

叢 録

4) 鋼及び鍊鐵の製造

オーストラリアに於ける滿俺鋼の製造と利用

(D. Clark, J. Coutts, Fou. Tra. Jou. May 19, 1932 p. 305) 滿俺 12.5~13.5% を含む滿俺鋼の熔解點は約 1,345°C で有るが炭素 1% の炭素鋼の熔解點は 1,435°C である。斯くて滿俺鋼は同一炭素量の炭素鋼に比して熔解點が低い。従て湯足が好く、注湯溫度が低くて濟むから爐壁、取鍋鑄型の侵蝕が尠く成るのみならず合金滿俺の損失量も減少される。注湯時間も亦滿俺の効果に影響を及ぼすこと第 1 表に見る如く、時間の経過するに従て取鍋、鑄型の侵蝕を増し、其の結果珪素が増加し滿俺は減少して來る。

第 1 表

試料採取時刻	C	Si	Mn	P	S
午後 2:05 爐内の試料	1.48	0.12	14.15	0.047	0.011
同 2:15 出湯	—	—	—	—	—
同 2:19	1.46	0.22	13.47	0.049	0.005
同 2:33	1.42	0.59	12.21	0.049	0.001
同 2:43	1.45	0.79	11.74	0.049	0.002

従て滿俺鋼の鑄造は成る可く溫度を低くして速かに注湯する事が必要である。

良質の滿俺鋼は鹽基性電氣爐で製す、之は總ての滿俺スクラップを使用し滿俺鐵は少量ですむ利益が有る。即滿俺鐵は熔解の最後に加へるのであるが之を多量加へる時は熔湯溫度を低下せしめるからである。

反射爐では送風中の銻鐵へ滿俺鐵を熔融狀態で加へるのであるから酸化損失が電氣爐に比して大きい。

電氣爐はエール式、反射爐はツロペナス式が使はれて居る。

反射爐の操業は、軟鋼の場合と同様に送風熔解してから、珪素を加へて 0.15% にする、5 分間の後豫めルツボに溶かして置いた滿俺鐵の一定量を加へ、次に滓を掻き取り少量の珪砂を投入する。而して出來たものは殆んど一定の成分と成る、例へば 16 回の熔解に於ける成分の變動は第 2 表に示す如くである。

第 2 表

	最大	最小	平均
滿 俺 %	13.0	11.8	12.3
炭 素 %	1.32	1.28	1.30

Hadfield は最初滿俺鐵の標準成分に炭素 0.95~1.50

%、滿俺 10~15% を與へたが今日でも炭素と滿俺の比は 1:10 が普通である。處が最近に至り低炭素のものが性質が良好で脆性の尠い事が解かり炭素を 0.9% 位に低め滿俺を最低 12% に止める傾向を生じて來た。磷は普通 0.06% 以下に制限されて居るが之が妥當性は頗る疑問で非常に良質の滿俺鋼で 0.12%迄の磷を含んだものもある。寧ろ米國の標準分析の炭素 1.0~1.4%、滿俺 10~14%、磷 0.1% 以下が適當であらう。

滿俺鋼は頗る脆いから注意して熱處理する必要がある。之は熱傳導率が小さいので肉薄部を過熱する恐れがあるから始め 750°C 迄は 1 時間に 100°C の速度で徐々に加熱した後所要の焼入溫度に達せしめ、又表面の脫炭作用が激しいから均熱時間を成る可く短くする。Svechnicor に依れば焼入溫度は 1,150°C が最も好い。焼戻溫度は注湯溫度及び速度に關係し、注湯溫度が低く速度が大きい時には 1,000~1,040°C とし、注湯溫度が高いが、滿俺の割合に炭素が高い場合には 1,040°C 以上にする。

熱處理には成る可く速かに水中に入れる、又水は絶えず流退せしめる。滿俺鋼は 400°C に再加熱すると極めて脆く成るから常に之以下の溫度に急冷し全部をオーステナイトに變へねばならぬ。其の爲に鑄物の厚さの實用範圍は 5" を最大限とし 3" 以下が普通である。

鑄物は肉厚の大きな不同を避け、支腕、隅肉を充分にとり、また肉厚の大きい處に小徑の孔を要する時には鋼棒や管を砂型中子に代用する。押湯は比較的大きくとる。

鑄型には耐火度の高い、通氣率の大きい砂を用ひ、乾燥型の場合は壓力の加る場所に古砂を填めて湯の收縮に設へる。

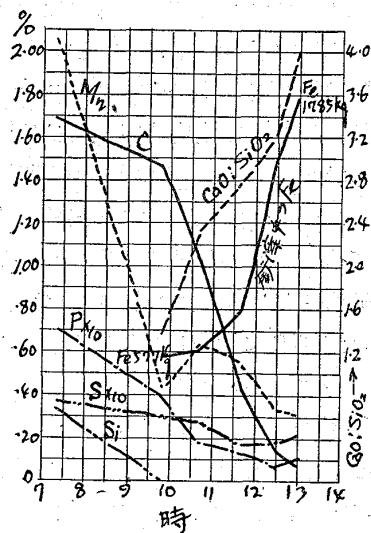
鑄造儘の滿俺鋼は脆いから押湯を切斷するに槌打に依て成功する事も有るが此の方法は深折が出来る危険が有る。又酸素アセチレン切斷法は局部加熱の爲に龜裂を生じ易いから特別の注意が要る、その爲には(イ)鑄物を豫熱する、(ロ)鑄物を切斷線迄水中に入れる、(ハ)ノズルから水を掛け乍ら切斷する等の方法が有るが就中(ハ)の方法が最も好い。

オーストラリアでは滿俺鋼を胴搗機械、鐵道ポイン及交叉、筒形粉碎機、煉瓦機、齒車、鎖車、粉碎機、浚渫機及土掘機部分品、其他各方面に利用して居る。鐵道に利用せる例をとると滿俺鋼の壽命は炭素鋼の 4~9 倍であ

る。併し衝撃や屈曲を受けるものは肉厚の激變や鋭敏な隅角を避ける必要がある。(南波)

鹽基性平爐鑄滓研究(A. Klaus & N. Wark, Arch. Eisenhüttenwes. June 1932 p. 6(3/8) 獨逸鐵冶金協會製鋼部會第 230 報告、1931 年 Back 氏は Fe, Mn の酸化損失と鑄滓の鹽基性との關係に就きて發表して居る、之に對し著者は鑄滓の鹽基性強度が Back 氏の述べて居る、最大限度或は其以上の熔解の場合の吟味を行つた、之に引用したる熔解は、65t 可傾爐、鋼屑と銑鐵とを併せ使用したるもので、其内鹽基性の特に高いもの 3 熔解を主として研究した、之等の熔解は仕様書の關係上、P 及び S は 0.03% 以下にするを要した、第 1 圖は試驗熔解中の一つの例である、フェロマンガンを附加して脱酸を行ふ前迄の熔解經過を示す、鹽基性は CaO:SiO₂ を以

第 1 圖 試驗熔解經過例



て表はす、熔解時には鐵の酸化量は珪素の量が多くなるに従ひて減少する、而して鹽基性割合が増すに従ひ増加する、Mn の酸化程度と鹽基性との關係は、鐵に於ける如く明瞭でない、Fe 損失に對する鑄滓量の影響を考へると、鹽基性割合が同じく 3:01 であつても、

熔鋼 t 當りの鑄滓量が 143 kg と 198 kg との相違の場合、夫々裝入量の 1.69% と 2.42% との相違を示した。

鑄滓中の SiO₂ 量 18~22% で鋼 t 當りの鑄滓量が 100~140 kg の場合は酸化鐵損失は裝入量の 1.2~1.4% が通常である、しかし P 及び S を微量に止めるを要する場合は鹽基性を増すことを要する、鹽基性割合を増すと、鑄滓量及び鐵損失量は増す、SiO₂ の含有割合が増すと鑄滓量及び Fe 損失は減少する、Mn に就きては明瞭な關係が得られない。

鹽基性強度の大なる鑄滓を以て作業するに當り、低炭素鋼精鍊の場合は、酸素量が鋼溶炭素量の減少するに従ひて次第に増加する、高炭素鋼にありては熔解終了の際が最大で、其後精鍊進行に伴ひ含酸量が減ず。

討論の時の Back 氏の話に次の如きことがあつた、Back 氏の發表したる研究記録は 1922 年のもので、今日

考へると相違がある、以前は CaO:SiO₂=1.8~2.0 或は 1.5~1.6 で作業して居た、之は P, S の規格が厳しくなかつたからである、Back 氏も今日では P, S 量を減ずる爲に CaO:SiO₂=2.5~3 或は往々其以上の割合で作業して居る、CaO+MgO+MnO も以前は 60~62% であつたが今日では 66~69% である。之には温度の高いことが影響して居る、此値が大となるに従ひ、鑄滓中の Fe 量は減少する。(下井)

5) 鑄造作業

鑄鋼用中空油心研究 (H. Nipper & K. Krekeler, Giess. June 24, 1932 p. 247/9) アーヘン工業大學鑄物協會報告、鑄鋼特に合金鑄鋼にありては、鑄型及び中子が重要視される、高温且つ熱量が大なる爲に鑄物内部の接觸する鑄砂は燒結し、鑄型内の低温可溶性夾雜物は珪酸質のものとなる、又合金成分が鑄型内の石英と低温可溶性珪酸鹽を作る、之は鑄物の面に厚肉の鑄滓となりて附着する、Mn 鋼の如きは此表皮を分析して、Mn 量 10% も含まれて居た例がある、斯かる現象に依りて、鑄型の強度及び瓦斯透過性が著しく悪くなる、尙鑄鋼の大なる收縮性が今一つの條件となる。適當なる油と粘土を含まない砂とを以て適當なる壁厚を有せしめたる中空の中子を使用して、非常に薄肉でしかも龜裂を生じない鑄鋼を作ることが出來た、尙之に依りて、鑄型重量を輕減し且つ乾燥時間を短くすることが出來るのみならず、瓦斯の透過性をよくし鑄造後の砂落しが大層容易に出來る。

第 1 段に使用したる油は V 40983 印の流動性大なるもの及び B1 印の流動性の悪しきもの、之に對し使用したる砂は純粹なる石英で粒子大きさは次の程度である、即ち粒子の徑 0.1~0.4 mm = 7.1%、0.15~0.2 mm = 81.5%、0.08~0.15 mm = 10.5%、0.05~0.08 mm = 0.8%、0.05 mm 以下 0.1%、油附加割合は、2, 3, 4% の 3 種、之を以て高さ及び徑共に 50 mm のものを作り、生のまゝ及び 200, 220, 280, 340°C の各種温度に 2, 4, 6 h 保持のものに對し強度と通氣性とを測つた。通氣性は、流動性の小なる油を使用すると、油の附加量大なる程大となる、流動性の大なる油では既に少量加へたもので最大となる、高温で長時間乾燥のものは通氣性が幾分悪くなる、高温のもの及び流動性の大なる油を使用したものは、乾燥時間が長いと凡て皆壞れる。

第 2 段に於ては、F 印の油を附加試験した、中子及び鑄物の形狀は、次の如き各種に亘つて居る、第 1 群としては、中子の中實で高さ 250 mm, 徑 200 mm のものを使用し、鑄物肉厚は 100, 40, 10 mm の 3 種作つた、第 2 群

としては、中子は外徑高さは上記同様であるが、中空で肉厚を 15, 25, 40mm の 3 種とし、鑄物肉厚は 5 及び 40mm を選んだ、第 3 群としては、中空中子の内側へ丸型鑄物を鑄込んだ、高さは 200 及び 400mm、鑄物徑は 100 及び 50mm、其外周の中空中子の厚みは 30 及び 40mm の 2 種とした。F 印の油 3% 附加のものは一部分尙 20% のグリーンサンドを加へて比較した、V 40988 印のものは不適當であつた、B 1 印 3% 使用したるものは第 1 群の 10mm 肉厚のものに對しても成績良好であつた、第 3 群で 40mm の壁厚の鑄砂に對して高さ 400mm、徑 50mm 丸棒を無事鑄込むことが出来た。(下 井)

6) 鍍鍊及び熱處理並に各種仕上法

クロム鍍金 (M. J. Udy, Metal Progres, June 1932 p. 23/7) Cr 鍍金が工業上に實際に應用され初めたのは、6~7 年前のことである、此作業では他の鍍金に比し調整が一層困難である、Ni 鍍金では鍍金槽中には硫酸ニッケルの溶液を使用し、之に硼酸及び鹽化ニッケルを少量入れるのは單に作業を圓滑良好ならしめる爲である、標準的配合は、ガロン當り硫酸ニッケル 32oz, 鹽化ニッケル及び硼酸各 2oz 宛、電流は陰極平方呎當り 2~40 アンペアで、溫度は常溫から 110°F 迄の間に於て行ひ、溫度が上ると電流をそれに應じて増す如くして居る。

Cr 鍍金に於ては、Ni 鍍金の際硫酸ニッケルを使用したる如くに硫酸クロムを使用すると、何か他の酸或は導電性の異なる鹽素を附加するか、或は電壓を特別大きくせねば電流がよく通じない、而してクロム酸が出来ただけである、陰極にある品物には Cr が實用的に沈澱しない、クロム酸は電度は大であるが、Cr の沈澱には役に立たぬ、硫酸に電流を通じた時と同様に單に酸素と水素とが發生するに過ぎぬ。しかし此場合何か他の酸を加へると、クロム鹽の溶解度を減ずる爲に追ひ出された金屬的 Cr が陰極に沈澱するに至る、即ち、純粹のクロム酸液中には、水素イオンとクロム酸イオンとが存在するのみである、Cr を沈澱させる爲には游離 Cr イオンが存在しなければならぬ、其爲には硫酸或は可溶性硫酸鹽の如き酸基を有するものを加へるとよい、此游離 Cr イオンが出来る場合にはクロム酸の一部分は 6 價から 3 價に變化する、クロム酸は表面上は游離 Cr イオンの運搬者となり且つ導電を助ける役目をつとめる、斯かる媒介は Ni 鍍金に於ては必要でない、硫酸ニッケルは Ni イオンと硫酸イオンとに分解して硫酸イオンが容易に電流を通過させる。

斯様な次第で今日 Cr 鍍金に使用される配合は、ガロ

ン當り $H_2CrO_4=32\text{oz}$, $H_2SO_4=0.40\text{oz}$, 此配合は摩擦を防ぐ爲の厚き鍍金に特に適當である、溫度は通常 110°F がよく、電流は陰極平方呎當り 200~300 アンペアが最適である、作業の性質上場合に依りては溫度は 70~140°F、電流は 100~1,000 アンペア或は其れ以上に變化する事もある、電流の強さは Ni 鍍金の場合に比し大層大である。

Ni 鍍金の場合には陰極電流效率は 95% 見當であるが、Cr 鍍金の場合には 10~35% である、陽極電流效率は可溶性金屬的クロム電極を使用する場合は 85~95% である、此兩極效率の差の大なる爲に、陽極には不溶性鉛電極と Cr 電極とを併用する必要が起る、此 Pb:Cr の割合は 5:1 が適當である、或は Cr はクロム酸となるのであるから初めから陽極は Pb のみとし、溶液に直接クロム酸を加へる如くする方が一層實用的且つ安價である、斯くして使用し初めて小時間の後には液中にあるものはクロム酸と 3 價の Cr と硫酸基とであつて、或る程度の平衡を保つて居る、クロム酸は硫酸基の 75~100 倍常になくしてはならぬ、クロム酸及び硫酸基の濃度及び溫度は作業に適する如くよく調整せねばならぬ、特に硫酸基の調整は大層重要で時に分析して點檢するを要する、正確な分析は時間をとるが、約 1h 位かけると或る程度の正確さが得られる、尙實驗的迅速法としては、陰極彎曲法、腔孔法、三日月法の如きものが便利に實作業で使用出来る迄に發達して居る。

鍍金の装置は大體 Ni 鍍金同様であるが、其以外重要な事は Cr の沈澱に伴ひ、水素瓦斯が大層發生することである、此水素の發生に伴ひ、酸の霧が空中に飛散する、之は有害であるから、槽上面には強力なる通風装置を備へ之に吸入させて他へ誘導せねばならぬ、尙其他 Cr 鍍金の特徵として電流が強きものを要する事、陰極電流效率の低い事、電解溶液の腐蝕力の強い事及び投射力の小なる事を擧げ得る、投射力といふのは複雑なる形の品物を陰極に吊したる場合分布金屬の程度で表はす溶液の性質である、凹形の品物を鍍金する場合、此投射力の大なるものでない凸凹兩部分の鍍金が著しく不均一となる、又複雑なる形のものでは、陽極に近い陰極の電流強さが陽極に遠い陰極部分に比し一層大である、其故特に Cr 鍍金に於ては陽極の形を品物に適する如く考慮せねばならぬ。(下 井)

窒素表面硬化法の理論と實際 (A. Fry, Iron Coal Trad. Rev. May 6, 1932 p. 749/51, Engineering, May 13, p. 537/3) 英國鐵鋼協會大會發表、窒素に依る表面硬化法が實用的發展を初めたのは 1920 年である、通常の

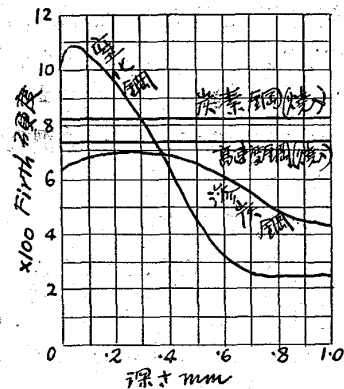
滲炭硬化法では、高温に依る歪及び此作業中に生じたる内力の爲に研磨に依りても除き得ない歪、並に硬化に依る龜裂、之等の出来る爲に満足なる結果が得られない、其故に抗張力を甚だしく減じない温度、且つ A_{r_3} 變態の爲に容積變化を受けない程度で作業し得るならば表面硬化法は著しき發達をするだらうといふ事は一般に考へられて居り尙急冷の必要なき事が希望されて居た。特別の合金を 500°C 附近のアンモニア瓦斯中に保持する事に依り上記諸條件を満足させ得る事が考へられた。滲炭機構原則さへも完全でなかつた時代では、滲窒機構の理論的説明は甚だ困難であつたが、各方面の研究家の努力に依りて今日では相當に明瞭となつた、之に對しては、X線研究法の發達、Vickers 或は Firth 試験機が出来て硬度測定法が洗練された事及び含鐵、非鐵金屬の析出硬化現象に對する知識の發達、之等のものが影響を與へた事は大である。

純鐵は窒素の作用を受ける事は甚だしくないが、他の元素例へば Cr , Al , Ti , Mo 等が或る割合で合金成分に含まれると、炭素鋼を焼入して得る程度の硬さよりも遙かに高い表面硬度を得る事は第1圖の例で示す如くである。此硬化效果の性質を明かにする爲に窒化物の生成分解の實驗を行つた、其成績に依れば、 Al の窒化物、並に Ti の窒化物は $1,100^{\circ}\text{C}$ に於て實際上完全なる安定を示して居る、 Cr の窒化物は 900°C 附近で著しく分解する傾向がある、 Mn 及び Fe の窒化物は一層低温で分解する、之等合金成分の窒素に對する化合力は大體 Al , Ti , Cr , W , Mn , Fe の順位である、 V は明でないが大なる化合力を有つて居る如くである。

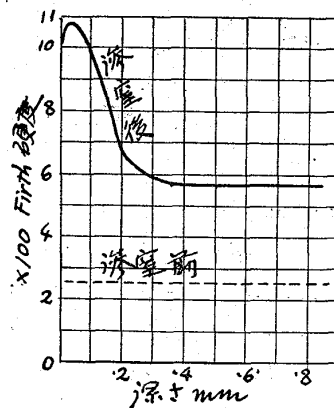
$Al=1\%$, $Cr=1.5\%$ 程度のもは最適材の一つに數へる事が出来る、窒化物は安定なる分子を作つて空間格子内に堅く固着する爲に、組織内部へ一層深く滲透するのが防げられると考へ得る、尙硬化は窒化物自身の分子の爲でなくして其分子が鐵の空間格子の性質に及ぼす影響の爲であると考へる方が適當である。硬さといふ事は微粒子の凝集力に依るばかりでなく、結晶が歪るといふ事が重要な意義を有つて居る、純粹なる而して他から力の少しも加はらぬ單一結晶が硬度が最も低い、且つ歪り易い方向に測りたる時最小である、原子を一層多く含ませると歪る際の抵抗を増すことになる、窒化物に依る滑動干渉硬化に 1931 年 Meyer & Hobrock 兩氏も實驗から證明して居る、普通炭素鋼では窒化物は徐冷すると大なる針状となり滑動干渉には影響を與へる程度が小であるが、特別の合金成分を附加すると窒化物は微粒子のままで散在して其の場所に固着する爲著しき滑動干渉をす

る、此硬化せるものは 500°C 以下では硬度は減じない、又一度低温で窒化物の微粒子が固着すると共析點以上に温度を上げても窒化物は凝集し難くなつて悪影響を及ぼすこと僅少となる、滲炭法では擴散に依り硬化深度を大ならしめ得るが滲窒法で硬化深度を大にすることは、1929 年、Sergeson 氏、1930 年 Mahoux 氏が實驗を發

第1圖 硬度深さ比較例



第2圖 時効性滲窒鋼成績



近頃發達し來れる材質としては $C=0.1$, $Si=2.55$, $Mn=1.4$, $Ni=2.2$, $Al=0.5$, $Ti=3.9\%$ なる成分のものがある、之は析出硬化性がある、第2圖は此材料を、 500°C で4日間窒化法を行つた成績である、内部は初め Firth 硬度 315 であつたのが析出硬化に依りて 575 となつて居る、しかし衝撃抗力は析出硬化の爲に小である、疲勞試験は表面よりも反つて表面硬化を受けぬ部分に小疵があると其れが原因で成績が悪くなる。(下井)

7) 鐵及び鋼の性質

ドリルの材質に就て (R. Breeler. Machinery, June, 1932 p. 742) ドリルの材料は炭素鋼に始まり高速度鋼、超高速度鋼に進展し、更にステライトやタンゲステン及びタンタラム炭化物の利用に進み、尙又窒素硬化法、クロム被覆法が採用されるに到つた。本文は之等適材を適所に使用するに資したものである。

(1) 炭素鋼:—代表的化學成分は炭素 1.20%、滿俺 0.25%、燐 0.015%、硫黃 0.015%、珪素 0.20% であつて人に依てはクロム 1% を加へて硬度を高め、或はバナジウム 0.25%迄を加へて靱性を與へる場合も有る。焼入は 1,400~1,550°F にて行ひドリルの大き、鋼の種類に従て水、鹽水、油を用ふ。之を 350~450°F に焼戻すればロックウェル C 硬度 60~63 を得る。併し 450°F 以上に加熱すると硬度が低下するから、切削速度を餘り大きく出来ない。第 1 表は高速度鋼の切削速度を示したものであるが、炭素鋼には該表の 1/2 の速度にすべきである。又第 2 表には 3/16" の炭素鋼及び高速度鋼ドリルを厚 1" の鋼板に用ひた場合を比較したものである。

第 1 表

高速度鋼に對する 推奨切削速度			高速度鋼に對する 推奨切削速度		
材 質	ブリネ ル硬度	切削速度 ft./min	材 質	ブリネ ル硬度	切削速度 ft./min
鑄 鐵		45	18%Cr, 8%Ni,		30
可鍛鑄鐵		85	無鑄鋼		60
鑄鐵(軟)	125	120	14~18%Cr		(13)
鑄鐵(中硬)	100	80	無鑄鋼		50
鑄 鐵	450	(15)	13% 滿俺鋼		200
(チルド)	以上		モネルメタル		200
機械鋼		110	眞 鍮		250
ネヂ材		110	青 銅		
(常溫壓延)			アルミニウム		

() はコバルト高速度鋼を使用すべし。

第 2 表

ドリル	ドリルされ た鋼のブリ ネル硬度	切削速度 f./min	1 廻轉の 送り in	1 壽命 の穿孔 數
炭素鋼	131	37	0.004	900
炭素鋼	131	70	0.004	200
高速度鋼	150	75	0.004	1,300

之は安價なために一般に使用されてゐるが多量生産用には不向きである。それでも鑄鐵、軟鋼、眞鍮、木材、アスベスト類に使用される。

(2) 低タングステン鋼:—一名仕上鋼と稱し炭素鋼と高速度鋼との中間級のものであつて、第 3 表の成分を有する。1,450~1,600°F より水又は油に焼入する、水中焼入の場合には 1,450~1,550°F が普通で有る。ロックウェル C 硬度 66~68 を有し炭素鋼に比して切削速度が大きく成る。但し尙高速度鋼には及ばない。

第 3 表

種別	C	W	Cr	V	Si	Mn	Mo
A	1.07	1.36	0.07	—	—	—	—
B	1.08	1.89	0.50	0.32	—	—	—
C	1.23	2.70	0.60	—	—	—	—
D	1.25	3.25	0.50	0.20	—	—	—
E	1.03	0.20	1.20	痕跡	1.00	—	0.95
F	1.12	0.62	0.96	—	—	1.35	—

(3) 高速度鋼:—化學成分は炭素 0.70%、タングステン 18%、クロム 4%、バナジウム 1% であるが、將來はモリブデン 7% のものが有望である。而して大形には炭素を 0.7% 以下とし小形には 0.70% 以上にする。1,400~1,600°F に豫熱したものを 2,300~2,400°F より油又は空氣中に焼入し 1,050~1,150°F に焼戻せばロックウェル C 硬度 61~64 を得る。之は 1,100~1,150°F に再び加熱して常溫に冷却するも尙 60 以上の硬度を有するから高い切削速度に耐えるのである。第 1 表に其の速度を示す。鑄鐵、鋼、眞鍮、アルミニウム、ペークライト、スレート、木材等に適する。勿論炭素鋼で間に合ふ場合には高速度鋼を使用するは不經濟であつて、またブリネル硬度 400 以上には高級の高速度鋼を用ふ可きである。

(4) コバルト高速度鋼:—高級高速度鋼の 1 例であつて第 4 表の如き化學成分を有する。

第 4 表

種類	C	W	Cr	V	Co	Mo
A	0.75	19.0	4.25	1.10	3.0	—
B	0.75	19.0	4.25	1.10	6.5	—
C	0.75	19.0	4.75	1.0	9.0	—
D	0.80	21.0	4.50	1.25	11.0	0.50

2,400~2,600°F に焼入し 1,050~1,150°F に焼戻す。高速度鋼より硬度が高く切削速度も大きく成るが、製作が困難な爲めに高價に付く。

(5) 炭化タングステン、タンタラムの利用:—一等の炭化物を利用したものに Carboloy, Widia, Ramet, Carmet, Strauss Metal, Firchite の商品がある。代表的成分は炭素 5.3%、タングステン 81.4%、コバルト 12.7% であつて工具にはチップ又は植込みの形で用る。ペークライト、テクストライト硬ゴム、スレロン、ピラリン、ファブロイル、硝子、黒鉛、スレート、花崗岩等非金属の切削に適し、また鑄鐵、鋼にも有望である。

(6) ステライト:—鑄造したステライトを炭素鋼の幹部の尖端に熔接して作る。ブリネル硬度 500~600 を有し熱間硬度が超高速度鋼よりも高いからペークライト、硬ゴム等を高速度で切削出来る。

(7) 窒素硬化法の應用:—第 5 表に最も普通な窒化鋼の例を示す。常溫より 400°C 迄はブリネル硬度 1,000 を有し、400~600°C にて硬度を減ずるがそれでも高速度鋼より硬度が高い、而して 600°C 以上に於いては高速度鋼と略同等の硬度を持つ。之を 1,000°C に再加熱し常溫に齎しても硬度に變りはない。摩擦抵抗力は高速度鋼より大いが、炭化タングステンには及ばない。非金属の切削に適するが金屬に對して利益で有る事は未だ適確な證據が無い、普通刃先が碎けて速く破損される。

第 5 表

	C	Al	Cr	Mo	Si	V
1	0.40	0.20	1.60	—	—	—
2	0.35	1.00	—	0.90	—	—
3	0.27	—	1.50	—	—	0.50
4	0.37	1.06	1.07	0.19	0.15	—

(8) クロム被覆法:—現在では高速度鋼のドリルの表面に厚さ 0.0002~0.0003" のクロムを附着したものが最も成績が好い。表面のクロムは全く脆いが炭化タングステンと同等の硬度を有し、且摩擦抵抗力が大きく摩擦係数が小さい特長を有する。パークライト、スレート、陶磁器等の切削に好い。併し鑄鐵や鋼に対しては高速度鋼以上に利益であるや否や未だ一般的に立證されて居ない。

(南波)

Cr, Ni, Al, Si を含む耐熱合金鋼研究 (W. Oertel & A. Schepers, St. u. E. May 26, 1932 p. 511/3) 高配合 Cr 鋼に Al 及び Si を附加すると耐熱性を著しく増すことはよく人の知る所であるが、高温加熱に對しては大層脆い、其故に Ni を附加して其脆性を如何なる程度に阻止し得るかを研究した。

最初行つた試験では、材料分析 Cr=14%、Si=2%、Al=2% を基礎的成分とし、Ni 量を 0.2~10% の間に變化させた、試験温度は、700°、800°、900°、1,000°C である、牽引速度は、3.5 kg/sec の荷重増加割合を標準とした、抗張力は Ni 量の増加に従ひ一般に増大する、但し 700°C に於ては成績變化不定であつた、之は此附近の温度で急に抗張力が低下する爲であらうと考へる、試験片を 10mm 角、100mm 長さとして電氣爐内で、試験温度に 36h 保持して焼減量を mg/cm² で測ると、Ni=6.4% 迄は増加し其以後は再び減少する、粒子を、鍛鍊後及び 1,200°C 軟化後に於て檢すると Ni 量の増すに従ひ、微細となる、鍛鍊、軟化兩者間に破断面の差異は認め得なかつた。

次に Cr 量を 14% から 19% に増し、其他は前記同様で實驗を行つた、種々の成績は大體前記同様で、焼減は Ni=8.3% のものが最小であつた。

前記試験に依ると、Al 及び Si を附加せぬものよりも抗張成績がわるい、それ故、Cr=18%、Ni=8% として他の合金成分を變化させて試験することにした、Ni 量は 6% 以上含むものは粒子が微細となる、しかし丁度 6% の所が焼減が最大である、且つフェライト組織よりもオーステナイト組織の方が耐熱性大であるから 8% を選んだ。

斯くして第 3 回目の實驗では、Si=0.2~3.2% とし、Al は附加しないで行つた、抗張力は一般に大であるが

Si=1% 迄は増加し、其後は徐々に減少する、焼減程度は Si=2.26% のものが最小であつた。

第 4 回目の試験では、Si を著しく少量とし、Al を、1.3% 追加へた、抗張力に對しては、Al 量の影響僅少であつた、焼減は 1.3% Al を加へて初めて僅少となつた。

斯くして、其次には、Al 量を一定に保持して Si 量を變じ、又 Si 量を一定にして Al 量を變化させて試験した、即ち、先づ Al を 0.6% とし、Si を變じたるに、Si 増加に従ひ抗張力は減少する、焼減は大層僅少となる。次に、Si=2.5% として、Al を 0~2.3% に變化させた、既に Al=0.5% で抗張力は大幅減少した、Si を 3.2% とすると、Al=1.4% で抗張力は一層減少した、焼減は Al 量の増すに従ひ少くなる。しかし、Al=0.6% で最大影響を與へ其以上加へても、よくなるはなぬ。

斯くして以上の研究の結果から判斷すると、Cr=18%、Ni=8%、Al=0.5~1.0%、Si=2~2.5% のものが抗張力大で焼減僅少である、C=0.30% 程度である、之で、抗張力、延伸率、收縮率は、700°C で 36 kg/mm², 16%、20%、900°C で 10 kg, 15%、21%、1,000°C で 5 kg, 24%、29%。焼減は、1,200°C × 36h で 9.4 mg/cm² の例ある。

(下井)

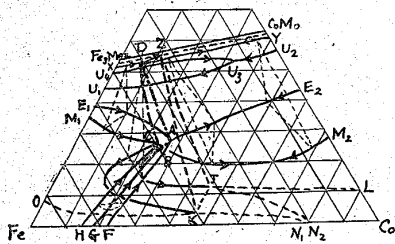
Fe-Co-Mo 3 元系平衡状態圖 (W. Köster & W. Tonn, Arch. Eisenhüttenwes. June 1932 p. 627/30) ドルトムント市の合同製鋼會社研究係報告、1932 年著者は Fe-Co-W 系状態圖を發表した、それと連關して Fe-Co-Mo 系の研究を行つた、W の代りに Mo を加へたものは、臨縁 2 元系状態圖が似て居るから、持別の箇所を除き平衡曲線は大體に於て著く相違せぬ事を豫想した。

臨縁 2 元系の内の Fe-Mo 状態圖は 1926 年 Sykes 氏及び 1929 年武井、村上兩氏發表のもの、Co-Mo 状態圖は、1913 年 Tamman & Raydt 兩氏發表のものを使用した、但し後者固體部分は著者が追て發表の豫定である研究結果に依つた。

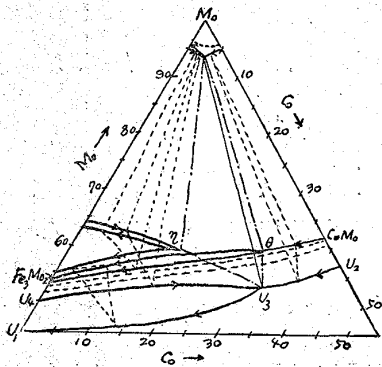
第 1 圖は Fe-Fe₃Mo₂-CoMo-Co の範圍の部分的状態圖である、U₄-U₃-U₂-CoMo-Fe₃Mo₂ の範圍からは初析晶としては、Mo の結晶、U₁-U₃-U₄ の範圍からの初析晶としては FeMo の結晶が幾分析出する、之等は 1,400°C に再熱すると溶解する、Fe₃Mo₂ と CoMo とはどんな割合にても固溶體を作る、此固溶體は θ 固溶體として區別して居る、F-A-E₁-Fe の範圍では先づ α 固溶體が析出する、F-A-E₂-Co の範圍では γ 固溶體が析出する、E₁-A-E₂-U₂-U₃-U₁ の範圍では θ 固溶體が析出する、E₁-

A-E₂-CoMo-Fe₃Mo₂ の範圍には過共晶が存在するが生成明瞭でない、それに反して M₁-C-A-E₁ の範圍及び特に M₂-B-A-E₂ の範圍に於ては明瞭に亞共晶の析出を認め得る。3 元共晶は認められぬ、それ故に、3 組の 2 元系の平衡、即ち、H-G-F, M₁-E₁-Fe₃Mo₂ 及び M₂-E₂-CoMo に依りて中間に A-B-C-D なる 4 相面が作られることは Fe-Co-W 系状態圖と同様である、Fe-Mo 系の共晶的 3 相平衡、即ち、融體=α固溶體+Fe₃Mo₂ なる關係は、Co が加

第 1 圖 Fe-Fe₃Mo₂-CoMo-Co 状態圖



第 2 圖 Fe₃Mo₂-Mo-CoMo 推測状態圖



はると低温度に移動する、而して其の融體成分は E₁-A なる曲線に沿ひて變化する、それと同時に、それに伴ひて、α 固溶體及び θ 固溶體は、夫々 M₁-C 曲線、及び X-D 曲線に沿ひて變化する、Fe-Co 系の包晶的平衡、即ち

融體+α 固溶體=γ 固溶體、なる關係を保つ温度は、Mo を附加することに依りて低くなる、之は F-A, G-B, H-C なる 3 曲線に依りて定められる、之等 2 組の 3 相平衡は、1,300°C に於て次の如き 4 相反應の平面に達する、融體+α 固溶體↔γ 固溶體+θ 固溶體、此平面からは更に温度の低下に従ひて 2 組の 3 相平衡が表はれる、即ち、融體=γ 固溶體+θ 固溶體 及び α 固溶體+γ 固溶體=θ 固溶體、其前者は Co-Mo 系の 3 相平衡、即ち融體=γ 固溶體+CoMo に終る、後者は 20°C に於ける 3 相三角形 J-K-Z に終る。

Mo が多量に含まれると脆くなるが、析出硬化に依る硬度の變化を知る爲に、1,300°C で急冷後、100°C 毎に 1/2h 保持して測定したる硬度成績は、純 α 固溶體のものは 700°C で焼戻すると最高硬度に達する、α-γ 變態を有する合金は 600°C 焼戻が最高硬度を示す、純 γ 合金は 800°C で焼戻せねば硬くならぬ、θ 固溶體を飽和状態を含む部分では焼戻に依り硬くならぬ。

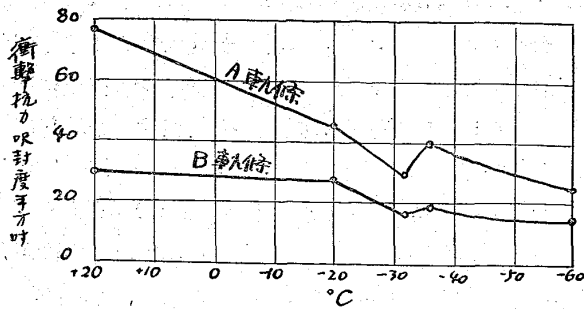
CoMo-Mo-Fe₃Mo₂ 範圍の平衡は、大體の研究を行つた

のみである、FeMo は CoMo と γ 固溶體を作る、CoMo 系の 3 相平衡 (融體+Mo=CoMo) と Fe-Mo 系の 3 相平衡 (融體+Mo=FeMo) とは 3 元系に於ては、低温度の方へ移動し、約 1,485°C に於て、4 相反應面を形成する、即ち、融體 U₃+Mo=γ 固溶體+θ 固溶體、此關係平面から温度降下に従ひ、2 組の 3 相平衡が表はれる、即ち、融體+γ 固溶體=θ 固溶體及び γ 固溶體=Mo+θ 固溶體、而して共に Fe-Mo 系に於て、前者は融體+FeMo=Fe₃Mo₂、後者は FeMo=Fe₃Mo₂+Mo なる平衡關係に終る。第 2 圖は此部分の推測的状态圖である。(下井)

軌條低温衝擊試験 (J. F. Cunningham & J. Gilchrist, Trans. Amer. Soc. Steel Treat. May 1932 p. 624/38) 1929 年から 1930 年に亘る冬季、カナダ鐵道會社の軌條の著しき折損が氷點以下の低温地方で主として起つた、調査の結果は材料の龜裂の爲に起りたるものではない證明が出来たが、軌條に對し低温が如何に影響するかに就きては今迄に未だ不明であつたので實驗室で其研究を行つた。低温度に於ける鋼の衝擊試験は今迄の研究者の内 Langenberg 氏が前後 12 回論文を發表せるものが最も完全に近いものである。著者は試験を 2 段に行つた、前段に於ては、カナダ鐵道の軌條使用前と後とを使用した、後段に於ては、C 量 0.02, 0.10, 0.42, 0.92% なる平爐製材料を使用した。

軌條からの試験片は軌條の頭部及び底部各兩側からと腹部からと計 5ヶ所から採取した、之を 1/2 吋角で 16 吋長きに旋削後 Izod 式標準試験片に作り 100 呎封度の單一衝擊機に依りて試験した、冷却劑はアセトン及び固狀炭酸で、之を銀鍍金の魔法瓶に入れた、試験片を同時に 3 本入れる事が出来る大きさである、温度は酒精寒暖計で測つた、試験片の出し入れは絲に吊して行つた、冷却劑から取出して試験機へ持つて行く際の温度の變化は殆んど目に立たない。試験温度は初め +20°, -20°, -32°, -36°, -60°C で行ひたるに +20°C から -32°C 迄は次第に衝擊値が低下するが -32°C から -36°C 迄は、殆んど凡ての試験片の種類皆衝擊値が増して居る、平均値を線圖に表はすと第 1 圖を得た、此現象を一層充分に調査する爲に更に 400 本の試験片を作り、-28°C から -40°C 迄 2°C 毎に軌條斷面前記 5 部分宛に就きて吟味を行つたが同様の結果を得た、其軌條成分は C=57~62, Mn=72~76, P=0.020~0.055, S=0.029~0.032% である、斯かる關係に對しては、1929 年及び 1931 年に Sauerwald & Pohle 兩氏が -90°C~-182°C に於て脆き折損及び可延性の折損の起る鐵の現象に就き興味ある發表をして居る。

第1圖 低温衝撃抗力曲線



後段の試験に於ては $C=0.10\%$ のもの以外は -35°C 附近で衝撃値の増加が上記同様であつた、 $C=0.10\%$ の鉄鋼材は圧延のみを使用したのであるが衝撃値の再び上る箇所は無かつた、而して -40°C 附近迄は、衝撃値の大なる値を有して居る、其後は次第に低下し -70°C 附近では -40°C 附近の $1/3$ の値となつた。

破断面を検すると Sauerwald & Pohle 兩氏の發表の如くに常温では結晶粒内部に於て破断し、低温では結晶粒子間に於て破断が表はれる。フェライト粒子の大なるものよりも、中及び小なるものの方が低温衝撃には一層よく耐へる、又中粒子のパーライト組織にフェライトが稍多量にある場合は、パーライトの微粒子及び粗粒子の場合よりも一層衝撃抗力大である、粒子境界に遊離フェライトが過量にあるものは低温で衝撃を受け易い、層状パーライトと衝撃方向とは密接なる關係を有つて居る、セメントイトやフェライト等の種々の成分が温度低下に依り相異なる膨脹率を有つて居るのが内力を生じさせて、それが -28°C 附近で最大となる様にも考へられる、之等膨脹率は -28°C 附近迄は一定であつて、其以下に於ては一定でない様にも考へられる、尙低温に於ける金屬の性質に對しては、もつと詳細に研究を要する問題である。

(下井)

電弧熔接部の時効現象 (F. R. Hensel & E. I. Larsen, Trans. Amer. Soc. Steel Treat. May 1932 p. 639/72) 通常の金屬棒電弧熔接に依る沈澱は、化學分析を行ふと殆んど純鐵に近い、しかし其の性質は純鐵とは著しき相違があることが熱處理後の物理的性質に表はれる、即ち時効性を有する點に於て異なる。電弧熔接では、空氣中の酸素と窒素とがイオン化して酸化物や窒化物となり或は熔鋼中へ吸収されて熔接沈澱中に含有される。本文は近年斯かる金屬物理性に對する瓦斯の影響なる問題が各種研究されつゝある内の一部分としての報告で、米國ウエスチングハウス研究室での研究である。

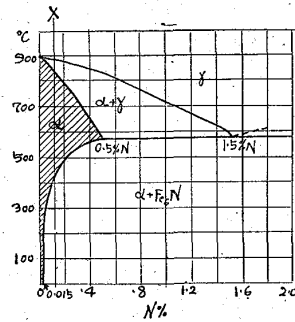
電弧熔接後の諸性質を、アセチレン熔接、原子水素熔接のもの、並に熔製鐵、鍊鐵等と比較した、金屬中の瓦斯

成分は真空熔解法 並にネスラー試薬を用ひて測つた。

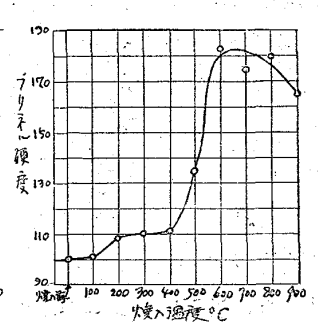
1923年 Fly 及び 1929年 Epstein 氏が研究したる、 Fe-N 系假状態圖は第1圖に示す、 FeN 合金は不安定で活性窒素の部分的壓力を考へに入れなければ平衡關係を決定することが出来ないから之は實際の平衡とは申し兼ねる、圖に於て X なる線は裸線に依る金屬棒電弧熔接部の概略的窒素含有割合の線である、焼入の際に 600°C 附近に加熱して行ふと時効性を充分出させる。

時効硬化の表はれる際は Fe_3N が析出沈澱する、急冷温度と硬度との關係は第2圖に示す、 $500\sim 600^{\circ}\text{C}$ で硬度

第1圖 Fe-N 系假状態圖



第2圖 電弧熔接部焼入硬度



の増加割合が最も甚だしく、其以上の温度では硬度が減少する、急冷後の放置温度に依る硬化状態は、常温装置が最も硬くなる、水中に保持して硬度變化を測りたるに常温の場合と變りがなかつた、而して焼入後 $50\sim 60\text{h}$ 經て最大硬度に達し其後は殆んど變化せぬ、高い放置温度に於ては、焼入の際得たる硬度よりも大とならぬ、 100°C では焼入後硬度は徐々に減少する、 200°C では急に減少する、 300°C では尙一層著しく低下する。又急冷温度を種々變化させて、時効硬化の上に及ぼす影響を検したるに、 600°C で急冷が時効硬化最も大で、其以上の温度から急冷したものは、温度の上昇と反對に、時効硬化が低下する、熔接棒が裸でなく、被覆塗料を施したのものを使用し、H.つ熔接の仕方を變化させる事に依りて著しく時効性を減少させる事が出来る、脆くなる程度は明かに N 含有量と關係を有つて居る。

100°C で4日間水素氣中で保持せる熔接沈澱は、殆んど完全に時効性を失ふ、 N を失ふことが分析で明瞭である、 $N=0.08\%$ 以下であると時効性を表はさぬ。

時効に依りて抗張力は大となるが延伸率、收縮率及び衝撃抗力は殆んど零に近くなる。

アセチレン熔接及び原子水素熔接では 裸線を使用して も實用上支障なき程度の成績を擧げ得る。

磁性を検する爲に 電弧熔接を行ひ、 $N=0.14\%$ のものを 900°C から爐中冷却後、並に 600°C から水中急冷後、各種温度で 24h 保持して性質の變化を見た。急冷のものは常温で成分抗磁力が大となる、 100°C では著しく増加する、 200°C では全く時効性が表はれぬ、其以上の温度では反つて減少し、 400°C 以上では成分それよりも減少割合が著しくなくなる。爐中冷却は冷却速度毎時 100°C 程度で行つた、而して時効温度 100°C の場合は成分増加するが、 200°C では大層減少する、 $300\sim 400^{\circ}\text{C}$ 以上では減少割合が著しくなくなる、透磁率及び残留磁氣は其反對である。時効経過を見る爲に、 600°C で水中急冷したものを常温で放置したるに、機械的硬度が 2~3 日後最高値に到達するに反し、磁性硬度即ち抗磁力は 16 日後と雖も尙最高値に達しない、透磁率及び残留磁氣は 其反對に初め急に、後徐々に曲線的に減少する。

電氣傳導度は、窒素が溶解して含まれて居る量が多い程大となり、窒化物析出に依りて減少することは、抗磁力と反對である。

析出現象を顯微鏡で檢すると、常温で析出するものは機械的硬度の變化は起るけれども 顯微鏡で認めることは出來ぬ、然るに 100°C で保持して析出するものは顯微鏡で認め得る、磁氣硬度即ち抗磁性は 此後者の析出に關係がある。

McQuaid-Ehn 式炭化試験法に依り、 900°C で 8h 保持したるに、アセチレン及び原子水素熔接のものは、臨縁は大層厚肉の炭化鐵が表はれて居るが、電弧熔接のものは微細なる炭化鐵が 散布して居りて、粗き層狀パーライトの様に見える、中心部附近は、前者はパーライトに變化する傾向を表はすが、後者は、游離炭化鐵と 游離フェライトとが存在するのみである。 (下井)

18-8 合金鋼高温延性耐銹性に對する粒子の影響
(H. D. Newelle, Trans. Amer. Soc. Steel Treat. June 1932 p. 673/751) Babcock & Wilcox Tube Co. での研究である、Cr 量 18%、Ni 量 8% 程度を含有する耐銹鋼は 1922 年 Strauss 氏が發表した、其後最近 3~4 年間に著しき需要増加を見るに至つた、加工後熱處理をすると質が大層よくなる點に就き 1922 年 Strauss 氏は特許權を得た、其方法は、高温に加熱後急冷して均質オーステナイト組織を保有せしめ 同時に炭素を溶融状態に置くのである、其當時は 今日使用のものよりも含炭量は一層大であつた、温度は高くして再結晶を容易ならしめ且つ炭素溶解を大ならしめた、通常延性及び耐銹性を最大

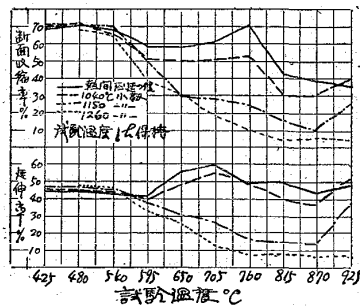
にする爲の急冷温度は $1,095^{\circ}\text{C}$ から $1,205^{\circ}\text{C}$ 迄の間でよいと一般に考へられて居る。

此合金のオーステナイト組織は 常に安定とは申し兼ねる、冷間加工を行ふと、フェライトが発達し 高温に置くと、フェライトが游離して炭化物が析出する、其程度は成分に依り異なる、比較的低温で使用するもの即ち炭化物析出温度以下で使用するものならば $C=0.16\%$ 迄のものでよいが、其以上の高温で使用するものは $C=0.07\%$ を最大限とするのが通常である。

18-8 合金は引抜管として、高温且つ高壓或は低壓に於て腐蝕性瓦斯或は液の中で使用する量が著しく多くなつて來て居る、高温で使用、特に油精製中に過熱の爲に此合金が破損する場合は 變形を生じないで起る、材料は何等感知し得る延伸がなくして故障が起る、此状態を緩和する爲に、此合金の延性を増す事は 此方面の關係者にとりては大層必要な事で、一部分の故障が 作業全般の危険を引き起すことを防ぎ得ることになる、斯かる場合材料の粒子大きさが如何なる影響を與へるか、之が本研究の目的である、研究は 2 段に行つた、前段では最初の熱處理が粒子大きさに及ぼす影響、後段では 使用中の變化狀況を研究した。

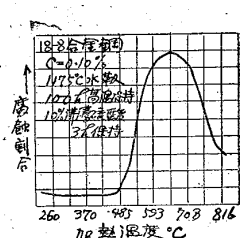
第 1 圖

18-8 合金鋼高温延性線圖



第 2 圖

高温腐蝕關係



熱處理の温度と時間とに依り 粒子大きさは影響を受けるが、一定の時間後は 粒子は平衡状態を保ちて粒子生長が止むのが認め得る、前段の試験では初め $C=0.08\%$ 、 0.4 吋徑の冷間牽引の丸棒を 10 分間及び 3h、 $1,010^{\circ}$ 、 $1,095^{\circ}\text{C}$ 及び $1,180^{\circ}\text{C}$ に加熱水中冷却した、次に $C=0.056\%$ 、熱間牽引、7/8 吋徑の試料を、45 分間宛、 $980^{\circ}\sim 1,315^{\circ}\text{C}$ の間 55°C 毎の各種温度で 20°C の水中に急冷した、此熱處理は水靱と稱すべきもので 粒子大きさが大となる程幾分常温延性を増す。

後段の試験では、7/8 吋徑の熱間牽引の材料で、 $C=0.054\%$ と 0.14% との 2 種を使用した、之を 425° から 925°C に至る間の 55°C 置きの各種温度で、1h 及び 150h 保持して試験を行つた、此温度は、炭化物が長時間加熱

に依りて析出しない温度から、炭化物が溶解するのを認め得る温度迄に亘る範囲である、試料は、160 本の内 40 本は圧延の儘、残り 120 本中 40 本宛を 1,040°, 1,150°, 及び 1,260°C に 1h 保持水中急冷を行つた、之等の温度は粒子の大きさに差を附するに適當と認められた温度である、熱間圧延の試料は最小粒子のものとして選びたる次第である、抗張試験の牽引速度は 0.08 吋/分 で、之は試験機で能ふ限りの緩速度である、之は實際に起り得る過熱匍匐破損の場合に近似させた爲である、斯くして牽引時間は 2~15 分であつた。

耐銹性に對して高温の一般的影響は、650°C に加熱した場合が腐蝕最大である、其故 $C=0.05$ 及び 0.14% のものに對する腐蝕試験には、凡て 650°C に 150h 加熱後、10% 沸騰硫酸に浸けて毎時間毎平方吋當りの減量を *gr* で求めた、しかし此減量は正確に腐蝕程度を表はし得ない、粒子境界の腐蝕を考へることを要する、それに対しては腐蝕試料断面を顯微鏡で検して比較した。

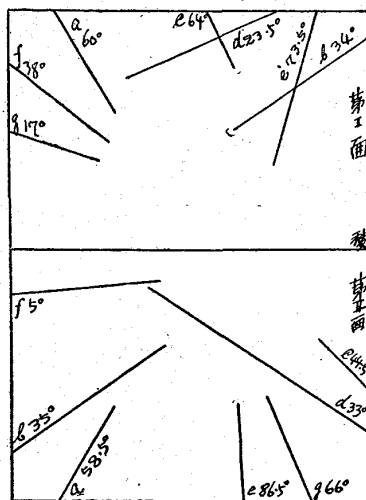
試験結果を總括すると、小粒子は高温延性が一層大である、腐蝕には粒子大きさと含炭量とが關係する、兩者共に小なるものの方が耐銹性一層大である。(下 井)

ウイドマンステッテン組織としての γ - η マルテンサイト (H. Hanemann, Arch. Eisenhüttenwes. June 1932 p. 627/6) ベルリン工業大學金相冶金協會報告、 γ - η マルテンサイトの試料の相隣る研磨面の結晶を研究して、 η 針狀結晶が、八面體及び立方體の面上に存在することを確めた、斯くして、 η - γ マルテンサイト組織はウイドマンステッテン組織と考へ得る、豫期通りに研磨面上には 7 種の方向が表はれて居た、方向偏差はフェライトのウイドマンステッテン組織の場合よりも一層小である、立方體的結晶痕跡はフェライトの場合よりも一層多數に表はれて居る。

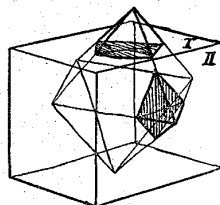
以上が本文の總括で以下は部分的詳述摘録である。

ウイドマンステッテン組織のフェライトと同様に、オーステナイトの η 針狀結晶は八面體及び立方體の面上に表はれることは推測出来る、しかしながら、此研究は前者よりも一層困難である、何となれば、マルテンサイト組織は、フェライト組織に比して一層緻密で且つ微細であるからである、使用したる試料は、 $C=1.52$, $Si=0.12$, $Mn=0.5$, $P=0.01$, $S=0.014$, $Cu=0.04$, $Cr=0.01\%$ 之を 1,150°C で 5h 真空中で加熱後水中急冷を行ひ、相隣る直角の面を研磨した。第 1 圖に示す如く、各研磨面には 7 種宛の η 針狀結晶方向が表はれて居る、之を明瞭にする爲に 200 倍の顯微鏡寫眞を撮ると、稜縁が尖鋭でなく

第 1 圖 結晶方向痕跡



第 2 圖 關係説明圖



なりて、フェライトの場合の如く直接に兩面上の痕跡の組合せを行ふことが出来なかつた、此 14 本の直線に對し、882 組の角を吟味して、兩面の線の組合せを考へた。

菱形 12 面體の面の存在を考へたが、其存在の徵候は少しも認めることが出来

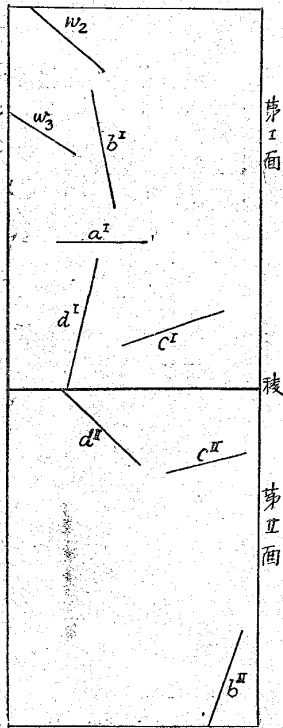
なかつた、斯様にして η 針狀結晶は層狀の断面であつて、それに相當する八面體及び立方體の面上にあることを知つた、マルテンサイト組織は緻密微細であるから、一つの面で 7 本の結晶方向を表はす線は凡て見出すことが出来る、第 2 圖は、研磨面と八面體との關係位置を示す。(下 井)

鋼の結晶組織に就いて (H. Hanemann, Arch. Eisenhüttenwes June 1932 p. 621/4) ベルリン工業大學金相冶金協會報告、空間格子に於て擴散する原子の状況を考へると、直進擴散即ち移動する原子は他の種類の原子を排斥することなしに直進するもの、集中擴散即ち原子が他の種類の原子の位置變更或は格子間隙を通じて新しき種類の結晶の中心へ移動するもの、及び平行擴散即ち大多數の原子の移動方向が平行せるもの、此 3 種に區別出来る。 γ 及び α 鐵は炭素の移動に依り區別することが出来る、 γ 固溶體は炭素の直進擴散をしかも高速度で行ふ、 α 固溶體にありては擴散速度は一層小である。

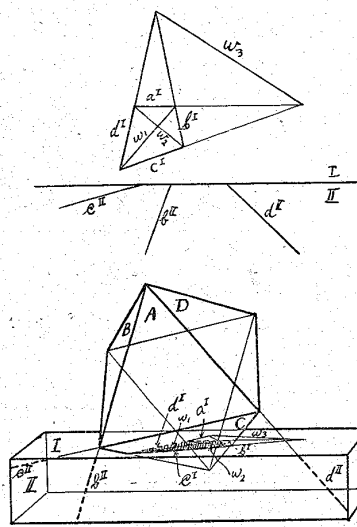
ウイドマンステッテン組織を有する粒子の大層粗き鋼材試料の直角に研磨したる面に於て、フェライトが構成する層狀結晶の方向を求めた、ウイドマンステッテン組織に於けるフェライトは主として八面體の面上に層狀に表はれ、稀に八面體に附隨する立方體の面上に層狀に表はれる、而して他の方向には析出せぬ。

以上は本論文の總括である、以下は部分的摘録である。直角に研磨したる相隣る面のなす二面角は $90^\circ \pm 10'$ の程度である、其の面に表はれて居るフェライト層の方向は正しく平行になつて居らぬ、例へば試料の稜となす角は、同一の研磨面上のものでも、 8° 及び 15° 或は 77° 及び 80° を表はす程度である、結晶も從つて數學上の理

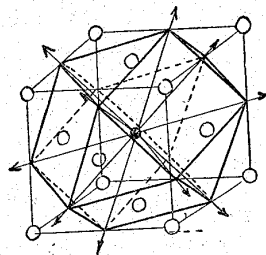
第1圖 痕跡圖



第2圖 痕跡關係說明圖



第3圖 炭素直進擴散



想的のものでなくして成分角度は相違が表はれる。第1圖は研磨面に表はれてある層状結晶の方向を示す例であるが、I及びII兩研磨面上に於ける其等の痕跡と、試験片の稜とのなす角の平均値を表に示すと、次の如くである。

a ^I	b ^I	c ^I	d ^I	a ^{II}	b ^{II}	c ^{II}	d ^{II}
0°	77°	186°	76°	0°	69°	137°	44°

之に依り立體投影畫法から結晶面の二面角を測ると次の如くなる。

A/B	A/C	A/D	B/C	B/D	C/D
72.5°	109.5°	69°	70.8°	109.7°	70.3°
(70.5)			(70.3)		

此平均値は 70.5° で、正確に正八面體の二面角を計算すると、70°31'43.6'' となる。其對角線に依りて立方體が作られる、此立方體の研磨面上の痕跡は、w₁w₂w₃ で表はして研磨面の稜となす角を作圖から求めると夫々 51°, 42°, 32° となる、w₁ に相當するものは小なる針狀に表はれて居た。

第2圖は痕跡の説明並に八面體と研磨面との相貫體想像圖である、b^I は 80° として畫いてある。第3圖は、γ鐵内の炭素の直進擴散方向を示す。(下井)

8) 非鐵金屬及合金

Cu-Zn-Al 系合金研究 (O. Bauer & M. Hansen, Z. Metallkde. Jan. April & May 1932 p. 1/6, 73/8 &

104/6) 今迄の文献調査の後、Cu=100~50%、Al=0~10%の範圍のものに就きて熱學的並に金相學的に狀態圖各種断面と組織との變化、尚色と硬度をも併せて研究した。

Cu-Zn 及び Cu-Al なる臨縁系の α, β, γ 固溶體と類質同形によりて3元系凝固及び組成を決定した。3元系合金の凝固は2元系の場合と同様に進行する、即ち包晶平衡の場合の、融體+α←β及び融體+β→γなる變化と同様に行はれる、而して Cu-Zn 系の包晶溫度 905° 及び 835°C は、Al の附加に従ひ上昇し、Al-Cu 系に於て 1,031° 及び 1,017°C となる、α, β 及び γ の外に、α+β, β+γ なる部分は、Cu-Zn 系から Cu-Al 系に迄擴がつて居る、尙 Cu-Al 系の β 固溶體が 537°C で共析晶として變化する α+γ なる固溶體の部分は、CuZn 系に近づくに従ひ消失する。又2相の固溶體の3組の間には、3相固溶體が存在する。之は 537°C 以下に存在する所の CuAl 系 α+γ 固溶體から初まり、Zn 量が 16% から 24% 或は 30% 迄の間に擴がつて居る。

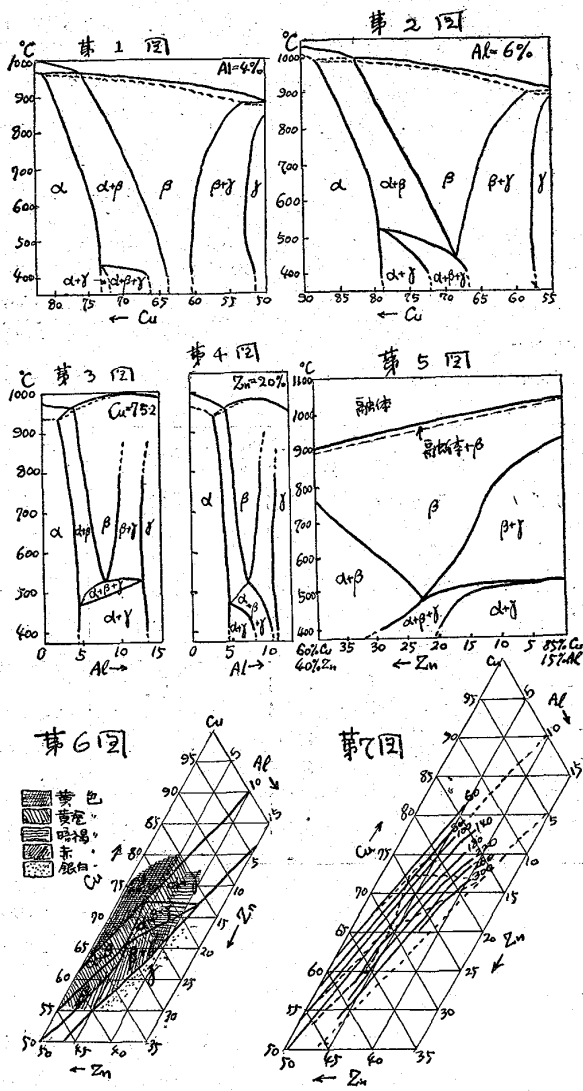
不均質合金範圍に於て溫度低下するに従ひ現はれる固體組織變化は、Zn 量の僅少なる部分では、CuAl 合金の相變化に相當して、β が次第に分解して終に α+γ なる共析晶を現はす、Zn の多量なる部分では CuZn 合金の相變化に相當して β が次第に分解して少くなる、Zn 量が中位の部分では、CuAl 系の影響を受ける部分から、CuZn 系の影響を受ける部分迄の組織變化の有様は、β 固溶體が共析晶に分解不完全で、α, β, γ の3種の固溶體が存在する。

CuZn 系に於ける α 固溶體の飽和限界は、Al=3.5% 附加すると Cu=72.5% となる、β 固溶體の限界は、Al=4.25% で Cu=65.5% の所に移動する、其以上 Al 量が増加すると脆き γ 固溶體が入り来る。

著者は 1929 年以來 Cu-Zn 合金に第3の金屬として Pb, Ni, Sn を附加したる3元系の研究を發表して居る、本文は第4書目として Al を加へたる3元系の研究報告である。

Cu-Zn 2 元系狀態圖は、1927 年著者が發表したるものに依つた、Cu-Al 合金狀態圖は、種々の研究が行はれて居るが未だ成功したものは無い、只 Al=20% 迄のものに對し、1922 年 Stockdale 氏、1929 年から 1931 年に亘り大日方氏が發表せるものに依つた。Zn-Al 系は銅含有量の大きなる3元系合金には影響がない。

實驗に使用せる合金成分中銅は電解のもの、Al は、米國製、純度は 99.91%、Zn カールバウム或は 99.99% の



純亜鉛を使用した。

CuZn系のα+融體⇌βなる包晶平衡の温度は、Al 附加量 2, 4, 6%に對して夫々 26°, 60°, 91°C だけ高くなる。

同じく CuZn 系のβ+融體⇌γなる包晶平衡の温度は、Al 附加量 4, 6%に依りて夫に 45°, 70°C 高くなる。

工業上使用されるべき合金は、Al=4%迄のものであるが 10%迄附加して、1, 2, 4, 6, 8, 10%の6種の Al 含有量のものを使用した。

熱処理は状態を知らんとする温度に加熱後急冷したのであるが、400°C 以下に於て尙變化の起るのを明瞭にすることは未だ完全に成功して居ない。

第1圖から第5圖迄の状態圖は 17ヶ所の断面状態圖の内のものであるが尙其以外に 800°, 600°, 475°, 410°C に於ける3元系平衡をも明かにした。

第6圖は常温迄徐冷した時の色を表はしたるものである、Al=5%迄の程度では、α固溶體は黄色、α+βは

黄金色を呈して居る、尙其以上 Al を附加すると、γ 固溶體が表はれ暗褐色となる、Cu=55~65%を含む純黄色の合金に、Al を附加すると赤色が表はれる、しかし 600~800°C から急冷すると表はれぬ、但しそれを腐蝕液に浸けるか或は空中に長時間放置して置くとき赤色が表はれる。410°C で急冷したる試料に就きての硬度を測定したるに、第7圖の如き分布状態であつた、ブリネル硬度である。

(下井)

アルミニウム鐵の成分 (E. R. Thews: Met. Ind (英) June 24, 1932, 659) 現在のアルミニウム鐵は軟及び硬の2種に大別され、前者は一般鐵付け用とし、熔融點低く、亜鉛並に錫を主成分とする2種がある。後者はアルミニウムを主成分とし、1,000~1,050°F で熔融し、強度、耐蝕性を要する高級品に用ひられる。市場に在るものゝ化學成分は附表の如くであるが、此の中硬鐵は數種に過ぎない。

A) 亜鉛を主とする軟鐵

名稱	Zn	Sn	Pb	Sb	Cu	Al
Noiret	80.0	20.0	—	—	—	—
Ro sch	50.2	48.6	—	0.7	0.2	—
Laurent	66-70	33-22	—	—	—	—
" (硬)	63-74	30-19	—	—	—	—
" (軟)	60-70	27-16	12.00	—	—	—
Sollacaro	64.0	30.3	6.00	—	—	—

B) 錫を主とする軟鐵

名稱	Sn	Zn	Al	Pb	Cu	其他
Bourbouze	83.5	—	17.0	—	—	—
Coles	82.0	—	11.0	—	—	2Mn, 5Ni
Richards	78.3	19.0	2.4	0.3	—	—
Burgess	76.0	21.0	3.0	—	—	—
Seifert	73.0	21.0	—	5.0	—	—
Chatelier	70.0	25.0	2.0	—	—	1.5P
Bailey	70.0	16.0	10.0	—	—	4.0P-Sn
Daudelin	65.6	12.2	1.0	17.4	3.1	0.4P
Croun	63.0	18.0	13.0	1.0	3.0	2.05Sb
Richards	63.0	31.0	3.0	—	—	3.0P-Sn
Auel	63.0	35.0	0.3	—	1.7	—
Gross	62.5	12.5	6.3	12.5	—	6.3P-Sn
Strasser	62.0	12.0	4.0	8.0	5.0	5Bi, 4Cd
Sterling	61.6	15.2	11.2	8.3	2.5	1.2Sb
Taylor	60.0	8.0	4.0	12.0	4.0	12Ag
Gruber	60.0	25.0	2.0	—	10.0	3Cd
König	60.0	—	30.0	—	—	10Sb
So-Luminum	55.0	33.0	11.0	—	1.0	—
Thowless	55.0	23.0	2.0	—	—	5Ag
Gopmann	49.1	20.3	—	26.0	—	—
Frishout	46.0	23.0	15.0	—	8.0	9Ag

C) 硬鐵

Al	Cu	Sn	Zn	Bi	Sb
95	1	4	—	—	—
95	1	1	1	2	—
95	2	1	—	1	1

(前田)

硬質金屬炭化物の粘結用合金 (C. G. Fink & G. A. Meyerson; Iron Age, 130, July 7, 1932, p. 8) 炭化タングステンの粘結には コバルトの數%が用ひられてゐるが、これを Co-Cr-W 合金に代へて著しく靱性を高める事が出来る。著者の研究では諸試料を次の如く準備し、附表の結果を得てゐる。

1) WO₃ アムモニア溶液を鹽酸で中和し、濾別して 900~1,450°C で灼熱せる後、ボールミルで磨碎して密度高い微粉とする。

2) W 上記の WO₃ をニッケル小舟に入れ 1,100~

1,250°C で水素氣流中 1.5 時間還元し、密度 7.0~10.0 g/cm³ のものを得た。

3) Co-W, Co-Mo 合金 Co は硝酸鹽、W はタングステン酸アムモニウム、Mo はモリブデン酸アムモニウムを用ひ、各溶液は所要量を合し、蒸發乾固した後 800°C で水素還元する。

4) WC 上記の W に所要量のランプブラックを加へ、ボールミルで 4~5 時間磨碎混合し、黒鉛の型内で水素中強熱する。

燒結温度は 1,400~1,500°C である。

成 分			粘結合金	燒結温度	ロックウ エル硬度	質
11.5	Co	83.5 W	Co	1,500°C	85.5	脆
11.5	"	88.5 "	"	1,400	85.2	"
5.0	"	95.0 "	"	1,420	86.5	"
5.0	"	95.0 "	"	1,520	86.7	"
5.0	"	95.0 "	"	1,470	87.1	"
5.25	"	94.75 WC		1,470	86.6	最 靱
5.25	"	94.75 "	Co-W-C	1,500	86.8	靱
					87.3	"
4.22	"	1.5 Mo 94.28 WC	Co-W-C-Mo	1,450	87.0	最 靱
4.22	"	1.5 " 94.28 "	Co-W-C-Mo	1,500	86.8	靱
2.1	Co-Mo	97.9 Co-W-C	Co-Mo	1,500	87.2	靱
2.1	Co-Mo	97.9 "	Co-Mo-C	1,500	85.0	最 靱

(前田)