

此の如く臨界點と組織とは極めて密接なる關係を有し、其高低によりて組織を判定することを得。(完)

鐵及鋼の研究 (承前)

(帝國鐵道協會々報第二十卷第七、八號より轉載)

本多光太郎

第六章 高速度鋼

a 磁氣分析

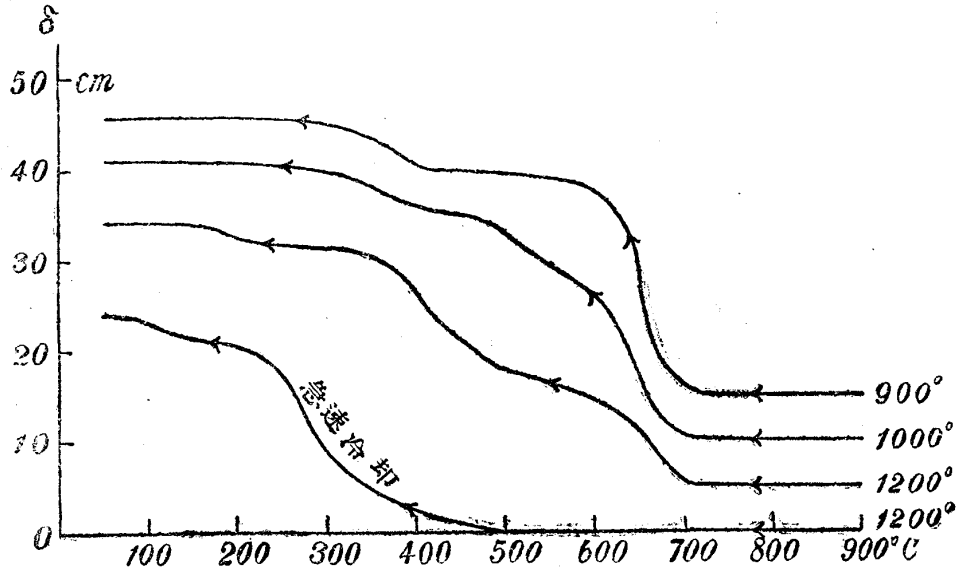
高速度鋼の特性は自硬性と反淬に對する抵抗の大なるにあり。1900年此著しき性質か米人テイラー及ホワイト (Taylor & White) 二氏に由て發見せられし以來、高速度鋼に於けるクロム及タングステンノ作用に就ては、數多の研究發表せられたりと雖、未だ完全なる學說なし。因て我か研究所に於てはタングステン鋼及クロム鋼の研究を終りたる後、此問題を解決せんと企てたり。本研究の目的は(一)高速度鋼の組成即ち高速度鋼中に於けるクロム、タングステン及炭素の形態、(二)高速度に於ける其變化(三)高速度鋼の硬化及反淬に對するクロム及タングステンの作用等を決定するにあり。

余輩は先づ三種の鋼を作りて磁氣分析、顯微鏡組織の研究を行へり。即ち(一)タングステン(約10パーセント)及炭素(約0.6パーセント)の含有量殆ど等しくしてクロムの含有量の異なるもの七種、(二)クロム(約10パーセント)及炭素(約0.6パーセント)の含有量殆ど等しくして、タングステンの含有量の異なるもの十種、(三)タングステン(約10パーセント)及クロム(約10パーセント)の含有量殆ど等しくして炭素の含有量の異なるもの九種を作り。

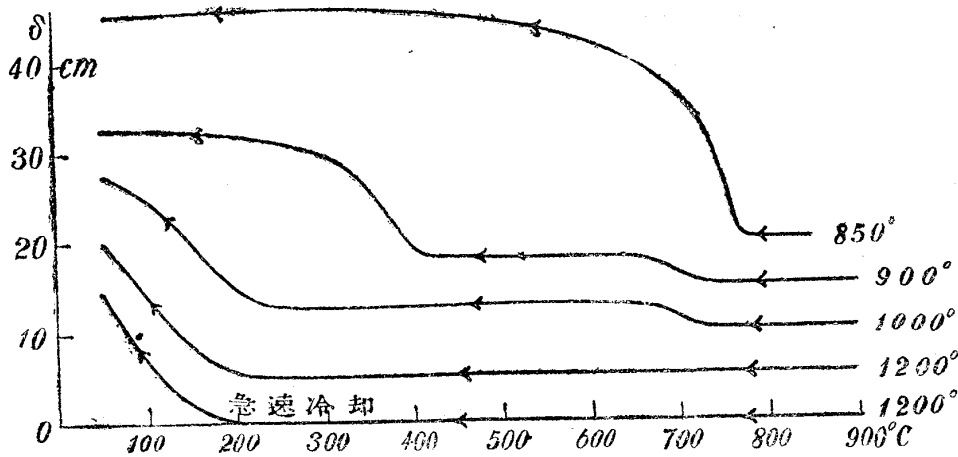
125圖乃至134圖は磁氣分析によりて得たる主なる曲線を表はす。第一種の鋼の冷却曲線を見るに、クロムを含まざる鋼は、125圖に示すか如く900°よりの冷却曲線に於ては普通のA₁變態と、400°

第一種鋼

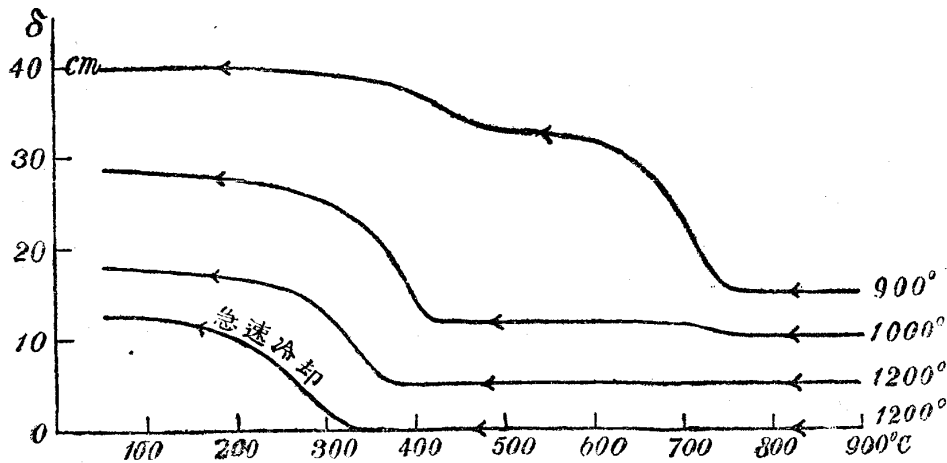
125 圖 Cr=0.



126 圖 Cr=1%



127 圖 C=3.32%



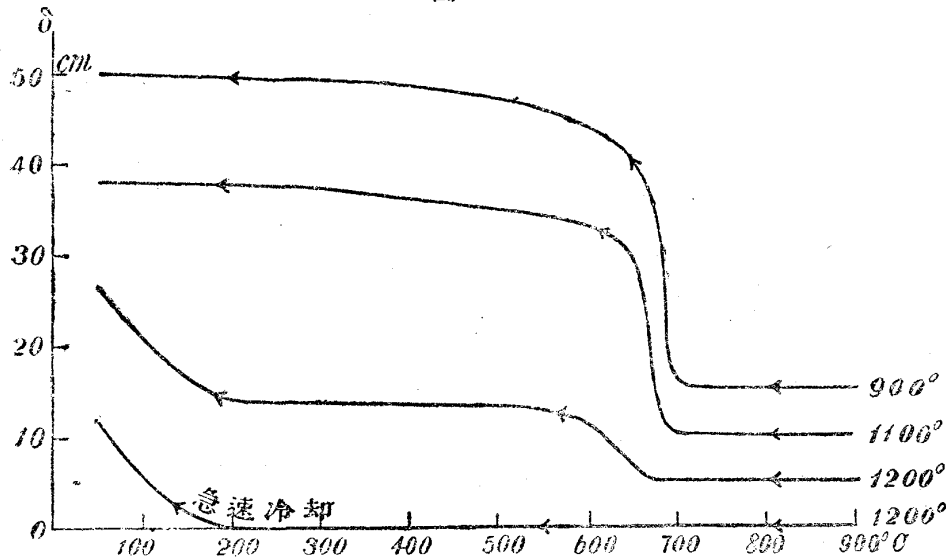
附近に於て鐵とタングステンの複炭化物の變化を示す。然るに最高温度の上昇するに従て、 ΔT 變態の下降漸次に増加し、複炭化物の變化減少するに反し、 300° 附近のセマンタイトの變態を見るに至る。今此鋼にパーセントのクロムを入るときは、125 圖に見るか如く、複炭化物の變化消失し 900° よ

りの冷却曲線に於て既に少しく臨界點の下降を生じ、 900° 乃至 1200° より冷却するときは著しく臨界點の下降するを見る。クロムの含有量更に増加してパーセント以上となるも、略々同様の冷却曲線

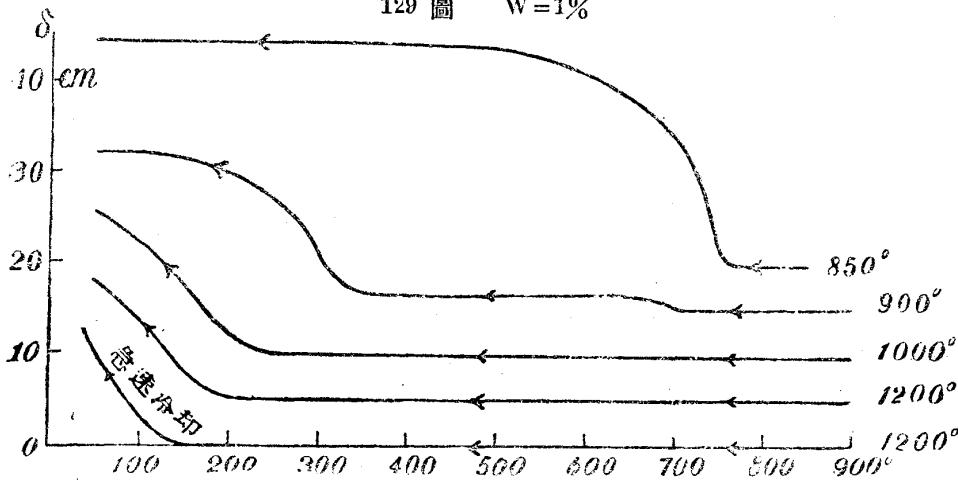
を表はす。即ち「127」圖に示すか如く、900°よりの冷却曲線に於ても、臨界點の下降は既に著しく表はれ最高温度の昇るに従て其下降一層著し。然るにクロムの含有量約 10パーセントに達する迄は、クロムの増加するに従ひ臨界點の下降は漸次増加すと雖、クロムの量これ以上に達すれば其影響甚だ小なり。之に由て見れば上記の一定量のタングステン及炭素を有するクロム鋼に於ては、クロム約 10パーセントまでは臨界點の下降を増加する作用あるを知る。

第二種鋼

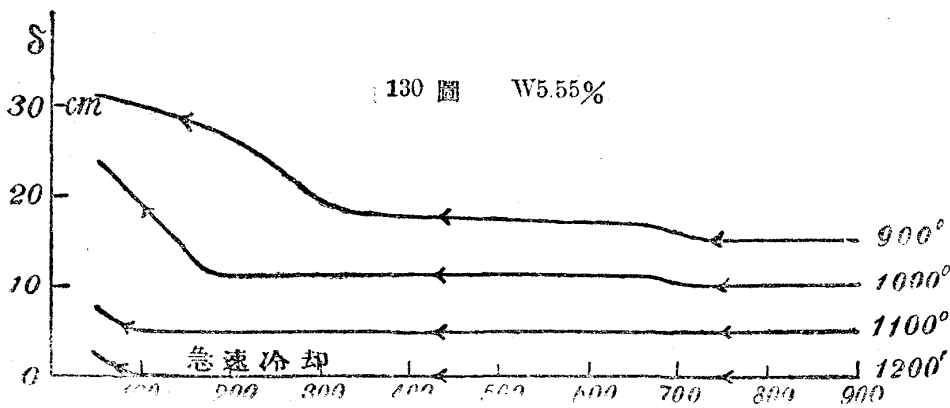
128 圖 W=0.



129 圖 W=1%



130 圖 W=5.55%



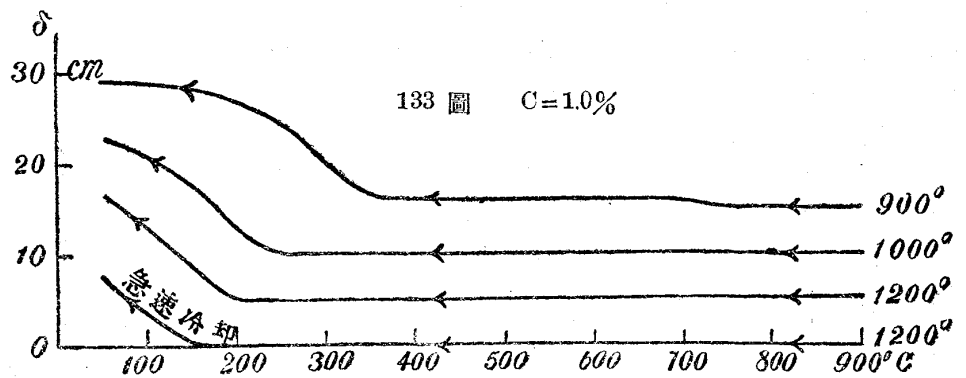
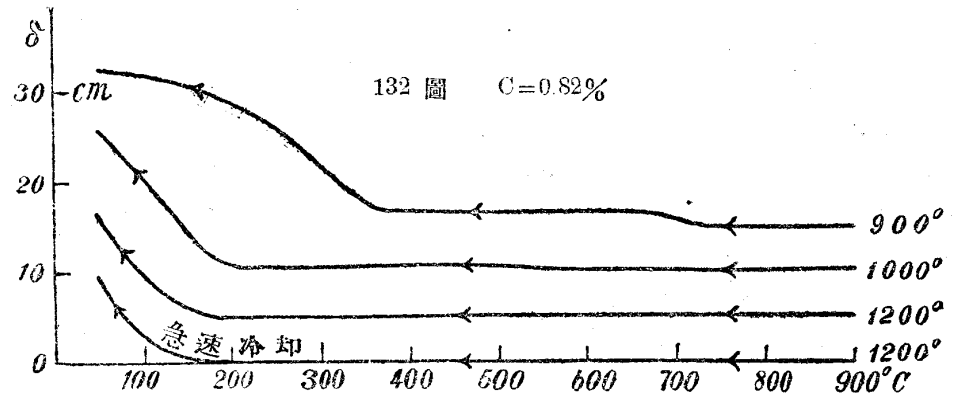
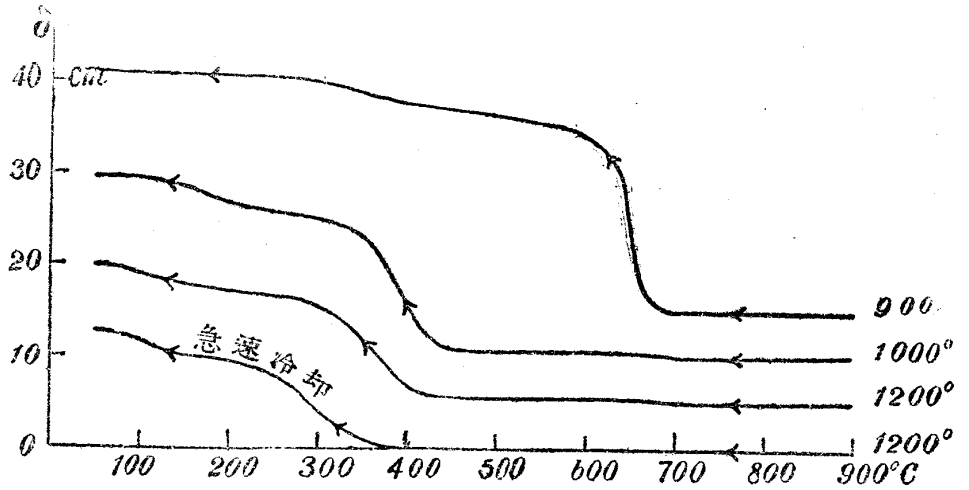
次に第二種の鋼の冷却曲線を見るに、タングステンを含まざるものは、128圖に示すか如く、900°乃至1100°より冷却すれば、 A_{12} 變態は普通の温度に表はるれとも、1200°より冷却すれば、其量約半分となり。また同温度より急速に冷却すれば全部消失す。而して900°以下に A_{12} 變態の起るを見る。之に14パーセントのタングステンを入るときは、129圖に示すか如く、900°の冷却曲線に於て已に大部分臨界點の下降を生じ、1200°より冷却するときは、普通の速度にても全部下降す。されとも下降せる A_{12} 變態の温度はタングステンを含まざるものに等しく、且つ速度の影響は餘り著しからず。更にタングステンの含有量増加するときは、130圖に示すか如く、1200°よりの冷却曲線は殆ど前と同様なりと雖、900°よりの冷却に於て A_{12} 變態の下降更に著しきを見る。又タングステンのパーセント以上を含むものは、殆ど同様の冷却曲線を示す。之に由て見ればタングステンの増加は下降せる A_{12} 變態の温度には影響を及ぼすとなく、唯其下降を生すべき最高温度を下くるの作用あるのみ。タングステンの量のパーセントを遙に越ゆるときは、下降せる A_{12} 點はタングステンの増加と共に多少上昇するを見る。

次に第三種の鋼の冷却曲線を見るに、各鋼につきて最高温度の上昇するに従ひ、 A_{12} 變態の温度下降し、其大さは炭素の量を増すに従て著し(131圖乃至133圖)。然るに其下降の大なるものは、自硬性著しきか故に、高速度鋼の自硬性はクロム及炭素の共同作用即ちクロムの炭化物に歸因するものと考ふるを得。前に第一種の鋼の冷却曲線に於て、0.6パーセントの炭素に對しては、 ∞ パーセント以上のクロムは臨界點の下降を増大するに效なきを見たり。是れ自硬性は鐵と固溶體を作るクロムの炭化物に歸因するか故に、クロムを増すと共に炭素の量を増加せざるへからざるか故なり。

次に反淬に對する抵抗について考察せん。エドワード及吉川兩氏は1915年先づクロム—タングステン鋼を高温度より吹付空氣(Air-blast)によりて硬化し、次に之を種々の温度に熱して反淬し、冷却後其硬度を測定せり。されとも磁氣分析によるときは硬化したる鋼の加熱曲線に由て、容易に其反淬温

第三種鋼

121 圖 C=0.36%

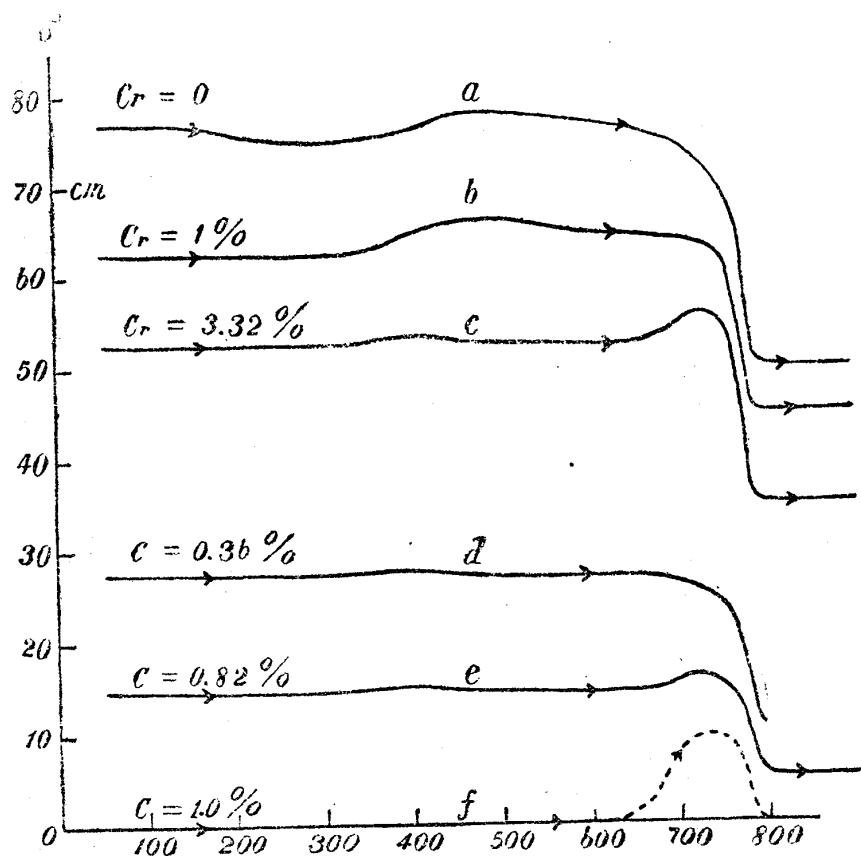


度及其程度を知ることを得へし。

扱て硬化せる鋼は溶解せる炭化物のために、磁氣の強さは著しく小なりと雖、之を熱すれば溶解せる炭化物の析出して反淬せらるるか爲め其磁性を増す、故に加熱曲線に由て容易に反淬温度を知ることを得へし。134 圖は 1200°より急速の冷却に由て硬化せる鋼の加熱曲線を示す。凡て冷却曲線に於て臨界點の下降を示さざるものは、次の加熱曲線に於て磁氣の強さを増すことなしと雖、臨界點の下

合異なれり。例へば曲線 c, d, e は第一種の鋼の加熱曲線にして、クロムを含まざるもの(曲線 a)は大部分 400° 附近に於て反淬せらるる量を増す(曲線 b 及 c)之に由て見るに、クロムは反淬に對する抵抗を増すものなり。炭素含有量約 0.6 パーセントなるときは、クロムは 0.36 パーセント以上に増加するも同様の加熱曲線を示す。

134 圖 加熱曲線



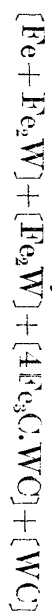
降せるものは、凡て 400° 又は 700° 附近に於て磁氣の強さを増す。炭素鋼の健淬せるものは磁氣の強さの増加するは 350° 附近のみなりと雖、クロム鋼及高速度鋼の場合に於ては約 400° の外に 700° 附近に於て磁氣の増加を見る。是れ炭素鋼は 350° まで熱すれば、全部反淬せられて軟化すと雖、クロム鋼及高速度鋼は此温度に於ては單に一部分反淬せられ、全部反淬せらるるには 700° 以上に熱するを要するを示す。

クロム、タングステン及炭素の含有量異なる諸種の鋼の硬化せるものの加熱曲線を比較するに、134 圖に見るか如く、鋼によりて上記の二ヶ所に於て磁氣の強さの増加する割合

後の加熱曲線を比較するに、何れも同一にして、曲線 c に類似す。即ちタングステンは反淬に對する抵抗を増す性質著しからざるなり。次に第三種の鋼に就て、反淬に及ぼす炭素の影響を考ふるに、含有炭素の少なきものは、曲線 d に示す如く、 400° 附近に於て反淬し、 500° 以上に於ける反淬は殆ど表はれず。即炭素少ければ硬化の度も少なく、從て反淬も亦少なし。されど炭素含有量増加するときは、 400° 附近の反淬は漸次減少し、之に反して 700° 附近の反淬は著しく顯はる(曲線 e)。又炭素約一パーセントの鋼を 1300° より急に冷却するときは、常溫に達するも非強磁性にして、之を再び普通の速度を以て熱すれば、 700° 以上に達するも反淬せずして、曲線 f の如く一直線をなす。されども 500° 以上を徐々に熱するときは、點線に由て示す如く漸次反淬せられて磁性を増す。之に由て見るに、反淬に對する抵抗は炭素を増すに從て著しく増加す。

b 高速度鋼の組成及高溫度に於ける其變化

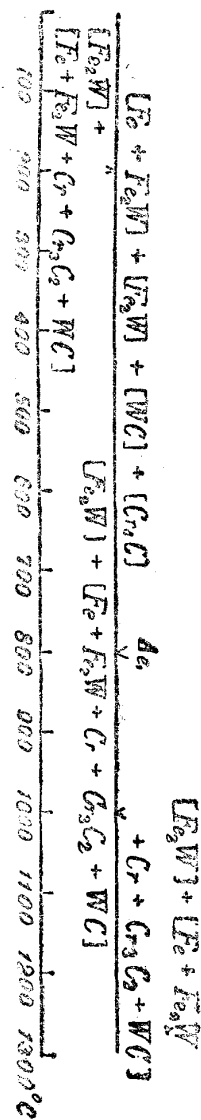
タングステン鋼の組成圖(29圖)によるときは、タングステン約二パーセント、炭素約〇.〇五パーセントを含むものは、區域VIに屬する鋼にして、其標準組成は次式に由て表はさる。即ち



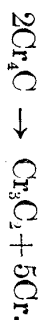
是より炭素含有量減少するに從て複炭化物の量を減し、遂に消失して凡て炭素は炭化タングステンとなるへし。

第一種の鋼の 900° よりの冷却曲線(125圖乃至127圖)を見るに、クロムを含まざるものは明かに 400° に於ける複炭化物の變化を示すと雖、クロムを増加するに從て其變化減少し、一パーセント以上に於ては其變化を見ず。是れタングステン鋼にクロムを入るときは、複炭化物として含有せられし炭素は漸次非強磁性の炭化クロム及炭化タングステンに變するに由るなり。因てクロム約四、タングステン約一、炭素約〇.五パーセントの高速度鋼は其標準状態に於ては、次の組成を有すと考ふることを得。

此組成の高温度に於ける變化は次の如く表はすことを得。



即ち標準組成を有する鋼を熱するときは、先づ A₆ 點に於て炭化物はオーステナイトに溶解し、更に温度の上昇するに従て、分離して存在せるタングスタイドは漸次に之に溶解し、炭化クロムは次式に従て解離すへし。



又タングスタイドの溶解及炭化クロムの解離は温度の上昇するに従て増加し、或温度に於てはタングスタイドは全部溶解し、炭化クロムは全部解離するに至るへし。顯微鏡的研究によるときは、タングステン含有量約 15 パーセントならば之を 1300°C に熱すればタングスタイドは殆ど全部溶解すと雖、尙多量のタングステンを含むものは、1300°C に熱するも尙一部分溶解せざるタングスタイドを残留す。又炭化クロムは 1000°C 乃至 1100°C に於て殆ど全部解離すと考ふることを得へし。故に此高温度に於てはオーステナイトは固溶體として炭化タングステン、タングスタイド及解離に由て生したるクロム及炭化クロム (Cr₃C) を含有す。故に之を冷却するときは溶解せるタングスタイド及クロムの作用に由て、炭化物の析出阻止せられて臨界温度の下降を見るなり。此場合に於ては、鋼はタングスタイド、クロム及炭化物を固溶體として含有し、且つ多少の游離タングスタイドをも含有す。

次に之を熱するときは、1500°C 附近に於て溶解せる炭化物は一部析出し、更に 1600°C 以上に於て殘部の

炭化物は析出して、全く反淬せらる。溫度若し A_{c1} 點に達すれば、炭化物は再びオーステナイトに溶け、クロムは Cr_3C_2 と作用して Cr_7C_3 に變ず。 134 圖曲線 σ に見るか如き 400° 及 700° 附近に於ける磁氣の増加は此炭化物の析出に依るなり。故に A_{c1} 點より少しく高き溫度より冷却するときは、 700° 附近に於て A_{T1} 變態を生して標準組成を得へし。されとも更に高溫度に熱するときは、 Cr_7C_3 の解離に由てクロムを生するか故に、冷却に際し炭化物の析出を阻止し、臨界溫度の下降を生ず。又一旦高溫度に熱するも、其冷却速度非常に小なるときは、通常の溫度即ち 700° 附近に於て A_{T1} 變態の生ずるは、クロムと炭化物 Cr_7C_3 の再び結合するに歸因し、冷却後は標準組成に復す。

以上の考に従へは、高速度鋼の硬化及反淬に關する種々の事實をよく説明することを得。

(一) 第一種の鋼の磁氣分析に於て、臨界點の下降はクロム約 ∞ パーセントまではクロムの増すに従て増加すれとも、更にクロムを増加するも其變化至て少なし。されと第三種の鋼に於けるか如く、炭素含有量増加すれば、更に臨界點の下降するを見る。此の如く臨界點の下降するは固溶體としてオーステナイト中に存在せる炭化クロム、クロム及タングステンを加ふる作用にして下降の溫度及下降せる變態の大きさは溶解して存在せる炭化クロムの量による。然るに高速度鋼の自硬性は下降せる變態の小さくなるものなるか故に、自硬性の大なる鋼を得んにはクロムと共に炭素の量を増加するを要す。

(二) 第二種の鋼に於けるか如く、クロム鋼にタングステンを加ふるときは、臨界點の下降を生ずる最

高溫度は下ると雖、此下降せる變態點に及ぼす影響は餘り著しからず。これオーステナイトに溶解せるタングスタイド及炭化タングステンか一旦分離せる炭化物の結合を妨くるにより最高溫度は低くとも容易に臨界點の下降を生ずるならん。故に單にタングステンを増加するも、自硬性を與ふべき炭化クロムの量は不變なるか故に、自硬性の増加著しからざるなり。

エドワード及吉川兩氏は、タングステンは硬化したる鋼の反淬溫度を高むる作用を有すといへど

も、タングステン含有量の ∞ 乃至 ∞ パーセント以上に達すれば、硬度の測定に由るも、又磁気分析によるも、其影響甚た小なり。是れ一定量以上のタングステンは鐵中に溶解せず。タングスタイドとして分離して存在するに由るなり。良好なる高速度鋼を得んには、鋼塊を十分に鍛鍊(縮小面積 $\frac{1}{10}$ 位)し、此分離せるタングスタイドを微小なる粒子として鋼中に一樣に散布するを要す。高速度鋼に於て、タングステンの含有量は ∞ 乃至 ∞ パーセント以上を要するは、此の游離せる微粒を作らんか爲にして、此微粒の存在か機械的に作用して工具としての切削能率(Cutting efficiency)を増加するなり。此事につきては猶後章に述ふる所あるへし。

顯微鏡組織

高速度鋼の顯微鏡組織及熱處理による組織の變化は既に數多の學者の研究せる所なり。今其結果を概括すれば次の如し。

(一) よく反淬せる鋼はパーライト、ソルバイト又はトルースタイトの地に無數の散布せる微粒を有す(135圖)乃至137圖。此微粒は酸にて腐蝕せらるることなしと雖、ピクリン酸曹達の溶液を以て煮るときは容易に著色す。

(二) 高温度に熱するときには此微粒は漸次にオーステナイトに溶解し、冷却の速度大なれば、固溶體中に保留せられ、地はオーステナイト又はマルテンサイトとなつて其硬度を増す(138圖)若し加熱の最高温度を高むるときは、分離せる微粒の量減少し、オーステナイト粒の大きさを増す。

(三) 鋼中に存在せる微粒の量は、タングステン及クロムの含有量大なるに従て増加す。而して ∞ パーセント以上のタングステンを含有する鋼に於ては、之を其融解點附近より急速に冷却するも尙溶解せざるものを殘存す。

(四) 一旦硬化したる鋼を 500° 附近に熱するときには、先づ反淬の結果として、オーステナイトはマルテ

ンサイトに變して、鋼の硬度 (Red hardness or Secondary hardness) を増し、更に高温度に熱するときは、全く反淬せられて、トルースタイト又はソルバイトに變化す。

以上は既に知られたる確實なる事實なれども、其微粒はセメントタイトと同様にピクリン酸曹達の溶液を以て着色せらるるか故に、多くの學者は炭化タンゲステン又はクロム及タンゲステンの複炭化物なりと考へ居るか如し。されと此の微粒はクロム及炭素の量一定にして、タンゲステンのみを増加するも其量を増し、又クロム及タンゲステンの量を一定にして炭素を増すときは却て其量を減す。若し此微粒か一定の成分を有する炭化物ならば、タンゲステンの増加と共に、炭素の量を増すにあらされは増加せざるへく、又炭素の量増加して微粒の量を減すへき筈なし。此微粒は鐵、タンゲステンの合金及高タンゲステン鋼に表はるるタンゲスタイド (Fe_3W) と全然其性質を同じくし、容易に赤血鹽のアルカリ溶液に由て着色す。故に炭化物にあらずしてタンゲスタイドなること確實なり。

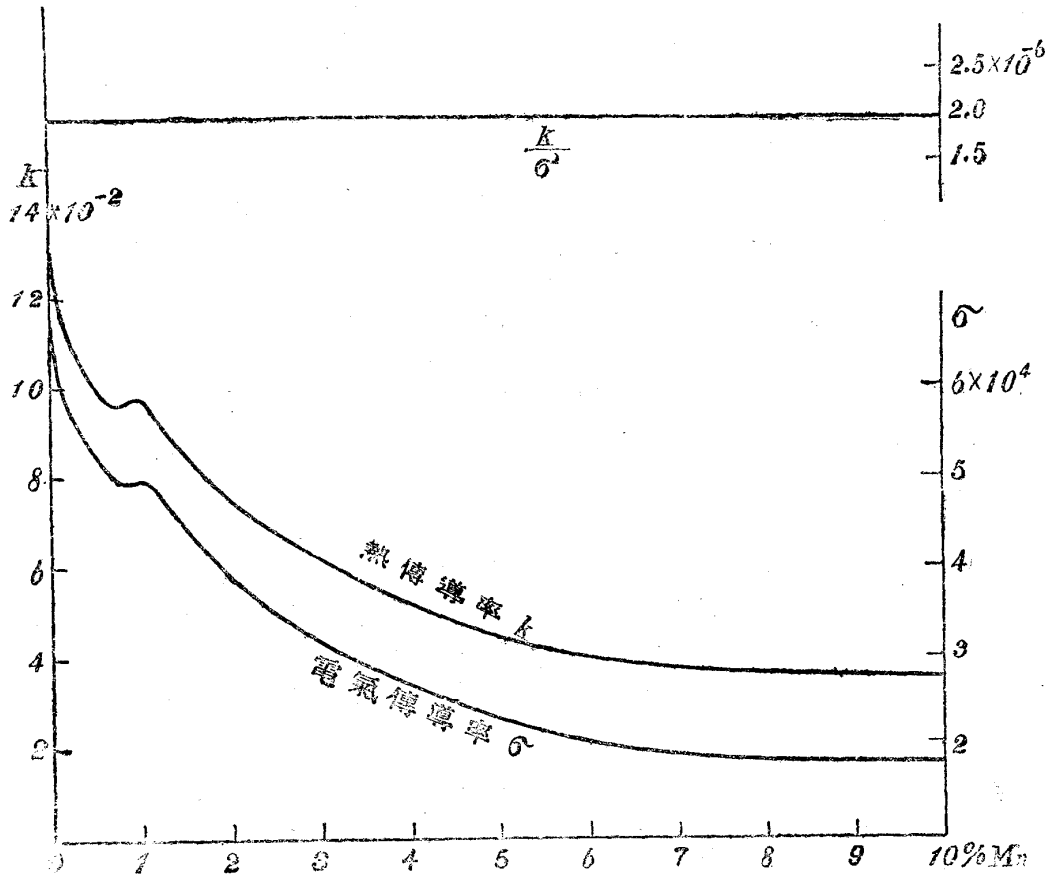
タンゲスタイドを検出すへき試薬としては、ピクリン酸曹達あれども、これを以て着色するには、此液にて煮沸するを要す。Yatssevitch は二年前、煮沸するを要せざる着色試薬として、過酸化水素のアルカリ溶液を發見せり、されとも此試薬は不安定にして長く貯藏すること能はず、且十數分間其中に浸すにあらされは着色せず。之に反して新試薬赤血鹽のアルカリ溶液は常温に於て僅かに十數秒にして容易に着色すへく、且數箇月間貯ふるも其作用を減することなし。故にタンゲスタイドの検出には此新試薬を用ゐるを一層便なりとす。

第七章 マンガンか炭素鋼の物理的性質に及ぼす影響

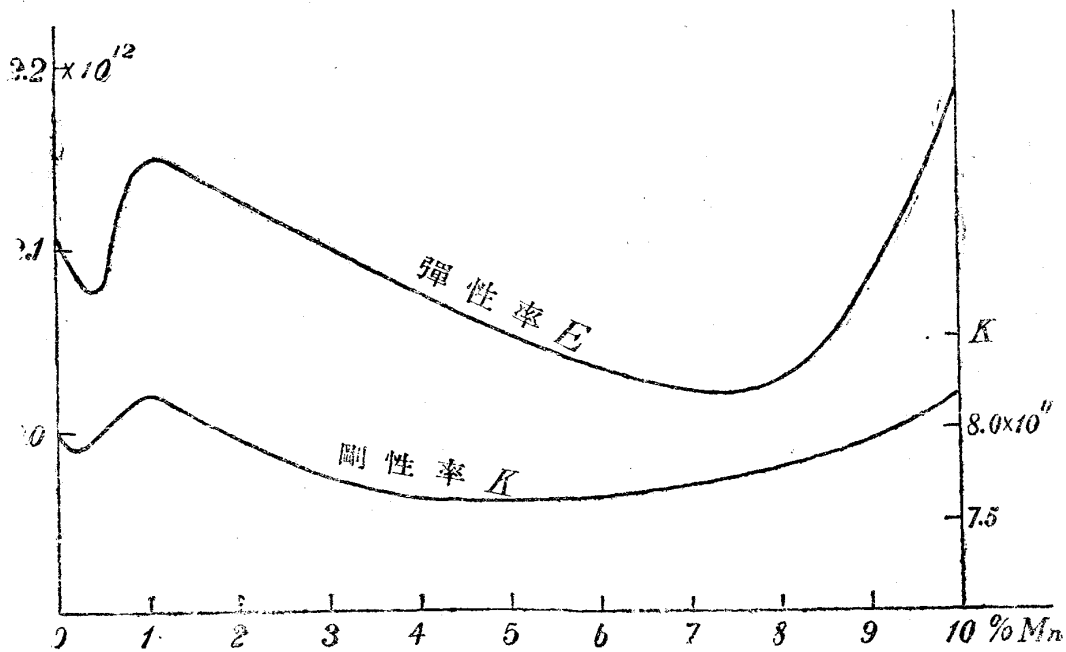
炭素鋼は普通多少のマンガンを含有するを常とするか故に、此元素か鋼の性質に如何なる影響を及ぼすかは重要な問題なり。マンガン鋼中にある化合物に就て現今信用すへきものはマンガンの炭化物 Mn_3O_4 と之とセメントタイトの複炭化物なり、複炭化物の存在はアーノルド及リードの研究に

我研究所に於て近く着手せんとす。マンガンと鐵との平衡圖は既にタンマンの研究によりて明かにして、此二元素は凡ての割合にて互に固溶體を作る。余輩は先づ炭素の少なきマンガン鋼に就て二三

141 圖 マンガン鋼



142 圖 マンガン鋼



よりて之を認むることを得。猶兩氏の説に従へば γ パーセント以下のマンガン鋼に於ける複炭化物の分子式は $3Fe_3CMn_2O$ なり。されど一般マンガン鋼の構造圖に至りては未だ信用すべきものなく、

の物理的定數を測定し、以て炭素鋼に於けるマンガンの影響を研究せり。

測定に用ゐたる試料は金屬マンガンと炭素0.2パーセント、マンガン0.1パーセントを有する鐵とを融解して作れるものにして、長さ20糎、太さ0.1糎の棒によりて物理的諸性質を測定せり。以下項を追ふて之を述へん。

a 熱傳導率及電氣傳導率

實驗の結果は141圖に示すか如し。其中注目すべき事項を次に述ふ。(一)熱傳導率とマンガン量との曲線は電氣傳導率とマンガン量の曲線と互に平行に變化す。(二)熱傳導率と電氣傳導率との比は略一定の値 1.95×10^{-4} を有す。(三)鐵にマンガンを加ふるに従ひ、兩傳導率は初は急速に減し、小なる極小を経てマンガンパーセントに於て小なる極大に達し、其後再び急速に減す。されど此減少の割合は次第に緩慢となり、2パーセント以上に於ては曲線は唯僅に下降す。

b 彈性率及剛性率

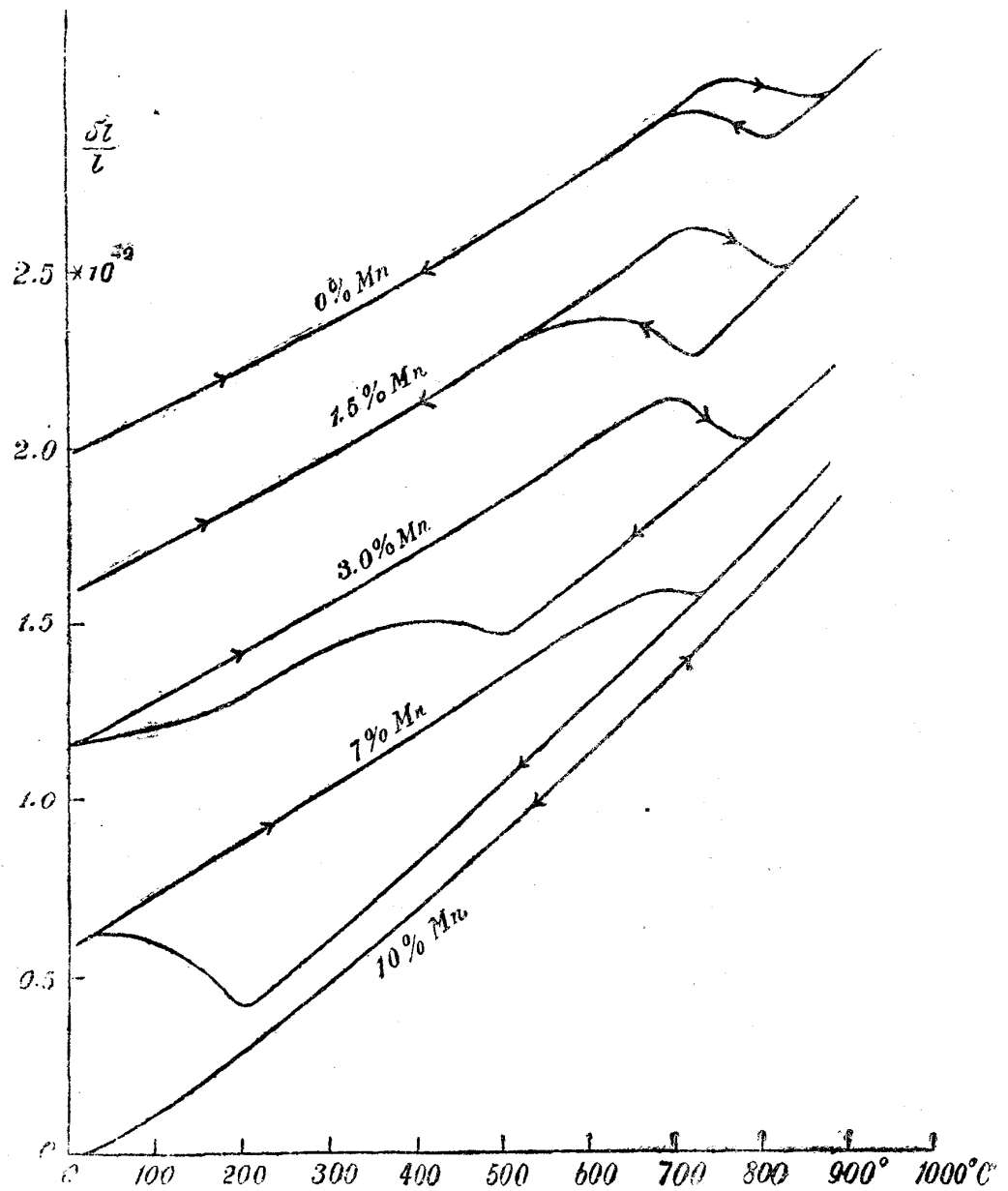
實驗の結果は142圖に示すか如く、鐵の彈性率及剛性率はマンガンの増加するに従ひ、始は少しく減少し、極小を経て増加し、マンガンパーセントに於て極大に達し、其後徐々に減少し、7.5パーセントに於て再び極小に達し、其後急速に増加す。

c 熱膨脹

143圖は熱膨脹測定の結果を表はすものにして、マンガンの増加するに従ひ、 $A_{61.3}$ 及 $A_{71.3}$ 點は共に下降し、且つ其間の距離益々増加するを見る。殊にマンガンのパーセントの鋼に於ては、既に其溫度履歴非常に大にして、殆ど約20パーセントのニツケル鋼の如し。又マンガンの10パーセントに於ては $A_{61.3}$ 及 $A_{71.3}$ の二點は共に常溫以下に降るか故に、曲線はオーステナイトの膨脹曲線を表はす。

144圖 a, b, c の三曲線は 100° , 500° 及 800° に於けるマンガン鋼の膨脹係數とマンガン量との關係を

143 圖 マンガン鋼



マルテンサイト鋼の膨脹係數とマンガン量の曲線はタングステン鋼の膨脹係數の曲線と酷似し、マンガンの加はるに従ひ、初は下降し、極小を経たる後上昇し、極大に達して再び徐々に減少す。又c線には極小を有せざるは注目し値す。

以上兩傳導率、彈性率、剛性率、膨脹係數等の結果をタングステン鋼の結果と比較するに、二つの場合

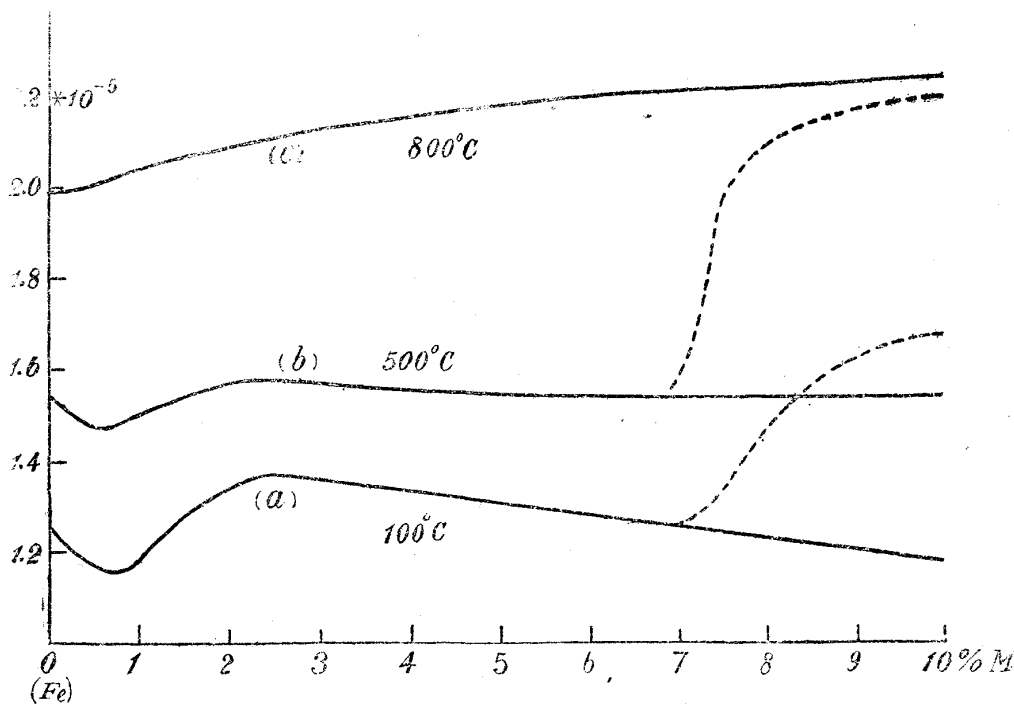
表はし、其中c線はオーステナイトの膨脹係數を表はし、b、cの兩曲線はマルテンサイト(マンガノパーセント以下はパーライト)の膨脹係數を表はす。又b、c兩曲線のマンガノパーセントより出づる點線はオーステナイトの状態に於ける膨脹係數を表はす、即ちオーステナイトの膨脹係數は一般にマルテンサイト或はパーライトの膨脹係數より著しく大なるを知る。

の諸曲線は互によく酷似す。是れマンガン鋼の構造とタングステン鋼の構造と類似する所あるを示す者なり。又化合物に就てはタングステン鋼の WO に

相當してマンガン鋼に於ては Mn_2O あり且つ原子量 W は原子量 Mn の三倍に近かし、また複炭化物 $4Fe_3C \cdot WO$ に相當して $3Fe_3C \cdot Mn_2O$ あるか如く、二つの場合に類似する點多し。但しタングステン鋼に於ては、タングステンの量次第に増加し、或量を超ゆるときはタングスタイドを生ずれともマンガン鋼の場合に於ては、マンガンの量炭化物を作るに必要な量を超ゆるときは、餘分のマンガンは單に鐵と固溶體を作るのみ。

若し上記の考眞なりとせば、マンガン鋼に於ける物理的諸性質の異常變化はタングステン鋼の場合と同様に説明することを得、即ち熱及電氣の兩傳遺率かマンガン0.7パーセントに於て極小を有するは複炭化物の作用と考ふるを得べく、又其後の減少は炭化マンガン及鐵中に溶解せるマンガンの作用と見做すを得べし。

144 圖 マンガン鋼膨脹係數



次に弾性率及剛性率の初の小なる減少はセメントタイトの減少に依るべく、次の極大は複炭化物に依り、其後の減少及増加は複炭化物の減少と、炭化マンガンの作用と見做すを得べし。合成効果と考へらる。

又膨脹係數のマンガン0.7パーセントの極小は炭化物により、其後の増加と減少とは複炭化物の減少と炭化マンガン及金屬マンガンの増加によるなり。オーステナイト鋼の膨脹曲線に極小の表はれざるは複炭化物か800に於て已に分解せることを表はすならん。若しマンガン0.7パーセントの極小か複炭化物の最大と一致するものと考ふれば、この化合物の分子式を導出することを得。今複炭化物の分子式を $(Fe_xC) \cdot Mn_yC$ と置き、其中にある炭素とマンガンの重量の比は丁度マンガン0.7パーセント鋼に於ける炭素とマンガンの比即ち $\frac{0.7}{2}$ に等しからざるへからず。即ち

$$\frac{(x+1) \times 12}{2} = \frac{3 \times 55}{7}$$

$$\therefore x+1=3.91, \therefore x=2.91$$

故に複炭化物の分子式は $3Fe_2.91Mn_1C$ なるを知る。以上は物理的考察によりて單にマンガン鋼の構造を豫想したるに過ぎず。余輩は近く磁氣分析法及顯微鏡的研究によりて之か事實に適合するものなりや否やを確めんとす。

第八章 硬度と組織との關係

a 硬度に關する學說

硬度なる語の内には種々の意味が含まれるか故に、之を科學的に定義することは頗る困難なりと雖、普通の意味に於て物體か硬しと云ふは、次の如き意義を有す。例へば机の表面を押せば歪みを生ずれども、押す力を去れば、弾性の界限以内には原形に復す。されど弾性の界限を越へて押すときは其表面は原形に復せず、此界限に於て押す力に抵抗する力の大小によりて物體の硬度の大小を測ることを得。即ち硬度か大なるは其抵抗の大なるを意味し、硬度の小なるは抵抗の小なるを意味す。普通用ゐらるゝブリネル硬度計は此意味に基づきて作らる。即ち硬き鋼鐵の球を試料の表面にあて、弾性の界限を越へて押付け、之を凹ますとき加へたる力と凹みたる面積との比によりて硬度を測る。例へ

は押す力を P とし、凹みたる面積を S とすれば $\frac{P}{S}$ は壓力の強さを表はす、此比は同一の球に於ては約一定の値を有するか故に、此比によりて硬度を表はせば上記の定義と合致す。

硬度なる語の意義を以上の如く定め、次に一通り硬度に關する在來の學說に就て述へんとす。硬度に關する在來の學說頗る多しと雖、大別すれば、次の四種に分類することを得。

(一) β 鐵の説 (β -iron theory)

此説に於ては β 鐵は獨立の相にして且つ硬き物質なりと考ふ。鋼鐵を健淬して硬くなるは、急速の冷却の爲めに高温度に於て安定なる硬き β 鐵が常温に於て保持さるるに依る。即ち硬きマルテンサイトは β 鐵の常温に於ける状態なりと考ふ、されとマルテンサイトと β 鐵とか同一物なることは甚た疑はし、何となれば β 鐵は純鐵の場合に最も廣き温度の區域に渡りて存在し、炭素の増すに従て其區域減少し、炭素 0.6 パーセント以上の鋼に於ては零となる。然るにマルテンサイトは炭素の増加するに従ひ著しく表はる。又熱膨脹と温度の曲線に於て β 鐵は α 鐵と高温度に於ては略々其長さを等しくするも、 β 鐵とマルテンサイトとは其密度著しく異なる、従て β 鐵とマルテンサイトとか同一物質なりと考ふるを得ず。即ち此學說も事實を表はすものに非らざらん。

(二) 非結晶質説 (Amorphous theory)

非結晶質とは結晶質にあらざるものを云ふ。今鐵を彈性の界限を越へて索引するときは、鐵を構成する數多の小結晶の間に迂りを生し、摩擦熱のために、結晶の表面の極めて薄き層一時融けて非結晶性の物質を生し、之か小結晶間に在りてセメントの作用を爲し、全體として硬度を生するものと考へらる。又鋼の健淬の場合に於ても、其組織中に急速の冷却によりてマルテンサイトを生する際、其結晶の間に非結晶のセメントを生して結晶を結合せしめ硬度を増すものとす。されと此説も疑はしき點少なからず。例へば彈性の界限を越へて索引するとき多少結晶間に迂りを生するも、其摩擦熱により

て薄層か一時なりとも融解するとは考へ得ざるなり。單に結晶か破壊するのみにては結晶性を失はざるか故に、非結晶質たること能はず。又、健淬の場合に於ても、鋼は高温度に於て已に結晶しつつあるか故に、急速冷却の爲め結晶か破壊して、非結晶性になるものとは考へ難し。然し一步を譲りて非結晶のセメントを生じたりとするも、マルテンサイトの結晶自身かフュライトよりも硬きことを説明するに非されば、健淬によりて生ずる硬度の説明と考ふるを得ず。何となればセメントは硬くしてマルテンサイトの結晶をよく粘着せしむるも、結晶自身強からされば、全體として硬度の大なるものとは考へ難し。恰も煉瓦壁に於てセメントか如何に強くとも煉瓦自身か弱ければ、全體として強からさると同一なればなり。歐米の冶金學者の中には小結晶の周圍のセメントは非常に強き物質なりと考へ之を基礎として種々の議論を爲せるものあり、之れ實際物體を引裂かんとするとき物體は結晶塊の境界より切れさることより推論したる結果なりと雖、此結論は正しからず。何となれば張力を假りに之れとす。の角をなす二組の γ りと水壓とより成るものと考ふれば、滑りは先つ γ りの面に沿ふて起らざるへからず。然るに結晶塊の境界は種々の方向に向ふか故に必ずしも γ りの方向と一致せず。従つて境界か内部より殊に弱きに非されば、切目は境界に沿ふて起らず、従て結晶塊の境界に於て破れざるは境界か内部より著しく強しといへる證明たる能はず。

(三) 内部歪説 (Interstrain theory)

此學說に於ては内部の歪によつて硬度を説明す。例へば或金屬を高温度の狀態より急速に冷却すれば、收縮の際内部は極て強き歪を受けたる状態にあるか故に硬度大なるなり。又鐵棒を彈性の界限を越へて引張るとき、硬くなるも内部歪の爲めなりとす。されど健淬は必ず A_1 點以上より急速に冷却するを要すること及純粹の金屬に於ては健淬の効能なきことは此說に反證を與ふるものなり。又内部歪を受ければ何故硬度を増すかの所以を説明せされば、此說も學說として不完全のものならざる

を得ず。

(四) 固溶體説 (Solid solution theory)

此説に於ては甲の金屬と乙の金屬と互に溶解し得るものなれば、其合金の硬度は一般に其成分の何れの金屬の硬度よりも大なりと云へる事實を基礎として説明す。例へば鋼か健淬によりて硬度を増すはセメントタイトか鐵とマルテンサイトなる固溶體を作りて存在するによるものなりとす。されど此説によりて低温加工 (Cold working) の爲めに金屬の硬度を増す所以を説明するは困難なりと云はざるへからず。

要するに以上の諸説は皆一部分の説明にして不充分なりと考へらるるか故に、余は一層深く立入りて之か説明を試みんとす。

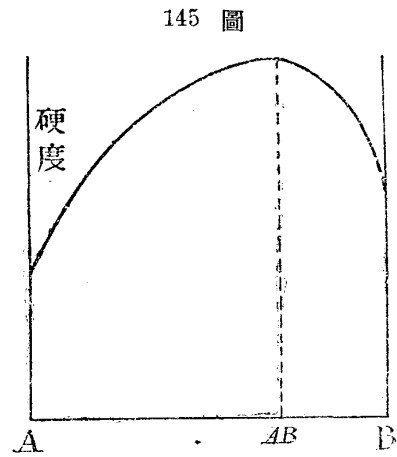
一物質の硬度の原因を探究するに、之を二種に分類するを便とす。即ち

(i) 分子力の大小による硬度。 (ii) 組織によりて生ずる硬度。

先づ分子力の大小によりて生ずる硬度に就て述へんに、金屬の分子間力か強ければ強き程外より之を引張或は壓縮するも容易に歪むことなし。即ち分子力か大なれば大なる程物質の硬度は大なり、此種の硬度は物質の組織に關係せず。今二つの金屬 A 及 B か固溶體を作る場合には、一般に合金の硬度は成分の金屬の何れの硬度よりも硬く、且つ其硬度は兩金屬か原子量の割合にて入込むとき最も大なる硬度を有す。上圖は A 及 B の割合によつて硬度の變化する有様を示す。以上固溶體の硬度に關する説はタンマンの説なるも、素より多少の例外あるなり。

抑も二つの金屬か互に溶解することは、A 或は B 金屬の分子か他の金屬の分子を引く力か、同種の金屬の分子を引く力よりも大なるを意味するか故に、此二つの金屬か一固溶體を作れば、平均の分子力は以前よりも増すか故に、合金の硬度を増すべきなり。且つ硬度の最大か各金屬の一原子量つつの

割合の所に生ずる事も、當然の結果と考へらる。



次にマルテンサイト組織は何故に普通の鐵より硬きかを説明せん、一般に金屬の化合物は其金屬よりも硬きもの多し、之れ互に化合物を作る原子間の引力は各元素の原子間の引力よりも著しく強かるべきか故なり。セメントタイトか鐵よりも硬きは同理による、又マルテンサイトは鐵とセメントタイトとの固溶體なるか故に、鐵よりも硬きは當然なりと云ふことを得へし、從て健淬によりて硬度の生ずる所以を了解することを得。

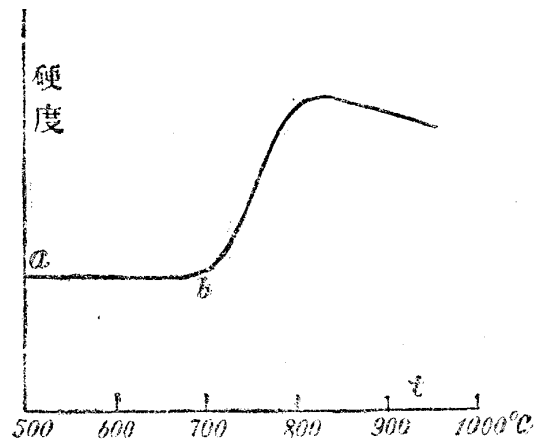
次に組織によりて生ずる硬度を論せん。針金は横より押す力に對しては容易に曲かると雖、張力に對しては非常に強し。マルテンサイトは無數の針狀結晶の集合より成るか故に、若し假に針の方向か悉く平行しあるものと考ふれば、結晶の方向の張力に對しては非常に強し。然るに針狀の結晶は實際種々雜多の方向に向ふか故に、之を任意の方向より押せば、一部分の結晶は縦或は横より押さるることとなるも、一部分は張力を受くへし。從てマルテンサイトの組織は何れの方向より押すも結局之に抵抗する力は強大なり。恰も自轉車のスポークは甚だ細く其數少なきに關らず、よく強大なる壓力を支へ得ると同一なり、之れ自轉車の車輪の上に作用する強大なる壓力かスポークの張力と鈞合ふか故なり。以上は硬度か組織によりて生ずる所以なるも、マルテンサイトの硬度は一方に於て組織に關係なき固溶體の強き分子力に歸因し、他方に於ては無數の針狀を爲せる組織による。

次に此說によりて普通注目せらるる二三の現象を説明せん。

(一) 例へば鋼鐵の健淬溫度を種々に變し、其硬度をブリネル硬度計によりて測れば圖に示すか如き曲線を得。即ち健淬の溫度か 700° に達する迄は硬度は殆ど變化せざるも其溫度か 700° を越ゆれば急

に増加し、 300° に於て最大に達し、其後は却つて多少減少す。

146 圖



硬度少しく減するを見る。

(二) 次に低温加工によりて生ずる硬度を述べん。鋼鐵を弾性の界限を越へて引伸して硬度を増すは恰も自轉車のスポークをしめて車輪の強直を生ずるに同じ。即ち低温加工は小結晶に強度の張力を與ふるに等しきか故に硬度を増すへきなり。此點に於て余の説は内部歪説と合致す、されど内部歪説に於ては何故に内部歪か著しき硬度を生ずるかを説明せずと雖、余の説は之を機械的に説明せり。又低温加工によりて硬度を増加せる物體を鈍すは、小結晶の張力を緩むるに等しきか故に硬度を減少すへき理なり。

(三) 次に磁石鋼に就て述べん。獨逸のポッシュ、奧太利のベラー、其他歐米の磁石鋼は皆タングステン鋼なり。之に耐久的磁性を帶はしむるには、 300° 乃至 350° より健淬するを常とす。今之を 500° 倍程の顯微鏡によりて見るときは、無數の微細なる針狀結晶の集合より成る。此の状態にある鋼は余の説に従

今此變化を余の説によりて説明せん。146圖の部分に於ては未だ A_1 變化を生ぜざるか故に、固溶體及針狀の組織を生ずることなし。從て健淬によりて硬度を増さす。然れども 700° 以上に昇れば、 A_1 變化が始まり、從て其温度より健淬すれば多少の固溶體從てマルテンサイト組織を生ずるか故に、硬度と共に急速に増加す。温度か約 800° に達すればセメンタイトは總て固溶體となり細小なる針狀の結晶より成れるマルテンサイト組織なるか故に硬度は最大に達す。以後温度を高むるも固溶體の濃度は之れ以上増加することなく、且つ針狀結晶の大きさを増大し、多少オーステナイト組織を交ゆるか故に、其

へは硬度大ならざるへからず。又耐久磁石の理論より見れば、結晶微細にして錯雑すればするほど強き耐久磁石が得らるる筈なり。實際健淬せる磁石鋼は極めて堅きと同時に大なる耐久性を有す。一般に鋼の硬度と耐久磁性とは平行に變化するものなり。

b 高速度鋼の硬度

前に述べたるか如くタングステンと鐵の化合物なるタングスタイドは、常溫に於てタングステンの0.1パーセントまで鐵に溶解するも、1100°に於ては12パーセント、1300°に於ては20パーセントと云ふか如く次第に多く溶解して固溶體を作る。若し是等のタングステン鋼を高溫度より急速に冷却すれば、タングスタイドの大部分は其儘固溶體として鐵に含まる。然るにタングスタイドは金屬のタングステンよりも硬く、且つ此タングスタイドを多量に固溶體として有する鐵もまた著しく硬し、従て多量にタングステンを有するタングステン鋼を急に冷却すれば著しく硬き合金を得。

高速度鋼は既に述べたるか如く、通常タングステン₁₀乃至₂₀、クロム₅₀乃至₆₀、炭素_{0.7}乃至_{0.8}パーセントを有する一種のタングステン鋼にして、其硬度は鐵中に固溶體として存在するタングスタイド、クロム、炭化クロム (Cr₂C₃) 等による。但し茲に注意すべき事項は、刃物として適切なる性質は一樣なる組織を有する固溶體よりも、無数の微小なる結晶粒を有する硬き組織なり。此種の組織は恰も鋸の刃の如き作用をなし、又ダイヤモンドボリリングの棒の尖端の如き作用を爲すか故に、刃物鋼として適するなり。高速度鋼として他の重要なる性質は、溫度か可なり昇るも容易に反淬せざることにして、高速度鋼か此重要なる性質を有することは已に述べたる所なり。

扱炭素鋼に於けるセメントタイトは標準状態に於ては、常溫にて鐵に溶解せず。故に之をA₁點以上に熱して急速に冷却するときにはセメントタイトは常溫に於て固溶體の状態に保たるるも、溫度少しく上昇すれば分離す。故に一旦健淬して著しく硬度を増せる炭素鋼も、溫度上昇すれば容易に其硬度を失

ふか故に、高速度鋼として用をなさず。然るに高タンゲステン鋼は常温に於ても已に多量のタンゲスタイドを固溶體として含むか故に、之を高温度に熱して急速に冷却し、更に多量のタンゲスタイドを固溶體として含ましむるときは、再ひ之を熱するもタンゲスタイドは、セメントタイトの如く容易に分離することなし。例へば固溶體のセメントタイトは300。位にて大部分分離するも、過分に溶解せるタンゲスタイドは500。以上の高温度に至らされは、分離せず。隨て可なりの高温度になるも硬度を減せず、之れタンゲステン鋼の高速度鋼に適する所以なり。

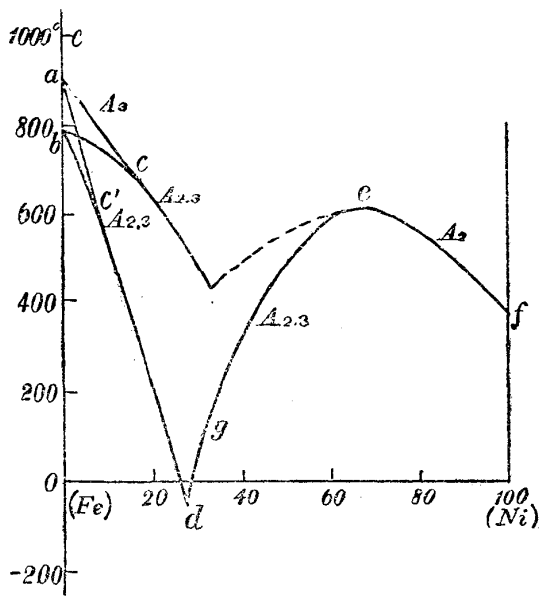
H.S. 高速度鋼は齋藤省三氏かタンゲステン鋼、クロム鋼及在來の高速度鋼等に關する理論的研究の結果を參考し、四箇月の研究の後製作されたる一種の合金鋼なり。此鋼はステライトの如く鑄たるまゝにて已に著しく硬く、之を適當の温度にて焼入するときにはブリネル硬度800。以上に達し、容易にガラスを傷つくことを得。且つ此鋼は550。乃至700。に於て始めて反淬せらるるか故に高速度鋼に適す。此鋼は初は脆くして鍛錬に困難なりしも、其後の研究によりて自由に鍛錬するを得るに至れり、然かも焼入後の硬度は以前に戻ることをなし。

第九章 ニッケル鋼の非可逆性

a 可逆及非可逆性

ニッケル鋼 (Nickel steel) に於てニッケルが10乃至30パーセントのものは磁氣と温度の曲線が加熱の場合と冷却の場合とは著しく異なる、即ち加熱の際に磁氣を失ふ温度 T_{50} は冷却の際に磁氣の始まる温度 T_{10} より著しく高く、其の差は500。以上に達するものあり、磁性の外凡て他の物理的性質例へば彈性、熱膨脹、熱傳導、電氣抵抗等も皆同様の非可逆的變化をなす。之れ鋼の内部に於ける或變化に基因するものなれば、凡ての性質は同様の變化をなすべき筈なり。故に此種のニッケル鋼を非可逆ニッケル鋼と名づく。又ニッケルの35パーセント以上の鋼に於ては、冷却の場合も、加熱の場合も、諸種の物理的性質は

147 圖



全く可逆的に變化す、但し加熱冷却の速度を充分に小ならしむるを要す、故に此種の鋼を可逆ニッケル鋼と名づく。

爾來ニッケル鋼の物理的及機械的性質に關する研究極めて多しと雖、上記非可逆變化の原因に付ては充分なる説明なかりき、先づ此非可逆變化の原因は炭素に非らざるは明なり、何となれば殆ど炭素を含まざるニッケル鋼に於ても、同様に非可逆變化を呈すればなり、又諸種の強磁性合金中多少非可逆變化を表はすものは必ず鐵を其成分とし、之を含まざる強磁性體は可逆性を有す。例へはニッケルとコバルトの合金は凡て可逆的なるか如し、之によつて見れば非可逆性の原因は鐵にあること明にして、後に説明するか如く、 A_3 變態に及ぼすニッケルの影響に外ならず。

爾來此非可逆變化を説明する學説は、何れも Fe_3Ni なる化合物の存在を假定すと雖、其論據至て弱し、ギユートラー及タンマンの研究せる鐵とニッケルに於ける融解點と濃度の曲線即ち平衡圖によるも、鐵とニッケルとは凡ての割合にて固溶體を作る金屬にして、且つ其形より見るも化合物の存在を認むること能はず。故に以下化合物を假定せずして非可逆性の説明を試みんとす。

余輩は先づ炭素0.05パーセント、他の不純物何れも0.1パーセント以下の鐵と、カールバウム製の粒狀ニッケルとを種々の割合に混して融解し、之より太さ五耗、長さ七厘の棒を作りて、 A_2 及 A_3 點を測定せり、但し A_2 點は磁力計によりて、測定し、 A_3 點は感度大なる振り秤にて磁氣的に測定せり。147

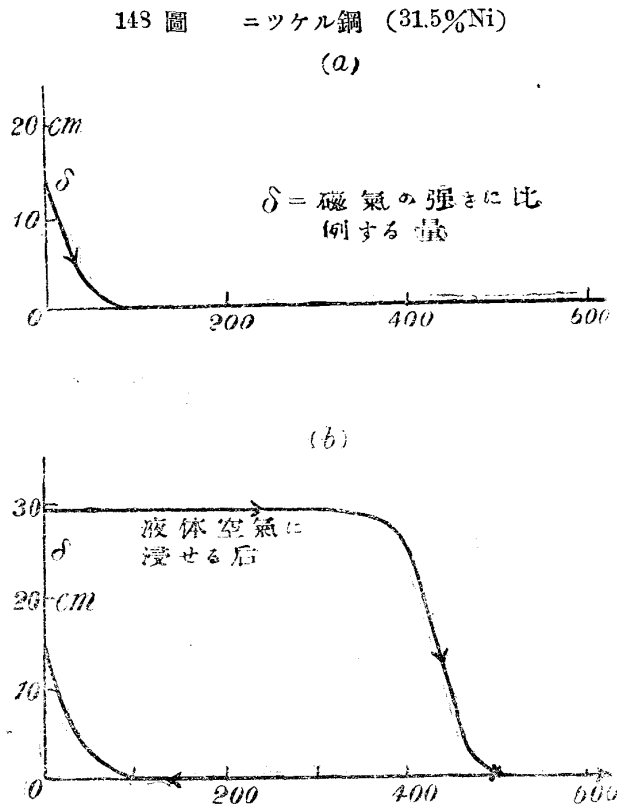
圖は此觀測の結果を示すものにして、先づ純鐵にては A_3 變化は非連續的に起り、且つ $A_{2.3}$ 及 A_2 點の

差は殆ど消滅す。然るにニッケル鋼に於てはニッケルの増加するに従ひ、 A_3 及 A_1 點は夫々 ae , ac 線に沿ふて下降し、其差次第に増加す。然るに γ 鐵は非強磁性體なるか故に A_3 點の下降と共に、 A_2 點も亦下降す。従てニッケル量 60 パーセント以上に於ては、 A_3 點は常に A_2 點に合致す。然らばニッケル量 60 乃至 80 のニッケル鋼に於て、ニッケルの A_2 點 (80) 以下にあるニッケルは、何故磁性を帯ひざるか、之れニッケルか非強磁性の γ 鐵と固溶體を作るによる、何となれば、タンマンの研究によれば、非強磁性體と強磁性體とか固溶體を作る場合に於て、強磁性體の量か或る値を超過せされば、強磁性體は磁性を呈せず、従てニッケルは其 A_2 點以下にあるに關らず磁性を生せず。

一般に強磁性體に之と固溶體を作り、且つ低き A_2 點を有する強磁性體を加ふるときは、其 A_2 點は下降し、高き A_2 點を有する強磁性體を加ふるときは上昇す。其理由は後に譲りて、先つニッケル鋼に於ける A_2 點の變化を説明せん、純ニッケルに高き A_2 點を有する鐵を少しつゝ加ふるに従ひ、ニッケルの A_2 點は e 線にて示すか如く上昇す、之に反して鐵に低き A_2 點を有するニッケルを少しつゝ加ふるに従ひ、鐵の A_2 點は bc , bd 線に示すか如く次第に下降す。若し鐵に次第にニッケルを加ふるか爲め鐵の A_2 點次第に下降し、著しくニッケルの A_2 點以下に下るときは更にニッケルを加ふるに従ひ鐵の A_2 點は再び増加すへし。何となれば A_2 點は一方ニッケルの増加の爲めに生ずる A_3 點の下降に伴ひて低下し、他方其 A_2 點以下にあるニッケルの量の著しく増加するか爲め上昇せんとす。従つて是等二つの反對の作用の爲め、 A_2 點對濃度の曲線に極小を生ず、此極小は多少含有炭素の量によりて異なり、低炭素鋼に於ては約 0.15 パーセントの所にあり、ニッケル量更に増加するに従ひ、 A_2 點は上昇し、遂にニッケルの A_2 點を越へ、 dge の線に沿ふて増加し、ニッケル量 60 パーセントに於て e 線と合致す。かくの如く吾人は一つも化合物の存在を假定せずして、よく特異の形をなせる變態點對濃度の曲線を説明するを得たり。猶 A_3 變態の大きさはニッケル量の増すと共に初は増加し、最大を経て後減少す、而して後に説明

遂に10パーセントに於て消失するものと考へらる。

次に何故に強磁性體のA₂點か之と固溶體を作る非強磁性體の加はるか爲め下降するやを説明せん。前に述べたる磁氣の理論に従へば、A₂變態は分子磁石か軸の周の廻轉のエネルギーを得る動作にして、其廻轉のエネルギーが充分大なれば強磁性體は遂に常磁性體となる、而して其間に吸収せらる



可逆的なれとも、若し冷却の温度が常溫以下に降らざるときは、また降るときは非可逆的となる。35パーセント鋼は通常可逆鋼と稱せられ、之を液體空氣の低温度まで冷すも尙其可逆性を失はずと雖、30及32パーセント鋼より推論すれば、此鋼を絶對零度に近き低温度まで冷却するとき、非可逆性を呈するものと考ふるを得へし、何となれば32パーセント鋼まで表はるゝ大なる非可逆性か、35パーセントに於て急に可逆的となることは想像し難ければなり。後に説明するか如く此非可逆變化は30パーセントより次第に減し

するか如く、ニッケル量35パーセント以後に於ては著しく小となり、ニッケル量約10パーセントに於て全く消失す。

前圖の線中ニッケル27乃至32パーセントの鋼は實際大なる非可逆鋼なり。されど35パーセントのニッケル鋼は可逆鋼なり。然るに非可逆鋼に屬するδの曲線は可逆鋼に屬する曲線δ₁の引續となるか故に、曲線δ₂に相當する鋼は一方より見れば非可逆的となり、他方より見れば可逆的となる。實際にニッケル31.5パーセントの鋼は143圖に示すか如く、冷却の温度が常溫以下に降らざるときは

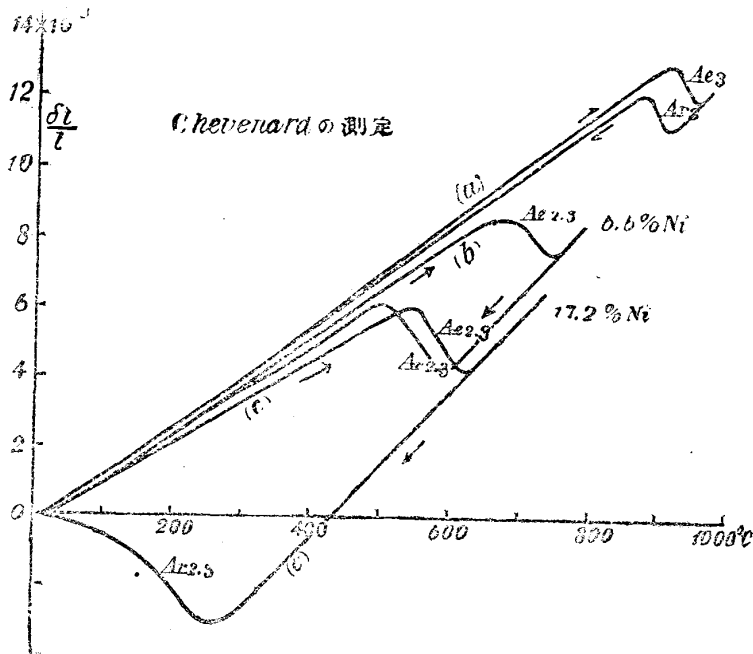
るエネルギーは、 A_2 變化の爲に吸収せらるゝ熱量に相當す。今多大の廻轉エネルギーを有する常磁性分子か、強磁性分子間に交りて存在するときは、強磁性分子は A_2 點に近づくに従て、常磁性分子との熱的衝突によりて、強磁性分子のみ存在する場合よりも、多くの廻轉エネルギーを得べきなり。故に強磁性體の溫度を次第に高むれば、 A_2 點は多少低溫度にて達せらるへく、即ち A_2 點の下降を生ずべきなり。同様にタンマンの法則をも説明することを得。即ち大なる廻轉エネルギーを有する非強磁性分子の間に、小數の強磁性分子を交ゆるときは、後者は熱的衝突の爲めに容易に其近隣の分子より廻轉エネルギーを受くるか故に、強磁性分子も常磁性分子となる。從て非強磁性體か固溶體として少量の強磁性物質を含むときは、合金は非強磁性となるへし。

b. 熱膨脹 附アンバー (Invar) の説

ニッケル鋼の熱膨脹は、 A_3 變態の爲めに異常の變化をなす。ニッケル鋼の高溫度に於ける膨脹に就ては、已に數多の學者の研究あるか故に、此所には單に其結果に就て述へんとす。先づ純鐵の膨脹より論せんに、前に述べたるか如く、溫度の昇るに従ひ初めは殆ど直線的に延び 300° を越ゆるときは、 A_3 變態の爲め一時急に收縮し、其後再び直線的に膨脹す (Fig. 圖 3) 次に溫度を下せは初め直線的に收縮し 300° より A_3 變態の爲め一時急に膨脹し、殆ど加熱のときの曲線と合し、其後溫度の下降と共に直線的に收縮す。通常 A_3 は A_{13} よりも 20° 乃至 30° 高し、されど若し鐵か極めて純粹にして、加熱及冷却を極めて徐々に行ふときは、 A_{13} と A_3 とは一致するも、鐵と固溶體を作る他の金屬か之に加はるときは此二點の差は著しく大となり、極めて徐々に加熱冷却を行ふも二點を合致せしむること能はず。鐵は 300° 以下に於て A_1 變化を爲すと雖、此變化に際する熱膨脹の變化は、前に述べたるか如く殆ど認むること能はざる程小なり。

扱て鐵とニッケルとは固溶體を作るか故に、鐵にニッケルを加ふるに従ひて、 A_3 點は下降し、同時に

149 圖 熱 膨 脹



A_{c3} と A_{r3} 點との差は次第に大となる。149 圖 b, c 等の曲線は夫々ニッケルの 6.5 及 17.2 パーセントを含めるニッケル鋼の熱膨脹を表はす、之に依れば、ニッケル量の増加するに従ひ、 A_3 變態の如何に變化するかを明かに見るを得、例へば 17.2 パーセントの

ニッケル鋼の冷却に際する收縮を考ふるに、700°より温度の下降するに従ひ、始めは其長さ直線的に收縮し、之に對する膨脹係數は普通大の値を有すれども、300°附近に於て A_3 變態の始まるに従ひ收縮の割合次第に減少し 250° に於て殆ど零となる、尙温度を下せば、却つて膨脹す。従つて膨脹係數は 300° より次第に減し、遂に零となり、其後は負號を有するに至る。然るに此所に注意すへきは、所謂非可逆ニッケル鋼にありては、熱膨脹も亦非可逆的なることなり、即ち冷却に際する膨脹の模様と再び之を熱する際の膨脹の模様とは著しく異なる、例へば 17.2 パーセントのニッケル鋼を約 230° よ

り再び熱すれば、其點より直に著しき割合を以て膨脹す、即ち冷却の際に於ける膨脹係數は 250° 附近に於ては殆ど零なるも、之を再び 230° より熱すれば普通大の膨脹係數を有す。

次にニッケル 31.6 パーセントを有するニッケル鋼に就て述べん。此ニッケル鋼は零度以上に於ては可逆性なりと雖、一旦之を液體空氣の低温度に下せば、非可逆性となる、此可逆及非可逆的變化は前に述べたるか如く、磁氣の強さと温度との關係を表はす曲線 149 圖 a 及びにより明瞭に表はさる。斯の如く此鋼は常温以上に於ては可逆的變化をなすか故に、常温附近に於ては熱膨脹も亦可逆的變化

を爲し、且つ小なる値を有す。

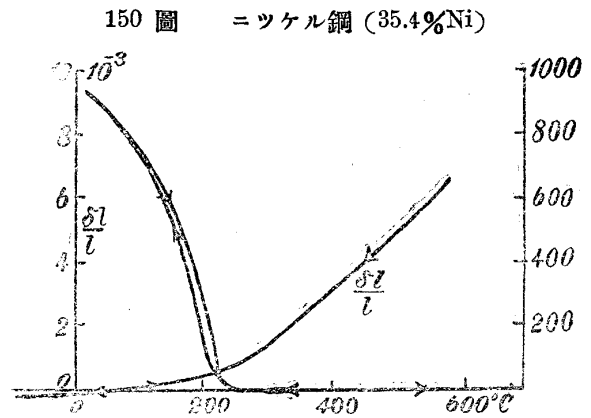
終にアンバーに就て述べん。アンバーはニッケル 35.4 パーセントを含むニッケル鋼に少量のマンガンを加へたるものにして其著名なる所以は熱膨脹係數か非常に小にして、普通鋼の二十分の一以下の値を有し、種々の目的に使用して非常に便なるか故なり。例へば測量用テープ或は線條として使用すれば、温度の變化によつて生ずる長さの變化は極めて小にして、正確に之か補正をなすことを得。又此鋼を時計の振子に用ふれば、温度の變化によりて生ずる時間の狂ひを防ぐことを得。鐵及ニッケルか普通の膨脹係數を有するに係らず、何故に是等の合金なるアンバーか、かく小なる膨脹係數を有するかは未だ満足すへき解決を得ず。是迄アンバーに付て提出されたる説は何れも化合物説なり。ニッケル 35.4 パーセントは略々 $\text{Fe}_{21}\text{Ni}_{11}$ に相當す、一般に化合物は之を構成する成分の性質と、全く異なる性質を有するか故に、アンバーか化合物なりとせば、鐵及ニッケルより著しく異なる特種の性質を有することは了解し得らるへし。されと前に述べたるか如く、他の方面の研究の結果により、アンバーは化合物にあらずと云ふ有力なる證據あるに關らず、膨脹係數の非常に小なることを説明せんか爲め、普通化合物なるの見地より之を解釋することとなれり。故に余は化合物説によらずして之か説明を試みんとす。

アンバー即ち 35.4 パーセントのニッケル鋼は常溫以上に於て可逆性を有するのみならず、之を液體水素の低溫度に冷すも尙其可逆性を失はず。されと之をニッケル量の僅か少なき前記のニッケル鋼と比較して考ふるときは、若し之を一層低溫度なる絶對零度附近まで冷すときは、非可逆性を得るものなるは容易に推知するを得ること已に述べたるか如し。従てアンバーは非可逆鋼の一つなり。普通ニッケルの 30 パーセント以上を有するニッケル鋼を可逆鋼と稱すと雖、余の見所によれば前に述べたるか如く、非可逆性は 30 パーセントに終らすして、70 パーセントまで達するものと考ふる

を適當とす。抑も非可逆性の原因はA₃變態にあるか故に、非可逆性の消失はA₃變態の消失と同時にならざるへからず。然るにA₃變態はニッケルの量80パーセントまでは其存在を證明せる證左あるか故に、多分ニッケルの量約70パーセントにて、非可逆性は消失するものと考へらる。此A₃變態の存在を證明するものは異常の熱膨脹なり。此異常熱膨脹はアンバーに於ては非常に明瞭に認むることを得。ニッケルの量80及90パーセントを越え、95パーセントまでは尙異常膨脹を認むることを得。故にA₃變態はニッケルの量約70パーセントまで存在するものと考へらる。Fig. 圖に於てニッケル80及90パーセントの間に引かれたる點線は、非可逆性を得たる後に於ける加熱變態點の位置を豫想せる線なり。從て非可逆性はニッケル70パーセントに於て、全く消失するものと考ふるを適當とす。從てアンバーも余の考に從へは非可逆鋼の一つなり。アンバーの非可逆鋼の一なるは次の事實によりても推知することを得。即ち此鋼は高温度より冷却して得られたるものなるか故に、常溫に於てはA₃中の一點にあるものと見ることを得。從て此鋼は極めて徐々に延ひつゝあるものならざるへからず。實際アンバーが長年月に渡りて延長するものなることは、ギオームの研究によりて明なり。此事實はアンバーか非可逆鋼の一なることを裏書するものなり。

アンバーに於ける磁氣と温度及膨脹と温度との關係はFig. 圖に示すか如し、即ち液體水素の低温度に至るまで磁氣及長さの變化は共に可逆的なり。尙此二量の温度に對する變化は互によく類似するを見る。此鋼に於てはA₃點は下降して、A₂點と相合し、約200°C.より變化を始め、常溫に至るも尙變化の途中にあるを見る。膨脹係數は常溫より200°C.の間に於ては極めて小なるも、200°C.以上に於て急速に増加し、300°C.以上に於ては殆ど通常の値に達す。是に由て見ればアンバーの特性はニッケルによりて生ずる鐵の變態點の下降に歸因するものにして、A₃變態に於ける收縮の最小部か、常溫附近に下れるによりて生ず、故にこのニッケル鋼に多少他の金屬元素を加へて、常溫に於ける膨脹係數を一層小な

らしむることも不可能には非ざるを知る。若し A_{Fe} に歸因する最小なる部分か少しく常溫以上に昇

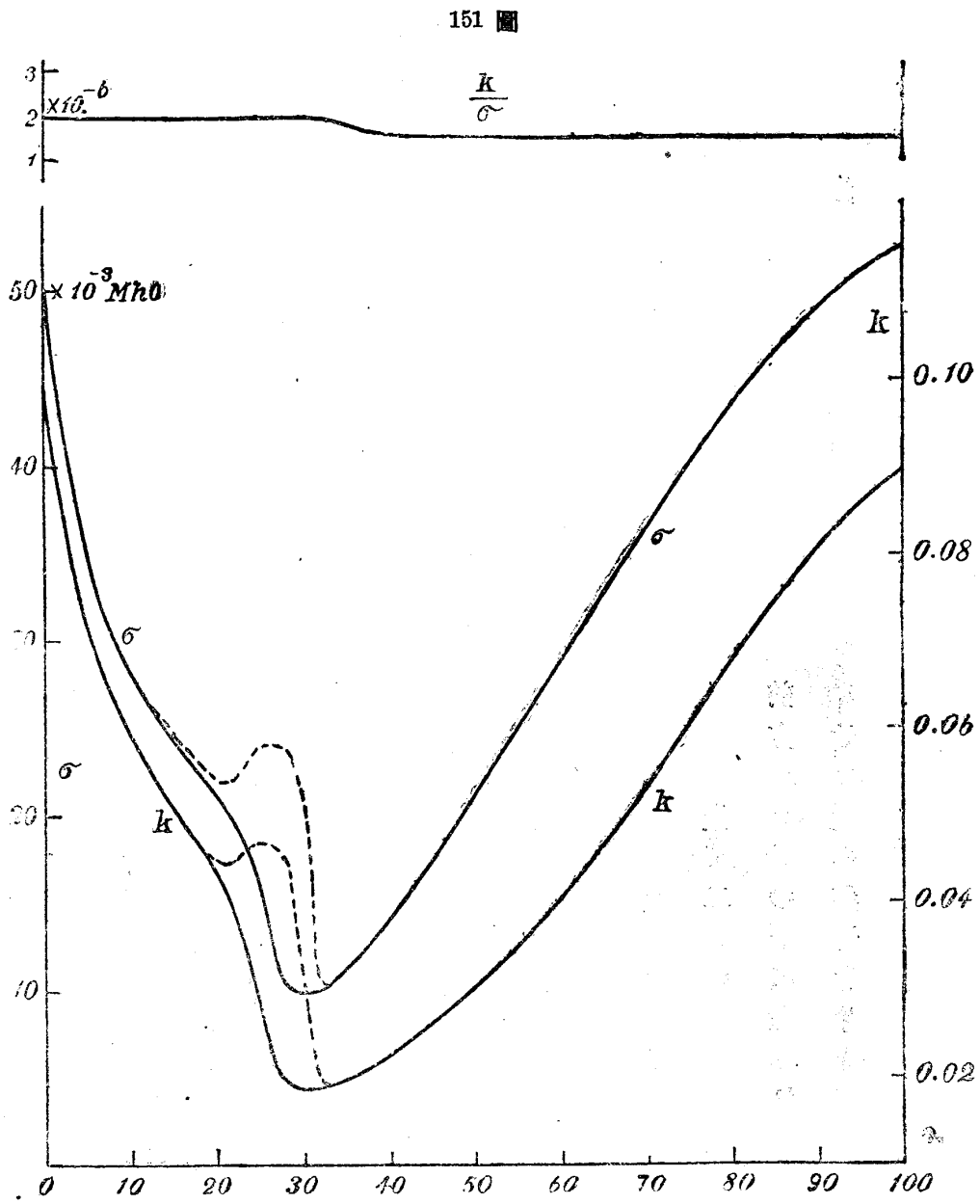


れは、常溫に於ける膨脹係數は小なる負數となる。現今用ゐらるゝアンバーは 150°位まではアンバーとして用ゐらるゝも、其以上の溫度に於ては膨脹係數次第に増大し、アンバーとして用を爲さざるに至る。されと又之に他の金屬を適當に加ふれば、例へば 100°より 300°或は 200°より 400°等の溫度間に使用し得へきアンバーをも作り得へき理なり。マンガラン及クロムも亦鐵の A_3 變態點を著しく下降せしめ、且つ之に非可逆性を帶はしむることニッケルの如し。故にマンガラン鋼及クロム鋼も之に適當なる他の元素を加へて、アンバーを作り得へき望なきにあらず。

c. 熱傳導率及電氣傳導率

前記の方法によつて 5 種の種々のニッケル鋼に就て、熱傳導率と電氣傳導率とを測定せる結果は 151 圖に示すか如し。圖によりて見るに熱傳導及電氣傳導と濃度の關係を表はす二曲線は互によく平行に變化す。ニッケルの傳導率は鐵の加はるか爲めに著しく減少し、鐵 30 パーセントに於て最小に達す。同様に鐵の傳導率はニッケル量の加はるに従つて急速に減少す。圖の點線は試料を一度液體空氣の低溫度に浸したる後觀測せる結果にして實線は高溫度より徐々に冷却せる場合の結果なり。兩者はニッケル量 50 乃至 80 パーセントの間を除けば互によく合致す。點線はニッケル 20 及 30 パーセントに於て、夫々最小及最大を通過し、前記の大なる極小に達す。然るに實線は 30 パーセントに於て、單に反曲點を有するのみ。又兩傳導率の比は一定の値を有せざるも、然かも其差は傳導率の變化の大なるに比すれば大なりと云ふを得す。且つニッケル量 30 パーセント以上と以下に於ては其比略々一定す。即

る前數箇月間之を放置するを常とす。此長さの漸次的變化の原因に就ては爾來満足なる説明なかりき。ブラッシ及ハッドフィールド (Brush, Hadfield) は熱の發生に就きて數多の實驗を爲して次の結論に到着せり。即ち健淬鋼は強き歪を受けて不安定の状態にあるものにして、此歪の徐々に緩むに従ひ



ち前者は平均 1.98×10^{-6} の値を有し、後者は 1.68×10^{-3} の値を有す。又非可逆鋼に於て、高温度より冷却せる場合と、液體空氣に浸せる場合とは、兩傳導率の値に於て大に異なると雖、其比は同一の値を有するは注目し値す。

第十章 鋼の健淬に伴ふ二三の現象。

a 炭素鋼の健淬後に於ける緩慢なる長さの變化

健淬即ち焼入されたる鋼は數箇月に涉りて漸次其長さを變し、又熱の發生を伴ふ。故に爾來健淬鋼を以て精密器械の重量なる部分を作るには、製作に掛

る部分を作るには、製作に掛

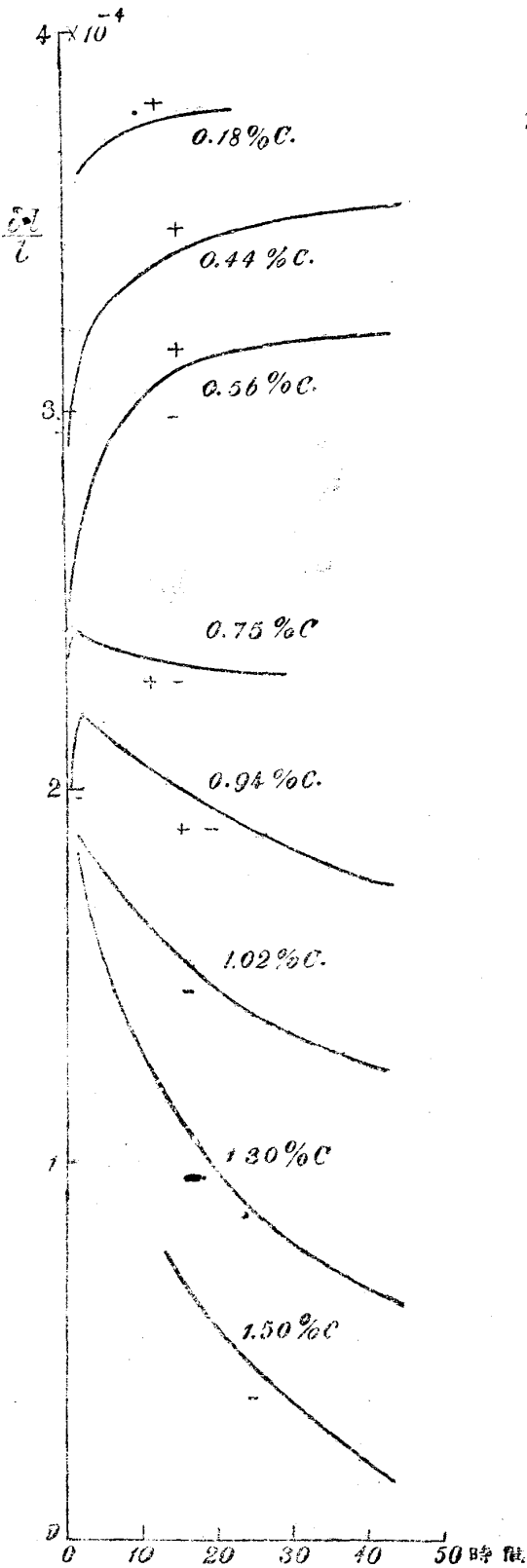
熱を發生すと。然るにブラッシの已に注意せるか如く此熱量は歪の緩みより生ずるものと考ふるには餘りに大なり。以下松下徳次郎氏の爲されたる研究の結果を掲ぐ。

扱て健淬鋼の長さの變化及熱の發生を生ずるは内部の特種の變化に歸因するものなるか故に、其變化の性質を研究するには長さの測定によるを得べく、又熱の發生によるを得べきは勿論、其他凡て物理的性質の變化を利用するを得るなり。然れとも性質によりて變化の着しく表はるゝものと然らざるものとあり、故に成るべくは同時に諸種の物理的性質の變化を觀測するは内部變化の内容を究むるに必要なりとす。發生する熱の測定は變化の進行の度合を知るに不適當なるか故に、此研究に於ては雷に長さの測定によれり、然れと同時に高溫度に於ける熱膨脹、電氣抵抗の變化、發生せる熱量の測定を爲して内部變化の性質を明にせり。

健淬後に於ける緩慢なる長さの變化を測定するには 152 圖に示すか如き示差法によれり、圖は裝置を上より見たる所にして、BB'は健淬せる試料、AA'は同一の鋼より作りて健淬せざる棒なり、二つの棒の兩端 A、B'は金屬の臺に取付られ、臺は重き鉛の分銅 W によりて押へらる。Mは A、Bの兩端に跨れる小さき三脚臺に固定されたる鏡にして、三脚臺の足の一は試料 BB'の一端 B の上に、他の二脚は棒 AA'の自由端に固定されたる金屬片 C の上に刻まれたる鉛直の溝中にあり。Sは一條のバネにして、三脚臺をして試料及金屬片 C を押さしむ、從て二つの棒に延ひの差あるときは鏡は鉛直の軸の周りに廻轉す、而して其の廻轉角は鏡の前方約 30 度の所に置かれる尺度と遠望鏡とにて讀む。此装置によるときは、二つの棒か同一の延長をなせば鏡の廻轉を生せず、實驗は地下室にて爲されたるか故に、一日中に於ける溫度の變化は僅少にして、且つ健淬せるものと、せざるもの、膨脹係數の差は小なるか故に、實際室内の溫度の變化は觀測の結果に影響を及ぼさず。

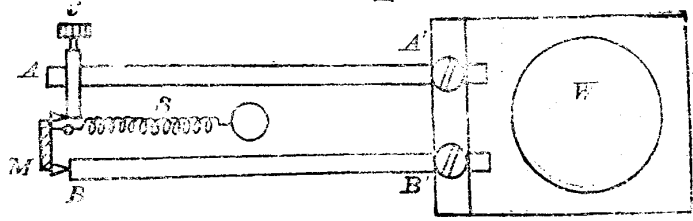
實驗の結果は 153 圖に示すか如し。153 圖の縦線は單位の長さの變化 dl を表はし、横線は時間 t

153 圖



パーライトに變す。普通の緩慢なる冷却に於てはオーステナイトよりマルテンサイトに變し、殆ど同

152 圖

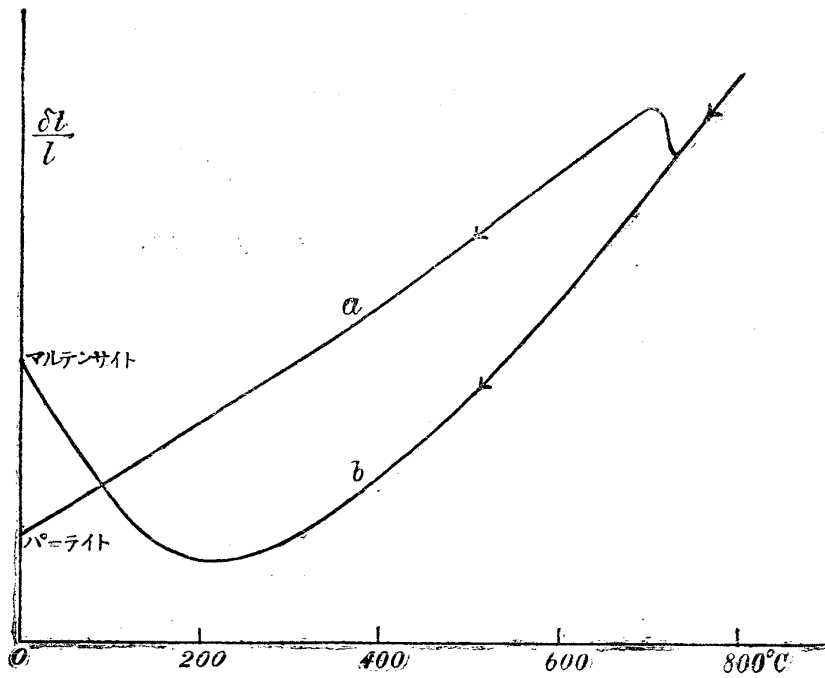


を表はす。曲線は諸種の炭素鋼を 300. より油中に健淬せる後に於ける長さの變化を表はす。圖を見るに低炭素鋼の如き健淬によりて著しく硬度を増さるものにおいて、時を経るに従ひて其長さを増し、之に反して高炭素鋼に於ては其長さを減す、又中間の炭素鋼にありては最初に延長を生し其後極大を経て收縮す。又膨脹は收縮よりも少時間にて一定の値に達す。以上の結果より見るに、健淬されたる鋼は長さの緩慢なる膨脹と收縮との二つの反對の效果を受くるを知る、第一の效果は不充分なる健淬に伴ひ、第二の效果は完全なる健淬に伴ひて生ず。従て完全に健淬されたる鋼に於ては、上記の二效果同時に作用するか故に、最初膨脹し、極大を経たる後徐々に收縮す。以下此二效果の生ずる原因を説明せん。とす。

余の説に従へば、A₁ 變態は單にオーステナイトかパーライトに變するにあらずしてオーステナイトは先づマルテンサイトなる他の固溶體の相に變し、然る後直ちに

時にパーライトに變するか故に、恰もオーステナイトよりパーライトに變化するか如く見ゆ。然るに急速なる冷却に於てはオーステナイトよりマルテンサイトへの變化は著しく下降し、二三百度に始まりて常溫に終る。従てマルテンサイトよりパーライトの變化はその溫度低きか爲め、殆ど進行するを得ず、換言すれば常溫に於てマルテンサイト組織を得るなり。

154 圖



著しく小なりと云へる已知の事實と合致す。之に由つて見れば、オーステナイトよりマルテンサイトへの變化は常に膨脹を伴ひ、マルテンサイトよりパーライトへの變化は著しく膨脹せる状態にあり、之れマルテンサイトの密度はパーライトの密度よりも著しく小なりと云へる已知の事實と合致す。之に由つて見れば、オーステナイトよりマルテンサイトへの變化は常に膨脹を伴ひ、マルテンサイトよりパーライトへの變化は著しく膨脹せる状態にあり、之れマルテンサイトの密度はパーライトの密度よりも著しく小なりと云へる已知の事實と合致す。之に由つて見れば、オーステナイトよりマルテンサイトへの變化は常に膨脹を伴ひ、マルテンサイトよりパーライトへの變化は著しく膨脹せる状態にあり、之れマルテンサイトの密度はパーライトの密度よりも著しく小なりと云へる已知の事實と合致す。

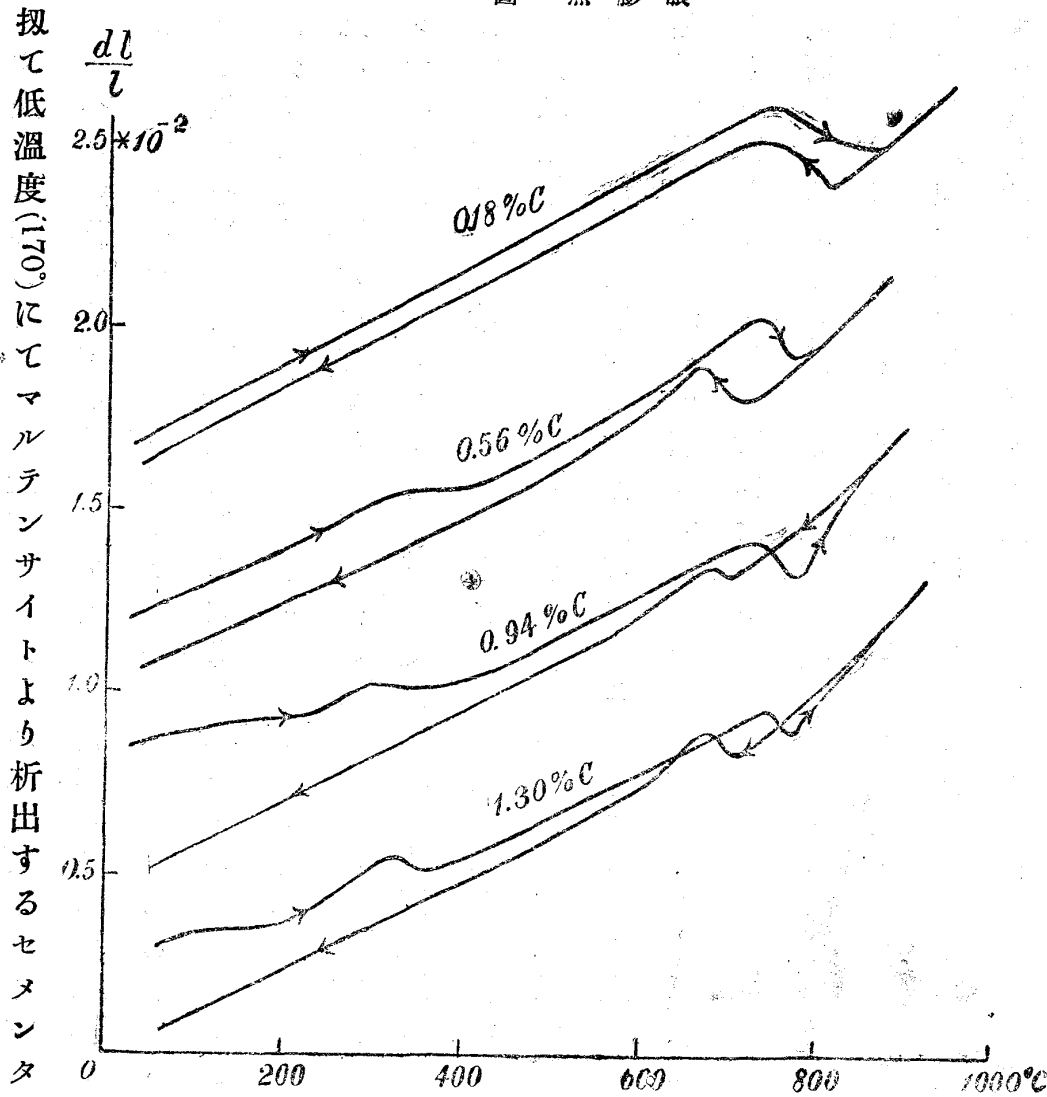
次に健淬の際に於ける長さの變化を實測して上記の見解の正確なるや否やを確めんとす。極めて緩慢なる冷却に於ては鋼の延びと溫度との曲線は已に述べたる如く、154 圖 a 線の如き形をなし、冷却後の組織はパーライトなり。次に 850° の高溫度に於て、無数の小孔より噴出せる水の細脈を鋼に突付けて急速に冷却するときは、延びと溫度との曲線は b 線の如き形をなす、即ち A₁ 點に生ずべきオーステナイトよりマルテンサイトへの變化は下降して約 200° 附近より始まり、其の長さ著しく増加し、常溫に於ては遙かにパーライト組織の長さを超過す、但し此場合の組織はマルテンサイトなり、即ちマルテンサイトはパーライトよりも著しく膨脹せる状態にあり、之れマルテンサイトの密度はパーライトの密度よりも著しく小なりと云へる已知の事實と合致す。之に由つて見れば、オーステナイトよりマルテンサイトへの變化は常に膨脹を伴ひ、マルテンサイトよりパーライトへの變化は著しく膨脹せる状態にあり、之れマルテンサイトの密度はパーライトの密度よりも著しく小なりと云へる已知の事實と合致す。

からす以上の考によれば、低炭素鋼に見るか如き膨脹は、常溫に至るもオーステナイトよりマルテンサイトへの變化か完了せずして、尙同し方向に徐々に變化しつゝあるに依りて生ず、又高炭素鋼に見るか如き收縮はマルテンサイトよりパーライトへの變化か室溫に於ても、徐々に進行しつゝあるに依りて生ず。一般に隄淬に依て鋼の大部分はオーステナイトよりマルテンサイトに變化すと雖他の小部分は此變化を完了せざることあるへし。此場合に於ては膨脹と收縮と共に存在するか故に、實際に見るか如く極大を有する曲線を得るなり。低炭素鋼の隄淬に於ては、炭素含有量少なきか故に、オーステナイトよりマルテンサイトへの變化は比較的高溫度に起る、從てセメントタイトの析出し易き部分は鋼が常溫まで冷却する前に已に析出し終るか故に、常溫に於て更にセメントタイトの析出を見ず、從て低炭素鋼に於ては重に膨脹を生ずるのみ。然るに高炭素鋼に於ては、オーステナイトよりマルテンサイトへの變化は比較的低温にて生ずるか故に、低炭素鋼の場合の如く反淬せらるゝこと少なく、從て常溫に於て炭素の濃度大なるマルテンサイトを得。故にセメントタイトは徐々にマルテンサイトより析出して重に鋼の收縮を見るなり。

尙高溫度に於ける隄淬鋼の長さの變化の研究によりて上記の説の眞なるを確かめんとす。高溫度に於ける長さの變化を測るには第一章に説明せる装置を用ゐたり。炭素の量 0.18 より 1.50 パーセントに至る八種の鋼を各 300° より油の中に隄淬したるものに就て觀測せり、其結果の一部は 155 圖に示すか如し。圖は溫度に對する長さの變化を表す、また紙面を節約し、且つ曲線の相重なるを防ぐか爲め、少しつゝ下けてこれを引けり。圖を見るに加熱曲線は著しく冷却曲線の上を走る、殊に 400° 以下に於て然りとす。之れ前に述べたるか如く常溫に於ては、隄淬せる鋼は反淬したるものより著しく膨脹せる状態にあるを示す。又此膨脹は炭素の量と共に増加す。炭素 0.75 パーセントより多き鋼に於ては加熱の場合の曲線は 400° 以下に於て二段の收縮を爲す、第一段は 170° 度附近にして、第二段は 340° 度

附近なり、何れもマルテンサイトなる固溶體よりセメンタイトの析出するに歸因す。又健淬鋼の加熱曲線を見るに、セメンタイトの大部分は前記の二溫度に於て析出せらるると雖、少量のセメンタイトの析出は高溫度にて徐々に行はる。又加熱及冷却曲線上100。乃至800。に表はるゝ異常膨脹及收縮はA₁及A₂變化の合成効果に歸因す。

155 圖 熱 膨 脹



扱て低溫度(170)にてマルテンサイトより析出するセメンタイトは比較的不安定なるか故に、常溫

以上説明せるか如く、セメンタイトの一部は低溫度にてマルテンサイトより容易に析出し得る状態にあるも、他の一部は少しく高溫度にあらされは析出するを得ず。これ恰も同一の物質中にある結晶水の析出に二つの異なる溫度あるか如し。若し健淬せる鋼を一旦170。まで熱して容易に析出するセメンタイトを除去するときは、鋼は常溫に於て漸次的膨脹或は收縮をなさず、且つ鋼の硬度は之か爲めに變化せざるを見る、是れ實際上極めて重要な事實なり。

に於てすら徐々に析出し、同時に鋼の收縮を生ずること前に述べたるか如し。此セメントタイトの析出の速度は勿論此温度の低き程小なり、例へば 200° においては不安定なるセメントタイトは一二分間に於て全く游離し、 100° に於ては二時間を要し、常温に於ては數箇月の長きを要するか如し。故に常温に於て全く安定なる試料を得んには、健淬せる鋼を數箇月放置するを要すと雖、之を 100° に熱するとき、僅か二時間にして足る。此熱處理は 340° 附近にて析出する比較的安定なるセメントタイトの析出を誘起することなく、従つて鋼の硬度を減することなし。

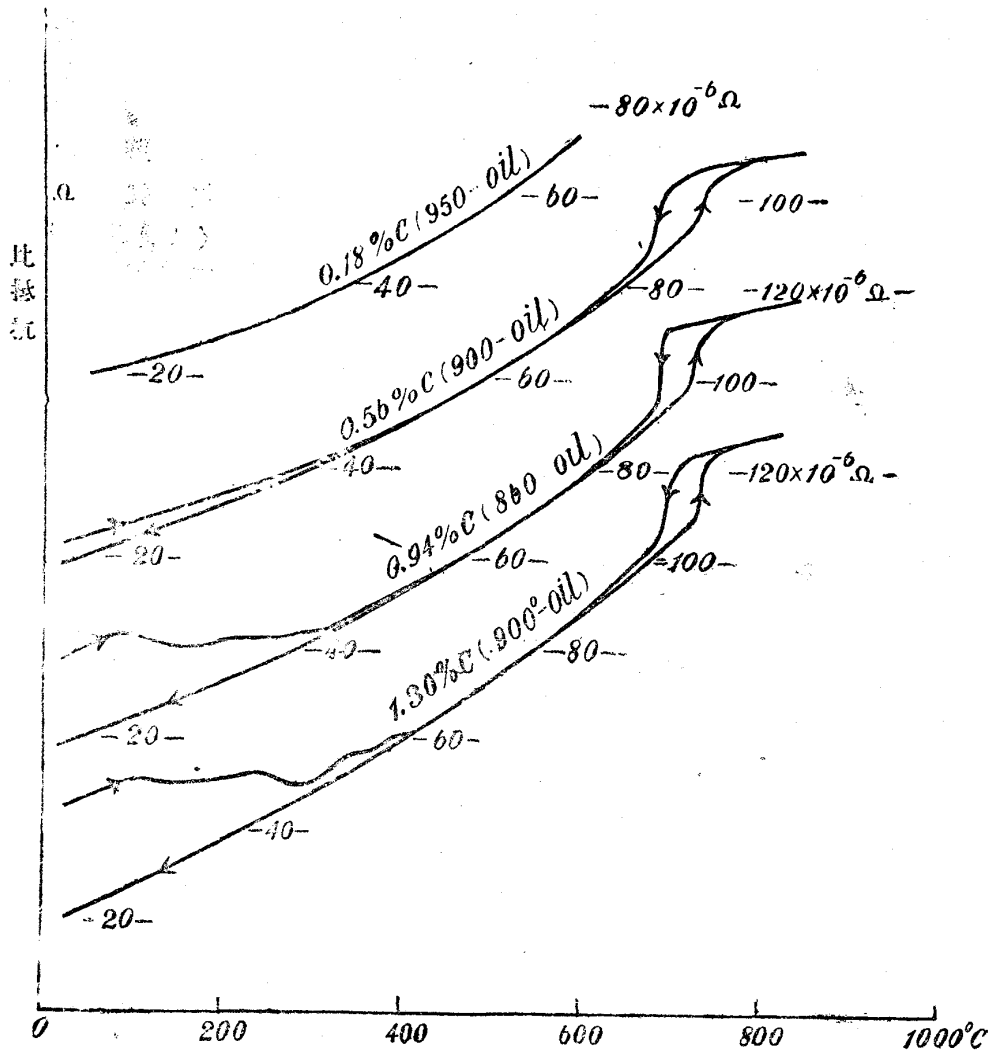
以上の結果を約言すれば次の如し。マルテンサイトより容易に析出し得べき(170°)不安定のセメントタイトは常温に於ける健淬後の緩慢なる收縮を生じ容易に析出し得ざる(340°)比較的安定なるセメントタイトはマルテンサイトの硬度の重なる原因をなす。故に一旦健淬されたる鋼を 100° に二時間程熱すれば、實際上收縮を生ぜざる硬き鋼を得。

以上述べたるか如く、セメントタイトか其固溶體より分離するとき、鋼の收縮を伴ふものなり。同一の原因は同時に此の物理的性質にも變化を及ぼすべきなり、例へば電氣抵抗の如き其一なり。健淬せる鋼の電氣抵抗に就ては已に諸學者の研究あり。

次に述ふるは第一章に述べたる方法により、徐々に加熱冷却に對して抵抗の變化を測定せる結果なり。 156° 圖縦線は電氣抵抗 ρ を表はし、横線は温度を表はす、又場所を節約し、曲線の相重なるを防ぐ爲め、少しづつ下けて各線を書けり。是等の曲線を膨脹曲線と比較するに、 600° 以下に於て互によく類似するを見る、又 Ag_1 或は Ar_1 點に於ては抵抗の非連續的の増減あり、而して其増減は炭素の量と共に増大す。又健淬せる鋼の 600° 以下の曲線の形を見るに、抵抗は熱するに従ひ三段に分れて漸次減却す、其中第一及第二段は膨脹曲線の二段の收縮と一致するも、抵抗の第三段の小なる收縮に對しては膨脹曲線上之に相當するものを見ず。

抑も健淬されたる鋼はα鐵にセメンタイトの溶解せるマルテンサイト組織より成る、然るに一般に純粹の金屬の抵抗は之と固溶體を作る他の金屬を加ふれば著しく増加するものなり、從て鋼の抵抗はマルテンサイトなる固溶體を作るによりて増大すべきなり。同様に健淬せる鋼を反淬するときは、セメンタイトの析出によりて抵抗を減する理なり。又 Δ_{A} 及 Δ_{B} 點に於て抵抗が著しく増減するは、パーライトより固溶體なるオーステナイトに變し、或はセメンタイトかオーステナイトより分離するによるなり。

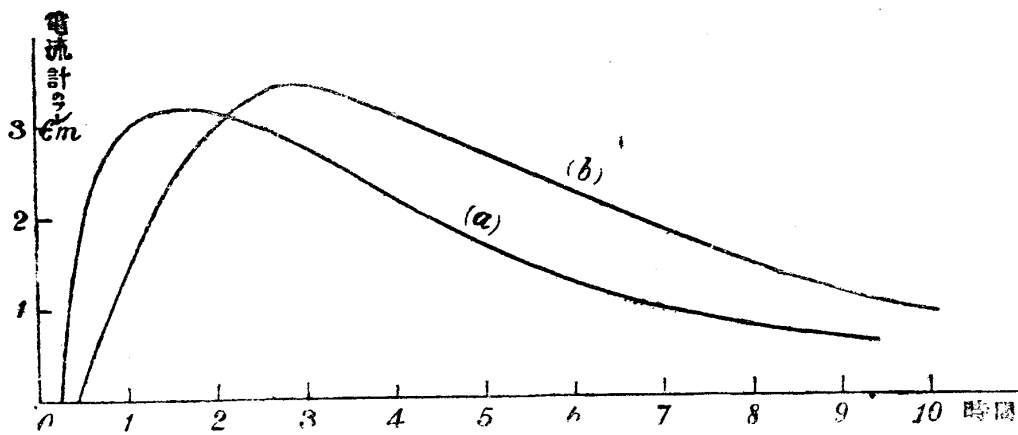
156 圖 電 氣 抵 抗



ンサイトへの變化に際する膨脹にして、第二効果はマルテンサイトよりパーライトへの變化に際する收縮なり、此際何れも熱の發生を伴ふべきなり、此熱量は變態熱なるか故に、收縮の際大氣の爲す仕事はオーステナイトよりマルテ

果はオーステナイトよりパーライトへの變化に際する收縮の際大氣の爲す仕事はオーステナイトよりマルテ

157 圖 熱の發生



事或は内部歪の消失に伴ふ熱量に比して遙に大なるは勿論なりとす。

以上の考を實驗によりて證明せんか爲め、ブラッシ及ハッドフィールド (Brush, Hadfield) の實驗を繰返せり。即ち健淬せる鋼をデュワー瓶 (Dewar's vessel) に收め、熱の絶縁を充分にし、其の温度の上昇を熱電對と感度大なる電流計とを用ゐて測れり、勿論觀測は温度の變化少なき地下室にて行へり。157 圖曲線 (a) は炭素 0.55 パーセントの鋼を 300° より油中に健淬せる後の熱の發生を表はし、曲線 (b) は炭素 0.94 パーセントの鋼を 800° より水中にて健淬せる場合の熱の發生を表はす。前者は緩慢なる膨脹を爲し、後者は緩慢なる收縮をなすと雖、何れも熱を發生す。且つ後の場合の熱量は前の場合の熱量より稍々大なり。

b. 炭素鋼に於ける焼割れ

高炭素鋼を高温度例へは 800° 以上より水中に健淬するときは、所謂焼割れ (Quenching cracks) を生ずることあり、焼割れは通常次の二つの原因に歸せらる。

- (一) 試料の内外に於ける温度の差によりて生ずる熱歪
- (二) 健淬の際、外部より發生進入するマルテンサイトの膨脹に依る歪

以上二原因の中重なる原因と信せらるゝものは第一の熱歪 (Thermal stress) なり、されと細かに焼割れの生ずる模様を考ふるに、事實はかく簡單なるものにあらざるを知る、何となれば焼割れは高温度に熱せられたる試料を水中に健淬せる後十秒内外にして生ずる

こと屢々なればなり、何時焼割れを生ずるかは其際生ずる音によりて判定することを得。熱歪は試料内に於て温度一様ならざる間のみ存在するものなり。本研究に於て用ゐられたる程度の試料に就ては、健淬の始めには内外の温度の差數百度に上るへきも、十餘秒の後には二三十度以下るへきか故に、其後の熱歪は小にして、遂に内外の温度平均するに至りて消失す。又冷却の際 Δ 變態は急速に外部より内部に進入する故に、オーステナイトよりマルテンサイトに變する際の膨脹も亦外部より内部に進入す。此衝動的膨脹は内部に大なる張力を及ぼし、焼割れの原因をなす。されど此原因も亦健淬の初期に於てのみ大なる歪を生じ、十餘秒後には殆ど消失す。故に焼割れか以上の二原因のみによりて生ずるものとせば、十餘秒後に生ずる焼割れを説明すること能はず。又焼割れは重に炭素鋼或は之に少量の他の金屬を加へたるものに生ずる現象にして、純粹なる金屬に於ては之を見ること能はず。従て焼割れの原因を上記の二原因のみに歸するの不當なるを知る。

されど若し鋼が高温度に於て、内外の温度の差による強大なる熱歪を受けて粘性的變位 (Plastic displacement, yielding) を生ずるものと考ふれば、鋼全體が常温に近つける後却て強大なる歪力を生し得るか故に、之を健淬後十餘秒にて生ずる焼割れの原因と考ふることを得。然れども若し鋼が上記の粘性的變位をなすものとすれば、高温度に於ては歪力は常に甚だ大ならざるか故に、焼割れを生せざる理なるも事實は然らず。例へば硬き健淬に於ては、健淬後直に焼割れを生ずるか如し。故に鋼は少なくとも八九百度の高温度に於て、強大なる歪力を受くるも著しき粘性的變位を生せざるを知る。

次に焼割れに關する吾人の實驗を述べん。先づ炭素鋼に於ける焼割れの原因は單に熱歪にあらずるを説明せんか爲め、次の實驗を爲せり。炭素 1.2% パーセントを有する鋼にて邊の長さ 1 糎の立方體數十個を作り、太さ 1 糎、長さ 3 糎の鐵線の一端に結び付け、其先端を電氣爐中に入れて熱し、或は之を急速に爐中より取出して冷水中に健淬するを得へからしめたり。電氣爐は抵抗爐にして、其温度は熱

電對によりて之を讀みたり。先づ低温度より始め種々の高温度より水中に健淬したるに焼割れの始まる温度は 800° なるを確めたり。次に一旦 900° まで熱したるものを種々の低温度まで冷し、5分間其温度に保ちたる後水中に健淬せるに、焼割れの止む温度は加熱の場合に焼割れの始まる温度より著しく低きを見たり、即ち高温度より 700° までは常に焼割れを生し、其以下の温度に於て始めて焼割れを見ざるに至れるを確めたり。是に依つて見れば、焼割れは必ず A_1 變態點 (A_1 點 $= 780^{\circ}$, A_1 點 $= 700^{\circ}$) 以上より健淬せされは生することなし、若し焼割れか單に熱歪によるものとすれば、 A_1 點にて境界を生する筈なく、且つ加熱と冷却の場合に焼割れの始終する温度に相違ある筈なし。之に依つて焼割れは熱歪に依らずして、重にマルテンサイトの膨脹に依るものなるを知る。

尙鋼かマルテンサイト組織に變するときは脆性を得るか故に、熱歪か此脆き鋼に作用して焼割れを生するにあらざるかを疑ふことを得。故に余輩は鐵にクロム、コバルト、タンゲステンを多量に加へて甚だ脆き鋼を作り、前記の試料と同形にし、之を次第に高温度より健淬して割れの生するや否やを實驗せるに、五六百度邊より小數の極て淺き且つ不規則なる表皮的裂目を生し、温度の昇るに従ひ、次第に其數及裂目の深さを増し、決して炭素鋼に見るか如き簡單なる深き焼割れを生せず。即ち熱歪によりて生する裂目は炭素鋼に見るものと別種にして、數多の淺き不規則なる割目より成る。

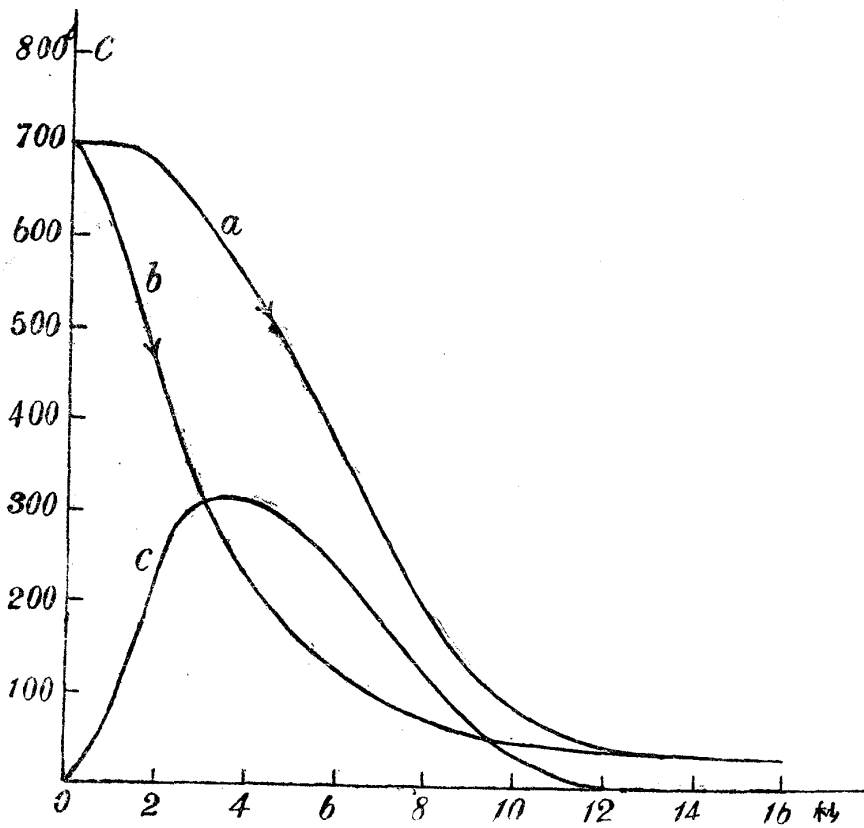
以上の結果によれば炭素鋼の焼割れはマルテンサイトの發生によること確實なりと雖、其生する模様は種々に考ふることを得。例へばルシヤツテリエーの考ふるか如く、健淬の際先づ外部に生して内部に進入するマルテンサイトの膨脹の衝動的歪に依るとするか、或は内外のマルテンサイトの膨脹の差の持続的作用より生する歪に依ると考ふる等是れなり。然るに柔かなる健淬に於ては、焼割れは常に健淬の初めより十餘秒の後に生するを見れば、此場合の焼割れは第二の原因即ちマルテンサイトの膨脹の持続的差によると考ふるを至當とす。然れと高炭素鋼を高温度例へば 900° 以上より健

淬する場合に於ては、焼割れは試料を水中に健淬したる後直に起ること多し。何故に焼割れか時としては健淬後十餘秒にして起り、時としては直後に起るかに就ては最後に述ふる所あるへし。

次に焼割れの形によりてマルテンサイトの膨脹による歪の分布を研究せんとす。此目的を達せんには低炭素鋼を用ゐるを便とす、何となれば此の場合に於ける焼割れは小にして、よく其最初の模様を觀察するを得ればなり。試料は高さ1.5吋、直径 $\frac{1}{2}$ 吋の圓柱にして、中心に孔を有するものと然らざるものを作れり。

先づ健淬に際する冷却の模様を實驗せんか爲め試料の中心と周邊に近く徑 $\frac{1}{2}$ 吋深さの孔を穿ち、熱電對の繼目の一をここに別々に測定せり。實驗の結果は158圖の如く中心の溫度(a線)は最初は徐々に、次て急速に、終りは再び徐々に下降す、又周邊の溫度(b線)は最初は急速に、終りは徐々に下降す。此二曲線の縦線の差は内外の溫度の差(c線)と時間との關係を表はす、從て其差は外部の内部に及ぼす熱歪即ち壓力か時と共に變化する模様を表はす。之によりて見れば上記の試料に於ては、熱歪は健淬後約三秒にして最大に達し、次て急速に減少し、三秒後には殆ど零となる。從て健淬後十餘秒の熱歪は甚だ小にして、之か焼割れの原因なら

158圖 却冷曲線

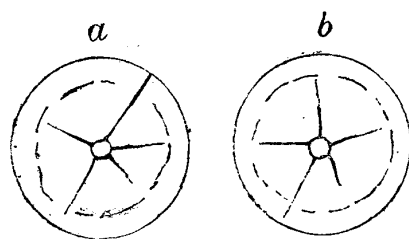


に減少し、三秒後には殆ど零となる。從て健淬後十餘秒の熱歪は甚だ小にして、之か焼割れの原因なら

さるを推知することを得。

次に焼割れの實驗の結果を述べん。炭素0.9パーセントの鋼より成る圓柱にして、中心に約四耗の孔

159 圖



を有するものに於ては、焼割れの曲線は159圖a、bに示すか如く、周邊に近き圓形の線と中心の孔より幅射せる數條の線より成る。且つ是等の幅射線の幅は中心に近づくに従つて廣きは注意すへき事項なりとす。此場合に於ける中心の孔の作用は圓柱内に弱點を作りて、歪力の作用するとき容易に割れを生せしむるに在り。扱てマルテンサイトは圓柱の内側より外側に於てよく發育すへきか故に、外側は内部より多く膨脹せる状態にありて、内部に垂直及切線の方向の張力を及ぼす、従て圓形及幅射狀の割目を生すへきなり。

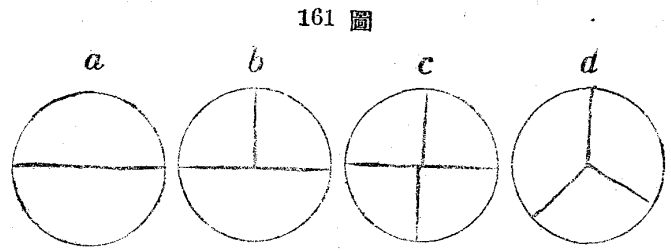
次に前と同一の炭素量を有する直径1.5厘、高さ1.5厘の圓柱を健淬せるに、兩端の面に圓形の焼割れと側面に軸と平行なる焼割れを生ずるを見たり、尙此焼割れか圓柱の兩端に達せざるは注意すへき事項なり(160圖)。

160 圖



扱てマルテンサイトの發育は同一の切面に於ては、中央より周邊に至るに従ひ良好にして、軸の方向に於ては中央より兩端に至るに従ひて良好なるか故に、上記の如き二種の割目を生ずるなり。

次に炭素1.25パーセントを有し、直径2.5厘、高さ1.5厘を有する圓柱十五個に就ての實驗の結果を述べんに、850°より圓柱を垂直に水中に健淬すれば、焼割れは多く其上面に生ず、焼割れか健淬の直後に生ずる場合には、161圖aの如く一直線の割目を生ずること多し。又焼割れか十餘秒後に生ずる場合に於ては割目か一直線(a圖)をなすもの、丁字形(b圖)をなすもの、十字形(c圖)をなすもの、Y字形(d圖)をなすもの等あり、是等の焼割れは一般に一面のみに表はれ、其深さ圓柱の高さの約半に達するもの多



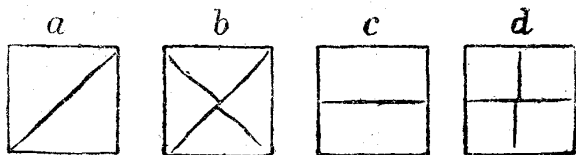
161 圖

以上述ふるか如き形を有する焼割れは次の如く説明することを得。即ち一般に下面は上面より冷却速かなるか故に、マルテンサイト組織は下面に於ては上面に於けるよりもよく發達す。從て下部は上部より膨脹の度大なり。故に下面は壓力を受け、上面は張力を受く、從て焼割れは上面に生し易し、次に上面に就て論せんに若しマルテンサイトの發生か此面上凡ての方向に一樣なれば特種の方角の割目は生せざる理なり、然るに若しマルテンサイトの發達か或る直徑に沿ふて殊に著しきときは張力は之と九十度をなす直徑に垂直に作用するか故に、此直徑に沿へる一直線狀の割目を生すへし。同様にマルテンサイトか或二つの異なる方向に殊に著しく發達するときは、二線より成る割目を生するなり。

次に炭素0.6パーセントの鋼にて作れる十數個の立方體に就て

行へる同様の實驗の結果を述べん。立方體の邊の長さは各々 $\frac{1}{2}$ 吋なり。此軸を垂直にして 550° より水中に健淬して、焼割れの生する時刻及其形を觀測せるに、焼割れは健淬後十餘秒にして生すること多し、又其形は162圖のa, b, c, dに示すか如き一般に規則正しき線を作り、裂目の深さは其面より立方體の厚さの半に達するもの多し。是等焼割れの生する所以は前記の圓柱の場合と同様に説明することを得。

162 圖



終りに焼割れか屢々十餘秒の後に生する所以を説明せんとす。前條に述べたるか如く、普通冷却に於ける收縮曲線は161圖a線の如き道を取ると雖、急速冷却に於ける收縮曲線は同圖b線の如き形を爲し、三四百度に於て互に相交はる。故に健淬の際圓柱の外部かa線に沿ふて收縮し、中心附近かaに近き線に沿ふて收縮するものと考ふれば、鋼の溫度か Ar_1 點以上

より下降するに従ひ、内部は初め外部より著しく健淬せる状態にあるか故に、外部は内部より強大なる張力を受く、硬き健淬に際し、健淬後直に生ずる焼割れは此張力による、之れ裂目か恰も内部より押開かれたるか如き有様を呈するによりて推知することを得。以上は明瞭に前記のルシヤツテリエーの説と異なる。柔かき健淬に於ては、上記の張力は健淬の直後に焼割れを生ずるに充分ならず。此場合に於て、鋼の温度か或値以下に降るときは、内外の膨脹の差は温度の下るに従ひ却て減少し、遂に零となり、後ち其符號を變ず。故に終りの場合には、外側は却て内部に張力を及ぼす、而して温度の更に下降して常温に近づくに従ひ、内外の膨脹の差益々増加し、此張力は著しく増大す、従て鋼は遂に此張力に堪へずして焼割れを生ずるに至る。159 圖に掲けたる焼割れは健淬後十餘秒にして生じ、此種の原因によるものなり。又 161 及 162 圖に掲けたる焼割れは、圓柱及立方體の上半及下半に於けるマルテンサイトの發達の差によるものにして、健淬後十秒餘にして生ずる所以は前と同様に説明することを得へし。是に由て見るに健淬後直ちに生ずる焼割れと、暫くして生ずる焼割れとは、之を生ずる歪力の符號を異にするを知る、則ち前者にありては外部より強大なる張力の作用を受け、後者にありては内部は却て外部より張力の作用を受く。従て是等二種の焼割れは自ら其裂目の模様を異にす。

御禮の言葉

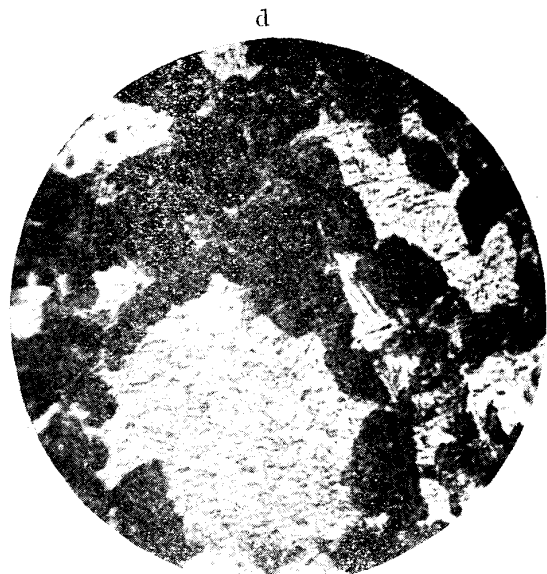
今回の講演に就きましては、工學會及び鐵道協會の役員諸賢の多大の御盡力によつて、かくも盛大に六回の講演を終ることになりましたのは私共の非常に光榮とする所であります。又御來會の諸氏におかれましては御世話敷中にも關らず、この六回の長き講演を極て熱心に御清聴下されたことは私共の大に感謝する所であります。然し御話し申上たる材料の甚だ貧弱なるは、講演者の大に恐縮する次第であります。初めに申上たる通り、私共の講演の第一の目的は本邦にて研究されたることは、先づ第一に本邦の當業者に發表し、若し其中に利用すべきことあれば、本邦に於て先づ之を利用するよ

64
うに致したいと云ふことでありますが、今回の講演で私共の此目的は達せられたわけで、私共は恰も重大なる負債を返却し、或は重荷をおろした様な心持になりました。大に満足する次第であります。然し第二の目的即ち御來會の諸賢の御批評と御教示を仰ぐと云ふことに就ては、豫期と多少相違する所がありました。之は講演事項が複雑してあるに關らず、私共が諸君に豫稿を差上げることを怠つたに歸因することゝ考へます。然るにも關らず、數名の御方殊に大河内子爵よりは種々御高評を拜聽することを得て、私共に於て大に利益する所がありました。茲に深く御禮を申上げて置きます。是等の御批評により、又今後當方に於ける實驗の結果より、更に説明を加ふべき所は、叮嚀に之を説明し、又訂正を要すべき所は之を訂正する積であるから、講演を御聽になつた諸賢も、もう一度講演録を御讀みにならんことを切望致します。又此講演を御清聽下された方は、御研究の上、通信にて御遠慮なく御批評下さるを得ば、私共の第二の目的が充分に達せらるゝ次第であります。終りに私は東北大學研究所々員一同に代りまして、重て工學會及び鐵道協會の諸役員併て聽講諸賢に對し深く御禮を申し上げます。

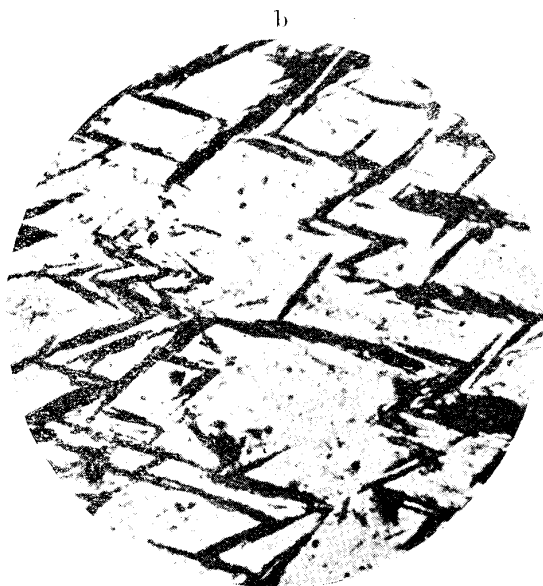
(完) (大正七年十月十四、十五、十六、二十二、二十三、二十四日講演)



120 倍



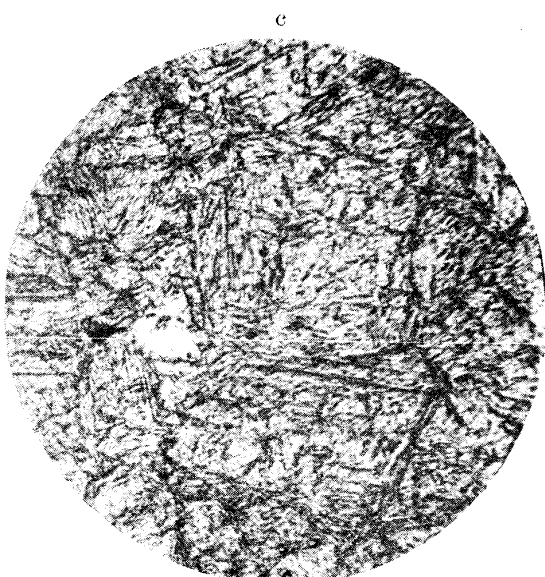
240 倍



500 倍



190 倍



240 倍



190 倍

a 圖はマンガン12.5炭素1.2パーセントを含有するマンガン鋼を1000°より水中に徒淬したるものにして、全部オーステナイトより成る。

b 圖は炭素1.57パーセントを含有する炭素鋼を1050°より氷水中に徒淬したるものにして、オーステナイトの一部がマルテンサイトに變化したるものなり。即ち圖に於て白色の部分はオーステナイトにして黒く電光的に表はれたるものはマルテンサイトなり。

c 圖は炭素0.8パーセントを含有する炭素鋼を1000°より水中に徒淬したるものにして、全部マルテンサイトより成る。

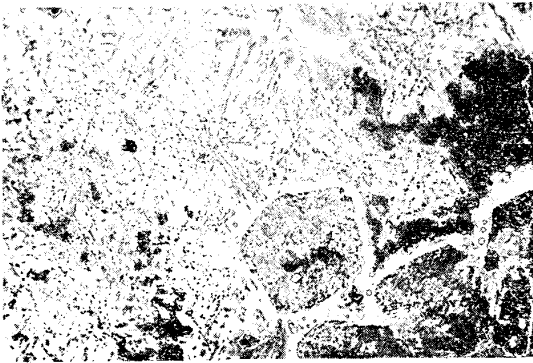
d 圖は炭素1.5パーセントを含有する炭素鋼の小片を、1000°より油中に徒淬したるものにして、マルテンサイト及びトルースタイトより成る。即ち針狀結晶より成れる白色部はマルテンサイトにして、殘餘の黑色部はトルースタイトなり。後者は容易に酸に出て腐蝕せらるるが故に黑色に表はる。

e 圖は炭素0.94パーセントを含有する炭素鋼を1000°より水中に徒淬し、然る後700°に熱したるものにして、全部ソルバイトより成る。

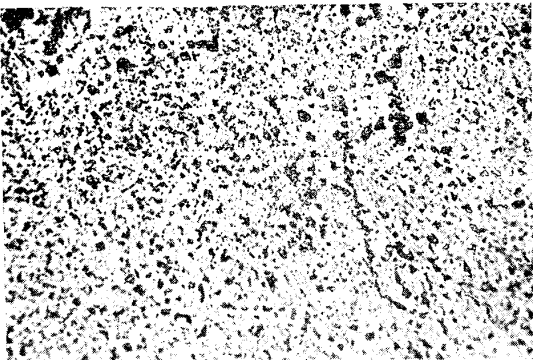
f 圖は炭素0.94パーセントを含有する炭素鋼を900°より徐徐に冷却したるものにして、殆全部パーライトの層狀組織より成る。

擴大 120 倍

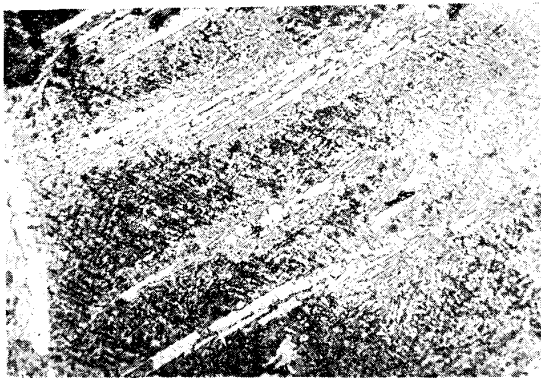
38 圖



39 圖



40 圖



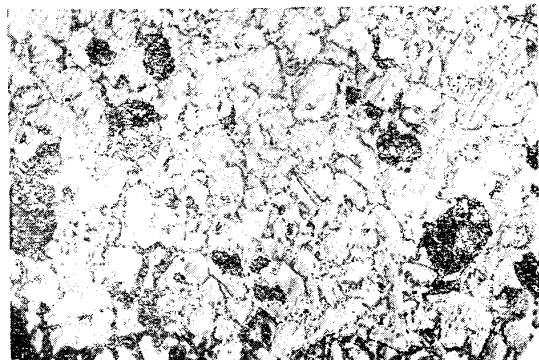
41 圖



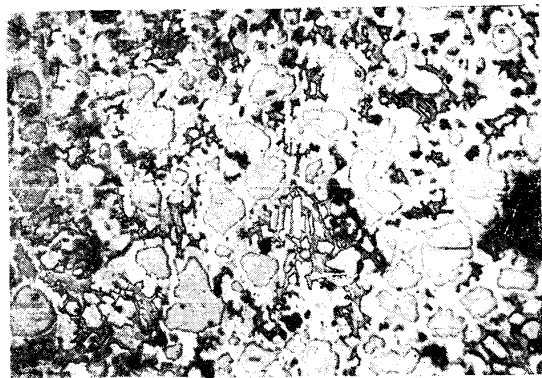
42 圖



43 圖



44 圖



38 圖は 20 パーセントのタングステンを含む合金にして、連續せる微粒は固溶體より析出したるタングスタイドなり。右下方の腐蝕度の異なるはタングステン含有量の異なるによるものにして、融液より凝固すむに際し、冷却速度稍早かりしがため、一樣なる固溶體となること能はざりしなり。

39 圖は同一の合金を 1100° に於て約一時間熱したるものを赤血鹽溶液を以て着色したるものにして、黑色の小粒はタングスタイドなり。前圖に比すれば其形狀一層圓く且よく一樣に擴散せるを見る。

40 圖は 33 パーセントのタングステンを含む合金にして、白色の大なる結晶は融液より析出したるタングスタイドの初期結晶にして、其の間に連續せる微粒は、飽和固溶體より析出せるタングスタイドなり。

41 圖は同一の合金を赤血鹽溶液を以て着色したるものにして、前圖に於て白色に表はれたるタングスタイドはすべて着色せるを見る。

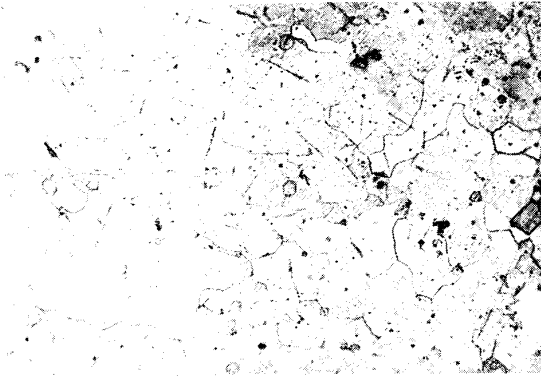
42 圖は 45 パーセントのタングステンを含む合金を融液より徐徐に冷却し、 1400° より水中に投じて急に冷却せるものなり。此合金は明に二層に分る。本圖は其の境界部を示すものなり。上層は前圖の如く融液より析出したるタングスタイドの初期結晶を有し、下層は初めに析出せるタングステンと融液との作用に由て生じたるタングスタイドを有す。又下層のタングスタイドは猶變化せざる金屬タングステンを包圍するを見る。

43 圖は 62 パーセントのタングステンを含む合金を 1450° に於て約二時間放置せるものにして、其の大部分はタングスタイドの結晶なり。(タングスタイド Fe_2W は 62.16 パーセントのタングステンを含む)。

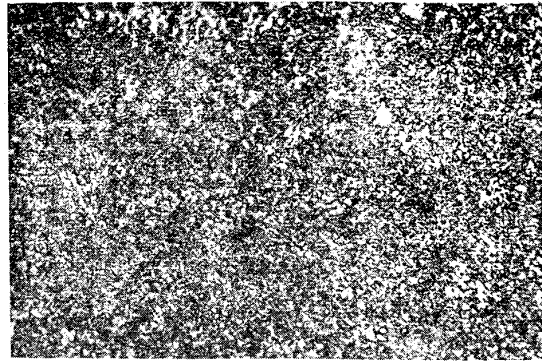
44 圖は 70 パーセントのタングステンを含む合金にして、金屬タングステン及びタングスタイドより成る。丸形に見ゆるはタングステンの初期結晶にして、之を包圍せるは後に生成したるタングスタイドなり。

擴大 120 倍

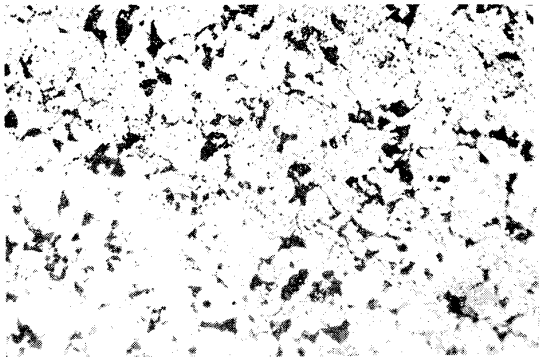
47 圖



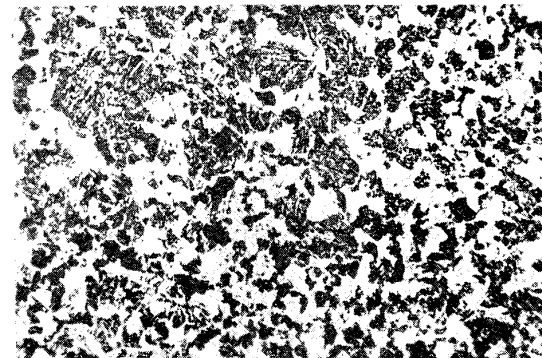
51 圖



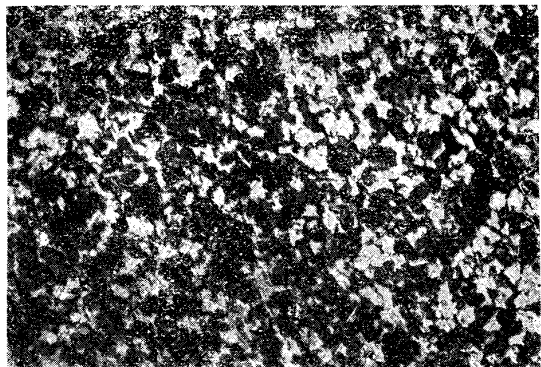
48 圖



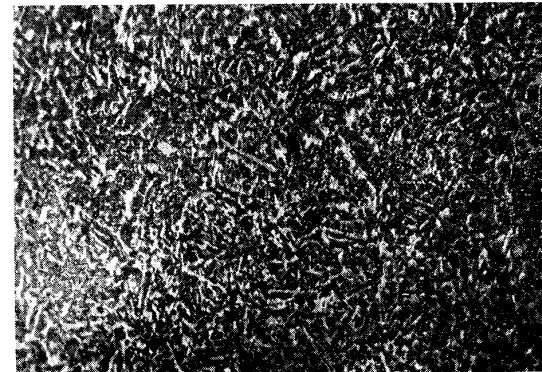
52 圖



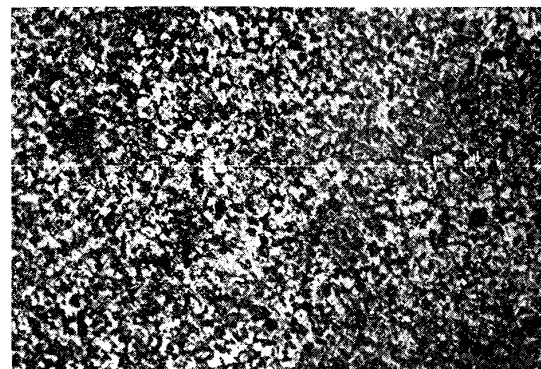
49 圖



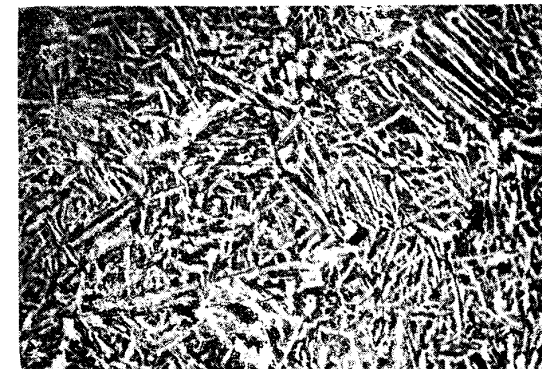
53 圖



50 圖



54 圖



47 圖はタングステン 4.03, 炭素 0.15 パーセントを含む鋼を 900° より冷却したるものなり。殆ど全部タングステン=フェライトより成り, 0.15 パーセントの炭素を有するに拘はらずパーライトを見ず。

48 圖はタングステン 2.88, 炭素 0.19 パーセントを含む鋼を 860° より冷却したるものなり。普通の炭素鋼の如くフェライト(白色部分)とパーライト(黒色部分)とより成る。

49 圖はタングステン 2.06, 炭素 0.5 パーセントを含む鋼を 850° より冷却したるものなり。前者と同様にフェライトとパーライトより成る。但炭素多きがためパーライトの部分大なるを見る。

50 圖はタングステン 7.92 炭素 0.63 パーセントを含む鋼を 900° より冷却したるものなり。之に相當する炭素を含有する普通鋼に比すれば著しくフェライトの粒子小さくパーライトの面積小なり。一般にタングステン含有量増加するに従て此傾向著し。

51 圖はタングステン 2.51, 炭素 1.46 パーセントを含む鋼を 900° より冷却したるものなり。白色の小粒はセメントナイトにして, ピクリン酸曹達の溶液を以て煮るときは容易に着色するが故に, フェライトにあらざるを知る。又黒色の部分はパーライトなり。

52 圖乃至 54 圖は 49 圖と同一の鋼にして, 最高温度の異なるに従て其組織の變化するを示す。

52 圖は 900° より冷却せるものにして 31 圖曲線 2 に相當す。粒狀フェライト及び針狀フェライトを有す。

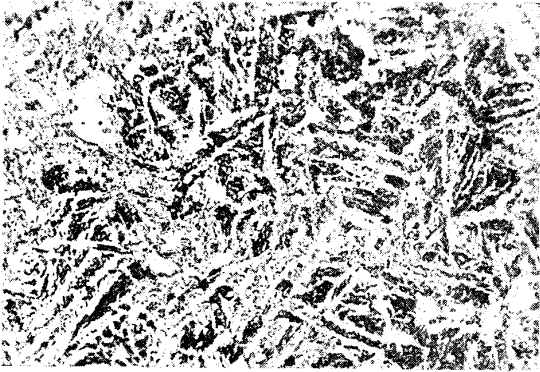
53 圖は 950° より冷却せるものにして, 31 圖曲線 3 に相當す。少量の粒狀フェライト及び多量の針狀フェライトを有す。

54 圖は 1000° より冷却せるものにして 31 圖曲線 4 に相當す。フェライトは殆ど全部針狀となる。

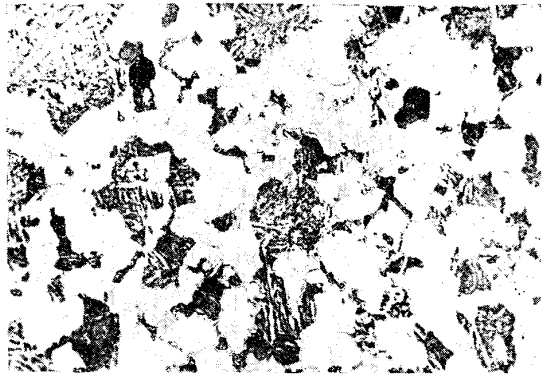
以上の圖と之に相當する冷却曲線とを比較するとき, 粒狀フェライトを有するものは 700° 附近に於て磁氣の増加を見, 針狀フェライトを有するものは, Ar₁ 變化の 500° 附近に下降せるものなることを知る。52 圖の如き二種のフェライトを有するものは, 冷却曲線に於て 700° 附近と 500° 附近の二ヶ處に於て磁氣の増加を示す。

擴大 120 倍

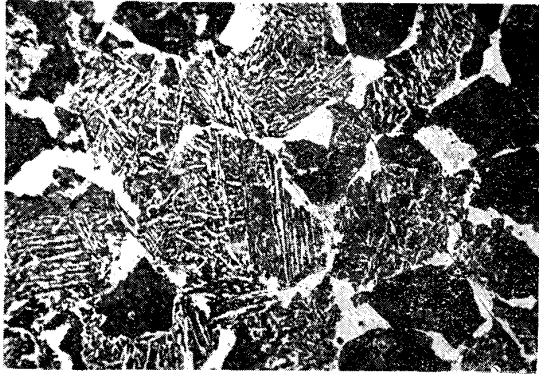
55 圖



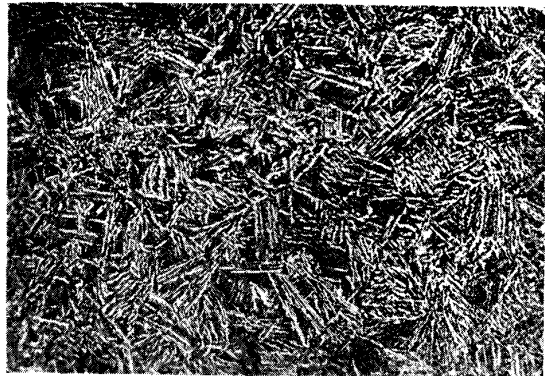
59 圖



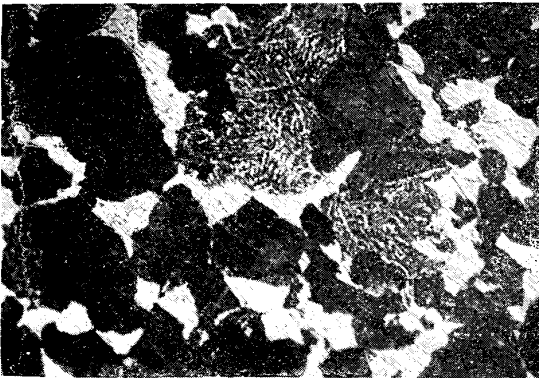
56 圖



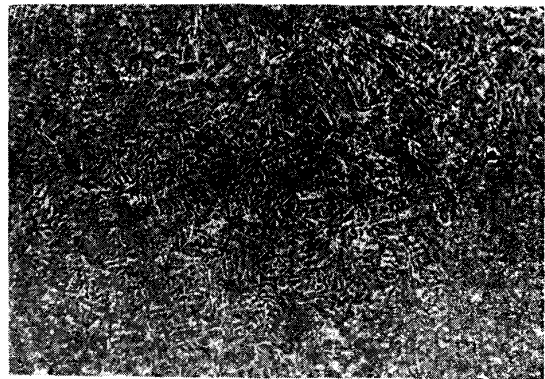
60 圖



57 圖



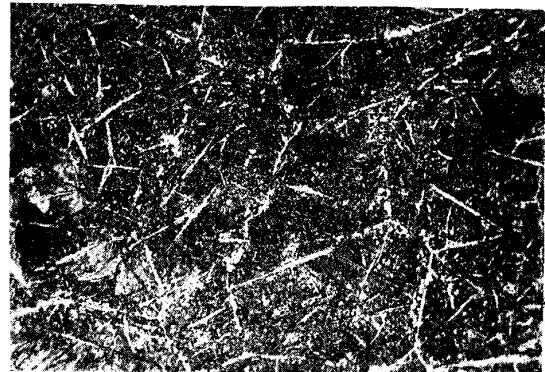
61 圖



58 圖



62 圖



55 圖乃至 58 圖は前圖と同一の鋼(タングステン 2.06, 炭素 0.5 パーセント)を同一最高温度 1100° より, 種種の冷却速度を以て冷却したるものなり.

55 圖は 1100° より冷却し特に 500° 附近を徐徐に冷却したるものにして, 前圖(54 圖)に比すれば針狀フェライト及びパーライト(但普通の炭素鋼に於けるが如く層狀をなさず)のよく發達せるを見るべし.

56 圖は同一温度より冷却し, 700° 附近を稍徐徐に冷却したるものにして粒狀フェライトと針狀フェライトを有す.

57 圖は 700° 附近を更に徐徐に冷却したるものにして, 前圖の如く二種のフェライトを有するも, 針狀フェライトの量少きを見る.

58 圖は 700° 附近を一層徐徐に冷却したるものにして針狀フェライトを有せず, 粒狀フェライト(白色)とパーライト(黑色)より成る. 之に因て見れば, 700° 附近を徐徐に冷却するとき漸次粒狀フェライトの量を増すと雖も, 500° 附近を徐徐に冷却するも粒狀フェライトに變化することなし. 700° 附近に於ける此變化は前に述べたる $Fe_2W + Fe_3C \rightarrow 5Fe + WC$ なる變化に相當するものにして, 此温度に於てタングスタイドがセメントタイトと作用して純鐵を生ずるが故に, 冷却曲線に於ては冷却速度遅ければ 700° 附近に於て磁氣の強さを増し, 顯微鏡組織に於て粒狀フェライトを生ずと考へらる.

59 圖はタングステン 2.88, 炭素 0.19 パーセント即ち 48 圖と同一の鋼を 1200° より冷却せるものなり. 此の如く炭素含有量少なきものは, 高温より冷却するも一部分針狀フェライトに變ずるに過ぎず. 此種の鋼は磁氣分析に於ても, 冷却曲線上磁氣の増加は一部分 700° 附近に於て起り, 一部分下降せる温度に於て起る.

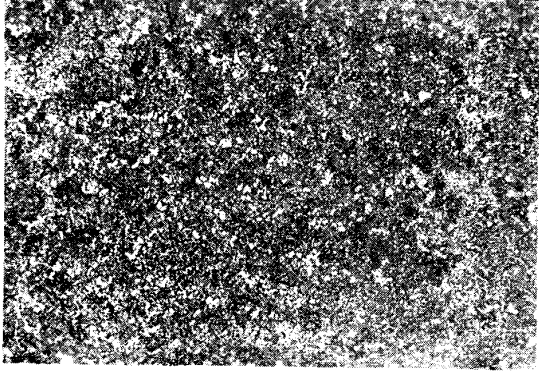
60 圖はタングステン 2.82, 炭素 0.86 パーセントの鋼を 1200° より冷却せるものにして, フェライトはすべて針狀を呈す. 一般に炭素多ければ針狀フェライトは小さく表はる.

61 圖はタングステン 7.92, 炭素 0.63 パーセントを有する鋼を 1200° より冷却したるものにして, フェライトは針狀をなす. 針狀フェライトの大きさはタングステンの増すに従て小となる.

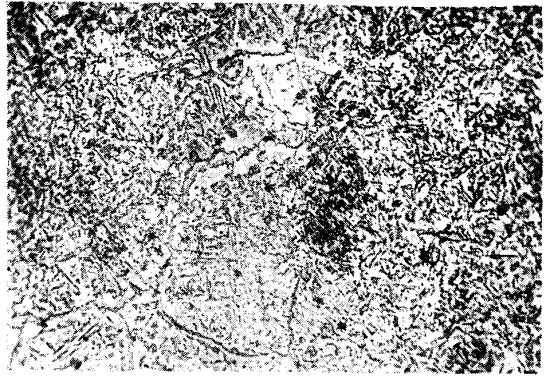
62 圖はタングステン 4.72, 炭素 1.57 パーセントを含有する鋼を 1200° より冷却せるものにして, 針狀結晶及び網狀に析出せるものは共にセメントタイトなり. かかる高炭素鋼に於けるセメントタイトは, 最高温度高からざれば, 51 圖に示すが如く粒狀に表はるるも, 一層高温より冷却するとき, タングステンを含まざる高炭素鋼の如く, 網狀又は針狀に表はる.

擴大 120 倍

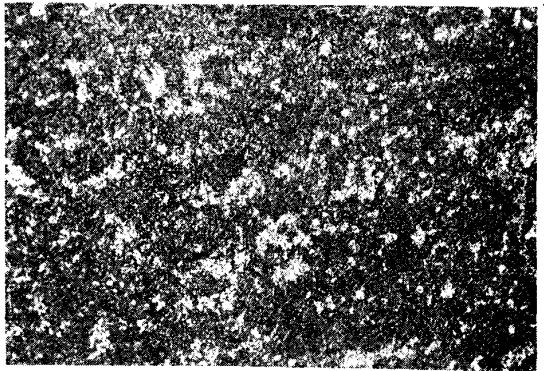
63 圖



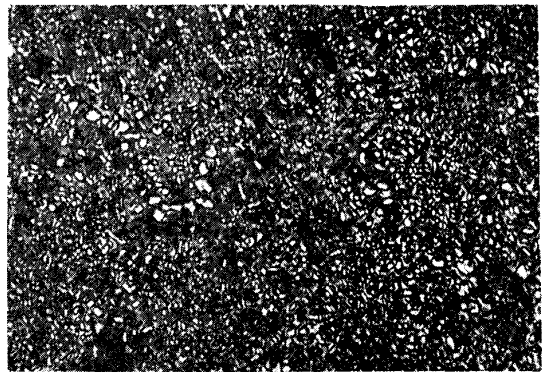
67 圖



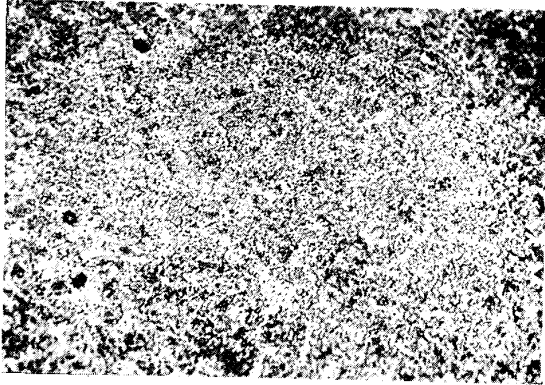
64 圖



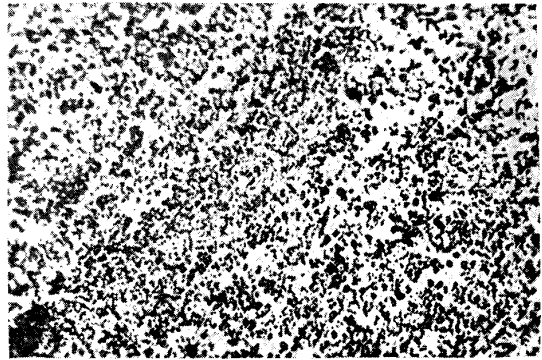
68 圖



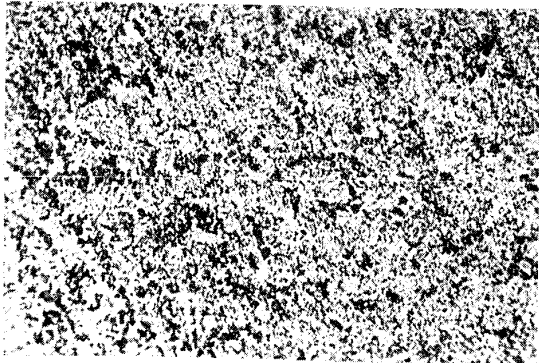
65 圖



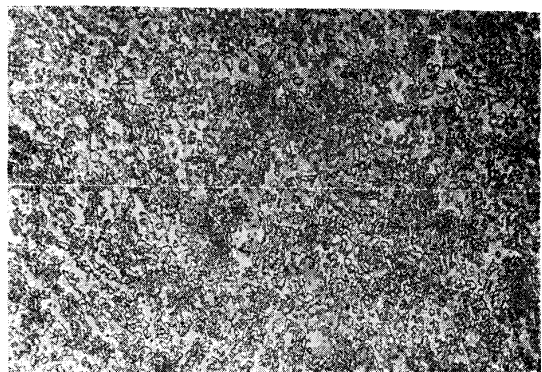
69 圖



66 圖



70 圖



63 圖はタングステン 14.8, 炭素 1.4 パーセントを含む鋼を 1200° より冷却したるものにして, 白色の小粒はタングスタイド, 黒色の地はパーライトなり.

64 圖はタングステン 15.9, 炭素 0.96 パーセントを含む鋼を 1200° より冷却したるものにして前圖と同じく白色の小粒はタングスタイド, 地はパーライトなり. 前者に比してタングステンの量は殆ど相等しく, 炭素の量減少するも, 白色の小粒の却つて多きは, 其の炭化物にあらざるを示すものなり.

65 圖はタングステン 23.5, 炭素 0.57 パーセントを含む鋼を 900° より冷却したるものにして, 白色の微粒はタングスタイドなり. 此の如き組織をタングステン=パーライトと稱すれども, 眞のパーライトにあらず. 磁氣分析によるも此鋼は Ar_1 變化を有せず. かくパーライトの如く見ゆるは, 固溶體なるタングステン=フェライトより析出したるタングスタイドの微粒が連続せるによる.

66 圖は同一の鋼を赤血鹽のアルカリ溶液を以て着色せるものにして, 黒色に見ゆるはすべてタングスタイドなり.

67 圖はタングステン 24.8, 炭素 0.17 パーセントを含む鋼を 900° より冷却したるものにして, 珠數玉の如く連続せる微粒はタングスタイドなり. 此の如く炭素含有量少きに拘はらず, 多量に表はるるは炭化物にあらざるを示すものなり.

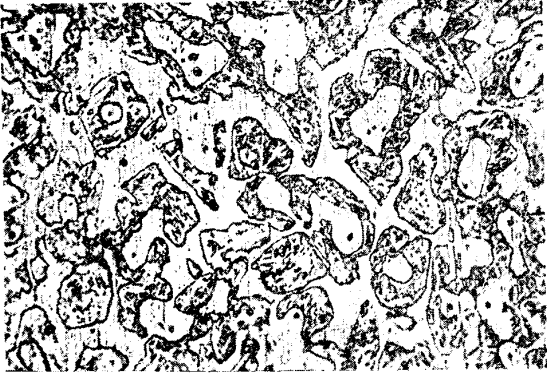
68 圖はタングステン 28.7, 炭素 1.07 パーセントを含む鋼を 1200° より徐徐に冷却したるものにして, 白色の粒子はタングスタイド, 薄黒き部分はタングステン=フェライト, 一層黒き部分はパーライトなり.

69 圖は同一の鋼を赤血鹽のアルカリ溶液を以て着色したるものにして, 黒色に表はるるはタングスタイドなり.

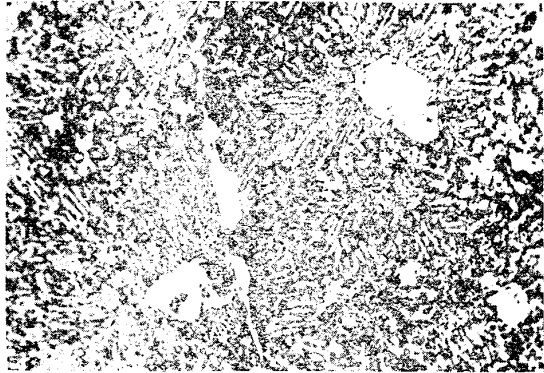
70 圖はタングステン 30.04, 炭素 0.51 パーセントを含む鋼を 900° より冷却したるものにして, 多量にタングスタイドの析出せるを見る. 地はタングステン=フェライトにして, パーライトの部分なきは, 炭素は炭化タングステンとなりて鐵又はタングスタイド中に溶解せるによるならん.

擴大 120 倍

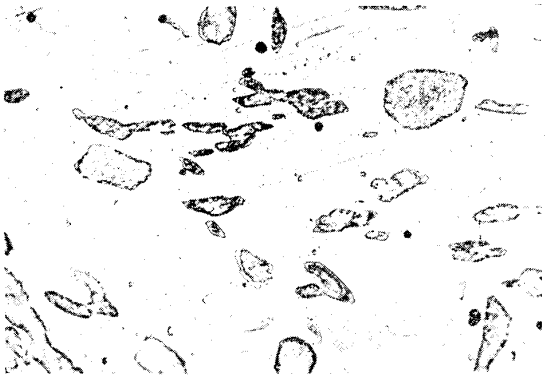
93 圖



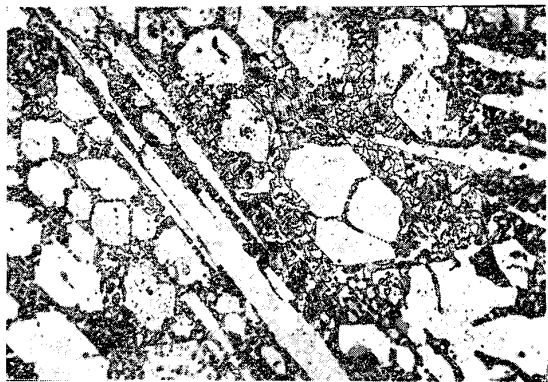
97 圖



94 圖



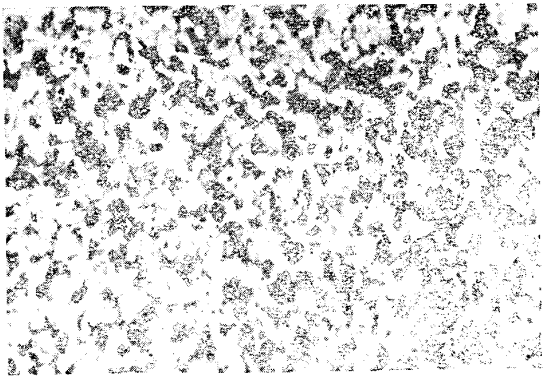
98 圖



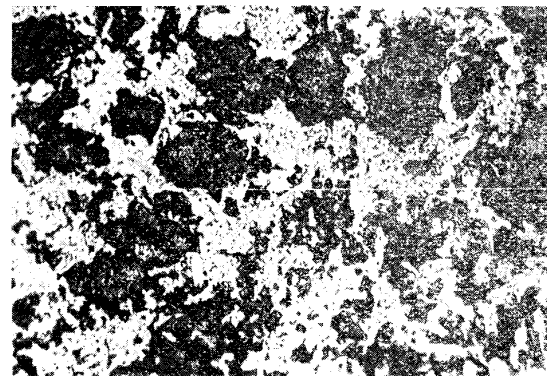
95 圖



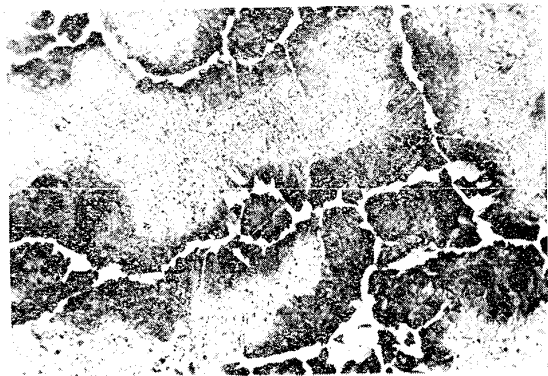
99 圖



96 圖



100 圖



93 圖はクロム 20 パーセントを含む鐵、クロムの合金を融液より冷却したるものにして、其の酸に對する腐蝕度の異なるは、冷却速度十分遅からざりしがために、全部一樣なる固溶體となること能はず、凝固の際に生じたる濃度の差に歸因す。

94 圖は前圖の合金を 1100° に於て約二時間熱したるものにして、前圖に比すれば腐蝕せられ易き部分の著しく減少せるを見る。若し猶十分長く高溫度に於て熱するときは、全部一樣なる固溶體に變ずべし。

95 圖はクロム 50 パーセントを含む鐵、クロムの合金を融液より冷却し、赤血鹽のアルカリ溶液を以て着色したるものなり。クロム含有量 40 パーセント以上の合金はすべて同様の組織を有す。其の網狀に連續せる着色物は用ひたる原料(金屬クロム及び瑞典鐵)中に存せしアルミニウム及び炭素に歸因するものにして、其他の大部分は鐵とクロムとの固溶體なり。中央と周縁とが着色度を異にするは、其の固溶體の濃度の異なるによる。

96 圖は炭素 1.15 パーセントを含むクロム、炭素の合金を融液より冷却したるものにして、黒く腐蝕されたる部分は融液より初めに析出したる炭化クロムとクロムとの固溶體にして、白色なるは共融混合物として析出せる炭化クロムなり。

97 圖は炭素 1.85 パーセントを含むクロム、炭素の合金を融液より冷却したるものにして、白色六角形の結晶は炭化クロムの初期結晶、其他は共融混合物なり。

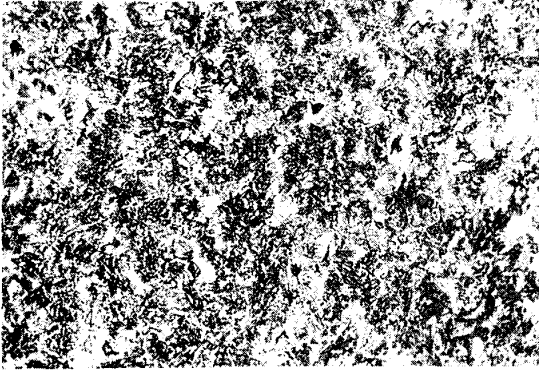
98 圖は炭素 3.44 パーセントを含むクロム、炭素の合金を融液より冷却したるものにして、炭化クロムの初期結晶と共融混合物より成る。前圖に比すれば、初期結晶の著しく多量なるを見る。初期結晶に柱狀のものを見るは、炭化クロムの結晶形が六角柱狀なるによるなり。

99 圖はクロム 1.81, 炭素 0.27 パーセントを含むクロム鋼を 900° より冷却したるものにして、普通の炭素鋼の如くフェライト及びパーライトより成る。

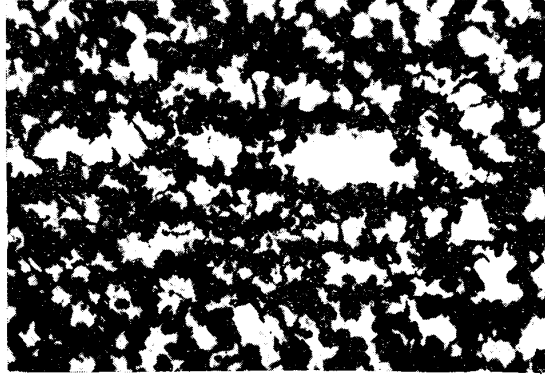
100 圖は前圖と同一の鋼を 1200° より冷却したるものにして、白色はフェライト、腐蝕されたる部分はパーライトなり。かく高溫度に熱するときは、普通の炭素鋼の如くオーステナイト粒は著しく大となり、フェライトは一部分針狀に變ず。

擴大 120 倍

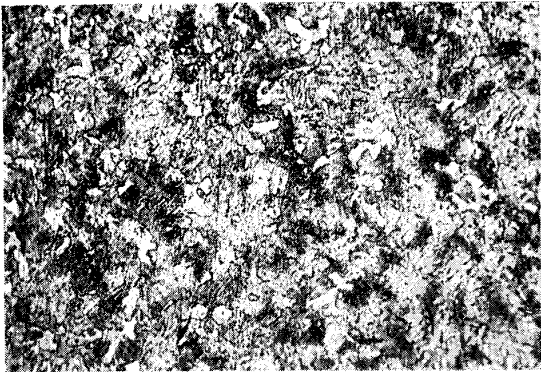
101 圖



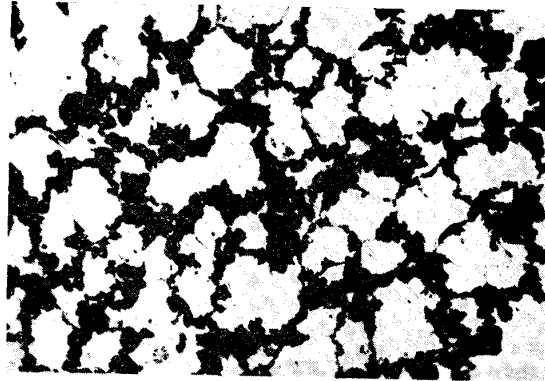
105 圖



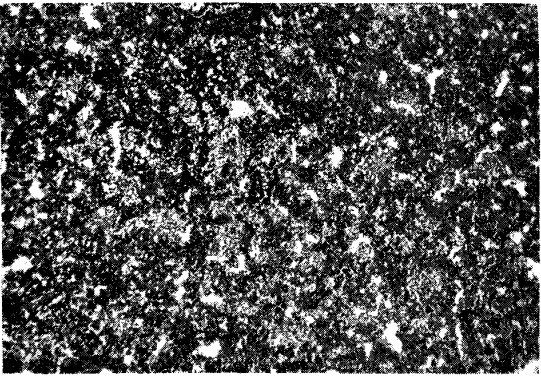
102 圖



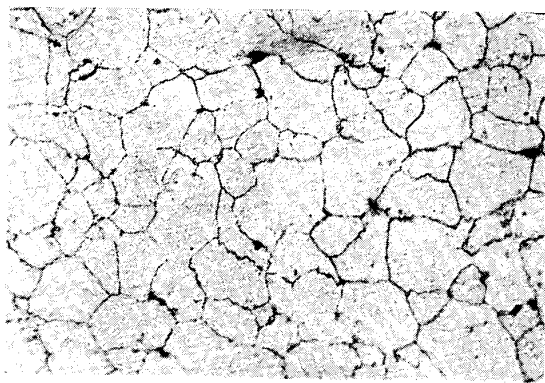
106 圖



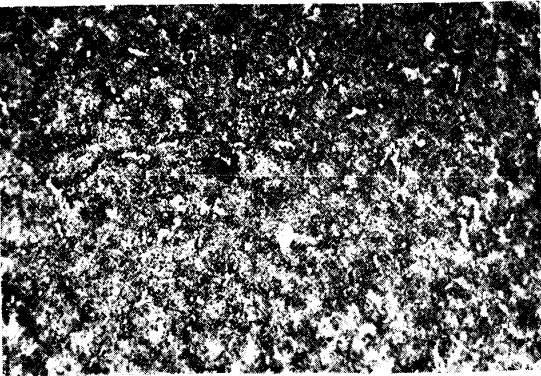
103 圖



107 圖



104 圖



108 圖



101 圖はクロム 4.44, 炭素 0.27 パーセントを含む鋼を、普通の速度を以て 960° より冷却したるものにして、マルテンサイトの針状組織を呈す。此鋼は磁氣分析によれば前記第五例(85 圖)の如く 900° より冷却するも著しく臨界點を下降す。一般に臨界點の下降せるものはマルテンサイト組織を有す。

102 圖は前圖と同一の鋼を 900° より徐徐に冷却したるものにして、白く粒狀をなすはフェライト、地はパーライトなり。普通の炭素鋼に比すれば、炭素 0.27 パーセントに對するパーライトの面積頗大なるを見る。磁氣分析の條に記述したるが如く、普通の速度を以て冷却するとき臨界點を下降するも、速度極て小なれば 700° 附近に於て A_{r1} 變化を起し、磁氣の強さを増す。此種の鋼は凡べてパーライト又はトルースタイト組織を有す。

103 圖はクロム 4.63, 炭素 1.13 パーセントを含む鋼を 900° より冷却したるものにして、白色なるは γ 複炭化物、地はパーライトなり。此白色結晶は赤血鹽のアルカリ溶液に由て容易に着色するが故に、 γ 複炭化物なるを知る。

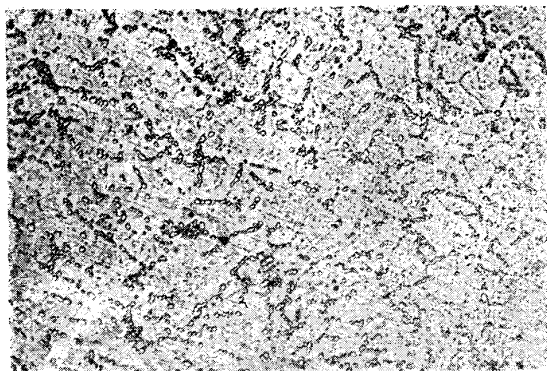
104 圖乃至 107 圖はクロム 9.2, 炭素 0.63 パーセントを含む鋼を、夫々 90°、1000°, 1100° 及び 1200° より冷却したるものにして、83 圖に於ける冷却曲線 1, 2, 3, 及び 4 に相當す。

104 圖に於ける白色小粒狀の結晶は γ 複炭化物にして、地はパーライトなり。普通の炭素鋼に於ては、炭素 0.9 パーセント以上を含まざればセメンタイトの初期結晶を見ずと雖も、クロム 9.2 パーセントを含むときは、0.63 パーセントの炭素に由て此の如く複炭化物の析出を見る。又 105 圖及び 106 圖に於て白色はマルテンサイト、黑色はトルースタイトなり。白色部は更に酸を以て強く腐蝕するときマルテンサイト固有の針状組織を表はす。而して 107 圖は殆ど全部マルテンサイトより成る。即ち最高温度を高むるに従て漸次にパーライト又はトルースタイトの面積を減じてマルテンサイトの面積を増す。之を 83 圖に於ける冷却曲線と比較するとき、700° 附近に於て磁氣の増加するものは、パーライト又はトルースタイトの組織を有せ、臨界點の下降せるものはマルテンサイトの組織を表はす。又兩方の變化を示すものはトルースタイト、及びマルテンサイトの組織を有するを知る。

108 圖はクロム 13.7, 炭素 0.74 パーセントを含む鋼を 1200° より冷却したるものにして、84 圖に於ける冷却曲線 5 に相當するものなり。其の白色部はオーステナイト、針状はマルテンサイト、又網狀に連れるはオーステナイトより析出したる複炭化物なり。

擴大 120 倍

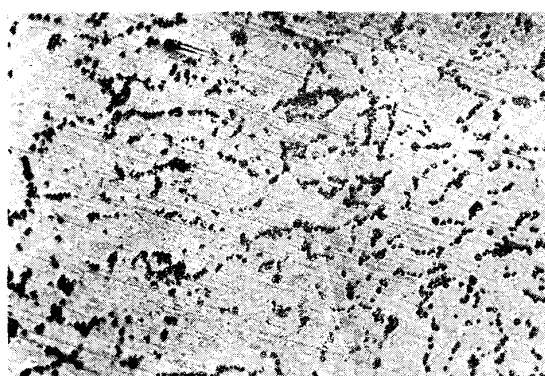
109 圖



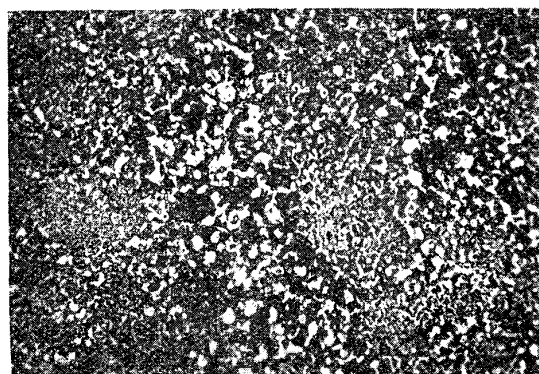
113 圖



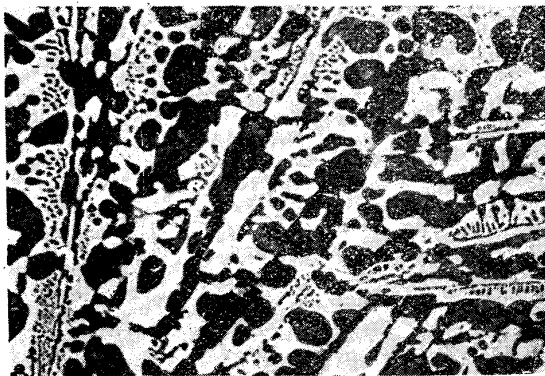
110 圖



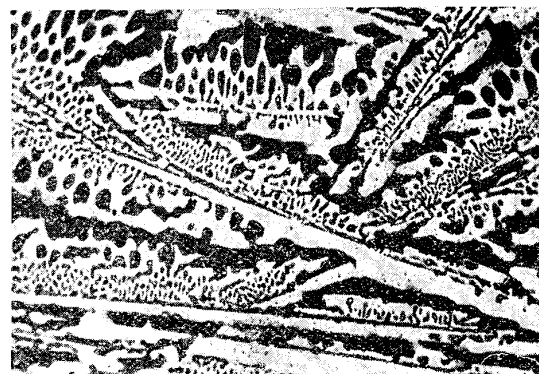
114 圖



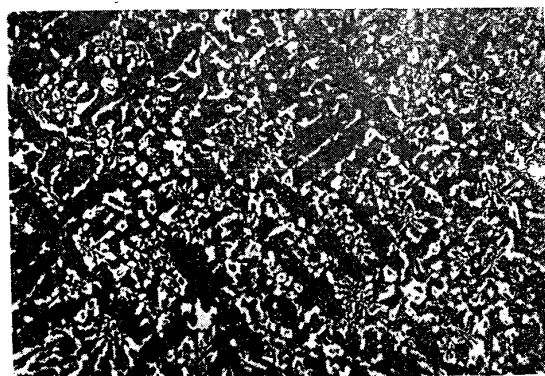
111 圖



115 圖



112 圖



116 圖



109 圖はクロム 27.5, 炭素 0.28 パーセントを含む鋼を 900° より冷却したるものにして、連続せる微粒は炭化クロムが鐵と多量のクロムとに溶解せる固溶體、地は鐵とクロムの固溶體なり。

110 圖は前圖と同一の鋼を赤血鹽のアルカリ溶液にて着色せるものにして、連続せる微粒は此試薬に由て容易に着色するが故に單純なる炭化クロム (Cr_4C) にあらざるを知る。

111 圖はクロム 4.26, 炭素 3.3 パーセントを含む合金にして、白色は融液より共融混合物として固結したる α 複炭化物、黑色なるは融液より初期結晶として析出したるオーステナイトの變化せるパーライトなり。クロム含有量少きものに表はるる共融混合物は此圖に見るが如く一般に蜂窩狀をなす。

112 圖はクロム 15.3, 炭素 2.72 パーセントを含む合金にして白色は共融混合物として析出したる γ 複炭化物、黑色なるはパーライトなり。之を赤血鹽のアルカリ溶液に浸すときは、此白色の物質は容易に着色せらるるが故に γ 複炭化物なるを知る。

113 圖はクロム 0.99, 炭素 4.26 パーセントを含む合金を融液より速に冷却したるものにして、殆ど全部蜂窩狀共融混合物より成れるを見る。之を徐徐に冷却するときは、多量の黒鉛を分離す。此圖に於ても二三の片狀をなせる黒鉛の析出せるを見る。

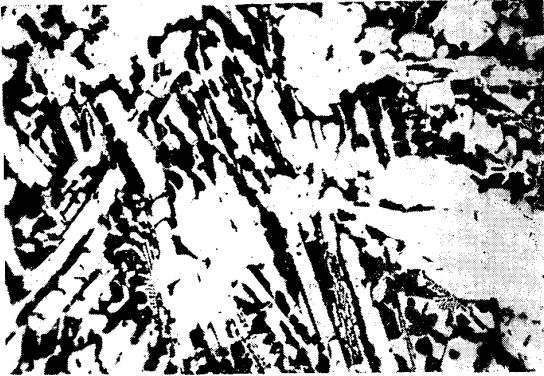
114 圖はクロム 35, 炭素 2 パーセントを含む合金にして、殆ど全部共融混合物より成る。其白色なるは γ 複炭化物なり。其の共融混合物は 112 圖に表はれたる共融混合物と同種のものにして 111 圖又は 113 圖の如き蜂窩狀を呈せず。

115 圖はクロム 2.05, 炭素 4.5 パーセントを含むものにして、 α 複炭化物の初期結晶(長く大なるもの)と蜂窩狀共融混合物とより成る。此の初期結晶が α 複炭化物なることは、磁氣分析の結果、著しく 150° の磁氣變化を有し、且つピクリン酸曹達の溶液を以て煮るときは容易に着色するに由て知らる。

116 圖はクロム 2.85, 炭素 4.75 パーセントを含む合金を、ピクリン酸曹達の溶液を以て煮たるものにして、大なる初期結晶と蜂窩狀共融混合物とより成る。此の初期結晶の周圍は着色せられ、中央は着色せられず、是れ中央は β 複炭化物、周圍は α 複炭化物なることを示すものにして、融液より冷却するに當り、先づ β 複炭化物を析出し、或溫度に於て之が融液と作用して一部分 α 複炭化物に變化したるによるなり。

擴大 120 倍

117 圖



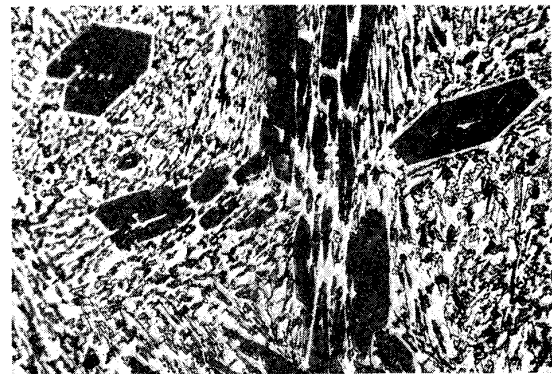
121 圖



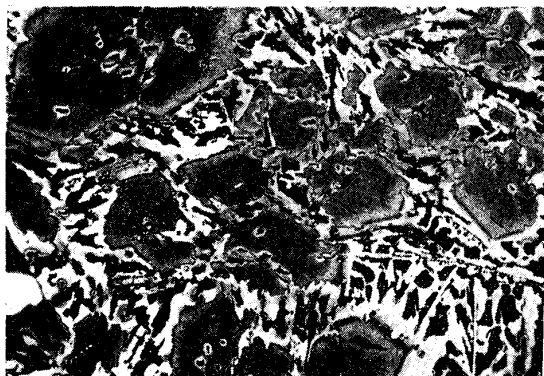
118 圖



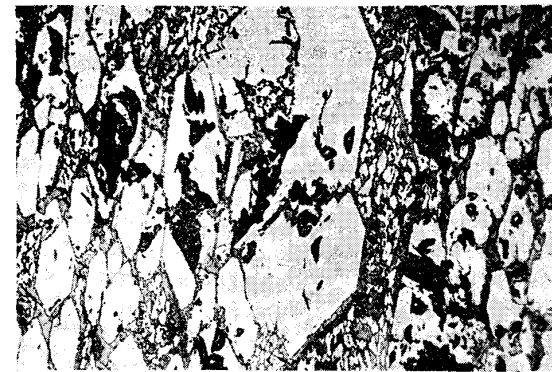
122 圖



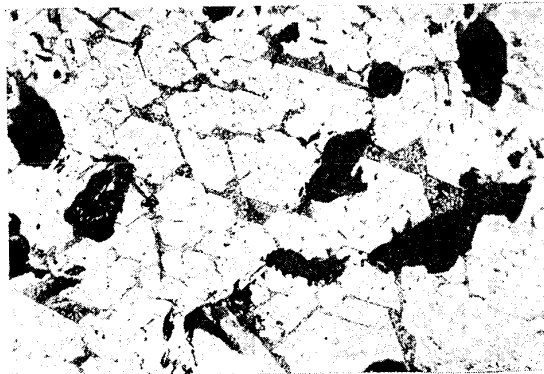
119 圖



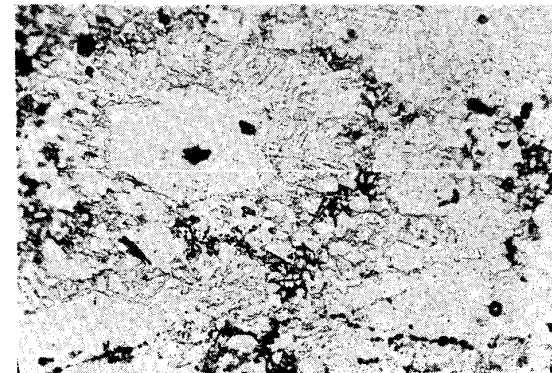
123 圖



120 圖



124 圖



117圖はクロム 9.1, 炭素 5.35 パーセントを含む合金にして形態不明瞭なる初期結晶と共融混合物とより成る。更に之を赤血鹽のアルカリ溶液に浸すときは、此初期結晶の中央は六角形をなして着色せらるるを見る(119圖参照)。又此の液を以て煮るときは全部着色す。故に此の初期結晶の中央部は γ 複炭化物、周縁は β 複炭化物にして、融液より冷却するに當り先づ γ 複炭化物を析出し、之が或溫度に於て融液と作用して、 β 複炭化物を生じたるを知る。

118圖及び119圖は共にクロム 20, 炭素 5.92 パーセントを含むものにして、前者は酸を以て腐蝕し、後者は更に赤血鹽のアルカリ溶液に浸したるものなり。初期結晶の形態は初は不明瞭なれども、赤血鹽溶液を以て着色するときは、明に其中央部は γ 複炭化物の六角結晶より成るを知る。故に此合金も融液より冷却するとき初め γ 複炭化物を析出し、之が或溫度にて融液と作用して一部分 β 複炭化物に變じたるを知る。

120圖はクロム 50, 炭素 5.53 パーセントを含む合金にして、其の大部分は形態明瞭なる六角形の γ 複炭化物より成り、其間に少量の共融混合物を含む。之に由て此合金は純粹なる γ 複炭化物の組成に近きを知る(γ 複炭化物はクロム 52 パーセント, 炭素 6 パーセントを含む)。

121圖はクロム 28, 炭素 3.43 パーセントを含む合金にして、 γ 複炭化物の初期結晶と共融混合物とより成る。前圖に比すれば初期結晶の量少きはクロム及び炭素含有量の少なきによる。初期結晶に大なる針狀及び柱狀のものあるは、 γ 炭化物が六角柱狀の結晶なるによる。

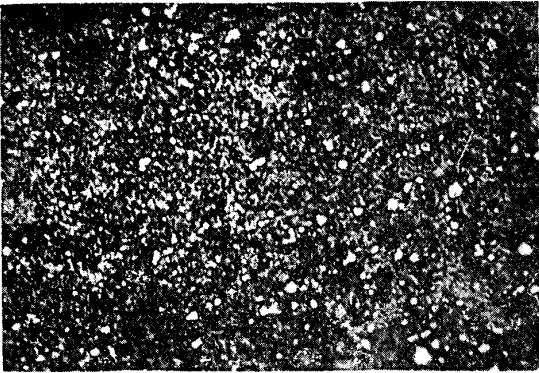
122圖は前圖と同一の合金を赤血鹽のアルカリ溶液にて着色したるものにして、初期結晶及び共融混晶の一成分が γ 複炭化物なるを示す。

123圖はクロム 60, 炭素 3.25 パーセントを含むものにして、多量の初期結晶と共融混合物より成る。之を赤血鹽のアルカリ溶液に浸すときは、此の初期結晶は前者(122圖)に比して稍着色し難し。是れ炭化クロムを溶解せる固溶體なるに依る。

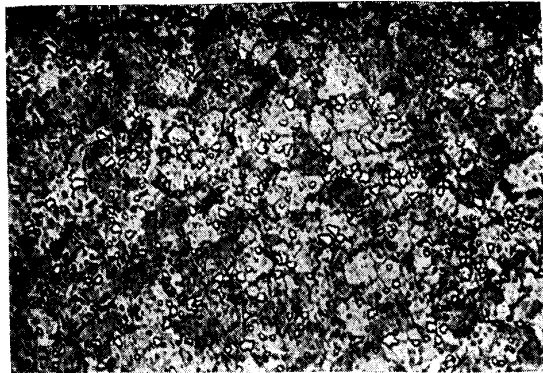
124圖はクロム 80, 炭素 2.5 パーセントを含むものにして、同様に六角形の初期結晶と共融混合物とより成る。されど此初期結晶は赤血鹽のアルカリ溶液を作用せしむるも着色せず。之れ初期結晶が γ 複炭化物にあらずして、炭化クロムなるを示す。

擴大 120 倍

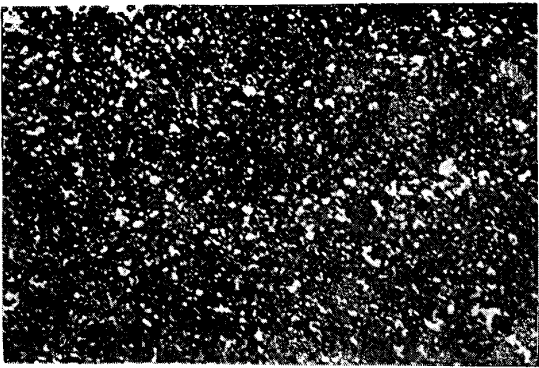
135 圖



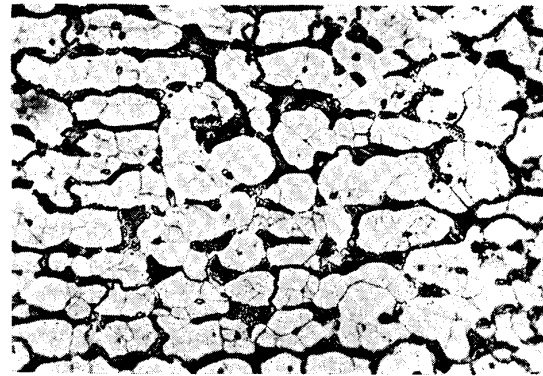
138 圖



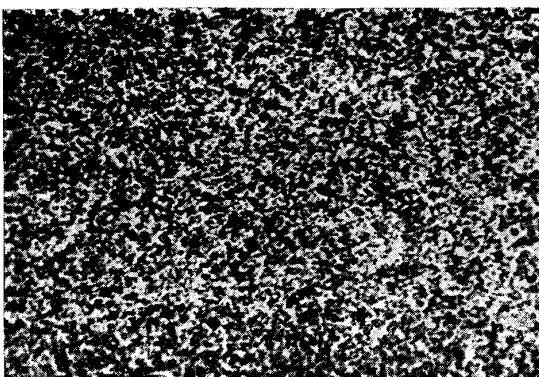
136 圖



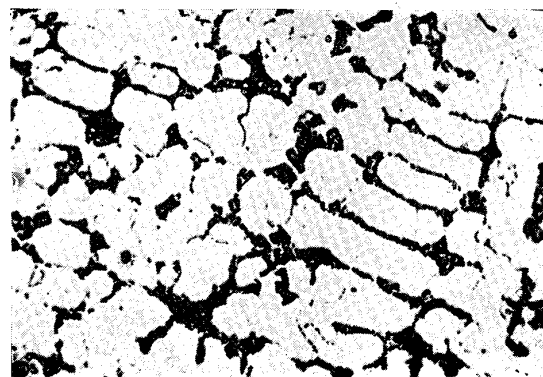
139 圖



137 圖



140 圖



135 圖は P. S. 高速度鋼(タングステン 13.88, クロム 5, 炭素 0.7 パーセント)を 900° より徐徐に冷却し, ピクリン酸を以て腐蝕したるものにして, 散在せる白色の微粒はタングスタイド, 地はソルバイト乃至パーライトなり.

136 圖は Novo 高速度鋼(タングステン 18.81, クロム 2.86, 炭素 0.59 パーセント)を同様に處理したるものにして, 前者に比ぶればタングスタイドの微粒更に多量なるを見るべし.

137 圖は前圖と同一のものを赤血鹽のアルカリ溶液を以て着色したるものにして, 黒色なるはすべてタングスタイドなり.

138 圖は 135 圖と同一の鋼を 1250° より油中に徒淬し, 硝酸を以て腐蝕したるものにして, 白色微粒はタングスタイド, 地はオーステナイトなり. 又タングスタイドの量は鈍したるもの(135 圖)に比して著しく減少せるを見るべし.

139 圖はタングステン 18.2, クロム 3.32, 炭素 0.59 パーセントを含む鋼を融液より冷却し, 硝酸を以て腐蝕したるものにして, オーステナイト(白色部分)及び共融混合物より成る. オーステナイトはタングスタイド及び炭化クロムを含有し, 共融混合物は其のオーステナイトとタングスタイドとより成る. 前四圖に於けるが如くタングスタイドの微粒が一面に散在せるはよく鍛錬したる結果なり.

140 圖は前圖と同一のものを赤血鹽溶液を以て着色したるものにして, 黒色なるはタングスタイドなり. 之に出で共融混合物の一成分はタングスタイドなるを知る.