

れば、相互に溶解性のほとんどない状態で、完全湿潤では無いが表面張力の差たる 700 dyne/cm にほぼ等しい界面張力を示しており、溶滓は微粒のエマルジョン状とはならない。さらにこれに塩基性元素や C, S などの影響によりいちじるしく界面張力を下げた場合は 10 dyne/cm 程度にて分散系を生じやすくなることが報告されている。

鉛の鋼中溶解限が事実上 0 であるとすれば、界面に異常現象の無い限り上式の表面張力の差たる 650 dyne/cm より大差の無い数値を採るはずである。これは分散粒子 (1~2 ミクロン) の存在を説明することはできない。

Emulsoid の安定度は構成微粒の熱力学的ポテンシャルから判断することができる。すなわち

$$F_d - F_\infty = \kappa \gamma_i / d$$

F_d : 直径 d の粒子の統計的ポテンシャル

F_∞ : 平面液の時のポテンシャル

γ_i : すなわち界面張力 (エネルギーとしては erg/cm²)
大なる時 d は小なる微粒の分散系のポテンシャルは高位の不安定のものとなる。

Pb (粒)-Fe 系の界面エネルギーは平凡な不溶性の 2 液 (例えば鋼浴-酸性滓のごとき) と異つて、一時的にも 10 erg/cm² 以下の程度の低位のものとして判断することができる。

鉄の凝固点付近における鉛液の固鉄相への付着現象を観察すると、 $\theta = 0$ すなわち拡張湿潤の境にある。これから界面エネルギーの低いことを推論することもできる。

以上の現象は鉛が 0.0×% の程度以上鋼浴中に溶解することより説明することができる。

酸化物硫化物との複合鉛粒は鋼浴との比重差が少なく沈降分離を阻げ分散しやすい。

(3) 鋼浴の粘性も分散系と関連が大きい。

脱酸の徹底や Al, Cr などは湯の粘性を高める。さらに凝固点付近での鋼の粘性係数はいちじるしく増加する。これらの因子は鉛粒子の沈降分離を阻んでエマルジョンの安定を助ける。

鋼の 1600°C 辺以下での粘性によれば、10 ミクロンの鉛粒子の沈降速度は 3.4 mm/mn 以下に計算される。

(4) 以上の考察から 1550°C 辺より鋼凝固にいたる間に鉛粒子が分散系にあれば、一応の安定度を示して比較的大粒のものの凝集分離はあまり急でないと考えられる。

さらに高温では溶解鉛が基を成すごとくすることによ

つて、冷却時の粒子成長を阻むことができる。この限界は重要なものであると考えられる。

文 献

- 1) 荒木他, 鉄と鋼, 1958, 44 No. 9, p. 1097
- 2) R. Hoover, Steel, 1954, Oct. 15; 荒木, 特殊鋼 1955, 2~3 月, p. 19
- 3) Tamman u.a., Z. anorg Chemie, 1907 u. 1930,
- 4) J. Thurman, Tr. of ASM 1958, Vol 50 p. 226
- 5) W. Phillip Iron Age 1957 Aug. 15, p. 102
Iron Age 1957 Mar. 14, p. 138

(35) 電気炉製鋼作業における二、三の改善について

Some Improvements on the Steel-Making Practice with an Electric High-Frequency Induction Furnace and an Arc Furnace.

Tsugio Kamoshida.

石川島重工業, 第三工場 工 鴨志田 次男

I. 高周波誘導電気炉熔鋼温度測定のためのバーテスト

高周波誘導電気炉内の熔鋼温度を測定するのに光高温計を用いると熔鋼面より絶えず発生する薄煙のため測定が困難であり、また鋼種によつては輻射率が変つて来る不便があり、浸漬式高温計による場合は数回の測定に消耗品の費用もかさむ。

丸鋼を熔鋼中に浸漬してその熔断するまでの時間を測つて熔鋼温度を推定するいわゆるバーテストは簡便なので現場作業にはしばしば用いられているが、温度と熔断時間との関係を明らかにした報告は少ない。谷山氏は 12 mm φ の丸鋼を用い温度-時間の関係を直線で示しているが、どの程度の誤差でこの関係を使用できるか不明であり、また光高温計で測温したものであろうから測定点のバラッキも相当大きいと考えられる。

筆者は 5 mm φ のガス熔接棒を用い熔鋼温度は浸漬式高温計で測定して、熔鋼温度と丸鋼の熔断時間との関係を求めた (Fig. 1)。曲線の右側ではバーは熔断し、左側では熔断しない。この図によれば、ストップウォッチで時間を測りながら一定時間バーを熔鋼中に浸して引上げバーが熔断したときはその時間に相当する温度以上に熔鋼の温度があることがわかる。また浸漬時間を変えて数回この方法をくりかえせば熔鋼温度を推定できる。

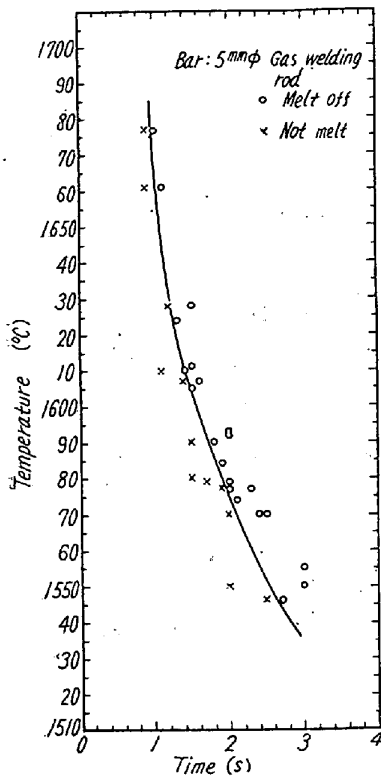


Fig. 1. Relation between steel temperature and immersion time of the bar to melt off.

II. アーク炉熔解における Fe-Si の Si の歩留

従来は約 0.35% C 以下の炭素鋼が大部分であつたので還元期の Fe-Si 使用量は Si の歩留りを平均 71% として計算して大きな誤りがなかつたが、0.55% C, 0.65% Si 鋼などの高 C 鋼の熔解が増加したところトリベ分析の Si 含有量の規格はずれがでてきた。

目標の Si 含有量とトリベ分析の Si 含有量との差および C 含有量を両軸にとつてプロットしたところ、C 含有量の増加とともに Si 含有量は目標より次第に+側にはずれるのが多くなつて

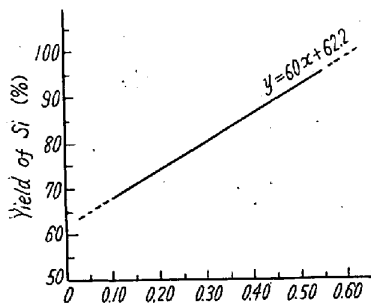


Fig. 2. Relation between carbon content of steel and yield of Si added.

後にはトリベ分析の Si 含有量のバラッキは最大 ±0.15% Si 程度であり、大部分は目標の ±0.10% Si の範囲に

9 mm φ の市販丸鋼でも試験したが丸鋼の先端の熔断状態が種々さまざまで判定が困難であり、また測定点もばらつき、曲線の傾斜も低温範囲では緩かであるが、高温範囲では 5 mm φ の場合と大して変わらない。したがつて曲線の傾斜は急で時間も短いが熔断の判定の容易である。5 mm φ の丸鋼の方が温度の推定が一層正確にできると考えられる。この方法によれば 1/5 秒以内の誤差で測定することができ、これは 1650°C で ±26°C, 1600°C で ±14°C, すなわち ±1.6~±1.0% 程度の誤差に相当する。

入るようになった。

Si の酸化損失は主として添加前の FeO 含有量と Si による脱酸限度との差によつて変化すると考えられるが、添加前の FeO 含有量は鋼の C 含有量と温度によつて変化し、また鋼種によつて目標の Si 含有量は種々あるの、上記の Si の歩留りが C 含有量の増加とともに上昇するのは熔鋼の FeO 含有量が C 含有量の増加とともに減少することによるものと考えられる。

III. Mo および Cr-Mo 鋼のアーク炉熔解の場合の Mo および Cr の歩留り

0.45~0.70% Mo 鋼および 0.45~0.70% Mo, 1.00~1.50 Cr 鋼のアーク炉熔解で添加した Fe-Mo の Mo の歩留りが大きく変動し、トリベ分析の Mo% が規格下限以下になることがあつたのでその原因について考察し対策を講じ、あわせて Cr の歩留りを調べた。

Fe-Mo は還元期途中で添加していたが、2~3 mm 以下の小粒のものがあつた、これがスラグに包まれると熔け難くなり (Al を炉中で添加する場合スラグに包まれると熔け難いことがあることよりも推察される)、その量によつてその都度歩留りが大きく変動するのであろうと考え、酸化期末除滓後の裸の湯面に添加することに變動したところ Mo の歩留りはほぼ一定し、規格はずれは無くなつた。添加量の計算は主原料の装入重量を基礎とし、Mo の歩留りを 100%、目標を 0.59% Mo とすればトリベ分析の Mo は 0.45~0.72% の中に入ることになる。(Fig. 3).

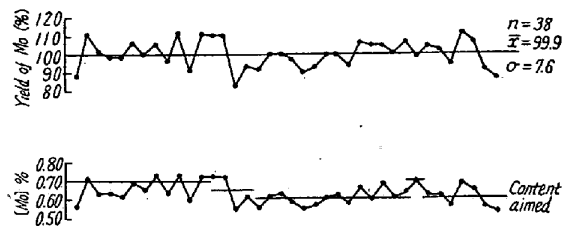


Fig. 3. Yield of Mo and Mo content of steel when Fe-Mo are added directly after slagging off of the oxidizing slag.

添加した Fe-Cr の Cr の歩留りはほぼ一定しており経験上歩留り 100% として添加量を計算し、還元期末に他の添加材料

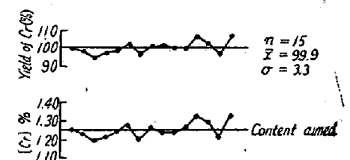


Fig. 4. Yield of Cr and Cr content of steel.

を全て添加した後に添加した主原料の装入重量を基礎とし、歩留り 100%、目標 1.25% Cr として Fe-Cr の添加量を計算して使用すればトリベ分析の Cr は 1.13~1.32% Cr の中に入ることになる。(Fig. 4).