

抄 録

2) 耐火材並に燃料及び驗熱

1937年度に於ける耐火物の傾向及び進歩 (John. D. Sullivan, Blast furnace & Steel Plant Jan. 1938) 耐火粘土及びアルミナの高い耐火物が次第に改良進歩を示し特殊の目的にはフリント耐火粘土より製造した煉瓦が使用され緻密で残存収縮率も小でスポーリング抵抗性も大で用途廣く蓄熱室用, ガラス工業用, 可鍛鑄鐵用, 爐體等に適す。

Everhart 氏によると成形壓を増加し粒の大きさを調整し酸化雰囲気中で徐々に焼けば膨脹率極めて小なる煉瓦を得られる, 米國のアルミニウム會社で製造されたコランダムはボーキサイトが原料で結晶は平板又は薄片になり易いが比較的緻密である, この種の原料に陶土, ダイアスポア等を混ぜた耐火煉瓦の製造を各所で行たが非常に耐火度高く高温に於て大なる荷重に耐へる。

珪石煉瓦は Giolitti 氏によると少量の酸化鐵を含む SiO_2 よりなる agate に似た Agata が最も良好と云はれる, 珪石煉瓦の熱傳導を東部及び西部に於ける製品を比較した處西部の方が 15% 許り良好であったがこの原因は氣孔率の差によるものである。

平爐の天井用の鹽基性及び中性の耐火材の研究は米國より英國, 歐洲に盛んで英國に於ては最近スピネラと稱するクロムマグネサイト煉瓦を市販に出して居りこの成分は MgO 39%, Cr_2O_3 24%, Al_2O_3 16%, Fe_2O_3 ($T.Fe$ として) 14%, SiO_2 5% である。現在 130t の傾注爐に使用して居り珪石煉瓦と直接接觸して居り湯出し 400 回後に於ても尙良好な状態にある。この煉瓦は又平爐の裏壁, 前壁にも使用出来る, 鹽基性平爐の天井煉瓦に具備すべき条件は大體次の如きもので (1) 鋼滓に對して侵され難き事, (2) 荷重に對して耐火度高き事, (3) スポーリング抵抗性大なる事, (4) 残存収縮率小なる事等でありこれ等の目的から見ると珪石煉瓦より, クロムマグネサイト煉瓦の方が優れて居り, マグネサイトは粒の微細なものがよく結合剤としては forsterite がよい, スポーリング抵抗性は耐火粘土の煉瓦より大で $50 \text{ lb}/\text{in}^2$ の荷重のもとに於ける高温強度は珪石煉瓦より大で珪石煉瓦は $1,705^\circ\text{C}$ で駄目になったが, クロムマグネサイトは $1,740^\circ\text{C}$ 迄に耐へたのである。

カナダの特許の 358,403 は重量割合でドロマイト 400 珪砂 83 で珪石 1 に對し石灰 1.4 の割合に配合したものでこれを $2,800^\circ\text{F}$ で迴轉窯の中で加熱し緻密な硬い薄褐色のクリンカを製造しこれを 6~8 ムツシユに碎き 6~8% の水を入れ煉瓦に壓縮成形し 14~16 番に焼くのである。かくして出來たものは merwhite $3CaO \cdot MgO \cdot SiO_2$ の結晶の中に periclase MgO の混合した組織で耐火粘土より高温に耐へ平爐滓に強くマグネサイト耐火物より熱傳導率は低い, 爐底材として新しいものはトーマサイトで, カルシウムフェライトで結合せしめたマグネシヤの多い耐火材で成分は SiO_2 2.5%, Fe_2O_3 .70%, Al_2O_3 1.0%, CaO 10%, MgO 79.5% である, 鑛物學的に見れば 79% の periclase と 13% の calcium ferrite, 8% の calcium silicate より成るもので眞比重は 3.6 で假比重は $125 \sim 135 \text{ lbs}/\text{ft}^3$ である。

トーマサイトはこれ自體媒熔劑で別に鑛滓を添加する必要がない

のである。製鋼工場では爐底全部にマグネサイトの鑛滓の代りにこれを使用して居るが試験結果は未だわからぬ。

Cones 氏の 202 の平爐に就て試験した平均結果をあげると 1_t の鋼に對する消費量は生のドロマイト 35.9 lbs 焼ドロマイト 10.5 lbs 他の耐火物 31.3 lbs マグネサイト 4.0 lbs である。

Wilson, Pask の兩氏は凍石を加熱して組織に及す温度の影響を調べた處約 $1,100^\circ\text{C}$ では enstatite $MgO \cdot SiO_2$ で約 $1,200^\circ\text{C}$ では clinoenstatite になり高温では鐵の不純物が SiO_2 と結合し多分 fayalite $2FeO, SiO_2$ をつくる様である。

1937年に於てはガラスの熔解爐にはカオリン煉瓦を使用した成績よく爐底には歐洲ではマグネサイトを盛んに用いた。Thompson 氏によると Monofrax の混合物は $25 \text{ lb}/\text{in}^2$ の荷重で $1,500^\circ\text{C}$ で膨脹率は 1.43% で, この温度に 1.3/4 時間保持して収縮は約 0.12% で重量は組成によって變るが $180 \sim 200 \text{ lb}/\text{ft}^3$ 程度で硬度は Moh's scale で 7.5~9.0 である, Monofrax L は α の Al_2O_3 を 90% 含有し Monofrax H は殆んど β Al_2O_3 で 2~10% Na_2O を含有し Monofrax K は 80% 以上の Al_2O_3 より成る。何れも米國の特許になって居る。(K)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

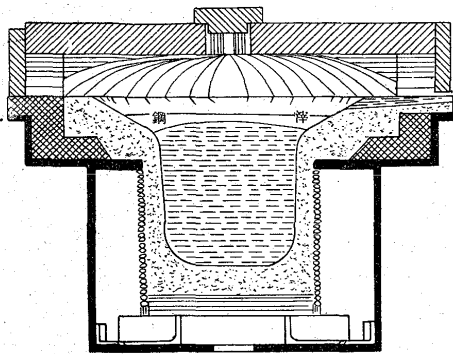
高周波電氣爐に於ける鋼の精鍊 (Victor Stobie Iron & Steel Industry, Jan. 1938) 高周波電氣爐は極めて便利なものであると考へられて居るにも拘らず餘り廣く使用されて居らぬのは單なる熔解のみで精鍊が困難な爲めであると思ふ。然るに最近この爐による鋼の精鍊についてドイツ及びスウェーデンに於て盛んに研究した處從來の坩堝式のものでは坩堝が精鍊鋼滓に耐へる事が不可能で精鍊が困難といふ事になったのである。高周波電氣爐に於ては熔融金屬の面及び鋼滓面が常に誘導コイルの面より下にあり坩堝に近い部分より鋼が次第に熔解し湯に觸れてゐる坩堝の面は常に裝入物より温度が高くその爲め鋼滓面に於ては特に侵蝕を受ける。普通の爐では鋼滓面附近の坩堝の厚さは 2~3" 以上厚くは出來ないし坩堝の面が直立して居る爲め熔解中は適當な修理材があつても修理困難である。又熔鋼の攪拌作用大なる爲め精鍊を行た際の鋼滓の侵蝕作用が一層大となる, 尙精鍊には熔鋼が必要以上に攪拌される缺點がある, 電流を通じて居る間は熔鋼は常に中心部が高く外側が低く山形となり, この山の高さはコイルに通ずる電流が大なる程高くなるもので周波数には無關係のものである, 低周波の電氣爐に於てはこの熔鋼の山が小さいがこれは低周波電流が力率大で同じ input に對し爐のコイルに通ずる電流が小でよい爲めである。

次に高周波電氣爐を鋼の精鍊用に供する場合の必要事項を述べる

- 1, 鋼滓面は爐の加熱層内にある過熱されたる坩堝壁より上部に設ける事
- 2, 鋼滓面に於ける耐火物の裏付は出來得る限り 2~3" より厚くする事
- 3, 鋼滓面は一熔解毎に完全に修理する事
- 4, 電氣的に起る熔鋼面の攪拌作用は出來るだけ小にする, 以上の目的に適合する爐が種々考案されて居るがその一つは第 1 圖の如

きものである。

第1圖 ストビー式高周波電氣爐



内部及び下半分は殆んど普通の爐と變りがないがコイルの上部が熔鋼の面より遙か下であり上部の爐壁の厚さは12"以上で電弧爐や平爐の如く傾斜して居る、コイルの長さも短い爲め装入物の加熱の電氣的能率が

極めて良い、爐の上部はシルマナイトの天井を以て蔽ふてある、コイルの上部の装入物は一寸熔解し難く思はれるがこの憂は全然ない即ち下部の高温の湯の傳導熱で充分熔解しその上攪拌作用による熔鋼の山の爲めに一層早く熔解する、尙コイルより上に熔鋼がある爲め必要以上に熔鋼の面が攪亂される事がない爲め精練には具合がよい。

天井の内側は熔鋼の温度迄上昇するわけでシルマナイトが最も適當して居る、扱てこの種の電氣爐で精練すると鋼中のCを0.02%迄下げる事が出来電弧爐に於ける場合よりもCは3~4倍低く出来るわけである。Si, Mn, S, Pは何れも同時に減少する。脱硫もよく行はれるが費用の関係上電弧爐の如く特に低くは下げぬが實際上其程極端にSを下げる必要は認められぬ。精練過程は極めて簡単である。次に鹽基性ライニングに於て炭素鋼のスクラップを精練した際の各成分の變化を示す。

使用スクラップの化學成分

C 0.45~0.65%, Si 0.20~0.35%, Mn 0.65~0.90%
S 0.04~0.06%, P 0.04~0.06%

精練後の化學成分

鋼番%	C	Si	Mn	S	P
135	0.02	—	—	0.030	0.008
136	0.02	0.29	tr	0.031	0.008
137	0.03	0.20	tr	0.030	tr
141	0.03	0.08	tr	0.033	0.021
143	0.03	0.21	0.07	0.033	0.020
148	0.03	—	—	0.023	0.012
149	0.04	0.33	0.04	0.020	0.007
151	0.02	0.22	0.03	0.022	0.011

出鋼前にFe-Siを種々の量に添加したがFe-Mnは全然必要を認めなかったので使用せず、鐵鑛石を装入した後直ちに石灰と砂の適當に配合せるものを添加しその後は石灰のみを加へてゆくのである精練は反應生成ガス、生成鋼滓の性質及びその變化の状態、鋼浴の状態等を見て適當に行つてゆかねばならぬ、精練中石灰を添加する際は爐の上部の傾斜せる爐壁に接する鋼滓の状態をしらべるとよい即ちこれより流動性、温度等を知る事が出来る。精練が終たら全部流出せしめその後脱酸劑を添加する。仕上鋼滓としては新しい石灰砂、少量の螢石等を用ふ、精練時間は製品の種類によって異なるが大體20~40分である。精練中は電流を最大量通ずる方がよい、鋼滓の成分は常に變化するがその一例を挙げればSiO₂ 45~15% Fe (FeOとして) 35~20%, CaO 35~15%。

精練中COガスが天井の下に多量に出来るかと精練が緩慢になる傾向がある。従て鑛石を装入する天井の装入口の一部を常に開いてお

く方がよい。COガスで飽和した雰圍氣は鋼滓からも鋼浴からも全然COガスを受入れず鋼滓はCOで飽和し鋼は平衡状態に達してしまふ。従て常にこの平衡を破る様に操業せねばならず鋼浴から出たCOが空気にふれて直ちにCO₂になる場合が精練は最も速かに行はれる。高周波電氣爐精練に於けるfalling slagの一例を示すと次の如しSiO₂ 28.5%, FeO 0.86%, Ca (CaOとして) 66.8% Mg 0.25%, C 0%, SiO₂ 30.0%, FeO 2.04%, Ca (CaOとして) 63.5%, MgO —, C 0%。

精練された熔鋼に合金劑を加へて特殊鋼を製造する方法は他の製鋼爐と何等異ならぬ。ヒステリシス損は鋼中のC量によつて上下するものでC 0.02~0.03%の様な極低炭素鋼にSiを加へて電氣用の珪素鋼をつくると優秀なものを造る事が出来る、電氣關係に使用するニッケル鋼もCは出来るだけ低い方が場合がよい、18~8を造る場合はC 0.03%の熔鋼に0.1%のクロム鐵を合金せしめてもCは0.05%位になり、C 0.02%の鋼にC 0.07%のフェロクロムを用ひた場合はC 0.035%になりこの際金屬クロムを使用すればCは0.012%にする事が出来る。若し製品のCが0.1%程度でよいなら、C 0.25%のフェロクロムを安心して使用出来るわけである (K)

スラグの粘性を検する一方法 (Herty, C.H. Blast furnace & Steel Plant. Sept. 1937 p. 1000) 次に説明する方法を利用することに依て従来よりも正確にスラグの粘性を決定し得。

鐵冶金者は鹽基性平爐で造たスラグの成分は密度の關係を密接に維持することが大切なことを久しい以前から味てゐる、こゝに述べる検査法はBethlehem 冶金研究所員によるViscontrol法によつて改善せられたものだ。この方法によつてスラグの状態を均一に保ておくことと化學分析の結果をみただけではどうすることも出来ない鋼の物理的性質——延性、熱處理、時效硬化、衝擊力に非常に關係の深いことが判るのである。

鹽基性平爐製鋼法に於て最も大切なことは酸化反應である、装入物の熔解の進むにつれて湯は漸次スラグの層で弊はれるのであるこのスラグ中の酸化鐵はO₂の運搬者としての役目をするものであるがこの層の生成のために爐中のガス中のO₂と鋼中の不純物との直接反應を減ずる、この運搬者のO₂を運ぶ割合は非常にスラグの粘性流動性に影響すること大である、酸化鐵、粘性、鹽基度間の一般的關係は良い仕事をするためには大切なことであるがもう一つ大切な點は充分の時間をかけて熔解せしめるためにスラグを造る物質は早く加へることである、スラグが形成せられ初めて後にスラグを改善する目的に添加せられたものは同一の有効な効果を持つものではない。これらの目的はViscontrol法によつて達成せられる、熔解の初めに鋼とスラグとを分析すると最後に生成するスラグがどんなものか知れるのである。それからでも判断せられるやうに添加物を有効に働かせるためには末期よりも初期に装入せなければならない。

この方法でスラグが均一に得られた例はBethlehem工場で行はれた低炭素鋼の分析に依て説明せられる、装入原料に非常な變化があつたに拘らずスラグの分析結果はよく接近してゐて1年間平均FeO 22.7, 21.9, 21.9, 21.6であつた、これは装入材料にも關係なくまた局部的な條件にも無關係であつた。かくして非常に變化のない状態に製鋼出来るので熱處理、鍛造温度等で頭を悩ますことはない酸化の状態を注意深く檢べることは鋼の脱酸に非常に有効である。何となれば脱酸劑はスラグの酸化鐵に應じて増減するからである。酸化を適當に調節すると比較的最極限以内に脱酸劑の量を限

定することが出来る、これは鋼の特性——延性、展性清淨に直接関係のあるものである。

鋼に加えられる Al は鋼粒の大小を決定するに著しい効果がある Viscontrol 法では粗密自由な大きの粒を得ることが出来るのであるが粒の大小粗密は熱処理には大切なもので鍛造や機械性はこの構造に依るものである。

スラグの粘性を計るために使用せられる器具は一端直角になったスラグ受けの穴がある長方形の鋼製のもので内径 $1/4''$ で長さは $10''$ である。この穴の中にスラグを注ぎ入むだ場合凝固しないで流れこんだ距離をもってスラグの粘性を計るのであるが、あらかじめこれの場合に應じてスラグ、鋼の分析をした表をつくって置いてそれを参考とするのである。

今日鋼には一寸した物理的性質の欠除も重大な影響のある程精密さを要求するのであるがこの Viscontrol 法はこの目的の達成に明確な一手段を示したものと信ずる。

(F)

6) 鐵及び鋼の加工

可鍛鑄鐵の常温及び高温加工 (Murray, J.V. Metallurgia Jan. 1938) 設計を簡易化し且多數の小部分の製作を經濟化すべく可鍛鑄物は材料の抗張性を改良する爲に鍛鍊せられ得ると考へられた此の考へを試験する爲に幾つかの實驗が行はれ、此れより可鍛鑄鐵には未だ充分に認識せられて居ない種々の性質を持つ事を知り常温及び高温に於ける加工の研究がなされるに至る。

試料の自心可鍛鑄鐵は $8'' \times 1'' \times 3/4''$ の小なる棒に鑄込まれ、鐵の酸化物中で6日間焼鈍された。爐頂の温度は $1,000^\circ C$ で此れは適當な調節を受けた。冷却後砂吹により表面が磨かれた。

第1實驗…棒は加熱せられたが、壓延ロールの調節の爲に爐中に餘り永く放置され且つ温度も高過ぎた。第1の壓延で棒は長さの方向に對して2つに割れてしまった。(第1圖) 其の狀態は宛も鈍い小刀で切た如くである。顯微鏡検査から、炭素が過飽和の狀態に在り遊離セメントイトが析出炭素から生成された部分に割れが生じた事を知た。遊離セメントイトは高温に於て極めて脆弱である。

次は $950^\circ C$ で同様の實驗がなされた。加工は最初は極めて緩徐に與へられた。壓延ロールを4回通り、加工度は僅か 50% であつたが良好な出來のものが得られた。此の中の幾つかは更に加熱せられ更に4回の加工で 80% まで行た。出來は極めて良好であつた。

過激な加工の影響…75% の加工を6回の壓延に依り得んとした事に依り第2圖に示す如き多數の割目を縁部に生じた。8回の壓延で途中で再加熱する事に依り 95% の加工をなしたが此れは加工の限界に近い。此の時棒には多くの歪を生じ壓延ロールの形に曲た。此れを眞直にせんとしたが折れてしまった。棒は次で戻て常温加工の影響を見るべく再び壓延された。此等は伸びる事は伸びるが中心線に沿って割れてしまった。(第3圖) 割れは、金屬がパーライトに飽和して居る部分に生じた事が見出された。試料は常温加工前も相當硬いが加工後は一層硬くなる。然し割れてしまったので其れ以上の加工を續けなかつた。各試片は顯微鏡寫眞に依り次の觀察をなした。

棒 No. 2 — 試料は單に4回の壓延を受け、臨界温度の少し上から床上で冷却された。顯微鏡検査から炭素が節状で且伸びて居る事が知られる。極微細なセメントイトが飽和した粒子の周圍に在り外方にはフェライトとパーライトの微細な組織がある。此の棒は抗張力として $36.1t/in^2$ でブリネル硬度 187 を與へる。壓延は更に

繼續出来る。中心部には遊離セメントイトは存在しない。

以上と同様な方法で處理せられ後に正常化されたものの組織は更に粗くなり特にフェライト帯に於て著しく。且酸化物の皮を生じ厚みは前のよりも増加して居る。節状炭素は正常化により影響を受けぬ。抗張力は $27.3t/in^2$ で前よりも 9% の減少である。以上の考察よりかくの如き棒は更に常温又は高温加工が可能である事を知る。

棒 No. 3 — 4回壓延、焼鈍及び更に4回の壓延。此の棒は極めて容易に壓延されたが最後の壓延は臨界温度以下で行はれた。抗張力は $39.1t/in^2$ である。組織の特異性としてはフェライトは炭化物中に微細に現はれ節状炭素は棒の表面に集る。此の現象は棒の中心部に起るが表面部分にも幾分同様な事が起る。此等が $920^\circ C$ で焼鈍され且つ床上で冷却されればフェライトとパーライトは微細ではあるが再び生ずる。然し節状炭素は前と同様に伸びた儘の形で残る。

棒 No. 4 — 此の棒は破損したので研究はしなかつたが外縁の割目の深さは少くとも $1/32''$ あつた。

棒 No. 6 — 4回壓延、焼鈍、更に4回及び3回の壓延で此の間には焼鈍しなかつた。試料は2つに割れてしまったが顯微鏡検査から黒鉛が伸ばされ、此れから割目を生じたのであつた。以上の割れは熱處理をする事に依り防がれる。飽和パーライトは常温加工をする事は難しい。フェライトは潰ぶされ、パーライトを表面に押し出す事は金屬を非常に硬化される事となる。鋸で切る事は難しい。

試料の厚みは $1/32''$ 以下になされる。以上の試料の用途は他日見出されるであらう事は疑を入れない。何故ならば其れが硬化し過ぎれば壓延の間に焼鈍出来るし且つ壓延は如何なる形、如何なる大きさにも行へる。

著者は次で高 Si 含量の可鍛鑄鐵に就き實驗をなした。Si 含量は 0.80% で鑄放しの儘では1次黒鉛の析出を見た。壓延は容易であるが曲がり、眞直にしようとするれば折れてしまった。表面の顯微鏡検査からフェライトは外側に於て多く、中心に近づくにつれて歪んだパーライトがある。断面から、かくの如き鐵は使用に堪へぬ事を知た。

以上を總括して次の事が言へる。

可鍛鑄鐵の高温加工は強度と硬度を増加する。粒子を微細化し大なる範圍に互り性質を均一化し節状炭素を引伸ばす。1次黒鉛は材料の固有の性質を害する。過熱せられたる可鍛鑄鐵は遊離セメントイトの生成の爲に壓延には向かない。材料の處理は鋼の場合と略同様でなければならぬが最初の加工は過度であつてはならぬ。

かくして可鍛鑄鐵は壓延又は鍛造に依り高温加工を受け得る。且又適當な焼鈍に依り常温加工もなし得る。(圖省略) (S.O.)

耐熱 Cr-Mo 及び Ni-Cr-Mo 鋼の諸性質に及す冷間加工の影響 (Erich Greulich und Hans Zschokke, Archiv für das Eisenhüttenwesen, Heft 8. Febr. 1938) 試験材としては第1表に示す如き化學成分の Cr-Mo 及び Ni-Cr-Mo 鋼を用ひた。何れも熱間壓延後自効硬化性を有する爲め空冷で硬化する。先づ鋼種 No. 1 につき冷間加工後の焼鈍温度が、抗張力、降伏點、伸びに及す影響をしらべた、熱間壓延した儘のものは焼鈍温度 $700 \sim 750^\circ C$ の間で自効硬化が戻り抗張力は $133 kg/mm^2$ から $82 \sim 84 kg/mm^2$ 迄急激に減少する。焼鈍温度 $750^\circ C$ 以上では焼鈍後の空冷で再び自効硬化が起る爲め又抗張力が増し $135 \sim 180 kg/mm^2$ になる。

第1表 供試材の化學成分

鋼種	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Ni%	Cr%	Mo%	V%
1	0.50	0.31	0.63	0.016	0.008	—	1.36	0.61	0.24
2	0.11	0.34	0.41	0.011	0.010	1.66	0.74	0.82	—
3	0.16	0.31	0.37	0.010	0.010	1.53	0.78	0.74	—
4	0.12	0.19	0.45	0.016	0.007	1.42	0.81	1.02	—
5	0.12	0.19	0.41	0.011	0.010	1.49	0.72	0.80	—

熱間壓延後冷間加工を36%行つたものは焼鈍により軟化を起す温度範囲が廣くなり600°Cで84kg/mm²730°Cで68kg/mm²程度でこれよりやゝ急激に再び上昇する。4回冷間加工し全部で加工程度68%に達したものは焼鈍による軟化の温度範囲は590°Cから750°Cの間になり570°Cから590°Cの間の僅か20°Cの差で急激に軟化し抗張力は79kg/mm²より60kg/mm²に減少する。

降伏點もほぼ抗張力と同様に冷間加工の程度、焼鈍温度の變化により上下する伸びは冷間加工程度大なる程で焼鈍温度の上昇と共に多少大きくなるが漸進的で700°C附近より再び減少を示し比較的低温度で最高の伸びを示す、熱間壓延儘のものは焼鈍温度710°Cで伸びは12%であるが36%冷間加工したものは680°Cで13.5%68%加工したものは610°Cで28%の最高の伸を示す。

鋼種 No. 2 は熱間壓延儘のものは失敗した爲冷間加工25%のものから試験したがこの種のものは焼鈍温度670~700°Cで軟化し抗張力は75~90kg/mm²降伏點は56~77kg/mm²で伸びは650°Cで最高を示し18%となる。2回冷間加工し加工程度33%のものは軟化の温度範囲廣り640~700°Cとなり抗張力はこの温度範囲で58kg/mm²から60kg/mm²迄減少し降伏點は41kg/mm²から44kg/mm²になるが伸びは18%以上には上昇しない、5回冷間加工し加工程度77%のものになると再び軟化温度範囲狹くなり最小抗張力及び降伏點著しく低下し焼鈍温度680°Cで抗張力48kg/mm²降伏點33kg/mm²になるが伸びは650°Cで反對に著しく増加し24%になる。

これ等の結果から見ると各冷間加工毎に鋼種 No. 1 に對して720°Cで焼鈍し No. 2 に對して680~700°Cで焼鈍すると次第に抗張力及び降伏點が減少してくる事になり No. 1 では焼鈍回数4回で抗張力は90kg/mm²より55kg/mm²に降伏點は70kg/mm²より39kg/mm²に下り No. 2 では焼鈍回数6回目で抗張力79kg/mm²より50kg/mm²に降伏點70kg/mm²より35kg/mm²に下り著しく強さを減少し殆んど炭素鋼に似てくるのである。

炭素鋼に於ては繰返冷間加工後焼戻により軟化したものは粒の大きなセメントイトの中に極く細長いパーライトが存在する組織を有し明らかに軟化の原因が認められるがこのCr-Mo Cr-Ni-Mo鋼に於てもこれと同様繰返冷間加工、焼鈍したものは粒の大きなセメントイトの中にパーライトが變態して存在する組織である。

次にこの冷間加工が鋼のクリープ強度に及ぼす影響であるがこれは極めて大切な事で試験材は3種類を採用した。

- (1) は19.3mm角で熱間壓延後930°Cに加熱し空冷しこれを650°Cで3時間焼戻し再び空冷した。
- (2) は19.3mm角のものを1回に3/4mmづゝ5回冷間加工し径16mmになし各回毎に670°Cで3時間焼鈍し最後の加熱後降伏點を高める爲めに0.1~0.2mm加工した。
- (3) は最後の處理を施した2の試験材を1の如く焼戻し焼戻後0.1~0.2mm加工した。

鋼種3及び4に就て以上の3種の加工、熱處理を行つた後の降伏點、抗張力、伸び、の變化を第2表に示す。

第2表 鋼種3及び4の各種の熱處理後の機械的性質

處 理	降伏點kg/mm ²		抗張力kg/mm ²		伸び%(l=10d)	
	3	4	3	4	3	4
熱間壓延焼戻	64.5	59.8	74.4	69.5	13.3	11.8
5回冷間加工焼鈍後少し加工	46.1	44.0	59.3	53.2	17.2	20.9
5回冷間加工焼鈍後焼戻加工	40.8	45.0	58.3	57.2	21.0	20.2
5回冷間加工焼鈍後焼戻加工	60.4	47.4	68.5	57.0	16.2	14.0
5回冷間加工焼鈍後焼戻加工	66.0	—	70.2	—	11.9	—

クリープ強度は荷重をかけて試験したが伸びの速さは1,000分から2,000分で単位時間につき0.001%程度で全部の伸びも0.2%以下である。

鋼種3及び4の各種の熱處理後の400~550°Cに於ける降伏點、クリープ強度、衝擊値を第3表に示す。

第3表 各種の冷間加工熱處理を施せる鋼種3及び4の降伏點、クリープ強度衝擊値

温度°C	降伏點kg/mm ²		クリープ強度kg/mm ²		衝擊値mkg/cm ²	
	3	4	3	4	3	4
	(熱間壓延焼戻)					
400	46.2	44.9	46.0	44.0	12.7	12.8
	—	—	—	—	13.6	12.1
450	45.1	41.0	43.0	38.0	n. b	n. b
500	42.2	36.9	32.0	24.0	13.3	11.6
	—	—	—	—	12.7	10.9
550	39.8	34.4	35.0	11.0	18.0	22.0
	—	—	—	—	17.9	18.0
	(5回冷間加工焼鈍, 660°×2h 焼鈍後0.2mm加工)					
400	30.7	37.2	30.0	36.0	18.0	n. b
	—	—	—	—	17.5	—
450	27.5	35.2	24.0	28.0	n. b	n. b
500	27.0	31.9	18.0	19.0	14.9	n. b
	—	—	—	—	16.8	—
550	19.5	23.6	5.0	5.0	26.8	n. b
	(5回冷間加工焼鈍, 焼戻後0.2mm加工)					
400	43.0	42.8	41.0	42.0	14.9	12.7
	—	—	—	—	15.7	12.8
450	41.2	37.8	32.0	34.0	n. b	n. b
500	35.8	34.7	22.0	18.0	12.7	11.7
	—	—	—	—	13.1	11.3
550	31.4	31.4	8.0	7.0	20.4	14.7
	—	—	—	—	18.4	14.3

鋼種3は4よりも冷間加工によりクリープ強度が著しく減少し最後の焼戻により再び増加してゐる兩鋼種の差異は熱間壓延、焼戻のみの場合に於て特に顯著である。

5回冷間加工焼鈍した状態に於ては鋼種4は500°C以下で良い性質を示し500°C以上では3も4も何れも悪くなって居る、5回冷間加工し焼戻を行つたものは兩者共殆んど差異が見られぬ。

以上の試験結果から考察するとクリープ強度は熱間壓延し焼戻した場合が最高でこの場合組織は不規則な層状パーライトで500°Cで24~32kg/mm²を示してゐる、何回か冷間加工を繰返すと組織はフェライト中に層状パーライト及び球状セメントイトとなりクリープ強度は低下し500°Cで18~19kg/mm²となる、然し最後の焼戻を施した鋼種3は500°Cで22kg/mm²を示す、斯くの如く冷間加工焼鈍を行つたものが冷間加工焼戻を行つたものよりクリープ強度が低い理由は冷間加工により一部内部弛みを來し一部緊張を來す爲によるのである。

球状セメンタイトはクリープ強度に悪影響を及ぼすもので M_0 は焼戻の安定性を増加せしめる。C. H. M. Jenkins, H. J. Tapsell 氏等の研究によると 500 時間の試験で M_0 を含み焼戻せる鋼は 550°C 迄全然セメンタイトの球状化は起らないと云はれて居るが第 3 表に示す如く 500~550°C 迄は焼戻したものと焼鈍したものの結果が明らかにこれを確証してゐる。

第 3 表で高温降伏点が 400°C 迄は餘り變らぬのは 400°C 迄はクリープの現れが少く 400°C 以上で明らかに示される爲めである。衝撃値は 400°C と 500°C の間で鋼種 3 は室温の場合の約半分に下り 20°C で 25~30 mkg/cm^2 のものが 12~15 mkg/cm^2 になって居る、斯くの如き靱性の減少は加熱による析出によるものでこの場合クリープ強度は上るわけである。(K)

7) 鐵及び鋼の性質並に物理冶金

フェライト —— 鼠鑄鐵中の所在と調節 (Bancroft, R. H. Dierker. A. H. Trans. Amer. Found. Ass. No. 6, Vol VIII. Dec. 1937) 鼠鑄鐵の顯微鏡組織の主要な要素はセメンタイト、フェライト、パーライト及び黒鉛である。フェライトは 1 個の相として普通は次の事より生ずると考へられる。即ち (1) 熔湯からの緩徐な冷却 (2) 高 Si 含量 (3) 高 C 含量 (4) 以上の組合せ。

普通 1/2" 断面の鑄物でパーライトを示すものでも、4" 断面の鑄物になれば冷却速度が激しく低下するので大なるフェライトの部分が出現する。冷却速度を一定にすれば Si 量を増す事に依りフェライトを出す事が出来る。

熟練した鑄造工は以上述べた如きフェライトの發生を熟知し、かくの如きフェライトを全然含まぬ製品を出して居る。然し此處にフェライトの第 2 型がある。これは以上述べたものとは全然異なる原因に依り發生する。

數年前著者の 1 人は極めて薄肉の部分が鼠鑄鐵としての正常組織を示す事なく、フェライトの大なる集合より成る事を見た。その研究の結果豫期に反し C 含量が正常以上の鑄物にフェライト塊の出現を見た。C 量が上ればフェライトは消失する。それでフェライトは C 含量の函数であるか否かが問題になる。著者等が此れに對し解結を與へんとした試みは極めて興味ある結果を與へた。

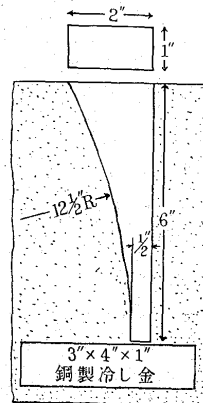
若し前述の現象が低炭素に依るか又は微量の他元素に依るかとは高炭素の純粋な合金は此のフェライトの特別な型のものとは全然與へない筈である。それで Mn 0.078%, S 0.014%, P 0.015% の高炭素合金が作られた。其の C と Si 量は次表の如くである。

合金番號	全 C 量%	Si 量%	合金番號	全 C 量%	Si 量%
1	4.31	0.27	5	4.34	1.02
2	4.58	0.47	6	4.32	1.26
3	4.58	0.67	7	4.22	1.40
4	4.40	0.87	8	4.19	1.71

試料の鑄造は圖の如き鑄型に行はれた。

以上の試料の顯微鏡組織研究により、No. 5, 6, 7 には所々に小なるフェライト塊を見たが一般に No. 1~7 までの鑄鐵には著るしいフェライト塊を見出されなかつた。然し No. 8 にて 2 つの明瞭な部分に特に遊離フェライトが多いのを見出した。其の一つの部分は比較的冷却速度の大なる部分、他は此れに反し全く小なる部分である。冷し金の附近には鑄鐵の模範的な急冷組織が見られ、それに接して大なる遊離フェライトが發生して居る部分を生じた。此處のフェライトは極めて微細化した黒鉛を伴て居る。急冷された一

端から更に遠い部分は正常パーライト組織が見られる。更に厚肉の所に来れば再び遊離フェライトを見出す。此處では巨粒の黒鉛を伴て居る。



誤解を避ける爲に急冷と微細な黒鉛を伴ふフェライトを一次フェライト、徐冷と巨粒黒鉛を伴ふものを二次フェライトと呼ぶ事にする。

以上述べた現象は市販の鑄鐵に於ても現はれるもので、此の事から正常なパーライト組織は冷却速度が或る狭い範囲内にある時のみ現はれるものであると言へる。それで断面が種々異つた鑄物の場合は正常パーライト組織を得る爲にその組成を變へねばならぬ。

既に述べた如く二次フェライトはよく知られ、且つ其の調節も行はれて居る。それなら一次フェライトに對しては如何になすべきであるか?

薄肉の部分に於ては C 量が正常以下になつた時一次フェライトが生じた事は述べた。著者の實驗から一次フェライトは Si 量が相當に高い時生ずる。それ故物理的性質を改善する爲に C を減じ Si を増すと云ふ普通の方法は一次フェライトの生成を増す傾向を持つと言へる。然しさうとばかりは限らないのである。今次の場合を見る。

	全 C 量%	Si%	Mn%	P%	S%
合金 26	3.00	1.36	0.48	0.02	0.04
合金 29	2.56	1.97	0.64	0.02	0.07

これを電氣爐で熔かし同一條件の下に鑄込んだ。此處に於て 1/2" 断面の比較的緩徐な冷却を受けたものは 26 も 29 も正常パーライト組織を與へる。1/4" の更に急速な冷却をなすものでは 26 の場合に一次フェライトを生じて居る。然し 29 の低 C 高 Si の 1/4" 試料は一次フェライトの存在せぬ組織を與へる。

以上の實驗から或る與へられた鑄鐵に於てパーライト組織を得る爲には或る狭い範囲の冷却速度がある。此れよりも速い時は一次フェライト又はセメンタイトを生じ、遅い時には二次フェライトを生ずる。

不幸にして一次フェライトと鐵中に存在する各元素との間には何等簡単な關係が見出されなかつた。著者等は勿論一次フェライトの生成を防止する何等かの合金元素を考へた。然し通常元素と合金した鐵は、合金せぬ場合と同様一次フェライト生成の感受性を示した。勿論切削性に影響する程他元素を加へれば一次フェライトは消失する。

使用中の鐵に對して此の一次フェライトが如何なる影響を及ぼすかと言へば Piston ring や Break shoe 等の如き磨耗を受ける物に於てはその磨耗に對する抵抗を著るしく低下する事である。

(S. O.)

合金鋼の機械的性質と使用破損の傾向との關係 (Schuster, L. W. Metallurgia Jan. 1938) 降伏點... 降伏點の使用は屢々設計の基礎とせられるが、使用中の破損は決して降伏點の値が不満足であつたからだと言ふ譯ではない。勿論降伏點の測定は極めて有用であり且柱や壓潰の危険ある部分には絶対に必要である。然し或る部分を設計する時、材料の性質が最も恐れて居る破損に對して充分に抵抗する如くでなければならぬ。故に機械部分の一般的設

計に於て、その基礎として降伏點をとる事は宜しくない。或る部分
が極めて苛酷な衝撃を受けるのであれば降伏點を上昇せしめる事は
豫期する事とは反對の結果を與へる。合金鋼の降伏點に關する重要
な反對論は、その値を例へ 115% も増加せしめても疲勞範圍は僅
かに 40% を上昇せしむるに過ぎないと言ふ事である。或る部分の
降伏點が低いと言ふ事は不利益である事は確かであるが最近に至
て、それが試料をして不連続點に於ける歪力集中を調整する事が出
來ると言ふ點に於て利益である事が證せられた。設計の一般的基礎
としての降伏點を使用する事は、其の測定が材料の基礎的性質を示
さず且多くの材料は降伏點を持たぬ故に不可である。熱處理を受け
た合金鋼は軟鋼に見られる如き明瞭な降伏點は持たぬ。

比例限界……此の問題に關し言ふべき事は降伏點に就き言た事
と同じである。使用中の破損が問題になつて居る時、比例限界の測
定は降伏點のそれよりも無價値である。又、此れは疲勞破損の機構
とは無關係で材料の少しの加工硬化に依ても自由に値を變へ得
る。

伸長性……種々の方法に依り得られた伸長性は最も重要な性質と
考へられて居る。然し如何なる測定法と雖も使用中の性質を決定す
る所の材料の眞の特性を與へないのである。結果から言て抗張試験
に依り得られた伸びに對する普通の解釋は恐らく最も不合理なも
のである。伸長性なる言葉が使はれる時其の意味は實際に於ては
抗張力試験に於ける斷面の減小により現はされる性質を言て居るの
である。同様な性質は近似的には無限小な標點距離上の伸びの測定
に依り得られるし又、屈撓試験片が折れる場合にも近似的に示され
る。故に伸長性と機械的性質の傾向とは何の關係も無いと言ふ事
が斷言出来る。勿論伸長性の良好な事は好ましいものである事は確
かであるが斷面減小が 60% のものと 40% のものがある場合前
者が使用破損の少い事は何の證明も無く實際には寧ろ反對の事さへ
起るのである。

屈撓試験……此の試験が正しく行はれる時、最初の割目は或る程
度の變形の後に起り、此の變形は近似的に抗張力試験の斷面減小か
ら計算出来るのである。若し伸長性を決定する爲に此の試験が行は
れたとすれば其れは無駄な事で正確な値は得られない。然し此の方
法は伸長性決定の爲には簡單で早い方法であるし、抗張試験から斷
面減小の得られない時などに用ひられる。製造の後期に於て常溫加
工を受けた材料に於ては此の試験は重要である。

疲勞試験……疑ひもなく疲勞試験に於て荷重をかける事は他の方
法よりも使用條件に近づき得る。然し普通の方法で決定される疲勞
強度は使用中破損の傾向を知る基準とはならず、材料の他の性質を
等閑視すべきでは無い。(S. O.)

熔接部に於ける Widmanstaetten 組織の研究 (Belaiew,
N. T. Séférian. M. D. Revue de Métallurgie, No. 12, Déc.
1937) 熔接部に於ける W 組織は熔接棒又は過熱せられる基金屬に
發生し得る。此の發生は熔接に當り課せられる熱サイクルに嚴密な
關係を持つ。即ち熔接の操作と其の方法及び熔接片の大きさと形が
其れである。著者等は此の 2 次的結晶を總べての熔接部分に見出
した。又酸素により切斷された部分にも見出した。一般に知られて居
る熱分布の状態から、オキシアセチレン熔接は W 組織を得るに最
良の條件を與へる事を知る。熔接せられた 1 個の試料につき W 組
織の發生の最初から最後に至る道程を觀察し得る。

著者等は 0.37% C の鋼に於てオキシアセチレン熔接を以て次の
如き觀察をなした。極めて激しい過熱を受ける部分に粗大な γ 鐵結

晶から α 鐵結晶の生成が起り、ソルバイトと共存する。過熱溫度
の上昇につれ其れと共に冷却速度も高くなるので同一の試料は α 鐵
結晶を現はすが其の有様は網目状になつたフェライトから 2~3 方
向に向けて更にフェライトが出て居る所の W 組織である。然し
W 組織としてのフェライトの析出は粒子のフェライトと何等の關
係も無い事がある。故に晶結には 2 つの階程のある事が豫想され
る。即ち層狀結晶の析出の後に過熱に依り新たなフェライトの析出が
起る。熔解した部分には再び完全な W 組織が見られる。

以上の觀察から W 組織の生成には次の各因子の影響あるものと
言へる。

—金屬の化學組成

— A_3 以上の到達した最高溫度 (過熱の條件)

— γ 相範圍に在る時間

—變態點通過の時の冷却速度

劈開面に平行に析出した結晶はフェライトとパーライトより成
る。各層間の距離 δ_0 に依り此のパーライトの本質の決定は實用上
にも極めて興味ある事である。著者の一人に依り研究せられた δ_0 の
値は、普通のパーライトでは熱處理の方法に依り 0.26~0.30 μ の間
に含まれる。其の鋼の硬度 Δ と δ_0 との間には次の關係がある。

$$\Delta \times \delta_0 = 79.59$$

トルスタイト、ソルバイト、オスモンダイト等にては δ_0 の値
は各々 0.10~0.15 μ , 0.15~0.25 μ , 0.15 μ である。

W 組織の層間距離を測定して見ると δ_0 は 0.22~0.26 μ であつ
た。故に

a) δ_0 がソルバイトの δ_0 即ち 0.25 μ 附近に在る時、ソルバ
イト型 Widmanstaetten 組織

b) δ_0 の値が 0.26 μ 以上なる時はパーライト型 Widmanst-
aetten 組織
と呼ぶ。

例へば 0.37% C の試料にては、パーライト型 W 組織は熔接部
附近と熔接部に見出された。C% の増加は δ_0 減少させる傾向を
持つ。

W 組織の生成に對する各種元素の影響を見る爲に著者等は先づ
C の % を種々に變へてその δ_0 と Δ を測定した。

鋼の種類	組成			
	C%	Mn%	Si%	
純鐵 {	アームコ	0.02	0.06	なし
	スエーデン	0.04	0.13	
軟鋼	0.19	0.32	痕跡	
半軟鋼	0.37	0.74	0.36	
半硬鋼	0.46	0.87	0.15	

1° 市販純鐵:—アームコ鐵やスエーデン鐵を熔接したり熔解し
たりすれば互粒フェライトを見る。Mn 量が増加すれば (C=0.25
%, Mn=1.30%) フェライトが W 組織になる。

2° 軟鋼:—軟鋼板 (C=0.19) の熔接はオキシアセチレン法と電
弧法が行はれた。オキシアセチレン法は、熔接棒として C=0.21%
のものを用ひた。W 組織は熔接部には現はれない。それは恐らく
熔接中に多量の C が燃焼して脱炭作用が行はれるからであらう。
(熔接後の C=0.07%)。W 組織は單に基金屬の熔接部近傍に現は
れるのみである。電弧法に於ても同じ結果を得た。オキシアセチ
レン法に依る W 組織は其の Δ と δ_0 の測定よりパーライト型 W 組織
である事を知る。此れに反し電弧法では $\delta_0=0.24 \mu$, $\Delta=165$ brinell

でソルバイト型 W 組織である。

3° 半軟鋼 ($C=0.37\%$): オキシアセチレン溶接法にて溶接棒は $C=0.20\%$, $Mn=0.73\%$, $Si=0.32\%$ の組成のものを用いたが W 組織は基金属にも溶接棒にも現はれた。

基金属の方はソルバイト型 W 組織, 溶接棒はパーライト型 W 組織を示した。電弧溶接の場合 W 組織は接合部近くの基金属に生ずる。然し此れはオキシアセチレンの場合よりも不明瞭である。ソルバイト型 W である。

4° 半硬鋼 ($C=0.43\%$): W 組織はオキシアセチレン法及び電弧法のいづれの場合にも現はれる。兩者共にソルバイト型 W 組織である。

其地添加元素の影響としては Cr-Mo 鋼に出現する W 組織は隕鐵に現はれるものによく類似して居る。Mn を含むものに在ては鋼の自己硬化作用の爲に W 組織は現はれない。

W 組織には必然的に鋼の脆弱性が起る。故に W 組織の發生を避ける爲にオキシアセチレン溶接法を用ひないのが良い。

(S. O.)

精油工場に於ける加熱用管 (Jean Dauvergne, Revue de Metallurgie, No. 12, Déc. 1938) Cracking 用管はその使用條件が極めて苛酷であるから例へば価格が高くても最良の品質で完全無缺な製造方法に依たものでなければならぬ。此の完全無缺な製造方法とは宛も軍艦の蒸氣罐や大砲の被甲の如きものの製造方法を意味する。壓延又は鍛造により丸棒となつた材料は最初旋盤にかけて表面を仕上げ次に穿孔する。

かくする事に依り管の各部に於ける厚みは一定で最初の弱點が使用中に膨れ上る様な事は無い。又他方、軸方向のあらゆる收縮孔の痕跡は全く避けられる。種々の壓延機にかけて高温で加工した後、常温引抜きによつて各部分の厚みを嚴重に一定にする。此の處理の前に材料は酸に依り表面を磨かれ如何なる微細な缺陷をも見出せる如くにする。

cracking 用管の使用中の状態……蒸氣罐の場合であれば管は丈夫である必要はないが少くとも 10 年間位には償却出来れば宜しい。然し屢々装置全體が使用に甚へなくなるまで保つものがある。石油蒸溜用材料に於てはさうでは無い。管に要求する事は出来る丈耐久性のある事及びその安全性に在る。然し此の安全性の概念は種々に解釋される。即ち幾分磨耗はするが決して破裂しない事を要求する事。此れは嚴密な調節の爲の幾度かの作業の休止と疑はしい管の交換を意味する。又或ひは管が作業中に割目の生ずる事は許すが重大な火災を惹起する激烈な爆發は避ける事等である。

然し常に斯の如き好都合の場合のみあるとは言へないので、さうであればこそ種々の思はぬ災害を生ずるのである。

完全な安全性とは破裂も磨耗もしない事である。故に先づ磨耗の點に就て考へて見よう。

此等の管は使用中に次の 3 つの影響を受ける。

1° 焔に依る酸化及び或る場合には Cracking される物質に依る内部腐蝕。

2° 温度と壓力の下における變形

3° 煤煙除去用器具の衝撃による磨耗

使用して或る時間を経た後、激しい輻射熱を受ける管は、其の熱を受ける方の側の厚みの一部分を失ふ。此處に興味ある事は酸化と變形の下に近似的に圓形を保て居る。それであるから厚みの一部を失ふ爲に斷面が eccentric になつて来る。此れから言へる事は管

の厚みを其場で測定する事は困難で正確には知り難いのである。事實内徑と外徑を測定して厚みを出す、その離心率がわからぬ爲に實際の最小の厚みは知られない。

軟鋼製 cracking 用管……著者は多くの精油工場を視察したが、其中 2 工場に於て軟鋼製管を使用して居た。技師の言に依れば其の成績は良好で、破裂する前に小なる割目を生じかくして危険に對する警告を與へるので具合が宜しいと言ふ。

然も最も酷烈な使用状態に於ける管は 8,000 時間しか保たぬし、他の多くのものは 16,000 時間を越える程度であるから、極軟鋼使用の經濟的意義を考へれば餘り香ばしくはない。即ち一般に 1 本の管の交換に要せられる手間賃は 1,000 フランであるとせられて居り、其れに對し更に作業休止に依る損害も考慮に入れねばならぬ。であるから極軟鋼が特殊鋼よりも廉價であるとしても、後者が前者より耐久性のある爲に其れ程利益にはならず寧ろ特殊鋼を使用した方が有利ではないかと考へられる。然し極軟鋼の有用性も抹殺は出来ない。此れは他の部分に使用して優良な成績を與へるのである。

特殊鋼製 cracking 用管……此れは主として蒸溜器に用ひられる。此の管の製造の爲に採用すべき最も有利な鋼の成分には種々ある。何故かと言へば機械と油の處理法は各工場に依り異り、cracking を受ける材料も又種々に異て居る。然し特に購入價格及びその償却費が議論されて居る。

アメリカ及びフランスに用ひられるものは

1. Mo 0.5% MSS 規格 No. 100 2. Cr 4~6%, Mo 0.5% MSS 規格 No. 200

第 1 のものはパーライト鋼でこれは少量の Mo を含む。第 2 のものは半フェライト鋼で主添加元素の他に Si, Al, V 等を、種々の性質を改善させる爲に加へてある。

Mo 0.5% のパーライト鋼——

1° C-Mo 鋼 (規格 No. 100) C-Mo を含む軟鋼は此の系列の最も簡單なものである。鋼中の Mo が性質を改善する事が知られてから主として蒸氣罐や過熱器に用ひられた。その組成は次の如くである。

	C	Si	S及P	Mn	Mo
Molybesco 鋼	0.140	0.090	≤0.020	0.460	0.540

然し以上の組成のものは一種の過渡的役割のみしか持たず、最近の Cr-Mo 鋼の方が經濟的であると思はれる。Mo は高價な元素であるが、少量の Cr の添加に依り著るしく其性質を改善する。

フランスに於て軟鋼の價格を 100 とせば、C-Mo 鋼は 170 位であるが其の使用上の點から言て後者が優る。最近アメリカにては cracking 用管に次の組成のものを製造して居る。

C	Si	S及びP	Mn	Mo	Cr	Ni
0.45	0.240	≤0.020	0.480	0.560	痕跡	0.125

2° Cr-Mo のパーライト鋼 フランスに於ける最新の精油工場に廣く用ひられるものである。25,000 t の戦艦 Saint-Denis 號にも使用されて居る。その組成は大略次の如くである。

C	Si	S及P	Mn	Cr	Mo
Chromesco I	0.150	0.100	≤0.020	0.800	0.500

此の場合適當な硬度と高温における安定性を保存する爲に Cr を此れ以上増加せしめぬ方が宜しい。此の鋼は加工、溶接は極めて容易である。價格は軟鋼 100 として 200 である。さて同じ温度に於て C-Mo 鋼の耐へる荷重の 3 倍以上耐へる。此れは安全率が 3 倍になつた事を意味する。他面、高温に於ける抵抗の急激な減少は 550

°C からは始まらない。即ち使用の場合に於て 50°C 以上の餘裕を持つ。

火焰に依る酸化に對する抵抗の問題は重要である。Chromesco I 鋼の抵抗を増す爲に鋼中に酸化性の元素を入れ自己保護作用を起させる事を求めた。その結果 Al の添加の良い事を知た。

3° Cr-Mo-Al パーライト鋼 Al 量を漸々添加して行く事に依り次の變化を觀察した。一方に於て高温に於ける強度は増加した。他面、酸化に對する抵抗は著るしく改良された。かくして次の組成を最良とした。

	C	Si	S及P	Mn	Cr	Mo	Al
Chromesco II 鋼	0.15	0.100	≤0.020	0.800	0.500	0.500	0.500

此の鋼の價格は 250 である。Chromesco II は 600°C まで良好な機械的性質を有し 18/8 鋼に匹敵する。

Cr 4~6%, Mo 0.5% の鋼——

アメリカ型の鋼 (規格 200)

此の規格の成分の tolerance は非常に狭いので製鋼業者は其の添加元素を變ずる事は出来ない位である。著者の鋼の組成は次の如くである。

	C	Si	S及P	Mn	Cr	Mo
EM-7 鋼	0.090	0.328	≤0.015	0.250	4.610	0.520

價格は比較的高く 350 である。其の火焰に對する抵抗は Chromesco I 及び II よりも大である。化學的抵抗も酸化雰囲気中で良好であるが、一般に複雑な雰囲気中では其の性質は良く知られて居ない。此の鋼の高温に於ける機械的抵抗は Cr-Mo 鋼よりも低い。何故かと言へば約 550°C に於て即ち略使用温度で再結晶が開始するからである。又其の組織はマルテンサイト組織で自己硬化、熔接の困難等の缺點を有する。故に精油工業に於て此の鋼は廣く用ひられて居るが果して有利か否かは疑はしい。

2° Cr 4~6%, Mo 0.5% へ更に Al を添加した鋼 1% 程度の Al 又は Si の添加は規格 200 の鋼の性質を著るしく改善する。鋼は半フェライト組織となり自己硬化現象を起さぬ。次の組成が推奨される。

	C	Si	S及P	Mn	Cr	Mo	Al
EM-8 鋼	0.070	1	≤0.015	0.300	5	0.500	1

此の鋼は 800°C 迄硫黄を含む煙中でさへも不銹性である。段々と廣く使用されつゝある。

18/8 不銹鋼の場合も考察したが價値は 1,000~1,200°C で高温における性質も精油工業用には不適當である。

以上から一般的な結論を出す事は出来ないが少くとも次の事は言へる。

1° 管中に含まれる流體の温度が 450~475°C を越える時軟鋼管を使用する事は危険である。

2° Cr-Mo 鋼に於て此の限界は 50°C である。且つ Al を添加した Chromesco II 型の Cr-Mo 鋼は最高 550°C に達する。故に此れは reforming 装置中の最も熱を受ける部分に宜しい。

腐蝕の問題に關しては

1° 簡単な加熱の各蒸溜器にては處理される材料の温度が比較的低いので普通の軟鋼を用ひ得る。然し腐蝕に依る磨耗は急速である。此れを改良する爲に Cr-Cu 鋼を用ひ得る。

2° 極めて高温で軟鋼が膨れ上たりする場合は Cr-Mo 鋼が推奨される。

3° craking 装置の天井等に用ひられる管は特殊鋼でなければならぬ。此の場合には 2 つが考へられる。

a) 極めて高温で、處理される材料が餘り腐蝕性でない時は即ち reforming の場合であるが、Al を少量含んだ Cr-Mo 鋼が宜しい。即ち Chromesco II である。機械的抵抗は最大で火焰に依る腐蝕に對する抵抗は充分且價格も廉い。

b) 處理される材料が 500°C を越さぬが腐蝕又は磨耗を嫌ふ場合は Cr 4~6% と Mo 0.5% の鋼が良結果を與へる。然し著者としては此れに更に Si と Al を加へて不銹性を増したものが好ましいと思ふ。

(S. O.)

1937 年に於ける合金鋼及び合金鐵 (James. C. Vignos. Blast furnace & Steel Plant. Jan. 1938) 1937 年度に於ける合金鋼の製造高は非常なる増加を示し數種の新しい鋼も發明されて居る。その一つは黒鉛化鋼でこれはパーライト可鍛鐵を改良したもので成分は全炭素量約 1.50% 珪素約 1.00% で電氣爐で入念に製造するのである。歴延後は過共析鋼で全炭素量の約 2.0% が微細に散在せる黒鉛として含有される、標準化及び燒鈍後は鼠鑄鐵の如く切削出來既に盛んに製造使用されつゝある。次に高抗張力低合金鋼であるがこの種の鋼は相當以前から種々の成分のものが製造されて居るが最近では成る可く合金成分を數少く簡單にする傾向があり熱處理を施して用ひるものとしては Cr, Ni, Mo V を種々の割合に配合したものが多く、強さに對して比較的輕くてよい爲め構造用鋼に廣く使用されて居る。

1937 年度に於て最も重要視すべき冶金學的進歩は平爐に於ける耐蝕鋼の製造である、以前はこれは中々困難な仕事と考へられて居たのである、然るにこの方法で出來た鋼は極めて優秀な性質を有しある點から見れば寧ろ電氣爐鋼より優て居るかも知れず今後尙一層の研究を重ねる必要がある。

18-8 の Ni を Mn で代用する事は既に研究されて居る事であるが此處に新しい成分の割合を二三示す。 a) Cr 12.00%, Mn 8.00%, Ni 4.00%。 b) Cr 16~19%, Mn 9~10%, Si 2~3%。 c) Cr 16~18%, Mn 9~10%, Ni 4%, Si 4%。

以上何れも 18-8 と同様な性質を有し使用目的によつては 18-8 より優て居るものもある、Mn 16%, Cr 7-9%, Mo 1% の耐蝕合金は大氣中の腐蝕及び酸類に對して 18-8 と同様の抵抗性がある爲め家庭用器具に好適である、尙加工も容易で銀色に輝き 18-8 より美麗で容易に研磨出來る。

最近の發明になる Cu 8~15%, Cr 15~28% の不銹鋼は含クロムフェライトの地に Cr 及び Fe を 2~3% 含有する Cu が析出して居る組織で機械的性質良好にして耐蝕性は 18-8 に匹敵する。この種の合金と黒鉛化鋼の比較は極めて興味ある問題である、炭化物の析出を阻止する爲め又は高クロム鋼の貫粒腐蝕の防止の爲めにはタンタラムを添加するとよい、尙この外に、Ti, Nb, V 等もよい。B も目下研究中であるが良結果を示して居る、不銹鋼中の N₂ の影響に關する研究も大分進んで居り現在では鋼中の N₂ を相當量除去し得る。

優秀な鋼を製造する爲めには製鋼中の C の至急分析が極めて大切な事で最新式の炭素定量計によれば約 2 分で定量出來る。

次に熔鋼の脱酸といふ事が製鋼上次第に重要性を増し従て脱酸劑たる鐵合金も進歩を來した、鋼の結晶粒の大きさ、非金屬介在物の大きさ及び状態を適當に調整して清淨なる鋼をつくり出す事が大切になつて來たのである、最近迄は脱酸劑の Al の爲めに出來るアルミナが非常に微細でこれが核となり結晶が微細化されるといふ説が盛んであつたが現在ではこれに代て脱酸の状態及び程度がオーステナイ

トの變態の際に析出する炭化物の結合状態に影響を及すといふ説が一方で唱へられて居る。この説は結晶粒の調整の目的の爲めに出來た新しい數種の合金鐵の使用によつて研究されたものでこの脱酸劑は脱酸の程度を調整するのに極めて具合がよい、この合金鐵は少量の Al が他の脱酸劑と固溶體になつて含有されて居り非常に熔融點が低いものが出來るのである、この脱酸劑を用ひると極めて清潔な鋼が出來均一性も良好となる。

脱酸生成物である非金属介在物は可視的のものより現在の器械では非可視的のものの方が影響大である。

次に酸性製鋼に於ては普通珪素鐵、マンガン鐵、を使用し相當量の珪酸及び硫化物の丸い介在物が出來るがこの際 Al 0.02% 程度の少量を加へると珪酸を含有する微細なアルミナの粒となると云はれて居る、酸素を含み硫化物は鐵と熔融點の低い共晶をつくりこれが凝固の際結晶粒に沿ふて薄い膜を張るか又は粒界に沿ふて微粒の鎖状のものをつくり鋼の靱性の減少の原因となる。

若し更に Al の添加量を増し 1t につき 2lbs の Al を添加すればこの低熔融點の共晶の組成は變化し從て凝固前後の様な状態の介在物は出來ず相當大きな介在物となりこれは靱性には殆んど影響を及さぬ、以上の理論は實際上或程度證明されたが未だ必しも常に良好な靱性を得ると許りは云へぬ状態である。今後この問題に關して一層の研究を要し 1938 年度に於て完成されん事を望む次第である。(M)

自動制御装置を具へたカナダの製鋼工場 (Charles Longenecker; B. F. & S. P. July 1937 p. 705) 鐵鋼の需要に應じてカナダ製鋼會社では能力 150t の平爐をオンタワオ州のハミルトンに建て製鋼事業を始めた、初湯は 6 月 28 日であつた、當製鋼會社は 10 工場をもちその内一つは平爐工場で他はハミルトンから送て來た鋼塊を壓延等して最後の仕上げをするのである。主成品はコークスで副産物は、銑鐵、半成品鋼、ワイヤーなどである。製鋼用としては 8) 基のコークス爐があり他に熔鑄爐 2 基平爐 11 基他に壓延工場がある。

現在活動してゐる平爐は最近の設計と工作によつて建設せられたものであつて、自動的で且燃料としては熔鑄爐ガスとコークス爐ガスとの混合ガスである、爐の特色は Mckune type のものである。

爐の主なる寸法 爐の全長さ 23,621mm 爐の幅 6,248mm 湯床の長さ 13,108mm 爐の幅 4,724mm 湯の深さ(約) 660mm 天井の厚さ 381mm

爐底は 76mm の絶縁物を置きその上に 2,286mm の粘土煉瓦を置きその上に塑性クロム混合物をもつて撞き固め、またその上を 15% のスラグを混ぜたマグネシヤでスタンプしてある、後壁は傾斜してゐて天井の煉瓦の上は 76mm の絶縁物を置いてある。

爐の兩端は特色あるもので空氣とガスは燃焼の初まる中央の口を通過して爐中に這入るし且この口は傾斜してゐて端から第 1 と第 2 番目との装入口との間の湯の面上に光輝を發しない焰——完全燃焼焰を導いてゐる。口の尖端は水冷してゐる、この中央の口の上に廢棄ガスならば蓄熱室に這入れるが焰はバルブで閉されるやうになつてゐる、かくの如く廢棄ガスは中央の穴やこの口を通過して爐から流出する。

コークス爐と高爐との混合ガスは 10" のパイプに依て爐の兩端から中央の穴に導かれてゐる、ガスは入口の後部で空氣と混合して燃焼が始まるが燃焼が非常に激しいので口の終りに達するところには既に完全燃焼してゐる、圖面(圖略)で判るやうに一つのスラグポケ

ットが二つの蓄熱室の役目をなす、各のポケットは巾 3,175mm 長さ 4,724mm で skew back に對しては高さは 1,981mm である。斷熱装置をしてある。爐は希望に從て發生爐ガスでも使用せられるやうにしてあるから二つの蓄熱室を設けてある。コークス爐や高爐ガス又は油で燃焼するときは二つの蓄熱室は空氣を熱するために用ひられる、これらの蓄熱室は重いコンクリート隅附の上に設けられた鋼製タンクに取付けられてゐる、發生爐ガスを熱するために用ひられる蓄熱室は幅 3,505mm 長さ 7,010mm で高さは床から 735mm である、空氣室は同一の高さと長さをもつてゐるがその幅は 4,902mm である二つの蓄熱室は完全に絶縁せられ煉瓦積の高さは 4,597mm である、煙突は高さ 54,861mm 直径は 2,133mm である。

ウエストヒートボイラー—蓄熱室と煙突との間に 577-hp のボイラーを置く、ガスは殆んど 593°C にボイラーに入り 26°C で出る吸込送風機でボイラーから出たガスを煙突に排出する、平爐が作業をしてゐなくてこのボイラーを利用したい時には補助用高爐ガスバナーを使用する。

操業——コークスガス高爐ガスは數年間當工場に種々の爐や平爐に使用して成功したものである、現在はこの混合ガスと平爐で使用してゐる、高爐ガスは 48" パイプでコークス爐ガスは 18" のパイプで平爐に供給せられた。この混合ガスは爐の端に水柱約 10' の壓力で 16" パイプで運ばれそこでこのパイプは 12" の支管に分歧しこれらが爐壁に入るときは再び 10" に減少せられる。空氣は靜壓 5" で 24,000cu/ft の送風機によつて蓄熱室に強壓せられる。空氣は 30" パイプを通過して送風機から流れ 20" のパイプを通過して小さな蓄熱室に分布せられ 30" のパイプに依て大きな蓄熱室に供給せられる。

爐の制御法——作業をなるべく自動的にするやうに設備してある單にボタンを押すことによつて何時でも自由にガスを變更しうるやうにしてある、自動溫度差調節用の檢熱器は空氣用蓄熱室のガスの出口に置いてあつて記録せられるやうになつてゐる。爐壓は爐の天井でとり調節はボイラーの出口にある、louvre damper を動かすこの壓力も記録せられる、ガスは自動的に調節せられるやうになつてゐる、空氣量もそれに應じて調節せられる、加之これらのガスの壓力は各のメーターで判る、パイロメーターで判斷調節して高爐ガス及びコークスガスの混合比を増減することによつてガスの btu を増減するやうになつてゐるのである。

高壓のコークスガスを燃すために使用する補助バナーは裝入直後熔解を促進するために使用し、これは中央のポートの上の端の方にある。熱が正常の状態になると停止する。

工場はオンタリオ湖の岸にあるから冷却水は豊かである、装入口やドアー及び補助バナーは冷却せられる。(4)鋼及び鍊鐵の製造)

(F. K. K.)

8) 非鐵金屬及び合金

化學組成に依り影響せられる洋銀の性質 (Egeberg, B. Promisel. N.E. Metal Industry U. S. A. Feb. 1938) 洋銀の普通の組成は Ni 15~20% Cu 62~67% Zn 殘部である。所が Cu の價格の上昇につれて Zn を以て Cu に代用せんとする傾向が出、其の爲に Cu と Zn との割合に於て如何なる點まで Zn を増加せしめ得るかを研究した。原料はいづれも電解の Cu Ni 及び Zn でガス加熱による坩堝爐を熔解に用ひた。鑄塊は總べて sound であつた。第 1 表は其の組成と Rockwell 硬度を示す。

第 I 表

合金	Cu	Ni	Zn	Rockwell B (鑄放しのまゝ)
A-11	81.0	19.0	0	12
A-3	77.0	19.0	4.0	15
A-4	72.3	17.7	10.0	16
A-5	66.3	19.0	14.7	26
A-6	64.0	18.2	17.8	29
A-7	56.6	18.5	24.9	34
A-8	51.6	19.0	29.4	42
A-9	41.3	16.9	41.8	82
A-10	29.8	16.1	54.1	100

此れより知られる如く 18% Ni 洋銀にて、Zn% の増加につれて硬度は徐々に増加し 30% Zn に至る。此の點から急激な硬度増加が起る。表面を仕上げしてから大體 10, 20, 35 及び 50% の常溫壓延を行た。合金 A-10 (54% Zn) は第 1 ロールで既に破斷してしまつた。A-9 では (42% Zn) 20% の壓延後割目を生じた。他は具合よく壓延された。Zn 含量の増加につれて加工硬化の度合は甚しい、

50% の常溫壓延後板は大體 0.35" の厚みであつた。此處で各板から 4 個の試料を切取て 1,000 1,200 1,400 及び 1,500°F にて焼鈍した。一般に、焼鈍せられた標準 18% Ni 洋銀 (65% Cu, 17% Zn) は普通 B 30~45 Rockwell の硬度 粒子直徑 0.025~0.037mm を持つが此の焼鈍温度は 1,200~1,350°F である。

第 II 表から知られる如く Zn% が高くなれば焼鈍温度も高くなる様である。所が 10% Zn の A-4 合金では 1,000~1,200°F の範圍でよく焼鈍され、25% Zn の A-7 合金では 1,400~1,450°F で焼鈍されるが此れ以上 Zn が増しても此の關係は成立たぬ。例へば 30% Zn (A-8) には適當な焼鈍温度が無い。何故かと言へば

第 II 表

合金	下記の各温度に於ける焼鈍後の Rockwell 硬度				下記の各温度に於ける焼鈍後の粒子直徑 mm			
	1,000°	1,200°	1,400°	1,500°F	1,000°	1,200°	1,400°	1,500°F
A-11(Znを含まず)	30	17	13	11	0.030
A-3 (4% Zn)	30	17	15	12	0.028	0.070
A-4 (10% Zn)	36	29	26	18	0.037
A-5 (14.7% Zn)	45	41	35	29	0.040	0.068
A-6 (17.8% Zn)	51	43	34	25	.013	..	0.040	0.055
A-7 (24.9% Zn)	62	53	44	37	.013	0.027	0.036
A-8 (29.4% Zn)	65	58	53	48	.013	0.047	0.052	0.080

1,200°F 以下であつても粒子が餘りに成長し過ぎるからである。又 1,500°F 以上では金属が軟化して不可ない。然し兎も角も焼鈍温度を第 III 表に與へた。以上の如く壓延焼鈍された板は更に 20% 50% 75% の常溫壓延をなした。此の試験からも Zn 含量が高くなれば與へられた壓延後の硬度増加は大である。以上の事より結論として

第 III 表

合金	A-11	A-3	A-4	A-5	A-6	A-7	A-8
焼鈍温度	1,250°F	1,250°F	1,250°F	1,300°F	1,300°F	1,400°F	1,250°F

(a) Zn 含量が増せば加工の途中屢々焼鈍せねばならぬ。その焼鈍温度も段々と高まる。

(b) 同様に高 Zn 含量の合金 (25% Zn 以上) になると焼鈍に依り餘り粒子が成長し過ぎて加工性を害する爲に焼鈍温度は逆に低くなる。

以上の 2 つの事實は互に相矛盾する性質のもので、18% Ni 洋銀

中の Cu 含量を決定する限界が此の 2 つを満足せしむるべく定められねばならぬ。此の限界は合金の用途に依り異なるであらうが、先づ Zn は 20% が最高と言へる。強い引抜きをする場合などは Zn は 10~15% 程度である。

著者は更に以上の實驗を工場内に於て實際に適用し、Zn 20% を限界として居る。(S. O.)

輕合金の使用中の破損 (Wood E. Metal Industry London Jan. 28, 1938) Al 合金より或る新式の航空用エンジンの各部分は、材料、製法、及び要求せられる能率に依り異なる。例へばピストンに於てはクランクケースとは製法に大なる差があり前者は熱歪に堪へ得る事を絶対必要條件として居る。即ち出来るだけ高温に於て高強度を持つ事である。所が後者の場合は、例へば高効率のエンジンでも 180~200°C の範圍に在るから高温で其れ程強力でなくとも宜しいが耐疲労性が高くなければならぬ。減速ギヤケースは常溫に於てギヤを通してプロペラーの捻力に耐へねばならぬ。更に多くの腕木、蓋及び補助物の箱等は材料の良否又は設計に對して極めて異な感受性を持つ。

ピストンの破損に就き 1 實例を述べるに、其の割目は複合疲労歪の典型的なものであつた。2 つのボス上の割目の對稱は顯著でその出發點即ち疲労核は各部に於て同一である。即ち小なるウェブの角にある。外側のウェブにも 2 次的な割目があるが此等は主要割目系に對して從屬的なものである。

靜的疲労の場合の表面とは全く異り且明瞭に區別出来る複合疲労歪の場合の表面は、鋼の實驗で見られた如き核から出て居る明瞭な疲労輪は見出されない。長い經驗と各破面の注意深い研究が、此の型の割目の由來に關する確實な推論を與へるものである。

單純な歪力の作用する時、例へば單純な "push-pull" の歪力が作用する場合の破損は明瞭な核を示し且疲労輪も微か乍ら見られる。然しかくの如き場合は稀である。以上論ぜられた破面の型が最も普通であるが略此れより大なる頻度を以て現はれるものが他に一つある。それは破面に假晶的な特徴の見られるものである。故に第 1 例は此の第 2 例の特別な場合であると最近に至て考へられるに至た。且つ第 2 例の破面は引張りと屈撓又は屈撓と捻力等が結合して作用する時に現はれるものであるとされて居る。

シリンダー胴部に於ける割目も經驗したが其の疲労痕はボルト穴から放射狀に出て居る。検査に依り胴部のマクロ組織が不良である事を知り、鑄造法を變更する事に依て此の種の割目を完全に防止し得た。

高抗張力合金の熱處理に由來する殘留内部歪の研究は極めて重要で破損の多くは此れが爲に生ずるものと考へられる。例へばクランクケースに生じた割目があるが此れの近くを鋸で引くと内部に向て自然割目が生じ、鋸で切られたその先端から發して油吸入孔の方へ向て居る。此の部分は 26~27 i/in^2 の抗張力を持つ合金を焼入、時効させたもので破面面積は約 1/4 in^2 であるから其處にある歪力は 6~8 i/in^2 でなければならぬ。熱處理中に部分的正常化を行ふ事に依りかくの如き困難は完全に克服された。

疲労破面の研究に於て第 1 になすべきは歪力集中點を探すに在

る。歪力集中なくして疲労破損はあり得ぬ事と斷言出来る。最高級の材料で完全な設計の下に行はれたものも例外は無い。著者は *Al-Cu* 合金ピストンの内側スチフナーウェブの厚み全體に亙り割目の起たのを見たが其の原因はウェブの端に押された検査係の刻印に歪力集中が起たのであつた。

若し割目を生じた試料が機械仕上、穿孔等を受けて居ないものなら一般的な設計だとか断面の變化のある部分に注意を拂ふべきである。鋭角の重要性は勿論言を俟たぬが單純なウェブからも割目は薄い方面へと伸びるものである。多孔性、夾雜物、收縮孔其他の材料の缺陷は歪力を高めるに役立つ。

著者は更に押出しピレット及び *Mg* 合金の破損に就き述べて居る。(S. O.)

Te 鉛 (Such I. H. Steel. Jan. 24, 1938) *Te* 鉛板、管及びコイルは硫酸又は亞硫酸其他 pickling の如く腐蝕性液を使用する工業に廣く用ひられる。鉛に對する微量の *Te* の添加は其の物理的組織を改善する事が顯著である。即ちより微細でより均一な粒子が得られ鉛の或るものに見られる粗粒は無い。かくの如く粒子が微細化する上に *Te* 鉛は高温で振動のある場合にも耐酸性が高い。抗張力も増加し且加工に依り相當硬化し、かくして振動や長期に亙る歪力の下に於て疲労を生ずる可能性が滅殺される。1 例として *Te* 鉛管を破裂させるに要する水壓は加工前よりも加工後の方が 75% も大である。通常の鉛の場合であれば over strain の 6 ヶ月後には僅かに 21% の増加しかなかつた。

機械的強度も試験したが其れに依ると 2 1/2" の管を、90°C の明礬液を流して居た *Sb* 鉛管と交換した。*Sb* 鉛管は使用 3 ヶ月後に曲がり且つ膨らんで来たが *Te* 鉛管は 2 ヶ年間も何等の變化なく使用に堪へた。

金屬の物理的特性及び耐蝕性は其の粒子の大きさに相當關係を有するものである。然し粒子の大きさは金屬が使用される温度に依り著るしい影響を受ける。それで壓延し 150°C で焼鈍された化學的純鉛と *Te* 鉛との粒子成長の研究がなされた。此の温度は通常の使用温度である。3/4" × 1/8" × 6" の試料は油中で焼鈍され、温度は自動調節により ±1°C の範圍まで正確に保たれた。適當な時間後に試料は取出され端の 1/2" が切取られ、顯微鏡により寫眞をとつた。粒子の大きさの測定は A. S. T. M. の標準に依た。

試料の處理	壓 延 板		試料の處理	壓 延 板	
	純鉛	<i>Te</i> 鉛		純鉛	<i>Te</i> 鉛
無 處 理	0.15 mm	0.065	3 ヶ月 150°C	0.15 mm	0.12
32日間 150°C	0.12	0.09	6 ヶ月 150°C	0.20	0.12

表に示す如く無處理の純鉛の粒子の大きさは *Te* 鉛の約 2 倍である。150°C で焼鈍すれば純鉛には最初の 3 ヶ月は何等變化がなく、3~6 ヶ月の間で粒子成長が開始し此の間に 33% の増加をなす。*Te* 鉛の場合粒子成長は焼鈍と共に開始し 3 ヶ月で平均 0.12 mm に達する。それ以上の處理で何等の變化を見ない。(S. O.)

アルミニウムの電氣傳導度 (Anderson; A. G. Electric Journal Sept. 1937. p 380) 純度 99.99% 以上の純 *Al* に他の添加元素を微量加へることに依り純 *Al* に及ぶ影響を研究したものである。添加元素は鐵 銀 金等でこれに依り一般的方則を見出さうとした。

合金を直径 64 cm の小圓筒に鑄造して、後直径 10 mm の棒に壓延し更に直径 8 mm に線引した。これを 320°C で 3 時間焼鈍してのち 24 時間経て 10°C にまで冷却して爐中から取出す。焼入試

料は 500°C に一時間保てのち冷水に焼入れする、以上のやうにして 320°C にて焼鈍した 99.99% の純 *Al* は純銅の電氣傳導度を 100% としてその 65.48% に相當した從來にない高傳導度を示したのである。

これから稍純度の落ちるものについて見るに 99.991% では 65.35%, 99.97% では 64.90% を示した。500°C から焼入れした試料は 64.3% でこれは熱處理による組織の變化のためである。さきの純 *Al* は再度鑄造して見たが電氣傳導度には變化がなかつた。

次に一元素添加せる場合及 *Si+Fe*, *Ti+V*, *Mg+Si*, の二元素を添加して焼鈍焼入れを試みたるに次の結果を得た。

純アルミニウムに添加せる元素名とその量 (%)	純銅を 100% として 20°C に於ける電氣傳導度			
	焼 鈍	焼 入		
<i>Fe</i>	0.22	64.05	63.65	
	0.61	63.45	63.05	
	0.99	62.95	62.75	
<i>Si</i>	0.05	64.70	64.60	
	0.54	64.60	56.80	
	0.975	63.85	53.85	
<i>Cu</i>	0.06	65.25	65.10	
	0.16	64.60	64.35	
	0.26	63.85	63.70	
<i>Zn</i>	0.24	65.05	64.80	
	0.78	63.90	63.75	
	1.00	63.40	63.30	
<i>Ni</i>	0.050	65.40	65.25	
	0.177	65.35	65.15	
	0.37	65.15	64.90	
<i>Mg</i>	0.01	65.25	65.20	
	0.1	64.04	63.95	
	1.40	49.50	49.40	
<i>Mn</i>	0.0048	65.25	65.10	
	0.016	64.30	64.25	
	0.026	63.50	63.40	
<i>V</i>	0.012	64.35	64.25	
	0.027	63.15	63.05	
	0.067	60.10	60.00	
<i>Ti</i>	0.010	64.70	64.65	
	0.015	64.25	64.20	
	0.022	63.95	63.90	
<i>Cr</i>	0.0025	65.35	65.20	
	0.0075	64.90	64.75	
	0.0125	64.40	64.25	
<i>Ag</i>	0.2	64.05	—	
<i>Au</i>	0.1	65.40	—	
<i>Ga</i>	0.05	65.40	—	
<i>Fe+Si</i>	0.21	0.09	64.20	—
	0.34	0.23	63.70	—
	0.41	0.31	63.55	—
<i>Ti+V</i>	0.005	0.0025	63.70	—
	0.015	0.0075	62.55	—
	0.010	0.002	63.45	—
<i>Mg+Si</i>	0.0175	0.01	64.95	64.95
	0.09	0.05	63.60	63.60
	0.44	0.25	63.20	63.20

結論——(1) *Au*, *Ni*, *Si*, *Fe*, *Zn*, *Ga* は殆ど影響を認めず。

(2) *Cu*, *Ag*, *Mg* はやゝ影響を認め

(3) *Ti*, *V*, *Mn*, *Cr* は著しい影響あり。

要するに 1 元素ではたいした影響はない、これは一般の豫想に反したことであるが 2 元素添加の場合は複化合物をつくつて電氣傳導度を低下せしめることが判た。(F)