

© 1989 ISIJ

 ///////////////
 論 文
 ///////////////

ステンレス鋼塊の初期凝固組織に及ぼす 界面活性元素の影響

 水上 英夫*・永倉 豊*²・草川 隆次*³

Effect of Surface Active Element on the Initial Solidification Structure of Stainless Steel Ingot

Hideo MIZUKAMI, Yutaka NAGAKURA and Takaji KUSAKAWA

Synopsis :

18-8 stainless steel ingots which are added with surface active elements, Bi, Sn, Te are cast with the water cooled copper mold at the pouring speed of 10 mm/s. Transverse and longitudinal microstructures in the vicinity of the surface of ingots are observed. The solidification microstructures become fine and the effect of rapid quenching increases with increasing the amount of the surface active element. Primary dendrite arm spacing is about 50 μm at the 50 μm from the surface of ingot which is not added with the surface active element, but arm spacing is about 10 μm in the case of 0.0055 mass %Bi addition. Corresponding cooling rate are 1×10^2 and 3×10^3 K/s, respectively. From temperature distribution in the water cooled copper mold, heat flux are calculated. The maximum value of heat flux in the mold increases and appears soon, when the surface active element is added. It is seemed that by the addition of the surface active element wettability increases, therefore heat transfer coefficient between molten steel and mold increases. Furthermore, the surface active element seems to have the effect of increase of nucleation rate.

Key words : stainless steel ; ingot making ; solidification ; heat flux ; surface active element ; bismuth ; tellurium ; tin.

1. 緒 言

耐食性、耐熱性に優れたオーステナイト系ステンレス鋼は広く鉄鋼材料として用いられている。その表面品質を良好なものとするためには、初期凝固組織に関する理解を深めることが重要である。

一般に、鋼塊表層部を形成する初期凝固組織を微細化しミクロ偏析を低減するとともに、組織的に均一な領域を拡大することが鋼塊の表層部の品質向上にとって望ましいと考えられる。このような初期凝固現象を明らかにするため、これまでに著者らは 18-8 ステンレス鋼を用いて実験を行ってきた¹⁾。まず、水冷銅板鑄型に下注ぎ法でステンレス鋼を鑄込み、水冷銅板内の熱流束と初期凝固組織との関連性について検討した。それにより、鑄込み速度の大きいものほど水冷銅板鑄型内における熱流束の値は大きく、凝固組織も微細になるということが明

らかになった。さらに、鑄込み速度の大きいものほど偏析比は小さくなるとともに、初期凝固層境界部には偏析比にピークが存在することが判明した²⁾。

そこで今回は、鑄込み速度の小さい場合に形成される粗大な初期凝固組織を微細化しミクロ偏析を低減する、すなわち、急冷効果を高める方法として界面活性元素³⁾の添加を考え実験を行った。つまり、溶鋼の表面張力を低下させ水冷銅板鑄型とのぬれ性を良好なものとし、冷却過程で支配的な溶鋼-水冷銅板間の熱伝達率を増大させて水冷銅板への抜熱量を大きくするとともに、組織形成のための核発生頻度を高めることを試みた。

2. 実 験 方 法

Fig. 1 に示す実験装置を用いて、下注ぎ法により鋼塊を作製した。実験装置はこれまでと同様で、ベイسن (Baisn)、アルミナ管の湯口、3 枚の耐火れんがを加工

昭和 63 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 10 月 20 日受付 (Received Oct. 20, 1988)

* 早稲田大学大学院 (現: 東京大学大学院) (Graduate School, Waseda University, Now Graduate School, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku, Tokyo 113)

*² 早稲田大学理工学部 (現: 早稲田大学大学院) (School of Science and Engineering, Now Graduate School, Waseda University)

*³ 早稲田大学理工学部 工博 (School of Science and Engineering Waseda University)

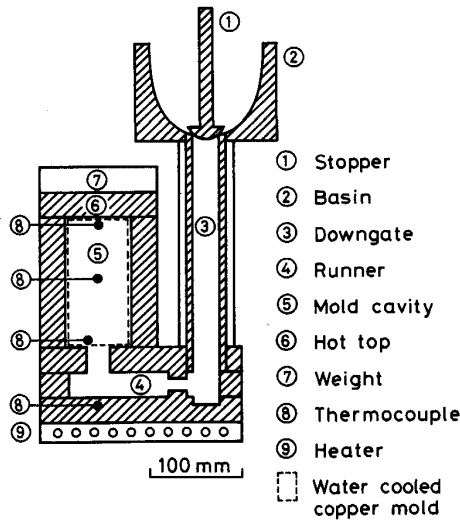


Fig. 1. Schematic diagram of the experimental apparatus used to make the stainless steel ingots.

し張り合わせた湯道, それに2枚の水冷銅板と2枚の耐火レンガを組み合わせた鑄型で構成されている。ベイスンと湯口は注湯直前まで内側から電熱線で加熱した。注湯の際に電熱線を取りはずして, 別に予熱しておいたストッパーを取り付けた。そして高周波誘導炉からベイスンに10 kgのステンレス溶鋼を直接注湯した。また, 湯道を加熱するため底部にはヒーターを置き, 湯道に埋め込んだ熱電対の表示温度が一定となるようにした。鑄込み速度が小さくなるように湯道の途中を内径7 mmと細め, 水冷銅板鑄型内への鑄込み速度が約10 mm/sとなるようにした。鑄型底部にはR型熱電対を設けて注湯温度の測定と鑄込み開始時間の検出を行った。さらに, 鑄型上部に設けたK型熱電対で鑄込み終了時間の検出を行うことにより, 鑄込み速度を算出した。鋼塊の形状を一定とするため, 鑄型の上部には小さな穴を多数開けた耐火レンガの押湯を設けた。これによりガス抜きを十分とするとともに, 溶鋼が達した際にはその中で凝固するようにした。

Fig. 2に鑄型部の正面図を示す。作製される鋼塊の大きさは, 厚さ50 mm, 幅80 mm, 高さ160 mmである。水冷銅板の高さ80 mmで, 表面から5, 15, 25 mmの各位置には, 素線径0.1 mm, シース外径0.5 mmの非接地K型熱電対を埋め込み, サンプリグ周期15 msのデジタル・メモリーを介して温度測定を行い, 温度分布から熱流束を算出した。

水冷銅板鑄型では, 鑄込み後数秒程度は一般に半無限固体として取り扱えるものと思われる。そこで(1)式で表される非定常次元熱伝導方程式と, 実際の温度測定

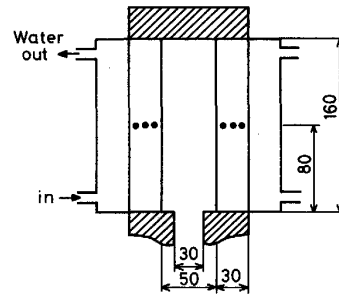


Fig. 2. Schematic view of the water cooled copper mold for rapid solidification. ● mark indicates thermocouple.

結果とを用いて水冷銅板鑄型の表面温度を算出した⁴⁾。

$\theta = T - T_0$ とおくと,

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \alpha \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} \dots \dots \dots (1)$$

$$\left\{ \begin{array}{ll} \text{初期条件 I} & t = 0 \text{ で } \theta = 0 \\ \text{境界条件 I} & x = 0 \text{ で } \theta = \theta_s \text{ (} \theta_s = T - T_s \text{)} \\ \text{境界条件 II} & x = \infty \text{ で } \theta = 0 \end{array} \right.$$

これを解くと, 水冷銅板内の任意の位置の温度 θ と表面温度 θ_s との関係式 ((2)式) が得られる。

$$\theta = \frac{x}{2\sqrt{\pi\alpha}} \int_0^t \theta_s(t-\tau)^{-3/2} \cdot \exp\left\{-\frac{x^2}{4\alpha(t-\tau)}\right\} d\tau \dots \dots \dots (2)$$

ただし, T : 温度 [K], T_0 : 鑄型の初期温度 [K], T_s : 鑄型の表面温度 [K], t : 時間 [s], x : 熱電対の位置 [cm], α : 温度伝導率 [cm^2/s] である。

次に, 鑄型表面からの距離 $x_1 = 0.5$ [cm] における温度 T_1 を(2)式に代入して数値解析により表面温度 T_s を求め, 水冷銅板鑄型内への熱流束を(3)式により求めた。

$$q = -k \frac{T_1 - T_s}{x_1} \dots \dots \dots (3)$$

ただし, q : 熱流束 [W/cm^2], k : 熱伝導率 [W/cmK] である。

Table 1に, 作製したステンレス鋼塊の化学組成を示す。なお, Bi, Sn, Teの成分値は原子吸光分析法によるものである。界面活性元素無添加の鋼塊と, Biを添加したものを4種類, Snを添加したものを3種類, それにTeを添加したものを5種類作製した。

Table 2には実験条件を示す。注湯温度は各実験とも 1823 ± 10 Kとなるようにした。脱酸にはCa-Siを用いた。水冷銅板鑄型の表面粗さは, #600までのエメリー・ペーパーで磨いた後に測定した値である。

Table 1. Chemical compositions of stainless steel ingots (mass%).

No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Bi	Sn	Te
1	0.06	0.35	0.78	0.027	0.006	17.69	8.34	—	—	—
2	0.06	0.38	0.84	0.029	0.005	17.76	8.12	0.0001	—	—
3	0.07	0.48	0.88	0.027	0.006	17.73	7.91	0.0002	—	—
4	0.06	0.50	0.87	0.027	0.005	17.74	8.08	0.0006	—	—
5	0.07	0.51	0.90	0.027	0.006	17.72	8.12	0.0055	—	—
6	0.06	0.47	0.86	0.028	0.007	17.82	7.98	—	0.003	—
7	0.07	0.47	0.84	0.027	0.005	17.77	8.18	—	0.013	—
8	0.06	0.48	0.88	0.029	0.004	17.85	8.19	—	0.064	—
9	0.06	0.49	0.94	0.028	0.004	17.85	8.44	—	—	0.019
10	0.05	0.50	0.89	0.027	0.004	17.80	8.33	—	—	0.026
11	0.05	0.52	0.96	0.028	0.004	17.84	8.41	—	—	0.042
12	0.05	0.36	0.80	0.032	0.007	17.88	8.52	—	—	0.110
13	0.05	0.32	0.77	0.033	0.008	17.95	8.57	—	—	0.220

Table 2. Experimental conditions.

Quantity	Value
Pouring temperature	1823±10 K
Runner temperature	673 K
Deoxidization temperature	1973 K
Mold temperature	288±3 K
Water temperature	288±3 K
Flow rate of water	8 l/min
Roughness on the mold surface	2 μm

マイクロ組織観察用の試料は、鋼塊の水冷銅板鑄型内熱電対位置に当たる高さ 80 mm の位置から幅 30 mm のものを切り出し、10% しょう酸電解エッチングを施し組織の顕出を行った。

3. 結果および考察

3.1 水冷銅板鑄型内の熱流束変化

Fig. 3 a) には、界面活性元素無添加の場合の、水冷銅板鑄型内における温度分布の様子を示した。縦軸には温度を、横軸には水冷銅板表面からの距離を取ってある。また、溶鋼が熱電対位置に達した時を基準として、1 s から 10 s まで 1 s ごとに温度の経時変化を示した。なお、溶鋼が熱電対位置に達した時の検出は、水冷銅板鑄型内熱電対位置に当たる銅板表面に K 型熱電対を設けて行った。また、距離 0 mm における表面温度は前述の方法で求めた計算値であり、5, 15, 25 mm の各位置の温度は測定値である。距離 30 mm, すなわち、水冷銅板の冷却水側の表面温度は距離 0, 5, 15, 25 mm による温度曲線を外挿して求めたものである。これを見ると、溶鋼側における銅板表面温度の時間に対する変化は大きい、表面から離れるにつれて温度変化は鈍くなっていることがわかる。なお、溶鋼と水冷銅板との界面における熱流束は、距離 0 mm と 5 mm の位置における温度差から直線近似して求めたが、得られた温度分布を見る限りこの近似は妥当であると考えられる。

Fig. 3 b) には、界面活性元素を添加した場合の例として、Bi を 0.0055 mass% 添加したときの水冷銅板鑄

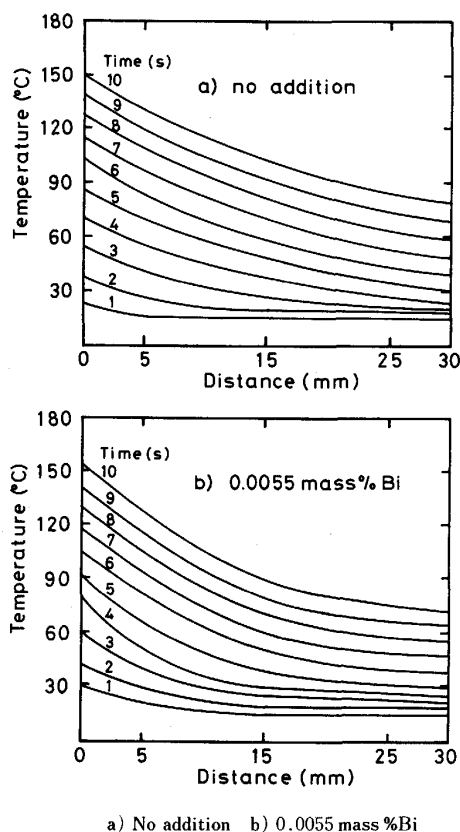


Fig. 3. Temperature distribution in the copper mold.

型内における温度分布の様子を示した。a) の場合と同様に、銅板表面から離れるにつれて時間に対する温度変化は小さくなるが、b) の場合の方がこの傾向は顕著である。また、a) と b) の表面温度を比較すると、b) の方が高いことがわかる。なお、Sn, Te を添加した時も Bi と同様な傾向を示した。

Fig. 4 には、界面活性元素である Bi を添加した時の熱流束と時間との関係を示した。縦軸には水冷銅板鑄型内の熱流束を、横軸には溶鋼が水冷銅板内熱電対位置に達した時を基準とした時間を取ってある。また、界面活性元素無添加の場合の熱流束の曲線も比較のために示し

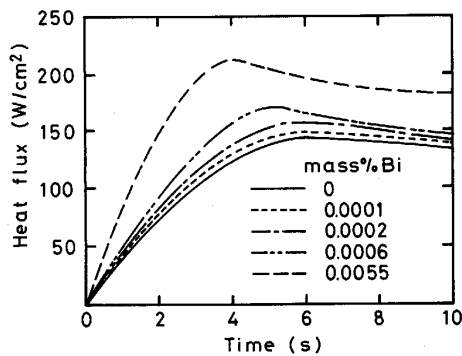


Fig. 4. Variation in heat flux behavior in the copper mold for different Bi contents.

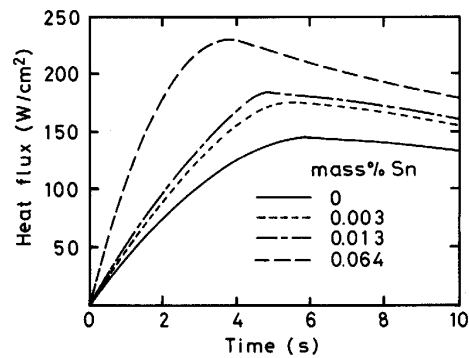


Fig. 5. Variation in heat flux behavior in the copper mold for different Sn contents.

た。 鑄込み速度が大きいものほど水冷銅板への熱伝達の割合は大きいと考えられるが、本実験では鑄込み速度を 10 mm/s と非常に小さくしたため、界面活性元素無添加の曲線は緩やかであり、熱流束の最大値の存在は明瞭でない。Bi の添加量が 0.0001, 0.0002 mass% といった微量の場合では、無添加の時の曲線と大差は見られない。Bi の添加量が 0.0006, 0.0055 mass% と増すにつれて、熱流束の最大値の存在が明らかになってくるとともに、最大値は大きくなり短時間で表れるという結果が得られた。例えば、0.0006 mass% Bi 添加の場合には、最大値は 170 W/cm² で 6 s 付近に存在しているが、0.0055 mass% Bi 添加の場合には、最大値は 210 W/cm² で 4 s 付近に存在している。これは界面活性元素 Bi の添加により溶鋼と水冷銅板鑄型表面とのぬれ性が良くなり、冷却を律速する溶鋼-水冷銅板間の熱伝達率が大きくなり、溶鋼の過熱度が急速に除去されて初期凝固層の形成が進行したためと考えられる。その後は形成された初期凝固層の熱収縮と水冷銅板の熱膨張とにより、鋼塊-水冷銅板間にエア-ギャップが生じ、熱流束の値は減少に転ずるものと思われる。この減少の割合が小さいのは、鋼塊から水冷銅板への放射熱伝達、およびエア-ギャップ内における空気自然対流熱伝達により、水冷銅板表面が高温状態に保たれるとともに、水冷銅板内部の温度分布が定常状態に近くなっているためと考えられる。なお、NISHIDA ら⁵⁾ は、熱伝達率に最大値が生じるのは鑄片の熱収縮と鑄型の熱膨張とによる差が大きくなり、これによりエア-ギャップが生じて熱伝達率が減少するとしている。また、SULLY⁶⁾ によれば熱伝達率は鑄片が鑄型から離れるときに最大値を示すとしており、その後の熱伝達率は鑄型の表面温度よりも鑄片の表面温度に強く依存するとしている。また、エア-ギャップ生成後の熱流束は、Bi を添加した場合の方が大きいという結果が得られた。これは Fig. 3 で示した

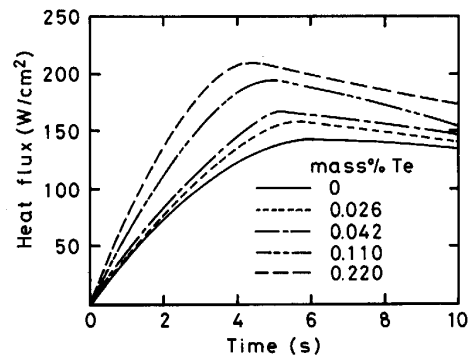


Fig. 6. Variation in the heat flux behavior in the copper mold for different Te contents.

ように、Bi 添加の場合の方が水冷銅板の表面温度が高いため、エア-ギャップ生成後も冷却されるのに時間がかかったためと考えられる。しかし、エア-ギャップ生成後約 10 s 経過すると Bi 添加の場合も無添加の場合も熱流束はほぼ同一で 100 W/cm² となった。

Fig. 5, 6 には、それぞれ Sn, Te を添加した場合の熱流束と時間との関係を示した。Bi の場合と同様に、添加量が 0.003, 0.013, 0.064 mass% Sn および 0.026, 0.042, 0.110, 0.220 mass% Te と増すにつれて熱流束の最大値は大きくなり、しかも短時間で現れるという結果が得られた。ただし、0.019 mass% Te の曲線は得ることができなかった。

3.2 初期凝固組織

Photo. 1 には、界面活性元素無添加の場合の、表面から 50 μm の位置における dendrite 成長方向と直角な面の組織を示した。この時の 1 次 dendrite・アーム・スペーシングは約 50 μm である。

Photo. 2 には、界面活性元素である Bi の添加量と、表面から 50 μm の位置における dendrite 成長方向と直角な面の組織との関係を示した。これらの組織を見る

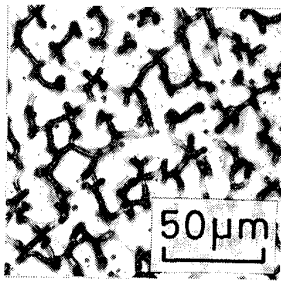
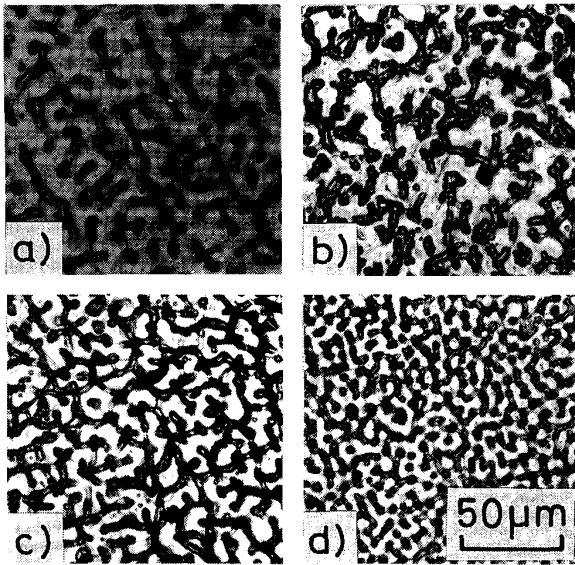


Photo. 1. Transverse microstructure at 50 μm from the surface (no addition).



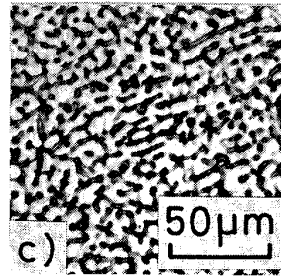
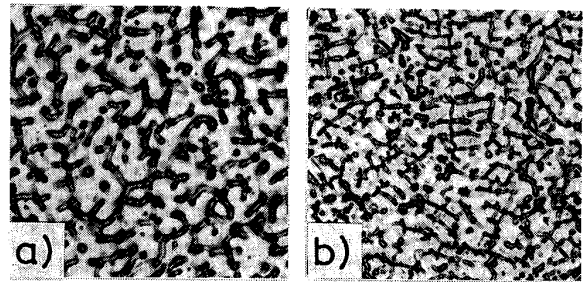
a) 0.0001 mass % Bi b) 0.0002 c) 0.0006 d) 0.0055

Photo. 2. Transverse microstructures at 50 μm from the surface.

と、添加量が 0.0001, 0.0002, 0.0006, 0.0055 mass% Bi と増えるにつれて、デンドライトは細かくなっていることがわかる。なお、0.0055 mass% Bi の時の1次デンドライト・アーム・スペーシングは約 10 μm である。

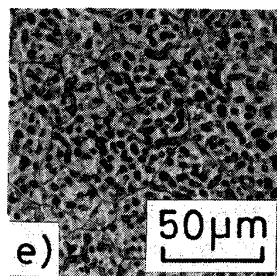
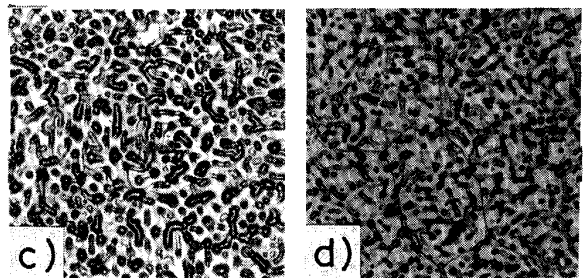
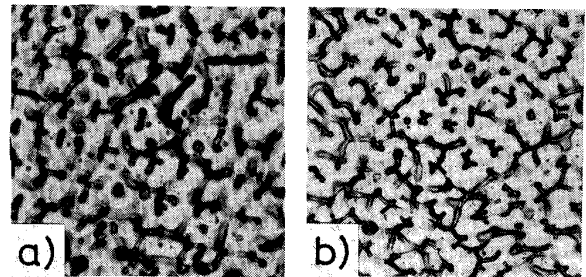
Photo. 3, 4 には、それぞれ Sn, Te の添加量と表面から 50 μm の位置におけるデンドライト成長方向と直角な面の組織との関係を示した。Bi の場合と同様に、添加量が増えるにつれて組織は微細になっていることがわかる。

本実験では界面活性元素として Bi, Sn, Te を用いたが、Photo. 2~4 を比べると Bi の表面活性作用が最も大きいことがわかる。まず、界面活性元素を添加した場合に、無添加の場合と比べて見掛け上の冷却速度がどの程度増大したことに相当するかを検討した。ここでは、WOLF⁷⁾ により与えられた1次デンドライト・アーム・スペーシングと冷却速度との関係式を用いる。



a) 0.003 mass % Sn b) 0.013 c) 0.064

Photo. 3. Transverse microstructures at 50 μm from the surface.



a) 0.019 mass % Te b) 0.026 c) 0.042 d) 0.110 e) 0.220

Photo. 4. Transverse microstructures at 50 μm from the surface.

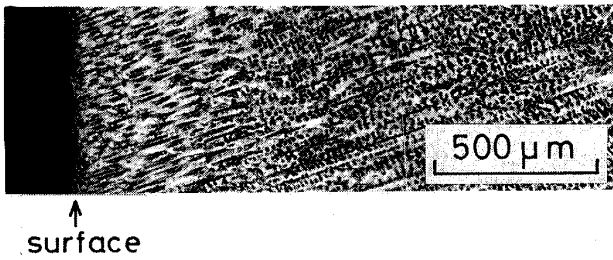


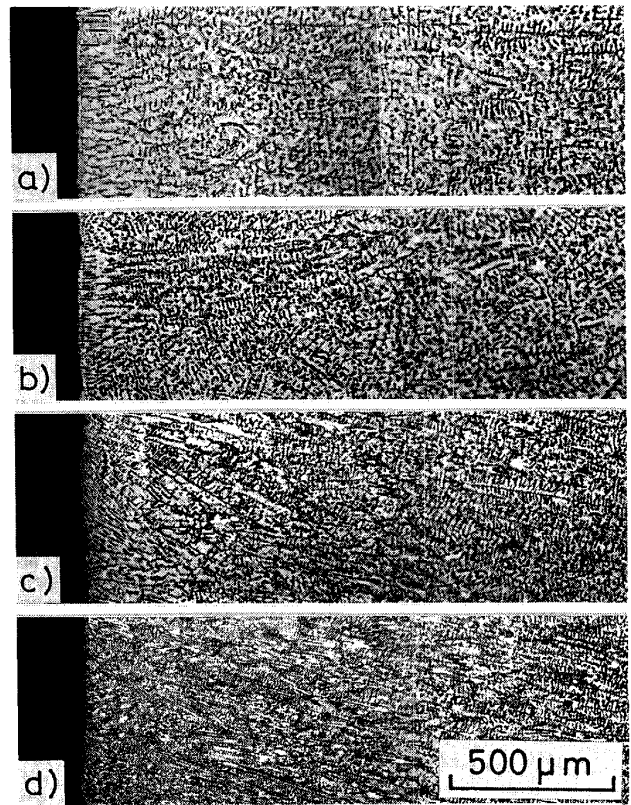
Photo. 5. Longitudinal microstructure from the surface (no addition).

$$\lambda_1 = 390 \dot{T}^{-0.45} \dots\dots\dots (4)$$

ただし、 λ_1 : 1次 dendrite・アーム・スペーシング [μm], \dot{T} : 冷却速度 [K/s] である。界面活性元素無添加の場合の表面から $50 \mu\text{m}$ の位置における dendrite・アーム・スペーシングは約 $50 \mu\text{m}$ であり、冷却速度に換算すると $1 \times 10^2 \text{ K/s}$ に相当している。これに対し、 0.0055 mass\% Bi 添加の場合には 1 次アーム・スペーシングは約 $10 \mu\text{m}$ であり、 $3 \times 10^3 \text{ K/s}$ の冷却速度に相当している。したがって、Bi 添加により見掛け上の急冷効果が增大することがわかる。次に、簡単な一方向凝固解析を行い、温度測定結果と凝固組織との関連について検討した。界面活性元素無添加の場合に、鋼塊表面から $50 \mu\text{m}$ の位置における冷却速度を $1 \times 10^2 \text{ K/s}$ とする。この時の鋼塊-水冷銅板間の熱伝達率は $0.16 \text{ W/cm}^2 \text{ K}$ である。また、Fig. 4 から 0.0055 mass\% Bi 添加の場合の熱流束を無添加の場合の 1.6 倍とし、熱伝達率が $0.24 \text{ W/cm}^2 \text{ K}$ であるとする。この時の冷却速度を算出すると $1.6 \times 10^2 \text{ K/s}$ となり、(4)式から求めた冷却速度 $3 \times 10^3 \text{ K/s}$ と大きく異なっている。このことから、界面活性元素添加により初期凝固組織が微細化したのは、単に熱伝達率の向上という伝熱現象のみに支配されているのではないと考えられる。

Photo. 5 には、界面活性元素無添加の場合の表面からの dendrite 成長方向と平行な面の組織を示した。これを見ると、dendrite は鋼塊表面から中心方向に成長していることがわかる。また、表面から約 $400 \mu\text{m}$ までの範囲の dendrite には 2 次アームの生成が認められない。これは水冷銅板表面近傍では成長速度 R よりも温度勾配 G の影響が大きく、セル状組織が成長したものである⁸⁾。このセル状組織で成る初期凝固層が熱収縮すると、水冷銅板との間にエア・ギャップが生じて冷却能が急激に低下する。これにより今度は反対に G よりも R の影響が大きくなり途中から 2 次アームが生成したものと考えられる。

Photo. 6 には、Bi を添加した場合の表面からのデン

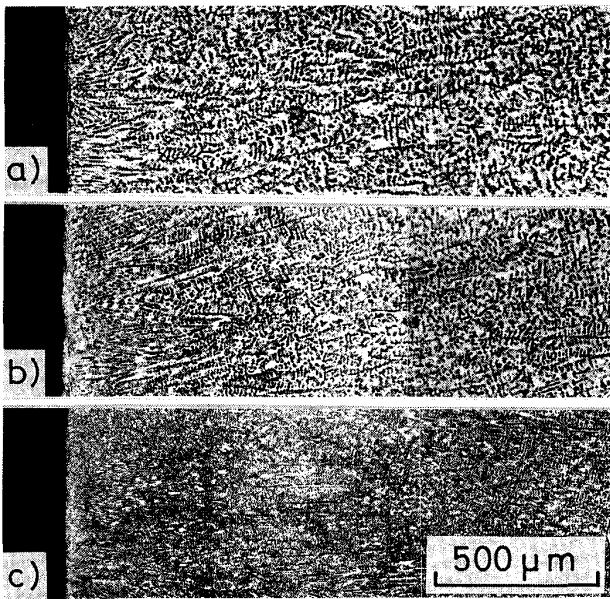


a) 0.0001 mass % Bi b) 0.0002 c) 0.0006 d) 0.0055

Photo. 6. Longitudinal microstructures from the surface.

ドライト成長方向と平行な面の組織を示した。Bi の添加量が増すにつれて、dendrite は微細になっていくことがわかる。また、Bi の添加量の増大とともに、鋼塊表面近傍の dendrite にも 2 次アームが生成し始めていることがわかる。これは Fig. 4 で既に示したように、Bi の添加量が増えるにつれて水冷銅板への抜熱量が増大したことによると思われる。つまり、Bi 添加による急冷効果で dendrite 先端における過冷度が大きくなり、温度勾配 G よりも成長速度 R の方が大きくなったため、2 次アームが生成したものと考えられる。また、表面からの距離が増すにつれて、dendrite はわずかながら粗大化していくことがわかる。この粗大化の程度は極めて小さいことから、これは熱伝達率の減少というよりはむしろ、形成されつつある凝固層内の熱伝導率の減少による影響であると考えられる。今回の組織観察では、鋼塊表面から中心方向に長さ 10 mm の試料を切り出して行っているが、表面から 10 mm の位置における組織についても界面活性元素の著しい効果が認められた。

Photo. 7, 8 には、それぞれ Sn, Te を添加した場合の表面からの dendrite 成長方向と平行な面の組織を



a) 0.003 mass % Sn b) 0.013 c) 0.064

Photo. 7. Longitudinal microstructures from the surface.

示した。Bi の場合と同様に、添加量が増すにつれて微細なデンドライトが成長していることがわかる。

ところで、Bi, Sn, Te を添加した試料のデンドライト成長方向と直角な面および平行な面について XMA を用いて分析を行ったが、これら界面活性元素の偏析や酸化物等の存在は認められなかった。

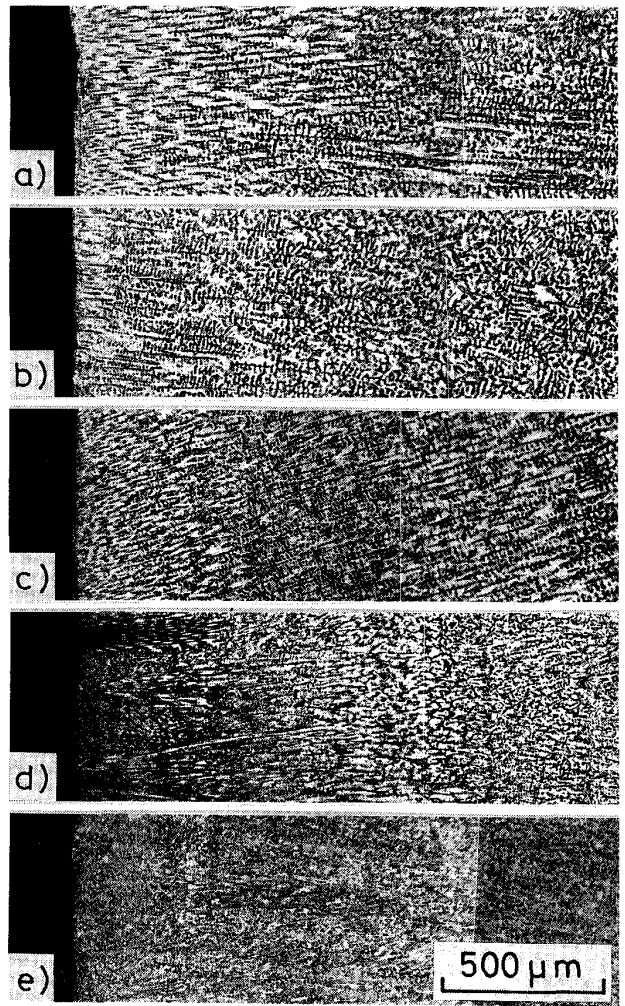
3.3 不均質核生成と過冷度

前節で述べたように、界面活性元素添加により初期凝固組織が微細化したのは、伝熱現象のみからでは考えにくい。初期デンドライトの生成機構はこれまでにあまり明らかにされていない。例えば、TRIVEDI ら⁹⁾は透明有機物質を用いた実験により、定常状態のもとで小さな温度勾配を与えると平滑界面が摂動してセル、デンドライトが生成するという結果を得ている。しかし、これには流れ場が存在しておらず、Prandtl 数が非常に小さい金属の非定常現象に適応することは難しいものと思われる。そこでここでは界面活性元素添加の影響を定性的に検討するため、核生成という立場から不均質核生成速度式を用いてぬれ性と過冷度との関連を調べた。

TURNBULL¹⁰⁾¹¹⁾によれば、不均質核生成速度は(5)式で与えられる。

$$I = \frac{A}{\eta} \exp \left\{ -\frac{16\pi}{3} \cdot \frac{\alpha^3 \beta}{Tr(\Delta Tr)^2} f(\theta) \right\} \dots\dots (5)$$

ただし、I: 不均質核生成速度 [# / m²s], A: 比例定数 [N / m⁴], η: 粘性係数 [Pa · s], α: 無次元表面エネルギー [-], β: 無次元エントロピー [-], Tr: 換算温度 [-],



a) 0.019 mass % Te b) 0.026 c) 0.042 d) 0.110 e) 0.220

Photo. 8. Longitudinal microstructures from the surface.

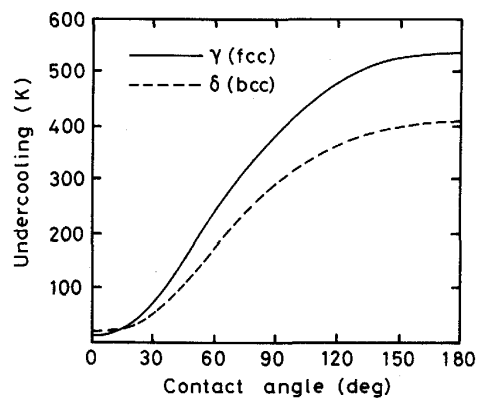


Fig. 7. Variation in undercooling with wetting angle for 18-8 stainless steel.

f(θ): 形状因子 [-], θ: 接触角 [deg] である。また、UHLMANN¹²⁾によれば、核生成の確率は 10⁻⁶ とされているのでこれを考慮し、仮に I = 10¹⁰ [# / m²s] とし、

接触角と過冷度との関係を求め Fig. 7 に示した。縦軸には核生成のための動力的過冷度を、横軸には接触角を取ってある。実線はオーステナイト相に当たる fcc 構造を、破線は δ -フェライト相に当たる bcc 構造の場合を表している。これを見ると、いずれにおいても接触角の小さいものほど過冷度は小さく、核が生成しやすいことがわかる。したがって、界面活性元素の添加により核が多発し、微細なデンドライトが成長するものと考えられる。

4. 結 言

18-8 ステンレス鋼塊の初期凝固組織に及ぼす界面活性元素の影響について検討を行った。水冷銅板鑄型に下注ぎ法でステンレス溶鋼を鑄込んだ。その際、界面活性元素である Bi, Sn, Te を添加し、組織観察をするともに、鑄込み時の水冷銅板鑄型内の温度測定を行った。

(1) 18-8 ステンレス鋼を下注ぎ法により、鑄込み速度が 10 mm/s となるように水冷銅板鑄型に鑄込んだ。水冷銅板鑄型内の熱流束の最大値は、界面活性元素無添加の場合では 130 W/cm² であるが、Bi を 0.0055 mass% 添加した場合は 210 W/cm² となった。これは溶鋼-水冷銅板間の熱伝達率が增大したためであると思われる。

(2) 界面活性元素である Bi, Sn, Te の添加量が増すにつれて組織は微細になった。鋼塊表面から 50 μ m の位置における 1 次デンドライト・アーム・スペーシングは、界面活性元素無添加の場合は約 50 μ m で 1×10^2 K/s の冷却速度に相当する。これに対し、0.0055 mass % Bi

添加の場合は 3×10^3 K/s の冷却速度に相当する約 10 μ m となった。

(3) 不均質核生成速度式に基づいて、核生成のための動力的過冷度と接触角との関係を求めた。これによれば、接触角が小さい場合には過冷度が小さくてすみ、核発生の頻度が高まることがわかった。したがって初期凝固組織の微細化には界面活性元素による熱伝達率の向上のみならず不均質核生成の促進も考えられる。

本実験を行うに当たり、多大な御助力をいただきました早稲田大学鑄物研究所第 1 実験棟渡辺義勝氏に謝意を表します。

文 献

- 1) 水上英夫, 岡村隆之, 泉 進, 草川隆次: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1609
- 2) 水上英夫, 永倉 豊, 泉 進, 草川隆次: 鉄と鋼, 投稿中
- 3) 溶鉄・溶滓の物性値便覧 (日本鉄鋼協会編) (1972), p. 122
- 4) H. S. CARSLAW and J. C. JAEGER: *Conduction of Heat in Solids* 2ed. (1986), p. 62 [Oxford Univ. press]
- 5) Y. NISHIDA, W. DROSTE and S. ENGLER: *Metall. Trans. B*, 17 (1986), p. 833
- 6) L. J. D. SULLY: *AFS Trans.*, 84 (1976), p. 735
- 7) M. WOLF: *Ironmaking Steelmaking*, 13 (1986), p. 258
- 8) M. COHEN, B. H. KEAR and R. MEHRABIAN: *Rapid Solidification Processing, Principle and Technologies II* (1980), p. 1 [Claitor's Law Books and Publishing]
- 9) R. TRIVEDI and K. SOMBOONSUK: *Acta Metall.*, 33 (1985), p. 1061
- 10) D. TURNBULL: *J. Chem. Phys.*, 18 (1950), p. 198
- 11) D. TURNBULL: *J. Chem. Phys.*, 20 (1952), p. 411
- 12) D. R. UHLMANN: *J. Non-Cryst. Solids*, 7 (1972), p. 337