

始

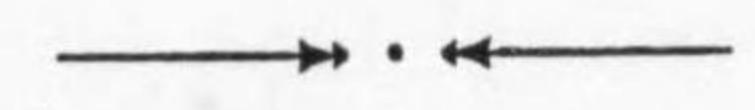




児玉晋匡著

鋼の組織及び其處理法

1926



東京岩波書店刊行

大正
15.9.9
内交

563-5

此書を恩師俵博士に捧ぐ

序

友人工學士兒玉普匡君鋼の組織と其處理法を著し余に之が序を求めた、著者は東京帝國大學を卒業せし以來、多年八幡製鐵所にあり自ら百般の製鋼事業に携つた、又永く歐米の工場を見學し充分なる經歷を有して居る。

鋼自身の仕上げ善惡の如何は一つに其處理法の良否に懸るてふことは古來知られた事實で、殊に刀劍製造の場合徧く論じたものである、鋼の處理法に關する理論は探究せられ明かになつたものが多い、近時其組織に關し智識が發達した爲め特に著しい、鋼の處理法は術であつて理窟ではないが、併し近時の發達せる理論を度外視しては到底其術の進歩が望まれない。

實地に經驗を有する兒玉君の本著は此意味に於て世に裨益する所大なるものありと思ひ、之を世に推舉し併せて著者の勞苦を茲に謝したいのである。

大正十四年十二月

倭 國 一

序

國運の消長は其の國の産業殊に工業の盛衰如何に依ると言ふことは各國の實例に徴して明かであるが、其の工業の内でも製鐵製鋼の事業は特に基礎工業として重きをなすもので、今や我が國に於ても況く製鋼業に關することが論議せらるるに至つたのは誠に慶賀すべき次第である。此の時に當つて斯業に従事するものは經濟的生産に努力すると共に、他方に學術的研究に腐心し、兩者相待つて初めて完全なる進歩發達を期することが出来るので、昔の様に盲探しや「カン」で今日の日進月歩の製鐵製鋼の仕事が出来るわけのものでもなく、又研究室内丈の計測や顯微鏡で直ちに立派な製品が廉價に産品され得るものでもないのは明かな事であるが、兎角工場の實地技術家は深遠にして微細な研究の結果を取入れる閑がなく、研究専門の學者は工場の荒っぽい仕事に接する機會が少いので、不知不識の間に其の間が遠ざかるのである。自分は本邦に於て殊に此の事を遺憾とするものであるが、今度兒玉工學士の著書に接して前述の兩者間の接近に仲介する好個の資として大に愉快に思ふ次第である。

著者は夙に東京帝國大學工學部の冶金科を出て直

ちに八幡の製鐵所に入られ、製鋼作業の實地に従事し、海外にも學んで、更に製鐵所内の研究所に勤務し、遂に此の著を成すに至つたのである。自分は進んで此の著を斯界に於て日夜努力せらるる各位に推奨する。

野田鶴雄

自序

抑も鋼の工業的價値は強靱にして鍛鍊壓延の可能なるにある。今鋼の性質を見るに鍛鍊壓延の結果に因る其機械的性質は加熱溫度によりて異り、且つ又化學成分に依つても其機械的性質を變化する、此外熱處理に依つて其硬度を増し或は減ず。斯の如く鋼は加工溫度、化學成分或は熱處理に依り諸性質を變ずるを以て其研究甚だ複雑にして容易でない、然るに“一國の文明程度は鋼の需用に依つて忖度する事が出来る”と云ふ位工業的にも軍事的にも重要な地位を占めて居るのであるから鋼の研究は蓋し一日も忽にする事は出来ないのである。爾來一般に鋼の性質研究に利用せられて居る抗張力試験或は屈曲試験又は化學分析試験等の様な機械的試験や化學試験等は何れも其鋼の有して居る性質の調査に過ぎぬ、従つて何故斯様な物理的性質を有するか又分析で云へば鋼の含んで居る成分の分量は分つても其化合物状態が何うなつて居るのかを知る事が出来ぬ。斯るが故に物理的或は化學的試験許りでは結果的探究であつて原因其他の研究には不充分である。然るに1878年初めて顯微鏡の應用に依り金屬組織の研究に成功して以來鐵と鋼

の組織的研究に一新機軸をなし幾多解けざる謎を解く事を得るに至つた。組織的研究とは恰も醫學の病理解剖にも比す可く是れに據つて病の根原を判じ其経過を豫想し得るに似て居る。即ち鋼に就て言へば其組織研究に依りて鋼の本質を究め加工熱處理に因る性質の變化を豫知する事が出来る、換言すれば鋼に對する組織研究の發達進歩は取りも直さず鋼の性質を理解し従つて其利用範圍を大ならしめ又は溯つて加工熱處理の歴史、鋼缺陷の原因等を推定する事を得、以て鋼の特色を發揮し其缺陷を豫防する事が出来るのである。されば斯學の實用的に世に介せられて以來漸く三十年許りなるに學術的に工業的に其進歩發達は著しきものである、従つて歐米諸國に於ては既に是れに對する文獻亦尠からざるに、翻つて我國を見るに漸く斷片的研究結果の會誌其他に依つて發表せらるるものを除きては他に著書として見る可きもの無い様である。是れ余輩の菲才秃筆をも顧みず本書を公にせんと企てた所以である。尙内容を鋼に限つた理由は社會に鋼の需用が最も廣く尙且つ其取扱法の研究が特に必要であるからである。書中にフェライトを地鐵、パーライトを波來土、マルテンサイトを麻亞田、トルースタイトを吐粒洲、ソルバイトを粗粒波と言

ふ様な文字を當嵌めたのは本多博士に従つたのである。内容の完は固より期する事は出来ないが本書に據つて鋼の組織と其處理法の概念を得、以て斯道研究に對し他山の石ともなる事を得ば著者の満足是れに過ぐるものはない。微衷を述して以て自序となす。

一九二五・十・二十六

著者識

文 獻

- | | | |
|------------------------|---|--|
| Dr. Oberhoffer | — | Das Schmiedbare Eisen Konstitution und Eigenschaften. |
| C. Bach und R. Baumann | — | Festigkeitseigenschaften und Gefügebilder der Konstruktions Materialien. |
| H. M. Howe | — | Metallography of Steel & Cast Iron. |
| Dr. Press | — | Prüfung des Eisens. |
| Tammann | — | Lehrbuch der Metallographie. |
| Guillet and Portevin | — | Metallography and Macrography. |
| Sauveur | — | The Metallography and Heat Treatment of Iron and Steel. |
| C. A. Edwards | — | The Physico-Chemical Properties. |
| Bullens | — | Steel and its Heat Treatment. |
| A. W. & H. Brearley | — | Ingot and Ingot Moulds. |
| Hoyt | — | Metallography. |
| 本多光太郎著 | — | 鐵及鋼の研究. |
| 東北帝國大學編 | — | 金屬材料の研究. |
| 金屬材料研究所編 | — | 金屬の研究. |
| 依 國一著 | — | 鐵と鋼. |

目次

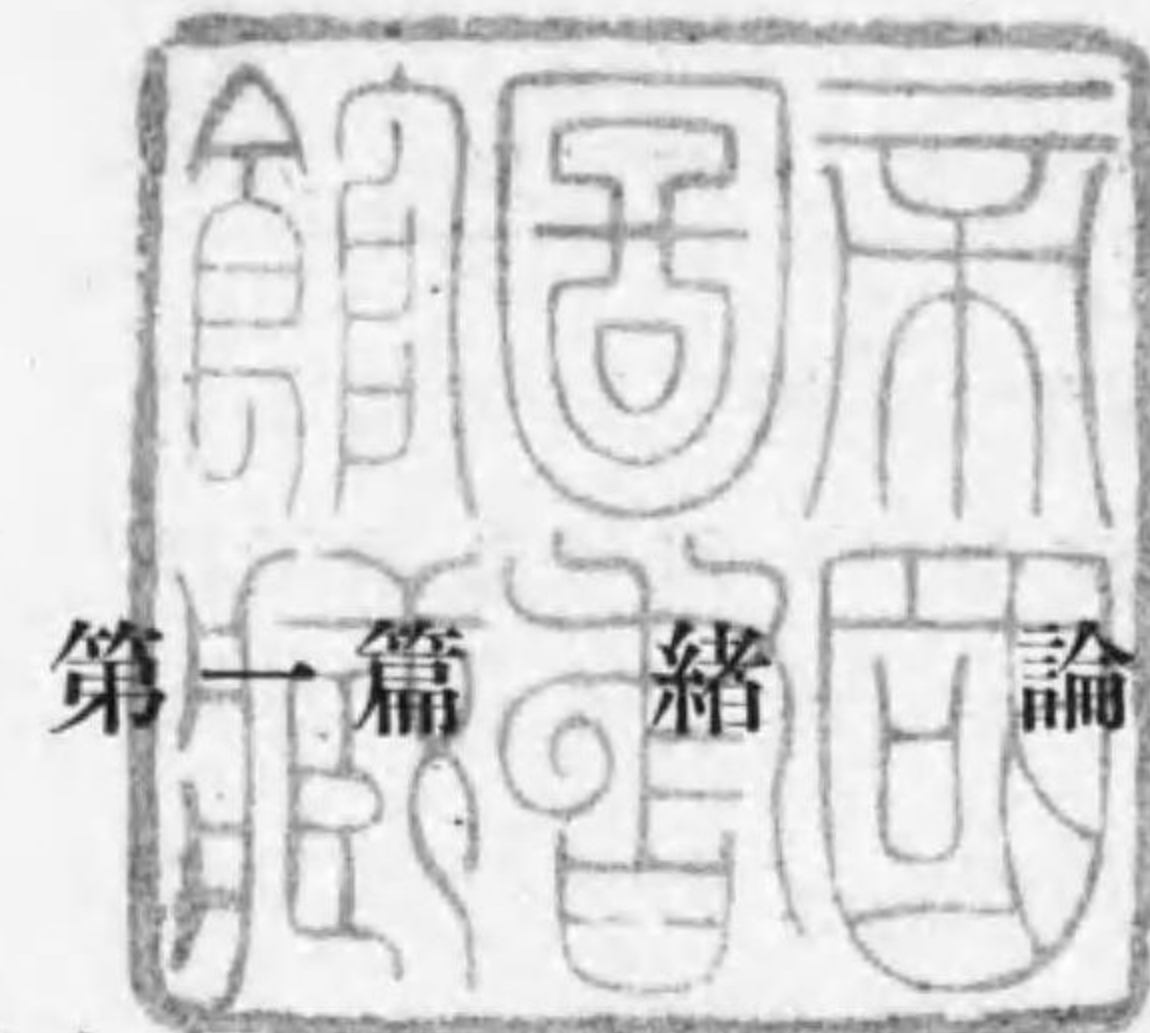
第一篇	緒論	1
第二篇	顯微鏡的組織	17
第一章	結晶	17
	純金屬の組織—金屬結晶の生成—結晶粒の結晶方向—結晶粒の境界—金屬の歪(二層)—雙晶—單相金屬組織の變化—不純物	
第二章	鐵合金の組織	32
第一節	純鐵	32
	鐵の同質異態—純鐵の凝固と結晶	
第二節	鐵炭素合金の平衡圖	38
	鐵合金—鐵-炭素平衡圖—鐵-炭素合金の完全平衡圖	
第三章	各種鐵鋼の顯微鏡的組織	54
第一節	鍊鐵	54
	組織	

第二節	鋼	57
	各炭素鋼—地鐵—セメント —波來士—黑鉛—鋼の組織的 成分の計算—鋼の物理的性質の算 出—鋼中の不純物—化學成分と 組織の關係—非金屬含有物	
第四章	鋼の變態	89
第一節	變態點	89
	純鐵の變態點—鋼の變態點	
第二節	變態點の性質	97
	純鐵の變態點—低炭素鋼の變態 點—高炭素鋼の變態點	
第三節	變態點に於ける諸性質の變化	106
	A_3 變態點に於ける變化— A_2 變態 點に於ける變化— A_{2-2} 變態點に 於ける變化— A_1 變態點に於ける 變化— A_{3-1} 變態點に於ける變化 — A_{cm} 變態點に於ける變化	
第四節	變態點の測定	117
	(1) 熱分析—(2) 磁氣分析—(3) 熱膨	

	脹—(4) 電氣抵抗—(5) X線結晶分 析	
第五節	相律	143
	一般平衡論—均一系及不均一系 —自由度—相—相律の表し方— 成分—相律を二元合金に應用せ る場合—相律を鐵炭素合金に應 用	
第三篇	鋼の處理法	161
第一章	鑄鋼	162
	鋼の結晶—共析鋼の鑄鋼組織— 亞共析鋼の鑄鋼組織—過共析鋼 の鑄鋼組織	
第二章	鋼の鍛鍊	178
第一節	冷間加工	178
第二節	熱間加工	184
第三節	仕上溫度	187
第四節	機械的精鍊	190
第三章	鋼の熱鍊	192
第一節	燒鈍	192
	燒鈍の目的—燒鈍法—共析鋼の	

	燒鈍—亞共析鋼の燒鈍—過共析鋼の燒鈍—冷間加工を施せる鋼の燒鈍—鑄鋼の燒鈍—燒鈍に起る諸現象— ⁽¹⁾ セメンタイトの球状化— ⁽²⁾ 鋼中に黒鉛の析出— ⁽³⁾ 過熱— ⁽⁴⁾ 鋼の燃焼— ⁽⁵⁾ 結晶の成長—總括—實際取扱上の注意.	
第二節	鋼の澱淬(燒入法)…………… 232	
	澱淬の原理—澱淬溫度—冷却法—澱淬による組織の變化—大洲田—麻亞田—吐粒洲—粗粒波—ハーデナイト—急冷速度と組織の關係—各種鋼の燒入—澱淬應用に就て.	
第三節	硬化に關する學說…………… 261	
	β 鐵說—非結晶說—炭素說—內部歪說—固溶體說.	
第四節	鋼の反淬…………… 269	
	反淬—反淬溫度—反淬による組織の變化—オスモンダイト—反淬鋼の顯微鏡的組織—反淬による硬度の減少.	

第四章	化學的處理…………… 280
第一節	鋼の滲炭法及膚硬法…………… 280
	炭素の分布狀態—加炭劑—膚硬成品の熱處理.
第二節	可鍛鑄鐵…………… 299
	可鍛鑄鐵の意義—可鍛鑄鐵製造法—燒鈍—白心鑄物—黒心鑄物.
第四篇	肉眼的組織…………… 305
	鋼の凝固中に起る現象—ゴーストライン—氣泡—サルファープリンチング—マクロエツチング—肉眼的組織の工業應用の實例.



凡そ金屬及合金の諸性質は成分、加工及熱處理等により變化する事は周知の事實なり。而して是等諸性質の試験檢定は化學分析により其成分を知り或は牽引、壓縮又は屈曲等により其物理的性質を判ず。然れども金屬合金殊に鋼の諸性質の變化は甚だ複雑にして只分析により含有元素の量を知り物理試験によりて其機械的性質を知るのみにして其性質を決定する事能はず。何となれば化學分析により表はされたる元素が互に化合物として存在するや否や固溶體の状態なるや將又機械的に混入せるものなりやに依つて其性質必ずしも一樣ならざればなり。例へば炭素に就て考ふるに其含有量同一なりとするも炭素の存在状態によりて其抗力等しからず、假令炭素の状態同一なりとするも一度是れに加工或は熱處理を施せば既に其諸性質は多様に變化するが如し。斯の如く物理的化學的試験のみを以て金屬或は合金を判定する事能はざるを知るべし。然るに1864年英國シフキールト市に於てソルビー (Sorby) が初めて顯微鏡を利用し

て反射光線を以て金属の研究を行ひ1878年獨逸マルテン(Marten)が金属の組織を顕微鏡により研究するに至りて其價値を天下に介し1883年及1894年佛國オスモンドの鋼の組織の研究發表により愈金属研究上の有力なる位置を占むるに至れり。以後年を重ねる漸く30年に過ぎざれども組織的研究は歐米諸國は勿論我國に於ても學術上工業上共に缺く可らざるものとなれり。即ち是れによれば物理試験により知る事能はざりし加熱冷却鍛錬壓延又は熱處理による結晶の状態の變化を知り化學分析により明瞭ならざる元素の存在状態をも詳かに知る事を得るなり。例へば或種鋼に於て炭素は鐵と化合しセメンタイトとなり地鐵と機械的に混合して波來土(pearlite)となりて鋼容積の一部を占め他は地鐵よりなるを知り従つて其物理的性質を判ずる事を得或は又不純物の混在成分の析出(segregation)等其内容を容易に知る事を得るが如し。以上の如く顕微鏡組織は物理的及化學的試験と共に金属及合金の諸性質の研究に缺く可らざるものなり。

顕微鏡組織の本論に入るに先だち組織研究の準備的方法に就て少しく述べんとす。

1. 試料採取

顕微鏡組織を研究せんには先づ檢鏡せんとする金属の試料を採取せざる可らず、而して試料採取の場所は檢せんとする目的によつて決定せざる可らざる事勿論なり。例へば或金属の試片又は金属其物の一般組織を知らんとする時は中央部より外表に向つて任意數個の試料を採取し、成品破壊其他の缺陷を究めんとする時は其破損部を主眼とし、加工状態を檢せんとする時は其横斷及縦斷面より採取し、鑄鋼の如き鑄造の儘の状態を見んとする時は小なる物は全體の縦斷面大なるものは其内外の縦斷面より採取するが如し。試料の大小は檢鏡せんとする物質の大小、性質を考慮し常識的判斷によらざる可らざるも10耗乃至15耗立方を普通とす。鋼塊斷面積或は成品全體の如く大なるものを其儘檢する必要ある場合は特に肉眼的組織檢定法を利用す。反對に鋼線或は釘の如き極めて小なるものを檢鏡せんとする時は熔融點低き合金或は封蠟等に埋封し其他適當なる方法を以て試料を研磨す。

試料截取は金切鋸(metal hack saw)を以て、白銑又燒入鋼等の如き極めて硬質なるものはカーボランダム圓板を以て、珪素銑の如き脆性なるものは打碎して是れを採取す。

2 試料の研磨 (grinding)

ルシアテリーが新法を紹介せる以前は研磨作業は至難にして極めて熟練を要するものとせられたり。然れども現時は容易に是れを遂行することを得べし。先づ第一に粗削を爲さざる可らず、即ち截取せる試料の表面は粗雑なるを以て先づ是れを鑢鋼砂砥又はカーボランダム輪等を以て粗研磨を行ひ表面を平滑にす。粗研磨用カーボランダム輪等は普通水平或は垂直に取付け其回転速度は試料により一定せざるも毎分 1,500~4,000 回程度とす。粗研磨に際し特に試料表面周縁の検鏡を必要とせざる場合は其稜角を削除するを可とす。是れ後に述ぶる仕上研磨 (final polishing) に於て使用する仕上研磨布の破損の恐を無からしむるを以てなり。軟質なる金属の粗研磨は鑢を用ふる方反つて便利なり。尙粗研磨中殊に研磨機械を用ふる時は試料の温度を上昇し澱滓鋼の如き反滓温度に達し、其組織を變化するの恐あるを以て時々試料は冷水其他を以て冷却するを要す、故に研磨中試料を支ふる指頭の熱を感ぜざる程度に保たざる可らず。粗研磨を終ふる時は順次目の細かきカーボランダム又はエメリー研磨紙を用ふ。研磨の方法は普通研磨紙を急速に回転する木製又は金属製回転盤に張り試料を

手に保ちつつ軽く研磨紙上に支ふ、回転盤は操作の敏速を計る爲め數個設備し各細度の異なる研磨紙を張るを可とす。尙試料を同一方向にのみ研磨する時は研磨紙による痕を残す恐あるを以て研磨紙の細度を變ずる度毎に試料を 90° 回転し擦痕を少からしむ可し。

現時最も廣く使用せらるる研磨紙は佛國フツバートエメリー紙 (French Huberts emery paper) にして細度により 3, 2, 1G, 1M, 1F, 0, 00, 000, 0000 等あれども 0000 は普通使用せられず。

3 仕上磨き (final polishing)

以上の方法にて研磨せるものは全く平滑と謂ふ可らず、尙多少の擦痕を残すを以て最後に細微なる擦痕をも除去し研磨表面を鏡面の如くせざる可らず、是れを仕上磨きと稱す。仕上磨きに移る以前に於ける研磨紙は少くとも 000 程度ならざれば残される條痕の凹部に削末金属が充填せられ研磨當時は一見平滑の如くなれども後に腐蝕に際し此部溶解せられ再び條痕を表はす恐あり。仕上研磨は先づフランネル又は羅紗の布片を研磨用回転盤に張り是れに精選せる研磨粉を用ふ、布片は軟質にして滑らかに肉厚なるを必要とす、布片を張りたる回転圓盤は布片の濕氣を保留せしむる爲め水分を吸収せざるもの(普通眞鍮)なるを

要す。而して圓盤の取付位置は水平或は垂直なる等其装置に由りて異り回轉數は普通毎秒1,000~18,000とせらるるも、回轉餘り早き時は研磨粉の飛散する恐あるを以て300~400回轉を可とす。研磨に先だち布片は石鹼水又はアンモニア液にて濕し油分其他を除去するを要す。

研磨粉として普通使用せらるるものはアルミナ、酸化クローム、酸化鐵(Fe_2O_3)及酸化マグネシウム等なり、仕上磨きには先づ酸化クロームを以て磨き次に酸化鐵を以て仕上ぐるを可とす。但し結晶粗き又は油の浸み込みたる試料等に對してはアルミナを使用せざる可らず。軟質金屬にはアルミナを一般に使用す。

アルミナを作るにはアンモニア明礬を熔烙し硫酸アンモニアを驅逐したる後是れを粉碎し水簸法により可溶鹽類を全く除去せるものなり。次に是れに水を加へ攪拌放置し15分間以内に沈澱せるものは粗粒なり。其上液を更に3時間放置し沈澱したるものは是れを更に12時間放置し沈澱したるもの及24時間以上にして沈澱したるものを夫々No1, No2及びNo3の如く區別す。鋼の如き硬質材料に最も廣く用ひらるるはNo1即ち稍粗なる分なり、No2, No3の如きは軟質金屬に多く使用せらる。斯くして得たるアルミナは白

石鹼と混じ(切屑1:アルミナ粉末10)煮沸し泥狀となりたるものを使用す、是等の研磨粉は市場に廣く販賣す。仕上研磨をなすには上記の研磨粉を水を以て稀釋し壘口に硝子管等を嵌入せる容器又は特に裝置せる噴出容器に入れ時々回轉圓盤布上に滴下又は噴出せしむ。仕上磨きは試料の表面を鏡面の如く爲すを要するを以て布片又は磨粉中に塵埃或は硬質混入物のなき様充分なる注意を拂ひ必要に應じ試料をよく洗滌するを要す。尙鋼の如きものは試料自體に鑄鋼の際混入せる硅石微粒の存在する事あり、其他偏析氣泡パイプ等の存在により試料採取の際に浸み込める油等湧出し表面に汚點を止むる事あるを以て研磨中試料を水或はアルコールにて洗ひ或はアルコールに浸せる脱脂綿を以て拭去するを要す。仕上磨き完結する時は流水にてよく洗滌し韆にて水分を除去し是れを乾燥器中に格納し酸化を防がざる可らず。

4. 腐蝕法 (etching)

仕上磨きにより表面鏡の如く平滑となれども鼠銑の黒鉛又は鋼中の硫化物酸化物等の不純物の如きを除きては地質の組織を識別する事能はず。然るに或藥液を以て其表面に作用せしむる時は試料の組織成分は藥液に對し強弱其度を異にするを以て表面に凹

凸を生じ明瞭に組織を露出するに至る。此外試薬に由りては或分子の表面に酸化物を作り又は試薬中の金属を表面に沈澱せしむる所謂肉眼的組織識別に利用する等腐蝕の應用と試薬の種類甚だ多し。次に其内最も廣く使用せらるる試薬を列挙せんとす。尙本書卷末に掲げたるものは顯微鏡及肉眼的組織に對する試薬を表示したるものなり。

硝酸

濃硝酸を用ふる時は試料を瞬時之れに浸漬し是れに水をかける時は直ちに表面腐蝕せらる。然れども往々腐蝕の度強きに過ぐ。現時廣く用ひらるるは濃硝酸のアルコール溶液なり。其稀釋度は一様ならざれども一例を挙げれば(1)硝酸(1.4比重)1c.c:アルコール80(2)硝酸(比重1.4)2c.c:アルコール98c.c(3)硝酸(比重1.4)4c.c:アルコール100c.c等にして其内(2)乃至(3)を適當とす。即ち3~4%アルコール液なり。

ピクリン酸

ピクリン酸は露國イゲブスキー(Igevsy)の使用せる試薬にして現時最も廣く用ひらるるものなり。普通用ひらるるものは4~5%のアルコール溶液なりとす。ピクリン酸の作用は徐々に進行すれども鐵鋼の腐蝕に適するのみならずニッケルクロム鋼等にも

應用する事を得。

ピクリン酸曹達液

コールバトフ(Kourbatoff)の發明せる試薬にしてピクリン酸2瓦、苛性曹達25瓦を75c.cの水に溶解し是れを湯煎上に20分乃至30分間熱したる後、其上液を取り黒色壘中に移し日光を遮斷して蓄ふ。該試薬は之れを豫め熱して炭素鋼を腐蝕すればセメントイトを褐色乃至黒色に着色するを以て地鐵との識別を容易ならしむ。試料浸漬時間は6分乃至10分にして充分なり。

クロム酸及硫酸の混合液

クロム酸2瓦と66°ボーマの硫酸25c.cとの混合液にしてタングステン、クロム等を多量に含有し複炭化物を作れる鋼の腐蝕に適す。

此外肉眼的組織の編に述ぶる特別なる試薬あれども茲に是れを省略す。

試薬の化學的作用によつて組織を判別する外加熱着色法あり、即ち研磨せる試片を空中に徐々に加熱する時は酸化物の薄層を生じ着色せらる。而して其酸化度は組織成分によつて異なるを以て其度により組織を區別するにあり。斯の如き加熱着色法を行ふには先づ研磨せる試料の表面を上方に向け鐵板上に置き下方より徐々に加熱し所要の着色を得たる時水銀中

に冷却して酸化を止む。此法は銅合金に多く使用せらるれどもステッドは鋼中燐の含有量を發見するに利用せり。

檢鏡

以上數段の操作により準備せる試料は最後に顯微鏡下におき檢鏡するにあり。

顯微鏡の構造に就ては近時益々發達して種々の型式を有し檢鏡に必要な装置一式を容易に市場に求める事を得るを以て本書に於ては顯微鏡に關する分解的説明は略し現時廣く使用せらるる顯微鏡の型式及び使用上の注意に止むる程度とせん。

金屬顯微鏡は對物レンズ、對眼レンズ及鏡筒より成る事普通顯微鏡と異らず。只普通顯微鏡は檢鏡物質を透過光線に依りて照明する事を得るを以て光線は下方より來る。然るに金屬顯微鏡は不透明なる物質を見るものなるを以て照明は反對光線を利用せざる可らず。是れ金屬顯微鏡の普通顯微鏡と異なる處とす。即ち對物鏡と鏡筒の間に反射装置を設け光線を側面より導き反射鏡に依り一度試料に垂直に投下し是れによつて光線は再び反射して對眼鏡に達す。斯の如く金屬顯微鏡の生命は側面より光線を反射する點にあれば、反射装置に種々の考案あれども反射鏡は平面

硝子、平面鏡或はプリズムの三種を出でず。光源を固定する限り光線を導く側面光取孔は一定せしむるを要するを以て檢鏡の調節は試料臺の上下動によるを常とす。金屬顯微鏡の種類甚だ多しと雖も多く用ひらるるものは(1)グリーンノー (Greenough's) (2) マルテン (Marten's) (3) ルシアテリー (Lechatelier's) (4) ライツ (Leitz's) 及ライヘルト (Reichert's) 等なり。

(1)は獨逸ツァイス會社製にして二つの對物鏡及對眼鏡を有し兩眼を以て檢鏡し得れども倍數小なるを以て金屬の破面結晶の大小比較等の使用に適し簡單にして擴大力は25倍程度なり。此種のものにして鏡筒を回轉し得るものあり。尙此種簡單なるものにタッシン (Tassin's)、レヂト (Rejtö's) 等あり。(2)は1899年ツァイス會社に於て製造せる水平式にして檢鏡と同時に寫眞の撮影をも行ふ事を得。(3)は1897年ルシアテリーの考案せるものにして其後幾多の改良を施し完成せるものにして殆んど總べての顯微鏡はルシアテリーの改造變態に過ぎず。對眼鏡及鏡筒は水平にして對物鏡は垂直にあり、反射プリズムは自由に回轉せしむる事を得試料表面は下向に向けて試料臺上に置く。寫眞暗箱とは直連するを以て寫眞撮影に便なり。該顯微鏡は佛國ペリン (Ph. Pellin) にて製作す。(4)は

獨逸エルンスト、ライツ會社の製作にかかりルシアテ
リニの變形にして最近非常に進歩せる式なり。構造
堅牢にして光源濾光簡便に組合せられ一體となし組
織寫眞及實體寫眞を撮影する事を得、擴大率甚だ大に
して3倍乃至5,000倍となすことを得、故にライツ型の
使用日に増加の傾向あり。(4)はレヂト教授の考案
せるものにして奥國ライヘルト會社の製造なり。其
他デュジアルデン製ローゼンハイン型、ワトソン父子
(Watson & Sons) 型等なり。

次に光源に就て考ふるに前述の如く金屬顯微鏡は
透過光線を利用出來ざるを以て日光によりては擴大
力大なるものに對し不完全なり、依つて別に光源を求
めざる可らず、即ち光源としては石灰光 (lime light)、白
熱瓦斯燈 (incandescent gas lamp)、或はアーク燈 (arc lamp)
等なり。其内現時の如く擴大率大なる檢鏡を必要と
する關係上アーク燈最も廣し。又工場用其他簡單な
る檢鏡に於ては單に白熱燈にて足る。現時顯微鏡に
は多く光源をも附屬するを以て普通使用する場合には
此選擇の必要を認めず。尙光源より來る光線は先
づ試料の表面の一點に集中し光力を強からしむる爲
に光源と對物鏡の間に光線の收斂装置をおく。即ち
光線を焦點とする如く一個の凸レンズを置き放散光

線を先づ平行光線となし、對物鏡が焦點となる如き位
置に第二の凸レンズを置き平行光線を收斂して光線
を一點に集中せしむるなり。然るに光線の收斂に於
て對物鏡或は試料を熱する恐あるを以て是等二個の
レンズの中間に濾光板を置き熱線を吸収せしむ。殊
に寫眞撮影には必要缺く可らざるものなり。其他絞
りを設け收斂光線の周圍を遮り中央部の光線を用ふ
等の装置を有す。濾光板は無色玻璃容器に或溶液
を満したるものを用ふ。溶液は綠色、青色及黄色濾光
溶液とあり、綠色にはツイットナウ (Zettnow) の硫酸銅
160 瓦、クロム酸 14 瓦、水 250c.c の溶液、青色には丹礬 10
瓦、苛性加里 30 瓦、酒石酸曹達加里 40 瓦を 150c.c の水に溶
解せるもの又黄色液は重クロム酸加里の飽和溶液
等なり。最近ライツの如き特殊着色硝子を以て是れ
に代用するものあり。

試料の取付 (mounting of specimens)

研磨面を上記の如く垂直照明によつて檢鏡せんと
するには其檢鏡面は光軸に對し垂直位置におかざる
可らず。ルシアテリニ、ライツの如き試料腐蝕面を下
方に向け水平位置を保つ支盤上に置くものは常に光
軸と直角の位置を保ち而かも支盤の上下動によりて
對物レンズに對する焦點の位置を決定し得るを以て

取扱容易なれども試料板(硝子板)上に檢鏡面を上方に向け油粘土(plasticine)を以て固着せしむるものは腐蝕面と光軸とを直角ならしむる爲め試料板と檢鏡面とを常に平行に保たざる可らず、熟練によりて腐蝕面を動かし實驗的には之れを容易に調整するを得れども檢鏡面と試料臺とを平行に保つ爲めに特に考案せられたる方法種々あり。キアンベル、ステッド或はギユルバー又はチエグラ等の方法是れなり。一例を示せばステッドの方法は試料板上に先づ普通の油粘土をおき其上に試料檢鏡面を上方に向けて載せ其周圍に兩端正しく平行する輪をおき次に他の平面硝子板を以て壓下すれば輪は平行なるを以て試料板及び他の硝子板は平行となり、従つて腐蝕面は試料臺に對し平行となる、但し試料の大いさにより輪の大いさ或は油粘土の量をも加減せざる可らず。

顯微鏡寫眞

檢鏡せる組織を長く保存せんとする時は之れを寫眞に撮影するを要す、而して顯微鏡寫眞撮影法は顯微鏡に別に取付けたる撮影用對眼レンズ或は撮影用對眼レンズと普通對眼レンズとを取代へ暗箱に接続せしむ。暗箱は普通寫眞機用と同様にして所謂蛇腹によりて伸縮自在となす。實像はカメラの後面に於け

る摺硝子又は寫眞乾板に投射する事其他撮影法は普通寫眞と異なる處なし。暗箱(カメラ)の顯微鏡取付位置は型式によりて異れども大體垂直及水平の二種に分つ事を得、即ち前者は檢鏡面を上方に向け暗箱は垂直に顯微鏡に直連す、マルテンの如き是れなり。然れども此型式は使用を重ねるに従つて暗箱に落の氣味となり焦點を外づるの不便あり。後者は暗箱水平にして軌條ガイドの上を自由に滑動せしむる事を得るを以て取扱便利且つ正確なり。

顯微鏡寫眞撮影に就て注意すべきは乾板なり、即ち顯微鏡寫眞の如く擴大度大なるものは感光度緩にして明暗の境を明瞭ならしむるを要す。此目的に向つて銅板等に用ふるイルフォード(Ilford)社製プロセス板(process plate)を使用するを普通とす。故にプロセス板は寧ろ顯微鏡寫眞専用と見做すを得べし。該乾板の寫度は普通乾板に比し10倍以上なり。

斯の如き乾板を使用する時は濾光板は光源の強度にも因れども黄色又は綠色を用ふ。顯微鏡組織を幻燈等に利用せんとする時の乾板には整色乾板(orthochromatic plate)を使用するを可とす。何となれば該板は焼付を要せず原板は其儘陽畫と成ればなり。

露出時間は擴大倍數及光源の強弱により一定せざ

れども金属顕微鏡にありては擴大 100 倍に對し約 7 秒, 150 倍に對し 10 秒, 300 倍に對し 17 秒程度なり。

現像定着及焼付等は全く普通寫真と異らず。

像の擴大倍數決定は試料測微尺 (object micrometer) を使用する。之れは普通 1 粒を 100 に區分せる計尺にして先づ試料を除き其處に該測微尺を置き暗箱後面の摺硝子に寫し、摺硝子に刻める寸法と比較して倍數を決す。

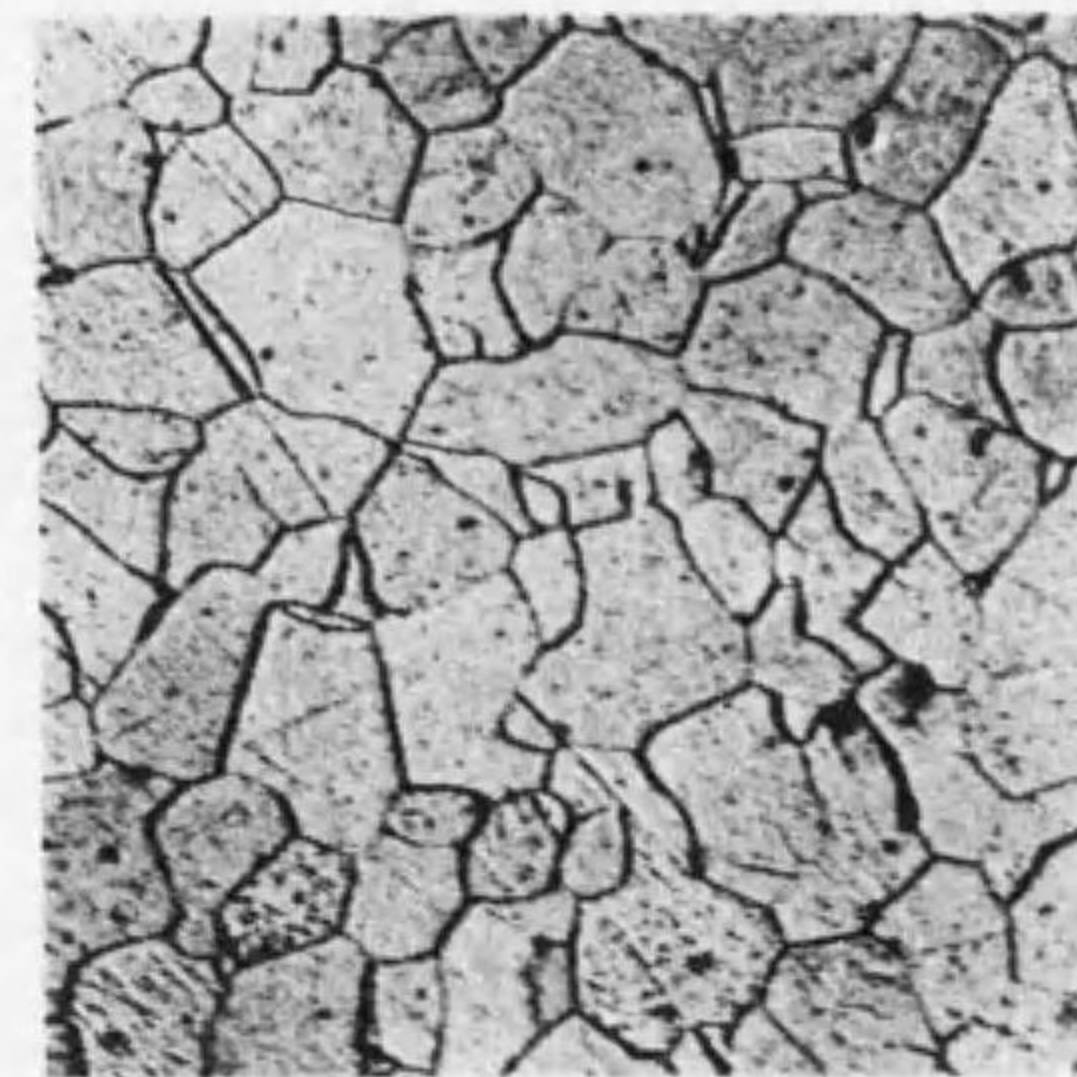
第二篇 顯微鏡的組織

第一章 結 晶

純金属(單相金属)の組織

鑄造の儘の純金属表面を研磨し是れを腐蝕せるものを顯微鏡下に檢する時該表面を網狀に區劃せる不同なる多角形より成るを知る可し(第一圖)。尙此網狀

第一圖



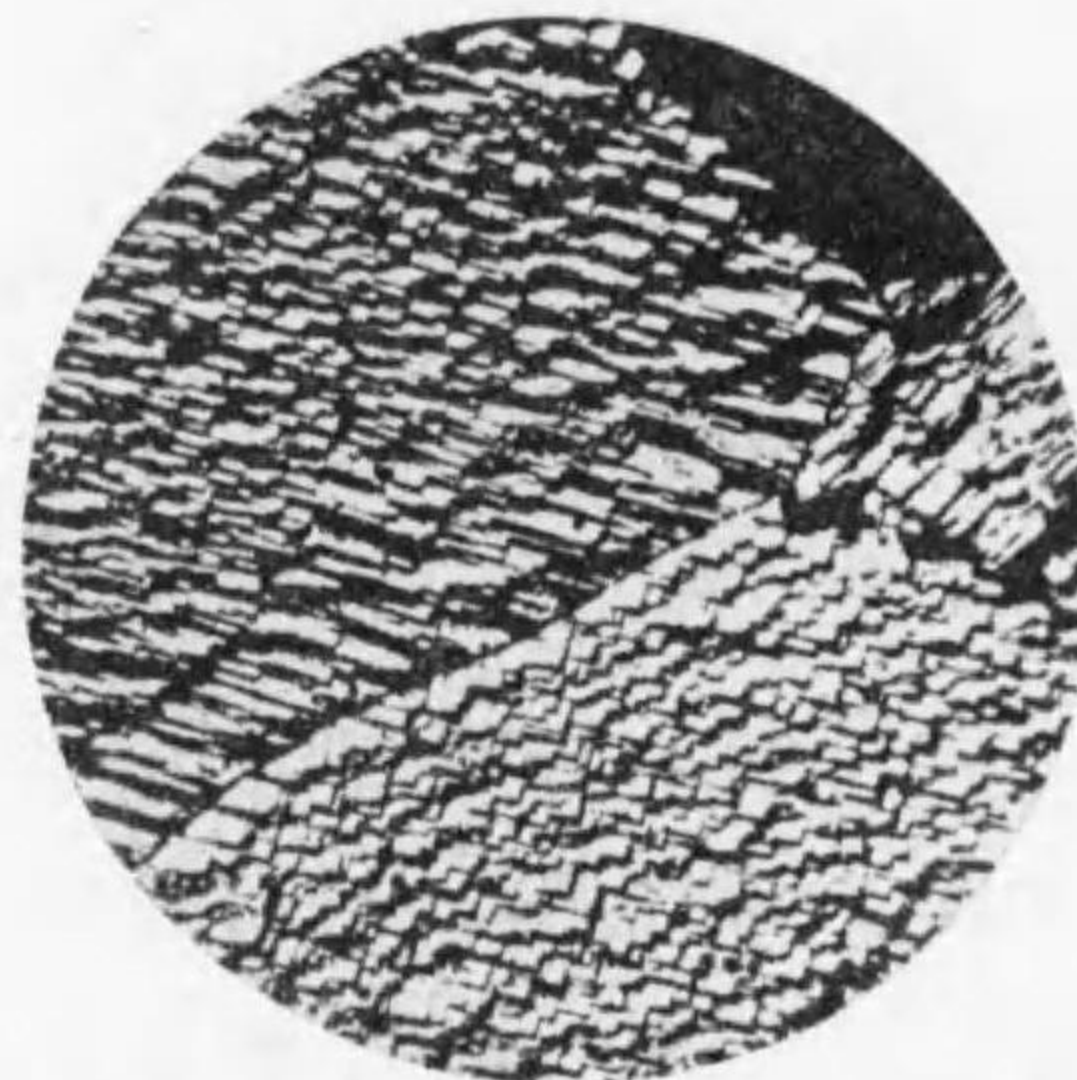
極軟鋼 (0.05% C) (230倍)
(タルボット鋼) (著者)

表面を強度に腐蝕する時は或結晶粒は他結晶粒に比し溶蝕甚だしく遂に表面各粒の溶蝕度を異にする結果表面凹凸を生じ據つて顯微鏡下に於て研磨面の反射光線は各其方向を異にするを以て是等凹凸面を明に判別することを得べし。表面の腐蝕を

繼續するか或は他の強蝕試薬を以て腐蝕すれば表面は益々浸蝕せられ遂に多數の立方的形狀を表はし各粒の結晶性を示すに至る。而して是等粒の形狀は各々

類似し何れも結晶粒の断面或は其表面を表はす。斯の如く各粒内に生ぜる凹部を腐蝕溝(etching pit)と稱す。金屬の結晶粒は殆んど總べて立方晶系に屬するものにして第二圖は腐蝕により表はれたる其結晶粒を示す。

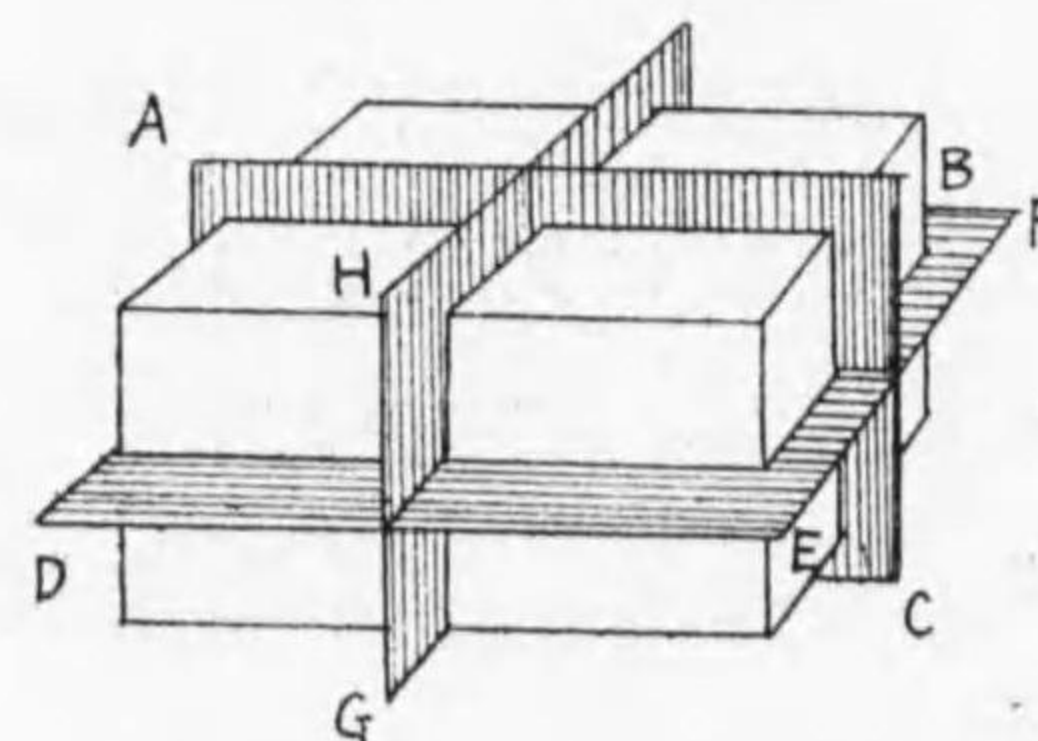
第 二 圖



強度の腐蝕により結晶の露出 (125倍)

す。結晶性物質が熔體より凝固する場合結晶を生ずるは該金屬の分子が自ら四面體或は正八面體の如く正しき立體的形狀を形成せんとする特性を有するに據る。故に斯の如くして生ぜる固體を晶子(crystallite)と稱し是等晶子の集合より成る物質を結晶體と云ふ。されば表面に表はれたる各粒は夫々發達の中心核を異にせる小結晶體なりと謂ふを得べし。

第 三 圖



劈 開 面 (メーラー氏)

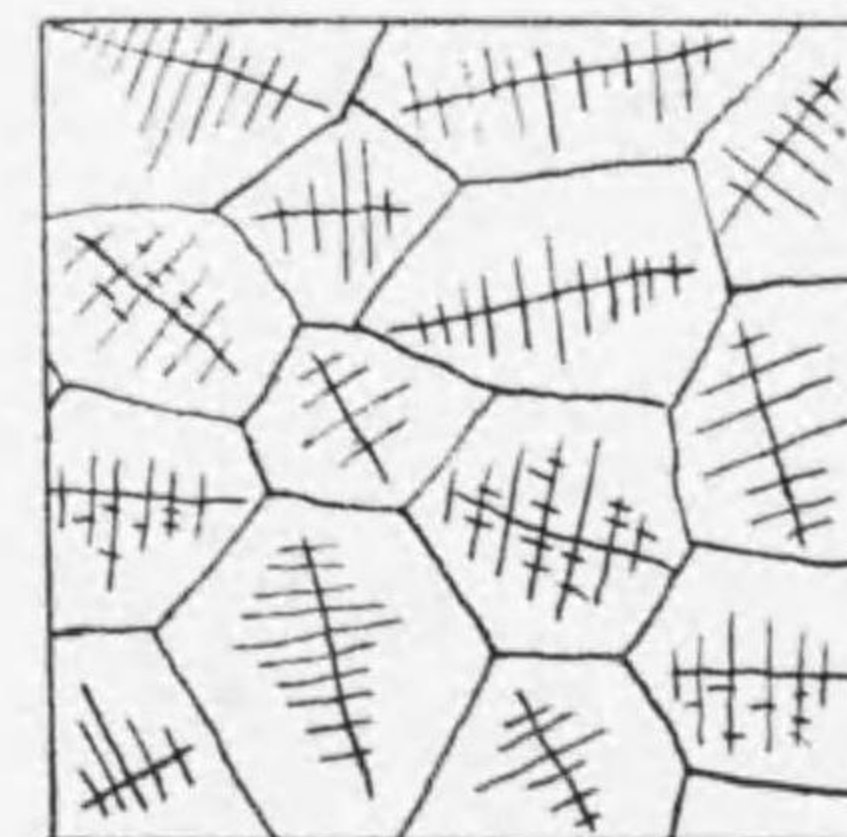
結晶は普通一方向或は多方向に破壊し易き性質を有するものにして是れを劈開性(cleavage)と稱し劈開面或は破壊の容易なる方向は普通結晶面に平行

なり、例へば第三圖に見る如く立方晶系にありて其三面に平行なる面 ABC, DEF 及 GHI の方向に破壊するが如し。

金屬結晶の生成

金屬は總べて結晶體にして其結晶生成の状態は一般結晶性物質を通じて同様なり。今茲に金屬結晶の生成に就て述べんに熔體の凝固を始むるに當り先づ

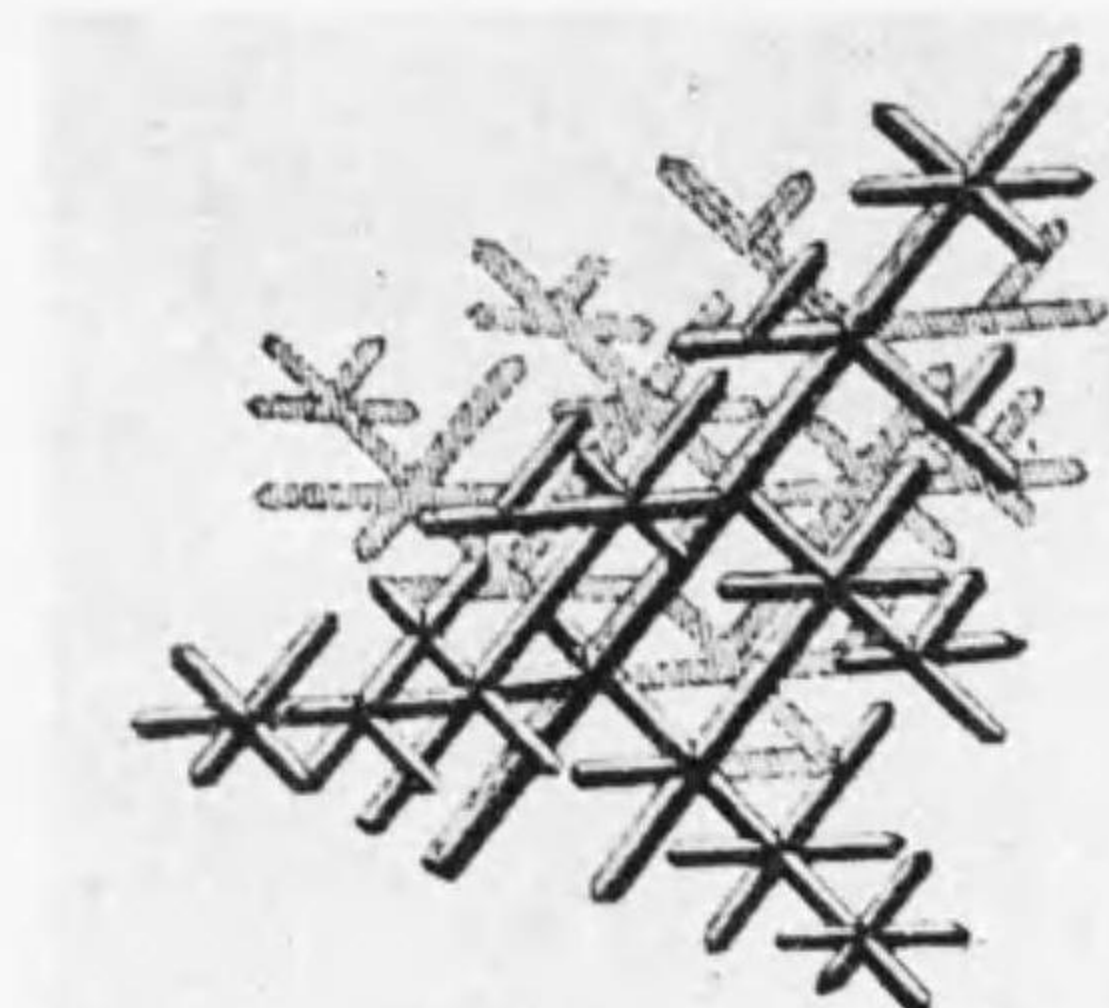
第 四 圖



核を中心とせる結晶の發達

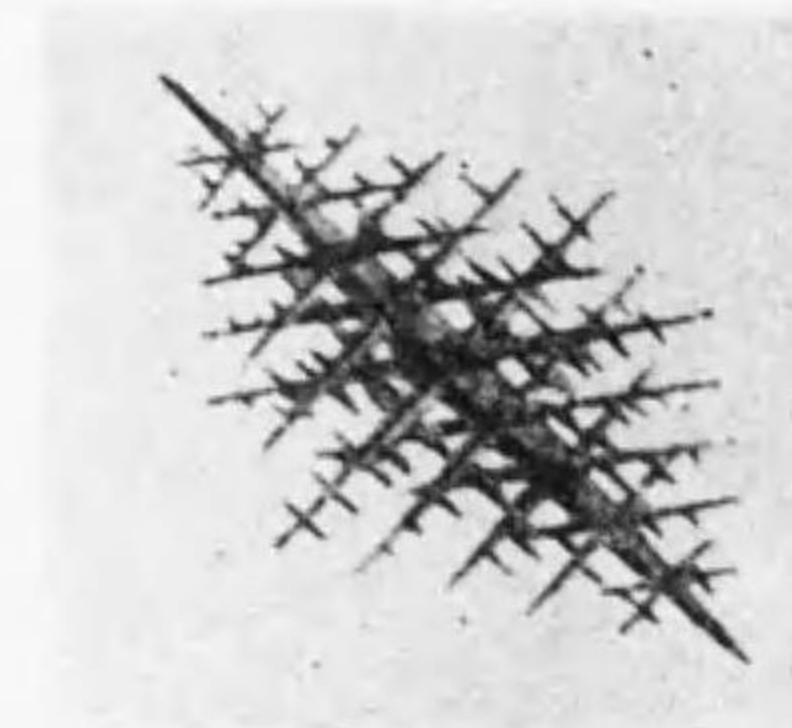
熔體中に各發生の動機を異にせる或る細微なる結晶核或は結晶の中心(centres of crystallization)を生じ凝固の進行に伴ひ各結晶核を基礎とし漸次結晶は放射的に發達延長し互に相接觸するに至つて止む(第四圖)。

第 五 圖



樹枝狀結晶の模型 (フィルノッフ氏)

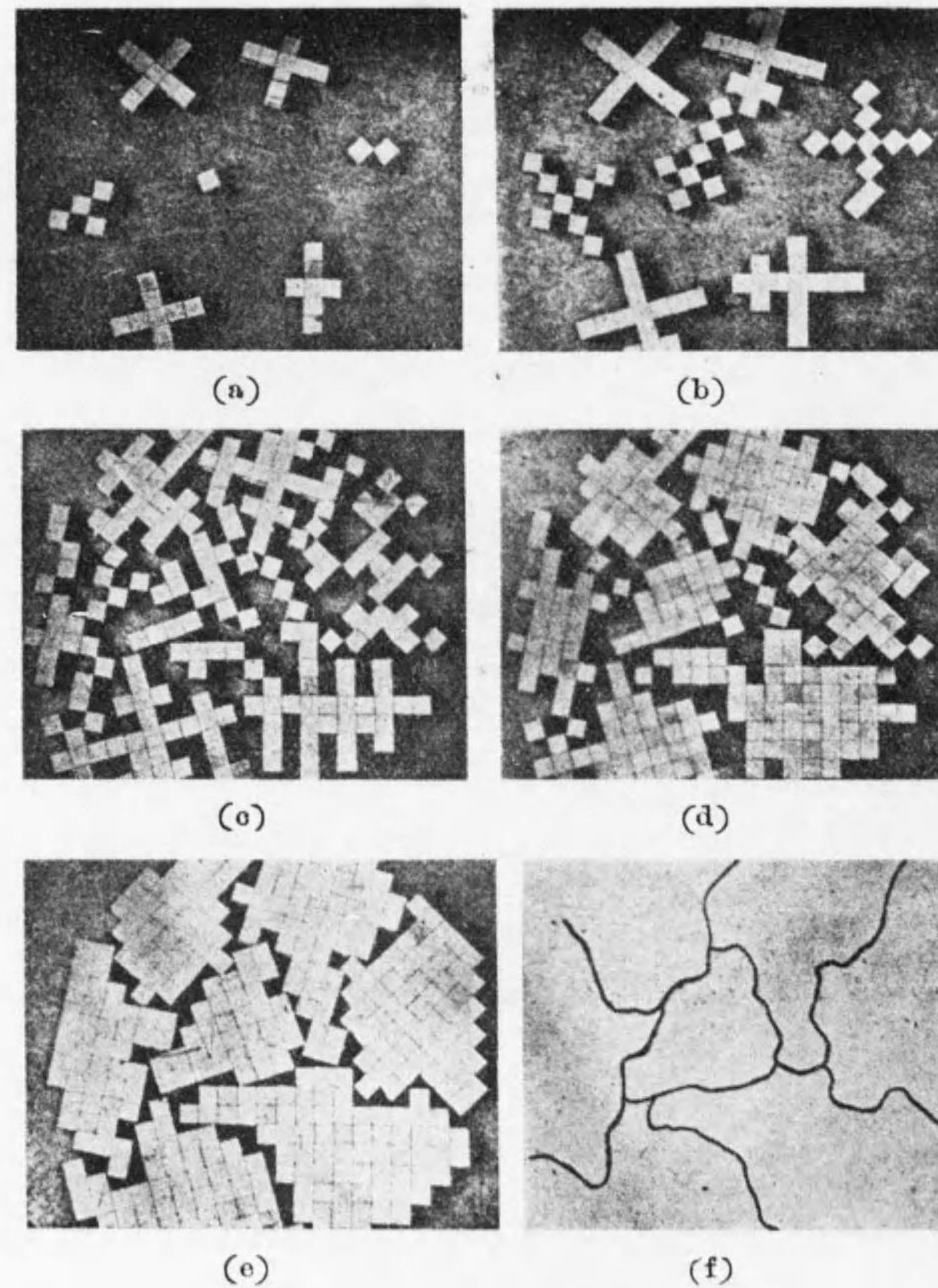
第 六 圖



鉄鐵の結晶 (アリクノン氏)

一様な化学成分を有し或は一様に化合せる金属にありては結晶の發達は各々結晶面に發達すれども純金属或は固溶體の多くは八面體の軸に沿うて進み所謂樹枝狀結晶 (dendrites)を形成し各樹枝狀結晶は最初

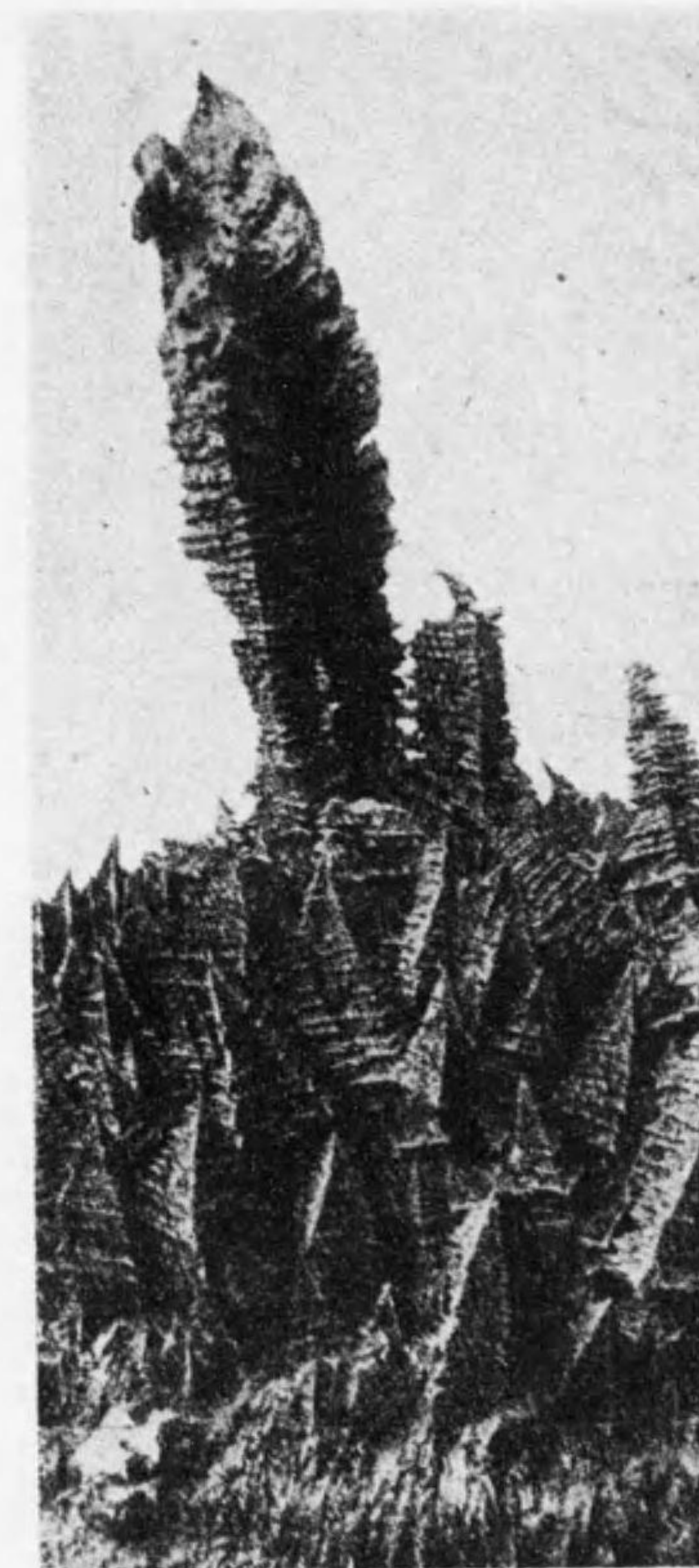
第七圖



結晶發達の順序を示す

に生ぜる主軸間の罅隙を充滿するに至る迄發達を繼續す. 第五圖及第六圖は此種の結晶を示すものにして各軸の方向に同速度に於て自由なる發達をなす時生ずるものなり. 斯くして結晶は遂に八面體 (octahedron)となる. 第七圖は結晶發達の模様を表はしたる

第八圖



鐵の結晶 (1.4倍)

ものにして f は最後の多面體結晶粒の境界線を示す. 若し凝固の進行中に未だ凝固せざる殘餘の母液を除去する時は完全なる樹枝狀結晶を認むること第八圖の如し. 而して樹枝狀結晶は不均等的固溶體或は二相金属の場合に殊に多し. 或一定容積内の結晶粒の多少は凝固中に生ぜる結晶核の多寡及結晶成長速度によりて決す. タンマン (Tammann) によれば結晶核の發生の速度(單位時間に於ける結晶核の單位容積の増加は

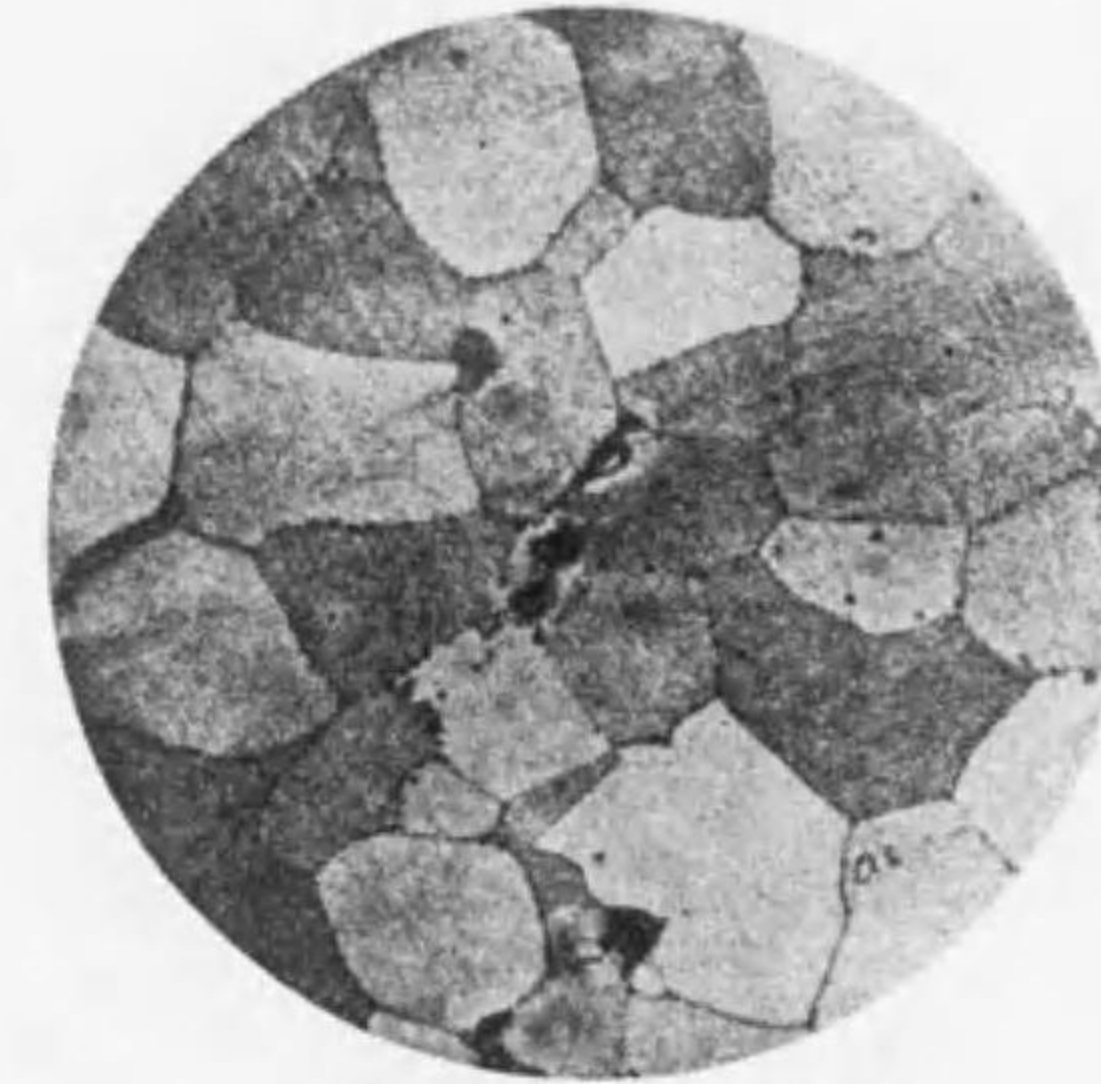
溶解點に於ては甚だ遅鈍なれども温度の降下と共に是れを増加すと云ふ。故に結晶核の数は成長速度一定なる場合凝固速度の早きに從つて増加し據つて結晶粒は小となる。是れ即ち急冷せる金屬の結晶粒の小なる所以なり。是れに反し凝固を極めて緩慢にする時は結晶核は少く結晶速度大にして結晶粒は非常に粗大となる。此理によりギエー (Guillet) は熔融金屬の凝固を極めて緩慢にし單一結晶を得たりと云ふ。尚冷却による結晶粒の發達の相異は鑄造せる金屬の殻皮により良く窺ふことを得べし。合金の結晶粒の数は他の條件一定なる場合は化學成分に因りて異なる。故に金屬に他成分を添加する事によりて合金の結晶粒の數及大きさを加減することを得る理なり。斯の如く凝固の狀況及成分の如何によりて是れが結晶粒の數量と其分布に影響を及ぼす。一部熔融状態に於ける金屬は樹枝狀結晶の交互錯雜により樹枝狀組織の外圍は大小凹凸定まりなきを以て結晶粒の接觸部又は外縁形狀は其相の結晶形には何等の關係なきものなり。

結晶粒の結晶方向 (crystalline orientation of the grains)

次に結晶の方向に就て少しく述べんに研磨せる表面に軽度の腐蝕を行ふ時は單に多角形の組織を表は

すのみなれども尙強度の試薬或は長時の浸蝕を行ふ時は此等多角形或は網狀目は或部は濃黒にして他部は淡黒色或は又光輝を呈する等種々異りたる色彩を表はす事前述の如し(第九圖)。結晶粒の外觀斯の如く

第九圖



純 銅 (85倍)
(ランゲンブルヒ氏)

不均等なるは各粒の試薬による腐蝕程度を異にするによる。即ち各粒の結晶質は一個の核を基とし發育せるものにして他粒に對しては異なる状態に於て生じたるによる。此理により各隣接せる結晶粒は色の相異により容易に

區別することを得るなり。例へば或粒の結晶の光線屈折が丁度顯微鏡管に反射するものなる時は其れに相當する粒は光明を表はすも反對に反射光線が鏡外に屈折するものなる時は暗黒となるべし。此試料を軽度に傾斜或は回轉せしむる時は暗黒なりし粒は光明となり光明なりし粒は暗黒に變ず。斯くして各粒による反射光線の方向を變換せしめ粒表面の明暗を移動せしむることを得るなり。以上述べたる純金屬の研磨或は腐蝕面に對する顯微鏡組織に關する點を

綜合すれば次の如し。

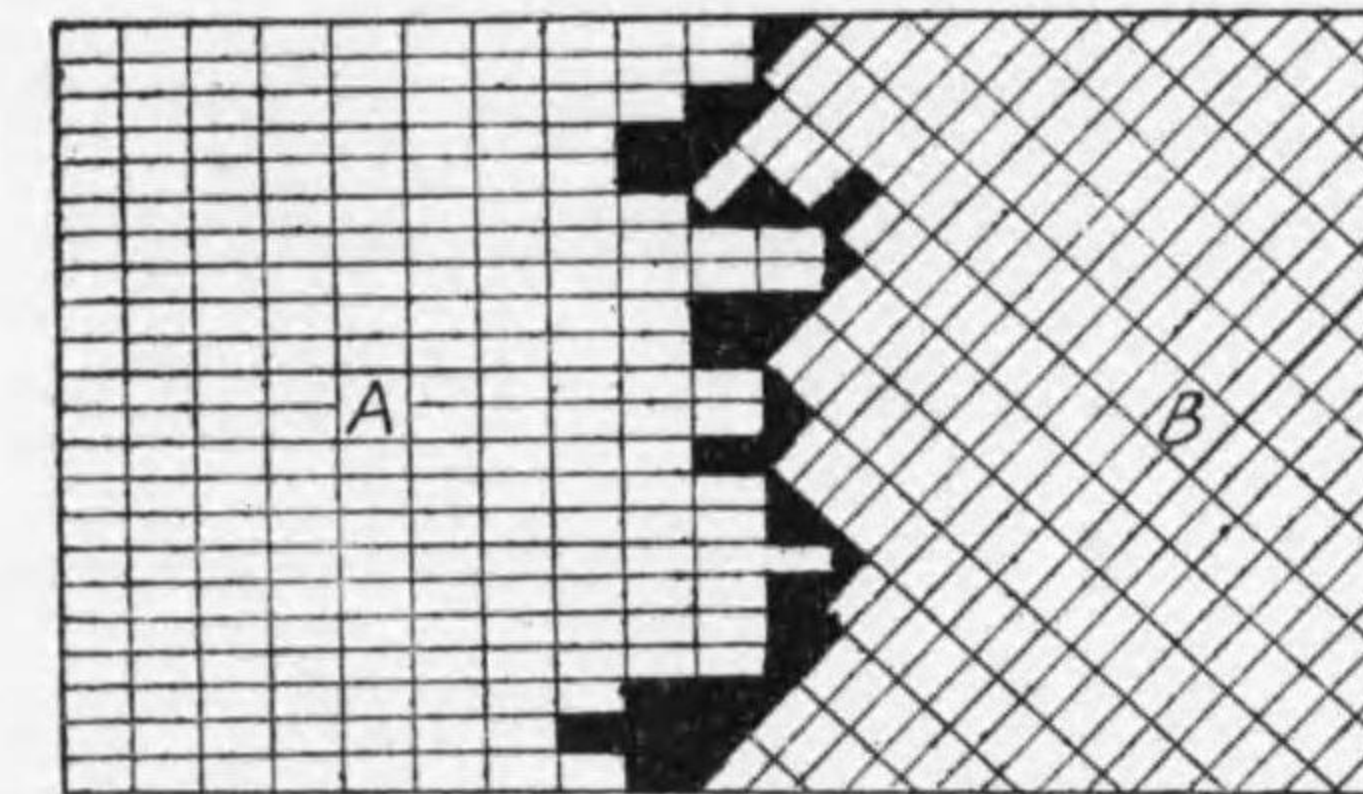
- (1) 軽度の腐蝕を行へば相隣接する結晶粒の多角形境界線を露出す。
- (2) 強度の腐蝕を行へば數多の多角形或は粒面に異りたる色澤を表はす。此現象は各粒個々に結晶核を有し且つ各個に核の性質を異にするを示す。
- (3) 益、強度に腐蝕する時は明なる立體的形狀を示し良く腐蝕溝を顯はす、而して金屬の過半は立方晶系に結晶するを知る。

結晶粒の境界

結晶粒の互に接觸する境界に關しては未だ是れを確證するに足る充分なる研究を見ず、然れどもローゼンハイน์及エウン(Rosenhein & Ewen)の所說に従へば各粒の境界は單なる表面の接觸に非ずして兩各粒を結合保持するために非晶性金屬或はセメントを以て充滿せらるると云ふ。而して是れ即ちバイルビー(Beilby)の結晶粒表面の張力によりて金屬が非結晶状態になると云ふ說に一致す。是れに反しソーバーはセメント說を否定せり。要するに非晶性セメント說を確實ならしむるためには結晶體と同一金屬たる非晶性金屬の接觸部は何故に結晶體と結晶體との結合に比し強力なるかを證せざる可らず。尙ローゼンハイน์の

云ふ所によれば金屬の結晶が相接觸する時は殘餘の融體が薄膜となり其間隙にありて結晶不可能の状態に残存す、依つて此非晶性金屬は結晶に對し結合セメントとなりて存在するなりと云ふ。以上の如く未だ說の一致を見ざれども異なる核を有する二つの結晶粒が相合する時は兩者の間に其の何れにも屬せざる部分の存在する事は疑ふ可らず。是れを要するに純金屬各粒境界に於ける強力なる結合力に對する説明が取りも直さず結合セメントの解決に對する根本たる可し。何れにせよ結晶境界に存在する非晶性セメントは金屬の組織溫度と靱性に大なる影響を有すること事實なり。第十圖は非晶性薄膜の兩結晶粒間に生ぜる模様を圖示せるものにして圖中A及B間の黑色にて示

第十圖



相隣接せる二つの結晶断面模型圖

せる部分は即ち非晶性部分を表はす。

金屬の歪一七層 (slip bands)

純金屬に或壓力を加ふる時は其金屬に歪を生ず。今金屬の研磨せる試片を顯微鏡下に置き、極めて徐

徐に歪を與へつつ是れを検するに壓力其降伏點に達し粘性的變形を來すに及び其金屬結晶粒内に黒線の顯はるるを認むべし、而して是等黒線は同一粒内にありては各線平行にして略直線なれども他の粒の其れとは方向必ずしも同じからず。第十一圖は瑞典銃に

第十一圖



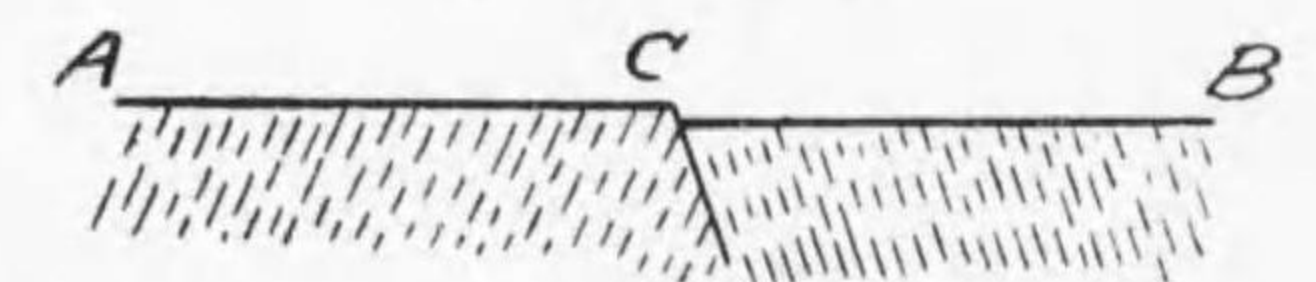
七 層

瑞典銃に張力を加へたるもの

張力を加へたるものを四百倍に擴大檢鏡せるものなり、是等の黒線は龜裂に非ずして單に表面に階段を生ぜるに過ぎず、而して此階段は結晶粒の劈開面或は滑動面に相當するを知る。斯の如く歪により結晶粒に多くの平行線を

生ず、是等の線(立體的にありては面)を七層 (slip bands)

第十二圖



(甲) 歪を與ふる前



(乙) 歪を與へたる後

金屬或は合金の組織に及ぼす歪の影響

と云ひその結晶内の種々の面の中、原子密度の最大なる面に相當す。第十二圖甲に於て AB は二つの結晶粒の研

磨せる面を表はし C は其接觸點なりとす、今之を乙に示す如く矢の方向に緊張する時は夫々 a, b, c, d, e に或一定數の七層を表はす、此部は何れも光線の反射なきため顯微鏡上黒色に表はるれども試料を一度回轉する時は黒色なりし線光り黒線ならざりし部が黒線に變ず、是れ光線反射の關係にして曩に表はれたる黒線が全く龜裂ならざるを證するものなり。是れよりして結晶質の物體が非常なる壓力を受け歪を生じ依つて形狀變化を生ずるは全く七層の爲めにして彼の粘性非結晶物體例へば飴の如きものに壓力を加へたる場合の如く全體一樣なる應剪變形 (shear) に非ずして或一定數の七層の成生によるものにして結晶其ものには何等變形を來さざるを知る可し。

雙晶 (twin crystals)

雙晶とは二個以上の結晶粒或は結晶粒の集合體が各粒内の面即ち雙晶面に對し對稱的に對立せるものなり、但し雙晶面は對稱面に非ず、雙晶は普通結晶粒の一部が一定の角度例へば 120 回轉せるにより生ずるものなり。雙晶は時に歪によりて生ずることあり、是れを機械的雙晶 (mechanical twin) と稱し第十三圖に示すが如くなれども普通は多く燒鈍による歪に據り生ずるものなり。第十四圖は即ち斯の如き熱處理により

第十三圖



大理石の結晶 (4.5倍)

第十四圖



眞鍮に生ぜる雙晶 (155倍)

て生ぜる數多の雙晶を示す。

結晶粒は又ノイマン線 (lines of Neumann) と稱する數多の平行線或は帶狀線を示すことあり。是れ往々に

第十五圖



極軟鋼のノイマン線 (75倍)

層と誤認せらるるものなれどもオスモンド及其他の研究により明に機械的雙晶なることを證せられたり。ノイマン線は粒の初品と同時に生ずる特性を有す、此層は研磨後腐蝕すれば消失するにノイマン線は殘存するによつて

兩者を區別することを得(第十五圖)。

單相金屬組織の變化

以上述べたる如く結晶性金屬に壓延鍛鍊或は焼鈍等の機械的處理乃至熱處理を加ふる時は其結晶粒の大きさ従つて組織に變化を來すものなり。元來純金屬を冷却するに際し生ずる結晶粒の大きさは其鑄入及冷却溫度を同様になすと雖も其金屬の種類異なるに従つて同じからず。然れども同一金屬に就ては冷却速度の緩慢なる程結晶の發達大なるものなり。焼鈍をなす時は往々結晶粒を増大し同時に結晶粒の數を減ず、即ち加熱溫度高き程、加熱時間長き程、且つ冷却速度の緩慢なる程結晶粒は増大するものなり、市場用金屬(不純金屬)の如き冷間加工によつて歪を受けたるものは焼鈍による結晶の増大甚だしきものなれども純金屬にありては其影響比較的少し、又壓延或は鍛鍊等の作業を行ふ時は結晶粒は其發達を妨げられ或は破壊せられて結晶粒は緻密となり、金屬は普通靱性及抗力を高む。冷間加工にありては金屬は永久變形を生じ金屬內的歪により結晶粒は破壊せられ多面形組織も連續的加工に依れば破壊せらるるに至る。然れども之れを焼鈍する時は再び原結晶を發生す、而して冷間加工程度大なりしもの程再結晶をなす溫度は低し。鉛、錫、カドミウム及タリウム(淺原博士)の如きものの再

結晶は既に普通温度にて始むといふ。

不純物

上に於て述べたる所のものは単相金属の一般的性質に過ぎず、今是等純粹なる金属に極めて少量の不純物或は他物質を添加する時は其金属の性質即ち抗張力、韌性、熔解度、電気傳導率及組織に大なる變化を來すされば是等不純物の金属に及ぼす影響に關する研究は極めて重要なるものにして殊に是等不純物或は他物質と金属との混合或は化合状態に就ては特に研究を要するものなり。是等不純物或は他物質(今茲に云ふ不純物とは極少量の他物質を含む場合を意味す)を加入せる金属或は非金属と純金属との共存状態は其割合、金属の性質及種類等により複雑なる關係を有するものなれども大略次の如く分つ事を得べし。

- (1) 機械的混合物即ち共析晶 (eutectoid) として存在する場合
- (2) 固溶體 (solid solution) と成りて存在する場合
- (3) 化合物となりて存在する場合

固溶體及共析晶に關しては後に述ぶる所なれども今其大略を示せば固溶體は如何なる場合に於ても完全に溶解して其成分を區別し得ざるものにして熔體が固化するも其状態を保持せるものなり、又共析晶は

不溶解なる金属が機械的混合物を作りたるものにして最低溶解點を有するものなり。本書に於て述べんとする鋼は鐵と炭素の化合物セメントイトの共析晶なり。

第二章 鐵合金の組織

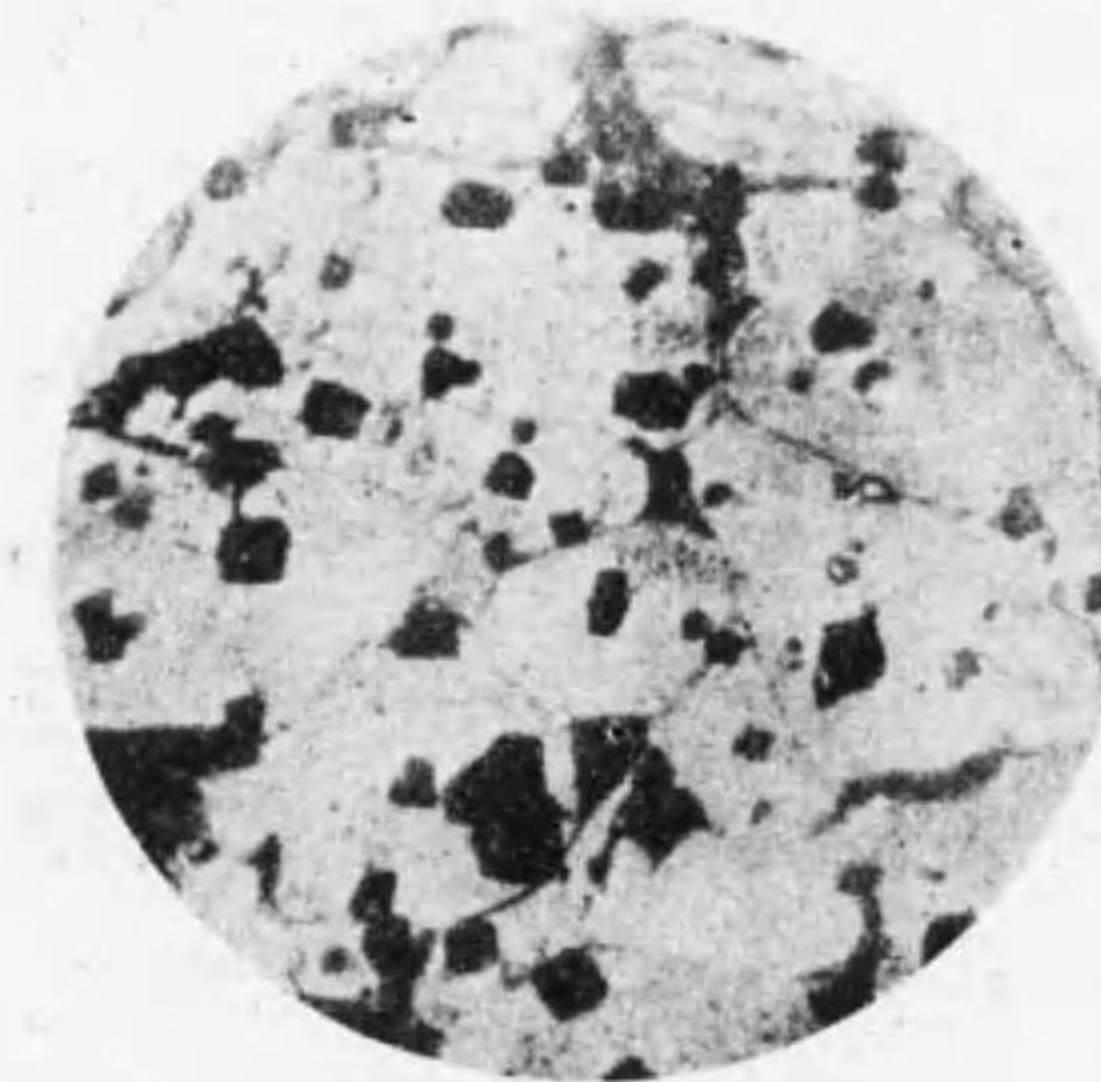
第一節 純鐵

化學的に云ふ純鐵は工業的に得ること能はず、只僅かに周到なる設備と注意とにより實驗的に少量の純鐵を得れども絶對的純粹と云ふべからず、最近市場鐵として最も純粹なるものは瑞典鐵にして鐵分 99.8% を有し、我國に於ては庖丁鐵にして鐵分 99.7% 位のものなり。

近來米國にて製する“アメリカン・インゴット・アイアン”と稱するものにして 99.94% 鐵のものあり、英國に於て製する“アームコ・インゴット・アイアン” (Armoco ingot iron) と稱するものは 99.84% 鐵を有すと云ふ。電氣爐によれば比較的容易に純粹なる鐵を得らる可く又電氣分解法によれば比較的少量に 99.9% 鐵程度の純鐵を得らる。是等純鐵を顯微鏡下に檢する時は炭素或は鑛滓を含有せざる純粹なる鐵の組織を認めることを得べし。其組織は純金或は純銅の其れと類似せるを知る、而して前章純粹金屬に於て述べたる如く多面形結晶粒よりなり、腐蝕を強烈にする時は各粒着色の度を異にす。之れ同一粒にありては同一核を有すれども他粒の其れと異なるによる事既に述べたるが如し。

尙各粒の境界には非晶性セメントの薄膜を以て包まらるることと純粹金屬に於て述べたると同様なり。腐蝕の度を尙強からしむる時は立方形結晶を表はすこと第二圖及第十六圖の如し。第十七圖は硅素 4.5% を

第十六圖



フェライト組織の腐蝕産

第十七圖

4.5%Si の硅素鋼 (60倍)
單一結晶を示す
(硝酸にて三時間腐蝕)

含む鐵を稀硝酸液を以て三時間腐蝕せる時のものにして明に立方形組織を示す。適當量の硅素を含有する時は粗大なる立方結晶の發生を助くるものなり。

鐵の同質異態

鐵の同質異態は鐵の結晶の研究を甚だ困難ならしむるものなり。同質異態の完全なる意見に關しては物理學者及化學者の間に未だ一致を見ざる所なれども、要するに同質異態とは或變態點に於て明に而かも急激に其物質の或性質の可逆的變化を生ずる事を言

ふ。而して同質異態變化は普通冷却の場合に或變態點に於て一時的熱の發生或は又加熱の場合に於ては冷却の時と同溫度又は近似の溫度に於て熱の吸収を見る。斯の如き熱の發生吸収を既に同質異態的變化と見做すものあり、又冷却に際し變態點に於て急激なる膨脹又加熱に於ける收縮を以て同質異態の證とするもの或は又磁氣變化を以て該點を斷ずるものあり。斯の如き同質異態を有する物質の種類は甚だ多くして彼の硫黃の如き普く人の知る所なり。即ち硫黃に三稜形硫黃と八面體硫黃とあり、前者は攝氏 95.6° 以上に於て存在し後者は該溫度を臨界とし其以下に於て安定なり。故に硫黃の加熱或は冷却に於て 95.6° を境として八面體より三稜形に或は反對に三稜形より八面體に變態をなし且つ其變化に於て結晶形、比熱、燃燒に因る發熱量等の急激なる變化を伴ふ。斯の如く物質の状態の變化或は化學的變化に關せずして内部エネルギーの變化により物質内部に或變化を生ずるを同質異態的變化の特徴とす。是等同質異態變化を研究せんには後章述ぶる熱分析或は磁氣分析に依るを普通とす。

鐵の變態に關してはオスモンドが初めて純鐵に攝氏 780° 及 900° に相當する二つの變態點を發見し因つ

て 900° 以上に於て安定なる γ 鐵 900° 及 780° の間に安定なる β 鐵及 780° 以下に於て安定なる α 鐵の三種の同質異態鐵の存在を證せられたり。後世金屬組織的研究發達の結果 α 鐵及 γ 鐵の存在は廣く認められるも β 鐵の存否に關し多くの疑問を生ぜり。即ちベネデックカーペンター或はルシアテリー等は A_2 點に於ける變態に際し履歴現象 (hysteresis) を認めず或は又膨脹收縮を認めずと云ふ理由に依りて β 鐵の存在を否定しバーゼエス博士 (Burgess) の如く A_2 點は或一種の獨立的に存在する點なる事を立證して其否定に反對せる等幾多の論戰行はれたれども最近鐵の磁性に關し A_2 點に於て顯著なる變化の起るを認めらるるに及び A_2 點は全く同質異態的性質に非ず従つて β 鐵存在否定有力となれり。ルシアテリー、ワイス、本多、ベネデック諸博士 (Le Chatelier, Weis, Honda & Benedick) 等其主論者なり。其説明によれば A_2 點に於ける性質の變化は連続的にして且つ此種の磁性變化は同質異態に非ずと言ふにあり。而して A_{c2} は其出發を低溫度に有する變態進行の最終點にして A_{r2} は其反對變化の出發點なりと云ふ。是等變態進行の開始及終結の點に於て熱の發生或は吸収を認めざれども熱曲線上些少の方向の變化を認むるは全く磁性變化に因るも

のにして鐵を大氣溫度より A_c2 點直下に加熱する時其強磁性の五割を消滅するを知る。金屬を加熱し強磁性を失ふの故を以て直ちに同質異態變化なりと斷定するは稍假定的なれども近時ウエストグレン等の X 線的研究の結果 A_2 點に於ては A_3 變態の前後に於ける如く明白なる鐵の内部構造の相異を認められざるを知り A_2 點は愈磁性的變化にして β 鐵の存在せざる事愈明白となれり。 β 鐵の存否に關し諸説續出喧騒を極め其の歸する處を知らざりし當時我が本多博士は既に磁性研究の結果 β 鐵否定説を主張し來れるに昨今 X 線的研究の結果本多博士の主張は裏書せられたるなり。事我學界の爲め萬丈の氣を吐けりと云ふ可し。今博士の説を引用すれば次の如し。

α 鐵は強磁性にして β 鐵は常磁性體なるが故に是等を異なる相と考ふるに異論なきが如く見ゆれども其實然らず、實驗上の事實によれば α 鐵を次第に熱すれば徐々に其物理的性質を變ず。例へば磁性に就て言へば磁氣の強さは最初徐々に減少し五六百度より其減少の割合次第に大となり、 700° 附近にて頗る急速に減少し、 790° より A_2 點に於て遂に零となる。即ち α 鐵の變化は非連續的に非ず、若し以上の變化が相の變化なりとすれば是等 A_2 點以下の溫度に於て長時間一

定の溫度に保つときは變化は時間と共に進行せざる可らず、從つて磁氣の強さも一定の溫度に於て徐々に減少せざる可らず。然るに實驗の結果によれば磁氣の強さは溫度の一定の函數にして時間の長短によりて少しも増減あることなし、從つて此變化は相の變化と見る可らず。されば β 鐵と α 鐵とは同一の相と見做さざる可らず、即ち A_2 變化は α 鐵に生ずる特殊の變化と考ふるを至當とす、若し變態を分子或は原子間の相互位置の變化と考ふれば A_2 變化は如何なる變化に相當するか。是れ重要な問題なりとす、而して本多博士は磁氣の理論を考察して β 鐵より α 鐵への變化は相の變化に非ざるを斷定せられたり。尙 A_3 點以上 $1,420^\circ$ に於て磁氣の強さを急激に増加し同時に熱の吸收を見る。是れ尙一つの相の變化にして γ 鐵の更に他種の鐵に變ずるものにして是れを δ 鐵と稱し、斯の如き γ 鐵より δ 鐵への變化を A_4 變態と名づけたり。

純鐵の凝固と結晶

前述鐵の同質異態的變化に於て常に物理的性質の變化を伴ふものにして α 鐵及 γ 鐵は各其物理的性質を異にし結晶狀態に於て殊に然りとす。オスモンド及カートウド (Osmond & Cartaud) の研究の結果によれば α 鐵及 γ 鐵は何れも立方晶系にして α 鐵は多く八

面體に結晶す。α鐵は又往々類質同像の混合物を生成すれどもγ鐵は全然α鐵と類質同像を形成せず。オスモンドの説によれば變態點に於て鐵の結晶の變化を伴はざるを以て同質異態的變化を結晶學上證明すること不可能なりと云ふ。然れども同質異態は相の變化にして結晶の内部構造變化即ち空間格子(space-lattice)の變化(原子配列の變化)を伴ふを以てX線により容易に知る事を得。要するに同質異態變化は結晶の外形には何等の影響を認めざるを以てβ鐵の存否に對しても從來容易に決せざりし所以なり。

第二節 鐵炭素合金の平衡圖

鐵合金—(定義)

鐵及鋼は主に地鐵及炭素の合金なれども普通製造に使用せらるる原料より多少の他元素を混入す、即ち滿俺、硅素、硫黃及磷等其主なるものにして何れも Fe_3Si_2 、 Fe_3C 、 Fe_3P 或は又 Mn_3C 、 MnS の形となり鐵中に混入す。尙 Fe_3Si_2 、 Fe_3P 等は固溶體に含有せられ Fe_3C 、 MnS 等は結晶粒の境界線に表はれ殊に Fe_3C 、 Mn_3C の如きは往々共晶體を形成す。其他酸化物、硫化物、磷酸及硅酸等の不純物を含有するを通例とす、炭素の含量多くして如何なる溫度に於ても可鍛性を有せざる程度の鐵合金を特に鑄鐵と稱す、又特殊鋼とは普通元素以外にクロ

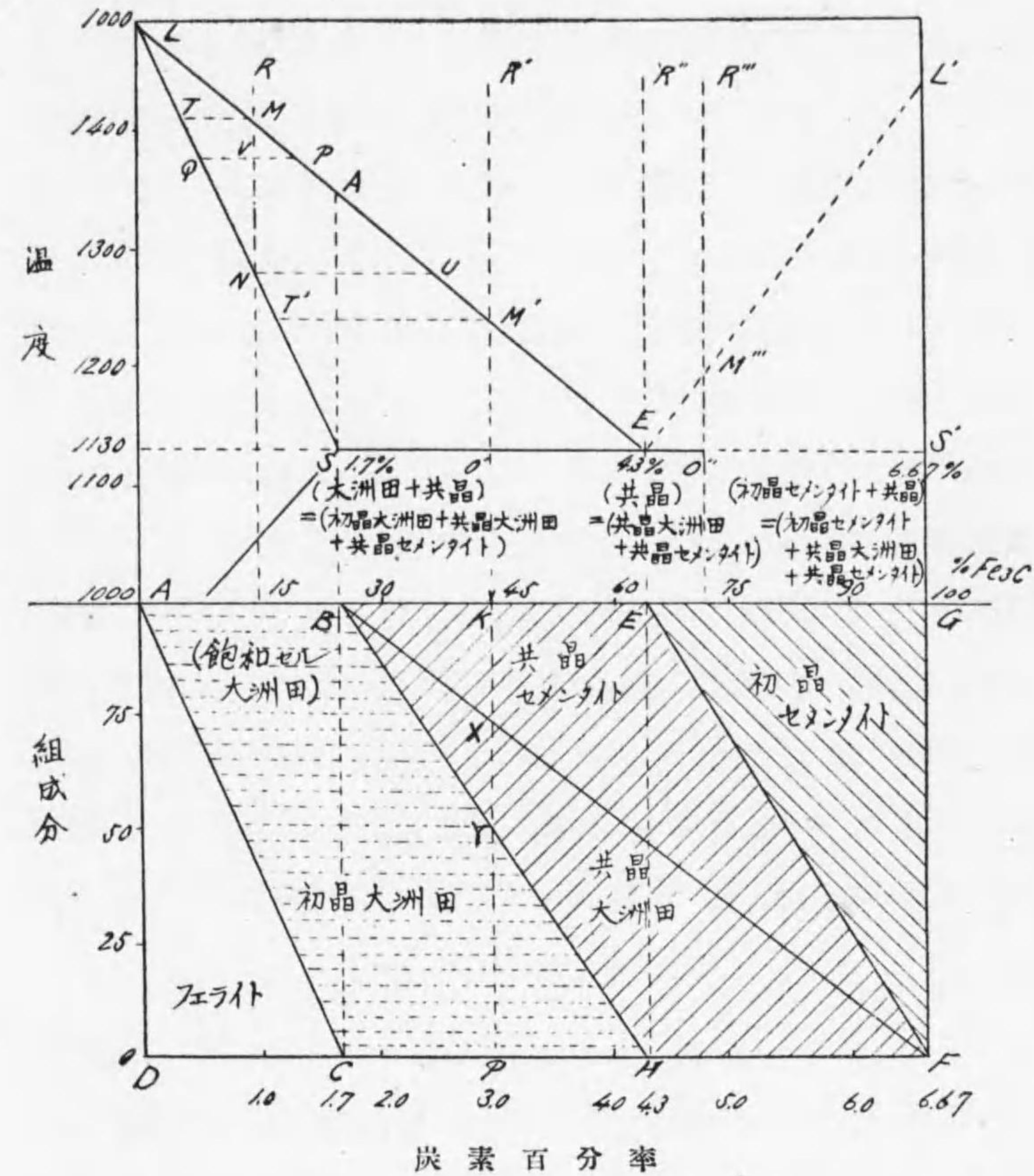
ム、ニッケル、タングステン、バナジウム及モリブデン等の如き特殊元素を加入し或は多量の滿俺、硅素等を加へ鐵及鋼に特殊の性質を附與せるものなり。斯の如く普通鐵或は鋼と稱するものは鐵中に炭素並に他元素を含有せるものにして且つ炭素の量並に該炭素の状態により鐵に種々重要なる性質を與ふるものなり、従つて是等所謂鐵及鋼の性質は物理的にも亦化學的にも純金屬としての鐵とは甚だしく其趣を異にす。尙且つ鐵と鋼の工業的利用に關しては同一成分同一割合のものにありても壓延、鍛鍊、焼入或は焼鈍等の熱處理によりて甚だしく其性質を變じ且つ其熱處理の如何によりて抗力、靱性、強度或は延伸性に變化を生ず。而して斯の如く諸性質の變化を生ずる理由に至りては常に化學分析のみによりて解決する事能はず、別に其組織構造の異なるに歸因するものなれば顯微鏡的組織の研究と相俟つて始めて其完成を期せられたるものにして實に1894年オスモンドの炭素鋼の組織に關する研究の發表に端緒を開きたるものと謂ふ可し。尙且つ金屬の内的研究を益、容易ならしめたるは平衡圖の研究發達にありと云ふべし。オスモンドの研究發表後1897年英國機械學會の合金研究委員會に於てロバート・オーステン(Roberts-Austen)により稍完全なる

曲線圖を發表され更に1900年ローゼボム (Rozeboom) がロバート・オーステンの曲線圖を基礎とし是れに相律(phase rule)を加味して製作し始めて鐵炭素合金の凝固及組織的變化を完全に表はすものと成せり。其後種々精密なる研究の歩を進めらるるに従ひセメンタイト、黒鉛及純鐵の分解説等出でセメンタイト説を不安定平衡、黒鉛説を安定平衡状態としシャルピエ(Charpy)、ベネデツク(Benedick)及ヘーン(Heyn)によりて兩者を表はす曲線製作せられ最近に至りカーペンター及キーリング(Carpenter and Keeling)、グトウスキー(Gutowsky)等の實驗結果を酌量しローゼンハイン(Rosenhain)の製作せる平衡圖は稍其完全なるものなり。其他アプトン(Upton)或はラツフス(Ruff)の發表せる平衡圖等有れども特別なるものなり。本章に於ては専ら鐵—炭素合金の平衡圖に於て述べんとす。

鐵—炭素平衡圖

鐵及鋼は主として鐵及炭素の合金なるを以て其平衡圖も亦二元合金として考ふることを得べし。即ち鐵及炭素の各種割合の合金を作り各其冷却曲線を求め熱の發生を示す相當溫度を測定し是等各點を夫々記入し以て平衡圖を得るなり。第十八圖上半に示すものは斯くして作れる鐵炭素合金平衡圖の一部にし

第十八圖



て鉄鐵に屬する部分を示す。鐵は5%以上の炭素を溶解する事實際に於て不可能なるを以てFe₃C10%に相當する炭素量6.67%を鐵の溶解し得る炭素の最大量とせり。而して5%炭素以上に對する部分の曲線

は特に點線を以て示せり。圖に於てLEL'線以上に於ては鐵及炭素は熔融状態にあり。溫度降下してLE或はL'E線に達する時融體は凝固を始むるを以てLE及L'E線を液相線(liquidus)と稱し、LS及SS'線は凝固の全く終る點なるを以て是れを固相線(solidus)と稱し尙E點に就ては後に述べれども是れを共晶點(eutectic point)と稱す。炭素含量0%乃至1.7%のものにありては融體が冷却して液相線LA次で固相線LSに達するに及び各炭素相當量の固溶體を生ず、是等の固溶體をば組織學上大洲田と名付く。炭素1.7%乃至4.3%炭素を含むものは溫度の降下により液相線AEに達する時初晶大洲田の晶出を始め固相線SS'即ち溫度1,130°に達する時大洲田は1.7%炭素を含む飽和大洲田の組織となり殘餘の融體はE組成即ち大洲田及セメンタイトの共晶體となる、是れをレデブライト(ledeburite)と稱す。炭素含量4.3%以上のものは液相線L'Eに達すれば初晶セメンタイトを晶出し固相線SS'に達すれば殘餘の融體は共晶レデブライトとなる。初晶セメンタイトに關しては是れが二次的分解を生じ黒鉛を生ずと言ひ或はセメンタイトの晶出なく直接黒鉛を生ずと言ふ二説ありて歸着する處無し。しかれども實例よりして炭素は Fe_3C となりて鐵に溶解

すれども其凝固するや直ちに Fe_3C はFe及Cに分解するを知る。由つて共晶體は飽和大洲田(1.7%炭素)及セメンタイトの機械的混合物なりと言ふ事を得べし。然れども實地顯微鏡的に是れを検すれば共晶組織には全く大洲田及セメンタイト或は大洲田及黒鉛よりのみ成る事なく常に大洲田の外にセメンタイト及黒鉛の同時に存在するを認む。是れに因つて後に述ぶる如く鐵炭素合金平衡圖に對し黒鉛説或はセメンタイト説を基礎とするもの又は兩者併合の平衡圖を用ふるものとあり、而して黒鉛説に屬するものを安定平衡圖、セメンタイト説を基礎とするものを不安定平衡圖と稱す。

今平衡圖に就て各成分の熔融状態より凝固する模様を詳説せんが爲めR, R', R''及R'''の諸點を取り是等の各點に對する炭素含有量を夫々1.0%, 3.0%, 4.3%及4.8%とす。而して1.7%以上のものは是れを銑鐵と稱し、1.7%以上4.3%炭素のものを亞共晶銑、4.3%炭素のものを共晶銑、4.3%以上のものを過共晶銑とす。先づ第一の合金Rに就て考ふるにRが冷却して液相線上M點に達すれば固溶體(大洲田)を晶出す、而して此大洲田の組成はM點より横軸に平行なる線を引き其LSと合するT點に由りて表はさる。溫度益、降下するに従

ひ益、大洲田を晶出し其成分は T より N に沿うて變化し融體の組成は M より U に沿うて變じ漸次炭素含量を増す。最後に固相線 N に達するに及び融體も全部凝固し其時の組成は U に相當する炭素量のものとなる。溫度 M より N に降下する中間例へば V 點に於ては融體及固溶體は共存し其割合は QV 及 VP の長さを以て表はす事を得。斯の如くして凝固の始まりより凝固の終りに至る間に生ぜる各結晶の成分は皆異れども冷却時間を緩慢にすれば各結晶相互の擴散作用により全部一樣なる組成即ち N 點に相當する 1% 炭素の大洲田組織となる。次に R' なる合金(亞共晶銑)を冷却して M' 點即ち約 $1,230^{\circ}$ に達すれば T' に相當する大洲田を晶出し溫度の降下に從ひ組成は漸次 T'S に沿うて變化し融體は M'E に沿うて變じ溫度 SS' 線上の O' 點即ち $1,130^{\circ}$ に達するや大洲田は 1.7% 炭素となり融體は E 點に相當する組成即ち共晶成分となり、常に一定溫度 $1,130^{\circ}$ に於て凝固す、故に此溫度を共晶溫度と稱し SS' を共晶線と稱す。此時の組織を檢鏡すれば最初に生じたる大洲田は最後に生じたる共晶體を以て繞圍せらる。次に R'' に相當する合金は炭素 4.3% のものにして共晶成分なり、融體は $1,130^{\circ}$ に達する迄熔融状態を保ち E 點に達して全部一時に凝固し

共晶となる。最後に R''' 合金を見るに炭素は 4.3% 以上を含有し溫度降下し M''' 點に達するや初晶セメンタイトを晶出し M''' より O''' に下るに從ひセメンタイトの量を増し融體は M''' より E に沿うて變じ O''' 點に至りて融體は E 組成となり晶出す。是れを檢鏡すれば共晶(レデブライト)は初晶セメンタイトを繞圍す。以上の如く平衡圖によりて合金の熔融状態より凝固する状態を詳さに知る事を得べし。第十八圖下半に示すは是れに相當する組織的成分を圖解せるものなり。

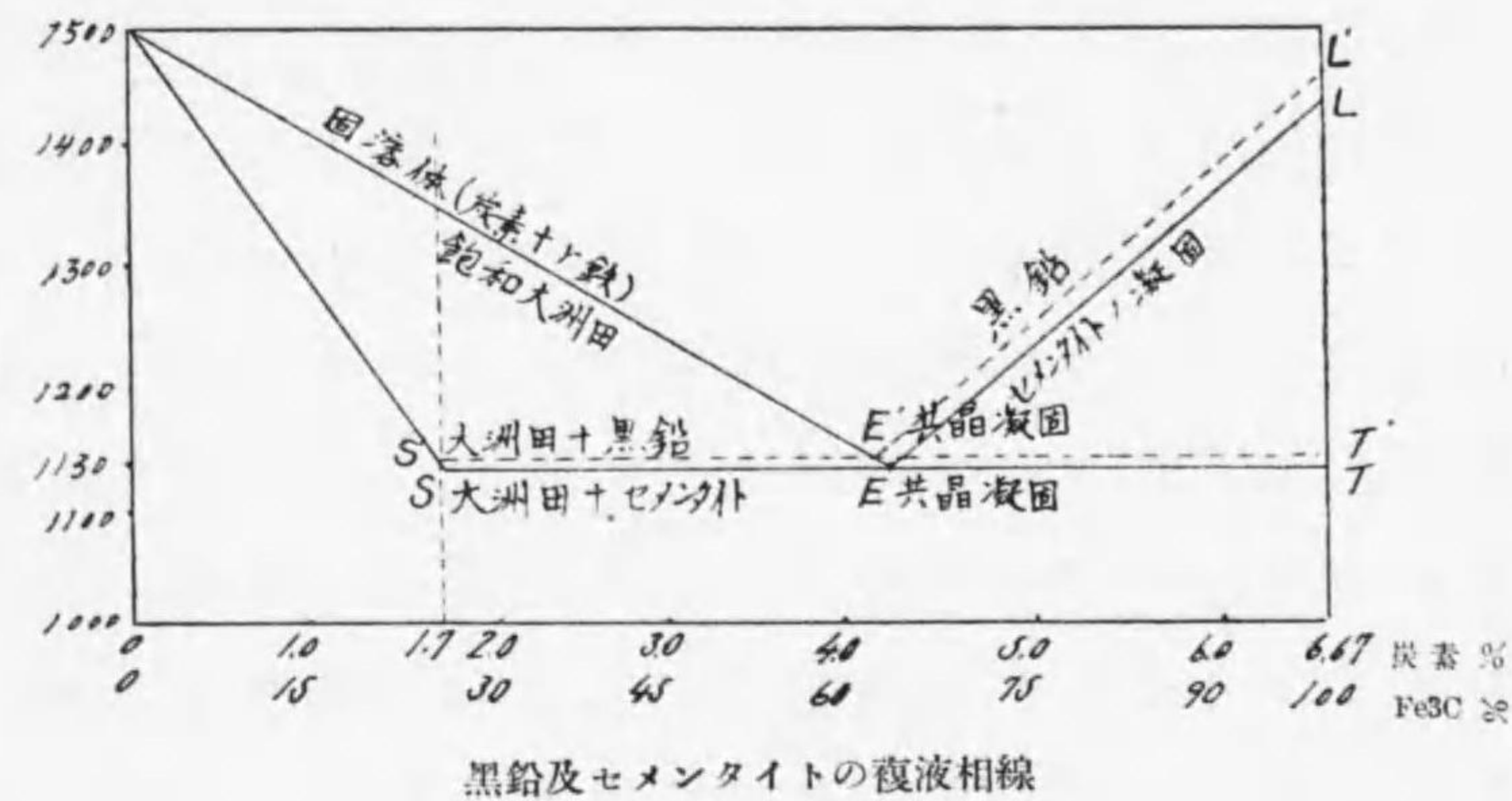
圖は凝固直後に於ける組成を示し横軸に炭素、縦軸に組成の百分率を表はす。即ち ABCD 區域は炭素含有量 1.7% 以下の組成を表はし對角線 AC に由り區域を二分し ABC は大洲田の割合を示す、即ち 1.7% 炭素のものに對しては BC に示す如く 100% の大洲田なれども炭素の減少に從ひ大洲田の割合を減ずるを表はす。BCH 區域は 1.7% 乃至 4.3% 炭素の合金の初晶大洲田の量にして BEH は共晶の量なり、尙 BEFH は 1.7% 乃至 6.67% 炭素の間に於ける共晶の量を表はし EH 即ち 4.3% に於て 100% の共晶を有す、BEFH は又 BF 線に由りて共晶大洲田及共晶セメンタイトに分たる。EGF は 4.3% 以上に於ける初晶セメンタイトの量を示

し 6.67% に於てセメントイトは 100% に達す。此圖によりて E' 合金の凝固直後に於ける組成は YP の初晶大洲田及 KY の共晶よりなり KY は又 KX の共晶セメントイトと XY の共晶大洲田より成るを知るべし。

以上述べたる所に由り凝固の全く終りたる時の亞共晶は初晶大洲田及共晶レデプライトよりなり共晶點に於ては大洲田及セメントイトの共晶より成り、過共晶に於ては初晶セメントイト及共晶より成るを知る。溫度尙 1,130° を降下すれば亞共晶は大洲田及共晶中の大洲田よりセメントイトを析出し、共晶は共晶中の大洲田よりセメントイトを析出し、過共晶よりは共晶中の大洲田よりセメントイトを析出す。溫度益降下して後に述ぶる共析線に達すれば大洲田は波來土に變じ大洲田より析出せるセメントイトは普通共晶セメントイト或は初晶セメントイトに合體し冷却後其の判別困難なり。以上の過程に由つて生ぜる組織は所謂銑鐵に屬するものなり。然るに銑鐵組織には常に黒鉛を伴ふ、是等黒鉛の成生に關しては既に概略述べたる如く融體より分離せるセメントイトが二次的分解により黒鉛を生ずと説くもの及び融體より黒鉛を直接分離すと説くものとあり。該二説の何れ

に歸するかに因り平衡圖も自ら異なる理なり。シアルピー (Charpy) 及ヘーン (Heyn) の如きは兩説合併を基礎として平衡圖を作れり。第十九圖即ち是れなり。

第十九圖



是れに由れば初晶黒鉛及共晶(大洲田+黒鉛)即ち E/L' 線及 E' 點は初晶セメントイト及共晶(大洲田+セメントイト)即ち EL 線及 E 點に比し稍高溫度に顯はれ、前者は安定にして後者は不安定なり、何となればセメントイトは冷却速度に應じ分解すればなり。

直接黒鉛分離説に關しては我國に於ても俵博士、村上博士の如き其主張者にして俵博士は曩に是れに關する淺原博士との共同研究を英國鐵鋼協會に發表せられたり。然る所近時獨逸に於ても該直接分離説盛に唱道せられ該説の益、有力ならんとする趨勢にあり、

倭博士の説によれば或相中に新たなる相を生ずる時は必ず其核の存在を條件とする事は普く認めらるる所なり。今熔液中に存在する鐵の炭化物の極小部分の分解により黒鉛粒を生ぜりとせば是等の核が其時の状況によりて黒鉛析出の基礎となる可し。熔融鐵炭素合金を冷却すれば最初大洲田を析出す、共晶溫度に達せし時平衡を保たしむる爲めに其冷却を極めて緩慢にせば母液中既に核を有するを以て黒鉛は大洲田と共に析出して共晶となる。即ち一度黒鉛を析出する時は熔液は再び平衡を保たんが爲めに熔融セメントタイトの分解を益々促進して黒鉛析出の量を増す。而して最後に融體は地鐵の量を増し飽和大洲田となり黒鉛と共に共晶(レデブライト)を形づくる。尙大洲田は波來土及針狀セメントタイトに分る。若し冷却非常に急速なる時は以上の變化を起さず共晶點に於てセメントタイトのみを析出して黒鉛を生ぜず、而して斯の如きセメントタイトは准安定平衡状態にあり、故に固體セメントタイトと成り後に二次的にセメントタイトは分解して黒鉛を生ずるなり。固體より二次的分解に由り生じたる黒鉛は熔液より直接分解により析出せる黒鉛に比し其發達不完全にして又其周圍に地鐵存在せざるを以て容易に兩者を識別する事を得ると云

ふ。

以上の如くしてセメントタイトの二次的分解により黒鉛析出説は漸次其勢力を殺滅せられつつあれども本書は専ら鋼の組織と其取扱を主眼とし尙且つ平衡圖は寧ろ状態圖として論じつつあるを以て従來の平衡圖を標準とせり。

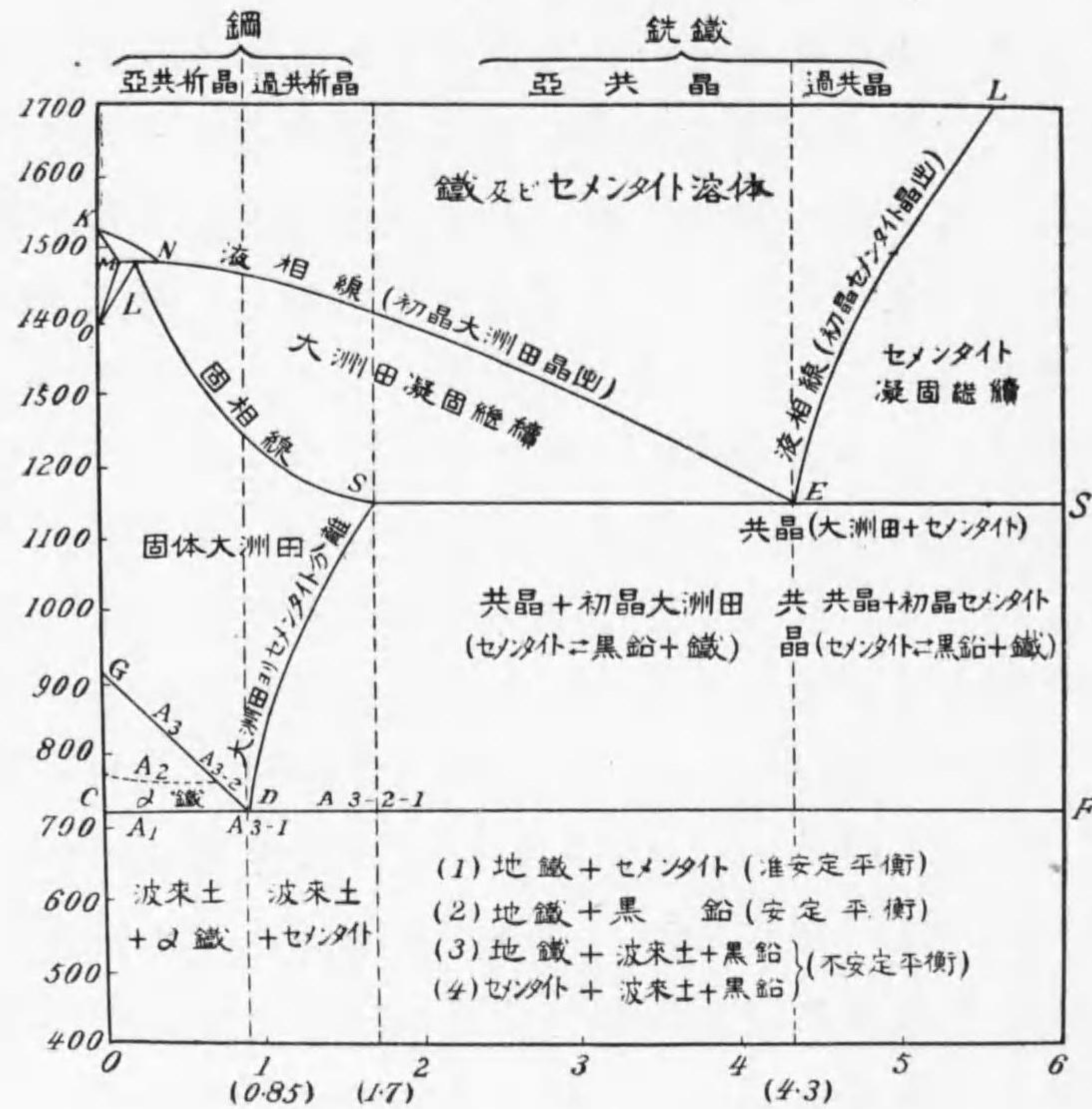
鐵及炭素合金の完全平衡圖

鐵炭素合金の各成分殊に銑鐵に屬すべき高炭素合金の融體より凝固する間に於ける變化及其組織的成分に就て説けり。然れども合金凝固後溫度降下し常溫に達する間には尙以上の變化を生じ殊に前節に述べたる如く鐵の同質異態變化等を伴ふを以て炭素0%より6.67%に至る間の各種合金の融體より常溫に達する迄の平衡圖を求むれば鐵の状態を詳さに知る事を得べし。第二十圖は即ち是れにして完全平衡圖と稱す。

圖に於て LSES' は既に述べたる如く固相線にして融體の全く凝固の終る點なり。而して凝固後常溫に冷却する迄の變化に就ては是れを炭素含量1.7%以下、1.7%乃至4.3%及4.3%以上の三つに分ちて考ふるを便とす。

(1) 1.7%炭素以下の場合

第二十圖



1.7%炭素以下のものは吾人の日常工業上に使用する鋼に屬するものにして本書に於て専ら述べんとする所のものなり。鐵炭素の融體が冷却により固相線LSに達し全く凝固を終る時はγ鐵と炭素の固溶體即ち大洲田となる。今0.85%炭素以下のものを考ふるに溫度GD線に達する時大洲田はγ鐵を析出しγ鐵はGD線に於てα鐵に變態す。大洲田自身はα鐵

を析出しつつGDに沿うてD點に接近し溫度遂にCDに達すれば大洲田はD點に達し0.85%炭素となり俄かにα鐵とセメントイトの機械的混合物たる波來土に變ず。0.85%炭素以上のものはSD線に達して大洲田よりセメントイトを析出し大洲田自身はSDに沿うて下りDに接近し溫度CDFに達すれば大洲田はD點に達し0.85%炭素となり俄かに波來土に變ず。0.85%のものは溫度D點に達する迄大洲田は何等の變化なくD點に達して大洲田は全部波來土に變ず。即ちCDFは一定溫度にして大洲田の地鐵及セメントイトに分解する點なり、故にCDF線を共析線と稱しD點を共析點と稱す。尙0.85%炭素を基本とし其以下の炭素を含む鋼を亞共析鋼、其以上の炭素を含むものを過共析鋼とし、0.85%のものを共析鋼と稱す。CD溫度以下常溫度に達する迄變化を生ぜず常溫に達して常態組織となる。尙平衡圖左端上部に示す曲線はδ鐵のγ鐵への變態を示しOはδ鐵のγ鐵に變ずるA₁變態點(1,400°)なり、即ちKNはδ鐵に對する液相線にしてKMは固相線、OMはδ鐵のγ鐵への變化を始めOLは其變化の終る點なり、而してM點は炭素0.07%、B點は炭素0.36%に相當し、MLNは包晶線にして其溫度1,487°に相當す。包晶溫度に於て融體(B點の成分)

は δ 鐵(M點の成分)と包晶反應を起し δ 鐵(N點の成分)となる。A₁變態點は炭素の増加と共に上昇する事圖に依つて明なる可し。

(2)炭素含量 1.7~4.3%の場合

共晶線 SE に於て凝固全く完結し組成は初晶大洲田及共晶より成る事既に述べたり。溫度 SE 以下に降れば初晶大洲田及共晶中の大洲田はセメントイトを晶出し冷却緩慢なればセメントイトは鐵及黑鉛に分解す。4.3%炭素のものは所謂レデプライトにして共晶大洲田はセメントイトを分離しセメントイトは又鐵及黑鉛に分解する事前述の如し。殘餘の大洲田は SD 線に沿うて變じ溫度共析線 DF に達すれば大洲田全部波來土となる。

(3)炭素含量 4.3% 以上の場合

同様にして共晶線 ES' に於ては初晶セメントイト及共晶よりなり溫度の降下に從つて共晶中の大洲田はセメントイトを析出し殘餘の大洲田は DF に達して波來土となる。セメントイトは又地鐵及黑鉛に分解す。

尙固相線 IS の位置に關しては多くの學者に依つて研究せられ圖の如き位置の決定を見たれども最近茅理學士は電氣抵抗を測定し溫度係數が固相線に於

て不連続的に變化するの事實を利用し是れを測定せり。其結果によればカーペンター及キーリング等の測定結果に比し遙かに下位にしてグストースキーのものに比し稍高位にあるを知れり、而してA₁變態による包晶反應は 1,475° に於て生ずる事を確めたり。

第三章 各種鐵鋼の顯微鏡的組織 (micro-structure of various kinds of iron)

第一節 鍊鐵 (wrought iron)

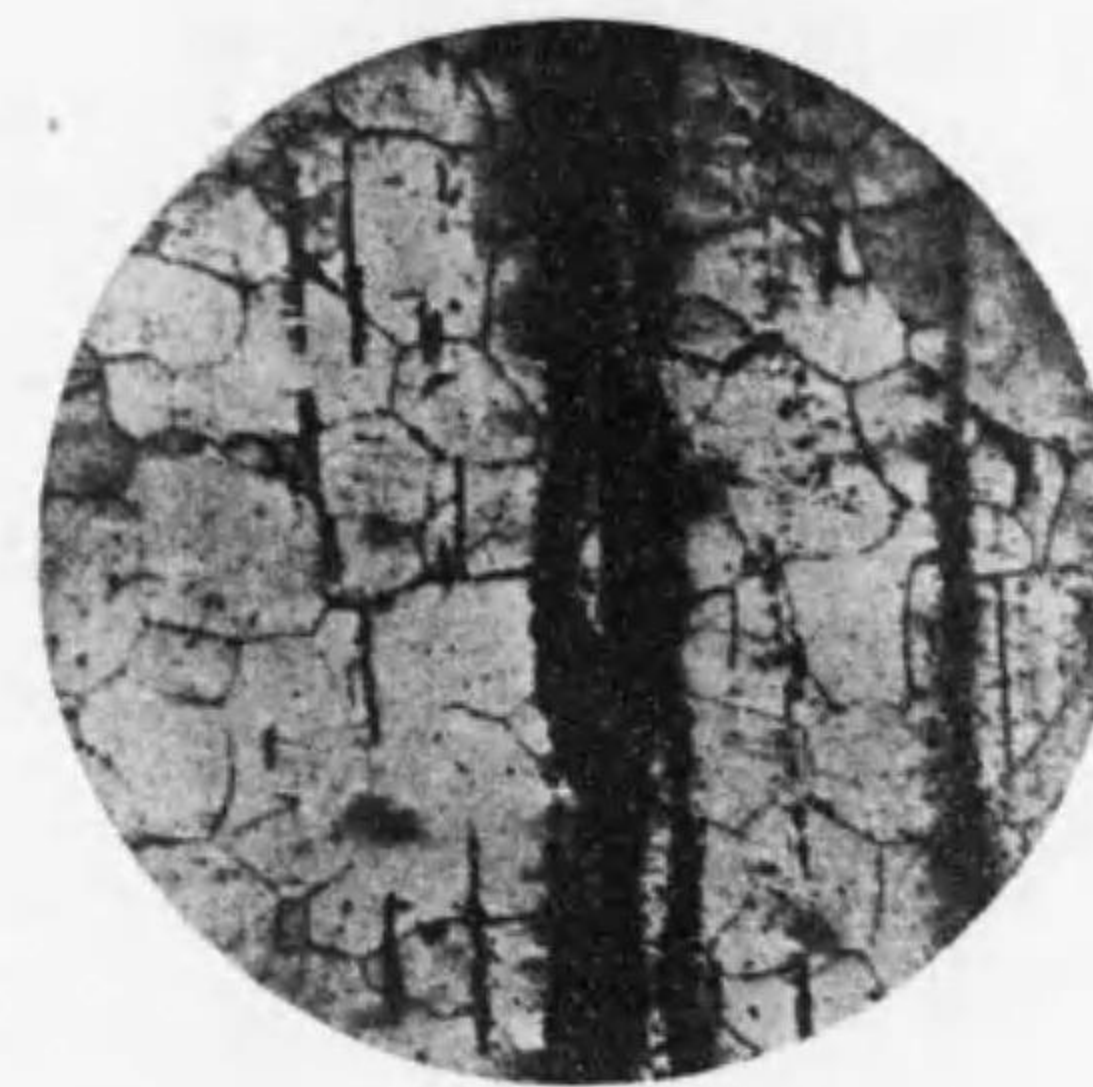
鍊鐵とは工業用に使用せられ炭素其他の不純物の含量少く鍛鍊し得べく、低溫度に於て鐵滓或は鑄鐵を木炭其他により還元して作りたるものを云ふ。斯の如く低溫度に於て精製するを以て流動性極めて不良にして寧ろ半熔融狀態に於て精鍊せらるるものなり、故に多量の鐵滓を包有す。若し是等金屬を充分なる高熱に依つて流動狀態に保たば鋼滓は完全に熔融金屬より分離するを得べく若し鍊鐵より鋼滓を除去する時は鍊鐵は取りも直さず鋼となる。故に鍊鐵と云ひ鋼と云ふも鋼滓含有量の差以外成分上には大なる區別あることなし、但し鋼は普通鍊鐵に比し一般に滿庵、炭素多く、硅素、磷含量少し。鍊鐵及鋼の外に鍛鍊すること能はざる鐵即ち高炭素にして1.7%以上に屬する鐵を鑄鐵或は銑鐵と謂ふ。鍊鐵の製造は古く發達せるものにして日本に於ても出雲附近に於て古くより是れを製造したれども一般に廣く用ひらるる製造

法はバッドル爐法なり。爐の形狀一種の反射爐にして鍊鐵は其製造法によりバッドル鐵、チアールバア或はチアール鐵と稱す。我國の庖丁鐵も此種類に屬す。鍊鐵中に多量の鐵滓を含有することは其特徴にして此鐵滓は鍛鍊又は壓延工程を重ねるに従ひ絞出せられ其含量を遞減す。鍊鐵の用途は漸次鋼の爲めに壓倒せられ其範圍縮小しつつあれども今尙瓦斯管、鎖の如き銲接を行ふものに廣く用ひらる。

組織

鍛鍊、壓延等の工程を重ねたる鍊鐵の組織を見るに延長の方向と其れに直角面との組織は甚だしく相違するを認む。第二十一圖は壓延の方向に於ける組織

第二十一圖

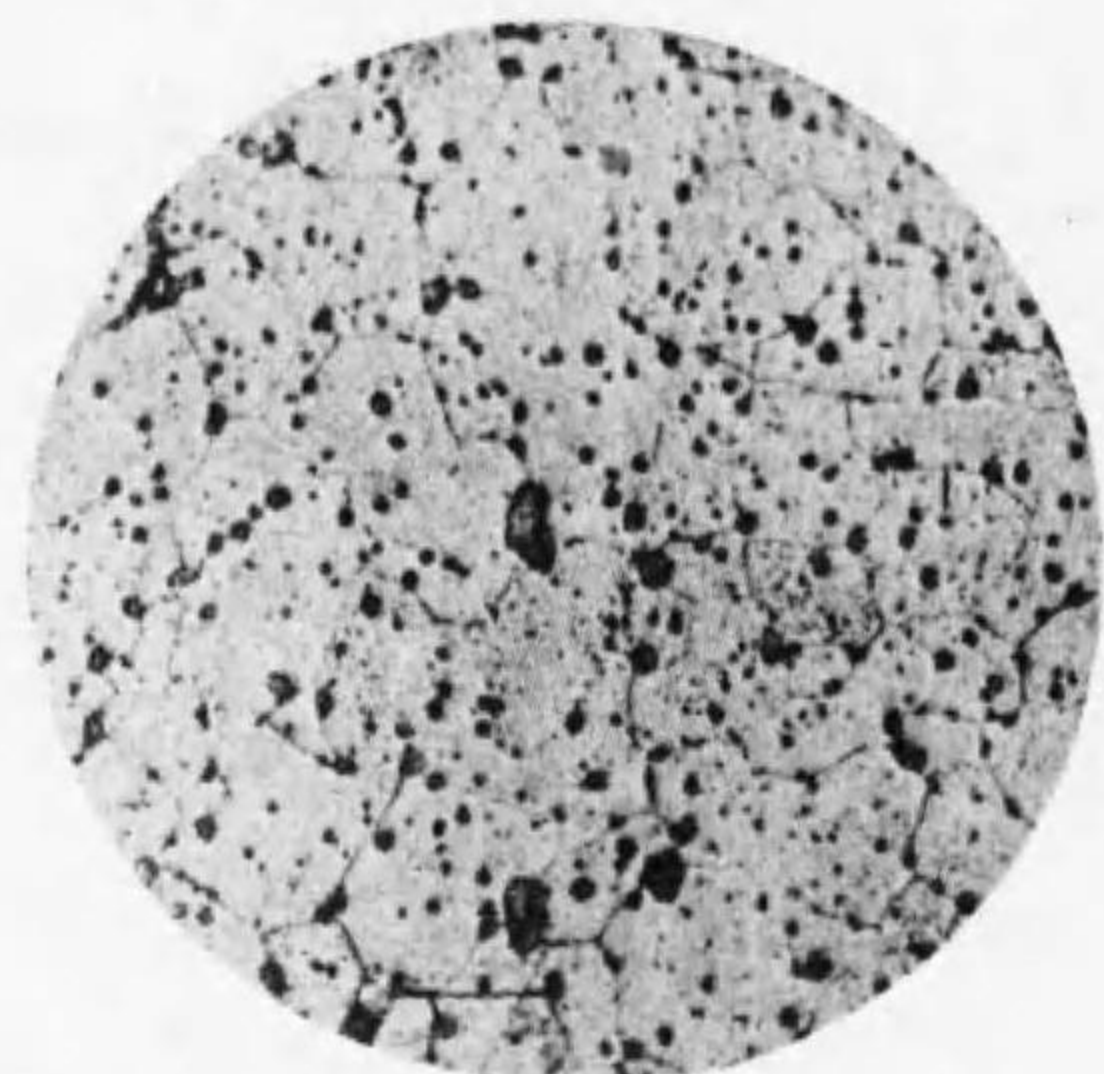


壓延方向に平行斷面圖 (70倍)
(黑色 鋼滓)

を示す、多面體の結晶粒より成ること前に述べたる純鐵と同様なり。嚴密なる意味に於て鍊鐵のフェライトは純粹に非ずして硅素、磷及其他微量の不純物との固溶體なりと云ふを得べし。圖中多數の不規則なる黑色物は鐵滓にして何れも壓延の方向に

延長せらるるを知る。第二十二圖は壓延の方向に直

第二十二圖

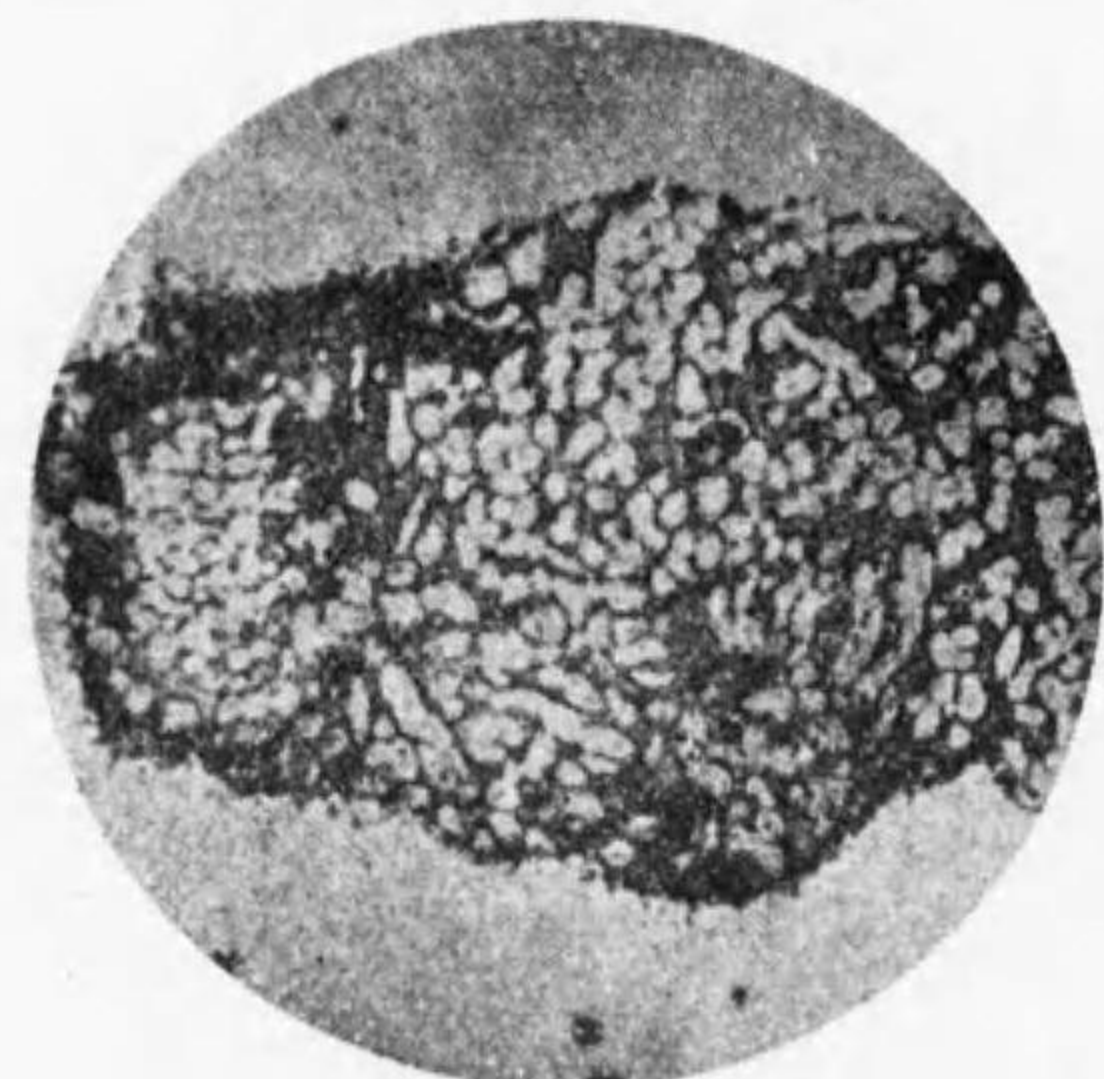


壓延方向に直角なる鍊鐵の断面 (70倍)

角なる断面にして結晶は多角形にして鐵滓は其断面に散在する黒點に表はる。兩者の組織に於て殊に注意すべきは多面形の鐵結晶が形狀同様にして壓延の方向に特に延長せられたるを認めざることなり。

然れども含有する鐵滓は壓延の方向に延長せらるるを以て一般に鍊鐵は壓延によりて纖維組織を有するものと誤信せられたり。鍊鐵に含有せらるる鐵滓

第二十三圖



鍊鐵中の鋼滓 (180倍)

の成分は酸化鐵 (FeO 及 Fe_2O_3)、酸化滿俺 (MnO)、硅酸 (SiO_2) 及 磷酸 (P_2O_5) 等主なるものにして前二者は鹽基性にして後二者は酸性なるを以て互に化合して夫夫滿俺及鐵の硅酸鹽或は磷酸鹽となりて存在す。第二十三圖は鐵滓を 180

倍大せるものなれども顯微鏡的組織に於て硅酸鹽或は磷酸鹽等の區別判然ならず。然れども圖中白輝色の部は滿俺の硅酸鹽にして黒地は硅酸鐵若くは酸化鐵なり。

第二節 鋼 (steel)

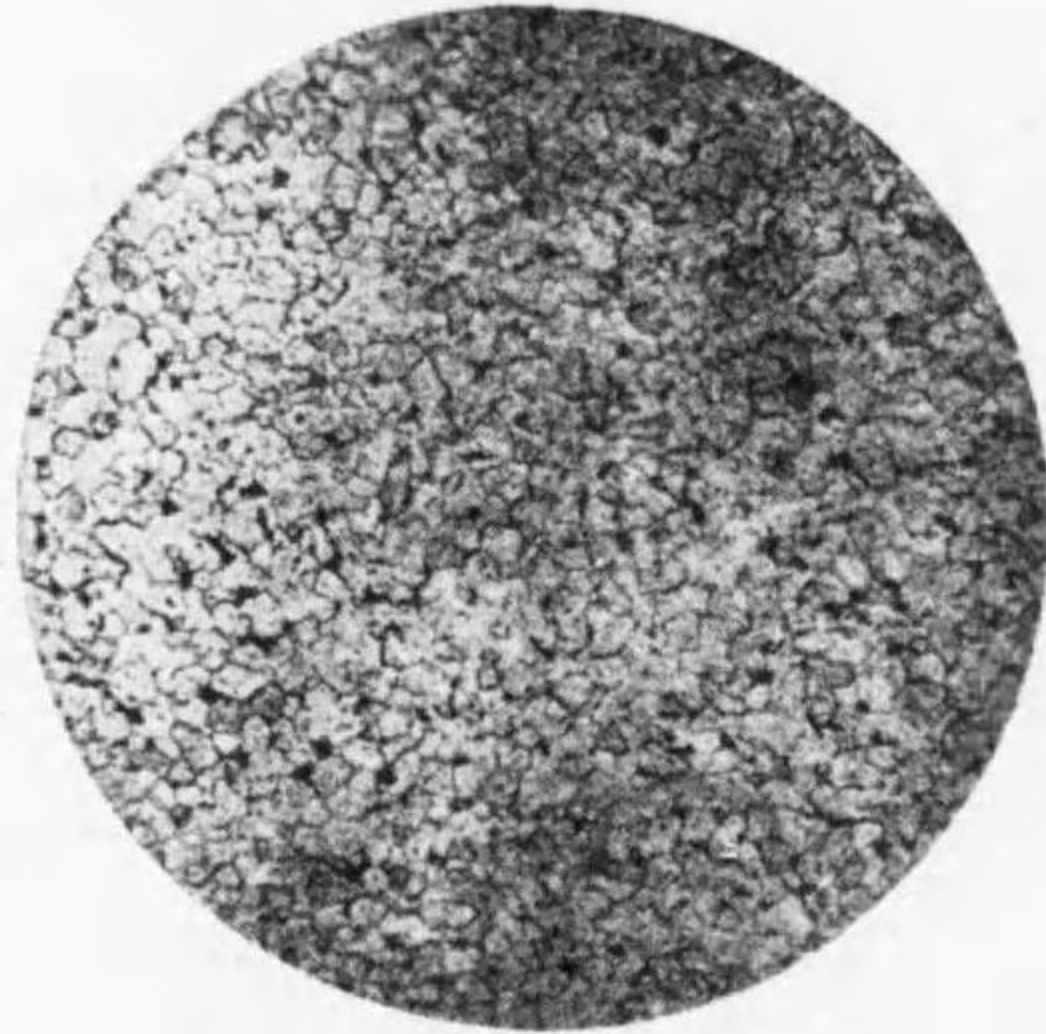
鋼とは炭素 1.7% 以下を含み轉爐(或はベセマー)、平爐(或はシーメンス)、電氣爐又は坩堝爐を以て高熱熔融状態に於て精鍊せられたる鐵にして前述の鍊鐵の半熔融状態に於ける精鍊と異り鐵滓の介在せざるを以て特徴となす。但し茲に述ぶる鋼とは鐵と炭素の合金を意味し普通工業用鋼に含有する硅素、滿俺、硫黃及磷等は暫く考慮せず。尙其組織は變態點 900° 乃至 $1,000^\circ$ より緩冷して得たる常態組織(normal structure)にありとす。鋼の組織的變化並に其影響等に関しては章を追うて詳述せんとす。

各炭素鋼

鋼の種類は含有炭素量を以て區別す。例へば 0.10% 炭素以下のものを極軟鋼と稱し、0.25% 以下を軟鋼、0.25% 乃至 0.59% を半硬鋼、0.60% 以上を硬鋼、1.25% 以上を特別硬鋼と稱するが如し。今炭素含量に應じ顯はるる鋼の組織に就て詳述せんとす。極軟鋼は鍊鐵と化學的及物理的に略同一にして只其製造法に因

りて生ぜる差異あるのみなれば鍊鐵を熔解し鋼滓を除去する時は極軟鋼となる可し。されば極軟鋼の組織は第二十四圖及第三十七圖に示す如く鍊鐵と同様

第二十四圖

極軟鋼 0.08% C
(50倍)

第二十五圖

層狀波來土組織 (1100倍)
(黑色 セメントタイト)
(白色 フェライト)

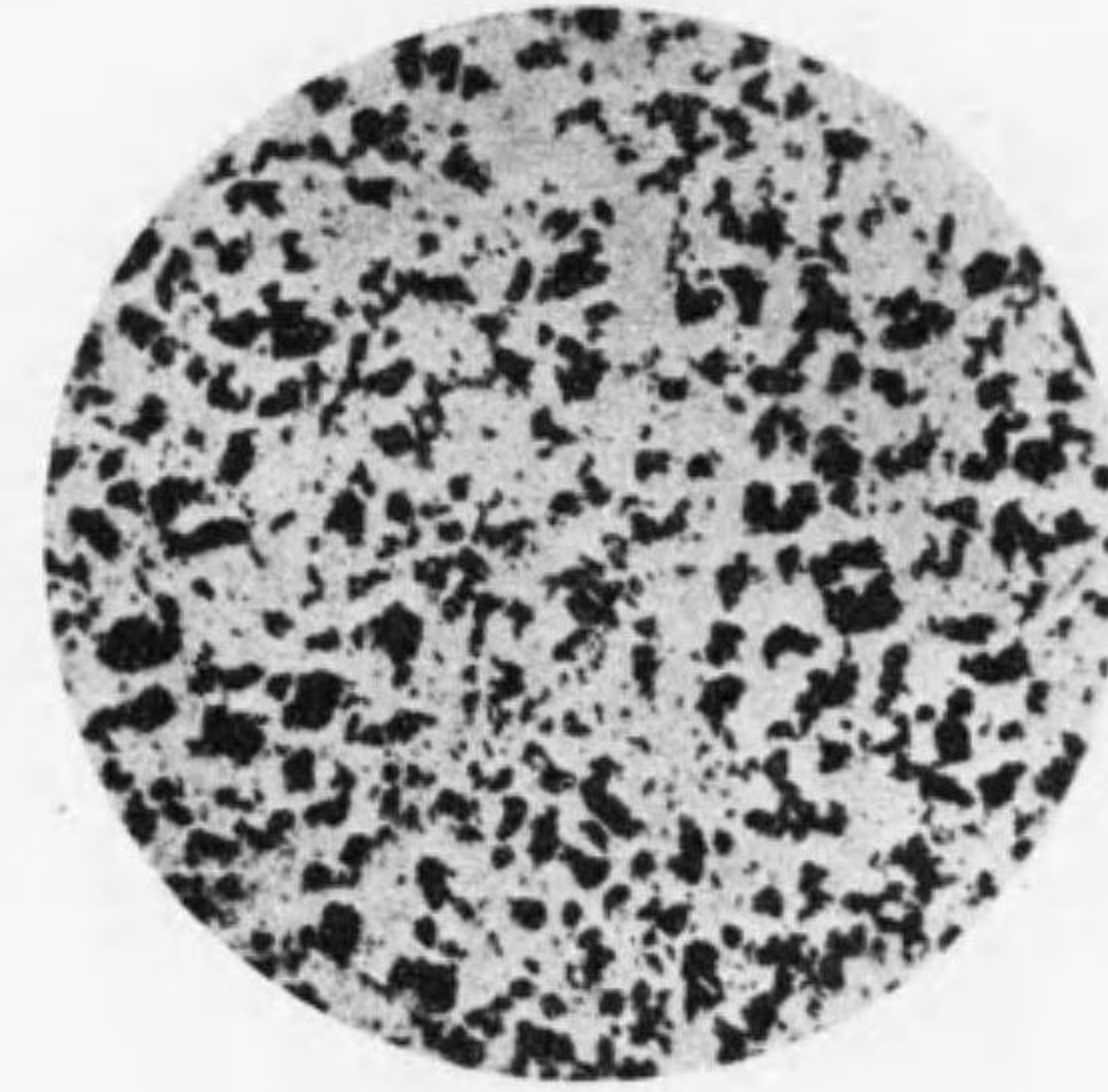
地鐵の多面形結晶よりなる、而して第二十四圖に示す如く多面形地鐵の結晶粒間に黒點の散在するを見る。是れ平衡圖に於て述べたる共析品即ち波來土なり。是れを擴大して檢する時は明に波來土を認むる事を得。第二十五圖は黒點に表はるる波來土を1,100倍に擴大せるものにして白色及黑色を呈する薄層の互に平行し波狀或は彎曲層を呈す、即ち地鐵及セメントタイトの機械的混合を示すものにして白色部は地鐵、黑色部はセメントタイトなり。波來土は固溶體の變化にし

て共晶とは趣を異にするを以てハウ (Howe) は是れを共析品 (eutectoid) と名づけたり。前にも述べたる如く波來土の炭素含量は 0.85% なるを以て 0.85% 以下の鋼に於ては組織中の波來土の量により炭素含量を判斷する事を得。炭素増加するに従ひ波來土の量を増し地鐵を減じ 0.3% 炭素に至れば波來土は全面積の三分之一を占め炭素 0.5% に達すれば全面積の過半を占む。而して炭素 0.7% を越ゆれば地鐵の量愈減少し遂に地鐵は波來土粒を繞圍して網狀となり 0.85% に至りて全部波來土となる。第二十六圖は 0.45% 鋼を 800 倍

第二十六圖

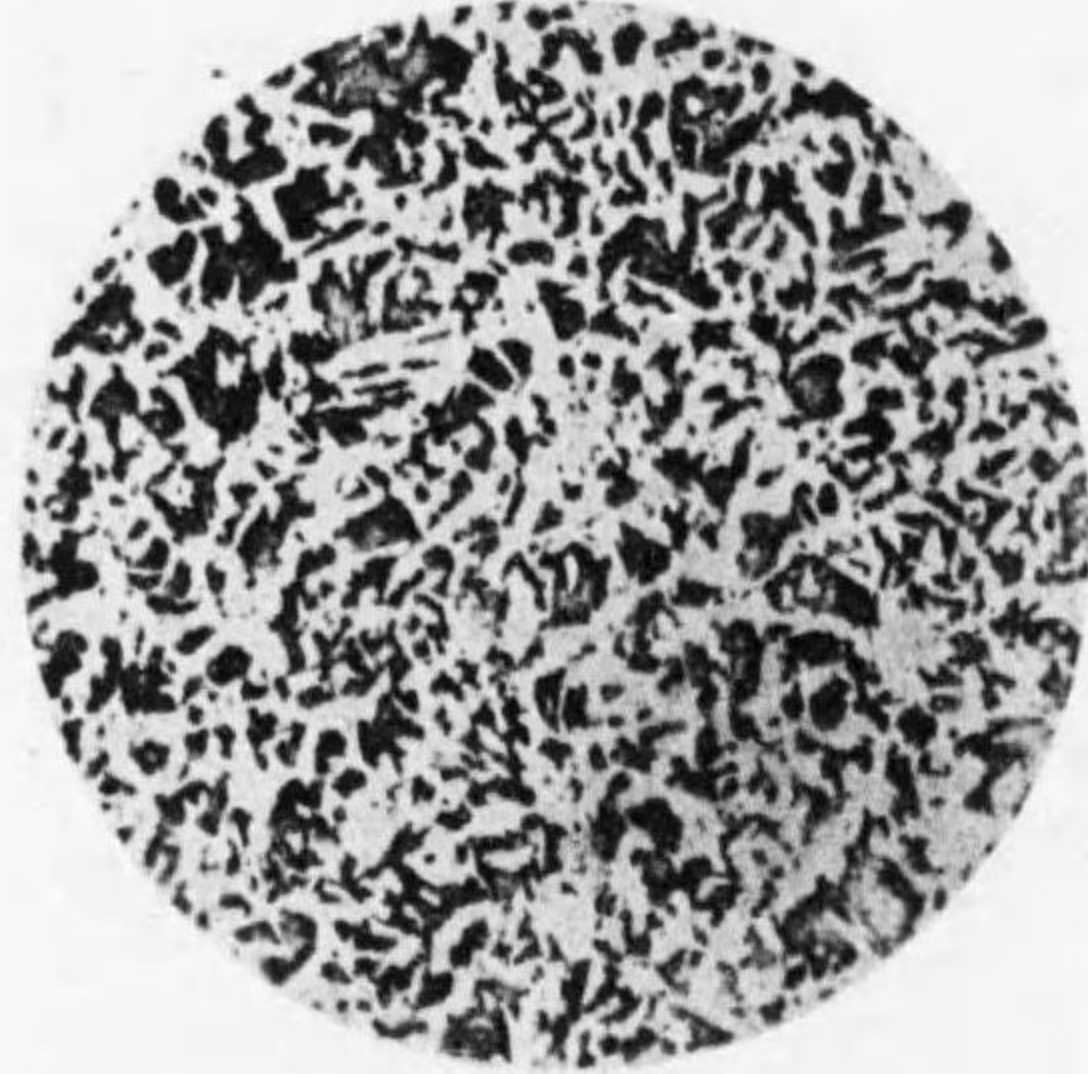
0.45% C
波來土(黑色)及フェライト(白色)組織
(800倍)

第二十七圖

0.2% C 850°C 焼鈍
(115倍)

に擴大し波來土組織を示し、第三十三圖は地鐵の網狀を呈するを表はす。第二十四圖は 0.08%、第二十七圖

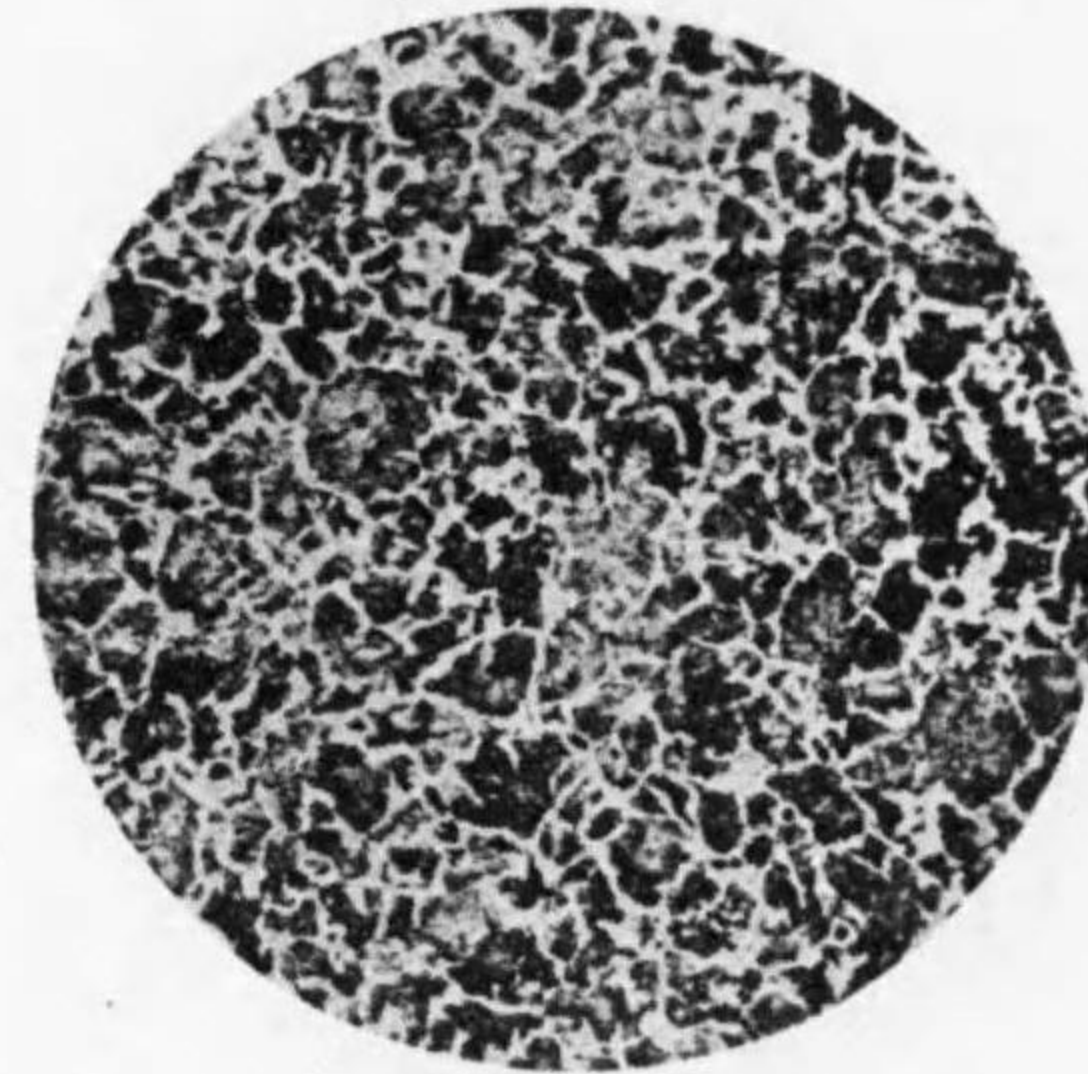
第二十八圖

0.3% C 850°C 燒鈍
(115倍)

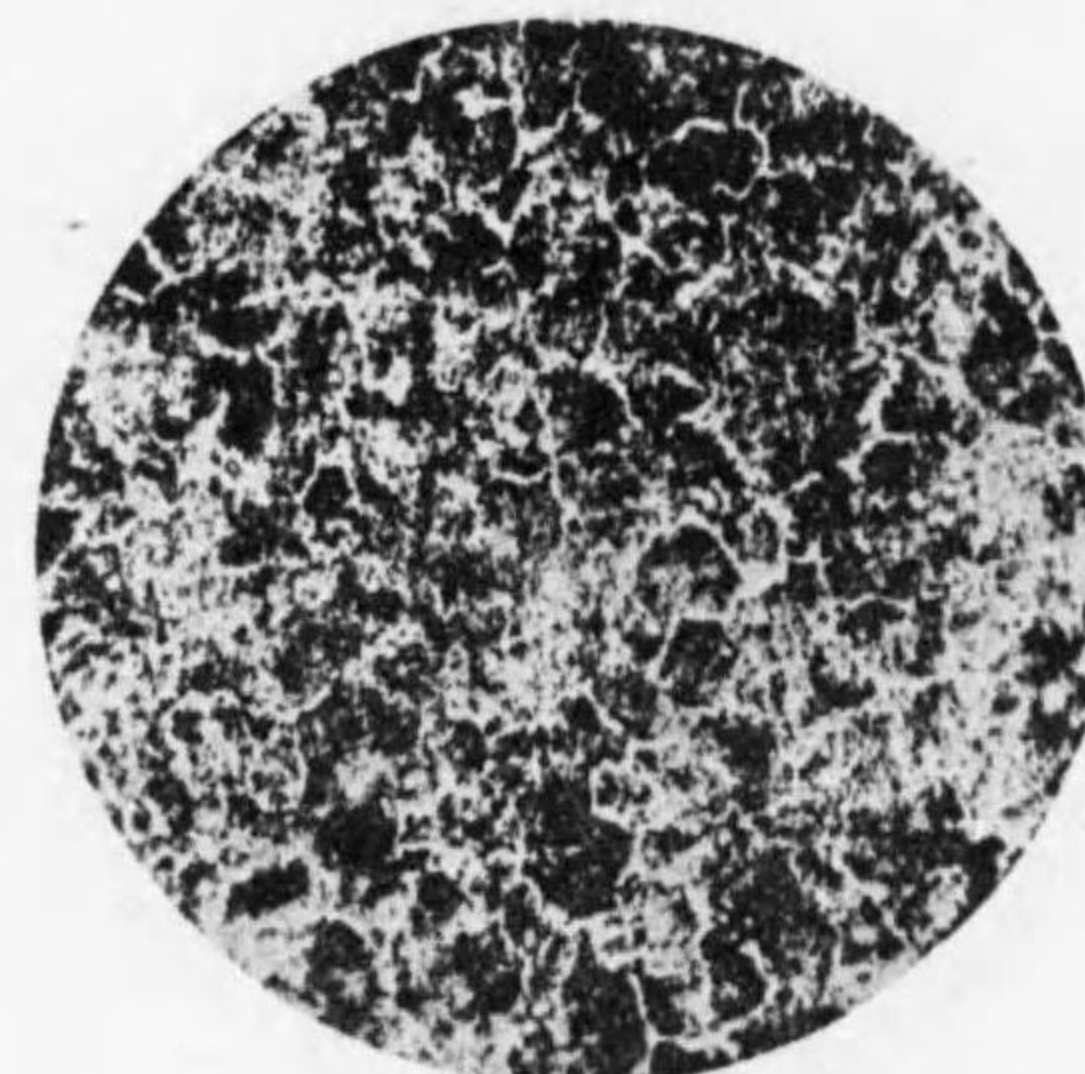
第二十九圖

0.4% C 850°C 燒鈍
(115倍)

第三十圖

0.5% C 850°C 燒鈍
(115倍)

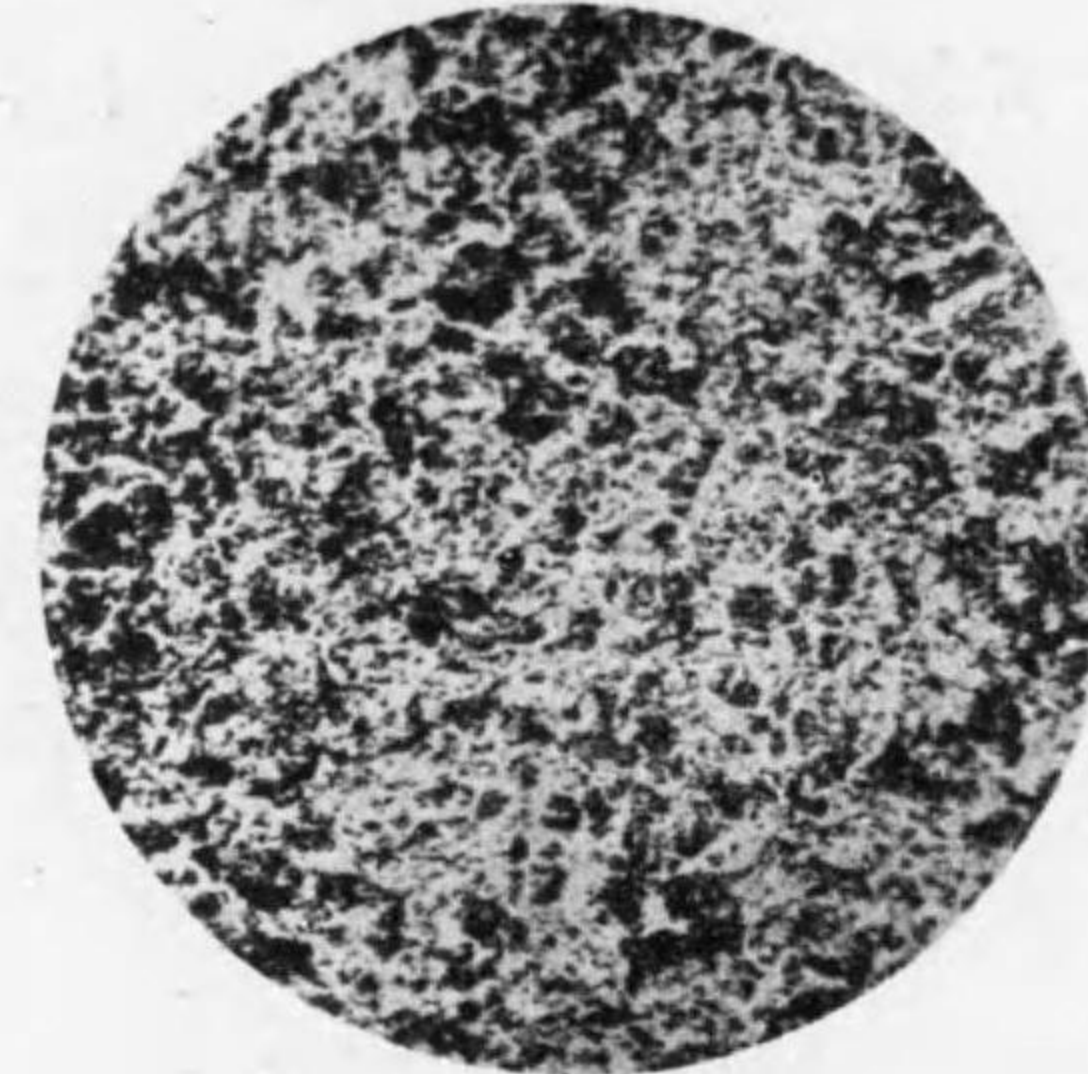
第三十一圖

0.6% C 850°C 燒鈍
(115倍)

乃至第三十二圖は夫々炭素0.2%, 0.3%, 0.4%, 0.5%, 0.6%, 0.7%を含む鋼の波來土及地鐵の割合を示し黑色部は波來土にして白色部は地鐵なり. 第三十四圖は 0.50

%C の鋼を 800°C にて燒鈍し, 第三十五圖は 1.15% C を 850°C にて燒鈍せるものを何れも 300 倍に擴大せるものなり. 第八十五圖及第百十三圖は炭素 0.85% 即ち

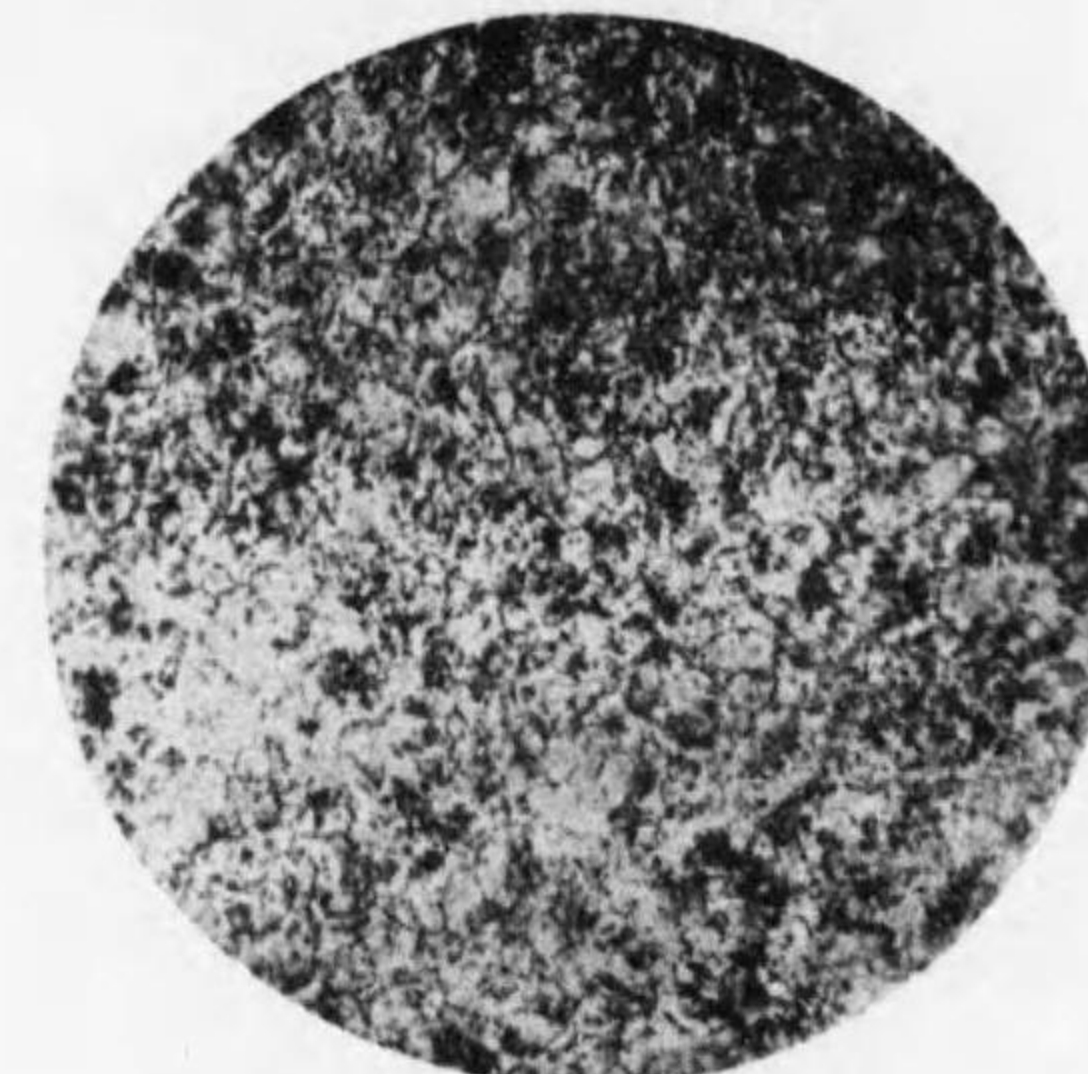
第三十二圖

0.7% C 850°C 燒鈍
(115倍)

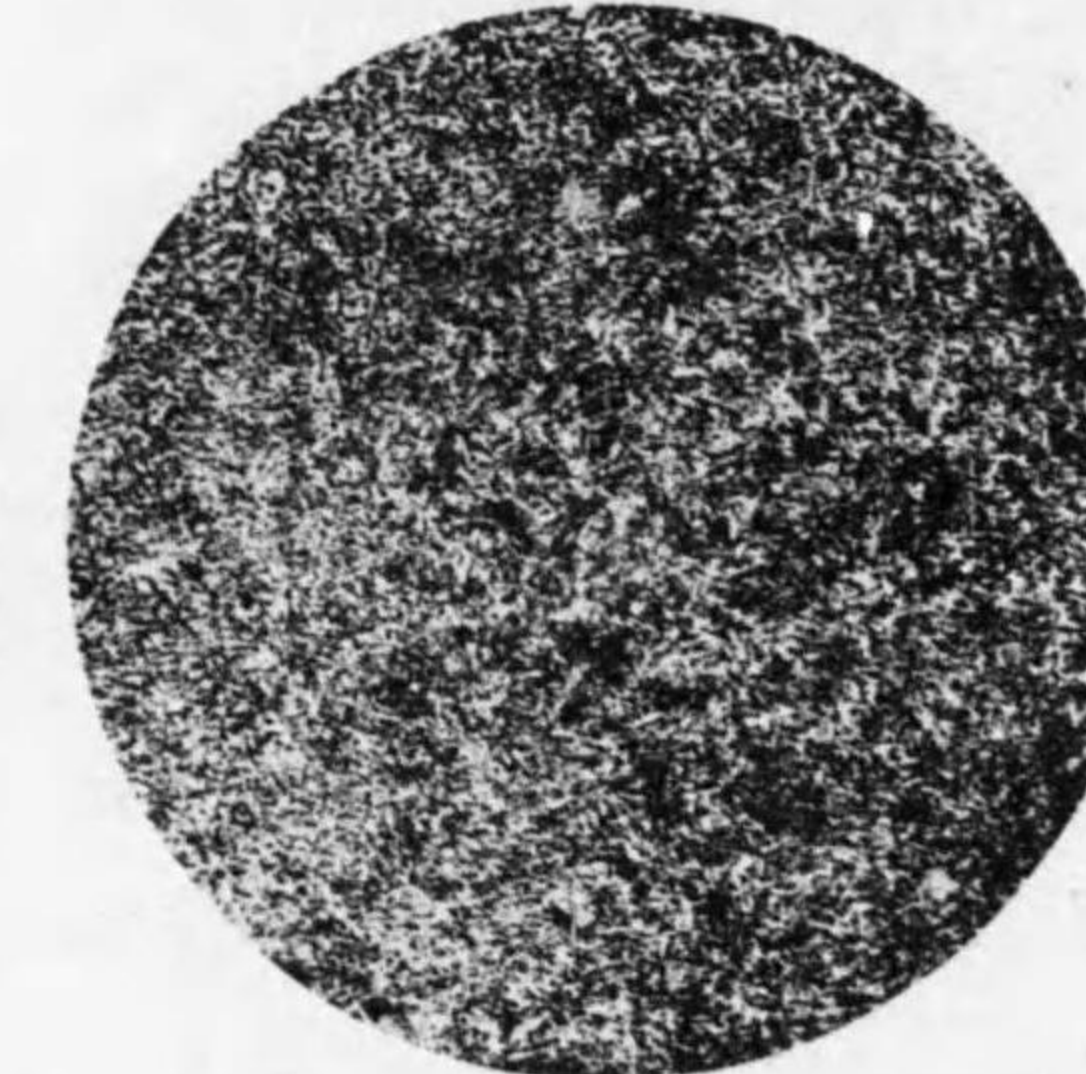
第三十三圖

硬鋼 0.50% C 1,000°C にて燒鈍
(165倍)

第三十四圖

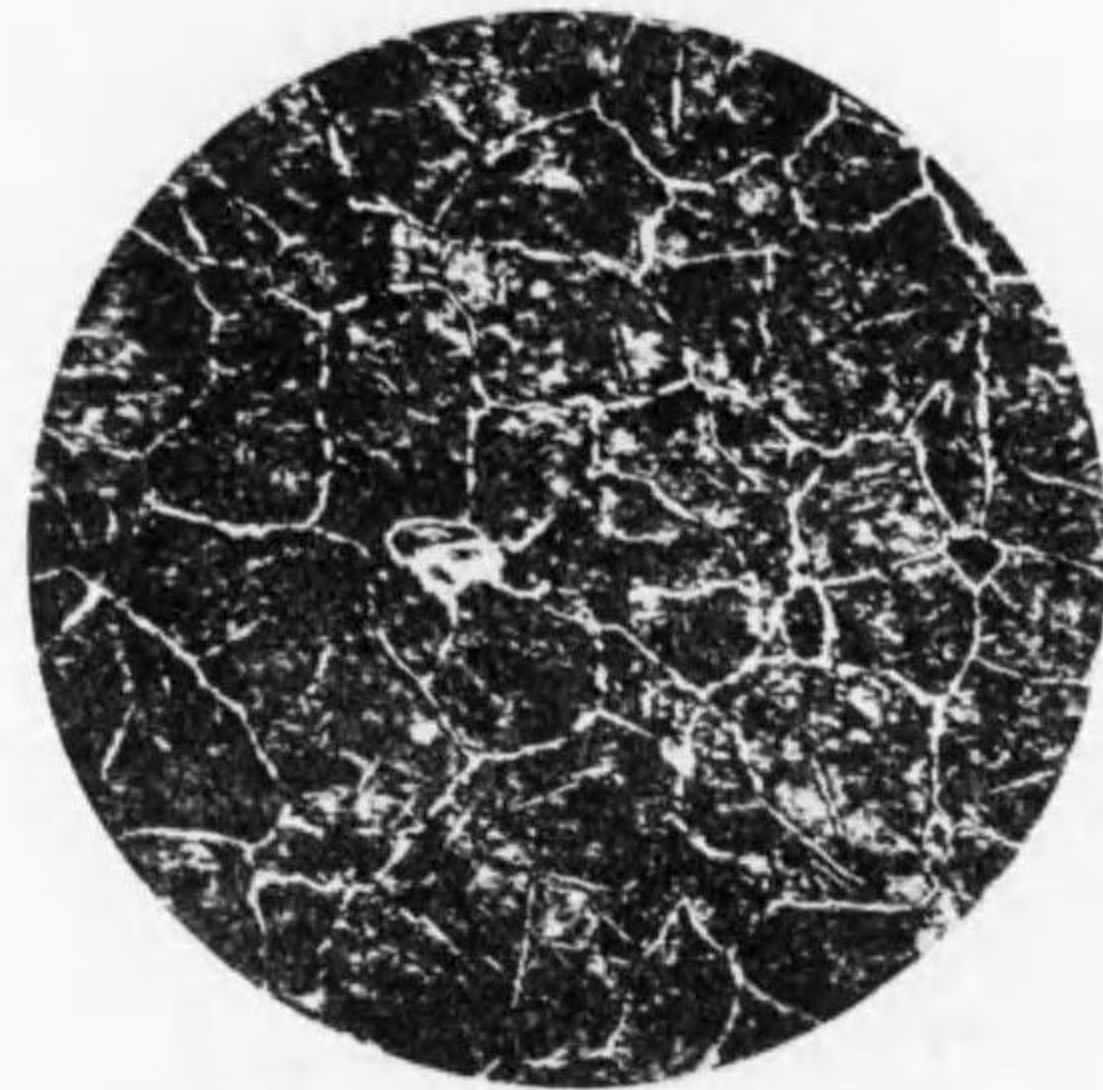
0.5% 炭素鋼 800°C にて軟化
(160倍)

第三十五圖

硬鋼 1.15% C 850°C にて燒鈍
(80倍)

共析鋼の組織を示す。炭素含量 0.85% を超過すれば地鐵は表はれざれどもセメントイトを析出し同時に波來土を有する事亦平衡圖に於て述べたり。是れを組織的に見れば第三十六圖の如し、即ち炭素 1.10% 乃至 1.5% を含む鋼の組織にして波來土及セメントイトより成り白色網狀を呈するは即ちセメントイトなり。セメントイトの白色網狀を呈すると地鐵の白色網狀を呈するものと往々にして誤認せらるる事あり。尙第三十六圖(甲)及(乙)に示す如く網目と全く無關係に白

第三十六圖 (甲)



硬鋼 1.25% C (100倍)
(白色網狀及白色線 セメントイト)

第三十六圖 (乙)



硬鋼 1.43% C (35倍)
(線狀白色 セメントイト)
(網狀白色 セメントイト)

色を呈し薄片又は針狀の錯雜散在するを見る事あり。是れ同じくセメントイトにして地鐵の過剰に存在する時鐵の劈開面に表はれたるものにして稀に見る現

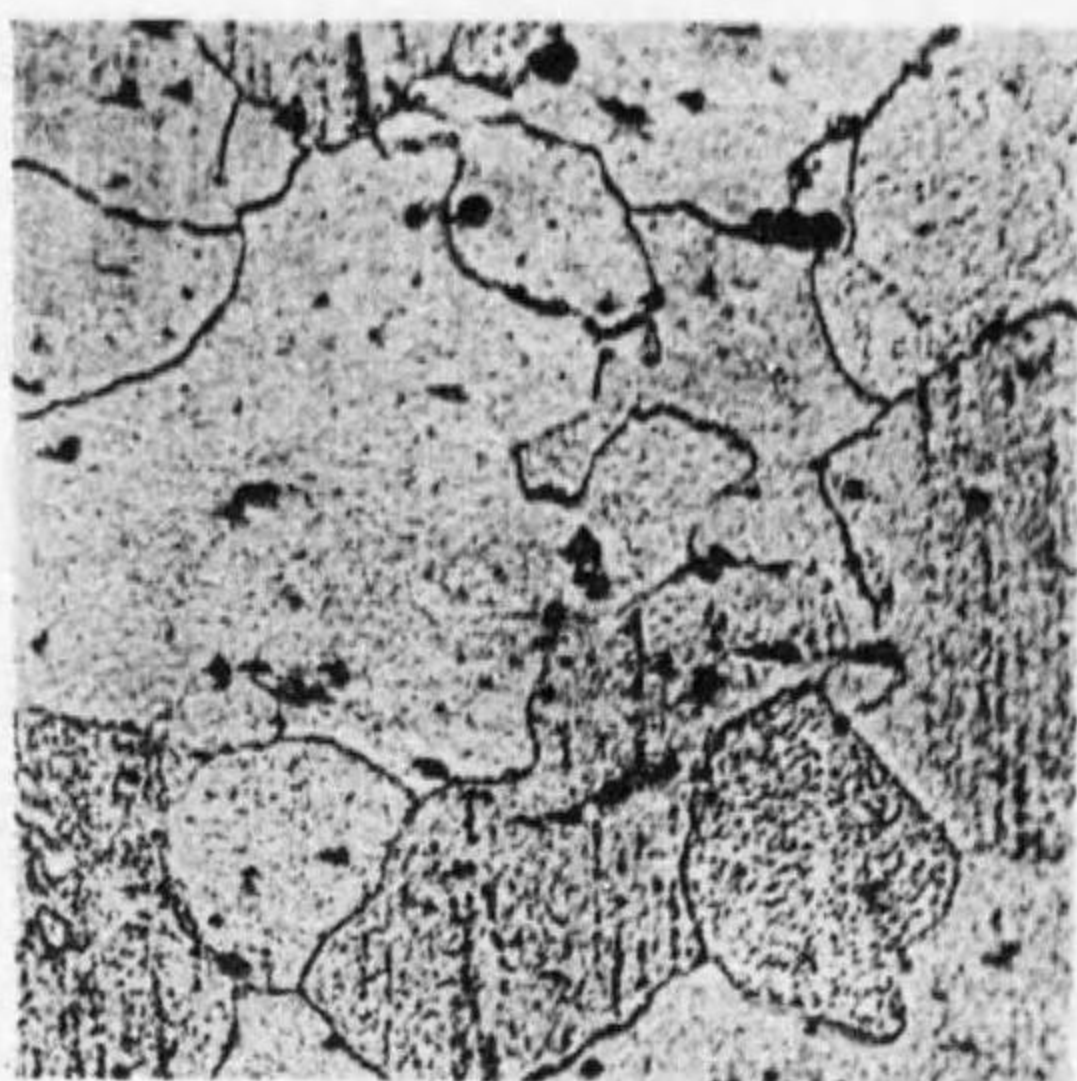
象なり。炭素 0.85% 以下の組織の鋼を亞共析鋼(hypo-eutectoid steel), 0.85% 以上のものを過共析鋼 (hyper-eutectoid steel) と稱す。以上の如く鋼の常態組織に於ては其組成地鐵、波來土及セメントイトの範圍を出でず。大洲田(γ 鐵+セメントイト)は常態に於て存在せず常に共析溫度以上に於て存在する事平衡圖により既に明なる可し、只澱滓、過冷却或は特殊元素の加入により常溫に於て大洲田を保留せしむる特別の場合あり。大洲田は地鐵及セメントイトに分解するを以て前者は不平衡組織、後者は平衡組織なり。大洲田より波來土に變ずる間に麻亞田、吐粒洲及粗粒波等の過程的組織を有すれど是れ鋼の熱處理によりて表はるる特別のものなれば後篇に詳述すべし。次に地鐵、セメントイト、波來土及黑鉛の性質に就き別個に述べんとす。

地鐵 (ferrite)

地鐵とは α 鐵にして炭素以外に硅素、磷、滿俺等を含む有すれども其量極めて少く 0.02% 以上 0.05% を越さず。結晶は六面體にして性軟弱にして抗力少く 2,041 封度/平方吋に過ぎず、靱性に富み強磁性なり。地鐵はピクリン酸或はベネデック氏試薬等にては着色せられず僅かに結晶境界の黒色に表はるるのみなり、強度の腐蝕を受くれば結晶各粒の表面は結晶核の相違に

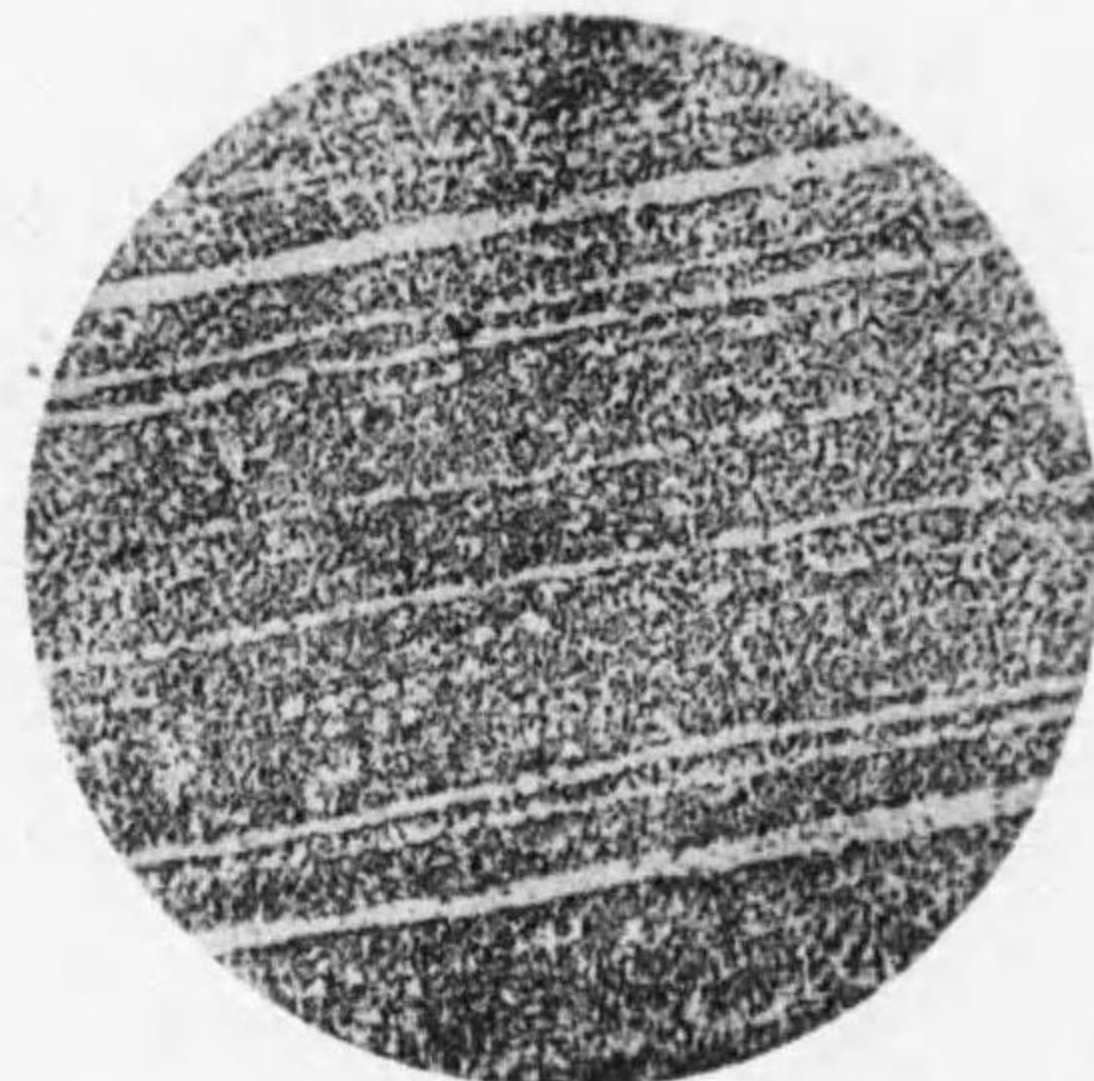
より凸凹常ならず、反射光線の光散により濃淡光度を異にして顯はるる事第三十七圖の如し。強度の腐蝕

第三十七圖



アーモコ鋼 (230倍)
(著者)

第三十八圖



鋼のゴーストライン (80倍)
白色線 ゴースト (著者)

或はヘーン氏試薬(12%鹽化アンモニウム銅及10%硝酸)を用ふれば地鐵の六面體結晶を露出す。尙不純物の含量多き程各結晶粒の着色の差甚だし。

地鐵の組織的に存在するは波來土中に薄片となりセメンタイトと共存し、或は波來土と共に多面體となり存在し又は波來土結晶粒間に網狀に表はる。不純物の存在により地鐵の分布状態又異なる彼のゴーストライン(ghost line)の如き地鐵は帶狀を成して表はる(第三十八圖)。地鐵結晶粒の大きさは熱處理或は含有物の量によりて異り燐或は硅素は是れを大にしニツケ

ル又クローム等は是れを小となす。

セメンタイト (cementite)

セメンタイトは鐵の炭化物(Fe_3C)にして6.7%の炭素を含有す。結晶は正斜方六面體 (orthorhombic system) にして鋼の組成中最も硬く硝子に條痕を残せども石英より軟かし。セメンタイトの飽和磁氣の強さは地鐵の $\frac{2}{3}$ なり。

鋼中に滿俺を含有する時はセメンタイトは Mn_3C を含めるもの有れども鐵及滿俺の原子量は56及55にして極めて近似せるを以て分析上セメンタイト中の炭素量には殆んど影響せず。

第三十九圖



過共析鋼
腐蝕 ヒクリン酸
白色 セメンタイト
黑色 波來土

第四十圖



過共析鋼(試薬—ソヂウムピクレート)
白色 波來土
黑色 セメンタイト

普通の試薬に由つてセメンタイトは腐蝕すること能はず、只沸騰せるソヂウムピクレートにのみ腐蝕せらる。第三十九圖白色部はセメンタイトにして第四十圖黑色部はセメンタイトの腐蝕せられたるを示す。

表面を研磨すればセメンタイトは周囲の軟質組織に對し摩滅少きに因り浮出するを以て反射光線による

第四十一圖



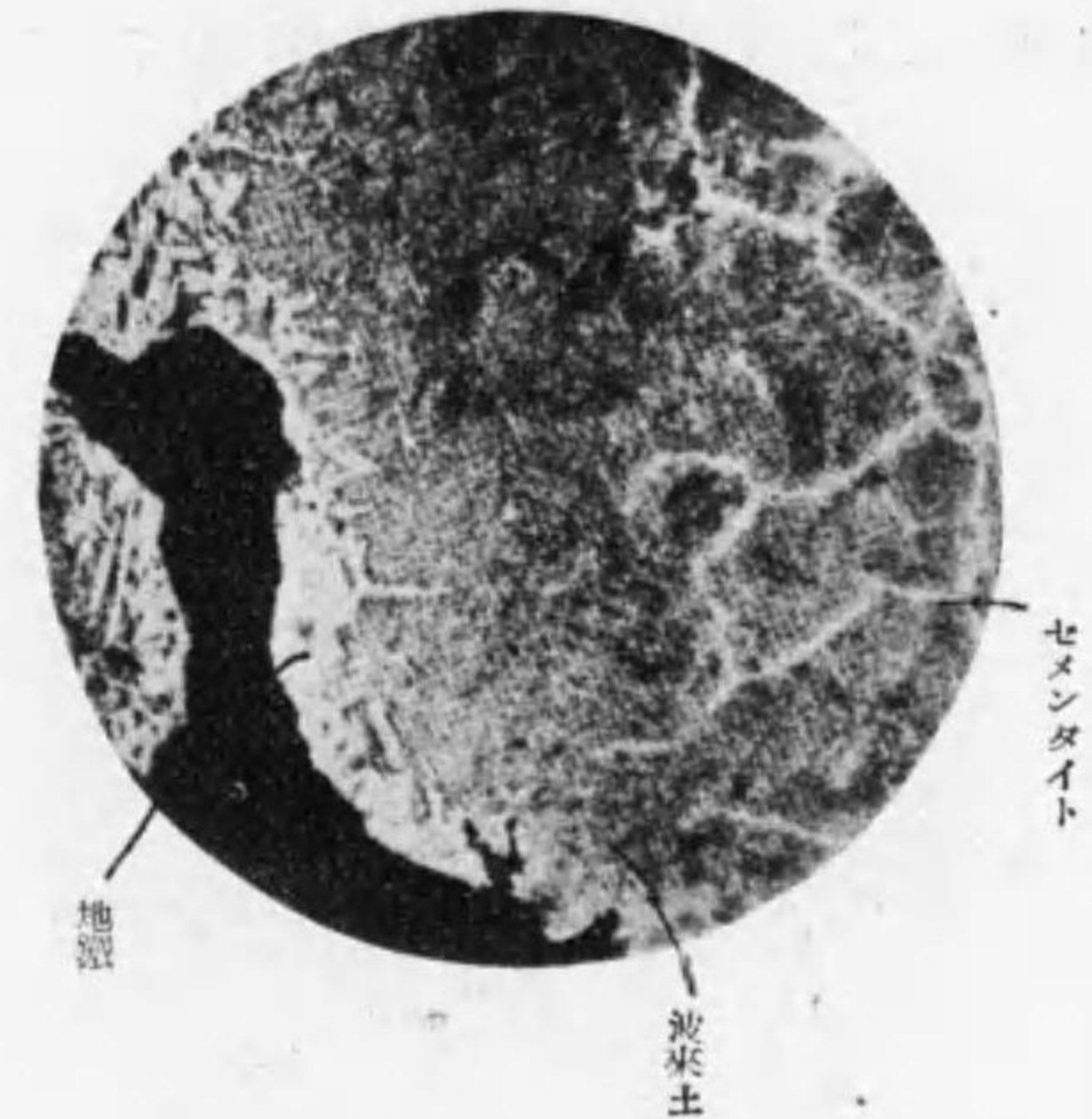
初晶セメンタイト (25倍) (著者)
白色直線 初晶セメンタイト

陰影により識別することを得。鋼組織中に於けるセメンタイトの存在は波來土中に層狀となり地鐵と共存し、或は薄片又は針狀を呈し結晶粒の劈開面に發達す(第三十六圖)。高炭素に於ては初晶セメンタイト(第四十一圖)或は共晶中に存す。

波來土 (pearlite)

波來土は α 鐵及セメンタイトの共析品にして1:6の割合よりなり0.85%の炭素を有す。組織的には α 鐵とセメンタイトとは層狀を呈し互に平行して存在し所謂層狀波來土となりて顯はる。700°C以下に再熱する時球狀波來土となる事は後に述べ可し。波來土

第四十二圖



波來土セメンタイト(網狀)及
フェライト(白色)を示す

は酸性試薬(ピクリン酸、ベネデック氏試薬又は硝酸等)により着色せられ後に述ぶる麻亞田より腐蝕容易なれども吐粒洲或は粗粒波に比し腐蝕困難なり。

波來土結晶粒は成生時間早き程微細となり檢鏡に當り擴大を甚だしくせざれば識別困難

なる事あり。波來土はセメンタイト及地鐵の腐蝕度の差により生ずる凸凹の陰影により識別するものなれば波來土の腐蝕は要するに凹凸の度を高むるに他ならず。波來土の光澤恰も眞珠に類するを以てパールライトの名を附せる所以にして其形又波の如きを以て本多博士により波來土の文字を用ひられたり。

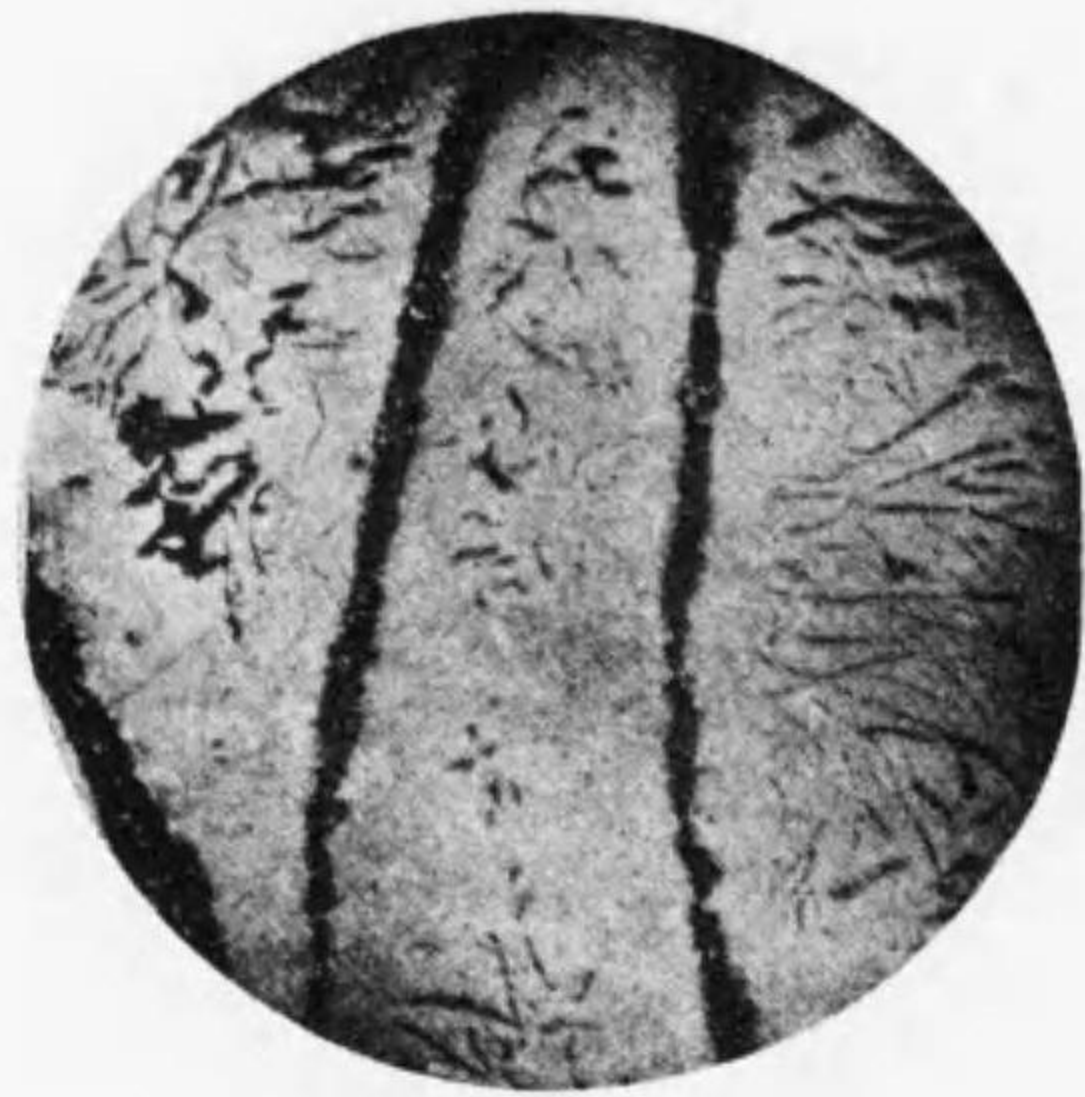
地鐵とセメンタイトの層狀距離は薄片断面の厚さにより層の厚さは約 $\frac{1}{2500}$ 吋なりと云ふ。波來土は層狀及粒狀の二種あり、後者は別に詳述す可し。

黒鉛 (graphite)

黒鉛は銑鐵或は稀に鋼中に遊離状態に存在する炭

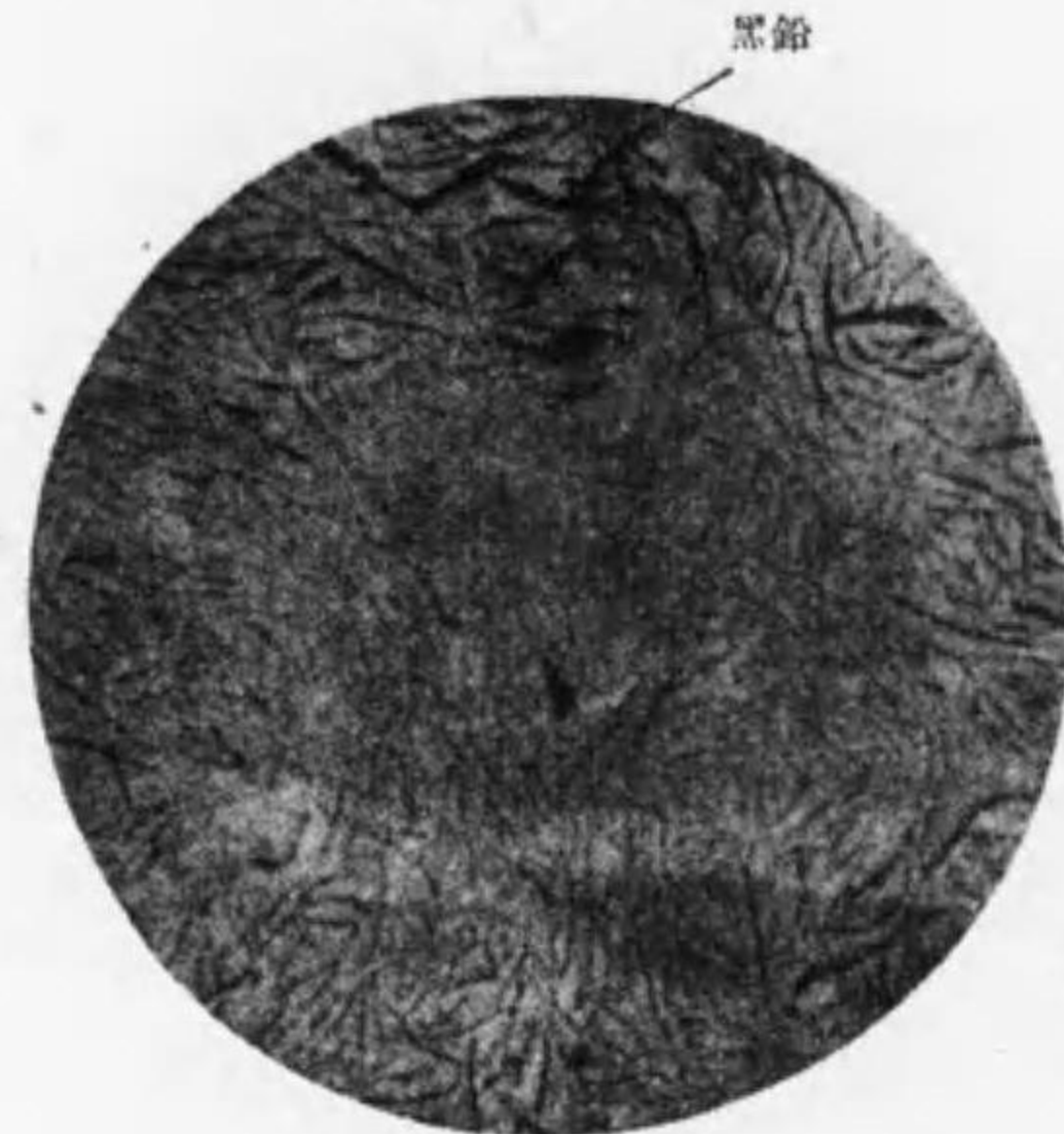
素元素なり。而して斯の如く遊離状態に於ては純粹なる天然黒鉛と異らず脆弱にして研磨中剝落するこ

第四十三圖



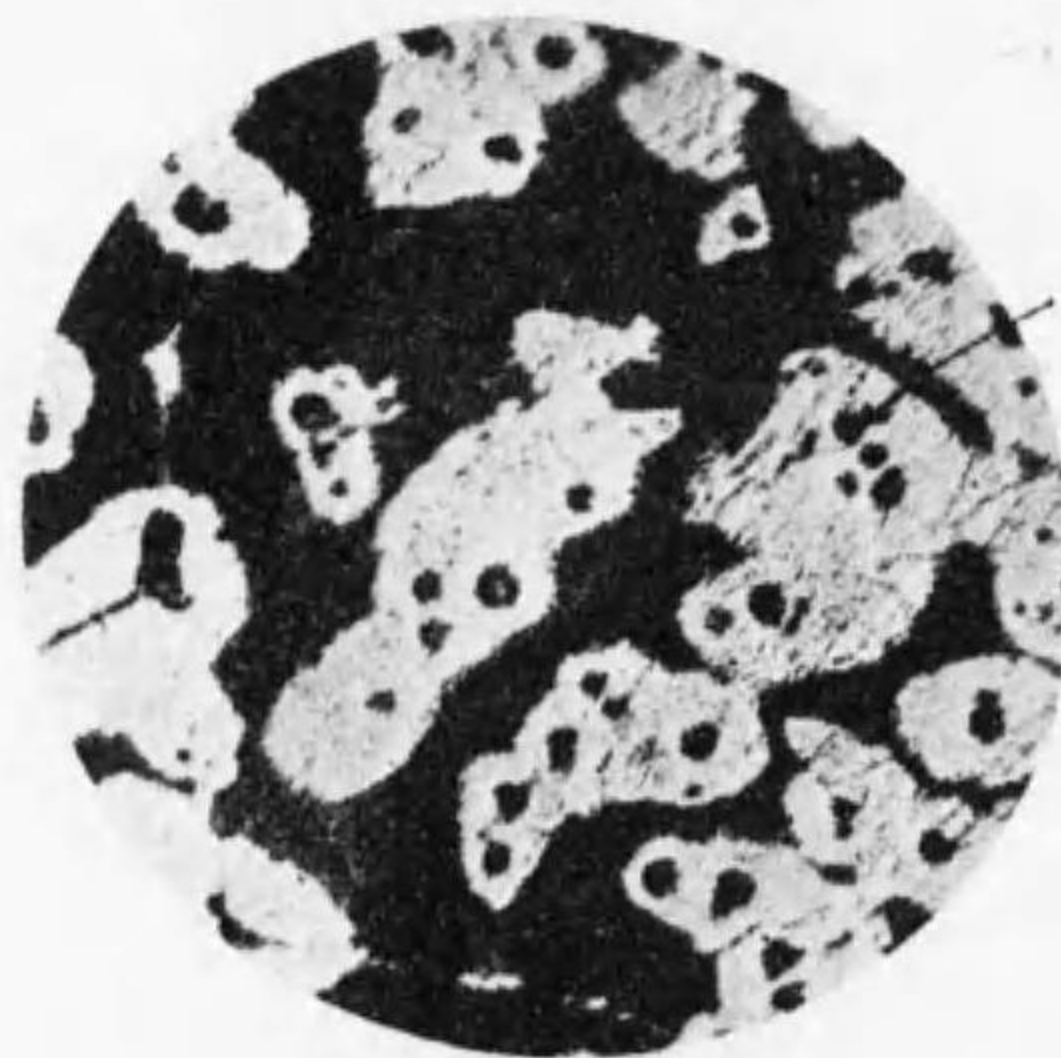
銑鐵の一次黒鉛及共晶黒鉛
4.98%C
(17倍)

第四十四圖



共晶黒鉛 (腐蝕せず)

第四十五圖



1200°Cにて四時間焼鈍 (200倍)
黒色斑點 テンパーカーボン
白色 フェライト

とあり、黒色乃至濃灰色を呈し比重 2.25 なり。黒鉛は研磨の儘にて黒色を呈するを以て其檢鏡には普通腐蝕を行はず。腐蝕する時は往々其凹部に試薬を残留する恐あり。黒鉛の組織はセメンタイトの分解により生ぜるものは薄

片状にして彎曲し(第四十三圖及第四十四圖)其他はテンパーグラフアイトにして球状を呈す。第四十五圖黒色斑點は其れにして周圍の白色部は地鐵なり。共晶即ちレデブライトに於けるセメンタイトが分解し全く地鐵と共に規則正しく黒鉛を表はす事あり。第四十四圖即ち是れなり。

鋼の組織的成分の計算

鋼の組織に於て亞共析鋼 (0.85% 炭素以下) は波來土と地鐵より成り過共析鋼 (0.85% 炭素以上) は波來土及セメンタイトより成ること屢述べたるが如し。今波來土中の炭素量を 0.85%, セメンタイト中の炭素含量を 6.67% とすれば任意の鋼の炭素含有量よりして其組織的成分を容易に計算することを得べし。

(1) 亞共析鋼 (hypo-eutectoid steel)

$$E + P = 100 \dots\dots\dots(1)$$

$$\frac{E}{100} P = C \dots\dots\dots(2)$$

但し F = 遊離フェライトの量(%)

P = 波來土の量(%)

E = 波來土内の炭素量(%) = 0.85%

C = 鋼の炭素含有量(%)

但し P 及 F の比重は同一と假定せり。

(例) 炭素含有量 0.5% 鋼の組織的成分

$$(2) \text{ 式より } \frac{0.85}{100}P = 0.5$$

$$\therefore P = \frac{0.5 \times 100}{0.85} = 58.82\% \cong 60\%$$

$$\text{従つて } F = 100 - P = 41.18\% = 40\%$$

(2) 過共析鋼 (hyper-eutectoid steel)

$$P + C_m = 100 \dots\dots\dots(3)$$

$$\frac{E}{100}P + \frac{6.67}{100}C_m = C \dots\dots\dots(4)$$

但し C_m = 遊離セメンタイトの量(%)

F, P, E 及 C は同前

(例) 炭素含有量 1.25% の鋼

P = 波來土の割合 93.13%

C_m = セメンタイトの割合 6.87%

(3) 波來土は 0.85% 炭素より成るとしセメンタイト中の炭素は Fe_3C の式より計算して 6.67% を含むを以て波來土中のセメンタイトの百分率は次式により計算することを得.

$$\frac{6.67}{100} \times \text{セメンタイトの量}(\%) = 0.05$$

$$\therefore \text{セメンタイトの量}(\%) = 0.85 \times \frac{100}{6.67} = 12.74\%$$

及 地鐵の量(%) = $100 - 12.74 = 87.26\%$

即ち地鐵とセメンタイトの割合は 6.6:1 な

り. 然れども今此割合を 7:1 とすれば波來土中の炭素の量は 0.834% となる. 然るときは

セメンタイト 1 + 地鐵 7 より波來土 8 を生ず.

即ち 12.50% セメンタイト + 87.50% 地鐵 = 100% 波來土.

而してセメンタイトは 6.67% 炭素を含むを以て 12.50% セメンタイトは

$6.67 \times 0.125 = 0.834\%$ の炭素を有すべし. 是れ共析鋼の炭素含有量なるを以てセメンタイト 1 より波來土 8 を生じ鋼中の炭素は自己重量の約 15 倍のセメンタイトを生ずるを以て任意の鋼に對する組織的成分の計算は極めて簡單となる. 即ち共析鋼炭素 0.834% 以下) の場合は

$$\text{全セメンタイト}(\%) = \text{全炭素量}(\%) \times 15$$

$$\text{波來土}(\%) = \text{全セメンタイト}(\%) \times 8$$

尙ほ是れを簡単に表はせば

$$\text{波來土}(\%) = \text{全炭素}(\%) \times 120 \dots\dots\dots(5)$$

即ち $P = 120C$

$$\therefore F = 100 - P \dots\dots\dots(6)$$

上式より鋼中の全炭素量の15倍は全セメントの量を表はし全セメントを8倍せるものは波來土を表はす。

(例) 0.5% 炭素鋼の組織を(5)及(6)式より求むれば

$$P = 120 \times 0.5 = 60(\%)$$

$$F = 100 - 60 = 40(\%)$$

(1)の例に於ける計算と略一致するを知る可し。

次に過共析鋼(0.834%C 以上のもの)に就て考ふるに波來土と其中の地鐵の割合は8:7にして地鐵は全部波來土の中に在り。遊離地鐵を存在せざるが故に

$$F = \frac{7}{8} \text{波來土}$$

$$\text{或は } P = \frac{8}{7} \text{全地鐵}$$

而して全地鐵 = 100 - 全セメントなるを以て

$$P = \frac{8}{7}(100 - \text{全セメント})$$

然るに全セメント = 炭素 × 15倍

$$\text{故に } P = \frac{8}{7}(100 - 15C) \cong 114 - 17C \dots\dots(7)$$

$$\text{遊離セメント} = C_m = 100 - P \dots\dots(8)$$

(例) 1.3% 炭素鋼

$$P = \frac{800 - 120C}{7} = \frac{800 - 120 \times 1.3}{7} = 92(\%)$$

$$C_m = 100 - 92 = 8(\%)$$

以上述べたる如く鋼中の炭素含有量を知れば式(5)(6)(7)及(8)によりて組織的成分即ち地鐵、波來土及セメント等の割合を知ることが得べし。但し以上述べたる組織的成分とは高温より緩冷せる常態組織(nomal condition)なる事勿論なり。

鋼の化學成分よりして鐵及炭素他含有物を除外すの割合を知り此元素化合の状態を知ると同時に組織的成分に於て地鐵及セメントの存在を知り尙ほ此組織的各成分の結合状態及割合を知れり。今是等の關係をソーパーは一括して下の如く表示せり(第一表)。

第一表

化學成分		組織成分				
炭素	鐵	全セメント	全フェライト	波來土	遊離フェライト	遊離セメント
0.1	99.9	1.5	98.5	12.0	88.0	—
0.2	99.8	3.0	97.0	24.0	76.0	—
0.3	99.7	4.5	95.5	36.0	64.0	—
0.4	99.6	6.0	94.0	48.0	52.0	—
0.5	99.5	7.5	92.5	60.0	40.0	—
0.6	99.4	9.0	91.0	72.0	28.0	—
0.7	99.3	10.5	89.5	84.0	16.0	—
0.8	99.2	12.0	88.0	96.0	4.0	—
0.9	99.1	13.5	86.5	98.7	—	1.3
1.0	99.0	15.0	85.0	97.0	—	3.0
1.1	98.9	16.5	83.5	95.3	—	4.7

1.2	98.8	18.0	82.0	93.6	—	6.4
1.3	98.7	19.5	80.5	91.9	—	8.1
1.4	98.6	21.0	79.0	90.2	—	9.8
1.5	98.5	22.5	77.5	88.5	—	11.5
1.6	98.4	24.0	76.0	86.8	—	13.2
1.7	98.3	25.5	74.5	85.1	—	14.9
1.8	98.2	27.0	73.0	83.4	—	16.6
1.9	98.1	28.5	71.5	81.7	—	18.3
2.0	98.0	30.0	70.0	80.0	—	20.0

鋼の物理的性質の算出

常態に於ける鋼の組織的成分即ち地鐵、セメンタイト及波來土の各物理的性質を考ふるに地鐵は低炭素鋼に類似し甚だ軟質にして靱性に富み抗張力少く僅かに50,000封度/平方吋にして延伸率40%なり。強磁性にして電導率強く高温度より急冷するも澱滓すること能はず。

波來土は常態に於ける共析品にして其抗張力125,000封度/平方吋にして延伸率10%なり、硬度大にして最も可硬性に富み抗張力も亦鋼中最大値を有す。

セメンタイトは非常に硬くして脆く靱性に乏し、尙且つ殆んど可硬性を具へず、抗張力は5,000封度/平方吋に過ぎずして延伸率は零なり。

以上の各組成成分の物理的性質を知るときは是等の或割合より成る鋼の物理的性質は計算により或程度

の正確なる結果を求むることを得べし。例へば50%地鐵及50%波來土より成る鋼の物理的性質は波來土及地鐵の平均性質と見做すことを得べし。由つて今鋼を構成せる各組成成分の量に比例し各其物理的性質を鋼に附與するものと假定すれば各種炭素鋼の抗張力を算出することを得。

亞共析鋼 (hypo-eutectoid steel)

$$T = \frac{50000F + 125000P}{100} = 500F + 1250P$$

但し T = 抗張力 封度/平方吋

F = 地鐵の含有率 (%)

P = 波來土の含有率 (%)

尙地鐵の抗張力を50,000封度/平方吋、波來土の抗張力を125,000封度/平方吋とす。

而して $F = 100 - P$ なるを以て

$$T = 500(100 - P) + 1250P$$

$$= 50000 + 750P$$

又 $P = 120C$ なるを以て

$$T = 50000 + 90000 \text{ 炭素} \dots \dots \dots (1)$$

今(1)式を夫々炭素0.10%、0.25%及0.50%を含む鋼に適用すれば抗張力は夫々59,000封度/平方吋(約26.3)、72,500封度/平方吋(約32.3)及95,000封度/平方吋(約42.4)となり波來土鋼の常態組織の實測より得たる結果と略、一

致するを知る。但し澆滓或は鑄鋼等に對しては是れを適用することを得ず。又計算に於て滿俺含有量は0.20%乃至0.80%と假定したるものなれば滿俺含量の増すに従ひ其抗張力を増す事勿論なり。

過共析鋼 (hyper-eutectoid steel)

$$T = \frac{125000 + 5000C_m}{100}$$

$$= 1250P + 50C_m$$

然るに $C_m = 100 - P$

故に $T = 1250P + 50(100 - P)$

$$= 5000 + 1200P$$

又 $P = \frac{800 - 120C}{7}$ なるを以て

$$T = 5000 + 1200 \frac{800 + 1200C}{7}$$

$$\cong 142000 - 20600 \text{ 炭素} \dots\dots(2)$$

今(2)式を夫々炭素 1.32% 及 1.50% を含む鋼に適用すれば抗張力は夫々115,000 封度/平方吋(51.5)及 111,000 封度/平方吋(49.6)を得べく此種成分の波來土鋼の平均抗張力に一致するを知る。

以上の結果より見るも波來土組織鋼は抗張力最大にして炭素の増減即ち地鐵或はセメントタイトの増加に従ひ抗張力次第に遞減するを見る。

延伸率も亦抗張力と同様に計算することを得即ち地鐵及波來土の延伸率は各々40及10%なるを以て常態に於ける亞共析鋼の延伸率は

$$D = \frac{40F + 10P}{100} = 0.4F + 0.1P$$

然るに $F = 100P$ なるを以て

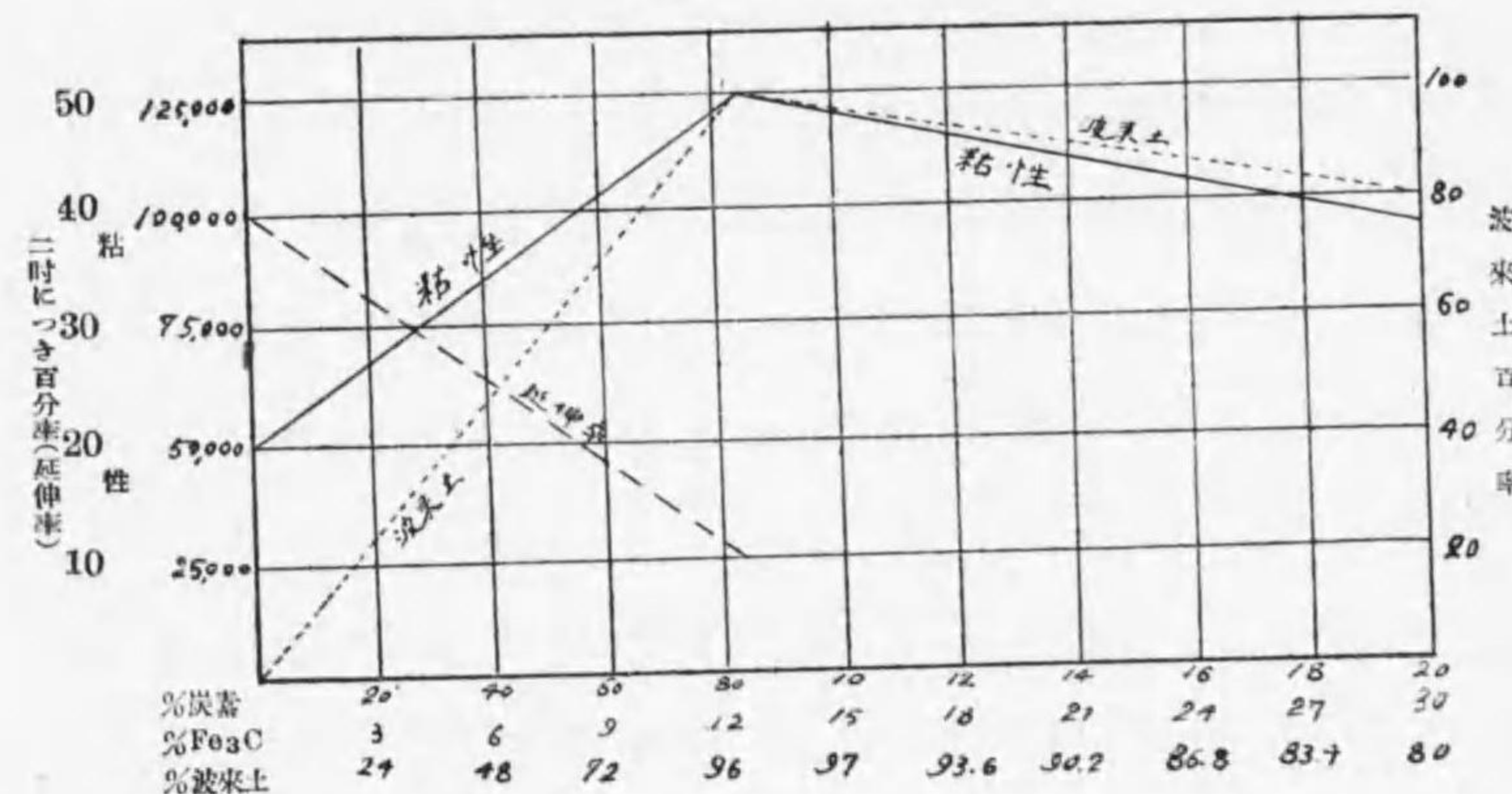
$$D = 0.4(100 - P) + 0.1P = 40 - 0.3P$$

又 $P = 120C$ なるを以て

$$D = 40 - 36 \text{ 炭素} \dots\dots(3)$$

今(3)式を炭素 0.25% 及 0.50% を含む鋼に適用すれば延伸率は夫々 31% 及 22% となる。第四十六圖は

第四十六圖



炭素含有量と鋼の抗張力及延伸率の關係を表し、點線は炭素含量の相違に依る波來土の變化を示す。

鋼中の不純物

普通吾人の使用する鋼即ち市場鋼は炭素以外に硅素、滿俺、硫黄、燐及銅を含み、又少量のチタン其他の不純物を含む。是等不純物は金屬性及非金属性の二種に分つことを得可く、金屬性に屬するものは硅素、滿俺及燐にして鐵其物と合金を作る。非金属性に屬するものは鐵及滿俺の酸化物、硫化物或は鐵の硅酸鹽及鐵の燐化物等にして主に鋼滓の混入によるものにして前者の如く合金を作らず。普通溫度に於て全く不溶解にして合金中に機械的に混入するものなり。

ヒツバート (Hibbard) は之れにソニムス (sonims) の名稱を附せり。其他鋼は瓦斯を熔解含有し水素窒素及一酸化炭素等其主なるものなり。

是等不純物の鋼に及ぼす影響は甚だ著しく、例へば 0.20% の燐を鋼中に含有する時は鋼に冷脆性を與へ實用に供する事能はざるに至るが如し。換言せば不純物は鋼の組織及性質に大なる變化を與ふるものなり。然れども是等不純物の影響による組織及性質の變化は現在の顯微鏡に對する知識範圍に於ては完全に鑑定する事能はざりしと雖も近時其研究稍進歩せるものあり。今硅素、滿俺、硫黄及燐の鋼に及ぼす組織的影響を記し最後に非金属含有物に就て述べんとす。

(1) 鋼中の硅素

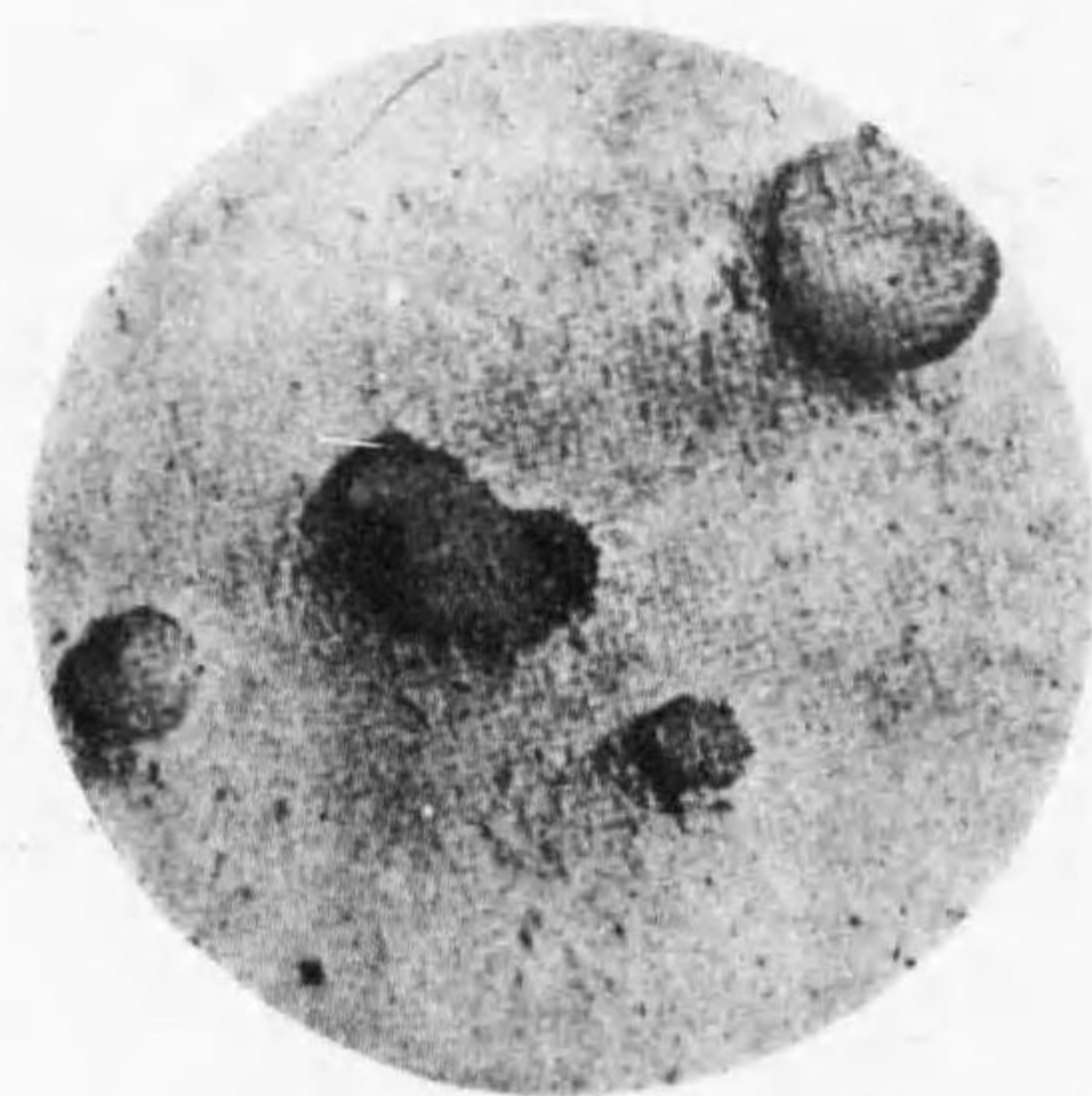
硅素の含量は鋼の製作法により多少の相違あれども殆んど總べて鋼に含有せらるると云ふ事を得可く其量は硅素鋼の如き特別なるものを除き普通 0.05 乃至 0.3% にして時に 0.5% を含むものあり、而して斯の如く少量の硅素は鐵と固溶體を作る、勿論硅素單獨にて熔解せらるることなく多く Fe_3Si_2 となる。鐵の原子量は 56 にして硅素は 28 なるを以て重量に於て 28 の硅素は $(2 \times 28 + 3 \times 56) \div 2 = 112$ の Fe_3Si_2 即ち硅素は自身の重量の約 4 倍の Fe_3Si_2 を生ずる理なり。故に例へば鋼中 0.1% の硅素あれば 4% の Fe_3Si_2 を生ず可し。而して Fe_3Si_2 は鐵と固溶體を作るを以て市場鋼のフェライト中には常に少量の硅素を Fe_3Si_2 の形にて含有すると知る可し。然れども此程度の硅素含有にありては結晶組織に何等の變化を認めず。例へば他の状態を同一とし 0.3% 及 0.4% 硅素を有するものと是れを含まざるものとの組織を比較するに其間に何等の相違を認めざるが如し。

(2) 鋼中の滿俺

鋼中の滿俺は硫黄と化合して MnS (硫化滿俺) を作り單獨或は硫化鐵と共に存在し、其色は研磨面上淡黒或は鳩灰色を呈し、粒状をなせども壓延或は鍛鍊により

扁狀或は帶狀となる。滿俺の含有量硫黄含有量に比し多量なる時は炭素と化合し Mn_3C となりセメンタイトと結合す。故に市場鋼の如く滿俺の多量を含有する鋼のセメンタイト組織は純粹なること稀にして常に多少の Mn_3C を含有す。 Mn_3C を多く含有するセメンタイトと之れを含まざるセメンタイトは顯微鏡的に區別すること能はず。其他滿俺は $MnSi$ の形となり存在すと言ふ者あれども信ずべからず。要するに良質鋼にありては滿俺 0.25% 以下にして硫黄 0.05% 以上ならざる限りは鋼中の滿俺は(1)全部の硫黄と化合して MnS となり(2)又は Mn_3C となりセメンタイト中に共に存在す。實際製鋼作業中鋼中の滿俺は 0.25% 以下に遞下せしめざる様注意するは蓋し此點に關

第四十七圖



鑄鋼中の硫化滿俺 (450倍)

第四十八圖



鍛鍊せる軟鋼中の硫化滿俺 (230倍)

聯するものなり。

(3) 鋼中の硫黄

普通鋼に含有せらるる硫黄量は 0.01 乃至 0.05% にして硫黄は高温度に於て滿俺と親和力強きを以て直ちに化合し MnS となること及鳩灰色を呈し壓延の方向に延長すること滿俺の項に述べたるが如し。第四十七圖及第四十八圖は硫化滿俺の存在及形狀を示す。

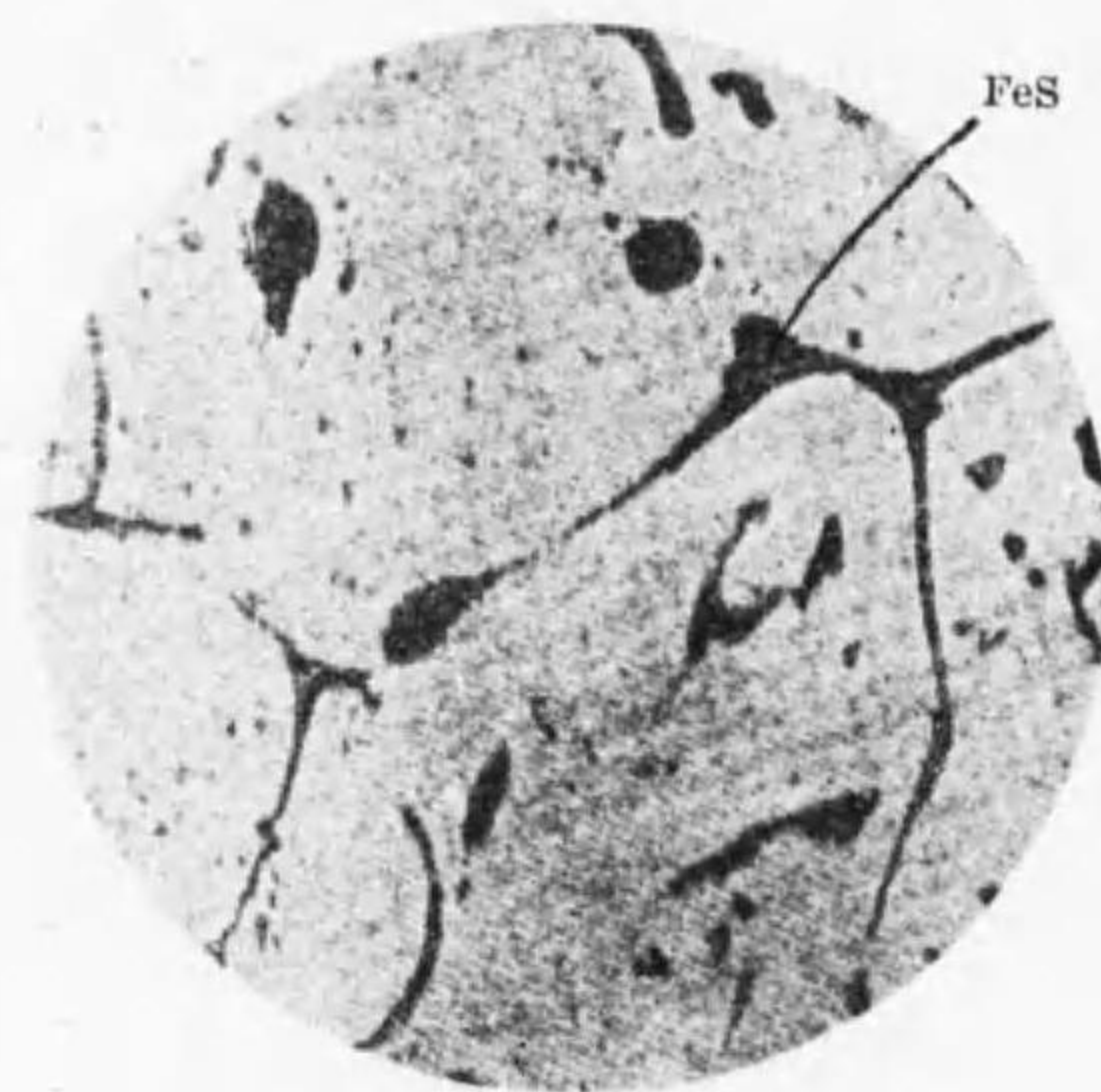
滿俺の原子量 55 にして硫黄は 32 なるを以て硫黄 32 に對し 87 の硫化物即ち硫黄 1 に對し約 $2\frac{1}{2}$ の硫化滿俺を含む。故に今 0.05% 硫黄の鋼ありとせば 0.125% MnS を含有する理なり。ルシアテリ - (Le Chatelie) によれば硫化滿俺は鐵よりも熔解點高きを以て其凝固早く熔鋼又は鑄型の表面に浮ぶ傾ありと云ふ。斯の如く硫化滿俺の熔鋼表面に浮遊する時は硫化滿俺は直ちに空氣と接觸し硫黄は酸化せられ亞硫酸となりて空中に發散し滿俺は再び鋼中に歸る可し。是れ混銑爐 (mixer) に於ける脱硫作用の理由なり。

硫化滿俺は波來土、亞共析品中の遊離フェライト或は過共析品中の遊離セメンタイト等の境界線に顯はるるを以て多量に含有せらるる時は鋼の強さを減ずれども硫黄含有量少なれば其恐なし。若し硫黄含量滿俺含量に比し過多なる時は滿俺に對し餘分の硫黄

は鐵と化合し FeS となる。

普通の場合滿俺が硫黃の倍量を含有せらるる時は硫黃の總べては滿俺と化合し FeS の成生を防ぐ、而かも普通鋼の滿俺含量は硫黃に比し常に多量なるを以て鋼中に FeS の存在すること稀にして従つて FeS による害稀なり。レビー (Levy) の説によれば MnS と FeS は固溶體に於てよく熔け合ひ MnS は 50% の FeS を熔かすを以て純粹なる MnS は少く普通 FeS を含有し其爲め鳩灰色が變じ稍黄色を帶ぶと言ふ。硫化鐵 (FeS) の鋼に對する影響如何と言ふに硫化鐵は波來土の粒を圍繞し鋼の力を弱め脆性となす。滿俺の含量充分ならざる時硫黃のため鋼の熱脆性を生ずるは全く熔

第四十九圖



硫化鐵の網狀を示す 0.54% 硫黃
(300倍 腐蝕せず)

解點低き (950°) 硫化鐵の存在に因つて高溫度に於て粒の結合力を妨ぐるに由る。轉爐の吹終に於て滿俺加入前の鋼を見るに非常に熱脆性なるは明に此事實を裏書するものなり。第四十九圖は硫化鐵の結晶粒を包むを示し硫化

鐵の顯鏡色は黄褐色を呈す。

(4) 鋼中の磷 (phosphorous)

鋼中磷の含量は普通痕跡より 0.1% 磷の間にある。硅素の場合と同じく Fe_3P の形にて鐵と固溶體をなす。磷の原子量 31 にして鐵の原子量 56 なるを以て 31 の磷は重量に於て $3 \times 56 + 31 = 199$ の Fe_3P を含む、即ち磷 1 に對し約 6 の磷化物を生ず。例へば 0.05% P を含む鋼は 0.3% の Fe_3P が鐵と固溶體となり存するが如し。

磷は他の不純物と同様粒の結晶形には變化を與へざれども粒を粗大ならしむる傾向あり。磷含量 0.1% 以上になれば鋼を脆弱となすこと此理由による。析出の場合を除き顯微鏡的に磷の存在を認むること能はず。

化學成分と組織の關係

以上述べたる不純物を含有せる鋼の成分を知りて其組織的關係を考ふるは有益なることなり。今或鋼の化學成分を次の如く假定すれば

C	0.50%
Mn	0.80%
S	0.05%
P	0.04%
Si	0.10%

$$\begin{array}{r} \text{Fe(差引)} + 98.51 \\ \hline 100.00 \end{array}$$

各分子量及化合物より下の如き計算をなすことを得.

- (1) 0.05% S より 0.13% MnS を生ず. (a)
 (2) 0.13% MnS 中に 0.08% Mn を含む.
 (3) 依りて $0.80 - 0.08 = 0.72\%$ の満俺は餘分に残り炭素と化合す. 即ち
 (4) 0.72% Mn は 0.77% Mn_3C を生ず. (b)
 (5) 0.77% Mn_3C は 約 0.05% の炭素を含有す.
 (6) 依りて $0.50 - 0.05 = 0.45$ の炭素は残り鐵と化合す.
 0.45% 炭素は 6.75% Fe_3C を作る. (c)
 0.04% 燐は 0.25% Fe_3P に相當し. .. (d)
 0.10% 硅素は 0.40% Fe_3Si_2 を作る. (e)

故に此鋼の成分は

Fe_3C	6.75% (c)
Mn_3C	0.77% (b)
Fe_3P_2	0.25% (d)
Fe_3Si_2	0.40% (e)
MnS	0.13% (a)

$$\begin{array}{r} \text{Fe(差引)} + 91.70 \\ \hline 100.00 \end{array}$$

然れども組織的成分にありてはセメンタイトは Mn_3C を含有するを以て結局

$$6.75 + 0.77 = 7.52\% \text{ セメンタイトと見做すことを得.}$$

純鐵のセメンタイトの割合は $0.50 \times 15 = 7.50$ にして上の結果との大差なきを知る可し.

其理如何と云ふに前者はセメンタイト中に満俺を含有すれども其分子量鐵の分子量と類似せるを以て實際上セメンタイト中の満俺を考慮せず炭素量を15倍したるものをセメンタイトの量と見做し大差なきを以てなり.

又地鐵の量は外に少量の Fe_3P 及 Fe_3Si_2 を含むを以て $91.70 + 0.25 + 0.40 = 92.35$ となる. 之れを地鐵の量と比較すれば $100 - 7.50 = 92.50(\%)$ なり.

故に組織的成分は

地鐵	92.35
セメンタイト	7.52
MnS	+ 0.13
	<hr/>
	100.00

之れを要するに共析品の炭素量は 0.834% とすれば亞共析鋼中の波來土は總セメンタイト重量中の 8 倍に當るを以て

波來土	$7.52 \times 8 = 60.16$
遊離フェライト(差引)	39.71

Mn S	+ 0.13
	100.00

以上の結果よりして大略波來土 60% に對し地鐵 40% なるを知る。化學的及組織的成份の關係を比較對照せば第二表の如し。

第二表

化學成份		組織的成份	
各元素として	化合物として	各組成分	組織的割として
Fe(差) 98.51%	Fe(差) 91.70	全フェライト 92.35	遊離フェライト 39.71 パーライト 60.16 パーライト
Si 0.10	Fe ₃ Si ₂ 0.40		
P 0.04	Fe ₃ P 0.25		
C 0.50	Fe ₃ C 0.75		
Mn 0.80	Mn ₃ C 0.77	セメントタイト 7.52	—
S + 0.05	MnS + 0.13	MnS + 0.13	+ 0.13
100.00	100.00	100.00	100.00

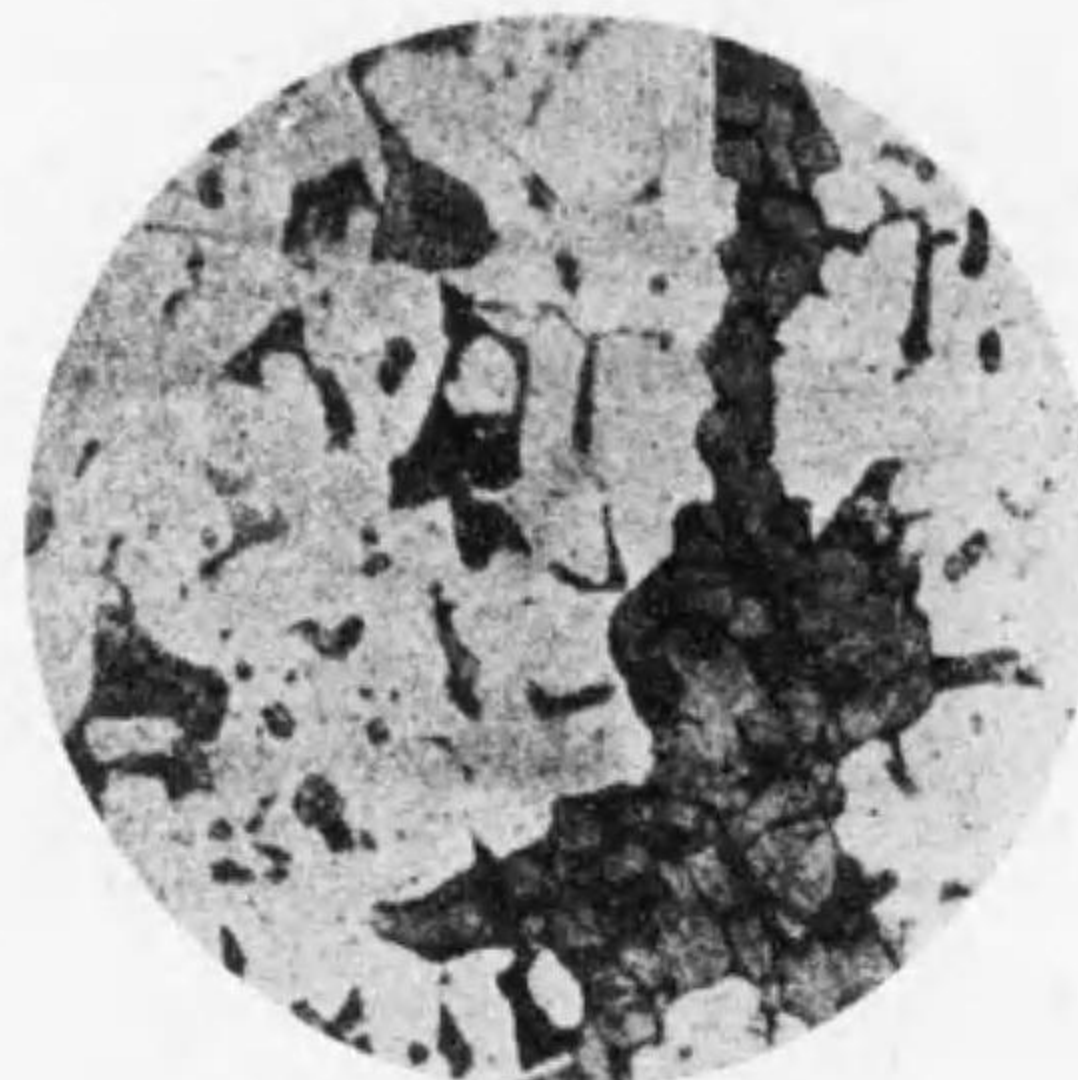
非金屬含有物

鋼中の非金屬含有物とは多く酸化物を意味し主に鐵及滿俺の酸化物或は硅酸鹽なり、其他鐵及滿俺の燐化合物を含むこと既に述べたるが如し。而して是等不純物含有の原因は精鍊中に生ぜし鋼滓、爐及取鍋裏積耐火物若くは加炭脱酸劑等より混入するに他ならず。

MnS は鳩灰色にして球狀を呈し壓延により扁平と

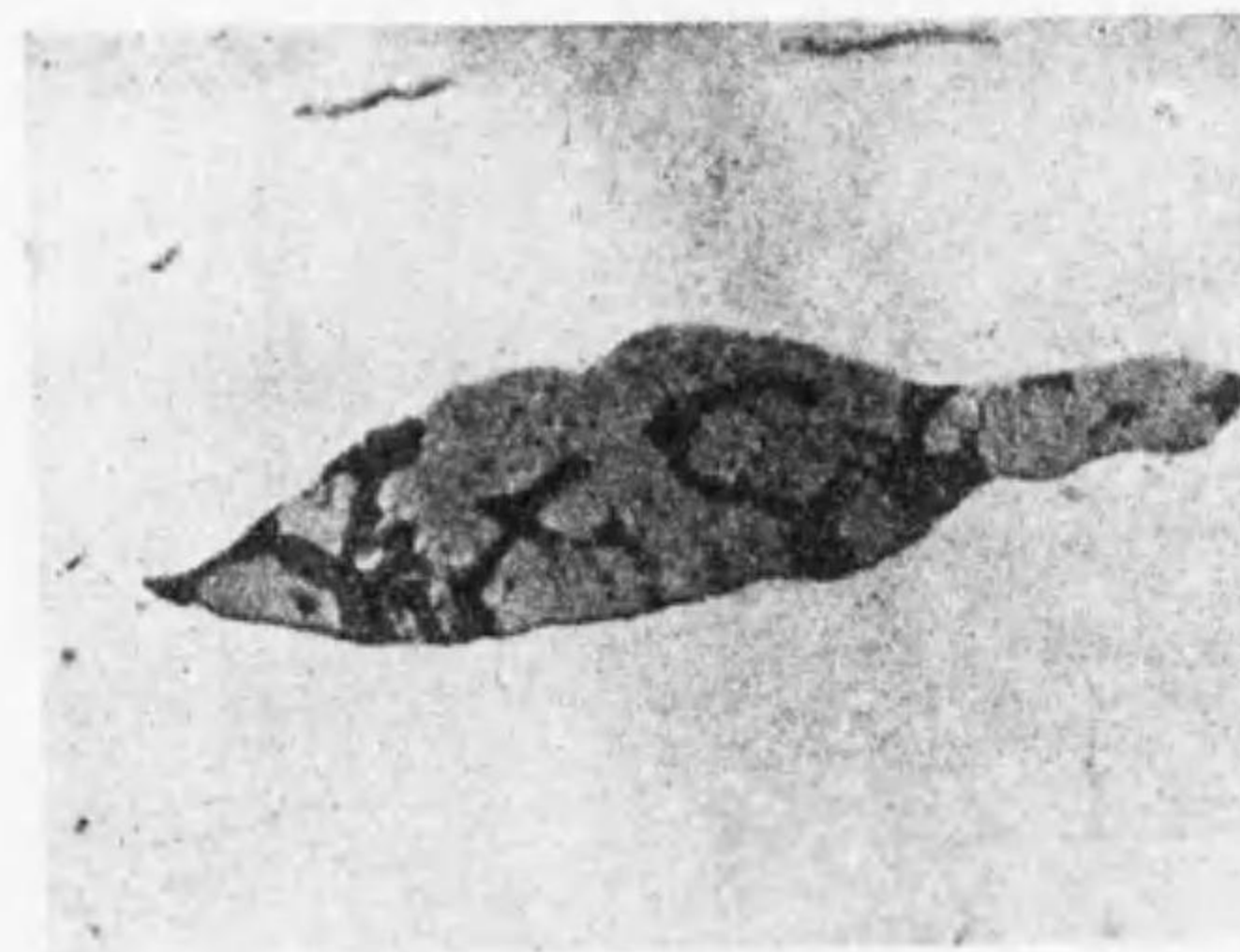
なるを以て他含有物との區別容易なり。若し之れに多少の硫化鐵の加はる時は黄味を帶ぶ、又 FeS のみにて鋼中に存在することは稀なれども其れのみ含有する場合には黄色を呈し鋼質を甚だ脆くす。MnS は普通亞共析鋼の遊離フェライト、過共析鋼の波來土粒間或は過共析鋼の遊離セメントタイト中に顯はる。

第五十圖



パッドル鐵中の鑛滓

第五十一圖



硫化滿俺 (灰白色) 及硅酸滿俺 (730倍)

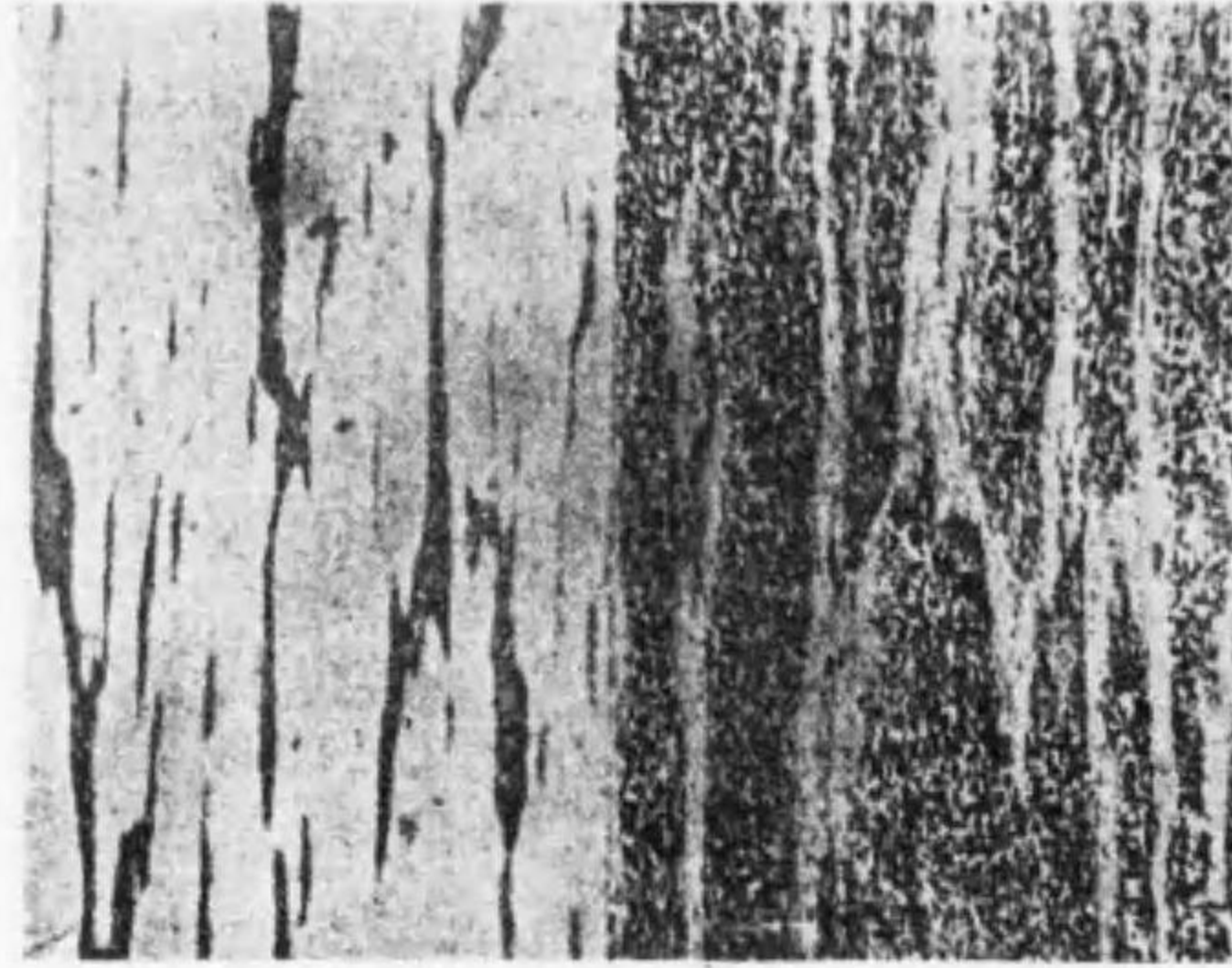
通亞共析鋼の遊離フェライト、過共析鋼の波來土粒間或は過共析鋼の遊離セメントタイト中に顯はる。

硅酸鹽は硫化滿俺に比し濃色なるを以て兩者の區別容易なり。第五十圖はパッドル鐵の鑛滓含有を示し第五十一圖は鋼の硫化滿俺及硅酸滿俺を示す。

硅酸鹽其物は脆質なるを以て鋼の鍛鍊或は壓延中に切斷する恐あり。

以上述べたる不純

第五十二圖



鍛鋼 炭素 0.3% 磷 0.3%

左 黑色部 ゴーストライン(酸化せられ)
右 白色部 ゴーストライン

物は局部に析出し白色を呈するゴーストライン(ghost line)(第三十八圖及第五十二圖)として顯はれ甚だ鋼質を害す。ゴーストラインに關しては肉眼的組織の章に於て詳細述べんとす。第五十二圖右方は磷化

鐵を普通の方法にて腐蝕し左方は磷化鐵の加熱に因り酸化せられて褐色を呈せるを示す。

第四章 鋼の變態

第一節 變態點 (the thermal critical points of steel)

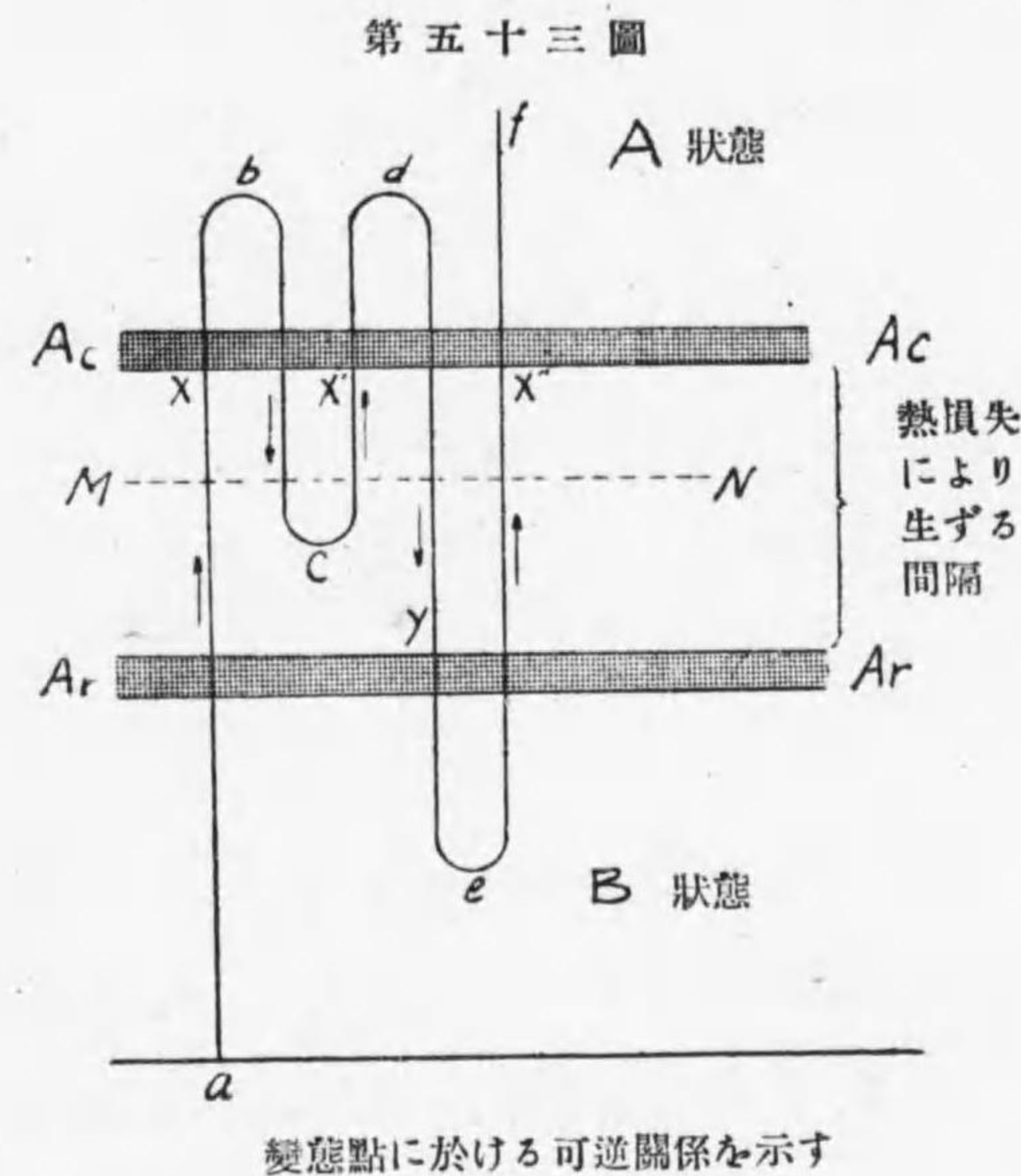
常態組織の鋼に熱處理 (heat treatment) を施す時其組織を變じ且つ其機械的及物理的性質をも變ず。されば溫度に對する組織の變化即ち是等の諸性質の變化を研究するは鋼本質の變化の内容を明に爲す上に於て重要な問題なり。

物體を徐々に加熱或は冷却する時若し或溫度に於て物質に或變化を生ずる時は熱の發生又は吸收の現象を呈す。先づ此現象に就て研究せんに或種鋼を高溫より徐々に冷却する時普通の場合 675° 乃至 725° 附近に於て暫時熱の遞下停頓す。而して是れを細密に觀察すれば此點に於て物質の溫度は反つて上昇するを知る。今此實驗を暗室内に於て行ふとせば發熱の瞬間物體は赤色を呈するを認む。是れ即ち變態點に於ける現象にして此點を再輝點 (recalescence) と稱す。尙冷却を續け該點を通過すれば物質は再び直線的に冷却し遂に常溫に達す。斯の如く熱の降下を停止するのみならず反つて溫度上昇する所以は此點に於て鋼内部に熱を生じ其熱が放射熱其他により冷却しつつ有る鋼の熱を補ひて尙餘りあるを示すものなり。

反對に加熱の場合に於ては是れと略、同一の溫度に於て熱の吸収を見暫時溫度の上昇を停頓す。佛國オスモンドは初めて此點を正確に決定し是れにAの名を附し尙加熱及冷却の區別を爲さんため更に是れをAc (chauffage) 及 Ar (refroidissement) に分てり。

後に述ぶる如く鐵炭素合金は斯の如き三つの變態點を有す、而して一個以上の變態點を有するものに對し其區別を明ならしむる爲めにAc及Arを更に變態點の數に應じてAc₃, Ac₂, Ac₁ 或は Ar₃, Ar₂, Ar₁ 等の符號を附す、而して Ar₁ は再輝點を表はす。然れども使用上便宜の爲め一々加熱或は冷却を區別せずして單にA₃, A₂ 及 A₁ の如く記す。變態點 Ar₁ 及 Ac₁ は常に同一溫度に起る事なく Ac₁ は常に Ar₁ に比し 20° 乃至 40° 高位に顯はる、例へば Ar₁ 點が 690° なれば Ac₁ は 710° 乃至 730° 附近なるが如し。加熱と冷却の間に於て斯の如き差を生ずるは熱履歴 (hysteresis) に因るものにして加熱或は冷却の狀態に依つて異なる。故に加熱又は冷却を無限に徐々とすと假定せば Ac 及 Ar は一點に合致すべきなり。

第五十三圖は Ac 及 Ar の關係を圖解し平行せる點は Ar 及 Ac を表はし Ar 點以下は B 狀態にあり、Ac 以上を A 狀態にありとす。Ar 及 Ac の間隔は熱履歴を表



はす。NM 線は熱履歴なく Ar 及 Ac の合致せるものと假定す。今 a 點に於て B 狀態にある金屬を加熱し a より b に至れば先づ x 點に達して A 狀態に變じ熱の吸収を伴ふ。次に b より冷却し

e 點即ち Ac 以下にして Ar 以上の點に達すれば A 狀態は其儘變化なし、故に e より再び d に熱するも x' に於て狀態の變化を示さず。故に變態點を認めず、又 d より e に冷却すれば y 點に於て Ar を通過し A 狀態より B 狀態に變じ發熱を伴ふ。尙再び e より f に加熱すれば Ac を通過するを以て x'' 點に於て變態點を表はし B より A に變ず、即ち Ac 及 Ar 間にありては Ac より冷却せられたるか或は Ar より加熱せられたるかにより A 或は B 狀態にあるを知る。冷却速度大なる程 Ar₁ 低く、加熱早き程 Ac₁ 高し、即ち冷熱速度早き程 Ar₁

及 Ac_1 の間隔大となる。

變態點の位置は又金屬成分の相異によりて同じからず、不純物の増加に従つて Ac_1 及 Ar_1 の位置を遞下す。ハウ (Howe) によれば滿俺は其含量 1% に對し約 24 乃至 50% を遞下すと言ふ而して其含有量の増加に従つて益、降下し遂に常溫以下に降る事 13% 滿俺又は 25% ニッケル鋼等に其例を見る。

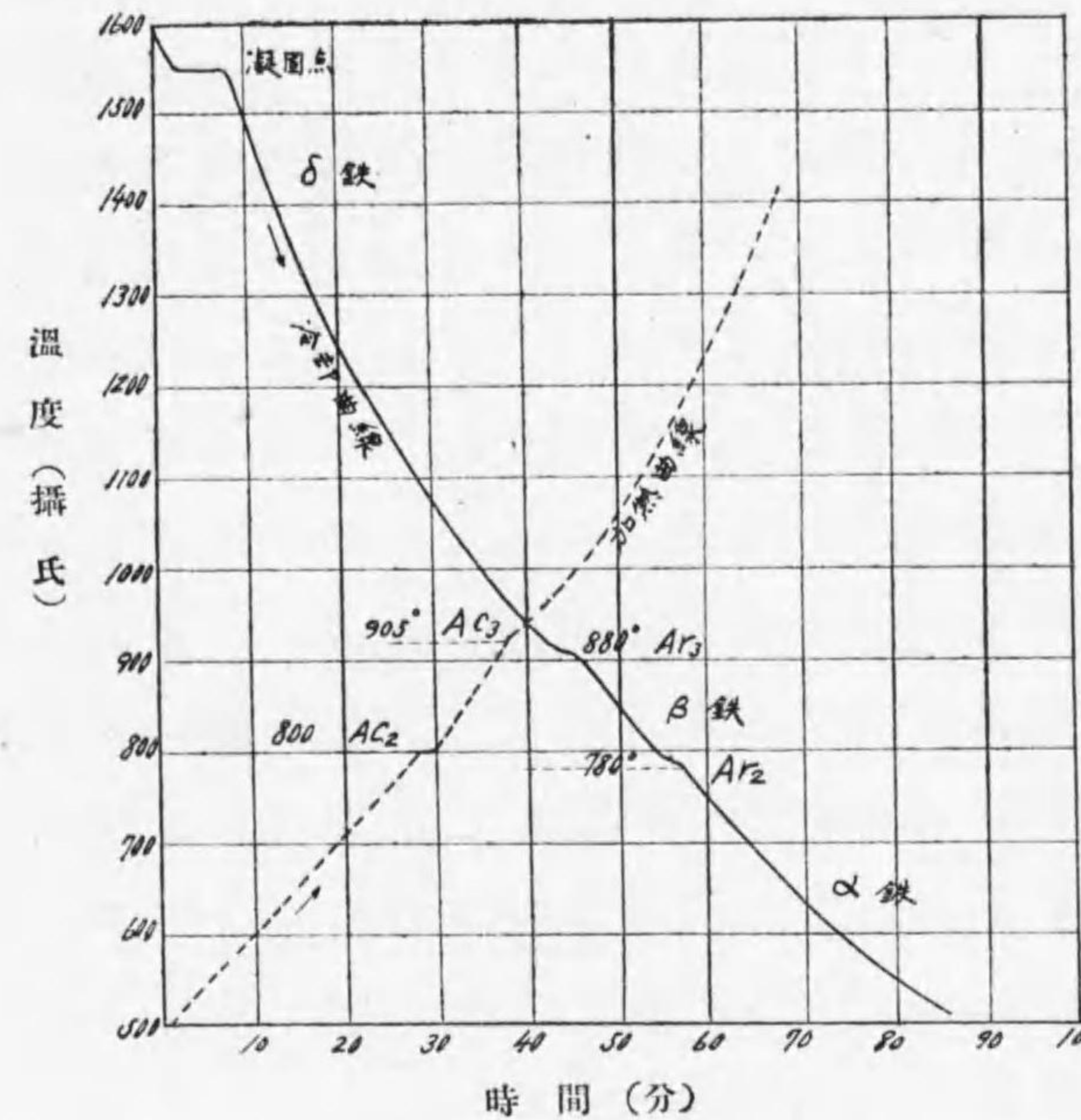
純鐵の變態點

純鐵を $1,000^{\circ}C$ より徐々に冷却するとき $900^{\circ}C$ 乃至 $880^{\circ}C$ に於て俄かに熱を發生し、 $760^{\circ}C$ に達すれば甚だ微弱にして前者の如く明確ならざれども再び熱の發生を見る。 $760^{\circ}C$ 以下に於ては溫度は直線的に降下し常溫にす。斯の如く $900^{\circ}C$ 及 $760^{\circ}C$ 附近に出づる二點は純鐵の變態點にして夫々 Ar_3 及 Ar_2 と名づく。而して純鐵にありては $700^{\circ}C$ に相當する變態點を認めず、是れ即ち純鐵は炭素を含有せざるを以て再輝點を有せざるによる、即ち純鐵には A_1 を有せず。

加熱に際しては冷却の場合と等しく Ac_3 及 Ac_2 の二點を認むれども Ac_3 點は Ar_3 點に比し $10^{\circ}C$ 乃至 $30^{\circ}C$ 高く、 Ac_2 は Ar_2 と殆んど同一點に出づ(第五十四圖参照)。 A_3 點以下の純鐵を α 鐵と稱し加熱により漸次磁氣を減じ Ac_2 點に達して零となる。 Ac_3 及 Ac_1 の間

に在る鐵を従來 β 鐵と稱したれども其存否に就きて

第五十四圖



溫度—時間曲線 (純鐵の冷熱曲線)

二十數年來冶金學者間に議論せられたり、然るに最近に至り β 鐵の存在せざる事確實となり、 A_2 點は相の變化に非ずして強磁性體が非強磁性體に變化するに過ぎざること既に述べたるが如し。故に A_3 點迄は α 鐵にして Ar_3 點以上の溫度に於て鐵は γ 鐵となる。

更に是れを加熱し $1,420^{\circ}C$ に至れば磁氣の強さ俄かに増加し發熱の吸收を伴ふ故に γ 鐵は更に他種の鐵

に變ずるを知る、是れを δ 鐵と稱し其變態點を A_4 と名づく。 δ 鐵に關しては磁氣對溫度曲線及原子配列の考察よりして本多博士は δ 鐵は α 鐵と全く同一相にして理論上 α 鐵より γ 鐵に變ずる時原子配列は中心立方より面心立方に變じたるものが A_4 變態點に於て γ 鐵より δ 鐵に變化するに際し面心立方は再び體心立方即ち α 鐵と同様な原子配列に歸る可きを豫想し、是れを發表せられたるに最近ウエストグレンの A_4 變態點に於ける鐵原子が面心立方より中心立方の配列に變化することを實證せられ愈 α 鐵は δ 鐵に等しき事確實となれり。 δ 鐵が α 鐵と等しく強磁性にして膨脹率亦同じ事等如上の事實を裏書するものなり。

鋼の變態點

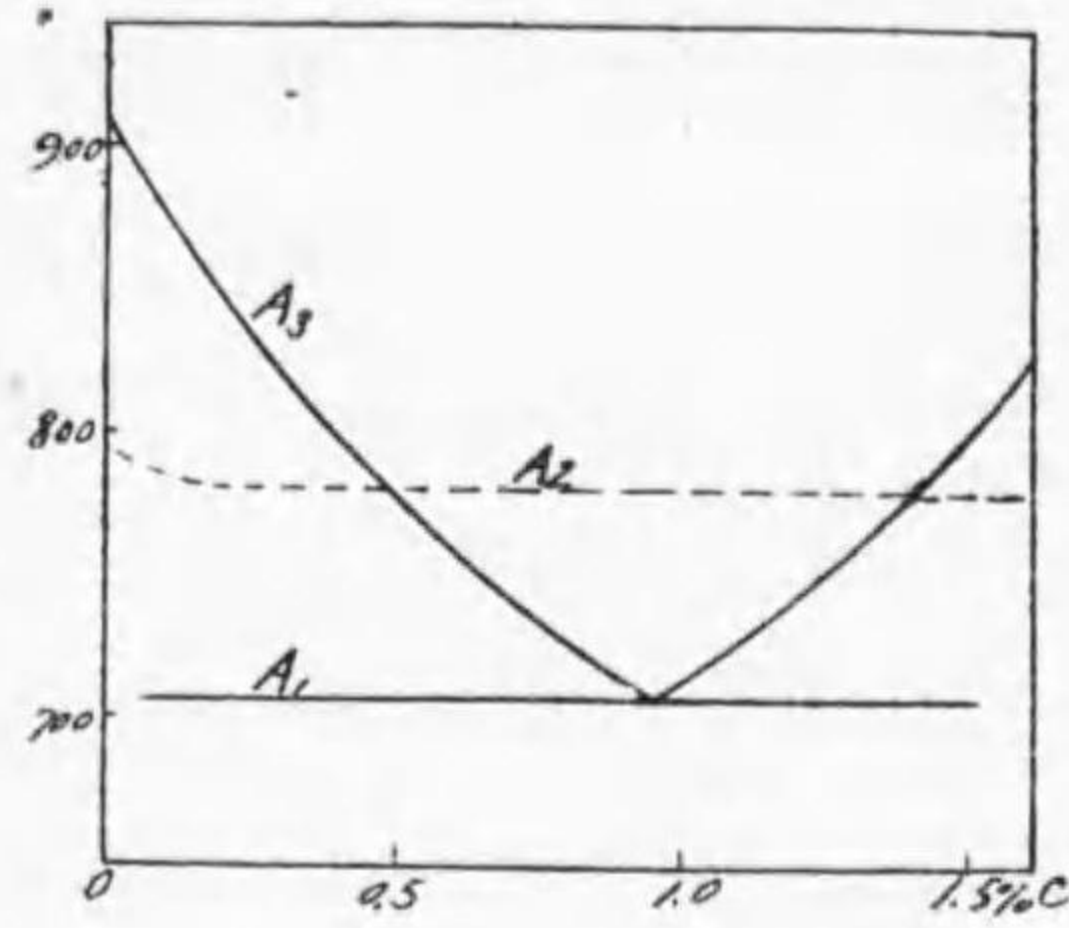
純鐵に對する變態點に關しては上述の如くなれども、是れに炭素を加入する時は其含量によりて變態點の位置の變化を生ず。今 0.1% 炭素を含む鋼の變態點を見るに 880° 附近に於て Ar_3 、 780° に於て Ar_2 及 730° 附近に於て Ar_1 (再輝點) を表はす、而して Ar_3 點の表はれ甚だ顯著なれども其他の點は何れも著しからず。尙 Ac_3 、 Ac_1 は Ar_3 及 Ar_1 に比し何れも約 20° 以上高位に顯はるるに Ac_2 は Ar_2 と殆んど同一溫度にして約

780° に表はる、即ち一定溫度なり。炭素含量 0.45% に達する迄 Ar_2 は一定溫度を保ち Ar_3 は炭素量の増加と共に漸次降下し 0.3% 炭素に於て Ar_3 及 Ar_2 點は合致し一點となり溫度は約 740° を示す。炭素含量 0.45% 以上に達すれば Ar_2 點は觀察し難く Ar_3 は益、降下し 0.85% 炭素に至りて消失す。此點は即ち共析變態溫度にして $680^\circ \sim 720^\circ$ なり。故に此點を A_3 、 A_2 及 A_1 の合體せる點と見るものあり。 A_1 は純鐵には存在せず炭素に基因する變化にして 0.85% 炭素に於て其變態量最大となる。

變態點の表はれは冷却其他の程度によりて必ずしも一定せず、例へば Ar に於て (1) 急激に冷却する程 (2) 冷却溫度の高き程 (3) 高溫度に長時保持する程或は (4) 滿俺、ニッケル、硅素等の元素を多量に含有する程何れも變態點は降下するが如し。又 Ac は加熱速度を速むる時は變態點は上昇する傾向あり。

尙 A_2 點は相の變化に非ざるを以て炭素 0.3% 以上に於て炭素の増加と共に降下するものなりと考ふる能はざる事本多博士の主張せらるるが如し。されば此點は平衡圖上に於ても別個に表はさざる可らず。是れ本多博士が平衡圖(第五十五圖)に A_2 點を表はすに點線を以てせる所以なり。

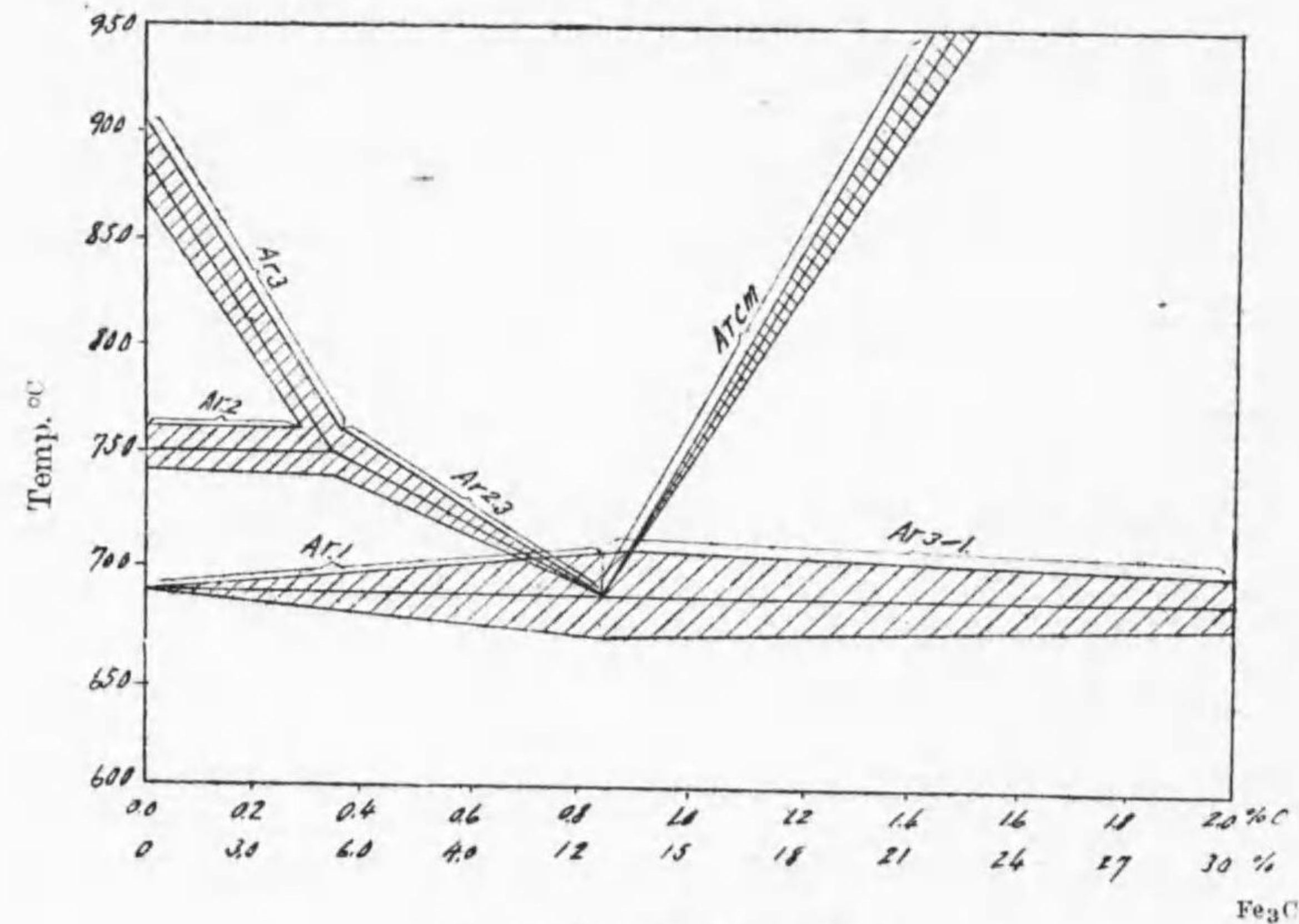
第五十五圖



炭素含量 0.85% 以上にして例へば 1.5% 炭素鋼に就て見るに約 910°C に於て、熱の發生を始め炭素の増加に従つて上昇す。是れ大洲田よりセメントタイトの析出し始むる點にして是れを A_{rem} と名づく。炭素減少し 0.85% に於て A_1 と合致す。 A_{rem} に於て發生する熱量微弱にして普通の熱分析に由る測定困難

炭素減少し 0.85% に於て A_1 と合致す。 A_{rem} に於て發生する熱量微弱にして普通の熱分析に由る測定困難

第五十六圖



變態點の強度及位置の關係線圖

なれども電氣抵抗の如き精密なる測定を必要とす。カーペンター及キーリング (Carpenter & Keeling) の測定せる結果によれば炭素含量 1.3, 1.5, 1.7, 1.9 及 2.0% の鋼に對する A_{cm} は夫々 883°, 911°, 985°, 1,030° 及 1,042°C なりと言ふ。

第五十六圖は A_2 を相の變化と見てソーバー (Sauveur) の作れる冷却に對する各炭素含量の變態點の位置及發熱量を示す。圖中黒線は A_r の位置にして影線に示すは變態點の強さを表はす。圖に由れば (1) A_3 點は純鐵に於て發熱量最も多く炭素の増加に従ひ其度を減じ (2) A_2 點は炭素量に關せず (3) A_{3-2} 點は初めは烈しけれども俄かに衰微し A_1 點に合して殆んど消滅し (4) A_1 點は初め發熱量微弱なれども炭素の増加と共に強烈となり、炭素 0.85% に到りて最大に達し (5) A_{3-2-1} 點は共析點に於て發熱量最大なれども炭素の増加に従ひ漸次減少し (6) A_{cm} 點は共析點に於て微弱なれども炭素の増加と共に明瞭となるを表はす。

第二節 變態點の性質

(1) 純鐵の變態點 (A_4 , A_3 及 A_2)

化學的に純粹なる鐵は A_4 , A_3 及 A_2 の三つの變態點を有し A_4 は 1,410°C に於て起り鐵原子の面心立方 (face centered cubic lattice) より體心立方 (body centered cubic lat-

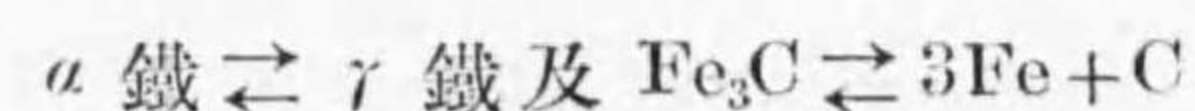
tic) に復する點なり。 A_4 點に於ける熱の發散を見るに A_3 點に於て潛熱の吸収を伴ふを以て當然 A_1 點に於ては潛熱を發生すべきに事實は反つて熱の吸収を見る、而して A_4 以上の鐵を δ 鐵と稱す。 A_3 は約 900°C に於て起り鐵結晶内部構造の變化にして鐵原子は中心立方より面心立方への變化換言すれば α 鐵の γ 鐵への變化なり。 即ち A_3 以上の鐵を γ 鐵と稱し其以下の鐵を α 鐵と稱す。 A_3 點は純鐵に於ては一定の溫度に於て表はれ加熱に於て熱の吸収、冷却に於て熱の發生を伴ふ。 A_2 點は純鐵に於ては約 790°C に於て著しく表はるれども變態溫度の範圍長くして漸次的なり。 A_{r_2} 及 A_{c_2} は殆んど同一なり。 A_2 點は相の變化に非ずして磁氣變化なり。

(2) 低炭素鋼の變態點 (A_3 , A_2 及 A_1)

炭素の含有に由つて A_3 點は降下すれども純鐵と同じく A_3 及 A_2 の變態點を生じ其本質亦同じ。 又學者の説によれば鋼に於ける是等の變態は常溫に於て鋼に存在する地鐵即ち析出せる地鐵の變態によると言ふ。

變態點 A_1 は純鐵に存在せず炭素の含有に由つて始めて生ずる變態點なれども低炭素鋼にありては變態の量極めて微弱にして炭素の増加と共に其度を増す、即ち A_1 點は炭素に關し且つ状態の變化急激なり。 鋼

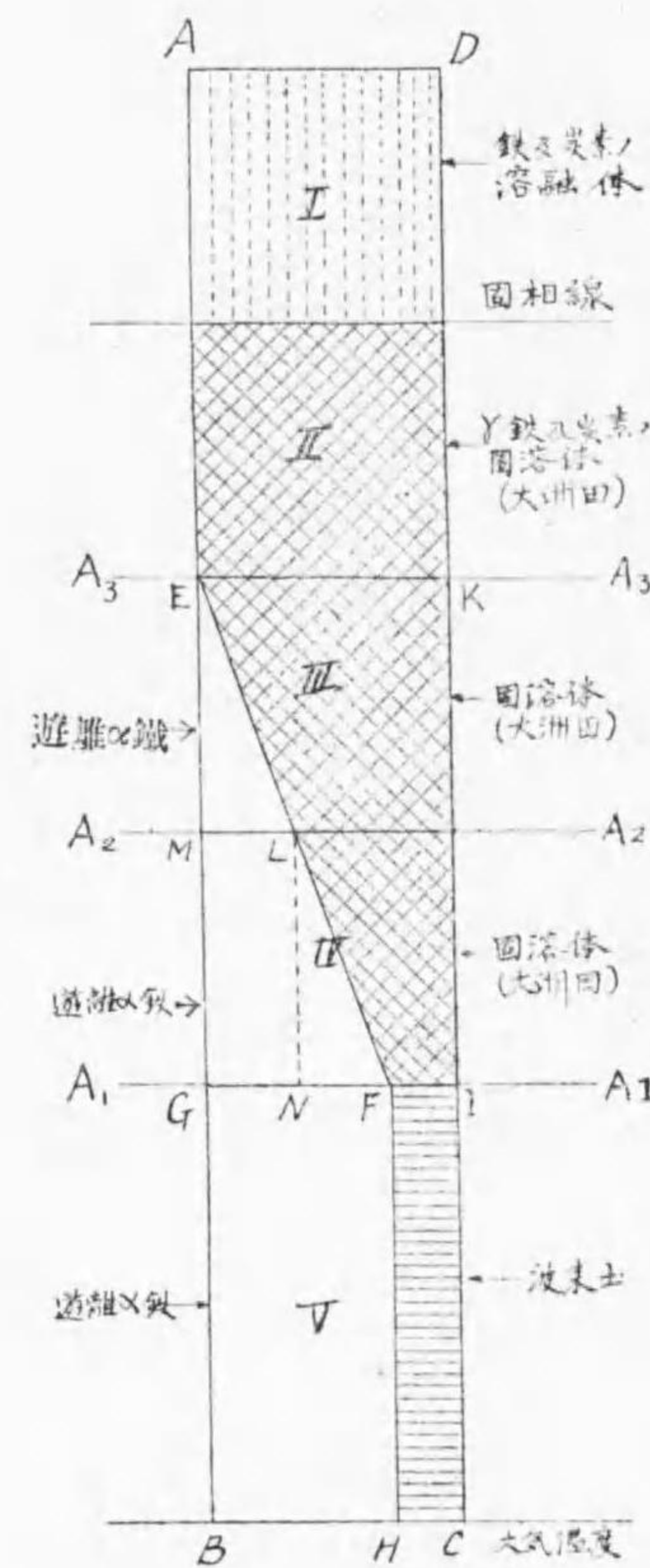
を A_1 點以上より急冷し是れを弱酸中に電解する時は殆んど總べての炭素は炭化水素となり逸出し尙殘溜せるものは遊離炭素なり。 次に緩冷して A_1 點變態を完全ならしめたる後同様に弱酸中に電解すれば炭化物の殘溜物を生じ是れを分析する時は Fe_3C なる化學式に相當する鐵と炭素の化合物なるを知る。 即ち鋼の急冷により常溫に於て炭素の總べて或は一部を A_1 點以上の状態に保留したるものにして緩冷せる場合の炭素とは全く異なる状態に在るを知る可し。 斯の如く炭素は A_1 變態點を境とし二つの異なる状態にあり、 A_1 變態點以上にあるを硬化炭素 (hardening carbon) と言ひ、鐵は γ 鐵として炭素と固溶體を作り、 A_1 變態點以下にあるを結合炭素 (cement carbon or combined carbon) と稱し、鐵は α 鐵にして炭素は結合炭素 (セメントイト) とし存在するを知る。 即ち A_1 變態は α 鐵の γ 鐵に移る A_3 變態と同一なる變化と炭素が固溶體より遊離状態に移る變化の同時に起る點なり。



斯の如く A_1 變態は A_3 の變態及炭素の分離の二作業よりなるを以て或者は A_1 を純粹なる炭素點即ち單に炭素の状态に關する變化を表はす點に過ぎずして A_3 變態は遊離フェライトの變態なりと言ふ。 A_1 變態は

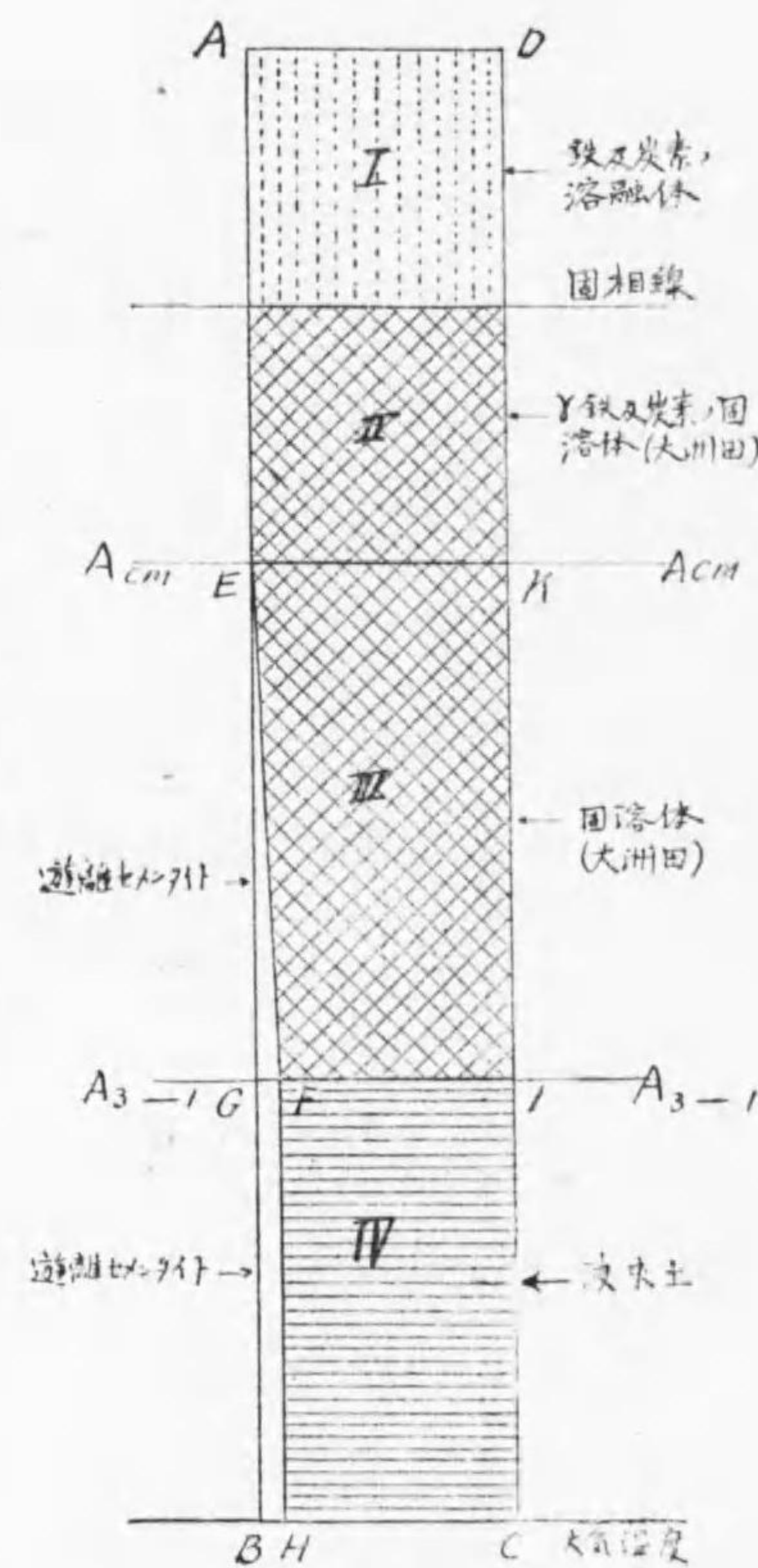
炭素の増加と共に變態の量を増せども温度は常に一定なり何となれば A_1 變態は共析變態にして γ -固溶體に於ける炭素量 0.85% に到つて A_1 點に達すればなり。

第五十七圖



0.2% 炭素鋼の緩冷凝固に於ける組織の變化

第五十八圖



0.6% 炭素鋼の緩冷凝固に於ける組織の變化

A_{r1} 點に於ける發熱は γ -固溶體より炭素がセメントイトとして析出する場合の熱と共析成分(大洲田)中の γ 鐵の變態により生ずる熱に由る。

以上述べたる各變態點の性質を明白ならしめん爲めに第五十七圖を參考せんとす。圖は0.2%炭素鋼の變態點及變態點に於ける變化を表はせるものにして A_3 , A_2 , A_1 並に凝固點及大氣溫度等何れも互に平行なる横線を以て表はせり。矩形 $ABCD$ は金屬を表はし是れを六個の變態區域に區劃せらる。

- (I) 鐵と炭素の熔融體
- (II) 凝固點に達せんとする時にして γ 鐵及炭素の固溶體(大洲田)に變ず。
- (III) A_3 に達せる時(EK線) α 鐵の析出を始め温度の遞下と共に益々地鐵の析出を増す。
- (IV) 地鐵の析出する間 $EKIF$ の部分は炭素含量を増加すれども固溶體の状態を保持す然れども A_1 點(GI線)に達するに及び殘餘の固溶體EIは全部波來土に變ず。
- (V) A_1 點より常溫に達する間は變化進行せず鋼は遂に $BH=GF(\%)$ の地鐵及 $HC=FI(\%)$ の波來土より成る。

加熱の場合は上と全く反對にして考ふる事を得。

即ち

(V) A_1 に於て波來土は全部固溶體に變じ直ちに地鐵の吸收を始め地鐵の固溶體に吸收せらるるや直ちに γ 鐵に變ず。

(III) A_3 に達し地鐵は全部固溶體に吸收せられ、 γ 鐵及炭素の固溶體(大洲田)となる。

(3) 高炭素鋼の變態點 (A_{3-2} , A_{3-1} (或は A_{3-2-1}), 及 A_{cm})

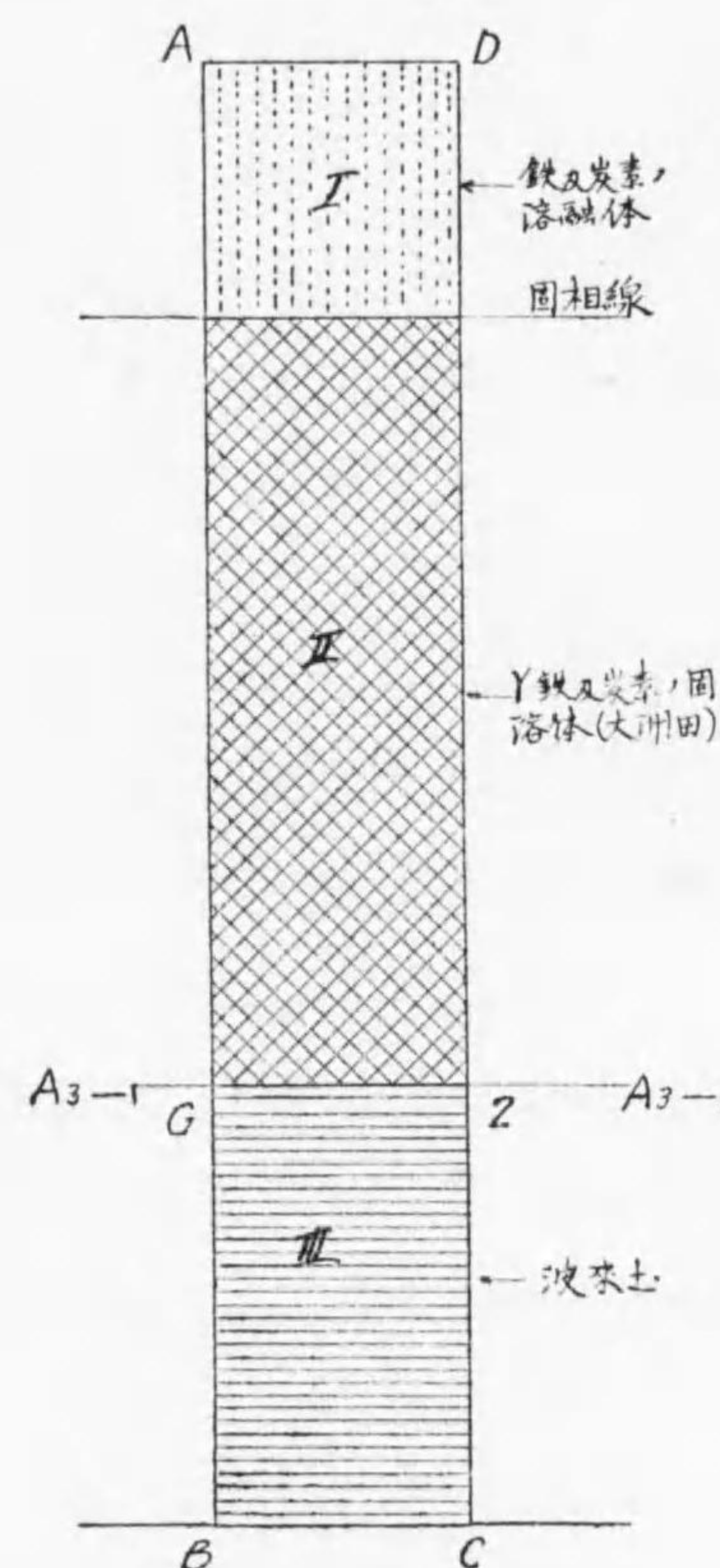
A_3 點は炭素の増加と共に益、降下し0.5%炭素附近に到れば A_3 點は A_2 點と合致す、故に0.5%炭素以上の A_3 點を A_{3-2} にて表はす事を得る理なり。 A_2 點を相の變化と信じたる頃は A_{3-2} 點に於ては二つの同質異態變化の合致せるものにして γ 鐵の β 鐵に移ると同時に β 鐵が α 鐵に變ずるものと説明せられたり。要するに A_{3-2} 點は γ 鐵の α 鐵への同質異態變化にして炭素量の増加と共に降下し0.85%炭素に於て A_1 點と合す。

第五十八圖は0.6%炭素鋼の地鐵の析出及變態を示す。 EGF は地鐵の漸次析出するを示し A_{3-2} より A_{3-1} に冷却せらるるに及び $BH=GF(\%)$ 地鐵及 $HC=FI(\%)$ 波來土より成るを示す。

A_{3-1} (或は A_{3-2-1}) 點は 0.85% 炭素即ち共析鋼の變態點にして A_3 點及 A_1 點の合致せるものと見る可きなり、即ち A_{3-1} 點は A_3 變態と A_1 變態の同時に起る點なり。

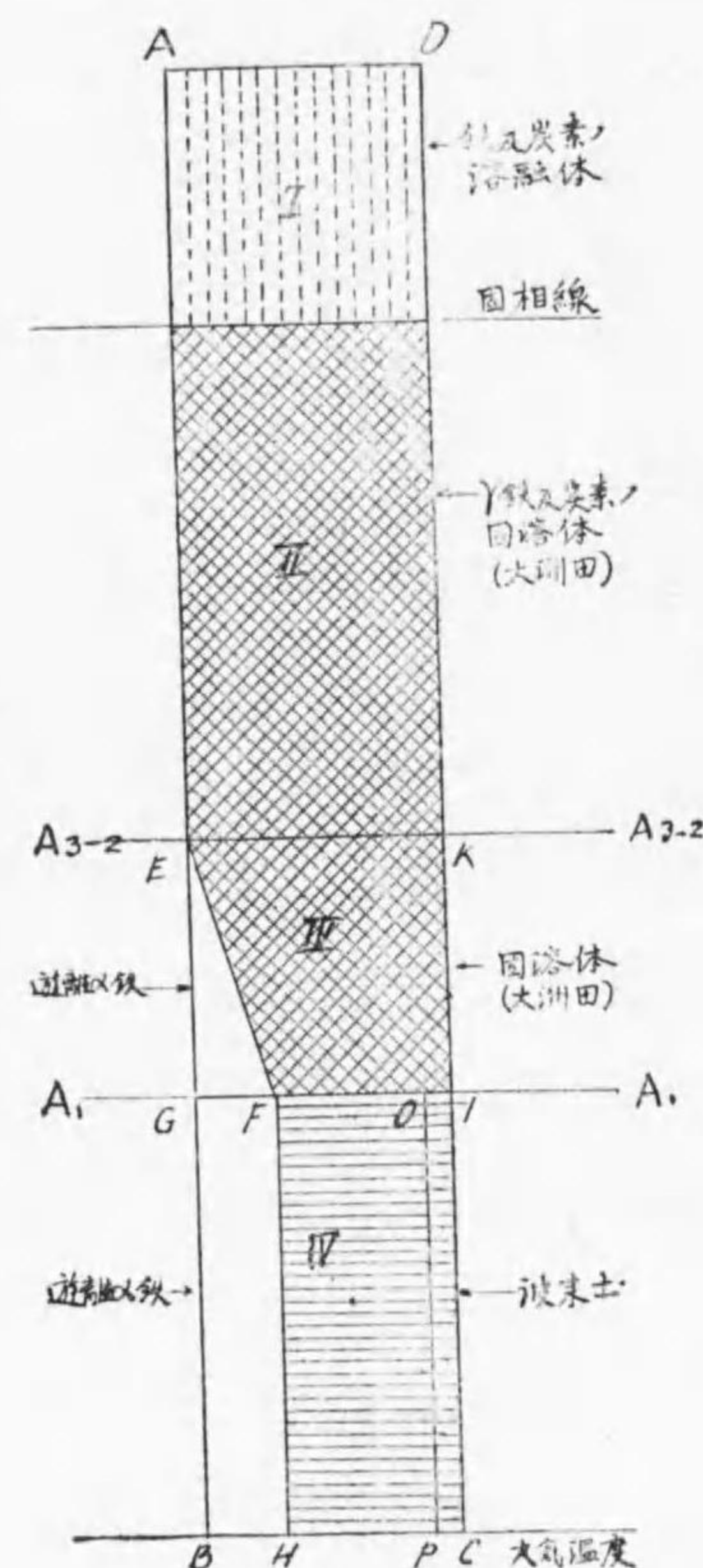
故に冷却に際し A_{3-1} 點に達する迄 γ -固溶體(大洲田)は何等變態を起さざれども A_{3-1} 點に到るや急激に地鐵及セメントイトに分解し波來土となる。由りて A_{3-1} 點は A_3 點の如く大洲田より α 鐵の析出を始め其結果

第五十九圖



共析鋼の緩冷凝固に於ける組織の變化

第六十圖



1.25% 炭素鋼の緩冷凝固に於ける組織の變化

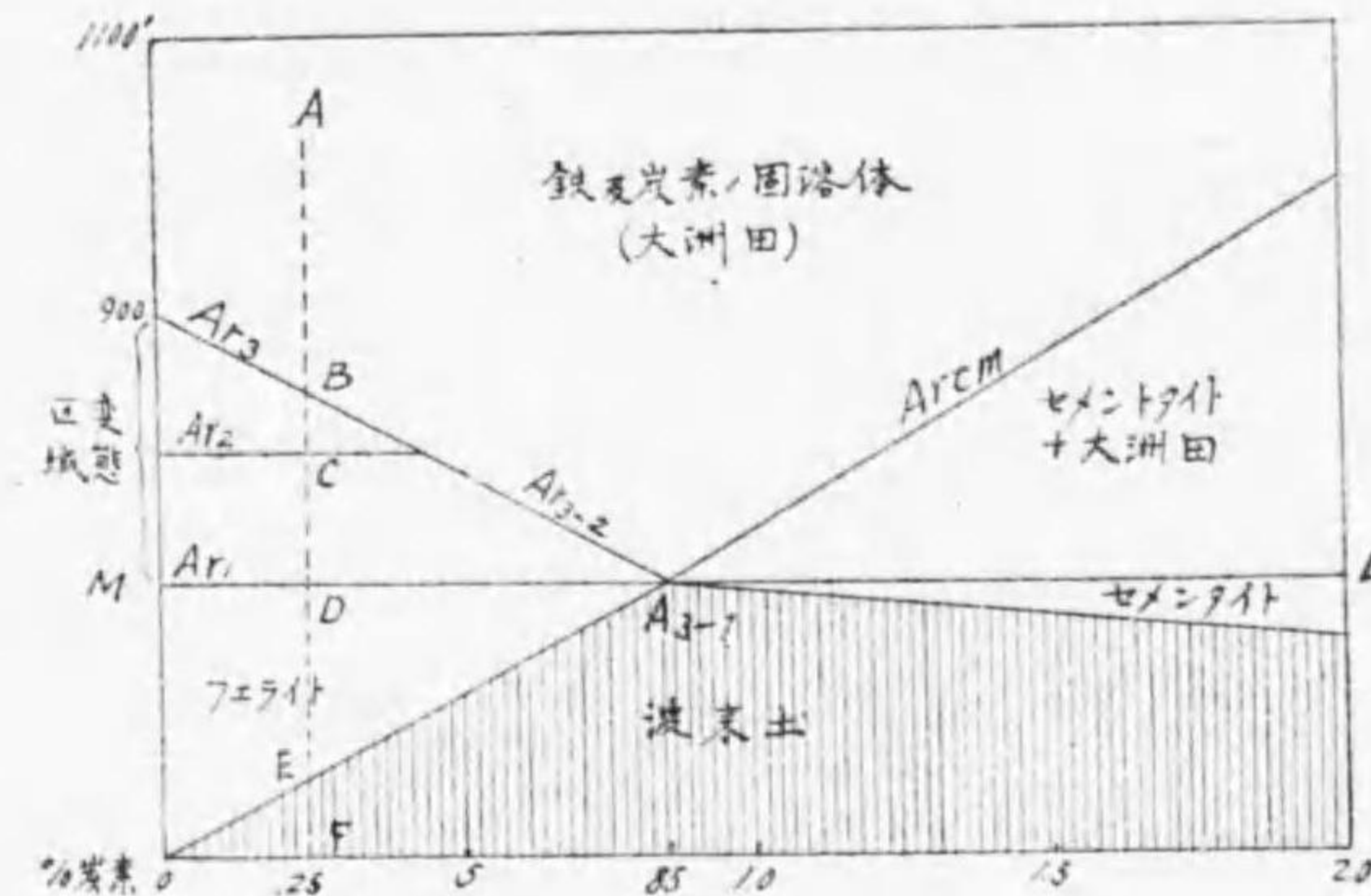
α 鐵は炭素を含み得ざるを以て炭素は全部殘餘の固溶體(大洲田)中に溶込み A_1 點に到りて大洲田が全部波來土に變ずる場合と甚だ趣を異にするを知る可し。第五十九圖は共析鋼の變態點に於ける組織の變化を示し固溶體は A_{3-1} 點に達する迄變化なく A_{3-1} 點に達し始めて大洲田の全部が地鐵とセメントタイトを同時に析出し波來土となるを示す。

炭素含量益増加し共析鋼成分 0.85% 以上即ち過共析鋼となれば A_{cm} 變態點を表はす而して A_{cm} 點は大洲田よりセメントタイトを析出し始むる點なり。然れども A_{cm} 變態は A_3 或は A_{3-1} 等の如く明瞭なる變態を示さざれどもセメントタイトの析出は A_{cm} 點より A_{3-1} 點に達する間にあり。上述の如く A_{cm} 點に於ける變態の量は僅かにして冷却曲線上に表はるる異常變化も甚だ微弱なり、即ち只僅かに動搖を示すに過ぎず、されば A_{cm} 點の測定は熱分析を以てしては完全なる結果を得られず。而かも 1.5% 炭素程度の過共析鋼にありては遊離セメントタイトの量僅少なるを以て(11%に過ぎず)、 A_{cm} 點の變態量少し。

A_{cm} 點は炭素の減少に従つて其強度を減じ炭素量 0.85% に到れば全く消失して A_{3-1} 點に合す。

第六十一圖は上述の關係を圖解し且つ各變態點の

第六十一圖



緩冷に於ける變態點と組成分の關係

強度をも示すものにして甚だ面白きものなれば掲げて参考に資せんとす。即ち線圖に於て ML 線上半は變態點の位置を示し下半は地鐵、波來土及セメントタイトの組織的成分を百分率を以て表はせるものなり。

例へば 0.25% 炭素を含む鋼を考ふるに A_3 點以上の一點 A に於ては炭素及 γ 鐵の固溶體(大洲田)なれども冷却して B 點即ち A_3 變態點に達すれば γ 鐵は α 鐵を分離し始め D 點即ち A_1 變態點に達する迄是れを繼續し A_1 點に達して殘餘の固溶體は全部波來土に變ず。斯くして B 點より D 點に達する間に析出せる地鐵の量は DE の長さに相當し而かも鋼の常態に於ける地鐵の割合を意味し、又波來土の量は EF の長さに相當す、故に常態に於ては此鋼は DE の地鐵と EF の波來

土より成るを知る。

斯の如く第六十一圖よりして如何なる鋼の組織をも知る事を得可し。尙圖中任意の鋼の組成分の百分率を表はす垂直線は同時に其鋼の各變態點の強度をも表はす。例へば DE の長さは 0.25% 炭素鋼の A₃ 及 A₂ 變態點の強度を表はし EF なる距離は波來土の量を表はすと同時に A₁ 變態點の強度を表はすが如し。斯の如くして考ふれば A₃ 點の強度は炭素の増加に従ひ減少し共析點に達して消失し A₁ 點は始め甚だ微弱なれども炭素の増加に従つて其度を増し共析點に於て最大となれども再び漸次に其度を減ずるを知る。A_{cm} 點に到りては常に微弱にして炭素 1.5% 以上に及びて稍其度を増すを知る可し。

第三節 變態點に於ける諸性質の變化

鋼の變態點に於ては著しく諸性質の變化を伴ふ。次節に述ぶる變態點の測定とは取りも直さず是等諸性質の變化を知つて逆に其變態點を決定するに他ならず。順次各變態點に於ける諸性質の變化に就て述べんとす。斯の如き變態點に於ける諸性質の變化は鐵鋼冶金學上甚だ重要なる地位を占むるものなり。

A₃ 變態點に於ける變化

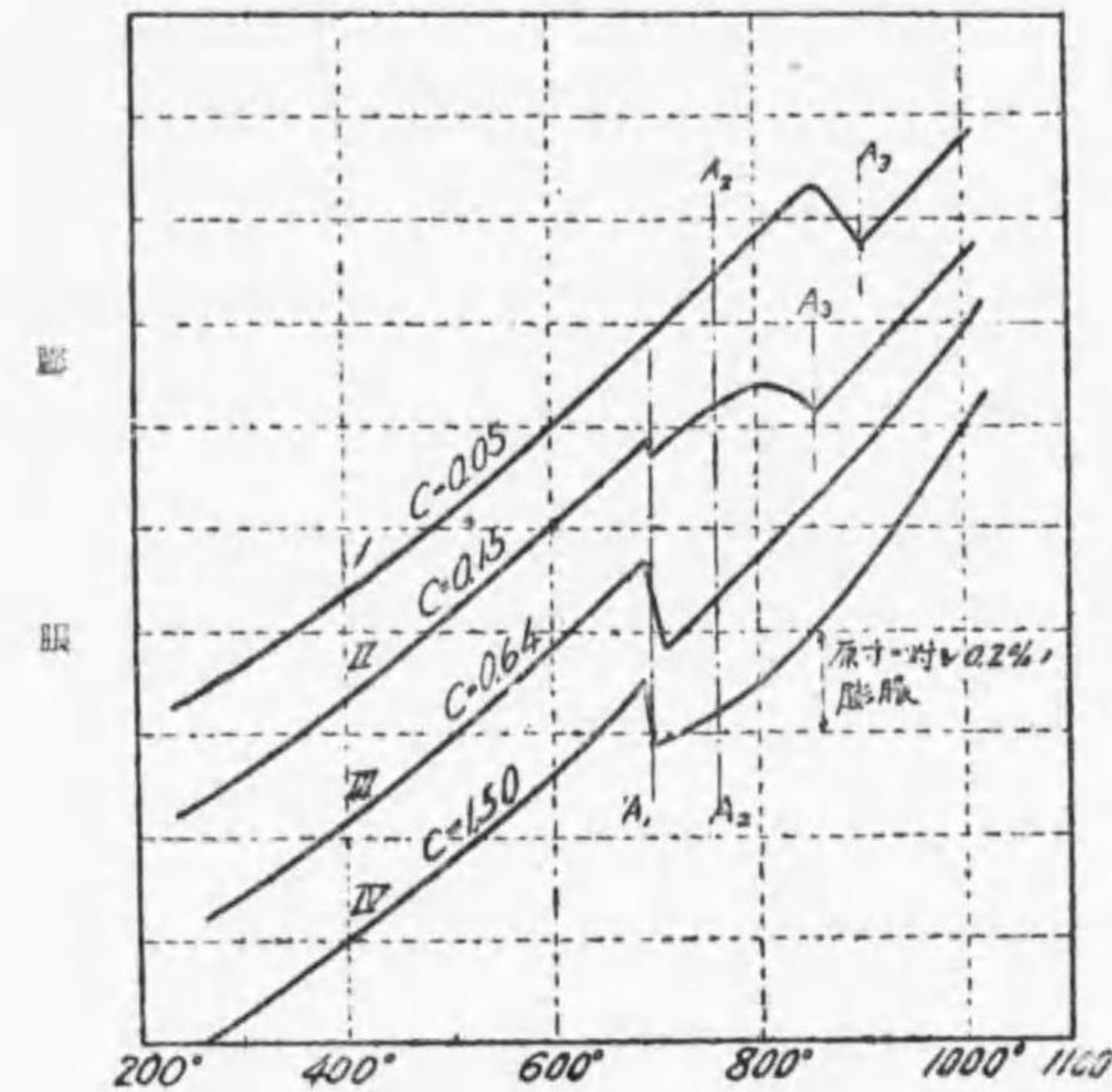
A₃ 變態點に於て γ 鐵の α 鐵への變化に際し次の如

き諸性質の急激なる變化を作ふ。

(1) 膨脹 (dilatation)

γ-固溶體が冷却により收縮を續け A₃ 點に達する時急激なる膨脹を示し其長さの $\frac{1}{1000}$ 以上に及ぶ。尙鋼の冷却により A₃ 點を通過すれば再び收縮を續く、斯の如き膨脹を示すは γ 鐵の α 鐵に變化するに由り容積の増加に因る事明なり。換言すれば γ 鐵は α 鐵に

第六十二圖



各種炭素鋼の膨脹曲線

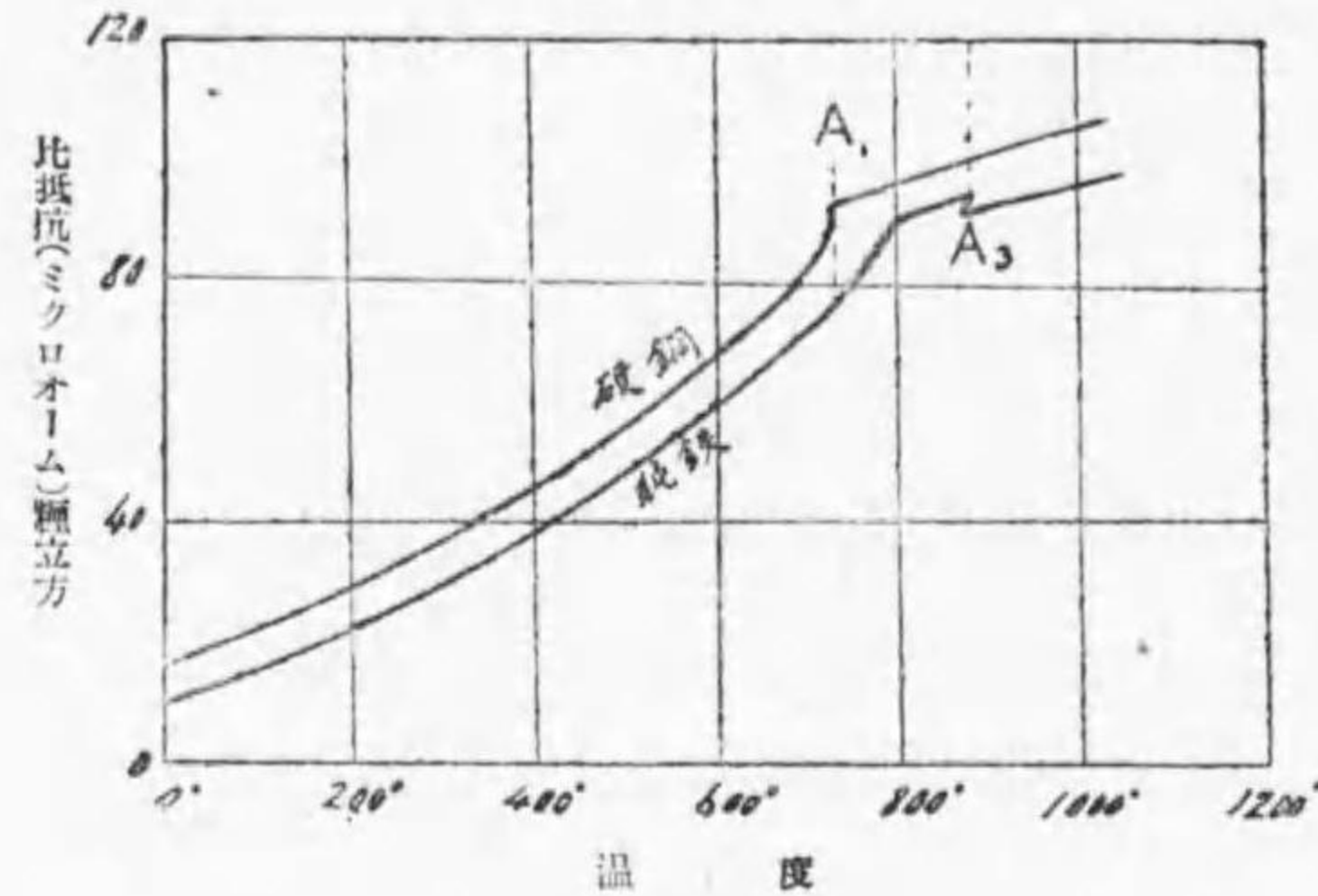
比し緻密にして比重大なるを示す。今 0.05% 炭素及 0.15% 炭素の鋼の A₃ 變態點に於ける膨脹の割合を示せば第六十二圖の如し。即ち圖に由りて加熱及冷却に際し A₃ 點に於ける

膨脹は兩者略同容積の收縮あるを知る。

(2) 電氣抵抗 (electric resistance)

A₃ 點以上に於ける鋼の電氣抵抗は常溫に於ける鋼の約十倍の抵抗を有す。高温より冷却して A₃ 點に到

第六十三圖



鋼の電気抵抗曲線

る間に於て極めて微弱なる抵抗の減少を見、 A_3 點に於て少しく増加し其後 A_2 點に到る迄は直線的に減退し温度の降下に從つて減退著しく其割合次第に小となり常温に達す。 A_1 變態に因る抵抗は炭素量により増加し 0.85% に到りて最大となる。是れ A_1 に於てはセメンタイトが固溶體より分離するを以て非連続的に抵抗を減少し反對に A_2 點に於てセメンタイトが固溶體に變ずるを以て非連続的に抵抗を増加するに因る。

(3) 結晶

γ 鐵及 α 鐵は何れも立方晶系に屬し γ 鐵は八面體にして α 鐵は六面體なり。而して γ 鐵が α 鐵に變ずる時は對稱面の變化を伴ふ(燒入の理論參照)。炭素を含有せる鋼に於て殊に然りとす。

(4) 抗張力 (tensile strength)

ローゼンハイン及ハンフレーは A_3 點に於て抗張力の明瞭なる變化あるを證せり。

る間に於て極めて微弱なる抵抗の減少を見、 A_3 點に於て少しく増加し其後 A_2 點に到る迄は直線的に減退し温度の降下に從つて減

(5) 炭素溶解度 (dissolving power for carbon)

A_3 點以上即ち γ 鐵は炭素の溶解度を有すれども A_3 變態に於て其溶解度を失ふ、換言すれば γ 鐵は炭素を溶解すれども α 鐵は炭素の溶解力を失ふにあり。

(6) 組織的變化 (structural properties)

A_3 點に於ては急激なる組織的變化即ち遊離フェライトの析出をなす事前章既に述べたるが如し。

 A_2 變態點に於ける變化

A_2 點は低炭素鋼即ち 0.35% 炭素以下の鋼に表はれ A_2 點に於ける性質の變化は他の變態點に於ける如く急激にして且つ著しからず。斯の如く顯著ならず而かも急激ならず漸次的なる A_2 點の變化が即ち組織學者をして A_2 點の存否に迷はしめたる所以なり。然れども A_2 點に於ける多少の性質の變化を認むることあり。

(1) 膨脹 (dilatation)

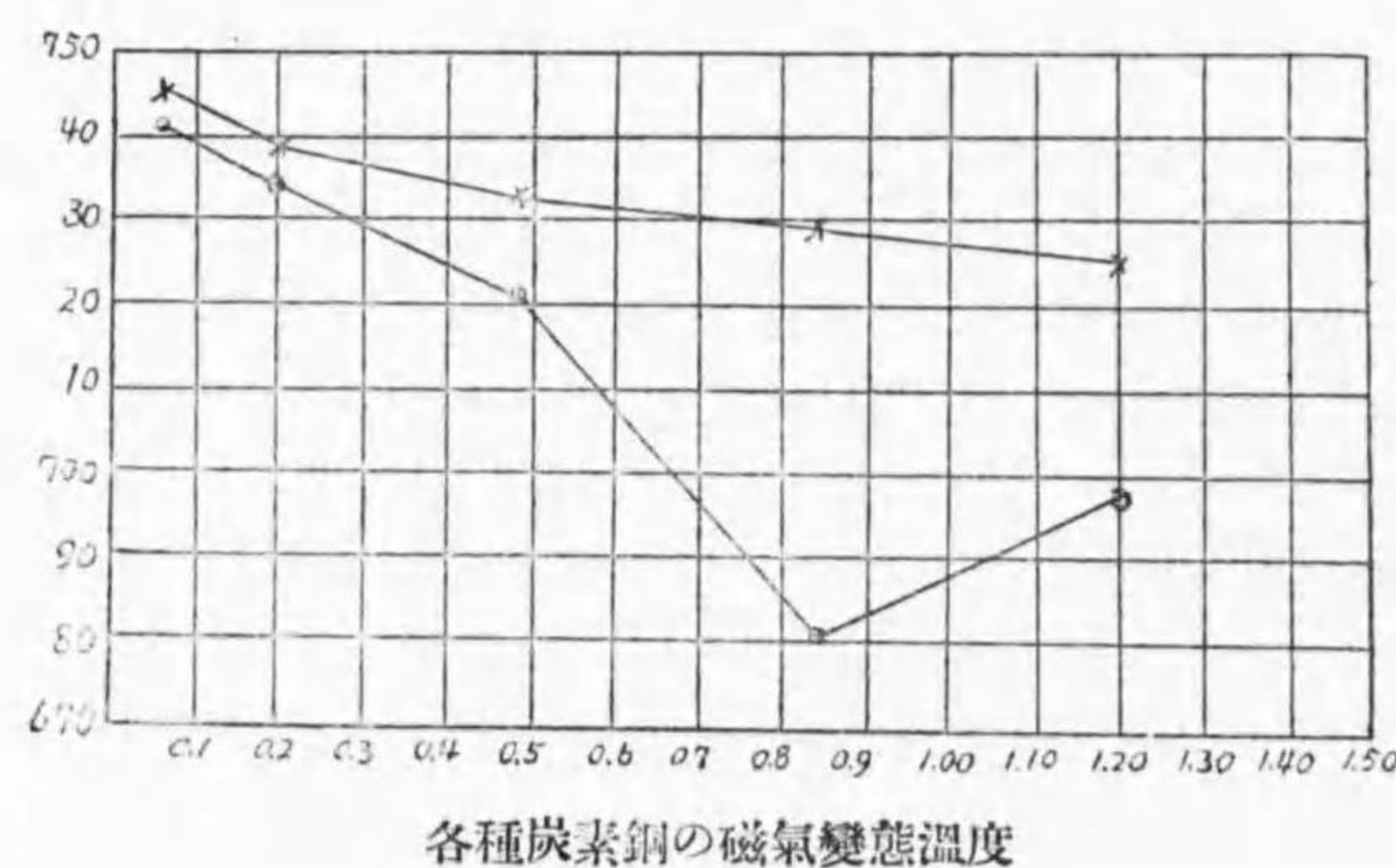
ルシアテリー、シアルビー及グレネット或はベネデック (Le Chatelier, Charpy, Grenet & Benedick) 等は A_2 點に於て何等膨脹の形跡を認めず、從つて A_2 點は同質異態點に非ずとし、オスモンドは A_2 點に於ける膨脹は明確ならず、而かも漸次的なるを以て觀察に困難なれども膨脹を否定す可らずと云ふ。 A_2 點に於ける膨脹は

在りとするも僅少にして而かも其磁性と同様漸次的にして A_2 點の位置を明確に指示する事能はず。

(2) 磁性 (magnetic properties)

鋼は A_2 變態點以上に於ては非磁性にして磁石に感ぜず。然れども Ar_2 を下れば直ちに強磁性となる。物理的用語を以てすれば A_2 點以上に於て鐵は常磁性 (para-magnetic) にして A_2 點以下に於ては強磁性 (ferro-magnetic) なり、即ち A_2 變態點は磁性に對し著しき變化を示す。斯の如く A_2 點に於て著しく磁性を變ずるを以て從來 A_2 點の相の變化點と誤信せられたる所以なり。一度 A_2 點以上に加熱せられて失はれたる磁性は是れを再び冷却するも溫度充分低下せざれば容易に是れを回復せず、オスモンドに由れば其溫度は 550° 以下なりと言ふ。尙加熱により磁性を失ひ冷却により

第六十四圖



磁性を回復する程度は又炭素含有量に關す。今磁性回復の溫度と炭素含有量との關係を示せば第六十四圖の如し。

圖中の各點はスクロドウスカ・キュリー夫人 (Madame Sklodowska Curie) が多數の純炭素鋼につき研究せる平均値なり、是れによれば磁性は夫々 A_2 , A_{3-2} 或は A_{3-1} に相當して變化するを知る。而して炭素少きものは加熱による磁性の損失と冷却に因る磁性の回復との差極めて小なり、是れ Ar_2 及 Ac_2 は殆んど同溫度に於て起るを以てなり。炭素 0.5% に達すれば磁性變化點は漸次降下し A_{3-2} 點も亦同様に降下し加熱と冷却の間隔を増す、是れ即ち Ar_{3-2} 及 Ac_{3-2} の間隔の大なりと一致す。

炭素益增加して 0.84% に達すれば磁性は益降下し其間隔は愈大となり、 A_{3-2} より低位の A_{3-1} の存在を表示し而かも Ar_{3-1} と Ac_{3-1} の間隔甚だ大なるを知る。

第三表は多數の試料により試験せる結果磁性變化と熱變態點との一致を示し、第四表は炭素約 1% の鋼を使用せる結果なり。

第三表

磁性及冷却曲線による變態點測定の比較 (ポイルトン)

鋼中の炭素量	方法	Ac ₃₋₂₋₁		試料數	Ac ₃₋₂₋₁		試料數
		平均	最大値 最小値		平均	最大値 最小値	
1.25%	磁性測定結果	773	{ 788 759	7	708	{ 711 706	7
	冷却曲線測定結果	764	{ 781 754	4	718	{ 736 701	4
		Ac ₃₋₂			Ar ₃₋₂		
0.40%	磁性測定結果	780	{ 790 770	7	741	{ 750 734	7
	冷却曲線測定結果	827	{ 830 822	4	754	{ 756 753	3
		Ac ₂			Ar ₂		
0.15%	磁性測定結果	764	{ 772 755	6	764	{ 771 758	7
	冷却曲線測定結果	768	{ 772 764	2	767	{ 783 748	3

第四表

ハーバート大學學生の研究結果

試料番號		Ac ₃₋₂₋₁	試料數	Ar ₃₋₂₋₁	試料數
1	磁性測定結果	753	72	679	75
	冷却曲線測定結果	739	14	688	12
2	磁性測定結果	752	131	695	136
	冷却曲線測定結果	759	13	695	17
3	磁性測定結果	761	55	704	55
	冷却曲線測定結果	757	55	708	55
4	磁性測定結果	762	50	700	50
	冷却曲線測定結果	751	45	701	45
5	磁性測定結果	776	40	720	40
	冷却曲線測定結果	760	30	727	30

(3) 結晶 (crystallization)

A₂ 點に於ける結晶變化は從來の研究程度に於ては詳かならず、従つて α 鐵の β 鐵變態に就て議論せられたる所以なれども近時 X 線的な研究發達の結果 A₂ 點に於て全く結晶的變化の起らざる事を知れり。

(4) 抗張力 (tensile strength)

ローゼンハイン及ハンフレイ (Rosenhain & Humphrey) は A₂ 點に於て鐵の抗張力の變化あるを主張せり。

(5) 炭素溶解度 (dissolving power for carbon)

α 鐵は一般に炭素の溶解力なく若し有りとすも極めて微弱なるを以て A₂ 點に於ける α 鐵の炭素溶解力なき事 A₃ 點に述べたると同様なり。

(6) 組織的變化 (structural properties)

第五十七圖を參照するに A₂ 點に於て明瞭なる組織の變化を認めず、只 A₃ 點に於て始まれる α 鐵の分離を繼續するに止まる。

(7) 比熱 (specific heat)

ワイス、ベック及ミューセン (Weiss, Beck & Meuthen) 等は A₂ 點に於ける鋼の比熱の甚だしき變化あるを證せり。

A₃₋₂ 變態點に於ける變化

A₃₋₂ は 0.35% 乃至 0.85% 炭素鋼の A₃ 及 A₂ 二點の合

體と見る事既に述べたるが如し。されば A_{3-2} 點に於ける性質の變化は低炭素鋼の A_3 及 A_2 點に於て起る變化と同様なり、故に A_{3-2} 點に於ては(1)膨脹(2)電氣抵抗(3)帶磁性(4)抗張力及比熱の變化(5)炭素溶解力の消滅及(6) α 鐵の分離等の諸變化を成す。

A_1 變態點に於ける變化

A_1 點は大洲田の波來土に變ずる點なり、即ち A_1 點に於ける變化とは波來土の成生にして取りも直さず冷却に際し固溶體よりセメンタイトを分離し加熱に於て固溶體にセメンタイトの溶込む點なり、而かも固溶體(大洲田)は約 85% の地鐵を含有するを以て A_1 點に於ける變化とは又 γ 鐵の α 鐵への同質異態變化とセメンタイトの分離の同時に起る點なりと見得べき事前述の如し。故に Ar_1 點に於て次の如き性質の變化を生ず。

- (1) 炭素含量の増加と共に膨脹を増し 0.85% 炭素に至りて最大値となる。
- (2) 非磁性 γ 鐵が強磁性 α 鐵に變ずるを以て鋼全體の磁性を増す。
- (3) 電氣抵抗大なる γ 鐵が其抵抗低き α 鐵に變ずるを以て鋼の電氣抵抗を減ず。
- (4) Ar_1 點に達するに従ひ α 鐵を増加するを以て益、

炭素溶解度を減ず。

A_{3-1} 變態點に於ける變化

A_{3-1} 點は共析鋼及過共析鋼に存する點なり、而して又大洲田(共析鋼)にありては全部、過共析鋼にありては遊離セメンタイトに對し餘分の大洲田が波來土に變ずる點なり。而して是等高炭素鋼に於ては A_{3-1} 點或は其以上の點に於て地鐵を析出せざるを以て變態點は A_{3-1} 一點なる事既に述べたり、従つて亞共析鋼の A_3 、 A_2 或は A_1 點に於て起る如き性質の變化は共析鋼若くは過共析鋼にありては A_{3-1} 點に於て起る、故に Ar_{3-1} 點に於て起る變化は次の如し。

- (1) Ar_{3-1} 點に於て著しき膨脹を示し而かも其最大値を有す(第五十八圖參照)。
- (2) 急激なる電氣抵抗の減少。
- (3) 急激なる帶磁性。
- (4) 炭素溶解度の消失。

以上述べたる如く共析成分の大洲田が波來土に變化する事即ち Ar_1 及 Ar_{3-1} 點に於て固溶體が地鐵及セメンタイトの機械的集合物波來土に變じ或は又 Ac_1 及 Ac_{3-1} 點に於て波來土より固溶體に變ずる事は鐵冶金學上重要なる意味を有するものにして實に是等組織的變化は鋼の理論的取扱に對する鍵鑰なりと謂ふ

可し。何となれば鋼の熱處理とは全く此間の組織的變化を利用するものなればなり。例へば加熱により粗粒波、波來土組織より無結晶に近き固溶體組織に變じ或は後に述ぶる如く變態點以上の溫度より急冷して鋼を硬化せしむる等皆此點に於ける變化に他ならざればなり。

A_{cm} 變態點に於ける變化

A_{cm} 點は過共析鋼にのみ存する點にして、鋼を冷却して Ar_{cm} 點に達すればセメントイトの分離を始め Ar₃ 點に達する迄是れを繼續す。然れども此點に於ける變化は組織的變化の外に特に著しき變化を認めず。

第五表は變態區域上下に於ける状態及性質を對照比較せるものにして、第六表は α 及 γ 鐵の性質の相異を對照せるものなり。

第五表

鐵炭素合金及其等の組織成分の状態と性質	
變態點界域以上	變態點界域以下
固溶體(大州田)	集合體(フェライト及セメントイトの)
硬化炭素	セメントカーボン
γ 鐵	α 鐵
硬化力を有する多量の炭素を含む合金	硬化力を失ひたる合金
非磁性	磁性
緩冷により結晶を生ず	緩冷により結晶を生ぜず
加工により結晶の發達を妨ぐ	加工により組織を破壊す

第六表

	γ 鐵 (gamma iron)	α 鐵 (alpha iron)
冶金學的名稱	大州田	フェライト α 鐵 波來土 フェライト
炭素(或は Fe ₃ C)の溶解度 安定なる溫度の區域	溶解せる炭素は 1.7% 迄 或は Fe ₃ C が 25.5% 迄 遊離フェライトの場合には A ₃ , A ₃₋₂ 或は A ₃₋₁ 以上 にして共析成分のフェ ライトの場合には A ₁ 或 は A ₃₋₁ 以上なり	0.01% 炭素以下 A ₂₋₁ , A ₂₋₂ 或は A ₂₋₁ 以下
結晶系	立方形 (Le Chatelier に よれば orthorhombic な り)	立方體
主なる結晶形 他の結晶性 比重	八面體 往々雙晶あり α 鐵より大なり (A ₃ 點 に於て膨脹)	立方體 雙晶なし γ 鐵より小なり
電氣傳導率	普通溫度に於て α 鐵の 十倍なり	γ 鐵より溫度の降下と共 に増加す
磁性 硬度	非磁性 α 鐵より硬し	強磁性 軟かし

第四節 變態點の測定

(1) 熱分析(變態點の測定)

物體を徐々に冷却或は加熱する時物體により或溫度に於て熱の發生或は吸収を見るは物質内の或變化に基づくなり。熱分析とは此熱の發生及吸収をなす點を測定し以て物質の變化及其變化を生ずる溫度を

知ることを言ふ。例へば物體を冷却する場合に溫度を時間の函數として圖示すれば所謂冷却曲線を得、而して冷却中或點に於て熱を發生する時は該曲線上に異常の變化を呈すべく、其異常點とは即ち如上の物質の變化を示す點なり。

曲線を求むるには溫度計を用ひ或る一定時間毎に於ける溫度を測定し是等の點を圖示するなり。溫度測定に際し低溫なる場合は普通の溫度計にて足れども高溫測定に對してはルシアテリ- (Le Chatelier) の熱電流高溫測定計を使用す。其他現今 2,000°C 程度の溫度測定に廣く用ひらるる高溫測定計は熱電對としてウオルフラム-モリブデン、1,600°C 以下には白金-白金ロジウム (10% ロジウム) なり、尙低溫にして 800°C 以内の場合には銅-コンスタンタン (copper-constantan) 等の熱電對を使用す。次に熱分析の大略を述べん。

變態點の發見せられたるは 1868 年にチエルノツフ (Tschernoff) が燒入點を A と名付けたるに始まり、續いて 1869 年にゴ-ア- (Gore) が冷却に際し收縮しつつありたる鋼が暗赤色に於て一時的膨脹をなすことを發見し 1873 年にバレット (Barrett)、ゴ-ア-の實驗を補足し、尙且つ再輝點 (recalescence) を發見し 1885 年オスモンドにより益、發達せられ遂に鐵及低炭素鋼の變態點 A³

及 A₂ の發見により始めて正確なる A₁ 點の決定を見たり。

或合金の冷却曲線を決定せんとするにはポーセレン (porcelain) 等を卷きて二線を互に絶縁したる熱電對接續點 (junction of thermo-couple) をポーセレン、シリカ或は耐火粘土等の耐火物製の圓筒に收め是れを測定せんとする金屬中に挿入するなり。熱電對によりて電流計に表はるる電壓はミリボルトを以て表はすを普通とす。此電壓に對する溫度は豫め測定せる既知金屬の熔解點或は沸騰點を標準とす。尙測定中時々熱電對に變動を生ずるを以て電壓と溫度とを比較調整せざる可らず、標準溫度として使用せらるる金屬は

錫の熔解點	231.8°C	金の熔解點	1063.1°C
カドミウム	321.0 "	銅	1080.0 "
亜鉛	419.4 "	ニッケル-炭素共融點	1331.0 "
アンチモニー	630.0 "	ニッケルの熔解點	1452.0 "
アルミニウム	658.7 "	電解鐵	1530.0 "
食鹽	800.0 "		
銀	960.5 "		

此外沸騰點を標準とするものは

水の沸騰點	100.0°C
ナフサリン	218.0 "
硫黃	446.6 "

等なり。

熱電對と電流計の導線の接續點は冷接點となす。

電流計は普通鏡付電流計 (mirror galvanometer) を使用し熱電對により生ずる熱電壓と標準電壓(カドミウムセルを使用す)の差が電流計の鏡を動かすを以て此反射光線を利用し度盛尺を讀み熱電壓に相當する溫度を知るなり。尙此溫度に相當する光線の移動を水平動とし別に寫眞板を時計仕掛に依り之れと直角に動く装置となし自動記入をなすことあり。これ等の一般的に使用せらるるはコールナコス (Kournakos), コステー (Coste) 及レンゲード (Rengade) 等なり。冷却曲線測定装置として我製鐵所にて使用するものはカーペンター、スタンスフィールド-デフレクション電位計 (Carpenter & Stansfield deflection potentiometer method) なり。其他是れに附屬する諸装置として冷熱用電氣爐固定抵抗コイル、調節抵抗器、標準カドミウム電池、蓄電池及度盛尺等を要す。斯くして測熱装置完成する時測定せんとする金屬を電氣爐中に徐々に冷却或は加熱すれば溫度の降下、上昇に従ひミリボルトにて表はされたる電壓の降下或は上昇を示すを以て直ちに是れを溫度に換算することを得べし。斯くして得たる溫度及び其れに要したる時間を知れば該金屬の冷却或は加熱曲線は容易に求むることを得べし。而して是等溫度表示の方法は種々あり。其中最も簡單なるは時間-

溫度曲線 (time-temperature curve) なれども正確の點よりして示差法 (differential method) 最も廣し、其他逆率曲線 (inverse rate curve) 等あり。

(a) 時間溫度曲線 (time-temperature curve)

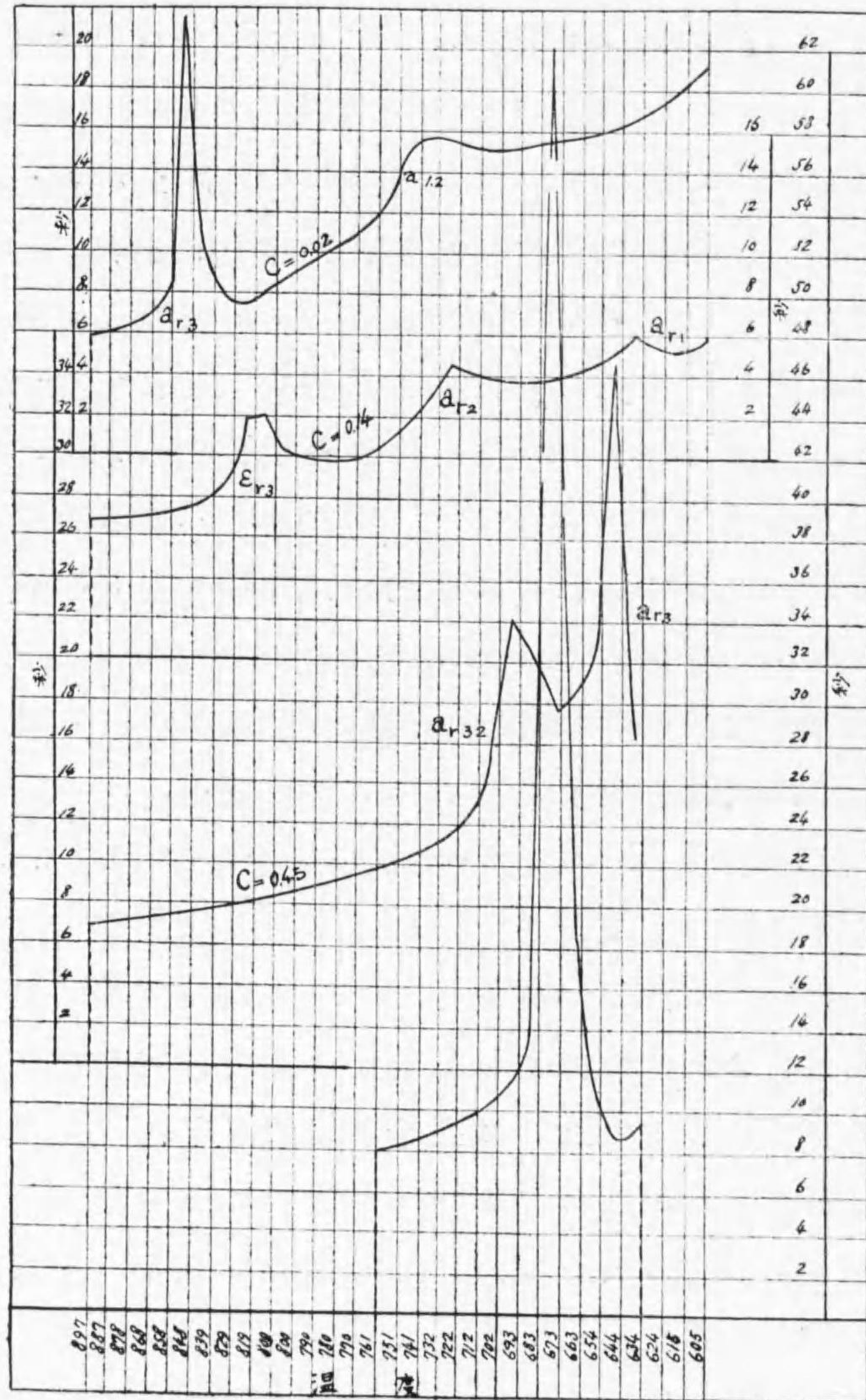
時間溫度曲線は溫度の連續的降下(或は上昇例へば攝氏10度宛を $\theta=10, \theta=20, \theta=30, \dots$ の如く取り之れを縦座標に表はし一方夫れに要せし時間を秒にて表はし順次 t, t', t'', t''' とし是れを横座標に取る。故に此方法に於ては座標は t 及 θ なり。第五十五圖は此法により表はされたる純鐵の冷却及加熱曲線を示す。然れども此方法により表はさるる曲線は曲線上の熱の發生及吸收に對する異常變化明確ならず往々にして此觀察を逸することあり。

(b) 逆率曲線 (inverse rate curve)

以上の缺點を補はんとして作られたるが即ちオスモンドの逆率曲線 (inverse rate curve) なり。溫度の連續的降下(或は上昇)に對する記入法は上と同様なれどもその溫度降下(或は上昇)に要せる時間は毎回一定溫度の降下に對し費されたる時間を測ること $t'-t, t''-t', t'''-t'', \dots$ の如くし之れを横座標に取る。第六十五圖は此種曲線にして最も廣く用ひらるる法なり。

曲線に於て凸部の尖端は變態點にして其高さは略

第六十五圖



インバースレート曲線(炭素含量夫々 0.02, 0.04, 0.15 及 1.21 の鋼)

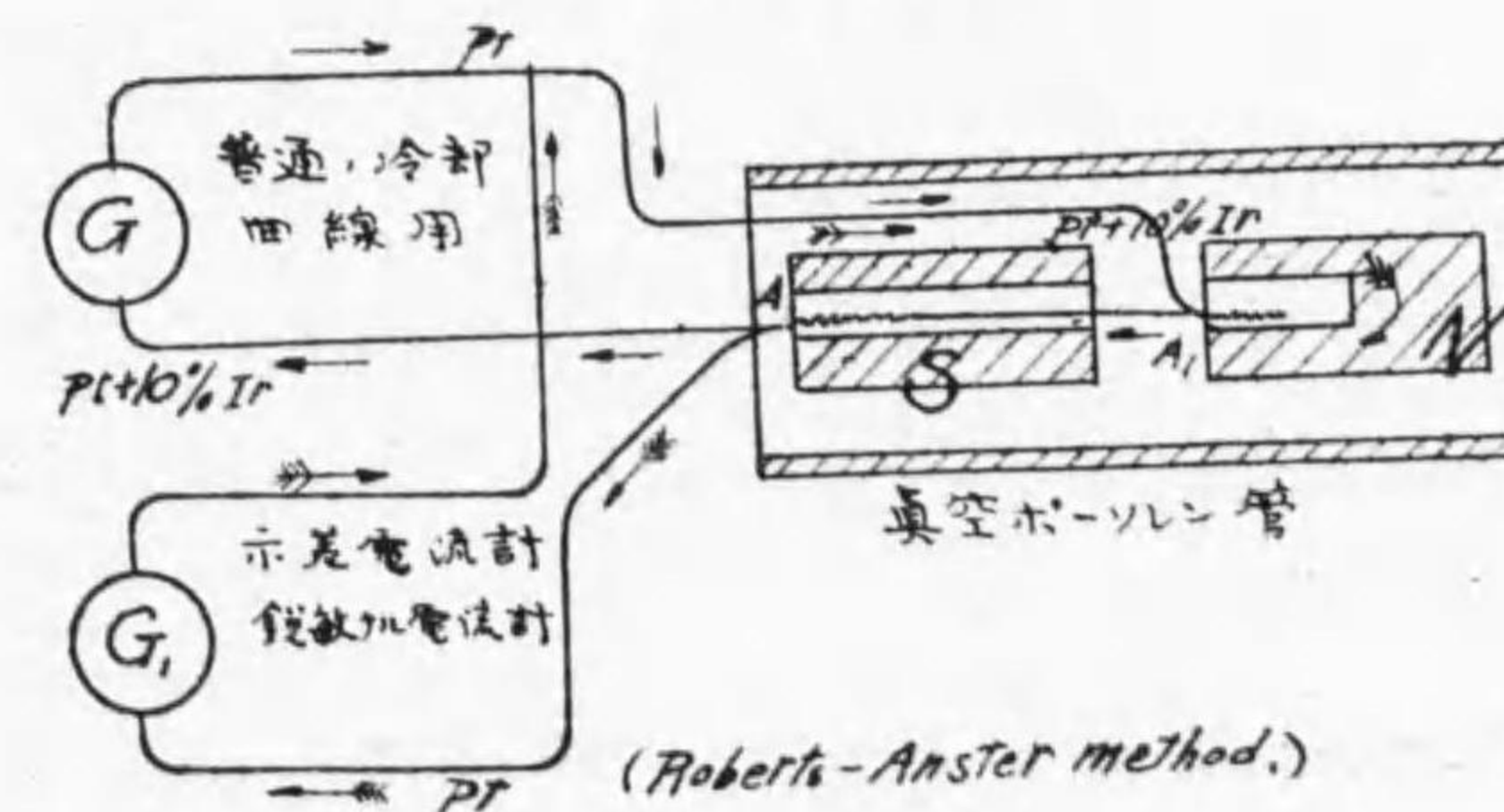
發熱(吸收熱量)を表はす。

(c) 示差法 (differential method)

上に示したる法は何れも測定中加熱爐其自身の不完全其他の事故のため往々にして不正確なる結果を來し或は發熱量(或は吸收熱量)少量なる如き場合には曲線上に全く異常變化現はれざること有り。是等の缺點を償はんためには正確にして且つ鋭敏なる曲線表示法を用ひ微弱の發熱或は吸収をもよく現はさざるべからず、ロバート・オーステン (Roberts-Austen) の考案せる示差法に依る時は是等の缺點を除くことを得べし。

即ち此方法は變態點を有せざる中性金屬 (neutral body) 及熱電流計を使用するものにして測定せんとする金屬と中性金屬との溫度の差及金屬其物の溫度を

第六十六圖



ロバート・オーステン法

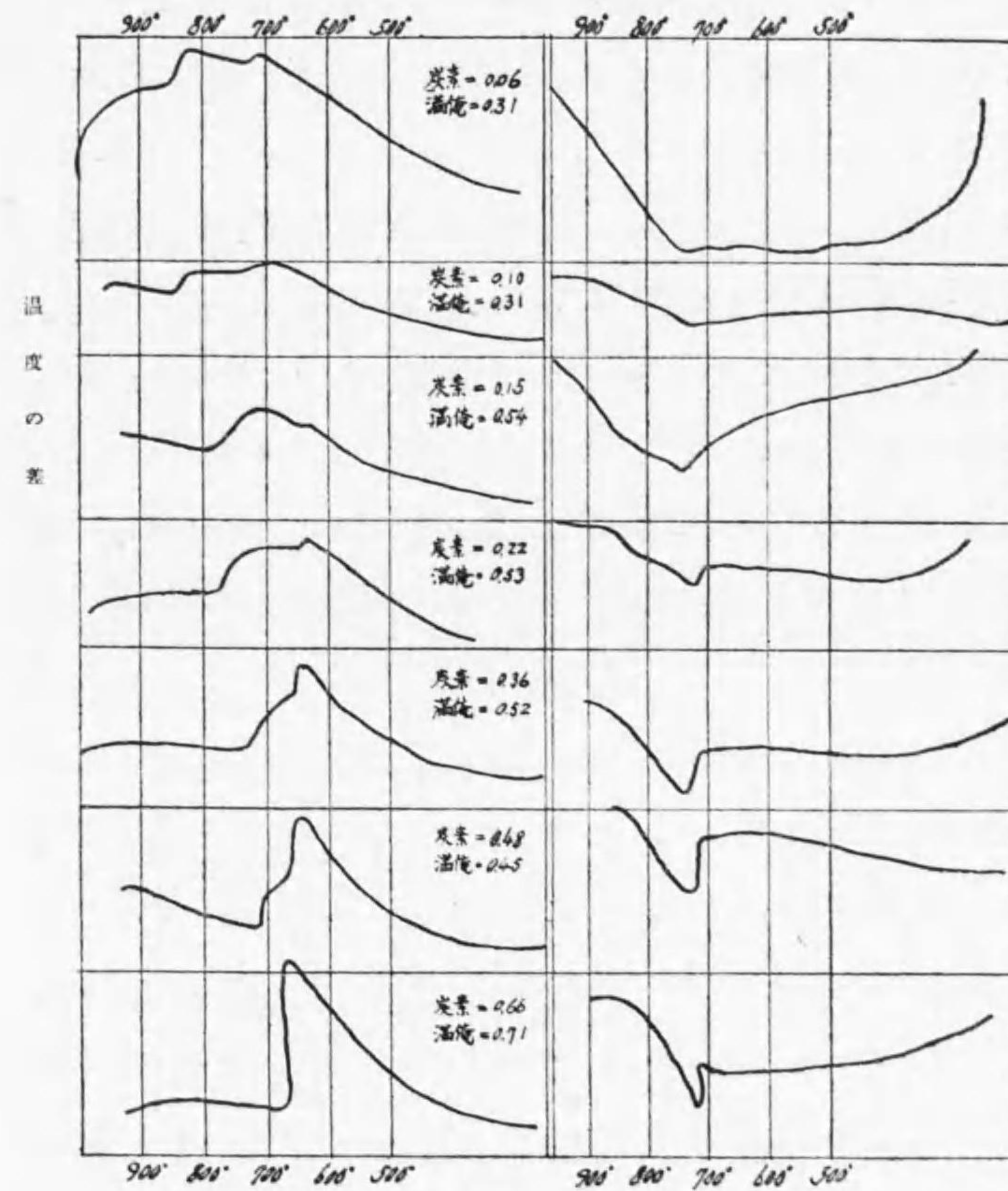
各個に測定するなり。第六十六圖に示すは即ち示差法の装置にしてSを測定せんとする金屬、Nを變態點を有せざる中性的金屬とす。示差熱電對の接續點の一はS中に挿入し、他はN中に置く、電路中には鋭敏なる電流計G₁を入れ又他の熱電對の接續點はS中に置き、其電路中に電流計Gを置く。今N及Sを同一溫度に加熱する時はSが變態點に達せざる間はS及Nは殆んど同一溫度にあるを以てG₁に振れを生ぜざれどもSが變態點に達し熱の發生或は吸收を生ずる時はNは變態點を有せざるを以て其間に溫度の相違を生じ電流計に振れを生ず。故にG及G₁を讀みS及Nに對する溫度の差を讀めば其變態を知る。變態點を有せざる金屬と測定せんとする金屬との熱容量全く同じき事不可能なるを以て兩者間に多少の不完全は免れざれども兩金屬の急激なる熱の差異を認めらるるを以て是れにより得たる曲線は明瞭にして微弱の發熱或は吸收を觀測することを得。

變態點を有せざる金屬として普通使用せらるるものは白金、ポーソレン、粘土、25%ニッケル鋼或は大洲田組織の滿俺鋼等なり。

示差法に依り曲線を記入するには下の如くす、即ち熱の降下或は上昇を一つの電流計を以て $\theta-10, \theta-20,$

$\theta-30, \dots\dots$ の如く測定し是を縦座標とし、兩金屬の溫度の差を第二の電流計により $\theta-\theta_1, \theta'-\theta_1', \theta''-\theta_1'', \theta'''-\theta_1''', \dots\dots$ の如く讀み之れを横座標となす。因

第六十七圖



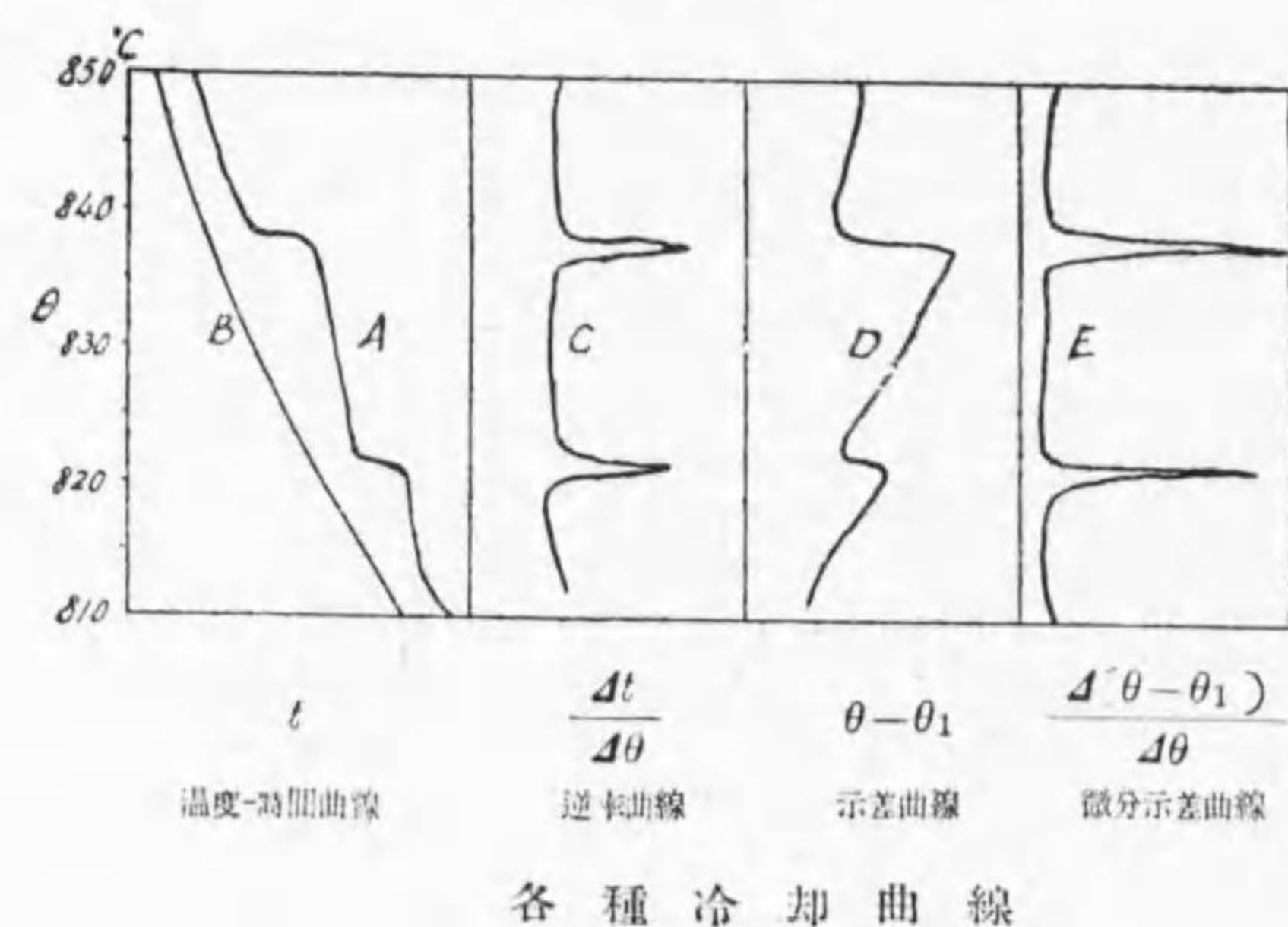
示差曲線

各種鋼の冷熱

つてこの場合の座標は θ 及 $\theta - \theta_1$ なり。然れども示差法による時は變化を生ずる正確の溫度及變化の進行の程度を知るに便ならず、又長時間に亙る緩慢なる變化の測定に適せず。其他ローゼンハイン(Rosenhain)の記入法あり、是れは溫度の連続的上昇或は降下の記入は示差法と同様なれども横座標に溫度一度に對し冷却の割合を表はせる $\frac{\theta - \theta_1}{\theta}$, $\frac{\theta' - \theta_1'}{\theta'}$, $\frac{\theta'' - \theta_1''}{\theta''}$ を取る。即ち座標は θ 及 $\frac{d(\theta - \theta_1)}{d\theta}$ にして之れを微分示差曲線(derived differential curve)と云ふ。

第六十七圖はサラデン-ルシアテリ-ペリンの装置(Saladin-Le Chateleir-Pellin instrument)に依り測定せられたる示差曲線にして炭素含有 0.06 乃至 0.66% 鋼の加熱及冷却曲線なり。第六十八圖は同一金屬の冷却曲

第六十八圖



線を以上述べたる種々の方法にて表はせるものを比較したるものなり。示差法の記入には普通サラデン-ルシアテリ-ペリンの自動記入装置を用ふることあり、而して自動記入装置には自動寫真記入及自動記録の二種あり。而して一般に後者が廣く用ひらるれども測定時間の速きを用ふる場合には前者に據るを普通とす。

以上述べたる如く熱分析とは或溫度に於て金屬内に起る變化を觀察し依つて變態點の存在及其溫度を測定し以て金屬内組織變化の研究を容易ならしむるにあり。然れども溫度に依る以外に變態點に於ける他性質の變化を基礎として同様の研究をなす法あり、以下是等を略述せんとす。

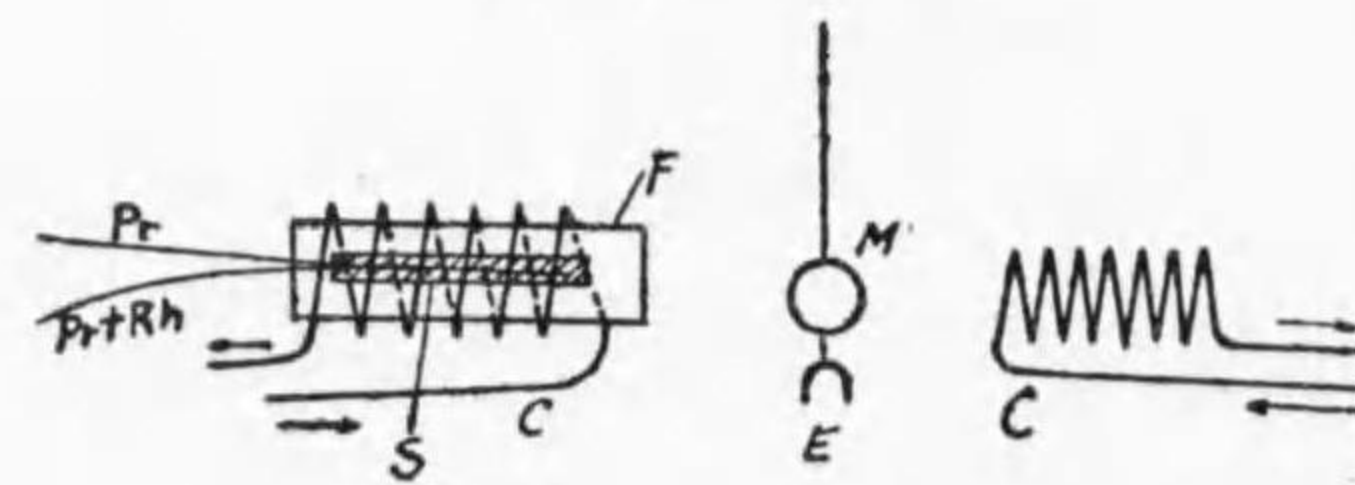
(2) 磁氣分析 (magnetic analysis)

合金の磁氣的性質に關しては今茲に詳細に述ぶる事能はざるも一般に磁氣性は機械處理、振動、衝擊、屈折等により甚だしく影響を受く。而して鐵、ニッケル及コバルト等は強磁性體 (ferro-magnetic substance) にして又鋼、滿俺、アルミニウム、錫、蒼鉛、アンチモン、及砒素等の常磁性體よりなる合金も亦強磁性體なり。又強磁性體の或非金屬化合物例へば Co_3As_2 , Fe_3P , Fe_2P , Fe_2S , Fe_2O_3 等は非磁性體なり。尙合金が固溶體の状態にあ

る時其成分に對し強磁性成分の割合非磁性成分の割合より著しく少き時は合金は非磁性なり。強磁性體を或一定の強磁場に置き加熱する時は漸次其強さを減じ或溫度に到りて全く磁性を失ふ。此溫度は即ち A_2 變態溫度にして、鐵に於ては其溫度は 790° なり。磁性の消失する溫度は單一なる強磁性體にありては其物質に固有なり。鐵の合金にありては其成分に依り平衡圖の相の變化に従つて磁性を變ず。鋼の磁性測定は甚だ正確にして且つ容易なるを以て鋼に對する磁氣分析は一般に利用せられ化學分析に次ぎ近時益、重要なる位置を占むるに至れり。

一物體が二個の磁性體の集合よりなる時は磁性溫度曲線上に二個の變態點に相當する變化を表はし又互に固溶體を作る場合には全く異なる一個の變態點を表はす。故に是等變態點を測定する時は是等物質の状態を知る事を得べし。磁性變態點の測定裝置として我製鐵所及東北大學等にて使用しつゝある磁力計

第六十九圖

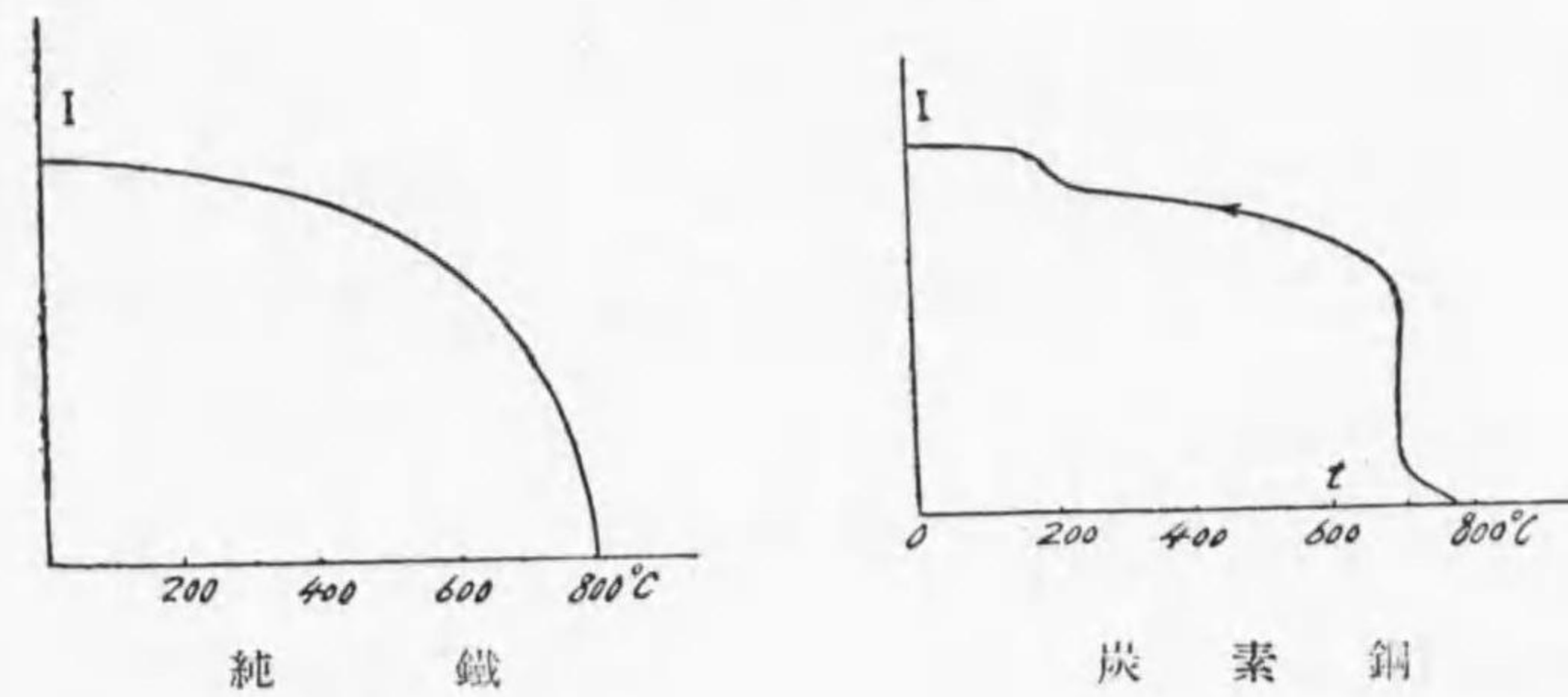


法 (magnetometric method) は第六十九圖に示す如し。即ち E は小なる馬蹄形磁石, M は

鏡にして極めて細き絹絲或は石英線を以て吊し二個の同形の起磁コイルの中間に置く、兩コイルの位置は其軸を同一水平線上に在る様に置き之れを東西に向はしむ。F は電氣爐にして、S は測定せんとする金屬なり、爐中に熱電對を挿入して溫度の測定をなす。試料を裝入する以前に先づ兩コイルの距離を加減し之れが磁力計に及ぼす作用を互に相殺せしむ。今兩コイルに電流を通ずる時は試料に磁性を帯ぶるを以て磁力計に作用し馬蹄形磁石を動かし因つて之れに附着せる鏡に振れを生ずるを以て其振れの程度により容易に磁氣の強さを知る事を得可し。

コイル内の磁場を一様にするため、コイルを長くし、一方コイル中に置ける電氣爐は電流の調節により材料を加熱或は冷却する事を得べく、且つ其溫度は試料と接觸挿入せる熱電對により讀むことを得。斯の如

第七十圖



くして磁氣と溫度との關係を知る。第七十圖は純鐵及炭素鋼に就き本多博士の測定せる結果にして200°C附近の異狀變化は炭素鋼中に遊離セメントイト存在するを示しA₀點に相當し、又700°Cに於ける非連續的變化はセメントイトが固溶體より析出するA₁點に相當する變化なりと云ふ。強磁性體は變態點に於て強磁性を失へども全く消失するものにあらず、極めて微弱の磁性は融解點以上に於ても存在するものにして變態點以上の磁性を常磁性 (para-magnetic) と稱す。

3) 熱膨脹 (thermal expansion)

(收縮, 比重, 密度)

物質の膨脹と密度は互に相連關せる量にして膨脹による長さ従つて容積の膨脹を知れば其比重及密度は容易に知るを得可し。合金の加熱溫度を變じて其膨脹容積或は長さのを測り因つて其變態溫度を決定する事を得。斯の如く熱膨脹による測定法は冷却或は加熱曲線によるものに比して冷却の速度に因る影響少く且つ極めて僅少の溫度の差に對する變化の狀態をも知ることを得るを以て變態點に近き溫度の測定に甚だ便利なり。熱膨脹は主に鋼に利用せられ且つ比較的低温測定に對し良好の結果を得らる。熔融狀態に於ける容積の變化は一樣ならざれども銻鉛、

亞鉛, アンチモン或はカルシウム等の如きは熔體より凝固する時膨脹し其他の純粹なる金屬は一般に收縮す。

カーニレー (Carnilley) に依れば純粹金屬の膨脹係數は熔解點の下るに従ひ増加するものなりと云ふ、而してブロニウスキ (Broniewski) は下の如き公式を作れり。

$$\frac{\alpha_1}{F+T} = \text{constant.}$$

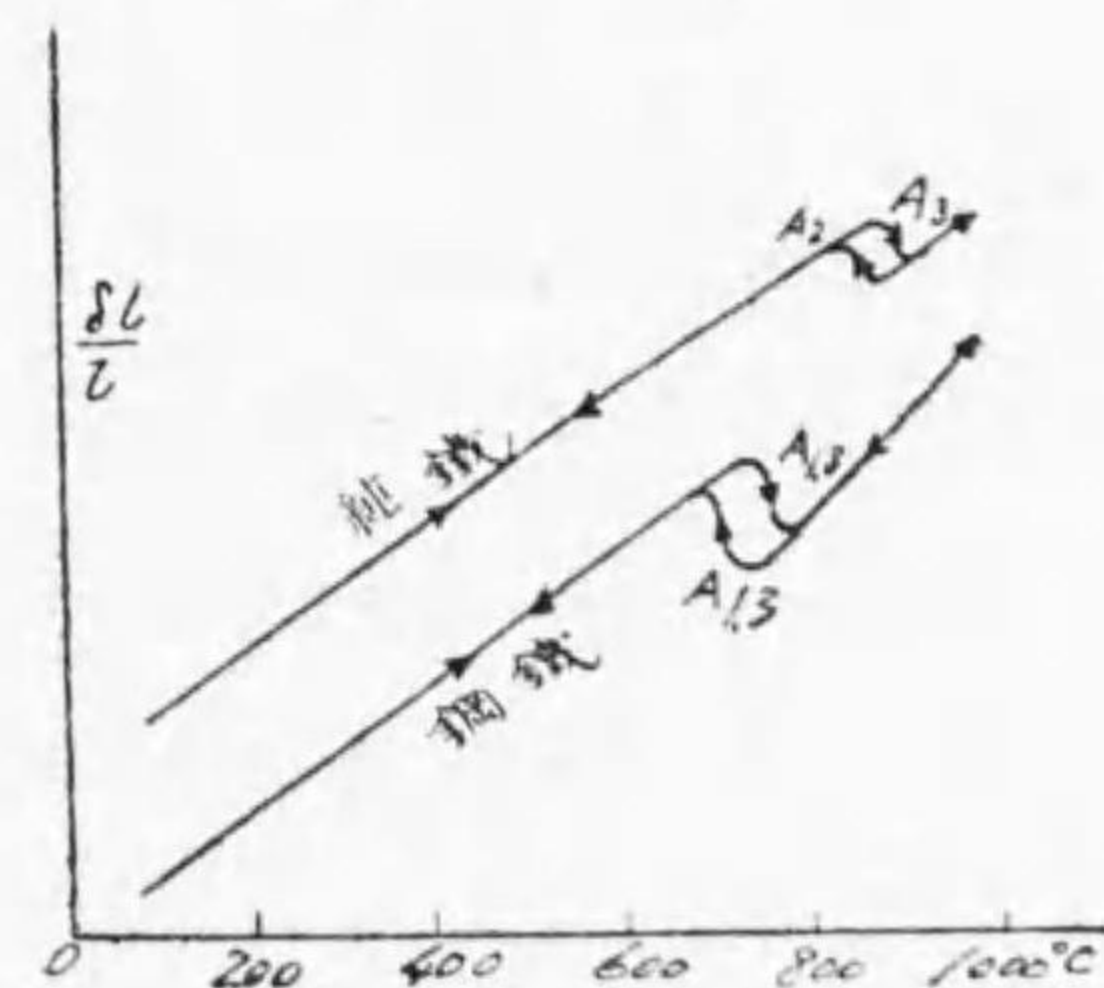
但し α_1 = 體膨脹係數

F = 熔解點の絶對溫度

T = 金屬の絶對溫度

合金を加熱或は冷却する時變態點に於て起る容積の變化は熱分析の場合と同様に物質の變化を示すものにして加熱にありては變態點に於て收縮或は膨脹

第七十一圖



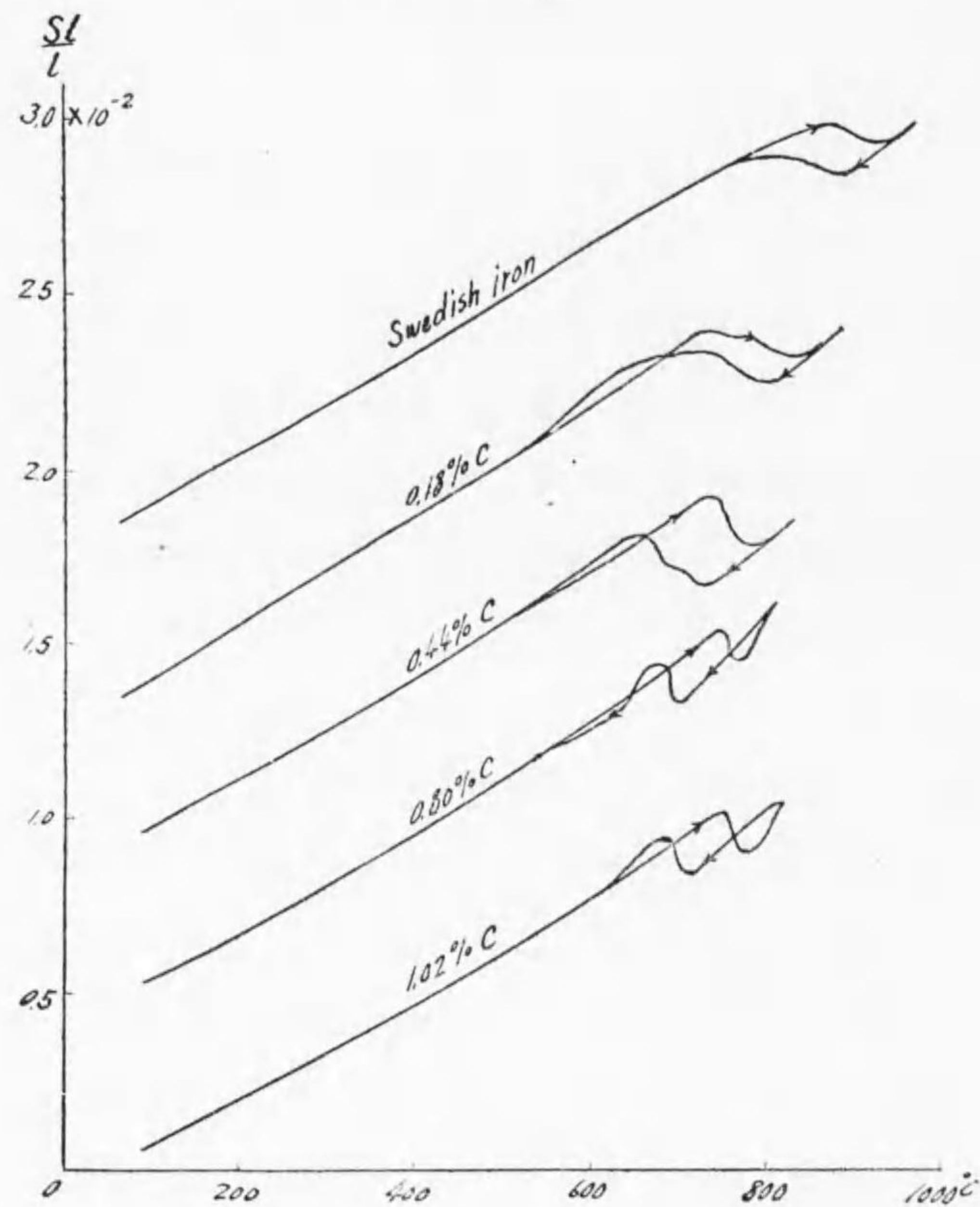
の停滯を認む。

純鐵を熱すれば其膨脹は時間に比例して一直線をなせども900°C即ちA₀點附近に於て俄かに收縮し再び溫度の増加と共に膨脹を始む。是れと反對に冷却に際

しては温度稍下り870°C附近に於て急激なる膨脹を示し、其れより後は加熱の場合と一致す、是れ變態點A₃に於ける物質の變化を示すものなり。

第七十一圖及第七十二圖は東北大學にて測定せる

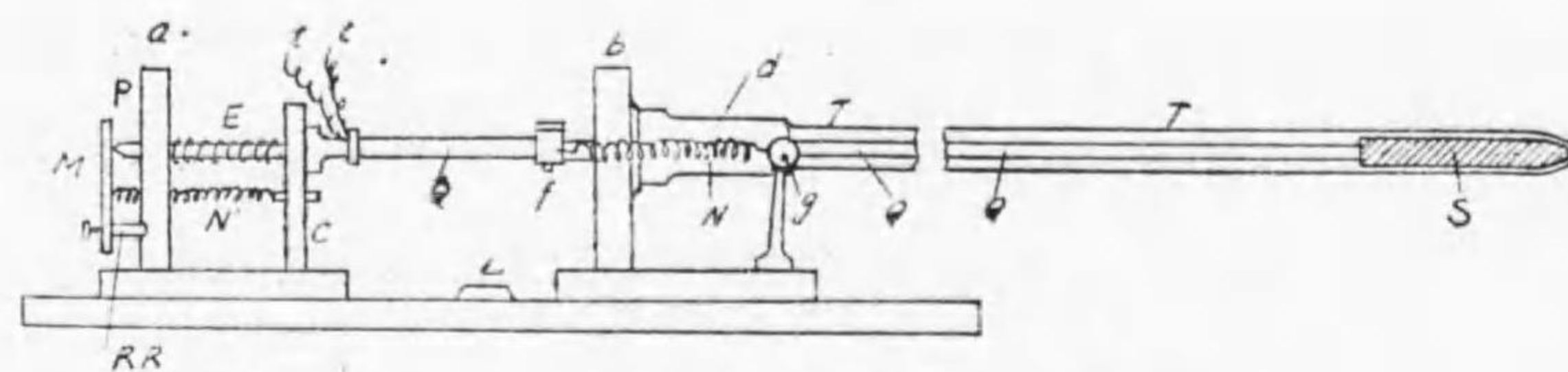
第七十二圖



結果なり。以下本多博士の説明を掲げて高熱に於ける熱膨脹の説明を明瞭ならしめんとす。“圖に於て見る如く鋼に於ては700°C乃至800°Cに於て異狀變化を認むるのみ、之れA₁及A₃變態の合成効果によりて生ず。此場合に於ても異狀膨脹點以上の膨脹係數は其以下の膨脹係數よりも著しく大なるは注目し、之れに依りて見れば種々の高温度に於ける長さの變化を測定し、其異狀變化の存在より物質の變態を推知することを得。扱て長さの異常變化がA₂變態に於ては非常に小にしてA₁及A₃變態に際して著しき事實は一變態がA₂なりや或はA₁なりや或はA₂とA₁或はA₃が合致し居るやを判定するに有力なる材料となる。例へば熱分析或は磁氣分析によりてはA₂に他の變態が合致し居るか否かを判定し難きことあり。斯る場合に熱膨脹の實驗によりて異常變化の有無より容易に之れを判定することを得。”

高温膨脹測定器(high temperature dilatometer)には種々あれども我製鐵所に使用し良結果を得たるは東北大學型(シェブナール(chevenar)の改良せるもの)にして仙臺成瀬機械店の製作せるものなり。第七十三圖は該装置の略圖にして、Tは太さ約十五耗、内徑十耗、長さ五十二耗の石英管にして一方を閉ぢ他端口の開きたる

第七十三圖



東北大學型高熱膨脹測定器

方に金屬製の短かき管 d を固着したるものなり、其金屬管の部分は支臺石に固定す。別に直徑六糎内徑四糎、長さ四十五糎の石英管 Q を圖に示す如く T 管中に挿入し且つ Q 管に固着する金物 f の兩側より二個のバネ N を g に結び Q 管を常に T 管内に挿込み試料 S を T 管の閉端に押し付けしむ。

試料は長さ二十糎、徑五糎のものとし其左端に深さ五糎、直徑三糎位の孔を有し熱電對の接續點を挿入し T 管の閉端内側に置く、E は石英管 Q の左端に連絡せられたる眞鍮棒にして其先端は P に於て小なる反射鏡 M に接觸し Q の運動を M に傳ふるなり。反射鏡 M の中心よりバネにより支臺 C に連絡し鏡の下部は R 及 R' の二脚により支へられ鏡は結局 P, R 及 R' の三脚上に坐す。今試料が加熱により膨脹をなす時は微小なる變化にも直ちに Q 管を左方に押し従つて E 棒に運動を與へ P 點を前方に押し鏡に傾斜を生ず、由つて

之れを垂直の(或は彎曲せる)尺度と望遠鏡により膨脹の度を讀むことを得、熱電對は Q 管の左端より其内部に入り接續點の一つは試料 S に接す、試料を加熱するには軌條の上を滑走する臺車の上に固定せられたる直徑八十糎(内徑三十糎)、長さ二十糎の電氣抵抗爐を用ひ T 管を包む電氣爐抵抗爐は試料を均一に加熱す、尙試料の酸化脱炭を防ぐ爲めに普通直徑十七糎、長さ二十八糎許りの硝子瓶にて左半分を蔽ひポンプによりて真空となす。

(4) 電氣抵抗 (electric resistance)

鋼の電氣抵抗は溫度の上昇により甚だしく増加し變態點に於て非連續的に變化を生ず、因つて溫度と電氣抵抗との關係を知らば物質の變態を推知する事を得べし。物體の電氣抵抗を測定するには試料に強き一定の電流を通じ試料の或二點間の電位差を測定すれば 抵抗 = $\frac{\text{電位差}}{\text{電流}}$ なる式により容易に抵抗を求むる事を得。故に試料を加熱或は冷却しつつ其抵抗の變化を測定すれば溫度と電氣抵抗の變化の關係を知り従つて變態點をも知る事を得。此法によれば普通熱分析等により顯はれざる微弱なる變態點をも良く知る事を得るを以て近時精密なる變態點測定に多く利用せらる。以上述べたる外ステッド (Stead) の熔

解點に據る變態點測定法,モイテン (Meuthen) の熱量に據る變態點測定法等あれども要するに以上の四法は化學分析並に顯微鏡的組織研究と共に諸種金屬研究上重要なものなり。次に最近金屬研究に重要な位置を占むるに至れるX線結晶分析法あり。されば便宜上本節に於て其概略を述べんとす。

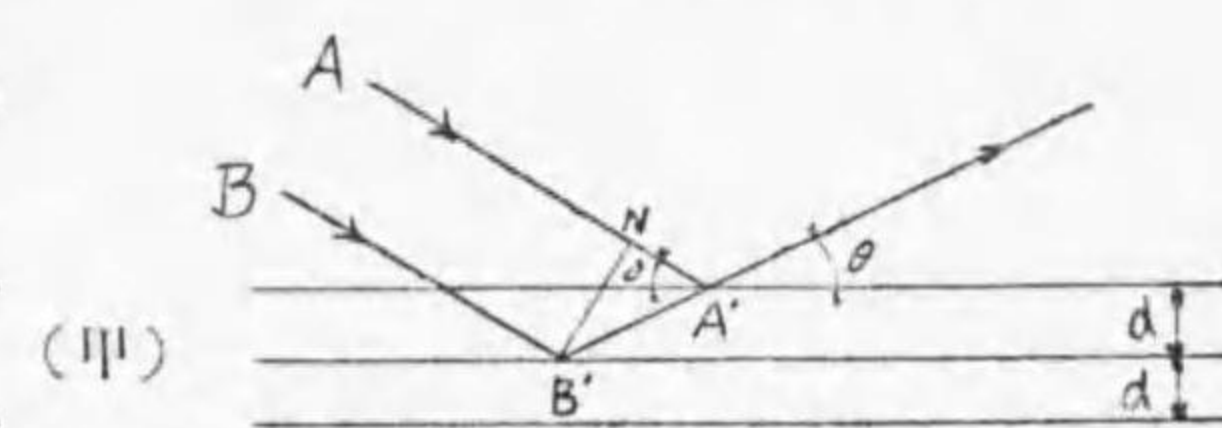
(5) X線結晶分析 (X-ray crystal analysis)

X線の普通光線と異なるは其波長甚だ短かきにあり、即ち結晶の内部に於て空間格子となり整列せる原子間の距離は 10^{-8} c.m.の程度なれどもX線の波長は更に是れより小なり。斯の如く波長の極度に小なるX線は物質を構成する整然たる原子配列の間を自由に通過するを以て屈折を生ぜず、従つて光波の如く普通のものに對し反射せず、而してX線は波長の短かき一種の光波と見る事を得るを以て恰も廻折格子 (diffraction grating) を通過する光が廻折を起すが如く結晶に當りたるX線は其空間格子を廻折格子と見て同じ現象を生ず可きなり。廻折線が乾板上に印せる圖形即ち廻折圖 (diffraction pattern) を解釋して是れを生じたる結晶内の原子の配列即ち結晶構造 (crystal structure) 並に原子面間の距離を探求する事を得べし。斯の如くX線により結晶内の原子配列状態を研究する方法をX線結

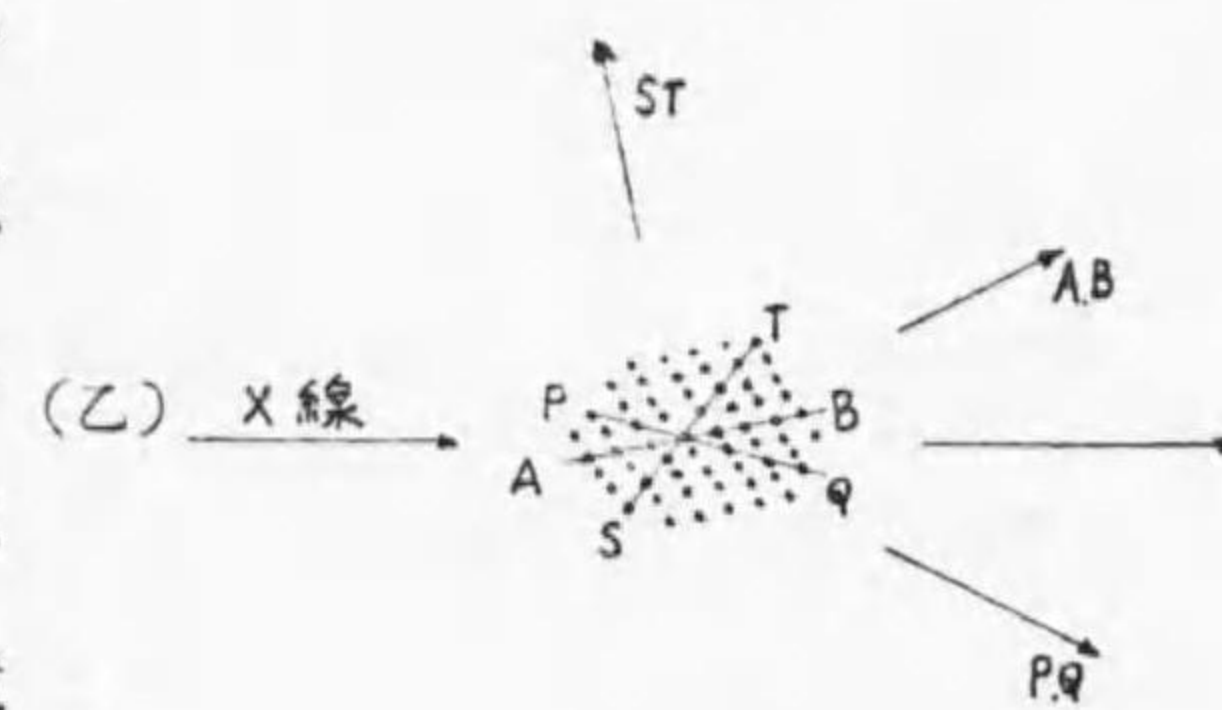
晶分析 (X-ray crystal analysis) 或は單にX線分析又は結晶分析と稱す。

X線を結晶に當つる時廻折圖を生ずべき事を最初に稱へたるは獨逸ラウエ (M. Laue) にして實にX線の發見後17年即ち1912年なり。翌年フリードリッヒ及クニツピングはラウエの要求により閃亜鉛礦の薄片に小なる絞り孔を通してX線を當て實驗したるに結晶の背後に置ける乾板に多數の小斑點の對稱的に配列せる鮮明なる圖形の現はるるを發見せり。是れ明に廻折圖にして是等の小斑點は所謂ラウエ斑點 (Laue spot) と稱す。斯の如き小斑點の生ずる理を説明せん抑もある一定の波長を有するX線が結晶内の多數の平行なる原子面に入

第七十四圖



射する時は普通の光の場合の如く反射角は入射角に等し。然るに一原子面よりの反射波の強さは甚だ小にして觀測し得べからざれども第二原子面以下是れに平行なる整列面は何億となく存在す故に全體



X線の反射

の影響相當大なるを以て反射波が干渉 (interference) し相助ぐる時は強度を増し遂に乾板に感ずる程度に達す。第七十四圖(甲)に於て入射線 AA' 及 BB' と反射面(原子面)のなす角を θ とし, B' より AA' に下したる垂直の脚を N とすれば兩入射線の経路の差 δ は

$$\delta = A'B' - A'N = A'B' (1 - \cos 2\theta) = 2A'B' \sin^2 \theta$$

然るに反射面の間の距離を d とすれば上式は

$$\delta = 2d \sin \theta$$

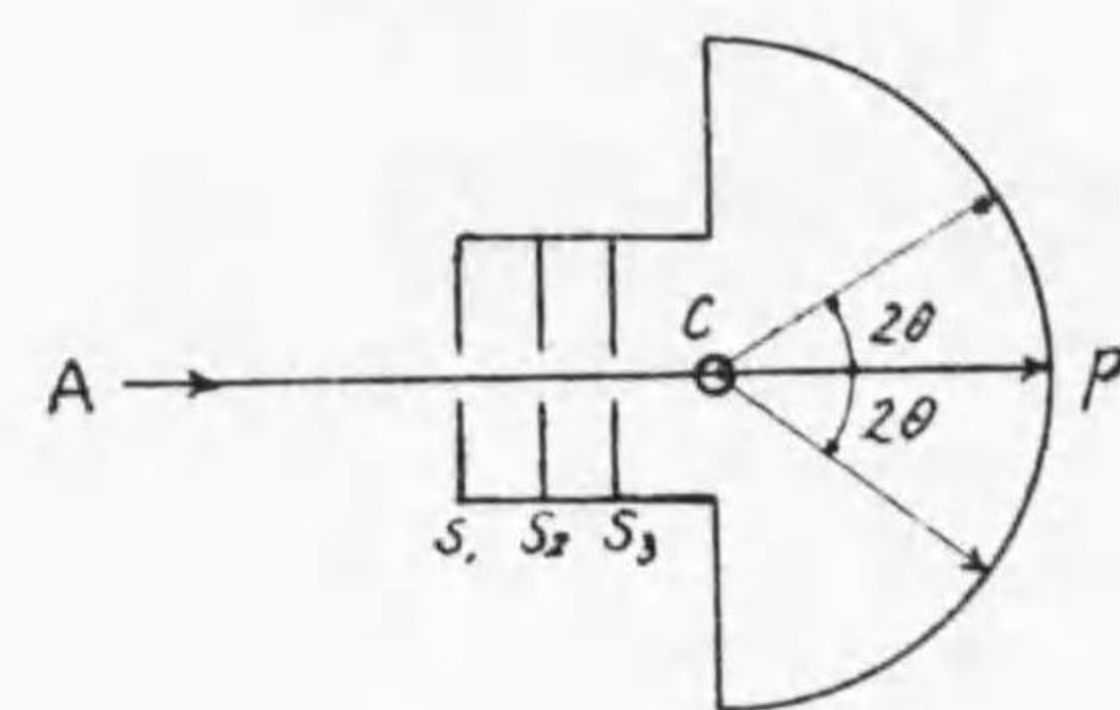
今 λ を X 線の波長, n を整数とすれば入射線が助け合ふ爲めには δ は波長の正數倍ならざる可らず。

$$\text{即ち } \delta = n\lambda = 2d \sin \theta$$

是れをブラッグの基本式と稱し d と λ が一定する時は θ も亦一定の値を有せざる可らず, 即ち與へられたる原子面より強き反射線を得るには必ずある定まれる方向より入射せしめざる可らず。是れ普通の光の反射と異なる處にして X 線の反射は眞の反射に非ずして廻折なり。今結晶體內無數に整然と配列せる原子に X 線を當てたる場合を考ふるに第七十四圖(乙)の如く黒點を原子とし X 線を圓形小孔を通じ矢の方向に送れば X 線に對し丁度 θ 角を有する AB, ST, PQ 等の反射面及び是れに平行なる無數の反射面より反射する X 線は S, T, A, B 或は P, Q 等の反射波となる。故に

X 線の方向に垂直に乾板を置けば數多の斑點を生ず可し, 是れ即ちラウエ斑點の生ずる所以なり。ラウエは此廻折圖を解釋し閃亞鉛礦の結晶構造を明にし以て彼の豫想の違はざりし事を立證せり。是れ實に X 線分析の嚆矢にして爾來此研究盛んとなり, 従つて實驗方法上にも幾多の改良進歩を促せり。ラウエの法及び其後英國ブラッグ父子 (W. H. & W. L. Braggs) の發見せるスペクトロメーター法 (spectrometer method) 等は何れも相當の大きさ少くとも三粒以上の完全なる結晶に適用せらるるのみなりしを以て大なる結晶を得ること困難なる關係上一般金屬の結晶構造研究に應用する事能はざりしが, 1916 年獨逸デバイ及シエルラー (P. Debye & P. Scherrer) 並に米國ハル (A. W. Hull) 等が獨立的に發見したる微細なる粉末結晶を用ふる粉末法

第七十五圖



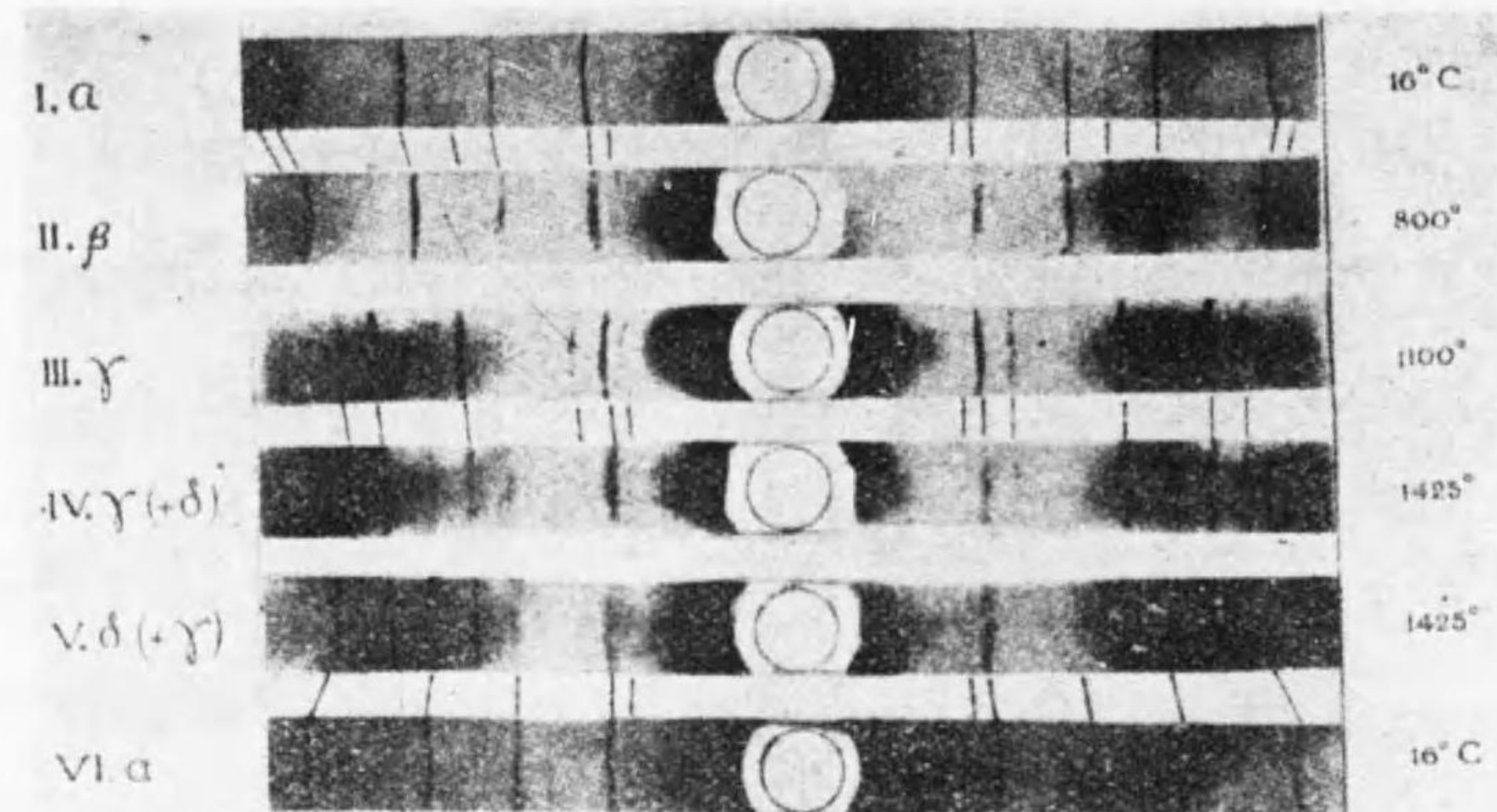
粉末法裝置

(powder method) は一般金屬結晶に應用するに便なり。

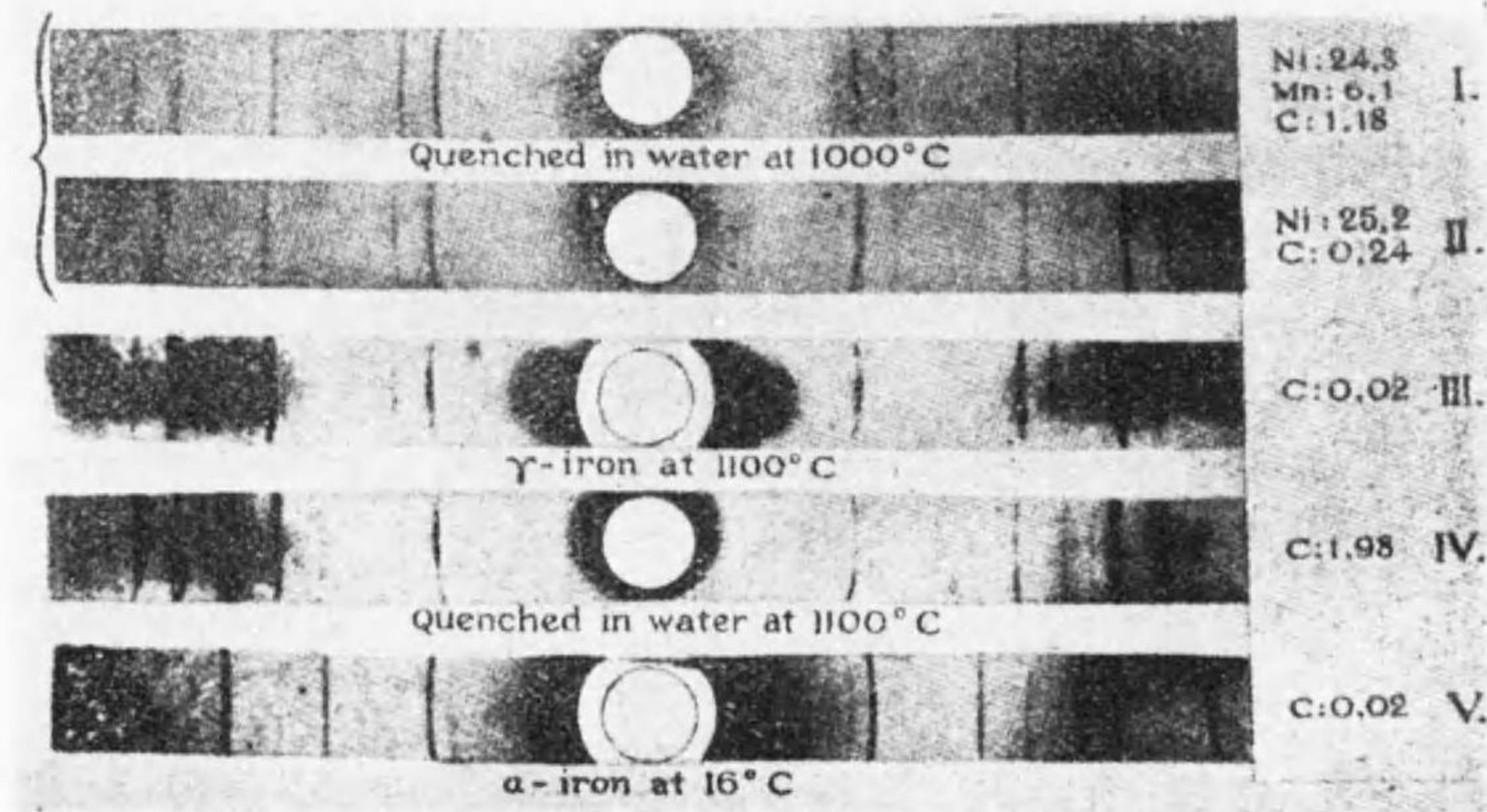
今粉末法に就て略述せん第七十五圖は粉末法の實驗裝置の略圖にして單波長 X 線を AC

の方向に細孔 S_1, S_2, S_3 を通過し圓弧 P の内面に帶狀フ

第七十六圖



各温度に於ける純鐵の X 線スペクトル (A)



焼入と焼入せざる鋼の X 線スペクトル (B)

(I) 及 (IV) 水焼入せるもの
(II), (III) 及 (V) 焼入せざるもの

イルムを張りたる圓筒の中心即ち C に置かれる結晶の粉末試料に當つ。粉末試料は徑約二耗のガラス

毛細管中に入れ又は針金としたるものを置く、斯の如き粉末結晶は各其方向亂雜にして粉末度微細なる程入射線に對する反射方向は多樣となるべし、從つて此等無數の結晶中には其一つの面例へば立方面がブラッグの基本式を満足せしむる角 θ の傾を有するもの必ず幾個かある可し、同様に他の各面に對しても夫々適當なる一定の角 θ を有する結晶存在すべし。入射 X 線に對し是等適當なる傾を爲せる結晶は何れも入射線を軸として對稱的に分布せらる可きなれば反射線は C を頂點とし 4θ を頂角とする圓錐面に沿うて反射し圓筒形のフィルムと交り數條の曲線として表はる可し、是れ一種の廻折圖にして光のスペクトルと類似するを以て X 線スペクトルと稱す(第七十六圖參照)。X 線スペクトルの中央より各線に至る距離を測定し θ 角を求むればブラッグの式により各 θ に相當する d 即ち原子面間の距離を知る、更に其結晶の空間格子即ち結晶構造を決定するには X 線スペクトルの線の分布及強度が種々の空間格子につき理論的に計算せるものの何れに相當するやを見れば可なり。X 線分析の結果は其れによりて得たる材料より計算せる其結晶の比重を實測せる値と比較して確むる事を得べし。近時 X 線分析特に粉末法により大多數の重要金

屬の構造明白となり金屬研究上裨益せる所甚だ大なり。其結果によれば金屬の過半數は立方晶系に屬し六方晶系に屬するもの是れに次ぐ。立方晶系には理論上單一立方 (simple cubic), 體心立方 (body centered cubic) 及面心立方 (face centered cubic) (第百四十四圖參照) の三種の空間格子あれど單一立方の構造を有する結晶は未だ發見せられず。單一立方格子は空間格子の單位をなす立方體の各隅角のみに一個宛、體心立方は各隅角及立方體の中心に一個、面心立方は各隅角及各面の中心に一個宛の原子を有する構造なり。

瑞典ウエストグレン (A. Westgren) は 1921 年粉末法を用ひて種々の溫度に於ける純鐵の結晶構造を研究し其結果 α 鐵 (16°C), β 鐵 (800°C) 及 δ 鐵 (1425°C) は何れも體心立方, γ 鐵 (1100°C) のみが面心立方格子なる事を確證せり。尙麻亞田組織の X 線スペクトルの線分布は純鐵の其れと一致せるが是れによりて同一組織中の鐵の空間格子は純鐵の空間格子と同一なるを知れり (第七十六圖 (B) 參照)。

尙單位立方の一邊の長さ (六方晶系にありては單位六方柱の高さ及び底面の一邊の長さ) は一定狀況の下にありては各結晶につき一定にして格子定數 (lattice constant) と呼ばる。デビー (W. Davey) の精密なる測定に

よる時は 99.737% の純度を有する α 鐵の格子定數は $2.855 \pm 0.003 \times 10^{-8}$ c.m. なりと言ふ。結晶の溫度上昇により膨脹する時は格子定數も亦増大す。

以上述べたる如く X 線分析法によれば結晶性物質の變態の有無及其内容を直接に決定する事を得るなり。最近種々の合金にも應用せられ益々重要なる結果を擧げつつあり。

第五節 相律 (phase rule)

金屬或は合金を顯微鏡下に檢する時其物が二種或はそれ以上の成分より成る時多くの場合不均等組織となりて表はるるを知る可し。是れ即ち化學的成分或は物理的成分の異なるによる而して是れを測定するには獨り顯微鏡にのみよりて爲す事能はず、宜しく均等なる化學成分の有無を檢し或は又數種の成分より成る合金が如何なる化合物となりて存在するやを併せて探究せざる可らず。斯の如き物理化學的研究に對し 1878 年當時エール大學教授たりしウィラード・ギブス (Willard Gibbs) の研究せる相律 (phase rule) は實に斯界に大なる福音を齎したりと謂ふ可し。一度平衡状態になれる合金の化學的構造を知る時は總べての平衡状態にある合金の顯微鏡的試験によりて其等の組織を決定する事を得可し。斯くして平衡状態にある

合金の代表的組織を決定する時は同種合金の組織の變化を判斷し従つて平衡状態に非ざる合金に就ても考究する事を得べし。

一般平衡論

或物質或は一つの系が化學的にも物理的にも變化が全く停止状態即ち化合物が以上の化合或は分解をなさざる状態にある場合又物理的には分子の状態の變化又は同質異態變化等の起らざる状態にある時は等を平衡状態にありと云ふ。然れども其一つの系を支配する状態が變化する時即ち獨立變數 (independent variables) が其價値を變ずる時は再び内部反應を開始し變化せる獨立變數の値に相當する新たな平衡に達する迄此反應を續く。例へば或一定量の水に過量の溶解性食鹽を加ふる時は食鹽は水の爲めに溶解せられ遂に水が一定量の食鹽を溶かし溶液が食鹽に就て飽和せらるるに至りて止む。然る時は此系に就て化學的平衡状態にあり、然るに今溫度を變ずる時は此平衡状態は破壊せられ食鹽の溶解度は再び變化し溫度の上昇に従ひ溶解を増し反對に溫度を降下せしむれば食鹽を沈澱す。

故に此場合溫度は一つの制限數 (limiting factor) にして之れを獨立變數 (independent variable) と稱す。故に此

溫度を一定に保留する時は夫れに相當する平衡状態を保ち得るなり。同様に炭酸カルシウム (calcium carbonate) を密閉せる器中に加熱する時は炭酸瓦斯を發生し CaCO_3 , CaO 及 CO_2 の共存する一系をなす、而して炭酸瓦斯の壓力或一定度に達すれば炭酸カルシウムの分解停止す。しかるに溫度を變化せしむる時は $\text{CaCO}_3-\text{CO}_2$ 間に再び反應を惹起し前と異なる或壓力の下に新たな平衡状態を保ちて反應を止む、即ち溫度は平衡に關係を有する一つの係數なるを知る可し。

今上と反對に平衡状態にある或系の溫度を一定に保ち壓力を變ずる時は同じく反應を開始すれども此場合に於ける反應は變ぜられたる壓力が復舊する迄の間に過ぎず、故に漸次壓力の復舊に至りて再び平衡状態に達し反應は停止す。

斯の如く一つの系に於て內的反應に直接關係を有する溫度及壓力は平衡を支配する條件に就て互に全く無關係なるを知る、而して溫度の一定なる限りは其平衡状態を一定ならしむる事を得べし。

反對に若し壓力を一定に保つ時は其物を平衡状態に保つ溫度は唯一つなり。斯くして壓力も又平衡を一定せしむるものと考ふる事を得べし。

要するに以上の如く或系の平衡を支配するものに

二つの係數あれども此二つの何れかを變ずる時其平衡状態を變ずることを得べく且つ獨立變數としては溫度或は壓力の何れか一つにて充分にして且つ其選擇は任意なる可し。

本書に於て述ぶる所は其必要上常に溫度の變化に就て考ふるものにして溫度を獨立變數と見做す。

獨立變數は以上述べたる二つの外に濃度及成分を考へざる可らず。或平衡状態に於て獨立變數を變ずるも全く化學的及物理的に平衡状態の一定なるものあり。之れを安定平衡(stable equilibrium)と云ふ。

之れに反し獨立變數の一つの變ずる時は容易に化學的及物理的變化即ち分解或は化合に於ける原子又は分子の活動状態の變化或は同質異態變化を生ずる如きものを不安定平衡(unstable equilibrium)なりと云ふ。

大氣壓の下にある水は安定平衡なり、何となれば溫度を種々に變ずるも状態の變化を來さず、化學成分も同じく變化せざればなり。總べて元素其物又は是等元素より成立つ多くの物質は同様に安定平衡状態にあり、何となれば如何なる範圍の溫度に之れを熱するも物理化學的平衡を保てばなり。然れども不安定平衡の例は又決して尠からず。

例へば物質の凝固に際し多くの場合不安定平衡状

態を通過するものなり。故に凝固に際し冷却速度を早める時は凝固せる後に於ても此不安定平衡状態を殘存す。是れ急激なる凝固により物質の變化の妨げられて安定平衡に達する能はず其儘殘るなり。後に述ぶる鋼の焼入は此原理に他ならず。故に斯の如くして不安定平衡状態にあるものは溫度を僅かに上昇することにより一部分安定に歸着せしむることを得。

次に液體冷却の場合に於て極めて靜かに冷却する時其凝結點以下に達するも尙液體の凝結せざる事あり、此現象を過冷却(super fusing, surfusion or under cooling)と云ふ。此状態にある物質を准安定平衡状態 (metastable)と云ふ。

例へば水を攝氏零度以下に冷却するも尙液體にある事あり、若し是れに或小なる物質を投入する時水は俄かに氷結し同時に溫度は上昇して氷結點となる。

過冷却の儘益、溫度を降下せしむる時は或點に達して不安定平衡状態となり凝固す。即ちより以上の溫度低下により液體は遂に凝結す。

均一系及不均一系 (homogeneous and heterogeneous system)

或物質の全體が化學的及物理的に均等なるもの即ち其物質の任意の二つの部分を比較する時兩者共に

化學的及物理的に同一なる性質を有するものを均一物質 (homogeneous substance) と云ふ。故に均一系に屬するものは瓦斯混合物、元素、化合物或は液體及固溶體等是れなり、而して均一系に屬する物質の平衡状態を均一平衡と云ふ。不均一物質とは互に全く異なる物理的性質を有する二つ以上の均一物質より成るものなり。

故に是等の系に屬するものは互に混合せざるものなり。例へば水と油とは互に混合せざるものにして不均一系に屬し、其他水と氷又は岩石及合金の多くは不均一系に屬す。然るに不均一物質の成分が不定割合に存在する時は此物質は機械的混合状態にありと云ひ、若し是等が或一定の割合に存在する時は是れを共晶 (eutectic) 或は共析晶 (eutectoid) にありと云ふ。不均一系に屬する平衡を時に不均一平衡と稱することあり。

自由度 (degrees of freedom)

一つの系の自由度とは溫度、壓力及濃力の三つの獨立變數の數を意味するものなり。是等は其系の物理化學的狀態即ち平衡状態に何等の變動を與へずして任意に變ぜしむる事を得るものなり。

或一つの系を安定平衡に保つためには少くとも一つの自由度を要せざる可らず。然れども一つの系に

して二つ以上の自由度を同時に有する事能はず、何となれば是等系數の二つに任意の値を與ふる時は第三の系は勢ひ一定するを以てなり。斯の如く溫度、壓力及濃度の間には動かす可らざる關係あり。

全く自由度を有せざる系を不變系 (non-variant system) と云ひ、是等の平衡は不安定なり。一つの自由度を有するものを一變系 (mono-variant system) と云ふ。其系については或一つの量は全く任意に變ずる事を得、例へば水と水蒸氣の平衡は一獨立成分にして二相を成す、此場合に溫度が與へらるれば二相の共存する壓即ち蒸氣壓は定まる、又各相の密度も一定すべし、反對に壓或は一相の密度を與へらるるも總べての條件一定す。故に一變系とは斯の如く自由度一なる不均一系なり。又此種の平衡をば完全平衡 (complete equilibrium) と云ふ、即ち一定の溫度に就ては壓力も濃度も完全に定まる平衡を云ふなり。自由度二つ以上を有するを多變系 (polyvariant system) と云ひ、又完全平衡に對し不安定平衡 (或は不完全平衡) と云ふ、之れは溫度を與へらるるも尙他に壓、濃度等を變化し得る平衡なり。多變系の中自由度を二つ有するものは二變系 (divariant system) と云ひ、三つの自由度を有するものを三變系 (trivariant system) と稱す。食鹽溶液と水蒸氣とよりなるものは二成分

二相なり。此場合には溶液の濃度と溫度或は溫度と蒸氣壓何れか二つを與へらるれば總べての條件定まる、故に二變系なり、又食鹽水のみを考ふれば溫度、濃度、壓力或は密度、溫度、壓力等何れか三つの量を定むれば總べての條件一定するを以て三變系なり。

相 (Phases)

一つの系の相とは物理的に區別し且つ機械的に分離する事を得る均一なる組成成分なり。例へば水と氷は水及氷系の二つの相にして石英、長石及雲母は花崗岩即ち硅石、礬土及ポツタシウム系の相なるが如し、故に相は必ず瓦斯體、混合物、元素、一定化合物或は溶液なるべき事明なり。

斯の如く元素或は化合物が互に混合せずして夫々二種三種四種等の均一なる物質として一系を形成する時は此物は夫々二相三相或は四相よりなると云ふ。故に相とは一定の化學成分を有する均一物質にして如何なる不均一系 (heterogeneous system) にありても互に混和或は溶解せざる時は二つの相は明に分る、而して相は固體、液體及瓦斯體の範圍を出でず。

相律の表し方

相律は普通下の如き式によりて表す事を得。

$$F = n + 2 - P$$

但し F = 自由度 (degrees of freedom)

n = 成分の數

P = 相の數

此式により一系の自由度は其成分の數に 2 を加へ相の數を引きたる數に等しきを知る。

成分 (components)

一つの系の成分とは化合物若くは元素なり、然れ共時に一つの系の成分と其究極の化學的組織と明確に區別出來ざる事あり。フインドレー (Findlay) によれば「是等組織は其濃度異なる相に就て獨立に變化する事を得」と云ひ、バンククロフト (Bancroft) に従へば「獨立に變化し得べき濃度を有する物質」、メラ (Mellor) は「實驗的に分解し得ざる實體なり」と云ふ。

是を要するに實體其物が一つの成分 (component) なるや否やの判斷條件とは異なる相にありて獨立的に變化し得るものなりや否やにあり。

例へば水を一つの系とすれば明に水は成分にして水素及酸素は然らず、何となれば水素の割合を任意に變ずる時酸素の割合も自ら其れ相當に而かも一定限度に變化すべく反對に酸素を任意に變ずる時は前と反對に水素の量を變化すべし。是れに關しフインドレーは下の如く述べたり。

或與へられたる系に於て成分の數を決定せんには選ばれたる其組成が獨立に變化し得るのみならず尙一つの制限を附せざる可らず、即ち下の如き定義を得べし。

「一つの系の成分として獨立に變化し得可き組成の最も少き數を選ばざる可らず、其れによりて平衡状態にある各相の組成分を表はす事を得るなり。然れ共合金の場合には其れを構成するものが其系の成分なるを以て是れに對する困難を認めず。」

相律を合金に應用する場合

相律は固相、液相及瓦斯相に適用し得るものなるを以て是れを合金に應用する事を得可し。合金に應用する場合には普通壓力を一定のものとするを以てギブスの表はせる式より自由度を一つ減ぜざる可らず、故に式は

$$F = n + 1 - P \quad \text{となる。}$$

但し F = 自由度

n = 成分の數

P = 相の數

合金が平衡状態にある爲めには其系は少くとも一つの自由度 (degree of freedom) を有せざる可らず、即ち n 個の金屬より成る合金なれば n 個以上の相を有する

能はざる事明なり。

若し $n+1$ 個の相を有すとすれば自由度は全く無く従つて其平衡は不安定なり。

$n-1$ 個の相にありては二つの自由度を有す、而して二つ以上の自由度を有する事能はざるを以て $n-1$ 個以下の相たる事能はず。自由度の定義よりして下の如く云ふ事を得べし。

$F < 0$ の場合、如何なる溫度に於ても平衡を保たず。

$F = 0$ の場合、或一つの一定せる溫度に於てのみ平衡を保つ。

$F = 1$ の場合、如何なる溫度に於ても必ず其れに相當して平衡状態を保つ。

$F = 2$ の場合、平衡状態を決定するに溫度のみならず他に獨立變數を要す。

相律を純金屬に應用せる場合 ($n = 1$)

純金屬は唯一つの成分 (component) を有するのみなれども共存し得べき相は

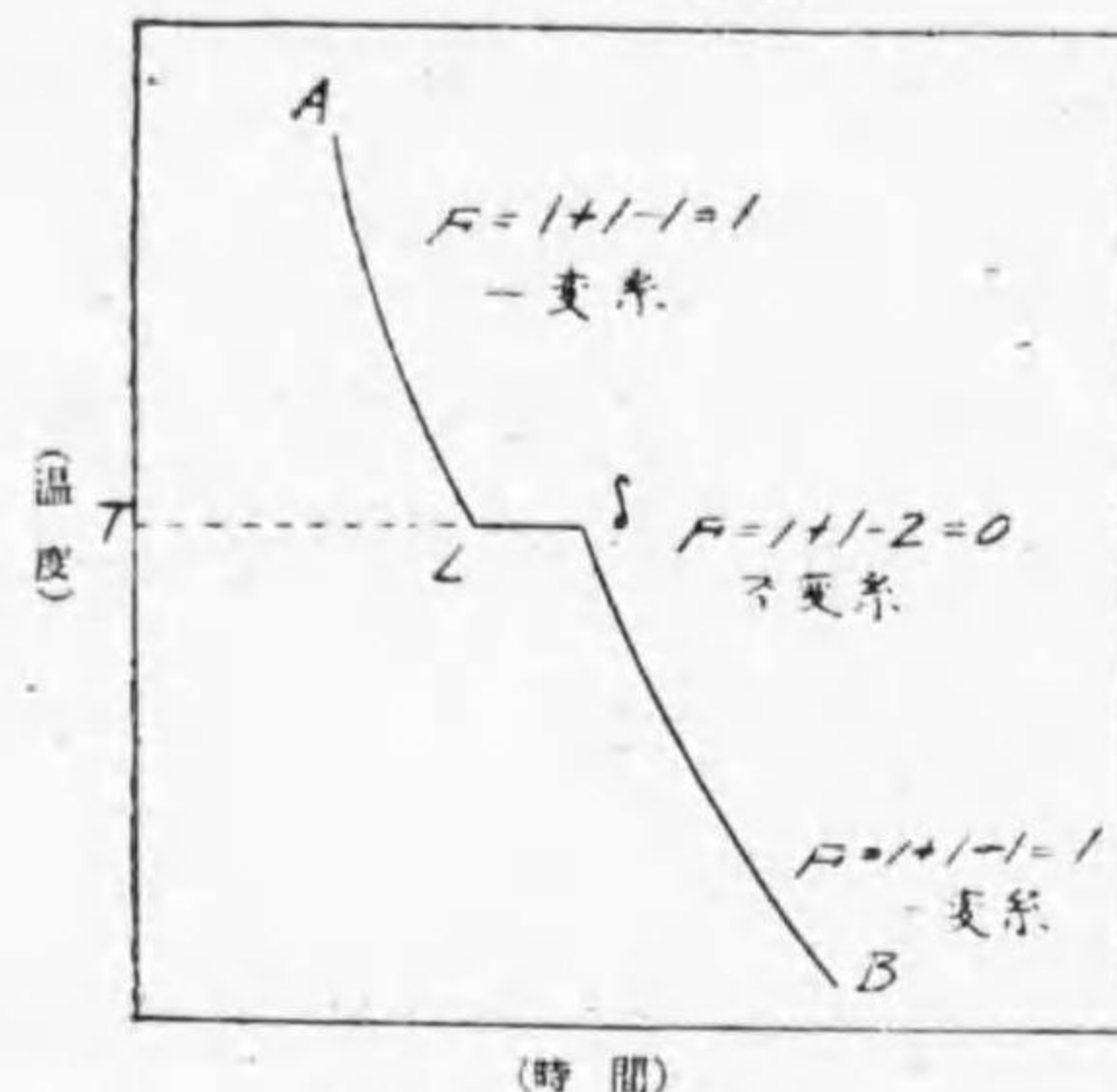
(1) 熔融金屬、

(2) 凝固金屬、

(3) 凝固状態に於て同質異態として存在する數相。

第七十七圖を見るに金屬の凝固に際し T 溫度以上に於ては金屬は全く熔融状態にあり唯一つの相を有

第七十七圖



相律に對する純金屬の平衡

す、故に自由度は一つなるを以て ($F=1+1-1=1$) 此系は一變系にして其温度を任意に變ずるも平衡を妨げらるる事なく常に熔融状態を保つ、然れ共 T の温度に於ては熔融金屬及凝固金屬の二相を存す、従つて自由度を有せず ($F=1+1-2=0$) 不變系なり。即ち熔體及固體の一相は唯一つの温度に於てのみ存在し得可く、金屬は凝固の變態點にあるものにして此温度 T は變態温度なり。純金屬に於て同質異態變化の起るも此場合に屬す、故に此點に於ては温度が少しにても變化する時は一つの相は消失し他の平衡状態に移る、換言すれば温度を是れ以上に高むる時は固體は消失し熔體のみとなり、T 度以下に温度を下ぐれば熔體は消失し固體のみとなる。而して T 温度以下に於ては固相のみにして一變系となり温度は自由に變ずる事を得べし。

相律を二元合金に應用せる場合 ($n=2$)

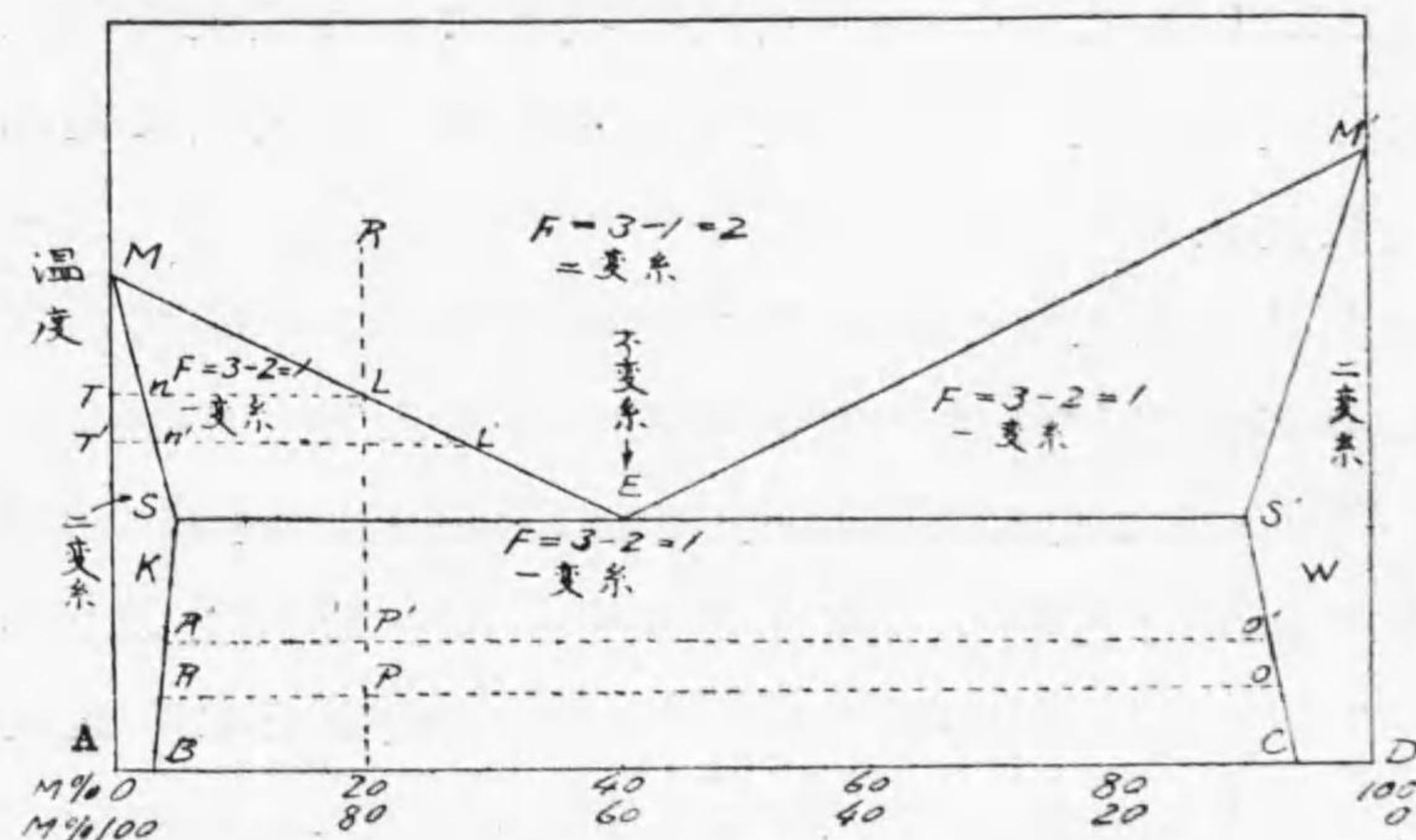
二元合金は合金を構成す可き二個の成分を有する

を以て相の式は

$$F = 2 + 1 - P = 3 - P \quad \text{となる。}$$

二元合金が安定平衡状態にある場合には二つ以上の相の存在する事能はず、一相の場合は二變系、二相の時は一變系にして且つ二相の時は不變系なり。今此法則を固體に於て互に熔解し得る二元合金の冷却曲

第七十八圖



固溶状態に於て互に一部熔解する二元合金の相律的平衡圖

線即ち第七十八圖に適用すれば液相線 MEM' 以上に於ては唯一つの相即ち液相の存在するのみなり。故に此系は二變系にして ($F=3-1=2$) 温度及濃度の兩者を任意に變ずるも其平衡を妨げず、換言すれば此變化によりて合金は凝固する事なし。然れ共今温度降下

して液相線上L點に達すれば合金は凝固を始め遂に固溶體及熔體の二相存在し系は一變系 ($F=3-2=1$) となり自由度は一つとなるを以て濃度或は温度の何れか唯一つを任意に變じ得るのみなり。次に是れをT'温度よりT'度(度)に下ぐるとせば液相の成分はLよりL'に變じ、即ちL/L'線に沿うて變じ、固相の成分はnよりn'に變ず。液相線及固相線にて區劃せられたる部分SMEM'S'内に於ては合金は一變系にして温度の任意なる變化に従ひ濃度を變じ反對に濃度の變化に連れ温度變化す。

共晶温度従つて共晶點に相當するE點に於ては二つの固溶體及熔體の三相存在し自由度を有せず ($F=3-3=0$)、故に温度或は濃度の何れか一つを變ずる時は必ず少くとも一つの相を消失す。例へば温度を上昇すれば二相の固溶體を失ひ其系は二變系となり、温度を下ぐれば液相を消失するが如し。次にE點に對し左側或は右側の濃度を變ずれば一變系の固溶體+熔體を得べし。二つの固相一つの液相の同時に存在し得るは唯一つの變態點に於てのみにして而かも其成分は唯一つなり。故に共晶合金の場合には是等三個の相は唯其凝固温度に於てのみ存在し得るなり。區域AMSB(Kにて表はせる部分)及DM'SC(Wにて表は

せる部分)には均一固溶體一相のみ存在す、因つて其合金は二つの自由度を有するを知る、而して此區域中にあるものは其温度及成分を任意に變ずるも其平衡を妨げず。區域BSS'C内にあるものは固溶體M及固溶體M'の二相を有す。故に其等合金は唯一つの自由度を有す。例へば温度をPよりP'に高むれば固溶體の成分はRよりR'及OよりO'に變ずべし。

相律を鐵炭素合金に應用

茲に述べるところのものは變態點に述べたる處と重複する恐あれども變態點に對する了解を容易ならしめんために重ねて説明せんとす。

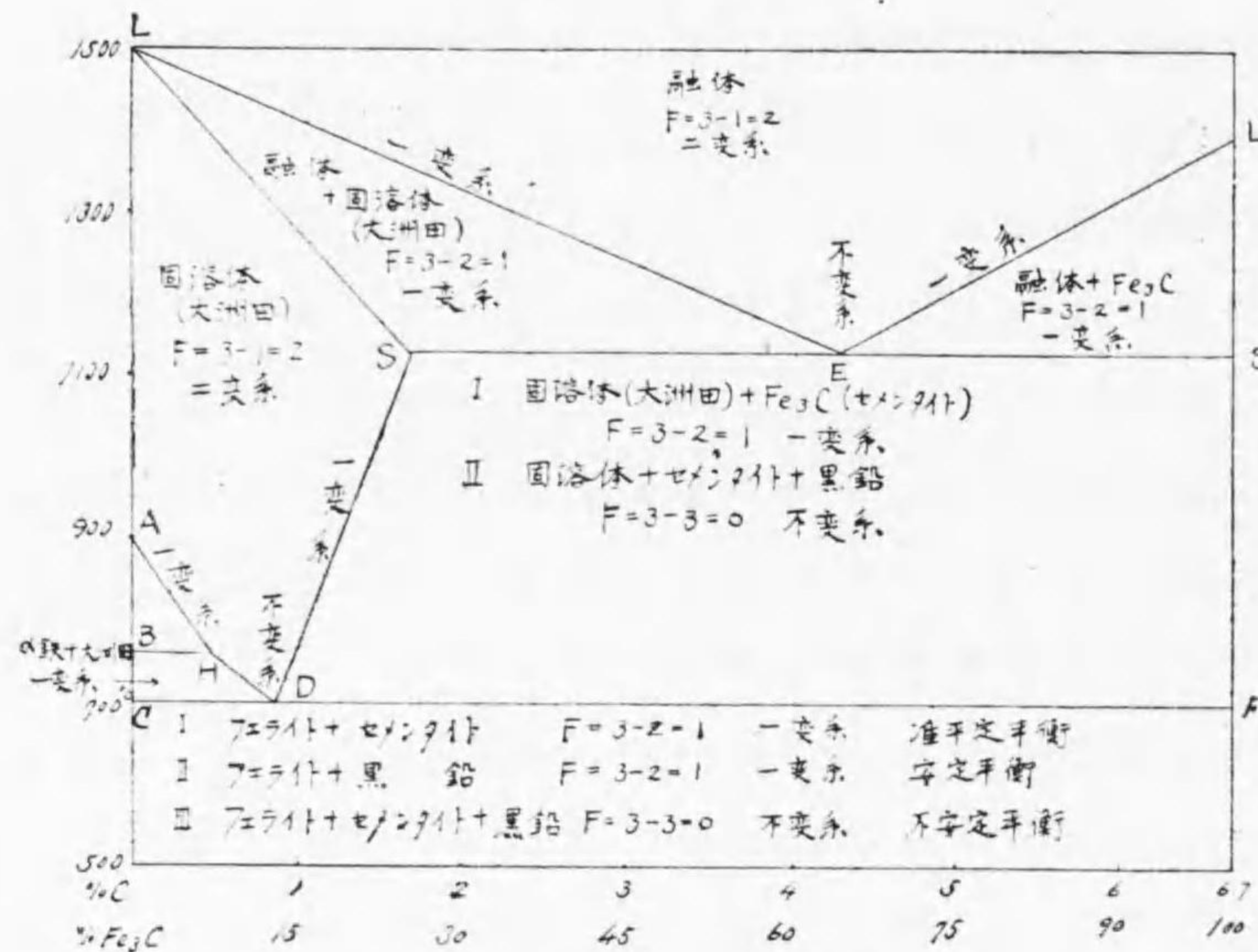
鐵炭素合金は冷却状態に於て其成分の一部が互に熔け合ふ二元合金に屬するものなるを以て相律を其等の平衡圖に應用する事困難ならざれども鐵炭素合金は状態の變化と同時に同質異態變化に就ても考慮せざる可らず。鐵及炭素合金の有し得可き相は多くして

- (1) 熔融體
- (2) 炭素(或は Fe_3C) の鐵中に熔解せる熔融體
- (3) 炭素(或は Fe_3C) と γ 鐵の固溶體(大洲田)
- (4) 固狀 γ 鐵
- (5) 固狀 α 鐵(地鐵)

- (6) 固状セメントナイト
- (7) 黒鉛及其他のもの等なり。

吐粒洲及粗粒波は波來土と同一の相にして、地鐵及セメントナイトの一定の割合より成る機械的集合體なり。

第七十九圖



鐵-炭素合金の相律より見たる平衡圖

第七十九圖に就て見るに固相線 LEL' 以上の點に於ては合金は總て一つの液相より成るを以て二つの自由度を有し液相線及固相線により包まれたる LSE 及 L'S'E 区域内にありては熔體及固溶體の二相或は熔體

及固體 Fe₃C の二相存在するを以て合金は唯一つの自由度を有す。E 點即ち共晶成分のものは其溫度に於て熔體、固體大洲田及固體セメントナイトの三相存在し不變系なり。區域 LADS 内にありては固體大洲田の一相のみ存在し二變系なり。D 點に於ては地鐵、セメントナイト及大洲田の三相存在し不變系にして DSS'E 區域にては固溶體及セメントナイトの二相あり、一つの自由度を有す。

若し此区域内に於てセメントナイトが地鐵及黒鉛に分解せらるるとせば其時合金は一時不變系となり繼てセメントナイトが全く消失するに及び一變系となる。

ACD 區域にては α 鐵及大洲田存在し合金は一つの自由度を有し一變系なり。

CDF 以下にありては次の三つの場合を有す。

- (1) 凝固せるもの或は引續き冷却中に生ぜるセメントナイトは其儘存在するを以て合金は地鐵及セメントナイトの二相を有し一變系なり、然れ共其等平衡は准安定平衡状態に屬す。
- (2) セメントナイトが完全に地鐵及黒鉛に分解し盡せる時は二相のみ存在し鐵炭素合金は安定平衡状態にあり。
- (3) セメントナイトの分解完全ならざる時は地鐵及黒

鉛の他にセメンタイト存在するを以て三相となり合金は不變系にして不安定平衡状態にあり。

以上の三つの場合の内

- (1)の狀態は一般に各種の鋼に多く又銑鐵殊に硅素含量少きものを急冷し所謂白銑冷剛銑となしたるものは何れも此狀態にあり。
- (2)の狀態は普通鋼には存在せざれども時に炭素含量甚だ多く而かも硅素含量多く滿俺及硫黃少き鐵を緩冷する場合に生ずることあり。
- (3)の狀態は普通市場鼠銑に認むるものにして冷却の際成分其他の影響によりセメンタイトは種々の割合に於て黒鉛化することあり。

第三篇 鋼の處理法

鋼の鑄造せる儘の鋼塊は脆弱にして且つ韌性に乏しく其儘是れを使用するに適せず。故に是等鋼を市場用として適當なる形狀たらしめ尙且つ必要なる一定の性質を與へざる可らず。されば普通鋼は次の四項の取扱を経ざる可らず。

- (1)鑄鋼 (steel casting)
- (2)鋼の鍛鍊 (the mechanical treatment of steel)
- (3)鋼の熱鍊 (the heat treatment of steel)
- (4)化學的處理 (the chemical treatment of steel)

本篇に於ては専ら是等四項に就て述べんとす。

第一章 鑄 鋼

鋼の變態點に於ける熔融状態より凝固状態に移る間の組織其他の變化は鋼其物の性質に甚だしき變化を來すを以て鋼の加工と密接なる關係を有するものなり。而かも鋼の凝固に於ける變化の内容に關しては從來鋼材使用上幾多の疑問を生ぜる所なり、殊に鑄鋼内部に生ずる析出、パイプ或は氣泡等の鋼に及ぼす影響に至りては蓋し重大なるものなり。されば變態點に於ける變化を會得し以て永年實驗的結果より得たる鋼取扱に關し正確なる而かも理論的解決を與ふること鋼材處理上重大にして必要なる條件なり。

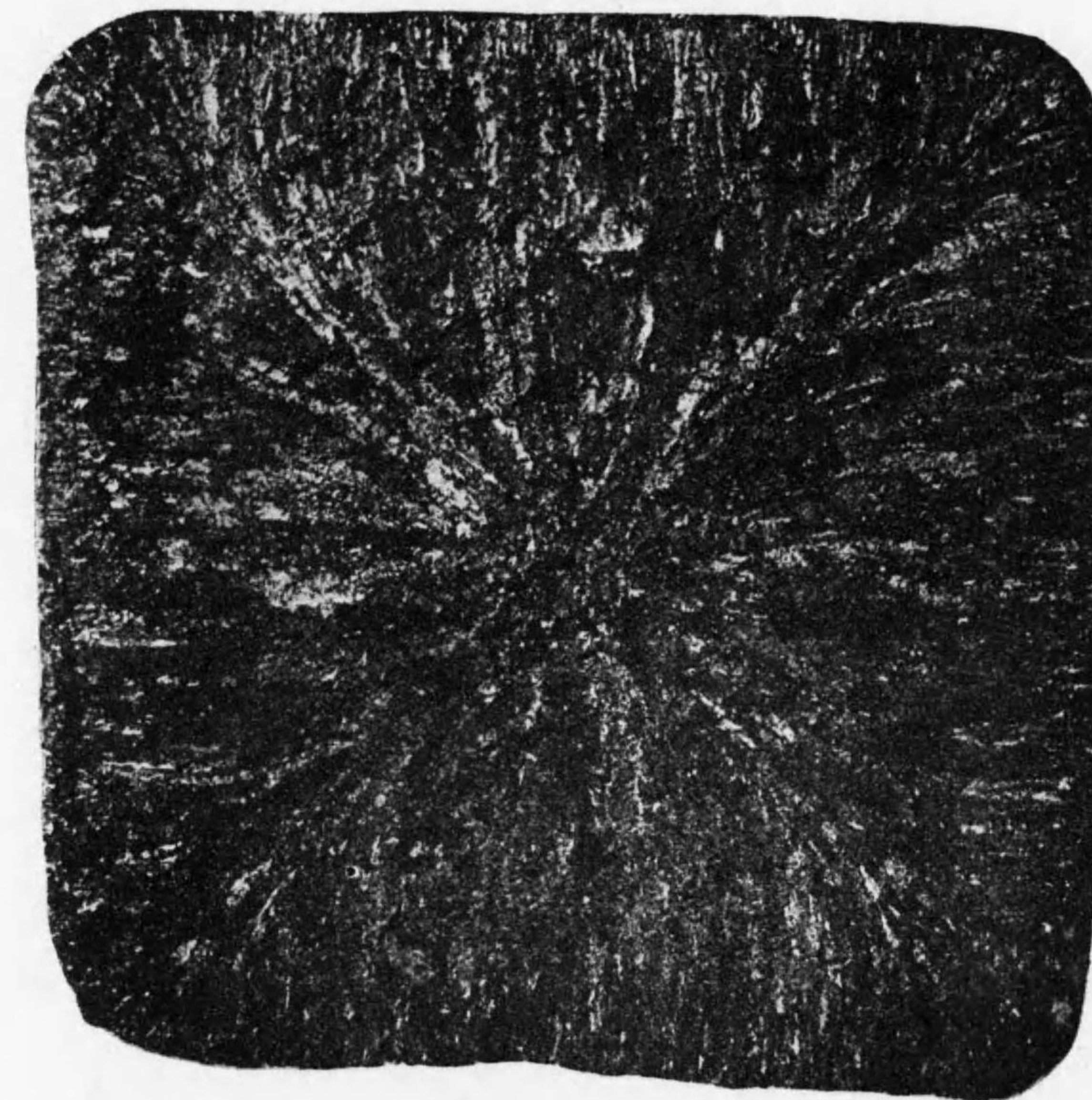
鋼は種々なる元素よりなる合金なるを以て熔體より固體に移る變化は單元金屬の其れに比し甚だ複雑なり。今鑄鋼状態に於ける組織の研究を爲す前に熔鋼鑄入の際認むる特性的現象に就て述べんとす。

- (1) 容積の變化. 凝固點に於て生ずる結晶粒と熔體との容積の相異.
- (2) 收縮. 完全凝固の後尙冷却する時は漸次收縮を見る。(但し同質異態的或は内部的變化を意味せず.)
- (3) 瓦斯の分離. 熔體と固體の瓦斯溶解度の相異による瓦斯の分離而して前者は後者に比し一般に

溶解度大なり。

以上現象中(1)及(2)は鋼塊にパイプを生じ(3)は氣泡を生ずる原因となる。其他實際取扱上最も困難を感ずるところのものは熔鋼の凝固溫度一定せず、其成分により各其凝固點を異にす。是れ即ち鋼塊に析出を生ずる所以なり。

第八十圖



0.15% C 鋼塊の破面にして外殼より内部に向つて結晶の發達を示す (著者)

熔鋼を鑄型に鑄入する時は鋼は外周鑄型に接する所先づ凝固し所謂殻皮 (crust) を生じ漸次内部に向つて凝固を續け結晶は鋼塊表面に直角に中心に向つて發達すること第八十圖の如し。鑄鋼の儘の所謂鋼塊 (ingot) は其質緻密なること能はず、何となれば各結晶粒は熔體の場合に占めたる容積よりも小なる容積を占むるを以てなり、其他鑄鋼の凝固は表面より始むるを以て容積の收縮は未だ全く凝固せざる中心部に向つて働き中心部に空虛を生じ所謂パイプを形成し或は又熔融状態に於て溶解せられたる瓦斯或は燃焼瓦斯の熔鋼に接觸吸收せられたる瓦斯の凝固と共に再び泡出し氣泡を生ずる等の諸現象を伴ふを以てなり。

此他熔體に於て均一成分を有する鋼も凝固中析出によりて内外各部の化學成分一樣ならず、熔體に於て均一に分布せる炭素、硫黄、磷等の諸成分は何れも鋼塊に對し一樣ならず内外極めて不均一にして最初に凝固せる外部に比し最後に凝固せる中心部は常に多くの不純物を含有す、斯の如く鋼塊の緻密なるを妨ぐるパイプ、氣泡及析出等の諸現象は肉眼的組織の項に詳細述べれども鋼材處理に對する注意の第一歩と見る可し。

次に鋼の組織的關係に就て研究の歩を進めんとす。

鑄鋼の組織は凝固に於ける冷却程度極めて緩慢にして且つ又熔體より冷却するに何等の障礙を受けざるを以て結晶の發達完全にして粗大となり所謂常態組織 (normal structure) と異なる状態となる。故に是れを常態組織となすには加工或は再熱によりて粗大なる結晶粒を變更せざる可らず。

斯の如く鑄鋼は常態組織に比し常に粗大なる結晶を有するを以て是れより生ずる鋼の虛弱、靱性の缺乏或は脆弱等の諸缺點を有すること言を俟たず。

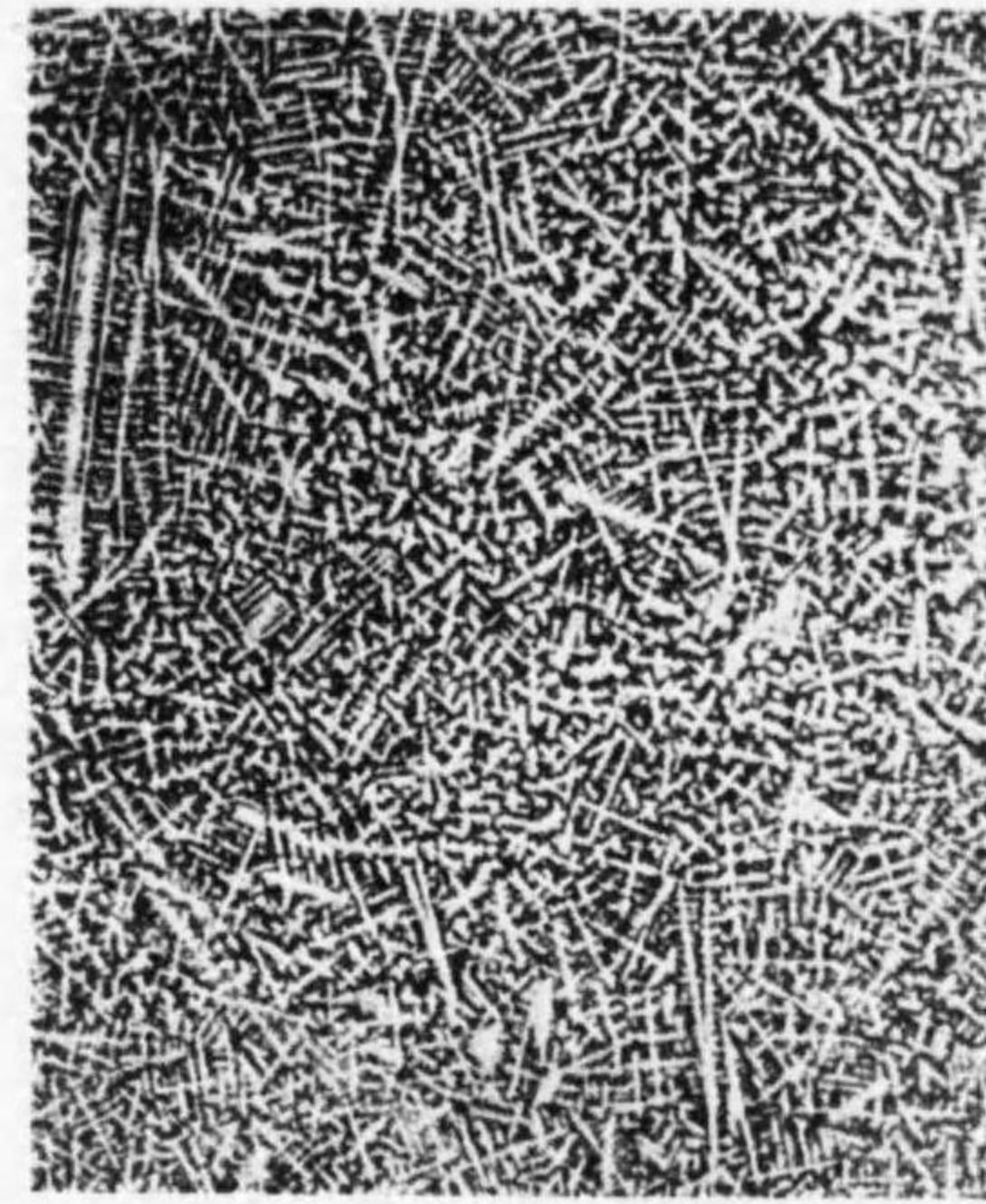
鋼の結晶

鋼の結晶に就てはベレウ (Beliew) の研究最も價値あるものなり、今同氏の説を引用すれば下の如し。

鋼の凝固期に起る結晶をベレウは一次結晶 (primary crystallization) と稱す、是れ鐵及炭素の固溶體 (大洲田樹枝狀結晶よりなるものにして總べての鋼は凝固後直ちに是等の樹枝狀結晶の互に錯雜して存在せるものなりと云ふ。

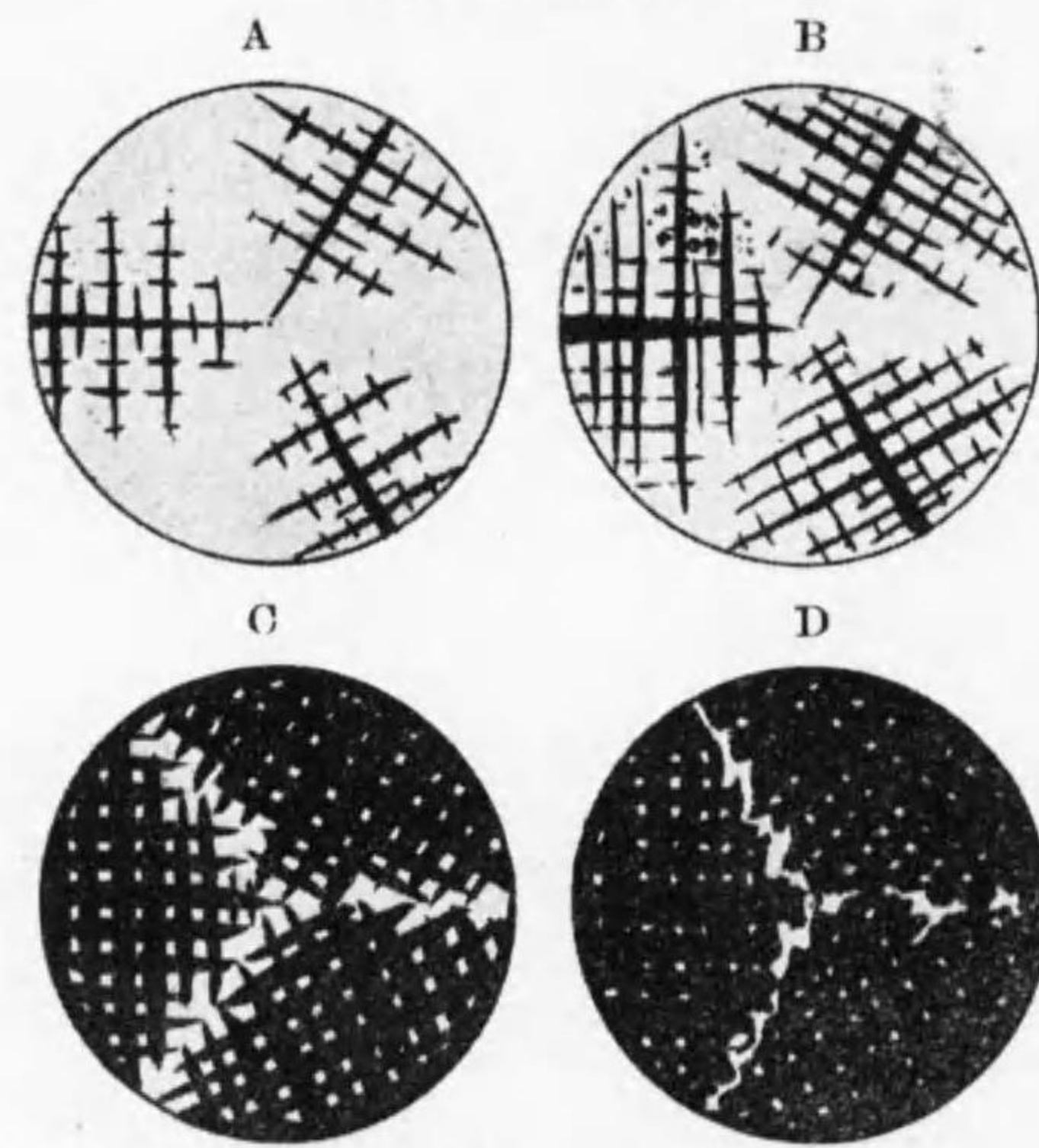
若し凝固中に未だ熔融状態にある母液を除去する時單一の結晶を得ること前にも述べたるが如し。八面體は鐵及鋼の結晶系なるが故に一次結晶たる樹枝狀結晶も八面體より成る。此結晶組織は試料を稀酸を以て長く腐蝕する時は明に肉眼を以て見ることを

第八十一圖



滿俺鋼の樹枝狀結晶

第八十二圖



三個の結晶粒の發達を示す

得べし。

第八十一圖は滿俺鋼の樹枝狀結晶を示し第八十二圖はステッドの作れる四個の結晶の發達の模様を示す。

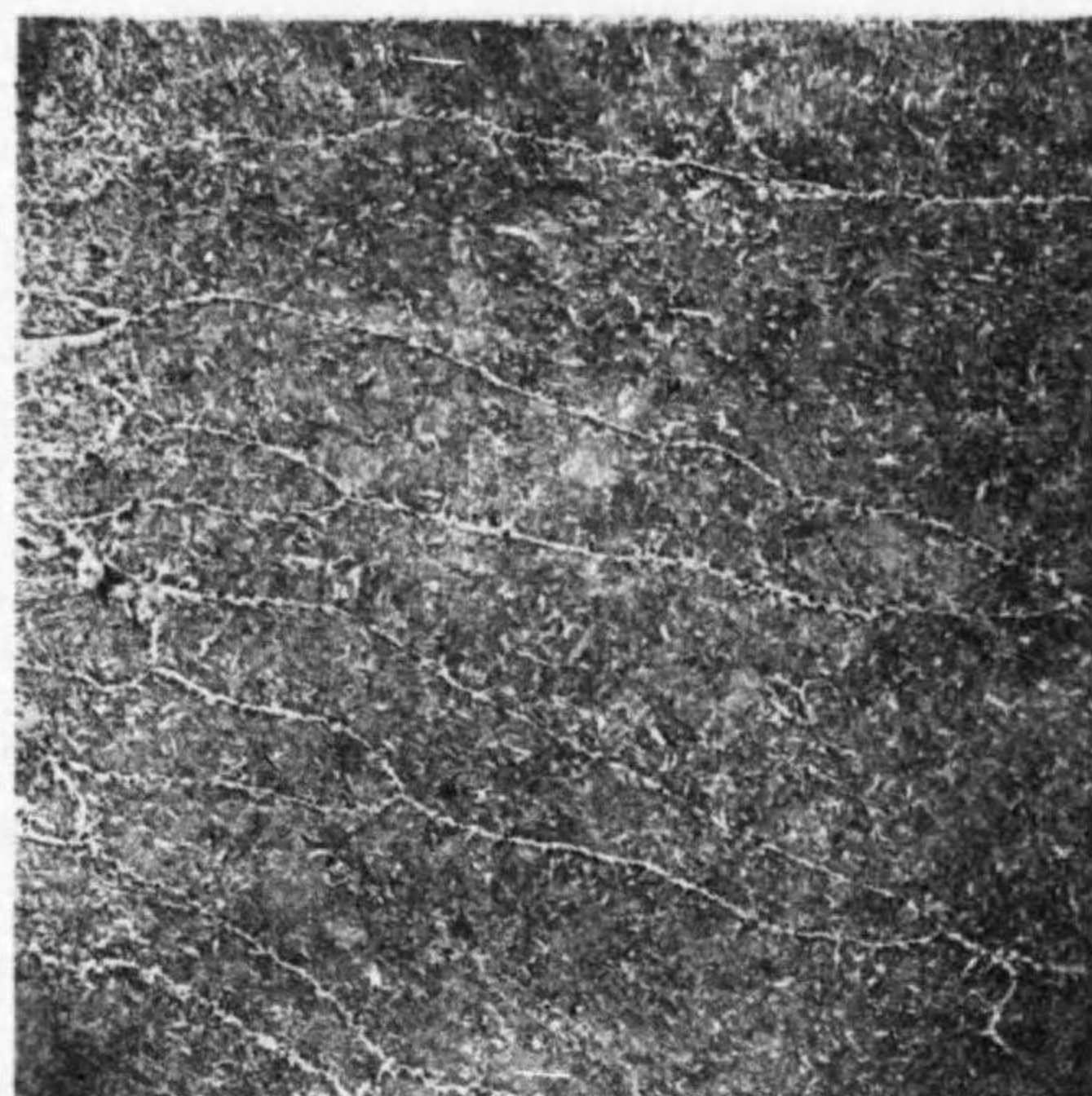
A に於て黑色に示すは漸次熔體より分れて晶出せる結晶にして母液は次第に炭素含量の多き熔體となる。C 及 D に於て白

色に表はるる境界線は熔融状態にある母液にして炭素含量多く且つ時により硫黄及磷をも多く含有す。熔鋼中の炭素の幾分を含有する微細なる樅樹狀の結晶は鑄型の冷き部分より漸次發達し結晶は

六面體の軸に相當する三つの方向に向つて枝を生じ、最も溶解し易き部分は各樹枝の間に保留せられて最後に凝固す。若し鋼中に磷或は硫黄の多量を含有する時は是等不純物は鋼の熔解點を低下するを以て最後迄熔融状態にあり、遂に炭素の殘量と共に最後に凝固す、而して餘分の炭素は鋼の凝固後擴散 (diffusion) して鋼の純粹なる部に入れども獨り硫化物及磷化物は其儘殘留するを以て最後に凝固せる部に多し(析出)。

凝固全く終るや鋼は直ちに結晶の合粒を始む、ベレウは是れを粒狀化 (granulation) と稱せり、此粒狀化は變態區域間之れを繼續し鋼は遂に夫々結晶核を有する小なる多數の八面體結晶粒より成る。而して是等結晶組織は普通大洲田組織と稱し鋼の未だ粒狀化區域 (granulation zone) 即ち變態點以上にある間の組織にして是れを鹽酸を以て腐蝕檢鏡する時は明に大洲田組織を認むることを得べし、高滿俺鋼或はニッケル鋼の如き合金は變態點を常溫以下に低下するを以て常溫に於て容易に斯の如き大洲田組織を認むることを得、一般に鋼を粒狀化區域 (granulation zone) に長く保留し且つ冷却速度を徐々にすれば變態點 A_1 に達する迄に大洲田益、發達して大となる。第八十三圖は炭素 0.31%、硅素 0.2%、滿俺 1.0% を有する鋼塊の大洲田組織の跡

第八十三圖

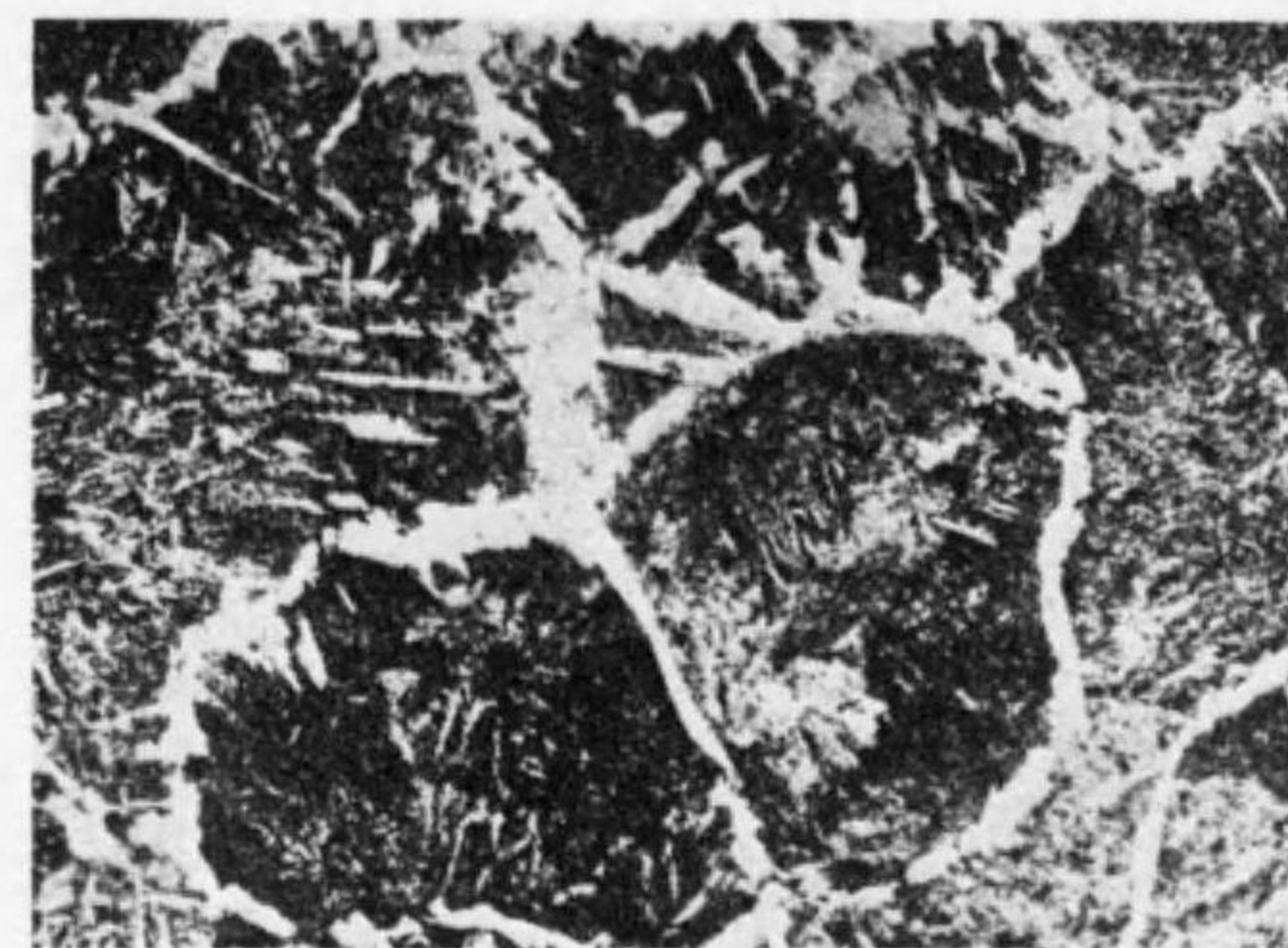


結晶粒 8倍

を示し左端は鑄型に接せる面にして冷却早かりし爲め結晶小にして漸次中心に進むに従ひ結晶大となる。鋼の變態區域を通過する時例へば亞共析鋼にありては過剰の地鐵,過共析鋼にありては過剰のセメ

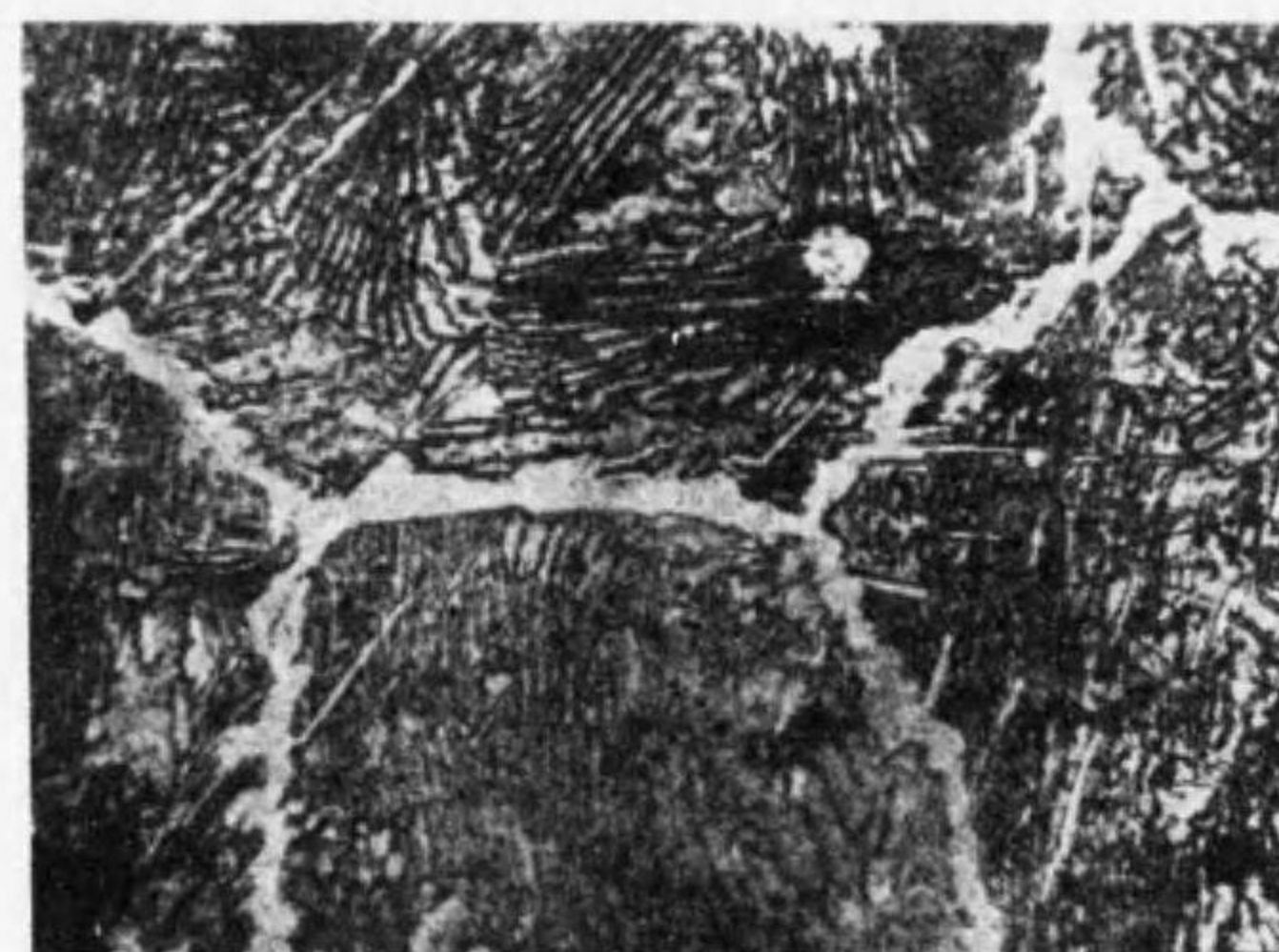
ンタイトは各々大洲田結晶より分離せられ遂に鋼がAr點に到り大洲田粒は全部波來土に變ず。斯の如く變態區域を通じて冷却中に地鐵或はセメンタイトの分離する結晶の變化を一次結晶に對しベレウは二次結晶(secondary crystallization)と云ふ。二次結晶に際し極めて緩慢なる冷却をなす時は共析成分に對し遊離地鐵或は遊離セメンタイトは大洲田結晶粒の境界に排出せられて冷却後所謂網狀組織となる。而して境界に表はるるは亞共析鋼にありては地鐵,過共析鋼にありてはセメンタイトなること勿論なり(第八十四圖及第八十五圖)。是等完全冷却後に於ける最後の組織は普通の腐蝕により認むる事を得。

第八十四圖



亞共析鋼 (65倍) 0.5% C

第八十五圖



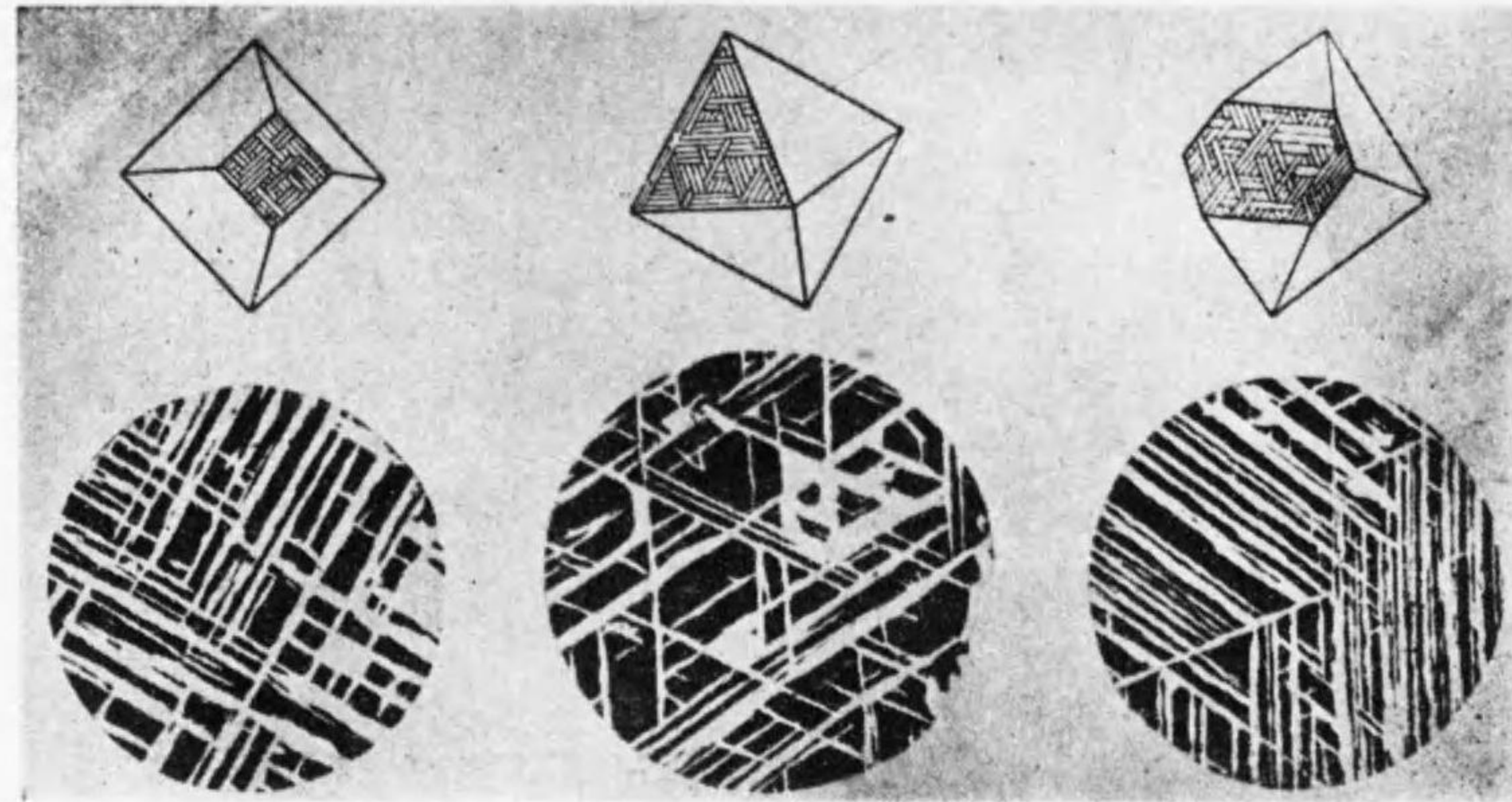
過共析鋼 (65倍)

若し二次結晶の起る間の冷却を速かにするときは過剰成分たる地鐵或はセメンタイトは大部分大洲田粒の劈開面の間に保留せらる。是れ冷却速度大なるため地鐵或はセメンタイトが各粒境界線に晶出するの餘裕なきによる。第八十四圖は即ち此組織にして三角形を呈するを其特徴とす。1808年ウィットマンステッテン

が始めて隕石中に此組織を發見せるを以て鑄鋼組織をウィットマンステッテン組織(Widmanstätten structure)と稱す。第八十六圖及第二百一圖はウィットマンステッテン組織にして結晶粒の各切斷面の組織を示し,第八十七圖は第八十六圖(一)及(二)兩面組織を表はす。

要するに鑄鋼の網状或は多泡状組織とは變態點即

第八十六圖



0.55% 炭素鋼

(一) 立方面に平行断面及其組織を示す

(二) 八面體に平行断面及其組織を示す

(三) 十二面體に平行断面及其組織を示す

第八十七圖



0.35% 炭素鋼塊
樹枝状組織 (第八十六圖(一)及(二)の組織を示す) (38倍)

ち Ar_3, Ar_{2-1}, Ar_{3-2} , 或は時に Ar_{cm} より Ar_1 迄) 温度に於て緩冷する時發達するものなり。而して鋼の粒状化區域に保留せらるること長き程、換言すれば凝固の終りと變態點の始めとの區域長き程、網状又は多泡状組織は大となり従つて波來土粒も粗大となる。

ウィッドマンステッテン組織は粒状化區域内に長く保留し且つ其區域の冷却を緩慢にし次に過剩成分(フェライト或はセメンタイト)の分離する高位變態點を比較的急速に冷却する時發達す。ウィッドマンステッテン組織は網状組織に比し一體に脆弱なり。

共析鋼の鑄鋼組織

熔解點以上即ち熔融状態にありては共析鋼も等しく鐵と炭素(或はセメンタイト)の熔體なれども凝固に際しては成分の變化なく其儘固溶體となり八面體の樹枝状結晶となる、而して Ar_{3-1} 點に到る迄は全體として大洲田的結晶なれども Ar_{3-1} 點を通過するや直ちに波來土に變ず、即ち高温に於て生ぜる大洲田組織は常温に於ては波來土組織なり。故に完全冷却後に認む

第八十八圖



共析鋼 (450倍)

る多面體組織は取りも直さず變態點以上に於て形成せられたる大洲田組織に他ならず(第八十八圖は大洲田組織を示す)。鑄鋼の儘の共析鋼は結晶粒粗大にして加工或は焼鈍せる同一鋼に比し脆弱にして靱性に乏し。

亞共析鋼の鑄鋼組織

亞共析鋼の組織成生の状態は既に第五十八圖に示せるが如く冷却に因り鐵及炭素の熔融状態より γ 鐵と炭素(或はセメントイト)の固溶體に移る、而して始め樹枝狀組織より大洲田組織に移り是等結晶粒の發達は變態點 Ar_{3-2} に到る間にあり。 Ar_{3-2} 點に達し大洲田組織の共析成分に對し、過剰なる地鐵は漸次析出せらるるを以て大洲田が Ar_1 點に達する時は全く共析成分となりし時にして Ar_1 點以下に冷却すれば大洲田は全部波來土に變じ分離せられたる過剰の地鐵は結晶粒の境界線に析出せられ或は又大洲田の劈開面に生ず。鑄鋼の儘の亞共析鋼は三様の組織を有す、即ち

- (1) 地鐵が大洲田の境界線に析出せる組織
- (2) 地鐵が大洲田の劈開面に析出せる組織
- (3) 地鐵の一部は境界線に一部は劈開面に析出せる組織是れなり。

長時高温に保留し變態點の冷却を急激にすれば地鐵は劈開面に析出し易く、加熱時間短かく冷却緩慢なれば地鐵は結晶粒境界線に發達し組織は網狀となる。

鑄鋼の儘の亞共析鋼の組織は一般に粗大なり、是れ即ち次の理由による。

- (1) 鑄鋼冷却緩慢なるにより大洲田發達し従つて波

來土粒の粗大なること。

- (2) 變態區域の冷却緩慢なるを以て地鐵の遊離を容易ならしめ従つて組織粗大となること。

亞共析鋼の如き地鐵の多量なるものを高位變態點より常溫迄冷却を緩慢になす時は地鐵の結晶を粗大となす。

鑄鋼せる亞共析鋼は組織殊に粗なるを以て加工或は燒鈍せられたる同一成分鋼に比し粘性 (tenacity) 及靱性に乏し。

今鑄鋼の儘の共析鋼と亞共析鋼の組織を比較せんに前者の波來土は後者の波來土に比し大なるものなれども破面より判ずる時は往々にして後者反つて粗大なり。斯の如く亞共析鋼(低炭素鋼)は其波來土粒小なるにも拘はらず破面の粗なる理由は全く地鐵の存在によるものにして比較的小なる波來土粒が粗大なる地鐵により包圍せられ或は又粗大なる地鐵粒の存在するを以てなり。故に亞共析鋼の破面により波來土粒の大きさ或は組織の粗密を判断する標準とならず、只地鐵の量及其分布状態を窺ふに過ぎず。殊に低炭素鋼に至りては波來土の量極めて少く而かも微細なる波來土となり存在するを以て破面結晶粒に及ぼす影響は全く地鐵によるのみなり。地鐵粒は其結晶

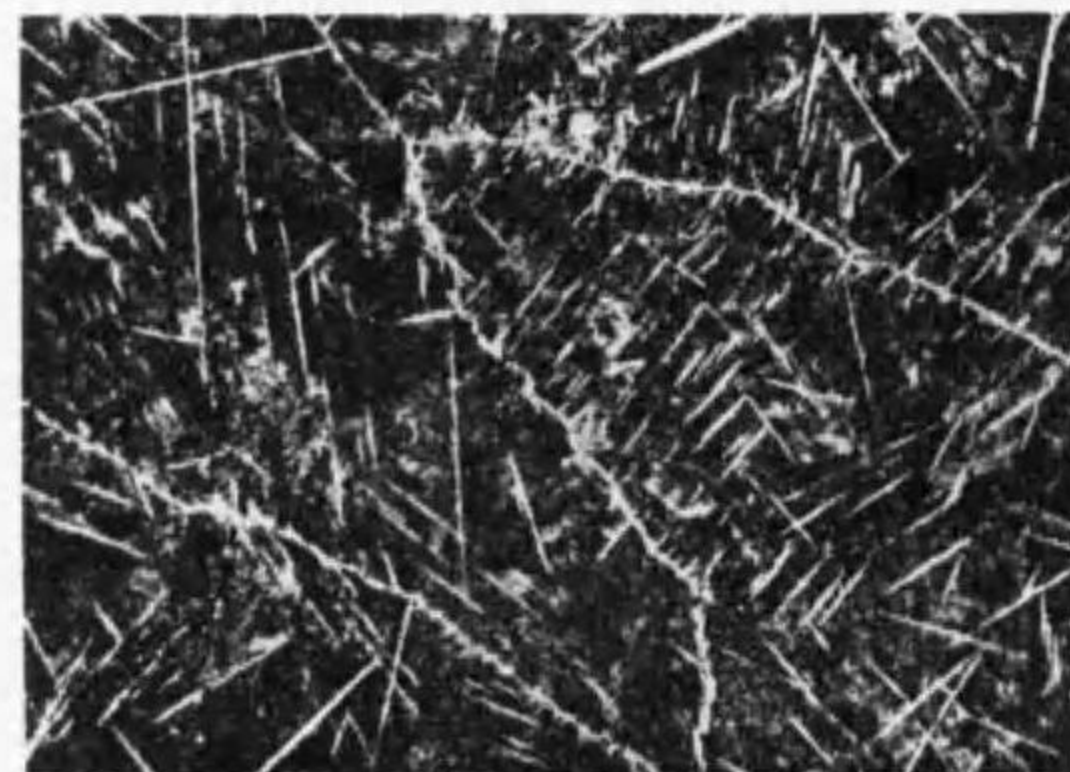
如何に小なるとも決して波來土の如く鋼の組織或は破面を緻密に爲す事なし。鋼の破面を検して炭素の多寡を判ずるは蓋し此應用なり。

過共析鋼の鑄鋼組織

過共析鋼の組織の發達は既に第五十九圖に示せるが如く凝固點及變態點 A_{cm} の間に於ては結晶粒は大洲田よりなる。 A_{cm} 點に達すれば大洲田よりセメンタイトの析出を始め $A_{r_{3-1}}$ 點に達して止む、此遊離セメンタイトは亞共析鋼の地鐵に相當するものにして其析出の模様次の如し。

- (1) 遊離セメンタイトは大洲田の境界線に析出す。
- (2) 遊離セメンタイトは大洲田の劈開面の間に出で亞共析品の場合に述べたる如く三様の組織をなす(但し此場合には地鐵の代りに遊離セメンタイトとなる)即ち

第八十九圖



過共析鋼 (網狀及直線狀白色セメンタイト)

部境界線に一部は劈開面に顯はるる組織是れなり(第八十九圖は(ハ)の場

- (イ)境界線に遊離セメンタイトを生ぜる組織
- (ロ)劈開面の中にセメンタイトを存する組織、及
- (ハ)遊離セメンタイトが一部境界線に一部は劈開面に顯はるる組織是れなり(第八十九圖は(ハ)の場

合の組織を示す)。

過共析鋼を長時間 $A_{r_{cm}}$ 及 $A_{r_{3-1}}$ の間に保留し變態點の冷却を急速にすれば劈開面に多くのセメンタイトを析出し、又加熱時間短かく變態點冷却も緩慢なれば結晶粒の境界線に多く析出す。遊離セメンタイトの析出は地鐵の場合と同様に組織及破面を粗大となす、故に鑄鋼の冷却を緩慢にせる過共析鋼は同様に冷却緩慢にせる共析鋼に比し結晶粗大にして而かも炭素鋼なる時は結晶益、粗大となる。

過共析鋼の組織及破面は一般に亞共析鋼に比し緻密なり、何となれば過共析鋼中の遊離セメンタイトは亞共析鋼中の地鐵に比し其量少きによる。

共析品成分 (0.85% 炭素) より漸次炭素の量減ずるに従ひ地鐵の量速かに増加すれども、反對に共析鋼に炭素増加する場合は遊離セメンタイトの増加する量甚だ緩慢にして而かも多量の炭素を含有するにも拘はらず遊離セメンタイトの量少し。例へば 0.5% 炭素鋼は 40% 地鐵を含むを以て其組織及破面は粗なり、反之 1.25% 炭素鋼は僅かに 6.4% 遊離セメンタイトを含むに過ぎざるを以て其組織及破面は比較的緻密なり。

第九十圖は各炭素の含有量を有する鋼の波來土組織或は地鐵又はセメンタイトの析出の有様を説明す