後、水中焼入の 2 つの方法で行われた。透過電顕観察での APB コントラストと B2 及び  $\text{DO}_3$ -APB との区別は逆格子ベクトルで行い、ドメイン成長は暗視野電顕写真から測定した。

第 1 の熱処理では、APB-欠陥ベクトルが  $(1/2) a_0 \langle 100 \rangle$  型であることから、 $\text{DO}_3$ -ドメインが認められるが、 $(1/2) a_0 \langle 100 \rangle$  型に相当する B2-ドメインは現れなかつた。この試料の相変態は、 $\text{DO}_3 \rightleftharpoons \text{B2}$  であることが TEM 観察より確認された。ドメイン成長の観察では、 $550^\circ\text{C}$  から  $725^\circ\text{C}$  まで成長を続けるが、 $750^\circ\text{C}$  で微少な  $\text{DO}_3$ -ドメインが生じることが示された。この結果は、 $\text{DO}_3$  相が  $725^\circ\text{C}$  と  $750^\circ\text{C}$  の付近で変態していることを示唆している。時間に対するドメインサイズの変化が放物線的時間依存性を示したことは、理論的予想を裏付けるものである。ドメイン成長の温度依存性は、Arrhenius 型であることから、この成長過程の活性化エネルギーは、 $\sim 247 \text{ kJ mol}^{-1}$  と求められる。この値は、原子拡散に相当するものであり、ドメインの成長は拡散-制御に従うと結論している。(矢萩正人)