

## 論 文

UDC 621.746.047 : 669.14-412 : 536.421.4 : 669.141.241.2 : 669.046.55 : 620.184

Al-Si キルド鋼連铸ブルームの周辺部に発生する  
濃淡模様について\*

田阪 興\*\*・伊藤幸良\*\*\*・前出弘文\*\*\*・高尾滋良\*\*\*

On the "Pattern" Occuring in the Outer Part of the Continuously  
Cast Al-Si Killed Steel Blooms

Kō TASAKA, Yukiyoshi ITOH, Hirobumi MAEDE, and Shigeyoshi TAKAO

## Synopsis:

In the circumferential part of continuously cast blooms, there is a zone of more intensive colouration in macro-etching than parts of the cross-section. This zone is called the "pattern". In order to make clear the formation mechanism of the "pattern", the casting structure and distribution of sulfide inclusions are investigated.

The results obtained are as follows:

- (1) The "pattern" is observed more clearly in Al-Si killed steel than in Si killed steel.
- (2) In the "pattern", sulfide structures are very fine and the ratio of interdendritic area is higher than other parts.
- (3) In the "pattern", sulfide inclusions precipitated at the interdendritic area are very fine and numerous.
- (4) When the upward-streaming type immersion nozzle is used, the solidification rate in the lower part of the mold in the bloom caster is higher than that in the spray zone. It is concluded that the "pattern" of the continuously cast bloom is formed in the rapid solidification zone in the mold.
- (5) The reason why Al-Si killed steel exhibits the "pattern" more clearly is explained by the role of  $Al_2O_3$  as nucleation sites for solidification.
- (6) Any difference in mechanical properties between the "pattern" and other parts is not observed.

## 1. 緒 言

連続鑄造の最も重要な課題として適用鋼種の拡大があり、鋼材の材質特性を把握する必要がある。この材質特性の把握法の1つにマクロ組織試験法がある。

ブルーム連铸材のマクロ組織に認められる欠陥には、中心部のスポット状の中心偏析、鑄片の等軸晶域に対応する中心多孔質および外周部の濃厚模様（パターン）がある。

ブルーム連铸材のパターンとは、鑄片や圧延材の断面のS-プリントやマクロ腐蝕を行なうと断面の外周部に浮き出る濃厚模様であり、Si脱酸鋼ではほとんど認められないのに対し、Al-Si脱酸鋼で明確になる。

そこで、ブルーム連铸材のパターン発生状況と凝固特性との関係を明確にするため、脱酸方式および成分の凝

固組織におよぼす影響を調査し、パターンの発生原因および発生機構につき検討を行なった。

## 2. 供試材および試験方法

組成はS45C相当で、パターンの発生しやすいAl-Siキルド鋼およびパターンの発生し難いSiキルド鋼を対象として、室蘭製鉄所第2連铸機<sup>2)</sup>を用いて鑄造したブルーム鑄片を供試材とした。その内容をTable 1に示す。

Al-Siキルド鋼では、パターン部の凝固位置を検討するため、鑄造速度を変化させたが、他の鑄造条件は同一とした。

鑄片を用いデンドライト組織の変化および硫化物の分布に及ぼす脱酸方式の影響を調査した。

\* 昭和50年10月本会講演大会にて発表 昭和51年7月2日受付 (Received July 2, 1976)

\*\* 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R &amp; D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

\*\*\* 新日本製鉄(株)室蘭製鉄所 (Muroran Works, Nippon Steel Corp., 12 Nakamachi Muroran 050)

Table 1. Casting condition and chemical composition of test blooms.

		Al-Si killed steel	Si killed steel
Composition (%)	C	0.44 ~0.50	0.43 ~0.45
	Si	0.27 ~0.28	0.25
	Mn	0.79 ~0.83	0.79 ~0.80
	P	0.014~0.029	0.019~0.023
	S	0.020~0.026	0.012
	Al	0.023~0.036	0.003~0.006
Withdrawal rate(m/ min)		0.5~0.8	0.5
Bloom size		244 mm × 300 mm	
Billet size		120 mm × 120 mm	
Number of test		5	2

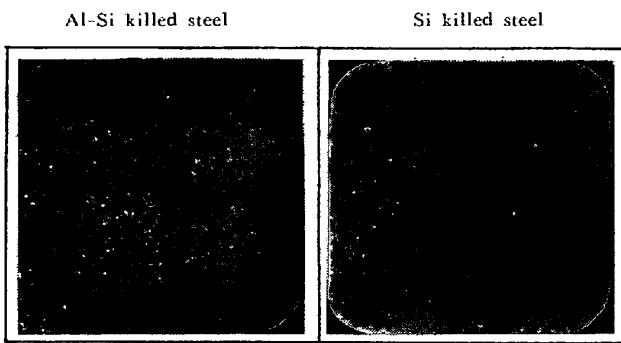


Photo. 1. Macrostructure of billet cross section. (×5/12)

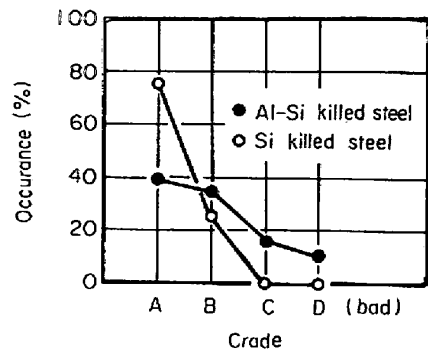
### 3. 調査結果

#### 3-1 パターン発生状況

供試材として鋳造した鋳片を圧延したビレット横断面の温塩酸腐蝕によるマクロ組織を Photo. 1 に示す. Si キルド鋼には濃厚模様が全く認められないのに対し, Al-Si キルド鋼には濃厚模様が明確に認められる. この濃厚部(パターン部)はビレット表面の1~2mmから始まり15~17mmで終る. このパターン部境界までの表面からの距離(パターン厚)を鋳片に換算すると30~40mmとなる.

プロパー生産材のビレット横断面のマクロ組織によりパターン標点を調査した. パターン発生に及ぼす脱酸方式の影響を Fig. 1 に示す. また, Al-Si キルド鋼におけるS含有量の影響を被削性を問題としない鋼種, 例えば冷間鍛造用炭素鋼を含めて Fig. 2 に示す. パターン標点はマクロ組織に濃厚模様が全く認められないものをA, 濃厚模様が明確に認められるものをDとして, A~Dの4ランクに分類した.

Siキルド鋼では, S含有量の高い鋼種, 例えばS快削鋼であつても C, D ランク標点のものは全く発生しな



	Al-Si killed steel	Si killed steel
T.Al	0.013~0.047%	≤0.010%
S	0.006~0.026%	0.007~0.117%

Fig. 1. Influence of aluminium on grade of pattern in billets.

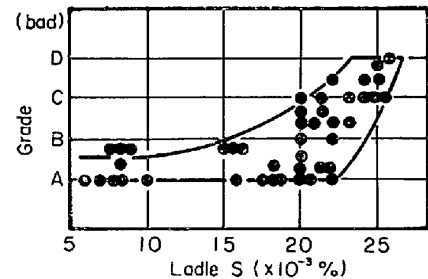


Fig. 2. Relation between grade of pattern in billets and ladle S content in Al-Si killed steel.

い. 一方, Al-Si キルド鋼ではC, Dランクのものが30%程度発生し, Al含有量が高いほどパターンは明確になる. またS含有量が高くなるほどパターン標点のパラツキは大きくなり, C, Dランク標点の発生頻度が高くなる.

このように, ブルーム連鋳材のパターンはAl脱酸鋼でS含有量が高い鋼種で明確になる. しかし, 機械構造用炭素鋼でのS含有量の減少は被削性の低下, また, Al含有量の減少は衝撃値の低下などの悪影響があり, パターン防止法としては採用できない.

#### 3-2 パターン発生原因

##### 3-2-1 ブルーム連鋳材の凝固組織

鋳片幅中心部縦断面の温塩酸腐蝕による鋳造組織を Photo. 2 に示す. 円孤型連鋳機の鋳片の特徴として等軸晶はフィックス面側で厚く, 柱状晶は熱流の方向(引抜方向と逆方向)に傾斜している. 脱酸方式の鋳造組織に及ぼす影響は認められず, パターンは柱状晶域で発生する. 柱状晶の成長方向と交差する鋳片表面と平行な断面(Z断面)のデンドライト組織を Photo. 3 に示す. 鋳片

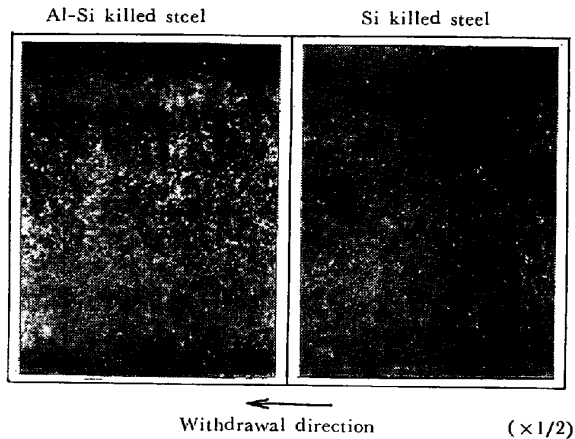


Photo. 2. Macrostructure of blooms (longitudinal section  $\times 1/3$ ).

の表面側でのデンドライトは微細で、鑄片内部に入ると大きくなるが、鑄片表面から 40 mm 程度の範囲では Si キルド鋼に比べ Al-Si キルド鋼のデンドライト組織は細かく、それより内部では両者に大きな差は認められない。すなわち、Al-Si キルド鋼のパターン部でのデンドライト組織は微細である。

鑄片 Z 断面のデンドライトの単位面積当りの個数分布を Fig. 3 に示す。デンドライトの個数は鑄片の表層部で多く、鑄片内部で少なくなる変化をするが、Al-Si キルド鋼のパターン部でのデンドライトの個数は Si キルド鋼に比べ 3 ~ 4 倍の著しく高い値となる。しかし、パターン部より鑄片内部では両者に差は認められない。

QTM を用いて測定したデンドライト樹間面積率の変

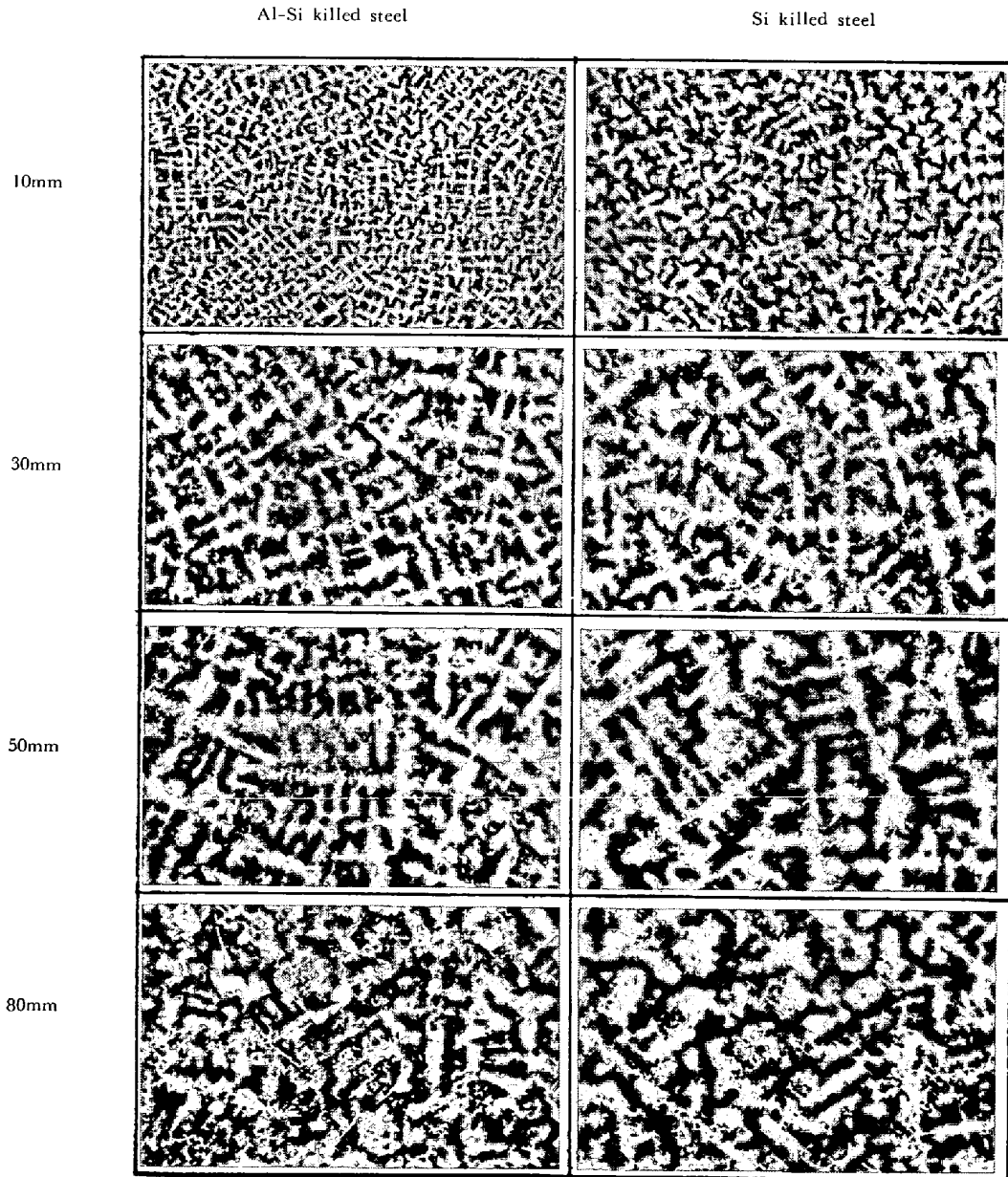


Photo. 3. Relation between dendrite structure and distance from bloom surface (Z section  $\times 10$ ).

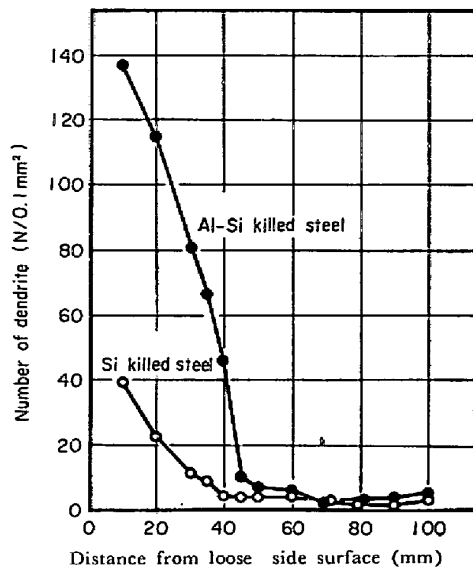


Fig. 3. Influence of aluminum deoxidation on distribution of dendrite in the direction of thickness in blooms.

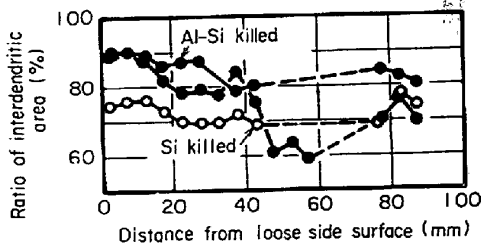


Fig. 4. Influence of aluminium deoxidation on interdendritic area of blooms.

化を Fig. 4 に示す。

Siキルド鋼でのデンドライト樹間面積率の変化は少ないのに対し、Al-Si キルド鋼では鑄片表層部でのデンドライト樹間面積率は高い値となり、パターン境界部で大きく減少し、さらに内側では Si キルド鋼と同程度の値となる。すなわち、Al-Si キルド鋼のパターン部ではSiキルド鋼に比べ 10~20% デンドライト樹間面積率は高くなる。

鑄片の幅中心部の縦断面にて測定したデンドライト2次アーム間隔の変化を Fig. 5 に示す。

Al-Si キルド鋼のパターン部でのデンドライト2次アーム間隔は、Siキルド鋼に比べ小さい。また、デンドライト2次アームの長さ、太さともに小さい。このため、Al-Si キルド鋼のパターン部でのデンドライト組織は微細となり、デンドライト樹間面積率は高い値になるものと考えられる。

### 3.2.2 鑄片の介在物

ビレットのS含有量の変化を Fig. 6 に示す。鋼種に

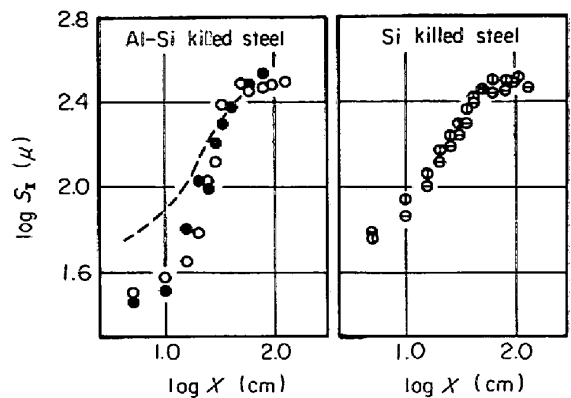


Fig. 5. Relation between secondary dendrite arm spacing ( $S_{II}$ ) and distance from bloom surface ( $X$ ).

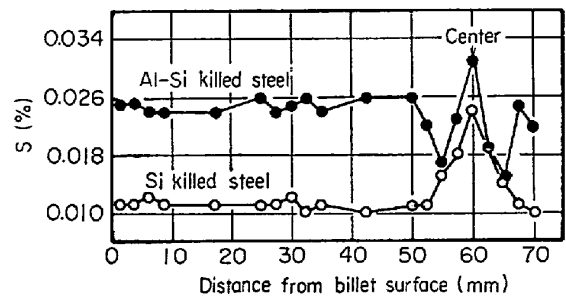


Fig. 6. Distribution of S content in billets.

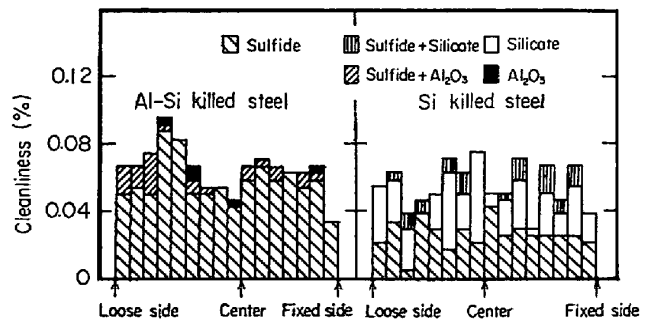


Fig. 7. Variation of cleanliness in blooms.

より S 含有量のレベルは異なり、高温鑄造材での比較のため中心偏析の代表的な形を示すが、Al-Si キルド鋼のパターン部での偏析は全く認められない。

鑄片の幅中心部にて測定した清浄度の変化を Fig. 7 に示す。

介在物の種類は、Al-Si キルド鋼では  $Al_2O_3$  と硫化物であるのに対し、Si キルド鋼では Silicate と硫化物である。

硫化物の組成の脱酸方式および位置別による差は全く認められず、主体は MnS である。

硫化物の形状を C. DÜREN らの分類別にみると、Siキルド鋼では type I であるのに対し、Al-Si キルド鋼では type II および type III が認められる。また、Al-Si

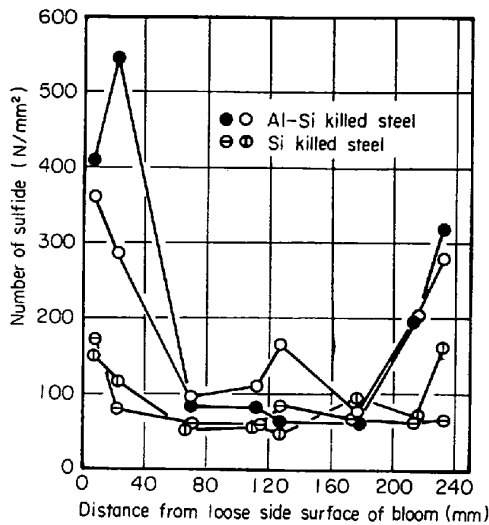


Fig. 8. Distribution of sulfide inclusions in the direction of thickness on blooms.

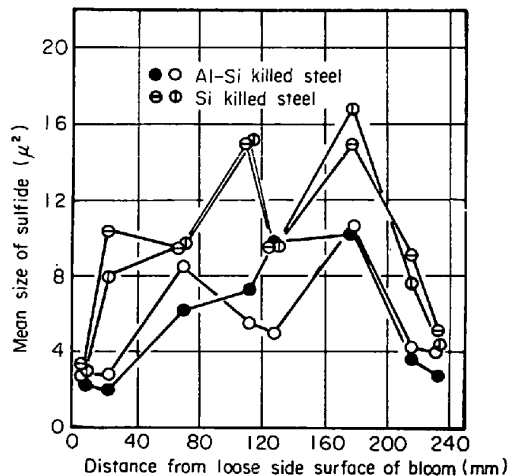


Fig. 9. Distribution of mean size of sulfide inclusions in the direction of thickness of blooms.

キルド鋼と Si キルド鋼とでは S 含有量のレベルに差があるため、硫化物の清浄度には差がある。しかし、Al-Si キルド鋼のパターン部とその他の部分とでは S 含有量の変化がないため、硫化物の清浄度に差が認められない。

QTM を用いて測定した硫化物の個数および平均面積の変化を Fig. 8, Fig. 9 に示す。silicate は  $Al_2O_3$  に比べ大型であるため硫化物のみを対象として、介在物分布を調査した。

硫化物は鑄片表層部で多く、内部に入るにしたがって少なくなる変化を示す。Al-Si キルド鋼のパターン部には Si キルド鋼に比べ 3~4 倍の硫化物があるが、パターン部より鑄片内部で急激に減少し、両者の差はなくなる。

硫化物の平均面積は表層部で小さく、鑄片内部で大きくなる。鑄片の表面側では Al-Si キルド鋼と Si キルド

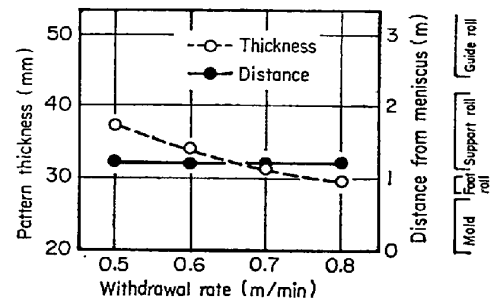


Fig. 10. Influence of withdrawal rate on thickness of pattern and its solidification position.

鋼との硫化物の大きさには、顕著な差がない。しかし、Al-Si キルド鋼のパターン部では Si キルド鋼に比べ小型の介在物となる。パターン部より内側では、両者に差がない。

以上のように、Al-Si キルド鋼のパターン部には硫化物が微細に分布している。これはデンドライトの形態とよく一致する<sup>4)</sup>。

### 3.2.3 パターン厚

Al-Si キルド鋼でのパターン境界部の凝固位置を検討するため、鑄片のパターン厚の変化につき調査した。

鑄片表面からパターン境界までの距離、パターン境界の凝固するメニスカスからの距離と鑄造速度との関係を Fig. 10 に示す。

鑄造速度の上昇に伴いパターン厚は減少するが、パターン厚は 30~37 mm である。一方、後述する凝固速度係数を用いて計算したパターン境界の凝固位置は、鑄造速度と関係なくほぼ一定でフットローラー近傍となる。すなわち、パターン部は鑄片の鑄型内凝固位置に相当し鑄型冷却と 2 次冷却との不連続性が大きく影響しているものと考えられる。

パターン部の凝固位置を明確にするため、鑄造中に鑄片の引抜を 3 min 間停止した鑄片を用いパターン厚の変化を調査した。引抜停止時鑄型冷却水は通常流量としたが、2 次冷却水はすべて停止した。

鑄片幅中心縦断面のマクロ組織により測定したパターン厚の変化を Fig. 11 に示す。

引抜停止時鑄型内にあつた鑄片部のパターン厚は厚く、鑄型内滞留時間が長いほど厚くなる、鑄型下端近傍でパターン厚は激減し、鑄型通過部の鑄片のパターン厚は、ほぼ一定となる。

この鑄片を用いデンドライト組織、介在物分布を調査した結果、パターン部ではデンドライト組織が微細で、デンドライト樹間面積率は大きく、硫化物は微細に分布しており、前述と同一の結果が得られた。

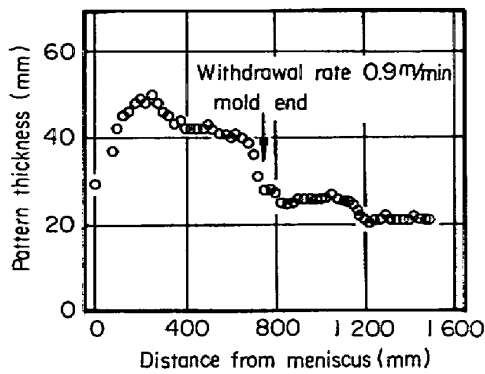


Fig. 11. Change of pattern thickness observed on macrostructure of bloom (withdrawal stopped for 3 min).

以上により、パターン部は鑄片の鑄型内凝固位置に相当し、急速凝固域で発生することが判明した。

#### 4. 考 察

##### 4.1 パターン発生機構について

ブルーム連鑄により製造された Al-Si キルド鋼の鑄片や圧延材の断面のマクロ組織あるいは S-プリントで観察されるパターンと呼ばれる周辺部の濃厚模様は、鑄型内の急速凝固領域で発生し、デンドライト組織が微細であり、デンドライト樹間面積率が大きく、硫化物系介在物は微細に分散していることが明らかとなった。

連鑄材のパターンについての報告は少なく、森の研究<sup>1)</sup>、N. A. NIKOLAEV らの研究<sup>2)</sup>が報告されているに過ぎない。森はパターン部では溶質成分の変化はないが、介在物の形態、大きさの分布が他の部分と異なると述べており、本結果と基本的には同一の結論である。

一方、N. A. NIKOLAEV らはスラブ連鑄により製造された 65G 鋼(0.71%C, 1.04%Mn)の鑄片でパターンを認め、表層部の急速凝固部でパターンが発生すること、

Table 2. Composition of sulfide in blooms (EPMA analysis).

	Composition (%)		MnS/FeS
	MnS	FeS	
Al-Si killed	80.27	19.73	4.07
	80.35	19.65	4.09
	81.52	16.28	5.01
Si killed	85.97	14.03	6.13
	80.47	19.51	4.13
	80.63	19.37	4.16

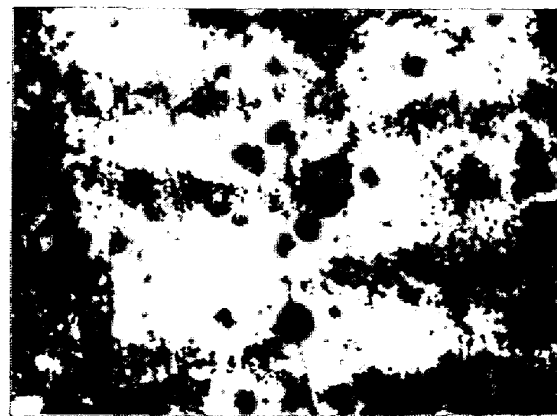
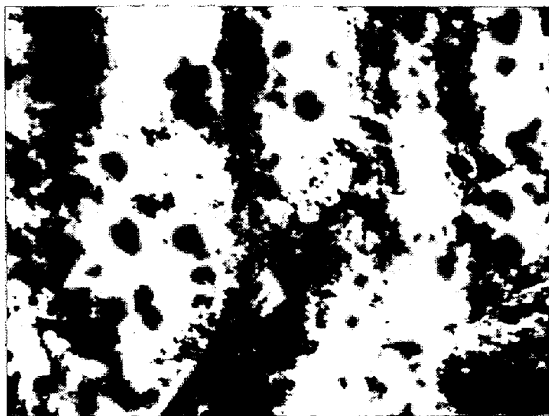
パターン部では内部に比べ硫化物の組成が異なることを述べている。すなわち、鑄片内部の硫化物は全て MnS であるのに対し、パターン部では硫化物の 80% は FeS と FeS-MnS であり、S-プリントによつて FeS の比率が高い硫化物が溶解しやすく、濃厚模様のパターンが発生するとしている。

しかし、鋼中の硫化物分析の研究<sup>3)</sup>によれば酸溶解法およびハロゲンアルコール法においては、MnSより FeSの方が安定であり、N. A. NIKOLAEV らの見解には疑問が残る。

本研究のパターン部の硫化物を EPMA により定量分析した結果も Table 2 に示すとおりで MnS が主体である。

前述のようにパターン部には、小型の硫化物が多数分布していること、デンドライト樹間面積率が高いことを考慮すると、パターン部はマクロ腐蝕や S-プリントによつて他の部分に比べより広い面積が腐蝕され、濃厚模様のパターンが発生すると考えるのが妥当である。

パターンが S 含有量の高い鋼ほど発生しやすいということも上述の機構を考えると極めて容易に説明できる。鑄片のマクロ腐蝕ピットは、デンドライト組織との対応



Pattern  
dark field: dendrite arm, bright field: interdendritic area, black point: etching pit  
Normal  
Photo. 4. Relation between etching pit and denrite structure.

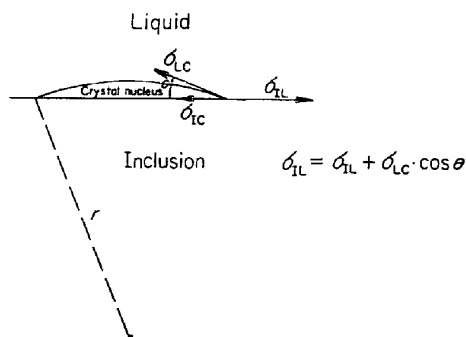
を Photo. 4 に示すがオーバーホフナー腐蝕で明白色を呈する相, すなわち, デンドライトの樹間だけに分布している. 次に, パターン発生傾向は脱酸方式の影響を強く受け, Si キルド鋼に比べ Al-Si キルド鋼で発生頻度が高いという実験事実について考察を加える.

ブルーム連铸での鑄型冷却, 2次冷却, 引抜速度などの鑄造条件は, 鋼種によらず全く同一である. Si キルド鋼と Al-Si キルド鋼での溶鋼組成の差は, S 含有量および Al 使用による O 含有量である. S, O は表面活性元素で, S 含有量が高いと溶鉄の表面張力は小さくなるが本実験の S 含有量の差では, その差は少ない<sup>7)</sup>. また, 鑄込時の O 含有量が高いと組織が微細化すると<sup>8)</sup>の考え<sup>8)</sup>があるが, 本実験での Si キルド鋼の O 含有量は 50~60 ppm, Al-Si キルド鋼では 20~30 ppm と Si キルド鋼の方が高くなり, 実験結果と相反する. 溶鋼組成の差異のみでパターン発生傾向が異なるとは考え難い. Si キルド鋼と Al-Si キルド鋼との基本的な相違は, 不可避的に溶鋼中に残留する脱酸生成物であり, Si キルド鋼では silicate, Al-Si キルド鋼では  $Al_2O_3$  が多かれ少なかれ溶鋼中に残留する.

鋼の凝固が不均質核生成により, 介在物とその核生成の下地となるとした場合, silicate と  $Al_2O_3$  では著しく差がある. 介在物を下地として結晶核が生成する場合の界面張力のバランスを Fig. 12 に示す.

平衡接触角  $\theta$  を小さくするような下地介在物ほど, 結晶核の曲率半径  $r$  が核生成のための臨界値に達するに必要な embryo の容積は小さく, したがって, 臨界核生成のための過冷度は小さくてよい.

溶鋼と介在物とのぬれに関する研究によると,  $Al_2O_3$  の溶鋼に対するぬれ接触角は  $1550^\circ C$  において  $139^\circ \sim 141^\circ$  であり,  $SiO_2$  の値  $108^\circ \sim 115^\circ$  に比べ大きい<sup>9)10)</sup>.



$\sigma_{LC}$ : Surface tension between liquid and crystal nucleus  
 $\sigma_{IC}$ : " inclusion and crystal nucleus  
 $\sigma_{IL}$ : " inclusion and liquid  
 $\theta$ : Equilibrium contact angle between inclusion and crystal nucleus  
 $r$ : Radius of curvature of crystal nucleus

Fig. 12. Schematic energy balance between three phases.

Table 3. Nucleation capacity of  $Al_2O_3$  and  $SiO_2$  in iron<sup>11)</sup>.

	$Al_2O_3$	$SiO_2$
Critical supercooling ( $^\circ C$ )	9.6	20.6
Equilibrium contact angle ( $^\circ$ )	15.5	22.1

このぬれ接触角は, 図中の  $180^\circ - \theta$  に対応しており,  $SiO_2$  を下地とする場合に比べて  $Al_2O_3$  を下地とする場合の方が平衡接触角  $\theta$  は小さく, 小さな過冷で結晶核の生成がおこることが予想される. 大橋ら<sup>11)</sup>は各種脱酸生成物についての平衡接触角, 臨界過冷度を求め,  $Al_2O_3$  と  $SiO_2$  については Table 3 に示すような値を得ている.

以上の検討結果から, Al-Si キルド鋼においては  $Al_2O_3$  を, Si キルド鋼においては  $SiO_2$  を下地として不均質核生成により凝固が進行するとした場合, Al-Si キルド鋼は Si キルド鋼に比べ小さな過冷度で核生成頻度が高くなり, 核は小さく, 数も多くなる. 後述する鑄型下方の凝固速度が大きな領域では, 核が単独で成長するため, 1次のデンドライトの数が多く, 微細になる. この微細な1次のデンドライトから成長する2次のデンドライトは, 隣接するデンドライトと相互に拘束し合い, 成長は阻止されると考えられ, 2次のデンドライトも微細になるものと考えられる. 一方, Si キルド鋼では, Al-Si キルド鋼に比べ大きな過冷度を必要とするため, 核は大きく, 成長速度も大きくなるため, デンドライトは大きくなるものと考えられる. このため, Al-Si キルド鋼は Si キルド鋼に比べ, デンドライト組織は微細となり, デンドライト樹間面積率は高くなる.

また, デンドライトの形態は樹間に析出する硫化物の形状, 分布に大きく影響を及ぼし, 微細デンドライト組織では硫化物は小さく, 多数分布する<sup>4)</sup>.

一方, パターンの発生が鑄型内の急速凝固域に限られている事実は, 上述の機構は凝固速度がある値以上の範囲で生ずることを示唆している.

N. A. NIKOLAEV ら<sup>5)</sup>はデンドライト1次アームスペーシングから凝固速度を求め, パターンは凝固速度が  $30 \text{ mm/min}$  以上の領域で発生していることを示している.

本研究の対象としたブルーム連铸材について, 鑄型内では S 添加法, 2次冷却帯では鋸打込法<sup>12)</sup>を用いて凝固シェル厚を求めた. 調査結果を Fig. 13 に示す.

上向きノズル使用のため噴出流による凝固前面の洗滌作用のため鑄型上半分では, 凝固速度係数が  $9.0 (\text{mm/min}^{1/2})$  と小さいが, 鑄型下半分では  $38.6$  と大きな値となつている.

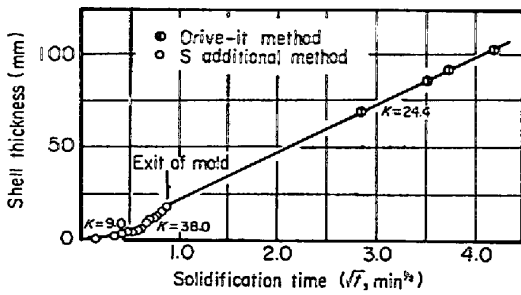


Fig. 13. Shell thickness solidified in the strand of bloom cast machine.

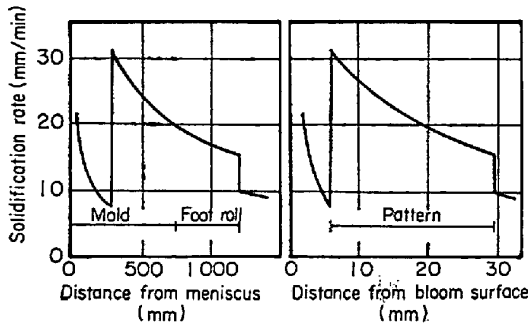


Fig. 14. Change of solidification rate in continuously cast bloom.

スラブ連続のような大断面鋳型では、上向きノズルによつても噴出流による凝固シェルの洗滌作用は小さく、上述の鋳型内での凝固速度の逆転現象は起り難い。ブルーム連続でも、ストレートノズルを使用すると噴出流による凝固前面の洗滌作用は少ない。本研究に使用した上向きノズルを用い水モデルによる鋳型内流動を観測した結果、鋳型上部 300 mm の範囲での噴出流による凝固前面の洗滌作用は大きく、上述の凝固挙動とよく対応する。

上図の鋳型下部の凝固速度係数がフットローラーまで適用できるとし、凝固速度を求めると Fig. 14 のとおりで、パターンは 15 mm/min 以上の凝固速度の領域で発生する。

4.2 製品品質に及ぼすパターンの影響

ブルーム連続材のパターンは鋳片、圧延材の断面のマクロ組織や S-プリントで観察される周辺部の濃厚模様で、一種の欠陥とみられる。しかし、パターン部では溶質成分の偏析はなく、デンドライト組織は微細で、硫化物も微細に分布しており、材質に及ぼす影響はないと考えられる。そこで、2, 3 の材質特性につき検討を加える。

供試材として製造した鋳片を圧延したビレットを対象とし、表層部(パターン部)、中間部、中心部より試験片を採取した。Al-Si キルド鋼のパターン部と中間部(正常部)の試験片を主体に材質特性を調査した。

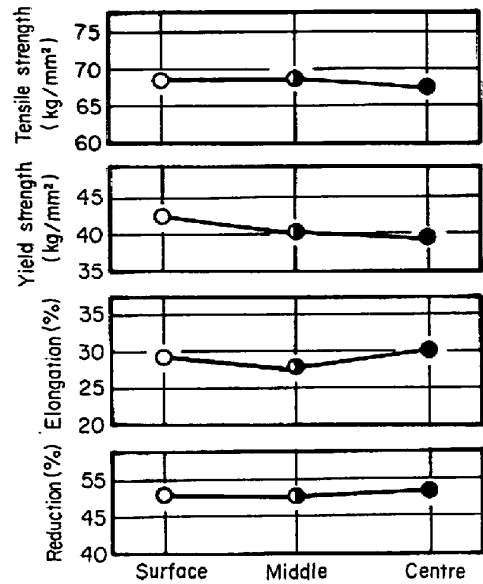


Fig. 15. Mechanical properties of continuously cast bloom (Al-Si killed steel).

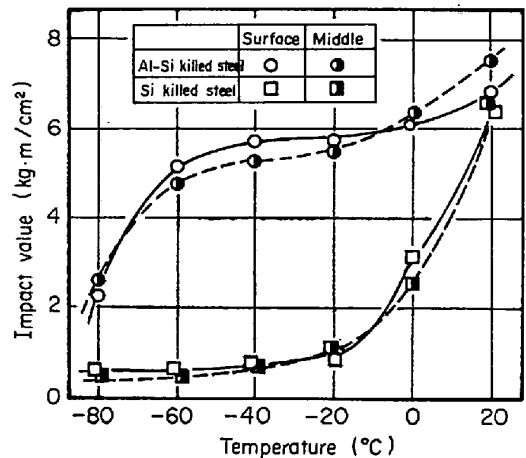


Fig. 16. Effect of aluminium deoxidation on impact value.

引張試験結果を Fig. 15 に示す。各引張り特性ともに表層部と中間部との間に大きな差異は認められない。

衝撃試験結果を Fig. 16 に示す。Al-Si キルド鋼の表層部と中間部とでは、オーステナイト結晶粒度はともに細粒組織であり、衝撃値、遷移温度に差がない。一方、Siキルド鋼では、粗粒組織のため衝撃特性が著しく劣化する。このため、パターン防止対策として Al 脱酸を避けることは、衝撃値の点で採用できない。

次に、鋼の被削性は同一 S レベルでも硫化物の大きさに左右される。L. H. Van VLACK<sup>13)</sup>は硫化物が小さく分散するほど被削性は低下すると述べている。Al-Si キルド鋼のパターン部では、硫化物が微細に分散しているため、被削性の劣化が懸念される。

S 含有量の異なる鋼塊材 Al-Si キルド鋼のドリル切削



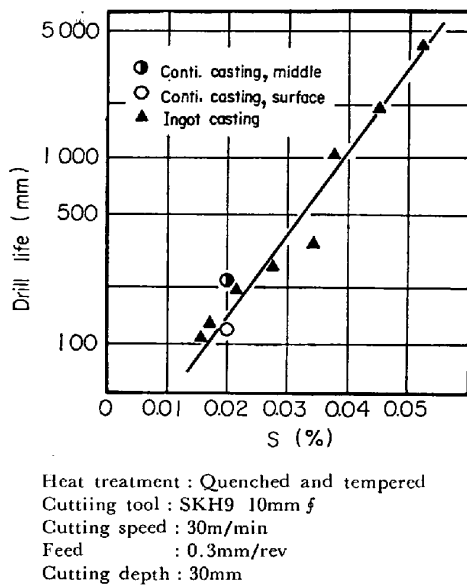


Fig. 17. Relation between drill life and ladle S content.

試験による被削性は Fig. 17 のとおりで、切削総長さは S 含有量の増加とともに急激に増大している。しかし、Al-Si キルド鋼連鑄材の表層部の切削性は、鋼塊材と全く同等であり、被削性の劣化は認められない。

以上の材質諸特性の調査により、Al-Si キルド鋼のパターン部は正常部に比べ材質特性の遜色は全くないという予想どおりの結果が得られた。

#### 4.3 パターンの防止対策

連鑄材 Al-Si キルド鋼のパターン部は、その内部の正常部に比べ材質特性面で全く差がない。しかし、棒鋼などの一部の製品では断面のマクロ組織試験法が適用され、パターンが見掛け上問題となることがある。そこでパターン防止対策につき検討した。

本研究により明確となつたパターンの生成機構から、その防止には、パターン感受性の緩和および凝固コントロールの2つの対策の方向が考えられる。

##### 4.3.1 パターン感受性の緩和による対策

Al-Si キルド鋼のパターンは S 含有量の影響を強く受け、 $S < 0.015\%$  ではパターン標点は良好であり、パターンは問題とはならないと考えられる。このため、低硫黄鋼化はパターン防止対策の1つとなる。しかし、機械構造用炭素鋼などでは、被削性確保のため S 含有量を  $0.015\%$  以上に規制する必要があり、低硫黄化は対策として採用し難い。

一方、Zr, REM などを添加すると S は酸に対して安定な硫化物として固定され、 $Zr/S > 1$  でパターンは防止できるが、低硫黄鋼化と同様に、被削性が要求される鋼種では Zr, REM などの添加は不適當である。

##### 4.3.2 凝固コントロールによる対策

Al-Si キルド鋼のパターンは、Al 脱酸生成物の  $Al_2O_3$  を下地として核生成し、凝固が進行するために形成される。このため、Al 脱酸を抑えることがパターン防止対策となる。実際 Si キルド鋼では、S 含有量が高くともパターンは発生しない。しかし、Al 無添加鋼では、結晶粒が粗大化し衝撃特性が著しく劣化するため不適當である。

また、パターンが急速凝固領域で発生するという結果から、鑄型の材質変更により凝固速度の低減もパターン防止対策として有効である。通常の銅鑄型に熱伝導度の低い Cr, Ni などをメッキする方法<sup>14)</sup>によつて、パターンは改善されると考えられる。

次に、ノズル形状の変更により鑄型内溶鋼の流動を改善する方法も、パターン防止の効果が期待される。ストレートノズルと上向きノズルを用い、S 添加法により鑄型内の凝固挙動を調査した結果は Fig. 18 のとおりで、前者の場合は噴出流による凝固前面の洗滌作用は極めて少なく、均一に凝固が進行し、凝固初期をのぞき凝固速度は小さくなるため、パターンは抑制されるものと考えられる。ストレートノズル使用によりパターン標点 C, D ランクの発生はなくなる。しかし、湾曲型連鑄機でストレートノズルを使用すると、鑄型下端近傍の凝固シェルを局部的に再溶解し、ブレイクアウトを誘発することがあり、ノズル浸漬位置などの管理が重要となる。

また、造塊法の Al-Si キルド鋼ビレットでは、パターンは認められない。満尾ら<sup>15)</sup>は、鋼塊の凝固速度を次式で示している。 $R(\text{cm/sec}) = (0.34)^2 / 2(D + 0.5)$ 。鋼塊表面から 18 mm までの範囲で R は 15 mm/min 以上の値となるが、圧延のための加熱過程での鋼塊表面のスケールオフ、圧延の減面比が大きいことなどにより、ビレットでのパターンは問題とならないものと考えられる。

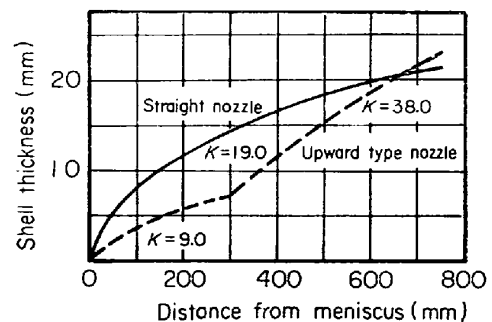


Fig. 18. Effect of nozzle type on shell thickness solidified in mold.

## 5. 結 言

Al-Si キルド鋼連铸ブルームの横断面周辺部に発生する濃厚模様の発生原因を明確にするため、キルド鋼との対比により凝固組織、介在物分布につき調査した結果、鑄型内急速凝固領域でのデンドライト組織に及ぼす脱酸方式の影響は大きいことが判明した。

Al-Si キルド鋼は、Siキルド鋼に比べ、鑄型内急速凝固部のデンドライト組織は微細であり、デンドライト樹間面積は多い。このため、デンドライトの樹間に析出する硫化物は微細に分布する。

このデンドライト組織が微細で、樹間が多いことおよび硫化物が微細に分布していることは、腐蝕の際にエッチングされる面積が多くなり、濃厚模様としてみえるためパターンが発生する。

Al-Si キルド鋼では、 $Al_2O_3$  を下地として不均質核生成をするため、Siキルド鋼の  $SiO_2$  を下地とする場合に比べ、鑄型内急速凝固領域でのデンドライト組織は微細となる。パターン部の製品品質に及ぼす影響は全くない。

## 文 献

- 1) 森 久: 鉄と鋼, 60(1974) 7, p. 784
- 2) 小野修二郎, 成田 進, 伊藤幸良, 三原紀男, 大佐々哲夫: 鉄と鋼, 60(1974) 7, p. 953
- 3) W. DAHL, H. HENGSTENBERG, and C. DÜREN: Stahl u. Eisen, 86(1966) 13, p. 782
- 4) 梅田高照: 鉄鋼基礎共同研究会凝固部会資料, 凝 9-I-1 (1974)
- 5) N. A. NIKOLAEV and E. I. AKIMOVA: Stal in Eng., 7(1964), p. 562
- 6) 滝沢英郎: 未発表
- 7) B. F. DYSON: Trans. AIME, 227(1963), p. 1098
- 8) 中川義隆, 前田健次, 鈴木是明, 谷口晃造: 鉄と鋼, 62(1976) 2, p. 41
- 9) F. A. HALDEN and W. D. KINGERY: J. Phys. Chem., 59 (1955), p. 557
- 10) G. V. SAMSONOVA: 酸化物便覧, (1969), (日ソ通信社)
- 11) 大橋徹郎, W. A. FISHER: 鉄と鋼, 58(1972) 9, p. S344
- 12) 竹原鋭郎, 岩崎 武: 三菱重工技報, 6(1969)5, p. 615
- 13) L. H. Van VLACK: Trans. AIME, 45 (1953), p. 741
- 14) 牛尾鉄二: 特公昭第 48-28255 号
- 15) 満尾利晴, 掘籠健男, 斎藤昭治, 野村悦夫, 北村征義, 河野六郎: 鉄と鋼, 57(1971) 6, p. 915