Mo系高速度工具鋼の炭化物粒度および分布に及ぼす 凝固組織の影響

石川 英次郎*, 須藤 興一**

Influence of Solidification Structure on Distribution and Size of Primary Carbide in Mo-Type High Speed Tool Steel

Eijirô Ishikawa and Kôichi Sudô

Synopsis

Solidification structures and their hot-worked structures of the AISI M2 type high speed tool steel have been studied under the various solidification conditions by means of the metallographic observation and thermal analysis. The melts in a laboratory scale were unidirectionally solidified for the sake of simplifying the freezing process. Also the cooling curves were obtained on 300 kg ingots to know the differences in the solidification structure and the forged one between the unidirectionally frozen ingots and the commercial service ingots.

The results obtained are summarized as follows:

1. The secondary arm spacing of dendrite in columnar crystals, $S_D(\mu)$, and the grain diameter of equiaxed crystals in 300 kg ingots, $l(\mu)$, varied with the average cooling rate, R ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$), during the solidification, showing the relationship of $S_D=100R^{-0.28}$ and $l=220R^{-0.29}$. Therefore, the columnar structure had more fine carbide net work than the equiaxed one at the same cooling rate.
2. The morphology of the dendrite changed from the equiaxed to the cellular type with decreasing liquidus isotherm drift rate, V (cm/min), and with increasing temperature gradient, G ($^{\circ}\text{C}/\text{cm}$), across the solidified layer.
3. The carbide size and distribution in the forged structures became fine precipitously with increasing cooling rate, R , until $100^{\circ}\text{C}/\text{min}$. Also they became fine with the solidification structure change from the globular to the cellular type at the same cooling rate.

1. 緒 言

高速度工具鋼の炭化物は鋼材の特性に深く関与

しており、とくにその分布や粒度は重要な因子の一つである。すなわち炭化物は鋼材中に均一、微細に分布していることが望ましいが、周知のようにこれは鋼塊の凝固組織と密接な関係があるものと思われる^{1), 2)}。

そこで、高速度工具鋼中の一次炭化物と凝固組織との関係を明らかにするため、凝固条件を変えた一方向凝固法によっていろいろの凝固組織を持

昭和51年12月7日 受付

*大同特殊鋼㈱技術部

**大同特殊鋼㈱研究開発本部中央研究所 渋谷研究室

つ小鋼塊を溶製し、凝固条件と組織の関係を求めるとともに、鍛伸後の炭化物分布および粒度に及ぼす組織の影響を検討した。さらに実用300kg鋼塊についても同様の検討を加えた。

2. 実験方法

2.1 供試材の作成

(1) 一方向凝固小鋼塊の铸造組織および鍛造組織
Table 1 に示す JIS SKH9 をアルゴン気流中で再溶解しつぎのように铸造した。

铸型は Fig. 1 に示すもので、水冷銅管に内径 50mm のアルミナ管をはめこみ、Table 2 の条件で、溶鋼を注入して1.8kg小鋼塊とした。表中の铸型温度は熱分析のため外径 4mm の石英管により測定点が铸型の中心軸に沿うように配置した4本の熱電対の最上部（底部より約 80mm）の温度である。注入温度は過熱がおのおの100℃、150℃、200℃（液相線温度1420℃、固相線温度1250℃）としたもので、全部で15条件あり、熱分析を行ったものと、行わないもの各2本ずつ計30本の鋼塊を

Fig. 2. Size of ingot and position of thermocouples.

得た。熱分析を行った鋼塊は熱電対の位置を確認して適当に切断し、ミクロ、マクロ組織の検鏡に供し、熱電対孔のない鋼塊は1100℃にて凝固方向と平行に 17mm 角に鍛伸（鍛錬比6.7）し、850℃×3hr の焼鈍を施してミクロ組織の検鏡に供した。

Table 1. Chemical composition of the steel tested.

(wt%)

Steel	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Co
SKH9	0.88	0.29	0.30	0.12	4.21	5.38	6.37	1.96	0.21

Fig. 1. Mold used for casting.

Table 2. Pouring conditions and a number of samples.

Pouring temp.	1520 (°C)	1570 (°C)	1620 (°C)
Mold temp.			
1000 (°C)	No. 1	No. 6	No. 11
1050 "	2	7	12
1100 "	3	8	13
1200 "	4	9	14
1250 "	5	10	15

検鏡位置は鋼塊の冷却端より 5mm 間隔の位置に相当する鍛伸材の位置を計算により求めた。

(2) 実用300kg鋼塊の铸造組織および鍛造組織
一方向凝固鋼塊用に用いた同一母材のSKH9を注入温度1510℃および1560℃で下注し、角型300kg鋼塊を造塊した。鋼塊形状の熱電対位置を Fig. 2 に化学成分を Table 3 に示した。低温焼鈍後鋼塊を切断し、マクロ、ミクロ組織の検鏡に供した。鍛造組織用には熱分析を行った位置で表面より中心に向かって 50mm 角の鋼片を切出し、19mm 角（鍛錬比6.9）に鍛伸して供試材とした。

2.2 鍛伸材の炭化物分布測定法

鍛伸材各位置の鍛造方向と平行な供試材の中心部組織の写真（×100）を各2枚撮影した。腐食は M_6C のみを現出する 4% NaOH 水溶液+KMnO₄ 飽和によった。写真上で Fig. 3 に示すように 20mm 間隔の長さ 65mm の線分を切る縞状炭化物の幅（L）および炭化物間の距離（X）を測定

Table 3. Chemical composition of steels and position of thermocouples.

Pouring temperature	Weight of ingot	Chemical composition (wt %)									Distance of thermocouples (mm)			
		C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	V	Co	a	b	c	d
1510°C	320kg	0.89	0.28	0.31	0.09	4.27	4.98	6.18	1.82	0.27	15.5	48.4	76.6	91.2
1560°C	320kg	0.88	0.26	0.30	0.13	4.23	4.98	6.32	1.90	0.38	18.4	51.5	75.7	101.8

Steel : SKH9

L : Width of carbide band
X : Distance between carbide bands

 $\bar{L}, \bar{X}, s^2$

$$s^2 = \sum (X - \bar{X})^2 / n$$

Fig. 3. Measurement of carbide distribution.

Table 4. Particulars of samples measured the distribution of carbide band.

No.	Distance from bottom(mm)									
1	—	20	30	40	50	60	70	80	90	
3	10	20	30	40	50	60	70	80	90	
4	10	20	30	40	50	60	70	80	90	
5	—	20	30	40	50	60	70	80	90	
10	—	20	30	40	50	60	70	80	90	
11	—	20	30	40	50	60	70	80	90	
13	—	20	—	—	50	60	70	80	90	
15	—	20	30	40	50	60	70	80	90	

し、その平均値 ($\bar{L}$, $\bar{X}$) ならびに分散 (S^2) を計算して炭化物の状態を比較した。測定した線分の全長は一試料につき 5.2mm である。Table 4 に測定した試料の明細を示す。

2. 3 鍛伸材の炭化物粒度測定法

鋼中に存在する粗大炭化物の全炭化物量に対する割合を増加せしめるため、鍛伸材各位置の供試材をソルトバス中で1200°Cに加熱し、 $M_{23}C_6$ ならびに微細な M_6C , MC を固溶せしめ、0.75規定の塩酸水溶液中に試片を浸漬して溶解し炭化物粉を抽出した。それを Fig. 4 に示す光透過式粒度分布測

$$V = 0.03267 \frac{\rho_s - \rho_l}{\mu_l} x^2$$

V : Precipitation velocity (mm/min.)
 ρ_s : Density of powder (g/cm³)
 ρ_l : Density of liquid (g/cm³)
 μ_l : Viscosity of liquid (C.P.)
 x : Diameter of particle (μ)

$$\log l = \log l - k \int_0^\infty n x^2 dx$$

Fig. 4. Measurement of carbide.

Table 5. Particulars of samples measured the distribution of carbide size.

No.	Distance from bottom(mm)										the number
1	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	8
3	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	9
4	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	8
5	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	8
6	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	9
7	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	9
8	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	9
10	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	8
11	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	8
12	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	10
13	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	4
14	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	9
15	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	9
A	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	8
B	5	15	25	35	45	55	65	75	85	95	10

Total 126

定器を用いてストークスの法則 (図中の式) を利用した液相沈降法 (媒液: 0.2% メタリン酸ナトリウム水溶液) により炭化物粉の粒度 (重量) 分布の測定を行った。なお炭化物粉は M_6C 中にわずかに MC 型炭化物が含まれる混合粉であるが、測定には同一粉体として比重 $9.0^{(3)}$ を採用した。本測定器は、遠心器を利用して沈降速度を加速するので短時間で測定が可能である。試料明細を Table 5 に示す。

3. 実験結果および考察

3.1 凝固組織

一方向凝固法による場合は、マクロ組織は柱状

晶とその上部に等軸晶の存在するもの、ならびに全面等軸晶からなるものの2種類が観察された。注入温度、铸型温度が高くなると柱状晶長さが長くなる傾向が認められた。ミクロ組織は以下の三

(→ Freezing direction)

0.4 mm

Photo. 1. Microstructure of 3 types on longitudinal section at each distance from the bottom of ingots.

Table 6. Microstructure of the ingots tested.

Mold temp. Pouring temp.	1000 (°C)	1050 (°C)	1100 (°C)	1200 (°C)	1250 (°C)
1520°C	(b)	(b)	(a)	(a)	(a)or(c)
1570°C	(a)	(a)	(a)	(c)	(c)
1620°C	(b)	(c)	(c)	(c)	(c)

(a) : Dendritic (in equiaxed crystals)

(b) : Globular (in equiaxed crystals)

(c) : Celullar dendritic (in colmnar crystals)

Photo. 2. Macrostructure and microstructure of 300kg ingot on longitudinal section at each position (poured at 1560°C).

つのタイプに分類できる。(a)チル部にわずかに柱状晶を形成するセルラーデンドライトが認められるのみで、鋼塊全域が方向の定まらないデンドライト片が集り等軸晶域を形成しているもの。(b)鋼塊全域が粒状晶に近い組織を示し、等軸晶域を形成しているもの。(c)チル部より相当に長くセルラーデンドライトが発達しており、その上部は方向の定まらないデンドライト晶、さらに粒状に近い結晶となり、柱状晶と等軸晶から成っているもの。

Photo. 1 にその代表例を示し、Table 6 におおの鋼塊の凝固条件との関係を示した。注入温

度、鋳型温度が高くなるにつれて粒状晶から方向の定まらないデンドライト、さらにセルラーデンドライトへ変化するのが一般的な傾向である。

300kg鋼塊の熱電対近傍におけるマクロならびにミクロ組織を Photo. 2 に示す。マクロ組織は外周より中心に向かって約80%ほど柱状晶の組織で、内部は等軸晶から成っている。一方ミクロ組織の大きさは次第にあらく変化するが、すべて同一形状の粒状晶から成っているのが特徴的である。柱状晶は通常セルラーデンドライトから成っているが、この組織のように外周から中心まで方向性のない粒状晶であることは、凝固直後は柱状晶は

存在せず、全面等軸晶であったためと推察される。したがってマクロ的に現出した組織は凝固後の鋼塊外周から中心に向かっておこる固相変態によって生じた2次的組織が観察されたものと思われる^{4)~8)}。

3.2 凝固組織の大きさ

(1) 鋼塊の冷却速度

ミクロ組織と関連の深い固液共存温度範囲 ($\Delta T = 170^\circ\text{C}$) における平均冷却速度 R ($^\circ\text{C}/\text{min}$) を熱電対位置で求め、これと冷却端(あるいは鑄型壁)からの距離 X (mm) との間には、 $\log R = a \log X + b$ (a, b は定数) なる関係が成立した⁹⁾。その一例を Fig. 5 に示す。実用鋼塊は一方向凝固の場合と異なり、冷却端が鑄鉄であることや、注入直後、はやい時期にエアギャップが生成することなどにより全般に冷却速度が小さく、内外層の差が少ない。また、注入温度の高い方が距離 X に対する勾配が大きく、表層側で冷却速度が大で、後述のように微細組織が得られる。

(2) ミクロ的凝固組織の大きさ

ミクロ的凝固組織の大きさを判断する値として、デンドライト状に凝固した場合はデンドライ

Fig. 5. Relationship between cooling rate and distance from chill.

Fig. 6. Relationship between average cooling rate and secondary dendrite arm spacing

トの枝(2次アーム)の間隔が考えられ、粒状の場合はその粒間距離(あるいは粒径)があげられる。

Flemings¹⁰⁾やKattamis¹¹⁾らあるいは岡本^{12)~14)}、鈴木⁹⁾、¹⁵⁾、¹⁶⁾らが他の合金で測定したように、デンドライト2次アームスเปーシング $S_{II}(\mu)$ と冷却速度 R の関係を求めると Fig. 6 のようになった。 S_{II} 測定位置における R は前項(1)の結果を利用した。図から明かなように S_{II} と R の間には $\log S_{II} = a \log R + b$ (a, b は定数) なる関係が注入条件の違いにかかわらず成立することを示している。結果は、 $S_{II} = 100R^{-0.28}$ となり、鈴木等の測定した炭素鋼⁹⁾の $S_{II} = 709R^{-0.386}$ 、Cr-Mo 鋼 (SCM4)¹⁵⁾の $S_{II} = 610R^{-0.36}$ 、ステンレス鋼 (25

Fig. 7. Relationships of R vs. l and R vs. S_{II}

R : Average cooling rate during solidification.

l : Globular grain spacing.

S_{II} : Secondary dendrite arm spacing in unidirectional frozen ingots.

Cr-20Ni¹⁶⁾の $S_n=208.2R^{-0.38}$ などの鋼に比べ組織が微細で、冷却速度の影響も小さいことがわかる。

一方300kg鋼塊のマイクロ組織に見られる粒状品の大きさとして平均粒間距離 $l(\mu)$ を鋼塊の外周から中心まで線分法により測定した。これを平均冷却速度 R で整理すると Fig. 7 のようになり、 $l=220R^{-0.29}$ が得られた。この関係が、 S_n と R の関係と図面上ほとんど平行であることから、2次デンドライトアームと粒状品の成長機構は同一で^{11), 21)}、凝固温度範囲の冷却速度のみにより大きさが決定されることがわかる。なお Fig. 6 中に示すように、一方向凝固鋼塊による粒状品の場合は $l=300R^{-0.30}$ となり、300kg鋼塊の場合より粗い組織を示した。これは、溶鋼の流動が凝固条件になんらかの影響を及ぼしているためと考えられる。

以上の結果から、微細な凝固組織を得るには、冷却速度を増大せしめればよいが、同時に l の値が S_n の約2.2倍の大きさをもつ(同一冷却速度での比較)ことから、デンドライト状に凝固する条件で注入された鋼塊の方が粒状品となった鋼塊よりも微細な組織(均一性は別と考える)となり、鍛造後の炭化物分布も良いと思われた。

3.3 凝固組織と凝固条件

凝固条件をあらわす変数は一般につきの三つがあげられる。すなわち、液相線等温面の進行速度(凝固速度) $V(\text{cm/min})$ 、液相線等温面を介して固相側あるいは液相側への温度分布(温度勾配) $G(^\circ\text{C/cm})$ 、ならびに凝固面の進行に伴う固液共存域の冷却速度 $R(^\circ\text{C/min})$ である。この三つの変数は互に独立であるが、つぎの関係で変化する。

$$R = G \cdot V$$

したがって3変数のうちの2者をコントロールすることは凝固条件、ひいては凝固組織をコントロールすることにつながる。すなわち、3変数のうち V および G からなる適当なパラメータにより凝固組織を区別できることが知られている^{15), 17)~20)}。そこで熱分析により得た G および V と凝固組織の関係を Fig. 8 に示した。図から、等軸晶と柱状晶は実線で示した $G^{-0.63}/V=6.8$ なる関係を境界に大きく分けることができる。ところでミクロ的には等軸晶の範中で Photo. 1, type(a)に属する方向の一定でないデンドライト組織のものは、図中の実線とそれに平行な一点鎖線の間の領域にあ

Fig. 8. Effect of growth variables on the structure.

る。すなわち、 G が増加し、 V が減少する(高温注入など)ことにより、マイクロ組織は粒状からデンドライト状、さらにセルラードエンドライト状へと変化した。実用鋼塊の場合、凝固条件をプロットすると、鋼塊表面部が柱状晶(セルラードエンドライト)領域に近くなるのみで、ほとんどすべてが等軸晶(粒状晶)域であり、組織観察結果と一致した。

3.4 鍛造材のマイクロ組織

凝固条件により鍛造状態のマイクロ組織に三つのタイプがあることは Photo. 1 あるいは Fig. 8 で示した。それらのマクロ組織とのつながりは下記のようになる。

マクロ的観察	ミクロ的観察
等軸晶	粒状品 デンドライト品
柱状晶	セルラードエンドライト品

このような凝固組織の差が鍛造後の組織、とくに炭化物の分布と粒度に与える影響について検討することは、本研究目的の一つである。

そこで、粒状品の代表として300kg鋼塊(1560 $^\circ\text{C}$ 注入)および一方向凝固鋼塊Na 1(1520 $^\circ\text{C}$ 注入, 1000 $^\circ\text{C}$ 鑄型)、等軸晶域のデンドライト組織の代表としてNa 4(1520 $^\circ\text{C}$ 注入, 1200 $^\circ\text{C}$ 鑄型)、柱状晶域のセルラードエンドライト品の代表としてNa 10

(1570℃注入, 1250℃鋳型)のそれぞれの凝固組織および鍛造後の組織を平均冷却速度一定(22~25℃/min)の条件で比較したものを **Photo. 3**

に示した。鍛造組織は炭化物分布を明確にするため、過マンガン酸カリのアルカリ溶液による腐食を行い、共晶炭化物分布を強調する方法を採用し

Photo. 3. Microstructure of ingots and forged bars.

た。写真より明かなように、凝固時のマイクロ組織が粒状からデンドライト状、さらにセルラーデンドライト状になるにしたがい、鍛造組織は粗大な縞状炭化物帯が少なくなり、均一化が進んでいることが観察された。

3.5 鍛造材の炭化物分布

Fig. 9 は、2.2の方法で測定した縞状炭化物の幅の平均値を鋼塊の凝固時における平均冷却速度によって整理したものである。この図から、分布改善に大きく効果のあるのは冷却速度であることが解る。また同時に凝固組織の差によっても違いが見られ、等軸晶より柱状晶、あるいは粒状晶よりデンドライト晶の方が良好な値を示した。なお例として、粒状晶のNa3と、セルラーデンドライト晶のNa15の変化を図示した。

Fig. 10 は分布の良否の一つである縞状炭化物バンド間の平均距離を、平均冷却速度で整理したものである。これも冷却速度によって大きく変化すると同時に凝固組織による違いもあり、セルラーデンドライト晶（柱状晶）が良い結果となっている。

Fig. 9. Effect of cooling rate during solidification on the carbide distribution.

Fig. 10. Effect of cooling rate during solidification on the carbide distribution.

Fig. 11. Effect of cooling rate during solidification on the carbide distribution.

また Fig. 10 で得た炭化物バンド間の距離のばらつきの分散値($S^2 = \sum (X_i - \bar{X})^2 / n$)を Fig. 11 に示した。傾向は前2者と同様で、柱状晶のものが好結果となった。ただし等軸晶中の粒状晶とデンドライト晶の差はなかった。

以上、凝固時の冷却速度が鍛造材の炭化物分布に与える影響が大であると同時に、凝固組織の種類によっても分布に差のあることが判明した。すなわち、ミクロ的には、粒状晶、デンドライト晶、セルラーデンドライト晶となることにしたがい良化する傾向が見られる。

3.6 鍛造材の炭化物粒度

2.3で述べた方法により、炭化物の粒度分布を測定すると Fig. 12 のようになる。すなわち、粒状晶(300kg, Na1)材、デンドライト晶材(Na4)およびセルラーデンドライト晶材(Na10)の各代表の粒度重量分布を、凝固時の冷却速度50~60°C/minならびに15~20°C/minの2種類について焼鈍材と焼入材の比較をしながら測定した。グラフ中の数字はおおの平均粒度を示す。図からも明かなように焼鈍材は微細な炭化物量が多いため、問題とする粗大炭化物量の全体に対する割合が小さくなって、それぞれの条件における比較が困難である。しかし、焼入をすることによって微細炭化物を優先固溶せしめると平均粒径が大きくなり、粗大炭化物量の比較も容易になる。したがって以降の結果はすべて焼入状態での比較となる。なお、Fig. 12 ではNa10のセルラータイプのものが最も粒度が小さいことがわかる。

(1) 鍛造材の粗大炭化物に及ぼす凝固時の冷却速度および凝固組織の影響

Table 5 の各試料の焼入材の炭化物粒度分布を Fig. 12 のように測定し、問題となる粗大炭化物量

Fig. 12. Distribution of carbide size.

の総重量 (wt%) を求めた。凝固時の冷却速度との関係で整理して Fig. 13 に示した。この結果より粗大炭化物の割合は100°C/min 程度までは冷却速度に大きく影響され、急激に少なくなることがわかった。一例としてNo.3 (粒状晶) およびNo.15 (セルラーデンドライト) の変化を示した。また、分布の場合と同様に、凝固組織によっても

差があり、とくにセルラーデンドライト組織のものは粗大炭化物が少ない傾向にあった。しかし等軸晶域の粒状晶とデンドライト晶の差は明確でなかった。

(2) 鍛造材の粗大炭化物と凝固冷却速度の定量的関係

凝固時の冷却速度 R と一次晶の大きさ S の間に

Fig. 13. Effect of cooling rate during solidification on the carbide size.

は、3.2.(2)で述べたように $\log S = a \log R + b$ (a , b は定数)なる関係が成立した。炭化物粒径が一次晶の大きさと関係があり、その成長機構が一次晶のそれと類似していると仮定するならば、粗大炭化物の量(あるいは粒径)と凝固時の冷却速度との間にもある規則性が期待できる。Fig. 14, 15に一方向凝固鋼塊の鍛造材の粗大炭化物量と、凝固時の冷却速度の関係を両対数グラフによって示した。明らかに両者は互に直線関係にあり、しかもその傾き(粗大炭化物の冷却速度依存性)は、粒状晶(No.3), デンドライト晶, セルラーデンド

Fig. 14. Effect of cooling rate during solidification on the carbide size.

Fig. 15. Effect of cooling rate during solidification on the carbide size.

Fig. 16. Effect of cooling rate during solidification on the carbide size.

ライト晶(No.14)の順に、すなわち柱状晶条件のものほど大きい傾向が認められた。Fig. 16はこの結果を利用して、Fig. 13を両対数グラフ上に再整理したもので、等軸晶と柱状晶は明らかにある直線で2分された。同一冷却速度で柱状晶は等軸晶に比べ粗大炭化物量が少ないことが解った。

4. 結 言

SKH 9 鋼の凝固条件を変えた一方向凝固鋼塊および300kg実用鋼塊の凝固組織ならびにその鍛造材の炭化物組織を検討し、以下の事項が明らかとなった。

(1) 凝固組織は、注入条件によりミクロ的に粒状、デンドライト状、セルラーデンドライト状の3typeに別れ、それらは凝固速度、温度勾配によってFig. 8のように区分できた。

(2) 鍛造材の炭化物分布および粗大炭化物量は、凝固組織にかかわらず凝固時の平均冷却速度に大きく影響され、100°C/minまでは急激に炭化物は微細化、均一化された。

(3) 分布、粒度とも凝固組織の種類によっても影響を受ける。同一冷却速度における比較では柱状晶を形成するセルラーデンドライト組織のものが最も均一、微細な結果となった。このことは粒状晶の粒間距離がデンドライト状に凝固した2次アーム間隔の2.2倍以上の大きさをもつことから推定された。

(文 献)

- 1) 郡司, 日下, 石川, 須藤: 鉄と鋼, 59 (1973), 1089
- 2) F. A. Kirk: JISI, 209 (1971), 606
- 3) 佐藤, 西沢: 金属学会報, 2 (1963), 564

- 4) 沖：溶解鑄造・鑄物（今井編），金属工学講座 5，（1960），192〔朝倉書店〕
- 5) 前川，福本，宮本：学振製鋼第19委員会凝固現象協議会資料，19委8986，（1969），9月
- 6) 田代，木村，轟木：学振製鋼第19委員会凝固現象協議会資料，19委9165，（1970），9月
- 7) H. Biloni and G. F. Bolling: Trans. Met. Soc. AIME, 227 (1963), 1351
- 8) S. O'hara and W. A. Tiller: Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1967), 497
- 9) 鈴木，鈴木，長岡，岩田：金属学会誌，32（1968），1301
- 10) T. F. Bower, H. D. Brody, and M. C. Flemings: Trans. Met. Soc. AIME, 236 (1966), 624
- 11) T. Z. Kattamis, J. C. Couchlin, and M. C. Flemings: Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1967), 1504
- 12) 茨木，岡本，岸武：金属学会誌，30（1966），1068
- 13) 茨木，岡本：金属学会誌，31（1967），450
- 14) 茨木，岡本，松本：金属学会誌，32（1968），396
- 15) 鈴木，長岡：金属学会誌，33（1969），658
- 16) 鈴木，中村，落田：鑄物，40（1968），206
- 17) T. S. Plaskett and W. C. Wingard: Trans. ASM, 51 (1959), 222
- 18) 鈴木：鉄と鋼，56（1970），1942
- 19) 鈴木，鈴木：学振製鋼第19委員会凝固現象協議会資料，19委8928，（1969），5月
- 20) R. Elliott: Brit. Foundryman, 57(1964), 398
- 21) 鈴木，長岡：学振製鋼第19委員会凝固現象協議会資料，19委9325，（1971），9月