

抄 録

1) 製鐵原料

Mesabi 鐵鑛石の洗鑛に依て生じた尾鑛の浮游選鑛試験
(John N. Searlers: Eng. & Min. Journal 1938, June, 42.)

Minesota から積出される鑛石の大部分は、選鑛法の一たる洗鑛を行たものである。1936年には、6,693,103tの wash ore が積出された。此の洗鑛は概して 65% が精鑛に行き、35% が尾鑛に行くと言ふのが一般である。従て各所のを計算すると 4,750,000t の wash ore の尾鑛が有する譯で、之を浮游選鑛にかければ甚だ有利である。

此の尾鑛は浮游選鑛に對して好ましい性質を有してゐる。それは機械的にも粒子の結合状態にも、粒子の形状の上にも、浮游選鑛に適當であることである。故に作業費を餘り掛けないで選鑛出来る。

鐵鑛石の浮游選鑛は Minesota school of Mines and Metallurgy で 1930 年に研究されてから、現在まで屢々發表された。多くの重要な事實が研究發表されたが最も重要なのは、使用水に關することである。それは使用水が硬水又はカルシウム鹽、マグネシウム鹽を含む時は非常に有害であること、理由は Ca や Mg は試薬と石鹼を作るから浮選が行はれなくなつて了ふ。ミネアポリスの水は此の性質を示すが軟化すると浮選に良く、蒸溜水を使つたと全く同様である。Mesabi で此の實驗を行つたが良結果であつた。明らかに之は北部 Minesota には石灰石がなく地表水は Ca や Mg の金屬鹽がない。

試薬を決めるために多くの實驗をした。最初からアルカリ剤で實驗する様に進めた。結果から云ふと、炭酸ソーダが最も良く、價格、利用度の點でも優れた。又氣泡弁としてはオレイン酸が最も良いとなつた。

良い結果を得るには脱泥を行ふことの必要なことも解た。微粒のものは主としてカオリンから成り小粒の珪酸と赤鐵鑛を持てゐる。脱泥しないで浮選すると品位の低い精鑛しか得られなかつた。

此の試料分粒試験をして見ると、-325 mesh が 61~75% 位迄の大多數を占め、鐵は 20% 前後である。+150 mesh のものは 35% 以上の鐵を有するが重量は 4~6% である。

脱泥する爲めに試料は hand-washing と傾瀉法を行た。これで試料は 23.24% Fe から 29.83% Fe に迄品位が上昇した。

浮游選鑛機は sub-aerated type のものを用ひ、500t 機である。一定量の炭酸ソーダを入れて 10 分間攪拌し、次にオレイン酸を加へて浮游選鑛をすると條件が適當ならば、短時間に赤鐵鑛を浮かす。

これは粗選と尾鑛の採取であるが、精選は別に試薬を加へず、或る場合に水硝子を少量加へて分散せしめればよい。これで良い精鑛と鐵をかなり含む中鑛が得られる。此の中鑛は通常作業では再循環され精鑛と尾鑛だけが得られる譯である。(森棟)

フィリッピン人のマンガン鑛新資源 (Ralph Keeler: Eng. & Min. Journal 1933, May, 29) 30 年前からフィリッピン群島はマンガンの多いことは知られてゐたが、最近になつて始めて調査さ

れ出した。此の 2 ケ年の調査に依ると、相當量の Mn 鑛を輸出出来る様である。國內の産業は未だ幼稚で 1936 年にもアメリカに多量、日本に少量輸出し、1937 年には日本に相當多量輸出した。

1938 年の豫想は付かないが産出は非常に増加する見込で、現在の鑛山の計畫に依ると 100,000t の輸出と成らう。

フィリッピンの Mn 鑛はレンズ状に存在し、鑛石品位は 45~50% Mn に達するが中には手選りを行ふべきものも多い。然し水分が高いので買ふ方では不満足であるのが缺點である。

主な不利な點はフィリッピンには經驗ある技術者の缺乏してゐることで、Mn 鑛山は 33 社あり、その資本金總計は 2,450,000 パイソウである。此の會社中 2 社のみが採掘して居り、他は漂石を集めてゐるに過ぎない。

Mn 鑛は Ilocos Norte, Masbate, Pangasinan, Nueva Ecija, Abra, Tawitawi 島, Capiz, Albay の Catanduanes 島, Tarlac. Nueva Vizcaya, 山嶽地帯, Camarines Sur, Busuanga 島, Siquijor 島等は發見された。現在活潑に掘られてゐるのは次の三地方、即ち Ilocos Norte, Busuanga 島, Siquijor 島である。之等の大多數の鑛石は日本へ運ばれ、1937 年からアメリカは第二位の使用者となつた。

鑛石の埋藏量は 1938 年の 1 月に 560,000t と計算され、その價格は 7,700,000 パイソウである。

Ilocos の鑛床—フィリッピン最古のマンガン會社のもので 1934 年に設立された。鑛區は 48 あり、その内の 28 は Punta Negra にある。1935 年に 500t 日本に試験的に輸出された。その時の成分は Mn 平均 42.4%, SiO₂ 7.6%, P 0.036% であつた。

此の地方の主なる岩石は殆んど完全に水成岩に圍まれてゐる集塊岩で、軟 Mn 鑛や硬 Mn 鑛は之等集塊岩の中に貫入、又は水成岩の上に層状を爲してゐる。侵蝕作用と二次富化作用は此の地方では各所に行はれてゐる。脈石は主として砂と粘土である。

Punta Negra では Mn 鑛床は走行に沿つて約 2 km 露出してゐる。傾斜は南 12 度、厚さ 2 feet. 或る場所では 300 feet もの厚みの所もある。此の會社の年報に依ると 15,000t が常に掘る準備がしてあるさうである。

Siec では殘渣鑛床が殆んど 13 の鑛區を占めてゐる。瘤状と粒状のものから成る鑛床は土壤と混合し 2" から 10ft 迄の厚さに色々變る。此處では確定鑛量が 1,000t, 推定鑛量 87,225t, 豫想鑛量 1,500,000t である。此處は露天掘である。

Punta Negra では 3 つの坑道の平均 Mn は 21.07% で、積場からの試料は 52.91~42.48% Mn である。

選鑛法は次の如くする、即ち大塊は粘土と砂を持つから粉碎する。

中間大のものは精鑛で、粉状のものはテーブルで粘土と砂から分離される。

1937 年に會社は海岸迄の道路を完成し、1 日 750t の輸送が可能である。

Busuanga の鑛床—フィリッピン—日本鑛山會社が作業してゐ

る。1938年の1月に既に900tの鑛石が日本へ運ばれた。此の鑛石は水分が多いから品位の一定のもの得られないのが困る。

Busuanga 島は Palawan Cuyo 島を含む群島中にある。地質的に之はフィリピンとは違ふ。Coron 島を含めて此の島の南の周辺部は石灰石である。それに反して Busuanga の中央と此の部は高度に變質してゐる珪岩で色は黄色から桃色である。碧玉と角石があるが、此の碧玉の成因は明らかでない。又碧玉と珪岩の関係も不明である。

Busuanga の Borac の近くで G.H.Newmann 氏が1937年6月に行つた調査に依ると、主な存在はレンズ状でその露頭は長さ150ft、高さ50ftである。鑛石は硬マンガン鑛で平均50% Mn 以上である。此處には50% Mn の露頭と地下50ftのを合して12,000 longton の鑛石があると計算されてゐる。

Siquijor の鑛床—此處のものはアメリカと日本へ輸出される。此處の鑛床は餘程前から知られてゐたが、近年迄開發されなかつた。鑛石は主として軟マンガン鑛で品位も良い。鐵と珪酸の含量が低いので値引きされることも無い。此の種の鑛石での利限は6% Fe, 12% SiO₂, 0.15% P 以下であることである。此の最大より SiO₂ が1%多いと0.50 pesos, 鐵が1%多いと0.50 pesos だけ longton について値引される。

鑛床は島の北東部に廣がり、現在掘てゐる所は280mの高さの分水線に近い部分である。

鑛石の成因はマンガン溶液の沈澱とカンギュサ統の砂岩と頁岩中の石灰層の置換作用から出来たものである。

此の選鑛はログ選鑛機で處理され、なかなかよい收率を得てゐる。(森棟)

2) 耐火材料並に燃料及び驗熱

製鋼工場に於ける耐火材料—第1報 (Petit, D. Rev. de Mét. Juin. 1938) 著者は先づ第I章に於て、製鋼工場にて使用せられる耐火材料を通觀し、第II章以下に於て次の如き考察をなした。

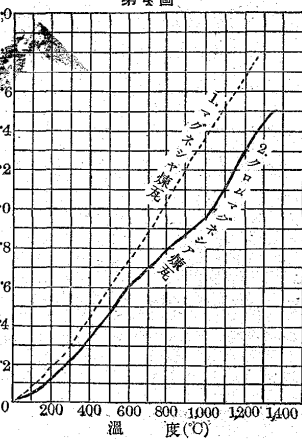
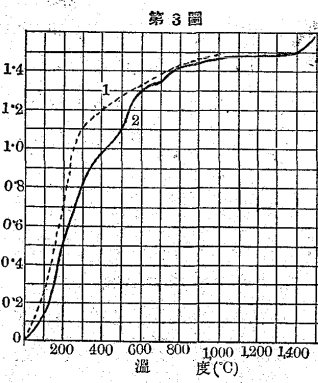
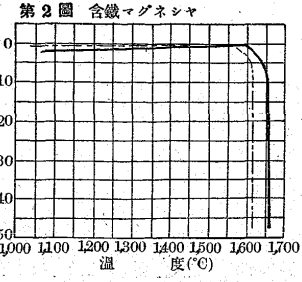
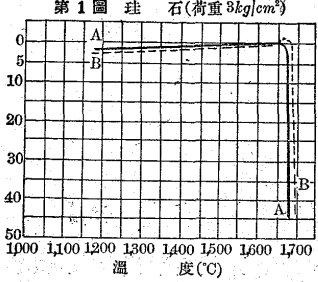
A—耐火度……ゼーケル錐に依る耐火材料融點の測定は最も古く且つ最も簡単な方法であるが、此れに次いで高温に於ける壓縮試験が導入され兩々相俟て耐火材料の品質向上に資した。次表は3種の耐火材料の熔融點を示す。

珪石	1,730~1,750°C
マグネシア煉瓦	品質により異なるも一般に 1,900~2,000°C
クロム・マグネシア煉瓦	品質に依り異なるも普通 1,900~2,000°C

然し平爐に於て鋼と接觸する場合、珪石の融點は1,650°C迄低下すると言はれる。耐火材料中には相當量の Fe が不純物として含有されるが Sosman に依れば平爐中の高温に於てクリストバライトが安定である。此の融點は1,728°C である。然し爐内雰囲気中に懸游して居る Fe が爐壁に衝突すれば酸化して珪石と次の如き平衡關係を形成する。即ち $FeO-Fe_2O_3-SiO_2$ がこれで、珪酸第1鐵及び第2鐵は操業温度に於ては液體である。3% Fe が珪石と結合し (97% SiO₂+3% FeO) 融點は理論的には1,705°C に迄降下する。實際に於ては Al₂O₃-Na₂O-K₂O の如きが煉瓦中に存在するから融點は1,650°C 位に迄下る。

各温度にて荷重の下に於ける破壊試験は圖に依て其の方法を異なる。著者の場合材料は 2×2×5 cm で試料に穴を穿ち此處に熱電

90 30x27=8.10



對を入れて温度を測定した。その結果は第1~2圖に示す如くである。Fe₂O₃を含むマグネシア煉瓦及びクロム・マグネシア煉瓦に於ても曲線の傾向は同一である。

B—温度に依る體積の變化……體積膨脹には2種あつて、1は可逆的膨脹、他は後期膨脹即ち或る一定時間或る温度に加熱し、此れを常温まで冷却した時に生ずる膨脹がそれである。可逆膨脹は熱的衝擊抵抗即ち温度の急激な變化に對する抵抗に於て大なる役割を有する。或る1種の耐火物に於て、膨脹曲線の上昇が急激であり、且不規則的であるならば、實質内に内部歪を生ずる虞が多い。第3~4圖は珪石、マグネシア、クロム・マグネシア煉瓦の膨脹を示す。

温度に依る體積の變化に就ては次の事が言へる。

a) 珪石……研究者の或る者は冶金工業に於ける珪石の使用に就て、餘り變態を起して居ない煉瓦を使用するのが好ましいと言て居る。然し著者の意見としては煉瓦が正常の有孔性を持つて居る限りに於て、大體の場合充分變態して居るものが好ましい。變態不充分の煉瓦は後期膨脹を示し、此れが相當に大なる可逆膨脹と相合して平爐天井等に著しい變形を起す。

b) マグネシア……此の可逆膨脹は圖からも知られる如く著しい。然し膨脹曲線は殆ど直線である。珪石の如き特異點は有して居ない。故に高温に於ても熱的衝擊に對して敏感であると言へる。珪石は此れに反し1,000°C以上ならば充分此の點に關し強力である。マグネシア煉瓦の燒成は高温で行はねばならぬ。其の絶対密度は3.50でFe₂O₃の含量に依り幾分異なる。燒成不充分の材料は或る場合には後期膨脹を起し幾多の困難を惹起する。

c) クロム・マグネシア……此れの可逆膨脹はマグネシア煉瓦程大ではないがマグネシアと同様極めて規則的である。

以上材料は平爐内雰囲気中に懸游するFe₂O₃と化合して幾分膨れ上る傾向がある。

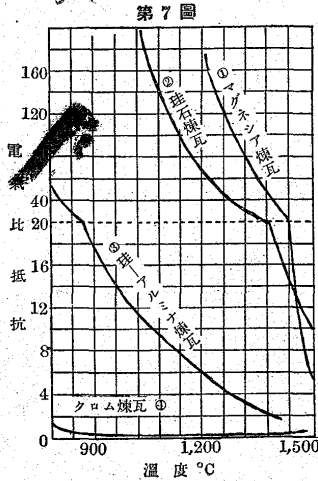
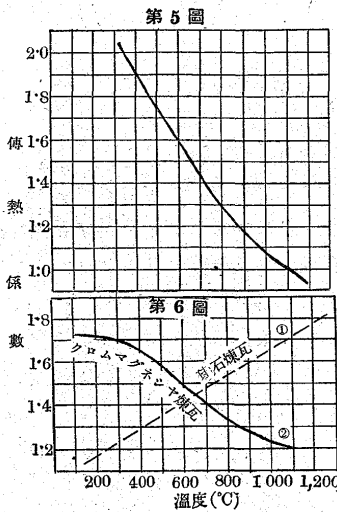
C—比熱及び傳導度……次表は耐火材料の0~1,500°C間の比熱

を與へる。

珪	石	0.294
マ	グ	0.29
ク	ロム・マ	0.31
グ	ネシ	
ア	シア	

熱傳導度は第5~6圖に示す如くで、マグネシアに於ては低温に於ける電導度が極めて大なる事を知る。珪石は温度上昇と共に増加し、クロム・マグネシアは減少する。

$$28 \times 21 = 588 \quad 91$$



電氣傳導度はアーク電氣爐又は高周波爐以外には大した重要性はないがその大體の傾向は第7圖の如くである。

著者は更に熱の急激な變化に對する抵抗、常温における機械的性質、化學的抵抗其他に就いて述べて居る。(S. O.)

3) 銑鐵及び合金鐵の製造

熔鑄爐内容の變遷及適當なる形狀の設計 (Dr. Ing. Max Paschke, Deutsche Bergwerks-Zeitung, 26, Juni 1938, s. I.)

獨逸國クラウスタル鑛山大學教教パスケ氏は近時獨逸、英國に行はるゝ酸性製銑作業を發明した一人として有名な方である。上記の日刊鑛業新聞に「鐵冶金に於ける技術上の進歩」の内に掲げられたもので、通俗的に示されたけれど、參考文獻があるから茲に抜載することにした。

今日の熔鑄爐の内容に於ては其の目的の主眼は装入物が規則正しく作用を受くべきことである。鑛石、石灰石を砕く程度、粉鑛の燒結、石灰石の焙燒等に就いても鑛石の還元性如何と密接なる關係を持つて行ふ時は大に改良すべきものありと思ふ (M. Paschke, Arch. F. Eisenhüttenw. 1-1927, s. 33; St. u. E. 51-1931, s. 1319; St. u. E. 53-1933, s. 297)。コークスは爐内に於て装入物の受荷物の役目をなし、適當なる間隙を造る役目をするから其の性質は大に作業に影響する。其灰 硫黄及水分は出来る丈低いのが望ましい。石灰石は脱硫作業の大切な役目、鑛滓の熔融點、流動性を支配するから、之が破砕程度も鑛石の還元性、コークスの物理性と密接なる聯絡を保たねばならぬ。小なる石灰石の塊は爐内に於て早く分解すべきも、餘り大なる塊は生のまゝ朝顔部に達することもある。

他の重要な點は熔鑄爐頂上に於て装入物が一樣に配布せらるゝことであつて、コーンの傾斜角及び爐口の大さとコーンの大さととの關係は注意すべき事項である。装入物中の細かきものは爐壁に落ちる様に工風すべきで、ガスの上昇速度を一樣にすべき爲めである。(J. Stoecker, St. u. E. 57-1937, s. 545 s. 581)。送風も亦大切な

もので、一定の壓を保持するのが必要があるから、其の爐に對して專屬の送風機があることが望ましい、又其の温度も一定に保ち度い。

以上述べたる如く各種の事項を適度に調整するならば近時の大規模の爐形内容も定まり、能率良好なるものを得ることで、而して鹽基性並に酸性熔融作業に對して一定の標準爐内容があるべき筈である。

獨逸の古き木炭吹熔鑄爐は僅に 35 cm の爐床徑を有し、朝顔角は 45° 以下であつた。其後段々と爐床も大きく終に 65 m 以上にもなり、朝顔角も大となり、其の高さは熱風の温度と逆比して低くなつた。高温の送風に拘らず装入物の熔融に依る收縮を出来る丈、爐の下部で行ふ様にした。爐胸部の角も直ちに近づけて爐床の徑よりは爐頂の徑を大きくする。

酸性鑛石を熔製すべき爐内容の形狀は最初述べた種々の装入物の準備と共に必須の事項である (M. Paschke, St. u. E. 57-1937, S. III4)。褐鐵鑛の如き還元し易きものは低温にて軟くなり熔ける爲め、鑛石と占有せられた爐内部に於て珪石分と鑛石の細粉と固まり合てガスの通路を塞ぐに至り、爐況は不規則になり、烟塵を多くする。夫れ故に酸性製銑作業に於ては常に鑛石の準備工作が如何に施行せらるゝかを常に注意する必要がある。粉鑛は燒結しても、装入物中の全鑛石塊が何れも一樣な還元度を有する様に爲さねばならない。圓鑛にすれば其の熱傳導率低き爲め、軟くなる温度低きに拘らず容易に熔けぬので、割合に規則正しき作業になる。装入物中の炭酸ガスに就ては注意を拂ふべきもので、酸性製銑作業に於ては寧ろ石灰石を豫め焙燒すべきである。爐内部が不必要に用ゐられずに、爲めに爐の生産力を増し、且當りの燃料が減少する。昔時の爐の如く爐床狭く且朝顔が平なればガスの昇騰を妨ぐを以て、充分廣き爐床と直立せる而して低き朝顔部が望ましい。

酸性製銑作業に於ては鑛滓量著しく増すから、羽口の口孔、及び湯出口の徑は互に關聯して調整すべきで、又銑鐵と鑛滓とに充分な湯溜り容積を考へて兩者が互に反應して、鑛滓中に銑鐵の遁出を防がねばならない (M. Paschke, St. u. E. 58-1938, s. 625)。

酸性製銑作業に於ては爐は送風を能く受け入れるからコークスの燃焼が速かである。トーマス銑を吹く場合、装入物の準備が充分に行はれたなら、何等の恐れもなく最高温度の送風を用ゐることが出来る。

熔鑄爐内容の形狀を適當にし、作業を十分に注意することは製鐵所の利益を増進する重大なる役目を爲すべく、生産力を増加し燃料を節約し、一定なる性質及び温度を有する銑鐵を得ることになり、從て製鋼にも大なる利益を伴ふことになる (K. Schiffer, Dr.-Ing.-Dissertation, Clausthal, 1937)。排出ガスも一樣なるものとなり、之を利用する設備、其他工場内に於ける百般の施設も簡單となり、工場經濟に及ぼすこと甚大なりと考へる。(K. T. 生)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

シーメンスマルテン爐熔融に於ける窒素と水素の作用 (Schwarz, C. Arch. Eisenhüttenwes. Feb. 1938 s. 355)。シーメンスマルテン爐で鋼を製造する時窒素と水素の作用に就ては尙不明の點が多々ある。本研究はこれらの作用を基礎的に究明し、實際の場合に就て加熱方法及び吸収ガスの關係に就て述べてある。

ガスの問題を取扱ふ場合に正確度をおとす原因として分析法及び試料採取の困難が擧げられる。窒素に對しては分析の困難は殆んど

解消したが、水素は單に真空抽出法によつて酸素と同時に決定される方法が比較的確實と考へられてゐるに過ぎない。然しこの真空抽出法にも尙考慮しなければならない二點がある。其の一は試料を含む場所を高溫で比較的長時間高度真空に保つから水素がその際逃げ出す恐がある。其の二はガス分析の際に用ふる調節用水銀を加減するコックに真空用の油脂を用ふる。この油脂が水銀中に混入して水素を発生し、見掛の水素量は實際量より多量の水素を示す。20gの試料で0.0001%の水素ガスは燃焼ガス0.33 cm³の減少に相當する。この様に燃焼によるガスの體積減少は僅少なものであるから、測定装置に導く毛細管が要求される程度の量に對して正確に補正されてゐても、水素ガスの逃去、又は見掛のガス量の増加は直ちに影響しないかと考へられるがよく調査研究して見るとこれらは餘り大きな量でない直径0.25 mmの油脂が燃焼する時に要する酸素量は0.005 cm³で體積測定容器の目盛りの讀みの誤差範囲内であることが明らかとなつた。故に周到な注意を以てすれば水素も充分に精確に測定し得るとの結論を得た。

今熔融金屬とガスのみが存在し鑛滓等が出来ないような理想的な場合を考へて見る。Sievertの考へる如く還元性のガス中で作業すれば水素の鋼中に含まれる量は少ない。又發生爐ガスでもコークス爐ガスでも炭化の程度が大になると、原子水素、分子水素ともに含有されることが少いから鋼に對して與へる水素量が少くなる。

實際の場合では鑛滓は必ず存在し直接爐内ガスと接觸しないから上記の考へは成立しない。故に鋼に含有されるガスに就ては爐内ガス以外の因子に就て考慮する必要がある。

窒素ガスは屑鐵にやゝ多量含まれてゐる、鋼材となつたものでは低い。但しコンバーター法で作たものはやゝ多量の窒素を含む。鑄造した時鎮靜しなかつたために屑にした鑄塊は氣泡を多數含み、その氣泡の中に水素が含まれてゐる。高周波電氣爐等で他の鐵と其にそのまゝと加されると水素は逃げないで溶體中に擴散する。故にこんな材料は使はない方がよいが已むを得ず使ふ時は小さく切斷して氣泡中に含有された水素を逃す必要がある。鑛滓中に炭素があると鋼の窒素吸収量が大きくなる。この機構に就ては未だ明らかでない。

生石灰が濕る空氣と接觸して消石灰となり、消石灰より鋼の溶體が水素を吸収す。電氣爐で水素を與へる原因の大部分をしめる。脱酸用金屬が窒素や水素を多量含むことがあるから注意を要する。前者はFe-Mn 後者は濕氣を帶びたFe-Siである。

諸所の工場での熔解結果を綜合すると窒素量の最小のものは酸性平爐で、鑛滓で熔融金屬を充分に掩て作たものである。Fe-Mn 添加以前(0.001% 窒素)より成品(0.002% 窒素)の方が窒素量が多い。この現象は他の熔解法の何れにも共通である。再熔解法のもの即先づコンバーターで製鍊された鋼を平爐で更に精鍊したものは最初0.012% 窒素のものが平爐でFe-Mn 添加直前となると0.006% 窒素、成品は0.008% 窒素を含む。

精鍊速度の關係を調べるために脱炭速度と脱窒速度の關係を見た所再熔解法では、脱窒速度=0.0175 脱炭速度となる。他の方法ではこの關係は成立しない。又加熱方法の變化と鋼材中の水素量は全然無關係であつた。(茨木)

5) 鐵及び鋼の鑄造

大型鑄物に就て (Longden, E. Iron & Steel Ind, July 1938) 著者は既に17~50tの大型鑄物製作に對する鑄込技術に就て前報に詳説したが、本報に於ては其等の材質に就き考察を下して

居る。

即大型鑄物に就き要求される材質は小型のものと同様極めて種々の變化に富むが、著者が前報にて述べた鑄物の分析は次の如くである。

	T. C.	Si	P	Mn	S	Ni
17t 苛性壺	3.40	1.00	0.30	0.75	0.08	1.0
21t 軸鑄物	3.10	0.85	0.60	0.40	0.13	—
20t 水壓筒	3.15	0.90	0.35	1.00	0.10	—
32t 94½ 旋盤裝軸臺	3.20	1.40	0.65	0.65	0.09	—
50t ハンマー臺	3.25	1.20	0.55	0.65	0.09	—

鐵鐵の品質改善の爲に合金元素を添加する場合は段々多くなつて行くが、その改善は大體次の點に要約される。

強度の増加、組成の均一性と共に健全性の増加、金屬の成長及び破壊を起す各種の熱的條件に對する抵抗の増加等がこれである。

此等合金元素の添加は小型、中型の鑄物には然るべき理由があるのであるが、大型鑄物に就ては高價な元素の添加は不必要であるときへ思はれる。一般に添加元素の量は特殊な場合を除き0.25~2.0%である。かくの如き少量では添加元素は直接に鑄物に作用するのではなく、炭素や炭化物に對し graphitiser 又は stabiliser として作用するのであり、且冷却速度に大なる影響を與へる。

著者の注意の對照は鑄物の特殊の場合における或る一定の組織を得るに在る。それで、大型鑄物の場合熱的條件は普通鑄鐵中に存在する元素の調整に依て希望する組織を得る事が出来る様な好適なものであつて他の特殊な添加物を必要としない。大型鑄物では冷却速度が小さい。それで仕事の樂な一例として、パーライト鑄鐵を作る爲の高溫鑄型法は鑄鐵中に存在する普通元素の調整と、鑄型の熱的條件の適當な組合せによつて出来るのである。17t 苛性壺における1% Niは規格にある故に graphitiser として入れたので、著者は3'の均一な斷面を有する鑄物に對し Niを使用せねばならぬ必要は認めて居ない。

著者の經驗からヘマタイト級の鐵又は3.30%以上のT. C.でPが0.3%以下の金屬に於て、fluid shrinkageに依る困難の起る事が豫期される。Siを0.25~1.25%に上げNiを除いても希望する組成を得る事は出来る。次いで著者は合金元素の鑄鐵に對する影響の比較を行つて居る。(S. O.)

7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

鐵鋼の時効と酸素の關係 (Wilder, A.B., Metals & Alloys 5, 6, 1938 p. 119, 145) 時効を分類して焼入時効と歪時効との2とする。前者は焼入後時間の経過すると共に機械的性質その他の變化することをいひ、後者は低溫加工後の時間-性質の關係を指すものである。

焼入時効に就て

	C	O ₂	N ₂	Mn	Si
No. 1 鐵	0.035	0.04	0.005	0.003	0.09
No. 2 鐵	0.001	0.10	0.005	—	—

No. 1, No. 2の鐵を種々の溫度の酸素中で適當時間熱した後直ちに急冷時効せしめた。若し酸素が時効硬化を起す唯一の原因であれば以上の處理を受けた鐵中に時効によつて硬度を著しく増加するものが存在しなければならないが何れもブリネルで10内外の硬度増加を示したに過ぎない。然も炭素の常溫における鐵中への溶解度は0.006%であるから小なりと雖も上述の時効硬化は單に炭素の溶解度によつてのみ説明出来ない其上No. 2系統のもので1,075°C

14

ものは焼入後時効前の硬度がやゝ高い。これを焼入槽中における短時間の時効による硬度増加と考へると O_2 も時効に関係があるらしく思れる。

その他の低炭素鋼に就て焼入時効を調べて見ると相當大なる硬度増加を示してゐる。鍊鐵は含有 O_2 が多いが焼入時効による硬度増加はやゝ少い。Al で脱酸したものは他の何れより時効による硬度増加割合は小さいが焼入直後の硬度が大である。これは焼入槽中で短時間内に時効硬化したと考へられる。

至時効に就て No.1, No.2 鐵を 300 675 800 1,075 1,300°C で夫々 200 0 4 2 1/2 時間酸素中で加熱し焼入後ブリネル硬度計の鋼球を押込むことによつて加工を施し。その點の時効硬化を測定した。加熱處理の順番に No.1 では 20.5 — 30 32 27.1 No.2 40 — 32.2 31.0 24.5, の増加を示した。故に O_2 は至時効に對しては重要な役割を演ずる。何れも加工後時効前の硬度が高い。これは加工による歪のために硬度が増加する上に加工中に時効硬化が起るために更に硬度が増大するのである。加工後時効硬化の起る理由は歪を受けた格子は恰も過飽和の固溶體の如く働くからである。又この際の溶質は Fe— O_2 系の化合物で珪面に析出せんとするためと考へられてゐる。

その他の低炭素鋼に就ては Al で脱酸したと雖も歪時効を起す。即脱酸度の強烈なものでも歪時効を起す。然し適當な時期に脱酸をなし適當に熱處理すれば歪時効による硬度増加は僅少である。又加工度が大となれば歪時効硬化は小くなる。その一例を次にあげる。

ブリネル荷重 (kg)	125	500	1,000	2,000	3,000
	900°C 焼鈍				
最大硬度増加	37.5	42.5	9.0	7.0	0.7
	900°C 焼入 650°C 焼鈍				
"	6.0	1.0	7.0	1.0	7.0

次にアームコ鐵の時効を調べて見る

	1,060°C 焼入	850°C 焼入	950°C 焼入	950°C 焼鈍 650°C 焼入
時効による最大硬度増加 (加工なし)	42	26.4	59.5	51.6
時効による最大硬度増加 (加工す)	53	45.8	57.0	52.0

1,060°C 焼入のものはブリネル 123 より 165 の程度に時効する。焼入直後加工したものは 185 より 245 の程度に變化する。歪時効は焼入したものを直ちに加工してその時効硬化を見るのであるから焼入時効に加算的に硬度が増加するように思れるが實際は然らず。これは加工中に時効が起てしまふためである。(茨木)

鑄鐵の成長に及ぼす Cr の影響 (Smith, R.H. The Iron Age, June 23, 1928) 高温に曝さるゝ鑄鐵の成長の原因は (1) セメントタイト及パーライトのフェライト及グラファイトへの分解である。成長の主因でないにしてもパーライトの分解温度 (800°F) 以上に曝される鑄鐵に於ける第一段の作用である。分解生成物は之より容積を増し、機械的性質も弱くなり且グラファイトは酸化ガスを侵入し得しめ成長を助長する。(2) 酸化である。Silico-pearlite の酸化により Silica 及酸化鐵が出来るがこれは容積を増し割れの原因たる内部應力となる。グラファイトの酸化に因るガスは狭い割れ目を作り酸化ガスを入り易くする。元來鑄鐵は高温に於てグラファイトが別個の膨脹を行ひ周圍に O_2 があればグラファイトの小片に沿つて侵入し酸化する。然かも加熱冷却を繰返すと酸化物は收縮を

拒み割れ目は次第に擴大される。従て交番加熱が最も成長を起す因となる。(3) 膨脹收縮である。鑄鐵は不均一物質なる故膨脹も不均一に起り内部應力を伴ひ割れる。此の割れは酸化ガスを導入し割れを促進する。一方前述の様に化學的にはセメントタイト及パーライトの分解と伴ひ同時に鐵本來の性質たる $\alpha \rightleftharpoons \gamma$ の變態は内部應力を伴ふ。即耐熱鑄鐵に於てオーステナイト組織のものが使はれるのである。

以上記述せる鑄鐵の成長に及ぼす Cr の役割を述べると、(1) Cr は黒鉛化を妨げセメントタイト、パーライトを安定化する。Si が存在してもパーライトを安定化する力のあるものは炭化物生成元素である事が必要で鑄鐵に於てよく Cr の作用に見る事が出来る。且て可鍛鑄鐵に 0.22% の Cr を加へた事があるが 10 日間の焼鈍後に於ても地はパーライティツクであつた。(2) Cr は又酸化を防止する。此の事は不銹鋼に於てよく知られてゐる處で Cr 酸化物の薄膜が爾後の酸化を防止するものである。(3) Cr は鑄鐵を強くする。従て熱的應力にも耐へ得て割れを防ぎ得る。(Y)

不銹鋼 (Swinden, T. Blast Furnace and Steel plant, April, 38) 不銹鋼は魅惑的のみならずその使用に當て必要な諸性質があるしかし一般の性質は良く知られてゐるからこゝに述べない。強固にして抗張力が 40~50 t の間にあつて 0.30 C と 13% の Cr とを含有する所謂 "cutlery" の外に不銹鋼を三つに大別し得る。その一つはフェライト型で低炭素で 12~17% の Cr を有し堅くなく強度の要求少なく腐蝕を目的とするもの。次のはマルテンサイト型のもので低炭素で 1.5~2% の Ni 18% の Cr を含有するもので熱處理を受けると 45~60 t の抗張力を有し優秀な物理的性質を有するもの、最後のは有名なオーステナイト型で 18% Cr と 8% Ni を有し強固ではないが日用品を製造し得る優秀な腐蝕性を有するものである。18~8 オーステナイト型は取扱上或は特種な媒介物に對して最大の腐蝕抵抗が要求せられるに従て變たものが随分ある。充分軟性を持ち最大の腐蝕抵抗力を有するものゝ抗張力は 35~45 t である。

マルテンサイト不銹鋼でポンプのスピンダルに使用せられるものの中で C, 0.3%, Cr 13% のものと Ni 2% を含み C, 0.15% Cr 18% のものとの間には非常に大差がある。前者は鋼をベースとした非鐵金屬との接觸のために非常な電氣的腐蝕作用を受くも後者は腐蝕せられることがない。それで German Silver, Cu-Ni, Cu と同様有名な軸承青銅に利用せられる。然るに White Metal は低クロム不銹鋼 (Cr 14%) にきへ陽性に働くから鋼は侵されことはない。18~8 型はこれらの合金に對して陰性に働き且無影響である。18~2 型の正確な分析には不惑性を保證するために注意深い操作が必要である。青銅と接觸したる場合兩極性が可逆的である點—その點はまだ認められないが Cr の最小値を含だところがある。本誌に鋼の合金元素として Mo の有用なことを各方面に例證した。但不銹鋼は例外である。オーステナイト鋼にこれを適量加へると有機、無機の酸類、及び他の特種の試薬に侵されることなく非常な改善をなす。再加熱の際にマルテンサイト鋼の硬さを維持する上に効果がある。數年以前に 750~800°F で永らく加熱した後 50 以上のブリネル硬度を持つ不銹鋼を造るために招かれたことがある。そのために Cr と Mo との適量を使用して我々は 878°F (470°C) で 1 ヶ月間も加熱して所期の成果を成就し得た。バルブ用としても相當利用價值がある。物理的性質も優れてゐる熱處理を施した T1~8" の棒鋼について見るに降伏點は 60.1 t, 最大應力は 73.5 t, 伸びは

2" に 17.5% 断面絞は 54.8%, 平均 Izod は 39 ft-lb であつた。

腐蝕の問題になるが、こゝに腐蝕試験の眞の結果をお知らせすることは困難だ。侵蝕とくに凹所に於ける性質に注意を拂はないと重量の誤差を生ずる。この方面に最近 Brennert は面白い研究を發表した。彼は break-through potential を決定する方法を工夫した。それが凹所を侵蝕する主な因子であると考へてゐるのである。我々はその計器を使用したところ面白い結果を得た。

前述の如く Cr・Ni 不銹鋼には種類の變たものが數多あるが各方面に特種な用途がある。鋼のこれらの型の價値は疑問であるが製産額が高價にも拘らず使用して經濟的なことが實證せられて來た、勿論ある目的に對して適當な性質を有する安價な不銹鋼を造るのが緊急である。二、三年前 Ni に代るに Mn 或は Cu で以てしたことがあつた。またこれらの變たものに對して研究を熱心につゞけて來たが製造費については兩者ともたいした相違はなく又優れた性質を有するけれども Cr・Mn も Cr・Cu も Cr・Ni の代用物としてはある限度がある。けれども必要な物理性を具備しコスト廉價であつて腐蝕に侵され難い鋼を造るために一層研究を繼續することが必要である。

不銹鋼の變た種類のもものが永年の間につくられたがその用途の一つはタービンの羽である。3 種の一般的型が知られてゐる即 13% Cr 及び 18~8 Cr・Ni で常に特種なものを配合せるもの第 3 番目には他の特種な元素を含だ 35~12 Ni・Cr である。35~12 Ni・Cr 合金の利用價値は確なものであるけれども加工の困難なることや經費を多く要する點が不利である。特別な變形のもの“Silver Fox 22”は 18~8 Ni・Cr 鋼で低炭素にして必要な衝動力を備へるに適當した成分を有し防蝕性を得、應力に依る時効脆性が全然ないが同時に比較的容易に工作しうる利點がある。これは吹付タービンの羽根に好適である 13% Cr 低炭素のものは高壓及び低壓の反動タービンの羽根に一般使用せられる。

吐出弁にも不銹鋼を使用することが必要になつた。ガソリン機關に關してもこの問題が熱心に研究せられてゐる。

著者はバルブ用鋼として有名な型のもの 3 種の特性を示し中でも D. T. D. 282 のものは優秀なものであると述べてゐる。

最後に耐熱鋼について述べるが一般的に言へばこれも亦不銹鋼である。それは baffle plate や過熱せられる部分や高温度で爐のガスに曝される部分に用ひられるものである。温度の上昇に應じ特性を有するやうに考へ出された不銹鋼である。800°C までは 13% Cr 鋼はスケール化せられず良好な力を有し硫黄を含むガスに侵されない。20% Cr 鋼は 1,000°C まで有効であるがこれが 28% になると 1,150°C まで大丈夫である。尤も ferritic になるために高クロム鋼は比較的溫度には弱いのである。

スケール化に對して最大の抵抗力を有し同時に比較的大きな強さを要求するところには 20% Cr 8% Ni 2% W が良い、また相當の力を持ち 1,150°C の高温で役立たしめるためには Ni・Cr 鋼にもつと複雑な成分を含有したものをを用ふ。(K)

特殊目的用合金鋼 (Vincent T. Malcolm, Foundry, July 1938) 特殊鋼は大體次の如く分類される。

1. 強度高く靱性に富むもの。此れは炭素分量、熱處理及び Ni Cr Mo V Mn 等の添加元素により性質が決定される。
2. 耐磨耗性に富むもの。炭素含量は割合に高く、熱處理を施し Mn Cr Ni W 等の添加に依り性質が決定される。
3. 匍匐に耐へ、高温に於て強度を減ぜざるもの。炭素含量 Cr

Ni Mn W Mo V 等の添加により性質が決定される。

4. 熔接用鋼。炭素含量と Mo W Ni V 等の添加により性質が決定される。

5. 耐蝕性及び耐酸化性に富んだもので、此等は相當多量の Cr Cr+Ni W Mo Cu Ti V 等が添加される。

鋼鑄物に最も廣く用ひられる添加元素は Ni Cr Mn Mo W V 等である。Cr は鋼中の炭素と結合して炭化物を形成しその爲に強度及び硬度を増加する。同時に組織を微細化して抗張力を増大せしむる。Ni と Cr を同時に用ひれば鋼は各元素に特有な良い性質を持つに至る。Ni の添加に依り展性、靱性を増し Cr に依り強度と硬度が増大する。

然し以上 2 元素の割合が大切で Ni:Cr=2:2½~1 なるものが最適なる事が實驗的に知られた。此の組成のものは熱處理が可能で應用範圍は極めて廣い。

Cr・Ni 鋼は高温用弁等によく用ひられる。Cr を 4~6% に増し、且 W 又は Mo を添加すれば精油工場用器具部分品に宜しい。11~14% Cr 合金は不銹鋼の一變種であつて、熱處理も可能であるが 18% 及び 24% Cr 型のもものは耐酸化及び防蝕用に廣く用ひられる。高 Cr 含量の鋼に Ni を添加したものはオーステナイト組織を有し、非磁性で熱處理では硬化しない。此等の鋼は酸化及び化學的腐蝕によく耐える。

Ni は一般に鋼中に固溶し脆弱なる炭化物を作らぬ。炭素含量が低いものか又は普通の鋼中に在る時は微少なフェライト組織を生ぜしめる。パーライトの部分は微細化し、展延性を害する事なく強度を増加する。又、結晶の成長を防止し、故に熱處理中の過熱の危険を少なからしむ。

普通の炭素鋼が相當長時間臨界温度以上に加熱されれば、粒子の成長を起し、其れと共に衝擊値を減少させる。然し Ni 鋼ではさう言ふ事は無い、275~350% Ni の plain Ni 鋼が -75°C 迄の低温に於て使用される弁等に用られる。水壓圓筒、機關車の driving wheel、起重機等の鑄物にも用られる。

低パーライト鋼では Mn は普通脱硫劑として加へられる。然し Mo と結合して衝擊に對する抵抗高く又高温に於ける匍匐に關し良好な鋼を作る。V と結合しても宜しい。10~14% Mn ではオーステナイト鋼となり激しい磨耗を受ける部分に用ひられる。

Ni・Cr-Mo 鋼及び Cr・Mo 鋼は空中焼入處理が出来るので硬化が深部に及び大型鑄物に宜しい。

V は普通 0.30% 以下が鋼に加へられ、強力な脱酸劑であり、不純物の除去に依て鑄物の性質が著るしく良化する。V が鋼に加へられれば小部分はフェライト中に固溶し、大部分はセメンタイトと結合して複炭化物を作ると信ぜられて居る。Ni と V を含む鋼鑄物は強度及び弾性限界が優秀である。V の粒子微細化作用は厚い断面の大なる歪のかゝるものに適當である。

W が Cr と共に用られ、高温用として賞用されるのは其の安定度が極めて大であるからである。W は C と結合して炭化物を作る。W 鋼の最も重要な性質の一としては焼戻し及び軟化に對する抵抗性の大なる事である。W 鋼は空中焼入が可能なので激しい焼入は必要としない。4~6% Cr 鋼に W を加へると衝擊値が大となり他の機械的性質を改善され、切削性も悪くは無い。此等合金は粒子が極めて微細で其の爲に弾性比が非常に高い。大抵の合金鋼が劣惡化する如き高温で充分使用に堪へる。

Ti や Cb は W Mo を含んだ 4~6% Cr 鋼の自己硬化性を減

	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cb	Ti	
Ni 鋼	0.25max	0.60~0.90	0.20min	2.00~3.00	—	—	—	—	* 必要あらばか
Ni 鋼	0.20~0.30	0.80~1.00	0.20 "	2.00~2.25	—	—	—	—	くの如く規定さ
Cr・Ni 鋼	0.30~0.40	0.60~0.90	0.20 "	0.75~1.25	0.40~0.60	—	—	—	る
Cr・Ni 鋼	0.25~0.35	0.60~0.90	0.20 "	1.75~2.25	0.60~0.90	—	—	—	(a), (b), (c) 及
Mn・Ni 鋼	0.20~0.40	1.00~1.50	0.20 "	0.75~2.00	—	—	—	—	び (d) : 0.10~
Mn・V 鋼 (a)	0.25~0.35	1.00~1.50	0.20 "	—	—	—	—	—	0.20% V
Ni・Cr・V 鋼 (b)	0.20~0.30	0.60~0.90	0.20 "	1.00~1.50	0.40~0.60	—	—	—	1 及び 2 : 0.10
Cr・V 鋼 (c)	0.20~0.30	0.60~0.90	0.20 "	—	1.00~1.50	—	—	—	~0.20% Ni-0.9
Ni・V 鋼 (d)	0.20~0.30	1.00max	0.20 "	1.00~1.50	—	—	—	—	~1.2% Cu
Mn 鋼	0.20~0.30	1.25~1.75	0.20 "	—	—	—	—	—	3 : 1~3% W;
Mn・オーステナイト鋼	0.60~0.80	10.0~15.0	1.00max	3.00~5.00	—	—	—	—	0.20~0.30% Se
低 Cr 鋼	0.25~0.35	0.60~0.90	0.20min	—	0.50~0.75	—	—	—	4 : 0.20~0.30%
中 Cr 鋼	0.20~0.30	0.60~0.90	0.20 "	—	4.00~6.00	—	—	—	Se
不銹鋼	0.15max	0.25~0.75	1.00max	0.80max	11.5~14.0	—	0.50~0.70*	—	5 : 0.80~1.00%
18・Cr 鋼 ¹	0.30max	0.25~0.75	1.00 "	1.00 "	17.0~21.0	—	0.50~0.70*	0.50~0.80*	W
28・Cr 鋼 ²	0.25~0.50	0.25~0.75	0.80 "	3.00 "	26.0~30.0	—	0.50~0.70*	0.50~0.80*	P 及び S は總
Cr・Ni オーステナイト鋼 ³	0.15max	0.40~0.60	2.00 "	8.00~1.00	17.0~20.0	1.00~3.00*	0.50~0.70*	0.50~0.80*	べての場合 0.05
Cr・Ni オーステナイト鋼 ⁴	0.15max	0.40~0.60	2.00 "	17.0~20.0	8.00~10.0	—	—	—	%以内
Cr・Ni・W 鋼	0.20~0.30	0.60~0.90	0.20min	1.75~2.25	0.60~0.90	—	—	—	
Cr・W 鋼 ⁵	0.15~0.25	0.40~0.60	0.20 "	—	4.50~6.50	—	0.50~0.75*	0.50~0.75*	
C・Mo 鋼	0.15~0.25	0.60~0.90	0.20 "	—	—	0.40~0.60	—	—	
Mo・Mn 鋼	0.20~0.40	1.25~1.75	0.20 "	—	—	0.40~0.60	—	—	
Ni・Mo 鋼	0.20~0.30	0.40~0.60	0.20 "	1.25~1.75	—	0.20~0.40	—	—	
Cr・Mo 鋼	0.20~0.30	0.40~0.60	0.20 "	—	4.00~6.00	0.60~0.80	—	—	
Cr・Mo 鋼	0.50~0.60	1.00~1.50	0.20 "	—	1.25~1.75	0.20~0.30	—	—	
Cr・Ni・Mo 鋼	0.25~0.35	0.40~0.60	0.20 "	0.75~1.00	0.60~0.90	0.20~0.40	—	—	

少せしめる。上表は推賞されて居る合金鋼鑄物の化学組成の例である。(S. O.)

鐵及び鋼の珪素のセメンテーションに就て (Harry, K. Ihring, Metal Progress, April, 1938) Si を 10% 含有する Fe・Si 合金は耐蝕性大なる事は既に周知の事であるがこの種の合金は脆くて加工が餘り出来ぬ爲使用範囲が極めて狭い従て炭素鋼の表面だけ Si の含有量を高めれば耐蝕性大となり強度、延性を害せずすむわけである。

以前は Si のセメンテーションは金属珪素及び珪素鐵の中に鐵又は鋼を埋め強い還元性雰囲気中で非常に高温に長時間加熱した、これにより極く薄くセメンテーションされたものである。此際作用を促進せしめる爲に揮発性の鹽化物を添加した、然しこの鹽化物はレトルトの外へ揮発するのみならず反應温度に達する迄に材料を侵す憂がある。

其後米國で別に還元性のガスを使用せずに短時間で高珪素のセメンテーションを行ふ方法を見出した、現在では 1,700~1,850°F で鐵及び鋼に炭化珪素及び鹽素を作用せしめて居る。この炭化珪素の代りに珪素鐵又は珪素鐵と炭化珪素の混合物も使用して居る。爐は廻轉爐又は坩堝式のもので所要温度に達した時に鹽素ガスを通入する従て普通の滲炭装置を一寸改良すれば充分使用出来るものである。

セメンテーションの厚さは 0.005~0.100" 迄可能であり普通は低炭素鋼に 2 時間で 0.025~0.030" の厚さ迄出来時には材料の断面全部に迄及す事も出来る。

高温で鹽素ガスを通じるとレトルトの内面が侵されると思われるがこの場合炭化珪素又は珪素鐵があると全然この憂がない、これは恐らく炭化物への作用がレトルトへの作用より速い爲であらう。又この鹽素ガスはセメンテーションする材料をも少しもいたためぬ。然

し最初から鹽素ガスを通すとか装入物が反應温度に達する迄に揮発性の鹽化物を炭化珪素と混合して入れるとかすると屢々材料をいためる事があるから注意せねばならぬ。

鹽素ガスを通すとセメンテーションの厚さを加減し易くなる。これ等の反應の正確な機構は未だ知られて居らぬ。1,850°F に達する温度では炭化物は装入材料によく接觸し鹽素は炭化珪素から珪素を分離せしめ發生機の状態にし材料に短時間に擴散せしめる。

鍛造、歴延又は鑄造した低炭素鋼の出来るだけ硫黄含有量の低いものが最もこれに適する。高炭素の硫黄の低いものも充分セメンテーション出来るが低炭素のものに比べて多少時間がかかる。例へば SAE 1045 鋼は 1015 鋼に比べて同じ厚さにする迄に 2 倍の時間を要す。

硫黄の高い切削容易の鋼に Si セメンテーションしたものは直ぐに割れたり剥落したりして腐蝕性の状態になる。これは結晶粒間の硫化珪素の作用によるものである。

白鉄又は可鍛鐵等にも Si のセメンテーションは出来るが矢張硫黄の高いものは駄目で低いものでも硫黄の低い鋼程の耐蝕性及び耐摩耗性は無い、鼠鐵は硫黄高く高温で膨脹し種々の目的に對して充分の結果は得られない。

合金鐵及び鋼に特に Cr を含有するものは低炭素鋼と同様には處理出来ぬ、又鍛造で脱炭した層にも効果がない、鑄造したものゝ表面の砂は酸洗ひするかサンドブラストで除去する事を要す。少量のミルスケールは普通除かなくてもよいが厚い焼鈍によるスケールは取除かねばならぬ。セメンテーションの温度は鐵及び鋼の臨界温度以上であるから處理前に歪を除去せぬと處理中にこの歪が除去され屢々變形を來す事がある。

低炭素鋼に Si のセメンテーションを施したのものについて見ると表面から 0.01" 迄は大體 Si の含有量は等しく 13.54~14.02% で

その差は $\pm 0.5\%$ 以下でこれ以上中に入ると次第に Si 低下し $0.040\sim 0.050''$ で Si 11.67%, $0.050\sim 0.060''$ で Si 5.40% $0.060\sim 0.070''$ で Si 0.33% 心は Si 0.14% となる。

斯くの如く表面からある深き迄 Si が一定量含有される事は他の種のセメンテーションと著しく異なる点である。尙この場合表面の炭素は Si によつて次第に内部へ押入れられ Si のケースの下に集合する。

Si のセメンテーションを行ふと多少形及び重量が變化するが次に SAE 1020 鋼の 1'' の棒についての例を示す。

	重量 g	徑	長
處理前	602	1.000''	5.985''
處理後	571.4	1.003''	5.989''

即多少材料が膨れるわけである。處理後の硬度はロツクウェル B で 80~85 に達し普通の方法では切削出来ぬ。

SAE 1015 鋼を $0.033''$ 迄 Si のセメンテーションした場合の引張試験結果を次に示す。

	處理前	處理後
彈性限	37,750 psi	37,900 psi
極限強	60,550 "	51,400 "
伸 in 2''	38.5%	19.5%
ケースの破壊迄	—	41,600 psi

ケースは心の有する彈性限外に達せねば破壊しない。ケースが破壊すると同時に試験片の斷面積が小となり従て極限強が低下する。ケースの延性は勿論心程大でないが鋼管等の場合は特殊の方法で壓延可能である。

ケースは餘程強くハンマーでたゞいても剥落する様な事はない。一度 Si でセメンテーションしたものは他の硬化處理は出来ぬ。ケースは普通の熱處理では變化出来ぬが材料の心の方は熱處理出来る。高 Si の部分は熱傳導率は大き軟鋼と同様で不銹鋼より大である。又 Si のケースは磁性があり研磨の際火花が出ないのでもわかる。 Si をセメンテーションしたものは 硝酸 硫酸 鹽酸に強く丸棒の場合稀硝酸に浸漬すると他は全部溶解してもケースの部分だけ残る。

$\frac{1}{2} \times 2''$ の丸棒を 1% の熱硫酸に浸漬した後の腐蝕減量を示すと次の如し。

回目	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
時間	24	"	"	"	"	"	"	"	"	"
%	3.1	0.5	0.3	0.4	0.4	0.2	0.7	0.7	0.7	0.3

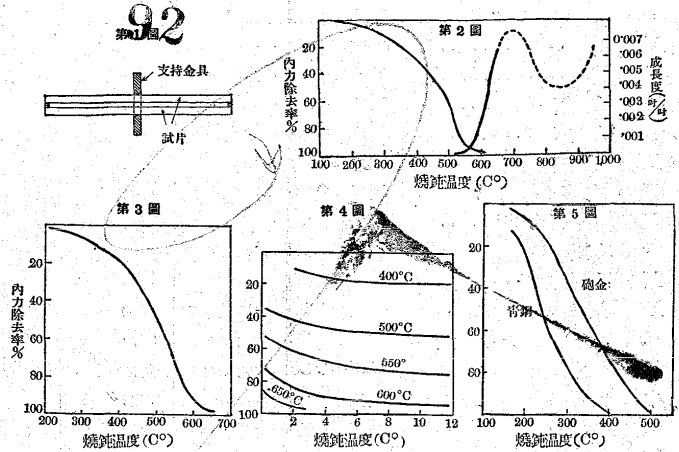
最初の 24 時間は多少腐蝕減量大であるが其後は急に減少する。これは高珪素合金の特徴である。

炭素鋼で製作してこれと同寸法の試験片を同じ條件の元で行た處 18 時間後に全部溶解し 18~8 は 24~30 時間後に溶解した。

(K)

鑄物の内部應力除去に就て (Benson, L. E. & Allison, H. Foundry Trade J., June, 1938) 鑄物の焼鈍中に起る應力除去は主として匍匐現象に依るものであるが匍匐に關する結果から焼鈍條件を決定する事は出来ない。著者は 鑄鐵 鑄鋼 砲金 青銅に就て種々の焼鈍處理の下に内力除去の度合を求めた。試験の方法は第 1 圖に示す様な一對の試片の中央を支持金具にて支へ兩端に適當な小片を入れて中央に所望の屈曲應力を與へ其状態で電氣爐に入れ焼鈍し冷却後残留應力は試片の曲りから計算し内力除去の率を求めた。試片の max. fibre stress $f = \frac{\delta E l t}{0.17 l^2}$ で概略與へられる。此處に δ = 撓み, l = 支點距離, t = 試片の厚さ, E = ヤング率にして

第 1, 2, 3, 4, 5 圖



鋼 13,000 t/in^2 , 鑄鐵 6,250 t/in^2 , 砲金及青銅 7,000 t/in^2 を與へた。此方法は正確でないかも知れないが實際には參考になる。

鑄鐵: 一成分 $G.C. 3.03 C.C. 0.40 Si 2.02 Mn 0.38 S 0.096 P 0.64\%$ 。此の内力除去焼鈍の結果は第 2 圖の左側の曲線で内力除去率は温度と共に増し 500°C 附近は急であり 500°C にては内力の 90% は除去される。因に此場合の初めの應力は約 $5t/in^2$ 焼鈍時間は 6 hrs であつた。均熱時間の影響は僅か乍ら存し直ちに冷却したものは内力除去率が 500°C で 10% 600°C で 17.5% 低かつた。

應力除去の目的には 550°C 以上で焼鈍すれば良いが鑄鐵には growth なる現象がある故餘り高くする事は不可である。序に単一加熱の場合の growth の結果を示すが試験材の成分は $TC 3.3 C.C. 0.7 Si 1.4 Mn 0.7 S 0.10 P 0.5\%$ (抗張力 $13.6 t/in^2$, 硬度 217) のものを各温度で 6 hrs 宛加熱し其長さの變化を求めた。勿論兩端は酸化防止の目的で帽子を附けた。結果は第 2 圖の右側曲線で 500°C では何等 growth を認められぬが 550°C 以上では急に増してゐる。以上の結果を綜合して鑄鐵の内力除去焼鈍の條件を定めるならば温度 550°C, 時間 6 hrs が適當と考へられ之より低ければ内力が残り高ければ growth を起す。

鋼: 一鍛造材及鑄造材に就て求めた。鍛鋼は成分 $C 0.13 Si 0.28 Mn 0.38 S 0.036 P 0.019\%$ で 880°C で焼鈍し徐冷し、鑄鋼は $C 0.30 Si 0.24 Mn 0.71 S 0.046 P 0.034\%$ で 900°C 23 hrs 焼鈍後 650°C 4 hrs 加熱徐冷したものより試片を採取した。鑄鋼の機械的性質は抗張力 $34 t/in^2$, 降伏點 $16.8 t/in^2$, 伸 28%, 絞 33.6% である。結果は兩者共殆ど一致し 6 hrs 焼鈍處理の内力除去の狀況は第 3 圖で鑄鐵の結果と似てゐる。應力の除去は 600°C で大體初めの應力の 5~10% 迄は減少する。焼鈍時間の影響は第 4 圖に示すが 6 hrs 以上は殆ど差違は少く要は温度で時間は第二義的のものとして考へてよい。

砲金及青銅: 一實際に出来るだけ近からしめる爲厚 $\frac{1}{8}'' \times 9'' \times 9''$ の sand cast slab から試片を採取した。成分及機械的性質は次の様である。砲金は $Cu 88 Sn 10 Zn 2\%$ で降伏點 $6.7 t/in^2$, 抗張力 $17.4 t/in^2$, 伸 16% で青銅は $Cu 55.93 Fe 1.49 Mn 3.74 Zn 35.03\%$ で降伏點 $21.8 t/in^2$, 抗張力 $42.3 t/in^2$, 伸 28% である。焼鈍條件は温度 200~500°C, 時間は 3 hrs とした。結果は第 5 圖の様であるが非鐵合金の内力は鐵合金に比較して著しく低い温度で除かれる事が分る。兩者の曲線は殆ど同型で應力除去は青銅 400°C, 砲金 500°C である。此の結果で興味ある事は $Cu \cdot Zn$ 合金即青銅は $Cu \cdot Sn$ 合金なる砲金の 2 倍も抗張力を有するにも拘らず應

力除去に要する温度は約 100°C も低い。此の結果は全く豫期してゐなかつた事であるが應力除去が一つの匍匐現象である事に思を致すならば敢て驚くに當らぬ事で常温に於ける性質を以て高温に於ける夫を推定し得ない場合がある。1922年 Dickenson の研究に依ると 52.8 t/in² の抗張力を有する Ni・Cr 鋼が 43.2 t/in² の炭素鋼に比較し 550~600°C の匍匐試験に約 1/10 の時間で破断してゐる例がある。然かも 500 及 600°C に於ける抗張力も Ni・Cr 鋼の方が大である。

以上の結果を綜合すると鑄物の内部應力除去に要する最低焼鈍温度は次の如く定める事が出来る。

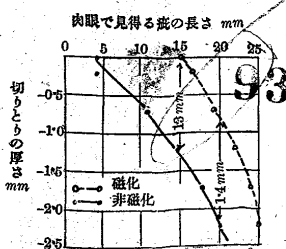
砲金	青銅	鑄・鐵	炭素鋼
°C 500	400	550	600

唯前述の様に鑄鐵の場合 550°C を餘り越へぬ様にする事と鑄鋼に於て 650°C を越ぬ様にする事で然らずんば前者は growth を起し後者は炭化物の球状化を伴ひて匍匐強度を害す。焼鈍時間は第二義的のものであるが或程度の保持は必要で唯實際現場に於ては品物の眞の温度を測定する様 努力する事が肝要であらう。此結果から鑄鐵、鑄鋼の内力除去に就て常温の枯らし或は 150~300°C の焼鈍にて可能なりと考へられてゐた事の誤りが判明した。

斯様にして焼鈍により内力の除去は出来るが其後の冷却法に誤なき事を要す。即焼鈍後の冷却は出来るだけ緩徐たるべきもので餘りに早い冷却は寧ろ行はざるに劣る事もある。従て焼鈍の温度のみを云々して其後に於ける冷却度を忽にする事のなきを要す。即普通鋼鑄物に實施する 900°C の焼鈍は組織の變化等をも目的とするもので爾後の 630~650°C にて行ふ焼鈍こそは前に不均等な冷却に依て内力を生ずるとも之を除かんとするを目的とするが殊更に冷却に注意すべきであらう。本試験に於て試片に加へた應力は多分存在するであらうと著者の想像した量であるが或はこれ以上の crack を起す様な内力が存するかも知れぬが斯様な内力も多分前述の焼鈍で消失するであらうと想像はされるが更に應力の量を變へて 600~650°C に近い温度で焼鈍をして見る價値はある。(Y)

磁氣的方法による金属材料の缺陷検査 (Häusel, H. Arch. Eisenhüttenwes. 1938, 497) マグネットの間に検査試料例へば鐵製の圓筒を置く。磁化の程度は飽和點よりやゝ弱い程度である。磁力の方向と圓筒の中心軸が直交する如く配置する。而して圓筒をその中心軸の圍りに等速度で回轉する。圓筒の表面に割れ等の缺陷が存在すると、圓筒の回轉に従て磁力線が散亂され近傍に置いたコイル内を磁力線が通過し依て電流が生じ電流計の指針が振れる。その變化をオッシログラフで測定すれば其割れ其他の缺陷の程度が完全に分明する。而して完全な部分から缺陷箇所への移動が急激であり且磁化の程度の差異が大であればある程、磁力線散亂の程度は大となる。磁化の程度が小である時は組織の變異低温加工の影響等が強く表れて缺陷による變化と混同し易いから注意を要する。次に述べる鐵粉法に比べると僅かな表面の缺陷も検出し得る利點がある。

その他從來から行れてゐる方法に磁化された表面上に鐵粉を散布



し、その鐵粉の散布模様から缺陷の存在を検出する方法がある。この方法は簡單であるが又次の缺點がある。検査試料の缺陷が表面から深く内部まで貫通するとか、又單に内部に存在するとき試験方法に相當熟達しないと、その發見に困難を感ず

る。例へば試料の表面で肉眼で 5 mm の長さの割れが認められたとする。これに鐵粉を散布すると 15 mm の長さの疵であることが明となつた。この試料の表面を 13 mm けづりとつた場所でのその割れの長さを検すると肉眼で 15 mm 磁氣的方法で 22 mm に達する。23 mm けづりとすると前者で 20 mm 後者で 25 mm であつた。即表面より約 13 mm 内部の疵まで鐵粉法によれば發見出来る理となる。これを圖示すると上の如くなる。

この内部の疵に対する感度は適當に裝置を改善すれば 4~5 mm 程度にまで改善し得る。

故にこの方法では検査材料の表面の缺陷はその切口の大きさに無關係に認められるが、内部にある疵等は精々 4~5 cm² 以下の切口を有する試料に限定される。(茨木)

炭素鋼及び含銅鋼の大氣中の耐蝕性に及ぼす錫の影響 (Karl Daeves, Stahl und Eisen, Juni 1938.) G. F. Burgess 及び J. Aston の兩氏が 1913 年度の Industrial and Engineering Chemistry の 458~462 頁に鋼に Sn を 0.3% 添加すると耐蝕性を増加せしめると云て居るが筆者は含銅鋼に Sn を添加し工業地帯の空氣中で 70 箇月間腐蝕試験を行つた處 K. Daeves 及び K. Trapp 氏の Stahl und Eisen 1938, 245~248 p に載せられた同様な試験の結果より腐蝕減量が小であつた。これは恐らく成分の相異かと思つた。

試験材の化學組成及び試験結果を第 1 表に示す。

第 1 表 試験材の化學組成及試験結果

鋼番	C %	Si %	Mn %	P %	S %	Cu %	Sn %	As %	腐蝕減量 g/m ² mm /年	酸に對する溶 解度 cm ³	
1	0.035	0.05	0.38	0.047	0.030	0.075	—	0.037	578	0.074	46.2
2	0.05	0.194	0.54	0.122	0.036	0.27	—	0.033	422	0.054	56.0
3	0.05	0.005	0.41	0.045	0.036	0.27	—	0.037	485	0.0622	29.8
4	0.13	0.244	0.48	0.202	0.040	0.23	—	0.022	383	0.0491	72.3
5	0.16	0.130	0.41	0.157	0.046	0.27	—	0.030	407	0.0522	47.2
6	0.05	0.006	0.19	0.045	0.046	0.085	0.29	0.033	488	0.0626	18.3
7	0.12	0.006	0.74	0.130	0.048	0.26	0.26	0.033	380	0.0487	44.4
8	0.05	0.006	0.22	0.015	0.046	0.28	0.30	0.030	422	0.054	65.0

2% HCl+H₂SO₄ 中に 14 日間浸漬後發生した水素の量
第 1 表に於て鋼種 No. 3 と No. 6 を比較して見るに錫の含有量等しく腐蝕減量も殆んど違はぬ従て Cu 0.09% Sn 0.3% を含む鋼は Cu 0.27% を含む含銅鋼の耐蝕性に匹敵する事になる。

鋼種 No. 2 と No. 8 を比較すると No. 2 は Cu 0.27% No. 8 は Cu 0.28% Sn 0.30% で耐蝕性は殆んど等しい。従て P を 0.015~0.125% に上げる事は Sn を 0.30% 含有せしめる事と等しい結果になるわけである。鋼種 No. 4 と No. 7 は Cu は何れも大體 0.25% 近くで耐蝕性等しく Sn 0.25% を含有せしめると P を 0.13% から 0.20% に上げるのと等しい事になる。

Cu と P の含有量等しき No. 2 と No. 7 を比較するに高含銅含錫鋼に Sn を 0.25% 添加すると腐蝕減量が約 10% 減少する事がわかる。No. 1 と No. 6 を比較すると Cu P の含有量等しき低含銅含錫鋼に Sn を 0.3% 添加すると腐蝕減量は 25~30% 減少し Cu 0.20% 含むものに匹敵する事がわかる。

結局鋼に Sn を 0.3% 添加すると耐蝕性を相當増加せしめ Cu 或は P を高めると同様な結果になる。

然し Sn は比較的高價な元素で安價な Cu や P の代用品として使用するの考へものである。

長時間腐蝕試験の代りに 15 mm 角の試験片を 20°C の 2% の

鹽酸と硫酸の中に浸漬して短時間試験を行つた。この結果を第1表の最後に示す。これに依ると長時間試験の結果と其間何等の關係がない。最も酸に對して溶解度大なるものが No. 4 であるがこの試料は大氣中の長時間試験では 2 番目に強いのである。

次に含錫鋼の熱間加工であるが適當の溫度で壓延すればよいが低温で暗赤色状態で壓延すると赤熱脆性を起すから注意せねばならぬ。徑 5 mm の細い丸棒に壓延するに何等困難を感じず機械的性

第 2 表 機械的性質並に引拔性

鋼 番	(徑 5mm に線引した状態)				線の最 小徑 mm *	最後の線引後		
	降伏點 kg/mm ²	抗張力 kg/mm ²	伸 %	絞 %		抗張力 kg/mm ²	振り (l-150 mm)	曲げ (r-5- 10mm)
1	32.9	58.3	18	10.5	1.67	105	11	7
2	32.0	51.9	25	35.8	1.86	111	1	1
3	27.9	46.0	24	28.8	0.70	127	67	44
4	31.2	50.1	26	38.9	1.06	131	35	19
5	31.4	—	23	31.9	0.80	129	57	38
6	30.9	45.6	11	5.5	0.97	124	28	19
7	34.7	47.2	—	—	1.20	116	19	15
8	29.3	—	18	22.0	2.15	96	1	7

* 徑 5 mm の棒より中間加熱せずに引抜く

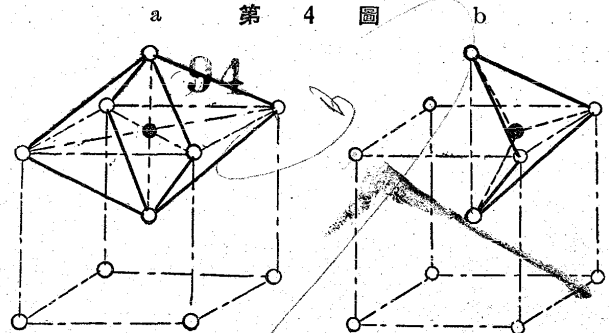
質も減少を示さぬ。各鋼種の機械的性質及び引拔性は第 2 表に示す通り。(M)

鐵中の水素の抵抗 (Bankloh W. und Hofmann, W. Berlin Metall-wissenschaft, -wirtschaft, -technik 17 Juni 1938) M. Widemann の研究に依れば H_2 は Fe の格子を通して移動する事が出来ぬ、唯粒子境界或は格子の不安全部分を通過し得るのみである。此れに對して著者は自己の考察を述べて居る事は次の如くである。

第 1 圖は Ni , Armco- Fe に對する H_2 の透過度を與へたものである。Armco- Fe の曲線は 720°C 附近で變移點を示し 900°C 附近では透過度の急激な減少を示す。加熱曲線の略 720°C に於ける變移點は H_2 の擴散を阻止せんとする γ -固溶體が組織中に現はれるからで急降下は略 900°C に於てフェライトからオーステナイトへの變態が終つたからであると説明する。この實驗結果は第 2 圖から明らかに判る様に $Fe-C$ 線圖 GOS 曲線を示してゐる。この現象を以て H_2 が Fe の結晶格子を通して擴散し得ると考へる理由になり得る事は明白で何となればこの考へに基けば α 及 γ 鐵の異格子構造の擴散度へ及ぼす影響は容易に了解せられるからである。更に粒境界が H_2 の移動に對して特に選ばれた通路にはならない事も示された。即ち第 3 圖は H_2 の透過度と粒子の大きさの關係を示すもので透過度は粒子の大きさの増加と共に増大し粒数の増加と共に減少する。若し粒境界が H_2 に對して特に選ばれた通路であるならば實驗結果は之とは異なる特性を示さねばならぬだらう。鐵板を再結晶せしめてその結晶粒が試料の厚さの數倍の大きさになる様に H_2 の通路を指示する爲に H_2 を擴散させる反對側にカナダバルサムを塗付した。 H_2 が透過した場所は小泡状に浮出して居た實驗後之等小泡の分布は粒の境界線には見られなかつた。之等の結果は Fe の結晶格子を通して H_2 が移動し得る事を十分に證明するものである。更にこの結論に對してその根本的な考察を試みよう。

H_2 が格子を通して擴散するならば H_2 は Fe に或程度迄溶解し得る譯である。A. Suvérts によれば H_2 はこの場合原子的に溶解してゐる。 H_2 と Fe の原子半徑の差は大であるからオーステナイ

トに炭素原子が溶解すると同様溶解型式としては介入だけが問題になる。即溶解せる H_2 原子は、空間に最密に詰込んだ球状と考へられる Fe 原子の間の格子間隙に這入る。溶解する原子は格子間隙より幾らか大いので格子は或一定限度迄擴げられる。



α 鐵の格子間隙, ○鐵原子の中點, ●格子間隙の中點

α - Fe では先づ結晶面の中央に格子間隙がある(第 4 圖 a)。それは 6 個の原子で圍まれ壓し潰された 8 面體をなす。即ち

$$\text{稜方面の 2 つの半徑は } a/2 - a\sqrt{3}/4 = 0.19 \text{ \AA}$$

$$\text{面の對角線方面の 4 つの半徑は } a\sqrt{2}/2 - a\sqrt{3}/4 = 0.78 \text{ \AA}$$

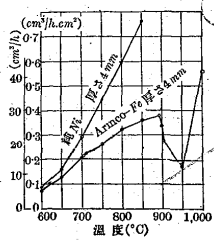
(間隙 = 原子間距離 - 原子半徑)。

この間隙の中點から $a/4$ だけ傍に移動するとこゝにも 4 つの相隣る Fe 原子に依て 4 面體の形に圍まれた間隙がある。(第 4 圖 b) この四面體間隙の自由空間は中心から測て $a\sqrt{5}/4 - a\sqrt{3}/4 = 0.36 \text{ \AA}$ の半徑を有す。之等兩種の間隙は互に隣接して居り從て稜方向に狭い所は半徑 0.19 \AA , 擴た所は半徑 0.36 \AA の溝が生ずる。 γ - Fe に於ても 8 面體間隙及 4 面體間隙が存在する。8 面體間隙の半徑は $a/2 - a\sqrt{2}/4 = 0.53 \text{ \AA}$, 4 面體間隙の自由空間はその中心から測て $a\sqrt{3}/4 - a\sqrt{2}/4 = 0.29 \text{ \AA}$ の半徑を有する。

H_2 原子の半徑としては G. Hägg が轉移金屬の水素化合物の測定に於て得たる 0.46 \AA なる値を最も根據ある數値としてとる。炭素原子の半徑は 0.77 \AA で、オーステナイトに於ては炭素原子は 0.53 \AA なる半徑を有する 8 面體間隙に這入り込んでゐる。この爲に炭素含量の増加と共に格子の擴りも増大する。 H 原子はフェライトの四面體間隙の中に這入る。 H_2 原子の侵入によるフェライト格子の擴大は F. Wever によりて實驗的に證明せられ、又 H_2 原子は介入固溶體の形に於てはもつと小さな半徑を以て固溶してゐる事も判た。 H_2 原子の半徑をオーステナイトの格子間隙に照し合すると水素原子に對してその 8 面體間隙が稍々大き過ぎる事を知る。恐らく H_2 原子が這入り込むのは此所或は高温では幾分大きくなつてゐる 4 面體間隙であらう。之等の考察に依り H_2 原子が γ 及 α - Fe の格子に溶け込む事は可能の様思はれる。 H_2 が格子を通して擴散し得るや否やの問題は同じ意味で答へる事が出来るのであるが溶解した H_2 原子が格子間隙から格子間隙に移動する機作は此所では論議しない事にする。

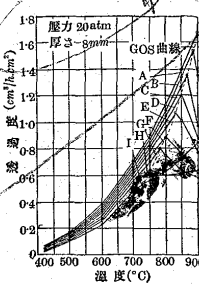
Widemann は結晶化學的考察に基いて Fe の結晶格子を通しての水素の擴散を否定したのであるから彼の詳論を考察して見る必要があらう。先づ Widemann はフェライトの格子間隙として半徑 0.19 \AA の 8 面體間隙のみを挙げ、半徑 0.36 \AA の 4 面體間隙を述べてゐない。更に彼は金屬の水素化合物から得られた 0.46 \AA なる H_2 原子半徑の採用を認めず之に代ふるに固體 H_2 の密度に基いて算出された 1.33 \AA 及び 1.64 \AA なる限界値を以てしてゐる。之は H_2 の結晶格子では H_2 原子は立方體或は球の最密積を形成すると考へた

第1圖 Armco-Fe 及 Ni 對する水素の透過度



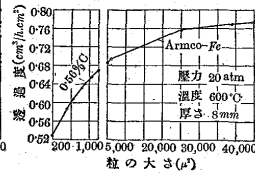
- A ... 0.015% C
- D ... 0.25% C
- G ... 0.56% C

第2圖 炭素鋼に對する水素の透過度



- B ... 0.08% C
- E ... 0.33% C
- H ... 0.67% C

第3圖 鋼に於ける水素透過度對する粒大の影響



- C ... 0.19% C
- F ... 0.47% C
- I ... 0.88% C

からで、斯様な假定は廣義の有機化合物の結晶構造に關するあらゆる實驗に矛盾するものである。H₂ 分子中の H₂ の原子半径は紫外線スペクトルにより 0.38 Å と定められたが、この値は他の條件を顧慮すれば上述の水素化合物から得られた値と可成よく一致する。然しながら幾何學的考察方法は固溶體生成に對する必要條件を與へるだけで充分條件は與へない。何となれば固溶體には化合物のもつ緻密な規則性がないからである。(S. O.)

高抗張力低合金鋼に就て (Epstein, S. American Institute of Mining & Metallurgical Engineers, Vol. 120.) 構造用炭素鋼より降伏強が 75% 抗張力が 50% 高い材料を汽車、自動車等に使用すると 20~40% 軽くてすみ荷重は 10% 以上増加出来るのであり最近この程度の強度を増す低級合金鋼が盛んに製造されつゝあり此處に如何なる化學成分のものが最も適當であるかを述べる。普通の合金鋼は殆んど皆熱處理を要するが低級合金鋼は熱處理に對する感受性小で普通熱處理せずに壓延儘又は焼鈍状態で使用する。冷間及び熱間で容易に加工可能で熱間加工によつて機械的性質は殆んど變化しない。熔接も容易で熔接の爲めに硬化や軟化を起さない。従て此種の鋼は一般構造用鋼として充分に利用出来るわけである。

熱處理した中炭素鋼は普通降伏強は 100,000 psi 以上抗張力は 125,000 psi 以上で初めは低級合金鋼にもこの程度の強度を與へ様

と試みたが加工を容易に保つ爲めには到底不可能なるを知り現在では極限強 60,000 psi, 抗張力 75,000 psi に止めた。

低級合金鋼は炭素鋼に比較して抗張力よりも降伏強の増加が著しい、又低級合金鋼は炭素鋼より大氣中に於ける耐蝕性極めて大である。然し腐蝕性大なるものには弱い、曲げ試験によると降伏強高く抗張力低きものの方が降伏點低く抗張力大なるものより良好なる結果を示す。これを第1表に示す。

C 0.34% Mn 1.18% Si 0.32% S 0.036% P 0.31% Ni 0.76% なる合金鋼の熱處理による機械的性質の變化を第2表に L.W. Schuster 氏の試験結果を第3表に示す。

表に示す如く抗張力は等しくも断面收縮率及び衝擊値は著しく違ひ断面收縮率及び衝擊値大なるものは弾性比も大であり低級合金鋼を擇ぶ上にこの弾性比の如何がよい標準となる。

熱間加工した炭素鋼の引張強度に及す C の影響を第1圖に示す。C が増すにつれ降伏強は高くなるが抗張力の増加の程度は尙一層大である。降伏強 60,000 psi を與へる C 量で抗張力は加工不可能の程度迄高くなるのであり高抗張力の炭素鋼の代りに C の低い低級合金鋼が使用されるのはこの爲である。次に Cu の影響を第2圖に示す。Cu が増加すると降伏強は高くなり抗張力も大となるが増加の程度は前者の方がやゝ大である。この他の元素の影響を第3, 4, 5, 6, 7, 8 圖に示す。抗張力と降伏強の線が次第に開くものと閉じるものと及び平行になるものとに分けると前者に屬するものが C Mn Cr Si Mo で後者に屬するものが Cu P Ni となる。Cr Si Mo Cu P Ni の影響に就ての試験は何れも低炭素鋼を用ひたが Mn のみは C 0.55% のものと低炭素のものとの2種行た。圖に示す如く兩曲線の開きは C の場合が最も大で Mn が次で Cr Si Mo の順である。閉じる程度では Cu P Ni の順である。これによつて實際低級合金鋼を製造する際の參考にする事が出来る。結晶粒が微細な冷間加工した鋼は結晶粒の粗い標準化又は焼鈍した鋼より一般に弾性比は高いもので自硬を生じた合金鋼は弾性比が高い。

次に 50lb の誘導爐で熔製した試料を 0.062" の厚さに壓延した板の標準化状態に於ける引張試験結果を第4表に示す。表に示す如く鋼種 1 から 5 迄の低炭素鋼は 6~11 迄の高炭素鋼より弾性比は

第 1 表

鋼番	化學成分 %								降伏強 lb/in ²	抗張力 lb/in ²	伸び %	繰返曲 げ回数	弾性比
	C	Mn	P	S	Si	Cu	Ni	Cr					
1	0.08	0.52	0.017	0.029	0.182	1.06	0.60	—	50,500	65,000	33	5	0.76
2	0.08	0.45	0.017	0.028	0.174	1.05	0.48	1.25	42,500	75,500	29	3	0.56

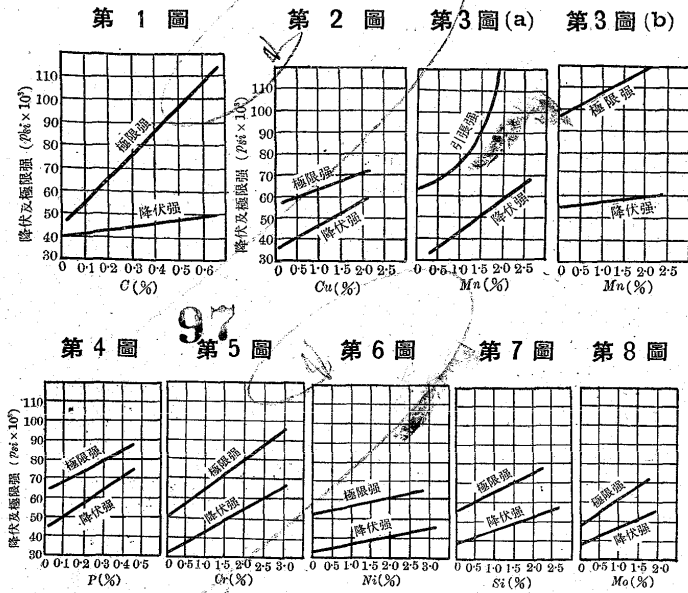
第 2 表

熱 處 理	降伏強 lb/in ²	抗張力 lb/in ²	伸び %	断面收 縮率 %	アイゾート 衝擊値 ft-lb	弾性 比
1,650°F 焼鈍 1,550°F より水焼入 1,250~1,275°F にて焼戻...	63,000	92,000	26	56.5	56	0.68
1,650°F 焼鈍 1,550°F より空冷 1,250~1,275°F にて焼戻...	55,000	87,500	27.5	48	33	0.63
1,650°F 焼鈍、爐冷	52,000	86,000	26.5	45.5	16.5	0.60

第 3 表

	降伏點 lb/in ²	抗張力 lb/in ²	伸び %	断面收縮率 %	弾性比
標準化せる C 0.6% の炭素鋼	58,000	114,000	18	34.4	0.51
焼入、焼戻せる Ni・Cr 鋼	86,000	112,000	18	60.0	0.77

並末 2



高い。然し 5. は特に弾性比が低いこれは Cr を含有する爲めで Cr を含有するものは一般に降伏強と弾性比が低い。

鋼の機械的性質に及す Mn 及び Si の影響を第 5 表に示すが表によつて知る如く Mn 及び Si の高い 5 から 9 迄の方が降伏強及び弾性比が低い。

Cu 及び Cr の弾性比に及す影響を第 6 表に示す。

試料は平爐鋼で熱間圧延したもので Cu が高く Cr が低いものと及び Cu が低く Cr が高い 2 種類をつくつた。後者の方は標準化、焼鈍何れの状態に於ても降伏強及び弾性比が低い。圧延儘の状態では高 Cr 低 Cu のものと低 Cr 高 Cu のものと弾性比が等しい。これは圧延中に冷間加工を受けて降伏強が高まつた爲である。然し斯して生じた高い降伏強は熱間加工又は熔接中に變化する。高 Cr

鋼は焼鈍によつて降伏強及び弾性比が著しく低下するがこれは實際に熱間圧延後の薄板を軟化する爲に利用されて居る。

Cr は低炭素の 2% Ni 1% Cu 鋼も Ni を少量又は全然含まぬ鋼も同様に弾性比を低下せしめる。これを第 7 表に示す。P は弾性比には影響を及さぬが降伏強を多少高める傾向がある。1% Cu 0.6% Ni 鋼に及す P の影響を第 8 表に示す。P を 0.2% 添加すると必要以上に抗張力を増加せしめず降伏強を高めその爲弾性比も多少上る。

一般に低炭素鋼に於ては C と FeO の反應によるガスの發生が少い爲熔接性は良好である。

Hatfield は Mn は熔接性に良い影響を與へるが Si は然らずと云て居り Lawrence は熔接の際は Si は 0.25% に限る必要があると云て居る。Leitner によると 0.6% 以上の Si を含むものは熔接に際して殆んど氣孔を生ぜぬ。Kinzel によると過剰の Si 及び Al の害は電極の被膜を適當にする事によつて防止出來 Hatfield によると Cr を含有する爲に起きる、酸化の害は熔媒被膜の調節によつて防げる。Mo も酸化の悪影響はなく強度大なる低級合金鋼を熔接する際の熔接棒の被膜に Mo の含有量大なるフェロモリブデンを使用する。Mo も Cr と同様 C が高い時は自硬性を有す。

Cu はガス熔接の際の熔接棒の被覆に無害である。Gregg 及び Daniloff の兩氏は電弧又はガス熔接に於ける鋼の熔接性は 0.75% 位の Cu では何等悪影響なく熔接棒中の Cu は寧ろ熔接部分の延性を増加するといつて居る。熔接性の良好な平爐鋼に於ては健全な熔接が行はれる限り P は何等害をもたらさず Powell 氏によると硬い端をもつ工具鋼を軟鋼に熔接する場合は 0.1% 程度の P は寧ろ良い影響あり。然し長時間熔接の爲高温に加熱すると P が高いと脆くなる事は確かである。然しこれは熔接技術でいくらでも避け得る。以前 Ni は熔接に害ありと云はれたが現在では比較的容易に安

第 4 表 標準化せる 0.062" 薄板の機械的性質に及す C の影響

鋼番	化 學 成 分 %								降 伏 點 lb/in ²	極 限 強 lb/in ²	伸 び %	弾 性 比
	C	Mn	P	S	Si	Cu	Cr	Mo				
1	0.08	0.28	0.144	0.036	0.63	0.44			45,000	60,000	29	0.75
2	0.13	0.73	0.226	0.036	0.20	1.43			57,750	84,000	24	0.69
3	0.14	0.68	0.016	0.032	0.23	1.39			52,000	74,500	24	0.70
4	0.14	0.53	0.017	0.035	0.19	1.34	0.48		51,500	72,500	28	0.71
5	0.15	0.70	0.222	0.029	0.19		1.09		44,000	78,500	20	0.56
6	0.27	0.97	0.017	0.035	0.30				49,500	86,000	20	0.58
7	0.28	1.36	0.032	0.025	0.69		0.41		57,000	105,000	14	0.54
8	0.29	0.95	0.018	0.038	0.33				48,000	86,500	22	0.56
9	0.31	1.56	0.017	0.039	0.23			0.26	56,000	100,750	17	0.55
10	0.32	0.81	0.018	0.037	0.18				47,500	83,750	25	0.56
11	0.32	0.76	0.013	0.028	0.30				42,500	76,500	26	0.56

第 5 表 標準化せる 3/8" の厚板の機械的性質に及す Mn, Si の影響

鋼番	化 學 成 分 %						降 伏 點 lb/in ²	抗 張 力 lb/in ²	伸 び %	弾 性 比
	C	Mn	Si	Cu	Ni	Cr				
1	0.17	0.68	0.53	0.90		0.60	54,000	80,500	33	0.67
2	0.15	0.75	0.50	0.80	0.45	0.60	61,500	83,500	32	0.74
3	0.15	0.75	0.50	0.75	0.30	0.50	53,000	81,000	32	0.66
4	0.15	0.75	0.50	0.90		0.60	65,000	98,500	28	0.66
5	0.13	1.11	0.77	0.50		0.50	41,500	80,000	36	0.52
6	0.12	1.00	0.75	0.50		0.50	50,000	80,000	35	0.62
7	0.10	1.50	1.00	—			47,500	90,000	35	0.53
8	0.14	1.29	1.06	0.50			56,000	85,000	33	0.66
9	0.13	2.00	0.50	0.50		0.50	48,000	93,000	32	0.52

第6表 0.125" の薄板試験材の高 Cu 低 Cr 鋼と低 Cu 高 Cr 鋼との機械的性質の比較

鋼種	化 學 成 分						
	C	Mn	Si	P	S	Cu	Cr
高 Cu 低 Cr 鋼	0.14	0.56	0.24	0.19	0.024	1.22	0.42
低 Cu 高 Cr 鋼	0.17	0.43	0.52	0.17	0.029	0.22	1.27

鋼種	状 態	降伏点 lb/in ²	抗張力 lb/in ²	伸び %	弾性比
高 Cu 低 Cr	壓延儘 (終了温度 1,70°F)	62,750	79,250	24	0.79
低 Cu 高 Cr		66,250	84,250	22	0.79
高 Cu 低 Cr	標準化 (1,800°F より空冷)	59,500	74,750	24	0.80
低 Cu 高 Cr		56,500	77,500	23	0.73
高 Cu 低 Cr	焼 鈍 (1,525°F より空冷)	60,250	76,000	21	0.79
低 Cu 高 Cr		56,250	79,000	23	0.71
高 Cu 低 Cr	焼 鈍 (1,250°F)	69,750	84,250	15	0.83
低 Cu 高 Cr		52,250	77,500	23	0.67
高 Cu 低 Cr	標準化, 焼鈍	59,750	74,250	20	0.80
低 Cu 高 Cr	(1,800°F より空冷, 1,250°F 焼鈍)	47,500	74,500	26	0.80

第7表 2% Ni 1% Cu 鋼の機械的性質に及す Cr の影響

鋼番	成 分 %								降伏点 lb/in ²	抗張力 lb/in ²	伸び %	弾性比
	Cr	C	Mn	Si	Cu	Ni	S	P				
1		0.07	0.45	0.19	0.98	1.97	0.029	0.021	58,000	69,500	30	0.83
2	0.70	0.08	0.49	0.20	0.94	1.97	0.030	0.018	57,500	88,000	25	0.65
3		0.08	0.42	0.14	0.96	1.94	0.025	0.118	60,000	76,000	29	0.79
4	0.71	0.07	0.36	0.21	0.89	2.15	0.028	0.118	58,500	89,000	25	0.66

第8表 低合金鋼の機械的性質に及す P の影響

P	成 分 %							降伏点 lb/in ²	抗張力 lb/in ²	伸び %	弾性比
	C	Mn	S	Si	Cu	Ni					
0.017	0.08	0.52	0.029	0.18	1.06	0.60	50,500	65,500	33	0.77	
0.191	0.08	0.45	0.028	0.18	0.97	0.59	59,000	74,500	32	0.79	
0.195	0.07	0.31	0.028	0.10	0.99	0.58	59,500	74,000	31	0.80	

第9表 市販の低合金鋼の薄板の化学成分

符號	鋼 種	化 學 成 分 %								
		C	Mn	Si	P	S	Cu	Ni	Cr	
A	Cu · Ni · P 鋼	0.08	0.48	0.13	0.120	0.024	1.05	0.47	—	
B	Cu · Ni · P 鋼 + 0.35 Cr	0.08	0.48	0.13	0.118	0.025	1.06	0.50	0.35	
C	Cu · Ni · Cr	0.07	0.42	0.22	0.010	0.023	0.80	0.45	0.69	
D	合 銅 鋼	0.08	0.38		0.008	0.026	0.25			
E	炭 素 鋼	0.09	0.38		0.007	0.026				

全に熔接出来る。

Cu 及び Ni は共に降伏点を上昇せしめ然かも加工性を悪くしない其の上大気中の耐蝕性を増加せしめる特徴がある。

ASTM の最近の試験によると Cu 及び P の特に高いものは大気中の耐蝕性に於て普通の炭素鋼の 2~3 倍優れて居る。Daeves 氏の報告によると 0.06% の P は含銅鋼の大気中の耐蝕性を増す。Ni も耐蝕性を増すが大気中に於ける影響については未だ報告が少ない。Whetzel は C Mn Si は何れも低級合金鋼の大気中耐蝕性を改良せぬと云て居る。1% の Cr は大気中の耐蝕性には殆んど影響がないのであるが Speller 氏によると含銅鋼に Cr を 1% 添加すると大気中の耐蝕性が 2 倍になる。含銅鋼には Mo を加へると一層良好結果を得る。以上の事實より見て次に低級合金鋼として適當な成分の選擇について述べる。C は 0.10% 以下 Mn は約 0.50%

Si は 0.15% Cr は弾性比も下げるし自硬性を生ずるからこの元素は除いた方がよいが耐蝕性を増す爲多少添加した方がよい。Cu は 1% の添加により降伏強が 60,000 lb にもなるからこの種の鋼の合金剤として極めて有効な元素である。Ni は弾性比の上昇に於ては Cu 程効果はないが必要以上に抗張力を上げぬ利益あり其の上 Cu の含有量の約半分まで含銅鋼の壓延の際に良影響を及す、従て Ni は 0.5% 位でよい。P は 0.12% 程度がよい。結局 Cu · Ni · P 鋼としては C 0.10% 以下 Mn 0.50% Si 0.15% Cu 1.00% Ni 0.5% P 0.12% が適當となる。第9表に示す化学成分の低級合金鋼の引張、曲げ、衝撃試験の結果を第10表に示す。

引張試験の結果は A が最良である。0.062" の厚さの薄板に於ては熱間壓延の儘の方が標準化状態のものより弾性比は高い、これは冷間加工を受けた爲による。然し標準化したものは加工應力を除い

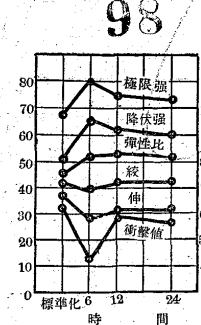
第 10 表 市販の低合金鋼の薄板の引張、曲げ、衝撃試験結果

試験材	ゲージ inch	降伏点 lb/in ²	抗張力 lb/in ²	弾性比	伸び %	断面収縮率 %	繰返し 曲回数	表面	+23°C	衝撃値 ft-lb			ロウエ 硬度B
										0°C	-25°C	-40°C	
A 壓延の儘	0.062	73,000	80,000	0.915	23		8.0	OK	27.9	29.3	28.4	29.9	89.3
A 標準化	0.062	61,500	75,000	0.82	21		10.5	OK	29.3	30.5	32.3	28.7	84.1
B 壓延の儘	0.062	72,000	81,500	0.88	22		10.5	OK	28.1	29.7	29.7	27.9	87.9
B 標準化	0.062	62,500	77,250	0.81	21		11.0	OK	31.2	30.9	31.5	29.7	85.9
C 壓延の儘	0.062	65,000	75,000	0.865	24		10.5	OK	33.8	33.9	36.0	33.0	84.1
C 標準化	0.062	52,000	68,000	0.765	25		14.0	OK	33.9	36.8	36.8	34.8	78.4
D 壓延の儘	0.062	42,400	51,250	0.83	31		16.0	OK	29.8	31.3	29.5	30.4	59.5
D 標準化	0.062	36,750	50,000	0.735	26		21.0	OK	28.9	31.6	31.0	29.8	55.8
E 壓延の儘	0.062	41,000	52,000	0.79	14		15.5	OK	27.1	29.3	29.0	29.3	64.7
E 標準化	0.062	34,750	49,000	0.705	26		16.5	OK	31.1	30.2	30.6	29.3	54.7
A 壓延の儘	0.125	69,100	77,900	0.885	22	68	4.5	OK	41.7	44.2	42.2	35.8	87.9
A 標準化	0.125	62,500	74,500	0.84	25	68	5.0	OK	46.0	47.0	46.3	43.6	82.2
B 壓延の儘	0.125	69,900	80,300	0.87	23	65	4.0	OK	41.7	45.8	47.0	38.4	84.3
B 標準化	0.125	62,750	77,750	0.81	23	71	5.0	OK	44.1	45.7	40.7	36.2	84.0
A 壓延の儘	0.250	57,200	72,300	0.79	28	57		OK	45.0	43.8	40.1	46.5	82.3
A 標準化	0.250	60,250	72,000	0.835	25	76		OK	62.5	57.9	54.0	33.2	82.8
B 壓延の儘	0.250	55,300	72,000	0.77	30	58		OK	52.6	49.5	44.4	45.7	82.7
B 標準化	0.250	55,250	71,750	0.77	26	75		OK	56.9	61.0	57.0	45.5	83.7

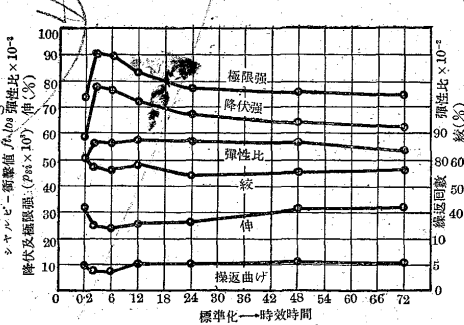
である為弾性比は低いが曲げ試験の結果は良好である。Aの0.250"の薄板の熱間圧延したものは標準化したものより弾性比は低い。これは仕上温度高く結晶粒が粗い為により標準化したものは粒が細く弾性比も高く曲げ及び衝撃に良い結果を示す。第10表中衝撃値は何れも良好であり-40°Cに於ける結果も良好で破面は絹状を呈するものもある。尚ゲージによつて引張試験及び硬度試験の結果は異なるが鋼種Aは比較的この変動が小さい。標準化すると圧延による歪を去り結晶粒を改良するがこの為には標準化温度が高く時間が長い方がよいが過度になると屢々粒を粗大にし降伏点、弾性比を下げる。Cu・Ni・P鋼は約1,000°Fに再加熱し空冷すると時効硬化の爲に強度が増す。Cu 0.5%以上の含銅鋼に於ては必ずこの現象がある。然しこの鋼を熔接したり熱間加工するとこの時効による強化性は消失する。尚含銅鋼の耐蝕性は時効処理によつて低下する。

鋼種Aの3/4×1"の棒及び厚さ0.125"の薄板の試験材につき

第9圖 A成分の3/4×1"の丸棒の引張及衝撃試験結果



第10圖 Aの0.125"薄板の引張及曲試験結果 (1,800°F標準化1,000°Fに再加熱)



時効性を試験した。これを第9圖、第10圖に示す。

第9圖に示す如く1,650°Fで標準化し1,000°Fで再加熱すると3/4×1"の棒の試験材は標準化儘のものより降伏強が高く加熱時間約6時間では約15,000 lb/in²上昇し12時間後には再びこれより5,000 lb/in²低下し24時間後には更に多少降下する。12時間後は時効処理に加熱時間が餘り影響しなくなる。又薄板の試験材よりは

引張強度は劣る。時効硬化すると弾性比は上昇するがシャルピー衝撃値は低下する。この點は0.125"の薄板の試験材の1,800°Fで標準化し1,000°Fに再加熱したものに於ても同様である。第10圖に示す如く2時間加熱後は18,000 lb/in²降伏點が上昇し12時間後はこれより5 lb/in²低下し其後加熱時間と共に次第に低下する。

繰返し曲げ試験の結果は最高時効硬化の状態でも變化なく時効時間12時間後は標準化状態よりやや良好である。衝撃値はAの0.250"の薄板試験材に於ては-40°Cに於ても何等低下を示さないが3/4×1"の試験材の圧延状態のものは-40°Cでは多少降下を示す。耐久限界はAの3/4×1"の試験材に於ては49,000 lb/in²である抗張力は67,750 lb/in²のもので耐久比は0.72を示す。

次に各種の試験材について電弧及びアセチレンガス熔接を行ひその熔接箇所の抗張、曲げ、衝撃の各種の試験を行たが、薄板の電弧熔接に於ては厚さ0.062"のものより0.125"の方が機械的性質はやや優れて居る。薄板に於ては電弧熔接よりもガス熔接の方がよい。各種試験材の内Aのみが特に電弧及びガス熔接後硬化の程度小であり-25°Cに於て熔接箇所及び其附近の衝撃値大である。

(M')

8) 非鐵金屬及び合金

極純Alより製せられたるAl・Cu合金の性質 (Gayler, M. Inst. J. Metals, 1938, 63) 99.99%なる極純Alより作られた4% Al・Cu合金で、室温に於て充分均一に時効する如きものを得る事は極めて困難である。熱間加工をなし、次で500°Cに於て固溶処理をなせば、室温では殆ど時効硬化を起さない。かくの如き試料の顯微鏡組織を見ればCuAl₂の微粒子が偏折して居る部分の存在を認める。これあるが故に均一な結果が得られないのである。1"直径の試料を、側面を軽く叩いて1"角柱となし、次いで1方の面を希望する厚みまで叩き伸ばす様な冷間加工を施せば満足な結果が得られる。

此等合金が均一に時効硬化を起す性質の無い事は次の理由に依るものと思はれる。(a)合金は容易に加工硬化を示さない。それはAl其他が可塑的に變形し且恐らく加工中に自己焼鈍をなすのであら

5. (b) $CuAl_2$ の粒子は軸承合金中の硬粒子の如く作用し、特殊な条件下以外では殆ど變形せぬ。

Hoop 法により得られた 99.96% Al と此の 99.99% Al との比較も行った。極純 Al 合金は過冷却を起さない。普通に鑄込まれた試料のマクロ及びミクロ組織は過冷却された市販 Al のそれと殆ど變りがない。再結晶した Al の結晶成長に対する添加不純物の影響も調べたが、Fe を含む 4% Al 合金の微細な結晶は結晶粒間に Al に富んだ不溶性物質が存在して機械的に結晶の成長を妨げる事に起因するものであらうと言てゐる。(S. O.)

銅合金の耐酸化性 (Price, L.E. Thomas. G.J.J. Inst. Metals, 1983, 63) 著者は現在迄に發表された種々の論文を要約して次の結論に到達した。即ち $Cu \cdot Al$, $Cu \cdot Be$ 合金等に於て、純アルミナ又は純 Be のみの皮膜を生長せしむる如き分別酸化處理を行へば、極めて大なる耐酸化性を有する合金を得るであらう。此の結論を確かめる爲に實驗を行った。 $Cu \cdot Al$ 合金に對し Al のみを酸化せしむる爲に水素-水蒸氣雰囲気を用ひられた。

試料としては Cu 及び $Cu \cdot Al$ 合金の Al が 2 及び 5% を含んだものであつて、 $\frac{1}{8}$ " 直径のものを $\frac{1}{2}$ " に押し出し長さは 1" のものである。表面仕上は Huber 1F の研磨紙を用ひ、アセトンで洗滌して秤量した。分別酸化處理は直径 2" で等熱範囲が 12" のシリカ管爐を用ひた。試料は Pt 上に支へられ、800°C で 15 min 上記雰囲気中で加熱された。此の處理の後 5% Al の試料は表面は全然變化して居なかつたが 2% Al の試料は色が更に Cu に近い色を示したが、これは目に見えぬ薄いアルミナの生成により試料表面の Al が減少した爲である。

此等分別酸化處理された試料は、處理されぬ試料と共に純 O_2 で 4 hrs 800°C に加熱した。5% Al を含む處理された試料の外観は驚くべき事には、僅かに色を變化した丈で殆ど變化なく、全然新しく磨かれたものと區別出来ない位であつた。處理されない試料は黒色の酸化皮膜を生じた。その重量の増加は下表の如くである。

合金及び豫備處理	重量増加 mgr/dm^2				摘 要
	實驗番號				
	1	2	3	4	
純 Cu	1,624	1,248	1,352	1,210	厚く黒き酸化物、剝離容易なり
$Cu+5\% Al$ 豫備處理なし	19.6	11.3	8.2	9.4	容易に剝離せぬ酸化物
$Cu+5\% Al$ 分別酸化處理をなす	3.1	3.0	1.64	3.0	外観上何等變化なし

2% Al 試料の結果は 5% Al のものとは異り、分別酸化處理をなしたものは目に見えぬアルミナ皮膜に覆はれると共に處々に Cu の酸化皮膜を生じた。

要するに分別酸化處理に依り $Cu \cdot Al$ 合金の耐酸化性は異常に増大した。(S. O.)

非鐵合金の熔解 (Patch, N.K.B. Foundry, July, 1938)

爐の裏附けが出来上れば乾燥は徐々に行はねばならぬ。かくする事に依り裏附け中の顯微鏡的な孔が生じて其處に金屬が浸み込む様な事は無い。耐火煉瓦接合用セメントの場合も同様である。

ガスが廢出される孔又は金屬を装入し又は出湯する口は注意深く作らねばならぬ。爐の裏附の済んだ後、少くとも 24 hrs 出来るなら 48 hrs 徐々に乾燥する。充分乾燥すればバーナーに火をつけて爐を作業温度に迄上げる。

圓筒型反射爐に於て、金屬をして爐ガスに餘り永い間曝露させぬ爲に爐を豫熱して置く。爐ガスに接觸する時間が短ければ短い程ガス吸収の度は少ない。

金屬の大塊を爐中に投入すれば裏附けを傷める事が甚だしい。そ

れで、小さな湯道や押湯の部分を下に敷いてから大塊を装入するのが宜しい。若し小塊が無い場合大塊の装入には大なる注意を要する。裏附けを再びやり直す費用は僅かなものであるにせよ、その間の仕事の休止、乾燥、豫熱、新材料の費用其他を考へれば相當高價なものとなる。故に裏附けを傷めぬのが一番良いのである。

装入物が爐内に入るや否やバーナーが燃えて適當な焔が保たれる。勿論装入物は爐床に適當に分布し、焔は爐全體に循環し燃焼はよく行はれる。若し此れが充分でないと爐の一部が還元性雰囲気であり他の部分は酸化性雰囲気であると言ふ様な事が起る。此れに關し、金屬の或る部分が還元性ガスに接觸して居るか否かを知る事は難しい。焔が連続的に装入金屬と接觸する爐に於て雰囲気調節は極めて重大な問題であるが現場に於ては爐口に於て焔を監視する事が出来る丈であるから、爐を最も具合良く操業させるのは經驗に依るより他に方法は無い。

燃料がバーナーを離れるや否や直ちに完全燃焼が起らねばならぬ。故にバーナーの先端部分に於てさへも既に完全燃焼は始て居る。完全燃焼は 2 つの目的を遂行する。即ち最高温度を與へ、爐の最高操業速度を與へる。かくして金屬がガス吸収を行ふ危険が減少する。勿論焔から金屬への熱の移動時間は短いから、金屬と爐雰囲気との温度差が出来る丈大なる事が好ましいのである。

最大の燃焼能率が常に保たれば、金屬は爐内に最短時間止まり希望する温度に達するや否や出湯する。鑄型の用意されるのを待て爐内に金屬を止めて置く事は危険で屢々鑄物全體を廢棄せざるを得ぬ様になる。

爐は常に清潔で毎日の操業後、滓を除去して置かねばならぬ。これには爐の温度を少し上げて滓を熔かし流し出せば宜しい。オリフェイスも同様に清潔で爐の各方面に均等に焔が分布し、渦流などを生ぜしめぬ如くにする。

金屬に適した裏附けを用ひ、充分注意して操業すれば非常に永續して用ひられる。工場に依ては裏附けの壽命を月又は年で示すが、爐が連続的に使用されぬ時は此の指示法は無意味である。それで與へられた裏附けに對し如何程の重量の金屬が熔解されたかを言ふのが宜しい。かくすれば金屬熔解に要する費用の計算は容易で、此れから或金屬に對し如何なる裏附けが最適するかを明瞭に見る事が出来る。

裏附けは金屬を吸収して遂には飽和點に達する事がよく知られて居る。それで一つの裏附けに對し各種の金屬を熔解するのは好ましい事ではない。組成をやかましく言ふものは一合金に對し 1 個の裏附けを用ひねばならぬ。然し例へば Al 合金の熔解の後 Cu 合金を熔解する場合、屑銅を 1-2 回熔解してから Cu 合金に移れば、Al 合金の影響を軽減する事が出来る。取銅に就ても同様である。(S. O.)

耐熱合金の組織、密度、膨脹に對する熱處理の影響と熱膨脹 (Peter Hidnert: J. R. N. Bureau of Stand. June 1938) 熱用合金としては $Ni \cdot Cr$, $Ni \cdot Cr \cdot Fe$ 合金が用ひられるが最近に至ては Al を少量含有する $Fe \cdot Cr$ 合金、此れに更に Co を添加した合金等が現はれた。此等の合金は $Ni \cdot Cr$ や $Ni \cdot Cr \cdot Fe$ よりも更に高温に加熱する事が出来るが又不利の點も有して居る。著者 $Fe \cdot Cr \cdot Al \cdot Co$ は合金及び $Fe \cdot Cr \cdot Al$ 合金の熱膨脹を先づ研究した。測定は各金屬につき 20-1,000°C の間の線膨脹を調べ 1,000-1,400°C の熱處理が密度や組織等に如何なる影響を與へるかを見た。

試料は Hoskins 合金 No. 10, Kanthal A, Kanthal A₁, Kanthal D の 4 つである。著者は以上合金の各温度における線膨脹係數とその温度との關係を圖示して居る。著者は次いで、試料を各温度、各時間處理して常溫迄冷却し膨脹(又は收縮)を測定した。此れには比較の爲、chromel A, Nichrome IV をも測定した。此の値は最初の熱處理の長さに對する膨脹又は收縮の割合を示すもので、各熱處理に於て末端の酸化皮膜をつけた儘の値と此れを除去した値とのその $\frac{1}{2}$ が皮膜の厚さをあらはす。此の實驗から知られた事は、 $Fe \cdot Cr \cdot Al \cdot Co$ 合金の膨脹が最大で各合金の膨脹の範圍は 1.21-2.31% の間にあつた。

密度は熱膨脹試験の行はれる前後に測定した。著者は更に試料の顯微鏡組織をも見た。(S. O.)