

技術資料

UDC 621.746.27.046 : 620.18 : 536.421.4

## 連続鑄造鑄塊の凝固組織\*

鈴木 章\*\*

## Cast Structure of Continuously Cast Steel Ingot

Akira Suzuki

## 1. 鋼の連続鑄造における凝固の特徴

連続鑄造は、ある一定の断面の鑄塊を連続的に引き出すものであるから、鑄塊としては厚さに比して高さ（長さ）の大きいものが得られる。したがって、その凝固の様子は、根本的に高さに対する肉厚の比（ $L/D$ ）の大きい普通鑄塊のそれと同様である。 $L/D$ の大きい鋼塊は側面からの凝固が優先し、押湯がききにくくセンターラインシリンケージが出やすい。連続鑄造でも当然その傾向があるので、これを防ぐために鑄造条件や冷却のコントロールが行なわれる。アルミニウムや銅などのような非鉄金属は熱伝導度が大きいので、その連続鑄造では引き抜き速度をおそくして、溶湯プールを浅く健全な鑄塊をうるることができるが、鋼は熱伝導度が小さく、しかも高温にある大量の溶湯を処理しなければならないので、このようなことは現実的ではなく、強制的な冷却によつて与えられる大きい温度勾配と鑄込条件とを組合せてこれを克服している。したがって、連続鑄造の凝固条件は普通鑄塊に比し温度勾配、凝固速度がともに大きいといえることができるであろう。そしてまた、連続鑄造では鑄込の大部分がほぼ一定の条件で行なわれるので、鑄塊が引き出されていても溶湯プールの形状や位置が鑄造の間中ほぼ一定の状態にあると考えられる。このように定常状態に近い状態で凝固が進行していると考えられるので、鑄塊内の関係位置が同じなら、上下の位置が違って同一凝固条件で凝固したといえることができる。

## 2. 連続鑄造鑄塊の鑄造組織

連続鑄造鑄塊ばかりでなく、凝固状況を知るためにマクロ組織を観察するとき、結晶粒界は凝固後の冷却の際に粒界移動や変態のために変化するので注意が必要である<sup>1)</sup>。炭素鋼や低合金鋼の場合には、凝固後冷却中に固相変態がおこるので、観察される結晶粒は変態後のもの

であることが多く、結晶粒から凝固時の状況を直接知るには問題が多い。したがって鋼に対してはデンドライト組織を現出して調べるのが普通であるが、C含有量の低い鋼では腐食がむずかしいためにデンドライトが現出しにくいのか、あるいはもともとデンドライト状に凝固していないのか判断に苦しむことが多い。

さて、連続鑄造鑄塊のマクロ組織は普通鋼塊のそれとは本質的に異なるものではなく、チル層、柱状晶帯および等軸晶帯の一つ以上から成っている。それで等軸晶帯のしめる割合によつてマクロ組織が変化する。実際の鑄塊における等軸晶の生成は“free chill crystal”<sup>2)</sup>、デンドライトアームの“remelting”<sup>3)</sup>および鑄塊上表面凝固層からの“showering”<sup>4)</sup>の3つの機構によるとされているが、連続鑄造の場合にはメニスカスが合成スラグでカバーされており、いつも注入直後の過熱された溶鋼が存在すると考えられるので、showeringによる等軸晶の生成はほとんど起こらないものと思われる。したがって残りの2つの機構によつて等軸晶が生成していると考えてもよいであろう。

以下にいろいろな条件が連続鑄造鑄塊の鑄造組織におよぼす影響について検討しよう。

## 2.1 鑄造条件の影響

連続鑄造の鑄造条件としては鑄込温度、鑄込速度（引抜き速度）、2次冷却条件などがあるが、鑄込速度と2次冷却条件が鑄塊の冷却条件を決定するといえる。連続鑄造ではその生産性の点から鑄込速度をなるべく大きくすることが求められ、そのためには速く凝固させるため2次冷却を強くしなければならないが、あまり強くして鑄塊表面温度を下げすぎると鑄塊表面に割れが生じるので、おのずから限度がある。このような限られた範囲で冷却速度を大きく（鑄込速度を小さく、2次冷却を強く）す

\* 昭和49年2月6日受付（依頼技術資料）

\*\* (株)神戸製鋼所高砂工場 工博

表 1 供試鑄塊の化学組成と鑄造条件

鑄塊 No.	化学組成 (%)					タンディッシュ 中の温度 (°C)	引き抜き 速度 (m/min)	1次冷却水 (m <sup>3</sup> /hr)	2次冷却水 (l/kg of steel)
	C	Si	Mn	P	S				
1	0.64	0.27	0.53	0.014	0.018	1550	} 2.0	70	0.1
2	0.61	0.25	0.53	0.017	0.016	1523			
3	0.60	0.26	0.52	0.019	0.018	1487			

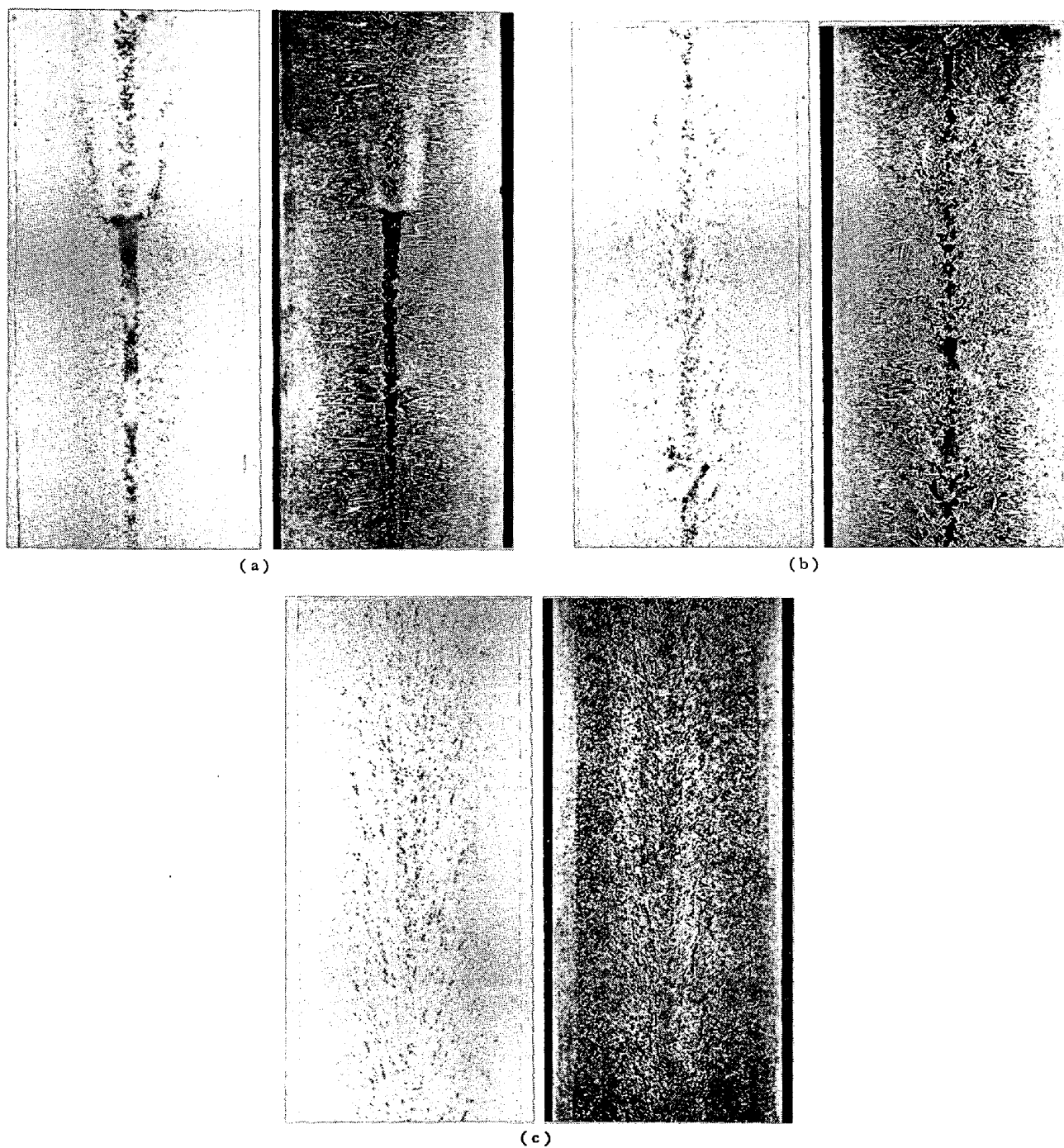


写真 1 マクロ組織におよぼす鑄込温度の影響, 0.6% C 鋼, 110 mm 角鑄塊  
 鑄込温度: (a) 1550°C, (b) 1523°C, (c) 1487°C  
 (a), (b), (c) それぞれ 左 サルファープリント, 右 マクロ組織

れば、凝固速度が大きくなるのは当然であるが、固相中の温度勾配が大きくなりしたがって固液共存域の幅が狭くなる事が考えられるので、“remelting”による等軸晶の生成が幾分おこりにくくなる。それで等軸晶帯がやや狭くなり柱状晶帯が広がる。しかし“remelting”によつて生成する等軸晶がもともと少なければ冷却の強弱で柱状晶帯、等軸晶帯の比率はあまり変化しないであろう。その他の変化としては、冷却速度が大きいとデンドライトの2次アームの間隔を小さくし、凝固速度および温度勾配の大きいことは1次アームの間隔を小さくするので、マクロ組織としては密なデンドライト組織となる。

2-1-1 鋳込温度の影響

以上のように、鋳込速度および2次冷却条件の鋳造組織に及ぼす影響はそれほど明確には現われたいが、鋳込温度は鋳塊のマクロ組織を大きく変化する<sup>5)6)</sup>。その一例として0.6%C鋼の110mm角鋳塊の場合をつぎに示す<sup>7)</sup>。表1に供試鋳塊の化学組織および鋳造条件を示すが、鋳込温度以外の条件は一定である。各鋳塊の断面のサルファープリントおよびマクロ組織を写真1に示す。注入温度の高いNo1鋳塊(写真1(a))は柱状晶がよく発達し、軸心部にはパイプが生成しており、ところどころに明りよなブリッジの形成がみられる。ブリ

ッジの部分では軸心が正偏析、その周囲が負偏析を示し、負偏析部とその外側の正常部との境界にV偏析が観察される。中間の注入温度の場合(写真1(b))には等軸晶の生成がみとめられ、ブリッジの間隔が小さくなり偏析がややぼかされている。注入温度の最も低いNo3鋳塊では、そのマクロ組織は全面が粒状の等軸晶から成り、パイプはなくポロシティも小さく分散されており、V偏析も分散した形になっている(写真1(c))。鋳塊表面に垂直および平行な断面のミクロ組織を写真2~4に示す。No1鋳塊ではチル層があまり明確ではないが、No2鋳塊では約4mm、No3鋳塊では約9mmと注入温度が低いほどチル層が厚くなっている。それから内部はNo1、No2鋳塊では柱状晶帯となつてはいるが、No3鋳塊では粒状に近い形態のデンドライトから成る等軸晶帯になつてはいる。またNo1、No2鋳塊の柱状晶帯では鋳塊表面に近いほどデンドライトの形態が単純で微細であるが、表面から20mmより内部ではデンドライトに3次アームが生成し、形態が複雑になるとともに粗大になつてはいるのが鋳塊表面に平面に平行な断面の組織からはつきり観察される。

2-1-2 組織の生成機構

(1) 等軸晶帯の形成機構

写真1(a)~(c)に示した注入温度によるマクロ組織

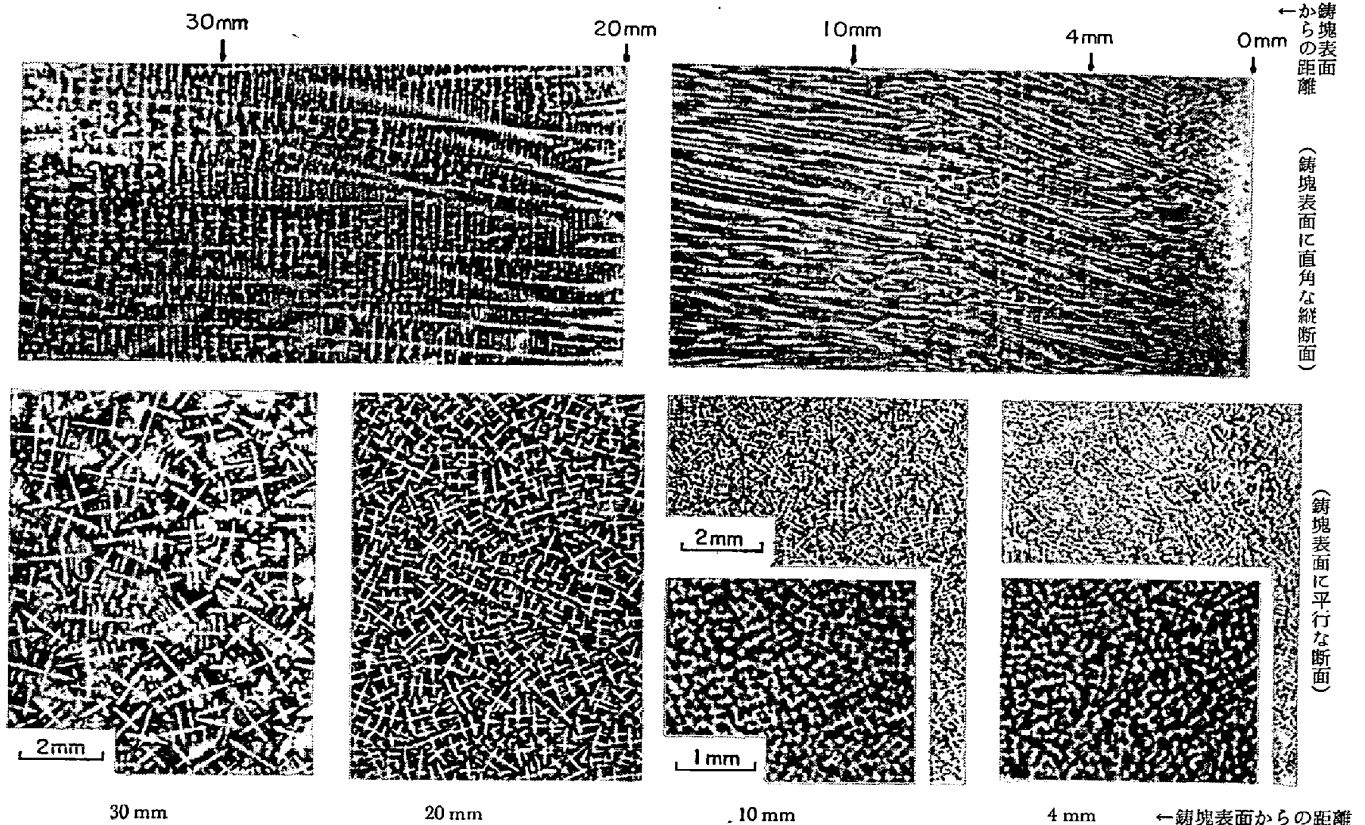


写真2 No. 1 鋳塊 断面 ミクロ組織

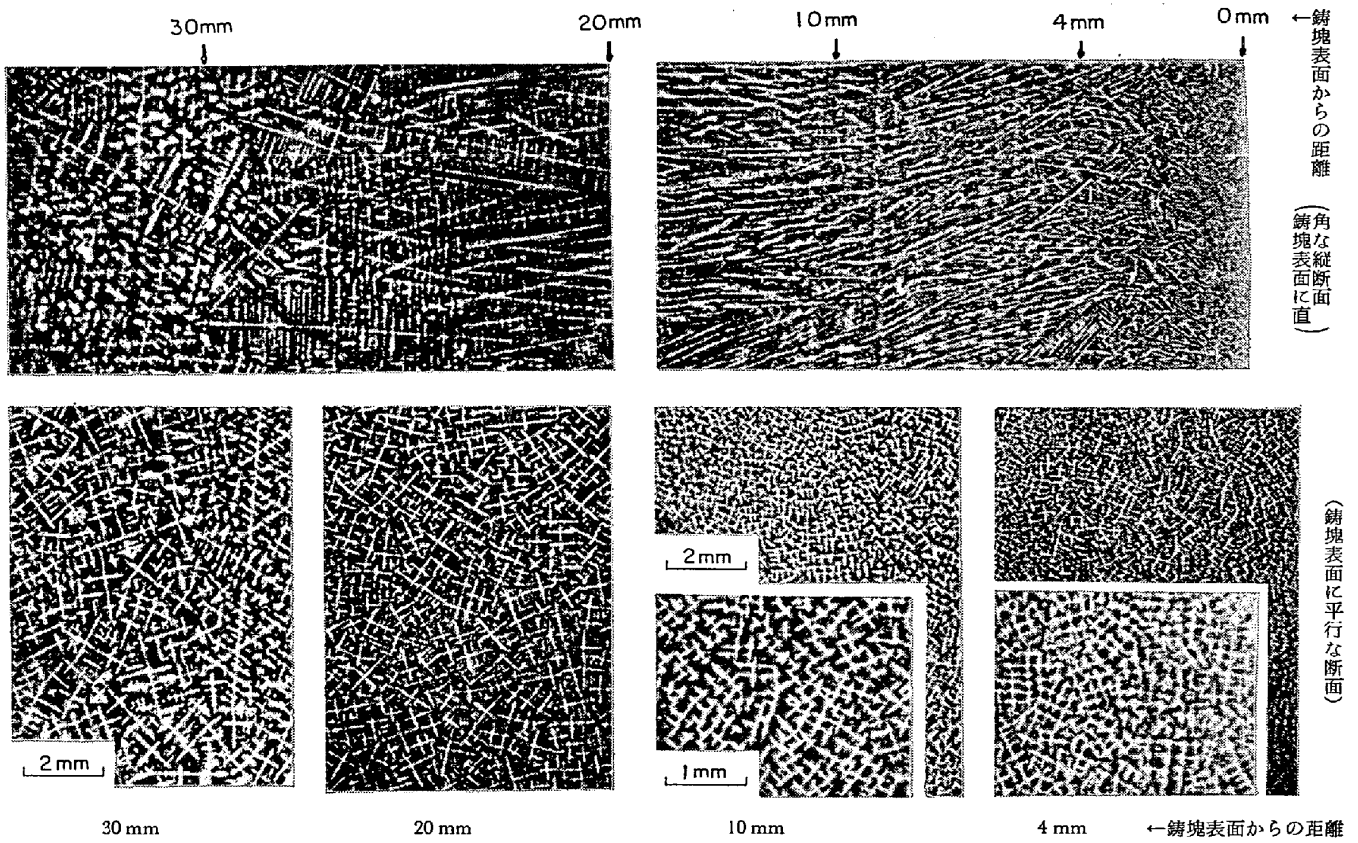


写真 3 No. 2 鑄塊断面のミクロ組織

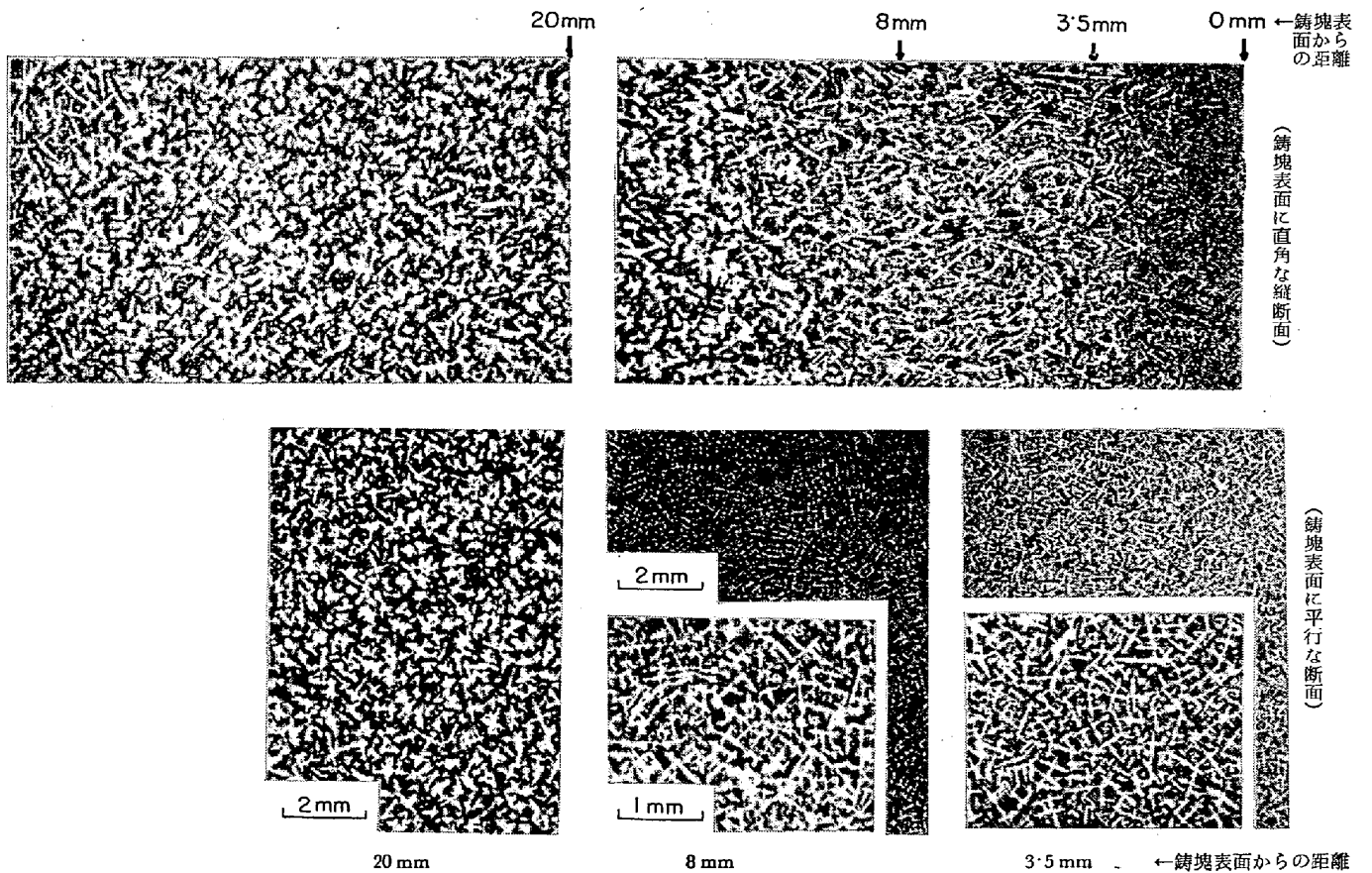


写真 4 No. 3 鑄塊断面ミクロ組織

の変化は、等軸晶の生成との関係によつて説明されるべきであろう。それは柱状晶の成長を止め等軸晶帯を形成するには、ある量以上の等軸晶が必要だからである<sup>8)9)</sup>。最も低温で鑄込んだ No 3 鑄塊の場合は“free chill crystal”機構により微細な等軸晶が生成したと考えるのが妥当であると思われる。その理由としては、第1に鑄込温度(タンディッシュ中の溶鋼温度)が液相線温度に非常に近く、約 20°C の温度差しかないこと、第2はマクロ組織で柱状晶帯が観察されず、等軸晶が微細粒状の組織を示すことがあげられる。また鑄塊表面からのいろいろな距離における dendrite の 2 次アームの間隔を測定し、これから凝固温度範囲の平均冷却速度を求めた<sup>10)</sup>ら(図 1(a)(b))、図から明らかなように、組織が柱

状 dendrite の場合には鑄込温度の高い方が 2 次アームの間隔が大きいが、低温鑄込の No 3 鑄塊では表面からの距離が 10~30 mm の間で他の 2 鑄塊よりも 2 次アームの間隔が大きくなっており、凝固時の冷却速度が小さいことを示している。低温鑄込の場合は高温鑄込のときと比べて、凝固速度が同じか大きい ( $V_H \leq V_L$ ) と考えられ、温度勾配はそれほど差があるとは思われない ( $G_H \approx G_L$ ) ので、 $G_H V_H \leq G_L V_L$  したがつて  $R_H \leq R_L$  となり、冷却速度は低温鑄込の方が大きくなると予想される ( $V$ : 凝固速度, 等温面の移動速度,  $G$ : 温度勾配,  $R$ : 冷却速度, 下つき文字 H は高温鑄込を L は低温鑄込を意味する)。図 1 の結果は鑄塊 No 1, No 2 の間では以上のことがいえるが、No 3 鑄塊では反対になっている。これは No 3 鑄塊の等軸 dendrite は生成してから凝固が完了するまで、いかにすれば固液共存時間が他の鑄塊の対応する位置よりも長かつたことを示している。このことは No 3 鑄塊の等軸晶が注入直後に生成し、溶鋼の注入などによる流動でその位置に運ばれてきたことを暗示するもので、“free chill crystal”機構によると推測される第 3 の理由である。

なお No 2 鑄塊にみられる等軸 dendrite は、No 3 鑄塊と同じ機構によるものか、“remelting”によるものかは断定できない。

## (2) ブリッジの形成と偏析の生成

No 1 鑄塊のように高温注入の場合には等軸晶帯は生成しないが、ブリッジの形成が観察された。ブリッジは凝固の最終段階で柱状晶帯の成長界面が平坦でなく、おうとつがあるために形成されると説明されている<sup>11)</sup>。しかし詳細に観察するとブリッジの底部付近には等軸 dendrite がみとめられ、なんらかの原因でできた等軸 dendrite が界面の突出部に引っかかり、その部分の凝固がその下方の部分よりも早く進行してブリッジが形成されたと考えられる(写真 5)。またブリッジのところに V 状の偏析がみとめられるが、これを貫通して柱状 dendrite が伸びている。このことは柱状 dendrite がその骨格を形成した後に、V 状の偏析が生成したことを示すものである。

以上のような観察から、これらの偏析の生成機構を次のように考えることができる。dendrite の一部が機械的にまたは再溶解によつて分断されて沈降し、凝固前線の突出部のところでブリッジを形成し、下方にとじ込められた未凝固の溶鋼が凝固するときの収縮により、固液共存域の dendrite の間にある溶質の濃縮した残液が下方に吸引され、これが収縮孔の下部にたまり中心の濃厚偏析となる。このような状況を図 2 に模式的に示

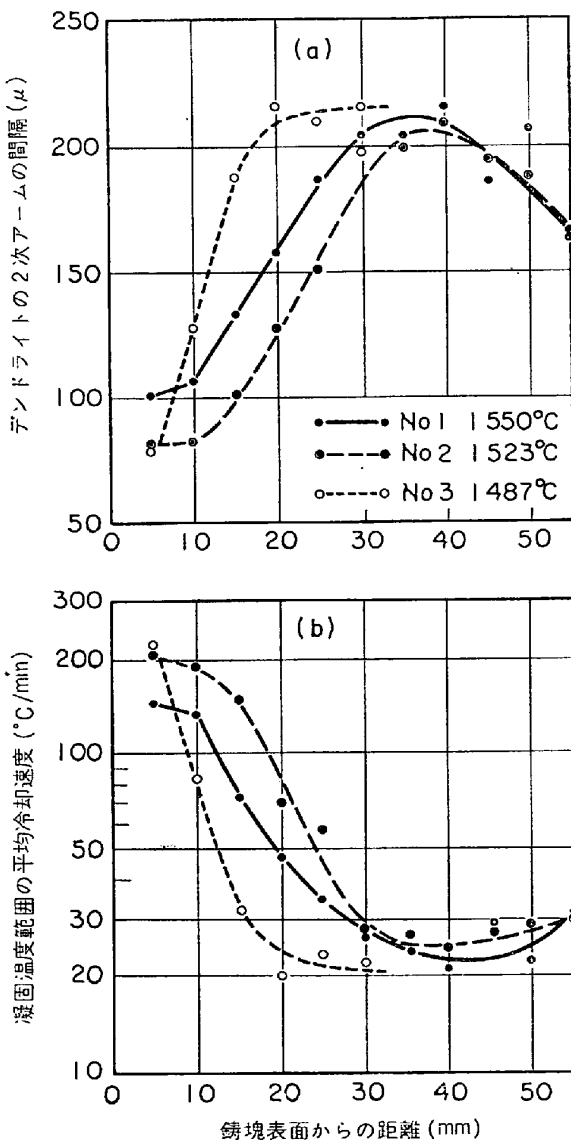


図 1 鑄塊表面からの距離と dendrite の 2 次アームの間隔ならびに凝固温度範囲の平均冷却速度



す。濃縮液が吸引されたあとのデンドライト間には、上方の平均濃度に近い溶鋼によりみたされ、そのためにこの部分は負偏析となる。またV状偏析も固液共存域のデンドライト間の溶鋼が下方に吸引されたとき、デンドライト間の濃縮液が容易に流動しうる領域と、固相率がある値以上でデンドライト間の残液が流動しえない部分との間の領域では、濃縮液が流下する通路ができ、これがV状の形を呈している。したがってV状偏析はいわゆる“ひも”状の形態を示す。“ひも”状の形態を示す逆V偏析もデンドライト枝間の残液が流動することによって生成することが報告されており<sup>12)</sup>、V状偏析の場合とは流れる方向が反対であるだけで基本的には同様の現象であると考えられる。

2.2 鋼種とマクロ組織

前節で鋳造組織におよぼす鋳造条件とくに鋳込温度の影響を0.6% C 鋼について述べたが、鋼種が違っていてもその傾向は同様であることはもちろんである。前述のように炭素鋼の場合、C含有量が少ないと腐食のむずかしさもあつて、デンドライト状に凝固したかどうかの判断が困難なことが多い。その一例を写真6に示す。

炭素鋼でC含有量が連続鋳造鋳塊のマクロ組織にどんな影響を与えるかということについては、まだ明確な報



写真5 プリッジ部付近のマクロ組織

×1.5

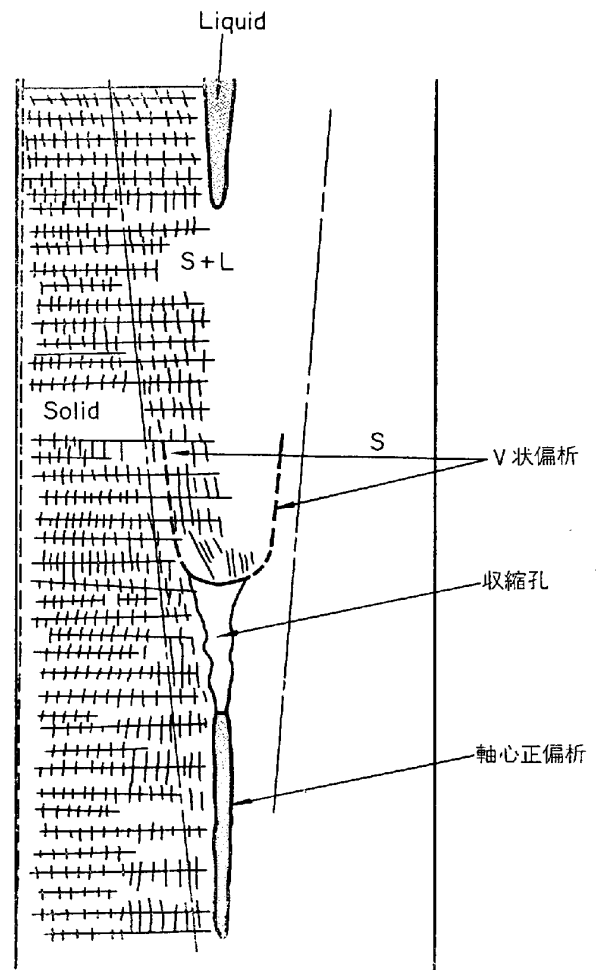


図2 軸心部偏析生成の模式図

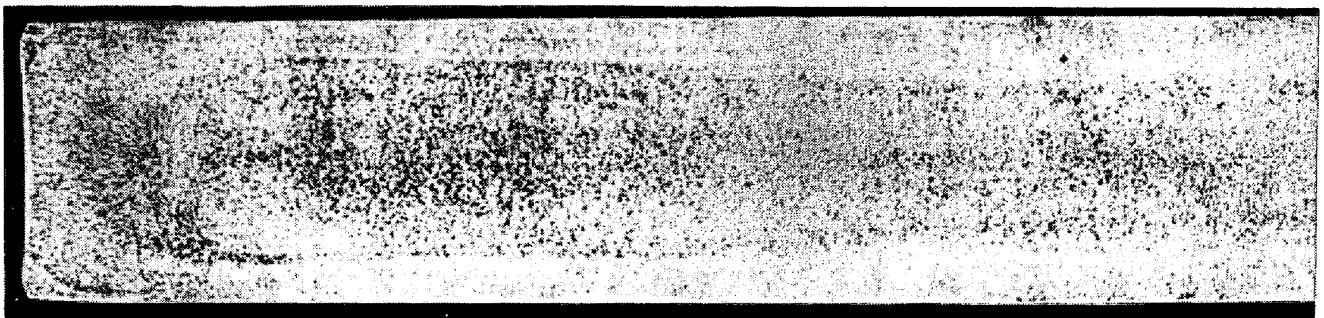


写真6 低炭素鋼断面マクロ組織 (スラブ寸法 190×1600 mm)  
(C 0.05% Si 0.01% Mn 0.29% Al 0.08%)

告がないようである。一般的には、ある合金系で同じ過熱で鑄込んだ場合、合金元素含有量が增大すれば等軸晶帯が広がるのが普通である。その理由は合金元素の含有量の増大とともに液相線と固相線の間隔すなわち凝固温度範囲が大きくなるために、同じ温度勾配の下で固液共存域の幅が広くなり、結晶の“multiplication”が起こりやすくなるからであろう。したがって合金含有量が多くても凝固温度範囲の狭い鋼種の場合には等軸晶が生成しにくい。

マクロ組織に対しては以上のように考えられるので、炭素鋼および低合金鋼ではデンドライト組織を現出してチル層、柱状晶帯および等軸晶帯の状況を観察することができる。写真7に炭素鋼、写真8に1.4%Mnを含む低合金鋼の断面マクロ組織を示す。また珪素鋼はデンドライト組織が現出し難いが、写真9のように結晶粒の状況を鮮明に観察することができる。しかし観察される結晶粒は凝固後に粒界移動などがあつた後のものであることに十分注意しなければならない。

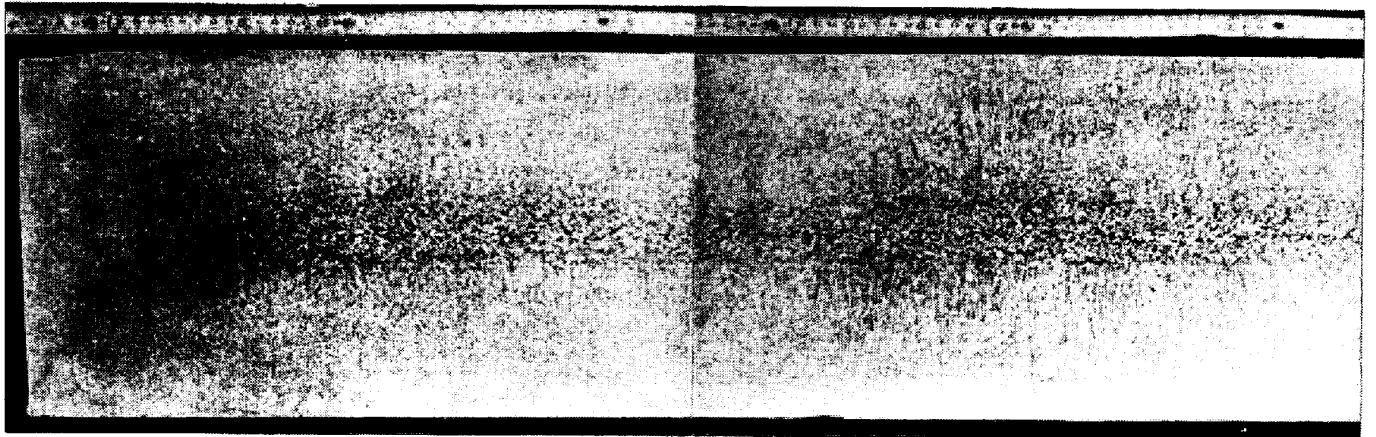


写真 7 炭素鋼スラブの断面マクロ組織 (スラブ寸法 250×1800 mm)  
(C 0.13%, Si 0.20%, Mn 0.77%)

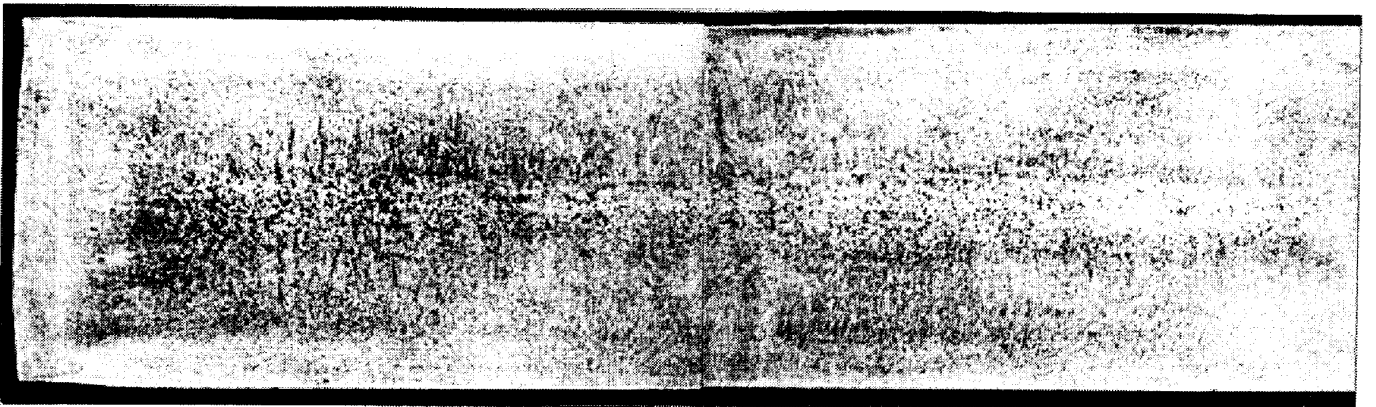


写真 8 低 Mn 鋼スラブの断面マクロ組織 (スラブ寸法 250×1800 mm)  
(C 0.15%, Si 0.38%, Mn 1.42%, V 0.037%)



写真 9 けい素鋼スラブの断面マクロ組織 (スラブ寸法 150×800 mm)  
(C 0.04%, Si 3.1%)

リム鋼の連鋳鋳塊断面はリム層、管状気泡帯およびコア部の三つの部分から成っている。リム層は大きい生成速度で生じた気泡が凝固界面付近を上昇し、界面を洗うような上向きの溶鋼流を生ずるために、不純物や介在物が少なく、ち密になる。したがって気泡発生 の程度により、すなわち鋳型内に鋳込まれた溶鋼中の[O]と[C]によつてリム層の厚さなどが変化する。TENENBAUMら<sup>13)</sup>が行なつた同一チャージで Al の添加量を変えたときの鋳塊断面の変化を写真 10 に示す。写真から Al 添加量の少ない方がリム層の厚さが大きくなるがよくわかる。また、鋳込温度が高いとリム層の厚さが減少し、鋳込速度が低下するとリム層の厚さが大きくなる<sup>14)</sup>。リム層の場合もその凝固形式がデンドライト状であるかどうかの判定がむずかしい。これは C も不純物元素もその含有量が非常に低いからである。またリム層には鎖状につらなつた小さな孔が偏析のすじをともなつているのがしばしばみとめられる(写真 11)。これは気泡が洗い流された後に低融点組成のものが吸い上げられ、凝固の最終段階にできたものとされている<sup>15)</sup>。

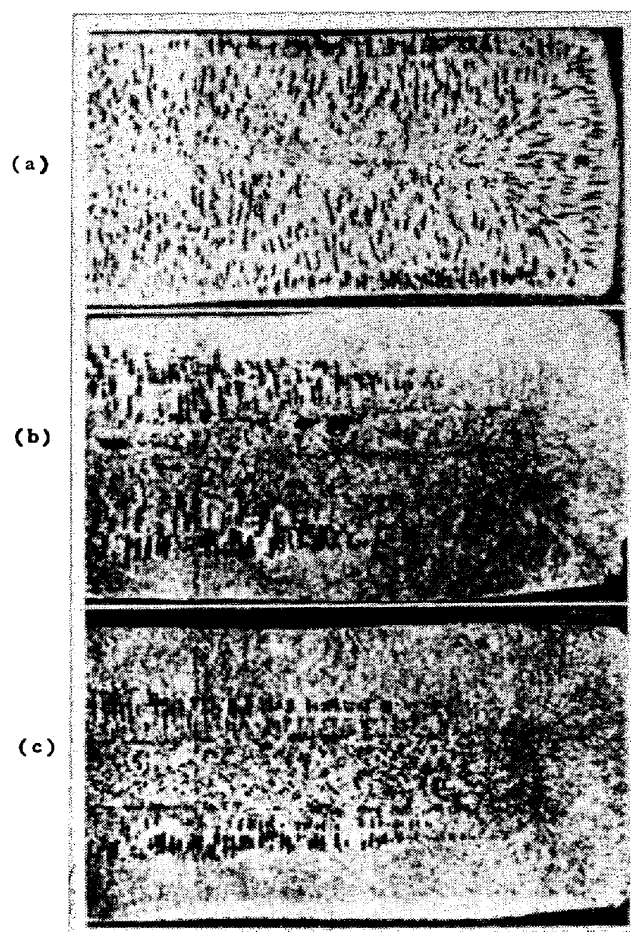
管状気泡は溶鋼中の C 量が低いときは直径が小さく長さが長くなり、全体の量が多くなるが、C 量の多いときは気泡の直径が大きくなり、長さが短く量が少なくなる(写真 12)。

### 2.3 鋳塊断面寸法および形状の影響

鋳塊の断面寸法のマクロ組織におよぼす影響としてはブリッジの形成に対するものが考えられ、断面の形状が角型であるかスラブ型(長方形)であるかによるマクロ組織の変化もブリッジの形成と中心偏析の程度に関するものと思われる。

断面形状が角型(ピレット)の場合、比較的高温で鋳込むと、110 mm 角では写真 1 (a) に示すように柱状晶がほぼ中心まで伸び、そのために中心偏析が生成することをすでに述べた。しかしほぼ同じ鋳込温度で鋳込んでも、300 mm 角の鋳塊の場合には、写真 13 に示すようにブリッジの形成や著しい偏析は認められない。これは柱状晶が中心までとどかず、中心部に等軸晶帯が生成していることが第一の理由であろう。第二の理由は鋳塊内部の温度勾配が比較的小さいので、凝固収縮による下方への吸引速度が比較的小さくなることであろう。

スラブ型に対しても、肉厚の増大は上と同様の効果をもたらすが、肉厚寸法と一辺の長さが同等なスラブ型と角型の比較では、スラブ型の方が中心偏析は軽微である。これは角断面の場合、ブリッジが形成されるとブリッジの上下に存在する未凝固溶鋼プールがブリッジで分離されるが、スラブ型ではブリッジが生成しても同一横



(a) 250 g/t, (b) 177 g/t, (c) 160 g/t

写真 10 リム鋼スラブの組織に及ぼす Al 添加量の影響<sup>13)</sup> ×1/4



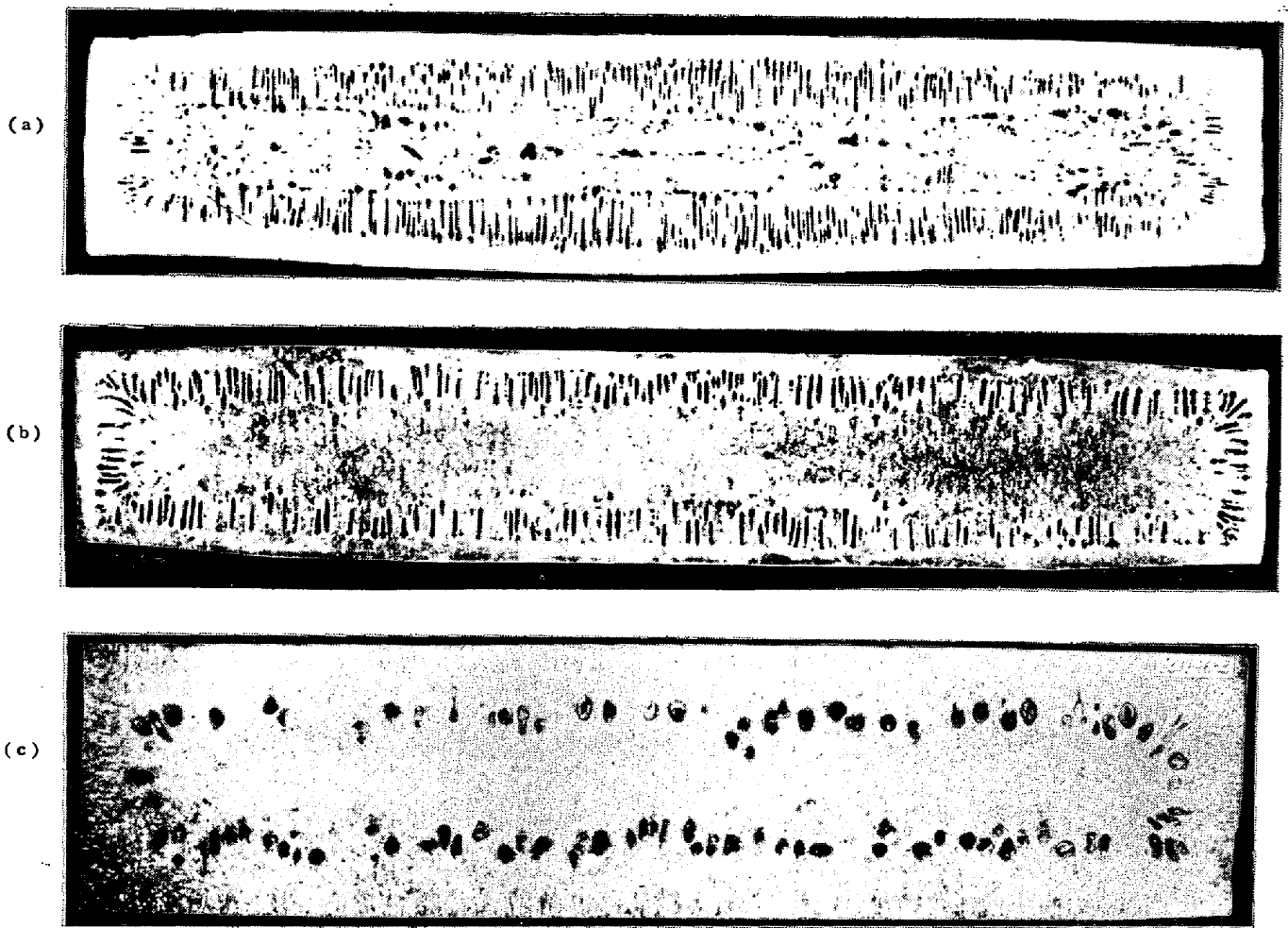
写真 11 リム層にあらわれた偏析すじを伴う小気泡 ×3 (3/5)

断面の肉厚中央部全体にブリッジが同時にできることはたぶんありえないと思われるので、ブリッジ生成部の上下にある溶鋼プールの連絡が断たれることがないからである。(ただしバルジングなど鋳塊の変形による中心偏析を除く。)

### 2.4 鋳造機の型式(垂直型と湾曲型)の影響

現在実用されている連続鋳造機には、垂直型、垂直曲げ型および湾曲型の 3 種の型式に大別される。このうち





(a) 0.08% C, 200×1000mm, (b) 0.14% C, 170×1050mm, (c) 0.22% C, 150×620mm

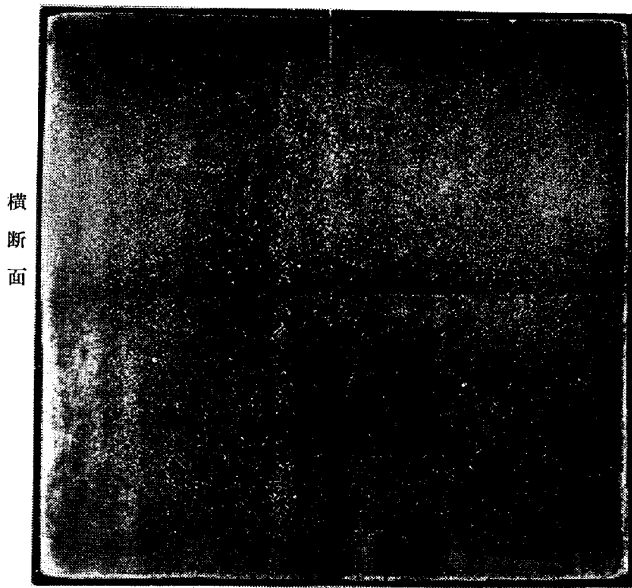
写真 12 リムド鋼スラブの組織に及ぼすC量の影響

垂直曲げ型は鑄塊が完全凝固してから曲げるのでマクロ組織は垂直型と変わりがない。したがって垂直型と湾曲型について考えればよい。垂直型は凝固が完了するまで鑄塊を下方に引き出す最も基本的な型式で、鑄塊は垂直のまま側面から冷却されるので、表面から対称的に凝固が進行する。したがって鑄塊断面のマクロ組織も軸心または軸心面に関して対称な組織になる。これに対して湾曲型では鑄塊が円弧または曲面に沿って引き出されるので、鑄塊は鑄型のところで垂直に近い状態から、鑄型から遠ざかるに従いだんだん水平になる。このように凝固中の鑄塊が垂直でなく傾斜から水平になることは、 dendライトの成長方向が水平に対して大きく傾斜していることを意味し、湾曲の内側面から成長する dendライトは上方から下方へ、外側面からの dendライトは下方から上方へ成長することになる。マクロ組織の一例を写真 14 に示すが、湾曲の内側の方が柱状晶が長く発達し、外側の方では柱状晶が短く等軸晶帯が形成されてい

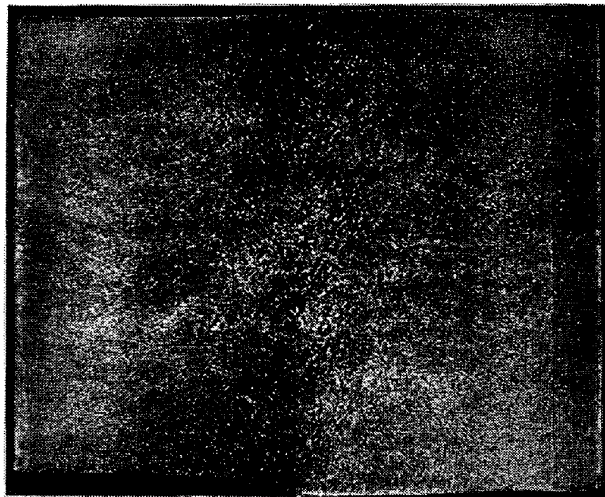
る。この非対称な組織は川和ら<sup>16)</sup>によつて報告されているが、傾斜または水平の静止鑄塊でも観察されており<sup>17)</sup>、下側にあたる湾曲の外側の方の柱状晶帯が狭いということは、柱状晶の成長を止めるだけ十分な数と大きさの等軸晶が沈んでしまったためと説明される。写真 14 の場合は柱状晶帯が相当発達しているので、等軸晶の成因としては、多分柱状 dendライトの“remelting”または“breaking off”によるものが主であろう。

### 3. 鑄造組織の意義

以上のべたように、連続鑄造鑄塊の鑄造組織はいろいろな因子によつて影響をうけるので、鑄造組織からその鑄塊の凝固状況をほぼ推定することができる。近年の凝固に関する研究の成果によつていろいろのことが明らかになったが、鑄造組織から凝固条件を定量的に求めることはいまだ十分ではない。しかし現在でも dendライトの2次アームの間隔から局部の凝固時間または凝固時の



横断面



縦断面

(C 0.65%, Si 0.25%, Mn 0.47%, P 0.018%, S 0.019%)  
 鋳込温度: 1550°C, 鋳造速度: 約 0.5 m/min

写真 13 300 mm 角鋳塊断面のマクロ組織,  $\times 1/5$ 

冷却速度を知ることができるし、柱状デンドライトの成長方向から溶鋼の流動の方向がわかるようになったことは、鋳塊の品質との関連で鋳造組織を検討する場合大いに役立つ。連続鋳造の場合鋳塊の組織を調べることは比較的容易にできるので、鋳造条件をはじめいろいろな因子と組織の関係などについて今後多くの正確なデータが報告されるものと考えられ、連続鋳造技術の向上に大いに寄与するであろう。

## 文 献

- 1) 鈴木: 鉄と鋼, 56(1970), p. 1942
- 2) B. CHALMERS: J. Aust. Inst. Metals, 8 (1963), p. 255
- 3) K. A. JACKSON, J. D. HUNT, D. R. UHLMANN, and T. P. SEWARD, III: Trans. Met. Soc. AIME, 236(1966), p. 149
- 4) R. T. SOUTHIN: Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1967), p. 220
- 5) V. S. RUTES, Y. E. KAN, and O. V. MARTYNOV: Stal in Eng. (1969), p. 158
- 6) 森, 田中, 佐藤, 平居: 鉄と鋼, 57(1971), p. 65
- 7) 鈴木: 鉄と鋼, 56(1970), S 272
- 8) R. T. SOUTHIN: Trans. Met. Soc. AIME, 242 (1968), p. 2240
- 9) G. S. COLE and G. F. BOLLING: Trans. Met. Soc. AIME, 245(1969), p. 725
- 10) 鈴木(章), 鈴木(武), 長岡, 岩田: 金属学会誌, 32(1968), p. 1301
- 11) D. M. LEWIS, and J. SAVAGE: Metallurgical Rev., 1(1956), p. 65
- 12) R. J. McDONALD and J. D. HUNT: Trans. Met. Soc. AIME, 245(1969), p. 1993
- 13) M. TENENBAUM, C. F. SCHRADER, and L. MAIR: JISI, 192(1959), p. 20
- 14) G. M. ITSKOVICH and V. B. GANKIN: Stal in Eng., (1961), p. 407
- 15) V. V. SLIVCHANSKAYA, G. M. ITSKOVICH, and N. I. SAUTKIN: Stal in Eng., (1964), p. 106
- 16) 川和, 永岡, 根本: 鉄と鋼, 56(1970), S 268
- 17) 中川, 百瀬: 鉄と鋼, 53(1967), p. 1406



写真 14 湾曲型連鋳機により鋳造されたスラブ断面マクロ組織の一例  
 (スラブ寸法 250×1800 mm), 上面が湾曲の内側