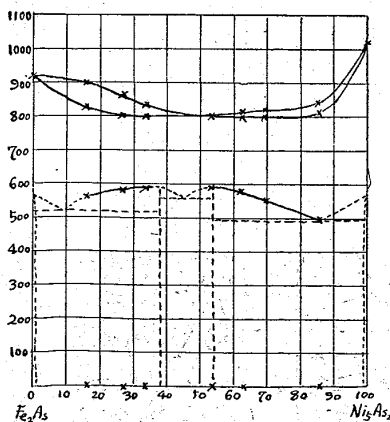


## 抄 録

## 1) 製鐵原料

ニッケル鑛石及び砒化ニッケル鍍の組成並に精鍊 (W. Guertler & W. Sav Isberg, Metal & Erz, March 1932 p. 84/91) ベルリン工業大學冶金協會報告、學位論文抄、Ni の如き需要及び重要な程度の次第に増加し來れる金屬にありては、其製法及び中間生成物の詳細なる知識を得ることは、當を得たることと信じ本研究を行つた、Ni の鑛石は硫化物として多く銅及び鐵と結合して産し、或は酸化物として珪ニッケル鍍が知られて居る、通常之等の鑛石を焼くと、鑛石中の Ni 含有割合が多くなる、Ni 鑛石は砒素を伴ひ、量は少量でも爾後の精鍊の妨げをする、精鍊の際、圓筒爐中に附着する砒素を含む鍍は精鍊場で嫌はれる、銅は硫黄と砒素とが同時に存在する場合には砒素に對しては親和力が弱い、銅が鑛石中に止りて其含有割合を増す際に砒素と Ni とが化合して鍍となる、しかし此方法で Ni の砒素化合物の精鍊を進める事は實際上困難である。

此中間生成物を精鍊する爲には先づ其組成を明かにすることが肝要である、本研究に於ては、Fe-Ni-S 及び Fe-Ni-As なる 3 元系内の多數の熔解を分析的及び組織學的に調査した、之等 3 元系は融體では只一つの相を作るのみである、固相に於ては種々の組織が現はれる、即ち金屬結晶もあり、種々の硫化物或は砒化物もありて部分的に相互間に固溶體を作つて居る、此固溶體の生成を明かにし、且つ Ni 及び Fe が如何なる關係に於て金屬相及び硫化物或は砒化物相に分布されて居るかを確めることが肝要である。Cu と Ni とを併せ含有する鑛石中の Cu の關係は本研究では取扱はない。

第 1 圖 Fe<sub>2</sub>As-Ni<sub>5</sub>As<sub>2</sub> 状態圖

研究方法及び硫化物或は砒化物相に分布されて居るかを確めることが肝要である。Cu と Ni とを併せ含有する鑛石中の Cu の關係は本研究では取扱はない。

研究方法としては、各成分の正確なる割合の熔解を作り、此顯微鏡試験片に對する適當なる腐蝕劑を求めて腐

第 1 表 焙燒成績

焙燒率	焙燒物			鑛石		Ni 增加率
	燒失 S %	燒失 Fe %	燒失 Ni %	Ni S	Ni Fe	
1.25	7.3	35	—	0.66	0.135	1.4
1.9	16	60	—	0.68	0.21	2.0
2.6	38	63	—	0.66	0.26	2.3
3.65	45	67	—	1.56	0.28	2.7
4.7	45	77	—	1.1	0.4	3.1
4.7	51.3	80	—	1.46	0.33	3.0
4.7	75	92	—	1.55	1.3	5.7
8.1	94.5	96.5	—	3.0	1.6	7.0
2.1	41.4	25	—	1.57	0.55	1.3
2.8	47.0	62	—	1.65	0.93	1.6
3.5	65	80	—	2.6	4.25	2.75
7.7	82	90	5	3.36	2.57	3.7
9.0	92	100	43.4			
16.3	97.5	100	75			

蝕檢鏡し、各試料の結晶を區別した、而して腐蝕させた金屬相、硫化物相、砒化物相にある Fe, Ni の量を出來るだけ正確に測つた、又凝固後の變態點測定には熱分析を用ひた、焙燒の際の平衡状態研究に於ては、鑛滓を作る熔劑を加へて熔解し、金屬含有割合の増如と焙燒時間との關係を求めた。

本研究で知り得たる結果を總括すると、

(1) Ni は Fe に比較して、As 及び S に對し一層大なる親和力を有する、しかし一度硫化或は砒化作用が起りたる後は、Fe が一層多量の S 或は As に作用する。

(2) Fe-Ni-S 系に於ては、1908 年 Bornemann 氏が確めたる 2 種の複硫化物、即ち  $2FeS \cdot Ni_3S_2$  及び  $2FeS \cdot Ni_2S$  が認められるが、之等のものは温度低下に従ひて分解して少量の Fe を含む游離 Ni と FeS 並に  $Ni_3S_2$  との共析體が生成される。

(3) Fe-Ni-As 系に於ては 3 組の準 2 元系平衡即ち、 $FeAs-Ni_5As_2$ 、 $Fe_2As_2-Ni_5As_2$ 、 $Fe_2As-Ni_5As_2$  を考ると初めの 2 組にありては、夫々兩側の化合物は共晶を作る、液第 3 番目の關係に於ては、相から凡ての配合割合を容れることの出來る只一つの固溶體が出來て後更に温度が低下すると、新しき結晶が 2 種現はれる、即ち  $2Fe_2As \cdot Ni_5As_2$  (Ni=35.9, Fe=27.4, As=36.7%) 及び  $4Fe_2As \cdot Ni_5As_2$  (Ni=24.6, Fe=37.6, As=37.8%)。之等は兩側の化合物と及び相互間に於て共析晶を作る。此状態圖は第 1 圖に示す。

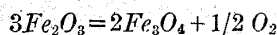
(4) Fe と Ni とを含む硫化物を焼くと、先づ Ni の

少き金屬相が焼失し、後硫化鐵、更に其後に硫化 Ni が焼失する。Ni-Fe-S 3 元系融體は只一つの相を有するのみで、金屬と鐵石とが分離せぬから、Ni と S との親和力に依り分離させやうとする種々の考へは適用出来ない、其故酸素との親和力を利用せねばならぬ、Ni 鐵石を部分的に焼き、其後其焙燒物を熔解すると Ni 含有割合が増加したるものが得られると同時に、鐵分を鐵滓化することが出来る、此焙燒進行状態を検し、Ni を多量に焼失鐵滓化させることなくして、含有割合を如何様に増加させることが出来るかを實驗した、第 1 組として、Ni=7, Fe=70, S=23% なる Ni 鐵石を使用した、分析に依りて焙燒硫化物に含まれて居る硫黄量及び含有酸素量を測定した、硫化物中の硫黄量と酸素量との和と硫化物中の硫黄量との比を焙燒率として記録した。第 2 組としては、Ni=16, Fe=61, S=23%。第 3 組としては、Ni=22, Fe=54, S=24% なる Ni 量の多い鐵石を以て實驗した、焙燒成績は第 1 表に示す、Ni 増加割合は實驗の初めを單位としたるもの、第 3 組の第 2 回及び第 3 回では熔解が得られなかつた。(下井)

**Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の分解に及ぼす SiO<sub>2</sub> の影響** (J. Kleffner u. E. J. Kohlmeyer, Metall u. Erz, 2. Maiheft, 1932) 1,600°C 以下に於ける Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の分解、Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> の熔融點並に SiO<sub>2</sub> の Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 分解に及ぼす影響について實驗を行つた。實驗結果を略述すれば次の如し。

純粹な Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は窒素中に於て約 1,150°C より分解を始め 1,275°C で或る一定値に達して此の状態が 1,585°C まで續いた。此の試料を分析したるに FeO:Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>=1:1 即ち磁鐵鐵にして磁氣的變化は 610°C に於て起つた。Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+2% SiO<sub>2</sub> は 1,360°C に於て既に著しい分解を起し鐵の珪酸鹽が作られた。SiO<sub>2</sub> 量の多いものも同様の現象を呈した。SiO<sub>2</sub> 10% を混合せる試料を空氣中で加熱したるに、窒素氣中の加熱の場合に認められる 1,275°C の變化が起らないで且つ 1,410°C で熔融した。此の温度では窒素氣中の試験に於ては焼結せられる程度である。Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> の状態は Greulich によれば空氣中では 1,385°C に於て達せられるが著者の實驗即ち窒素中では 1,275°C より始まる。そして認識し得る程度の Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>→Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> 分解は既に 1,150°C より始まつた。

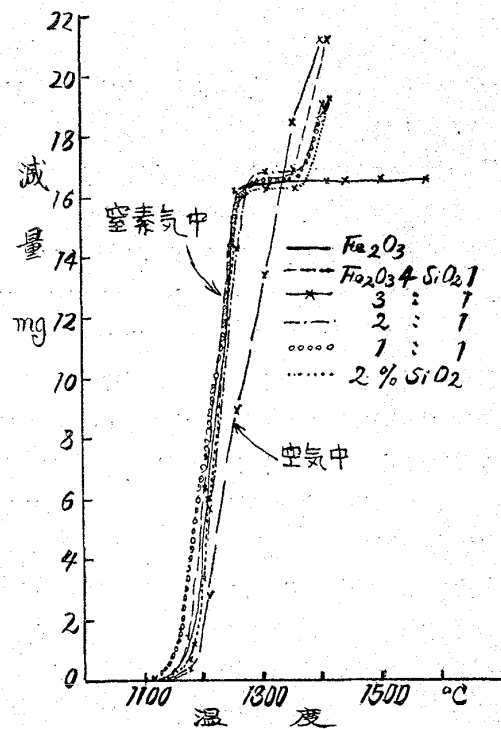
實驗中の重量の變化より考へると 1,600°C 以下に於ける分解は次式によるものと決定することが出来る。



又分解の進行状況より考へると Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> と Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> の間には中間化合物が無く兩者は固溶體として存在するものである。分解は Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> まで連続的に行はれ、又 SiO<sub>2</sub> は

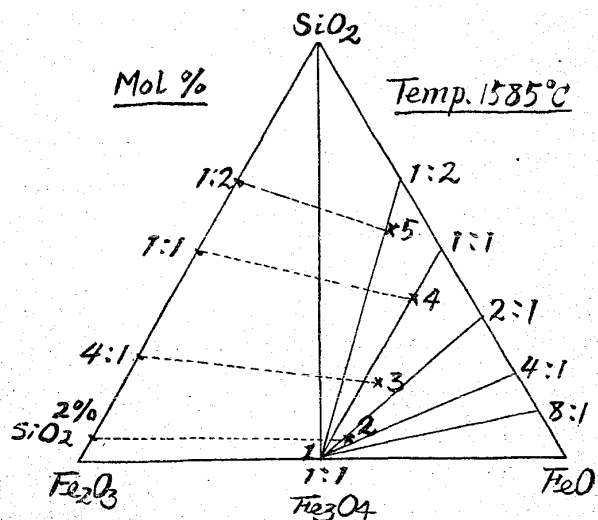
空氣中に於ける分解の停止點及び窒素中に於る分解の開始點には影響を與へること無し。しかし SiO<sub>2</sub> は Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の分解に對して 2 つの點で影響を與へる。(1) Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は SiO<sub>2</sub> と固溶體又は化合物を作り、其の結果分解作用を緩慢ならしめる。(2) 鐵の珪酸鹽を作り之が分解を妨げる。Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> と SiO<sub>2</sub> とは反應せず、1,275°C に於て存在する Fe<sub>3</sub>O<sub>4</sub> が SiO<sub>2</sub> と作用して鐵珪酸鹽を作り之が 1,375°C で分解する。(第 1 圖参照)

第 1 圖



次に 1,585°C に窒素氣中で加熱した試料の計算的分析値を示せば第 1 表及び第 2 圖の如し。

第 2 圖



第 1 表

試料番号	1	2	3	4	5
原試料の成分	$Fe_2O_3$ 100%	98%	4モ-ル $SiO_2$ 1モ-ル	1モ-ル 1モ-ル	1モ-ル 2モ-ル
1,585°C に於ける成分(%)	$FeO$ 48.8 $Fe_2O_3$ 51.3 $SiO_2$ —	54.8 41.5 3.6	53.8 27.5 18.7	51.0 16.4 32.6	38.6 11.4 50.0

分解は  $Fe_3O_4$  以上の程度に進み、 $SiO_2$  を含有せざる試料のみは變化しなかつた。試料 1 乃至 4 までは凡て熔融し、試料 5 のみは熔融せず甚だしい焼結の程度であつた。

$Fe_3O_4$  の熔融點について見るに 1,570°C では著しく焼結したが熔融點に達しなかつた。Rh 線捲電氣爐で窒素を通じながら加熱並に冷却曲線を探つて  $Fe_3O_4$  の熔融點は 1,580°C であることが分つた。此の値は Sosman の測定値に一致し今日までに決定せられたる最低値である。

本報告には多くの文献、その抄録、著者の實驗方法等の記載あるも之を省略した。(F. K.)

## 2) 耐火材、燃料及驗熱

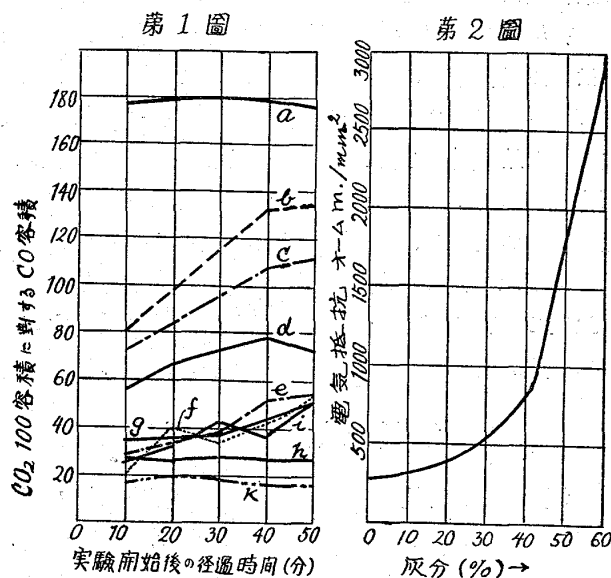
骸炭の反應性、黒鉛化並に電氣傳導度の關係 (H. Koppers u. A. Jenkner, Archiv Eisenhüttenw. Mai. 1932, S. 543) 此の報告は電氣傳導度による黒鉛化程度の測定、反應的の比較及び骸炭製造溫度、骸炭中の灰分等が電氣傳導度に及ぼす影響に就いて行つた實驗結果である。骸炭の反應性は有孔率、細胞組織のみならず骸炭質の組織に影響される事が一般に認められて居り、又 P. Ramdohr によれば骸炭は多少黒鉛化して居るもので其の程度は電氣傳導度によつて測定することが出来る。著者は諸種の骸炭を粉にして電氣傳導その他の性質を測定した。粉は多くの場合 4,900~10,000 メッシュ/cm<sup>2</sup> の大きさのものを使用した。第 1 表は原料、製法の異なる骸炭に就いて行つた實驗結果である。電極用骸炭 h, k は電

第 1 表

骸炭	灰分 (%)	比重	有孔率 (%)	電氣抵抗 ohm.m/mm <sup>2</sup>	原料及び製造法
a	2.80	1.35	50.0	6,900	木炭を 800° で加熱
b	12.30	1.80	47.0	880	ガス用炭 (揮發分 35%)
c	6.50	1.85	52.0	830	ガス用炭 (揮發分 27%) 70% フェット炭
d	8.00	2.03	53.0	435	ガス用炭 (揮發分 20%) 30% フェット炭
e	12.53	1.97	51.9	345	フェット炭
f	7.20	2.02	56.0	302	フェット炭 (揮發分 22%)
g	7.05	2.02	52.0	294	" ( " 20%)
h	0.70	2.04	24.6	246	石油及び石炭ピッチ
i	0.80	1.97	54.0	253	フェット炭
k	0.30	2.03	24.7	225	石油及び石炭ピッチ

氣抵抗最も低く、225 及び 246 ohm.m/mm<sup>2</sup>, i は 253 ohm である。鑄物用骸炭として使用せられる e, f 及び g も傳導度は相等良好である。電極用骸炭を偏光々線にて檢するに黒鉛化程度が著しく進んで居る事が解る。b, c 兩骸炭は電氣抵抗大にして檢鏡すれば黒鉛化の程度は殆んど認められない状態である。此の如く黒鉛化程度の大なるに従つて電氣傳導度は良好となる。

次に 0.5~1.0 mm の大きさの骸炭に就て、950°C で反應性を測定した。其の結果は第 1 圖に示す如く、反應性



と電氣傳導度即ち黒鉛化程度との間には密接な關係のあることが明らかである。木炭及び瓦斯用炭より作つた骸炭、即ち電氣抵抗大にして黒鉛化の少きものは反應性大となり、電極用骸炭の如く黒鉛化程度の大なるものは反應性は小さい。反應性は骸炭表面の状態、有孔率、組織等に支配せられることは一般に認められてゐるが著者の實驗によれば電氣傳導度即ち黒鉛化程度が最も大なる影響を與へるものである。

骸炭中の灰分が増加すれば反應性は一般に降下する。勿論是れは灰分の主成分が  $SiO_2$ ,  $Al_2O_3$  等の場合にして、若し Fe 分を増加すれば反應性も大となる。灰分の量と電氣抵抗の關係は第 2 圖に示す如く、灰分 10% 以下に於ては電氣抵抗に殆んど關係なく、20% 以下に於ては灰分の増加に反比例して電氣傳導度が減少するのを認むることが出来る。Fe は石炭中に硫化物として含有せられて居るものであるが、石炭中に硫化物が 5% 以下存在する程度では骸炭の電氣傳導度に著しい影響を及ぼす様な心配は

ない。

骸炭の製造温度と黒鉛化程度、反応性との関係についても実験を行つた。第2表は製造温度と電気抵抗との關係を示したものである。

第 2 表

製造温度 °C	電気抵抗 ohm.m/mm <sup>2</sup>	製造温度 °C	電気抵抗 ohm.m/mm <sup>2</sup>
400	5.45 × 10 <sup>7</sup>	800	2,360
500	2.48 × 10 <sup>6</sup>	950	404
700	1.13 × 10 <sup>4</sup>	1,250	304

原料炭は不導體と見做すべきものである。そして 400°C と 500°C の間に於て電気抵抗に著しい變化の起つた事は、黒鉛化作用の始まつた事を示すものである。そして 700~800°C までは著しい變化あるも、是以上の温度になると餘り變化しない。然るに黒鉛化現象が反應性に影響を與へるのは 800°C 以上である。即ち此の温度より黒鉛結晶が成長し、その結果反應性を低下するのである。950°C 以上に於て一層反應性の減退するは黒鉛結晶が新に生成せられる結果ではなく、結晶の成長に基因するものである。

(F. K.)

### 3) 銑鐵及鐵合金の製造

最近の高爐建築 (W. R. Brown, Engineering May 6, 1932 p. 557/9, Iron Coal Trad. Rev. May 6, p. 741/7) 英國鐵鋼協會大會發表、全然新しき高爐設備の出來る事は珍しいが最近それに該當するものが2ある、本文では兩者を比較した、其一つはフォード自動車會社の Dagenham 工場のも、他は南阿鐵鋼組合の Pretoria 工場のものである、D の爐は自動車工場の補助設備として作られ、主として鑄鐵原料を作る目的、P の爐は其時々々の需要に應じ種々の銑鐵を作り鐵鋼製造工場の一部として作られたものである、P では原料を陸路に依り、D では水運に依り供給する、D では設備の接近せる事が重要な條件で最小限の場所に配置し運搬に少しの無駄も厳しく禁ずる如くした、P では工業が未だ初期の所のものとして餘裕のある設計を行ひ比較的廣い場所を占めて居る。

基礎工事は D 爐はテムス河岸で 40~50 呎の地下にある礫層を支床とする必要上、14 吋角の鐵筋混凝土杭を約 7,000 本使用して居る、P にありては、地盤が平方呎當り 2~8t を支持するから何等杭を使用して居らない。

爐の容量は出量要求の許す限りの最大のものが經濟的であるといふ原則は、プレトリアの如き運搬の爲に設備費の高くなる場合に於ては反つて機械設備の經濟關係上許容し得る最小容量を考へるのか安全である、此點に

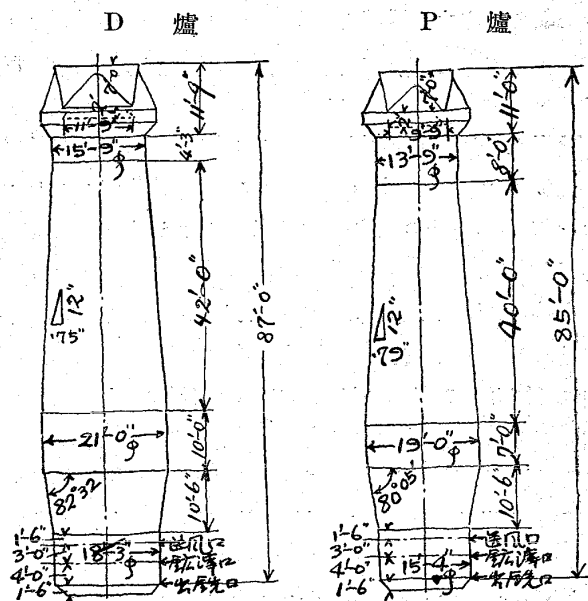
於ては出銑量毎日 350~500t が限度であるであらうが、装入量で表はさねば不適當の場合もある、装入量で申すならば毎日 1,000t が限度であらう、此場合貧鐵であると 200t の出銑量にしか上らぬかも知れぬ。D 及び P 兩高爐共毎日の出銑量は 500t 宛の計劃であるが、初めは 350t 附近であらう。

電壓を直流で 230~250 ボルトに限る事は安全の立場から米國技術家達の一致したる意見である。

D にありては貯藏所として約 195 呎×700 呎の場所に鑛石及び石灰石を 10 萬 t、石炭を 3 萬 3,000 t 置く事が出来る、P にありては石炭は直接骸炭爐へ、鑛石及び石灰石は碎鑛機へ卸下する、後者は海路運搬の不規則といふ顧慮を要しないからである。

爐寸法は第 1 圖に示す、羽口の數は兩爐共 10 ケである、兩爐煉瓦捲きは凡て 9 吋及び 13½ 吋を以つて行つ

第 1 圖 爐 寸 法



て居る、爐床及び朝顔部はアルミナの量の多い煉瓦を使用して居る、爐胴部の裏付けは装入物に依る摩損及び瓦斯の吸收防止に對し、特に煉瓦の粒子組織に注意を拂つてある。

鑄込場所の圍ひの程度は氣候に關係があるが P では、只粗末な圍ひがあるだけで、D では硝子張りの圍ひがあるが、米國でよく見る如く安全なる密閉は行つて居ない。兩爐共装入に乾燥骸炭を使用することになつて居る、之に依ると、濕氣のなき爲に秤量も直接出来る。

熱風爐上部は 6 角型の蓄熱室用煉瓦に 8 吋の孔を有し、中部は 3½" 徑の孔 7 ケを有するもの、下部は 1¾" 孔 19 個を有するものを以て積み、平均傳熱面積は毎立方呎當り 9.75 平方呎、自由通路は毎平方呎當り 0.445 平

方呎、傳熱面積毎平方呎當りの煉瓦體積は 0.06 立方呎、格子積み毎立方呎當りの煉瓦體積は 0.555 立方呎である、3 基宛を備へ 1 基當りの傳熱面積は 14 萬平方呎、D のものは高さ 100 呎、直徑 20 呎、P のものは高さ 105 呎、直徑 21 呎である。

瓦斯取出し管は 4 本宛ありて、装入床面よりも著しく高く突き出て居り、其上端から下向きの管が接続して居る、兩爐共除塵器の粉塵は水と混じ、以て空中に飛散するのを防ぐ、P では除塵器から出たる瓦斯は 2 段式の電気沈澱装置を通過して淨化され、毎立方呎 0.07 グレイン以下の粉塵含有量のものとなり且つ水蒸気のないものとなる。D に於ては濕式清淨装置で毎立方呎 0.01 グレイン以下とすることが出来て、毎分 3 萬立方呎の容量である、其後濕氣分離装置に導く。空氣と混じて爆發せぬ様細心の注意が拂つてある。

D には焙燒設備がある、ドワイトロイド式で格子面積は 51 呎×72 呎、毎日約 750t の出量である。鑛滓用取瓶は、D のは 330 立方呎のものであるが、P のは狹軌道の關係等よりして 200 立方呎のものである。

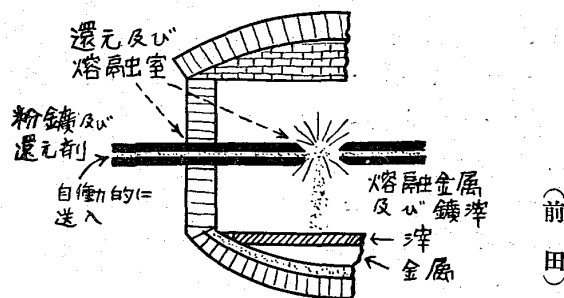
兩工場共銑鐵鑄造機を備へて居る、之は砂床の必要がなく、銑鐵は膚の美しきものが出来て且つ手数を省き得る、D のものは毎分 2t 宛鑄込可能である。

(下井)

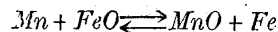
#### 4) 鋼及び鍊鐵の製造

中空電極を有する電弧爐に依る直接製鋼(T. H. Nelson: Iron Age, 129, May 12, 1932, 1,066) 水平に置かれた 2 本の電極を中空とし、此の電極の兩端より機械的方法で粉鐵鑛と還元劑の混合物を移送し、弧光部に至る迄に還元し、弧光に依つて熔融落下して比較的高品位の炭素鋼又は合金鋼の製造を行ふ方法である。S. T. Wiles 氏の考案に成り、Buffalo Electric Corp. が特許權を所有する。爐内には多量の Co を含む高熱瓦斯を生ずる故、容易に利用し得る如くされてある。過剰に非る炭素量を以て充分である。0.036% C の如き低炭素鋼より、クロム並にニッケル鑛を併用し不銑鐵の如きも製し得る。熔鋼は脱酸處理を要せずと言ふ。製品の分析は次表の如く、爐の概要は圖の如くである。

	不銑鋼		Cr 鋼		Cr-Ni 耐鑄鋼	
C	0.064	0.084	0.503	0.376	0.063	0.072
Si	0.08	0.12	0.02	0.17	0.12	0.14
Mn	0.10	0.10	0.07	0.12	0.10	0.09
S	0.020	0.023	0.024	0.032	0.028	0.031
P	0.021	0.026	0.029	0.014	0.036	0.029
Cr	12.14	19.46	12.36	17.61	17.96	18.21
Ni	—	—	—	—	8.21	8.38



平爐製鋼に於けるマンガンの平衡及其の實地應用 (E. Maurer and W. Bischof, Archiv für das Eisenhüttenwesen, May 1932 p. 549) 鋼の製造に於て鋼滓の化學成分は鋼の品質に重要な關係を持つことは屢認められた事柄である。故に熔鋼法の目的は適當な鋼滓の成分を如何に定めるかと云ふ事に在るとも云ひ得る。著者等は實地操業の多くの成績を整理して約 1,600° に於ける



の反應に對するマンガンの平衡常數

$$K_{Mn} = \frac{Mn \cdot (FeO)}{(MnO)}$$

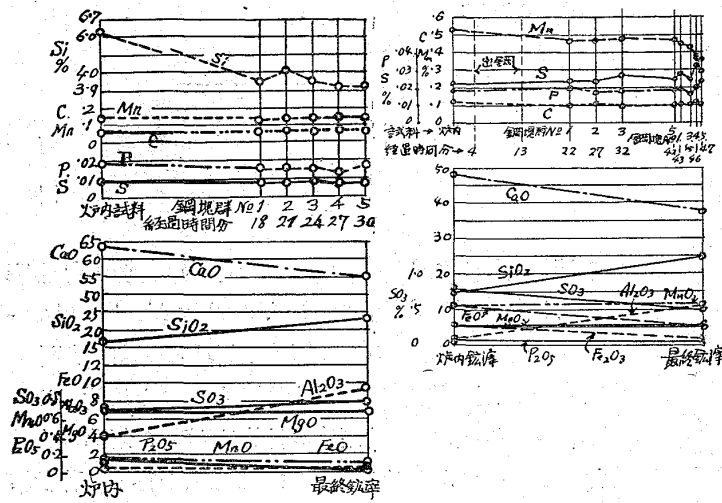
を酸性及鹽基性平爐鋼滓の CaO 及 SiO<sub>2</sub> 及び其の他種々の成分に關係して定めた。同様に又純粹の酸化滓の存在に於てマンガンの平衡常數が溫度により如何に變るかを研究した。

更にマンガンの装入量、鋼滓量及鋼滓の成分に關聯して鋼中に入るマンガンの量を研究して、理論と實際との一致を示した。最後に製出鋼の赤熱脆性試験結果、壓延中の損失及機械的性質に就いて平衡研究の實地應用を説明し、新しい關係を示した。(室井)

鋼及び鑛滓成分變化 (N. J. Wark, Arch. Eisenhüttenwes. April 1932 p. 503/10) 獨逸鐵冶金協會製鋼部會第 225 報告、製鋼爐内の熔鋼から鋼塊に鑄込む迄の經過中に於て、鋼及び鑛滓は成分か如何に變化するか。此數字的記録として今日迄に發表された文献は殆んど無い、1929 年 Herty 氏が Stahl u. Eisen に C=40~44 鋼塊の變化を只一つ發表して居る、其れに依れば、Mn は初め 53% から 41% に下り、後僅かに上り、鑄込終りに於て、0.26% に下つて居る、P は初め急に多くなり終りに豫想外に低くなつて居る。

出鋼時に鋼と鑛滓とを分離させる程度が完全であればある程、鋼中へ鑛滓が混じて鋼が不純となることを一層よく防止し、且つ化學成分に依る反應を阻止するのに一層有效である、鑄込の際の鋼の變化は、取瓶中の鑛滓の量、鹽基性、流動性に關係するのみならず、尙鑛滓中の還元性酸化物の量並に鋼浴中の酸素保有物の反應性にも依る、鋼と鑛滓との相互作用を防止するには鑛滓量を出來

第1圖 電爐鋼及鑄滓變化例 第2圖 平爐鋼及鑄滓變化例



るだけ少量に保持するとよい、尙流動性の低き、従つて反応性の不活潑なる鑄滓であるのがよい。

電氣爐が平爐よりも此の要求に對しては寧ろ適當である、電氣爐鑄滓は金屬酸化物を殆ど含まない、其故、取瓶に移し、鑄込を行ふ時の鋼と鑄滓との間の反應は憂ふるに足らぬ、H.つ取瓶へ移す際に鋼と鑄滓とを分離させるのが容易で確實に行ひ得る。

本試験はエロー電氣爐と平爐とで行つた、前者は、容量15t、後者は65t及び17t、無珪素鋼、高珪素鋼、低珪素鋼、Cr鋼、SiMn鋼の各鋼種に就き行つた、試料採取は爐内では、鋼と鑄滓とにつき行つた、鑄込の際は、底注の場合は各群宛の鑄込終了毎に鋼試料を取り、頭注の場合は、各鋼塊鑄込後毎に鋼試料を取つた、鑄込終了後の取瓶から鑄滓試料を取つた。

結果を總括すれば、無珪素の軟鋼塊にありては、鑄込の終りに於て、Mn量が減じ、P及びSは増す。含珪鋼にありては、鑄込の終りに近づくに従ひ、Mnは増し、Siは減少する。鑄滓の量及び流動性が大である程、終りに近き鋼塊の含燐量は増す、Sは全く變化せぬ、例外的に増すことがあつても無珪素鋼の場合よりも、著しく少量である。

爐内の鑄滓に比し、取瓶内の鑄滓は、珪酸量及び礬土量が著しく増し、酸化カルシウムは減少する。取瓶上面の鑄滓は熱の放散が大であるから、下部の熔鋼に接する高熱のものに比し反應の影響一層僅少である。珪酸量の増加に伴ひ、取瓶内の鑄滓中の還元性酸化物が次第に除かれる。

(下井)

5) 鑄造作業

鑄鐵の窒化試験 (J. E. Hurst. Fou. Tra. Jou. May

5, 1932 p. 279) 本文は窒素硬化に適するアルミニウムクロム鑄鐵に就いて其の達し得べき硬度及び機械的諸性質を述べたものである。

試験方法にはピストンリング材料に對する英國標準規格を採用し、遠心鑄造及び砂型鑄造に依る2種の圓筒形の試料を旋盤で外徑4.75", 内徑4.0", 長さ10"に仕上げ、鑄造の儘、焼鈍、焼入、窒化の場合に付いてそれぞれ試験を行つた。また硬度の測定には荷重を30kgにせるファース(Firth)硬度計を用ひた。

此種の鑄鐵は空中硬化の現象を伴ふから焼入の場合には始め950°Cに焼鈍して緩冷したものを荒削りし其後850~875°Cより油中焼入れを行ひ次で600~650°Cに焼鈍してから仕上旋削を行つた。又窒化方法は試料を無水アンモニア瓦斯中にて80~90時間加熱した。

第1表及第2表は其試験結果である。又第3表は兩表に於ける試料A及Bの化學成分を示し、之等の表より次の事が知られる。(イ)遠心鑄物でも砂型鑄物でもアルミニウムクロム鑄鐵は灰銑鑄物の遠心鑄造に比して非常に強度が高い。(後者は彈性係數16~17×10<sup>6</sup>lb/□", 抗張力18~22T/□", 破斷係數29~32T/□"が普通である)(ロ)遠心鑄物は砂型鑄物に比して抗張力、彈性係數

第1表 遠心鑄物

試料	状態	彈性係數 ×10 <sup>6</sup> lb/□"	抗張力 T/□"	破斷係數 T/□"	永久變形 %	ファース硬度
A	鑄造の儘	22.5	24.5	39.2	2.56	418
B	鑄造の儘	22.5	25.9	41.5	N. D	418
A	焼鈍	22.5	31.5	50.4	2.78	302
B	焼鈍	23.7	29.8	47.8	N. D	302
A	焼入	23.0	29.5	47.2	4.75	302
B	焼入	22.7	31.4	50.4	N. D	364
A	窒化	24.8	28.9	46.3	N. D	962
B	窒化	23.5	24.8	47.8	N. D	9.2

第2表 砂型鑄物

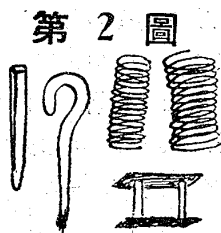
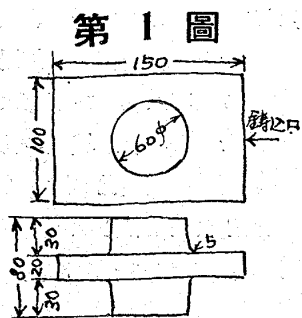
試料	状態	彈性係數 ×10 <sup>6</sup> lb/□"	抗張力 T/□"	破斷係數 T/□"	永久變形 %	ファース硬度
A	鑄造の儘	19.5	19.8	31.6	6.1	340
B	鑄造の儘	19.4	22.9	36.7	N. D	340
A	焼鈍	19.7	25.8	41.3	9.7	269
B	焼鈍	19.7	N. D	—	N. D	262
A	焼入	19.2	23.6	45.7	N. D	300
B	焼入	18.2	N. D	—	N. D	241
A	窒化	20.1	N. D	—	N. D	894
B	窒化	20.3	23.9	38.3	N. D	904

第3表

試料	炭素	珪素	滿俺	硫黄	磷	クロム	アルミニウム
A	2.61	2.58	0.61	0.07	0.096	1.69	1.43
B	2.65	2.44	0.60	0.075	0.093	1.58	1.37

及び硬度が高く、而して永久變形が少い。(ハ) 遠心鑄物でも砂型鑄物でも焼鈍すれば硬度が降り、抗張力、永久變形が増加するが弾性係数は殆んど變化しない。(ニ) 此種の鑄鐵は焼入後焼戻したものは焼鈍したものに近い強度及び硬度を有す。(ホ) 窒化を行へば表面硬化を伴ひ、遠心鑄物ではファース硬度 982, 壓込の深さ 0.018" と成る。(ヘ) 此場合の硬度は遠心鑄物の方が砂型鑄物より大きい。(南波)

**鑄ぐるみの冷し金研究** (E. Lanzendorfer, Giess. May 13, 1932 p. 181/6) 冷し金の效用の一つとして、巢の出来るのを防ぐのは、鑄型へ注ぎ込む熔鋼から熱を奪ひ、其熔鋼をして冷し金の所に早く凝固させる爲である。著者は先づ第 1 圖の如き形の鑄物に對する巢の生成が第 2 圖の如き冷し金を使用して如何に防ぎ得るかを研究した、冷し金の此場合の重量は 30.9~92.4g である。



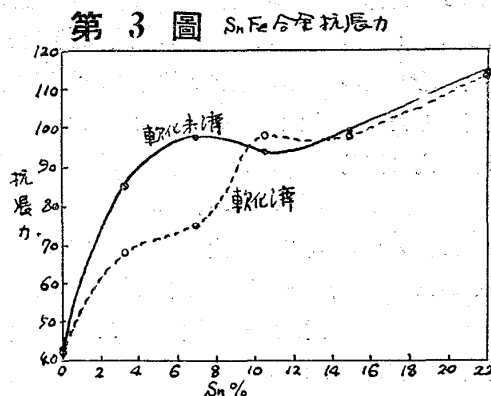
次に熔着の程度を検する爲に高さは凡て 80mm で、断面が 15×15 から 100×100 に變化する 12 種の試料を鑄造した、此重量は 140~6,333g である、其夫々の中央に

第 1 表 鑄込温度と冷し金熔着並に冷し金附加割合

寸法 mm	鑄込 温度 °C	釘 釘+鋼 %	釘計算 過 度 最高値	肉眼成績	檢鏡成績
1 15×15×80	1,700	22.86	1,311	釘限界明瞭	全然不具合
	1,620		1,250		
	1,550		1,196		
2 20×20×80	1,700	13.39	1,472	同 上	Sn 合金圍繞 25%
	1,620		1,403		
	1,550		1,342		
3 25×25×80	1,700	8.53	1,555	同 上	60% Sn 合金圍繞
	1,620		1,482		
	1,550		1,418		
4 30×30×80	1,700	5.99	1,598	氣泡少量	80% 熔着
	1,620		1,523		
	1,550		1,457		
5 35×35×80	1,700	4.51	1,623	同 上	90
	1,620		1,547		
	1,550		1,480		
6 40×40×80	1,700	3.24	1,645	良 氣泡少量	95
	1,620		1,567		
	1,550		1,500		
7 50×50×80	1,700	2.04	1,665	巢少 優	100
	1,620		1,587		
	1,550		1,518		
8 60×60×80	1,700	1.45	1,675	良、熔着、巢	100
	1,620		1,596		
	1,550		1,528		

冷し金 8×8×80×32g のものを鑄ぐるんだ、鑄込温度は凡て 1,600°C である、冷し金の計算に依る温度上昇は、最高點は 1,34~1,592°C である、冷し金の重量割合は、22.86~0.51% である、此比率の大なるものは熔着不十分で、比率の小なるものは巢が残つて居る、比率 2% のものが兩缺點を表さなかつた。

次に錫鍍金の爲に或は酸化物の爲に氣泡が出来る程度を研究した、錫鍍金せぬものは、鑄型の濕氣の爲の酸化に依ると思はれるが氣泡が多くなる、又加熱して酸化鐵の表皮の出来て居るものも同様である、錫鍍金を通常よりも殊更に厚く行つたものは、凡て瓦斯發生が増した、通常の錫鍍金のものも最も成績がよかつた、而して其各工場で製作して居るものを調査すると、鉛の量が 50% 以上にも上る、鉛は 1,540°C で氣化するから鉛を増すと氣泡を増す、錫は鐵と合金を作るが其の合金の性質を調査すると第 3 圖の如き成績を示した。之は

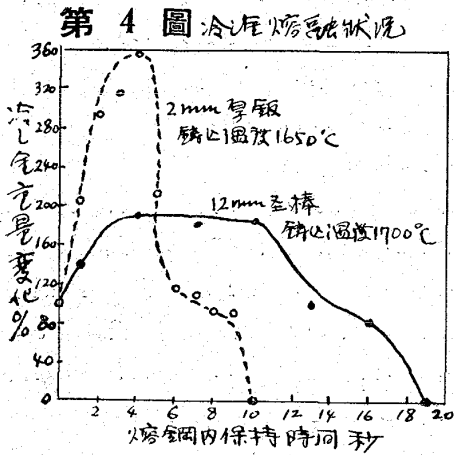


硬いものはブリネル硬度から換算したのであるが、Sn=6.85% を含む試料は旋削出来ぬ程硬い、錫を含まぬ時は軟化せぬものが延伸率 16%、軟化して 27% を示したに對して、Sn=3.22% の軟化せるものでは 0.5% に減じた、即ち大層脆くなる、其故錫鍍金は出来るだけ薄いの品物に悪影響を及ぼさぬ。

鑄込温度も亦大いに關係がある。1,700°, 1,620°, 1,550°, なる 3 種宛を、高さ 80mm, 断面 15×15~60×60 の 8 種に就き、冷し金の割合 22.86~1.45% に對して行つた試験の結果に依れば、同じ條件で鑄込む場合鑄込温度の高いのが熔着が一層良好であるが、巢の出来る程度は一層大となる、大體 2~5% の冷し金の比率の所で良好な成績が表はれて居るが詳細は第 1 表の如くである。

次に冷し金の形状と其の影響とを調査し

た、50×2×100なる鉄と12mm径×100mm長さの棒状のものを熔鋼中へ浸けて、時間の経過に従ひ其の熔け具合を測定したるに、第4圖の如き線圖を得た、初め浸けて間もない時は、熔鋼が接着凝固する、後再び熔け初める。鉄状とそれと同じ厚さの角棒と同径の丸棒とを1,700°Cで熔ける有様を見るに1:0.5:0.39なる時間の割合で熔けた。



次に冷し金の鍍金の具合で抗張力に如何に影響するかを調査した、使用したるケレンは40×30×1.5mm、之を牽引方向に直角に置いた、鍍金はSn=100%のもの、Sn=50%とPb=5%のもの、Pb=100%のものなる3種とした、ケレンの材質は軟質のものは36.6kg/mm<sup>2</sup>、硬質のものは52.1kg/mm<sup>2</sup>なる2種、鑄込温度は1,680°Cと1,560°Cとの2種、之等を軟化して、及び軟化せずして試験した、即ち上記組合せに依り24種を検した、成績を概括すると延伸率は、Fb=100%のが13.5%、Pb=50%とSn=50%のが12.75%、Sn=100%のが13.75%、ケレン軟質のものが11%、硬質のものが15.67%、高温鑄造のものが18.04%、低温鑄造のものが8.63%、未軟化のものが10.33%、軟化済のものが16.33%であつた。

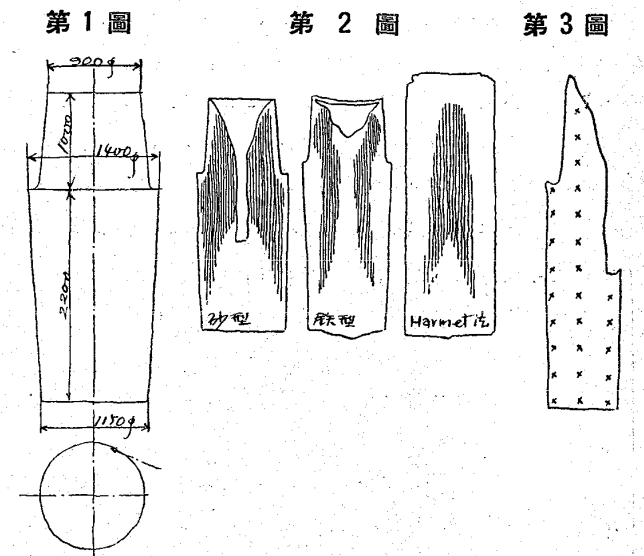
次に鑄込の際の内力の分布を調査した、径10mm及び15mmなる2種の冷し金長さ300mmのものを、共に径30mmとなる如く軟鑄鋼で鑄ぐるみとし、軟化せぬものとしたものとを、径2mm宛減少させる如く旋削して長さの變化を測定した、軟化済のものは、内力の影響が表はれぬ、冷し金の径15mmのものは、龜裂を生じた、10mm径の未軟化のものは30mm径の時279.35mmであつたのが、22mm径迄旋削したる時は279.50mmを示した、10mm径に旋削したる時再び279.35mmを示した、之に依り軟化すると消失するが鑄込のままでは斯かる程度の内力が存在して居ることが明瞭である。(下井)

砂型鑄造鋼塊の偏析研究 (A. Kriz, Iron Coal Trad. Rev. May 6, 1932, p. 747/9) 英國鐵鋼協會大會發表、チエコスロバキア國スコダ工場で行つた實驗である、外側水冷に依る Harmet 法及び通常の鐵型鑄造法

と比較する爲高温砂型に鑄込を行つた、寸法大きは第1圖に示す、外周接線方向に底注を行つた、砂型は680~700°Cで瓦斯乾燥を行ひ、頂部は約450°Cで乾燥を行つた、乾燥終了から鑄込開始迄は3hを経過した、其間に型の下部は約400°Cに冷却した、此温度は經驗上の大體の見當である。

鋼塊原料は瑞典鉄、英國鉄及びCrNi鋼屑である、熔解し終りてから出鋼迄の時間は8hである、鋼塊鑄込時間は19分45秒、重量28,100kg、鑄込完了後鋼塊頂部は木炭と鑄砂とを以て蔽ひ、123hを経て鋼塊表面約700°Cとなるに及んで加熱爐へ入れて、800~820°Cで約8h保持後爐中冷却、227hで約100°Cとなつた、鑄込終了後385hを経過した事になる。

此鋼塊を、軸を含む平面が表はれる様に縦斷した、收縮孔は頂部が倒圓錐臺形で其下が圓筒形をして居る、全收縮孔の深さは鋼塊全長の約60%である、圓筒部は押湯の部分の3/4の所から初まつて居る、其上部及び下部は直径180mm、中央部は約205mmであつた、鋼塊径の約13%となる、断面には0.5~2mm幅の小收縮孔が點在して居た、此マクロ組織の寫眞を詳細に澤山採取した。



縦偏析の配置を比較すると第2圖の如くである、偏析の部分のP及びS含有量と其附近の偏析でない部分とを比較すると第1表の如き成績を得た、即ちPは偏析部に於て2~3/2倍、Sは2~6倍となる、收縮孔の下

第1表

	P		S	
	偏析上	偏析外	偏析上	偏析外
A	0.056	0.20	0.034	0.12
B	0.161	0.22	0.048	0.15
C	0.100	0.35	0.083	0.14
D	0.092	0.27	0.065	0.16
E	0.063	0.31	0.040	0.18



第 2 表

試験鋼塊	最小値	最大値	
C	·35	·27	·48
Mn	·59	·56	·63
Si	·27	·24	·29
P	·032	·018	·051
S	·011	·012	·034
Ni	2·06	2·03	2·08
Cr	·35	·35	·36
Mo	·24	·22	·30

方にある偏析は三日月形に現はれて居る。縦断面の縦半分から分析試料を採取した、其の場所は第 3 圖の如く、側面から 65mm 及び中心軸上と其中間 3 行につき 257mm 置きに、径 25mm、深さ 20mm 宛 26ヶ所採取した、收縮孔の直下部は堅くて穿孔不能であつた、鑄込の際作りたる 7kg の試験鋼塊の分析成分と上記 26ヶ所の最大最小値とを比較したものが第 2 表である。C, P, S の最小値は鋼塊中心軸の底部から測つて、底と收縮孔下端との約 1/3 の所にある、最大値は收縮孔下端の周囲であるが鋼塊頂部も大である。

(下 井)

## 6) 鍛錬及び熱処理並に各種仕上法

連続式加熱爐構造作業法と熱量經濟關係 (W. Heiligenstaedt, Arch. Eisenhüttenwes. May 1932 p. 559/68) 獨逸鐵冶金協會熱部會第 162 報告、排氣温度と排氣に依る 熱量損失關係、爐床單位面積當りの加熱材料割合と 爐床幅利用程度との關係及び爐壁並に冷却水からの熱損失を研究した、而して以て 作業成績影響を吟味した、又構造及び作業法の變更に依る 熱消費關係を豫想した、尙與へられたる 熱量消費に對する適當なる爐大きさを定めた。之等基礎的考察を 負荷程度、誘導軌條敷設、爐床幅利用程度、熱量消費上の 作業程度指示に利用した、而して經濟的なる爐の大きさ並に空氣豫熱装置の大きさの例を引き誘導した。

以上が本文の總括であるが個々の記述に就きて次に摘録する。

全熱量を  $Q$  Kcal/h, 材料へ與へたる熱量を  $N$ , 爐壁へ失ひたる熱量を  $S$ , 冷却水に與へたる熱量を  $K$ , 排氣瓦斯の空氣豫熱に費したる割合を  $r$ , 豫熱實効率を  $\eta$ , 漏洩瓦斯割合を  $z$ , 其含有熱量を  $a'$  Kcal/Nm<sup>3</sup>, 爐床端に於ける排氣瓦斯の有する熱量を  $a$  Kcal/Nm<sup>3</sup>, 初めの熱量を  $q$  Kcal/Nm<sup>3</sup> とすれば次の關係がある。

$$Q = (N + S + K) / [1 - za' / q - (1 - z)(1 - \eta r)a / q]$$

扉口の高さを  $hm$ , 幅を  $bm$ , 間隙を  $sm$ , 爐床上の通風を水柱  $pmm$ , 燃燒瓦斯温度 1,550°C の場合の漏洩瓦斯量  $G$  は扉を閉ぢてある時は

$$G = 4,300s[(p+h)^{\frac{3}{2}} + p^{\frac{3}{2}} + 0.8b\sqrt{p+h}]Nm^3/h$$

扉を  $h'm$  開く時は

$$G' = 2,150b[(p+h')^{\frac{3}{2}} - p^{\frac{3}{2}}]Nm^3/h$$

なる關係で表はすことが出来る、爐床面積 45m<sup>2</sup>, 負荷 9<sup>t</sup>/h, 所要熱量 450,000 Kcal/t, 燃燒瓦斯 550 Nm<sup>3</sup>/h,  $h = 0.45m$ ,  $b = 0.7m$ ,  $s = 0.01m$ ,  $h' = 0.3m$ , 扉 2 枚の内 1 枚は閉ぢたるまゝ他の 1 枚は毎時 20 分開扉の場合  $p = 0$  及び 3 に對し  $z = 2.3$  及び 10.3% となる。

爐床端に於ける排氣温度の實驗式は

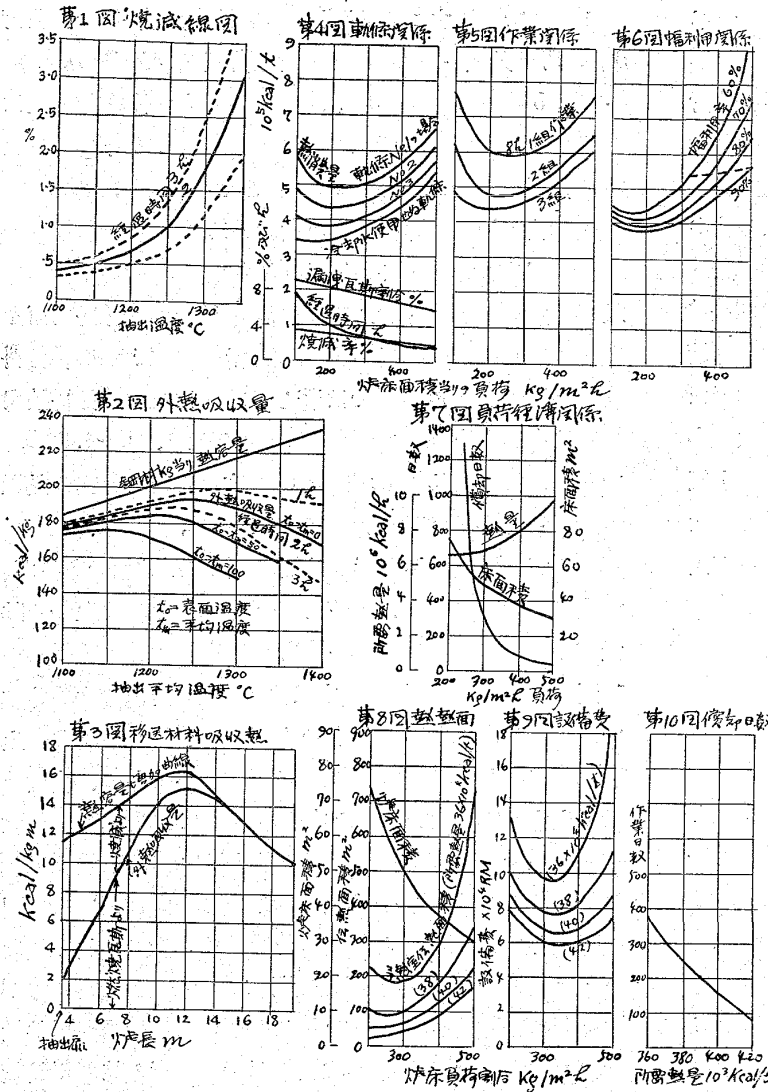
$$\theta = 625 + 0.63(b_1 + b_2) - 300b_1/b_2$$

茲に  $b_1$  は爐床を底とする荷重  $kg/m^2h$ ,  $b_2$  は材料表面を底とする荷重  $kg/m^2h$ ,  $b_1/b_2$  は通常 0.85 である、材料 90 乃至 230mm 角の間では著しき相違はない、材料抽出温度は内外平均 1,200~1,300°C, 表面は 1,250~1,400°C である、材料豫熱の場合は 600°C 迄のものは、其豫熱温度の 0.4~0.5 倍位排氣温度が高くなる。

材料が燃燒瓦斯から奪ふ熱量は、純利用熱量であるが、温度高くなるに従ひ、材料表面の酸化に依り發生する熱量が比較的多くなる、材料抽出温度と燒減との關係は第 1 圖の如きものがある、之は約 100mm 角に對する曲線である、しから大體の見當であつて ±30% の偏差を生ずることもある、抽出温度は表面の數字である、燒減の爲發生する熱量は、酸化生成物の種類に依り異なる、初級酸化鐵では 1,176 Kcal/kg, 四三酸化鐵は 1,585, 第 2 酸化鐵は 1,789 である、平均 1,540 として計算すると第 2 圖の關係を得る、即ち 1,300°C なる平均温度では熱容量は 217 Kcal/kg であるが、經過時間 2h で表面温度 1,350°C の場合は、燒減が 31% である、此酸化の爲の利用熱量は 48 Kcal/kg である、其故燃燒瓦斯から奪ふ純利用熱量は 217 - 48 = 169 Kcal/kg となる、冷材料裝入の場合吸熱容量の 22% に當る、500°C に豫熱して裝入したる材料では 500°C の熱量は 65 Kcal/kg であるから燒減に依る利用熱量が 48 / (217 - 65) = 31% となる、酸化作用は約 600°C から初まり過度上昇に従ひ次第に増加する、第 3 圖は爐床面積を底とせる負荷割合が 400 kg/m<sup>2</sup>h の場合の爐長單位  $m$  當りの熱吸収量を示す、4m の所では、材料  $kg$  當り 1m に 12 Kcal をとるが其内 9 Kcal は酸化の爲に附與されたものである。

天井からの熱損失一晝夜の平均値は 8h 3 組交代作業に比して、8h 2 組交代作業を行ふと 90%、8h 1 組のみの作業では 75% となる、側壁では上記割合は夫々 88%、73% である。而して 1,400°C の所で天井は約 4,500 Kcal/m<sup>2</sup>h, 側壁は約 2,700 Kcal/m<sup>2</sup>h, 天井に 60mm 厚さの保温劑を施せるもの及び側壁に支持金物のなき場合は共に約 2,000 Kcal/m<sup>2</sup>h の熱損失となる。

誘導軌條に冷却水を通じ居るものにありては、床上に露出して放射熱をよく受けるものと、煉瓦で大部分を包



み、材料のスケールが附近に落ちて放射熱を防ぐものとの間には著しき相違がある、加熱瓦斯  $10^6 \text{ Kcal}$  の價 2.50 RM として材料 1 當り 0.30~0.40 RM を冷却水の爲に損失する計算例もある、之を避ける爲に耐熱軌條を使用し冷却水の代りに豫熱すべき空氣を通すのも一つの方法である。

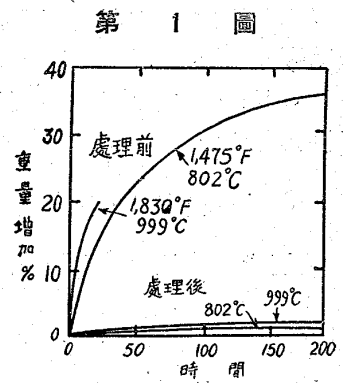
第 4 圖は爐床面積を底とせる負荷割合に對する漏洩瓦斯割合、燒減率、經過時間及び 1 當りの全熱量を表はす曲線である、誘導軌條は No. 1 が床面上の露出最も大なるもの、No. 3 は煉瓦等によりよく保護したるものである。爐條件は、床面全長 16 m、爐全長 19 m、爐床幅 3.1 m、鋼材断面 110 mm 角、長さ 20.8 m、重量 265 kg、燃料は混合瓦斯で低發熱量が乾燥状態で  $2,200 \text{ Kcal/Nm}^3$ 、爐端での空氣過量 10%、平均鋼材溫度は  $1,300^\circ\text{C}$ 。

第 5 圖は作業程度に依る消費熱量割合を示す、第 6 圖は床幅利用程度に依る消費熱量の變化を示す、點線は鋼材表面を底とする時の負荷  $550 \text{ kg/m}^2\text{h}$  の線である、第 7

圖は爐負荷の經濟的傾向を示す、爐床單位面積當りの設備費 1,000 RM、熱量は  $10^6 \text{ Kcal}$  が 3 RM とせるものである、第 8 圖は爐床と豫熱室傳熱面積との割合を示す、第 9 圖は豫熱室を含む設備費、第 10 圖は最小設備費に對する償却日數を示すものである。(下井)

カロライジング (Calorising) とその應用 (W. Smith: Metallurgia, 5, Apr. 1932, 207-208)。カロライジングと言ふは鐵鋼の表面に Al の微粉を浸透擴散せしめ、高溫度に於ける耐熱性を附與せしむる方法である。Al は比較的容易にフェ

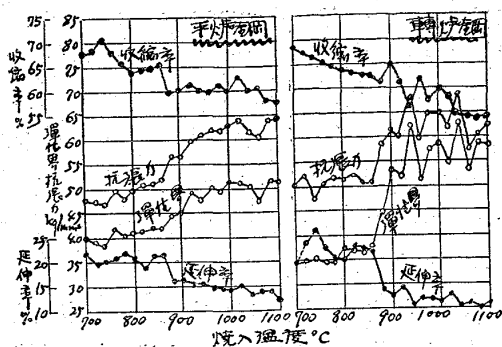
ライト中に擴散し  $\text{FeAl}_3$  なる化合物を作る。是れを適當な溫度に保つて  $\delta$  固熔體とすれば著しく擴散速度を減じ、比較的安定な Fe-Al 合金を形成し、外部的加熱に對してアルミナの強固なる酸化膜を構成し、著しい防銹性を帯びる。軟鋼並に鑄鐵のカロライジングを経たものは  $600\sim 950^\circ\text{C}$  の使用に耐へ、Ni-Cr 又は Ni-Cr-Fe 合金のこの處理を経たものは更に高温に耐へる。殊に爐材として瓦斯中に S を含有するものに最適である。用途は各種の燒入、滲炭用加熱函、冶金用爐材、加熱爐用コンベア、チェーン類、鹽浴槽等を主とする。圖は軟鋼に就ての酸化試験結果である。



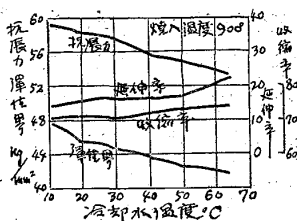
(前田)

發條用低炭素鋼線製作 (H. Wiesecke, St. u. E. May. 5, 1932 p. 433/9) アーヘン工業大學承認學位論文抄、含炭量 1% 或はそれ以下のものゝ硬化に關する文献は、今日迄に全く僅少である、只時に他の研究の附けたりとして發表されてあるに過ぎぬ、1890 年から 1920 年に至る迄 13 の文献凡て部分的には低炭素鋼の硬化性を述べて居るが、其硬化性を主として研究したものではない、斯かる低炭素鋼の確實なる知識には此硬化性が密接なる關係を有して居る、而して此軟鋼製造は全鋼塊製造の殆んど 75% を占めて居る、其研究の少いのは、實際方面からの刺戟のなかつたことも原因である、其爲硬化したる低炭素鋼の使用は最近迄狭小の範圍に限られて居た。

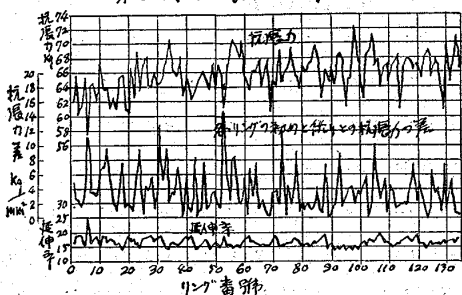
第1回火焼入温度影響線図



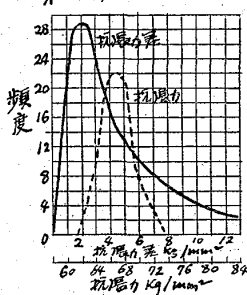
第2回冷却水影響



第3回戻成線別記録



第4回戻成線別線図



歐洲大戰當時銅及び眞鍮の不足したる際に、藥莢や彈帶の類を低炭素鋼を焼入して代用して居た、1922年に低炭素鋼の焼入は螺子や鈎の調質に表はれた、1925年此方法が實用方面に發達して來たことは Smith & Shauer 兩氏が詳細報告して居る。

しかしながら針金製作に於て低炭素鋼の焼入の可能なることは既に 1890年頃上シレシャ地方に於ても之を行つて居て水焼鋼線と稱したる事實もある。

焼入したる低炭素鋼は發條用には適當であるが均質のものを作るのが困難である。此原因は作業の際の統制、壓延機の性質、使用鋼材、焼入法及び其後の加工状態に依る、著者は針金の徑と最終壓延温度、冷却速度と徑及び焼入温度、各工程に於ける針金温度、粒子大きさと断面大さの諸關係をも調査した。

Mn含有量は 0.25~0.45%の範圍であると焼入に及ぼす影響僅少である、0.50%以上であると焼入して抗張性を増す原因となること明瞭である、發條用には  $C=0.055$ ,  $Mn=0.57\%$ 程度が最もよい此焼入後の抗張力  $65.8 \text{ kg/mm}^2$ , 延伸率 12% 見當である、Mn及びCの低いものでも冷却速度に依り變化する、又焼入温度の差に依りても變化し、轉爐鋼で  $860^\circ\text{C}$  と  $940^\circ\text{C}$  とで彈性界  $25 \text{ kg/mm}^2$  も相異せる例がある、冷却水温度も  $10^\circ\text{C}$  と  $65^\circ\text{C}$  とでは  $900^\circ\text{C}$  からの焼入で彈性界も抗張力も約  $6 \text{ kg/mm}^2$  の差を生じて居る例がある。

燒入には 6mm 内外の徑で行ひ其後 3.5mm 内外の徑迄牽引を行ふ場合抗張力は  $35\sim 40 \text{ g/mm}^2$  高くなる、即ち  $60\sim 70 \text{ kg}$  のものが  $95\sim 100 \text{ kg}$  となる。(下井)

熔融銻接金屬の變態點の研究 (F. R. Hensel and E. I. Larsen J. A. W. S. April 1932.) 熔融銻接に於いて其の用ひる材料は殆ど純鐵に近いに拘らず銻接金屬の有する諸性質は其れと甚だ異つてゐる。著者は熔融銻接金屬の諸性質に就いて既に幾多の研究をして居り尙今日繼續研究しつゝある。掲題は其の研究の一經過である。

試験材料

供試材料の分析結果は第1表~第3表の如くである。

第1表 化學分析

	%C	Mn	Si	S	P
被覆線W	0.070	0.42	0.19	0.018	0.02
被覆線F	0.10	0.40	0.12	0.024	0.020
裸線	0.027	0.006	0.04	0.03	0.016
オキシアセチレン	0.033	0.14	0.003	0.021	0.027
原子水素銻接	0.033	0.15	0.008	0.008	0.005
インゴット	0.02	0.04	0.008	0.043	0.009
インゴット水素中燒鈍 痕跡	0.033	0.008	0.043	0.009	

第2表 瓦斯分析

	眞空燒鈍方法			Beiterの方法 N <sub>2</sub> Wt. %
	O <sub>2</sub> Wt. %	H <sub>2</sub> Wt. %	N <sub>2</sub> Wt. %	
被覆線 W	0.133	0.003	0.056	0.060
	0.094	0.001	0.029	...
	0.064	0.001	0.041	...
被覆線 F-1	...	...	...	0.075
被覆線 F-2	...	...	...	0.038
裸線	0.259	...	0.127	0.147
	0.183	...	0.093	0.128
オキシアセチレン	0.054	...	0.013	0.024
原子水素	0.053	0.005	0.017	0.037
インゴット	0.08	...	0.004	0.0065

第3表 殘留物分析

	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MnO	MnS (MnSiO <sub>3</sub> )	Total Total
被覆線 W	0.128	0.010	0.018	0.091	0.247
被覆線 F	0.096	0.011	0.015	0.084	0.206
裸線	>0.001	0.003	0.073	0.009	0.086
原子水素	0.002	0.016	0.007	0.026	0.051
オキシアセチレン	0.003	0.002	0.035	0.013	0.058
インゴット	>0.001	0.003	0.012	0.04	0.030

窒素分析方法は Westinghouse Research Lab. E. W. Beiter の考察である。蒸餾して後 NH<sub>3</sub> を 1/20 N H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> に吸収し H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> の殘りを 1/20 N NaOH で滴定して定め

た指示液は methyle Orange を用ふ  $N/20$   $NaOH$  は  $0.014\%$   $N$  に相當する。

残留物分析は G. R. Fitterer の方法であるが今日まで  $FeO$  を決定する方法がない故に酸素の量は正確でないが比較的には相當明白である。裸棒での残渣が被覆棒の  $1/3$  に過ぎないのは注目すべきである。被覆棒では  $SiO_2$   $MnS$   $MnSiO_3$  が多い。これは分析結果と一致する。

試験装置 試験は Chevenard の dilatometr で充分正確な値を得た。試片の寸法は長さ  $4.02$  in, 直徑  $1/4''$ ,  $1/8''$  半徑のものを用ひてゐる。

試験結果 膨脹時間曲線を 原子水素銲接、オキシアセチレン銲接、裸棒電弧銲接、被覆棒電弧銲接の金屬をアームコ鐵と比較した。其の結果次の諸點に注目すべきである。

1. 變態點は窒素量と共に降下する。例へばアームコ鐵で  $0.004\%$   $N$  のものは變態の開始點は  $885^\circ C$  原子水素銲接及びオキシアセチレンで  $0.020\sim 0.030\%$   $N$  で  $860^\circ C$  乃至  $865^\circ C$  被覆棒では  $0.06\%$   $N$  で  $840^\circ C$  裸棒では  $0.14\%$   $N$   $815^\circ C$  であるが酸素の影響は見出せない。

2.  $\alpha \rightarrow \gamma$  の變態溫度範圍は窒素量が増すと共に増加す。

3. 裸棒銲接では  $600^\circ C$  で著しい變化がある。此れは鐵-窒化物の共析晶 Braunite で現在の狀態圖では此の局限が  $0.5\%$   $N$  であるがこれは銲接金屬では擴散不充分なる爲が現在の狀態圖の缺陷の爲かで一致しない。

4. 種々なる銲接金屬の膨脹によつて知られる變態溫度は  $600\sim 900^\circ C$  の間で窒素量の函數である。

窒素が膨脹の上に如何に影響するかを更に確める爲にアームコ鐵を窒化して其の變化を見た。アームコ鐵は窒化すると膨脹するが其の窒化物其のものを試験すべく水素中で溫度上昇を行ふと  $N$  は  $0$  の場合と同様に脱窒されて其の爲に漸次變態點も變化し結果に於いて收縮する。

裸棒及び被覆棒銲接金屬とアームコ鐵を水素中で12時間燒鈍すると其の差は漸次なくなる。

磁氣變態 磁氣分析の結果  $A_2$  は變化がない以上概括するに

1. 銲接金屬中の窒素量の増加は (a)  $A_2$  點を降下する。(b)  $\alpha \rightleftharpoons \gamma$  の範圍を廣くする。(c)  $600^\circ C$  以上の膨脹率をかへる。

2. 磁氣變態點は窒素によつて變らない。

3. 水素中燒鈍で銲接金屬を著しく變化せしめ得る。

(岡田)

銲接金屬の  $\chi$  ray diffraction patterns (Welding Engineer April 1932.) 銲接金屬の結晶構造が如何なる

ものか。又銲接部附近が如何なる構造變化をなすか。其處に内力が存在するか。燒鈍及び常溫加工が其の構造の上に如何なる影響を與へるか。等を解決するものとして  $\chi$  ray diffraction pattern がある。

抑銲接部の検査に  $\chi$  ray を用ひて其の透過を film に撮り銲接部の缺陷を明かにし銲接作業上に一大信頼度を與へたことは最近の發達にかゝるとは云へ  $\chi$  ray の重要な利用範圍をなすに至つた。然し銲接に  $\chi$  ray を利用することは單に瓦斯穴、鑄滓の存在、穿入の模様等を見るに止らず、其の結晶構造を明かにして上述の如き銲接金屬の根本的研究をなす爲に  $\chi$  ray の今一つの用途即ち標題の  $\chi$  ray diffraction patterns を検するに至つた。

顯微鏡で検し得ない微細なる構造も  $\chi$  ray では容易に知り得るし、殊に極く小さい試片を以つて diffraction pattern を撮り相對的脆性、延伸性、相對的腐蝕抵抗等も判定する事が出来るのである。

diffraction pattern を撮る方法は  $\chi$  ray を小孔より導き試験すべき薄片にあてる。然るときは其の後方の film の中心に暗黒點を生じ其の周圍の構造に應じ條痕、線、黒點等を生ずる。

其理由は  $\chi$  ray が結晶の原子にあると原子は二次的  $\chi$  ray 放射の源となる故に原子配置に従つて二次  $\chi$  ray が變化し周圍の pattern をかへるのである。

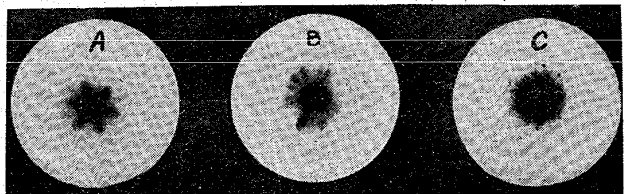
通常結晶構造のものは一定方向に放射線の明暗を生じ常溫加工したものは變形に依つてすべての方向に定つた pattern を表さないで周圍一樣にぼんやりする。銲接したものは種々なる結晶構造があるらしく小黑點が散在する。又之れを燒鈍すると pattern が變化する。(圖参照)

斯くして研究するに銲接に用ひた熱量、冷却速度、被覆劑、技術の相違に依つて種々なる pattern が出来る故に逆に pattern に依つて内力の作用してゐる範圍、他の結晶構造の存在従つて腐蝕抵抗の相違等を知ることが出来る。

銲接及び銲接部組織の研究上一般に三つの重要な型がある。

1. 標準化された状態のものは最もよくオリエンテーションを示してゐる。圖 A

2. 結晶の歪を示すもの pattern は鑄物に表れるもの



で冷却速度により變化する。圖 B

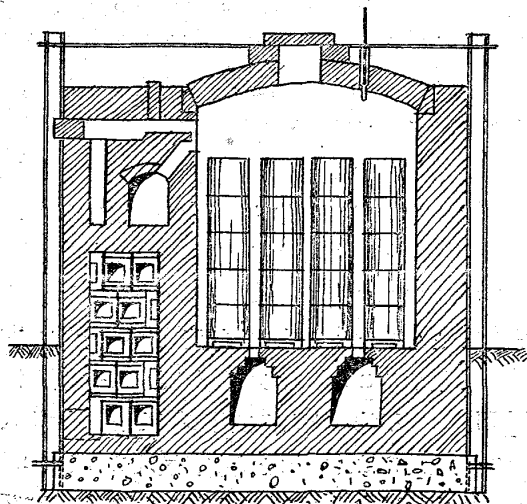
3. 銲接金屬で種々なるオリエンティジョンを有する結晶の存在を示す。圖 C

銲接部に表はれるものは 2 及び 3 である。即ち銲接部は一般に歪を受けてゐる。被覆劑及び大氣の影響に依り異なる結晶が存在することを示す。(岡田)

可鍛鐵燒鈍爐 (Iron & Coal Trade Rev. May 20, 1932) 最近英國の A. H. Mould & Sons Co. Ltd. の或る工場に瓦斯燃焼の Recuperator 型燒鈍爐が築造せられた。此の原理は Hermausen が多くの工業用爐に適用し來つたものであるが、此の式の爐が可鍛鐵工業の方面に應用せられたのは是が最初である。爐は  $11 \times 6 \times 6.5$  呎の爐床を有し、平均容量 25t、その中ポットと充填劑が 20t として處理すべき材料約 5t 入れることが出来る。

Hermausen の特許の Recuperator は特殊の中空耐火煉瓦で築造し角形の煙道が平行に並ぶ様に組立てられる。廢棄瓦斯は上より下へ煙道を通して爐外に排出せられ、空氣は之と直角方向の煙道を通つて燃焼室に入る。空氣は階段式の水平煙道の最下段より入り漸次上部の段を通して最後に燃焼室に導かれるのである。斯様にして熱の利用が充分に行はれる。爐の前後兩壁は同じ煉瓦で同じ方法で積み、若し煤烟が蓄積せられた場合にも、爐の操業を休止せずに掃除することが出来る様になつてゐる。煙道の状況は視孔より見ることが出来る。

900~950° に加熱するには約 24 時間を要し、燒鈍時間は處理すべきものによつて異なるも 900~950°C では 5 日間位が普通である。燃料は鑄鐵 1ton につき石炭 13cwt 以下であつて、普通行はれてゐる直接加熱式の爐が鑄鐵 1ton につき石炭 25cwt を要するに比すれば大なる經濟である。又製品の性質も良く、ポットの酸化も少く壽命も長い。爐の断面を示せば次の如し。(F. K.)



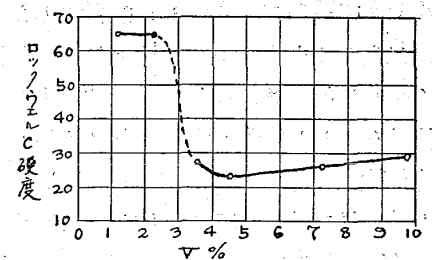
## 7) 鐵及び鋼の性質

バナジウムの高速度鋼に於ける影響研究 (A. B. Kinzel & C. O. Burgess, Iron Age, Feb. 25, 1932 p. 488/90) V が高速度鋼中に含まれて、どんな役割を演じて居るか、今迄明かでなかつた、今日標準となれる高速度鋼は、W=18%、Cr=4% なる成分であることは、1903 年以前に定まりたるまゝである、1903 年に Mathews 氏が V を初めて 1% 加へた、18-4-1 型として知られて居る、其後種々の改良が加へられて居るが、Co の附加以外には何等著しき進歩をして居ない、V は 5% 加へたものもあるが通常 2% 迄であつた、C は次第に増加の傾向で、0.80% は殆んど標準となつて來た、V=5% のものでは、C=1% 稀に 1.2% 迄増したものを使用するに至つたが、旋削能力上の影響明でない、著者の知る範圍の試験記録では、C と V との相互關係を重要視して居ない。

V の效力は、理論上は、粒子を微細ならしめ、V の炭化物は、W 或は Cr の炭化物よりも高温に於ても一層安定で、表面に於ける脱炭の恐れが小で旋削能力を増すことになつて居る。

本實驗に於ては、先づ、C, W, Cr を通常とし、V だけを變じたる 6 種の熔解を作り試験した、其結果に依れば、V を 3.5% 以上含むものは、鍛鍊の際、高速度鋼といふよりは、寧ろ通常の炭素鋼の如き状況であつた、空中冷却後の硬度は、V=2.30% 迄のものは、ロックウェル C 硬度 59 を示して居るが、V=3.50~9.77% のものは、22~31 に過ぎなかつた、1,185°C 急冷後の硬度は第 1 圖に示す。

第 1 圖



次に、C を増して研究した、即ち、C=1.20~2.20%、V=3~7% の範圍で 6 種類の熔解を作つた、其内 C=1.20% と 1.52% との外のものは、鍛鍊中割れた、上記 2 種は鍛鍊容易で、鍛鍊後の硬度 62 であつた、焼入試験を行ひたるに、温度の高い程硬度大である、且つ 560°C で焼戻を行つても高温焼入のものでは、硬度低下せぬ、此焼戻は内力除去上必要である。

Co 含有のものは 4 種類のものを試験した、鍛鍊中折れぬものは、焼入を、通常の高速度鋼同様に行つてよい、旋削能力は Co の爲、著しく良好となつた、V の効果は Co を含まぬものに對すると同様と考へる。

旋削試験は再研磨迄の旋削程度で比較した、即ち旋削材料を定め、之に對して、速さ、深さ、送りを一定として行つた。

$W=18\%$ 、 $Cr=4\%$ 、 $V=1\%$ 、 $C=0.70\%$  の高速度鋼に、 $V$ を加へる場合、其1%毎に  $C$  を同時に0.20%の割合で  $C=1.6\%$  迄加へても鍛錬出来る、但し其以上は尙研究を要するが、 $C$  及び  $V$  は量が犬である程旋削能力が大となりしかも靱性は目に立つ程の低下はせぬ。 $Co$  を含有するものに於ても、同様の改良を行ふことが出来る、工業品として製作するには、尙研究を要することではあるが、 $C=1.5\%$ 、 $V=5\%$  附近の成分迄  $C$  と  $V$  とを適當な割合で現在よりも増すことが適當と考へる。

(下井)

**磁氣に依る硬度變化** (E. G. Herbert, Metal Progr April 1932 p. 52/6) 著者は1928年クラウドバースト法に依る超硬化を發表したが此硬化原因は空間格子内の原子配列變化に依ると考へることが適當といふ見地から、強力なる磁場で硬化させ得る見込をたて、種々實驗を行つた。超硬化したる鋼を時效に依る安定保持後、電磁氣の間に置き回轉した、此場合原子は磁氣變化を受けることになるが、それによりて硬度が増す、此硬度變化は或る時間或る形式の變化をすることを認めた、即ち内部歪を興へた後の時效現象の他に尙磁氣變化を興へた後の時效硬化があることになる。其後從來の時效硬化現象を起す材料即ち焼入したるデュラルミン及び焼入したる工具鋼に對して磁氣硬化現象を試験した、高周波感應電流に依る磁場でデュラルミンを試験したるに、1秒間磁場に置きたる小片は8hは軟化を示し其後時效硬化が著しく緩徐に起ることを知つた、強磁場に長時間置くと初め軟化を示した後急加速の時效硬化を現はし其後第2の時效軟化の時期が来る、5回以上も同様の試験を行ひ同様の結果を得た、測定は初めは15分或は30分毎、後1h毎に眞重に行つた、工具鋼にも又眞鍮にも此現象の起

ることを知つた。

第1圖は  $C=0.9\%$  の炭素鋼の硬度變化を示すものである。760°Cで焼入したるに1½hで硬度最高となり3h後最低となり5h後第2の最高値を示して後稍低下したが23hで略外見的安定状態となつた。此試料をそれから磁氣處理を行つた、時間は40秒磁氣間隙で只一回回轉させたものである、其後の變化は焼入後の變化と酷似したものである、次に同様の焼入及び時效變化後1/8'の磁氣間隙を單に一度通過させたのみのも殆んど前同様の變化を起した、磁氣處理を行ふと其前の硬度よりも高くなる。硬度は振子硬度計を用ひた、硬鋼の場合13.5倍するとブリネル硬度となる、電磁石は鑄鐵製で間隙は1/8'、磁場の強さは6,200ガウスである。

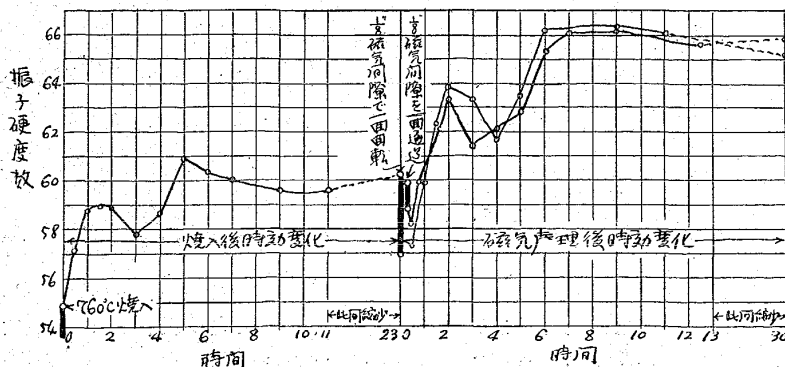
空間格子配列變化に依るといふ解釋は硬度が交互に變化することに對しては不適當の如く考へる、析出硬化を以て説明するも硬度の漸増でなく交互に硬軟の變化あるに對しては適當でない、尙鐵非鐵各種金屬に現れる、其故機械的熱的磁氣的何れに依りて興へられるにせよ周期的に原子内の電磁氣が變化する爲であるといふ説が近頃の結論的解釋である。

(下井)

**コバルトが炭素鋼並に高速度鋼の上に及ぼす影響** (E. Houdremont & H. Schrader, Arch. Eisenhüttenwes. April 1932 p. 523/34) アーヘン工業大學承認學位論文抄、 $Co$  は磁石鋼及び高速度鋼によく用ひるが、其著しき効果を及ぼす理由は今日迄殆んど明瞭になつて居らぬ、著者は、先づ炭素鋼より初め、次に補ふに高速度鋼を以てして各種實驗を行ひ、此解決を興へんと試みた、使用したる材料化學成分は第1表に示す、表中初めの群即ち1  $CoO$  から9  $Co7$  迄は黒鉛坩堝中に前以て  $Co$  を熔解し置き、之に熔鋼を加へて作つた、 $Co$  16%のものは酸性高周波電爐製、1  $CoOE$  は鹽基性平爐製、高速度鋼は坩堝熔解のものである。行ひたる實驗は先づ、熱處理上の變態點を調査し、次に機械的性質、滲炭、脱炭上の影響、最後に剪斷能力を研究した。

$C=0.15\%$  及び  $0.9\%$  の炭素鋼變態點は  $Co$  を附加すると一層高温度の方へ移動する、之はサラヂン法及び示差膨脹計法で測定した、 $Co$  量が増すと冷却速度増加に依る變態點の降下を阻止し、變態點  $Ar_1$  が  $Ar'$  と  $Ar''$  とに分たれる爲の冷却速度は一層大にするを要することとなる、焼入硬度は一層低く且つ一層不均一となり硬化の深さを減少する、電氣的には比抵抗を増す、焼入せるものゝ抗磁力は減少するが其他一般には抗磁力及び殘留

第1圖 硬度變化曲線



第1表 研究材料化学成分%

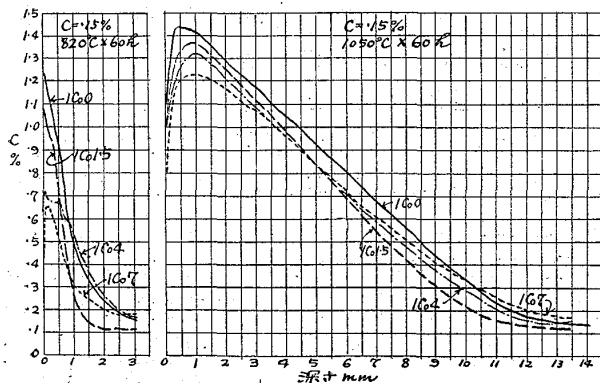
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Co	Cr	Al	O	N	W	V
1 Co 0	10	20	46	014	020	26	04	04	05	002	004	—	—
1 Co 1.5	11	22	47	013	025	28	1.53	05	06	002	004	—	—
1 Co 4	14	23	47	012	024	26	4.12	07	07	002	004	—	—
1 Co 7	14	24	47	014	027	29	7.06	06	07	002	005	—	—
9 Co 0	96	34	50	018	026	09	07	02	04	053	008	—	—
9 Co 1.5	86	32	21	015	027	06	1.46	02	09	050	004	—	—
9 Co 5	104	44	49	016	026	03	4.88	03	05	054	006	—	—
9 Co 7	94	32	51	016	024	06	6.74	02	04	052	006	—	—
1 Co 16	12	17	47	010	025	0	15.7	0	—	—	—	—	—
9 Co 16	95	41	79	010	024	0	15.7	0	—	—	—	—	—
1 Co OE	10	27	60	017	027	09	—	0	—	—	—	—	—
S Co 0	77	18	27	010	010	—	—	4.56	—	—	—	13.7	2.29
S Co 11	77	14	30	010	010	—	10.5	4.44	—	—	—	14.4	2.44
S Co 17	76	14	36	010	010	—	17.1	4.32	—	—	—	14.0	2.21
S Co 24	74	12	43	010	010	—	24.0	4.40	—	—	—	14.0	1.98

程且つ Co 量多い程低下する、内部は成分良好となる即ち擴散が良好となる、過熱に耐へる程度は Co 量多い程良い即ち熱の感受性が鋭敏でなくなる、滲炭温度の高き爲の粒子生長の度も同様の傾向を有する、脱炭割合は Co 量につれて大となる。

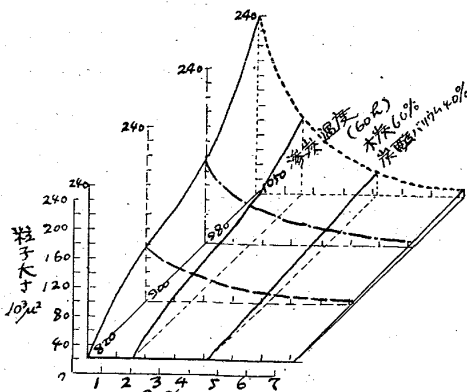
高速度鋼に Co を加へて剪斷能力を増すことは 1912 年以來研究されて居るが今

磁氣は増す。軟化及びノルマライズしたる状態で行ひたる抗張試験では、抗張力を増し、衝擊抗力を減少する、高温抗張力は Co 量に應じてよくなるが Co=16% のものでも、C=0.15%、Cr=0.3%、Mo=0.5% の CrMo 鋼と

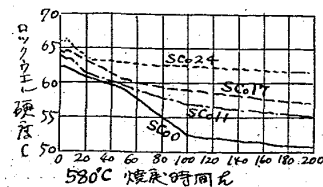
第1圖 滲炭曲線變化比較圖



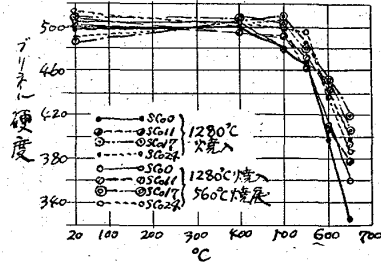
第2圖 Co 量、滲炭温度、粒子大小關係



第3圖 高速度鋼の硬度と脱炭



第4圖 高速度鋼高温硬度和Co量



日では 20% を含むものが最良として特許權を得て居るものさへある、1,280°C で油中冷却を行ひ 560°C で焼戻せるものは、Co=17% のものが最良成績であつたが、1,320°C で焼入すると Co=24% のものでも最高成績に達しない程最高點が移動する。Co 量に依る熱傳導性の變化と摩擦性とは關係がないことを認めた。殘留オーステナイトは炭素鋼では Co 量増加に伴ひて減少し、高速度鋼では増加する。(下井)

Fe-Al 合金の高温耐熱試験 (N. A. Ziegler: Tech. Publ., A. I. M. M. E. No. 450, 1932) 電解鐵、純 Al 及び高炭素鐵を用ひ眞空誘導電氣爐にて熔解し、0~8.63% Al, 0.0009~0.3923% C の鐵合金を作り、鍛冶して 1 1/4" の八角棒とし、これより厚さ 1/2" の試片を切り取り、600~1,100°C の耐熱試験を行つた。次表は代表的の結果を示す。試験は 2 時間空氣中に於て加熱し、酸化膜を除去し、減量より原試料に對する百分率を算出せるものである。耐酸化性は 2% Al にて明らかとな

試料	成分		原試料に對する重量 %					
	Al	C	600°C	700°C	800°C	900°C	1,000°C	1,100°C
NiCr 合金	—	—	99.9	99.5	98.9	93.7	98.3	97.5
Ingot Iron	—	0.0118	99.4	98.1	93.2	88.3	78.3	58.7
Fe-Al-C 合金	0	0.0009	99.4	97.8	95.0	92.1	84.5	72.9
	1.94	0.0268	99.5	99.0	98.1	97.9	93.8	91.8
	2.30	0.0015	99.6	99.2	98.4	97.6	95.6	89.0
	3.70	0.0029	99.8	99.2	98.3	97.5	96.0	92.4
	5.20	0.0060	99.5	99.0	98.2	98.0	97.0	95.0
	6.72	0.0085	99.8	99.6	99.1	98.6	93.0	96.2
	7.95	0.0080	99.8	99.4	99.0	98.8	98.7	98.1
	7.15	0.3928	99.9	99.5	99.2	93.1	97.7	95.1

り、4% Al にて著しく増大し、6% Al にて Ni-Cr 合金 (80% Ni, 20% Cr) に近似し、8% Al ではこれを凌駕する。本合金試料は何れも鍛冶可能である。(前田)

**常温加工せる鋼の機械的及磁氣的性質並に電氣傳導度に及ぼす焼鈍の影響** (Werner Köster and Herbert Tiemann, Archiv für das Eisenhüttenwesen, May 1932, p. 579) 常温加工に因る鋼の硬化は一般に焼鈍の際加熱温度の上昇と共に次第に除去されると考へられてゐる。併し此の變化は左様に簡單ではない。著者等は焼鈍或はパテント處理の後鋼線として 0, 20, 50 及 80% 常温で引抜いた C 0.03 乃至 0.95% の7種の鋼に就いて 950°C 迄の焼鈍に因る機械的、磁氣的及電氣的性質の變化を研究した。200 乃至 300° の間に於ける降伏點及抗張力の上昇は焼鈍鋼よりもパテント鋼に於て著しい。此の上昇は引抜度によつてはあまり影響されない様であつて、炭素含有量の増加と共に増加する。甚しく引抜いた高炭素鋼に於ては約 450° から上に伸の逆行的變化が現れる。此の變化により約 525° に著しい極小値が出る。此の伸の損失は降伏點と抗張力との違つた減少速度に基く。断面收縮はパテント鋼に於ては 450 と 500° との間で極小値を採る。其の程度は引抜度が多い程且炭素含有量が増す程多くなる。

焼鈍に因る頑磁力の減少は 400 乃至 550° の温度範囲で一時的止められる。此の現象は引抜度が多い程又炭素含有量が多い程顯著になる。而して遂には頑磁力の増加することさへある。パテント鋼は焼鈍鋼より此の現象を現はすことが特に著しい。之は此の温度範囲に於てセメントタイトが微細な點として分布するに基因する。

残留磁氣は焼鈍温度と共に規則正しく増加する。此の増加は引抜度の多い程低温度で始り且終る。而して其の最高値も引抜度の多い程増す。電氣傳導度は焼鈍の際約 400° 以上で上昇し 550 乃至 680° で最高値に達する。而して A<sub>1</sub> 點を超過すると初の値に歸つて行く。此の上昇はセメントタイトが層状から球状になるに歸することが出来る。(室井)

**クロム、ニッケル、アルミニウム及珪素を含有する耐熱鋼** (W. Oertel and A. Schepers, Stahl und Eisen, May 26, 1932, p. 511) アルミニウム及珪素は高クロム鋼の耐熱性を大に良好ならしめるが、高温に熱した後脆くすることは一般に知られて居る。それでクロム、珪素及アルミニウムの一定量を含む鋼に種々の量のニッケルを添加熔製して、700 乃至 1,000° に於ける機械的性質、900 乃至 1,200° の耐熱度及組織を研究した。本試験の結果 Cr 18%、Ni 8%、Al 0.5 乃至 1% 及 Si 2 乃至

2.5% の鋼が最も好成績であつた。(室井)

**低温度に於ける鑄鋼の機械的性質** (R. Walle, Stahl und Eisen, May 19, 1932, p. 489) 技術の進歩と共に低温度に於ける材料の性質に關し明瞭な知識が益要求せられる様になつた。従來高温度の試験は相當に行はれたが、低温度の性質を餘り調べてない材料は鑄鋼である。著者は C 0.23 及 0.30% の2種の鑄鋼に就きメチルアルコールを冷却劑として +20° から -77° の温度範囲で抗張、硬度及衝撃の諸試験を行つた。抗張力、降伏點及硬度は温度の下降と共に上昇した。伸は温度の下降と共に 0.23% C 鋼に於ては上昇し、0.3% 鋼に於ては低下した。断面收縮も伸と同様の變化をした。又弾性率は兩種鋼に於て殆ど同じく且温度に無關係であつた。又衝撃値は常温以下 -60° 迄の間に於て急激に減少し、常温に於て 0.23% C 鋼は 7.8  $^{mk}g/cm^2$ 、0.30% C 鋼は 6.9  $^{mk}g/cm^2$  であつたのに -60° では兩者共に 1  $^{mk}g/cm^2$  となり此の温度以下に於ては零に近くなつてゐる。(室井)

**極限匍匐内力の決定(加速試験)** W. Barr & W. E. Bardgett. (Iron & Coal Tr. Rev. Feb. 26, 1932, p. 354) 高温度に於て金屬が變形無しに内力を擔ひ得る事に關して信憑すべき資料を得る事は却々困難であつて是は通常考へてゐる弾性状態が變じて「粘り流れ」となり依て連續的變形即ち匍匐が極僅小乍ら進行するからである。匍匐試験は一般に恒温度下で長時間一定負荷し「時間對伸」を觀測するのであるが或る温度下に於て異なる負荷量の數種の試験桿を用ひ試験時間の終りに各場合の匍匐の割合を決定するを必要とする。此等の匍匐割合値より或る不定少量の匍匐に對する極限匍匐内力を概算するのである。此極限匍匐内力は安全内力として採用すべきものでないのは相當量の萎る性質の變形を伴つてゐるからである。然し安全内力は或る安全率を採用する事によつて誘導し得るのである。探求すべき分野としては加速的試験にして之は信賴すべき匍匐資料を提供するものである。著者の方法では簡單に然も殆ど安全内力に近似した數値が得られるのである。加速匍匐試験。第1圖(省略)に示す装置を用ひ試験桿  $\phi 0.25'' \times 6''$  を抵抗式電氣爐で加熱し試料の長さの方向の温度差は  $\pm 2^\circ C$  である。温度はマクラレン温度調節器で  $\pm 0.5^\circ C$  以内に保つ。此型式の調節器は珪石棒と外側の Ni-Cr の鞘との膨脹差異で殆ど一定時間を措いて電流を切斷するものである。温度調節のある極限を得る爲に試験桿と爐壁間に厚い金屬套環を裝入するを要する。此套環は不銹鋼の約 12'' 長さのものの中心を穿孔したものである。逆轉軸の伸長は精密伸び計で觀るのであるが逆轉軸と精密伸び計は



抗張試験機に正確に目盛されてゐる。ダイヤルの一目盛は  $0.006 T/in^2$  に該當するので  $1/4$  目盛迄読みが採れるから  $0.0015 T/in$  となる譯である。實驗的に此れだけの負荷減に對しての試験桿の伸長は  $7 \times 10^{-6}$  吋であつた。萬一少しでも試験桿に匍匐が惹れば直に伸び計に内力減として指示される。今  $500^\circ C$  にて匍匐限内に  $14 T/in^2$  を試験桿に加へたとすれば試験桿は最初可成速に匍匐し之に相當した内力減を伴つて来る。内力を減ずれば匍匐も減じ曲線の形状は第2圖に示す如くである。若し新試験桿に同前の温度で前試験の場合の残留内力と同量の負荷を行ふ時は最初速に内力減を來すが之は前試験の場合よりは少き内力減少率を以て惹るのである。(第2圖、曲線B)又曲線C及Dは一層小なる初内力に於ては夫相當の内力減少率を以て内力減の表はるゝを示すのである。是の如き豫備試験を行つて初めの内力はある一定時間後の内力減と殆んど比例關係にある事を知つた。仍て内力減と初内力の關係を結線すると一直線となり種々實驗の結果正確度と極限試験時間との組合せ上48時間が最適なることを判知した。第3圖には  $0.11\% C$  鋼の種々の温度に對する「初内力對内力減」の關係を示した。之に依ると曲線の傾斜で表示される内力減少率は温度と共に増加する。之は温度上昇と共に匍匐割合に及ぼす歪み硬化の影響が減少するからである。此試験の性質上温度及初内力の一定條件の下では内力減少率は試験桿の大いさに關係する事が理解出来るので此因子の影響を決定する爲め  $400^\circ$  と  $500^\circ C$  に於て  $\phi 3/8$  及  $\phi 1/4$  長さ  $6$  吋の試

験桿に就て比較試験を行つた。材質は  $C=0.23\%$ ,  $Mn=1.67\%$  で充分焼鈍したものである。第1表に見る如く極限匍匐内力は各温度で殆ど兩者一致して居て只實驗的誤差を認めるのみである。第4圖を参照すればある温度に對する2曲線は實際的に同一點で初内力軸を切つてゐるけれども曲線の傾斜は異つてゐて  $\phi 1/4$  の方が大である。之に對する理由としては第2表の資料より明なる如く  $\phi 3/8$  は一定の内力減の爲めには  $\phi 1/4$  のものより餘計に伸びなければならぬからである。同理に據り同一直徑のものでも長さが異ると長ければ長い程内力減小率が大である。試験結果の論議。諸種の鋼に就いて此試験を施行して得られた代表的極限匍匐内力は第3表及第5圖に示されてある。面白い事は少量の  $Mn$  は低炭素鋼に關する限り極限匍匐内力を増大するに甚だ影響ある一事である。此點  $Mn$  は他元素に冠たるものであらう。

第1表  $\phi 1/4$  及  $\phi 3/8$  試験桿  
比較極限匍匐内力

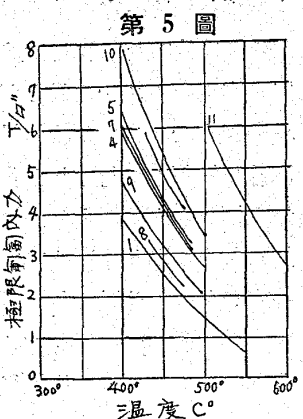
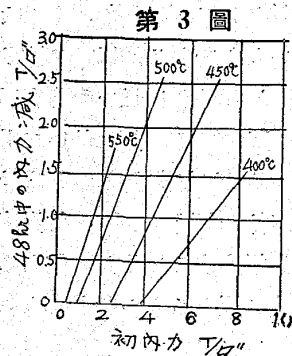
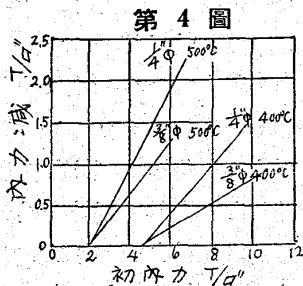
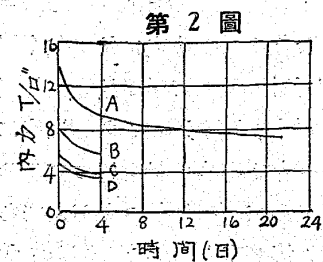
試験桿の直徑	極限匍匐内力 $T/\sigma''$	
	$400^\circ C$	$500^\circ C$
$1/4$	4.5	1.8
$3/8$	4.2	1.7

第2表  $400^\circ C$  に於る  $\phi 1/4$  及  $\phi 3/8$  試験桿の比較伸長

試験桿直徑	初の内力 $T/\sigma''$	伸び計の読み目盛	終の内力 $T/\sigma''$	伸び計の読み目盛	内力減 $T/\sigma''$	伸び計の読み目盛
$1/4$	9.5	73.0	8.04	61.75	1.47	11.25
$3/8$	9.5	163.75	8.71	150.25	0.79	13.5

第3表  $400^\circ C$  及  $600^\circ C$  間に於る諸種鋼の極限匍匐内力

試料番号	鋼種	状態	分 析							極限匍匐内力 $T/\sigma''$					
			C	Mn	Si	Ni	Cr	V	$Mn$	$400^\circ$	$450^\circ$	$500^\circ$	$550^\circ$	$600^\circ$	
1	軟鋼	$900^\circ C$ 爐中冷却	0.11	0.56	0.01	—	—	—	—	—	3.8	2.4	1.0	—	—
2	半硬鋼	"	0.4	—	—	—	—	—	—	—	4.2	—	—	—	—
3	モンリブデン、鋼	$850^\circ C$ 爐中冷却	0.29	0.57	—	—	—	—	0.50	—	6.0	4.1	2.4	—	—
4	モリブデン、クロム、鋼	$820^\circ C$ 爐中冷却	0.44	0.41	0.21	—	0.34	—	0.63	—	5.9	4.0	2.3	—	—
5	モリブデン、ニッケル、鋼	$820^\circ C$ 爐中冷却	0.375	0.63	0.28	—	1.25	—	0.65	—	6.3	4.2	2.4	—	—
6	モリブデン、シリコン、鋼	$860^\circ C$ 爐中冷却	0.15	0.43	0.08	2.81	—	—	0.35	—	—	4.8	—	—	—
7	モリブデン、鋼	同上	0.16	0.43	0.51	—	—	—	0.34	—	—	4.1	—	—	—
8	ニッケル、ヴァナデウム、鋼	同上	0.10	0.45	0.07	2.83	—	0.20	—	—	—	2.6	—	—	—
9	マンガ、鋼	$810^\circ C$ 爐中冷却	0.23	1.67	0.11	—	—	—	—	—	4.6	3.1	1.8	—	—
10	不銹鐵	$750^\circ C$ $2\frac{1}{2}$ 時間焼鈍	0.10	0.42	0.49	—	1.52	—	—	—	7.9	5.3	3.2	—	—
11	オーステナイト不銹鋼	$1100^\circ C$ 水焼入	0.175	—	0.53	9.1	16.10	—	—	—	—	—	6.2	4.1	2.6



種々なる成分の鋼の迅速辨別試験法として此加速匍匐試験は重要な役目を保持する事を著者は発見した。加之得られた資料は技術者が高温度に於て變形する事なしに幾許の内力がある金属に負荷しうるかを知らんとする場合に實際的價值あるものにして又此構造装置は簡單で操作が容易で逆轉軸の助けを藉りて爐の外部で内力を讀み得る利點がある。

(R. I)

**中實圓柱内に於ける固有内力決定法比較 (H. Buchholtz & H. Bühler, St. u. E. May 19, 1932 p. 490/2)** ドルトムンド合同製鋼會社研究係報告、金属體固有内力決定に對する最初の基礎的研究は、1911年及び1917年に Heyn & Bauer 兩氏が發表して居る、其考へは、内力の存在する物體から一部分内力を取り除くと、内力平衡が破れる爲に彈性的歪が現はれる、之を以て初めの固有内力を求めんとするのである、斯くして上記兩氏が行つた方法は丸棒を周面から次第に旋削して生ずる長さの變化を測定し之に依りて内力を計算した、1927年 Sachs 氏は軸方向に層状穿孔を行ひ、長さの變化と共に内徑の變化をも測定した、1924年 Anderson & Fahlmann 兩氏は、試料から或る方向に細長い一部分の試験片を切り取り、多方向の内力に分ちて測定した、1931年 Kreitz 氏は、此方法を中實圓柱に應用した、1932年 Dawidenkow 氏は此細長片に依る方法は一般的には適用出來ぬと唱へて居る。

著者は第1表に示す分析成分を有する材料を使用して、細長片法と穿孔法とに依りて求めたる長さの方向の

第1表 使用材料分析

	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr
A	.38	.34	.39	.16	2.6	1.2
B	.30	.20	.75	.20	—	—
C	.17	.01	.75	.88	—	.43
D	.20	.01	.51	.76	—	.41
E	.15	.20	.75	.85	—	—
F	.20	.50	.99	.74	—	.48

最大内力の比較を行つた、細長片採取試料は長さ1m、直徑190mmのもので、之を以て Kreitz 氏の結果を補つた、穿孔法を行つた試料は、直徑220mmのもの1本、50mmのもの1本、残り4本は200mmである、穿孔に依りて確めたる内力  $10 \text{ kg/mm}^2$  以上では穿孔法と細長片法との内力の比は、内力増加に従ひ、著しく大となる、其故に、穿孔法に依りて測定したる内力が最初其試料内に存在したる實際のものを表はすと假定するならば、細長片法に依りて求めたる内力は只一部分を表はすに過ぎずして、他の部分は試験片採取の際失はれた事になる、

而して内力が多くなると多くなる程其の失はれる内力が一層多くなる、斯様にして、長さの方向に最大内力  $65 \text{ kg/mm}^2$  であるものに於ては、細長片法に依りては僅に其28%が表はれるのみである結果

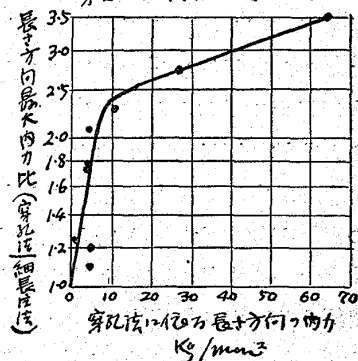
を得た、 $12 \sim 27 \text{ kg/mm}^2$  なる内力では約36%表はれた、更に一層小なる内力では70~90%表はれた。

穿孔法に依る長さの變化は、1931年發表せるフッゲンベルグル式伸度計に依り、細長片法では、Kreitz氏が述べて居る仕方であつた。内力は外層は壓縮内力、内側中心近くは抗張内力が現はれる、 $850^\circ\text{C}$  水焼入の内力は  $500^\circ\text{C}$  から空中冷却の内力の數倍に上る。(下井)

**鐵道外輪の破損 (A. Pohl, St. u. E. June 2, 1932, p. 539/42)** オーストリア聯邦國有鐵道の機關車及び炭水車外輪が1928年から1929年に亘る冬季、非常に寒氣の烈しかつた際に多數の折損を生じた、寒氣の甚だしき爲に靱性の低下の影響を、果して受けるものであるか否かに就き調査する必要が生じた。

此折損は急激的のもので破断面を見ると樹狀組織の境界を割目が走つて居るか或は氣泡偏折の爲であるものが殆んど凡てであつた、之等外輪の硬度は大部分は通常よりも一層高い、しかし衝擊抗力は通常のものに比し低くない、其故に氣泡偏折及び普通以上に著しく樹狀組織

第1圖 内力比較線圖



の發達せることが主なる理由で、霜に依り路盤の凝結し居ることが動力學的抗力負擔を大ならしめた點だけは低温と關係がある。

破面附近の材料試験成績は第1表に示す、衝撃試験片はシャルピー式、断面  $30 \times 30 \text{ mm}$ 、溝の底の丸味  $4 \text{ mm}$ 、鈍衝撃能力は  $75 \text{ mkg}$  である。

第1表 折損外輪よりの成績

外輪 No.	弾性界 $\text{kg/mm}^2$	抗張力 $\text{kg/mm}^2$	收縮率 %	延伸率 $(l=10d)$ %	衝撃値 $\text{mkg/cm}^2$	P %
1	52.2	95.1	5.8	6.0	1.06	0.055
2	—	97.3	22.5	10.0	1.45	0.079
3	49.0	85.7	25.6	14.0	1.19	0.079
4	52.7	94.9	18.6	10.0	1.38	0.067
5	45.9	85.5	23.9	14.0	1.38	0.067
6	49.0	93.1	—	—	1.43	0.044
7	48.5	79.0	35.4	11.0	1.34	0.075
8	—	85.1	24.0	13.0	1.20	0.047

樹状組織は熔鋼凝固の附隨現象であつて、今日の冶金學的經驗上の立場からは、鑄造技術上の手段に依りて一定の大き以内に止めることは出来るが全然なくすることは出来ぬ、多くの壓延品及び鍛造品では、製鋼會社は經濟上の理由から大なる鋼塊を鑄込み、熱間加工鍛錬に依りて此樹状組織を著しく破壊することが出来る、外輪にありては、しかしながら作業の性質上、加工程度は比較的小である、貨車用外輪は主として、小なる梨型鋼塊から作る、之を餛飩形に壓し、穿孔鍛錬後外輪壓延機で仕上げを行ふ、此製作法は又機關車用外輪にも適用して居る、只大なるもの或は内外徑の差の大なるものは大鋼塊を前以て鍛錬切斷したるものから仕上げを行ふ、其故に通常の加工以外尙豫備鍛錬が加はる、此豫備鍛錬を行ひて後、尙仕上壓延を行ふと樹状組織をよく破壊し得るが、斯くすると生産費が高いものになる。

外輪に於て目に立つ事は、第2次的結晶の配列方向が初析結晶配列の方向と同じであることが屢々あることである、此の現象は他の壓延器には見ること稀なものである、加工程度の僅少にも依るが、樹状組織の間に介在する氣泡壁で第2次的結晶組織生成を妨げる點もある、此事實は明かに割目發生に關係がある。

獨逸では大鋼塊から小材料を切斷して製作する方法を屢々應用して居るが、何等非難はない、約  $2 \text{ m}$  の長さの鋼塊を旋盤にかけて、6ヶ乃至7ヶの小鋼材に切斷し之を外輪に壓延する加工方法は小鋼塊使用の場合と何等變りはない、其利とする所は、切斷したる後、切斷面の收縮孔及び氣泡を検することが出来る、此利益は大なる鋼塊の爲によく發達せる偏析の不利を償ふ。

外輪に於て均質といふ點を完全に爲すには、出来る

だけ鋼を純粹にすることが必要である、有害なる夾雜物が僅少であればあるほど、大なる第一次的結晶の境界の不純物及び偏析の影響は一層僅少となる。

需要者側の立場としては、交通事故を起す様な外輪は鐵道工場へ送らぬ様に適當なる購買規格が設けてある、今迄通常使用して居る熔解毎の購入では、車輛に取り付ける個々の外輪凡てが缺點のなき材料から製作したるものであるとの保證にはなり兼ねる、取瓶内に於ける熔鋼は鑄滓との反應の爲めに鑄込作業中に鋼の成分が變化する、其故荷重負擔の大なる部分品を製作する場合は其熔鋼の一部のみを使用して危険を豫防することもある。

外輪材熔解鑄造の際有害なる夾雜物の多過ぎぬ様に注意する爲、最後の鋼塊或は鋼塊群鑄込の直前に今一回分析試料を採り、其成績に依り不良なものを除くことが出来る、尙熔解毎の試験で満足なる成績を得たものでも、個々に硬過ぎる外輪が發送されぬ様に、個々にブリネル硬度を測定する方法もある、理論上から申すならば、硬度の比較的高いものを選ぶのに本來異論はないのであるが、此方法は、夾雜物の多量含まれて居る爲に自然硬度の高くなるものにはよい、最後に壓延最終温度の高過ぎる爲に、外輪に靱性が低くなりたるものは、ノルマライズすべきである、尙要すれば軟化を行ひ、冷却の際伴ひたる固有内力を除去することも推奨し得る、茲に述べ來りたる標準は購買規格としてオーストリア聯邦國有鐵道では多年適用し來れるものであつて實際には良成績を擧げて居る。

(下井)

## 8) 非鐵金屬及合金

鉛を主成分とせる軸承合金に對する砒素の影響 (K. H. Wegner, Metals & Alloys, May, 1932) 砒素は多くの合金に對して有害な元素であると考へられて居る。例へば 60/40 眞鉛に 0.12% の砒素が入ると其の延性は半減せられる。又鋼中に 0.2% の砒素が含まれてゐると P の場合と同じく冷間脆性の原因となる。然るに鉛を主成分とせる軸承合金に於ては砒素は極めて有用な元素である。

著者は Pb 75%、Sn 10%、Sb 15% の軸承合金を熔解して之を棒狀に鑄造し、次に此の棒を切斷して 100cc の鍊鐵製坩堝で熔融し、As を添加せるもの、As を添加せざるもの、或ひは冷却速度の異なるものについて成分、組織、硬度等の試験を行つた。

第1表は 700°F より、熔融に使用した坩堝内で冷却したるもの、第2表は 700°F で熔融せるものを他の坩堝に移して冷却したるもの即ち急冷したるものである。A1.

B1 は特に As の添加を行はざる試料、A2, B2 は少しの偏析があらはれる程度に As を添加せるもの、A3, B3 は偏析を全く無くするに充分の As を添加せるものである。是等の試料の上部及び低部に於ける 硬度、成分の變化は兩表によつて明らかである。

第 1 表

成分及び硬度	A1		A2		A3	
	上部	底部	上部	底部	上部	底部
As %	0.13	0.09	1.68	0.31	1.69	1.54
Sb %	18.57	11.47	15.28	12.21	15.13	15.06
Sn %	13.44	8.40	10.92	7.63	11.00	10.78
Pb %	67.86	80.04	72.12	79.85	72.18	72.62
B. H. N	29.7	21.0	25.9	21.8	24.9	24.9

第 2 表

成分及び硬度	B1		B2		B3	
	上部	底部	上部	底部	上部	底部
As %	0.13	0.08	1.58	1.15	1.79	1.44
Sb %	17.40	10.65	15.72	16.45	15.35	15.20
Sn %	12.81	7.97	11.13	10.85	11.20	10.64
Pb %	69.66	81.30	71.57	71.55	71.66	72.72
B. H. N	29.7	22.3	22.3	21.0	22.8	21.0

是等の表から 2 つの重要な結論が得られる。(1) As 量の不十分な合金は 化學成分並に硬度が不平均であるに反し、(2) As 量の充分なものは是等の點が平均して居る。

次に組織について觀察したるに、A1 は偏析して明瞭に 2 層に分れ、A2 は偏析して 3 層となり、A3 は偏析せず均一な組織を呈した。A1 の上層には多量の Sb, Sn 結晶が浮上りて其の結果硬くなり、下層は軟かい Pb-Sn の共晶より成る。A2 は下層は Pb-Sn の共晶より、中層には Sb, Sn 結晶多く、上層は As が多量存在するため Sb, Sn 結晶が立方體でなく針状となつて居た。As が多くなると Sb, Sn の結晶が立方體とならず針状となるため、此の針状結晶が偏析を防止し、均一な組織が得られる。A3 は As が多い故に均一組織を呈するのである。第 2 表の試料即ち第 1 表のものより冷却速度の早いものに就て見るに組織には大なる變化は現れない。唯 Sb, Sn の立方結晶が小さくなり上部に於ける分布が平均化したに過ぎない。A1, B1 に現れた氣泡は Pb-Sn 共晶の凝固時に於る收縮に基因するものと考へられる。

優良な軸承合金は軟質母体内に硬質粒子が均一に分布せられてゐることが必要條件で、偏析などは避けねばならない。鉛を主成分とせる合金は冷硬鑄造を行つても偏析のよく起るものであり、又假りに偏析を生ぜずとも冷硬鑄造に依つて組織が細くなるものである。細かい組織は軸承青銅に於けると同様、耐耗性を減ずるから、之も避けねばならない。

然るに此の合金に As を添加すれば組織は粗大となり、

偏析も起らず、均一な性質が得られて耐耗性を増進することが出来る。(F. K)

鋼ベリリウム「ブロンズ」(J. K. Smith; Tech. Publ., No. 465, A. I. M. M. E. 1932) 0~2.75% Be の銅合金を熱處理並に加工し、物理性を檢せる結果、熱處理に依つて最高抗張力 220,000 lb/σ'' (1.91% Be)、硬度 300 (Monotron 硬度) に達し、2.5% Be 以上含むものは、硬化處理に何等の變形を生ずる事なく特に耐蝕性を要せられる材料として用途を有するを明かとした。次表

(I) 1,450°F より水中急冷し軟化

No.	比重	Be %	抗張力 lb/σ''	延伸 (2'')	R. H
純銅	8.89	0	32,600	42.5%	23/24
1	8.78	0.34	42,500	46.5	27/29
2	8.61	0.87	50,200	42.5	37/38
4	8.43	1.36	57,100	52.5	52/54
6	8.28	1.91	65,600	59.0	55/58
9	8.04	2.75	88,800	29.0	66/67

(II) I を 570°F にて再熱し硬化

No.	抗張力	延伸	RH	
			3 時間後	24 時間後
純銅	32,000	46.5	24/25	24/25
1	42,500	46.5	32/33	34/36
2	49,000	42.5	34/36	40/43
4	60,500	46.0	53/55	82/84
6	147,000	11.0	102/104	104/106
9	160,000	5.0	107/110	108/110

(III) I を冷間壓延

No.	遞減率 50%			遞減率 90%		
	抗張力	延伸	MH	抗張力	延伸	MH
1	74,900	3.0	140	105,000	1.0	160
2	97,600	3.0	165	142,200	1.0	195
4	120,000	3.0	185	167,000	1.0	210
6	132,300	3.0	215	177,400	1.0	235
9	158,000	3.0	260	197,140	1.0	285

は是等の試験結果の摘要である。表中 MH は Monot. on 硬度、RH はロックウェル B 硬度を示す。MH 140 は約 RH 81 である。(前田)

Al 合金運搬機的性能 (W. Holzhauser, Metal Progr. March 1932 p. 37/41) 死荷重移送は費用を考へねばならぬから、不生産的の重量省略に努めることは、運搬工業として自然の大勢である、此點に於て、Al は重要な役割を演ずることになる、強度を減じないで重量を軽くすることが出来るからである。

・鑄物用として従來使用されて居るものは、No. 12 或は SAE 30 として知られて居るもの即ち Cu=8, Al=92% の合金で、抗張力 15 kg/mm<sup>2</sup>, 延伸率 2% 見當のものである、安價を望む場合はよく用ひられる、之に Si と Fe 或は Zn を少量附加すると旋削一層容易となり、抗張力

を増し、鑄造し易くなる、 $AlSi$  合金は延伸率をよくする、 $Si=4.5\sim 6\%$  のものは熱間脆性を減少する。一層強度を要する所には通常  $Cu=4\%$  を含む No. 195 及び No. 196 なる合金が用ひられる、後者は  $Mg=0.2\%$  を含む、抗張力は  $20\sim 35\text{kg/mm}^2$ 、ブリネル硬度  $50\sim 110$ 、延伸率  $12\sim 0.1\%$ 。ピストン用には No 122 即ち SAE 34 が用ひられる、此の成分は  $Cu=10$ 、 $Fe=1.25$ 、 $Mg=0.25\%$ 、15 年以前から發達し米國某工場だけでも既に 6,000 萬箇のピストンを此材料で作つて居る、特徴は高温抗張力大、摩擦によく耐へ且つ鑄造し易いことである。 $Al$  は膨脹率大であることを補ふ爲に種々考慮された結果  $20^\circ\sim 100^\circ\text{C}$  の間の膨脹率  $105\sim 107$  なるものが出來た、之は從來のものに比して、 $15\%$  減少して居る、重量も  $10\%$  軽い。

鍛鍊出來る合金は 2 種ある、其内の一つは冷間加工で硬化出來るが熱處理で硬化出來ぬもの、今一つかものは熱處理でも硬化出來るものである、前者は工業的に純粹なる  $Al$  及び  $Mn=1.25\%$  を含むもの、後者はデュラルミン系のもの、其 17S なるものは最初 20 年前獨逸で作つたものと同様  $Cu=4$ 、 $Mn=0.5$ 、 $Mg=0.5$ 、熱處理直後の抗張力  $32\text{kg}$  延伸率  $18\%$  見當であるが數日間常溫保持後は彈性界  $25\text{kg}$  抗張力  $42\text{kg}$  延伸率も成分よくなる。熱處理直後  $5\%$  の加工に依りて彈性界  $35\text{kg}$  延伸率  $15\%$  となる。 $25S$  は  $Cu=4$ 、 $Si=0.75$ 、 $Mn=0.75\%$  で上記より安價、熔解及び加工容易、しかも  $42\text{kg}$  の抗張力がある。 $51S$  は  $Mg=0.6$ 、 $Si=1.0\%$ 、Aldrey 或は Almelec とも稱し加工一層容易である。重量輕減を行ふ際彈性率を考へねばならぬが其爲に鋼製品よりも肉を  $44\%$  厚くしてしかも重量を半減出來る例もある、電車重量を  $30\%$  軽くすることも出來た。(下井)

## 9) 化學分析

鋼中の酸素、窒素及び水素の定量法に就て (J. G. Thompson; Tech. Publ. No. 466; A. I. M. M. E. Feb. 1932, New York Meeting.)  $O$ 、 $N$ 、 $H$  等は諸金屬中に氣泡として分子狀に、窒化物、酸化物、珪酸物等として化合狀に並に固溶體として溶存してゐる。是等の含有量は鋼の處理方法に依つて異なるが、通常  $0.1\% \sim 1\%$  の間で、水素は痕跡に近い場合が多い。今是等の方法に就て現在迄提唱されたものを概述する。

### 酸素の定量

1) 機械的分離法 1872 年に G. J. Snelus 氏が鋼中の削屑中から脆質の非金屬物の小粒子を撰別せりと言ふ古典的方法である。

2) 残渣分析法 分解の速度の差を利用する方法である。即ち試薬に依つて金屬部を早期に溶解し去り、残渣濾別し、洗滌し分析する方法である。是等は使用する試薬に依つて (a) ハロゲン法 (b) 稀薄鑛酸法 (c) 中性鹽類溶液及び (d) 電解法に分類される。

3) 沃度法 金屬の溶解に、 $I$  の水溶液に  $KI$  又は  $FeI_2$  を添加せるもの、或は無水アルコールに  $I$  を溶解せるものを用ひ、 $Fe$ 、 $Si$ 、 $Mn$  等の金屬を溶液とし、酸化物を殘留せしめる方法である。通常 Eggertz 法と呼ばれる。此の研究者は Fischer (S. E. 1912) Wescott (Ind. Eng. Chem., 1927) Willems (Archiv Eisenh. 1928) 等である。分解には  $CO_2$  又は  $N_2$  氣中で行ひ、水酸化鐵の沈澱を防止する爲めに若干の酒石酸又は枸橼酸アムモニアを加へ、攪拌しつゝ反應を促進させる。珪化物の加水分解に依る含水珪酸を除く爲めに、不溶解残渣の濾別の際は  $Na_2CO_3$  の稀薄溶液で洗滌する。不溶解残渣は濾別乾燥後灼熱して秤量し、是れより各成分の定量を行ふ。 $Al_2O_3$ 、 $SiO_2$  等は正確な値を得られるが、 $FeO$  の一部は溶液中に入り、又溶液中の  $Fe$  は沈澱を起す場合がある爲め結果不良である。珪酸鐵、珪酸滿俺は全く作用されない。 $MnO$  は水溶液に若干分解されるがアルコール溶液では作用されない。 $Fe$ 、 $Mn$ 、 $Mo$  等の炭化物は沃度で分解される。 $Cr$ 、 $V$ 、 $W$  等の炭化物は残渣に入る。 $S$  は化合物も單體も残渣に、磷化鐵は溶液に、遊離の  $P$  は一部酸化され、鐵と合して磷酸鐵を構成する。 $Sn$ 、 $Ti$  等は沃度溶液のみ用ひた場合は定量的に残渣に入る。本法は主として炭素鋼に、特に鍊鐵に用ひて成功する。

4) 鹽素法 鋼試料を高溫度で鹽素瓦斯氣中に保てば  $Fe$ 、 $Si$ 、 $Mn$  等の金屬の外、炭化物、硫化物、磷化物、窒化物等も鹽化物に變じて揮發する。酸化物は残渣中に入る。1825 年に C. Oersted が發案して以來、Bardenheuer 及び Dickens (Mitt. Kaiser-Wilhelm Inst. Eisenforsch. 1927; S. E. 1927) Wasmuht 及び Oberhoffer (S. E. 1929) Meissner (Mitt. Forsch. ver. Stahlwerke Akt., Dortmund, 1930) 等の研究がある。使用する鹽素は熱せる炭素上に通じ、次で  $H_2SO_4$ 、 $CaCl_2$ 、 $P_2O_5$  等の清淨塔を通過せしむるか、 $CO_2$  及びアセトンで  $-70^\circ\text{C}$  に冷却し、含有する不純瓦斯を分離する。本法では  $SiO_2$ 、 $Al_2O_3$  等は結果良好であるが  $SiC$  の共存する時は不適當である。 $FeO$ 、珪酸鐵、珪酸滿俺等は多量の  $S$  が存在しない限り  $350^\circ\text{C}$  で瓦斯を通ずればよい。 $MnO$  は不正確。 $Cr_2O_3$  の存在する時即ち  $15\%$  以上のクロム鋼に對しては  $500^\circ\text{C}$  を採る。 $W$ 、 $Mo$ 、 $Ni$ 、 $Co$  等の酸化物の定量は不可能である。

5) 臭素法  $KBr$  及び  $Br$  の水溶液中で試料を攪拌分解する方法である。残渣は冷水で充分洗滌し、次に温炭酸曹達溶液、更に温水、冷水、稀鹽酸、冷水等で順次洗滌し、残渣より各成分を定量する。Oberhoffer 及び Scherer (S. E. 1925) に次で Oberhoffer 及び Ammann (S. E. 1927) の研究がある。鎮靜鋼に對しては  $SiO_2$ 、 $Al_2O_3$  の結果良好なりと言ふも、 $FeO$ 、 $MnO$  は溶解する爲めに信頼し難い。G. d'Huart (Chem. Abst. 1930) に依れば本法は全く適用困難とも言はれてゐる。

6)  $HCl$  及び  $HNO_3$  法 Kichline (J. Ind. Eng. Chem. 1915) は 2:3 の  $HCl$  を以て加熱し、Oberhoffer 及び Ammann (S. E. 1927) は 1:2  $HCl$  を  $Al_2O_3$  の迅速定量に用ひた。臭素法に比し  $Al_2O_3$  は幾分高い結果が出る。熔融鋼浴中の  $FeO$  の定量に Herty (Trans. A. I. M. E. 1930) は  $Al$  を投じて  $Al_2O_3$  とし、これより  $Al_2O_3$  を定量して  $FeO$  を算出してゐる。米國標準局では Oberhoffer 法を改良し、蒸氣浴上で 1:2  $HCl$  で加熱分解してゐる。残渣は濾別し冷水、温水、3% 炭酸曹達液、冷水、5%  $HCl$ 、冷水の順に洗滌し、乾燥灼熱後炭酸曹達で熔融し、通常法の如く  $SiO_2$  及び  $Al_2O_3$  の定量を行ふ。

硝酸法は Dicken 法 (J. Iron Steel Inst. 1926) と呼ばれ、Herty (U. S. B. M. Bull 37, 1928) の研究がある。試料は 10% の冷硝酸で攪拌分解し、残渣は稀硝酸性過満俺酸加里液で煮沸してセメントタイトを分解し炭質物を酸化する。更に含水珪酸を除く爲めにアルカリにて洗ひ、鹽基性鐵鹽及びセメントタイトの分解物を去る爲めに鹽酸にて洗ひ、水で充分洗滌し前述の如く行ふ。Herty に依れば、本法は試料に依り 10 日乃至 6 週間を要すと。 $Si$  又は  $Al$  等で鎮靜された鋼には良結果が得られる。本法で得られる珪酸物は  $SiO_2/FeO$  又は  $SiO_2/MnO$  の比に依つて異ると。 $SiO_2$  50% 以下の珪酸鐵は容易に分解し、 $SiO_2$  80% のもので回収率は  $SiO_2$  75%、 $FeO$  15% で、全酸素量の 60~70% であると。 $SiO_2$  30% 以下の珪酸滿俺は容易に分解し、 $SiO_2$  50% 以上のもので回収率は  $SiO_2$  80~90%、 $MnO$  70~80% であると。本法は非鎮靜鋼、半鎮靜鋼には適合しない。

7) 中性鹽類溶液法 使用される鹽類は鹽化銅アムモニウム、鹽化銅加里、昇汞その他の鐵鹽である。Cain 及び Pettijohn (U. S. B. S. Tech. Paper 126, 1919) は Goutal 法に準據し、40% の鹽化銅加里水溶液を以て  $N_2$  又は  $H_2$  氣流中に作用せしめ、放出された  $CO$  及び  $CO_2$  を測定した。結果は試料と試薬量、煮沸反應の時間、炭素含有量で變動がある。Klinger の説 (Metallurgist, 2,

1926, 166) では鹽化銅アムモニウムは鐵の存在の下に  $CO$  を吸収し、窒化鐵を分解せず、昇汞の水溶液は  $H_2$  を放出すると。Willem (Archiv. 1928) は  $SiO_2$ 、 $Al_2O_3$  の定量に便なりと言ふ。併し現在は不正確なりとする説が多い。

8) 電解法 最近 Fitterer の記述せる方法 (Tech. Publ. No. 440, A. I. M. E. 鐵と鋼昭和 7, 3 月, 306 参照) で、 $3/4'' \times 3/4'' \times 3''$  の試料をコロジオン膜に包み、3% の  $FeSO_4 \cdot 7H_2O$  及び 1%  $NaCl$  を含む電解液に懸垂し、3~5v の電壓で、1 試料當り 1A 附近の電流で約 24 時間電解し、膜内の残渣より各成分を定量する方法である。 $SiO_2$ 、 $Al_2O_3$  は結果良好、 $MnO$ 、 $MnS$  は若干の後處理に依り良好、 $FeO$  は水酸化鐵、金屬等の殘留に依り結果不良である。利點は操作が中性溶液で行はれる事であるが、 $Mn$ 、 $Si$ 、 $Cr$ 、 $W$  等の合金鋼には不適當である。Lundell, Hoffman 及び Bright 等に依れば脱酸された炭素鋼中の珪酸物の定量に最も便なりと言ふも、極軟鋼、電解鐵等には不適當であると。

9) マクロ検査法 仕上面の平滑度の測定、腐蝕試験、X 線並に磁氣的試験等を行ふが何れも定性的であつて、各成分の検別は不可能である。

10) 顯微鏡法 包含物の色、形、腐蝕抵抗の差に依つて検定する方法で、各種の腐蝕劑、異つた倍率で數次檢鏡を繰返さない限り定量的に行かぬ。大體包含物は酸化物、硫化物、珪酸物に大別されるに過ぎない。Benedicks 及び Löfquist の著者 (Non-metallic Inclusions in Iron & Steel, London, 1930) に詳述されてゐる。通常 100~200 倍が用ひられる。Wohrman (Tr. Am. Soc. Steel. Treat. 1928) は 35, 100, 500, 2,500 の各倍率を用ふ可しと言ふ。Lucas は 3,500 倍を用ひた。本法は充分發達してゐないが、 $Al_2O_3$  と珪酸物、 $MnS-FeS$  と  $MnO-FeO$  の分別は容易であるが、各成分の定量は困難である。

11) 水素還元法  $1,000^\circ C$  で純水素で還元し、生成された  $H_2O$  を測定する Ledebur 法がある。Cain 及び Pettijohn (U. S. B. S. Tech. Paper 118) Oberhoffer (S. E. 1918, 1920) Rooney (J. Iron Steel Inst. 1924) の研究がある。 $FeO$  は完全に、 $MnO$  及び珪酸鐵は  $1,150^\circ C$  でも還元不充分である。又  $C$  の爲め  $CO$  として瓦斯化する酸素がある。試料は微粉なるを要し、従つて酸化される機会が多い。故に豫め  $500^\circ C$  で表面の酸化膜を還元除去するがよい。適用範圍は極軟鋼か電解鐵で、 $C$ 、 $Mn$ 、 $Si$  の含量少のものに限られる。上記の還元不充分を避ける爲め、 $Sb$ 、 $Sn$  等を加へ、試料の熔融點を低下する  $H-Sb-Sn$  法が Oberhoffer (S. E. 1925, 1926) に依つて

發案され、Thanheiser (Mitt. Kaiser-Wilhelm Inst. Eisenforsch. 1927) Bardenheuer (Archiv. 1928) Kjerrman (U. S. B. S. J. Res. 1928) 等に依つて研究された。合金は 50~50 で試料に當量以上加へ、1,100°C で水素還元する。 $FeO$ ,  $MnO$  は完全、 $Fe$ ,  $Mn$  の珪酸物は不完全に還元されると。 $H_2O$  の外  $CO$  及び  $CO_2$  の吸収塔を附加するを要す。Petersen (S. E. 1930) は 10% の酸化ナトリウムを含むニッケルを 250°C に加熱接觸し、 $CO$ ,  $CO_2$  を  $H_2$  と共に  $H_2O$  及び  $CH_4$  に變じ吸収せしめた。Müller に依れば  $Si$  は  $FeO$  及び  $MnO$  に接し、 $SiO_2$  に變じて還元困難となり 0.05% で障害ありと言ふ。 $S$ ,  $N_2$ ,  $P$  は害なきも、 $P$  が多ければ影響する。本法は  $C$ ,  $Si$ ,  $P$  の含量低く、 $SiO_2$ ,  $Al_2O_3$  を含まない試料にも最適であるが、空試験は相當大きい。

12) 真空熔融法 本法は  $O$ ,  $N$ ,  $H$  の定量に適する。0.005 mm 以下に減壓せる爐内で試料を黒鉛坩堝内で熔融し、瓦斯化した  $CO$  を  $CO_2$  に變じ容量法又は吸収させて重量として全窒素量を測定する。各酸化物の成分は定量出来ない。詳細は U. S. B. S., J. Res. 7, 1931, 375 参照。 $SiO_2$  の集塊又は  $Al_2O_3$  が多量に非る限り結果良好。缺點は装置に費用を多く要し、高  $Mn$  及び高  $Al$  鋼に適用困難な點である。他の場合は誤差 0.002% 以下なりと。

窒素の定量 重硫酸加里で熔融し硫酸にて窒素をアムモニアに變ずる方法、真空中にて酸素を附加し生成瓦斯中の  $N$  を測る Sawyer 法、不活性瓦斯中に酸化熔劑と熔融し生成瓦斯より  $N$  を測る方法等がある。Klinger (Archiv. 1931) に依れば過酸化曹達で真空熔融するが最適との事である。即ち熔融點低く、装置は硝子製で差支へなく結果良好なりと。現在用ひられてゐるのは試料を鑛酸主として  $HCl$  に溶解し、窒素をアムモニア鹽に變じ、苛性アルカリを加へて蒸餾し、餾出液をアルカリメトリーにて滴定する方法と上記真空熔融法のみが用ひられる。ネスラー溶液に依る比色法は炭素 0.2% 以上のものには不正確である。

蒸餾法には装置の上に主に改良があり、凝縮管は硝子製を避ける必要がある。 $Fe$ ,  $Mn$  等の窒化物は  $HCl$  で完全に分解され、他はアルカリ溶液と煮沸中に分解する。 $Al$ ,  $Zr$  等に對しても結果良好であるが、 $Si$ ,  $Ti$ ,  $Cr$ ,  $V$  等には低値を示す。銑鐵には不適當。蒸餾法では機械的に包藏された窒素は測定出来ない。

真空熔融法は酸素の定量と同様に黒鉛坩堝を用ふる。Jordan 及び Eckman は生成瓦斯を金屬  $Ca$  の蒸氣中に通じ、窒化カルシウムを分解し、アムモニアを滴定した。生成瓦斯中の酸化炭素、水素を吸収せしめた残留量

を窒素とするが便である。即ち  $O$ ,  $H$ ,  $N$  の三者を同時に測定出来る。真空熔融法は試料中の全窒素量を示し、誤差は 0.002% 以下なりと言はる。

水素の定量 真空熔融に依り生成された  $H_2O$  を測定する方法と一定量の純窒素内で 600°C に 1 時間加熱し、放出された水素を Shakespear Katharometer で測定する方法が主なるもので、此の外、水銀中で試料を穿孔して放出する瓦斯を捕集する方法がある。

Ryder 法は箔又は線條とした試料を真空球内に封入し、電流を通じて自熱し、1~2 c. mm の生成瓦斯より  $CO$ ,  $CO_2$ ,  $H_2O$ ,  $H_2$ ,  $N_2$ ,  $O_2$  を分析するのであるが、適用範圍が狭少である。Ziegler 法は約 13 lbs の試料を黒鉛坩堝に入れ、上部を玻璃鐘にて覆ひ、真空として高周波爐で熔融し、生成瓦斯を分析するのである。真空装置内に一切の金屬物質を含まない場合結果は良好であると。(Trans. Am. Soc. Steel. Treat. 1931) (前田)

重量法に依るチタニウムの新定量法 (H. T. Beans & D. R. Mossman; J. Am. Chem. Soc. 54, May, 1932, 1,905-1,911) 硫酸性、硝酸性又は鹽酸性溶液に沃度酸加里を加へ、沃度酸チタニウムの複鹽を沈澱せしむる方法である。著者の推奨する方法は 50 cc の硫酸チタニウム溶液に 27 cc の硝酸を加へ、200 cc に稀釋せる後、10% の  $KIO_3$  溶液(數滴の硝酸を加へたるもの)を常温に攪拌しつつ徐々に加へ、時々攪拌しつつ 1 時間靜置して沈澱を完了せしめ、濾別し、少量の硝酸を含む 2%  $KIO_3$  溶液にて數回洗滌し、次に沈澱を濾紙と共に原ビーカーに移し、15 cc の鹽酸を加へ、少々の水を點じて攪拌し、 $SO_2$  瓦斯を褐色の表れて消失する迄通じ、300 cc に稀釋し、煮沸して  $SO_2$  を去り、これにアムモニアを加へてチタニウムを沈澱せしめ、濾別、乾燥、灼熱し、 $TiO_2$  として秤量するのである。 $KIO_3$  を加へる際は全酸性度は 1.7 規定以下なるを必要とする。

$Al$ ,  $Ca$ ,  $Mg$ ,  $Ni$  等の分離には  $KIO_3$  の沈澱を 2 回繰り返せば宜しい。 $TiO_2$  の 0.1 gr に對し、 $Al_2O_3$  は 0.2 gr,  $CaO$  は 0.1 gr,  $NiO$  は 0.4 gr,  $MgO$  は多量迄無視し得る。

$CrO_3$  として 0.07 gr 迄は  $KIO_3$  の沈澱に影響せず。 $V_2O_5$  は 0.001 gr 迄差支へないが、0.05 gr では明かに影響する。 $P$  との分離は定量的である。 $Mn$  は  $TiO_2$  0.1 gr に對し、0.01 gr  $Mn_2O_3$  迄は無視し得るが、これ以上を含む時は沈澱に褐色を附與する。従つて  $KIO_3$  で沈澱せるものは鹽基性醋酸法で沈澱せしむるを可とする。 $Fe$  は 0.1 gr の  $Fe_2O_3$  に相當する迄は定量的に沈澱する。故に豫めエーテル分離を行つた後、チタニウムは鹽基性醋酸法に依るべきである。

$Zr$  は  $KIO_3$  で一部沈澱する。故にアムモニアで再沈澱法を行つた後、鹽酸に溶解し、 $SO_2$  を通じ、35 cc の Superoxol を加へ、200 cc に稀釋し、10% の  $KIO_3$  溶液 100 cc を加へ、3 時間靜置後濾過し、濾液に 9 cc の硫酸を加へ、煮沸して 200 cc に至らしめればチタニウムは充分沈澱を完了する。 $Zr$  は 0.01 gr 迄上法に依つて差支へない。同時に  $Zr$  の定量も可能である。 $KIO_3$  に依る沈澱は大體  $Ti(IIO_3)_2 \cdot 3KIO_3$  と推定される。

(前田)

## 11) 雜

**黑色磁鐵粉使用に依る迅速研磨** (Prof. Welt in J. Crook and Warren R. Philbrook. Metal Progress, May, 1932) M. N. Short 氏の發表に依るとマグネシヤ及び黑色磁鐵粉 (Black magnetic rouge) を軟質鑛物の研磨劑に推賞してゐるが、此黑色磁鐵粉は特別の沈澱方法に依つて作つたもので、99% の  $Fe_3O_4$  を含んで居て1封度30仙で得られる。

著者は是を金屬研磨に利用する目的で試みにロックウェル C-64 なる硬質の鋼とロックウェル B-60 なる軟鋼の兩者に使用した。軟鋼の場合は特にエメリー紙 No. 0000 に輕機械油を附着せしめて研いた後此研磨劑に依つて磨いた。其の結果は非常に良好で、研磨時間少なく、金屬表面の變形 (Flow) も起らず且つ安價である故にスタンホード大學金屬組織實驗室の標準方法に採用した。但し此の研磨劑の色が着物、手等に附いて取去り難い事が缺點である。 (Y. O.)

**米國電氣化學會第61回總會に於ける論文數種** (Metal Ind. N. Y. May, 1932)  $Se$  及び  $Te$  (S. Skowronski, M. A. Mosher) 銅精製時に於ける  $S_2$ ,  $Te$  の分離方法及び是等兩金屬の工業的製造方法を略述し、併せて製造上の注意、表及び用途を記し、銅の傳導度に對する影響、その他兩金屬に關する文献を集めてゐる。

$Cu$ ,  $Zn$ ,  $Be$ ,  $Ba$ ,  $Sr$ ,  $Li$  による銅の脱酸 (E. E. Schumacher, W. C. Ellis) 金屬脱酸劑は多くの場合銅と合金を作つて銅の傳導性を低下するものであるから使用時には注意を要す。 $Ca$  は脱酸劑としては、傳導度に關して  $Zn$ ,  $Be$  に優れてゐる。 $Ba \cdot Sr$  は銅の立派な脱酸劑にして電氣傳導度を殆んど害せざるも經濟的にむづかしい。 $Li$  も良い脱酸劑であるが空氣中の酸素と結合したり又耐火物を還元する如き缺點あり。

青化物電解液にて  $Cu \cdot Cd \cdot Zn$  三元合金を電着 (R. C. Ernst, C. A. Mann) 水溶液から2種の金屬を同時に電着せしむる原理を略述して三元合金電着に及ぶ。著者の電解液は青化銅 40.01g/L, 青化カドミウム 2.94g/L, 青化亞鉛 36.14g/L, 青化加里 138.0g/L, 電解溫度は 25°C, 電流密度  $0.3^4/am^2$  で操業して次の如き製品を得た。即ち  $Cu=62\%$ ,  $Cd=21\%$ ,  $Zn=17\%$ 。尙青化加里、苛性曹達、重亞硫酸曹達、溫度、電流密度、液の濃度、陰極等の影響について詳論。

耐耗用  $Cr$  鍍金の操業 (A. Willink) 耐耗の目的で鋼に  $Cr$  鍍金を行ふには硫酸 3.3g/L,  $CrO_3$  250g/L の電解液を使用し、溫度は 60~75°C, 電流密度は 100~325<sup>4</sup>/ $am^2$  が必要である。斯様な高温高電流密度で行ふと能率が良い。鍍金前の表面洗滌にはアルカリを用ふるとアルカリの薄膜を鋼面に残す缺點がある。

$Fe$ ,  $Cu$ ,  $Ni$  合金の電着 (L. E. Stout, C. L. Faust) 青化物液から  $Fe$ ,  $Cu$ ,  $Ni$  三元合金を電着する事に關する物理化學的考察を行ひ、陽極法の調節を論ず。

ベリリウム (A. Stock)  $Al$ ,  $Mg$  の冶金に應用せられてゐる熔解電解液を使用する方法は最近まで  $Be$  冶金にはうまく適用出来なかつた。これは  $Be$  が  $O$ ,  $C$  と親和

力強く且つ熔解點が高い (1,300°C) からである。著者は弗化ベリリウム、弗化バリウムの電解液を用ひ 1,400° で操業した。熔融  $Be$  は水冷式鐵陰極の所で分離するのである。其の他  $Be$  の製造法、分析法、性質、用途等を記載せり。

新電氣爐 (E. Fr. Russ) Russ 式誘導電氣爐は非鐵金屬の大規模の熔解に使用すれば非常に經濟的である。爐床型の電氣爐は  $Al$  熔解には 450  $kwh/l$  を要し、誘導式燒鈍爐は 120  $cm$  幅、3  $mm$  厚の銅、眞鍮板等の燒鈍に應用せられてゐる。眞鍮板に對しては燒鈍及び酸洗に 110  $kwh/l$  の電力を要す。 (F. K.)

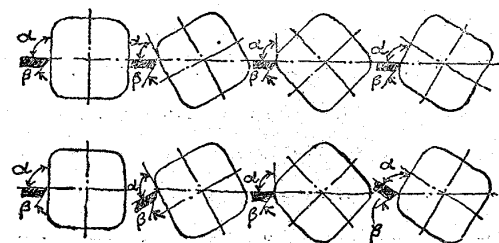
**角型鋼塊旋削機** (St. u. E. May 12, 1932 p. 471/2) 高級鋼製造工業にありては高級材料は角型鋼塊として鑄造するのが利益である。此鋼塊は通常大層硬く往々尙未だ軟化せぬものであるが從來は平削機或は研磨機で表面を削つて居たが旋盤で行ふ如く均一に行かぬ、且つ作業の性質上旋盤で連續加工が出来ると大層經濟的である。

削る旋盤は鋼塊が特別のものであるだけそれだけ機械の構造も種々特別なる條件で束縛される、工具は旋削せんとする鋼塊の各位置に對し最も適當なる位置方向を保持させることを要する、即ち工具が前進後退を自動的に一應の形式の周期の下に行ひ得ると同時に或る旋廻俯仰運動をなし以て一定の切刻角を保持する様にせねばならぬ、尙鋼塊長さの方向に傾斜して居る爲旋削の際之に合する今一つの束縛を受ける。

鋼塊を取付けて回轉を與へるのは通常の旋盤同様であるが、旋削工具は工具臺後方に設けある横杆装置に依りて鋼塊の回轉に伴ひたる前進後退運動を行ふ、それと同時に工具支持臺は滑導溝に依りて鋼塊傾斜に従ふ運動をする、工具保持装置の前方にある袖に依りて俯仰運動が工具に與へられる、之は主軸箱内部にある曲線型或は溝型に依りて運動が與へられる、第1圖の上の段は俯仰運動をせぬ

第 1 圖

時の工具の4ヶ所に於ける状態を示す、切刻角が圖の如く變ることとは不適當であ

 $\alpha$  = 切刻角  $\beta$  = 工具角

る、下の段のものは俯仰運動をする場合の説明で常に一定の切刻角が保持される。旋盤の構造は其他一般に容易に繰返し得る如く且つ作業時間を無益に費すことを極減する様注意が拂はれてゐる、丸型鋼塊旋削と殆んど同様の速さ、確實さ及び便利さを以て作業することが出来る、製作所は Rheydt にある Frioriep 機械製作所である。

(下井)