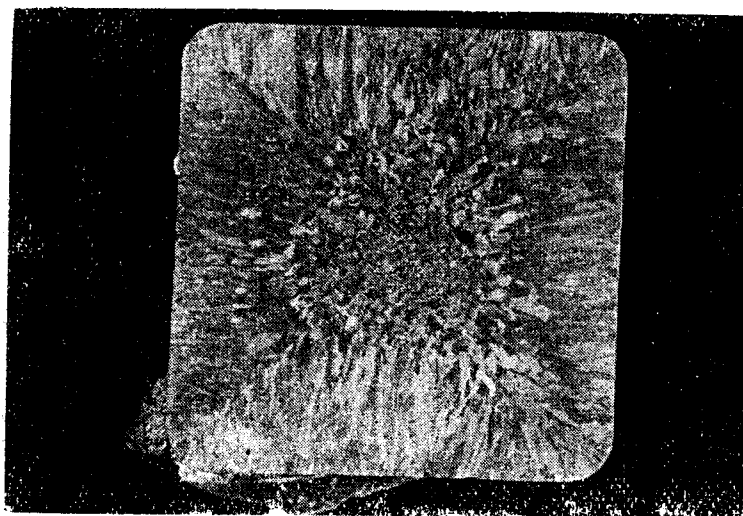


### 第三章 チュラルミン鑄塊の凝固機構 及び偏析現象

#### (1) 凝固機構

第 13 圖は鑄塊切斷面のマクロ組織で、金型の壁に接する部分に柱状組織が発達し、中心部には微細な粒状組織が認められる。

尙柱状組織と中心部の微細な粒状組織の間に何れの組織にも属しない組織が観察出来る。この場合には、少くとも三層の組織よりなることが判る。中心部の微細な粒状組織からなる部分は、一般に狭いか或は全く存在しない場合もある。



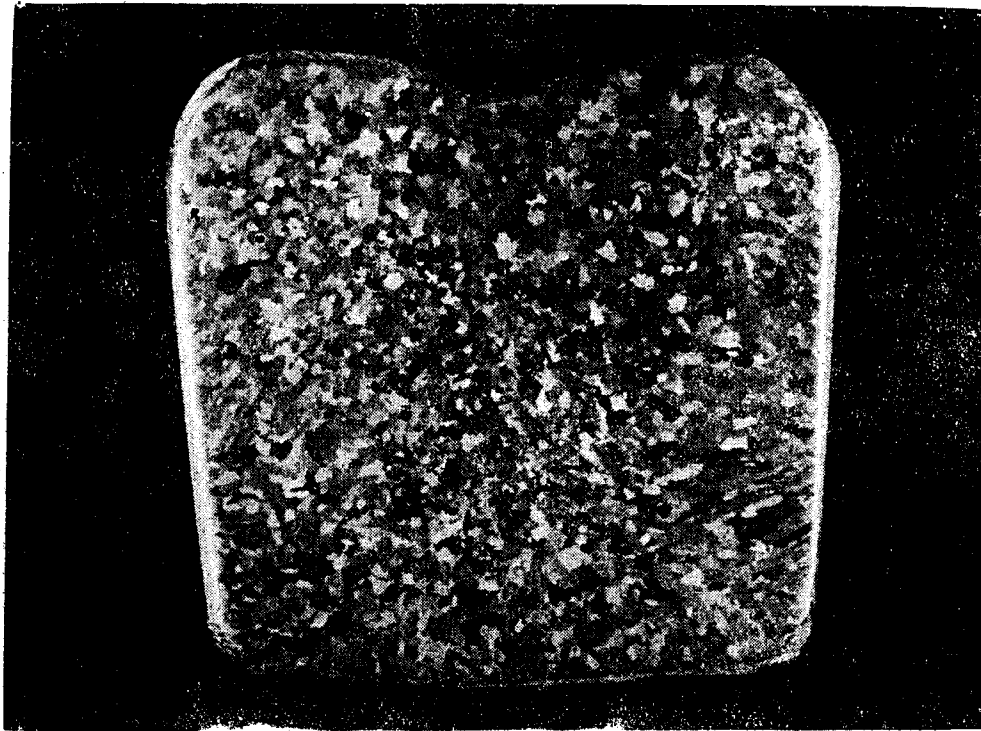
第 13 圖 鑄塊のマクロ組織

中心部附近の粒状結晶が問題とされてゐる所で、如何なる条件のもとでは粒状結晶が成生し、如何なる条件のもとでは柱状結晶を成生するかと云ふ基礎的問題の解決に努力が拂はれてゐる。鑄塊の凝固を支配する因子は甚だ複雑であつて多くの假定を必要とするであらうが、先づ合金の最

高加熱度，鑄造溫度，金型の形狀，溫度，厚さ及び材質，さらに水浸式鑄造法では熔湯の溫度及び冷却速度（落下速度）等が重要な因子であることは動かせぬ事實と想はれる。以上の各因子の中で熔湯の最高加熱溫度と凝固後の粒度との關係に就ては鐵鋼，殊に鑄鐵に關する研究はあるが，輕合金に關するこれ等の研究は非常に尠い。我國に於ては山口博士及び太田氏<sup>(7)</sup>の研究があり，最高加熱溫度の高い程結晶粒は粗大となることが指摘されてゐる。その後著者<sup>(8)</sup>も同様な實驗を行ひ定性的には山口博士等の結果と一致するが，結晶粒の大小を支配する因子は，單に最高加熱溫度のみでないことを認めてゐる。最高加熱溫度と結晶粒度の關係を示せば第14圖及び第15圖の如くである。



第 14 圖 最高加熱溫度 850° 純アルミニウム



第 15 圖 最高加熱 700° 純アルミニウム

熔湯の凝固過程に就ては古くから G. Tamman<sup>(9)</sup> の研究があるが、これは熔湯が温度の勾配がなく、一様に冷却して凝固する場合にのみ適するもので、温度の勾配があり、又熱が移動する場合には別個に考へなければならぬ。これ等の諸条件を考慮に入れた結果が橋口氏<sup>(10)</sup> に依つて發表された。鑄造された熔湯は湯面から凝固が始り、次第に凝固は内部に進むものである。今凝固した部分と未だ凝固しない部分との接觸面を考へると、接觸面の所の熔體が凝固點に達したとき、その部分が凝固し、かくして次第に内部に進むから、この凝固が内部に進行する速度を  $V_m$  とすれば次式の如くなる。

$$V_m = (\partial x / \partial t) \quad \theta = \theta_m \dots \dots \dots (3)$$

但し  $x$ : 或る任意の場所

$t$ : 時間

$\theta_m$ ; 熔融點

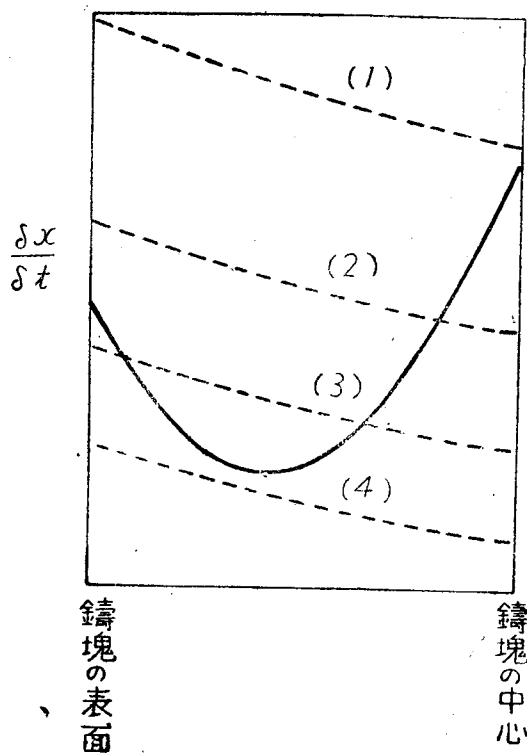
(3)式から明かな如く  $V_m$  は場所に依つて異なる値をとる。新しく凝固した部分がそれより前に凝固した結晶と連続した同一の結晶粒を構するか、或は別に新しい一つの結晶粒となるかは、この  $V_m$  がそのときの結晶成長速度 (K.G.) より早い遅いかに依るものである。

$$K.G. \geq V_m \dots\dots\dots(4)$$

である場合は結晶は連続して成長して所謂柱状結晶粒となる。

$$K.G. < V_m \dots\dots\dots(5)$$

である場合には、前に凝固して出来た結晶が成長して行かぬ中に、次の部分が凝固温度に達して、そこに出来た新しい核から結晶粒が生れて粒状結晶となる。従つて鑄塊の柱状及び粒状結晶の分布を知るためには、鑄塊内の各點に於ける K.G. 及び  $V_m$  の大小を比較すれば良いことになる。第16



第 16 圖 K.G. 曲線と  $V_m$  曲線との關係



圖に示した如き  $V_m$  曲線と K.G. 曲線との關係位置から柱狀及び粒狀結晶の分布状態が推察出来る。

- (1) K.G. 曲線が  $V_m$  曲線より上にある場合で、鑄塊は全く柱狀結晶となる。
- (2) K.G. 曲線が  $V_m$  曲線と一個所に於て交る場合で、鑄塊の表面より直ちに柱狀結晶が發達し、兩曲線の交點より始めて粒狀結晶が生成する。
- (3) K.G. 曲線と  $V_m$  曲線が二ヶ所に於て交る場合で、第一の交點までは粒狀結晶、兩交點の間では柱狀結晶、第二の交點から中心までは再び粒狀結晶が生成する。
- (4) K.G. 曲線が  $V_m$  曲線の下にある場合で全部粒狀結晶となる。

以上の理論から粒狀結晶の發達を防止するには  $V_m$  を大きくすれば良いことになる。然しながら鑄塊の凝固過程は甚だ複雑で將來の研究に待つべき問題である。

## (2) 偏析現象

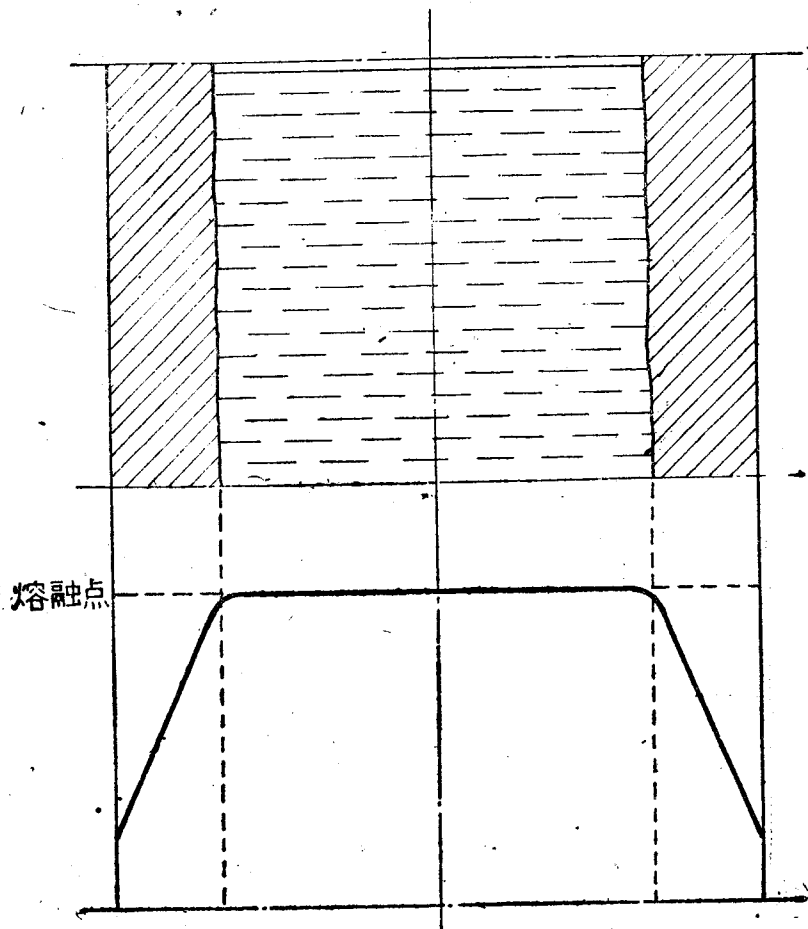
偏析現象はこれを合金成分の熔解點及び比重の差に起因する普通の偏析と鑄造技術上屢々問題となる逆偏析とに大別出来る。この逆偏析に就ては技術的に解決することは困難で、又理論的説明に於ても確かな定説はないが、從來の諸説を總括すると次の様である。

- (a) 結晶成長壓・外壁から内部に向つて成長する結晶が殘液を外部に押し出す。
- (b) 蒸氣壓 蒸氣壓の高い成分金屬の濃縮に依り殘液の蒸氣壓が上昇する結果、殘液が外部に押出される。

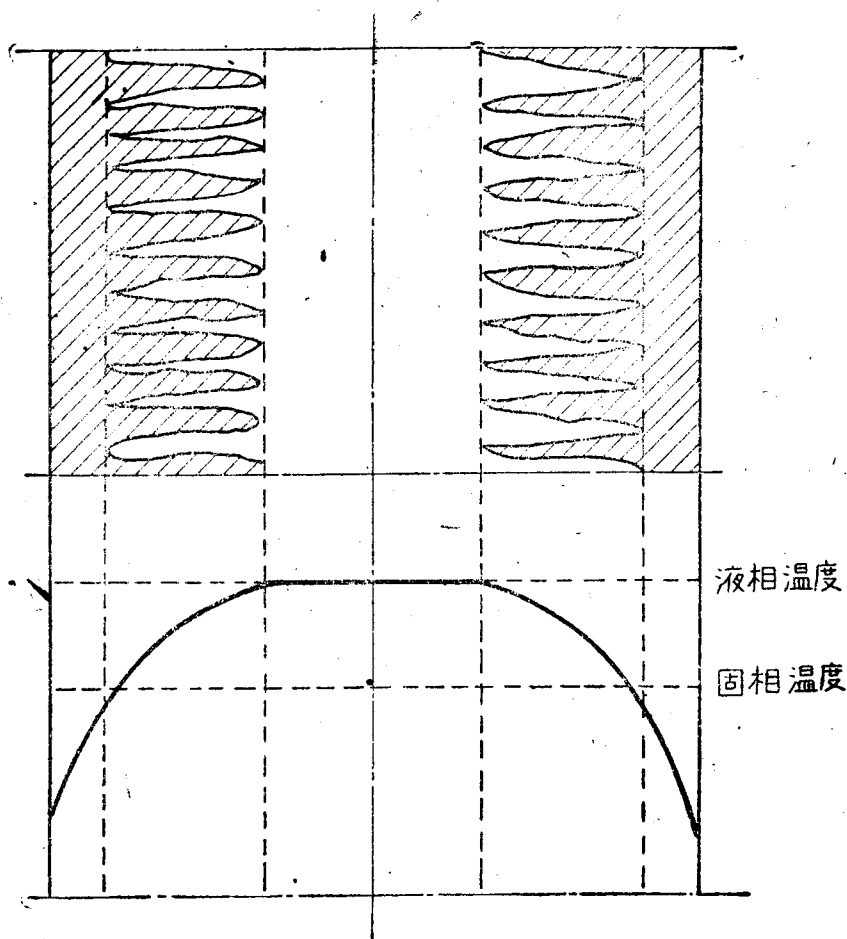
- (c) 収縮壓 最初に凝固した部分が収縮のために残液に圧力を生じ、その圧力のために残液が外側に押出される。
- (d) 瓦斯壓 凝固の際に放出される瓦斯の圧力のために残液が外側に押出される。
- (e) 結晶の體積収縮 結晶の體積収縮に依つて結晶間に小さい間隙を生じ、この間隙の毛管現象に依り残液が吸入される。

以上の五説の中で最初の三つは殆んど問題ではなく、最後の二つのみが確かさを持つものと見られてゐる。W. Claus<sup>(11)</sup>は瓦斯壓が逆偏析の原因であると述べてゐる。

逆偏析は熔融金屬が凝固中に、殘溜溶液が最初に凝固した部分に流れて



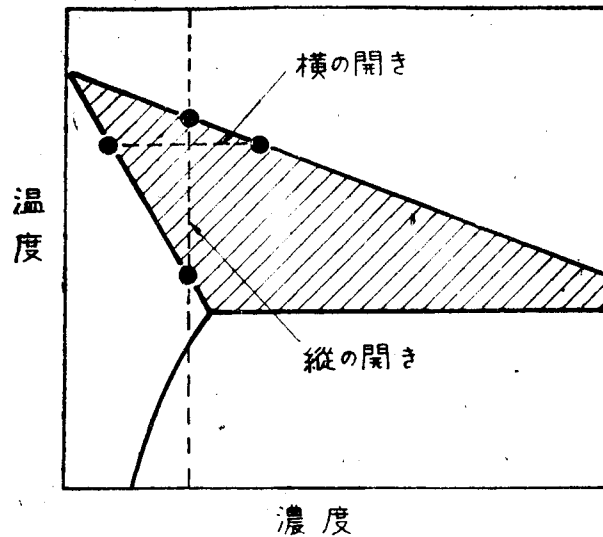
第 17 圖 (a) 純金屬又は共晶合金



第 17 圖 (b) 凝固區間を持つ合金

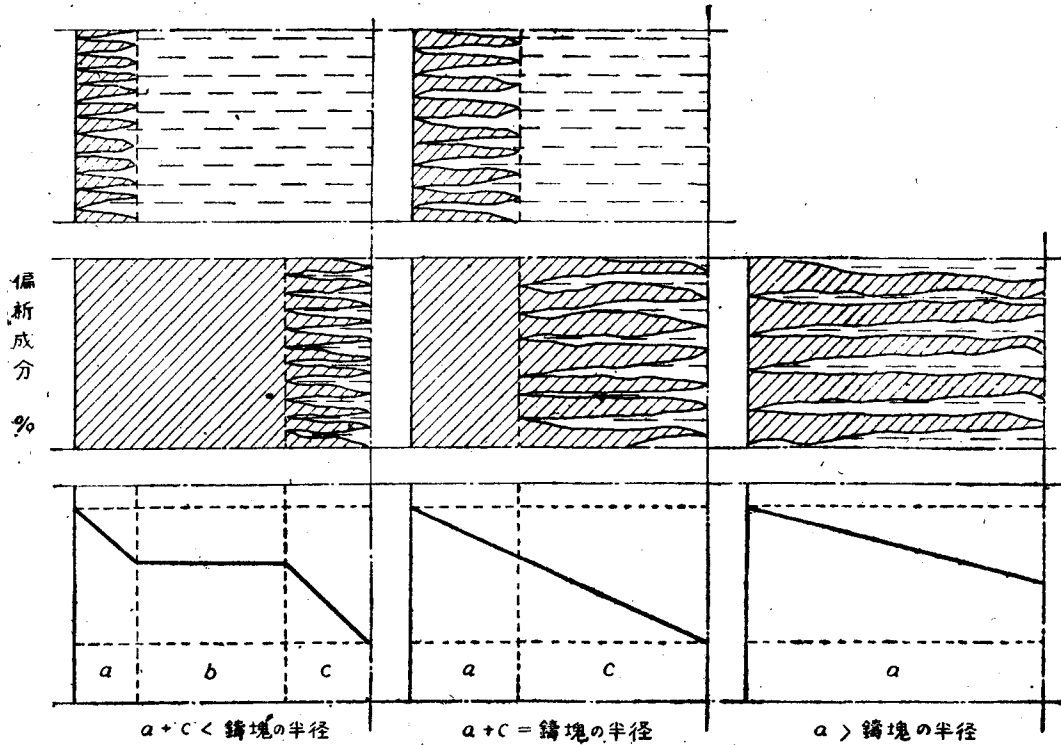
移動し、この移動現象は中心部の殘溜溶液から放出される瓦斯壓に因るもので、この場合に重力、遠心力及び凝固現象は、瓦斯壓に依る移動現象に對しては單にこの現象の起る傾向を與へる因子として影響するのみであらうと考察し、これに反し P. Brenner 及び W. Roth 等<sup>(12)</sup> は初晶の體積收縮が逆偏析の主要なる原因であるとして次の如き説明を與へてゐる。

先づ純金屬或は共晶合金の様に一定溫度で凝固する場合は、第 17 圖(a)の如く固液兩相の境界は一つの面で限られてゐるから鑄塊内には偏析は起らない。然るに凝固間のある一般合金の場合には、第 17 圖 (b) に示す如く固液兩相の共存範圍が出来、こゝでは組成の異なる初晶と溶液が共存する。而してこの範圍と凝固を完了した部分との境界面は合金の固相線の溫



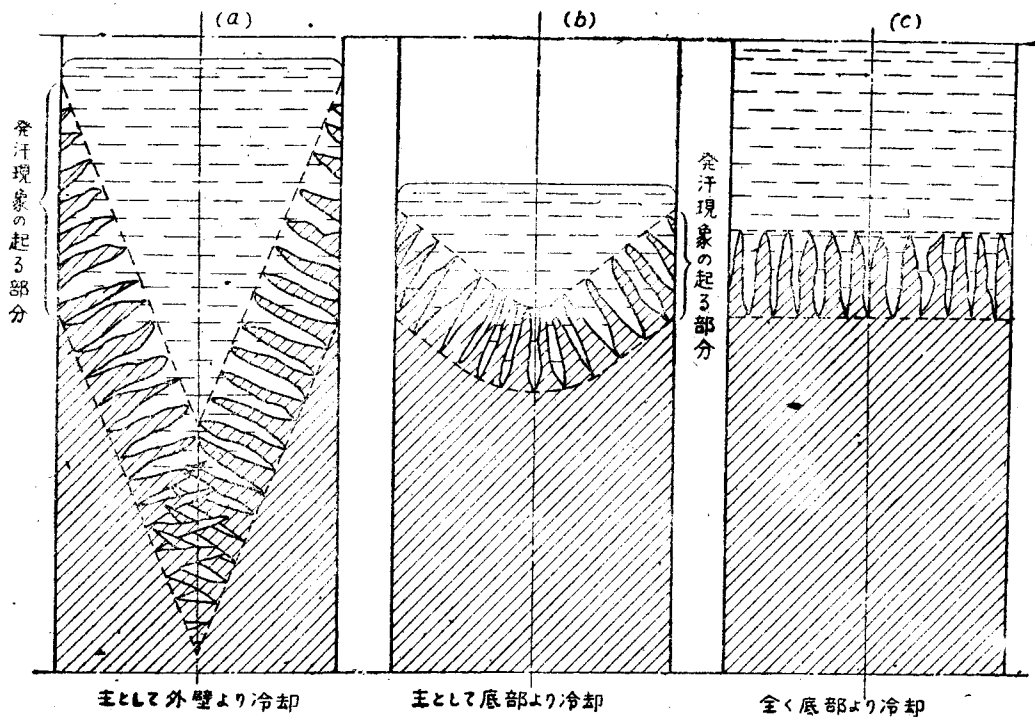
第 18 圖

度に相當し、均一熔液との境界面は液相線の温度に相當する。第 18 圖に示した状態圖から明かな如くに、固液兩相の共存範囲内に於ける初晶と殘液の組成とは一般に著しく相違する。特に平衡状態にない場合には固液兩相の組成の差は益々甚しく、固相線の温度の如何も状態圖の示す温度よりも低下するものである。固液兩相の共存範囲の温度の低下が起れば、初晶はその體積を收縮する。その結果均一熔體範囲の熔體がこの範囲に吸収され、一旦吸収された熔體は次第に外側に向つて移動して行くわけであるが、この際初晶を晶出しつゝ移動するから熔體內の第二成分は次第に濃縮され、最も濃縮された殘液が外周に凝固することになる。そのために第二成分は稀薄となつて濃度の差を生ずる。次に鑄塊内部の偏析に就ての考察は次の如くである。先づ頭部並に底部が熱的に完全に絶縁された圓柱狀の鑄塊を假定し、鑄塊の熱は中心から外周部に向つてのみ流れるものとすれば、凝固後の鑄塊面上には一般に第 19 圖に示す如き二つの偏析部分、即ち偏析成分の濃縮した部分 (a) と稀薄な部分 (c) とが現はれる。外周の偏析部分に接して圖の如く殆んど偏析を生じない部分 (b) が出来る。こ



第 19 圖 圓柱狀鑄の凝固の中と偏析部分の大きさとの關係

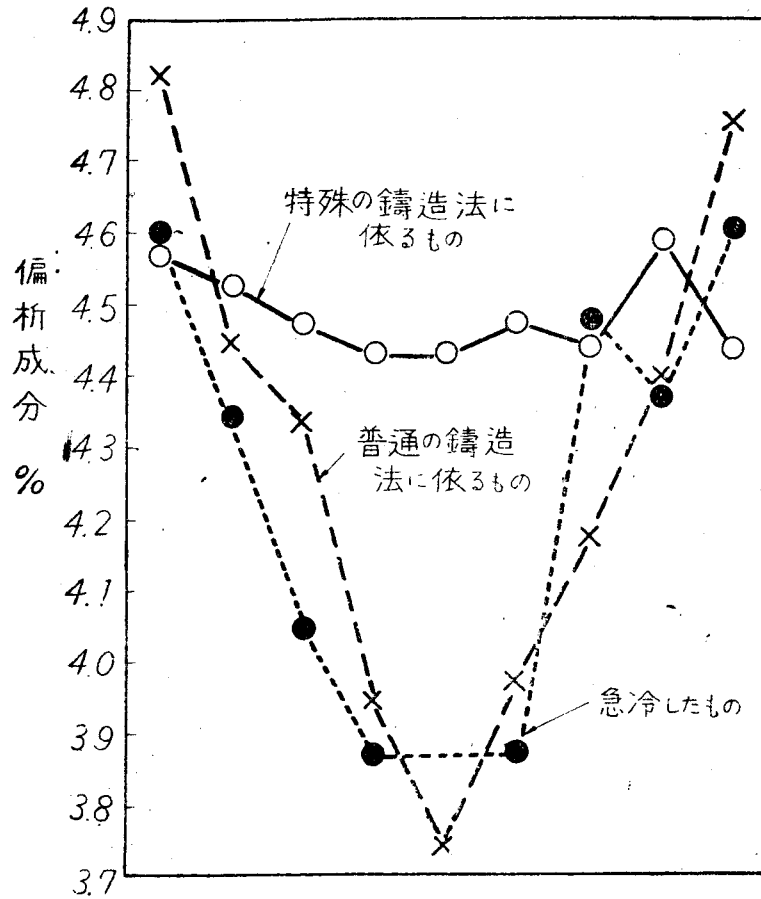
の部分では凝固の途中に殘液の一部は (a) の部分に移動するが、その代りに C の部分からそれに相當する熔液を吸入するために結局は濃度の變化は起らない。然るに熔液の補充が出来ないと濃度の薄い (c) の部分が出る。これ等の相違は鑄塊が大きくなればなる程著しくなるとは明かである。従つて逆偏析現象を緩慢にするためには鑄塊を極めて徐々に冷却するか、或は逆に急冷することが考へられる。上記の考察は何れも鑄塊の頭部及び底部よりの冷却を無視してゐるが、實際の場合には無視出来ない。第 20 圖は底部から冷却した場合の固液兩相の共存範圍の變化を圖示したもので、鑄塊の斷面上に於ける偏析は固液兩相の共存範圍の横斷面上に於ける投影と考へれば良い。即ち底部より冷却が効いて來る場合程鑄塊斷面上に於ける固液兩相の共存範圍の投影面積は小さくなる。従つて斷面上に於ける偏析は次第に小さくなるわけで、完全に底部から冷却される場合には



第 20 圖 冷却方向と凝間の形状

横方向の偏析は全く起らないことになる。而してこの場合には鑄塊の底部の偏析成分が濃くなり、逆に頭部が稀薄となつて来る。第20圖(a)に示した如き凝固過程をとると両側から發達する結晶は鑄塊の中央で相會し、この部分は最後には残液を吸収し得なくなる。これがために屢々收縮孔を生ずるわけであるが、この部分は残液を吸収しないから第二成分は稀薄となり正の偏析となる。又かくの如き凝固過程をとると鑄塊の表面に屢々發汗現象を呈する。この現象は鑄塊の表面に共晶組成に近い溶液が浸出して来る現象で、特にアルミニウム銅系合金に著しい。デュラルミン鑄塊に於ても認められ、發汗部分の分析結果は銅 17.2%、マグネシウム 1.15%、滿俺 0.53%、珪素 1.35% 及び鐵 1.0% に及ぶ場合もある。この發汗現象を防止するためには、鑄塊の表面を急冷して速かに凝固せしめ残液の浸出する小孔を塞げばよい。或は第20圖(b)及び(c)に示した如き残液の靜止水壓の差を少くする様な凝固方法を採用する必要がある。偏析皆無の鑄塊を得る方法に

就ては前述の通りであるが、これ等の各種鑄造法に依る圓柱狀鑄塊の中心部断面上に於ける銅の偏析の分布状態を示せば第 21 圖の如くである。圖に於て曲線 (1) は普通の鑄造法に依るもの、曲線 (2) は特に急冷したもの、曲線 (3) は特殊の偏析防止法を講じた場合の結果である。第 5 表



第 21 圖 三種の鑄塊に於ける銅の偏析 (徑 300mm)

試料の位置	Cu%	Mg%	Si%	比重
中心部	3.57	1.10	0.15	2.766
	3.55	1.07	0.15	2.763
周縁部	4.84	1.40	0.20	2.783
	4.80	1.38	0.20	2.788

第 5 表, 60kg 超デュラルミン鑄塊の偏析例

は<sup>(13)</sup> 普通鑄造法に依る 60kg 超デラルミン鑄塊の偏析に依る中心部と周  
邊部との分析値と比重の變化を示す。