

抄 録

1) 製 鐵 原 料

鐵製造冶金の基礎としての鑛滓學 (F. Körber, W. Oelson, Stahl u. Eisen, 60 (1940)), 鑛滓の特性が冶金的反應に如何に重要な意義を有するかは論を俟たざる所で, 本論文は其の根本的研究として酸化物の混合物特に珪酸系の主要なる平衡狀態圖を樹立して常溫から耐火材料の融點以上迄もの廣範圍の溫度に對する各種酸化物間の關係を科學的に調整して行き, 斯る平衡狀態圖から不平衡狀態の論述を進めるのである。

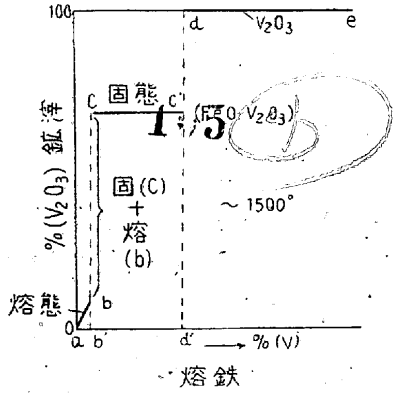
(1) 鑛滓の狀態圖及其の熔融狀態 先づ $CaO \cdot SiO_2$ 系狀態圖よりして高鹽基性 $CaO \cdot SiO_2$ 鑛滓の流動性は, 高溫より冷却して來たか低温より加熱して行たかと云ふ様な溫度の履歴及溫度變動に關係する。高爐操業の基礎鑛滓たる $CaO \cdot Al_2O_3 \cdot SiO_2$ 系の 1,600, 1,500, 1,400 及 1,300°C に於ける熔融鑛滓の範圍を示し, 更に此の範圍内の熔融部分の量は固相が熔融部分と平衡を保てゐるか否かに關係する事を述べ $CaO \cdot MgO \cdot SiO_2$ 鑛滓をも例にとつて此の事を敷衍する。

(2) 熔融鑛滓に於ける各成分間の狀態圖及其の反應力 鐵製造に於ける脱磷及脱硫は鹽基性鑛滓による故に $CaO \cdot SiO_2$, $CaO \cdot P_2O_5$, $CaO \cdot Al_2O_3$, $CaO \cdot FeO$, $CaO \cdot CaF_2$ 及 $CaO \cdot MgO$ 二元系狀態圖に就て鑛滓中に飽和溶解せる石灰の反應力を平衡, 不平衡の立場で考察し, 又鹽基性シーメンス-マルチン法に於ては高鹽基性鑛滓を得る爲にはトーマス法よりも熔劑を多量に要する事, 高石灰鹽基性鑛滓生成に際しての作用より見たる SiO_2 , P_2O_5 , Al_2O_3 , FeO , CaF_2 の相違點, 或は又 $CaO \cdot SiO_2 \cdot Al_2O_3$, $CaO \cdot SiO_2 \cdot FeO$, $CaO \cdot SiO_2 \cdot CaF_2$, $CaO \cdot SiO_2 \cdot MgO$ 系に就き 1,600°C に於て石灰の最も多量なる鑛滓を得る爲の飽和曲線を説明して最後の $CaO \cdot SiO_2 \cdot MgO$ 系では他の三者と様子を異にする事, 珪酸化合物の鹽基性といふ點に對しては固體の MgO に飽和せる事は固體の CaO に飽和せる事と同意義ならざる事を注意する。更に狀態圖に於ける等溫溶解度曲線に就て, 水中に溶解せる鹽類の溶解積と同様に熔融鑛滓中の各成分の反應力を平衡式で取扱て各場合につき非常に簡單なる關係式を得ると共に, 溶解比に關する廣汎なる關係を導き出す。トーマス法に對しては 1,600, 1,500°C に於ける $CaO \cdot FeO \cdot P_2O_5$ 系の切斷狀態圖を前掲狀態圖の場合と同様に吟味する。轉爐に於ける反應進行には溫度と共に溶解度の變移する事が特に重要であるが, CaO 並に P_2O_5 は各單獨でも FeO の融點を非常に低下し之に反して $3CaO \cdot P_2O_5$ (又は此の割合の混合物) を附加すると生成する鑛滓の融點は直に上る。要するにシーメンス-マルチン法或はトーマス法何れにしても $CaO \cdot FeO \cdot SiO_2 \cdot P_2O_5$ 鑛滓を考へねばならないが唯 CaO の多い所が重要なので CaO を原點に SiO_2 , P_2O_5 , FeO を三軸にとつて 1,600°C に於ける各成分化合物の溶解度面を圖示し少量の SiO_2 を含有せる磷酸鑛滓 (トーマス鑛滓) 中の石灰の反應力に對しては磷酸化合物の溶解積が決定的で珪酸化合物は從屬的であり, シーメンス-マルチン鑛滓にては珪酸化合物の溶解積が溶解せる石灰の反應力を決定する事を説明する。

(3) FeO に對する CaF_2 の作用 熔劑としての CaF_2 (螢石) の FeO に對する作用は前述以外に全く異た方向にも作用する。

CaF_2 と FeO とは狀態圖よりして相互に極く僅かしか固溶し合はないので之を利用して工業的-二の問題を略述する。螢石を流動性の悪い鹽基性鑛滓中に附加する作用は鑛滓の流動性をよくすると共に物理的に反應力を盛ならしめ, 同時に鑛滓中に含有される FeO の反應力を化學的に高める。

(4) 鑛滓狀態圖によつて説明せる V 除滓の特異性 熔鐵より V が酸化する際夥しい V_2O_5 が生ずるが之は基だ FeO 或は $Fe-Si$ 鑛滓に溶け難いものである V_2O_5 及 $FeO \cdot V_2O_5$ なる化合物は Pt よりも融點が高い FeO に富む鑛滓中への $FeO \cdot V_2O_5$ の溶解度は約 1,600°C 迄は比較的少い。それで例へば 1,500°C に於て $FeO \cdot V_2O_5$



に飽和せる鑛滓を考へて見ると比較的 V に乏しい熔融鑛滓中に溶け込んで居る V 酸化物は $FeO \cdot V_2O_5$ なる化合物の V に富む結晶中に於けると同様の反應力を持って居る事となる。V 含有熔鐵を FeO で以て平衡に達する迄反應せしめた際の鑛滓の V_2O_5 含量が熔鐵の V 含量によつて如何に變るかは圖の如くであつて,

V 含量が b' (1,400~1,500°C で大體 0.02% V とされる) 以上の熔鐵では平衡條件よりして V_2O_5 含量の高い固態鑛滓 c へ或は V_2O_5 含量低い熔融鑛滓 b へ移らんとして V 含量が b' になる迄酸化する。此の様な具合にして熔融 FeO を以て酸化する場合或は V 含有鐵を吹き込む場合の狀態の變化を此の圖より知る事が出来る。然しトーマス鉄に於ては純 $FeO \cdot V_2O_5$ 鑛滓でなくして $FeO \cdot SiO_2 \cdot MnO \cdot CaO \cdot P_2O_5 \cdot V_2O_5$ 鑛滓が問題となるのであるが, 基本的には熔融點高き V_2O_5 は此の鑛滓に對しても同様に作動してほんの僅かしか溶け込まないのだから之に類して事を運んで宜しく, 何故に V に乏しい鐵から V に富む鑛滓を取るのに取鋼中の鐵石精練よりも風精練の方が好都合か, 更に "krümelig" な或は "trocken" な鑛滓の方が dünnflüssig な鑛滓よりも好都合かは之に基いて居る。

(5) 熔融鹽基性鑛滓中の Ferrit の問題並に其の冶金的意義 鋼冶金に於てよく問題になるのは熔鐵と共存せる所の熔融鹽基性鑛滓中の Kalkferrit ($2CaO \cdot Fe_2O_3$) の問題である。固態の Kalkferrit は約 1,000°C 以下に於ては Fe に作用せざる事は多數の研究よりして疑ふ餘地がないが, 更に高溫になつた時熔融 Kalkferrit は固態或は熔融せる Fe に對し更に又石灰を含有せる鑛滓に對しては如何狀態圖で見ると $2CaO \cdot Fe_2O_3$, $CaO \cdot Fe_2O_3$ は可成り低い溫度で熔ける。白鉄の平滑なる面の坩堝に $Fe_2O_3 + CaO$ 乃至 $Fe_2O_3 + Ca-Si$ を熔かし 1,400~1,450°C 約 10 分鐵棒で以て數回攪拌して鑛滓の Fe による還元を出来る限り充分行はせした後 Cu 鑄型に鑄造し, 更に同様に螢石をも添加して行た實驗によると FeO , Fe_2O_3 の外に金屬 Fe (磁氣分析による) を含んで居り, 何れの場合に於ても鑛滓の FeO 含量の方が Fe_2O_3 よりも遙に多い。又 $FeO + Fe_2O_3$ の和が等しい場合の Fe_2O_3 の量は $CaO : SiO_2$ の比が大である程大である

% Fe_2O_3 / % FeO の比に及ぼす CaO 及 SiO_2 の影響も夫々の場合独自の變化をして居るが全部の場合に共通する一般的の影響は見出し得ない。鐵酸化物を含有して然も固態又は熔態の鐵と平衡を保てる鑛滓は必ず一定量の Fe_2O_3 を含有する。 $CaO:SiO_2$ の比の増加と共に $Fe_2O_3:FeO$ の比も大となるのであるが CaO が増加すると必ず幾らかの Kalkferrit が生成される。又例へば鐵酸化物 ($FeO + Fe_2O_3$) が 25% の鑛滓に於て固態の Fe と平衡を保てる所の $Fe_2O_3:FeO$ の比は 1,400~1,450°C では高鹼基性に對しては 0.42, 酸性に對しては 0.04 と云ふ様に鹼基性の場合が比が大である。 $Fe_2O_3 + Fe \rightarrow 3FeO$ より分る如く鑛滓中に兩酸化物が一定の比に存在すれば鑛滓は全く Fe と平衡を保つのである。鹼基性鑛滓の場合には從て酸性の場合に比較して Fe_2O_3/FeO の比を同じ値に迄増加しても鑛滓の酸化能力の増加はそれ程に強くはない。

(6) 高爐鑛滓の生成熱に就て 熔融鑛滓を造るに必要な熱量は冶金の熱經濟に重要な役割をなすのでこゝでは状態圖によつて鑛滓の組成による生成熱の影響を調べた。先づ適當組成の鑛滓をその融點より僅か上の溫度 t_s に迄高めるに要する熱量は熔解熱をも含めて 20° より t_s 迄鑛滓加熱の爲に入る熱量と結晶質鑛滓の生成熱との和である。後者は室溫に於て決定されるものである。先づ $CaO-SiO_2$ 系に於て濃度、生成熱を兩軸とすれば $CaO \cdot SiO_2$ が生成熱最も大でそれから化合物としては $3CaO \cdot 2SiO_2, 2CaO \cdot SiO_2, 3CaO \cdot SiO_2$ の順に小さくなる。其の他の組成では上述の點及濃度軸上兩端の CaO, SiO_2 を結んだ折線によつて大體決定される。次に燒石灰及石英粉の混合を加熱した場合、大體濃度が半ば程度のは加熱時間に對する溫度上昇の加速が顯著であるが濃度小なるものでは弱い。斯く $CaO-Al_2O_3, Al_2O_3-SiO_2$ 系よりして高爐用三元系鑛滓 $CaO-SiO_2-Al_2O_3$ に就ても論ぜられ、單位質量當りの生成熱は $CaO-SiO_2$ 側が最高で $CaO \cdot SiO_2$ に CaO, SiO_2, Al_2O_3 何れを混じても生成熱は減少して行く。普通使用して居る鹼基性高爐用鑛滓では大體 162~160 cal/g, 酸性 (トーマス銑) では 150~140 cal/g 位である。(K. M.)

2) 耐火材並に燃料及驗熱

爐内燃燒室中への燃燒ガスの戻り。特にガス燃燒式爐に就て (Leve A. R. Gas und Wasserfach Vol. 83. Apr. 6 und 13. 1940) 燃燒生成ガスが爐内燃燒室中に戻ることは經濟的であり且能率を高める。燃燒ガスの爐中への戻りは、次の如く混合してゐる。

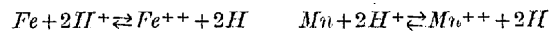
- (1) 空氣と混合
- (2) バーナー中のガスと混合
- (3) 新しい燃料ガスと混合

金屬熔解爐では空氣ガスの高温生成物に新しい燃料ガスと混合せるものが希ましい。すべての場合、ガスは理論量の空氣にて燃燒する際最も經濟的である。過剰の空氣を要するのは、多くの場合種々の重大な損失あるものである。(H. T.)

4) 鋼及鍊鐵の製造

製鋼に於ける水素の平衡 (Herasymentko P. u. Dombrowski P. Arch. Eisenhüttenw. Jg. 14 (1940/41) S. 109) 熔鋼中の全水素定量用に鐵製圓筒を造り之に試料を取て分析裝置に直結定量する方法を述べ、之で熔鋼、鋇滓中の水素を定量し弧光電氣爐、酸性、鹼基性平爐に就て製鋼過程に於ける水素の消長を調べ自點成生と水素との關係に言及してゐる。

弧光爐では還元期に到て水素が著増する。鹼基性平爐で注目すべきは水素量は沸騰現象には無關係に熔鋼中のマンガンの量に從て増減する事である。之に就ては水素にもマンガンの同様の酸化還元平衡が成立し鋇滓中に水分子又は水素イオンの如き酸化された形で水素が含有せられるものと結論し鋇滓中の水分を 700°C に加熱したマンガンを通過して $H_2O + Mn \rightleftharpoons H_2 + MnO$ の如く分解する方法に依り鋇滓中の水素定量を試み、熔鋼と鋇滓間の平衡を鋇滓中には中性分子は存在せず完全に電離してゐるとの假定から論じて、酸性、鹼基性を問はず、熔鋼中の水素量は次の二つの平衡式



に依り定り、後者に就て 1,550~1,650°C で

$$K_{II}^{Mn} = \frac{[H]}{[H]} \sqrt{\frac{[MnO]}{[Mn]}} = 3.97 - 0.0164(t - 1,550)$$

を與へてゐる。

(T. I.)

米國の電氣爐鋼及合金鋼工業 (Edwin F. Cone. Metals and Alloys. July 1940) 米國鐵鋼協會の統計を基として、其の電氣爐鋼及合金鋼工業の趨勢を分析して見る。1939 年に於て目立つ事は電氣爐鋼と不銑鋼の生産高の増加である。合金鋼一般の生産増加も著しい。此の年の電氣爐鋼の生産は全鋼生産高の 1.95% に達し 1,027,067t で 1929 年の 1,065,603t に次ぐ。第 1 表は米國鐵鋼協會

第 1 表 電氣爐鋼生産高 (t)

年度	全電氣爐鋼	全鋼類	全電氣爐鋼/全鋼類 × 100
1920	566,370	47,188,886	1.20
1929	—	—	—

の統計によるものである。電氣爐合金鋼は 1939 年に於て最高の生産高を示し、全合金鋼の 23% 即ち 749,384t である(第 2 表)此

第 2 表 電氣爐合金鋼生産高 (t)

年度	電氣爐合金鋼	全合金鋼	電氣爐合金鋼/全合金鋼 × 100
1929	371,234	4,432,072	12.9
1939	—	—	—

事實は電氣爐 (弧光爐, 誘導電氣爐) の重要性が益々増加したる事を意味する。更に不銑鋼に對する需要の増加にも一部起因して居る不銑鋼や熱抵抗用鋼の全生産高も 1939 年には最高値を示して居る(第 3 表, 第 4 表), 不銑鋼は全部電氣爐で造られるのであるが、

第 3 表 不銑鋼鑄塊生産高 (t)

年度	"18/8" 12~14%Cr	16~18%Cr	其他	合計
1924	22,150	9,970	9,046	14,739
1935	—	—	—	—

第 4 表 不銑鋼と合金鋼の生産高比較

年度	全不銑鋼	全合金鋼	不銑鋼/合金鋼 × 100
1934	55,905	1,805,748	3.10
1935	—	—	—

1939 年には全電氣爐鋼に對し、不銑鋼は 17.4% の生産高で、これまでの最高値を示す。第 5 表は合金鋼の全生産額と鋼類の全生産額

第 5 表 合金鋼鑄塊及鑄物の生産高

年度	全合金鋼	全鋼類	合金鋼の%	合金鋼に就ての鋼
1910	635,957	29,226,309	2.17	45.9
1915	—	—	—	—

との比較を示す。以上を要約すれば 1939 年の全電氣爐鋼の生産高は全鋼類のその 1.95% (レコード), 電氣爐合金鋼の生産額は全合金鋼のその 23% (レコード), 不銑鋼の生産は最高額に達して居る。此の中 18/8 不銑鋼の増産が特に著しい。全合金鋼生産額も最高値を示して居る。(SMK)

電氣製鋼に於ける化學反應に就て (Adolf. J. Scheid, Metal Progress, Vol. 27, No. 1, 1940) 鋼熔解で第1に問題になるのは FeO の鋼中への熔解である。 FeO は温度の上昇と共にその熔解度を著しく増加する。更に FeO は slag 中にも熔けるもので熔鋼と slag とに各温度に就て一定の分配比を以て熔解する。温度が昇ると slag の方に多く移行する。併して是に於て Mn 或は Si を加へると FeO を還元して夫々 Mn_2O , SiO_2 となるが、此の反應は發熱反應である爲爐熱を上げてやると逆行し易い。 Mn , Si の脱酸力が爐熱の上昇と共に弱まるのは此の故である。又 slag 或は lining 中の SiO_2 が還元されて出来る Si の量が温度と共に多くなるのも此の爲である。 FeO と C とは $FeO+C \rightarrow Fe+CO \uparrow$ で CO は極く僅かしか熔鋼中に熔けない爲に大部分はガス状になり逃げ去る。それで反應は右方のみ進行する。

Acid slag 中の FeO と SiO_2 の結合せるものに CuO が加はると $FeO, SiO_2+CuO \rightarrow CuO, SiO_2+FeO$ の反應が起り FeO が metal 中に熔け Basic slag では FeO が CaO, Fe_2O_3 となり流動性良く中性のものとなるが、之に SiO_2 が加はると、此の結合が破れ FeO が遊離される。逆に acid slag で FeO が少くて SiO_2 の多い slag は熔鋼より FeO を奪ひ取り Basic slag でも FeO の少い白い slag は速かに FeO を吸収する。脱磷反應は次の如く行はれるものである。 $2Fe_3P+8FeO \rightarrow (FeO)_3P_2O_6+11Fe$, $(FeO)_3P_2O_6+3CaO \rightarrow (CaO)_3P_2O_6+3FeO$ 故に脱磷作用には多量の FeO と石灰とを要する。脱硫作用は $CaO+FeS \rightarrow CaS+FeO$ で出来た CaS は鋼には不溶性なので slag 中に移行する。但し Basic slag は CaS をよく吸収するが acid slag は CaO が無き故脱硫しない CaS を吸収した Basic slag に C が入ると FeO を分解する爲に脱硫反應の逆行を妨げる。つまり $CaO+FeS+C \rightarrow CaS+Fe+CO \uparrow$, $CaO+3C \rightarrow CaC_2+CO \uparrow$ 故にカーバイド slag では脱硫は殆んど完全に行はれる。

(SMK)

トーマス製鋼法に於ける風乾燥の工業的意義及經濟性

(W. Eilender, P. Veit, Stahl u. Eisen, 60(1940), 905) トーマス製鋼法に於ては 20t 轉爐に就ての一例を挙げれば鋼1當り約 309 m^3 の空氣を吹き込むが、此の空氣中の窒素や水分は全くの不要物である。扱て各種の資料によれば空氣中の水分の平均値は約 8.3g H_2O/m^3 で水分の 80% が分解するとされるが、此の分解に際して 50kcal/mol H_2O 又は 2.77kcal/g H_2O の熱損失がある。分解して發生する水素の一部は鋼中に熔け込むが其の量は純鐵の場合には 29 $ncm^3 H_2/100g Fe$ ($P_{H_2} = \text{atm.}, 1,600^\circ C$) に達す。トーマス鋼の水素含量と吹き込む空氣の湿度とは大約直線的關係をなし、實驗によれば大體吹き込む風の湿度 5~13g $H_2O/m^3 \text{ air}$ の變化に對應して水素含量は 5~20 $ncm^3/100g \text{ steel}$ の變化をする。鋼中に水素含量の高い事は各種の障害を起し、白點、氣泡、脆性等の誘發のみならず二重操業に關しても望ましくない。

此の障害は風を乾燥する事によつて除去されるが、それには冷却器によつて水分を凝結せしめるものとシリカゲルによつて水分を吸蔵せしむるものとの二方法があり、後者の方が特に敷地、設備費、熱經濟の點より好都合であると説明して居る。兩者の經濟性を比較するに必要な工場建物は前者 450 (敷地) \times 11 (高さ) m^3 , 後者 66 \times 3 m^3 , 所要資本は前者 170,000 RM , 後者 50,000 RM , 又風の湿度が平均 8.3g $H_2O/m^3 \text{ air}$ から 3g m^3 迄乾燥するものとして乾燥に要する全費用は前者 2,640 RM 即ち 4.05 $\text{Pf}/t \text{ steel}$, 後者 1,590 RM 即ち 2.45 $\text{Pf}/t \text{ steel}$, 尙風乾燥によつて空費されずにすんだ熱量を屑鐵及鑛石の

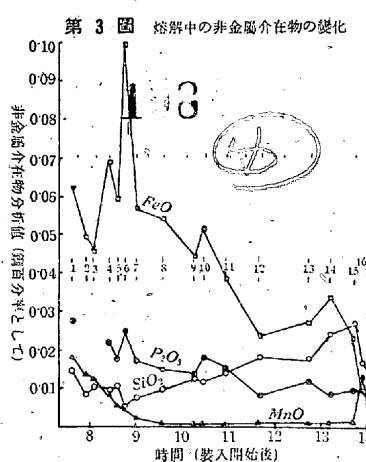
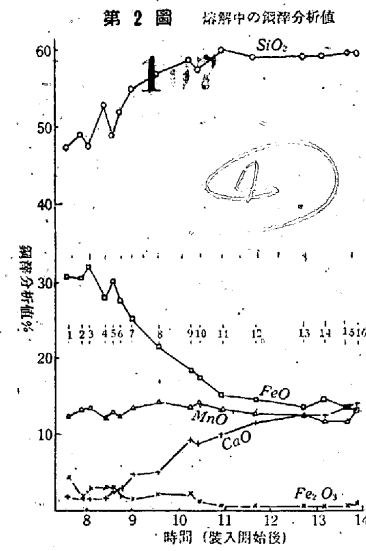
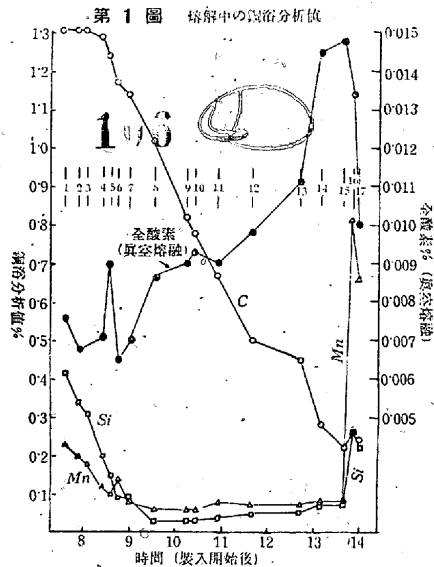
熔解に向けるものとして計算すれば鋼1當り 7.9 Pf の得となる。此の代りに轉爐鋼材料たる銑鐵の P を 0.5% 下げて 1.3% P とするものとして計算すれば鋼1當り 1.33 RM の得となる。(K.M.)

酸性平爐熔解過程の鋼浴中の酸素量に就て (G. E. A. Bra-mley, M. Sc., Ph. D., W. R. Maddocks, Ph. D., and G. Tateson,

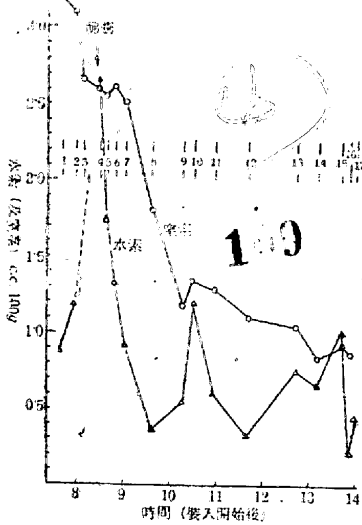
Iron & Steel Inst. Special Refort No. 25 (1939) 11~25)

本實驗に於ては酸性平爐の熔解過程に於ける鋼浴中の酸素量を沃度法及真空熔融法で分析した。使用した酸性平爐は 45t で其の熔解の際爐床は好調であつた。装入物は鋼屑 60% で製品は 0.25% C の 39t 鋼塊であつた。試料採取は可及的同時に同場所で行た。又

Al で沈靜した試料及鋼滓をも採取した。之等を分析して第1圖に鋼浴成分第2圖に鋼滓成分第3圖に鋼中非金属介在物の成分第4圖にガス成分の變化を夫々示した。次に各成分の變化に就て考究する。(i) FeO 酸性滓には $MnO, SiO_2, CaO, SiO_2, FeO, SiO_2$ を生成するより過剰の SiO_2 がある。其の酸化力は FeO, SiO_2 が分解し遊離 FeO が生成することに依て得られる。然るに一般に SiO_2/FeO が大だと分解が起り難いのであるが第2圖によると操業の初期は SiO_2/FeO が小で酸化力強く中期以後は大で弱くなることが認められる。第2圖鋼滓中の FeO は初期に多いから分配法則から云ふと鋼浴中にも FeO が多量であるが第3圖は豫期通りになつて居る。併し他方鋼浴内の平衡を考へると C が 1.3~0.7%, 而も Si, Mn も相當に含有して居る際 FeO が斯く多量に共存することは考へられない。之等を考察すると第3圖の非



第4圖 熔解中の鋼液の成分変化



示さない。寧ろ鋼液の SiO_2/CuO の方が正確である。此の他 CuO は利用し得る SiO_2 と結んで安定な $CuO \cdot SiO_2$ を生成するから考慮する必要がある。併し MnO は實際上殆んど一定だから餘り考へる必要がない。

(ii) SiO_2 沃度法による SiO_2 (第3圖)は試料1から6迄は不規則に減る。此の際鋼液の Si も 0.42% から 0.09% に減る。試料6から15迄は SiO_2 が増し最後の差物前が最大となる。又鋼液中の Fe_2O_3 (第2圖)は試料9で2% から急に0.5% に減ずる。 Fe_2O_3 の減少は Si が鋼液にもどり始める時に起る。著者の実験に依れば酸性平爐では鋼液中の Fe_2O_3 の減少と SiO_2 の還元が一致する。

(iii) MnO 鋼液の Mn は 0.23% (試料1) から 0.08% (試料7) に減る。従て鋼液中の MnO (第3圖) も極小になり試料15迄殆んど變化がない。 MnO と SiO_2 は相互に關係があるから同時に考へねばならない。熔解初期に於て之等の減少することは熔離に依てのみ起る。之等は熔融點が鋼液より高いから一つ一つでは熔離しにくい。が SiO_2 は同時に生ずる MnO の熔劑作用に依り熔融點の低い Silicate を生成し流體となり合一して速に熔離するのである。即ち熔解初期は非金屬介在物中の $MnO/SiO_2 \geq 1$ であるが之は熔融點が低い。之に反し中期以後には $MnO/SiO_2 < 1$ となり熔融點高くなり熔離しにくくなる。(之は SiO_2 は爐材から補給出来るが MnO は出来ぬ爲である。)次に酸化力が減り鋼液の Si が少くなると爐床の SiO_2 が還元され Si が鋼液に入る。又結局 Si は酸化され SiO_2 になるが之は MnO が無いと固體となり熔離しにくい。鋼液の Si は SiO_2 と比例して増し試料15にて最大となる。然し差物を入ると急に鋼液の Si 及 Mn は増す。次に第3圖にて MnO は Mn を入れると増すが SiO_2 は著しく減少する。之は附加する前にあつた SiO_2 は MnO で熔かされ Silicate は熔離して滓に行く。最後の試料17にある非金屬介在物は SiO_2 多く熔融點が非常に高い。

(iv) P_2O_5 第3圖にて之は不規則に段々減少し Fe に非常に關係がある。又鋼液中の P_2O_5 にも關係がある。

(v) H_2 試料1から2迄は増す。(第4圖)試料4で最高となり5から8迄減少し以後試料15迄漸増する。試料4の最高は熔落後沸騰が始まる迄爐内雰囲気により飽和せられるのである。其の後沸

騰期には CO の気泡に因つて鋼液中の H_2 は掃出されるが爐内雰囲気から入るのと之により出るのが平衡に達す。試料15迄は少しづつ上昇し試料16で減じ又試料17で増す。此の増減は Mn 量と逆になる。

(vi) N_2 第4圖に示す如く段々減少し横軸(時間)に漸近する。之は最初にある窒化物が徐々に分解する爲と思はれる。(S.T.)

電氣熔解爐 (VDI-Zeitschrift Aug. 1940, A. Driller.) 最近獨國に於て種々の目的に使用せられる炭素抵抗爐即ち黒鉛棒熔解爐が照會せられた。そしてその爐はその構造の簡單なる爲に近年採用せられる様になつて來た。そしてヘルベルガー爐として大容量のものが製作せられる。電流の通過する黒鉛棒は輻射熱に依り被熔解物を加熱する。小型の爐は單相に又大型爐は三相に製作せられる。この爐は鐵の熔解量 1t 迄にして且 450kVA の負荷のものに迄進歩した。この爐は鐵鋼或は銅、眞鍮等の非鐵金屬若くは輕金屬の熔解用に推舉せられる。

最近高周波爐は鐵及金屬工業に於て非常に進歩して重要な爐となつた。1933年には最初の4t 爐が製鋼會社に於て操業せられ1938年には8t 爐が設置せられた。然し之は決して最大限のものでなく10~15t 爐の建設も不可能ではない。高周波爐は再熔解や合金用には最良の爐である。

電氣熔解爐は最も重要な電氣熔解爐にして鋼・鉄鐵の熔解からカーバイトの製造とか金屬を鑽石より還元する際等の如く高熱を要する化學變化の爲に使用せられる。

鋼の熔解爐は約10年程前迄は平か若くは滑路或は溝に依り鐵屑が爐口より装入せられてゐた。この装入方法は大型爐に於ては1~2時間を要した。この装入時間中は爐を冷却し、そして電力消費量を大ならしめる。最初にトップチャージの方法は大型爐に於て經濟的に製作せられた。装入總時間は2.3秒である。トップチャージ式の最小の爐は1.5t 爐である。電力消費量は鋼の熔解の場合には2~40t 熔解爐に於て 500~400kwh/t である。そしてそれは熔解能率 65~80% なる事を示す。今日獨國に於ては三相爐にて熔解量 50t 以上のもの迄製作せられる。最小の三相爐は 200kg で單相爐では 100kg 熔解量のもの迄製作せられる。電氣容量は 100~11,000kWh である。(安達)

製鋼作業に於ける冶金的觀察者 (Conc. E. F. Metals & Alloys p.624~p.629 Nov. 1940) 大製鋼所に於て、冶金的觀察者をして平爐、電氣爐その他の生産作業を有機的に連絡せしめ、特殊な任務を與へてゐるのは15年この方位のものである。筆者は今年春バッファロー、ヤングストーン、マシロン・キャントンの3地方に於ける製鋼所を訪問した。その報告を書く。各工場の觀察者の使用情況は同じでないが10人~20人位で、平均21~26歳の年齢であり工業學校、高等工業卒業者であつた。

彼等は、最初附屬研究所の試験室にてあらゆる種類の試験準備を會得させられる。次に命ぜられるのは註文部の仕事である。鋼材の分類、名稱、顧客の註文等を體驗し、細々とした事項を覺える。次に各作業場に行くが、最も重要視されるのは、平爐及電氣爐熔解作業、壓延作業である。即ち各工場には技術員が居り、部長の下に作業を監督し、部長は技師長の指揮を受けるが、この各部門に於て装入物を検査し、温度の記録、鋼液、酸度、その他の細目を報告するのが觀察者の役目である。壓延工場にても同様種々のデータを報告する。大切なのは各人が夫々觀察した通りに他に左右されずに報告することであり、次第に熟達してその作業に慣れてくる。

時々、彼等はある問題即ち、抽出温度とインゴットの性質等につき研究を命ぜられる。上記3地方の各工場に於ける之等観察者の任務は、夫々細目は異つてゐるが、大要は同じであり、観察のみに限り研究を命ぜぬ處もある。之等の青年は全プラントの作業の鍵とも云ふべく、且冶金技術の素養のない者でも立派に役立つ部門もあり、重要な役割を演じてゐる。鑛滓制御問題にて有名な Charles H. Herty 君等もこの観察者の一人であり、製鋼作業の進歩改善に與て大いに有効な要素を成してゐる。(H. T.)

6) 鐵及鋼の加工

工具鋼及オーステナイト鋼の窒化 (D. W. Rudorff, Heat Treating and Forging, 36 (1940), 487) 最近ロシヤの冶金學者によつて窒化に關する各種見解の研究が遂行されたが其の中興味あるものが二つある。即ち工具鋼の迅速窒化及オーステナイト鋼の窒化である。窒化法は此の場合は觸劑としてアモリン或はピリヂンを併用して居り、窒化後顯微鏡組織検査、硬度、窒化層の深さ測定 X線分析、更に工具鋼の或るものに對しては磨耗抵抗性を測定して居る。

先づ工具鋼としては (1) C 0.31, Al 1.38, Cr 1.64, Mo 0.73 (2) C 0.37, Cr 2.6, W 7.57, V 0.39, (3) C 1.61, Cr 12.5, Mo 0.75, (4) C 0.71, Cr 4.1, W 18.3, (5) C 1.08, Si 1.58, Cr 11.47, V 2.44, (6) C 0.37, Cr 1.0, W 2.2 の如き種類に就て 500~650°C, 3~9h 窒化したがい何れの試料も表面脆性を示すことなく、(2) の如きものも工具材料として適することが認められる。(4) の高速度鋼型に於ては層の深さは浅いが硬度が非常に高い。3重サイクル窒化法をも行て見たが、之は初期 500°C に於ては先づ浅い窒化物の層を作り、第2期 570~600°C に於ては窒素の擴散によつて窒化層の成長を促進し、第三期 500°C では表皮層に於ける窒素の均一化をはかるもので、(1) の Nitralloy 型に就て實驗した結果でも所要窒化時間を制撫するのによい方法であることは他の研究ともよく符號して居た又窒化は變形歪曲を最小限ならしめる點で工具材料の硬化には適當と思はれる。

次にオーステナイト鋼の窒化に關しては試料は (1) Cr, 18, Ni 8 (2) Cr 18, Ni 8, Ti 6, (3) Cr 18, Ni 27, Si 3, (4) Cr 14, Ni 16, W 3 の4通りの型に就てあり、窒化層の深さからして (2) は "energetic", (1), (4) は "normal", (3) は "weak" といふ風に分類して居る。主要なる結論としては、(i) オーステナイト鋼で最高硬化層を得る爲に必要な窒化温度はもともα鐵を含む鋼のそれよりも高い、(ii) オーステナイト鋼に於ては擴散はα相のある鋼に於けるそれよりも非常に緩慢である。(iii) 窒化によつて表皮層のγ相はα相及窒化物に變る。(K. M.)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

赤熱せる Ingot Iron に於ける脆性より展性への著しき轉移 (Metal Progress Sept. 1940, By. Matthew Charlton) 高温に於ける展性は熱間加工性の程度及赤熱脆性區域を判斷する爲重要である。此處に報告する試験結果は低メタロイド平爐鋼 (之は屢々 "Ingot Iron" と稱する) の熱間展性に最も適當なる範圍を決めんが爲めのものである。試験方法としては高温引張試験を採用し材料は 1" 丸棒に展延したものである。試験片の形は高温試験に適當なる如くし、我々の蝶番型電気抵抗爐に合はして長さ 24" 標點距離 8" で約 0.800" の直径に旋盤仕上した。試料の置き方熱電對の

挿入方法温度の保持法には充分の注意が拂はれた。Ingot Iron の加熱試験は4回行た。その分析結果は次の如くである。試験は 1,400~2,400°F まで 100°F おき特に脆性區域の 1,900~2,000°F までは 10°F おきとした。之によれば何れも脆性範圍が判然と終る事を示して居る。

その4回の加熱で温度の上昇に伴ふ脆性の増加の傾向は何れも同一であるが其脆性範圍の終點は下表に示す如く多少異なる。

		分 析									
加熱記號		C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	Ni	V	Mo
A		0.03	0.04	0.008	0.041	0.001	0.23	0	0.01	0	0
B		0.03	0.06	0.008	0.035	0.002	0.28	0	0.01	0	0
C		0.03	0.04	0.008	0.036	0.003	0.01	0	0.01	0	0
D		0.03	0.06	0.009	0.030	0.002	0.11	0	0.01	0	0
脆性範圍の終點											
加熱 A	加熱 B	加熱 C	加熱 D								
1,940°F	1,910°F	1,930°F	1,910°F								

加熱Dの結果は次の曲線に示す如くである。

(附圖 "Metal Progress 1940 September p. 290" 参照)

温度が 1,600~1,900°F に上につれて抗張力はやゝ上るが、伸率と断面縮率は次第に減ずる。此の脆性範圍の終點に於て伸率と断面縮率が著しく増加する。抗張力は此の點から温度と共に徐々に減少する。

脆性範圍の終點は加熱 A と C は大體等しく加熱 B と D は等しくて前の二者より稍低い。之は分析の結果銅は無關係であり Mn と硫黄に關係ある事がわかつた。(川勝)

鐵及鐵合金に對する硫化水素ガスの影響 (Bankloh W. und Spetzler E. Korrosion u. Metallschutz. Vol. 16, Apr. 1940)

石炭に水素添加作業中 H_2S が形成され、恐るべき腐蝕作用をなす。水素添加作業装置に適した材質は既に數種研究されてゐるが、ガスは H_2S を含む N_2 と H_2 とから成立つてゐる。ガスに曝される部分は、鑄鐵 Mn, Cr, Co, Al-合金鋼である。Al, Cr 入りの合金鋼は特に耐蝕性が強い。高温にては H_2S 入りの H_2 による腐蝕は H_2S 入りの N_2 の腐蝕よりも弱い。併し低温ではこの反對となる。合金鋼中の C の量に比例して耐蝕性は増加する。0.45% C-鋼の H_2S に對する耐蝕性は鑄鐵よりも 30% 高い。Si も多少耐蝕性増加に役立てはるが顯著な効果はない。

1.5% Ni の添加により 950°F 迄は少しく耐蝕性を増すが 1,300°F ではかゝる Ni-鋼は鑄鐵と同様の結果しか與へない。多分、之は Ni の硫化物が比較的低温で熔融し、グレインの周壁に流れ出る結果、保護被膜としての作用をなさなくなる爲と考へられてゐる。一般に合金要素の保護作用は、主として薄い固形耐蝕性物質が形成してグレインを包み、その被膜の物理的、化學的性質による處大であると考へられてゐる。

Al-鋼に於ては、以上の考へで説明されてゐる。Al-鋼では、肌にある二つの薄層が 950°F にて形成され、外層から容易に離れて内側に結びつく。1,300°F にて三層となり、最外層は滑かな銀白色、中層は柔軟にして可撓性に富み、最内層は主として Al_2O_3 で、硬く且、耐蝕保護作用が強い。(H. T.)

白點と水素 I~IV (C. A. Zappfe and C. E. Sims. Metals and Alloys. Vol. 11, No. 11~12~Vol. 12, No. 1~2, 1940) 鋼材の龜裂現象には色々あるが之等の缺陷は水素ガスに依り直接發生するか、或は水素ガスにより擴大される場合が非常に多い 1870 年

頃、水素が鋼中の間隙に不可逆的に入て行き、そこで非常に高壓を呈する事が確かめられた Bardenhener 等は實驗的に 300 atm 迄を得る事が出来た。1907 年頃 Sieverts により、水素は鋼中を原子状にて擴散する事が分た。

鋼の熔融状態と常温状態に於ける水素の溶解度は 1,000:1 以上にもなる。それで高温より冷されると、溶解水素は一部金属格子から逃散し、一部は鋼中の間隙に於て分子状水素となる。水素の鋼中擴散率は温度の下降により對數的に減少する。彈性状態の鋼は最大の過飽和度を有し、最小の擴散率を有する事となり、その結果鋼中に非常に大なる應力を呈する Luckemeyer 等によれば、僅か 0.0010% の水素があれば 200°C に於て普通鋼の強度以上の高壓を呈し得ると云ふ。低温に於て大量の水素が鋼中に入る場合がある。酸洗ひの時には、金属と酸液との接觸面で金属原子と水素原子とが置換し、鋼を陰極とせる電解では鋼表面に原子状水素が多量に出て容易に鋼中に入て行く、他に銹も原子水素を供給すると云はれる。温度を上げてやると上述の現象は更に強大となる事は勿論である。更に酸洗ひや、電解の際の鋼表面に發生する原子水素の濃度は非常に大なので鋼中に入て行く水素の量も非常に大である。併て此の溶解水素原子は過飽和度を減ずる爲に格子から逃れ出て金属内間隙に出て分子状となるものがある。するとこの部では原子水素の分壓は殆んど 0 となり、部分的擴散勾配は急激に下る。それで間隙部の壓力は益々増加し、平衡に達するまで、或は鋼が破壊するまで増加する事になる。

水素が鋼中の不純物殊に酸化物と反應して水蒸気とか他のガス状の生成物を作り金属内で高壓を呈すると云はれて居るが、普通のガス状生成物には水素分子程の分子容と生成エネルギーをもつものがない故之程重要な役割をもつものではない。唯不純物は水素擴散の通路に於ける間隙として考へる時より重要な役割を演ずる事になる。然し是で上述の如き反應が金属内間隙で行はれ、その生成物が、(分子水素が擴散し去るが如き)高温に於ても安定なる場合がある。鋼の割合高温で起る缺陷は、この如き現象に依るとも言はれる。更に彈性状態にある鋼中の不純物は其の安定状態に達して居るのではなく、之に原子水素が行けば直ちに化合する。以上の如きは鐵と鋼との水素溶解の趣を異にする所以である。鋼中の C と H とが化合してメタンを作る事は古くから言はれて居る。此のメタンは又僅かに加熱すると分解して容積が 2 倍或は 4 倍となる故鋼に青熱脱性と同様な害を呈する。

常温にて保有される水素は如何なる状態にあるか、先づ次の三つの場合が考へられる。(1) 一時的の固溶態の形で存在する原子水素その量は無視し得べき程度のもの(2) 大量高壓状態の分子水素或は水素化合物が間隙や介在物や結晶粒界に存するもの(3) 金属中の不純物殊に C と結合して保有されるもの、併て金属が破断するのは主に(2)に依るもので、此の反應は不可逆である故に非常に高壓を呈するのである。分子水素の吸収の不可逆性に就ては、實驗的に證明された。又鉛製の容器中に水素をながく貯蔵出来る事實からも證明出来る。(分子水素が鋼中を通るには 4,000~9,000 atm を要する) 冷間加工を受けた鋼が水素を吸収し易いのは超顯微鏡的の有孔部の容積の増大によるものと思はる。焼鈍すれば水素吸収が少いのは此の有孔部が少くなる故である。

Houdremont 等は白點の生ずる温度を求めた。即ち Ni-Cr 鋼及高炭素クロム鋼を鍛造した後 900°C × 1h 加熱し爐中放冷中各温度で 1 箇の試験片を取出して空冷した。その結果 300°C 以上で取出

した Cr 鋼及 200°C 以上で取出した Ni-Cr 鋼は全部白點を出し他はなかつた。之より白點は 200°C 附近で生ずる事が分る。更に彼等は鍛造後空冷中、各温度に於て 1 箇の試験片を 600°C の爐中に入れて徐冷した。結果 200°C 以上より爐冷したものは白點はなかつたが他は全部白點を出した。結局高温から徐冷する事よりも、200°C 附近を徐冷する事が重要となる。尚ほ上述の如くにして白點の出なかつたものは之を再度加熱鍛造し急冷しても白點を出す事は出来ないと云はれる。

1935 年 Bennek 等は初めて白點水素説を世に出した。彼等は先づ電気爐で白點のない試験片を作り、之を再溶解し水素ガスを 15 分間通し鑄造後急冷した。所全部白點を出した此の鑄塊の内外の温度差を調べた所 10°C 以内である事も分た。更に白點の生ずる温度を測定したる所大體 Houdremont 等の値と一致した Bardenhener 等は電解法に依り鋼材に水素を與へて白點を作る事に成功した。白點の Zone は最初表面に近く現はれたが時間を長くすると、段々中に入て行く、次に之を Aging させた所が、その時間と共に白點の Zone が段々消失して行くのが見られた。

鋼の凝固するに當ては水素は丁度他の不純物の如くに行動する冷却により、純金属が先づ凝固し、水素は Dendrite の間の部分に溶解して居る。もしも結晶粒界が多くガスを集めておくと結晶粒間龜裂となり、ガスが結晶粒の中に例へば Dendrite 間隙に捕へられて居るならば白點となる Esser 等は X 線法により白點表面を調べた所、その合金元素が多く集て居る事が分た。

Aging や焼鈍徐冷の事は前述した。適當の熱處理により大部分の水素ガスを追ひ出す事も出来る。然し鋼の不均一性が水素の逃散を妨げる。故に結局鋼内に水素ガスが入るのを防ぐのが、一番大切だと云ふ事になる。熔融状態の鋼の水素吸収量は常温に於けるもの、1,000 倍以上にもなるのであるから製鋼過程中水素の入り得べき原因を充分に検討する必要がある。次に製鋼作業に於ける白點防止條件を要約して述べる事とする。

1. Charge は濕氣と銹を避くべし、鹽基性電気爐では最後に加へる焼石灰は白點生成に一番關係が深い。故に焼石灰は充分に乾燥し、濕氣の入らない容器に入れて置くを要する Ferro-alloy も殊に精練末期に添加する如き場合は豫熱するを要す。
2. 壓搾空氣を用ふる如き場合は之の豫熱を要す。
3. 激しい Boiling の時間は 1h 位がよし。脱炭速度は 0.1%/h 以上、酸性平爐では 0.2~0.3%/h 位が過酸化の心配もなくよし、全脱炭量は 0.5% が極限である。更に英國では高温操業を推奨して居る。
4. 精練期は短きがよし、遅くなつてから添加物をなすは不可、低温出鋼が望ましい。
5. 水素を含む如き型塗料を避けよ、白點と型の形とは無關係なり。
6. 緩り注ぐべし、飛沫や泡を極力少くせよ。底注ぎがよし。
7. 600°C 位にて型から抜き取り、次に之を Soaking pit に入れ、鍛造温度まで一様に加熱せよ、もし直ぐに鍛造するのでないならば型から抜き取った後之を灰 slag wool、炭粉或は他の熱の絶縁材料で埋め、常温まで冷却せよ、然し冷却前の高温加工が有利なのは勿論である。
8. 鍛造後も上の如くにして徐冷せよ、殊に鋼が plastic でなくなる頃の温度範囲は注意深く徐冷するを要す。一完

(SMK)

9% Cr, 15% Mo 入り鑄鋼の性質と熱處理に就て (Riggan)

Fred B Metals & Alloys p615~p619 Nov. 1940) 精油装置に於て Cr 鋼は耐蝕耐熱性に富む爲多く用ひられてゐる。9% Cr, 1.5% Mo 入り鑄鋼は 18/3 不銹鋼と 5% Cr, 0.5% Mo 鋼の中間合金として發達した。第 1 表に示す鑄物は燒準した後熱間壓延せる後の結果である。

第 1 表 9% Cr, 1.5% Mo 鑄鋼の常溫性質

C	%				抗張力 lbs/in ²	降伏點 lbs/in ²	伸 び (in/2")	絞 り %	硬 度 ブリネル No.
	Mn	Cr	Mo						
0.147	0.55	9.80	1.50	94,000	65,000	27	60.6	202	
0.140	0.48	9.35	1.53	91,500	65,000	26.5	65.0	187	
0.145	0.60	9.15	1.56	87,500	59,000	30	62.0	187	
0.141	0.58	9.00	1.48	94,000	68,000	26	62.0	202	
0.129	0.60	8.95	1.45	92,000	62,400	25.5	54.0	187	
0.137	0.52	8.55	1.40	85,000	57,000	26	52.0	187	
0.122	0.75	9.15	1.55	89,000	57,200	26	54.5	179	
0.126	0.58	8.85	1.52	82,300	50,000	29.5	50.5	179	
0.108	0.75	9.15	1.55	88,000	60,050	26	55	179	
0.100	0.68	8.60	1.42	92,000	65,500	27	61	197	

(以下略ス)

耐蝕試験に於ては、普通炭素鋼 5% Cr, 0.5% Mo 鋼, 9% Cr, 1.5% Mo 鋼三者を用ひてなしたが、當然耐蝕性は Cr の含量と共に増加してゐる。又腐蝕液のイオン化傾向は濃度によつて異なり 0.05% 硫酸に對しては低 Cr 鋼は軟鋼よりも強いが 0.5% 硫酸ではこの反對となる。然し 9% Cr, 1.5% Mo 鋼の耐蝕性は最も優秀である。

即ち南カリフォルニア州の工場で 5% Cr, 1/2% Mo 鋼を 950°F の腐蝕性の個所に用ひた處、生命僅か 6 ヶ月であつたが 9% Cr,

第 2 表

I.	31A	31B	31C	31D
期 間(日)	7	15	11	25
温 度(°F)	785	610	575	555
侵入せる S(%)	1.5	0.38	0.55	0.4
油爐中 25h (s)	985	550	690	690
II. 重量の損失(g)	31A 及 31B	31C	31D	
Cast (8.55Cr, 1.4Mo)	0.73	0.11	1.52	
Cast (8.85Cr, 1.52Mo)	0.68	0.05	1.78	
Cast (0.05Cr, 0.52Mo)	3.08	1.10	5.56	
Cast carbon steel	18.57	2.21	8.93	
III. 腐蝕率 (mm/year)	31A 及 31B	31C	31D	
Cast (8.55Cr, 1.4Mo)	0.14	0.03	0.26	
Cast (8.85Cr, 1.52Mo)	0.13	0.03	0.30	
Cast (0.05Cr, 0.52Mo)	0.61	0.43	0.96	
Cast carbon steel	3.65	0.86	1.54	

(* の 表)

金 属	電 解 液 及 其 の 量	時 間	温 度	電 流 密 度	電 圧	腐 蝕 方 法
銅	正磷酸又はピロ磷酸 400~500 g/l	10~15 min	15~20°C	6~8 amp/am ²	1.5~1.8 v	電圧を下げ (0.5v) 電流密度も下げ約 1min 電解
α 眞鍮	正磷酸 430 g/l	"	"	13~15 "	1.9 "	0.8~1.2 amp/am ² 時間は數秒で足る。
α+β 眞鍮	正磷酸 530 "	"	"	11 "	1.9 "	1 amp/am ² 數秒
青銅	正磷酸 990 "			1~2 "		
Al	無水醋酸 785 cc	15 min	45~50°C	3~5 "	50~100 v	0.2~0.8 amp/am ²
	過鹽素酸 (d-1.480) 215 cc					
鐵及鋼	無水醋酸 765 cc	4~5 "	<30°C	4~6 "	約 50 v	普通の方法で行ふ
	過鹽素酸 (d-1.61) 185 cc					
	蒸溜水 50 cc					
錫	過鹽素酸 (d-1.61) 194 cc		20~30°C	9~15 "	25~40 v	過鹽素酸 50cc, 冰醋酸 130cc, 電圧 15 v
	無水醋酸 (98%) 806 cc					
Zn	水酸化ナトリウム 25%	15 min	室 温	16 "	2~6 v	電流密度 3~6, amp/am ² 時間 100~200 sec
Ni	硫酸 (45~62 Be)	10~15 sec	85~14°F	280~560 amp/ft ²	8~10 v	1~2 amp/am ² 數秒
Co	正磷酸 (d-1.35)				1.2 v	

1.5% Mo 鋼に置換した處 1,000h 使用の後腐蝕なく 6,000h 後にも變化は見られなかつた。之はこの鋼が丁度その性質に適合した條件に置かれたからと見られる。又ヴェネズエラ原油を處理せる帶鋼材 (第 2 表に示す) に就き試験を行った。

9% Cr, 1.5% Mo 鋼の組織は Mo と Cr とが γ ループを作るので δ 鐵の組織が廣く、普通鑄鋼よりも燒準、壓延した性質は良好で

第 3 表

C	Cr	Mo	抗張力	降伏點	伸 び	絞 り	Hb	組織
A	0.16	9.30	1.36	93,000	65,000	27	62.6	187 100×
B	0.10	8.90	1.78	82,000	53,000	31	73.0	175 100×

ある。第 3 表は、二種の同一に燒準し、壓延した鑄鋼の性質で、Mo の δ フェライト形成に關する影響を示す。(H. T.)

金屬の陽極研磨(Carl Schaefer, Plating and Finishing Metal Industry Vol. 38, No. 1, 1940) 顯微鏡試験片を研磨するには普通 Emery paper の如きものでこする方法が用ひられて居るが、此の方法は時間が長くかゝり、更に此の如き物理的研磨法に依ると、研磨面に薄くて、一見非晶質の如き金屬層が出来る。之はその金屬質とは明らかに異なるものである。殊に Al, Pb, Sn 或は之等の合金の如き軟金屬に此の傾向が著しい。

佛の P. A. Jacques は之等の困難を克服する爲に次の如き優秀なる方法を考へた。此の方法は先づ試料を Emery paper 0000 程度迄仕上げ、清洗し適當の電解液を用ひ、温度、電流密度を適當にし、試料を陽極として電解する。最初の面が粗ければ電解時間が長くかゝる。この如き電解研磨では結晶粒界は殆んど現はれないが之を更に電流密度を下げて同様にして電解すると、粒界が出て来る。電解研磨の後普通の腐蝕液を用ひても勿論差支ない。次表に Jacques 等により考へられた電解液及其の作業條件を記す。

(* の 表) (SMK)

鑄造物に生ずる白點 (Francis B. Foley, Metals and Alloys, Vol. 12, No. 4, 1940) 白點には最初から組織の不連続部として存在するものもあるが、別に引張り試験をしても、弾性限界までは該白點部の剝離が起らないものがある。つまり後者の白點は組織の不連続部として存在するのではないのである。次の表は此の種の白點を有するものと有せざるものとの試験成績を示す。

試験鋼	抗張力	弾性限界	伸 び %	断面收縮 %
白點なしの鋼棒	182	71.42	48.00	19.51
白點を有する "	152	40.08	47.90	11.59

兩者の弾性限界は殆んど同じである。抗張力は白點のあるものは

低くなつて居る。之はこの白點は組織の不連続部でないと考えれば説明出来る。次に $C\ 0.40\%$, $Mn\ 0.52\%$, $P\ 0.027\%$, $S\ 0.027\%$, $Si\ 0.12\%$, $Ni\ 2.99\%$, $Cr\ 0.14\%$ の鹽基性弧光式電気爐鋼を試験片にとり熱處理による白點の除去の試験成績を求めた。白點の面積は切断面の寫眞で planimeter により測定した。次表は之を示す。

熱處理	冷却	抗張力 kg/mm ²	比例限界 kg/mm ²	伸び %	断面收縮 %	白點
熱處理なし		59.27	36.16	3.75	14.25	64.1
760°C × 2h	水 徐	65.71	52.80	5.5	17.0	22.8
650°C × 2h						
820°C × 2h	水 徐	67.18	46.05	6.75	13.5	16.4
760°C × 2h						
650°C × 2h	徐 水 徐	71.66	54.47	11.5	24.2	7.7
870°C × 2h						
820°C × 2h						
760°C × 2h						
650°C × 2h						

白點面積の減少は抗張力等の向上と比例して居る。前述の如き最初からの不連続組織となつて居る白點は此の熱處理により消滅することは考へられない。最初から組織の不連続部として存在する白點は普通冷却割れと言はれる。抗張試験棒は弾性限界に達する前に切断してつぶ、此の割れは結晶粒界に沿うて起るもので、此の割れの生じて居るものは必ず結晶粒が粗大化して居るのが特徴である。

(SMK)

結晶偏折による鋼の纖維割れ (W. Eilender, R. Pribyl, Arch. Eisenhüttenw., 14 (1940/41), Nr. 1, S. 35) 纖維割れ (Schieferbruch) とは變形破壊した鋼の破面が並列せる龜裂面の爲に普通階段狀の層を呈する如きものを云ひ、個々の層は又其の縦方向に於て横龜裂面の爲に中斷されて居る事もある。纖維割れの原因は非金屬不純物、溶着せざりし気泡、パイプより成る分離層の爲や或は各種偏折による不均一組織の爲に金屬の脈絡が攪亂されるからである。各種偏折の中結晶偏折が纖維割れに對して最も廣汎且重大なる意義を有する。層狀結晶のある材料が荷重を受けた際其の變形方向に於ては各異た合金含量従て強さの異た層或は纖維が並ぶ故に、破壊時に纖維の縦方向に於てザクザクの浮彫模様の破面を呈する。之が結晶偏折-纖維割れと稱される。化學的物理的性質が同じであるチャージに於ても凝固速度によつて結晶偏折は異り、纖維割れを除く爲には鋼塊断面小さく、鑄造温度低く、鑄込速度小なる程よく、又不鎮靜凝固が宜しい。更に熔解過熱も纖維割れの傾向を除く爲には好ましいのであるが、之は融態及固態の鋼均一化と云ふ事によつて説明される。脱酸剤の影響に就ては爐中 $Fe-Mn$ を以て脱酸し出鋼又は取鋼中で $Fe-Si$ を以て鎮靜しても何等纖維割れの程度には變化がないが $Ca-Si$ 又は $Si-Mn$ を以て豫備及仕上げ脱酸を行ふと纖維割れが少くなる。Mc Quaid-Ehn 結晶粒に著しい影響を及ぼす所の Al 脱酸は破面に對しては一般的影響が認められない様である。合金元素の影響に就ては C が結晶偏折-纖維割れの主たる成因と見做される。即ち γ 固溶體中に C が不均一に分布して居て焼入に際し C 量の多い或は少い地帯より成るマルテンサイトが生成され、斯く不均一に合金したマルテンサイトの分解速度が相異なる事に歸因する。その他 P , Cr , Ni , Mo , O は何れも結晶偏折-纖維割れを多かれ少なかれ助成する。鋼の機械的、物理的及化學的性質は結晶偏折-纖維割れの生成によつて甚だしく變ぜられ、鋼の鋸で目立てがうまく行く事、齒が長持ちする事、並に鋸板を曲げる事の出来るのは實際上纖維のない鋼に於てのみ出来る事である。結晶偏折-纖維割れの傾向ある鋼は焼入に際し歪曲、龜裂を生じ易く、 $Cr-Ni$ 及 $Cr-Mo$ 調質鋼に於ける縦及横方向の強さの相異なる事、並に Cr

Mo 航空機構造用鋼の熔接龜裂は鋼の結晶偏折-纖維割れの傾向と關係がある。又 $Cr-Ni$ 調質鋼の結晶偏折-纖維割れは鹽酸溶液に對する鋼の溶解度を4倍も高める。(K. M.)

8) 非鐵金屬及合金

ベリリウムと國防 (Sawyer C. B. Dr. Metals and Alloys. p426~p428, Oct. 1940) 最近數多のラヂオ放送新聞記事等により、 Be は革命的重要な性質をもつ國防資材と呼ばれ Be 工業發達の爲米國大藏省では500萬弗を用意してゐると云ふことである。

$Ni-Be$ 市場向製品の熱處理による強さに就て1939年5月迄は何等發表なかつたが、筆者は鋼に比べて抗張力のすぐれてゐることを上申した。今日では、米國官憲も航空用資材として極めて重要であることを認めてゐる。

$Be-Cu$ 火花を發せぬ工具として、又加工性よく、鑄造に際して fluidity よく、電氣傳導度高く、航空機材としての實用性極めて有望である。

ドイツの特許、 $Be-Cu$, $Be-Ni$ 合金の成分熱處理等、少しもドイツ特許を顧慮する必要なく、米國特許も數種あり、電氣爐により C , Be 酸化物 Cu より直接 $Be-Cu$ 合金製造に成功してゐる。

展延性 Be この軽く脆い物質をして展延性を持たせることは極めて重要である Si も同様であるが、今日既に合金要素の添加により展延性は非常によくなつてきてゐる。

商業用、ベイス・メタルの中間合金、就中 $Be-Cu$ 合金が重要である。 Be 合金はその競争相手に比して50%強いが價格も50%高い。

鑛石の供給、需要以上の産出があり、確保されてゐるが、需要が一定でなく週期的であるといふ恐れがある。然し、追々探鑛者、投資家、議員連の注目を惹き他の輕金屬工業と共に發達するは申すまでもない。Dr. Zay Jeffries も同様の事を述べてゐる。(H. T.)

10) 工業經濟及政策

米國國防動員計畫に於ける鐵鋼問題に就て (Waterhouse B. G. Dr. Metals and Alloys. p406~p412, Oct. 1940) 鐵鋼生産 各製鐵所は今や緒についたばかりであるが、質量共に優秀なものが特に要求される。

銑鐵、今日問題となつてゐる屑鐵禁輸、屑鐵値上りと共に一層増産が必要である。能率は悪いがこの際、現在遊んでゐる40個の爐を活用することも考ふべきである。新爐の建設には18ヶ月要し、フックスは多量に産するもコークス用石炭の輸送に難點がある。増産の手近かな方法は、裝入物の吟味、優秀な操業による能率増進が第一であり、一爐一日5~25%の増産は極めて容易である。

鐵鋼鑄物類 高速生産計畫は矢張り必要である。最近の普通又は合金鐵鋼鑄物は驚くべき發達を遂げた。平爐と共に轉爐の活用が大切である。ボストン海軍研究所にて種々考究されてゐる。

展延材、鹽基性平爐の操業、精鍊法、取鋸、出鋸、鑄造等に就き最近數年の研究は大いに技術者の參考とならう。屑鐵法よりも銑鐵を主とする Duplex 法を用ふべきである。又ベッセマー法の活用により屑鐵を省き、時間の短縮、勞力節減等心がくべきである。

電氣爐及裝甲板。平爐で作れる裝甲板は更に能率よい電氣爐により作るべきである。

軍器用 Mn ブラジル、キューバ、黄金海岸の高品位鐵は需要を充分に満たす。然し精鍊法その他技術者の解決すべき問題は極めて多

検査。多量のものが検査で落されることは極めて不利である。適材適所主義で検査の際にも之を考慮されねばならぬ。

その他工具鋼、合金鋼添加金属、殊に W の問題がある、W はメキシコ、南米からで充分であり、目下英國は粘つて居り、吾々は猶數年先を見込して著實に研究を続けねばならない。

非鉄金属 銅及其の合金、彈藥筒用眞鍮として最大の需要がある。即ち、Cu 70%、Zn 30%不純物 0.05% 以下、口径 0.30"、0.50" 銃用彈藥莢、0.45" 自動ピストル用彈藥莢等小武器に用ひられるものが最も多い。前大戰の際にてもこの種彈藥の生産高は月産 40 億組に達した。只今政府の要求する動員計畫の細目は發表されないが、之を遙かに凌駕することは明かである。彈丸用鍍金金属としては Cu 90%、Zn 10%の合金を用ひる。次の表は 1,000 lbs. に就き要する統計である。

第 1 表

	口径	0.30			0.50			0.45		
		Cu	Zn		Cu	Zn		Cu	Zn	
彈藥莢		33.6	14.4		140	60		16.8	7.2	
		12.6	1.4		84.15	9.35		6.849	.761	
計		62.0			293.50			31.610		

前大戰の初期政府は無カドミウム亜鉛が軍器用に必要であるとした。コネチカットに娯集せる眞鍮業者は華盛頓からの要求に何時なりとも應じ得るに吝かではない。軍器用フェーズとしては次の

第 2 表

	Cu	Pb	Fe	Sb	Ni	Zn
公差	58.5~61.5	1.5~2.25	0~0.15	0~0.15	0~0.15	残り
標準	60	2	---	---	---	38

ものが要求されてゐる。

榴彈、榴霰彈の外帯として粉末の散らぬ、柔いのが必要である。

Ni 及其の合金、最近では特殊鋼用として Ni は極めて重要であるので非鉄金属用としては殆んど使用不能である。

鉛及其の合金、小銃彈丸として最重要である。0.30 小銃用彈丸は 111gr, Pb 90%、Sb 10% 榴霰彈用としても多く用ひる。現代戦

の情况より益榴霰彈或は爆彈用として重要であることは言を俟たぬ。

Al 及其の合金、航空機の機體、機關共に Al の重要かくべからざるは申す迄もない。ボーキサイト、クリオライト等鑛石資源の確保が問題である、又粉末は燒夷彈用、燐と混合して燒夷砲彈等にも使用される。その他水銀と共に爆聲爆彈の材料となる。Al 合金は極めて重要且用途は數限りもない。(H. T.)

近代機關車用銀及其の合金 (Van Sckel F. T. Metals & Alloys p620~p623. Nov. 1940) ギエネラル・エレクトリック會社製蒸氣電動機關車はエリー工場にて、最近ユニオン太平洋鐵道會社の爲に建造されたが、數多の新裝備を具へ、頗る注目値するメカニズムを持てゐる。然し、銀及銀合金が主要部分に使用されてゐることは耳新しいことであらう。その一例として、強力なヘッドライトの反射器がある。その他銀合金としては、數百の個所に使用される。熔接材としての銀合金は古くから知られたが、その發達は比較的新しく、低温熔解合金として抗張力延伸性に富む。銀鍍づけ用合金は多年電氣材料に用ひられたが、高温鍍づけの際に起る物理的性質の悪化を防ぐために、之がかはつて使はれる。鐵道用として極めて安全、且堅牢である。銅線の接合をはじめ不銹鋼、眞鍮、モネル・メタル等々、且この接目は、振動、熱、腐蝕に耐へる。又オイル・パイプにも使用される。又直流發電機には 15% Ag, 80% Cu 5% P, の Sil-Fos と云ふ低温熔解合金が用ひられてゐる。即ち銅線を接合し、ブラスシュ・ホルダーのリングに結合させてゐる。電動機のコイルも銀合金で鍍づけされてゐる。自動制御装置には Easy-flo と云ふ 50% Ag の合金が不銹鋼端子を抵抗線に接続せしめてゐる。制動装置にては電動機を發電機として列車を止めるのを助けるが、この水冷ブレーキ中にも銀合金で接合した處がある。機關、過熱器等の中の多數の銅管も銀鍍づけである。その他全機關車中、多數の銅管の接目は皆さうである。使用状態は極めて過激であるが、之等は皆立派に役立つ信用を博してゐる。又、見た目も仲間もさうである。(H. T.)