

## 撰 録

### 1) 製鐵原料

粉鑛製鍊を特に考慮せる歐米製鐵所の經驗 (Brassert, H. A. St. u. E. 2. Feb. 1939, S. 113-122)

(1) 米國に於ける發達. スーペリオル湖地方の鐵鑛は成分、物理的性質共に良質のものゝ様に歐洲人には考へられて居るが、それは發見當時の事で 1890 年代より市場に出て居るメサビー鑛は還元の容易な鐵鑛であるが粉が多く而も成分が不定である。併しこの鑛床は淺くて廣いと云ふ關係から露天掘が行はれ安價に得られるので、製鐵業者は此の鑛石をより多く使用しようと努力して居る。高爐に斯様な粉鑛を多量に使用するには舊來の朝顔の相當高い且つ湯溜の狭い高爐では不適當で棚が懸たり、スリップが起たりして故障が續出した。そのため業者は高爐の構造を強化し、プロフィールを改め装入装置、装入分配設備等の改善を行ひ、段々作業が順調に故障なく行はれる様になつた。又骸炭工場と高爐方面の骸炭の性質改善に関する共同研究もこの作業改善に大いに力があつた譯である。

カーネギー會社のエドガートムソン製鋼所ではメサビー鑛を 80% まで高爐に装入し且つ塊鑛製鍊時よりも出銑量を増し、コークス消費量を減じた事がある。この報告及びその後イリノイ製鋼所に於ける同様の試験成績に關しては既に發表されて居る。(St. u. E. 1916, S. 2-10, 30-37, 61-65, 119-23). 約 10 年の間に鑛石の Fe が 60% 以上より 50% まで下たにもかゝはらず全部成功した。石灰石は 20~25% を添加せねばならないから装入歩留りは 50% から 40% に下り 38% まで下たこともあつた。スーペリオル湖地方の鑛石は當時焼結せられず、又現今に於ても二、三の例外を除いては一般に焼結しない。唯高爐灰だけは焼結せられて居る。東部地方の酸性磁鐵鑛に就ては是は別である。メサビー鑛を製鍊して居る 1,000t 爐(これは 20 年來各地に見受けられる)は爐高約 30m 朝顔徑約 9m 湯溜徑約 7.5m 爐内容積約 1,000m<sup>3</sup> である。メサビー鑛の製鍊には爐胸の水冷を要しない。捲揚はスキップで 100% の軟鑛と粉鑛を装入して 1 日 1,200t を出銑し、装入歩留り 40% となつて居る。米國は斯様に粉鑛を製鍊しなければならぬ爲めに塊鑛を使って居る歐洲諸國に比し此の方面では約 30 年の進歩を爲して居る。

(2) 歐洲に於ける發達. シュタイヤーマークのエルツベルグ鑛山(舊オーストリー)の炭酸鐵鑛は之を製鍊するにはメサビー鑛の製鍊に類似せる點が注目に價する。即ちこの鑛石は焙燒すると粉鑛となり丁度メサビー鑛の様になり還元も容易となる。而してドナウウヰッツには米國高爐に非常に類似の高爐が新しく建てられた。

コルビーに於ても同様の根據に基いて高爐作業が行はれて居る。此處で製鍊する Northamptonshire の鐵鑛は炭酸鑛であるが、炭酸ガスは大部分石灰と結合するのでは無くして鐵と結合して居るため非常に逃げ易い。しかし此の鑛石は礬土を多量含有し、そのため選鑛が困難である。濕れた状態に於ける平均成分は Fe 29.8%, Mn 0.2%, SiO<sub>2</sub> 7.9%, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 5.8%, CaO 6.8%, MgO 0.6%, S 0.3% 灼熱減量 17.1%, 水分 13.5% である。コルビーの第一高爐で 1934 年からそれまで装入して居た 18% の石灰石の装入を止めて、脱硫を取鍋の中で行ふ試験を行た。此の鑛滓の(石灰)/(珪酸)割合は 1 より少し小である。しかし鑛滓中に礬土分 25~26% が含まれてお

ることは鑛滓の判斷には忘れてならない事である。鑛滓は(石灰)/(珪酸)割合が 1 以上にならず且つ湯溜を熱くして置くとすれば、流動性は良好であつた。此の状態は比較的重装入を行ひ且つ熔解帯を下方に保持し衝風溫度を低くすることのみによつて得られる。此れは著者の米國に於ける經驗にても實證せられた。

コルビーでは粉鑛及び高爐灰のドワイトロイド焼結鑛を 16% 装入し、後には焼結鑛 30% まで装入した、35% 以上の焼結物を装入する試験をして見たが今日までには經濟的利益はあらはれてゐないそれは焼結鑛の量を増したにも不拘、衝風溫度を上げなかつたためにコークス節約費が焼結費を相殺出来なかつたからである。非常に安い鑛石が焼結のために 3 倍の値段になつたからである。その後操業の適切な改善の結果出銑に當りのコークス消費量は 1938 年平均は 910kg となり、最も新しい第四高爐では月平均 890kg となつて居る。

第四高爐に於ける 3 及び 2 ヶ月の 2 期間に於ける數字を示すと、期間 I では風壓 615mm 水銀柱、風量 66,200m<sup>3</sup>/h、衝風溫度 384°C 期間 II では風壓 718mm 水銀柱、風量 72,000m<sup>3</sup>/h、溫度 440°C で、焼結鑛装入は期間 I に於ては 27.5%、期間 II に於ては 35% とし屑鐵を夫々出銑に當り 52 及び 25kg 装入した 作業の結果は期間 I では 1 日 465t 出銑でコークス比率 889.5kg 期間 II に於ては 1 日 523t 出銑でコークス比率 905.3kg となつた。焼結鑛は兎に角としてコルビーでは生鑛を装入するから爐内で之を焙燒するために相當の時間を要し、そのため後に出来る爐は段々高くなり徑も大となりつゝある。就中粉鑛處理方法としては湯溜の徑を大とし爐腹徑も大きくすることに限られて居る。従て斯様な爐では爐上部の風速を増すことなく風量を多くすることが出来るからガスの分布が爐断面に對して均一となる。併しこの様な非常な粉鑛と軽い鑛石を装入する場合には多量の風量で作業しない。それは或る風量以上になると粉が飛んで了ふからである。又一方爐徑に對して風が少な過ぎると爐内に溝が出来、こゝを通じて粉鑛が飛び出すこととなり爐全體として順調な作業とはならない。又このために爐内溫度の分布も全く妨害せられることとなる。

實際問題として粉鑛を處理する高爐では高風量、高熱衝風では缺陷なしに作業することは出来ない。更に鑛石が粉になり易い場合には一層風量、風温を下げなければならない。鑛石が小さければ小さい程還元し易いのであるから、それだけ重装入が出来、爐胸に於ける間接還元を増し CO/CO<sub>2</sub> の割合を低くし、コークス消費量を少くしなければならぬ。炭酸鐵鑛は爐胸で焙燒せられる時に或る量は粉になる。この粉化はメサビー鑛と同様還元し易く若し装入物降下が均一に行はれ且つ爐胸を上昇するガスも均一に分布せられて居る場合にはコークス比率も低く製鍊せられる。此のためには熱風溫度を下げれば良い。熱風溫度を十分に下げて作業しきへすれば低コークス比率且つ高歩留に於て粉鑛を製鍊することが出来る。米國ではメサビー鑛を製鍊するには風の溫度を最高 550°C に保て居り、英國コルビーでは 450°C を越えない様にして居る。30% の焼結鑛を装入してトーマス銑を吹く場合コルビーでは風温を 375~425°C にした場合最も良成績が得られ、之より低温になると却ていけない。粉鑛製鍊に於て重要な事項として休風時に於ける敏感な悪影響が

算へられる 羽口取換の時とか湯出の時の休風に際し、再送風に當り高温の風では滲透しなくなり常態に復するまでに長時間を要し風壓も高くなる。そこで米國では休風後冷風で吹き始めコークスが動き始めるまで此の冷風送入を続ける様にして居る。休風に對しては悪く敏感なる故に羽口取換のために度々休風することは出来るだけ少くしなければならぬ。此のために  $Al \cdot Si$  合金の羽口を作り8ヶ月の長期使用に耐へる様になつた。又出銑後送風しながら出銑口を閉塞し得る機械が大切である。粉鑛使用の高爐では又コークスの性質が爐内經過に強い影響を與へるもので、著者がメサビー鑛に最も適するコークスの研究を行つた結果によれば、燃焼容易なるコークスを使用する時は燃焼困難なるコークスを使用する場合よりも高い風壓を要せず、従て低温の風で燃焼容易なコークスを使用して作業するのが最善の方法である。

装入鑛の一部を焼結して装入するときには一般に送風温度を高くし装入鑛の大部分を焼結する場合には送風温度を非常に高くすればコークス消費量を下げることが出来る。米國東部の酸性磁鐵鑛を製鍊するに之を選鑛、焼結して用ひコークス比率最低  $65.0 kg$  で作業して居る但し焼結鑛は氣孔性に富み且つ珪酸鐵の少い様に焼結しなければならぬ。然らざれば直接還元のためにコークス消費量が増加する結果になる。焼結鑛をどの程度まで經濟的に使用出来るかと云ふ問題解決の大部分は此の點に在る。

獨逸鑛を焙燒、焼結、選鑛等を行はず、そのまま製鍊すると云ふ問題は、装入物の均一性に關し粉鑛製鍊に試みられた方針に従ひ重装入によつて爐胸を冷たく保ち、更に相當低温の送風温度と相當少量の送風によつて規則正しい作業をする勇氣があれば、解決せられるであらう。適正な作業をして居る高爐は又常に最も安價な選鑛設備でもある。

(F. K.)

## 2) 耐火材料並に燃料及び驗熱

石炭の燃焼に對する無機物の影響 (Newall, H.E.: Fuel, Vol. 18, No. 1, Jan., 1939) I. 結晶水 石炭中に隨伴する無機物の含水鹽はその分解と水分の蒸發とが吸熱する爲に石炭の燃焼速度を低下させるものである。更に水蒸氣の發生は石炭と  $O_2$  との接觸を妨げる事ともなる。

結晶水の影響を検するため先づ石炭を  $Al_2(SO_4)_3$  及び  $MgCl_2$  の水溶液に浸し、これ等を真空中で濃硫酸上に12日乾燥させたものと、それを更に真空中で  $100^\circ C$  に1時間加熱したものとに就て比較したが前者の燃焼傳播速度が後者のそれより小であることを認めた。引續いて正常の含水鹽と無水鹽を比較するため、石炭に  $CaSO_4 \cdot 2H_2O$ ,  $MgSO_4 \cdot 7H_2O$ ,  $Al_2(SO_4)_3 \cdot 18H_2O$ ,  $Na_2CO_3 \cdot 10H_2O$  等を加へ、これ等をその各々の無水鹽を加へたものと比較測定したが、 $CaSO_4$ ,  $MgSO_4$ ,  $Al_2(SO_4)_3$  等燃焼の傳播を阻礙する性質のあるものの含水鹽は一層傳播速度を低下させ  $Na_2CO_3$  の如く傳播を促進するものでも含水鹽は傳播速度を減退させる結果となつて居る。而してその阻礙効果の強弱は恰も含水鹽の分解及び水の蒸發による吸熱量の大小に一致して居る。

II. 水分 結晶水の影響に次いで石炭中に機械的に含まれる水分の影響を研究した。先づ石炭を濕らせ、これを真空中濃硫酸上で種々の程度に乾燥したもの、更に真空中で  $100^\circ C$  に加熱して略々完全に脱水したものと及び原試料を空氣中で乾燥したものを比較測定した。その結果は次の通りである。空氣中乾燥に到達し得る程度以上に濕氣を奪去ても殆ど影響がないが、その程度以上の水分を

含めばその量に應じて燃焼傳播速度が低下する。但し水分の含有量に對する速度減少の數値は石炭の種類によつて必ずしも一定でない。一方空氣中の濕氣が石炭の燃焼に及ぼす影響を決定するため、前の實驗に用ひた試料に一定の速度で乾燥空氣と水分を飽和した空氣を通じて燃焼させ、燃焼傳播速度と生成ガスを比較測定したが、乾氣と濕氣の間には殆ど差が見られなかつた。燃焼の傳播速度は空氣の流通量に從て増すが、生成ガスの組成が略々一定である事は燃焼の傳播し得る  $O_2$  の極少量が石炭によつて定て居る爲とは思はれる。

III. 灰分 石炭中の灰分が燃焼の時に及ぼす影響に就ては次の二つが考へられる。その一は不燃性夾雜物として可燃性物質を稀釋する作用で、灰分の量や熔融性が問題となる。その二は灰分の燃焼に對する觸媒機能である。

又石炭の灰分には、その根源の植物體固有のものと、炭化中若くは採掘中に外部から入つたものがあり、後者は機械的操作で略々除去する事が出来るが、前者は酸で溶解し去らなければ除かれない。これ等は珪酸鹽、硫酸鹽、硫化物、炭酸鹽及び鹽化物等から成るが燃焼の殘渣は頁岩質中の水分の消失、 $FeS_2$  の燃焼、炭酸鹽の分解、鹽化物の分解等によつて多少原成分と異り、 $SiO_2$  は主として  $CaO$  によつて固定される。主な成分は  $SiO_2$ ,  $Al_2O_3$  及び  $Fe_2O_3$  で、少量の  $CaO$ ,  $MgO$ ,  $MnO$ ,  $TiO_2$  及び  $K_2O$ ,  $Na_2O$  等を含み、或種の石炭には  $V_2O_5$ ,  $GeO_2$ ,  $Ga_2O_3$ ,  $B_2O_3$  及び磷の化合物をも伴ふ。

實驗は先づ灰分僅に  $12\%$  ( $SiO_2$   $38.1\%$ ,  $Al_2O_3$   $29.6\%$ ,  $Fe_2O_3$   $15.3\%$ ) の石炭を採り、これに灰分の成分たる種々の酸化物、珪酸鹽、炭酸鹽、磷酸鹽等を添加し、又實際に石炭を燒いて得た灰(その第1は  $SiO_2$   $43.6\%$ ,  $Al_2O_3$   $29.8\%$ ,  $Fe_2O_3$   $10.6\%$ , 第2は  $SiO_2$   $3.0\%$ ,  $Al_2O_3$   $0.4\%$ ,  $Fe_2O_3$   $43.9\%$ ,  $CaO$   $23.9\%$ ) や、黃鐵鑛、石膏等を加へて比較測定を行つた。 $Fe_2O_3$  は燃焼傳播速度を著しく増し、 $Al_2O_3$  及び  $SiO_2$  はそれを減ずる。 $Al$  の珪酸鹽は同量の  $Al_2O_3 + SiO_2$  より阻礙効果が大きい、その數値は同量の  $Fe_2O_3$  の促進効果には及ばず、又  $FeS_2$  の促進効果には頗る著しいものがある。その他燃焼傳播速度を促進するものには  $CaO$ ,  $MgO$ ,  $Mn_2O_4$ ,  $V_2O_5$ ,  $MnCO_3$ ,  $K_2O$ ,  $Na_2O$  等があり、阻礙するものに  $TiO_2$ ,  $GeO_2$ ,  $B_2O_3$ , 石膏、磷灰石等がある。石炭の灰を加へた場合、第2では明に促進効果が現れ、第1には僅少な阻礙効果があつた。第1は  $SiO_2 + Al_2O_3$   $73\%$  にも達するが、その阻礙作用は  $10\%$  の  $Fe_2O_3$  促進作用と大差無い事がわかる。次に  $Fe_2O_3$  と、種々の割合の  $SiO_2$ ,  $Al_2O_3$ ,  $CaO$  等を人工的に混じたものを添加して實驗して見たが、實際の石炭の灰とは少しく異なる値を得た。これは實際の灰分には存在する少量の成分の効果が現れる爲であらう。

次に前回と同様の試料を  $100^\circ C$  並に  $200^\circ C$  で、緩徐に酸化させて  $O_2$  吸収量を測定したが、原石炭に比べて著しく吸収量を増加させたのは  $Fe_2O_3$  と  $FeS_2$  とであつて、その他の物の影響は大きいものではなかつた。

引續き外部から特に添加した無機物の影響と、石炭中に含有せられる灰分の影響を比較する目的で、先づ試料を  $H_2F_2$  及び  $HCl$  で處理して灰分を溶解し去り、真空中で  $100^\circ C$  に加熱乾燥して原石炭と比較したが、酸處理後のものは燃焼傳播速度も  $20^\circ C$  に於ける  $O_2$  吸収量も著しく増して居るのを認めた。しかし乍ら灰分含有量低下の大小は餘り關係せず略々同じ  $O_2$  吸収量の増加が認められたので、改めて  $CO_2$  を吸収せしめて見た所、その吸収量にも酸處理後のものに著しい増加を認め、酸處理は石炭粒子の表面に非常な

活性を與へる事が明となつたので、灰分の影響を調べるには酸處理は不適當と斷定した。

よつて次には浮沈分析の方法によつて、石炭を比重 1.50 以上、1.45~1.50, 1.40~1.45, 1.35~1.40, 1.35 以下の各部分に分け比較試験を行た。比重 1.50 以上のみを除いた。即ち比重 1.50 以下のものは燃焼傳播速度に於て原炭と殆ど差が無く、比重 1.35 以下のものは灰分は非常に低いが燃焼傳播速度は却て低下する。而して比重 1.35~1.50, 特に 1.35~1.45 のものに燃焼傳播速度の増大が見られ灰分中活性を有するものがこれに集合する事を示す。次にこれ等各部分を焼いて得た灰を他の石炭に添加して測定を行たが、各部灰分の同量を加へた時は略々比重の小さい部分の灰の促進効果が大きく、各部分の灰分含有量に比例して添加量を變へた場合は略々各部分の燃焼傳播速度に對應する効果が現れた。灰分の促進又は阻碍効果は略々  $(SiO_2 + Al_2O_3) / Fe_2O_3$  の値によつて定るものと考へ、前記各部分の灰を分析して計算した結果は、恰も此の値の増加に従て燃焼傳播に及ぼす促進効果を減じ 5.3 以下では促進効果を 5.3 以上では阻碍効果を示して居る。

石炭の燃焼速度は無機物の影響は受けるが、その根本は石炭質自身の性質によるものと考へられる。輝炭は暗炭より燃焼速度が大で無機物の微粒子が多く輝炭に伴はれその比重を大ならしめた時は比重の高い部分の燃焼が速く、暗炭に伴はれば小比重の部分の燃焼が速かなものとも考へられる。(川合)

### 3) 銑鐵及び鐵合金の製造

スピーゲル及び含燐スピーゲルから Mn の多い鑛滓を作る基礎的研究 (Willy Oelsen, St. u. Ei. 59 (1939) S. 81) Mn 分の多いフェロマンガンを作るには出来るだけ Mn の多い且つ  $SiO_2$  及び P の少ない原料を要する。Mn 分の少ない鑛石又は平爐滓からフェロマンガンを作るには、先づこれ等を高爐で吹いてスピーゲルを作り、これから、酸化によつて Mn 分の多い鑛滓を作り、これから Mn 分の多いフェロマンガンを作る。

スピーゲル中の Mn を滓化するには鹽基性轉爐に又は適當な爐中で酸化鐵を附加して酸化すればよいが、この際、硫化鐵或は硫化鐵と酸化鐵の混合を以て酸化する時は Mn の滓化は一層良好である。

平爐滓からは含燐スピーゲルが出来るが、このスピーゲルから Mn を滓化する際に P が滓化せざるやうにするを要する。

以上の事は既知の事實であるが、定量的には尙不明の點が少くないので著者は少量の銑鐵を以て實驗を試みた。

Mn を含む熔銑に硫化鐵を附加すると Mn は酸化され 50% 以上の Mn を含む鑛滓を得る。然し MnS は熔融點は 1,620°C であるから鐵と鑛滓との分離を容易ならしめるにはこの溫度附近迄加熱せねばならなかつた。又かくの如く高溫度になると熔銑中の殘留 Mn が 2% 以上の時でも熔銑中の S は非常に高くなる。

酸化鐵と硫化鐵の混合を以て酸化する時に出来る鑛滓は MnO 及び MnS を含有しその熔融點を低下することは MnO-MnS 系から知ることが出来る。この酸化劑を使用する時は 1,300~1,400°C で充分に鐵と鑛滓とは分離し且鑛滓中の Mn 分も高くない。且鐵中の S も著しく少なくなる。この實驗結果によれば熔銑中の殘留 Mn 2% の時鑛滓中の Mn:Fe=12.5 になる。斯様な鑛滓からは充分 Mn の多いフェロマンガンを作る事が出来る。

次に酸化鐵-硫化鐵鑛滓に及ぼす  $SiO_2$  の影響を見た。

スピーゲル中の Si も亦 Mn と共に滓化して  $SiO_2$  を生じ之が媒熔劑として作用して鑛滓の熔融點を低下し硫化鐵の附加を減ずることが出来る。又全く之を附加しなくともよい。

鑛滓中の Mn は 55% 以上で  $SiO_2$  が 22~26% の時は硫化鐵を加へなくとも約 1,400°C で充分熔融する。この鑛滓の  $SiO_2:Mn$  は約 0.5 で Bansen 氏が與へた値と一致する。氏はフェロマンガン製造に對して  $SiO_2:Mn$  の上限を 0.5 としてゐる。

含燐スピーゲルから Mn を滓化する時に酸化物の少ない硫化物の鑛滓では P は滓化されないが、酸化鐵-硫化鐵鑛滓では P は滓化されるわけであるが、この場合に於ける P の滓化する量を見る爲めに 1.3~1.6% P を含む熔銑を  $SiO_2$  の少ない酸化鐵-硫化鐵鑛滓で滓化の際に熔銑中の殘留 Mn 量が 2% の時に鑛滓中の Mn は 59%, P は 0.3%, Fe は 5% であつた。鑛滓中の P は鐵中の殘留 Mn 分が増すと共に低下する。かやうな鑛滓を焙燒して之からフェロマンガンを製造する時は 80% Mn, 0.4% P のものが出来る。又鐵中の殘留 Mn を 4% にすると (Mn の回収率は少なくなるが) 出来るフェロマンガンの P は 0.05% になる。

又硫化物の少ない  $SiO_2$  の多い鑛滓でも P の滓化は鐵中の殘留 Mn の増すと共に急に減少するを見た。即ち  $SiO_2$  の多い鑛滓は P の滓化を阻止する。

スピーゲルの Mn を滓化する時に一度に必要なだけの酸化劑を附加して酸化するよりも、酸化劑を分けて 2 段に酸化する時は Mn の滓化は良く、鑛滓中の Mn 分は多くなり、鑛滓中の Mn:Fe の値は大となる。例へば鐵中の殘留 Mn を 1% 迄酸化する場合に先づ 5% 迄滓化して生じた鑛滓を去り、新に酸化劑を再び加へて 1% 迄酸化するが如くするものである。

かく 2 段に酸化することは含燐スピーゲルの P の滓化を阻止する爲めには特に重要である。即ちこの方法により鑛滓中の P 分を著しく低下せしめ得る。

その他アルカリ、アルカリ土金屬及び Fe の硫酸鹽、磷酸カルシウム、磷酸鐵等の酸化劑に就て述べてある。(田中)

熔銑爐操業に於ける風壓の影響 (J. T. MacKenzie and G. K. Donoho, Trans. A. F. A. March, 1939, 515) 熔銑爐操業に於て風壓が熔解作業並に成品の性質に及ぶ影響に附て記述した。

1. 装置 熔解には内徑 21" の熔銑爐を用ひ風壓の測定には水銀氣壓計を又溫度測定には Leeds & Northrup の光學高溫計を使用した。

2. 使用材料 コークスは塊狀を一定にする爲篩分けして 3" 篩を通り 1 1/2" の篩上に留たものを使用した。平均大きさは 2 1/4" である。使用地金は厚さ約 1/2" の管を壞して 4' x 8' の大いさにした古鑄鐵のみを使用するか又は電氣爐で鋼屑より製造した再製銑鐵のみを使った。之等使用材料の大體成分は次の如し。

	固定炭素	灰分	揮發分	水分	硫黃
	89.23%	8.5%	1.19%	0.4%	0.614%
	C%	Si%	Mn%	P%	S%
古鑄鐵	3.35-3.53	1.28-1.35	0.39-0.45	0.58-0.72	0.03-0.07
再製銑鐵	0.58-0.76	1.71-1.78	0.74-0.76	0.03-0.05	0.04-0.043
	CaCO <sub>3</sub>	MgCO <sub>3</sub>			
石灰石	54	44			

3. 熔解方法 約 4' 塊狀のコークスを羽口上 1.2' 高さに装入し此上に篩別したコークスを高さ 40" に積み之を燃焼せしめた後へ篩別したコークスを高さ 50" に装入して床積とした。材料を全部装入して後送風を開始したが熔解作業中風壓對風量の割合を一

定に保つ爲爐内にて装入材料の上部には別にコークスを附加装入した。材料の毎回装入量は次の通り。

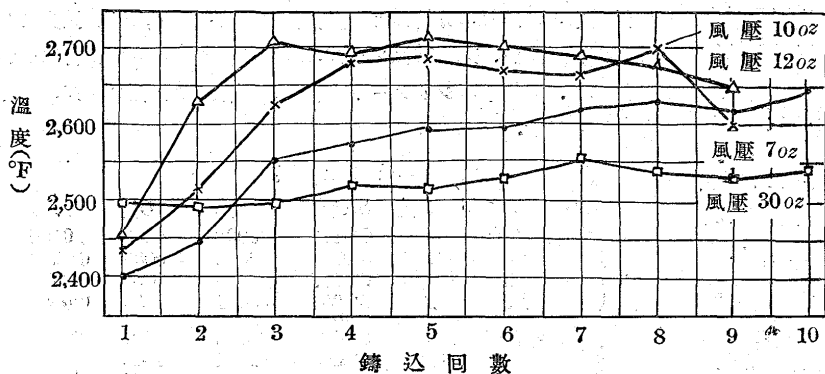
	古鑄鐵	再製銑鐵	コークス	石灰石
1回装入量 (lb)	125	10	12.5	4
全装入量 (lb)	1,250	1,200	—	—

試料の大きさは次の通り。

金型鑄造 1 1/2' x 1 1/2', 1 1/2' x 3'  
A.W.W.A. 標準 2' x 1' x 16'

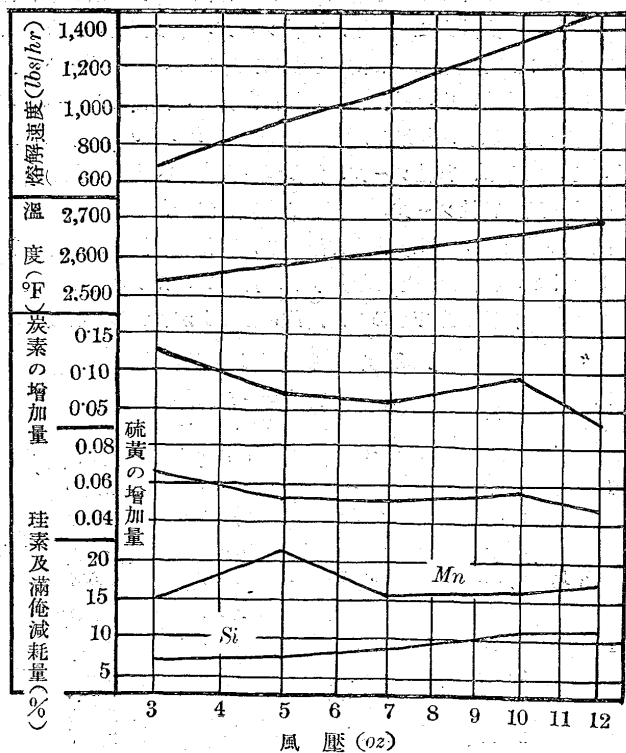
試験結果 第1圖は古鑄鐵のみを熔解せる場合の風壓に對する温度の變化状態を示す。温度の測定は長さ5呎の軸の末端にて行ひたれば眞の熔湯温度よりも 75~100°F 低い値を示した。

第1圖 古鑄鐵の熔解温度に及ぼす風壓の影響



第1圖は風壓に對する平均熔解速度、温度及び成分變化の關係を示せるものにして風壓の單位は壓力の平方根即ち風量に比例する様に取た。又炭素及び硫黃の増加は實際増加量を取た。

第2圖 古鑄鐵熔解に及ぼす風壓の影響



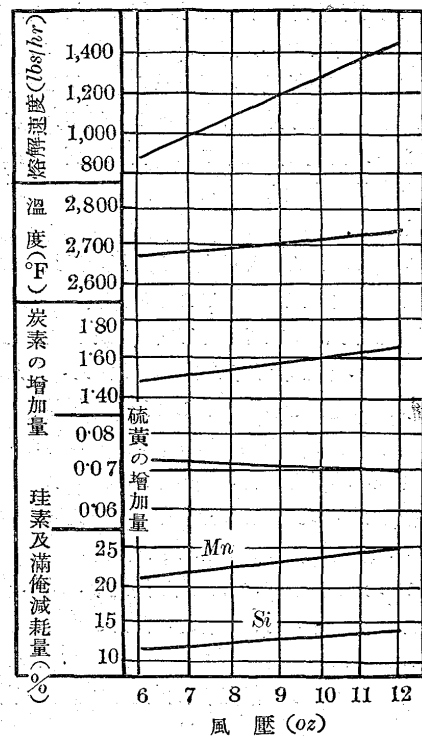
第3圖は再製銑鐵のみ熔解の場合に就て第2圖と同様の關係を示す。第4圖に風壓が鑄物の物理的性質に及ぼす影響即ち横折荷重、荷重 1,900 lb に於る撓み量、硬度並に炭素等量 (炭素量 + C/3 x 珪

素量 + 磷量) と風壓との間の關係を示した。

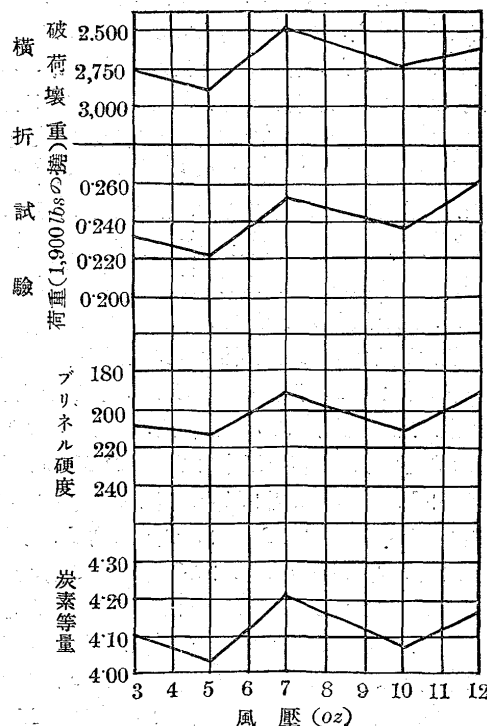
5. 結論

(1) 熔解速度は風壓の増加と共に増す。其の割合は風壓の平方根に對し、直線的に上昇する。古鑄鐵の場合と再製銑の場合

第3圖 再製銑熔解に及ぼす風壓の影響



第4圖 風壓と機械的性質及び炭素等量との關係



との熔解速度が異なるのは使用せるコークス比が異なるに依る。

(2) 熔湯の温度は風壓の増加と共に高くなる。而して再製銑の温度が幾分高いのは上述コークス比の異なるに依る。

(3) 炭素の増加割合は古鑄鐵の場合には風壓の増加につれて一般に減少して居るが低炭素鋼使用の場合には風壓と共に直線的に増加して居る。

(4) 硫黃の増加は風壓には無關係である。

(5) Si 及 Mn 損失の割合は風壓の増加につれて幾分増加して居る

(6) 本試験の範圍では風壓の變化は自身は鑄鐵の物理的性質に何等の影響を及ぼさぬ。

(J. A.)

5) 鐵及び鋼の鑄造

苛性曹達處理の鑄鐵に及ぼす影響 (Joseph, T. L., Sectt, F.)

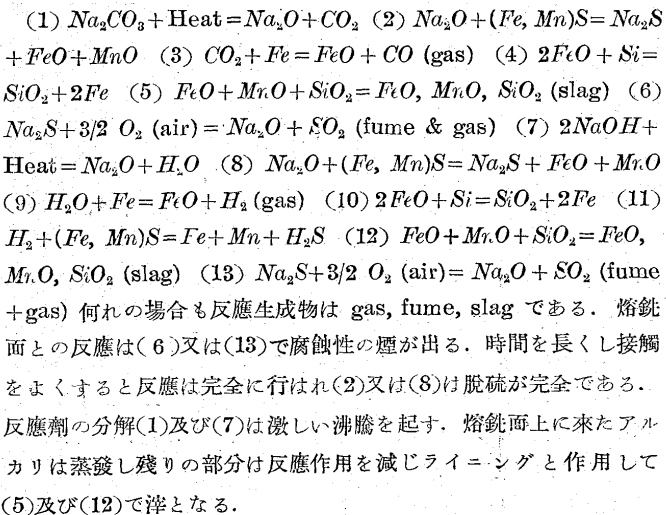
W. & Tenenbaum, M. Meta's & Alloys, Dec. 1938) 鑄鐵にアルカリを添加するといふ事は既に周知の事であるが最近このアルカリを脱硫剤として使用される様になり Brassert の法を Co. by が改良して高爐熔銑の脱硫に盛んに使用して居り鹽基性銑の珪素を普通含有量の約半分で *S* を 0.020 以下に下げる事が目下研究されつつある。高爐で脱硫するには高温を要し高温で *Si* を低く保つ事は困難で結局高爐より一度低珪素で出銑したものを更に脱硫しなければならぬ。

アルカリによる脱硫處理が鑄鐵の黒鉛の組織、鑄物の諸性質に如何なる影響を及すかといふ事は重要な事である。*S* が減少すれば丁度 *Si* が高くなると同様黒鉛化が助長され強度、硬度が減少する。然し *MnS* の量が減少すればこれと反對の作用がある。即ち *MnS* が減少すれば過冷を容易ならしめ黒鉛が微細化し結合炭素が増し従て強度が増加するといふ事になる。脱硫以外にアルカリ處理は熔銑の清淨化或は珪酸介在物の減少等に利用される。

脱硫にアルカリを使用する時は熔銑面と含アルカリ熔滓又は反應劑との接觸如何が問題となる。

アルカリは取鍋の裏付或は熔銑中の *Si* の酸化により出來た *SiO<sub>2</sub>* に非常に反應し易いが特殊の設計を施した何個かの取鍋で連続的にアルカリによる脱硫處理を施せば極めて低硫黄のものになり得る。熔銑にアルカリを添加すれば直ちに熔融し表面に浮び上り急速に蒸發する。現在の試験では熔融せる曹達を熔銑面より下に加へて居る。斯くすると直接に接觸し易くなり接觸時間も長くなる。試験に使用した装置は曹達を入れるカップは徑 1 1/2" の短いパイプで一端はねちを切った鋼製のカップで封じてある。このカップに孔を開け冷間壓延した 1" の鋼の棒をつなぎ更に長さ 10 尺のパイプをこの棒に直角につなぎ手で容易にソーダの入ったカップを熔銑面以下に達せしめる様にした。實際は熔銑面以下 8" 迄カップを下げカップ及び中の曹達が反應温度に達する迄約 6 秒其後激しい沸騰作用が 30 秒続いた。反應終了後棒を除去し他のカップをつけ更にこれを入れて反應を起さしめ然る後約 50 lb の熔銑を砂型に試験棒に鑄込んだ。更に同様な脱硫處理を數回繰返し熔銑が鑄込温度以下にならぬ程度進行した。然る後生砂型へ鑄造した。

一般に炭酸ソーダ又は苛性ソーダで鑄鐵を處理すると *S* が下ると云はれて居るがこの化學反應は *Na* のみならず高温では他の元素も反應に預る爲簡單ではなく大體次の如きものである。



試験に使用したソーダ及び鐵の重量並にソーダ使用後の化學成分の變化を第1表に示す。

第1表 鐵の化學成分に及すソーダの影響

取鍋 番號	苛性ソーダ lb	鐵 (lb)	NaOH %	T.C %	Si %	Mn %	P %	S %
1	No. NaOH	—	0	3.52	2.26	0.49	0.439	0.092
	0.8	800	0.100	3.57	2.21	0.46	0.402	0.068
	1.2	750	0.160	3.57	2.19	0.48	0.408	0.058
2	No. NaOH	—	0	3.52	2.31	0.47	0.420	0.107
	0.8	800	0.100	3.46	2.20	0.44	0.409	0.077
	1.6	750	0.201	3.38	2.13	0.44	0.405	0.052
3	No. NaOH	—	0	3.38	2.35	0.50	0.447	0.107
	0.8	600	0.133	3.52	2.30	0.46	0.432	0.068
	1.6	550	0.291	3.53	2.22	0.45	0.422	0.053
	2.4	500	0.480	3.52	2.12	0.44	—	0.030

苛性ソーダの能率は *S* の濃度によつて變化するもので平爐用の銑鐵に *S* を 0.030 以下に下げる爲にはこの事は重要な事である。

熔銑中の水蒸氣の分解による酸化作用は *Si, Mn, P* を減少せしめるが極く少い。次に苛性ソーダの珪酸鹽含有量に及す影響について述べる。鼠銑中のシリケート含有量の變化及び苛性ソーダの%を第2表に示す。

表 2 第

	NaOH(lbs)	NaOH%	SiO <sub>2</sub> %	MnO%	FeO%	計%
1	No. NaOH	0	0.0145	0.0002	0.0048	0.0195
	0.8	0.100	0.0222	0.0003	0.0059	0.0284
	1.2	0.160	0.0077	0.0009	0.0039	0.0125
2	No. NaOH	0	0.0125	0.0002	0.0050	0.0177
	0.8	0.100	0.0600	0.0011	0.0043	0.0654
	1.6	0.201	0.0446	0.0012	0.0054	0.0512
3	No. NaOH	0	0.0083	0.0001	0.0041	0.0125
	0.8	0.133	0.0073	0.0001	0.0049	0.0123
	1.6	0.291	0.0168	0.0002	0.0049	0.0219
	2.4	0.480	0.0061	0.0008	0.0064	0.0133

表に示す如く他の成分より *SiO<sub>2</sub>* の量が一番變化する *FeO* は *Si* が 2% 以上ある時は殆んど増加しない。苛性ソーダの弱い酸化作用は *Si* 量を多少減少せしめる。苛性ソーダの第1回目の添加によりシリケートが可成増加し2回目以後は次第にこのシリケートが減少する次に試験片の中の酸化物の量と抗折力との關係をしるべこの結果を第3表に示す。使用した試験片は 12" × 18" の 25 本で砂型鑄込のものである。苛性ソーダの添加量と共に抗折力が増加してゐる抗折力に及す苛性ソーダの影響を第3表に示す。

次に顯微鏡組織に及す影響を述べる。硫化物の減少は過冷組織を生じ易くこの組織は強さを増加する。然しアルカリの作用は脱硫のみならず酸化物を生ぜしめる。鑄鐵には *Si* が多い爲め容易に珪酸

第3表 抗折最大荷重 lbs

取鍋 番號	處理前	苛性ソーダ添加後 處理せる銑鐵の%		
		0.100%	0.160%	0.228%
1	2,410	—	—	2,550
	2,365	2,470	2,430	2,400
	2,340	2,420	2,460	2,600
平均	2,373	2,445	2,445	2,537
2	—	0.100%	—	0.201%
	2,470	2,520	—	2,510
	2,450	2,600	—	2,960
	—	2,780	—	2,757
	2,400	2,633	—	2,757
3	—	0.130%	0.290%	0.480%
	2,200	2,490	—	2,220
	2,020	2,590	2,380	2,630
	2,110	2,540	2,380	2,425

鹽が出來これが融點が高く黒鉛化の際の核として働き  $MnS$  の減少による作用に反す。尙アルカリを入れぬものけ比較的高温から鑄造しアルカリを添加したものは大分鑄造時に温度が低下した事は事實で熔銑が取鍋中で徐冷されれば初晶片狀黒鉛は大きくなるわけでアルカリ處理せぬものは比較的黒鉛が微細である。アルカリ處理したものはアルカリの量と共に片狀黒鉛が小さくなつて來て居る。然しこの黒鉛の微細化程度は餘り大でなくこれで抗折力が 10% も増加するのではない。硫化鐵の網狀組織は鑄鐵の抗折力を減少せしめると云はれて居るがアルカリ處理によつて  $S$  が減少しこの網狀組織がなくなる爲にもよる。苛性ソーダの添加の仕方によつても脱硫率は變化するものである。次に T. P. Colclough 氏の發表を示すが表に示す如く初めの  $S$  量が 0.452% から 0.158% になると脱硫率が著しく減少する事がわかる。

第 4 表 Brassert 法による Soda Ash の能率

初めの $S$	加へたソーダ灰	終りの $S$	能率
0.452%	0.98%	0.188%	89.00%
0.322	0.96	0.200	41.98
0.158	1.14	0.050	31.63

次に鑄物銑に苛性ソーダを加へた場合の能率を示す。初めの  $S$  は前より低く、加へ方はカップで熔銑面以下に入れ小規模の試験結果である。

第 5 表

初めの $S$	加へた $NaOH$ %	終りの $S$ %	能率%
0.107%	100%	0.077	75.0
0.107	133	0.068	73.2
0.092	100	0.068	60.0
0.077	101	0.052	58.8
0.058	63	0.045	56.8
0.068	193	0.058	46.8
0.053	190	0.030	35.9
0.068	157	0.053	25.8

次に使用アルカリの費用である。1t の銑鐵より 0.01% の  $S$  を除く費用は使用方法によつて大に違ふ若し 100% 脱硫作用が行はれたと假定して以下計算して見る。反應に預る化學式は  $Na_2CO_3 + FeS = Na_2S + FeO + CO_2$ ,  $2NaOH + FeS = Na_2S + FeO + H_2O$  でこの式によると 1lb の  $Na_2CO_3$  は 0.302lb の  $S$  を除き 1lb の  $NaOH$  は 0.400lb の  $S$  を除く 1t の銑鐵中の 0.01% の  $S$  は約 0.224lb の  $S$  になりこの  $S$  を除くには  $Na_2CO_3$  0.74lb 又は苛性ソーダ 0.56lb を要する。1938 年 10 月の市價によると品位 58% の  $Na_2CO_3$  の 100lb は 1.81\$ で品位 76% の  $NaOH$  の 100lb は 3.03\$ である。1t の鐵の  $S$  を 0.01% 除くには  $Na_2CO_3$  0.74lb  $\times$  0.181\$ = \$0.132  $NaOH$  0.56lb  $\times$  \$ 3.03 = \$ 6.0170 となる。即ち 0.10% から 0.030% 迄脱硫するには 1t の銑鐵に對し  $Na_2CO_3$  \$ 0.09,  $NaOH$  \$ 0.12 を要する事になる。實際はこの 2~3 倍になる Evans 氏によると理想的状態で 0.07% の  $S$  を 0.021% に下げると 1t につき 60°C を要し 0.035% に下げると 30°C を要すと云てゐる。

## 7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

窒素を多量に含有する  $Cr$  鋼に就て (Russell, Franks, A

S. D. Soc. 1935, P. 963-991) 高  $Cr$  鋼に及ぼす窒素の影響に就て述べる。高  $Cr$  鋼の結晶粒は窒化  $Cr$  の作用で頗る微細化する。僅か數百分の一の窒化  $Cr$  が低炭素  $Cr$  鋼 (12~14%  $Cr$ ) の硬化性を増大し更にオーステナイト組織の生成を促進する  $Cr$  含有量が更に増加すると窒化  $Cr$  は更によく固溶して著しき効果を現はす。窒化  $Cr$  は固溶する點に於ては炭素鋼中に於けるカーバイドと同一作用を有する。以上の理由によつて製鋼上高  $Cr$  低炭素鋼に窒素を添加して“結晶粒の大きさの調節”をなし、不當なる硬度の増加、引いては脆性の増加の懸念なく抗張力、衝撃値を改良する事が出来る。純鐵の炭素量を順次増加する時は炭素量のみから云へば脆くなるのであるが適當な熱處理に依て其“結晶粒の調節”をなせば抗張力、衝撃値、伸等を増加する。是はカーバイドが一定温度範囲に於てオーステナイト組織を生成し且其温度範囲で種々“結晶粒の調節”が可能であるからである。

$C \leq 0.1$  の低炭素鋼に 12% の  $Cr$  を加へると其炭素量に比して著しく硬化性を増加し又適當なる温度で焼鈍すれば比較的微細な結晶となり、優秀な伸と衝撃値を示すものである。然るに更に 12% より  $Cr$  量を増加すると  $Cr$  フェライト中に生じたカーバイドは容易にオーステナイト組織とならず從て“結晶粒の調節”は不可能となる。從て之れに炭素量を増加しても亦オーステナイト組織を得る事は不可能である。而も炭素量を増加すれば耐蝕性を減じ且伸や衝撃値を害し脆性を増し諸般の用途に不適當となる。次に 20% 又はそれ以上の  $Cr$  含有の低炭素鋼は完全なフェライト組織で高温に於て成長し易き比較的大きな結晶粒を有するもので“結晶粒の調節”は只機械的の加工に依るの外はない。扱てこのフェライト組織の低炭素  $Cr$  鋼中に於ける窒化  $Cr$  の著しい作用を炭素鋼中に於けるカーバイドのそれと比較研究して見よう。12%  $Cr$  鋼中に窒化  $Cr$  は容易に溶解し又數百分の一の窒化  $Cr$  に依て非常にその硬化性を増大し且オーステナイトの生成が促進せられる。故に低炭素高  $Cr$  鋼に窒素を添加して“結晶粒の調節”をなし、抗張力の衝撃値の改善が硬度從て脆性を不當に増加せずに行はれる。窒素の添加は工業的には  $Cr$  量の 1% 程度の窒素を含むフェロクロムに依り行はれ、相當高窒のものが注意如何によつて出来る。且窒化  $Cr$  は炭素の如く耐

第 1 表

$Cr$	$C$	$N$	熱處理	降伏點 lbs/in <sup>2</sup>	抗張力	伸 2', 絞	衝擊值 (アイゾット) ft-lbs	硬 度 (ブリネル)
13.44	0.07	0.025	950°C より油冷	130,000	151,000	10 15	5	293
13.44	0.07	0.025	950°C より油冷 670°C にて 2 時 間保熱後空冷	66,000	95,500	23 60	58	187
13.19	0.07	0.08	950°C より油冷	178,000	194,000	5 11	4	402
13.19	0.07	0.08	950°C より油冷 600°C に 2 時間 保熱後空冷	106,500	123,500	21 65	60	223

蝕性を害せない。12~14%  $Cr$  の低炭素鋼に 0.1% 迄の窒素を含有せしむる時は物理的性質の頗る優秀なものが出来る故一般に不銹鋼として耐蝕性を必要とする工業用材に多數使用されてゐる。高窒素  $Cr$  鋼が加熱に依り其伸、衝撃値、硬度を増加する程度は第 1 表を参照されたい。

低炭素 16~18%  $Cr$  鋼は餘程熔解法に注意しないと衝撃値が低下すると云はれてゐるが本實驗に依れば窒素の高きものは衝撃値が充分で窒素量中位のものでも結晶粒は充分微細化されて相當な衝撃値を示してゐる。(第 2 表参照。)



第 2 表

Cr	C	N	熱處理	降伏點 lb/in <sup>2</sup>	抗張力	伸 2"	絞	衝擊 (ア イゾット) ft-lb	硬 度 (ブリ ネル)
17.95	0.07	0.032	750°Cで3時間 保熱後空冷	44,700	72,000	29	60	42	140
16.39	0.07	0.12	"	61,000	92,000	27	63	86	183
17.23	0.06	0.11	"	63,000	94,500	27	61	62	179
18.46	0.08	0.17	"	68,000	103,000	25	57	61	174

英國標準規格 No. 321 と 1938 年の  
それ、即ち No. 786 とを對比したも  
のであるが僅か 10 年間に、鑄鐵の材  
質が格段の進歩をとげた事が解る。尤  
も鑄鐵の性能は強度だけで判断は出来  
ないが少くとも其爲に製品の寸法が小  
さくて済み又強度の大なるものが一般  
に磨耗抵抗性が大である事は間違ひな

第 2 表に依れば充分焼鈍された 16~18% Cr 低炭素鋼は 60~8)   
lb 程度の衝撃値は充分出し得るし最下列の數字を見れば 12~14  
% Cr 鋼の最高衝撃値のものと同程度を示してゐる。20% Cr 級の  
鋼に於ては結晶粒は成長し易くこのため屈曲成型冷間引拔等種々加  
工々程に大いに支障を來す。處で適當量の窒素の存在はこれ等加工  
を頗る容易ならしめる。又熱壓延せる鋼でも微細結晶のものを容易  
に得られる。25% Cr 鋼は 600~400°C の間で流くなる故焼鈍温度  
から焼入すべきであると云はれて居るが本實驗の結果高窒素のもの  
は同一焼鈍温度から爐冷しても著しき衝撃値の低下を來さない。と  
は云へ爐冷する事は餘り芳しくない。更に特筆すべきは高窒素のも  
のは 9.25~1,000°C の範囲で比較的短時間で軟化せられ 1,150°C に  
しても著しい伸の減少は起さず寧ろ同一伸で抗張力、降伏點の最高  
値を示す。

此等の結果は從來の經驗では 25% Cr 鋼には出し得なかつたも  
のである。次に高窒素のものと普通の窒素含有量のものと的高温に  
於ける性質を比較すると市販の 25% 低炭素鋼を 1,050°C に 2 時  
間加熱すると結晶粒は僅に成長したのみであるが 1,100°C に 7 日位  
保つと寫眞のフェールド全面が結晶粒になる程成長する。高窒素の  
ものに同一熱處理を施して見るに結晶粒の成長は少い。又 25% Cr  
鋼の熔接した儘では充分な抗張力を示さぬがそれを 875°C で 4 時  
間保熱後放冷すると抗張力を非常に増加する。これはやはり窒素の  
ため熔接せる部分の結晶粒が微細化されたためである。更に興味  
ある問題は 25% Cr の高窒素含有のものは繼目無し鋼管に好適で  
ある。この製法は普通の低窒素のものとは稍異る即ち熱壓延し焼鈍  
し、スケールを落し、所要の徑より小なる徑のものより冷間引拔に  
よつて製するのでその際裂ける心配は絶対にない。又 22~25% Cr  
鋼に Ni, Cu, の様な元素を配合するときは更に衝撃値を増加する。  
然し高窒素のものでなければその効果はさ程ではない。而して上述  
の窒素の効果は高 Cr 鋼に於てのみ有効であり、又高 Cr 鑄鋼に關  
しては以上の結果を適用して可である。適當なる窒素含有量は

N

12~14% Cr 鋼では 0.06~0.10%

16~18% Cr 鋼では 0.08~0.16%

20~25% Cr 鋼では 0.15~0.25% である。(石原)

鑄鐵と可鍛鑄鐵の磨耗抵抗性 (West, W. & Hodgson, C.C.  
F. Tr. J. Jan. 5, 1939. p. 3) 鑄鐵の進歩が其強度で表はれること  
は全般的ではないが簡單な爲に時々行はれる。第 1 表は 1928 年の

第 1 表 英國鑄鐵品標準規格 單位 t/in<sup>2</sup>

試験片寸法 直徑 in	1928 規格第 321 號		1938 規格第 786 號		
	品種 C	品種 A	品種 1	品種 2	品種 3
	0.875	10	12	15	18
1.2	9	11	14	17	20
1.6	—	—	13	16	19
2.1	9	10	12.5	15	18

いやうである。

鑄鐵の強度向上の爲には一般には低炭素にすることが其目的を達  
する上に有効であるが最近熔融状態から凝固する迄の間に或處理を  
施して微細な黒鉛を析出せしめて強度を向上させようとする研究が  
旺んである。其代表的なものに "inoculated" Iron がある。

強いて之を譯せば核種鑄鐵とでも云ふ可く、要點は熔融鑄鐵を初  
め低珪素に保ち、其儘凝固する時は白鈍化すべきものを、熔融時に  
CaSi<sub>2</sub> の小塊又は Fe-Si, Ni 等の小粒を添加してよく攪拌する事  
に依り、核作用をなさしめて結局微細な黒鉛を析出せしめて強度の  
大なる緻密な鑄鐵を得ようとするものである。例へば米國で有名な  
"Meehanite" 鑄鐵は CaSi<sub>2</sub> を添加して黒鉛の微細化を計たも  
の、又英國の "Ni-tensyl" は Fe-S と Ni の混合物を添加して  
同じ目的を達した高力鑄鐵である。斯る高力鑄鐵製造の際の大切な  
事は最切の鑄鐵が低珪素である程結果がよく、もともと珪素量が相  
當高いものは割合に強度向上率が低い。第 2 表は其實験結果の一例  
を示すものである。

第 2 表 最初の鑄鐵の Si 量と核種鑄鐵の強度

最初の Si%	結局の分析結果						試験片 直徑	抗張力 t/in <sup>2</sup>
	T.C.	Si	Mn	S	P	Ni		
0.57	2.95	1.90	0.66	0.03	0.045	1.41	0.875"	23.4
0.92	2.89	2.07	0.83	0.025	0.025	1.52	"	22.4
1.04	2.88	2.00	0.83	0.025	0.070	1.60	"	21.33
1.35	2.98	2.00	0.73	0.026	0.040	1.52	"	19.00
1.66	2.93	2.00	0.69	0.020	0.040	1.55	"	18.63

斯る核種鑄鐵は低炭素鑄鐵と比べると抗張力は一般に高いが磨耗  
抵抗性はその割に大差がない。尤も一般の鑄鐵より遙かに優れてを  
る事は申す迄もない。

次に極最近英國に於て研究されて來た高力鑄鐵に過冷却により微  
細黒鉛の析出を目的としたものがある。此は寧ろ高炭素鑄鐵に應  
用されるものであつて、要點は熔融鑄鐵に豫め計ておいた適量の  
Fe-Si-Ti 合金を添加する事である。かくする事により Ti は流動  
性の良い熔滓をつくり此が熔鐵中に存在して粗大黒鉛析出の核作用  
をなす他の鐵滓粒を包み、爲に熔融鑄鐵は低温まで過冷却を起しての  
ち一時に凝固することになり微細な黒鉛析出の目的を達することに  
なる。即ち高炭素鑄鐵に出勝ちなキッシュ状の粗大片状黒鉛の析出  
は叙上の過冷却法により微細な共晶状黒鉛に變更されるから鑄鐵の  
強度は大となるが此場合よく見ると微細な遊離フェライトを伴て凝  
固する爲に磨耗抵抗性は低い。尤も潤滑油の使用の場合はそう目立  
て不良とは解らないが、所謂乾き状態で使用される場合には磨耗抵  
抗性は著しく不良であつて例へば重油機關の氣筒用としては不適當  
である。次に斯る氣筒鑄鐵としては磷の含有量が磨耗抵抗性に大き  
な影響をもつてをることを力説し度い。

著者の實驗によるとどうも磷の多いものが磨耗抵抗性がよく氣筒  
用鑄鐵には適當してをる様に思ふ。尤も磷が多くなると肉厚部に鬆

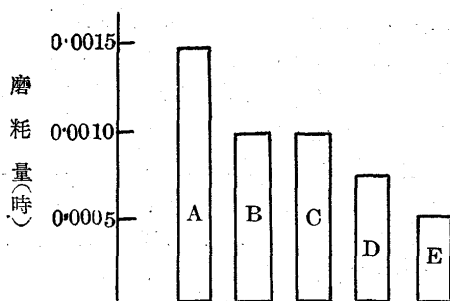
が生じ易くなり水圧不良のものが出易い。著者は  $TC\ 3.60, Si\ 2.00, Mn\ 1.90, S\ 0.045$  の鑄鐵で  $P$  を  $0.29, 0.42, 0.52, 0.61, 0.98$  の 5 種にかへて形の複雑な試験片を鑄込み其肉厚部を切断して検査したら  $P$  が  $0.3\%$  以上のものは何れも其處に鬆を生じてをつた。従て氣筒體鑄物は  $P$  を  $0.3\%$  以下に保つ事が必要となる譯で、此が爲に所謂乾きライナーを用ひる構造にして運轉部分の磨耗を減少する様最近は設計されるものが多い。事實低磷鑄鐵で氣筒體を鑄造して用ひると磨耗量が多い。乾きライナーを用ひれば此を高磷の鑄鐵で鑄造しても鬆の出る心配はなく磨耗抵抗性も遙かに優良な爲に結果がよい事を実際經驗してをる。尙著者は第 3 表に示す様な各種成分の鑄鐵で遠心鑄造による乾きライナーを製造し實驗重油機關に應用して實際長時間運轉を行ひ興味ある結果を得た。

第 3 表 試験乾きライナーの成分と硬度

番 號	化學成分%							ビッカ ース硬 度	熱處理の有無
	T.C	Si	Mn	P	Ni	Cr	Al		
A	3.4	2.1	1.0	0.7	5.5	—	—	340	空氣焼入後 570°C 焼戻
B	2.8	2.7	0.45	0.06	—	1.5	0.5	285	特殊焼鈍をなす
C	3.6	2.3	1.1	0.7	—	0.2	—	240	熱處理ガス
D	3.4	2.4	1.0	0.8	—	0.4	—	288	"
E	3.4	2.3	0.9	0.8	—	0.7	—	340	"

實驗機關は 6 氣筒 70 H.P. の重油機關であつて氣筒内徑  $3\ 1/2''$ 、行程  $6''$ 、毎分 2,000 回轉にて全荷重にて試験を行た。尙其際の冷却水温度は氣筒の磨耗を故意に多くする目的で出来るだけ低くする即ち  $55\sim 60^\circ C$  に保て運轉を行た。

第 1 圖 最大磨耗量



此等の試験結果は第 1 圖に示す通りである。これに依ると A の如く高ニッケル鑄鐵で空冷硬化の利く鑄鐵が案外に成績よくなく C, D, E の如くどちらかと云ふと軟質の鑄鐵では

あるが Cr 含有量を増して同時に磷の高いものが成績のよかつた事は興味が多い。尙又 B は、高 Cr のために最初は白銑であつたが之を適當に焼鈍して用ひたもの、其割に磨耗抵抗性が優れてないのは低磷のせるかとも思はれる。何れにしても高磷、高クロムの鑄鐵が磨耗抵抗性に富む事實は内燃機關の乾きライナー材料として實用性あるものと思はれる。

次に可鍛鑄鐵の磨耗抵抗性を考へよう。白心と黒心との 2 種の内で白心の方がより磨耗抵抗性に富んでをる事は其有してをる組織から當然であるが、黒心可鍛鑄鐵でも之を  $850\sim 900^\circ C$  に加熱し一定時間保つて後空冷を行ふとパーライト組織が出て來て磨耗抵抗性が

第 4 表 黒心可鍛鑄鐵の燒準後の性質

状態	硬度	抗張力 $t/in^2$	伸%	アイゾット 値 $ft/lb$
燒準前	109	23.0	17.0	11~12
800°C 加熱後 空 冷	168	32.6	5.0	9~8
820°C " "	178	36.7	5.0	7~7
840°C " "	193	38.3	3.5	5~6
860°C " "	207	44.2	2.5	5~4

よくなつてをる事はよく知られてをる事實である。斯る熱處理によ

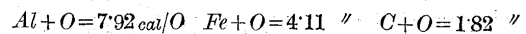
り輕荷重の齒車や、調時齒車、鎖止め等に用ひられる場合に相當磨耗抵抗性を増すことが出来る。第 4 表は斯る熱處理後の黒心可鍛鑄鐵の性質を示す。

(Y. S.)

アルミニウム被覆鋼線 (Fink, C. G: Metal Ind. (London), Vol. 54, No. 4, Jan., 27th., 1939). 鋼線にアルミニウム被覆をよく附着せしめる爲には次の原理に基く鋼の表面處理を施して置く必要がある。

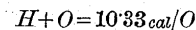
「アルミニウムのよく附着しないのは主として  $Al_2O_3$  又は他の Al 化合物の介在に起因する。」

$25^\circ C$  に於ける測定の結果は、



で、Al の O に対する親和力は Fe の約 2 倍である事を示すが、被覆を造るに用ふる熔融アルミニウムの温度では此の親和力は Fe の 10 倍にも達すると考へられ、融液に鋼線を浸した時 O が存在すれば  $FeO, CO$  等は殆ど生成せず  $Al_2O_3$  となると見られる。C は却て Al と結合して炭化物を生ずるものと思はれる。

$Al_2O_3$  の生成を防ぐには Al より O に対する親和力の旺盛な還元剤を用ふる必要があるが、實際上此の目的に用ひ得るのは H だけである。 $25^\circ C$  で H は、



の値を有し Al より O に対する強い親和力を示す。而して鐵は高温で相當多量の  $H_2$  を吸収溶解し、冷却によつてこれを放出するから、先づ鋼線を  $H_2$  中で約  $1,000^\circ C$  の高温に加熱して充分  $H_2$  を吸収させ熔融アルミニウム中に挿込めば、鋼線が冷却せられると同時に  $H_2$  の放出が始り Al はよく鋼線に附着する。此の際  $H_2$  には  $Al_2O_3$  の生成を防ぐだけでなく、存在する  $Al_2O_3$  その他の Al 化合物をも分解させる性質があるので一層便利である。しかし鋼の表面にある C, S, O 等々の不純物は放出する  $H_2$  の効果を低下させるからこれ等を出来るだけ除去して置く事が肝要で、同時に熔解中 Al に不純物の侵入する事を極力回避し、鋼線もノズルの様な狭小な口から鋼に入れなければならない。

作業は、先づ鋼線の表面を電解槽で淨化し、水洗、乾燥後水素を通した爐で加熱し、直に熔融 Al に浸し、捲取機に捲取る順序をとる。尙通常鋼線を豫め焼鈍してから使用する。水素爐は鋼線に  $H_2$  を吸収させると同時に鋼線表面の C, S, O 等を  $CH_4, H_2S, H_2O$  等として除く事をも目的とする。出來上た被覆線はかなり軟いから、硬い抗張力の高いものを必要とする場合は直徑  $3.2\text{ mm}$ 、若くは  $6.4\text{ mm}$  程度の比較的太い線に被覆を施し、その後更に線引を行つて所要の直徑のものとする。これに用ふるダイスは炭化タングステンが最良である。

Fe と Al とは接觸部に於て合金を造り極めてよく結合して居るが、その合金の成分は一定しない。被覆線を  $1,000^\circ C$  に加熱しその断面の顯微鏡組織を見れば、結合部の合金の厚さが加熱時間と共に増す事でも之がわかる。Al 被覆線が延性に富む事から、接合部に  $FeAl_3$  の様な化合物は存在しないとも提唱されて居るが、此の展性は Fe-Al 化合物よりも寧ろ Al-Fe-C, Al-Fe-O 及び Al と Fe と他の不純物との 3 元合金が存在しないといふ事に原因すると思はれる。尙茲に注意すべき問題は Al-Fe-C の 3 元合金が空氣中で非常に不安定なのに反して Al-Fe 合金は極めて安定であるといふ事實である。

かくして適當に造られた Al 被覆線は、銀白色を呈し、ピンホール等は存在しない。軟く、延性があり、Al 線と同等の強い耐蝕性



を有する。又これを適當な方法で陽極腐蝕したものは特に磨滅に對する抵抗が強く亜鉛鍍線に勝る。1,000°C に 1,000 時間熱しても延性を失はない。

此の方法と略々同様にして Ni 線, Mo 線, 不銹鋼線, ニクロム線その他に Al 被覆を施せば, 低温に於ても高温に於てもよく酸化に耐へ得るものとする事が出来る。(川合)

**磨耗に對する抵抗** (Spencer, W. H. Steel, 103 No. 23. 1938 60-63) 此の論文は鐵鋼の摩擦表面に磷酸處理を適用すると著しく磨耗量を減じ所謂「Scuffing」と云ふ摩擦表面の搔き去られる現象を無くし得ることを報じたものである。この要約は下記の通り。

最近内燃機關の發達につれ高温高壓下に於て摩擦せらるゝ各部分が Scuffing を起すことが益々問題になつて來た。それで此の困難を除かんが爲に從來表面に各種の鍍金並に被覆等が行はれたが効果が少かつた。そこで先づ處理された表面が油をいつもよく保持して居て摩擦中よく油の膜を作る様な耐摩擦性の高いものを見出す爲種種試驗した結果上記磷酸處理のものが最善であつた。ピストンリングに對する本處理方法を“Granosealing”と名付け實用して居る。

此の表面は非常によく油を保持し油を一滴落すと忽ち廣い面積に薄く擴がり布で拭き除かうとしてもとれず附着して居る程度である。處理方法等は詳細に記してないが簡単に出来るさうである。處理すべき面は清淨にした上磷酸の稀薄溶液(少量の Mn を含み Fe に飽和さる)の入れてある處理槽に挿入する。或る時間經過せば表面に皮覆を生成し作用は停止する。溶液の濃度及處理時間は品物により又皮膜の厚さにより變へ得る。例へばピストンリングには約 2% の溶液で 100°C 位にすると約 10 分で終了する。次に品物を引上げ水槽で洗ふと藍灰色の表面になる。次に油槽に入れると表面が美しい黒色となり一層強くなる。最後に餘分の油を充分除いて使用する。

磷酸皮膜の厚さはピストンリング等では最小約 0.0025" 位である。使用中に皮膜が適當に磨滅せられ美しく磨いた様な面になり而も充分油を保持して居る。(K. I.)

**合金鋼に於ける脱酸型介在物に就て** (Weston A. Hare and Gilbert Soler: Trans. Amer. Soc. Metals Dec (1938)

903-928) 鋼中の介在物は含有量よりも寧ろ其の性質如何が重要である。若し其の軟化點が低いか又は高くとも鋼塊中の或る部分に凝集して居る様な場合は壓延等の際伸びて悪影響を及ぼす。然し之に反し軟化點が高いか又は鋼中に均一に分布されて居る時は斯ること無く相當多量にあつても差支へない。壓延の際の介在物の伸びの程度は個々の微粒の性質に因るより全介在物の組成による。

介在物の研究方法には普通金屬組織學的に顯微鏡で研磨面を検する方法, 化學的處理によつて分離する方法, 分離せる介在物を鑛物學的に分析する方法及び之を X 線にて分析する方法等 4 種類あり各々一長一短ある。本實驗では之等を適宜用ひた。又特別に設計された真空管に熔鋼から放出するガスを導入しそれを分析し其の内に含有されて居る CO より熔鋼中の FeO を定量した。

〔實驗結果〕多數の熔解に就て含有介在物を調査せる結果其の内著しく成分の異た介在物を含有せるもの 8 熔解の例を挙げ夫等を上述の方法により研究せる結果次の 7 種の相に分類した。

(i) 純石英 ( $SiO_2$ ) (ii) 大部分  $SiO_2$  にて少量の  $Al_2O_3$  を含み黄色を呈す。(iii) 少量の  $FeO$  と  $MnO$  を含むアルミニウム珪酸硝子 (iv) 起源が耐火物と思はれる“ムライト”結晶を含む硝子 (v) 介殼狀の破面を有する硝子にして之は屢々“コランダム”の微粒を含み

$Al_2O_3$  が恐らく高率である。(vi) 少量の“ムライト” ( $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ ) を含む殆ど純“コランダム” (vii) 純“コランダム” ( $Al_2O_3$ ) 之等の相の番號は  $SiO_2$  が減少し  $Al_2O_3$  が増加する順である。本文には之等の金屬組織學的及び鑛物學的試験の寫眞を示して居る。それによると  $SiO_2$  の多いものは細く伸び  $Al_2O_3$  の多いものは圓形である。そして主として脱酸生成物と見做されるものであるが (iv) のみは爐の耐火物が起源であると考へられる。此種のもは前者に比し一般に大きく分析すると耐火粘土なることを示すこともあるが多くは  $FeO$  が脱酸生成物と作用して變化して居る。X 線粉末廻折寫眞による結果は鑛物學的研究の結果を確めた。

又著者は之等の相と  $Al_2O_3-SiO_2-(Fe \cdot Mn)O$  の系の平衡状態圖に於ける相とを考究した。夫れによると之等の系には“コランダム” ( $Al_2O_3$ ), “ムライト” ( $3Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ ), Cristobalite ( $SiO_2$ ), Hercynite ( $FeO \cdot Al_2O_3$ ) 及び Fayalite ( $2FeO \cdot SiO_2$ ) 等の化合物があるが脱酸鋼中の介在物には之等の内“コランダム”及び“ムライト”はあつたが Cristobalite は無かつた。石英は熔鋼からは生ぜず耐火物又は他の物から入るのである。又  $FeO$ ,  $MnO$  の多い相は見られない。之に對し脱酸程度の低い鋼には  $FeO$ ,  $MnO$  多いものがある。

最後に電氣爐にて S.A.E. 4615 鋼を熔解した場合の操業狀況が介在物の型式及び量に及ぼす影響を調べた。夫れによると Al, Si を加へて注意深く鎮靜せしめたものは介在物全量少く其の成分は大部分  $Al_2O_3$  で少量の  $SiO_2$  を含有する。次に多少脱酸程度を少くせるものは前者に比し介在物の量多く更に脱酸を少くすると益々量が増す又或る特別の熔解に  $SiO_2$  の著しく多いのがあつたが之は熔解温度が低かつたので  $SiO_2$  が湯面に上昇出来なかつた爲めであらう。

之等の熔解に對し前述の放出ガスを分析する方法により最後の Al を加へる前の熔鋼中の  $FeO$  を測定せるにそれは介在物の  $Al_2O_3$  の量と大體比例することが認められた。(S. T.)

**吸収ガスに依る金屬の硬化** (Albert Portevin; Metal Progress Vol. 34, No. 6, 1938) 電解して得られた金屬が硬くて脆く且つかかりのガス特に水素を含んで居る事は、我々の屢經驗する處である。此の現象の説明は從來種々に展開し、硬化に對する論争も亦行はれて來たが、此の機構は X 線スペクトルにより又新しく試みた冷間脱ガス法により説明がつく様に思はれる。

冷間脱ガス法と云ふのは試料を真空放電管の陰極に使い、兩極間の電壓を 150,000 v にして、5 m. ap. の電流を流してイオン衝擊を與へる事であつて、そうすると試料は加熱せられる事なく含有ガスを放出する。

真空中で加熱する脱ガス法では脱ガスと再結晶とが同時に行はれるが、此の方法では兩者が分割出来るので極めて好都合である。

今此の方法に依り Al, Fe, Pd, Ta に就て研究を行たが、冷間脱ガスは金屬の硬度及び結晶組織に何等の影響なしと云ふ重要事實が明かにせられた。例へば Pd に電解により水素をチャージすると結晶は 0.1 Å 大きくなり、電氣抵抗は 70%, ブリネル硬度は約 50% 増大するが、冷間にて此の水素を抽出するも依然として之等の性質は増大した儘である。Fe の場合は結晶の變化は僅かであるが (0.001 Å 程度) 併し尙 X 線スペクトル線はぼやけて結晶格子の歪んで居る事を明示して居る。此の時の Fe の硬度増加は 3 倍になつて居た。

それで之等の現象を考察するに、之は全く含有ガス直接の影響ではなく、ガス原子による一種の冷間加工であつて機械的加工による冷間加工が加工作業終了後も依然としてその影響が残存する様にガスによる冷間加工影響もガスを抽出するも依然として残るのであら

う。

要するに以上の研究は豫期に反して次の2つの特性に歸せられる即ち第一は金屬線の電氣抵抗及び硬度が一時水素を導入する事により機械的冷間加工を行つたと同様に増加し得られる事であり、第二に金屬線の一端を水中に置き、他端をイオン衝撃する時は擴散によりガスの流れが起る事である。

(I K.)

低炭素鋼の酸化に及ぼす粒度の影響に就て (Siebert, C. A. and Clair Upthegrove: Trans. Amer. Soc. Metals (1938) 1051~1063) 本實驗にて使用せる試料は下記2種類である。

試料 番號	C%	Mn%	Si%	S%	P%	マクロー エー・F. イオン粒度
X	0.15	0.50	0.23	0.032	0.025	4~5
Y	0.18	0.62	0.23	0.023	0.015	7

(i) スケール生成と加熱温度 試料加熱は次の2方法によつた。即ち温度上昇のみ窒素ガス中で行ひ其の間の酸化を防ぎ加熱温度に達してから乾燥せる純粹の空氣中に置いたのと初めから空氣中で加熱したものとであるが何れも加熱時間は1時間で温度は950~1,150°Cの範囲で行た。

其の結果を見ると加熱温度が上昇すると普通スケールは増すが或る温度範囲では却て減少することがある。之はスケール自身の酸化程度の異なるに因らしい。即ち或る温度を越すとスケール中に第二鐵が増加する。然るに一般に  $Fe_2O_3$  は  $FeO$  より酸素の溶解度が小であるから此の現象はスケールの  $FeO$  に対する溶解度を減ずる。故に温度を上昇すると擴散係数は増加するが前述の或る温度に達すると  $Fe_3O_4$  が多量生成するによつて酸素の濃度勾配小となり推行力は減ずる。此の二の影響は明に反對で或る温度を境とし何れか一方が勝り斯る現象を起す。結局スケール生成の程度は夫れに含有する  $FeO$  の量に左右される。

(ii) スケール生成と粒度 950~1,150°Cに於ける前述試料の粒度がスケール生成量に及ぼす影響を試験した。試料は試験すべき温度に1時間保持し950に冷し夫れから水中に焼入した。

本實驗の結果を見ると加熱温度950°C~980°CではYがXより粒度小でスケール生成多く1,040~1,150°Cでは逆にYがXより粗でスケールは小である。然し之れだけではスケール量の變化は粒度の差のみと斷定することは早計である。仍て一種の試料に就て粒度を變へ更に試験した。即ちY鋼を950°C以上の種々の温度に窒素中で30分加熱し種々の粒度を生ぜしめてから950°Cに下げ空氣中で1時間加熱しスケールを生成せしめ其の量と粒度との關係を檢した。此の結果によると何れも粒度大なる場合スケール生成の少なることを示し前述結果を確めた。仍て粒度は鋼の酸化に大いに影響すると認められる。然し著者は其の他にも影響するものがあると思ふ。例へば酸化と同時に起る脱炭は決定的關係を持つてあらうと述べて居る。

(S. T.)

鑄鐵へ炭化珪素の添加 (John A. Boyer, Metals & Alloys, Jan. 1939) 鑄鐵へ炭化珪素添加の影響に就ては Brown 氏が黒鉛組織並に物理的諸性質に著しき影響ありと實驗的に證明して居る。

低磷の白鉄に  $SiC$  を1%添加すると抗張力40,000 *psi* 以上の工作可能な鼠銑になりP含有量中程度のものは種々の磷化物が出來この爲硬度を生じ、屢々工作困難になるが  $SiC$  1%の添加で黒鉛を粗大化せしめずこれ等の缺點を除去出來高磷のものは磷化物共晶が網狀組織をつくりこれは普通炭素、珪素を硫黄を下げるとなくなるが  $SiC$  を加へると工作能を害せず物理的性質を改善する。

$SiC$  添加に當て普通  $Si$  及び少量の  $C$  の増加の爲め鑄鐵を軟化せしめると考へられるが  $SiC$  は1%程度では單に  $Si$  及び  $C$  のみに就ては考へられぬ。若し取鋼中の熔銑に塊狀の  $SiC$  を添加すれば  $SiC$  の分解により活性の  $Si$  及び  $C$  が出來、これが鐵と合金する爲めに急激なる發熱反應が起る。熔銑爐に  $SiC$  を添加すると普通操業の場合に比べて温度が75~150°F上昇する。 $Si$  の大部分は反應中に費され特に裝入原料にスクラップが多い時は脱ガス、脱酸の爲めに殆んど消失する。斯くの如き反應は既に  $Fe$  と合金して居る  $Si$  即ちフェロシリコンでは起し得ない。

鑄鐵の工作能は單に顯微鏡組織のみについては考へられず同種のもので一方では工作能充分と云ても他方では困難なりと云はれるものでこれは硬點に原因するものである。鼠銑中の硬度は分解せぬセメントイト及び塊狀の炭化物に原因する。磷の多少高いものでは主として磷化物又は複雑せる磷化物炭化物の存在に原因する。低磷のものでは殆んど分解せぬセメントイトによる。顯微鏡的に微小なる磷化物又は炭化物は決して鑄鐵の工作能を害さず問題は硬點の網狀組織を軟化元素及び黒鉛の成長によつて破壊する事である。

$SiC$  の添加は硬點の除去に非常なる効果がある。低磷鑄鐵に  $SiC$  を添加すると組織を非常に安定化する。中又は高磷鑄鐵に添加すれば炭化物、磷化物を破壊減少せしめ黒鉛をして硬點の網狀組織を破壊せしめ鑄鐵の工作能を改善せしめる。鑄鐵の檢鏡腐蝕に際しては普通酸を使用するが酸ではセメントイト、磷化鐵に對しては不適當でパーライト鑄鐵でどの程度迄セメントイトが分解して居るかわからぬ。Le Chatelier, 村上氏等の腐蝕液を使用しても不完全である。本試験に使用したのは  $NaOH$  20g, ピクリン酸 0.35g, 水 250cc の腐蝕液である。ピクリン酸を20~30ccの水にとかし加熱沸騰せしめ注意して少量の炭酸ソーダを加へる。この溶液は殆んど黒色でこれを250ccに稀める。最後の液は濃暗色で沈澱はない。試片はこの腐蝕液中で3~5分沸騰せしめる。この溶液に更に枸橼酸ソーダを5g加へピクリン酸の含有量を減少せしめ沸騰點以下で長時間加熱すると特に磷化物をよく腐蝕せしめ長くやると磷化物のみ黒色となる。磷化物腐蝕の特殊液として  $NaOH$  15g, フェリシアン化カリウム 3g, 枸橼酸ソーダ 3~5g, 水 100cc の配合で90~100°Fで新しい液で30秒を要す。(K)

變壓器用罐への  $Al$ ,  $Ti$ ,  $V$ ,  $Be$  の少量添加の影響 (Mes-skin W. S., Metals & Alloys, Jan. 1939.) 變壓器用鋼の磁性其他の諸性質を改善せん爲に  $Si$  以外の他の諸元素を添加してみた。特に  $Al$  及び  $Al$  と  $Mn$  を多量添加した。鐵及び非鐵合金の一次及び二次結晶の改善に諸元素の少量添加は既に多數試みられて居る事此處では先づ變壓器用鋼の4%珪素鋼に  $Al$ ,  $Ti$ ,  $V$ ,  $Be$  等を添加した。試験鋼は  $C$  約0.05%のものに70%の珪素鐵、金屬  $Al$ , 金屬  $Be$  及び20%  $Ti$ , 5%  $Al$  のフェロチタンを添加した。此等の元素は何れも結晶、脱ガス、脱酸等に影響あるもので脱ガスの影響を調べる爲に、熔解を眞空中で他を空氣中で行た。熔解には酸性坩堝で高周波電氣爐を使用した。眞空熔解したものは11kgの丸型の鋼塊に空氣中で鑄造した。空氣中で熔解、鑄造したものは15kgの高さと徑の比大である。鑄造温度は何れも1,470~1,480°Cである。鋼塊は縦斷し半分は20%  $HCl$  の沸騰せるものの中でマクロエッチし他の半分は縦の方向に鍛造した。鍛造せしものより6.5×6.5mm 20cm長さのものに切り採り磁氣試験片に供した。磁氣試験は主として保磁力に就て行た。これは變壓器用鋼板としてはヒステリシス損が重要であるからである。保磁力が下る程ヒステリシス損が下る

保磁力は開放回路の彈動檢流法で測定した。眞空熔解したものは單一處理即ち 820°C で 2 時間半焼鈍し爐冷したものは二重處理即ち 1,100°C で 40 分焼鈍し空冷し更に 820°C で 2 時間半加熱し爐冷した。1,100°C で焼鈍したものは熱間壓延中に必ず多少の C が表面から逃げる爲に C の充分なる擴散を起さしめんが爲である。化學成分及び保磁力を第 1 表及び第 2 表に示す。

第 1 表 眞空熔解せしもの

No.	分析成分%			添加元素の%			保磁力 He-Oersteds	
	C	Mn	Si	Al	V	Ti	單一處理	二重處理
1	0.06	0.02	4.30	—	—	—	0.67	0.66
2	0.03	0.02	3.82	—	—	—	0.69	—
3	0.04	0.04	4.35	0.04	—	—	0.66	0.58
4	0.04	0.03	4.32	0.07	—	—	—	0.76
5	0.04	0.02	4.18	0.09	—	—	0.53	0.47
6	0.04	0.05	4.18	—	0.023	—	0.59	0.63
7	0.03	0.05	4.18	—	0.055	—	0.47	0.27
8	0.04	0.03	4.32	0.05	—	0.02	0.63	0.68
9	0.03	0.04	4.50	0.012	—	0.05	0.55	0.48

第 2 表 普通熔解せしもの

No.	分析成分%		添加成分%				保磁力 He-Oersteds	
	C	Si	V	Ti	Al	Bi	單一處理	二重處理
10	0.07	3.99	—	—	—	—	—	0.65
11	0.08	4.19	—	0.03	0.08	—	—	0.60
12	0.04	4.03	—	0.05	0.012	—	—	0.40
13	0.07	4.30	0.03	—	—	—	—	0.55
14	0.06	4.20	0.05	—	—	—	—	0.35
15	0.07	4.30	—	—	—	0.03	—	0.55

眞空熔解は普通熔解に比べて何等の利益がなかつた。Al 及び Be の添加も特に著しい影響は見られない。Ti の多量の添加は多少の良影響を見た。最も著しい良影響を及ぼしたのは No. 7 及び 14 の V を添加したものに二重熱處理を施したものである。二重熱處理したものは結晶粒大で保磁力良好となるがこれは Ti 又は V を少量添加すると脱酸、脱ガスが良く行はれる爲である。鋼塊の一次品及びパイプの發生状態に及ぶ影響は、眞空熔解せしもの及びこれに Al 0.04%, Al 0.07%, Al 0.09%, V 0.023%, V 0.055%, Ti 0.02%, Ti 0.05% の各鋼塊のマクロをとつて比較調査した處 Al 0.04% では著しい變化なく Al 0.07% から 0.09% に増加するとパイプは次第に中に入り結晶は柱状になる傾向あり。鋼塊は Al 0.09% 迄は殆んど改良されず Al 0.09% でパイプが上に上る。

V 0.023% 及び 0.055% を添加したものはパイプは頭部に上り結晶の等軸の中心層の大きさを減少せしめるが端部には尙柱状のものが相當に存在する。以上は眞空熔解したものであるが普通熔解のものも大體これと同様の影響がみられる。Ti 又は V の添加は二次的のパイプをも改善し柱状組織の層の幅を減少せしめる。Be はこの點効果がない。然し Ti 又は V の斯くの如き効果は實際大型の鋼塊で試験してみなければ判然しない。(K)

## 8) 非鐵金屬及び合金

或る種の鍛鍊用 Al 合金の結晶粒間腐蝕に対する靜的應力と熱處理の影響 (Grogan J. D., Pleasance R. J.: J. Inst. Metals, 1939, 64) 近年に至り結晶粒間腐蝕の問題は多くの注意を惹くに至り。而して此の腐蝕を起すには最低の應力値があつて、此れ以下では決して此の腐蝕に依る破壊を起さない事が知られ、且つ結晶粒間腐蝕を起す化學的試薬の數も限られて居る事がわかつ

た。Al 合金に關しては本問題を研究した人々は、其の熱處理が重要な因子である事を見出し、且つ冷水中に焼入れられたものは此の腐蝕の傾向が無く、徐冷すれば腐蝕を起すと結論された。又水中急冷後低温で再加熱すると結晶粒間腐蝕を起すと言はれて居る。著者等は、外部應力は此の腐蝕の原因とはならぬが、さう言ふ傾向を持つ材料に對し加速度を與へるものである事を指摘した。

著者が Zn を含む Al 合金に就て行つた實驗は次の如くである。

Zn を含む Al 合金の中で常温で空中に放置しても時期割れを生ずるものがある。其の場合何等の可視的な腐蝕の有様は無いし、破面は全く輝いて居る。此の性質を示す Zn 合金は Cu 3%, Zn 20% のもので Rosenhain 等に依り用ひられたものである。

試料は超純 Al, 電解 Cu, 99.9% Zn を用ひ、電氣抵抗爐で鐵壺にアランダムを裏附けをしたものを用ひた。鑄塊は直徑 3.5", 長さ 7" のもので 450°C に數日間焼鈍して Cu を完全に固溶せしめた。次いで表皮を剥ぎ取り 2.5" 直徑の圓筒に 450°C でプレスしてから 1" の厚みのスラブにした。此れが熱間壓延に依り 0.06" 及び 0.03" の板にされた。分析に依れば熔解に際し少量の Fe と Si の増加を來して居る。試料の底部には Zn が少し偏析して居る有様が見られた。

他の成分の合金で餘り多量を要さぬものは同様に熔解され 1" 直徑の金型に鑄込み、平にプレスされて熱間壓延が行はれた。試験片は壓延の方向にとり、此れを熱處理した。

熱處理は淺い受器に載せて電氣抵抗爐で空中で加熱した。固溶熱處理後液體中に急冷し又は空中放冷をなした。

試片には鉛の錘を吊て應力を與へた。荷重が出来るだけ試片の軸上にかゝる様に注意した。試片の形には 2 種あり、一つは荷重をかけて居る間に起り得る伸びの測定の爲に gauge length を 3cm にとり、他の一つは最大荷重のかゝる長さを出来るだけ短くする様に作られた。いづれも全長は 4" である。

Cu 3%, Zn 20% の Al 合金に就て行つた伸びの試験結果によると應力が  $6 \text{ t/in}^2$  を超えざる場合、試験中の伸びは實驗誤差の範圍内に在る。結晶粒間割目による破壊に於ける展延性の缺除は此の合金に關し既になされた實驗結果とよく一致する。

割目は常に結晶粒間に起り、結晶粒を横切る割目も稀には見られた。試片の結晶粒の大きさが極めて大であるから割目の性質は倍率の小さな擴大によつても明らかに見られる。

應力と破壊に至る迄の時間との關係を定めようと試みたが、結果は比較的不規則であつた。然し大體から言て、破壊に至る時間は應力が減少するに伴ひ急激に上昇する。

著者は次いで冷却速度が結晶粒間破壊に對する影響を述べ、5% NaCl 溶液中の破壊、空氣なき場合の影響、低温に於ける再焼鈍の影響等を述べて居る。以上の試験を他の成分の合金に就ても行ひ、種々議論して居る。(S. O.)

非鐵合金鑄造工場に使用される合金に就て-I (Patch N. K.B: Foundry, Vol. 67, No. 1, Jan. 1939) 米國及びカナダの非鐵合金鑄造工場に於て使用される合金の種類は多いが其の中で成分に於ては僅少な差を無視すれば類似のものが多い。其の概觀を著者は試みた。第 1 表に於て種々の合金の成分と其の熔點及び鑄込温度を示した。熔點に或る範圍があるのは成分に僅少な差がある爲に起るのである。

眞鍮鑄物工場で使用される金屬の中で Cu と Fe が最も高い熔點を有する。従て、此等の量を相當含有する合金に於ては熔解に際

し先づ Cu 又は Fe を熔かしてから他の合金成分を添加する。

第1表の A-C なる成分は鉛赤銅と言はれ、多小なりとも 85-5-5-5 合金の變型である。85-5-5-5 合金は Ounce metal と言ふ名で知られて居るが、此れは Cu 1w に対し Sn, Pb, Zn を各々 1oz の割合で含むからである。又 Three-five とか Eighty-five とか言ふ名でも知られて居る。此の合金の用途は極めて廣く、主として valve の製造に使はれるが、水壓は 350w/m<sup>2</sup> 以下でなければならぬ。又遠心ポンプや軸承合金の廉價なものに用ひられる。

A-C の3種のもは加工が容易であるが B 及び C は勿論 Sn% が高く一番硬く加工は他に比して面倒である。然し適當な切削油を使へば切削は急速に行へるし、仕上面も非常に美しく行く。此等合金で最上の結果を得る爲には、不純物は次の限界を越えてはならない。Fe 0.25%, Sb 0.15%, S 0.08%, As 0.10%, Al 0.05%, Si 0.01%, P 0.03%。

Si 又は Al の存在は最も好ましくぬもので、此等があれば水壓には耐へない。As は多孔性の原因となる。(As の混入源は Cu である)。S は強度を減じ、Sb は合金をして高温脆性を起さしめる。磷銅又は磷錫は合金の湯流れを良くする爲に鑄込の直前に加へられるが、此れは餘程注意して必要量を超過せぬ様にせねばならない。

D は Balanced alloy なる名で知られて居るが、此れは各成分が固溶體の形にあるからである。又 Steam bronze とか Valve bronze とか呼ばれ、年々使用量は莫大な數に上る。A.S.T.M. の規格にも指定されてある。本合金は中程度の壓の Steam valve に使用されるが温度がさう高くなければ更に高壓に耐へる。軸承には使用されない。鑄造性は極めて良好で carburetor とか oil pump とか形の複雑したものには水壓に耐へるので賞用される。

E-L は 85-5-5-5 よりも Sn の低い鉛赤銅の群である。此處に

は Pb と Zn の量が多く、G に於ては 0.5% Ni さへも含んで居る。E は米國海軍用の裝飾用青銅で廣く用ひられる。Pb% が高いから加工は樂で、手で削る事さへ出来る。F は餘り強度を要さぬ所で耐蝕性の必要な所に用ひられる。G, H, I, J 及び K は廉價で赤い色の望まれる部分に使用される。以上の合金は屑金を使って作られる事が多い。L も K と同様であるが Sn 含量が少し高い爲に軸承などに用ひられる。

此等合金に対する不純物の影響は A, B, C 等に於て述べたと同様である。然し屑金を使ふ事が多いから Fe や Sb の如き不純物は入り易い。けれども Fe 0.25%, Sb 0.15% を越えてはならぬ。若し耐水壓のものを作らうとするならば Al と Si は前述の限界内になければならない。

鑄物の仕上面が美麗なるを要する場合には、P は 0.08% を越えてはならない。Fe があると表面が黒くなる傾向があるから出来るだけ低い事を要する。第1表の鑄込温度は平均を示すのみであつて、薄肉や表面積の大なるものに對してはもつと高温を要する。それかと言て 2,300°F を超過すると他の好ましくぬ結果を招來するから其の場合は湯道や押湯の方で加減をする。

M-P は黃銅であつて、Pb, Sn, Al を含まない。M は saddle や flange の如き色調を重視する場所に用ひる。然し Pb を含まないから加工に困難を感じる事がある。N は裝飾用、bolt, hinge 等に用ひられ、M よりも遙かに黄色が強い。O は Naval brass, P は Muntss metal と言はれるもので其の用途は有名であるから贅言を要さない。O は壓延した材料と色調が調和する爲に鑄放しの儘で用ひられる。然し、壓延材と色が調和するだけでなく、出来るだけ廉價に従て加工が容易な合金を使ひたい場合がある。その時には少量の Pb を加へ切削速度を増加させる。その合金が T-AA なる成分

第 1 表

No.	Cu	Sn	Pb	Zn	Mn	Fe	P	Al	鑄込温度°F	規 格			
										熔融點°F	A.S.T.M.	SA.E.	FED
A	91	2	3	4	—	—	—	—	1950-2300	1680-1820	—	—	—
B	85	5	5	5	—	—	—	—	1950-2300	1680-1820	B-62-36	40	B691-(2)
C	88	5	2	5	—	—	—	—	1950-2300	1630-1820	—	—	—
D	90	6.5	1.5	2	—	—	—	—	1950-2300	1680-1820	B-61-28	—	QQB 691
E	81.5	2.5	10	6	—	—	—	—	1950-2300	1650-1800	—	—	—
F	83	4	6	7	—	—	—	—	1950-2300	1650-1800	B-30-36(8)	—	—
G*	77	2.5	10	10	—	—	—	—	1950-2300	1650-1800	—	—	—
H	77	3	10	10	—	—	—	—	1950-2300	1650-1800	—	—	—
I	80	3	7	9.5	—	—	—	—	1950-2300	1650-1800	B-30-36(9)	—	QQB 70-(4)
J	84	3	3	10	—	—	—	—	1950-2300	1650-1800	B-30-36(7)	—	—
K	78.5	3	5	13.5	—	—	—	—	1950-2300	1650-1800	B-30-36(10)	—	—
L	80	4.5	2.5	13	—	—	—	—	1950-2300	1650-1800	—	—	—
M	80	—	—	20	—	—	—	—	1900-2100	1700-1840	—	—	—
N	70	—	—	30	—	—	—	—	1900-2100	1700-1840	—	—	—
O	62.5	1	—	36.5	—	—	—	—	1900-2100	1700-1840	—	—	QQB 621(a)
P	60	—	—	40	—	—	—	—	1900-2100	1700-1840	—	—	—
Q	83-86	—	max 0.5	14-17	—	※0.15	—	—	1950-2150	1870	—	44	QQB 601
R	48-52	—	〃0.5	50	—	※0.10	—	—	1900-2100	1600	—	45	—
S	51.5	3.5	〃0.5	45	—	※0.10	—	—	1900-2100	1600	—	—	—
T	78	4	3	15	—	—	—	—	1900-2100	1700-1840	—	—	—
U	75	2	5	18	—	—	—	—	1900-2100	1700-1840	—	—	—
V	71	2	3	24	—	—	—	—	1900-2100	1700-1840	B-30-36(11)	—	—
W	70	1	2	27	—	—	—	—	1900-2100	1700-1840	—	—	—
X	67	1	3	29	—	—	—	—	1900-2100	1700-1840	B-65-28	—	—
Y	64	1	2	33	—	—	—	—	1900-2100	1700-1840	B-30-36(13)	41	QQB 621
Z	64.5	1	2	32.5	—	—	—	—	1900-2100	1700-1840	—	—	—
AA	63	—	2	35	—	—	—	—	1900-2100	1700-1840	B-65-28	—	—
BB	63.75	—	—	23	3.75	2.75	6.75	—	1725-1900	1650-1700	—	—	—
CC	58	0.65	—	39.50	0.35	1.0	0.50	—	1725-1900	1650-1700	B-54-27	43	QQB 726
DD	55-60	—	0.20	38-42	※3.5max	※0.40	〃, ※1.50	〃	1725-1900	1650-1700	—	53	QQB 726

\* Nickel-0.5%    ※ maximan

である。(S. O.)

**眞鍮中の Zn の蒸氣壓** (Hargreaves R.: J. Inst. Metals, 1939, 64) Zn を 1~5% 含有する Zn-Cu 合金と平衡に在る Zn の蒸氣壓及び、或る種の Al 眞鍮, Ni 眞鍮と平衡にある Zn の蒸氣壓を測定した。測定は合金の熔融點以内 25°C 迄の各種の溫度に就て行はれた。溫度の下限は Zn の蒸氣壓が水銀柱 1mm の所迄である。極めて低い溫度への外挿は、蒸氣壓-溫度の關係が直線的であるから特に單一相の場合には信頼出来るものと考へられる。表面仕上に対する Zn の損失又は増加の影響をも論じた。(S. O.)

**Al-Cu-Mg 合金鋳の再結晶現象** (Lay E. und A. Grimm: Aluminium Nr. 12, 1938 S. 859.) 薄板の變形加工 (Streck ziehen) は現今可成り行はれて居るが其變形量が再結晶の際の臨界加工度近くにあり、而も最後仕上までに比較的少ない伸長作用と中間焼鈍とが繰返し行はれる事が屢々ある故此種の加工は粗粒生成の危険が特に多い。

0.8~1.5 mm. 厚の Al-Cu-Mg (Heddur 4) 鋳から長さ 200mm 幅 40~15mm の契形引張試験片を作り何回も引切り其度毎に中間焼鈍 (490°C, 15min) を行た。此方法で臨界加工度(延伸率)と再結晶粒大さとの關係を簡単に知る事が出来る。

Bohner 及び Vogel に依ると同一材料に就いては出發點の結晶粒が大なる程再結晶に對して安定である。(Z. Metallkde. 24 (1932) Nr. 8) 粒の大きさ 0.026~0.11 mm d 及び 0.015~0.072 mm d の Al-Cu-Mg 契形試片に就いて上記の方法で (引切る回数 4) 試験せる結晶を見ると最も適當な材質とする爲には出發點の結晶粒を適當の大きと成す必要ある事を明かに示して居る。

Normal な結晶状態では臨界延伸率は 6~8% で、夫以下では粒は變化しない。併此場合でも引張りが繰返されると伸の總和が臨界點に達すれば粒成長が現はれる。中間焼鈍が無かつたかの如く延伸が加へられて行くのである。例ば 1 回の延伸率 3% と中間焼鈍とを繰返すと粒成長にわづかの回数で起り、1% の場合は 6~7 回繰返すと始めて著しい成長が起る。

此合金は焼入れて放置すると硬化して來るが此放置時間は再結晶に對しては重要な役割を成さない。

次に Al-Cu-Mg 合金の焼入状態に於ては Lüder 線が特に著しく現はれる。之は別段材料の強さを減ずる原因とはならぬが再結晶の際粗粒の發生點と成り勝ちて悪影響を及ぼす。(大西)

**耐水壓青銅鑄物の漏水防止熱處理** (Fleck H. and Bunch T.C. Trans. A. F. A. March, 1939, 587) 耐水壓青銅鑄物製作に際して起る諸種の缺陷と其の原因に付簡単に述べ之等鑄物が水壓試験にて漏洩を生じた場合之を熱處理すれば完全に漏水を防止し得たる試験につき記述せり。

熱處理溫度に顯微鏡試験の結果に依て定めたるものにして 705~760°C の範圍内である。

過去に於て瓣胴其の他の鑄物に實際此の方法を應用した。例へば 60 w/in<sup>2</sup> の水壓試験で漏水せるものを熱處理後 400 w/in<sup>2</sup> の水壓にて再試験を行ひ完全であつた。機械加工後再試験したが此の方法は極めて完全にスケールが出来た爲に水壓を防止したのではない事が分た。

水壓に依る漏水を防ぐに色々の方法があるが熱處理法が最も正しい好き方法である。

熱處理の影響を調べる爲に各種溫度で焼鈍した物の顯微鏡組織を示して居るが之に依ると 480°C では殆んど變化なく 600°C にて幾分 δ 組織が分解され 705~760°C に焼鈍すると δ は完全に α に吸收され樹狀組織も消失して居る。

物理的性質に及ぶ焼鈍の影響を見る爲に 2 種の合金を 720°C に 1 時間焼鈍した結果は次表の如く焼鈍に依て幾分改善されて居る。

	抗張力 w/in <sup>2</sup>	降伏 點 w/in <sup>2</sup>	伸 %	断面 收縮 %	Cu %	Sn %	Zn %	Ni %	鑄込溫度
鑄物の儘 焼鈍 せるもの	38,216	19,183	40.3	40.09	88.69	8.09	2.53	0.70	1135~
鑄物の儘 焼鈍 せるもの	39,066	20,500	36.5	42.00	"	"	"	"	1150°C
鑄物の儘 焼鈍 せるもの	43,760	18,516	62.0	55.0	86.41	8.02	4.84	0.73	1120~
鑄物の儘 焼鈍 せるもの	46,175	19,366	61.6	51.0					1135°C

ブリネル硬度の變化は次表に示す如く焼鈍の爲硬度の低下を來して居る。

燒鈍溫度	ブリネル硬度	燒鈍溫度	ブリネル硬度
鑄物の儘	96.3	鑄物の儘	76.8
370°C	92.6	370°C	74.1
480	85.7	480	74.1
590	85.7	590	74.1
705	76.8	705	71.5
760	74.1	760	71.5
815	60.5	815	64.6
870	44.9	870	64.6
Cu 86.4; Sn 10.5; Zn 2.39; Ni 0.59; Pb 0.07		Cu 85.2; Sn 10.6; Zn 3.39; Ni 0.68; Pb 0.08	

結論として顯微鏡的空隙の爲に水壓に洩る場合は適當に熱處理を施せず之を防ぐ事が出来る。而して熱處理溫度は 705~760°C 間にして筆者は 720°C に 2 時間以上保持爐冷するを標準として居る。熱處理に依て物理的性質は改善される。最後に筆者は焼鈍に依り水壓洩を防ぐ事が出来るが之は水壓に漏れ總ての鑄物の場合に適用出来るのではなくて鑄物作業を充分正確に行つた場合にのみ當てはまるのであると云て居る。(J. A.)