

抄 録

1) 製鐵原料

ミネツト粉鑛及び其高爐粉塵燒結研究 (R. Baake, St. u. E. Oct. 15 & 22, 1931 p. 1277/83 & 1314/9) 獨逸鐵冶金協會高爐部會第 122 報告、クラウスタール鑛山大學承認學位論文。大戰後の獨逸鐵工業の經濟的難局に直面して、今迄廢物であつた多くのものを價値づける努力が拂はれる様になつた、ロートリンゲン地方の精鍊所の高爐粉塵も亦其迄け斯かる廢物であつた、燒結、精鍊には何等顧慮が拂はれて居なかつた、之を利用する企てを獨逸で最初にしたのは、ザール地方にあるレヒリング鐵鋼會社である、彼等は自己の炭坑及び鑛山を失ひて特に苦境に陥つたのが斯かる開發の原因となつたのである、鑛石は t 當り山渡して戦前 2.5 馬克なりしものが戦後 5.0 馬克で新所有主から購入せねばならなくなつた、ザール地方の石炭はウエストフアリア地方のより t 當り 5 馬克高價となつた、必然死活的努力が捧られた。

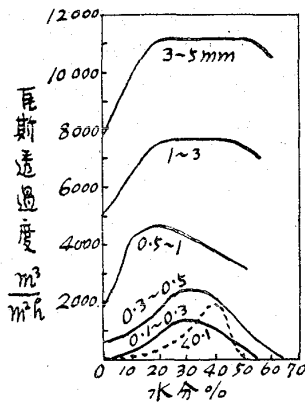
ミネツト鑛の高爐粉塵を用ひると、通常のミネツト鑛含滿俺量 0.22% に對し粉塵のは 1.40% で Mn 鑛石を特に加へる要なく、其燒結粒に依り骸炭は節約され、作業容易となる、鑛石を初めに使用する際に粉狀となることに顧慮せず最も適當なる大きさの粒子に割碎すると實際に骸炭の節約になる、篩ひ落された粉鑛を高爐粉塵と共に燒結すると作業經過良好で出銑量増加し高爐粉塵は減少させ得る。

粉鑛を篩ひ、高爐粉塵と共に燒結を行ひ使用實施の前と後との兩成績を比較すると、5 基各高爐の出銑量 24 h 當り 185 t から 230 t に増し、骸炭消費量は出銑量の 112% から 90% に減じた、尙 1931 年 3 月の成績ではトマス銑に對し 79.7% で行つて居る、粉塵の飛散は出銑量の 35% なりしものが 6% 以下に下り、歩留り 31.5% から 37.5% に上つた。

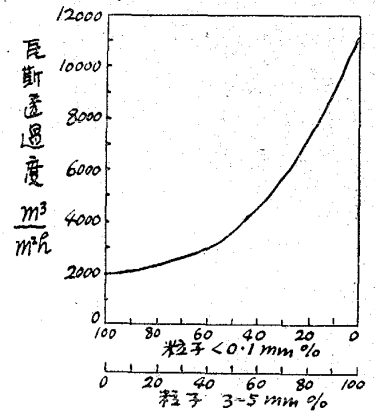
燒結の際層厚を大にすると燒結時間長くなり 24 h の出産量に於て大差なくなる、濕氣と瓦斯透過性との關係は第 1 圖の如くである、吸込壓力は同等の層厚で、同容積の瓦斯を透過させやうとすれば、粗粒子ならば、水柱

400mm でよいものが高爐粉塵であると 2,000mm を要する例がある、粒子が $<0.1mm$ のものと、3~5mm のものと種々の割合で混じたる場合、層厚 20 cm、吸込壓力水柱 400mm の時の例を第 2 圖で示す。(下井)

第1圖 水分と透過度曲線 (層厚20cm 水柱400mm)



第2圖 帶塵混合粒透過度 (層厚20cm 水柱400mm)



2) 耐火材、燃料及驗熱

熱的考察下の爐構造並に作業 (A. Schack, Arch Eisenhüttenwes. Oct. 1931. p193/208) 獨逸鐵冶金協會燃料部會第 155 報告、熱效率は先づ第一に二大損失を減少することに依り改善し得る、即ち壁損失と排氣損失、前者は輻射及び傳導熱並に爐自身に保持蓄積の熱である、輻射熱は、 $4.5F(t/100)^4$ Kcal/h、茲に F は m^2 、輻射間隙面積、 t は爐内絕對溫度、爐内溫度 $500^\circ C$ 以上では爐外溫度は考慮を要しない。傳導熱は $(t_i - t_L) / (0.06 + s_1/\lambda_1 + s_2/\lambda_2 + \dots)$ Kcal/ $m^2 h$ 、茲に t_i は爐内、 t_L は外氣溫度、 s は m 、各種耐火層厚、 λ は Kcal/ $mh^\circ C$ 、同傳導率。(1929 年發行著者文献参照)

熱の保護を有効にするには耐火度の高い材料の發達を要する、外氣は通常の煉瓦積の熱損失に對しては影響僅少である、排氣瓦斯に依る熱損失は作業溫度が高い程大で且つ熱の傳播と排氣の量とに關係する、熱の傳播は傳熱面が大なる程大で、燃燒瓦斯の速さが小なる程よい、しかし其爲瓦斯が冷される部分が出来てはならぬ、排氣量を小ならしめる爲には空氣の漏入を極減せねばならぬ、未燃燒物が排氣中に含まれると著しく損失を増大す

る、1% CO が排氣中にあると排氣の温度を 90°C 高いまゝで捨てるのと同様の損失がある、傳導に依る損失は絶縁材料に依り可なり減少させ得る、輻射を減じるには扉の開閉及び間隙に特別の注意を要する、爐が小であると特別良き耐火材料を使用することは無意味となる程度に輻射熱損失が大なる役割を演じる。

毎時間の瓦斯消費量は $(Q_N + Q_W) / (H_U + Q_V - A(C_{Pt_2} + p \cdot 2900))$ 、茲に Q_N は品物に與へる熱量、 Q_W は壁損失、 H_U は瓦斯熱量、 Q_V は豫熱熱量、 A は排氣標準状態の容積、 C_p は比熱 t_2 は排氣温度、 p は排氣中の $CO + H_2$ 。

鍛冶爐で毎時 1,000 kg 宛 1,300°C に加熱、排氣 1,350°C 壁損失を品物への熱量の 50% とし、962 Kcal/Nm³ の高爐瓦斯所要量は、 $V = 300,000 / (Q_V + 37) Nm^3/h$ 即ち寒冷瓦斯では $V = 8,100$ 、効率 2.6%、空気を 1,070°C 迄、或は空気を 680°C と同時に瓦斯を 300°C に豫熱すると $Q_V = 250$ 、 $V = 1,045$ 、効率 20%、此際節約された瓦斯の熱量と豫熱とに利用された熱量との比は 26.8 即ち此豫熱は 26.8 倍の効果があつた事になる、斯くして高爐瓦斯 1,000 Kcal の値が 1 錢とすれば回復熱量 1,000 Kcal は 26.8 錢の値がある、該炭爐瓦斯で熱量 4,125 Kcal/Nm³ 排氣量 4.8 Nm³/Nm³、寒冷瓦斯使用の効率 23.4%、空気のみ 800°C に豫熱すると効率 40.4% となり回復熱の効果瓦斯の 2.85 倍となる。(下井)

3) 銑鐵及鐵合金の製造

高爐へ乾燥送風論 (Wm. Mc Connachie, Blast Furnace. Oct. 1931 p. 1341/3) 乾燥送風に於ては通常の送風に對する燃料の 80% で濟むといふ記録がある、熱及び燃焼に對する物理學者の意見では如何なる場合でも節約の出來ると主張し得る條件としては此場合通常の通風中に含まれる水蒸汽の分解の際に吸収される熱量のみであつて此熱量たるや比較的小であるから乾燥に依る節約は一般的とは考へ得難い。著者の知る所によると此節約は、Jas. E. Johnson. Jr. 氏が主張して居る、氏の言に依れば、Ledebur & Bell 兩氏が高温送風を使用することに依りて得る不思議なる節約は完全なものではない。Johnson 氏の法則は廣く了解されて居り且つ有名なる冶金學者 How 教授、Richards 教授等の後援を得て居るものである、其故に深入りして審議することなくして傳へられて居る、此理論の根底となつて居るものは、燃焼温度が高くなると爐の熔解力が一層大となる、即ち温度の差が大となるから材料中へ傳へられる熱が一層急速に進むとの假定である、氏の計算に於ては送風の酸素

の一部分は C 以外のものとも化合すること及び出來た CO₂ 瓦斯は直ちに CO に還元されるのでは無いと云ふ事は考へて居ない、C が Fe と化合する場合は O₂ と化合する時よりも一層多量の熱を發生する、之は燃焼温度に影響を與へる。次に鐵石から脱酸を促すものを逐一考へる。空気を乾燥すると水素の生成量が減じるが之は比較的影響小である、爐燃料經濟に對しては省いてもよい。アルカリの青化物は最も有力なる還元性を有し爐内に多量存在して居るが鐵石還元の際に今迄あまり注意を惹かなかつた、Roberts Austen, Bunsen, Playfair 諸氏により其重要な事を認められた、生成原因及び生成箇所に就きての秩序立ちたる知識は近年得たものである、乾燥空気使用の場合は爐の上部が一層低温となり底部は一層高温となる、此場合青化物の生成及び作用は其爲に影響を受けるとは考へられぬ、且つ其場合温度の相異が關係する如くも思はれぬ。固形炭素によりて酸化鐵を還元するには比較的高温を要し爐の下部で行はれる、之は乾燥空気に依り利するとも思はれぬ。CO の作用は爐上部で行はれ大なる効果を與へる、之は温度に關係し C の析出に變化を與へる。80% の燃料で作業したる乾燥空気の場合は諸條件好都合なりし時の成績で、熱風を初めて使用したる場合の成績は種々場所及び條件に依り可なりの變化ありし事を考へに入れて兩者併せて吾人の参考としなければならぬ。(下井)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

377
ポットトップを用ひずして鋼塊の收縮管を除去する方法 (L. B. Lindemuth. Iron Age. Oct. 1, 1931, p. 879) 生成せる收縮管を特種のテルミットで充填熔接する方法である。熔接テルミット劑はその反應後に於いて原鑄塊と同一成分組織を持つ様に種々の鑄塊に對して特製されてゐるらしい。而して本法は炭素鋼のみならず耐蝕、耐熱、工具類の特種鋼及び青銅、ニッケル、モネルメタル等の非鐵金屬に迄應用されると云ふ。

其の操作は先づ何等のポットトップも使用すること無く普通の方法に依て鑄塊を造り之を冷却せしめる。そして注湯後凝固する迄に、豫め所要量の特種テルミットを入れた容器を、鑄塊の頭部へ載せる。此の容器はマグネサイトで裏塗された圓錐形の坩堝であつて、其の底に設けた口を鋼綿を以て軽く閉めてある。鑄塊の凝固が終る頃には容器中のテルミットが灼熱され 4,500~5,000°F の反應に依て生じた新しい熔融地金が鋼綿を熔解して鑄塊の頭面へ流出し收縮管の側壁竝に偏析部を熔解して完全な充填、熔接が行はれるのである。

著者に依れば凡て鋼塊は其の 2% に近い収縮管を生ずるが之は注湯温度に依て相違が有る。また此の新しい成生地金と原鑄塊地金との此化學成分の關係に就いては、著者に依ればテルミット地金の高熱は其の 4 倍重量の原鑄塊地金を熔解するが故に、最初テルミット劑の成分を所要成分の 1/2 とすれば上記反應後に於ける充填地金の成分と所要鑄塊成分との差異は僅か 1/10 に過ぎ無い。

本法はホットトップに比して次の利點が有る。(1) ホットトップでは鑄塊の収縮が自由でないから鑄型の膨脹及び鑄塊の縦収縮の爲に歪を惹起し龜裂を生ずるに至るが、本法には斯る危險が無い (2) ホットトップの鑄塊はその末端に廢部を生じ之が壓延時の際鋼材に播散捲込を起すが、本法にはかゝる現象が無いから壓延歩止りが良である。(3) 本法は鑄塊の大きさを問はず適用されるがホットトップは鑄塊の斷面積が増すに従ひその効果が薄く成る。

1 t 當 \$ 95 以上の金屬には本法を利用して經濟なりと云ふ。
(南波)

骸炭爐瓦斯使用平爐成績 (A. J. Ebner, Blast Furnace. Nov. 1931 p. 1459/61) 現在の平爐はシーメンス氏最初の設計を大部分踏襲して居る。之を別な式に變更する企ては種々行はれて居るがいつも不成功に終つて居る、其熱效率を擧げる爲に未熟高價な實驗は澤山行はれて居る、燃料經濟に成功したのもあるが其れを採用すると修繕費が高くなつたり或は生産量が減じたりして失敗する、實際上の進歩は各部の漸進的改良に俟つ以外飛び離れた成功をすることは困難である、其漸進的進歩の好例としては獨逸ドルトムンドのヘツシュ製鋼所がある。

此工場の爐は燃料經濟上からも修繕費からも生産量からも信用し得る良成績を擧げて居る、此工場の燃料は純骸炭爐瓦斯であるのが特色である、此瓦斯は他工場で試験しても燃焼困難であつた、獨逸國內の製鋼所で多年此瓦斯を使用して居る所では、一般に補助燃料としてタールを使つて居る。混合瓦斯を使用せる爐に比し操業困難で修繕費も燃料經濟も骸炭爐瓦斯のみのものは劣つて居た、輕き骸炭爐瓦斯は天井を匍ふ傾きがあり高温の光輝なき焰が出るのが調整困難である。ヘツシュの爐では此方面の進歩に成功し、著しく優秀なる成績を擧げて居る。ヘツシュ工場には 9 基の爐がある、即ち 30t × 5 + 100t × 3 + 150t × 1、但し 150t のみは可傾式である、蓄熱室、鐵滓溜、煙道、羽口、瓦斯燃焼裝置凡て同一形式である。燃料使用量は製鋼量 t 當り 9,300~10,400 ft³、其瓦斯の發熱量は ft³ 當り 527 b.t.u. 上記瓦斯消費量は全消

費量の平均であつて通常の出鋼間のみでは 8,390 即ち熱量 44 × 10⁶ b.t.u. である、發生爐瓦斯で 6.9 × 10⁶ b.t.u. の例がある、爐裝入物は屑鋼 75%、銑鐵 25% 但し後者は全熔解の 85% は熔銑を使用して居る。修繕程度は獨逸では製鋼 t 當りの煉瓦重量で表はす習慣であるがヘツシュ爐では 24 lb である、此内には、粘土珪砂、クロム、菱苦土石凡て含まれて居る、通常のもものは 46 lb なる例がある、扉、枠、羽口部の冷却水は製鋼 t 當り 1,580 gal、100 t 爐は實際 110~120 t を出して居る、回数は 24 h 當り 3.3 回、爐床面積平方呎當り毎時 68 lb に相當する、蓄熱室煉瓦取換は 1,200 熔解毎に行ふ。此形式は特許權を有して居る。
(下井)

5) 鑄造作業

離心鑄物 (Centrifugal Casting) の迴轉速度

(J. E. Hurst. Fou. Tra. Jou. Sept. 3, 1931 p. 145) 離心鑄物は其の厚さ及び片肉の程度が鑄型の迴轉速度に依て異なるから所要肉厚の鑄物を得るには此速度を決めてかゝらねばならない。

先づ之等の關係を理論的に求めて見る。迴轉軸が垂直である場合には第 1 圖に示す如く湯面は迴轉運動に依て拋物線の形をとる。今鑄型の速度を毎分 N 迴轉とすれば圖中斜線を施した部分の肉厚並に高さとの關係は次式で表はされる。

$$N = 423\sqrt{1/(r_1^2 - r_2^2)} \times \sqrt{H} \text{ (米單位, } c.m.)$$

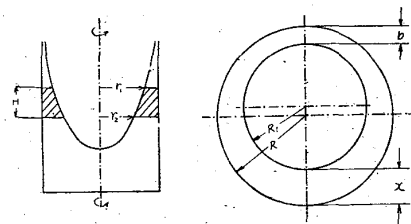
$$= 76.25\sqrt{1/(r_1^2 - r_2^2)} \times \sqrt{H} \text{ (英單位, } ft.)$$

即ち $r_1 - r_2 = 0$ となり肉厚に不同を生ぜぬためには無限大の迴轉速度を要し、其他の場合には $r_1 - r_2$ の限度に應じて上式より所要速度が定る。又迴轉軸が水平であれば第 2 圖に示す如く熔湯の重力の作用に依て上部と下部に b. 及び x なる片肉を生ずる。而して此の場合の迴轉速度は次式より求められる。

$$N = 300\sqrt{1/(R - R_1)} = 423\sqrt{1/(x - b)} \text{ (米單位, } c.m.)$$

$$= 54\sqrt{1/(R - R_1)} = 76.25\sqrt{1/(x - b)} \text{ (英單位 } ft.)$$

第 1 圖 第 2 圖



次に實際問題として迴轉型に注入された鎔湯は注入時の初速度、湯面と鑄型面に於ける摩擦、熔湯の内部摩擦等に依て迴轉速度を與へられるのであるが、此場合鎔湯

の冷却を考慮する必要があるから鑄型内に 鋳湯を均等に分布させるためには熔融状態に於いて 廻轉速度の作用力を受くる時間の長短がまた問題に入つて来る。即ち可及的永い間に熔融状態を保持して成る可く大きい 廻轉速度を受くるに如くはない。

湯面と鑄型面との摩擦力は熔湯に廻轉を興る 一因を成すが此の力の大きさは速度の2乗に比例し且接觸面の廣さに比例して大きく成る、従て鑄型面の状態が廻轉力に對して多少の影響が有る譯で實地工業に於ても此の目的のために鑄型面を粗くする方法が考案されてゐる。チェスター・クラーク (Chester Clark) の特許は其一例である。又鋳湯の内部摩擦(粘性)は加速度に影響を及し従て運動湯層の粘性、速度、接觸面積及び粘性係数の増加するに連れて鋳湯の廻轉力も大きく成る。大抵の合金は凝固時に其粘性を急に増加するもので此の影響は實際作業に於いて鋳湯の急激な加速を定める上に頗る重要である。實例を擧ぐれば厚物の鑄鐵を造る場合鋳湯が完全に凝固するには相當の時間がかゝり、水平軸の廻轉型に注入された鋳湯は直ぐには型の全面に行渡らずに時間が経過し温度が降るに従て次第に廻轉運動が激しく成る、従て此の場合注湯を緩かにするか或は低温にすれば 高温の場合に比して小さい 廻轉速度で可成の厚物を鑄造する事が出来る。ラボード (Lavaud) の方法は其の一例で鑄型を重板式にして其冷却を容易ならしめたものである。6' 徑の鑄鐵管を造るに普通の鑄型を以てすれば毎分 1,200 廻轉の速度を要するのに對して本法を用れば毎分 600 廻轉の速度で足りると云ふ。

注入時の鋳湯は初速度を持つのが普通である。若し初速度が注入點に於いて廻轉型の速度と同一の大き及び方向を有すれば鋳湯を加速する時間が零と成り前述の表面摩擦及粘性の關係は問題で無いが普通は注入點に依て鋳

湯の初速度と終速度とは相違する。例へば水平軸の場合其の關係は $S=ut+\frac{1}{2}gt^2$ $V^2=u^2+2gS$ にて表される。式中 V = 終速度、 u = 初速度、 g = 動に依る加速度、 t = 時間、 S = 注入點と鑄型面との距離を示す。要之に注入状態、鑄型の表面及び其材料(砂型、金型)は鑄鐵の廻轉速度まで鋳湯を加速する時間を決定する上に極めて重要である。第 1 表に廻轉速度の實例を示す。(南波)

熔融金屬の冷却及び凝固經過の計算的考察

(C. Schwarz, Arch. Eisenhüttenwes. Oct. 1931, p. 177/91) 獨逸鐵冶金協會製鋼部會第 217 報告、此論文の前編と稱す可き第 216 報告に於て述べたる計算の基礎的假定の内、鋼塊と鑄型との間の空隙の熱傳導に對する抵抗を考慮に入れなかつた事と、今一つ接觸部双方の面が無限に延長されて居るものとした事とは、實際の場合と最も大なる相違を來すものである、本論文に於ては鋼塊と鑄型との間隙及び限定空間内に於ける 物體の冷却を考察した。

空隙の問題は 2 種として考へ得る、第 1 は鑄型内面へ塗料を塗布せる場合、之は鑄込みの際既に空隙として存在して居るものである、第 2 は鋼塊が凝固し始めて後鑄型から離れる場合起る、塗料を塗布すると熱が外部へ傳はるのが妨げられる、其塗料の量と性質とに依りて有效となる場合と鋼塊に氣泡を藏せしむる場合とが起る、良質の塗料は瓦斯の發散少い、凡ての塗料は成分鋼塊に炭素を興へる傾向がある。

數學的基礎から空間的限定體の凝固冷却經過を總括することは容易のことでない、其故所謂根元法則を示すことに避難所を求めたる事は齋藤氏もシュミット氏も同様であつて止むを得ない。兩氏の方法では凝固の際突然熱の根元を持つて來たとして出發して居る。

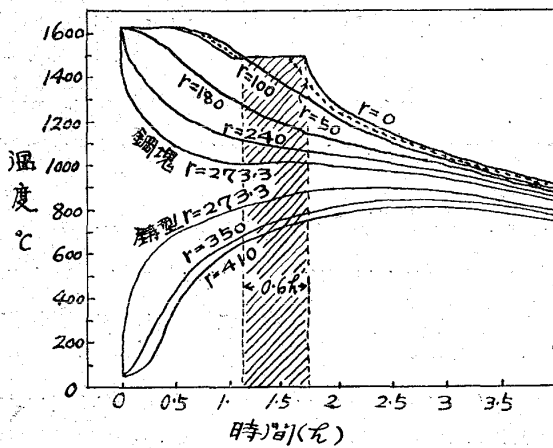
鋼塊を 2 種比較した、一つは通常のもの、他はハルメト式加壓鋼塊、前者

方 法	廻轉軸	鑄型材料	鑄造物	廻轉速度	直徑	其他
Lavaud	—	金 型	パイプ	550~750	6"	徑12" 迄速度一定
Lavaud	—	金 型	パイプ	250	30cm~	—
Lavaud	—	金 型	パイプ	750	8"	—
Lavaud	—	金 型	パイプ	300~500	—	—
Cammen	水 平	金 型	チューブ	$\frac{1,675}{\sqrt{R}}$	R=内徑、吋	壓力一定
Chester Clark	水 平	金 型	キュープロ ニツケル	\sqrt{R} 1,050	14"	内徑か外徑か不明
Saud Span	—	砂 型	パイプ	1,550	R=内徑、吋	—
Millsbaugh	水 平	金 型	チューブ	\sqrt{R} 1,000	14 $\frac{3}{4}$ "×15/16"厚	12"-1 $\frac{1}{2}$ "長
Wasson	垂 直	砂 型	ピストン リング	300	8"~17"	壓力 100lb/□" 鑄型は特別の設計 に依る
Lavaud	—	金 型	パイプ	600	6"	—
Saud Span	—	砂 型	パイプ	900	6"	—
David Brown	垂 直	鋼及砂 中子	ブロンズ	450~950	—	最小壓力45lb/□"

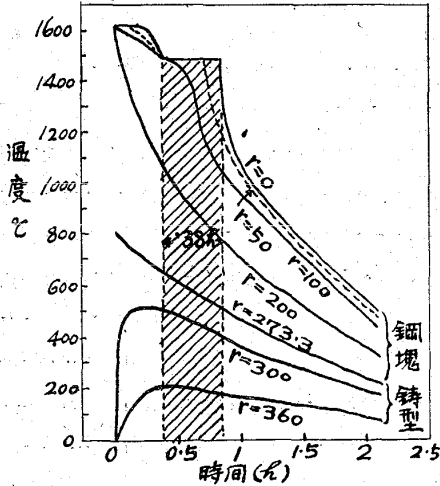
塊、前者は鋼塊と鑄型との間に平均 2 mm の空隙を生じた場合、後者は空隙 0 の場合である、共に鑄込温

度 1,620°C、凝固溫度 1,491°C、前者は鑄鐵鑄型に鑄込む、熔鋼と凝固鋼との平均熱傳導率 23.5 Kcal/mh°C、比熱 0.182 Kcal/kg°C、比重 7,250 kg/m³、鑄型鑄鐵の熱傳導率 25 Kcal/mh°C、比熱 0.14 Kcal/kg°C、比重 7,200 kg/m³、鋼塊直徑 546.6 mm、鑄型外徑 820 mm、鑄型豫熱溫度 50°C、平均空隙 2mm の平均溫度 800°C、其空隙の熱傳播數 260 Kcal/hm²°C、加壓鋼塊の鑄型は外側溫度 0°C に常に一定に保持し得る様冷却を施した、鑄型は鑄鋼で出來得る限り急冷する如くした。前者凝固速度は約 0.2cm/min、後者の平均速度は 0.42 cm/min である。第 1 圖は前者、第 2 圖は後者の種々の同心圓に於ける

第 1 圖 通常鋼塊冷却曲線



第 2 圖 ハルト鋼塊冷却



溫度時間關係曲線を表はしたものである。熔融狀態から凝固する際、或る時間溫度が一定に保持される部分があるのが圖に於て明瞭である。本文の終りには委員會に於ける諸名士討論の記事が附してある。(下井)

6) 鍛鍊及び熱處理並に各種仕上法

カドミウム鍍金の着色法 (H. Krause, Z. Metallk. Oct. 1931 p. 283/5) 獨逸金屬協會發表論文、Cd 被覆は

防銹として良好で硝酸以外の稀薄酸並にアルカリ溶液に耐ゆる性質及び美しき銀色を表はす點に於て Zn 被覆に優り、非鐵金屬の電氣鍍金に應用される、特に一層安價なる金屬器具を輸出する場合銀鍍金は耐久性は別として、極めて薄く被覆するとしても關稅が重くかかるから、尙更 Cd 鍍金が望ましき事になる、本文では種々の着色法實驗の結果並に其腐蝕成績を發表した。金屬器具工業品に古銀色及び褐色を與へ、光學機械工業品に黑色を應用する範圍は廣く存して居る。先づ他の金屬に對する着色法を行ふ溶液が此 Cd 被覆物を着色する際流用出來ぬかを檢した、しかし見込は無い、只次亜アンチモン酸曹達及び五硫化アンチモンが貧弱な色を與へたのみである。

鹽素酸鹽煤染法としては硫酸銅 125g、鹽酸加里 60g を 1 l の水に溶解する、之は Zn の着色にも利用出来る黒褐色の初級酸化銅及び黑色の酸化銅が出来る、Cd は硫酸稀釋溶液には難溶、鹽酸稀釋溶液には可溶、硝酸稀釋溶液には強溶、故に硫酸銅の代りに硝酸銅 35~40g を用ひるのが最良、又鹽酸加里の代りに鹽素酸曹達 52g を加へてもよい。次に萬能煤染と稱する過滿俺酸鹽煤染では褐色にする、之に通常加へる白銅鹽素は效を表はさぬ、此配合は 1 l の水に硝酸銅 10~15g、過滿俺酸加里 2.5g を溶かし、60°C 以上に保つ。黑色にするには前液の方が容易である。之等の着色法は銅の析出に基くもので Cd 被覆の防銹效果を減少する虞がある。Cd 化合物が出来る様な方法を考へた。過滿俺酸加里 160g/l 以上に、50 g/l の硝酸カドミウムを加へると眞鍮及び淡黃褐色を與へ、黒褐色を得る爲には 100g 以上、良結果を得るには 200~250g/l を要する。硫酸鐵或は鹽化鐵を約 16 g/l 觸媒として加へると一層短時間に着色可能となる。

防銹試驗として (1)雨期に 3 ヶ月間屋上に晒した、(2)毎時間 10 分宛 20% 鹽水を注いだ、(3)毎時間 1 分宛 20% 鹽水中に浸した、屋上に晒した試料中の或るものは、26 日後に凹所に、36 日後縁に銹を生じ、又他の或るものは 77 日後に凹所に銹を生じた、又着色しないで單に Cd を被覆せるのみのものでは容易に銹を生じた、他の 31 ヶの試料は何等銹を生じなかつた。鹽水を注いだものは水滴が大であつた爲にも因るが、11h 後に色が消え銅の沈澱が露はれて後甚だしく銹を生じた、鹽水に浸したものは黑色が幾分よく保たれた、少數のものは 11h 後、大部分は 19h~39h 後初めて色が變り其後甚だしく銹を生じた。銅鹽素を使はないで過滿俺酸加里、硝酸カドミウム及び少量の鐵鹽を使用したる褐色の試料は鹽水を注いだものでも、平均 35h 後初めて縞模様が出来たが Cd の沈澱は害されず漸く 100h 後初めて斑點の銹が出

来た、鹽水に浸したものは 69h 後下縁及び凹所に所々色の消えた部分が出来、其下の Cd の生地が露れたが銹は 100h 後尙生じなかつた。Cd の沈澱層厚は単位 dm^2 に對し 0.5g 以上は着色保持上必要でない。(下井)

35 モーネルメタル熔接 (F. Schüppel & W. Kästner, Z. Metallk. Oct. 1931 p. 286/9) 瓦斯熔接、電氣抵抗熔接、電弧熔接の比較並に其等に對する各種腐蝕液の反應程度と抗張試験との關係を調査した。

酸素アセチレン熔接は良成績を擧げ得るが、實際種々の考慮を拂はねばならぬ、熔接はアスベストの如き熱の不良導體の上に置いて施工せねばならぬ、且つ熔接箇所は絶えず全く酸化せぬ様に還元焰で覆はねばならぬ、熔接器は鋼材用と同様の大きさのものでよい、未熟なる熔接者は一層大なるものを使用し、焰を大にし之でよく其箇所を包む様にせねばならぬ、熔接線は熔接箇所に接近させるのがよい、而して熔接の全く終る迄近づけ置くを要する、中止して再び開始し又は滴入すると氣泡が出来る、熔接剤を使用することは良結果を持ち來さぬ、少し練習すると 100% の抗張力は得難くない。鋼材 3mm 及び 1.42mm のものを熔接して本體の抗張力 52~54 kg/mm^2 に對し熔接部は 34~50 kg/mm^2 を示し、3mm のものよりも 1.42mm のものの方が成績良好であつた。熔接箇所を顯微鏡で見ると鑄物組織が表はれて居る、鑄物の抗張力はフランクフルトのモーネルメタル會社の發表では 30~40 kg/mm^2 である、熔接したものの方が組織幾分微細である、通常のモーネルメタル鋼の組織は純白銅の組織に似て居る。

電氣抵抗熔接はシーメンス製重ね接ぎ機械に依りたるものは 15 kva、220 v の容量で 1.42mm は熔接出来るが 3mm のものは一般には出来ぬ、此電氣抵抗熔接では幾分一層高價となり継ぎ目が手際よく行かぬので特別の場合にのみ使用し得る。電弧熔接は交流よりも直流の方がよく、鋼熔接と反對に金屬の方を陰極とする。

概して瓦斯熔接が最適である。實際の要求に出来るだけ合致する如く研究を進める爲、染料關係の部分品に多く使用される關係上、其方面の反應試験として種々の溶液に數週乃至數ヶ月浸し其後抗張試験を行つた、熔接箇所は本體同様の腐蝕抵抗力を有して居る、抗張力の小なるものは熔接の不充分のもののみであつた。(下井)

43 18-8 合金の熔接 (G. Van Dyke, Weld. Eng. July, 1931, p. 29) 18-8 合金は Cr 18%, Ni 8% の Cr-Ni-Fe 合金にして、C は 0.15~0.06%、その他少量の Mn, Si を含有し、一名 "Allegheny Metal" と稱す。耐蝕性の大なるのみならず、熔接性も良好なる爲

非常に廣い用途を有つてゐる。

合金の耐蝕性は其の化學成分、製造法及び組織によつて決定せられるものであるから、其の熔接に際しては化學成分、組織等を變へない様にするのが肝要である。オキシアセチレン熔接を行ふに當りてはアセチレンと酸素の混合を充分注意しなければならない。若し酸素が過剰ならば合金中の Cr が酸化して成分に變化を來して耐蝕性を低下せしめ、又其の酸化物が熔融合金を沸騰せしめて熔接部を有孔性とし、不完全なものとなる。アセチレン過剰ならば、熔接部の C 量を増して、耐蝕性を減少すると共に熔接部を脆弱ならしむる缺點がある。従つて中性の火焰を作ること理想とするのであるが實際はアセチレンが僅かに過剰となる程度に兩瓦斯を混合してゐる。酸化を防ぐためには瓦斯トーチを出来るだけ熔接部に接近せしめる必要がある。又攪拌することは熔接部を有孔性たらしむる原因となるから避けねばならない。熔劑としては "Chromaloy" が適當で之を用ふると湯の流れが少々良好となり従つて進入も良く行はれる。電氣熔接を行ふには熔接棒を陽極とし電弧を短かくすればよい。電弧を短かくするのは酸化を防ぎ、湯の進入を均一ならしむるためである。

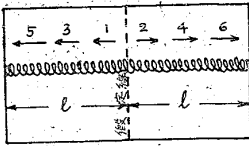
18-8 合金熔接の一般的法則としては先づ第一に表面の酸化膜を除去することである。これは機械的に除去することもあり又化學的に除去することもある。化學的に除去するには 1:1 の割合に HNO_3 と HCl を混合せる液にて酸化物を除去し、次に酸を除くために水で洗滌したる後、石鹼と曹達、アンモニア、アルカリの水溶液を用ひてよく洗滌す。此の合金は 950~1,550°F に加熱せられると固溶體として含有せられて居る C が分相を始め次に Fe_3C 或ひは鐵クロム炭化物となりて結晶粒の境界面に集る。然るときは HNO_3 、温鹽水、硫酸銅溶液に對する抵抗力が減少せられる。熔接に際し熔接部の付近が上記の溫度に熱せられ、そのために炭化物の發生を起すことは都合の悪いことであるが薄物の熔接に於てはこの不都合は起らない。若し斯の如き現象の現れた時は一度 1,950°F に熱して急冷すれば除去することが出来る。此の場合の冷却速度其の他は熔接材の厚さによつて決定せられるものである。(垣内)

46 電氣熔接の歪防止法 (福田烈、造船協會々誌昭 6、10 月 No. 48 151 頁) 電氣熔接で最も困る問題は電弧熱や、デポジットメタルの凝固に原因されて歪を生ずる事である。熔接後其の歪を修正するには不經濟なるが故に最初より歪を生じぬ様に熔接する事が肝要である。著者は軟鋼材に就き實驗の結果より其の良法を紹介してゐ

る。

1) 對稱法。第 1 圖に示す如く熔接物上に設くる適當

第 1 圖



な假定線に對して對稱の順序及び形と成る様に熔接して歪か互に干渉し打消す様に仕向ける方法である。此場合 1 回の熔接の長さを

6" 位に止め、且 1 人で兩側を順次に行ふよりも 2 人して同時に行ふがよい。

2) 抑制法。スチフナー、抑へ金、其他特別な抑制機構に依つて歪の爲に鋼板が持上らんとするのを抑へ付ける方法である。

3) 水冷却法。例へば 2 個の軟鋼板を熔接する場合熱容量が小さい方を水束で冷やす方法であつてデポジットメタルには絶対に懸けぬ様に注意すれば鋼材の性質を害すること無く正しく熔接する事が出来る。炭素量が 0.29% 以上のものに不向きと考へられる。

4) 多層法。鋼材が自由に延伸出来ない場所に最適の方法であつて、一度に多量の熱を與へない目的で徑 1.5 mm~2.5 mm の細い熔接棒を使用して幾回も徐々に層を重ねて熔接するのである。之等小徑の熔接棒の長さは 9' 位を適當とする。

5) 導熱法。銅板、水容器等と使用して熔接に依り發生する熱を他へ導く方法である。

6) 逆歪法。歪を生じて後丁度好い所要の形狀に成る如く最初より鋼材に逆の歪を與へて置いて熔接する方法である。

完全に歪を防止する爲には場合々々に應じ以上の諸法を適宜に組合せて作業を行ひ且次の諸項に注意する事が必要である。

1) 熔接棒自身の炭素量は原金屬よりも低くする必要があるが餘り少いと歪を大きくする。従て坊間によくある極めて低炭素の熔接棒は軟鋼板には不適當である。

2) 熔接棒の太さは必しも鋼板の厚さに依らず事情の許す限り細い方を適當とする。

3) 熔接部の形狀は完全な入込を行ふだけの餘裕が有れば可及的デポジットメタルの量が少くなる様にすることが良い。

4) 電流の強さは少い目に持つて行くを可とする。又直流よりも交流の方が歪を少なくする様である。(南波)

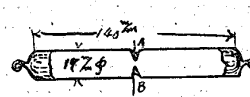
亞鉛鍍に關する考察 (H. Grubitsch; - stahl u. Eisen 3. Sep. 1931.) 鐵が熔融せる亞鉛に熔入する状態を明かにせんとす、鐵及び亞鉛の化學成分的關係は暫くをき尤も簡單なる場合を撰びアームコ鐵とカールバム製

亞鉛の純粹なるもの間に起る反應を研究せり、その結果 410~480°C の間にては鐵の熔入は極く僅かなり 480°C~520°C では尤も盛んに行はれ再び溶入量は減じ一度 520°C にて極小を示しそれより溫度に比例して再び増大す。

鐵と亞鉛の反應は全く酸素のない窒素中にて行ひ鐵は完全に同表面積を有する様せり、若し鐵に僅少と雖も酸素存在すれば鍍金を妨害する恐れあるを以つて著者は實驗の前に豫め鍍金をなせり、即ち濃鹽酸にてピクリングをなし 500°C に熔解せる亞鉛中に 3 秒間浸したるものを使用せり、鐵片は圓筒狀にして表面積 170±10 cm² なり窒素は酸素を完全に洗ひ後硫酸にて乾燥せり。

反應は特別製の硝子瓶を使用せり(第 1 圖)中央に 4 本の脚を出し二つの室に區分す、内部を窒素のアトモス

第 1 圖

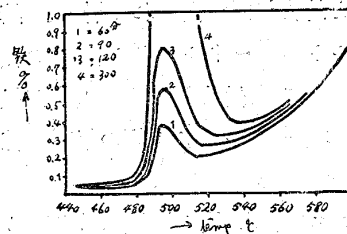


ファイヤとなし 2 室に別々に鐵及び亞鉛を入れ加熱す、

目的の溫度に達したるとき熔解せる亞鉛を鐵の方に流し一定時間出來うる限り均一に振盪す、その後直ちに鐵片と亞鉛を分離し亞鉛は流し出して分析に供す。

第 2 圖は亞鉛 10gr の場合に時間を變化せしめたるときの鐵の溶入量と溫度

第 2 圖

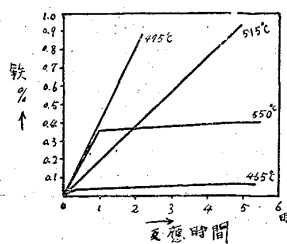


の關係を示す、即ち曲線 1 を見るときは 475°C までは殆んど溶入量に變化なきも 475~495°C は激しく 495°C にて極大

となりそれより下り 515°C にて一度極小を作り以後溫度に比例して再び増大す、反應時間を變更するもその形に於て殆んど相似形をなす。

第 3 圖はこの關係を更らに明かにせるものなり、即ち

第 3 圖



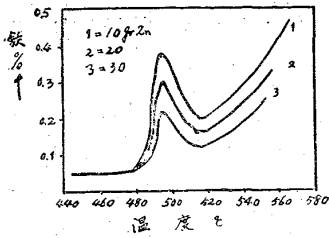
465°C にては鐵の熔入少し 550°C に於てもある程度以後は變化なきを示す、これに反し、495°C 及び 515°C に於ては時間と共に直線的に溶入量の増加するを示す。

第 4 圖は亞鉛の量を變化したる場合なり 430°C までは量の多少に係らず鐵のパーセンテージは同一なることを示す。

以上は亞鉛と鐵の熔入量の關係なれ共ここに考へざるべからざることには以上の熔入鐵は熔解鐵の全部にあらざ

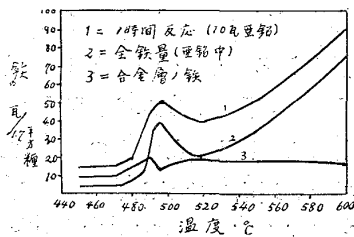
ることなり、この外に鐵と亞鉛は合金を作りて鐵の表面

第 4 圖



に層状をなして附着しあり、この量を決定せんがために實驗を行ひたり、即ち實驗前の鐵の重量を豫め計りをき實驗後合金層をアーセニツク・サルフェイドにて溶し去り乾燥して再び重量を求めその差を以て熔入鐵の總量となせ

第 5 圖



り次で第 2 圖に依る見掛上の鐵の量を計算し兩者の差異より合金中の鐵量を見出したり、第 5 圖はこの關係を示すこれによれば合金層は熔入量の

高き溫度範圍ほど少し。(鈴木)

36 飛行機用 Cr-Mo 鋼瓦斯熔接 (K. L. Zeyen, Kruppsche Monatsh. Aug/Sept. 1931 p. 214/23) 飛行機材としては軽く抗張力大なるものがよいから抗張力を比重で割りたる商で比較されるが尙其他摩耗、疲勞、衝擊、腐蝕、引火、熔接に對する諸性質を考慮すべきである。歐洲大戰前には木が使用されて居たが其後金屬に變り Al 合金例へばデニラルミンの如きものが使用されるに至つた、しかし後者は多くの場合不利益だとされるに至つた、即ち腐蝕性大で特に海水に對して弱い、尙焼入直後に於てのみ加工可能で高價且つ銼或は熔接に依る接續部が容易に腐蝕する。其次に現はれたものが Cr-Mo 鋼で之は容易に薄肉管或は薄板とすることが出來、特に熔接がうまく出来る、又適當なる成分のものは空中冷却で焼入可能である。熔接は瓦斯熔接がよい、電氣熔接よりも抗張力大で且つ薄肉のものには經濟的である。

試料は米國 S.A.E 4130 に似たもので熔接一層容易且つ境界部が餘分に硬化することを避ける目的で C=20~25%、Cr=13~15% の配合のものを加へ次の如くした、I C=0.15、Cr=0.88、Mo=0.57。II C=0.17、Cr=1.48、Mo=0.61。III C=0.20、Cr=1.30、Mo=0.0。IV C=0.34、Cr=1.03、Mo=0.28。其れに對する熱練は I 及び II は 900°C×10 分空冷+700°C×1h 空冷、III 及び IV は 920°C×10 分油冷+640°C×1h 空冷。熔接線は 4 種使用した、(A)材料と同質、(B)2%Cr 鋼線、(C)軟鐵線、(D)炭素鋼線。熔接材料は 1.2mm 厚みの鋼で熔接と熱練との組合せは次の如くした、(1)熔接前後共何等熱練を行はぬもの、(2)壓延のまゝで熔接した後熱練

(3)熱練後熔接のまゝ、(4)熱練後熔接し後再び熱練、斯くして硬度及び抗張試驗を比較した。炭素鋼線を使用のものは幾分抗張力低下するが接目部の硬度は高くならぬ、軟鐵線が勿論最も軟かくなる、炭素鋼線は流動性がよい、本體と同一材質の線よりも Cr 鋼線の方が軟かで且つ流動性も大である、材料としては II 及び III がよい I は抗張力低きに過ぎ IV は熔接後の延伸率一般に小で不同が出来る、硬度は熔接前に熱練を行ひ、熔接のまゝのものが低く出て居る。(下井)

38 壓延高級鋼材 (N. L. Deuble, Blast Furnace. Oct. 1931 p. 1348/52 & 1373) 普通鋼材は低炭素でサンドフイダー無し鋼塊から 2" 以上の棒鋼に直接壓延し其れ以下の細きものは其後疵はつりを行つて更に壓延するのが一般で單に取瓶分析を以て賣買する程度のものである、従つて本體分析は幾分一定の範圍外に出ることもあり表面の缺點、熱練狀態に對しては特定の條件は無い。

高炭素鋼及び合金鋼の如き高級鋼材にありては裏、湯界、裂痕、表面膨れの如き缺點なく、分析が正しく一定限界内にあるもので、熔鋼中に瓦斯除去劑を加へ、サンドフイダーを使用し、倒圓錐形の鋼塊から壓延し、通常頂部 15~25%、底部 3~10% 切り捨てる、鋼塊から壓延する場合溫度に敏感なる材料は凝固後直ちに加熱し冷却させない、尙ほ壓延後 24~72h 徐冷を行ふ、冷却後の鋼片は 6%の H₂SO₄ 90°C 溫溶液で酸化鐵を除去し表面検査を行ひ空氣鑿で疵はつりを再度の壓延にかぶさりの出來ぬ様に丁寧に行ふ、鑿にかゝらぬ硬さのものは研磨を以て代用する、再加熱の場合急熱すると内部に疵を生じる、760°C 位迄豫熱して後壓延溫度に上げる爐へ入れる、壓延の際は誘導具の疵、搔痕、かぶさり等壓延の故障は壓延機を止めて點檢、除去して工事を進める、出來たものを點檢して標準のものに合しない場合製品全部を檢しなければならぬ、取瓶分析を規格誤差 0.05% 以内に保持する事は困難である、同一の試料でも分析ヶ所を異にすると 0.02%~0.03% の差異は免れ得難い、特に高炭素鋼にありては其程度一層甚だしい、製品の疵の深さの點檢に一部分軸方向に徑の 1/2 乃至 2 倍壓縮して檢することもある、次の加工に移る前によく點檢しないで、次の加工後に判斷する場合、前後の狀況をよく調査せぬと正確を缺く。剪斷可能範圍は種々の條件により一定出來ぬ大なる機で無事剪斷し得て小なる機で生じることもある、刃の隙等にも關係する。マクロ腐蝕は 50% HCl 60°~80°C 溫溶液で行ふ、其時間は鋼材凡て同様には行かぬ、失敗した場合表面の深さ 1/4" 除去すべきである、腐蝕

の度が過ぎてても不適當である。顯微鏡寫眞は品物の大き種類により同一標準で判断することは出来ぬ。材質組織試験法としては尙マツケイデン法、皿形試料破断法、焼入深度法がある。(下井)

7) 鐵及び鋼の性質

0.75% 燒入炭素鋼の燒戻しに關する磁氣的研究 (G. A. Elliger: U. S. Bur. Stand., J. Res., 7, 1931, 441-451) 炭素鋼の燒入、燒戻し等に關する、本多、石原、齋藤、Heyn & Bauer, Maurer, Dearden & Benedicks Duell, Enlund, Sefing 氏等の既往の研究は、マルテンサイトと残留オーステナイトが、燒入炭素鋼の組成をなすを明かしてゐる。著者の試片は、0.75% C, 0.52% Mn, 0.12% Si, 0.018% P, 0.033% S, 0.08% Cr, 0.05% Ni, 0.06% Cu の平爐鋼で、6×10cm の棒材で、使用した装置は Sanford 氏 (同誌、2 (RP 50) 1929, 659) の用ひたる Astatic Magneto-meter の改良型で、一定の勵磁電流の下に、溫度に依る帶磁性の變化を測定した。測定範圍は 0-400°C、その結果に依れば、本試片は加熱と共に、急激に帶磁を増大する。これは α鐵中に過飽和に溶解せる炭素の析出に依つて、包藏された内力の除去が原因すると思はれる。燒戻しの効果は、加熱の溫度と時間との函數であるが、第一階梯は 200°C-6.5 時間で完了する。析出された炭素は、200-300°C でセメントサイトを構成すると考へられる。この反應は徐々に進行し、300°C で約 1 時間を必要とする。300-700°C では、特に目立つた磁氣的變化は起らない。従つて組成の上にも、變動がなく、セメントサイトの成長を見るのみである。235°C に於ける、帶磁の増加は、オーステナイトの分解を示すものであらう。この反應は、約 45 分で完了する。(前田)

モリブデン鑄鐵の機械的並に匍匐の性質 (C. H. Lorig & F. B. Dahle, Metals and Alloys. Oct. 1931) 此の報告は多くの研究者の實驗を集録したものである。

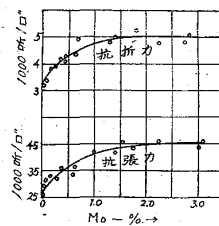
ブリネル硬度—Campion は鼠鑄鐵に Mo 1% を加へたところ硬度は減少した。Smalley は C 3.07%, Si 2.17%, Mn 0.56% の鐵に Mo 0.11% を添加せしが何等の効果なきことを報告してゐるが更に 0.5% Mo のものを作つた結果硬度を僅かに高めることが出来た。Smith & Aufderhaar は T.C. 3.32%, C.C. 0.65%, Si 2.18%, Mn 0.65%, P 0.37%, S 0.06% の鑄鐵に Mo を 3% 以下種々の量を添加して硬度の測定を行つた。その結果によれば Mo 0 のとき 207 B. H. N. のものが Mo を入れると共に硬度を高め Mo 3% に於ては 321 を示した。

其の後 C 3.66%, Si 1.61%, Mn 0.62% に 0.47% Mo を添加したところ B. H. N. は 179 より 207 に増加した。要するに Mo は硬度を僅かに増加する効果を有するものである。

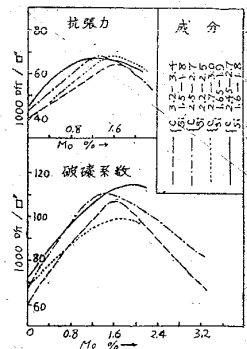
抗張力並に抗折力—Campion は同成分の鑄鐵に Mo 1% を加へ抗折力に於ては 2,136 lb/in², から 2,730 lb/in² に、(1 吋, 支點距離 12", 抗張力に於て 30,200 lb/in² から 39,400 lb/in² に増加した。Smalley は C 2.80-3.50%, Si 1.10-2.00% のものに Mo を加へ Mo 0.5% の時は凡ての性質を改善することが出来たと稱してゐる。Piwowarsky も同様の結論を得、尙 Mo を 1% まで増加するも何等改善せらるゝ所無きことを報告した。Smith & Aufderhaar の實驗に於ても。又 Musatt & Calbiani の實驗に於ても抗張力、抗折力の最大は Mo 1.5-2.0% の部分である。第 1 圖は Smith & Aufderhaar 第 2 圖は Musatti & Calbiani の實驗結果を示したものである。尙多數の報告あり。是等を綜合するに Mo の添加により抗張力、抗折力の増加することは明かである。低炭素、中位炭素の鑄鐵に於ては Mo の増加と共に抗張力、抗折力は大となり、その最大となる部分は Mo 1% 附近の様である。

高溫に於る性質—Challausonnet は Mo 鑄鐵の Ar 及 Ae の差を測定した結果、鋼と同様に Mo が入るとその差の大なることを知つた。Musatti & Cabliani は徑 0.78", 長さ 3.95" の試験片を 800°C で 24 時間加熱し、その體積の變化を測定して第 1 表の如き結果を得た。

第 1 圖



第 2 圖



原成成分	T.C 3.32%	Mn 0.52%
	C.C 0.65%	P 0.37%
	Si 2.18%	S 0.06%

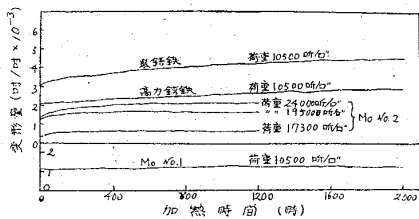
第 1 表

No. 1 (Mo ナシ)	8.0%	體積増加
No. 2 (")	7.8	"
No. 8 (Mo 0.74%)	6.1	"
No. 10 (Mo 1.03%)	5.8	"
No. 18 (Mo 1.54%)	1.75	"

次に上記 5 試料を 800°C にて 100 時間加熱せしところ何れも約 30% の増加を見た。即ち體積膨脹率は Mo の

増加と共に減少するも長時間加熱するときは Mo は膨脹に關して何等利するところは無い。Battelle Memorial Inst. では第 2 表に示す如き鼠鑄鐵、高力鑄鐵、 Mo 鑄鐵について $700^{\circ}C$ に於る匍匐試験を行つた。その結果は第 3 圖の如し。

第 3 圖



第 2 表

種類	全炭素	黒鉛	硅素	満俺	モリブデン	抗折試験		抗張力 lb/in	ブリネル 硬度
						荷重(lb/in)	撓量(吋)		
鼠鑄鐵	3.40	2.70	1.50	0.75	—	3,900	0.16	32,900	197
高力〃	2.95	2.10	2.45	0.75	—	4,500	0.14	45,000	237
Mo.No.1	2.75	2.27	2.10	0.70	0.83	6,300	0.17	59,500	241
Mo.No.2	2.72	2.06	2.50	0.66	0.83	5,800	0.145	52,500	241

(試験片の徑 1.2" 支點距離 12")

即ち Mo No. 2 鑄鐵は物理的性質に於て同 No. 1 より劣るけれ共 $700^{\circ}C$ に於ては匍匐性に於て優つてゐる。又鼠鑄鐵、高力鑄鐵に比すれば匍匐に對する抵抗力は著しく大である。 Mo No. 2 試料は $17,300 \text{ lb/in}^2$ の荷重に對しても同 No. 1 試料の荷重 $10,500 \text{ lb/in}^2$ の場合よりも耐匍匐性が大である。尙 Honegger の實驗等に於ても Mo 鑄鐵は耐匍匐性に於て鼠鑄鐵或ひは高力鑄鐵に優つてゐる。(垣内)

60 鋼の焼入浴としてエチレングリコール、グリセリン及び硅酸曹達の水溶液の研究 (T. E. Hamill, B. S. Jul. Research, Sep. 1931, p. 555-571) 焼入浴を研究するために表題に示す水溶液の種々の濃度及び種々の温度のものに鋼片を焼入し、鋼片中心の冷却曲線をアイントーフエンガルバノメーターに依つて測定し、又或種の試料に對しては焼入後表面及び中心の硬度を測定した。是等の實驗に依て得た結果を示せば次の如し。

1、徑 0.5" 長さ 2" の 0.96C 鋼を $785^{\circ}C$ より $20^{\circ}C$ のグリコール水溶液(20%, 60%及び 100%の3種)並びに同上グリセリン水溶液中に焼入れ、試験片の中心冷却曲線を求めた。その結果是等の溶液は水と油の中間の冷却速度を有する焼入浴として使用することは出来ないことが解つた。

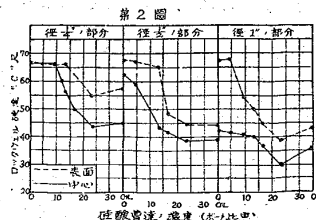
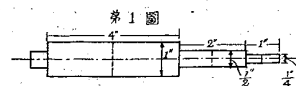
2、 $Na_2O : SiO_2 = 1 : 4$ 及び $1 : 2.5$ の 2 種について上記同様の試験を行つた。濃度は $1 : 4$ のものに對し

てはボーム $4.6^{\circ} \sim 23.2^{\circ}$ $1 : 2.5$ のものに對してはボームの $12.4^{\circ} \sim 41.8^{\circ}$ のものを使用した。兩者共濃度が高くなると冷却速度は鈍くなり又温度によつて異なる結果を示した。

3、硅酸曹達は $20^{\circ}C$ の水と油の中間冷却速度を有する焼入浴として充分使用することが出来る。 $1 : 4$ の硅酸曹達について云へばボーム 9.5° , 13.2° , 16.7° の溶液は水、油の中間冷却速度を有する焼入浴として適當であり、 $1 : 2.5$ の硅酸曹達について云へば 12.4° , 28.8° ボームの溶液が適當である。併し最後の 2 つは冷却速度は餘り變らない。

4、 $1 : 4$ 硅酸曹達の水溶液は比重 1.065 の苛性曹達水溶液を 2% 添加することによりて。冷却速度に影響すること無く、安定度を高むることが出来た。

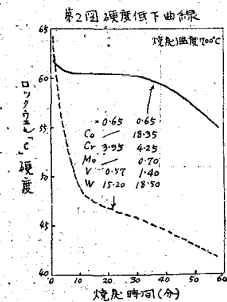
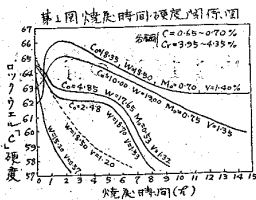
5、 $C = 1.06\%$, $Mn = 0.24\%$, $Si = 0.18\%$, $P = 0.014\%$, $S = 0.016\%$ の鋼を第 1 圖の如き形に旋削し、 $850^{\circ}C$ で 1 時間加熱してから空冷し、次に $760^{\circ}C$ で 1 時間焼鈍してから再び $800^{\circ}C$ で 1 時間加熱し、焼入を行つた。焼入浴として水、油、及び $1 : 4$ の硅酸曹達溶液の各種濃度のものを使用して、上記試験片の表面並びに中心の硬度を測定した。この場合焼入浴の温度を $20^{\circ}C$ とし、3 呎/分の速度にて流動せしめた。硬度測定の結果は第 2 圖に示す如し。ロックウェル硬度 65 以上を示せるは徑 $1/4"$, $1/2"$ の部分で水及び 4.6° , 9.5° , 13.2° ボームの硅酸曹達溶液中に焼入せるものである。徑 $1"$ の部分



は水及びボーム 4.6° の硅酸曹達溶液中に焼入せるものは略同上の硬度を示した。次に中心硬度に就いて見るに 65 以上の硬度を示せるは、徑 $1/4"$ の部分中、水及びボーム 4.6° , 9.5° の硅酸曹達溶液中に焼入せるもののみである。

試験片の徑の増大するに従ひ、又硅酸曹達溶液の濃度が高くなるに従つて、中心の硬度は著しく减小した。是は組織の相違に基因するものである。徑 $1/4"$ の部分のみは水中或ひはボーム 4.6° の硅酸曹達溶液中に焼入せる場合、全部完全なるマルテンサイトとなつた。(垣内)

42
高速度鋼耐及淬性と高温硬度 (F. Rapatz & H. Kallen, St. u. E. Oct. 29, 1931 p. 1339/40) 高速度鋼の特徴は焼戻に抵抗する生地の中に硬き炭化物が埋藏されて居る事である、其生地は、其工具で旋削を行ふ際の高温に對し焼入して得たる硬度を失はぬ、而して金剛石の如き炭化物が摩耗抗力を大ならしめる、其鋼種が高配合でも低配合でも一様に一般に焼の戻る温度は 600°C が限界となつて居る。第 1 圖は焼戻時間と硬度との關係線圖



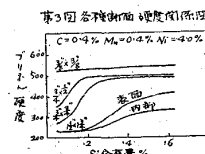
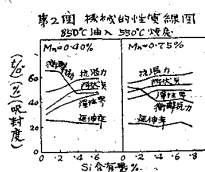
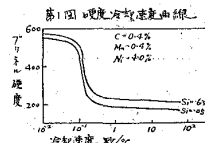
である、各鋼種凡て焼入は 1,300°C 焼戻は 600°C で行つた、低配合のものは 1½ h で旋削硬度を低下するが、高配合のものは 5 h 後と雖も尙低下せぬ、斯かる方面の研究は Co 鋼に對する論文が Schrader 氏から目下アーヘン工業大學に提出されてある、其れに依れば高温でも 100 h も焼の戻らないものがある、高配合鋼種の麻留田組織は容易に變化せぬ。600°C を超

えたる温度で焼戻しを行ふと低配合のものは直ちに硬度が減じるが高配合のものは短時間抵抗性を持續する第 2 圖に例示する如くである。次に各種鋼に就き高温硬度を測定した、600°, 580°, 500°, 400°C で行ひ 200°C では只 1 個宛の試料を選択して行つた、鋼種は 6 種成分は C=0.07~0.75, Co=0 及び 9.0, Cr=4.00~4.65, Mo=0 及び 0.07~0.70, V=0 及び 0.50~2.00, W=13.0~21.0%、試験はブリネル硬度を Mailänder 氏法で測定した、電氣抵抗爐で定温度迄加熱し其温度に 20 分間保持後測定機に持ち來る、硬度測定はウィディアの半球直径 10mm、荷重 750 kg、保持時間 10 秒で行つた、硬度数は 5mm 徑の球で 750 kg 荷重の値を測定比較し、10×750 の値を 1.25 倍すると 5×750 の値になる事を知つた。第 3 圖は高温硬度線圖の一例で 1,300°C と 1,100°C とで焼入したものを比較した。尙 Co 及び V 合金鋼の詳細研究成績は、Oertel & Pölgzuter 兩氏の論文が St. u. E. 1924 p. 1165/9 に記載してある。

(下井)

30 白銅鋼に對する珪素の影響 (R. Harrison, Engg.

Oct. 2, 1931 p. 450/2) 英國鐵鋼協會スワンシー講演會發表論文、Ni Si 鋼に對する廣汎なる研究は既に 1906 年に Guillet 氏が發表して居る、其れに依れば、中位の炭素含有の場合 Ni=4~5%、Si=3~4% のものは事實上凡て波來土組織で、高珪素のものは氏の使用せる徐冷状態に於ても幾分麻留田組織を表はす傾があつた、氏の實驗に依れば Si は Ni 鋼の變態點を高くする、且つ彈性界抗張力、及び硬度を大ならしめるが延伸率及び衝擊抗力は減じる、特に壓延面に直角方向に於て其程度が著しい、斯様にして Si を附加する事は推奨を値せぬと説いて居る、歐洲戰爭當時或る國では Ni Si 鋼板を防楯用に使用した、其材料は C=0.35~0.5 Ni=3~4, Si=1~2%、熱處理後の硬度 450~550、延伸率 10% 以上、收縮率約 30% しかも抗張力は 192 kg/mm² の成績を示し得た。



本研究に於ては一般構造用として Ni=4%、C=0.4%、Si=0.05~0.87% のもので Mn は 0.4 と 0.75% との 2 種取扱つた第 1 圖は冷却速度を底とする硬度曲線の例で第 2 圖は含 Si 量と機械的性質との關係線圖、第 3 圖は各種断面の影響曲線圖である。

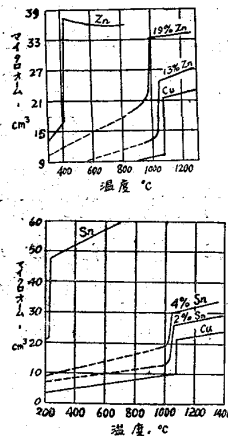
Mn 含有量が充分の焼入を保證するに不充分である場合 Mn を小量増すことは Si を増すよりも一層大なる影響を與へる、Mn が既に可なり多量含まれて居る場合は Si を増すことは稍大なる断面の硬化を助ける、研究した鋼は Si=0.87% 迄のものであるが著者の意見としては、Si を 1~2% 迄増した場合に特別なる機械的の良性質が得られる様な徴は少しも見えなかつた、Ni 鋼に對する Mn の影響は英國鐵鋼協會で 1928 年に Jones 氏が發表して居る。

(下井)

8) 非鐵金屬及合金

數種の熔融銅合金の電氣抵抗 (C. S. Williams; Metals & Alloys, 2, 1931, 240) ポテンシヨメーター法に依つて熔融合金の抵抗を測定した。用ひた試料は次の成分を有す。

圖の符號	Zn	Sn	Cu	Pb	Fe
19% Zn	18.62	—	80.91	0.02	0.01
13% Zn	12.75	—	86.83	0.02	0.01
4% Sn	0.07	4.14	95.77	0.04	—
2% Sn	—	2.22	97.74	0.02	—

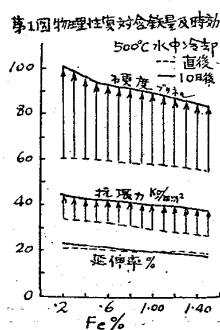


結果は示圖の如くである。本實驗で知り得た重要な點は、熔融開始より完全なる熔態に移行する溫度差の大なる點と、此の初晶を有する融液の電氣抵抗が緩徐なる曲線を持つ點である。即ち抵抗測定より推定される此の溫度差は、從來の平衡狀態圖に比較すれば次表の如き差を示してゐる。(前田)

著者の測定値	從來の測定値
13% Zn 1,000—1,060°C	1,000—1,040°C
19% Zn 900—990°C	960—1,020°C
2% Sn 980—1,060°C	1,020—1,080°C
4% Sn 990—1,050°C	940—1,050°C

39
デュラルミン中の含鐵量影響研究(W. Kroenig, Z. Metallk. Sept. 1931 p. 245/9) 抗張試驗、硬度測定、及び顯微鏡寫眞に依り比較した。試料は $Cu=4.58\sim 4.70$ 、 $Mg=0.45\sim 0.50$ 、 $Mn=0.56\sim 0.65$ 、 $Si=0.25\sim 0.33$ 、 Fe のみを含有範圍に大差を附した、即ち 0.22, 0.52, 0.93, 1.10, 1.50% なる 5 種實驗した、凡て $600\times 300\times 95\text{mm}$ に鑄込み之を 2mm 厚さの鈹に壓延、抗張試驗片は壓延方向にとつた。焼入は電氣マツフル爐を使用して、500°、510°、520°、530°、540°C なる 5 種の溫度に 30 分保持後水中冷却を行ひ、其直後 10 分以内及び 10 日後試驗を行つた、尙 360°C で 5 h 及び 48 h 保持軟化試驗も行つた、硬度は 10 ケ所の平均、抗張成績は 3~5 本の平均値で表はした、ブリネル硬度は球徑 2.5 mm 荷重 625 kg、30 秒で行つた。

含鐵量増加に従ひ抗張力及び硬度は降る、焼入溫度が高くなると含鐵量の小なるものと大なるものとの抗張力及び硬度の差は一層大となる、含鐵量大なるものは焼入直後の抗張力及び硬度は大層低い、之は $CuAl_2$ が固溶體

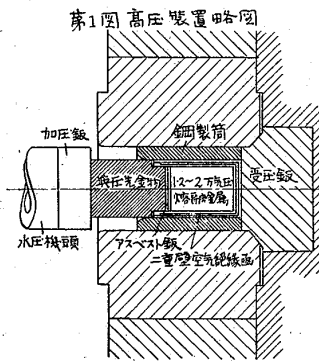


として存在する量が小なるに基因するものである、時効に依る抗張力の増加は種々の含鐵量に對し凡て一樣である、延伸率は殆んど時効影響を受けぬ、硬度は含鐵量大なるものよりも小なるものの方が増加割合かなり大で時効影響が一層敏感であることになる、種々の含鐵量のもを軟化すると、凡て

一樣の硬度となる、之は軟化が完全であればあるほど一層一樣になる、顯微鏡で見ると $Fe=0.9\%$ 迄は鐵はデュラルミン中にありて共晶となりて存在するが Fe が一層多量に含まれると初晶として存在することがわかる、 Cu が Al 中に多く溶解すればする程抗張力は増す、 Fe は共晶を作り $CuAl_2$ が固溶體となるのを妨げるから鐵分の多いデュラルミンは機械的性質が低下することになる、Jeffries & Archer 兩氏の假定即ち鐵は時効に依る混晶分解を妨げるといふ事はデュラルミンでは證明出來ぬ。第 1 圖は性質の一例である。(下井)

2 萬氣壓下に凝固させたる金屬合金研究 (G. Welter, Z. Metallk. Sept. 1931 p. 255/60) 獨逸金屬協會大會發表論文、鑄造の儘と鍛鍊後との間には機械的性質は可なり差がある、多くの金屬及び合金の鑄造組織は結晶各個の内部及び結晶粒間に不均一なる箇所が存在し、鍛鍊で減少させ得るが全く除去は出來ぬ、Smekal 氏は實際の結晶中には空隙があつて材質不完全の原因をなすといひ、又 Griffith 氏の破壊法則に依ると顯微鏡では見えないが材料の結晶内部には裂疵があつて、状態及び形狀に對する材料能力の上の大なる影響を興へて居る。其故取扱ひ方法如何に依りては今日表はして居る強度の幾倍かの優秀さを現出させ得るかも知れぬ。

材料に生ずる種々の缺點は事實上結晶生成の際に出来る、しかも鑄造組織の中に多く認められる、結晶の際斯かる缺點を減少させ得るならば一層上等の品物が得られる筈である、通常の壓力の下に作るよりも著しく高壓の下に結晶させるならば幾分此目的を達し得る望は充



分ある様に考へられる、此方向の研究は今迄にはない、Tammann 氏及び Bridgman 氏が凝固の際の容積變化を見る爲に非常なる高壓を使用した事はある、前者は 3,000 氣壓、後者は 1.5 萬氣壓を使用したが工藝上並に物理學上の性質の高級化の上には何等研究して居ない。

本試験に使用せる装置は第 1 圖の如きもの、之で 300 氣壓の水壓力で 1.2~1.3 萬氣壓を熔融金屬に及ぼし得る又 450 氣壓の水壓力で約 2 萬氣壓を興へ得る、二重壁の容器に熔融物を入れてから此高壓を興へる迄には、45~55 秒を要した、此爲に通常の溶解溫度よりも 200~250°C 高温で鑄込み其凝固する迄に 2/4 分間熔融状態を續ける如くした。

第 1 表 機械的性質

	抗張	延伸	硬度	
高壓鑄造	ドイツ合金	26.5	20	73
	アメリカ合金	25.0	9	73
	シルミン	23.0	12	73
	セタル	32.8	6	100
通常鑄塊	ロータル	23.2	18	73
	ドイツ合金	19.0	13.0	50
	アメリカ合金	17.0	3.0	56
	シルミン(熱練鋼)	21.0	10.0	56
	セタル	25.0	1.0	97
	ロータル	13.2	2.2	50

實驗したる合金

は、ドイツ合金、アメリカ合金、シルミン、セタル、ロータル。低温熔解の輕合金である高壓下に於ける比重の増加は、アメリカ合金 2.33%、

セタル 1.21%、シルミン 0.20%、抗張力、延伸率及びブリネル硬度は大體を例示すると第 1 表の如くである顯微鏡組織は高壓のものとは、肉眼と顯微鏡とで見る時起る相異程度の差がある。(下井)

1) 雜

昭和 6 年秋季英國鐵鋼協會講演會大要

1、ある非金屬系の平衡(Andrew, Maddocks & Howat) 普通酸化物と見られる顯微鏡成分は大體 FeO と MnO との固溶體であつて、その融解點は、 $FeO-MnO$ 系が類質同像系列に屬するが故に、その組成成分に従ひ、 $1,410^{\circ}C \sim 1,585^{\circ}C$ の間にある事が分る。若し MnO 含有量が大きなる時は、如何なる機會で、それ等の包含物が鑄塊内で結合し、浮揚するかは不可解である。 $MnS-MnO$, $MnS-MnSiO_3$, 及び $MnS-FeSiO_4$ の各系は全て共晶組織を有し各場合を通じて、共融體の融解點は $1,300^{\circ}C$ 以下であり。 $MnS-Fe_2SiO_4$ の場合は $1,200^{\circ}C$ 以下である。此の混合硅酸物は $1,100^{\circ}C$ 以下で熔融し(鍛冶温度以下である)若し硅酸鹽の微粒子は球状に集らなくて粒子を圍繞するならばその及ぼす害は絶大なものであらう。鐵及び鋼中の MnS の溶解度は極めて微量であるから、鋼塊中の硫黄は遊離 MnS として、或ひは酸化物又は硅酸物へ溶け込んだ MnS として存在しなければならない。此の場合、酸化物及び硅酸物の包含物は、 MnS と接觸するや否や、その少量を溶解する。硫黄印畫上の暗色の印痕は、遊離 MnS の存在のみならず鋼中に存在し得る一切の含有物の存在を示す事は理論的に結論される事と思ふ。換言すれば、硫黄印畫は事實上、全ての非金屬含有物の存在を完全に表示するもので、之等の含有物に熔融せる硫黄は、單に含有物の存在を知る一手段として役立つ許りである。

2、クローム鐵狀態圖(Frank Adcock)

電解鐵及び電解クロムにて約 40 個の合金を準備した、両者は共に高度の純粋度を保ち、含有酸素を還元する爲めに水素を以て處置されたものである。合金は無心誘導電氣爐に入れた、トリヤで裏打ちせるアルミナ製坩堝中にて真空熔解を行つた。合金は $1,300^{\circ}C$ 乃至 $1,350^{\circ}C$ に

て 12 時間真空中で焼鈍を行つた。顯微鏡研究に要する試料の作成に當り容易に腐蝕せざる爲め種々の困難があることを特に述べてある。合金の凝固温度を測定する爲め低温の場合は熱電對を用ひ、高温の場合は光學高温計を用ひた。

平衡圖中鐵含有に富む範圍は熱分析熱膨脹計及び顯微鏡に依つて研究し、その範圍は確實に決定された。クロム 0~80% に亘る合金の磁氣變化は熱曲線及び 2 種の磁力測定法を用ひて之れを検した。クロム 40~70% に亘る合金にては、豫め行つた熱處理の爲めに磁氣變化の起る温度を變ずる事が分つた。合金のブリネル硬度、電氣抵抗度及び比重は勿論記録して置いた。尙プレストンに依る該合金の X 線研究及ウェツプに依る室内温度に於ける磁性の研究も附録した。本研究の結果は鐵とクロムは固溶體の連續線を形成し liquidus は $1,830^{\circ}C$ 迄上昇する。

3、錫の鐵中への滲透と柱狀結晶の成生(Bannister, and Jones.)

實驗結果

鐵中へ錫の滲透、針金の切斷面上にて測定せる結晶粒平均数は $1 mm^2$ に付き 260 個であつた。

温度(°C)	時間	滲透深度(cm)
950	1 h	0.00509
	3	0.0093
	4½	0.0115
	6	0.0113
	8	0.0157
	12	0.0189
1,000	24	0.0251
	1	0.007
	3	0.0125
1,050	6	0.0175
	¾	0.0075
	1½	0.01059
	2½	0.0145
1,100	4	0.0184
	¾	0.0098
	1¼	0.01365
	2	0.0169

實驗の結果は次の如き Weiss の發表せる代數式に依つて略説明つけられる。即ち $(y-y')^2 = mt \dots (1)$ 但し y 及び y' は濃度一定なる 2 層の標點からの距離、 m は常數、 t は時間。本式の時間と、滲透深度に關する理

論的根據は、液體滲透と、熱傳導の定理に依る。滲透度と温度との關係は次に示す如く Weiss の實驗式に依つて表される。即ち

$$V = n(aT - 1) \dots \dots \dots (2)$$

此處に於いて、 V は滲透度、 T は絶對温度、 n 及び a は實驗的に決定された定數である。負項は、温度が零なる時滲透度も零にする爲めに附け加たものである。

4、結節狀トルースタイトの構造に就て(Belaiew)

第一次結節狀トルースタイトの構造は層狀パーライトの如き層狀結晶を爲す。距離 Δ_0 は、 Δ_w を \secu にて除する方法に依り關接的に計算すると 100μ となり従つ

て、トルスタイトの構造は高度に擴大するを要する。トルスタイトの硬度は 450 (ブリネル) で、常数の如く思はれる。従つてトルスタイトはグリーン方式 $H \times \Delta_0 = 79.59$ に該当しない。即ちこの硬度はパーライトの硬度(300~200)に比し遙かに大なるに反し、方程式に依ると却つて小さく表れるからである。

層状組織を有するものは、硬度に於いて又その Δ_0 の數値に於いてソルバイトと類似して居る。ソルバイトはトルスタイトよりは寧ろパーライトを密接に相關連せるもの、如く思はれるが、而も其間に差別のある事は次の事實に依つて明瞭である。即ちソルバイトはグリーン方式に依らず、 Δ_0 が 260uu なる限界數値以下である事、又冷却速度には毎秒 $5^\circ \sim 15^\circ \text{C}$ と云ふ限界がありながらソルバイト生成に典型的なる事。

斯くの如く構造的には、全ての層状組織に共通なる特徴を有し、尙又充分な急冷に依つて生成せるもの即ちマルテンサイトと判然區別されて居るに拘らず、パーライト、トルスタイト及びソルバイトは夫々明確な異なる鋼の成分なる事を銘記しなければならない。

5、滿俺 1 乃至 2.5% 含有の炭素鋼に及ぼす Mn の影響(Burns)

滿俺含有 1.3% 及び 2.3% の鋼に關してその機械的性質、焼戻脆性の感度及び容積効果の傾向に付き Mn の及ぼす影響を研究した。滿俺含有 1.3% を normalise した鋼には 0.3% 迄の Mn 加入に依つて、その機械的性質に何等好影響を與へる事が出来ない。恰も滿俺のみの増加、又は滿俺及び炭素の増加に依つて何等改良される事のない様に。然し焼入れ及び焼戻しをほどこした鋼には極めて有利な影響をもたらすものである。0.15 乃至 0.25 の Mn を加入すれば、焼戻脆性の傾向を減じ、断面全體に亘つて均等な硬化をなさしめ得る。滿俺 2.3% 含有の鋼に於いて 0.5% の Mn を加入する時は焼戻脆性の恐れを全然なくし、油中焼入れ及び焼き戻しを行へる状態の $Ni-Cr-Mn$ 鋼にも等しき機械的性質を得る事が出来る。

6、鐵鋼工場に於ける生産經濟 (O, Cromberg)

工場作業は先づ第一に、時間の研究及び之れと同様な實際的研究方法に依つて分析される。此の調査は、該研究に依つて表明されたる作業状況の單なる記録に止らないのみならず、更に本調査は何が經濟的であり、何が非經濟的であるかの差別限界を明かにしなければならない。先づ最初に決すべき項は、休止又は損失なき場合の製作時間である。此の無障害な時間に矢張り特に算出された損失時間のファクターを加へなければならない。

實證されたる所定の生産量を生産する事を義務として

該工場に課する事。此處に於いて、従業者の強度の訓練が必要となつて来る。單に批評を加へるのみでは充分と云へない、更に作業方法に改良をもたらす可き手段方法を示教しなければならない。此の訓育が最後の一職工までに行き亘つて始めて進歩は見られるのである。

職工及び職工長をして經濟的經營計畫に興味を惹起せしむる爲めには、生産量と比例した報與の方法に依つて獎勵しなければならない。之れには労働者に對しては割増し制が最も重寶であり、職工長及び監督に對しては生産費用の減少に従つて、ボーナスの形式を取り報酬する。

作業状況の記録は、計畫的生産と實際的生産とを日々比較し得る様に作成しなければならない。

工場作業の研究に依つて得た記録は生産費用見積りに役立たなければならない。操業を調節する爲めに、特に記録を作成し形式は同時に、生産費用見積りととの照合に使用され得る様にしなければならない。特別な問題、例へば特種の操業に對して最も經濟的な手段を講ずるが如き、又は或る種の價格例へば勞銀、原料等の上下が生産費用に及ぼす影響等は前述の如くして使用し得るに至つた、數多い記録に依つて容易に解決されるのである。

7、 $Al-Cr-Mn$ 鋼の窒素硬化作業に就いて。(Cunningham and Ashbury)

本論文の目的は、著者の關係せる工場に於ける實際的な窒素硬化法を説明するにあり、1 lb 足らずの試料を小さな試験爐中で表面硬化すると、約 2 ton にも及ぶ數千數百個と云ふ製品を處理するとは其の間に大分相違がある事を示さんとするものである。アムモニアに依る表面硬化法の主要點を列記すれば大體次の如し、即ち、該作業に使用する爐の溫度調節が正確にして且つ自在なる事、容器は窒素溫度で熱に耐えアムモニアに依りて侵されず、尙其上瓦斯密封の完全なる事、無水アムモニア供給法の完備、瓦斯分解量を正確に示す計量器、その他全項に亘つて、著者はその實際的見地より、窒素硬化作業を詳細に記述してある。

8、鐵-錫合金の組織に關する研究 (Edwards and Preece)

鐵-錫平衡圖に依れば 3 種の化合物が存在する。 $Fe_2Sn-760^\circ \text{C}$ 及び 900°C では安定であるが、 800°C では錫と反應して $FeSn$ を生成する。 $FeSn-860^\circ \text{C}$ 以下では安定であるが、 496°C 以下では錫と反應して $FeSn_2$ を作る。 $FeSn_2-496^\circ \text{C}$ 以下で存在し、其溫度以上に熱される時は $FeSn$ と錫に富む液體とに分割する。

ウェーパ及びライネツケンは 700°C 及び 800°C に於ける熱變態は $FeSn_2$ の同質異像的變化に依るものとして居るが、著者は上記の如く $FeSn_2$ 及び $FeSn$ の分解或ひは生成に起因するものなる事を確めた。

ウェーバー及びライネツケンの所謂 Fe_3Sn は何等の存在理由がなく、本研究に依ると該化合物の存在は却つて否定される。

本圖は限度ある混合度を示して居るが、此の點アイザーク及びタンマンの平衡圖と合致して居る。

固體鐵中の錫の溶解度は $760^{\circ}C$ 迄温度と共に昇るが、鐵の鎔融點迄上ると溶解度は減少する。

9、熱處理に依り生ぜる表面狀況が發條鋼の疲勞抵抗に及ぼす影響 (Hankins and Becker)

本研究の結果著者は、磨きをかけない發條鋼材の疲勞抵抗が低い重要な原因は、その表面の脱炭にあると云ふ説を支持せんとするものである。

10、硅素のニツケル鋼に及ぼす影響 (Harrison)

4%ニツケル、0.4%炭素、0.3~0.8%満俺、0.05~0.87%硅素を含有せるニツケル鋼を調べ、特に硅素の及ぼす効果を研究した。

4% Ni 鋼に及ぼす硅素の効果は、鍛鍊、壓延、標準化の状態を問はず等しく硬化である。之れに依つて弾性限度、降服點、抗張力は増加するが、伸び断面收縮及び natch を入れた試片の衝撃値は減ずる。壓延或ひは鍛鍊の状態で鋼板を使用する場合、硅素は満俺と同様に 0.5% 以下を含有せしめて、別々な空氣硬化に依る性質の不均一性を防止しなければならない。

同様なる焼き入れ及び焼戻しを行つた鋼に於いては、硅素は類似の硬化影響を及ぼす事は明らかである。然し焼入れ及び焼戻しを行へる断面の小なる鋼に所定の硬度を與へんとしても硅素の及ぼす効果は殆んどない。

断面の増大と共に、容積効果は硅素含有の低きものに先づ第一に表はれて来る。満俺が不充分なるために完全な硬化が行はれない場合は、満俺の少量なる増加は硅素の多量なる加入より遙か大なる効果をもたらし、満俺含有量が已でに多量に達した場合、硅素の増加は断面の稍々廣い範圍に亘つて硬化状態を保持するものである。

硅素含有量の普通の限界は 0.3% である。

11、斑狀鉄力 (Jones)

鉄力板上に生成する斑狀の二つの重要原因は (1) 地金鋼の性質 (2) 錫鋼の状態の如何による。同じ條件の下に錫を被せても鋼の種類が異なる場合は、此の斑點を表はす程度が相違する。更らに鎔劑として使用する鹽化亞鉛の代りに、他のある鹽化物を用ひると非常に良好であると言はれて居る。可視斑上のない鉄力を生産する方法として、先づ第一に E 型鋼 (ベツセマー鋼と信ずる) 製鋼法の改良が問題であるが、本研究は主として、鉄力製造仕上げ方法を取り扱つた。多數の鎔劑に就いて、大々的に實驗を行つた結果、鎔劑の重要な事が分り、又鍍

錫作業の如何に依つて斑狀鉄力を立派な鉄力に變ずる事も分つた。

12、鋼塊の凝固及び晶化に就いて、

鑄込み温度及び鋼の過冷却度の及ぼす影響 (Matuschka) 鋼塊の凝固及び晶化は最も普通な現象である。之等の現象を誘起し、繼續せしめる外部狀況は鑄型の冷却に依つて決定され、内部凝固狀況は鑄型により決定される熱放散の一定なる狀況の下に、鋼塊中の凝固及び晶化を決定する。而して凝固及び晶化は主として鋼の鑄込み温度及び、過冷却度に支配され、その最も主要な因子を決定するものは鋼の成分、及び物理的、又結晶學的性質である。全ての場合を通じて、鋼の鑄込み温度の低き事、及びその性質の最大限に純粹なる事は第一次晶化として、微粒の結晶を作り益々偏析を減じ、均一度を増大して、良質の鋼塊を作る事になる。

13、高温加工せる過共析鋼に於ける帶狀組織の起因に就いて (Thompson and Willows)

滲炭し、眞空中にて加熱せる電解鐵の鋼滓帯或は小さい形で高温焼鈍を行つた鋼の鋼滓帯は帶狀組織を形成するものでない。

又電解鐵に加熱しても、結果は依然變らない。此の帶狀組織が小さな試料では高温焼鈍に依り消失するが、大形の試料は、同様に處理しても、尙之れが残存すると云ふ事は、単一な包含物又は燐の存在に依つて説明せんとする假説では解明し得ない。原因を酸素に求めて成生瓦斯の排除を以つて、此の組織成生を防止せんとする説が有力であり、之れは表面積が比較的に大きい程、又瓦斯の放散して行く距離が短い程、より急速に此の組織が消滅する事に依つて確證されるものと思ふ。

又軟鋼に滲炭すると酸化されて壓延せる軟鋼に認められるものとまさに等しい層狀組織を形成すると云ふ事は此の酸素假説を有力に支持する證據となる。

水素中に加熱したる場合、この組織が消失しない事は若し酸素假説が正しいとすると、一見不合理の如く思はれるが生成した水蒸氣は極めて除々に放散し、従つて可逆反應速度が小さいと言ふホワイトレイの理論に依つて適確に證明される。

可視包含物の位置を變ずる事なく且つ又燐を除去する事も無く、一酸化炭素は此の組織を滲炭層より僅かに深い所まで除去する。

鋼滓は其の週圍に溶解せる酸素に依つて間接に影響するものと思はれる。滲炭の結果は此の酸素が除去され而して包含物は何等影響しない。

本研究の結果に依ると Giolitti の理論を是とする見地は全く否定され尙且つ少くとも著者の知る限りに於いては他の如何なる假説も悉く著者の得た結果と背反する。

(高橋)