

抄 録

—耐火物—

塩基性酸素製鋼炉スラッグと使用耐火物の岩石学的研究 (W. S. TREFFNER: Am. Ceram. Soc. Bull., 44 (1965) 7, p. 546~554)

操業初期、終期の塩基性酸素製鋼スラッグの微構造を化学成分、鉱物組成との関連により説明した。またこれらのスラッグとタール結合ドロマイト耐火物、ドロマイト—マグネサイト耐火物、マグネシア耐火物について説明した。結果は下記のようなものである。

(1) blowing のサイクル中にスラッグの化学成分、鉱物組成に差異がある。初期の段階のスラッグは低塩基度を持つているばかりでなく、不可逆的な掲傷の原因となる。未反応の遊離 CaO と高珪酸質を含む非平衡相である。終期のスラッグは高塩基度で酸化鉄を含む平衡相からなる。低 CaO 耐火物より高塩基度の耐火物の方が化学的侵食に強い。

(2) 使用した煉瓦の岩石学的検鏡により興味ある結果が得られた。

スラッグと煉瓦との接触面における液相量と侵食の深さは、MgO 量の増加により減少する。他の条件が同じならば、珪酸質のスラッグはいつそう深く滲透する。スラッグのタール含有系煉瓦への滲透は、最大 20 mm であるが、炭素物質のない煉瓦はよく滲透する。タール結合煉瓦の大部分は始めの組織を保持している。炭素質煉瓦は初期の石墨状オーダーの炭化水素を含むタールやピッチの形で構成され、加熱或は使用により結晶の度合、結晶子の大きさ、turbostratic graphite の量は増大する。かかる石墨状物の発達にはボンド発達の増加の結果によるのではなく、反応性の影響である。炭素質材料は、焼結、緻密化、スラッグの滲透などの煉瓦中のセラミック変化を防ぐが、酸化雰囲気中で煉瓦加熱の炭素は燃焼する。

(3) タール結合耐火物崩潰のパターンは炉内位置により異なる。スラッグによる侵食や燃焼しつくすことなどは底がもつとも少ない。底では金属鉄の滲透や研摩が主要な因子となる。barrel 部分では炭素ボンドの焼失が著しくなり、またスラッグの侵食、ピーリングが顕著になる。cone, corbel 部分は炭素の焼失が一層さかんになり、スラッグ、塵、蒸気による侵蝕は中程度であり、侵蝕、研摩、ピーキングなどが因子である。実質的なスラッグの滲透は炭素が存在すると起らない。タール結合煉瓦の崩潰の速度は内張り耐火物の脱炭の速度によつてきまらう。(宗宮重行)

特殊耐火物の製鋼工業における応用の研究

(W. H. POWERS and K. K. KAPPEMEYER: Am. Ceram. Soc. Bull., 44 (1965) 7, p. 561~567)

特殊耐火物が溶融鉄や溶融鋼などと接触した場合の挙動を知るために各種の新しい材料の微粉末を鑄込法、或は加圧法により、 $1 \times 1 \times 12''$ の棒状に成形し、 2900°F (1593°C) における MgO 坩堝内の 5 lb の低炭素鋼に

浸して試験した。鋼の滲透、侵食、スポーリングなどについて、岩石学的に検討された。

塩基性耐火物は鋼の侵食に強いが、溶鋼の滲透や、スポーリング抵抗に対して余り強くない。熱伝導率が大いので、壁の厚さが問題になる。

アルミナ質、粘土質耐火物は滲透、侵食に色々の等級がある。耐火度の低い、 Al_2O_3 含有量の低い粘土質は、ムライト質耐火物より悪い。90%以上 Al_2O_3 を含有する高アルミナ質耐火物は一般に侵食、滲透に抵抗性がある。特に低気孔率の耐火物は一層よい。電鑄品はスポーリング抵抗に弱い。90% Al_2O_3 耐火物の中で1種だけきわめて溶鋼の侵食にも、スポーリングにも抵抗性があった。

粘土—石墨系耐火物は溶鋼の滲透、スポーリングに抵抗性があるが、炭素が鋼中に溶解するために侵食に弱い。ジルコニア耐火物はジルコニア粒とマトリックスと結合に種々の差があるので、溶鋼の滲透、スポーリング抵抗に種々の差があり、一般に悪い。粒とマトリックス部の改良により、侵食、滲透、スポーリング抵抗に改善の余地がある。

ジルコン耐火物はスポーリングに強い。侵食、滲透については強いもの、弱いものがある。ジルコンが高温でシリカとジルコニアに分解するので、使用限界が 1600°C 位にある。

炭化物耐火物は炭素の飽和した鋼によいだらう。窒化物は溶鋼の侵食に悪く、また酸化される。硼化物は試料の製法により侵食、スポーリング抵抗の大きいものが得られる。

サーメットは短時間の試験によいが、長時間の試験によくはない。

総括として Al_2O_3 , ZrO_2 , MgO , $\text{ZrO}_2 \cdot \text{SiO}_2$ など従来から使用されているものが溶鋼に対してよい。

(宗宮重行)

—燃料および熱—

アーク炉における電力調節

(W. E. SCHWABE: Proc Electr. Furn., 21 (1963), p. 140~156)

[熱源としてのアーク] アーク電圧、アーク電流によつてアークの生成熱すなわちアーク電力は調節される。アーク電圧はアークの長さを決定し、一方アーク電流は限度はあるがアークの断面を決定する。実際は変圧器により供給電圧を調節したり、電極の高さを変化させてアーク電力を制御する。電極位置が低いとき、アーク電流は大きくなり、アーク電圧は低くなる。一方電極を上昇させるとアーク電流は小さくなり、極と鋼浴間の電圧は増加する。低位置アークは高位置アークより拮がりが大きい、これは磁氣的拮がりが強さがアーク電力の2乗に比例するからである。電極の径が大きすぎると電極の先端が冷えすぎアーク安定度は小さくなる。電極の消耗率は

$S/L=(D/d)^2-1$ で示される。(S: 横方向の消耗, L: 長手方向の消耗, D: 最大直径, d: 先端の直径) 先端の直径が上部の直径の約 70% になるときの傾斜が最適といわれている。

〔炉の回路およびその電力利用への影響〕 最大熱がアークより放出されるときに電流を最適電流という。最大回路電力で生じる電流よりやや低い値で最適電流が生じる。高電流伝導体が正三角形の隅に並べられるときは不均衡の問題は生じない。実際には3つの伝導体には相異なる距離があるので、3相のうち1つが他の相より速く溶けたり、より大きい輻射熱を発生したりする。90t 炉における各相のアーク電力はそれぞれ最大 5.1MW, 6 MW, 5.8MW と相異なる値を示した。したがって能力過剰の電極を 7.6~12.7 mm ずらすことによつて耐火物の寿命を増加することができる。炉の伸縮自在の伝導体に水冷ケーブルを用いると伝導体の I^2R 損失を低くすることができる。

〔熱損失と全体の効率〕 電炉の平均効率は 60~75% の範囲にある全入力 15~20% は熱的損失で、10% が電氣的損失である。冷鋼屑 1t を溶解するのに理論的には約 330 kW-hr のエネルギーを要し、さらに溶融点以上に加熱するのに約 30~60 kW-hr を要する。実際には 460~550 kW-hr/t を要する。(上正原和典)

鋼材加熱炉内の熱伝導における種々の因子について

(G. WALLQUIST: Jernkontorets Annaler, 149 (1965) 5, p. 221~256)

著者は鋼材加熱炉内における熱伝達の計算方法について検討し、5基の燃焼炉と1基の電気抵抗加熱における熱伝達実測結果の解析を行なつた。そして伝熱係数におよぼす種々の要因の影響について論じている。

一般に鋼材加熱炉においては熱の伝わり方として伝熱対流、固体およびガス輻射があるが、著者はこれらの計算にそれぞれ別箇の伝熱係数を用いる従来の周知の方法より、これらを総合した一つの伝熱係数を用いることを提唱した。この係数はすべての伝熱現象に当てはまるもので、その例を示すと、

$$\alpha_{mtot} = k \frac{q_e - q_f}{(\partial_g - \partial_{my})(t_e - t_f)}$$

で、ここに、 α_{mtot} : 全伝熱係数, $\partial_g, \partial_{my}$: 入口, 出口における物体の温度 ($^{\circ}\text{C}$), q_e, q_f : 入口, 出口の物体の熱容量 (Kcal), t_e, t_f : 入口より出口までの時間, k : 次元係数 (kg/m^3) を示す。

燃焼炉の実測には測温プローベとして 39 mm ϕ の鉄管を用い中心孔に熱伝対を挿入して熱伝達の測定を行なつた。すなわち、このプローベが加熱試料であるわけである。一方、電気炉では 39, 53, 72, 96 mm ϕ のサイズ異なる4本を用いて比熱の影響なども検討した。その結果伝熱は電気炉よりも燃焼炉の方が大きく、その他炉温の上昇、炉温と材料の温度差、プローベサイズの影響など、さきに導いた理論値とよく一致したとしている。

(中村信夫)

— 製 鋼 —

スラグ金属間反応と塩基度

(George W. HEALY: Proc. Electr. Furn., 21 (1963),

p. 6~17)

〔スラグの流動性と塩基度〕 分子構造的にみて、シリカが網状の SiO_4 で存在する場合に比べて $3\text{CaO} \cdot 2\text{SiO}_2$ 、 $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ の型で存在するほうがその網目は小さくなる。すなわちスラグの塩基度が増すと固体粒子のエマルジョンは小さくなり、粘性係数の小さい液体部分が多くなる。そこで流動性が増加する。塩基度を $(\% \text{CaO} + 1.4\% \text{MgO}) / (\% \text{SiO}_2 + \% \text{Al}_2\text{O}_3)$ で表わすと塩基度 1.5 のとき粘性係数は 1600 $^{\circ}\text{C}$ で約 1 ポアズ, 1800 $^{\circ}\text{C}$ で約 0.5 ポアズとなり温度上昇とともに粘性係数は小さくなる。

〔脱硫と塩基度〕 脱硫反応 $\text{CaO} + \text{S} = \text{CaS} + \text{O}$ において平衡常数 $K_S = [(\% \text{S}) \% \text{O} / \% \text{S}_2] \{ [N_{\text{CaS}} / (\% \text{S})] \gamma_{\text{CaS}} / a_{\text{CaO}} \}$ がえられる。式中 $(\% \text{S}) \% \text{O} / \% \text{S}_2$ と塩基度 $(\% \text{CaO} + \% \text{MgO}) / (\% \text{SiO}_2 + 0.5 \times \% \text{Al}_2\text{O}_3)$ とはほぼ直線関係となる。

〔スラグの還元と塩基度〕 スラグ中の Mn 回収反応 $2\text{MnO} + \text{Si} = 2\text{Mn} + \text{SiO}_2$ において平衡常数は $K_{\text{Mn}} = (\% \text{Mn}^2 + a_{\text{SiO}_2}) / (\% \text{Si} \times a_{\text{MnO}}^2)$ である。活量係数 $\gamma_{\text{MnO}} = a_{\text{MnO}} / N_{\text{MnO}}$ は $a_{\text{MnO}} / \% \text{MnO}$ の比で置き換えられる。この $a_{\text{MnO}} / \% \text{MnO}$ と塩基度 $\% \text{CaO} / \% \text{SiO}_2$ との関係は直線となる。

SiO_2 活量と塩基度 $(\% \text{CaO} / \% \text{SiO}_2)$ との関係は $\% \text{Al}_2\text{O}_3$ によつて強く影響される。

スラグ中の Cr 含有量と塩基度 $(\% \text{CaO} + \% \text{MgO}) / \% \text{SiO}_2$ との関係は直線となり、約 1.5 の塩基度で Cr 損失は 6% となる。(上正原和典)

ステンレス鋼溶解における還元期のスラグ—溶鋼平衡条件 (C. W. McCOR and F. C. LANGENBERG: Proc. Electr. Furn., 21 (1963), p. 17~28)

スラグ中の Cr 酸化物の Si による還元反応 $(\text{Cr}_x\text{O}_y) + y/2[\text{Si}] \rightleftharpoons x[\text{Cr}] + y/2(\text{SiO}_2)$ において (1) 鋼中 Cr Si の活量係数を一定、(2) Cr 酸化物の活量係数を一定、(3) SiO_2 の活量はスラグ塩基度に逆比例する。と仮定すればスラグ中の Cr% は $\log(\% \text{Cr}) = A - B/T + C \log[\% \text{Cr}] + D \log[\% \text{Si}] + E \log V$ で表わされる。(A, B, C, D は常数, T は絶対温度, V はスラグ塩基度)

430 型ステンレス鋼 (C 0.06%, Cr 11~18%, Si 0.10~0.80%) 2.4kg を A 雰囲気回転炉で溶解し、温度が安定したとき雰囲気を CO にきりかえ、20g のあらかじめ溶かしたスラグを添加した。スラグと溶鋼とを 1527~1727 $^{\circ}\text{C}$ で平衡化し、スラグの試料は実験中に採取し、鋼の試料は実験終了後採取した。初期スラグ中の Cr 酸化物が少ない場合は鋼中 Cr によつてスラグ中の SiO_2 が還元され、一方初期スラグ中の Cr 酸化物が多い場合は、鋼中 Si によつて Cr 酸化物は還元される。約 60min でスラグ中の Cr% および塩基度が一定となつた。この結果スラグ中 Cr% の実験式 $\log(\% \text{Cr}) = 4.887 - 8866/T + 0.340 \log[\% \text{Cr}] - 0.178 \log[\% \text{Si}] - 1.721 \log V$ がえられた。

430 型ステンレスを 80t 炉で、種々の操業条件により溶解し、同様にスラグ中の Cr% を $\log(\% \text{Cr}) = 1.118 + 949/T - 0.550 \log[\% \text{Cr}] - 0.154 \log[\% \text{Si}] - 0.508 \log V$ でえた。条件を Cr 15%, Si 0.40%, T=1922 とすると、塩基度 $V = (\% \text{CaO} + \% \text{MgO}) / \% \text{SiO}_2$ とス

ラグ中 Cr% との関係は、すべての塩基度において、実験値が操業値より相当低くなつた。鋼中の Cr 15%, T = 1825 とし鋼中 Si を 0.1~0.70% で変化させると、slag 中の Cr 濃度は塩基度が高くなると急激に減少し Si 0.40%, 塩基度 $V (\%CaO + \%MgO) / \%SiO_2 = 0.75$ で slag 中の Cr 濃度は 5% となることが予想される。

(上正原和典)

耐摩耗性低合金鋼の溶製熱処理および性質

(D. N. ROSENBLATT: Proc. Electr. Furn., 21(1963), p. 193~209)

周速 36 rpm の円板に直径 12.7 mm の試料を荷重 70.3 g/mm^2 を加えて、接触させ、200 mesh の酸化アルミ、シリカ、ベンナイト混合物を使つて試料を摩滅させた。試料は 300M (高 Si AISI 4330 焼戻しマルテンサイト), 12M (Mn-Mo-V-B 焼戻しマルテンサイト), Wearpact (Mn-Cr-Mo-B, 希元素焼戻しマルテンサイト), 4135 (Cr-Mo 焼戻しマルテンサイト), T-1 (Mn-Cr-Mo-Ni-V-B-Cu ベイナイト), 8727 (Ni-Cr-Mo 焼戻しマルテンサイト), Hadfield (12Mn オーステナイト)。いずれも鑄鋼である。微小硬さと摩耗量との間に直線関係がえられ、硬さが増すにつれて摩耗量が増した。H_B 300~350 の鑄鋼には、塩基性電炉鋼 T-1 鋼, 12M, 酸性電炉鋼 8727, 4135 がある。これらは C 0.15~0.38%, 降伏強さ 84~98 kg/mm²。H_B 450~500 には塩基性電炉鋼 Wearpact, 酸性電炉鋼 300M があり、ともに降伏強さ 140 kg/mm²。合金価格は Wearpact 2.85 ドル, 300M 3.80 ドルであるが製法が異なるので最終鑄物の製造費はさほど違わない。

American Foundry and Machine Co. ではトラクター用として Si 改良 4330 鋼を製造している。溶製は 3175 kg 酸性アーク炉。酸素吹き。Si-Mn で鎮静し、Ferro-Mn, Ferro-Si で脱酸。取鍋脱酸は Al (t 当り 0.9 kg)。タップ温度 1618°C。取鍋中浴温 1599°C。最終注入温度 1579°C。成分 C 0.28%, Mn 0.83, P 0.030, S 0.029, Si 1.69, Cr 0.82, Mo 0.40, Ni 1.85, V 0.10, Al 0.040%。焼準 1023°C。オーステナイト化 899°C。焼入れは 760°C で 232°C のソルトで行なう。焼戻し 315°C × 2hr を 2 回。この場合引張強さ 168 kg/mm², 降伏強さ 135 kg/mm²。絞り 24%。伸び 9.5% (l 50.8 mm)。V ノッチ衝撃値 2.28 kg·m (-40°C)。2 回焼戻し後 (H_B 495) の 4330 鑄鋼におよぼす Si の影響は、V ノッチ衝撃値 (-40°C) に現われ、Si 0.90% のとき 1.1 kg·m であるが、Si 量の増加とともに衝撃値は大きくなり、Si 1.70% で 2.2 kg·m となる。また Si により残留オーステナイトが減少し、1537°C 直下での複雑な鑄物の製造が容易となる。300M (H_B 500) 中の残留 Al はシャルピー値 (-40°C) に影響し、残留 Al が増すにつれて衝撃値は低下する。残留 Al 0.04% のとき 2.2 kg·m のものが、残留 Al 0.09% で 1.38 kg·m に減少する。

(上正原和典)

耐摩耗性鉄鋼の電気炉溶製、熱処理および性質

(G. A. FISHER and J. H. WOODLING: Proc. Electr. Furn., 21 (1963), p. 210~218)

[Cr-Mo 合金鋼] National Castings Co. では C 0.80~0.90%, Mn 0.60~0.80, Si 0.30~0.60, Cr

1.80~2.20, Mo 0.30~0.40 を酸性電炉で溶製している。これはオーステナイト Mn 鋼以上の摩耗抵抗と比較的良好な衝撃抵抗を有し、加工硬化しなくとも必要な硬さを保持している。装入はできるだけ多量の返り屑、板屑、粉炭、1% 鉄鉱石、酸素吹きこみ。取鍋脱酸は Ca-Si (t 当り 0.9 kg), Al 0.9 kg。注入温度 1526~1565°C。強制空冷による焼入れ、焼戻し 426~676°C で H_B 300~400 の微細パーライトがえられる。

[Ni-Cr 鑄鉄] Ni-Hard とよび、化学成分 C 3.00 3.30%, Mn 0.40~0.60, Si 0.30~0.60, P 0.40_{max}, S 0.15_{max}, Cr 1.80~2.20, Ni 4.00~4.40。経済的理由から酸性操業が好まれる。装入はできるだけ多量の返り屑、板屑、粉炭、2% 鉄鉱石。取鍋脱酸 t 当り Al 0.45 kg。注入温度 1287~1454°C。鑄造後 148°C まで徐冷し H_B 550~650 のアルテンサイトを形成させる。急冷すると多量の残留オーステナイトを生じ、硬さが減少する。232°C の応力除去により硬さは変化しないが衝撃抵抗を増す。引張り強さ約 35 kg/mm² (砂型)。収縮率 0.3048m につき 3.97~6.35 mm。

[高 Cr-Mo 鑄鉄] 15-3, Cr-Mo とよばれ、耐摩耗性、耐食性がすぐれている。装入はできるだけ多量の返り屑、板屑、粉炭、1% 鉄鉱石、屑中の Si 量は厳密に制御する。取鍋脱酸 t 当り Ca-Si 1.13 kg, Al 0.9 kg。タップ温度 1565~1621°C。焼入れは強制空冷で行ない、空気量を調節して冷却速度を管理し、パーライトの生成を防ぐ。

[6%Mn+1%Mo] 6:1 合金とよばれ、化学成分 C 1.10~1.40%, Mn 6.00~7.00, Si 0.40~0.70, Mo 0.90~1.10, P 0.05_{max}, S 0.05_{max}, Cr 0.50_{max}。耐摩耗性が秀れ、オーステナイト Mn 鋼よりは注入しやすく肌も良好である、が鑄物の硬度は高く、靱性がより低い。溶製、熱処理はオーステナイト Mn 鋼と同じである。

(上正原和典)

孤光電気炉の電極節約器の改良

(M. TIBERG: Jernkontorets Annaler, 149 (1965) 3, p. 110~122)

スウェーデン Hellefors の SKF ベアリング工場では新しい電極節約器 (エコノマイザー) の改良に成功して成果をあげている。従来は、水冷リングによる方法、鑄鉄製密閉片を組合せたものやシート状リングの組合せなどいろいろあつたが、本改良方法は、フラットな水冷リングの組合せがあり、これには電極直径よりやや大きめの孔が一つできるようにしてあるそして電気炉の天井表面にはアスベストのガスケットを介して接触するようにしている。各リングは互いに独立にすべるようになっており、それぞれ異なつた方向から電極に押しつけられている。さらに別に空気ジェットが吹きつけられるように工夫されており、これは電気炉操業の初期酸化期の間、炉内から吹き上げてくる火焰のシールの役目を果すエヤーカーテンの役目を果させている。

この新型のエコノマイザーによつて得られた利点は、

(1) 電極消耗度が 30 t 炉で 6.0 kg/t より 5.2 kg/t となり 13.3% 節約されたこと。(2) 電極により大きい負荷がかけられるようになったこと、これは 16" φ の電極で 4000 A 増加することが可能になつた。(3)

廃ガスの排出を単純化したこと。(4) 鋼浴に窒素や水素の侵入する危険を減少させたこと。などである。たとえば C 0.18%, Cr 0.79%, Ni 1.45% の Ni-Cr 鋼の溶解の操業記録を表示しているが、炉内雰囲気は溶落期で H₂ 1.9%, CO 87%, CO₂ 3.42%, O₂ 0.01%, N₂ 7.66% であり、還元期初期では H₂ 0.45%, CO 8.15%, CO₂ 6.0%, O₂ 0.55%, N₂ 83.7% であつたとしている。そして出鋼前の溶鋼より採取した試料中の [O] は 0.0077%, [N] は 0.009% 以下であり、Mn 歩留りは 91.3% から 103% に、Si 歩留りは 64% から 71% あたりに向上した。これによつて Fellefors 工場では年間 100,000kr (約 ¥7,500,000) の節約をしている。(中村信夫)

U. S. Steel の真空脱ガス

(C. J. HUNTER and J. N. HORNAK: Blast Furn. & Steel Plant, 53 (1965) 8, p. 699~703)

鋼中水素は鋼質をうしなうため、U. S. Steel では溶鋼水素量低減の方法を検討してきた。第一に装入物の乾燥、水素侵入防止などにつき努力し、ついで脱水素に有効と考えられる元素の添加を試みたが、これらの方法では十分な効果が得られず、真空脱ガスを開発することに決定した。本稿は 10 年間にわたる U. S. Steel での真空脱ガスについて経験を述べたものである。

過去 10 年間に U. S. Steel は 4 基の実験用、5 基の実験用設備を設置し、平炉、転炉、電炉鋼を対象に 20~350 t/回の真空処理を行なつてきた。当初は脱水素が目的であつたが、その後 CO 反応による脱酸を目的にした、真空炭素脱酸 (VCD) が行なわれるようになった。Duquesne 工場、Homestead 工場などに設置したが、大気圧を有効に利用し、ボルト締、クランプなどは不要、耐火物も最少で、交換も最短、稼働率が非常に良い設備である。350 t 溶解でも 1hr 間隔で処理可能、正味処理時間は 10~15min 残りが準備時間である。U. S. Steel の方法では、溶鋼が真空タンクに流入した時、耐火物を内張した管状部 (圧力 1 mmHg 程度) で脱ガスされ、さらにこの管の下部空間 (高真空部) で第二回目の脱ガスが行なわれるため、真空ポンプ容量が比較的小さく、注入速度を大きくとることができる。取鍋流滴脱ガスは湿度の点は不利であるが溶鋼を一回真空容器内へ流出させれば良いので作業が簡単かつ終点決定などを考慮する必要がない。脱水素、脱酸速度は非常に急速で真空容器内取鍋に達するまでに溶鋼は脱ガスされる。

処理後の水素は 1.0 ppm 程度に低減され、電炉、平炉とも転炉と同水準になる。酸素は C 含有量で変化するが、清浄度は大巾に改善され、たとえば軸受鋼で 68% 向上し、軸受寿命が向上、4118 Ni-Cr 鋼は 52%, 3310 鋼は 20% 清浄度が向上した。超音波探傷不良、白点不良も激減し、機械的性質、靱性が大巾に向上する。これらは真空処理の利点の数例で、このほかの利点につきまだまだ調査を要するとともに、現状まだコストが高く低減するための努力が必要である。(河合重徳)

— 鑄 造 —

湾曲鑄型スラブ連続鑄造

(Pobert READ and H. L. BRIEN: Blast Furn & Steel

Plant 53 (1965) 8, p. 689~693)

本稿はアトラスに設置した新しい湾曲型連続鑄設備について述べたものである。この設備は 6 in×52 in スラッグを鑄造するもので、1965 年始から試験操業し、良好な製品が得られている。

通常の堅型設備では、切断部までに完全に凝固しておらねばならず、注入速度を上げるためには設備高さが非常に高くなる。これをさけるため、冷却後曲げロールで水平方向に曲げる方法が開発されたが、この方法でも冷却帯は縦方向で高くなり、鋼種によつては適用できない。鑄型自体を湾曲させ、湾曲状態で凝固させ、矯正ロールで矯正した水平方向へ製品を出す方法が今回開発された方法である。アトラスの設備は高さ 34 ft、曲率半径 30 ft 鑄造量 1 回 75 t、取鍋プラットフォームは床上 41 ft、タンデッシュは 45% 3 ルミナ耐火物、ノズルはジルコン製、3 コを使用し、ノズル径 3/4~13/16 in である。銅板溶接鑄型、采種油で潤滑する。鑄型は円弧に沿つて 3/8~2 in の振動を行ない、下降速度は引出速度よりわずかに早い。鑄型の下部は二次冷却帯で、ローラーエプロンになつている。冷却ノズルはグループ化され自動制御バルブで流量が均一になるよう調整されている。下部のグループの水量は次第にしぼつて過冷却をさけてある。このあとに矯正ロール、引張ロールがあり水平方向に出たところでトーチにより切断される。作業時には、所定位置に取鍋を置き湿度測定、調整 (高い場合、Ar 吹込で冷却する。ダミーバーを装入、鑄型内に端部を入れアスベストでシールする。ダミーバーは可撓性で矯正ロールを通過し、鑄造スラッグが水平方向に出た時、急速に取りはずし可能である。鑄造開始時、鑄型内に適量のスクラップを置き、初期の凝固を急速に行なわせる。

現在まで 301 および 304 ステンレス鋼スラッグを鑄造しているが、スラッグ内部組織は十分健全で、また表面状況も検討により改善された。現在通常の表面手入で、良好な製品表面が得られており、Welland のこの設備は、最低の投資で十分有効に活用できる。(河合重徳)

— 性 質 —

ハッドフィールド Mn 鋼の溶製、熱処理および特性

(C. W. FARRAR: Proc. Electr. Furn. 21 (1963), p. 157~173)

この鋼の標準組成は C 1.00~1.40%, Mn 10.0% min, Si 1.00%_{max}, P 0.10%_{max}, S 0.05%_{max} である。Fahralloy Canada Ltd. (Canada) は鑄物製品を生産して、115~127 mm の大きさのもの、または複雑な形状のものは C% を 1.0~1.10 にして熱処理中に生じる割れを防いでいる。Mn は 12~13% が良い。装入は平均 2 t で No. 1 鋼板屑を主とし、返り屑は 40% に制限し、Si-Mn は鋼板屑の 8/100, Fe-Mn は鋼板屑の 15/100, P は 0.10% 以下に抑える。鋼板屑のさびの状態により鉄鉍石を加える。単一スラッグ塩基性操業が行なわれ、コークス粉と CaO の比を 1:3 にしてカーバイドスラッグを維持する。タップ後、取鍋に t 当り 0.9 kg の Al を添加し、ピンホールを減少させる。鑄型への注入温度は 1415°C, Mn の平均歩留 94%。

高 Mn 鋼の鑄造組織は連続した炭化物を含むので非常に脆く引張り強さ約 $42\sim 49\text{ kg/mm}^2$, 伸び約 1% であるが, 1079°C で水軋すると炭化物が分解, 固定するので引張り強さ $70.3\sim 101.9\text{ kg/mm}^2$, 伸び $30\sim 65\%$ に向上し, $-40^\circ\text{C}\sim 315^\circ\text{C}$ においてすぐれた衝撃特性を示す. 高 Mn 鋼の熱伝導度は Cu を 100 とすると 2.31 と低く, また線膨張係数は高いので熱処理には注意を要する. 重量 453 kg 以下の鑄物は少なくとも 5 hr かけて 1079°C まで徐々に加熱し, 最大径の 25.4 mm につき 1 hr の割合で均熱する. 重量 453 kg 以上の物は $648\sim 815^\circ\text{C}$ で鑄型から取り出し, ほぼ同温度の炉へ移す. これは少なくとも 2 hr かけて 1079°C まで徐々に加熱し, 最大径の 25.4 mm につき 1 hr の割合で均熱する. 水焼入れ後に約 260°C 以上で再加熱するとオーステナイトの一部が変態し脆くなる. 高 Mn 鋼の溶接は熱処理後に行ない, 母材の加熱を最小にする. 溶接後, 冷却のさいにピーニングを施すと, 冷却中に生じる引張応力を打消す働きがある. 溶接棒は (1) C 0.75%, Si 0.6%, Mn 14.0%, Ni 3.5%. (2) C 0.75%, Si 0.6%, Mn 14.0%, Mo 0.75% の 2 種を用いている. 切削は工具の取り付け角度を $-10\sim 15^\circ$ にし, 毎分約 9m の速度で行なう.

元来のハッドフィールド高 Mn 鋼を改良するために (1) C 1.20%, Mn 13~13.50%, Si 0.80~1.00%, Cr 2.00_{max} , Cr 3.00~3.50%, Cu 0.90~1.10%. の成分で硬さが Hb 約 25~50 増加した. この改良鋼は鑄型内で室温まで冷却後, 1148°C までの加熱時間は標準鋼の場合の 2 倍をかける. 均熱時間も最大径の 25.4 mm につき 2 hr である. (上正原和典)

鑄鉄中の Ce のイオン交換分離および吸光度定量

(J. E. ROBERTS and M. J. RYTERBAND: Anal. Chem., 37 (1965) 12, p. 1585~1586)

1. 試薬および装置

(1) 8-キノリン溶液: NH_4OH と NH_4Cl で脱酸し, 無水 K_2CO_3 で脱水したクロロホルム 200 ml 中に

8-キノリンと 6.0 g アセトン 20 ml を溶解する.

(2) イオン交換樹脂カラム: 内径 3.5 cm, 高さ 9 cm のカラムに 100~200 メッシュの Dowex 2- \times 10 (塩化物型)樹脂を詰める.

2. 分析操作

鑄鉄試料 1 g を 6M. HCl 30 ml で分解し, 30% H_2O_2 2 ml を加え 5 min 煮沸する. 冷却後 100 ml メスフラスコへ入れ標線まで水を加える. 20 ml を分取しカラムを通す. つぎに 9M. HCl 100 ml を 5~10 ml/min で通し Ce を溶離する. 溶離液を約 5 ml まで加熱, 蒸発し, 分液ロートに入れる. 水で 50 ml にうすめ, 50%クエン酸溶液 2 ml, 0.1% フェノルフタレイン指示薬 2 滴, 10%黄血塩溶液 4 ml および固体フェロシアン化第一マンガン微量を加えたのち, NH_4OH を滴加してわずかに桃色を呈するにいたらしめる. 10 min 放置後, NH_4OH を正確に 5 ml 加える. つぎに 8-キノリン溶液を正確に 11 ml 加え 13 min 振りまぜる. クロロホルム相を取り無水 Na_2SO_4 で脱水したのち, クロロホルム-8-キノリン溶液を対象として $480\text{ m}\mu$ における吸光度を測定する.

3. 検討

本法においては Mn がもつとも大きな障害となり, 1 μg の Mn も吸光度を著しく増大させる. この Mn の妨害はフェロシアン化第一マンガンとして沈殿させることによつて除去しうることを見いだした. しかし, Mn が微量の場合は沈殿しないから, 沈殿を完全にするために上記分析操作に規定したように少量のフェロシアン化第一マンガンの結晶を加える. 溶離液としての HCl は 6M, 9M, 12M, いずれの濃度でも Fe と Ce の分離は完全である. ただ, 9M の場合は Ni, Cr の分離も可能であり, Mn の分離も 6M よりも良好であつた. ほかの La 族元素は Ce の 25 倍以上共存していても妨害とはならない.

本法によつて合成試料, 実際試料中の Ce を定量した結果, ほぼ良好な成績を得た. (若松茂雄)