

## 論 文

UDC 621.746.27.047 : 620.18 : 536.421.4

## 湾曲型広幅スラブ連铸鑄片の凝固組織について\*

石黒 守幸\*\*・川上 公成\*\*\*・伊藤 雅治\*\*\*\*・三好 俊吉\*\*\*\*\*

## On the Macro Structure of Carbon Steel Slab Produced by S Type Continuous Wide Slab Casting Machine

Moriyuki ISHIGURO, Kiminari KAWAKAMI, Masaharu Itō, and Shunkichi MIYOSHI

## Synopsis:

It was observed that the macro structures of carbon steel slab produced by S type continuous wide slab casting machine were asymmetrical, that is, columnar crystal was generated in the upper site of the slab and branched columnar crystal or equiaxed crystal was generated preferentially in the under site.

In order to clarify the cause for above-mentioned asymmetric feature, various investigations, model experiments with water and many operation tests were carried out.

The results obtained are as follows:

- (1) The formation of macro structures of continuously cast steel slab was intensively affected by "Inclination of strand (d.h. gravity)" and "unsolidified steel convection in the shell". In view of this consideration. The formation process of macro structures was able to be separated into three zones.
- (2) Branched columnar crystal formed in the under site of C. C. slab is different from branched columnar crystal formed in steel ingot.
- (3) Conditions of equiaxed crystal formation in continuously cast steel slab are formation of lots of nucleus in liquid steel contacted by copper mould and transport of them to the zone of slow freezing rate inside the liquid crater of continuously cast strand.
- (4) The formation of center segregation is independent of contact of columnar zone in the center position of continuously cast slab.

(Received Nov. 22, 1973)

## 1. 結 言

日本鋼管福山製鉄所は、湾曲型広幅スラブ連铸機3基を設置して、月間25万以上の連铸片を生産しており、原理的にすぐれた連铸法の特徴を十分発揮させ、鋼塊法の品質より優れた材質の鑄片を製造するため、各種の調査、試験を実施してきた。

従来、普通鋼塊の鑄造組織に関する研究はきわめて多いが、連铸スラブのそれに関する調査は少ない。ここでは、当所の湾曲型連铸広幅スラブの内質改善のため行なつた各種の試験結果にもとづき、鑄片の凝固組織の観点から検討した結果を略述する。

## 2. 湾曲型連铸広幅スラブの代表的鑄造組織

41キロ級鋼とほぼ同一の成分の鋼を、Table 1に示す2種の鑄造条件で製造した広幅スラブ断面の代表的な鑄

造組織をPhoto. 1に示した。鑄造条件は、Case 2が、Case 1に比べ、タンディッシュ内溶鋼温度が30°C低く、鑄造速度が0.05m/min低く設定してある。

Case 1の場合の鑄造組織(Photo. 1)は、上面側と下面側で異なっており、下面側には、柱状晶の形成を阻止するように、分岐柱状晶が生成されている。そして、スラブ厚中央部には、濃厚偏析が残存している。Case 2の場合は、スラブ厚中央部に等軸晶が形成されており、濃厚偏析が消滅しているが、下面側の方が等軸晶帯が若干厚く、しかも、その下に分岐柱状晶が認められる。両者に共通した点は、上面と下面の鑄造組織が“非対称”になつていることであり、この鑄造組織の非対称性が、

\* 昭和48年11月22日受付

\*\* 日本鋼管(株)技術研究所 福山研究所

\*\*\* 吾孺製鋼(株)仙台製造所 技術研究室 工博

\*\*\*\* 日本鋼管(株)福山製鉄所

Table 1. Casting conditions.

| Ladle analysis (%)               | Case 1    |      |      |       |       | Case 2 |      |      |       |       |
|----------------------------------|-----------|------|------|-------|-------|--------|------|------|-------|-------|
|                                  | C         | Si   | Mn   | P     | S     | C      | Si   | Mn   | P     | S     |
|                                  | 0.12      | 0.21 | 0.66 | 0.013 | 0.013 | 0.13   | 0.20 | 0.65 | 0.013 | 0.019 |
| Tund. temperature (°C)           | 1 550     |      |      |       |       | 1 520  |      |      |       |       |
| Cast. speed (m/min)              | 0.65      |      |      |       |       | 0.60   |      |      |       |       |
| Secondary spray intensity (l/kg) | 0.78      |      |      |       |       | 0.78   |      |      |       |       |
| Slab size (mm)                   | 250×1 900 |      |      |       |       |        |      |      |       |       |

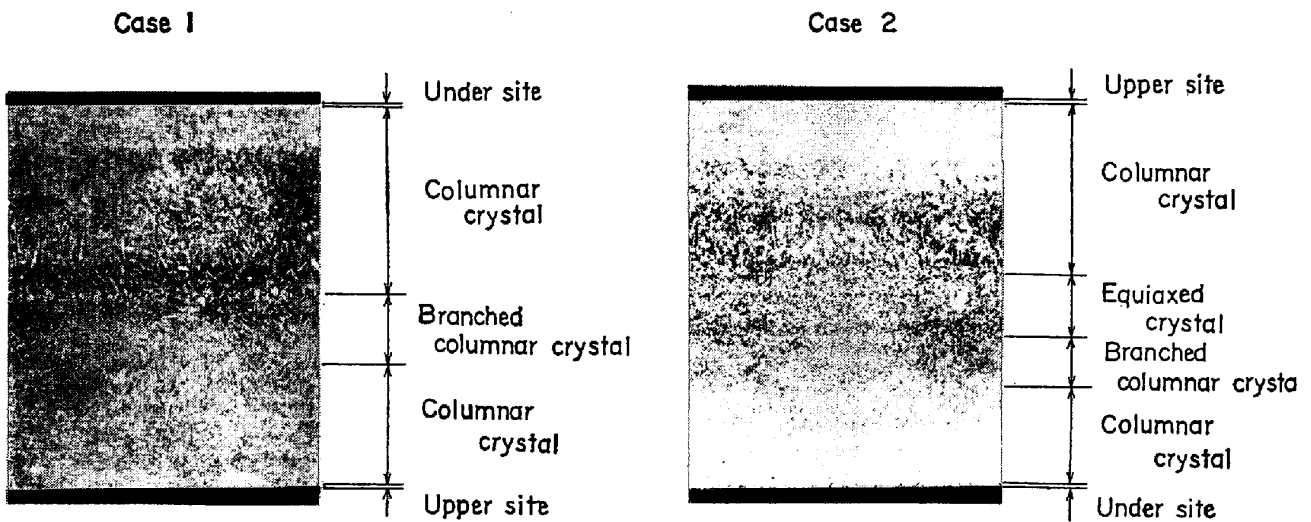


Photo. 1. Macro structures of transverse section of as-cast slab.

湾曲型連鑄片の鑄造組織の大きな特徴である。

### 3. 鑄造組織の成因調査

湾曲型連鑄片の鑄造組織に認められた特徴が、どのようなメカニズム、要因により生ずるのかを明らかにするため、以下の諸調査を行なった。

#### 3.1 鑄片断面の調査

鑄片の上下面の鑄造組織に差が存在するからには、鑄片が凝固してゆく過程になんらかの差があつたものと推定される。そこでまず、鑄片の上下面の平均冷却速度と濃度分布の差について調査を行なった。

##### 3.1.1 二次デンドライト・アーム間隔の測定結果

Case 1 と Case 2 のおのおのの鑄片断面をステッド液により腐食し、デンドライトを現出させ、スラブ厚方向の二次デンドライトアームの間隔の変化を調べた。

測定結果を Fig. 1<sup>2)</sup>に示した。図中に鑄造組織の形態範囲を併記したが、鑄造組織が非対称であつても、二次

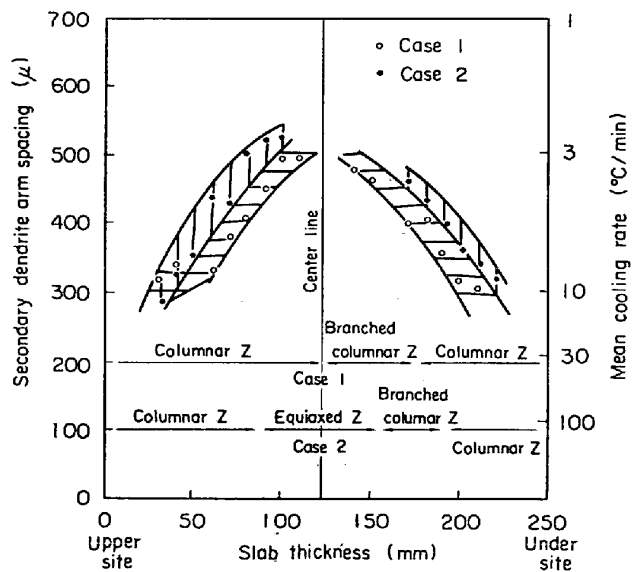


Fig. 1. Changes of secondary dendrite arm spacing illustrated in Photo 1.

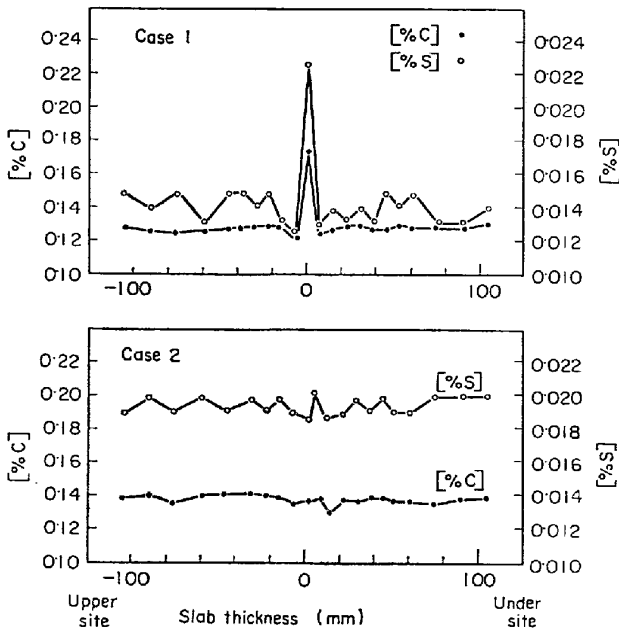


Fig. 2. Distributions of components in as-cast transverse section of C. C. slabs illustrated in Photo 1.

dendライトアーム間隔は、ほぼ対称であることがわかる。右縦軸は、鈴木ら<sup>3)</sup>の一方方向凝固実験結果にもとづき、凝固温度範囲における平均冷却速度を二次アーム間隔と対応させて示したものである。ここで、二次 dendライトアーム間隔と平均冷却速度の関係における絶対値についての可否は別としても、Case 1, Case 2 いずれの場合も、スラブ上下面において平均冷却速度は等しかったことを示している。すなわち、柱状晶の成長は、重力の作用により、下方に沈殿する物体にさえぎられない限り続き、沈殿する物体から等軸晶（あるいは、分岐柱状晶）が生成されると考えられる。

### 3.1.2 成分濃度分布

Case 1, Case 2 のおのおのの鋳片断面より 5~10mm 間隔に、径 5 mm  $\phi$  のドリルにより削り粉試料を採取し、炭素、硫黄について化学分析を行ない、スラブ厚方向の成分濃度分布を調べた。結果は、Fig. 2 に示すように Case 1 の高温鋳造のものは、中心に濃い偏析が存在するが、Case 2 のものには認められない。そして、いずれの場合も、上面と下面で濃度分布に、顕著な差は存在しない。

### 3.2 凝固組織に及ぼす鋳型傾斜の影響

鋳造組織の非対称性は、小型の傾斜鋳型鋼塊<sup>4)</sup>にも認められており、鋳片が垂直とある傾きをもつて凝固するため生じるものと推定される。そこで、福山 3 号連続鋳機の鋳片サイズ相当 (250 mm 厚  $\times$  2100 mm 幅) の傾斜鋳

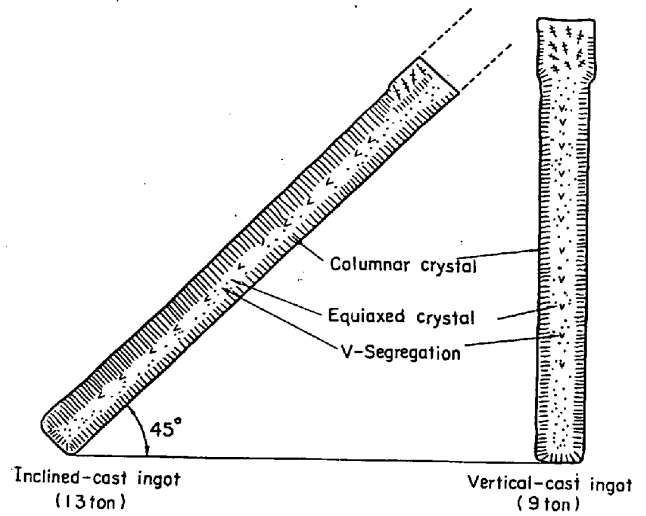


Fig. 3. Comparison for macro structures of longitudinal as-cast sections of inclined-cast ingot and vertical-cast ingot.

型と垂直鋳型を試作し、同時下注造塊により、41キロ級鋼の傾斜鋳片（約 13 トン、45° 傾断）と垂直鋳片（約 9 トン）を製造し、両鋳片の鋳造組織について調査を行なった。

鋳片サンプルの鋳造組織を模式図で表わすと Fig. 3 のようになる。垂直鋳片の鋳造組織は造塊法鋼塊に類似しており、傾断鋳片の鋳造組織は湾曲型連続鋳片によく似ている。垂直の場合は左右対称な鋳造組織が得られ、柱状晶に続き、等軸晶が中央まで形成されている。これに対し、傾斜の場合は非対称組織となり、上面からの柱状晶は厚さ中心付近まで発達するが、下面の柱状晶は途中で消滅し、等軸晶が中央まで形成されている。

傾斜鋳型では凝固の進行につれ、上面側にエアギャップが生じるため、上面側は下面側より徐冷される傾向にある。また各鋳片のボトムから約 40% の位置より切粉試料を採取し、炭素、硫黄について化学分析を行なったところ、等軸晶部で負偏析を生じるのみで、上下面の濃度差は認められなかつた。それにもかかわらず、傾斜鋳片の上面側に柱状晶が発達し、下面側で等軸晶に変化するのには、柱状晶の発達および等軸晶の生成が多分に重力の影響を受けることを示している。

### 3.3 鋳造停止鋳片の縦割り調査

湾曲型連続鋳片の“傾斜”による凝固履歴を明らかにするため、鋳造を停止して 25 min そのままの状態を凝固を進行させ、内部まで完全凝固させる試験を行なった。

試験は、Table 1 に示した 2 つの Case について行なったので、引き抜き停止までの鋳造条件は、Table 1 と同一である。停止中のスプレー冷却水量は、約 1/3~

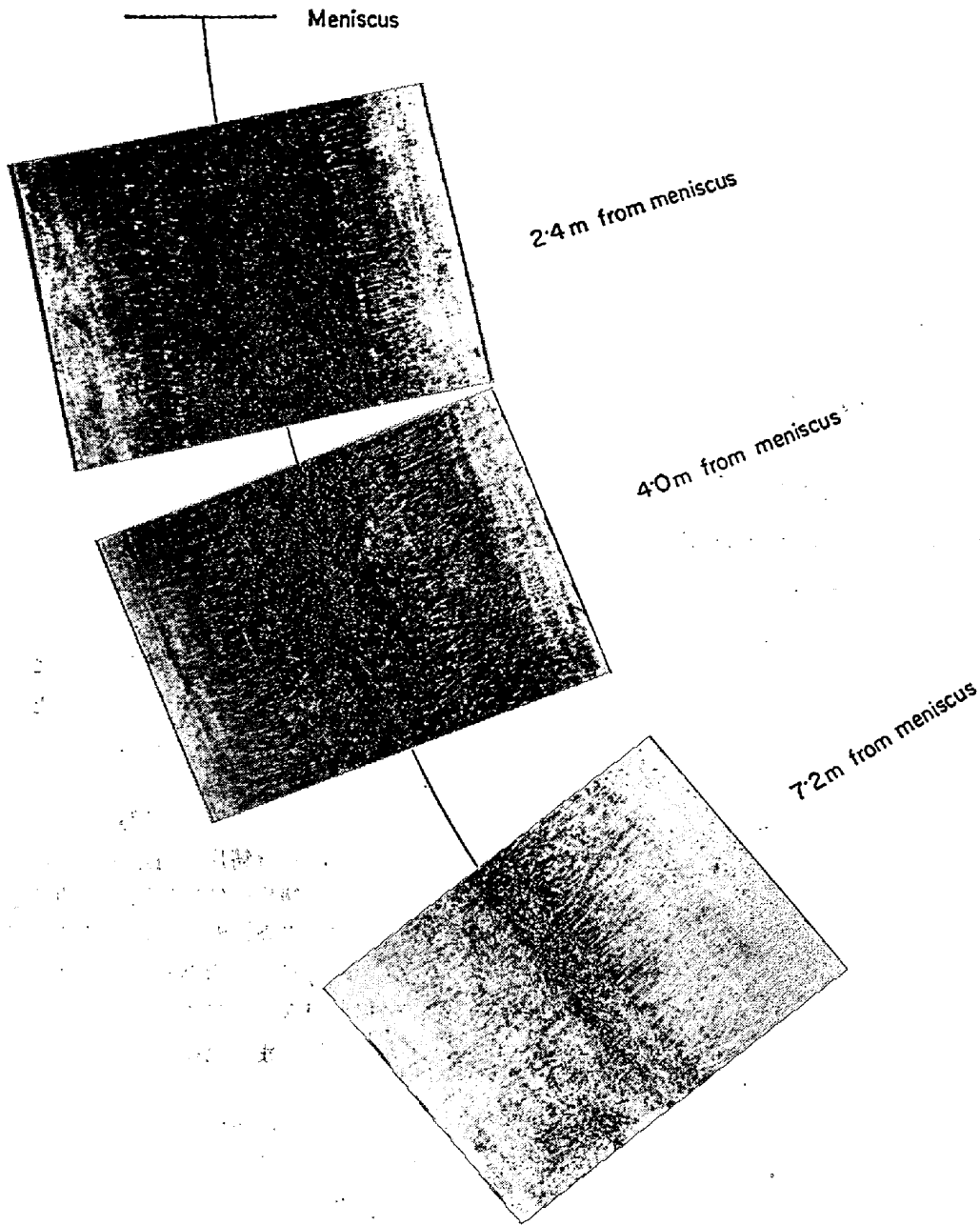


Photo. 2. Representative macro-structures of C. C. slabs at casting stop test (Case 1).

1/10 に減じ、25 分停止後、再び鑄片を引き抜いた。鑄造後の鑄片から長さ 20m にわたって幅中央長手方向および、幅方向のサンプルを採取し、鑄片内質の調査を実施した。

Fig. 4<sup>6)</sup> に 2 つの Case の鑄片の幅中央長手方向の鑄造組織を概念図にして示した。また、Case 1 の代表的位置の鑄造組織を Photo. 2 に示した。図中の破線は、鑄造停止直後の固液界面の位置を示し、破線内の鑄造組織は、鑄造停止後に形成されたものである。

いずれの場合も、メニスカスから 3.5m 付近までは、中央部は等軸晶、その外部は柱状晶から成っており、中

心線に関し、ほぼ対称な組織となつている。一部に“肥大晶”が発生しているが、これは頭部処理などの外乱によるものと推定される\*1。また図中 B で示した 3.5m 付近より、下面側に分岐柱状晶が生成しはじめ、鑄造組織が非対称となる\*2。中央部等軸晶については、Case 1 については、V 偏析を伴う等軸晶が、湯面から離れる

\*1 ここで言う“肥大晶”は、普通鋼塊に認められるものとまったく同じであり、柱状晶が冷却速度の低下などの原因により選択的に成長肥大したものである。

\*2 この分岐柱状晶は、それまで成長してきた柱状晶とは、主軸の位置が、全く異なり、単にそれまで成長してきた柱状晶の選択的成長によるものとは認めにくく、この点で上記肥大晶とは区別して考えるのが適切であろう。

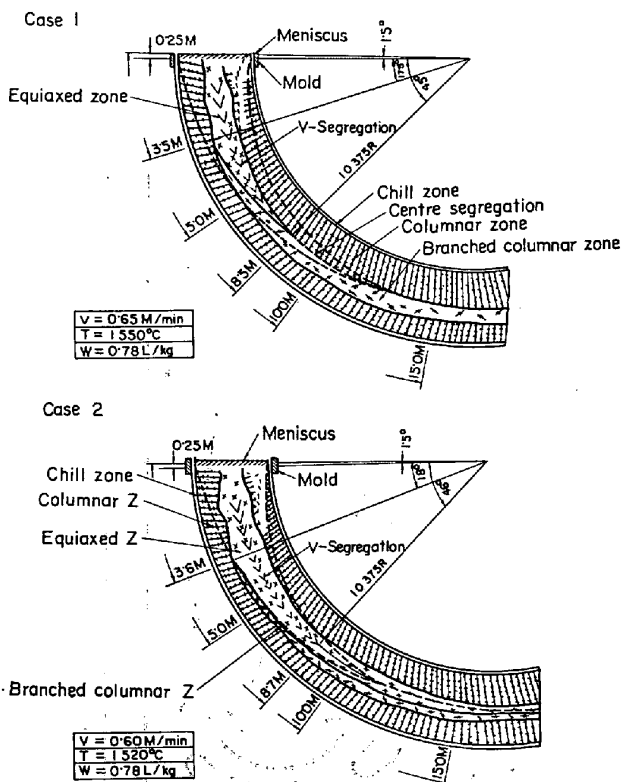


Fig. 4. Schematic diagram showing macro-structures of longitudinal as-cast sections of C. C. slabs at casting stop tests.

につれて幅がせまくなり、図中Aで示した8.5mの位置で消滅しているのに対して、Case 2ではV偏析を伴う等軸晶は8.7mでなくなるが、完全な等軸晶帯はそのまま残留している。いずれもA点以降はほぼ定常状態の鋳造組織となる\*3。

このような調査結果のうち、とくに注目すべきところは、次の2点である。

(1) メニスカスから3.5m付近から鋳造組織に傾斜の影響が出はじめ、下面側に分岐柱状晶が生成して非対称組織となる。

(2) 高温鋳込みでは、メニスカスから約8.5m以降では等軸晶が消滅するが、低温、低速鋳造では等軸晶が持続して形成される。

### 3.4 鋳片内未凝固溶鋼の流動深さと凝固シェル発達状況の測定

鋳造中の鋳片内には、タンディッシュノズルからの噴流により引き起こされた強制流動が存在しており、この

\*3 定常状態の鋳造組織では、V偏析が認めにくく、鋳造停止鋳片にV偏析が現われるのは、定常鋳造時には、凝固収縮によるサクシオンが生じて、上部に溶鋼の自由表面を持つ未凝固溶鋼が、流動により連続的に供給されるのに対して、停止鋳片では、頭部処理などにより、未凝固溶鋼の連続的供給が不十分となるためと考えられる。

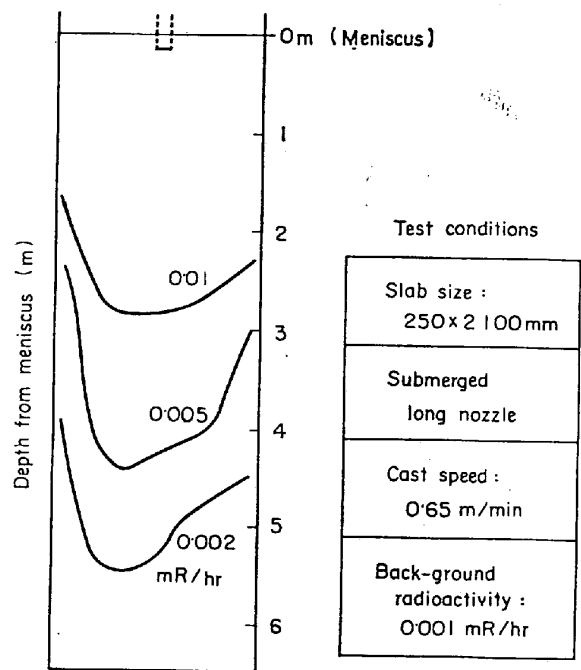


Fig. 5. Equi-distribution line of radioactivity in the C. C. strand (Addition of <sup>198</sup>Au in molten iron).

強制流動は、凝固前面の状況を変化させる。そこで、溶鋼流出状況の異なる逆Y丸型ロングノズルと逆Y箱形ノズル（流出孔径が大きく流出速度が小さい）を使い、鋳片内未凝固溶鋼の流動範囲と凝固シェル発達状況を測定した。定常鋳造中のモールド内に、アルミ箔で包んだ<sup>198</sup>Auを添加し、スラブ冷却後、スラブ表面からシンチレーション・カウンターで放射能を測定し、強度分布を求め、また切断面のオートラジオグラフから、シェル厚さの発達状況を求めた。

凝固シェル厚さの発達状況には、ほとんど差が認められなかったが、よく知られているLightfootの凝固式を実験式として使用し、(1)のような式を採用した。

$$D = 30\sqrt{t} - 11.8 \dots \dots \dots (1)$$

ここで D:シェル厚さ (mm)

t:凝固時間 (min)

溶鋼流動の侵入深さの測定結果の1例として、ロングノズルの場合を Fig. 5 に示した\*1。

### 3.5 水モデル実験による鋳片内未凝固溶鋼の流動状況の解明

ノズル噴流により引き起こされた鋳片内の溶鋼の強制流動の実体を明らかにするため、福山連続鋳機の1/3の大

\*1 この図から、ロングノズル使用の場合、ノズルからの溶鋼の侵入深さは、約5.5mであることがわかる。箱形ノズルの場合、この侵入深さは、約4.1mで、ロングノズルの場合よりも1.4m浅い。

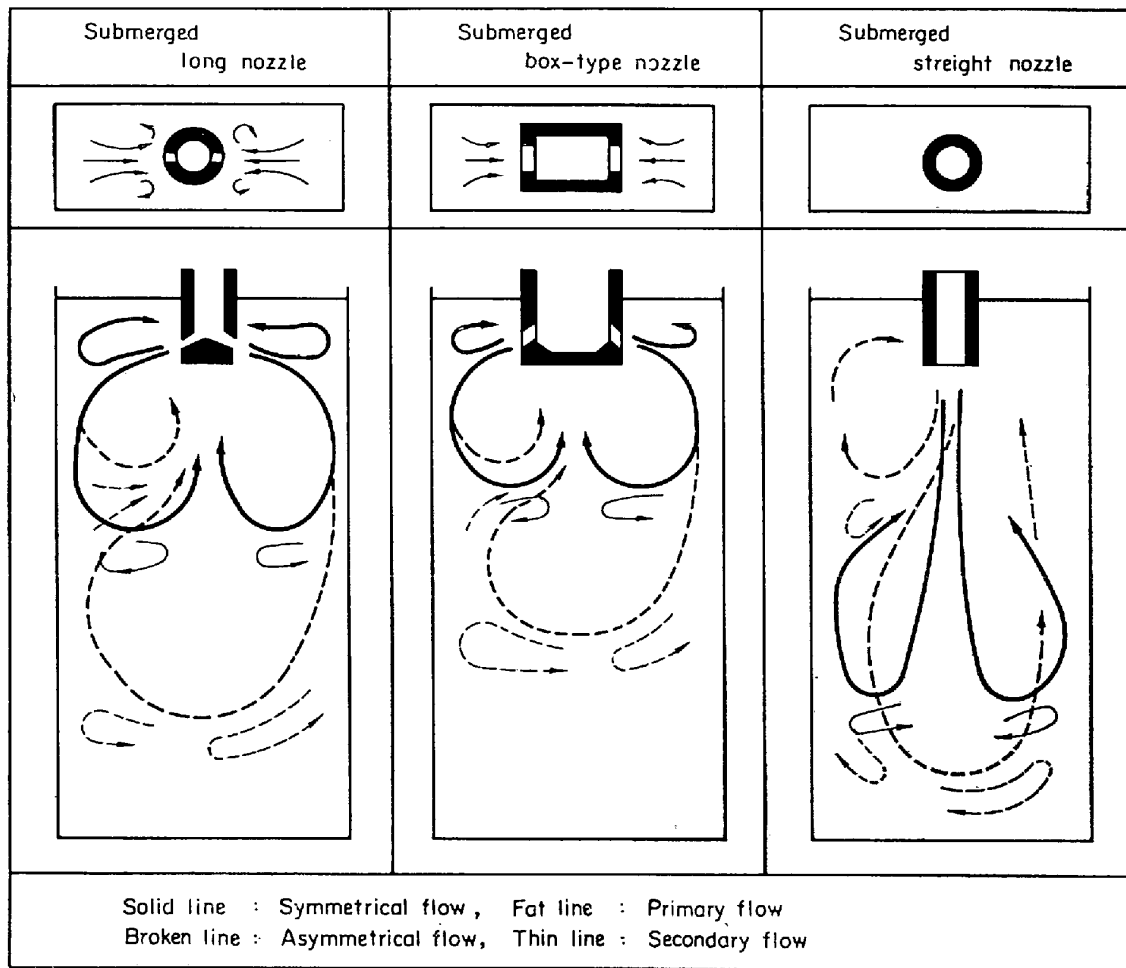


Fig. 6. Schematic diagram showing different flow patterns of molten iron in the C. C. strand (Results of modelling test).

きさの大型プラスチックモデル実験装置を製作し、末凝固鑄片内深さ約 9 m までの溶鋼状態を再現する実験を行なった。

Fig. 6<sup>6)</sup> に、凝固シェル内流動状況のノズルによる差を示した。どのノズルの場合も、ノズルからの噴流は、鑄片幅方向には対称な流れを生じにくく、非対称な片下り流れを作り、周期的に左右の流れが入れ替わる特徴がある。シェル内の強制流動は、二次流れの先端で消滅し、片下り流れの場合、対称な流れの 2 倍ほど深く侵入する\*2。

3.6 分岐柱状晶生成に及ぼすシェル内溶鋼流動の影響

50 キロ級鋼を Case 1 とほぼ同一の鑄造条件で、同一チャージの第 1、第 2 スtrand に、前記のロングノズルと箱型ノズルを取りつけ、5 チャージの試験鑄造を行なった。鑄造後、定常鑄造状態の鑄片より、各ストラ

ンドの相対する位置からサンプルを切り出し、スラブ下面より分岐柱状晶の生成開始長さを測定した。この実測値と (1) 式とから、分岐柱状晶が生成開始点のメニ

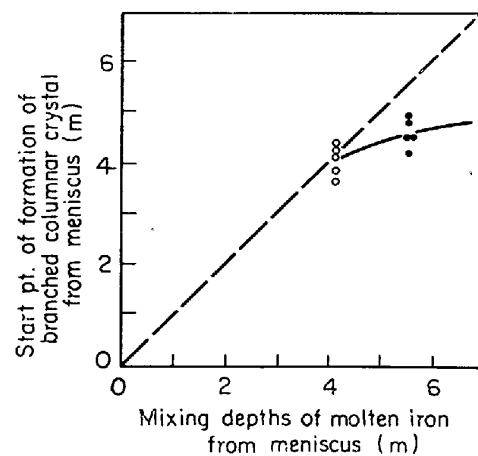


Fig. 7. Relation between mixing depths of molten iron from meniscus and formation of branched columnar crystal of C. C. slab.

\*2 モデル実験により、Fig. 5 の鑄造条件により、二次流れの到達深さを測定したところ、約 5.5m となり、Fig. 5 の RI による実機の溶鋼流動侵入深さと、きわめてよい一致を示した。

カスからの深さを求めメニスカスからの流動侵入深さとの関係を調べると、Fig. 7のようになる。この図の横軸の溶鋼侵入深さは、3.4項で示した方法により求めたものである。分岐柱状晶は、ノズルからの流動深さが深いほど内部に形成される。そして、箱形ノズルの場合は、流動がほぼ消滅する点から発生するが、ロングノズルでは、消滅点より前から発生している。これは、鑄片の傾斜の影響によるものと考えられ、箱形ノズルの流動消滅点に相当する傾斜角度(20度)では、ロングノズルのそれ(24度)に比べ、傾斜の影響を受けにくく、流動の影響を大きく受けることを示している。

#### 4. 考 察

湾曲型連鑄スラブの鑄造組織の特徴である上下面の非対称組織の原因を明らかにするため、前章のような諸種の試験、調査を行ない、つぎのような結果を得た。

(1) 鑄片の上下面における冷却速度および成分濃度分布には明確な差は認められず、非対称組織を生成する原因として、上下面の冷却速度および凝固時の成分濃度分布を取り上げることはできない。

(2) 分岐柱状晶の生成開始位置は鑄片内における溶鋼流動と、鑄片の傾斜の影響を受け、通常溶鋼流動消滅点近傍の下面側に形成される。

(3) 垂直鑄片と傾斜鑄片の比較テストにより、等軸晶の形成も重力の影響を大きく受け、流動の直接的影響は受けず、むしろ鑄込みの強制対流が消滅してから下面側に形成されるように見受けられる。

(4) 未凝固鑄片内における溶鋼流動の存在範囲は、鑄片断面形状、ノズル形状、鑄造速度により異なり、さらに、片下り流れの存在により対称流れの場合より相当深くなると言え、微弱な二次流れの消滅下限を含めても、高々メニスカスより5~6mのところである。それよりクレーター・エンドまでは、自然対流以外の溶鋼流動の影響は受けず、鑄片の傾斜の影響を大きく受けるものと考えられる。

従来、鋼塊の鑄造組織の生成メカニズムに関する研究は、数多く行なわれている<sup>7)~18)</sup>。これらを結晶核の生成とその成長という観点からながめ、鑄造時に必然的に生ずる対流とか、結晶片の移動とかのかかわりあいについて、簡単にまとめるとつぎのようになる。

このような結晶核の生成と鑄造組織への成長は、ミクロ的には、凝固前面における過冷の程度により支配され、その過冷は、凝固前面における溶質濃度分布および温度勾配によつて決定される。そしてミクロ的諸条件は、溶鋼の対流とか、結晶片の沈降、濃化溶鋼の浮揚などのマ

| 凝固組織                    | 核の生成  | 成 長                                  | 関係するマクロ的現象               |
|-------------------------|---|--------------------------------------|--------------------------|
| チル晶                     | 熱的過冷と対流による増殖  | —                                    | 溶鋼の対流攪拌                  |
| 柱状晶                     | チル晶の一部が起点となる  | チル晶のうち結晶の[100]方向が抜熱方向に、ほぼ一致したものが優先成長 | 溶鋼の流動濃化溶鋼の浮揚             |
| 肥大晶<br>(普通鋼塊では分岐柱状晶と同一) |   | 抜熱方向が乱れるため肥大化                        | —                        |
| 等軸晶                     | ①チル晶帯で形成された結晶片<br>②デンドライトの部分的再溶解したもの<br>③上表面デンドライトの showering | 多量の核の存在が等軸晶帯形成の主条件                   | 結晶片の沈降<br>溶鋼の対流による結晶片の移動 |

クロ的現象により大きな影響を受けるとされている。

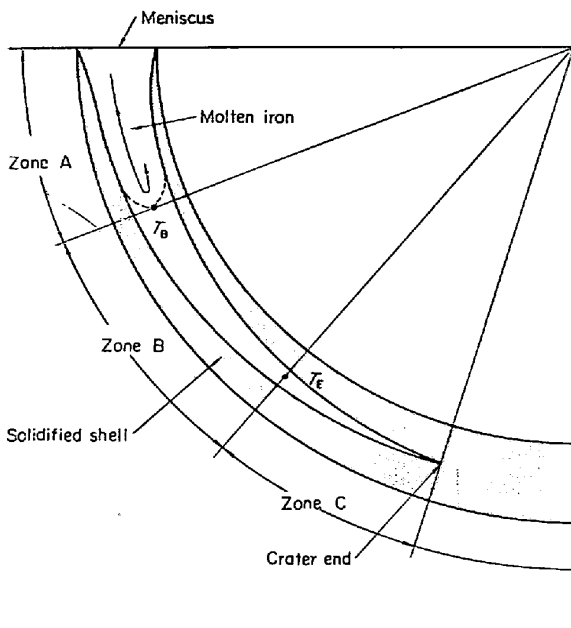
連鑄片における鑄造組織も、連鑄片の下面側に形成される分岐柱状晶を除いて、生成メカニズムは、上記(1)~(4)の結果に基づくかぎり、鋼塊法のそれと大差は認められない。

連鑄片の分岐柱状晶は、鋼塊に認められる肥大晶とはつぎの点で異なっている。①鋼塊の肥大晶は、鋼塊上部におもに形成されるが、連鑄片の分岐柱状晶は下面に形成される。②鑄塊の肥大晶は、柱状晶が成長過程で選択成長し、単に肥大となったもので肥大晶のデンドライトの軸は柱状晶と部分的に連続しているが、連鑄片の分岐柱状晶は、柱状晶の主軸の上に、明らかに別のデンドライトが不規則におおいかぶさつた形状をしており、下の柱状晶とは不連続となつている。したがつて、連鑄片の分岐柱状晶は、結晶片の沈降と関係のあるメカニズムで生じたものであり、肥大晶とは異なっている。

それでは、連鑄片の上下面の非対称組織を生ぜしめる分岐柱状晶と等軸晶の生成メカニズムは、どのようなものであろうか。

従来の研究および今回の諸調査によれば、分岐柱状晶と等軸晶は、なんらかの結晶片の移動、沈降と深い関係にあることを示しており、溶鋼の対流がこの結晶片の移動に量要な役目をになつていくことがわかる。

この結晶片の実体は不明であるが、連鑄片では、低温



$T_B$ : Vanish point of forced convection of molten iron.  
 $T_E$ : Start point of formation of equiaxed crystal zone.

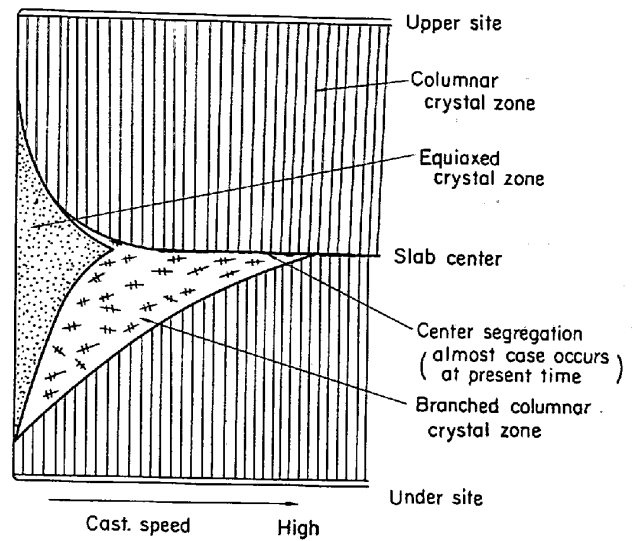
Fig. 8. Schematic diagram showing influence of strand inclination and mixing of molten iron on formation of different crystal structures of continuously cast slab.

鑄造を行なうほど、生成されやすいことから、モールド付近のチル晶帯で生成されると推定される。生成された結晶片が成長するか、消滅するかは、生成された核の量ととりまく溶鋼の過冷度によつて決定される。また、それが分岐柱状晶になるか、等軸晶となるかは、核が沈降し着床するまでの履歴と着床した場所の過冷度によつて決定されると考えられる。

結局湾曲型連鑄片の非対称鑄造組織はつぎのようなメカニズムにより形成される。

メニスカス近傍の銅モールド内で生成された結晶片は、ノズルからの流動に乗つて流動消滅点近傍の下面側に着床する。着床した結晶片は柱状晶の成長をおさえて新たに成長を開始する。

この際、凝固前面の冷却速度が上面側と同じであるためデンドライト状の成長をするが、成長方向を抜熱方向にそろえるほど温度勾配がないため分岐柱状晶となる。低温鑄造時に等軸晶帯が得られるのは、モールド冷却帯において熱的過冷が最も広範囲に起こりやすく、注入流動による核の増殖も活発で多量の核が形成され、これが、溶鋼バルクが低温であるため再溶解されにくく、重力作用により多量に沈降することによるものである。なお、重力の影響として、このほか濃化溶鋼の浮揚と自然対流による上下面の溶鋼温度差があるが、Fig. 1, Fig. 2の結



At lower casting temperature, transition points of macro structure move to the right side.

Fig. 9. Relation between change of macro structure and casting speed and casting temperature.

果はこれらの直接的影響は、小さいことを示している。

このような連鑄片の鑄造組織の形成を、鑄片の“傾斜(重力)”と“溶鋼流動”に着目して、鑄造過程を3つのZoneに区分して示すと、Fig. 8となる。

図中  $T_B$  点は、ノズルからの強制流動が消滅する点であり  $T_E$  点は、等軸晶の生成が可能となる点を意味する。3つのZone内における鑄造組織の形成状況を以下に示した。

Zone A: メニスカス— $T_B$  間

傾斜角度が小さく、ノズルからの溶鋼流動により凝固前面が洗われている。結晶片(核)は、 $T_B$  点以下に洗い流され、スラブ上下面の鑄造組織の対称性が保たれる。

Zone B:  $T_B$ — $T_E$  間

傾斜角度が大きくなり、かつノズルからの溶鋼流動の影響が減すため、スラブ下面側に、結晶片が集積し生長ははじまり、柱状晶の形成を阻止する。この結果下面側に分岐柱状晶が、生成され鑄造組織が非対称となる。

Zone C:  $T_E$ —クレーター・エンド

傾斜角度がさらに大きくなり、溶鋼流動は、自然対流を除いて無視できる。このZoneは、結晶片さえ存在すれば、十分等軸晶を形成するのに必要な条件を満たしており、低温鑄造をすれば、この条件が満足される。

各Zoneを区分する遷移点、 $T_B$ 、 $T_E$ は、鑄片サイズ、鋼種、鑄造速度、冷却速度が大幅に変わらないかぎり、“鑄片の傾斜”と“溶鋼流動”により決定される。



## 5. 広幅連鑄スラブの鑄造組織と中央偏析の 関係

Photo. 1, Fig. 2 から明らかなように, スラブ中央部で柱状晶と(分岐)柱状晶が接するような鑄造組織では, 中央部に濃厚偏析が残存しやすく, 等軸晶の場合には, 濃厚偏析は分散消滅している. そのため中央偏析低減対策として, 等軸晶凝固を促進させる努力がはらわれている.

前記の鑄造組織の生成メカニズムによれば, 鑄片上下面の鑄造組織は, Fig. 9 に示すように, 鑄造速度と鑄造温度により変化する. この図は, 多量の鑄造速度変化テストの結果をまとめたものである. したがって効果的に等軸晶を生成させるには, ある程度低速で, 低温鑄造を行なう必要がある. また, 速度を落とさない鑄造法としては, 鑄片未凝固溶鋼の電磁攪拌により, スラブ厚中央部に等軸晶を形成させる技術が開発されている<sup>19)</sup>.

しかし, 最近の調査・研究によれば, 中央偏析の生成とスラブ厚中央部の柱状晶凝固との間に因果関係は認めにくく, ロールパスラインの調整, ロール間隔の徹底的管理などによつて, スラブのバルジング防止対策をとることにより, スラブ厚中央部で, 柱状晶が接するような場合でも, 中央偏析の全く存在しないスラブの製造が可能なることが明らかとなつてきている\*.

## 6. 結 言

湾曲型広幅スラブ連鑄鑄片の鑄造組織が, 分岐柱状晶あるいは, 等軸晶を, 下面側に優先的に生成し, 非対称となる原因を明らかにするため, 種々の調査, 水モデル実験, 操業試験を行ない, つぎの知見を得た.

1. 連鑄片の鑄造組織の形成には, “鑄片の傾斜(重力)”と“シェル内の溶鋼流動”が大きな影響を及ぼす. このような観点にそつて, 連鑄片の鑄造組織の形成過程を3つの Zone に分けて整理した.

2. 連鑄片の下面側に生成される分岐柱状晶は, インゴットの肥大晶とは異なる.

3. 連鑄片の等軸晶の生成条件として, つぎの2点を

示した.

- ① モールド内において多量の結晶核を生成させること.
  - ② この結晶核を, 鑄片内部の徐冷帯に移動させること.
4. 連鑄片の中央偏析の生成と, 鑄片厚さ中央における柱状晶の接触とは, 直接無関係である.

## 文 献

- 1) 根本秀太郎: 第12回西山記念講座(鉄鋼協会編)
- 2) 川上, 細田, 半明: 鉄と鋼, 58(1972) 4, p. 97  
川上, 楯, 半明, 石黒: 学振製鋼 19 委 9475 凝固 125 (昭和47年 9 月)
- 3) 鈴木, 鈴木, 長岡, 岩田: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 301
- 4) 中川, 百瀬: 鉄と鋼, 53(1967)12, p. 1406
- 5) 川上, 石原, 半明: 鉄と鋼, 58(1972) 4, p. 96  
川上, 楯, 半明, 石黒: 学振製鋼 19 委 9475 凝固 125 (昭和47年 9 月)
- 6) 川上, 楯, 石黒, 菅原: 学振19委第3分科会凝固, 19委 9525, 凝固 133
- 7) W. C. WINEGARD, and B. CHALMERS: Trans. ASM, 46(1954), p. 1214
- 8) B. CHALMERS: Principles of Solidification, (1964), p. 259
- 9) T. F. BOWER and M. C. FLEMINGS: Trans. AIME, 239(1967), p. 216
- 10) 日本金属学会編: 結晶成長と凝固, (昭和44年) p. 38
- 11) W. MORRIS, W. A. TILLER, J. W. RUTTER, and W. C. WINEGARD: Trans. ASM, 47(1955), p. 463
- 12) B. CHALMERS: J. Aust. Inst. Metals, 3(1963), p. 255
- 13) K. A. JACKSON, et al.: Trans. AIME, 236 (1966), p. 149
- 14) R. T. SOUTHIN: Trans. AIME, 239(1967), p. 220
- 15) Reports on the Heterogeneity of Steel Ingots: JISI, 113(1926), p. 39
- 16) C. BENEDICKS: JISI, (1937), p. 363
- 17) B. GRAY: JISI, 182(1956), p. 366
- 18) H. KOSMIDER, et al.: Stahl u. Eisen, 77(1957), p. 133
- 19) 西脇, 伊藤, 和田: 鉄と鋼, 59(1973), 11, p. 100  
川上, 細田, 伊藤: 学振製鋼 19 委 9629 凝固 147 (昭和48年 9 月)

\* もちろん通常の連鑄マシンの管理では, 完全にスラブのバルジングを防止することは困難であり, このような場合には, 等軸晶凝固を促進させ, 濃縮偏析を分散消滅させる方法が有利である.