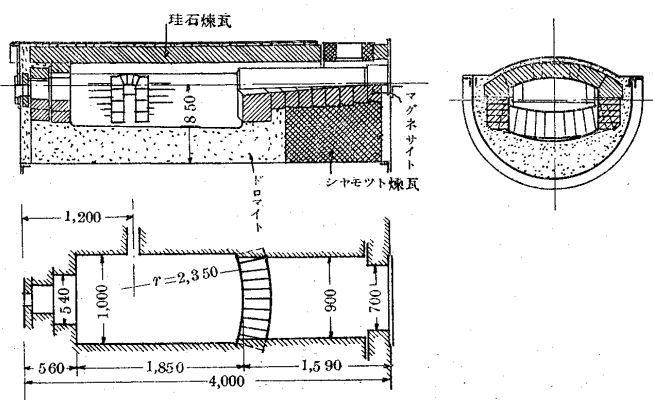


抄 録

4) 鋼及び鍊鐵の製造

重油爐に由るマンガン鐵の溶解法 (Stahl und Eisen 9. Januar. 1936) *Mn* 鐵を溶解して平爐に使用することは冷 *Mn* 鐵使用に比較して歩溜には大差ないが、分析的に正確な鋼塊を得られ、湯によく混合し、溶解時間が節約出来る點に於いて今日尙、各會社で適用されてゐる。此 *Mn* 鐵溶解は從來電氣爐を主として使用する場合が多かつたが、重油爐が最近使用され、良成績を擧げてゐる。著者は重油爐使用に際しての溶解法と製産費比較につき述べることにす。重油爐の構造は種々であるが一例として次圖の如きものがある



(a) 溶解法 *Mn* は元來比較的低温で蒸發し、且酸化しやうい缺點を有し、又 *Si* が存在する場合にはマンガン珪酸鹽と酸化 *Mn* 及び *Mn* の三つが混合物となり非常に溶解しにくい性質を有つてゐるこれ等の性質上幾多の経験から滓の作り方は表の3のものが最もよい様である。

	<i>MnO</i>	<i>CaO</i>	<i>MgO</i>	<i>SiO₂</i>	<i>Al₂O₃</i>	<i>FeO</i>	<i>Fe₂O₃</i>
1.	23.33%	30.10	14.45	28.78	0.725	1.23	0.93
2.	28.03	24.06	14.69	31.38	0.545	0.51	0.34
3.	25.63	27.63	14.41	29.92	0.450	0.18	1.54

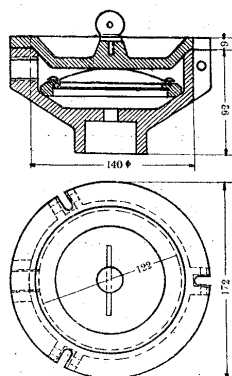
1の成分は粘り過ぎ2は薄すぎる傾向である。

Mn の酸化を少なくするためには滓を常に地金の上に俺うてゐる様に注意し、抽出口を出来るだけ小さくして滓を爐内に残すことが必要である。斯くすることによつて作業日間の *Mn* 鐵製産高 66t (76% *Mn*) に對して 2,000kg の滓を必要し 25% *MnO* を含有してゐるものとすれば理論上燒減は 0.77% となるわけである。

Mn 鐵の抽出温度は約 1,350°C が最も良く、これに使用する取鍋はコークス瓦斯で充分昇熱して置かなければならぬ。

次に燃料として使用する重油及びタールであるが経験上重油は水分 0.5% 以下、灰分 0.05% 以下、游離炭素 0.3% 以下、熱量 8,800 kcal/kg 以上を條件とし、タールは水分 3% 以下、灰分 0.05% 以下、游離炭素 3% 以下、ナフタリン 6% 以下、熱量 8,600 kcal/kg 以上を必要としてゐる。重油及タール中に含有してゐるナフタリンの溶解温度は 73°C であり重油に於いてはナフタリンの含量の少ないものは 20°C 位で流れがよく加熱の必要はない筈であるが實際問題として少なくとも 75°C 以上に加熱することは是非とも必要であると考へる。又重油及タールを燃焼する際にバーナーの先に塵が附着し、油と空氣の調節が出来ず、燃焼が順調に行はれぬことがある

これは主として游離炭素に原因する故、これ及び機械的の塵を取除くため圖の如きフィルターを使用して居る。重油の使用量は1週間の全装入量 60t の場合には 230kg を要し 35t の場合には 445kg を費し、吨數に従つて可なりの開きがある。タールは約 185~200 kg/t 位のものであるが熱の関係から 76~80% の *Mn* 鐵を溶解する



ことは不可能であつて 40~45% のものを溶かすに止まるのみである。従つて *Mn* の量から計出すれば結局重油よりも使用量が増することになる。

(b) 生産費及び他爐との比較 タールを燃料に使用する場合には 42.5~44.32% の *Mn* 鐵を溶解するに純溶解 *Mn* に對し噸當り装入材料費 263.16R.M.~259.07R.M. 作業費 44.17R.M. 工場費 (銷却及設備等) 0.85~0.54R.M. を要する。これに對して重油を燃料とする場合には 76% の *Mn* 鐵を使用して噸當り装入材料費 179.35R.M. 作業費 29.94R.M. 工場費 0.47R.M. を要する、全體として原料外の生産費は前者が 60.97~57.97R.M. となり後者が 14.25R.M. となるわけである。

他爐との比較に關しては判然とした資料はないが、N 會社の重油爐の全生産費は純 *Mn* 噸當り 195.71R.M. 同會社のタール爐は 247.28R.M. となつてゐる。時代は稍々違ふが Keller 電氣爐では 210.64R.M. Nathusius 電氣爐では 197.91R.M. Röchling-Rodenhauser 電氣爐では 193.32R.M. B 會社電弧爐では 210.36R.M. となつてゐる是等を比較して見ても重油爐は可なり優秀であることを知る。

(S. N. 生)

United Steel Company, の Appleby-Work に於ける廻轉式平爐 (Stahl u. Eisen 16. April 1936) Appleby-Frodingham Steel Works の製鋼設備は 120~300t 廻轉式平爐 8 基と混銑爐 2 基と 150t 固定式平爐 1 基とを有してゐる。それに新設として 250t 平爐 3 基と 300t 平爐 1 基と 500t~550t 混銑爐 1 基とを含んでゐる。當社の問題とされる點は 1.55% *P* と 1.47% *Mn* の銑鐵を平爐鋼に變へ、しかも少量のスクラップのみしか使用出来ぬといふ點にある。銑鐵は 25% *Fe* を含む磷酸石灰礦から製鍊され、平均成分が容易に得られぬが目下の所平爐装入前の成分は 3.27% *C*, 1.4% *P*, 0.91% *Mn* である。従つて平爐は滓を幾回か流すために廻轉式となつて居り、製鋼には銑鐵鑛石法が使用され以前から Talbat 法に似た方法も使用されて居る。又トーマスとシーメンスの Duplex 法が何故使用されぬか不可思議に耐へぬのであるが恐らく鑛石からくる成分が一定せぬ結果からであると考へる。

作業方法は大概次の如くである。先づ 25t 取鍋で高爐から混銑爐に入れらる。混銑爐の大きさは爐床深 1.9m 爐床面積 14.7×5.7m、550t の能力を有し單に貯藏の目的のみでなく壓延スケール、鑛石を入れて豫備製鍊を行つてゐる。*S* の多い場合には *CaO* 34~38% を加へ少量の鑛石を入れる。0.8% 位の *Si* の場合には劇しく製鍊され *Si* は多く除かれるが *Mn*, *S* は餘り取れぬ。その滓は 11% *MnO* 7.2% *FeO* 位である。*Si* の多い場合には *Mn* は多く、*Si* は少なく、*S* は殆んど除かれぬ。その滓は 21% *MnO*, 9.9% *FeO* 位である。

この混銑爐から出銑した地金は平爐の必要に応じて装入される。300t 平爐に於いては出鋼の際 50t の地金と 18t の滓とが残りそれぞれに 2.5t の石灰と 25~22t の鐵石或はスケールと 12t の石灰石が装入される。次いで Blaw-Knox-Maschine で 15~20 分間に滓際が修理され 60t 屑鐵と 5~15t の冷銑が入れらる。後若し必要があれば Magnesit と Chrom 鐵鐵との混合物で爐體上部が補修される。かく修理の済んだ後銑銑 30t づゝ出鋼後 6~6 1/2 時間内に 200~210t の割合で装入するのである。以上の装入物を更に 4~4 1/2 時間位銑解し厚い濃い滓を作り後再び 30~40t の銑銑を加へ沸騰させ滓を作つて約 1 時間の後サンプルを取つてスケール或は銑銑を装入して指定の成分にする。最後に滓は爐體の廻轉により前方の第 2 乃至第 4 装入扉から下方の鍋に流し込み、新たに石灰を加へ、或は薄い銑滓を加へることもある。この際脱炭が徐々であれば脱燐として熔劑及び石灰石を使用し、脱炭がより以上徐々であれば石灰石のみを入れ、脱炭が充分であれば石灰を入れる。

脱硫は温度が高く、能く沸騰し酸化物が少なく、石灰が充分であれば大して至難ではない。又 Mn も少くとも 0.25% 位は地金中に留まる様である。出鋼前には Fe-Mn, Fe-Si, Fe-Ti を入れて脱酸してゐる。又加炭することもある。湯を受ける取鍋は 75~85t の鑄鋼製で 3 個に出鋼する。鑄型は 2~25t で品物によつて異なるが 1/3 は厚板材、その他型鋼、鑄鋼、シートバー、丸鋼等である。多く鑄型は四角で特種のものには八角を使用してゐる。ブルームの歩止約 84~86% で型鋼で 89~92% 位に留まつてゐる。以上の如き作業に於いて最大生産量は次の如くである。

250t 平爐 1 基 2,040t/週 (6 基平均 2,000t)

300t " 2,310t/週 (平均 2,200t)

配合は石灰使用量 164 kg/t, 銑銑 739 kg/t, スクラップ 250 kg/t,

酸化物 134.5 kg/t 石灰石 74 kg/t 石灰 19 kg/t で感當り

150 kg の滓が出来る。滓の成分次の如し。

SiO₂ 10.3%, FeO 9.1%, CaO 46.2%, P₂O₅ 15.7%, MgO 5.7%
MnO 4.9%

結局最高記録は 1 時當り 14.7t で相當な製鋼量である。

(S.N 生)

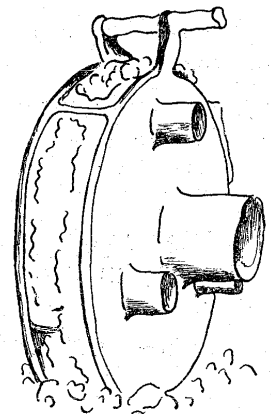
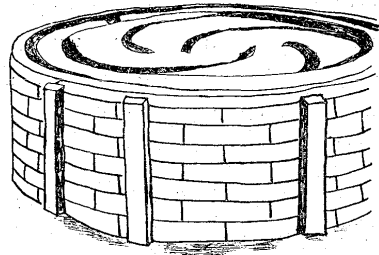
5) 鐵及び鋼の鑄造

鋼鑄物砂にセメントの應用 III (by Pat Dwyer The Foundry February 1936)次に淺溝機のインペラーの鋼鑄物にセメント鑄型を應用した方法を述べる、之は直径 84' 高さ 22 1/2' 重量 5 吨で形状は上下面が圓板で之に 4 つの羽根が付き中心にボスがある第 1 圖は下型を示し最初荒砂を詰め次にセメント砂を適當の厚さに込付け之に第 3 圖に示す様な主中子を乗せる、湯口は第 1 圖第 7 圖に見える如く下湯口は右向きに上湯口は左向きに切線方向に切つてある、第 1 圖で湯口先の冷金は湯口先の荒されるのを防ぐと同時に湯口先の熱

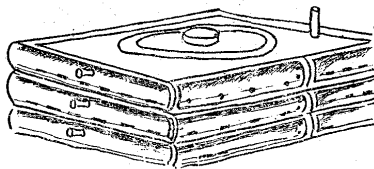
を早く取り一様に冷却させる目的である、此砂でやると殆んど釘は不必要で且第 6 圖の如く肌は美麗である。中子取は第 7 圖の如く之は外徑高さは種々替へられる様になつて居る、此外徑が替へられる事は中子を込めて中子棒をはづす時に大變都合がよい、羽根はダボで取付き上に引抜く様になつて居る、中子も全てセメント砂で込め心金は極度に少なくてすみ之は製型が早いのみならず砂落し時間も短縮出来る。心金には 1" 丸鐵の輪を入れ中子を吊る時に必要なだけしか入れない縮み易い様に内部にはガラを澤山入れるので中子を吊る時は第 3 圖の如く何ヶ所もフックで吊らねばならない、中子を収

第 7 圖
中子取

第 2 圖
鑄成品



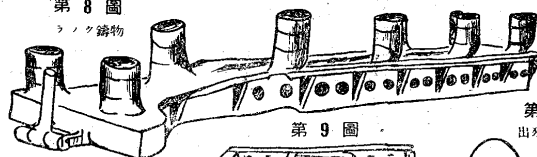
第 4 圖 之コリ上型ヲ込メル



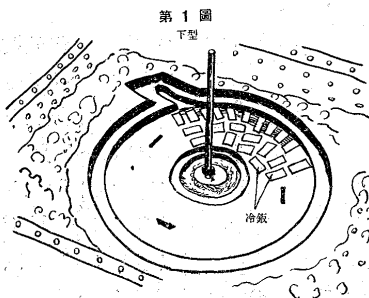
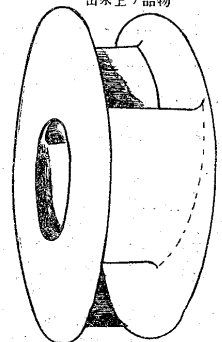
めると其部分は同じ砂で埋める、中子と金棒との間は回收砂で埋める第 4 圖に示す、次に上型の圓板の厚さに相當する木の板で覆ひ其上で上型を込める上型の吊棒も從來の方法に比較して約半分ですむ従つて上型を込める時間も短縮出来る上型を込めてから 24 時間後に上型を上げ木の板を取除き再び冠せて型を締め湯口、押湯を乗せて鑄込む、製品は第 5 圖に示す、又場合によると現物木型又は先に述べた如く中子を組合せる方法も行はれて居る、又時によると木型費を少くする爲に兼用中子取で澤山の中子を取り之を組合せる方法であるが、かかる場合には其中子が膨れたり縮んだりして収め難い事のない様中子取りは充分正確でなければならぬ、一般に大物鑄物を從來の乾燥型で作る時中子の繼目に湯張りが出来之を削り取らねばならなかつたが此セメント砂でやると第 8 圖の如く長さ 24'~11' 幅 5'~6' 高さ 18' 重量 18,000 lbs のラックの鋼鑄物で押湯と湯口を取り去る外殆んど手数が掛からない、圖に見る如く湯は一つ

第 8 圖
ラック鑄物

第 5 圖
出来上り品物



第 9 圖



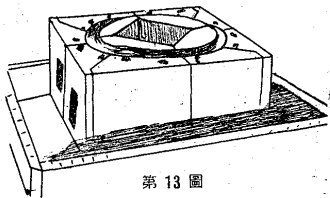
第 1 圖
下型

第 3 圖 中子

の湯路から入り2つに別れて品物に入る、ランダップソン法の良い所は大物では従来は上型が歪んだり又落ちたりするが此方法では其憂がない。

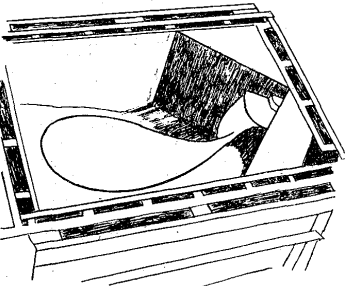
即ち第9圖は此ラックを製型する方法で圖の如く棒は水平に据へられ其中へ段々中子を収めて行くのであるから其心配がない、又此方法の良い所は第9圖の如く従来は鑄物の角の部にリブを切つたが此方法では其必要がなく中子に冷金を當てる事によつて充分であるもう1つの例は第11圖第12圖に示す如く之は下垂に型板を置き下型を込め其上に中子を組立て行く方法で此場合周囲の中子の隙きは無くする事が肝要であり又4つの中子の角の繼目は鑄込む時の壓力に充分堪える様にせねばならない、又木型を簡単にした例としてプロペラー鑄物を第13圖第14圖に示す、之は直径8'~8" 高さ21" 重量3,848 *lbs* で其製作法は品物の寸法數によりて異なる少數の時は木材で作る多數の時は金型を用ふる、此方法は中子を組合せると上型が一度に出来る方法で下型中子を取り4つ組合せて其上に上型中

第12圖

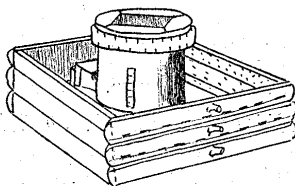


第13圖

プロペラー中子取

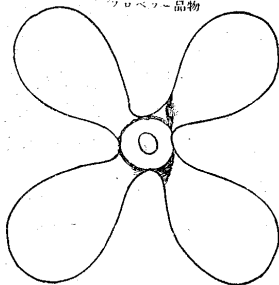


第11圖



第14圖

プロペラー品物



子を乗せ湯口押湯を付けて鑄込む、又もう一つの方法は下型は羽根木型をスピンドルに取付けピッチに合せて込付け其上に上型中子を乗せて鑄込む方法であるがいづれにしても木型は品物全體の1/4あれば良いのである。(續く) (森重候)

6) 鐵及び鋼の加工

鐵鋼の着色法 (H. R. Simonds & C. B. Young, The Iron Age, March 26, 1936) 一般に金屬の着色法には次の如く4種ある即ち(1)加熱處理、(2)表面の化學的處理、(3)合金、(4)鍍金である。但し耐蝕性被膜に就ては分野を異にするが故に此處に記述しない。

(1) 加熱處理。加熱に依る色附け法は古い方法で昔は鋼の焼戻を其焼色に依り推定したもので淡黄色(418°F)から、褐色(490°F)、紫(536°F)を経て暗青色(600°F)迄得られる。然し之では着色として確實なものは得られぬ。其處で液或熔融鹽中にて加熱する事が考へられた。即ち加熱とは言ふものゝ化學的處理をも結合したものである。Gunmetal blue は硝酸鹽槽にて600~650°Fに加熱すると得られる。鹽はNa及Kの硝酸鹽を等分に混じ、此鹽50に對し1のMnO₂を加ふ。更に暗青色を得るには溫度を1,000°Fとす。尙暗青を望むなれば前に得たものを少量の骨灰と共にレトルド中にて700~800°Fに加熱す。然し此硝酸鹽處理は却々困難で鹽は非常に

きれいなものを必要とする。黑色とするには種々なる方法がある。殊にCr鍍金したものは黒化する事は容易で青化ソーダ45%重碳酸曹達35%食鹽20%の熔鹽槽に熔融點より稍と上で2~3分漬け後洗滌す。又クロム酸に有機酸を加へ處理してもよい。Cr鍍金せぬ鐵鋼はNaOH 400 *gr* 水 600 *gr*、KNO₃ 10 *gr*、NaNO₃ 10 *gr* の液を218~266°Fにて20~30分漬ける事に依り黑色が得られる。往々鑄鐵製石炭竈に於て高温に耐へる着色法の質問があるが之は次の方法でよい。鑄物は磨き油を取り硫酸銅8、硝酸15、エチルアルコール30の液に漬け乾燥後磨く。褐色は紫色よりも難しいが鈍い褐色程度のもなれば醋酸に漬け後NaOH水溶液に漬けて150~200°Fに加熱すると得られる。此場合密陀僧、尿素、硝酸アンモ等を加へて色を調節し得るが困難を伴ふ。

(2) 化學的處理。次に述べるものゝ内實用し得るものもあるが單に實驗的のdataもある。黑色にするにはNaOH槽にて300~320°Fにて得られる。然も硬度は何等影響されぬ。然し此槽は使用せぬ時でも空中のCO₂と化合しNaCO₃となる不利あり。普通青色とするには次の如き方法で行つてゐる。アルカリにて清淨にしFe₂Cl₆ 2 *oz*、Hg(NO₃)₂ 2 *oz*、HCl 2 *oz*、アルコール 8 *oz*、水 8 *oz*、の液に20分漬け12 *hr* 乾燥す。之を繰返す。又NaHPO₄ 8 *oz/gal* 錯酸鉛 2 *oz/gal* 水溶液の沸騰せるものにて處理す。鑄鐵を青色にするには硝酸鉛 1 *oz/gal*、Fe₂(NO₃)₆ 0.5 *oz/gal*、NaHSO₄ 4 *oz/gal*、に處理す。尙次の如く各々の色の對し夫々の處理溶液の成分を示す。

黑色。BiCl₂ 20、HgCl₂ 40、CuCl₂ 20、HCl 120、アルコール 100、水 1,000。

褐色。アルコール 45、FeCl₃ 45、HgCl₂ 45、C₂H₅NO₃+アルコール 45、CuSO₄ 30、HNO₃ 22、水 1,000。

青色。FeCl₃ 400、SbCl₃ 400、Gallic acid 200、水 1,000。

Bronze色。Mn(NO₃)₂ 液 700、アルコール 300。

(3) 合金。合金して色を着ける事は鐵鋼にて少く唯耐鑄鋼類に限られてゐる。

(4) 鍍金。着色の目的での鍍金は可成廣い範囲に行はる。Cr鍍金に就ては此處に述べる迄もなく普及せられ其下地としてNi鍍金するを普通とす。又Ni-Co合金の鍍金は銀白色として實用され其方法はNi 10、Co 1の硫酸液に硼酸 2 *oz/gal*。(此役目はPH値を一定に保つ爲)を加へNi-Co合金か不溶性極を用ひ鍍金す。溫度80°F 電流 10~30 *Amp/ft*² 溫度、電流密度PH及NiCoイオンの比を變へる事により夫々異つた色が得られる。黃銅鍍金も實用されて居り之も電流密度、攪拌度Cu/Znの比溫度等を變へる事に依り色も變へ得る事が餘り知られてゐない。

金鍍金は數多行はれ其少量にして美しい被膜を得る事が喜ばれてゐる。其得らるゝ色に應じ次の如き4種の方法がある。

(i) Yellow Gold。金(青化物として) 5 *awt/gat*。青化加里 2 *oz/gat*。磷酸曹達 5 *oz/gat*。陽極として金を用ひ溫度 140~180°F 電流 1~10 *Amp/ft*²。

(ii) Green Gold 金(鹽化物として) 5 *awt/gat*。銀(鹽化物として) 0.25 *awt/gat*。青化曹達 4 *oz/gat*。陽極 Pt 或 Au-Ag 合金。溫度 140~180°F。電流 1~10 *Amp/ft*²。

(iii) Rose Gold。黃血鹽 4 *oz/gat*。炭酸加里 4 *oz/gat*。青化曹達 0.25~0.50 *oz/gat*。金(青化物として) 10 *awt/gat*。陽極金。溫度 175°F 電流 1~10 *Amp/ft*²。

(iv) White Gold 金青化曹達 5 *oz/gat*。青化曹達 2 *oz/gat*。苛性加里 0.33 *oz/gat*。青化銀 0.66 *oz/gat*。青化ニッケル 0.125 *oz/gat*。陽極

18金。溫度 80°F。電流 10~20 Amp/ft²。

黒い Ni 鍍金の溶液は硫酸ニッケルアンモ 8oz/gal 硫酸亜鉛 2oz/gal 青化曹達 2oz/gal。溫度 80°F。PH 5.3~6。陽極は炭素或は Ni 電流 2 Amp/ft²。電壓 1~1.5V。(Y.)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

不銹鋼の耐蝕性 (J. Golder, Mechanical World, April, 1936)

不銹鋼と稱せらるる鋼に於ても其熱處理にして適當ならざれば完全なる耐蝕性は望めない。即ち一般に 1,100°C 位の高溫より急冷し組織を austenite 或は完全なる固溶體の状態として置かねばならぬ例へば 18/8 Cr-Ni 鋼を熔接或は形直し等の爲暫くでも 300-800°C の溫度に加熱すると忽ち C は結晶界に析出し腐蝕の原因となる。從て此種の鋼にては能ふ限り低炭素である事を要し此目的で近來高周波電氣爐が多く使はれて居るが面白い事には他方電氣爐が依然用ひられて居る。即ち如何にしても炭素は 0.1% 以下に止める事の困難なるを物語るものである。此處で他の合金元素に依る炭化物の安定と云ふ事が考へられた。第一は W で 18/8/1 Cr-Ni-W 鋼が作られたが未だ熔接時の問題を完全に解決せぬ。即ち 18/8/1 鋼を板とし熔接管として硝酸の冷却器に使用せる所一年足らずして取換へねばならなかつた。然し熔接後適當に熱處理せるものは決して此事はなかつた。

次に現はれたものは Ti 及 V である。即ち 18/8/1/1 Cr-Ni-W-Ti 鋼及 18/14/1 Cr-Ni-V 鋼であるが之でも充分なるものと云へぬ元來不銹鋼にも接觸腐蝕の問題がある。即ち成分の少し宛異つたものゝ接觸に因て起るもので硝酸の場合はないが磷酸鹽、硫酸鹽、硝酸鹽の場合に非常に活撥に起る。即ち 18/8/1 鋼に接して 18/8/1/1 鋼の管が連結された場合前者は何等侵されなくても拘らず後者は非常に腐蝕された。腐蝕の問題と關聯して austenite 鋼の引抜管の製造も考へられ之が出来れば餘程利益を伴ふのであるが此處に重要な問題は引抜の際の lubricant として graphite を使用するを例とするが若し之を完全に除去らずして焼鈍爐に入れる事ありとすれば C は侵入し之又腐蝕の因を作る。故に斯の如き管の受渡しに於ては管の一部を切り硬度を測定し炭素量軟化處理の正しきや否やを検すべきである。

以上述べた内には硫酸に堪へるものはない。然し試験は少いが含 Mo 鋼がある。即ち 18/14/2 Cr-Ni-Mo 鋼で之は硝酸、硫酸、鹽酸の少量を含む熱液に堪へるが遺憾乍ら熔接後の熱處理しなければ使用出来ぬ。又之等の熔接に際し酸化物の侵入或は熔接部に依る滲炭に深い注意を必要とする。(Y.)

鑄鐵製ピストン (E. F. Cone, Metals & Alloys, April, 1936)

Al のピストンに代り重量を同じとして膨脹係数の小さく且必要なる硬度及抗張力を有する材料に依るピストンの鑄造が Ford 會社に於

第 1 表

C 1.35~1.70%	Mn 0.60~1.00	Si 0.90~1.30	S 0.08 以下
P 0.10 以下	Cu 2.50~3.00	Cr 0.15~12.0	

て實施されてゐる。成分は第 1 表に示す如きものが幾多の研究の結果定められた。抗張力を出す爲には低い C, Si, Cu のもので良いが鑄造に於て困難を伴ふ虞れがある。此成分のもので鑄造されたピストンの熱處理は歪や結晶粒粗大を來さぬ様然も均一なる硬度と所望の機械的性質を與へる様慎重なる注意を要す。熱處理は低い C のものは比較的容易であるが高い C のものは困難で往々不均一なものとなる。

熱處理は先づ 1,650°F にて 30min 焼鈍し次に 2 1/2hr を要して 1,200°F 迄爐冷し組織を secondary graphite を持つ層狀パーライトとなす。然し更に磨耗及機械切削性の關係で球狀化パーライトとする爲に次の處理を行ふ。即ち 1,650°F に 30min 加熱後 1,200°F 迄空冷し再び 1,400°F に加熱して 1hr 保持し 1,000°F 迄 1hr で爐冷する。其結果硬度 207~241 となり組織も secondary graphite の存する球狀化パーライトになる。

第 2 表

弾性界 lb/in ²	抗張力	伸 %	硬度(ブリネル)
70,000	90,000	5.0	207~241

第 3 表

低磷純 Si 3.5%	低炭素鋼屑	銅	鑄造屑	FeSi (50%)
2,400 lb	3,444	180	2,000	70

斯く仕上げられたるピストンの機械的性質は第 2 表の様である。組織は前述の様であるのでシリンダー壁との磨耗度も非常に少い。

熔解は 4ton の電氣爐を用ひて實施し装入は第 3 表に其代表的なものを示す。鑄込溫度は 2,850~2,900°F とし砂型は green sand にて作る。(M.)

低炭素低合金鋼に於ける磷の影響 (III) (By C. H. Lorig and D. E. Krause. Metals and Alloys, March, 1936.)

高磷鋼の防蝕被膜は低磷鋼の其より耐蝕性大にして大氣中に於ける腐蝕はあ

第 12 表

試料 番號	P %	他の合金 元素 %	減量			
			gr		gr/in ²	
			6ヶ月	12ヶ月	6ヶ月	12ヶ月
1	0.016	—	1.46	2.61	0.085	0.152
3	0.01	0.5 Ni	1.11	2.39	0.054	0.116
2	0.06	—	1.34	2.52	0.065	0.121
4	0.06	0.5 Ni	1.07	2.35	0.052	0.114
5	0.10	—	1.15	2.33	0.056	0.113
6	0.10	0.5 Ni	1.10	2.18	0.053	0.106
7	0.19	—	1.14	2.12	0.055	0.103
8	0.19	0.5 Ni	1.09	1.98	0.053	0.096
9	0.29	—	1.07	1.87	0.052	0.091
10	0.29	0.5 Ni	1.01	1.74	0.049	0.084
11	0.49	—	1.07	1.64	0.055	0.084
12	0.76	—	0.98	1.63	0.051	0.083
13	1.07	—	0.95	1.46	0.049	0.075
15	0.45	0.54 Ni	1.01	1.68	0.052	0.086
16	0.72	0.54 Ni	0.92	1.38	0.047	0.071
17	1.00	0.54 Ni	0.88	1.40	0.045	0.072
19	0.02	0.31 Cu	1.22	2.60	0.062	0.133
20	0.05	0.31 Cu	1.21	2.35	0.062	0.120
21	0.26	0.31 Cu	1.08	1.90	0.055	0.098
22	0.43	0.31 Cu	1.09	1.70	0.056	0.087
23	0.70	0.31 Cu	0.95	1.41	0.048	0.072
24	0.94	0.31 Cu	0.86	1.32	0.044	0.068
27	0.027	1.04 Cu	1.39	5.45	0.071	0.279
28	0.11	1.04 Cu	1.12	2.08	0.057	0.107
29	0.31	1.04 Cu	1.09	1.87	0.056	0.096
30	0.47	1.04 Cu	0.86	1.60	0.045	0.082
31	0.71	1.04 Cu	0.84	1.28	0.043	0.066
32	0.96	1.04 Cu	0.81	1.14	0.042	0.058
33	0.96	1.04 Cu				
		0.53 Cr	0.92	1.38	0.047	0.071
35	0.15	0.83 Cu	1.09	1.95	0.056	0.100
36	0.31	1.66 Cu	1.06	1.66	0.054	0.085
37	0.60	3.2 Cu	0.86	1.32	0.044	0.067
38	0.88	4.7 Cu	0.77	1.29	0.039	0.066

る時間を経ると極めて僅かしかすまぬものであり含隣鋼に Cu, Ni を含ませた場合の腐蝕減量は第 12 表の通り、但し $C 0.02\%, Mn 0.07\%, Si 0.03\%, S 0.02\%$

勿論 1 ヶ年位の腐蝕結果では充分でないが P の高いものが比較的耐蝕性大なる事は此の表に依つて明らかである。

眞水又は海水中の耐蝕性は P に依つて餘り上らぬ様であり $60 \sim 65^\circ C$ の温水中に 21 日間漬けた結果 P の含有量の多少に依り腐蝕減量に大差はないが只 $P 0.3\%$ 以下のものは點蝕なく $P 0.5\%$ 以上のものは點蝕を生じた。

$760^\circ C$ で 4 時間加熱して酸化した結果 $P 0.3\%$ 位迄はスケールが容易に落ちたが此以上 P を含有するものはスケールが固着して剥落しなかつた、電気抵抗は $P 0.5\%$ 位迄は P の増加に比例して高くなるが此以上は餘り増さぬ尙此に $Ni 0.5\% Cu 0.3\%$ 或は $1.0\% Cu$

第 14 表

試料 番號	$P\%$	保磁力 (エルス デ F/cm)	残留磁氣 (キロガ ウス)	最大 導磁率	感應磁氣 (キロガ ウス)	ヒステリシス損 (エルグ/cm ² /サ イクル)
39	0.015	1.31	7.9	3,180	13.7	3,850
2	0.06	1.40	8.5	2,960	12.7	4,470
5	0.10	1.80	8.8	2,660	13.5	5,460
7	0.19	1.32	9.9	3,250	13.2	4,230
9	0.29	1.10	8.9	4,050	12.9	3,400
11	0.49	0.95	9.6	5,350	12.4	3,040
12	0.76	0.80	9.0	6,460	14.5	2,510
13	1.07	0.80	9.0	5,860	14.2	2,470
(2 回熱処理を行ひし場合)						
39	0.015	1.10	8.8	3,530	10.4	3,976
5	0.10	1.00	8.9	5,420	14.1	3,073
13	1.07	0.58	9.0	8,190	14.6	1,787

等を加へると一層電気抵抗は増加するが $Cu 1.5\%$ 以上は Fe の中の P の溶解度を減少する等により増加せず $0.015\% \sim 1.0\% P$ を含有する低炭素鋼を $1,024^\circ C$ で 1 時間空気を絶つて焼鈍後徐冷し繰返し 10 時間行ひ磁性試験を行ひ一部の試料を用ひ $998^\circ C$ で 4 時間水素氣流中で加熱後徐冷した此結果を第 14 表に示す。

2 回目の熱処理により何れも磁性はかなり改良されて居るし導磁率は P の含有量の増加と共に増してゐる。

普通特に強い變壓器用鉄に於ても導磁率は 8,200 位であるが上記の表にみる如く $1\% P$ のものは 8,190 を示してゐる。

ヒステリシス損は 0.1% で最大でこれ以上は次第に下つてゐる、尙ヒステリシス損は $P 1\%$ のもので適當に熔解加工、熱処理を施す時は $Si 4\%$ の Si 鋼に匹敵し前者は 22 microhm/cm^3 であるが後者は 65 microhm/cm^3 で渦流損は $P 1\%$ の約 3 倍にあたり Si と共に P を加へると合金の抵抗を一層増すに有效である。(根 守)

Cu-Fe 合金 (K. M. Simpson & R. T. Banister, Metals, & Alloys, April, 1936) 研究の範圍は $Cu 85 \sim 15\%, Fe 15 \sim 85\%$ で特に此中間の $Fe 50-Cu 50$ 合金に就ては詳細に研究した。此 50-50 合金は熱間、冷間壓延は元よりパイプ作業、壓搾工作及可成薄い鑄物も容易であり又線として deep drawing も可能である。第 1 表は 50-50 合金の種々なる條件の下に於ける抗張力及硬度を示す。第 2 表は他の元素を添加せる場合の性質の變化を示すもので第 3 表は硬度に及ぼす熱処理の影響を示す。之で見ると僅かではあるが析出硬化の現象が表はれてゐる。 $Cu 25\%$ 合金は比較的降伏點が高いが一般に加工硬化せぬものゝ降伏點は低く非鐵合金に似た特徴を有す。高温に於ける抗張試験の結果を見ると $1,400^\circ F$ 附近で伸も斷面收縮も増しては居るが其温度範圍が狭く本合金の熱間加工性の困難を示

第 1 表

	抗張力 lb/in^2	降伏點 lb/in^2	伸 %	斷面收縮 %	硬 度		衝 撃 値 $ft-lb$
					ロックウェル B	ブリネル	
鑄造の儘(砂型)	55,000	32,000	25	42		130	
鑄造後 $885^\circ C$ 水焼入	63,500	46,000	22	35		143	
〃 〃 爐冷	48,000	33,500	31	60		103	{charpy 36~38 Izod 71
鍛造の儘	69,000	65,000	28	70	80	132	
〃 ($-110^\circ F$ にて試験)	73,500	75,000*	35	61			charpy 36
鍛造後 $930^\circ C$ 水焼入	87,500	64,000	28	33	88	170	
〃 〃 爐冷	58,000	48,000	42	72	63	107	
〃 $885^\circ C$ 水焼入	72,500	63,500	24	57		150	
〃 〃 爐冷	51,000	43,000	50	72		108	charpy 36-38
壓延(熱間)の儘	101,500	68,000	8	65	98		
冷間壓延板 縦方向	64,000		8		80		
〃 横方向	77,000		4		80		
冷間索引線	224,000		1.5				

* 誤植か(筆者)

第 2 表

成 分				鍛 造				率 引 線	
Cu	Mn	Ni	Fe	抗張力 lb/in^2	降伏點 lb/in^2	伸 %	斷面收縮 %	抗張力 lb/in^2	電気抵抗 $microhm/cm^3$
25	0.40		diff	73,500	73,500	22	63	200,000	10.6
25	0.70		〃	83,000	82,500	23	62	210,000	12.9
25	0.40	2.5	〃	98,000	89,000	13.5	22	220,000	15.6
50	0.50		〃	66,500	59,000	21	46	153,000	6.6
50	1.00		〃	71,500	65,000	22	60	172,000	9.4
50	0.50	1.0	〃	102,500	70,000	8	15	220,000	13.1

第 3 表

熱 處 理	ロックウエル B	アブリネル
熱間壓延材(1/4"厚)		
壓延の儘	90.7	183
900°C 水焼入	84.3	146
800°C "	72.9	114
700°C "	78.2	128
900°C 空冷	87.2	152
800°C "	72.9	114
700°C "	77.2	118
900°C 爐冷	59.9	85
800°C "	66.6	107
700°C "	76.2	123
砂型鑄物		
鑄造の儘	91.2	170
900°C 爐冷	76.7	137
" 水焼入	88.6	166
" " 500°C 水冷	90.7	174
" " 500°C 爐冷	91.5	193
鍛造せるもの(6"→1 1/4")		
鍛造の儘	82	
925°C 焼入	89	
" " 648°C 焼戻	86	
" " 538°C "	91.5	
" " 426°C "	92.5	

すものである。50-50 合金の熱傳導率は比較的高い。

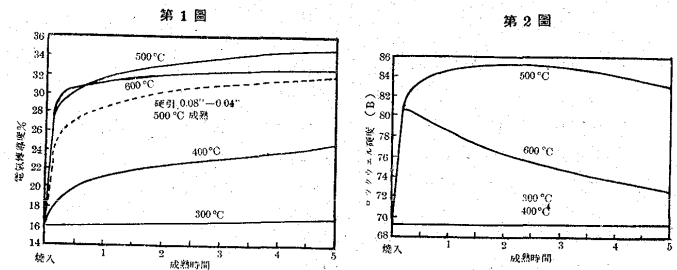
本合金に対する C の影響を見ると僅少の C を含むも均一なるものが作り難くなる。之は Fe 炭化物が現はれる爲で 0.08% C の場合でも起る。熔解に際し最も注意すべきは酸化物の混入で之が爲に鍛錬性が悪化する。本試験に於ては Fe 及 Cu を熔してより Mn 0.5% を加へ脱酸の爲には Si 0.5% を加へた。slag を作る事は保護の上からも必要である。此合金の面白い所は非常に shrinkage の大なる點で之は monel metal に似て居る。鑄造に際し之に注意すべきである。偏析現象は C 或は Cr の如き他の元素の入らざる限り心配すべきでないが Cr など入ると Fe の多い固溶體は外側に、Cu の多い固溶體は中心に集る。(M)

Cu-Fe 合金線に就て (E. E. Schmacher & A. G. Souden, Metals & Alloys, April, 1936) 研究の範圍は Cu 75-Fe 25 から Cu 37.5-Fe 62.5 で目的は線として強く耐蝕性大にして且高電氣傳導率のものを得んとし特に抗張力、電氣及腐蝕性に就て調査せり I charge 3.2kg として borax にて被ひ高周波電氣爐にて熔解す。脱酸剤は使用せず。鑄込は Segregation を出来るだけ少くする爲に熔融點より僅かに上の温度で行ふ。今 Segregation の量を見ると Cu 50-Fe 50 合金に於て徑 0.75" 長 25" の鑄造棒にて上部及下部にて 1% の差があつた。熔解原料は實驗室的には極めて純なるもの(全不純物量 0.1% 以下)と實際的参考の爲に不純物 0.2% 程度を含むもの 2 種を使用した。鑄造棒は大抵徑 0.75" で之を冷間で型鍛造す。然し borax の混入の爲に多少困難があつた。850°C の高温型鍛造及び壓延は容易で slag も妨害にはならぬ。線引は 0.25" から reduction を毎回 0.02" とし 2~3 回通す毎に加熱した。冷間線引は特に加工度の影響を見るものに於て 0.105" から初めたものもある。線引の際の焼鈍は 850° 及 600°C としたが後者の方が抗張力が大で且電氣傳導度も良い。之は precipitation に依るもので 850°C では起らないのであらう。電導度の良くなるのは過飽和固溶體の破壊に原因する。drawing degree の影響は此の減少と共に電導度を増し抗張力を減ずる事が分つた。同一成分にして又同様の加工處理を施したも

のでも不純物を多く含むものは電導度が低い。本合金は一部腐蝕試験の爲に Tinning を實施して見たが之は容易であつた。

Cu-Fe 合金の硬引線の性質は之を成熟させる事に依り大いに改善出来る。Cu 62.5-Fe 37.5 合金に於て 0.25" から 0.04" 迄線引(冷間)して 250°, 3hr の成熟にて電導度は 18.1% (焼鈍銅線との比)から 24.1% に増して居るにも拘らず抗張力は影響されない。之は過飽和固溶體からの precipitation である。所が成熟温度を 300°C としても電導度は 250°C の夫と變りないが歪は全くとれる。之から想像すると precipitation は全く歪のない状態とするよりも多少の歪を残す様な低い温度で起り易い様に思はれる。500°C で 40 分成熟すると電導度は極めて増すが抗張力は減少著しく之は焼鈍と precipitation との結合影響である。

更に本合金の成熟に就て若干記述する。徑 0.08" 線及厚 0.10" の板に就て實施せるものにして之を 850°C 1/2hr, 水焼入し之を 300, 400, 500 及 600°C で max, 5hr 成熟させた。結果は電導度及硬度を夫々第 1 圖及第 2 圖に示す。硬度は 300~400°C でも殆ど變化は



ないが電導度は 300°C に於ても變化が見られる。硬度と電導度の最も良い温度は 500°C であるが電導度は 5hr, 後にても増すに對し硬度は 2-3hr, 後は減少を始める。600°C の結果は最初 1/4hr, は電導度は良いが 1/2hr, 後には 500°C 成熟の夫より悪い。之は 600°C の方が固溶體中に Cu 及 Fe が多く滞留するに因るものと思はれる。

電線としての目的に腐蝕試験を實施して居る。試験は食鹽水の吹付け、浸漬試験、電極電壓の測定及露天試験である。試料は 850°C 焼鈍後空冷し Fe 中に Cu の過飽和固溶體とせるもの及 600°C にて焼鈍し Fe に富む飽和固溶體から多量 precipitation させたものとする。 (1) 食鹽水の吹付け、(2) n/100 H₂SO₄ の浸漬、(3) NaCl 水(100g/l) の浸漬であつて(2)及(3)にては 1 週にして腐蝕物にて被はれ 32 日後には黒及褐色の生成物が出来る。Fe の多い合金は長時間の腐蝕に依り表面が溶け Cu に富む部分だけ溶け残り曲げると容易に crack が入る。次に電極電壓の測定であるが之を各種の溶液に就いて腐蝕の傾向が見られる。結果は n/10 Na₂SO₄ の液に針金を浸け連続的に電壓を測定したもので比較に Cu 及 Bronze につき行つたが之は何等變化せず即ち少しも腐蝕されぬ事を示す。然し本合金線は鐵線と同様で何れも 8hr 以下で悪く錆びる。露天試験の結果は不純物の少ないものは腐蝕が少い。(Y)

8) 非鐵金屬及合金

銅-アルミニウム合金の不安定中間相 γ' の生成温度及びアルミニウム含有量の關係 (Von V. Gawranek, E. Kaminsky und G. Kurdjumow, Metallwirtschaft, 16 (1936), 370.)

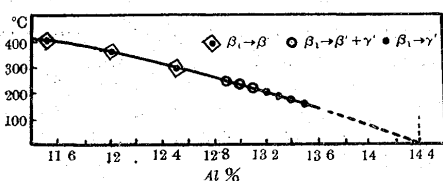
從來迄の研究に依ると、13%以上 Al を含む、アルミニウム青銅即ち超共析合金を β 相から焼入すると中間 γ' を生じ、これは共析合金の中間相 β' とその組織及び生成條件が極めてよく似てゐる。之等は丁度鋼のマルテンサイト に似て針状組織を呈する。X 線

的研究に依ると、 γ' 相は 200~170°C 間に起り、極めて小さい試片を空中冷却した位では早 γ 相が折出し、 $\beta \rightarrow \gamma'$ の変化を阻止する事が出来ぬ。

本研究はこの γ' 相の生成温度範囲、冷却速度及び Al 含有量との関係を求めるのが目的である。

先づ試料を β 相から 250~300°C の油に焼入ると暫時 β 相が存在し、これを 5°C/sec の空中冷却をやり X 線をとると合金成分に應じて、 $\beta' + \gamma'$ と γ' とが存在する。この際冷却曲線上には、300°C~常温間に合金成分に應じて発熱を示した。その結果は下表及び下圖に示す通りである。

組織	$\beta' + (\gamma')$	$\beta' + \gamma'$	$(\beta') + \gamma'$	γ'	γ'	γ'	γ'
發熱温度 °C	250	240	225	210	195	175	160
Al 含有量	12.9	13.0	13.1	13.2	13.3	13.4	13.4



この β', γ' の固溶体内の變態は同性質のものと考えられ圖に於て變態線 MN は丁度鋼の Ar'' に似て、

均一な固溶體から組成の變化なくして、新しい相が生ずるのであつて、この中間相の不安定なるは申すに及ばず、よつて MN 線は不安定中間相の境界線である。鋼の場合は中間相マルテンサイトは、先づ正方晶系格子であるが、Al 青銅のときは中間相に β' と γ' との 2 相が共存するものがある。

勿論この 2 相は Al 含有量に依つて支配され、Al 12.9-13.1% では $\beta' + \gamma'$ の 2 相で、Al 13.2%-13.4% では γ' のみ存在する事に著者の研究ではなつて居る。この γ' 相と β' 相の起る温度は極めて近いのであつて、 β' 相の出る前には、先づ β_1 なる重格子を有する相が生じて $\beta \rightarrow \beta_1 \rightarrow \beta'$ に變化する事が知られ、この β_1 相は亜共析合金のみ出で超共析合金には出ない事になつて居る。後者の場合は、 γ 相の析出が早いために考へられて居るがこの場合も、 $\beta \rightarrow \beta_1 \rightarrow \gamma'$ の過程を経るものと思ふ確證を著者等の研究で得た。それは、圖に於て MN 線を延長して Al 14.7% のものを焼入すると、 β 相の存在を X 線に認めらるからである。又 $\beta_1 \rightarrow \beta'$ は鋼のオーステナイト \rightarrow マルテンサイトに相當するが、前者が可逆的である事が異なる。即ち β' 相を加熱すると暫時 β_1 相になつて、 $\gamma + \gamma'$ に分解する事が認められる。勿論この可逆性は、一度 $\beta \rightarrow \beta_1 \rightarrow \beta'$ の變化を経て出来た β' を加熱する事によつて生じた β_1 と、最初からの β_1 相とは結晶格子は同じだが、原子の配列を異にするのであるから、結晶系の上からの可逆性と云へる。然るに $\beta_1 \rightarrow \gamma'$ が不可逆性である事は、著者等の研究に於て、愈々それを確かに證明し得た譯である。(高瀬)

Ni-Silver の鑄造 (M. Ballay & R. Chavy, The Metal Industry, March, 1936) Ni-Silver として知られてゐる Cu-Ni-Zn 合金は 2,000 年前から知られながら堅實なる鑄物の得られざる憾がある。成分は Ni10~30, Zn5~25% で時に Pb max. 10%, 或 Sn6% 位迄入れる。本合金の白色を與へる Ni/Zn の關係は 15/45, 20/30, 30/5 で Zn は min. を示す。今各國の規格を示すと第 1 表の様で Ni 量は一般に 18% 前後である。此合金の鑄造の際に於ける收縮に就て見るに凝固時及其後に起る體積收縮を第 2 表に示す。尙最後の線收縮は 30mm 角、長 350mm の試片に依れるものである。Sn 及 Pb の存在は鑄造の不堅實の範圍を減ずる様である。Ni 20, Zn 15%

第 1 表

	佛蘭西 (標準成分)	白耳義	亞米利加 (希望成分)
Ni	≥ 18 (18)	18±1.0	≥ 19 (20)
Cu	≥ 59 (62)	62+1.5	≥ 62 (65)
Zn	≥ 16 (20)	20+2.0	≤ 10 (6)
Pb	—	—	≤ 6 (5)
Sn	—	—	≤ 2.5 (4)
Mn	—	—	≤ 1
不純物	Max. 1.5% 内 Fe ≤ 0.3 Sb ≤ 0.5 B-5	Max 1.5% 内 Fe ≤ 0.3	$\leq 1.0\%$ W.W.P. 541

合金は激しい收縮孔を示すが Sn 4%, Pb 5% 入れると同じ條件で外部收縮は示すが内部の孔は見られぬ。第 3 表は米國 W. W. P541 (Ni 20, Zn 6, Sn 4, Pb 5) の合金の若干成分を變へた

第 2 表

化學成分					全體積收縮 %	凝固時に於ける體積收縮 %	凝固後に於ける體積收縮 %	線收縮 mm/m
Ni	Zn	Sn	Pb	Cu	Cr	Cs	Cr	
20	—	—	—	80	12.5	5.8	6.7	—
20	6	—	—	diff	—	—	—	14.1
20	6	4	—	"	13.3	6.7	6.6	11.6
20	6	4	5	"	12.1	6.8	5.3	11.6
20	15	—	—	"	12.1	5.5	6.6	14.1
20	15	4	5	"	12.1	6.5	5.6	10.8
20	40	—	—	"	—	—	—	11.6
20	12	4	10	"	—	—	—	13.3
20	20	4	10	"	—	—	—	13.3

第 3 表

成分				抗張力	彈性界	降伏點	伸 (50mm)	硬度
Ni	Zn	Sn	Pb	kg/mm ²	kg/mm ²	kg/mm ²		
20	6	4	5	39.0	14.0	23.0	14	114
20	6	0	5	18.5	4.2	9.0	13	61
20	6	4	0	46.0	12.3	23.0	22	114
20	6	2	5	27.5	9.0	12.6	22	85
20	10	4	5	40.5	16.2	26.5	11	120

第 4 表

合金成分	Cu64.5-Zn18.05 -Ni16.79-Mn0.05		Cu58.50-Zn18.44 -Ni21.87-Mn0.16	
	平均			
抗張力 kg/mm ²	29.5~33.0	30.7	28.7~30.3	29.4
彈性界 "	11.2~13.3	11.9	11.2~11.3	11.2
伸 %	45.0~54.0	50	52.0~64.0	57
硬度 500/5	66~81	72.5	67~71	69
500/10	52~60	56	55~57	57
衝擊值 kg/cm ² (mesnager)	6.1~12.7	9.0	8.7~10.1	9.3

もの性質である。又 B-5 に當る合金と之に Ni 量を増したものの性質は第 4 表に示す。

次に鑄物に起る缺點を考察して見ると先づ blowhole であるが之には 2 つの原因がある。(1) 熔解時に溶けるガス。(2) 凝固の際型に閉込められたガスに依るもの。(之に就ては後述する)。收縮孔は内部及外部の 2 つあつて内部收縮孔を防ぐには其部に適當な head をつけ又比較的薄いものは chill に依て救ふより外ない。外

部収縮孔は湯の注ぎ方或は gate の縮少等に依り防ぐが之の生ずる事は一般合金に於けると同様内部の堅實を證するのである。crack は固體に於ける収縮が大で且此合金が高温で弱い爲に起るが之は砂の壓縮の不足或 head, gate が収縮に對し反縮する様な位置にある時特に起る。以上の様な缺陷は一般銅合金に似ず反て銅鑄物に似て居る故一般に其注意を要す。

Blowhole の防止に就ては著者の實驗結果から摘記する。此爲には瓦斯を吸収させぬ様に注意する事が肝要で flux, 熔解法, 脱酸劑と云ふ方面に大なる考究を要する點がある。著者が實地の推奨する處は次の様である。爐は能率の良い加熱と迅速熔解し得る様設計せる coke 爐が良い。坩堝は graphite 或 carborundum で適當とするも耐火粘土でもよい。要するに迅速熔解する事が肝要で湯は flux で被ふ。flux としては食鹽、硼砂と硼酸の混合物或は硝子層等で殊に硝子層は安く然も効果的である。flux 層の厚さは約 2cm とす。Zn の蒸氣は之を通して出るが之は鑄造温度の豫知として参考すべきである。注ぐ時は flux の粘性を悪くする爲に白砂を少し加へ又或場合良くせんとするには食鹽或は無水炭酸ソーダを少量添加す。注入に先だつてガスを取る爲の酸化性金屬の添加は重要で Mg, Mn, Al, Si 等は良好なる結果を與へるが Al 及 Mg の過剰は湯の流れを悪くする。實際には (1) 0.3~0.5% cupro-Mn (Mn30%) (2) 0.02~0.03% Al (3) 0.03% Mn に次いで 0.015% cupro-Al (Al50%) の何れかど良い。之等の添加は鑄造温度に達してからで鑄造温度は 1,300~1,350°C とす。1,250°C 以下は良くない。

(M)

Be 及び Be 合金 (M. G. Corson The Iron age March 5. '36)

數年前銅に Be を入れた Be-Cu 合金が發明されてから種々の合金の中に Be を入れる事が種々研究されて來た。Be は金屬としては餘り知られて居ないし又性質も殆ど未知の状態である。Be の比重は 1.83~1.85 で m.p は 1,278°C と稱せられてゐる。純 Be は銀灰色で結晶を呈してゐる。Be の小さな粉末を高温で水素氣中で壓縮して小さな圓盤となし X 線管球の窓などに使用してゐる。Be の結晶構造は大體 Zn, Cd, Co 等と似てゐるが比較的脆い。Be は種々の金屬と合金するが大體 1,000°C 以下で熔解するものとそれ以上のものと二つに大別する。1,000°C 以下の物を述べると Ag と Be は凡ゆる割合に合金するが未だ Ag-Be 合金で珍しい物が無い。Be-Al, Be-Sn もある Pb, Zn, Mg とは全然合金しない。1,000°C 以上の物では Cu, Ni, Co, Fe, Pt は凡て Be と容易に合金を作る。Be は高温では多量に結晶の中に溶け込むが温度が下ると新しい硬い相内に沈澱する。それである温度内では二元合金の凡てに於て Be は硬化作用を有する。

Ni-Be 合金 Ni-Be では 1,155°C で Ni は約 2.8% の Be を固溶體の中に残し 450°C では 0.75% 以上は残り得ない。それで餘分の Be は Ni-Be 化合物即ち 13.4% Be を含む NiBe として第二の相の中に残る。これは融點が非常に高く又硬度も高い。1,100°C では約 2.5% Be が固溶體となるから 450°C に於ける硬化處理により合金全量の約 13% を沈澱させる事が出来る。これは 1% 炭素鋼に於ける 15% に比較すると稍々少ない。Ni には Be は普通 1.7% 迄しか加へられない。1.7% を越すと高温壓延及び常温加工が困難になり靱性が下り衝擊抗力が下る等の缺點がある。第一表は 1.7% Be の Ni-Be 合金の種々の性質を示してある。Ni-Be 合金は高温で敏感で硬化した合金も 450~500°C で安定性を失ひ 450°C では 24 時間で軟化し初めるが 500°C では 5 時間で初める。

Table. I.

Characteristics of Nickel-Beryllium Alloys (1.7% Be)

	Tensile Strength	Elongation, Per Cent		Brinell Hardness 5/750
		Yield Point in 4 in.		
Soft-quenched from 1,000 °C. (homogenized).....	112,000	50,000	43	140
Hardened for 15 hr. at 450 °C	174,000	107,000	25	420
Reduced in cold rolling by 30 per cent and hardened 9 hr. at 430 °C	230,000	212,000	8	460

Ni-Cr-Be Ni-Cr 合金に Be を入れると硬化し Ni-Be の場合よりも Be の量ははるかに少なくてよい。Ni-Cr の場合には Be は 1% を越へる必要殆ど無く普通の硬度なら 0.6% で充分得られる。

Ni-Cr-Be は工業上可成重要で特に獨逸で進歩してゐる。Beryllium Contracid と稱して次の様な成分を有してゐる。

Ni	Cr	Fe	Mo	Mn	Be
60~61	15	15	7	2	0.6

その性質は第 2 表に示す。

Table. II.

Properties of Contracid, a Ni-Cr-Be Alloy

	Tensile Strength	Elongation, %		Brinell Hardness 5/750
		Yield Point in 4 in.		
Quenched from 1,050 °C (homogenized).....	125,000	59,000	29	195
Hardened 4 hr. at 500 °C	130,000	70,000	23	320
Reduced 30% in cold rolling, then hardened 6 hr. at 450 °C	180,000	167,000	8	430

この合金は普通の状態では熱處理により降伏點及び極限強さは殆ど同じで變らないが常温加工をする時抗張力が急に増し靱性及び衝擊抗力が幾分下る。Be と Co を合金させる事は困難だが先づ Co を少量の Fe 及び Ni と合金させると難無く行はれる。この様な合金では 1,000°C で約 2% Be を固溶體の中に残すが Co 合金では硬度約 B.H.N 180 に過ぎず加工は凡て可能である。然しこの合金を 400°C で 15 時間保つと B.H.N 500 になる。

Fe-Be 合金 Fe-Be の平衡圖は Fe-C と殆ど似てゐる。Be 1.2% 迄は殆ど硬化を認めないが約 3% になると熱處理により B.H.N 350 に達し得る。他の要素を入れると更に Be の影響は一層著しくなる。14% Cr の不銹鋼に 1.5% Be を入れると B.H.N 450 になり 18-8 の不銹鐵では更に良い結果が得られる。焼入状態では 250 しか得られないものが約 600 の硬度が得られる。この種の研究では不銹鐵に對する Be は無類なりと稱してゐる。只 Be が略々之と似た効果を有する。Ni-Cr-Be 及び Be 不銹鐵は目下歐洲で盛に使用されてゐるが米國では次の Be-Cu 合金を盛に使用してゐる。

Be-Cu 合金 第 3 表は種々の温度に於ける銅中に於ける Be の飽和點を示してゐる。

TABLE III

Saturation Point of Be in Cu at Different Temperatures

Temperature (°C.)	865	810	750	680	610	560	480	400
Beryllium (%)	2.85	2.14	2.10	1.82	1.57	1.32	0.96	0.76

Be 2.85%又はそれ以上を含んである Cu-Be 合金は 865°C で熔け初める。それで 800°C を以て標準化の高最温度としこれより少しく低いと組織を微細化する。然し 800°C 以下では 2.25% 以上の Be を固溶體として溶け込ませるのは困難である。米國では 2.25% を標準としてゐる。獨逸では 2.5% Be を 750°C で焼入してゐるがこれでは熱処理した時幾分の Be は固溶體とならず残り過度の結晶生長をなさしめ害を爲す。標準の Be-Cu 合金を適度に硬化せしめるには常温加工にしない時には 300°C で、加工をした時には 275°C で熱処理すると良い。第4表は 2.25% Be, 0.5% Ni の Be-Cu 合金の性質を示す。

TABLE IV

Characteristics of a 2.25 Be, 0.5 Ni, 97.25 Cu Alloy

	Tensile Strength	Yield Point in 4 in.	Elongation, Brinell Hardness	
			%	5/750
Soft-quenched from 800 deg. C	70,000	31,000	45	110
Normal treatment, 300 deg. C	175,000	134,000	6	340
Worked "4" hard, then hardened at 275 deg. C	193,000	138,000	2	365

製造方法 Cu-Be 合金の製法は難しく費用もかかる。Be は熔けた Cu の上に浮びどんな媒溶剤も Be が入り込んで行く程軽くない。熔融熱は約 280cal/°C で Al は 78, Cu 5.9 であるから多量の熱が Be が熔けるために使はれる。又絶えず酸化膜が出来て溶け込むのを妨げるので熔解時間もかかり約 5% の Be は損失する。それで 2.5~10% Be の合金を電解的に又は直接熔融で作つて居る。Ni に金屬 Be を入れる事は割合容易である。これは丁度 Cu に Al を合金させる様に發熱反應であり熔けてゐる Ni の温度は Be を溶かすに必要な温度より約 170°C 程高いからである。工業用 Be-Cu 合金は 700~850°C のどの温度から焼入れても硬度、強さ、靱性に悪影響を及ぼさない。

α 銅合金は凡て Be と合金し熱処理により硬化する。5% Mn を含む合金は 1.5% Be で充分硬化し 1% では B. H. N 260 に達し Be 無しでは 140 に達し得ない。

モネルメタルの様な合金も 1% Be で充分硬化するが B. H. N. 400 を越す事は殆ど出来ない。(及 川)

非鐵合金熔解爐の比較 (A. Logan, Fou. Tra. Jou. March. 19, 1936 p. 231) 非鐵合金熔解爐は古くから廣く用ひられてゐるものにピット式炭炭ルツボ爐が有り又一時に多量の熔湯を要する場合に反射爐が使はれて來たが、最近數年間に急速の進歩をとげた。第一の進歩は重油の採用で今日重油を燃料とするルツボ爐やルツボの無い半迴轉爐等有る。同時に亦炭炭も適當に使用すれば重油より安く附く處から炭炭爐が色々改良されて押込通風自働送炭装置等を

用ひた經濟的で能率の良いものが現れた。デトロイト動遙式弧光電氣爐は米國で可成り廣く用ひられてゐるが英國では電力の供給に問題が有つたために其の利用が遅れたけれども今日では電力問題も解消したので將來大に發展の見込が有る。其の他特殊の目的に高周波誘導爐、抵抗爐等が用ひられる。

熔解爐の選擇には種々の條件が要るが之等は地方色及び夫々の目的に依て非常に異なるから今茲に滿足的に概括する譯には行か無い。主要な條件を挙げると(イ)建設費 (ロ)修理操業熔解費(燃料及材料を含む) (ハ)工賃 (=)合金の種類 (ホ)製品の種類大さ及び材質 (ヘ)鑄物1個當り所要湯量 (ト)鑄造の速度等で有つて熔解爐を理想的に選擇するには經驗と上記諸條件の注意深い研究に俟つ他は無い。之等の中最も大切なものは熔解費と言へる、之は地方色、燃料、工賃、合金の種類等に左右されるので各種爐に就て比較するには之等の條件を同一にせねばならぬ。本文は 88-10-2 砲金を鑄造する場合に付て炭炭 25s./ton, 重油 4a./gal, 電力 0.5a./k.w.h. 工賃 1s./hr として以下各種の爐に就て熔解費を比較したもので有る。

(1) ピット爐 ピット爐は地金に對する炭炭の割合が悪く 1:2.5~1:1.5 で有るが爐の能率を見込んで 1:2 とすれば熔解適當り 0.5ton 即ち 12s, 6a の燃料を要する。黒鉛ルツボの使用量を適當 300lb とし其の平均壽命を 60 回とすればルツボ費は 6s. となる。熔解損失量は 0.5~0.75% で今 0.75% とすれば適當り 8s. 3a. となり、修理其他は 1s. に見れば充分で有る。裝入量 300lb を適當の注入温度迄加熱するに 2~2.5hr 要するので適當 18.65hr の工數がかかる計算になるが、普通は 6~12 回を一系列に築造し 1 人で 6 回を取扱ひ得る、茲では 3 回を使用するとすれば適當 6.2hr を要し他に點火等の餘裕を見て 7.2hr とすれば 7s. 3a. の工賃となる。而て以上の合計より適當熔解費は 35s. になる。

(2) 押込通風炭炭ルツボ爐 本爐は燃料比が 1:4.5~1:5 で有るから適當の炭炭費は 4.45cwt で 5s. 7a, ルツボは (1) よりも火焰との接觸時間が短いから平均壽命が長く 90 回持つに依て其の費用適當 4s., 熔解損失は前者と同様で 8s. 3a., 修理費は稍々増加するが普通 2s. に見れば充分で、他に送風機の電力 6a を要す。又熔解速度が前者より速く、裝入 300lb に對して 55~60min. で済み且職工 1 人にて 2 基を同時に扱ひ得るから適當工數 3hr となるが點火時間を餘分に見て 4hr とすれば工賃は 4s. で有る。以上の合計より適當熔解費は 4s. 4a となる。

(3) 重油式ルツボ爐 本爐は熔解過熱に適當 28gal の重油を要し此の費用 9s. 4a. と成る。其の他は (2) と同様で結局適當り熔解費は 28s. 7a. になる。

(4) ルツボ無しの重油式半迴轉爐 本爐は地金が直接加熱されるから (3) よりも重油が少なくて済み適當 22gal 即ち 7s. 4a. で有る。熔解損失は比較的大きく 1.5~2.0%, 之を 1.75% とすれば適當 19s. 3a. 修理及裏附費も前者より多く適當 4s., 動力 1s. 又職工 1 人で 2 基操業するから工賃は 3s. と成る。以上の合計より適當の熔解費 34s. 7a. を得る。

(5) 動遙式電氣爐 熔解電力が適當 330k.w.h. 即ち 13s. 9a., 電極は適當り 5s., 熔解損失は 0.6% 即ち 6s. 7a, 修理及裏附材料費が 4s., 工賃が 5s., 以上の合計より適當熔解費は 34s. 4a. となる。

以上の熔解費を概括すれば第1表の如くであるが之には資本の償却を省いてある。尙精密に言へば工賃は工場に依て非常に相違するから熔解費の比較には之を省いた方が適切で有る、依て工賃を除外したものを順記すると下記の如くに成る。

1. 押込通風炭ルツボ爐	20s.	4a.
2. 重油式ルツボ爐	24s.	7a.
3. ピット爐	27s.	9a.
4. 動搖式電氣爐	29s.	4a.
5. 半廻轉重油爐	31s.	7a.

第 1 表

費 目	押込通風爐		重油ルツボ爐		ピット爐		デトロイト爐		重油半廻轉爐	
	s.	a.	s.	a.	s.	a.	s.	a.	s.	a.
炭 (25s/ton)	5	7	—	—	12	6	—	—	—	—
重油 (4a/gal)	—	—	9	4	—	—	—	—	7	4
電力 (0.5a/k.w.h.)	0	6	1	0	—	—	13	9	1	0
ルツボ	4	0	4	0	6	0	—	—	—	—
地金熔解損失	8	3	8	3	8	3	6	7	19	3
修理及裏附	2	0	2	0	1	0	4	0	4	0
電極 (11a/lb)	—	—	—	—	—	—	5	0	—	—
小計	20	4	24	7	27	9	29	4	31	7
工賃 (1s/hr)	4	0	4	0	7	3	5	0	3	0
合計	24	4	28	7	35	0	34	4	34	7

(N)

銅-アルミニウム合金の α 固溶限度に及ぼす Ni の影響に就て (Von. V. Gridnew und G. Kurdjumow, Metallwirtschaft, 15 (1936), 10, 229.) Cu-Al 合金に Ni を加へると、著しく析出硬化するため、今迄、Corson alloy 等として極めてよく知られてゐる。之は Cu-Al 合金の α 固溶體に Ni を入れたために、その固溶限度が温度降下とともに著しく減少するに外ならぬ。

Cu-Al-Ni 合金に關して、その鑄造性、熱處理硬化、機械的性質等の研究は極めて多いが、その状態圖については、Custin and Murphy 兩氏、Merica 氏、及び Read and Greaves 兩氏の研究があるにすぎぬ、之等の結果に依ると、Al 青銅に (Cu-10%Al) 5~10% Ni を入れると 570°C の 10% Al より 3% Al に減少する。然し高温度に於ては殆んど變化がない。

著者は、X 線の研究を主として、檢鏡、膨脹計などによつて、先づ Cu の格子常數に及ぼす、Ni, Al 夫に 8% 迄の影響を決定し、次に Cu に Ni 含有量 2% に保ち、Al の量を變へて、X 線により格子常數、顯微鏡により組織を決定して Ni 2% 這入る事により、Cu に溶ける Al の量が、如何に變化し、且共析變態に及ぼす影響をも見た。

之れによると、焼鈍状態では 8% Al 迄は均一な α 固溶體で 9% Al になると 2 相になり、13% Al では γ 相 (stockdale によれば δ 相) の存在してゐる事は、Cu-Al 系と異なる處がないが、焼入組織及び膨脹計法により、共析温度が 570°C より 605°C に上昇して居る。

次に Ni 2% の際の Cu にとける Al の限度を正確に決定せんとして居るが、次號に發表する事になつてゐる。 (高瀬)

アルミニウム青銅の製造、加工及び用途の現況 (Von. E. Lay, Hedderheim, Zeits. Metallk. 28 (1936), 64.) 本論は、Al 青銅の、諸物理、化學的性質、加工性質、用途及び鑄造等につき述べてある。次にその主なる點のみ述べる。

Al 青銅は特に黄金青銅と云はるゝ如くその色正に黄金色で Cu に Al 9.8% 迄は固溶して α 固溶體を作る。之れ以上 Al が増加すると共析變態を有し 570°C で β 固溶體から $\alpha + \delta$ に共析する、この δ は極めて脆い化合物であるため、 δ の量如何で、夫々用途が制限される。

約 Al 9% 迄の合金は、低温、高温加工容易で、管、板材、線等になり、之に相俟つて耐蝕性の強いため、その用途には輝かしい未來

性がある。Al 10%~13%、即ち α 固溶體の母地に適當量の硬い δ を混へたものは、鑄造用合金として用ふる。

この外 Cu-Al 系に Mn, Ni, Fe, Si, Zn, Sn 等を加へて熱處理硬化、耐蝕性その他機械的性質の向上を來たし所謂多元素青銅として大いに用ひられてゐる。

Al 約 4~5% 合金は、極めて細い線になり、紐、細線等から裝飾品として用ひられ、Al 8~10% は耐蝕性及び強さも大きいので、化學工業、その他の耐蝕性を有する場所に大いに用ひらる、例へば加里化學工業、石鹼工業、汽船の諸部分品、魚形水雷の部分品等。この成分のもので Al 10% になると高温加工は容易であるが、低温加工が困難になる。

次に多元素青銅には色々な成分のものがあるが、いづれも、Cu-Al 系のみものより、腐蝕性大、強さ大、熱處理硬化大なるため、主として機械の部分品に用ひられてゐる。その主なるものを掲げると、Schnecken-, Schrauben-, Kegel-, Zahnräder-, Heissdampfarmaturen; Lagerbüchsen; Gleitstücke; Plunger; Rollenkäfige; Spindeln; Gewindebüchsen; säurebestandige-Schrauben; Muttorn; Zugringe; Ventilkörper und Einsätze; Druckplatten; hydraulische Steuerung; Schraubenwell; 等である。この外に錫青銅の如く、軸受用としても充分用ひらるゝ性質を具備してゐるが、現今では未だ少ない。

この合金は鑄造が六ヶしいとされて居るが、これは、Al の酸化物が出來易いからと、Cu の原料として電解銅を用ふる時は、 H_2 を多分に含むため巢の原因となる。

湯引は相當大きい、凝固中に起るので、その対策は講じ得る譯で、錫青銅の如く、凝固終了後の收縮が極めて大きいものより却つて熟練すれば鑄造は容易である。

熔解の際は酸化を防ぐためには、中性瓦斯中で熔かす事が必要であり、更に瓦斯吸収の少ない目的もかねて、木炭の粉末を以て覆ひ、1,150~1,200°C から鑄込む。 (高瀬)

ダイカスティング用合金に就て (C. H. Hughes, Machinery. March 1936 p. 446) 凡そダイカスティングに用る金屬は湯足が良好で金型の隅々迄湯が行きわたり冷却して綺麗な鑄肌を作るものでなければならぬ。其れには今日 Al, Cu, Pb, Mg, Sn, Zn の合金が有る。其の中 Pb, Zn, Sn 合金は熔解點が低くダイを傷めず鑄込が容易いし又 Zn, Al, Cu 合金は材質の點で最も廣く用ひられるが、一般の此種合金の成分並に性質を示せば第 1 表及び第 2 表の如くで有る。

Al を主成分とする合金は抗張力が比較的大きく重量が軽く腐蝕に耐へ磨きを掛けて艶を永く保持し得る利點が有る。各方面に利用が廣く真空掃除器、家具、カメラ、モーター類の外箱、其他日用品に用ひられる。其の中 S.A.E.-304 は特に海水に強いから航空機エンジン部分品や船舶部分品によい。S.A.E.-305 は海水にも強いが湯足の良い特徴が有る爲に特に肉薄物や形状複雑なものに適する。S.A.E.-307 は一般向きのもので有り、S.A.E.-309 は特に艶出し物として用ひられ、又 S.A.E.-312 は値段が安く鑄込みも容易な爲に今後最も有望で有る。

Zn を主成分とする合金は用途が殆んど無限で自動車用、機械用、裝飾用として頗る有用なもの、其他タイプライターフレーム、カーブレット、ガソリンポンプ、時計ケース、洗濯機用ギア、小型モーター外箱、扉用金物等に用ひられる。唯熔解點が低いので使用温度が 725°F 以下のものに限られる。製品としてはよく磨きを

掛け艶出しして用るが尙 *Cr*, *Ni*, *Cu*, 青銅、真鍮、金、銀を電気鍍金したり、ペンキ、ワニス、ラッカー、エナメル等を塗装する事も出来る。

Cu を主成分とする合金は抗張力、衝撃力、延伸率が他の合金よりも大きく化学的にも強い。同じ青銅でも其の衝撃値がダイカストしたものは砂型鑄造のものより大で有る。其中 *Brastil* は *Doehler* ダイカステンダ社が製造する *Cu-Si-Zn* 合金で中炭素鋼位の強度を有し正確な形に鑄造出来るのでカム、自動車ドアストライカー、タイロッドブラケット等に作られる。マグネシウム青銅は窓や箱類の締金、把手、船舶用金物、バルブ部分品等の用途が有る。*Al* 青銅の *S.A.E-68* は中炭素鋼と同等の強度を有し水、海水、他の液體に犯され無い、用途にはコンベアチェーンリンク、スワイベルブラケット、洗濯機部分品、ベアリングハブ、ラチェットホキール等有る。ニッケル真鍮 *S.A.E-42* は *Ni* 鍍金に非常によい。

Pb を主成分とする合金は化学的に強い用途が廣く軸承や玩具に用ひられる、併し強さが無いから機械部分品には向かず又化学的に有毒な化合物を作るから食器類にも不向で有る。之に *Sb* を加れば硬度を増し *Sn* を添加すれば強さ及び湯流れを増す。

Mg を主成分とする合金は重量が *Al* の 1/3 又真鍮の 1/5 で有る。其の一種として *Dow Chemical Co.* 製造の *G* 合金は小道具把手、飛行機部分品、タイプライター、計算器等に用ひられる。

Sn を主成分とする合金は湯足が良くダイカストが容易いが高價な爲に今日は特殊の用途に限られる。例にシロップカップ、ソーダ泉用品、ミルク用機械部分品等有る。此の場合合金元素として

第 2 表

合金	抗張力	シャル	ブリネル	延伸率	熔解點	
	lb/in ² ×1,000	ビ ー ft-lb				%
<i>Al</i>	<i>S. A. E. 304</i>	29	45	—	35	1,100
	<i>S. A. E. 305</i>	33	20	80	15	1,110
	<i>S. A. E. 307</i>	32	25	—	20	1,090
系	<i>S. A. E. 309</i>	31	20	—	15	1,150
	<i>S. A. E. 312</i>	33	15	70	10	1,090
<i>Zn</i>	<i>S. A. E. 921</i>	44	60	—	20	—
	<i>S. A. E. 903</i>	35	12	—	30	—
系	<i>Zamak No. 2</i>	47.9	19	83	51	715
	<i>Zamak No. 3</i>	40.3	20	74	47	715
	<i>Zamak No. 5</i>	44.5	17	76	30	715
	<i>Zamak No. 6</i>	43	22	74	49	715
	<i>Mn Bronze</i>	60~70	40	110~130	10~15	1,650
	<i>Brastil</i>	85~90	36~	160~180	8~15	1,600
系	<i>Al Bronze</i>	72~80	—	—	25~30	1,900
	<i>White Ni Brass</i>	50~60	40	110~115	10~15	—
<i>Pb</i>	<i>Tinicosil</i>	85~60	—	160	10~20	1,675
	<i>Pb-Sb</i>	7.7	—	15.5	15.5	—
	<i>Pb-Sb-Sn</i>	9.1	—	23.2	3.8	—
系	<i>S. A. E. 13</i>	13.8	0.4~0.6	23	10.5	—
	<i>S. A. E. 14</i>	12.5	0.4~0.6	24	2	—
系	<i>Dowmetal G</i>	26~33	1~3	60~70	1~3	—
	<i>alloy 241</i>	28	—	53	2.5	—
系	<i>S. A. E. 10</i>	9	—	25~30	2.0	420
	<i>S. A. E. 11</i>	10	—	30~35	1.0	420
系	<i>S. A. E. 12</i>	7.8	—	27~32	1.25	450

第 1 表

<i>Al</i> 合金	<i>Cu</i>	<i>Fe</i>	<i>Si</i>	<i>Mg</i>	<i>Sn</i>	<i>Zn</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>	不純物	<i>Al</i>
<i>S. A. E. 304</i>	0.6	2	4.6~6.0	0.1	0.1	0.75	0.3	0.5	0.2	殘部
<i>S. A. E. 305</i>	0.6	2	11~13	0.1	0.1	0.75	0.3	0.5	0.2	殘部
<i>S. A. E. 307</i>	3.5~4.5	2.25	4.5~5.5	0.1	0.1	0.75	0.3	0.5	0.2	殘部
<i>S. A. E. 309</i>	3.5~4.5	2.5	1~2.5	0.1	0.1	0.75	0.3	3.5~4.5	0.2	殘部
<i>S. A. E. 312</i>	7~9	2.5	1~2	0.1	0.1	0.1	0.3	0.5	0.2	殘部
<i>Zn</i> 合金	<i>Cu</i>	<i>Fe</i>	<i>Al</i>	<i>Mg</i>	<i>Pb</i>	<i>Cd</i>	<i>Sn</i>	<i>Zn</i>		
<i>S. A. E. 921</i>	2.5~3.5	0.1	3.5~4.5	0.02~0.12	0.007	0.005	0.005	殘部		
<i>S. A. E. 903</i>	0.10	0.1	3.5~4.5	0.03~0.08	0.007	0.005	0.005	殘部		
<i>Zamak No. 2</i>	2.70	0	4.10	0.03	0	0	0	殘部		
<i>Zamak No. 3</i>	0	0	4.10	0.04	0	0	0	殘部		
<i>Zamak No. 5</i>	1	0	4.10	0.03	0	0	0	殘部		
<i>Zamak No. 6</i>	1.25	0	4.10	0	0	0	0	殘部		
<i>Cu</i> 合金	<i>Cu</i>	<i>Fe</i>	<i>Si</i>	<i>Al</i>	<i>Pb</i>	<i>Sn</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>	不純物	<i>Zn</i>
<i>Mn Bronze</i>	57~59	0	0	0.10	0.75	0.5~1.5	0.25	0		40~42
<i>Brastil</i>	80~81	0	4.5~5.0	0	0	0	0	0		殘部
<i>Al Bronze</i>	85~87	0	0	7~9	0	0	0	2.5~4.5		0
<i>white Ni Brass</i>	55~64	0.35	0	0	0	0	0	18	0.25	殘部
<i>Tinicosil</i>	42	0	0	0	1.0	0	0	16		41
<i>Pb</i> 合金	<i>Cu</i>	<i>Sn</i>	<i>Sb</i>	<i>As</i>	<i>Pb</i>					
<i>Pb-Sb</i>	0	0	10	0	90					
<i>Pb-Sb-Sn</i>	0	5	15	0	80					
<i>S. A. E. 13</i>	0.5	4.5~5.5	9.25~10.75	0.2	86					
<i>S. A. E. 14</i>	0.5	9.25~10.75	14~16	0.2	76					
<i>Mg</i> 合金	<i>Si</i>	<i>Al</i>	<i>Zn</i>	<i>Mn</i>	不純物	<i>Mg</i>				
<i>Dowmetal G</i>	0	10	0	0.10	0	殘部				
<i>Alloy 241</i>	0.5	7~9	0.3	0.15	0.3	殘部				
<i>Sn</i> 合金	<i>Cu</i>	<i>Fe</i>	<i>Pb</i>	<i>Sb</i>	<i>As</i>	<i>Bi</i>	<i>Sn</i>			
<i>S. A. E. 10</i>	4~5	0.08	0.35	4~5	0.10	0.08	90			
<i>S. A. E. 11</i>	5~6.5	0.08	0.35	6~7.5	0.10	0.08	86			
<i>S. A. E. 12</i>	2.25~3.75	8.08	26	9.5~11.5	0	0.08	59.5			

Cu, Pb, を用ゐるには有害化合物を生成せぬ限度に添加量を止めねばならぬ。本合金は力のかゝる機械部分品には向かぬが収縮率が極めて小さいから特に精密なものを作るに由い。(N)

銅-ニッケル-錫より成る時硬性青銅に就て、II 鍛錬合金
(承前) (Metallwirtsch., 15, 1936, s. 189/91) Cu-Sn 合金の砂型鑄物は結晶粒粗大にして利用價値が少いが、之に Ni を添加すれば結晶粒は微細となり抗張力、延伸率共に改善され利用範囲が擴大される。

Ni+Sn(1:1) が 15% 以上になれば砂型鑄物は冷却の途中に於て時硬化を起し、金型鑄物よりも却つて硬度大となる。之を鍛錬して結晶粒境界の結合状態を強化する事に依つて更に僅か乍ら性質を改善する事が出来る。Cu-Ni-Sn 合金は錫青銅に比して比例限界著しく高く、熱処理すれば抗張力上昇し同時に展延性を減ず、錫青銅に Ni を添加せる利點を擧ぐれば、展延性を改善し、Ni 含有量大なる過飽和固溶體を時硬化せしめる事に依つて純 Cu-Sn 合金の冷間硬化に依るよりも高い抗力を得られ、Ni 含有量の少い過飽和度の低い合金は冷間加工に次いで時硬化せしむる事に依つて、短時間で冷間硬化と時硬化を重複せしめて相當の抗力が得られる。更に均一化する軟化状態で加工し後に材料全體を時硬化させる事が出来る。鑄付、銲接、錫引き等に於て壓延せる硬質の錫青銅に生ずる軟化作用は之を停止する事は出来ない。壓延せる硬質青銅板或は帯板は抗張力 75~80kg/mm² で伸 1~5% であるが 7.5% Ni, 8% Sn の青銅は冷間伸及時硬化に依つて $\sigma_B=120\text{kg/mm}^2$, 伸 1.5% ($\sigma_p=95\text{kg/mm}^2$) に改善される。X 線的研究に依れば Cu-Sn 合金の α 固溶體の Sn の溶解度は著しく低下するため α -青銅の時効は原則的には可能な筈であるが Sn 10% 以上では變形作用困難で且軟化温度が時効温度に近い爲實際的には殆ど望まれない。 α 相の境界を Cu-Sn に於ける 4%-原子よりも Sn の濃度の低い方へ移すためには僅かな Ni-量(2%) で足り常温加工を加へずに α -結晶の不均一性が得られ Ni-量の少い壓延青銅が工業的に確實に利用し得られる事になる。(佐藤)

アルミニウム合金の高温龜裂に就て (By Dr. J. Verö, The Metall Industry, April, 1936, 431) 鑄物が冷却するに當り、鑄物の収縮によつて起る龜裂に 2 種ある、即ち凝固しつつある時に起る龜裂、凝固後の龜裂である。この高温龜裂は、前者即ち鑄物の凝固しつつある時、即ち合金が未だ糊の様な状態にある時結晶粒間に起る龜裂である。この龜裂は、その時々には於ける鑄物自身の強さよりも、凝固した固體金屬間に起る歪の方が大きい場合に起る。依つて合金が凝固しつつある時の合金自體の強さの變化と、内部に發生した歪の増加とが最も重要な關係をもつ事になる。Tamman の研究によれば、合金の強さは、凝固を始めると非常に増加して、残れる融體の微量が凝固しつつある間、凝固後急に増加するものである。よつて、この高温龜裂は、合金の固體収縮が大きいとき即ち熱膨脹係數と凝固範囲の大きい合金に起り易い。又鑄造條件にも支配されるが、これは前者に比すれば、第二次的のもので、壓縮力の強い金型鑄造に起り易い。

著者は、研究の方法として、高温龜裂以外の他の凝固の際の収縮による孔、及び凝固後の歪によつて生ずる引け及び龜裂を防ぐために U 字型の直径 10mm の棒に多分の押湯、上り湯をつけて、鑄物を第 1 表に示す合金につき 12~14 種づつ行ひ、この龜裂の様子を見て、龜裂のないものは 0, 中位のもの 0.5, 龜裂の最も大きいものは 1 とした。

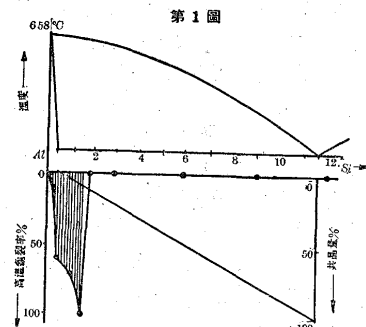
例へば 10 本の内、龜裂のないものが 3 本、中位が 4 本、最大のもの 3 本とすれば、 $(3 \times 0 + 4 \times 0.5 + 3 \times 1) \times 100 : 10 = 50\%$, これによつて第 1 表の結果を得た。

第 1 表

材 料	高温龜裂度%	材 料	高温龜裂度%
Swiss Al	5.0	German alloy	83.3
Ordinary Al	6.25	Magnalium	58.3
Silumin	0	Yalloy	93.8
American alloy	62.5		

この内、Silumin, 及び純 Al は最良、American alloy 及び Magnalium は中位、Yalloy 及び German alloy は最も悪い。

次に著者は、合金の組成とこの高温龜裂の關係を求めため Al-Si 系につき第 2 表、第 1 圖の結果を得た。



第 2 表

Si 含有量	高温龜裂度%
0.07	5.0
0.22	6.25
0.57	60.0
1.10	70.0
1.60	100.0
1.88	0
2.88	0
5.92	0
9.00	0
12.00	0

これに依ると極めて面白い結果が出て居る、即ち Si 1.7~1.8% の間に極めて鋭い境界あり、これ以上多ければ龜裂は生じなく、1.6% Si が最も龜裂度が大い。依つて、1.6% と 1.88% とで、共晶凝固を起す前の融體の量の割合を求めると、

$$\frac{1.6-0.4}{11.6-0.4} \times 100 = 10.7\%, \quad \frac{1.88-0.4}{11.6-0.4} \times 100 = 13.2\%$$

これ等の關係より、著者は、Sachs 氏著書、Praktische Metallkunde Erster Teil, 1933, 162, の高温龜裂に關する説明より次の様に解釋してゐる。即ち、共晶を有する合金に於て、凝固の第一階程に於ては、温度降下とともに、先づ初晶を晶出し、この間既に晶出した初晶は固體として、合金自體の膨脹係數により収縮をなす。このため鑄物自體に歪を生じ、高温龜裂の原因を作る。凝固の第二階程即ち共晶凝固は温度の降下なくして、共晶を晶出する、依つてこの間既に晶出した金屬は収縮しない。この事より一定温度で凝固を終る、純金屬、共晶、化合物などは龜裂が少ない。これは第 1 表の silumin に依つても判る。

勿論、龜裂の起る時期は、鑄物の中に生じた歪が、鑄物自體の強さよりも大なる時で、共晶凝固の際には決して起らず、この前の所謂糊状態の時である。

次に共晶の量が余り多いと、共晶温度迄冷却される融體が多く、初晶は少ない、よつて融體は、初晶間を動く自由を持つ、もし、初晶の晶出後、この成分の合金に龜裂が起るとすると、この龜裂は直ちに融體によつて充されて無くなる。

もし、この融體の量が少ない合金の場合は、この龜裂の充填は、初晶が多いため融體の動きが妨げられて不可能になる、又融體が極めて少ない場合は初晶粒間の強さが問題になつて來るであらう。

(高瀬)

一般工業に於ける輕合金 (G. A. Clavey, Mechanical World, April, 1936) 輕合金は成分上から Al 及 Mg 合金の 2 種、此各々を更に鑄造合金、熱處理に依り性質を改善する高抗張力合金及鍛造

合金の3種に分類されて居る。要するに軽合金使用の目的は充分なる強さを與へて然も重量を減じ或場合は速度を増し又或場合は他の積載量を増加せんとする所にある。Al 合金は比重2.75-2.95で特にAl-Si 合金は2.6-2.7である。Mg 合金は1.8-1.9である。一般に軽合金はY合金、セラルミンを除いて高温での使用は不適當である。其處で比重を基礎として比較して見様。第1表、第2表、第3表に示す比抗張力=抗張力/比重、比降伏=抗張限(0.1%)/比重、比耐力=疲労限/比重、比弾性率=弾性率/比重等に就て見るにAl及Mg合金は他の鐵、非鐵合金に代り使用し輕量強靱の結果となる。更に輕合金に於ては切削費の低下の利益がある。然し此處で重要な事は輕合金の熱膨脹係数の大なる事で切削に際しても冷却して測定せざれば精確なる寸法は得られぬ。

(M)

第1表

材 料	A		B		C		C/B	
	抗張力 ton/in ²	比重	比抗張力	比降伏	抗張限 (0.1%) ton/in ²	比降伏	抗張限 (0.1%) ton/in ²	比降伏
鋼	50	7.8	6.4	40.0	5.1	18.0	6.4	16.5
Y合金(鍛造、熱處理)	25	2.8	7.0	18.0	6.4	16.5	5.9	22.5
デュラルミン(〃)	26	2.8	7.3	16.5	5.9	22.5	8.0	14.5
セラルミン(〃)	28	2.8	10.0	22.5	8.0	14.5	8.1	
エレクトロン VI(〃)	22	1.8	12.2	14.5	8.1			

第2表

材 料	A		B		C		C/B	
	抗張力 ton/in ²	比重	比抗張力	比降伏	抗張限 (20million) ton/in ²	比耐力	抗張限 (20million) ton/in ²	比耐力
合金鋼(鑄造)	50	7.8	6.4	40.0	5.1	18.0	6.4	16.5
鑄鐵	12	7.25	1.6	16.5	5.9	22.5	8.0	14.5
アルパックス(鑄造)	14	2.6	5.4	18.0	6.4	16.5	5.9	22.5
Y合金(鑄造、熱處理)	22	2.8	7.7	16.5	5.9	22.5	8.0	14.5
セラルミン(〃)	23-27	2.8	8.2	22.5	8.0	14.5	8.1	
エレクトロン(鑄造)	13-16	1.8	7.2	14.5	8.1			

第3表

材 料	A		B		A/B	
	弾性率 million lb per in ²	比重	比弾性率	比重量	比弾性率	比重量
鋼	30	7.8	3.85	7.8	3.85	7.8
Y合金	10	2.8	3.57	2.8	3.57	2.8
デュラルミン	10	2.8	3.57	2.8	3.57	2.8
セラルミン	10	2.8	3.57	2.8	3.57	2.8
マグネシウム合金	6.5	1.8	3.61	1.8	3.61	1.8

(日本製鐵參考資料第三卷第三號より抜萃)

新式シートバー加熱爐 (Iron & Coal Trades Review Feb. 7, 1936 P. 273) 薄板及びブリキ製造業者は何れも次の2項、即ち(1)製品の品質改善、(2)生産費引下の達成に努力して居るのである。此の目的の爲に數多の計畫が企てられ實驗も澤山行はれた。其のうち或ものは成功の域に達し好評を博して居るが、ボルドウィン會社のパンテッグ工場(同工場は其の製品の優良なることで有名である)で建設した新しい型の爐も其の一つであつて、從來より一層表面のよい、厚さの一樣なものを製出して居る。優良な製品をつくるにはシートバーを、スケールをつくらずに一樣に加熱するにありとなし、パンテッグ工場の主任技師マーチャント氏はギブソン會社のオギルビウエブ氏と共力して右の目的にかなふやうな爐を造つた。之をギブソン・マーチャント爐と呼び其の機構並に燃焼法はパテントになつて居る。

此の爐は燃焼室の長さ21呎、装入装置の長さ約7呎であつて、抽出口のローラーコンベヤーが更に16呎あるから全長44呎になる。爐の高さは床から締め金物(タイロッド)まで6呎6吋で、幅は壁の外ではかつて7呎6吋である。機構は頗る簡單である。コンベヤーは耐熱鋼で出来た約2吋半の2個の圓い装入棒から成り立つて居る。装入棒には何れも15吋おきに爪が出て居る。装入機が休んで居るときは爪はシートバーの下にそれに水平に倒れて居る。シートバーを装入するときは装入棒は約90度廻つて、シートバーを押して16吋だけ進む。シートバーが16吋押されると爪は反対側に90度まはつて、それから原位置に戻つて自動的に止る。此の機構は、電氣或は水壓で動かされるカムが1回轉によつて、装入から元の位置に戻つてとまるまでの全運動が済むやうになつて居る。パンテッグ工場の爐のカムは3馬力のモーターで運轉されて居る。抽出側にある押ボタンで此の機構は動かされる。

燃料は何を使用してもよいがボルドウィン會社では發生爐瓦斯を使用して居る。そして之が此の目的には理想的のやうである。

燃焼法は特許であるギブソン・ウエップ・ルーフ・マイル式を採用して居る。爐の天井壁は二重で約6吋の空間がつくつてあり之が熱い空氣の溜り室をなして居る。此の下側の煉瓦には等距離に小孔が穿つてある。瓦斯は此の孔のあいた天井壁と同じ高さにある瓦斯口から爐内に入り宛も毛布の如くなつて爐を掩ふ。第2次燃焼空氣は

無數の小條をなして下の瓦斯内にとびこみ、完全に一樣な層を形つくつてシートバーと直接接觸する。空氣は小條の形をなして或距離をへだてゝ入るから、爐を適度に調節すればシートバーに酸化は起こらない。爐の長手に沿ふた温度が要求通りになるやう空氣弁及瓦斯弁を調節して燃焼を行ふ。爐内の温度並に大氣の實際の調節は爐付の職工が空氣及瓦斯の主調節弁を動かして行ふ。爐の温度はキヤムブリッジ温度計で裝入口側から抽出口側へ漸次高くなるやう調節される。職工はシートバーの温度を推測する必要はもはやなく、抽出口の温度を要求温度になるやう調節すればよいのであつて、さうすればシートバーは自動的に目的の温度で抽出される。扉はあけたてしないから爐内の還元大氣が亂されることはない。シートバーが爐から出入するときはピラピラ(フラップ)の下をくぐり、しかも之が速かに行はれる。爐を飛び出すやうに出るとローラーコンベヤーに乗る。爐室内が還元性であることはシートバーが抽出されるとき其の上に非常に細かい炭素粒があるのが見えることでも判る。其の炭素粒はローラーコンベヤーに乗るとき急激な運動の際とれてしまふ。シートバーの加熱温度の均等なることは著しいもので何の温度差も認められない。之は壓延の際更にはつきり判ることである。

此の爐は著者が見學した際1時間2噸以上の割で加熱して居たが、すでに4ヶ月以上連続作業をなして居るのに未だ些のトラブルもおこして居ない。此の爐は其の特殊な機構並に燃焼法を除いては外觀は普通の爐と同じ構造である。

此の爐を使つて居る工場はかなり生産が増加し、職工給料は増したけれども結局會社として時あたりの儲けは多くなつた。職工も之を好む、それはシートバーの不出來はなく仕事に骨が折れないからである。燃料消費量は同じ工場の他の爐に比べてかなり少く、動力費は殆ど問題にならない。全部装入しても爐内にあるシートバーは比較的少いから此の爐は少量の生産にも大量生産にも適する。装入量が少いから最初の加熱時間が少くてすむ、又抽出されると同時に装入されるのであるから、爐はいつも一杯に装入されて居る。更に週末で仕事をやめるやうなときは何時でも自動的に爐は空にすることが出来る。爐内の火焰は、ロールの組替や其の他壓延機のやむを得ない遲滞の際もシートバーにスケールが出来ないやうな状態になつて居る。