

技術報告

UDC 669.14.018.8-14 : 621.746.582

加圧鑄造されたステンレス鋼鑄片の品質について*

三 原 康 雄**・岩 岡 昭 二**

矢 野 修 也***・中 西 恭 二****

The Quality of Stainless Steel Slab Produced by Pressure Casting

Yasuo MIHARA, Shoji IWAOKA,
Syuya YANO, and Kyozi NAKANISHI

Synopsis:

The salient features of the pressure casting are a precisely controlled rate of pouring and a smooth surface of the mold coated with fine alumina powders. Under a suitable operation, the pressure casting process provides a excellent slab surface free from tears and blow holes. Since argon gas purges the mold atmosphere from oxygen, reoxidation of steel is completely prevented during casting. The oxygen content of a pressure cast slab is lower than that of a conventional ingot of the same heat, and most oxide inclusions found in the slab are the primary deoxidation products. Alumina coatings retard effectively the initial rate of solidification, and the amount of inclusions entrapped in the vicinity of the surface is reduced drastically compared with that of a conventional ingot.

1. 緒 言

昭和 43 年 11 月、国内では最初の加圧鑄造設備が川崎製鉄西宮工場に設置され、その後数年にわたり品質と歩留りの向上を目標に操業技術の改善が行なわれてきた。その結果、オーステナイト系 18Cr-8Ni ステンレス鋼およびフェライト系 17Cr ステンレス鋼を、従来の分塊材と比較してそんな色のない品質で、安定して製造し得る技術を確立し、今日に至っている。

加圧鑄造法には二つの大きな特徴がある。一つは、加圧鑄造法では、連続鑄造法はもとより、通常の金型鑄造法と比較しても凝固速度が緩慢であるという点である。また、今一つの特徴は、加圧鑄造法では鑄型内の空気を Ar ガスで置換した後に鑄造するので、溶鋼の大気酸化が著しく少ないという点にある。

当社では、加圧鑄造法のこのような特徴を品質に十分生かしつつステンレス鋼鑄片の製造を行なっている。以下にその設備、操業法および品質についての概要を報告する。

2. 設備と鑄造法

加圧鑄造法の設備と操業法については、すでに詳しく述べられているので、ここでは Fig. 1 により簡単に説明する。下面を軟鋼、他の 5 面をグラファイトによって構成されたモールド(1)の内面には、あらかじめコーティングマシン(8)によりアルミナ塗料が塗られる。受鋼したレードル(6)を収めた圧力タンク(5)がモールド直下に移動すると、傾動シリンダー(9)によりモールドが前方へ 5 度だけ傾動し、インゲート(2)が、圧力タンクにセットされているセラミック製注入管(7)に接合する。エアーコネクターバルブ(10)を通して圧縮空気が圧力タンク内に導入されると、タンク内圧力の増加につれて溶鋼は注入管、インゲートを経てモールド内に入る。モールド内の空気と置換していた Ar ガスは、注入の進行につれて排出口(4)からモールド外へ押出される。溶鋼が所定のレベルまで注入されるとインゲート内に設置された遮断板により溶鋼の供給が断たれ、同時に圧力タンク内の空気はエアーコネクターバルブを通じて排出さ

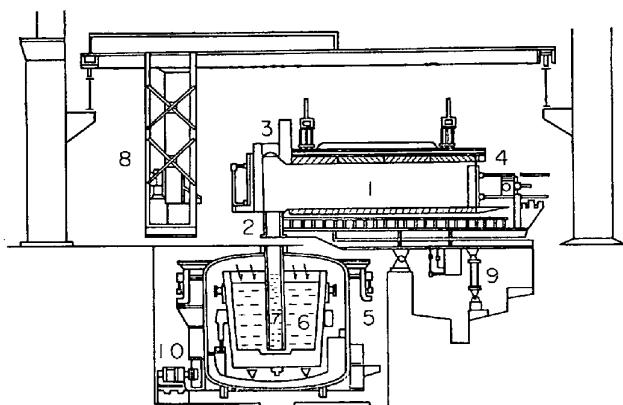
* 昭和 47 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 49 年 11 月 5 日受付 (Received Nov. 5, 1974)

** 川崎製鉄(株)西宮工場 (Nishinomiya Works, Kawasaki Steel Corp.)

*** 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., Kawasaki-cho Chiba, 280)

**** 川崎製鉄(株)技術研究所 工博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

れる。押湯(3)に発熱剤を投入し引け巣を防止する。凝固完了後モールドは前後左右に開放され、鋳片はクレー



1: Mould 2: Ingate 3: Hot top 4: Air leakage
5: Pressure tank 6: Ladle 7: Pouring tube 8: Coating machine 9: Tilt cylinder 10: Air connector valve

Fig. 1. The outline view of the PC-equipment.

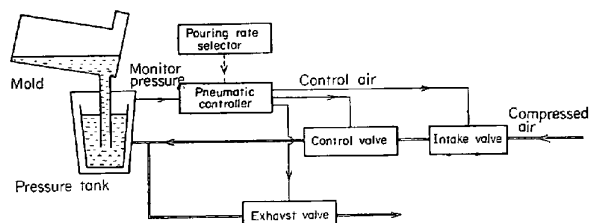
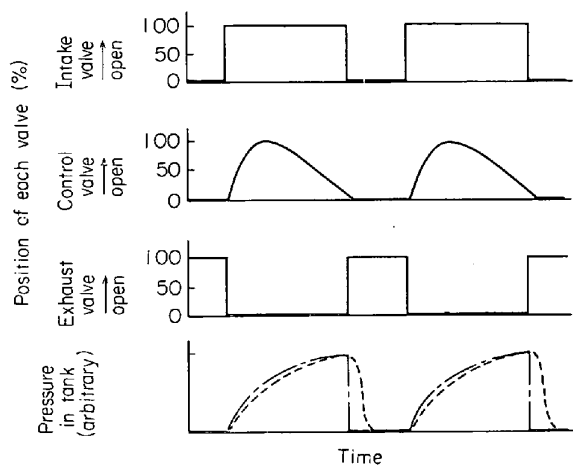


Fig. 2(a). The Block diagram of the pneumatic control system.



(—: Scheduled pressure, ---: Real pressure)

Fig. 2(b). Change of pressure in a tank with controlling each valve.

ンにより取り出される。加圧鋳造における注入速度の制御は次のように行なわれる。湯面上昇速度、すなわち圧力タンク内の空気圧の増加速度をあらかじめ選択スイッチにより設定しておく。注入中の圧力タンク内の空気圧を検出し、設定圧力との差に応じた空気信号をコントロールバルブに送る。Fig. 2に注入速度制御系のブロックダイアグラムとバルブの動きおよび圧力タンク内空気圧の挙動を示す。

3. 加圧鋳造したステンレス鋼鋳片の品質

3.1 表面の品質

3.1.1 表面欠陥の種類

Photo. 1に 18-8 鋼の加圧鋳造鋳片の外観を示す。加圧鋳造鋳片の表面は普通鋼塊または連鋳鋳片に比べて一般に平滑で欠陥が少なく、したがって、手入れ減り量が少ないという特徴がある。この理由は次の三点にある。

1) モールド内の湯面上昇速度を制御する注入方式を採用しているので、注入中のモールド内溶鋼表面が乱されない。このため加圧鋳造法はしばしば Controlled pressure casting とも呼ばれる。2) モールド内面は微粒のアルミナを主体とする塗料が塗布されており、極めて平滑である。3) モールド内の空気が Ar で置換されているので溶鋼の酸化によるスカムの生成が少ない。ただし、操業条件が適正でないと種々の欠陥を生ずることがある。加圧鋳造鋳片に発生する主な表面欠陥には、割れ、ノロかみおよびブローホールがある。健全な鋳片と欠陥の発生した鋳片の表面を対比して Photo. 2 に示す。

3.1.2 割れ

加圧鋳造のモールドは、左右、上面が数個のグラファイトブロックにより構成されている。接合部が損傷して補修が不十分な場合には、その部分に鋳張りが発生して割れの原因になる。これは接合個所の損傷部を、グラファイトパウダーを主成分としたパッチング (patching) 材で補修することにより防止される。また初期の凝固殻厚みの不均一が割れの原因となる。これは鋳込み直前のグラファイトの温度の不均一、アルミナコーティングの厚

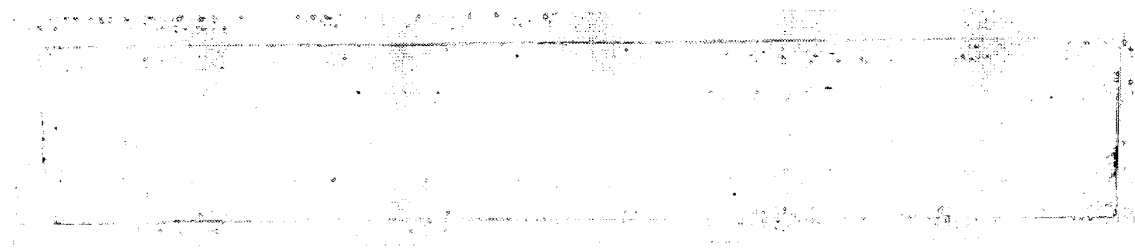
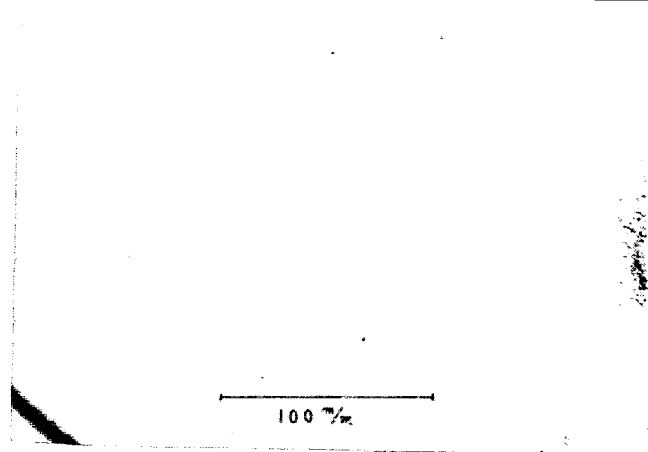
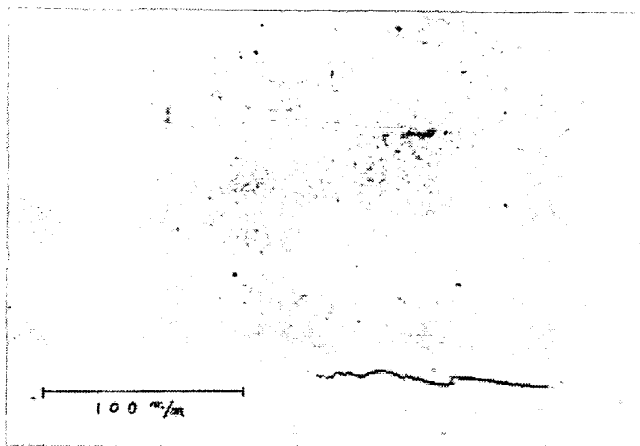


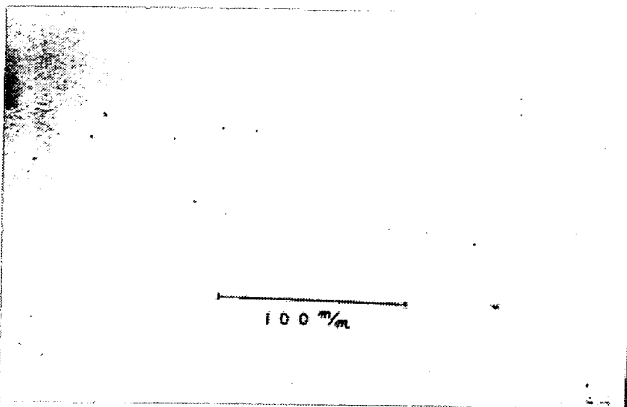
Photo. 1. Pressure cast 18-8 stainless steel slab showing in as cast condition (130 mm × 1 070 mm × 6 150 mm).



(1) Without defects



(2) With hot tears



(3) With entrapped scums

Photo. 2. Typical examples of slab surfaces.

みの不均一が主原因である。グラファイトブロックの酸化消耗を防止するために、広幅面のブロック内に床面と垂直に設けた冷却孔内へ、鋳込み完了直後に水をスプレーし冷却している。各部の冷却水量が均等でない場合、グラファイトの冷却速度に部分的な差を生じ、これが次の鋳込みまで持ち越されグラファイトの温度の不均一を生じる。アルミナコーティング剤は大きな断熱性を有す

るので、コーティング厚みに局部的な不均一があると、その部分に凝固殻厚みの不均一が生じる。Photo. 2(2)はコーティング厚みの不均一によつて生じた 18-8 鋼鋳片の割れを示す。グラファイトの保守と冷却水量、コーティング厚みの制御を十分に行なえば、18-8 鋼、17Cr 鋼ともに割れは発生しない。

3.1.3 ノロかみ

ノロかみに類する欠陥は成因により三種類に分類される。

(1) 電炉滓の混入付着

注入管を溶鋼内へ挿入する際、注入管先端はスラグ層を通過する。このときスラグの排除が不十分であると、注入管内にスラグが侵入し、モールド内へ混入してスラグ表面に付着する。これを防止するには、スラグ層に接するとガスを発生する塗料を鋼板製キャップに塗布して、注入管先端に装着することが有効である。

(2) 注入管内に生成したメタル滴の混入

鋳込みを完了し、インゲート部の遮断板が閉じ、圧力タンク内の空気圧が低下すると、注入管内を満たしていた溶鋼がレードル内へもどる。このとき一部の溶鋼が注入管内面に球状に付着して残留し、凝固する。このメタル滴が次ヒートの鋳込みまでの間に大気酸化を受けると表面に酸化物の層を形成し、鋳込みによりモールド内に混入したときに再溶解せず、鋳片表面のスラグ状の疵となる。この疵は、注入管内面の表面粗度を小さくして、メタル滴の付着を防ぐことや、付着したメタル滴が次ヒートの鋳込みまでの注入管保熱中に酸化されないように、保熱炉を還元性雰囲気を保つことにより防止される。

(3) 溶鋼の酸化により生じたスカムの付着

注入管やモールド内で溶鋼が酸化されて生成したスカムが鋳片表面に捕捉されたものである (Photo. 2(3))。スカム生成のための酸素源としては、まずモールド内と注入管内の酸素が考えられるが、モールド内は Ar 置換によつて 0.1% 以下まで減少しており、注入管内の酸素も体積が小さいので問題にならない。気孔率の大きい注入管を使用したり、鋳込み時に注入管にクラックが生じた場合には、タンク内の空気が侵入し多量の疵を発生することがある。Table 1 には電炉滓の混入付着によるノロかみ(A)と、溶鋼の酸化によつて生じたスカムによるノロかみ(B)の組成を、通常の鋼塊に発生するスカム、電炉滓および注入管の組成とともに示す。実際には、以上の三種のノロかみは、同じ個所に混在することが多い。Fig. 3 に同一スラブの相対する広幅面 side 1, side 2 におけるこれら三種の疵の鋳片深さ方向の分布を示す。加圧鋳造鋳片に発生するノロかみが極く表面層のみ

Table 1. Chemical compositions of scum, slag and refractory.

	Specimen	Cr ₂ O ₃	MnO	SiO ₂	CaO	T·Fe	Al ₂ O ₃	Zr ₂ O ₃	Method of analysis
A	Entrapped scum (1)	8.2	3.6	16.1	11.5	4.8	35.5	8.2	Chemical
B	Entrapped scum (2)	13.2	12.9	31.0	0.8	tr	20.0	0.3	EPMA
C	Scum on conventional ingot	12.7	13.3	25.8	4.7	5.4	34.4	tr	Chemical
D	Refining slag after tapping	2.1	0.5	18.9	50.3	6.0	2.8	1.6	Chemical
E	Pouring tube (before use)	—	—	13.5	—	0.2	58.8	26.9	Chemical
F	Pouring tube (after use)	10.0	5.0	10.0	1.0	tr	50.0	20.0	EPMA

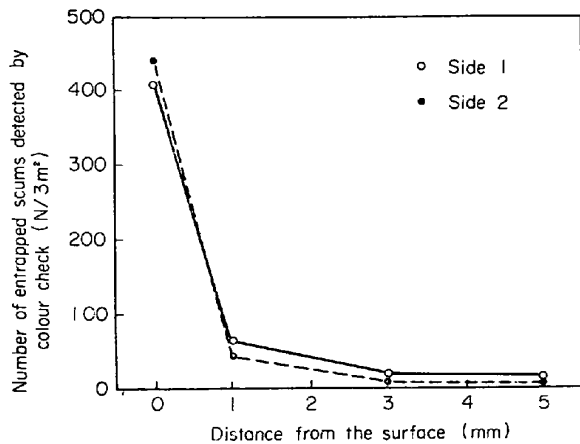
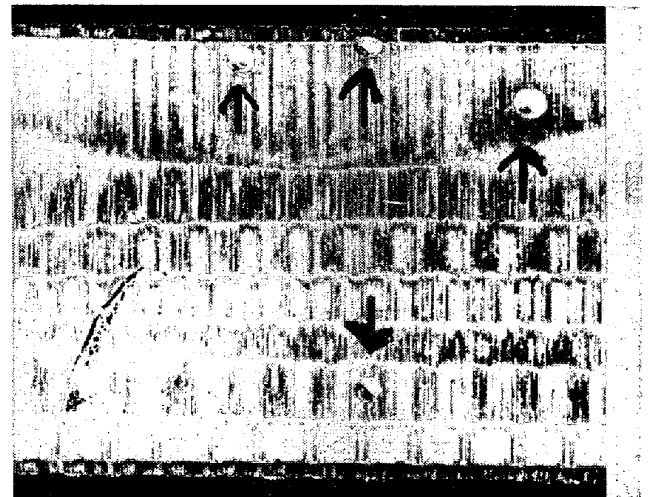


Fig. 3. Distribution of entrapped scum.

Photo. 2. Typical examples of slab surfaces.
(4) With blow holes

に存在することを示している。

3.1.4 ブローホール

(1) モールド冷却水に起因するブローホール

前述のようにグラファイトブロックの酸化消耗防止のために、冷却孔に水をスプレーするが、この水の一部はグラファイト中へ侵入する。通常、侵入した水は次ヒートの鋳込みまでの間にグラファイト中を拡散して、グラファイト表面から散逸してしまう。しかし、透水性の小さいグラファイトの場合には、水の拡散が十分に進行せず、次ヒートの鋳込みまでグラファイト中に残留する。次ヒートの鋳込みによりグラファイトの温度が上昇すると、グラファイト中の水分が気化膨張して一部はモールドの内面側へ出ようとするが、すでにモールド内に凝固層が形成されているので、気化した水分がこの層を押し、スラブ表面に直径1～10mm、深さ1～5mmの凹みを形成する。したがってこの欠陥は水冷しているスラブの広幅面のみ発生する。冷却孔内に金属性のスリーブを挿入し、冷却水のグラファイト中への侵入を防ぐか、または透水性の大きいグラファイトを使用して、侵入した水分の速やかな散逸を図るかのいずれかの処置により防止される。

(2) 鋼中水素に起因するブローホール

Photo. 2 (4)は鋼中水素に起因するブローホールであ

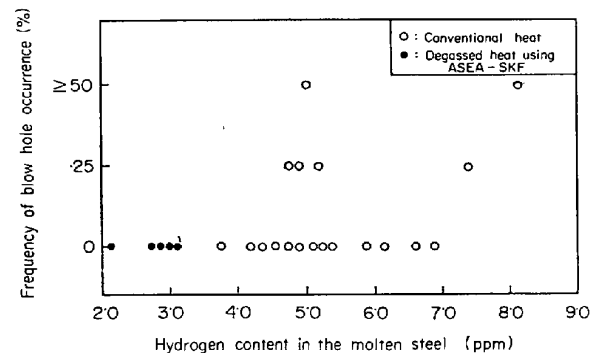


Fig. 4. Influence of hydrogen content on frequency of blow hole.

る。この型のブローホールはスラブの上端面のみに発生する。鋳放しの状態では検出は困難であるが、スラブ表面をグラインダーで研削すると、内表面が酸化されていない直径2～10mm、深さ5～10mmの穴が現われる。これは、鋳込み時の溶鋼中に溶存する水素が、鋼の凝固に伴って析出することにより生じたものである。Fig. 4に17Cr鋼の場合の取鍋内溶鋼中の水素含有量とブローホールの発生率（各チャージについて、生産したPCスラブ枚数に対するブローホールを発生したPCスラブの枚数の割合）の関係を示す。取鍋内溶鋼の水素含有量が5ppm以上になるとブローホールの発生率が高くなる。

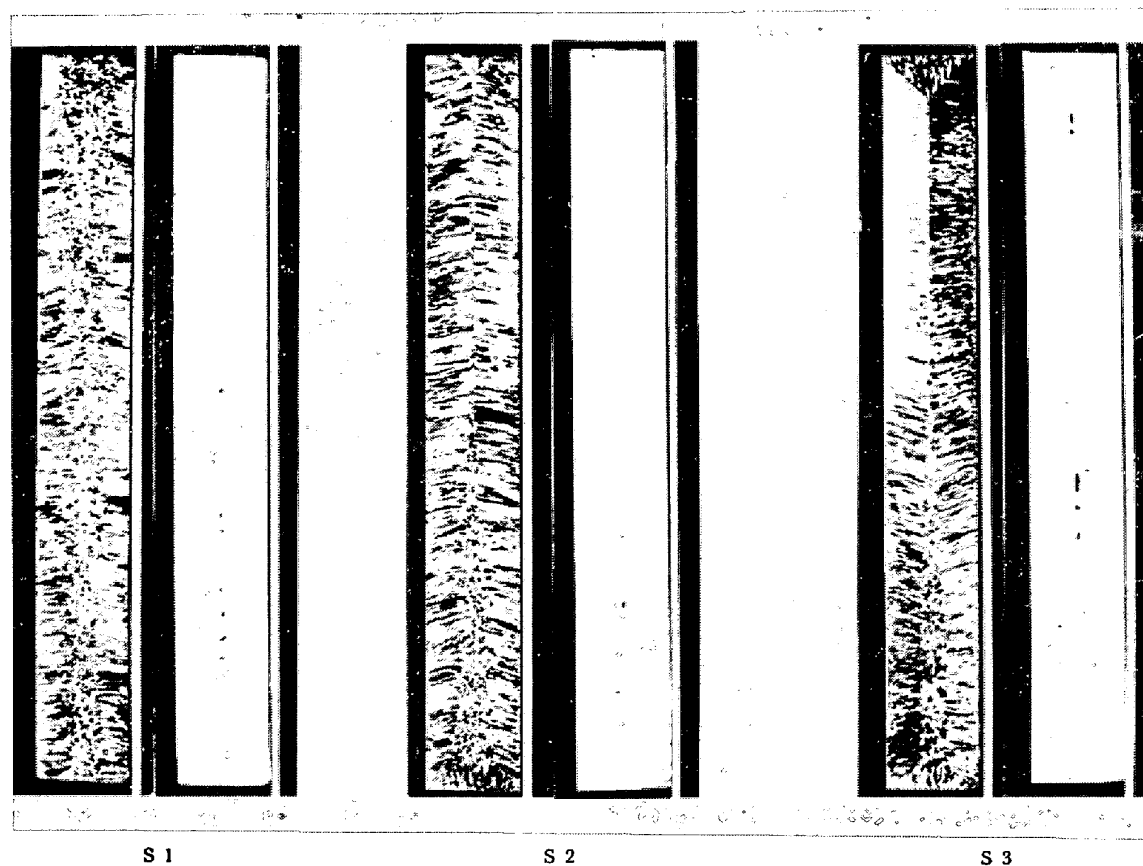
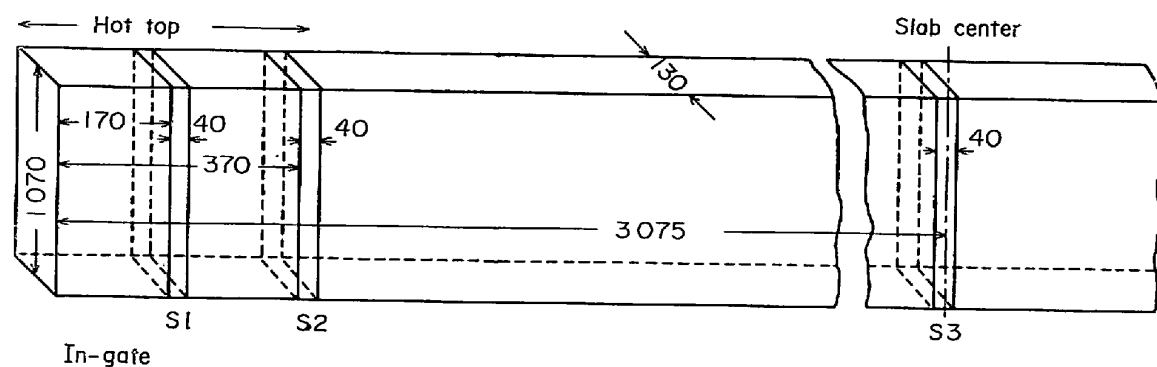


Photo. 3. Macro structure and colour check at transverse sections of a pressure cast 17%Cr slab

18-8 鋼の場合は鋼中水素含有量が 7 ppm になると気泡の発生が多くなると報告されている²⁾。取鍋内溶鋼中の水素含有量以外にモールド内でアルミナコーティング剤に含まれる水分からの水素の吸収が問題になることがある。すなわち、アルミナコーティング剤は水を溶剤として、約 200°C に保熱されたグラファイト表面に塗布するが、塗布時のグラファイト温度が低すぎると、コーティング剤中の水分の除去が不十分になり、モールド内に入った溶鋼に吸収される。この型のブローホール防止には、取鍋内溶鋼中の水素含有量を低く保つことと、アルミナコーティング剤を塗布するときのグラファイトの温度を高くすることが有効である。Fig. 4 から明らかなよ

うに、ASEA-SKF 法によつて脱ガス処理したヒートには、この型のブローホールの発生はない。

3.2 内部の品質

3.2.1 マクロ組織

17Cr と 18-8 鋼の加圧铸造鑄片 C 断面のマクロ組織とカラーチェック像を、それぞれ Photo. 3 と 4 に示す。腐食液は塩化第二鉄飽和塩酸に少量の硝酸を加えたものである。参考までに 17Cr 鋼分塊スラブの C 断面マクロ組織を Photo. 5 に示す。

17Cr 鋼の場合、加铸造鑄片の押湯側 C 断面 (S1) では柱状晶がスラブ厚中心まで完全には伸びておらず、一部に等軸晶が現われている。しかし押湯側から鑄片 L 方向

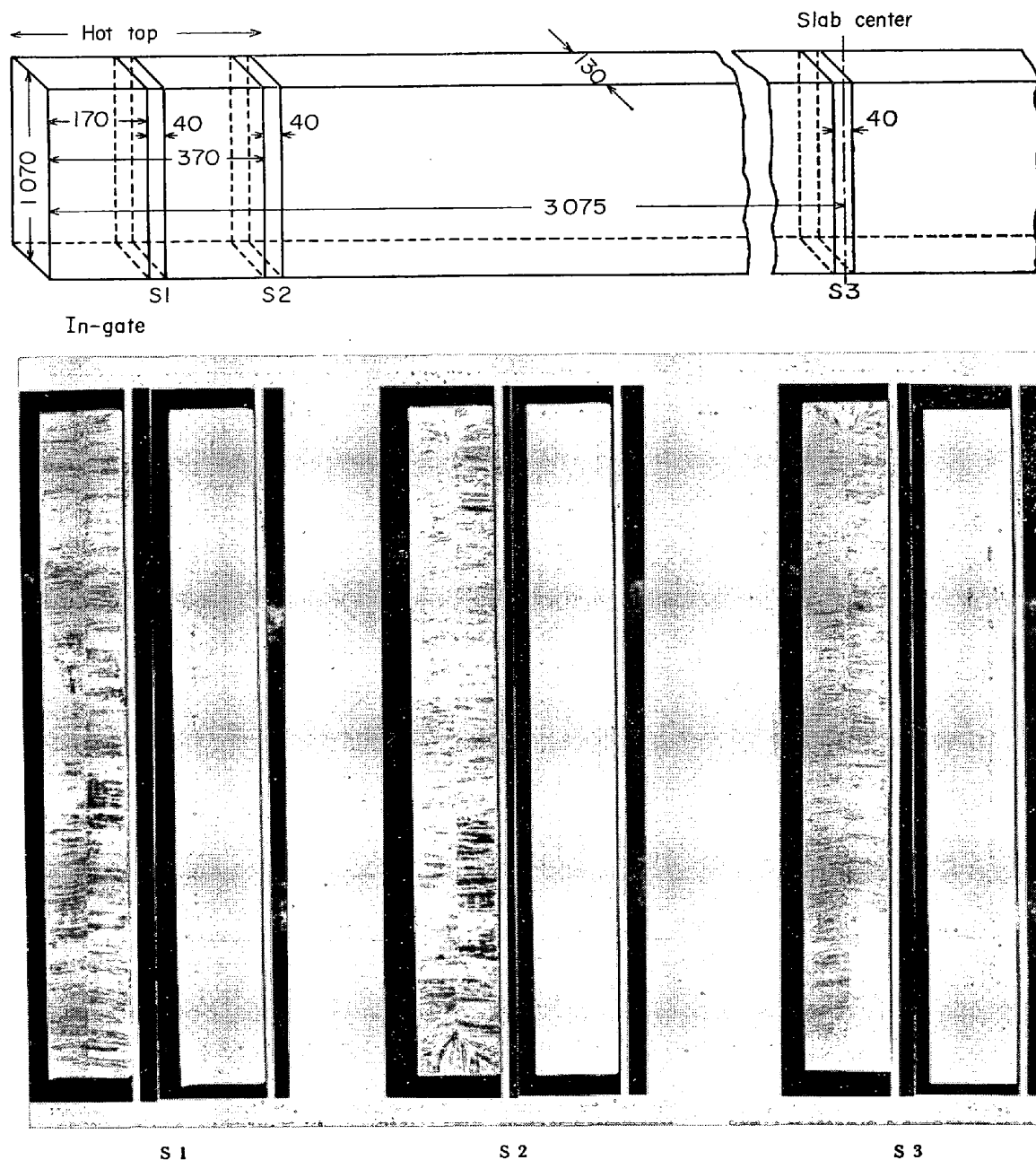


Photo. 4. Macro structure and colour check at transverse section of a pressure cast 18Cr-8Ni slab.

に遠ざかるにつれて柱状晶はよく発達し (S2, S3), とくに鋳片の上面側では厚さ方向の中心まで完全に伸びている。しかし押湯から離れたところでも, 注入時のボトム側に相当する下面側では, 逆V型の等軸晶帯が残っている。等軸晶帯の高さは押湯から離れるにつれて低くなっており, 明らかに沈殿晶帯である。押湯下のC断面には押湯からの鉄結晶の沈降によつて生じた顕著な等軸晶帯が存在する。

Photo. 3, 4に見るように, 柱状晶はおおむね水平ないし上向きに伸びているが, Photo. 3の試片 S3は例外で, 下面側から 300~600 mm の範囲で柱状晶は下向きとなっている。これは加圧鋳造鋳片の厚みが 130 mm と

薄く, 溶鋼の流動方向が局部的に異なりやすいために, 温度勾配の最大方向が下向きとなつて生じた現象と考えられる。

18-8 鋼では (Photo. 4), 柱状晶が鋳片厚み中心までよく発達しており, 17Cr 鋼と異なる。このような両鋼種間の差異は, 普通鋼塊においても見られる。

Photo. 3, 4のカラーチェック像から, センターポロシティは比較的軽微であり, 加圧鋳造鋳片のマクロ組織はほぼ健全と言える。

Photo. 5に示した分塊スラブでは, 鋳造組織は完全に消失し, 均一な熱延組織を呈している。

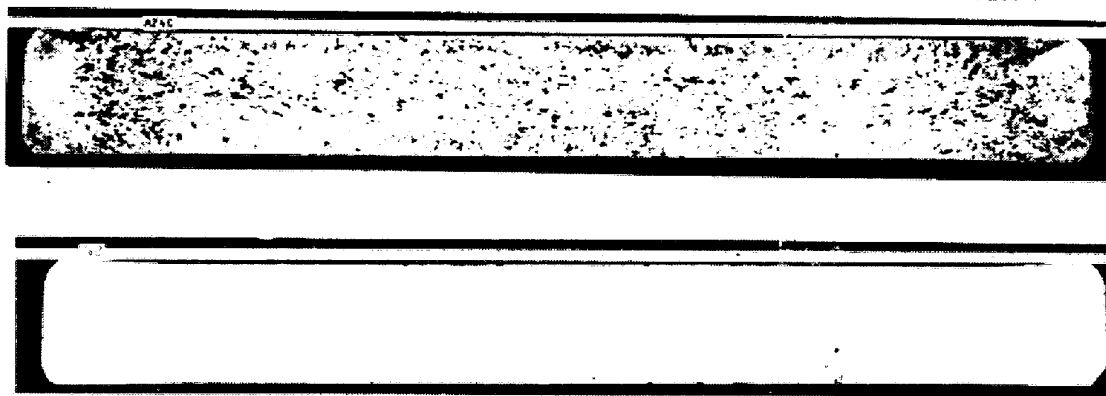


Photo. 5. Macro structure and colour check at the transverse section of a conventional 17% Cr slab.

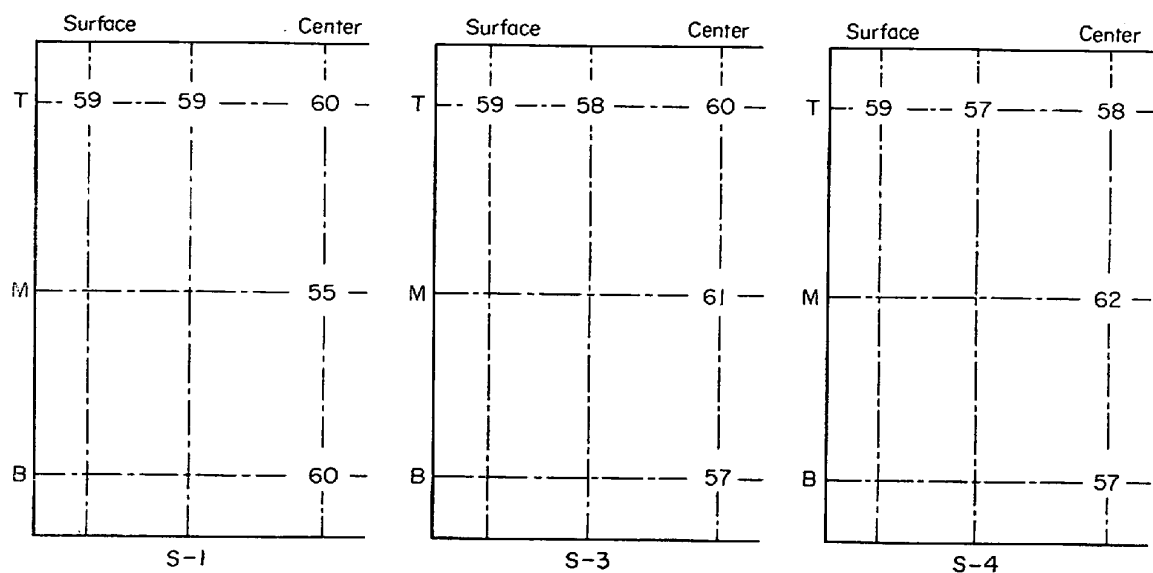


Fig. 5. Carbon segregation in PC slab. ($\% \times 10^3$) (SUS 430)

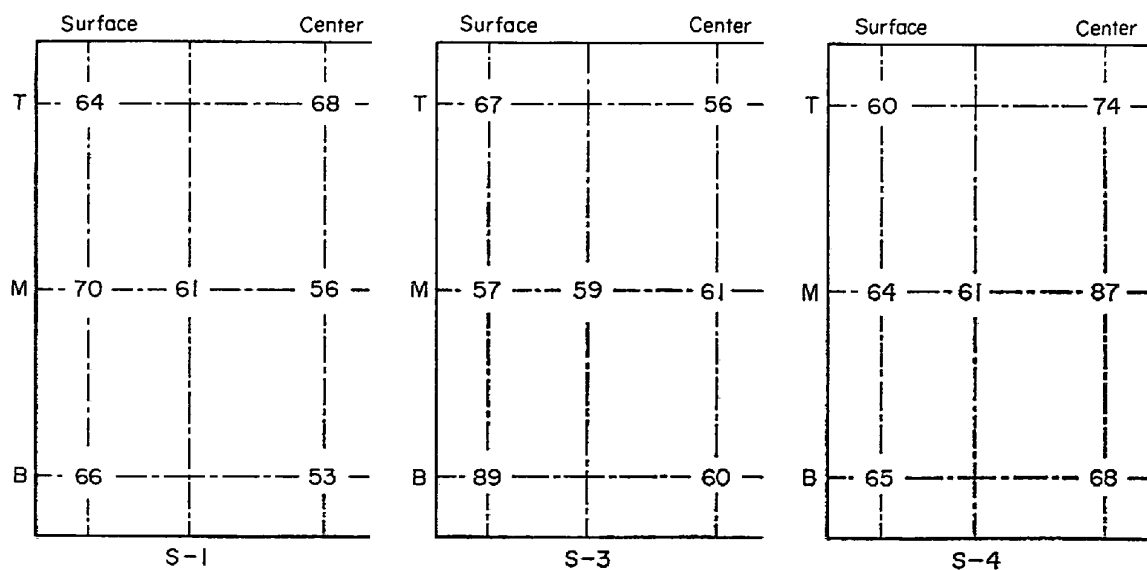


Fig. 6. Oxygen segregation in PC slab ($\% \times 10^4$). (SUS 430)

Table 2. Results of sand analysis of pressure cast slabs and conventional ingots. (SUS 430)

		(ppm)																				
		SiO ₂			Al ₂ O ₃			MnO			FeO			Cr ₂ O ₃			MgO			CaO		
		T	M	B	T	M	B	T	M	B	T	M	B	T	M	B	T	M	B	T	M	B
ingot % Al 0.001	surface	20	12	32	42	36	56	24	31	50	4	tr	27	35	33	53	10	10	9	6	6	5
	center	34	27	44	74	65	100	52	39	53	24	8	47	159	83	176	8	10	11	4	8	10
	mean	27	20	38	58	51	78	38	35	52	14	4	37	97	58	115	9	10	10	5	7	8
PC % Al 0.002	center	5	5	5	93	83	85	16	17	17	4	1	10	27	12	39	15	13	13	11	9	10
ingot % Al 0.001	surface	14	7	8	76	89	68	21	25	18	4	5	2	28	54	26	5	6	5	7	8	8
	center	8	9	21	50	123	132	6	8	12	16	13	10	82	79	56	4	6	6	6	8	9
	mean	11	8	15	63	106	100	14	17	15	15	9	6	55	67	41	5	6	6	7	8	9
PC % Al 0.006	center	5	5	6	121	115	114	3	2	2	tr	9	2	9	12	19	18	17	21	8	6	8

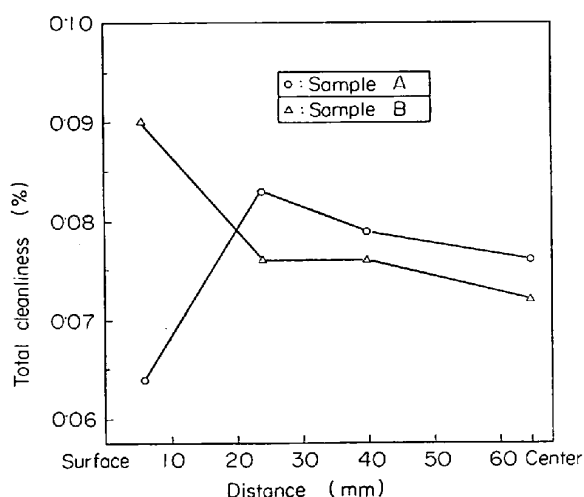
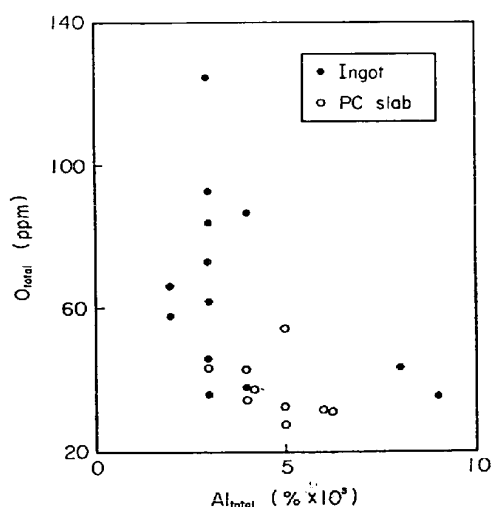


Fig. 7. Cleanliness of pressure cast slabs (SUS 430).

Fig. 8. Relation between O_{total} and Al_{total} in conventional ingots and pressure cast slabs.

3.2.2 成分偏析

加圧鑄造法での凝固速度は遅いが、鑄片厚みは 130 mm と薄く、鑄込後 10 分では完全に凝固する。したがって問題となる成分偏析は起こらない。17Cr 鋼の鑄片 C 断面で比較的偏析程度の大きい C と O 濃度の分布を Fig. 5 と 6 に示す。ここに試片 S1, S3 は Photo. 3 のそれらに、試片 S4 は押湯と反対側の端部から 130 mm 離れたところの C 断面に、それぞれ対応する。

3.2.3 介在物

Fig. 7 に学振第三法により測定した 2 枚の 17Cr 鋼鑄片 A, B の清浄度を表面からの距離に対して示した。彎曲型連鑄スラブで問題となるような非金属介在物の集積ゾーンは加圧鑄造鑄片内には認められない。

加圧鑄造鑄片と通常の鋼塊材では、注入時の大気酸化の程度が異なる。Fig. 8 に 17Cr 鋼の O 濃度と Al total 濃度の関係を示す。図に示すヒートは、すべて ASEA-SKF で最終精鍊した後、下注造塊と加圧鑄造に注ぎ分けたものである。Al 濃度の等しいレベルで比較すれば、加圧鑄造材は鋼塊材より O 濃度は低く、かつ、ばらつきも小さい。

加圧鑄造鑄片と通常の鋼塊について、酸化物系介在物の湿式化学分析値を Table 2 に示す。これらのヒートは 50 t 電炉から出鋼し直ちに鑄造されたものである。加圧鑄造鑄片では普通鋼塊に比較して、SiO₂, MnO, FeO, Cr₂O₃ などの低級酸化物が少なく、大気酸化が少ないという特徴が現われている。

4. 凝固速度

4.1 凝固速度の推算

熱伝導率と比熱が温度によって変化する場合は、一次元の熱伝導方程式は (1) 式で与えられる。

Table 3. Definition of meshes and symbols for the numerical calculation.

	(1) ↓	(2) ↓	(3) ↓	(4) ↓
Length (mm)	←65 mm→	←0.5~5 mm→	←30 mm→	
Mesh Indices	1, 2,	I, I+1; I+J,	I+J+M	
Number of mesh	30	2	10	—
Size of a mesh	Δx_s	Δx_A	Δx_G	—
Medium	Steel	Alumina	Graphite	Water
Thermal conductivity	K_s	K_A	K_G	—
Density	ρ_s	ρ_A	ρ_G	—
Thermal diffusivity	—	—	—	h
Enthalpy	H^s	H^A	H^G	—
Temperature	—	—	—	θ_0

(1) Centre of slab. (2) Surface of slab. (3) Interface between mould and alumina coating. (4) Surface of mould.

$$\partial H / \partial t = (K_d / \rho) \partial^2 \phi / \partial x^2 \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 H は含熱量 (cal/g), t は時間 (sec), ρ は媒質の密度 (g/cm³), K_d は基準温度 θ_d (°C) における媒質の熱伝導率 (cal/cm·sec·deg), x は位置座標 (cm) および ϕ は換算温度 (deg) で (2) 式により定義される³⁾.

$$\phi = \int_{\theta_d}^{\theta} \frac{K}{K_d} d\theta \quad \dots\dots\dots (2)$$

(1) 式は解析的に解けないので、Table 3 に示す各網目点について以下に示すような差分化を行なった。ただし差分化時間間隔は Δt とし、添字変数 r により時刻 $r\Delta t$ を、また添字変数 i により各網目点を表わすものとする。

(a) 鋼が媒質の領域

 $i=1$ では

$$H_{i,r+1}^s = H_{i,r}^s + \frac{2K_d \cdot \Delta t}{\rho_s (\Delta x_s)^2} (\phi_{i+1,r} - \phi_{i,r}) \quad \dots\dots (3)$$

 $2 \leq i \leq I-1$ では

$$H_{i,r+1}^s = H_{i,r}^s + \frac{K_d \cdot \Delta t}{\rho_s (\Delta x_s)^2} (\phi_{i-1,r} - 2\phi_{i,r} + \phi_{i+1,r}) \quad \dots\dots (4)$$

 $i=I$ では

$$H_{i,r+1}^s = H_{i,r}^s + \frac{K_d \cdot \Delta t}{\rho_s (\Delta x_s)^2} \left(\phi_{i-1,r} - \phi_{i,r} - \frac{\Delta x_s}{K_d} W_1 \right) \quad \dots\dots (5)$$

ここに、 W_1 は鋼とアルミナ・コーティングとの境界における熱流で、

$$W_1 = K_A (\theta_I - \theta_{I+1}) / \Delta x_A \quad \dots\dots\dots (6)$$

と与えられる。

(b) アルミナが媒質の領域

 $I+1 \leq i \leq I+J-1$ では

$$H_{i,r+1}^A = H_{i,r}^A + \frac{K_A \Delta t}{\rho_A (\Delta x_A)^2} (\theta_{i-1,r} - 2\theta_{i,r} + \theta_{i+1,r}) \quad \dots\dots (7)$$

 $i=I+J$ では

$$H_{i,r+1}^A = H_{i,r}^A + \frac{K_A \Delta t}{\rho_A (\Delta x_A)^2} \left(\theta_{i-1,r} - \theta_{i,r} - \frac{\Delta x_A}{K_A} W_2 \right) \quad \dots\dots (8)$$

ここに、 W_2 はアルミナ・コーティングとグラファイト・モールドとの境界における熱流で、

$$W_2 = K_G (\theta_{I+J} - \theta_{I+J+1}) / \Delta x_G \quad \dots\dots\dots (9)$$

と与えられる。

(c) グラファイトが媒質の領域

 $I+J+1 \leq i \leq I+J+M-1$ では

$$H_{i,r+1}^G = H_{i,r}^G + \frac{K_G \Delta t}{\rho_G (\Delta x_G)^2} (\theta_{i-1,r} - 2\theta_{i,r} + \theta_{i+1,r}) \quad \dots\dots (10)$$

 $i=I+J+M$ では

$$H_{i,r+1}^G = H_{i,r}^G + \frac{K_G \Delta t}{\rho_G (\Delta x_G)^2} \left(\theta_{i-1,r} - \theta_{i,r} - \frac{\Delta x_G}{K_G} W_3 \right) \quad \dots\dots (11)$$

ここに、 W_3 はグラファイト・モールドと冷却水との間の熱流で、

$$W_3 = h (\theta_{I+J+M,r} - \theta_0) \quad \dots\dots\dots (12)$$

と与えられる。

以上の差分式と Table 4 に示す各物性値を用いれば凝固速度の数値解が得られる。Fig. 9 は計算結果の一例であり、溶鋼のスーパーヒートとコーティング厚みを種

Table 4. Physical constants as a function of temperature used for calculation.

Medium	Symbol	Temp. dependence	Reference
Steel	K_d	$0.04 \text{ cal cm}^{-1} \text{ sec}^{-1} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1} (0^{\circ}\text{C})$	(4) (5)
	K_s	$4 \times 10^{-2} (1 + 6.5 \times 10^{-4} \theta) \text{ cal cm}^{-1} \text{ sec}^{-1} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$	(6)
	ρ_s	7.0 g cm^{-3}	(7)
	$H^s(\theta)$	$0.108 \theta + 5.39 \times 10^{-5} \theta^2 \text{ cal g}^{-1} (0 \leq \theta < 760)$ $0.0995 \theta + 37.6 \text{ cal g}^{-1} (760 \leq \theta < 1430)$ $0.18 \theta - 17.52 \text{ cal g}^{-1} (1430 \leq \theta)$	(5) (6) (8)
Alumina coating	K_A	$0.0056 \text{ cal cm}^{-1} \text{ sec}^{-1} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$	(9)
	ρ_A	4.0 g cm^{-3}	(10)
	$H^A(\theta)$	$0.233 \theta \text{ cal g}^{-1} (0 \leq \theta < 327)$ $0.289 \theta - 18.203 \text{ cal g}^{-1} (327 \leq \theta)$	(11)
Graphite mould	K_G	$0.360 \text{ cal cm}^{-1} \text{ sec}^{-1} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$	(12)
	ρ_G	2.22 g cm^{-3}	(10)
	$H^G(\theta)$	$0.262 \theta \text{ cal g}^{-1} (0 \leq \theta < 327)$ $0.389 \theta - 41.55 \text{ cal g}^{-1} (327 \leq \theta < 727)$ $0.452 \theta - 87.02 \text{ cal g}^{-1} (727 \leq \theta)$	(11)
Water	h	$0.6 \text{ cal cm}^{-2} \text{ sec}^{-1} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$	(13)
	θ_0	20.0°C	—

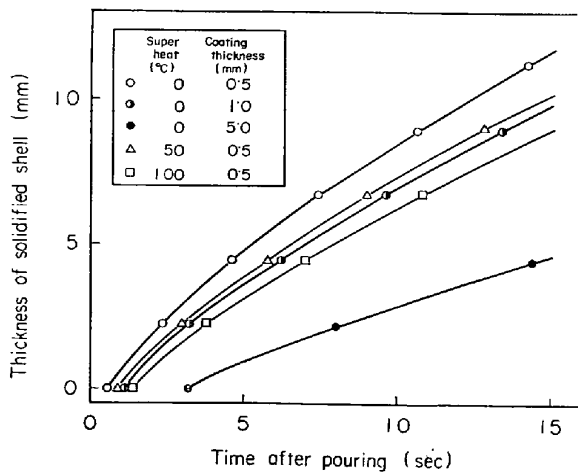


Fig. 9. Calculated solidification rate vs. time after pouring.

々変えた場合の初期凝固曲線を示している。スーパーヒート 50°C 、コーティング厚み 0.5 mm の場合、凝固定数(凝固厚みと経過時間の平方根の比) k は、約 $20 \text{ mm/min}^{1/2}$ となり、著者らの現場での知見と一致する。スーパーヒートの 50°C の違いはコーティング厚みで 0.5 mm の違いと同程度になる。溶鋼がアルミナコーティングと接してから凝固を開始するまでに要する時間は、スーパーヒートが大きく、またコーティング厚みが大き

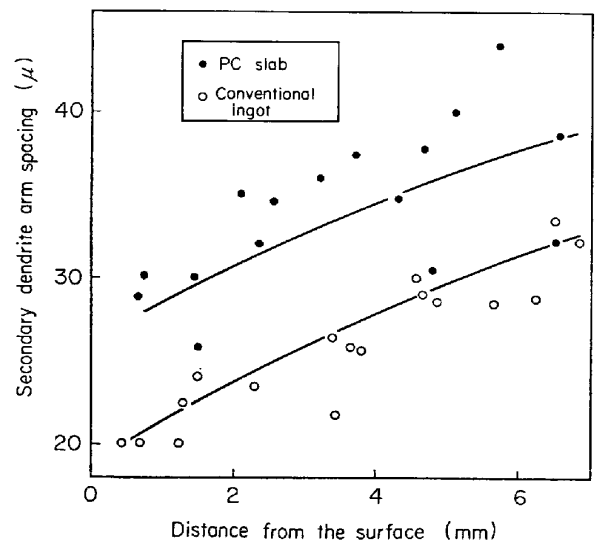


Fig. 10. Secondary dendrite arm spacing vs. distance from the surface (SUS 304).

いほど長い。

4.2 デンドライト二次アーム間隔の測定

加圧鋳造した 18-8 鋼鋳片の表層部のデンドライト二次アーム間隔を測定し、通常の鋼塊のそれと比較して Fig. 10 に示す。加圧鋳造鋳片の二次アーム間隔は鋼塊のそれより約 10μ 長く、固液共存域での保持時間が局部的に長かつたものと考えられる。

5. 結 言

加圧鑄造されたステンレス鋼鑄片について、表面および内部の品質を主体にその特徴を述べた。結果を要約すれば以下のとおりである。

注入時の湯上がり速度は一定に制御され、かつ平滑なグラファイトモールド内面は均一で緻密なアルミナ皮膜でおおわれているので、鑄片表面は非常に美麗である。鑄造時鑄型内は Ar ガスで置換されるので、空気酸化は非常に少なく、鑄片内に見出される酸化物系介在物は一次脱酸生成物が主体である。同一ヒートを加圧鑄造と下注造塊に注ぎ分けた場合、前者の酸素濃度は後者より低い。注入時の凝固速度は通常の鋼塊のそれよりも小さく、よく用いられる凝固定数 k で約 $20 \text{ mm/min}^{1/2}$ と推定される。この結果、鑄片表面下の介在物捕捉の度合は他の鑄造法による鑄片に比べ少ないと言える。

文 献

- 1) 岩岡：鉄鋼製造法，第 1 分冊(鉄鋼協会編)，(1972)，p. 807 [丸善]
- 2) 森，田中，平居：鉄と鋼，57 (1971)，p. 1500
- 3) R. J. SARJANT and M. R. SLACK: JISI, 177 (1954)，p. 428

- 4) J. H. LUDLEY and J. SZEKELY: JISI, 191 (1966)，p. 12
- 5) C. H. M. JENKINS, et al.: Second Report of the Alloy Steels Research Committee, Spec. Rep., No 24, (The Iron and Steel Institute, London), (1939)，p. 181
- 6) J. H. AWBERRY, et al.: JISI, 154 (1946)，p. 83
- 7) BENEDICKS, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 3 (1930)，p. 473
- 8) R. W. RUDDLE: The Solidification of Casting, Monograph No 7, (Institute of metals, London) (1950)
- 9) 鉄鋼熱計算用数値 (学術振興会，鉄鋼協会編) (1966)，p. 51 [日刊工業新聞社]
- 10) Basic Open Hearth Steelmaking, 3rd ed., (Physical Chemistry of Steelmaking Committee, Iron and Steel Division, The Metallurgical Society of AIME), (1964)，p. 539 [Edwards Brothers]
- 11) 同 上，p. 543
- 12) Properties of Matter, The TPRC Data Series, Vol. 2, Thermal conductivity, Nonmetallic Solids (Thermophysical Properties Research Center, Purdue University Y. S. Touloukian) (1970)，p. 13 [IFI/PLENUM]
- 13) H. KRAINER and B. TARMANN: Stahl u. Eisen 69 (1949)，p. 813