

抄 録

1) 製 鐵 原 料

南洋の鐵鑛とマンガン鑛 (木下、九州鑛山學會誌、第6卷、第1號昭和10年7月、p. I.) 著者は本年早春の頃親しく南洋鑛産地を視察され鐵鑛及マンガン鑛に就て其視察談中に次の如く述べてゐる。

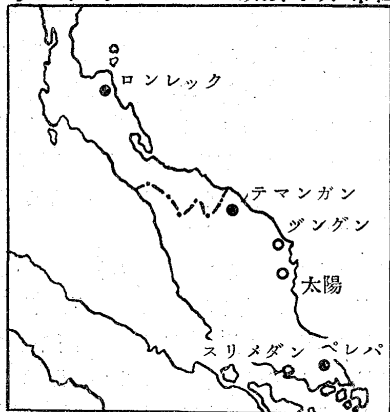
鐵鑛：一馬來半島に於ける鐵鑛床分布状態は圖に示す如くである。

スリメダン鑛山 ジョホール王國のスリメダン鑛山は石原産業の經營にして既に600萬噸以上の鐵鑛を産出してゐる、即ちこれがジョホール鐵鑛として日本の製鐵界に重きをなして居る原料鑛石である。スリメダンとはジョホール王の命名にして

「輝く丘」と云ふ意である。水面上200尺の「輝く丘」の頂上を中心として南北2,000尺東西600尺の間は見渡す限り一面の鐵鑛で覆はれてゐるがこれ等鑛石は40~50尺の厚さで地表を覆うに過ぎず、其下部は一帯に粘土が厚く發達してあだかも草狀鑛體をなし、その鑛體の周邊には上部から顛落した鑛塊が堆積して1~2mの層をなして所謂轉石鑛床をなしてゐる。鑛床は殆ど全部硬質緻密な赤鐵鑛が赤褐色粉狀の鑛石よりなり、含鐵品位は60%を超へる優良な鑛石である。

太陽鑛山 トレヌガン王國ケママン州の太陽鑛山はスリメダン鑛山同様石原産業の經營にして、この鑛山では鐵鑛とマンガン鑛との兩鑛石が採掘される。このうち鐵鑛の方は河水面に~250尺の南山一帯に産するので、南山の地表面では鑛床の賦存區域は南北800尺東西300尺に亘り、鑛體の中央部は専ら赤鐵鑛よりなるがその四周及地表部は全部褐鐵鑛に變つてゐる。尙此處の鑛體もスリメダンと同様下部に向つて漸次縮少し草狀を呈する。この鑛體の著しい特徴は中心の赤鐵鑛の部分と周囲の褐鐵鑛の部分の境に赤味の強い砂質褐鐵鑛中に錫石を含んだものが脈狀をなして産することである。採鑛は露天掘で1日1,000噸の出鑛能力を有し年間~20萬噸の鐵鑛を供給してゐる。ヅンゲン鑛山、太陽鑛山と同様トレヌガン王國ケママン州に在り、日本鑛業の經營である。鑛床は東西2.5哩南北2/3哩の廣さに亘つてブキ・ベシ山の南方斜面を占めてゐる。何れの鑛體も地表近くのみ發達し地下20尺も掘下げると皆花崗岩となるが鑛量は~1億噸と稱されてゐる。鑛石は大部分が赤鐵鑛で20~30%の磁鐵鑛が混つてゐる。採鑛は露天掘で年間~45萬噸を出鑛する。テマンガン鑛山、暹羅國境に近くケランタン王國に在り、最近南洋鐵鑛株式會社の手で事業化されることになつてゐる。鑛床は海拔730尺のブキ・ブララ山を中心とする山頂1.5哩の間であり、鑛石は盡く褐鐵鑛にして其含鐵品位は55%以上である。其鑛量は500

馬來半島に於ける鐵鑛床分布圖



- 稼行鑛床
- 未稼行鑛床

~1,000萬噸と推定されてゐる。ベレバ鑛山、ジョホール王國に在り、河水面に~400尺のベレバ山の頂上部900~1,000尺の區域に一面に鐵鑛が轉がつてゐる。鑛石は赤鐵鑛と磁鐵鑛の混合物で其品位は極めて良いが鑛量は稍と少く150萬噸程度と推定されてゐる。尙ベレバ鑛床の北及南に各と~2哩を距ててスロタン及ロンボンの兩鑛床がある。ロンレック鑛山、暹羅國ナコン・シリタマリット州に在り其露頭は長さ1.5km幅50~75mに及んでゐるが珪質貧鐵鑛多くして利用さるべき良質鑛石比較的少く且つ不便な土地である爲未だ開發に至つてゐない。尙以上の外未着手鑛山にパハン州のロンビン鑛山があり其鑛量も2,000萬噸と推定せられ將來有望視せられてゐる。

マンガン鑛：一太陽鑛山、石原産業經營のケママン州の太陽鑛山は鐵鑛の外にマンガン鑛をも産し、其マンガン鑛床は總延長17町、幅は平均17~20尺である。鑛石は主として黑色土狀のMnOにして其品位はMn~22%、Fe30~31%、Pb~1%にしてこの外多少のSnを含んでゐる。尙採鑛は鐵鑛同様露天掘である。タンド鑛山、暹羅との國境に近くケランタン王國に在り、日本鑛業の經營である。轉石鑛床にして其賦存區域は比較的狭く東西1,000尺南北300尺を出でず、厚さは普通6~7尺である。鑛石の品質は甚だ良好であるが全體の鑛量はあまり多くない。尙最近の出鑛高は年間8,500噸である。ゴロ鑛山、最近タンド鑛山の南々西~1里足らずの處にゴロ鑛山と云ふ新しいマンガン山が發見された。鑛床は轉石鑛床にして其賦存範圍は東西~550尺南北~400尺にして、鑛石は純粹のMnOのみからなるも外にMnOとFeOとが2~3分の厚さに皮殼狀をなして互に重疊するものを混へるため品質はタンド鑛山のものに比べ稍と落ちる。

(大原)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

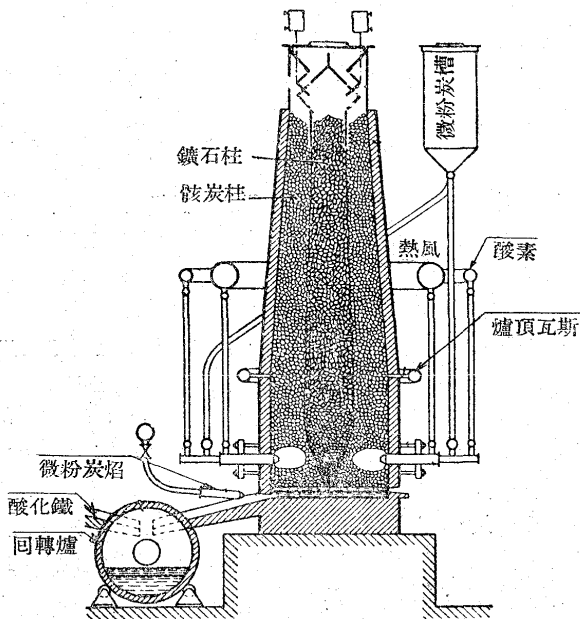
銻鑛爐にて鋼を製造するに關する一提案 (Mathias Fränkl in Augsburg St. u. Ei. 25 Juli 1935) 銻鑛爐に於て直接鋼を製造する事は、大分色々考へられて居るが、期待すべき結果は得られて居ない。Pの多い鑛石ではPが全部銻鐵に入つて行く爲に after refining が必要であるし、譬へPの無い鑛石でも、銻鑛爐のみで酸素含有量の少ない均質の鋼を作る事は難かしい。

其故に此處に提案する銻鑛爐内の連續式粗鋼製造法は、精鋼製出を目的とするものではなく、Siの無い1,600°Cの溫度を有する粗鋼を製造するにある。此の粗鋼は直ちに種から回轉爐に移して、熔融せるFeOを混合して精鍊するのである。回轉爐は燃料を使用せず、唯Pの燃焼熱に依るものである。

磷がFeOに依つて酸化し、滓になるときは熱量を發生する。而るにCがFeOに依つて燃焼するときは、熱を必要とする。計算の結果、粗鋼の溫度1,600°Cを下げる事無く、回轉爐で燃料無しに after refining をやる爲には、粗鋼のC%はP%よりも低い事を要する。故に新しい銻鑛爐では、Siの無い、CがPよりも低い粗鋼を作ればよい事になる。

第1圖は著者の提案し、特許を取つた新しい銻鑛爐である。装入は中央に鑛石のみがあり、骸炭及び石灰は其の周りを取巻く様にする。其の爲に圖に見る様な装入装置になつて居る。羽口は自由に突

第 1 圖



出度を變へ得る様にしてある。

風が直接鐵石柱に當る様に、羽口を爐の内部に押込むと、bessemerizing が起り、反對に羽口を爐壁まで引くと、普通の鑄鐵爐の様に還元のみが行はれる様になる。故に羽口の位置を適當ならしむるときは、鐵石の還元及び還元されたものの bessemerizing が起る爲に、粗鋼が爐底に出来るのである。

併し普通の爐でも鐵石を全部還元させる事は困難なるが故に、羽口を押込んで酸化を起させる様にすると、還元の方がおろそかになる事は拒めない事である。そこで鐵石を還元に必要な C と共に豫め團塊にして装入する様にする。

爐底に溜つた粗鋼は、或る一定の抽出量になる迄貯へて置くと、素鋼は骸炭から著しく C を吸収して今迄の苦心が無駄になるから、出銑樋の下に直ぐ回轉爐を備へつけて、粗鋼を絶えず流し出す様にする。其際高壓の微粉炭屑又は瓦斯屑を出銑口に吹きつけて、内部から CO 瓦斯の漏出するのを防ぐと共に、壓力を變へる事に依つて粗鋼の流量を統制し、又屑中に O₂ を添加して bessemerizing の不足を補ひ、且粗鋼の熱を上げてやる。

尙粗鋼製造を完全に遂行せん爲には、次の三つの手段を怠つてはならぬ。先づ鐵石は熔解層以上では固く sinter する爲に瓦斯が通らなくなる。これを防ぐ爲には、熔解層の直ぐ上部に少量の爐頂瓦斯を吹込んでやる。これは爐頂瓦斯中の水分及び CO₂ 瓦斯が分解の際熱を奪ふので、鐵石の溫度を燒結溫度以下に下げる爲である。爐底の瓦斯は熔解層では爐壁の骸炭柱に登り、熔解層を越すと再び鐵石の中を通過する様になる。

次に粗鋼の溫度を 1,600°C にするには、熱風のみでは不足なので熱風の O₂ 分を 28~33% に上げてやる必要あり。

最後に此の方法では、粗鋼が爐底に溜る事なく、絶えず流れ出る爲に、普通の鑄鐵爐に於ける様に爐底に於ける直接還元が缺けて居る爲に、熔解する前に鐵石は完全に還元されて居る事が必要である。其爲には少くとも鐵石の大部分を粉碎し、必要量の還元 C と共に團塊を作つてやらなければならない。尙此の團塊には必要量の石灰粉及び 3% のセメントを混じてやると都合がよい。

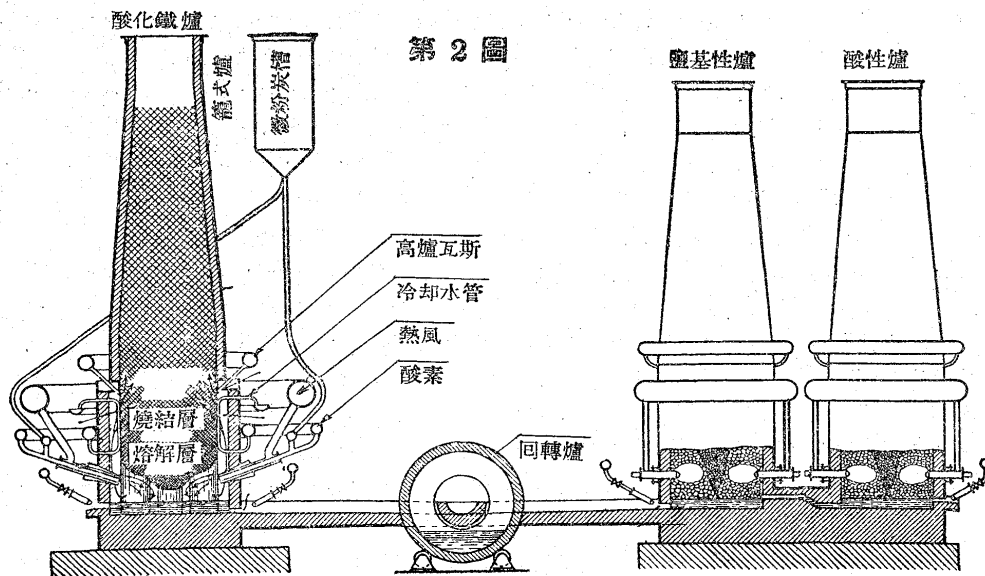
必要量の C の一部分は、微粉炭の形で、羽口から吹込んでよい。還元し易い、よく篩つた塊鐵石ならば、團塊にしなくても其儘で還元炭素は全部吹込んでよい。

第 2 の製造方法として、第 2 圖に示す提案がある。これは燒結層で鑄鐵爐の徑が廣くなつて、其の廣い部分空室にする爲に、冷却管を編んで作つた籠が設けてある。燃料は全部微粉炭として羽口から吹込み、装入骸炭は使用しない。還元に必要な C は團塊中に織込まれる。燃焼瓦斯は籠と爐壁との間の空所を昇つて、高爐瓦斯の羽口の所から鐵石中に入り込む。微粉炭と blast との比を變ずる事に依つて、燃焼瓦斯の CO₂ % を自由に變へ、それに依つて羽口前の bessemerizing を適當に加減する。尙少量の骸炭を装入に加へてやつて、生降りした FeO を爐底で直接還元するも一法である。

after refining に使用する熔融酸化鐵の製造には、第 2 法の籠式爐を用ふる。鐵石は FeO まで還元されればよいのであるから、還元骸炭は全然使用しなくてもよい。微粉炭を吹込む丈にする FeO として熔融したものには適當の石灰石を配合して強鹽基性の滓として、これを回轉爐に流し込んで合隣鋼の after refining に使用する。

非常に酸性の鐵石を吹くには、第 2 圖に示した様な結合法を採用する。即ち酸性の爐を出た粗鋼は鹽基性の爐に入つて脱硫され、それから回轉爐に入る。

第 2 圖



此の新しい提案の利點は、製鋼工場を全然使用する事無しに、鑄鐵爐で P の酸化熱を利用しつゝ、連續的に精鋼を作る事である。普通の製鋼法では銑鐵の製鋼歩留は 90% を昇る事はないが、此の方法では FeO によつて after refining する爲に、歩留は鑄鐵爐から出た素鋼の 100~110% にもなる。

最後にクルップのロータリー・キルン式直接製鋼法と比較して見る。クルップ式では、鐵石を砕いて粉炭と共にロータリー・キルンに装入し出来た海綿鐵は滓と一緒に固まつて居るから、これらを砕いて磁力で滓から分ち、更に鑄鐵爐又は平爐で再

熔解する。

兩法を比較すると、

- ① クルップ式では完全燃焼に依つて排棄瓦斯は CO_2 瓦斯のみなるを以て、銻鑛爐式の様に排棄瓦斯の利用が全然缺けて居る。
- ② クルップ式では製品を碎き、磁力で分けて、更に再熔解をする必要があるが、銻鑛爐式では精鋼が直接に熔融状態で得られる。
- ③ 銻鑛爐式では圍鑛にする費用が掛るが、併しクルップ式の②の費用に較べると僅かなものである。

以上は大體の概要を述べたのであるが、著者は既に実際に實行出来る詳細なプランを持合せて居る。(深 堀)

酸性ベッセマー鋼の製造並に特質 (The Iron and Coal Trade Review, No. 3516 Vol. CXXXI, July 19, 1935) 紐育に開催された米國採治協會席上 C. C. Henning 氏の發表せるものである。現在専門家でもベッセマー鋼に就ては其の値段が安いといふ點のみで需要が有る様に考へてをる向きが多いが材質の見地から見ても決して等閑に附すべきでない點を示し、進んで製鋼上の方法、注意等に付き論述してゐる。ベッセマー鋼は螺子用鋼として、自動車、其の他運動部分の部品として年々數百萬噸消化される。該鋼は鍛鍊、熱處理等を施し得、特に炭滲を施す事を得。元來ベッセマー鋼は機械仕上が容易であつて、一般機械工業上頗る有益なものである、同時に熔接をする事が出来る點は大いに推賞に値す。製法より歐米のものと比較するに、米式は酸性、歐洲は鹽基性である。鹽基性の方は必然的に高磷含有の鑛石を必要とするが、産出する高磷酸鋼滓は重要な副産物なるため原價を遞減せしめる利あり。鋼中の磷含有量は米式に比し少くないが質としては米式ベッセマー鋼と大差なし。ベッセマー製品は一覽すれば、過去 10 年間程ベッセマー法に就て餘り問題にされてゐなかつたが、最近同社の製鋼業上重要なものである點を再認識されて來た。尤も年額 100 萬噸以上もの鋼塊を産出すれば重要なものと言へやう。又一方、相當量のもの平爐法原料として使用する、量から言へば平爐や電氣爐が造る鋼塊の量より多い。ベッセマー鋼は現在、螺子用鋼、薄板、ブリキ板、針金、接合管用帶鐵、ボルトナット用棒鋼、コンクリートバー、スパイク、其の他小物構造用鋼等の用途を有す。代表的分析は第 1 表の如し。

第 1 表 ベッセマー鋼成分

製 品	C %	Mn %	P %	S %
螺子用鋼 (標準型)	0.08~0.16	0.60~0.90	0.09~0.13	0.100~0.180
〃 (硫黄分多きもの)	0.08~0.16	0.60~0.90	0.09~0.13	0.200~0.300
〃 (炭素多きもの)	0.25~0.35	0.60~0.90	0.09~0.13	0.100~0.180
帶 鐵	0.08 以下	0.30~0.60	0.11 以下	0.08 以下
棒鋼、スパイク、薄板、ブリキ	0.10 以下	0.30~0.50	0.11 以下	0.07 以下
針 金 (軟)	0.12 以下	0.60 以下	0.11 以下	0.08 以下
〃 (半軟)	0.10~0.20	0.70 以下	0.11 以下	0.08 以下
コンクリートバー	0.15~0.35	0.70 以下	0.11 以下	0.08 以下
製造用鋼 (軟)	0.07~0.12	0.30~0.60	0.11 以下	0.08 以下
〃 (半軟)	0.25~0.35	0.30~0.60	0.11 以下	0.08 以下
〃 (高張力)	0.35~0.45	0.30~0.60	0.11 以下	0.08 以下

高珪素含有鐵は吹製中高温を誘發するため冷却後表面粗惡にして、パイプを生じ易い、又低珪素のものは湯が粘つて表面へゲ状を呈す、壓延成績不良。此の中間を行くのが最も良い。

ベッセマー鋼の成分に付いては種々異論を有するが次に示すものは限定的のものとなつてをる。即ち C 量 4.0~4.5%、Mn 0.7% 以下、P 0.08~0.10%、S 0.05% 以下、Si 1.00~1.75% にして、目的によつては此の内 Mn、Si 量を變し得。ベッセマー螺子鋼を製造す

るには Mn 最高 0.5% (0.45% に保てば尙良し) にすれば好結果を得る。P は 0.09% 以下、S は出来るだけ少なくしたい。

轉爐に就ては、米式のもの容量 10~25 噸である、最近のものは皆 25 噸のものである、質から見れば 10 噸も 25 噸も差違なし、唯經濟的に見て 25 噸に利あり。歐洲では 45 噸のものが多いが、質から見て適當の容量といへない。或る製鋼所では 25 噸 2 基の湯を取鍋に取り 50 噸の銻融をやつて居る處もある。吹製時間は 10~25 噸で 10~20 分間である。精鍊方法は第 2 表に示す、代表的のものとして見て可なり。

第 2 表

元 素	最初の 装 入 %	吹 製 時 間 (min)				
		2	3.5	6	8.2	10
C	4.30	3.90	3.75	2.10	0.60	0.03
Si	1.25	0.70	0.38	0.03	0.03	0.005
Mn	0.40	0.10	0.04	0.03	0.01	0.01
P	0.085	0.088	0.090	0.092	0.094	0.096
S	0.035	0.035	0.036	0.037	0.038	0.039

ベッセマー鋼滓として第 3 表の如きものを掲げてをる。試料は吹製末期の鋼滓を轉爐内及び取鍋内より採つた。表中の苦土、石灰は高爐銻滓が残留せしものである。出鋼歩留り 91~92% は良好のものである。

第 3 表 鋼 滓 分 析 表

珪 酸	轉爐 鋼滓 %	取鍋 鋼滓 %	酸 化 滿 俺	轉爐 鋼滓 %	取鍋 鋼滓 %
アルミナ	67.60	50.30	石 灰	10.00	24.09
酸化第一鐵	2.12	1.33	苦 土	1.05	2.45
酸化第二鐵	16.32	18.77	痕 跡	痕 跡	痕 跡
	2.91	2.99			

ベッセマー鋼は大部分 0.20% C 以下のものを主とし、フェロマンガ添加により製造したもの以外は加炭する事稀れなり。フェロマンガ添加方法は少くしやり方が違ふ。殊に最底 Mn 量 0.5% の時然りとす。或る工場では Mn を 1,000~1,500°F に熱するために爐を設備して有るものがある、又他の工場では Mn に濕めりを呉れて熔融鋼滓と接觸したとき蒸氣を生ぜしめ鋼滓を吹き飛ばしめて鋼滓中に Mn の入るのを最小限に止めやうとしてをるものもあり、又は Mn を最大 1 時半分に篩ひ分けて使用する處もある。螺子用鋼を造るには黃鐵鑛を投入し、カップ、ベヤリング鋼に Cu を添加する様に、冷却用として屑鐵を投入する。規格に合せるためにフェロマンガン其他の加炭劑は取鍋中に入れる、半鎮靜を行ふには Al 又は 50% フェロシリコンの微粉末を常用す。最後に S の添加に付き述べてをる、即ち、0.100~0.180% S 含有のベッセマー螺子用鋼 50,000 噸以上の質地經驗によると云つてをる處によれば、轉爐内で黃鐵鑛を添加した鋼と取鍋内に粉末 S を投入した鋼とを、鋼片を削らして比較して見た結果、轉爐内に黃鐵鑛を投入し

た方が總ての點で優秀な事を知つた。平爐に移して精鍊するメタルはブロンメタルと稱し、C 4.0~4.5%、Mn 0.76% 以下、P 0.40% 以下、S 0.05% 以下、Si 1.00~1.75% 以下の成分の低 Mn 鹽基性銑から吹製する。其の他平爐に比し修理の點、取扱ひの點等に於てもベッセマー法が優れて居る事を指摘してをる。尙少量の然も多種な鋼の注文に應ずるに最も適してをると述べてある。

(H. 生)

5) 鐵及び鋼の鑄造

チルドロールの製造に就て (J. Boxburgh, Fou. Tra. Jou. April 11, 1935, p. 249) チルドロールの製造には熱風銑よりも冷風銑が喜ばれる如くチルに対して銑鐵の製法が影響し又成分の中Siが非常に關係する事は既に知られてゐる處である。化學成分に依てチルを助けるには (イ) Cが低い時 (ロ) Sが高いとき (ハ) Mnが1%以上のとき (ホ) Crを増すときの場合が有るが何れも生ずる組織性質が異なる。例へば (イ) は表面硬度が僅々シヨア 50 位で有るが (ロ) はシヨア 70 (ニ) はシヨア 65~70 更に (ホ) はシヨア 80 を得られる。又チル部の境界も (イ) はチル部と灰銑部との間の斑銑部が漸進的に變化し材質が丈夫に成るが (ロ) はチルの浅い場合には斑銑部が狭く現れ又深い時には全體が斑銑に成り、弱くて脆い。又 (ニ) は強さが増し熱應力に對する抵抗も大きく表面龜裂の危険が少ない、(ホ) は Cr を増すに従ひ強さが減るから普通 Mo や Ni を併用する。之はシヨア 80 位迄得られる。

チルの深さはロールの用途に依て異り、(1) セクションロールは其の目的に應じて3/4~2 1/2" にする。大して熱や荷重を受けないものは高硫でよいが、セクションの深いロールには成る可く C, Si, S を低くするが安全である、又線引ロールは S 0.2% 迄支障無い。(2) ゴム、リノリウム、製紙用ロールはソリッドロールには最大 1"、中空ロールには 3/4"、壓力のかゝる仕上ロールには 1/2" にする。

チルドロールには白色部、斑銑部及灰銑部があり之等の收縮膨脹率が違ふから白色部は之等の應力に充分耐える様強くする事が極めて肝要である。普通鑄型から取出したときに垂直方向の龜裂を生ずるのはチルの入り方が不均な爲に淺部はチル部に生ずる事が多く、又水平方向の龜裂を生ずるのは鑄型の具合が悪くて垂直方向に對する收縮が妨げられた結果に依る事が多い。凝固區間が餘り長い場合には表面に黒鉛粒を生じ易く之は Mn 0.7% 位のものに多いから一般にチルドロールの製造には Mn を思ひ切り低くするか或は 1% 以上にする。

又製造に對して影響するものは (1) 化學成分 (2) 鑄造温度 (3) ロールの大き (4) 金型の肉厚 (5) 金型塗料の厚さである。(1) の化學成分は前述の通りであるが C, Si 及び P が同一量であつても S と Mn の平衡の程度に依てチルの深さが増減される。而して S を一定に保持し Mn を 0.9% 迄連續的に増して行けばチルの減少率が大きい Mn を 0.9% に保持して S を増す場合にはチルの減少率が少い。併し Mn 1% 以上ではチルの深さを増し Mn を高めるに従てチルの減り方が少く成る。次表に反射爐に依る 其の一例を示す。

C	Si	Mn	S	P	Mn:S	チル減少高
3.3	0.80	0.25	0.16	0.5	1.57:1	0
3.3	0.85	0.32	0.20	0.5	1.6:1	0
3.3	0.75	0.32	0.16	0.5	2:1	1/4"
3.3	0.65	0.45	0.16	0.5	2.8:1	5/8~3/4"
3.3	0.60	0.32	0.08	0.5	4:1	1"

Cr を加へて Cr の入らぬ場合と同一深さのチルを得ん爲には Si を増さねばならぬし、Ni と Cr を同時に入れて前者と同一深さのチルを得るには Si を Ni 量に應じて前よりも少くする。Mo はチルの深さを大して増加しないが表面の靱性を高め、其の成分は例へばストリップ及シート用のチルドロールには C 3%、Si 0.6%、Mn 0.27%、S 0.06%、P 0.4%、Mo 0.25% にする。(2) の注湯温度は作業上自然に定まるもので即ち注湯温度が餘り高いと燒附を生じ餘り低いと湯足が悪く且氣孔が出来て困る。普通直径 26" 位の小型ロー

ルでは 1,240~1,270°C、直径 26" 以上の大型ロールには 1,210~1,240°C が適當である。併し何れの場合も最初鑄湯を可及的高温度に上げてから所要温度迄冷却して注入することが肝要である。(3) のロールの大きさチルの深さに關係しないロール程チルが入り易い、例へば直径 10" 及び 24" のロールに同一深さのチルを入れるためには後者の方を少くとも 1/8" 餘分に深くチルする様にしななければならない。(4) 金型の厚さに就ては充分の強さを持たせる事第一に必要であるが、注入せる瞬間より一定時間後には最早チルに影響せず又厚さを或る程度以上に増してもチルに効果は無い。普通直径 10" ロールでは肉厚 6" を又直径 30" ロールでは肉厚 11" を用ゐる。(5) 塗料は大した影響は無いが出来るだけ薄く且均等に塗るが宜い、餘り厚く塗ると 1/8" 迄のチル減少を起す。(N)

鑄銑爐に於ける鑄解消耗量の決定法 (W. McConnachie, Foundry, April, 1935, p. 26) キウボラの鑄解消耗量を求めるには熔滓試験に依る方法が有るが著者はキウボラから發生する瓦斯の分析に依て求める方が正確であるとしてゐる。即ち著者に依れば裝入地金が酸化するためには必ず爐内瓦斯から其れに所要量の酸素をとる、而して衝風の平均組成は N₂ 100 容積に對して O₂ 26.5 容積であるからキウボラより逃去る瓦斯の O₂ 量が此の標準割合よりも少ければ此の減量に相當するだけ地金が酸化消耗したことに成る。

其の例として著者の試験せる徑 51" の普通キウボラ及びポーメイキウボラ (後者は前者に比して骸炭費が 28.3% 少く、鑄解速度が 25% 大きく、而も出湯温度高くして S が少い) に就て酸化消耗量を求めて見る。

裝入口に於ける各爐の瓦斯平均分析は下表の如くであつて、之よ

	CO ₂	CO	O ₂	N ₂
ポーメイ爐	18.00	0.12	0.37	81.51
普通爐	12.66	10.52	0.33	76.51

り酸素の減量を求めるために、先づ CO₂ 及び CO を酸素の當量容積に換算すれば

ポーメイ爐	18 容積(CO ₂ より)+0.06 容積(CO より)+0.37 容積=18.43 容積
普通爐	12.66 容積(CO ₂ より)+5.26 容積(CO より)+0.33 容積=18.25 容積

と成り之等の O₂ 量を N₂ 100 容積當りに換算すれば

ポーメイ爐	18.43 × 100 / 81.51 = 22.61 容積
普通爐	18.25 × 100 / 76.51 = 23.85 容積

故に酸素の減少率は

ポーメイ爐	26.5 - 22.61 = 3.89 容積 即ち 14.67%
普通爐	26.5 - 23.85 = 2.65 容積 即ち 10.00%

處で之等 O₂ の減少率から地金の酸化消耗量を求めるには各爐の瓦斯量を知らねばならない、此の量は瓦斯分析及び C の燃焼量から得られる、而して單位容積の CO₂ 及び CO は同一量の C を含有するから兩者の割合から CO₂ 及び CO に燃えた C 量を出す事が出来る。

先づポーメイ爐では CO₂ 及び CO の合計 18.12 部の中 18 部の C は 32/12 倍重量の O₂ をとつて CO₂ に燃えた事が知られる。今骸炭の C 量を 90%、鑄解骸炭比を 7.17% とすれば、地金適當りに骸炭 143 lb 即ち C 129 lb を要した事に成る。従て 129 × 18 / 18.12 = 128 lb の C が CO₂ に又 129 × 0.12 / 18.12 = 0.86 lb の C は CO に燃えた事に成る。故に發生瓦斯の O₂ 量は 128 × 32 / 12 + 0.86 × 16 / 12 = 343.15 lb で有る。N₂ に對する O₂ 減少率は 14.67% であるから最初の衝風の O₂ 含有量は (343 × 100) / (100 - 14.67) = 402 lb である。故に地金

砲當りの酸化消耗に要した酸素量は $402-343=59lb$ である。

次に普通爐は骸炭比 10%、即ち砲當り 200lb の骸炭を要してゐるから其の發生瓦斯は CO_2 中に 98lb 又 CO 中に 82lb の C を含有し、 $262+108=370lb$ の O_2 を取つた事に成る。而して O_2 の減少率は 10% であるから初めの衝風中の O_2 量は $(370 \times 100)/(100-10)=411lb$ であつて、地金砲當り酸化のために $411-370=41lb$ の O_2 が瓦斯中より奪れた事に成る。

之等の數値即ち 59lb 及び 41lb は嚴密に言へば正確なものでは無い。則ち遊離酸素及び石灰石から來る C とを考慮に入れねばならぬのであるが(筆者註: 鎔湯に吸収される骸炭中の C 量をも考慮すべきである)。茲には簡單の爲に之等を省略してある。従て此の場合ポーメイ爐では地金砲當り約 36lb の骸炭を節約し得られたが、其の反面に瓦斯中の O_2 量が 18lb だけ餘分に減少し換言すれば鎔鐵 62lb を餘分に酸化消耗した事に成るから、折角の燃料節約も却つて不經濟に終つた譯である。

キウボラ鎔解中に鑄鐵成分と化合する O_2 量は下表の如くである。

成分	含有率	燃焼生成物	單位 O_2 量	全 O_2 量
C	3.5	CO_2	2.66	9.345
P	0.8	P_2O_5	2.25	1.8
Mn	0.8	Mn_2O_4	0.4	0.32
Si	1.7	SiO_2	1.14	1.938
Fe	93.2	Fe_2O_4	0.39	36.348
計	100.0			49.751

即ち 100 單位の地金が衝風の爲に酸化する時其の奪つた全 O_2 量 49.751 單位の中 11.145 單位が瓦斯體として發生される。(N)

6) 鐵及び鋼の加工

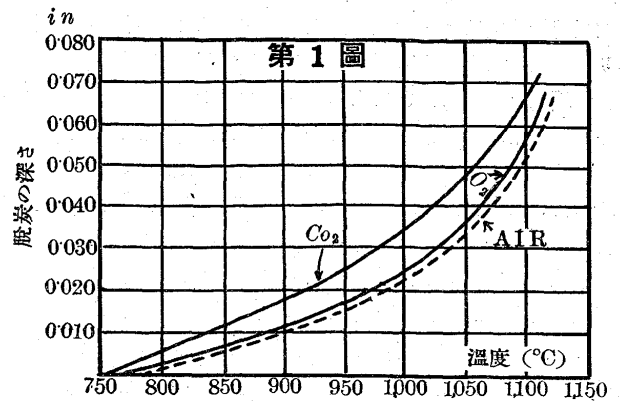
鋼の表面の脱炭する原因 (E. F. Lake. Heat Treating and Forging, Vol XXI June 1935 pages 283-284) 工具鋼の表面は之を熱處理する際に屢々脱炭するが之が爲に内部と表面の性質に著しい差異を來すのである。ドリル、タップ、リーマーの如きは表面が脱炭すれば切刃の部分は用を爲さなくなるのである。今迄に測定せられた脱炭の深さは普通市販の工具で 0.020~0.030 in, 甚しきもので 0.10 in と報告せられて居る。此研究は脱炭の原因を探求し如何にして之を防ぐかに就て述べたものである。

之等の工具は變態點以下の温度に加熱しただけでは何等脱炭の現象が起らない。焼鈍、焼入の際の如き高温度に於てのみ起るのであつて、脱炭は鐵中に C が固溶體の状態で存在する場合にのみ起るものと考へられる。 C は内部から外部に固溶體の儘で擴散によつて移動し表面に於て酸化が起るのである。

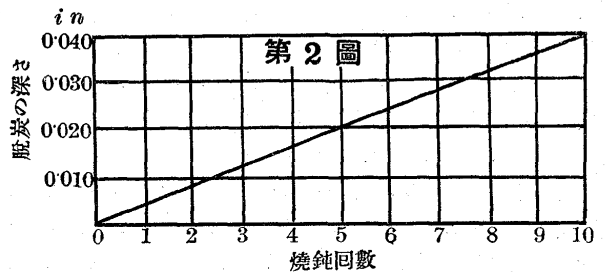
實驗方法は最初工具鋼を大氣中に於て電氣爐で變態點以上種々の温度に加熱し普通の焼鈍の場合の如く 12 時間かかつて徐々に冷却した。かくて断面を鏡檢し、表面から遊離セメントタイトの存在する點迄の深さを測定した。此結果は第 1 圖の如くである。之によれば温度は變態點以上高ければ高い程結晶粒も粗大となり脱炭の深さも大となり表面より脱出せる C の量も多い。

同じ工具鋼を純粹の乾燥せる CO_2 中で上と同様の條件で焼鈍を行つた。之を鏡檢せる結果は第 1 圖の如くである。即ち空氣中に於けるよりは脱炭の深さは多少深いが全く同じ傾向の曲線が得られる。之は CO_2 の中の一原子の O_2 を鋼中の C に與へる爲であると考えられる。

次に同様の實驗を純粹の乾燥せる O_2 中で行つたが空氣中で行ひしものと略同じ結果を得た。(第 1 圖)



次に變態點より僅かに高い温度で同様の條件の下に焼鈍を行ひ後之を 12 時間かかつて徐冷し之を 10 回繰返し毎回脱炭の深さを測定したが脱炭の深さは焼鈍を繰返す回数に比例して大となる。之は第 2 圖に示す如くである。



水素氣中でも同様の實驗を行つたが鋼中の C には何等の影響を及ぼさない事が明瞭となつた。 H_2 中で試料を 980°C 迄加熱し 2 時間保持徐冷したもののは表面が無光澤の灰色を呈し、同じ試料を 1,150°C 迄加熱し 5 時間保持後徐冷したものは前者より更に灰色が濃くなつたが何れも鏡檢の結果は周縁部迄セメントタイトを認め少しも脱炭を起さぬ事が證せられた。

次に試料を水蒸氣の氣流中で 960°C に加熱し前述の如く焼鈍したが鏡檢の結果 0.030 in の深さだけ脱炭した。此際水中の CO_2 及び空氣は完全に除去したのである。

乾燥せる純粹の CO の氣中でも同様の實驗を行つたが何等の脱炭も認められなかつた。然し爐中に Fe_2O_4 を混入する時は、 CO が試料の部分に達する迄に脱炭が進行し 0.090 in の深さだけ脱炭した。又液體中で加熱する場合でもその中に熔融せる酸化物が存在すれば脱炭をひき起す事が明瞭となつた。今試料を熔融鉛中にて 850°C に加熱し之に酸化鉛を飽和する迄融かし込む時は 3 時間で 0.025 in の脱炭を認めたのである。

以上の結果により工具鋼は必要以上の時間加熱する事を避けねばならぬ事が明瞭となつた。又焼入、焼鈍の際の加熱には變態點上 10° 以上温度を上げぬ事及び其温度に置く時間も必要以上に長くせぬ事が肝要である。

(岸 本)

不銹鐵及鋼の熔銲接 (M. R. Moritz: Symposium on the Welding of Iron and Steel (The Iron and Steel Institute) 1935 Advance Copy) 熔接上より不銹鐵及鋼は便宜上次の 4 種類に分類される。(1) 12~14% Cr 鐵及鋼、(2) 16~20% Cr 鐵及 25~30% Cr 鋼 ($C \leq 0.5\%$)、(3) 16~20% Cr 及少量の Ni を含む低炭素鋼、(4) Ni -Cr オーステナイト鋼。

不銹鐵及鋼の熔接に當りては適當なる方法を撰擇する事、材料の準備、熔接作業、熔接後の熱處理等が必要事項である。最後に熔接部に生じたスケールを除く爲に酸洗する。

電弧銲接法では Cr 鐵鋼の銲接の際 Cr_2O_3 が出來、これが皮を作りて銲接を妨げる故に Cr_2O_3 が生ずるや否や之を熔滓として除く爲、充填線を石綿で巻き其上にクリオライト、炭酸カルシウム、螢石等を含む熔劑を塗布せる電極を使用する。銲接部に特殊元素を加ふる必要がある場合には熔劑に還元劑及合金鐵を加へる。充填線としては母材と同一成分のものでよい。銲接中に損失する元素を多く含む特別の成分のものでよい。18% Cr 鋼の銲接には屢々 19.5% Cr の充填線を用ひて居る。母材を引いて線にする事が困難な場合には先づ線に引き易き成分の充填線を造り残りの元素を其表面に電氣鍍金して目的の成分の充填線を作る事が便利である。不銲鋼の銲接に電弧法、 H_2 原子法何れを採用するにしても電解的腐蝕を防ぐ爲銲接部の成分はなるべく母材と同一でなければならぬ。電弧法で銲接すると銲接部並に母材の之に接近せる部分が焼入状態又は半焼入状態になる。特に炭素量高き鋼は銲接部の兩側にマルテンサイトを生じ之が龜裂の原因となる。 C の減る量は母材並に充填線の $C\%$ 、熔劑の種類等により一概に云へないが低 C の鐵及鋼 ($C\ 0.09 \sim 0.15\%$) を銲接すると銲接部の $C\%$ は約 0.06% となる。

水素原子法は充填材が母材と同一成分なれば如何なる種類の鋼にでも應用出来る。此方法では全々炭化状態でなく強力なる還元状態に於て銲接されるのが特徴である。銲接により C 及 Si は損失するが他の元素の量は殆んど増減しない。此方法で作られたる銲接部は絶體に滓を含んで居ない。又凡て銲融銲接では氣孔が出來易いが此方法では比較的此傾向が小である。之を防ぐには銲接部を豫熱するか、大なる焰を用ひて銲接し局所を徐々に冷却せしめて熔鐵中に含まれて居る水素を逃げ易くせしむる。又出來得る限りパドリングを避けなければならない。パドリングすると銲接部の C 量が減じ熔鐵の粘性が増加して水素がこれから逃れ難くなる。高 Cr 低 C 鋼は氣孔が生來る傾向極めて大なる故水素原子法以外の方法では銲接は殆んど不可能とされて居る。

次に電弧銲接法と水素原子法と何れを撰ぶべきかは次の事項により決定する。(a) 銲接さるべき材料——電弧法は 18/8 オーステナイト鋼、13% Cr 鐵にはよいが高 Cr 鐵鋼には氣孔が出來易いので悪い。之に反し水素原子法は一般的に應用出来る。尙母材を充填材として使用する事が出来る便利がある。(b) 歪——電弧法では一般に水素原子法によるよりも歪は少ない。(c) 銲接さるべき鉄の厚さ——電弧法では $0.07''$ 以上のもの水素原子法はこれ以下のものに應用出来る。(d) 銲接材に必要な性質——適當なる電極及充填材が間に合ふ所では何れの方法もよいが非常に氣密を要する銲接部を得るには水素原子法を撰ぶべきである。

次に熱處理に關してはオーステナイト鋼では銲接中 $500 \sim 900^\circ C$ に加熱された部分の結晶粒の境界部に Cr 炭化物が析出し之が爲に此部分が非常に腐蝕され易くなる。此缺點を除くには銲接後 $1,050 \sim 1,150^\circ C$ から水中焼入して後焼戻をする。但し此方法は小さい品物を除いては極めて高價につく。尙銲接用として Ti , Cb 等を含む不銲鋼が出來て居るがこれは銲接後上述の熱處理を施さなくとも充分耐蝕性を有する。

米國ではオーステナイト不銲鋼の應用として軟鋼とオーステナイト不銲鋼よりなるベニヤ鋼が用ひられて居る。これで器を作る時は大概不銲鋼が器の内面になる様に作る。故に軟鋼の側から銲接する事となるが先づ不銲鋼の電極を用ひて底部即ち不銲鋼の部分に銲接し其上を軟鋼を以て銲接するのである。此際底の不銲鋼銲接部が其上部の軟鋼銲接部で損じない様にする事が必要である。銲接後の熱

處理は一般に行はない。オーステナイト不銲鋼を C 鋼に銲接する時 Cr 及 Ni が高 C 鋼の方に擴散する爲往々にして C 鋼の側に硬い部分が出来る。之を防ぐには局所を豫熱して置いて冷却速度を減ずるとよい。或種の鋼では常にマルテンサイトが生ずる。斯様なものでは局所に屈曲廣力がかからぬ様設計すべきである。オーステナイト鋼以外の Cr のみを含む鐵鋼を銲接するには母材と同一成分の充填線又は高 $Ni-Cr$ 鋼線を用ひ、之を軟鋼に銲接する場合には軟鋼棒を用ひてよい。以上の材料の大部分は空氣焼入性を有し銲接部附近に硬い部分が出来る。此傾向を減少せしむるには C 量を低く (0.08%) するとよいがこれでも銲接後 $650 \sim 700^\circ C$ で焼戻する必要がある。然し靱性は結晶粒が粗い爲に必ずしも元通りに回復しない。結晶粒を細くするには $950^\circ C$ より焼入して後焼戻をする。 $900^\circ C$ でノルライジングを行ふのも一方法である。(山本次郎)

鑄鋼製クランク軸 (The Ford Motor Co.: Automobile Engineer, 7, 1935, 269) 鑄鋼製クランク軸はクランクピンの軸頸に中子を使用するため、それに相當する釣合せの重量を輕減するので鍛造用クランク軸に比して $45kg$ 輕くなる。鍛造用クランク軸は素材で約 $41kg$ 、仕上後の重量約 $30kg$ であるから約 $11kg$ の餘肉を削り捨てつゝある。此に反して鑄造用クランク軸では約 $4kg$ 削りとなれば良いから加工費の節約になる。熔解爐は $5t$ の電氣爐を設備し銲鐵に屑鋼を適當に配合して作業を行ふ。鑄型に湯を流込むと鑄型は一定間隔で配列された頭上のコンベヤから垂下された特種の運搬機で運び、型が適當に冷却すれば型は崩される。鑄造後のクランク軸は熱處理を行ふ。化學成分は $C\ 1.35 \sim 1.6\%$ 、 $Mn\ 0.5 \sim 0.6\%$ 、 $Si\ 0.85 \sim 1.10\%$ 、 $Cr\ 0.4 \sim 0.5\%$ 、 $Cu\ 1.5 \sim 2.0\%$ 、 $P\ 0.1\%$ 以下、 $S\ 0.06\%$ 以下等である。普通道の鑄鋼品に比して C , Cu , Cr 及 Si 等の含有量が多いため機械加工が困難になつて來るから高速度鋼の刃物を使用して作業能率の増進を考へなければならぬ。荒仕上げのクランク軸に對して振れ試験を行ひ、精密仕上げ後再び繰返し振れ試験を行つてゐる。機械試験の結果を纏めて見ると彈性限界 $65kg/mm^2$ 内外、最大抗張力約 $90kg/mm^2$ 、伸 $1.5 \sim 2.0\%$ 、断面收縮率 $2.0 \sim 2.5\%$ 及ブリネル硬度 $255 \sim 321$ 等である。ブリネル硬度は鑄放して $340 \sim 360$ 位であるが熱處理して $255 \sim 321$ に落してゐる。(森永)

熔融銲接に就ての冶金學上の Data. (By. A. J. Moses Journal of American Welding Society, Vol. 14, No 4, April, 1935)

著者は銲接々手が腐蝕抵抗に關し如何なる關係にあるかを調べたのである。

腐蝕試験片は $1''$ 鋼鉄の銲接部から 4 ケの試片を削成し $1,200^\circ F$ で應力を取り爐中冷却する。 1 ケは全部銲着金屬のもの、 1 ケは銲接部から $2\frac{1}{2}'' \sim 3''$ 離れた場所、今 1 ケは銲接部に接近した母材からとり、第 4 の試片は銲接に直角に切り取つた母材と銲接部を含んだもの、これを No 1 エメリー布で仕上げ、アセトンで清淨にして試験に供してゐる。

溶液には (1) $85\% H_2SO_4$ $431^\circ F$ 及び (2) 同沸騰液、(3) H_2SO_4 $130^\circ F$ (4) $10\% CH_3COOH$ 沸騰液 (5) $10\% HCl$ 沸騰液 (6) $28\% NH_4OH$ $100^\circ F$ 。

又著者は銲着金屬と母材との相對的電位を Ferroxyde を用ひて試験した。

化學組成と腐蝕との關係に於て吾人は均一なる組成が望しい。この點で被覆棒を用ひて Control された銲接を行つた場合 C , Mn , S 等が母材のそれに最も近くなることが分つた。殊に Si に於て著しい。此の結果を譯者が見るに $Si\ 0.2 \sim 0.3\%$ が母材に最も近い。従つ

て銲着金属の Si 量は注目に値する。著者は化学組成の均一性を必要とすることに就て 18~8 不銹鋼と 16~18 クロム鐵を銲接した場合に就て腐蝕結果を示してゐる。

裸棒で銲接したものでは有用な C, Si, Mn がなく O₂, N₂ 等が殖へるのでよくない。著者は此等の肉眼的組織及び顯微鏡組織を示してゐる。

然るに Control された熔融銲接に於ては母板に比し劣らない結果が得られる。この厳格な Control は銲接棒芯線、被覆剤、銲接技術上に保れなければならない。

被覆棒を使つても累層法が悪い爲に腐蝕の進行した部分が表はれることがある。こう云ふ腐蝕の進行した部分には顯微鏡組織に針状窒化物が表はれてゐる。腐蝕が進まないところには表れない。其の部分の N₂ 量の定量分析を行ふと窒化物が表はれるのは 0.045% 以上、表れないのは 0.040% 以下である。従つて N を 0.040% 以下に保てば残留應力除去の爲に熱處理を行つても針状窒化物が折出しない。

不純物の影響として金属は偏析等を起し電位差生じてよくない。非金属介在物は其の種類によつて異なる。珪酸は微量存在してもあまり影響なく寧ろ役に立つ。

結晶組織の大小による電位差は殆ど見出せない。しかし結晶粒の粗いものでは粒間腐蝕が進行する。最後の銲着層は鑄状組織になり結晶粒が粗く粒間腐蝕が進行する。同量の不純物があるとき結晶粒が小さいと境界に不純物が薄められた状態で配分されるが粗粒の場合は粒界が短く其處に集められるから意外に粒間腐蝕が進行する。Control された金属電弧銲接では粒界に炭化物の偏析がなく物理的性質も良好であり各方向一様になる。

應力と腐蝕の合成効果は更に著しい缺陷を導く。此の缺陷は常に粒間にある。これは延伸率の減少と繰返し疲労試験に於ける疲労限の低下が腐蝕進行の測定に用ひられる。又脆化罅裂は高應力部へ苛性曹達の活用で起ると言はれてゐるが Control された熔融銲接で作られたものでは Caustic Embrittlement を除くことが出来る。應力が大きい場合には腐蝕が非常に進むが應力を除去すれば Control された銲接では起らない。

著者は X 線廻折に就ても述べてゐる。

裸棒で銲接した場合熔融線に沿ふて炭化物が偏析する、腐蝕はこの熔融線に沿ふて迅速に進行する。應力を除くと物理的性質を少しは改良出来るが耐蝕性はよくなる。これは應力は除けるが窒化物が析出するので悪くなる。裸棒銲接部を腐蝕すると粗く氣孔に富んでゐることが判る。保護炭素電弧銲接でも被覆金属電弧に比し粗い組織になる。保護炭素電弧銲接を二層で行つた場合は最初の銲着層はシャルピーノッチ試験で 30_{ft-lb} であるが最後の層は 10_{ft-lb} である。金属被覆電弧銲接では此等の缺陷を除くことが出来る。著者は此等の説明に 63 圖を報告中に挿入し詳細なる説明がある。

(岡田 實)

酸素アセチリン法に由る銲着鐵の磁氣特性 (Wendell Frederick Hess: A. W. S., 14, 1935, 18.) 試料は銲接棒を酸素アセチリン法で幾層にも板上に銲着したものを適當の方法に仕上げて棒に

第 1 表

鑄造のまま		銲接後のもの	
Fe %	Si %	Fe %	Si %
95.5	4.5	95.65	4.35
97.5	2.5	98.10	1.90
98.5	1.5	99.54	0.46

した。殊に Fe-Si 合金鋼は豫め高周波電氣爐で熔解して鑄造した鑄塊をロールして 1/4" に仕上げてゐる。銲接後の成分と銲接前の成分を比較する

と第 1 表の様である。試料は磁氣測定にさきだち水素氣流中で充分焼鈍した。

本實驗に採用した市販銲接棒の化学成分は大體 C 0.12%, Mn 0.94%, P 0.01%, S 0.16%, V 0.19%, Ni 0.10% 及び Cr 0.10% である。

實驗結果を總括すると第 2 表の様である。

第 2 表

銲接棒	供給状態	最大透磁率	磁束密度 Gauss	ヒステリシス損失 watt/secs./lb./cycle
V	焼鈍せず	560	6,000	0.0707
V	焼鈍す	1,440	6,700	0.0444
Ni-V	焼鈍せず	565	7,200	0.1071
Ni-V	焼鈍す	1,060	5,200	0.0509
軟鋼	焼鈍せず	1,115	8,600	0.0794
軟鋼	焼鈍す	3,180	7,000	0.0200
0.46% Si	焼鈍せず	2,060	7,000	0.0272
0.46% "	焼鈍す	3,520	7,100	0.0180
1.90% "	焼鈍せず	2,100	5,600	0.0234
1.90% "	焼鈍す	8,225	7,800	0.0097
4.35% "	焼鈍せず	1,940	4,000	0.0175
4.35% "	焼鈍す	3,650	4,200	0.0088

軟鋼棒を除いた市販の銲接棒は磁氣的性質の劣るのは、多分銲接棒に含まれる Mn の量に支配されるものであらう。焼鈍しない軟鋼棒は透磁率に於ては焼鈍しない V 合金鋼棒及び Ni 合金棒等の 2 倍に近いが、ヒステリシス損失の點では略等しい。焼鈍後の軟鋼棒のヒステリシス損失は他の棒に比較して少く、概して焼鈍後のヒステリシス損失は焼鈍前のヒステリシス損失の 1/2 程度である。軟鋼棒では 1/4 程度に達してゐる。Si 合金鋼棒の焼鈍しないものの透磁率は約 2,000 Gauss 程度で軟鋼棒の約 2 倍に近く、ヒステリシス損失は軟鋼棒の約 1/4 である。2% Si 合金鋼棒の焼鈍したものが透磁率最大で、ヒステリシス損失も焼鈍した軟鋼棒の 1/2 に近く優秀である。

(森 永)

ノルバイド (Dorton Company Fon. Tra. Jon. June 20, 1935 p. 417) 最近ノルト會社研究所に於て人工的最高硬度を有するノルバイドが發明された。ノルバイドとは Norton Boron Carbide の略名で其の化学成分は極めて純粋な B₄C より成り B 78.22, C 21.0, Si 0.01, Fe 0.14, 其他 0.63 を有する。従來は SiC が人工的に得られる最高硬度の王座を占めてダイヤモンドに次いでゐたが之より遙かに硬いノルバイドの出現に依り SiC は硬度の第三位に落ちた譯である。

ノルバイドは自己凝結の特長を有し高壓力の元に自熱すれば正確な寸法に模塑する事が出来る。磨けば滑かな硬い面が得られ又耐蝕性が非常に強くて總ての酸類、アルカリに犯され無い。1,000°C 以下では熱に對する酸化も無い。密度は 2.52 g/cm³ で硬度が高いにも係らず重量が Al よりも軽く、膨脹係數 0.000045/°C、模塑品の抗壓力 260,000 lb/in² である。下表に他材との比較を示す。

	抗壓破斷係數 lb/in ²	線膨脹係數
模塑 B ₄ C	260,000	模塑 B ₄ C (25~800°C) 45×10 ⁻⁷
稠密 SiC	82,000	黒鉛電極 (20~900°C) 12×10 ⁻⁷
結晶 Al ₂ O ₃	75,000	結晶 Al ₂ O ₃ (900°C) 72×10 ⁻⁷
熔融 SiO ₂	38,000	SiC (100~900°C) 47×10 ⁻⁷
同 MgO	21,000	

其の製法はコークスと硼酸とを電氣爐で熔融するもので、先づ硼酸の結晶水が除去されて普通の窓硝子より稍々硬い粉末に成る、此の時水分を吸収させぬ様注意する、次に無水硝子と純度の高い石油

コークスを正確に計量して混合すれば 2,660°C 位で硝子の O_2 が C に置換され、更に高温度で炭化物が熔融して B_4C の美麗な結晶を生ずる。

粉末及び模塑の形で使用されるが、粉末は研磨材、切削工具や炭化 W 、炭化 Ta に接合して用ひられ、又模塑品は磨耗抵抗力が大きいのでサンドブラストの噴出口、ダイス、レーヨン用ガイド等の用途が有る。(N)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

新耐風化性鋼に就て (Karl Daeves: Archiv für das Eisenhüttenwesen, Heft 1 Juni 1935, S. 37.) 前研究の結果含銅鋼の耐風化性は Cu の含有量が同一であつてもその製法に依り異なることが認められた。特に含銅トーマス鋼は屢々同一含銅の平爐鋼に優ることがある。それ故に含銅鋼の如何なる組成のものが最も耐風化性大にして經濟的價値を有するかを研究することが必要になる。

P の影響が種々實驗されてゐるが、酸溶液に對する耐蝕試験では鋼が多量の P を含むと何等良好なる結果を示さないが、ある種の高燐鋼は屢々耐風化性大なる事が今迄の實例によつて示されてゐる。現在残つて居る古羅馬時代及び中世紀時代の鐵器には何れも平均 0.15% 以上の P を含んで居る。又近年のバドル鍊鐵には舊 Kölner-Rhein 橋材の如く多くは 0.09~0.43% P を含む。而も其のよく持ちたる部分には屢々 P の外に Cu 0.11~0.44% 含んでゐる。又 19 世紀に造られたるバドル鍊鐵 17 種の中 12 迄 Cu を 0.12% 以上含んでゐた。尙著者が熔鋼の風化状態を實地に調査せる場合にも腐蝕されずによく持ちたる部分には 0.15% 以上の P と同時に約 0.2% の Cu を含んで居た。故に著者はこの含銅鋼の大氣に對する耐蝕性に及ぼす P の影響を試験することとした。同時に此の性質に有利なりと認められてゐる元素も Cu 及び P と組合せて研究した。

先づ風化試験に異つた空氣成分の二つの場所で P , Cu も含む針金鋼を試片とした。その成分は第 1 表に示す。

第 1 表

試料 番號	直径 (mm)	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %
1	3.93	0.06	痕跡	0.27	0.06	0.05	0.07
2	3.98	0.07	痕跡	0.29	0.015	0.03	0.14
3	3.88	0.14	痕跡	0.57	0.02	0.04	0.30
4	3.92	0.16	痕跡	0.81	0.035	0.044	1.14
5	3.93	0.06	痕跡	0.46	0.06	0.044	0.33

風の方向の影響をなくするために東西及び南北の方向にその針金を引つ張つた。又同種の鋼線に就き線引きの儘の線、濕式亜鉛引き線及び乾式亜鉛引き線の 3 種を互に引張つて測定した。最初に 2 年後その後は約 1 年毎に各針金の小片に就て重量損失量をしらべた。

鹽酸を以て作業せる酸洗工場附近の工業地空氣中に於ける 62 ヶ月後の結果に就ては第 2 表に示す。

之によると先づ線引きの儘の針金に於ては Cu が多くなるにつれ最初は急に後には緩に損失量が少くなる。併し Cu の外に P が含まれると大變改良されることになり、0.3% Cu , 0.06% P を含むものは P を含まざる 1.1% Cu のものに優る。即ち同量の Cu を含む Cu 鋼に對して $P-Cu$ 鋼の重量損失量は 25% も少である。亜鉛引きした針金に就ても同様である。次に工業地より遠く離れてゐる農業地に於ける試験も同様の結果が得られたが、此の場合亜鉛引きした針金は 62 ヶ月後に尙ほ亜鉛表皮はその儘残つてゐる。濕式亜鉛引き線の表皮は元の儘の状態であり、乾式亜鉛引き線は非常に黒づんで來るが錆は生じて居らない。線引きの儘の線でも又 62 ヶ月後

第 2 表

試料 番號	表面	重量減少量 %				
		25 (月後)	32 (月後)	38 (月後)	50 (月後)	62 (月後)
1	線引きの儘	—	21.4	24.6	30.3	35.4
2	〃	9.2	18.4	21.3	26.5	32.3
3	〃	5.5	14.3	18.2	22.7	27.8
4	〃	4.0	11.9	15.1	20.4	25.9
5	〃	—	11.7	14.5	18.9	20.0

亜鉛引き(濕式)

1	58 g/m ²	21.1	17.9	21.6	27.6	32.0
2	48 〃	12.5	15.0 ¹⁾	17.9	23.9	30.1
3	90 〃	7.3	13.0 ¹⁾	13.9	21.9	27.8
4	86 〃	5.9	9.4	15.0	19.9	27.5
5	49 〃	5.8	10.8	13.2	18.6	21.0

亜鉛引き(乾式)

1	186 g/m ²	4.9	8.5	11.9	18.3	23.4
2	154 〃	4.5	8.3	12.1	18.9	24.8
3	164 〃	2.6	6.2	9.3	16.1	22.5
4	157 〃	2.5	6.1	10.2	15.2	22.6
5	182 〃	2.1	5.7	8.2	14.2	18.3

1) 試料の数は一つ。

始めて 7~9% の重量減少を示すに過ぎない。各種線材の重量減少の順序は前と同様であるが、只此の場合には $P-Cu$ 鋼は Cu 1% の鋼に劣る成績を示した。又第 2 表に見る如く Cu の多い鋼と $P-Cu$ 鋼とは最初の向はその減少量はよく似てゐるが、月日の経つにつれて又風化作用が強大なる程後の方が優れて來る。又 $P-Cu$ 鋼に於て P の量が其の耐風化性に著しき影響を及ぼすことは工業地に於る他の實驗に於ても知られた。即ちこの實驗に於ては 0.06% P , 0.3% Cu を含むものが重量減少量は 6.9% であつたものが、0.33% P , 0.4% Cu のものは僅かに 4.5% であつた。而し惜しいかな P を斯様に多く含む鋼は今日餘り用ひられない。斯る鋼は特種の製法が發見されざる限り可成り脆いからである。

次に他の元素の耐風化性に及ぼす影響に關する實驗であるが、之も同様に或工業地に於て種々線引きの儘の線を 12 ヶ月間空氣中に晒して實驗を行つた。其の結果は第 3 表の如くである。之に依ると P の少ない Cu 鋼及び Sn 鋼が最も重量損失量が大きである。 P はなくとも Mn 量が低ければ Cu と Sn とを同時に含有せる鋼は (No. 9) 良い結果が得られる。此の場合製造方法如何は餘り問題でない。又

第 3 表

試料 番號	製法	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %	Sn %	減量 %
6	トーマス法	0.05	痕跡	0.41	0.045	0.036	0.27	—	7.66
7	電氣爐	0.05	痕跡	0.19	0.045	0.046	0.085	0.29	7.14
8	トーマス法	0.05	0.20	0.54	0.122	0.036	0.27	—	6.88
9	電氣爐	0.05	痕跡	0.22	0.015	0.046	0.28	0.30	6.71
10	平爐	0.13	0.24	0.48	0.202	0.040	0.23	—	6.66
11	ベセマー法	0.16	0.13	0.41	0.157	0.046	0.27	—	6.51
12	電氣爐	0.12	痕跡	0.74	0.130	0.048	0.26	0.26	6.27

同時に多量の P , Cu 及び Sn を含む鋼 (No. 12) の良結果は注目すべきでは Si 又は Al の如き脱酸剤を用ふれば尙改良されると思はれる。樑架部分の壽命は元來其の腐蝕度によつて決せられる。腐蝕により斷面積少となれば之が耐ゆる力が小となるのである。併し腐蝕により同一程度に重量が減じても腐蝕が全表面上に一樣に起つてゐるか、局部的に深く生じたかにより之が耐ゆる力は色々となるのである。此の點に於て $P-Cu$ 鋼は Cu を含まざる鋼及び微量の P を含む Cu 鋼に優る。第 4 表には 2 ヶ年間大氣中に晒したる後に於ける互用針金の切斷應力の減少度を示して居る。 Cu を含まざる

鋼の減少度を 100% として之れに對する比較値を示してある。即ち

種類	Cu %	切斷應力の減少度	平均
銅を含まぬ鋼	0.04	100	
普通銅鋼	0.23 0.31 0.39	75 66 77	平均 72.8
磷銅鋼	0.33 0.37 0.41	43 48 46	平均 45.6

して Ruhr 地方の工場地帯で試験したが其成績は 2 年後もその外観で見分ける事が出来た。

試料番號	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %
13	0.035	—	0.38	0.047	0.030	0.075
14	0.05	—	0.41	0.045	0.036	0.27
15	0.05	0.19	0.54	0.122	0.036	0.27

即ちその結果は Cu の少ない No. 13 のものは表面が赤く光り凹條が出来て居り、その表面の記號は只僅かに認め得たに過ぎなかつた。Cu を含む No. 14 も表面が赤く錆びついてゐるが、凹條尠く記號は明瞭に認め得た。それに対して No. 15 の P-Cu 鋼は殆んど黒褐色を示し表面は平滑であつた。その重量の損失量は尙ほ測定されてゐないが、外観上より P-Cu 鋼が他に比し著しく其の生命の長い事が推定される。P-Cu 鋼の特性は風化作用が強い程現はれる故に此の鋼で作つた枕木は工業地に用ふるものに最も適してゐる。

次に種々 P 及び Cu の異なる薄鐵板を試片として耐風化性に關する實驗を行つてゐる。即ち 800×2,000×0.58 mm² の大きさの薄鐵板を多數工場の庭に放置し、4 年後に之を取りて先づ其儘秤量し、次に表面の掃除及び酸洗により錆を落してから再び秤量した。その結果を第 6 表に示す。

鐵板の種類	P %	Cu %	重量損失量	
			錆の儘 g/m ²	錆を落したる後 g/m ²
16	0.010	0.07	1,242	2,479
17	0.017	0.15	1,130	2,240
18	0.082	0.06	940	2,010
19	0.021	0.32	855	1,905
20 ¹⁾	0.205	0.07	635	1,982
21	0.090	0.40	687	1,757

1) バドル鍊鋼

之に依ると錆のついた儘では Cu を含まぬ鍊鋼 No. 20 の比重減量は最も少で、0.4% Cu, 0.09% P の No. 21 がこの次に位してゐる。錆を除いた後ではこの P-Cu 鋼が最も優秀である。之に亞で P の少ない Cu 鋼 (No. 17) とバドル鍊鋼 (No. 20) の成績がよいが何れも前者に比ぶれば遙かに悪い。

次に大都市郊外の空氣中で比較的小なる鐵板で只表面に生ずる酸化層の外観試験のみが行はれたが、この結果 P-Cu 鋼は通常の鋼よりも歴延の場合に生じたる青色の表皮が遙かに早く落ちる。そのため表面に新しく固着せる酸化物の保護層を生じ好結果をもたらすことになる。

以上の如く P 及び Cu の共存の優秀なる作用が明かとなると、往々従來の文獻に現はれてゐる耐風化性特に優秀なる Cu 鋼の原因は P の含有に依る様に思はれる。American Society for Testing Materials に於ても Cu 鋼に於ける P の價値を認めてゐる。尙ほ P-Cu 鋼の優秀性には鋼製造法如何は關係がない。Werte 及び Bauer の研究の結果は Cu 鋼の耐風化性に鋼製造法が影響する様に

なつてゐるが、之は試料の P 分が異つてゐる爲である。

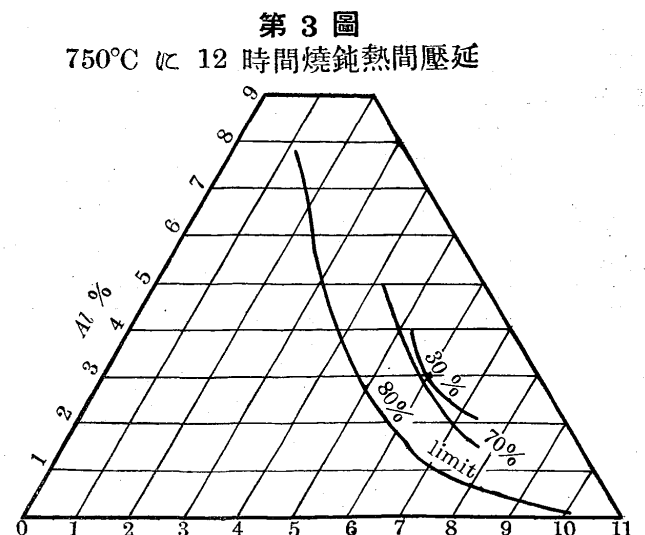
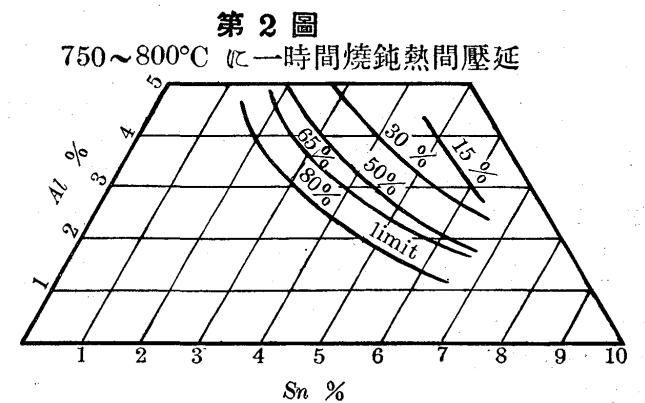
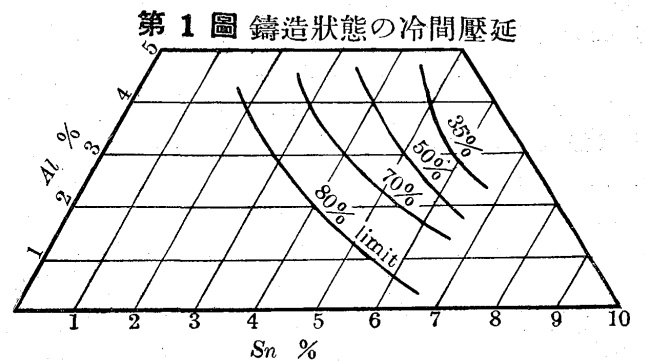
(山本)

8) 非鐵金屬及合金

二三の特殊な錫青銅の性質に就て (By. D. Hanson, and M. A. Wheeler, J. Inst. Metals, 1935, 57 (advance copy))

錫青銅は Sn 10% 迄は加工容易で有るが著者は錫青銅に Al, Mn, Al+Mn, Fe, Si 等を添加して之等が加工性並に機械的性質に及ぶ影響に就いて次の結果を得て居る。

(1) Al: 3~10% Sn, 1~7% Al の三元合金は其の加工性は第 1 圖より第 3 圖の如き結果を得て居る。單相の組織のものは冷間熱間共加工容易で有るが第二相が現れると、加工に困難を示す其の程度は熱間に於て甚しい、併し焼鈍して單相となるものは加工性を増す、焼鈍したもものでは Al 4%, Sn 5% の合金が本系合金中最下の



抗張力を示し 30 t/in^2 位になる。

(2) Mn: 1~6% Mn, 1~6% Sn で此の試験範囲では Mn の加工性に及ぶ影響は極めて少いが Mn 6% となると多少脆弱性が現れる、又 Mn は錫青銅の軟化温度を高める働が有る。

(3) Al+Mn: 1~5% Mn, 5~6% Sn, 0.1~3% Al, の四元合金で $AlO_2 25\%$ を越えるに焼鈍しないと冷間加工は困難となる、Al 3% 迄は焼鈍して単相の組織となるものは冷間加工も可能である、Al は Mn-Sn 青銅の延性を著しく害することなしに抗張力を増加する。

(4) 鐵: Sn 5% の錫青銅に Fe 4% 迄添加したものは延性は僅かに減少するが壓延は可能である、抗張力には Fe 1.5% 迄は影響がないが 2% 以上では伸が減少するかわり強さは増加する。此の合金の組織は固溶體の地に鐵が小粒子をなして均一に散在して居て Fe 4% の合金の鑄造組織は非常に緻密である。

(5) Si: Sn 5% の錫青銅は Si の添加に依て加工性に著しい影響を受ける、Si 3% では既に鑄造状態では冷曲加工不能で之を 800°C に 4 時間焼鈍したのも加工性が僅かに加はるのみである、Si 4% では最早熱間でも加工性を失ふ。併し Si の添加は抗張力には著しく好影響を及し、Si 3%、Sn 5% の焼鈍したもので 35.50 t/in^2 位の値は容易に出る。

(K. N)

金屬の眞空蒸溜、Cr, Al, Si, Be に就て (W. Kroli, Metal industry, July, 1935) Cr:—電解 Cr 及テルミット Cr (純度 98~99%) を原料として之を低壓アルゴン (5mm) 中にて熔解、 $1,500^\circ\text{C}$ に冷却後排氣し始め同時に加熱す。電解 Cr からは多量の H_2 を發生する。テルミット C は N_2 を含む事が多い。熔融點附近では蒸發が極めて烈しく起る。凝固管の蓋に薄い層として附着する Cr を分析すると第 1 表の如くで理論的には Al, Si の様な蒸發し易い金屬は蒸溜物中に濃くならねばならぬが Fe 或は Al, Si 等と Cr との化合物の存在の爲に夫々蒸氣壓が減じられるものと思はれる。Si は殘渣に残り、Al は多く Fe も一部蒸發する。此蒸溜 Cr を $1,950^\circ$ で熔解せるものは硬度 120~180 で蒸溜の儘のものより稍高い。興味ある點は電解 Cr を $1,700\sim 1,800^\circ\text{C}$ に眞空中で加熱すると室温より僅かに上の温度で延性に富むものとなり、蒸溜 Cr は之を低壓アルゴン中で熔すと $1,500\sim 1,800^\circ\text{C}$ で鍛造出来る。即ちテルミット Cr の粗な脆い組織は蒸溜に依て消失してしまふ事は Fe の場合と同様である。Cr は H_2, N_2 種に依り著しく脆化される。

Al:—Al は高度の眞空にての蒸溜は困難である。不純物の變化を見る爲に特に合成合金を元として蒸溜し 2 回連続的に蒸溜金屬を

合金 (85g)	蒸溜 1 (24g)	蒸溜 2 (22g)	殘渣	集めた。第 2 表を見
Si %	1.3	0.08	0.11	2.33
Fe "	1.5	0.05	0.05	3.27
Mn "	0.6	2.09	0.26	trace
Cu "	0.6	0.02	0.05	0.94
Ti "	0.3	0.0	0.0	0.90

ると Si, Fe, Cu は大部分殘渣に残る。Ti の分離は完全である。Mn も分離され其大部分は蒸溜 1

に入が尙殘渣にも痕跡は認められる。此結果で蒸溜に依ると純度高く Fe の少いものゝ得られる事が分つた。

Si:—Si も Al と同様難しい。純度 99% のものゝ中にも多量のガス、 SiO_2, C を含む。殊に炭素は SiO_2 と作用し CO ガスとなり高度の眞空と緻密な蒸溜金屬が得られぬ。蒸溜金屬の化學分析は酸化し易い爲に不可能で僅かにスペクトルに依り殘渣に Fe の多くなる事が認められる。Si は冷いと不導體である爲に間接加熱が出来ず坩堝を Mo 或 W ウールの中に置き之を加熱した。

Be:—Be は高度の眞空では比較的低温で沸騰する爲に都合が良い。ガスは出ず且熔融状態で少し粘々で飛ぶ事がない。殘渣は粗な組織の柱状の形で坩堝の底に残る。含まれて居るものは Si, Fe, Be, Be_2C である。普通の Be は繰返 2 回蒸溜すると Si, Fe, C 等の不純物はなくなる。シーメンスの 98~99% のものを蒸溜した結果は

第 3 表

蒸溜 (17g)	殘渣	第 3 表の如くで此結果に依ると Fe は著しく殘渣中に集る。Si も亦其傾向が著しいが Al は蒸溜の方に稍多い。之は市場にある Be の主なる不純物が Al であるだけ純度を上げる上に用事である。スペクトル分析に依ると高い熔融點の Fe, Ni, Cr, Ti 等は殘渣に残るが低い Cu, Mn, Al 等は蒸溜の方に來る。Pb, Ca 等の容易に熔けるものは完全に蒸溜から分離し得る。
Al	0.24	0.11
Si	0.036	0.73
Fe	trace	2.08
Mn	0.38	0.35

(M)

新 Al-Ni 合金 (Inco., 13, 1935, 10) J. Stone & Co. (英國ロンドン市) の新發賣合金に Ceralumin C と名付けた強力輕合金がある。英國特許に示された成分は 2.5% Cu, 1.5% Ni, 0.8% Mg, 1.2% Fe, 1.2% Si, 0.15% Ce, 92.65% Al である。同社の研究に依れば Ce 添加は Fe の多量含有に依る脆性防止と共に鑄造性を著しく改善し、鑄肌の美しいものが得られる。此の合金の熱處理は $515\sim 535^\circ\text{C}$ に 4~6 時間加熱し、次で水中急冷し、 175°C で 16 時間熱成すれば宜しい。熱處理中彎曲變形等の憂は殆んどない。セラルミン C は耐熱性は勿論良好で高温でも強度は高く、弾性限高く硬度も大である。特に疲勞抗力が高い。(18,500 lbs/in² at 20,000,000 cycle)

此の合金はダイキャスト、金型及び砂型鑄物に適し、航空機及び自動車用材として用途が多い。熱成を常温で約 5 日間行つたものは Ceralumin D と呼び、抗張力は幾分劣るが靱性は著しく大である。物理性を附表に示す。

金型鑄物	降伏點 (0.1% Set)	抗張力 (lbs/in ²)	伸%	ブリネル
熱處理完全	47,000-54,000	52,000-60,500	1.0	130-140
急冷後常温にて 5 日間熱成	29,000-32,000	42,500-47,000	4-6	98-104
鑄放し	25,000-27,000	29,000-32,000	1-3	67-77
砂型鑄物				
熱處理完全	40,000-45,000	42,500-45,000	0-1	130-140
急冷後常温にて 5 日間熱成	25,000-29,000	32,000-36,000	1-3	98-104
鑄放し	—	20,000	0-1	72

(M. A)