

## 抄 録

## — 耐火物 —

## マグネシア耐火物の鑛物組成とその特性の関係

(A. S. Berezhonof: Ogneupory, 16 [8] p. 364—75, 1951)

マグネシア耐火物の技術的諸性質はその成分と鉱物的組織に依つて決定せられる。MgO—MgO·Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>—2MgO·SiO<sub>2</sub>—2CaO·SiO<sub>2</sub>系の成分範囲では(1) CaO/SiO<sub>2</sub>が決定的重要性をもつ。(2) 珪酸塩の量は鉄酸塩の量と同様(3~5%を超えない範囲では)第二次的重要性しかない。(3) モンテセライト MgO·CrO·SiO<sub>2</sub> 珪酸二石灰 2CaO·SiO<sub>2</sub>の存在は望しくない。その訳は前者は耐火物の使用限界温度を下げるし後者は耐火物崩壊の原因となるからである。マグネシア煉瓦の CaO/SiO<sub>2</sub>が分子比で約2位にあるときは 2CaO·SiO<sub>2</sub>が出来てβ→γ転移を起すから之を防止するために硼酸塩か磷酸塩を少し混ぜておく必要がある。此の崩壊はクリンカーをシンターさせた位では防止出来ない。然し SiO<sub>2</sub>の微粉を適量加えて 2CaO·SiO<sub>2</sub>をつくらせない様にしておけば崩壊は起らない。(4) マグネシアクリンカーをシンターさせ易くするには鉄酸塩特に鉄酸二石灰 2CaO·Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>をつくるようにしておくといふ。鉄酸塩が相当にあつても珪酸塩の量が多いとシンターしにくくなる。鉄酸塩をつくるようにするとマグネシア煉瓦の焼成温度をひき下げる事が出来るが酸化還元を急激に操返す様な処へ使用するマグネシア耐火物には鉄分を多くすることは出来ぬ。(5) マグネシア耐火物中の遊離石灰は色々な点で害をなす。(6) ロータリーキルンで焼成されたマグネシアクリンカーは石炭の灰がかぶさつているために荷重軟化点がひくゝてきられる。然し之は石炭を使用しないで重油で焼成するかマグネシア煉瓦を窯詰めするとき煉瓦を余り高くつんで焼かぬようにしさえすれば問題ではない。(三輪基治)

## 工業的規模の鹽基性誘導爐にクロマグを内張した結果

(M. G. Trofinov, T. B. Tatarskaya: Ogneupory, 16 [8] p. 354—63 1951)

1.4t 容量の高周波誘導爐にクロマグを用いた結果である。(1) クロマグ 96%+螢石 4% (2) クロマグ 98%

+螢石 2% (3) 焼成マグネシア 98%+螢石 2%の三様の内張を行う。此の中で(2)が一番成績がよかつた。クロマグの品質は詳しくかいていないが天井用のものであつた。炉の寿命は 36 回 46 回 56 回で、まだ伸びる見込である。エアラムマーを用いて出来るだけ緻密なライニングをつくるようにする事がスポーリングにつよくクラックを起させない所以である。マグネシア単味のものはいつも成績がよくなかつた。(三輪基治)

## 微粉珪石を用いた骸炭爐用珪石煉瓦

(I. E. Koisman: Ogneupory, 16 [8] p. 343—47, 1951)

チューブミルで 0.088 mm 以下が 85~96% になる位によく粉砕した原料単味と之に 10~12% の珪砂をまぜた原料とで二色の珪石煉瓦をつくつた。製造成績は後者の方がよかつた。トンネルキルン使用焼成時間 53 時間焼成温度 1410°C, 成分 SiO<sub>2</sub>=94.4~94.53%, R<sub>2</sub>O<sub>3</sub>=2.84~2.36%, CaO=2.69~2.62%, 荷重軟化点 T<sub>1</sub>T<sub>2</sub>=1640~1650°C 融点=1700~1710°C 表面は極めて平滑形状寸法は極めて正確、転移珪酸=全珪酸の 55%。(三輪基治)

## 熔融金属アルミニウムの珪酸アルミニウム煉瓦に対する作用

(K. J. Brondyke: Jour. Amer. Cer. Soc. Vol. 36 No. 5 p. 171—174, 1953)

珪酸アルミニウム煉瓦の上で金属アルミニウムを溶かしたときの報告である。アルミニウムは煉瓦の表面に附着して流れ、煉瓦中へ滲み込み非常に硬い緻密な煉瓦層となる。珪酸分 60% 位の煉瓦では平方呎当り 40 封度のアルミニウムが滲み込む。その深さは 9 時に達する。煉瓦壁の表面の附着物は非常にかたくくつついている。熔融アルミニウムは煉瓦中の珪酸分と作用して自らは Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> となり Si を遊離させる。その為にアルミニウム浴の純度をおとし特に Si をきらう合金の場合には困つた問題となる。SiO<sub>2</sub> 54% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 45% の A 煉瓦と SiO<sub>2</sub> 35% Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 64% の B 煉瓦を 1600°F で 300 時間 4 1/2 × 9 1/2 × 1 1/2 位の凹みにアルミニウムを入れてとけ込んだ Si をはかつた処 A で 21%, B で 12% であつた。煉瓦侵蝕の速度は煉瓦の気孔とか耐火度とか使用原料とかとは必しも一定した関係はないようであつた。アルミニ

ウムの滲透度は温度が上る程深くなる即ち 1500°F での滲入度は A 煉瓦は 10/16 吋 B 煉瓦では 8/16 吋に達した。但し A 煉瓦は Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 40% B 煉瓦は Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> で 60% で測定時間は 72 時間であつた。1600°F になると滲入度が A では 13/16 吋 B では 10/16 吋となつた。  
(三輪基治)

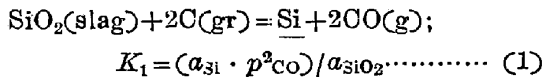
— 銑鐵の製造 —

溶鑄爐スラッグに於ける Si の還元

(J. C. Fulton, N. J. Grant and J. Chipman: J. Metals, 5 (1953) 185)

従来の研究に依り溶鑄爐スラッグの SiO<sub>2</sub> の還元は脱硫反応の速度に非常な影響を持つことが明らかにされて居り、溶鑄爐に於ける脱硫速度を理論的に論ずる場合には、Si について平衡状態にあるような系を取り上げなければならない。このような研究への準備として Si のスラッグ—溶銑への分配平衡の実験を行つた。

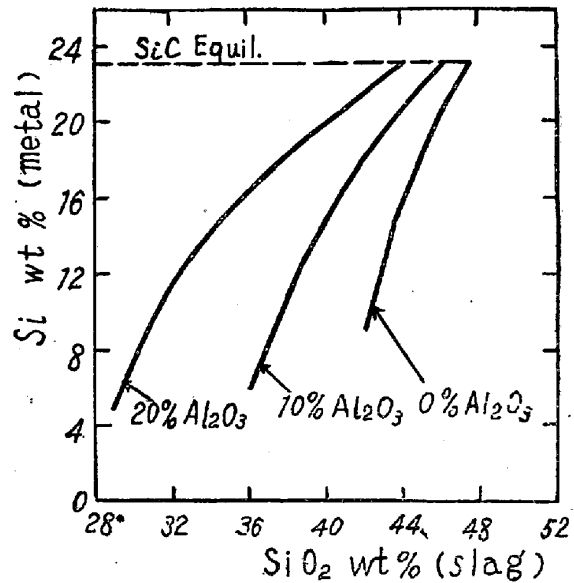
黒鉛坩堝中でスラッグ (CaO—SiO<sub>2</sub> 系, CaO—SiO<sub>2</sub>—Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系) と Fe—C—Si 合金 (C 飽和) を CO (p<sub>CO</sub> = 1 気圧) の雰囲気中で溶解し平衡値を決定した。実験温度としては 1600°C を選んだ。Si 還元反応を速進させるために黒鉛棒で液を攪拌した。化学反応は次の式で表わされる。



スラッグが CaO—SiO<sub>2</sub> 系の場合には本系の自由度は 3 であつて、この場合 p<sub>CO</sub> = 1 気圧、温度は 1600°C であるから、Si の濃度が与えられれば系の平衡状態は規定されることになる。CaO—SiO<sub>2</sub>—Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系では p<sub>CO</sub>, 温度、Si の濃度の他にスラッグ中の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の濃度が与えられれば平衡状態は規定される。SiO<sub>2</sub> の還元及び Si の酸化の速度は非常に遅く、液の攪拌を行つても平衡状態に達するには 8~24 時間かかる。SiO<sub>2</sub> の実験濃度範囲は次の二つの点で制限される。

- (a) SiO<sub>2</sub> の下限; 2CaO · SiO<sub>2</sub> 飽和の液相線の組成 (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 0, 10, 20% の場合夫々 SiO<sub>2</sub> 42, 36, 26%)
- (b) SiO<sub>2</sub> の上限; Si + C(gr) = SiC(solid) に依つて SiC が生成されるよるになる SiO<sub>2</sub> の濃度 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 0%, 10%, 20% の場合について、SiO<sub>2</sub>% と Si% の関係として図のような結果が得られた。

Si% が与えられれば a<sub>Si</sub> と定まり、又 p<sub>CO</sub> = 1 気圧であるから、(1) 式から明らかな通り、Si% が一定であるような合金と平衡するスラッグの SiO<sub>2</sub> の活量は一定である。結果から SiO<sub>2</sub> の活量に関して次のことが導び



かれる。

(a) SiO<sub>2</sub>% 一定の場合には SiO<sub>2</sub> の活量は Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の増加と共に増加し、CaO の増加と共に減少する。

(b) SiO<sub>2</sub> の活量は CaO/SiO<sub>2</sub> = 55/45 の場合に Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 又は他の成分変数に無関係であり、CaO/SiO<sub>2</sub> がこれよりも低い場合には Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を加えることに依り減少し、高い場合に増加する。これは Chang 及び Dergah の起電力測定から求められた結果とは一致していない。

最後に 沢村教授の CaO—SiO<sub>2</sub>—Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 系スラッグ (Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 10%)—溶銑間平衡に関する研究結果に言及している。  
(森 一美)

— 鋼の製造 —

Cr-鋼溶解におけるメタルの酸化

(D. C. Hilty, G. W. Healy & Walter Crafts: J. Metals, 5 (1953) 5, 649)

Cr-鋼を溶解又は精錬して C を下げる時には、Fe, Cr, Mn も相当の酸化損失を伴う。この事は Crafts & Rossbach が研究しているが、装入メタル中の Cr 量については検討していない。

溶鋼中、Cr と C の関係は Crafts & Rossbach が、K = %Cr/%C; log K = -15200/T + 9.46 なる関係を与えているが、これは %C → 0 の時に %Cr → 0 にならねばならぬ事になり不合理である。Chipman & Chen の研究から低 Cr の時には、K' = %Cr/(%C)<sup>2</sup>; log K' = -21,250/T + 13.88 なる関係で得られるから。(但しここで C は 1 気圧の CO ガスと仮定されている) この式を基にし、低 Cr から高 Cr まで Cr-C と温度の関係が定められる。

Mn の影響については、電弧炉で酸素吹精を行つた結果より見ると、酸化期後酸化された (Cr+Mn)% は同条件の下で Mn を含まぬ場合の操業後の酸化 Cr% に等しい。Cr と Mn の脱酸力が似ている事は Hilty & Crafts, Chen & Chipman の研究から認められる處であり、両者の酸化物の生成熱が略等しいからである。

スラッグ中の  $(\%Cr + \%Mn) / (\%Fe)$  に対するメタル成分の影響は Crafts & Rossbach が電弧炉 (2000lbs, MgO 内張) を用い、Cr, Ni を種々に含有するメタルを溶解した時のデータに依れば、溶落後酸素吹精により目的 C 量を C を下げる際、スラッグとメタルの間には  $\log(\%Cr + \%Mn) / (\%Fe)$  in slag =  $0.812 \log[\%Cr + \%Mn] / [\%Fe]$  in metal +  $1.238$  という顕著な関係を認め得る。このことから、スラッグ中の Cr%/Fe% はメタル中のそれによつて定まり、C には左右される事は殆んどない。

この関係はメタル酸化量の計算を簡単化する。この計算の結果酸化された (Cr+Mn+Fe) の量は装入量 1ton 当り

$$\text{Lb}(\text{Cr} + \text{Mn} + \text{Fe}) = 2000 \frac{(\text{Cr}_1 + \text{Mn}_1) - (\text{Cr}_2 + \text{Mn}_2)}{1 + S} - (\text{Cr}_2 + \text{Mn}_2)$$

である。こゝに添字 "1" は装入, "2" は酸化期後の鋼浴中の成分量なる事を示し、 $S = \frac{\%Cr + \%Mn}{\%Fe}$  in slag である。

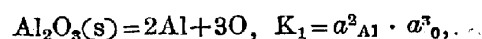
この式と Cr—C, 温度の関係から C; 0.015, 0.05 なる装入メタル中、種々の Cr 含量におけるメタルの酸化量を計算している。その結果から見ると極低碳素鋼を高 Cr スクラップから溶解、精錬する時のメタルの酸化損失を防ぐには通常の製鋼炉の耐熱性以上の高温が必要であるから Cr—C の量を調節し、炉の許す限り高温操業が望まれる。  
(新実稔生)

### 熔鉄中の Al—O 平衡

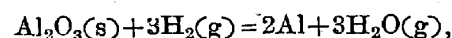
[N.A. Gokcen, J. Chipman: J. metals, 5 (1953) 173]

熔鉄中の Al—O 平衡については従来二、三の実測値が提出されているが、平衡状態に於ける Al 及び O の濃度が非常に低いために正確なる分析値を求めることが困難であり、従来の結果はまちまちであつた。本研究は純粋なアルミナ坩堝中に Al を含む鉄を  $H_2-H_2O$  混合ガス雰囲気中で熔かし、平衡値を求めたものである。熔鉄中の Al, O をなるべく多く保持し、分析誤差をなるべく小さくするために、かなり高い温度、即ち 1695°, 1760° 及び 1866°C で実験を行つた。反応式は次の式

で示される。

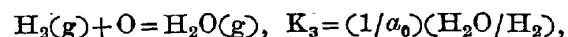


$$K'_1 = [\%Al]^2 [\%O]^3 \dots \dots \dots [1]$$



$$K_2 = a_{\text{Al}}^2 (\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2)^3,$$

$$K'_2 = [\%Al]^2 (\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2)^3 \dots \dots \dots [2]$$



$$K'_3 = (1/[\%O]) (\text{H}_2\text{O}/\text{H}_2) \dots \dots \dots [3]$$

実測値に基づいて本系の熱力学的挙動を次の 4 段階に分けて考察した。

#### (a) 酸素

$\log K'_3$  は Al の濃度の増加と共に増加する。これは O の活量係数が Al の濃度に影響されることを示すものであり、この関係は次の式に依り表わすことが出来る。

$$\log f_{\text{O}} = e_{\text{O}}^{(\text{Al})} [\%Al] \dots \dots \dots [4]$$

#### (b) Al と O の相互作用

C. Wagner (Thermodynamics of Alloys. (1952) p. 51~53) の求めた熱力学的関係式を用い、Al, O の濃度が非常に低い場合について、次の式が導びかれた。

$$\log K_1 = \log K'_1 + 3e_{\text{O}}^{(\text{Al})} (1.12[\%O] + [\%Al]) \dots [5]$$

この式を用いても  $e_{\text{O}}^{(\text{Al})}$  の値が求められた。前項 (a) で求めた値をも併せて平均し、酸素の活量係数に対する Al の影響を示す  $e_{\text{O}}^{(\text{Al})}$  の値として、-12 (1600°C), -9 (1695°C), -7.0 (1760°C) 及び -3.6 (1866°C) を得た。更に Al の活量係数に対する酸素の影響を示す  $e_{\text{Al}}^{(\text{O})} = \log f_{\text{Al}} / [\%O]$  の値として -20 (1600°C), -15 (1695°C), -12 (1700°C) 及び -6.0 (1866°C) が得られた。Al, V, Cr 三元素の  $f_{\text{O}}$  に及ぼす影響の大小順序はそれらの元素の脱酸力の強弱の順序と一致していることが明らかとなつた。

#### (c) 溶鉄中の Al

$\log K'_2$  は酸素濃度の増加と共に幾分増加している。 $[\%O] = 0$  に外挿した場合の  $\log K'_2$  の値、即ち  $\log K_2$  と  $1/T$  の関係は次の式で与えられる。

$$\log K_2 = -42,850/T + 10.37 \dots \dots \dots [6]$$

#### (d) 脱酸平衡恒数

Al に依る脱酸反応の平衡恒数と  $1/T$  の関係は "Basic Open Hearth Steelmaking (1951) p. 672" に示されている計算値と大体一致している。然しながら、本実験結果から新しくその関係式を求めることは実験の精度が十分でないため困難であり、現在のところ前記文献の式をそのまま採用した。即ち

$$K_1 = a_{\text{Al}}^2 \cdot a_{\text{O}}^3; \quad \log K_1 = -64,000/T + 20.48 \dots [7]$$

最後に [%Al] と [%O] の関係を算出し、従来の結果と併せ図示した。  
(森 一美)

### — 鋼の性質及物理冶金 —

#### 低温度における鐵の結晶間破面と双晶

(J. R. Low, Jr. and R. G. Feustel: Acta Metallurgica Vol. 1, No. 2. Mar. 1953. pp. 185~192)

少量の炭素が低温度における鐵の延性と破面の様子に強く影響することが見出されている。炭素0.03~0.05%を含む鉄は -195°C (液体窒素中で) において、拡張力試験を受ける時には、結晶貫通劈開によつて、非常な延性と破面をあらわす。この同じ材料が、水中を気泡として、通過させた水素によつて、脱炭をすると、-195°C で完全に脆くなり、結晶劈開で、破面を生ずる。さらにこれを復炭すると、脱炭が不完全の場合には、常温における性質に影響を及ぼさず、-195°C において、結晶間破面と脆性を示す、けれども、破面の低温延性と結晶貫通の様子は同質化によつて回復される。

これらの結果は、多結晶鉄における粒界が、低劈開力の表面であり、これらの劈開に対する抵抗が、少量の炭素の添加によつて、非常に増加されることが示される。

鉄の低温脆性は、低温度における変形双晶の形成によつて、生ぜしめられることが言われた。

この研究の過程においてつくられた脱炭および炭化される鉄の双晶生成の多くを観察することにより、双晶生成は二次現象であつて、低温脆性の原因としては認められないことを示すことが考えられる。

この実験の材料は C 0.03~0.05, N 0.003~0.004, O 0.015~0.020% の鋼板であり、これを 0.2 in 巾の、縁の間は 1 1/4" の試料にした。

破面の様子におよぼす炭素の影響の実験を記すと、ある組の試料は 700°C で脱炭された。それから -195°C で検査された。1.75 時間、それ以上の時間脱炭したものは、脆いことが見出され、破面の様子は主に結晶間劈開であつた。以上の短時間脱炭して、常温検査したものは、炭素が全部脱炭されていないことを示して、なお強い降伏点を示した。1.75 時間脱炭して、700°C で 2 時間真空焼鈍したものは -195°C で、もとの延性を回復した。そして破面は主に結晶貫通劈開の様子を示した。さらに長時間 700°C で 10 時間脱炭し、700°C で、24 時間まで、真空焼鈍処理したものは、延性回復ができなかつたし、試料は -195°C で脆つた。

この研究で用いられたすべての材料は相当量の酸素を

含み、その酸素が粒界破面を起こしたから、炭素の影響についての本研究は、酸素を含む鉄にのみ適用される。

この問題は本質的に酸素のない (0.001% 以下) 鉄を用いる実験によつて回答されるであろう。しかし酸素は二次的重要さであり、粒界破面は鉄の炭素量が十分に減少された時にのみ観察される。

どれだけ炭素が減少さるべきかは、現在の炭素分析法は約 0.002% 以下の変化をみとめることが出来ないから量的に言うことができない。けれども粒界破面をさけるために必要な最低炭素量はこの値よりも、はるかに少いと考えられる。例えば、これらの非常に低炭素鉄における炭素の大部分が粒界にあると仮定すれば 0.0005% ほどの少量が、これらの部分の高濃度を与えるのに充分であろう。

この観点から、鉄の酸素量の増加は、粒界破面への傾向は酸素の特別の影響だけでなく、現在の分析法では、みとめられないような減少の範囲の炭素量の減少に帰せられるのである。  
(川村信一)

#### 熔融亜鉛による鋼の應力割れの生成

(Wilhelm Rödiker: Stahl u. Eisen. 1953. 73, 10. S. 654~658)

鋼は微量の熔融金属を含むことによつて加工の際に赤熱脆性を生ずる。この問題は熔融亜鉛鍍金槽の亀裂の原因とも関係があり、作業的にも重要である。

亜鉛槽には古くからアームコ鉄が推奨されており、大容量の槽には期間強度の高いリムドポイラ用軟鋼板を使用している。これらの鋼種の他にキルドポイラ用鋼板、Cu-Ni 鋼及び 18-8 Cr-Ni 鋼について試験した。後者の鋼種は実際には使用されていないが、熱間強度の高いこと及び未だ試験されたことがないので試験に加えたものである。予備試験として熔融亜鉛槽内で帯鋼の繰返し曲げ試験を行い、曲げ回数によつて亜鉛の有害な影響を確めた。然しこの曲げ回数は熔融亜鉛中で長時間継続して応力を受ける場合の性質を明かにするものではない。そこで U 字型の試験片 (断面 10mm 角、内側半径 15mm、高さ 60mm、両脚間距離 30mm) を亜鉛浴中で両脚間距離が 0.1 mm/min 減少する程度の速さで曲げ試験を行つた。U 字型の頭部に各種のノッチを附した試験片についても試験した。この試験により温度範囲 425~500°C に於ても熔融亜鉛により粒界亀裂を生ずるが、或る程度の応力には有害な疵がなければ耐え得ることが確められた。然しノッチ底の応力を求めることが困難であるから、亀裂を生ずる応力の程度はこの方法では決定出来ない。この為に熔融鉛中で引張試験を行い、十

分に高い応力では極めて短時間に亀裂を生成することが認められた。

次に時間の影響に注目し、抗張力より遙かに低い荷重を熔融亜鉛中で掛けて、亜鉛浴温度、荷重及び寿命時間の関係を調査した。この結果温度が 475°C から 500°C に上昇すると同じ荷重で寿命が約 1/10 にも減少することが認められた。425~475°C の温度範囲では、亜鉛浴温度の影響はこれ程著しくはなかつた。亜鉛浴温度が一定の場合、寿命時間と応力の対数との間には直線的関係が認められた。試験は応力範囲 10~50 kg/mm<sup>2</sup>、寿命時間約 60h 以内について行つたが、この条件下では Cu-Ni 鋼及び Cr-Ni 鋼が最も良好な成績を示し、次にボイラ用キルド及びリムド鋼、アームコ鉄の順であつた。更に応力を低くし、長時間の試験を行つた結果は、亜鉛が完全にドロスとなり、ドロスの融点は 500°C 以上であるから粒界脆性を示さず、寿命時間は著しく増大し目的を達しなかつた。

これらの試験により、実際作業に於ては局部的な加熱は加速的に亀裂を生じることになるから避けなければならないことが明かにされた。(耳野 亨)

#### 鉄で飽和した熔融亜鉛による鐵の腐蝕

(Dietrich Horstmann: Stahl u. Eisen, 1953, 73, 10. S. 659~665)

軟鋼試料 (0.01% C, 0.002% Si, 0.008% Mn, 0.017% P, 0.033% S) の Fe で飽和した熔融亜鉛による侵蝕及び亜鉛鍍金層の組織について研究した。試験は温度範囲 430~550°C について、鍍金時間は 15~900 min の範囲で行つた。

先ず鍍金後 Fe-Zn 合金層を酸洗除去して試験片の減量を測定した。鉄の減量 mg/cm<sup>2</sup> は 490°C 以下及び 520°C 以上では抛物線的な時間関係が得られ、 $m^2 = a \cdot t$  ( $t$ : 時間,  $a$ : Fe 減量抛物線恒数) が成立し、495~515°C の温度範囲では直線的関係  $m = b \cdot t$  ( $b$ : Fe 減量直線恒数) が適用される。475°C 以下及び 530°C 以上では  $a$  と亜鉛浴温度との間には  $a = A \cdot e^{-B/T}$  ( $A, B$ : 材料による恒数,  $T$ : 絶対温度) が成立する。480~490°C 及び 520~530°C の温度範囲では  $a$  はこの式から計算した値よりも大きく、Fe 減量-時間関係は直線的関係に移行しつつあることを示している。又 Fe 減量恒数  $b$  は約 500°C で最高値を示す。

490°C 以下の温度で鍍金した場合、鍍金層には  $\delta_1$  及び  $\Gamma$  相が認められる。Zn で飽和した  $\alpha$  固溶体が存在する筈であるが実際には認められなかつた。530°C 以上の温度では  $\delta_1$  相は安定でないから、鍍金層には  $\Gamma$  と

$\delta_1$  のみが認められる。490~515°C で鍍金した場合には  $\Gamma$  層が認められなかつた。 $\Gamma$  及び  $\delta_1$  相の比重及び平均 Fe 含量と各層の厚さの測定値から、各層の Fe 含量を計算した。この結果  $\Gamma$  層中の Fe 含量は 490°C 以下及び 560°C 以上、又  $\delta_1$  層の Fe 含量は 490°C 以下で Fe 減量-時間関係の場合と同様、抛物線的な時間関係が得られた。

Fe-Zn 合金層による鉄の侵蝕は Fe 及び Zn 原子の拡散によつて支配され、拡散に最も長時間を要する層が全侵蝕の速度を決定する。Fe 減量恒数と  $\Gamma$  層中の Fe 含量恒数の温度関係は全く平行しており、 $\Gamma$  層中の拡散が侵蝕速度を決定することが認められた。480~490°C 及び 520~530°C の温度範囲では  $\delta_1$  層中に Zn の介在が認められる。この Zn の介在する位置では  $\delta_1$  相から  $\epsilon$  相への変化が急速に進行するので  $\delta_1$  層の厚さが薄くなり、従つて濃度勾配が激しくなる為  $\Gamma$  層も厚さが減少する。これが温度 - Fe 減量対数直線以上に Fe 減量が増大する原因である。495~515°C の温度範囲では新しく生成した  $\delta_1$  結晶が Zn 浴中に流れ去り、稠密な  $\delta_1$  層は時間が経過しても生長しない。従つて  $\Gamma$  相も生成せず、この温度範囲では Zn による侵蝕の時間的關係は直線的に著しく進行する。

以上に述べたように 490~530°C では Zn による鉄の侵蝕が激しいから、実際の鍍金作業では Zn 浴の温度がこの温度範囲にならないように注意すべきである。

(耳野 亨)

### — 非鐵金屬及合金 —

#### 珪素合金の實用價値

(Metal Progress Feb. 1953, p. 105)

珪素は酸素に次いで豊富存在し、地殻中に 27% もある。大低化合状態で、主として珪酸塩の形である。岩石の主要成分であり、金属でなく、Semi-conductor でダイヤモンド、Germanium によく似ている。特に電氣的には Negative Temp. Coeff である。主なる用途は製鋼脱酸剤で Cu, Al, Ni の合金要素となる。興味のある性質は整流結晶である。製法としては木炭還元、K-Fluo-silicate 還元、アルミニウム還元等にて純度の高い珪素を得ている。性質の主なるものは耐蝕性であり、1,000°F に加熱しても銀白色を呈し、安価なるため利用用途が多い。原子構造については確定でなく、Interpenetrating Face Centered Cubes と想像されている。又同質異像変が存在しない。最近 X 線の研究によると高純度珪素は 2,370°F まで Allotropic 変化なく、熔融点下、225°F に存在している。温度と格子定数との間には

直線変化関係がある。

温 度	32°F	86°F	1342°F	1638°F	1816°F	2080°F	2405°F
格子定数	5.4190 Å	5.4195 Å	5.4335 Å	5.4368 Å	5.4390 Å	5.4428 Å	5.4470 Å

電気抵抗は  $10^6$  Ohm-cm であるが他元素が混入すると急に減少し、又温度上昇でも減少する。高純度珪素は硝酸+弗化水素で腐蝕すると双晶組織をしているがこの発生原因は不明である。多分融液より冷却のときの膨脹によるものとされている。

珪素合金：珪素 (99.89%) 合金を作るときは粉状珪素 (30~80 目) を水素焰に Premelting して塊状にして後、アーク炉で目的通りとかして作る。この Premelting のとき“タングステン”極棒の W が珪素合金に進入するがこの不純物は  $W_{Si_2}$  となり判然と区別出来る。高珪素合金は次の特殊性がある。

- (1) Si(liq) に充分とける金属が甚だ多い。但 Bi, Pb, Ta, Zn, Cd, In を除く。
- (2) Si 中に Solid Solution Measurement なきもの：Germanium。
- (3) アルカリ、及アルカリ土金属並 Cu は Silicides を作る。
- (4) 合金中では Si は凝固点は Depress される。特に第三元素を加えると非常に低下する。

先ず Si と平衡を保っている Silicides は massive な組織をしている又幾分 Duplex coring 組織を有している。

これは Silicide が limit range 以上に変化し得る成分結合のあるためだと説明している。次に Eutectic degeneration の現象もある。Al+Si 合金では Al 側には Si の固溶はあるが Si 側には Al の固溶はない即 Silicide を作らぬ好例である。同様 Ag-Si, Si-Tin。大抵の高珪素合金は Silicide と Si の組織が存在しているが Disilicide 以上の存在は認められていない。Ti-Si 合金では 10% Ti で共晶と珪素初晶とがあるし、22% Ti では理想的共晶を示している。Si-V 合金では Degenerate 共晶中に 17% V 合金は Disilicide ( $V_{Si_2}$ ) を示していて、非常に脆いものである。Si-Mn 合金で 50% Si で特殊組織を示して丁度“ノイマン”線に似た平行線を多数発見される。

一般珪素合金は純珪素よりは軟かいが常温にて靱性のあるほどの軟さでない。

Knoop (300 Gr)  $Ni \cdot Si = 550$ ,  $Mo \cdot Si = 1300$ ,  $V_3Si = 1300$  & more.

ある研究者は瓦斯状より得た、ある Silicide は靱性の

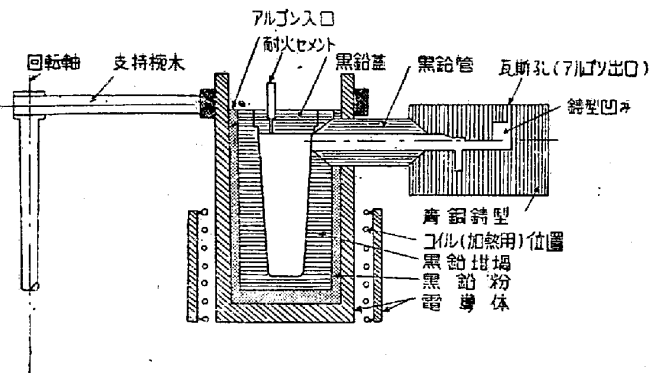
あることを暗示しているが Cast Silicide であてはまらぬ。ただ珪素, Silicide は高温になるにつれて硬度減少するが塑性変形かどうか不明である。上述のことを要約すると、珪素は安価で、低比重、耐蝕性であるにかゝらず工業材料として用いられないのはダイヤモンド組織の脆性のためである。その上高珪素合金は二相となり主組成に脆い珪素が表われるからである。Disilicate は高珪素合金でもなければ靱性もない、又金属格子に変態せしめる見通しもない。(大西信三郎)

### チタニウム鑄物の遠心鑄造法

(O. W. Simmons, R. E. Edelman, H. Markus: Metal Progress, 1953, March, 72)

チタニウムと其合金の優秀性が評価される様になつて以来各分野で使用されている普通の金属に置換される事が一般の関心事となつて来ている。チタニウムは軽く、延性、強度を持ち、耐蝕性のある上に 75~800°F 範囲での機械的性質も秀れているが、一方機械加工(特に合金鑄物に於て)が困難な事、熔融点が高くその上熔融状態に於て極端に反応性が強い事の大きな欠点が挙げられて居る。Pitman-Dunn 研究所の筆者はこのチタニウム鑄物の欠陥を打開する意味で特に入り組んだ形状の鑄物を対称として永久金型に依る遠心鑄造法をチタニウム鑄物に適用されたのである。現在チタニウム鑄物で最も問題とされるのは熔融状態での強力な反応性による生成物が多少なりとも含有されて其性質に著しい影響を及ぼす事と、この溶解に浸蝕されない様な耐火物の見当らない事とである。是等の不利も鑄物の容量が小さいものであれば良好な流動性の為に熔融点は高くとも極く僅か過加熱するだけで鑄型に移す事も出来れば、又熔湯と鑄型との反応が殆ど無視出来る様な短時間で凝固させて終り事も出来るのである。筆者は図に示す様な高周波炉を設計し遠心力に依り坩堝中のチタニウムを鑄型に移すことを考案した。使用したのは黒鉛坩堝であるが溶解量が少い為に短時間の溶解で鑄型に移される、其結果チタニウム中の C は過剰にならず [チタニウム中の多量の C は脆いチタニウムカーバイドが形つくられるので禁物とされている] 更に又鑄造は純粋なアルゴン気中で行われるので空气中の酸素や窒素に依つて熔湯が浸蝕される事がなかつた。黒鉛坩堝は耐火セメントで固めてあり取はずしが可能で黒鉛粉を以て電導体と絶縁してある。黒鉛蓋

で空気との接触を避け、この蓋を通してアルゴンが導入される。黒鉛管は熔湯が坩堝より鑄型に移される通路として用意されたものであり鑄型は青銅製の合せ型で炉との連結は完全な気密である。高周波コイルも遠心鑄造中は取りはずしが可能である。図に依つて明かな如く全装置は遠心支腕木に装備されているので坩堝からの熔湯はアルゴン気中に保護されつゝ鑄型に移される事が了解出来る。



遠心鑄造装置

熔解標準として

チタニウム; 全重量 85gr, 寸法 1/2 in. 以下  
Ti スポンジ (塩化 Mg を予め除去せ  
る) を用いる

アルゴン; 純度 99.92%, 流量 5 ft<sup>3</sup>/hr,  
熔解 20 min 前より流送し遠心操作中  
も継続

発電機; 9,600 サイクル, 100 KW, 電圧 325  
Volt

遠心操作; 回転数 300 r.p.m.

鑄型の位置は回転中心より 12 in. の距離にあり, 遠心操作中黒鉛連結管は 1,000°F に又鑄型は坩堝よりの伝導に依つて 250°F 迄の温度に上げられた。完成鑄物の重量は約 20g で過剰のものは坩堝及び黒鉛連結管に残つた。この装置で作られた鑄物の O 含有量は 0.35% で鑄造面の硬度は 207 HB, 其の顕微鏡組織は α 基地に糸状カーバイドが現われている。

最後に筆者はチタニウム及び其の合金のこの条件下で鑄造されるに充分な高温加工性を主張しこの鑄造法の実用的効果を示唆している。  
(谷 昌博)

### 工學會手張豫約申込御案内

例年の如く本年も昭和 29 年 (1954 年) 用工学会手帳を下記により発行致しますから何卒予約御申込み下さい。

尙本年のものは表紙をクロスに致し、綴も改善してあります。

#### 記

1. 寸法 15 種×9.5 種
2. 定価 170 円 (送料共 180 円)
3. 予約申込期日 昭和 28 年 12 月 10 日迄
4. 予約申込場所……………会又は日本工学会
5. 予約金支払期日 昭和 28 年 12 月 20 日迄
6. 手帳発送開始 12 月 11 日より

日本工学会の住所等は次の通りです

**社団法人 日 本 工 学 会**

東京都千代田区丸の内 1 の 2

日本工業倶楽部 2 階

電話東京 (28) 0 7 0 6

振替口座東京 5 0 5 5 番