

論 文

連続鋳造ビレットの鋳造組織と偏析について*

森 久**・田中伸昌***・佐藤憲夫***・平居正純****

Macro Structure and Segregation of Continuously Cast Carbon Steel Billet

Hisashi MORI, Nobuyoshi TANAKA, Norio SATŌ, and Masazumi HIRAI

Synopsis:

The macro structure and the segregation of continuously cast carbon steel billets with 80 to 250 mm square and 260 × 370 mm in section were investigated. The results were summarized as follows.

1. The length of columnar crystal and the thickness of central segregated zone are increased, and the central porosity and segregation become worse, with increase of superheated casting temperature.

2. The absolute thickness of central segregated zone is increased with increase of the section of square billet, but its relative value to billet thickness is decreased. The type of V segregation is changed from single V line to multi V line, in the case of high superheat temperature.

3. The type of V segregation is changed from V line to V zone and the central segregation disappear, when the billet shape is changed to rectangular.

4. The maximum positive segregation ratios of Mn and C are 1.3 and 1.8 respectively, which are obtained by the analysis of specimen with 3 mm in dia and 3 mm in depth taken from the central segregated zone high carbon billet with 160 mm square in section.

5. The length of columnar crystal and the width of central segregated zone are increased in the order 0.3%C, 0.1%C and 0.6%C steel under the same condition of super heated casting temperature.

6. The mechanism of formation of equiaxed dendrite and V segregation are discussed.

(Received June 19, 1970)

1. 緒 言

連続鋳造ビレットの鋳造組織と偏析は、鋼塊におけると同様に成品の品質に影響する。連続鋳造ビレットの偏析は、鋳片長さ方向および厚さ方向ともに鋼塊に比べて少ないとする報告が多く、連続鋳造ビレット軸心部の偏析に関する報告は見当たらない。

著者らは、普通炭素鋼連続鋳造ビレットの軸心部に、かなり著しいセミミクロ的偏析^(註)が存在するところがあることを認めた。また、偏析の状況や程度は鋳造組織と対応しており、これらは、鋳込温度、鋳片サイズおよび扁平度、鋼の C% によつて左右されることが認められた。

連続鋳造ビレットの鋳造組織と偏析は、連続鋳造の凝固の特徴の究明に関連して興味ある問題であり、また連続鋳造機的设计や操業に関連して実用的な意義も大きいと考えられるので、本報ではこれらの結果をとりまとめた。

2. 試験の範囲

試験対象鋼種、鋼の溶製法、連続鋳造機と連続鋳造ビレットのサイズ、連続鋳造条件は前報⁽¹⁾と同様である。

3. 試験結果

3.1 鋳造組織とマクロ偏析の観察結果

3.1.1 角ビレットおよびブルーム

80 mm 角ビレット縦断面のサルファープリントもしくはマクロ組織、160 mm 角ビレット縦断面および横断面中心軸付近のサルファープリント、もしくはマクロ組織、250 mm 角ブルーム（光製鉄所の電炉——垂直型連続鋳造機製）縦断面中心軸付近のサルファープリントを、それぞれ Photo. 1 から Photo. 5 に示す。ここで、中心偏析評点もしくはセンターポロシティ評点とは、中心偏

* 昭和45年4月本会講演大会にて発表

昭和45年6月19日受付

** 新日本製鉄(株)八幡製鉄所技術研究所 理博

*** 新日本製鉄(株)八幡製鉄所技術研究所

**** 新日本製鉄(株)八幡製鉄所戸畑製造所

註): 直径 2~4 mm 程度の局所的偏析を意味する。ミクロ偏析はデンドライト間隔程度の偏析について、マクロ偏析とは直径 10~50 mm 程度の局所的偏析についての用語であるので、この中間としてセミミクロ的と称することにする

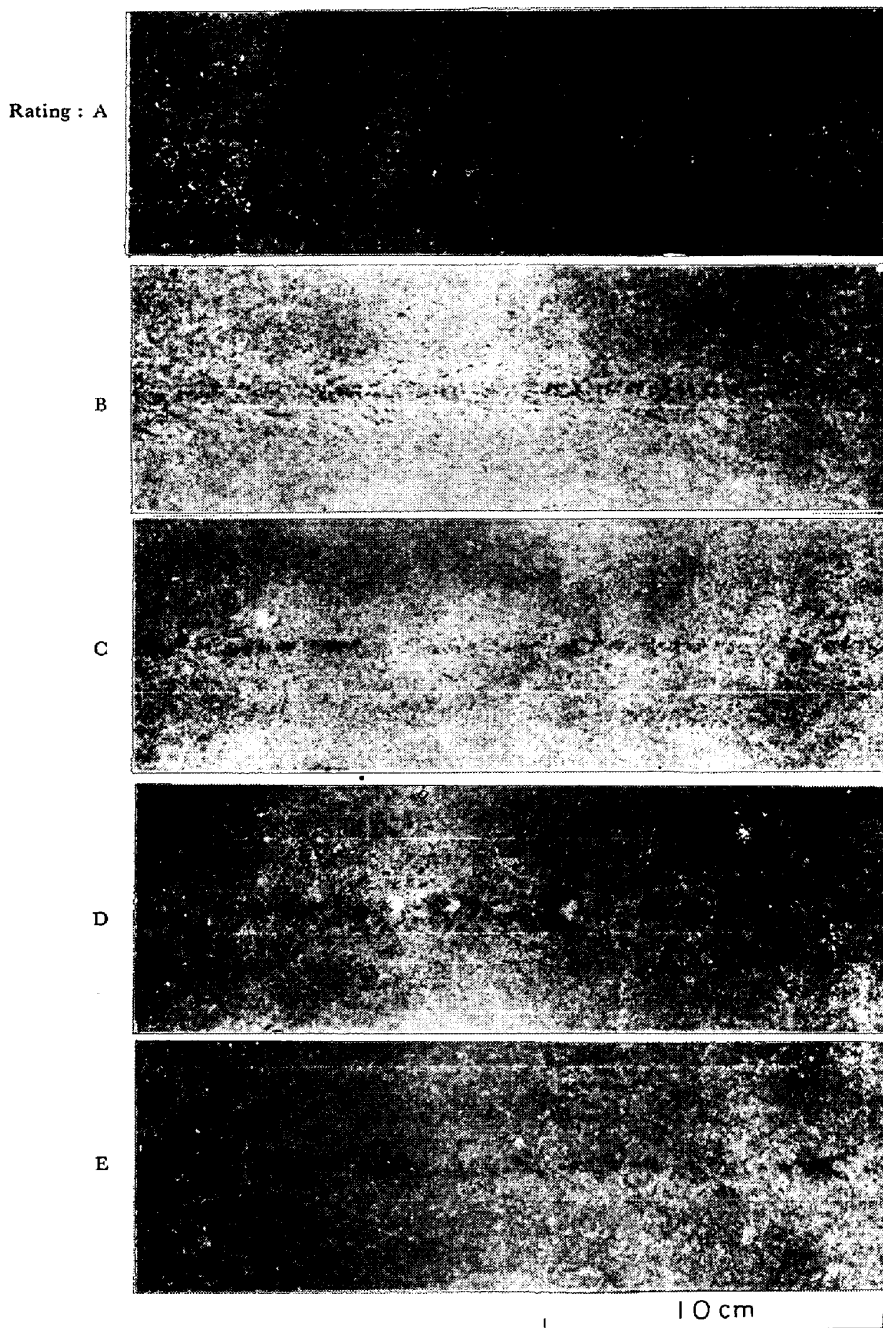


Photo. 71. Central segregation rating of 80 mm square high carbon steel billet (sulphur print of vertical section).

析などの良否の程度を表わすものであり、評点Aは最良のランク、評点Eは最悪のランクである。これらの写真から、つぎのことが観察される。

(1) 鑄造組織、センターポロシティー評点および中心偏析評点の3者間には、相関関係がある。すなわち、

(2) 評点Aでは柱状晶がみられず、テル層を除いて全体が細かい等軸晶組織からなっている。センターポロシティーは、軸心部にパイプが認められず、幅広い多孔質状である。中心偏析は認められず、センターポロシティー

と同様な形状に分散したV偏析帯が認められる。

(3) 評点Bでは若干の柱状晶域が認められるが、ほとんど等軸晶域からなり、幅広い多孔質状のポロシティーと中心軸上に小さなパイプが点在している。V偏析帯のほかに、軸心部に軽度の正偏析部がある。

(4) 評点Cでは、柱状晶が長くなり、これに続いて樹枝状晶が軸心付近までのびている場所もあるが、少なくともV偏析部とその周辺は等軸晶域である。センターポロシティーとして、軸心に明りょうなパイプが存在し、

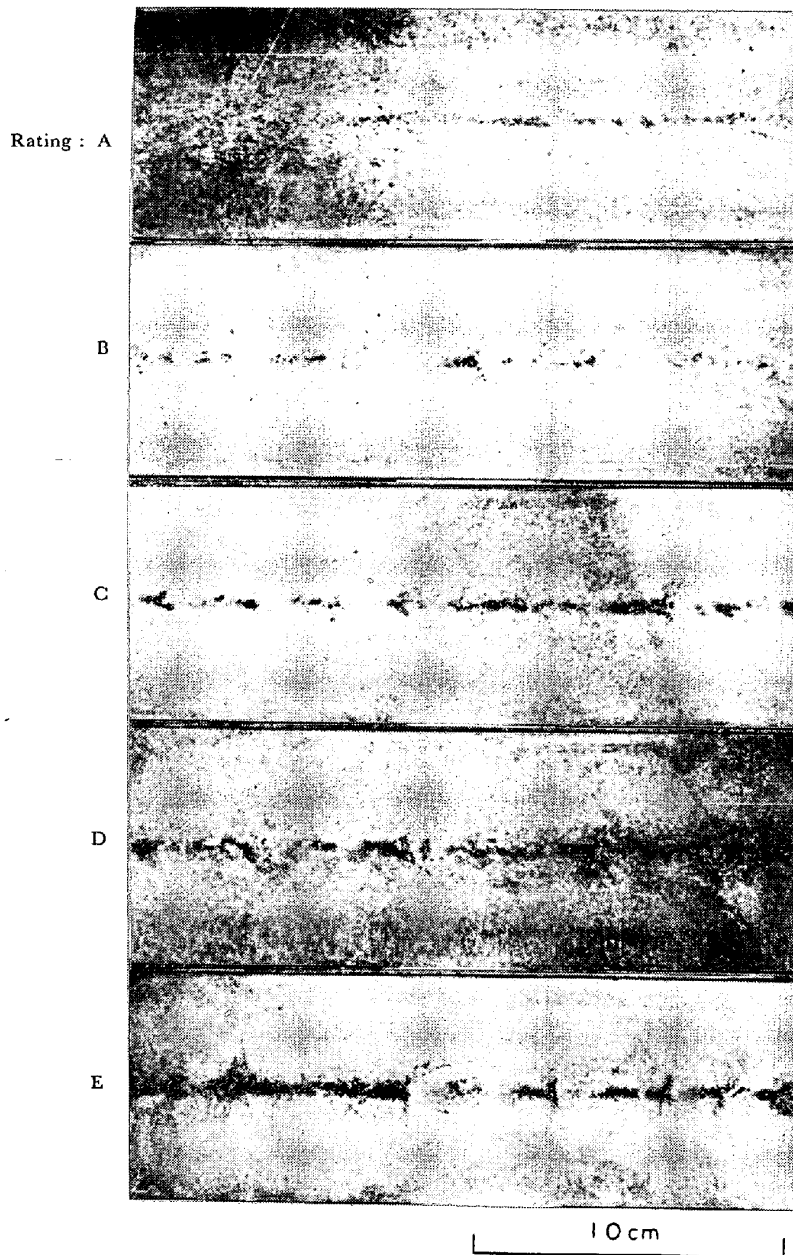


Photo. 2. Central porosity rating of 80 mm square high carbon steel billet (macro structure of vertical section).

V偏析線上はポーラスである。軸心の正偏析部の輪郭がかなり明りょうになり、V偏析線が発生するようになる。

(5) 評点D, Eの順に、柱状晶の長さが長くなり、等軸晶域が減少するとともに、等軸晶のサイズが大きくなる。センターポロシティのパイプの直径は太くなり長さは短くなる。軸心の正偏析部の直径が太くなり、その濃度も濃くなる。幅の広い顕著なV偏析が周期的に発生する。

(6) V偏析線には、いろいろな様相を示すものがある。タイプ1は、Photo. 4の高炭素鋼の評点Eにみられる

ように、一層のV偏析線しかみられぬもので、高さが高いU字に近い形状である。U偏析線内部の下端には等軸晶がみられるが、その上部ではU偏析線を横切つて柱状晶が軸心近くまで成長しており、軸心近くで初めて等軸晶組織になつている。これを典型的V偏析線と称することにする。

タイプ2は、Photo. 4の高炭素鋼の評点Dにみられるように、ベースとなるV偏析線の内外に2・3層のマイナーなV偏析線がみられるタイプであり、それぞれのV偏析の長さもタイプ1に比べて短い。V偏析線の内部はすべて等軸晶であり、V偏析線の周囲に等軸晶がみられ

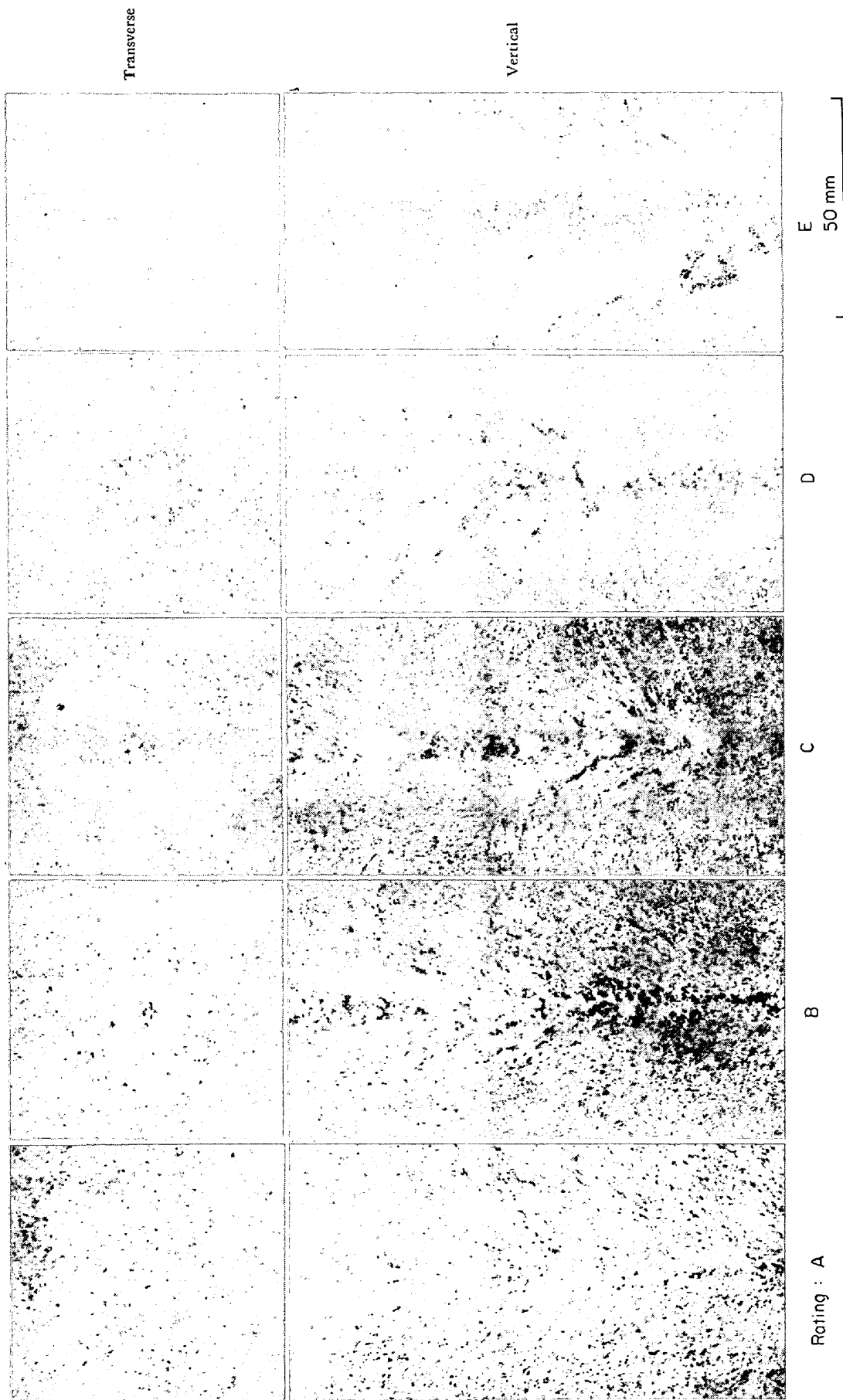


Photo. 3. Central segregation rating of 160 mm square high carbon steel billet (sulphur print of central part of section).

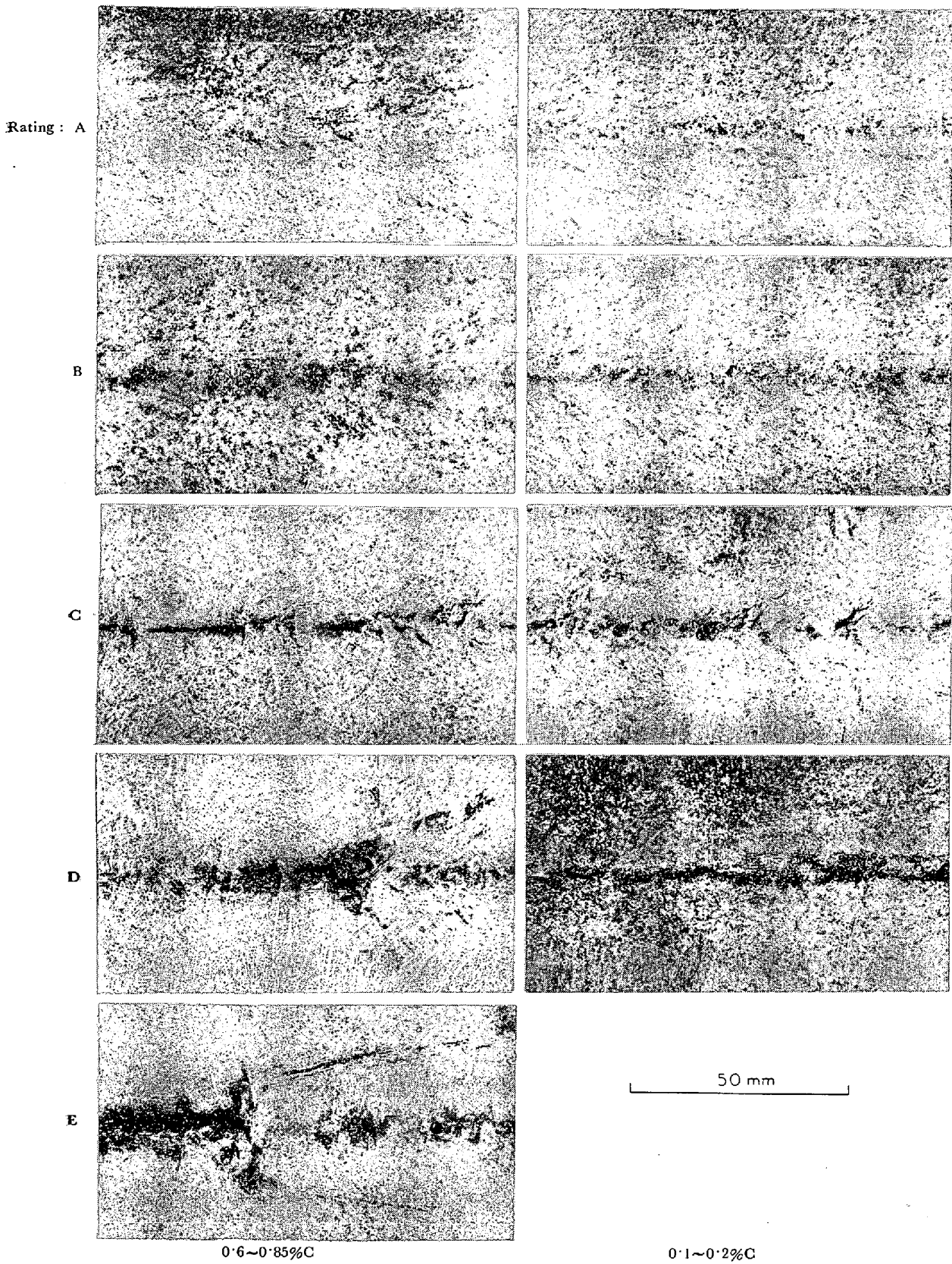


Photo. 4. Central porosity rating of 160 mm square billet
(macro structure of central part of vertical section).

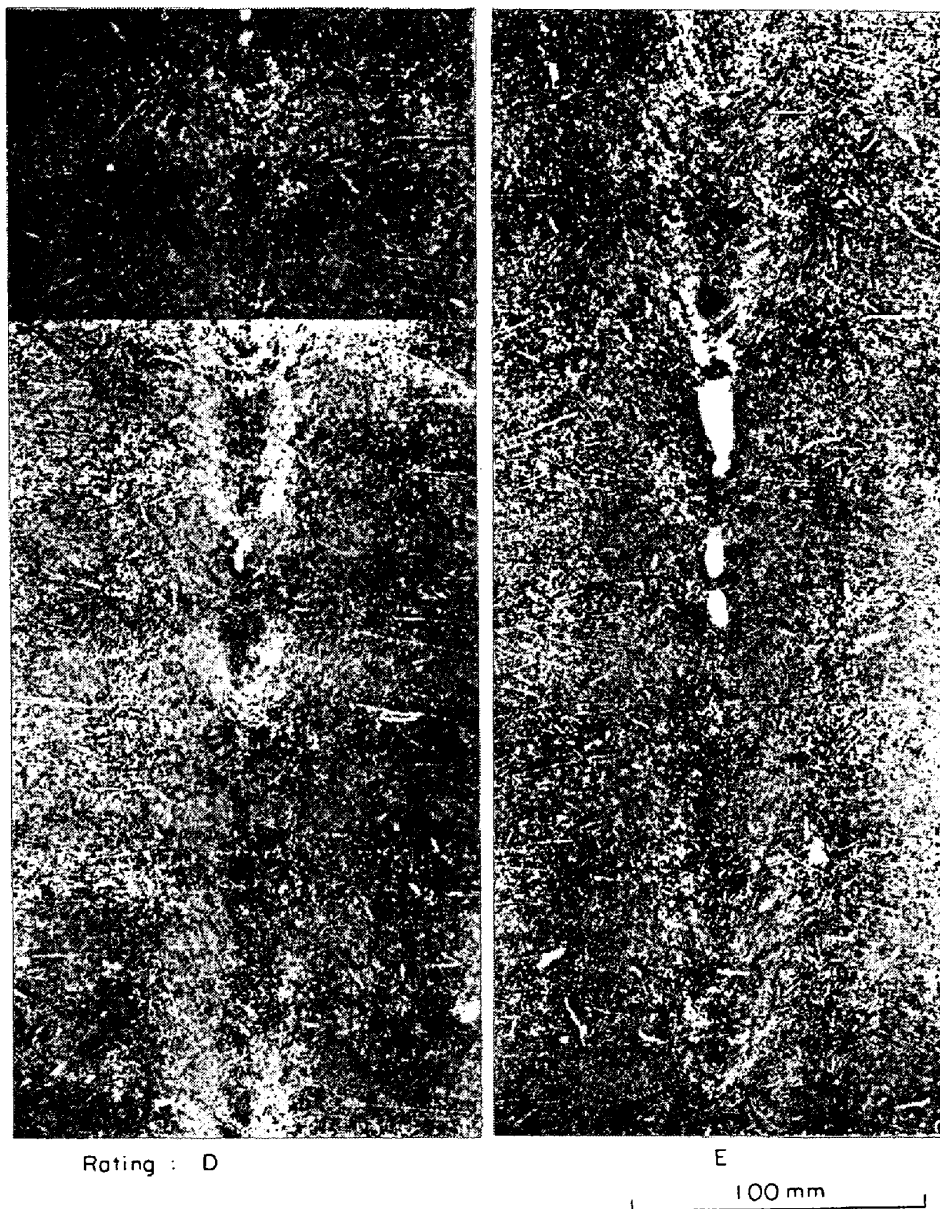


Photo. 5. Central segregation rating of 250 mm square 0.6%C steel bloom (sulphur print of central part of section).

る。タイプ2のものを、V偏析線と称することにする。

以上2つのタイプでは、V偏析線が鑄片長さ方向に周期的に発生しており、V偏析線の間には軸心濃厚偏析部がみられる。V偏析線の内側にはV状の負偏析部があり、V偏析線の上方から中心濃厚偏析がV偏析線部の上半にはいりこんでいる。V偏析線の直下にはパイプが認められることが多く、中心濃厚偏析の程度も著しい。

V偏析線の長さが短くなり、しかも多層状に発生するようになるにつれて、V偏析部と中心濃厚偏析部との区別が不明りょうになり、次第にV偏析帯の様相を呈するようになる。

図(7) 中心偏析評点が等しくとも、鑄片サイズの大小に

よつて、中心軸付近の鑄造組織の分布が異なる。

中心偏析評点 D, E の場合についてみると、80 mm 角鑄片では典型的なV偏析線が多いが、250 mm 角鑄片では多層状のV偏析線がみられる。V偏析線の下部の中心濃厚偏析部については、80 mm 角鑄片では柱状晶もしくは樹枝状晶が軸心までのびているが、160 mm 角鑄片では軸心付近に等軸晶がみられる場合もある。250 mm 角鑄片では中心濃厚偏析部の周囲の組織は、すべて等軸晶である。いかえると、鑄片断面サイズが大きくなるにつれて、それぞれの等軸晶のサイズは大きくなるが、等軸晶域の直径の鑄片長さ方向の変動が小さくなる。

(8) 0.6~0.85% C の高炭素鋼と 0.1~0.2% C の低

炭素鋼とでは、センターポロシティーの形状に差異がある (Photo. 4). 評点C以上の高炭素鋼では、V偏析線が周期的に発生し、太くて短いパイプが断続しているのに対して、低炭素鋼ではV偏析線はほとんどみられず、センターポロシティーはより細くて長い。

(9) 鑄片横断面のサルファープリント (Photo. 3) をみると、評点Aでは中心偏析が全く認められない。評点C, D, EでV偏析線部を横断すると、中心正偏析部の周囲にリング状の負偏析部がみられ、V偏析線以外の箇所を横断すると、中心正偏析部のみがみられる。

3.1.2 扁平ブルーム

260×370 mm などの扁平ブルーム縦断面 および 横断面のサルファープリントと、縦断面の一部のマクロ組織を、それぞれ Photo. 6 と Photo. 7 に示す。これから、

(10) 扁平ブルームでは、最悪のものでも中心偏析評点はCである。250 mm 角鑄片と比べて扁平ブルームは、

中心濃厚偏析評点がより良好であるにもかかわらず、等軸晶域の直径 (短辺径) はより細い。また等軸晶域の直径の鑄片長さ方向の変動はほとんどない。これに対応して扁平ブルームでは、評点Cでも鑄片全長にわたってV偏析帯の様相を示しており、250 mm 角鑄片にみられたような中心濃厚偏析のみの部位は見当たらない。

(11) 鑄片の横断面をみると、中心偏析は楕円状に分散している。

3.1.3 オートラジオグラフによる鋳造組織と偏析の観察

鋳造組織と偏析とを同時に観察しようとする場合には、偏析係数の大きい溶質元素の RI のオートラジオグラフが有用である。ここでは、凝固速度試験²⁾のさいに得られたオートラジオグラフのうちから、参考になる部分を示そう。

RI として、¹⁹⁸Au 金属線を植えた ¹⁹⁸Au-Pb 合金塊

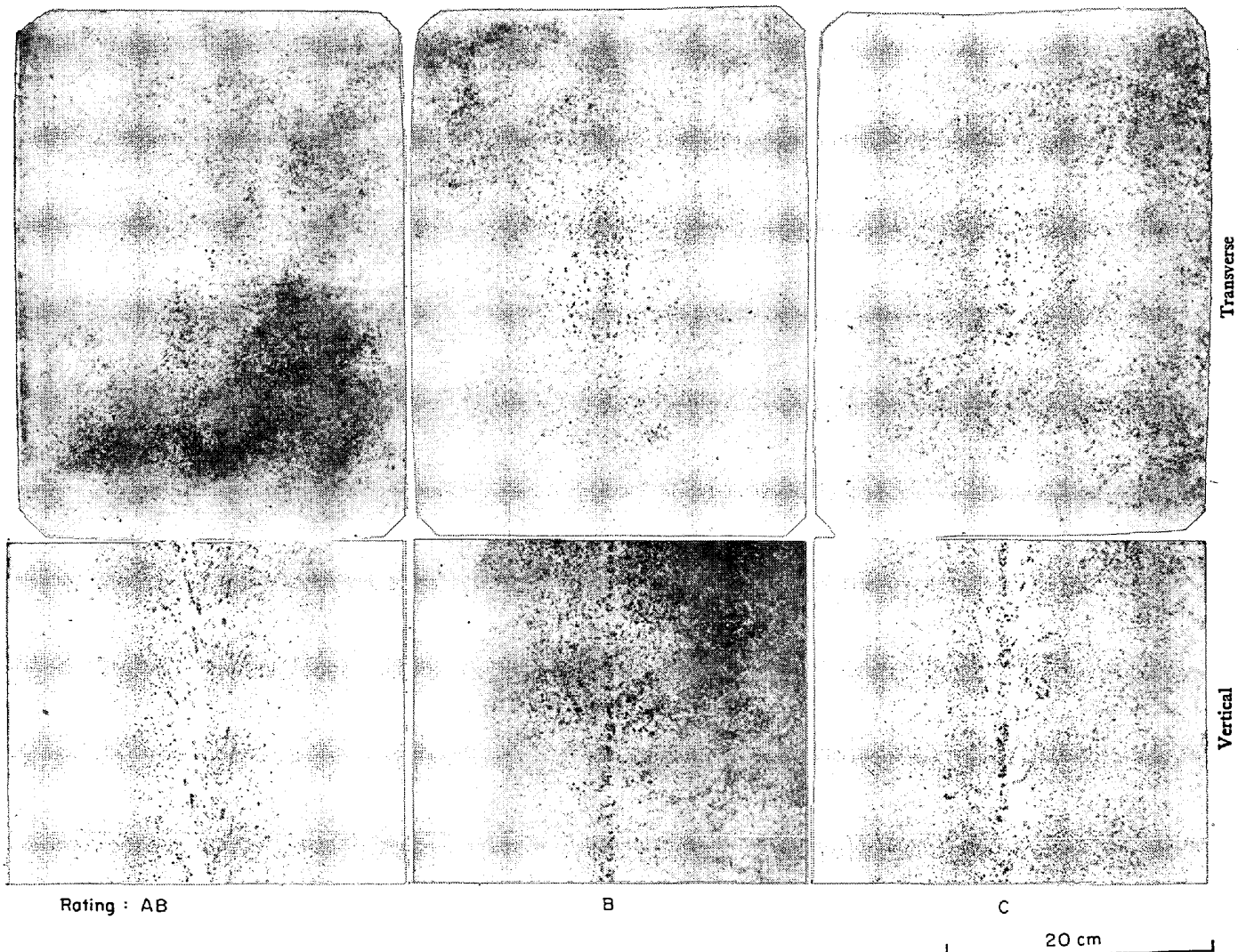


Photo. 6. Central segregation rating of 260×370 mm rectangular 0.6%C steel bloom (sulphur print).

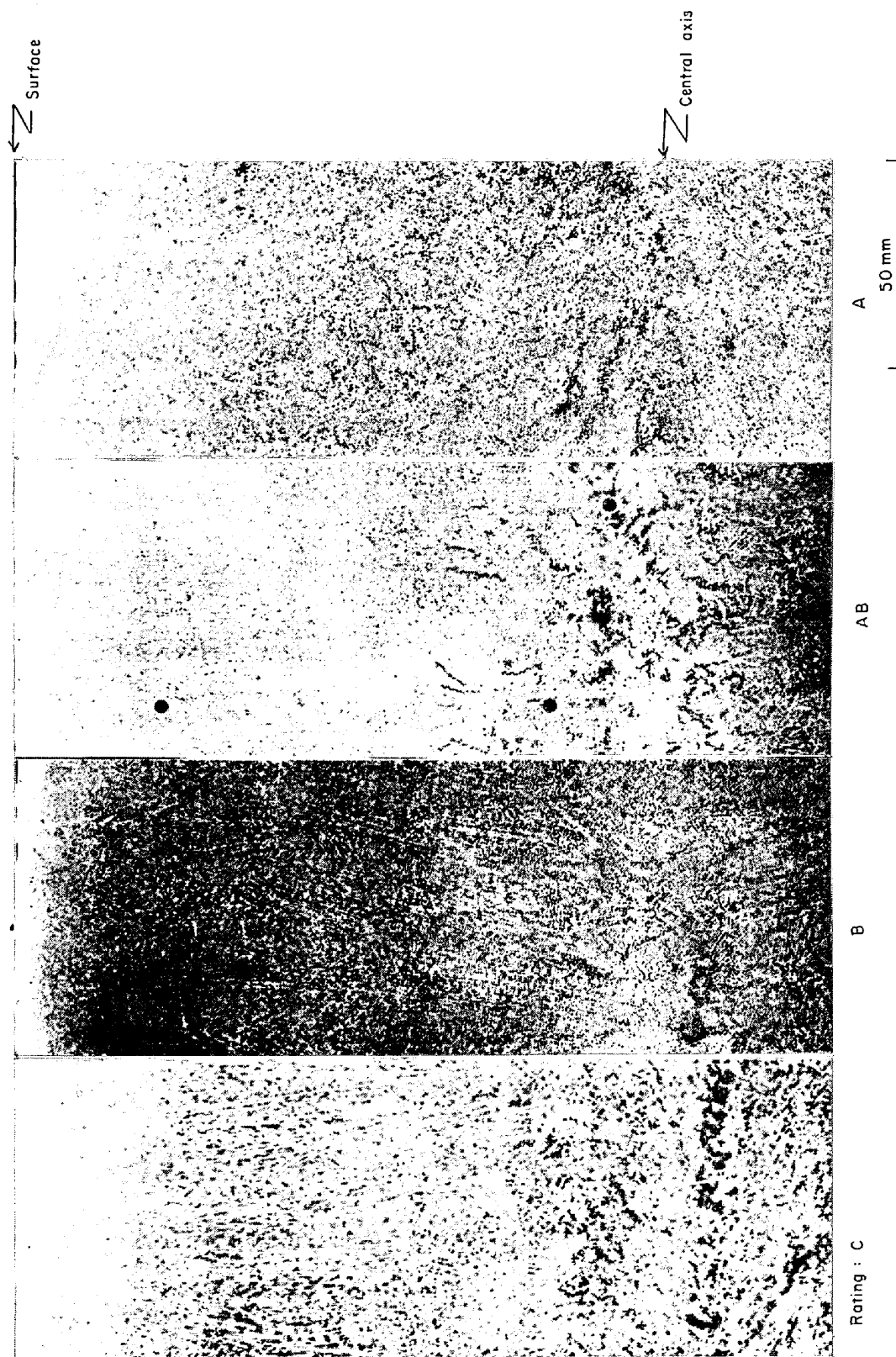


Photo. 7. Central porosity rating of rectangular bloom (macro structure of a part of vertical section).

を鑄型内に投入した。 ^{198}Au 金属線は注入流により迅速に溶解混合し、湯面より 20~50cm (80~145 mm 角鑄片の場合) の深さまでは注入流攪拌帯であるため RI の分布境界は明りょうであるが、溶融帯中間部の熱的対流帯においては、RI が注入流攪拌帯から偶然にかつ断続的に供給されるため、オートラジオグラフ上にやや不明りょうな多層状の RI 分布境界を示す。溶融帯下端付近では、 $^{198}\text{Au-Pb}$ 合金が沈降中に ^{198}Au が溶出するので、

分布境界は再びやや明りょうになる。

RI 添加時の湯面より上方向の鑄片長さ方向の放射能分布は、注入流によつて溶鋼が連続的に稀釈されるので、長さ方向に指数関数的に減少する。この稀釈された溶鋼が熱的対流と凝固収縮により下方向に供給されるので、RI 添加時の湯面から 1m 程度下方までは、鑄片中心軸付近の RI 濃度が周囲よりも低くなる²⁾。

RI 添加時の湯面から 0.5~2 m 下の鑄片縦断面中心

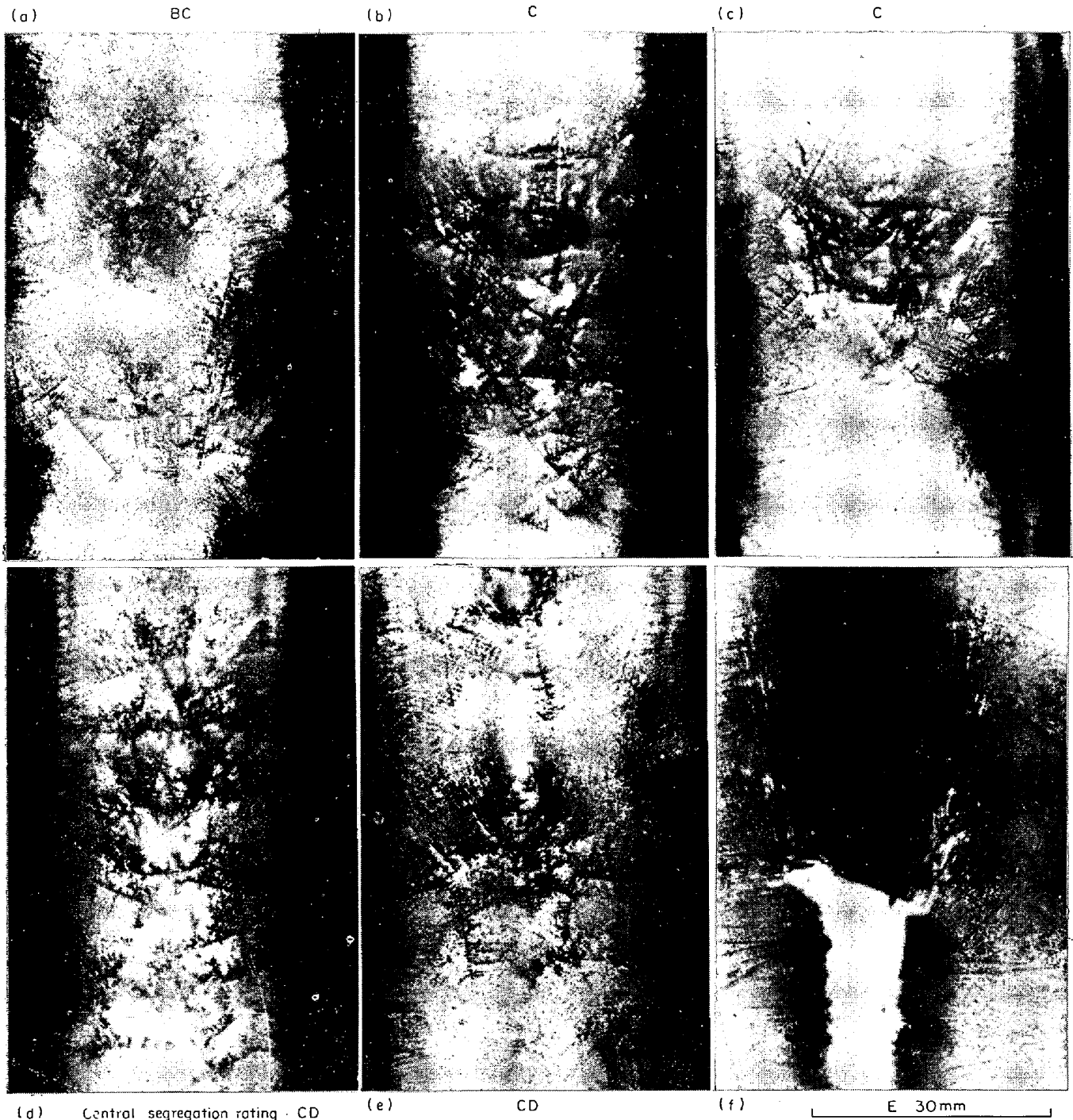


Photo. 8. Au oradiograph of central part of vertical section of high carbon steel 96~113 mm square billet showing relation between solidification structure and segregation.

部のオートラジオグラフを Photo. 8 と Photo. 9 に、溶融帯下端付近の銑片縦断面中心部のオートラジオグラフを Photo. 10 に示す。上述したことに留意してこれらの写真をながめると、つぎのことが観察される。

(12) 多層状の V 偏析線は、大きく成長し、かつ濃密にからみあつた等軸晶内もしくは周囲にのみ存在する。

等軸晶の幹の下側に ^{198}Au が濃化した V 偏析線がみられる。

(13) 前述したように、小角断面ビレットでは、V 偏析線は銑片長さ方向に周期的に発生する。凝固組織も、等軸晶部 (V 偏析部) と柱状晶もしくは樹枝状晶部とが交互に周期的にみられる。V 偏析の下方に中心濃厚偏析の

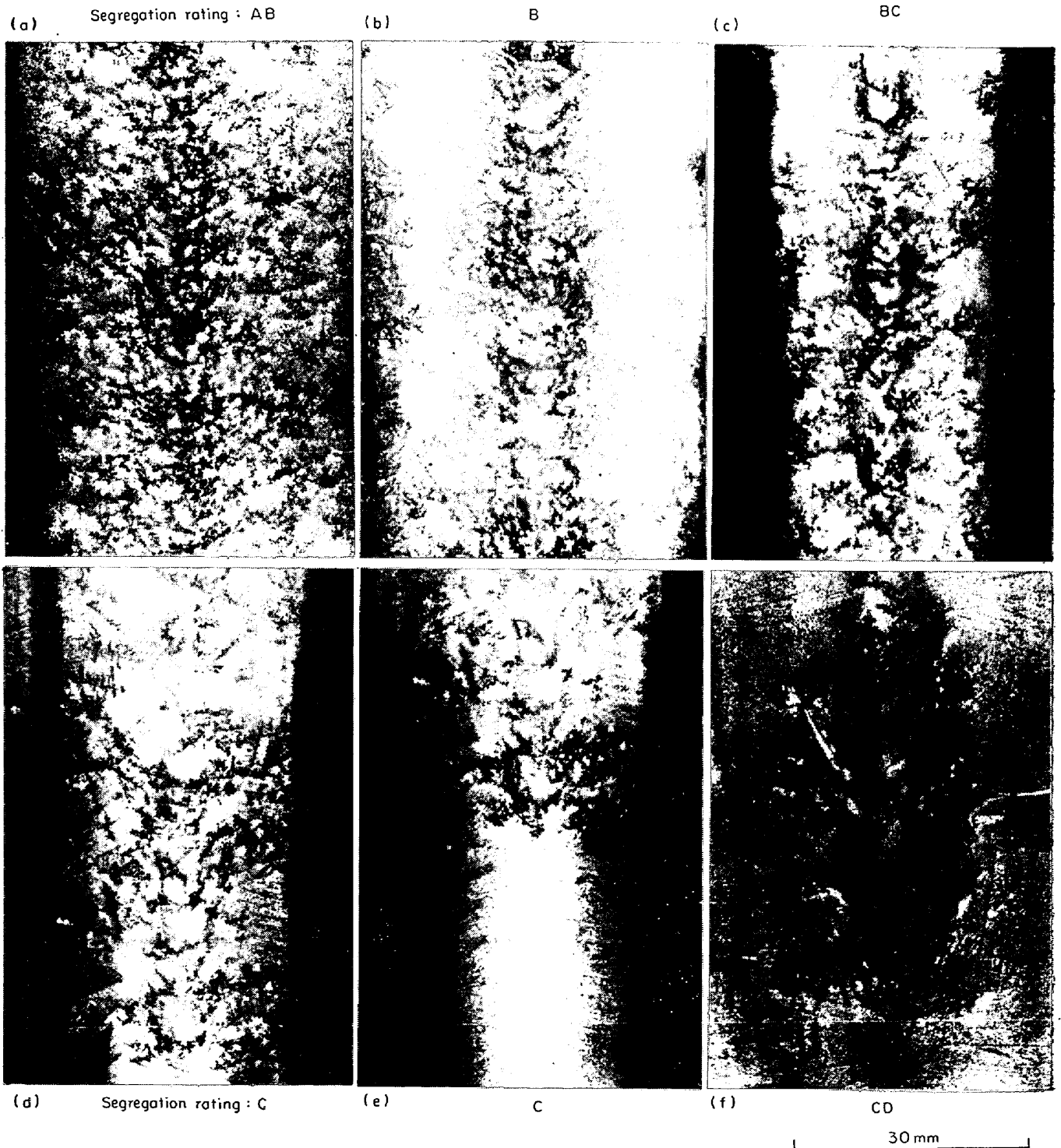
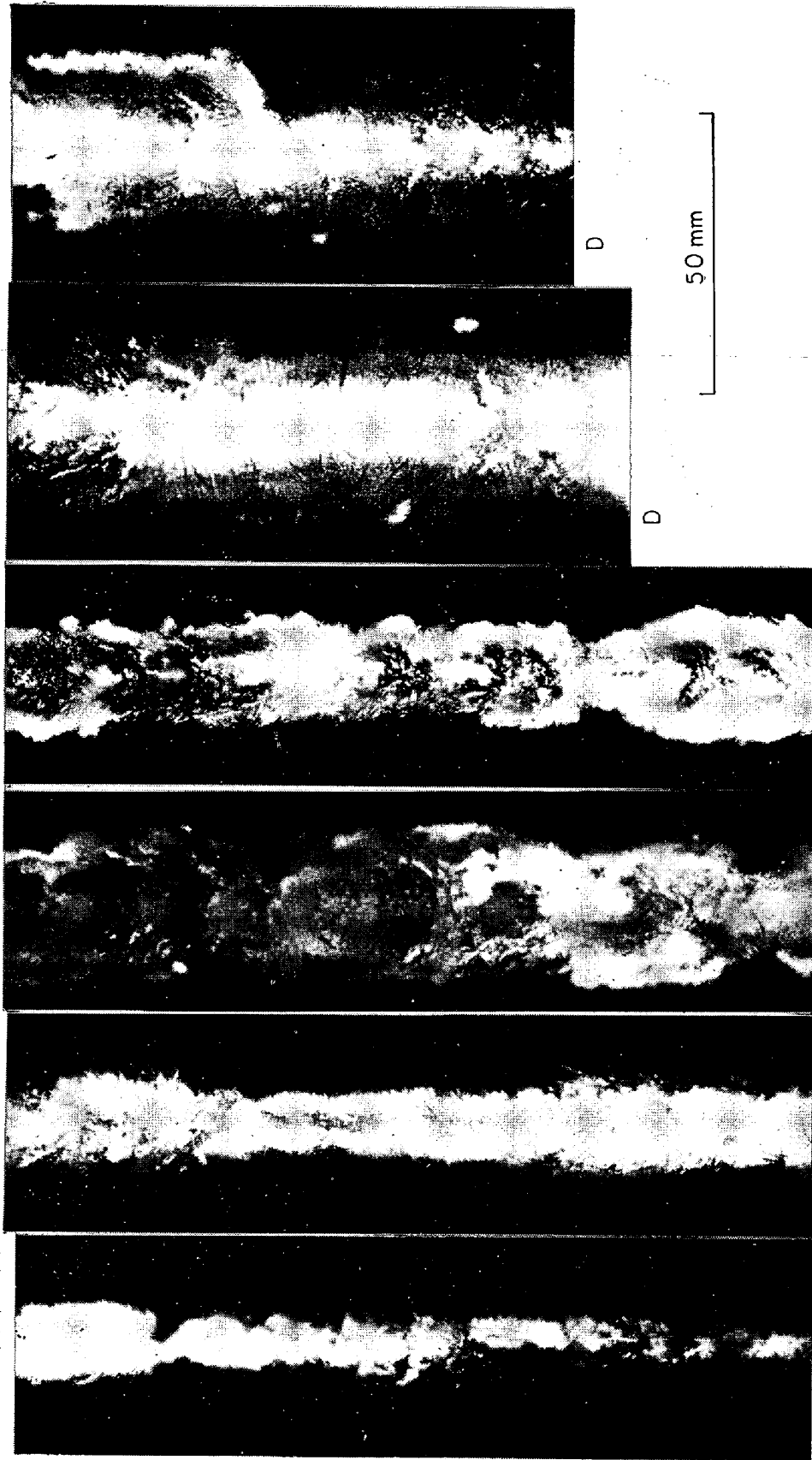


Photo. 9. Autoradiograph of central part of vertical section of low and medium carbon steel 96~113 mm square billet showing relation between solidification structure and segregation.



Rating : BC C C C C C

Photo. 10. Autoradiograph of vertical section of 0.6% C steel billet (96~113 mm square) at crater bottom showing irregular shape of solidification front (¹⁹⁸Au-Pb alloy was put into mould).

みがみられる部位では、柱状晶もしくは樹枝状晶が軸心まで発達している。

(14) V 偏析帯は、小サイズの等軸晶が均一に分布した鑄片にみられる。

このような等軸晶部の周期的な発生は、どのようなきつかけでおこるかを調べてみよう。

(15) RI 分布境界の組織が柱状晶もしくは樹枝状晶である部位では、RI 分布境界はマクロ的にかなり平滑であり、ただだか 1~2 mm の凹凸を示すにすぎない。

RI 分布境界の直径が、くびれて細くなっている部位の組織は等軸晶である (Photo. 10)。いいかえると、 ^{199}Au が到達する以前に、柱状晶もしくは樹枝状晶先端に等軸晶がひつかかっていたために、 ^{199}Au が等軸晶内に浸入分布できなかつたようである。

同様に等軸晶がひつかかっていた黒い部分が、Photo. 8 の a 右下と左上下、b 左中、c 右下、d 左下、e 右中部にみられる。低中炭素鋼の Photo. 9 では、ひつかかっていた等軸晶のサイズが高炭素鋼よりも小さく、RI 分布境界はより平滑である。

このような大サイズの等軸晶のひつかかりは、V 偏析線の斜下あるいは横に位置している。

(16) V 偏析線内の大きく成長した等軸晶の幹は、その周辺のより小さな等軸晶、柱状晶、樹枝状晶のそれに比べて黒い (RI 濃度が低い)。

そのほか、鋼の C% やスーパーヒートの影響については、

(17) 偏析評点が等しい場合、高炭素鋼は低中炭素鋼よりも等軸晶のサイズが大きい。

(18) 柱状晶が長いほど (中心偏析評点が悪いほど)、軸心部の等軸晶のサイズが大きい。

3.2 鑄造組織とマクロ偏析におよぼす諸要因の影響

鑄込温度が高いほど柱状晶長さが長くなることは、キルド鋼塊についてはよく知られており³⁾、連続鑄造ビレットについても認められている⁴⁾⁵⁾。また、連続鑄造ビレットの柱状晶長さが短くなるにつれて、センターポロシティーはパイプ状から分散した多孔質状に変わり、成品中心軸部の機械的性質が向上することが知られている⁶⁾⁷⁾。

柱状晶長さ、センターポロシティー評点、中心偏析評点および中心濃厚偏析部の幅におよぼす鑄込過熱温度の影響を、鑄片サイズおよび鋼の C% で分類して、それぞれ Fig. 1~Fig. 4 に示す。ここで柱状晶長さとはチル層の厚さを含めたものである。

鑄込過熱温度とは、タンディッシュ中央部 (No 2 もしくは No 5 ストランドの上) における溶鋼温度と鋼の

液相線温度との差である。液相線温度 T_{LL} は、つぎの式⁸⁾によつて算出した。

$$T_{LL} = 1538 - \{f[\%C] + 13 \cdot 0[\%Si] + 4 \cdot 8[\%Mn] + 1 \cdot 5[\%Cr] + 4 \cdot 3[\%Ni] + 30[\%S] + 30[\%P]\}$$

ここで、 $C < 0 \cdot 50\%$ のときは、

$$f[\%C] = 55[\%C] + 80[\%C]^2$$

$0 \cdot 50 < C < 1 \cdot 0\%$ のときは、

$$f[\%C] = 44 - 21[\%C] + 52[\%C]^2$$

Fig. 1~Fig. 4 から、つぎのことが認められる。

(19) 過熱温度が高くなるにつれて、柱状晶長さおよび中心濃厚偏析部の幅が増加し、センターポロシティー評点および中心偏析評点が上に凸の曲線で悪化する。

LAPOTYSHKIN ら⁹⁾は、1.0%C 以上の高炭素鋼では注入温度を 1540°C から 1620°C に変えても、連続鑄造ビレットの柱状晶長さが変化しないとしているが、過熱温度が高すぎたために、その影響が検知されなかつたのであろう。

(20) 角型鑄片については、鑄片サイズが大きくなるにつれて、柱状晶長さおよび濃厚偏析幅の絶対値は増加するが、ビレット辺長に対する相対値は減少する。センターポロシティー評点および中心偏析評点におよぼす鑄片サイズの影響は明らかでない。

(21) 250 mm 角鑄片に比べて、210×350 および 260×370 mm の扁平ブルームは、柱状晶長さの差異は明らかでないが、センターポロシティー評点および中心偏析評点が良好であり、中心濃厚偏析幅も狭い。

(22) 鋼の C% の影響については、高炭素鋼 > 低炭素鋼 ≥ 中炭素鋼の順に、濃厚偏析幅および柱状晶長さが短くなり、センターポロシティー評点および中心偏析評点が良好になる。

RUTES ら¹⁰⁾や LAPOTYSHKIN ら⁹⁾は、他の鑄込条件が等しい場合には、鋼の C% が高いほど連続鑄造ビレットの柱状晶長さが長くなるとしているが、鑄込温度として温度の絶対値あるいは過熱温度のいずれを採用したかは不明である。

なお、過熱温度が等しくとも、柱状晶長さなどの特性値のバラツキがかなり大きい理由は、特性値の測定もしくは判定誤差や測温誤差によるほか、ストランド No の差異や、同じタンディッシュ内の他のストランドの鑄込中止などによるものと推測される。すなわち、取鍋からの注入流に最も近い No 3 および No 4 ストランドは、注入流に最も遠い No 1 および No 6 ストランドに比べて、タンディッシュ内の溶鋼の滞留時間が 5 min 程度短く¹¹⁾、その結果鑄型内への注入流温度が 10°C 程度高くなる。鑄込中の稼働ストランド数がへると、同様に滞

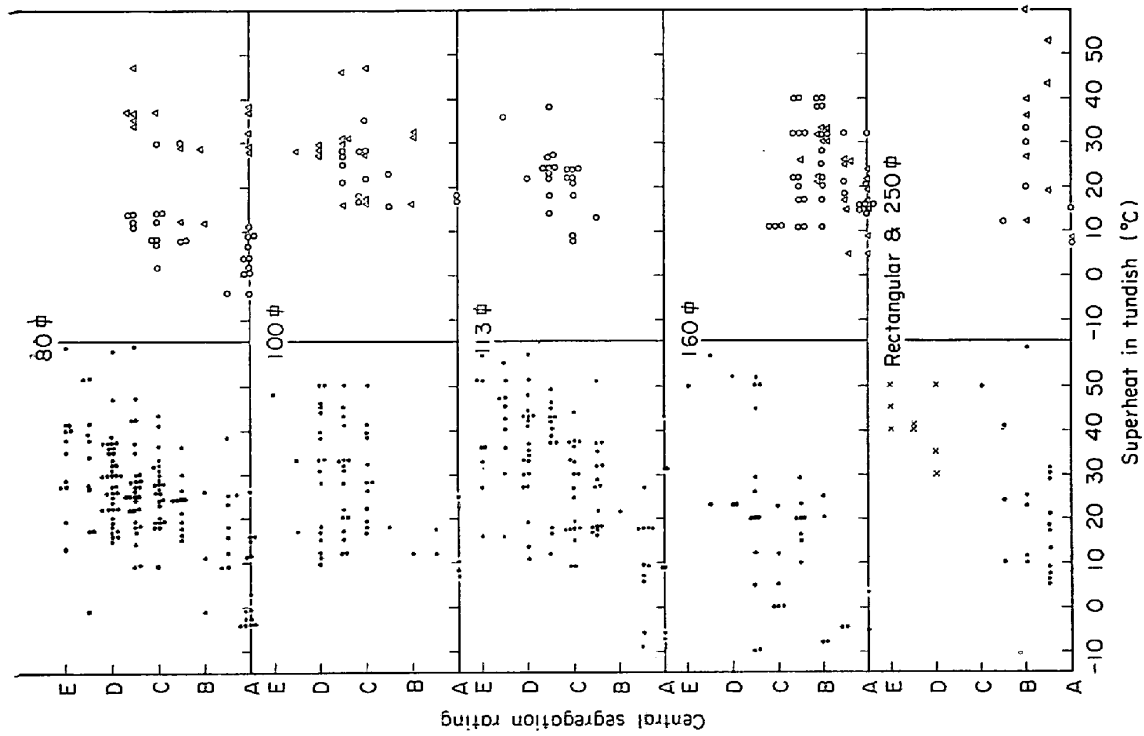


Fig. 3. Relation between central segregation rating and casting temperature.

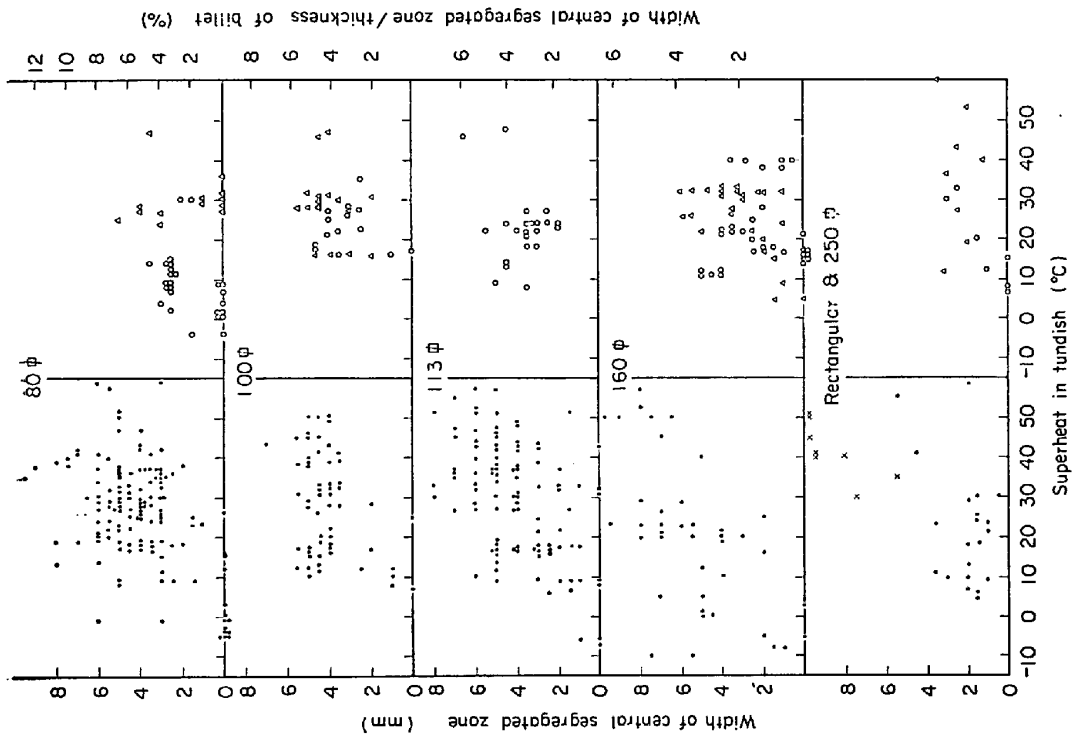


Fig. 4. Relation between width of central segregated zone and casting temperature.

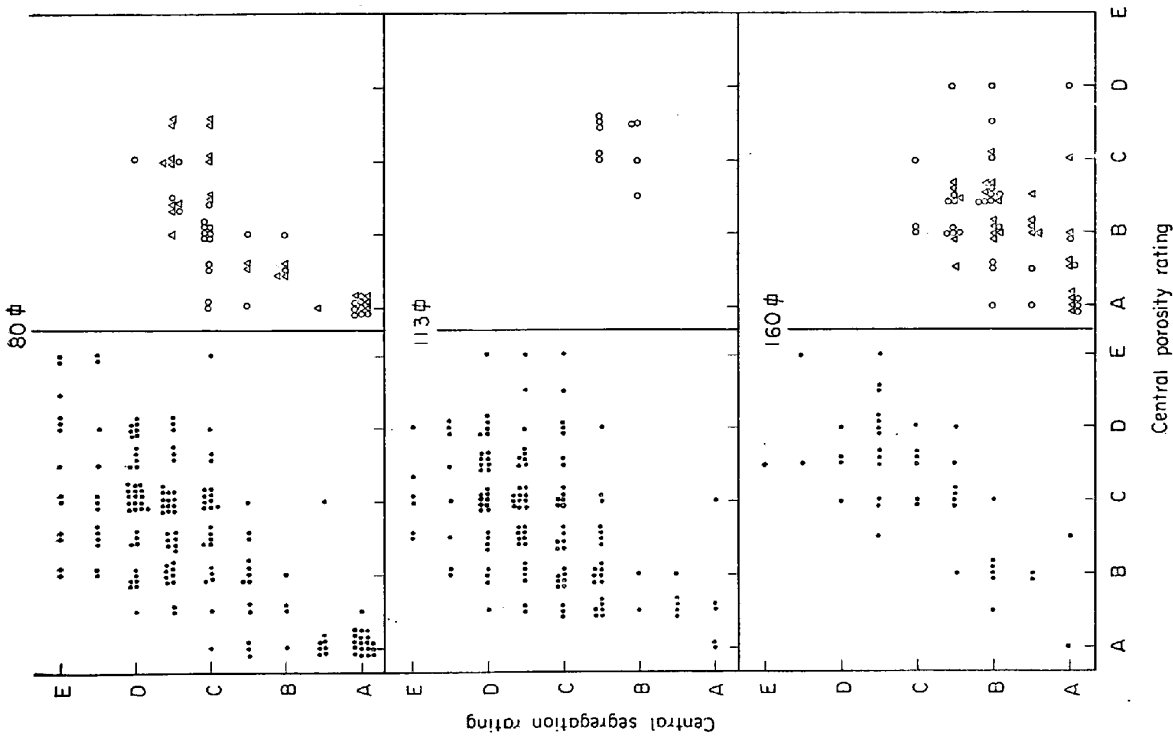


Fig. 5. Relation between central segregation rating and central porosity rating.

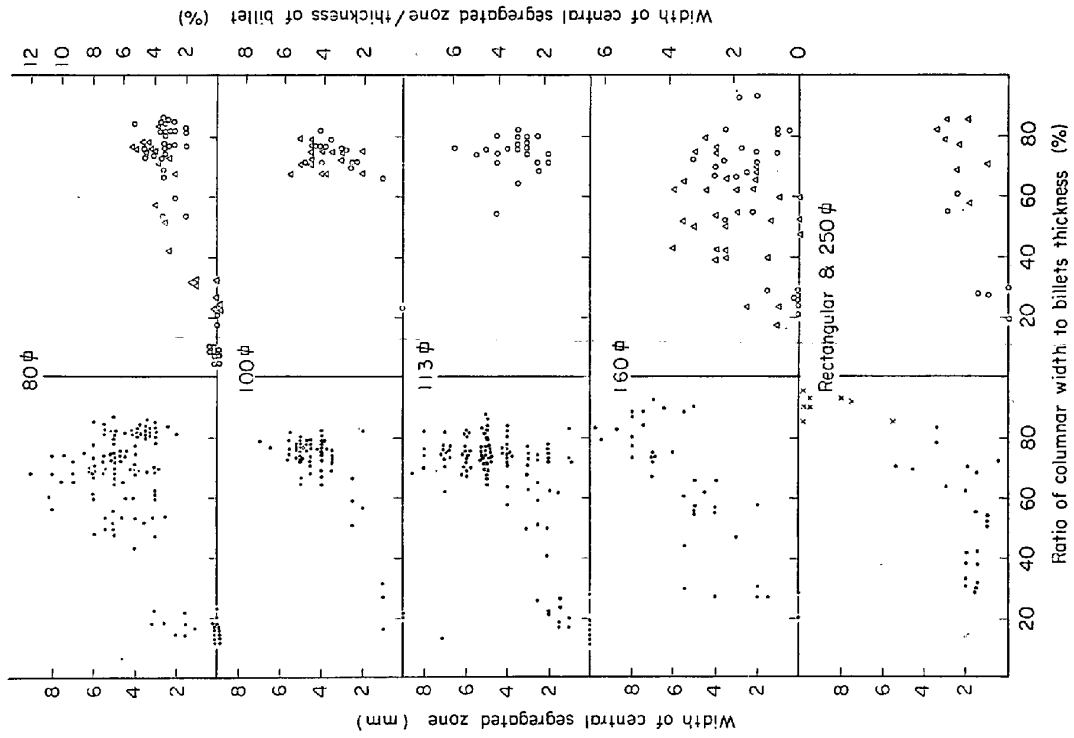


Fig. 6. Relation between width of segregated zone and columnar length.

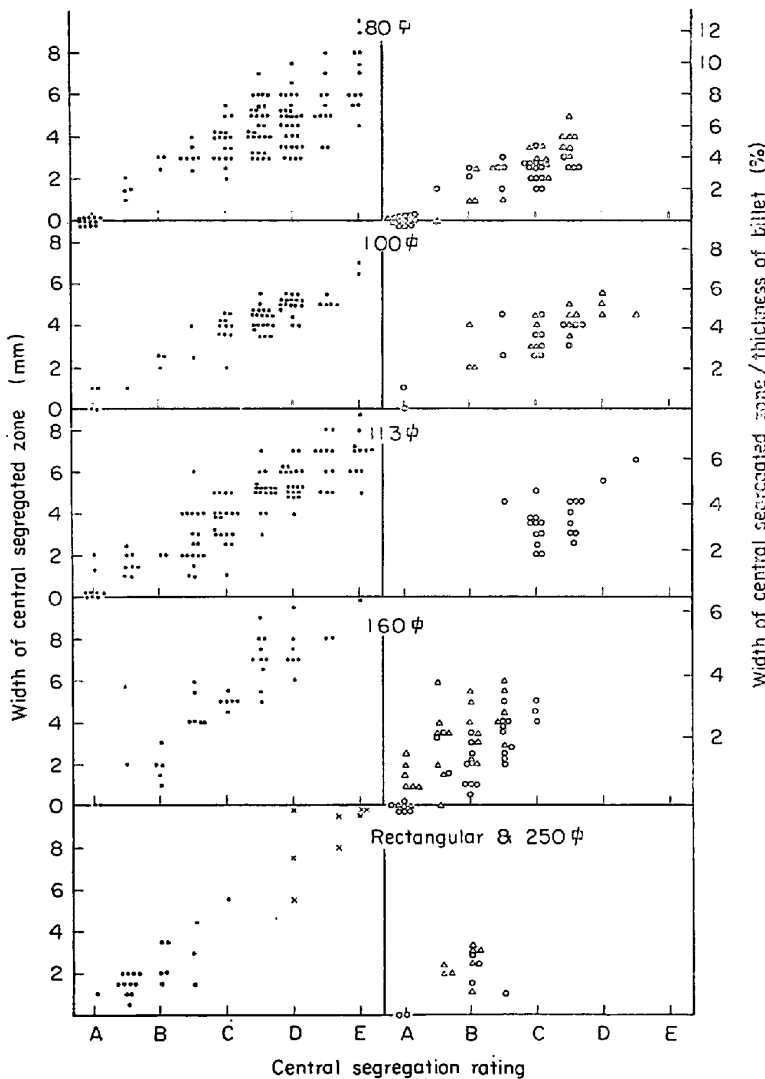


Fig. 7. Relation between width of central segregated zone and central segregation rating.

留時間が長くなる。

柱状晶長さ、センターポロシティー評点、中心偏析評点および濃厚偏析幅の間には、サルファープリントなどで認められたような相関関係がある。特性値間の相関関係の2, 3の例を、Fig. 5~Fig. 7に示す。これから、

(23) センターポロシティー評点と中心偏析評点、柱状晶長さ、濃厚偏析幅、中心偏析評点と濃厚偏析幅の間には、それぞれ正の相関関係がある。

(24) 角型鑄片については、鑄片サイズが大きいくほど、センターポロシティー評点が等しい場合の中心偏析評点が高くなる。また、鑄片サイズが大きくなりかつ扁平化すると、中心偏析評点が等しい場合の辺長に対する濃厚偏析幅の割合が減少する。辺長に対する濃厚偏析幅の割合と鑄片サイズとの関係を、中心偏析評点別に平均してFig. 8に示す。

3.3 ビレット中心における C, Mn のセミマイクロ偏析

高炭素鋼鑄片の中心濃厚偏析部のセミマイクロ的な偏析度を調査するため、鑄片縦断面より直径 3 mm のドリルで深さ 3 mm の試料を、Photo. 11 のサルファープリントに示すように、濃厚偏析部とその周囲の負偏析より採取し、Mn もしくは C を分析した。

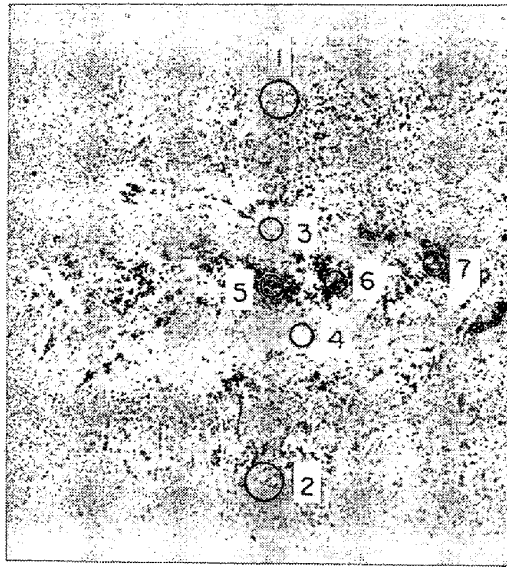
吸光光度法による Mn 分析には 0.1 g の試料が必要であり、電気伝導度法による C 分析には 0.5 g の試料が必要であるため、Mn 分析に主体をおき、C については、160 mm 角 250 mm 角の著しい中心偏析が認められた鑄片を対象として、上記の要領で 4~5 点から採取した試料を合わせて分析した。Mn と C の偏析度と中心偏析評点との関係を、鑄片サイズで分類して Fig. 9 に示す。これから、

(25) バラツキは大きい、中心偏析評点が悪いほど偏析度が増加する傾向がみられ、偏析評点が等しい場合の偏析度は、160 mm 角 > 250 mm 角 > 扁平断面 > 80 mm 角鑄片の順になっており、最も高い偏析度を示した 160 mm 角鑄片では、最高 1.3 の Mn の正偏析度と 1.8 の C の正偏析度がみられた。

ここで、250 mm 角鑄片よりも 160 mm 角鑄片のほうが正偏析度が高いという結果が得られたが、250 mm 角鑄片の試料数が少ないことを考えあわせると、いかなる鑄片サイズで正偏析度が極大になるかは、追試が必要であろう。

扁平ブルームおよび 80 mm 角ビレットでは、前者は濃厚偏析部が分散しているため、後者は濃厚偏析部のサイズが小さいため、濃厚偏析部以外の場所からサンプリングした誤差もありうるが、Mn の正偏析度は最高 1.12 にすぎない。とくに、中心偏析評点が最も悪い扁平ブルームでも、中心偏析評点 C の 80 mm 角もしくは評点 B の 160 mm 角鑄片の正偏析度と同程度であり、セミマイクロ偏析度の点でも扁平ブルームは有利である。

このように、小径のドリル試料によると中心濃厚偏析部の C および Mn の正偏析度はかなり高いことが見い出されたが、直径 10 mm のドリルで 80 mm 角鑄片縦断面よりサンプリングして分析した結果では、Fig. 10 に示すように、従来の文献と同様に、角型 C 鑄片の中心偏析の程度は、下広もしくは上広の実用角型キルド鋼塊に比べて小さい。



	Mn content (%)
1	0.72
2	0.72
3	0.68
4	0.68
5	0.82
6	0.80
7	0.81

20 mm

Photo. 11. Sampling position for semi-micro segregation of 80 mm square 0.75% C billet.

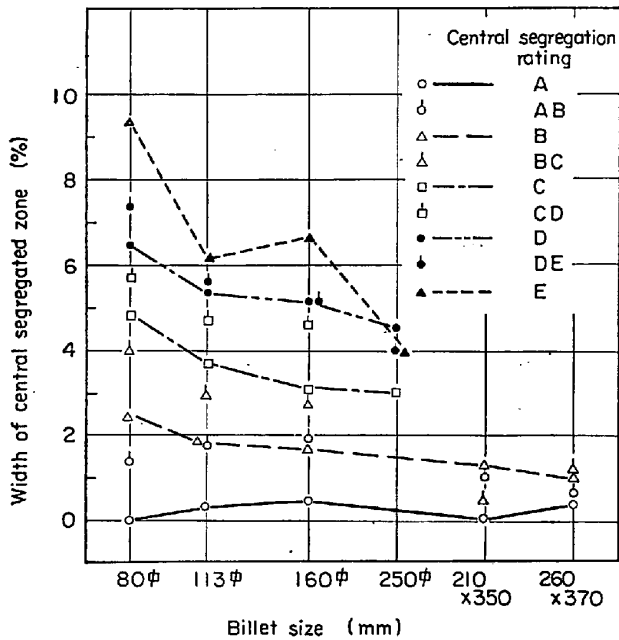


Fig. 8. Relation between width of central segregated zone by billet thickness and billet size.

4. 考 察

4.1 等軸晶域の生成機構

まず、連続鋳造における溶融帯内の湯動きについて、ふれておこう。

キルド鋼塊凝固中の湯動きについては、少なくとも柱状晶成長期においては、凝固前面に沿った熱的下降流が solute convection に優先することが確かめられている。

連続鋳造における湯動きについては、KOHN ら⁹⁾が RI トレーサー実験結果からモデルを提出しているが、

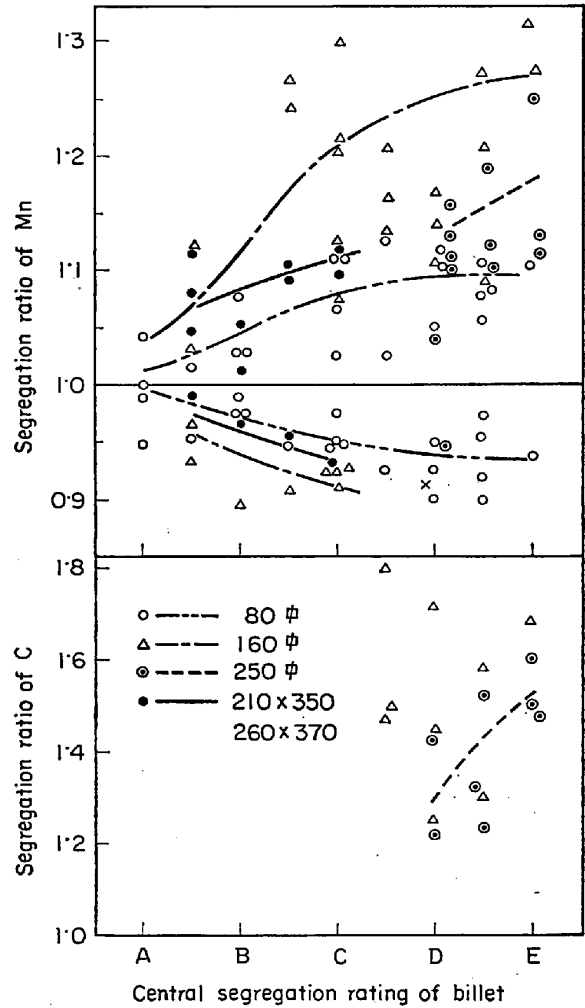


Fig. 9. Semi-micro segregation ratio of Mn and C at central part of 0.6~0.85% C steel billet.

著者らがこれに若干補足したものを Fig. 11 に示す。

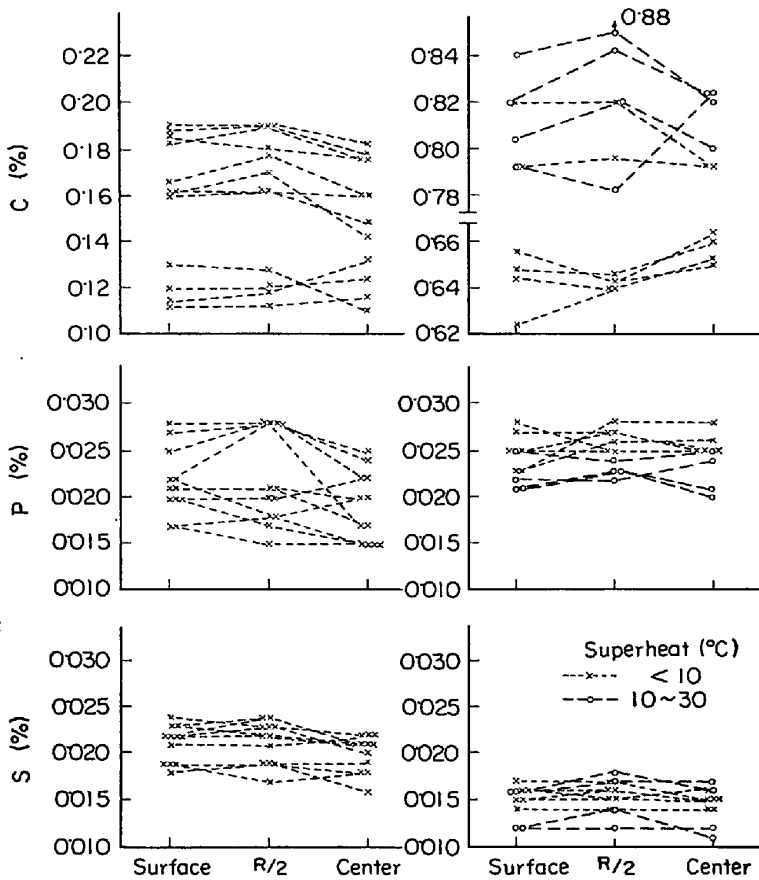


Fig. 10. Transverse segregation of 80 mm square billet (sampled with 10 mm ϕ drill).

鑄型内溶鋼表面からある深さまでは注入流による強制攪拌域であり、若干の深さの中間域の下部には、凝固前面の熱的下降流によつて循環する領域があり、その下部はいわゆる凝固遷移層であり、これは固液共存層が全体として流動しうる粘稠層と、固体の骨格が強固になり流動しえない層とに分かれるものと推測される。熱的対流域に混入した RI トレーサーは粘稠層には混合しえず (吸引される可能性はあるが)、Pt や W のカプセルや Pb は粘稠層の下端までしか沈降しえないであろう²⁾。粘稠層の厚さは、後述するように鑄込過熱温度が低いほど、鋼の C% が高いほど厚くなるであろう。

さて、等軸晶域の生成機構は、等軸晶の生成機構と等軸晶域の生成機構とにわけて論ずる要がある。

静置凝固鑄塊の等軸晶生成機構については、不均質核生成説¹⁰⁾、組成的過冷説^{11)~18)}、注入時に鑄型などの接触により過冷した液中に生成した free chill crystal 説¹⁴⁾、溶鋼表面の冷却により生成した dendrite 粒子の showering¹⁵⁾、液相中における (とくに湯面と凝固殻とのコーナーにおける¹⁶⁾) 温度の fluctuation による柱状晶の枝の溶断¹⁷⁾¹⁸⁾、などの説がある。

これらの諸説は、それぞれ特定な実験条件の下においては、唯一もしくは支配的な機構であろうが、実際の鋼塊あるいは連続鑄造の凝固においては、いろいろな機構が同時に作用しているであろう。この場合に、どの機構の寄与率が最も大きいかの問題である。

鑄型内ですでにスーパーヒートが失われているような低温注入では、柱状晶がみられないことから、free chill crystal 説や溶鋼表面の冷却によつて生成した dendrite 粒子の showering が支配的であろう。タンディッシュ内溶鋼温度が液相線温度よりも低い場合には、注入溶鋼それ自身に dendrite 粒子が含まれているであろう。

ここで、実用キルド鋼塊と連続鑄造との凝固条件の本質的な差異として、連続鑄造のほうが残溶鋼上下方向の温度勾配がより大きいことを提唱しておきたい。

すなわち、鋼塊法では、かなりの過熱温度で注入された場合でも、注入終より数 min のちには、残溶鋼表面近くの過熱温度は消失してしまふことが知られている³⁾。過熱温度が消失したのちに残溶融金属内に Ar ガスを吹込んで、残溶融金属表面および頭部の凝固前面で dendrite を生成させると、柱状晶

が短くなり等軸晶が微細化する¹⁹⁾。

連続鑄造法では、連続して注入されているので、注入流によつて攪拌されている溶鋼表面から 20~200cm の

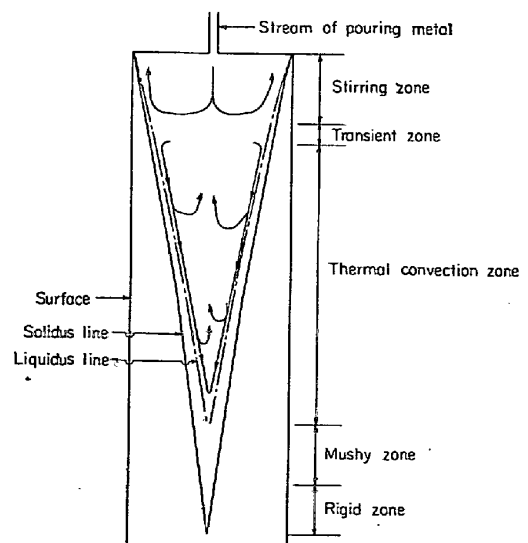


Fig. 11. Model of liquid metal flow in continuous casting of billet (originally by KOHN, and supplemented by present authors).

深さ範囲は、鋳型および凝固殻などの抜熱により注入流の過熱温度はかなり失われるとはいえ、高温注入の場合は鋳型内溶鋼の過熱温度はかなり高い²⁰⁾。

著者らは、高炭素鋼の113 mm 角鋳片の連続鋳造において、タンディッシュ内過熱温度が 35°C の条件で、鋳型内残溶鋼に鉄パイプを 10cm 程度の深さに浸漬して、Ar ガスを 10l/min (S T P) の流量で 7 min 間吹込んだ。しかしながら、鋳片の鋳造組織には Ar ガス吹込みの効果は全く認められなかった。このことは、高温注入の連続鋳造においては、鋳型内残溶鋼表面近くにおけるデンドライト粒子の生成は期待できないか、生成したとしても再溶解することを示している。

いいかえると、鋳型内で過熱温度が残留している連続鋳造条件においては、top crust からの showering, upper solidification front からの showering, free chill crystal など、溶融帯表面近傍における等軸晶生成の寄与はほとんどないと推測される。したがって、高温注入では、不均質核生成、組成的過冷や溶融帯中部低部における柱状晶の枝の溶断などが寄与しているのであろう。

等軸晶域が形成されるためには、柱状晶の成長をとめるのに十分な等軸晶の数と大きさが必要であるが、等軸晶域の等軸晶が、どのような過程で成長したかが問題である。

キルド鋼側面の柱状晶長さよりも底面のそれが短いこ

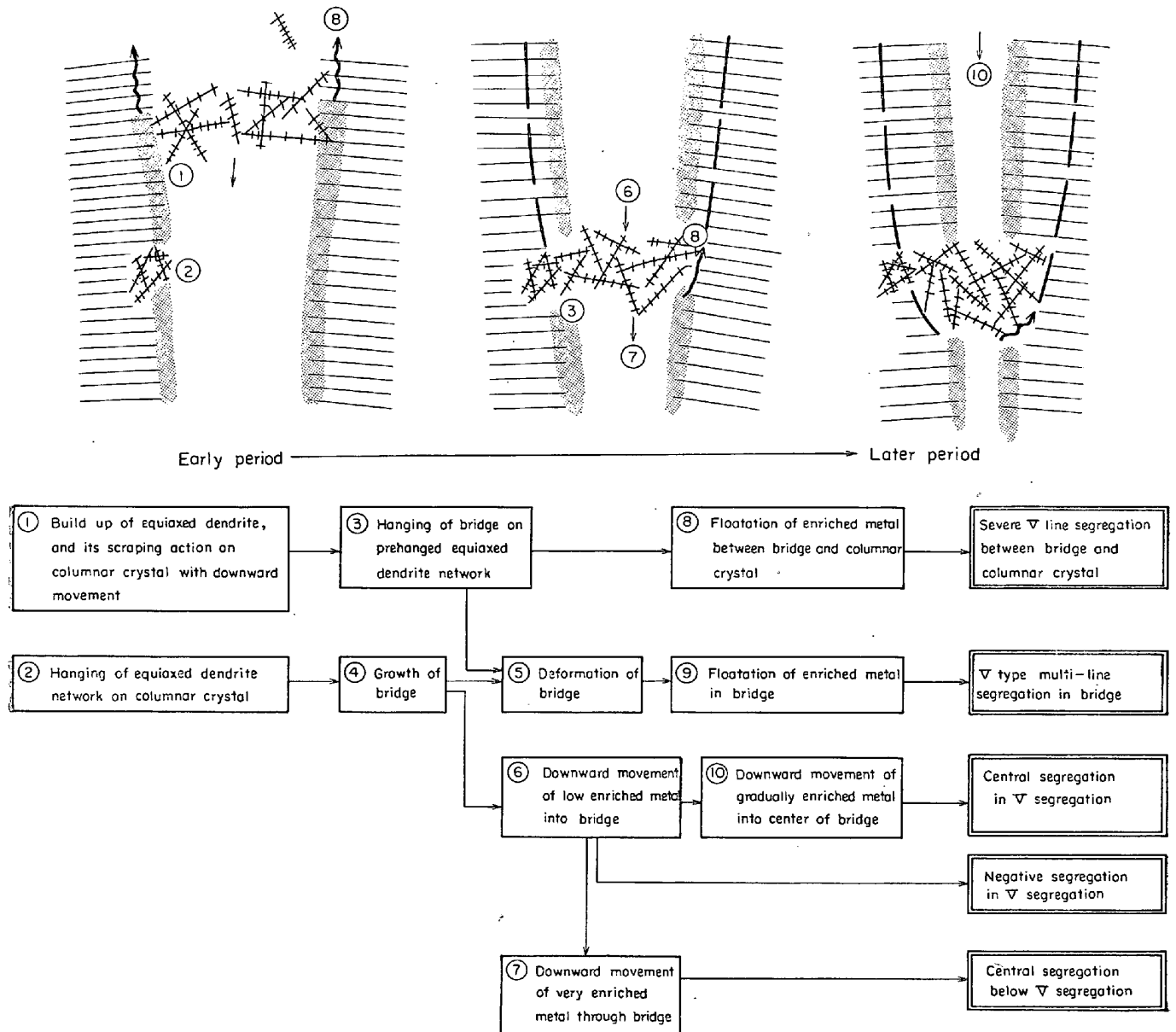


Fig. 12. Model for V type and negative segregation process at central axis of high carbon steel billet poured with high superheat temperature.

とや、傾斜凝固キルド鋼塊²¹⁾や溶融帯曲げ型のCC鑄片において下側の柱状晶長さが上側よりも短いことは、重力によつて上方から沈降した等軸晶片によつて柱状晶の成長が停止されることを示している。

観察結果 (16) で述べたようにV偏析線内の大きく成長した等軸晶の幹のRI濃度が、周囲の dendrait のそれよりも低い現象は、大等軸晶がRI添加混入以前に残溶鋼内ですでに大きく成長していたか、もしくは、RI添加以後に添加湯面より上方向の稀釈された溶鋼内で大きく成長したかのいずれかの機構——すなわちV偏析線部以外の場所で成長したこと——が推測される。

これに関連して MELFORD ら²¹⁾は、1%C-1.5%Cr鋼の2.5t鋼塊の等軸晶域および沈殿晶域のマイクロ偏析をEPMAでしらべ、等軸晶の成長過程は、残溶鋼内を等軸晶が自由に循環しつつ成長する第一期と、等軸晶が相互に接触して固定され、とじこめられたプール内の残溶鋼が凝固する第二期にわかれることを示している。

4.2 V偏析線の生成機構

4.2.1 V偏析線の生成過程

Photo. 4の高炭素鋼の評点Eに示したような、高温注入高炭素鋼小角断面ビレットの軸心部に周期的に発生するV偏析線は、Fig. 12の模式図に示す過程で生成する

と推測される。図の上半分は典型的なV偏析線の生成過程を説明したものであり、図の下半分には多層状のV偏析線の生成過程をも含めて示してある。

1)ブリッジングとV偏析線の生成

典型的なV偏析線の場合は、溶融帯ミドル部で生成した等軸 dendrait が、熱的対流に伴われて溶融帯内を循環する間に大サイズに成長し、 dendrait が相互にからみあつて次第に三次元的ネットワークを形成しつつ下降し、柱状 dendrait もしくは柱状晶先端にすでにひつかかっていた等軸 dendrait にさえぎられて下降を停止する (Fig. 12-①, ③)。下降するさいに柱状 dendrait の先端をこすることにより、柱状 dendrait の局所的な溶解もしくは破断をひきおこす (②)。この破断に刺げきされて、破断部近傍の凝固遷移層内の濃化溶鋼が破断面にそつて浮上し、V偏析線となる (④)。 dendrait が下降するさいの抵抗が小さいために下降速度が速く、したがつてU字状の偏析線となる (観察結果 (6))。V偏析線生成に並行して、凝固前面の温度勾配が大きく、柱状晶の成長を停止させる等軸 dendrait が存在しないために、V偏析線より内側で柱状晶凝固が進行する。

多層状のV偏析線の場合は、成長した等軸 dendrait

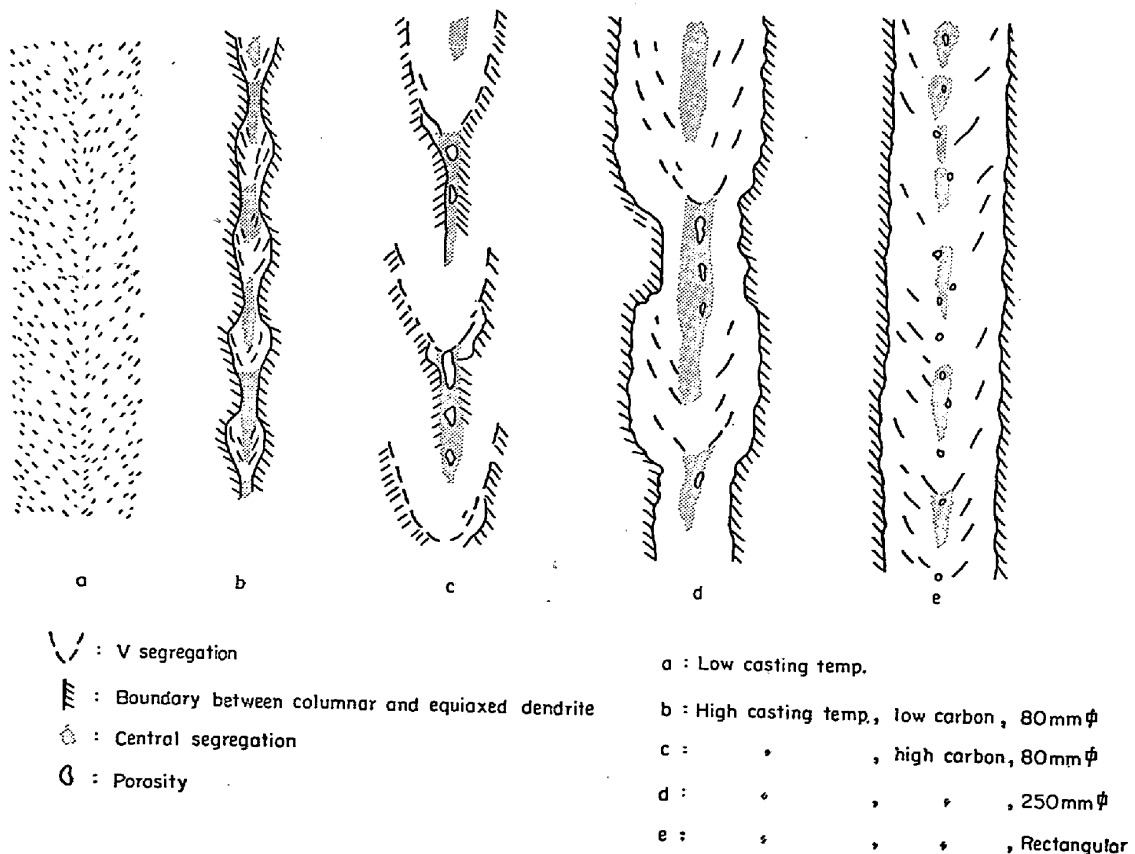


Fig. 13. Effects of billets' size, shape and C% on V segregation.

トが、なんらかの偶然によつて柱状晶の先端にひつかかる(②、観察結果(15))。ひつかかつた等軸晶が橋脚の役割を果たすことにより、重力作用や凝固収縮により下降してくる新たなデンドライトが、つぎつぎにひつかかつて次第にブリッジが形成される(④)。

ブリッジの等軸晶は他所で凝固潜熱を放出しているために、ブリッジ部の凝固はブリッジの下方よりも早く進行し、通液抵抗が大きくなるため、ブリッジは次第にV型に変形する(⑤)。このさい、柱状デンドライトの先端とブリッジとの境界部は、溶鋼の濃化度が最も高く凝固がおくれて、ブリッジの変形に伴い空隙を生じやすいので、濃化溶鋼がひも状に浮上して、ベースとなるV偏析線が形成される。また、ブリッジ内の等軸デンドライト間の濃化溶鋼も浮上し、デンドライトの幹に浮上を妨げられて短いV偏析線となり、かくして多層状のV偏析線が形成される(⑨)。

2) 凝固収縮による中心部の正負偏析などの生成

ブリッジの成長と平行して、ブリッジより下方の残溶鋼の凝固収縮に伴い、ブリッジ部のデンドライト間の濃化溶鋼が下方に押出され(⑦)、ブリッジ上方の残溶鋼と置換される(⑥)。また、ブリッジ部の等軸デンドライトの幹は残溶鋼が濃化する以前に溶融帯内で成長したため負偏析度が著しく、これら両効果の和として、V偏析線の内部下半はV状の負偏析部となる。

さらに凝固が進行すると、ブリッジ直上の残溶鋼の濃化が著しくなり、ブリッジ下方への残溶鋼の押出しに伴い、この濃化溶鋼がブリッジ上半の軸心部に入りこんで中心正偏析部を形成する(⑩)。

ついにブリッジ部の凝固が完了すると、ブリッジより下方の残溶鋼の凝固収縮により、ブリッジ直下にパイプが残留する。また、ブリッジより押出された濃化溶鋼と凝固前面の濃化溶鋼とが合体するため、ブリッジ直下の中心濃厚偏析の程度が最も著しくなる。

鈴木ら²³⁾は、著者らとほぼ同様な機構を推測しているようである。

4.2.2 V偏析線の生成におよぼす諸要因の影響

V偏析線あるいはV偏析帯の発生状況は、鋳込条件に左右される。V偏析部の特徴の模式図を観察結果(6)、(7)、(10)より要約して、Fig. 13に示す。

このようなV偏析状況は、鋳込条件がV偏析生成に必要な条件を満たしうるか否かに左右されると推測される。

V偏析線生成の必要条件とは、

- (1) 等軸デンドライトが大サイズに成長すること、
- (2) 柱状晶が軸心付近まで成長しうること、
- (3) ブリッジに破れがなく、等軸デンドライトのフ

ィルターとして完全であること、

の3条件をすべて満たすことであろう。

このような必要条件におよぼす鋳込条件の影響は、つぎのように推測される。

V偏析線が生成するためには、溶融帯横断面の直径が太い時期にブリッジしうるほど、等軸デンドライトのサイズが大きく成長する必要がある。

かりに柱状晶が軸心までのびうる場合でも、等軸デンドライトのサイズが小さいと、溶融帯の直径が細くなつてからブリッジするので、大量の等軸晶を浮別しえず、したがつてブリッジの鱗片長さ方法の発生周期が短くなり、典型的なV偏析線にならない。

高温注入小角断面の低炭素鋼ピレットにおいて、小さなV偏析線が多発し、V偏析帯状にみえるのは、この条件を満たしえないためであろう。すなわち、低炭素鋼は高炭素鋼に比べて凝固温度範囲がせまいため、等軸晶成長時間が短く、等軸晶が大サイズに成長しないためであろう。しかし、観察結果(8)および(22)で述べたように、柱状晶長さやV偏析線発生傾向は、高炭>低炭>中炭の順に小さいが、中炭素鋼のV偏析線発生傾向が最小である理由は、上述した凝固温度範囲説では説明できず、今後の検討を要する。

低温注入では、等軸デンドライト核の数が多く大サイズに成長しないため、ブリッジをおこしえず、小デンドライトを多数含有する粘稠層が凝固収縮に伴い下方に吸引されてV状に変形する過程で、粘稠層内の濃化溶鋼が浮上してデンドライトの幹にひつかかり、ポーラスな分散V偏析帯が形成されたのであろう。

鱗片サイズが大きくなると、いかに高温に注入しても軸心付近のG/Vが小さくなるため、たとえデンドライトが局部的にひつかからなくとも、凝固末期に凝固前面で等軸晶が生成するようになり、柱状晶が軸心まで成長しえなくなる。

いいかえると、高温注入した大断面角鱗片では、残溶鋼中の等軸デンドライトが大きく成長しても、凝固前面の等軸デンドライトのいたるところに大デンドライトがひつかかる結果、ブリッジを形成しえず、V偏析帯状になる。Fig. 5に示した高温注入250mm角鱗片の場合は、小断面から大断面の移行中間段階であり、10cm程度の長さに半連続的に多層状に生成したV偏析部と、10cm程度の長さの中心偏析のみがみられる部分とが、交互に残留している。

柱状晶先端に大デンドライトが局部的にひつかかつたとしても、溶融帯横断面全面にまたがるフィルターとしてのブリッジが形成されないと、等軸デンドライトが下

にもれて、ブリッジにならないであろう。

鑄片断面の扁平度が大きい場合には、溶融帯横断面が模型的には矩形となるため、等軸晶がどこかにひつかかったとしても、少し離れた位置から dendrite が下に洩れるために、全面的なブリッジにはならない。したがって dendrite は凝固前面のいたるところにランダムにひつかかって V 偏析帯が形成される。

このように、扁平化による中心偏析軽減の効果は、単に中心偏析を楕円棒状もしくは面状に中心偏析を分散させるだけではなく、典型的な V 偏析線を形成させない効果に負うところが大きいと推測される。

4.3 中心部の C 偏析の拡散

ピレット中心部の C 偏析について、加熱炉中の C の拡散の面から検討してみよう。

C 偏析部の形状が円筒状であると単純に仮定すると、シリンダーモデルにより、半径 a のシリンダー内の溶質濃度を C_0 、加熱後のシリンダー中心から r の点の濃度を C 、拡散係数を D 、加熱時間を t とすると、 C/C_0 と r/a との関係は、 $\sqrt{Dt}/a=0, 1/4, 1/2, 1$ の場合に、それぞれ Fig. 14 に示すようになる²⁴⁾。鋼中 C の拡散

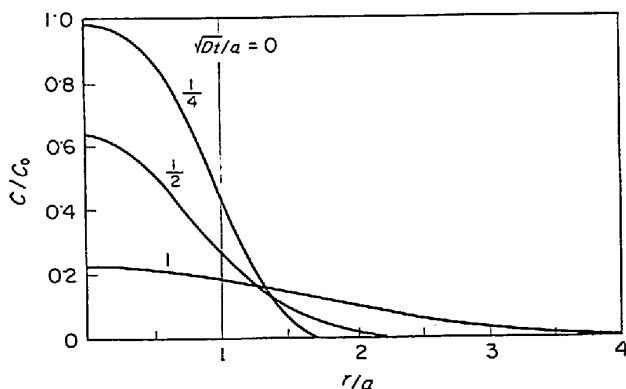


Fig. 14. Concentration distribution for a cylindrical source²⁴⁾.

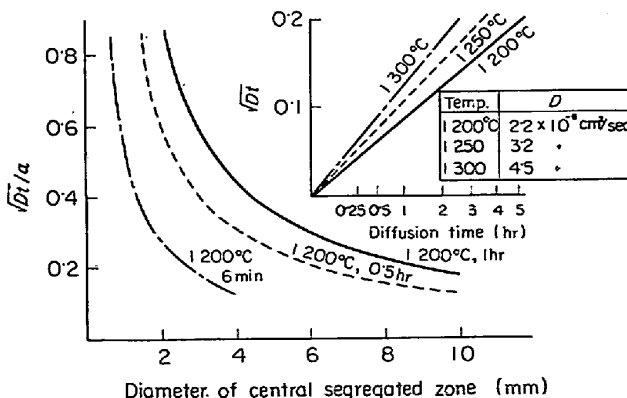


Fig. 15. Relation between diameter of central segregated zone and \sqrt{Dt}/a .

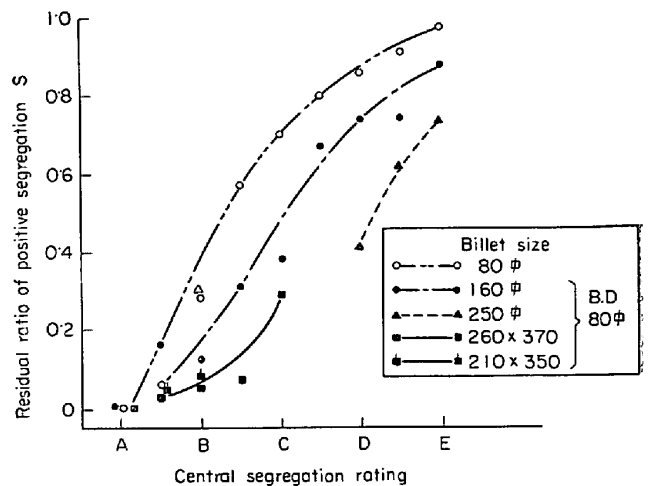


Fig. 16. Residual ratio of positive segregation \bar{S} at central axis of 80 mm square billet after heating of $1200^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr}$. (Calculated)

係数として、NEHL の値を採用した場合、拡散時間と \sqrt{Dt} との関係および中心濃厚偏析幅 $2a$ と \sqrt{Dt}/a との関係は、Fig. 15 のようになる。

いま、80 mm 角以上の断面のピレットは、80 mm 角にブレイクダウンしたのち、加熱炉内で $1200^\circ\text{C} \times 1 \text{ hr}$ 加熱する場合、ブレイクダウンに伴う濃厚偏析幅の減少率は辺長の減少率に等しいと仮定すると、Fig. 8, Fig. 14 および Fig. 15 より、加熱後の $C/C_0 = S$ が算出される。濃厚偏析部中心の正偏析度の加熱後の残留割合 S と鑄片の中心偏析評点との関係は、鑄片サイズ別に Fig. 16 のように算出される。

これより、正偏析度の残留割合を 0.5 以下にするためには、80 mm 角鑄片では中心偏析評点を B ランク以下、160 mm 角では C ランク、250 mm 角では D ランクにとどめる要があり、鑄片サイズが大きいほど、中心偏析評点が悪くとも、中心偏析が拡散消失しやすいことがわかる。

さらに、扁平大断面ブルームでは、最も評点が悪い C ランクでも、残留割合が 0.3 程度にすぎない。このように、加熱炉内における C 中心偏析の拡散消失の点でも、鑄片サイズを大きくして 2 heat 工程を採用するほうが有利であり、とくに扁平化の効果が著しいことが明らかである。

なお、厳密には Mn はオーステナイト中の C の活量を低下させるため、Mn の中心偏析の共存により、実際には上述した単純な計算よりも C の拡散消失は、より困難であろう。また Mn の拡散係数は、 1200°C で 10^{-9} cm/sec のオーダーであり、加熱による Mn の拡散消失は期待できない。

4.4 ビレット CC における鋳片の最適形状について

以上のごとく、ビレットの中心偏析を軽減するためには、ビレットの断面サイズを大きくし、かつ扁平化することが有利である。

扁平化による偏析の分散効果は、扁平ブルームにおけると同様に、扁平ビレットにおいても期待できよう。ただし、角断面で認められたように、断面サイズが大きいほど辺長に対する濃厚偏析幅の割合が減少すると推測されるので、扁平ブルームに比べて扁平小断面ビレットは不利であろう。

偏析の観点から、扁平度は大きいほどよいが、扁平度 1.43 の 260×370 mm のブルーム横断面のサルファープリントからみて、少なくとも 1.3 の扁平度が必要であろう。

一方、角型鋳片において相隣る面間の冷却速度を變えることにより、中心偏析を分散させようとの考えもあるが、凝固速度係数の 2 次冷却比水量依存性の例を Fig. 17 に示すように、比水量を 0.26 l/kg から 1.26 l/kg に増加しても、凝固速度係数は 23 mm·min^{-1/2} から 30 mm·min^{-1/2}—すなわち 1.3 倍に増加するにすぎない²⁵⁾。このように大幅に面間の比水量を變えると、鋳片のバルジングや割れの問題が生ずる。したがって、面間の冷却速度を變える方法は、扁平度 1.3 の断面形状におよばないであろう。

最適短辺長については、濃厚偏析幅の辺長に対する割合と濃厚偏析部の偏析度の 2 点から考察すべきであろう。

濃厚偏析幅の辺長に対する割合は、本試験のごとく、

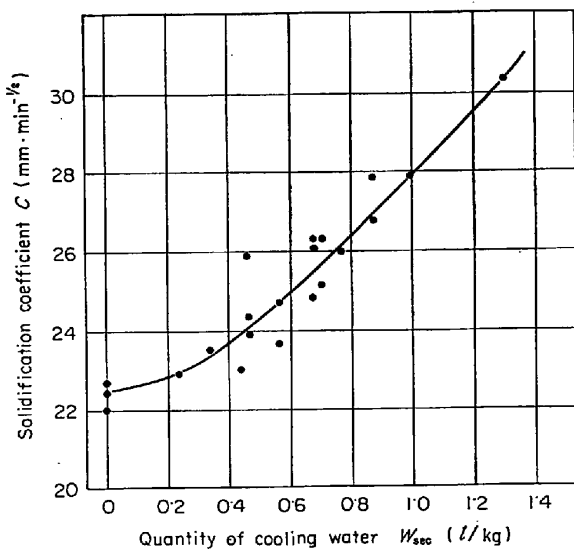


Fig. 17. Relationship between solidification coefficient and quantity of cooling water. (by HOLZGRUBER and TARMANN²⁵⁾)

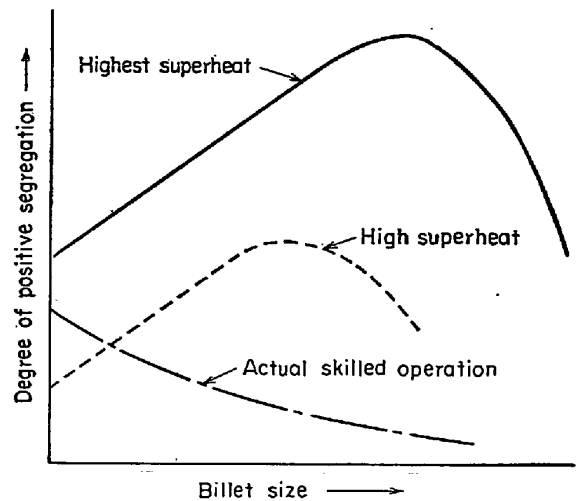


Fig. 18. Schematic model for effect of billet size on degree of positive segregation at central axis of CC billet.

辺長の増加につれて単調に減少すると推測されるので、この点からは辺長が大なるほどよい。

偏析度については、本試験のデータ数が、少ないが一応つぎのように推測される。ブレイクアウトをおこさない限度まで鋳込過熱過度を高くした場合、ある限界の辺長までは柱状晶が軸心まで成長し、この鋳片サイズ範囲内では、辺長の増加につれて軸心での凝固速度がおそくなり、凝固前面の溶鋼の濃化が著しくなるため、軸心の正偏析度は増加するであろう。この限界辺長以上では軸心付近の等軸晶域の幅が広くなり、偏析度はかえって減少するであろう。軸心の正偏析度が極大になる辺長限界サイズは、鋳込過熱温度が低くなるにつれて、Fig. 18 に模式的に示すように、より小断面側に移行するであろう。

このように、偏析度が極大になる最悪鋳片サイズが考えられるが、実際操作では、鋳片断面が大きくなるにつれて鋳込流量 (t/min) が増加するので、大断面ほどタンディッシュノズル閉塞がおこりにくくなるため、より低温での鋳込が可能になる。したがって、熟練した操作条件下における軸心の正偏析度は、Fig. 18 に破線で示すように、鋳片サイズが大きくなるにつれて減少するであろう。

このように、濃厚偏析幅および正偏析度の両者とも、大断面ほど有利であろう。ただし、前報⁷⁾で述べたように、凝集しやすい組成の介在物を含有する鋼種では、鋳片サイズが大きくなりすぎると、巨大介在物が増加するおそれがある。

5. 結 言

連続鋳造した普通炭素鋼 80~250 mm 角および 260×

370 mm などの扁平鑄片の鑄造組織と偏析に関する試験結果を総括すると、以下のごとくである。

(1) 鑄込過熱温度が高くなるにつれて、柱状晶の長さが長くなり、センターポロシティーは幅広い多孔質状から軸心のパイプ状に、V偏析はV偏析帯状からV偏析線に変化し、中心濃厚偏析部の幅が増加する。

(2) 角型鑄片において、鑄込過熱温度が等しい場合は、鑄片断面サイズが大きくなるにつれて、中心偏析部の幅の絶対値は増加するが、その鑄片辺長に対する相対値は減少する。したがって、ブレードダウン圧延後の加熱炉内における軸心C偏析の拡散消失は、鑄片サイズが大きいほど有利である。また、ごく高温注入において、80 mm 角鑄片ではU字型のV偏析線が発生するが、250 mm 角鑄片では多層状のV偏析線となる。

(3) 鑄片断面を扁平にすると、中心偏析が楕円状に分散し、ごく高温注入においても、V偏析線は発生せずV偏析帯状となる。

(4) 直径 3 mm のドリルで深さ 3 mm の試料を、高炭素鋼ピレット中心の濃厚偏析部から採取したところ、160 mm 角鑄片において、最高 1.3 の Mn の正偏析度と、1.8 の C の正偏析度が認められた。角型鑄片については、中心部のセミマイクロ偏析度が極大になる限界鑄片サイズが存在するらしい。扁平ブルームのセミマイクロ偏析度は角型ブルームより小さい。

(5) 鋼の C% の影響については、鑄込過熱温度が等しい場合 $0.3\%C < 0.1\%C < 0.6\%C$ 鋼の順に、柱状晶は長くなり、センターポロシティーのパイプの直径が太くなり、中心濃厚偏析部の幅が増加しV偏析線発生傾向が増加する。

(6) CC 法は鋼塊法と異なり、高温注入の場合は鑄型内溶鋼温度が液相線温度以上となるため、鑄型内溶鋼内に Ar ガスを吹込んででも鑄造組織は改善されない。したがって、CC 法では、溶融帯表面近くでの等軸晶生成の寄与はほとんどないと推測される。

(7) 溶融帯内で循環成長した大きな等軸デンドライトがブリッジとなるなどのV偏析線生成機構のモデルを提出した。V偏析線生成の必要条件として、等軸デンドライトが大サイズに成長すること、柱状晶が軸心近くまで成長すること、ブリッジに破れがなく等軸デンドライトのフィルターとして完全であることの3条件をあげ、V偏析線発生状況におよぼす鑄片サイズや扁平度などの

影響を説明した。

(8) 要するに、鑄片の中心濃厚偏析を軽減するためには、鑄込過熱温度を低くするとともに、鑄片断面サイズを大きくし、かつ扁平にすべきである。

最後に、現場実験に際してご援助いただいた、本生産管理部の大日方達一副部長ら前 CC 開発室ならびに坂本正博工場長らの八幡第一製鋼工場の関係者の方々に厚く感謝いたします。

文 献

- 1) 森, 田中, 平居: 鉄と鋼 56 (1970) p. 1824
- 2) 森, 松尾, 平居, 田中: 第9回日本アイソトープ会議報文集, p. 113~115 (1969) 日本原子力産業会議
- 3) 一戸, 広瀬, 平居, ほか: 鉄と鋼 52 (1966), p. 1541
- 4) W. POPPMEIER: ISI Pub., 110 (1968), p. 393
- 5) V. S. RUTES et al.: Stal in Eng., (1969), p. 158
- 6) N. M. LOPOTYSHKIN: ibid., (1969), p. 31
- 7) 平居, 金丸, 森: 鉄と鋼, 52 (1969), S 85
- 8) 森, 松尾, 谷沢, 山手: 同上, 52 (1966), p. 419
- 9) A. KOHN: ISI Pub., 110 (1968), p. 417
- 10) A. CIBULA: J. Inst. Metals, 76 (1949), p. 321
- 11) W. A. TILLER, et al.: Acta Met., 1 (1953), p. 428
- 12) G. J. DAVIS: ISI Pub., 110 (1968), p. 66
- 13) J. O. COULTHARD et al.: ibid. Pub., 110 (1968), p. 61
- 14) B. CHALMERS: J. Austrian Inst. Met., 8 (1963), p. 255
- 15) R. T. SOUTHIN: Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1967), p. 220
- 16) 大野, 早田: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 475
- 17) K. A. JACKSON, et al.: Trans. Met. Soc. AIME 236 (1966), p. 149, p. 527
- 18) G. S. COLE and G. F. BOLLING: ibid., 239 (1967), p. 1824
- 19) R. T. SOUTHIN: ISI Pub., 110 (1968), p. 305
- 20) 川和, 永岡, 根本: 鉄と鋼, 56 (1970), S 268
- 21) 一戸, 平居, 金丸, 徳重: 同上, 52 (1966), p. 423
- 22) D. A. MELPORD, and D. A. GRANGER: ISI Pub., 110 (1968), p. 289
- 23) 鈴木, 鈴木, 野崎: 鉄と鋼, 56 (1970), S 272
- 24) J. CRANK: The Mathematics of Diffusion, (1965), p. 29 [Oxford Press]
- 25) W. HOLZGRUBER and B. TARMANN: Steel Times, Aug. 25 (1967), p. 217