

抄 録

2) 耐火材、燃料及驗熱

金屬工業に於けるガス燃料 (D. Chandler; The Metal Industry. March 6, 1936) 金屬を熔融するにガス燃料が他の燃料よりも有利な場合に就て論じてゐる。元來石炭を使用するには直接燃焼せしめるのと炭化燃料として用ふる場合とがあるが後者が大抵有利である。今 10t の鉛を熔融するには約 560 lbs の石炭、即ち約 1,800 kcal の熱量を要するが、石炭ガスを使用すれば 500 kcal で足りる。此の熱量は石炭 600 lbs の炭化で得られ而も尙約 300 lbs のコークスと有用な化學藥品が副産され、コークスのみで約 7t の鉛が熔かせる。次に電氣とガスとを比較するに、鋼 1t を 900°C に迄加熱する爲鋼に吸収さるべき熱量は約 140 kcal である。電氣爐の熱効率を 55%、火力發電所の熱効率と送、配電の効率を通じて 25% とせば、發電所での所要熱量は約 1,000 kcal に達する。他方ガス燃焼爐を用ふれば約 440 kcal のガスで足り、これを作る爲の石炭は 1,750 kcal であるが別に更に 1t の鋼を前記温度に上げるに足るコークス 800 kcal と副産化學藥品が得られるのである。以上の二例によりガス爐の使用が明かに有利であることが證明されたが、ガスは比較的高價である點に難色がある様である。然し均質であり、燃焼熱量と爐内のガスの性質調整が容易なること、維持費が極めて低廉で成品價格を低下せしめ得る事等を考慮すれば經濟的にも極めて有利なることが解る。ガス爐の能率を上げるには燃焼方式と器具の選定が極めて大切である。普通にはバーナーへ入る直前にガスと空氣を混合してゐるが、最近ではガス混合器内で壓縮空氣と充分混和して後燃焼せしめる。非鐵金屬熔融の例では、アドミラルチャー青銅用傾注爐に於て、ガス壓 3 lbs/in²、空氣壓水柱 21" で操作し 1,550°C で熔融 1,350°C で注入をして使用熱量は 1 lbs 750 kcal である。又反射爐に於て 1 日 3t の鉛屑低壓ガス爐で熔融する際 1 時間當りの消費熱量は約 70 kcal である。英國造幣局では種々研究の結果、既に世界大戰以前より殆んどガス爐を使用して居り、高熔融點を持つ貨幣合金にも使用してゐる。又 Midland 工場では可鍛鑄鐵の燒鈍にガスを用ひ優秀な成績を擧げてゐる。加熱によつて金屬の表面に生ずるスケールの防止はガスの場合では水分と遊離酸素を除去することによつて出来る。Sheffield では少量の不燃瓦斯を混入して目的を達してゐる。温度調節には二つの方法がある。第一は側路を持つ弁装置で、他は温度調節器である。後者は 32°F~1,850°F の範圍で種々の型式のものが製作されてゐる。高温範圍の自動調整には熱電對と繼電器を用ひてゐる。

(I. K.)

4) 鋼及び鍊鐵の製造

電氣爐鋼の脱酸に就て (E. Greene. Iron Age. April 23, 1936. p. 37) 電氣爐鋼は其の脱酸方法に依て著しく材質が異り最も良く脱酸された鋼は氣孔や鑄巣の無い完全な鑄物が出來韌性が高く熱處理効果が多く耐蝕性が強い上に熔湯自身の酸化も少い。従て今日の電氣製鋼では益々脱酸を良くして優秀な材質を得る様に注意されて來た。

脱酸を充分に行ふには殊更大型の爐を用ひなくとも宜いので、簡單に小型爐を使ひ緩り熔解して目的を達する事が出来る。只肝要な

のは Si, Mn, Al 等の金屬脱酸劑を添加する前に充分脱酸させる事である。斯くすれば脱酸効果が非常に大きく従て材質の優良な鋼を得らるのであるが之に就ては今日迄文献が餘り無い。普通行はれて居る脱酸法は O₂ と親和力の強い金屬を熔鋼に添加して溶解せる酸化鐵の O₂ と化合させ不溶性酸化物として O₂ を奪ひ取るのである。此の金屬脱酸劑には Mn, Si, Al を用ふる。處で斯くして生成した不溶性酸化物は其の大部分が熔鋼に懸濁して残留するか湯の表面に浮び上るか或は湯中及び表面に存在するか等の 3 つの場合を考へ得る。湯中に懸濁状態で残留せる不溶性酸化物は凝固後其儘残留して鑄物に白點や氣孔を作る。此の影響は溶解酸化物と同様で有り従て單に鎮靜したのみで脱酸が尙不充分で鑄物の出來榮へに絶對的の信頼を置けぬ譯で此種のもは鑄物の周縁部が凝固し始めると直ちに溶解酸素と C とが反應して氣孔を生じ、品物に依ては砂型に注入しても氣孔が鑄物の表面に現れぬ爲一見良品と誤認される場合がある。金屬脱酸劑は此の氣孔生成に効果が有るにしても從來の方法では完全に O₂ を除く事不可能で従て白點、氣孔等の全面的防止は望め無い。と言ふのは金屬脱酸劑と O₂ を化合しただけの鎮靜法は不溶性酸化物を全部完全に除去し得ないで却て茲に生成した不溶性酸化物のために鑄物の完全度が害されるからである。

B. L. McCarthy に依れば脱酸作業に由り除去される酸化鐵の量は相對的のもので、鑄型に注入した熔湯が靜かであるに依つても之を以て完全に脱酸されたものと即斷する事は出來ない。此の事實は著者も屢々經驗せる處で、金型と生砂型の試料を造り同一電氣爐湯を同時に注入せるに金型試料は内部表面共に完全なものが得られたが砂型試料は内部に穴を生じ表面は完全で有つた。注入した湯は荒れた様子も無く試料は鑄肌が完全で有つたので有るが砂型試料の方は鑄で引き割つて初めて内部に氣孔の生成を認めた。此の現象は全く熔湯の脱酸不完全に基くもので此の場合砂型の水分を増せば孔の生成が著しく成り遂には表面迄穴が現はれて來るが脱酸を充分に行へば水分の多い砂型に於ても表面に孔を生じ無いし更に脱酸をよくすれば内部にも孔を生ぜず完全な鑄物が得られる。斯の如く生砂型に注入しても氣孔の無い完全な鋼が得られる程度に充分脱酸するには單に溶解して熔滓脱酸法を行ふ。勿論此の場合熔滓に依る脱酸を完了した後で普通の脱酸法に於けるが如き金屬脱酸劑の添加はやらない。併し金屬劑を加れば普通の迅速熔解鎮靜に依る場合よりも金屬劑の添加効力が大きく、萬一残留せる酸素を徹底的に除く事が出来る。此の金屬劑には Mn を使ふ。

一般に電氣爐鋼は湯が荒く鑄造に對する過敏性が有ると聞くが其れは脱酸の不十分な鋼、殊に迅速熔解に依り金屬脱酸劑を使つて鎮靜したもので此種の鋼は爐中で湯が荒れ易く鑄物に硬粒點や氣孔等を作り易い。前述の如く同一湯を生砂型に注いで氣孔や巢を生じ金型に注入して之を生じ無いのは唯に生砂の影響に依る事を立證するもので即ち金屬脱酸劑にて鎮靜せる普通の鋼は脱酸が不十分な爲に生砂の些細な影響をも鋭敏に受けるのである。繰返して言へば迅速鎮靜は不溶性酸化物が湯床の表面に浮び上り熔滓に完全に捕集されるだけの時間が無いから、生砂型に注入しても完全な鑄物が得られる程度に金屬劑を用ひずに脱酸した鋼の方が前者に比して不溶性酸化物が遙かに少く且取鍋中でも湯が荒れ無いのである。熔鋼の鎮靜

度は其の Si 含有量を以て普通表はされてゐるが實際問題として Si 量が同一でも鎮静度が色々異なる。例へば高炭素鋼は低炭素鋼よりも脱酸前の含有酸化物が少いに由て脱酸後の残留酸素量も前者が一般に少い。従て鎮静度は脱酸前に於ける酸化物の含有量に支配される。著者は溶解時に沸騰させた鋼は之を行はぬものにして材質が劣る事を経験して居る。

扱て前記の如く完全に脱酸するには Greene 法に似た方法を用ふる。之に最も大切な事は熔滓を調製する事で溶解の最初より開始して初回の試料を採取する頃には其の調製を終る様にせねばならぬ、且熔湯の酸化及び沸騰を避ける爲にスクラップは P 及び S の少いものを選び之等を除くための酸化処理を行はなくてもすむ様にする。本法は酸性爐にも鹽基性爐にも適用され唯滓の調製が異なるだけで有るが何れにしても流動性が良く迅速に熔融する滓を作つて成る可く速く熔湯を蔽ふ事に變りはない。酸性爐には細かい珪砂及石灰石を等量添加し之等が熔融還元した時約 30% CaO を含有する滓が出来様にする、FeO は普通 1.5~2.0% 以下がよい。酸化鐵の還元には石炭粉或はコークス粉を用ふるが多量入れ過ぎて湯が不當に加炭されぬ様注意を要する。熔滓層が湯面に出来るとスクラップの溶解に依て出成した酸化鐵が之に捕集され纏て還元されるが良く鎮静した初回の試料を採取し得る難易は其時の滓の状態に支配され一般に低炭素鋼程又溶解速度を大にする程困難で溶解酸化物が少い程容易い。長時間脱酸しても尙鎮静された試料を採取出来ぬ場合には Mn, Si 或は Si-Mn を添加する。但しフェロシリコンの添加は鹽基性爐に限る。鹽基性爐も溶解時間を長くし滓の還元作用を充分行はせる事酸性爐の場合と同様で、滓の組成は SiO₂ 25~35%, CaO 50% 位が適當で有る。滓は熔融點が低いもの程酸化物を捕集する能力が大きく還元作用が速い。其の色は最初透明な綠色で有るが金屬脱酸劑を添加すると次第に不透明に變て行く。

斯くて脱酸した鋼は酸化物が殆んど無く、有つても極く微量の爲に耐蝕性が非常に強く又前記の氣孔の無い鑄物が得られるので製造歩止りが良い等の利益が有る。 (N)

5) 鐵及び鋼の鑄造

可鍛鐵鑄解爐の選擇 (N. G. Girshovitch, A. F. Landa: American Foundrymen's Association, No. 36-4) 可鍛鐵鑄解に用ふる各種熔融爐の熱効率を比較すると電氣爐が最大で鹽基性爐酸性爐共に 48.5% キュボラー電氣爐二重熔解法之に次ぎ、キュボラー、廻轉式反射爐—キュボラー二重熔解法の順で反射爐は最も悪く 7.7~10.5% である。然し電力を得るには低熱効率を伴ふ事實を考慮すると様子は大いに變つて来る。燃料費、裝入原料費、爐費、補助材料費、賃銀、裝入方法等の諸費用を總括するとキュボラーが最も低廉で電氣爐で冷材を溶解する時最も高價になる。

熔融爐の選擇に關しては連續して鑄造し得るや否や又可鍛鐵鑄の性質に及ぼす影響等に就て考慮しなければならぬ。例へばコンベアのある工場ではキュボラーか又は之と他の爐との二重熔解法が最も適當である。反射爐、平爐、電氣爐等は混銑爐と併用するか又は爐中に熔湯を保つ時にのみ使用してもよいのであつて之等の方法は可なりの費用を要す。次に湯の性質に就ては如何なる爐でも亦二重熔解法でも可鍛鐵鑄に必要な範圍内の Si, Mn, P 量は思ふ様に得られるけれども、此處にキュボラー熔融の際は C, 又キュボラー、キュボラー電氣爐、キュボラー反射爐二重熔解法の際は S が問題になる。モスコのスターリン工場では低 C のものを得るのにキュボラーに鋼屑を

多量裝入し爐底のコークスの代用として C を含まぬ物質を使用し (Brick charge) 鋼屑が過度に炭化されるのを防いでゐる。又同じく Lepse 工場では爐底に羽口のあるキュボラーを使用してゐるが之等の工場では 2~3% C のものを得てゐる。又 S 量は主にキュボラーの性質によるものでキュボラー、キュボラー—酸性電氣爐、キュボラー—反射爐等の二重熔解法では S は 0.08~0.14% になる。次に湯を過熱する事も必要で過熱に依り鑄物の性質が改良され黒鉛化は容易になる。この點に關しては電氣爐、キュボラー—電氣爐法、電氣爐—平爐法等が有利である。反射爐、キュボラー—反射爐法之に次ぎキュボラーは最も不利である。爐と鑄型との距離が遠いか又湯を取鍋より取鍋に移す様な場合には低 C の薄肉鑄物に必要な流動性に富む湯は得難いからキュボラー熔融では C 量は 2.7% 以下に下げない方がよい。又均一な成分の湯を得る事も重要で之には容量大なる反射、平爐、電氣爐等を使用するのがよい。キュボラーが充分大ならば電氣爐—キュボラー法もよい。キュボラーのみでも注意して作業すればよいのであるが均一なる成分の湯は得難く過熱も出来難いのが缺點である。

可鍛鐵鑄の性質に及ぼす熔融爐の影響に關して著者はキュボラー、酸性電氣爐、鹽基性電氣爐、キュボラー—酸性電氣爐法、キュボラー—鹽基性電氣爐法、反射爐及びブラツケルスベルヒ爐に就て比較したが之には同一原料を使用する事、同一成分の湯を得る事、同一温度で同一鑄型に鑄造する事、同一状態で燒鈍する事が必要である。著者の實驗では之等の状態を出来るだけ一定にした。先づ同一熔融爐で同一原料を用ひ Si 1.64~2.82%, Mn 0.59~0.63%, P 0.098~0.113%, S 0.014~0.081% の成分の銑鐵を數種類作り、この中一部分を電氣爐で再熔融して C 2.61%, Si 1.02%, Mn 0.24%, P 0.107%, S 0.075%, Cr 0.02% の白銑を作り、この銑鐵及び再熔融銑に尙ほ C 0.25%, Mn 0.85% のレール屑を裝入して各爐で熔融した。所要成分は C 2.60%, Si 1.00%, Mn 0.30%, P 0.09%, S 0.08% で第 1 表に各爐による成分を示す如く大體標準成分に近いものが得られた。鑄込温度は約 1,360°C の同一温度で行ひ之を週期型燒鈍爐、電氣燒鈍爐、トンネル爐等で燒鈍した。この機械的性質は第 2 表に示す如く熔融方法は可鍛鐵鑄の性質には餘り影響しない様であるが、

第 1 表

| 試料番號 | 熔 融 爐 | C% | Si% | Mn% | P% | S% |
|------|--------------|------|------|------|------|-------|
| 1 | キ ユ ボ ラ | 2.75 | 0.93 | 0.21 | — | 0.100 |
| 1a | キ ユ ボ ラ | 2.92 | 0.94 | 0.26 | — | 0.083 |
| 2 | キュボラー—酸性電氣爐 | 2.69 | 1.04 | 0.30 | — | 0.096 |
| 2a | キュボラー—酸性電氣爐 | 2.63 | 1.29 | 0.31 | — | 0.090 |
| 3 | キュボラー—鹽基性電氣爐 | 2.63 | 1.04 | 0.28 | — | 0.067 |
| 4 | 酸性電氣爐 | 2.45 | 1.01 | 0.23 | — | 0.071 |
| 4a | 酸性電氣爐 | 2.57 | 1.01 | 0.30 | — | 0.071 |
| 5 | 鹽基性電氣爐 | 2.50 | 1.04 | 0.30 | — | 0.058 |
| 6 | ブラツケルスベルヒ爐 | 2.74 | 0.94 | 0.34 | 0.08 | — |
| 7 | 反 射 爐 | 2.78 | 1.01 | 0.26 | 0.09 | 0.018 |

第 2 表

| 試料番號 | 熔 融 爐 | 引張強さ kg/mm ² | 伸% | 曲げ 角度 | 衝擊強さ kgm/cm ² | ブリネル 硬 さ |
|------|--------------|----------------------------|------|----------|-----------------------------|-------------|
| 1 | キ ユ ボ ラ | 32.4 | 7.9 | 51.25 | 5.8 | 121.9 |
| 2 | キュボラー—酸性電氣爐 | 31.3 | 7.4 | 42.45 | 6.0 | 126.2 |
| 3 | キュボラー—鹽基性電氣爐 | 32.0 | 7.2 | 54.45 | 5.1 | 125.0 |
| 4 | 酸性電氣爐(冷材裝入) | 33.1 | 6.3 | 59.25 | 4.8 | 129.0 |
| 5 | 鹽基性電氣爐 | 27.9 | 5.5 | 64.83 | 4.1 | 119.7 |
| 6 | ブラツケルスベルヒ爐 | 34.2 | 10.1 | 63.50 | 8.8 | 123.1 |
| 7 | 反 射 爐 | 30.6 | 9.6 | 66.25 | 8.2 | 112.8 |

この中反射爐特に廻轉式反射爐で熔融すると明かに鐵の性質を改良するものであり又ブラツケルスベルヒ爐熔融のものはその性質は最もよい。即ち第 3 表に見る如く靱性、引張強さ共に最大で高 C で

第 3 表

| 熔 融 爐 | 電氣燒鈍爐 (Gorky 自動車工場) | | | | | 週期型燒鈍爐 (Gorky 自動車工場) | | | | |
|-------------|----------------------------|------|--------|-----------------------------|-------------|----------------------------|------|---------|-----------------------------|-------------|
| | 引張強さ kg/mm ² | 伸% | 曲げ角度 | 衝撃強さ kgm/cm ² | ブリネル 硬 さ | 引張強さ kg/mm ² | 伸% | 曲げ角度 | 衝撃強さ kgm/cm ² | ブリネル 硬 さ |
| キ ュ ポ ラ | 36.0 | 9.0 | 63°25' | 6.9 | 116 | 33.8 | 11.8 | 82°00' | 9.6 | 114 |
| キュポラー酸性電氣爐 | 31.0 | 8.6 | 40°00' | 7.7 | 126 | 32.8 | 10.6 | 67°00' | 8.1 | 116 |
| キュポラー鹽基性電氣爐 | 31.9 | 10.2 | 58°25' | 6.9 | 121 | 35.0 | 13.0 | 79°50' | 7.3 | 114 |
| 酸性電氣爐 | 35.4 | 9.0 | 78°00' | 11.0 | 116 | 31.6 | 12.0 | 153°50' | 10.8 | 112 |
| 鹽基性電氣爐 | 34.6 | 12.6 | 66°00' | 6.9 | 116 | 28.7 | 6.4 | 134°00' | 8.3 | 112 |
| ブラッケルスベルヒ爐 | 35.4 | 13.6 | 84°75' | 10.2 | 121 | 35.1 | 18.5 | 61°25' | 6.4 | 126 |
| 反 射 爐 | 30.2 | 12.8 | 92°50' | 9.4 | 112 | 29.7 | 9.9 | 93°50' | 9.2 | 105 |
| | トンネル爐 (Stalin 工場) | | | | | トンネル爐 (Lubertzistate 工場) | | | | |
| キ ュ ポ ラ | 35.2 | 12.6 | 37°00' | 6.2 | 121 | 33.7 | 6.4 | 57°00' | 5.3 | 124 |
| キュポラー酸性電氣爐 | 33.8 | 8.4 | 40°50' | 6.4 | 128 | 30.5 | 6.2 | 45°00' | 7.4 | 128 |
| キュポラー鹽基性電氣爐 | 34.4 | 8.6 | 52°00' | 8.2 | 124 | 35.0 | 9.0 | 58°00' | 5.3 | 121 |
| 酸性電氣爐 | 38.1 | 8.8 | 53°25' | 5.4 | 118 | 39.9 | 8.8 | 65°00' | 6.9 | 114 |
| 鹽基性電氣爐 | 34.3 | 8.8 | 57°00' | 6.4 | 116 | 31.6 | 4.2 | 78°00' | 6.4 | 116 |
| ブラッケルスベルヒ爐 | 37.7 | 13.6 | 64°75' | 10.8 | 118 | 37.3 | 8.6 | 78°00' | 11.1 | 116 |
| 反 射 爐 | 31.9 | 9.8 | 54°00' | 9.6 | 107 | 29.5 | 7.4 | 62°50' | 9.0 | 105 |

あるにも拘らず優秀なるは注目すべきである。之は爐が常に廻轉せる爲瓦斯、O₂含有量の少ないために依る。第4表に各爐による O₂量を示すが O₂量の大きなるに従ひ機械的性質は劣る。

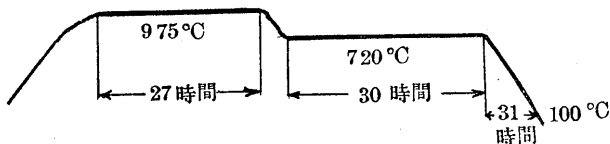
黒鉛化に就ては工場と同様な燒鈍方法で實驗用小型電氣爐で燒鈍した

第 4 表

| 熔 融 爐 | O ₂ % |
|-------------|------------------|
| ブラッケルスベルヒ爐 | 0.0020 |
| 反 射 爐 | — |
| キ ュ ポ ラ | 0.0025 |
| キュポラー鹽基性電氣爐 | 0.0026 |
| キュポラー酸性電氣爐 | 0.0033 |
| 酸性電氣爐 | 0.0050 |
| 鹽基性電氣爐 | 0.0054 |

即ち第1圖に示す如く 975°C で 27h、720°C で 30h 保持したのであるが、その間第一段及び第二段黒鉛化完了の時機をしらべる爲各 3h 毎に試片を水焼入してその組織を検査し又第一段では 6h 毎に取出して空氣中冷却をも行つた。第5表に之等試片の中央部の組織を示す。即

第 1 圖



第 5 表

| 熔 融 爐 975°C に於ける 燒鈍時間h | キ ュ ポ ラ | キ ュ ポ ラー 酸性電氣爐 | キ ュ ポ ラー 鹽基性 電氣爐 | 酸性電氣爐 | 鹽基性電 氣爐 | ブラッケ ルスベル ヒ爐 | 反射爐 |
|---------------------------------|---------|-------------------|------------------------|-------|------------|--------------------|-------|
| 0 | L+C+G | L+C+G | L+C+G | L+C+G | L+C+G | L+C+G | L+C+G |
| 3 | P+C+G | P+C+G | P+G | P+C+G | P+C+G | P+G | P+G |
| 6 | P+C+G | P+G | P+G | P+G | P+C+G | P+G | P+G |
| 9 | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G |
| 12 | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G |
| 15 | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G |
| 18 | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G |
| 21 | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G |
| 24 | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G | P+G |

L=レデブライイト、C=セメントイト、P=パーライト、G=テンパーカーボン

第 6 表

| 熔 融 爐 720°C に於ける 燒鈍時間h | キ ュ ポ ラ | キ ュ ポ ラー 酸性電氣爐 | キ ュ ポ ラー 鹽基性 電氣爐 | 酸性電氣爐 | 鹽基性電 氣爐 | ブラケ ルスベル ヒ爐 | 反射爐 |
|---------------------------------|---------|-------------------|------------------------|-------|------------|-------------------|-------|
| 0 | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G |
| 3 | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G |
| 6 | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F±P+G |
| 9 | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G |
| 12 | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G |
| 15 | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+G |
| 18 | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+G |
| 21 | F+P+G | F+P+G | F+P+G | F+G | F+P+G | F+G | F+G |

F=フェライト、P=パーライト、G=テンパーカーボン

ち 975°C に達すると黒鉛化は直ちに行はれるもので 9h 保持後は何れも黒鉛化を完了してゐる。現在可鍛鑄鐵の燒鈍には一般に長時間を要してゐるが之は無意味な事である。White, Schneidewind の研究によれば 1% Si のものでは 925°C で 10h で黒鉛化は完了してゐるが、著者の實驗でも略之と同一であり 3~9h 要したが、この中反射爐、ブラッケルスベルヒ爐、キュポラー鹽基性電氣爐法によるもの 3h 鹽基性電氣爐—キュポラーによるもの 9h であつた。第二段

黒鉛化は第6表に示す如く反射爐、ブラッケルスベルヒ爐によるもの最短で720°Cで15h要した。この場合はC量が幾分高いため黒鉛化の速度が大であつた様であるが、之と略同量のC量を有するキュボラによるものはならず。以上よりO₂量の大きな程第一段及び第二段黒鉛化完了時間は長い事が解る。

又Alを加へて脱酸すると硬度を減じ黒鉛化を促進さすものである。斯の如く瓦斯及びO₂量は甚だ悪影響を及ぼすもので可鍛鑄鐵の黒鉛化速度及び機械的性質は爐の種類によるよりも全く熔融作業の如何によるものである。

次に720°Cで30h保持後可鍛鑄鐵の性質及び破面状態に及ぼす冷却速度の影響に就ては、黒心可鍛鑄鐵は450~500°Cから急冷する時は往々破面白色を呈しその結果靱性は相當減少するがこの傾向は650°Cより急冷すると消失すると云はれてゐるが、この場合鑄物をその後再び450°Cに加熱して急冷しても白色を示さなかつた。

即ち冷却方法を異にして種々試験した結果720°Cよりの冷却速度が大いに影響するものである。熔融爐に就てはブラッケルスベルヒ爐、反射爐によるものその性質最も良好で鹽基性電気爐によるもの最も不良である。(山本)

バランストブラストキュボラ (W. Bolton, Iron Age, May, 21 1936, In 38) J. E. Fletcherがバランストブラストキュボラを考案した以來今日オーストラリア、インド、アメリカ、歐洲大陸を合せて實用化されしもの100基以上に及び總ての鼠銑鑄物は勿論、肉薄の高級鑄鐵及び鑄鐵管、可鍛鑄鐵、高級鑄鐵、及び轉爐二重式鋼鑄物の製造等に廣く用ひられて居る。

爐の大きさは3t以上が普通で最大のものとして内徑75"能力26t/hの實例が有るが更に内徑90"能力37t/h迄増大する事が出来る。本爐は風函付き四段羽口を特長とする。而て其の中最下段が主羽口で各々獨立のネヂ付き瓣に依り必要に應じて可成り精密に通風量を加減される様に成つて居り、他の三段は補助羽口で主羽口よりも形が小さく前者と同様に送風量を自由に加減し得る装置を附けて有るが、操業中に加減するのは主羽口のみで補助羽口は最初に瓣の開きを定めてから其以後は操業中に加減しない。普通のキュボラをバランスト式に改造する場合は特に風函を大きく作らねばならぬ。

普通の熔銑爐は骸炭を完全燃焼せしめる事が非常に困難であるから爐頂瓦斯には常に多量のCOが含まれて居りCampbell & Grennanの最近の發表に依れば爐況の良い時で12%のCOが有り多い時には20%に達すると言ふ。斯くの如くCOを爐頂から逃さずれば燃料の非常な損失と成る事勿論之を更に別の所で燃焼させて送風を豫熱する熱風爐も有る。處でバランストキュボラでは骸炭層の下部にCOの生成は免れぬが之を補助羽口の二次空氣で燃焼せしめ其の熱を地金の熔融及び豫熱に利用出来る。かくしてコークスを殆んど完全燃焼させ得るから普通型爐に比して燃料比が小さく同一温度或は更に高温の湯を吹くのに普通型爐よりコークスが20~30%少くてすむ。第1表は此の事實を示す爲に爐頂瓦斯の組成を調べたもので表記の爐は何れも14t/h出湯温度も同一、骸炭比に普通型11%バランスト型7.5%で有る。

第1表 (容量%)

| | CO ₂ | CO | O | N ₂ |
|--------|-----------------|-------|------|----------------|
| 普通型爐 | 12.30 | 10.05 | 0.37 | 77.28 |
| バランスト爐 | 18.30 | 1.21 | 0.54 | 79.95 |

又骸炭比が少なくてよいためSの高い安物のコークスを使用しても熔湯のS吸収量増さず且熱効率が良い爲に下等のコークスを用ひて

も高温の湯が得られる。第2表は同一コークスを使用した場合の熔湯のS吸収量を比較したものでバランスト爐ではコークスより21%のSを吸収したのに對し普通型爐では61%を吸収して居る。

第2表

| | コークス 1tの熔融量 | S 吸収 | C 吸収 | 熔融損失 |
|--------|----------------|-------|------|------|
| バランスト爐 | 148 lbs | 0.016 | 0.25 | 0.18 |
| 普通型爐 | 125 | 0.037 | 0.22 | 0.20 |

其他普通型爐に比して(イ)操業状態がよく成るから材質の良い鑄物が得られる事(ロ)酸化が少く瓦斯吸収量が少いから鑄造歩止がよい事(ハ)C, Siを可成り精密に調節し得られる事等の利益が有る。本爐は送風を加減する事に依り適當に出湯速度を加減し鑄型の製作量と歩調を合せて操業すれば連續的鑄造作業にも用ひられるが、大體として2~4hの短時間操業に最も好成績を擧げてゐる。(N)

6) 鐵及び鋼の加工

都市用瓦斯に依るネヂの連續加炭法 (By John A. Comstock, Metal Progress, April, 1936) 最近機械の部分品を0.008~0.010"の深さに精確に加炭する必要にせまられる事が甚だ多いのである此場合廻轉水平型加炭用レトルトを使用すると非常に便利である。此のレトルトは能率をよくする爲めに内面に螺旋狀の脈があり且つ被加炭品の位置を變へる爲めに縦に溝が入つて居る。此種の型には加炭剤としてあらゆる點から見て瓦斯が最も適し低壓のCH₄60%位の都市用瓦斯で結構で別に水やCH₄の含有量を考慮する必要がない。爐は廻轉すると被加炭品を煤煙で蔽ふ事から防ぎ且つ不活潑な瓦斯のフィルムを形成せしめぬ利益がある。此のレトルトは最近市販に出て居る焼入用の加熱爐に類似して居り約一年前アメリカ瓦斯爐製造株式会社でつくりイリノイ工具鋼製作所に於て加炭用に採用したものである。尙此の爐には裝入用ホツパの爲めに特殊のカバーが設けられて居り裝入する時に一寸除けてすぐ又元へ返す様になつて居る。瓦斯はレトルトの吐口を蔽ふ板の中心に入り瓦斯の流れは壓力計に示さる。レトルトの材質は高Ni-Cr鑄鐵で内徑10"長さ6'~3"で平均1r.p.m.の割で廻轉する。温度は加熱部及び加炭部に於て自動式に變へられる。此爐に依り1時間約300lbsのネヂを加炭する事が出来、約30分に150lbsづゝ裝入する。使用瓦斯の成分は次の如し

| 瓦斯の種類 | CH ₄ | H ₂ | CO | CO ₂ | O ₂ | N ₂ | H ₂ O |
|--------|-----------------|----------------|-----|-----------------|----------------|----------------|------------------|
| 入口 (%) | 64.3 | 22.0 | 5.6 | 1.1 | 1.5 | 5.5 | 0.8 |
| 出口 (%) | 30.9 | 46.9 | 9.3 | 1.2 | 1.4 | 10.3 | 1.4 |

入口と出口に於て特に目立つのはCH₄の減少とH₂の増加で、之はCH₄のクラッキングに依る爲めであり此のクラッキングは瓦斯の水分により幾分防がれる。(N)

高抗張力炭素鋼の熔接 (K. L. Zeyen, St. u. E. 4, Juni 1936) 各種熔接棒を使用した場合に於ける0.1~0.7% C鋼の電気及瓦斯熔接性、熔接物の抗張力、屈曲角、硬さ6mm及び12mm厚さの突合熔接材の衝撃抗力、交番屈曲抗力、並に厚さ12mmの鋼板の隅肉熔接の抗張力に關する實驗報告である。

抗張力及屈曲角の比較——厚手被覆電極E52h (DIN-Vornorm 1913)を以て突合熔接を行ふ時は、母材のC0.6%迄は母材の抗張力の大となるに従つて熔着部の抗張力も亦大となる。DIN 4,100 §7に依り12mm鋼板のX型熔接に於てE52h棒を使用した場合、熔着部の抗張力は母材のC0.38%まではCの増すに従つて大となつたが、C ≧ 0.56%の板を熔接した時は熔着部附近に龜裂を生じ

た。E 52h 棒を使用し、隅肉熔接を行ふ際も C 0.4% 以上の鋼板に對しては注意をしなければならない。従來の文獻に依れば C 0.35% までは炭素鋼の熔接が安全に行はれるが、此の限界は E 52h を使用の際も大切であつて、熔接を行ふ者はこの限界を充分に考慮に入れて置かねばならない。實驗の結果 C 0.4% 以上の鋼を熔接する時は Si, P, S が多い程成績不良となる。

然れ共適當な熔接棒を使用すれば C 0.4% 以上の鋼に對しても普通熔接に伴ふ缺陷を防止することが出来る。裸の炭素鋼熔接棒を使用した場合は充分の抗張力、屈曲角を得ることは出来ないが E 52h の如き厚手被覆棒を使用すれば抗張力 60 kg/mm^2 以上となすことが出来る。此の場合は熔接に際して多量の熱が發生し、又一方熔着部が鑛滓を以て覆はれる。従つて熔着部の冷却が遅れると同時に、母材より C を吸収する。即ち母材が熱に對して弱き溫度範圍を徐冷せられる故に、或る C 量の鋼は熔接應力のために龜裂を生ずるに至る。

薄手被覆の Mn=1.5% の熔接棒を使用し 12mm 厚の 0.68% C 鋼板を X 型熔接に付して熱龜裂の生ぜざることを認め得た。然しながら屈曲角 50° 以上なるは C 0.38% の鋼までであつた。6mm 厚の板にては C 0.56% まで抗張力は増加し、屈曲角 50° 以上は 0.6% C までであつた。

12mm 板を X 型熔接するに際し、裸の合金鋼熔接棒を使用せしに、何等熱龜裂を生ずること無く、又 C 0.6% 鋼板までは突合熔接の抗張力が非常に良いが、屈曲角 50° 以上は C 0.3% 以下の鋼に過ぎなかつた。

厚手被覆のオーステナイト鋼 (C=0.1%, Cr=25%, Ni=20%) の熔接棒を使用し、12mm 板を熔接せしに C 0.68% までは熱龜裂を生ずる事なく、抗張力は母材の抗張力の増すに従つて増加した。6mm 板の場合には 0.6% までは母材と共に抗張力を増加した。

次に Cr 1%, Mo 0.2% の熔接棒を用ひて 12mm 板の瓦斯熔接を行ひたるに C 0.56% までは抗張力は増加し、屈曲角 50° 以上は C 0.38% までであつた。6mm 板の場合抗張力の増加は C 0.6% まで屈曲角は 12mm 板の場合と同様である。尙 12mm 板は C 0.68% まで熱龜裂を生じなかつた。

衝擊抗力、交番屈曲抗力及び硬度の比較——衝擊抗力の最も優秀なるは Cr-Ni 鋼の棒を使用せる場合にして C 0.11% 鋼板以外は何れも非熔接材よりも大なる値を示し E 52h 是に次ぐ。薄手被覆の棒或は裸棒を以て熔接せるものは衝擊抗力は弱い。瓦斯熔接せるものは C の増加するに従ひ衝擊抗力は減少し C 0.11% の母材では 9.8 mkg/mm^2 、C 0.68% 母材では 2 mkg/mm^2 まで下つた。6mm 板の抗張力は $40 \sim 85 \text{ kg/mm}^2$ であるが、之を瓦斯熔接せる場合交番屈曲抗力は $16 \sim 22 \text{ kg/mm}^2$ に過ぎない。電氣熔接物の交番屈曲抗力は瓦斯熔接物に劣る。

硬度は母材の C によつて支配せられるも、熔着部は母材より軟く又熔着部に就て云へば表面は硬度最も高く、内部に入るに従ひ硬度低下す。之即ち内部は熔接時に焼鈍作用を受ける結果である。一般に E 52h, Cr-Ni 棒を使用すれば硬度高し。(F. K.)

鋸の齒付けに際し屢々生ずる剥げに就て (W. Eilender, A. Walz, O. Meyer, Archiv Eisenhüttenw. Juni, 1936) 木挽鋸用各種鋼材の鍛鍊片、壓延片に就て組織學的並に化學的研究を行ひ、剥げの原因及び熔解、熱處理の剥げに對する影響を調べた。

第 1, 2 表は成分及び試験成績を示すものにして、是等の鋼種は實際に使用する鋸材に相當するものである。熔解時間の異なる各種鋼中初めの 3 つは重さ 3kg で、形状 $55 \times 55 \times 120 \text{ mm}$ 、最後のものは

最初の 2 つの試片を一緒にして鑄造せるものである。鋼種 1~3 は木炭を添加せるものにして、試片の脚部は $14 \times 14 \text{ mm}$ に鍛鍊し、中央部は 3mm の厚さまで同一方向に壓延した。又 $120 \times 120 \times 450 \text{ mm}$ の 40kg 材も作つた。鑄造に際しては鑄型、漏斗等同じ物を使用し鑄込條件を等しくした。組織検査には試片の底面より高さ 180mm の所で 30mm 厚の板を切り取りて使用する。 $120 \times 120 \times 450 \text{ mm}$ 鋼片は之を 5mm まで同一方向に壓延した。此の板より幅 30~40mm 長さ 100mm の試験板を切り取り、中央に鋸を以て刻みを付けて、 800°C より油焼を行ひ更に 450°C で焼戻をした。これは鋸の一般的熱處理法である。焼戻後は空冷し然る後齒付けを爲し其の際生ずる剥げを擴大鏡で検査した。この剥げの研究によれば壓延材には多数の剥げが出来るが鍛鍊材には殆んど生じない。尙剥げは壓延主軸の方向に平行の面に多く現れた。炭素鋼にありては C 1% 以上のものには比較的少い。鋼片の大なる程剥げも大となる。

熔解鋼を鑄込溫度まで徐冷せば剥げは少く、又熔解溫度高き程、就中 $1,550^\circ\text{C}$ 以上ならば剥げの傾向が減少する。鑄込溫度は實用上の溫度範圍ならば大して認め得べき影響を與へない。 800°C より油焼を行ひ 450°C で焼戻せるものが剥げを最も生じ易く、焼戻後標準化せるものとは擴大鏡を以て殆んど剥げを認め得ない程度であつた。

第 1 表 3kg 試験材の熔解時間並に化學成分と剥げの關係

| 種鋼 | 熔解後保持する時間(min) | C | Si | Mn | O ₂ | 熔解溫度 | 剥げ | |
|----|----------------|----|------|-------|----------------|--------|-------|--------|
| 1 | a | 0 | 0.91 | 0.32 | 0.55 | 0.0020 | 1,460 | 少 |
| | b | 20 | 0.95 | 0.33 | 0.57 | 0.0010 | 1,465 | 〃 |
| | c | 40 | 0.93 | 0.34 | 0.56 | 0.0009 | 1,455 | 〃 |
| | d | 70 | 0.90 | 0.36 | 0.56 | 0.0014 | 1,455 | 〃 |
| 2 | a | 0 | 0.85 | 0.24 | 0.50 | 0.0029 | 1,480 | 多 |
| | b | 20 | 〃 | 0.30 | 0.52 | 0.0009 | 1,490 | 少 |
| | c | 40 | 0.80 | 0.36 | 0.53 | 0.0015 | 1,495 | 〃 |
| | d | 70 | 0.85 | 0.38 | 0.50 | 0.0017 | 1,475 | 〃 |
| 3 | a | 0 | 0.88 | 0.33 | 0.56 | 0.0017 | 1,515 | 多 |
| | b | 20 | 0.75 | 0.32 | 0.54 | — | 1,525 | 一 |
| | c | 40 | 0.87 | 0.38 | 0.56 | 0.0010 | 1,530 | 多 |
| | d | 65 | 0.86 | 0.39 | 0.57 | 0.0012 | 1,460 | 多 |
| 4 | a | 0 | 0.79 | 0.29 | 0.53 | 0.0016 | 1,505 | 中位 |
| | b | 20 | 0.89 | 0.30 | 0.58 | 0.0015 | 1,470 | 多 |
| | c | 40 | 0.82 | 0.31 | 0.58 | 0.0017 | 1,470 | 中位 |
| | d | 80 | 0.82 | 0.31 | 0.56 | 0.0010 | 1,460 | 中位 |
| 5 | a | 0 | 0.96 | 0.28 | 0.63 | 0.0022 | 1,515 | 少 |
| | b | 20 | 0.77 | 〃 | 0.59 | 0.0015 | 1,520 | 〃 |
| | c | 40 | 0.85 | 0.32 | 〃 | 0.0010 | 1,515 | 〃 |
| | d | 55 | 0.84 | 0.37 | 0.60 | — | 1,465 | 一 |
| 6 | a | 0 | 0.91 | 0.30 | 0.58 | 0.0030 | 1,540 | 中位 |
| | b | 20 | 0.97 | 0.31 | 0.56 | 0.0031 | 1,545 | 少 |
| | c | 40 | 0.92 | 0.39 | 0.60 | 0.0011 | 1,570 | 殆んど認めず |
| | d | 70 | 0.93 | 0.34 | 0.57 | 0.0016 | 1,460 | 同上 |
| 7 | a | 0 | 0.89 | 0.31 | 0.49 | 0.0011 | 1,570 | 極少 |
| | b | 30 | 0.81 | 0.35 | 0.47 | 0.0018 | 1,580 | 〃 |
| | c | 80 | 0.82 | 0.37 | 0.47 | 〃 | 1,500 | 殆んど認めず |
| 8 | a | 0 | 1.06 | 0.157 | 0.62 | 0.0037 | 1,565 | 〃 |
| | b | 30 | 1.02 | 〃 | 0.58 | 0.0036 | 1,570 | 〃 |
| | c | 50 | 0.97 | 〃 | 0.56 | 0.0037 | 1,515 | 〃 |

金屬組織的研究によれば剥げの量は一次線狀組織の生成量と關係がある。此の組織はオーベルホッフ氏液及びピクリン酸ソーダの腐蝕によりて識別する事が出来る。P, C が線狀に現れる場合或は共析鋼のスケレトン晶組織を爲せるものは剥げの量多い。

次に鋼種 2a の板を $1,120^\circ\text{C}$ 眞空中に於て 75h 熱し、油焼後 450°C の焼戻しを行ひたるに剥げを生じなかつた。此の材料は一次線狀組織を全く認め得なかつたものである。 $35 \times 35 \times 80 \text{ mm}$ の材料

第2表 40kg 試験材の熔解處理並に化學成分と剥げの關係

| 鋼種 | 熔解處理 | C | Si | Mn | Cr | O ₂ | 剥げ |
|----|---|------|------|------|------|----------------|--------|
| 9 | 熔解に 2h を要し、其れより 30 min 後に仕上 | 1.05 | 0.41 | 0.31 | 0.88 | 0.0025 | 極 少 |
| 10 | げ温度 1,580° となし、此の温度に 10 min 保持 | 0.80 | 0.36 | 0.32 | 0.87 | 0.0018 | 少 |
| 11 | した。更に鑄込温度 (1,440°C) まで 30 min か | 0.67 | 0.38 | 0.34 | 0.79 | 0.0015 | 少乃至中位 |
| 12 | つて冷却す。 | 0.65 | 0.39 | 0.54 | — | 0.0024 | 殆んど認めず |
| 13 | 熔解後 70 min 1,400~1,430°C に保持し、鑄込 | 1.06 | 0.26 | 0.28 | 0.80 | 0.0039 | 少 |
| 14 | 温度を 1,430°C とす。 | 0.82 | 0.34 | 0.37 | 0.81 | 0.0023 | 非常に多い |
| 15 | 1,430~1,460°C に 70 min 間保持 | 0.68 | 0.32 | 0.36 | 0.90 | 0.0022 | 多 |
| 16 | 鑄込温度 1,460°C | 0.68 | 0.35 | 0.56 | — | 0.0050 | 中 位 |
| 17 | 1,580°C に 10 min 間熱した後 { 鑄込温度 1,495°C | 0.93 | 0.38 | 0.60 | — | — | 少乃至中位 |
| 18 | { " 1,400°C | 0.88 | 0.42 | 0.58 | — | — | 極 |
| 19 | 1,510°C に冷却。 { 鑄込中に凝固す。 | 0.90 | 0.35 | 0.57 | — | — | 少 |
| 20 | 500 gr Al ₂ O ₃ 添加 (熔解時) | 0.85 | 0.36 | 0.58 | — | 0.0070 | 少乃至中位 |
| 21 | 500 gr Al ₂ O ₃ 添加 (鑄込の時) | — | — | — | — | 0.0080 | " |
| 22 | 熔解後 35 min にして 1,580°C 坩堝に入れたま | 0.84 | 0.38 | 0.42 | — | 0.0023 | 極 多 い |
| 23 | に達し、此の温度に 10 min 間 { 空空中冷却。 | 0.86 | 0.52 | 0.42 | — | 0.0020 | 殆んど認めず |
| | 保ち 1,450°C まで 30 min を { 再び 1,580°C に | | | | | | |
| | 要して徐冷す。 { 熱し爐内冷却す。 | | | | | | |

を N₂ 氣中にて 980°C, 12h の加熱を行ひ、これより 3mm 板を壓延したるに剥げは減少しなかつた。

最初無方向に散配せられたる組成が材料の壓延によりて方向が與へられ、従つて其の結果粘性材料中に沁りを生じ、この面は壓延の進むに従つて漸次壓延方向に生長す。即ち茲に硬軟兩層を生じ、而も兩者は屈曲性、破壊性等異なる故兩層接觸面に於て分離する。焼入に際しては鋼中 Mn 含量 0.5~0.6% なる故低 C 層に於てもマルテンサイトを生じ、このマルテンサイトは焼戻しの時分解する。従つて 450°C の焼戻しを行ひたる後にはトルースタイト—ソルバイト層の間にフェライト層が出来る。焼入せざる鋼の各組成は壓延方向に對する變形抵抗は焼戻鋼のフェライト、トルースタイト—ソルバイトの交番組織を示すものより均一である。マルテンサイトより安定組織に轉移する直上の温度で焼戻しする時は剥げが大となる事實により剥に對する他の原因の共同作用のあるものたる事を想像せしめられる。

焼入時の容積増加及び焼戻し時の收縮は C 含有量に關係ある事は周知の事であるが、此の試験に於ても焼戻しの時均一な收縮が行はれず、各層に各種の容積變化を生ずる故に剥げを起すに好都合の條件が與へられた。

上の研究により剥げを減少せしめるための工業的方法が解つた。即ち剥げを完全に防止することは出来ないが初晶の影響及び均熱によつて擴大鏡で識別し得ない程度に少くすることが出来る。是れには熔解時に出来るだけ高温に長く保つこと、鑄込み後急冷することにより目的を達することが出来る。急冷には鑄込温度を低くすること、小なる厚壁鑄型を使用し又要すれば水冷式鑄型を用ふるもよし。壓延時に方向を變へること、豫備鍛錬を行ふことも有效である。

(F. K)

特殊軌條の熱處理 (E. W. Goodaire, Metal Progress, March 36) 近時軌條は荷重の増加加速力の急増等のため従來のものでは缺點多く特に 45~90° の交叉點では磨滅及び衝撃のため破損が激しいので特殊の熱處理したものが使用されるに至つた。従來の物より強さ硬さ共に大なる物が必要となり目下の規格は C 0.72~0.89 の物である。Si も段々増し 0.15 となり Mn も幾分高く 0.50~0.90 に達してゐる。以上の様に分岐子、交叉點に使用される鋼は工具鋼に匹敵する様な炭素のものであるが壓延後空冷されてゐるから比較的軟いので特殊鋼を用へる場合がある。例へば高 Mn 鋼で Mn 10~14, C 1~1.4, Si 0.3~1.0 の成分を有する。この鋼は鑄込状態では非常

に脆く 1,925°F から水冷すると非常に強靱になる。然し鑄造の方法、型の問題等もあり又この鑄物は研磨仕上しか出来ないし研磨機で適當の寸法にするのは容易でない等の點から使用には種々の經濟的の故障がある。それでこの鋼は特殊の場合だけで特に荷重の大なる所、高速度の場所、曲りの急な所、取り代への出来ない所等に限られる。

この鋼に硬 Cr 鋼, Ni-Cr 鋼も熱處理して使用されて

居るが蒸氣機關の軌條には用ひられてゐない。ロールから出て來た長い軌條の熱處理は各所で研究してゐる。Cleveland Co. では B.

| | 壓延の儘 | 熱處理したもの |
|----------------|---------|---------|
| B. H. N | 255 | 363 |
| 最大強さ ws/in^2 | 131,000 | 165,000 |
| 彈性限 " | 88,000 | 127,000 |
| 伸び (2") | 11.7% | 14.0% |

H. N 250 のものを熱處理して 350 にしてゐる。今一例を示すと左表の如くである。

今 1" 徑の棒を軌條から取り支點距離 5"

で曲げ試験した結果を見ると壓延の儘の物では曲りの角は 30°, 荷重 22,300 lbs に對し熱處理せるものは 53°, 33,200 lbs に増してゐる。軌條は焼入後焼戻して完全にソルバイトにした方が一番よく硬度が同じでもソルバイトの方ははるかに靱性に富む。熱處理方法としては最初には普通の爐で軌條を水平にして熱し焼入したるに曲り激しく曲り直しが必要であつた。垂直に焼入れてすら中挽みがあつた。これは爐から取出す時に起るものらしい。硬化した軌條の曲りを直す事は容易でなく又歪の問題を考へるとさげねばならぬ。それで Cleveland Co. では丁度大砲の熱處理の様な縦型の爐を作り加熱焼入共に縦にして行つた。この爐では 7'~6" の長さのもの迄出來た。爐は次に入れる時には約 300°F 迄冷した方がよい。爐の側には徑 6'~、深さ 14'~ の油槽を作り電氣卷揚機で爐から速かに油中に焼入した。焼入は水より油の方がよい。この方では大體 B. H. N. 341~363 を得るによい。次にこの種の軌條用のボルトも重要である。大體 C 0.30, Mn 1.80 の鋼に時に Ni 及び Ni-Cr をも使用した。之を 1,450°F から焼入れ 1,000°F で焼戻した物の一例を示すと

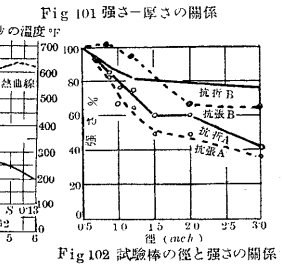
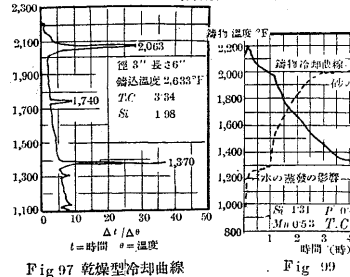
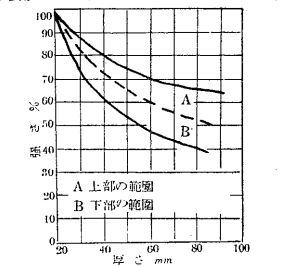
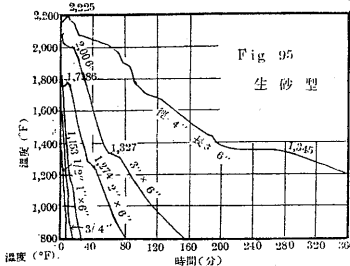
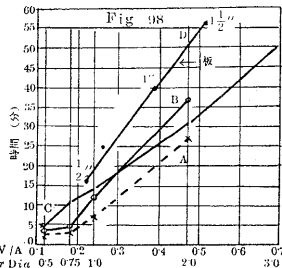
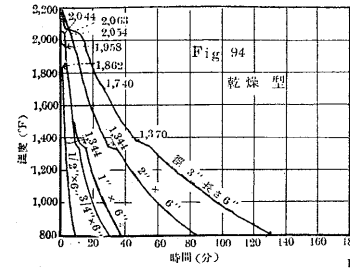
| 最大強さ (ws/in^2) | 降伏點 (ws/in^2) | 伸び (2") | 断面收縮 |
|--------------------|-------------------|---------|--------|
| 120,000~140,000 | 95,000~125,000 | 18~22% | 59~65% |

(及川)

鼠鑄鐵に及ぼす冷却速度の影響 (J. W. Bolton, The Foundry May 1936.) 鼠鑄鐵の性質に及ぼす冷却速度の影響は成分に次いで大である。冷却速度は大きさ、断面の形、厚さ等により一定でない。鼠鑄鐵では黒鉛化の度や結晶粒の大きさ、地の状態等が特にその性質を左右する。然しこの黒鉛化の如何は液相から共融點の一寸下までの冷却度の如何による。殆ど凡ての鐵は金型に鑄込むと白銑になる。逆に徐冷すると地はパーライトよりは寧ろフェライトになり黒鉛は片狀に粗大になる。今冷却曲線の一例を示すと次の如し。Fig. 95, 94, 97.

Fig. 97 に示す如く先づ 2,063°F で變化がありこれは共融凝固で

| | C | Si | P | 型 |
|---|------|------|------|-----|
| A | 2.70 | 2.25 | 0.25 | 生砂 |
| B | 3.55 | 2.00 | 0.40 | " |
| C | " | " | " | 乾燥型 |
| D | 3.25 | 2.70 | 0.35 | 生砂 |



m^3 の表面積の比と直接に關係が成り立つ。1' の厚さの板は 1' 徑の棒よりはるかに徐々に冷却する事になる。Coyle は試験片の徑と強さの關係を數學的に出してゐる。即ち

$$y = CX^m, \quad y = \text{抗張力}, \quad C = \text{定數}, \quad X = \text{棒の徑}, \quad m = \text{指數}.$$

次に二種の鑄鐵に就き試験棒の徑を種々變へた場合の機械的性質を示すと第 1 表及び Fig. 102 の如し、又厚さと強さの關係は Fig. 101 の如し。

第 1 表

| 徑 in | T. S. (lbs/□") | T. S. (lbs/□") | 抗折力 (lbs/□") | 抗折力 (lbs/□") | 剪斷力 (lbs/□") | 剪斷力 (lbs/□") | B. H. N. | B. I. N. |
|------|----------------|----------------|--------------|--------------|--------------|--------------|----------|----------|
| 0.50 | 36,800 | 47,000 | 82,300 | 97,500 | ... | ... | ... | ... |
| 0.75 | 30,400 | 48,400 | 71,100 | 85,200 | 43,000 | 56,700 | ... | ... |
| 1.00 | 24,700 | ... | 62,500 | ... | 36,800 | ... | ... | ... |
| 1.20 | 24,000 | 44,450 | 62,400 | 79,900 | 32,900 | 53,600 | 179 | 217 |
| 1.50 | 17,600 | ... | 49,100 | ... | 29,800 | ... | 159 | ... |
| 2.00 | 17,800 | 31,600 | 50,000 | 77,200 | 28,600 | 48,000 | 159 | 223 |
| 3.00 | 13,400 | 31,200 | 36,800 | 74,500 | 21,100 | 43,125 | 138 | 198 |

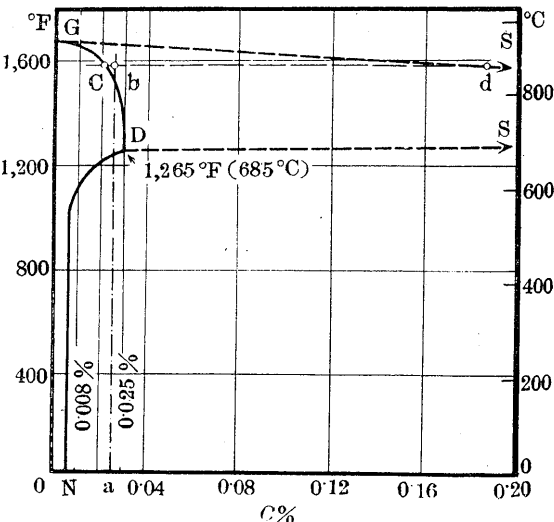
(及 川)

7) 鐵及鋼の性質並に物理冶金

Ferrite への炭素の溶解度 (J. H. Whitely, Metal Progress, June 1936) 材料は主としてアームコ鋼 (C 0.025%, N₂ 0.004%) を用ひ、尙同じ結果を確認する爲に純鐵を僅かに滲炭したもの、電解鐵の板を C 0.10% 位滲炭し更に H₂ 中で殆んど脱炭したもの、又は Carbonyl iron (C 0.015%) を使用した。檢鏡の爲の腐蝕には Le Chatelier & Dupuy の腐蝕液を使用した。其成分はアルコール (95%) 100 cc, 水 10 cc, 鹽化銅 1 g, ピクリン酸 0.5 g, 鹽酸 1~3 cc である。

アームコ鐵を種々なる温度に 1 hr 加熱し水冷した。Cementite は 1,620°F (550°C) 迄は其量に何等の減少も見られなかつたが夫以上では温度の上昇と共に Cementite の結晶が大いさも數も次第に減少し 1,255°F (680°C) では何も認められなかつた。加熱時間は 1 hr でも 3 min でも何等變らなかつた所から見ると炭素に依る Ferrite の飽和は可成迅速に行はれるものと想像される。此結果は Köster の Eggertz Color test の結果と一致し、組織的及化學的兩方面から α 鐵への C 溶解度は 1,620°F (550°C) 以下では變化なく第 1 圖に於ける ND 線は 1,620°F (550°C) 以下垂直に引かるべきであらう。アームコ鐵の試験に於て結晶粒界に常に見られたもの

第 1 圖



ある。1,740°F のは Steadite の析出を示し 1,370°F は共晶點である。冷却度は次の諸項による。

- (1) 最初の温度即ち型に充分注ぎ込まれた時の温度
- (2) 最後の温度、普通室温又は熱した型の温度
- (3) 鑄鐵の比熱
- (4) 鑄込まれたる量
- (5) 熱を放散する表面積
- (6) 金屬及型の中の冷却を促すもの
- (7) 型の熱傳導度
- (8) 變態に於ける熱の變化。

Fig. 98 は凝固開始後共晶までの冷却曲線を示す。黒鉛化は共析凝固から幾分下の處で一番速やかであるが温度時間曲線が直線である事から解る様に冷却はこの間で最も速やかである。圖中低炭素の A は高炭素の B よりはるかに速やかに冷却する。之は大體多量の黒鉛の生成とそれに伴ふ熱の發生によるものである。これより明らかなる如く成分は黒鉛化範圍の冷却度に影響するものなり。圖中 B, C を比較して見るに B は生砂型で C は透透性大なる乾燥型で B は 1.2' 棒までは最も速やかに冷却しそれ以後は非常に徐々に冷却する。

生砂中の水分は熱を可成吸収し小さい棒の場合にはそれが明らかである。Fig. 99 は 8' 徑の棒を鑄造した場合鑄物から 1' の距離に於ける加熱曲線と水分蒸發の影響を示す。然し大きい棒の場合には棒の近くの砂の水分が冷却速度に及ぼす影響は生砂の透透性が小さいので大した事はない。されば 2' の B, C に於ける冷却度は乾燥型の方が生砂型よりはるかに大である。又 D に示す如く Si の高いものは冷却が徐々である。

熔融金屬の容積は發散される熱エネルギーと比例するもので鑄物の表面積は熱の發散する表面積であるから眞の冷却度は m^3 の容積と

があつたが之は粒界膜を形成せる Cementite なる事が適確に想像された。

前述の様に 1,255°F (680°C) から水冷せるものでは炭化物は認めなかつたが之は 1,510°F (820°C) 迄続き、此温度では Martensite の部分が僅かに見られた。尙急冷温度を上昇すると大いさも數も増加す。之も極迅速な變化で 30_{sec} の加熱でも尙 1_{hr} 加熱と同様に認められた。平衡圖から見ると此鋼は α の範圍 NDG から $\alpha+\gamma$ の範圍 GDS へ通過する事になり、従て急冷した試料では α 鐵の C の溶けた固溶體と Martensite と 2 相現はれても良いのである。依て線 ab がアームコ鐵の成分とすれば 1,600°F (870°C) に於ける γ 對 α の比は線 cb, bd の長さの比になるべきで、 α の C 量は點 c により、 γ の夫は d によつて示される。此處で一つ特別の點が認められた。即ち Ar₃ 點の直下たる 1,615°F (880°C) から水冷したものは α 鐵の面積から想像して線 GS が初めは殆んど水平でなければならぬ様に思はれた。

斯くの如く Ac₃ 點に至る迄のアームコ鐵に起る變化を見、且夫等が總て理論的に表はれる所で一つの疑問が起る。即ち加熱に際して現はれた相が冷却にては其温度で消失するかどうかと云ふ事である。pearlite-austenite 變態の Ar₃ 及 Ac₃ の間には少くとも 35°F の差のある事は知られた事實であるが、今 2 つの試片を 1,740°F (950°C) 及 1,615°F (880°C) に夫々加熱し、之等を 1,510°F (820°C) 迄爐冷す。一方他の試片を徐々に 820°C 迄加熱し、之等 3 個を數分間其温度に保持して水冷し其組織を検すると少量の Martensite は總て認められ然も之等は殆んど量が等しいものと判定せられた。此處で結晶粒の大いさは別問題として Ar₃ 點以上から GDS の範圍に冷却して來たものと直接加熱して行つたものと同じ組織を示した事は加熱冷却に對し GD 線は殆んど同じ位置に在るか或は離れても極めて僅少である事を證するものであらうと解せられる。

(Y)

焼入鋼に於けるマルテンサイト及びオーステナイト (B. Kjerrman, Metals and Alloys, May 1936) 焼入した高炭素鋼の焼戻は約 30 分おきに 100°C, 240°C, 300°C の三段に行ふがよい。100°C で體心立方格子のマルテンサイトに變はり 240°C で残留オーステナイトがマルテンサイトに變はり 300°C で盛にセメントタイトの結合が初まる。此變化の状態を C1.22% 焼入鋼の焼鈍温度と電氣抵抗の關係曲線で示した處 100°C 近くで抵抗が急に下り 250°C で再び急激に減少を示し上記の考通りになつたのである。然し此様な焼戻温度に 30 分より遙かに長く保持した時は如何なる結果を生ずるかといふ事に對して、既に Müller がオーステナイトは 100°C で分解すると發表して居るが、X 線及び磁性の研究が無く確かと思はれぬ爲改めて検討した。試験方法は Enland の方法と等しく長時間焼鈍し焼鈍温度に於ける電氣抵抗を測定した。

試験片の化學成分は C 1.00%, Mn 1.00%, Si 0.50%, Cr 1.00% で 5mm 角の長さ 128mm の角棒で 830°C から 40~50°C に加熱せられた輕油の中へ焼入した。温度が比較的低いから特別の瓦斯中に於ては行はなかつた。

試験の結果長時間焼鈍すると矢張り普通の焼鈍温度より遙かに低い温度でマルテンサイト及びオーステナイトの變化が起り得る事が、前記と同様抵抗の減少によつて明らかに示される。即ち焼鈍温度 40°C といふ低温に於て 16~17_h おくとマルテンサイトの變化がおきる。又著しき例は 153°C で 1 時焼鈍し 120°C に下げて 280 日間一定に保持した處、電氣抵抗は 69 日目迄著しく増加し再び急激

に下り 69 日から 280 日迄は緩かに増加す。最初の増加はマルテンサイトの變化を示し次の増加はオーステナイトの變化を示す。尙此オーステナイトの變化はマルテンサイトが體心立方格子に變らぬ間は決して行はぬものである。

以上の實驗に使用せしものと同一試料を X 線廻折により残留オーステナイトの減少がおきるかを見た處殆んどその影を見せなかつたが極く僅かの減少を示して居つた。(N)

軟鐵研磨の際の窒素の吸収 (H. J. Wiester, Archiv, Eisenhüttenwes. Heft 10 April 1936) 軟鐵は容易に磨き得るが間もなく乳狀に研磨面が濁り顯微鏡で見ると非常に粗い組織を呈してゐる。試験片の化學成分は 0.06% C, 0.10% Si, 0.06% Mn, <0.01% P, <0.01% S で徑 20mm の丸棒に仕上げ研磨面の微孔が全く消へる迄磨きこれを水素氣流中で 700°C で 1_h 加熱し爐中冷却を行つた。表面は全然酸化しなかつた。1% 硝酸のアルコール溶液で極く短時間に腐蝕させた處、腐蝕面一面に極く細い析出を示した。此析出が研磨面を粗くするのである。此試片に H. Schottky 及び H. Hiltenlsamp の處理を行ひ研磨面に窒素を吸収せしめ、P. Klingner, W. Koch の處理を行ひ比色試験で表面に吸収された窒素の定量を行つた。

試片に吸収された窒素量は次の如し。

| 試片番號 | 研磨の狀態 | N ₂ 量 % | N ₂ 量 mg | N ₂ 吸収の深さ mm |
|------|-------|--------------------|---------------------|-------------------------|
| 12 a | 粗く磨く | 0.0230 | 36.0 | 0.048 |
| 12 b | " | 0.0970 | 10.0 | 0.013 |
| 11 a | 細く磨く | 0.0530 | 4.5 | 0.006 |
| 12 c | " | 0.0420 | 7.1 | 0.009 |
| 11 b | " | 0.0370 | 8.7 | 0.012 |
| 12 d | " | 0.0230 | 10.0 | 0.013 |
| 12 e | " | 0.0188 | 20.0 | 0.027 |
| 13 a | 短時間磨く | 0.0110 | 34.0 | 0.045 |
| 13 b | " | 0.0670 | 6.0 | 0.008 |
| 14 a | 長時間磨く | 0.0036 | 20.9 | 0.028 |
| 13 c | " | 0.0036 | 22.0 | 0.029 |
| 14 b | " | 0.0018 | 13.0 | 0.017 |

表に示す様に N₂ は多い時は 0.1% にも達す。然し内部に向ふと急に減少して居る。長時間磨いたものは他のものに比べて N₂ の量が相當の深き迄一定して居る。

扱て試験片を磨く際 N₂ を吸収するのは空氣中の N₂ の作用に依るのであつて研磨の際に極く薄い試験片の表面に摩擦エネルギーによつて N₂ の分子が吸収されるのである。フェライトの間に入つた N₂ の分子は粗く磨いた時は一見マルテンサイトの如き顯微鏡組織を呈し焼鈍し又長く冷却すると窒化物の形で出る。500°C に加熱するとフェライトの結晶の境目に窒化物の析出を見、700°C になると此析出が粒狀になるのである。(N)

押鑄物用型鋼に就て (S. Tour and J. P. Gill, Machinery Feb. 1936 p. 369-371) 押鑄物用型鋼の撰擇には押鑄物の種類即ち材質、形狀の簡雜、型の壽命程度を考慮せねばならぬ。就中最も重要なのは熔融温度の高低であり、これに依つて軟鋼で充分か、合金鋼を熱處理して用ふべきかが定まるのである。一般に Zn, Sn 及 Pb 系押鑄物では大體熔融點が 800°F 以下であるから普通の軟鋼即ち冷間延延鋼材で差支へない。形狀の複雑な Zn 鑄物か、鋭い角を持つた型は Ni-Cr か Cr-V 鋼がよい。又摺動部は稀に 0.4~0.5% C 鋼を焼入して作る。Sn 及 Pb 系押鑄物型に熱處理を施す必要は先づ無い。第 1 表には最も一般的な型鋼の標準成分を示す。表中 A 及 B 鋼が低熔融點鑄物に使用される。更に A の中でも低 C 鋼は

第 1 表

| 成分 | A | B | C | D | E | F | G | H |
|----|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|-----------|
| C | 0.20~0.50 | 0.40~0.50 | 0.40~0.50 | 0.30~0.40 | 0.30~0.40 | 1.40~1.50 | 0.35~0.45 | 0.25~0.35 |
| Mn | — | 0.65~0.80 | 0.40~0.80 | 0.20~0.35 | 0.20~0.35 | — | 0.20~0.35 | 0.20~0.35 |
| Si | — | 0.30 | 0.30 | 0.8~1.0 | 0.8~1.0 | — | 0.35 | 0.35 |
| Cr | — | 0.75~0.90 | 2~2.50 | 4.75~5.75 | 4.5~5 | 12~13 | 2.5~3.5 | 2.5~3.25 |
| V | — | — | 0.15~0.30 | — | — | — | 0.30~0.60 | 0.30~0.60 |
| Ni | — | 1~1.50 | — | — | — | — | — | — |
| W | — | — | — | 4~5 | 0.75~1.25 | — | 8~10 | 12~16 |
| Mo | — | — | — | — | 1~1.50 | 0.50~0.60 | — | — |
| Co | — | — | — | 0.50 | — | 3~4 | — | — |

第 2 表 ブリネル 硬度

| 押鑄物の 主成分 | 鋼 の 種 類 | | | | | | | |
|-------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|
| | A | B | C | D | E | F | G | H |
| Sn | 220 | 170~220 | — | — | — | — | — | — |
| Pb | 220 | 170~220 | — | — | — | — | — | — |
| Zn | 170~250 | 170~300 | 300~402 | — | 360~402 | — | — | — |
| Mg | — | — | 387~430 | 402~444 | 402~444 | — | — | — |
| Al | — | — | 402~444 | 420~460 | 420~460 | 430~517 | 444~517 | 444~517 |
| Cu | — | — | — | — | — | 430~517 | 444~517 | 444~517 |

Sn 及 Pb 系に、0.4~0.5% C 鋼は主として Zn 系用である。而して B 又は C 鋼型の生産数は数十萬個の程度である。

Al 系合金の押鑄物は 1,150°F 以上の熔融點であるから型は高級合金鋼を熱處理して作らねばならぬ。之の爲には表中 C の Cr-V 鋼製型が屢々用ひられるが、形状複雑なもの、特に永い壽命を要求する場合には D 及 E 鋼が適する。之等は Mg 系押鑄物にも良い。Al, Mg 及 Cu 系押鑄物用型鋼の具備すべき條件は大體次の通りである。(1) 機械加工容易なること。(2) 熱處理後の組織が安定すること。(3) 熱割れせざること。(4) 變形、打撃その他に抗するだけの硬度を持つこと。(5) 急激なる加熱、冷却により龜裂を發生せざる様靱性を有すること。(6) 浸蝕及熔融金屬の熔着作用を受けぬこと。(7) 表面の清淨と均一性。(8) 鍛造其他製作容易にして安價なこと。(9) 高温で強いこと。

機械加工の點では Cr-V 鋼が優れてゐる。熱間加工の W 鋼は切削がやゝ困難である。一般にオーステナイト鋼は加工が容易でない。C の Cr-V 鋼は一般に廣く使用されてゐるが、熱處理中に起る變形、成長、收縮及び龜裂發生の點では満足出来ない。W-Cr 及 Mo-Cr 系自硬鋼は遙かに安定である。一般に型の壽命は最初の硬度が非常に影響するもので、勿論硬い程永く持つ。壽命の點を離れても、型には摺動部、心型、ピン等の運動部分が高温に曝されるので一定限度迄の硬度は動かさない。劈開は Cr-V 鋼では問題ないが、Cr-W 鋼には屢々發生する。これは硬度と直接關係ないが粒の粗密によるものである。浸蝕と熔着は湯の温度と流入速度が高い型の入口で起り易い。凝離と含有不純物は劈開やクリーブ破斷の原因となる。型は水冷の常温以下より Al 青銅の 2,300°F に到る極めて廣い範囲内で用ひられ、又型の入口では熔融金屬と殆んど同一温度になり、底部からは熱が傳導し去る状態であるから赤熱硬度の高い材料が根本的に要求されるのである。銅系即ち黄銅押鑄物型は Al 系よりも温度高き爲特殊の鋼を熱處理せねばならぬ。第 1 表中 F, G 及 H が之の目的に最も適してゐるが、或生産者は 0.30~0.40% C, 1.75% Cr, 0.5% V, 10~12% W 鋼を使用して好結果を収めてゐる。黄銅型の壽命は普通 20,000~50,000 個であるが、一般には作業中屢々型の表面を掃除せねば平滑な肌の鑄物は得られない。

型鋼は普通軟質焼鈍状態で加工並に仕上の後熱處理を行ふ。その

温度と時間は成分、大き、形状で異なる。Cr-V 鋼及 Cr-W 鋼の標準熱處理法では、先づ鍛造後 1,700~1,800°F で組織を標準化し、1,425~1,600°F で焼鈍する。Cu 系押鑄物用 W 鋼は鍛造後の標準化を省略して直ちに 1,600~1,650°F で焼鈍してよい。希望する組織を得る爲に冷却速度は 1,450°F 附近で遅くする。此の標準化並に焼鈍操作は一般に屢延中行ふものなる故使用者は特に留意する必要はない譯である。熱處理中表面の酸化を防止するには鑄鐵粉末或は酸化 Al 小塊で包むか

還元性爐内で加熱する。焼入温度は 1,600~1,900°F で油中急冷か自硬せしめる。但し銅系押鑄物用型鋼は焼入操作前に 1,500~1,550°F で豫熱せねばならない。焼入後は勿論各鋼に適當した温度で焼戻しをなすが、之の方法、温度は一樣でなく、一般に鋼の供給者の指定に従へばよい。第 2 表は各種押鑄物用型鋼の適用範囲と硬度を示す。鋼の成分は第 1 表と同じ。(今村)

航空機用熔接金屬材料に就て (Carl de Ganahl, Metal Progress, Feb. 1936 p. 61~63) 航空機に於ける裝備品の酸素アセチレン熔接は大戦中急速の進歩をなし低炭素及合金鋼が使用された。其の後高強度の優秀な熔接特性を具備する合金鋼が發達したが、中でも 1.0% Cr, 0.25% Mo, 0.30% C なる鋼は容易に熔接され、熔接部の強度も信頼出来る。標準組織での引張強さ約 90,000 lbs/in^2 , 熔接して 80,000 lbs/in^2 , 滑走車輪の如く熱處理を施したものでは 200,000 lbs/in^2 に迄高め得る。翼梁その他振動の來る部分には 160,000~180,000 lbs/in^2 とし延びを多く與へる。然し疲労限は上記の数値に比例しない。今日滑走車輪の大部分は前記 Cr-Mo 鋼成分の "chromemoly" 管を使用し接手は熔接、熱處理を施す。Al 及或種の Al 合金も立派に酸素アセチレン熔接されるが、これはガソリン、油、水等の槽に限られてゐる。

Cr-Mo 鋼の電気抵抗熔接は巧くゆかない。困難なる問題は熔接箇所のみ急冷されて焼きが入り脆く、充分の靱性を持たずには熱處理を施さねばならぬ。然るに點熔接部は此の爲殆んど離れ去るのである。Cr-Mo 鋼は耐錆能力が弱い缺點がある。元來航空機材は輕量を要求する爲強度の許す範囲内で薄物を使用する故に腐蝕を最もきらふのである。低合金鋼製部品を保護するには砂吹、Cd 鍍金した上塗装を施す。耐錆性では 18/8 不銹鋼で充分であるが焼鈍材の降伏點 35,000 lbs/in^2 , 引張強さ 80,000~90,000 lbs/in^2 では航空機用材として弱い缺點がある。従つて廢氣管の如く耐蝕性を重視する部分にトーチ熔接して用ひるが、炭化物の生成、粒間腐蝕等を起し易く良結果ではない。18/8 不銹鋼の屢延材は耐錆性極めて高く、引張強さ 185,000 lbs/in^2 , 0.5% 伸の際に降伏點とせる強度は 150,000 lbs/in^2 , 50mm の延 15% となる。組織はオーステナイト鋼であるから、Cr-Mo 鋼の如く熔接の際高温から急冷しても硬化しない。従つて點熔接が適し、熔接箇所は強靱であり、板の厚さにより

80~15,000 *lbs* の荷重を1つのスポットで支へ得る。溶接機も特殊構造のものが案出され1 *min* 間 960 スポットの高性能で作業してゐる。溶融接合の際炭化 *Cr* が粒界に凝結して強さを低下せしめるのを防ぐために、鋼に *Ti* 及び *Cb* を添加して夫等の炭化物を作らせ炭化 *Cr* を生成せしめない様に出来る。かゝる成分の 18/8 不銹鋼は極めて優れた耐銹性を以て 1,600~1,700°F の高温で長時間の使用に耐へる。酸素アセチレン溶接では *Ti* が溶接中鋼滓となるが *Cb* は殆んど残つてゐる。一般に兩者を含有する不銹鋼を *Cb* 入り溶接棒で溶接すれば最も好結果が得られ、廢氣管の如き、米國陸海軍機では標準方法となつてゐる。

不銹鋼のみで他の材料と同様に軽く組立て得るものであつて、部分品が大きく、應力が增加すれば益々有利になる。即ち小部品や小應力を受ける場所には薄物を使用せねばならぬが、0.005 *in* 厚程度になると取扱いが困難となる。従つて不銹鋼は大型航空機に於て、其の眞價を發揮し得る。大型機では1臺 \$ 1,000,000 以上に達し、3~5 年使用される現状より見て耐銹性高き鋼材の使用は、維持費、壽命を共に改善することが出来る。(I. K.)

滑り磨擦に於ける金屬の磨耗關係に對する研究 (B.

Kehl u. E. Siebel, Arch. Eisenhüttenwes. 9 (1935/36) S.

563/70). 滑り磨擦では次の事項に依つて其の磨耗が影響される。

1. 相互に滑る兩物體の材質 2. 相互に滑る兩物體の滑面の形狀
3. 相互に滑る兩物體の表面狀況 4. 滑面の間に在る平滑劑或は磨耗劑
5. 滑面に於ける溫度 6. 面壓力 7. 滑道程 8. 滑速度

1~3 の條件は兩物體に於て異なる場合がある故、結局 11 個の變數に依つて影響を受ける。著者は之等の影響に就いて、環狀試験片を用ひて、既に E. Mayer, A. Zaitzeff 及 M. Suzuki 等の行ひたる方法に依つて試験した。試験機の高轉數は 50~900 *r/min* 及 600~5,000 *r/min* とした。之で 0.07~6.00 *m/s* なる滑速度を與へ得ることになる。最初は試験條件を最も簡單になすために次の如くして試験した。

1. 試験に同じ材質の物體を用ひ 2. 兩試験片の滑面が同一状態にあり 3. 試験中に自ら形成されて、そのまゝ變化せずに保持される様な表面狀況で試験し 4. 平滑劑或は磨耗劑を用ひず、(乾燥状態にての試験) 5. 滑面の溫度を 200° から最高 300° を越すことなく、従つて滑面の酸化を防止する様にして試験した。

試料は種々に熱処理した 5 種の鑄鐵及 0.64% *C*, 1.23% *C* なる炭素鋼の各 5 種の熱処理を施したものをを用ひた。其の試験結果に依れば、鑄鐵及鋼は荷重と共に其の磨耗が比例して變化する。そして磨擦熱が 250° 以上に高まると始めて滑面は酸化して磨耗が増加する。40 *kg/cm²* では磨耗量は磨擦面が 600° の時は、140° の時の約 3 倍になる。(鑄鐵) 0.2~1 *m/s* の間では磨耗は滑速度の増加と共に著しく低下し、その後再び幾分上昇する。パーライト鑄鐵は硬度の増加と共に磨擦抵抗を増すが、種々の硬度の炭素鋼はその組織がマルテンサイトの時にのみ磨耗が相當に減少する。更に兩試験片の材質及硬度を變へた場合の試験に依れば、二種の異なる鑄鐵の滑り磨擦では、硬度の高い材質の磨耗は、同じ材質同志の磨擦の場合よりも大であり、硬度の低い方の材質の磨耗は小となる。又硬度の高い鑄鐵は軟い鑄鐵よりも、嚙りに對する傾向が強い。次に實際に行はれる平滑劑等を用ひた場合の試験結果に依れば、嚙りの傾向は、油の中で磨擦した場合は、表面の粗きが増す程大となる。混合物のない油の場合の磨耗は試験時間と共に減少する。油と金剛砂との混合物に於ける磨耗に及ぶ滑り速度の影響に就いては試験してゐないが、荷

重が増加すると、最初これに比例して磨耗が上昇し、次で滑面が嚙られて後は、その初めの値の數百倍に迄達する。油のみを平滑劑とした時の磨擦係數と荷重との關係はこゝに實驗した鑄鐵の場合には非常に僅かである。青銅鑄物、鉛青銅及人工的に樹脂を壓縮して作った材料、或は軸承用白色合金と鋼とに就いて之等の實驗を行つたが鉛青銅は磨擦係數最小である。(佐藤)

8) 非鐵金屬及合金

強力鑄造用アルミニウム合金 (Metal Industry, April 17, 1936, 458.) 現在に於て最もすぐれた強力鑄造用 *Al* 合金は、鑄造に依つて、大きな、複雑なる鑄物が容易に出来、且熱處理如何に依つて所要の機械的性質が得られて居る。

然し特別の目的に對しては、湯足、高温龜裂、工作の難易、耐蝕性、陽極酸化の難易など考慮に入れなければならぬ。之等の諸性質を具備してゐる *Al* 合金としては、*Al-Si-Cu-Mg* 及び *Al-Cu* 合金であらう。前者の成分としては、*Al* 5% *Si* 1.25% *Cu* 0.5% *Mg* で、複雑な鑄物が容易で、機械的性質よく、高温に於ける強さも大きい。これは D. T. D. Specifications No. 276, No. 272 として知られてゐる。

この合金の熱處理は、515~527°C から水中焼入するのであるが、これによつて、最大衝擊抵抗が得られる。次に之を 150~160° で 8~10 *h* 加熱すると、伸は減少するが、降伏點、抗張力、硬さの大きなものが得られる。

然し實際の場合大きな鑄物に於ては、水冷が困難の場合がある、この際は、前記低温加熱するのみでよい性質を得る。

以上 3 の熱處理法と機械的性質を比較すれば第 1 表の如くである。

第 1 表

| | 515~527° から水冷 | 150~160° 焼鈍 | 鑄造後 150~ 160° 加熱のみ |
|--|------------------|----------------|-----------------------|
| 最大抗張力 (<i>t/in²</i>) | 13.5 | 16.5 | 12.0 |
| 降伏點 (0.1%) (<i>t/in²</i>) | 9.0 | 14.0 | 9.0 |
| 延伸率 (2 <i>in</i>) (%) | 4.0 | 2.0 | 2.0 |
| ブリネル硬さ (10 <i>mm/500kg</i>) | 70 | 100 | 75 |

この合金は、ダイカスト合金としても、高温龜裂を生じないため優れて居り、又自動車、ディーゼル機關、飛行機の部分品に用ひられて居るが、耐蝕性を持たせるために、この合金は陽極酸化が出来るのである。

次に *Al-Cu* 合金であるが、N.A. 225 として知られて居るものは、鑄造容易で且衝擊抵抗に強く、抗張力大きい。

熱處理としては、535~545°C から急冷するが之を 160~175° で焼鈍する。前者の場合は、最大抗張力 18 *t/in²*, 降伏點 15 *t/in²*, 伸 10%、後者は 18 *t/in²*, 伸 4% で、この合金は前 *Al-Cu-Si-Mg* 合金に比して、展延性を有する事を特長とするを以て、強き並びに延びをも要求する場所に用ひらる。(高瀬)

K モネルメタルとその工業的性質 (V. R. Müller, Z. Metallk., 28 (1936), 97~99) K モネルはモネルメタル (*Ni-Cu* 合金) に *Al* を含有するもので、モネルメタルと同様、耐蝕性を有すると同様に、モネルに比して、熱處理によつて著しくその機械的性質を改良し得る特性を有し、大體組成としては、*Ni* 63%、*Cu* 25%、*Al* 5%、*C* 0.20%、その他 5% 位を標準にして居る。次に K モネル合金の諸性質をあげる。この際著者の實驗した試料の組成は *Ni* 63.32%、*Cu* 30.84%、*Al* 3.45%、*Fe* 1.50%、*Mn* 0.50%、*C* 0.16

%, Si 0.20%, S 0.005% であつた。

(1) 物理的性質 K モネルの物理的諸性質につき、普通のモネルメタルと比較して第 1 表に示す。

第 1 表

| 物理的諸性質 | K モネル メタル | モネル メタル |
|---|--|--|
| 比 重 | 8.58 | 8.82 |
| 熔 解 點 °C | 1,315 | 1,360 |
| 比 熱 (20~400°) | 0.127 | 0.128 |
| 熱膨脹係數 (20~100°) | 14×10 ⁻⁶ | 14×10 ⁻⁶ |
| 〃 (25~300°) | 15×10 ⁻⁶ | 15×10 ⁻⁶ |
| 〃 (25~600°) | 16×10 ⁻⁶ | 16×10 ⁻⁶ |
| 熱傳導度 (0~100°) cal/cm. S. °C | 0.06 | 0.06 |
| 比 抵 抗 (0°) $\left\{ \begin{array}{l} \text{ブリネル} \\ \text{硬 度} \end{array} \right. \begin{array}{l} 225 \text{ 以下のもの} \\ 225 \sim 235 \text{ のもの} \\ 325 \text{ 以上のもの} \end{array}$ | $\left\{ \begin{array}{l} 0.628 \\ 0.620 \\ 0.619 \end{array} \right.$ | $\left\{ \begin{array}{l} 0.480 \\ \\ \end{array} \right.$ |
| ohm.mm ² /m. | | |
| 電氣抵抗溫度係數 | 0.00019 | 0.0019 |
| 磁氣變態點 °C | -40° 以下 | 95° |

(2) 機械的性質 焼入、焼戻す事に依り、最も大なる抗張力、硬度が得られ、高温加工の際に 790°C より水冷すると最も軟かいものが得られる。第 2 表は、焼入焼戻状態の變化とその機械的性質の関係である。表に示す熱処理状況 A は、高温加工したものを 790°C より水冷した軟かいもの、B は高温加工後 540°C, 4 h 焼鈍したものを爐冷したもの。C は、B 状態のものを、只最後の爐冷を極めて徐々に行つたもの。D 低温加工のものを 600°C で加熱して後極めて徐々に爐冷したもの。この際焼鈍時間は 餘り長くなると却つて硬度を減ずる。8 時間以上必要はない。D 状態のものが最もよい性質を示す。

第 2 表

| 熱處理狀態 | 抗張力 kg/mm ² | 降伏點 kg/mm ² | 伸% | 硬 度 (B. H. N.) |
|-------|---------------------------|---------------------------|---------|-------------------|
| A | 84 (最大) | 56 (最大) | 40 (最小) | 225 (最大) |
| B | 84~98 | 56~70 | 30 (〃) | 225~275 |
| C | 98~112 | 70~84 | 20 (〃) | 275~325 |
| D | 112 (最小) | 84 (最小) | 15 (〃) | 325 (最小) |

(3) 高温に於ける機械的性質 第 3 表に前記熱處理狀態 A のものと、D のものとを示す。

第 3 表

| 温 度 | 抗張力 kg/mm ² | 降伏點 kg/mm ² | 伸% | 断面收縮率 % |
|---------|---------------------------|---------------------------|------|------------|
| A 状態のもの | | | | |
| 25 | 68 | 30 | 49 | 63 |
| 93 | 67 | 29 | 50 | 63 |
| 204 | 66 | 28 | 53 | 62 |
| 315 | 65 | 26 | 56.5 | 62 |
| 426 | 58 | 26 | 53.5 | 54 |
| 538 | 53 | 23 | 31.5 | 28.5 |
| D 状態のもの | | | | |
| 24 | 116 | 88 | 21 | 39 |
| 93 | 115 | 87 | 21 | 37 |
| 204 | 109 | 83 | 20 | 35 |
| 315 | 104 | 76 | 19.5 | 33 |
| 426 | 88 | 74 | 18.5 | 30 |
| 538 | 87 | 72 | 9.5 | 10 |

(4) 疲勞強度 平たい試料に往復振動を與ふる試験機を用ひ、10⁷ 回の荷重を與へたときの前記 A 状態の試料の抗張力は 19.6 kg/mm², C 状態のものは 27.3 kg/mm², 10⁸ の時、A 状態のものは、18.3 kg/mm², C は 25.6 kg/mm²。

(5) 衝撃抵抗 第 4 表の如くである。

第 4 表

| 状態 | アイゾット kg. m | 状態 | アイゾット kg. m |
|----|-------------|----|-------------|
| A | 13.82~16.58 | C | 8.15~9.39 |
| B | 11.05~13.82 | D | 6.08~6.63 |

(6) 加工性 K モネルは、Cu, Ni, Al の各々が、S 又は O に對する親和力が強いので、S のない還元性の瓦斯中で、鑄塊の加熱を行ふ事が必要である。瓦斯焔は直接金屬に當らぬ方がよい。最適加工温度は 1,200~920°C で 925°C 以下はよくない。K モネル低温加工は、モネルと同様であるが、大なる硬度を有するので、多くの動力を必要とする。

極めて細い針金を作る場合には、高温線引した針金をダイヤモンドダイスで細く仕上げる。この際低温加工度が所要機械的性質と重要な關係を有する。この際低温加工の作用を失はぬ適當な焼鈍温度は 510~535°C であつて、抗張力 122~140 kg/mm² 位に達しうる。よい高速度鋼を用ふる時は前記 A, B 状態のものは鋼の切削速度と同様でよいが、C 及び D に Widia を使用するとき、鋼の 1/2 に切削速度を減じなければならぬ。

電氣熔接は、Al 酸化物を生ずるため通常瓦斯熔接が用ひられて居る。時として弧光熔接を行ふ場合には、熔接剤として 90% 水晶石、10% 小麦粉、1% 石棉を用ふる。

(7) 用途 K モネルは耐蝕性を有するを以て、モネルメタルと殆んど同様な場所に用ひらる。然し耐蝕性、機械的性質などはるかにモネルメタルより大きいので、今後益々發展する。今迄の經驗からは、主として次の如き用途が揚げらる。耐蝕性を有する化學工場のパルト鍍金、タービン翼(高壓、高温)、船舶用ポンプの活塞桿、耐蝕性、高温を要するピストンシリンダー、石油工業に於ける球形弁、球形シャッター、弁座等。(高瀬)

耐磨耗用 Cr 鍍金 (J. Kronsbein, Metal industry Feb. 7, 1936) 耐磨耗用に鋼銅等に Cr 鍍金をする事は最もしばしば行はれてゐる。Cr は硬く金屬中耐磨耗性大で鍍金の厚さが増す程硬度も増して來るし又耐磨耗性も増して來る。然し荷重の大なる場所等に使用する場合には厚さにも自ら制限がある。鍍金に先だち鍍金の厚さを豫測して鍍金せんとする物の厚さ等を加減せねばならぬ。例範では 0.005~0.008" 位小さく仕上げて居る必要があへば挾る。鍍金は 0.002~0.004" 位餘分に厚くして研磨機で仕上げし規定寸法に合せる。Cr は非常に脆いから母材の硬さも相當高くしておく事が必要である。電解液には種々あり一般に Cr 水化物を基としたもので只一つ例外として K₂CrO₄ を主としたものがある。K₂Cr₂O₇ は餘り芳しい結果を持たない。これは CrO₃ と K₂O に分解し後者は更に變化して行き鍍金の作用を妨げる。又溶液は温度により非常に影響されるから 90°F に保たねばならぬ。これより一寸でも昇ると分解が起り悪影響を及ぼす。次に示す様な溶液は最も好結果を得る。



Cr 0.001 in/lb² を鍍金するには 500 A/h を要し、温度は 98~105°F で電流密度は 80~200 A/lb² でよい。(及川)

鐵の物理的性質及鑄接の強さ (B. W. Gonser, Iron Age Feb. 27, 1936.) 軟鐵の使用範圍可成廣い。最も普通の鐵は Pb-Sn を主とし少量の他元素を含んだものである。少量の Sb は往々加へられる。鑄付に於ては使用する熔剤の性質及び使用方法等種々その影響するものが多く特に温度及び鑄付前の操作等の影響が大である。鐵の電氣傳導度測定用としては 1/4", 3/16", 18 3/16" の試験片を

第 1 表

| % Sn | 傳導度 (%) | | | | 衝擊値 (ft-lb) | | | | 剪斷強さ (lb/in ²) | | | | 抗張力 (lb/in ²) | | | | A | B | C | D |
|------|---------|-------|-------|-------|-------------|------|------|------|----------------------------|-------|-------|-------|---------------------------|-------|-------|-------|------|------|------|------|
| | A | B | C | D | A | B | C | D | A | B | C | D | A | B | C | D | | | | |
| 15 | 8.40 | 8.38 | 8.36 | | 8.7 | 12.2 | 12.5 | 10.9 | 4,470 | 4,690 | 4,500 | | 5,680 | 5,590 | 5,610 | | 18.0 | 16.5 | 17.3 | |
| 20 | 8.73 | 8.63 | 8.61 | 8.68 | 12.2 | 18.9 | 12.4 | 14.2 | 4,740 | 4,870 | 4,690 | 4,970 | 5,800 | 5,730 | 5,320 | 5,630 | 16.0 | 18.0 | 12.0 | 18.0 |
| 25 | 8.98 | 8.88 | 9.04 | 8.95 | 13.4 | 18.9 | 11.7 | 10.8 | 5,310 | 5,260 | 4,850 | 5,180 | 5,990 | 5,830 | 5,700 | 5,890 | 27.0 | 21.0 | 21.0 | 21.0 |
| 30 | 9.25 | 9.23 | 9.37 | 9.32 | 17.7 | 18.1 | 17.7 | 15.6 | 5,500 | 5,430 | 5,240 | 5,640 | 5,990 | 5,890 | 5,780 | 6,110 | 31.0 | 35.0 | 30.0 | 31.7 |
| 35 | 9.59 | 9.54 | 9.79 | 9.57 | 18.6 | 17.7 | 19.5 | 14.1 | 5,590 | 5,610 | | 5,890 | 6,280 | 6,210 | 6,050 | 6,500 | 26.0 | 40.0 | 35.0 | 40.0 |
| 40 | 10.08 | 9.98 | 10.16 | 9.99 | 19.0 | 17.4 | 19.7 | 16.4 | 5,680 | 5,750 | 5,660 | 6,090 | 6,250 | 6,320 | 6,080 | 6,480 | 49.0 | 45.0 | 50.0 | 39.5 |
| 50 | 10.91 | 10.78 | 10.90 | 10.74 | 15.9 | 16.1 | 16.7 | 16.3 | 5,870 | 5,870 | 5,770 | 6,320 | 6,090 | 6,130 | 5,950 | 6,360 | 74.0 | 72.3 | 61.9 | 60.5 |
| 63 | 11.82 | 11.79 | 11.76 | 11.70 | 14.2 | 14.5 | 13.0 | 13.9 | 6,060 | 5,920 | 5,890 | 6,230 | 7,490 | 7,570 | 7,060 | 7,680 | 29.5 | 27.5 | 33.7 | 33.8 |

鑄造し正確に断面を四角に仕上げ鑄造後 24h 後測定した。結果は第 1 表に示す如く銅の傳導度に対する % で表してある。4 種の鐵の中で最も差の大いので 0.2% にしかなつてゐないから殆ど全部同じ傳導度を有してゐる。衝擊値測定用の試験片は切込の棒を鑄造して 1 本から 5 本を採り鑄造後 24h の後試験した。結果は第 1 表に示す如く最大の差は 1 ft-lb 足らずで Sn の多いものでは殆ど變りがない。

剪斷強さでは最大の差は 200 lb/in^2 で Sn の多いものでは約 75 lb/in^2 しか變らず 1% 以下のものもある。抗張力試験片は 100°C 16h 焼鈍した、これは鑄造棒を型から取り出す時等に生じた歪を除くためである。焼鈍せるものは焼鈍したものよりは強いであらう。引張りの速度を増せば又 T. S. が増じて来る。Sn 63% のものでは焼鈍せぬものは約 20% 強く Sn 40 のものでは約 16% 強い。伸びの最大のものは Sn 50 のもので伸びの不同は内部組織の僅かな差に非常に影響される。Sn 50 のものを 60°C の型に鑄造し普通の引張りの速度は 0.5 in/min だが之を 0.1 in にすると伸び 150% を得る。次に鐵付の試験に於て冷間壓延した 7-3 の真鍮を種々の鐵で重ね鐵付し溶剤としては $ZnCl_2$ 及び NH_4Cl を 5:2 の割に混じたアルコール溶液を使用した。強さは大體 Sn の量と共に増してゐる。

(及 川)

電熱合金(H. Silman, Metal industry, May 29, 1936) 電熱合金としての條件は多々ある内第 1 は高抵抗で比較的細いものでも多量の熱を發生する如きものである事を要する。其結果電熱體夫自身の重量を軽減する。然し何よりも重大なる條件は酸化やスケール化の傾向を持たぬ事で、一般に金屬は高温に於て大氣中に曝す時は酸化を伴ふを常とするが、酸化し易くない條件と共に酸化被膜の性質が最も云々さるべき事項で、若し被膜が薄く硬く且緻密なれば夫は保護の目的に充分であり爾後の酸化を防止し得る。酸化物は熔融點が低くなく又揮發性のものでないといふ。又其膨脹係数は金屬自身のもの大差あるものはよくない。何故なれば割れ剝離を伴ふからである。合金其物の機械的性質は製造の際の壓延、牽引等に堪へる事を要し物理的には膨脹係数の過大ならざる事が望ましい。又合金の熔融點及軟化温度の可及的高い方がよい。

今電熱合金發達過程を見ると昔は Cu に Ni, Fe を加へたものを使用したが之は高抵抗を有するも壽命が短い。1906 年 25 Cr-75 Ni 合金が発見された。此は昔は製造困難で不純物としての C, Fe には苦しんだ。C は合金の鑄造、壓延を難かしくし、Fe は hot spot を生じ、爲に割れる原因となる。然し今日は技術の發達に依り純粋

な原料が作られた爲に容易であるが尙 O_2 の吸収が結晶粒を不均一にする如き結果を生ず。抑々電熱合金の結晶粒は小さい事を要し且組織も固溶體型である事を條件とする。此點は特に Fe 基のものに於て重要である。W を含むものは Fe を 65% 位迄許され割合に安價であり且比抵抗も Ni-Cr 合金より大で膨脹係数も小さいが殘念乍ら温度の上昇と共に強さが急に減少する。

合金の製造は燃焼爐よりも電氣爐に依る方が不純物が多く入る。然し現在は高周波誘導電氣爐に依り瓦斯、燃料、電極等に接觸する事なく製造し得。又此誘導爐で作ると Ni 硫化物を作る心配はない。Ni 硫化物は熔融點が低く、出來た電熱線の性質を著しく害す。硫黄瓦斯のある場合は Mn の少量を入れると良いが Mn が入ると熔融點を低下させる不利を伴ふ。

Pilling 及 Bedworth は高温に於ける保護被膜生成に對する Specific index を次の如き式で示して居る。

$$K = \frac{Wd}{wD} \quad \begin{array}{l} W: \text{酸化物の分子量} \\ D: \text{酸化物の比重} \\ w: \text{金屬夫自身の分子量} \\ d: \text{金屬の比重} \end{array}$$

第 1 表

| | | | |
|----|------|----|------|
| Na | 0.32 | Fe | 2.06 |
| Ca | 0.78 | Mn | 2.07 |
| Mg | 0.84 | Co | 2.10 |
| Al | 1.28 | Si | 2.20 |
| Cd | 1.32 | W | 3.30 |
| Sn | 1.33 | Cr | 3.92 |
| Cu | 1.70 | | |

此 K の値を見ると第 1 表の

如くなり低熔融點の輕合金は保護酸化被膜を作らぬ事が分る。然し理論的な事は合金となつたものには其儘適用し得ない。Ni 80, Cr 20 合金が抗力もあり、酸化物の膨脹係数が殆ど合金

夫自身と同様で加熱冷却に於て良く堪へる處から其値段にも拘らず電熱線として廣く使用せられて居る。第 2 表は Ni-Cr 合金の種々なる成分のものゝ酸化度の比較である。表によると Cr 10% 以下では純 Ni より迅速に酸化するに對し Cr 20% 以上では酸化に對する抵抗を増加する。然し此範圍では加工が困難となる。

第 2 表

| | | | | | | | | |
|------|------|------|------|------|------|------|------|------|
| Cr % | 0 | 5 | 10 | 15 | 20 | 30 | 40 | 100 |
| 酸化度 | 2.34 | 3.12 | 4.04 | 0.84 | 0.21 | 0.18 | 0.11 | 1.60 |

次に Fe 基で Cr 或 Al を含む合金に就て述べ様。Al は Fe, Cr 等より先に酸化する故 50% 以上 Fe を含むものでは對酸化性を著しく促進する。之に Co を加へると 2,200°F 以上の温度に特に使用される。Fe 67, Cr 25, Al 5, Co 3% 合金は 2,375°F に於ても耐酸化性があり、抵抗の温度係数も Ni-Cr 合金より小さい利點がある。850°C 以上を要しないものでは Fe-Ni-Cr がよく成分は Fe 20, Ni 65, Cr 15% である。

第 3 表

| 合 金 | 直徑 <i>in</i> | 各温度迄上昇ニ要スル電流 (Amp) | | | | 比抵抗 オーム/厘 ² | 温度係數 | 線膨脹 係 數 | 熔融點 °C | 最 使用 高度 溫度 °C | 擴 張 力 <i>lbs/in.²</i> | 比 重 |
|--------------------------|-----------------|-----------------------|-------|-------|---------|---------------------------|----------|------------|-----------|---------------------------|-------------------------------------|------|
| | | 300°C | 400°C | 700°C | 1200°C | | | | | | | |
| 20% Cr, 80% Ni | .204 | 61.7 | 98.4 | 142 | 256 | 650 | 0.00010 | .0000132 | 1390 | 1150 | 120,000 | 8.42 |
| | .102 | 22.1 | 34.0 | 50 | 91.5 | | | | | | | |
| | .032 | 4.7 | 6.9 | 9.7 | 17.4 | | | | | | | |
| | .0056 | .56 | .80 | 1.05 | 1.73 | | | | | | | |
| 90% Ni, 16% Cr 24% Fe | .204 | 60.5 | 93 | 183 | 675 | 0.00013 | .0000137 | 1350 | 1000 | 100,000 | 8.20 | |
| | .102 | 22.0 | 33.8 | 48.7 | | | | | | | | |
| | .032 | 4.7 | 6.9 | 9.5 | | | | | | | | |
| | .0056 | .54 | .59 | 1.06 | | | | | | | | |
| 25% Cu, 45% Ni | .204 | 127 | 185.5 | 294 | 0.00002 | .0000144 | 1290 | 500 | 62,000 | 8.9 | | |
| | .102 | 47.3 | 68.5 | | | | | | | | | |
| | .032 | 9.03 | 13.15 | | | | | | | | | |
| | .0056 | .75 | 1.085 | | | | | | | | | |

Sの瓦斯に接し且耐酸化性を要する場合は前のCr-Fe-Al合金を使用せねばならぬが、之は1,300°C迄は堪へるも著しく結晶粒粗大を來し脆くなる故線に緩みを適當に與へる事を必要とする。

不純物の害に就ては前にも述べたがCr炭化物が結晶粒界に來て、之が酸化分解を促進する事實が認められて來た。従てCの除去は必要で、之と反對に少量のSi, Fe, Mo等は幾分Ni-Cr合金の酸化を抑制する。SO₂, Cl₂等の瓦斯に對するにはNi-Cr, Ni-Cr-Fe合金にSi, W, Al等の少量の存在が之又利益を伴ふ。第3表に種々の合金線に就ての物理的機械的性質を掲げておく。(M)

特殊青銅 (D. Hanson & M. A. Wheeler, Metal Progress, June, 1936) Sn 3~10%, Al 1~7% 青銅に關する研究。ingotを作る時の酸化皮の爲の表面の汚れを除く事は困難で僅かに mold を傾けて缺點を縁の方へ導き之を出来るだけ少くする事には成功した。壓延性は縁に Shear crack の生ずる迄の加工度に依り推察す。總ての合金は1,300°F-12h 焼鈍して後50%冷間壓延し、更に1,300°F-1h 再加熱して後元の80%迄冷間壓延し得た。熱間壓延は1,400°F-14h 焼鈍後總て容易に實施し得。

焼鈍合金は良い延性をもち最大抗張力はAl 4-Sn 5%で67,000 *ws/in.²*であつた。Al 2%以上を含むものは鑄造の儘では1,500°Fでも表面にScaleが出来ぬが、切削した面は600~800°Fでも黒色の被膜が出来る。Sn 10% Bronzeは高温ではScaleが取れ易く厚いものであるが、Alを含むものは薄くて密着性がある。此Scaleは酸洗では取れぬ。20% HCl, 20% HCl+10% H₂SO₄, 10% 或 20% H₂SO₄, 20% HNO₃等に2hr漬けても影響されぬ。従て焼鈍合金はemery clothでscaleを取るより外はない。其時赤味のある中間層迄取る。之を取らぬと汚い許りが空中で速く錆びる。

Mn 4% 迄はSn 5%-Bronzeの加工性に影響する所は少いがMn 6%となると著しく脆くなる。Mn及Al(脱酸剤として0.5%迄)を同時にSn-bronzeに加へた場合はingotはきれいになり鑄造性も良くなる。又黒い酸化皮もAl 0.5%になると消失し特にMn%の高い場合に著しい。Mn 3%前後、Sn 50%前後を含むBronzeにAlを脱酸の目的で0.25%以下加へる事は合金の冷間壓延性を減する事なく一般に有效である。

Al 2%、Mn 3%をSn 5~6%のBronzeに加へるとCast conditionでは硬いeutectoidがαの地に分離して居り冷間壓延の望みなく、従て1,500°F-5hの焼鈍後爐冷して壓延したる所冷間でも容易であつた。然し添加元素の多量のもの程早く縁にcrackが入つた。然し壓延率は70%位迄及ぶ。機械的性質に及ぼす影響としてはAlはMn-Sn Bronzeの延性を減する事なく抗張力を増加して居る。(M)

黄銅押鑄物に就て (C. O. Herb, Machinery Feb. 1936 p. 361~369) 數年前迄黄銅押鑄物は歐洲方面にのみ生産されて其の用途も極めて狭く、米國では殆んど工業化し得られなかつたが、今日に於ては歐洲は勿論、米國でも普く擴がり、米のTitan Metal會社の如きはPolak水壓式押鑄物機を使用し8時間作業、週5日間で1箇月當り10萬~15萬個を生産し、年産額30萬*lbs*に達してゐる。押鑄物が砂型鑄物に比して有利な諸點は、鑄肌が滑かで、強く、断面が一様で、氣孔が少く、大量生産では非常に安價であり、而も機械が少くて差支へないことである。砂型鑄物では鑄屑が大體品物の10~15%出るが、押鑄物では7~10%で済む。鍛造品と比較しても設備、操作、形状及厚さ等の諸點で遙かに有利である。唯押鑄物は密度が小で幾分多孔性である爲水、ガス及空氣等の壓力を受ける場所には不適當である。又鍛造品では屑が3~5%に過ぎない。肌は砂型鑄物に比すれば遙かに平滑、美麗ではあるが、押型の表面が熱酸化のため荒されるからクロム鍍金を施す前には洗滌、研磨及パフ磨きをせねばならぬ。用途としては流體を扱ふ管系への取付物、船内具、手摺類、機械部分品其の他である。黄銅押鑄物は熔融温度が比較的高いので、型の壽命を高めるのに困難である。Titan Metal會社の製品では1,650~1,675°Fであるから、最良の型鋼を用ひても、冷却装置を完全にしない限り高壽命は望まれぬ。Polak押鑄物機は金屬が半熔融状態にある時鑄造する様に設計されてある爲、湯が押型に流入した時の温度よりも數百度低い温度で鑄込まれるのである。冷却水は型の龜裂を防止する爲型の裏張り板の間を流通する。Titan Metal會社の現場ではPolak機8臺を有し、3inのラムで壓力9,800 *ws/in.²*を加へ、元湯は電氣爐内で1,900°F一定に保持されてゐる。實驗的には、銅系合金は總て押鑄物され得るが、工業的には大體銅93%、熔融温度約1,820°F迄のものが可能であり、現在ではそれ以上の温度だと押型の損傷が甚しく不適當である。Titan會社で發表した押鑄物には、57~59% Cu, 40~42% Zn, 0.50~1.50% Sn, 0.75% PbのYellow brassと、42% Cu, 41% Zn, 1% Pb, 16% NiのTinicosil No. 2とがある。引張強さは前者が6~7萬 *ws/in.²*、後者が85,000~95,000 *ws/in.²*である。Polak機では理論上0.03in迄の薄物が押され得るが、實際の限度は0.063inである。一度に鑄造される鑄物の數は形及び大きさで異なるが1~6個である。型は耐熱鋼を充分均一に熱處理して作り、作業前には必ず豫熱し且つ作業中絶えず表面の酸化物を除去する爲に掃除せねばならぬ。本機では黄銅以外にZn, Al及Pb系押鑄物も勿論容易に作られる。(I. K.)

工作機械に於けるアルミニウムの利用 (Machinery, Feb. 1936. p. 389~391) 元來工作機械は剛性を要求し振動を許さない。

切削が高速化、強力化されるに従ひ此の要求は益々激しくなつた。過去に於ては鑄鐵、銅、青銅及黃銅が主材料であつたが最近 Al 合金の利益が認められて來た。Al 鑄物の弾性係数は 1,030 萬 lbs/in^2 で鑄鐵の 1,100~1,500 萬 lbs/in^2 に比すれば可成り劣るが、使用場所を撰擇し、適當に合金して剛性を増せば重量を約 60% 節約出来る。Al 製多板クラッチは熱傳導良好な爲磨耗少く壽命が永い。複寫器の可動部分には高抗張力の熱處理 Al 合金を用ふ。リンク機構にも屢々應用され齒車型削り盤の腕は毎分 550 行程で Al 製のものがある。其の他工具研磨機の部分品、削屑受け箱等に利用される。高速工作機械の Hand Wheel, V-ベルト用滑車は慣性を最小にする目的で Al 合金を用ふ。ボール盤には最も廣く使用され、レバーの重量を輕減して取扱、操作の容易、重量の均衡、高速化、耐腐蝕、組立、取外しの簡易等に利してゐる。フライス盤では齒車匡と軸支臺が Al 製のものがある。又大型齒車室の蓋が從來鑄鐵製で 1/2 in 厚、200 lbs あり、取外しに起重機を使用したものが、Al に代へて 5/16 in 厚で僅かに 55 lbs となり、一人で樂に取扱ひ得る様になつた例がある。形削り盤ではラム、ヘッド或は搖り腕等を Al 製にして 200 回轉以上に高める事は容易である。高速自動ネジ切機械の主軸附屬品は Al を使用することに依つて容易に均衡をとることが出来る。

移動工具への應用は最も大切なものであつて、既に全 Al 製巻上機も製作されてゐる。一般に低速機械への應用は他の部門に比して少いが、それでもクラッチ、覆、腕、手動輪等には盛に使はれてゐる。工場照明は工業の種類如何を問はず何れも大切な問題であるが、特に終日工作物に視力を集中する機械工場では重要である。このため Al 粉末塗料を工場内壁に塗布して照明効果を高めてゐるが、Alzak 法による Al 製反射笠を用ふのが良い。これは反射面を電氣的操作で光澤を出したもので、反射率高く、面を石鹼水で洗滌しても害を與へない。Al 塗料は建築物の内外面、機械器具の表面等の防護に廣く使用されてゐる。

Al は將來益々工作機械の部分品として使用範圍が擴大されるであらうが、しかし大部分を Al 製とすることは價格の點で許されない。將來變更されてよいものは大型くわえ、自動切削機の廻轉頭、タレット等がある。又堅型矢通し機械の往復動部分、中ぐり盤、ホブ盤、研磨機等の部分品で、重量を輕減すれば磨耗少く、操作容易となり能率向上するものがある。動力金鋸の往復棒も慣性と重量を減少する爲に Al を用ひた方がよい。然し鋸にかゝる壓力を調整せねばならぬが、一般に薄物、管類の切削は極く小荷重でよいから、むしろ Al 製が好結果を與へる。(I. K.)

鐵の腐蝕抵抗に及ぼす不純物の影響 (C. L. Barber. Ind. and Eng. Chemistry, Vol. 28, No. 5. 1936) 錫系鐵に於ける添加元素、Sb, Cu, Zn 及 Pb が主として酸性液に對する腐蝕抵抗に如何なる影響を及ぼすかを實驗してゐる。

試料は次の 3 種類である。(1) 純粹の Sn 及 5% Sb-95% Sn を鑄込み、旋盤にて 10.1 mm 徑×81 mm, 表面積約 2,800 mm^2 , 13.7 mm 徑×85 mm, 表面積約 4,000 mm^2 の 2 組の圓棒に仕上げた。(2) 40% Sn-60% Pb, 2% Sb-38% Sn-60% Pb, 0.5% Cu-39.5% Sn-60% Pb, 0.5% Zn-39.5% Sn-60% Pb なる合金 4 種を鑄造旋盤にて徑 12.7 mm×65 mm, 表面積約 2,900 mm^2 に加工した。(3) 40% Sn-60% Pb, 2% Sb-38% Sn-60% Pb の二種を 87 mm 角×118 mm に壓出した。鑄造及壓出は普通鐵を作る方法である。行つた試驗は連續浸漬試験と斷續浸漬試験の二通りであるが、先づ連續試験に於ては種

々の濃度を有する鹽酸に對する Sb 入り鐵と然らざるものとの溶解度の比較及び 0.1M 鹽酸に對する純 Sn と Sb-Sn との比較を行つてゐる。試料は前記 (3) の 2 種と純 Sn 及 5% Sb 入不純 Sn である。その結果に依ると、1% 以上の鹽酸中では Sb 入り鐵は純 Sn よりも 16~7,500% 多く溶解する。始めの 9 日間に於ける最大の相違は約 250% であるが、次の 9 日間では急速に 4,000% に増大する。9% 鹽酸液での現象は他のものと異り 7 日後では Sb 入り鐵の方が 40% Sn-60% Pb 鐵よりも減量が少いが 26 週間後には反つて 64% 以上を溶解してゐる。此の重要な現象は從來實驗期間の不完により看過されてゐた所である。その原因に就ては現在完全に満足される説明はないが、大體次の様に考へられる。即ち鐵の表面に生じてゐた酸化物が一時酸化の促進を防ぐのである。試料は總て秤量及び浸漬の直前に磨いたが酸化皮膜を除去する迄には到らないので何れも同一傾向の酸化曲線を示すものである。此の意味に於て試料は同時に作られたものでなければ比較の意味を失ふのである。0.36% 鹽酸では Sb 鐵と非 Sb 鐵との間に殆んど溶解速度の差が認められない。これは次の理由による。Sb 入り鐵と鹽酸の作用機構に於て、酸は先づ Sn と Pb に作用して Sb の凝集部には作用しない。然るに實際には液中に不溶解酸素を含有するもので、これが觸媒となつて溶解を促進せしめるのである。弱酸の場合には溶解能力も弱く、又 Sb の凝集は金屬の表面に限られて居る關係上強酸の場合よりも多くの O がなければ溶解しない。従つて表面は徐々に非溶解性の金屬 Sb 皮膜に覆はれ、純 Sn 以上に溶解されることはない。かゝる理想的の浸漬は勿論實際には起り得ないのであつて、酸と空氣に同時に作用するか、或は兩者を交互に受けるかが實際問題に適應する。この實驗を行ふ爲電動機付搖り腕に試料を吊し、10 sec 毎に浸漬と引上げを繰返せしめた。鹽酸溶液に對して Sb 入り鐵は非 Sb 合金よりも 21~2,370% 早く溶解する。又 Sb 入り Sn は純 Sn より 24% 早い。0.1M 枸橼酸中の Sb 入り鐵は純鐵より約 12% 早く溶解し、Cu 及 Zn も亦 22 及 11% 夫々早い。溶解による減量の傾向は連續浸漬の場合と同様弱酸になるに従ひ不純物の影響は減少する。而して Sb 入り鐵は最初純鐵と殆んど等しい溶解速度を有するが、2~5 日後には急速に増大する。此の事實は實用上極めて大切である。次に部分的浸漬試験では 5% Sb-Sn と純 Sn を夫々 10.1 mm 徑、81 mm 長に切削し 0.1M 鹽酸中に約 1/2 浸漬せしめた 6 日後前者は約 55 mg, 後者は 60 mg 減少した。而して純 Sn は極めて均一に腐蝕したに反し 5% Sb-Sn は點蝕又は強い局部腐蝕を起して居る。酸化皮膜が破れる迄は前記の通り殆んど差違はないが、一度破れると腐蝕は急速に進行する。

以上を要するに次の通りである。(1) Sb は鹽酸及空氣に對する鐵の腐蝕抵抗を減少せしめ、その量は酸の濃度、時間、空氣との接觸その他の條件に従つて 20% 乃至数十倍に變化する。(2) 腐蝕の理論的差異の値は選定した條件で異なる。(3) 極めて弱い鹽酸には、鐵の表面に凝集した金屬 Sb の皮膜が防蝕作用をなし純 Sn と殆んど同等の耐蝕性を有する。(4) Sb は 0.1M 枸橼酸及空氣に對し鐵の抗蝕性を減少せしめる。(5) 5% Sb-Sn は 0.1M 鹽酸及空氣には多少腐蝕抵抗を増す。(6) 如何なる状態に於ても Sb は鐵に耐蝕性を附與しない。(7) Cu 及び Zn は普通の状態に於て、0.1M 鹽酸の腐蝕作用に對し鐵の抵抗を減少せしめる。(8) 本實驗より見れば、耐蝕性の點のみに於ては Sb, Cu, Zn は Sn 系鐵より除去せねばならない。

(今村)

9) 化學分析

チタニウム迅速定量法 (H. B. Hope, R. F. Moran, and A. Ploetz, Industrial and Engineering Chemistry, January 15, 1936) 本定量法は簡單なる硝子器具を用ひ頗る敏速に行ひ得る事を特長とする。装置は容量 250 cc の分液漏斗の上部に直径 0.63 cm, 長さ 5 cm の硝子管をゴム栓によつて取付けその硝子管の上端はコルク栓を以て閉ざす。分液漏斗の下部はピンチコックを附したゴム管により容量 20~30 cc のフラスコに接続せしむ。

分析法は先づ 0.1~0.2 g の TiO_2 に相當する試料を取り是を濃硫酸 20 cc 及び粉末 $(NH_4)_2SO_4$ 15 g を以て完全に溶解せしむ。次に前記の 20~30 cc 容量のフラスコ及び其の上部のゴム管を熱湯を以て満し活栓を閉ざす。分液漏斗には 15 cc の亜鉛アマルガムを入れ試料溶液は冷却後水約 75 cc を以て漏斗に移す。これに $NaHCO_3$ の錠劑 2 個を加へ直に漏斗の上部に硝子管を挿入する。沸騰終りたる後更に 2 錠を細粉せるものを硝子管を通じて落し込む。瓦斯の發生終れば直にコルク栓を堅く施し全装置を約 5 分間烈しく震盪する。

其後漏斗の下部の 2 個の止栓を開きアマルガムを流下せしめ最後のアマルガム粒が漏斗より流出せる時に直に止栓を施し滴定に便ならしめる爲最下部のフラスコを取除く。漏斗の上部に装着せる硝子管、コルク栓等は充分清水を以て漏斗中に洗ひ込みて後取去りピペットを用ひロダン酸加里溶液 5 cc を加へる。この溶液を硫酸第二鐵アムモニウム溶液に依つて滴定しチタニウムを定量する。

試薬 硫酸第二鐵アムモニウム溶液はこの鹽 30 g を 300 cc の蒸溜水に溶解し硫酸 10 cc を加へて酸性とす。 $KMnO_4$ 溶液を以て薔薇色の消失する限り滴下し後 1 l に稀釋する。この溶液は亜鉛アマルガムを以て還元せる後 0.1 N の $KMnO_4$ 溶液を用ひて其の強さを定め置く。

ロダン酸加里溶液は飽和溶液を使用する。 $NaHCO_3$ 1 錠は約 5 g とする。亜鉛アマルガムは細粉末となせる亜鉛 15 g を稀硫酸にて洗滌し 300 g の水銀及び 20% の稀硫酸 5 cc と共に水浴上にて 1 時間加熱する。冷却後アマルガムは數回稀硫酸を以て洗滌する。次に液狀の部分は分液漏斗により固形物と分離し、固形物は廢棄する。この液狀アマルガムは稀硫酸の下に保存する事を得。(W. T.)

アウトマテン鋼消費者の要求 (a Pgel.-St. E. 30. Juli

1936 Automatenstähle (free cutting steel, automatic steel, 自動機被切鋼、假りに自動鋼と譯す) が現はれたり以前は専ら東鐵鐵及掘鍊鐵が其目的に使用されたが其引技儘で抗張張力 (σ_B) 45~60 kg/mm² 伸 (δ_{10}) 10~6%, 絞 (ψ) 48~40% で、機械的要求の高い所には“ネヂ用鋼”が用ひられ之は現今の StC 25 91 に應ずるもので引拔儘で σ_B 50~70 kg, δ_{10} 12~6%, ψ 45~35% を示した。之等のものは鍛鍊銀接低冷感受性及衝撃値勝り、其の鍍層の存在の爲に層の離脱容易で高速切劑に適するが同時にバイトの磨耗縦方向に割れ易く防蝕被覆も悪く價格も大なる、等の缺陷があつて結果は有利な材料でない。之に代るものは即ち自動鋼及“ネヂ用鋼”には高 Mn 特殊自動鋼である。扱て自動鋼に對する要求は切劑加工性、化學及金屬組織學的性質、表面硬化性、機械的性質、形狀不變性及供給の圓滑性である。

加工性とは即ち切劑速度、製品の表面の平滑度及形狀不變性、工具の磨耗及所要動力の少き事で自動鋼は短かく折れ易い層を生ず爲過早に屑箱を充填又は閉塞し或は冷却劑の流通を害し職工を害して機械の運轉を中止して製作費を上す様な事なく、品は爾後の手仕上を要せず缺點の少いもので加工の爲機械装着した間相當の切劑速度でも變形することがない。表面被覆をなすものは表面が平滑で旋削疵穴等の無い事を要す。一般に良好なる加工性とは即ち普通に偏析のある自動鋼では 18~4~1 高速度鋼バイトで 65 m/min の速度で 8 h 旋削を維持出来ることを意味し、ウイディア類では 1 ヶ月維持出来るが偏析のない軟い自動鋼では稍悪く Si を加へたものは更に悪く、維持時間を等しくする爲には切劑速度を 50 m/min にする。C 及 Mn の多いものはバイトを磨耗する。高速加工機械で成す形際は時に外部のみ或は内部のみ或は内外兩部を切劑するが此際普通の

偏析した自動鋼に向ふる旋削速度で作業するか否かは次の 2 要件に依つて決まる。(1) 外周部の加工性を良くする爲に冷間引抜きで強化すれば充分である。時即ち引抜きの影響を殆んど受けない偏析した心部に劣らない時。(2) 現存する機械類の切劑速度が多くは充分に利用されない時である。偏析した自動鋼に於けるが如き周皮と心部の切劑性の相違は偏析しない自動鋼には無く斷面に就て云へば周皮が僅かに良い。加工性の簡單迅速な標準的決定法は未だ無い。現今多くは一定の切劑速度と送り及一室の表面状態で工具の維持時間で決めてゐる。自動鋼の特徴は P 及 S の高い事で S は Mn と共に MnS 包を作つて地に分布して強さに餘りに影響しないで切劑性を増す。此の包が細かく分散された時は工具の保ちがよく仕上面が美しい。通常の自動鋼は燃炭鋼に屬し屢々粒界に Fe_3C が焼出で加工性に害があるが製鋼炭に於て注意すれば之が除かれる。低炭自動鋼も亦限界加工後面結晶の結果粗粒化と脆性を起すが之は P の高い爲の偏析の結果と混同せられ易い。更に自動鋼には縦及横割れの階無な事を要すが縦割れは氣泡に依るもので鍛接することなく横割れは極端な引抜きに依るもので之等は強度に關係する。次に組織及化學成分は表面硬化性と深い關係がある。普通の要求に對しては固體滲炭に依るも青化槽に依るも充分である。氣泡の爲に弱點のあるものは表面硬化に適せないから完全に表面硬化をなす爲には偏析のない自動鋼を用ふが此れは稍切劑速度を小にする。自動鋼の引抜きの儘では σ_B 48~70 kg, δ_{10} 14~6%, ψ 45~35% である。引抜きに依る時効は抗張試験に於て最短 10 月で現はれる。自動鋼の電氣點熔接は可能であるが瓦斯及弧光熔接は不可である。鋸打ちは注意を要し製鋸困難である。磁性は良好で米國の 1 例では 1 分ガラスの附磁に於て殘留磁氣 7650 ガウス頑磁性 0.65 エルステッドに及んだ。(下略)