

論文

鋼塊軸心部ザク欠陥の発生条件の推定

山田 人久*・桜井 隆*・竹之内朋夫*²・岩波 義幸*

Estimation of Forming Condition of Center Porosity in Forging Ingot

Hitohisa YAMADA, Takashi SAKURAI, Tomoo TAKENOUCI and Yoshiyuki IWANAMI

Synopsis:

Porosities are often found in the center of forging ingot together with "V" segregation. For the production of sound ingot, therefore, it is essential to develop a method to estimate the size and the location of the porosity. For this purpose, four forging ingots were examined by ultrasonic testing to evaluate the size and location of the porosity. Computer calculation of solidification was also carried out on these ingots to study factors influencing the formation of the porosity.

As a result, it was found that the size of porosity was not determined by such parameters as temperature gradient and solidification rate but by a new parameter L/D , where L and D are height and width, respectively, of semi-solid region formed during solidification in the center of ingot. The parameter L/D is a function of solidification condition and the grade of steel. By calculating the distribution of L/D along the axis of ingot by computer, porosity zone can be predicted for each porosity size.

Key words: ingot making; solidification; segregation; low alloy steel; computer.

1. 緒 言

鍛造鋼塊の軸心にはV偏析やそれに伴うザク系の欠陥が発生し、その領域や大きさは鋼塊の大型化によつて増加する傾向にある。一般に鋼塊の健全性は鑄型形状や押湯条件によつて大きく支配されるため、大型鋼塊では特にこれらを適切な条件に設定して製造する必要がある。しかし、そのためには欠陥の発生領域や大きさを定量的に予測する技術を確立することが不可欠である。

これまで、鋼塊の内部品質におよぼす鑄型形状の影響については、木下ら¹⁾や土田ら²⁾がザクの程度を超音波の減衰度で評価し、鑄型形状との関連を検討しているが、鋼塊が板状であり鍛造用の丸形鋼塊に直接適用するには問題がある。また、鍛造鋼塊に対しては田代ら³⁾が鋼塊の切断面でザクの面積率を測定し、凝固解析を用いて検討しているがザクの評価がやや定性的と思われる。しかし、いずれにしてもザク欠陥の程度に応じた臨界値が示されていないため、検討に用いた鋼塊の品質との比較に

よる定性的な評価にとどまっている。

そこで、鋼塊状態で超音波探傷を行つて軸心部の欠陥領域と程度を測定し、欠陥の程度を製品の判定規準に用いられる欠陥寸法に換算することにより、品質状況を直接評価できるようにした。また、測定された欠陥領域と寸法に影響する因子を凝固解析を用いて検討し、欠陥の発生領域と程度を予測する方法を明らかにした。

2. 実験方法

2.1 供試鋼塊と探傷条件

供試鋼塊は鑄型高径比やテーパの異なる 75 t から 120 t までの 4 本で、その化学成分は Table 1 に示すように 75 t と 90 t 鋼塊が Ni を 3% 程度含む Ni-Mo-V 鋼であり、120 t 鋼塊は炭素量が 0.35% 前後の炭素鋼である。

それぞれの鋼塊は凝固後熱処理により超音波の透過性を向上させたのち、側面部を平行に機械切削し探傷試験を実施した。探傷は 0.5, 1 および 2 MHz の周波数で行

Table 1. Chemical composition of investigated ingots.

Material	Ingot(t)	Chemical composition (%)								
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
Ni-Mo-V	75	0.31	0.35	0.55	0.018	0.019	3.12	0.09	0.42	0.07
Ni-Mo-V	90	0.22	0.02	0.37	0.006	0.009	3.51	0.35	0.27	0.11
Carbon steel	120(A)	0.33	0.31	0.76	0.008	0.007	0.28	0.24	0.10	—
Carbon steel	120(B)	0.35	0.31	0.75	0.007	0.005	0.27	0.24	0.07	—

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 61 年 11 月 25 日受付 (Received Nov. 25, 1986)

* (株)日本製鋼所室蘭製作所 (Muroran Plant, The Japan Steel Works, Ltd., 4 Chatsumachi Muroran 051)

*² (株)日本製鋼所室蘭製作所 工博 (Muroran Plant, The Japan Steel Works, Ltd.)

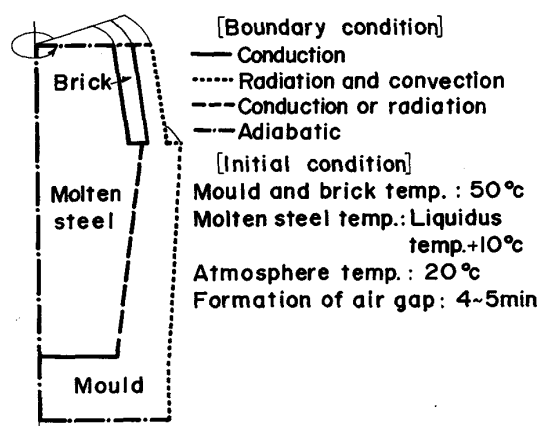


Fig. 1. Boundary and initial conditions for solidification analysis.

Table 2. Physical properties used for solidification analysis.

	Specific heat (cal/g·°C)	Density (g/cm ³)	Thermal conductivity (cal/cm·s·°C)	Latent heat (cal/g)
Steel liquid	0.17	6.8	0.065~0.130	60
Steel solid	0.25	7.4	0.080~0.102	—
Mould	0.19	7.1	0.080~0.102	—
Brick	0.27	1.73	0.003	—

つたが、欠陥エコー高さから欠陥寸法への換算は1 MHzでの測定値を用いた。また、探傷感度は B_1 が100%+30 dBになる条件とした。

2.2 凝固解析の条件

供試鋼塊で測定された欠陥の発生領域と、その欠陥寸法に影響する因子を明らかにするため、凝固解析を用いて検討した。計算条件をFig. 1に示すが、解析は2次元軸対称モデルを前進差分法により計算し、鋼塊本体と鋳型間は空隙の生成を考慮して、伝導から輻射へと境界条件が変化するようにした。また、鋳型と押湯れんがの初期温度は50°Cで、溶鋼は鋳型を瞬時に満たすと仮定して、その化学成分から計算される⁴⁾液相線温度+10°Cを初期溶鋼温度とした。

Table 2に計算に用いた物性値を示す。ここで、鋼塊と鋳型の熱伝導率は温度の関数にし、凝固潜熱は見かけ上比熱の増加として取り扱った。なお、これらの物性値は鋼塊の材質によつて多少異なることが予想されるが、材質別の値が不明なためここでは材質によつて変化しないと仮定して用いた。

3. 実験結果

3.1 供試鋼塊の欠陥状況

供試鋼塊の軸心部における欠陥状況をFig. 2に示す。ここで、欠陥の発生領域は欠陥エコーが密集して検出さ

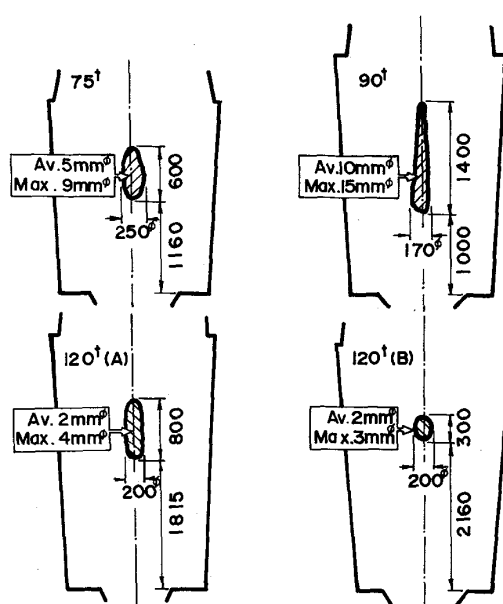


Fig. 2. Result of ultrasonic inspection on ingots.

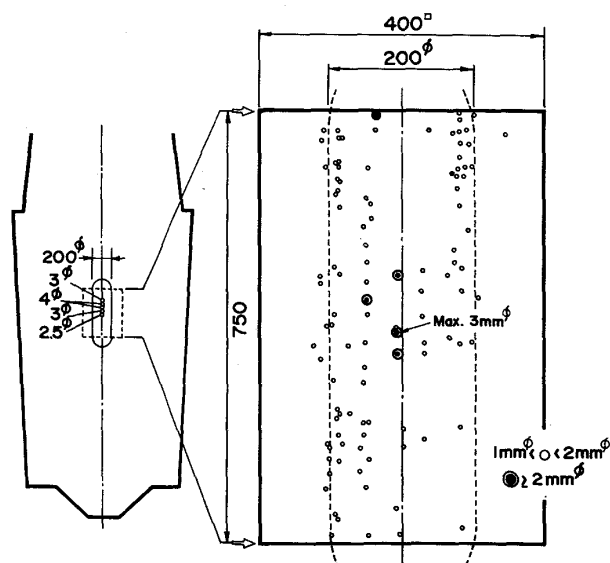


Fig. 3. The result of ultrasonic testing on the test block taken from 120 t (A) ingot.

れた範囲で、測定されたエコー高さの平均と最大値からそれぞれ欠陥領域内の平均と最大の欠陥寸法を求めた。

Fig. 2では、75 t 鋼塊の軸心部で平均5 mmφの欠陥密集領域が認められ、最大では9 mmφの欠陥が検出されている。また、90 t 鋼塊では比較的広い範囲に欠陥が検出されており、最大の欠陥も15 mmφとやや大きい。しかし、120 t 鋼塊では最大欠陥寸法が3~4 mmφと小さく、その領域も鋼塊のテーパーが(A)鋼塊よりも約1.7倍大きい(B)鋼塊で減少する傾向が認められる。

3・2 実体の欠陥寸法と性状

供試鋼塊ごとに軸心部に発生した欠陥の大きさと領域を測定したが、超音波により判定された欠陥寸法と実体の大きさととの関係を明らかにするとともに、欠陥の性状を確認するため最大 $4\text{ mm}\phi$ の欠陥が検出された 120 t (A) 鋼塊から試材を採取して調査した。

欠陥密集部より $400\text{ mm}\square$ で長さ 750 mm の試材を採取し、再度超音波探傷した結果を Fig. 3 に示す。欠陥は軸心で少なくやや外側に多く認められるが、その発生領域はほぼ $200\text{ mm}\phi$ の範囲内であり鋼塊状態での測定結果と一致している。しかし、欠陥の大きさは $1\sim 2\text{ mm}\phi$ の範囲にほとんどが分類され、最大欠陥寸法も $3\text{ mm}\phi$ で鋼塊時の測定結果よりもやや小さくなっている。

次に、 $3\text{ mm}\phi$ と判定された欠陥についてその実体を調査した。欠陥の観察は超音波で測定された欠陥発生位

置より 5 mm 外面側から 0.5 または 1 mm 程度の研磨を繰り返し、研磨面に現出した欠陥の形状変化と状況を観察した。その結果を Photo. 1 に示すが、欠陥は発生予想位置より約 2.5 mm 外面側で現出し、しだいに大きな形状となつて発生予想位置近傍で最大となり、その後は再び小さくなる変化を示している。

一方、超音波探傷による欠陥寸法は探傷方向からの欠陥投影面積で判定されるため、観察した各位置での欠陥形状を探傷方向からの投影図にすると Fig. 4 に示す形状となる。このように、欠陥は横方向に約 3 mm 、縦方向に約 4 mm の広がりを持つ形状で、一つの欠陥として検出された可能性の大きな破線で囲んだ範囲の面積を計算すると約 7 mm^2 となり、 $3\text{ mm}\phi$ の場合の面積とはほぼ一致する。また、欠陥の性状はいずれの観察面でもザク状を呈していることからザク欠陥と判断され、鋼塊の

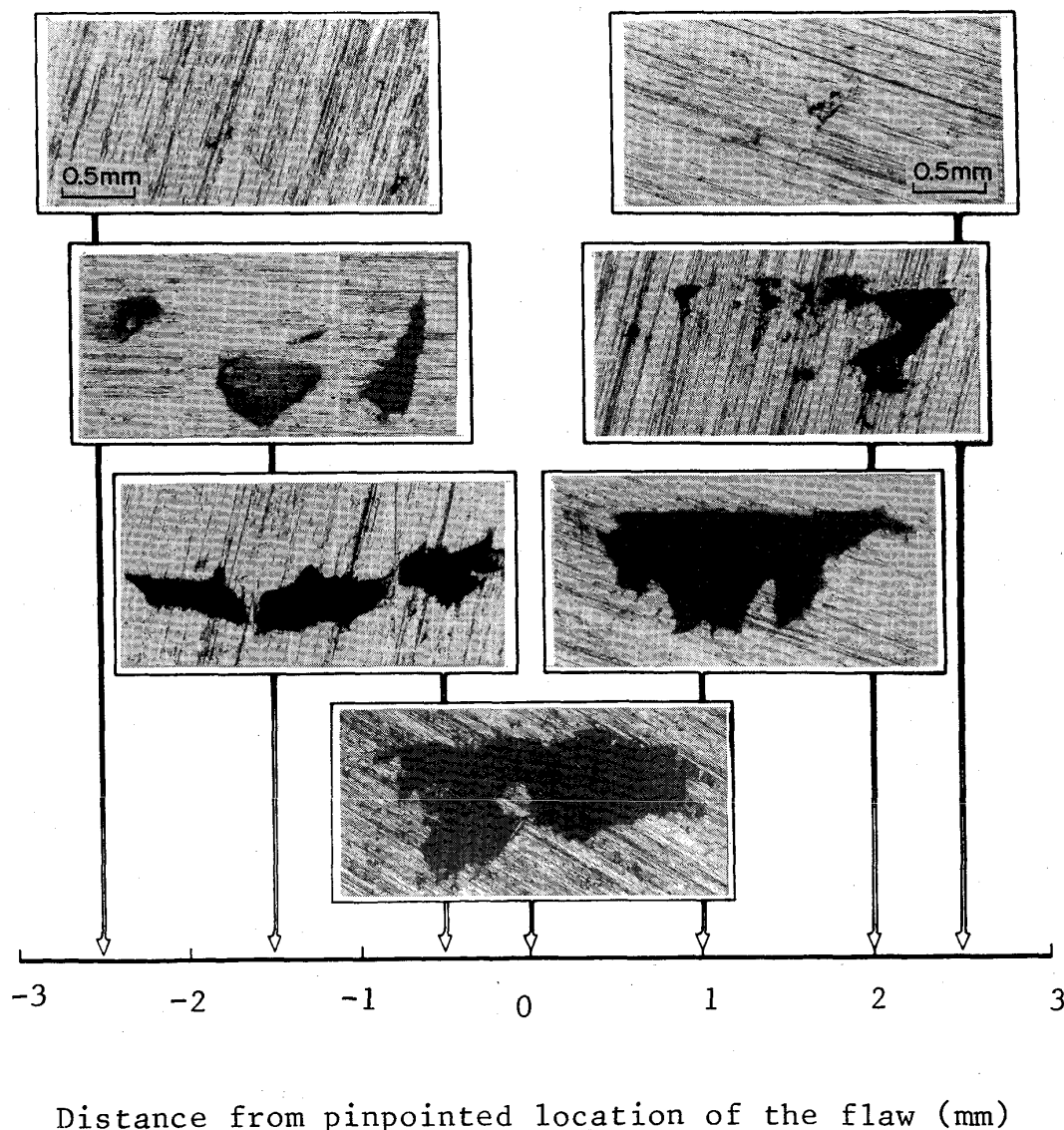
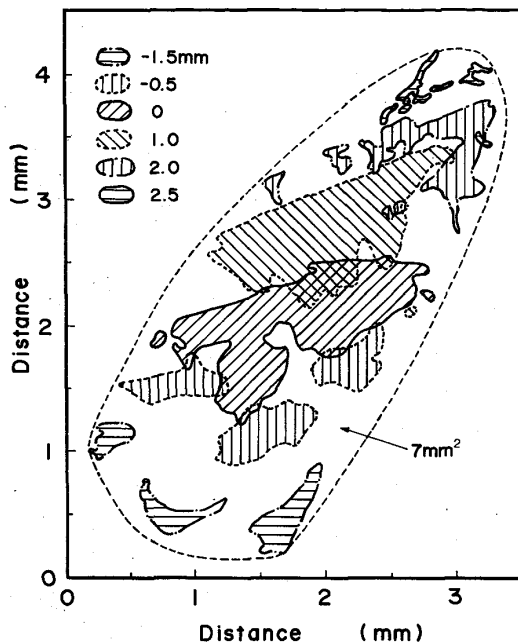


Photo. 1. Shape of the $3\text{ mm}\phi$ flaw at several sliced sections.

Fig. 4. A projection of the 3 mm ϕ flaw.

軸心部では微少なザク欠陥が数多く散在しているものと推定される。

以上のことから、鋼塊状態での測定欠陥寸法が試材のそれよりやや大きいのは、探傷距離が長いのでその近傍に存在する微少な欠陥を同一欠陥として検出したためと考えられる。しかし、その差は必ずしも小さくなく、鋼塊状態で求めた欠陥寸法は実際の欠陥サイズを比較的良く表していると考えられ、以後の検討では鋼塊での測定値を用いることとした。

4. 検 討

4.1 給湯性評価のための固相率条件

超音波によって検出された欠陥は軸心部に発生したザク欠陥であることから、V偏析に伴ったものと推定される。このV偏析の発生は加速凝固領域の凝固収縮が原因と考えられ⁵⁾、比較的収縮量が少ない場合には濃化液相が収縮部に流入し、V字状の偏析帯が生じる。しかし、収縮が急速でかつ多量の場合には十分な給湯がおこなわれず、偏析帯とともに空隙が発生する。従って、V偏析の発生に伴うザクの程度は、V偏析が形成される時の収縮量と給湯量のバランスによって変化するものと考えられる。

一般に固相率 0.7 前後の流動限界固相率⁶⁾以上では、残液相は固相に取り囲まれるため液相の給湯能力はなく、また、固相率 0.3 前後の凝固前面固相率⁷⁾以下では、生成した固相は液相中に遊離しているため、液相の流動

抵抗は小さく十分な給湯性を有しているものと考えられる。従って、V偏析が形成されるのは固相率 0.3 から 0.7 の範囲と推定され、それに伴うザクの程度を評価するパラメーターも、その範囲の固相率に対応した温度で求めるのが妥当と考えられる。

しかしながら、供試鋼塊のような多元系材質では温度と固相率の関係が求められていないので、ここでは C は完全拡散の(1)式それ以外の成分は固相内の拡散を無視した(2)式⁸⁾に従って濃化が進むと仮定し、それぞれの固相率で得られた成分濃度から(3)式⁴⁾を用いて固相率に対応する温度を求めた。

$$C_L = \frac{C_0}{(1 - (1 - k_0)f_s)} \quad \dots\dots\dots (1)$$

$$C_L = C_0(1 - f_s)^{k_0 - 1} \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$T = 1538 - \{f + 13.0(\%Si) + 4.8(\%Mn) + 1.5(\%Cr) + 3.1(\%Ni)\} \quad \dots\dots\dots (3)$$

ただし、 f は $C < 0.5\%$ の場合(4)式それ以上では(5)式より求めた。

$$f = 55(\%C) + 80(\%C)^2 \quad \dots\dots\dots (4)$$

$$f = 44 - 21(\%C) + 52(\%C)^2 \quad \dots\dots\dots (5)$$

4.2 鋼塊軸心における凝固特性値による評価

ザク欠陥が検出された軸心部の加速凝固領域の凝固は、軸心部縦方向の凝固速度が大きければ急速な凝固収縮が生じるためザク欠陥は発生しやすいものと推定される。また、軸心部縦方向の温度勾配が小さいと凝固収縮時に十分流動可能な液相が周囲に存在しなくなることから、やはりザクの発生は助長されるものと考えられる。

一方、著者ら⁹⁾は鋼塊の軸心部に認められる染色探傷欠陥の発生領域は、材質によって決まる臨界の温度勾配値以下になる範囲と一致することを明らかにしている。そこで、Fig. 5 に各供試鋼塊の固相率 0.3 における軸心に沿った温度勾配の変化と、欠陥の発生領域および大きさの関係を示した。これによると、欠陥の検出されている領域はいずれの鋼塊でも温度勾配が小さくなる位置にあり、欠陥が発生し始める位置と消失する臨界位置の値もほぼ一致しているのが認められる。

しかしながら、欠陥の平均および最大寸法との関係で比較すると、一般には温度勾配が小さいほど大きな欠陥が生じるものと考えられるが、Fig. 5 ではそのような傾向は認められない。ただ、欠陥の発生臨界値は材質によって変化することが考えられるため⁹⁾、Fig. 6 に欠陥の発生臨界位置での温度勾配値と温度勾配の最低値を固液温度幅(液相線と固相線温度の差)で整理して示す。これによると、超音波探傷による欠陥の発生臨界値は、

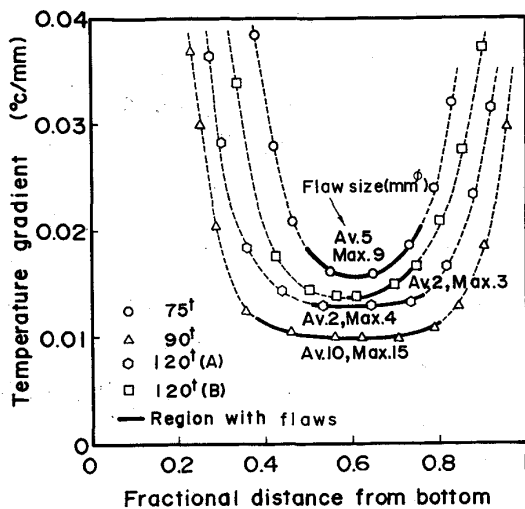


Fig. 5. Relation between temperature gradient and the critical location of flaw formation.

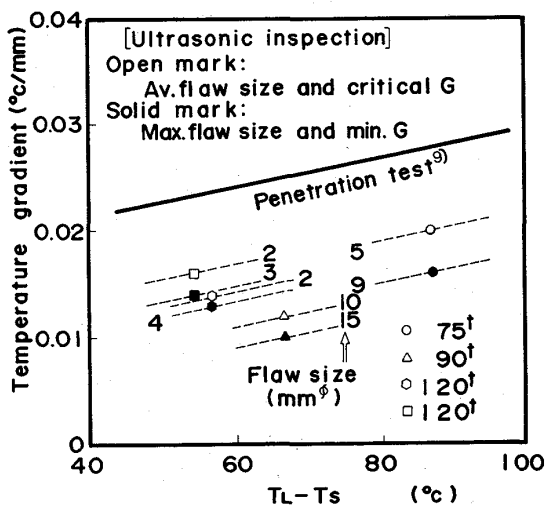


Fig. 6. Critical temperature gradient of internal porosity appearing as a function of temperature range $T_L - T_S$.

染色探傷の結果と比較していずれも小さな値になっている。しかしこれは、染色探傷によって検出される欠陥が、デンドライト樹間に生じるような微小ザク欠陥をも含んでいるため、欠陥検出範囲が軸心の加速凝固領域より広くなつたと考えられる。従つて、V偏析に伴つて発生するマクロ的な欠陥の発生臨界値ではなく、ミクロ的欠陥の発生臨界値を示したものであり、検出欠陥寸法の違いにより差が生じたものと考えられる。

そこで、欠陥寸法をパラメーターにして比較すると、最大欠陥寸法と最低温度勾配の関係では固液温度幅による材質の違いを考慮すれば、温度勾配が小さいほど欠陥寸法は大きくなる相関が認められる。しかし、欠陥の発

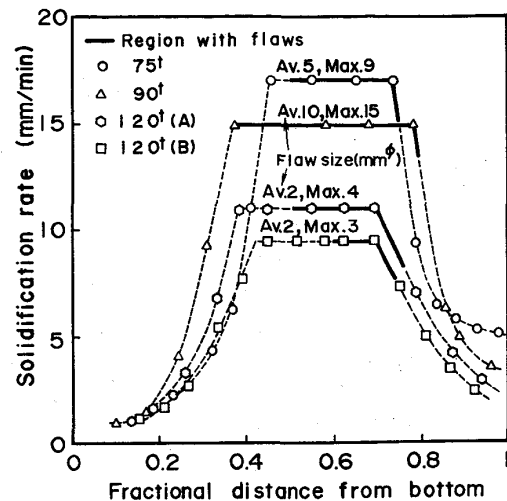


Fig. 7. Relation between solidification rate and the critical location of flaw formation.

生臨界位置の値と平均欠陥寸法の関係も含めて比較すると明瞭な傾向は認められない。従つて、温度勾配を予測パラメーターとした場合ザク欠陥の発生領域は比較的良く推定できるが、欠陥の大きさとの関係では矛盾があり、その応用範囲が限定されるものと考えられる。

次に、各供試鋼塊の固相率 0.3 における軸心に沿つた凝固速度の変化と、欠陥の発生領域および大きさの関係を Fig. 7 に示す。このように、欠陥の発生領域はいずれも凝固速度が大きくなる位置に相当しているが、同じ凝固速度でも欠陥の検出されない部分も認められ、欠陥の発生し始める位置と消失する臨界位置の値も大きく異なっている。また、欠陥寸法と凝固速度値の関係も認められず、固液温度幅で材質の違いを考慮しても良い相関が得られないことから、凝固速度では欠陥の程度を予測することはできないものと考えられる。なお、固相率を変えて整理しても同様に相関は認められなかつた。

以上、鋼塊軸心におけるザクの発生領域や大きさを、温度勾配や凝固速度との関連で検討したが、いずれの凝固特性値でも欠陥の大きさを評価することはできなかつた。従つて、他のパラメーターによる検討が必要と考えられる。

4.3 固液共存領域の形状因子による評価

欠陥の発生している範囲は凝固速度が大きく温度勾配が小さい位置で、加速凝固領域に相当している。この加速凝固は底部からの冷却効果が及ばず、凝固が側面からの冷却により支配的に進行する領域に生じる。従つて、ザクの発生程度と加速凝固の進行状況とは密接な関係にあるものと推定され、給湯性に及ぼす加速凝固の影響を評価するには、縦方向の凝固とともに横からの凝固状況

も考慮する必要がある。

今、ザクの発生が固相率 0.3 から 0.7 の範囲の凝固状態で規定されたとすると、その状況は固相率 0.3 と 0.7 に囲まれた固液共存領域の進行形態で表される。この時の共存領域は周囲の温度勾配や凝固速度によって変化し、横方向の温度勾配が小さく凝固速度が大きい場合には、共存領域は細長くなる。また、横方向の温度勾配が大きく凝固速度が小さい場合には、扁平な形状になるものと推定される。従つて、固液共存領域の形状差がザクの生成程度に影響を及ぼしているものと考えられる。

一方、加速凝固領域ではその凝固状況に応じた収縮負圧が発生し、液相は凝固先端に向かって流動する。この時の液相流動が Darcy の法則に従うとすると、静圧項を無視した式を変形して長さ l の固液共存領域に生じる圧力差 ΔP は次式で表される。

$$\Delta P = \frac{\mu}{K} \cdot l \cdot u \quad (6)$$

また、凝固先端から距離 X での流動速度は(7)式から求められる¹⁰⁾。

$$u = \frac{\beta}{1-\beta} \cdot \frac{df_s}{d\theta} \cdot X \quad (7)$$

ただし、 β は凝固収縮率であり次式で定義される¹¹⁾。

$$\beta = \frac{\rho_s - \rho_L}{\rho_s} \quad (8)$$

ここで凝固が側面からのみの冷却で進行すると仮定すれば、共存領域の固相率増加速度は(9)式ようになる。

$$\frac{df_s}{d\theta} = \frac{q}{\rho_s \cdot \Delta H \cdot l \cdot r^2 \cdot \pi} \quad (9)$$

また、鋳型の抜熱速度は次式で近似される¹²⁾。

$$q = \frac{\lambda \cdot \Delta T}{\sqrt{\pi \cdot \alpha \cdot \theta}} \cdot 2 \cdot \pi \cdot r \cdot l \quad (10)$$

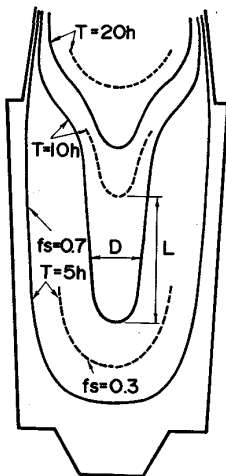


Fig. 8. Illustration of the change in the shape of solid-liquid coexisting phase.

(6)式に(7)、(9)および(10)式を代入すると(11)式が得られる。

$$\Delta P = \eta \cdot \frac{\beta}{1-\beta} \cdot \frac{\mu}{K} \cdot \frac{l}{r} \cdot X \quad (11)$$

ただし、 η は凝固係数で(12)式により表される。

$$\eta = \frac{2 \cdot \lambda \cdot \Delta T}{\rho_s \cdot \Delta H \cdot \sqrt{\pi \cdot \alpha \cdot \theta}} \quad (12)$$

(11)式から ΔP は、凝固係数 η や β , μ および K などの物理因子とともに l/r で代表される固液共存領域の形状因子に影響されているのが認められる。

そこで、Fig. 8 に示すように凝固進行に伴う固液共存領域の形状変化を、固相率 0.3 から 0.7 までの縦方向距離 (L) と、 $\frac{1}{2} \cdot L$ における固相率 0.7 の横方向の径 (D) との比 (L/D) で表し、この形状因子の経過時間ごとの変化を求めた。Fig. 9 に各供試鋼塊での凝固進行に伴う L/D の変化と、欠陥の発生領域および大きさの関係を示す。これによると、 L/D はいずれの鋼塊でも高さ方向中央部よりやや押湯側にピークを持つ分布を示し、欠陥の認められる領域は L/D が大きな値になる位置に認められ、欠陥が発生し始める位置と消失する臨界位置での L/D 値もほぼ一致している。また、欠陥寸法と L/D 値を比較すると、 L/D 値の大きな供試鋼塊ほど最大および平均の欠陥寸法が大きい。そこで、各供試鋼塊での最大欠陥寸法を L/D の最大値で、平均の欠陥寸法を欠陥の発生する臨界位置の L/D 値で整理すると Fig. 10 に示す関係が得られる。このように、欠陥の大きさと L/D 値との間には良い相関が認められ、鋼塊の軸心部に発生する V 偏析に伴ったザク欠陥の大きさは、固液共存領域の形状因子 L/D の値で評価できるものと

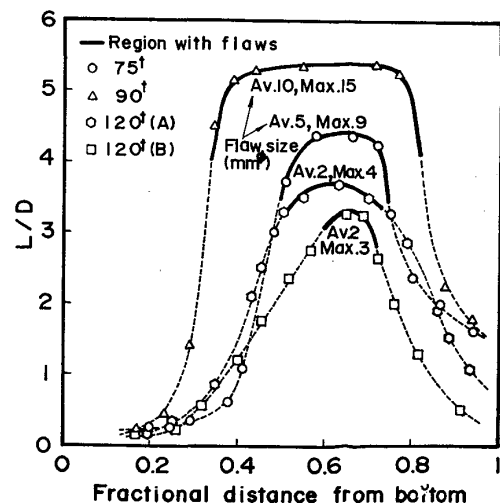


Fig. 9. Relation between L/D and the critical location of flaw formation.

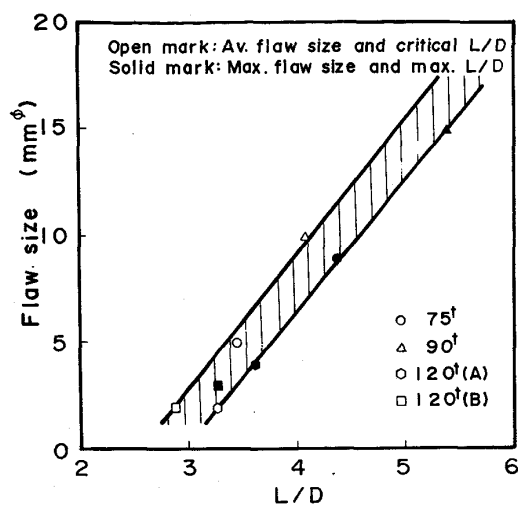


Fig. 10. Relation between detected flaw size and L/D .

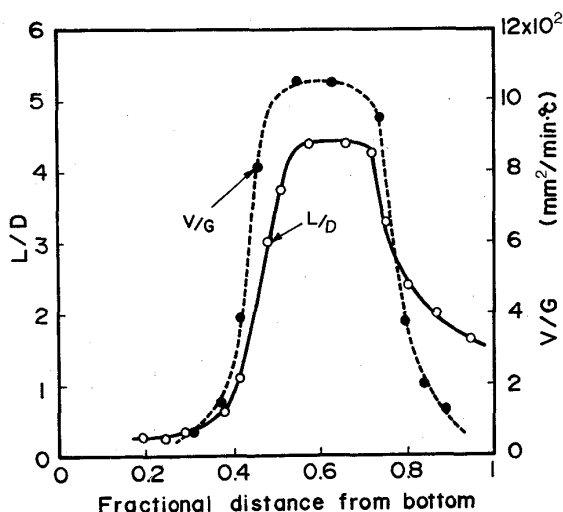


Fig. 11. Comparison between L/D and V/G along the axis of 75 t ingot.

考えられる。

従つて、鋼塊ごとに凝固解析し L/D 値の分布を求めれば Fig. 10 の関係を用いて、鋼塊の軸心に発生するザク欠陥の大きさごとの発生領域を予測することができる。

4.4 L/D と凝固特性値の関係

ザク欠陥の大きさは固液共存領域の形状因子 L/D で評価できることが明らかとなつたが、 L/D の値は共存領域周囲の凝固状況で変化する。すなわち、凝固速度や温度勾配の影響を受けるはずである。しかし、4.2 節で示したように温度勾配や凝固速度ではザクの大きさを評価できないことから、これらの特性値が単独に作用するのではなく、複合的效果によつて影響しているものと推

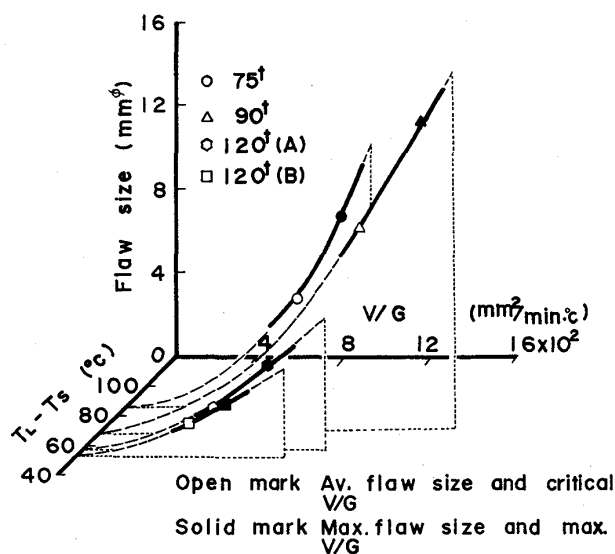


Fig. 12. Flaw size as a function of V/G and $T_L - T_S$.

定される。

一方、 L/D の値は凝固特性値の凝固速度が大きく、温度勾配が小さい時ほど大きくなると推定されることから、凝固速度 (V) と温度勾配 (G) の比 (V/G) に影響されていることが考えられる。そこで、75 t 鋼塊を例に L/D と V/G の分布を比較して Fig. 11 に示す。このように、いずれも鋼塊中央部よりやや押湯側にピークを持つほぼ同様の分布を示し、 L/D は V/G に影響されているのが認められる。

また、ザクの大きさと凝固特性値の関係は温度勾配の場合のように、材質によつて異なつた臨界値を示すことが考えられる。そこで、材質の違いを固液温度幅で考慮すると、Fig. 12 に示す関係が得られ、 V/G が大きく固液温度幅が広いほど発生するザク欠陥は大きくなる傾向が認められる。

以上のことから、鋼塊の軸心に発生する V 偏析に伴つたザク欠陥の大きさを評価するには、その発生を支配している多くの因子を含んだパラメーターにする必要があり、 L/D は凝固特性値の複合効果と材質の違いによる影響を、同時に考慮したパラメーターになつていことから、ザク欠陥の大きさと比較的良い相関を示したものと考えられる。

5. 結 論

鍛造鋼塊の軸心に発生するザク欠陥の大きさと、その領域を予測する因子を検討するため、鋼塊状態で超音波探傷を行い軸心の欠陥発生領域と欠陥寸法を測定し、凝固解析によりその領域や大きさに影響する因子を

検討した。その結果、今回行つた実験条件の範囲内では次のことが明らかとなつた。

(1) 鋼塊の軸心部では微少なザク欠陥が散在しているが、その程度は超音波探傷による欠陥エコー高さからの換算寸法で比較的良く表される。

(2) 欠陥の大きさに関して、凝固速度や温度勾配などの凝固特性値を単独のパラメーターとして考えると矛盾が認められた。

(3) 固液共存領域の形状を表す L/D は、欠陥の大きさや発生領域と良い相関が認められ、 L/D をパラメーターとすることでザクの発生領域とその大きさを予測できる。

(4) L/D は凝固特性値の持つ複合効果と材質の違いによる影響を同時に考慮した、ザク欠陥評価パラメーターである。

記 号

C_L : 液相の成分濃度 (wt%)
 C_0 : 初期の成分濃度 (wt%)
 f_S : 固相率
 k_0 : 平衡分配係数
 μ : 粘性係数 ($\text{g}/\text{cm}\cdot\text{s}$)
 ΔP : 凝固収縮による圧力降下
 K : 透過率 (cm^2)
 u : 液相の流動速度 (cm/s)
 l : 固液共存領域の長さ (cm)

X : 凝固先端からの距離 (cm)
 ρ_S : 固体の密度 (g/cm^3)
 ρ_L : 液体の密度 (g/cm^3)
 β : 凝固収縮率
 q : 鋳型の抜熱速度 (cal/s)
 ΔH : 凝固潜熱 (cal/g)
 r : 固液共存領域の半径 (cm)
 θ : 時間 (s)
 ΔT : 凝固温度と鋳型温度の差 ($^{\circ}\text{C}$)
 α : 鋳型の温度伝導率 (cm^2/s)
 λ : 鋳型の熱伝導率 ($\text{cal}/\text{cm}\cdot\text{s}\cdot^{\circ}\text{C}$)

文 献

- 1) 木下勝雄, 北岡英就, 岡野 忍, 江見俊彦: 鉄と鋼, **65** (1978), p. 1868
- 2) 土田 裕, 宮下芳雄, 今井寮一郎, 玉井淳三, 広瀬 猛, 田口喜代美: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 2488
- 3) 田代晃一, 渡辺司郎, 北川幾次郎, 田村 至: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 103
- 4) 平居正純, 金丸和雄, 森 久: 学振 19 委-No. 8837 (昭和 43 年 12 月)
- 5) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, **59** (1973), p. 431
- 6) 高橋忠義, 工藤昌行, 永井慎一: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 623
- 7) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, **63** (1977), p. 45
- 8) E. SCHEIL: Z. Metallkd., **34** (1942), p. 70
- 9) 山田入久, 桜井 隆, 竹之内朋夫, 鈴木是明: 学振 19 委-No. 10360 (昭和 56 年 9 月)
- 10) M. C. FLEMINGS: Scand. J. Metall., **5** (1976), p. 1
- 11) T. S. PIWONKA and M. C. FLEMINGS: Trans. AIME, **236** (1966), p. 1157
- 12) W. D. WALTHER, C. M. ADAMS and H. F. TALOR: Trans. AFS, **64** (1958), p. 658