

## 特殊鑄鋼の研究(IV)

(特殊鑄鋼の鑄造組織生成の機構に就て)

(昭和24年10月本會講演大會にて講演)

三ヶ島秀雄\*

## RESEARCHES ON THE SPECIAL CAST STEEL (IV)

ON THE MECHANISM OF CASTING STRUCTURE  
FOR SPECIAL CAST STEEL

Hideo Mikashima, Dr. Ing.

Synopsis:—From the macro-and micro observations, it is concluded that during the peritectic reaction the dendritic primary crystals are disintegrated into many twists by the liquid which lies in their interstices, and when these twist behave as separate nucleus for each particle, the grain size of the latter becomes very fine.

According as approaching to the peritectic point, the grain refinement becomes more remarkable, because the primary crystals "δ" are disintegrated by the reaction which depend upon the increase of the contact surface between the primary and melt. But if the excess elements are over the point, the dendritic structure appear, because it does not wrap the primary crystals.

These conclusions have been satisfactorily proved in both plain carbon steel and Cr-Mo-Si cast steel. The fineness of the dendritic structures depends upon the degree of diffusion, fluidity and heat-conductivity. When the diffusion and the heat-conductivity are large, the dendritic crystals have a tendency to become finer, while when the fluidity larger, they more coarse. Further when the freezing interval between liquidus and solidus line is larger, the dendritic structure become more coarse.

## I. 緒言

著者は第1報<sup>1)</sup>及び第3報<sup>2)</sup>に於て特殊鑄鋼の鑄造組織に就て論じ、柱狀晶、樹枝狀晶、粒狀晶以外に網狀組織の存在する事を指摘した。之は添加成分に依て異り或元素の添加は網狀組織となるが、他の元素を添加すれば樹枝狀晶となる。例えば Ni, Si, W 等の添加は網狀組織となるが、Cr, Mn, Ti, V 等を添加すれば現れない。又網狀組織を現すものも添加成分が或範圍を超れば樹枝狀組織となる事は第3報に述べた通りである。本報告は之等の事實を基礎として理論的に考察を進め、網狀組織が如何なる場合に生成せられ、如何なる點で従来の樹枝狀晶或は柱狀晶と異なるかその生成条件及び發生の機構並びに樹枝狀晶との關係、マクロ組織との關係等に就て述べる。

鑄塊の鑄造組織を見るに鑄型に接する鑄塊の最外部は冷却速度が速かなため極めて微細な粒狀組織を呈するが之に隣接する内部には鑄型面に直角に柱狀晶或は樹枝狀晶が發達し、中心部は結晶の方向が一定でない粒狀晶(自由晶)が生ずる。この柱狀晶或は樹枝狀晶の生成及び發達は熔解温度、鑄込温度、冷却速度、金屬の化學成分及び不純物の偏析等種々の條件に支配せられるから鑄造組織の研究は甚だ困難であらう、從て著者は鑄造組織生成の條件を一定とし單一因子の影響として化學成分のみを研究の對象とした。

樹枝狀組織の粗密度發生の機構に就ては Tammann<sup>3)</sup>は結晶粒の大小を結晶核説を以て説明し、結晶粒の大きさ =  $C \text{ KG/KZ}$  ( $C$  = 常數) で表し、結晶粒の大きさは結晶速度  $\text{KG}$  に比例し、結晶核數  $\text{KZ}$  に逆比例すると云い、又 Martin は液相一固相線間の温度差即ち凝固區

## II. マクロ組織の概説

\* 九州工業大學金屬工學教室 工學博士

間の大小に依て論じ、之が大であれば樹晶が発達し小となれば樹晶も小となると云う。併し鑄造組織生成の機構は極めて複雑で以上の説では機構の一端を説明するに過ぎない。何故なれば若し鑄造組織が Tammann の結晶粒の大小 (KG/KZ) に依てのみ支配せられるならば網状、樹枝状或は粒状等の組織的變化を生ずることなく、唯單に組織に大小粗密の差を生ずるに止るべき筈である。又若し凝固区間の大小に支配せられるものとしても同様の不合理を生ずる事は當然である。従て網状組織生成の本性は從來の結晶核説或は凝固區間説とは別個の見地から考察を進める必要がある。

III. 網状組織生成の機構

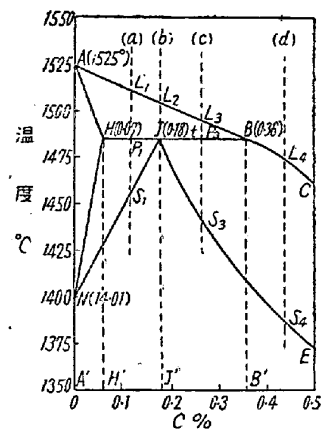
(1) 炭素含量と網状組織との關係

特殊鑄鋼の網状組織は添加元素の影響を受ける事は勿論 C の影響を受ける事も亦大である。従て普通鑄鋼でも

第1表 普通炭素鑄鋼の化學成分

番 號	C %	Mn %	Si %	P %	S %
701	0.12	0.64	0.24	0.010	0.049
703	0.17	0.60	0.22	0.005	0.040
708	0.27	6.68	0.51	0.007	0.014
706	0.36	0.70	0.22	0.005	0.015
710	0.51	0.66	0.50	0.005	0.012
707	0.56	0.77	0.47	0.005	0.028

網状組織が現れるであらうと豫想せられる。第1表はCを異にする普通鑄鋼の成分にして、第1圖(a)~(c)は鹽化銅アンモン溶液で腐蝕したマクロ組織を示す。C 0.12~0.36% を含む 701~706 は (a), (b) の様に何れも網状組織を呈するが、それ以上Cが増加すれば樹枝狀晶となる (c)。この網状組織は C 0.17% を含む 703迄は比較的大であるが、C の増加と共に微細化し C 0.36% となれば 706 (b) の様に極めて微細となる。この様にCが或限界點に達すれば著しく微細化せられる事は従

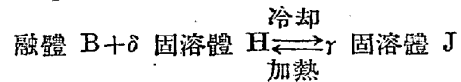


第2圖 Fe-C 系平衡狀態圖

來餘り提唱せられていない包晶反應説を以てすれば網状組織生成の機構を明かになし得るものと考えられる。

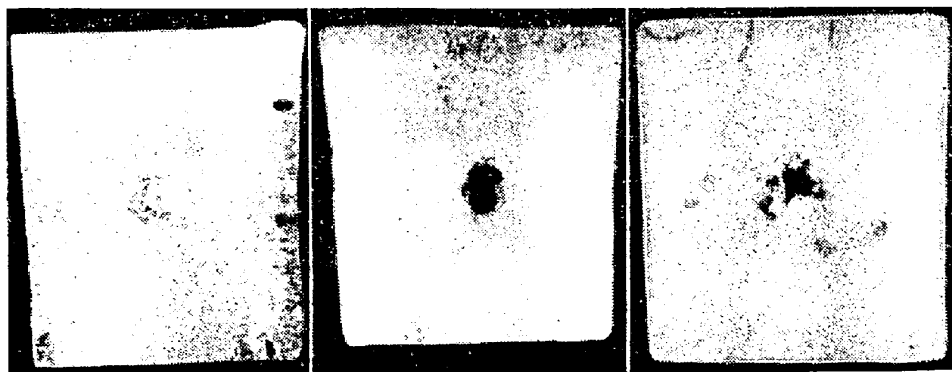
(2) 包晶反應と網状組織との關係

第2圖は Fe-C 系合金の包晶反應附近の平衡狀態圖を示したもので C 0.07~0.36%, 1487°C に包晶反應が起る。C 0.36% の B 點は包晶點にして之以内のものは次の様な包晶反應を起す。



之は融體から晶出する初晶  $\delta$  と之を取巻く融體との反應に依り第二次晶を作るものであるが、合金の組成に依て凝固後の組織が異なるべき筈である。今この Fe-C 系狀態圖を基として包晶反應とマクロ組織との關係を見るに普通鑄鋼のマクロ組織は C 0.36% の包晶反應の範圍内では網状組織を示すが、C が包晶點 B に近づく程微細となりそれ以上では樹枝狀組織となる。

又網状組織は普通鑄鋼に Si, Ni, W 等を添加した場合にも現れる。今實驗鋼を鐵系二元合金の平衡狀態圖に依て大別すると、第2表及び第3表に示す様に包晶反應をなすものと半月形リーブを構成するものとに分けられ



(a) 703 C 0.7% (b) 706 C 0.36% (c) 707 C 0.56%

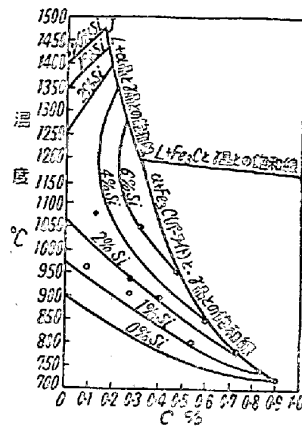
第1圖 炭素鑄鋼のマクロ組織

第2表 包晶反應系合金の包晶反應範圍

系	H點	J點	B點	包晶溫度°C
Fe-C	0.07	0.18	0.36	1487
Fe-Ni	2.5	9.6	12.4	1494
Fe-Mn	1.0		8.0	1504

第3表 半月形ループ構成合金の溶解度限

系	$\gamma$ 固溶體最高溶解度限	$\gamma+\alpha(\delta)$ 晶最高溶解度限	研究者
Fe-Si	1.5	1.7	Weber-Giani
Fe-Cr	11.3	12.0	Stählen
Fe-Mo	4.0	4.5	Sykes
Fe-W	3.0	6.0	
Fe-Al		1.2	Murakami-Izawa
Fe-P	0.50	0.55	Haughton
Fe-V	0.20	0.25	Oya



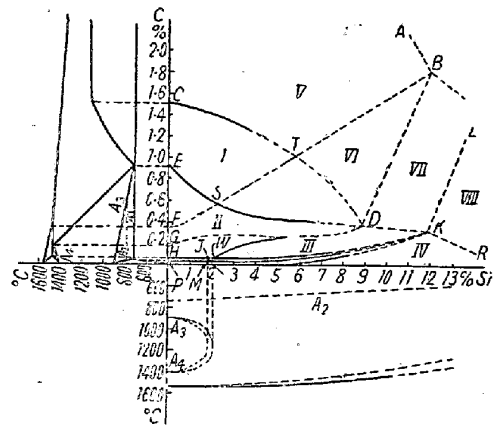
第3圖 Fe-C-Si 系の  $A_3$  及び  $A_4$  變態點

る。

包晶反應系合金の一例として Fe-Ni 系に C を添加した場合には三元包晶點は Ni 添加と共に低 C 側に移動する。即ち Ni-Cr-Mo 鑄鋼 (Cr, Mo 一定) では C 0.18% 以下の場合には Ni 2% 附近迄は包晶反應に依て網狀組織となるが、C 0.25% 以上になれば網狀組織を示さずして樹枝狀組織となる事は既に第3報に述べた通りである。

又半月形ループ構成合金の一例として Cr-Mo-Si 鑄鋼に就て見るに本鑄鋼は低炭素の場合には Si が比較的多くても網狀組織となるが、同一 Si 量の高炭素鑄鋼では樹枝狀晶となる。本研究では Cr 1%, Mo 0.35%, Mn 0.6% と一定にした關係上 Fe-C-Si 三元系として考察を進めた。第3圖は Scheil<sup>5)</sup> に依る Fe-C-Si 系の  $A_3$  及び  $A_4$  變態點を示す。Si の添加と共に  $A_3$  點は上昇し  $A_4$  點は降下し Si 2% 以上になれば  $A_3$  と  $A_4$  點は相連結する。又佐藤氏<sup>6)</sup> はその限界點を Si 1.7% としている。第4圖は佐藤氏の Fe-C-Si 三元系狀態圖である。この包晶反應は三元系では 融體  $FTB+\delta_{HWK} \rightleftharpoons \gamma_{CD}$  にして、包晶點 FTB は Si の添加と共に高炭素側に移動する。曲線 FTB と HWK とで挟まれた部分は包晶反應をなす組成範圍である。B 點は包共晶反應 融體  $B+\delta_{KN} \rightleftharpoons \gamma_{\alpha} + \text{炭化物}$  の生成する點で、M 點は Fe-Si 二元系の  $\gamma$  界域半月形曲線の限界點にして Si 約 1.5%, N 點は  $\alpha+\gamma$  相の限界點にして Si 1.7% で之以上 Si を含むものは  $\alpha$  相で高温でも  $\gamma$  相を生じない。

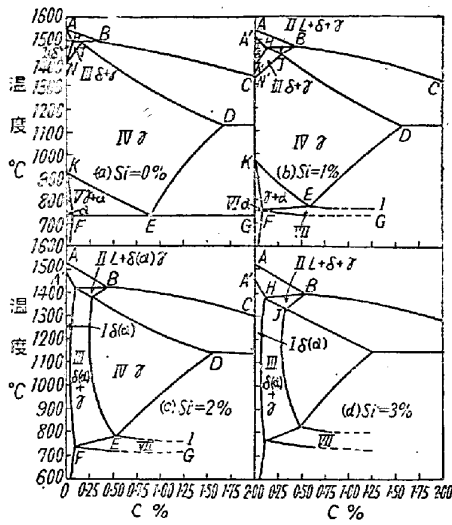
本研究では包晶反應に關係ある低炭素低珪素の界域 I ~ III に就てのみ考察を進め他は省略した。界域 I (CDE) では凝固後均一  $\gamma$  相となるが温度降下と共に炭化物を析出し  $A_3$  共析變態點で  $\alpha$  相と炭化物になる。但し TDS



第4圖 Fe-C-Si 三元系狀態圖

は融體  $\delta \rightarrow \gamma$  の包晶反應に依て  $\gamma$  を生ずるが CTSE は包晶反應を起すことなく融體から  $\gamma$  相を晶出する。界域 II (EDM) では凝固後均一  $\gamma$  相となり共析變態點で  $\alpha$  相と炭化物を析出する。界域 II 中 ESF 及び HWM は包晶反應をなさず、前者は融體から直接  $\gamma$  相を後者は  $\delta$  相を晶出するが凝固後は均一  $\gamma$  晶となる。この HWM も C が PJ 以下では  $A_3$  點で  $\gamma$  相から  $\alpha$  相に變化し  $A_1$  共析變態を示さない。従て包晶反應生成範圍は FSDW H 界域に限られる。又界域 III (MDKN) では凝固後は  $\delta$  相と  $\gamma$  相から成り、C が WK 以上では包晶反應後  $\gamma+\delta$  から成るが、以下では包晶反應を起さず均一な  $\delta$  相となる。併し JK 以下の C 量の場合は  $\alpha$  の析出後は更に温度を降下しても共析變態を起さない。

尙 Fe-C-Si 系に就て Si 0, 1, 2 及び 3% を含む低珪素側の切斷狀態圖を示せば第5圖の通りである。之に依れば凝固點 A 並びに  $A_4$  點 N は Si 添加と共に離れる。又  $A_3$  點と  $A_4$  點は Si 約 1.7% 以下では離れているがそれ以上では連る。尙 Fe-C-Si 系では包晶反應區間



第5圖 Fe-C-Si 三元系切斷状態圖

HJB が存在し、その終結線 HJ は Si の添加に依り Fe-C 系の場合よりも低温に現れる。包晶反応区間 HJB は (b)~(d) の何れの場合にも融體 +  $\delta(\alpha) + \gamma$  から成っている。Si 1.7% 以下の (b) は融體 +  $\delta \rightleftharpoons \gamma$  なる包晶反応を起して均一固溶體となるが、Si 2~3% を含む (c), (b) では包晶反応後も尙相當量の  $\delta(\alpha)$  相を残存して  $\delta + \gamma$  相となる。この  $\delta + \gamma$  相の範圍は Si と共に擴大し  $\gamma$  は逆に縮少する。従て Si の少ないもの程包晶反應後容易に均一  $\gamma$  相となり得るが、Si の多いものは  $\delta$  の残存が多く均一  $\gamma$  相となり難いため、包晶反應による網狀化が不完全で樹枝狀組織を示すものと考えられる。

(3) 包晶反應に依る網狀組織生成の機構

この包晶反應に依て網狀組織の生成せられる機構に就ては次の様に考えられる。若し鋼が包晶反應を起すことなく融體から直接  $\gamma$  晶を晶出する場合には先づ融液内に結晶の中心となる核を生じ、高純度のものから凝固し初め、夫々一定方向に第二第三結晶軸を生じ樹晶を生成するのである。然るに包晶反應をなすものではこの反應完結のため多量の融液が凝固を要し、そのため初晶  $\delta$  は分裂し融液が之を包圍する様な形で包晶反應は進行する。然る場合には結晶軸は第二第三結晶軸を生じて發達する機會を與えられず凝固を完了するから、樹晶はよく發達する迄なく、相隣接した結晶の衝突に依て生じた境界のみがマクロ組織に現れ樹枝狀組織となるのである。

(4) 包晶反應に依る網狀組織微細化の機構

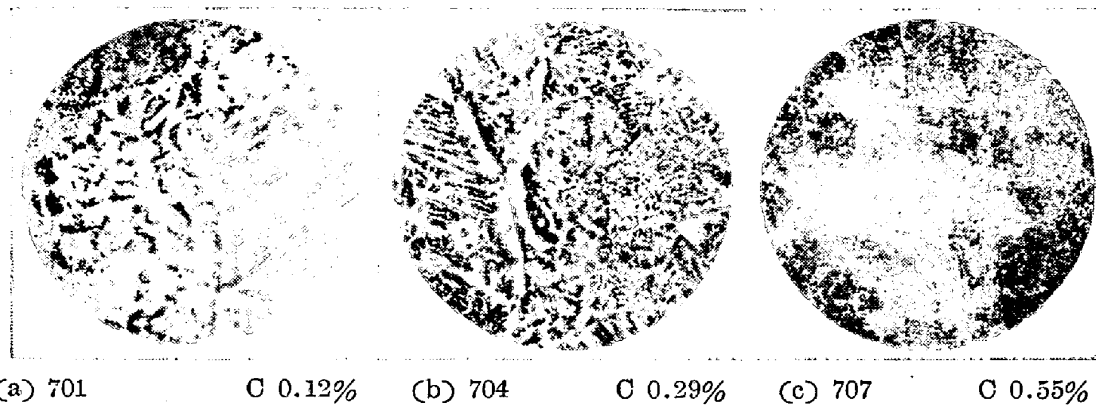
包晶反應の組織粗密度に關する研究は極めて少く、朝戸順氏<sup>7)</sup>等の鋼合金及び一般非鐵合金の研究が擧げられるに過ぎないが、之等は比較的低温融合合金に關するもの

で鋼の様な高熔融金屬に於ては之が極めて高温で起るため研究が困難である。包晶反應は初晶と之を取巻く融體との反應に依て第二次晶を作るもので、之に依て初晶及び融體の量は何れも減少する。従て第二次晶は包晶反應の運行中は初晶を中心として發達せざるを得ないから第二次晶は必ず初晶を核として發達する。今第2圖 HJ 間組成の (a) 濃度に就て見れば先づ第一次初晶  $\delta$  を晶出し、包晶溫度  $t^\circ\text{C}$  で B 濃度の融體と H 濃度の  $\delta$  固溶體が同時に消費せられ J 點で  $\gamma$  固溶體を生ずる。即ち理想的の場合としては  $B(\text{融體}) + H(\delta \text{ 固溶體}) \rightleftharpoons J(\gamma \text{ 固溶體})$  となるが、 $P_1$  點に於ては反應直前には  $H:B = P_1B:P_1H$ 、反應直後には  $H:J = P_1J:P_1H$  となる。この際濃度 (a) が H に接近する場合には融體の量 ( $P_1H$ ) は少く  $\delta$  固溶體の量 ( $P_1B$ ) が多いから包晶反應の進行と同時に融體は直ちに消費し盡され包晶反應は容易に完了する。又  $L_1P_1$  區間が大であるため初晶  $\delta$  は自由に晶出成長し、然かも包晶反應に與る融液の量が少いので初晶  $\delta$  の分解も少く従て網狀組織は粗大である。然るに C 0.18~0.36% の JB 區間の (c) 濃度のものは包晶反應に依り  $\delta$  が消費し盡されて尙餘分の融液が残存する。即ち  $P_3$  點に於ては反應直前には  $H:B = P_3B:P_3H$ 、反應直後には  $J:B = P_3B:P_3J$  となる。

今 (a) 濃度と (c) 濃度の融液の量を比較すれば後者が大で C 量の増加と共に増加する。この場合反應が理想的に進行するものとすれば、初晶  $\delta$  と融液との接觸面の多いことが要望せられる。故に初晶  $\delta$  は過剰融液と接觸せんとして分裂を起し、晶核  $\delta$  を融液が被覆する様にして包晶反應は完結する。故に包晶點 B に近づく程網狀組織が微細化せられるのである。又  $L_3P_3$  區間が  $L_1P_1$  區間に比較して小であるため初晶  $\delta$  の發達が少いことも微細化の原因となる。以上は普通鋳鋼の網狀組織包晶微細化機構に就て論じたが、特殊鋳鋼に於ても網狀組織を呈する様な元素例えば Si, Ni, W 等を添加した場合にも同様の理論が成立するものと考えられる。

(4) 包晶反應と顯微鏡組織との關係

凝固時に生成せられる組織を鑄造組織又は一次組織と稱し、凝固後の變態又は熱處理に依て生ずる組織を二次組織と云う。一次組織は  $\gamma$  晶界域で破壊せされ夫々の方向を持つ小さいオーステナイトのミクロ的粒子となるが之の數及び大きさは元の一次組織の大きさ及び  $\gamma$  界域の冷却速度に支配せられる。第6圖 (a)~(c) は第1表の普通炭素鋳鋼の顯微鏡組織の一例を示したもので、HJ 間の組成のものは 701(a) の様に常溫に於ける組織は勿論白色部はフェライト、黑色部はパーライトである。之



第6圖 炭素鋳鋼の顯微鏡組織

から熔鋼の凝固過程を推察するに大い白色結晶部は結晶  $\delta$  の晶出したもので、包晶反應を起す迄の凝固區間が長いから自由に成長發達する。黑色の點狀或は連鎖狀の小粒子で圍まれた白色部は包晶反應に依て殘存した融液が結晶  $\delta$  を被覆した包晶を示したものである。又C 0.18~0.36% の (c) 濃度の JB 間の組成のものは 704 (b) の様な組織を示す。之は  $L_2P_3$  間の凝固區間が稍大であるため太い結晶  $\delta$  を晶出するが、この結晶  $\delta$  は小粒子狀の集團的結晶を分岐し、之が包晶反應の晶核をなして第二次的に網狀晶を作ることを示したものである。C が包晶點に近づく程結晶  $\delta$  が分解しそれを取巻いた包晶も多くなり、加之  $L_2P_3$  區間が短くなるため結晶  $\delta$  も小さい關係上第二次網狀組織は微細となる。尙C 含量が増加して包晶反應の範圍を超えて (d) 濃度となれば、マクロ的にも樹枝狀組織となるから顯微鏡組織も異なる。(c) は C 0.55% を含む 707 の顯微鏡組織にして、白色網狀部は  $\gamma$  晶の粒界に折出したフェライト網目を示し、包晶反應で見られた様な包晶の核となるべきものは認められない。

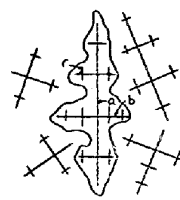
#### IV. 樹枝狀組織の粗密度發生の機構

##### (1) マクロ組織と結晶偏析との關係

樹枝狀組織の生成に最も影響を及ぼすものは成分及び不純物の偏析である。之には鋼塊偏析と結晶偏析とあるが、前者は鋼の内外層或は上下部の化學成分の相違で本研究の様な小鋼塊には左程問題でない。結晶偏析は同一結晶内に於て部分的に化學成分の偏在するもので樹晶發生の原因となる。この結晶偏析は固溶體合金の凝固時には免れ難い現象で、樹晶の幹や根幹部は凝固點の高い元素を以て構成せられ、樹晶の枝間充満部は最後に凝固するから凝固點の低い元素が集積する。斯くして樹晶の根幹部と枝間部とは化學成分の相違を來すものである。

##### (2) 樹枝狀品生成の機構

第7圖は融液が凝固して樹晶を形成する過程を示した



第7圖

ものである。融液が凝固する際には先づ融液内に微細な結晶核を發生する。之は過飽和溶液中に於てのみ成長し得るからそれに接觸する母融液が過飽和でなくなれば成長を中止する。然る場合には附近の溶質が擴散し來り濃度を増加して再び過飽和となり結晶は成長し初める。斯くして融液中に先づ第一結晶軸  $a$  を生じ高純度のものが凝固し、次で之と直角の方向に  $a$  より低純度の第二結晶軸  $b$  が分岐し、更に低純度の第三結晶軸  $C$  が生成せられる。斯くして樹晶の根幹部が形成せられ枝間部は最後に凝固するから特に不純物が集り第7圖の一結晶粒の輪廓を形成する。この根幹部はCに富み枝間部はCは低くPが高い<sup>5)9)</sup>。又 Ni-Cr 鋼では根幹部にCが偏析し枝間部はCは少く Ni, Cr, P 等が多い<sup>10)</sup>と報告せられている。

##### (3) 樹枝狀組織の粗密を支配する諸因子

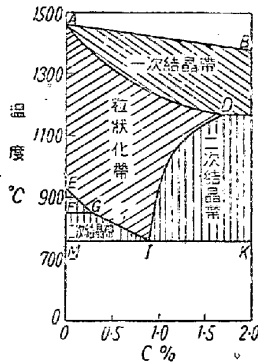
樹晶は上述の結晶偏析に支配せられるが、又擴散の難易、流動性及び熱傳導度の大小に依ても異なる。C は  $A_2$  以上では擴散能は大で Ni, Mn, P, Si はこの順序で擴散能を妨げる。故に過剰 Si の添加は著しく擴散能を妨げて樹晶の粗大化を助長するが Ni, Mn は Si 程著しくない。又 C, P, Si 等は融液の流動性を大とし樹晶の成長を助長する。又熱傳導度の大きなものは不純物も少く冷却速度が大である關係上樹晶は小であるが、不純物が多くて熱傳導度の小さいものは樹晶の發達が大となる。又樹晶の大小は凝固區間にも支配せられ、之の大きな C, P, S 等の添加は樹枝狀偏析を大とする。

以上は樹枝狀組織生成の機構を各因子別に述べたが、

実際には之等諸因子が重合して複雑な影響を及ぼすが、その主因は結晶偏析にして他は附随的影響であると考えらる。

### V. マクロ組織とミクロ組織との関係

Belaiew<sup>11)</sup> は鋼が熔融状態から室温に達する迄に第8図の様に一次結晶帯、粒状化帯及び二次結晶帯の三帯を



第 8 図

考えている。樹晶は一次結晶帯の冷却中に形成せられ粒状化帯ではマクロ的樹晶は破壊せられて夫々の方向を持つオーステナイトのミクロ的小粒となり、二次結晶帯でフェライト又はセメンタイトを分離する。Belaiewの説は一般に認められてはいるが包晶反応を無視している點で幾分の修正が必要である。

第2図の包晶點より左側のものでは一次組成は $\delta$ でA<sub>1</sub>點で $\gamma$ を析出する。この $\delta \leftarrow \gamma$ の變化に際して不溶性介在物及びPの偏析を生じ之が結晶粒界及び粒内に分散せられる。二次結晶帯では分散せられた介在物を核として析出するから平行層として群生しウイットマンスタツテン組織を構成する。従て斯る成分の鋼では一次及び二次結晶間に何等關聯性がない。包晶點B附近のものでは凝固時に結晶骨格を生ぜず微細組織を示すが、その二次組織の形態は徐冷の場合には勿論粒状組織を示すが、急冷に際してはウイットマンスタツテン組織或は

粒状組織とウイットマンスタツテン組織との混合組織が得られる。又包晶點以上Cを含むものでは一次晶 $\gamma$ の樹晶は二次結晶帯で一次 $\gamma$ 晶の組織に相當する場所にフェライト又はセメンタイトを析出する。例えばフェライトは一次 $\gamma$ 晶の結晶粒の周圍に網目を作り、この内部に一次のデンドライトは存在する。例えば第6図(a), (b)に於ては針状フェライトはウイットマンスタツテンの平行層をなして太い白色一次結晶の内部に存在するが、包晶點附近ではフェライトの平行針状結晶は認められず不規則結晶をなす。更にCが包晶點以上になればフェライトは一次晶の結晶粒界上に析出する(c)。

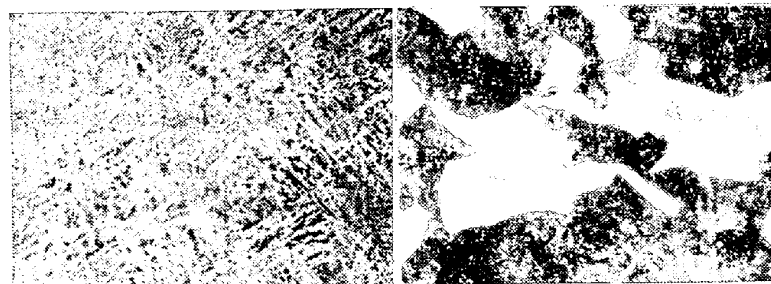
又特殊鑄鋼に於ても大體同様の傾向が認められる。第9図(a), (b)はCr-Mo-Si鑄鋼に就て一例を示したもので、(a)は試料2(C 0.38%, Si 0.67%)の組織にしてウイットマンスタツテンと粒状組織との混合組織をなす。(b)はCが少いためパーライトが少くフェライトが多くその帯幅も廣いが、Cが高くなるとフェライトは少くなり細長い帯状をなして存在しパーライトを増加する。

### VI. 結 言

本研究では特殊鑄鋼の鑄造組織生成の機構に就て論じたが、その結果を總括すると次の通りである。

(1) 網状組織の生成は鋼の包晶反應に起因し、包晶誘導成分の種類、成分の増減に依て大小粗密の差異を生ずる。即ち包晶誘導成分が包晶點より少い場合には網状組織を呈し包晶點に近づく程微細となる。尙網状組織の大小粗密の差異は凝固區間の大小及び結晶 $\delta$ の分裂の程度に依る。

(2) 樹枝状組織粗密の差異は結晶偏析の大小に基因し凝固條件が一定の場合には添加成分及び不純物の偏在に依て影響を受ける。又凝固區間の大小、擴散の難易、流動性、熱傳導度の大小等の複雑な影響を受ける。



(a) 2 C 0.38%, Si 0.67% (b) 76B C 0.25%, Si 2.31%

第9圖 Cr-Mo-Si 鑄鋼の顯微鏡組織 ×250 (1/2 縮寫)

(3) マクロ組織とミクロ組織との関係は包晶反応生成範囲内では一次及び二次結晶間に組織的關係はないが反應生成範囲外では二次晶は一次の $\gamma$ 品の結晶粒界上に生成せられる。(昭和 25 年 6 月寄稿)

文 献

- 1) 谷村照, ミケ島秀雄: 鐵と鋼, 30 (1944), 166
- 2) ミケ島秀雄: 日本鐵鋼協會第 38 回講演大會に發表
- 3) G. Tammann: Z. Metallk., 21 (1929) 277
- 4) D.J. Martin, J.L. Martin: Trans Amer. Inst. Min. Met. Eng. Iron and Steel Div., 135 (1939) 245

- 5) E. Scheil: Stahl u. Eisen 50 (1929) 277
- 6) 佐藤知雄: 金屬の研究, 7 (1930) 202, 254
- 7) 朝戸順: 金屬の研究, 9 (1932), 392., 10 (1933) 488., 11 (1934) 317., 365. 岩瀬慶三, 朝戸順, 那須信行: 金屬の研究, 13 (1936) 213
- 8) L. Northcott: Jour. Iron Steel Inst., 129 (1934) I. 151
- 9) H. Bennek: Arch. Eisenhüttenwes., 9 (1935) 147
- 10) 濱住松二郎: 日本金屬學會誌, 2 (1938) 193
- 11) N.T. Belaiew: Trans. Amer. Soc. Steel Treat., 5 (1924) 549

### 10 月號論說豫告

- |                             |                              |
|-----------------------------|------------------------------|
| リムド鋼の凝固速度, 凝固中の成分變化, 浮滓について | { 下川 義雄<br>田上 豊助             |
| 特殊鑄鋼の研究(V)                  | 工博ミケ島 秀雄                     |
| 凝固時に於ける鑄物の凝固面に及ぼす壓力の測定      | 長尾 肇                         |
| 可鍛鑄鐵用熔銑に於ける Mg の影響について      | { 工博岡本 正三<br>鳥取 友治郎          |
| 時計ゼンマイ材料の研究(I)              | { 三橋 鐵太郎<br>上野 學             |
| 鋼の高溫度に於ける諸變化に及ぼす超音波の影響      | { 工博田中 清治<br>吉田 高明<br>高木 甲子雄 |
| 高クロム系高速度鋼に於ける各種元素の影響(II)    | 工博小柴 定雄                      |