

抄 録

6) 鍛錬及び熱処理並に各種仕上法

工具鋼の加熱法 (M. L. Clark, Heat Treating & Forging, Oct. 1934) こゝには C 及び C.V. 工具鋼に就て述べるのであるが、上部臨界温度区域 1,375°F から 1,600°F を加熱することに於てどの工具鋼にも安全に適用されと思ふ。すべて工具鋼は加熱爐に入れるときは爐熱 200°F 以下であれば結果は常によい、併し加熱爐は終日仕事をしてゐるものであるから爐熱が相當これより高いことは止むを得ない。唯あまり高い爐熱のところへ装入することは悪いことを斷言したい。工具鋼は決して 800°F 以上の爐に装入してはならない。爐熱が高い時は烈しい内部歪を起して焼入のとき脆い部分を作り易い。そのためにポンチやダイスで細部に龜裂が入つて不良品となつた例をよく見掛ける。凡そ工具鋼も加熱にあつては變態點を通過する、もしこれらの變態點が工具鋼の全體に亘つて一様に起らなかつたなら決して満足な結果は望めない。工具鋼製造者は少くとも加熱中に起る工具鋼の變化を示す状態圖を備へて不均一加熱による危険を未然に防ぐ用意は必要であらう。又測熱器を用ひて爐熱を測るとき測熱器の示す爐熱と品物の熱とを誤認して例が屢々ある。測熱器のサーモカップルはサーモカップル自身の熱を示すもので爐内の品物の熱を必ずしも示さない。故に最も重要なことは加熱時間の経過を定めることにある。工具を加熱するに必要な時間は 1in 厚みに對して 1 時間である 1~1/4 時間をとれば更によい。5in 厚みに對しても 1 時間を奨めたい。工具鋼は Cr を含有するものが多い。Cr は熱傳導が悪い故に 1in 毎に 1 時 15 分間をとることは最安全な方法である。かくして爐熱は焼入温度まで徐々に上げて工具鋼の熱を適當に上昇せしむべし。今一例を示せば次の様である。

1in 厚みのポンチを 800°F の爐内に装入す、ポンチは初め冷いからポンチと爐熱が同一温度になるまで爐熱は下る。小爐では 600°F 位まで下る、故に今この工具鋼の焼入温度を 1,380°F とすれば、更らに 780°F だけ上昇させねばならぬ。1 時間で上げるとすれば毎分 13°F の割合の上昇速度になる、これは高價な工具には少し早すぎる。毎分 10°F にすべきである。この時は 1 時 15 分間となる。15 分間増したがために、歪を起したり破れたりすることが餘程少くなつて有利である。以上のことは實際上の經驗として永年の間に得た結果である。

(鈴木)

炭素鋼の焼戻と成熟 (G. A. Ellinger & R. L. Sanford, Mechanical World, Oct. 1934) 試料は C 0.78-Mn 0.56-Si 0.11% の炭素鋼 825°C より水焼入し後第 1 表の如き処理を施し其磁氣的性質を測定す。磁場は 277 oersted の一定強さ。實驗は次の 2 方法。

第 1 表

1. 焼入の儘	8. 焼戻 100°C, 1,500 時
2. 焼戻 100°C, 168 時	後室温 2 年成熟
3. " " 360 "	9. 室温 2 年成熟
4. " " 750 "	10. 焼入後液體空氣中に 2.5 時
5. " " 1,500 "	11. 焼入後液體空氣中に 2.5 時
6. 焼入の儘	後 2 年室温成熟
7. 焼戻 100°C, 1,500 時	

質を測定す。磁場は 277 oersted の一定強さ。實驗は次の 2 方法。
(1) 試片を毎分 1.5°C の速度で加熱し時々磁化の強さを測る。(2)

温度を一定とし磁化が一定値に達する迄の變化の測定。

第 1 方法の結果に依ると磁化率は温度の上昇と共に増し 200°C 附近より急となり略々 280°C にて最大に達した後減少す。1~5 の試片に就て焼戻時間の影響を見ると焼戻時間の増すと共に最大値は低くなり且 200°C 附近の急の増加が高温に移行する。之に就て硬度の變化も測定したが焼戻時間と共に減少の経過を見せるが、焼入後 170 時間の變化は本試験では測定しなかつた。

第 1 圖は第 2 の方法に依つた例である。(A) 試片を加熱すると磁化率は増し 200°C に保持する時磁化率は圖の如く増し之が一定となつてより温度を下げると一定値の儘保たれる。(B) 再び之を加熱し 235°C にて保持後冷却。(C) 再度加熱 300°C に保持する時は磁化率は減少し一定値となる。冷却曲線には所謂 A. 變態 (215°C) が見られる。

各試片に於て變化は總て圖の如き性質を持って居るが其値が熱処理に依り著しい差違が見られた。100°C 長時間焼戻の影響を顯微鏡組織に就て見るに時間の増加と共に martensite の針は黒化し同時に切られて来る。200°C に於ける磁化率の増加は焼入の儘 (No. 6) が最大で焼戻した No. 7 及 No. 8 が最少である所から焼入歪の漸々の除去が想像される。他の研究に依ると martensite は α 鐵の立方晶形を擬六方晶形に變ぜしめる程の歪を受けて居り過飽和の固溶體で C の析出も Cementite の形成の機會もないが長時間焼戻或は成熟すると歪は除去されると。液體空氣に漬けたものは焼入と焼戻との中間に来るが、之は一旦液體空氣に冷すと歪を大いに受ける。後に室温に戻す事は加熱せらるゝ結果となり爲に歪が除去され焼戻とは異なるが Martensite にとつて安定して来るのである。

235°C にて増す磁化率は No. 6, No. 7 及 No. 10 は殆ど同様で最も大きく、No. 8 及 No. 9 は少く No. 11 は認め難い程度に少い。焼入の儘のものは常に少量の Martensite が残り之が安定な相に變らんとする傾向がある。之が 235°C で分解し之に起因して Cementite の或量が形成される。長時間焼戻後成熟したものは此變化が非常に少い事が注目される。

300°C にて減ずる磁化率は No. 8 が最大で No. 9 及 No. 11 之に次ぎ No. 6, No. 7 及 No. 10 は同様で最も少い。此變化は Martensite より C と α 鐵との結合に依る Cementite の形成に依るもので之が磁氣に關係なくなり従て磁化率は減少する。焼戻及液體空氣に漬けたものは此變化に影響が少いが長時間成熟は影響する。Martensite からの Cementite の形成は成熟したものよりも焼入の儘の方がより迅速で前者は 235~300°C 間よりも 300°C に保持する間に出来るが後者は 235~300°C 間に於て大部分形成される。

(Y)

鋼用の焼入液 (H. Scott, Trans. Ame. Soc. for Metals, Vol. 12, No. 7, 1934, P 577~604.) 文獻によれば赤熱せる金屬の表面を常溫迄冷却する過程を三段に區分する事が出来る。最高温度の階程に於ては金屬の周圍の液體が熱せられ、生じたる蒸氣の膜によつて

金屬の表面が包まれ其の爲に熱の移動が妨げられる。低い且明瞭な沸騰點を示す液體に殊の外此現象が顯著であつて例へば水の如きものであつて温度の高い水の場合殊に然りである。此の現象は小さな試料を濃硫酸中に焼入したり或種の油の中に焼入した様な場合には認められない。又之等の液體を適當に加熱しても此の如き現象を増進しない。此の階程に於ける重要な事柄は實際に當つて此現象を如何にして防ぐかに歸するものである。

表面を冷却する第二の階程は多くの液體中や水中に於ては其等の蒸氣の機械的移動により持ち去られ得る熱が大量にある故最も活潑に熱を移動せしむるものである。此階程に於て水は明かに無機化合物の水溶液及び濃硫酸に近い冷却能力を示す液體である。

第三階程に於ける冷却は對流によるのである。金屬の表面温度が液體の沸騰點以下にあるからである。液體の熱傳導率が此階程に於ける液體の作用の如何を決定するのである。液體中に於ける冷却に就ては此第三階程の對流による冷却の方が第一、第二階程の冷却に就てよりも多くの事柄が知られて居る。然し乍ら焼入に就ては此階程が他の階程に比し重要でない。

焼入液の選擇を論ずるに當り少くとも二種の鋼に就て見なければならぬ。一つは炭素鋼であるが之は表面以下を適當の深さに硬化する際に適當な硬さになり且歪が重要な問題でない場合に用ひられる。硬化の滲入の薄い事は歪を極小にし且鋼の組成が適當なものであるならば理論的に得らるる最高の冷却速度に近い速度で冷却すれば最上の結果が得られる。高壓の水の飛沫を注いで冷却する時は對稱の形狀のものは頗る良い結果となる。非對稱の形狀のものは攪拌せずして冷却し難い個所でも出来るだけ早く冷却する様な焼入液を必要とする。濃硫酸は今日迄に知られたものでは、此目的に最もよく副ふものであるが之を使用するに危険が伴ふので異論がある。食鹽水の方が水よりは良いが之は小さいものに對してのみ満足すべき結果を與へるものと思はれる。

他の種類の鋼はあらゆる断面のものを通じ焼入すれば歪を生ずる場合に用ひられるのである。大きくて云へば特殊鋼は 3/4" 丸以上の大きさのものである。特殊元素の量は大きさが大きい程多くする必要がある。焼入の爲に特に用意した油は此種の鋼に對しては全く満足すべきものである。何となれば之等は深く硬化するに必要な高温度に於ける迅速な冷却速度を與へるからである。

表面の温度が低くなれば焼入油は徐々に鋼を冷却する故、歪を減じ割れる危険が尠いと云ふ良好な性質を示す。更に金屬の温度が低くなれば之等の油の冷却能力は更に減少ししかも高温度に於ける冷却能力を減ずる事なく又油の温度が上昇しても第一階程に於ける冷却時間を増す事がない。油の冷却特性と物理的性質或は組成の間の關係は焼入油に對する規格を書き表はし得る程細部に亘つては居ない。

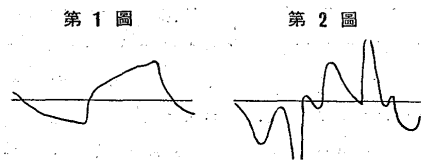
種々の液體の水溶液は油の代用品として提唱されたが之等は急に蒸氣膜を擴げるとか冷却力が油の如く表面の温度と共に急に落下しない様な點があつて満足な結果が得られない。

油焼入でも尙且歪を起し易い形狀のものでは冷却力が油と空氣の中間に位する様な焼入液が用ひられるが之は空中焼入の代りに用ひても著しく利點がある。石鹼の水溶液は高温度では正常の冷却力を持つが若し其の性質が他の點でも満足すべきものならば低い温度に於ける急冷却を避ける爲に焼入液から引出して空中冷却を行へば良好な結果が得られるものである。(岸 本)

7) 鐵及鋼の性質

破壊せずに行ふ材質検査法 (H. Isenburger: Aviation, 12, 1934, 389) 航空機及び航空發動機の材料の検査法は一般に同一材料の試験片の破壊試験で大體の物理的性質が決定されてゐる。然しながら完全に出来上つた製品の内部的缺陷に對しては特殊な検査法が行はなければならぬ。殊に航空機關係に使用されてゐる二三の検査法に就て述べてゐる。それで現在行はれてゐる方法は次の4種類であらう。

(1) 標準片と比較する磁氣分析法、(2) 金屬粉末の分布状況から觀察する磁氣分析法、(3) X線分析法、(4) γ 線分析法。先づ(1)は繼目なしの圓筒、棒等の如き型の小さいものに應用され、燒準状態のものが、焼入焼戻しの完全なものが、所謂熱處理の良否を外節より容易に知り得ると述べてゐる。第1圖は $Ni-Cr$ 鋼の所定の硬度(27~32 ロックウェルC)を示すものの磁氣曲線、第2圖は同一材料でやゝ硬度の低いものの磁氣曲線である。兩者とも顯微鏡寫眞



を掲げて其關係を明かに説明してゐる。

(2)は曲軸、接合棒等の内部検査に有效である。原理は金

屬面に散布された特殊金屬の粉末が内部の濃度等の相違で磁氣のために不規則な配列をなすに由るものである。磁氣分析法は鐵合金には應用出来るが非鐵合金に應用出来ないから(3)、(4)の方法に依らなければならぬ。勿論(3)、(4)の兩法は鐵合金にも使用可能で殊に内部的缺陷を見出すには非常に効果がある。(森 永)

鑄鐵の組織に及ぼすスラグの影響 (E. Diepschlag u. M. Michalke, Die Giesserei, 23. Nov. 1934) 鑄鐵の組織及び性質は熔解及び鑄造時の條件によるのであるが又配合銹鐵のある特質に左右される。この特質は普通の分析成分のみでは解決されてゐない。然し熔鑄爐操業で鑄滓と地金との間には絶えず反應が行はれて化學成分に大なる關係のあることは知られてゐる。従つてこの特質をやはり鑄滓の影響に歸して論じてゐるものが多い。こゝでも研究の基礎をこゝにおいてこれらの問題を明にした。10 K の銹鐵を弧光式電氣爐で熔解して色々の鑄滓を用ひ出来るだけ他の條件を同一にして試験したのである。配合銹鐵は印度銹、獨逸の赤鐵銹、ルクセンブルク鑄物銹又珪素を下げる目的で白銹を用ひた。熔解にあつては鑄滓が酸性のときも鹽基性のときも元素の消失及び増加を考慮して常に殆ど Si 2.5%、 C 3.5%、 Mn 0.7% と同一になるやうに努力した。鑄滓は珪酸、石灰、粘土の混合したものを用ひた、熔銹は砂の乾型に鑄込んで共晶及び共析點を測定した、二三のものは金型に鑄込んで白銹及び斑銹を鑄造したのである。各試料に就て黒鉛の大きさは普通の鑄鐵のそれより小さかつたが然し箇々の熔解の間には大なる相違の存在することを知つた。これを三つに分類すると次の如くなる。

1. 普通の黒鉛とパーライトからなる組織
2. フェライトの地と極く小さい黒鉛よりなるもの(共晶黒鉛)
3. 分解フェライトと大きな黒鉛からなるもの

元來銹鐵中の珪素及び炭素の量はその組織に關係がある。然るに珪素及び炭素は鑄滓に影響される従つて鑄鐵の組織と鑄滓の間には間接的に關係のあることは想像される。又熔解温度も組織に關係することは期待される。併しこれのみでは未だ上述の分類は明らかに

説明されない。鑄滓の SiO_2 , Al_2O_3 , CaO を夫々頂点とする三角形平衡図を作りこれと組織とを組合せるときは可成り明らかになつた(圖省略)。

即ち $CaO-Al_2O_3$ 側の鑄滓で SiO_2 の少い領域では(1)の組織がえられた。 SiO_2 が10%を越すと共晶黒鉛があらはれてきた。 $CaO-SiO_2$ 側鑄滓で CaO が高い部分では(2)の組織の發生の傾向が強い、 SiO_2 が高いと(3)の組織となつた。共晶温度は(1)が $1,150^\circ C$ 、(2)が $1,400^\circ C$ 、(3) $1,160^\circ C$ 附近で共析温度も大體これと相關的のものであつた。又(2)の場合に限つて過冷却の現象を認めた。

更らに金型に鑄込んだ白鉛を顯微鏡でみるとこれらの試料には大小様々の多数の非金属化合物の包含されてゐるのを認めた、が(1)及び(3)に多く(2)には少なかつた。即ち非金属化合物の少いものが過冷却をすることになる。多いものではこれらが結晶の核となり黒鉛の芽となる、黒鉛は過冷却を妨ぐ従つて大きな黒鉛の成生をうながすものと思はれる。此の包含物は熔解時に起る酸化鐵乃至は鑄石の不完全還元物が混入して鐵中の Si 又は Mn 等と酸化物を作つて鐵中に殘存するものである。故に注意して操業し鐵中に酸化物の混入を少くし更らに適當な鑄滓を作つて之等酸化物を除去すれば小さい黒鉛の鑄鐵をうることが出来る。ジーガーランドの小型鑄鐵爐で還元容易な鑄石を用ひ爐熱を低くし降下時間を長くして多量の鑄滓を用ひ細い組織の鑄鐵を吹いたことがある、鑄物でも同様の理論で色々の組織の鑄鐵を吹くことが出来る。

以上鑄鐵の組織と鑄滓の影響を述べたが鑄鐵の機械的性質も重大であるから附加へて見ると一般に分解フェライトを有し黒鉛の大きくてたものがその性質が一番劣る。普通の黒鉛とパーライト基地のものが最も優れてゐる。併し鑄滓を適當にして完全なる共晶黒鉛の鑄鐵を得たことは注目し得る。抗張力 28 kg/mm^2 、屈曲抗力 48 kg/mm^2 。B. H. N. 160 で加工が容易で軽い、高温で膨脹しない。かゝる鐵は従來金型で製作されてゐたが本實驗ではスラグの取扱ひ一つで砂型を用ひても作りうることを明にした。(鈴木)

大なる鑄造物に現れる白斑 (A. Le, Thomes La Fonte, Vol. 2 Jan. 1933, p. 254~259) 鑄物を鑄造した許りの時は何等異常を認めぬものでも使用中に激動を受けたりした際に白色の外皮が剝離した様な状態になつて破壊し破面を見れば白く輝いた部分や汚い部分が現れる事がある。此の如き缺陷の現れるのは鑄物の頭部に近く屈曲せる部分の内側に多い。之は不規則的に現れるのであつて時によつては引續き現れる場合もあり又一時影を潜める事もあり暫くして又姿を現はす事がある。此の様な譯であるから之が原因を突き止める事は頗る困難な仕事であるが著者は此の如き缺陷の現はれるのは次の條件によるものであると論じて居る。1) 彎曲部を持つた大なる鑄物を吹く際に鑄造温度の不必要に高過ぎた場合。2) 鑄鐵の組成があまりに Si 高く S の含有量多く、 Mn の量の少い場合。3) 鑄物砂の耐火度の不充分なる場合。の三つを主なる原因として擧げて居る。 MnS の量が多ければ MnS は鑄滓と黒鉛と共に鑄造物の表面に昇り易い。鑄滓や黒鉛の層が厚ければそれだけ冷却は遅くなる。 MnS と黒鉛は恐らく鑄滓並びに空氣中から來る酸素によつて次第に酸化せられるものと思はれる。此反應を起す際には熱を發生するのであつて此熱の爲に鹽基性である鑄滓の FeO 及び MnO と酸性である鑄物砂中の珪酸との間に反應が起り得る。之は素より最も温度の高い點で起るのであつて丁度彎曲部の内側などに起り易いのである。其故に此種の缺陷を防ぐには鋼屑を混入して Si の量を減じ Mn を加へて MnS の除去を容易ならしむればよいのである。

(岸本)

新合金“Cecolloy”. (Chamberburg Eng. Co. Metals and Alloys, Vol. 5, Sept. 1934, p. 467.) Chamberburg Engineering 會社で新しく作られた“Cecolloy.”と稱する合金は $Ni-Mo-Fe$ 合金であつて、生産額を増加し鍛鍊の費用を省く目的で試みられたものである。鐵床、架臺等の如く激しい振動を受くるものに鼠銑鐵の代りに用ひられ又鋼製品の如き強さと、耐磨耗性を要する部分に用ひられる。即ち鑄鐵と鋼の缺點を除いた様な合金である。

Cecolloy は微細なる均一な結晶組織を有し強さは $40,000 \sim 60,000 \text{ lbs/in}^2$ 、ブリネル硬度は爐中に如何様にも調整出来る故極めて好都合である。炭素量も $\pm 0.5\%$ 位の範圍で自由に加減し得る。

同會社では此合金で作し鍛造物、壓延物を多量に製作しつあるが成形ダイス、重量の大なる機械の架臺、蒸氣機關のシリンダー、水壓機のパルプ、粉碎機、攪拌機、化學工業用機械に用ひて極めて優秀な成績を示して居る。(岸本)

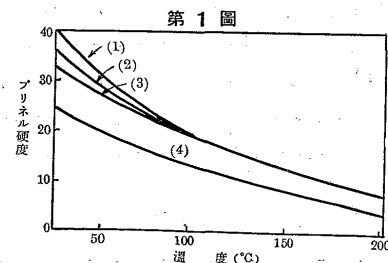
8) 非鐵金屬及合金

軸承合金としての $Cd-Ag-Cu$ 合金 (Athel F. Denham: Automotive Industries, 24, 1934, 640) 従來のパビッド合金に較べて高速度運轉、曲軸室の温度の上昇及び軸受荷重の増加等に耐へる様な軸承合金の研究が旺んに行はれてゐる。本文はかゝる目的として研究されつゝある軸受合金の一例であつて詳細な發表を避けてゐるが大體のことはわかる。 Ag を添加するのは次の様な効果があると説明してゐる。即ち添加された Ag が鑄造のとき多少酸化を防ぎ鑄物としての性質を改良することゝ熔解點は幾分高くなるが湯流れを良くすると述べてゐる。 Ag の添加が物理的性質を良くする様な組織にするもので數葉の顯微鏡寫眞を掲げて説明してゐる。 Cu を添加すると硬度を増加するが適量量の Cu を含むものに少量の Ag を添加すると合金の諸性質を増すものである。鑄造上から考へると $Pb-Cu$ 合金系の軸受合金より偏析現象が殆ど起らず組織が均一になる利點が擧げられる。第1圖は本系合金の高温に於ける硬度試験の結果を示し、(1)は鑄放しのみ、(2)は $230^\circ C$ に於て14時間焼鈍、(3)は $100^\circ C$ に於て18時間焼鈍、(4)は S. A. E. No. 11 軸受合金である。 $100^\circ C$ 以上の温度では鑄放しのものも焼鈍したものも硬度に變化のないことがわかる。凝固點は約 $327^\circ C$ で、凝固初めは Ag を含む Cd の固溶體が析出し、次に結晶粒界に Cu と Cd の共晶が生れる。此共晶組織が軟い地の中に散在して剛さを増すものである。

更に軸受試験機に依り従來のパビッド合金と本合金の比較試験を油壓と隙間を一定にして行ひ本合金の優秀なことを證明してゐる。

本合金の特徴を纏めるとパビッド合金より高温に耐へ裏金に鑄造することが容易であること、實際の使用温度に於て錫基の軸承合金より物理的性質がよく、銅基の軸承合金の如く曲軸を損傷しないこと、隙間はパビッド合金と同様な隙間で良いこと等の利點を述べてゐる。(森永)

ベアリングメタル中の錫の定量 (L. G. Bassett and L. F. Stumpf, Ind. Eng. Chem. Anal. Ed., 6 (1934), 477) ベアリングメタル中の Sn を定量するのに通常 HCl 性溶液に於て第一錫を



標準沃素溶液にて滴定するのであるが、著者は沃素溶液の代りに標準硫酸セリウム溶液を用ひて實驗した。此硫酸セリウム溶液は著者の實驗では3ヶ月放置しても尚ほ濃度が變化しなかつた。指示薬としては可溶性澱粉1gとKI10gを水100ccに溶解したものを5cc用ひた。相當量のSbが存在しても好結果を得た。Cu, Asの如き妨害を與へる元素が存在した場合にも尚ほ好結果を得た。次表はBureau of Standards ペアリングメタル No. 53 (10.94% Sn) 及び No. 54 (88.24% Sn) の分析結果である。

No. 53		No. 54	
採取量 (g)	實驗値 (%)	採取量 (g)	實驗値 (%)
1.0027	10.89	0.1904	88.23
1.0010	10.87	0.1017	88.58
1.0018	10.94	0.1927	88.06

尚ほ標準硫酸セリウム溶液は蔭酸曹達にて其の力價を定む。

(高塚)

共析合金の變態に就て (Von G. Wassermann: Zeits. für Metallk., 1934, B. 26, S 256) 共析合金は工業的重要な合金であり適當な熱處理に依つて、その性質を變ずる事が出来るのであつて、學問的にも非常に興味ある合金である事は既知の事實である。之等はこの合金が固體に於て變態を有してゐるに外ならぬ。この種の合金の状態圖は、V字型をなすのが特徴で、高温に於て固溶體をなすものが、緩慢な冷却に依り、二相を析出する。この際先づ濃度の變化なくして、變態を終らんとする能力を有する故、冷却速度如何に依つて、不安定な中間相が得られる理で、溫度降下速度と生ずる相の關係は相當複雑な問題であるが、最近に至り、之等の問題に關する研究が進み、特にアルミニウム青銅に屬する文獻は多い。このAl-Cu系のβ相は第1圖の如く、570°C以下では、α及びδの二相が存する譯で、之を急に冷却すると、不安定な、脆い、針狀組織を有するβ'相が得られ、之を350~570°Cで焼鈍するとαとδの安定組織になる。

この他に、彼は高温カメラを使用して、β₁なる他の中間相を見出した。之等の相と溫度範圍との組織的關係は第2圖に示す。

一般に共析合金の組織は、よく似てゐるもので、特にAl-Cu系とFe-Cは似てゐる。第4圖に4種の共析合金の結晶構造變化を示したのであるが、左矢は安定相、右矢は不安定な中間相の結晶構造を示す。此圖より、Fe-C系に於て高温での均一安定相、γは面心立方格子を有し、變態溫度以下での安定相αは體心立方格子であるが、

Cu-Al系、Cu-Sn系、Cu-Be系は丁度Fe-C系と逆である。不安定なる中間相は、Fe-C系のマルテンサイトは、體心正方晶型であるが、Cu-Al系には、CuとAlとが規則的に排列してゐる體心立方重格子を有するβ₁とβ'とがある。このβ'相に就いては、未だ判然としてゐないが、面心的原子配列に近い構造を有するもので、大日方氏の研究に依れば、六方晶型格子に屬する。このβ'はCu-Sn系のβ'と明かに同じ構造を有し、Cu-Sn系ではβ₁相の存在は知られてゐない。

Cu-Be系の中間相γ'は體心立方重格子で、安定なγ相と同じである事は奇異に感ぜらる。又Cu-Sn系に於てβからβ'の代りに出るγ'は六方晶型格子を有しAg-Zn系のφ相によく似た構造である。第3圖のAg-Zn系の状態圖より、この合金のβも廣義の共析合金に屬し、上記の合金のβ相は共析溫度でなくなるものであるが、この合金のβは、漸次なくなつて行くのであつて、その結果φ相はCu-Sn系のγ'相より幾分安定であり、之に依りCu-Be系のγとγ'とが同じ結晶型を有してゐるも安定度が異なる事が判る。

以上の外に著者は主として、Fe-C系及びCu-Al系の變態に於て、任意の中間相を得る爲の臨界冷却速度及び結晶學的考察を述べてゐる。

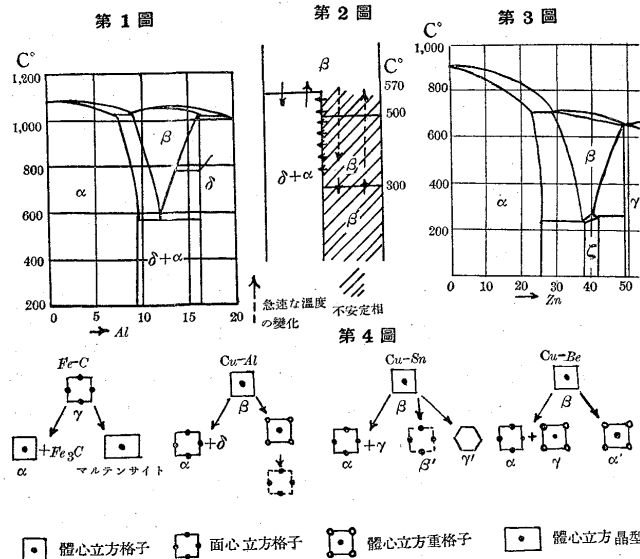
(T. T.)

鉛に富む軸受合金の特性及び用途 (E. T. Richards; Metal Industry, 1934, Decem. 7, 533) 市場にあるPbに富む軸受合金の標準組成は、鉛の外に、15% Sb, 5% Sn及び0~1.5% Cuであつてその他の種々の組成の軸受合金は上記の成分の幾分變つてゐるものに過ぎなくて、S 8~10%、Sbは時に20%を超える事もあるが、Sbが餘りに多いと、硬度が増加すると共に、脆性及び激動などに對して弱くなるので、Sb 18%以上になつては悪い。Snは經濟の許す限りで、幾分増加しても差支へない。Pbに富む軸受合金は、荷物運搬車の軸受、機關車及び一般機械の軸受として用ひらる。即ち、餘に大なる荷重及び速度を有しないもの、輕荷重と高速度を有するもの及び重荷重と小速度を有するものの軸受到用ひらる。

Pbの多い合金はSnの多いのよりも、實際仕事する際に、性質の變動が少ない。併し熱傳導がSnより悪いために、仕事をしてゐる時に、急に熱が増加するもの及び速かに熱を傳導し去る可き目的の軸受には悪いのであるが、注入溫度さへ注意すれば相當の効果を擧げる事が出来る。Pbに富む軸受合金に對する適當な注入溫度は英國では、750°Fでこの際、鑄型の豫熱溫度は400°Fである。米國では、鑄型の豫熱溫度が250~300°Fで、注入溫度は850°Fを主張してゐる人もある。要は合金が凝固する速さの如何によるもので、組織としては、硬い部分が出来ると多く、且それが小さく、柔かく、靱く、且又強い地の中に均一に分布してゐる事である。熔解に際しては、薄い木炭粉層で被ふ事もよいし、Znその他の不純物があれば、之等の酸化物を除去する爲、鹽化アンモニウムを入れて攪拌しながら、壓搾空氣又は水蒸氣を通じてやる事もよい。次表は、英、米、獨に於て用ひらるゝ鉛に富む軸受合金の組成である。

Pb % Sn % Sb %

(1) "Normal" white bearing metal.	71.0	5.0	24.0	
(2) American railway bearing metal.	73.5	8.0	18.5	
(3) Gliavor bearing metal.	76.5	8.0	14.0	1.5% Fe
(4) Colesco bearing metal.	77.0	8.0	14.0	1.0% Cu
(5) Tandem bearing metal.	77.7	5.9	16.8	
(6) "English" Magnolia.	80.0	5.0	15.0	
(7) Common Magnolia.	80.0	6.0	14.0	



- (8) Campbell's bearing metal I. 82.0 2.0 16.0
 (9) Campbell's bearing metal II. 82.0 8.3 8.3
 (10) Lake's metal for heavy loads. 87.0 6.0 7.0

上記の合金中、(1)はSbの量が多すぎる、この際Sbは多くとも16~17%位がよく、餘りにSbが多いと、Snは硬いSbと一緒にになり、地の組織に残るSnが少なくなり、SbとPbとより成る地になるため、軟かるべき地が脆くなって、軸受の目的を果さなくなる。(2)~(7)は軸受合金としては適當な組成である。(8)はSnが少なく、(9)~(10)はSbが少ない。

(T. T.)

9) 化學分析

稀有金屬元素の検出を基本定性分析系統に包含せしむる研究(第2報Ti, Vを第三屬分析系統に) (Lyman E. Porter, Ind. Eng. Chem. Anal. Ed., 6 (1934), 448) 第1報 (Ind. Eng. Chem. Anal. Ed., 6 (1934), 138) に引續き本報には第3屬に於けるTi, Vの検出について述べた。Tiの試料溶液は次の如くして作った。TiO₂をNaHSO₄にて熔融し此を水と酸にて抽出しSO₄を除去する爲めTiをNH₄OHに依てTi(OH)₄として沈澱せしめ濾過洗滌し此の沈澱をdil. HCl又はdil. HNO₃に溶解し適當量に稀釋し使用した。VはNa₃VO₄の水溶液を用ひた。

第2屬を分離した濾液を常法の如くNH₄Clを加へNH₄OHにてアルカリ性となしH₂Sを通ず。可溶性の(NH₄)₃VS₄の生成を防ぐ爲め濾過する前に少量のNH₄OHを更に加ふ。第3屬の沈澱を濾過したる後濾液を醋酸にて酸性となし煮沸してH₂Sを驅除す。此の際多少のVを含む褐色の沈澱を生ずるを以て此を濾過し第3屬の沈澱に合す。濾液は第4屬、第5屬の検出に用ふ。第3屬の沈澱を1N, HCl 50ccに浸漬しよく攪拌して3~5分間放置し濾過す。残渣はNiS, CoSを含む。濾液を半分位になるまで蒸發しH₂S及び酸の一部を驅除す。次に溶液を5N又は6N, NaOHにて中和し尙ほ過剰のNaOH 10ccと3% H₂O₂ 10ccを加ふ。此の場合Na₂O₂を用ひても可。溶液を5分以上煮沸し過剰のH₂O₂を分解しH₂TiO₃の沈澱を完全ならしむ。冷却後濾過し鐵屬とAl屬を分離す。

(A) 鐵屬に於けるTiの検出 鐵屬の沈澱はFe(OH)₃, H₂TiO₃, MnO₂を含み此をhot dil. HNO₃に溶解す。此の際必要あらばH₂O₂ 1~2滴を加ふ。過剰のH₂O₂は煮沸分解しなければならない。溶液を冷却後NH₄OHにて中和し微かに生じた水酸物はdil. HNO₃にて溶解す。此の溶液にBaCO₃を水に混じたものをBaCO₃

が過剰に存在するまで加へる。時々攪拌し乍ら3分間放置す。然る時は過剰のHNO₃はBaCO₃にて中和され溶液のpHはTi, Feが完全に沈澱しMnは溶液中に残る如き濃度になる(此の場合BaCO₃の代りに可溶性の鹽基を用ふるとMnが沈澱する故避けなければならない)。溶液を濾過し濾液についてMnの検出をなす。Ti, Fe及びBaCO₃を含む残渣をdil. HClに溶解しそれにNH₄Cl 1gを加へついでNH₄OHを加へTi, Feを沈澱せしめ濾過し可溶性のバリウム鹽を分離す。Ti, Feの沈澱をHClに溶解しFeをエーテルにて抽出す。此のエーテル抽出法の代りに次の方法を代用する事も出来る。即ち過剰のH₂O₂の存在に於ては、磷酸チタニウムは沈澱しない故上記のTi, Feの沈澱をdil. H₂SO₄に溶解し此にH₂O₂ 5cc Na₂HPO₄·12H₂O少量及過剰のNaOHを加へ沈澱せるFe(OH)₃, FePO₄を濾過し常法の如くFeの検出をなす。濾液はH₂SO₄にてやゝ酸性となす。此の際黄色乃至褐色を呈するのはTiの存在を示す故此れにNa₂SO₃の少量及びNa₂HPO₄·12H₂Oを加へ加温す。然る時はH₂O₂は還元せられTiはTiOHPO₄の白色沈澱を生ず。此の場合酸性が強過ぎて沈澱を生じない時はNaOHにて中和すればよい。

(B) Al屬に於けるVの検出 鐵屬を分離した上記の濾液はNa₂CrO₄, NaVO₃, NaAlO₂, Na₂ZnO₂を含む。此の濾液をdil. HNO₃にて丁度酸性となし尙ほ溶液50ccについてdil. HNO₃ 3cc宛加ふ。此に過剰のPb(NO₃)₂を加ふるとCrはPbCrO₄として沈澱す。濾過して其の沈澱についてHNO₃とH₂O₂にてCrの確定試験をなす。次に其の濾液にCH₃COONH₄ 1~2gを加へるとVがPb₃(VO₄)₂として完全に沈澱する。此のPb₃(VO₄)₂を濾過し完全に洗滌して可溶性の鉛鹽を除去する。然らざれば此の可溶性の鉛鹽がVの検出を妨げる。濾紙上のPb₃(VO₄)₂の上にdil. NH₄OH 3~4滴を注ぎ5ccの水で洗滌す。此の溶液にH₂Sを飽和させるとVが存在するとチオヴァナデン酸アンモン(NH₄)₃VS₄の赤色を呈す。扱てPb₃(VO₄)₂を濾過した濾液に3N, HCl 3~4ccを加へH₂Sを通じてPbをPbSとして沈澱する。此の沈澱を濾過し1N, HCl 5~10ccにて洗滌する。此はCH₃COONH₄の存在に依て多少生じたZnSを溶解する爲めである。此のPbSを濾過した濾液を煮沸してH₂Sを除去したる後NH₄OHを加へてAlをAl(OH)₃として分離し其の濾液にH₂Sを通じてZnを検出する。(高塚)