

目 録

2) 耐火材、燃料及驗熱

電氣爐裏付け用耐火材料の研究 (H. Kral, St. u. E. 3, Sep. 1936, S. 1000) 合金鋼製煉用弧光電氣爐の天井裏付けとしては珪石は未だ充分満足すべき耐久力を有せず、又之に代るべき材料も未だ出現するに至らない。前年の實驗に於てはコランダムと炭化珪素、シリマナイト、タードロマイト、タールマグネサイト及び炭素煉瓦に就いて研究を行つたが満足な成績を得ることが出来なかつた。今回の實驗は上記材料以外の煉瓦に就いて試験を行つたのである。

實驗に使用の爐は 5.5t の電弧爐、變壓器は 1,150kVA、電壓は 135, 125, 115V、電極は炭素棒徑 325mm、製鍊時間 3.5~4h とす。

Magnesidonstein;— マグネサイト中の包含物が化學腐蝕を助長するものであると云ふ假定の下に出来るだけ包含物の少いマグネサイトにて以て Magnesidonstein を製造した。その成分は 2% SiO_2 , 1.5% Fe_2O_3 , 0.2% Al_2O_3 , 2% CaO , 94% MgO で比重は 2.8 氣孔率 20% で $2kg/cm^2$ の荷重に於ける軟化點は Ta 1,600°C 及び Te 1,800°C を示すものである。Magnesidon の特徴は傳熱度の非常に高いことであつて 150mm の厚さにて製鍊時間中完全に赤熱状態を保つた。表面溫度を測定せし所 750°C であつた。

Bikoritstein;— これは殆んど純粹のコランダムを電弧爐で熔解して製造するものにして、從來電弧爐天井に使用せられたるコランダムと異なる所は殆んど 100% のコランダムにして結合劑を含有せざることである。成分は 99.5% Al_2O_3 , 残り $SiO_2 + Fe_2O_3 + Na_2O$ である。此の材料の特徴は氣孔性に富み、切斷により容易に造形加工の出来る點に在り、鑊で割ることは出来ない。耐火力大にして製鍊中に熔けることなきも、周縁に於て少しく破碎を生じた。之も熱傳導度高く 250mm の厚さにて表面が赤熱を保つた。是が大なる缺陷である。

Dioxilstein;— 是は純石英にて 550×300×80mm の大いさで供給せられた。10~15 回の製鍊作業に天井煉瓦として使用するも完全に不變形で鋭角を保つた。之に對し珪石煉瓦は此の間に 50~80mm だけ熔解せられた。次の試験に於ては煉瓦の稜が割れて段々短くなつたが、これは熔解せしめか、剥落せしものか確め得なかつた。この時の摩擦は 1 製鍊に付き 3.75mm であつたから、若し 250mm の厚さにして置けば 60 回の製鍊に耐えるであらふ。然れ共これは高價なる故天井材料としては經濟的であると云ひ得ない。

Alusilstein;— Al_2O_3 83~85% を含有し 1% 以下の Fe_2O_3 を有するコランダム煉瓦にして、比重は約 2.8、軟化點はゼーゲル錐 40~41、熱傳導度は普通級であるが熱の變化に對して割合に鈍感である。作業中は成績良好にして消耗は一製鍊に付き 0.75mm なるも各方向に龜裂を多數生ずる故天井を早く取り換へねばならないであらふ。1,650°C ではポロポロになる。

Chromodurstein;— これは溫度の變化に對して鈍感なるクロム鑛石である。1kg/cm² の荷重下に於ける軟化點は 1,620°C、無荷重ならば 1,710~1,720°C 熔融點はゼーゲル錐 40 即ち 1,920°C に相當。爐天井に使用して初めの中は餘り剥落しなかつたが終り頃には剥落を生じた。消耗は珪石煉瓦より小である。缺點は煉瓦中の

Cr が還元せられ熔鋼中に入ることである。

Magnosilstein;— 原料はノールウエーに産出する某自然岩石にして、比重 2.6、軟化點 1,680°C 熔融點は 1,790~1,825°C である。結晶變態を起さざる故容積變化が少い。弱い鹽基性なる故珪石煉瓦に比し鹽基性鑛滓並に金屬蒸氣に對して抵抗力強く Al_2O_3 , SiO_2 には侵されるも FeO , CaO には侵蝕せられない。弱還元性雰囲気にては殆んど感受性なきも溫度變化に對しては感受性を有して居る。然れ共マグネサイト煉瓦よりは感受性は少い。裏付けを行ふには Magnosil 結合劑を使用する。これは水硝子と 3~4 倍容の水を以て捏りたるものである。これの缺點は 20~40mm 位の所で割れて之が落下して鑛滓の量を増してその成分を變化することである。

之を要するに以上の煉瓦は何れも一長一短ありて珪石煉瓦の代用として用ふるには不満足である。 (F. K)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

熔鋼の溫度測定 (E. W. Elcock, I. & St. Ind. 1936, 431) 熔鋼の溫度測定は熱電氣的方法にて未だ充分の成果は得られず、僅かに Fitterer 氏に依る W-C 熱電對の應用が注意されるのみで、目下光學的方法に依る外はない。此の方面の研究は既に Faraday Soc. の 1917 年の Symposium 又は A. I. M. M. E. の 1920 年の Symposium に多くの論文の發表があり殊に後者の委員長 Burgess 氏の報告は注意すべきものである。近くは英國 Iron & Steel Inst. の鋼塊不均質性委員會の事業として 1928 年 12 月に Sheffield 大學に於ける熔鋼溫度の同時觀測結果があり、之には英國内の多くの製鋼工場の技術員が参加したが、測定結果に相當の不同を認めてゐる。即ち一工場に於ける溫度は他工場の溫度として受入れ難いことを意味し、結局現在英國内の各種の高溫計の指度は同一でないことを示す結果となつた。依て鋼塊委員會は工場技術員、大學、製作者關係の小委員會を設置し、國產高溫計の完成並に統一を期することとなつた。現在光高溫計として熔鋼溫度測定に用ひられるものに 2 種ある。即ち (a) 偏光型 (b) 織條消失型である。

Cambridge 光高溫計 初期のものは偏光型で、發熱體及び計器内の電球の輝度を光電的に比較するものである。兩者の光は單光色として異なる平面に偏光され、且ニコルプリズムを経て接眼鏡に入り、二つの半圓形の光源とされる。接眼鏡にはニコルを附し、此の廻轉角で溫度を指示する如くされ、兩半圓形の光源を輝度の一致する時測定値を探る此の場合電球の輝度は終始不變である。次に織條消失型があるが、之は構造も簡單で、小型の蓄電池を用ひ、鏡筒内の電球の輝度を發熱體に一致する如く電流を加減し、之より溫度を求めらるもので、特に熔鋼溫度測定用として次の考案が施されてゐる。

(1) 標準計器に比し、視野を 3 倍大とする倍率とした。(2) 計器背面のガラスを金屬板とし、外部の光線で讀みの遮ぎられるを防止した。(3) 赤ガラス、中性ガラスの材質を高めた。(4) 計器を金屬製覆で保護した。(5) 讀みの範圍を廣くした。(1,100~1,750°C) (6) 抵抗器の移動距離を増して、圓滑に加減出来る如くした。(7) 抵抗器の先を長くして、熔鋼飛沫がガラスを傷けるを防いだ。

Foster 織條消失型 高温計 電球織條がホキートストンブリッジのアームをなし、ミリアンメーターがブリッジのガルバノとして結線された式で、温度指示器と電池とが分離されてゐる。最新のものは電池のみを分離してある。

Leeds-Northrup 織條消失型 指示器、電池が分離されてゐる。

Optix 光高温計 獨逸 Hasse 氏の發明に成るもので、計器内の電球の楕圓形光源が、發熱體の輝度に一致する時測定値を採るものであるが、電球の輝度は偏光型の如く一定に保たれ、發熱體の輝度を順次に減小せしめて電球に一致せしめるものである。此の爲めには圓形の吸収スクリーンを回轉する。此の回轉角が温度で目盛つてある。此の高温計は形状も小さく、且つ湯の小部分も観測出来るのが特長である。

光高温計の補正 高温計の補正は使用温度附近で行ふべきで、1,000°C 程度又は以下の補正值から外挿法で導くのは好ましくない。之には既に補正を了した高温計と比較するか或は *Pd*, *Ni* 等の定點で補正した熱電對と比較する。N. P. L. で用ふる黒體爐はアルミナ管の中央に設けた耐火物を観測する如くされた白金捲電氣爐である。管の中央部は數個の耐火材の隔壁を設けてある。之に3個の熱電對を挿入して中央部の温度均一を検し、兩端に可動電熱コイルがあつて均一度を 1°C 以内に保つ如くしてある。此の爐で *Pt-Pt Rh* 熱電對と 1,550°C 迄比較が行はれる。今一つの補正法は標準の *W* リボン電球と比較することである。

現場使用の際の精度 斯くの如く補正された高温計は同一熔鋼に對して何れも極めて近似的な測定値を與へるべきであるが、高温計小委員會の同時観測結果では偏光型と織條消失型では差異が認められた。例へば熔鋼のタップと鑄込温度との温度差は前者では 30°C 後者では 85°C と測定された。又偏光型は湯面に對する測定位置の影響が甚だしく

湯面への視向角度に依つて測定値が甚だしく變動することが明らかとされた。故に偏光型は熔鋼測熱には用ひ難い。Forsythe 氏の研究では織條消失型は被視體の光線が全く偏光されるとも

観測値に影響しないことが知られてゐる。此の點からも織條消失型は目的に適ふ。次に異つた計器の實測値を示せば圖の如くで、平爐熔鋼 (0.2% C) のタップ及び鑄込温度を Leeds Northrup 及び Cambridge の兩光高計で測定した結果である。平均鑄込温度は 1,403°C 最大測定温度差は 11°C に過ぎない。鋼業委員會の 1930 年 Sheffield 大學に於ける測定結果では 12 測定中 9 測定は 2°C 以内で一致し、3 測定はその差 6°C, 21°C, 11°C を示すに過ぎなかつた。

(MA)

特殊鑄鐵に就て (H. L. Maxwell. Fou. Trd. Jou. July 9. 1936. p. 25) (1) 普通鑄鐵と合金鑄鐵 鑄鐵は切削性が大きく値段が安い上に合金にされ易く且熱處理が効く處から化學工業に廣く利用されて居る。普通鑄鐵は化學成分が *T.C* 2.60~3.70, *Si* 0.75~2.80, *Mn*

0.60~0.90, *S* 0.04~0.10, *P* 0.60% 以下の範圍で砂型に鑄造すれば地鐵パーライト及び黒鉛の組成と成り他に少量の *Mns* や其晶磷を有する事が有る。一般に強さが小さく高温に會つて黒鉛化を起し膨脹成長して耐熱性が弱く又化學的にも侵され易い。

之を耐熱性にするためには *Si* を可及的低くして其の量を丁度遊離セメントタイトが消失する程度に止め黒鉛の大きさを小さくするがよいが、一般に耐熱鑄鐵の製法として (イ) 合金元素を添加しセメントタイトを安定ならしめる。(ロ) 鑄造温度を高くして注入後緩冷するか 760~820°C に 3~4h 焼鈍するの二つが有る。(イ) の代表的な例は *C* 3.30, *Si* 1.00, *Mn* 0.65, *Ni* 2.00, *Cr* 0.75% を有するものでまた (ロ) は 0.5~5t 級の比較的大型鑄物に適し小物では冷却速度が大きいために硬度が増して機械加工が困難に成り易い。實際に當つて之等兩法の何れを採用するかは結局經濟問題に歸するの

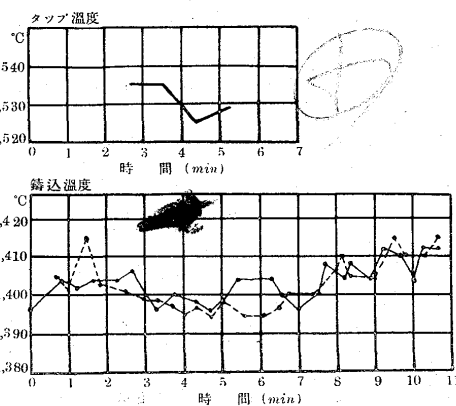
で有るが出來得れば合金鑄鐵にする事が望ましい。また耐蝕性にするために合金鑄鐵を造る場合には特種元素が加はると或ものには耐蝕性が非常に強いが他のものには全く反對の結果を招來する事が有るから用途々に應じて合金元素を適正に調整する様特に注意が肝要で有る。更にまた實驗室の試験結果は必ずしも實際工業と一致するもので無いに由て實驗室で得た成績を更に工業試験で確める必要が有る。

(2) 苛性アルカリ用鑄鐵 苛性液の容器は一般に鑄鐵で作られるが普通鑄物では其の含有する *Si* と苛性液とが反應して腐蝕が速いから特別の鑄鐵を用る。之に大體二通り有る。一つは Lyncast の低珪素鑄鐵で *C* 3.45, *Si* 0.75, *Mn* 0.30, *S* 0.08, *P* 0.10% の化學成分を有し *Si* を下げて苛性液との反應に依る腐蝕を防ぐ様にしたもので有る。他は International Nickel Co. の推奨せる (1) *C* 3.50, *Si* 0.50, *Mn* 0.50, *Ni* 2.00, *Cr* 0~0.30% (2) *C* 3.30, *Si* 0.70, *Mn* 0.50, *Ni* 1.50, *Cr* 0.60% 及び (3) オートクレーブ用の *Si* 1.0~1.5, *Mn* 0.8, *S* 0.08, *P* 0.25, *Ni* 1.00~1.25, *Cr* 0.4~0.5% のもので即ち少量の *Ni* 及び *Cr* を添加して耐蝕並に耐熱性を増したもので有る此の場合 *Ni* の添加量は *Cr* の其れの 2.5~3.0 倍にし且 *Si* を下げて黒鉛化を防ぐ様にする。

(3) 高力鑄鐵 高力鑄鐵には今日抗張力 22t/in² 又厚物に於ては 31t/in² のものさへ得られる。此種鑄鐵は密度が高く材質が均等で *C* 2.5~3.1 を有し黒鉛が細かくて均等に分布して居る。之に炭素鑄鐵と合金鑄鐵とが有る。其の代表的例は (イ) 前者にはメハナイト (*T.C* 2.40~2.70, *Si* 1.10~1.50, *Mn* 0.65~1.00, *P* 0.10~0.20, *S* 0.05~0.14%) を (ロ) 後者にはニテンシロン (*T.C* 2.65~2.95, *Si* 1.50~2.00, *Mn* 0.50~0.90, *P* 0.15 以下 *S* 0.12 以下 *Ni* 2.00~2.25%) を擧げる事が出来る。ニテンシロンは白銑熔湯を爐から出す際に *Si* 及び *Ni* を添加して作り *Si* 及び *Ni* を増すに従て抗張力が増大するから特別の高力を要するものには *Si* 2.75, *Ni* 4.00% を加へる。又メハナイトは白銑熔湯をカルシウム劑で處理して造る。何れも臨界點以上から油焼入し適當に焼戻しすれば更に強さが大きく成る。用途には齒車、タービン、ローラー、ブッシング、油井機、ダイス等有る。

(4) 耐磨耗鑄鐵 耐磨耗鑄鐵には今日合金鑄鐵としてブリネル硬度 700 のもの迄得られてゐる。代表的のものはニハード及びディアマイトでニハードは *C* 2.75~3.60, *Si* 0.50~1.50, *Mn* 0.20~0.70, *Ni* 4.40~4.60, *Cr* 1.40~1.60% の成分を有する。之等の用途にはポンプ、灰砂處理器、アツシュスルースライナー、液濃機、研削デバイスコンベアスクリウフライト等有る。ニハードやディアマイ

熔鋼の温度測定



ト程の硬度を要しないものには單に Cr 1.0~1.5% を入れるか或は Ni と Cr を 0.5:1 の割合で少量添加する。更に Mo を加れば一層良好である。又機械加工の出来る範圍で可及的硬度を上げん場合は肉厚に應じて化學成分に餘程の注意を要する。例へば C 3.35, Si 1.25% の鑄鐵は 0.75 Ni, 0.25 Cr% に於て厚さ 1/4" のものに對してブリネル硬度 250 を得らるるが之と同一硬度を厚さ 1 1/4" のものに得んためには Ni 1.25, Cr 0.45% にせねばならない。特に大切なものは Si で低珪素低炭素の鑄鐵程 Ni, Cr の添加に依る硬度の増加率が大きい。表面のみを硬化するには窒化を行へばブリネル硬度 900 まで得らるるが腐蝕作用を受けるものには向か無い。又化學工業用品として Ni, Cr を添加するには高珪素鑄鐵に行つたが安全で有る。

(5) 高珪素鑄鐵 シラールは高珪素鑄鐵の一種で C 1.6~2.8, Si 4~6% を有し耐熱性が非常に大きいが強さが小さく衝撃力に對しては普通鑄鐵にも劣る。Si を 9% 以上に増せば急激に切削が困難と成り Si 10~14% に於ては耐酸性が甚大で有る代りに硬くて脆く最早グラインダーに依るより加工の途が無い。高珪素鑄鐵に Cr を加へたものは耐熱性が著しく大きい。耐熱性の最高成分は Si 5~6, Cr 4.0% で此のものは焼鈍しても機械加工が少しも出来無い。C 3.0, Si 5.0, Cr 4~2% のものは焙燒爐や加熱爐用品として頗るよい。又 Si 13~16% のものは耐蝕用に適する。Si 12% 迄は耐蝕性は大して増さぬが 12% 以上に成ると急激に耐蝕性が増加し同時に頗る硬く脆く成る。Duriron, Tantiron, Antaciron, Corrosiron, Ironac の商品は何れも Si 13~16% を有する高珪素鑄鐵で硫酸及び硝酸には非常に強いが鹽酸に弱く且高熱や衝撃力を受けるものに向かない。Si を 16% 以上増加しても効果が無い。又最近の Durichlor は Si の他に Mo 3~4, Ni 0.25% を含有するもので Duriron に比して物理的性質は同様であるが鹽酸に對して非常に強い。

(6) オーステナイト鑄鐵 オーステナイト鑄鐵として今日代表的のものは第 1 表に示した 4 種で有る。何れも Ni の含有量が多く組

第 1 表 (オーステナイト鑄鐵一覽)

%	標準 ニレジスト	ニレジスト (銅を不含)	ニクロシアル	コーザル
C	2.75~3.10	2.00~2.30	1.8	2.3
Si	1.50~2.00	0.60~2.00	6.0	2.2
Mn	1.00~1.50	1.00~1.50	1.0	—
S	0.10 以下	—	—	0.05 以下
Ni	12.0~15.0	15.0~20.0	18.0	18.0~21.0
Cr	1.25~4.00	2.50 以下	2.0	1.5
Cu	5.00~7.00	—	—	4.5

織はオーステナイトより成り耐熱性及び耐蝕性ともに大きい。Si を増すに従ひ又 C を減ずるに連れて耐熱性が増加する。其の用途には (イ)耐蝕用として化學工業用ポンプ、バルブ、パイプライン、其他容器類が有り (ロ)耐熱用として抵抗グリッド、散炭爐ドアフレーム熱電對部分品、加熱爐用品等が有る。

第 2 表 (750°C に 100h 保持す)

試験状態	重量増減率			
	(1)	(2)	(3)	(4)
普通鑄鐵	+ 3.21	+ 1.51	+ 1.36	+ 0.03
Ni-Cr 鑄鐵	+ 2.45	+ 1.82	+ 1.17	- 0.02
ニレジスト	- 0.31	+ 0.44	+ 0.54	+ 0.02

第 2 表及び第 3 表に其の耐熱試験結果を示す、表中各試験状態の番號は下記のものに該當する。

(1) 爐内へ外氣が侵入せぬ様に密閉した場合。(2) 乾燥空氣を

第 3 表 (950°C に 100h 保持す)

試験状態	重量増減率			
	(1)	(2)	(3)	(4)
普通鑄鐵	- 6.89	- 9.45	- 12.26	- 14.43
Ni-Cr 鑄鐵	- 0.79	- 4.27	- 7.63	- 7.58
ニレジスト	+ 1.93	+ 3.89	- 1.90	+ 2.64

2 1/2h. の速度で爐内へ送つた場合。(3) 飽和點迄水分を含む空氣を 2 1/2h. の速度で爐内へ送つた場合。(4) 燈用瓦斯を 2 1/2h. の速度で爐内へ送つた場合。(N.)

鑄鐵のブリネル硬度試験結果に及ぼす試験条件の影響

(H. Reininger, Arch, Eisenhüttwes. 10 (1936/37), s. 29/31) 種々の變形し得る組織成分から成る材料の壓痕硬度は、近接する場所の状態に依つて明に異なる。壓痕する物體が小なる程、其の組織構造の不均一に依る硬度測定結果に及ぶ影響は著しい。これに基いて鑄鐵の硬度試験は一般にブリネル法に依つて行はれる。これは比較的大なる球を以てして尙最も良く個々の組織成分の平均硬度が測定されるからである。DIN, 1,605 にある試験法の説明に依れば、材料の均一度と壓痕體の直徑及測定結果との関係は認めてゐない。そして 2.5mm 直徑の球に依れば既に種々の變形度を有する組織成分を充分に把握し得ると假定してゐる、従つて例へば荷重時間は常に同じく 30 秒として 5mm 直徑の球で 750kg の荷重、或は 10mm 直徑の球で荷重を 3,000kg としてブリネル硬度を試験すべしと云ふ事に撰定されてゐる。然し通常行はれてゐる硬度試験では屢々之等兩條件で決定された硬度値が尙相當に不同を示すことがある。そこで第 1 表に示す如き平均化學組成を有する材料に就いて、鑄鐵のブリネル硬度に及ぶ試験条件の影響に關する二三の實驗を行つた。

第 1 表 試験材料の化學組成

材料	ブリネル硬度 (10/3,000/30)	C%	Si%	Mn%	P%	S%
機械鑄物	125~145	3.6~4.0	2.5~4.0	0.2~0.5	0.1~0.3	約 0.10
	146~165	3.4~3.8	2.0~3.0	0.4~0.6	0.1~0.4	〃 0.10
	166~185	3.2~3.5	1.2~2.5	0.4~0.8	0.2~0.6	〃 0.12
圓鑄鑄物	175~205	3.2~3.5	1.8~2.5	0.5~0.8	0.2~0.6	〃 0.12
	206~225	3.0~3.3	1.7~2.2	0.5~1.0	0.2~1.0	〃 0.14
	226~245	2.7~3.1	1.5~2.0	0.5~1.0	0.2~1.0	〃 0.14

種々の機械鑄物部分 143 個及圓鑄鑄物片 212 個に就いて、各鑄物肌以下 3mm の所で、各々 1,000 個のブリネル壓痕を測定した。得たる値を比較するために同一試験片の相隣る場所で 10mm 球及 5mm 球で各硬度を測定した。機械鑄物は同一測定區域で 5mm 球 7 回 10mm 球で 5 回測定し其の平均値をとり、圓鑄鑄物では前者が 5 回後者が 4 回測定して其の平均値をとつた。その結果に依ると、球の直徑が大なる程、より高い硬度値がより多い回数だけ測定される。各測定値の平均値からの離散程度は、一般に 5mm 球の場合の方が 10mm 球の場合より大である。その離散範圍は軟い機械鑄物の方が硬い圓鑄鑄物よりも廣い、尙 5mm 球で測定した平均値と 10mm 球で測定した平均値との關係は 1:1.2 なる傾斜をなす直線上に僅かの開きを示して横はる。こゝに實驗せる種類の鑄鐵に對して、標準試験條件で 5mm 球或は 10mm 球で決定したブリネル硬度を 100~250 ブリネル單位の範圍で相互に換算するには次の關係が成立つ

$$B_H(5/750/30) = 1.12 B_H(10/3,000/30) - 36.5$$

この關係式は平均値の換算にのみ役立つものであつて、個々の値は明に之から離散する筈である。

之等の結果から實際の平均硬度を求めるには、充分多數のブリネル壓痕に依らねばならず、種々異なる試験條件で定めたブリネル

硬度値は最早同等に考へる事は出来ぬことを示した。

そこで 10 mm 球で測定すればその値が、離散すること少く、硬度値はより高く出で、且一般に硬度の高い鑄鐵ではその値の離散することも亦少い理由を明にすべき實驗を行ふ必要がある。

10 mm 球で測定せる値の離散少きは一部、壓痕大なる故に直径の讀みの精度高き事に基く。尙球痕の縁は黒鉛が介在することに依つて明瞭さを缺き、従つてその直径を正確に決定し得ない。之等測定の見誤差は 5 mm 球でも 10 mm 球でも同一大さである筈であるが然し 10 mm 球の直径測定の場合はその現れ方が比較的少い。

尙鑄鐵の黒鉛の少い程球痕を正確に測定出来る故、硬度の高い鑄鐵の方が測定値の離散が少い。

壓痕個所の組織を總て調べた結果、黒鉛の量、大さ、及分布が硬度測定の結果に影響する様である。黒鉛は地に比較して、押込まれる球に殆ど抵抗せぬ、然して球が小さい程材料の中へ壓入し孔が黒鉛で充されてゐる空間を閉ざして、地が變形抵抗の効果を示す迄深く入り込む、10 mm 球の場合は最初より多くの黒鉛個所を壓し、従つて測定結果は均一となり、高い値が出る結果となる。

尙之から黒鉛の介在する所は球の壓入する間に形成されて、地の結合の弛緩せしめる切欠龜裂に對する始點となる事が分る。

機械鑄物と圓鑄物の差違は、軟いフェライト的な機械鑄物ではソルバイト的或はパーライト的な圓鑄物に於るよりも黒鉛が不均一に分布する事に基く。

之等の實驗結果より、鑄鐵の組織をブリネルの硬度から判斷することは、黒鉛の大さ及分布と一致すると云ふ限りに於て役立つ事が分つた。

(佐藤)

鼠銑中の炭化チタン (W. Hofmann, A. Schröder, Archiv, Eisenhütteswes. Aug. 1936) 鼠銑中の三元燐化合物共晶點付近に硬き灰白色の骰子狀結晶を屢々見ることがある。此の結晶は非常に硬きため研磨面に於て浮上り又 1% の硝酸液を以て腐蝕せられない。斯様な包含物を有する試料中には 0.02~0.1% の Ti が含有せられて居る故に、是が果して R. Vogel や E. Piwowarsky の記載せる炭化チタンなりや否やを研究した。

先づ第一に C 3.43%, Si 2.58%, Mn 0.44%, P 0.79%, S 0.11%, Ti 0.12% の成分を有する銑鐵と 20% 及び 40% の無炭素フェロチタンを坩堝にて熔かし、之を冷却研磨せしに、上述の如き結晶は Ti の増加に従つて増加した。Ti の最も多く入つたもの即ち 5.1% Ti のものは白色に結晶し全く黒鉛の析出を認めず且包含物の除去に有効であつた。本試料の少量を採り、希釋冷鹽酸を以つて一週間に亙りて浸出し鐵分の無くなるまで處理し、残渣を洗滌乾燥した。此の残渣を檢鏡せしに鼠銑中に含有せる前述の骰晶に一致せるものであつた。次にこの残渣並に Osram-Studiengesellschaft 製の炭化チタン及び窒化チタンに就いてデバイシエラー式レントゲン寫眞を撮りたるに残渣物質のレントゲン寫眞の線は炭化チタンの其れと全く一致し、他に物質の線は現れなかつた。炭化チタン、窒化チタン及び残渣物質の空間パラメーターは夫々 4.315 Å, 4.225 Å 及び 4.325 Å にして炭化チタンと残渣の値の差は誤差範囲内に於て一致せるものである。

(F. K)

低温に於けるニッケル鋼 (II) (Aldrige & Shepherd, Metals & Alloys July, 1939.) ニッケル鋼板で高壓容器をつくる際問題になるのは壓延方向と衝撃値、熱處理の方法、熔接と衝撃値、板の厚み、長時間低温に保持せる場合の衝撃値等の關係である、シャルピーの試験片に於て切込を壓延方向に縦にとつた場合は 70°F, -50°F で

43.7 ft-lbs, 28.5 ft-lbs, であり横にとつた場合は 35.3 ft-lbs, 22.8 ft-lbs で約 25% 前者の方が高い値を示す、熱處理は變態點よりやゝ上の温度で約 1h 保持して標準化し出来るだけ速かに空氣冷却させ加工熔接を施した後 1,200°F で焼鈍して歪をとり去つた。此標準化の際の温度を種々に變へた場合の衝撃値に及ぶ影響を 2.32% Ni 0.30% C の 1 1/8" の厚みの鋼板によつて試験した處 1,200°F で歪をとつたものと然らざるものとは殆んど衝撃値に變化を示さなかつたが變態點のやゝ上で標準化した場合は著しく改良された、即ち標準化せざるもので壓延方向に横に切込をとり -50°F の衝撃値 13.9 ft-lbs のものが 1,450°F で標準化したものは 19.0 を示したのである、然し此温度以上に加熱してゆくと次第に衝撃値を減少し 1,550°F 以上は著しく低下する尙以上の値は一般に低い様であるがこれは C 含有量が比較的高い爲である、衝撃値は標準化の時間が長すぎると又低下するものである、結晶粒は細い程衝撃値が高い事は勿論である。

Ni 2.25%, C 0.25% の厚み 1 3/8" の鋼に就いて試験した結果 1,200°F で歪を去らしめたものは壓延まゝのものより幾分改良され 1,450°F, 1,700°F の各温度で標準化したものは 70°F, -50°F の何れの場合の衝撃値も大に改良され 70°F に於て 11.1 ft-lbs, -50°F に於て 8.2 ft-lbs 高まつてゐる。次に熔接した鋼の衝撃試験を行つた、試験片は 1 3/8" の厚さで 1,500°F で標準化し熔接し 1,200°F で歪をとつたものを用ひた熔接部は壓延方向に直角にとり熔接技術は特に注意し熔接棒は地金とほぼ同質のものを使用し熔接部其他各所より壓延方向に對して各角度より試験片をとり衝撃値を測定した結果熔接の際熔接部が 3,000°F 以上に加熱され爲めに顯微鏡組織が反つて改良された場所があり此處は衝撃値は以前 70°F で 35 ft-lbs のものが 51.7 ft-lbs, -50°F で 21.8 ft-lbs のものが 36.1 ft-lbs 上つたのである。然し此部分は極く狭く僅か幅 1/8"~3/16" 程度である。これによつて若し試験片を 1,450°F で標準化するに衝撃値は約 5% 高くなる事が想像される。尙此際試験片は壓延方向に縦にとつたものは横にとつたものより衝撃値は高い、これは前者の切込が上記の影響層に入る爲である。熔接部の熔接金の衝撃値は殆んど他部と違はぬ程の高い値を示して居り熔接溝の主軸に對しては殆んど影響をみない只切込が面に垂直なる時は平行にとつた場合よりやゝ高い様である又此の熔接金の試験片の歪を去らしめると -50°F で約 20% 衝撃値が高まる様である。次に鋼の厚みと衝撃値の關係をしらべる爲めに 5/8"~1 3/8" の厚さの鋼の表面及び中心部より試験片をとつて行つたが殆んど差異はみられなかつた。

次に低温に於て長時間保つと衝撃値は減少すると云はれて居る故試験片を -50°F の温度に 20 分から 75 時間保持してみたがこれ又殆んど變化をみせなかつた。次に 70°F, 0°F, -25°F, -50°F, -75°F と温度を次第に降下せしめて衝撃値の變化をしらべた處 +70°F から -75°F に至るに従ひ次第に減少しシャルピーで壓延方向に縦にとつた場合 +70°F で 43.5 ft-lbs, 0°F で 36.0 ft-lbs, -25°F で 32.5 ft-lbs, -50°F で 29.5 ft-lbs, -75°F で 26.5 ft-lbs になる。壓延の際悪い部分を充分切取らず其部分を試験片に仕上げて行つた處他の部分より約 50% 衝撃値が下つた。Ni 鋼の衝撃値に及ぶ炭素含有量の影響は C 0.21% から 0.31% にかへ Ni は變へずに 70°F, -50°F に於て試験した結果 C 0.25% 以上は衝撃値は減少したが以下は殆んど變化しなかつた。以上は Ni 鋼を壓延せし場合であるがこれを鑄鋼にした場合に於ける熱處理と衝撃値の關係を次に示す。試験片の化學成分は C 0.24%, Ni 2.0% である。

熱處理		燒鈍 °F	試驗溫度 °F	シャルピー衝擊法		
標準化 °F	再標準化 °F			ft-lbs		平均
				I	II	
—	—	—	70	22.0	22.5	22.2
—	—	—	0	11.0	—	11.0
—	—	—	-50	8.5	8.5	8.5
—	—	—	-75	3.5	5.0	4.2
1,450	—	1,200	70	28.0	33.0	30.5
1,450	—	1,200	0	21.0	21.5	21.2
1,450	—	1,200	-50	21.0	20.5	20.8
1,450	—	1,200	-75	7.0	14.5	10.8
1,725	—	1,200	70	32.0	35.0	33.5
1,725	—	1,200	0	27.0	27.0	27.0
1,725	—	1,200	-50	22.0	23.0	22.5
1,725	—	1,200	-75	20.5	21.0	20.8
1,725	1,510	1,200	70	37.5	39.0	38.2
1,725	1,510	1,200	0	37.0	29.5	23.2
1,725	1,510	1,200	-50	22.5	25.5	24.0
1,725	1,500	1,200	-75	23.0	—	23.0

表に示す如く 1,700°F 以上で標準化し鑄込の際の歪を完全にとり去る必要があり約 1,500°F で標準化し結晶粒を細くする必要がある。低温に使用すべき鋼管を C 0.14%, Mn 0.45%, Ni 2.33% で製造してみた、これを 1,500°F で 30 分間標準化し 1,200°F で 2h 焼鈍した處充分なる衝擊値を得た、此際 1,450°F では炭素含有量低い爲め幾分低い様である。試験片の主軸はパイプの軸に縦に直角にとり -75°F に於て試験し 10mm x 10mm の ASST シャルピーの試験片に依つた場合に換算した其結果下記の如し。

燒鈍溫度 °F	試験片の寸法 m/m			換算したシャルピー 衝擊値 ft-lbs		
	長	幅	厚さ	最低	最高	平均
1,200	50.8	10	5	33.3	36.8	34.9
1,200	"	11.3	5	32.1	37.1	34.6
1,200	"	10	5	34.7	38.3	36.6
1,200	"	11.3	5	33.0	40.1	37.3

(N. N)

Ford 會社の特殊鋼及特殊鑄鐵鑄物 (R. H. McCarroll & J. L. McCloud, Metal Progr. August, 1936) - 特殊鑄鐵としては (a) Ni-Cr (b) Cu (c) Cu-Cr 鑄鐵で C は大略 3.25% 特殊鋼としては 4 種あり (a) Cu (b) Cu-Mo, (c) Cu-Cr (d) W-Cr-Cu 鋼である。何故に鑄物で作るかと言へば品質の改良と合せて安價である事で、同重量にして強度を増加し切削の容易と耐摩性とが得られる。

以下少しく詳しく述べる。Ni-Cr 鑄鐵に於ては C 3.15~3.40% の所謂 "D" 鑄鐵に Cr 0.15~0.35% を硬化素として、又 Ni は 0.15~0.35% を切削性を増す爲に加へる。第二の Cu を含むものは 3 種に分れ第 1 は Cu 0.50~0.75% で Cylinder block に用ひる。C 3.15~3.40%, Si 1.80~2.10% 之は piston ring に依る磨耗に耐へるべき硬さを要する。Cu の役目は切削性を與へると共に graphite を微細に分布せしめる。fly wheel などは Cu は前と同様なれど強さと共に切削性を改善する爲に C 3.30~3.60% とし Mn 1.00~1.25%, Si 1.40~1.80% と低下する。push rod は之と變り金型 (砂の中子を用ふる中空鑄物) で chill 鑄物を作る爲に Si 0.30~0.60%, Mn 0.15~0.5%, C 3.60~3.90% で Cu は 0.75~1.00% を加へる。Cu は強さを増す目的である。此種の鑄物は鑄造歪を取る目的以外に gray iron に變へる様な加熱はしない。

Cam shaft は第三の Cu-Cr 鑄鐵に依る。C 3.30~3.65%, Mn 0.15~0.35%, Si 0.45~0.55%, Cu 2.50~3.00%, Cr 0.25% である此鑄物は所謂 controlled chill で鑄物の大部分は gray で所望の cam tip のみ white で chill の深さは 1/8" とする様常に破面試

驗をも並行する。Cr を増すと chill の深さが進むが減ずるには取鍋に Ferro-Si を加へ調節する。然し Cu を含む爲に非常に此調整を減じる事が出来るのは興味ある點と考へられる。

次に鋼鑄物であるが C 0.15~0.35, Mn 0.40~0.60, Si 0.60~0.80, Cu 1.50~2.00% のものは Clutch Pedal を主として作る。普通の可鍛鑄鐵と比較して高い ductility と共に充分強度を有し且切削性も良い。Si は湯に流動性を與へ且堅實な鑄物とする。鑄造後の熱處理は燒鈍のみが多い時に滲炭して焼入焼戻をする事もあり斯様な滲炭面の硬度は通常 Rock-well C 58~60 である。rear axle housing は之と同様の Cu 鋼であるが C 0.50~0.60% である。此部は shock に對する抵抗を失ふ事なく高弾性限を附與せしめたいのである。燒鈍冷却後の硬度は Brinell 170~180 である。以前此部は熔接に依り作つたが鑄物に依り極めて利益したもので強さは同じで重量を減じて居る。

第二の合金鋼は高炭素で C 1.40~1.60, Mn 0.70~0.90, Si 0.90~1.10, Cu 1.50~2.00 Mo 0.10~0.20% を含み brake drum を作る熱處理は注意して實檢し爐冷は組織を鐵と graphite に切斷せぬ様に調節する。即ち僅かの小さい graphite を有する lamellar pearlite とする。Steel hub は前と同じ様であるが Mo を加へず且 Mn を 0.40~0.60% に低下する。之は free-ferrite を生成せしめる爲である。

次に crank shaft 鋼では C 1.35~1.60, Mn 0.60~0.80, Si 0.85~1.10, Cr 0.40~0.50 Cu 1.50~2.00% である。Cu を加へた事は fluidity を増し縮みを減ずるのみならず燒鈍時間を減ずるに役立つ。狂ひの問題は crank shaft の様に複雑なものでは重要で Cu は鑄造の狂ひを少くし且前述の様に熱處理の時間を減ずる爲夫れ丈狂ひも減ずる。Cu は 3% 迄良いが 2% を越へると free の Cu の殘る爲に良くない。Si は Cu の溶解度を左右し且鑄造性を改善する Cu は一次的 graphite の生成を助長する爲に鑄造狂ひを減ずるのである。Cr は磨耗に對して良いが切削性より制限を受ける。crankshaft の鑄造後の處理は 1,650°F に 20 分保ち 1,200°F 迄空中放冷し、更に 1,400°F に再加熱し 1hr 保ち 1,000°F 迄爐冷する。之の軸の機械的性質は第 1 表及第 2 表の通りである。屈撓試験 (1" 角

第 1 表

抗張力 lb/in ²	107,500	彈性界 lb/in ²	92,000
伸 (2") %	2.75	斷面收縮 %	2.25
彈性率 lb/in ²	29,000,000	硬度 (ブリネル)	269

第 2 表

硬 度	225	321
最大強さ lb/in ²	128,000	130,000
彈 性 界 "	88,200	96,500
破斷迄の捻り	20°	25°
最初の永久歪迄の捻り	9°	6°

12" では破斷荷重 9,450 lb, 撓み 0.425" であつた。

次に Lincoln Zephyr の piston に用ふる C 1.35~1.70, Mn 0.60~1.00, Si 0.90~1.30, Cu 2.50~3.00, Cr 0.08~0.15% のものである。之は Al のものより重くなく且膨脹も大でない。強さ及硬度は大で piston ring をよく支持し ring の縦方向の磨耗を減ずる硬さは Al の 140 に對し 207~241 を有し鑄物は 0.100" の薄いものも出来る。

最後は W-Cr-Cu 鋼で C 1.20~1.40, Mn 0.30~0.50, Si 0.30~0.60, Cr 2.50~3.50, W 14~17, Cu 1.50~2.00% の成分を有し valve seat に用ふる。之は高速度鋼に似て赤熱でも硬い。W と Cr とは熱間の硬度と flame に對する抵抗を附與し且 W は膨脹を調節する C と Cu とは鑄造性の爲に有効である。成品の硬度は Rockwell C 38~46 である。 (Y)

8) 非鐵金屬及合金

Mn 青銅 (F. R. Hensel, Metal Ind. Aug. 1936)—60/40 黃銅の抗力を上げる爲に少量の *Al*, *Fe*, *Mn*, *Ni* を加へたものが *Mn* 青銅で、同重量の軟銅と比較し同じ抗張力と高い耐蝕性を持つ。要する機械的性質に依り成分の變化はあるが大略第1表に示す如きもので場合に依り *Ti* を少量添加する事もある。

第 1 表

<i>Cu</i>	<i>Sn</i>	<i>Pb</i>	<i>Zn</i>	<i>Fe</i>	<i>Al</i>	<i>Mn</i>
55~60%	0~1.5	0~1.4	38~42	0~2	0~1.5	0~3.5

溶解に當り注意すべきは (1) 原料の撰擇、(2) 正しい順序に裝入する事、(3) 成分に疑問を有する屑金は避ける、(4) 溶解は迅速且 *m.p.* より 20% 以上の過熱を行はざる事、(5) よく混合する、(6) 鑄造前に *P-Cu*, *P-Sn* にて脱酸す。*Mn* を含まざる時は *Mn-Cu* にて脱酸と共に脱硫を行ふ。(7) 取鋼中に slag と共に入れるを避ける事等である。

Mn 青銅は α , β 相の比に依り性質に著しい變化ある故、成分は注意して加減するを要し鑄塊を再溶解する事が最も安全で、此時 *Fe*, *Mn* 以下の元素の量には殆んど變化なく、又 *Zn* も殆んど規則的に損耗する故特別の注意も不要である。唯 *Zn* は最純のものを使はないと *Pb* の導入を伴ふ。*Mn* は *Cu-Mn* (*Mn* 30%) として加へる。*m.p.* は 1,580~1,598°F で容易に熔ける。*Fe* を加へる時は *Fe-Mn* として加へても良い。

金型鑄物に於ては型を 40~90°C 位に豫熱し内側に鑄物油脂を塗る。鑄造温度は *m.p.* より 10% 過熱するが大きな鑄物では 7% 位でもよい。温度の測定は光學的なものでなく熱電對で測らないと *fume* に妨げられる憂がある。

砂型鑄物に於ては砂の性質を調節し強さ、粒の大きさ、熱傳導度ガス透過度等黃銅鑄造の場合と同様な注意でよい。要するに堅實な鑄物を得るには鑄造温度を正確に調整する事で大略 *m.p.* より 6~15% の過熱をなすべきである。成分に依り多少の變化はあるが約 930~1,030°C の間で *m.p.* 900°C の合金は 940~960°C 位にすべきである。微細な結晶で大なる硬度と大なる比重のものを得るには迅速に凝固させる事で鑄造温度は *Cu-Zn* 合金の平衡圖から想像してよい。添加元素が少量 (0.5% 以下) の場合は考慮する必要はないが複雑なものでは *Cu* 或は *Zn* 當量から計算すべきである。餘りに低い鑄造温度を取ると流れ不足、抗力不足、脆弱、ガス孔、割れ及酸化物の混入等を伴ふし、又高すぎると弱い結晶、機械的性質の不足、成分の不適當を惹起する。

Mn 青銅の機械的性質を左右する要素は組織と成分とで組織は $\alpha+\beta$ である。*Cu-Zn* 合金に第三元素を加へる時之は固溶體に入り恰も或量の *Zn* を加へたと同様な働きをするもので *Zn* 當量として第2表に示す。

第 2 表

金屬	<i>Al</i>	<i>Sn</i>	<i>Fe</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>
<i>Zn</i> 當量	6.0	2.0	0.9	0.5	(1.1 <i>Cu</i>)

第 3 表

<i>Zn</i> %	α 相%	抗張力 <i>lb/in</i> ²	伸%	硬度
33.7	100	33,600	63	55
35.0	88	42,800	59	59
38.0	75	47,152	56	64
40.1	69	51,520	55	72
41.8	55	55,104	50	80
43.7	14	62,272	27	102
45.5	0	68,096	27	105

第 4 表

<i>Zn</i> %	α 相%	抗張力 <i>lb/in</i> ²	伸%	硬度
31.0	100	46,592	24	72
32.9	78	53,312	36	75
37.5	70	60,928	50	85
39.2	45	69,216	42	95
41.1	25	76,608	28	121
44.1	0	83,328	21	129
47.8	0*	54,656	4	138

* δ 相あり

尙第3表は *Cu-Zn* 二元合金、第4表は *Cu-Zn* に *Fe* 1, *Sn* 1, *Al* 0.25, *Mn* 0.25% を加へた *Mn* 青銅の機械的性質を示す。

之等添加元素の作用は (1) *Fe* は結晶粒を微細にし且鍛造性を附與す。之は *Fe* に富む不溶性の微粒が一様に分散する爲で、此作用は *Fe* 0.35 以下でも表はれる。(2) *Al* は強さを増すも結晶粒を粗にし、縮みを増加する傾向がある故硬度を附與するには *Sn* に依るを可とす。(3) *Sn* は鍛造性を悪くし割れを生ずる原因となる故低きを可とするも *Sn* の溶解度は *Zn* に依り左右され *Zn* が少いと *Sn* は多く固溶體に入る。他方 *Sn* は *Mn* 青銅の耐蝕性を増す。(4) *Mn* は弾性限を上げるも衝撃抵抗を減ず。然し或程度の *Mn* は脱酸効界を認める。唯多量に残ると鑄造性を害す。Corson 氏に依ると *Mn* 青銅は *Fe* 及 *Ni* はなくとも *Mn*, *Al* 或 *Mn₂Sn* が β 相に分散し抗力を上げるものと云つて居る。又 Livermore 氏は *Mn* の作用を唯 *Fe* を導入するに役立つのみと説明してゐる事は前者と對照して興味ある所である。(5) *Pb* は黃銅には 0.9% 位溶けるが *Mn* 青銅には 0.2~0.3% が切削性を利する點で許容し得る所である

第 5 表

	最小値	平均
抗張力 <i>lb/in</i> ²	55,000	65,000~90,000
降伏點 "	20,000	30,000~50,000
伸 %	25	35~15
壓縮彈性限 <i>lb/in</i> ²	—	28,000
斷面收縮 %	25	—
硬度	90	100~180
熔融範圍 °C	1,674~1,697°F	—
比重	8.36	—
重量 1 <i>in</i> ³	0.302	—
膨脹係數 (0~100)	0.000206	—
縮み (12")	0.187	—
比較電導度 (<i>Cu</i> =100)	22	—

第5表は砂型鑄物の機械的性質を示す。之等の性質に及ぼす温度の影響は 700°C 以上では迅速なる結晶の粗大成長を來す。普通の β 黃銅は 315~455°C 間に熱脆性があり又 *Al* を含むものは之が 266~558°C に擴大される。*Mn* 青銅は 700°C 以上は危険で一旦使用したものは更に低い温度でも不安である。-100°C に於ては常溫より 40% も抗張力が上り又伸も増す。此合金は *Hg* 或は熔融 *Sn*, *Pb* 等と接すると結晶間侵害を起し忽ち駄目になる。又此合金は $\alpha+\beta$ の組織を有する故熱處理 (焼入-焼戻) も可能である。(M)

電氣爐用抵抗材料 (C. J. Smithells & P. R. Bardell, Metal Ind. Aug. 1936) 電氣爐用抵抗材料として具備すべき性質は (a) 耐酸化性、(b) 高電氣比抵抗、(c) 低温度係數、(d) 最初も使用中も良い機械的性質を有する事、(e) 結晶の生長及變形のない事、(f) 腐蝕性氣中に於ける大なる抵抗、(g) *m.p.* は少くとも使用温度より 200°C 上に在る事等である。

之等抵抗材料の壽命は條件に依り異なるも平均 5,000 *hr* である。*Fe* 25, *Cr* 15% の *Ni-Cr-Fe* 合金は低い温度には充分で耐酸化性は少いが安價である。最高使用温度は 800°C *Fe* を含まぬ *Ni-Cr* 合金は廣く用ひられるもので成分は 85/15 よりも 80/20 が多い。然も後者は若干高い使用温度を持つ、唯注意すべきは成分に於て又製造法に於て少し變つても實用上非常な差違が生じ最高温度に 50°C 位の差が表はれる。80/20 合金の最高使用温度は 1,050°C。此合金

に1~5%のSiとAlを添加すると耐酸化性を増し5~10%のMoを加へると耐酸化性のみならずSの作用に対する抵抗も増す。Kanthal, Megapyr (Coを含まず)の名稱のあるFe-Al-Cr合金(Fe 70, Al 1.5~5.0, Cr 20~30, Co 2.5%)は1,200°C迄の大なる耐酸化性を有するが結晶の生長や變形を起す爲に應用が制限される。然し其最高温度に依り他の不利は補へるもNi-Cr合金より高い。Si-Carbideは1,250°C迄使用出来るが脆く衝撃に堪へず且高電流の許せる所以外には使用出来ぬ。最後に工業的には使へぬが實驗室でのみ使用する目的でW及Moがある。後者のm.p.は2,620°Cで耐火物と筒の徑にも依るが1,500~1,800°C迄使用し得Wは3,000°Cに達す。

其處で之等材料の試験法であるが(1)耐酸化性、(2)腐蝕性氣に対する抵抗、(3)匍匐、脆性、粒成長等の性質、(4)線徑の影響、(5)線返加熱冷却の影響、(6)温度の影響、(7)抵抗の變化等に就き出来るだけ澤山の點につき知りたい。次に數種の試験方法に就て述べる。

(1) Bash & Harsh 試験。線を垂直に或張力を與へて下げ、最初線の温度を1,066°Cにして、其後電壓を一定として2分毎にスイッチの開閉をし、抵抗が10%増加する迄の壽命を求める方法である。第1表は數種の線に就ての結果と合せて實際の壽命との比較である。

第 1 表

合金(hr)	A	B	C	D	E	F
壽命 (Bash & Harsh, 1,050°C)	58(hr)	235	65	86	45	18
眞の壽命 950°C(hr)	2,500	12,000	2,450	3,070	2,940	356

ある。1/40の時間で大略の性質を知り得。之は耐酸化性の試験である。

(2) Smithells & Williams 試験。徑0.375mmの線を短いhelixに巻き、之を水平に置いてNiを導線として電流を通じ、初め1,000°Cとして2分毎にスイッチを開閉し温度の100°C降下するに要する時間を測る。此方法は(1)よりも尙早く且耐酸化性のみならず抵抗の變化も知り得る。

(3) Rohn 試験。短いhelixを耐火物の小舟に入れて爐中にて加熱し、之を引き延して脱落する酸化物の重量を測る。耐酸化性と酸化膜の吸着性とが知られる。又此方法の改良として線を耐火物の管に巻き、交流にて950°Cに保持し一定時間毎に線を巻き解し、線の長さの増加を測る方法で之に依り脆性が分る。

(4) 撓み試験。Smithells及Williamsに依り提出された方法で線徑0.375mmのものを8×1cmのloopに作り、兩端を固定して之を一定温度(1,050°, 900°, 850°或は750°C)に保ち1hr後電流を切つてloopの歪みを測るもので同種合金の線の比較には適當なるものである。

次に80/20 Ni-Cr合金に於ける成分に就て一言する。(1)Cr 10%のものは純Niより稍耐酸化性はよい、Crを25%にすると割段の差で良くなるが40%になると耐酸化性は減ず。(2)Feは2%迄はさして悪い影響も與へぬが量が増すとやはり耐酸化性を減ずる。(3)Mo 5~10%は耐酸化性と共にSの腐蝕に対する抵抗を増す。(4)Si 1%迄は良い。(5)Al 5%迄は性質改善に役立つ。(6)不純物としてのC及Sは良くない。第2表に各種材料の壽命の結果を示す。

第 2 表

成 分						壽命 1,000°C
Ni	Cr	Mo	Si	Mn	Al	
80	20	—	—	—	—	100hr
70	20	10	—	—	—	275
69	20	10	1	—	—	460
69	20	10	—	1	—	152
69.5	20	10	—	—	0.5	285
69	20	10	—	—	1	160

抵抗線は成分に依り前述の様に變るが結局は表面に出来る酸化膜の性質に依るもので、此膜が連続的でO₂を通さず熱の變化にも剝離する事のないのを良しとする。80/20合金の最も良い酸化膜の成分はCr酸化物50%以上とNi-Cr固溶體の酸化物とを含む。酸化は結晶粒界を進行する故結晶粒の大いさ及不純物も影響して来る。

變形に対する抵抗はCrを増すとよくMoを含む三元合金は二元合金より多く變形する。電気比抵抗夫自身への影響は成分で高比抵抗低温度係数が望ましいのである。Ni-Cr合金の比抵抗は常温で70~120μΩcm, Fe-Al-Cr合金は140μΩcmである。

以上大略の結果から見ると1931年には900°Cで3,000~4,000hrの壽命が現今では950°C10,000hrにも達して居るが將來は中間化合物を使用し更に安價にして高温に堪へるものが出来るであらう例へばNi, Al (m.p. 1,640°C), Cr, Al (m.p. 2,000°C)等の如きものである。(M)

11) 雜

金屬及合金の湯流れ (W. Patterson, Giesserei. Heft 17, Aug. 1936) 本論文は金屬及び合金の湯流れに就いて行はれた研究を輯録したものである。湯流れ試験は最初1898年T. D. Westが研究し其後1919年に齋藤林兩氏に依て螺旋試験法が考へられて今日融體の性質を知るのに都合の良い方法になつた。湯流れ試験は湯の流れ込む速さを定め一定の断面の螺旋の試片の長さを以て標準として居る、試験装置には種々あるが何れも垂直の注入部分とその下方に之を中心とする金型又は砂型の螺旋部分とよりなつて居る、注入時間型温度は結果に影響するから注意を要する、又砂型の場合には含有水分が5~7%の時最もよく流れ10%になると螺旋の長さが半分になる。其他炭素末を加へると6~7%迄は湯流れをよくしてMg鑄物の場合3%Sを入れると乾燥型で74cm生型で65cm 3%弗化アンモニアを加へると生型で60cm同じく6%硼酸を加へて53cmとなる等型中の添加物の影響は大きい、金型に於ても砂型に於ても断面の形が影響し表面積が増すと抵抗が大となる。断面は圓の場合最もよく流れて望ましいが造型から云つて頂點に丸味をつけた三角形にするのが良い。注入する場合渦流を生ずると結果が悪くなるので垂直部分を大なる埦場とするか濾過装置を作つて流れを平均に保つ様にする。

純金屬の湯流れは過熱温度に直線的に比例し融點と金型の温度差に逆比し密度比熱凝固熱に比例する、Portevinは次の式を出して居るが實際と可成一致して居る。

$$\lambda = a \frac{c \cdot d \cdot (t_s - t)}{t - t_r} + b \frac{L \cdot d}{t - t_r}$$

$$\text{近似的に } \lambda = k \cdot d \cdot e^{\frac{(t_s - t) + L}{t - t_r}}$$

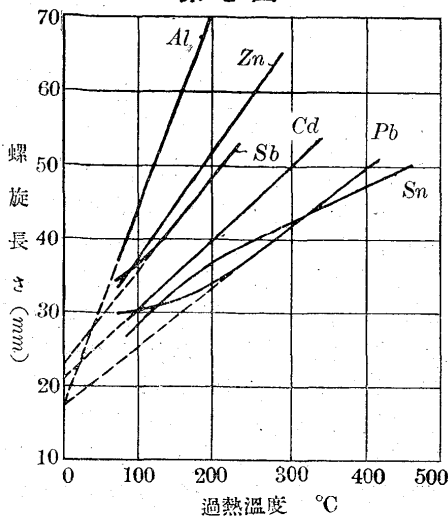
a, b, k	型に關する恒數	t _s	鑄込温度
c	比熱	t _r	型温度
d	密度	L	凝固熱
t	凝固點		

過熱温度に対する湯流れの關係は第1圖に示す如く直線的である。次に金型温度が金屬の凝固點と等しい場合を極限として考へると湯流れと金型温度は双曲線の關係になる。極限に於ては式中分母は零となり湯流れは無量大となる。之は金型の温度が上ると共に摩擦の影響が大きくなる事を考へて居ない爲で實際には摩擦抵抗が静水壓と釣合を保つ位置迄しか金屬は流れない。湯流れを良くする爲に金型温度を上げ過ぎてはいけぬ抗張力が小になる故である。IrmannとZeelerderは輕合金の湯流れと金型温度との關係に就て實驗した結果は第2圖の如く双曲線になつて居る。この中最も湯流れの良いものは共晶合金に相當するシルミンで他の固溶體の範圍のもの、凝固區間を有する合金では遙に悪い。アンチユコロダールとペラルマ

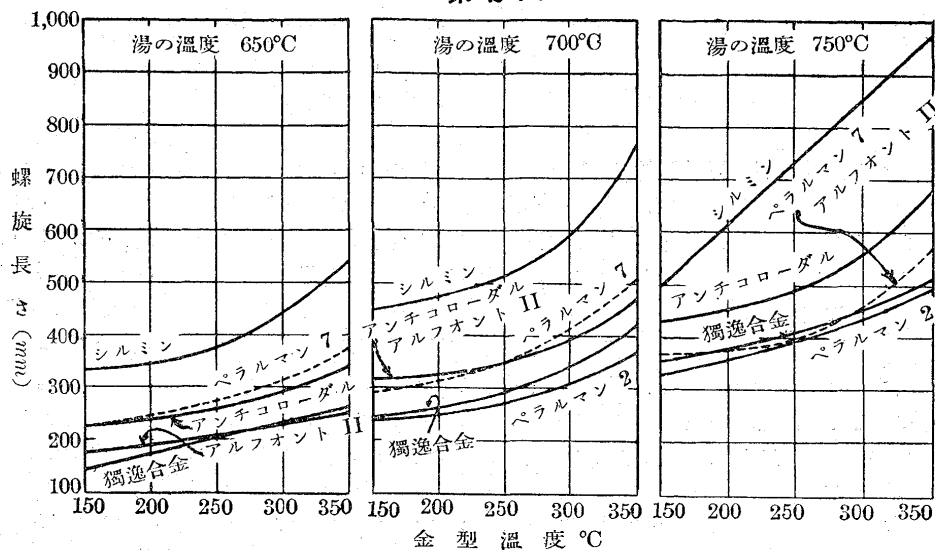
5.7 x 4.3 = 24.51

6

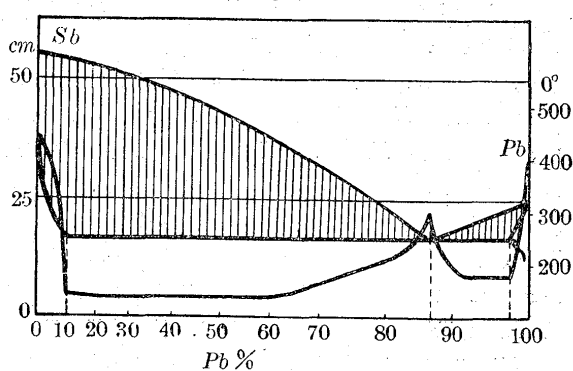
第1圖



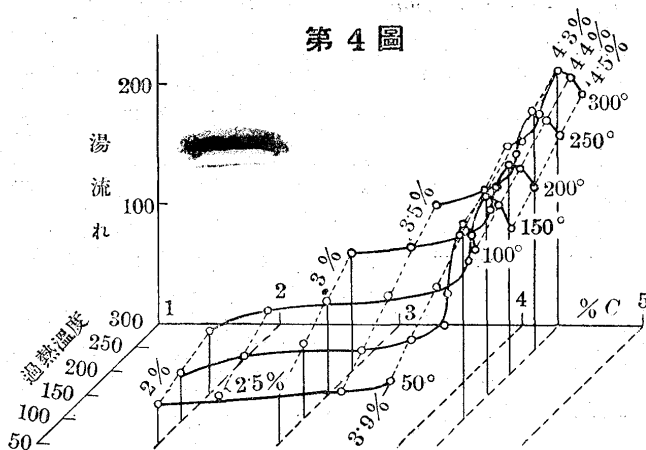
第2圖



第3圖



第4圖



ン7と比較すると高い鑄込温度で轉位して居るのはベラルマン7中に酸化物が生ずる爲で適當な熔剤を用ひて酸化物の出來ぬ様にすれば之の現象はなくなる Luigi Losana も酸化物の影響に就て同様の現象を報告して居る。

次に状態圖と湯流れの關係を Pb-Sb 系に取つて示せば第3圖の通りである。純金屬と共品の所に極大があり共品温度の固溶體の限度で折點が現れて居る。又金屬間化合物を有するものではこの組成で曲線上に著しい極大を生ずる。故に一定の熔融點を有するものは湯流れが良く凝固區間の大きいものは悪いと云ふ事が言へる。之に就て Sachs は前者では凝固が型に接近した緣から進んで尙中心部にある熔體は自由に流れるが後者では全體に凝固が起つて初晶が障壁を作つて流動を妨げると云つて居る。純金屬よりその固溶體の方が湯流れの良い場合があるがこれはその系に非常な湯流れの良い金屬間化合物を生じてこれに影響される爲である。三元系に於ても二元系と同様の現象がある。湯流れの頂界線は二元共晶線と一致し三元共晶點に向ふに従つて上昇して居る。切斷状態圖に於ても勿論二元系の場合と同様の法則が成立つ。鑄鐵の湯流れ不純物の影響に就て研究多く第4圖は R. Berger の提出せるもので湯流れ鑄込温度組成の關係を示す。湯流れは過熱温度に正比例し 4.3°C 迄は炭素の増加に従ひ曲線が上昇する。隣も湯流れを良くし Berger が 0~4% P の範圍で Fe-C-P 系に就て研究した所では全く豫期の結果を得て居る。Si が加はると状態圖に無關係に 0.5% 0.95% Si で湯流れに極小がある而して或る Si 量の鋼に Si 鐵を加へて所要の δ_i とする場合最初の Si 量が 0.5% 以上のものでは 0.95% Si に於ける異常はなくなる Mn の影響は微々たるもので Fe-C-Si 系で前記の異常

が少し高められ Si の高い時 Mn を加へると湯流れは僅か下る。(T)

熱の傳播 (Curtis C. Snyder, Metal Progr. Aug. 1936) 金屬の熱の傳播は時に非常に重要であるが屢々耐鑄鋼の熱傳導率からして之が熱的部品に使用出來ないと云ふ如き誤つた考へがある。金屬の熱傳導率は或液體から他の液體への熱の傳導と云ふ如き場合共有する意義は輕く壁に依て分たれた熱い物質から冷い物質への熱の流れ

	熱傳導率	熱傳播の平均係數
Al	1,450	—
Al 合金	—	98
Cu	2,700	95
Cu (錫鍍金)	—	114
Fe	300	—
鐵(錫鍍金)	—	123
イコネル	102	92
Ni	406	98
耐鑄鋼 (18/8)	—	—
研磨せず	102	100
研磨	—	98

の割合は總熱傳播係數として現はさるべきものである。復水管加熱コイルの如きものが Cu に代つて耐鑄鋼となつても熱傳導の差は僅少で實効率も殆んど同じである。此事は次の諸 factors に依て説明出来る。

- (1) 加熱及冷却速度と物質との關係
- (2) 加熱さるべき物質の性質
- (3) 加熱冷却物質の相對温度
- (4) 分離壁の厚さ
- (5) 壁の表面狀況
- (6) 膜、沈澱、腐蝕等の表面效果。實際水或は蒸氣の膜の出來る事は高傳導率を有する金屬を使用する時の利益を阻害すると想像される。又酸化或は腐蝕に依る膜は効率を低下する。

最近の研究に依ると熱傳播に於ける金屬の相對的關係に就て別表の如き結果が得られてゐる。(Y.)