

## 目 録

### 2) 耐火材料並に燃料及び驗熱

**骸炭工場に於けるベンゾールの回収及び製精** (Berthelot. Ch.: Rev. Mét. Vol. 35, No. 10, Oct. 1938) — 第 I 報 著者は既に Rev. Mét. 1938 年 4, 5, 6 月號に於て骸炭爐の最近の發達に就て詳細に述べた。(本誌抄録 p. 633~634, p. 754) 此の發達に依り嘗ては  $1m^3$  のガスに對しベンゾールの損失は  $4.5\sim 5gr$  であつたものが最近に至ては此は  $1.5\sim 2gr$  であり、條件の好適な工場では  $1gr$  以下であるとされて居る。

著者は第 I に、ベンゾールの回収法に就き述べて居る。新しい方法としては

—ベンゾールを含むガスと活性炭との接觸によりベンゾールを回収する吸着法

—低温によりベンゾール蒸氣を凝縮せしめる法

—溶劑を以てベンゾール蒸氣のみを溶かし去る法

此の他にシリカゲルに依る回収法もある。此れは米國に於ては應用されて居るがヨーロッパにては唯 1ヶ所あるのみである。

著者はベンゾールの回収法の根本原理を述べ其の裝置を圖を以て説明して居る。次いで混合ガス洗滌用溶劑の性質と最大繰返し利用回数と最小の貯藏量につき述べ、活性炭による吸着法に及んで第 I 報を終へて居る。(S. O.)

**燃料油の淨化** (Carruthers. E. H.: Foundry, Vol. 66. No. 11, Nov. 1938) 完全に淨化された燃料油を使用する事は、眞鍮鑄造工場に於ける鑄物の經濟的な生産に重要な役割を演ずる事が Goulds pump 會社に於て實證せられた。此の工場に於ける鑄物は水壓に耐へるもので、其の爲に鑄物の均一な組織と耐水壓性が必要となる。此等の性質を得る爲には熔解法が重要な役割を演ずるのである。其の爲には爐雰圍氣を定常にし、且つ均一な熔解速度を保つ事が熔解爐の設計に重大な意味を持ち、且つその調制も簡單でなければならぬ。

此の工場に於ては定置式 lift-out 坩堝が用ひられ、Al 合金だけが tilting 式の爐を用ひて居る。

幾分大き目の燃焼室が油燃焼に都合よく出來て居て、瓦斯が比較的冷たい坩堝に接觸する前に燃焼を完全ならしめる。燃焼室は圓錐形にバーナーを基として擴がつて居り、坩堝室への切線方向の入口に對して狭まつて來る。其の外圍は坩堝の底壁の周圍に瓦斯が充分廻る様にしてある。

噴油機は壓力型のもので、ノズルそれ自身が燃料の流速を調節する。かくする事によつて、手動弁の使用を省く事が出来る。油はノズルに共通の加壓槽から送られ、此の槽の壓力は  $100lbs/in$  に保てある。此の槽とノズル間の閉止コックは fan control switch と同時に作動して、バーナーをスタートさせ又は停止させる。ノズルは給氣管と同中心の tunnel entrance の後方に位置して居る。此の給氣管の放出端は水柱 3' の壓力を與へる如く狭まつて居る。空氣はすべて燃料と空氣の比を加減する如き裝置を通る。

ノズルの大きさを選ぶのは經驗による。最も有效な割合は熔解時間を増加する事なしに最高の燃料經濟を與へるものとする。眞鍮

や青銅が同型の坩堝及び爐で熔解された時、此の割合は殆どすべての場合同一である。故に鐵やニッケルやモネルメタルが熔かされる時にも、容量の大なるノズルと交換するを要するのである。

従業員の見視を必要とする事なく定常の條件を保つ場合の燃焼裝置が充分能力を發揮するのは、油が清淨な場合に限る。極めて微細な塵粉もノズルの磨耗を生じ、油流に變化を生じ燃焼の具合を悪くする。

油を清淨ならしめる爲に遠心淨化器を用ひた。此の器械は 200 ガロンの貯槽を持ち、此の貯槽へは外側の大型貯油槽から油が供給される。油は小型油槽の底から淨化器の吸上ポンプで吸上げられ、遠心分離されて水や塵は分離される。淨化油は加壓槽に入れられる。

遠心力は油から他の不純物を除去するに最も有力なものである。本裝置に使用されたものは  $50 gal/hr$  の程度である。油中にある水は連續的に排出され他の不純物は分離器内に残る。

此に要せられる動力も大したものではない。

燃料油としては比較的 light のものを用ひて居る。此の油は普通極めて清淨であるが、猶一層淨化する事を有利と認めた。廢棄された自動車用クランクケース油を用ひても良好な成績を得た。此等の heavy な油には粘度の低い燃料油を混じて豫熱を不必要ならしめた。此等の油を用ひれば水や塵等の量は勿論増加する。

此等の裝置によつて得た鑄物は極めて良質であつた。燃料も經濟となつた。80 番坩堝で青銅を熔解する時、流速が  $7 gal/hr$  のノズルが經濟である事を知た。銑やニッケル等の場合  $9 gal/hr$  のノズルを用ひる。

過去 1ヶ年の成績を見れば、85-5-5-5 眞鍮を熔かし、且つ鑄込溫度たる  $2,200^{\circ}F$  にあげるのに  $50min$  で充分であつた。此の平均時間は坩堝が冷たい時の豫熱時間も含んで居る。

磷青銅を  $1,900^{\circ}F$  に上げるに、 $250 lbs$  の裝入物で平均  $35min$  を要した。坩堝及び爐が熱い時に start すれば  $25min$  で充分である。此の場合、燃料消費は  $100 lbs$  の裝入物に對し  $1.7 gal$  及び  $1.2 gal$  である。(S. O.)

### 3) 銑鐵及び鐵合金の製造

**鼠鑄鐵に對する Ti 及び Si の後期添加の比較的影響** (Comstock. G. F. Starkweather. E. R.: Trans. A. F. A. Vol. XLVI, No. 2, Dec. 1938) Cr を種々の割合に含む三種の鑄鐵に對し鑄込直前にフェロチタン又はフェロシリコンを添加した場合の試験結果を述べて居る。此等の結果の比較から、少しの例外はあるとしても一般にフェロチタンの添加量の増加につれて強度及び硬度が増加するに反し、フェロシリコンの添加は此等の性質を少し改善するか或は減少せしめるのを知た。此の差異は添加量の増加につれて一層顯著となる。フェロチタンの添加による改良は黒鉛の微細化に主として依るものであつて、C 含量又は S 含量の高い鐵に對しては、より明瞭に見られる。S は低炭素の Cr-Ti 鐵の樹枝狀組織の除去に効果がある。フェロチタンに依り處理された鐵は未處理のもの又はフェロシリコンによつて處理せられた鐵よりもその破面に於ける flaw の少い事を示した。(S. O.)

#### 4) 鋼及び鍊鐵の製造

リムド鋼の凝固 (Hibberd, H. D. Iron Age, Oct., 13, 1938)

リムド鋼塊の凝固中の諸作用を考へるにはまづ鋼それ自身が極く普通のものであることが必要である。本例の鋼塊は横断面が 12" × 30" 高さ 4ft で 8 個一組として下注ぎしたものの 1 個であつて重量は 8 個で約 16t である。鋼塊は常の如くその部位によつて表皮気泡、中間気泡、内質気泡と呼ばれる 3 種の気泡を有する。表皮気泡は主として  $H_2$  によつて満たされて居るので此處ではこれを水素気泡と呼ぶこととする。水素気泡は大概の鋼塊に存在するもので細長の形を爲し長軸は鋼塊表面に直角である。この気泡は定盤に平行した部分及び底部から上方に互て表皮に平行して存在する。水素気泡と表面との間は緻密な一次皮層でその厚さは鋼塊の組織的良否を決定するものである。即ちこれが厚い程良い中間気泡は主として  $CO$  で満たされて居り此處ではこれを  $CO$  気泡と名づける。これは一般に球形を爲し鋼塊表面から 2"~3" 深さの全周囲に狭い層を爲して不規則に存在する。この気泡層は鋼塊頭部に於ては底部に於けるよりも表面に接近するのが普通であつて内部熔鋼が粘稠化するまでに出来た外殻に沿ふて位置して居ることが明かである。外殻が底部周囲に於て最も厚いのはこの部は鑄鋼中に既に生ずるからである。

著者の知る範囲では内質気泡内のガスはまだ分析されて居ない。然しこの気泡は次の理由により主として  $N_2$  及びアムモニアで満たされて居ると考へられる。(1) 位置及び一般的性質が他の気泡と全く異なる。従てその中のガスは他の気泡と異なることは明かである。鋼中のガスは  $H_2$  及び  $CO$  に次いで  $N_2$  及びアムモニアが最も豊富であるからこの兩者或はそのいづれか内質気泡を形成すると考へられる。(2) 鎮靜鋼塊及び半鎮靜鋼塊は往々その中心部からアムモニアを生ずる。(3) 熔鍊爐や製鋼爐内では地金は空気中の  $N_2$  で飽和される。本例の鋼塊は約 1/2" 厚さの清淨緻密な一次皮層を有しこの内側は水素気泡でこれが底部から上方鋼塊高さの約 1/4 の所まで生じて居る。水素気泡の内方  $CO$  気泡との間は緻密な二次皮層を爲す。水素気泡の上部では以上の二次皮層が一諸になりその厚さは鋼塊全周に於て約 2" である。内質部には少數の内質気泡が散らばつて居る。鋼塊頭部は平らで膨脹も引けも無い。但し若し蓋で押へなければ多少膨れたかも知れない。鋼塊の平均成分%は  $C=0.10$ ,  $Mn=0.35$ ,  $P=0.02$ ,  $S=0.04$  である。

熔鋼中に  $H_2$  の入る原因は次の如くである。(1) 装入地金中に含まれて居るもの。(2) 發生爐ガス中の水蒸氣。(3) 燃焼用空気中の水蒸氣。(4) 燃料中の  $H_2$  の燃焼して生ずる水蒸氣。

水蒸氣は熔鋼に接觸して分解し  $O_2$  は  $Fe$  と結合して酸化鐵となり一方  $H_2$  は熔鋼に吸収される。大氣中の濕氣の量は氣候の變化によつて廣範圍に變化し従て熔鋼中の  $H_2$  の量も變るわけでは實作業に於ても符號する。熔鋼から  $H_2$  を驅逐する唯一の方法は所謂沸騰である。 $H_2$  は酸化されるらしくもなく又自力で鋼浴から逃れ得る様でもない。恐らくこれは  $CO$  気泡によつて持ち去られるものと考へられる。従て取鋼中の熔鋼に含まれる  $H_2$  は他の條件が等しければ沸騰の多かつたもの程少ないわけである。沸騰には量と共に激しさを必要とする。熔鋼中の  $C$  が充分にある場合例へば 0.2% 以上もある場合は泡が澤山出るので沸騰は活潑である。沸騰は脱炭を意味するものであるから脱炭の完全なも程沸騰が多く行はれるわけでは  $H_2$  の除去も一層完全になるわけである。この極端な例はインゴットアイオンであつてこれは水素気泡が生じない。氣候が多

濕である時は乾燥した時に比し沸騰が長びく。従て大氣中の濕氣について絶えず試験する必要がある。

精鍊の終には銑鐵或は鏡鐵で加炭し鋼に必要な強さを與へる。 $Mn$  は沸騰を鎮める傾向があり且つ  $H_2$  を溶解する力を若干有するらしいから装入物や鋼浴中にこれが高すぎるのは不可で精鍊末期の最終差物の前では 0.05% を越えないことが大切である。

最終差物後は熔鋼は出鋼され鑄込まれるのであるが出鋼から 15 分位で鑄込みを始めるのが一般に適當である。熱を失ふにつれて熔鋼の冷却凝固作用が徐々に且つ連続的に起る。完全凝固に至るまでの熱の失はれ方がリムド鋼の固化現象に大なる影響を及ぼすのである。熔鋼が鑄型に入るとまづ定盤上に擴がり直ちに泡立ちはじめこの作用は鑄鋼中及び凝固中續く。ガスは大部分が  $CO$  であつてこれが鑄型内の熔鋼から逸散する状態は極めて獨特でリミング鋼の最も重要な現象である。良結果を得るにはこれが正常でなければならぬ。各気泡は底部に始まり上昇するにつれて相集まつて大形となり一方熔鋼静壓力が減少するので膨脹して一層大きくなる。気泡は脱出する際瞬間的ではあるが熔鋼に空所を生じこの空所を満たさんが爲に周囲から突進する熔鋼が相衝突し熔鋼粒を空中 1~2ft の高さに投げ上げ美しい花火状を呈する。脱出するガスは熔鋼に活潑な攪拌作用を與へこの作用が重大な效果を有するものである。攪拌作用は主として外殻に接した外周部の上向きの流と中心部の下向きの流れより成る。凝固壁に接する外周の地金は冷却凝固するにつれてその有する  $CO$  ガスの大部分を放出する。これが上昇して攪拌作用を起すわけでこの作用は鑄型が所定の高さに満たされ鋼塊が蓋されるまで續く。鑄型内の泡立ち作用が最大效果は明かに爐内の沸騰で除き得なかつた  $H_2$  を熔鋼から驅逐することである。 $H_2$  が他のガスによつて運び去られる傾向は熔鋼が熱を失ひ凝固點に近づきガス溶解力の大部分を失ふにつれて増加するものゝ如くである。従て鋼塊に於ては攪拌中の  $H_2$  の除去はほぼ完全であるが然かも尙若干のものが未凝固地金中に残る。

熔鋼を鑄込むと先づ定盤や鑄型底部内壁に接觸して凝固し外殻の生成が始まりこれが鑄鋼中厚さ及び高さを増しつゝける。鑄込みが終ると直ちに凝固した外殻が鑄型の頭部周囲に現はれ攪拌を行つて居る中心部をリムの如くとり巻く。このリムは輻射作用及び鑄型の冷却作用によつて冷やされるのでその直下の外殻よりも幅の増し方が 2 倍近くも早い。凝固した外殻はその生長過程に於て不純物の一部を熔體及びガス體として排斥し、これ等は上部に浮き上つて分離されるか或は尙流動性を有する中心部の地金に移行する。熔鋼中の  $H_2$  は一方では泡立ち作用により取り去られるに拘らず他方では漸次飽和される様になる。然してこの時は地金は既に一次皮層の凝固を終て居りその厚さは 1/2" 位となる。内部熔鋼中の  $H_2$  の濃度がその飽和點を過ぎるとこれが分離され凝固外殻の内側に附着せんとする傾向を生ずる。もし熔鋼に攪拌作用がなければガスは全部この部に止まるはずで或物にはこの現象の見られる場合もある。

前述の如く気泡は鑄型内を底部から浮き上る間に形が大となる。従て深さが違ふと攪拌作用の激しきも違ふわけで底部が最も弱く頭部が最強となる。この攪拌作用が充分に強いと外殻内壁に附着せんとする  $H_2$  気泡は洗ひ流される。本例の鋼塊で云へばこの作用は底部から 1/4 の高さ以上で起つたわけで 1/4 の高さ以下と雖も一部の  $H_2$  は運び去られて居るのである。斯の如くして攪拌作用が全然起らないか或は起ても僅少な部分では気泡の一部が附着して獨特の空洞を形成する。冷却が進んで内部地金が粘くなるとガスは自由に脱

出出来なくなり前述の位置に中間気泡を生ずる。内質気泡はその後に出来る。内質気泡は最後に分離した  $CO$  と一諸になり上部の地金層を押し上げこれが鋼塊の膨脹となる。膨脹はリムが 1" 位の厚さになつた時冷えた厚い鑄鐵製の蓋を乗せることによつて防ぐことが出来る。鑄込温度が非常に高かつた爲泡立ち作用が起らなかつたり又は鑄込み速度が早過ぎたためこれが非常に弱かつたりすると熔鋼の  $H_2$  に対する飽和點は殆んど直ちに通過され極端な場合は鑄込み前既にこれが達せられる。この様な場合は気泡は表面に接近して生じ鋼塊は不良となる。一次皮層が薄い場合は鋼塊を赤熱の間に抽抜くと表皮気泡の生じて居る高さは緻密さが乏しく上部よりも早く冷えるので上部がまだ赤熱であるのにこの部は黒色を呈する。鑄込み速度が早いと皮層の薄い鋼塊を生ずるものであるがこれは下注ぎでは鋼塊の数が少な過ぎるか或は一度に一個の鋼塊を上注ぎする場合に起る。それ故に上注ぎに對しては下注ぎよりも爐内の沸騰を盛んにし且つ長く持続せしめ取鋼のノヅルは小にすることが必要である。鑄型内で泡を適當に生ぜしむべき主要條件は鑄型内の冷却速度を適當ならしめることである。この速度が遅過ぎる場合はガスの發生は非常に緩慢となり  $H_2$  気泡が表面に極く接近して生ずる。鋼塊の表層は非常に早く固まるので全體の平均成分を持つて居るが他の部分では凝離作用によつて成分が變る。これはリム鋼の大なる特徴であり又缺點である。この凝離と云ふのは溶解性不純物特に  $C, P, S, O$  が鐵と結合して鋼塊上部に局部的に凝集したもので主として熔鋼の運動によるものである。鋼は凝固するにつれて不純物の若干を吐き出しこれが攪拌作用によつて洗ひ去られ浮き上がる。斯くの如くして内質地金は全體として鋼塊の平均成分よりも不純物が濃くなりこの不純物の増加は鋼塊全體が固體となるまで漸次進行し結局最後に固まる中央上部が最も不純となる。自ら浮揚し或は攪拌によつて運ばれた不純物は鋼塊の上部に止まり従て鋼塊下部の内質地金は平均成分より幾何か純粋になるわけでの特徴が逆凝離である。著者は  $Mn, Si$  の眞の意味の凝離には疑を持つて居る。これ等の成分は酸化しなければ鐵と合金を爲し凝離の影響から免れると考へられる。もしリム鋼の凝離區域に平均成分より多量のこれ等の成分が見出されるならばこれは恐らく非金屬性の  $Mn$  及び鐵の不溶解性珪酸鹽で浮揚の途上粘潤な地金に塞ち込められたものである。熔鋼が鑄型内で冷却するにつれて頭部に溶解性の浮滓が集まりこのものは凝固完了まで漸次容積を増し地金が凝固してしまつても尙熔融状態を呈する。この浮滓は主として  $Mn$  及び  $Fe$  の珪酸鹽でその大部分は取鋼の熔鋼中に含まれたもので精錬中爐内で生じたもの或は仕上附加物中の  $Si, Mn$  が地金中の酸化物と反應して出来たものである。何れの場合でも地金中に於ては極めて微粒である。熔鋼の運動はこれ等の微粒を互に相接觸せしめ漸次大粒となし攪拌作用によつて表面に浮び浮滓となるのである。尙浮滓には泡と共に空中に投げ上げられた鐵粒の酸化したものも若干含まれて居る。非金屬不純物が浮滓となるこの清淨作用は明かにリム鋼の品質を改善する重大なる作用である。これ等の粒子の或物は表面に達せず鋼塊上部に塞ち込められこれが  $Si$  及び  $Mn$  の凝離として報告されるに至る。

(G. M.)

**轉爐用鉄鐵の研究** (Paul Thierry: Rev. Mét. Vol. 35, No. 10, Oct. 1938) 高爐技術者の誰もが製鋼工場を満足せしむる如き熔銑を供給する事の困難を知つて居る。

混銑爐から出た時の温度が同一で化學成分の近い銑でも、生産すべき鋼の品質、製鋼工場の作業速度又は轉爐の大きさ等に依て或

時は餘りに hot に過ぎ又或る場合は cold に過ぎるかの感を與へる。

此等の諸點に就き著者は主として Thomas 銑に就ての考察を述べたが、此れは Bessemer 銑又は酸性銑に對しても適用出来るとして居る。

Thomas 法によつて製鋼を開始して以來其の方法は漸次に變化して居るが、その傾向としては化學的により cold な銑を處理するに在る。其の結果、(1) 銑は前よりも廉價である。(2) 製鋼場における操業は早く、安く出来る。と言ふ利益を得て居る。而して銑の分析値は常に  $Si$  及び  $Mn$  を減少する方向に變化して居る。

然し其の限界は何處に在るか。それを定める事は今出来ないが兎も角、三つの大なる事實が製鋼工場の作業に影響を及ぼす。即ち、(a) 化學分析 (b) 物理的熱量 (c) 粘度 此の 3 者は互に相關聯して居るが、此れを別々に考察しても差支へない程度の廣い範圍内の關係としよう。

著者はかくして化學分析の項に於て  $Si, Mn, P, S, C$  に就て述べ且つ  $C$  の銑に及ぼす影響を次の如くに述べて居る。

(1) 鑄造業者にとつて：共晶點以上の黒鉛と結合炭素の増加は鑄物の機械的性質即ち抗張力、耐水壓性等を害する。然し  $C$  の減少は鑄造性を害する。故に鑄造業者は  $C$  含量が共晶點附近の銑を求める。

(2) 製鋼業者にとつて：銑の粘度が問題になるだけであつて、過共晶の銑も何等の不便を齎ささない。吹く時間が少し長くなる丈で轉爐處理中の熱量と流動性のよいのが利點である。

著者は銑の有する熱量に關し先づその温度測定法に就て述べ、光高温計を使用する場合の測定温度と實際温度に差ある事を文獻によつて指摘して居る。著者は  $Si$  と  $C$  が銑の温度に關係を有するが、それは各工場、各操業法により異なる事を述べ、著者の工場に於てローレンの鐵石を用ひ、200~250t の高爐におけるものを示して居る。而して銑の温度と  $Si$  含量に影響を及ぼす種々の因子の中で次の 2 つを擧げて居る。

(a) 温度同一なる時、屑鋼片を加へて得た銑は  $Si$  含量が低い。 $Si$  と  $Fe$  の親和力は極めて大なるものがあるが、大なる屑鋼片が溶解層を通過する時間が餘りに短い爲に完全に熔融せず。此の高温になつた塊が銑浴中に来つて熔けて  $Si$  含量を減少せしめる。

(b) 銑は爐底で冷却する。出銑に際し、最初に出る銑は爐底から出たもので、後に出て来るものより 100°C ばかり低い。

粘度に關しては著者は最も詳細に考察を加へて居り、Berger の『銑の鑄造性』なる論文を引用して説き此を著者の實驗と比較して居る。著者は次の諸點を研究した。即ち (a)  $C$  の影響 (b)  $Fe-C$  系に於ける (1)  $P$  の影響、(2)  $Si$  の影響、(3)  $Mn$  の影響、(4)  $Mn$  と  $Si$  の影響、(5)  $P$  と  $Si$  の影響 がこれである。此の鑄造性の研究は Guillet, Portevin (本邦に於ては齋藤、猶は本誌抄録 Halliwell の項参照) 等の螺旋法によつた。

以上の結論として次の如く述べて居る。

Thomas 銑中の  $Mn$  と  $P$  の含量は流動性には殆ど影響が無い。これに反し、 $Si$  と  $C$  は極めて重大な役割を演ずる。

此れに關し著者は種々の實例を擧げて居り而して、轉爐用銑の製造に關する實際的注意の詳細を與へて居る。 (S. O.)

## 5) 鐵及び鋼の鑄造

クロム鑄鐵 (Smith, E. K. Metal Progress, Nov. 1938.)

1933年の6月號のMetal ProgressにH. Borustein氏はCrは炭化物を形成し片状黒鉛の量及び大きさを減じパーライト基地を増し且つこれを微細化すると云て居るが組織がこの様になれば結局抗張力及び抗折力、硬度等が増加する。其上クロム炭化物は高温で極めて安定で高温強度を増し繰返し加熱に際し結晶粒の成長を抑制するCr1%以上含有せしめると過剰の炭化物を形成しチル化する傾向あり従てCrと共に特に肉薄のものには屢々黒鉛化作用を有するNi, Si等を加へる。本國に於て生産する合金鑄鐵の大部分は自動車用のシリンダー又はガスエンジンの部分品に用ひる低Ni・Cr鑄鐵である。次にCr3%迄の鑄物について述べる。Union Carbide & Carbon Research Laboratories 其他に於て行た低Cr鑄鐵の試験結果を第1表に示す。

第1表 鑄鐵に及ぼすCrの影響

Cr%	C%		曲試験		抗張試験 強度lb/in <sup>2</sup>	壓縮試験 強度lb	硬度 ブリネル	衝擊値 ft-lb
	T. C	C. C	強度lb	撓みlb				
0.04	3.43	0.36	2,100	0.273	27,000	94,250	163	37.6
0.45	3.46	0.63	2,675	0.280	33,800	122,200	207	30.0
0.77	3.45	0.70	2,550	0.278	35,575	117,100	207	40.6
1.99	3.46	0.93	2,350	0.263	36,050	121,200	235	34.0
1.36	3.40	0.94	2,500	0.243	36,050	125,000	241	33.6
2.18	3.45	1.58	2,000	0.169	37,150	143,300	302	30.6

衝擊試験 試験片 dia 1.17" Span 6" Energy 120ft-lb

表に示す如くCrが0.04%から2.18%迄増加するに従ひC.Cが増し抗折力はCr約0.50%で最大となり抗張力、壓縮力も次第に増加する。衝擊試験に於てはCr0.77%のものがCrを含めぬものより衝擊値が高い事は興味ある事である。従來Crは衝擊値を減少せしめるものと云はれて來たが本試験及び最近の新しい試験に於てはCrは炭化物が組織の中に特に現れる迄は鑄鐵の衝擊抵抗を寧ろ増加せしめると云ふ結果が出て居る。尙この衝擊抵抗の高い範囲内に於ては切削性も良好である。粗大な黒鉛とフェライトを有する極めて軟い鑄鐵にCrを添加するとCrの量に比例してCは次第にC.Cとなる。即ちフェライトの量が減じパーライトの量が増し遂に基地全體がパーライト組織にかはる。第1表に示すCr0.04%及び0.77%の鑄鐵は粗大な黒鉛とフェライト組織のものが微細な黒鉛とパーライト組織に變たものである。

炭化物の現れ始めるCrの量は鑄鐵の成分斷面積の大小冷却速度によつて變化するもので低炭素、低珪素の硬度中程度のものは比較的少量のCrで炭化物が現れる。然し高炭素、高珪素で斷面積の大なるものはCrを相當多量に入れても著しく硬度は上昇しない。例へば軟い鑄鐵にCrを0.77%添加した際ブリネル硬度が207に上昇したが、Cr1.36%添加したもので硬度は241で切削には殆んど困難を感じなかつた。一般にCrは1.0%以上含有すると著しく炭化物を生じ1.5%以上の鑄物は普通班銑又は白銑である。

次に低Cr鑄鐵の用途を述べる。Crは硬度を上昇せしめる故耐摩耗用の鑄物に用ひられる。この種の目的に於て最も著名のものはCrと共にNi, Moを添加した自動車用のシリンダーブロック及びブレーキドラムでこの外次の如きものがある。チルドロール Cr 0.50~1.50 C < 3.50 Si 2.50, 齒車 Cr 0.75 C 2.75~3.25 Si 1.50~2.50 鋤頭 Cr 0.75 C 3.75 (C. C 0.75) Si 1.10~1.25 Mn 0.50, セメントミルライナー Cr 1.00 C < 3.50 Zr 0.10, チルド鑄物に於てはCrを1.0%, V 0.10~0.15% 加へ結晶粒を微細化し靱性を増加せしめたものがよく用ひられる。このCr・V鑄物は微細な硬いチルを有し耐摩耗性大で然かもチル以外の部分は容易に切削出来る。チルド鑄物は

又Cr 0.50~1.50 C 2.90~3.25 Si 1.50~2.50のもので屢々つくられる。Ni, V, Moを含有するや否やに拘らず高Crのものは非常に耐摩耗性大なる硬い白銑をつくりFe-Cr炭化物組織となる。Cr3% Mo 4%の特硬鑄鐵はバルブシートインサートに用ひられる。Ni 4.50% Cr 2.50%の有名な“Ni-hard”はブリネル硬度450~700である。Cr鑄鐵に少量のBを添加すると特に硬度を高めブリネルで800迄上昇する。Cr及びBを含む數種の合金鑄鐵が摩耗度大なる部分に使用されて居る。耐摩耗のものとしては“Nitricastiron”といふ窒化鑄鐵がある。成分は普通約Cr 1.25% Al 1.00% Mo 0.25% V 0.15% Si 1.25% C 2.75~3.00% S, P極く低きものである。鑄放しものを焼鈍し切削仕上窒化する。用途は油田のポンプの部分品及びライナーである。Cr炭化物及びパーライトは高温で極めて安定であるからCrは鼠鑄鐵を繰返し加熱する際の結晶粒の成長及び變形を妨げる効果あり、約1.0%のCrは約1,400°F迄結晶の成長を遅らす。Cr鑄鐵は又高温抗張力大で普通鑄鐵より常温の抗張力を長く保持する。一例を挙げれば1.0% Cr 2.3% Siのものは1,400°Fに605時間繰返し加熱した後抗張力を43,000 psiより46,000 psiに増加せしめ顯微鏡組織は尙パーライトであつた。本試験に於て普通鑄鐵は最後に完全にフェライト組織に變り黒鉛が消失して間隙を生じた。前述のCr約1.0% Si 1.75~2.50%のものは高温用に廣く用ひられる。高珪素は割れを防ぎCrは1,400°F迄成長を妨ぐ。エナメル工場で0.30~0.50% Crのものを變形防止の爲めに屢々用ひる。耐熱鑄鐵の代表的のものを次に挙げる。熔金用の坩堝 Cr 0.50 < 1.00 C < 3.50 Si < 2.50, 煙塵箱用鑄物 Cr 0.50~1.50 C 2.75~3.25 Si 1.25~2.50, 硝子用鑄型 Cr 1.00 C 3.00~3.25 Si 2.10 Mn 0.60, ストーカーリンクス及びグレートバー Cr 1.00 C 2.75~3.50 Si 2.50, ファイヤーボックスグレート Cr 1.25, C < 3.50 Si 2.25. 次に高クロム鑄鐵について述べる。Cr 3~12%のCr鑄鐵は従來少量製造されて來たがこの種の鑄物は非常に耐摩耗性大で高Crで比較的高炭素の鑄物が最近非常に發達して來た。Crは12~34% Cは1.00~3.50%である。最近の試験結果によるCr量とその性質の變化を次に示す。

Cr含有量	性質
12~20%	耐摩耗性 耐酸化性
22~28%	耐酸化性特に大, 耐蝕性 熱處理軟化して切削し仕上後硬化可能
28~34%	耐酸化性及び耐蝕性優秀

Union Carbide & Carbon Research Laboratoriesの研究によるとCr 12~20%合金は組織も性質も良好である。

1933年S. M. Norwood氏の發表した結果を第2表に示す。

第2表 18% Cr鑄鐵の性質

成分	I	II	III	
C	1.87	2.18	2.86	
Cr	17.42	17.50	17.00	
Si	1.78	1.67	1.81	
Mn	0.58	—	—	
鑄放し	抗折力	5,485 lb	6,000 lb	4,000 lb
	撓み	0.08"	0.13"	0.11"
	ブリネル硬度	418	415	444"
焼鈍	抗張力	—	75,900 psi	53,900 psi
	アイゾート衝擊値	—	3.25 ft-lb	2.50 ft-lb
	抗折力	—	5,200 lb	3,700 lb
鈍	撓み	—	0.12"	0.11"
	ブリネル硬度	—	302	415"
	抗張力	—	90,000 psi	31,670 psi
アイゾート衝擊値	—	5.0 ft-lb	1.5 ft-lb	

これ等の試験片は焼鈍は 1,650~1,800°F より爐冷した。引張衝撃試験片はこの焼鈍材よりとつたのであるが切削に何等困難を感じなかつた。本表中 C は今日市販のものより多少高めである。今日この種のもの、製造は殆んど電気爐で行ひ C は 1.25~2.00% に留める。12~20% Cr 鑄鐵の特徴は高温強度大なる點にある。1,600°F の短時間引張試験では 14,000 *psi* を示した。高温用には P は低い方がよいが幸ひ原料は主に鋼屑を用ひる爲め P は低いのが普通である。耐蝕性は C が高い爲め炭化物多く低炭素合金鋼の程大でない。若し完全な耐蝕性を必要とする場合は Cr は少く共 12% を固溶體として含有せねばならぬ。然し Cr 12~20% の Cr 鑄鐵は表面に一度銹の被覆をつくり其後は腐蝕が進行せず従て耐蝕性良好となる。この種の鑄鐵は磨滅に對して強いが C が高い爲め衝撃抵抗は低炭素不銹鋼には匹敵し得ない。

12~20% Cr 鑄鐵の用途は廣く高温用の窯のライナー耐摩耗用板、焼鈍箱、高温用の爐體等である。

15% Cr 鑄鐵は時には鋼屑及び Cr のブリケットを原料としキューボラで熔製する。この場合製品は C 2.85~4.00% で硬度特に高くブリネルで約 550 を示し耐酸化性、耐摩耗性著しく大であるが肉薄の場所は大きなクロム炭化物を有する爲脆い。この種の鑄物は衝撃抵抗を要せぬ部分に適す。電気爐で熔製したものは普通熱處理效果あり焼鈍で軟化され 1,750°F から空冷で焼が入る。熱處理效果は C 及び Si 量によつて變化し Cr と C の比は少くとも 1 で Si は 2% 以下なる事を要す。若し Si が 2% 以上の時は熱處理效果を害し鑄放硬度を多少高めるに過ぎぬ。

22~34% Cr-Fe 合金で最もよく用ひられるのは Cr 24% C 1.25~1.90% のもので鑄放して B. H. N 450 で 1,650°F で 8 時間焼鈍し 1,100°F 迄爐冷し其後空冷すればブリネル硬度約 320 に下り切削可能となる。切削仕上後 1,750°F より空冷すれば硬度は 600 に上る。この種の合金は C が高いから鑄込容易で如何なる形のものにも鑄込得る高温で耐摩耗、耐酸化、耐蝕を必要とするセメントミル等に適する材料である。特に耐摩耗を必要とするものには Cr 28% C 2.00~2.60% のものを用ふ。この種の鑄物は砂による磨耗大なる所に適する。大なる衝撃抵抗を要する時は高クロム又は高 Ni-Cr の低炭素鋼の方がよい。

Cr 22~34% C 1~2% の鑄物は耐蝕性のみを必要とする時のみよく用ふ。Cr 32% 以上のものは殆んど不銹に近くこれ等の物理的諸性質についての實驗結果は 1934 年 A. F. A. Transaction に出て居る。高 Cr の鑄物は耐摩耗性に於て鑄鋼品の約 3 倍の強さがあり炭素鋼のライナープレートが 4~10 週間の壽命に對し高 Cr 鑄鐵のものは 1 年乃至 10 年の壽命を示した。従て高 Cr 鑄鐵の壽命は炭素鋼の約 13~21 倍といふ事になる。T. B. Jefferson が 1937 年 12 月に Longer Life for Dredge Pumps と題して Engineering News-Record に示した處によると高クロム鑄鐵で鑄放してブリネル硬度約 600 抗張力 50,000 *psi* のものを suction dredge のライナーに使用して良結果を得て居る。(K.)

鋼鑄物砂の研究 (Dietert, H. W., Woodliff, E. E., J. A. Schuch: Trans. A. F. A. Vol. XLVI, No. 2, Dec. 1938) 著者等は米國に於て使用せられる 33 種の鑄鋼用砂を集めて試験した。各々の試料の砂と共に提出された所の著者等の質問に對する答案のデータから、砂試験の結果と、鑄鋼工場の條件とを關係づける事が出来た。生砂及び乾燥砂を用ひて鑄型を製作する時の砂の多くの性質の平均試験値を示した。それで或る工場に適用する場合、砂の條

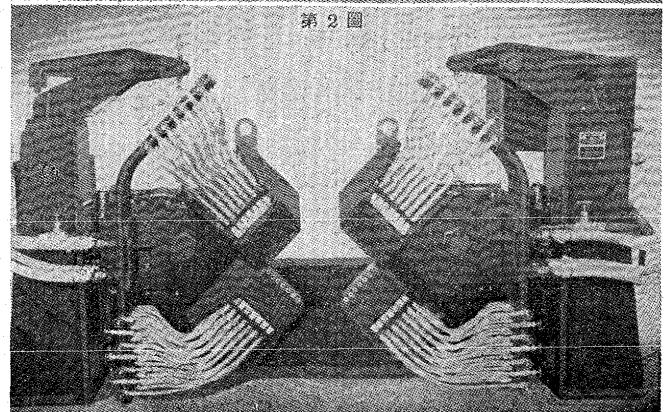
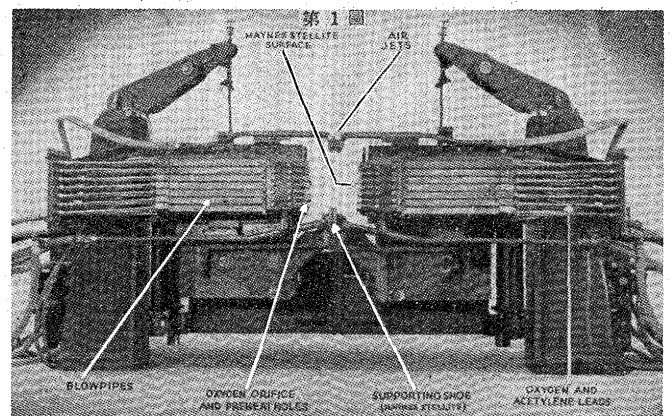
件をよく研究した上で此の平均値を實際に利用出来るのである。鑄造の缺陷と焼成の溫度を關係づける事に依て、焼成溫度の高い砂が最も缺陷を生ずる事の少ないのを見出した。砂の膨脹收縮も研究され、集められたデータから、著者等は結論として、鑄鋼用砂は膨脹が小で、出来るなら收縮を示さず且つ焼成溫度 2,600°F 以上のものなるべき事を述べて居る。(S. O.)

## 6) 鐵及び鋼の加工

火焰剥皮法 (Lippert, T. W. Iron Age, Oct., 13, 1938) 鋼片表面の機械的入手法としては次の諸特性を具備する必要がある。

- (1) 迅速、正確、連続的で且製品が變ても妨げとならないこと。
- (2) 人的要素の影響が出来るだけ少ないこと。
- (3) 表皮 1/8"~1/4" の不良部のみを削除し地金の無駄をしないこと。
- (4) 些少な疵或は普通には見逃される程度の皮下の缺陷をも發見削除すること。
- (5) 鋼片疵取り作業を壓延溫度で且壓延テーブル上で行ふこと。これによつて再熱費が節約され且再熱爐用の資本が減少され得る。
- (6) 機械が完全な柔軟性を有すること。即ち多種の鋼材を多様に處理し得、且つ幅の狭い鋼片から廣いスラブまであらゆる形状のものを扱ひ得ること。

Lin-De-Surfacer はこの目的に適合する機械である。即ち液體酸素を氣化して使用するもので構造は第 1 圖及び第 2 圖の如くである。この機械は一見個々のガス切斷用トーチを精巧に配置したものの如くであるが眞の作用はガス切斷とは異なりトーチの設計もガス切斷用とは根本的に違ひガス速度も遙かに低く且出来たスラグ成分も著しく異なり熱化學的反應の違ふことを示す。Lin-De-Surfacer は壓延工場の酷使に耐え且熱間、冷間いづれでも使用され得る如く製られて居る。設計が極めて柔軟性を具備して居るので大小鋼片、棒鋼、シートバー、半仕上品等の表面手入れに使用することが出来る。





その代表的機械は圖に示す如く兩側或は四側に吹管壁を有してこれによつて鋼片の兩面或は四面から地金を  $1/32'' \sim 1/4''$  (必要あればこれ以上) を削除する。削除する深さは表面疵の性質によつて異なる。酸素壓力、作業速度等の調節は一人の職工で完全に行はれる。作業速度は壓延速度に相應して  $50 \sim 175 \text{ ft/min}$  に加減することが出来る。機械は壓延系統の如何なる位置にも据えることが出来る。例へば剪斷機の前後いづれかに設ける如きである。分塊ロール機から來た熱鋼片は剪斷機を通りそれからこの機械を通り此處で生産を阻害することなく表面手入れが行はれる。兩側式の機械では鋼片を  $90^\circ$  回轉して今一度これを通すか或は機械を 2 臺直列に並べて四面の手入れを行ふ。又四面同時に手入れする四側式も設計されて居る。即ち第 2 圖の如くでこの式では鋼片はダイヤモンド型を通過する様になつて居る。素人的には四側式が良ささうに思はれるが吹管壁を取替へる點から云ふと明かに兩側式が扱ひ易い。それで吹管壁の取替へが時々しか起らない場合には四側式が推奨されて居るが然し場所或は時間の關係から吹管壁の取替へが煩繁でも四側式を据えねばならないことも起る。現在一般に用ひられて居るのは兩側式であるからこれについて少し詳しく述べて見る。

この機械は第 1 圖の如くであつて吹管壁が兩側にありこゝから豫熱用ガス及び剥皮用ガスを送る。各吹管は別々に豫熱用酸素、豫熱用アセチレン、剥皮用酸素、冷却水の供給管を持て居る。上下に 2 個宛の壓搾空氣吹出口があつて未手入れの二面に熔滓が附着するのを防ぐ役目を爲す。下部には硬質の靴型金物があつてこれに鋼片が乗る様になつて居り又硬質の函圍ひがあつて吹管の先端を完全に保護し動く鋼片の側面に押しつけられる場合摩擦を吸収する様になつて居る。機械は中央部でボルトをはづし棒を長くすることによつて擴大することが出来る。従て幅の大なる鋼材にも應用が出来るし又吹管は容易に且迅速に取はずることが出来るので吹管の数の多いもの少ないものの取替へが容易で従て鋼材の種々の形及び厚さに適合せしめることが出来る。吹管壁は各獨立して動き水平、垂直自由自在でこれによつて常に鋼片と正しい位置を保ち地金の剥皮が一定の厚さに確保される。この機械の最も普通な据付位置は鋼片剪斷機の直後であるが然し場所及び作業の關係によつては独自の設計も行はれて居る。即ちある例では機械全部が天井からの支柱で支へられ壓延テーブルを少しも妨げない様になつて居り又或例では機械が精巧な方法で鋼片種類により壓延テーブル上に移動されたり取除かれたりする様になつたものもある。仕事を行ふにはまづ吹管を下げた上部を廣く開け鋼片を機械に導く。それから吹管を上げ下部の硬質の誘導用靴型金物で鋼片を支へ次に吹管を鋼片の兩側に移動させる。位置が定まると豫熱用ガスをかけそれから約 2 秒の後剥皮用酸素をかける。これと同時に壓延テーブルが自動的に動いて鋼片を前進せしめる。その壯觀は壓延工場では曾つて見ないもので鋼片表皮は多數の淺い溝となつて削除される。  $1,800 \sim 2,000^\circ\text{F}$  の熱鋼片で仕事する場合は豫熱用ガスは約 2 秒で殆んど熔け滴る程度まで ( $2,600^\circ\text{F}$ ) 地金の温度を上げ然る後酸素ブラストが表皮を 1 分間  $100 \text{ ft}$  以上の速度で滑かに剥皮して行く。この機械の特に効果的なのは熱鋼片を取扱ふ場合で豫熱ガスの消費量は少なく時間は節約される (冷鋼片を豫熱するには  $5 \sim 15$  秒を要する)。又実際には表面温度が上昇するので再熱費が不要となり高價な再熱爐の必要を減少する。圖の機械はいづれも紙面に向て鋼片が進む位置を示すものである。剥皮用酸素の噴出口が大型で普通ガス切斷用トーチと著しく異なる點に注意を要する。ガス切斷トーチでは速度が非常に早いがこれでは酸

素の速度は非常に遅い。酸素出口を取巻いて居る小さい豫熱用ガス孔は寫眞では見えない。豫熱用ガスは主として 1:1 の酸素アセチレンで一般には仕事を迅速ならしめるために僅かに酸化側に保つて居る。この機械が一般のガス切斷と著しく異なる今一つの點はこの機械によつて出來たスラグはほぼ 80% の地金と 20% の酸化物で平爐或は熔鑄爐に再装入して回収するに適して居るが酸素アセチレン切斷のスラグは成分は殆んどこの逆である。この機械を使用する經濟條件を見るに  $5'' \times 5''$  以上の角形鋼片を處理する場合全く適當である。熱間で手入れされ且再熱を行はないので air hardening の危険がなく高合金鋼には特に適當である。液體酸素はガス發生が簡單で且アセチレン發生器は他のガス用途にも當てられる。この機械の實用となる何よりの證據はこの機械の使用者が更に精巧なものを作らざることを要する。(G. M.)

## 7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

**球狀パーライトマレアブル** (Forbes, D. P.: Trans. A. F. A. Vol. XLVI, No. 2, Dec. 1938) 數年前偶然にも可鍛鑄鐵製造業者がパーライトを含む可鍛鑄鐵を製造したが、商業的に價値のあるパーライトマレアブルの製造に注目されて來たのは極く最近である。本報文に於ては、球狀パーライトマレアブルの製法及びその顯微鏡組織を述べて居る。即ち、熱處理を種々變た條件下に、黒鉛化抑制劑として加へられる Mn の影響を見る爲になされた實驗法及びその結果を概説し結論として次の如く述べて居る。

- 1) 豫め熱處理する事によりセメントイトの大塊が完全に分解した後に於て、テンパーカーボンの存在下にオーステナイト中への化合炭素の溶解限は、温度の上昇と共に増加する。
- 2) 材料の Mn 含量の變化は、テンパーカーボンの存在下に對する化合炭素のオーステナイト中への溶解の限界に對して大なる影響は與へない。
- 3) 球狀化作業後、材料中に殘存する化合炭素の割合は Mn 含量の増加と共に増加する。
- 4) 球狀化作業後殘存する化合炭素の割合は、オーステナイト範圍の温度によつて大した影響は受けない。此の温度から材料は空中放冷される。
- 5) 化合炭素量の増加又は Mn の増加 (此の Mn の増加が化合炭素量増加の原因である) と共に、抗張力、降伏點は増加し、延伸率は減少する。(S. O.)

**鼠鑄鐵中の黒鉛の生成** (Alfred Boyles: Trans. A. F. A. Vol. XLVI, No. 2, Dec. 1938) 鼠鑄鐵の組織は鑄造業者にとつて大なる關心の對象であり、特に黒鉛の形と分布が問題となつて居る。一般に鑄物は凝固時に生じた組織のままで使用せられるが故に凝固の機構に關する知識は物理的性質を調節せんとする者に對し有用である。著者は本實驗に於て、凝固中に生ずる成分の勾配による黒鉛の形の變化を説明し、此の變化をして S と Mn の變化に關聯せしめた。即ち S の影響、吸収せられた水素の影響、S の偏析等に就て實驗をなし、次の如く結論して居る。

- 1) 亞共晶鑄鐵に於て、黒鉛片は共晶の凝固中に生じ、共晶液の結晶中心より放射狀に成長する。或與へられたる冷却速度に於て、此片の形は固相-液相中間面に沿ふ黒鉛化の割合によつて決定される。共晶液中に溶解した S と  $H_2$  は黒鉛化速度を減少せしめ、此等の偏析によつて各結晶中心の周圍に成分勾配を生ぜしめる。
- 2) 共晶液中に溶解殘存せる硫化物の量は、共晶温度以上に於て

液相中に析出した硫化物包含物の程度により決定せられる。

3)  $Mn$  は硫化物の溶解度を變化する事によつて、黒鉛片の成長中液相-固相中間面に沿つて溶解殘存する量を限定する。 $Si$  及び  $C$  の含量一定なる合金は  $Mn$  及び  $S$  の含量を變へ又は、熔融金屬中に吸収されて居る  $H_2$  の量を變化せしむる様な熔解法をなす事によつて、組織を極めて變化せしめ、觀察に極めて便なる如くになす事が出来る。

(S. O.)

可鍛鑄鐵の燒鈍に影響を及ぼす因子に就て (Boegehold. A. L.: Trans. A. F. A. Vol. XLVI, No. 2, Dec, 1938) 著者の使用した材料は次の如く、普通のマレアブル材料と幾分異て居る爲に多くの文獻の結果をそのままに適用する事が出来ず、其の爲に實驗を行つたのである。即ち、著者のマレアブルは、屑鋼や Silvery pig, 鑄造工場屑等を熔銑爐で溶かして、2.70~2.75%  $C$ , 1.15~1.20%  $Si$ , 0.38~0.42%  $Mn$ , 約 0.05%  $P$ , 0.09~0.11%  $S$  のものとする。これを電氣爐に入れ、鑄造温度に高め 3~4% の屑鋼を加へる。普通の方法と異なる此の熔解法以外に、 $C$ ,  $Si$  は普通のものより高く、 $P$  が低く、 $S$  は他のものよりも高い。

此の材料に關し標題の如き研究をなし其の結論として次の事實を見出して居る。

1) 大きなテンパー・カーボンの點は常に厚肉の所に出現すると言ふ一般の考へはあてはまらない。充分緩徐な速度で一次黒鉛化温度に加熱する事に依り、厚肉部分のテンパー・カーボンの點は薄肉の部分と同様に小さく且つ多數存在し、かくして、鑄放し組織とテンパーカーボンの分布との間に存する關係はなくなる。

2) 第一期黒鉛化時間は、テンパーカーボンの點の距離が増すと共に非常に増加する。炭化物の分解は、鐵炭化物共晶とオーステナイトの部分の粗なる配列の爲に更に遅らせられる。

3) 第一期黒鉛化温度までの急速な加熱により、加熱が緩徐であつた時よりもテンパーカーボンの點は大となり且つ数は少なくなる。加熱法の差に由來する此の形の差は、薄肉部分よりも厚肉部分に於て甚だしい。

4) 100°F/hr の割合で加熱した時、 $\alpha$  鐵、 $\gamma$  鐵及びセメンタイトが同時に存在する温度範囲は 1,425~1,525°F の間であつて、一般に 1,380~1,410°F と言はれるものよりも高い。

5) 第二期燒鈍におけるパーライトの完全除去は 1,360°F で完了するものの如くである。

6) 1,360°F から 15°F/hr の割合で冷却する所の第二期燒鈍は不十分な燒鈍である。0.10~0.12% の  $C$  は炭化物の形で殘存する。

7) 此の鐵の  $Ar_1$  準安定點は 3°F/hr の割合で冷却する時は 1,325°F に在り、15°F/hr の冷却の時は 1,312°F の所に在る。

8) 1,700°F に徐熱をなした後、此の温度における薄肉部分の一次黒鉛化は 1 hr で完了する。厚肉部分では 5 hr を要する。加熱が急速の時要する時間は薄肉及び厚肉部分では 4 hr 及び 25 hr である。

9) 第二期黒鉛化は、鑄造組織中の炭化物共晶及びオーステナイトの部分の分布と形には影響を受けない。パーライト分解の速度は、薄肉及び厚肉の兩部分に於て同様である。

10) 黒鉛化は固溶體から最も早く生じ、テンパーカーボンはフェライトの中を轉移する事なしに直接析出すると言ふ理論を支持する事實が見られた。

(S. O.)

## 8) 非鐵金屬及び合金

金屬水素化物の利用法 I, II, III, IV. (Peter P. Alexander,

Metals & Alloys Sep., 1937, → Oct., 1938.) 水素化物利用法の目的は各種の水素化物及びこれを利用して各種の純金屬や合金又は純粹の活性水素を得るにある。各種元素の水素化物は早くから知られて居たがこれが工業的利用の立場から研究されたのは極く最近である。 $Li$ ,  $Na$ ,  $K$ ,  $Rb$ ,  $Cs$ ,  $Ca$ ,  $Sr$ ,  $Ba$  等は水素と反應し一種類の水素化物例へば  $LiH$ ,  $CaH_2$  の如きものしかつくらぬが、 $B$ ,  $Si$  等は各種の水素化物をつくる。水素化物には固體、液體、氣體の三種あり  $Ca$ ,  $Ba$ ,  $Sr$ ,  $Ti$ ,  $Zr$ ,  $Th$ ,  $Cd$ ,  $Ta$  等の水素化物は何れも固體で融點以下で分解し種々の條件によつてこれ等の中に含有される水素の量が常に變化するこの爲従來各研究者によつて種々の化學式が發表されたのである。

$Li$ ,  $Na$ ,  $K$ ,  $Ca$  等は自身電導性良好であるがこれが水素を充分吸収すると全く非電導性の結晶質のものに變化し絶縁性のものときへ考へられる様になる。従來吾人に最も良く知られ且つ興味ある水素化物は  $CaH_2$  である。400°C 位で  $Ca$  の上に水素を通過せしめると大なる反應を生じ金屬カルシウムの性質が遂に消失し生成化合物は融點極めて高く  $Ca$  より比重大にして容易に細粉碎されるものとなる。この化合物は水又は微量の水蒸氣と常温に於て瞬間的に反應するが水蒸氣が存在せぬ場合は加熱しても酸素や窒素とは全然反應を起さぬ。 $CaH_2$  の生成熱は A. Guntz & Basset によると 46,200 cal/mol で C. B. Hurel & K. E. Walker によると 51,100 cal/mol である。

$CaH_2$  は従來耐火性の酸化物の還元を利用して來た。 $CaH_2$  は嚙鑄機で容易に細粉となる故普通の廻轉函の中で耐火性酸化物例へば酸化チタン等と混合し 900~1,000°C に加熱した爐中へ容易に裝入出来る。

低温では  $CaH_2$  は酸化物とは反應せず赤熱以上の温度で次第に發生機  $H_2$  と  $Ca$  に解離し酸化物は完全に金屬化される。爐中では各種の反應熱が起るが互に平衡を保ち特に過剰の熱は發生せずテルミット法と違ひ反應は 1,000°C 位迄徐々に進行する。この程度の還元温度に於ける反應生成物は熔融されたものでなく  $CaO$  と  $TiH_2$  との細粉の混合したものでこれからガスを追出すと少量の水素を含んだ純金屬が得られる。斯くして得た金屬の結晶粒大は約 300 mesh である。他の水素化物の生成熱は一例を除き何れも  $CaH_2$  より小である。 $CaH_2$  は石灰より直接製造する方法がある。 $CaO$  は普通の状態では如何なる還元剤を用ひても 1,000°C で還元出来ぬ處の耐火性の酸化物である。例へば  $CaO$  を  $Mg$  と共に加熱する場合  $CaO(-151,710cal) + Mg = Ca + MgO(+145,760cal)$  なる反應は  $CaO$  の生成熱の方が  $MgO$  のそれより大であるから決して行はれないわけである。然し乍ら若し  $CaO$  に水素中で  $Mg$  を作用せしめると次の反應が起る。 $CaO(-151,710cal) + Mg + H_2 = CaH_2(+49,200cal) + MgO(+145,760cal)$  即ち生成熱が 40,250cal 過剰になる爲である。この方法で製造した  $CaH_2$  には  $Mg$  の痕跡が殘留しこれが極めて容易に  $Ca$  と合金するがこの程度のもは殆んど各種の目的に使用して影響がない。週期表に示す第 4 屬に屬する總ての元素は適當な條件の元に於ては何れも水素化物をつくるが、今この外に亞屬の  $Ti$  が 300°C 以上の温度で  $H_2$  と直接反應して水素化物をつくる興味ある事實がある爲以下この  $Ti$  に關してのみ述べる。F. W. Clarke 氏によると  $TiO_2$  は地殼の 1% を形成するものである。 $Ti$  を含有する礦物はルチル ( $TiO_2$ ) 及びイルメナイト ( $TiFeO_4$ ) の 2 種類でこの元素の原料としては重要なものである。ルチルもイルメナイトも普通金屬チタンを製造する前に勿論種々の化學的處理を行

ふ。

純粹の酸化チタンは  $TiO_2$  99.5% のものが 16 3/4 lb で金屬チタンの原料としては重要なものである。1825 年に J. J. Berzelius は  $K_2TiF_6$  を  $Na$  で還元して以來數種の  $Ti$  の還元法が發明された。次にこれ等を列挙して見る。(1)  $TiCl_4$  の  $Na$  による還元 (2)  $TiO_2$  の金屬  $Ca$  による還元。(3)  $TiO_2$  の  $Al$  による還元。(4)  $Ti$  のハロゲン化物の熱解離。(5) 熔融鹽より  $Ti$  の電解析出。(6)  $TiO_2$  の  $CaH_2$  による還元、これ等何れの方法も一長一短であり純粹の  $Ti$  を工業的に製造する際常に生ずる障害は非常に費用がかかる事及び出來た  $Ti$  が還元剤を介在する事である。 $Ti$  の鹽化物も沃化物の熱解離によつて出來た  $Ti$  は延性を有する特徴がある。この方法は 1908 年に E. Defacqz 及び H. Copaux 氏によつて案出されたもので其後 A. E. Von Arkel 及び Dr. H. de Boer によつて完全なものに改良されたのである。この改良法は純粹の沃化チタンを白熱せる  $W$  のフィラメントの上を通過せしめこの上に  $Ti$  を圓形に析出せしめるのである。析出した  $Ti$  は適當に熱處理すると薄い帶狀に壓延し得る様になる。この方法は Dr. H. de Boer の發明した延性を有す  $Zr$  の還元法と全く等しく今日でも尙實驗室的に純粹のものを少量つくるにはこの方法が最良である。然し一方酸化チタンを水素化  $Ca$  で還元する水素化物利用法は今日大量生産の場合には恐らく最適の方法であらう。勿論この方法にも缺點はある。即ち最初は必ず水素化チタンとして製造せねばならずこれを脱ガスして初めて金屬  $Ti$  が得られる。其上この金屬  $Ti$  には多少の  $H$  が含まれる事は避けられぬ。従て絶対に  $H$  を含まぬ  $Ti$  を必要とする場合は他の還元法によらねばならぬ。然しこの缺點は一方に於て非常な利點となるのである。これは後述する。

既に述べた如く  $Ti$  は亞屬の他の全ての金屬の如く  $H_2$  と直接に反應を起す。然しこの水素化物は條件によつて種々なものになり今日では水素化チタンに對して數種の化學式が發表されて居る。

A. Klauber は加熱管を通過すると水素と金屬  $Ti$  に解離するガス狀の水素化チタンを製造した。この水素化チタンは恐らく最大量の  $H_2$  を含有するものと考へられる。

M. Billey は水素化チタンより發生した水素量を測定した。 $Ti_4H_6$  の化學式を與へた。然し一度チタンに含有された  $H_2$  は完全には抜け切らぬもので  $2,000^\circ C$  で眞空熔解しても尙 1.56% の  $H_2$  を含有して居たといふ試験結果もある。

Mueller & Schwabe によると 1 容積の  $Ti$  は 1,800 容積の  $H_2$  を含有し得ると云つて居る。

これ等種々の説及び筆者の試験結果を綜合してみると水素化物利用法より得る水素化チタンの化學式は  $TiH_2$  が正しい。

酸化チタンを水素化カルシウムで還元して得た水素化チタンは粉狀で金屬  $Ti$  の外觀を生ずる。この化合物は吸濕性でなく稀鹽酸に強く常溫で大氣中に放置しても何等變化を生じない。然し高温では漸次  $H_2$  と金屬  $Ti$  に解離する。眞空中に於ける解離は約  $100^\circ C$  位で始まるが  $350^\circ C$  邊迄は極めて反應が遅く  $400^\circ C$  を越すと急激に速かになり  $1,000^\circ C$  で完全に解離が終了する。この際多少の  $H_2$  は残るが却てこの  $H_2$  がある爲完全に  $H_2$  を含まぬものより取扱が安全な利點がある。即ち  $H_2$  を全く含まぬ  $Ti$  の粉末は或溫度に達すると發火し急に發熱して燃焼する恐れがある。一度引火し燃焼を始めた  $Ti$  の粉末は普通の方法では消火出來ぬ。水素化チタンの少量を燃焼皿に乗せてアンゼンバーナーで加熱しても水素化チタンの解離溫度迄は何等變化を起さない。然し粉末狀のものを  $350^\circ C$  以

上加熱すると  $H_2$  が放出されて燃焼を始め靜な水素焔をあげ完全に細粉を包圍し空氣との接觸を絶ち急激な酸化を防止する役目をする。この水素の發生は水素の大部分が追出され溫度が  $800\sim 900^\circ C$  に達する迄は繼續する。然る後二次的反應が起る。即ち脱ガスした  $Ti$  が大なる熱を發生しつゝ燃焼し殆んど白熱の程度になる。若し多量の水素化チタンを誤て過熱すると水素焔が原料を蔽ひつゝ極く徐々に發火する。空氣を遮斷すれば水素焔の燃焼は止む。水素化チタンは突然的に燃焼を起す事がないだけ金屬チタンの粉末より取扱が安全である。 $Ti$  中に多量含有される水素はある化學反應には 100% 純粹の活性水素を與へるに大に有效なものであり又これを冶金的方面に用ひる場合高價な金屬  $Ti$  を酸化及び窒化から防ぐ上に熔劑としての役目を果すわけである。水素化チタンより發生した水素の用途の一つとして  $Cu \cdot Ti$  合金の製造がある。最近非鐵合金の研究に於て  $Ti$  に對して大に關心をもたれる様になつて來た。Hensel & Larsen は  $Ti$  2.58% の  $Cu \cdot Ti$  は降伏點  $82,000 \text{ lb/in}^2$  抗張力  $104,100 \text{ lb/in}^2$  伸 20% と發表して居る。 $Cu$  に  $Ti$  を加へると高温に於ける抗張力を非常に増加せしめると云ふ説もあり  $Cu \cdot Ti$  合金はコンデンサーチューブ、ボイラー等に利用出来る。従て今後斯かる  $Cu \cdot Ti$  共晶合金が純度高く安價に出來れば相當需要があると考へられる。只  $Cu$  に  $Ti$  を入れる場合の困難は非常に比重及び融點が違ふ點と  $Ti$  が高温で極めて酸化及び窒化し易い點とにある。 $Cu$  の比重は 8.94 融點は  $1,083^\circ C$  であるが  $Ti$  は比重 4.5 融點  $1,800^\circ C$  である。云ひ換れば  $Ti$  は熔銅上に浮び上り保護用のフラックスがあつても酸化を起す。其上熔銅中には多少の酸素を含有しこれが  $Ti$  を酸化するわけである。

これ等の熔製上の困難を除いた新しい製造法が Metal Hydride Inc によつて發明された。即ちこの法は市販の粉末狀の水素化チタンと金屬銅を共晶の割合即ち  $Cu$  72%  $Ti$  28% をボールミルに入れ充分混合し坩堝に入れ眞空爐の中におく。溫度が上昇するにつれ水素化チタンが徐々に解離し發生した水素が酸化銅の薄い膜と反應し水素に富んだ霧狀のものが出る。この際水素の發生が速かであるから決して  $Ti$  を酸化せしめない。 $800^\circ C$  迄には  $Cu$  は完全に酸化物を失ひ互に燒結し收縮し脱ガスした一部分の水素化チタンがこの上に接觸して居る。溫度が更に上昇し  $875^\circ C$  になると  $Cu$  も  $Ti$  も熔け合ふ様になる。 $Cu$  及び  $Cu$  の多い合金は凝固の際完全に水素を放出する性質を有す。従て出來たインゴットは有効性のもので容易に粉碎し得る。尙連續作用を行ふ場合は眞空中でなく水素氣流中で行ふがこの際は多少水素化チタンの解離が遅らされる。

$Ti$  の化合物には極めて硬度大なるものがある事は今日よく知られて居り且つ色々利用されては居るが尙充分研究の餘地がある。

初めて硬度の高い  $Ti$  化合物を製造したのは Prof. Henri Moissan で電氣爐の發明の直後で當時氏は炭化チタン、窒化チタン珪化チタン硼化チタンを製造した。炭化チタンは酸化チタンを炭素で電氣爐で還元してつくるが炭化チタンは空氣中で金屬  $Ti$  より高温で燃焼するが氏はよくこの製造に成功し  $Ti$  94~96%  $C$  4~6% のものを得た。窒化チタンはダイヤモンドを徐々に切削可能で珪化チタンは硬度ダイヤモンドに等しく寶石の研磨に適す。珪化チタン製造の際  $Ti$  は高温で  $O_2$  及び  $N_2$  と反應し易い爲過剰の  $Si$  が必要である。珪化チタンは金屬チタン製造研究の際水素氣流中で  $TiCl_4$  の蒸氣を白熱せる珪素の上を通過せしめて偶然に發見されたものである。珪化チタンの化學式は Moissan によると  $TiSi$  であるが其後 Dr. Honing Schmidt が  $K$  の弗化珪酸鹽と  $Ti$  及び  $K$  の複



弗化物を  $Mg$  の粉末で蔽ひ還元して製造した珪化チタンは  $TiSi_2$  に相當するものである。珪化チタンは弗化水素以外の他の酸には侵されずアンゼンバーナーでも酸化は困難である。扱て此等の珪化チタンは何れも多少空中の酸素を含有するものであるが、水素化チタンを利用する方法によると全くこれを防ぎ得て然かも  $Ti$ ,  $Si$  の損失を防止し得る。これは水素化チタンの分解によつて出る水素が装入物の酸化を妨げ  $Ti$  の合金作用を容易ならしめる爲である。熔融點  $1,800^\circ C$  を有する金屬  $Ti$  が發生機の水素中では  $900^\circ C$  以下で固く焼結する事實によつても如何に發生機の水素中では  $Ti$  が合金し易いかがうかがはれる。水素化チタンから金屬  $Ti$  を製造する際は水素化チタンを少く共 300 mesh 以下に粉碎し壓縮團鑽し水素化チタンの解離温度即ち  $400\sim 500^\circ C$  以上に真空中で加熱する事を要す。斯くして水素が發生を始めた後真空ポンプを止めレトルトを 2~3 分發生機の水素中に静止して置く。この際加熱温度が高い程レトルト中の水素の壓力は上昇する。レトルト中のガスの壓力は安全弁又は水銀弁で自動式に調節出来る。レトルト中の装入物より發生する水素は  $Ti$  の焼結を容易ならしめ且つ空氣と遮斷する。この方法は金屬の水素化物より純度 100% の發生機の水素を製造する爲にも用ひられる。レトルトを冷却する場合一部分分解した水素化物が再び水素を吸収する爲内部は真空となり真空中で冷却が行はれる。固く焼結した金屬  $Ti$  は耐鹽酸性及び耐酸化性である。珪化チタンの製造もこれと同様な経過をとり粉末状の原料をよく混合し壓縮團鑽しレトルトに入れ金屬  $Ti$  が焼結する迄真空加熱を續ける。従て如何なる形の珪化チタンも製造し得る。温度が低い時は海綿状の珪化チタンとなる。珪化チタンは熱及び電氣傳導極めて良好で焼結切削工具、ドリル等に大に適する。

硼化チタン、窒化チタン等も同様にして出来る。結局金屬の水素化物を利用する本法は純粹の發生機の水素を得且つ原料の損失を防ぎ規格通りの組成及び形のものが得られる種々の特徴を有するわけである。

次に水素化物を應用したる金屬  $U$  の製造法について述べる。

$U$  の鑛物は Carnotite ( $K_2O, 2UO_3, V_2O_5, 3H_2O$ ) と Pitchblende ( $U_3O_8$  + 不純物) の 2 種で今日相當多量に産出され鑛山として著名なのは Czechoslovakia, Utah-Colorado, Belgian Congo, Canada, にある。チエツコの鑛山は 1905 年以來  $U$  と  $Ra$  の鑛石を出して居たが、その後  $Ra$  の需要がまし 1913~1922 年にかけてコロラドの鑛山が重要視される様になり次いで 1922 年にコンゴアの Pitchblende 富鑛が盛んに採掘され 1930 年迄世界需要の大部分を此處から産出したが其後 1930 年にカナダの同鑛石がこれに變る様になつた。今日カナダの Port Hope 精鍊所に於ける  $UO_2$  の生産量は日産 35,000 *us* に達する。Klaproth 氏等は初め Pitchblende より  $U$  のみをとる事を考へ鑛石を硝酸に溶解し水に可溶性の化合物を製造した。今日では先づ  $Ra$  をとりその副産物として  $U$  をとつて居る。従てこの二つの元素の分離が最も重要な點であり焙焼し粉碎した鑛石を硫酸にて處理し温水を加へ水に可溶性の  $U$  鹽と不溶性の  $Ra$  鹽に分ける。濾過し濾液に種々の反應劑を入れて  $Fe$ ,  $Al$ ,  $Ni$ ,  $Co$  等を沈澱濾過する。最後に純粹の  $U$  鹽をアムモニヤで處理し黄色の水酸化ウラニウムをつくる。この水酸化物を煨焼すると無水の  $UO_2$  になる  $U$  は  $O_2$ ,  $N_2$ ,  $C$ ,  $Fe$ ,  $N$  等種々のものと非常に親和力大であるから純粹の金屬  $U$  をつくる事は中々困難な事である。A. Burger, E. A. Redéal 氏等は純度高い少量の金屬  $U$  の製造に成功したが何れも實驗室的のもので尙微量の酸素

の混入が危まれる。従て今日  $U$  の融點は  $1,850^\circ C$  以下とされては居るが確實な温度は不明でこの他の諸性質もよくわからぬ状態である。實驗的に少量の  $U$  をつくるには普通  $U$  の鹽化物又は酸化物を  $Na$  か金屬  $Ca$  で還元する。製品は粉状で稀い酸で處理し真空中で乾燥する。この際多少酸化し黒色又は褐色になる無酸化の  $U$  は研磨した鋼の色である。R. W. Moore は再蒸溜した四鹽化ウラニウムを再蒸溜せるナトリウムで實驗的に少量還元しこれをアルゴン中で電弧で熔融し 99.8%  $U$  を得た。多少延性を有し薄板に壓延出来た。又 J. W. Marden 氏等は  $UO_2$  を  $CaO$  で裏付した鋼のポンプの中で  $Ca$  で還元した。これ等何れの方法も純度は相當高いが實驗室的のもので純度は 98% 程度でも工業的に大量生産の方法が必要である。水素化物を利用する方法によつて得た製品の純度は 98% 程度で自然性でなく不時の燃焼を起す憂なく乾燥状態で取扱ひ得るものが得られる。次に Metal Hydrides Inc. で採用して居る方法を述べると煨焼酸化ウラニウムと粉末状の水素化カルシウムを鋼製廻轉函中で 30 分~1 時間よく混合し鋼製容器に入れ特殊の形の水素雰囲気炉に入れ  $980^\circ C$  に加熱し水素化カルシウムを發生機の  $H_2$  と  $Ca$  に徐々に分解せしめ温度は常に一定に保持し反應生成物は冷却後 200 gal の攪拌機を有したるタンクに入れ浸出し粉末状の  $U$  を壓縮濾過器にかけ最後に真空中で乾燥する。斯くして出来た  $U$  は褐色の粉末で  $U$  98.0%  $Fe$  1.0%  $Si$  tr  $Al$  tr  $Ca$  tr の成分である。褐色を帯びるのは薄い酸化膜が出来る爲でこれが又酸化の進行及び燃焼を防ぐ。この粉末  $U$  は水壓機で  $10\frac{1}{2} \text{ ton}^2$  の壓力で壓縮團鑽し  $1,000^\circ C$  で純粹の水素氣流中で焼結する。初めは 6 ミクロン以下の真空中で  $1,250\sim 1,300^\circ C$  で熔融するが再熔融の場合は更に高温を必要とする。これは熔融中に  $O_2$  を吸収し融點  $2,500^\circ C$  の  $UO_2$  を含有する様になる爲である。かくして得た  $U$  の比重は 21.3 である。 $UO_2$  を含むものは比重 10.5 位に下る。焼結したものは比重 16~18 である。 $U$  66% を含む  $U \cdot Ni$  合金は  $U$  と  $Ni$  の粗い粉末を  $1,200^\circ C$  で熔解してつくる。硬く脆く非磁性で容易に細粉になる。この合金は耐酸性大で王水を含む酸にも侵されぬ。 $U \cdot Ni$  合金は自然性のものであり空氣中で常温で發火する事あり。“66”合金の高ウラニウムのもは融點低く耐酸化性大で比重大なる爲取鋼に加へるに適す。熔融せる鋼、ニッケル、銅等に加へると直ちに沈み酸化されずに合金する (K)

**$Ti$  の生産及び工業的用途 (I)** (George F. Comstock, Metals & Alloys Oct 1938.)  $Ti$  は初めは用途及び産出少き元素であり今日でも尙充分その價値を認めて居らぬ傾向があるが實際には  $Ti$  は金屬元素として多量に存在し用途廣き重要な元素の一つで合金劑としても有効なものである。今日に於ける  $Ti$  の主なる用途は塗料製造工業の顔料で  $Ti$  の全生産量の約 90% はこれである。硫酸鹽溶液から析出せしめた純粹の  $Ti$  の酸化物は屈折率大なる白色粉で薄い膜でも光線の通過を妨げる力大である。 $TiO_2$  は他の顔料に比べて高價ではあるが被覆膜が薄くて充分の効果ありその爲結局經濟的になる。本顔料は主としてリノリウム、ゴム、人造レザー、プラスチック、化粧用、紙等に用ふ。酸化チタン顔料の次に大なる用途は冶金的方面でフェロチタンとして鐵及び鋼の脱酸に用ひらるのみならず  $Al$ ,  $Cu$ ,  $Ni$  等に合金劑としてある。その他熔接棒の被覆にも次第に利用されつゝあり粉状の Rutile の形の  $TiO_2$  の flux としての性質及び電氣的性質優秀なるものがある。地殻を構成する元素の中で  $Ti$  はその量で第十番目で  $Cu$ ,  $Ni$ ,  $Pb$ ,  $Zn$  等より遙かに豊富である。今地殻の成分を示すと次の如し。  $O_2$  49.98

Si 25.30 Al 7.26 Fe 5.08 Cu 3.51 Mg 2.50 Na 2.28 K 2.23 H<sub>2</sub> 0.94 Ti 0.30 C 0.21 Cl & Br 0.15 P 0.09 Mn 0.07 残り 0.10 計 100%

即ち Ti より多量にあり然かも吾人に工業的に利用されて居る金属は Fe, Al, Mg のみである。其上高含量の Ti の富集は決して稀ではない。米國に於ても含チタン鐵鑄の大きな鑛山がニューヨーク 北部 Virginia, Wyoming 等に發見されて居る。我々が現在使用して居る鑛石は主としてカナダ, インド, オーストラリア, ブラジルから輸入される。3~4 年前イルメナイトの世界中の生産量は 70,000<sup>3</sup> と報告されて居るが本國に於て 現在輸入して居るイルメナイトの量は殆んどこれと同量に達して居る。Ti は特に高價な元素でもないのである。次に市販に於ける純金属 1lb の大體の値段 (弗) を示し他のものと Ti とを比較してみる。Pt 525.00 Au 509.00 Pd 410.00 Ta 88.00 Be (Cu-Be として) 30.00 Ag 6.50 Ti (198%) 6.50 V (92%) 6.00 Zr (95%) 5.00 Mo 2.75 W 2.60 Co 1.75 Ca 1.50 V (Fe-V として) 2.90 Cb (Fe-Cb として) 2.50 Ti (低炭素 Fe-Ti) 1.20 本表に示す如く 98% の Ti で現在の値段では W, Mo, Ta, V, Cb 等と充分比較し得る程度でフェロチタン等の如く合金したものは勿論相當低廉で中炭素フェロチタンで 40clb 以下である。Ti は Al, Cu, Cr, Mg, V 等より先に發見されたものであるに拘らず利用されたのは極く最近で以前は鐵の製鍊の際 Ti があると含チタン鑄滓が出來高爐の爐底に不熔解のシアン化チタン化合物が出來る爲有害なる不純物とされて居た。然るに Dr. A. J. Rossi が含チタン鐵鑄の大鑛山所有主なる關係上これが利用の途を考へ遂に含チタンの優秀なる鑄鐵の製造に成功した。この爲次第に鑄鐵に Ti は合金劑として良い影響がある事が認められ續いて鋼にも優秀なる脱酸劑として添加される様になつたのである。

一方ドイツでは Dr. Hans Goldschmidt が Rossi 氏の高炭素のものに對し低炭素のフェロチタンの研究を行つた。含チタン鑄の製鍊で最もよく用ひられるのは Rossi 氏の炭素による還元法でこの方法によると Ti 16~21% C 3~8% のものが得られる。この他の方法では Goldschmidt の方法で Al の粉末で還元するので Ti 22~42% Al 3~8% の低炭素のフェロチタンが出來る。Rossi の法は高温を必要とする爲電氣爐を用ふるが G 氏の方は Al の粉末の燃焼熱で充分である。

Ti は Mn, Si より脱酸力大で Al よりは小である。只 Al より優れて居る點は酸化物が決して鋼中に残留しないといふ事である。Ti の酸化物は鋼滓に對して強いフラックスの働きを有し平爐に於て螢石の代用にもなる。チタン鋼中の鋼滓介在物は Ti の酸化物があると熔融點が下り流動性が増す爲熔鋼面上に浮び上てくる爲介在物の量が減少する。現在熔鋼に多量の Ti を用ひて優良なるリムド鋼塊を製造して居り歩留も大である。リムド鋼塊に Ti を用ひる理由は脱酸力の爲ばかりでなく TiO<sub>2</sub> の媒熔化作用によるのである。尙 Ti は熔鋼内に出來たガスの表面張力にも影響を及ぼし熔鋼の沸騰が促進され熔鋼が糊狀になる前に容易にガスが排出され清淨な緻密なリムを鋼塊に與へる事になる。

Ti は非常に脱酸を必要とする鑄鋼特にパーライトマンガン鋼に對しては Si より有効である。この際 Al を用ひると過度に還元されて硫化物が網狀に出て鋼の延性を害する憂がある。Ti を用ひると非金属介在物は小さい球狀に出てくる。Ti は鑄鋼の結晶粒を微細化し大なる延性と衝撃値を與へ加熱による結晶粒の粗大化を妨げる。

低炭素のフェロチタンは熔銑爐で熔解した鑄鐵及び Ni, Cu, Al

其他チタン鋼の製造に用ひられる。低炭素のフェロチタンの製造の際の Al は熔融せる Al の浴又は Al の粉末を冷い坩堝に入れて用ふるので後者の方がよく利用され酸化鐵, 酸化ニッケルと共に酸化チタンを入れてやる。TiO<sub>2</sub> のみでは温度及び鑄滓の状態が不良になる。從て純粹の金属 Ti は Al の還元法では製造出來ぬ。低炭素のフェロチタンは Si を用ひて電氣爐で還元する法もあるが、製鋼温度位では Ti は鑄滓中の SiO<sub>2</sub> を Si に容易に還元するが、更に高温では強い還元性雰囲気で過剰の Si がある場合 Ti を還元する反應が行はれる。Si を含有するこの種の合金は温度の低いキューボラで熔解した鑄鐵によく熔解する。

Ti は鑄鐵の片狀黒鉛を減少せしめる作用あり、この爲 Ti は鑄鐵の強さを 5~25% 増加し硬度を多少上昇せしめ、然かも切削性は却て良好となる。又 Ti は黒鉛化作用あり肉薄のもの又は隅の所等にチルが入り硬化する程度を減少せしめる。

Cr 鑄鐵又は V 鑄鐵にも Ti は良い影響あり、Cr や V が薄い肉の所をチル化し加工困難ならしめる事を防ぎ大なる強度を與へるのである。(M)

**非鐵合金鑄物に於ける Si の役割** (Gillett, H. W.: Trans. A. F. A. Vol. XLVI, No. 2, Dec. 1938) 非鐵合金鑄鐵に於て Si は重要な役割を演じて居るが、其の作用がよく理解されて居なかつた爲に、嘗ては非鐵合金鑄造業者より有害なる元素と看做されて居た。研究によつて其の影響に關する多くの點が闡明され、現今に於ては多くの非鐵合金に廣く用ひられて居る。著者は此の報文に於て先づ鐵合金に於ける Si の使用を論じ、且つ性質等に言及して居る。次いで Mg 基, Al 基, Cu 基及び Ni 基合金に於ける Si の利用を擧げ、Al 基合金に於ては Si の一般的作用及び特に低 Si・Al 合金, Al ダイ鑄物合金, 又、Si の他に少量の Mg, Cu, Ni を含む 特殊ピストン用合金に就て論じて居る。より複雑な Al 砂型用合金に就ては著者は析出硬化を論議して居る。次ぎに Cu 合金があり 此の條下に Cu・Si 合金の他に Sn や Zn, Mn, Fe 等の Cu・Si 合金に對する影響を見て居る。Cu・Si 合金系の鑄造性に關する概説に次いで、Ni の Cu 及び Cu・Si 合金に對する影響を述べる。又キュープロニッケルに對する Si の影響も見て居る。此の報文には Si を含む多くの非鐵合金の物理的、機械的性質に關して充分の説明を與へ、商品名、成分、性質、鑄造に關する性質、熱處理等を述べて居る。末尾には参考文献を多く載せて居る。(S. O.)

**或る種の Al 合金の extrusion 性の比較** (Pearson, C. E.: J. Inst. Metals, 1938, 64) Al 及び 1.5%, 2.5% 及び 5.0% Cu の Al 合金, 1.5% Cu, 10% Zn の Al 合金, 5% Zn の Al 合金に就ての extrusion 作業中の性質の比較を行つた。inverted method を用ひ、一定割合の extrusion に要せられる壓力が各種の温度に於て實驗的に決定せられ、且つ、壓力と extrusion の温度間に簡単な關係のある事をも知た。此等によつて得られた比較は工業的に使用されて居る extrusion の割合にまで擴張し得る事を證し得た。各種の温度及び割合におけるピレットの流れも研究した。而して合金の機械的性質に及ぼす extrusion の温度の影響も決定した。

其の結論として、Cu・Al 合金における extrusion の困難は Cu 合金と共に増加する。著者の研究した温度内では Al に比し 低温よりも高温に於て困難は大であつて、これは Cu の固溶度の増加の結果と思はれる。

Al への Zn 5% の添加の影響は温度の全範圍に互て 必要な extrusion pressure を減少せしめるに在る。Cu・Zn 合金は大體

Al と同様な extrusion 性を有する。

Shishokin によつて報告された壓と温度との關係は本合金に於てもよく適用出来る。

合金の extrusion に關してなされた比較は extrusion の割合が 20 倍に増加されても大した影響を受けない。

extrusion の間にピレット中に起る流れの状態は作業の速度や温度の變化には殆ど影響されず且つピレットの組成にも影響されぬ様である。合金の機械的性質は extrusion の温度に大なる關係を有する。(S. O.)

**Co-Al 合金の X 線による研究** (Bradley, A. J. Seager G. C.: J. Inst. Metals, 1939, 64) Al は立方型の Co には溶解するが六方型の Co には溶解しない。Al は冷却に際し立方型を保持する傾向がある。數日間 320°C に於て焼鈍した後溶解した Al は Co Al として析出し残部の Co は六方型に變る。

體心立方格子を有する Co Al は Co 及び Al を溶解する。Co Al の組成の所で最大である格子常数は Co 側へは漸次減少して行くが Al 側ではその減少は急激である。Ni Al と類似の場合として、此の急激な減少は 50% 以下の Co の存在する時單位胞から原子を排出する事によるものである。此等の合金に於て立方體の各隅には Al 原子が存在して居るが中心部には Co 原子が不足して居るのである。

四つの Al に富んだ相が見出された。Co<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> は單位胞内に 28 個の原子を含む六方構造を有する。Co<sub>3</sub>Al<sub>13</sub> 又は Co<sub>2</sub>Al<sub>9</sub> なる組成の相の存在も確認された。此の相に Co を添加しても以前考へられたる如き Co<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相との混合物を生じない。Co<sub>3</sub>Al<sub>13</sub> と平衡にある相は大體 Co<sub>4</sub>Al<sub>13</sub> なる組成を有する。此の X 線圖型は極めて複雑で Co<sub>3</sub>Al<sub>13</sub> のとも Co<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> のとも全然異つて居る。CoAl<sub>3</sub> なる組成附近の合金の寫眞から更に他の相の存在が認められたがこれは單獨に分離されなかつた。

**常温及び高温に於ける減摩合金の彈性** (Cuthertson, J. W.: J. Inst. Metals, 1939, 64) 屈曲記録装置附干涉計による屈曲試験を鑄造 Sn 及び市販及び合成 Sn 基及び Pb 基合金の常温及び高温に於ける彈性率決定に應用した。試験した材料全部は比較的低い應力で匍匐するが荷重が充分速やかに加へられれば Hooke の法則に従ふ、故に全實驗に互に荷重のかけ方を一定した。

例へ E が Sb 含量の増加と共に増加する傾向があるとは言へ、Sn 含量高い合金の彈性率—温度曲線間には僅かの差がある。Pb は少量とは言へ曲線の形を變へ、Pb-Sn 共晶の熔點に於て又は其の附近に於て匍匐破壊を起さしめるに至る。Cd は 1% 迄は大した影響を與へぬ。50°C 以上で殆ど熔融點まで Sn の曲線は直線的に落下するが Sn 合金程急激ではない。且つ Sn 合金の曲線と 210°C 附近で相交はる。

Pb 基合金は Babbitts 合金よりも彈性常数が低いが、Bahnmetall 以外は、180°C 又は其より以下で匍匐する。常温に於る Bahnmetall の彈性率は他の如何なる合金よりも低いが彈性はより高温までよく保たれる。然し再熔や表面腐蝕により彈性は非常に害される。(S. O.)

**赤銅に應用せられた Saeger 流動度試験の改良法** (Halliwell, G. P.: Trans. A. F. A. Vol. XLVI, No. 2, Dec. 1938) 著者は Cu 85%, Sn, Pb, Zn 各 5% づゝの眞鍮の流動度に對する少量の不純物の影響を調べた。その爲に Saeger の流動度試験用螺旋を使用したがこの場合最も困難とする所は次の諸點に在る事を知

た。1) 螺旋へ入る時の金属又は合金の正確な温度の決定、2) 鑄込速度を常に一定に保つ事、其の爲に 坩堝を二つ重ねて螺旋へ入る時の合金の温度降下を最小に止めんとして其の點に成功したが鑄込みが却て難しくなつた。

Saeger の螺旋に於ては合金の head を一定に保つ爲に overflow がつけてあるが此れは餘り役に立たない。兎も角鑄込み速度が重要であるので著者は遂に齋藤及び林氏等の方法をとつた。此の操作には 2 人必要であるが熟練によりうまく行た。その操作は次の如くである。

- 1) 20~25 lb の鑄塊を No. 12 坩堝で木炭塊の被覆の下に溶解する。
- 2) 合金が大體希望する温度になれば、熔金を受ける坩堝と栓を爐内に入れて豫熱する。
- 3) 此の坩堝と栓が熱くなると熔金を入れた坩堝は爐から出されスキムされる。其の間坩堝と栓は熱せられて居る。
- 4) 熱電對が挿し込まれるや否や、受け坩堝は爐から出され、鑄型の湯口の上に置かれて栓が入れられる。
- 5) 1 人の實驗者が上述の仕事をして居る間に他の實驗者は温度を讀み鑄込の準備をする。受け坩堝中の合金が溶解坩堝の冷たい上縁を通る時に急冷されぬ爲、熔金の 1/4 は別の鑄型に注がれる。
- 6) 合金の head が所定の高さになれば栓は合圖により開かれる。

かくして得られた結果は外挿法により流動度零なる時 1,775°F の温度軸を切る事を示し、此は丁度液相—固相の範圍内に在る事を見る。螺旋の長さは平均 ± 2in の差があるがこれは實驗法の改良により更に小となす事が出来る。(S. O.)

**眞鍮工場に於ける中子製作—第 II 報** (Patch, N. K. B.: Foundry, Nov. 1938) 結合劑として穀類の外にピッチや樹脂も使用される。此等の結合劑と砂との比は適當でなければならぬが此は勿論結合劑の種類と希望する中子の硬度とに依て異なる。糊精も各種の砂に混ぜられるがこれにより作た中子は比較的低温で破碎する。

此等の結合劑が比較的に多量に使用された場合即ち 20~30% が珪砂等に混ぜられた場合出來た中子の表面は極めて平滑で Al 合金、Zn 合金等の鑄物に對して非常に宜しい。勿論通氣度は微細な砂や粘土の量等が多ければ其れ丈減少する。

水溶性結合劑を用ひて中子砂を調製する時に加ふべき水の量は使用された結合劑、及び砂中の粘土の湿度吸收のある爲に場合に依り異なる。焼成は餘り早すぎては不可ない。焼成温度は 350°F が一番良いであらう。大型の中子では中心に破碎した骸炭をつめて排氣能を増加せしめる。

樹脂又はピッチを珪砂等に混ざる場合その割合は求められる硬度により異なるが、商人の方で此硬度には何 % の結合劑と指定してくれる。焼成液の中子表面は極めて良好で若し適當に焼成されれば砂の粗度に依りしかるべき通氣度を示す。餘り早く焼成されれば中子表面は焼成過度であり心部は不充分である。その爲に割目を生ずる。又焼成が餘り早いと中子が膨脹したりする。それで一種の混合物に對する焼成速度は注意深く決定さるべきで、砂と結合劑の比の異なるにつれて焼成速度を均一に保つ如く充分の注意をなすべきである。大型中子では中心から排氣する事が好ましい。例へ小型の中子でも鑄型中に入れられた熔金により生じたガスを出す爲に排氣が必要である。ピッチ結合劑は多量のガスを發散する。

生の状態に在る中子の形を變へる様な事は絶対に避くべきは言ふ迄も無い事で、取扱中膨れ上たり歪んだりする。それで出来るなら乾燥機を使用するのが好ましい。乾燥して置けば取扱ひは極めて容易となる。餘り高温の焼成は水蒸氣やガスが急速に蒸發して歪を生ずる虞れがある。中子の大きさ、結合剤の種類及び其の他の條件の爲に焼成法を標準化して此の歪みを避けるべきである。

焼成された中子は出来る丈早く使用すべきである。貯藏中濕氣を吸収したり破損したりする。又或る部分が抜け落ちたりするが、缺陷のある鑄物が出来てから中子が缺けて居るのを見出すのでは既に遅すぎるのである。(S. O.)

## 9) 化學分析

**眞空熔融に依る鋼中ガスの定量法の改良** (Lewis Reeve, A. I. M. E. 1934.) 石英管の長さは10' 内徑1.4' 眞鍮製の蓋には冷却水を通じ蓋と石英管の接目は眞空用ワックスを塗布する。蓋の頭部にのぞき窓を設け眞空用グリースで封じ窓の下部に熔鋼からはね上る微粒を防止する様装置する。黒鉛坩堝と石英管の間に保護用のシリマナイトの管を置く。ポンプは水銀擴散ポンプを他の擴散ポンプ内徑は普通の廻轉ポンプに接続する。ガス壓の測定には水銀柱0.0005~20mm迄を McLeod Gauge を用ひ他に130mm迄を普通のU字管の壓力計を用ふ。ガス貯藏器は補助と2個用ひこれとガス捕集用ポンプとコックで接ぐ。コック其他接続箇所は全部完全にグリースで封じる。

黒鉛坩堝は上に鉤を出してシリマナイト管の上に引かけこの他の所では全然他の耐火物と接觸せず特に熱せられる坩堝の下部等は全然自由である。試験當初は Bureau of Standard の装置により坩堝はマグネシア、アラシタム、ジルコニア等種々の耐火物の上に乗せて行たが 何れもこの状態では坩堝が1,700°C以上になると耐火物と反應してCOガスを發生するのを防ぎ得ない。充分炭素と反應が終た後でなければ眞空熔融は出来ぬ爲に1回に3時間から8時間の長時間を要した。處がこの懸垂法を採用後は1,720°Cで0.05mm以下に減壓するのに僅かに60分となつた。坩堝により發生するガス量は1,570°Cで30分間に約1cc以下程度である。

本装置は捕集したガスが逆流せぬ様ガス捕集瓶を2ヶ設けた Bureau of Standard の方法ではガス溜中のガス壓が10~15mmを越すとガスは水銀擴散ポンプを通過して爐中へ逆流を越しポンプの能率は急減する。熔接箇所鋼中のO<sub>2</sub>及びN<sub>2</sub>を定量した際本装置によつたものは Bureau of Standard のものよりガス量大で斯かる場合は普通ガス壓が50mm以上となる爲にこれは當然である。試験の初めは擴散ポンプから主ガス溜へのコックのみを開いて補助溜のコックを閉めておき主溜中のガス壓が約5mmに達した時コックをしめ補助溜のコックを開き補助溜のガスは下から空氣の壓力で水銀面を上げて主溜へ導き再びポンプで補助溜へ入れ又主溜へ繰返す。斯くの如くして約壓力130mmの大量のガスをポンプへ逆流せしめずにする。試料の鋼からガスの發生が終た後充分注意して主ガス溜中のガスをポンプで試験管に導き改良された Orsat のガス分析装置及び補正ビューレットで分析定量する。微量のガスは純粹の窒素ガスの一定量で稀釋した方がよい。黒鉛坩堝其他から充分ガスを抜きとる迄試験片は外から電磁石で冷却水を通した眞鍮の蓋の内側に附着せしめておき完全に眞空になつた後電流を切て試験片を加熱された坩堝中に落す。非磁性的試験片は電磁石が働いて居る鋼の棒に間接的に支へられて居る様にしてある。

試験片は普通徑11mm長さ35mmの小さい圓筒状のもので重さ約26gr 工具のみで綺麗に機械仕上し別に研磨せず試験管に入れ乾燥器中に保存する。試験の取扱には一切油やグリースをつけず又手を直接觸れぬ様にする。

常温で装置全體約15分で眞空になる。その後高周波電流を通じ、黒鉛坩堝が1,720°Cになる迄加熱す。爐中の壓力が0.1mm以下になる迄ガスの發生が續き約1時間で1,720°Cで0.05mmになりこゝで1,570°Cに下げ熔解を續け遂に壓力を0.005mm迄下げる。斯くして内部のガスを全部排除した後電磁石の電流を切り試片を坩堝中に落す。この時温度は急に低下するが2~3分で又1,570°Cにかへり試料は完全に熔解する。試料中のガスの約75%は約15分間で放出され30分で90%迄出さる。結局含有ガスの放出、捕集は試験管落下後約1時間である。

試験後は石英管、保護用シリマナイト管等全部酸洗し乾燥して置く必要がある。黒鉛坩堝は1回毎に新しいものを用ひ、シリマナイト管は約6回位使用出来る。外側の石英管は20~30回の使用に耐へるがこの後は割れが入る。次に鋼中の介在物及び含有ガスを別々に定量する方法を述べる。鋼の物理的性質にはAl<sub>2</sub>O<sub>3</sub>やSiO<sub>2</sub>よりFeOやMnOの方が有害でこれ等を別々に定量する必要が充分にある。FeOを多量に含む鋼は黒鉛坩堝で眞空熔融するとFeOの少ないもの場合より酸化物の減少程度大である。FeOは1,000°C以下でCと反應して減少しSiO<sub>2</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>等は更に高温でなければ還元により減少されず鋼中の含有酸化物を全部還元してなくするには約1,600°Cを要する。斯かる種々の鋼中の酸化物を別々に定量する試験を次の4種類の試験材に就て行た。1. 高酸化せる熔鐵を熔解したもの、2. 酸化せる熔鐵を熔解しAlで脱酸したもの、3. Fe-Siで脱酸したもの、4. Fe-Mnで脱酸したもの、何れの場合も試験鋼の重量の50~100%の純粹のSnを媒溶劑として働せる爲に添加した。斯くして出来た試料を眞空熔融法で測定した結果を第1表に示し試験片の化學成分を第2表に示す。

第 1 表

試験片 番 號	試験片の 種 類	還元温度 °C	發生したガス の重量 %		
			O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>
1	酸化せる熔 鐵を熔解し たもの	1,050	0.165	—	0.00056
		1,300	0.002	—	—
		1,570	0.010	0.004	0.00054
2	Al で脱酸	1,050	0.006	0.003	0.0004
		1,300	—	—	—
		1,570	0.039	0.002	—
3	Fe-Si で 脱酸	1,050	—	—	—
		1,200	—	—	—
		1,300	0.058	0.002	0.0006
4	Fe-Mn で 脱酸	1,050~1,150	0.073	0.007	0.0028
		1,300	0.008	—	0.0001
		1,570	0.030	0.004	0.0006

第2表 試験片の化學成分

試験片番號	C %	Si %	Mn %	Al %
1	0.025	0.01	tr	tr
2	0.025	0.02	tr	0.186
3	0.034	0.71	tr	—
4	0.025	0.01	0.35	tr

第1表に示す如くFeOは1,050°CでCによつて還元されMnOは1,050~1,150°Cで還元されSiO<sub>2</sub>は斯かる低温では還元されず

1,300°C 迄は全く分解せず Al で脱酸鎮静したものは O<sub>2</sub> の大部分は Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> として存在し微量のガスが 1,500°C 以上で發生するに過ぎぬ。何れの試料も多少の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は含有する。

次に既知の少量の粉狀の酸化物を小さい錫の筒に入れ銅で栓をして真空熔融法を行つて得た結果を第 3 表に示す。

第 3 表 炭素による粉狀酸化物の還元

酸化物	還元温度 °C	CO として捕集した O <sub>2</sub> の收量 %
FeO	1,000~1,050	97.3
MnO	1,150	86.9
SiO <sub>2</sub>	1,300	100.0
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	1,550~1,600	75.0

尙本試験に於て約 50°C で極く少量の還元が行はれた。還元温度は表に示す以上に上昇せしめても効果はない。此場合鋼の栓をしないと結果は非常に悪く出る。これは鐵があると黒鉛坩堝壁より炭素が反應するのを助ける様に考へられる。次に MnO SiO<sub>2</sub> なるマンガンスリケートを錫の筒に入れ電解鐵を 10g 黒鉛坩堝中に入れ先づ 1,720°C で坩堝中のガスを完全に排除し 1,150°C に温度を下げ錫の筒を坩堝中に落下せしめて試験したが坩堝の片側に粉が固着し還元が不完全であつた爲次に黒鉛粉を 1g 坩堝の底部の鐵中に入れ 1,720°C でガスを排除し、Sn の鍍粉を約 0.5g と MnO SiO<sub>2</sub> を混合したものを Sn の筒に入れて行つた處速かに還元され第 4 表に示す結果を得た。

第 4 表 黒鉛坩堝中に於ける MnO SiO<sub>2</sub> の還元

還元温度 °C	CO として捕集した O <sub>2</sub> の重量 gr	化學分析によるシリケート中の O <sub>2</sub>		
		化合物の形	重量 g	收量 %
1,150	0.00258	MnO	0.00307	84
1,300	0.00540	SiO <sub>2</sub>	0.00598	90.5
1,570	0.00340	CaO, MgO, Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> 等	0.00025 以上	

初めの分解還元温度は 1,170°C 以上にならぬ様に注意せねばならぬ。これ等の結果からみて實際鋼中の種々の酸化物を分量するのは中々困難な事がわかる。熔接鋼に就て行つた代表的還元温度は FeO 及び MnO に対して 1,050~1,150°C、SiO<sub>2</sub> に対し 1,300°C、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> に対しては 1,570°C であつた。分析せんとする鋼は徑 11mm 長さ 35mm のシリンダーにし短い鐵線で綺麗な錫の棒に結びつける。定量は試験鋼 14g、錫 8g で後は前述のガス定量の場合と全く同じ順序ですゝめて試験片を落下してやる。錫は直ちに熔け鐵と 15 分位で化合を終り Sn 31.8% C 1.08% の Fe-Sn 合金となる。1,000~1,050°C で FeO 1,150°C で MnO の O<sub>2</sub> が順次發生し 0.003mm 程度の壓力になる迄行ふ。時間は FeO 少量の場合は 30 分 MnO 多き場合は 2 時間を要す。次に 1,300°C にし SiO<sub>2</sub> があれば又新しいガスが發生するから 0.004mm の壓力迄續ける。この間約 60 分、最後に 1,570°C に上げ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を定量し 0.006mm 迄續ける。全部で計約 5 時間を要す。次にこれ等のガスを各々分析して FeO, MnO, SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の量を決定するわけである。

尙本法によつて定量したガス量と 1,600°C 迄上げて全部のガスを一度に定量した量と殆んど等しい。只 H<sub>2</sub> のみが違ふ。又顯微鏡的に定量したものと良く一致する。次に電解抽出法で定量したものととの比較を示す。

試片	真空熔融法			電解抽出法		
	1,050~1,150°C	1,300°C	1,570°C	MnO としての O <sub>2</sub>	SiO <sub>2</sub> としての O <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> としての O <sub>2</sub>
1	0.0	0.043	0.029	0.0	0.055	0.038
2	0.008	0.044	0.011	0.004	0.056	0.019

SiO<sub>2</sub> は大體一致して居るが Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は電解法の方が多く出て居るが普通本法では SiO<sub>2</sub> が多少低く出るのは止むを得ない。

電解法では FeO としての O<sub>2</sub> は定量出來ず MnO の結果も不確實である。真空熔融法では 10g の試料の 0.25 cm<sup>3</sup> の各々のガスに對して大體平均次の程度の誤差である。O<sub>2</sub> 及び N<sub>2</sub> に對して 0.002%、H<sub>2</sub> に對して 0.0002%。Al, Mn が過量に入るとか Na<sub>2</sub>O があると誤差を生ず。次に N<sub>2</sub> と H<sub>2</sub> について述べる。H<sub>2</sub> は第 1 回目の真空抽出法で大部分抽出されるが残りは第 2 回目の 1,300°C 及び第 3 回目の 1,570°C 等で抽出さる。N<sub>2</sub> も同様一部分低温で一部分高温で抽出される。Fe 及び Mn の窒化物は 1,000°C 以下で分解するもので 1,150°C 迄の 1 回目の抽出で出た N<sub>2</sub> はこれにあたる。Al の窒化物は分解温度 1,400°C で Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> の分解壓は 1,529°C で 5.5mm である。然し他の形の Si の窒化物に關しては未だ確定せぬ。1,300°C で抽出される N<sub>2</sub> は Si の窒化物から 1,570°C での N<sub>2</sub> は Al 窒化物から來たものと思はれる。この問題に關しては尙研究の餘地あり。H<sub>2</sub> は本法を使用すると多少高めに出来る傾向がある。

今普通の真空熔融法によつたものと此の分割真空抽出法によつたものの O<sub>2</sub>, N<sub>2</sub>, H<sub>2</sub> の量の比較を次に示す。

試番	普通真空熔融法			分割真空抽出法			
	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	O <sub>2</sub>	N <sub>2</sub>	H <sub>2</sub>	
1.				FeO	0.208	0.114	0.00059
				SiO <sub>2</sub>	0.007	0.033	0.00059
				Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0.012	0.069	0.00040
				計	0.227	0.156	0.00158
2.				MnO	0.002	0.001	0.00025
				SiO <sub>2</sub>	0.045	0.004	0.00029
				Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	0.005	0.009	0.00010
				計	0.052	0.014	0.00064

この表に示す如く O<sub>2</sub>, N<sub>2</sub> は兩者殆んど等しきも普通の真空熔融法では H<sub>2</sub> は何れも 0 である。15g の試料中 1cc の H<sub>2</sub> で丁度 0.0006% になりこの量は純鐵に對する H<sub>2</sub> の溶解度に相當する。分割真空抽出法では H<sub>2</sub> は多少高めに出来る。Sn が H<sub>2</sub> の抽出を促す役目をすると思はれる。H は Ta, V を除いては安定な水素化合物をつくらず鋼中の H は全部化合物でなく物理的に溶解して居るもので高温で抽出される部分の H<sub>2</sub> は CO 及び N<sub>2</sub> で追出される様な具合になるものと考へられる。(K)

鋼の簡單分析と品質との關係 (Sandelin, R. W, Welding Journal, Sept., 1938) 試験室で行ふ僅かな常例の試験では鋼の用途に對する特徴を完全に表明し得るものとは云ひ難い。此の稿では鹽基性平爐で作られた普通炭素鋼につき其の性状に及ぼす一二の要因を指摘する。

常例試験としては 抗張, 伸, 縮小率, 硬度, 稀に衝擊値等の物理的數値を測定し、之に C, Mn, S, P, Si 等の 5, 6 元素の分析表を添へる。所で 熱間壓延, 冷間壓延, 熱處理の種類と程度に依て物理的性質が非常に違つて來るので鋼の品質を比較するのに化學分析表を基礎として判斷する事が少くない。所が此の數個の元素の量が同一であつても、品質が同一であるとは云へない。今日猶鋼の分析を完全に解釋する事は不可能である。普通に分析試験を行ふ元素が鋼の物理的性質に及ぼす一般作用については相當知られて



居るので 化学分析も有用な事は勿論であるが 製鋼法の異なる場合で似た様な成分の時には 常例の化学分析からは説明の附かぬ様な品質の相違に出合ふ事がある。此の相違は、分析操作が極めて困難で 其の量も甚だ少い成分に基づくものと云へる。分析表では餘り良くない鋼も品質は中々良い事がある。例へば、磷分の高い鋼も、適度に平爐で製鋼したものは 粘さも強さも充分で 寧ろ  $P$  の低いものより優れてゐて 所謂、 $P$  の脆化作用とは凡そ反對の實例もある。前者は  $P$  分が後に増加したものであり、後者は  $P$  分の高い装入物から残留した  $P$  で 何かの理由で 不完全な製鋼に終つたものである。即ち 炭素分が早く低下したので 早期に出鋼したものかも知れぬ。又、 $S$  の高い鋼が必ずしも 赤脆性を現さぬ事がある。之等も分析してない他の成分が働いてゐるのかも知れない。従来、悪者扱ひにされた磷や硫黄が必ずしも悪影響を與へるものでなく、分析されてゐない他の成分が悪戯をする事も分つて來た。

平爐で製鋼したのもので 之を次の 3 種に分けられる。

(1) 充分に脱酸したもの 即ち鎮靜鋼、(2) 半脱酸即ち半鎮靜鋼、(3) 縁附け鋼即ちオープン鋼 (rimmed or open steels)。

充分に脱酸したものが即ち鎮靜鋼は 爐と取瓶とで 適當な脱酸劑を加へて脱酸したもので 鑄型に注ぐ時も沸騰せず「死んだ」まゝである。此の種の鋼を完全に脱酸しないと 表面に近い層に氣泡が出來、壓延すると 細かい合はせ目が出來る。しかし 適當に出來れば高級で化學的にも組織的にも等質で 原價も高くなる。元素分析では  $Si$  が 0.15~0.30% 位で 半脱酸鋼では痕跡から 0.12% 迄、之は  $Si$  の加へられる量に依る。縁附け鋼は 酸化鐵の量が多いので  $Si$  としては殆んど痕跡で  $SiO_2$  として含むだけであるから  $S$  は 0.02~0.03% 位のものである。材料が違つたり、脱酸方法が違ふと、結果が異なるが 常例分析では 明瞭に指摘出來ぬ。(1) に屬する鋼は一般に酸化物やガスがなく、従て 鑄型で凝固する時も 氣泡が出來ない。

(2) に屬する一部脱酸即ち半鎮靜鋼は 今日作られる鋼の大部分を代表する。(1) 及 (3) よりも安い原價で出來る。鋼塊は上部から冷却して ガスの出口を塞ぐので 内部や表面近くに 氣泡を生ずる。氣泡が出來るので パイプが少く、分塊壓延機での歩留も高く 9% に達するが (1) では 75~85% である。(2) は (1) よりも表面や物理的性質では一般に劣つてゐるが 多くの用途では 之等の相違は問題でない。化学分析は  $Si$  を除き、他の元素は同一程度と云へる。此の製鋼方法は 通常 0.25%  $C$  以下の低炭鋼に限られて 鋼塊から壓延率が大きいと 氣泡が小さくなる。しかし (2) では 壓延に於ける性質が豫め見當がつかぬ。分塊壓延で龜裂のない材料でも、小鋼片になると小さな龜裂が無数に出ると思ふと、壓延が良く出來て龜裂が極く少い事もある。此の差は普通の化学分析では發見が出來ない。平爐作業の或る種の遣方で表層部が良くなつたものである。同じ、半鎮靜鋼にしても、パイピングが大きくならぬ様にして氣泡を稍深目に作る事が出來る。

(3) の縁附け鋼は 鑄型中の縁附け (rimming) と云ふ特殊作用で出來る。此の作用は 炭素、鐵及酸化マンガンとの反應のためで  $CO$  が強く發生する。更に  $N_2$ 、 $H_2$  も出て、結晶の形成に影響し、粗い柱状粒子が出來る代りに 細かい靱性ある表層即ち縁が出來る。始めは、ガスが外氣に放出され相當厚い縁が出來てから 出口が凝固して稍深部に氣泡となる。此種の鋼の壓延性は 表層の厚さに依るもので 良く行けば 柔かく粘強く、且つ表面に龜裂や合はせ目がない。しかし 氣泡の深さは種々の條件を調整して定まるものであ

るから 縁附け鋼が總て此の良質なものとは云へない。

縁附け鋼は通常 0.15%  $C$  以下であるが 之より  $C$  が高い場合でも出來る。 $C$  と  $Mn$  とが高いものでは、此の 2 元素の鎮靜作用のために鑄型の作用が著しく減少するので、表層の厚さが減る。 $Mn$  は通常 0.40 以下。此の種の鋼は 柔かく粘り表層と比較的純な心部を持つてゐる 例へば、深絞りに適する様な利益がある。

元素分析の普通の遣り方では 鋼の品質を極く大ざつぱりに判定し得るだけで 冶金學的の完全性については語り得ない。要するに分析は 他の試験方法と同様、鋼の性質の一面を示すに止まる。

炭素が 鋼の硬度、強さ及延性に關する事は周知の事である。炭素は主として銑鐵を加へる時に増し、次ぎには 成分にも依るが屑鐵で増し、又取瓶中で加へるものもある。銑鐵の代りにコークスや石炭を加へる事は一般によくないらしい。取瓶で復炭したものは 平均して品質はよくないが 元素分析では 悪い様には見えない。平爐作業では 装入の型式、作業及脱酸方法に依て 普通分析しない成分の種類と量とが定まり、之に依て、物理的性質も違て來る。

$Mn$  は  $FeO$  として存する酸素と化合させ、鋼を脱酸させるため、又、硫黄と化合させて不溶解性で比較的無害は  $MnS$  を作るため、且つは 壓延性や物理的強さを良くするために入れる。普通炭素鋼では  $Mn$  1.0% 以下で 之以下になると鋼を脆くする傾向がある。或種の鋼では  $Mn$  が少いのは仕上げが不十分で品質が良くない。半鎮靜鋼で特に之が事實である。之に反して 或種の工業的純鐵では極端に  $Mn$  が少いのが特徴になつてゐる。又、鋼の酸素や硫黄の悪影響を無くするので 赤脆性を防ぎ得る。

硫黄は通常赤脆性を伴ふので 好ましからぬ元素であつて 最大限 0.045~0.055% に止める。良質の鋼では 上記範圍の  $S$  であれば 其の量の多少で質の良否を分ける事が出來ぬ。之は  $S$  が  $Mn$  で中和されてゐる爲めである。 $MnS$  粒は普通の構造用鋼材としては殆んど無害である。しかし多くの場合、 $S$  が高いのは 鋼の中の酸素分の増加を示す様である。確實な影響は充分に知られてゐないが 硫化鐵は熔鋼中に熔けてゐる  $FeO$  としての酸素を保持するらしい。機械加工を容易にする目的で 故意に  $S$  を加へる事がある。此の場合、 $Mn$  が多いと  $S$  を充分に中和して  $MnS$  となり、此の粒が鋼材中に散在するものと思はれるが 此のために 鋼は各所で中斷され、切削に當て、削粉が長く續かず、表面が平滑に仕上げられる。此の種の鋼では 取瓶で  $S$  を入直す。

有利な合金元素としての磷を使用する事は 近來 注視を引いてゐる。或種のものでは  $P$  を 0.15% も含み、従來の規格の「0.045% max」を遙かに超過する。薄手の強力な鋼帯を普通の炭素鋼で作る場合には  $P$  を 0.055~0.075% 位含ませると 良結果を得る事は 永い間行はれて來てゐる。 $P$  の場合でも 残留した  $P$  と再び加へた  $P$  との別がある。取瓶で他の合金材料の様に加へたものは 豫期された常溫脆性を示さず、却つて 延性も良い。 $P$  を加へる以前の残留  $P$  の量が極く少い場合には 取瓶で  $P$  を追加すると 通常 高級な鋼になる。之に反して 平爐作業で  $P$  を多く残留せしめると品質が低下する、しかし 通常の最高値 0.045~0.050% 以下では 比較が出來ぬ。他の元素が殆んど同一の場合、 $P$  の多いものが少いものより優秀だつた例は乏しくない。

珪素は 脱酸の目的で 豫め 熔鋼に加へる。しかし 種々の組合はせて  $Mn$  と共に加へるのが普通で 工場に依て流儀がある。 $Si$  の量は 鎮靜鋼で 0.15~0.25%、半鎮靜鋼と縁附け鋼では  $Si$  極めて少く、常例分析報告には示されてゐない。

鋼の型式に拘らず、すべて鑄造鋼塊には、或程度まで偏析が起きる。主として  $C$ ,  $S$  及び  $P$  に限られ、 $Mn$  と  $Si$  は偏析の傾向が少くなる。充分に脱酸した即ち鎮靜鋼は、餘り偏析の傾向がないが、半鎮靜鋼や縁付け鋼では、鑄型内で下部の溶解不純物を鋼塊の中心の方へと動かす作用がある。鑄型の寸法も亦重要なもので、之が大き過ぎると長い間、開放のまゝである。鑄型が小さいと早く凝固するので、偏析が出来るまで待つてゐない譯である。熔鋼から適當の方法で試料を採るならば、鋼成分の平均値を表はすものと見てよいが、歴延仕上をしたものから錐採みで採取する場合には、鋼塊の如何なる部分に當るかを知て置かねばならぬ。之は偏析がある爲めであつて、殊に半鎮靜鋼や縁付け鋼では、偏析にぶつかる可能性が多い。

平爐の装入物には種々の屑鋼が混入してゐるので、前述の諸元素の外、種々の元素が入込む事は當然である。茲に鋼の汚染がある。非鐵屬で有害なものが分て居れば、屑鋼から選別してしまふのだが、夫れでも猶、多く混入して害を及ぼす事がある。 $Sn$ ,  $Ni$ ,  $Cu$ ,  $Cr$ ,  $V$  等は屑鋼にまじつて汚染する主要のものである。屑鋼の種類が違へば、汚染の程度も異なる。普通には、極めて少ないものであるが、特殊の用途としての汚染の害が甚だしい事がある。此の點に關しては、元素分析は從來の遣り方では不完全である。

鋼の中に鋼の酸化したもの、鋼滓、煉瓦屑等が包含される事がある。表層が厚くて其の部分に氣泡がなく、歴延性が良いに拘らず、之等の介在物が多い事もあり、又、之等の介在物が包含されてゐない場合に、氣泡のない表層が極めて薄く、歴延すると龜裂が出来るものもある。歴延の方向に之等介在物が延ばされてゐると、此の方向に直角に沿うて鋼片を曲げると割れ、此の方向に直角に曲げれば割れぬ。介在物が極めて細かい場合には、品質には殆んど關係せぬ様ではあるが、加工に當て、ダイスや刃物を覆める事がある。又、多くの學者の假定する所に従へば、介在物が特殊の種類のもので細かいと、オーステナイトの粒の成長を妨げ、Mc Quaid-Ehn 試験で測る時の所謂細粒や粗粒の別を生ずると云ふのである。

爾後の鋼處理作業に及ぼすオーステナイト粒子の固有の大きさの影響と云ふ事は、近來、大いに注意されて來た。簡単に云へば、此

の固有の粒の大きさが、以後の總ての加工、熱處理作業に於ける鋼の性状に關する。其の大きさは、A. S. T. M. の分け方では、1 から 8 までになつてゐる。粒の大小に依り夫々特別の利點がある。之は別に文獻に詳論されてゐるので、此の論文では言及せぬ。しかし、多くの目的に對して、極めて大切な事は、取扱つてゐる鋼の型を知る事である。之等は元素分析のよく表はし得る所でない。粒の大きさを調整するには、各工場に依て特殊な技巧を行ふ。主成分の一つとしてアルミニウムを含む或種の強酸化劑を適當に使用する事が重要な役目をする。半脱酸鋼や縁付け鋼では、粒の細かいものは出来ぬ。普通には、粒の粗いもの程正常の組織を示し、細かいもの程、異常組織を有する傾向があるが、特に半鎮靜鋼で、異常に大きな粒を得易い。又、粒の細かい程、正常の程度は高いと云へる。正常性、異常性は鋼に存する酸素の量に關する様である。

近年、鋼の性質に及ぼすガスの作用は、多くの學者の研究する所であるが、之まで説明の附かぬ性状の相違が、ガスの存在と一致する事が多い。G. T. Motok の「良鋼製造の調整のための新装置」A. S. M. 25. 466 なる論文には、部分的真空を用ひてガスや酸化物の抽出を行ふ新しい装置の用途を説明してゐる。之に依ると、常例元素分析は、鋼の性状とは一致しない、且亦種々の酸化物は假令微量であつても、影響する處甚大である。此の論文には更に種々の實例を掲げて此の事實を説明してゐるが、其の一二を摘録すると、通例の元素分析と Mc Quaid-Ehn 粒子試験では實地上同一と認められるものでも、酸化物のために衝擊値が低い。悪いと云はれた熔接棒は多くの酸化物、特に  $Al_2O_3$  がある。機械加工の困難、換言すれば、工具の短命と云ふ問題を惹起した鋼材を見るに、元素分析も、現在の粒の大きさも、McQuaid-Ehn の固有の大きさも説明し得なかつたが、 $Al_2O_3$  と  $SiO_2$  との存在に依り、之を加工しようとする工具が摩滅する事が分つた。其の他、數例を擧げる。

要するに、之まで行はれた元素分析には、叙上の缺點があるので、之に依て、鋼の品質を云々する事は、早計であつて、試験の完全を期せんとせば、物理的諸試験、金相顯微鏡検査及ラヂオグラフ等に依つて品質を定むべきである。

(K. S.)