

元來此フェロマンガニーズ製造中スラグ其他に消失しつゝある滿俺の量は凡そ一〇%以上に相當するものにして冶金學者の研究を要する一要項なりとす。而して此内一〇%をルエカバーリー(恢復)せしめ得るに至らは年額三萬噸の滿俺を得る爲め結果七萬五千噸の輸送力を除き得るものならずや。(完)

タングステンの金屬論 (承前)

K
O
生

第二表は加熱せられたる溫度に於て、タングステン線固有の纖維組織より、粗粒組織に變化するに要せらるゝ最小時間、及線條の直徑の變化等を示す。之等の試験に要するタングステン線は、トリウム(thoria)を含有せざるなり。トリウム線 (thoriated wire) の粗粒組織に變化する爲めには、ゼルミナチーブ (Germinative) 溫度を供給するに非されは、往々にして一〇〇〇時又は一五〇〇時の長時間を要せらるることあり。此場合に於て、粗粒を形成せんには僅少の時間を以て可なり。第二表の示す所に依れば、ゼルミナチーブ溫度、又は夫以上の溫度を絶えず供給する時は、直徑〇、〇四吋なるタングステン線は、容易に粗粒を形成すへし、然るに同溫度に於て直徑〇、〇五吋又は夫以上なるタングステン線に於ては、粗粒形成に對して抵抗するか如く見ゆへし。ゼルミナチーブ溫度に於ける粗粒形成は、夫以上の溫度に於て行はるゝより、遙かに迅速に行はる、然れともゼルミナチーブ溫度に於て直徑〇、〇〇五吋(〇、一二七耗)以下のタングステン線と、夫以上なるものとの間に於て粗粒組織を形成するに要せらるゝ時間には著しき相異あるものなり。

直徑〇、〇〇五吋以下にしてトリウムを含有せざる最小タングステン線に於て、ゼルミナチーブ溫

度以上に急速に上昇せられ、而して同温度を持續せらるゝ時は粗粒組織は比較的少時間内に形成せらるゝなり。然れとも之等の線は、ゼルミナチーブ温度に於ては、其高温度に於けるものよりも、遙かに容易く粗粒を形成すへし。又ゼルミナチーブ温度範圍を通して、緩漫なる加熱を與ふる時は、高温度に於て滯留の伴はるゝ前記の急速加熱のゼルミナチーブ温度範圍に於けるものよりも、遙かに容易く粗粒組織を形成すへし。若し線の直徑約〇、〇〇五吋以上なるものに至りては、高温度に於て、滯留の伴はるゝゼルミナチーブ温度範圍を通して、緩漫なる加熱を與ふる時は、粗粒組織は最も平易なる方法に於て形成せらる。ゼルミナチーブ又は、夫以上の温度を維持せらるゝ時、直徑〇、〇〇五吋又は夫以上なる線に於ける粗粒組織は、約一時間を要せらる。是第二表に依りて知らるゝ所なり。然れとも之等の標本に於ける粗粒組織は、ゼルミナチーブ温度範圍を通して、線條を緩漫に加熱する時は數秒間にして産出するを得へし。

第二表

線の直徑 ミルス*	攝氏温度	粗粒組織變化に要する最 小時限	
		分	秒
三	三一〇〇	三	〇
三	二九〇〇	二	四五
三	二八〇〇	二	〇
三	二七〇〇	〇	四五
三	二六五〇	〇	三〇
三	二六〇〇	〇	七
三	二五五〇	〇	二〇
三	二五〇〇	〇	二〇
三	三一〇〇	二、以上	三〇
四	二九〇〇	三	〇
四	二八〇〇	三	〇
四	二七〇〇	三	四五
四	二六五〇	二	四五
四	二六〇〇	二	四五
四	二五五〇	一	四五
四	二五〇〇	一	〇
四	二九〇〇	一三	〇
五	二八〇〇	三〇、以上	〇
五	二七〇〇	三〇、以上	〇
五	二六五〇	二八、以上	〇
五	二六〇〇	四〇、以上	〇
五	二五五〇	六〇、以上	〇
五	二五〇〇	四〇、以上	〇
五	二九〇〇	三〇、以上	〇

*一ミルスは〇、〇〇一時なり

第四十五圖は是等の試験に於て産出せられたる細粒組織の模範的標本にして、第四十六圖は粗粒組織の模範的標本なり。
ゼルミナチーブ温度範圍を通して、漸次に加熱中、粗粒組織の變形は、尙ほ茲に商量を要す。ゼルミネーションのゼルミナチーブ温度範圍に於て、夫自身

を確説すへき時間を有せざる程、斯く急速に加熱せる効果は、既に商量せし所なり。假へは壓搾タングステン、スラグに於て、六分間の加熱點は或る過大の増加なくして最高温度に達すべく要せらるゝなり。併しスエーヅ、タングステン、ロッドの或者又は小ドローン線等は、粗粒組織の變形を打破する爲めに、ゼルミナチープ温度範圍を通して、十秒間以下加熱せざるへからず。加熱時の増加する時は、ゼルミナチープ温度は低下すへし。假へは若しタングステン線か、再結晶以上の温度にまで電流に依りて加熱せられ、而して不定限時間之を保持せらるゝ時は、上記論述の理由を以て、茲に粗粒は形成せらるへし。併し若しタングステン線か少時間再結晶温度以上數百度を保持せらるゝ時は、尙ほ少時限にして粗粒組織を産出すへし。若しタングステン、ロッドか再結晶温度以上に加熱せらるれば、細粒は最初に形成せらる。彼等は常規の粒増加として大粒に變化すへし。然れともゼルミネーションに依るに非ざれば小粒として殘留すへし。

再結晶温度は時間の作用なり、此故に再結晶温度の上に或範圍まで關係するゼルミナチープ温度は又時間の作用なりとす。吾人か若し冷却工作の銅の一片を取りて、之を攝氏一〇〇〇度迄加熱し、而して再び氣温に冷却する時は、全時限に百萬秒を要して、併かも線の組織は實質的に變化せらるゝことなし、又其組織は氣温に於て變化せられざることを知るなり。換言すれば攝氏温度二五〇度に於て、若し充分なる時間か與へらるれば、冷却工作銅は再結晶せらるへし。七五〇度より高温度に於ては百萬秒に於ても再結晶せられざるなり。此特性の試験はタングステン線に於て處理せられたるなり。此線は其溶解點近くの温度迄フラッシュ(Flash)せられ、而して其組織又は性質に顯然たる變化することなく氣温に迄急激に冷却せらるゝものなり。變形粒の再結晶は一定時間に惹起す、若し比較的低温度なれば、時間は長し。

纖維タングステン線か適當なる電流に依りて急速の度を以て熱せらるゝ時は、併しゼルミナチー

ブ温度法則か滅却せらるゝ程急速ならずセラミナチーブ粒は加熱度に根據する或温度に於て形成せらるへし。是等のゼルミナチーブ粒は、相互に結合せる小粒より、遙かに急速にホット又は冷却なる双方の小粒を吸収するに適す。是等の條件か成功せる時に於て、粗粒組織は生せらるへし。温度を漸次に上昇することは大なるゼルミナント粒か小粒を吸収するに利便の爲めなり。粒増加に際してゼルミナント粒と小粒との間に競争を生ず。此競争はゼルミネーションの始めに當り、其危機の期間にあるなり。ゼルミナント粒か一度小粒の平均大より、より大なる形状となりたる後、小粒は粒増加範圍に於ては、何れの温度を以てするも容易に吸収せらるゝものなり。

ゼルミナチーブ温度條件の他の標本は第四十七圖に示せり、そは電氣の白熱燈に於けるタングステン纖維を支持するに用ゐらるゝモリブデン鈎の檢鏡圖なり。此鈎はラムブに裝置せられし時は纖維條件にありたり。之は其支持せらるゝタングステン纖維の熱よりラムブに於て熱せらる、而して環(Loop)の底部に於ける一點に於て接觸せらる。そはコイルせられたるタングステン纖維より、傳導及放射に依りて熱を受く。此線に於て二つの方向に於て温度の階級あるへし、即ち一は軸にして、他の一は放射に於てなり。此兩温度階級の結合に於ては、第四十七圖に表はるゝ如き組織を生ず。之タングステン線とモリブデン鈎との間の接觸點に於て知らるゝ所なり、而して後者は細粒なり。此點に於ける温度はゼルミナチーブ温度以上なり。鈎と纖維との接觸點より、遙かに隔れる點に於ては細粒の始めより粗粒の終りに至りて大なる等差あり。第四十七圖に於ける最右方なる再結晶と非結晶との部分間の接觸に於けるモリブデン鈎は甚だ脆し、再結晶及非結晶部分に於ては全く柔軟なり。

十、タングステンの粒形に於て時間と温度との效果

事實三種の異なるタングステン金屬より作られたる直径〇・〇七五吋なるスエーヅ、タングステンロッドに於て、試験を施行せられたり。此標本の二種はトリウム〇・七五%を含有し、他の一種はトリウ

ムを含有せざるなり。此試験の結果は第三表に於て表示せらる。
 此表は正則ならざる時間に於て、粒形の増加を表はす。然れとも之異なる標本に於て、豫期せらる如く正則なるものなり。此試験に於て加熱中ゼルミナント粒の變形に就ては、著者の認知し能はさりし程斯く迅速なりしものなり。第三表に指示せられたる結果の或者は加熱中、ゼルミナチープ温度條件に原因すべく最後に至りて發見せられたり。

表 三 第

金屬の種類	攝氏温度	露出時間			一平方ミリメートルに付粒	金屬の種類	攝氏温度	露出時間			一平方ミリメートルに付粒
		時	分	秒				時	分	秒	
(A)トリウム $\frac{3}{4}$ %	二五〇〇	〇	〇	〇	三四〇〇	(C)トリウム無	三〇〇〇	〇	〇	〇	九〇〇
同	同	〇	〇	〇	二七〇〇	同	同	二〇	〇	〇	一五〇〇
同	同	〇	〇	〇	二七〇〇	同	同	〇	〇	〇	一一〇〇
同	同	〇	〇	〇	二二〇〇	同	同	〇	〇	〇	九〇〇
同	三〇〇〇	〇	〇	〇	三〇〇〇	(P)トリウム $\frac{3}{4}$ %	二五〇〇	〇	〇	〇	二〇〇〇
同	同	〇	〇	〇	二二〇〇	同	同	二〇	〇	〇	二二〇〇
同	同	〇	〇	〇	二二〇〇	同	同	〇	〇	〇	一七〇〇
同	同	〇	〇	〇	一八〇〇	同	同	〇	〇	〇	一一〇〇
同	同	〇	〇	〇	二五〇〇	同	同	〇	〇	〇	二一〇〇
同	同	〇	〇	〇	二二〇〇	同	同	〇	〇	〇	一七〇〇
同	同	〇	〇	〇	二二〇〇	同	同	〇	〇	〇	二二〇〇
同	同	〇	〇	〇	二二〇〇	同	同	〇	〇	〇	二二〇〇
(C)トリウム無	二五〇〇	〇	〇	〇	二二〇〇	同	同	〇	〇	〇	二二〇〇
同	同	〇	〇	〇	一九〇〇	同	同	〇	〇	〇	一九〇〇
同	同	〇	〇	〇	二二〇〇	同	同	〇	〇	〇	一九〇〇
同	同	〇	〇	〇	二二〇〇	同	同	〇	〇	〇	一九〇〇
同	同	〇	〇	〇	二二〇〇	同	同	〇	〇	〇	二〇〇〇
同	同	〇	〇	〇	二八〇〇	同	同	〇	〇	〇	二〇〇〇
同	同	〇	〇	〇	一〇〇〇	同	同	〇	〇	〇	一九〇〇
同	同	〇	〇	〇	一六〇〇	同	同	〇	〇	〇	一七〇〇

第三表に於て得たる結果より到着せる結論は次の如し。

- 1、再結晶は攝氏温度二五〇〇度又は夫以上に於て、三十秒以内に完了せらる。粒増加はゼルミナチープ温度現象より離れて三十秒の終りに於て近似の平均粒形を確立せり。尙ほ九時四十五分間

加熱する時は粒形は唯輕少に増加す。

2、トリウムを含有せるタングステン、ロッドは、一定時の期間に於て攝氏溫度二五〇〇度より三〇〇〇度の間に於て粒形の差異は甚た輕少なり。

3、トリウムを含有せざるタングステンに於て、攝氏溫度二五〇〇度及三〇〇〇度との間に於て與へられたる時間に對し粒形の差異は甚た顯著なり。

タングステン、インゴットは、シンター中、與へられたる溫度に於て數分間に於て又近似の平均粒形を得るなり。之はシンターに就き高溫度(攝氏三二〇〇度)に於て眞に特別なることなり、然るに若しシンターか低溫度に於て行はるれば、近似の平均粒形を産出するに長時間を要するなり。

十一、使用後のタングステン織條に於ける組織と性質

タングステン白熱電燈はラムプか定額の電壓に於て用ゐらるゝ時、織條の溫度はタングステンの再結晶溫度以上なる程、凡へて斯く意匠せらるゝなり。織條の加熱に關して長時間商量せらるゝ時、是特に事實なるを知る。操業以後ラムプ織條の溫度は、タングステンの粒増加部位にあり、(再結晶溫度以上、熔解點以下)然る後此粒増加範圍に於ける加熱時は長し往々にして一五〇〇時を超過す、織條の組織はラムプの生涯を通して變化すへし、暫時燃焼後なるトリウム含有のタングステン線は、第四十八圖に示す所と同様なる組織を有す。此粒は垂直の方面に於けるより、工作の方向に於て長さことに注意せらるへし。第四十九圖は燃え盡したる後の四〇ワット(WATT)なるタングステン織條の檢鏡圖なり。此織條はトリウムを含有す。是に於て粒はラムプの生涯中、大に伸長せられたることに注意せらるべし。是等の粒は變形性の關與せらるゝを以て平均粒を現はす。縦の方向に於ける増加は軸の方向に於けるものより遙かに急速なり。粒組成の此標式に於て起因する事項は既に研究せられたり、而して次の結論に到着せり、即ち

工作前に當りタンゲステン、インゴットに於て存在する圓狀トリウム小球は、操業中延長せらる然れとも之等のものは金屬粒に於けるか如く左のみ多くは延長せざるなり。ドローン、タンゲステン線は工作の指示に依りて延長せられたるタンゲステンの金屬纖維より成立す、而して非金屬纖維又はトリウムの小形ロッドは、金屬タンゲステン纖維と相似なるものなるへし。此線か其再結晶温度以上に加熱せられたる時其金屬纖維は甚た微小なる再結晶粒に變化すへし、然れとも若しトリウム、ロッドは彼等か全く變化する時は唯球の列に破る、各列は夫より形成せられたるトリウム、ロッドに於けるか如く同じく一般の位置を占有す。譬へトリウムか球に迄破るゝと雖とも、頗る時間を要するなり。タンゲステンの金屬か甚た小なる再結晶粒に迄破れたる後、之等は相互に結合し、其小部分は大粒を形成すへし。粒増加は時間及温度と一致して位置を占め、而して粒増加に抵抗すへし。粒増加の抵抗は軸の方向に於けるものは縦の方向に於けるものより遙かに大なり。軸の方向に於てトリウム、ロッド又はトリウムの球列は粒増加の抵抗に對して縦の方向に於けるより比較的多く表面に現はるゝなり、如何となればトリウム、ロッドの側面は放射の粒増加に迄抵抗を企つへし。併し唯トリウム、ロッドの末端は縦の方向に於て粒増加に抵抗を企つるなり。計算に依りて之を示さん。即ちトリウムの正に出現せる軸の方向に於ける粒増加の抵抗は縦の方向に於けるものより五十倍以上なるへし。

タンゲステン纖維に於て縦の粒の敢て爲せる變形に關しては後章に於て知らるへし。之は粒か正しく再結晶せられたるものに比して遙かに粗澁に作らるゝなり。第五十圖は燒盡後なる古式壓搾タンゲステン纖維の一なる檢鏡圖なり。此線に於ける粒は再結晶せられたることに注意せらるへし。是普通温度に於てタンゲステンを甚しく脆弱ならしむる組織なり、然るに第四十九圖に示されたる組織は氣温に於てタンゲステンを粗澁になすものなり。此理由は後章に至りて論せらるへし。

タンゲステン纖維は複雑せる長時間に亘りて使用せられたる後は、其組織に大なる變化ある標式

62
を來すものなり。第四十九圖は此標式的標本なり。

トリウム含有タンゲステンと、トリウムを含有せざるタンゲステンとの間の粒増加の抵抗に於ける差異は第五十一圖及第五十二圖を參照して知らるへし。第五十一圖はトリウムを〇・七五%含有し第五十二圖はトリウムを含有せざるなり。兩線共に攝氏二八〇〇度に近き溫度に於て十分間熱せられたるものなり。是等の檢鏡圖は線の自然の表面を示せるものなり。粒の境界材料は、結晶材料より遙かに急速に發散す、故に粒境は腐蝕なしと見らるゝを得へし。

タンゲステンか纖維として用ゐらるゝ時に當り甚しき粗粒を發露せば、そは細粒の組成せられたる時より高溫度に於て遙かに強硬の性質を有す。此線は攝氏溫度二八〇〇度に熱せらるゝとも其重量は下らざるなり。然れとも纖維か若し細粒となりたる時は其重量は著しく低下するものなり。是に於て粗粒組織を産出するに危険あり、そは若し二粒間の境界線か纖維の横斷面を其軸迄平面に接近して垂直に鋭く切斷する時は纖維の一部分は其軸迄垂直の方向に轉換せらるへし。斯くてオフセツティング (offsetting) として知らるゝ現象を起す。吾人は今二個のタンゲステン粒間の境に於て非晶形タンゲステンの薄膜の存在せるを知るなり、(之非晶形理論の有效を示す) 而して此非晶形薄膜はラムプ纖維として用ゐられたる溫度に於ては多少流動し、且機械學的に於て軟弱なるものなり。畢竟之は細粒タンゲステン線は高溫度に於て粗粒タンゲステン線より軟弱なるを以てなり。又之は線の全横斷面を横切れる粒境に於てオフセツティングか位置を占有せる理由に依るなり。

粗粒及眞のナン、オフセツティングなる兩方のタンゲステン線を形成するは可能事なりとす。第五十三圖は粗粒及ナン、オフセツティングの兩方なるタンゲステン纖維の檢鏡圖なり。是等の粒か線の軸に平行せる方向に於て甚た長きこと及オフセツティングは位置を占むるに反し、粒境は線の直徑を横きりて位置を擴張せざることを等に注意せらるへし。

十二、タングステンの鍛接性

タングステン微片の鍛接に關しては甚た高温度の工作によりて多くの試験を施行せられたり。然れども此企圖に於ては成功せるものなし。タングステンの微片が工作せらるゝ爲めには、眞に無氣孔ならざるへからず、即ち個々の微片は之を要用なるものなるか又は少くとも無害なる水素又は他の瓦斯の氣壓に於てタングステンの溶解點に近き温度に依り豫め鍛接せられざるへからず。

スエーヅ、タングステン、ロッドは往々にしてスエーヅング操業中スピルト(spilt)することあり。此スピルトせる部分を高温度の工作に依りて鍛接試験を施行せり。其有效温度は攝氏一七〇〇度より一八〇〇度迄なり。此方法に於てタングステンは鍛接の可能なるを發見せられたり。タングステンは又溶解に近き温度に於て電氣を以て鍛接せられ能ふものなり。

十三、タングステンの研磨、裝備、腐蝕等の注意

タングステンは之を研磨(polishing)するに容易ならざる金屬なり。鐵丹(rouge)を超越せるトリポリ土石(tripoli)に代用せらるゝ礬土(alumina)を細末にしたる礬粉を用ゆる時は、其擦耗作用に抵抗せらるゝなり。

タングステンの小片に於て之を裝備(mounting)するに當り、或品質なき時は取扱上不便なる程細小なるものに至りては、白鑄鐵は最も卓越せる材料として用ゐらるゝなり。裝備せらるゝべきタングステンの片は、型の中に置かる、而して溶解せる鑄鐵を其周圍に注かるゝなり。白鑄鐵とタングステンは、始んと同一硬度を有す、是研磨中タングステんに平なる表面を生ずるを以てなり。細小タングステン線を裝備し又は研磨するに當り、往々甚た困難なる事あり。然れども直径〇、〇〇一吋以下なる線に於ては成功せる方法に依りて竣成せらるゝなり。其一方方法は次の如し、普通柔軟鐵の3/8吋(九、五耗)なるパイプキャップ(pipe cap)は外側の閉されたる端と平面にせらる。此時外側の平面に一平面を平行せし

むる爲め内側に孔を穿たる。パイプ、キャップの内側に於て圓被蓋の玻璃を備ふ、之に研磨せらるべき數個の小タングステン線を装置するなり。他の被蓋の玻璃は之等の線の頂上に備へらる。其後パイプ、キャップを開き、粉末玻璃を以て之を充たさるゝなり。然る後之を爐に入れ直立の位置に装置して、攝氏八〇〇度より九〇〇度の温度に於て約五分間熱せらる。多くの試験の結果、此温度はタングステン線の組織に何等影響なきを發見せられたり。此時在中物を有せるパイプ、キャップは爐より移され、而して玻璃はパイプ、キャップ中に確かと壓迫せられて凝固せり。是に於て靜かに之を冷却せしむ。パイプ、キャップの端に於ける金屬部は、旋盤(Lathe)を止め而して玻璃は露出せらる。タングステンの標本を含有せる此玻璃はタングステン線か露出せらるゝ迄、普通の方法に於て研磨せらる、而して研磨は普通の方法に依りて完結せらるゝなり。

沸騰せる水素過酸化物はタングステン製作物の主要なる腐蝕劑として用ゐらる。又タングステンを腐蝕せんにはソヂウム水酸化物溶液を用ゐて電氣分解を施行せらるゝ時は好結果を奏するものなり。

十四、纖維タングステンは何故柔軟なるか

此問題は愈工作せらるれば、愈生する疑問なり。纖維タングステンの柔軟なる事實は、十年來の宿題たりき。結局冶金學界より豫言せられさることゝはなりぬ。併し説明は漸次進境し、最近研究の結果に依れば、冶金學上新法則とも稱すべきものにして、又凡へて他の金屬にも關係を有するものなり。此説明を下すに當り非晶形の理論を有効に思考せらるゝなり。説明は單に非晶形論又は他の理論本位に依らずして試験的に確定せられたる事實に根據せるものなり。併し之等の研究は事實非晶形論を確固たるものたらしむるものなり。

結晶タングステンは氣温に於て、多少伸長し得へく且柔軟なり、即ち若しタングステンの單粒か遊

離せらるれば、是破裂 (rupture) 前冷却にて聊か變形せらるへし。此冷却變形はタングステン粒をして變形硬固たらしむるなり、而して是脆弱にして普通の柔軟金屬に於ける動作に類似せり。結晶タングステンは又氣温以上にて變形せらるへし。之は變形を産出せらるゝ高温度に於て脆弱なることなく、却て永久變形の特性なり。

非晶形タングステンは氣温に於て甚た脆し。是は高温度に於て破裂することなく變形せらるへし。タングステンは氣温に於て不柔且不伸なる小再結晶粒より組成せらる、之は高められたる温度に於ては、伸長し且つ柔軟なるへし。氣温に於ける斷口は粒境にて破裂の廣く位置を占むるを示す。粒は往々斷口線に沿ひて二つに破裂せる所にて相會す、然れども是粒境に沿ひて破裂するより、普通高き抵抗を生せしむるなり。細粒タングステンは高温度に於て適當なる條件(既に概説せし如く)の下に變形せらるゝなり。

纖維タングステンの冷却にて柔軟なる理由は、次の如く簡單に之を説明すへし。即ち、再結晶粒の組成せられたるタングステンは氣温に於て脆し、如何となれば粒境に於て脆き非結晶状態は裝填 (load) の充分變形するに先ちて破裂せられ、而して柔軟結晶状態の適應せらるゝを以てなり。此構造を有するタングステンは結晶材料の存在すと雖とも脆し、而して氣温に於ては纖維タングステンの結晶部より遙かに多く永久變形の特性あり。纖維タングステンは氣温に於て柔軟なり、其纖維は固有の條件の下に産出せられたるものと假定して、夫にも係らず、再結晶タングステンより遙かに多くの非晶形を含有す。變形粒は彼等を通して位置を占むるに當り破裂か敢てせらるゝ程斯く大なり、彼等に沿ひて抵抗を破るへく斯る方法に於て粒境は工作配置せられ爲に偏曲なる粒となるを以て、是柔軟なるものとなす。是等の粒は通例氣温以上に於て變形せらるへし、尙ほ氣温に於て變形せらるへき能力を有す。且つ破裂は彼等を變形せしむる事なくして位置を占むること能はざるなり、故に此金屬は柔軟

66 なりと斷定せらるゝなり。一定溫度に於て金屬の變形性及ひ低溫度に於て柔軟性の増加等は後章に

於て論述せらるへし。

タングステンに於て非結晶面に沿へる破裂は變形タングステン粒に於ける非結晶スリップ(slip)面に沿へるものより遙かに多く粒境に沿へることは余の屢觀測せる所なり。變形粒に於て非結晶形スリップ面に沿へる破裂の徑路は彼等自身か粒境に沿へる破裂の徑路よりサブミクロスコピック(submicroscopic)の複雑なるインターメッシング(intermeshings)か往々にして甚た混雜ならしむるものなり。茲に説明せらるゝ所のものは、吾人は事實として承認せられざるへからず。そは金屬の非結晶状態か甚た脆くなりたる時、其斷口は粒境に進めるなり。此條件は氣温に於けるタングステンに行はれ、普通の柔軟金屬に於ては然らず。

纖維タングステン線は柔軟なりと雖ともスエーディング、ダイの活動の如く其變形の壓迫か其周圍の凡へての點に同時に適用せらるゝ時に於てのみ伸長し得らるゝなり。是等の線の一か鐵砧上に置かれ而して鎚を以て打撃せらるゝ時は多數の線に分裂すへし、是即ち變形粒の相互に分離するものなり。

蓋しタングステンに於て非結晶粒境に沿ひて破裂する重なる原因の一は、彼等自身か粒を通すへき選擇に於て、非晶形と結晶形との間に於ける膨脹率に差異あるを以てなり。玻璃及完全なる非結晶物質は不同なる加熱又は冷却することに依りて龜裂を生ず、此龜裂は片の異なる部分の膨脹又は收縮度の差異ある結果なり。吾人か若し非結晶タングステンの薄皮に依りて圍まれたる結晶粒より作られたる細粒タングステンに就て考ふる時は、是等二個の状態は熱の膨脹率に差異を有すへし。是等の差異は高溫度に於ては非結晶状態の粘性の爲めに容易く之を調和せらる。然れとも低溫度に於ては非結晶及結晶状態は甚だ強直なるものなり。畢竟是は結晶及非結晶又は双方に對して冷却中、不同

の收縮を又加熱中、不同の膨脹の變形を取てするに依るものなるへし、低溫度に於て是等の變形か何故に非結晶狀態に依りて重に占有せらるゝかは、茲に數多の理由あるなり。非結晶狀態は唯一のコンテニユーターイ(Continuity)を有す。結晶狀態は眞に何等も相互に接觸する所なき粒より成立す。組成に於けるコンテニユーターイは非結晶狀態に依るなり。非結晶と結晶狀態との間に於ける膨脹の差異は指定の差異に依るにあらずして、非結晶狀態に影響せるものなり。此方法に依りて、若し内部の變形か粒境に沿ひて發達せらるれば、外部の裝填は、遊離せる非結晶狀態の凝集力に於ける眞の測定に依りて表示せらるゝものより、尙ほ小に且つ破裂を生すべく要せらるゝなり。

是等の現象に關して吾人は次の四個の標式を有せる直徑〇・〇〇七吋(〇・一八耗)なるタングステン線に就きて其の特性を考究すへし。

1. 單粒より組成せる線の全體。結晶タングステンは多少伸長し易きものなれば氣溫に於て柔軟なり、斯る線は冷却にて變形せらるへし。冷却變形はタングステンをして變形硬固たらしむ、而して後より脆弱たるものとなるなり、尙ほ之を繼續する時は其脆弱なるか爲めに之をして破損するに至るへし。結晶タングステンの永久變形はスリップ面に於て非結晶タングステンを産出するなり。硬固と脆弱とは非結晶金屬より生せらるへし。

2. 小再結晶粒より組成せらるゝタングステン線。斯るタングステン線は氣溫に於て脆く且つ碎け易し。之は破るゝことなくして屈曲せられ能はさるなり(其彈力限界にて位置を占むる屈曲を除外例として)。破損は粒境に沿ひて大いに位置を占むるなり。是等の粒境は脆き非結晶條件に於てタングステンの薄き皮膜より成立す。非結晶狀態は氣溫に於て結晶狀態より遙かに大なる粘着性を有す、然れとも非結晶狀態と結晶狀態との間に於ける膨脹率の差異あるを以て、内部の大なる壓力の下にあるものなり。

3、纖維組織を有せるタングステン線。此特別なる組織の心的寫眞を實現せん爲めに茲に1 $\frac{1}{4}$ 吋(六、三五耗)平方にして一平方耗に付三八〇〇粒を含有せし者より作られたる線のインゴットに就て想像すへし。粒は再結晶溫度以下に於て工作の始めより進行的に伸長せらるゝ程、斯様に工作せらるへし。線の直徑〇、〇〇七吋なる時に當り粒は約一吋平均の長さに、且つ纖維は平均直徑〇、〇〇〇二吋に變化すへし。與へられたる金屬纖維の末端は、其接觸に於ける他纖維の末端とは通例接近せられざるなり。斯る組織を有するタングステン線は冷却にて柔軟なり。是冷却に於て伸長せられ屈曲せられ、又はコイル(coil)せられ能ふものなり。此線は脆弱なる細粒標本より遙かに多くの非結晶タングステンを含有すへし。之は冷却にて柔軟なり。如何となれば此金屬は粒境に於て非結晶面に沿ひて破るへき傾向を有す、而して之等に沿へる破裂の徑路は其結晶材料を通して位置を占むべく敢てせる程、斯く大なるへし。譬へ變形の硬固たるに先ち結晶材料の如く斯く伸長し易く且つ柔軟ならずと雖とも、尙ほ氣溫に於ては或範圍迄伸長及柔軟の性質を有するを以てなり。故に之を通ずる破損は破裂か位置を占むるに先ち變形の或る結果を起さるへからず、斯くして柔軟の性質を生せしむるものなり。

4、變形に硬固せざる伸長粒より成立せる線。斯る組織はトリウム含有のタングステン又は他の非金屬物質の長さ加熱より結果せらるゝ所のものなり。粒の排列は粒境に沿ひて破裂の爲めに長さ徑路を生ず。故に其金屬が破裂前に於て再結晶粒より組成せらるゝ時に比して遙かに大なる裝填を適用せらるへし。之は伸長粒の組織を有するタングステンを強硬ならしめ又再結晶組織より遙かに多く粗澁ならしむるものなり。斯る線は往々にして氣溫にてすら輕少の柔軟性を有するものなり。白熱電燈纖維は屢是等の伸長粒組織を有す、而して甚だ粗澁なる結果を生せしむるものなり。斯くして氣溫に於けるタングステンの柔軟性は、非結晶タングステンの分量に依らずして唯其排列に依るものなることを知るなり。タングステン、インゴットの抗張力か一時平方に付約一八、〇〇〇封度なるもの

は既に説述せられたる所なり。直徑〇・〇〇七吋なる纖維組織を有するタングステン線は一平方吋に付約三四〇・〇〇封度の抗張力を有すへし。ドロイン。タングステン線の眞の粘着性は再結晶インゴットより大なり。各の場合に於て定量せられたる粘着性は異なる性質を有せる二個の分離せる材料として物質的に思考せられたる所より作られたる組織なり。然れども再結晶インゴットの場合に於て内部の弱き變形は優勢を占め而して纖維線の場合に於ては彼等は除外せらるゝなり。

再結晶と纖維タングステンに於ける結晶と非結晶状態の活動の例として茲に結晶タングステンに類似せる鐵粒より作られたる組織に關して考察せん。此粒は粒を圍繞せる非結晶タングステン、セメントに類似せる玻璃の甚だ薄き皮膜と共に限界せられたり。最初の例に於て再結晶に、且つ不變形なる鐵粒に關しては再結晶タングステンと類似せるものと考察せらるゝなり。此組織は脆き玻璃質セメント性と假定せらるゝなり。若し鐵粒か遊離せらるれば伸長し得らるれども、若し全組織か鎚打せらるゝ時は是れ屑片として飛散すへし、而して若し張力に於て破るれば破れたる裝填は鐵粒に於ける一定記號の永久變形を敢行し能はざる程、小なるものなり。此組織は脆弱なるへし。然れ共若し組織か鐵及玻璃の双方に於て其工作上、適當なる溫度に於て赤熱に熱せられ、而して鎚打又は壓延に依る時は重要なる變形は遂行せらるゝ者なり。斯る組織はタングステン纖維の廣さと比較せらるゝ變形鐵粒の廣さにまて、ホット間、ロール又はドロインせられ能ふ者なりと考察せらるゝなり。鐵粒を圍繞する玻璃薄層は依然として殘留すへし。金屬の眞の工作に於て粒を圍繞する非結晶の薄層は機械工作に依て厚くせしめらるゝは正に然るへきことなりとす。更に此變化の結果に於て鐵粒は冷却にて或る柔軟性を有する者と考察せらるゝなり。冷却柔軟性の鑑識せられし時、玻璃の薄層は指定の位置より長からざるを發見せらる、而して破裂の徑路は彼等自身か變形せる鐵粒を通して大に敢行せらるゝなり。斯く表示せるものと同様量を有せる玻璃は、氣温に於て柔軟なるへし。之は完全なる類似

70 質を製作するに甚だ難し、如何となれば、玻璃は非結晶タングステンの如き類似性を有せず、又鐵は結晶タングステンの如き類似性を有せされはなり、且つ玻璃は變形中、鐵粒内に産出せられされはなり。タングステンに於ける斷口は粒境に沿ひて位置を占むべく注意せらるゝことは、第五十五圖に於て決定的に示されたり。此斷口は粗粒の例に屬するものなり。第五十五圖に於ける龜裂境界線の一はタングステン、インゴットの表面迄擴張せり、而して更に龜裂せり。粒境線の稍刻み目ある一部に於て斷口は粒境に於けるより却て結晶材料の部分を通して位置を占めたり。他の龜裂せる境界はタングステン、インゴットの細粒部分に接近す、是に於て龜裂は遽裂を以て終れり。是れ龜裂の抵抗は細粒金屬の粒境の周圍より寧ろ正しき粒境に沿ひて遙かに輕少なることを示せり。第五十六圖は龜裂か刻み目ある粒境線に従ふべき撰擇を以て、結晶部分を飛び越せる狀を示すものなり。第五十七圖は細粒地帯なる二個の大粒か交切せる粒境線に於て、龜裂の終點を示せり、而して第五十八圖は細粒地帯の斷口か一般の粒境線に従ふ狀を示す。前編第十二月號、第五五頁、第四十二圖に於てそこに二三の龜裂あり、而して是等は明かに粒境に従ふ狀を示すものなり。

此の破裂は第五十四圖に於て知らるゝ如く、纖維タングステンか變形粒の境に沿ひて位置を占むるを注意せらるへし。其の斷口は是等の粒境に沿ひて全く位置を占めざるなり、變形粒又は變形纖維を通して破裂の抵抗は、變形粒境に沿へるものも纖維タングステンの境に於ては、遙かに少量なるは正に事實なりとす。若し變形裝填か纖維タングステンの縦に適用せらるれば、其線は柔軟なり、然れとも若し之を横に適用せらるゝ時は、脆弱なり。

十五、一般金屬學の提議

上述の題目に於ける論議は氣温に於て纖維タングステンは、何故再結晶タングステンよりも、遙かに柔軟なるかを示せり。他の重要な事實は、先づ赤熱に於て工作を以て達せられたる柔軟の限定せ

第四十五圖



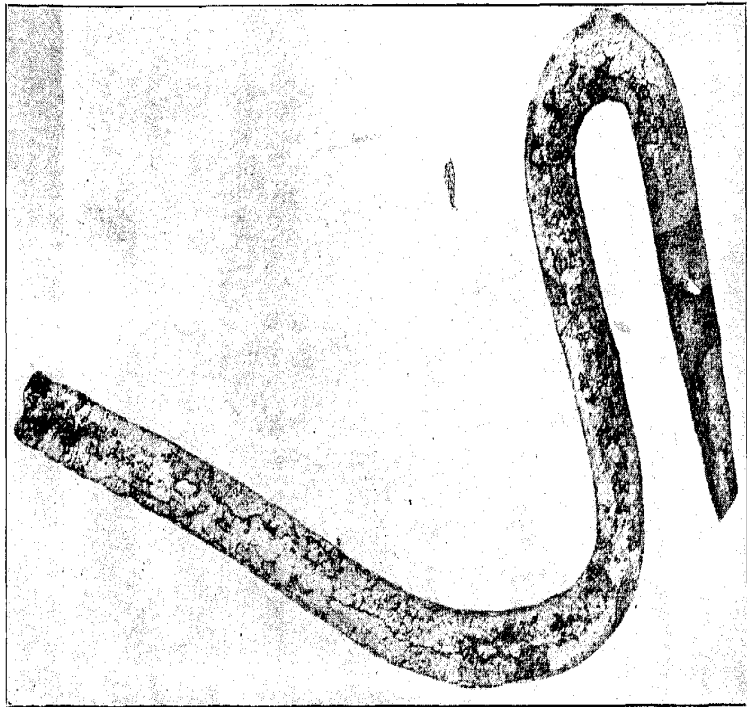
直徑0.00三吋のタンゲステン線、トリウムを含有せざるもの、電流によりてゼルミナチーフ温度以上にて急激に熱せられたるもの。三五倍大

第四十六圖



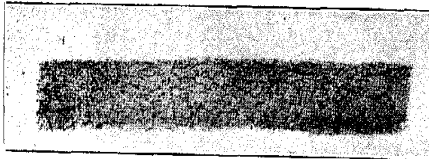
第四十五圖と同線、ゼルミナチーフ温度範囲を通して電流によりて静かに熱せられたるもの。三五倍大

第四十七圖



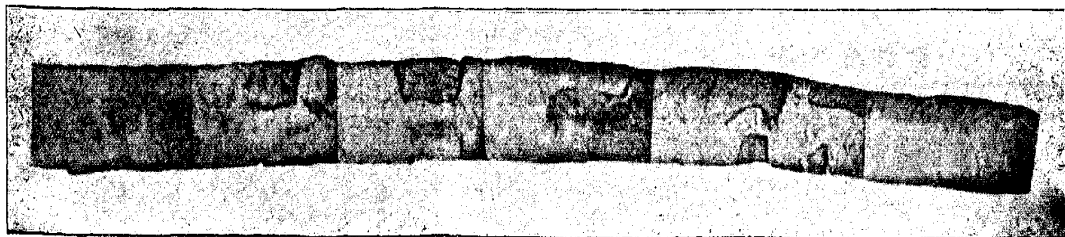
一〇〇〇ワツトの瓦斯フィルド、ラムプの織條支柱として用ゐられたるモリブデン鈎、縦断面、七八倍大

第四十八圖



トリウム0.七五%含有の直徑0.00七吋なるタンゲステン線、攝氏約二〇〇〇度に暫時熱して再結晶せるもの。一三〇倍大

第四十九圖



トリウム0.七五%含有の直徑0.00一五吋なるタンゲステン織條、四〇ワツトの真空ラムプに於て燃盡きたるもの、縦断面。三四大倍大

第五十二圖



トリウムを含有せざる直径 〇、〇〇三六吋なるタンゲステン線、攝氏二九〇〇度に於て十分間露出せるもの。

四八〇倍大

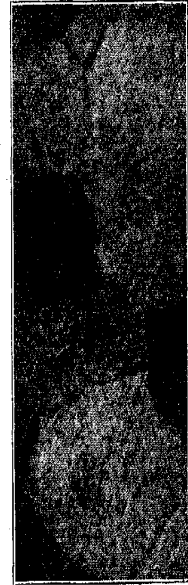
第五十一圖



トリウム〇・七五%含有の直径〇、〇〇三六吋なるタンゲステン線、攝氏二九〇〇度に於て十分間露出せるもの。

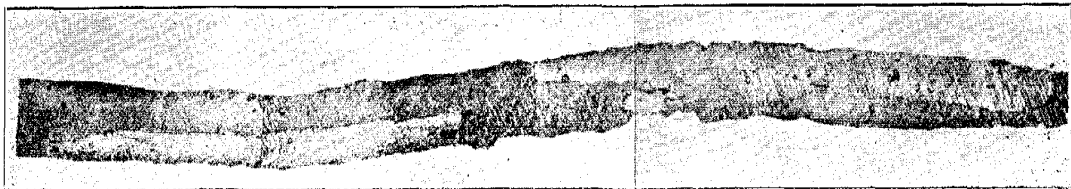
四八〇倍大

第五十圖



真空ランプにて燃盡きたる古式タンゲステン線。三二五倍大

第五十三圖



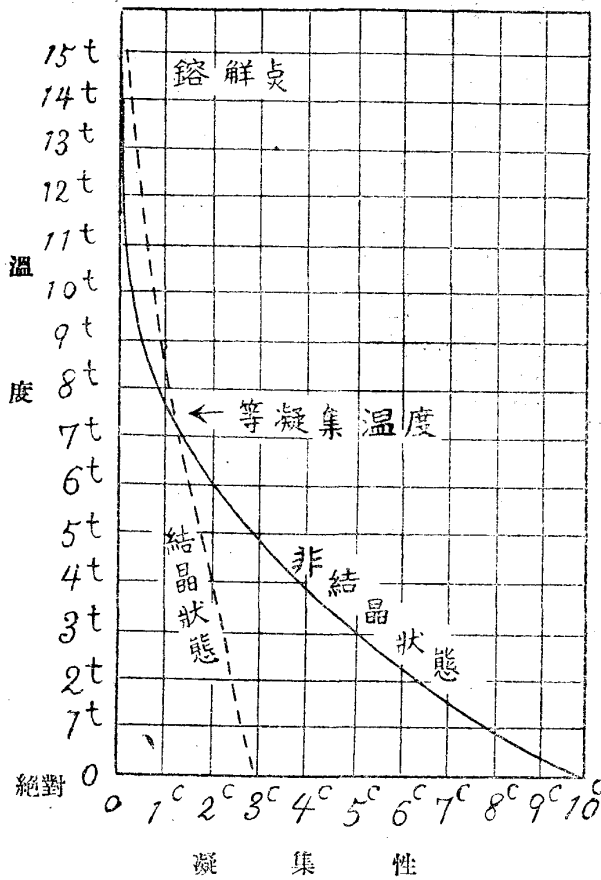
トリウムを含有せざる直径 〇、〇〇一七吋なるタンゲステン線、真空ランプ線として用ゐられ六十六時間燃焼せるもの、大粒及線の全部に潰れる粒境の缺乏等を表はす。

六〇倍大

られたる後、タングステンを觀測せられたり、タングステンは氣温又は他の低温度に於て冷却せられたる後は、柔軟ならしむるものなり。實驗の結果、此現象は凡へての柔軟金屬に關して通例なることを表示す。其理由は確定せられたり。此焼戻 (annealing) 温度以下の一定温度に於て、金屬を工作する事に依りて、柔軟性の損失、及び或る低温度に迄冷却する事に依りて、柔軟性の回復等に對する理由は、即ち凡そ如何なる金屬にても、冷却に於ては非結晶状態は結晶状態より遙かに急速なる割合を以て凝集性 (cohesion) を増加すへし。圖表 C に就きて之を參照すへし。之は金屬の非結晶及結晶状態の一般凝集温度曲線を示す。曲線の方向は或與へられたる金屬に向ひて決定せらるへし、併し一般の關係は圖表に於て示さるゝ是等のものと同様なることを知らるへし。連續せる線に依りて經過せる曲線は、温度の變化に於て非結晶状態の凝集變化を示す。凝集性は金屬の鎔解點に於て實體的に零なり、而して温度の減少するに従ひて増加す、絶對零に於て其最大量に達す。點綴曲線は温度の變化を有せる結晶状態の凝集性に於ける變化を表はす。結晶状態は消滅し、而して金屬か鎔解せられし時、非結晶状態に迄變化す。鎔解點以上より冷却することに於て、結晶状態は凝結中に形成す、而して、鎔解温度に於て其凝集性は同温度に於ける非結晶より大なること、直接數倍の定量ある價値を呈す。併し鎔解點以下に冷却すること、に於て、結晶状態は非結晶状態より甚だ遅き割合にて、凝集性を増加す。鎔解點及絶對零との間の或温度に於て、多くの金屬に於て絶對鎔解點は 0 、三五より 0 、四五までは離れざるなり。結晶状態の凝集性は、非結晶状態と同様なるへし。余は此温度を等凝集温度 (equi-cohesive temperature) と名く。之は冷却工作の金屬に於て最低なる再結晶温度に關し、概ね適應せらるゝなり。金屬の再結晶温度は恰も加熱時の減少に依りて増加せらるゝか如く、明かに等凝集温度は定量せられたる凝集性が減少せることに依りて、其裝填の適用せらるゝ時間通りに増加するなり。若し金屬か等凝集温度以上にて變形し且つ其温度を保つ時は、粒は永久變形せられざるへし。然れとも再結晶すへし。再結晶後金屬の性質は

變化す。若し粒か再結晶溫度以下に於て變形せは彼等は永久歪形として殘留せらるへし。等凝集溫度以下にて非結晶狀態は結晶狀態より大なる凝集性を有せされとも、其凝集性は溫度の減少と共に遙かに急速に増加するものなり。

C 表 圖



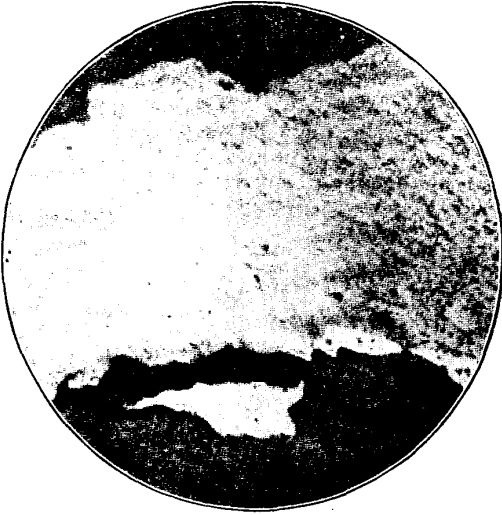
金屬に於ける非結晶及び結晶狀態の凝集溫度曲線

吾人は圖表Cに於てタングステンの凝集溫度曲線の表示及びヒドロロイング線の四度なる所に關して觀察せん。此溫度に於ける結晶狀態は、二の凝集性を有す、而して非結晶狀態は四なり。線の伸長は四度の溫度に於て線を破るに裝填の必要なる迄繼續せらる、此溫度は結晶狀態を形成するに、尙ほ未だ充分ならず、或る變形は四度に於て位置を占むる前、結晶狀態は二の凝集性を有

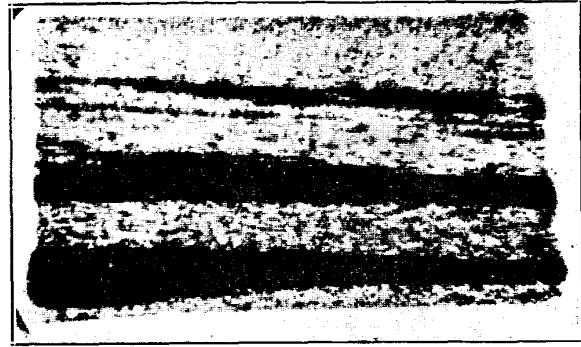
すへし、併し變形か非結晶金屬に繼續せらるゝ如く、スリップ面に於て産出せらる、而して指定の位置に於ける是等の實體は變形粒の顯著なる凝集力を増加すへし。偕て吾人は一に於て適應せらるゝ氣溫に就て觀察せん。此溫度に於て結晶狀態の凝集力は二、七なり、而して非結晶狀態にありては八なり。是に依りて非結晶狀態は氣溫に於て五、二にして結晶狀態より遙かに大なる凝集力なるに注意せらるへし、然るに四に於ては唯二より多くの凝集力あり、四に於ける柔軟性の限界は、非結晶及結晶狀態との間に於ける凝集力の差異に因り一定の範圍迄之を支配せらるへし。此差異は氣溫に迄冷却することに依りて三、二に増加せられたり。今若し金屬か氣溫に於て柔軟性の鑑識

第五十六圖

タングステン、インゴットに於て粒を通して一部分縛れるもの。五〇倍大



第五十四圖



最冷却工作に依れるスピリット、タングステン線

一七〇倍大

第五十七圖

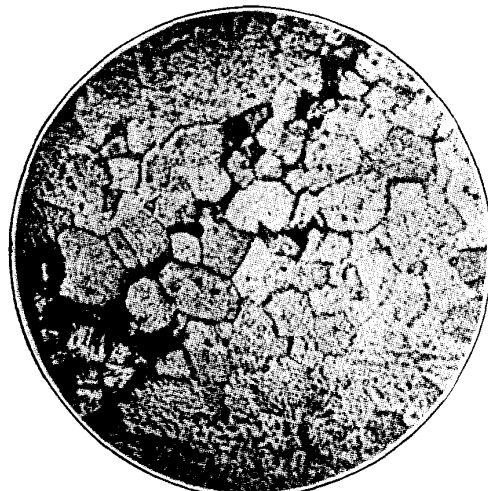


第五十五圖



第五十八圖

タングステン、インゴットに於ける二粒間の罅。粗粒及細粒部分間の接續點にて止れり。六一倍大



細粗タングステン、インゴットに於て粒境に沿へる罅を示す。

一四四倍大

タングステン、インゴットに於て粒境の縛れるもの。一七倍大

をせらるれば、装填は破裂の位置を占むるに先ち結晶状態を變形すべく尙充分に之を適用せらるゝなり、換言すれば、金屬は柔軟なり、而して之は柔軟性を收得せり、如何となれば非結晶状態は溫度に於ける減少を以て結晶状態より急速なる割合にて凝集力を増加するを以てなり。

此一點は混亂すへからず。一定氣溫に於て金屬の柔軟性の限界は結晶状態か其の溫度に於て能ふ限り其の範圍を最大に變形せる所を意味するに非ず。即ち之を破損することなく張力に依りて金屬に迄適用せられざる結晶状態を形成せんか爲めに、其の装填は尙ほ必要なることを簡單に表示せるものなり。假へは低溫度に於て結晶状態を變形せんか爲めに之を通して大なる装填を要すと雖とも、張力に依りて適用せらるゝ所の増加せる装填は破裂前に位置を占め(主として非結晶状態の凝集力に依る)結晶状態の凝集力に於ける増加より更に大なるへし。多くの變形は張力に於けるより壓力の適用に依りて再結晶以下の溫度の際、與へられたる金屬上に敢行せらるへし。併し壓力に於ける金屬の破裂は張力に於ける破裂に對して自然の變化の如く思考せられざるへからず。一例を擧ぐれば、或金屬は最高水壓機の壓力を受け、永久全く變化することなく之を利用せらるゝなり。故に壓力は唯金屬の外部の形狀を變化せさるへし、即ち之は永久に變形せざるなり。此故に壓力に於ける變形は、變形せらるへき金屬の凝集力より量に於て遙かに大なる兩部間の壓力の差異を意味するものなり。或る場合に於て金屬に壓力を適用中、或る部分は眞に張力の状態にあり、而して其の爲めに破損することあり。他の場合に於て金屬の凡ての部分は壓力を蒙るへし、併し或る部分は永久の變化を起すへき他の部分より充分多くの壓力を受くへし。展性(malleability)の性質の利用に關して金屬は柔軟性の利用に於けるより遙かに大なる範圍迄變化せらるへし。

結晶金屬變形に於ける眞の限界は、從來の試験の結果にては、未だ不確定なるものなり。變形の一時の限界に於ては装填か之を起すべく必要なるか、又は金屬か破裂を起すかの時に當りて、常に之を達

バイルバイ氏の銅、金、銀等に關する實測は上記吾人の意見と甚だ善く適合せり。氏か實驗の説述は氏自身の詞其儘を茲に掲ぐへし。『之に用ゐられたる金屬は最高純粹なる金銀及銅なり。凡へての階級に於ける線の直徑は測微器(micrometer)のスクリユー尺度に依りて、注意して測定せられたり。ドロッキングに於ける線の長さの増加も測定せられたり。焼戻後線は其本來の長さの十四倍に延長せられたり。其の粘靱性(tenacity)は直立に懸れる線に於て水裝填(water load)を適用することに依りて決定せられたり。是の如く、最大量の粘靱性は其の本來の長さの二倍より五倍に至る延長に達せらるゝなり。ハード、ドロイン線は假令裝填の破るゝとも其一般の延長を呈せず。破裂點に於ける小局部の延長は1%又は夫以下なる結果を示す、併し之は一般延長の缺乏に依るものに非ずして、試験的に全く局部に於けるものなり、又長さに沿ひて多くの點に於ける直徑の測定には充分なる連系あり。柔軟性は之等の測定より常に工作せられし平均横斷面に於て算定せられたり。本來の溫度に於て、多くの試験の後、液體氣(liquid air)又はマイナス一八二度の溫度に於て、之を反復すべく決定せられたり。其結果此低溫度に於て是等金屬の柔軟性が著しく増加せられたるを示せり、金は一平方吋に付一五度に於て一五、六噸より、マイナス一八二度に於て、二二、四噸迄、銀は一五度に於て二五、七噸より、マイナス一八二度に於て三四、四噸迄、而して銅は一五度に於て二八、四噸より、マイナス一八二度に於て三六噸迄、上昇するなり。最も豫期せざりし結果は、凡へてのハード、ドロイン線なり、そは最低溫度に於て破損に先ち1%より一二%迄延長せらるゝことなり。溫度一五度に於て消失せし粘性(Stickiness)は最低溫度に於て再現せり。低溫度の粘性に就きて之か再發に於ける吾人の斷定は、ダイ(Die)に於ける變形の破裂に對して抵抗せん爲め線を最良ならしむべく適當する柔軟性の一般増加にあるなり。』

粘靱性に於ける眞の増加に就て吾人の意見は、バイルバイ氏の觀測せし柔軟性に對し全く責任を

負ふ能はず。假令はハッドフィールド氏は、液體氣より低溫度に於て粘靱性の増加の爲め減少せられたる鐵の柔軟性を發見せり。バイルバイ氏の試験に於て起れる所のものは結晶状態と非結晶状態との間に正に差異ある凝集力に對して、結晶状態の凝集力より粘靱性は溫度に於ける減少の爲め一層速かに増加せしことなり。吾人は更に圖表Cに於て考察せん、氣溫に於ては三_t度か、液體氣溫度に於ては一_t度に一致す、而してバイルバイ氏の實驗せし所を以てすれば、金屬の結晶及非結晶状態一般の性質に於ては、與へられたる如き曲線を表示す。氣溫に於て結晶状態の凝集力は二、二_cなり、而して非結晶状態に至りては五、一_cなり、然るに一_t度に於ける凝集力は關係的に二、七_c及八、一_cなり。バイルバイ氏は、氣溫に於て彼等か脆弱となる迄、線の冷却伸長を繼續せり、マイナス一八二度(一_t度)に迄冷却することに於て、非結晶及結晶状態の凝集力間の割合は一_t度に於ける張力裝填か、金屬の破裂前、尙ほ充分結晶状態を變形すべく適用せられ能ふ程、斯く大なる増加を有せり。

一_t度に於て線を伸長せらるゝ金屬は其溫度に於て彼等か脆くなる迄、線は伸長せらるへし、然る時 $\frac{1}{2}$ _t度の溫度迄低下せらるれば彼等は柔軟となるへし。之れ同氏の説述に依りて明確なる事なり。

尙ほ之等原理の意義を以て、アルミニウム、銅の合金線に於ける試験には又普く之を適用せらるるなり。此の線は氣溫に於て六〇度の角度を以て屈曲せらるゝに當り、線か破るゝ迄、冷却の工作を施行せらるへし。此時線片は液體中に浸入せられ、然る後之を二重に屈曲せらる、而して龜裂することなく再ひ之を矯正すへし。

尙ほ卑近なる確定的徵候及び是等一般の問題に就き實驗の處理等に關しては、又別紙に於て報告せらるへし。余は是等の試問に就て純粹金屬及固體溶液に迄適用せんことを思考せり。併し他の階級に於ける適用は尙ほ複雑なるへし。鋼の例を以てすれば、純粹鐵の凝集溫度曲線は、同一素點に適應す

76
る結晶曲線に於ける地位を有す。鐵に於ける近似の曲線はセメントタイト (Cementite) の如く之れを確定せらるるなり。燒戻鐵に於ては、少くとも三種の物理的差異ある物質が存在すへし、即ち結晶フェライト (Ferrite) 結晶セメントタイト及び鐵并に鐵炭化物非結晶溶體等なり。冷却變形の後、五種の物理的差異ある成分が出現すへし、即ち結晶フェライト、非結晶鐵結晶セメントタイト、非結晶セメントタイト、鐵の非結晶溶體及びセメントタイト等なり。是等の組成及鋼に於ける其構造上の各性質を理解するに依りて、前言は之を全體として取れる鋼片の物理的性質に關係せるを知るなり。

次に機械工作の應用に對して大なる可能性を有する金屬又は是等の金屬は結局柔軟性なるか或は然らざるかの二者相合して高抗張力を有する所の者を指定すへし (a) は結晶及非結晶狀態の各に於て高單位の凝集力を有す、而して (b) は氣温に於て後者の凝集力は前者より遙かに大なり。斯る金屬は高き等凝集温度に關係を有すへし。

纖維タングステンに於ける、一條件は再結晶タングステンより氣温に於ては遙かに大なる柔軟性を生ずるにあり。温度の減少に依りて既に纖維組織を有する金屬に於て、柔軟性増加の一般假設は、纖維及び再結晶組織の柔軟關係に就き全く別問題なりとす。バイルバイ氏の試験に於て之を引證せん、假令は纖維組織を有せる金屬のマイナス一八二度に於ける柔軟性は、同温度に於て再結晶金屬の如く斯く大ならざるへし。併し多くの金屬は再結晶條件に達せらるゝ或る低温度に於ては脆弱なるへし。而して或る高温度に於て産出せられし纖維組織を有する或る金屬は柔軟なるへし。例へば鐵は液體氣の温度に於て、タングステン及モリブデンは常規又は氣温に於て是等の性質を有す。

鐵の非結晶狀態は氣温に於て脆弱なるか如く想像せらる。之は氣温に於て粒境に沿ひて破裂を生ずべく充分脆弱ならず、然れとも液體氣は粒境に沿ひて斷口迄粗粒鐵を生ずへし。再結晶粒組織を有せる金屬は、高温度に於て甚だ柔軟なる能はず、如何となれば非結晶狀態は結晶質に於けるより遙か

に軟弱なるを以てなり。或程度迄冷却を増加したる其の柔軟性(柔軟金屬の一と假定して)は、夫以下に於ては、輕少なる柔軟性を呈すへし。溫度は之を脆弱ならしむへく充分に低下せらるゝなり。

若し金屬か或る溫度に於て其の脆弱となるに至る迄、燒戻溫度以下の或る溫度に於て工作せらるれば、之は燒戻以下に於ける溫度に於ては、遙かに脆弱となるなり。是實驗の證明する所なり。(完)