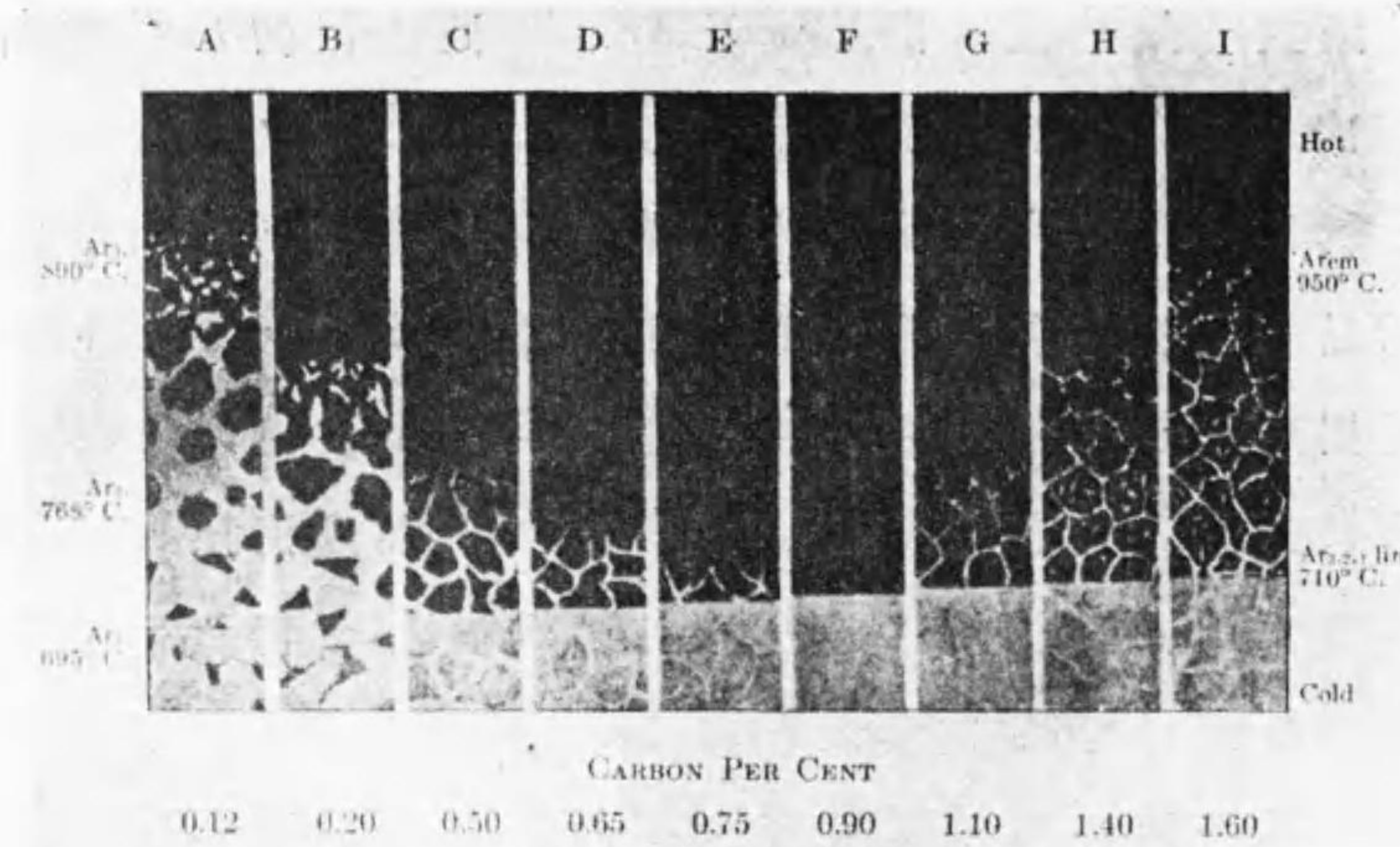


第九十圖



フェライト及セメンタイトの變化を示す

るものなり。

A, B, C, D 及 E は漸次炭素含有量を増加せる亞共析鋼にして F は共析鋼成分の鋼, G, H 及 I は過共析鋼なり。圖により明なるが如く

- (イ) 亞共析鋼に於て炭素を増加するに従ひ地鉄白色部の固溶體黑色部より析出さるる溫度は漸次低下し (Ar_3 或は Ar_{3-2} 點) 析出されたる地鉄の量を減少す。
- (ロ) 過共析鋼にありては炭素の増加するに従ひセメンタイトは大部分析出せられ溫度の上昇に (Ar_{cm} 點) 従ひ其量を増加す。
- (ハ) Ar_1 或は Ar_{2-1} 點に於ては殘餘の固溶體黑色部は

全部波來土(一様に白色なる部)に變ず。

- (ニ) Ar_1 點以上に於て存在せる粗大なる大洲田組織は Ar_1 點以下に於て粗なる波來土組織となる。
- (ホ) 0.5%炭素或は其以上の場合には過剰の成分は往往波來土粒を圍み所謂網狀或は多泡狀組織を作る。以上述べたる鑄鋼組織を明示するためハウ (Howe) は特にインゴチズム (ingotism) の名稱を附せり。

第二章 鋼の鍛錬

鋼の鍛錬とは鋼を常温即ち變態點以下に於て或は高熱状態即ち變態點以上に於て機械的に處理することを言ふ。然れども高熱鍛錬に對する温度は各其性質に應じて一樣ならず、而して前者を低温鍛錬、後者を高温鍛錬と稱す。機械的處理法の主なるものは鍛錬、壓延、牽引及鍛銼等とす。

第一節 冷間加工 (cold working)

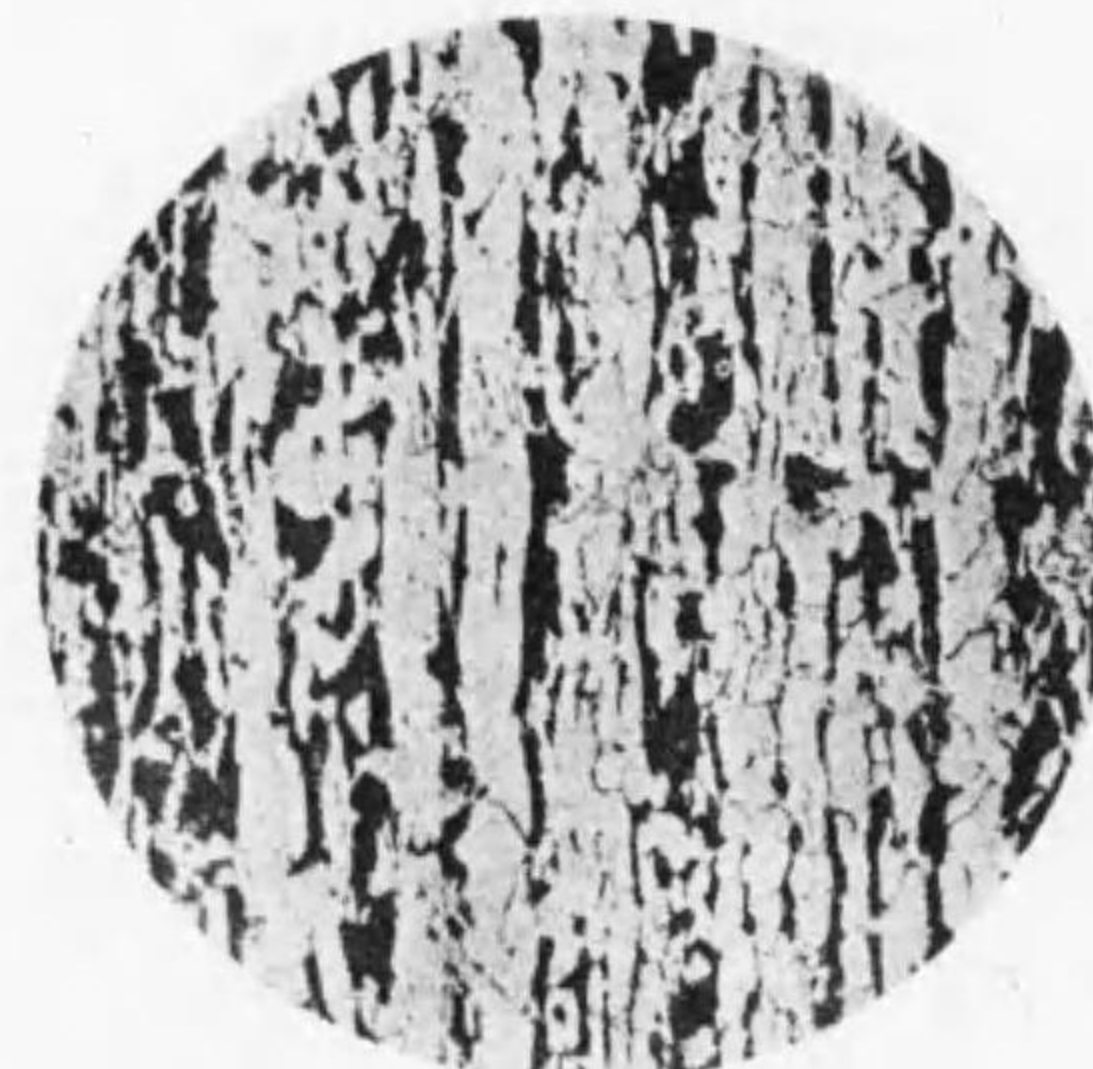
茲に冷間加工と云ふは變態點以下の温度に於ける加工の意味にして時に常温に於て行ふ。

冷間加工に由り鋼の性質に及ぼす影響は熱間加工の場合に比し甚だしき相違あること變態區域以上の鋼の状態と變態區域以下に於ける状態との相違を知らば自ら明白なるべし、即ち常温に於て可鍛性乏しき組成分も是れを變態點以上に加熱する時甚だしく其可鍛性を増す。是れ即ち冷熱加工の性質上の相違を生ずる根本なり。

冷間加工の容易なるものは純金屬に近い固溶體例へば極軟鋼の如き常温に於て可鍛性を有するものなり。冷熱加工の影響を組織上より見るに變態點以上に於て鐵及炭素の固溶體なるものが變態點以下に到

れば地鐵及セメントタイトの機械的混合物(波來土)となり、且つ固溶體が變態點に冷却せらるる間結晶の發達すること既に述べたるが如し。熱間加工は即ち變態點以上に於ける加工なるを以て自然結晶の發達を阻害す可く従つて結晶粒は小となる。然るに冷間加工なれば變態點以下に達し結晶は充分發達形成せられ所謂波來土組織に變ぜる後なるを以て結晶の發達を加工によりて妨ぐる事なく従つて冷間加工せられたるものの結晶の大きさは變態點通過前に於ける結晶の大きさに相當するか或は變態區域の冷却速度に因りて決定せらる。されば冷間加工の結晶に及ぼす影響とは主に此混合組織(波來土)の結晶を鍛錬或は壓延の方向に伸張し因つて結晶に歪を生ずることとなり、而

第九十一圖



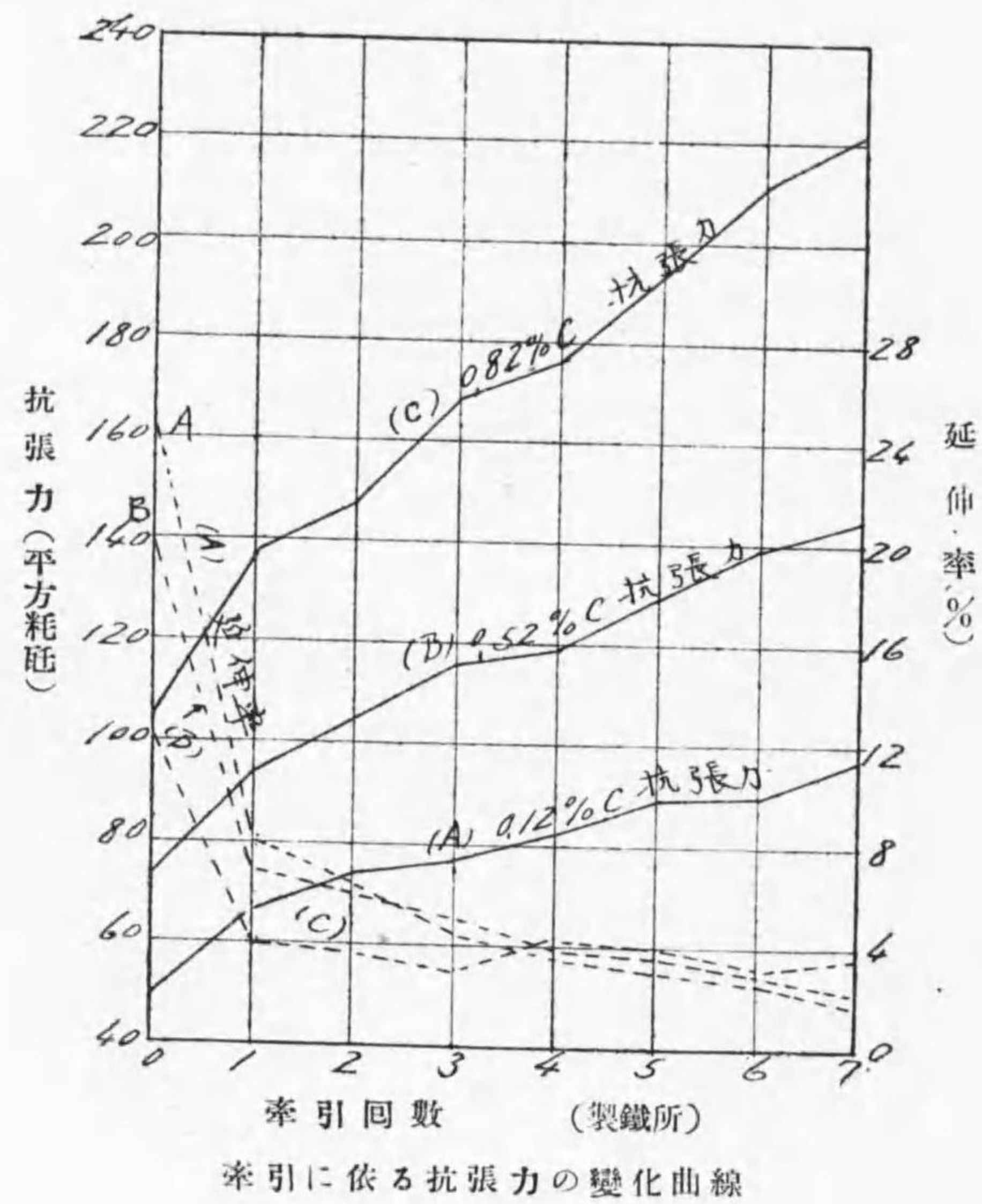
亞共析鋼 冷間加工 (100倍)

第九十二圖

軟鋼線 冷間にて一回牽引
(0.27% C 330倍)

して歪は鋼の粘性を減じ鋼質を脆弱ならしむ。第九十一圖及第九十二圖は冷間加工による組織の影響を示す。冷間加工に因りて生ずる歪の程度は加工中の温度變態點に近き程少く温度の降下に従つて強く常温に至りて最も甚だし。冷間加工の内牽引加工は鍛錬或は壓延に比し鋼に及ぼす影響著しく彼の鋼線製造に於ける冷間牽引の如き其好例なり。牽引加工と

第九十三圖



は各大きさを異にする引抜孔(dies)を通じて鋼材を冷間に牽引するものなり。故に此加工により材質を甚だしく硬化し且つ結晶粒も甚だしく破壊せらる。第七表は冷間加工による抗張力及延伸率の變化を示し第九十三圖は是れを圖示せしものにして牽引回数の増加と共に抗張力を増加し延伸率を低下するを知る。

第七表

試料符號	成分				
	炭素	硅素	滿 侖	磷	硫 黄
A	0.12	0.025	0.38	0.025	0.022
B	0.52	0.152	0.69	0.017	0.033
C	0.82	0.389	0.32	0.023	0.014

機械試験

符號	炭素量 (%)	抗張力 延伸率	素材	1回 牽引	2回 牽引	3回 牽引	4回 牽引	5回 牽引	6回 牽引	7回 牽引
A	0.12	抗張力 (平方毫米)	49.9	67.5	74.1	77.1	82.0	89.5	90.6	97.8
		延伸(%)	24.5	8.2	6.7	4.5	3.5	3.0	2.5	1.8
B	0.52	抗張力 (平方毫米)	72.8	93.5	105.9	116.3	119.3	129.9	138.8	145.0
		延伸(%)	20.0	7.0	6.2	5.2	3.8	3.5	2.7	2.3
C	0.82	抗張力 (平方毫米)	105.5	138.4	148.1	168.9	176.1	192.9	211.5	222.4
		延伸(%)	12.0	4.0	3.5	3.0	4.0	3.7	3.0	3.5
試料直徑 (mm)			6.35	5.5	4.7	4.0	3.4	2.9	2.5	2.08

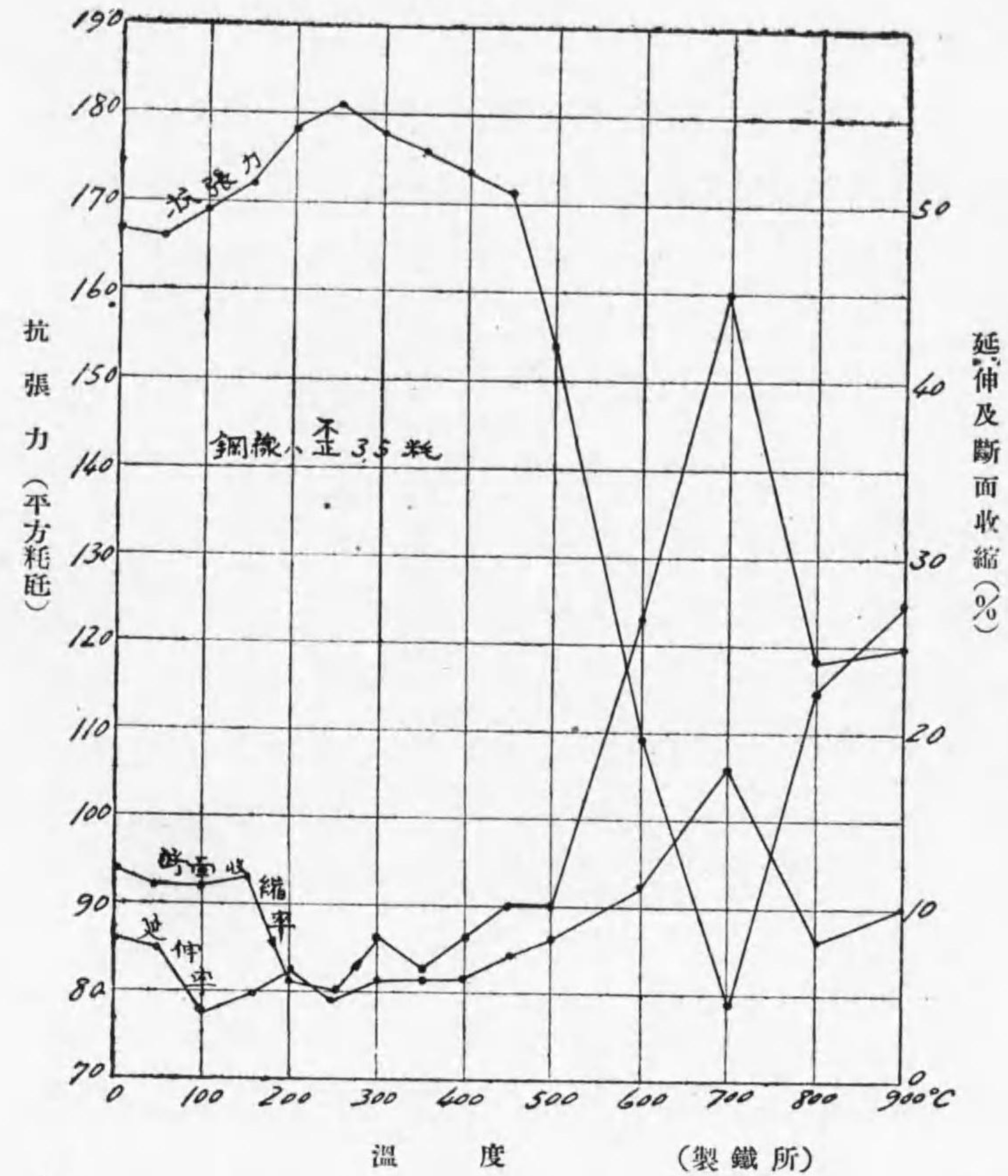
冷間加工によりて生ぜる歪或は脆性を減ぜしめんが爲めには後章に述ぶる焼鈍(annealing)を行はざる可らず。第八表は冷間牽引せる鋼線の焼鈍せる結果を示し第九十四圖は是れを圖示せるものなり。焼鈍温度の増加に従ひ抗張力を減じ延伸率を恢復するを見る、但し300°C附近に於ては反つて抗張力の増加するを見れども此理由に關しては未だ説明せられず。700°Cより900°Cに於て抗張力の急激に増加せるはA₃變態の結果なり。

第八表 冷間加工せる鋼線の焼鈍による物理的性質の變化

區分	冷間加工の儘	化學成分											
		炭素	錳	矽素	磷	硫黃	50°C	100°C	150°C	200°C	250°C	300°C	350°C
抗張力(耗胚)	167.3	166.3	169.0	172.0	178.4	181.2	178.0	176.0					
延伸(%)	8.0	7.5	3.8	4.8	6.2	4.5	5.5	5.7					
断面收縮(%)	12.2	10.8	11.0	11.6	6.0	4.7	8.0	6.3					

400°C	450°C	500°C	600°C	700°C	800°C	900°C
173.3	171.3	153.9	109.0	79.2	115.1	126.3
5.7	7.2	8.2	11.2	18.2	8.0	10.0
8.3	10.1	10.1	25.6	44.9	23.9	24.7

第九十四圖



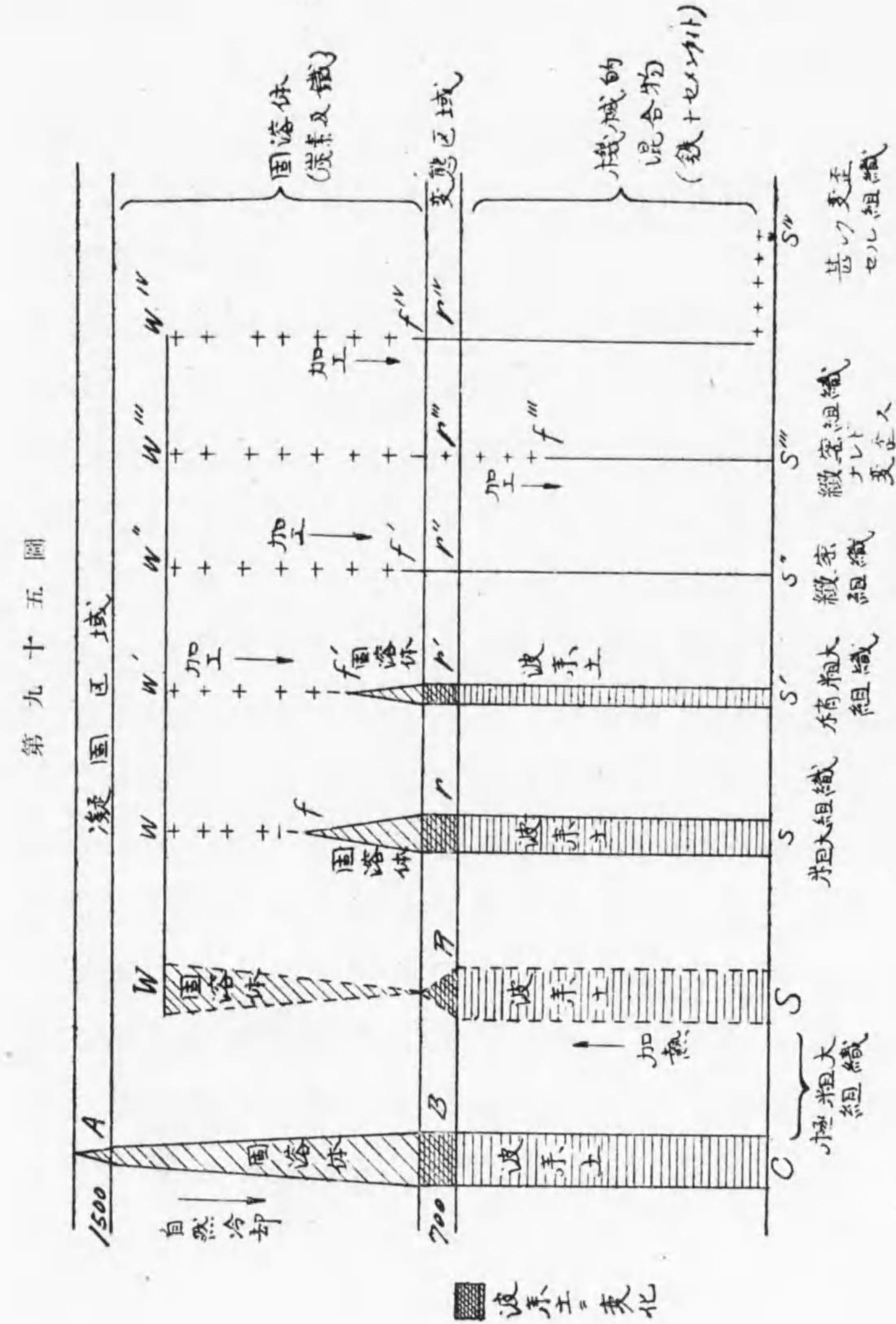
以上の如く鋼は冷間加工によりて甚だしく其性質を變じ弾性界、抗張力及硬度を増加し粘性(ductility)を減じ又密度を減じ透磁性(magnetic permeability)、残留磁氣(remanence)を減じ抗磁力(coercive force)を増し電氣抵

抗及酸に對する溶解度を増す、只此熱に對しては何等の影響なきが如し。

尙加工による硬化性に關してはバイルビー (Beilby) の説によれば結晶間に生ずる非晶性層 (amorphous layer) の生成によると云ふ。實際是等を檢鏡する時結晶は歪を生じ冷間加工の度甚だしき時は恰も其結晶消滅せるが如く見ゆることありと云ふ。但し近時發達せるX線により研究すれば如何に結晶に歪を與ふるとも結晶性を失はざるを知る。

第二節 熱間加工 (hot working)

熱間加工とは變態點以上にして未だ粘性を有する溫度に於て或は鋼塊を或溫度又は常溫より變態點以上に再熱し加工することを云ふ。但し鋼塊の加工溫度に關しては之れを加工溫度に於て直接加工するも一度常溫に冷却せるものを再熱加工するも其間何等の相違なし。されば本章に於ける熱間加工とは總べて一度常溫に冷却せるものを變態點以上に再熱せるものとす。第九十五圖は熱間加工による組織の影響を示す、圖中復線を以て表はせる部は冷熱に對する變態區域にして且つ區域内には三個の變態點を含むものとす。凝固區域も同様復線を以て示せり、影線に示す面積幅は種々の取扱に對して有する晶品の大きさを



表はし面積が一線により表はされたるは結晶粒の甚だ小となれるを意味す。

今鋼塊がAに於て凝固する時結晶粒を静かに緩冷すればB區域に達する迄増大し變態點 A_1 を通過する時大洲田は波來土に變じ炭素の含量に應じ地鐵或はセメントイトを分離す、B點以下に於ては結晶粒の大きさ一定なるを以てCの幅を以て結晶の大きさを表はすことを得べし。普通鑄鋼の儘の粗粒(Sの幅)を有するものをSよりRまで再熱し變態區域を通過すれば波來土組織は極めて緻密なる固溶體に變ず、然れ共斯の如き變態點直上に於ては加工に對し充分の粘性を有せず且つ加工中冷却するを以て充分の熱の餘裕なし。故に熱間加工に對する加熱は充分なるを要し、例へば $1,200^{\circ}$ 或は以上なるを可とす。圖に於てWにて表はせる點は即ち是等熱間加工に適當なる溫度とす、RよりW迄加熱する時は結晶粒の増大する事圖によりて明なるべし。然れ共高壓或は衝擊を加ふる時は新しき結晶粒の成生を妨げ反つて此結晶を破壊す。何となれば結晶の發達は静かなる冷却を必要條件とすればなり。今溫度を變態點以上例へばfにある時加工を中止し自然冷却に任すとせば直ちに結晶を始めfよりr點即ち變態點に達する迄之れを繼續しr點

に於て組織は波來土に變じ尙成分に應じ地鐵或はセメントイトを分離す、而してSの幅は此時の結晶の大きさなり。此時の組織鑄鋼の儘の其れに比し稍小となれども尙未だ相當の大きさを有す、漸次加工中止の溫度低下するに従ひ結晶は益、小となり反對に高溫度に於て是れを止むれば結晶は大となる。

第三節 仕上溫度 (finishing temperature)

加工の終る時の溫度を仕上溫度と云ふ、上に述べたる事實よりして同一鋼質の結晶粒の大きさを變ぜんとするには蓋し仕上溫度によらざるべからず、例へば加工を變態點に近きf'迄繼續すれば大洲田粒は緻密となる、依つて最後の結晶即ち波來土は小となる(s'にて表はす)。仕上溫度尙低くf''に達すればs''に於ける結晶は甚だ小となる、益、溫度を低下し變態點以下即ち'''に達する時は變態區域に於ける結晶は全く妨げられ結晶は細緻となり而かも冷間加工となるを以て前述の如く歪を生じ鋼は遂に粘性を失ひ脆性となる。是れ熱間加工に對する仕上溫度は常に變態點以上なる可きを物語る。

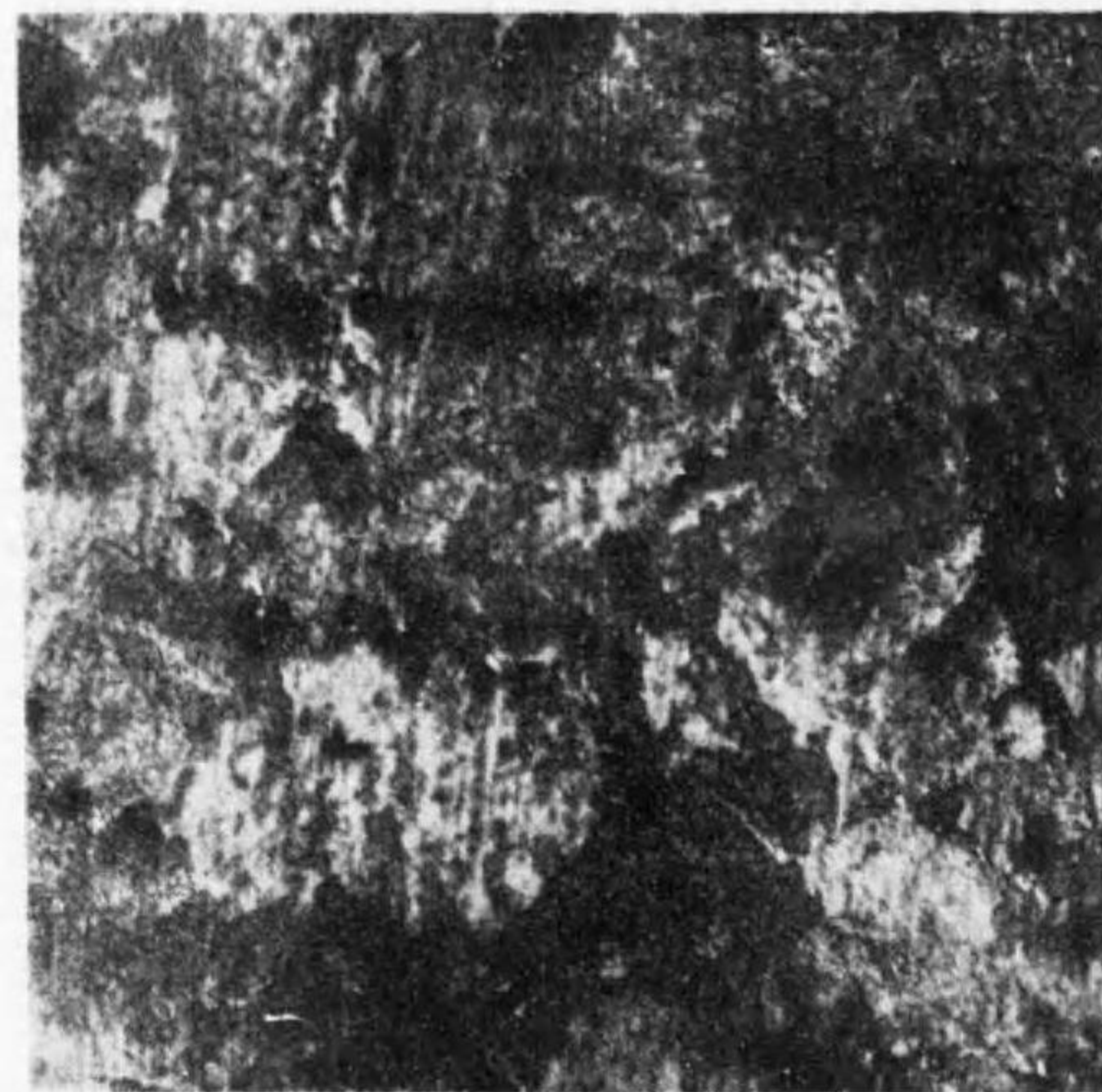
熱間加工による各種鋼の組織

(1) 共析鋼 (炭素0.85%)

今共析鋼(變態點 $A_{0.1}$)を殆んど其變態點に近きf'迄

加工したりとせば其組織は微細なる大洲田組織となる。之れを静かに冷却し r'' に達すれば微細なる波來土に變ず、即ち仕上温度を變態點直上に留むれば共析鋼は加工のみにより微細なる組織となる。然るに是

第九十六圖



共析鋼 (熱間加工) 100倍

れを變態點より相當高さ f 迄加工し放冷するとせば大洲田は A_{3-1} に至る間に漸次増大し r 點に達し大洲田は全部 S に示す如く粗大なる波來土となる。以上の如く最後の結晶粒の大きさは加工の終る温度に比例す、第九十六圖

は熱間加工せる共析鋼の組織を百倍大せるものなり。

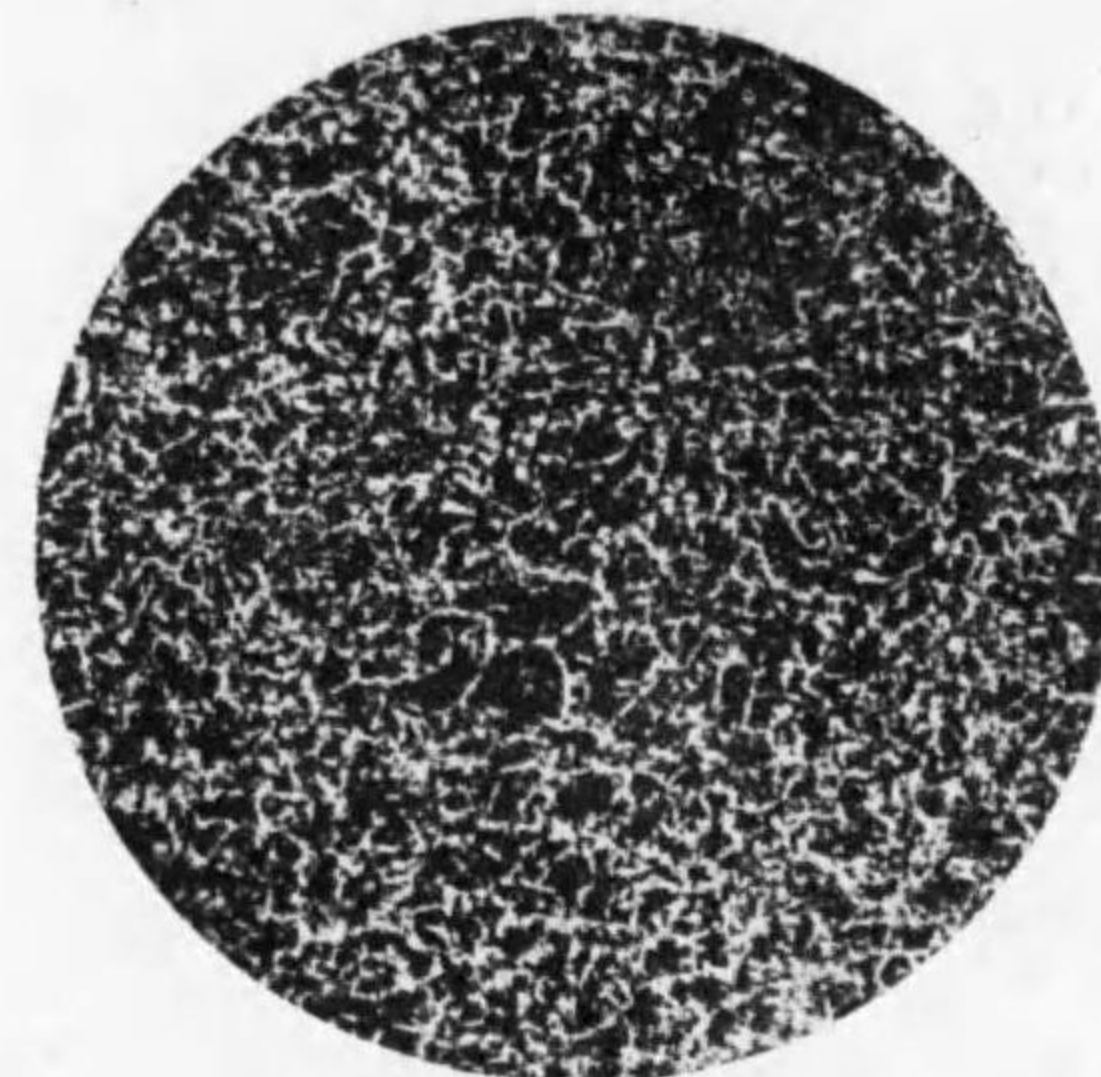
(2) 亞共析鋼 (炭素含量 0.85% 以下)

亞共析鋼を其變態點の直上 r'' まで加工し之れを放冷すれば大洲田は細粒となり r'' に於て波來土に變じ過剰の地鐵を分離す、若し高温度に於て加工を中止すれば網狀組織となる。地鐵は多くは波來土(時に粗粒波)の結晶を包み網狀組織となり、仕上温度高き程網目

大なり。然れども炭素含量 0.3% より少きものにおいて地鐵の割合多きを以て其組織は地鐵に波來土粒散在し網目一體に細かなり。

(3) 過共析鋼 (炭素含量 0.85% 以上)

第九十七圖



過共析鋼 (1.5% C) 175倍
(熱間加工し變態點近くにて仕上)

過共析鋼を變態點の直上 r'' 迄加工し之れを放冷する時は大洲田の細粒は變態點を通過する時波來土に變じ過剰のセメンタイトを遊離する事第九十七圖の如し、然るに若し加工温度相當高さ f とせば最後の波來土組織は粗大にしてセメンタイトは波來土境界線に集り網狀組織となる、而して此網狀組織の大小は仕上温度に比例す。

亞共析及過共析鋼の網目を強度に擴大し良く是れを檢鏡するに一定の成分を有し且つ地鐵及セメンタイトの交互平行層なる所謂波來土の特性を顯はさず、網狀組織は不明瞭にして平面より寧ろ塊狀を呈すること第九十八圖に示す如し。是れ大洲田より地鐵及セメンタイトが全然遊離せず共析成分たる可き波來土中に抑留せられたるものにして斯の如く不完全に

發達せる波來土を特に粗粒波(sorbite)と稱す。

粗粒波の生ずる理由は變態區域の冷却急速にして地鐵及セメンタイトが薄層狀に晶出するの餘裕なく且つ又亞共析或は過共析に對しては地鐵或はセメンタイトの分離する

時間なき故なり。小なる鋼片を熱間加工し空中放冷をなす如き場合に冷却比較的急速となるを以て往々にして波來土を生ぜず粗粒波組織となることあり。粗粒波の成生及其性質については後に詳述すべし。

第四節 機械的精鍊 (mechanical refining)

以上述べたる事よりして適當なる仕上溫度を選び鋼を加工する時は其組織を良好ならしむることを知るべし。

而して仕上溫度の測定は溫度計を以てすれば正確なる溫度を測定し得れども只其困難なるは熱度計によりては外見上の溫度測定に止まり充分鋼の内外の溫度を知ること能はず。冷却に因り外部は既に變態點に達せるに中心部は未だ變態點以上の熱度を有す

第九十八圖



熱間加工せる組織 0.5%C
(350倍)

る事あり、故に若し外部の溫度を仕上溫度の標準とすれば中心部の結晶は粗大となり、是れに反し中心部の適當なる溫度を採れば外部は既に冷間加工となる如き缺點を免かれず、されば單に熱間加工によりて鋼全體を一様なる組織となす事言ふ可くして行ふ事難し。殊に大なるものの加工に於て然りとす。然れども組織の精鍊と云ふ意味より解すれば鑄鋼の儘の組織に比し良好なるや言を俟たず。

斯の如く加工により鋼質の精鍊をなすことを熱精鍊に對し機械的精鍊 (mechanical refining) と稱す。

實際作業に於て熱間加工の仕上溫度の選擇と云ふは加工せんとする物の中心部の溫度低きに失して冷間加工とならざる程度を云ふ。

以上の如く仕上溫度の高低は實に鋼質に對する製品としての價值を左右するものなれば是れに對し常に充分注意を拂ひ加工の容易なるの故を以て徒らに溫度を高め仕上溫度の如きを度外視して顧みざる如き事なきを要す。尙軟鋼等に對し熱間加工により氣泡 (blow holes) を融着し又變歪を除去するの利あり。

第三章 鋼の熱錬

第一節 焼鈍 (annealing)

焼鈍の目的

工業其他に利用せらるる鋼の焼鈍の目的は(1)鋼を軟化し因つて機械加工を容易ならしめ(2)澱滓或は加工等に因りて生ぜる内部歪を軽減し(3)或は結晶粒を精錬し不均一なる粒を等齊ならしめ同時に粘性を増加せしむる等主なる點なりとす。即ち豫め鋼の受けたる物理的變化を熱處理によりて適當に舊復せしむるを言ふ。焼鈍は主として冷間加工を受けたる鋼に利用せらるれども又熱間鍛錬せられたる鋼にして仕上温度高き爲めに結晶粗鬆にして且つ不均等質なることあるを以て往々焼鈍の必要あり。但し冷間牽引鋼線にして非常に高き降狀點もしくは抗張力を要し粘性を顧みざるスプリング材、ピアノ線(樂器用)或は鐵索等のごとき物は冷間加工のまゝ使用するを普通とす。

鑄鋼物の如く粗鬆なる組織のものも又常に焼鈍の必要あり。

焼鈍法

焼鈍の操作は次の三段に分つ事を得べし。即ち

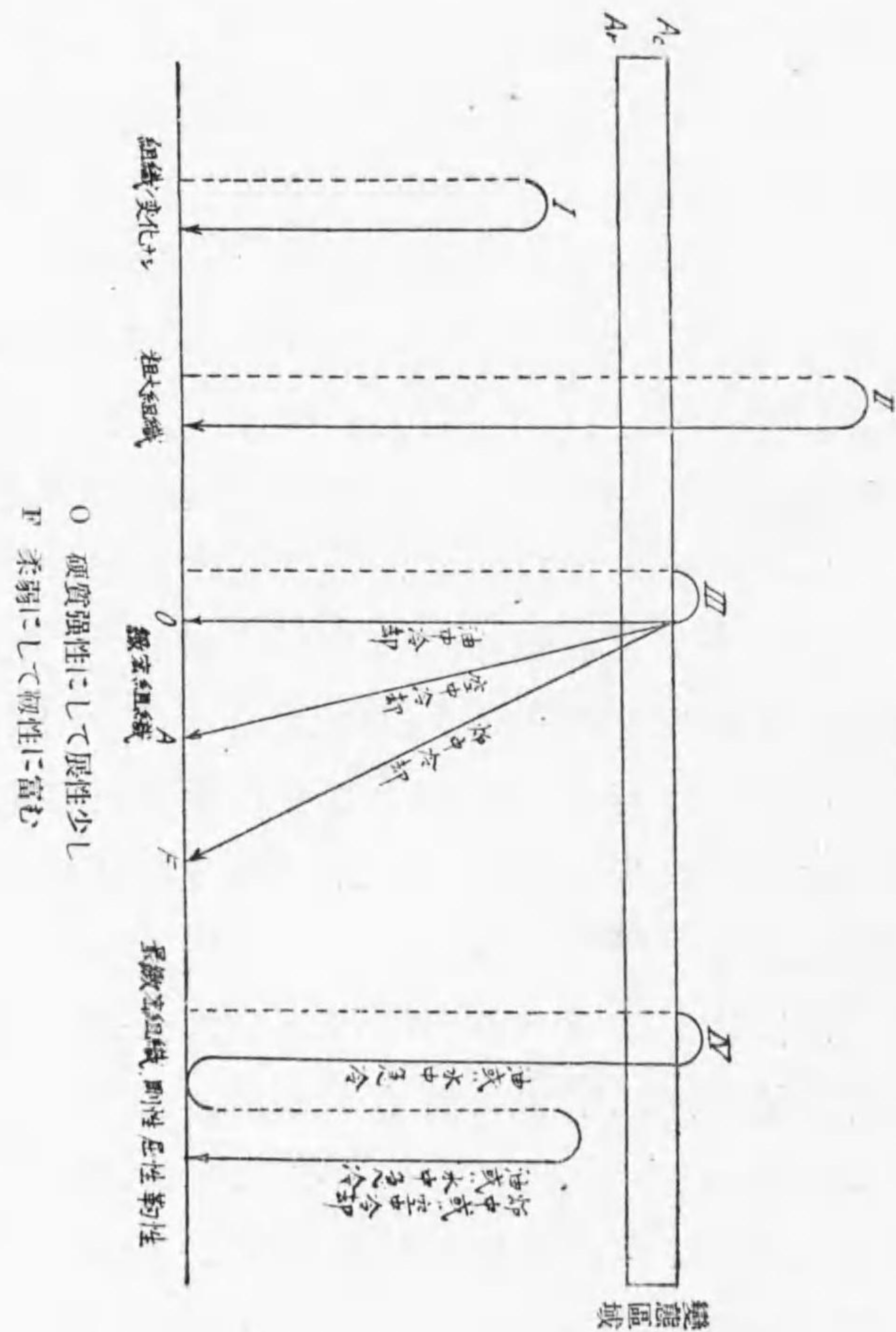
- (1) 鋼を或一定温度に加熱すること。
- (2) 其温度に於て一定時間保管すること。
- (3) 焼鈍温度より大気温度に冷却すること。

今各段に就き夫々記述せんとす。

(1) 加熱

焼鈍に對する加熱は鋼の化學成分或は物理的状態に關せず常に徐々に且つ均等なる熱の分布を心懸けざる可らず。然れ共加熱温度に對しては鋼の物理的状態如何によりて多少の加減を要すべく、例へば鋼の硬度、脆弱度及内部歪多き場合には加熱の方法により反つて鋼を害する事あり。されば鋼の状态に鑑みて龜裂或は其他の害を受けざる様注意せざる可らず、故に此種の鋼に對しては須く急熱を避け豫熱するを要す。次に加熱温度を考ふるに既に述べたるが如く鑄鋼せるもの或は壓延又は鍛錬せるもの(波來土組織)を熱するに當り其温度變態點(A_{c1})以下なる時は結晶粒其他組織は何等の變化を受けず、従つて焼鈍の效果を生ぜず。冷間牽引による粘性の損失を恢復せんが爲め往々鋼を變態點以下に加熱することあれども是れ嚴格なる意味に於ける焼鈍に非ず。但し後に述ぶる如く冷間加工せる亞共析鋼を變態點直下に加熱し以て鋼の變歪組織を常態に復する場合は例外なりとす。

加熱溫度變態點 A_c1 を通過する時は波來土組織は全く均等なる固溶體に變じ豫め存在せる組織は消滅す、而して此間に於ける鋼の組織は緻密にして殆んど非結晶組織を呈す。

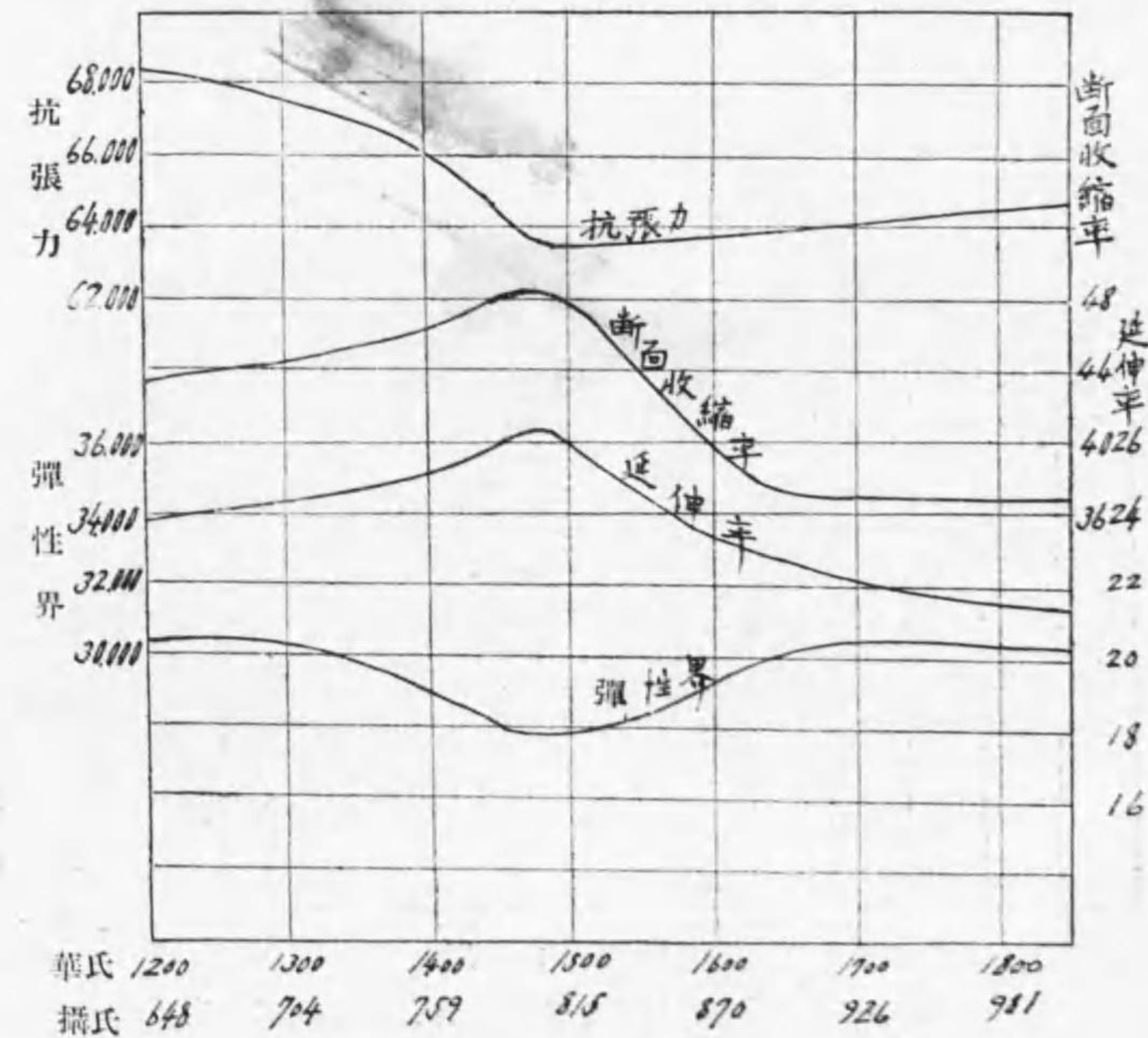


第九十九圖

第九十九圖は鋼の燒鈍を示す線圖にして I は加熱溫度變態點以下にあり何等組織的變化を生ぜざるを示す。

次に鋼を變態點より甚だしく高温に加熱する時變態區域に於て微細なりし結晶は溫度に比例して増大し緩冷するも尙粗鬆なる組織となり(第九十九圖 II は之れを示す)遂に鋼の強さを減じ其他鋼の物理的性質に及ぼす影響亦大なり。即ち溫度變態點以上に上昇するに従ひ抗張力を稍増加し變態點以上 80 乃至 90°

第一百圖

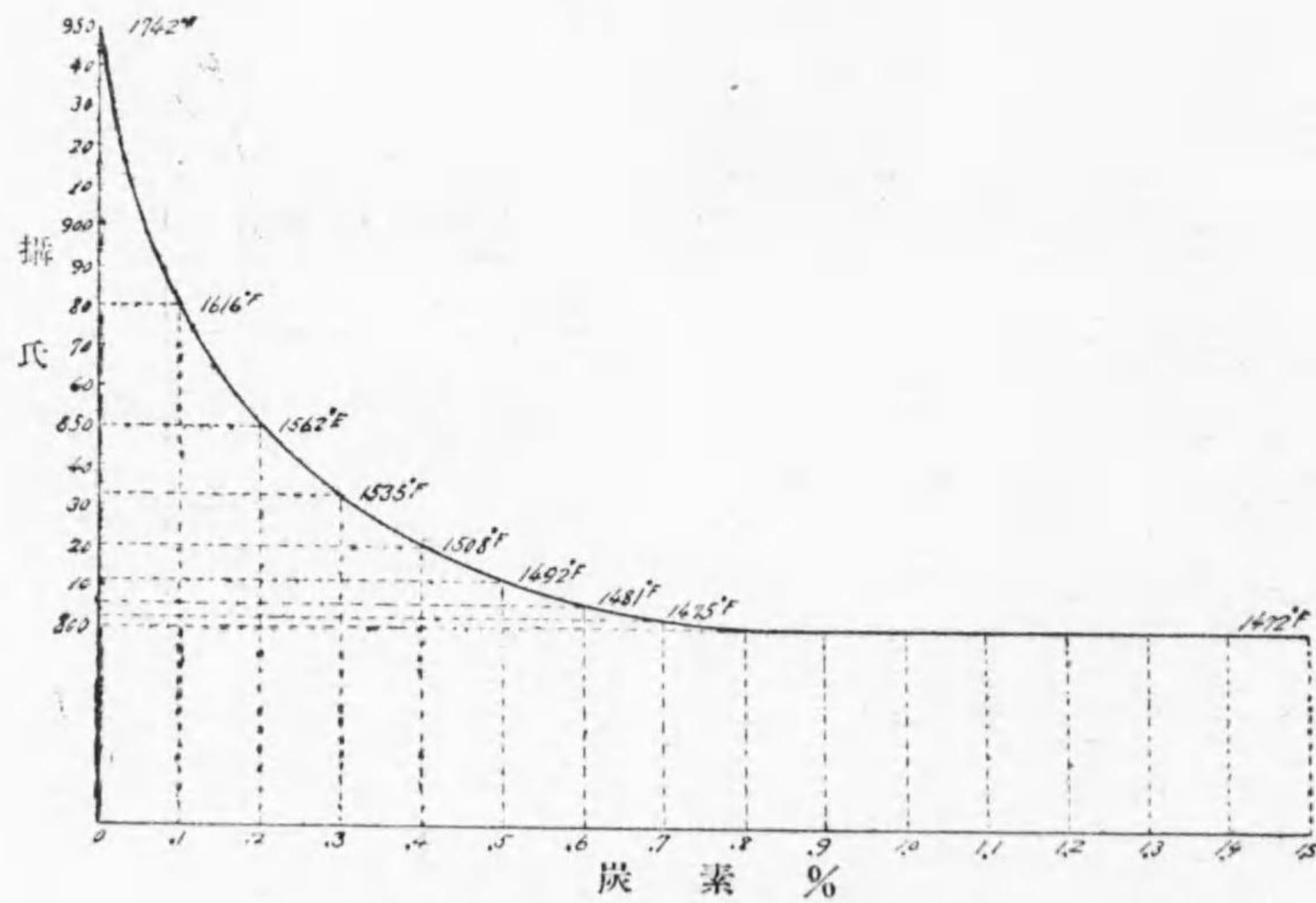


に加熱する時は弾性界増加し温度900°C附近に到れば漸次降下す。然るに延伸及断面収縮は急激に減ず。

第百圖は0.4%炭素の鹽基性平爐鋼を一定温度に加熱したるものを爐中にて冷却せる結果を示す、攝氏約800°C即ち上位變態點より攝氏約十度の温度に於て最も良好なる結果を示す、故に鋼の焼鈍は變態區域の上位點に保つを可とする事第九十九圖 III に示す如し。

以上の如く焼鈍は鋼を緻密なる組織となし且つ内部歪を除去するにあれば各鋼質即ち炭素量に適當なる温度を求めざる可らず、而して焼鈍に適當なる温度

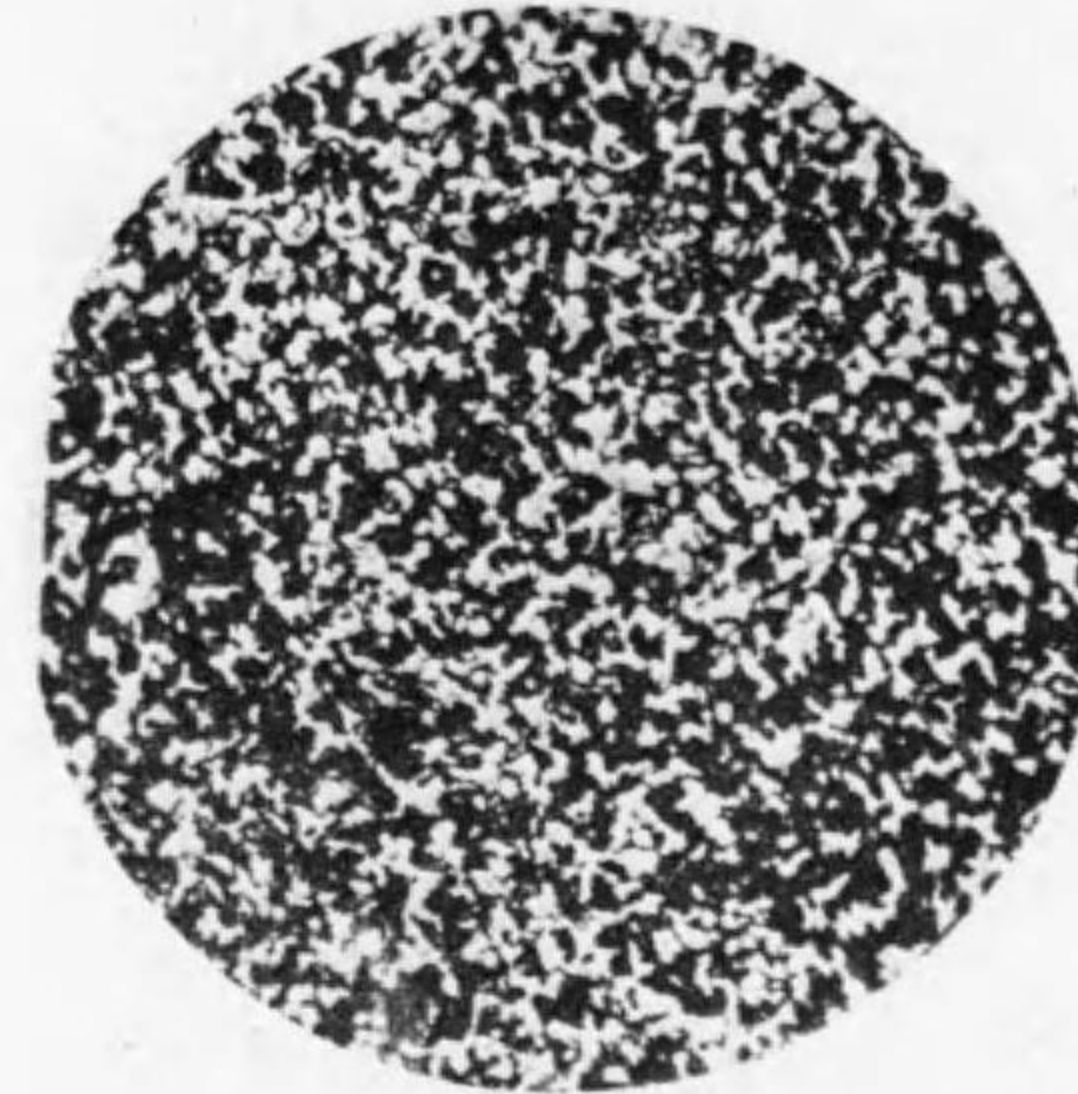
第百一圖



鍛錬せる炭素鋼に對する焼鈍(澀淬)に適當なる温度

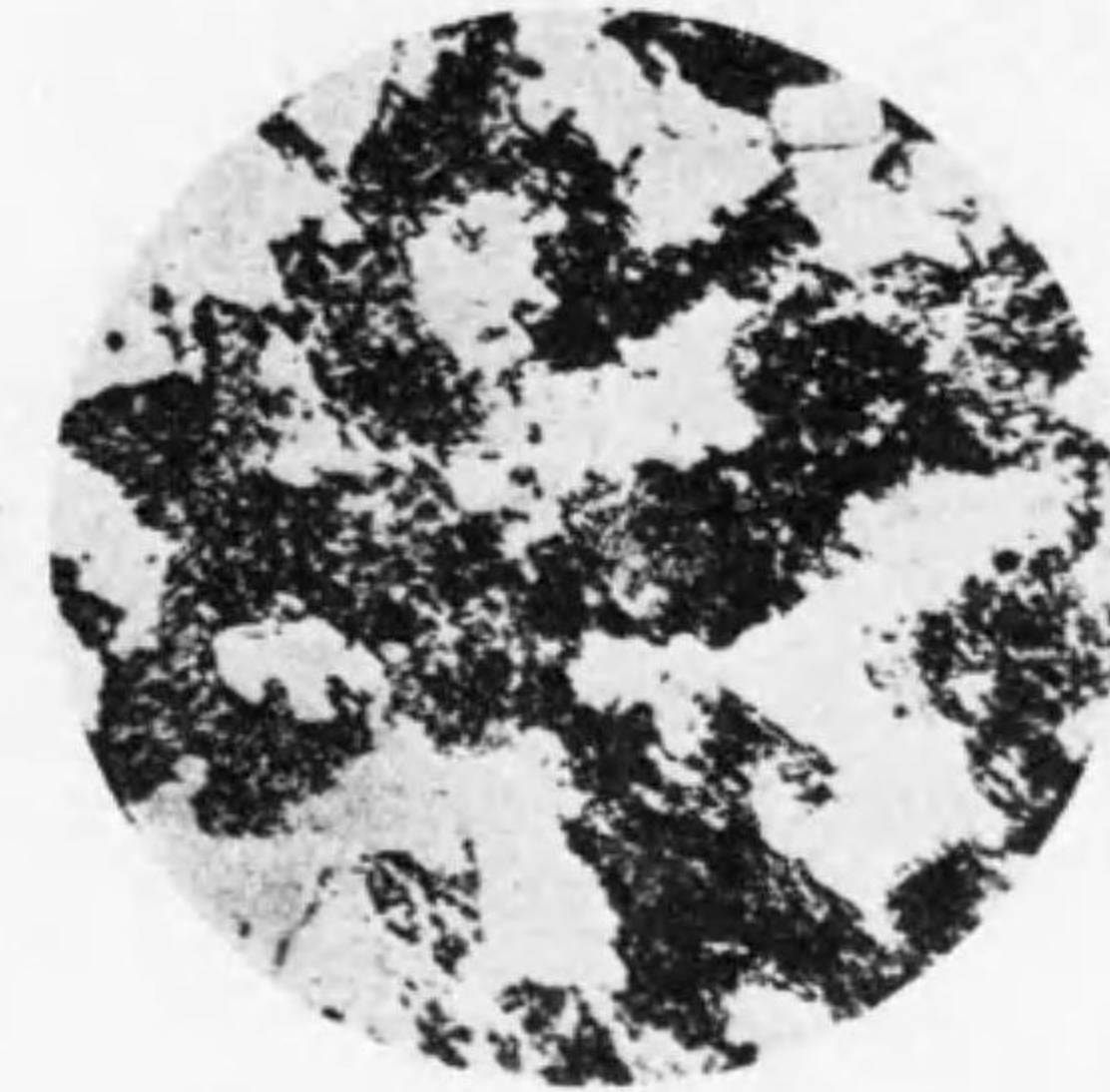
としては上述の如く變態點以上攝氏約十度高くするを良しとす。第百一圖は市場鋼に對する炭素量と焼鈍或は澀淬温度を示す。

第百二圖



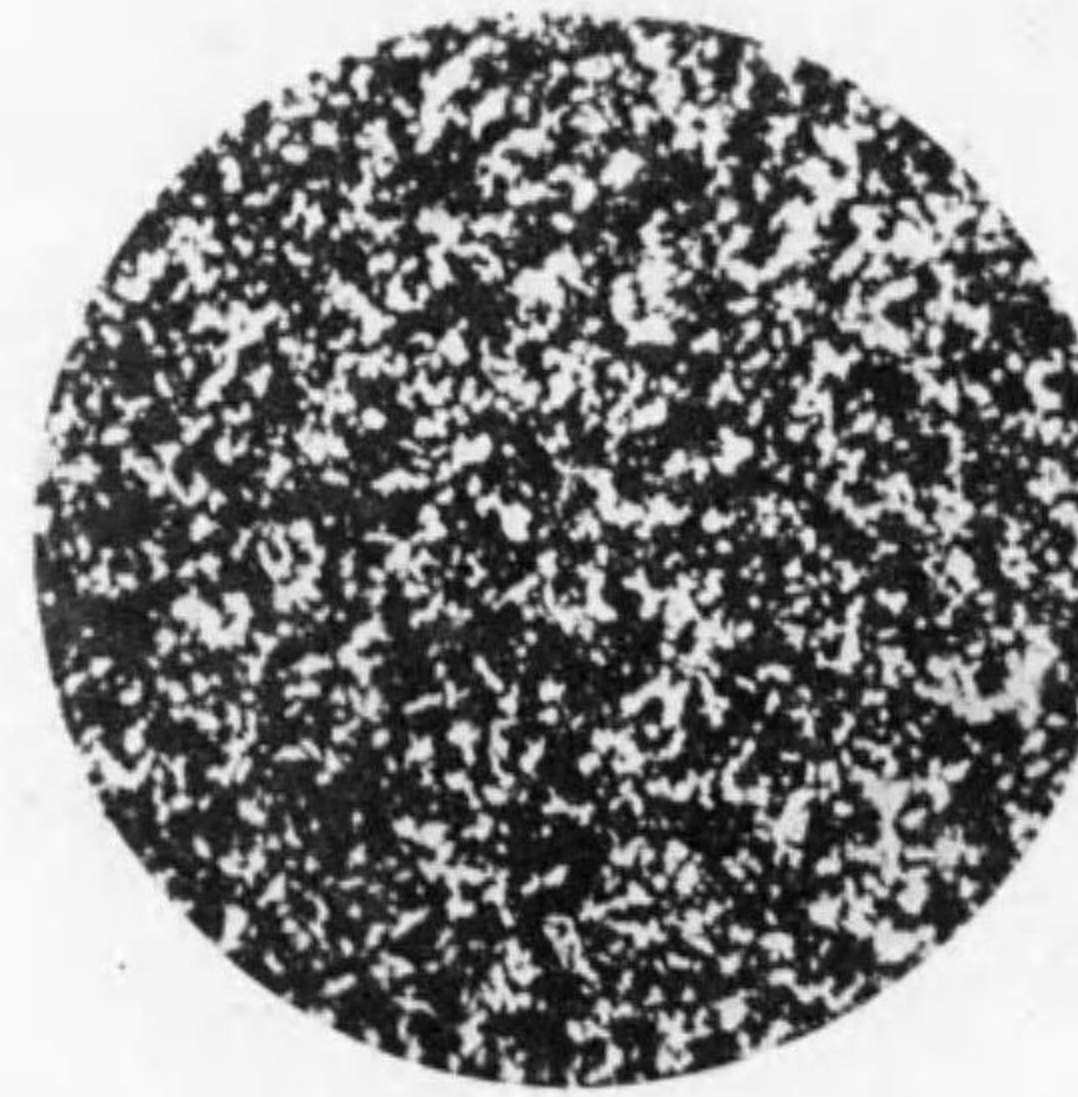
800°Cに加熱し爐中緩冷せるもの(80倍)

第百三圖



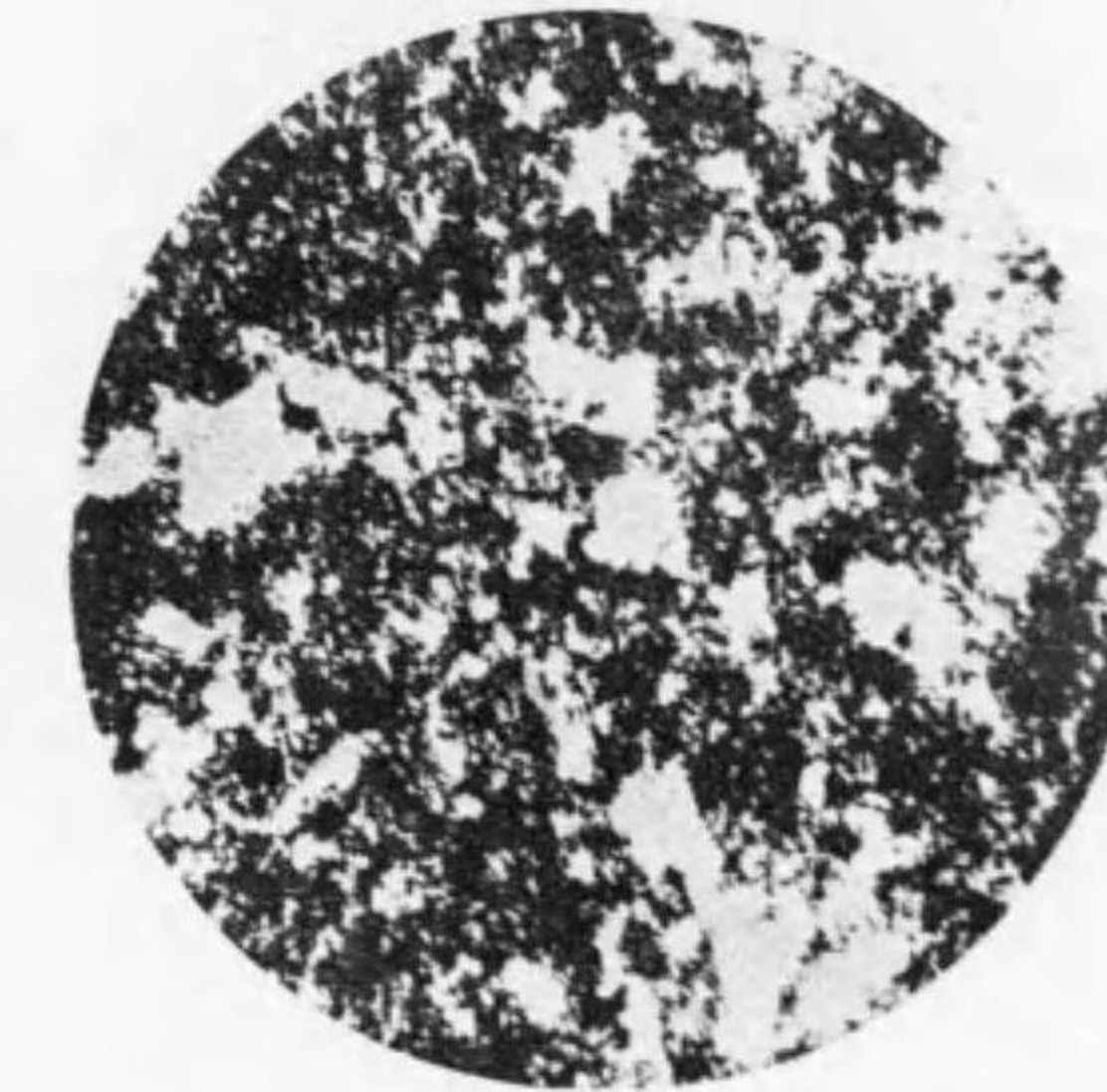
第百二圖を550倍に擴大せるもの

第百四圖



800°Cに加熱し空中冷却せるもの

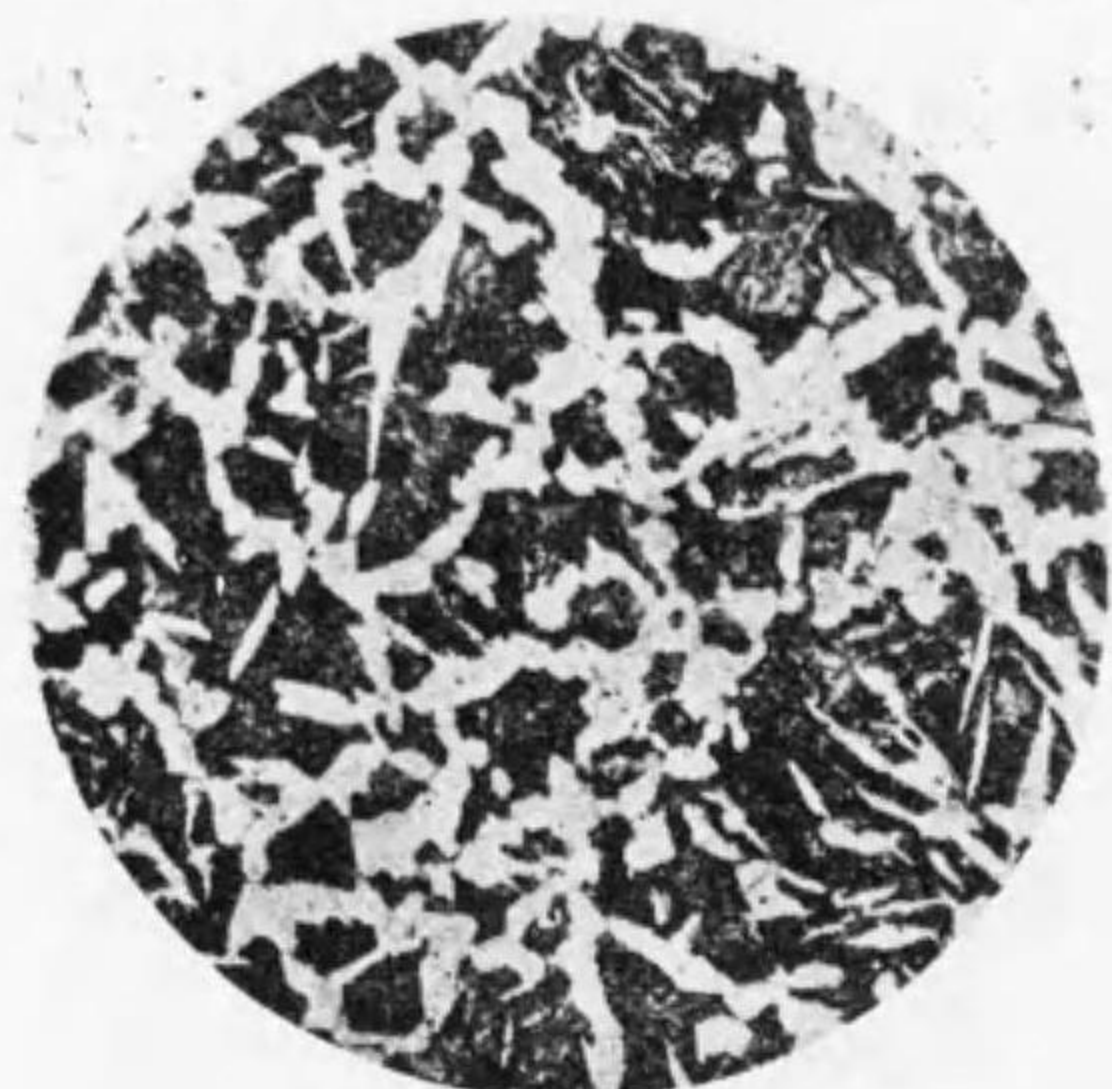
第百五圖



第百四圖を550倍に擴大せるもの

炭素含量等しき鋼を800°C及1,000°Cに焼鈍する時は組織の差大なり。第百二圖乃至第百五圖は何れも

第百六圖



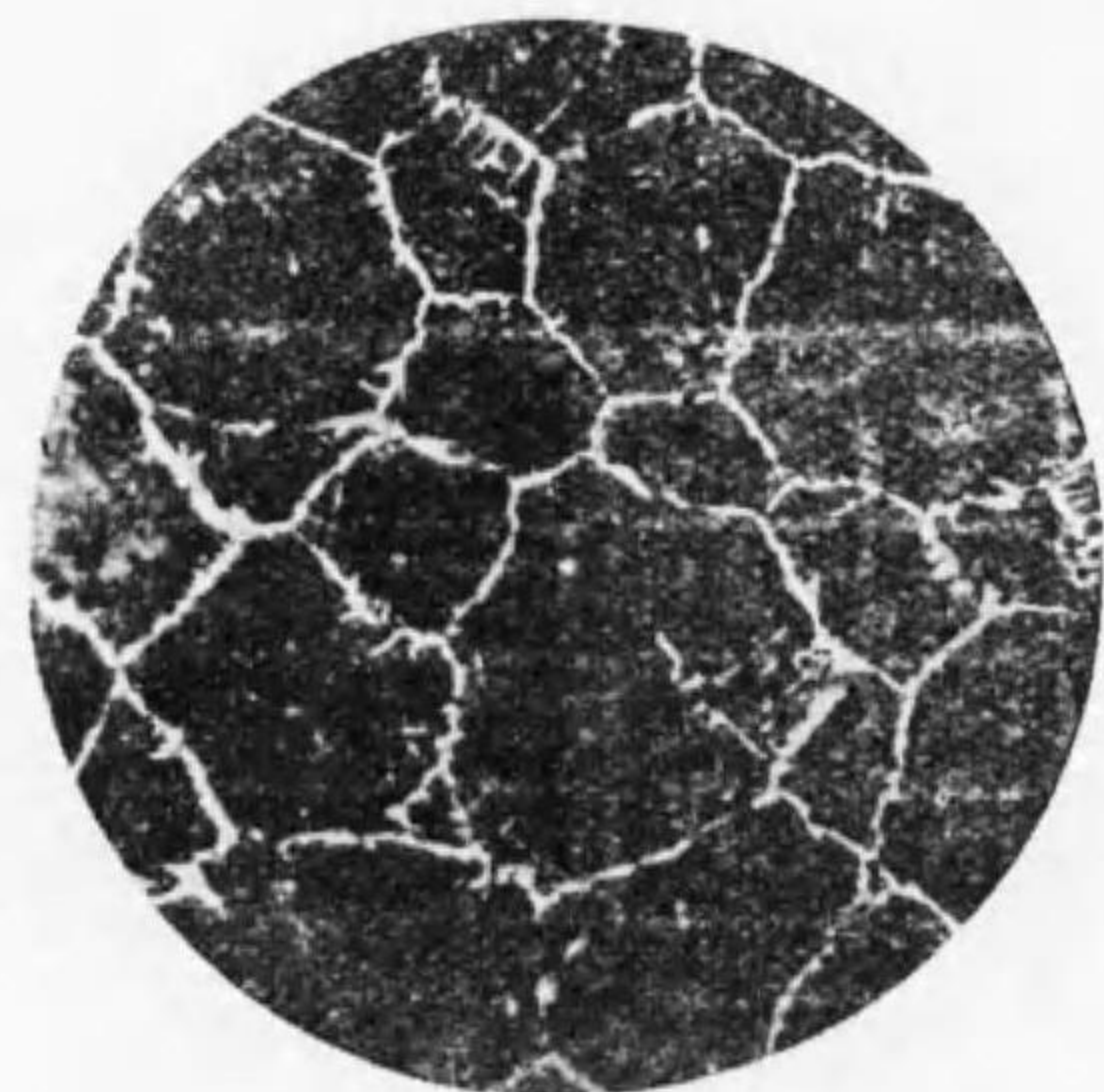
0.5% 炭素鋼
1000°Cに加熱し爐中に緩冷せるもの
(80倍)

第百七圖



第百六圖を550倍に擴大せるもの

第百八圖



0.5% 炭素鋼 1000°Cに加熱(80倍)

800°Cに焼鈍したるものにして第百六圖乃至第百八圖の1,000°Cに焼鈍せるものと其差の甚だしきを知る可し。800°Cに焼鈍し爐中に冷却せるものは地鉄及波來土組織にして空中冷却せるものは地鉄及粗粒波なり。之れに反し高熱に焼鈍せるものは粗大の波來土及粗粒波組織を呈す。是れ變態點以上に熱せられ粗大なる大洲田粒となれるを證するものなり。

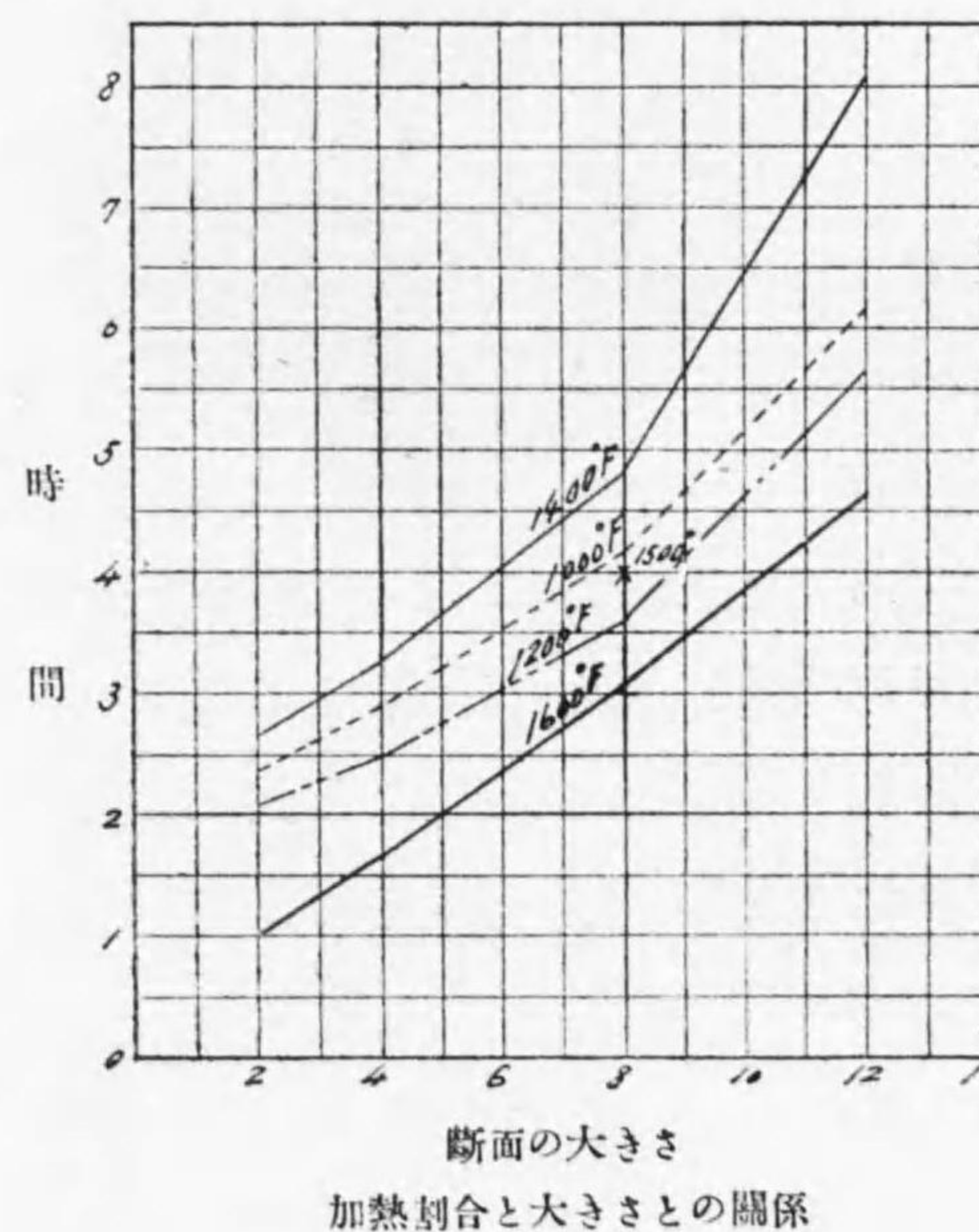
次に示すは米國材料試驗調査委員の選定せる焼鈍溫度なり。

炭素量(%)	焼鈍溫度(攝氏)
0.12% 炭素以下	875~925°
0.12 乃至 0.29%	840~870°
0.30 乃至 0.49%	815~840°
0.50 乃至 1.00%	790~815°

(2) 保熱時間

保熱時間は加熱せらるる鋼の形狀、大きさ或は加熱爐の能率、其他加熱法の如何により決定せざる可らず、故に保熱時間決定には(イ)物質全體を適當溫度に且つ

第百九圖



均熱せしむること

(ロ)其溫度に於て新しき組織の成生及内部歪の除去に充分なる時間を與ふる事等を考慮せざる可らず。リーズ(Leads)は寸法を異にせる種々の試片を各溫度に加熱し溫度浸透の程度を試験せり。即ち炭素含量0.5%にして

直徑 2 吋乃至 12 吋、長さ 24 吋の丸鋼を夫々 537°C, 648°C, 759°C 及 870°C に加熱し第百九圖の如き結果を得たり、圖は即ち試片の大きさと加熱時間の關係を示す。勿論小なる試片は大なるものに比し加熱速かなり、然れども爐の大小に依りて又相異あるを以て直ちに此結果を實地作業に應用する事能はざる可し。高温度に長く保留する時は粗大なる大洲田粒を生じ、従つて冷却に際し變態點に於て粗大なる波來土或は粗粒波粒となる、同時に炭素の含量の多寡により地鐵或はセメントイトを遊離す、加熱時間長ければ長き程變態點を急冷する時過剰の成分(地鐵及セメントイト)の析出少し。第百十圖は 0.5% 炭素鋼を 1,100°C に二時間加熱し空中冷却せるものにして、甚だ大なる粗粒波粒の極少量の地鐵と共に生ずるを見る。一般に爐内温度が所要の温度に達してより一時間乃至二時間保留する時は熱は表面より一時の深さに達すと云ふ。而して實際經驗によれば厚味十二吋程度のものなれば保熱一時間にして充分なり。

第百十圖



0.5% 炭素鋼 1100°C に加熱し空中冷却せるもの (150倍)

炭素鋼を 1,100°C に二時間加熱し空中冷却せるものにして、甚だ大なる粗粒波粒の極少量の地鐵と共に生ずるを見る。一般に爐内温度が所要の温度に達してより一時間乃至二時間保留する時は熱は表面より一時の深さに達すと云ふ。而して實際經驗によれば厚味十二吋程度のものなれば保熱一時間にして充分なり。

(3) 冷却法

鋼の燒鈍に對する加熱及加熱時間に就ては既に述べたる如くなれども最後に最も重要なは之れを常温に冷却することなり。要は一度加熱により得たる緻密なる組織を常温に於て保留せざる可らず、故に其冷却を急速ならしめ組織の粗大となる時間を與へしめざれば可なれども然る時は後に述ぶる澱滓作用によりて硬度を増し粘性増加を主眼とする燒鈍の目的に反するを以て冷却は須く緩慢なるを要す。而して其冷却の割合は鋼に與へんとする性質の程度により加減せざる可らず、例へば軟性及靱性を要する場合には強さ及弾性の幾分を犠牲とし鋼の冷却を爐と共に極めて緩徐ならしめ、若し相當の強さ、硬さ及弾性を望む如き場合は冷却を比較的速かに空中或は油中時に水中に行ふが如し。燒鈍は冷却の場合に依り鋼の最後の物理的性質を決定するものなり。

爐中に冷却せるものと大氣中に冷却せるものの組

第九表

鋼の狀態	組織	抗張力 kg/cm ²	弾性界 kg/cm ²	延伸率 %/2吋	断面收縮
鍛鍊せるもの	粗大	78,600	32,500	28	45
燒鈍(爐中冷却)	稍粗	67,000	35,400	35	55.5
燒鈍(空中冷却)	緻密	76,250	38,150	34	56

織を見る時何れも緻密なる組織にして一見兩者の區別不可能なれども物理的試験の結果に甚だしき相異を認むることあり。第九表は組織殆んど同様なるに其物理的性質の異なるを示す一例なり。

是れに依りて見るに冷却緩慢なる程抵抗力少く粘性大なるを知る可し、然れども冷却の速度は又炭素含有量、焼鈍せんとするものの大きさ等をも考慮せざる可らず、例へば極軟鋼の如きは急冷に對し何等の影響を受けざれども既に炭素 0.15% 程度の鋼なれば之れを水中に急冷する時は抵抗力及弾性界を増し同時に相當の粘性をも増加し 0.20% 乃至 0.30% の鋼を油中冷却すれば良好なる結果を得るが如し。然れども漸次炭素含量増加と共に冷却により硬化作用を享け後に述ぶる二重焼鈍の必要を生ずるに至る。

冷却状態を同一となすも鋼の大小によりて結果亦同じからず、即ち小なるものは大なるものに比し冷却を緩めざれば充分なる軟性及靱性を與ふる事能はず、例へば同一鋼よりなる大小二個の物品を空中冷却するとき小なるものは冷却急激なるを以て大なるものに比し硬化せらる、従つて其物理的性質を同様ならしめんが爲めには小なるものは是れを空氣冷却となし大なるものは油中冷却をなさざる可らざるが如し。

爐中冷却

爐中冷却は爐の加熱を停止し焼鈍せんとするものと同時に爐全體を冷却するものにして冷却度極めて緩慢なり。爐大にして放射熱を防止する程冷却緩にして、爐小にして壁薄き程冷却迅速なり。今炭素 0.5% を含有する二分一吋平方の棒鋼を取り之れを 1,000°C に加熱し爐と共に緩冷したるに第百六圖及第百七圖の如き波來土及遊離地鐵よりなる一般組織を得たり。

第百七圖に見る如く波來土は明に層狀をなし地鐵は多面體粒を呈す、是れ即ち變態區域を緩冷せられたるにより過剰の地鐵は充分遊離し殘餘の大洲田が完全なる波來土組織となりしを示す。かゝる状態にある鋼は比較的軟質にして粘性に富むべし、其理由は軟質なる地鐵の面積比較的大にして又板狀波來土存在し後に述ぶるが如き硬化炭素を有せざるによるなり。

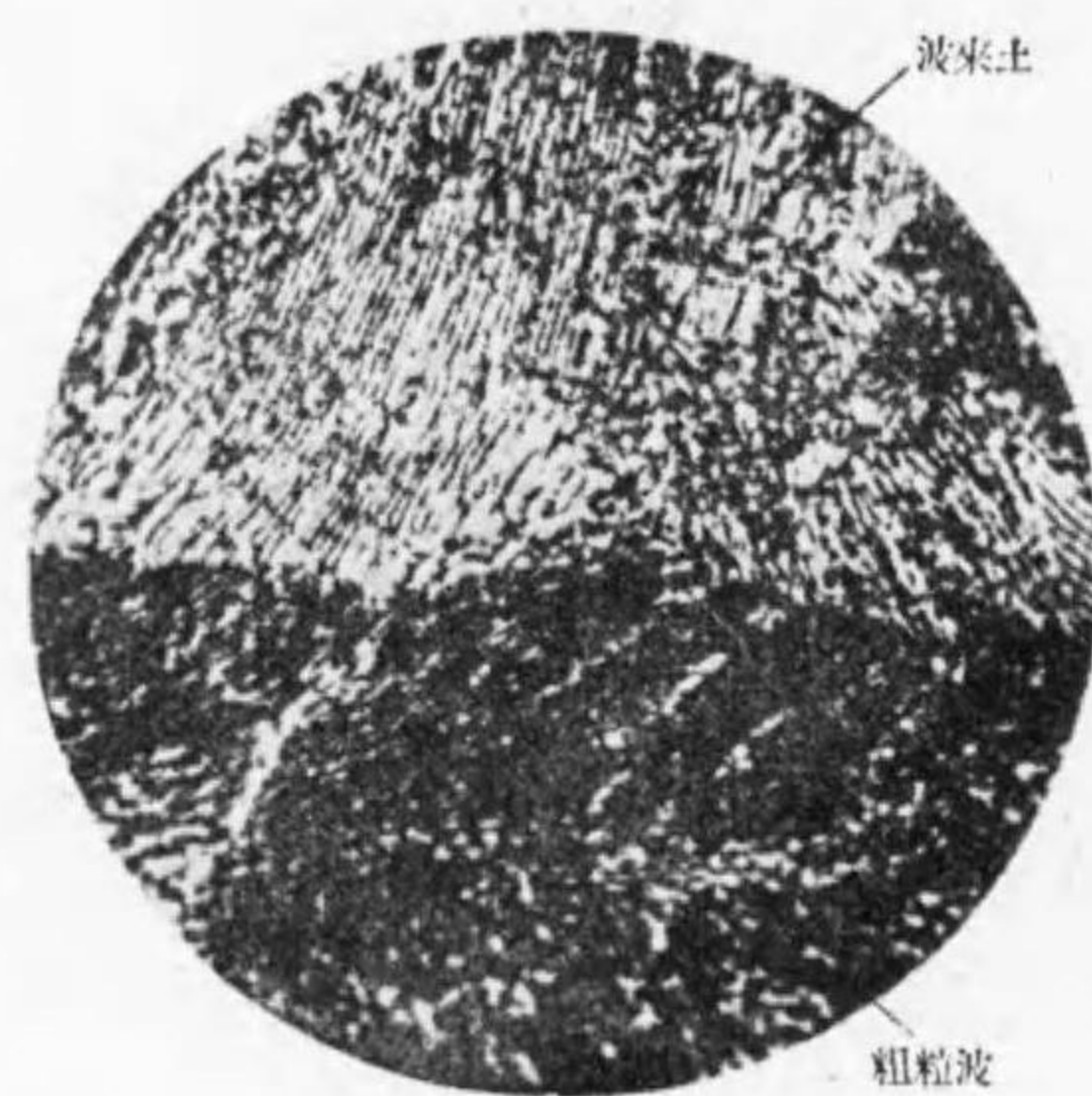
此他緩冷の實際作業としては小なる鋼片は往々石灰、灰或は砂等を以て直接被覆し大なるものは爐より出して煉瓦を以て裏積せる溝中に置くことあり。

空中冷却

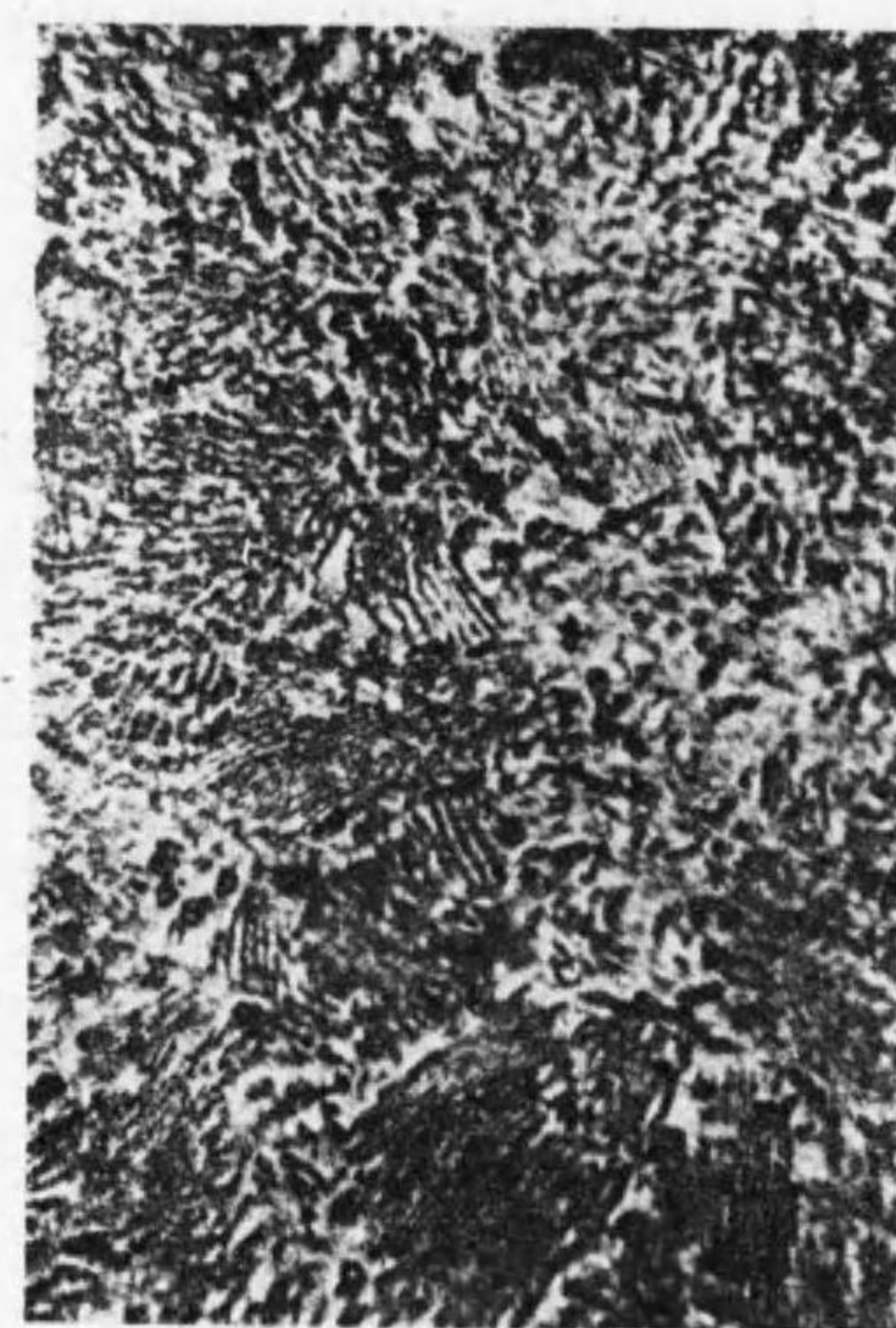
空中冷却とは焼鈍温度に加熱したるものを空中に放置して所謂自然冷却をなすなり。爐中冷却に於けると同様炭素 0.5% 鋼を 1,000°C に熱し空中冷却せるに

其組織は第百八圖の如く地鉄極めて少量にして20%を出でず僅かに板狀波來土の黑色部を包圍して網状を呈するに過ぎず、是れ變態區域冷却時間比較的急速にして地鉄の遊離を妨げたる爲めなり、故に黑色部の波來土は普通の波來土に比し多量の地鉄を含有し純波來土組織に非ず粗粒波組織なり。

第百十一圖

粗粒波組織と波來土組織
(1000倍)

第百十二圖



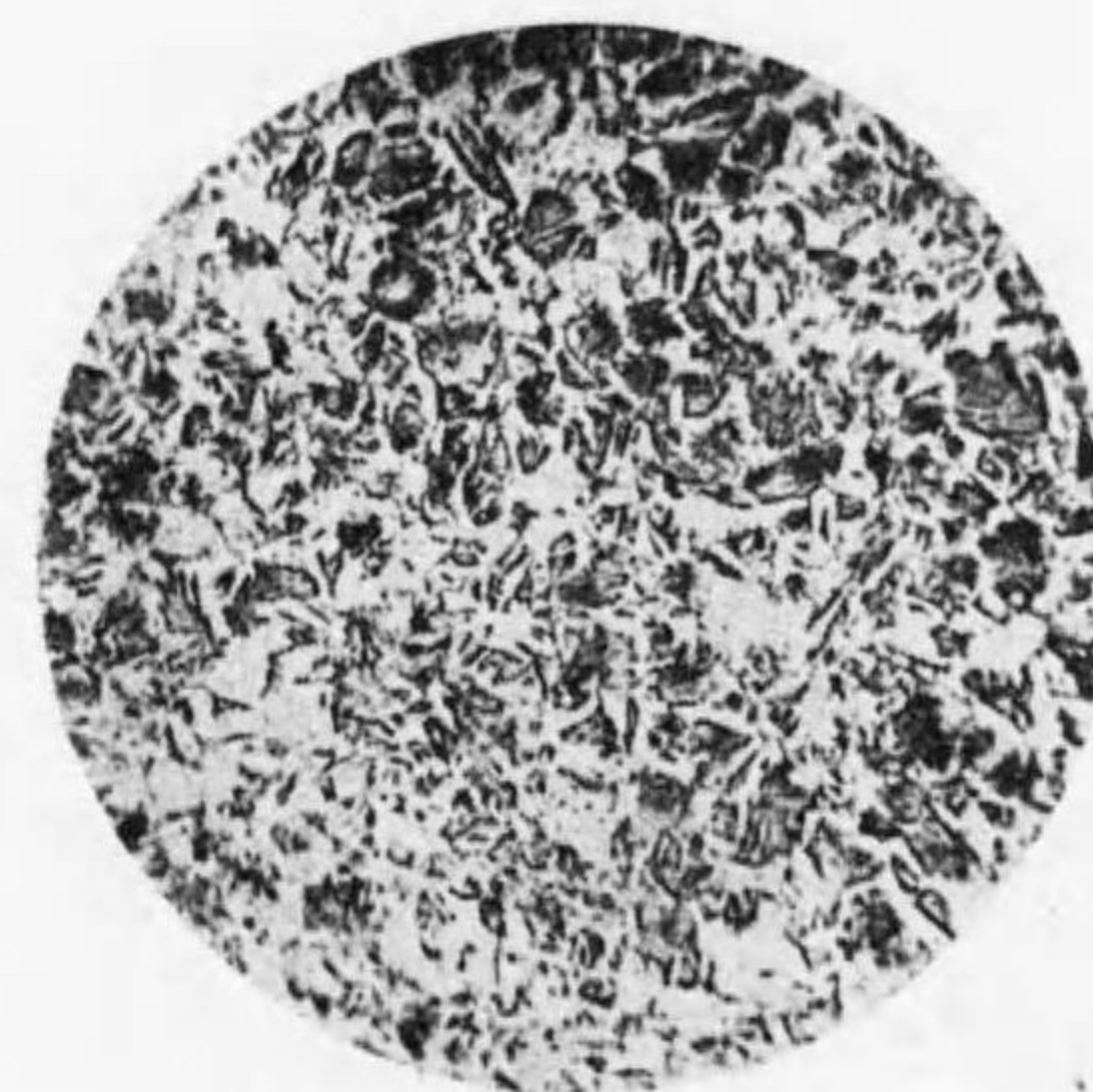
波來土が粗粒波に變化せんとするを示す (1000倍)

第百十一圖及第百十二圖は 0.93% 炭素鋼の二吋丸鋼を 750°C に熱し冷却せるものの組織にして波來土組織の粗粒波組織に變化せんとするを示す。即ち粗粒波は大洲田が波來土組織に移る最終の組織なり、粗粒波の性質に就ては後に述べ可し。

油中及水中冷却

炭素含量の少き鋼即ち極軟鋼の焼鈍には往々水中或は油中冷却を行ふ、第百十三圖は炭素含量 0.20% 鋼を 800°C に加熱し水中冷却を行ひたるものの組織にして第百十四圖は 0.10% 炭素鋼を 850°C より油中冷却を行ひたるものなり。此場合に於ける變態點の冷却比

第百十三圖

0.2% C 800°C より水中冷却
(80倍) (著者)

第百十四圖

0.1% C 950°C に加熱し油中
冷却せるもの (180倍)

較的急速なれども軟鋼なるが故に鋼中に存在せる過剰の地鉄は大部分遊離するを以て冷却後に於て尙軟性及粘性を有す。然れども極めて緩冷せるものに比し剛性にして弾性に富む事勿論なり、何となれば緩冷せるものに比し軟質なる地鉄の量少く、且つ地鉄は結晶粒となり波來土は粗粒波組織よりも寧ろ麻亞田組

織に傾くを以てなり。第十表は熱處理による鋼の性質の變化を示す。

第十表 熱處理せる軟鋼の性質

成分		處理法	降伏點 kg/cm ²	抗張力 kg/cm ²	延伸率 % _{2寸}	收縮率 %	ブリネル 硬度
炭素	錳						
0.14	0.45	熱間壓延	45,000	59,500	37.5	67.0	112
0.14	0.45	焼鈍	31,000	54,500	39.5	67.0	107
0.14	0.45	水中澱滓		90,000	21.0	67.0	170
0.14	0.45	油中澱滓	56,000	71,500	34.0	75.5	134
0.18	0.56	熱間壓延	45,000	63,000	36.0	67.0	118
0.18	0.56	焼鈍	39,500	59,000	36.5	67.0	111
0.18	0.56	水中澱滓		105,000	16.5	57.2	228
0.18	0.56	油中澱滓	54,200	78,700	31.0	75.2	156

(Nead)

二重焼鈍 (double annealing)

鋼を適當なる溫度に加熱する時は緻密なる組織となり、是れを水中又は油中に急冷する時は其組織を常溫に保留せしむることを得。然れども此組織は後に述ぶる麻亞田或は吐粒洲となりて組織緻密なれども硬度高く脆弱なり。斯の如く組織緻密にして硬質なる鋼を變態點直下例へば 500° 乃至 600° に再熱する時は原の緻密組織を保留して而かも硬度を減じ以て鋼の靱性を恢復す(第九十九圖参照)。斯の如き熱處理を二重焼鈍と云ふ。此處理によりて鋼の破斷界並に弾性界を上昇せしめ且つ比較的靱性に富める緻密なる

組織となす事を得。以上の如く第一次處理に於て生ぜる麻亞田及吐粒洲組織を粗粒波組織に變ぜしむることあり、故に第一次焼鈍は組織を緻密にする處理にして第二次焼鈍は鋼を強靱性となす處理なり。鋼を焼鈍溫度より水中或は油中に冷却する時は勿論鋼質を考慮して行はざる可らず、例へば 0.30% 炭素以下の鋼は水中に冷却し得るも其れ以上のものは是れに因つて往々龜裂を生ずる虞あるを以て必ず油中に冷却するを要するが如し。

米國の材料試驗調査委員會の選定せる方法によれば龜裂を避くる爲めに油又は水中に急冷せる鋼は其溫度 100°C 以下に降下せざる以前既に液槽より抽出すべく且つ第二次焼鈍に於ては液中冷却後短時間内に是れを行ひ其溫度 100°C を下るを許さず、若し 20°C 以下に降れるものは絶対に不可なりとす。二重焼鈍の性質は第二次焼鈍の溫度に關し其溫度高き程靱性に富み粘性を有すれども破斷界及弾性界を減ず。

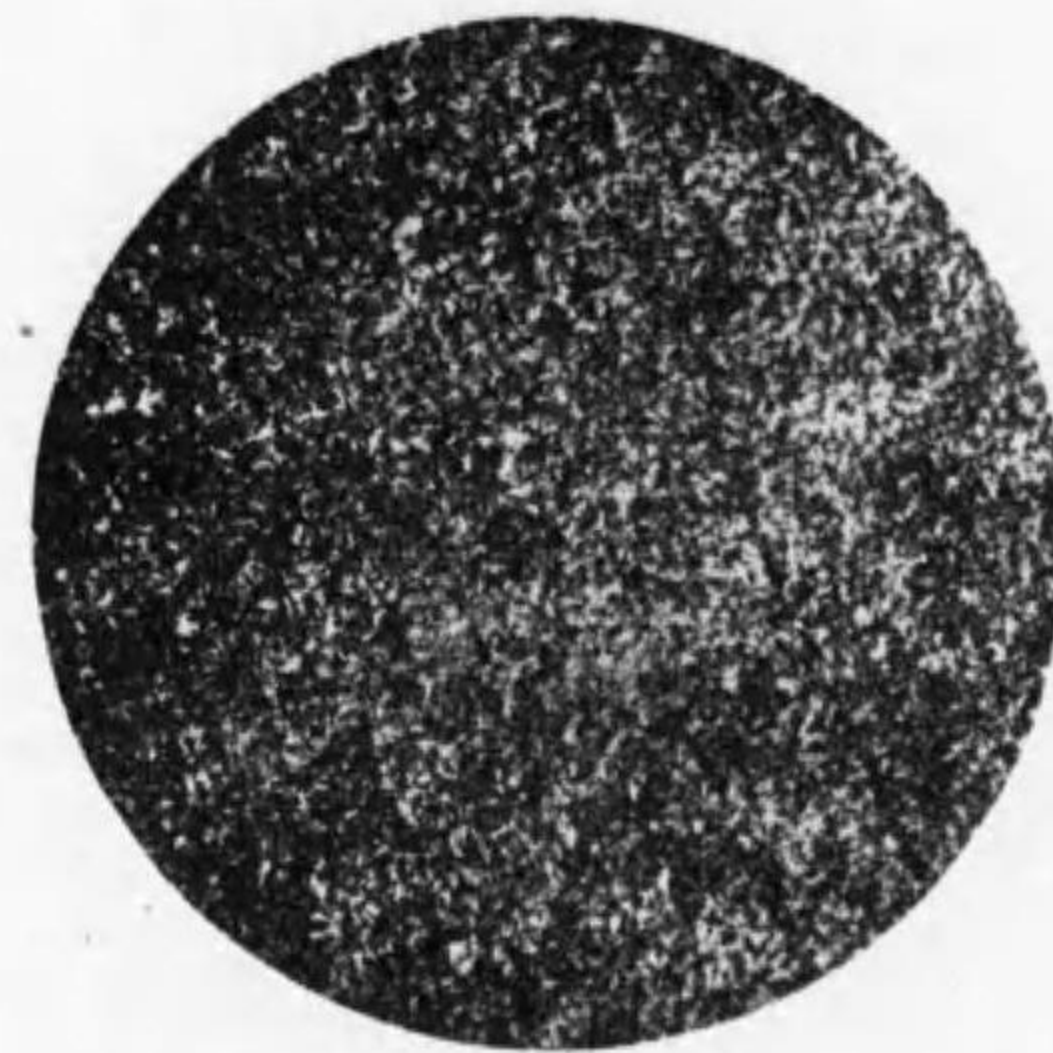
第二次焼鈍溫度	400—500°C	破斷界及弾性界 高く靱性乏し。
”	550—650°C	破斷界、弾性界及 靱性何れも中庸 なり。

第二次焼鈍温度 700°C

破断界、弾性界減
じ靱性を増す。

二重焼鈍法を初めて世に紹介したるは佛國クルゾー工場のワルラント(Wallerant)なり。此種の熱處理を受けたるものは板状波來土又は地鐵を認めず、凡て粗粒波組織よりなる。第百十五圖は0.5%炭素鋼を二重焼鈍せるものなり。

第百十五圖



0.5% C 850°C より水中冷却し、600°C に再熱し空中冷却せるもの

次に亞共析鋼、共析鋼及過共析鋼各例につき焼鈍による組織の變化を述べんとす。

共析鋼の焼鈍 (0.85% 炭素)

共析鋼の常態組織は全部波來土組織よりなれども之れを再び變態點 A_{c3-1} に加熱すれば固溶體(大洲田)に變ず、而して此大洲田粒は變態點に於ては緻密なる組織となるを以て其れ以上高温度に熱せざれば組織粗大となる事なし。又是れを A_{r3-1} 點以下に冷却するに爐中冷却の如く緩冷すれば再び波來土組織となる。然るに若し之れを比較的急冷する時は鋼は波來土組

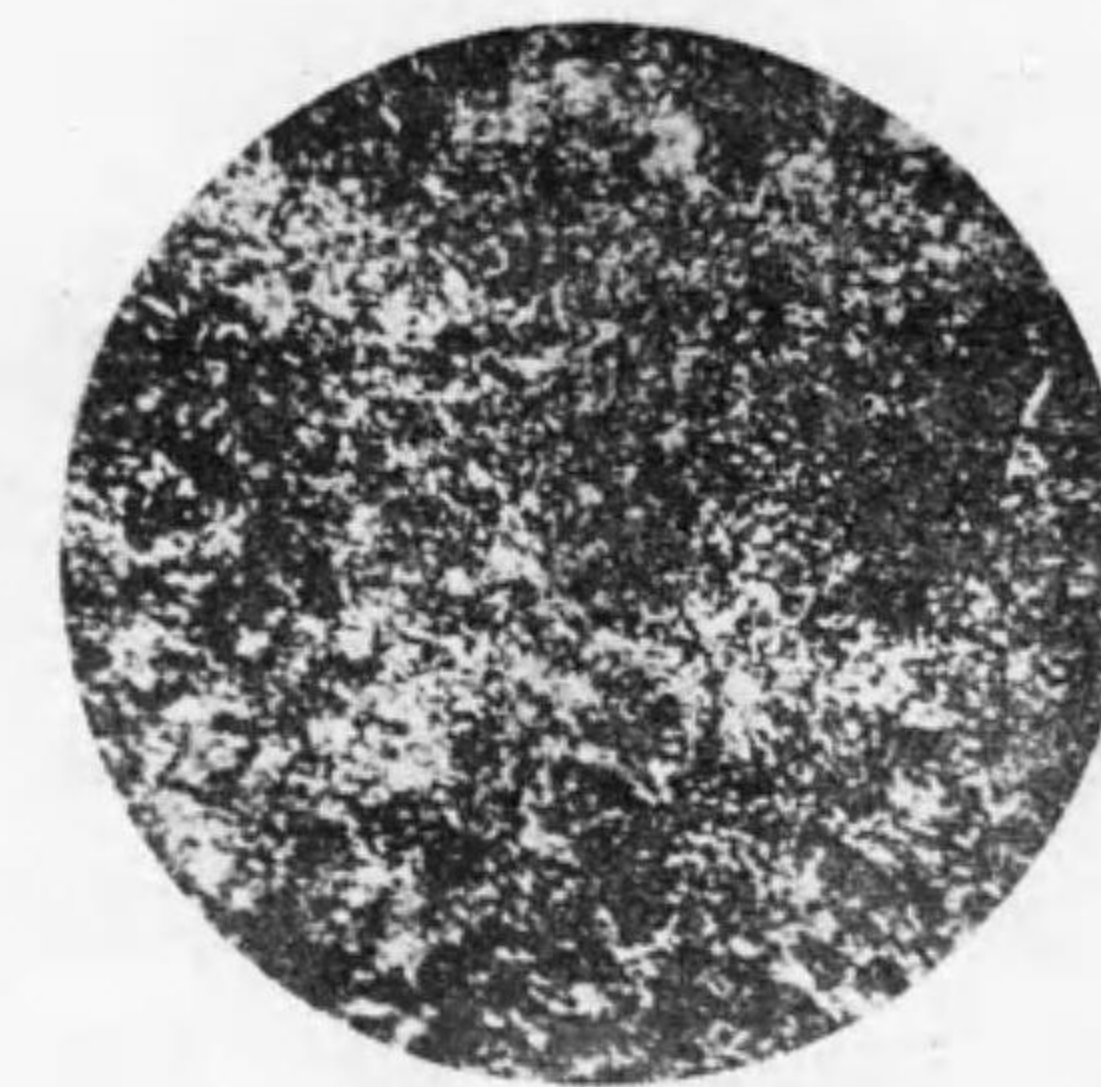
織とならずして粗粒波組織となること前にも述べたるが如し。

此種鋼を焼鈍温度より水または油中に急冷し再び A_{c3-1} 點直下迄再熱即ち二重焼鈍を行はば急冷によりて一度生じたる麻亞田的吐粒洲組織は消失し緻密なる粗粒波組織となる。第百十六圖は800°Cに加熱し爐中冷却を行ひたるものにして波來土組織を示し、第百十七圖は同種の鋼を825°Cにて油中冷却し650°Cに再熱したるものを空中冷却を行ひたるものなり。

第百十六圖

共析鋼 波來土組織
(170倍)

第百十七圖

共析鋼 (500倍)
825°C より油中急冷し
650°C に再熱空中冷却

亞共析鋼の焼鈍 (0.85% 炭素以下)

亞共析鋼の常態組織は地鐵及波來土よりなり、之れを A_{c1} 點に加熱すれば波來土の一部は大洲田に變じ

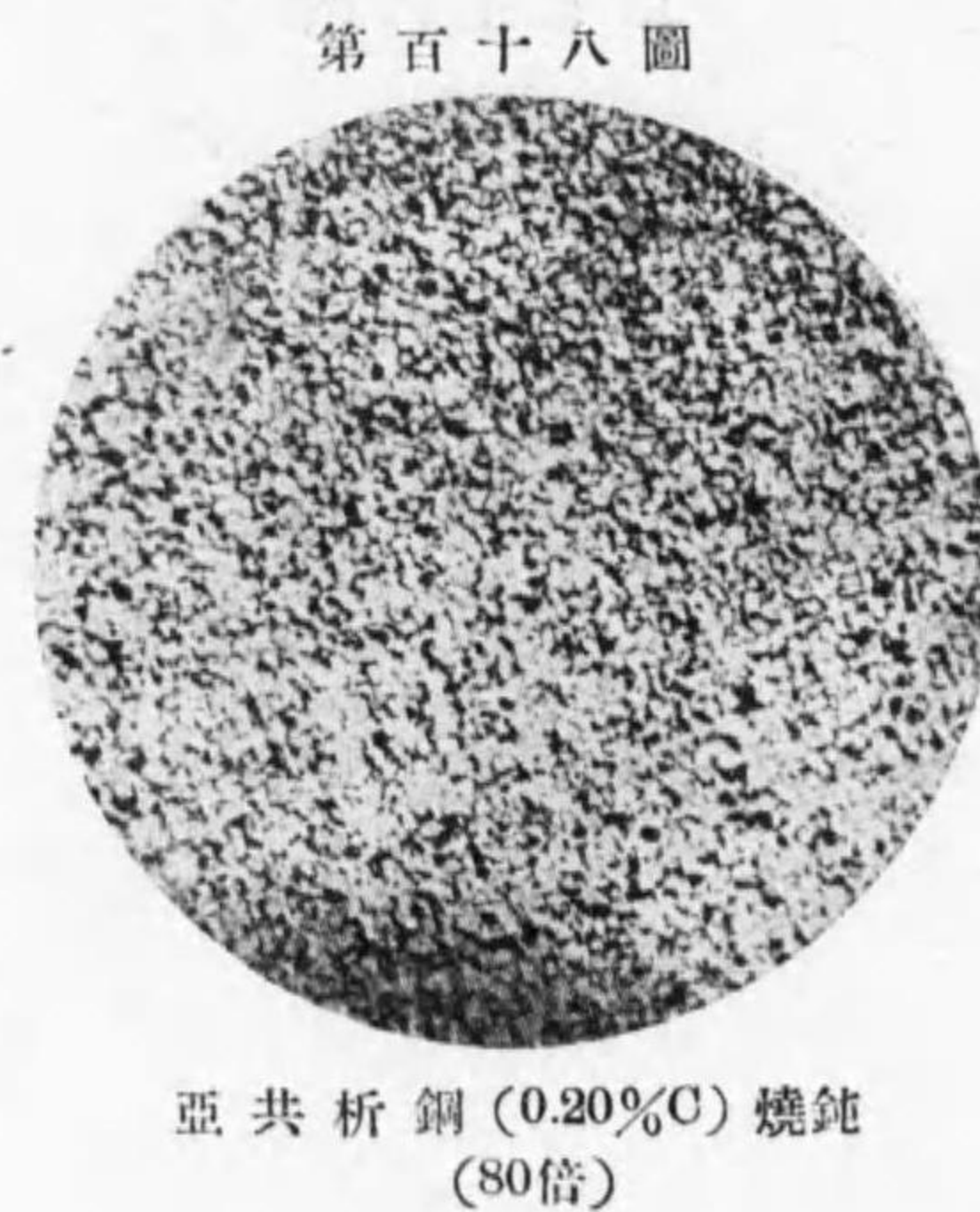
地鉄は残存すれども漸次温度の上昇に従ひ地鉄は大洲田に吸収せられ A_{c_3} 點に達すれば地鉄は全部吸収せられ A_{c_3} 點以上に到りて均等なる大洲田組織となる。次に是れを緩冷する時は地鉄を分離し殊に爐中冷却の如き緩慢なる冷却を行ふ時は第百六圖の如く地鉄の分離完全にして A_{s-1} 點に到りて殘餘の大洲田は波來土組織となれども冷却稍急にして、例へば小片を空中冷却する如き場合には地鉄の分離僅かに其一部に過ぎず、従つて大洲田は第百十五圖に示す如く全部粗粒波組織となる。尙

此種の鋼の緩冷により生ずる地鉄は一體に結晶粗大なり、是れ即ち焼鈍せる亞共析鋼が共析鋼の焼鈍せるものに比し一般に組織大なる所以なり。第百十五圖は亞共析鋼の二重

焼鈍せるものにして第百

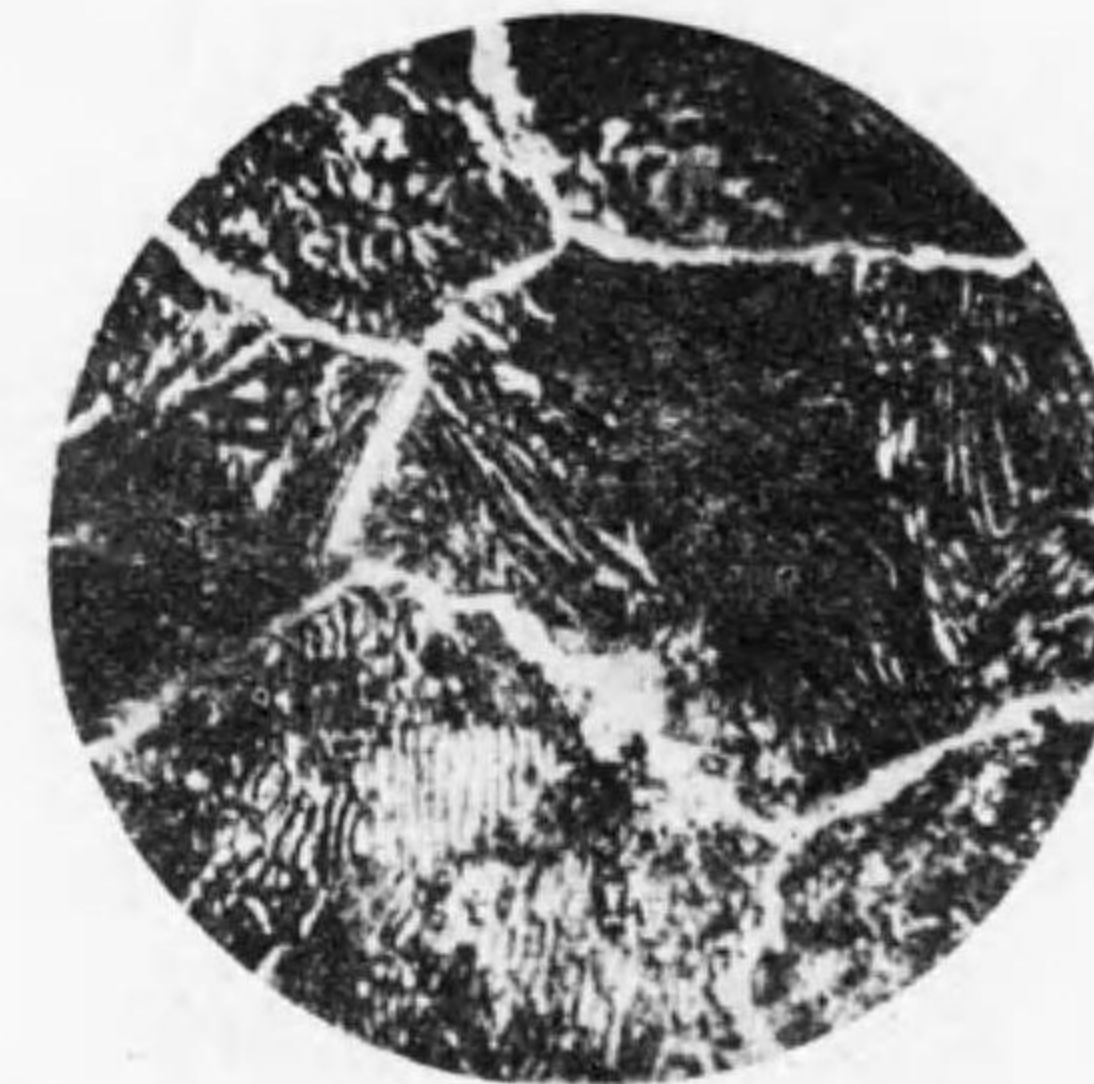
十八圖は0.2%炭素鋼を焼鈍したる緻密組織を示す。

過共析鋼の焼鈍(0.85%炭素以上)
過共析鋼の常態組織は波來土及セメンタイトよりなる。是れを加熱して A_{c_3-1} 點に達すれば波來土は先



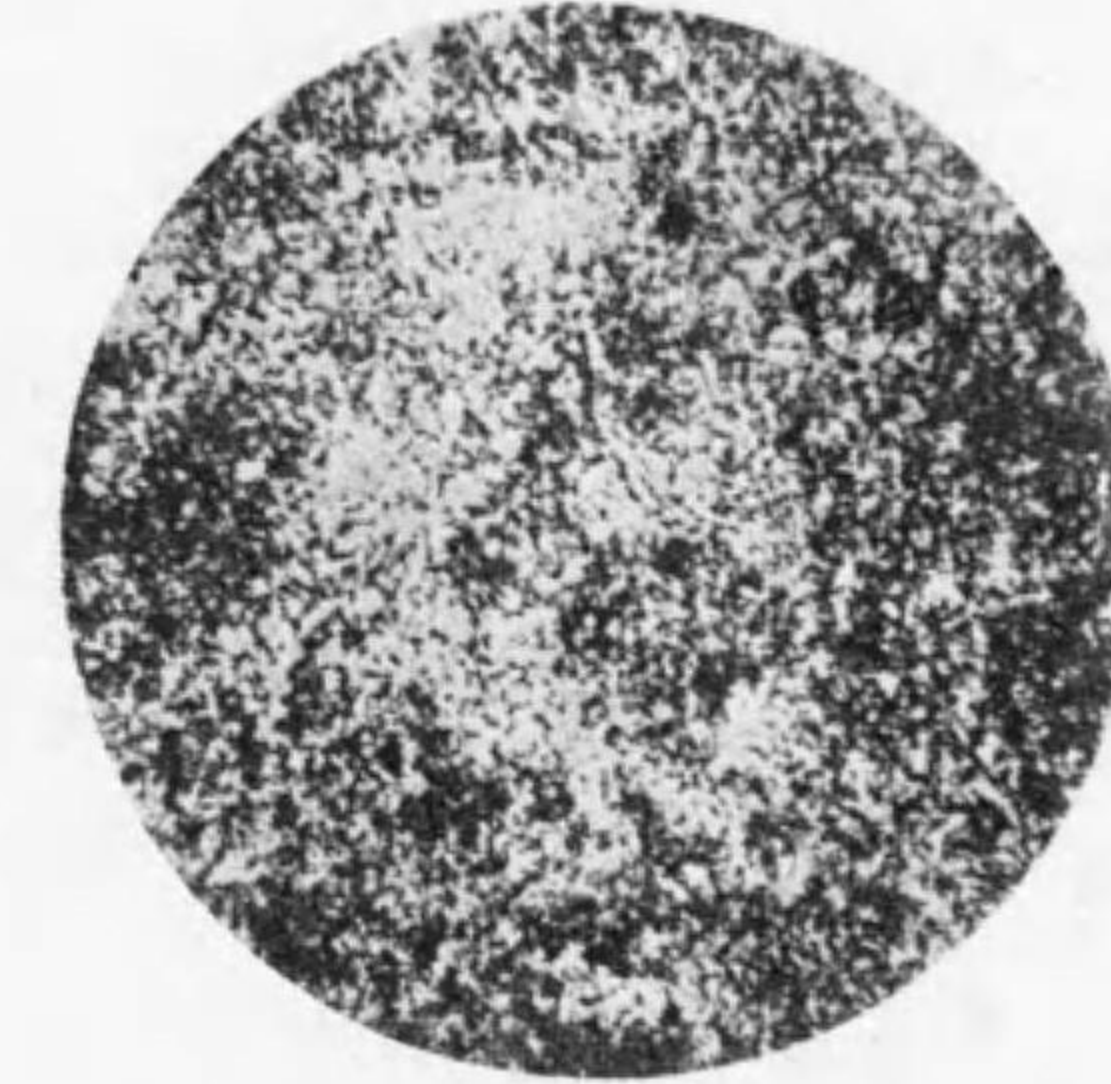
づ大洲田に變ず、加熱温度 A_{c_3-1} 以上に到ればセメンタイトは大洲田に吸収せられ遂に A_{cm} に達してセメンタイトは全部大洲田に吸収せらる。次に是れを漸次緩冷すれば反對にセメンタイトは A_{cm} に於て大洲田

第百十九圖



過共析鋼(1.43% C) 燒鈍
(400倍)

第百二十圖



炭素 1.25% (500倍)
800°C に加熱油中急冷し
600°C に再熱空中冷却

より分離し始め A_{r_3-1} 點に到りて大洲田は全部波來土となること第百十九圖の如し。然るに冷却稍急激なる時はセメンタイトの分離不完全にして大洲田は粗粒波となる。セメンタイトは地鉄と等しく組織を粗鬆となせどもセメンタイトの量は地鉄の量に比し常に少量なるを以て組織の粗大となる程度少し、例へば1.5%炭素鋼のセメンタイトは僅かに11.5%に過ぎざるに0.40%炭素鋼の地鉄は52%なるが如し。第百二

十圖は二重焼鈍を行ひたる過共析鋼の組織にして緻密なる粗粒波組織よりなるを示す。

冷間加工を施せる鋼の焼鈍

變態點以下或は常溫に於て牽引加工等を施す時は組織は變歪を受け従つて硬度、脆性を増すこと冷間加工に於て述べたるが如し。故に冷間加工に於ても尙以上の加工を要し益、硬度、脆性増加の恐ある場合又は加工せる鋼に相當の靱性、展性等を附與するの必要ある場合には特に適當なる熱處理を行はざる可らず。

亞共析鋼にして冷間加工により地鐵或は波來土の延長せられたる如き組織に靱性、展性を恢復せしめんとする場合には 550° 乃至 600° に加熱するを要し地鐵多量なる低碳素鋼に於て殊に此必要を認む、而して其適當なる溫度は 520° 邊なり。

冷間加工せる鋼の焼鈍せる組織に就き特に注意すべきは加工に因つて延長せられたる波來土は焼鈍に因つて何等の影響を受けず依然舊狀を留め只地鐵のみが其影響を受くる事なり。

要するに冷間加工せる鋼の靱性、展性を大ならしめんとする時は是れを變態點以上に熱し緩冷するを可しとす、何となれば地鐵は勿論波來土の内部歪は是れに由りて除去せらるればなり。

鋼線製造に當り其降伏點及彈性界を大ならしめ而かも靱性を大ならしめんとする時焼鈍により波來土を生ぜしめず粗粒波組織となすを可とす、而して斯の如き組織を得んには炭素含量 0.35 乃至 0.85% なるを適當とす。鋼を粗粒波組織となすには前にも述べたるが如く全く冷却の程度に由る、されば常に急冷に過ぎて麻亞田を生じ或は又緩冷に失して波來土組織とならしめざる注意を要すること勿論なり。

鑄鋼の焼鈍

鑄鋼の特性なる粗大なる組織は鍛錬せる鋼の組織の如く焼鈍に由りて容易に匡正すること能はず、然れども鑄鋼の如く鍛錬し能はざるものは焼鈍によりて是れを改良せざる可らず。而して鑄鋼を焼鈍するには是れを變態點より僅かに高き溫度に於て長時加熱するか或は變態點以上甚だ高温に短時加熱するにあり、而して焼鈍よろしきを得ば鍛錬鋼と同様の結果を得らる可し。

次に示せるは米國材料試験協會の選定せる鑄鋼の焼鈍溫度なり。

炭素量(百分率)	溫度(攝氏)
0.16% 以下	925°
0.16% ~ 0.34%	870°

0.35% ~ 0.54% 850°

0.55% ~ 0.79% 830°

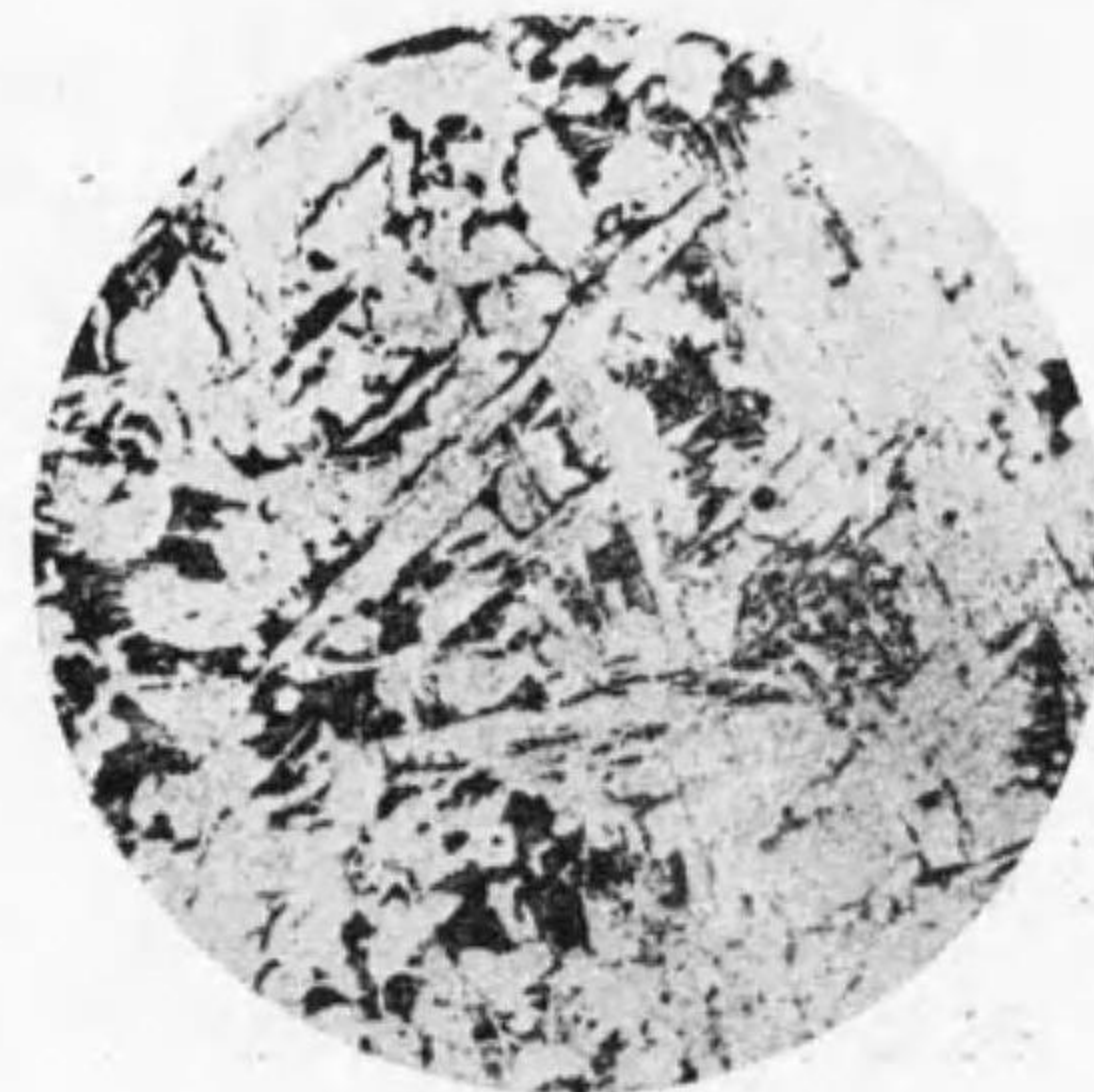
一般に鑄鋼の焼鈍は高熱に長時保留するを可とす。而して鋼鑄物等にして最も軟質なるものを得んとする時は爐中等にて均等に而かも極めて緩冷するを要し反對に抗張力及彈性界を大ならしめんとする時は冷却を速かにするを要す。其他鋼鑄物を約 1,200° に數分間加熱したる後空中冷却を行ひ再び A_1 或は A_{3-1} より稍高温に熱するも可なり。斯の如く二重焼鈍は亦鑄鋼に應用して好果を得べく特に衝撃に對する力

第二百一十一圖



鑄鋼樹枝狀組織 0.27%C (60倍)

第二百二十二圖



鑄鋼 0.27%C 750° に焼鈍 (60倍)

を増すと云ふ。第一次焼鈍に於て水中又は油中に冷却せる場合は第二次焼鈍は 640° ~ 680° に於て二時間乃

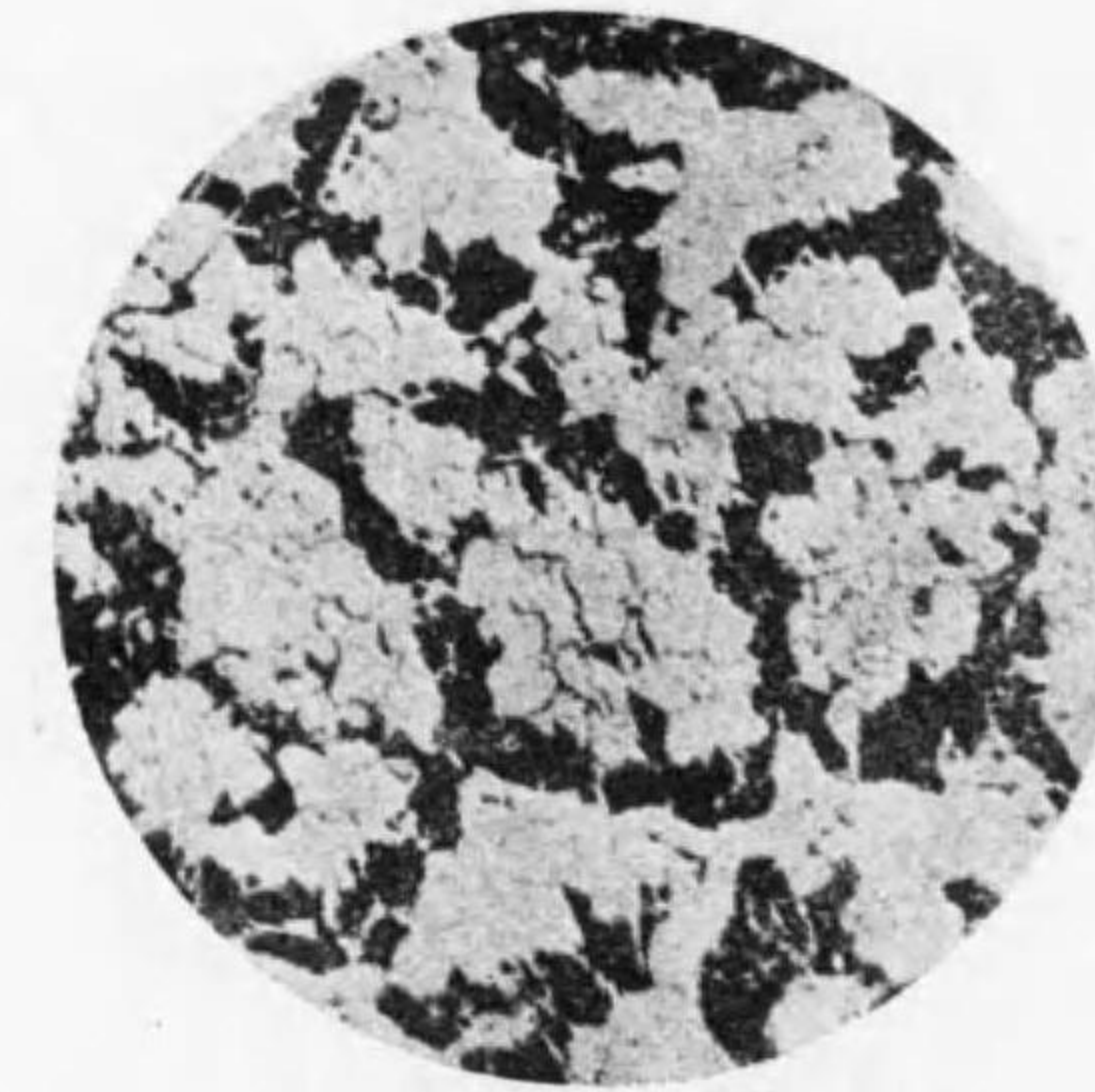
至八時間熱するを要すれども炭素含量或は鋼の形狀其他の關係上第一次に於て水中又は油中冷却を許さず空中冷却の止むなき場合にありては第二次焼鈍は 660° 乃至 720° に熱せざる可らず。尙鑄鋼の焼鈍は常

第二百二十三圖



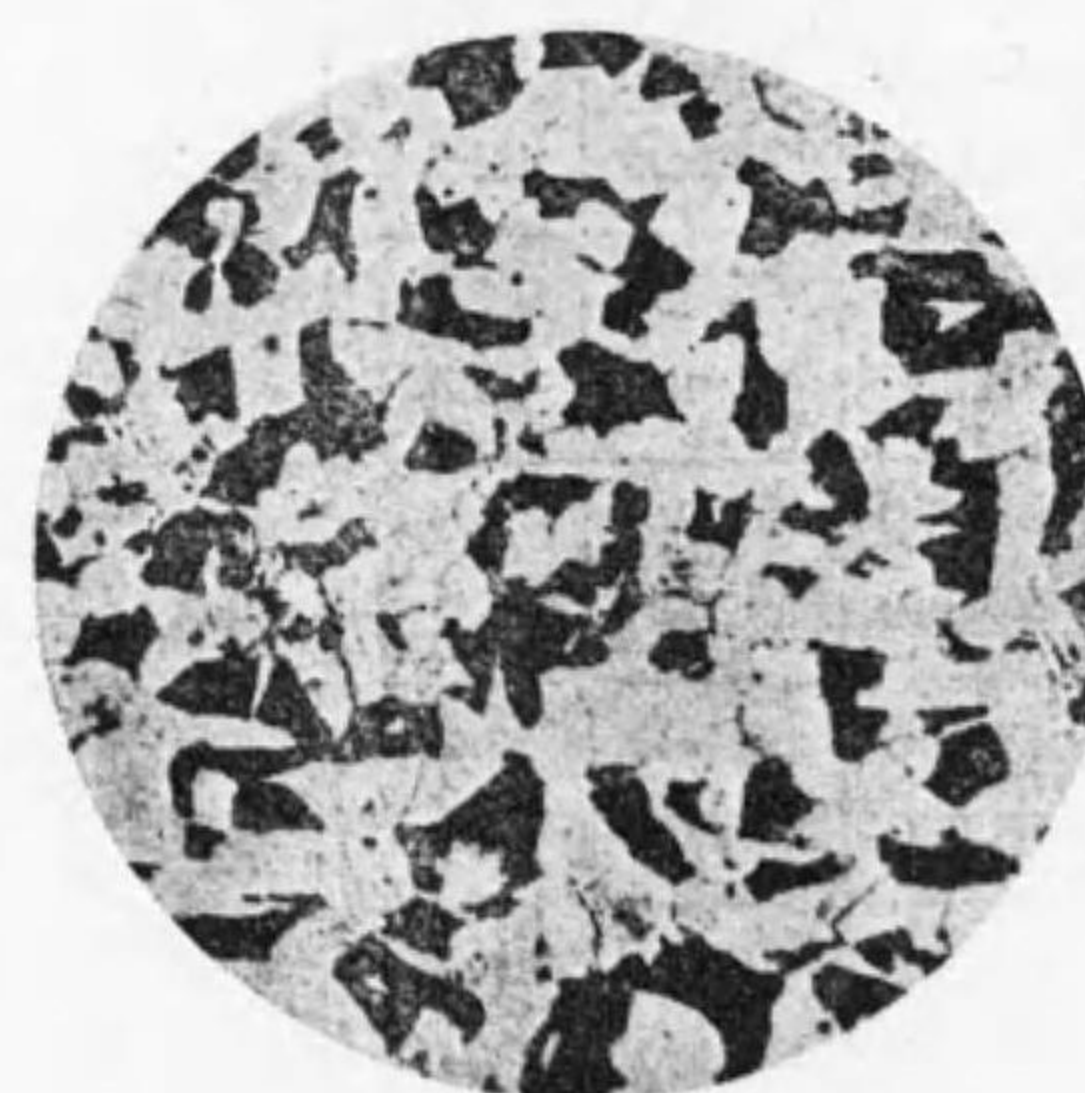
鑄鋼 0.27%C 800° に焼鈍 (60倍)

第二百二十四圖



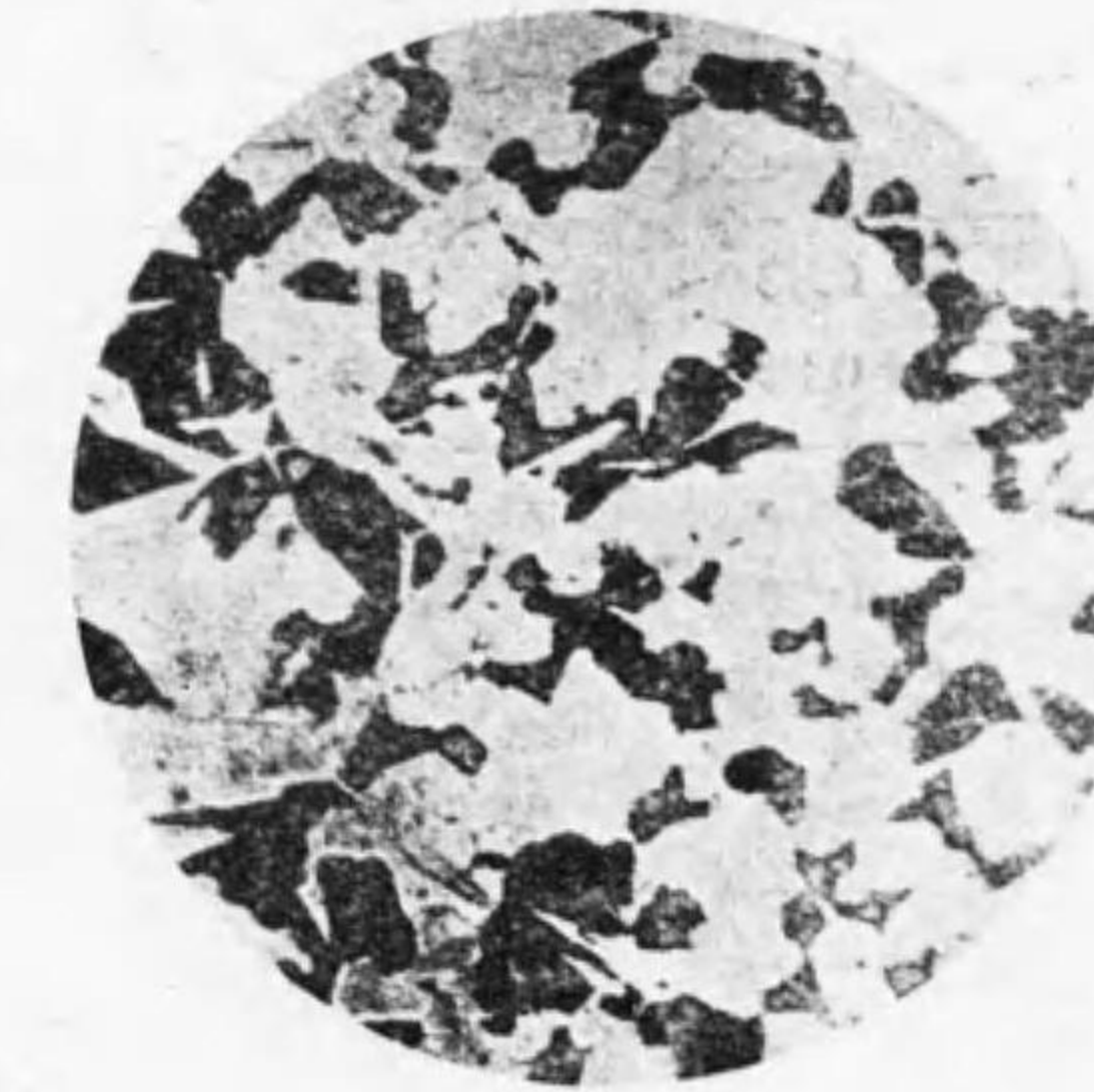
鑄鋼 0.27%C 850° に焼鈍 (60倍)

第二百五圖



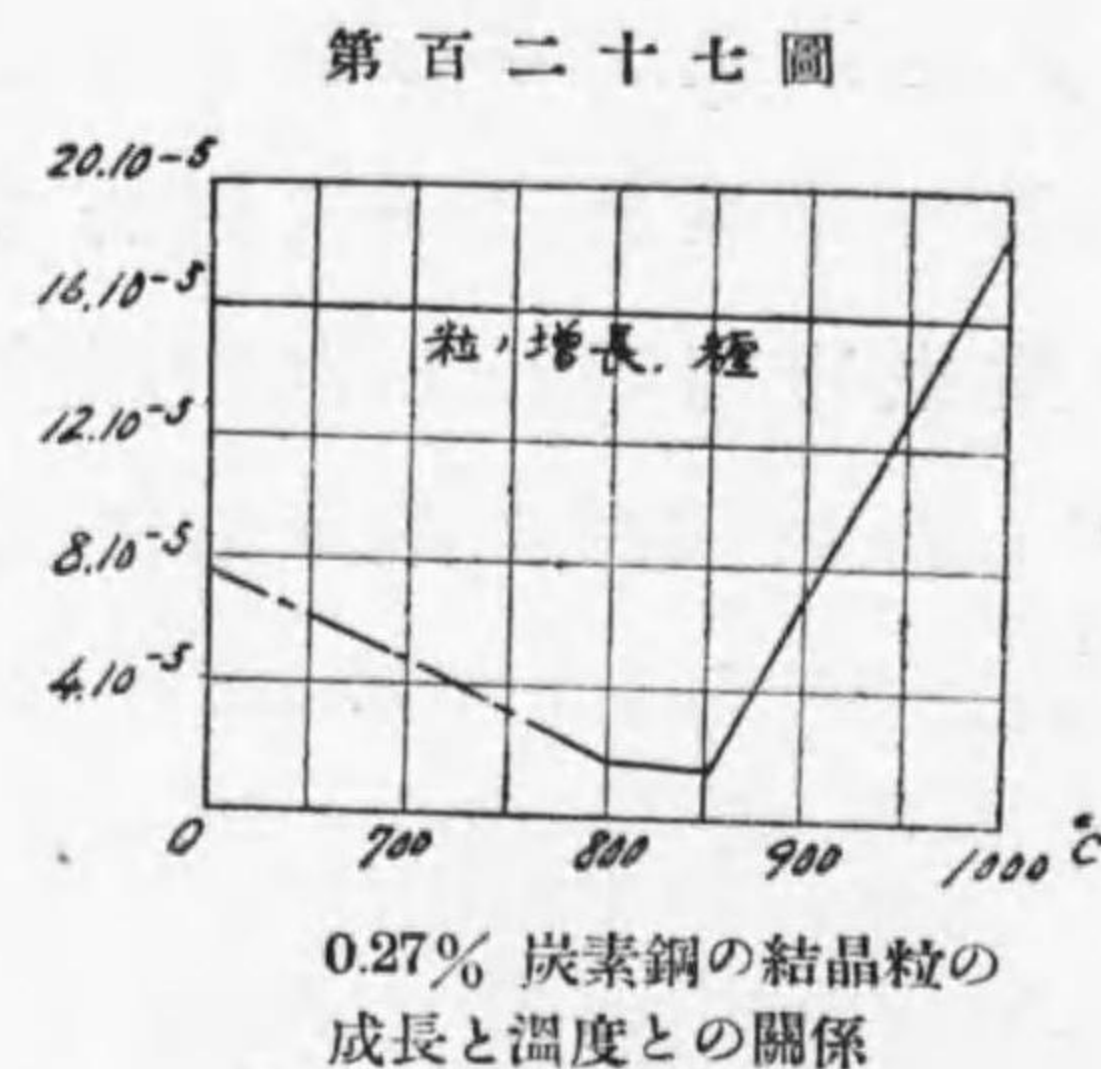
鑄鋼 0.27%C 900° に焼鈍

第二百二十六圖



鑄鋼 0.27%C 1000° に焼鈍

に急激なる加熱を避けざる可らず。第百二十一圖乃至第百二十六圖は0.27%炭素の鋼鑄物を各温度に焼鈍せるものの組織を示し第百二十七圖は温度と結晶の成長の関係にして850°Cに於て結晶の成長俄かに増すを示す。第十一表は鑄鋼の熱處理による物理的性質の變化を示す。



第十一表 鋼鑄物の性質

成分		處理	降伏點	抗張力	延伸率	收縮率	
炭素	滿侖						
0.11	0.88	鑄造の儘	26,000	58,500	25.9	30.0	
0.11	0.88	920°Cにて焼鈍	37,000	60,000	29.9	59.2	
0.27	0.60	鑄造の儘	32,700	67,000	14.6	17.0	
0.27	0.60	850°Cにて焼鈍	39,800	73,000	22.5	29.7	
0.23	0.98	鑄造の儘	30,000	63,800	14.8		
0.23	0.98	850°Cにて焼鈍	40,600	68,000	29.0		
電氣鋼	0.23	0.50	鑄造の儘	33,700	61,800	25.0	34.2
	0.23	0.50	焼鈍	52,000	71,400	25.0	40.8
	0.66	0.92	鑄造の儘	41,700	82,500	3.37	3.8
	0.66	0.92	790°Cにて焼鈍	46,600	84,000	7.6	12.8
鋼	0.37	0.62	鑄造の儘	38,000	78,000	24.0	27.5
	0.37	0.62	焼鈍	41,400	80,400	24.0	37.0
	0.37	0.62	空中冷却	48,000	85,500	25.0	37.2

焼鈍に起る諸現象

1. セメンタイトの球狀化

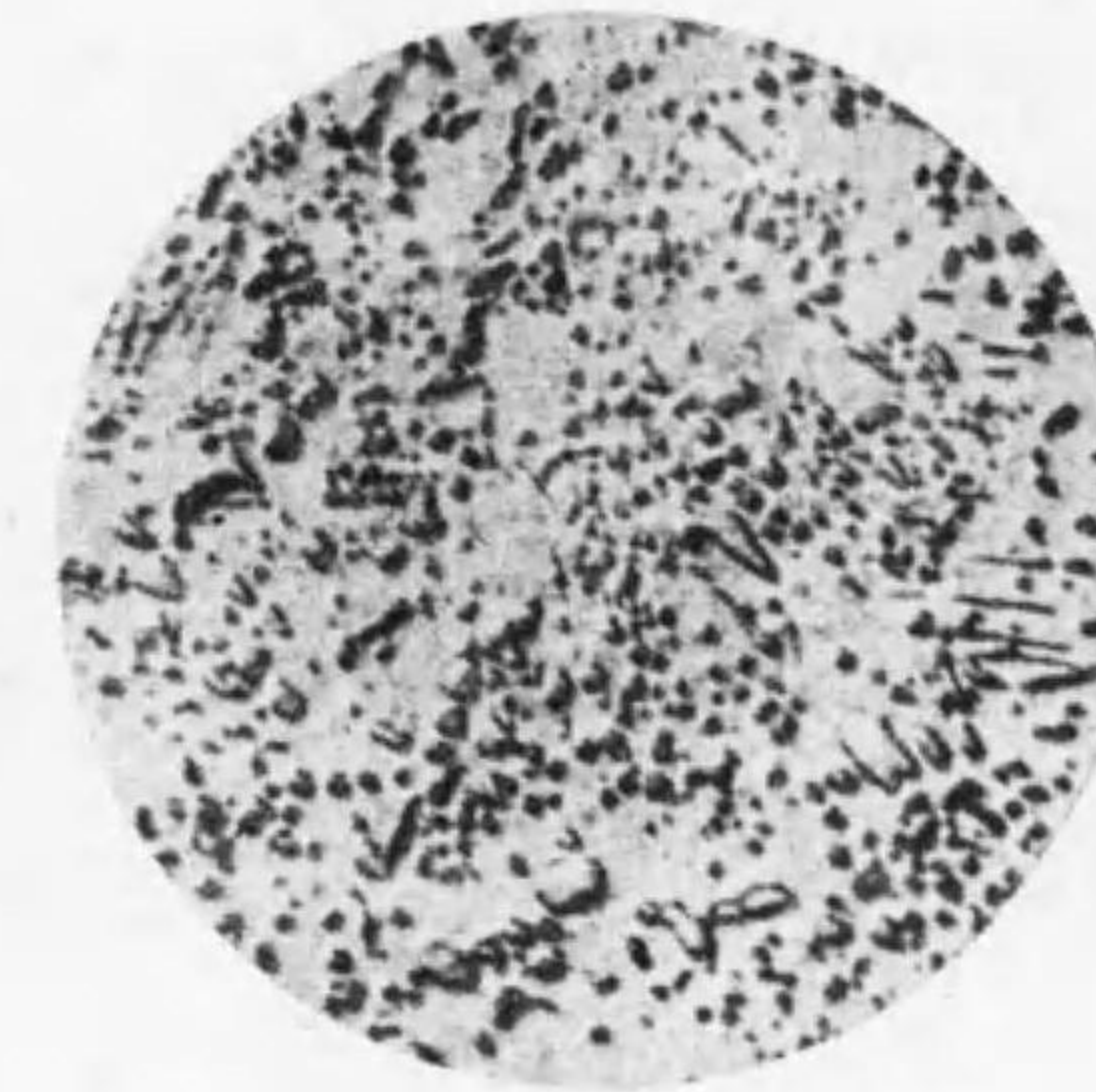
常態組織に於てセメンタイトは波來土中に層狀に現はれ或は高炭素鋼にありては結晶粒の境界に網狀組織となつて表はる。然れども波來土中のセメンタイト或は網狀セメンタイトは是れを變態點直下即ち600乃至700°附近の温度に長時加熱する時セメンタ

第百二十八圖



球狀セメンタイト 0.85%C (800倍)

第百二十九圖



球狀セメンタイト 1.24%C (750倍)

イトは球狀となつて現はるる事あり。此現象をハウ(Howe)はセメンタイトの球狀化(spheroidizing of cementite)と稱せり。而して斯の如く球狀化せるセメンタイトよりなる波來土をば粒狀波來土(granular pearlite)又は球狀波來土(globular pearlite)と稱す。第百二十八圖及第

百二十九圖はセメンタイトの球状化せる鋼の組織を示す。セメンタイトの球状化に就ては 600° 乃至 A_1 點の間に加熱せらるる時表面張力に因り自己の表面を最小にせんとし小粒は合して大粒とならんとするに由るといふ、尙球状セメンタイトの成因に關しては東北帝國大學本多博士、齋藤博士或は村上博士の最近の研究あり。

亞共析鋼及過共析鋼は共析鋼に比し球状化容易なり、然れども共析鋼と雖も勿論加熱を充分長くする時は球状化を呈す。ハウの説によれば 0.59% 炭素鋼に比し 0.21% 炭素鋼はセメンタイトの球状化速かなりと云ふ。尙粗粒波は波來土に比し球状化容易なるを以てセメンタイトを球状化せしめんとするには先づ鋼を粗粒波組織となすを可とす、即ち最初冷却を急速にし鋼を麻亞田或は吐粒洲組織となし次に是れを A_1 點直下に加熱するにあり。

斯の如きセメンタイトの球状化は鋼の抗張力及彈性界を減じ靱性延性を増し且つ磨滅に對する抵抗を増す。

以上の如く波來土の球状化其他の變化により鋼の物理的性質を變ず、アーノルド及ウキリアム (Arnold & William) は百三十圖の如き波來土の四つの形を示せ

百三十圖

機械的性質	組織	組成
最大抗張力 70噸/平方吋 延伸率 10噸/平方吋 標點距離 2吋		第一 粗粒波的波來土 (セメンタイト析出せず) 腐蝕 黑色
最大抗張力 55噸/平方吋 延伸率 55噸/平方吋 標點距離 2吋		第二 常態波來土 (稍セメンタイト析出) 腐蝕 黑色
最大抗張力 30噸/平方吋 延伸率 5噸/平方吋 標點距離 2吋		第三 層狀波來土 (セメンタイト完全析出) 腐蝕 光澤美
最大抗張力 30噸/平方吋 標點距離 2吋		第四 層狀波來土 (セメンタイト球状化せんとす)

波來土の變形及其性質

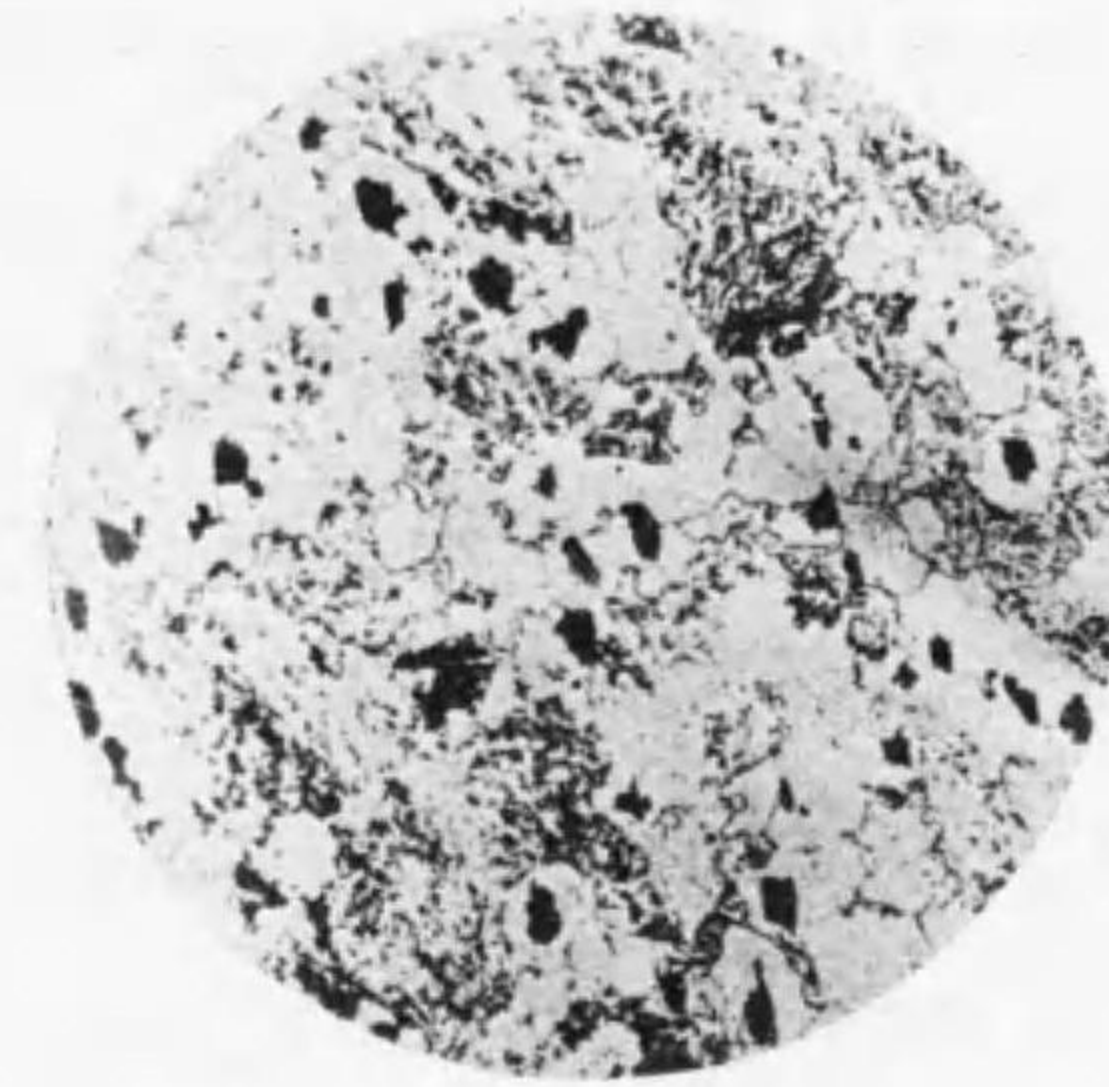
(圖中黑色はセメンタイトを示す)

り、圖中第一は粗粒波、第二及第三は波來土にして、第四はセメントタイトの當に球狀化せんとする粒狀波來土なり。第三の層狀波來土のみは一定の成分を有す。亞共析鋼の粗粒波は多量の地鐵を含み過共析鋼の粗粒波は多量のセメントタイトを含む、又粗粒波中のセメントタイトは波來土中の其れと異り一部炭素は硬化炭素として存在するを以て粗粒波は韌性乏しく抗張力大なり。

2. 鋼中に黒鉛の析出

後章に述ぶる可鍛鑄鐵或は鼠銑に於ては常に黒鉛を存すれども工具鋼其他炭素含量高き過共析鋼或は又硅素等を多量に含む鋼に於ても是れを變態點以上に長時間加熱したる後緩冷する時屢々黒鉛を生ずることあり。而して斯の如くして生ぜる黒鉛は地鐵を以て圍まるるを特徴とす。是れ過共析鋼を A_{cm} 點より冷却する時大洲田より分離せるセメントタイトが安定なる黒鉛及地鐵に分解するに由るを以て焼鈍時間を増しセメントタイトの分解を充分ならしむれば黒鉛と地鐵の量を増す。而して斯の如き黒鉛化は波來土セメントタイトの黒鉛化に比し容易なるを以て亞共析鋼には黒鉛の分離を生ずることなし。第百三十一圖は過共析鋼中の黒鉛を示すものにして散在する黒點

第百三十一圖



1.25% 炭素鋼
830°Cにて五時間焼鈍 (100倍)

は黒鉛にして其周圍白色なるは地鐵にして其他は波來土なり。以上の如くして生ぜる黒鉛は鋼を軟弱ならしめ過共析鋼の目的に添はざるものなり。

3. 過熱 (overheating)

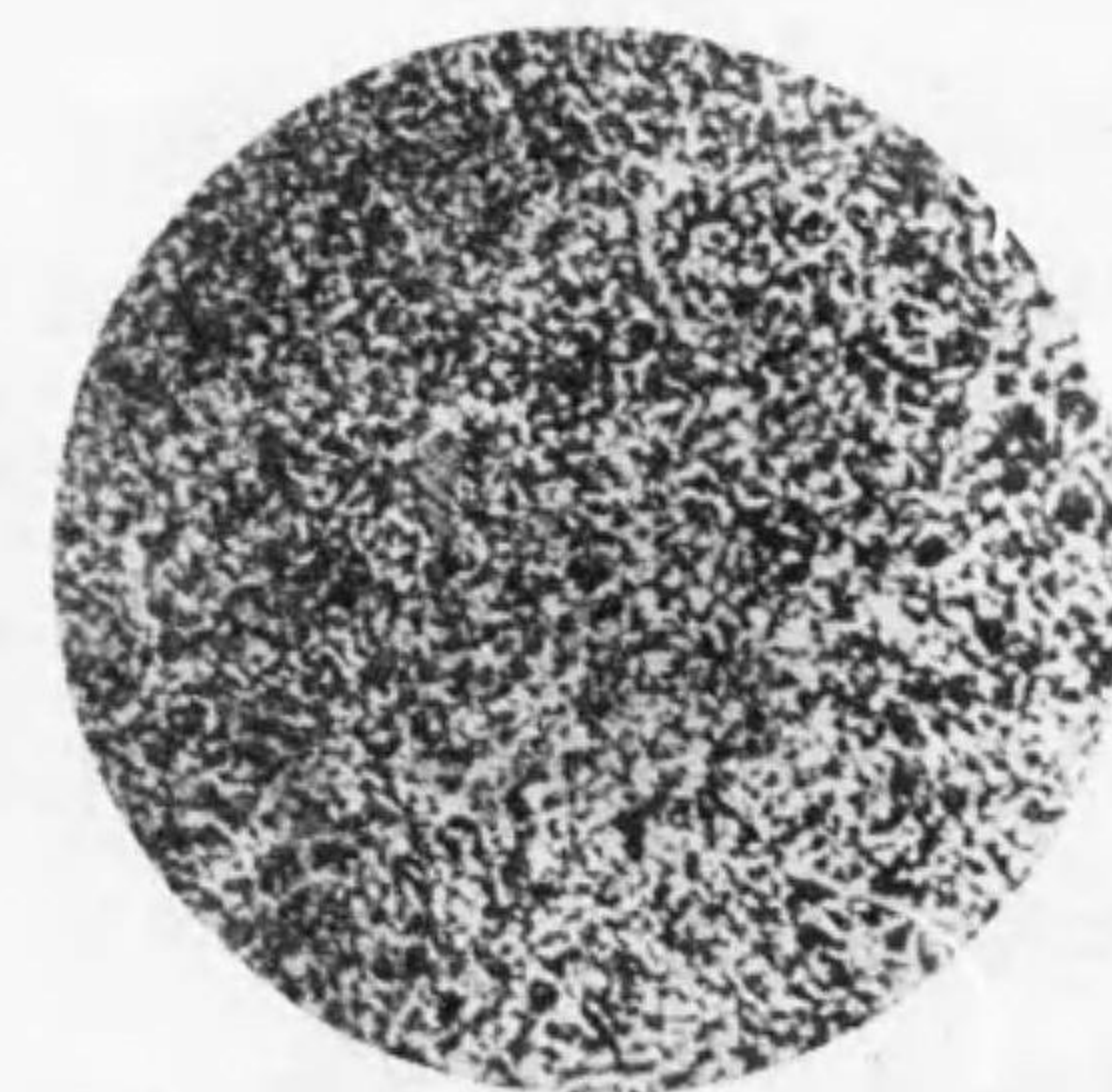
過熱とは鋼を長時高熱に晒す時生ずる現象にして常に鋼の組織を粗大ならしむるものなり。過熱を恢復せんとするには加熱の程度に依りて一樣ならざれども小なる物は單に焼

第百三十二圖



過熱鋼

第百三十三圖



過熱鋼を焼鈍せるもの

鈍により恢復し大なるものに至りては二重焼鈍を行はざる可らず。第百三十二圖は過熱せられたる組織にして粗大組織を示し、第百三十三圖は是れを焼鈍により原組織に復せしめたるものなり。過熱の恢復は其程度により難易あれども次に述ぶる鋼の燃焼と異り鋼其物を害する事なし。

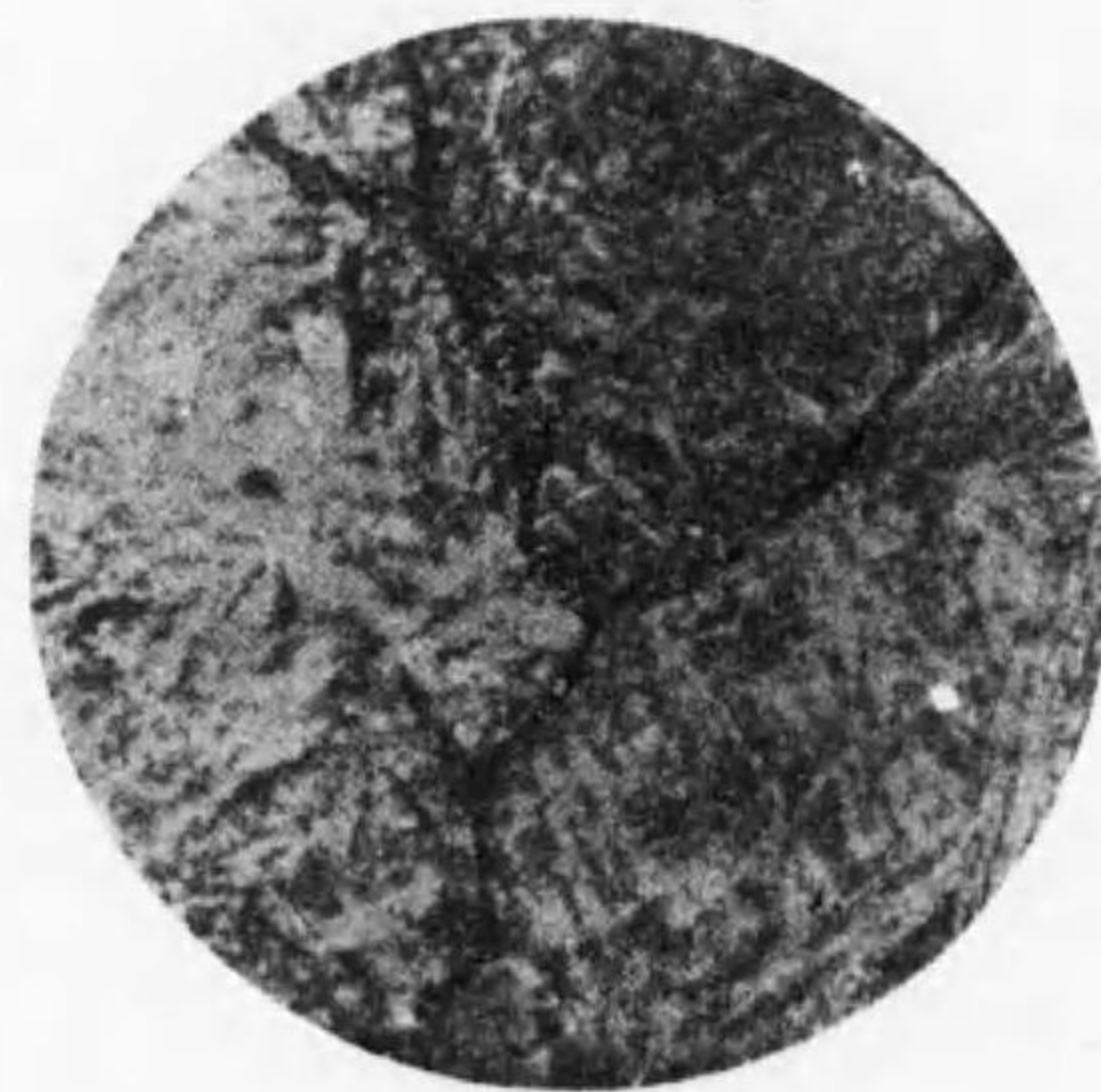
4. 鋼の燃焼 (burning of steel)

比較的炭素に富める鋼を熔解温度近く熱する時鋼は其靱性を失ひ熱脆性及冷脆性を帯び其破面粗大にして光輝を呈するに至る。斯の如き状態にある鋼を燃焼鋼(俗に焼過ぎ)と稱す、而して燃焼鋼は再熱するも其性質恢復する事能はざるを以て原料鋼として再熔解するの外途なし。燃焼の原因については種々の説

あれども要するに鋼を熔融點近く迄熱する時は組織粗大となり大氣中の空氣分子間の氣孔に浸入し鋼中の炭素と化合し一酸化炭素を生じ分子の凝集を妨げ其粘性を破壊するを以て脆性となるなり。

ハウ (Howe) は一酸化炭素

第百三十四圖



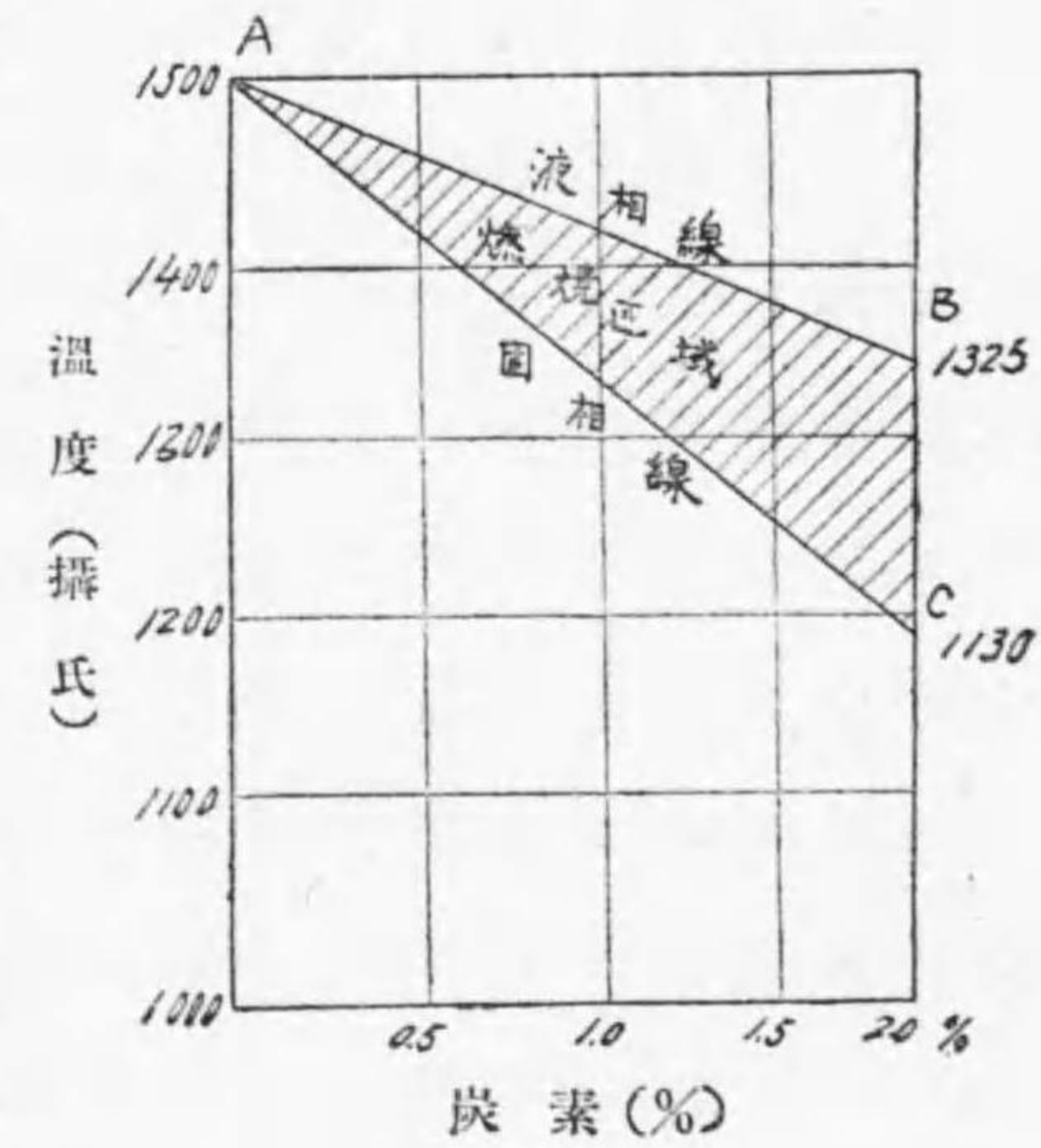
燃焼鋼 (30倍)

の外に水素及窒素も同様の害あり、なほ酸化により生ぜる薄膜は往々にして結晶粒を包み結晶粒の融合を妨ぐと言ふ。第百三十四圖は燃焼せる鋼の一例にして表面より内面に向つて罅裂を生じ其中に酸化物の集積せる黒斑を認むべし。

第百三十五圖は硬鋼が軟鋼に比し燃焼し易き傾向を示し同時に鋼の凝固時期は其炭素含有量に影響するを示す。縦軸は温度横軸は炭素含有量を取る、今炭素2.0%鋼の熔解温度を1,325°Cとすれば炭素が

0より2%に増加するに従ひ鋼の凝固はAよりBに低下し炭素を含まざる鋼は1,530°Cに於て凝固す、而して炭素の増加に伴ひて凝固する時間の範圍も増加し2%炭素のものに至りては凝固範圍もBよりCに廣まる。故にABC區域は鋼の凝固區域即ち固體及液體の混和状態にある區域にして而かも此温度に熱する時は所謂燃焼を生ずるを以て是れを燃焼區域(burning zone)とも云ふ、而して炭素の増加に伴ひ熔解點降下す

第百三十五圖



るを以て燃焼の影響を増す。例へば0.5%炭素鋼の燃焼区域は1,400°乃至1,450°にして、1.0%炭素鋼は1,310°乃至1,400°、1.5%炭素鋼は1,210°乃至1,360°の間に廣がる。若し燃焼区域ABCが必ず燃焼を起すものとせば鋼塊或は鑄物鋼が熔融状態より凝固する間には必ず燃焼区域を通過するを以て鋼は必ず一度燃焼すべき理なり。然るに實際問題として斯の如き缺陷を認めず、是れに對するハウ (Howe) の説明に依れば熔融状態にある鋼は水素及其他の瓦斯を多量に吸収し凝固に當り是等の瓦斯を逸散するを以て外部より浸入せんとする酸素の作用を水素瓦斯により防禦し所謂燃焼の主原因たる一酸化炭素の發生を妨げ而かも酸化薄膜の成生を防ぐに因ると云ふ。

鋼材の割取に對し壓延中に生ずる鋼質の脆性に因るか或は又燃性の結果によるかの判別の必要ある事あり。斯の如き場合に於ける燃焼の有無の區別は瑕を生ぜざる部分より試料を採取し是れをステッドの銅鹽試薬 (cupric reagent) を以て腐蝕し鋼に白色球狀斑點を認めざる時は鋼質の脆性により若し斑點存在する時は燃焼による事を知る可し。尙過熱 (overheating) と燃焼 (burning) とは混同すべからざる事前に述べたるが如し。

5. 結晶の成長 (crystalline growth)

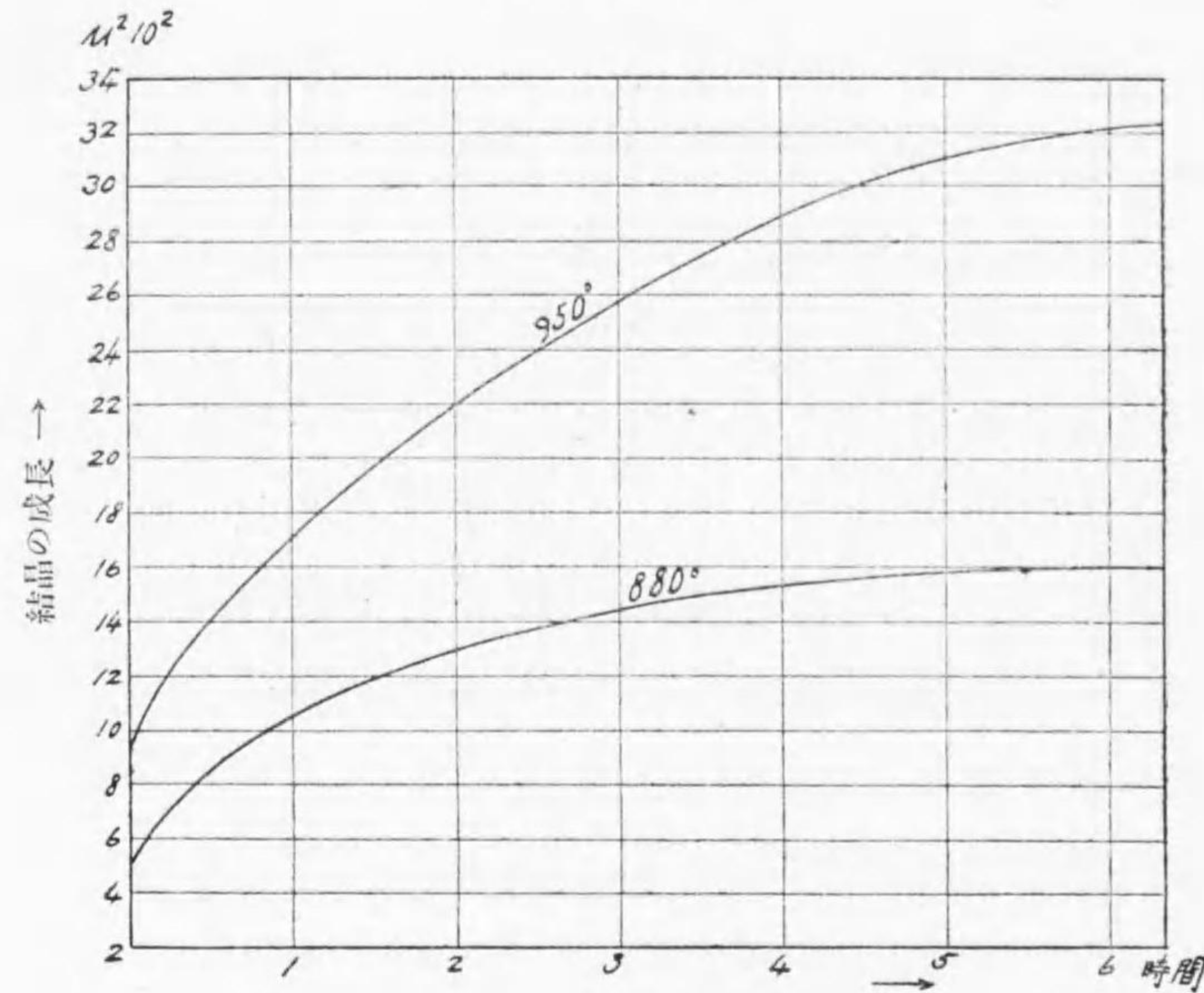
(イ) 大洲田の成長

變態點以上に於ける鋼は夫々異なる結晶核を有する數多の大洲田の多面體結晶より成る、而して各異なる結晶核を有するを以て多數の結晶粒同時に存在し得る所以なり、若し然らずして何れも同一質結晶核なりとせば相接する各粒は合體して大なる結晶粒とならざる可らず。然れども鋼を長時甚だ高温に保つ時は結晶粒は漸次増大す、されば燒鈍の場合變態點以上の溫度に長時保留する時は大洲田は粗大なる結晶となる、依つて是れを緩冷するも波來土或は粗粒波は亦粗大となる。今0.5%炭素鋼を1,100°に二時間加熱し空中冷却をなせば第百十圖の如き粗大なる組織となる、是れ即ち變態點以上に於て大洲田は粗大なる組織となりて存在せるを證し且つ冷却稍速かなりしを以て地鐵の析出少く粗粒波組織となれるを示す。

(ロ) 地鐵の成長

内部歪を受けたる鋼を變態點直下に加熱すれば結晶方向同じくして相隣接せる地鐵は互に融合して大なる結晶となる。第百三十六圖は即ち加熱時間と地鐵粒の成長の關係にして時間と共に其成長を増す。然るに内部歪を有せざる地鐵即ち冷間加工等を受け

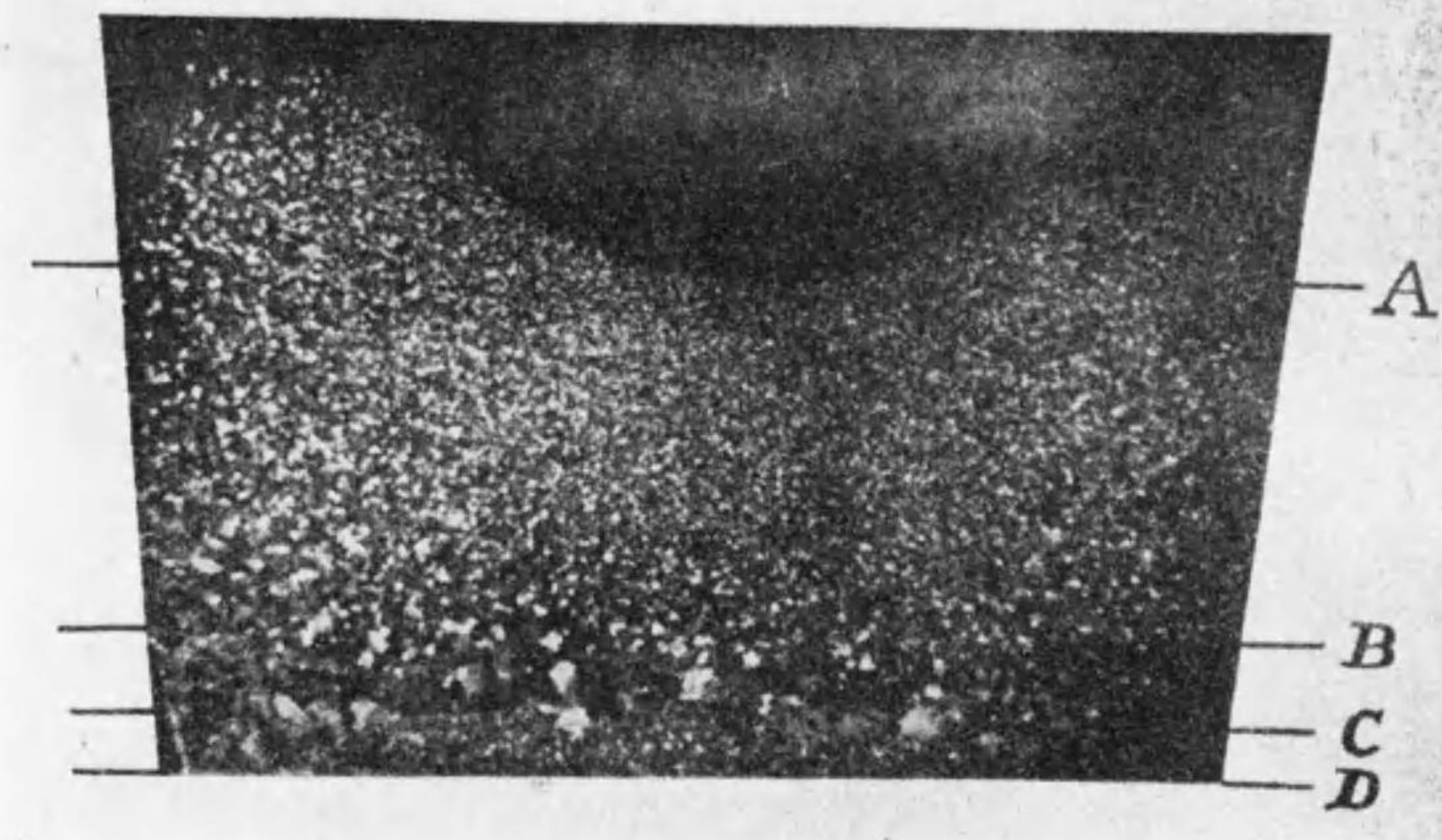
第三百三十六圖



地鉄粒の成長と加熱時間の関係

ざる鋼の地鉄は焼鈍によりて結晶の成長をなさず、尙炭素含量比較的少き鋼も亦成長著しからず。ソーパーは歪に對する地鉄の成長に關し甚だ有力なる研究をなせり。即ち第三百三十七圖は 0.05% 炭素鋼をブリネル硬度計を以て 6,000 庇の壓力にて歪を與へ是れを 650°C に七時間焼鈍せるものの組織にして十耗球にて壓下せる部の垂直斷面なり。歪は壓下の直下なる A 部最も甚だしく漸次 D に進むに従ひ其度を減ず。組織により明なる如く A 部の歪は最も大なるに焼鈍に

第三百三十七圖

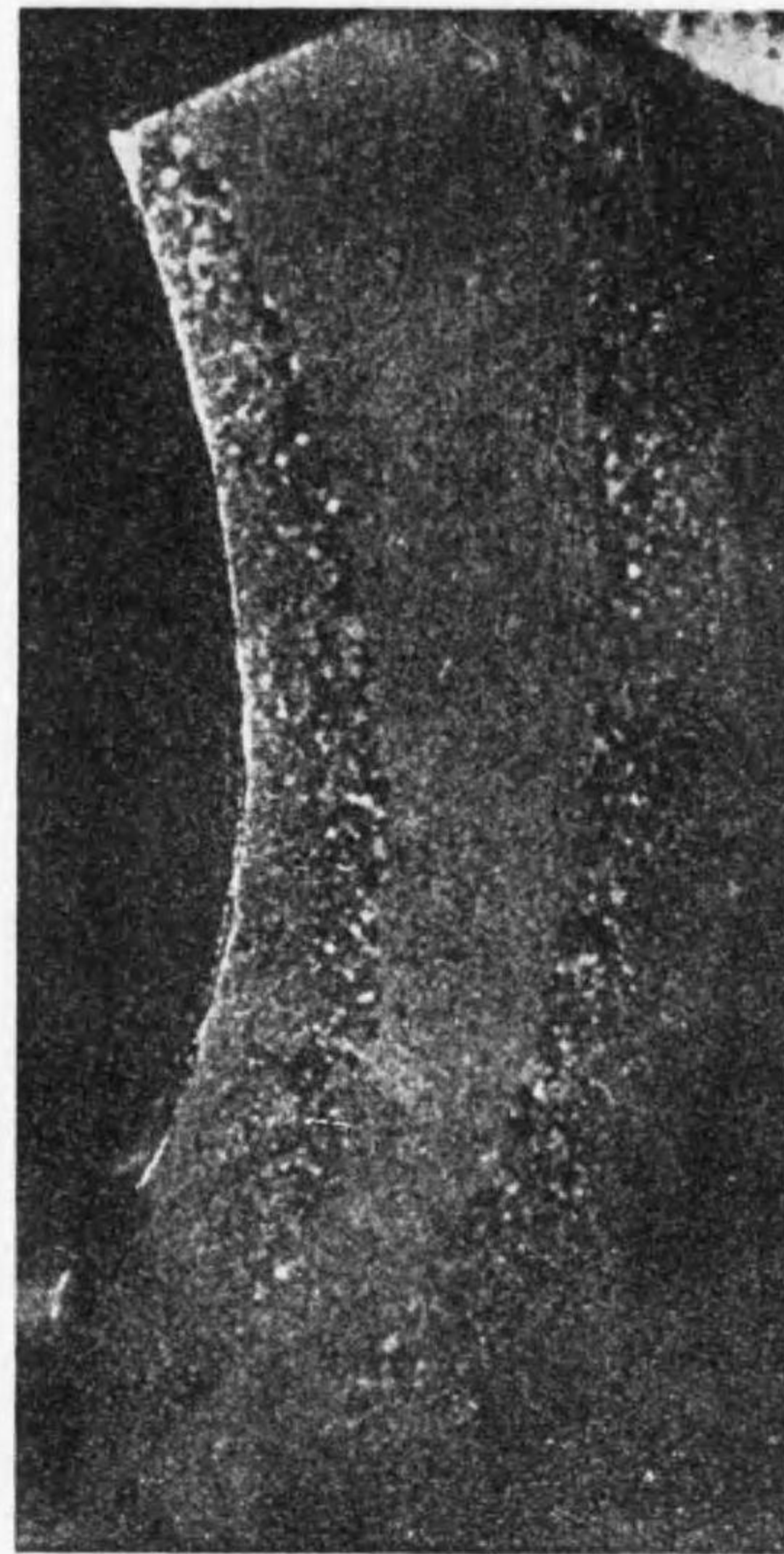


0.05% C (6倍大)

ブリネル硬度計を以て 6,000 庇の壓力を加へたるものを 650°C に七時間加熱せる組織

よる結晶の成長少く B に到れば歪の度稍減ずるに結晶は少しく成長し C に於ては歪甚だ少きに拘はらず成長最大となり愈歪少き D に到りて再び成長なきを知る。是れよりして地鉄の成長は歪に對し或一定の壓力を受けたるものに非ざれば焼鈍するとも結晶の成長を見ず、而かも壓力即ち歪が程度を過ぐる時は反つて又成長せざるを知る。即ち結晶の成長に對し歪に或一定限度あり必ずしも壓力の大小に關せざるなり。第三百三十八圖は 0.05% 炭素鋼を屈曲し 650°C に七時間焼鈍せるものにして屈曲の外部は烈しき緊張を

第百三十八圖

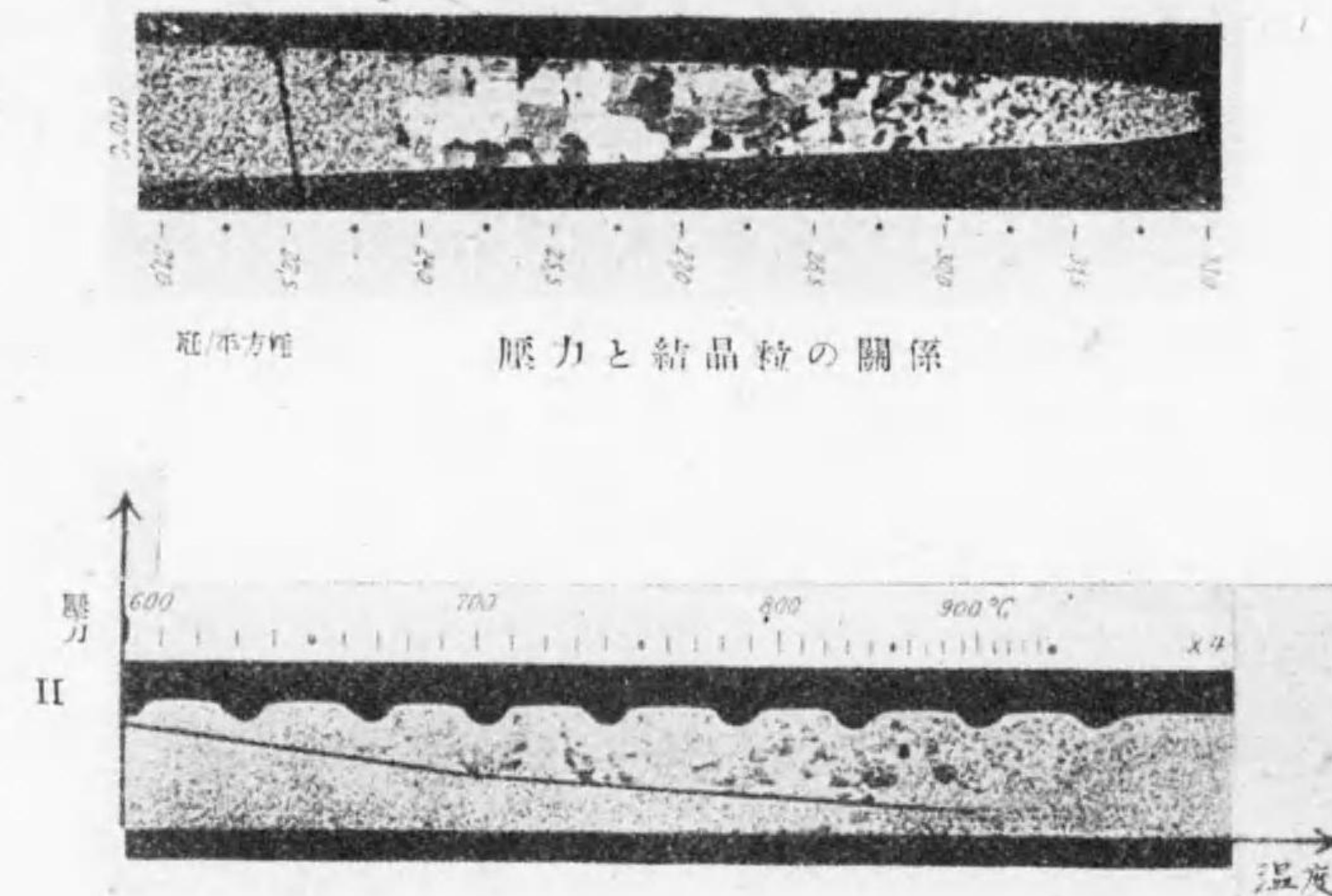
棒鋼を彎曲し 650°C に
七時間加熱 (3倍)

部の結晶成長の割合表面より同じ深さに有るを知る。斯の如き歪の一定限度たる應力は幾多試験の結果によれば降伏点 28,000 封度/平方吋、弾性界 45,000 封度/平方吋にして抗張力 40,000 封度/平方吋なりと云ふ。

是等歪に對する應力の範圍は狭く 40,000 封度/平方吋より 2,000 封度/平方吋の間を出づる時は既に結晶の成長

受け内部は壓縮を受けたるものなり、而して中央部は緊張或は壓縮何れの影響も受けざる中性帯なり。故に中央部より外部に至るに従ひ歪の程度を増し組織の變化は歪を受けざる中央部は結晶の成長無く歪の増加に従ひ漸次結晶は成長すれども外側部は歪過大となり反つて結晶の成長なき事前例と同様なり。尙此結果よりして緊張及壓縮による歪の相異は結晶成長に何等の相異を認めず且つ内外兩

第百三十九圖



壓力一定 温度を變化せる場合 (チアツベル)

を認めずと云ふ。第百三十九圖はチアツベル(Chappel)の試験せるものにして(I)は抗張力試験片にして各部異なる歪を有する軟鋼を 850°C に四十分間焼鈍せる組織を示し中央部結晶最大なるは一定限度の歪(臨界歪)を受けたる處にして右方は壓力限度を超過し左方は變歪度少き處なり、而して前者と中央部との結晶の境は中央部と後者との結晶の境の如く判然たらず。第百三十九圖(II)はブリネル硬度計にて數點を壓下せる(圖中半球狀凹部)軟鋼片を各温度に熱し結晶の大きさを驗したるものにして 800°C 附近の結晶最大なるを見る。鋼線材の如き牽引に依り常に過度の變歪を受く

るものは焼鈍により結晶の増大を見ず、従つて結晶粗大による脆性の度少し。故に鋼線が極度の歪を受けたる場合是れを 525°乃至 550°に焼鈍すれば冷間加工による害を去り且つ結晶増大の恐も無し。歪の一定限度 (critical strains) と結晶の成長に關しロビン (Robin) は地鐵の歪を受くる時多數の結晶核を生じ焼鈍により是等が新規の結晶粒を生ずる故なりと言ふ。即ち此説によれば軽度の歪を受けたるものは結晶核の増加を見ざれども一定極限的の歪を受くる時は少量の結晶核を生じ焼鈍により少數の粗大粒となり過度の歪を受くる時は多數の結晶核を生ずるを以て自然多數の細粒となるなり。

概括

以上述べたる焼鈍に對する要點を概括すれば次の如し。

- (1) 粘性及靱性を得る目的を以て鋼を焼鈍するには一度變態點より少しく高く熱し然る後是れを爐中或は場合により空中に於て緩冷す。
- (2) 抗張力及彈性界を高くし且つ適度の靱性を有し磨滅、衝撃及疲勞に堪ゆるものとなさんとする時鋼を變態點以上に熱したる後炭素含有量或は鋼質に對する要求程度に應じて水或は油中に冷却し次に所

要の物理的性質に従つて 500°乃至 650°に再熱す。

此時の温度は低き程抗張力を出せども靱性を缺く。

- (3) 冷間牽引せられたる鋼線或は其他の冷間加工を受けたるもの殊に亞共析鋼を焼鈍するには變態點直下 (500~650°) に再熱すれば充分なり、然れども温度 550°以下又は變態區域以上に熱したる時地鐵の結晶粒の成長を伴ふ。但し歪める鋼の場合は別なり。
 - (4) 鑄物鋼を焼鈍する時は變態點以上に數時間保留するか或は一度變態點以上充分高き温度に熱し、然る後變態點より僅か高温に短時間再熱するか又は二重焼鈍をなす。
 - (5) 過共析鋼のセメントサイトを球狀化する時は磨滅に抗する力と同時に其軟性及靱性を増すことあり。
- 實際取扱上の注意

茲に述べんとする注意は理論より寧ろ實際的問題に屬すれども焼鈍に於て最も注意すべきことなれば特に記せんとす。工業用として實際的に焼鈍を行はんとする時は爐の構造其他取扱に對する經驗と注意を要するものなれども尙特に焼鈍せんとする鋼の表面の保護に留意せざる可らず。鋼は赤熱温度に於て容易に酸化し加熱時間及温度の増加或は加熱の方法に従つて其度を増す、而して酸化による表面の脱炭は

$\frac{1}{4}$ 乃至 $\frac{1}{2}$ 吋の深さに達する事稀ならず。故に是等の點は工具鋼の取扱に對し殊に注意すべき事なり。

小なる工具鋼を焼鈍せんとする時は鐵管中に是れを納め木炭を充填して酸化を防ぎ大なる物或は多數の小物は鐵製焼鈍箱の内に納めしむるを通例とす。而して焼鈍箱は鑄物或は鐵板を以て作り珪石煉瓦等の裏積をなす事あり。焼鈍箱にて焼鈍せんとする時は焼鈍せんとする鋼を納むると同時に木炭、骨灰、石灰或は砂等を充填して酸化を防ぐを要す、但し軟鋼の焼鈍に於ては木炭其他一酸化炭素等を發生するものは加炭の恐あるを以て避けざる可らず。尙爐は急激に加熱せらるることなき様豫め完全なる設計を要す。

第二節 鋼の澱淬 (焼入法)

澱淬の原理

鋼を赤輝色に加熱し之れを冷却劑(冷却媒介劑)中に入れば鋼の硬化する事實は古より人の利用せる所なり、即ち鋼の硬化には加熱及冷却の手段を要し加熱によりて鋼を硬質成分に變じ急冷により其状態を保留するに有り。然らば斯の如き硬化作用の理論的解釋は如何と云ふに從來數多の學者に依り議論せられたる所なれども要するに鋼の硬化とは變態點 A_{r1} 以上(約 700°)に於ける變化にして尙硬化度は A_{r1} 變化

中炭素含量 0.85% に於て其效果最大に達するを知る。斯の如き結果よりしてオスモンドが硬化作用とは鐵の同質異態變化即ち α 鐵及 β 鐵の存在によると言ふ説の發表により鋼の澱淬に對する理論的解決の端緒を開けり。爾後研究の進むに従ひ遂に硬化の定義を得たり、即ち鋼を硬化せしむる事を澱淬(quenching)と稱し澱淬とは鋼の硬度を増すを目的とし變態點以上の溫度に加熱し是れを普通油或は水等に由りて冷却し鋼の變態に要する時間を與へず A_{r1} 變態の全部又は一部を阻止するを言ふ而して澱淬により鋼の組織は大洲田、麻亞田、吐粒洲又は粗粒波となる。尙澱淬は又焼入(hardening)とも稱す。

澱淬溫度

前述の如く鋼を澱淬するには其變態點以上に熱せざる可らず。普通實用的には A_{c1} 點以上 $20\sim 50^{\circ}$ 高く熱すれども若し加熱溫度不充分にして A_{c1} 點に達せざる時は澱淬後の組織は常態組織の儘にして何等澱淬による効果を認めず。是れに反し變態點以上甚だ高温に熱する時は變態點降下するを以て冷却速度を緩にして效果を得らるれども加熱餘りに高温に失する時は焼鈍に於て述べたる如く組織粗大となり焼入鋼の有す可き緻密組織を有せず、従つて硬度充分な

らず、完全なる焼入目的を達せず。尙澱滓に於ける加熱は焼鈍に於ける如く變歪を除去するを唯一の目的とすると異り急激なる冷却を伴ふを以て其加熱は常に徐々にして急熱を避け、而かも内外均等なる熱の分布を主眼とし温度、加熱時間、質量、加熱表面の多寡乃至は常態組織等に就て一々考慮せざる可らず、即ち大なる物は小なるものに比し加熱を稍高温に保ち焼入槽中に於ける冷却割合を大ならしめ大小兩者の冷却割合を近からしめ、例へば $\frac{3''}{4}$ 丸鋼を 780°C に焼入するとせば $\frac{3''}{16}$ 丸鋼は 750°C に熱するが如し。變態區域の位置及廣さは各鋼質によりて亦異なるものなれば澱滓温度は鋼質により適當なる温度を選ばざる可らず、例へば低炭素鋼は高炭素鋼に比し變態點高きを以て加熱温度を高めざる可らず、是れに反しニッケル、クローム或はタングステン等の多量を含む特殊鋼の如きは變態點甚だ降下せるを以て澱滓温度低くして可なるが如し、第百一圖は各炭素含量に對する澱滓温度を示す。

加熱は一般に爐中に行へども特別なる法として鉛或は鹽類槽(鹽化ナトリウム、鹽化カルシウム、鹽化カリ或は硝酸バリウム等の溶液を充せる)を用ふることあり。是れ温度の分布を均等ならしめ且つ脱炭作用を極めて少からしめんが爲なり、又鹽類槽は加熱容易に

して所要温度に保持すること易し。

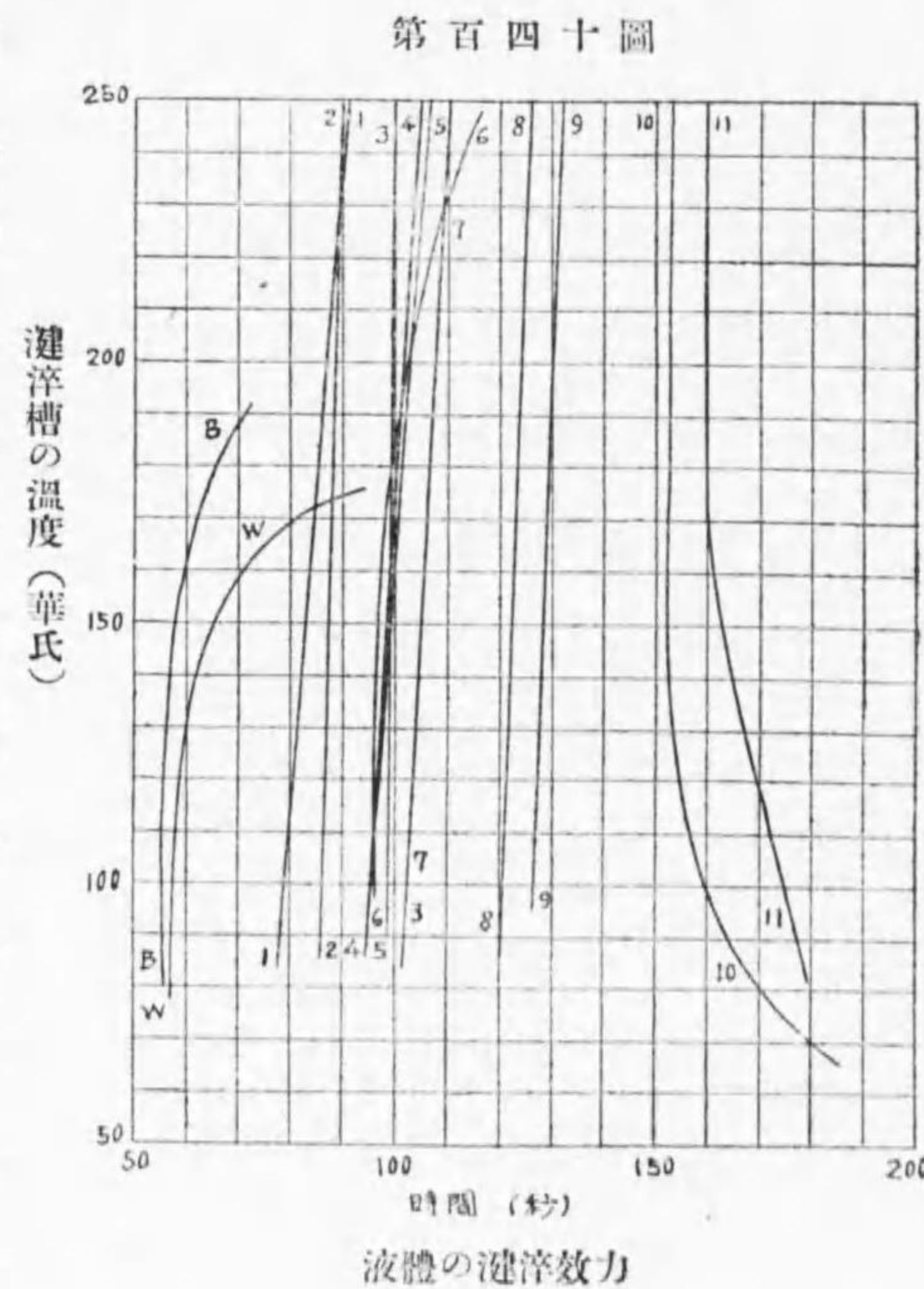
冷却法

鋼の澱滓とは前述の如く A_{c1} 點以上に於ける状態の一部或は全部を常温に保留するに有るを以て急激なる冷却を行ふを普通とす。而して鋼の急激なる冷却をなさしむるには可及的熱を迅速に放散する油、水或は氷の如き媒介剤中に浸漬するを可とす。冷却は急速なるを普通とすれども必ずしも常に急激なるを要せず、例へば變態點低き高炭素鋼を極めて高温に熱したる場合の如きは冷却比較的緩慢なるも充分澱滓の目的を達すれども低炭素鋼の如きは常に急速冷却を要するが如し。故に冷却速度は炭素或は特殊元素の含量、澱滓せんとするものの大小、冷却剤等を考慮し急緩其よろしきを選ばざる可らず。次に冷却剤に就て考ふるに冷却剤の冷却効果は傳導率に關するもののみ信ぜられたれども近年ベネデック或はルシアテラー等の研究に據り冷却効果は熱傳導率以外更に冷却剤の蒸發熱及熱容量の大小にも亦關係するを知れり、即ち効果の大なるものは一方蒸發容易にして然かも其蒸發熱の大なるものなり、他方傳導率大なるものにして尙且つ熱容量の相當大なるものは其效果従つて大なり。例へば水は水銀に比し約二倍の熱容量

を有するを以て水の冷却効果は水銀より大なる理なり、而して熱傳導率は斯くして吸収せる熱を高温部より低温部に傳導するに重要な働をなす。其他冷却劑の流動性及氣化性にも關す、即ち前者は熱の環流を促し熱傳導を援け、後者は氣泡の發生により金屬表面に附着し急冷を障礙するを以て澱滓効果を低減す。

マツテウス(Matthews)及スタック(Stagg)は種々市場用冷却劑の冷却速度に就て研究せり。即ち650°Cに加熱せる試片を冷却劑中に挿入し温度370°に降下する時間を測定せり、此

間冷却劑自身の温度の上昇する事勿論なり。次に該試片を取出し再び熔鉛中に挿入し650°Cに加熱し時間を測定せり、斯の如き測定を反覆し油の場合には冷却劑の温度120°Cに上昇するまで是れを續けた。以上の如くし



て試片650°Cより370°Cに降下する時間と其時の冷却劑の温度とを表示せるに第百四十圖の如し。圖は下記數種の冷却劑の澱滓效力を表はす。

W	蒸溜水		
B	ブライン液		
1	魚油	平均温度 26 ~ 120°	85.0 秒
2	二號ラード		87.0 "
3	二年間使用せる純ラード		99.0 "
4	煮沸せる亞麻仁油		101.0 "
5	亞麻仁油		102.0 "
6	特選新魚油		106.0 "
7	新黄色綿實油 (cotton seed oil)		107.0 "
8	新反滓油 (60% 綿實油 + 40% 鐵油)		122.6 "
9	新反滓用鐵油		130.0 "
10	一號黑色反滓油		157.0 "
11	特選 "C" 號油		164.7 "

圖に由つて見るに蒸溜水は100°Cに到るも冷却力を失はざれども温度の上昇と共に漸次其效力を減退しブライン液(曲線B)は冷却速度著しく大にして高温度に於ても尙效力を失はず、150°Cに到りて始めて稍其效力を減殺するのみなり。油は總じて冷却速度緩慢なれども水或はブライン液に比し温度の上昇に對し效力を減ぜざるを知る。曲線10及11は流動性不良なる油にして其冷却效力は低温度に於て不良なれども温度の上昇と共に其效力を増す。

以上の如き澱滓用冷却劑を實用的使用に供せんと

するには先づ是等を澱滓槽中に満し澱滓せんとする鋼を徐々に冷却剤中に挿入するなり、而して是等澱滓槽の形状は澱滓せんとするものの形状、大小或は澱滓の難易其他の條件に應じ特有の装置を有す。例へば急激なる冷却に由つて鋼に龜裂を生ずるを防止せんが爲めに澱滓槽の底部に水を満し上部に油を注ぐ、然る時は槽中油と水とは二層を成す。今鋼を初め上層に位する油中に挿入し緩慢なる冷却をなさしむると同時に鋼の表面は油の薄膜を以て蔽はる、次に鋼を下層水中に達すれば鋼表面の油の薄膜の爲めに水中に於て急激なる澱滓を受くる事なく従つて鋼に龜裂を生ずるの恐なからしむる如し。斯の如き澱滓を二段焼入法と稱し上と全く反對に槽中に初め水にて澱滓し次に油中に焼入るる装置もあり。此他熔鉛中に澱滓する如き特別の場合あり。

澱滓による組織の變化

焼入鋼と焼入せざる鋼とを比較するに兩者甚だしく其性質を異にするを知る。今是等の顯微鏡的組織を比較するに兩者亦同じからず、而かも焼入に因つて生ずる組織は焼入鋼に特有なるものなり。されば先づ澱滓によつて生ずる組織的變化を研究し以て其性質の變化を知らんとす。

鋼を變態點 A_1 以下に加熱し是れを急冷し其組織を検するに何等組織の變化を認めず、然るに是れを A_1 點以上に加熱し急冷すれば其冷却速度により粗粒波或は吐粒洲或は時に波來土を混へたる組織となる、若し是れを Ac_3 點直下迄加熱し急冷すれば所謂焼入組織たる麻亞田を表はし硬度俄かに増加す。溫度を益、上昇し Ac_3 點以上稍高溫に於て急冷すれば麻亞田に多少の大洲田を交へたる組織となり Ac_3 點以上遙か高溫に急冷すれば大洲田の量益、増加す。以上の如く焼入に因りて生ずる組織は溫度及冷却状態によりて一樣ならず、例へば Ac_3 點以上の溫度より最急冷し而かも冷却中何等の妨げなしとすれば組織は全部大洲田たる可きに普通は麻亞田を混じ或は又冷却不充分な爲め勿論大洲田を生ぜざるのみならず麻亞田の次に生ずる吐粒洲を伴ふが如し。彼の市場に言ふ焼入鋼とは寧ろ麻亞田乃至吐粒洲の混合組織なり。斯の如き焼入による組織の變化に就て本多博士の説明に由れば大洲田より波來土への變化は最緩冷の場合には

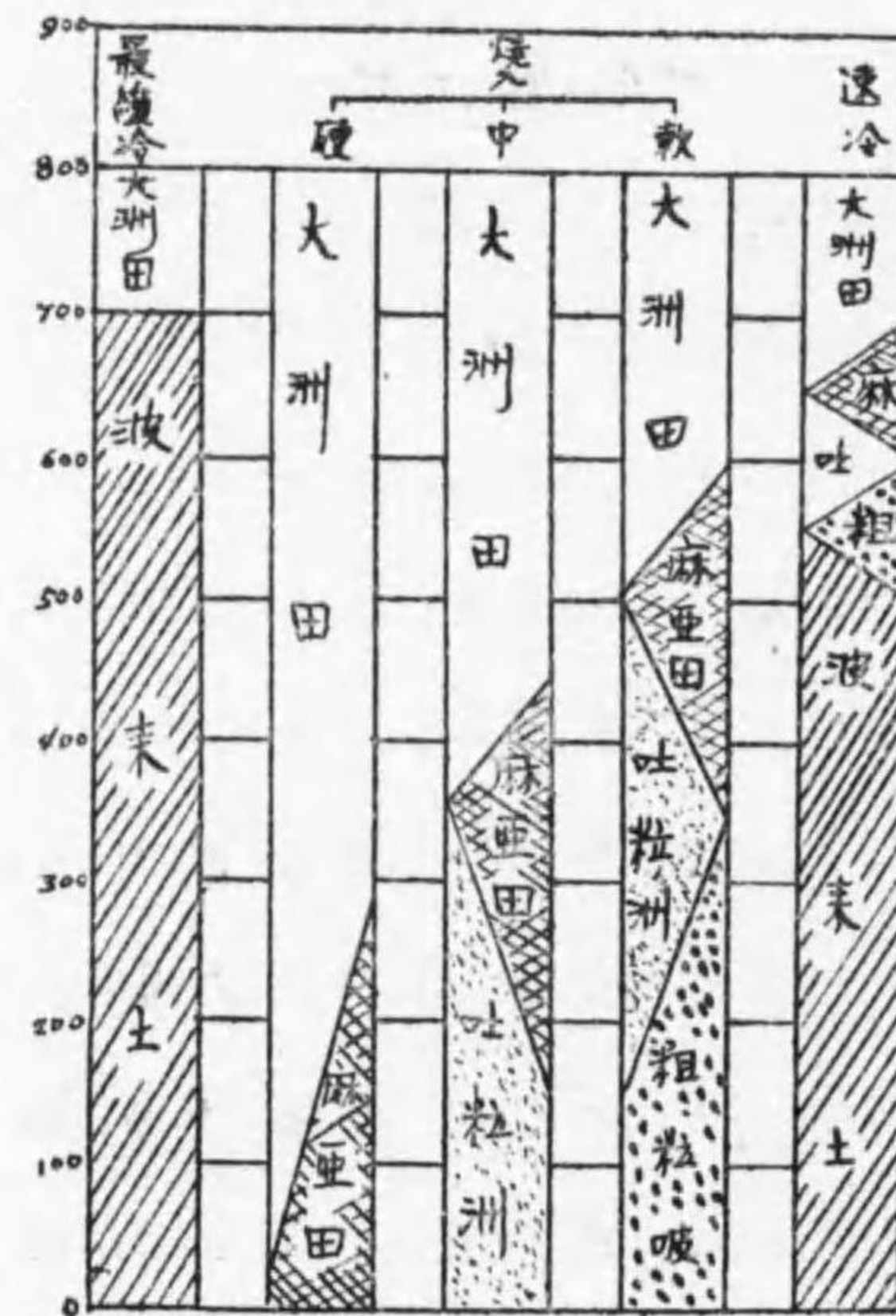
大洲田 \rightarrow 麻亞田 \rightarrow 波來土

の階梯を經べし、然るに是等の變化に要する時間を與へず極めて急速なる冷却を行ふとせば普通 700°C に於て起る麻亞田への變化は 200°C 附近に於て漸く開始す

るを以て大洲田より麻亞田への變化が全部完結せざる間に鋼は常溫に達し大洲田を交へたる麻亞田を得、次に適當なる速度を以て急冷する時は前者の 200°C 附近に起れる麻亞田への變化は稍上昇し 300°C にて始まり全部麻亞田に變ぜし頃鋼の溫度は降下し粘性を増し因つて麻亞田より波來土への變化は阻害せられ常溫に達するも鋼は麻亞田組織となる。冷却速度益、緩慢なれば麻亞田への變化は 500°C 附近より始まり大洲田が全部麻亞田に變ずるも尙時間に餘裕あるを以て第二の變化即ち麻亞田より一部波來土への變化生ず。

吐粒洲及粗粒波は一種の波來土にして麻亞田と波來土の中間に生ず。以上第一の場合は過度の燒入にして第三の場合には不完全なる燒入に屬す、而して前者は大洲田を交へし麻亞田組織にして軟性あり、後者は軟性なる波來土組織を混有するを以て何れも完全燒入に比し軟かな

第四百四十一圖



燒入早見圖

れども前者は少しく熱するときは麻亞田への變化を生じ硬度を増せども後者は熱すれば益、波來土生ずるを以て反つて鋼は軟性を増す。第四百四十一圖は本多博士の燒入組織の變化を示す圖なり、即ち圖に依つて最緩冷する時は大洲田は完全に波來土に變ずれども速冷する時は大洲田は 700°C より麻亞田に變じ吐粒洲、粗粒波を経て波來土に變ず、然るに輕度の燒入をなせば 600°C にて麻亞田への變化を始め粗粒波になりて常溫に達し中程度の燒入によれば 450°C 附近にて麻亞田への變化を生じ吐粒洲組織に進みて常溫に達し強度の燒入になれば麻亞田は漸く 300°C に於て變化を始むるを以て常溫に於ては全部麻亞田組織となるを知る。

次に大洲田、麻亞田、吐粒洲及粗粒波の特性に就て述べんとす。

大洲田 (austenite)

定義. 大洲田は一般にセメンタイトと γ 鐵との固溶體にして總べての鋼の上位變態點 Ar_3 或は Ar_{cm} 以上の溫度に於ける状態なり、而して大洲田の炭素含量は痕跡より約 1.7% の間にあれども一定の成分を有せず。大洲田の名稱はウキリアム・ロバート・オーステン (William Roberts-Austen) の名を取れるものなり。

成生. 大洲田は炭素鋼にては是れを常溫に見る事

能はざれども鋼の炭素含量を増し少くとも1.3%以上となすか或は1,000°以上に加熱し是れを氷水中其他を以て急激なる冷却をなさしむる時常温に於て此組織を認むる事あり。然れども常温に於ける大洲田組織は極めて不安定なるを

以て之れを再び260°に焼鈍すれば大洲田は消失す。第百四十二圖は1.57%炭素鋼を1,100°に二時間加熱し水中冷却せる後150°に焼鈍せる組織にして大洲田が焼鈍により何等變化せざるを知る。圖中白色部は大洲田にして黑色

針状部は麻亞田なり。近時電氣抵抗、比容積等よりして研究の結果軟鋼或は半硬鋼を普通温度に於て澱滓する時も γ 鐵は多少常温に保留せらるると云ふ、而して此事實は最近ウエストグレン(A. Westgren)のX線的研究の結果是れを確實に證せられたり。

滿俺、ニッケル等は鋼の變態點を降下せしむるを以て是等含量の増加に従ひ常温に於ける大洲田組織得易し。

第百四十二圖



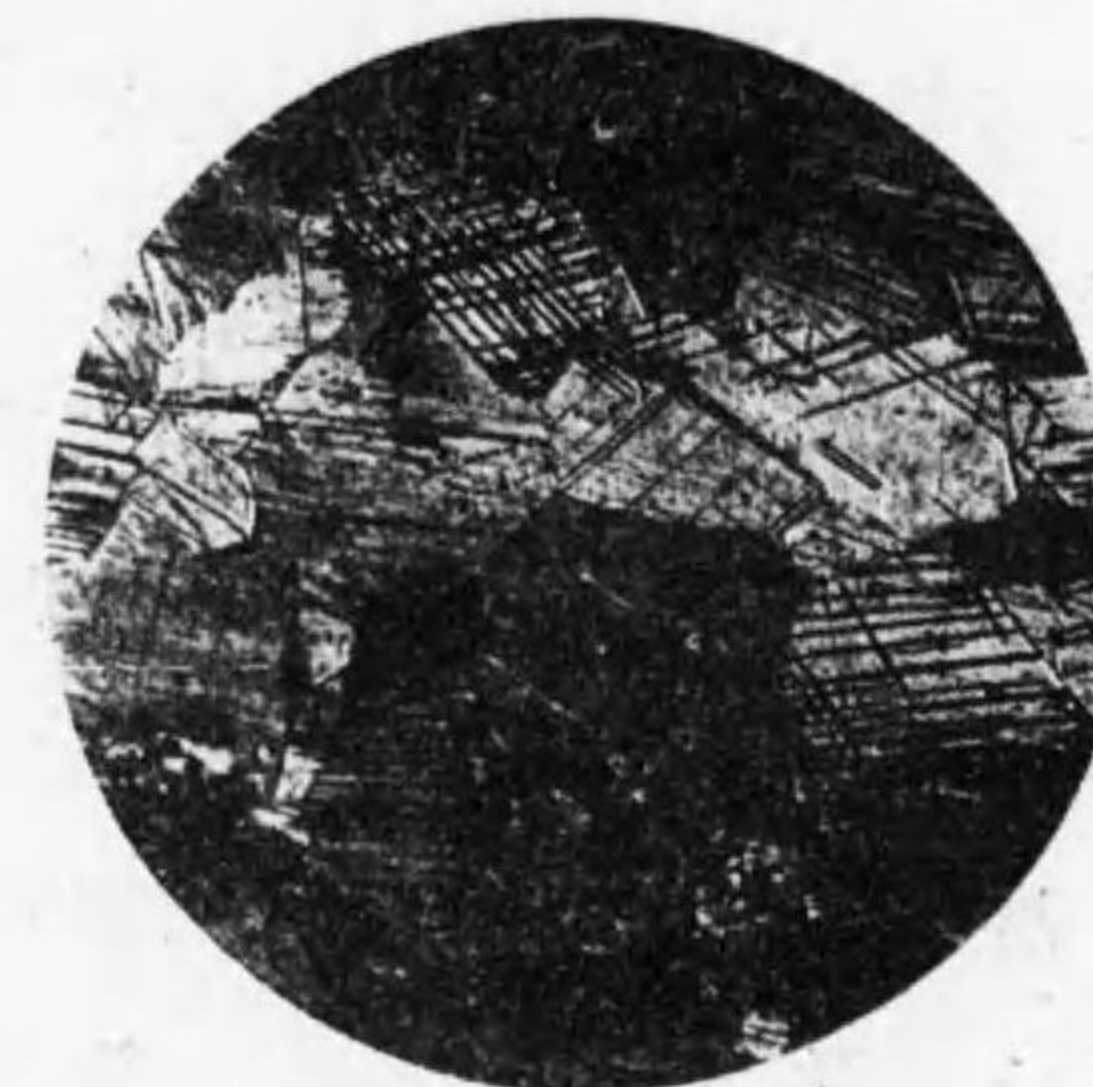
1.57% C (1000倍)
1,100°に加熱後水中冷却し再び150°に焼鈍。白色は大洲田、黑色針状は麻亞田

滿俺含量12%或はニッケル25%を含む特殊鋼に至りては變態點常温以下に降るを以て常温に於て常に大洲田組織となる。2%炭素、2%滿俺鋼を1,100°より澱滓せるに既に大洲田を得たり。

組織及成分、大洲田組織は多く麻亞田を併發すれども麻亞田は雁木形或は針状を呈し且つ冷却中多少焼戻せらるる爲め試薬により着色(多く黑色)せらる。然れども焼戻せられざる大洲田は麻亞田に比し着色し難し、又麻亞田は100°乃至200°に焼鈍す

れば吐粒州に變ずれども大洲田は260°に到る迄變化せず。純粹なる大洲田は多面體結晶粒より成ること第百四十三圖の如し。オスモンドによれば大洲田は微細なる八面體よりなると云ふ。麻亞田の發達する時大洲田の多面體組織を認むる能はざる事第百四十二圖の如し。大洲田は炭素或は炭化鐵と γ 鐵の固溶體にして變態點以上に於て安定なる事前に屢々述べたる如し。大洲田の腐蝕面には往々にして雙晶を作

第百四十三圖



12.02% Mn
1.15% C (150倍)
大洲田組織(上層を有す)

ふ、是れ焼入に際し變歪を受くるに因る。

物理的性質. 大洲田の炭素含有量は痕跡より約1.7%の間にあるを以て其物理的性質も亦炭素の増加に従ひ硬度及抗張力を増し靱性を減ず、變態點以上に於ける大洲田は α 鐵に比し甚だ柔軟にして且つ非磁性なるを以て常溫に於ける大洲田も柔軟にして非磁性なる事高滿俺及高ニツケル鋼の非磁性なるによりて知る可し。要するに大洲田は靱性粘性に富み弾性界低く硬度高からざるも磨滅に對する抵抗力大にして電氣抵抗も亦大なり。

腐蝕. 普通試薬は大洲田に對する着色度セメントイトより大なれども一般にピクリン酸、硝酸或は沃度丁幾等は焼入組織の腐蝕に適せず、オスモンドの10%鹽酸液或はベネデツクのメタニトロベンゾール・サルホン・アシッド (metanitrobenzol sulphonic acid) の5%アルコール溶液は何れも麻亞田の着色濃厚にして大洲田との區別容易なり。

アミールアルコール、エチールアルコール、メチールアルコール及無水醋酸に4%硝酸を加へたるコールバトフ氏試薬 (Kourbatoff's reagent) 或は又1容積鹽酸を99容積の酒精をもつて稀釋せるヘーン氏試薬 (Heyn's reagent) 等の特殊のものあり、又試料を陽極、葉鉛を負極

とせる電解法あり。

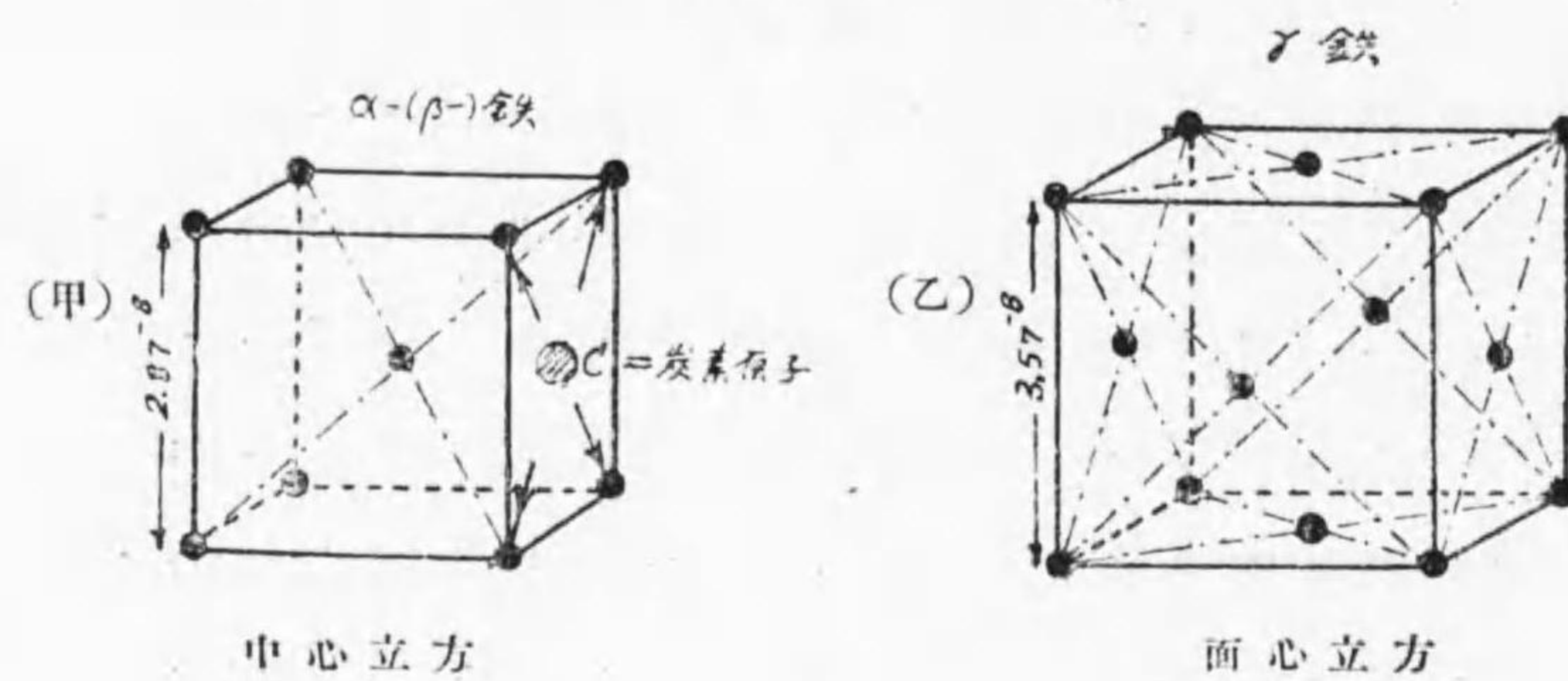
麻亞田 (martensite)

性質. 麻亞田は大洲田が變態點を過ぎて他の状態に變ずる最初に出現する過程的組織なり、而して其性質に關しては種々の説あり。今其等主なる説の大略を記して參考とせん、即ちオスモンドは麻亞田は β 鐵と炭素の固溶體にして麻亞田の磁性を有するは多少の α 鐵を含有するに由ると雖も β 鐵の存在せざる以上信ず可らず、是れに反しルシアテリーはオスモンドの β 鐵を否定し α 鐵よりなるとし且つ麻亞田の硬度を有するは固溶體なるによると説明せり。然るにエドワード及カーペンターの如きは麻亞田を大洲田と全く同一組織にして γ 鐵と炭素の固溶體とし唯麻亞田は急冷により甚だしく壓力を受け爲めに大洲田の雙晶 (twining) により針狀を呈し單に組織的外形を異にすると云ふ、然れども γ 鐵説は後に述ぶるX線的研究よりして信ず可らず、又アーノルド (Arnold) は麻亞田は大洲田の如く亞共析鋼にありては熔體中に α 鐵を有し過共析鋼にありてはセメントイトを有する一種の炭化物 (Fe_3C) なりと云ふ。是等を要するに麻亞田の硬度大なると熔融せる炭素を含む事實よりして固溶體なる事明にして而かも是れ α 鐵と炭素の固溶體な

る事既に疑ふ可らず。

麻亞田の名は佛國の冶金學者マルテンを記念せんが爲め同氏の名を取りたるものなり、尙本多博士の大洲田より麻亞田に變化する状態の説明は博士數年來の主張なりしが近時X線による研究の結果益、其説明の有力なるを裏書せり。即ち博士の説明によれば純

第四百四十四圖



鐵は等軸晶系に屬し立方體に結晶し鐵原子の配列は第四百四十四圖甲及乙に示すが如く中心立方及面心立方にして前者は α ($=\beta$)鐵に屬し後者は γ 鐵に屬す、而して中心立方は A_3 變態點に於て面心立方に變化すと云ふ。面心立方は中心立方に比し原子の配列密なるを以て密度は大にして従つて加熱に際し A_3 點に於て鐵は收縮す。 α 鐵の空間格子の距離はX線による測定の結果によれば 18°C に於て $a=2.87 \times 10^{-8} \text{ c.m.}$, 800°C に

於て $a=2.90 \times 10^{-8} \text{ c.m.}$ なり。 γ 鐵の空間格子の距離は $3.57 \times 10^{-8} \text{ c.m.}$ にして γ 鐵は α 鐵より大なるを知る、炭素原子は空間格子内部に散在す、然らば麻亞田の鐵原子の配列は如何と云ふに其配列は全く α 鐵と異らざれども炭素原子が其濃度に應じ空間格子内に固溶體として存在す。而して此炭素原子の比較的少量なる時は分子間の相互作用により β 鐵原子の距離は多少擴げらる ($\frac{1}{100}$ 乃至 $\frac{1}{1000} \text{ c.m.}$ の如く軽度の膨脹)。次に麻亞田は何故に硬度を増すやと云ふに鐵原子の空間格子内に占むる炭素原子は自ら對稱的位置を選び(乙)Cの位置にありと考ふる事を得、而して該炭素原子は四方に力働くを以て恰も杵の中央より四方を壓するが如く α 鐵は強くなる、而して是等炭素原子の増加に従ひ硬度を増し尙 α 鐵の結晶小なる程硬き理なり。結晶小なれば結晶粒境界を強めに層(slip)を妨ぐ可し。次に A_1 點に於ける變化を考ふるに A_1 變態は A_3 變態及び鐵とセメンタイトの分離にして A_1 點以上に鋼を熱すればセメンタイトが鐵中に熔解し大洲田となり、又 A_1 點以下に冷却する時は固溶體(大洲田)より鐵とセメンタイトの機械的混合物に變ず、即ち γ 鐵 \rightarrow 混合物なり。而して面心立方より中心立方への鐵原子配列の變化即ち γ 鐵より α 鐵に移る變化とセメンタイト分

離の時期を考ふるに γ 鐵先づ α 鐵に變じ然る後に炭素はセメントイトとして γ 鐵より分るるなり。即ち

γ 鐵 \rightarrow α 鐵 と

固溶體中の炭素(=麻亞田) \rightarrow α 鐵 + Fe_3C (=波來土)

以上の如くして γ 鐵より麻亞田に變ずる状態明なる可し。然るに大洲田の麻亞田への變化は單に鐵原子配列の變化のみなるを以て其變化速かなれども、麻亞田より波來土に變ずるは擴散を伴ふを以て時間を要し、殊に溫度の降下は鋼の粘性を増し擴散の時間延長せらるるを以て麻亞田の残留多くなる、之れ焼入により麻亞田を保持する所以なり。然れども大洲田にありても滿庵の如き變態點を降下せしむるもの多量なれば其變化も自然延長せられ常溫に於て大洲田組織を保持する事あり。

成生。麻亞田は高炭素鋼の小片を水中に澀淬する時容易に生ず可し、然れども鋼片の大なる時は内外冷却の速度を異にするを以て外面麻亞田を生ずるに内部は往々吐粒洲の出現する事あり。一般に炭素含量少き鋼にありては吐粒洲の成生を防ぐ事困難なり、而して低炭素鋼は同時に遊離地鐵を伴ひ高炭素鋼にありては麻亞田と共に遊離セメントイトの存在するを見る。

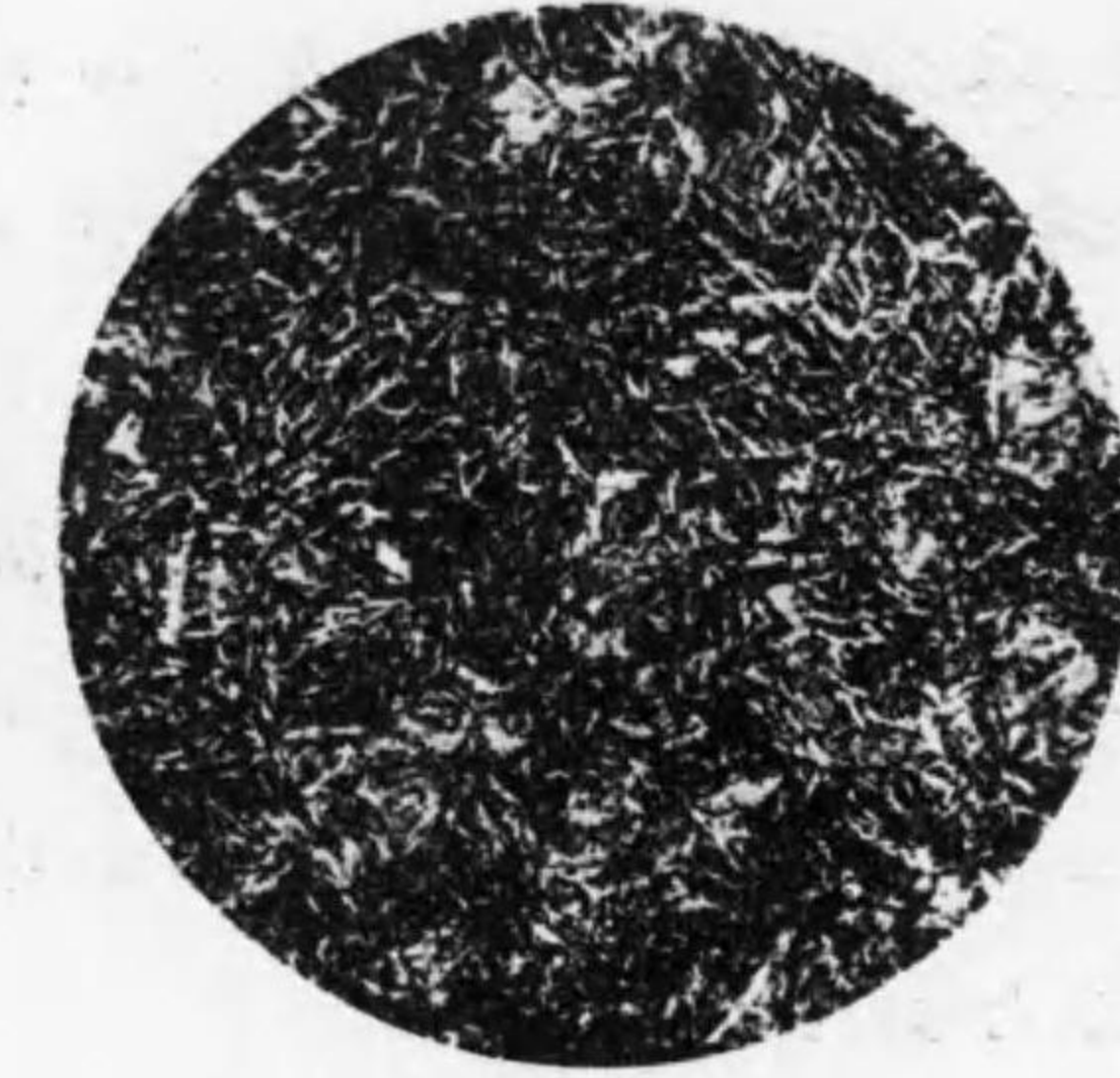
組織。麻亞田の組織は第百四十五圖及第百四十六圖に示す如く等邊三角形の三邊に平行なる針狀結晶にして互に交叉す、而して炭素量少き程針狀結晶は長く且つ明瞭なり。炭素 0.85% に近きものは結晶緻密となり時に結晶極めて微細にして無晶状態を呈し吐粒洲と區別出來ざる事あり。

第百四十五圖

第百四十六圖



麻亞田組織 (150倍)
0.25% 炭素鋼を 900°C より澀淬
(著者)



0.5% C の坩堝鋼 (150倍)
900°C より澀淬 (著者)

物理的性質。麻亞田の炭素含量は痕跡より 1% の間にして過共析鋼を極めて急激に冷却する時は尙多量の炭素を含むことあり、炭素の増加するに従ひ硬度及抗張力を増し靱性を失ふ。麻亞田組織の鋼は一般に硬く且つ脆きを以て冷間に於ける鍛錬を困難ならしむ。

腐蝕. ピクリン酸、硝酸或は鹽酸の稀アルコール溶液は麻亞田の組織を明瞭に露出す、而して麻亞田は普通大洲田より着色の度強し。

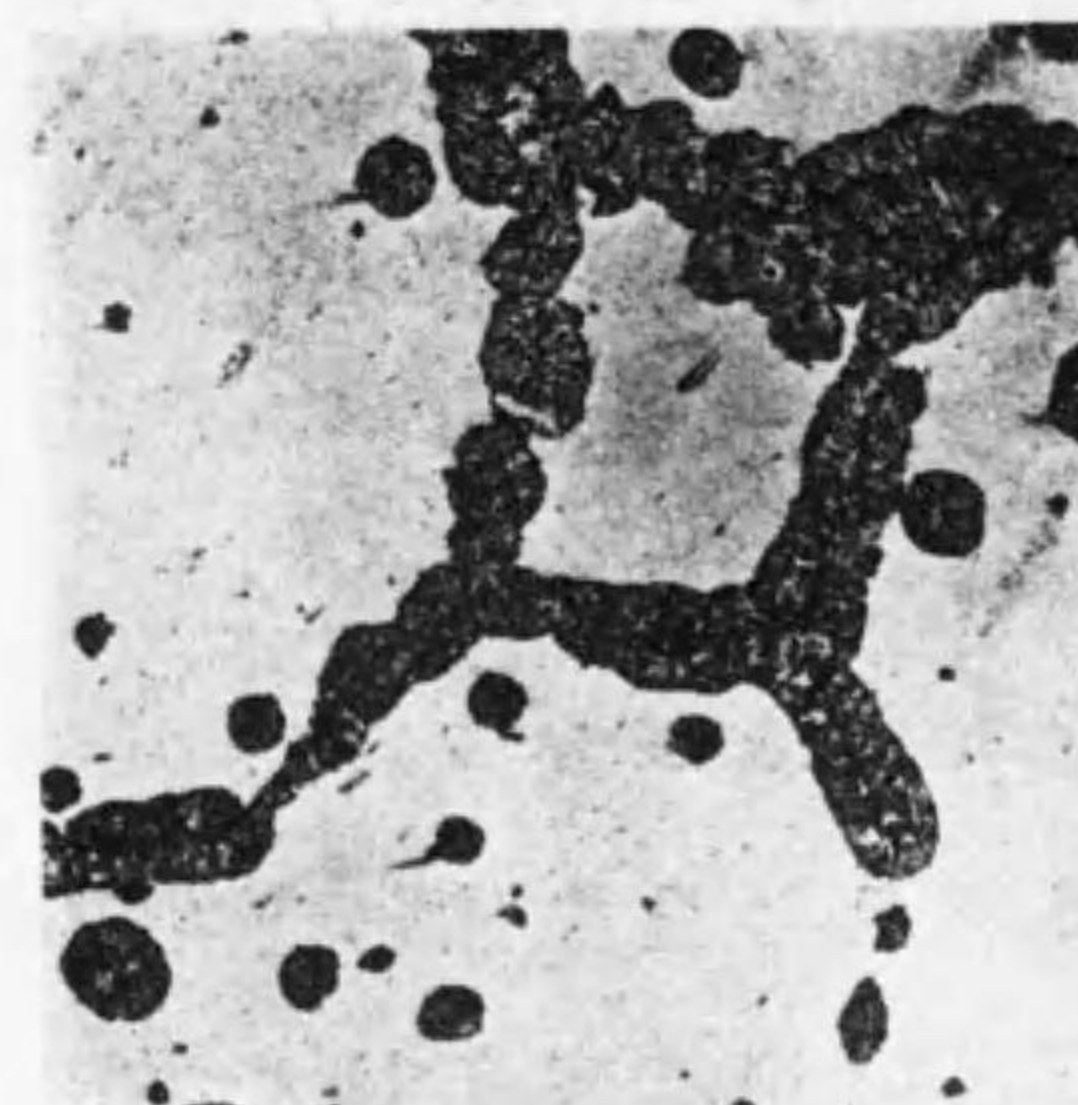
吐粒洲 (troostite)

性質. 吐粒洲なる名稱は佛國冶金學者トルースト (Troost) の名より取りたるものにして大洲田が麻亞田に變じ更に焼戻せられ吐粒洲に變化せるものにして焼入効果の不十分なる時往々是れを生ず、吐粒洲は波來土と同じく α 鐵及セメントイトの機械的混合物なれども結晶極めて微細にして結節状を呈して表はる。嘗つてベネデックは吐粒洲は β 鐵中に熔解したりしカーバイド即ち微細なる Fe_3C 及 α 鐵の混合物にして麻亞田より粗粒波に移る中間なりとの説を發表せることあり。

成生. 吐粒洲を得んには變態點に於ける冷却速度を加減し而かも其次に生ずる粗粒波及波來土の發生を妨げざる可らず。普通變態區域の中央迄緩冷し吐粒洲の發生を促し然る後急冷するにあり、例へば大なる鋼片を水中に澱淬する時は中央部は少くとも吐粒洲となる可く、小片を油中に澱淬する時も亦之れを生ず。其他大洲田或は麻亞田組織の鋼を反淬する時之れを生ず。

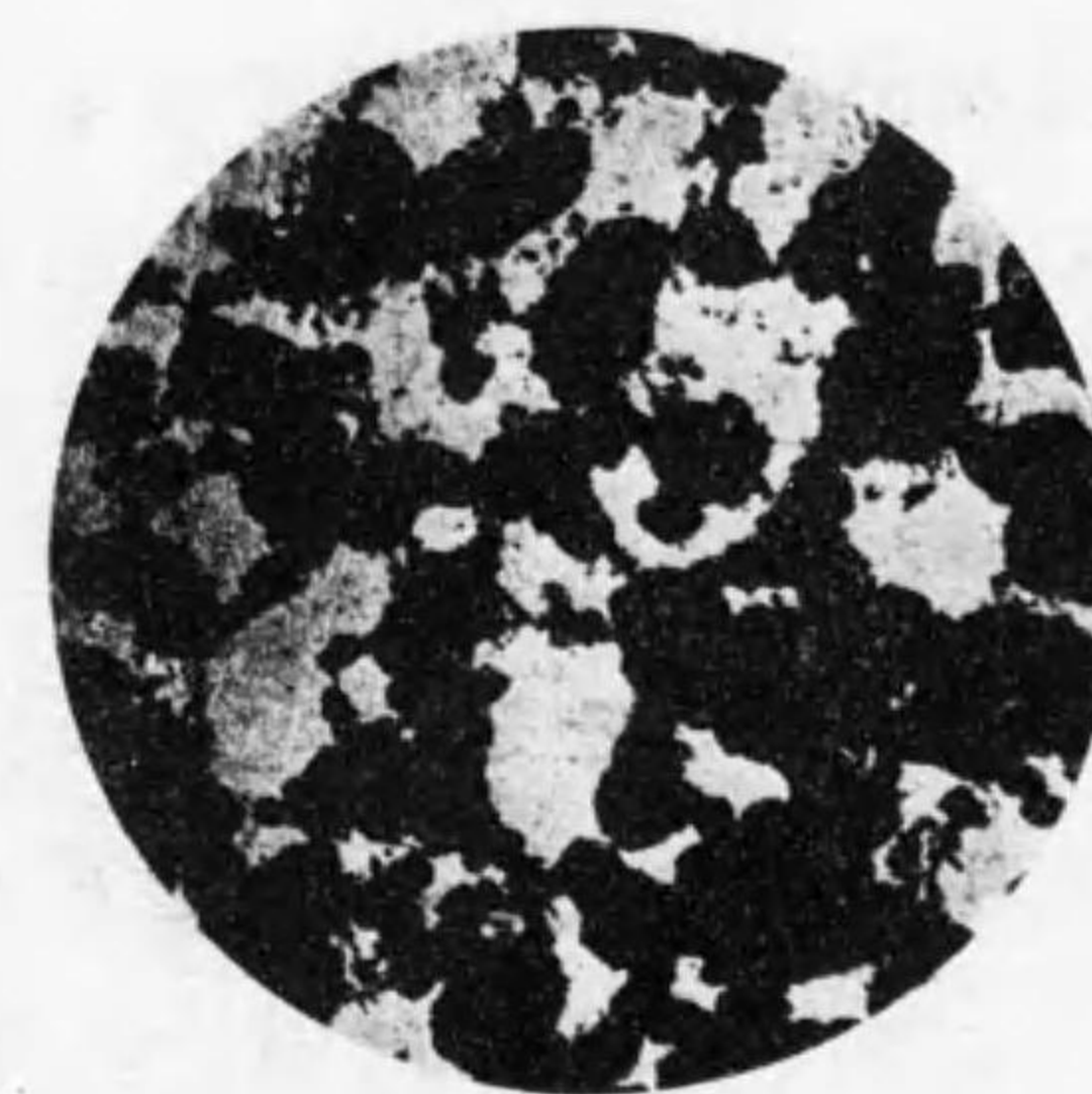
今炭素0.5%以上を有する鋼棒を取り其一端を白熱し水中に澱淬する時各部の溫度に相當する種々の組織を生じ吐粒洲の生ずるに適當なる溫度を有する或距離に於て吐粒洲の生ずるを見るべし。

第四百四十七圖



吐粒洲 (75倍)
0.83% 炭素鋼を 800°C
より澱淬せるもの

第四百四十八圖



吐粒洲及麻亞田 (白色部)
組織を示す (75倍)

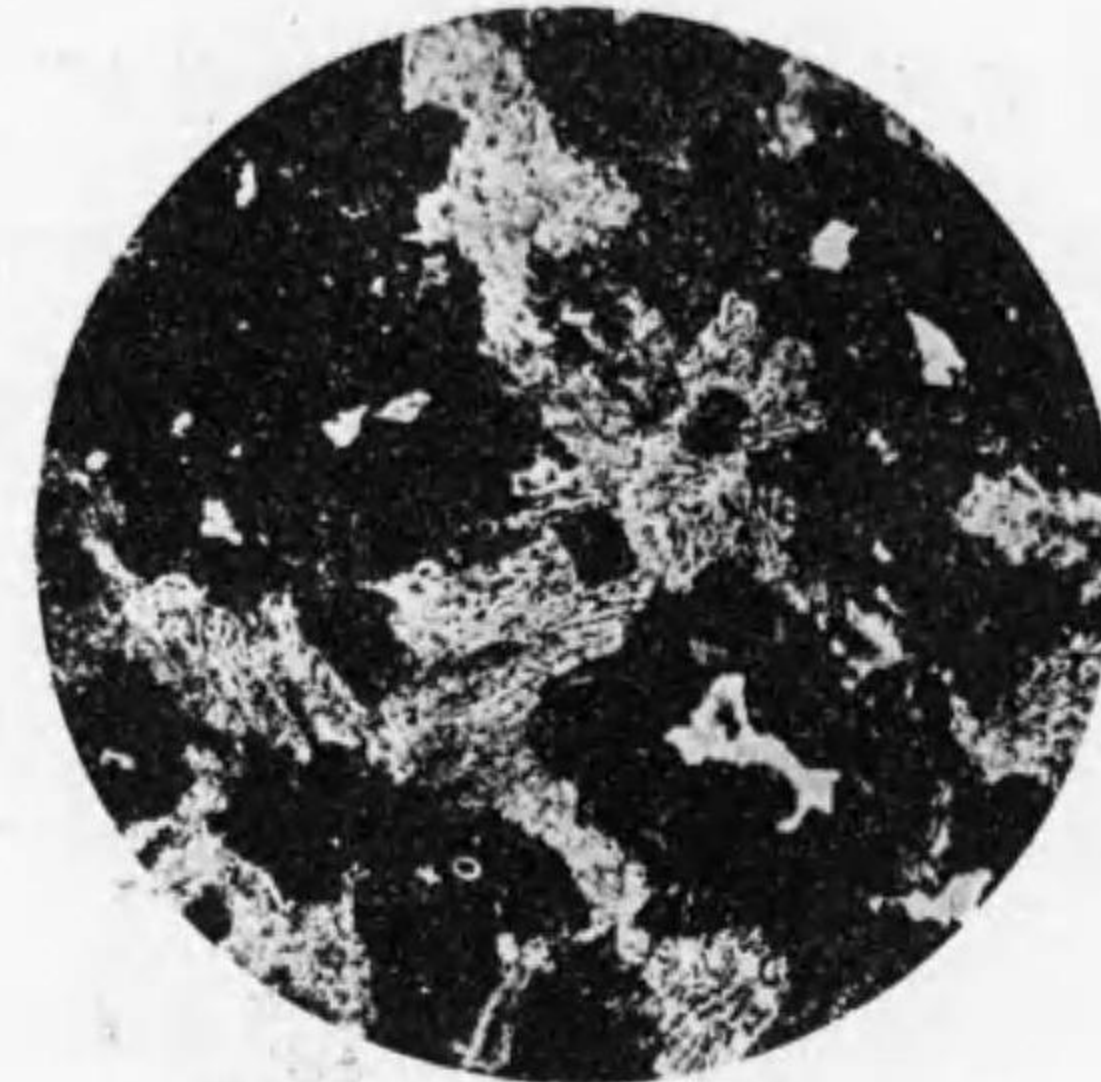
物理的性質. 吐粒洲の物理的性質は麻亞田及粗粒波の中間に位す、即ち麻亞田に比し軟かく靱性あれども粗粒波に比し硬くして且つ靱性に乏し。

組織. 吐粒洲は腐蝕容易なるを以て檢鏡すれば黒色にして不規則なる結節状を呈し普通麻亞田或は粗粒波と共に存在し、又麻亞田粒を包む事第四百四十八圖の如し、第四百四十七圖は吐粒洲を示す。

強度に腐蝕する時は第四百四十九圖の如く麻亞田地

は明に露出するなり。亞共析鋼にありては地鐵、過共析鋼にてはセメンタイト存在し時には波來土を伴ふ事あり。第四百十九圖は變態點より澱滓せるものにして麻亞田(輝色)、吐粒洲(黑色)、粗粒波(吐粒洲に比し稍淡色)及波來土(板狀)の存在するを示す。

第四百十九圖



0.80% C

澱滓鋼にして麻亞田、吐粒洲、粗粒波及波來土の混合組織

腐蝕. 普通の試薬によりて黑色を呈す、然れども硝酸、ピクリン酸或は鹽酸の稀酒精液等最もよし。

粗粒波 (sorbite)

性質. 粗粒波は澱滓鋼の組織に非ず、寧ろ焼鈍或は反滓に因つて生ずる組織なれども吐粒洲の變化により生ずる組織なるを以て便宜上茲に記せんとす。

粗粒波は吐粒洲と同じく一種の波來土にして地鐵とセメンタイトの析出せるものなれど微細なる結晶の集合となつて表はる。故に波來土に比し硬度及抗張力大にして又地鐵を含むを以て普通磁性を有し且つ粗粒波は往々波來土を伴ひ又吐粒洲に比し結晶稍大なるを以て軟性にして且つ韌性に富む。斯の如く

粗粒波は麻亞田及吐粒洲より軟かく波來土に比し硬質にして強靱なり。是れ粗粒波組織の鋼の工業上重要な位置を占むる所以なり。

成生. (1)澱滓せる鋼を400°Cより稍高温(但し700°Cに達すれば粒狀波來土に變ずる恐あり)に再熱するか(2)鋼の小片を油或は熔鉛中に澱滓し若くは空中に放冷する時に生ず。

粗粒波は波來土と等しく地鐵とセメンタイトの機械的混合物なれども其結晶甚だ微細にして波來土の如く容易に層狀を認むる事能はず。

物理的性質. 其物理的性質は吐粒洲及波來土の中間に位し炭素含量に對し、波來土より稍韌性に乏しけれども粘性及彈性界は非常に高きを以て波來土組織のものとなさんより寧ろ炭素含量を稍低くし粗粒波組織となす方可なることあり。即ち良質を旨とする澱滓材の如き最初澱滓したるものを焼鈍し粗粒波組織となすが如し。

腐蝕. 普通試薬による粗粒波の着色は吐粒洲に比し淡色にして波來土より濃厚なり。

以上述べたる如く高温に於て大洲田組織の鋼を緩冷するときは大洲田→麻亞田→吐粒洲→粗粒波→波來土に變化するを知る可し。

ハーデナイト (hardenite)

ハーネマン (Harnemann) は波來土組織の鋼を A_{c1} より甚だしく加熱し急冷をなす時殆んど均等にして不明瞭なる組織の生ずる事を発見せり、而して斯の如き不明瞭なる麻亞田組織は 0.85% 炭素即ち共析成分なるを知る。是れにアーノルドは特にハーデナイトの名を附せり。今成分に關せず鋼を共析溫度以上に熱する時は 0.85% 炭素の成分を有する大洲田を生ずるを以て此時急冷すれば其組織は取りも直さずハーデナイトにして餘分の地鐵或はセメントタイトと共存す。是れに反し加熱甚だ高き時は大洲田發達するを以て是れを急冷するもハーデナイトを生ぜず。

斯の如くハーデナイトは共析品成分即ち 0.85% 炭素に於て特に生ずる一種の麻亞田組織なり。

急冷速度と組織の關係

以上述べたる如く鋼を變態點以上に加熱し、是れを例へば麻亞田を生ぜしめんとする時は之れを生ずるに適當なる澱滓溫度迄緩冷し然る後急冷するを要す。又吐粒洲を生ずる澱滓點迄緩冷し其れより急冷する時は吐粒洲を残すべし。共析或は過共析鋼の小片を採り其一端を加熱する時は他端に到るに従ひ溫度は漸次低下す可し、之れを氷水中に急冷する時は麻亞田

より始まり吐粒洲粗粒波と順次各異れる組織を得べし。或は又丸鋼片を氷水中に急冷する時は外表に麻亞田を生じ漸次内部に進むに従ひ組織を異にし中心部は遂に波來土組織なるを示すことあり。

又水中及氷中に急冷、溫水中に稍緩冷、或は空中緩冷又は爐中緩冷と各其冷却速度を變ずる時は夫々大洲田、麻亞田、吐粒洲、粗粒波又は波來土等の組織を得べし、是等は何れも冷却速度によりて各異れる組織の生ずるを利用せるものなり。然れども是等各組織の發生區域は劃然と區別すること能はず、殊に大洲田、麻亞田及吐粒洲等は漸次的變化にして理論的にも顯微鏡的にも判然と區劃する事不可能なり。

只吐粒洲より粗粒波へ或は粗粒波より波來土への變化は各其特性を表はすを以て其區別比較的容易なれども元來連續的の組織にして其間に劃然たる區別在るに非ず。

(1) 炭素 0.85% 鋼の焼入

今共析鋼即ち 0.85% 炭素鋼の澱滓を行はんとするには先づ變態點 $120^{\circ} \sim 730^{\circ}$ 以上に加熱し然る後極めて急冷するを好しとす、而して加熱溫度は A_{c1} 以上甚だ高からしめ或は長時加熱する如きことある可らず、是れ徒らに結晶粒を粗大ならしむのみなればなり。共

析鋼の澱滓の最も適當なる溫度は775°乃至825°なり。

(2) 炭素 0.85% 以上を含有する鋼の焼入

0.85% 炭素以上の鋼(過共析鋼)例へば1.25% 炭素鋼を澱滓せんとするに其組織的成分は93% 波來土及び7% の遊離セメントイトより成るを以て今之れを A_{c3-1} 點に加熱すれば93% 波來土は93% 大洲田に變じ硬化度を増せども尙7% の遊離セメントイトにより硬化力の幾分は消殺せらるべし、然るに若し之れを A_{cm} 點以上に加熱する時は遊離セメントイトは全部大洲田に吸収せらる。

今 A_{c3-1} 點より焼入する時は7% の遊離セメントイトを伴へども93% は麻亞田となる、而かもセメントイトは麻亞田より硬きを以て結局鋼の硬度は増加することとなる。然るに A_{cm} 以上に加熱し之れを澱滓すれば全部麻亞田組織となりセメントイトを伴はず、而かも組織は粗にして澱滓槽中に於て鋼に龜裂を生ずる恐あり。故に A_{cm} 點以上の溫度より澱滓せんとする場合は溫湯或は熔鉛中に澱滓し龜裂其他の障礙の發生を防止するを要す。

過共析鋼の最も適當なる澱滓溫度は775°~825°にして共析鋼の場合と同様なり。

共析鋼は遊離地鐵或は遊離セメントイトを有せず、

全く波來土組織よりなるを以て澱滓により波來土を全部麻亞田或は吐粒洲になすことを得べく従つて波來土を多量に有する共析鋼に近き鋼は澱滓により最大硬化力を與ふる事を得べし。然れども是れを澱滓せる過共析鋼に比するに必ずしも硬度大なりと謂ふ事能はず、只硬化力の最大なるを意味するものなり。

(3) 炭素 0.85% 以下を含有する鋼の焼入

例へば0.5% 炭素鋼を澱滓せんとするに其變態點は A_1 及 A_{c3-2} に相當し組成分は60% 波來土及40% 地鐵よりなるを以て之れを A_1 以上に加熱する時は60% の波來土は大洲田に變ず可し。故に變態點 A_1 に於て之れを澱滓する時は約60% は硬化せらるれども殘餘の40% は地鐵として殘存す。然るに若し A_{c3-2} 以上に加熱する時は地鐵は全部大洲田に吸収せらるるを以て該溫度より澱滓すれば全部麻亞田となる。即ち組織は遊離の地鐵を有せざるを以て一樣にして微細なる組織となる、斯の如く亞共析鋼の澱滓は上位變態點 A_{c3-2} 或は A_{c3} 以上即ち825°乃至925°に熱するを可とす。第百四十六圖は0.5% 坩堝鋼を900°より澱滓せるものなり。0.25% 炭素以下の鋼は普通の澱滓法にありては焼入の効果を認めず、是れ地鐵の含有過多にして急冷により固溶體を保留せしむること困難なるによ

る。第十二表は極軟鋼の澱滓による物理的性質の變化を示す。

第十二表 極軟鋼の物理的性質に及ぼす水中澱滓の影響

澱滓温度 °C	弾性界 kg/cm ²	抗張力 kg/cm ²	延伸率 %	收縮率 %
20	29,900	41.2	40.4	76.0
700	41,100	46.9	41.0	74.3
930	56,000	76.1	20.2	69.8

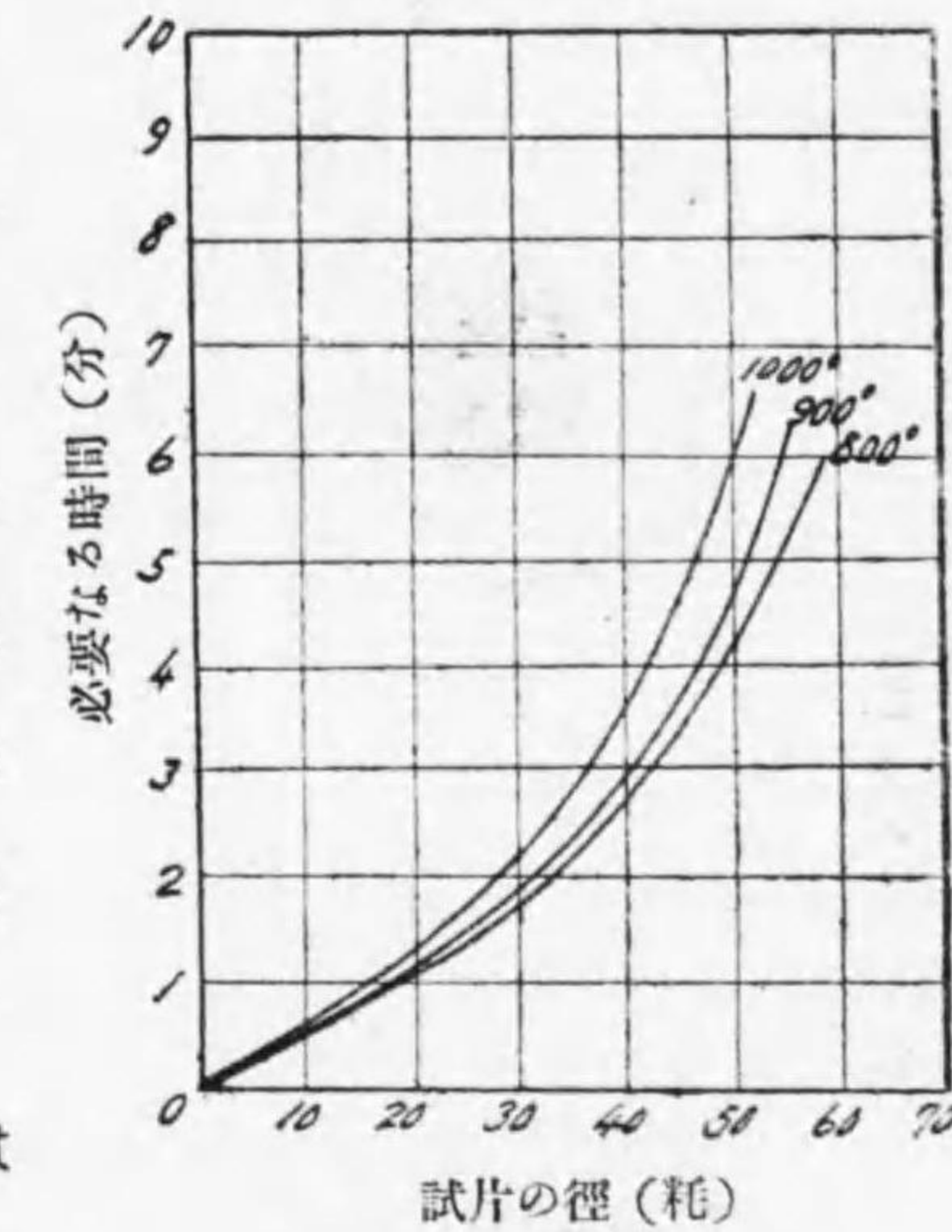
軟鋼	C	Si	Mn
	0.07	0.01	0.01
	S	P	
	0.01	Tr	(シアルビー)

澱滓應用に就て

鋼を澱滓せんとする時は其大小、形状其他を考慮せざる可らず。殊に焼入に於て往々生ずる障碍は龜裂、彎曲或は不均等焼入なり、而して焼入による龜裂の多くは異なる膨脹及收縮による。變態點以上に加熱する時大洲田は膨脹すれども冷却に際し收縮す。故に大なる鋼を澱滓する時は表面先づ澱滓せられ硬化すれども内部は外部に比し緩冷せられ爲めに焼入不完全となり、大洲田より麻亞田次に波來土と完全なる變化をなし同時に鋼は膨脹を伴ひ遂に内外不同の膨脹收縮により龜裂を生じ或は使用中危險を惹起す。又澱滓による鋼の彎曲は不均等なる加熱による、其他

大なる鋼を焼入する時外部は完全なる澱滓を受くれども内部は比較的緩冷となるを以て往々澱滓充分ならざることあり、故に大なる鋼例へば甲鐵板の如きもの硬化には充分の硬度を要し而かも焼入操作に對しては餘りに大なるを以て斯の如きものの澱滓は後に述ぶる滲炭法を利用す。第百五十圖は加熱時間と熱傳導の關係を示せるものにして例へば徑十耗のものを800°Cに熱するに $\frac{1}{2}$ 分、60耗のものは6分を以て中心迄加熱することを得るを知る。

第百五十圖

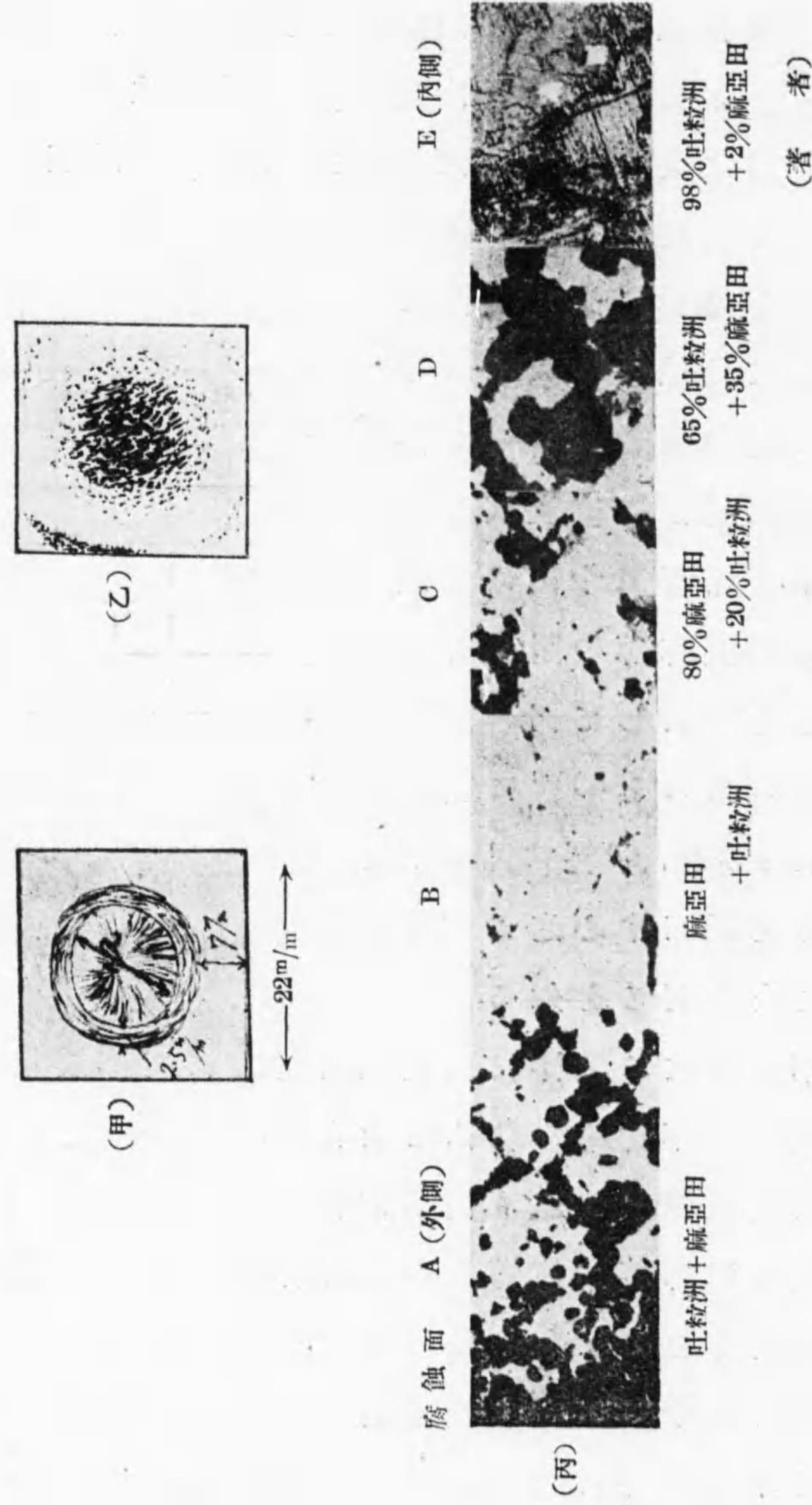


加熱時間と熱の傳導關係

不均等なる澱滓は又焼入と同時に反滓状態となりて硬度の不均一を伴ふことあり、即ち一部を澱滓せる鋼は焼入槽より取り出す時他端高熱部に蓄へられたる熱の冷却部に傳導し一度澱滓せられたる部を再熱して反滓をなす如き是れなり。

第百五十一圖は我製鐵所に於て往々經驗する澱滓と反滓の同時に起る現象なり、即ち炭素約 0.85% を含

第五百一十一圖



む22耗角の製鋼試料を800°Cに五分間熱し之れを水中に急冷するに其破面第百五十一圖(甲)に示す如く中央部に肉眼にて明に判別し得る濃灰色の二重輪状を呈す。之れを腐蝕する時二重輪状の區別は消失すれども尙灰色を呈す。之れを檢鏡すれば第百五十一圖(丙)の如く焼入最も完全なる可き表面に吐粒洲を生じ表面より二耗乃至四耗の間には麻亞田發達し再び吐粒洲の量を増し中心部は全く吐粒洲よりなるを見る可し、圖中Aは表面部にして吐粒洲多くBに到りて麻亞田増加しC及Dに到りて再び吐粒洲を増加しEは表面より十二耗の點にして焼入の影響少く麻亞田僅かに2%に過ぎず、他は全部吐粒洲なり。

第三節 硬化に関する學說

變態點以上の溫度より鋼を急冷する時鋼は硬化す、而して其組織的變化に關しては既に詳述せり。然らば硬化とは何を意味するやと云ふに先づ硬度に就て考へざる可らず。硬度とは種々の意味を含めども要するに彈性界限内の應力に對する抵抗力を言ふ。而して鋼の硬化に關する學說頗る多く歸一するところを知らざれども其主なる說を大別すれば(1)變態點以上に於ける状態の變態を急冷により抑制し常溫に是れを保留する點を主眼とする說(2)變態區域より鋼を

急冷する時外殻の収縮による内部歪及 γ 鐵の α 鐵への變化による容積の増加に因つて生ずる變歪を根本とする二説に分つ事を得べし。而して前者は鋼の急冷により變態點を表現せざる事或は低溫度に於て微弱なれども其變態點を表示する事或は又焼入鋼の組織を論證となし後者は冷間加工による硬度の増加或は γ 鐵及 α 鐵の特性を論據となす。今各種の學說に就て述べれば次の如し。

β 鐵說 (β -iron theory)

本説は β 鐵の獨立相なるを前提とし β 鐵其物が非常に硬き物質にして澱滓溫度に於て安定なる硬質 β 鐵が澱滓により常溫に保留せらるるが故なりと云ふ。オスモンド、ロバーツ、オーステン、ハウ等の唱へたる説にして當時甚だ有力なるものなりき。然れども β 鐵の一つの相としての存在を否定せられたる今日鋼の硬化を β 鐵を以て説明する事能はざる事勿論なり、故に β 鐵説は全く價値なきものなり。 β 鐵説否定に關し本多博士の説を引用すれば硬き麻亞田は β 鐵の常溫に於ける状態なりと考ふることを得べけれども麻亞田と β 鐵が同一物なりとは信ぜられず、何となれば β 鐵は純鐵の割合に最も廣き溫度の區域に互りて存在し炭素の増加に従つて其區域減少し炭素 0.85% 以

上の鋼に於て零となる、然るに麻亞田は反對に炭素の増加に従ひ著しく發達すると云ふ。

非結晶説 (amorphous theory)

非結晶説には二種あり、ハンフレイ (Humphrey) によれば鋼の澱滓によりて生ずる硬化組織は α 鐵及炭化鐵 (Fe_3C) の硬質無晶形溶體の存在によると云ひ或はカーペンター及エドワード等の唱ふる説にして澱滓により鋼内部に生ずる内部歪のため數多の雙晶又は三層或は内部變形を生じ其摩擦熱の爲め結晶表面熔解し非晶性質の層を生じ是れが一種セメントの作用をなすによると云ふ。此説によれば牽引による硬化の理も明となる。本多博士の説明によれば鋼が急冷によりて非晶性となると信ぜられず、又薄きセメントは硬くして麻亞田の結晶を粘着せしむるも結晶其自身強からざれば全體としての硬度を保つこと能はず、されば此説が有力なる爲めには麻亞田の結晶自身が地鐵より著しく硬きものなるを證せざる可らずと云ふ。

炭素説 (carbon theory)

炭素説とは變態點以上に於ける炭素は甚だしく硬質なりと云ふ説即ち變態區域以上に於ける硬化炭素 (hardening carbon) の存在を肯定せる説にして澱滓鋼の

炭素と澱滓せざる鋼の炭素とは全く異なるものと云ふにあり。然れども近時硬化炭素とは鐵中に熔解せる炭素(或は炭化鐵)に他ならざる事を知られたり。

内部歪説 (interstrain theory)

此説によれば鋼を急激なる冷却をなす時鋼外殼の收縮による内部の應力及 γ 鐵より β 鐵或は α 鐵に移る容積の増加のために受くる應力により内部歪の爲め硬度を増すによると云ふ。冷間加工により鋼の硬化するも全く同一理由なり、オスモンドの如きは此歪説は硬度増加の一部の理由として認むるに足れども全く歪によるものと認めず、鋼を澱滓せんとする時必ず變態區域以上より急冷することを考ふれば此説の正しからざるを知る可く、尙且つ歪説を正とすれば何故他の金屬に於て澱滓硬化の現象を見ざるやとの疑を生ず可し、又 γ 鐵が β 鐵及 α 鐵に変化するにより生ずると云ふ歪説によれば何故炭素を含まざる鋼の焼入効果著しからざるやを釋明せざる可らず。尙マツクケーン (Mc Cane) は鋼を變態區域より急冷する時 γ 鐵の多くは α 鐵に變ずれども炭素は全部熔解す、而して α 鐵は其結晶粒が一様なる發生をなすこと能はず内部歪の状態にあるを以て澱滓鋼の硬きは全く斯る内部歪の状態にある故なりと説けり。

固溶體説 (solid solution theory)

此説は變態區域の急冷に依り鋼の地鐵及波來土の共存組織となるを阻害し鐵中にセメントイトが熔解したる固溶體となるによると言ひ、而して固溶體の存在に關しては顯微鏡或は其他によりて證明せらるるところなりと云ふ。

要するに硬化に對する説は甲論乙駁決するところを知らず、或は實證を忘れて徒らに空論に走り吾人をして其歸する所に迷はしめたり。然るに我本多博士の説明は硬度に對する概念を與ふる事容易なり、今博士の説明を引用すれば次の如し。

“一物質の硬度を探究するに之れを二種に分つを便とす、即ち

- (1) 金屬を構成する個々の結晶の本質的硬度 (natural hardness),
 - (2) 金屬を構成する結晶粒子 (crystal grain) の存在狀況に隨ひて顯はるる硬度の變化.
- (1) 本質的硬度とは各結晶が何等外力の作用を受けず、物質原子の性質及其配置によつて決する硬度なり。一般に結晶を構成する原子は物質固有なる空間格子に沿うて整然と配列し原子相互間には引力と折力とが平衡を保ち隣接する二個の原子間に作用す

る力は次式により表はす事を得。

$$F = \frac{a}{rm+n} - \frac{b}{rm}$$

(析力) (引力) 但し m 及 n は正の整数.
a 及 b は正の常数.

外力の作用なき時は是等の力は互に消合ひ各原子は釣合を保ち、是れに外力の作用し空間格子を變形せしむれば釣合は破れ是れに對抗すべき力を生ず。而して此力の大小は原子配列の様式及其性質に依つて決す、即ち此原子力 (atomic force) が其結晶の強さ (strength) 又は硬さの原因となるべきものなり。

純粹なる金屬の場合には空間格子は互に平行なる直線系の三組によつて區劃せらるれども固溶體の場合には格子内所々に異種原子が入り込み異種原子間に作用する引力及析力も亦互に釣合ふ如く原子は夫々適當なる位置に配列す、従つて空間格子は所々に屈曲を生ずべし。然れども此場合に於ても純金屬の場合と等しく何れも釣合の状態にあるを以て内應力の存在を認められず、随つて固溶體の場合に於ける硬度増大は彼の内部歪説並に迂り阻止説論者の所謂異種原子浸入による内應力喚起を以て増大の原因となす事能はず。例へば麻亞田の場合に α 鐵と炭素原子が固溶體を作るに由つて硬

度を増すは炭素原子と鐵原子間の作用による原子力によつて説明せらるべし、即ち固溶體の硬さは本質的の硬さ (natural hardness) なり。

- (2)次に結晶粒子の状態に基因する硬度に就て最も重要なるは内應力に基因する硬さの變化及び結晶粒子の大小による硬度の變化なり。金屬の低温加工を續行する時硬度は初め急に増加し次第に緩徐となり遂に或一定極限值に達す、之れ明に内應力による硬度の増加にして低温加工により最初急激に内應力は増加すれども各金屬は夫々其降伏點を有するを以て應力は自ら一定際限を有し、遂に其最大値に到達するなり。故に低温加工の度を高むるも其硬度は或極度に止まる可し、然らば何故内應力は金屬硬化の原因となるやと言ふに低温加工せられたる金屬の微細なる結晶の或一群は張力を受け他の一群は壓力を受くるを以てなり。而して是等の應力は靜水壓的のものと單なる張力或は壓力のものとあり(但し迂り (shear) は張力と壓力とに分ちて考ふる事を得るを以て論ぜず)。是等局部的應力は空間格子の距離を一様に伸縮せしめ或は空間格子を一方に伸張させ之れに直角の方向に短縮せしむべし。其變化の大小は應力の強さに依る事勿論なり。

尙且つ斯の如く原子相互の位置に歪を受くる金属を更に歪ましむるには最初より全く歪を受けざる場合に比し更に大なる力を要す、即ち内部歪は其金属特有の硬度又は強さを増大すべし。何となれば應力により原子が自己の自然の釣合の位置より移動せらるる時は弾性的力 F を喚起し原子を舊位置に復せんとす、而して金属内に於て原子同志が接近し又は離隔するために喚起せらるる弾性的力は距離の増加又は減少と共に甚だ急激なる増加をなすを以てなり。低温加工を受けたる金属は其内部に数多の局部的應力を受くるを以て空間格子は或部は伸張し或部は短縮す、故に更に之れを歪ましむるには歪を受けざる場合に比し著しく力を要す、即ち硬度を増加すべし。

次に結晶粒の大小による硬度に就て考ふるに一般に力の作用によりて生ずる金属の變形は金属内部に生ずる迂りに基く事は既に明なり。従つて此迂りを妨ぐるものは硬さの原因となるべし。結晶粒の周邊は其内部に生ずる迂りを多少妨ぐる働を有するを以て周邊の多き程換言すれば粒子の微細なる程硬度は大となるべし、而して阻止説は此場合に適合す。”

以上硬度に對する説明よりして麻亞田の硬度は一部鐵原子の空間格子中に存在する炭素原子の作用により一部は麻亞田結晶の微細なるによる事明となるべし。

第四節 鋼の反淬 (tempering of steel)

反淬

澱淬せる鋼は麻亞田組織を有し硬質なるも内部歪を受けたる状態にあり、脆性を有するを以て場合によりては此儘使用する事能はず。然れども麻亞田を再び熱すれば歪を除去し且つ麻亞田より吐粒洲への進行を幫助する事を得べし。されば此再熱温度を調節する時は其硬度或は脆性を加減し靱性を増加し以て焼入操作によりて受けたる性質を緩和或は調節する事を得べし。斯の如く澱淬鋼を變態點以下の温度に再熱し其れを軟化せしむる事を反淬と言ふ。

是れを要するに焼入鋼は主に α 鐵に炭素の溶解せる常温に於て不安定なる麻亞田組織より成るを以て是れを加熱する時鋼の粘性を減じ安定なる組織への進行を助くるが故に麻亞田より安定なる吐粒洲或は粗粒波状態に移行せんとするに他ならず、故に軽度の加熱に因つても組織の變化を生じ温度 600°C に達すれば完全なる反淬をなす。反淬は又其操作の性質より

して焼戻しとも稱す。

反淬溫度

退淬鋼に對する反淬の効果は一に反淬溫度に關し反淬溫度 100°C より既に其效力を表はし溫度の上昇と共に著しくなり 600°C に到れば焼入前に於けると略同様の物理的状態に復歸す、故に其求むる程度に應じ再熱溫度を調節する時は硬度及靱性の割合を任意に増減する事を得べし。例へば剃刀の如き専ら硬度を必要とするものに有りては反淬溫度は 200°C 附近に止め靱性を併せて必要とする工具等にありては 300°C 附近となすが如し。反淬溫度の測定は溫度計を使用すれば最も正確なる結果を得る理なれども實用的には加熱により生ずる鋼表面の酸化膜の色を標準となすを普通とす、而して斯の如き各溫度に相當する酸化膜の表はす色を反淬色 (temper colour) と稱し一般に溫度の低き時は黄色を呈し溫度の上昇に従ひ褐紫色及青色等を呈す。今代表的反淬色と其溫度を對照すれば次の如し。

弱黄色 (very faint yellow)	220°C
淡黄色 (light yellow)	230°C
藁色 (straw ")	240°C
濃藁色 (deep straw)	250°C
褐色 (brown)	270°C
紫色 (purple)	280°C

藍色 (blue)

300°C

反淬溫度を明瞭に判別せんとする時は加熱前豫め鋼表面を研磨し平滑に且つ光澤を有せしめざる可らず、溫度と反淬色との關係は或一定なる加熱状態に於ては正確なるものなれども反淬とは鋼の不安定状態より安定状態に變化せしむる操作なるを以て加熱時間によりて甚だしき相異を生ずる事明なり。從來鋼の反淬に際し一度望む溫度に到達する時は如何に長時該溫度に保持するとも反淬效力上何等影響なきものと信ぜられたれども最近研究の結果によれば焼入鋼を一定溫度に熱するに其時間の長短により反淬色を異にし長時加熱するに従ひ次第に高溫度に於ける反淬色を呈し反淬效力も亦其色に相當して影響を受くると云ふ、即ち長時間加熱する時は遂に反淬色は其實際の溫度を示さざるに至る。

例へば或溫度に於て藁色を呈するものが十分間同溫度に保留せば褐色に變じ尙四十分にて紫色に變じ而かも溫度は藁色に相當する 238°C を超えざるが如し。又マツテウス (Matthews) は三個の同質焼入鋼を 422°C に各8分、20分及40分間保留し食鹽水槽に反淬せるに夫夫ブリネル硬度425、390及340を得たりと云ふ。

一方に於ては又短時或反淬溫度に熱するも或は其

れより稍低溫に於て長時間熱するも同一なる反淬效力を得らる。例へば焼入鋼を 288°C に熱し藍色を呈するや直ちに冷却するも或は又 255°C に熱し褐色より藍色に變ずる迄長時保留するも硬度及其他の性質同様なる結果を得らるるが如し。故に内外一樣なる反淬を行はんとする場合は稍低溫度に於て長時間熱するを可とす。反淬溫度に加熱せるものを冷却する場合には其冷却の緩急は反淬の效果に影響するところ尠し、然れ共反淬色による反淬法は實際上種々の困難を伴ひ殊に均一なる反淬を要する場合に然りとす、故に反淬色に據らず健淬の場合に述べたると同様溶液を用ひて加熱する事あり、是れに依れば鋼を過熱するの憂なく且つ均一加熱をなす事容易にして且つ又取扱上便利なり。例へば反淬溫度 260°C 或は其以上なる場合は鑛油槽を用ひ尙高溫度を要する時は鹽酸溶液を使用す、硝酸加里及硝酸ナトリウムを2と3の割合に混合せるものは攝氏 232° にて熔解し反淬溫度 538° 位迄に適用せらる可く其他鉛或は鉛錫の合金等を使用す。

反淬による組織の變化

焼入鋼の組織は大洲田、麻亞田、吐粒洲及稀に粗粒波等よりなり而かも炭素鋼にありては焼入により完全なる大洲田組織を得る事困難にして常に多量の麻亞

田を伴ふ事前にも述べたり。而して是れを再び加熱する時 100°C 附近より漸次麻亞田に變化し 200°C 附近に達し全部其變化を終る、更に是れを熱し 350° 乃至 400°C に達すれば吐粒洲に變じ 500°C 以上に到れば吐粒洲は遂に粗粒波に變ず。尙焼入鋼は反淬により A_1 點以下に於て長く加熱せらるる時粒狀波來土に變ずること前述の如し。

市場焼入鋼は一般に完全なる麻亞田組織を有せず、大部分は吐粒洲組織なり。是れ麻亞田組織に比して吐粒洲組織は遙かに安定状態にあるを以てなり、換言すれば麻亞田組織のみとなすは焼入操作困難なり。故に麻亞田より吐粒洲への反淬は大洲田より麻亞田への反淬に比し稍高溫度を要し實驗上其適當なる反淬溫度は 400°C 以上なり。若し是れを 500° 乃至 600°C に熱する時は反淬完全となり吐粒洲より粗粒波に變ずべし、然るに實際上刃物に於て反淬溫度は 300°C 以上なる事稀なり。是れ即ち吐粒洲組織は粘靱性既に充分にして更に是れを反淬するの要なきを以てなり。

以上の如く反淬(焼戻)により粗粒波及吐粒洲を得れども必ずしも反淬によるの必要なく一度の焼入に於て反淬と同様の組織となす事を得。例へば焼入に於ける冷却を稍緩慢ならしむれば麻亞田は吐粒洲に進

行す可く益、冷却を緩にする時は吐粒洲は粗粒波に變ず、斯の如くして冷却速度を調節すれば常溫に於て吐粒洲或は粗粒波組織を得べく従つて焼入鋼が反淬鋼と同等の效果を得らるる理なり。變態點以上に加熱せる鋼を水中澱淬し一度或溫度迄冷却せる時是れを取出し吐粒洲或は粗粒波組織となす事あるは此理の應用なり。

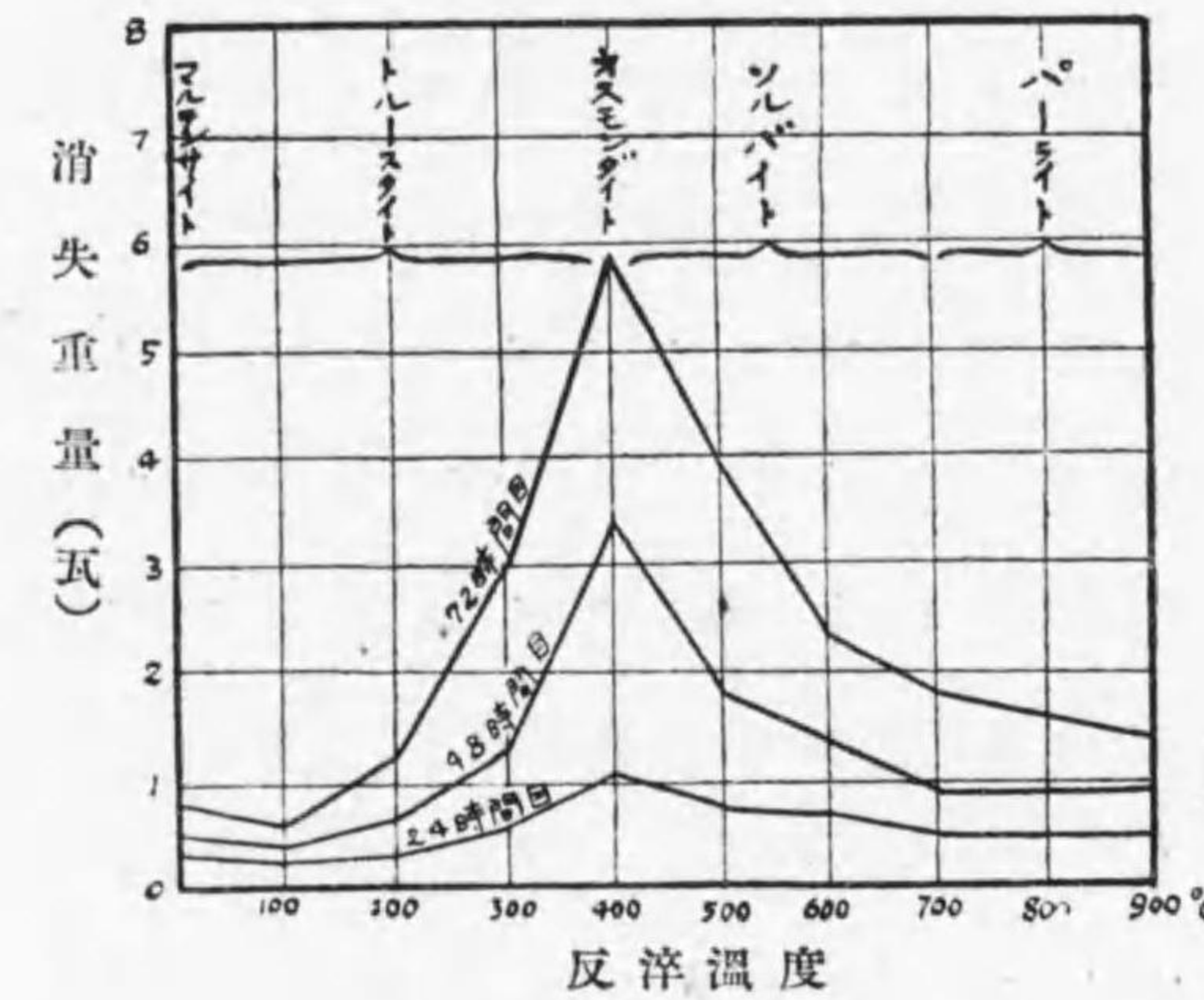
尙反淬とは或溫度に熱するを普通とすれども焼入鋼を常溫に長く放置する時自然に反淬せらる、是れを時効 (aging) と稱す。斯の如き時効による反淬は炭素含量或は焼入鋼の状態により異れども一般に大洲田より麻亞田への變化に比し麻亞田より吐粒洲への變化著し。

オスモンダイト (osmondite)

大洲田及麻亞田は互に獨立せる固溶體なれども吐粒洲、粗粒波及波來土は何れも鐵とセメンタイトの機械的混合物にして各其集合状態を異にするのみにして同一物なること既に述べたり。然るに大洲田の變態に際し吐粒洲及粗粒波の間に於て稀硫酸に對し甚だ溶解し易き或組織を存す、此組織は炭素約 1% を含有する焼入鋼を 350° 乃至 400° に反淬する時生ず。是れを別個の組織とし特にオスモンダイト (osmondite) と

名付けたり。然れどもヘーン或は本多博士の説の如くオスモンダイトは全く吐粒洲と同一物にして只結晶粒の特に微細なる差あるのみなり、而して硫酸に對する溶解度大なるは粒の極めて微細なるに由り化學作用激しきによる。故にオスモンダイトの存在は之れを認めざるを普通とす。

第一百五十二圖

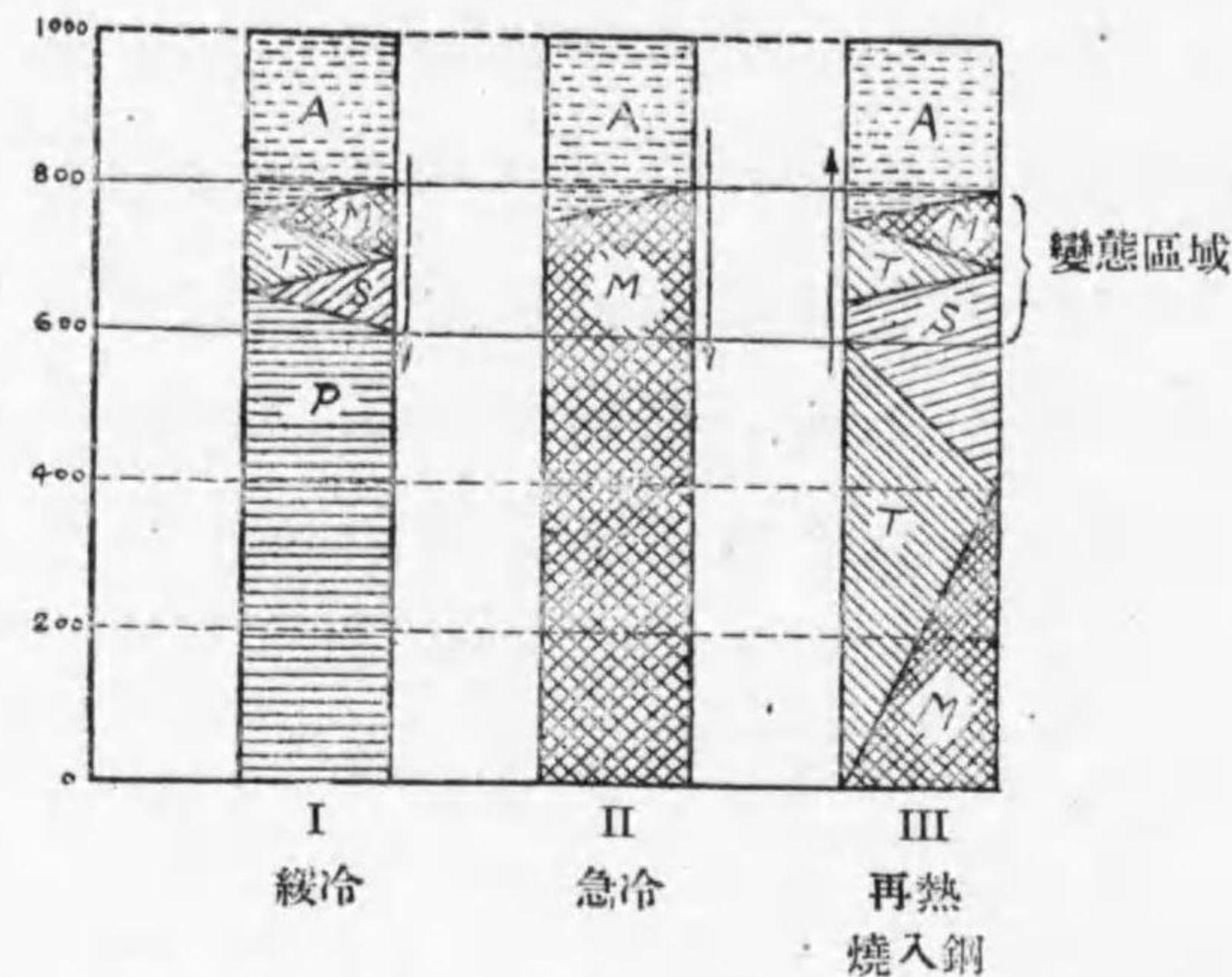


0.95% 炭素鋼にして 900°C に於て澱淬せるもの
の反淬溫度と 1% 硫酸による溶解度の關係
(ヘンリー及パウエル)

第一百五十二圖は各組織の 1% 硫酸に對する溶解度及反淬溫度の關係を示す。

第一百五十三圖は加熱せる鋼の (I) 緩冷 (II) 急冷及 (III) 反淬による組織の變化を示す。變態區域を緩冷すれば (I) 鋼は漸次麻亞田、吐粒洲、粗粒波及波來土に變じ常

第一百五十三圖



態組織となり(II)は急冷により麻亞田となり(III)は反淬により麻亞田は初め吐粒洲に變じ次に粗粒波に變ず。溫度を變態點以上に上昇する時は粗粒波は吐粒洲次に麻亞田に復歸し變態點以上に到れば大洲田となるを示す。

反淬鋼の顯微鏡的組織

反淬鋼の組織的變化に對し燒入鋼組織との顯微鏡的判別は困難なり、即ち反淬に由る組織の變化は結晶的外形の變化明ならず、只結晶其物の性質を變ずるのみ。換言すれば或組織が他の組織に置換せらるれども外形を變ぜざる所謂假晶變化(pseudomorphic changes)なれば普通其區別困難なるなり。例へば共析鋼の燒入により生ぜる針狀結晶(麻亞田)は1%鹽酸のアルコ

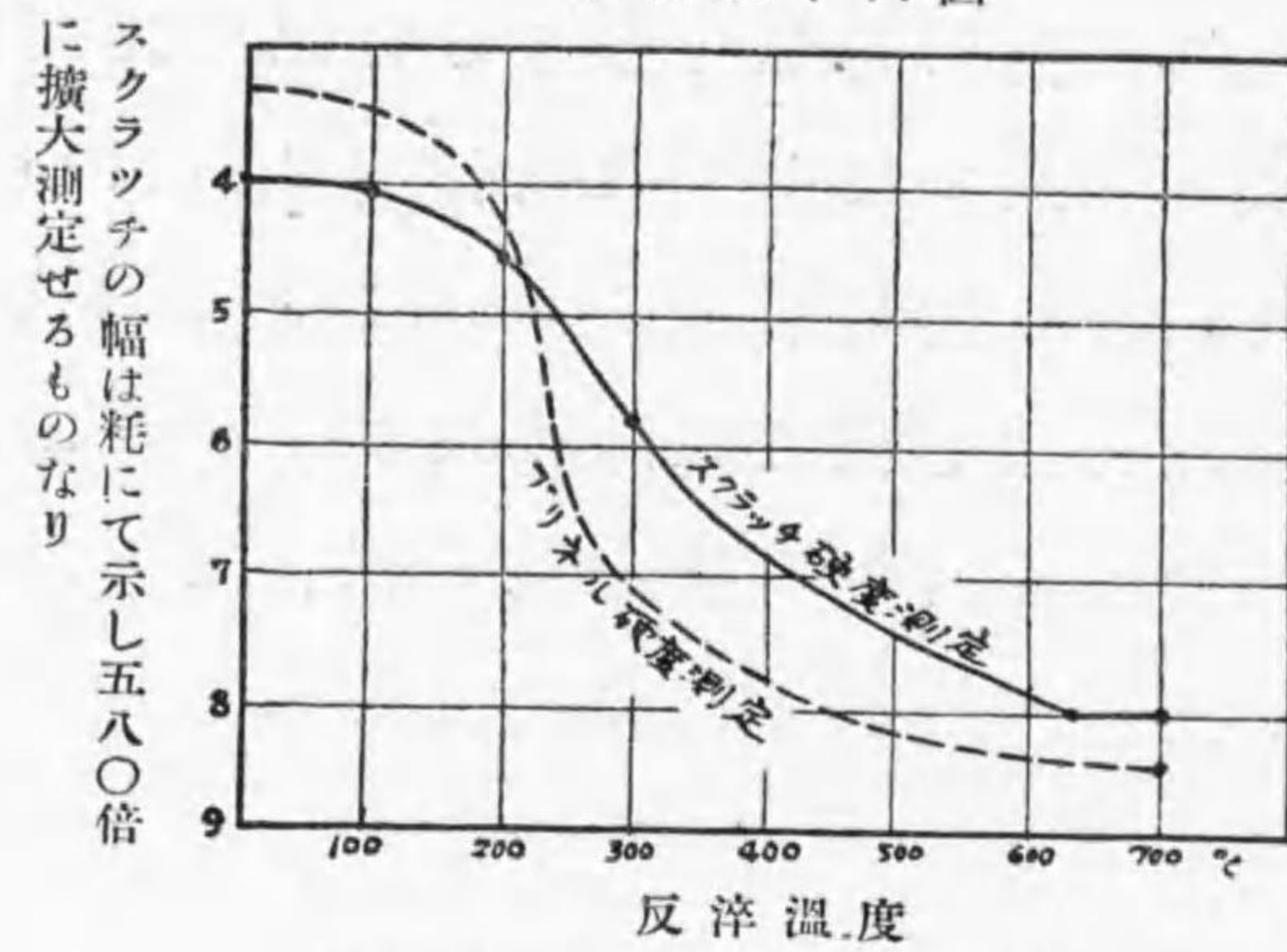
ール液に着色せられざれども是れを100°乃至200°Cに反淬せるものは外見何等變化を認めざるに同液により容易に黄色又は褐色に着色せらるるが如し。是れを尙270°C附近に反淬すれば麻亞田の針狀結晶は粗となり大洲田と麻亞田の混合物となる。然れども大洲田は着色せられず他は着色せらるるを以て此區別は比較的容易なり。然るに400°Cに反淬する時は小なる麻亞田の針狀結晶は消失しセメントタイトの微粒子の集合せる吐粒洲を生じ黑色斑點を生ず。500°C以上に達すれば腐蝕により着色の度を減じ粗粒波を生ず、反淬600°C以上に到れば針狀結晶は全く消失して完全なる粗粒波となる。

反淬による硬度の減少

燒入鋼を反淬する時は脆性を減じ靱性を増せども其硬度を減ず。斯の如き硬度減少割合に就てポイントン(Boynton)によれば反淬溫度350°Cに到る迄は其減少甚だ緩慢なれども350°C以上550°Cに到る間に於て著しく600°Cに到りて全く澁淬の效力を失ふと言ふ。獨逸ヘーシ(Heyn)は反淬に對する造詣深く第一百五十四圖は即ち同氏の反淬溫度と其硬度の關係なり、而して其硬度減少の割合次の如し。

反淬温度	硬度減少の割合	第一百五十五圖乃至第一百五十七圖は反淬温度と炭素含量を異にする鋼の機械的性質の變化を示す。
100°C	2.5%	
200 "	14.0%	
300 "	41.0%	
400 "	70.0%	
500 "	87.5%	
600 "	97.5%	

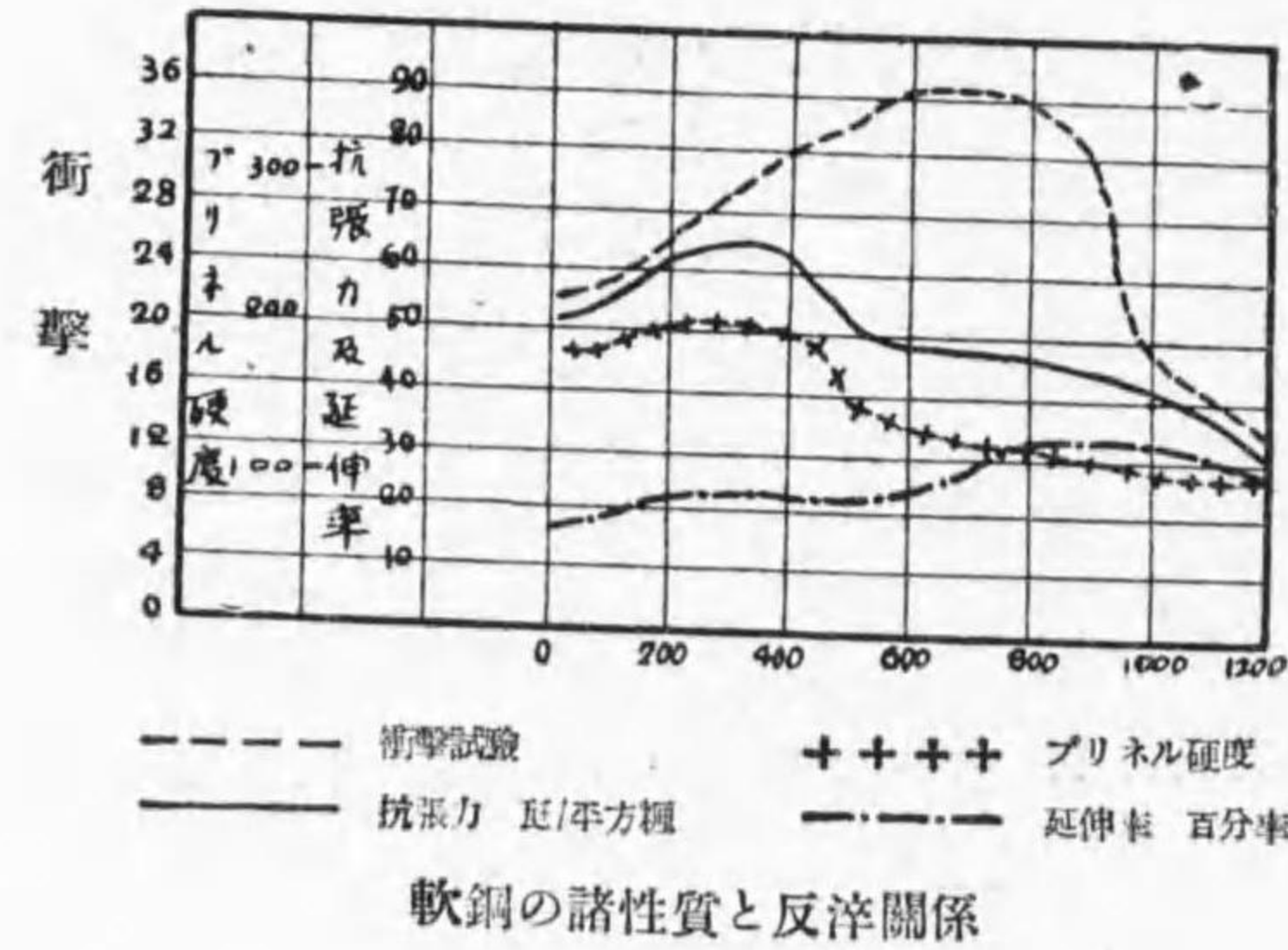
第一百五十四圖



硬度は五粒徑のボールを用ひ、深さを與へたり(註)

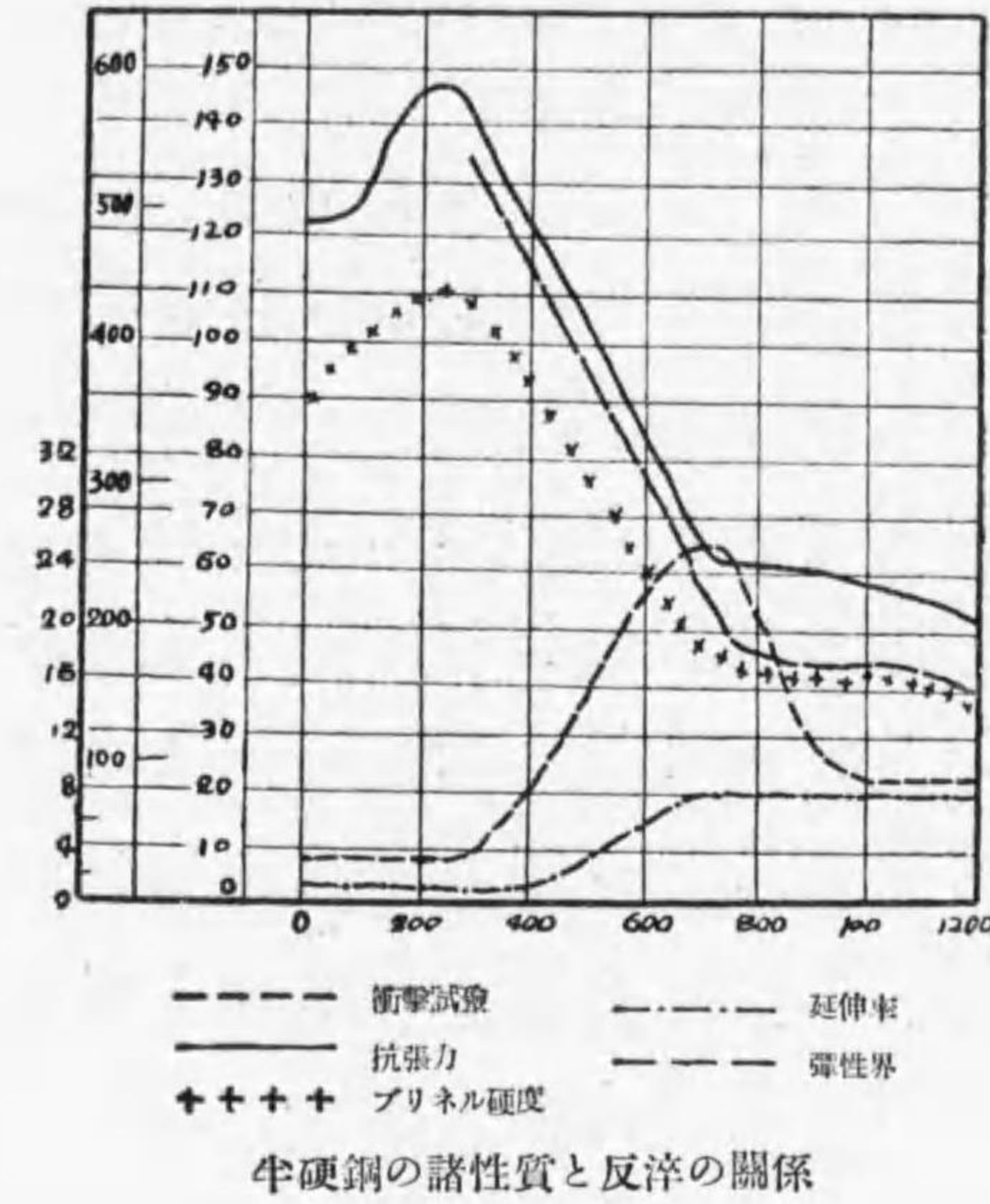
0.95% 炭素鋼 900°Cにて澱淬せるもの。
反淬温度と硬度比較 (ヘンリー及パウエル)

第一百五十五圖



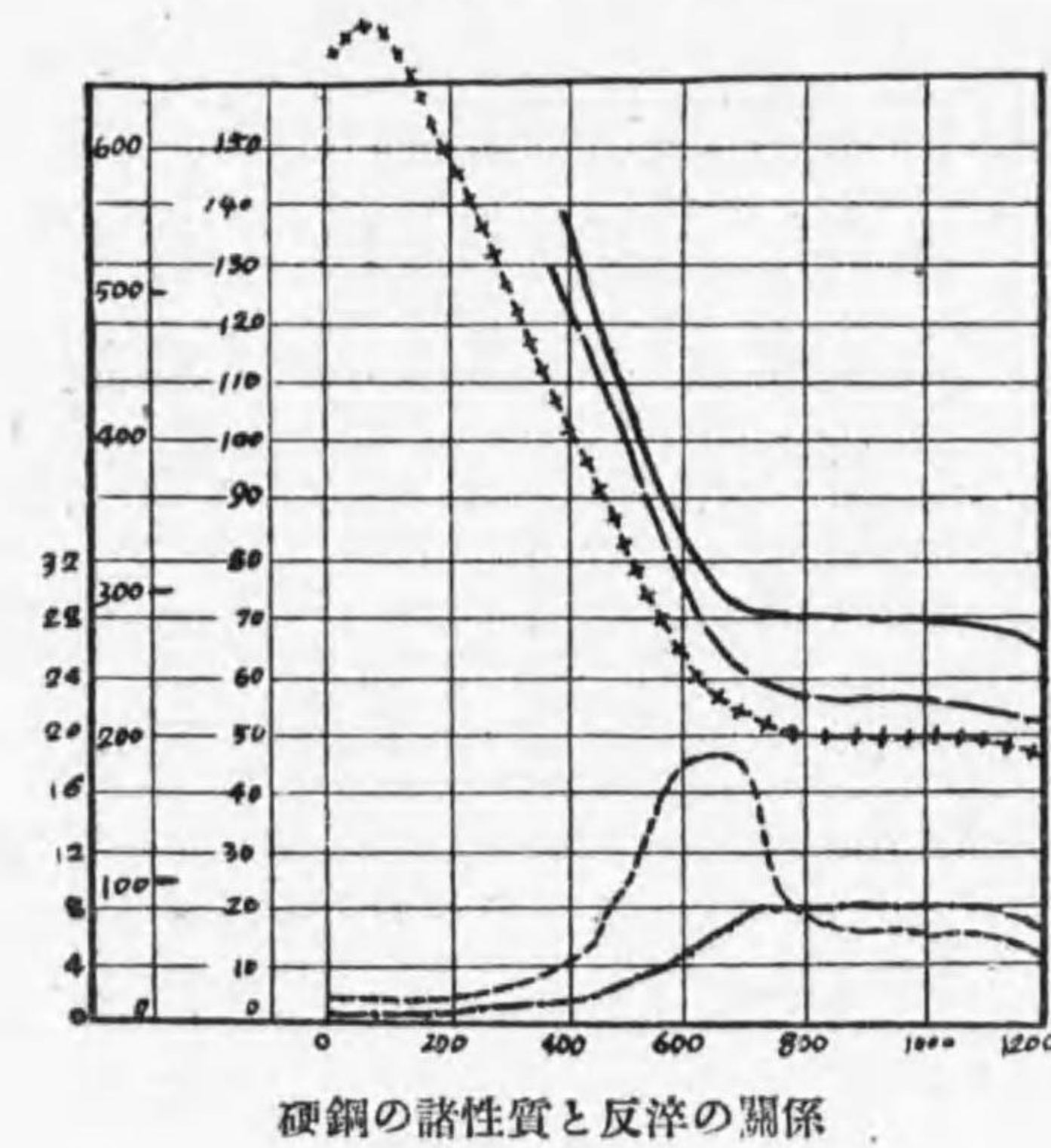
軟鋼の諸性質と反淬關係

第一百五十六圖



半硬鋼の諸性質と反淬の關係

第一百五十七圖



硬鋼の諸性質と反淬の關係

第四章 化學的處理

鋼の化學的處理は種々あり、鋼取扱上裨益する所尠からず、鋼の滲炭法 (cementation) 及可鍛鑄鐵 (malleable cast iron) 等何れも化學的處理に屬する顯著のものなり。其他鋼の錫、亞鉛及ニッケル鍍金等も是れに屬すべきものなれども是等は特に製造冶金に譲り本書に於ては専ら滲炭法及可鍛鑄鐵に就て述べんとす、而して兩者は何れも固體に於ける鋼の加炭或は脱炭を意味す。故に何れも鋼の表面に於ける現象にして其作用の深度は反應の程度に關するものなり。

第一節 鋼の滲炭法及膚硬法 (cementation & case hardening of the steel)

鋼の滲炭法或は膚硬法とは鐵と炭素の親和力を利用し含炭素量少き鋼を固體、液體或は瓦斯の適當なる炭素質(加炭劑或はセメントと稱す)と接觸せしめ其炭素の一部或は全部を鋼に吸収せしむる法を言ふ。滲炭法は普通二つの目的に使用せらるるものにして(1) 吸収せらるる炭素の量多くして彼のプリスターバーの如く純粹なる木炭鐵に多量の炭素を含有せしめたるもの是れに屬し此方法を滲炭法と稱す。セメント鋼或はコンバーテッド鋼等何れも滲炭鋼に屬し坩堝

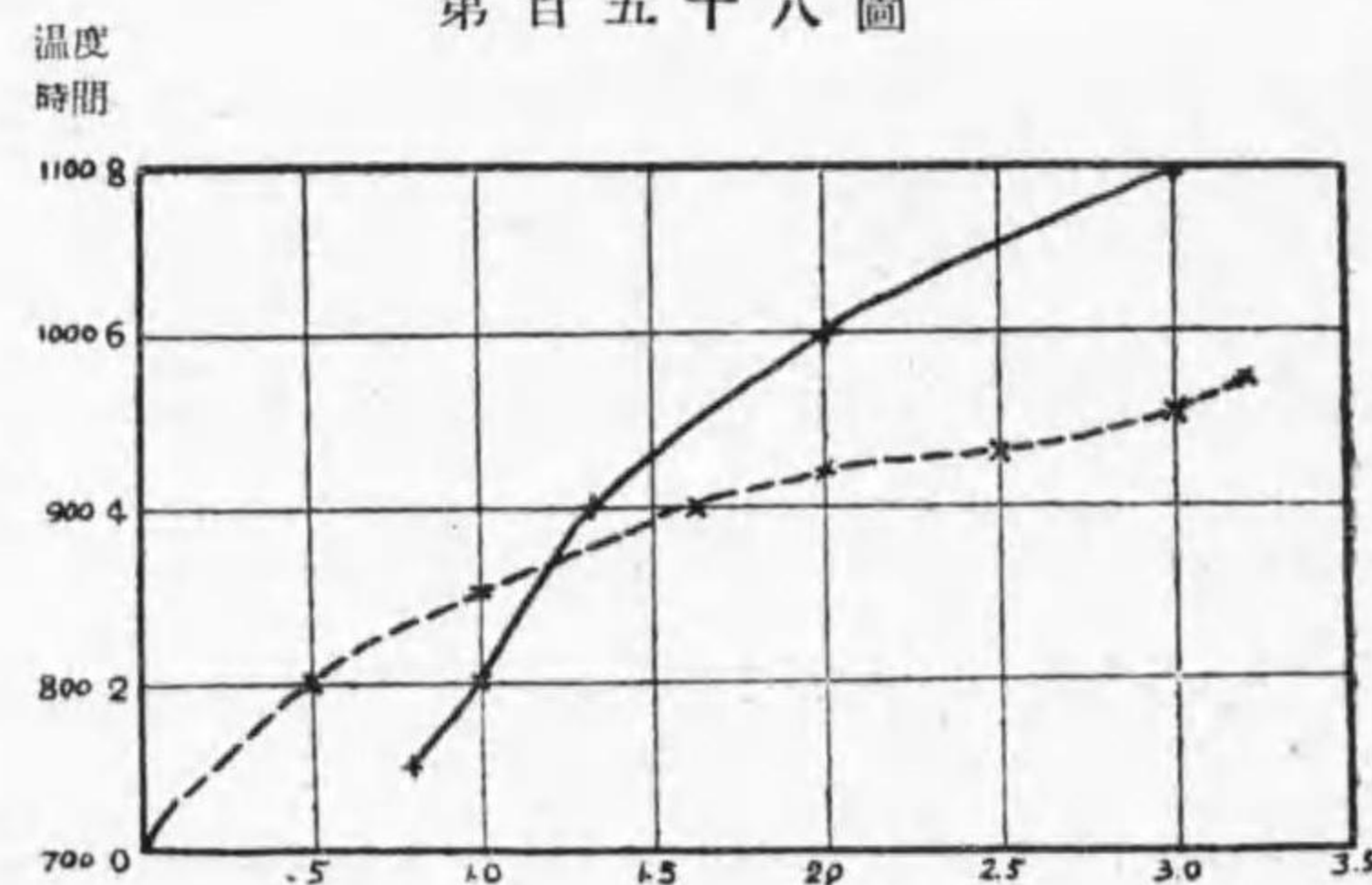
鋼の原料となるものなり。滲炭法は普通冷却緩慢なるを以てセメントは遊離状態にて地鐵或は波來土地に存在す。滲炭法による鋼の炭素含量は1%以上のものあれども其用途により一様ならず、滲炭法は又鑄鋼或は鍛鍊鋼より成る小なる成品に利用すること多し。

(2) 是れに反し滲炭を只表面にのみ止むるものあり、これを特に膚硬法 (case hardening) と稱す、即ち膚硬法とは鋼の表面に多量の炭素を含ませしめ外層を硬質となし其中心部柔軟にして且つ靱性を保たしむるにあり。而して滲炭表面の深さ増加するに従ひ外表の炭素量は増加し往々炭素0.9%以上に達す、然れども炭素含有量は後に述ぶる如く普通0.9%に止む。膚硬法により吸収せらるる炭素量は加炭せんとする鐵或は鋼の成分、加炭温度、保熱時間及加炭劑の性質即ち炭素の吸収或は擴散の割合に依つて效力を異にす。今以上の影響に就て述べんに加炭せらる可き鋼の炭素含有量は0.25%以上なる時は中心部脆弱になる恐あるを以て佛國の如きは普通0.12%以下とし尙澱滓後中心部の抗張力を約54,000封度/平方吋とし85,000封度/平方吋を越さず、延伸率を百耗につき30%とし、米國は加工其他の關係上0.16乃至0.22%炭素を普通とせり。鋼の炭素

含有量少き時は炭素吸収は大にして含炭素量の増加に従ひ其吸収力を減ず、従つて加炭效力を繼續せしめんには時間の延長を要す。尙膚硬に對しては鋼中滿俺、硅素、磷、硫黃其他の不純物或は氣泡等何れも少きを選ぶ。

加炭に要する温度は低位變態點 A_1 及固相線の間の温度を適當とす、何となれば α 鐵は炭素の吸収力を有せざれども γ 鐵は吸収大なればなり。換言すれば α 鐵が γ 鐵に變態する温度に於て滲炭の效力を發生するものなり、故に低炭素鋼の膚硬には 825°C 以上なるを要し普通 900° 乃至 950°C にして滲炭には $950^\circ\sim 1,000^\circ\text{C}$ なり。而して何れも大洲田組織より成るを可とし、實際作業に於ても A_3 以上なるを普通とす。加炭温度の保定時間は如何と言ふに勿論加熱時間に比例し吸収量

第百五十八圖



温度及時間と滲炭度の關係 (ブレアレー)

増加すれども上述せる如く吸収割合を減ずべし、而して膚硬法により吸収し得る最大炭素量は2.5%以上なることなく普通鋼仕上物に利用する加炭量は1%以上なること稀なり。加熱時間は加炭の温度、加炭劑の種類其他によりて適當なる時間を選択せざる可らざれども五時間乃至八時間を普通とす。第百五十八圖は温度及時間と滲炭度の關係を示す。

炭素の分布状態

滲炭による炭素の分布状態は外部より内部に向つて徐々に進行するものにして加炭層の厚さに従つて表面の炭素量は増加すべし、即ち外層の大洲田は直ちに炭化鐵を以て飽和せらる、而して外層の炭素吸収の割合は炭素の内部に對する擴散力による。故に擴散早きものは自然外殼の飽和を防ぐ、是れに反し外殼の吸収力内部への擴散より早き時は外殼は忽にして炭素を以て飽和せらるべし。外殼は炭素吸収量により次の三種に區別することを得。

- (1) 過共析層——セメントイト
- (2) 亞共析層——フェライト
- (3) 共析層——波來土

是等各種の層を得るにはセメント及加炭温度によらざる可らず、例へば(1)の如き加炭層は炭化水素と固

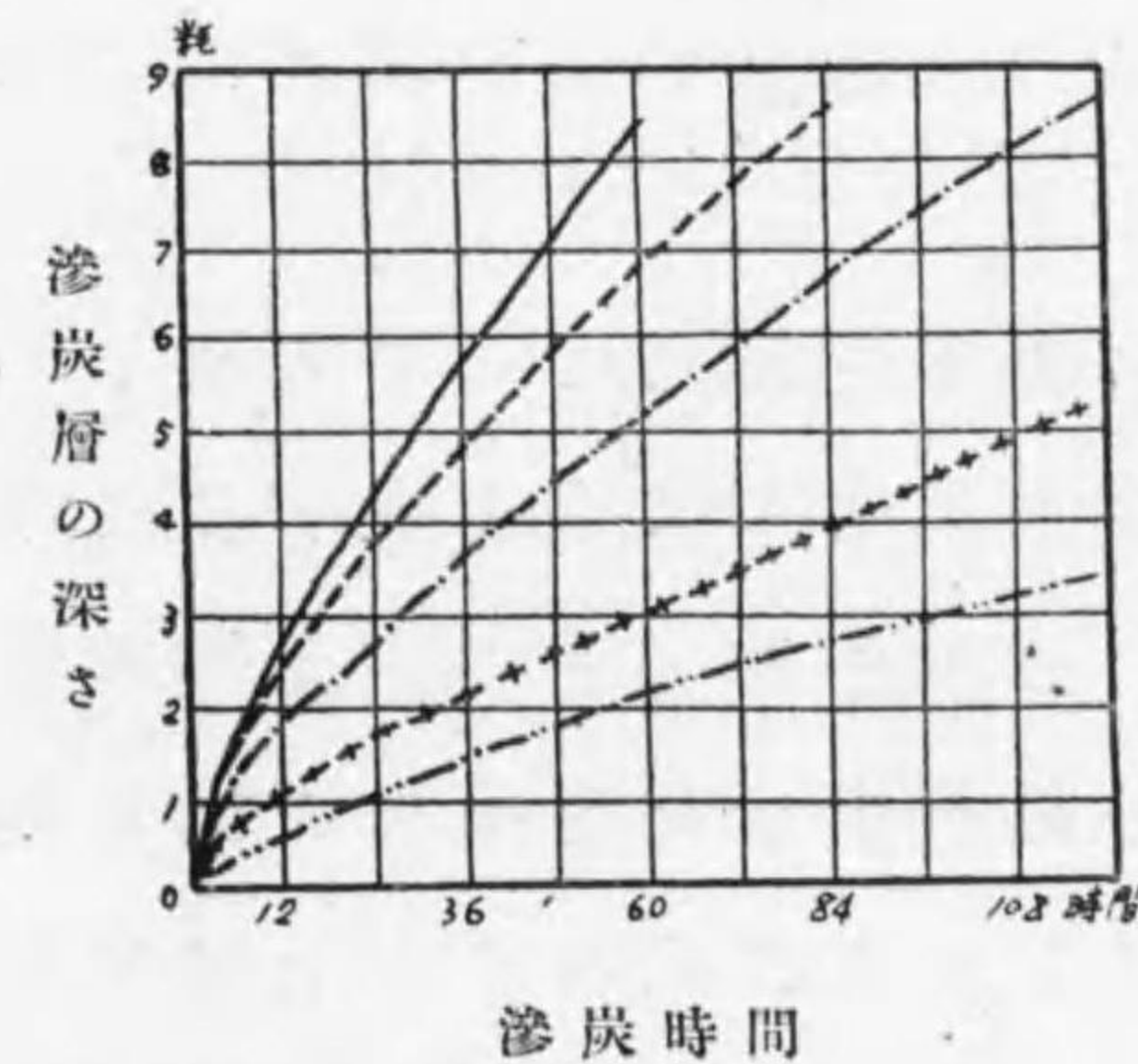
體セメントを高温度に於て使用し(2)の如きは粉末木炭及一酸化炭素の混同せる加炭劑を使用すれば可なり。含炭素量は普通外殻より内部に向つて漸次に減少すれども時に急激なる變化を表はすことあり、而して斯の如き急激なる變化を生ずるはギオリチ及タバンチ (Giolitti & Tavanti) によれば緩冷によるか或は地鐵或はセメンタイトの分離せんとする温度に於て生ずると云ふ。之れ初め分離せる地鐵或はセメンタイトが核となり固溶體より是等の分離を促進するに因るなる可し。

斯の如き炭素含量の急激なる變化はとりも直さず内部波來土部と外殻セメンタイト部との區別を明瞭にし尙且つセメンタイトの存在により鋼が脆性となり因つて以て外殻剝落の基となる、其他齒車の如き成品の四隅或は尖端部を有するものは使用中往々にして剝落破損を生じ外殻ウイツドマンステツテン組織にある時は殊に其害甚だしく遂に破損の原因となる。

結晶粒大なるセメンタイトの網狀組織となるは望ましからず、而して該セメンタイト網狀は過共析品にのみ生じ且つ遊離セメンタイトの存在は Ar_3 より Ar_1 に冷却するに當り其冷却程度により、例へば急冷する時は一部セメンタイトは分離し錯雜交互せる針狀組

織となり極めて緩冷する時は大なる結晶となる。斯の如き組織は何れも缺陷の基となるを以て加炭量は外殻に於て0.9%前後に止め内部に向つて漸次減少する如くするを可とす、次に膚硬法に對する加炭の厚味は如何と云ふに成品により一様ならざれども普通五耗を最大とし多くの場合二耗を越さず滲炭速度はレーク (Lake) によれば平均一時間 0.87 耗なりと云ふ。

第百五十九圖



— 1000°C以上
 - - - 850~900°C
 - · - 950~1000°C
 + + + 700~800°C
 ····· 700°C

第百五十九圖はギオリチ (Giolitti) の試験せる結果にして700°乃至1,000°Cに於ける滲炭時間と滲炭層の深さの關係を示すものなり。

加炭劑 (セメント)

加炭劑として使用せらるるものは固體、液體及瓦斯體及是等の混合

物なれども多く固體を用ふ、工業用に使用せらるる加炭劑は常に炭素及サイアノゼンの加炭性を利用するの範圍を出でず。加炭劑とは固體、瓦斯體又は液體を混合し或は加炭作業中混合物より生ずる新生物の作用を利用するに他ならざれども實用上加炭劑は多く

祕密に屬す、然れども要するに加炭劑は簡便なるものを選ばざる可らず、是れ取りも直さず價格低廉にして且つ自製の容易なるを意味すればなり。今加炭劑を固體、瓦斯體及び液體に分ちて述べんとす。

(1) 固體加炭劑

古來最も廣く使用せらるるものは固形炭素なれども元來炭素の加炭能力は極めて低きものなり、然るに加炭劑には必ず炭素分を含まざるものなきは加熱状態に於て炭素が空中酸素と接觸すれば容易に瓦斯化即ちCOを發生し而かも鋼は加熱せらるれば良く瓦斯を吸收するを以て加炭能力の促進せらるる故なり。瓦斯の加炭能力は成分、溫度及壓力により變ずることは後に述べべし。

固形炭素の外に革、骨粉、角類或は鋸屑殊に炭化水素等の使用せらるるは何れも此理に他ならず、下に列擧せるものは固體加炭劑なり。加炭劑は軟劑及強劑の二種に分つことあり、軟劑に屬するものは加炭時間長き時は加炭層深く三十耗にも達すれども外殼の含炭量0.9%を越さず而かも表面の剝落破損の恐なく高級品の製造に適し、3, 4及6は是種に屬す。強劑は短時間に働き層薄きに拘はらず炭素含量多し。是れは衝撃を受くること少く連續接觸を受くる齒車等の製造に

利用せられ、ポツタシウムサイアノイド粉末、ポツタシウムフェロサイアノイド或はポツタシウムフェロサイアノイド及ポツタシウムバイクロメートの混合物等強劑に屬す。

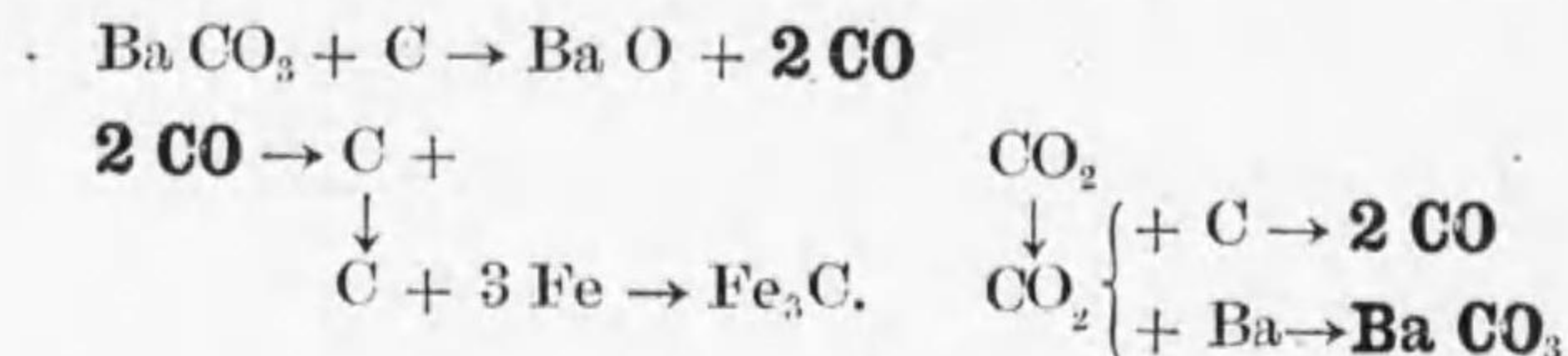
加炭材	配合
(1) 櫛炭粉:革炭:煤煙	5:2:3
(2) イヌブナ炭粉末:角片:骨粉	3:2:2
(3) 木炭:食鹽	90:10
(4) 木炭:バリウムカーボネート	60:40
(5) 木炭粉:食鹽:鋸屑	10:1:15
(6) 石炭(30%揮發分):革片:食鹽:鋸屑	5:5:1:15
(7) 革片:フェロシアンカリウム:鋸屑	10:2:10

(ギオリチ、シヨウスコツト、クレソン及パニスター諸氏製造)

固體加炭劑を使用する際時によりて瓦斯爆發の危険あり、是れノーリー及ベレット(Nolly & Veyret)の説によれば動物性或は植物性物質が比較的低温度に於て一酸化炭素或はメタン瓦斯を發生し尙且つ急激なる加炭によると云ふ。

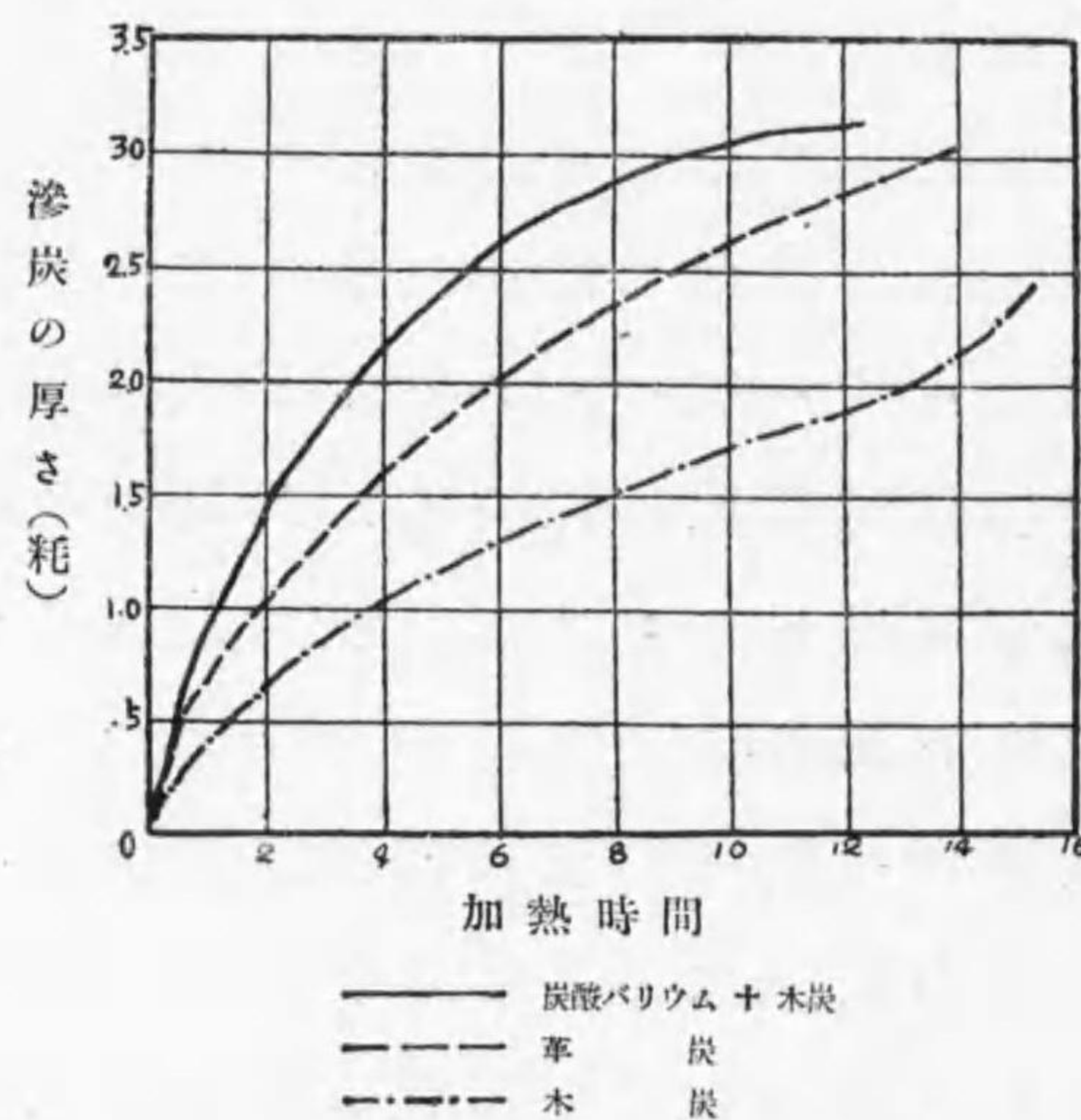
固體加炭劑は一般に加炭の調節瓦斯に比し困難なるを以て溫度の調節によること肝要なり、例へば木炭及炭酸バリウムの加きは溫度低き時は加炭作用弱く溫度高まるに従つて強性となるを以て是れを用ふる時は700°に達するまで徐々に熱するにしかず。木炭と炭酸バリウムを用ふる事は1861年カロン(Caron)に

よりに發明せられたるものにして此作用は次の如し。



加炭温度及加炭時間一定なる時は BaCO_3 は一定にして原料としての BaCO_3 増加すれば反應後の BaCO_3 も増加すべし。第百六十圖は三種の加炭劑に對する加熱時間と滲炭の厚さの關係を示す。

第百六十圖



加熱時間及滲炭の厚さの關係圖 (ブレアレー)

(2) 液體加炭劑

液體による加炭は多く肉薄く 0.1 乃至 0.2 耗にして

加炭量多し。是れを使用するには普通加炭せんとするものを豫め赤熱し其れに加炭劑を撒布し因つて之れを熔解するか或は別に坩堝中に熔解したるものを使用す、次に示すものはギオリチ (Giolitti) の推稱する加炭劑なり。

加炭材	配合
(1) 粉末フェロシアンカリウム:	
カルシウムバイクロメート	2:1
(2) シアン化カリウム:炭酸ナトリウム:	
硝酸カリ:醋酸鹽	5:2:2:1
(3) 骨灰:角屑:硝酸カリ:食鹽:粘土(leim)	20:6:8:40:5
(4) 角屑:チナリンデ(chinarinde):フェロシアンカリウム:硝酸カリウム:	
食鹽:石鹼	16:8:4:2:4:30

是等の加炭劑より發生する瓦斯は多く有毒なれば之れに對する防禦を必要とす。

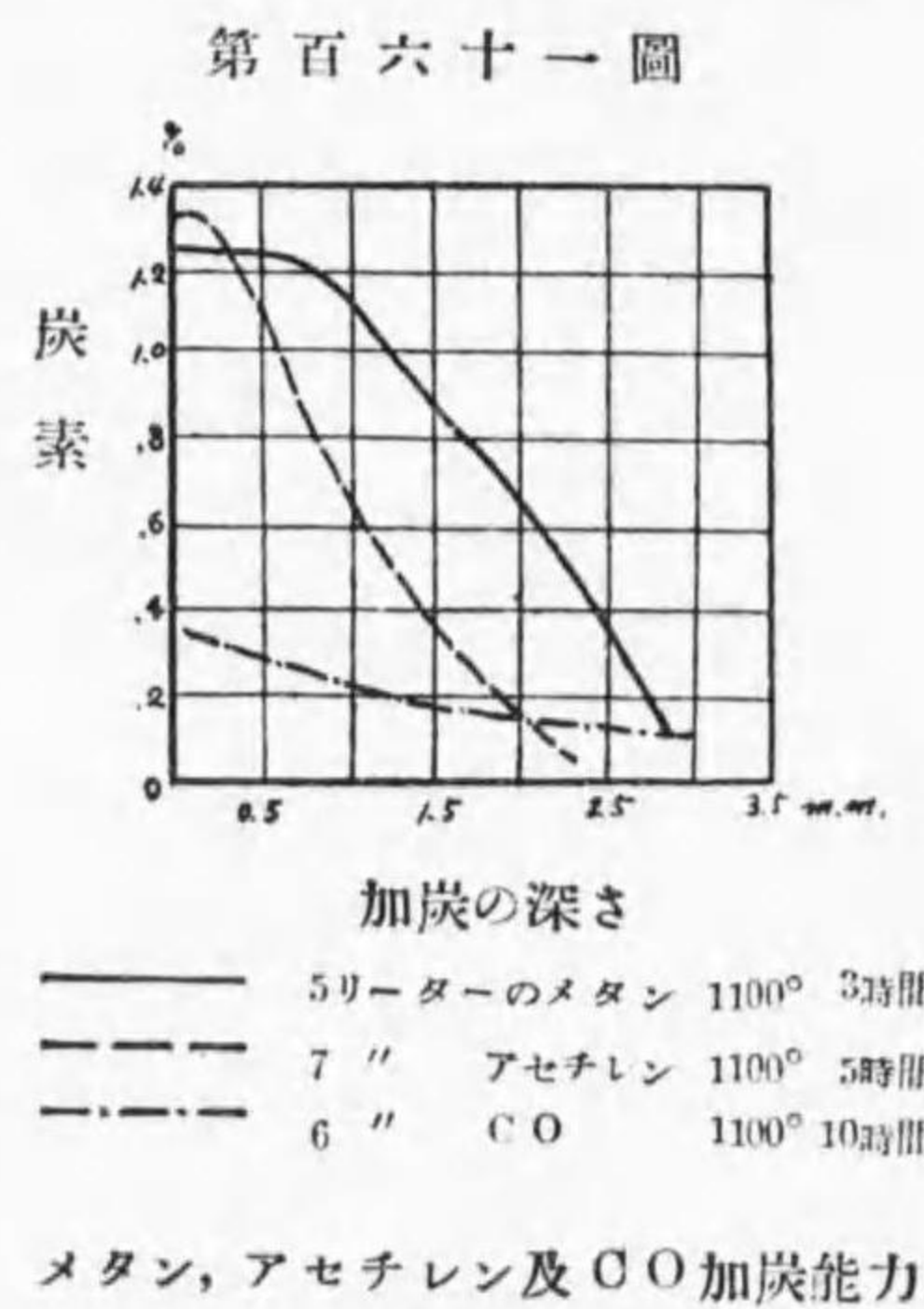
(3) 瓦斯加炭劑

最も廣く用ひらるるは一酸化炭素及炭化水素なり、一酸化炭素の加炭作用は赤熱鐵との接觸により一酸化炭素は $2\text{CO} \rightleftharpoons \text{C} + \text{CO}_2$ の如き反應により C 及 CO_2 に分れ依つて生ぜる炭素が鋼に吸收せらるるにあり。一酸化炭素の分解の度は温度及壓力に關す、既に加炭

中の瓦斯はCO₂, CO及Cの混合物にしてボードワード (Boudourd)によれば炭酸瓦斯の量は氣壓の下に於て溫度1,100°以下の時は0.7%, 700°以下の時は42%, 550°以下に於ては89%を含めども、壓力の増加につれて炭酸瓦斯の量も増加すと云ふ。

一酸化炭素の分解によりて生ぜる炭素の鐵に對する親和力は單に炭素を接觸せる場合に比し遙かに大なり。

ギオリチ及カーネバリ (Giolitti & Carnevali)の研究によれば溫度の上昇に従つて加炭層の厚味増加すれども含炭素量は減ず、之れに反し壓力を増せば含炭素を増加し尙瓦斯通入速度を早め瓦斯送量を増す時は加炭層の炭素含量を増すと云ふ。溫度を上昇する時は



炭素の鐵に吸収せらるる速度は炭酸瓦斯の分離速度より速かなるを以て加炭表面平滑にして炭化水素を使用せる場合の如く表面に炭素の渣を残すことなし。第百六十一圖は兩氏の實驗結果にして數種の代表的加炭劑を使用せる場合の炭素の分

布を示す。

一酸化炭素により加炭せらるるものは炭素含量低く内部に向ふ減少度は緩慢なれどもメタン或はアセチレンにありては外殼の炭素含量非常に高く過共析品成分を超過し内部に向つての炭素含量は急激に減少すること圖によりて明なる可し。

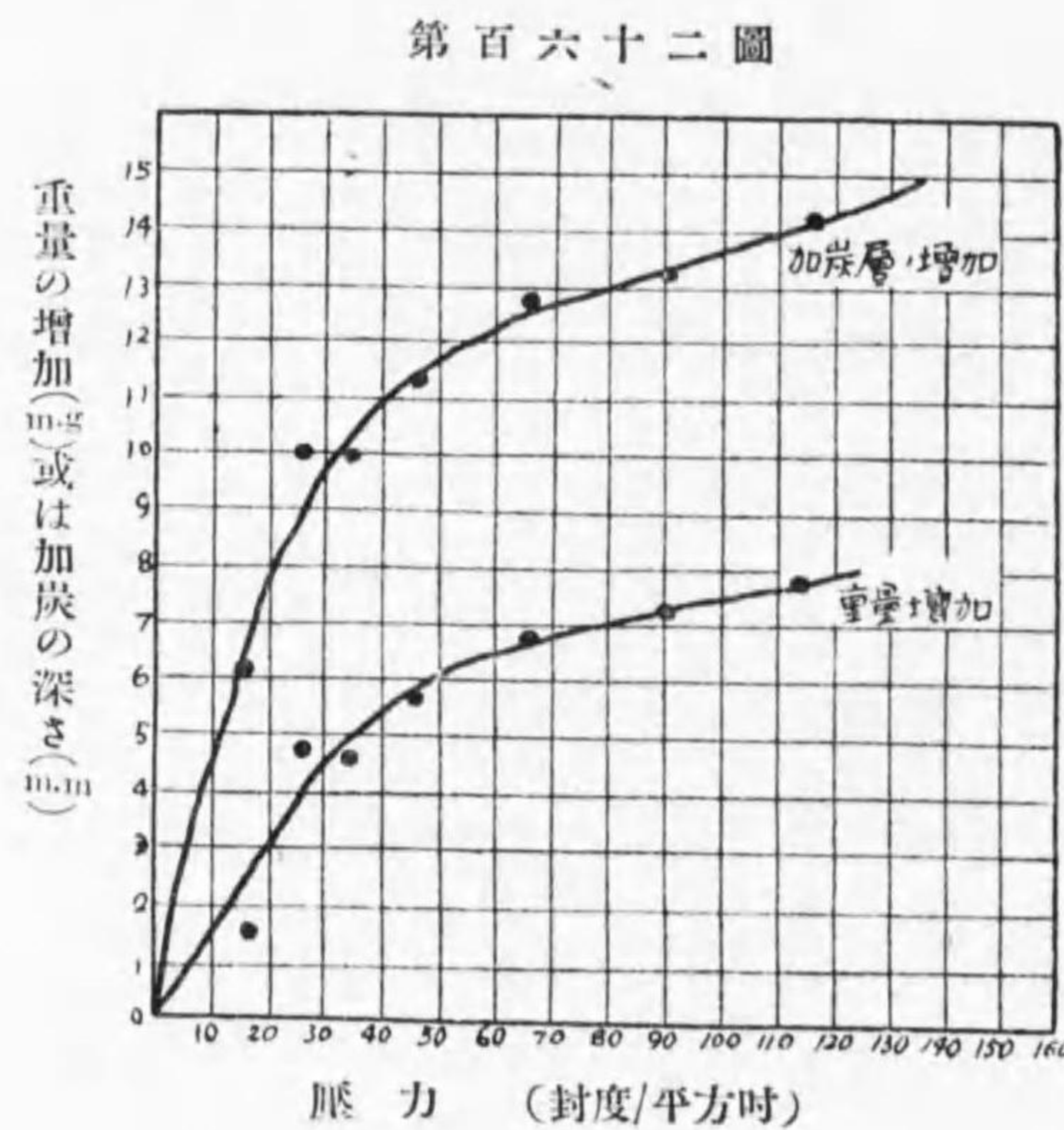
瓦斯の性質以外に炭素分布の状態は溫度及時間に關係し、溫度高く時間長き時は加炭層厚し、1,000°以下に於て瓦斯壓力或は通過瓦斯量の増加により加炭層の過共析品成分たる部分増加すべし。

メタン瓦斯 (Cm Hn) を使用する時は稍複雑なる反應により分解せる炭素粉末が加炭表面に沈滞することあり、是れメタン瓦斯の分解が鐵の炭素吸収速度より大なるによる。サイアノイド或はサイアノイド化合物は又加炭能力を有するを以てカリウムサイアノイド、フェロサイアノイドカリウム等使用せらるれども其作用に就ては未だ明ならず。窒素及アンモニア (N 及 NH₃) を固體或は瓦斯加炭劑に加ふる時は加炭能力に影響を及ぼす、木炭及フェロサイアノイドカリウムの混合物を700°に於て使用する時は非常に窒素を吸収し加炭劑中是れを含有するに到る、而して窒素は加炭層の硬度を増し0.1%Nはブリネル硬度17を増

すと言ふ。然れども加炭溫度 550° 乃至 1,000° なる場合は窒素による硬度の増加炭素による硬度に比し僅少なり。

其他一酸化炭素及メタン瓦斯 (CO 及 Cm Hn) の混合物たる點燈瓦斯を使用することあり。ランゲンベルヒ (Langenberg) は次の如き成分の點燈瓦斯を木炭粉末に包める鋼片に通入し瓦斯通流量を一定して毎時間 5 立米とし溫度を 990° に三時間保定し壓力を 0 より 115 封度/平方時に變化せしむるに漸次炭素吸收割合を増すこと第百六十二圖の如し。

水素	40.10%
メタン	26.10%
窒素	14.04%
炭酸瓦斯	1.64%
酸素	0.58%
一酸化炭素	11.38%
Cm Hn	4.95%



壓力及滲炭關係圖 (ランゲンベルヒ)

圖に於て見るに兩曲線は壓力 40 封度附近にて急激なる變化を起す。

ギオリチは加炭せんとする鋼片を木炭粉末を以て包み、是れを燒鈍爐に入れ一酸化炭素或は炭酸瓦斯を通ずる時は炭酸瓦斯は赤熱木炭に觸れ $\text{CO}_2 + \text{C} \rightarrow 2\text{CO}$ の反應により一酸化炭素を生ず。尙是れに炭化水素及固形炭素粉末を混合する時極めて良好なる結果を得ると言ふ。

加炭作用による炭素増加に關しては久しく固形炭素其物が鋼内部に浸入するものと信ぜられ居たれども最近研究の結果により炭素其物の作用に非ずして炭素先づ瓦斯化し然る後に加炭の作用を爲す事を知れり、即ち一酸化炭素最も加炭效力を有し、シアナイド (CN) の效力亦大なること前述の如し、而して一酸化炭素瓦斯は炭素と空氣中の酸素との化合によりて生じ CN は炭素と空氣中の窒素との化合による、其他ポツタシウムシアナイド或はフェロシアナイド化合物の分解によりても亦是れを生ず。

一酸化炭素は $2\text{CO} + 3\text{Fe} = \text{Fe}_3\text{C} + \text{CO}_2$ の反應によりて Fe_3C を生じ依りて生ぜる炭酸瓦斯は再び炭素により還元せられ一酸化炭素となる。青化化合物は甚だ迅速なる加炭能力を有すれども其效力を失ふ事も亦

速かなるを以てブリストラーの如く肉厚き滲炭には適せず。

膚硬成品の熱處理

膚硬成品は外殼の脆性を防ぎ従つて過共析品成分となるを避け内部に向つて漸次炭素の減少を望むを以て加熱は一般に低温度にして長時間加熱し滲炭層の厚さの適度を期す。因つて其標準温度は普通其鋼の變態點より約 40° 高き所なり、然れども成品の形狀、加炭の程度其他により往々高温度に熱する事あり。加炭温度 A_{c1} を越ゆるときは漸く結晶粒粗大となり、 $1,000^{\circ}$ 以上に達する時は粒益粗大となる事既に述べたるが如し。

膚硬法を行ふに當り鋼を長時間高温に熱するを以て加炭層或は中心部は熱によりて悪影響を受け殊に中心部の組織粗大となる恐あり、加炭せる鋼を各八時間焼鈍し衝撃試験を行ひたるギエーの結果によれば次の如し。

温度 (攝氏)	衝撃試験 (瓦-米)
799°	26
849°	28
899°	15
949°	12

999°	14
1,049°	3
1,099°	4

此結果より見るも加炭に際し冷却常に緩慢なるを以て硬度を減ず、故に高温度に於て長時加熱する膚硬成品は常に或程度の熱處理を行はざる可らず。即ち澱滓によつて硬度を増さざる可らず、而して加炭鋼は一般に(1)炭素含量低き中心部及(2)炭素含量最大なる外殼部の二部分より成るを以て熱處理も亦常に是等を考慮し且つ又加炭温度による相異即ち(A)上位變態點より稍高温度に於て加炭せるもの及(B)上位變態點より甚だ高温度に於て加炭せるものを區別せざる可らず。

(A)によりて加炭せられたるものは中心部は低炭素なるを以て變化なく唯外殼即ち加炭層を澱滓するのみにて充分なり、因つて A_{c3-2-1} 點以上より澱滓すれば可なり。

(B)の場合には加炭に際し高温に加熱せらるるを以て外殼と同時に中心部をも調節せざる可らず、此目的の爲めに普通二重熱處理(double heat treatment)を行ふ。

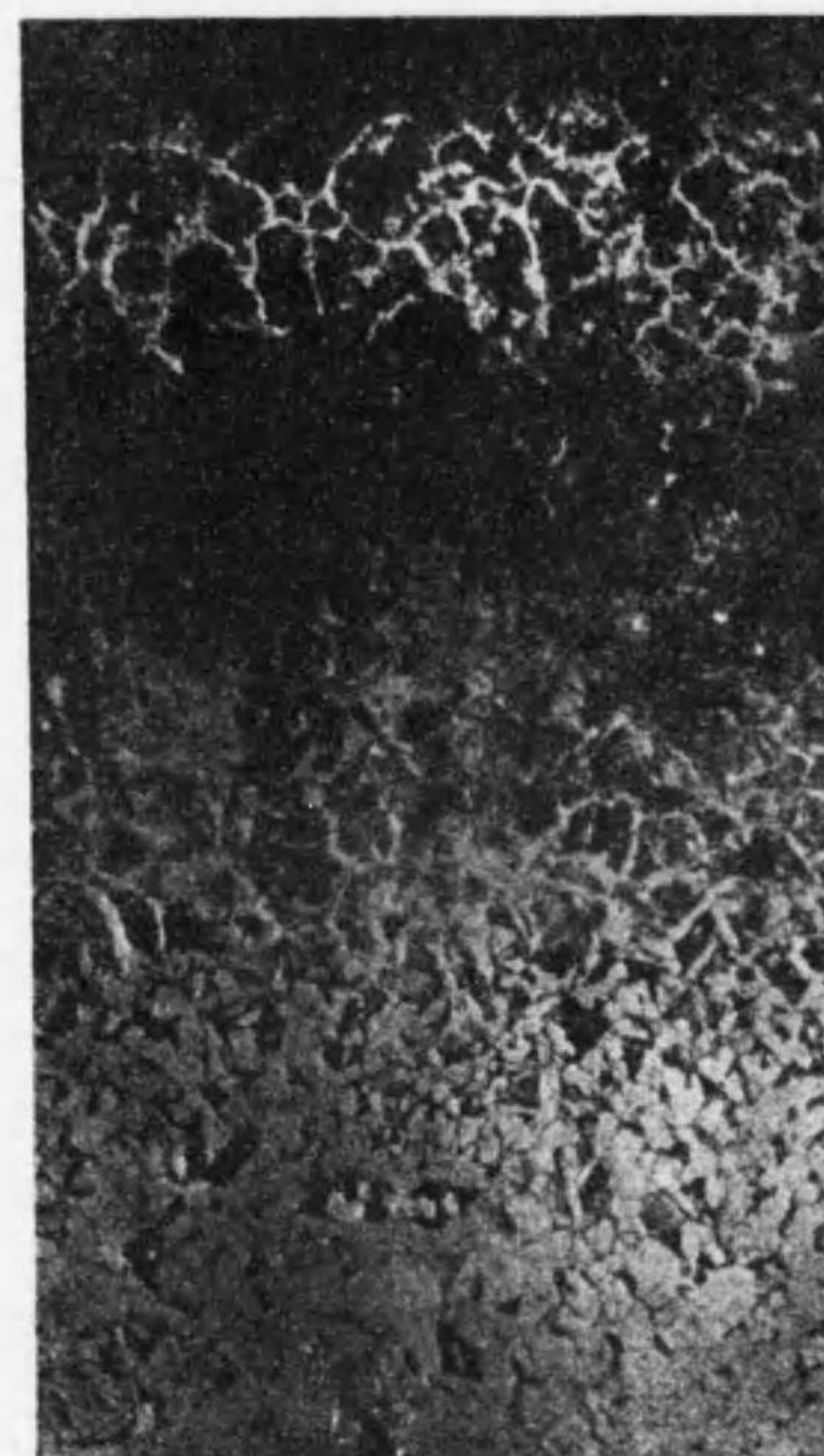
先づ第一に中心部の鋼質に對する變態點 A_{c3} 以上稍高温に加熱し液中澱滓を行ふ、然る時は中心及外殼

共に焼入せられ麻亞田組織となる。次に(A)の場合の如く Ac_1 (或は Ac_{3-2-1}) の近くに再熱し是れを再び澱滓すれば外殻の組織は調節せられ、而かも中心部の麻亞田組織は其儘にして且つ中心部の歪をも併せて匡正することを得べし。

第一回澱滓に於ては中心部炭素含量は 0.15% 以上を越すこと稀なるを以て Ac_3 は $900^\circ C$ 乃至 $1,025^\circ C$ にて可なり。第二回の加熱温度は炭素含量多きを以て Ac_1 は $750^\circ C$ 乃至 $830^\circ C$ にて足る。

以上述べたる外殻の含炭素量 0.9% を以て最大と見たれども實際 0.9% 炭素以上の炭素を含む事あり、而して斯の如き成分のものは遊離セメンタイトの存在するを免れず。遊離セメンタイトは往々結晶粒の境に出で網状組織となり鋼の強さを殺ぐ、故に是等遊離セメンタイトの害を防ぐには鋼を Ac_3 以上に適當なる時間加熱しセメンタイトを大洲田に溶解せしめ然る後急冷により其分離を防止せざる可らず。故に 0.9% 炭素以上の外殻を有するものは先づ第一に A_{cm} 以上に急冷しセメンタイトの分離を防ぎ、次に外殻の精錬を行ふを良とす。第百六十三圖乃至第百六十五圖は膚硬鋼の外殻と内部の組織の比較及壓力の増加による加炭層の増加を示す。第十三表はギエーの研究せ

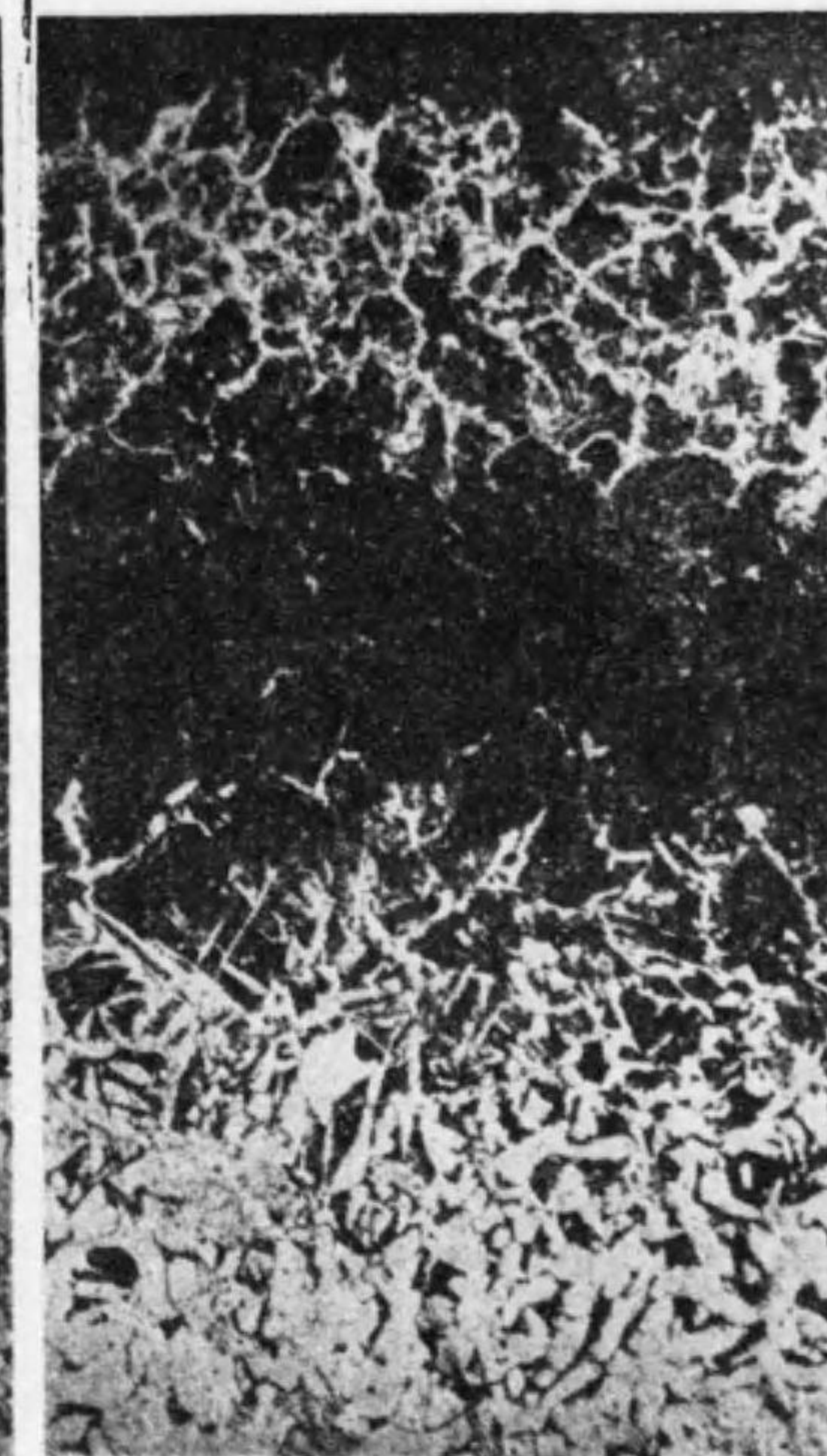
第百六十三圖



膚硬鋼 (90倍)

壓力…… 25 封度/平方吋
温度…… $990^\circ C$
時間…… 3°
瓦斯速度…… 5 リーター/時

第百六十四圖



膚硬鋼 (90倍)

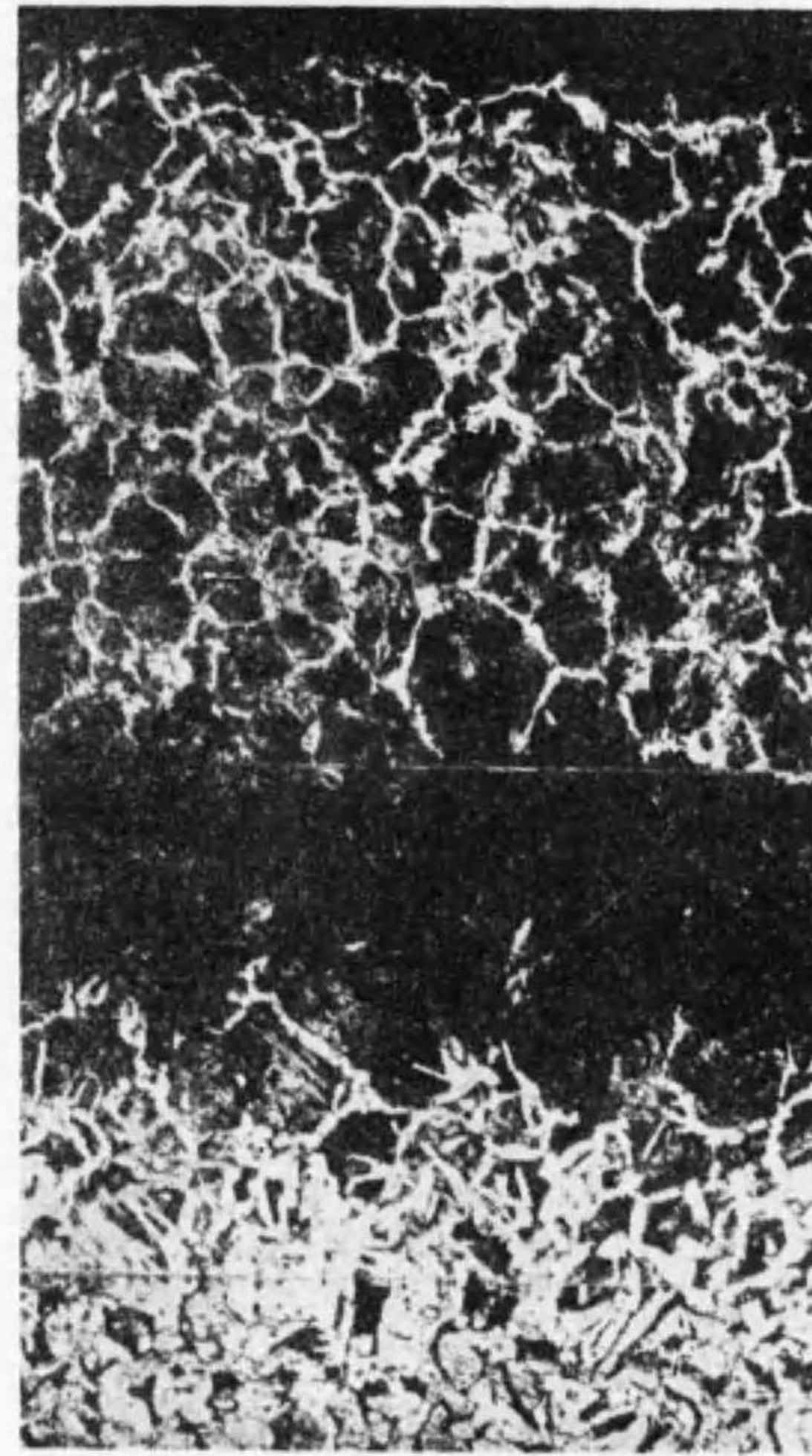
壓力…… 45 封度/平方吋
温度…… $990^\circ C$
時間…… 3°
瓦斯速度…… 5 リーター/時

る中心部及外殻の機械的性質を示すものにして原鋼は極軟鋼なり。

第十三表

處 理	中心部のシヨック に對する抵抗	加炭層の硬度・ シヨアー試験
加炭せざる鋼, 927° に熱し空中冷却せるもの	20.6	—
同上, 927° に熱し水中澱滓 999° にて 0.047 時に加炭し緩冷せるもの	23.8	—
999° にて 0.047 時に加炭し 927° にて中澱滓せるもの	13.5	38.5
999° にて 0.047 時に加炭し 972° 及 746° にて二度水中澱滓せるもの	25.5	84.0

第百六十五圖



膚硬鋼 (90倍)

圧 力…………… 75 封度/平方吋
 温 度…………… 930°C
 時 間…………… 3°
 瓦斯速度…………… 5 リーター/時

第二節 可鍛鑄鐵 (malleable cast iron)

可鍛鑄鐵は普通銑鐵の部類に屬するものなれども近來是れを鋼として取扱ふべしと言ふ説あり。本來可鍛なる語は鍛鍊し得べき性質を聯想せらるるも可鍛鑄鐵は鋼の如き鍛鍊をなすこと能はず。本書に於て特に是れを鋼の化學的處理の一に加へたるも寧ろ便宜上に過ぎず。

可鍛鑄鐵の意義

可鍛鑄鐵とは炭素約 3% を含み滿俺少き銑鐵鑄物を或酸化性物質中に約 1,100°C の溫度に於て長時間焼鈍し炭素成分を脱去し尙殘餘の炭素を黒鉛化(テンパーカーボン)せしめたるものを言ふ。

可鍛鑄鐵製造法

可鍛鑄鐵の原料鐵は滿俺及硫黃の含量可及的少く硅素の高きもの所謂白銑を選ぶ故に鑄鐵として剛性鑄物なり、何故斯の如き銑鐵を必要とするやと言ふに後に述ぶる如く化合炭素(セメントイト)をテンパーカーボンに變ぜんが爲なり。之れに反し若し銑鐵中に存在する炭素が鼠銑に於ける如く黒鉛狀なる時は焼鈍による影響を受けず。可鍛鑄鐵中のテンパーカーボンは原のセメントイトに比し靱性にして害少しと雖も地金の連續を絶ち往々脆性の原因となるを以て

可鍛鑄鐵中の炭素量は少きを要す。且つ炭素量少きものは焼鈍時間を短縮せらるる理なり。故に炭素含量は剛性鑄物に對し最大にして可鍛鑄鐵に對し最小限なるを可とし、普通 2.5% 乃至 3% 炭素にしてモルデンケ (Moldenke) の如きは 2.75% 炭素より低かる可らずと言ふ。

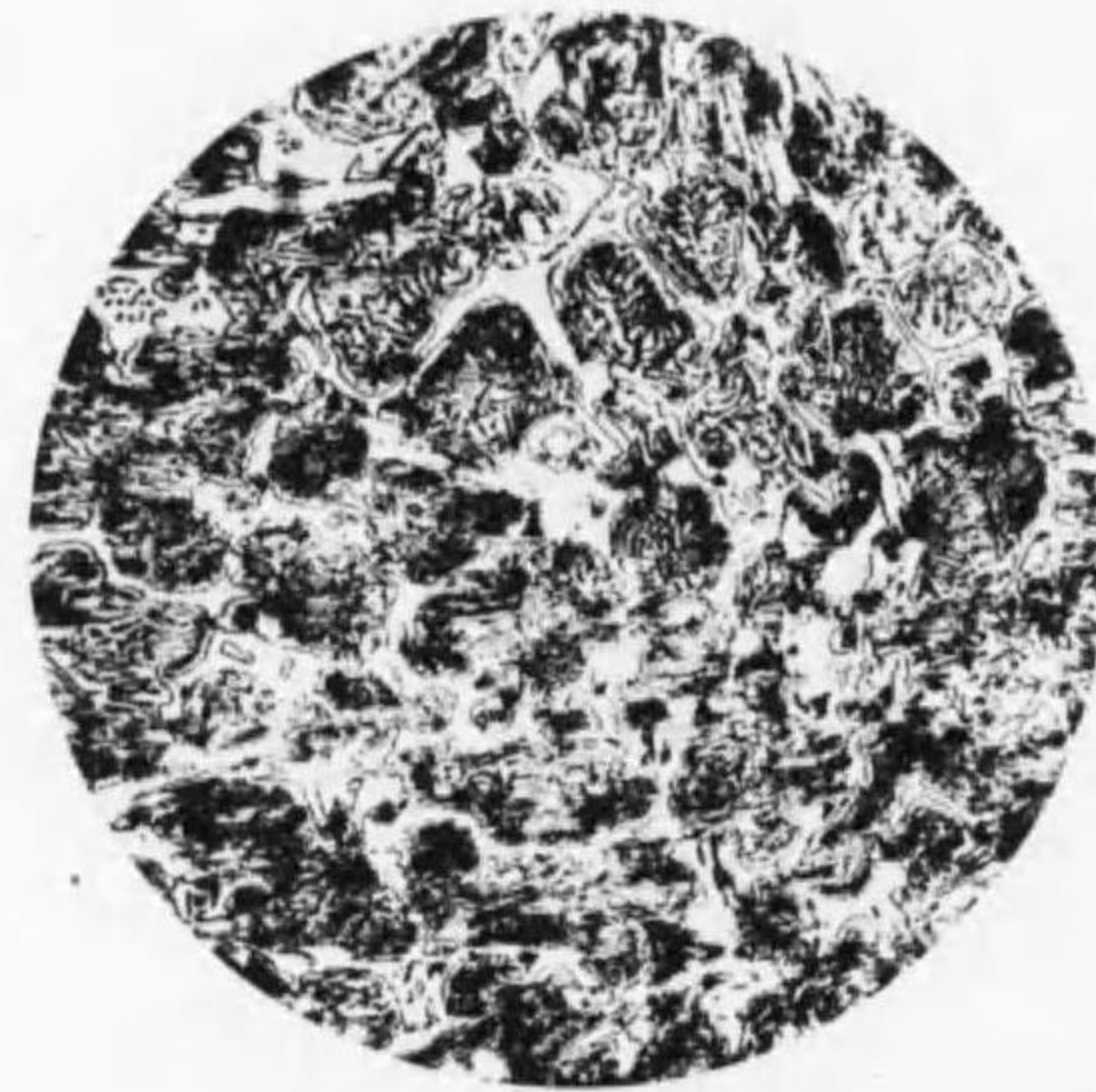
硅素はセメンタイトの黒鉛分離を促進する性質を有すれども過多なるときは反つて銑鐵の黒鉛分離を甚だしくし白銑とならず、殊に又大なる鑄物にありては冷却緩慢となり、黒鉛の分離を益、多からしむるを以て其過多なるを許さず。普通大なる鑄物に對しては硅素含量 0.30% 程度にして小なるものに對しては約

1.25% とす、尙普通の大きさに對し 0.65% 或は 0.9% を標準となすものもあり。その他滿俺は 0.60% を限度とし、磷は 0.225%、硫黄は 0.07% 以下とす。

第百六十六圖は冷剛銑鑄物の組織にしてセメンタイトを示す。

今以上の如き條件によ

第百六十六圖



白銑鐵 (80倍)

白色 セメンタイト

黑色 波來土 (著者)

り選擇せる鑄物を可鍛鑄物とするには先づ之れを適當なる酸化性物質を充填せる焼鈍箱に詰め焼鈍するにあり。

酸化性物質と共に長時間高温に於て焼鈍する時は $\text{Fe}_3\text{C} + \text{O} = 3\text{Fe} + \text{CO}$ の如き反應により鑄物中の炭素は大部分酸化せられ、殘餘の炭素はテンパーカーボンに變ず、而して普通使用せらるる酸化性物質は粉末鐵鏝或は壓延スケール等なるも近來研究の結果によれば特に脱炭を行はず單に白銑鑄物を焼鈍すれば不安定なるセメンタイトは分解 ($\text{Fe}_3\text{C} = 3\text{Fe} + \text{C}$) してテンパーカーボンに變じ可鍛鑄鐵を得らると言ふ、而して米國に於ては廣く此法を用ふ。

焼鈍

可鍛鑄鐵は全く焼鈍により成就せらるるものにして高炭素鋼を長時焼鈍する時はセメンタイトは鐵及黒鉛に分解する事屢々述べたる如し。斯くして分離せる炭素は軟質なる球狀黒鉛なり、之れを特にテンパーカーボンと名づく。此分解は炭素含量多き程、温度の高く焼鈍時間長き程著し、而してセメンタイトの分解は先づ遊離セメンタイトより始め、熔解セメンタイト之れに次ぐ。焼鈍温度は Ac_{3-2-1} 以下に於て行ふ。

ホワイトハートキアスティング (white heart casting)

可鍛鑄鐵にはホワイトハートキアスティング及ブラックハートキアスティングの二種あり。

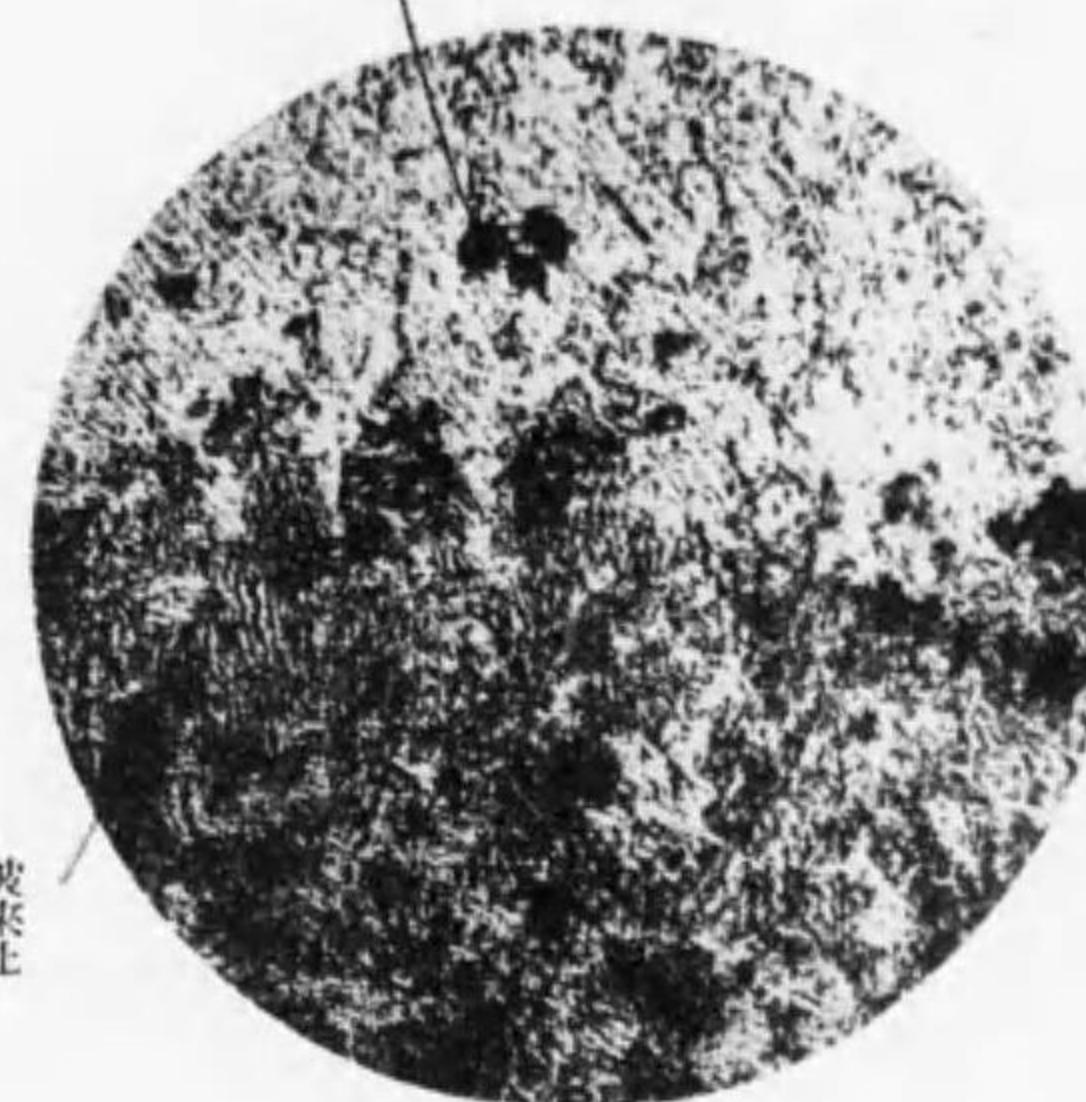
ホワイトハートキアスティングは鑄物の脱炭を主としたるものにして酸化性物質を充分使用し高温に於て長時焼鈍すること普通四五日間に及ぶ故に最初外殻は脱炭し白色輪状を呈し中心部は黒鉛分離し黒色を呈すれども漸次白色部に擴大し黒色中心部消失し遂に全く脱炭せられて全部白色となる。高温に於て長時熱せらるるを以て此組織は粗大となる然れどもその組織及成分軟鋼に類似するを以て焼鈍後油中澱滓により組織を調節することを得べし、此種の可鍛鑄鐵は多く歐洲に用ひらるる所にして $\frac{1}{2}$ 吋以下の小なる鑄物に適す。

ブラックハートキアスティング (black heart casting)

之れは脱炭を第二とするを以て前者の如き高温度なるを要せず、且つ外殻脱炭部は薄き輪状にして黒色中心部大なり、焼鈍温度は普通 750° 乃至 900° にして焼鈍時間は $2\frac{1}{2}$ 乃至 3 日なり。第百六十七圖は波來土がテンパーカーボンに變化しつつあるを示し、第百六十八圖は中心黒鉛部を示す。若し可鍛鑄鐵製造不良なる時即ち焼鈍低温に過ぎ或は時間短かく含硅素量僅少なる如き時は熔解せるセメントは其儘残留

第百六十七圖

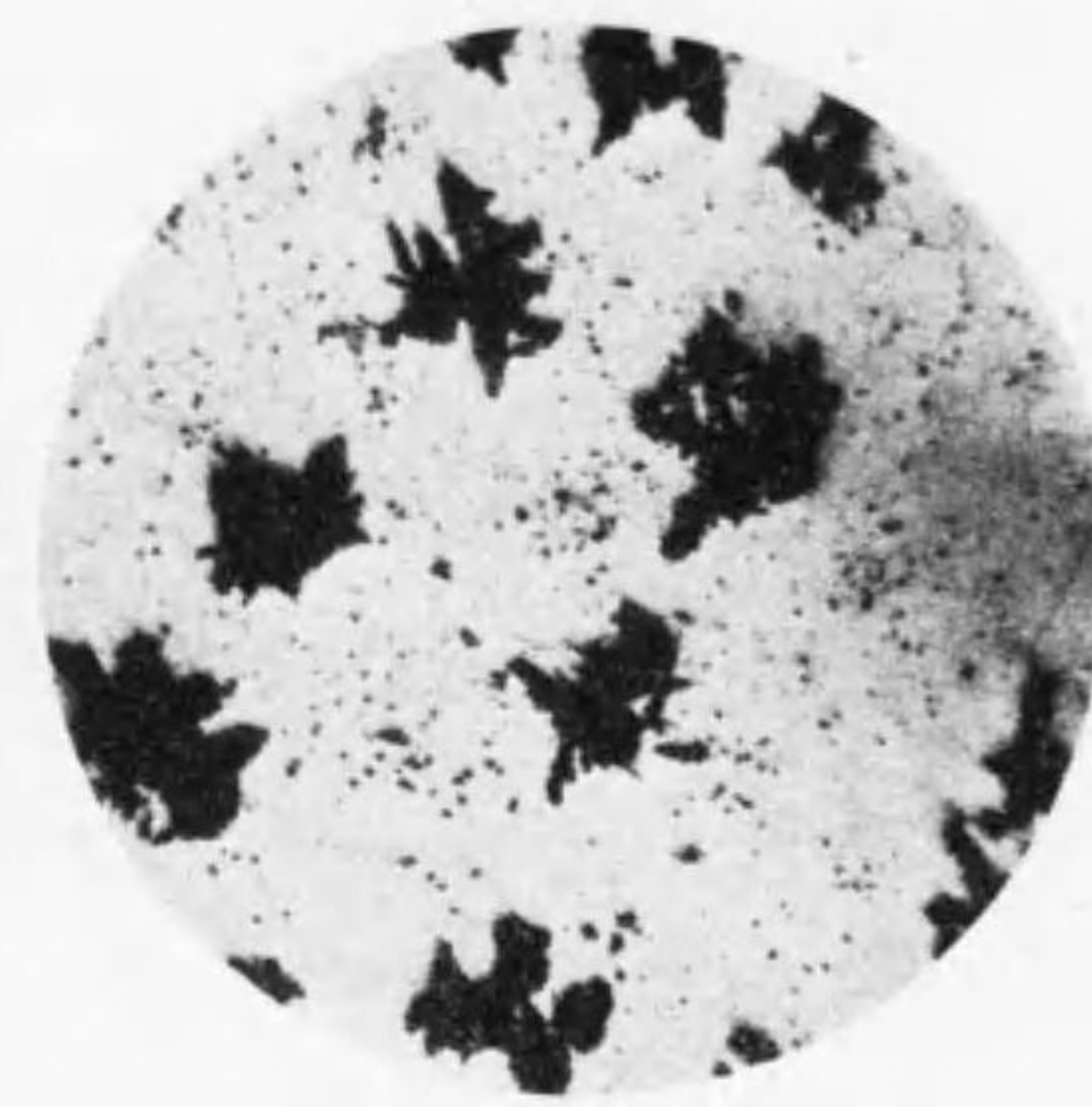
テンパーカーボン



可鍛鑄鐵 (15倍)

波來土組織より(下方)テンパーカーボンを分離(上方)しつつあるを示す (著者)

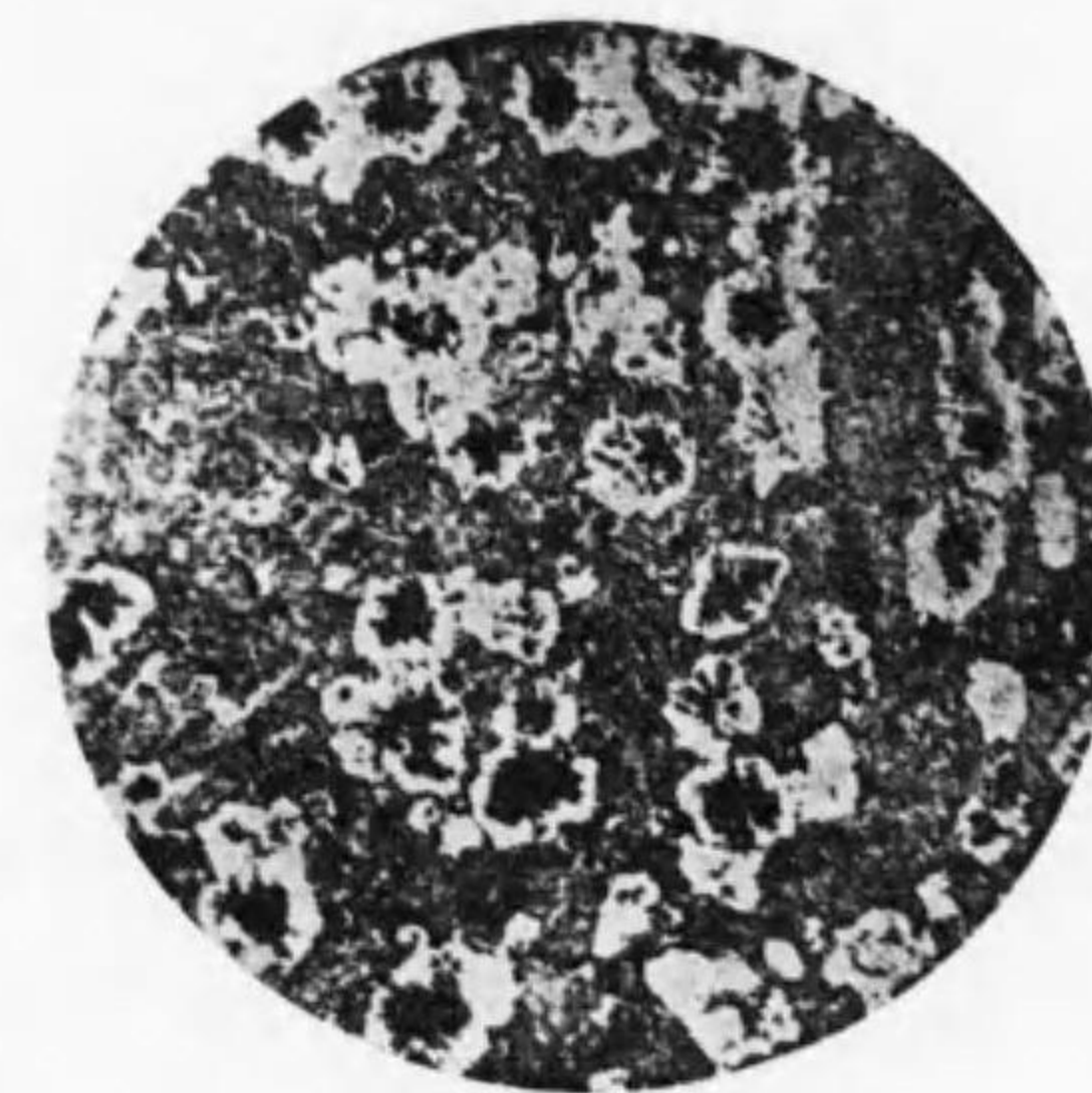
第百六十八圖



可鍛鑄鐵 (80倍)

ブラックハート (著者)

第百六十九圖



可鍛鑄鐵 (700倍)

黒點は黒鉛にして周圍の白色は地鐵其他濃灰部は波來土なり (著者)

し冷却の際波來土となり黒鉛、波來土及地鐵の混合組織となること第百六十九圖の如し。

可鍛鑄物と鼠銑鑄物とを比較するに後者は炭素及硅素を多量に含有すれども要するに成分殆んど同一なり、然るに其物理的性質に至りては甚だしき

相違を認む。即ち鼠銑鑄物は軟質にして脆弱なるに可鍛鑄物は強くして著しく衝撃に對する抗張力を有す。是れ唯組織の關係によるものにして前者は黒鉛大にして彎曲せる片板狀を呈するを以て地金の連續を斷ち従つて脆弱となるに反し後者は黒鉛球狀を呈するを以て抗張力大なるにあり。

第四篇 肉眼的組織

凡そ鋼塊鋼材の性質を研究せんとする時廣く利用せらるる方法は化學分析、機械試驗、顯微鏡等なり。然れども是れ何れも鋼塊鋼材の一部より採取せる所謂試験片に就て得たる結果を以て材料全體の性質を代表するものなり、故に是等の推定の正確なる爲めには鋼塊或は鋼材全體の成分、組織乃至機械的性質が全く均一なりと云ふ條件を伴はざる可らず。然るに鋼塊の如きは鑄入速度、冷却狀態或は其形狀により又鋼材にありては加熱、壓延及形狀等によりて性質其他の一樣なるを望む可らず。假りに化學成分が全體を通じて一樣なりとするも溫度或は壓延に甚だしき關係を有する組織は多く熱處理其他によりて變形せらるるものなれば此組織の變化を與ふるに際し豫め最初の組織を知つて然る後に是れに對する處理方針を決せざる可らず。然るに顯微鏡的試験は變態、組織、結晶の變遷等を視ふことを得れども視野狭くして只局部的點檢に過ぎず組織全體に對する概念を得るに難し、而かも鋼の物理的性質は一局部的にあらず、總體的組織

に影響を有すること亦大なり、されば材料或は成品の完全を期する爲めには其一般状態又は局部的異状處理を受けたる部分等を總括的に知るを要す、之れ即ち肉眼的組織(macrography)の必要なる所以にして顯微鏡による局部的研究に先だち肉眼的構造(macrostructure)を知らば其益する所蓋し大なる可し。要するに顯微鏡的組織は熱處理及成分の如何を説明するに適し肉眼的組織は鋼塊或は壓延鋼材の消息を語るに便なり、即ち肉眼鑑定法の過程は大略二種に區別することを得べく、其一は使用目的に對する適否又は缺陷の個所等の概念を得、且つ成分均等程度を検するにありて特殊試薬の腐蝕により析出或は纖維状組織(flow lines or fibrous structure)を露出するにあり。其二は局部的肉眼組織の研究にあり。

肉眼的鑑定の最も廣く應用せらるるものは析出(segregation)の檢定にあり。析出とは互に熔解する二つ以上の成分の凝固に基づく現象なり。尙ほ凝固に於て起る鋼の收縮、膨脹等は析出に甚だしき關係を有す。故に先づ鋼の凝固中に起る現象を略記せんとす。

鋼の凝固中に起る現象(パイプ、析出、氣泡)

鋼の凝固の状態或は諸現象に關しては極めて複雑なる關係を有するを以て是等に對する詳細なる研究

第七十圖



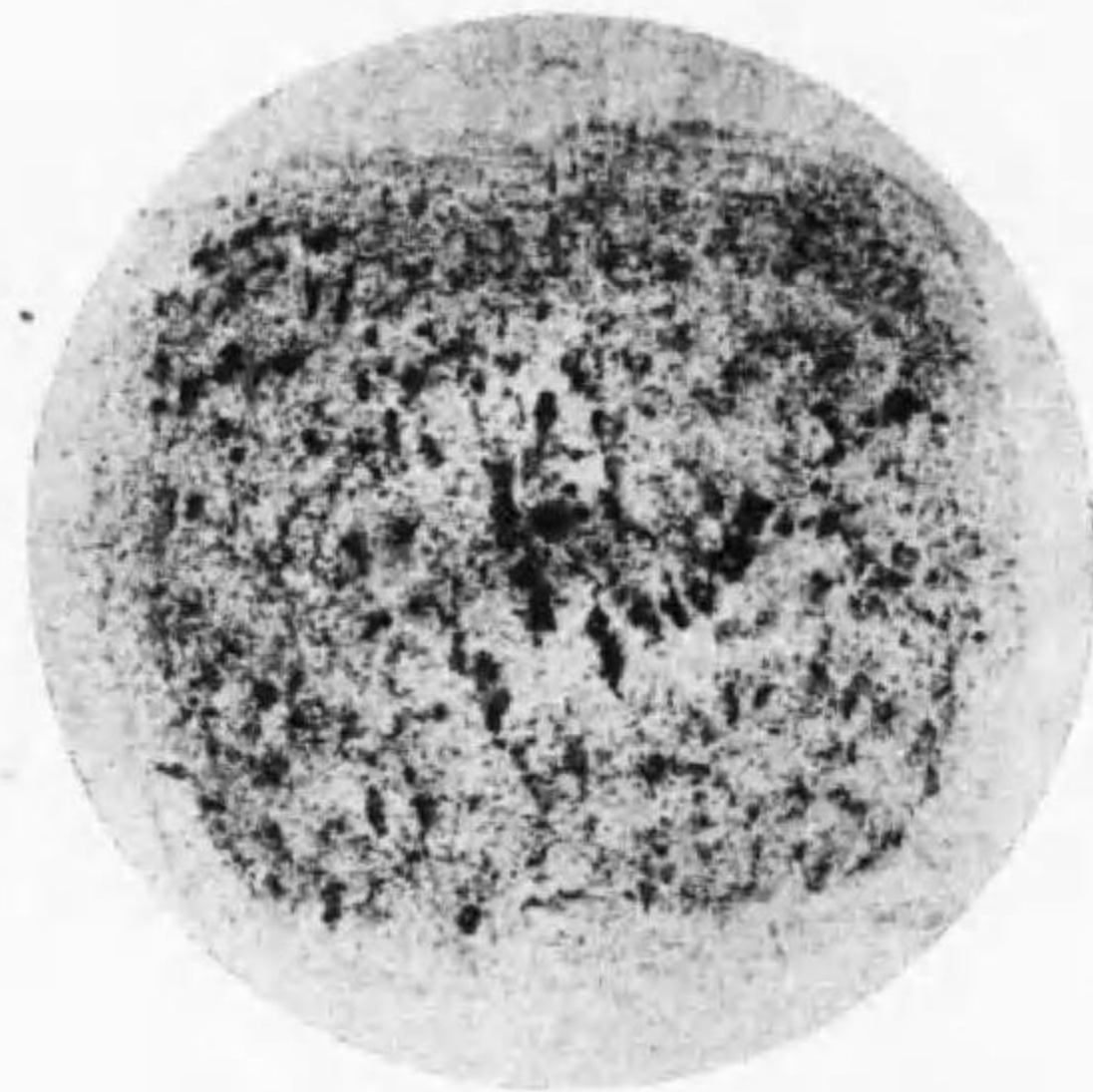
パイプ(著者)

は鐵冶金に學ぶべき所なれど今其大略を述べれば鋼の凝固に際しては物理的現象と化學的現象を伴ふものなり。熔鋼を鑄型に鑄入する時は鋼の冷却従つて凝固は鑄型壁に接する外層より始まり漸次等温線をなして内部に進む、而して鋼は熔體より固體に變ずる時一般に收縮を伴ふを以て最終に凝固する中心頭部に收縮管(パイプ)を形成す、第七十圖は即ちパイプを示す、斯の如く鋼塊中心頭部に生ずるパイプは最も發達したるものにして最も明に認めらるる現象なれども尙詳細に檢する時は鋼塊隅角の外殼柱状結晶交錯部等にも小なるパイプ存在し往々氣泡と混同する場合あり。パイプの存在するものに其儘

壓延或は其他の加工を施す時はやがて成品に對する缺陷の基を生ず。以上の如く凝固は鋼塊の外殼より起り中心に向ひ凝固の状態は冷却の速度、熔鋼の溫度及成分其他によりて一樣ならず、且

つ凝固の終結には相當の時を要するを以て外殻既に凝固するも中心部は尙熔融状態に有り。炭素、滿俺、硫黄及磷は鋼の熔解點を低下するを以て是等諸成分は最も長く熔融状態にある中心部に集中すべし、即ち最後に凝固する中心部は外殻に比し是等諸成分の含量を増す。外殻の凝固進行し相當の厚味を有する頃は内部熔融状態に有る鋼は盛んなる瓦斯泡出により熱還流を促し熔體各部の溫度平均せらるるを以て中心部の熔鋼は殆んど總べて凝固の時を同じくし従つて成分亦比較的均一なり。斯の如くして鋼塊の内外成分の不均一を生じ中心部常に不純物多し。此現象を析出 (segregation) と云ひ成品不良の主なる原因となる。第百七十一圖はサルファープリントによる析出を示す。第十四表は析出による鋼塊の内外及頭部、底部の相異並に硬度及比重の異なるを示す。析出の多少は鋼の成分以外に鑄鋼溫度、冷却速度、熔鋼の流動性、鑄型の形狀、發散瓦斯の量及熔鋼攪拌の程度等に關す。

第百七十一圖



析出 サルファープリント

及比重の異なるを示す。析出の多少は鋼の成分以外に鑄鋼溫度、冷却速度、熔鋼の流動性、鑄型の形狀、發散瓦斯の量及熔鋼攪拌の程度等に關す。

第十四表 鋼塊内外及頭部底部の成分の不同及硬度比重の相異を示す (析出)

成分	位置						平均	底部	中部	頭部
	外	1	2	3	4	5				
炭素	0.17	0.20	0.17	0.22	0.25	0.34	0.23	0.20	0.23	0.26
滿俺	0.45	0.40	0.40	0.41	0.42	0.43	0.42	0.43	0.41	0.42
硅素	0.02	0.022	0.019	0.019	0.022	0.033	0.023	0.02	0.002	0.026
磷	0.0021	0.003	0.003	0.002	0.003	0.005	0.003	0.002	0.003	0.004
硫黄	0.002	痕跡	痕跡	痕跡	0.003	0.001	0.003	0.001	0.002	0.005
ブリネル硬度	127	72	104	134	123	200	127			
シヨワー	18	19	18	19	19	19	19			
比重	7.84	7.74	7.48	7.81	7.84	7.74	7.75			

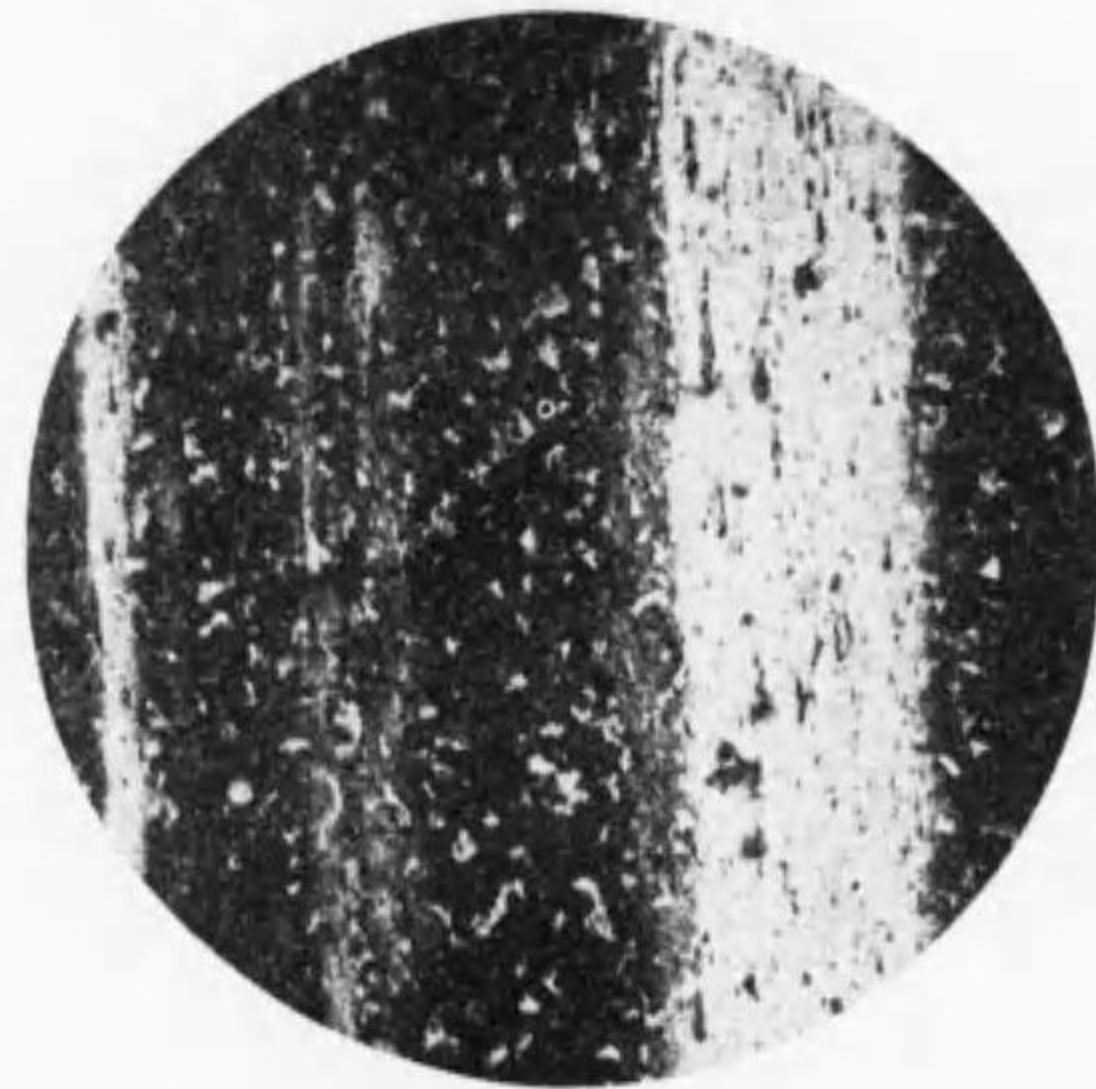
析出成分の中炭素及磷は炭化鐵或は磷化鐵となり、鐵中に溶解すれども炭素は鋼が A_1 點に到る間に擴散するを以て急冷せざる限り擴散により鋼質均一となり、多少析出を緩和すれども磷化鐵は完全凝固溫度に於ける擴散極めて少し。硫黄は滿俺と化合し硫化滿俺となり青灰色の球狀を呈し鐵中に介在し容易に鐵に溶解せず、常に析出中に是れを認む。滿俺含量充分ならざる時は硫黄は鐵と化合して硫化鐵となれども鋼は常に滿俺の多量を含有するを以て硫化鐵殆んど存在せず、析出部に於ける是等不純物の存在状態は多く機械的にして往々樹枝狀結晶の間に抑留せらる。

其他各種の酸化物 (FeO, MnO, SiO₂) 亦析出中に含有せられ殊に酸化鐵(FeO)の存在は後に述ぶる氣泡成生の直接原因となる。斯の如く析出により鋼塊の成分に不均一を生ずれども鋼塊周圍の冷却に對する等溫線に應じて成分亦一様ならず。斯くして鋼塊斷面の各部を検すれば其成分常に均一ならざるを知る。

ゴーストライン (ghost line)

ゴーストラインは析出の一種にして不純物を含み長き白色の帶狀をなす、而して不純物中には多量の硫化滿俺 (MnS) 及燐を含む。ゴーストラインは軟鋼にも生ずる事あれども普通

第七十二圖



ゴーストライン (80倍)
白色 ゴーストライン
斑點 波來土

硬鋼(高炭素鋼)に多し、鋼塊の重量の増加するに従ひゴーストラインの生ずる事夥し。ステッドによればゴーストラインとは地鐵地に延長せる硫化物及燐の析出せるものなりと云ふ。ゴーストラインは又微細なる鋼滓を含有する事あり、従つてゴーストラインの鋼質を害する事亦大なり。第三十八圖及第七十二圖はゴーストライ

ンを示す。圖中白色帶狀を成すはゴーストラインにして灰白色斑點は波來土なり。

氣泡 (blow hole)

熔鋼中の酸化鐵或は酸化滿俺の炭素による還元によりて生ぜる一酸化炭素又は空氣の混入により窒素及水素瓦斯は常に熔鋼中に溶解せらる、然るに熔鋼の瓦斯溶解度は溫度及壓力に比例するを以て溶鋼凝固を始むると同時に是等瓦斯を遊離し外部に發散す。然るに遊離瓦斯の發散を待たずして鋼は流動性を減ずるを以て鋼の凝固と共に殘餘の瓦斯は逸出の期を失し遊離狀態の儘鋼中に抑留せられて氣泡を生ず。

第七十三圖



氣泡 (著者)

第百七十三圖は鋼塊縱斷面に於ける氣泡分布の位置及狀態を示す。氣泡は鋼組織の連續を斷ち鋼質を損ず、又氣泡の位置、形狀及其多少は鋼質、精鍊或は鑄鋼法等に直接關係を有す、されば是等に對する注意によりて氣泡の害を輕減する事を得れども全く是れ

を防止する事能はず。尙氣泡の周圍には常に析出を

伴ふ、是れ即ち熔鋼凝固の際多量の瓦斯の發散($FeO + C = Fe + CO$)を物語るものなり、何となれば瓦斯の發散により熔鋼を攪拌し因つて以て析出を甚だしからしむるによる。斯の如く氣泡の析出に及ぼす間接的影響の外に氣泡自身は軟鋼の場合には壓延鍛鍊等により融着し其害を多少減ずれども多くの場合壓延により延長せられ成品の最終迄殘存し缺陷の基となる。以上の現象は何れも鑄鋼中に生ずるものにして是等の存在状態或は程度により何れも成品に甚だしき影響を及ぼし、成品破損其他の缺陷の基をなす。是れに對する肉眼的鑑定中最も有効にして且つ廣く用ひらるるはサルファープリンチング(sulphur printing)及マクロエッチング(macro etching)の二法なり。

サルファープリンチング (sulphur printing)

サルファープリンチングは從來廣く用ひらるる方法にして硫黄及燐の析出を検するにあり、而して此法にヘーン及バウアー(Heyn & Bauer)の鹽化水銀(mercury bichloride)を絹布に塗布せるもの及バウマン(Baumann)のプロマイド紙を用ふるの二種あり。

(1)ヘーン及バウアー法

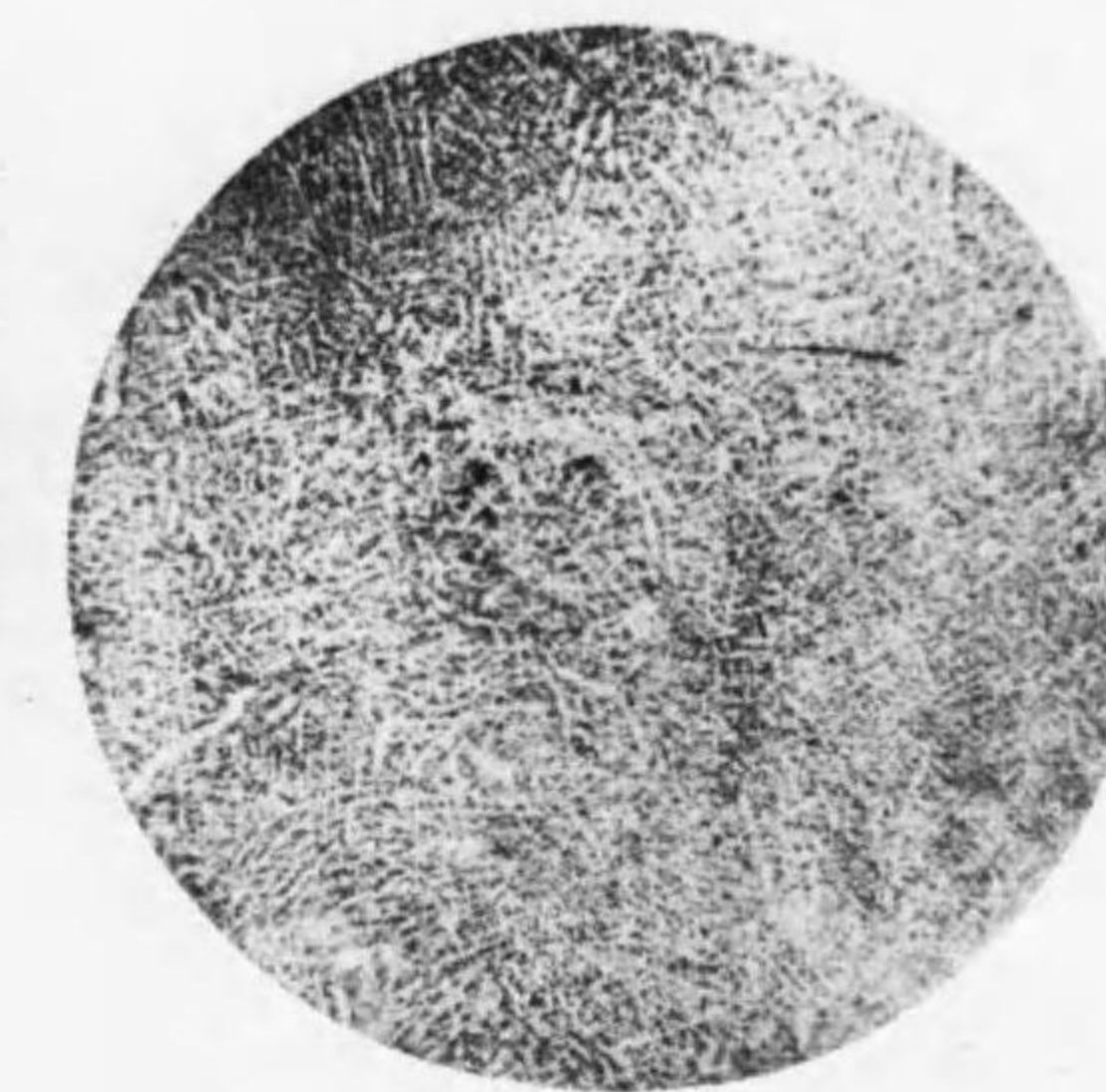
試験せんとする研磨表面に鹽化水銀10瓦、鹽酸(比重1.124)20 c.c 及蒸溜水100 c.cの混合溶液を以て絹布に塗

第七十四圖



鋼塊表面に生ぜる樹枝狀結晶
1.15% C 7.0% Cr

第七十五圖

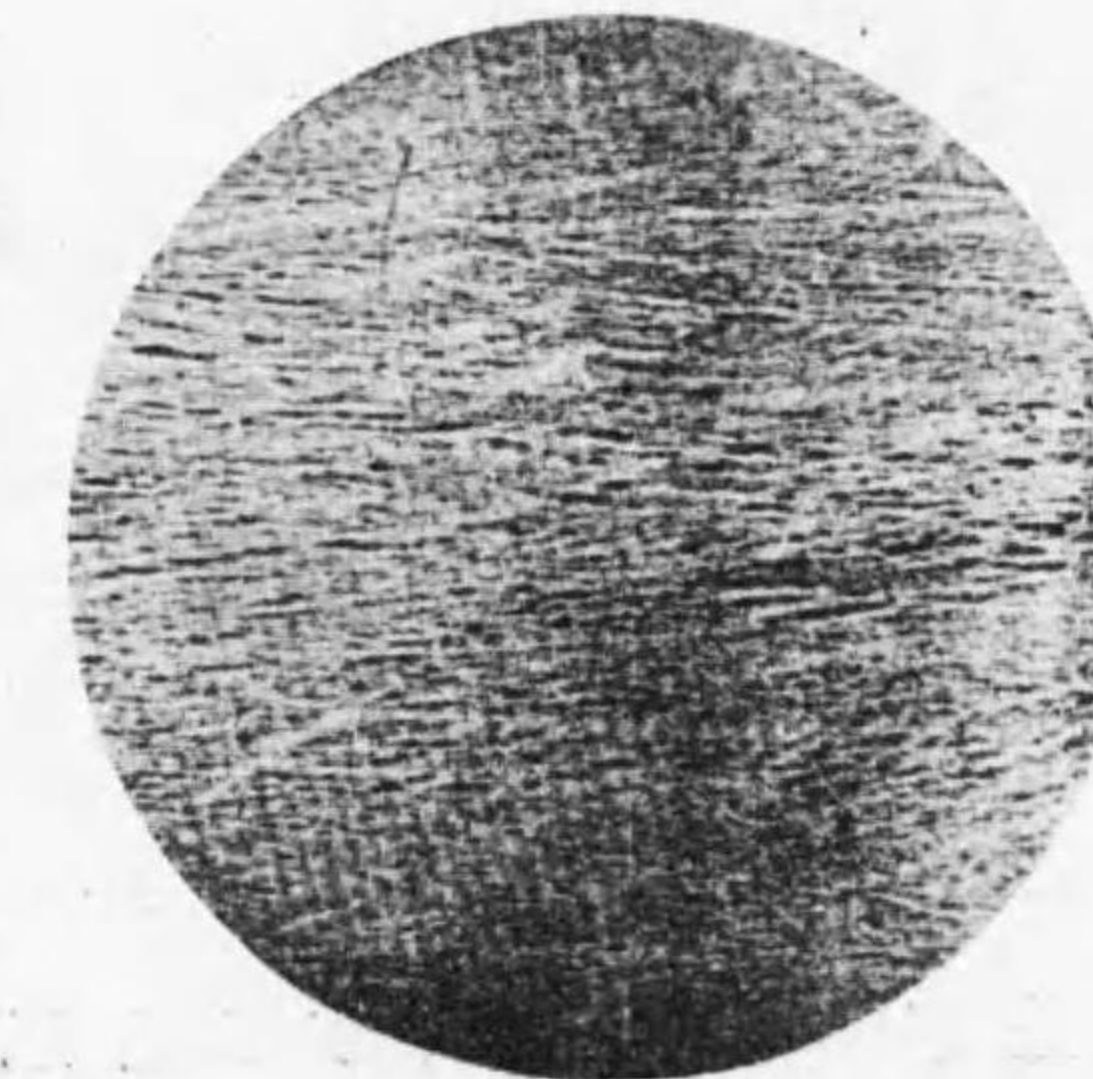


ピクリン酸酒精液にて三十分間腐蝕
横断面(槌撃せるもの)

布したるものを接觸す、然る時は硫化鐵は分離せられ硫化水素(H_2S)を生じ次に硫化水銀の黑色沈澱を生ず、因つて硫化物或は燐化物の存在の個所に應じて黑色斑點を絹布に印す可し。

此反應に要する時間は四分乃至五分にして其間常にブラシ等を以て試薬を追加するを要す、尙硫化水素の發生により氣泡を生ずることあるを以て絹布を研磨表面と良く密着せしめざる可らず。燐の多量なる個所には酸によ

第七十六圖



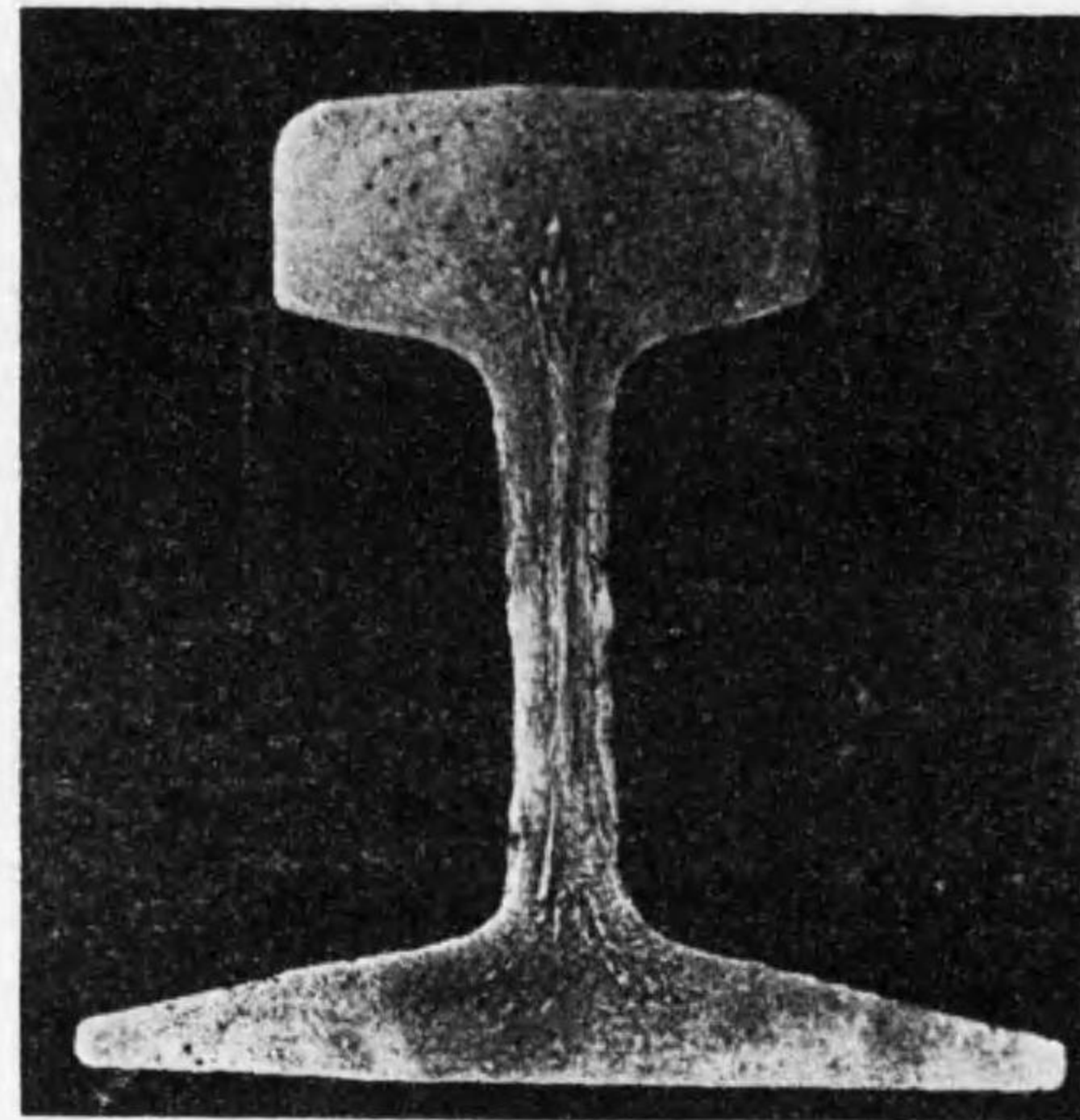
ピクリン酸酒精液
縦断面(槌撃せるもの)

り鐵の硫化物は分解せられ PH_3 を生じ因つて橙黄色なる燐化水銀の沈澱

を生ずるを以て前者の黑色に對し橙黄色なる斑點を残せども PH_3 の發生 H_2S に比し極めて軽度なるを以て實用的に是れを認識する事困難なり。

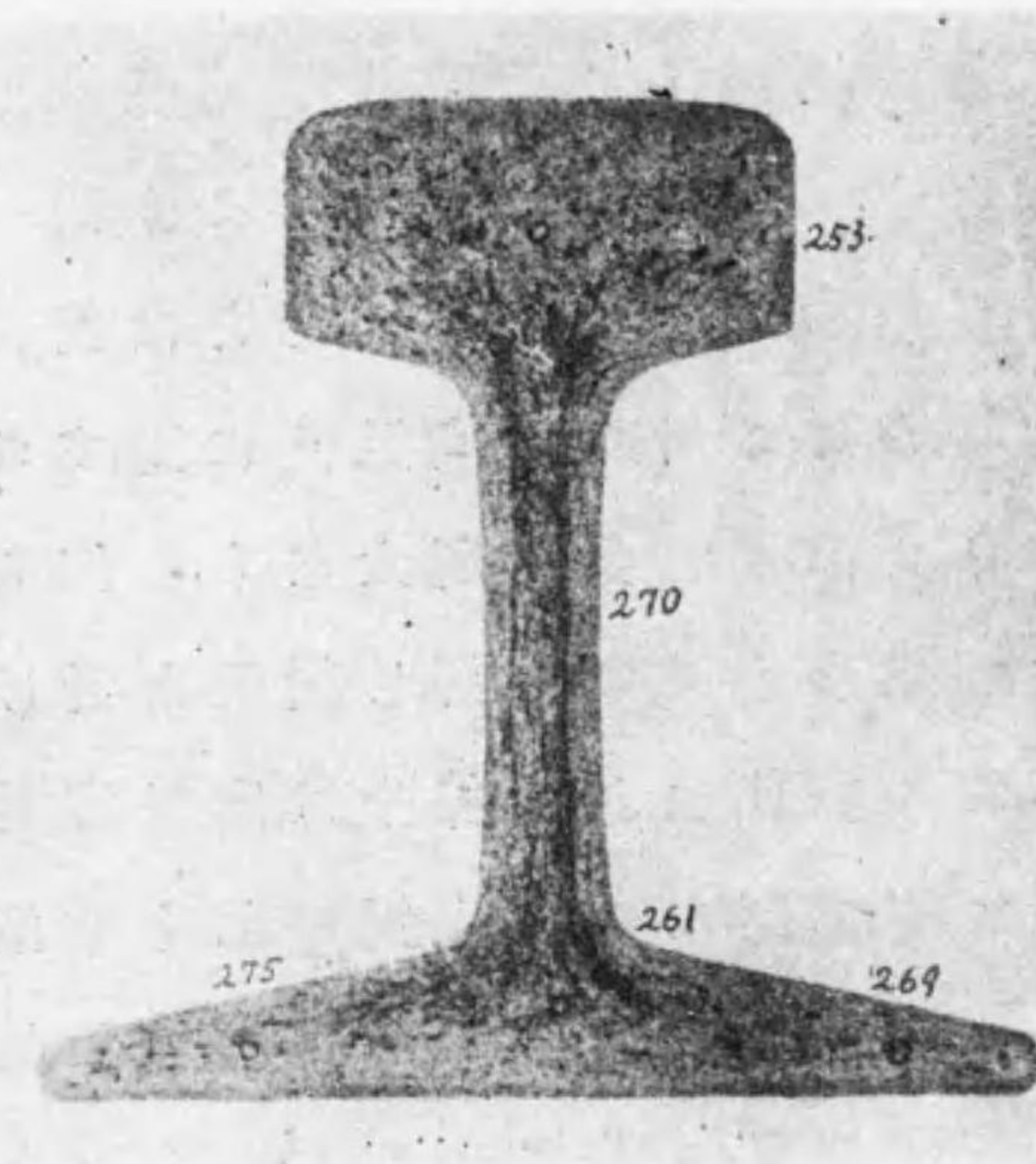
(2) バウマン法

プロマイド紙の稀硫酸(3乃至5%)溶液に浸漬したるものを研磨面に接觸密着せしむる時は硫黄及燐の存在に應じ硫化水銀或は燐化水銀の斑痕を印す(第七十一圖及第七十九圖)因つて析出の位置及範圍を知ることを得べし。然れども此方法による時は硫黄含量多からざればプリント明瞭ならず且つ又プリント中は試片とプロマイド紙とは均一に密着せしめ移動せざる様注意するを要す。其他樹枝狀結晶の場合には硫黄を多量に含有するも其鑑別容易ならず。サルファープリンチングは是等の缺點を有するを以て其使用程度自ら制限せらる。



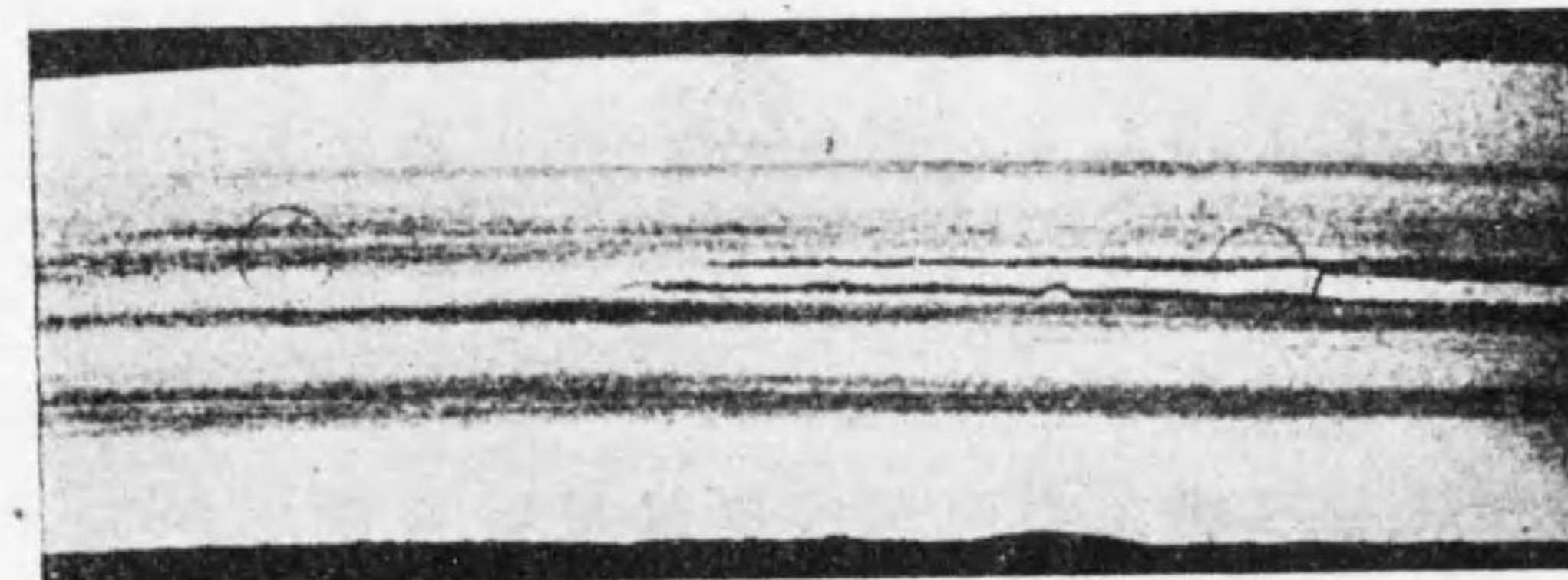
マクロエツチング (著者)

第七十八圖



サルファープリント (著者)
(數字はブリネル硬度)

第七十九圖



析出 鋼板断面) サルファープリント

マクロエツチング (macro etching)

成分一樣なる溶液を用ひ鋼を腐蝕し不均等なる腐蝕面を得る時は鋼組織の不均等なるを證するに足る

べし、而して斯の如く組織不均等となる主なる原因に就ては(1)結晶(2)機械的状態(3)化學的状態の三つを考慮せざる可らず。結晶的不均等により同一試薬に對する研磨面腐蝕の度を異にすることは既に顯微鏡的組織に於て詳述せる所なり、(2)及(3)に對する研究は即ちマクロエツチングに負ふ所大なり。即ち(2)に屬する或一定化學成分のものに對し變歪を受けたるが如き機械的不均等状態にある部分は腐蝕容易なり。故に局部的又は不規則なる焼入鋼の如く常溫に於て永久變歪せるものは其度によりて腐蝕の相異大なり、之れに反し鍛鍊焼鈍又は鑄鋼せるものの如きは其差輕少なり、又多孔質或は熔接したる部分の如きは腐蝕の度他部に比し甚だ大なり。次に(3)に屬する化學的不均等なるものはマクロエツチングに於て研究せんとする主たるものなり。腐蝕の程度は實に其化學的成分に關すること大にして不均等なる腐蝕の多くは何れも之れに基因す。

鋼中最も不純なる個所は腐蝕最も甚だしく就中含物(硫化物、酸化物、硅酸鋼滓等)存在個所は不均等腐蝕の中心たり、蓋し是等の個所は鋼に比し浸蝕の度遲速常ならず或は速かに或は遅く且つ又周圍の金屬に對し電氣分解作用等を起すを以てなり。斯の如く往々

鋼の缺陷の基となる不純部、多孔部又は含有物の存在個所は常に腐蝕の中心となるを以て是等の状態をマクロエツチングにより詳かに知ることを得ば鋼の取扱に對し益する事蓋し大なりと謂ふ可し。而かもマクロエツチングは實際鑑定法として極めて有効にして今後益、其發達を見んとす、是れ本書に於て特に此篇を加へたる所以なり。以下之れに就て詳述せんとす。

(1) 研磨 (polishing)

マクロエツチングは顯微鏡試料研磨の如く入念なるを要せざれどもサルフアープリンチングに比し稍表面を平滑にするを要す、故に先づ檢せんとする表面を鏡、旋盤、エメリーホキール等によりて平滑となし次に各種のエメリーペーパーを以て鑑定の程度、試料の性質に應じて研磨仕上げをなす。表面に研磨瑕等の残ることは絶對避くべきは勿論なれども大なる試料に對しては一様なる研磨を期するを肝要とす。最後に指頭の接觸其他により往々表面に脂肪分附着するの恐あるが故にアルコール等を以て洗濯すべし。

(2) 試薬 (reagent)

試薬の種類は甚だ多くして各其特徴を有すれども良好なる結果を得るには何れも相當の熟練を要するを以て實際利用に就ては可及的試薬の數を制限し使

用に經驗を重ねるを可とす。

(イ)硝酸の水或はアルコール溶液

小なる纖維或は割瑕露出に使用せられ取扱容易なり、此試薬によれば腐蝕度強く炭素の沈澱物を拭去しアルコールを乾燥すれば露出明瞭なり。析出の鑑定と同時に微細なる炭素の析出殊に脱炭部を明示す。

(ロ)ヘーン氏試薬 (Heyn's reagent)

鹽化アンモニウム銅の12%水溶液なり、反應迅速にして一、二分間にて足る。試験片の大小其他により方法は一樣ならざれども普通研磨面を上方に向け液中に浸漬し試薬は常に一樣に面を蔽はしめ不均一なる腐蝕を防ぐを要す。腐蝕の反應は一種の電氣分解にして研磨面に海綿狀の銅を沈澱し、當量の鐵と置換せらる、次に綿等にて靜かに銅を拭去り良く水にて洗濯し最後にアルコールを以て表面を乾燥す。斯の如くして銅の沈澱せる部は浮き出し不純物は腐蝕せらる、組織の露出前者と同様なれども又燐の髙き部分は褐色に着色せらる、試薬の溫度は16~18°Cを適當とす。

(ハ)ヘーン氏試薬の改良液

ヘーン氏試薬に鹽酸を加へたるものにして作用甚だ著しきを以て製鐵所に於ては最も廣く之れを使用す、其配合下の如し。

鹽化アンモニウム銅	120 瓦
濃鹽酸	50 c.c
水	1,000 c.c

鹽酸(HCl)を加ふる時は銅の附着力を増し且つ其作用連續的となる、然れども添加すべき鹽酸の量は鋼の成分によりて便宜加減せざる可らず。是等試薬は銅鹽類なるを以て鋼表面は銅の薄膜にて蔽はるるが故に最後に銅の沈澱物を除去せざる可らず、而して該銅薄膜を拭去するには中性試薬を用ふる可なり。然らざればエメリー紙を以て靜かに是れを擦り取るも可なり。其他銅鹽類に屬するものにしてステッド氏液或はルシアテリー氏液等あり。

(ニ)ステッド氏液 (Stead's cuprous reagent)

成分下の如く始め燐の鑑定のためステッドの作れるものなれども後にルシアテリー、レモアンにより鋼中滿俺分布の状態をも知ることを得たり、然れども此法は取扱容易ならず、熟練を要す。

純メチールアルコール	100 c.c
水	18 c.c
濃鹽酸	2 c.c
Cu Cl ₂ , 2 H ₂ O	1 瓦
Mg Cl ₂ , 6 H ₂ O	4 瓦

(ホ)ルシアテリ-氏液(Le Chatelier's reagent)

此試薬はエチールアルコール及ピクリン酸を用いたるものにして鋼中の固溶體の各成分に作用するを以て最初の凝固により生ぜる樹枝状結晶組織等に應用して効果あれども鋼の腐蝕には結果良好ならず。配合次の如し。

エチールアルコール 95°	100 c.c
水	10 c.c
濃鹽酸	2 c.c
CuCl ₂ · 2H ₂ O	1 瓦
ピクリン酸	0.5 瓦

第百八十七圖は是等の試薬により得たるものにして半硬鋼の自動車連結桿の断面なり。

(ヘ)濃鹽酸或は硫酸(10—12%)の温溶液

此試薬によれば最初鋼中の硫化物を侵し、然る後に析出部を腐蝕すと云ふ、其他ワイトレー(Whiteley)の用ひたる第二鹽化鐵20瓦、鹽化銅12瓦を100 c.cの水に溶解し其れに鹽酸10 c.cを加へたるもの又英國ピ-カ-ス研究所にて使用する第二鹽化鐵40瓦、鹽化銅3瓦、鹽酸40 c.c及水500 c.cよりなるもの或は又ステッド氏試薬をオーバーホッフエル(Oberhoffer)の改良せる次の如き成分のものあり。

蒸溜水	500 c.c
エチールアルコール	500 c.c
第一鹽化錫	0.5 瓦
第二鹽化銅	1.0 瓦
鹽化鐵	30.0 瓦
濃鹽酸	50 c.c

(ト)ベレウ氏液(N. J. Belaiew's reagent)

2%ピクリン酸のメチールアルコール液。

(チ)ビエリンクスキー氏液(Bielinsky's reagent)

中性硅酸銅の1%溶液。

以上の諸試薬を以て研磨面を腐蝕する時は析出のみならず肉眼的組織を知る事を得るなり、殊にヘ-ン氏試薬(ロ)、ヘ-ン氏試薬の改良液(ハ)、ステッド氏液(ニ)、ルシアテリ-氏液(ホ)等何れも是等の目的に使用する事を得。

金屬或は合金の組織は其凝固中に生ずる事既に明なり、而して結晶は樹枝状(dendrite)にして各結晶の發達に従ひ相互に相衝突し其成長を制限せられ遂に結晶粒(grain)となる事も亦第二篇に於て述べたり。組成分は固體に於ては擴散性甚だ少きを以て夫々結晶により組織は等しからず、常に不均等組織となる、即ち最初に結出せる樹枝状結晶軸は後に凝固せる外部結

晶とは成分を異にす。而して斯の如く不均等なる組織を有するものは鑄鋼物の如き其代表的なるものなり。今此鑄鋼物の断面を適當なる試薬例へばペレウ氏液(ト)或はピエリンクスキー氏液(チ)等により腐蝕する時は其化學的不均等なる樹枝狀組織或は粒狀組織を明に露出する事を得べし。若し鋼塊凝固に際し其熔融表面を熔融鋼滓を以て包蔽し冷却を緩慢ならしむる時は熔鋼の收縮を助け所謂パイプを生じ樹枝狀結晶を良く發達せしむ。第一百七十四圖はペレウの實驗せる樹枝狀結晶の露出を示す。腐蝕後表面の銅沈澱物を拭去しエメリー紙を以て軽く研磨すれば容易に樹枝狀結晶を露出す。

肉眼的組織の露出の程度は凝固の遲速に依つて異なるを以て鋼塊外殻より内部に到るに従つて相異す。樹枝狀結晶の大きさは又炭素含量に反比例するを以て該結晶により鋼質を判断する事を得べし。肉眼的組織は焼鈍、退火或は反火等の熱處理によつて變化することなし。是れ成分を異にする各組成分相互の擴散度少きを以て熱處理程度の溫度に於ては組成分の化學的變化なき故なり。然るに一方鍛鍊或は壓延等の高熱に於て機械處理を加ふる時は肉眼的組織は甚だしく變形せらる。即ち樹枝狀組織は壓延の方向に延

長せられ所謂フローライン(flow lines)と稱する纖維狀組織となる。第一百七十五圖及第一百七十六圖は10種×10種鋼塊を5種平方に壓延せるものの縦斷及横斷面を示す。圖により其纖維狀組織を明に認め得べし。

成分同じくして且つ顯微鏡的組織も等しき鑄鋼の壓延せるものとせざるものとの物理的性質を異にするは全く肉眼的組織の相異に因るものにして鋼を熱處理するも尙是等の相異は依然として残る。次に鍛鍊或は壓延せる鋼の縦斷及横斷面の性質の異なるは樹枝狀組織の周圍に不純物を保有するが故なり。以上を要するに熱處理せる鋼の肉眼的組織の良否は鋼凝固の状態に關し、凝固状態の影響は鋼の性質を左右す。又高温に於ける機械處理により生ずる肉眼的組織は鋼の物理的性質を支配す。斯の如く肉眼的組織の研究により鋼の受けたる性質の變化或は用途に對する適不適を判断する事を得べく、逆に肉眼的組織を知つて鋼取扱に對する方法選擇の資となす事を得べし。

肉眼的組織の工業應用の實例

肉眼的組織鑑定は是れを單獨に利用し或は化學的又は機械的試験の豫備試験として應用せらるる事多し。殊に鋼の析出或は局部的缺陷の調査等に利用して便なり。

今是れを實用的利用につきて二三の例を示さんとす。

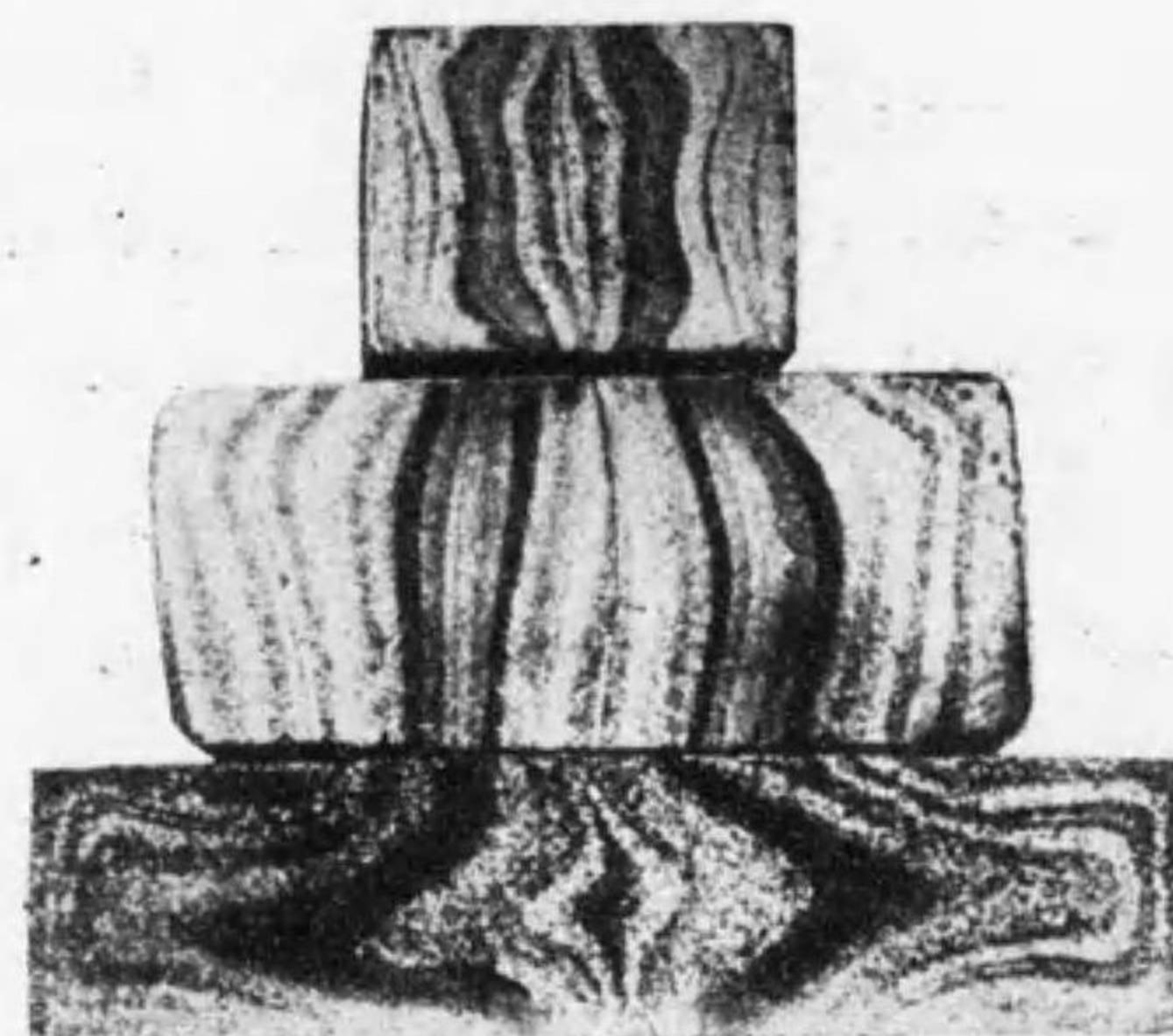
(1) 析出の検査

鋼成品の破損其他の缺陷に對し其原因往々にして析出による事あり。今此種鋼をサルファープリンチング或はマクロエッチングにより其原因を明にする事を得。第百七十七圖は製鐵所製軌條をヘーン氏試薬の改良液を以て腐蝕せるものにして中央部は即ち析出して頭部及底部に氣泡不純物等の集中するをも併せて窺ふを得べし。第百七十八圖は同じく軌條のサルファープリンチングを示す、斯の如く析出の著しきは鋼の脆性を増す。第百七十九圖は壓延中析出個所に沿うて龜裂せる鐵板の断面なり。斯くして豫め材質析出の状態を知らば分析試料採取に便にして且つ材料使用に對する判断の正確を期することを得べし。

(2) 熔接又は滲炭程度の検査

熔接の有無或は熔接の良否或は又熔接せる兩部の成分の相異を判じ又滲炭鋼の如き物に對し顯微鏡の一局部的なるに對し總體的に加炭層の厚さを検定するの要あり、斯の如き場合にピクリン酸等を以て腐蝕すれば容易に其等の状態を知る事を得べし。

例へば滲炭層を腐蝕する時は波來土(セメントアイトは輝き地鐵は腐蝕せられず)の認識により加炭層の炭素分布状態を詳かに知る事を得。第百八十圖は二個の鋼片の熔接したる後是れを壓下し其熔接程度を示す。



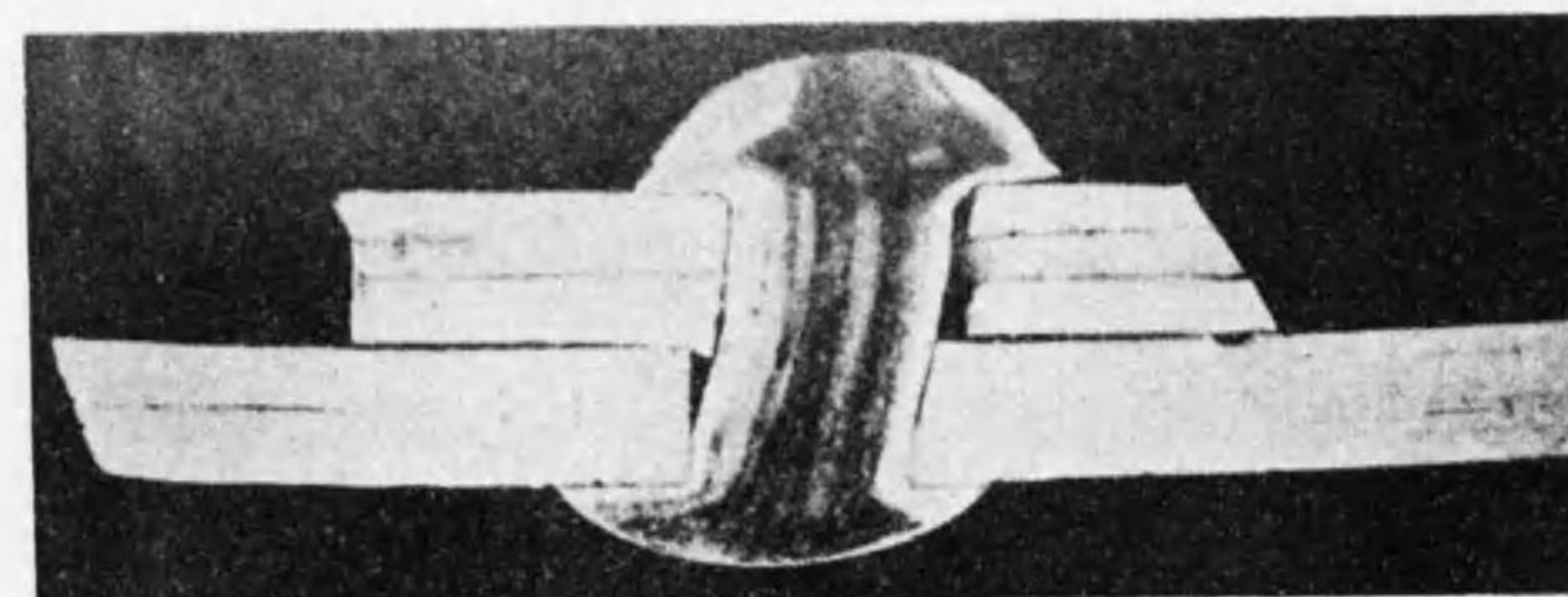
第百八十圖

(3) 機械處理による變形の検査

熔接
熔接後壓下せるもの(ベネデツク氏試薬)

鋼の機械處理に於て其程度或は鋼内部變形の状態等を知る必要あり、斯の如き場合に利用すれば鋼成品使用に對し注意或は加減を爲すことを得。例へば鉄締に對し機械締と手締とを比較するに鉄の内部變形

第百八十一圖

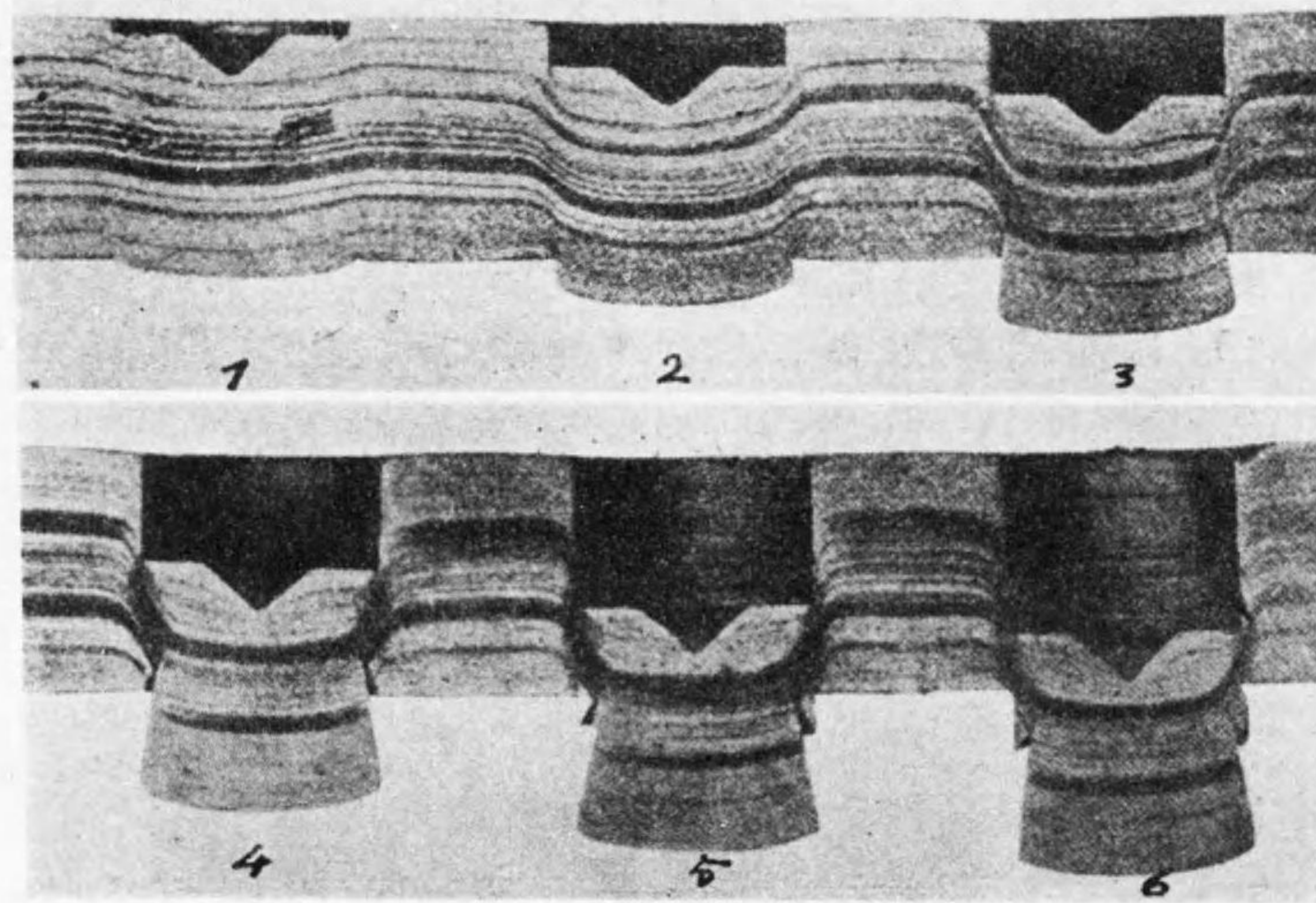


鐵板鉄締(上部機械締 下部手締)

に甚だしき相異を認む。第百八十一圖は上部機械締

にして下部は手締を示し前者打締強度なるを以て纖維狀組織甚だしく彎曲するに後者是れの少きを知る。故に鋼質不良なる鉸を機械締なす時は頭部龜裂を生ずるも手締なれば其害を免れ得ることあるを推察し得べし。フレモントは槌撃及剪斷によりて生ぜる鋼の變形及破面を肉眼的組織試験の結果其切斷部は寧ろ應力 (stress) を受け剪斷應力 (shear stress) を受けざるを發見せり。第百八十二圖は即ち鋼板を槌撃により切斷せる部のマクローエツチングにして良く應力の作用せる状態を示す。

第百八十二圖



鋼板押抜の切斷模様を示す (試薬濃鹽酸)
(剪斷應力によらざるを示す)

(4) 鍛鋼其他の加工の検査

此試験は成品製作の工程を知るに必要にして而かも重要な位置を占む。殊にバツドルアイアン、鍊鐵又熔接鋼の如きものより成る成品は是れを腐蝕すれば地鐵を明瞭に認むる事を得故に成品に對し或一定せる加工を要求する如き場合の検査に適し、又鍛鋼品の鍛鍊又は加工の程度を知るに便なり。第百

第百八十三圖



汽車連結用鉤 (鍛鋼製作せるもの)

八十三圖及第百八十四圖は汽車連絡鎖の鉤にして第百八十四圖は使用中破損せるものなり、而してマクローエツチングによりて鍛鍊して仕上げたるものに非ず、明に最初より其形狀に削作せるものなるを觀破する事を得べし。第百八十五圖は鍛鍊熔接せる鎖にして第百八十六圖は鋼鉸

第一百八十七圖は
 自動車連結桿、第
 百八十八圖は鍛
 錬屈曲せるデュ
 ーコール鋼にし
 て何れも其製作
 工程及び因つて
 生ずる影響等を
 容易に判断する
 事を得べし。其
 他一般鋼に對す
 る内的状態を知
 る事を得るを以
 て、肉眼的組織に
 より鋼材使用上
 利する所蓋し大
 なるものあり。

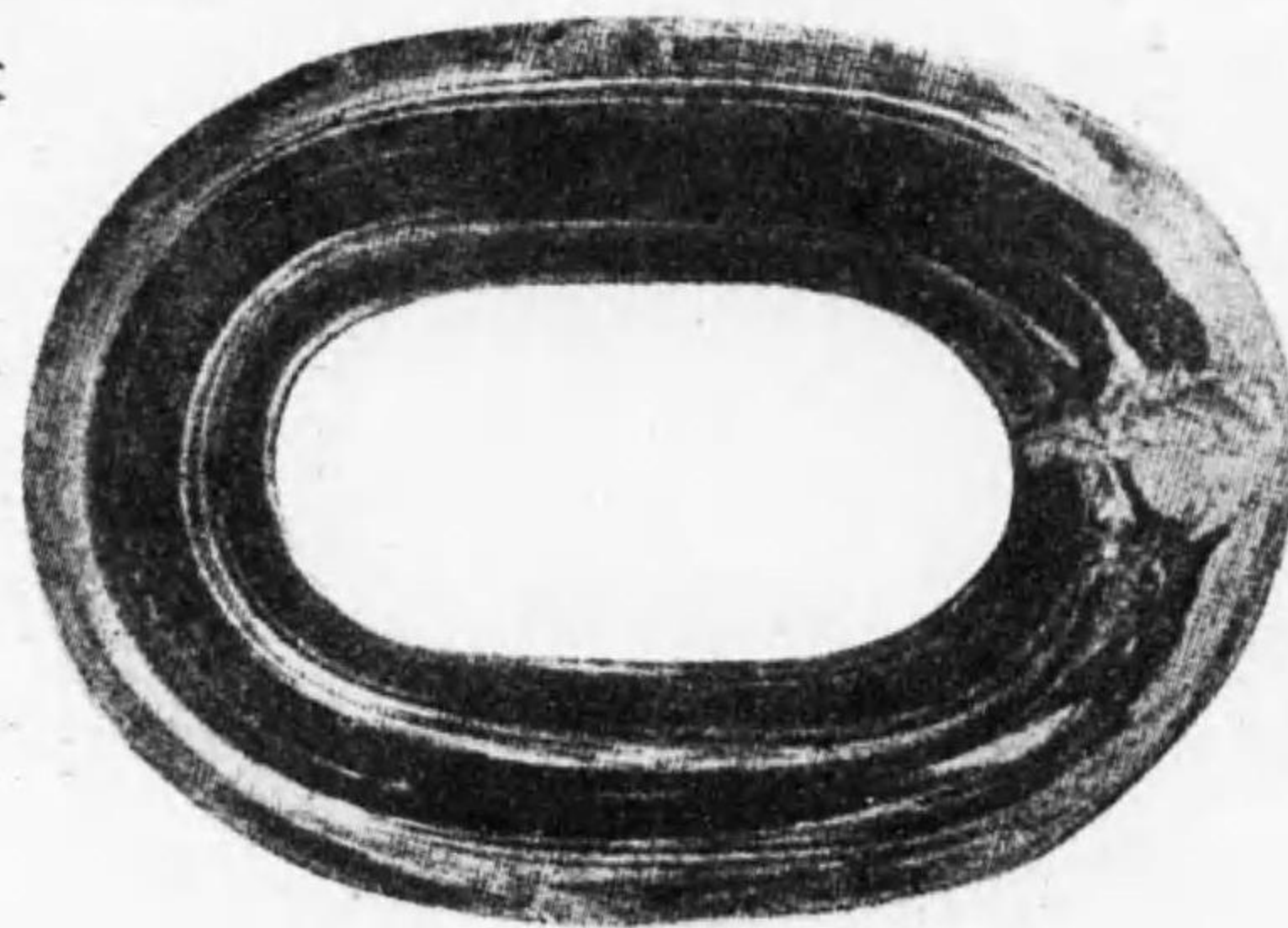
(終り)

第一百八十四圖



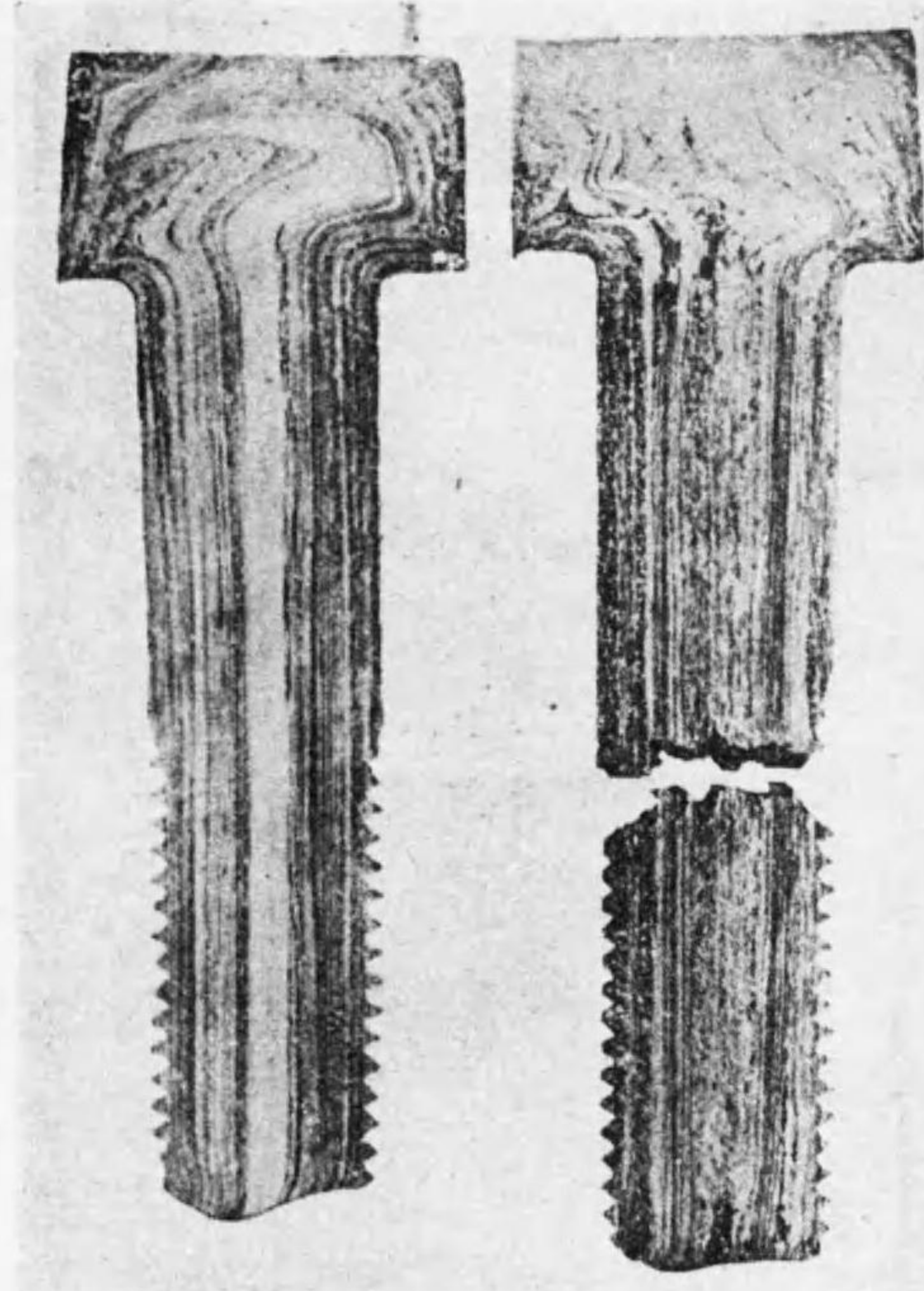
汽車連結用鉤(削作製造せるもの)

第一百八十五圖



鎖(試薬沃土液)

第一百八十六圖



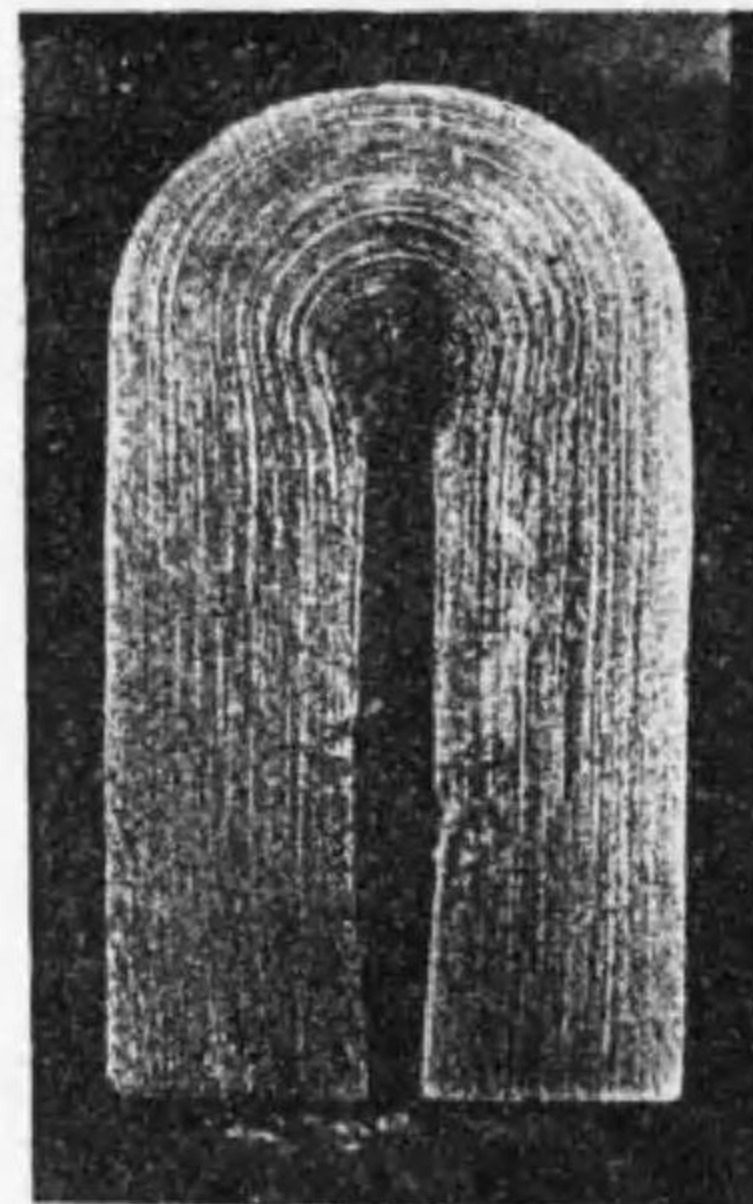
ホルト ヒクリン酸にて長時腐蝕
析出多く結晶大なる爲め使用中破損せるもの

第一百八十七圖



自動車連結桿
(ルシアテリ-氏試薬)

第一百八十八圖



デューコール鋼
(1.5% Mn)
(著者)

眼的組織		用途及方法
合		
10 gr. 蒸餾水 (1.124 sp. gr.)	100 c.c. 20 c.c.	析出及表面疵等を現はす。試薬を絹布に塗布し試料に接触せしむ
3~5% 稀硫酸溶液		析出及表面疵等を現はす。試料を試薬中に浸漬した後プロマイド紙を接触す
50% アルコール	50%	析出及表面疵等を現はす
		同上
アルコール溶液		同上
90 gr. 蒸餾水 120 c.c.	100 c.c.	結晶組織(鑄鋼組織等の如し)及析出を現はす。實用上最も良好なり
5 gr. 水 40 c.c. アルコール	50 c.c. 25 c.c.	同上 肉眼的及顯微鏡的兩用に用ひらるるの利あり
12% の水溶液		銅の沈澱液物をエメリー紙或は綿布にて拭去するを要す
50 c.c. 水	1000 c.c. 120 gr.	同上
水 モン (NH ₄ Cu Cl ₂) 鹽化銅アンモン 50 c.c. 水	1000 c.c. 120 gr. 120 gr. 1000 c.c.	結晶組織及析出を現はす。第一液に數分浸漬し後第二液にて數十分腐蝕す
10 gr. Mg Cl ₂ 10 c.c. 水	40 gr.~40 gr. 1000 c.c.~20 c.c. 100 c.c.	主に燐の析出を現はす
10 gr. 鹽 酸 40 gr. 水 1000 c.c.	20 c.c. 180 c.c.	ステッド氏液應用にして只腐蝕の度を明瞭ならしむるため試料を陽極に白金を陰極にし 20 厘の間隔を保ち 50 m.a. 以下の電流を通じ腐蝕す
		主として燐の析出を現はす
1 gr. 鹽 酸 0.5 gr. エチルアルコール 30 gr. 水	50 c.c. 500 c.c. 500 c.c.	同上
硝酸水溶液 40 gr. 水 3 gr. 鹽 酸	500 c.c. 40 c.c.	同上
10 c.c. エチルアルコール ^{95°} 2 c.c. ピクリン酸 1 gr.	100 c.c. 0.5 gr.	

腐 蝕 液 (etching reagent)

顯 微 鏡 的 組 織				肉 眼 的 組 織			
試 薬	發明者名	配 合	用 途 及 方 法	試 薬	發明者名	配 合	用 途 及 方 法
ピクリン酸	Igevsky	ピクリン酸 4 gr. アルコール 100 c.c	相を現はすに良し	サルファープリント (ヘーンス氏法)	Heyns	鹽化水銀 10 gr. 蒸留水 100 c.c 鹽 酸 (1.124 sp. gr.) 20 c.c	析出及表面疵等を現はす. 試薬を絹布に塗布し試料に接觸せしむ
硝酸	—	硝 酸 1 c.c アルコール 100 c.c	結晶粒を現はすによし	サルファープリント (パウマン氏法)	Baumann	プロマイド紙及 3~5% 稀硫酸溶液	析出及表面疵等を現はす. 試料を試薬中に浸漬した後プロマイド紙を接觸す
ピクリン酸 硝酸混合液	—	ピクリン酸 2 gr. アルコール 100 c.c 硝 酸 0.5 c.c	上記二液の混合にして相及結晶粒を共に現はす. 殊に鉄の腐蝕に良好なり	ピクリン酸溶液	—	ピクリン酸 50% アルコール 50%	析出及表面疵等を現はす
ピクリン酸曹達液	Kourbatoff	ピクリン酸 2 gr. 苛性曹達 25 gr. 水 75 c.c	煮沸液中に腐蝕すればセメンタイト (Fe ₃ O ₄) を黒色又は褐色に着色す	強 鹽 酸	—	強 鹽 酸	同 上
赤 血 鹽	村上博士	赤血鹽 10 gr. 水 100 c.c 苛性加里又は苛性曹達 10 gr.	常温に於てクロム, タングステン, モリブデン及鐵と炭素の複炭化物及磷化鐵を着色す, 即ち鐵中の磷化鐵とセメンタイトの識別に良し	硝 酸 溶 液	—	硝酸の水或はアルコール溶液	同 上
ルシアテリー デュピツ氏液 ※	Lo Chatelier & Dupuy	Cu Cl ₂ 1 gr. エチルアルコール 100 c.c ピクリン酸 0.8 gr. 水 10 c.c 鹽 酸 1.3~2.5 c.c	ゴーストラインを現はすに用ゆ, 即ち此の方法に依る時は地鐵が着色せられ波來土は斑點狀に着色せられゴーストラインは着色せられず	ギエー氏液 (1)	Guillet	Cu Cl ₂ 90 gr. 蒸留水 100 c.c 鹽 酸 120 c.c	結晶組織 (鑄鋼組織等の如し) 及析出を現はす. 實用上最も良好なり
ス ッド氏液	Stead	Mg Cl ₂ ·6H ₂ O 4 gr. アルコール 100 c.c Cu Cl ₂ ·2H ₂ O 1 gr. 濃 鹽 酸 2 c.c 水 18 c.c		ギエー氏液 (2)	Guillet	Cu Cl ₂ 5 gr. 水 50 c.c 鹽 酸 40 c.c アルコール 25 c.c	同 上 肉眼的及顯微鏡的兩用に用ひらるるの利あり
				ヘーンス氏液	Heyns	鹽化銅アンモン 12% の水溶液	銅の沈澱液物をエメリー紙或は綿布にて拭去するを要す
				ヘーンス氏改良液	Heyns	濃 鹽 酸 50 c.c 水 1000 c.c 鹽化銅アンモン 120 gr.	同 上
				ハンフレイ氏液	Hamfrey	(第一液) 水 1000 c.c 第二鹽化銅アンモン (NH ₄ Cu Cl ₂) 120 gr. (第二液) 第二鹽化銅アンモン 120 gr. 鹽 酸 50 c.c 水 1000 c.c	結晶組織及析出を現はす. 第一液に數分浸漬した後第二液にて數十分腐蝕す
				ステッド氏液	Stead	Cu Cl ₂ 10 gr.~10 gr. Mg Cl ₂ 40 gr.~40 gr. 鹽 酸 20 c.c~10 c.c 水 1000 c.c~20 c.c アルコール 100 c.c	主に磷の析出を現はす
				ルシアテリー レモアン氏液	Lo Chatelier & Lemaine	Cu Cl ₂ 10 gr. 鹽 酸 20 c.c Mg Cl ₂ 40 gr. 水 180 c.c アルコール 1000 c.c	ステッド氏液應用にして只腐蝕の度を明瞭ならしむるため試料を陽極に白金を陰極にし 20 秒の間隔を保ち 50 m.a. 以下の電流を通じ腐蝕す
				ルシアテリー デュピツ氏液	Lo Chatelier & Dupuy	※ と同様	主として磷の析出を現はす
				オーバーホッフ フェル氏液	Oberhoffer	Cu Cl ₂ 1 gr. 鹽 酸 50 c.c Sn Cl ₂ 0.5 gr. エチルアルコール 500 c.c Fe ₂ Cl ₆ 30 gr. 水 500 c.c	同 上
				デッケンソン氏液	Dickenson	(第一液) 10% 硝酸水溶液 (第二液) Fe ₂ Cl ₆ 40 gr. 水 500 c.c Cu Cl ₂ 3 gr. 鹽 酸 40 c.c	同 上
				ルシアテリー液	Lo Chatelier	水 10 c.c エチルアルコール 95° 100 c.c 濃 鹽 酸 2 c.c ピクリン酸 0.5 gr. Cu Cl ₂ ·2 H ₂ O 1 gr.	

索引

〔ア行〕

	頁
アルミナ	6
アーク燈	12
油粘土	13
アーモコ・インゴット・アイアン	32
アメリカン・インゴット・アイアン	32
アルファ鐵	34
安定平衡	46
亞共析鋼	63, 69, 75, 172, 188
亞共析鋼の鑄鋼組織	173
亞共析鋼の燒鈍	209
一般平衡論	144
一變系	149
一次結晶	165
インゴテズム	177
ウィッドマンステツテン組織	169
エメリー研磨紙	4
A ₁ 變態點	37
液相線	42
A _c 變態點	90
A _r 變態點	90
A _{cm} 變態點	96
A ₃ 變態點に於ける變化	106
A ₂ 變態點に於ける變化	109
A ₃₋₂ 變態點に於ける變化	113
A ₁ 變態點に於ける變化	114
A ₃₋₁ 變態點に於ける變化	115
A _{cm} 變態點に於ける變化	118

	頁
X線結晶分析	136
X線分析	137
X線スペクトル	141
液體加炭劑	288
應剪變形	27
大洲田(オーステナイト)の成長	225
大洲田(オーステナイト)	233, 241
オスモンドイト	274
オーバーホツフェル氏試藥	320

〔カ行〕

金切鋸	3
カーボランダム	4
完全平衡圖	49
各種鐵鋼の顯微鏡的組織	54
過共析鋼	63, 72, 76, 174, 189
ガンマー鐵	63
化學成分と組織の關係	83
鏡付電流計	120
カーペンター、スタンスフイール ド-デフレクション電位計	120
廻折格子	136
廻折圖	136
干涉	138
過冷却	147
完全平衡	149
殼皮	164
過共析鋼の鑄鋼組織	174
加熱	193
過共析鋼の燒鈍	210
過熱	221

假晶變化	276
可鍛鑄鐵	280, 299
化學的處理	280
加炭劑	285
瓦斯加炭劑	289
可鍛鑄鐵的意義	299
可鍛鑄鐵製造法	299
金屬結晶の成生	19
金屬の歪	25
機械的雙晶	27
共析鋼	30, 59, 71, 171, 187
共晶點	42
球狀波來土	66, 217
強磁性	110
逆率曲線	121
強磁性體	127
均一系及不均一系	147
均一物質	148
氣泡	163, 191, 311
共析鋼の鑄鋼組織	171
機械的精鍊	190
共析鋼の燒鈍	208
急冷速度と組織の關係	254
強劑	286
機械處理による變形の検査	325
空間格子	38
空中冷却	203
研磨	4, 317
顯微鏡的組織	17
結晶	17, 108, 113
結子體	18

結晶核 (結晶の中心)	19
結晶粒の結晶方向	22
結晶粒の境界	24
硅素	79
硅酸鹽	87
結合炭素	99
結晶構造	136
結晶分析	137
結晶の成長	225
澱滓の原理	232
澱滓	233
澱滓溫度	233
澱滓による組織の變化	238
澱滓槽	238
澱滓應用に就いて	258
結晶粒子	265
原子力	266
固溶體	30
固相線	42
硬鋼	57
極軟鋼	57
ゴーストライン	64, 89, 310
黒鉛	67, 220
混鈍爐	81
硬化炭素	99, 263
高炭素鋼の變態點	102
抗張力	108
固定抵抗コイル	120
高溫膨脹測定器	133
格子定數	142
擴散	167
抗磁力	183
コルバトフ氏試藥	244

硬化に関する學說	261
固溶體說	265
コンバーテッド鋼	280
固體加炭劑	286
[サ 行]	
酸化クローム	6
酸化鐵	6
酸化マグネシウム	6
再輝點	89, 118
サラデン-ルシアテリ-ペリンの裝置	126
三變系	149
殘留磁氣	183
サルファ-プリンチング	312
仕上研磨	4, 5
試料の取付	13
試料の測微尺	16
純金屬の組織	17
樹枝狀結晶	20, 165
純鐵	32
純鐵の凝固と結晶	37
常態組織	57, 73, 165
初晶セメントタイト	66
純鐵の變態點	92, 97
常磁性	110, 130
磁性	110
時間-溫度曲線	121
示差法	121
磁氣分析	127
磁力計法	128
准安定平衡狀態	147
自由度	148, 152

燒鈍	182
仕上溫度	187, 192
燒鈍溫度	199
硝酸	244, 318
時效	274
滲炭法	280
試藥	317
硝酸の水或はアルコール溶液	318
二層	25
スペクトロメーター法	139
ステッド氏試藥	319
セメントタイト	2, 65
石灰光	12
整色乾板	15
正斜方六面體	65
制限數	144
成分	151
析出	162, 167, 306, 308
セメントタイトの球狀化	217
纖維狀組織	306
析出の検査	324
雙晶	27, 245
相律	40, 143
粗粒波 (ソルバイト)	63, 190, 233, 252
ソニムス	78
組織的變化	109, 113
相	149
相律の表し方	150
相律を合金に應用する場合	152
相律を鐵炭素合金に應用	157

[タ行]

单相金屬組織の變化	29
體心立方格子	94, 97, 142
炭素溶解度	109, 113
單一立方	142
炭酸カルシウム	145
炭素 0.85% 鋼の焼入	255
炭素 0.85% 以上を含有する鋼の 焼入	256
炭素 0.85% 以下を含有する鋼の 焼入	257
炭素説	263
炭層の分布状態	283
地鐵(フェライト)	63
中性金屬	123
鑄鋼	162
鑄鋼の焼鈍	212
地鐵の成長	225
鐵合金の組織	32
鐵の同質異態	33
デルター鐵	37
鐵-炭素平衡圖	38
鐵合金	38, 40
鐵及炭素合金の完全平衡圖	49
轉爐	57
電氣爐	57
テンパーグラフアイト	69
低炭素鋼の變態點	98
電氣抵抗	107, 135
テンパーカーボン	299, 301
吐粒洲(トルースタイト)	63, 233, 250

獨立變數	144
透磁性	183

[ナ行]

軟鋼	57
内部歪説	264
軟劑	286
二變系	149
二次結晶	168
二重焼鈍	206, 207
二重熱處理	295
肉的眼組織	304, 306
肉眼的構造	306
肉眼的組織の工業應用の實例	323
熱處理	89
熱履歴	90
熱分析	117
熱電流高溫測定計	118
熱電對接續點	119
熱膨脹	130
熱間加工	184
熱間加工による各種鋼の組織	187
燃熱區域	223
ノイマン線	28
濃鹽酸或は硫酸(10~12%)の温 溶液	320

[ハ行]

波來土(パーライト)	2, 66
白熱瓦斯燈	12
八面體	21

半硬鋼	57
鋼	57
鋼の組織的成分の計算	69
鋼の物理的性質の算出	74
鋼中の不純物	78
鋼中の硅素	79
鋼中の滿庵	79
鋼中の硫黃	81
鋼中の磷	83
鋼の變態	89
鋼の變態點	94
鋼の處理法	161
パイプ(氣孔)	163, 164, 306
鋼の結晶	165
鋼の鍛鍊	178
鋼の熱鍊	192
鋼中に黒鉛の析出	220
鋼の燃焼	222
鋼の澆滓	232
ハーデナイト	254
反滓	269
鋼の反滓	269
反滓色	270
反滓温度	270
反滓による組織の變化	272
反滓鋼の顯微鏡的組織	276
反滓による硬度の減少	277
鋼の滲炭法及膚硬法	280
鋼の凝固中に起る現象	306
非晶性セメント	25
比熱	35, 93
非金屬含有物	86
標準カドミウム電池	120

微分示差法	126
非磁性體	127
引抜孔	181
非晶性層	184
歪の一定限度	230
ピクリン酸	244
非結晶(非晶性)説	263
ビエリンクスキー氏液	321
フツバートエメリー紙	5
腐蝕法	7
プロセス板	14
腐蝕溝	18
不純物	30
ブラックの基本式	138
粉末法	139
不安定平衡	146
不均一系	147
不變系	149
プリスターバー	280
膚硬法	280
膚硬成品の熱處理	294
ブラックハートキアスチング	302
劈開性	18
劈開面	26
ベーター鐵	35, 93
平衡圖	40
平爐	57
變態點	89
變態點の性質	97
變態點の測定	117
ヘーゲン氏試藥	244, 318
ベーター鐵説	262

ヘーン及パウアー法	312
ベレウ氏液	321

包晶線	51
包晶反応	52
膨脹	107, 109
保熱時間	199
本質的硬度	265
ホワイトハートキアスチング	301

[マ行]

麻亞田(マルテンサイト).....	63, 233, 239, 245
満俺	79
マクロエツチング	312, 315
面心立方格子	94, 97, 142
メタニトロベンゾール・サルホニ ツク・アシッド	244

[ヤ行]

焼入	233
硫黄	81
油中及水中冷却	205

沃度丁幾	244
熔接又は滲炭程度の検査	324

[ラ行]

ラウエの斑點	137
履歴現象	35
粒状波來土	66, 217
燐	83
硫化満俺	86
硫化鐵	87
粒状化	167
粒状化區域	167
坩堝爐	57
ルシアテリー氏液	320
レデブライト	42, 69
鍊鐵	54
冷間加工	178
冷却法(焼鈍).....	201
冷間加工を施せる鋼の焼鈍	212
冷却法(澱滓).....	234
爐中冷却	203

人名索引

	Page
(A)	
Arnold.....	218, 245
Asahara	47
Austen.....	39, 262
A. Westgren.....	142
A. W. Hull	139
(B)	
Bancroft	151
Barrett	118
Beck.....	113
Beilby	24, 184
Belaiew	165
Benedick	35, 40, 109
Boudourd	290
Boynton	277
Broniewski.....	131
Burgess	35
(C)	
Carnevali	290
Carnilley.....	131
Caron	287
Carpenter	40, 97, 263
Cartaud	37
Chappel	229
Charpy.....	40, 109
Coste	120
(E)	
Edward	263
Ewen	24
(F)	
Findlay	151
Fremont.....	326
Friedrich	137
(G)	
Greenough.....	11
Grenet.....	109
Giolitti.....	284, 289, 290
Gore.....	118
Guillet.....	22
Gutowsky	40
(H)	
Harnemann	254
Heyn.....	40, 275, 277
Hibbard	78
Honda	35, 218, 262, 263, 275
Howe	59, 217, 218, 222, 224
(I)	
Igevsky	8
(K)	
Kaya	53
Keeling	40, 97
Knipping	137
Kourbatoff	9
Kournakos.....	120

(L)		Page
Lake.....	285	
Langenberg	292	
Le Chatelier	4, 35, 109, 118	
Levy.....	82	
(M)		
Madam Sklodowska Curie	111	
Marten.....	2, 11	
Matthews	236	
Mc Cane.....	264	
Mellor.....	151	
Meuthen	113, 136	
M. Laue.....	137	
Moldenke	300	
Murakami.....	47, 218	
(N)		
Neumann	28	
Nolly	287	
(O)		
Oberhoffer	320	
Osmond.....	2, 28, 34, 37, 39, 109, 118, 233, 262	
(P)		
P. Debye	139	
P. Scherrer	139	
(R)		
Reichert	11	
Rejtö	11	
Rengade.....	120	
Roberts	39, 262	
Robin	230	
Roozeboom	40	
Rosenhain	24, 40, 113	
Ruff.....	40	
(S)		
Saito.....	218	
Sauvear	24, 97, 226	
Sorby	1	
Stagg	236	
Stead	135	
(T)		
Tammann	21	
Tassin	11	
Tavanti	284	
Tawara	47	
Tschernoff	118	
(U)		
Upton	40	
(V)		
Veyret.....	287	
(W)		
Watson	12	
Wallerant	208	
W. Davey	142	
Weiss	32, 113	
Whiteley.....	320	
Willard Gibbs	143	
William	218	
(Z)		
Zettnow	13	

英日對語索引

(本文中に使用せる主なるもの)

(a)		Page
Ac point	Ac 點	96
A ₁ point	A ₁ 點	37
A _{cm} point	A _{cm} 點	96
aging	時效	274
allotropy	同質異態 (同素體)	33
alpha iron	アルファ鐵 (α 鐵)	34
alumina	アルミナ (礬土)	6
American ingot iron	アメリカン・インゴット・アイアン	32
amorphous cement	非晶性セメント	25
amorphous layer	非晶性層	184
amorphous theory	非結晶説	263
annealing	焼鈍	182, 192
annealing temperature	焼鈍温度	199
Ar point	Ar 點	90
arc lamp	アーク燈	12
Armoco ingot iron	アームコ・インゴット・アイアン	32
atomic force	原子力	266
austenite	大洲田 (オーステナイト)	233, 241
(b)		
* Belaiew's reagent	ベレウ氏試薬	321
bessemer convertor	轉爐	57
beta iron	ベーター鐵 (β 鐵)	35, 93
beta-iron theory	ベーター鐵説	262
Bielinsky's reagent	ビエリンクスキー氏試薬	321
black heart casting	ブラックハートキアスティング	302
blister bar	ブリストバー	280
blow hole	氣泡	163, 191, 311

		Page
body centered cubic lattice	體心立方格子	94, 97, 142
Bragg's standard formula	ブラッグの基本式	138
burning of steel	鋼の燃焼	222
burning zone	燃焼區域	223
(c)		
calcium carbonate	炭酸カルシウム	145
calculation	計算(算出)	69, 74
carbon theory	炭素説	263
carborundum	カーボランダム	2, 4
case hardening	膚硬法	280, 281
cement	セメント	285
cementation	滲炭法	280
cement carbon	結合炭素	99
cementite	セメントタイト	2, 65
centres of crystallization	結晶核(結晶の中心)	19
chauffage	加熱(佛蘭西語)	90
chemical treatment	化學的處理	280
chromic oxide	酸化クローム	6
cleavage	劈開	18, 26
coercive force	抗磁力	183
cold working	冷間加工	178
combined carbon	結合炭素	99
complete equilibrium	完全平衡	149
complete equilibrium diagram	完全平衡圖	49
component	成分	151
converted steel	コンバーテッドスチール	280
critical point	變態點(臨界點)	90
critical strain	歪の一定限度(臨界歪)	230
crucible furnace	坩堝爐	57
crust	殼皮	164
crystal	結晶	108
crystal analysis	結晶分析	137
crystalline growth	結晶の成長	225

		Page
crystalline orientation of the grains	結晶粒の結晶方向	22
crystallite	結子	18
crystal structure	結晶構造	136
(d)		
deflection potentiometer	デフレクション電位計	120
degrees of freedom	自由度	148, 152
dendrite	樹枝狀結晶	20
delta iron	デルター鐵(δ 鐵)	37
derived differential curve	微分示差法	126
dies	ダイス(引抜孔)	181
differential method	示差法	121
diffraction grating	廻折格子	136
diffraction pattern	廻折圖	136
diffusion	擴散	167
dilatation	膨脹	107
disolving power for carbon	炭素溶解度	109
divariant system	二變系	149
double annealing	二重焼鈍	206, 207
double heat treatment	二重熱處理	295
ductility	延性	173
(e)		
electric furnace	電氣爐	57
electric resistance	電氣抵抗	107, 135
emery paper	エメリー紙	4
equilibrium diagram	平衡圖	40
etching	腐蝕	7
etching pit	腐蝕溝	18
eutectic point	共晶點	42, 148
eutectic steel	共晶鋼	30, 59, 71, 148, 171, 187
(f)		

		Page
face centered cubic lattice	面心立方格子	94, 97, 142
ferric oxide	酸化鐵	6
ferrite	地鐵 (フェライト)	63
ferro-magnetic	強磁性	110
ferro-magnetic substance	強磁性體	127
fibrous structure	纖維狀組織	306
final polishing	仕上研磨	4, 5
finishing temperature	仕上溫度	187
fixed resistance coil	固定抵抗コイル	120
flow lines structure	纖維狀組織	306
formula of the phase rule	相律の表し方	150
(g)		
gamma iron	ガンマー鐵 (γ 鐵)	93
ghost line	ゴーストライン	64, 88, 310
globular pearlite	球狀波來土	217
granular pearlite	粒狀波來土	66
granulation	粒狀化	167
granulation gone	粒狀化區域	167
graphite	黒鉛	67
Greenough's microscope	グリーンノー式顯微鏡	11
grinding	研磨	4
(h)		
hardening	焼入	233
hardening carbon	硬化炭素	99, 263
hardelite	ハーデナイト	254
hardness	硬度	277
hard steel	硬鋼	57
heat treatment	熱處理	89, 193
heterogeneous system	不均一系	147
Heyn's reagent	ヘーン氏試薬	244, 318
high temperature dilatometer	高温膨脹測定器	133
homogeneous substance	均一物質	148

		Page
homogeneous system	均一系	147
hot working	熱間加工	184
Hubert's emery paper	フツバート研磨紙	5
hyper-entectoid steel	過共析鋼 (過凝共晶鋼)	63, 72, 76, 174
hypo-entectoid steel	亞共析鋼 (亞凝共晶鋼)	63, 69, 75, 172
hysteresis	熱履歴	35, 90
(i)		
impurity	不純物	30, 78
incandescent gas lamp	白熱瓦斯燈	12
independent variable	獨立變數	144
ingotism	インゴチズム	177
interference	干涉	138
interstrain theory	内部歪説	264
inverse rate curve	逆率曲線	121
iron sulphide	硫化鐵	87
(j)		
junction of thermo-couple	熱電對接點	119
(k)		
Kourbatoff's reagent	コールバトフ氏試薬	244
(l)		
lattice constant	格子定數	142
Laue spot	ラウエの斑點	137
Le Chatelier's microscope	ルシアテリー式顯微鏡	11
Le Chatelier's reagent	ルシアテリー氏試薬	320
ledeburite	レデブライト	42, 69
Leitz's microscope	ライツ式顯微鏡	11
lime light	石灰光	12
limiting factor	制限數	144
liquid cement	液體加炭劑	288
liquidus	液相線	42

		Page
(m)		
macro etching	マクロエツチング	312, 315
macrography	肉眼的組織	306
macrostructure	肉眼的構造	306
magnesium oxide	酸化マグネシウム	6
magnetic analysis	磁氣分析	127
magnetic permeability	透磁性	183
magnetic property	磁性	110
magnetometric method	磁力計法	128
magnification	擴大	10
malleable cast iron	可鍛鑄鐵	282
manganese	滿俺	79
manganese sulphide	硫化滿俺	86
martensite	麻亞田 (マルテンサイト)	63, 233, 239, 245
Marten's microscope	マルテン式顯微鏡	11
mechanical refining	機械的精鍊	190
mechanical treatment	鍛鍊	178
mechanical twin	機械的雙晶	27
metal hack saw	金切鋸	3
metalloid	非金属	86
metastable	准安定平衡	147
mild steel	軟鋼	57
mirror galvanometer	鏡付電流計	120
mixer	混銑	81
mono-variant system	一變系	149
mounting of specimens	試料の取付	13
(n)		
natural hardness	本質的硬度	265
Neumann line	ノイマン線	28
neutral body	中性物體	126
nitric acid	硝酸	244
non-magnetic substance	非磁性物	127
non-variant system	不變系	149

		Page
normal condition	常態組織	57, 73
normal structure	常態組織	165
(o)		
Oberhoffer's reagent	オーバーホッフエル氏試藥	320
object micrometer	試料測微尺	16
octahedron	八面體	21
orthochromatic plate	整色乾板	15
orthorhombic system	正斜方六面體	65
osmondite	オスモンダイト	274
overheating	過熱	221
(p)		
para-magnetic	常磁性	110
pearlite	波來土 (パーライト)	2, 66
peritectic line	包晶線	51
peritectic reaction	包晶反應	52
phase	相	150
phase rule	相律	40, 143
phosphorous	磷	83
photograph	寫真	12
picric acid	ピクリン酸	8, 244
picric acid soda solution	ピクリン酸曹達溶液	9
pipe	氣孔 (パイプ)	163, 164, 306
plasticine	油粘土	13
polishing	研磨	4, 316
polyvariant system	多變系	149
powder method	粉末法	139
primary crystallization	一次結晶	165
process plate	プロセス板	14
pseudomorphic change	假晶變化	276
pure iron	純鐵	32
pure metal	純金屬	17
pyrometer	高溫計	118

(q)		
		Page
quenching	澆 淬	233
quenching bath	澆 淬 槽	238
(r)		
reagent	試 藥	317
recalescence	再 輝 點	89, 118
refroidissement	冷 却 (佛 蘭 西 語)	90
Reichert's microscope	ライヘルト式顯微鏡	11
Rejtö's microscope	レナト-式顯微鏡	11
remanence	殘 留 磁 氣	183
Rosenhain's microscope	ローベンハイン式顯微鏡	12
(s)		
secondary crystallization	二 次 結 晶	168
segregation	析 出 (偏 析)	162, 167, 306, 307
semi-hard steel	半 硬 鋼	57
shear	應 剪 變 形	28
shear stress	剪 斷 應 力	326
siemens furnace	平 爐	57
silicon	硅 素	79
simple cubic	單 一 立 方	142
slip band	二 層	25
solid solution	固 溶 體	30
solid solution theory	固 溶 體 說	265
solidus	固 相 線	42
sonims	不 純 物	78
sorbite	粗 粒 波 (ソルバイト)	63, 190, 233, 252
specific heat	比 熱	113
spectrometer method	スベクトロメーター法	139
spheroidizing of cementite	セメントタイトの球狀化	217
stable equilibrium	安 定 平 衡	146
standard cadmium cell	標 準 カドミウム電池	120
Stead's reagent	ステッド氏試藥	319

		Page
steel	鋼	57
steel casting	鑄 鋼	161
strain	歪	25
stress	內 力 (應 力)	326
sulphur	硫 黃	91
sulphur printing	サルファ-プリンチング (硫黃印畫)	312
super fusing	過 冷 却	147
surfusion	過 冷 却	147
(t)		
Tassin's microscope	タッシン式顯微鏡	11
temper carbon	テンパーカーボン (硬化炭素)	299, 301
temper colour	反 淬 色	270
temper graphite	テンパーグラファイト	69
tempering	反 淬	269
thermal analysis	熱 分 析	117
thermal critical point	變 態 點	89
thermal expansion	熱 膨 脹	130
thermo-electric pyrometer	熱電流高溫測度計	118
time-temperature curve	時 間 - 溫 度 曲 線	121
trivariant system	三 變 系	149
troostite	吐粒洲 (トルースタイト)	68, 223, 250
twin crystals	雙 晶	27
twining	雙 晶	245
(u)		
under cooling	過 冷 却	147
unstable equilibrium	不 安 定 平 衡	146
(v)		
very mild steel	極 軟 鋼	57
(w)		
Watson & Son's microscope	ワトソン父子式顯微鏡	12

		Page
welding	熔接	324
white heart casting	ホワイトハートキアステンク	301
Widmanstätten structure	ウィッドマンステツテン組織	169
wrought iron	鍊鐵	54
(X)		
X-ray analysis	エツキス線分析	137
X-ray crystal analysis	エツキス線結晶分析	136
X-ray spectrum	エツキス線スペクトル	141

大正十五年九月八日印刷
大正十五年九月十三日第一刷發行

鋼の組織及其處理法

定價三圓五十錢

版 權
所 有

著 者 兒 玉 晋 匡
八 幡 市 高 見 町 官 舎

發 行 者 岩 波 茂 雄
東 京 市 神 田 區 南 神 保 町 十 六 番 地

印 刷 者 島 連 太 郎
東 京 市 神 田 區 美 土 代 町 二 丁 目 一 番 地

東 京 市 神 田 區 南 神 保 町
發 行 所 岩 波 書 店

電 話 四 谷 五 八 七 〇 番
振 替 東 京 二 六 二 四 〇 番

三 秀 舎 印 刷 所

(片山製本)

村上武次郎著
鐵鋼の顯微鏡組織

四六倍判一六〇頁 定價三圓五十錢
クロス裝函入 送料書留二十四錢

別刷寫真圖版十五頁

鐵鋼の諸性質はその顯微鏡組織と密接の關係を有するもので、顯微鏡組織を離れて鐵鋼の諸性質を論ずることは出来ない。即ち材料の良否より加工及び熱處理による性質の變化及び缺點の原因等すべて顯微鏡組織の研究によらなければならぬのである。

本書は先づ顯微鏡組織研究法を詳述し、鐵炭素系狀態圖より鋼の變態、標準組織及加工熱處理による其變化に及び、焼入焼戻の理論並に實際に就て論述し、更に鑄鐵の顯微鏡組織、鐵鋼中の不純物に就て詳述し其間に多數の圖版及顯微鏡寫真を挿入して理會を容易ならしめた。其記述はすべて根本の理論より入り、顯微鏡組織を中心として諸性質の變化及其應用を明快に論述したもので其内容は普通行はるゝ外國書の翻譯の類ではない、我東北帝國大學其他に於て研究せられた最新の結果をも網羅し。更に著者の見解を加へて批判せる所も少くない。實に本書は金屬の研究に従事せる學者技術者は勿論、苟も鐵鋼に關係ある一般人士の必讀に値するものである。

岩瀬慶三著
三元金相論

四六倍判二一九頁 定價五圓
總布裝函入 送料書留廿七錢

(別刷附圖二〇六圖)

岩波書店

563

5

終