

## 抄

## 録

## —鉄鉄の製造—

硫化ソーダスラグによる Fe-Cu-C 溶液からの脱銅  
(F. C. Langenberg, R. W. Lindsay, D. P. Robertson: Blast Furnace & Steel Plant, 43 (1955), Oct., 1142)

鉄合金溶液からの脱銅法の一つとして考えられるものの原理は Cu と S の affinity を利用して結合させそれを適当なスラグ中に溶解させて除去するというのである。この考えに基くものに独の Oelsen & Thanheiser (1939年), Oelsen (1948年), 米の Tordan (1950年) の patent がある。Oelsen & Thanheiser は溶鉄中の Cu を硫化鉄で除く方法を発表したが脱銅処理後 S が高くなる欠点があり、ついで Oelsen はスラグ中に他の Mn, Al, Na 等の硫化物を加えて脱銅率をよくした。Tordan の考えは Cu を Cuprous sulfide にするため充分の S を bath に加え次でこれを溶解するような硫化物スラグを加えるというもので彼はスラグとして K, Na, Al 等の硫化物或はそれらの混合物をあげた。本研究は彼のアイデアを基として二、三の実験を行つたものである。Na の硫化物スラグは黒鉛坩堝で誘導炉で熔製した。最初 9 熔解は種々 Cu を含む略 C 飽和の 400g の熔鉄に硫化鉄を加え 2640°F に保ち、 $\text{Na}_2\text{S} \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  を 100g づゝ 5 分毎に 3 回加えた。何れも Cu の減少は著しく而も  $\text{Na}_2\text{S} \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  を用いて出来たスラグは熔鉄に対し充分の脱硫力をもっている。これは硫化鉄スラグを用いた場合と異り好結果をもたらす。二、三の例をあげると次の如し。

No.	スラグ添加前		
	%Cu	%C	%S
14	0.24	4.80	0.810
16	0.08	4.84	0.270
18	0.77	4.78	0.530
39	0.86	4.79	—

  

No.	スラグ添加後		
	%Cu	%C	%S
14	0.13	4.33	0.022
16	0.02	4.49	0.017
18	0.10	4.39	0.026
39	0.20	4.48	0.082

スラグとメタルの比は  $\text{Na}_2\text{S} \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  をスラグとして約 0.75 である。更に検討した結果脱 Cu の為最初 bath に S を加えることは必ずしも必要でないことが分つた。即ち  $\text{Na}_2\text{S}$  スラグは Cu-S complex をつくるための S を供給し且つそれに対して溶媒の役をなす。唯  $\text{Na}_2\text{S}$  は常温で極めて吸湿性であるので、 $\text{Na}_2\text{S} \cdot 9\text{H}_2\text{O}$  の形で使用するわけであるが添加時爆発を起すので取扱いに注意を要する。 $\text{Na}_2\text{S}$  に代るものとして  $\text{Na}_2\text{SO}_4$ ,  $\text{Na}_2\text{SO}_3$  の使用も効果あり例へば  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  については 800g の熔鉄に  $\text{Na}_2\text{SO}_4$  を約 300g 数回にかけて添加することにより Cu を 1.6% より 0.2~0.3

%に下げることが出来た、何れの場合もスラッグメタルの接触時間を長く保持することは脱 Cu に対しては何等効果ないのみならず、S の戻りを惹起し望ましくない。このためにこれ等のスラッグ剤は熔鉄の表面直下に注入し速やかに脱銅せしめスラッグは出来るだけ早く除くべきである。このことはかゝるスラッグが炭素以外の耐火材を侵すことから望ましい。(井上道雄)

## 高炉ガスのダスト比を決める方法の一寄与

(Ch. G. Thibaut, D. Sanna & F. Douez: Rev. Mét., 52 (1955) 6, pp. 485~507)

数年前から IRSID の研究課題になつてきた高炉ガスのダスト比の決め方につき、Mont-Saint-Martin 工場 (Longwy 製鋼所) と Longwy 工場 (La Chiers 製鉄所) の 2ヶ所で、それぞれ浄化ガスと非浄化ガスの両者について実験した。

第 1 に浄化ガスについては、導管内のガス流に平行にガラス製採取器 (以下 sonde とかく) をおき、sonde 内外の静圧が等しくなるように、マイクロ・マンメーターの読みをみながら、圧縮空気ポンプでガスを吸引し、紙フィルターをはさんだ 2ヶの金属錐中を通し、容積測定器に導く。sonde の内面は滑らかな不銹鋼又は錫メッキした銅でもよく、口径は 8~10mm $\phi$  とする。金属錐と容積測定器は、熱絶縁した木製恒温槽に収め、とくに上部金属錐 (不銹鋼, 銅, 錫メッキした真鍮) の内面仕上を丁寧にし、水密に組立てること、フィルターの秤量に当り、ある標準濾紙を仲立ちとして感度 1/10mg の天秤で測ること、ガスの露点直上で濾すようになってること等が肝要である。ここで、 $q_K$ : 測定器で測つた濾過ガス量 ( $\text{m}^3$ ),  $\theta_K, p_K$ : 測定器出口のガス温度 ( $^{\circ}\text{C}$ ) と圧力 (水柱 cm) (ただし  $p_K > 0$  又は  $p_K < 0$ ),  $\theta_G, p_G$ : 導管中のガス温度と圧力とすれば、ダスト比は  $\tau = P/q_G$  となる。ただし  $P$  はダスト量 (mg),  $q_G = q_K (273 + \theta_G / (273 + \theta_K)) (1033 + p_K / (1033 + p_G))$  である。たとえば導管中に 20cm ほど突き出して、sonde A は前記のように、sonde B もガス流に平行に並べておいて同時に採取すると、5 回のテストの平均が  $A = 14.2 \text{ mg/m}^3$ ,  $B = 14.0 \text{ mg/m}^3$  となつた。又ガスの吸引速度  $v$  の影響をみるために、 $v_B/v_A$  を 0.25~0.8 (ただし  $v_A$  は導管内のガス流速に合せている) に変えると、13 回のテストの平均が  $\tau_B/\tau_A = 1.04$  となるし、sonde B をガス流に直角におくと 11 回のテストの結果  $v_B/v_A \leq 1$  に対し  $\tau_B/\tau_A = 0.87 \sim 0.89$  のように逆に小さくなる。従つて上記のような採取要領を実行する方がよい。

第 2 に、半浄化ガスについて第 5 高炉、非浄化ガスに対して第 4 高炉を使つて実験した。前者は 2ヶのコレクターを通り乾式浄化器に入る前に採取し、後者は 1 段コレクターの前後で採取している。(この後はサイクロンが直列につながつている。) 前回同様の sonde を導管内に 70cm ほど突き出し、導管外の部分を電熱で温め、フラシネルのフィルターを収めた鋼製ケース (木製恒温

槽中)に導く。この前か後に Venturi 管を挿入しておき、鋼製ケースの先には分岐回路によつて、別の保温ケース中に金属錐と容積計量器が設けられており、圧縮空気ポンプで吸引することになっている。フィルターは6~7hほどでつまるとなる。ここで、Venturi 管のところの差圧を  $h$  (水柱 mm) とし、 $\theta_c, \theta_v$ : それぞれ導管および Venturi 管におけるガス温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )、 $\theta_r$ : ガスの露点 ( $51^{\circ}\text{C}$ )、 $\omega_r$ : その温度におけるガスの比重 ( $1.04 \text{ kg/m}^3$ ) とすれば、 $P$  (g: 感度  $0.5 \text{ g}$  の天秤による) のダスト量に対し、 $\tau = P/q_c$ 、 $q_c = k\sqrt{h} (273 + \theta_c) / \sqrt{\omega_r} (273 + \theta_r) (\cdot 273 + \theta_v)$  となる。半浄化ガスでは、26 回のテストの結果  $\tau = 6.4 \pm 0.3 \text{ g/m}^3$ 、非浄化ガスではコレクターの前で  $10 \sim 100 \text{ g/m}^3$ 、後で  $4 \text{ g/m}^3$  位になるが、吸引速度や sonde の位置の影響が一層著しくなってくる。このダスト比を求めることによつて、サイクロンの効率を計算したところ  $70 \sim 71\%$  となつた。又サイクロンの出入口におけるダストの化学成分や粒度分布の推移を調べることができた。(松下幸雄)

## —鋼の製造—

電磁攪拌の脱硫への応用 (J. Duflot, M. Porcheray: Rev. Métall., 52 (1955) 4, pp. 335~347)

Hagondange 工場 (SAFE) で、SAFE 法 (スウェーデンの Ludwig Dreyfus によつて創められたもの) に従つて、電磁攪拌の実験を1年間行つた結果を述べている。Fornander & Nilsson や Walther の実験が公表されているが、その利点は、a) メタル、スラッグの交換を加速して脱硫、脱酸を助けること、b) 鋼浴を一層早く均一にすること、c) 除滓を容易にすること、d) 幾分鋼質を改善すること、などである。

この実験では、炉底部部に非磁性鋼板ケースに収めた巻線があり、非同期電動機の原理で浴を攪拌する。電動機は  $160 \text{ KW}$ 、発電機は  $234 \text{ KVA}$ 、溶鋼  $t$  当り  $6 \sim 8 \text{ KW}$  の電力消費である。巻線を冷やす工業用水は  $15 \text{ m}^3/\text{h}$  ほどである。16NC6-S 鋼と称す ( $\text{C } 0.12 \sim 0.18$ ,  $\text{Si} \leq 0.4$ ,  $\text{Mn } 0.6 \sim 0.9$ ,  $\text{S} < 0.025$ ,  $\text{P} < 0.030$ ,  $\text{Ni } 1.2 \sim 1.6$ ,  $\text{Cr } 0.75 \sim 1.25\%$ ) と 35NC6-H 鋼と称す ( $\text{C } 0.30 \sim 0.38$ ,  $\text{Cr } 0.75 \sim 1.10\%$ 、他は前に同じ) の2種につき、約 33t チャージの電弧炉 (トランス  $9550 \text{ KVA}$ ) で実験した。溶落 C は S 鋼で  $0.10$ 、H 鋼で  $0.24\%$  とし、Fe-Ti と Al で取鍋脱酸した。攪拌を行うのは、a) 溶解末期、b) 完全除滓の  $15 \sim 20 \text{ mm}$  前、c) 出鋼前  $10 \text{ mn}$  までの還元期である。試料としては、除滓後差物前、除滓後  $40 \text{ mn}$  および出鋼前などに [O] 分析試料、出鋼前にスラッグ試料、還元期に [S] 分析試料をとつた。

この結果をまとめると、a) 除滓—攪拌によつて、「なげし」のスラッグが排滓口に集つてくるから、普通  $12 \text{ mn}$  掛るところを  $7 \text{ mn}$  位に短縮できる、b) 鋼浴の均一化—Fe-Cr 添加直後からの [Cr] の推移をみると、普通  $30 \text{ mn}$  と安全側に待ち時間をきめているが、 $20 \sim 25 \text{ mn}$  で充分といえる。とくに W ならば一層攪拌が有効とならう、c) 脱酸—C の少ない鋼ほど一層効果がある、d) 脱硫—除滓後  $80 \text{ mn}$  のところで較べると S 鋼で  $0.003\%$ 、H 鋼で  $0.004\%$  位低くなつており

除滓直後の % S で 4 群に分けてみると、その少ないほど攪拌効果が著しい。これ等をヒストグラムで示している。又出鋼直前で (S)/[S] 比を較べると、攪拌したものとしないものとの比でいつて、S 鋼が  $1.17$ 、H 鋼が  $1.20$  である (メディアンで計算する)。更にピレットから試料をとり、S 鋼では  $850^{\circ}\text{C}$  油焼入、H 鋼では  $825^{\circ}\text{C}$  油焼入、 $625^{\circ}\text{C}$  焼戻処理して、衝撃値 ( $\text{kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$ ) を比較すると、 $0.5 \text{ kg}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  位どたかくでる、e) 暗間の節約—SAFE の作業記録のうち、7ヶ月間の攪拌したデータ、攪拌しなかつたデータと本試験を較べ1溶解につき少なくとも  $10 \text{ mn}$  は短縮されている、f) このほか、炉底ライフにも影響なく、高Pのトーマス溶鋼のチャージができ、不良スクラップの使用も可能となつた。設備の原価償却期間は3年3ヶ月ほどである。

(松下幸雄)

トーマス鋼の精錬温度が窒素含有量に及ぼす影響

(B. Trentini, P. Leroy & M. Gombert: Rev. Mét., 52 (1955) 5, pp. 418~427)

Moyeuvre 転炉工場 (Wendel 工場) の  $19 \text{ t}$  炉を用い、Rodicq, Maillot による2色高温計 (炉底孔からのぞき、記録式になつている) で浴温を測り、送風 ( $\text{O}_2$  富化はしない) 量も記録しながら、差物の性質、量、添加時期を変えて温度変化が最終の  $\text{N}_2$  含有量にどのような影響があるか調べた。200溶解以上の実験から次のようなことが分つた。

第1に温度変化の1例は、当初かなり低く  $1175^{\circ}\text{C}$  で石灰、スクラップの添加によつて  $\sim 40^{\circ}\text{C}$  低下するが、 $30''$  もすると Si 酸化のため  $450 \text{ m}^3/\text{mn}$  の風量で  $60^{\circ}\text{C}/\text{mn}$  だけ上昇する。然し約  $3 \text{ mn}$  後、C 酸化と噴出のため風を絞ることによつて  $1300^{\circ}\text{C}$  位から緩やとなり、平均  $20^{\circ}\text{C}/\text{mn}$  の上昇であるが、P 酸化に転移すると共に平均  $120^{\circ}\text{C}/\text{mn}$  で急激に上り、 $1620^{\circ}\text{C}$  で水平になつてとまる。もし途中で差物をする、曲線の形状が変わるが、送風量の函数とみて風の影響を除いて考える。

第2に  $60$  溶解につき、仕上温度 ( $1600^{\circ}\text{C}$  以上の温度範囲) と  $\text{N}_2$  との関係をみると、 $1570 \sim 1620^{\circ}\text{C}$  の間で平均  $1 \times 10^{-3}\%/10^{\circ}\text{C}$  だけの増加になつている。ただしトーマス銑注入前に石灰とスクラップを投入している。この関係は Speith, Därmann の結果とも低温度側を除くと一致している。たゞバラッキが大きいので、送風口径を  $14, 16, 20 \text{ mm}$  (たゞし送風全面積は等しい) ごとに揃え、炉底、ライニングの消耗度も揃えてもバラッキは著しいが、溶銑組成ごとにまとまつており、石灰/スクラップ比の高いほど同一温度に対して  $\text{N}_2$  が高くなる。

第3に仕上温度が  $\sim 1600^{\circ}\text{C}$  で等しい溶解を較べると脱炭及び脱磷末期で、共に温度が高く石灰の過剰のみ添加してスクラップを使わなかつたもので  $\text{N}_2$   $18 \times 10^{-3}\%$ 、温度が低くかなりスクラップを入れたものは  $\text{N}_2$   $11 \times 10^{-3}\%$  であつた。

Oelsen, Eickworth その他は溶銑の  $\text{N}_2$  とトーマス鋼の  $\text{N}_2$  との関係を認めているが、むしろ前記転移点で  $\text{N}_2$  と差物量を較べると、 $15$  溶解例についてスクラップ

の多いほど N<sub>2</sub> が減っている。

第4に脱炭第2期のはじめ(送風量の55%の点)に、シャベルでハンマー・スケールを24 kg/t添加(初期石灰は113 kg/tである)したものと、初期石灰140 kg/tでスクラップもハンマー・スケールも添加しないものを較べると、1585~1590°Cの同じ仕上温度でも前者のN<sub>2</sub>は7×10<sup>-3</sup>%、後者は13×10<sup>-3</sup>%である。又初期石灰を揃え、脱炭の中央期(送風量の~60%の点)と転移点附近で石灰石を添加したものを較べると、同一仕上温度に対して前者の方がN<sub>2</sub>が少い。鉍石を添加したときでも同じような結論になる。更に脱炭第2期に、一方は石灰石、他方は石灰を添加して、同一仕上温度で比較すると、前者はCO<sub>2</sub>の解離したO<sub>2</sub>が丁度酸素富化の送風のように働いてN<sub>2</sub>が少くなる。このように同じ混鉄炉からの銑鉄でも精錬過程の温度変化を低目に抑えたものは低N<sub>2</sub>となる。(松下幸雄)

鉄及び鉄-マンガン合金への硫黄の固溶限

(E. T. Turkdogan, S. Ignatowicz & J. Pearson: Rev. Mét., 52 (1955) 9, pp. 725~730)

Mnが鋼の高温脆性のSの害を軽減することが分っているが、Sの溶解度に及ぼす他元素の影響を調べておくことが大切である。まずFe-FeS合金(Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>を900~1000°CでH<sub>2</sub>環元しH<sub>2</sub>Sで硫化したもの、28~31% S)と試料(純Fe及びMn 0.40又は1.16%を含むFe-Mn合金、純鉄は厚さ0.1~0.5 mm、合金は厚さ0.05 mm、巾40 mmのリボン)とを入れる2つ電気炉が閉鎖系を作っており、第1の炉にH<sub>2</sub>を流し、(H<sub>2</sub>+H<sub>2</sub>S)がガラス製循環ポンプによつて系内を120 ml/minでまわることになっている。加熱温度は1000, 1200°Cであるが、自動制御によつて±2°Cのバラッキで操作される。1gほどの試料を3つ並べ、中央のものを24h後にArガスで急冷してから定量に掛ける。他の2ヶは交互に中央に移動して再び実験に供する。Sが10~100µgていどの微量のものはとくに分析に注意と工夫を払っている。

一方Fe-S 2元系はRosenqvist & Duniczによつて精しく研究され、p<sub>H<sub>2</sub>S</sub>/p<sub>H<sub>2</sub></sub>対温度図ができていのでS%(横軸)とp<sub>H<sub>2</sub>S</sub>/p<sub>H<sub>2</sub></sub>とをプロットして水平線の現われる点を求めると、γ-FeへのSの溶解度は、0.0126%(1000°C)及び0.031%(1200°C)となる。同様にして0.40% Mn合金では0.0019% S、1.16% Mn合金では0.0007% S(いずれも1200°C)が得られる。このようにして、高温脆性防止上のMnの効果の説明される。

第2にH<sub>2</sub>(g)+S(γ-Fe)=H<sub>2</sub>S(g)の平衡恒数K<sub>1</sub>はlog K<sub>1</sub>=2157/T-2.058で与えられることが証明されるので、f<sub>S</sub>(Sの活量係数)が1に等しいとしておけばMnの影響は% S-p<sub>H<sub>2</sub>S</sub>/p<sub>H<sub>2</sub></sub>の傾斜K<sub>2</sub>からK<sub>2</sub>/K<sub>1</sub>=f<sub>S</sub><sup>Mn</sup>(log f<sub>S</sub><sup>Mn</sup>=-0.15[%Mn])で表わされる。従つて任意の%Mnについての予想も計算される。討論として、珪素鋼板中のSiとMnSの溶解度(非金属介在物に関連して)との関係その他について論じられている。(松下幸雄)

鉄合金中の溶解炭素に関する熱力学—第1報 Fe-P, Fe-Si, Fe-Mn 溶液のC溶解度

(E. T. Turkdogan & L. E. Leake, J. Iron & Steel Inst. 179 (1955), 1, 39~43)

Fe-C系—Fe-C 2元系溶液のC溶解度(原子率を用い、N<sub>C</sub><sup>C</sup>とかく)に関してはかなり多くのデータが提出されているが、これらの値は次の関係を満足している。この直線は1153°Cの共晶組成を通っている。

log N<sub>C</sub><sup>C</sup> = -560/T - 0.375 .....(1)

Fe-P系—純鉄200gと10% Fe-P 所要量を黒鉛坩堝を用い、Ar気流中で溶解し、平衡達成後、石英管でサンプリングし、P, Cについて分析し、この場合のC溶解度N<sub>C</sub><sup>C</sup>を実測する。温度は1290~1575°C、P濃度はN<sub>P</sub>≤0.066(4.18% wt.%)にわたっている。P添加はC溶解度を減少するが、その減少量ΔN<sub>C</sub><sup>P</sup>(=N<sub>C</sub><sup>C</sup>-N<sub>C</sub><sup>P</sup>;

N<sub>C</sub><sup>C</sup>は上の関係から求まる。)はN<sub>P</sub>とN<sub>P</sub><0.045の範囲で直線関係を示し、温度は影響しない。

ΔN<sub>C</sub><sup>P</sup> = -0.84 N<sub>P</sub> .....(2)

Fe-Si系—Chipmanが1290~1690°Cにおいて、N<sub>C</sub><sup>Si</sup>を求めているからこの値を利用する。こゝでも温度は無関係に、次式が成立する。

ΔN<sub>C</sub><sup>Si</sup> = -0.71 N<sub>Si</sub> ただし N<sub>Si</sub><0.08.....(3)

Fe-Mn系—これも同じくChipmanのデータを利用する。温度は1290~1690°Cで無関係に次式が求まるがこの時バラッキがかなり大きい、これは不純物(Si≤1%)の影響によるのであろう。

ΔN<sub>C</sub><sup>Mn</sup> = 0.1 N<sub>Mn</sub>.....(4)

溶鉄のC溶解度に対する第3元素の影響はN溶解度に対するそれと似ている。これは中間相の生成、炭化物窒化物生成自由エネルギーからも類推できる。

C溶解度を規定する因子としては(i)溶質相互、溶質—溶媒間の相互作用、(ii)溶質イオンの荷電、形状、(iii)溶質のSize factor、(iv)Fe-XとFe-C溶液の構造の相違等が考えられる。(新実稔生)

鉄合金中の溶解炭素に関する熱力学—第2報 溶鉄中溶解炭素の活量係数に対するSi影響 (E. T. Turkdogan: J. Iron & Steel Inst. 179 (1955), 1, 43~45)

Smithは1000°CにおいてFe-C合金中のCの活量係数r<sub>C</sub>を求めているが、この値は1560~1760°CのFe-C溶液のr<sub>C</sub>によく一致している。この観点に立つてSmithのFe-Si-C系合金の1000°Cにおける溶解炭素に関する熱力学手法を溶液にまで拡張する。

Fe-C系、Fe-Si-C系両溶液においてa<sub>C</sub>が等しい時、両者間のC濃度差をΔN<sub>C</sub><sup>Si</sup>とする。

ΔN<sub>C</sub><sup>Si</sup> = N<sub>C</sub> - N<sub>C</sub><sup>C</sup> .....(1)

N<sub>C</sub><sup>C</sup> · r<sub>C</sub><sup>C</sup> = N<sub>C</sub> · r<sub>C</sub>.....(2)

$N_C^0$  は Fe-C 系,  $N_C^0$  は Fe-Si-C 系の C 原子率  
第 1 報から

$$\Delta N_C^{Si} = -0.71 N_{Si} \dots\dots\dots (3)$$

$$\log N_C^0 = -\frac{560}{T} - 0.375 \dots\dots\dots (4)$$

(3), (4) 式から

$$\log \frac{-\Delta N_C^{Si}}{N_C^0} = \frac{560}{T} + \log N_{Si} + 0.226 \dots (5)$$

$-\Delta N_C^{Si}/N_C^0$  と  $N_{Si}$  の関係は  $a_c$  の如何にかかわらないことが Smith によつて示されたから (5) 式は如何なる  $a_c$  についても適合する。以上の諸関係を利用すれば, Richardson & Dennis が  $r_C^0$  の値を与えているので, Fe-Si-C 系の  $r_C$  を計算できる。例えば 1650°C で  $N_C^0 = 0.015$  なる時  $r_C^0$  は 0.672 である。今 Fe-Si-C 系において  $N_{Si} = 0.05$  とすれば (5) 式から  $\Delta N_C^{Si} = -0.0027$  となるから (1), (2) 式を用いて  $r_C = 0.015 \times 0.672 / 0.0123 = 0.819$  ということになる。こうして種々の温度, C, Si 濃度にわたり  $r_C$  を計算し図示している。

この関係から  $r_C$  は Fe-Si-C 系溶液の組成, 温度の函数であるが,  $r_C^{Si} = r_C / r_C^0$  は Smith によつて示されたように温度には無関係である。

Fe-Si-C 系溶液では  $\Delta N_C^{Si} / N_C^0$  は  $a_c$  に関せず  $N_{Si}$  によつて決定されるが, 第 3 元素が Cr, V, Mn 等遷移元素の場合には  $\Delta N_C^X / N_C^0$  は同一  $N_X$  において  $a_c$  が増加するとそれにつれて増大する。(新実稔生)

鉄合金中の溶解炭素に関する熱力学 第 3 報 Fe-S 系溶液の C 溶解度 (E. T. Turkdogan & R. A. Hancock. J. Iron & Steel Inst. 179 (1955), 2, 155~159)

実験は S: 0.03~1.4%, 温度: 1200~1500°C の範囲で Al 気流, 黒鉛坩堝中で FeS 合金を溶解し, C を飽和させその値を分析する。この場合 S の蒸発損失, C の過飽和現象は認められない。

C 溶解度は S によつて減少する。 $N_C$  (Fe-S-C 系の溶解度原子率で示す) と  $N_S$  (S の濃度) は Fe-P-C 系の場合と類似の関係を示す。C の溶解度減を  $\Delta N_C^S$  で示せば  $\Delta N_C^S = N_C - N_C^0$  ( $N_C^0$  は Fe-C 2 元系の C 溶解度) とわかるが,  $N_S < 0.01$  (0.7 wt. %) の条件で温度に関せず次の関係が成立する。

$$\Delta N_C^S = -N_S$$

この直線関係は Kitchener 等のデータから求められる直線の勾配の 1/3 である。この喰い違いの理由は明らかでない。

P, S, Si について  $\Delta N_C^X$  と  $N_X$  の関係を比較する図が示されているが, これらの元素は第 2 短週期に属し溶解度減少高は電気陰性度の大ききの順序, すなわち S, P, Si の順序に従がっているのは興味深い。

Fe-Si-C 系と同じく,  $a_c$  の如何にかかわらず  $-\Delta N_C^S / N_C^0$  が  $N_S$  と温度のみの函数であると仮定すれば, 次の式が導かれる。

$$\log \frac{-\Delta N_C^S}{N_C^0} = \frac{560}{T} + \log N_S + 0.375$$

この式からきわめて近似的にはあるが Fe-S-C 系溶液の  $r_C$  を計算することができる。

さらに Fe-S-C 系溶液の miscibility を調べた。1200~1500°C × 4h の溶解後, この試料を水冷すると試料は C の高い下層と S の高い上層の 2 層にはつきり分離され, 容易に剥離できた。組成は 1500°C で下層は C: 4.23, S: 1.77, 上層は C: 0.90, S: 26.5 である。この値は温度によつてはそれ程変動しない。

この miscibility と考え合わせて S による C 溶解度の減少は Fe-S 系と Fe-C 系溶液の構造が著しく異なるために起るのである。(新実稔生)

固体石灰による脱硫 (S. Eketorp: Rev. Mét., 52 (1955) 9, pp. 718~724)

まず第 1 に理論的考察を行つているが, 溶銑の固体石灰による脱硫は,  $CaO(s) + S + Cgr = CaS(s) + CO(g)$  に従うものとすれば, 4% C,  $f_s = 3.3$  (S の活量係数) として, 1300°C で 0.0024% S の平衡値が得られる。もし Si の効果も考えると,  $4CaO(s) + 2S + Si = 2CaS(s) + Ca_2SiO_4$  に従うものとして, C 3.4%, Si 0.3%, Mn 0.8%, P 1.8% のトーマス銑では,  $f_s = 3.6$ ,  $f_{Si} = 4.5$  として  $S = 2.5 \times 10^{-5}$  (1300°C) となる。ただし CaS 中の CaO の溶解度は ~0.1% (1300°C) に過ぎないから無視できる。(S)/[S] の分配値は, 平炉及びトーマス転炉 ~5, 高炉 25~50, 電気炉還元期 50~100 であり, Chipman が実験的に溶銑と高炉型スラッグの完全平衡から得た値は 350 であるが, 後述の閉鎖廻転炉で焼石灰によつて脱硫すると 500 にも達する。この際少量の  $Ca_2SiO_4$  以外はスラッグが生成せず, CaO に CaS が溶解せず, 溶銑と石灰がよく接触し, 鉄の酸化物や CO が生成しないような条件が好い。

第 2 に固体鉄の脱硫を扱っているが, Domnarfvét の 7.5 kg/h の小型レキェペレーター炉の試験では, 90% Fe の海綿鉄 (<1.5mm) を 3% 石灰, 6% コークスで 840°C で処理して 0.003% S となつた。出口の海綿鉄は 790°C であつた。エネルギー消費は 1230 kcal/h, 191 kWh/t であるが, 1t/h 位の大型炉になれば 90kWh には下がるであろう。更に Krupp Renn ルッペ (1.5~3mm) を 10% の石灰と粉コークスで 1050°C × 1h 50mn の処理をして, S を 0.626 → 0.066% に下げることができた。これはルッペを水素とコークスガスで脱硫した結果 (垣内・山本による) に匹敵するが, 安価にある利点がある。しかし溶銑を処理した方が一層経済的

である。

第3に溶銑の脱硫については、強還元条件で生石灰と共に閉鎖式廻転炉で急速にまわす、燃料を使わない Kalling-Domnarfvét 法については、Kalling, Danielson Draggé, Fornander の文献がすでに発表されている。たゞドイツの Eulenstein & Krus, イギリスの Giedroyc and Dancy の2, 3の方法には欠点がある。

Kalling-Domnarfvét 法は、Surahammar 製鋼所では4年前、Fagersta 製鋼所では2年前から実施され、更にヨーロッパに建設中又は計画中のものがある。平炉銑でもトーマス銑でも同じように処理できるが、温度よりむしろ湯の流動性の方が大事な因子である。平炉銑では1215°Cを最適とし、上限は1400°Cであり、トーマス銑では50~60°C低くともよい。石灰は下げようとするS%の6~10倍でよく、0.001~0.002%Sにすることができる。1例として25t 炉が図示されている。

Surahammar 製鋼所で、12t 炉によつて試験したところによると、溶銑に冷 FeS 3% を添加して 0.4% S にし、4.3% CaO/t を添加し 34rpm で廻すと、35mm で 0.017% S に下がり、湯の温度低下もさほど問題にならないので、高炉の塩基度を下げて操業してゆくことも可能となつた。討論として取鍋の酸素吹精と本法との組合せ、本法での鉄損失 (IRSID で Koznkevitch が研究することになつている) などが論じられている。

(松下幸雄)

送風吹精による製鋼法 (D. J. Carney: Blast Furnace & Steel Plant: 43 1955, Part I: June 635. Part 2: July 753, Part 3: Sept 1006, Part IV: Oct 1139)

#### [第1部~第3部]

空気や酸素などの酸化性ガスを溶銑に吹き込み鋼を製造する方法は所謂ベセマー法に起源する。製鋼法としては今日その地位を平炉法に譲つているが、近年この種の製鋼法は多くの注目すべき発達を見せた。本論文はそのオーソドックスなものから新しいいくつかの方法に至る迄の冶金学的解説を試みたものである。特に最近数年間の目ざましい成果をあげると次の如くである。

(1) 酸性底吹ベセマー法に於ける酸素の使用: 之により生産量の増加、含N量の低下が見られた。米国 U. S. Steel Co. に於ては 1952 年以降 30~35% O<sub>2</sub> 吹精を行いつゝある。更に吹精の終点を判定するのに photo-cell 及び spectroscope の使用が積極的に取り上げられた。

(2) 塩基性ベセマー法 (トーマス法) に於ける含N量の低下: これまで平炉鋼に比し転炉鋼の大きな弱点であつた高N含量による靱性の欠如を克服するために欧州各国殊に独に於て積極的に研究され大なる成果を得た。即ち (i) after blow を短くし湯の温度を降げる (ii) after blow 直前に 1.8~2.5% の鉍石を添加することに依りNを入れずに湯を酸化し温度を降げる。これでNは 0.008~0.012% に下る。(iii) 酸素富化或は O<sub>2</sub>-CO<sub>2</sub> 及び O<sub>2</sub>-H<sub>2</sub>O 混合吹精を行う。O<sub>2</sub> 富化は独、英で 30~40% O<sub>2</sub> 吹精を実際生産に実行し好成績をあげておる。O<sub>2</sub>-CO<sub>2</sub> 混合瓦斯を精錬末期に用いることは Domnarf-

vet で 14t 炉に於て実施され 0.006% N を得た。この方法の更に利点とするところは出鋼温度を調節出来る点である。

(3) 横吹き法による低N鋼の製造: 本法により略平炉鋼に匹敵する 0.003~0.008% N を得ることが出来たが操業上の難点が多い為今日では主として鋼鑄物に使用が限られている。

#### [第4部]

上吹き転炉法: 所謂 LD 法の起源はオーストリーに於ける高 Mn (2%) 低 P (1%) 鉍石の産出と屑鉄の供給難から従来のトーマス法を改良する目的をもつてスイスの R. Durrer 教授の指導により普通の平炉銑を酸素を以て吹精し、低 P, S, N 鋼の製造に成功したに因る。本誌は殆ど塩基性のもので既に Linz 工場に 30t 上吹き炉を 1952 年 9 月に Donawitz 工場に 25t を 1953 年春に設立した。この利点は普通の平炉銑を吹くことが出来ることが第一で、更に普通の転炉の如き羽口を必要としないから設備費安く、操業が早く簡単であり、scrap, ore をも消化し得、Mn の損失少く、製品鋼質が塩基性平炉鋼と比肩し得る等であるが、一方欠点として酸素のコスト高や、lining の寿命が短く、温度制御が困難であり、fume の発生が甚しいことなどがあげられる。オーストリーの例は吹精時間 20~22 分、酸素は 2500cu-ft/mn, 130 psi で送り込み、酸素の消費量は 2000cu-ft/t-ingot である。P の酸化除去は極めて早く行われ、吹精中湯の温度が上ると復 P が懸念されるが lime 或は scrap の添加により防ぐ事が出来る。Donawitz の例は熔銑の成分; C 4.0, Mn 2.5, Si 0.2~0.5, S 0.04~0.06, P 0.10~0.15 を吹き製品 0.05~0.10% C の鋼に対し slag volume は 12~15% で極めて低い。Mn は可成り残るので末期の Fe-Mn 添加の必要はない。問題の N は本法では特別な考慮を払わなくても 0.002~0.005% で極めて優れている。(井上道雄)

真空熔解炉に関する暫定的報告 (F. Chesnut: Metal Progress, 67 (1955) No. 11 p. 118~123)

真空熔解炉は 1920 年代に研究室用小型炉が作られてより次第に発展し、炉、真空設備、電源等の改善が進歩し 1930 年には 300 lbs 以下の炉が作られるに到つた。

第二次大戦及原子力計画の必要により真空熔解炉が著しい進歩を遂げたことは疑いもないことである。真空装置の大容量化、能率化、コイル電圧の低圧化、電氣的損失の減少、炉及びコイルの設計の改善が行われ 1000 lbs 炉が作られた。この炉では、装入物は真空室より炉に入れられるので、真空をやぶることなく 6 回の熔解が連続して行える。各熔解毎に 1000 lbs の鑄塊に鑄込まれ押湯は電弧加熱されて節減される。この操作は 6 回の熔解を連続して行える設計となつている。真空熔解の一つの方法として原料を不活性ガス雰囲気中で熔解し、真空熔解に際し早く熔解出来る形状の鑄塊を作つておく方法がある。この方法によれば真空熔解中に坩堝との反応時間を短くすることが出来るので、坩堝の寿命が長くなりまた、より清浄な鑄塊が得られる。

真空脱ガス法は通常の方法で熔解し取鍋中の熔鋼を真空の容器中で脱ガスする方法である。この方法では脱ガ

ス処理中の熱損失を見越して過熱しておくことと、分圧の低い元素を含む鋼種ではその元素の損失を見越して過剰にしておかねばならぬ。熔鋼の成分と量によるが、5~15mn, 10~100 $\mu$ の条件で脱ガスする。米国ではこの方法は青銅、Al等の少量の熔解にのみ使われているが、ヨーロッパでは発電機軸、タービン軸、珪素鋼板、合金鋼 150ton 以下の熔鋼に実用されている。脱ガス後の熔鋼は真空室中からうつして普通の方法で鑄込むか、真空室中の取鍋から直接鑄型に鑄込むか、或は真空容器中の鑄型に鑄込まれる。この方法により多くの N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub> が熔鋼より除去され良質の鋼塊が得られ、爾後の工程が省略出来るので、脱ガスの費用を充分おぎなえる。

誘導炉による真空熔解では坩堝等の耐火物により熔鋼が汚損される欠点がある。この短所は真空電弧熔解により除去できる。この方法は Ti, Mo 等の鑄塊製造に商業的に操業しているものと同様の方法で、操作は単純で大型鑄塊が自働的に出来るが、誘導炉に比べると取扱い得る合金の範囲はせまく複雑な合金の成分調整は難しいと思う。通常電極は目的の組成の合金の鑄塊又は削屑、粉末をプレスして焼結したもので水冷式の銅定盤におかれた合金の鑄塊との間に交流又は直流の電弧を発生させて連続的又は半連続的に鑄塊を作ることが出来る。

現在ではガスのない清浄な鑄塊を作り得る商業的な設備が出来ることは明かなことである。唯高度に反応性の強い金属の熔解には雰囲気による制限よりむしろ坩堝又は鑄型の性質により生じる。然し乍ら現状では真空熔解した金属が注意深く大気中で熔解した金属より商業的にすぐれ大規模に利用されるか否かには疑問がある。

(長谷川太郎)

平炉の迅速装入作業に就て (M.D.J. Brisby & W. O. Pendray: Iron & Steel, 28 (1955) No. 9 p. 403 ~404)

最近英国の鉄鋼研究会では平炉への円滑なスクラップ供給の問題を掲げて製鋼業者達に呼びかけた。業者の共通な問題は大量生産を能率よくするに充分なスクラップを出来るだけ短時間に確保することである。スクラップの搬入が炉装入に影響する様では装入遅延が起きて生産が落ちる事は必然である。一樣な時間間隔で炉の装入が出発すればその様な遅延は起きないのが普通で、多くの炉への供給組織に荷重がかゝり過ぎると遅延が起きるのである。また、酸素製鋼法により熔解速度のみを上昇させても、多くの炉の熔解が平行に促進出来なければ意味がない。

装入の遅延を避ける二方法としては①スクラップを改良する事、②有効なスクラップの供給組織を作ること、である。英国の鉄鋼研究会ではこの遅延を研究して、之等を数式に表示することが出来た。遅延を決定する因子として考えられた事はスクラップの品質、荷重率、使用されるスクラップ鍋の数、その回転時間等である。

図(省略)は装入遅延とスクラップ密度の関係を示し、之に依るとスクラップが良くなるにつれて装入遅延が減少することが分る。又、之は今日の悪いスクラップは明日のよいスクラップを以てしても、その遅延は取りかえしが出来ず、スクラップの悪化率は毎日極力最小にとど

めることが必要である事を表示している。

又、図は平均スクラップ密度を有するものが必ず遅延を起すことを表示しているのではなく、遅延を避けるに有効な段階を示しているのである。従つて多くの炉を平行操業する時は必ず良いスクラップを用意しなければならない。そのためには常に良好なスクラップのストックを必要とするのである。特に起重機操者などが炉寸法にそろえたスクラップストックの上に寸法外のスクラップを落下せしめて折角のストックを崩す事などなき様に細心の注意が肝要である。

スクラップ供給組織を完備するためには

- 1) スクラップ鍋が超荷重にならぬ事。
- 2) ステージから空のスクラップ鍋を取除く事。
- 3) 工具の交代時間と装入時との割ふりを考慮する事の三つである。1) の場合は1台の鍋を充分に活用することであり、2) の場合はステジロコモテブが装入機械に先行権がある事に注意することである。そして、3) の交代時間の問題は兎角論議されることであるが交代時間 1~2 時間前後の平均装入時間が最上状態の装入平均時間より 1/4 時間程長いと言うデーターに一応注目しなければならない事である。

装入作業の連結性を確認する事は確かにむづかしい事であるが、この問題に注意を向ける事は十分に価値のある事である。最後に、よい監督によつて仕事は励行されるべきで適任の職長は装入の供給設備を充分なものとする事が出来るのである。(谷 昌博)

### —鋼の性質・物理冶金—

ガスタービンに用いる鑄造用耐熱鋼 (J. F. Carlson V. F. Zackay: Journal of Metals, 7 (1955) Oct. 1112

ガスタービン用として 650°~760°C の温度範囲で用いる鑄造用耐熱鋼としてはコバルトやニッケルを多量に含有する Haynes-31 合金や General Motors GMR-235 合金等のすぐれた耐熱合金があるが、これらは高価で多量生産には向かない。Ford Motor Co. では比較的廉価なガスタービン用耐熱合金の研究を広範囲にわたつて行つてきたが 16% Cr, 18% Mn, 2% Mo, 0.5% N の組織の含窒素オーステナイト鋼が 650°~760°C の温度範囲で用いる鑄造用耐熱鋼としてすぐれていることを認めた。この合金を約 1065°C から水焼入れせるもののクリープ特性は Timken 16-25-6 合金とほぼ同じである。又これに 0.25% 内外の炭素と 0.3% の磷を添加したものを約 1065°C から水焼入れ後約 677°C で 100 時間時効処理せるものは更にすぐれたクリープ特性を示す。(阿部秀夫)

低炭素鋼の滲クロム処理層の 475°C 脆性 (W. L. Chu: Journal of Metals, 7 (1955), Oct. 1121

厚さ 0.030 インチの低炭素鋼 (AISI C 1010 鋼) に厚さ 0.0005 乃至 0.002 インチ程度のクロマイジング処理を行い錠打試験及び顕微鏡検査を行つた。約 955°C で 4 時間のクロマイジング処理をせる 45 個の試片のうち 13 個は非常に脆いことが認められた。その場合滲クロム層の厚さは脆い試片では平均 0.0007 インチ、靱性のある試片では平均 0.0016 インチであつたが顕微鏡

組織の上では特に相異は観察できない。脆い試片を 700°C で 30 分間水素焼鈍後 475°C 附近を 25°C/min で冷却すると靱性となるが之を更に 700°C で 30min 水素焼鈍後 475°C 附近を 0.4°C/min で冷却すると再び脆くなる。多くの試片について実験せる結果クロマイジング処理後の冷却に際して 475°C 附近で徐冷すると脆化することが確かめられた。この脆化現象は滲クロム層が薄くクロム濃度大なるほど著しい。(阿部秀夫)

硬化鋼の弾性限と降伏点について (Hugh Muir, B. L. Averbach, Morris Cohen: Trans A. S. M. 47 (1955) 380~407)

焼入焼戻した 0.20%, 0.41%, 0.82% の C 鋼の弾性限と降伏点の挙動について本稿に報告されている。約  $2 \times 10^{-6}$  の歪感度のストレイン・ゲージを使用して弾性限を決定した。弾性限は普通の機械的性質とは異なつて焼戻により影響される。即ち、焼入状態ではその値は 14~21 kg/mm<sup>2</sup> であるが、260°C~370°C で焼戻すると 70.3~91.3 kg/mm<sup>2</sup> になり、更に 705°C まで焼戻すると 42.2~91.3 kg/mm<sup>2</sup> に低下する。この現象の実際的な意義が本稿で論議されている。高い焼戻温度より急冷すると内部歪を生じ、これが弾性限に対して悪い影響を与える。然し高温より急冷による内部歪のために降伏点の不連続が消える。機械的性質を硬度の函数として考えると次の様な相互関係が考えられる。

a) 降伏点と弾性限は硬度と共に増加する。そして C 量とは無関係である。

b) Rc 40 以下の硬度範囲では、C 量の増加と共に延性が減少するが、高硬度の範囲ではその逆である。

c) Rc 40 以上の硬度のものに対して最大の弾性限を得るには C 量を増加させた方がよい。そして、260°C~370°C の焼戻範囲で焼戻した際に弾性限は最大である。

(上野 学)

球状黒鉛鑄鉄の加工性 (W. G. Cass: Iron & Steel, 28 (1955), No. 7, 319~20)

E. P. Unksov と D. I. Berenzkkovskii は Vestnik Mashin, 1955, 33 (12), 29~35 にソビエトの中央機械設計研究所で企画された球状黒鉛鑄鉄の鍛造、型打、圧延に就ての研究結果を発表した。

二人の実験は 1952 年にノヂェラー鉄の圧力と衝撃による加工並びに高強度鑄鉄の製造を以て初められた。試片は 130mmφ の棒材で成分は純フェライト鉄も純パーライトも P が 0.1% を超えないものであつた。最初のクラックが生ずる迄、伸張性、弾性、鍛圧試験が行われ試験温度範囲は 20~1,170°C であつた。伸張性は 20~1,100°C まで 100~50°C 間隔に、1,100~1,170°C の間は 35°C 間隔に、15 kg/m のラム衝撃機と落下槌を以て行われた。圧縮性は 600~1,180°C 間を 50°C 間隔で行われ、熱間衝撃試験は平衡板上で 40t 水圧機で行われた。又テーパ圧延は 0.4m/sec で型プレスを行われた。そして圧縮性の最高温度範囲は伸張性のものより高く、パーライト鉄の強度はフェライト鉄のそれより高い結果となつた。最高の可塑性を示す温度範囲は 840~1,050°C と言う事であつた。

特に、ノヂェラーフェライト鉄とパーライト鉄に就て

夫々 65mmφ, 130mmφ の直径で 20 kg, 100 kg の重量の試料を以て鍛造、圧延試験を行つて見た所、パーライト鉄の最初にクラックが現れる鍛造比は 4.5 でフェライト鉄はそれより幾分低かつた。又引抜試験も行つたが破壊に至る引抜比はパーライト鉄が 18, フェライト鉄が 14 であつた。

球状黒鉛鑄鉄の可塑性が高いことを説明する意味で、同じ成分で黒鉛型の異なる 2 種の試料を作り可塑性に就ての試験を行つた。その結果層状又は片状黒鉛のものは 1.3~1.4 の鍛造比で既に破壊して了つた。(球状黒鉛の鍛造比は 4.5)

最後に球状黒鉛鑄鉄の加工後の機械的性質と組織に就て試験した結果では、降伏点、強度、弾性はパーライト鉄、フェライト鉄の双方とも増加しているが、硬度の場合はパーライト鉄のみが増加している。一般に鍛造方向に直角方向の性質は減少している様である。伸は圧延の縦横両方向とも減少を示した。顕微鏡組織に就て見ると黒鉛型は熱間加工条件によつて幾分変化する傾向にある様である。要するにパーライト鉄はフェライト鉄より可塑性を有し鍛造比は 9 迄、圧延は最高 50% 迄上げられると言うことである。(谷 昌博)

鉄鋼に於ける Ti に就て (A. E. Williams: Iron & Steel, 28 (1955) No. 7, 307~310)

地殻上の構造用金属での利用度の順位は Fe, Al, Mg, Ti である。而して前三者は既に開拓されたものであるから次に来るのは Ti と言うことになるであろう。1920年に僅か 5,000t に過ぎなかつた ilumenite (Fe TiO<sub>3</sub>) 鉱石の世界産額が最近では 1,000,000t を超えると言うことであるから、慥かに Ti の利用度は急激に増大したわけである。

Ti は O, N, C との親和力が強いので高純度の大量生産は不可能である。鑄鉄に添加する際は Ti のままでは熔解前に燃焼するので Fe-Ti の形で利用されている。キューポラー熔解ではスプートが取鋼に添加する (低 C Fe-Si-Ti の形で、寸法は 1/8~1/4 吋)。電気炉熔解では Fe-C-Ti の形で炉中添加される。又 Si を含有した Fe-Ti は inoculation 剤として典型的性質をもちこの目的に用いられている。黒鉛化の効果が著しいので白鑄鉄では控目に利用されるが灰鑄鉄では強度、硬度、耐熱耐蝕性、機械加工性を改良し Cr との効果をよく補足し合うと言われ、応用されている。

Ti が機械加工性を改善する理由は、セメントサイトを除去し、黒鉛の分布状態の改良にあるとされている。灰鑄鉄に Ti 0.08~0.25 を添加すると黒鉛片の寸法が小さくなり硬度を幾分上昇するが、白鑄鉄、斑鉄では黒鉛化作用によつて却つて硬度の低下を来す。ミシガン大学の Boston 教授のデータでは Ti 処理せる Cr-Ti 鉄の性質は Ni-Cr 鉄、Mo 鉄と強度、硬度は同じであつても機械加工性は著しく秀れていると言うことである。又 Mo, Cr で得られる黒鉛より Ti 処理によるものの方が遙かに細かい。それに Cr のチル効果は Ti によつて牽制され逆にフェライトを生じようとする Ti は Cr でおさえられている。更に双方とも Ni, Cr より廉価であるので Cr-Ti 化合物は鑄鉄にとつて貴重なものと言えるわけである。又、Ni より強い黒鉛化剤で密な粒度を

生ずるが、Ni と異り酸化し易いので熔解には多大の注意が必要である。Ti-V 鉄は Ti により V のチル効果を調節し鑄物の肉厚を問わず組織と機械的性質の異常な均一性が得られるのでディーゼルエンジン、ピストンリング等に使用されている。

次に、Fe-C-Ti なる化合物はリムド鋼の脱酸剤として理想的なもので、Al の場合と異り生じた Ti 酸化物は融剤効果をもち沸騰作用を完全なものとする事が出来る。鋼塊の層状組織は減じその均一性を増大するので鋼塊歩留の向上に寄与する。

又、鎮静鋼に用いると Si, Mn より完全脱酸の利点があるのみでなく、偏析を減じ、結晶粒の粗大化温度を上昇させ（高熱処理温度の場合も細粒を保持する）、顕微鏡下ではフェライトをよく分離し延性、衝撃抵抗を増大する。又 Ti は不溶性の窒化物を作つて可溶性の窒素を減じ窒素による脆化を防ぐことが出来る。

Ti の合金元素としての役割も大きい。18—8 不銹鋼は C が 0.02% 以下であれば Cr カーバイドによる結晶粒界脆化及び腐蝕の危険がないが斯る低 C は経済的な面から困難である。それで Ti を添加し不溶な Ti カーバイドを作りこの結晶粒界脆化及び腐蝕を防止すれば経済的であり且つ極めて簡単である。又、4—6% Cr—Mo 鋼製の耐熱鋼管を加工する際加工温度からの空冷による硬化及び脆化を防ぐために Ti が添加されている。更に 12—30% Cr 鋼のカーバイド安定剤として C 含有量の最小 4 倍の Ti が添加されその自硬性を禁ずることが可能とされている。高強度 Mn-V 鋼の V 節約にも Ti が推奨されている。（谷 昌博）

はげしい温度変化が鋼の表面状態に及ぼす影響に就て (W. Rädiker: Stahl u Eisen, 75) 1955) Heft. 19, 1252—1263)

著者は前にはげしい温度変化によつて発生する鋼の表面の亀裂について報告しているが、この論文では St 35, St 42, トーマス鋼及びビルガープラグ用鋼の円筒型及び管状試料を 300°C—700°C から急冷することを繰返した場合の亀裂の発生状態を調べ、試料表面の酸化物層と亀裂の生成関係、急に加熱する場合の亀裂の発生について調べている。

鋼の表面に出来た酸化物膜が急冷により網目状に亀裂が入り、次の加熱の際にその亀裂部分の酸化は特に著しくこのような酸化がくり返されて酸化物に満された亀裂が出来ると云われているが、然し 400°C 程度の比較的低い温度で大して酸化されていないときでもかなり著しい亀裂がみられるし又高温でも酸化物膜が下の鋼の地に固く附着しているときでも亀裂は出来る。

この問題を実験的に解明するため空気中及びアルゴン

ガス中で St. 35 の試料を 500°C から 250 回水冷した所、この 2 つの場合亀裂の発生状態に大差はなく、このことから亀裂の発生には酸化物の生成は直接関係なく、加熱による引張と急冷による圧縮のくりかえしによつて生ずるものであることがわかつた。

18% クロム、8% ニッケル鋼は 700°C、800°C では他のものより亀裂が多く、St 35, 19 Mn 5 は 700°C 以上では亀裂は少くなる。

St 35 を 500°C に加熱した後 6—100°C の水で急冷した所、水温が高い程亀裂は少なかつた。鑄鉄でも冷却水の温度の影響は明かにみとめられ 6°C では深い亀裂が出来たが、80°C では非常に短くかつ浅かつた。

外径 80mm, 内径 12mm, 長さ 140mm の St 35 の円筒形試料の外面を酸化防止のためクロム鍍金し、200—800°C の間 100°C おきの温度に加熱後急冷を 5, 10, 25, 50, 100, 250 回くりかえした後の変形量を測定した所、200, 300, 400°C では 250 回後にも著しい変形はなかつたが 500°C 以上では長さは短く、孔径は小さくなり、600°C, 700°C では外径は中央が大きく、両端が小さくなり、800°C では逆に中央が小さくなつた。St 35, 15 Mo 3, 13 Cr Mo 44 の外径 36mm, 肉厚 4mm のパイプを 500, 600, 700°C まで 7mm, 800°C まで 8mm, 900°C まで 9mm で加熱後 2l の冷却水で 20 秒で急冷することを 1,000 回くりかえした所、500°C では殆ど亀裂はなかつたが、600°C, 700°C では明かな亀裂がみられた。

又、外径 80mm, 内径 20mm, 長さ 150mm の試料を 2000 サイクル、100KVA の誘導加熱により 150°C から 800°C まで 10 秒、900, 1000°C まで 15 秒で加熱後、20mm の孔を通して常温の水を毎秒 30l 流して 150°C まで冷却することを 500 回くりかえした所、トーマス鋼は 600°C 以上に加熱した場合深さ 1—6mm の亀裂が出来た。St 35, St 45 及びビルガープラグ用鋼では 300—1,000°C では試料の平な面には全く亀裂は出来なかつた。試料の変形は 600°C までではなく、700°C でわずかにあらわれた。この方法でチルド鑄物を 600, 700°C に加熱したが変形はないが亀裂を生じやすかつた。

0.15mm—4mm の半径の切欠きをつけた試料を 200—900°C に 500 回加熱して亀裂の有無をしらべた所 500°C まででは 0.15mm の半径の切欠きにも亀裂はないが、800°C では最も大きな亀裂が生ずるがこの場合にも 4mm の半径の切欠きには出来ない。

亀裂が加熱時に出来るか冷却時に出来るかを調べるために 100°C の 95% 硝酸アンモニウムカリ溶液中で 100 時間煮沸して試験した結果亀裂は冷却時の応力によつて発生することが推定された。（安原四郎）