

抄 録

— 製 鋼 —

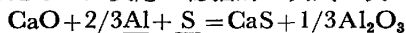
レードル脱酸, 脱硫および鋼中介在物—パート 1: 基礎

(E. T. TURKDOGAN: Arch. Eisenhüttenwes., 54 (1983) 1, pp. 1~10)

脱酸平衡, 脱硫平衡, および鋼中介在物に関して報告されている基礎的データを総説した。

脱酸平衡に関し, Ti, Al, Zr, Ce, La 等の酸化物の溶解度積の実測値と熱力学データに基づく計算値を比較し, その相違について論じた。複合脱酸の例として, Si-Mn 脱酸, Al-Si-Mn 脱酸における脱酸元素濃度と介在物組成の関係を紹介した。さらに, 脱酸をより完全に行うために使われる Al-CaO 脱酸に関し, $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ 組成と a_0 の関係を求め, $a_0 = 4 \text{ ppm}$ を得るのに Al 単独の脱酸では $\text{Al} = 0.02\%$ 必要であるのに対し, CaO 添加では $\text{Al} = 0.001\%$ で良いことを示した。

脱硫平衡に関して, LaS, CeS, Zr_3S_4 , TiS 等の溶解度積酸化物-硫化物の平衡, スラッグ-メタル平衡について論じた。平衡の点から, 脱酸と脱硫は, 温度, スラッグ組成, 溶存 Al 濃度に依存する。Al と CaO を脱酸脱硫剤と考えると, 反応は総括的に次式で表される。



この反応の平衡に関する直接の測定例はないが, 熱力学データ, および Sulfide Capacity C_S のデータから, S 分配比と鋼中 S 濃度を計算した。温度が低いほど, $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ 中の CaO 濃度が高いほど, Al 濃度が高いほど, S 分配比が大きく, 鋼中 S 濃度が低い。例えば, 56% CaO を含む CaS 飽和の $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ 融体と平衡にある鋼中 S 濃度は, $\text{Al} = 0.02\%$ の時, 1650°C で 0.007% , 1550°C で 0.002% となる。また, $\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3$ に SiO_2 あるいは CaF_2 を添加すると, スラッグの C_S が増加し, 鋼中 S 濃度が低下する。

さらに, H のピックアップの防止には添加物中の水分の除去が重要であること, 脱酸剤の溶解は鋼中への浸入深さと滞留時間に依存し, 出鋼流への添加, Ar バブリングが溶解を容易にすること, 脱酸速度は 20μ 以下の介在物の浮上に依存し, 浴の攪拌が効果的であることを論じた。(原 義明)

クリボイログ製鉄所での溶銑の炉外脱硫

(A. B. GLOVATSKII and N. A. GUROV: Steel USSR, 11 (1981) 11, pp. 605~609)

高硫黄の Donetsk 炭を使用するクリボイログ製鉄所では 1973 年 1 月から溶銑の炉外脱硫を開始した。脱硫剤には当初純粋なマグネシウムを使用していたが, 1975 年に降不動態化マグネシウムを採用した。

炉外脱硫により溶銑中 S は 0.062% から 0.056% に低下し, 1977 年大型のタンデム炉の稼動に伴い混銑炉での S 率は 0.036% まで低下した。この結果, 平炉の加熱時間の 14.9% の短縮, フェロマン使用量の 6.6% の低減と不良品発生率の低下が認められた。

炉外脱硫によるコスト低下は脱硫剤に純粋なマグネシウムを使用した時 0.816 ルーブル/t-pig, 不動態化マグネシウムを使用時には更に 0.098 ルーブル/t-pig, 2 段階処理により 0.013 ルーブル/t-pig 低下し, 1973 年 1 月から 1979 年 12 月までの 17.8 mt の溶銑処理によつて総計 16.8 百万ルーブルの経済的な効果が認められた。

当炉外脱硫装置の欠点はマグネシウムの脱硫効率が低いこと (不動態化マグネシウムで 60% 台), 溶銑中 S で生産性が制限されること, 装置の操作の一部に難点があることであり, 今後不動態化マグネシウムの製造技術の改善および取鍋の向きかえ時間の短縮や全取鍋での同時サンプルの実施などを検討する必要がある。

また, 溶銑の脱硫には混銑炉注入時にスラッグ除去して復硫を防止することが効果的であり, 今後排滓装置の取り付けを脱硫の 2 段階処理とともに検討すべきと考える。(福田光弘)

— 鑄 造 —

スラブ, ブルームおよびビレットの表面割れの起源

(Ya. N. MALINCHKA et al.: Steel USSR, 11 (1981) 12, pp. 662~665)

鋼片の表面割れ疵の生因は, 製鋼起因か圧延起因かのいずれかであるが, 従来の整理によれば, つぎの諸欠陥は製鋼起因とされている。すなわち (1) 割れの長さ方向に沿つて地鉄に脱炭層があるとき, (2) 脱炭層の後方にパーライトバンドが存在するとき, (3) 割れ近傍に細粒の酸化物介在物を含む地鉄層を形成しているとき, (4) オーバーホッパー氏液でエッチングしたときに割れに沿つて P の濃化が認められるときなどの場合, 単純に製鋼起因の割れと結論付けられていた。

本研究では, 鋼片や成品から割れのある試片を採取してマイクロ組織を調査すると共に, 人工疵を付けた試片を $800 \sim 1350^\circ\text{C}$, $0.5 \sim 5 \text{ h}$ に加熱後, 水冷, 空冷または徐冷を行い割れ部の組織を詳細に調査した。

表面から $5 \sim 7 \text{ mm}$ の深さの人工疵を有する試片を加熱すると, 疵の内部は低温短時間の加熱によつて完全に酸化物で満たされる。たとえば $1000^\circ\text{C} \times 0.5 \text{ h}$ の加熱では, 1μ 程度の wustite 粒子を含む $20 \sim 30 \mu$ の幅の酸化物層が割れに沿つて形成される。粒子の径と酸化物層の厚さは, 温度・保持時間の増加と共に増大するが, $1250 \sim 1350^\circ\text{C}$ の高温では, 酸化物層の厚さは保持時間を増加しても余り増大せず ($170 \sim 200 \mu$), むしろ酸化物粒径が増大するのみであつた。粒径は割れ近傍で $15 \sim 20 \mu$, 割れから離れた部分では $3 \sim 5 \mu$ であり, Fe-Mn silicate を含む 2 相酸化物である。高温加熱で生成するこの 2 相酸化物は, 1300°C 以下の低融点であり, 鋼片圧延により容易に変形される。一方, 割れに沿つて脱炭層が形成されるが, 脱炭層の厚みや脱炭量は, 温度と保持時間に依存する。しかし脱炭層は $700 \sim 1000^\circ\text{C}$ の比較的低温でも広く形成され, 徐冷される場

合には、割れに沿って γ - α 変態が急速に進行しフェライトバンドを形成すると共に、旧 γ 相中の C が濃化して周りにパーライトバンドが形成される。

以上より、2 相酸化物が認められる割れが製鋼起因と考えられる。(菅原 健)

一 性 質

316 ステンレス鋼のクリープ後の引張、破壊特性

(D. GAN: Metall. Trans., 13A (1982) 12, pp. 2155~2163)

316 ステンレス鋼の機械的性質に及ぼすクリープ変形の影響を調べた。750°C、105 MPa で種々の時間(100 h 以内)クリープ変形させた大きな試験片から引張試験片とシャルピー試験片を切り出し、試験に供した。その結果、引張延性値とシャルピー衝撃値は約 50% の低下が認められた。時効のみの影響は、クリープの影響よりはるかに少ない。降伏応力、引張強度の上昇は、クリープを受けた試験片にのみわずかに現れた。すなわち、粒界析出物そのものは延性値、シャルピー衝撃値に対してわずかに劣化させるが、降伏応力、引張強度に対しては影響を及ぼさない。クリープを受けた引張破面は、密度の高い粒界析出物により形成された微視的なボイドでおおわれており、また 2 次き裂による粒界分離も著しく生じていた。クリープキャビティも同様に延性値、シャルピー衝撃値を低下させるが、クリープキャビティは 3 期クリープに入つた試験片にはじめて認められた。粒内析出物は、運動する転位の障害物、転位の亜境界の安定化などの強化機構に働き、延性値やシャルピー衝撃値を低下させ、破面上のディンプルサイズを小さくする。

(山口弘二)

オーステナイトステンレス鋼の粒界偏析

(H. HÄNNINEN and E. MINNI: Metall. Trans., 13A (1982) 12, pp. 2281~2285)

オーステナイトステンレス鋼は 450~900°C 間で熱処理(鋭敏化)を受けると粒界腐食されやすくなるが、この原因はクロム炭化物の粒界析出によるクロム欠乏層の形成によるものと、P、S などの不純物溶質元素の粒界偏析によるもの、あるいは両者によるものという考え方がある。一方溶接後の凝固組織の hot cracking の原因は、不純物元素の偏析、あるいはデルタフェライト相の形成によるものと考えられている。

本研究は 304、321 鋼における粒界応力腐食割れ、及び hot cracking を生じさせた破面についてオージェ分析を行い、溶質元素の粒界偏析量を定量した。

両鋼とも応力腐食割れの粒界破面上に、著しい P の偏析が認められた。アルゴンのスパッタリングによつて深さ方向の分析をすると、P は深さ方向に急激に減少し、S は P の濃度が下がつたところに最大値があり厚い偏析

層を形成していた。クロムの欠乏層はわずかに認められたにすぎない。したがつて、水素脆化や高温水中での粒界応力腐食割れに対して P の偏析が重要な役割をはたしていると考えられ、S も硫化物として析出する以外に厚い偏析層をつくり、それが要因の一つと考えられた。溶接による hot cracking は、デンドライト間で割れ、オージェ分析によると S、Nb、P の偏析が著しかつた。(山口弘二)

金型損傷の二、三の冶金学的様相

(J. WALLBANK and V. B. PHADKE: Met. Technol. 9 (1982) 10, pp. 405~412)

黄銅用の金型の摩耗の機構を調査した。これらの金型は 2 つのグループに区分される。グループ(1)は非対照的な形状のもので金型の温度が 400°C 以下、寿命がコーナー部のき裂に支配され 40 000 個以下。グループ(2)は簡単な形状で型の温度が 600°C に達するもの。これらの金型に対し放電加工(EDM)がいかなる効果があるか調査した。

供試材は、黄銅の鍛造に使用される金型材 H10A、H19、H21、硬さ HRC 48~52 のものより試験片を採取し、3 点曲げの疲労試験を行つた。疲労限は硬さのかたいものほど大きく、また EDM 加工を行つたものは面の粗度が粗い 11 μ Ra、および滑らかな 6.3 μ Ra のものは磨きだけのものに比較してそれぞれ 50%、25% 疲労限が低下する。従来の加工法での金型の寿命に及ぼす要因としては結晶粒が小さいこと、炭化物粒が小さいこと、非金属介在物は Al_2O_3 よりも MnS が多い、また帯状組織のないものがよかつた。

温度が 600°C 近くなる金型では表面に酸化被膜が形成され、これが寿命に影響を及ぼす。特に金型との密着度が重要である。EDM やショット・ブラストを行つたものは表層に δ - Fe_2O_3 が形成される。従来の加工によるものは FeO と $(FeCr)_2O_3$ の混合酸化物ができる。前者の密着性が後者のものよりよい。もつと検証を要するが EDM の場合 Si、Al および Cr の富化した電極を使用すると 600°C での酸化速度が低下するが、被膜の剝離しにくさが金型の寿命により影響をしている。ただし EDM を行うためには、①型離れがよい②疲労限の低下に対する感受性の小さいもの③製品の仕上粗度が粗くてもよいものなどの条件を満足するものでなければならない。

EDM 加工の表層にできる白層は 10 回程度のブローで除かれる。しかし EDM の加工面の摩耗は小さく、型の中心部の垂直応力のピーク位置で特に有効である。

以上のごとく EDM 加工は疲労限を低下させるが、酸化被膜の密着性が良いという相反する性質があるので、型の設計者は十分に検討する必要がある。

(望月俊男)