

# 抄 録

## 1) 製 鐵 原 料

**ドワイト、ロイド焼結鑛の還元性に就て** (Kurt Grethe und Julius Stoecker St. u. Ei. 13 Juni 1935 S. 641) 粉鑛を焼くと、温度の高まるにつれて、先づ焼着し (backen), 次に焼結し (sinter) 最後に溶解する (schmelzen)。粉鑛の種類に依つては、焼着した丈で著しく強力な團鑛になるものもあるし、或は焼着状態が殆んど無くて、いきなり焼結し始めるものもある。焼結鑛の爲の粉鑛として適当な條件は、前者の様に、焼着温度から溶解温度までの温度差が大きい事である。何故なら温度差が大きいと、餘裕があるので、堅固な、滓化の少ない焼結鑛が得られるが、此の温度差が小さいと、一部熔融が起る爲に滓化が著しく進む。

焼結鑛の物理的性質は、原料の瓦斯透過性による。透過度がよければ焼結度のいゝものが出来るし、透過度が悪いと生焼けてバラバラの原鑛が其儘製品に交る事になる。此の瓦斯透過性を左右するのは、主として原料の粒大及び密着力である。粒大は大體 0.1mm 以下、0.1~0.5mm, 0.5mm 以上の3つに分ち、瓦斯透過力に關係するのは 0.1mm 以下の微粒の多少である。微粒は緻密層をなす爲に、著しくドラフトの吸引作用を害するためである。次に瓦斯透過性は原料の密着力によつて大影響を受ける。H. B. Wendebrom 氏によると密着力はコロイド的成分によつて起るものである。密着力の弱い濕潤粉鑛が焼結ベルトのバーナーの下に来ると、直ぐ乾いてバラバラになり、ドラフトによつて緻密層を形成する爲、透過性が悪くなる、密着力の強い粉鑛は乾いても、元の形を失はず、バラバラにならずに、方々に割目を作るに過ぎないので、小ドラフトによつて焼結が出来るわけである。密着力の測定法としては、粉鑛を水で飽和し、同じ壓力の許に、小さな型にプレスし、それを乾燥した後、其の強さに依つて、良、中、悪の密着力に分類するのである。

だから微粒が割合に少なく、密着力の大きい粉鑛は焼結に適し、そうでないものは適しないわけである。

瓦斯透過度に従つて、焼結ベルトの速度を變化させる必要あり。即ちベルト下の負壓が高いときには、透過性が悪いのであるから、ベルト速度を遅くし、逆の場合は早くする。Bochum では最近、此のベルト下の負壓によつて原動機の廻轉數を變へる考案を試験して自動的にベルト速度を變へる様にした。

燃料と水分の量も重要な要素である。この兩者には適当な比があつて、此の比は瓦斯透過度に依つて異なり、それは経験によつて決めらるべきである。勿論それによつてベルト速度も變化しなければならない。

製品たる焼結鑛の還元性は、Feldmann 氏の方法に依つた。これは4時間かゝつて 1,000°C に上げ、其の間に一定量の還元瓦斯を通して、分解された酸素の量に依つて決定するのである。

燃料の量が多くなる程、ベルト速度は遅くしなければならないし、製品は甚だしく滓化し、其の爲に堅固にはなるが、還元性が落ちる。併しこんな場合には、ベルト上の還元がよく行はれるので、1,000°C までの試験に於ける還元性が悪くても、還元の總和は他の場合と殆んど等しく、従つて残留酸素量は大體一定して居るわけである。しからは、還元性の悪い、滓化した焼結鑛の方が、他の滓化しない還

元性のよい焼結鑛よりも、堅固な丈鑛鑪には適當して居る事になるが、實際鑛鑪にて試験の結果、この方がずっと Coke ratio が殖へた。即ち滓化した焼結鑛は、焼結ベルトの上でも、鑛鑪の中でも、二重に餘計の燃料を食ふ事になる。これは、鑛鑪の上部に於ける豫備作業及び爐の下部に於ける 1,000°C 以上の温度で行はれる容易な迅速な還元作業に最も必要であるべき多孔性が、焼結鑛の滓化が甚だしいと著しく害される爲である。 (深堀)

## 3) 鉄 鐵 及 鐵 合 金 の 製 造

**鑛鑪の熱損失に就て** (D. F. Marshall Heat treating & Forging april 35.) Midland Coke reserch committee に於ける 15 週間の鑛鑪操業に於て Evans 及び彼の共同研究者の考へた方法で計算した iron, factor の平均補正值がストックの平均下降時間及び裝入量からは 0.5 又はそれ以上になるべきなのが 0.14 といふ結果になつた。この特に低い iron, factor に對する最もらしい説明は鑛鑪の熱損失が普通より少かつた事と副射により羽口で燃へた炭素及び外部冷却による損失は平均 500/Dlb/ft<sup>2</sup> of Hearth area で表されたからである。

外部の熱損失を分けて見ると a. シャフトから、副射及び對流による損失。b. ボツシュから冷却水による損失。c. ハースから基礎を通して傳導による損失であり、これらの各々に就て研究した。

(1) シャフトからの熱損失 シャフトの外皮は長さ 53'6" 直径は頂で 25 $\frac{1}{2}$  の圓錐で軟鋼で作り黒塗りをしたものである。大部分は 3 $\frac{1}{2}$  の厚さに耐火煉瓦を張りボツシュから 10 $\frac{1}{2}$  の間は段々に厚くして 3'9" までにした。煉瓦張と鋼の外皮の間には 3" 幅の空隙をつけた。外皮の表面の温度はケムブリツチの表面温度計で 5°C まで讀んだ。外皮は深さ 5'6" の 58'~79' の帯で出来てゐる。各々の帯に就て 12ヶ所宛温度測定をし結局 120ヶ所の温度を測定した。一例を示すと。

		°C	°F		°C	°F	
Plate	1	27.3	81.2	Plate	6	58.1	136.6
"	2	32.7	90.0	"	7	72.0	161.6
"	3	39.7	103.5	"	8	86.0	186.8
"	4	45.8	114.4	"	9	79.6	175.3
"	5	48.8	120.8	"	10	67.8	154.0

最高温度は 105°C 最高の位置は頂から 7-9 の中であつた。

b. 空氣の温度は適當な高さの所に懸けた温度計で48時間續けて毎時間測定した。晝夜の平均の爐側の温度は (Oct 11~12, 1931) 49.2°F で絶對温度で 508.8°F であつた。

c. 副射による損失 副射による損失は Stefan の法則から與へられる。

$$H = E \times 17.3 \times 10^{-10} (T_1^4 - T_2^4) \text{ b.t.u. } \rho'' \text{ of Surface/hr.}$$

E は 125°F までは大體 0.96 と一定した。ボツシュの頂から裝入臺までのシャフトの爐の表面積は 3,560  $\rho'$  であるから、副射による全損失は

$$0.96 \times 17.3 \times 10^{-10} (593.5^4 - 508.8^4) \times 3,560 \text{ b.t.u./hr.} \\ = 336,800 \text{ b.t.u./hr.}$$

d. 對流による損失 自然の對流による損失は大きな圓筒や縦の板では  $H = 0.32 \theta^{1/4} \text{ b.t.u./sq'ft/hr.}$  で  $\theta$  は外皮と大氣との温度差であ

る。自然対流とは熱い部と冷い部の間の密度の相違による重力に由つて起る空氣の運動のみよる場合である。この外に風などの様に壓力の相違のため起る対流もある。熱損失は温度差、風速、及び爐の直径の函数である。外皮と外氣の温度差は平均  $133.7 - 49.2 = 84.5^{\circ}\text{F}$  であつた。風速は地上  $50\text{ft}$  水面上  $430\text{ft}$  の所に於ける全風速の積を 24 時間當り哩で出した。若し無風だとすると。

$$H = 0.32 \theta^{5/4} b.t.u./sqft/hr.$$

$$= 0.32 \times 84.5^{5/4} \times 3,560 b.t.u./hr.$$

$$= 291,700 b.t.u./hr. \dots\dots\dots (1)$$

小さい圓筒や板の場合に就ては實驗式がありこれを鑄鐵爐の場合にも應用すると  $H = K \cdot \theta$  は  $0.96$  であり。

$$H = 0.96 \times 84.5 \times 3,560 b.t.u./hr.$$

$$= 288,800 b.t.u./hr.$$

又他の式から計算すると

$$H = K\theta \text{ は } 3.5 \text{ であり}$$

$$H = 3.5 \times 84.5 \times 3,560 b.t.u./hr.$$

$$= 1,053,000 b.t.u./hr.$$

以上の結果から見ると自然対流の場合 (1) も対流が強へられた場合 (2) も略々同じである。爐を平板と假定し対流が強へられた場合は (3) で (1)(2) の約 3 倍半となつてゐる。又塵採取機や瓦斯洗淨機等の附屬品を凡て考慮に入れた場合には

$$H = 3.5 \times 84.5 \times 3,560 \times \frac{1}{3.14} b.t.u./hr.$$

$$= 335,200 b.t.u./hr. \dots\dots\dots (4)$$

(1)(2) と (4) は略々同じである。

以上の結果から熱損失は自然対流の場合よりは大であるべきである。(1)(2)(4) の平均の値から熱損失は  $305,200 b.t.u./hr.$  である。

以上の結果からシャフトの全損失は、

- a. 副射損失  $336,800 b.t.u./hr.$
- b. 対流損失  $305,200 \text{ "}$
- 全損失  $642,000 \text{ "}$

(2) 冷却水による損失 ボツシュ水冷をなし 8 ケの水冷羽口を用へてゐる。水の速度は流れの幅と深さとの比、及び流れの床の形状等に影響されるがこれらの相違に拘らずにも表面の速度は平均速度と密接な關係のあることを知つた。Grumsby は平均及び最高の表面速度の比は幅と深さの比  $1/5$  の流れでは  $1.01$  なりとし又 Parker は砂底の流れで  $0.87 \sim 0.93$  なりとした。

この實驗では 2 つの方法で 11 ヶ月間行つた。

第 1 の方法はボールを流す水面浮游の方法で他の方法は Pitot 管による水中浮游の方法である。

a) 水面の流れによる實驗 樋の底の幅は平均  $14.2'$  であつた。樋の斷面は矩形だが底が平でないので水の深さの測定は兩側と中央とを  $1\text{ft}$  毎に測定しその全平均をとつた。12ft 間の流れの時間は  $1/10\text{sec}$  まで測つた。

各平均値は次の如し。

樋の平均深さ	14.2'	水の平均速度	5.2 ft/sec
水の "	2.4'	平均斷面積	0.236 sq.ft.
12ft の流れの時間	2.3 sec	水の平均流量	1.22 Cub.ft./sec.

流れの温水の上昇は平均  $7.2^{\circ}\text{C} (13.0^{\circ}\text{F})$  であつた。

冷却水に由る熱損失

$$4,400 \times 62.4 \times 13 = 3,570,000 b.t.u./hr. \dots\dots (5)$$

b. 水中の流れによる實驗

平均深さ	左側	中央	右側
1.	3.10'	2.53'	1.79'
2.	3.12'	2.57'	1.76'

平均の深さ  $2.48'$  幅  $14.15'$   
 12ft の流れの時間 1)  $1.75\text{sec.}$  2)  $1.82\text{sec.}$   
 平均流速  $6.72\text{ft./sec.}$  平均温度上昇  $11.1^{\circ}\text{F}$   
 冷却水による損失

$$\frac{14.5 \times 2.48 \times 6.72 \times 3,600 \times 62.4 \times 11.1}{144} = 4,080,000 b.t.u./hr.$$

c. Pitot 管による測定

位置	Pitot 管の読み " of Hg.	斷面積 $\text{in}^2$
a. 0	0.45	38.8
b. 6ft	0.65	34.3
c. 12ft	0.65	31.7

これを  $V = 18.3 \sqrt{L/P}$  から計算すると

- a.  $92.5 \text{ Cub.ft./min}$
- b.  $99.6$
- c.  $91.7$

この平均値  $94.6 \text{ Cub.ft./min}$  をとり温度差を  $11.1^{\circ}\text{F}$  とすると

$$94.6 \times 62.4 \times 11.1 \times 60 = 3,930,000 b.t.u./hr. \dots (7)$$

冷却水による損失 平均  $4,005,000 b.t.u.$  (續く。)

(O)

#### 4) 鋼及び鍊鐵の製造

**Perrin 製鋼法** (W. D. Pugh: Iron & Steel Ind. 8, 1935, 275-279) 熔鋼の脱磷、脱酸を急速に行つて製鋼費の低減を目的とする Perrin 法は約 4 年前初めて Uginde で行はれ、現在猶同地の Acieries Electrique 其他の工場で實施してゐる。此の方法の最初の目的は鹽基性轉爐と電氣爐との合併法に於ける生産費の低下を目的とした。通常轉爐鋼は低炭素で  $0.06\% P$  を含み、之を電氣爐に装入して  $0.02\% P$  以下に精鍊するのであるが、作業費は當然高くなる。又轉爐内で脱磷を進める目的で送風を永く行ふ事は地金の酸化を増す事となり好ましくない。M. Perrin は此の場合、脱磷を行ふ爲めに、豫め熔濁して居いた鹽基性で酸化力大なる合成鋼滓に熔鋼を注加し、密に兩者を接觸せしめる方法を行つた。實驗に依れば先づ脱磷すべき熔鋼を其の  $10\%$  重量に相當する合成熔滓中 ( $60-65\% \text{CaO}$ ,  $30\% \text{FeO}$ ,  $<10\% \text{SiO}_2$ , 若干の螢石を加ふ) に注加し、 $P$  は  $0.436\%$  を  $0.045\%$  に、 $0.06\%$  を  $0.011\%$  に、 $0.02\%$  を  $0.007\%$  に減じてゐる。此の時の反應は  $3\text{CaO} + \text{P}_2\text{O}_5 = \text{Ca}_3(\text{PO}_4)_2$  で反應前の磷量は相當低くても行はれ、接觸時間は 1 分間で充分である。最も脱磷度の大なる實驗は  $0.39\% P$  が  $0.007\%$  に減じた場合である。

鹽基性熔滓に依る脱磷と同様に、酸性熔滓に依る脱酸に就ても種々の實驗が行はれた。初めは使用熔滓を  $60\% \text{SiO}_2$ ,  $15\% \text{Al}_2\text{O}_3$ ,  $10\% \text{CuO}$ ,  $10\% \text{Na}_2\text{O}$ ,  $4\% \text{MnO}$  の成分としたが、此の組成では流動性は良好であるが、熱及び電氣傳導度低い缺點があり、後  $70\% \text{SiO}_2$ ,  $25\% \text{Na}_2\text{O}$ ,  $5\% \text{CaO}$  とした。此の熔滓を取鍋内に入れ、ある高さより熔鋼を注加して、混和脱酸せしめた結果では次の成績が得られた。

- 第 1 回  $0.055\% \text{O}_2 \rightarrow 0.015\% \text{O}_2$
- 第 2 回  $0.054 \rightarrow 0.017$
- 第 3 回  $0.083 \rightarrow 0.026$

Perrin に依れば上記の結果は鋼中の  $\text{FeO}$  が熔滓中に移行したもので、他の脱酸劑に依る場合の如く、反應生成物が鋼中に懸垂して介在物を構成することはないと言はれてゐる。併し著者が鋼塊を精細に檢した時は少なからぬ介在物を認めた。併し之が元來の殘留物なるか又は處理熔滓の混入殘留に依るかは不明である。此の方法に就ての研究では、結局 (1) 同一酸性度の熔滓なれば流動性大なるもの程效果的であり (2) 熔鋼及び熔滓中に於ける  $\text{FeO}$  の分布も溶液の方則に支配されるを知る。従つて  $\text{FeO}$  との親和力と其の溶解能

並に熔滓添加量に支配されるは當然である。又熔滓の流動性を良好に保つて且つ酸性度を高める爲めに  $SiO_2$  を  $TiO_2$  で置換し、70%  $TiO_2$ , 30%  $CaO$  に就ても目下研究が行はれてゐる。

熔鋼より  $FeO$  の除去に就ては、溶液の法則が支配するのであるから、此の爲め的手段としては、熔滓で処理する前、豫め加炭して  $FeO$  量を減じ置くとか、或は  $FeO$  より生成熱の高い熔鋼に溶解する酸化物で  $FeO$  を置換し置く方法を採る。此の目的には  $Mn$  及びクロムを用ふる。M. Perrin 試験結果 (Rev. Met. Jan. 1933) では 0.10~0.12%  $C$  鋼に  $Mn$  の添加と、之を完全に鎮静する  $Al$  量とは次の如く示されてゐる。

$Mn$	0.00	0.20	0.40	0.65	0.88	1.35
$Al$	0.02	0.017	0.010	0.008	0.003	0.00

又 <0.02%  $Si$  の熔鋼に 1.4%  $Mn$  に相當するマンガン鉄を添加し、之を 60%  $SiO_2$  の熔滓で、処理した場合、 $O_2$  は 0.003% 以下に、 $Mn$  は 0.4% となり、 $Si$  は 0.15% に増加した。此の實驗は Perrin に依れば従來の學説に反すると言ふ。即ち熔鋼中へ  $MnO$  の溶解度が全くない時は、熔鋼への  $Mn$  の添加は徒に介在物を生ぜしむるのみとなり、次の熔滓処理は、全く短時間に行はれる爲めに殆んど除去出來ぬ筈である。且つ生成された  $MnO$  は極めて微細な粒子であり、熔滓は相當大なる粒子であるからである。此の點に關し、著者は次の電氣爐熔解で實驗した。

装入物は 15t で酸化度の大きな屑鋼を主とし、熔解後鐵礫石を加へて鋼滓中の  $FeO$  約 35% とし、77% の  $Mn$  鐵 110kg を加へ、出鋼の際は熔滓中へ 15 呎の高さから注入し、2 分後 500kg の鋼塊に鑄込んだ、合成熔滓及び熔鋼の處理前後の成分は次の如くである。

熔滓	處理前	處理後	熔鋼	處理前	處理後
$SiO_2$	38.94	36.68	$C$	0.035	0.195
$TiO_2$	11.70	11.80	$Si$	痕跡	0.150
$FeO$	1.50	2.75	$Mn$	痕跡	0.730
$MnO$	12.15	15.78	$P$	0.002	0.013
$Al_2O_3$	13.85	12.46	$S$	0.022	0.022
$CaO$	9.40	9.60	$Ni$	0.16	0.200
$MgO$	11.24	10.70	$Cr$	0.03	0.050
$Na_2O$	0.93	0.55			

鋼塊は一見良質の電氣爐鋼の如くである。鋼中の珪酸物は Dickenson 法で定量した結果は 0.0106~0.0180 を示し、その組成は 73.5%  $SiO_2$ , 5.6%  $FeO$ , 20.0%  $MnO$ , 0.6%  $Al_2O_3$  で、些細に檢すれば中央部に V 型偏析と僅かの氣孔を認め決して良質の鋼塊ではなく、通常法に依るものに優れる點を認め難い結果となつた。

以上の如き結果を得てゐるが、猶充分なる實驗を行ひ、熔滓量、マンガン添加量、熔滓組成等に就て種々の研究を行ふ必要がある。

(MA)

## 6) 鐵及び鋼の加工

特殊鋼の銲接 (W. H. Hatfield: Symposium on the Welding of Iron and Steel (The Iron and Steel Inst.) 1935, Advance Copy) 特殊鋼の銲接は普通鋼の場合と全く、異つた問題が澤山起きるので異つた方面から調べなければならない。銲融銲接の場合にも鐵鋼の鑄造の時と同様に氣孔、氣泡、引張り、龜裂等に對して適當なる處置を採る必要がある。

高抗張力鋼として用ひられる 3%  $Ni$  鋼は普通の炭素鋼を電極として容易に銲接される。 $Ni$  が母材から銲接部の方に擴散する爲銲接部の強さは母材位に迄はなるが銲接部の強さを充分必要とする肉厚部の銲接には餘り好しい方法ではない。以前から  $Ni$  約 3% 含

む銲接部を造るのに電弧銲接用銲接棒として合金鋼で用ひられて居るが之を普通の炭素鋼の銲接に用ひても有効である。一般に  $Ni$  鋼は銲接後熱處理を施す方がよいとされて居る。即ち標準化或は高温焼戻を行ふ。 $Ni$  鋼の銲接に裸線電極を用ゆると材質を悪くし銲着金屬の成分が變化し充分な熱處理が出來なくなる。

通常用ひられる 50~60 ton/in<sup>2</sup> の  $Ni-Cr$  鋼 ( $Ni$  約 3%,  $Cr$  0.5~1%) も  $Ni$  鋼と同様である。但し此種の鋼は高温から冷却する時自ら空氣焼入れする傾向大なる故銲接後特に適當なる熱處理を必要とする。空氣焼入れ性を有する此種の鋼では龜裂が出來易いので銲接技術家の注意を要する。

$Cr$  0.5%、1%、3%、6% 等の低  $Cr$  鋼の銲接の時母材に及ぼす影響は  $Ni$  鋼の場合と略等しい。局部硬化を防ぐ爲に一般に銲接後熱處理を必要とする事勿論である。適當なる被覆剤を用ひて銲接部の酸化を防ぐ様にすれば如何なる成分のもでも充分丈夫なものを作る事が出来る。空氣焼入れ性に伴ふ龜裂が生ずる傾向は  $C$  及  $Cr$  量と共に増加する故に注意を要する。現在  $Cr$  鋼の内最も重要なるは恐らく不銲鋼であらう。此鋼では  $Cr$  は多く 12~14%、又 20% 迄のものも用ひられる。低  $C$  高  $Cr$  鋼即ち不銲鐵は如何なる銲解銲接法及電氣抵抗法を以つてしても充分銲接出来る。 $C$  が 0.1% 又はそれ以下になると空氣焼入れ性なくなるが缺點として銲接部の組織が粗くなる。之を熱處理しても改良する事は出來ないが靱性が増して來る。低  $C$  以外の高  $Cr$  鋼は何れも著しい空氣焼入れ性を有するので銲接後熱處理が必要である。

$Cr-Al$  鋼を單に部分的に接合する場合には軟鋼充填線を使用して電弧法又は酸素-アセチレン法を以てすればよいが窒化法を施す部分にあつては  $Cr$  及  $Al$  の酸化を防ぐ爲酸素-アセチレン法又は水素原子法によらねばならない。 $Mo$  を 0.7% 位含む母材の銲接も容易である。銲接後熱處理を行つた方がよい。 $Cr$  又は  $Ni-Cr$  鋼にして上と同量の  $Mo$  を含みたるものも特殊の銲接技術を要しない。 $W$  鋼も大體満足に銲接出来る。

オーステナイト鋼の内  $Mn$  11~14% の鋼は普通の銲接状態の下では脆くなり又龜裂を生ずる傾向があるがこれは軽く走らし低温で銲接すれば避け得られる。銲接後水急冷の熱處理を行つてもよい。又銲接棒に少量の  $Ni$  を加へるとか、 $Ni-Cr$  オーステナイト鋼の銲接棒を用ゆるのも一方法である。高  $Ni$  オーステナイト鋼は上の  $Mn$  鋼よりも容易に銲接出来る。高  $Ni-Cr$  オーステナイト鋼も如何なる方法でも銲接出来る。その熱傳導率は普通の軟鋼よりも小である故小なる吹管を通して少量の熱を以て銲接出来る譯である。之に酸素-アセチレン法を用ゆる場合にアセチレンの出方が多すぎると銲接部の炭素量が増加し其爲に種々の缺點を生ずる。又酸素が通過すると銲接部が酸化するので中性の焰を以て銲接する事が必要である。

(山本)

内力除去と銲接部の物理的性質に及ぼす鎚撃の影響 (O. M. Harrelson: A. W. S., 14, 1935 19.) 空氣ハンマで被銲接物に有效鎚撃を與へたとき銲接部にどんな影響を及ぼすかを調べたものである。被銲接物は鎚撃を與へるのに都合の良い様に機械の床に締付けてゐる。

第 1 表

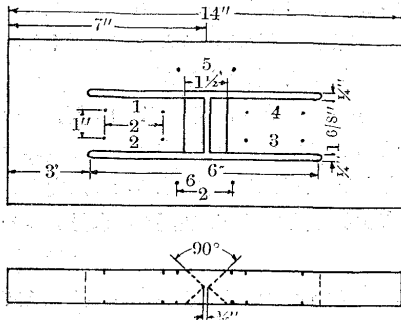
銲接棒の徑 in.	被覆の有無	電流 ap.	電壓 v.
5/32	なし	145	18
"	薄い	140	20
"	厚い	135	25

本實驗に供した試験片は構造鋼 鉄 1 1/4×6×14 in のもので銲接

状況を總括すれば第 1 表の様である。

瓦斯切斷で第1圖の如き試験片を作り中央部をX型銲合銲接を

第1圖



行つてゐる。圖中黒點にて示した個所を歪みゲージで測定した。銲接、鎚撃、及び清淨等の順序を種々變へて實驗を行つた結果で第2表であつて、此表から鎚の壓力、銲接棒の被覆の有無が歪みにどんな影響を與へるかは

明かにされてゐる。

第2表 A: 裸棒, B: 薄い被覆棒, C: 厚い被覆棒

銲接棒の徑 in	鎚の壓力 lb./in. <sup>2</sup>	歪みゲージの讀みの平均値	
		熱したとき	冷えたとき
5/32 A		41.25	20.85
"		28.12	20.85
"		37.90	19.27
"		35.22	18.87
"		39.87	18.62
"	50	23.62	17.62
"	70	22.25	10.50
"	50	20.00	10.25
"	70	21.62	9.62
"	70	25.87	12.25
5/32 B		23.12	12.50
"	70	17.75	9.12
5/32 C		30.50	15.87
"		40.87	19.57
1/8 C		24.87	14.00
"	70	19.87	10.00

著者は鎚撃に依て内力除去、及び銲接部の物理的性質が改良されると共に顯微鏡試験から鎚撃したものは組織的にも良好であることを數葉の顯微鏡寫眞を掲げて説明してゐる。(森 永)

**鑄鐵の電弧銲接** (A. F. Davis. The Welding Journal april 1935) 以前は裝置の不完全、方法の不適當等のために失敗に終つてゐた鑄鐵の電弧銲接は最近非常によく行はれてゐる。銲接法の進歩適當な電極の使用及び裝置の發明等により鑄鐵の銲接は容易になつた。色々の特殊の裝置はその成分の關係で鑄鐵の場合に必要である。鑄鐵の成分中炭素は銲接するに當り最も重大な影響を及ぼす。この炭素は普通の2つの形即ち化學的に結合した結合炭素と機械的に結合した遊離炭素即ちグラファイトであるその比は5~8のグラファイトと1の結合炭素位になつてゐる。結合炭素が増せば硬度が上昇し脆くなる、鑄鐵を熔融状態から急冷すると結合炭素が増し急冷すればする程硬く脆くなる。この事實が銲接の際に非常に重大な影響を及ぼす。鼠鑄鐵の一部分を熱するとその部分は膨張しその結果他の部分に歪を及ぼすことの歪は金屬が靱性に乏しく引延ばす方に缺けてゐるので熱せられぬ部分を破壊するに充分かも知れない。豫熱が不必要か又は望ましくない時には一時に一點を餘り熱したり又餘り高温にしたりせぬ様にして“少し銲接して多く冷す”様にせねばならぬ。

銲接に先だち膨張や收縮のために起る種々の困難を避けるために各操作を充分研究してかゝらねばならぬ。銲接の弧光の熱する部分は出来る丈小部分に限る様にする、この理由から込み入つた鑄物の銲接は電弧銲接の時他の方法でやるより容易である。鑄鐵の銲接は鋼の極を用ひて行ふ。この極を用へる時には次の注意が必要で

ある。

a. 銲接金屬の收縮      b. 銲接金屬の炭素の吸収及び急冷による硬化。

冷却による收縮は鋼は鑄鐵より冷却につれてはるかに大である。それで銲接すると極の鋼の方が鑄鐵よりはるかに收縮するから兩方に歪が残る。鑄鐵の平面に滴し込まれた數珠玉狀の銲接金屬は他の處理なしで放冷されると引張りを受ける。それで鑄鐵は歪を受け。それで若し數珠玉狀の銲接金屬があまり長いと鑄鐵の弱い點から割れが生ずる。銲接金屬の直線部が長ければ長い程歪が大になる、だから銲接線が曲線になつてると合計の歪が小くなる。又短く次々に銲接し例へば1/2分銲接したら3~5分冷却する。又他の方法は銲接金屬が冷却收縮せぬ前に引きくり返すか又打延ばす方法である。以上3つを合せて行ふ方が一番良い。銲接金屬の鋼が大きな鑄鐵に滴し込まれると他の部分が冷へてゐるから急冷される。銲接中に炭素が吸収され銲接部は高炭素の鋼となる。それで急冷されると非常に硬化される。又一方鑄鐵の方も急冷されると結合炭素が多くなり硬化し脆くなり機械加工が難しくなる。これを防ぐには鑄物全體を豫熱する。若し膨張しても差支のない時には銲接部とその附近のみを暗櫻赤色まで熱しアスベストか砂等で被ふて徐々に放冷する。電弧銲接で滴し込まれた銲接金屬は一般他の金屬よりはるかに強い。鋼の極で行つた場合には銲接金屬は他の3~4倍強い。

Cr Ni 鋼の極で銲接 18% Cr, 8% Ni 0.07% C の極で行つた。この時には熱い中に軽く打ち延ばすと收縮の歪を除却するに役立つ。

炭素極で銲接 鐵鑄物の銲接には鑄鐵の棒と炭素極でも行ふ。大きな鑄物の平面部をこれで銲接すると良く加工出来る物が作れる。これは徐冷によるものである。この銲接方法では銲接金屬の外に酸化物を浮遊させるに良い。これが良く行くと加工困難を起させる硬化斑點がなくなる。銲劑として無水硼酸を用ふことがある。

炭素極と一緒に使用する鑄鐵は他の鑄鐵よりはるかに良い物を使用する。

鑄鐵の極 鑄鐵の極で銲接する時には極の先端から出来る丈早く滴し込む様に鑄物を豫熱するが良い。この方法はあまり用へられない。

非鐵金屬の極 鑄鐵の銲接に非鐵金屬の極を使用することは銲接による硬化を起させぬ點で特に重要である。即ち炭素を吸収せぬので硬化せず加工が容易である。然し熱せられて急冷されるから一種の焼入となり幾分硬化はする。又歪等も生ずる、鋼の極の場合同様の注意を要する。

釘付法による銲接 以上述べた様に鑄鐵のチル作用により結合炭素が増し硬度脆性を増し反對に銲接部の直ぐ側の強さを減ずる。それで釘を用ふ方法がある 1/4"~3/8" 徑の鋼のネヂ釘を用ふ。釘は表面から3/16"~1/4" 位突出させる。ネヂ込みは釘の徑位でよい。釘の斷面積は銲接部の面積の25~35% 位が適當である。數本のネヂ釘を使用して銲接すると銲接により強さが減ずることがない。

鋼の極を用ふ鑄鐵を銲接する際の極の大きさと電流の一例を示せば

3/32" 極	60~90 ap	1/8" "	80~120 ap
5/32" "	110~140 ap		(O)

**熔融金屬に依る鋼への浸透** (L. J. G. Van Ewijk Heat Treating and Forging. Vol. XXI No. 3. March, 1935, pages 121-124.) 眞鍮や青銅の中へ半田鑄や其他の熔融金屬の浸透する状

態に就ては Dickenson や Miller 等の研究があり 800°C 以上で鋼に内力をかけて熔融金属中に浸し其金属の鋼中へ浸透する状態に就ては Genders 等の研究がある。之等の場合は總て内力を受けた際起る割れの中へ熔融金属が結晶粒界に沿うて浸透するものと考へられるのである。

此研究には Ni-Cr 鋼の車軸管を約 300 時間使用せる際起りし、破壊の状態に就き詳述して居るのである。飛行機の滑走輪の車軸管の中央に番號札を鑢付けせるものが、使用中に鑢付け個所に割れを生じたのであるが、鑢の成分を種々に變へて見ても同様であつた。此豫備實驗に依り、飛行機の各部分に錫鍍金を施したり鑢付けを爲す事は頗る危険な結果になる事を知り鋼を種々の温度の熔融金属に浸しその金属の浸透と、割れに就いて研究したのである。

供試材料の分析結果と機械的性質は第 1 表の如くである。浸透試験としては管狀の試片を萬力で挟み直徑の方向に壓縮し之を鑢付け

第 1 表

記 號	化 學 組 成 (%)							機 械 的 性 質			
	C	Cr	Ni	Si	Mn	P	S	降伏點 t/in <sup>2</sup>	抗張力 t/in <sup>2</sup>	延伸率 %	衝 撃 値 kg <sup>m</sup> /cm <sup>2</sup>
A	0.31	0.80	1.22	0.30	0.52	0.026	0.010	87.4	99.0	10.0	1.5
B	0.15	1.44	3.92	0.32	0.58	0.008	0.019	74.8	91.7	9.5	—
C	0.23	1.30	4.25	0.45	0.63	0.020	0.004	81.9	93.8	7.3	—
D	0.22	1.29	4.10	0.41	0.62	0.019	0.006	82.5	94.1	9.1	2.4
E	0.25	0.96	1.20	—	0.60	0.010	0.010	68.9	73.6	13.4	3.1
F	0.28	1.40	4.10	—	0.58	—	0.010	—	98.4	—	2.8
G	0.13	—	—	0.08	0.50	0.050	0.030	27.4	30.5	—	—
H	0.42	—	—	0.31	0.58	0.022	0.013	25.3	42.9	—	—

第 3 表

記 號	熱 處 理	壓縮により破損を 生ぜし時の直徑	
		浸漬せず (mm)	熔融金属 に浸漬す (mm)
1	加熱せざるもの	22	36
2	300°C に再加熱	22	36
3	500°C に再加熱	16.5	33
4	550°C に再加熱	16	33
5	700°C に再加熱	13.5	18
6	700°C に再加熱	27	*
7	750°C に再加熱	32	38
8	950°C に再加熱	36	38.5
9	950°C より焼入 350°C に再加熱	21	37
10	同 上 550°C に再加熱	18.5	37
11	同 上 650°C に再加熱	8	25
12	同 上 750°C に再加熱	35	36
13	同 上 850°C に再加熱	32	37.5

\* 27 にて破損を生ぜず。

鉛を附着し熔融金属中に浸したのである。かくして破損を生ぜざるものは更に壓縮し、熔劑を附し再び浸漬したのである。之によれば鉛錫合金は 250°C 以上の温度では迅速に破損を起すものである。Lipowitz 合金では壓縮の率が大であれば 100°C 以下でも容易に破損を生ずる事が窺へるのである。

次にやはり D の試料に就き熱處理の破損に及ぼす影響を試験したのである。試料を種

々の温度より水に焼入れ硬化後焼戻して 40mm の直徑のものを 38mm に壓縮し熔劑を附し 250°C の鉛錫合金中に浸したのである。浸してより 30 秒の間に破損せざるものは更に壓縮の量を増して更に同様の合金中に浸したのである。其結果は第 3 表の如くである。之によれば 700°C に再加熱せる試料が最も好結果を示した。其以下の温度では再加熱による影響は殆どなかつた。(岸 本)

## 7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

耐鑄鋼に及ぼすモリブデンの三大作用 (C. M. Loeb, Steel. June. 24. 1935.) Mo の耐鑄鋼に及ぼす影響はこれが他の合金に及ぼすそれとは異つた點がある。その尤も重大な作用は次の如く三つに分けて考へることが出来る。

(1) 組織に及ぼす影響である。耐鑄鋼に Mo を加へると耐蝕抗力に尤も都合のよい組織を維持する。含有炭素は例へ少くても若し Mo が無いと結晶粒界に析出し易い、特に温度の上昇と共にこの傾向は著しいのである、これはピット又は内部結晶變態を伴つて腐蝕を促進する、Mo は炭化物の析出を起さないから含有炭素の多い耐鑄鋼も心配なく使用できる譯である。高温で炭化物の析出を防ぐ或ひは遅らせる點から Mo 含有の耐鑄鋼は銲接が樂に行はれる。銲接部の近くに炭化物の析出することは耐蝕性を害する、Mo のあるものは自然銲接後の熱處理が不要である。

(2) Mo は又自身耐鑄元素として作用する、耐鑄鋼に 3~20% Mo を含有した色々の Fe-Cr, Fe-Ni-Cr, Fe-Ni 鋼がある、これらは酸、アルカリ、鹽素、又は特に鹽素を含んだ溶液に侵されることが少い。

(3) Mo は他の元素の強化劑として役立つ、換言すれば鐵鋼に添加した他の元素の影響を強める、物理的性質乃至は耐蝕性を強化するのである。例へば Cu 0.4~0.5%、Mo 0.06% を含んだ耐鑄鋼は

温度迄加熱し鹽化亜鉛を熔劑として種々の鑢に浸したのである。熔劑を使用せざりしものは割れを生ぜず鹽化アムモニウムを熔劑とせるものは鑢に密着し従つて徐々に割れを生じた。松脂、グリセリン椰子油、硼砂、硫黃及びステアリン等を熔劑として使用せる場合は鑢は充分良く密着しなかつた。炭素鋼に於ては明瞭な影響を見出し得なかつた。之に就き鉛錫合金 (Sn: Pb=50:50) を用ひて 250~450°C の範圍で又 Lipowitz 合金 (Sn: Pb; Bi: Cd=4:8:15:3) を用ひて 100~250°C の範圍で試験せし結果は第 2 表の如くである。之に用ひし試料は第 1 表 D のもので壓縮せるものに鹽化亞

第 2 表

記 號	浸漬温度 °C	壓縮後の試片 の直徑 mm	結 果
鉛-錫合金 (50:50)			
1	400	37	約 3 分の後も破損せず
2	400	36	約 3 分の後も破損せず
3	400	35	數秒後破損
4	350	37	約 2 分の後も破損せず
5	350	36	數秒後破損
6	300	37	約 2 分の後も破損せず
7	300	36	數秒後破損
8	250	36	數秒後破損
Lipowitz 合金			
9	250	36	數秒後破損
10	200	36	數秒後破損
11	175	36	數秒後破損
12	162	36	數秒後破損
13	150	36	約 2 分の後も破損せず
14	150	32	數秒間浸漬後破損
15	110	34	3-4 分の後破損
16	100	34	1 分の後も破損せず
17	100	32	約 40 秒の後破損

有名である。Mo が無いと Cu は 0.25% 以上を入れ得ないが Mo が入れれば 0.50% まで増してその物理的性質を害ふことなしに耐蝕性を増すことが出来るのである。(鈴木)

**4~6% Cr 鋼の時効脆性** (H. M. Wilten. & E. S. Dinon. Proceedings American Society for Testing Materials, Vol. 34. Pt. II. pages. 59-78.) 低炭素 4~6% Cr 鋼は、精油工業に加熱管として広く使用せられて居る。此の管は作業温度(約 480°C)に暫時置く時は、屢々脆性を示す事がある。管に骸炭の固着せるものを清浄にする爲に表面を処理する際僅かの内力の爲に割れを生ずるものもある。依つて新しいものを使用せるものとの物理的性質を研究せる結果次の如き結論を得て居る。4~6% Cr 鋼の管を精油に使用して破損せるものを見るに多くは、匍匐の現象を伴ひ且著しく膨れ上つて居る事が認められる。稀には脆い金屬に激しき衝撃を與へた様な割れ方をしたものもある。然して 4~6% Cr 鋼の脆性の大部分は 480°C 位の温度に長時間保持せらるゝ爲に起るものと考へられる。4~6% Cr 鋼は何れも焼戻脆性に對し頗る敏感なものである。之に就いて著者は、次の如く述べて居る。4~6% Cr 鋼の脆性に伴ひ起る硬度の變化並びに抗張力の増加は極めて僅かである。殆ど認め難い程小さいものであるが衝撃試験値の減少によれば明かに知る事が出来る。此種の焼戻脆性は、480°C 附近の温度に長時間保つて起るものであつて冷却の速さには無關係のものである。4~6% Cr 鋼の脆性はジュラルミンが常温に於て、時効の爲に硬くなると同様に時効による固溶體の組織の變化の結果によつて起るものと考へられる。之を 100°C に於て衝撃試験を行ふ時、衝撃値は却つて良好となり、又 A<sub>1</sub> 點の近くより焼入するも硬化せず、且時効硬化を生ぜず且管狀の材料の破壊せる状態を見るに結晶粒界の腐蝕を起さざる點等より見てもある成分の析出による硬化とは考へられないのである。之と同様の理由による焼戻脆性を起す鋼は尙他にも種々ある事を述べて居る。(岸本)

**極少量の Cu 及び Ni 含有量が普通鋼に及ぼす影響** (by Hubert Bennek St. u. Ei. 1935, 7. Februar. S. 160) 屑鐵から偶然入つて来る位の極少量の Cu 及び Ni の含有量が、普通鋼の赤脆性、焼減り、脱炭、焼入能力、焼過ぎに對する感受性に及ぼす影響を調べた。

Nehl 氏の最近の研究に依ると、軟鋼では、大變形の場合、Cu 0.5% 以上、温度 1,000°C に於て始めて表面疵が現はれるが、小變形の場合は 4% の Cu 含有量の鋼でも疵無しに加工出来る。

Ni の赤脆作用は、是迄鋼に入つた最高の Ni 含有量に於ても認められない。

機械的な赤脆試験の偶然を除く爲に、熱間溝衝撃試験に依つて赤脆範囲を數字的に確定しやうと試みた。それは、Niedenthal 氏が S の高い鋼に此の試験を採用して、S の赤脆の温度範囲で、順調に走つて居た曲線が突然沈下する事を確定したからである。併し試験の結果、Ni 0.25%, Cu 2% に至つても曲線の経過に何等の變化も認められなかつた。

鋭敏な赤脆試験として打延し試験を 700~1,300°C の鍛鍊温度で行つた。それは徑 20mm 高さ 30mm の圓筒形、プローベを鐵髓の 1 打で 2mm の高さまで打延すのであるが、0.2% 以下の Cu 又は Ni の含有量では無疵であつたが、0.5% Cu 以上のプローベでは、鍛鍊温度が 1,000°C 以上になると縁に割れが入つた。此の結果は Nehl 氏のものと同く合ふものである。兎に角、普通鋼に偶然入つて来る程度の Cu 及び Ni 分 (0.25%) では赤脆の心配は全然無いのであ

る。

高温に永く曝した場合表面の酸化程度はどうか? 0.25% の Cu 又は Ni では、酸化表面に Cu 又は Ni % の増加は認められなかつたが、焼減り量は 0.25% 以内の範囲でも、Cu 又は Ni の増加につれて、段々少なくなる事が認められた。

焼減り試験に就て周縁脱炭の深さを調べて見ると、Cu 又は Ni の増加につれて、脱炭の深さも増して居る事が顯微鏡で分つた。これは case hardening に際して少量の Ni が炭素の滲透作用を助長するのと同じ理であるが、Cu に就ても同じ作用があると云ふ事が云へるわけである。

焼入能力に對する影響はどうか? 文獻によると、Cu は變態點を低め、ヒステレシスを大きくする。又 Ni, Cr の合金鋼では Cu は Ni の代理をするし、焼入りの深さを増すとも云はれて居る。他方では鋼自身では 0.6~1.2% C の鋼に於て焼入りの深さを増す能力は無い事が知られて居る。Ni に就ては、既に、0.25% C 以下の鋼にでも焼入れ能力を持たせる事が出来る。

著者自身の實驗によれば 0.25% 以下の Cu 又は Ni では、air hardening の性質の増加は殆んど認められなかつた。焼入り深度の實驗では、25mm 徑、50mm 長さの試料を 700~820°C の温度から 20°C の水に急冷したのであるが、其の切口面に就て Rockwell-C 硬度を調べた結果、焼入硬化の深さが、Cu % の増すにつれて、同量の Ni % と丁度同じ程度に、増大する事が認められた。僅か 0.04~0.05% の Cu 又は Ni の添加が、0.5~0.75mm の焼入り深さの増加を招致して居る。0.20~0.25% の Cu 又は Ni では 1.2mm の焼入り深さを増して居る。焼入り深さを小さくする事の必要な製品に就ては考慮すべき重大な事實である。

最後に 0.25% の Cu 及び Ni が焼過ぎに對する感度に及ぼす作用を調べた。0.6% Cu 及び Ni % までは、740°C の焼入始まりの温度と、840°C の焼過ぎ始まりの温度を以て、(即ち 100°C の焼入範囲) 水平に進んで居るが、0.6% を超すと、焼入始まりの温度も焼過ぎ始まりの温度も低下し始め、特に後者の低下は前者よりも急である爲に、焼入温度の範囲は段々せまくなり、1.0% で焼入範囲は 80°C になる。だから普通の含有量 0.25% では何等の影響もないわけである。

結論として、屑鐵から偶然入つて来る程度の Cu 又は Ni % 即ち 0.25% 以下のものでは、鋼に殆んど何等の影響も與へない。唯高炭素鋼に於ける焼入深度には相當大きな影響を及ぼすから製品によつては注意しなければならないものがある。(深堀)

**熔銑中に於ける黒鉛の溶解速度** (E. Piwowarsky, Die Giesserei, 7. Juni, 1935.) 二三の研究者によれば黒鉛は大形に析出したものでも鑄鐵が溶解温度の少し上まで加熱されれば、數秒を出でずして完全に溶解すると言はれてゐる。この事實は黒鉛生成機構に重要な關係があるから前者の方法と同じ考へて研究した。たゞ嚴密に正確を期したのである、用ひた試料の成分を表示せば次の如し。

No.	T/C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
1.	3.08	0.94	0.05	0.02	0.012	—	—
2.	3.03	1.74	0.05	0.02	0.014	—	—
3.	3.07	2.51	0.06	0.04	0.012	—	—
4.	2.24	5.81	0.40	0.06	0.020	—	—
5.	3.10	0.73	0.03	0.014	0.018	3.70	—
6.	3.09	0.32	0.04	0.02	0.014	5.63	—
7.	3.16	3.93	0.48	0.114	0.014	—	1.24

No. 1 から No. 4 までは漸次 Si の量が増加する、No. 5 及び 6 は黒鉛化に力ある Ni を入れたためそれに應じて Si の量を加減



した。No. 7 は  $Si$  を高くして相対的に  $Cr$  の含有量を多くした。

No. 4 までは高周波電氣爐それ以下を瓦斯焚きの坩堝で熔製した。原料としては純粋な瑞典の木炭銑それにクルップ白銑及びそれに相應する鐵合金を使用した。浸漬液として研究の結果銅浴を用いた。浴の温度が  $1,300^{\circ}C$  のときは浸漬時間は 8 秒、 $1,250^{\circ}C$  であれば 12 秒のときが尤も好都合である試料の大きさは径  $10mm$  にした。

試料は浸漬して焼入する、三つの層が表はれた、このとき尤も關心のあるものは外層で層 1 となし内部に向つて層 2、層 3、とする。

層 1. レデブライト組織で黒鉛なし、高珪素のものは共晶黒鉛を現出した。他はオーステナイトとマルテンサイトである。

層 2. レデブライトが減つて將に熔けんとする黒鉛とオーステナイト及びマルテンサイト組織よりなる。

層 3. レデブライト組織なし浸漬以前の組織と同様な黒鉛組織で地はトルスタイト化したマルテンサイトである。

顯微鏡寫眞 18 葉を掲げて説明してゐる。浸漬前後の組織を比較したものである。試料 No. 1. で元の組織はすべて線狀の黒鉛で地はパーライトであつたが浸漬後は層 1. で黒鉛を見ることが出来ない。層 1 から層 2 への移り目でレデブライトの周圍に將に熔けかゝつた黒鉛を認める、層 3 では未だ鑄鐵の熔解點に達しなかつたために黒鉛は元の組織に相當したもので地はオーステナイトとマルテンサイトである。

珪素の増加した各試料を元の組織とそれらの層 1 とを比較してみると No. 2 では No. 1 の場合と殆んど同じで黒鉛は全然ない。No. 3 は  $2.51\% Si$  で層 1 はレデブライトの外にオーステナイト、マルテンサイトが共存してしかも黒鉛がある。しかしこの黒鉛は元の組織で線狀であつたものがこゝでは共晶黒鉛である。故に元の黒鉛は一度熔解したけれど高  $Si$  のため焼入の間に二次的に分解析出したものと思はれる、熔け残つた黒鉛が影響したとは考へられない、No. 3 程度の  $Si$  では事實上熔け残る黒鉛は絶無と考へられるからである、No. 4 は  $Si$  が  $5.8\%$  もある。従つて黒鉛の一部は僅か熔けずに残るものがある(寫眞)  $Ni$  の少い No. 5 は層 1 に熔け残る黒鉛はない。 $Ni$  の多い No. 6 にはあつた、層 1 はレデブライト、オーステナイトと黒鉛から出来てゐる、黒鉛は然し元のものとは全然異つた形式のもので共晶黒鉛とも異なる、熔け残つた黒鉛が寧ろ共晶狀であるからこれとは別箇の者に考へられる。No. 7 では元の組織では線狀黒鉛で熔け残つた黒鉛も層 1 で認められるが腐蝕した組織はレデブライトに多少のオーステナイトとマルテンサイトの共存である。

以上の觀察から鑄鐵の熔解温度以上にすれば  $Si-Ni$  又は  $Cr$  の高い鑄鐵でも黒鉛の熔解は非常に早い速度で行はれることがわかる故に高温熔解の鑄鐵に熔け残る黒鉛が存在するとは考へられない。従つて熔け残つた黒鉛が鑄鐵の固るときその助けをするといふ説には賛成できない寧ろ他の非金属包含物、瓦斯又は原子狀況の變化に期すべきである。著者は大きい黒鉛でも熔銑中では速かに熔けるから不熔黒鉛が黒鉛結晶の成因になるとは考へない。(鈴 木)

パーライト、マルテンサイト及びオーステナイト質鑄鐵に及ぼすアンチモンの影響 (E. Piwowsk. Die Giesserei. 7. Juné. 1935.) 著者はさきに  $0.5\sim 0.6\% Sb$  の添加によつて鑄鐵の耐アルカリ性は普通鑄鐵に比較して 3 倍の強さを有することを明にした。しかし  $Sb$  の添加は鑄鐵の機械的性質を著しく低下する、其の後の研究によつて  $Sb$  の含有量の 7~8 倍に相當する  $Ni$  を添加すればこの性質を全く恢復することを知つた。 $Ni$  を含む鑄鐵は元來耐アルカリ鑄鐵として知られてゐるがそれは一般にパーライト質の

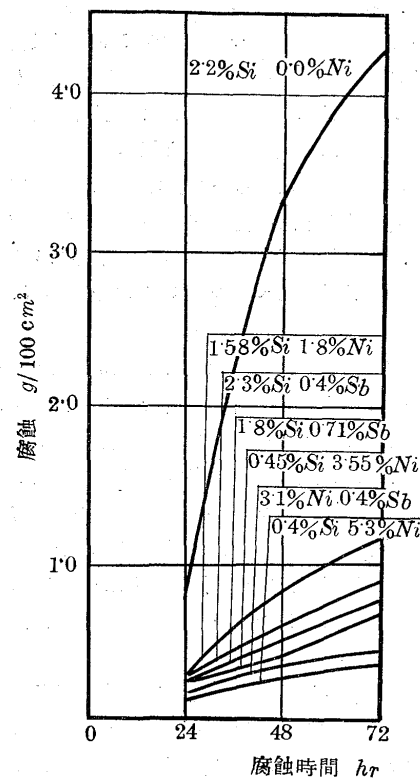
もので  $Ni$  1~2% を含んだものである。然るに著者はパーライト質でも  $Ni$  を 3~5% とすれば更らに好結果を示すことを知つた。 $Ni$  は黒鉛化を助けるから  $Ni$  を多くすれば耐アルカリには不利である處の  $Si$  の含有量を減すことが出来るからである。 $Sb$  のみでは鑄鐵の黒鉛化に働かないから  $Si$  を減す譯けには行かない、著者は第 1 表の如き成分のものに就て實驗を行つた。

第 1 表

C	Si	Ni	Sb	T.S.	B.H.N.
3.20	2.20	—	—	23.6	172
3.15	1.53	1.80	—	26.4	185
3.10	0.45	3.55	—	—	212
3.15	0.40	5.30	—	33.0	258
2.97	2.30	—	0.40	14.0	—
3.10	1.82	—	0.71	12.5	—
3.15	0.41	3.10	0.40	26.5	205

各量の  $KOH$  液に一定時間浸漬してのち乾燥してその重量減を測定した。その結果によれば第 1 圖の如く  $Sb$  は鑄鐵の耐アルカリ性を大いに増進する、 $Ni$  2% 以上のものに  $Sb$  をその  $1/7\sim 1/8$  添加したものは更らに優秀である。又第 1 表によれば  $Ni$  は又  $Sb$  による機械的性質を著しく改善する。次でマルテンサイト及びオーステナイト質鑄鐵の耐アルカリに及ぼす  $Sb$  の影響をたしかめた。第 2 表はその成分を示したものである。しかし耐アルカリに關する限りパーライト質以上の性質は得られなかつた。著者は先きに  $Sb$  は又磨耗抗力を高めることを報告した故にこれらの鑄鐵に就ては主にこの點を研究した。No. 3, 10, 19 はマルテンサイト他の三つはオーステナイト質に屬する。

第 1 圖

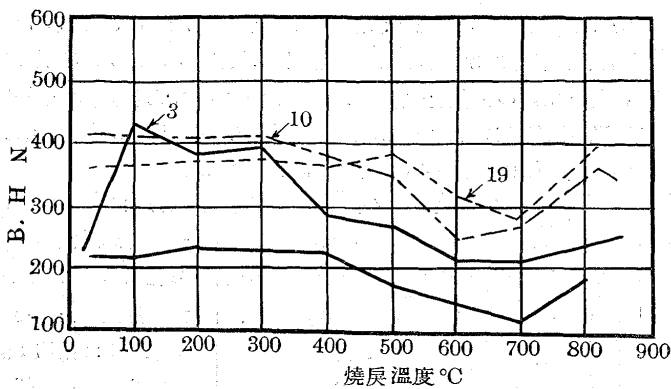


第 2 表

No.	G.C.	C	Si	Mn	Ni	Sb
3	1.20	2.76	0.34	0.29	5.00	0.00
10	0.60	2.75	0.36	0.24	5.32	0.97
19	0.70	2.59	0.42	0.24	7.56	1.92
6	1.20	2.48	0.30	0.24	14.62	0.00
15	1.06	2.42	0.30	0.20	13.92	0.92
23	1.10	2.12	0.27	0.17	14.90	1.78

マルテンサイト質のものは  $850^{\circ}C$  で焼銑し爐中冷却すると  $Sb$  のないものは完全にパーライト質のものとなつて硬さが減じたが  $Sb$  1% のものは僅かに減つたにすぎない 2% のものはかへつて硬くなつた。依然マルテンサイトである。これを更らに明かにしたのが第 2 圖である即ち  $760^{\circ}C$  から油中焼入して漸次  $800^{\circ}C$  まで各温度に 30 分間保つて焼戻したときの硬さを示す。 $Sb$  のない (3) は  $300^{\circ}C$  からマルテンサイトの分解によつて漸次その硬さを下降するが  $Sb$  を含んだものはその硬さを持續する。然るに  $Sb$  3%  $Ni$  7% のもの

第 2 圖



に就て同様の實驗を行つた處が焼入れたものが 230 しかない、焼戻し後の傾向は硬度が低いといふだけで同一である。これらの關係に就ては色々なことが考へられるが未だ説明がつひてゐない。然しともかく以上のやうに  $Sb$  1~2% の存在するマルテンサイト鑄鐵は高温でなほその硬さを持續する。従つて耐摩耗性は向上する。焼鈍したもので優に  $Sb$  の含有しない鑄鐵の 5 倍に當る、この事實は耐アルカリ性と共に今後工業上に大いに期待してゐると思ふ。

オーステナイト質のものは特別重要な點も認め得なかつた。耐アルカリ性は同様であるが耐摩耗性も殆んど變化がない却て黒鉛が結晶粒子の間に共晶として現れて機械的性質を不良にする傾向がある。耐アルカリ、耐熱、耐摩耗に關してマルテンサイト質のものは注目する。(鈴木)

**鑄鐵の表面焼入ショーター法に就て** (J. E. Hurst, Iron and steel Ind. May, 1935) 鋼の表面焼入法に火焰でやるショーター法がある。この方法の特徴はオキシアセチリン火焰で特別早く鋼の表面のみを加熱することである。焼入すると表面のみが充分硬くなる、特に一局部の表面硬化、複雑な形のものの焼入に適する。齒車の齒先の表面硬化に一般に用ひられてゐる。鑄鐵並びに合金鑄鐵も上部臨界温度以上から焼入すれば硬化せしめ得ることは一般に認められてゐることである。従つてこれにショーター法が適用され得ることも考へられる。

著者はそれを決定する目的で實驗を行つた。金型に鑄込んだ直径  $1\frac{1}{2}$ " の鑄鐵を用ひた金型に入つて凝固速度が早かつたため微細な黒鉛組織で目の細いものである。實驗には 2 種類の鑄鐵を用ひたのであるがその成分は次表の如きものである。

	No. 1	No. 2
T.C.	3.08	3.01
C.C.	0.10	0.41
G.C.	2.98	2.60
Si	2.84	2.21
Mn	0.96	0.79
S	0.03	0.045
P	0.88	0.74
Ni	0.05	1.07
Cr	0.06	0.42

處理前の硬度は夫々 217、228 であつた硬度は  $120\text{ kg}$  荷重のフアース硬度計による。これをショーター法で焼入すると表面硬化部は夫々 460、470 で硬化層の深さは  $1/16$ " であつた。表皮は充分嚴密に検査したが如何なる龜裂も認めなかつた。檢鏡によればマルテン

サイト乃至はトルースタイト質のものであつた。機械的性質は抗張力、壓縮抗力は減少するが焼戻しをすればこれらの性質を恢復する。300~400°C で焼戻したとき硬さを餘り落すことなしに最大値を得た元の値より大である。故に焼戻すことが必要である。以上の實驗から適當な性質の鑄鐵にはショーター法で表面焼入は有效である然し經驗によれば鑄物特に複雑な形状のものには表面焼入する前に鑄物の内部歪の影響を少なくするために適當な温

度で焼鈍するのが望ましい 500~600°C が適當である。焼鈍後空冷したものを使用に供する。(鈴木)

### 8) 非鐵金屬及合金

**Mg-Co 合金** (J. P. Wetherill, Metals & Alloys, June, 1935) 合金を作るには金屬  $Mg$  を鐵坩堝に入れ  $KCl$  32g,  $MgCl_2$  91g,  $NaF$  11g の flux にて被ひ加熱し熔融點以上に保ち電解  $Co$  (99.5%) の薄い帶を入れる。此場合保持する温度と時間とを變化して炭素の型に鑄造し分析、比重測定、硬度及顯微鏡組織を研す。

組織は  $Mg-Cu$ ,  $Mg-Ni$  合金の夫に似て居る。 $Co$  3.91% 合金を 3% の  $NaCl$  液に繰返浸漬試驗せる結果は  $250\text{ mg/cm}^2/\text{day}$  で Dow-metal (10%  $Al$ , 0.2%  $Mn$ ) の  $10\text{ mg/cm}^2/\text{day}$  と比較して極めて大きい。硬度測定の結果は第 1 表に示す如し。 $Al-Cr$  熱電對に依り熱

第 1 表

Co. %	硬 度 Rockwell B 1/8", 60 kg
....	55.8
0.31	53.4
0.72	55.4
0.95	64.1
1.30	59.9
1.84	63.5
3.91	71.0
4.79	70.0

第 2 表

Co %	比 重	温度°C	
		凝固始	凝固終
....	1.737	649.3	—
0.31	1.741	650.5	635.5
1.84	1.764	643.8	635.1
3.91	1.787	638.2	634.7
4.60	1.809	—	—
4.70	1.810	638.5	635.7
4.79	1.808	—	—

分析した結果は比重と共に第 2 表に示す。共晶温度は 635°C にして共晶點は  $Co$  約 5% の所に在る。(M)

**Cd 基軸承合金** (A. S. Gill, The Metal Industry, June, 1935)  $Cu$  3.1% を含む  $Cd$  合金は其の軸承としての性能を認められ使用されるが其耐壓力はホワイトメタルの  $1,500\text{ lb/in}^2$  に對し  $2,500\text{ lb/in}^2$  を示す。然し  $Cd$  合金は熔解或は鑄造の際に  $Cd$  酸化物の出來易い爲に困難はあるが之も少量の  $Mg$  を添加する事に依り其性質を害する事なく防ぐ事が出来る。普通  $Cu$  3.1%,  $Mg$  0.2% の合金

第 1 表

	Cd 基合金	Sn 基合金
ブリネル硬度	48	25
抗壓力 $\text{ton/in}^2$	27	10.7
抗張力 "	10	5.5
伸 %	3.1	12.5
收 縮 比	10.5	6.3
凝 固 範 圍	378~315°	323~243°

が用ひられる。今之と  $Sn$  基合金との比較を第 1 表に示す。此外に磨耗度は  $Sn$  基合金の  $2/1$  である。然し延性と鑄造の際の收縮が稍劣る。

延性を上げる爲には  $Cu$  を減ずればよく、此目的で  $Cu$  1.5%,  $Mg$  1.0%  $Cd$  の合金が提出されて居る。此ものは耐荷度も亦延性もよく高級の  $Sn$  基合金と比較すると第 2 表の如くである。

第 2 表

	Cd 基合金	Sn 基合金
抗壓力 $(\text{ton/in}^2)$	34.6	10.7
抗張力 ( " )	11.9	5.5
伸 %	11.0	12.5
硬 度	57	23
比屈曲度	100	167
屈曲荷重比	100	56
比較磨耗度	100	258
比 重	8.4	7.4
凝 固 點	338~315°	285~247°
收 縮 比	9.5	6.3

鑄造に際しては過熱を避け鑄造温度は 370~380°C とし加熱は 420°C を越へてはならない。若し越へると金屬の酸化損失量が大きくなる。殊に少量でも  $Sn$  があると之が接觸劑となり益々酸化を進



行させる故に Sn の存在と過熱とは充分注意せねばならぬ。此外最も重大且困難な問題は鑄造収縮で徑 3' のもので 0.03' 位の収縮間隙を生ず。之は膨脹係数の關係でなく凝固點の高い事に原因する。殊に Mg の含有が所謂メレ (Wetting) を妨げ座金との固着を害すものと想像される。此爲に座金に適當な半田引きを前もつて行ふ事を必要としそれには Cd-Zn 50/50 乃至 93/7 位のものが使用せられ殊に Cd 82, Zn 18 のものがよい。此合金は熔融點約 270°C である。

摩擦係数は第 3 表に於て鉛青銅、ホワイトメタルと比較して居る。磨耗試験は軸承を冷却せず高級の潤滑剤を用ひた場合荷重を 850

第 3 表

荷重 lb/in <sup>2</sup>	鉛青銅			ホワイトメタル			Cd 基合金		
	60°	80°	100°	60°	80°	100°	60°	80°	100°
1,000	0.0026	0.0014	0.0011	0.0025	0.0015	0.0011	0.0024	0.0014	0.0011
2,000	18	11	08	17	11	08	19	12	08
2,500	17	11	09	17	11	18	18	12	09

lb/in<sup>2</sup> とし 200 hr. 運轉しても比較すべき數値を求められず後潤滑剤

第 4 表

Sn 基合金	0.75'
Cd 基合金 (Cu 3.1, Mg 0.2%)	0.40
" (" 1.5, " 1.0%)	0.29
" (" 1.0, " 1.0%)	0.72

は 100 hr. 後の磨耗に依る軸の降下を測定し時にて示せるもので Cu 1.5, M 1.0% 合金は Sn 基合金の約 40% である。(M)

**K モネルメタル** (Nickel Berichte, 5, Juni 1935, 89-92) モネルが工業的用途に對して極めて優秀であるは言ふ迄もないが、最近更に耐蝕性の改善と熱處理効果を高める目的から K モネルなる新合金が出現した。此の合金はロンドン市 Henry Wiggin 社、カナダの Intern. Nickel 社から發賣されてゐる。化學成分は

Ni > 63% C < 0.2% Cu > 25% 其他 < 5% Al < 5%

で、化學分析の一例は 63.32% Ni, 30.84% Cu, 3.45% Al, 1.5% Fe, 0.5% Mn, 0.16% C, 0.2% Si, 0.005% S である。物理性は

密度 8.58 熔融點 1,315-1,350°C 比熱 (20-400°C) 0.127  
熱膨脹係數 25-100°C 14 × 10<sup>-6</sup>, 25-300°C 15 × 10<sup>-6</sup>,  
25-600°C 16 × 10<sup>-6</sup>

熱傳導率 (0-100°C) 0.06 cal/cm/sec°C

比電氣抵抗 (0°C)

ohm/mm<sup>2</sup>/m 0.628 0.620 0.619

ブリネル < 225 225-325 > 325

溫度係數 0.00019 磁氣變態點 < 40°C

K モネルは熱處理は軟化の目的の時は約 800°C に充分均熱し、油又は水中焼入れを行ふ。硬化するには 600°C に熱し、徐冷する。硬度は加熱の時間に依つて左右出来る。4 時間の加熱で最高硬度に達する。切削、加工等も亦容易で、バルブ、バルブシート類に用ふれば最も耐久性に富む。機械的性質は次に示す。

抗張力 kg/mm <sup>2</sup>	彈性限 kg/mm <sup>2</sup>	伸 %	絞 %	ブリ ネル
< 84	< 56	> 40	> 50	< 225
84-98	56-70	> 30	> 35	225-275
98-112	70-84	> 20	> 25	275-325
> 112	> 84	> 15	> 20	> 325

熱間加工、790°C より焼入  
540°C 4 時間加熱、徐冷  
600°C 同上  
冷間加工後硬化處理 (MA)

鉛及び鉛主合金の顯微鏡試片準備法 (W. H. Bassett & C. J. Snyder, Metals & Alloys, 6, May, 1935, 125-129) 鉛や鉛を主

成分とする合金の組織を検するには、研磨法の困難の爲めに殆んど不可能に近い場合がある。金屬が軟質の爲めに通常の通り研磨すれば、表面の金屬は流れて常溫加工金屬の被覆を生ずる爲めである。著者は新たに腐蝕剤を撰定して此の常溫加工部分を除く方法を示してゐるが、此の方面も亦多量の硬化金屬の添加されたものには應用が困難である。

試片の採取に、原金屬より鋸又は他の工具に依り切斷した時は相當の深き迄除いて、鋸等の影響を避ける必要がある。檢鏡面を採るには、マイクローム、旋盤又は手で切り採る。之の場合刃物の刃先は極めて薄いものを用ふる。更に檢鏡面を精密にするには、之の面を豫備的に腐蝕し、4/0 Fischer 研磨紙で濕式研磨し、次に軽く腐蝕する。研磨には強い力を用ひては不可である。仕上研磨はアルミナ石鹼液で軽く行ふ。次に腐蝕するが、此の際乾燥に注意しないと着色が甚だしい。腐蝕液は次表の如くで、1, 2, 2A は試料切斷の儘の物に用ひ、比較的厚い常溫加工層を除去する。3, 3A はマイクローム切斷試片へ 4 は仕上研磨を経た試片へ、5 は電解腐蝕用、6 は軸承合金に適當する。7 は研究室向の迅速腐蝕液で、8 は鐵其他の鉛主合金に適當する。

番號	成分	方法	摘要
1	モリブデン酸アンモン液 (鋼中の燐定量用と同じ)	腐蝕と水洗を繰り返し、表面に褐色の厚い被覆を生ぜしめぬこと。	Pb, Pb-Te, Pt-Bi BNF, No. 2, No. 3, に適す。合金には水にて倍量に稀釋し用ふ。
2	氷醋酸 3, 濃硝酸 4, 水 16	40-42°C にて新液のみ用ふ。常溫加工層の厚みに依り 4-30 分間浸漬。水洗の際布にて清淨とす。	Pb, Pb-Sn (2.5% 迄) Pb-Bi (3% 迄) BNF, No. 2, No. 3 に適す。Sb を含むものは不可。50 倍迄の寫眞撮影に可なり。
2A	1, 2 の併用	1 にて腐蝕後、2 に 6 分間浸漬し、水洗後清淨とす。	
3	氷醋酸 3, 9% 過酸化水素水 1	10-30 分間浸漬。必要あれば濃硝酸に隣時浸して清淨する。	Pb, Pb-Ca, Pb-Sn Pb-Sb (2% 迄) に適す。
3A	氷醋酸 3, 30% 過酸化水素水 1	3 と同じ、但し 6-15 分にて可なり。	3 よりも迅速。
4	氷醋酸 1, 濃硝酸 1, グリセロール 4	80°C にて新液を用ふ。研磨と腐蝕 (10-15 秒) を交互に行ふ。	一般用。
5	60% 過鹽素酸	試片をカソードとし、白金をアノードとして電解す。	Pb-Sb (2% 迄), Pb, Pb-Sn (低) に適す。
6	5-10% 硝酸銀液	腐蝕、水洗、布にての清淨を繰り返す。	軸承合金に適す。
7	濃硝酸及又は 3-9 倍の水を加ふ。	腐蝕、水洗を繰り返す。稀釋液の場合は 10-90 分浸漬す。	Pb に適す。
8	2-5% 重クロム酸カリ液	浸漬	鐵其他の Pb の著量ならざるものに適す。

(MA)

### 9) 化學分析

特殊鋼中の Ti, Zr 及び Al の電解定量法 (H. A. Kar,

Metals & Alloys, June, 1935) Enduro 或は之に類する高 Cr 合金鋼に 0.5~0.3% の Ti を添加する事が行はれるが正確迅速に Ti を分析する事は Cr, Ni, Fe 等の爲に Ti の損失を伴ひ困難である。以下は著者が實施した電解法で 4hr. 以下にて操作を終る。電解に依て Ti, Zr, Al を完全に溶液に残し妨害となる元素は全く電着除去される。

装置は陰極として水銀を使い電力供給には硝子管に封入した 1/16" の白金線で其一端は約 1/2" 硝子管より外に出て水銀に漬け他端を回路の一極に結ぶ。陽極は徑 1 1/4" の白金板で之を液面下 1/2" 位の位置に置き白金線にて回路の+極に結ぶ。此極板には徑約 3/8" の孔を明け T 字型の攪拌用硝子棒を差込み電動機に依り水銀を攪拌する。

分析操作。試料 1g (Ti 0.5% 以下の時は 2g) を 200cc ビーカー中にて 20~40cc の 10% 硫酸を加へ加熱溶解す。電解用の水銀を深さ約 1" を入れた 200cc ビーカーに濾過洗滌す。此場合濾液と合せて 75cc を越へてはならぬ。此ビーカーを流水中に冷しつゝ 4amp の電流にて 1 1/2~2hr. 電解す。電解開始と共に前の濾紙は白金坩堝中にて焼き冷却後重硫酸加里を少量加へ熔融。次に 5cc の水と 3 滴の硫酸を加へ溶解し前の電解液に加ふ。電解の終了に近づく時は液の 1 滴に 1% の鐵青化加里を加へ青くならなかつたら電極を揚げ水洗す。液は濾過し 0.5% 硫酸の冷液にて約 5 回洗滌す。此濾液を次の何れかの方法にて操作す。

(1) 10% の酸とする迄硫酸を加へ冷却し 6% cupferron ( $\beta$ -ニトロソフェニールヒドロオキシルアミンのアンモニア鹽) を沈澱の生じなくなる迄攪拌しつゝ加ふ。之を 5 分沈静、濾過し 10% HCl 冷液にて 5 回、冷水にて 10 回洗滌す。濾紙は白金坩堝にとり乾燥後焼く、次に HCl と共に弗化水素酸にて  $SiO_2$  を飛ばし後電氣マッフル爐で 1,000°C に 30 分焼き冷却秤量す。

(2) 濾液に過剰のアンモニアを加へ過硫酸アンモニウムの結晶を 2 個加へ 2 分煮沸す。次にペーパーパルプを加へ攪拌濾過し、熱アンモニア水で洗滌し濾紙を白金坩堝に取り焼き (1) と同様  $SiO_2$  を飛ばして後電氣爐中にて焼き冷却秤量す。

(1) 或は (2) の坩堝中の殘滓は少量の重硫酸加里と共に熔融し冷却後 20cc の 20% 硫酸に溶解す。之を 200cc のビーカーに移し 2g の枸橼酸を加へ攪拌溶解す。液をアンモニアにてアルカリ性とし  $H_2S$  を 5 分間通ず。濾過して後硫化アンモニウムにて飽和せる枸橼酸アンモニウムの 5% 液にて 10 回洗滌し之を坩堝に取り焼き冷却秤量す。前回の秤量との差が Ti 或 Zr の酸化物の重量となり Ti の場合は 60 を、Zr の場合は 73.9 を乗ずれば夫々の量を求め得。

此方法は Ti 或 Zr を含む總ての特殊鋼に應用し得る。Al の定量的場合は前述の Fe, Cr 等を電着除去したる後アンモニアにて Al を沈澱せしめればよい。唯注意すべきは電解操作にて水銀は Fe, Mn, Cr, Co, Ni, Mo, Sn, Cu を電着させ得るが V のみは不可能である。

(M)

**ニッケル國産化に各所で注ぐ努力** ニッケルの自給自足は所謂非常時情勢との關聯において近時愈々切實に要望さるゝに至り、過般發明獎勵委員會が發表したる「要望さるべき發明題目」の中にも二項目に亘つてニッケルに關する記載があつた程であるが、民間當業者側も勿論以前からこれについては眞摯な研究を進めてをり、その成否は企業的興味と共に國家的見地から多大の關心を惹くものがある、即ち現在ニッケル製造を研究中のものは次記の通りである。

▷日本電氣工業=既報の如く大江山の原鑛とし、子安工場に於て年内に日産 2 吨の本格的工業化の見込み、現在各方面の計畫中最も進捗せるものである

▷日本曹達=會津工場に於て亞鉛電解を行ひつゝあり、これとの技術的關聯に於てニッケルの製造を志し、佛領ニュー・カレドニアの原鑛を用ひて一意實現を期してゐる

▷住友製鋼=新居濱の銅精鍊所において 4、5 年來研究を進めてをり、アルミニウムと共に工業化の確信を畏きあたり言上したと傳へられる

▷理化學研究所=某技師が北海道産珪化ニッケル鑛の處理方法を研究中

▷造幣局=試金場長小松原久治氏がスクラップ及びニッケル合金からのニッケル回収を計畫し一度大阪に於て工業化したが見現在は休止中である

▷中央電氣工業=専務の芝辻正晴氏が自己所有秩父の鑛山より産出する珪化ニッケルよりニッケル製造を計畫、大宮の樋口研究所(同社技術部長樋口喜六氏所有)に於て過般來研究に従事してゐるこの如く各所において進められてゐる計畫の中實現性を有するのは何れであるかはもとより豫測し難いが、その對象がニッケルの如く平時並に戰時兩様の必需的金屬であり、しかもその供給を全部的に

米國へ依存してゐる現状だけに今後の進展こそ刮目に値するといふべきであらう(中外商業 8 月 14 日)

**特殊合金工具の工場竣工** 重工業の發達と共にタングステンカーバイト工具は近來需要激増し殊に芝浦製作所のタングロイ及び東京電氣のダイヤロイに改善を加へられ最高級工具と稱される獨逸のワイデアに勝るとも劣らぬ國産品を製産しつゝあるが、兩社ともに主製品でないため受託を充し得ず、これがため昨年末兩社から各 10 萬圓宛出資して 20 萬圓の特殊合金工具株式會社を設立、タングロイとダイヤロイのバテントを無償合流専門製作を企圖し、清水組の手により川崎市大宮町に約 400 坪の工場建築工事中のところこの程竣工、來る 8 月 15 日から一部運轉を開始することになつた、從來兩社の製品は年産約 50 萬圓であつたが工場開設と共に 100 萬圓をあげる見込でチップ、バイト、ダイス、カッター、ドリル等の大量生産をなし從來通り三井物産(芝浦タングロイ)と大阪の範多商店(東京電氣ダイヤロイ)等を通じて取引される筈である(中外商業 8 月 13 日)

**東京製線が最新式大型の被鉛機を輸入** 東京製線會社では同社の各製品に對する國內需要いふまでもなく輸出方面の商談も漸次好調を示して來たので、これ等の注文に應ずべく全能力を擧げて生産に従事してゐるが、この程會社では獨逸クルツプ會社より最新大型被鉛機を輸入し、既にその据付工事も略完了したので、遅くとも 8 月末迄には運轉を開始する筈である、これは最近同社が被鉛線、被鉛裝電線及びキャプタイヤ電線等の最高級製品に對し海軍省の指定製造工場として指令され、これがため従前に比し相當大量の増産を必要とするに至つた事情に基くものである、從來同社ではエナメル銅線、ゴム絶縁線、編組線、その他普通の電線類に對しても海軍省、陸軍省、逓信省等の指定製造工場に指令されて非常時製線界に活躍して來たが、今回の新なる指令によつて同社製品が全部が海軍省の指定製品となつたわけであるから今後一般民間工場、殊に造船方面の諸會社からの注文も激増するものと期待されてゐる(中外商業 8 月 13 日)