

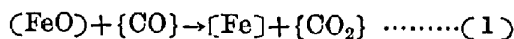
## 抄 録

## 銑鐵の製造

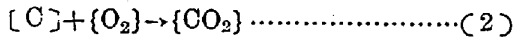
溶鑄爐の冶金反應 (T. Kootz & W. Oelsen:

Arch. Eisenhüttenw., 22 (1951) 1~2, 1

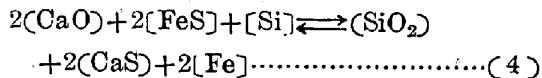
すでに B. Osann も発表しているが、Fe の「間接還元」と「炭素析出反應」は分離できない。即ち遊離 C が鑄石の酸素によつて燃え、形を残さない時は



もし遊離 C が形を残し、キヌポラのように一部の CO<sub>2</sub> が還元されない時は



然し E. Nowak はこの二種の反應を分離し、遊離 C が間接に P 及び Si を Fe 中に還元し、この Si が C の代りに還元剤として次式に従つて作用するとした。



W. Oelsen & H. Maetz はルツボ實驗で [Mn], [Si] の関係及び [S] [Si] の関係が上記 (3), (4) に従うことを確かめ、溶鑄爐でも荷の溫度を上げればそれに接近することを示した。この特性曲線は平衡値でなく、同一實驗條件に対する平均値である。トーマス銑ではその上限が上記曲線に近いが、H. Hahl & H. Rosenbaum の溶鑄爐實驗ではかなり隔つている。又製鋼用銑及びスピーゲルはよく曲線に一致するが、フェロマンガンでは大變高く出る。かくして溶鑄爐では溫度が低くても高くても Si の方が Mn より早く Fe 中に還元して這入る。

更に著者等のトーマス溶鑄爐では「後吹き」後の出銑回数の進むにつれ、P と C が一番早く Fe 中に行き、続いて Si が還元されて脱硫も始まる。溫度が上ると初期の酸性スラッグが次第に高鹽基となり、Si が低くなると共に Mn がスラッグから還元してくる。このようにしてシャフトで銑鐵の生成が始まり、ルツボ實驗がよく溶鑄爐の諸現象を説明することが分る。

次に H. Bücken 及び G. Boos は單獨に類似の實驗をしているが、鹽基性、self-fluxing 及び酸性の 3 種の鑄石に關し、鹽基度と Mn, S の還元度の関係、荷の添加 C (溶鑄爐の遊離 C に相當し、炭素ルツボがヨークス塊と見做される) と Si の還元の関係及び Si と Mn 還元、脱硫との関係を研究している。

最後に Meiderich の溶鑄爐工場の爐床、朝顔の形狀と荷の下降及びガス化、Fe の還元等の關係を論じた。

(松下 幸雄)

## 鋼の製造

## 均熱爐作業に及ぼす“トラックタイム”の影響

(J. R. Chegwidde: Iron and Steel Engineer, Dec., 1951 53~58)

鋼塊の鑄込終了後、均熱爐に裝入される迄の時間を“トラックタイム”(Track Time) と云うが、著者は C 0.18~0.23% のセミキルド鋼を、下開き型 4 1/4t 鋼塊 (20"×24"×81") に鑄込んだ場合について、トラックタイムと均熱爐作業の關係を實驗的に明かにした。

先づ鋼塊の凝固時間を調べたが、溫度測定には Pt 熱電對を豫め鑄型の中心軸に沿つて深さ 13"(A), 18"(B) 24"(C), 36"(D) 及び 42"(E) の位置に垂下しておき熔湯を注入して鑄包んだ。熱電對の保護には、一番外側に外徑 1 3/4" 内徑 1" のカーボランダム管、その内側に外徑 1 1/16" 内徑 7/16" の磁性管、更に (B) より深い場合にはその内側に石英管を用いた。測定の結果 (A) では鑄込終了後 60 分、(B) では 70 分、(C), (D), (E) では 80 分で凝固した。従つて鑄込終了後 80 分を経過すれば型拔を行つても差支ないことが判つた。

次に型拔して裸にした鋼塊と、鑄型に入れた儘の鋼塊について鋼塊の溫度降下の程度を比較した。測溫は、鋼塊内部については前記 (A) を Pt 熱電對で、又表面を光高溫計で行つた。その結果、型拔した鋼塊は明かに冷却が早く、同一トラックタイムでも熱損失の大なることが判つた。

最後に、トラックタイムと均熱爐の熱經濟の關係を實驗した。型拔時間を鑄込終了後 80 分に一定とし、トラックタイムを種々に變更して鋼塊の溫度を數段階に變えたものを同一の均熱爐に裝入し出来るだけ同一の條件で加熱した。爐の中央に置いた鋼塊の (A) 點が 2340°F に達した時抽出したが、その間に消費した燃料、加熱時間等は第 1 表の通りであつた。第 1 表から、トラックタイムの大なる程鋼塊溫度が低下し、燃料原單位と時間 (結局爐の能力) が明瞭に増加することが判る。

結局、トラックタイムは短い程良いのであるから、豫め鋼塊の凝固時間を測定し、凝固後直ちに型拔して、出

第1表 実験結果

トラック タイム	装爐温度		燃料發熱量		燃料消費量		加熱	抽出温度		加熱	燃 料 消費量
	表面	内部	BTU/ft <sup>3</sup>		ft <sup>3</sup>		重量	ピット	鋼塊	時間	
時:分	°F	"A"°F	Cガス	Bガス	Cガス	Bガス	t	°F	"A"°F	時:分	BTU/t
1:30	1730	2285	534.0	91.3	16800	168000	55.6	2340	2330	2:35	437200
1:50	1700	2090	529.0	93.2	24800	264000	56.8	2340	2340	3:15	664000
2:10	1640	1930	541.0	92.0	26400	264000	56.8	2340	2330	3:25	679000
2:30	1570	1650	529.4	91.8	26400	288000	55.4	2340	2330	3:40	729500
2:45	1540	1610	526.4	92.2	31200	330000	57.5	2330	2330	4:00	814777
3:00	1500	1590	533.0	93.0	36000	360000	55.8	2340	2345	4:30	943000
3:15	1470	1525	537.6	91.8	36000	384000	56.9	2340	2355	4:45	959600
3:30	1350	1510	539.0	92.3	38400	432000	57.3	2340	2350	5:10	1057000
4:00	1300	1410	528.0	91.0	38800	456000	56.1	2345	2350	5:40	1104900

来るだけ早く均熱爐に装入すべきである。このためには型抜場所を均熱爐の近くに置くこともよいが、変更は時々難しいから、運輸関係と密接な連結をとることが、最も望ましい。又均熱爐の都合等で直ぐ装入出来ない場合は、鑄型の事情が許せば鋼塊を鑄型中に保つておく方が熱的には有利である。(堀川 一男)

### 製鐵製鋼反應の熱力學(II) 脱酸について

(F. D. Richardson: J. Iron and Steel Inst., 166 (1950) 137)

脱酸反應を物理化學的に考察するためには溶鐵中の個々の脱酸劑の舉動のみならず、これらの脱酸劑と酸素との相互反應をも考へなければならぬ。更に脱酸生成物がどんな形になっているか、固體のものか液體狀態のものかについても検討する必要がある。本論文はこの觀點に立ち従來多くの研究者に依り測定された結果にもとづき、脱酸の基礎反應について 1600°C 及び 1540°C の二つの温度にまとめて述べたものである。

脱酸反應の熱力學は結局一般の溶液の熱力學に他ならぬから、活動濃度を用いて考へてゆくのが有用である。鐵と類似した性質を持つ元素例へば Ni, Co, Mn, Cr, V 等は溶鐵中で ideal な舉動を示すものであるが、Al, Si, C 等のような鐵とかなり違つた性質を持つ元素が鐵中に溶けた場合は理想溶液とはならず、これらの元素の活量係数は純粹狀態に於けるよりも小さくなる。更に酸素の活量係数に対する影響をみると、C, Cr, V, Ti, Si, Mn 等の元素はいづれも酸素の活量係数を減少させる。一方酸素も亦これらの元素の活量係数を減少させるものであろうが、酸素の含有量はこれらの元素に比べて少ないものであるから、これに依る影響は無視してもよいであらう。

脱酸生成物の形としては二種類ある。第一は Mn に依

る脱酸のように生成酸化物が FeO と溶液を作る場合であり、第二は例へば Cr に依る脱酸に於いて FeO·Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が生成されるように FeO との間に化合物が出来る場合である。

次に各元素の脱酸力について述べている。これはスラッグ相と平衡状態にある場合の溶鐵中の酸素及び各元素の濃度の關係について比較したものであり、Mn, Cr, V, Si, C, Ti, Al の順に脱酸力は強くなつていく。共同脱酸については、Si-Mn, Si-Al を例にとつて説明している。

溶鐵中の各元素の活量係数及び酸素の活量係数に及ぼす各元素の影響の大小順序は各元素と鐵との酸素に対する結合エネルギーの差の大小順序と密接な關係がある。唯 C のみは例外であり、これについては説明は困難である。各元素の活量係数に及ぼす C の影響については、炭化物を作り、Fe との間の相互作用の弱いような元素の活量係数は小さくなり、Fe との間の相互作用が C との間の相互作用よりも強いような元素の活量係数は大きくなる。

實際に脱酸劑を選ぶ場合には、その脱酸力の強さと脱酸劑の鐵に対する影響との二つを考慮すべきである。参考として 0.01, 0.10 及び 1.0% の各元素を含む場合の溶鐵中の残留酸素量が表示されている。(森 一美)

### トーマス吹きにおける衝風による煙狀鐵損失

(W. Pepperhoff & F. Zirm: Arch. Eisenhüttenw 22 (1951) 9/10, 295)

トーマス吹きにおいて衝風による損失は約 10~12% (装入溶鉄) と言われているが、次の4つに別けることが出来る。

- (1) C, Si, Mn 及び P の消耗、これは望ましいものである。
- (2) 一部の Fe がスラッグになる、これは避けられない酸化である。

(3) 噴出による鐵損失、これはできるだけ下げたい。

(4) 脱磷中に Fe が直接もえる煙狀鐵損失、これはコンバーターガスが急速に濃褐色になることに相當する。

この中第3及び4をまとめて「衝風損失」と呼んでいるが、全損失の殘餘項として計算されるから測定、秤量誤差も含まれている。殊にこの第4については二、三文獻もあるが、2~3% 或は 2% とも言われていて他の損失も混入し信頼のおける値ではない。成分バランス上は無視出来るほど小さいとしても、その正確な決定は意義のあることと思われる。

即ち煙狀粒子の總數： $N_{ges}$ 、時間  $t$  における粒子數： $N$ 、及び排ガス速度： $v$  とすれば

$$N_{ges} = \int_{Utergang}^{Ende} N(t) v(t)$$

この粒子は電子顯微鏡で調べると、基地の中に眞珠の紐のように並び、Weiss-Heisenberg 域の  $\gamma$ - $Fe_2O_3$  から成つている。平均直徑は  $55m\mu$  ( $10\sim 100m\mu$ )、變動率 = 0.3 となつた。この  $N(t)$  の決定は光學的に行い、コンバーター煙による光の屈折にコロイド理論を適用して時間變化を求めた。

又風量を測定して  $v$  に換算し、 $180cm/s$  とした。かくして、 $N_{ges} = 1.5 \cdot 10^{10}$  となり、排ガス中の粒子の密度は單位容積について  $6.75 \cdot 10^3$  gr  $Fe_2O_3$  と計算された。従つて Fe に換算して 0.02% の損失に相當している。この方法は Fe の蒸氣壓を計算して文献と較べても正當なことが豫想されよう。(松下 幸雄)

**新型轉爐** (The Iron and Coal Trade Review  
December 21, 1951, 1355)

轉爐に空氣の代りに全面的に酸素を使用する新型轉爐が Linz の Voest Works で發達した。これには普通に見られる羽口或は爐に作りつけのノズルの様なものは使用されず、爐體から完全に分離した水冷式のジェットから酸素が供給され、このジェットは爐の口から出し入れが出来、爐體は熔銑鍋から改造された一種の取鍋で、これが運搬用台車の上にのせられて居り適當な位置で湯を受けた後煙塵抜きフードの下に移動され酸素ノズルが爐の口から入れられその先端を湯面上數吋の所において吹鍊が行われる。吹鍊後ノズルは引き出され爐は湯出し場に移動され傾けて湯出しが行われる。以上の如く酸素供給装置が爐から分離しているので湯受並湯出し中に蒙るノズルやホース並に水冷装置の破損を防止し得又吹鍊中酸素が湯にブツかる個所を爐壁から出来るだけ遠くに引離すことが出来るので爐のライ=イングの損耗を防

ぐことが出来る。本爐に就いては 15t の熔銑がドロマイト張りの爐で直徑 25mm の水冷式酸素ノズルで吹鍊されると云うのみでその所要酸素量、量並に吹鍊に要した時間等に就いての詳細は不幸にして一切報告されていない。しかし所要酸素量は理論的所要量に非常に近く大體屯當り  $50\sim 60m^3$  で、又之には普通の轉爐では取扱うことの出来ないその成分 C 3.6~4.0%, Mn 2.0~4.0 Si 0.4~1.0, P 0.1~0.15, S 0.03~0.05 なる銑鐵が用いられると云うことである。本法は混銑爐の設備を有し相當大量の熔銑を取扱う製鋼工場で、受入熔銑の一部を半精鍊してこれを混銑爐に入れ熔銑の Si 及 P の平均含有量を一部稀釋に依り、一部は半吹鍊銑中に含有される相當量の酸素に依る酸化に依り減少させる爲に應用されるのが良いのではないかと考えられる(秋元 信一)

**鐵の熱力學的函數** (L. S. Darken and R. P. Smith: Ind. Eng. Chem. 43, (1951) 1815~20)

冶金學を熱力學的に取扱うためには、純粹成分の熱力學的諸函數が必要である。これ迄發表されている鐵の熱力學的函數の値を検討して合理的な値を與えるため、その測定方法、正確度をしらべ、又熱力學的に考察して、これに適合する様に數値を選択した。即ち、體心立方 ( $\alpha$ ,  $\delta$ ) 及面心立方 ( $\gamma$ ) の鐵に對しては  $298\sim 2000^\circ K$  迄、液體の鐵に對しては  $1300\sim 2000^\circ K$  迄の 1 氣壓に於ける比熱エンタルピー及自由エネルギー函數を示した。

先づ變態の轉移溫度を検討し  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  の平衡溫度として  $910^\circ C$ ,  $\gamma \rightleftharpoons \delta$   $1400^\circ C$ ,  $\delta \rightleftharpoons l$   $1539^\circ C$  をとつた。次に

$$\frac{\Delta F}{1673} - \frac{\Delta F}{1183} = \int_{1183}^{1673} \Delta H \frac{d}{dT} \left( \frac{1}{T} \right) = 0$$

の關係があるから、 $(H^\alpha - H^\gamma)$  對  $\frac{1}{T}$  を圖示して、この條件に合う様に實測値をえらんだ。かくして轉移熱及熔融熱として、夫々の平衡溫度に於て  $\alpha \rightarrow \gamma$  215cal/gr. atom  $\gamma \rightarrow \delta$  165cal/gr. atom  $\delta \rightarrow l$  3670cal/gr. atom を得た。又、 $\Delta H^{\alpha \rightarrow \gamma}$  對溫度を圖示して、この傾斜から

$$-\int \Delta C_p^{\alpha \rightarrow \gamma} dT = \Delta H_{1183-13}^{\alpha \rightarrow \gamma} + \Delta H_{1673-16}^{\gamma \rightarrow \delta} = 380cal/gr. atom$$

なることを考慮して各溫度に於ける  $\Delta C_p^{\alpha \rightarrow \gamma}$  の値を得た。

$$\text{次に } C_p \text{ 對 } \log T \text{ を圖示して } \int_0^{1315} \Delta C_p^{\alpha \rightarrow \gamma} d \ln T = 0$$

の條件に合う様に  $C_p^\alpha$ ,  $C_p^\gamma$ ,  $C_p^\delta$  の値をえらんだ。 $C_p^\alpha$  と溫度の關係は複雑である。 $C_p^\gamma$  は次の關係で表わされる。

$$C_p^\gamma = 5.80 + 0.001933 T$$

$C_p^{\delta}$  は  $C_p^{\alpha}$  對温度の關係の延長によつてのつている。

又  $C_p^{\delta} = 10.49$  となつた。

各温度における比熱の値、及 910°, 1400° 及 1539°C に於ける轉移熱及熔融熱から常法によつてエンタルピーの値が得られた。

自由エネルギー函数  $-\frac{F^0 - H_0^0}{T}$  は Simpson の法則によつて

$$\frac{F^0 - H_0^0}{T} = 2 \int \frac{H^0 - H_0^0}{T^2} dT^{\frac{1}{2}}$$

の關係から計算された。(中村 正十)

### 鐵及鋼の性質・物理冶金

鋼中の錫と銅 (S. L. Gertsman, H. P. Tardif: Iron Age, Feb., 14, 1952 136~140)

高温加工で表面龜裂を生じた鋼は Cu と Sn の高いことがある。Cu の影響に就ては文献があるが、Sn の作用に就ては殆ど研究されていない。著者は 50lb 高周波電氣爐で Sn と Cu の含有量を種々に變更した鋼を熔製し、50% の高温加工後 1650°F で焼鈍し 3×1/2×3/4in の屈曲試験棒を削出した。燃料からの S の吸収を防ぐため電氣マツフル爐で加熱し 1/2in の面で屈曲した。屈曲後縦斷して顯微鏡で龜裂の深さを測定した。

先づ 1825°F で 2 時間アルゴン中で加熱して屈曲した Sn 0.547% 及び 1.00% の試料が高温脆性で破壊に至つたが、これ等を含む全試料に龜裂は認められなかつた。従つて酸化しなければ表面龜裂は起らないことが判つた。

次に Sn 0.28% のチャージから 3 個の試験片を削出し、中 2 個は 1825°F、1 個は 2300°F に夫々 4 時間加熱した。1825°F に加熱したものの中 1 個は 2 時間後に一旦スケールを除去して酸化を促進した。加熱後表層から 0.005in 毎に削粉を採取して分析した結果は第 1 表の如く、Sn は表面に濃化して Sn スキンを生じていた。途中でスケールを除いたものが最も甚しかつた。

表面龜裂の實驗は、1825°F 及び 2300°F で行つたが結果は第 2 表の如く 1825°F の方が龜裂は深く、Sn 0.28~0.54% の間で遂に破壊するに至つた。

Cu を單獨で添加した場合に就ても實驗したが、1825°F では全然龜裂を生ぜず、2300°F では甚しく龜裂を生じた。

Cu と Sn の共存する場合を 1825°F で實驗したが、結果は第 3 表の如く共存により害は助長される。

尙龜裂の深さは加熱時間の増す程深くなるがその度合

は次第に緩かになる。これはスケールが酸化を妨げるためである。(堀川 一男)

第 1 表 加熱後の Sn の濃化 (Sn%)

表面からの距離	2300°F	1825°F	1825°F
			(一旦スケール除去)
0.005in	0.43%	0.45%	0.92%
0.010"	0.45"	0.30"	0.95"
0.015"	0.34"	0.30"	0.55"

第 2 表 Sn が龜裂深さに及ぼす影響

Sn (%)	1825°F	2300°F
0.011	—	—
0.028	—	—
0.049	0.11mm	0.07mm
0.067	0.12"	0.08"
0.090	0.25"	0.10"
0.280	0.32"	0.13"
0.540	破 斷	0.37"
1.000	破 斷	破 斷

第 3 表 Sn と Cu 共存の龜裂深さに及ぼす影響

Sn (%)	Cu (%)	龜裂深さの平均	龜裂深さの最大
0.09	0.20	0.18mm	0.33mm
"	0.30	0.28"	0.41"
"	0.45	0.30"	0.53"
"	0.68	0.43"	2.80"
0.043	0.30	0.23"	0.41"
0.065	"	0.25"	0.41"
0.076	"	0.33"	0.56"
0.103	"	0.36"	0.76"

### 航空用ジェット・エンジンとターボ・スーパーチャージャーに於ける高温の諸問題

(R. B. Johnson; Metal Progress, 59, No. 4 (1951) 503)

本報告は航空機用ジェット・エンジンやターボ・スーパーチャージャーの進歩の際に高温合金が遭遇する諸問題を冶金學の立場から論じたものである。是等の各部分として、Combustion chamber liner, nozzle diaphragm, turbine bucket, tail cone (以上ジェットエンジン用) 及び nozzle box, nozzle diaphragm, turbine wheel, turbine bucket 以上スーパー・チャージャー用) に就いて詳細な説明をしている。先づ初に是等の各部分が稼動中にさらされる温度範囲を示し、次に各部分について温度應力等の加わる状況と材料との關係に觸れている。

Combustion Chamber Liner に就いては破壊の原因は熱の不均一と非常な高温になる部分のあること、壓力の不均一等が主なる原因であり、熱傳導を高めることも必ずしも Liner の壽命を延ばすことにはならない。此

の分野での改善は材料面よりも設計面で行われるべきだと述べている。

ジェット・エンジンの Diaphragm Partition は前記の Combustion Chamber Liner に次いで高温にさらされる部分であり、機構が不良であると急熱急冷を繰り返す結果となるので、此の種の試験が必要である。材料としては 0.20~0.35% C の Vitalium (Cr-Mo-Co) が最適である。

Turbo Super Nozzle Diaphragm は Nozzle box 中で一番大きな応力が加はる部分であり 25~20(Cr-Ni) 合金が考えられて来たが  $\sigma$  相の生成が行はれ易く C を 0.15% 位にしてこれを防いでいる。

ターボ・スーパーチャージャー及びジェット・エンジンの Wheel としては、鍛造が至難であり内部缺陷や、延性の少いこと等の缺點が起り易い。この試験は破壊によらない X 線や超音波試験が行われるようになった。Wheel では中心を熱処理合金で造り、縁を Timken 16-25-6 合金で造つて熔接して用いて、ディスクの直径の増大と戦略資源の節約を計つた。

一方製造中の熔解、壓延、鍛造、熱処理等の過程に於いても種々の注意を拂うべきを記し、大部分の高温合金は 1200~1500°F で延性が低くなるから、鍛造者及び使用者共に留意すべきであると述べている。

最後にジェット・エンジンの Tail Cone については良質の材料は確に壽命を延ばすが、眞の解決は設計の改良にあると結んでいる。(浅野榮一郎)

高温用焼結材料 (Iron Age, 164, No.24 (1949) 48)

1800°F 或は夫以上の高温に於いて、高抗張力と耐ク

リーブ性の點で高温合金より優れたものとして National Bureau of Standard が指定した焼結材料の最近の結果を示したものである。此等の焼結材料はジェット・エンジン及びガス・タービン等に用いられるものである。

設計上の温度が既知の合金の許容範囲以上となつて来た最近の實情により、酸化物、シリケート、カーバイド等の非金属化合物の研究が促進されて来たわけである。

これに關する四つの試験法の内、初の二つは段階試験と呼ばれるもので、各應力と温度との組合せで 160 時間持続して行ふ。次に應力か温度かの何れかを増大させて合計 109 のテストを破壊迄行ふのである。抗張力は 1900°F を越えると急に下り、クリーブ抵抗も温度が 1800°F から 1900°F になると急減する。かような試験に於ける一般のデータと其の傾向について述べている。

第一表は National Bureau of Standard が四種の焼結材料について破壊試験を行つた結果である。

(浅野榮一郎)

第 1 表

Stress-Temperature Data on Four High-Strength Ceramic Bodies				
Temp (°F)	Maximum Stress (psi) National Bureau of Standard's Ceramic Bodies			
	No.358	No.353	No.151	No.4811C
1500°	13,000	13,000	12,000	14,000
1700°	14,000	13,000	13,000	14,000
1800°	17,000	18,000	18,000	18,000
1900°	8,000	4,000	15,000	16,000
2100°				6,000

### 抄録募集

抄録原稿の手持が手薄となりましたので奮つて御寄稿下さい。(400字詰原稿用紙、一題につき三枚以内)採用の分には薄謝を呈します。