

# 鑄片の凝固・歪解析による 未凝固圧延時の凝固組織微細化範囲の推定

安田 一美\*・皆川 昌紀\*<sup>2</sup>・梶岡 博幸\*<sup>3</sup>

Estimation of a Region with Solidification Structure Refined by Reduction in Semi-solid State through Solidification and Strain Analysis of a Cast

Kazumi YASUDA, Masanori MINAGAWA and Hiroyuki KAJIOKA

**Synopsis :** It is well known that solidification structure is made finer by reduction in semisolid state. The object of this research is to clarify the condition of occurrence of such a process quantitatively and to make it possible to estimate the size of the refined region in cast products. We made experiments in which cast pieces were reduced in semisolid state. We also analysed the distribution of temperature, fraction of solid and strain in the thickness direction of cast pieces. The results obtained from these experiments and/or analyses are as follows.

(1) The solidification structure of the region refined by reduction is equiaxed and transformed into globular austenite, while that of the other part, columnar dendritic or equiaxed with regular size, is transformed into columnar austenite.

(2) The portion of refined region becomes larger as average fraction of solid and/or reduction ratio increase. Precisely, the condition of refining is expressed with the following equation in terms of local solid fraction and local compressive strain.

$$f_s \leq 0.75\epsilon^{0.132}$$

(3) By use of the above quantitative relations for refining, it becomes possible to estimate the fined region in cast pieces.

**Key words :** continuous casting ; direct reduction ; forging ; solidification ; semisolid state ; reduction ratio ; fine structure ; local strain ; local fraction of solid.

## 1. 緒言

一般に鑄片の中心部では冷却速度が遅く凝固組織が粗いため凝固欠陥が生成し易い。

また連鑄鑄片のNear Net Shape化に伴い、鑄造段階からの組織制御(材質作り込み)が重要になってきている。

従来、凝固途中の固液共存状態にある金属の加工に関する研究は多数報告されており<sup>1)</sup>、鋼に関しても低凝固率で圧延すると組織が微細化するという報告がある<sup>2)3)</sup>。また鑄片の中心偏析を軽減するために未凝固圧下法を適用する際に、適正な固相率/圧下率の選択が重要であるとする報告がなされている<sup>4)5)</sup>。

しかし未凝固圧下法により鑄片内で凝固組織が改良される領域の推定法についてはまだ報告されていない。鑄片内部の凝固組織改良域の推定は、加工中または製品における材質特性に関係するから工業上重要な意味を持つ。上記のような未凝固圧延による凝固組織変化を定量的に把握すれば、組織改良域の推定が可能になるとともに、組織/材質

制御の新たな手法を見いだせる可能性がある。今回、その基礎実験として、固液共存状態での圧延を行い、凝固組織変化について検討した。

## 2. 実験方法

試験に供した溶鋼は0.4%Cの普通鋼であり、その成分をTable 1に示す。平居の式<sup>6)</sup>から求めた液相線温度は1497°Cである。この溶鋼を、側面を軟質のアルミナ繊維ブランケットにより断熱した鑄型(Fig. 1)に注入し、その後、保持時間を変化させることで種々の平均固相率を持つ状態とし、鑄型・ブランケットとともにロールにより軽く圧延した。注入から圧延の間、溶鋼上面にブランケットをのせること

Table 1. Chemical composition of steel(weight %).

C	Si	Mn	P	S	Al
0.39	0.28	0.40	0.011	0.002	0.001
}	}	}	}	}	}
0.42	0.31	0.42	0.016	0.003	0.028

平成6年6月9日受付 平成6年9月2日受理 (Received on June 9, 1994; Accepted on Sep. 2, 1994)

\* 新日本製鉄(株)プロセス技術研究所 (Process Technology Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi Futtsu 299-12)

\* 2 新日本製鉄(株)大分技術研究部 (Oita R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

\* 3 新日本製鉄(株)技術開発本部 (Technical Development Bureau, Nippon Steel Corp.)

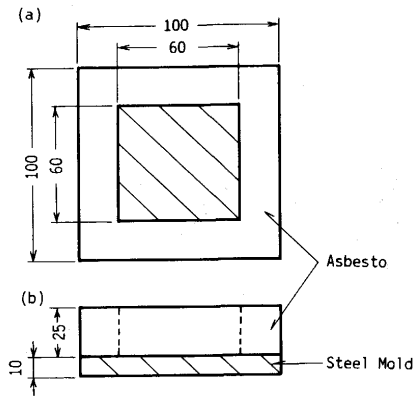


Fig. 1. Experimental mold. (a) Top view, (b) Side view.

で上面からの抜熱を抑えている。注入温度は1540, 1580°Cで、注入後15~90秒間保持し、平均固相率を変化させた。圧下率R (R=圧延による板厚の減少分/初期板厚)は0~0.53である。得られた試片について、圧延方向と鑄片厚み方向の両方に平行な面での凝固組織および2次組織の観察を行った。固相率は凝固計算の結果をもとに注入から圧延までの時間により推定した。

### 3. 解析方法

本実験に基づいて、Fig. 2に示すように溶鋼・鑄型の2つの領域において、差分法による一次元凝固計算を行った。基礎式、初期条件、境界条件は次に示す通りである。

$$\frac{\partial T_L}{\partial t} = \frac{\lambda_L}{\rho_L C_{PL}} \frac{\partial^2 T_L}{\partial x^2} + \frac{L}{C_{PL}} \frac{\partial f_s}{\partial t} \dots\dots\dots (1)$$

$$\frac{\partial T_M}{\partial t} = \frac{\lambda_M}{\rho_M C_{PM}} \frac{\partial^2 T_M}{\partial x^2} \dots\dots\dots (2)$$

$$T_L = T_{L0} \quad : t=0, 0 \leq x \leq x_L \dots\dots\dots (3)$$

$$T_M = T_{M0} \quad : t=0, x_M \leq x \leq 0 \dots\dots\dots (4)$$

$$h_1(T_A - T_L) + \lambda_L \frac{\partial T_L}{\partial x} = 0 \quad : 0 < t, x = x_L \dots\dots\dots (5)$$

$$h_2(T_M - T_L) + \lambda_L \frac{\partial T_L}{\partial x} = 0 \quad : 0 < t, x = 0 \dots\dots\dots (6)$$

$$h_2(T_L - T_M) + \lambda_M \frac{\partial T_M}{\partial x} = 0 \quad : 0 < t, x = 0 \dots\dots\dots (7)$$

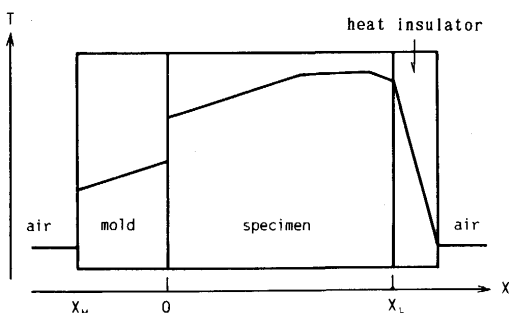


Fig. 2. A system for one-dimensional solidification analysis.

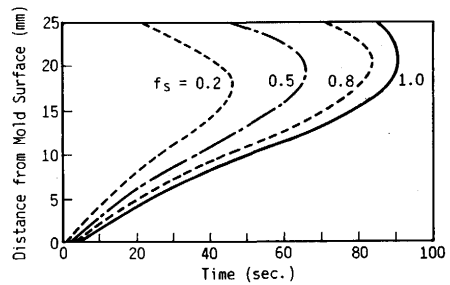


Fig. 3. Variation of solid fraction with time (calculated).

$$h_3(T_A - T_M) + \epsilon_0 \Gamma(T_A^4 - T_M^4) + \lambda_M \frac{\partial T_M}{\partial x} = 0$$

$$: 0 < t, x = x_M \dots\dots\dots (8)$$

潜熱の取扱いは大中らの温度回復法<sup>7)8)</sup>によった。すなわち固液共存域内 ( $T_L \geq T \geq T_S$ )で固相率 $f_s$ を持つときの液相線温度 $T_{ml}$ が次式で表されるものと仮定する。

$$T_{ml} = f_s T_S + (1 - f_s) T_L \dots\dots\dots (9)$$

まず(1)式右辺第2項の潜熱項を考えずに温度解析を行う。今ある節点温度が微小時間 $\Delta t$ 間に液相温度 $T_{mi}$ から $\Delta T_i$  ( $=T_{mi} - T_i$ )だけ低下して $T_i$ になったとする。このとき $\Delta T_i$ に相当する潜熱が放出されたものとして温度を $T_i$ から $T_{mi}$ に回復させ同時に固相率を次の量 $\Delta f_s$ だけ変化させる。

$$\Delta f_s = c \Delta T_i / L \dots\dots\dots (10)$$

これを

$$f_s = \sum_i (\Delta f_s)_i \dots\dots\dots (11) \quad (i: \text{計算ステップ})$$

が1になるまで繰り返す。温度が固液共存域外の場合は潜熱発生による補正は行わない。

ここで、熱伝達係数は、鑄型测温および最終凝固位置の測定値と計算値との合わせ込みにより決定した。Fig. 3に計算により求めた固相率の変化を示す。

### 4. 実験結果

#### 4.1 凝固組織

Fig. 4に無加工時(圧延無し)の凝固組織を示す。一般に炭素鋼の等軸晶率はC量の影響を大きく受けるが、0.4%Cでは比較的柱状晶率が高く、C量のばらつきに対して柱状晶率の変化の割合も小さい<sup>9)</sup>。本実験では、 $\Delta T$ (過熱度)=80deg. (注入温度1580°C)のときほぼ全体が柱状デンドライト、 $\Delta T=40$ deg. (注入温度1540°C)のとき等軸晶となった。Fig. 5に圧下を加えたときの凝固組織を示す。(a)が $\Delta T=80$ deg., 平均固相率0.42, 圧下率0.33, (b)が $\Delta T=40$ deg., 平均固相率0.47, 圧下率0.30のときの凝固組織である。(a), (b)とも試片上部、すなわち固相率の小さな領域に、微細な等軸晶が生成している。またデンドライトが分断された様子が見られる。

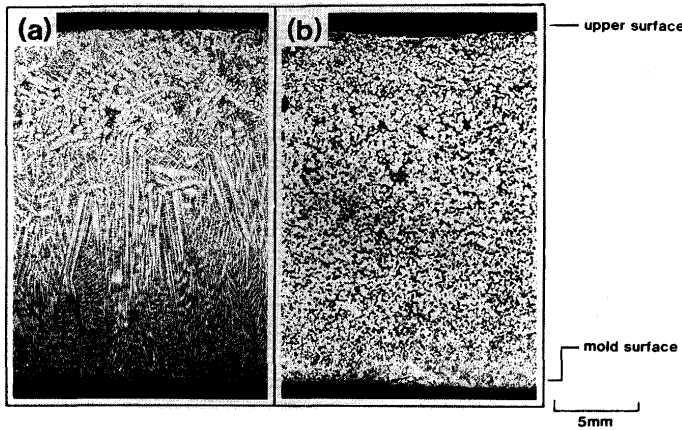


Fig. 4. Solidification structure without reduction at (a)  $\Delta T=80$  deg. and (b)  $\Delta T=40$  deg..

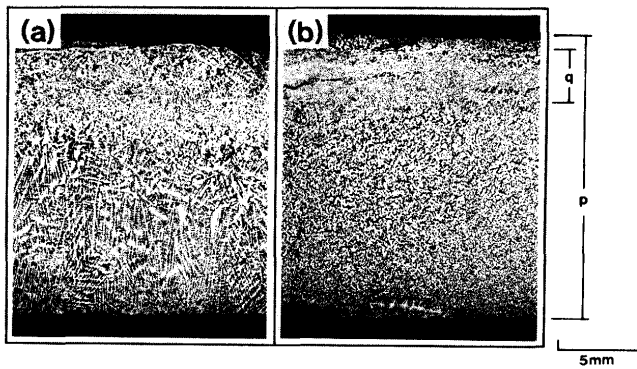


Fig. 5. Solidification structure with reduction at (a)  $\Delta T=80$  deg.,  $F_s=0.42$ ,  $R=0.33$  and (b)  $\Delta T=40$  deg.,  $F_s=0.47$ ,  $R=0.30$ .

見られ、圧下もしくは溶鋼流動によりデンドライトが変形を受けたと考えられる。今回の実験では、圧延時の圧下率が比較的大きいことから、上下のシェルが接触しあって変形、分断されたものと考えられる。Fig. 5 (b)で、圧延後の板厚を $p$ 、微細等軸晶域の幅を $q$ とすると、 $q/p$ を微細等軸晶率と定義して、この微細等軸晶率に及ぼす固相率および圧下率の影響を調べた。

#### 4・2 微細等軸晶率に及ぼす固相率の影響

Fig. 6 に微細等軸晶率に及ぼす平均固相率の影響を示す。圧下率が0.4のとき (●)、平均固相率の増加に伴って微細等軸晶率は徐々に減少する。一方、圧下率が0.25のとき (▲△)、平均固相率0.4~0.8の範囲であまり大きな変化はなく、さらに平均固相率が大きくなると微細等軸晶率は急激に減少する。このことは微細等軸晶化が固相率と歪の双方が関係した現象であることを表している。また固相率が大きいと微細化が起り難くなることから微細化には固液共存域での流動が中心的な役割を果たしていると推定される。すなわち固相率が小さいうちは固体のネットワークのなかに液相が連結しているため圧下により固相と液相の間に相対流動運動が生じる。しかし固相率が大きくなると液相部は固相の小部屋の中に閉じこめられ連結しなくなるため圧下が

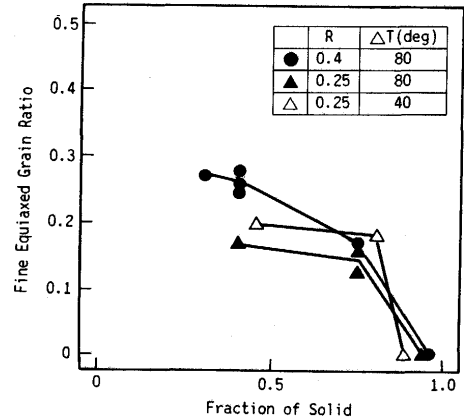


Fig. 6. Influence of average solid fraction on the ratio of fine equiaxed grain region.

あっても固相と液相の間の相対流動がなくなる。これが固相率がある程度以上大きくなると凝固組織微細化が起らなくなることの理由と考えられる。

#### 4・3 微細等軸晶率に及ぼす圧下率の影響

Fig. 7 に微細等軸晶率に及ぼす圧下率の影響を示す。●が平均固相率0.42、▲が0.76のときの結果である。両者とも圧下率の増加に伴い微細等軸晶率が増加し、ある値で一定になる傾向がある。その値は、平均固相率0.42のとき圧下率0.4以上で0.26、平均固相率0.76のとき圧下率0.25以上で0.16であった。

以上の結果を踏まえ、微細等軸晶が圧下による液相部流動に起因するデンドライトの剪断により生成するとして、微細等軸生成の可能性について次節で考察を行った。

#### 4・4 オーステナイト粒径に及ぼす未凝固圧延の影響

室温でのオーステナイト粒径を測定した結果をFig. 8 に示す。ここでオーステナイト粒径は鑄型に平行な方向のMean Linear Interceptで評価した。圧延を行っていない試料のオーステナイト粒径は全厚にわたってほぼ均一なのに対し、

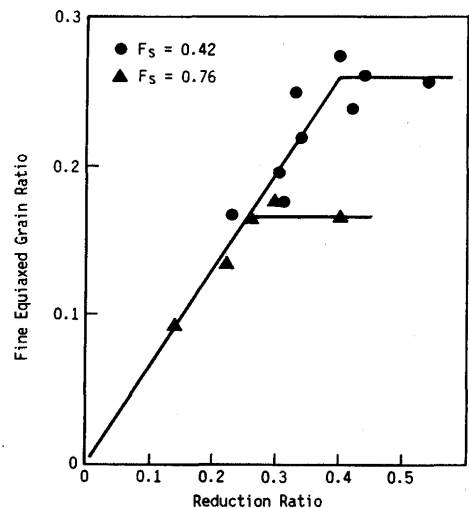


Fig. 7. Influence of reduction ratio on the ratio of fine equiaxed grain region.

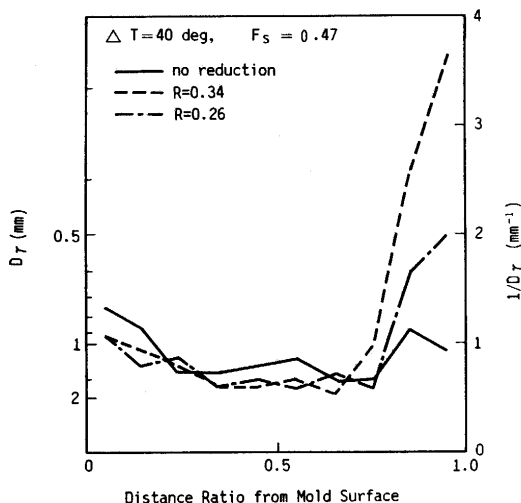


Fig. 8. Distribution of austenite grain diameter with and without reduction in semi-solid state.

圧延を行った場合、微細等軸晶域に生成するオーステナイトは、他の領域に比べて微細になっていることがわかる。また、柱状デンドライトおよび通常の等軸晶から生成するオーステナイトは柱状であるのに対し、微細等軸晶域では粒状オーステナイトが生成する。これは微細等軸晶化する部分では4・2で述べたように固相と液相の間に相対流動が<sup>3</sup>発生し鋳片厚み方向の温度勾配が消されるためと思われる。

### 5. 考察

#### 5・1 圧下を加えたときの歪分布

本実験で行ったような、主として一方向凝固の場合、厚み方向の固相率分布は、例えば溶鋼注入から30秒後、計算によりFig. 9のようになると推定される。4・2に述べた如く微細等軸晶が圧延による変形で引き起こされる流動により生成すると考えると、微細等軸晶の生成において、局部固相率 $f_s$ と変形による局部歪 $\epsilon$ とが重要な因子であると考えられる。そこで、Fig. 9のように、試片の厚み方向に温度、固相率の分布がある状態で圧下を加えたときの歪分布を求めることを試みた。

鋼の高温強度は種々の式で表現されており近年では塑性

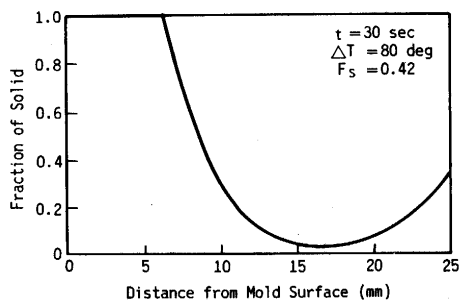


Fig. 9. Calculated fraction of solid along the distance from mold surface.

歪、歪速度、温度の組み合わせの異なる多数の項で構成される多項式の特異性も提案されている<sup>10)</sup>。

ここでは数式処理を可能にするために固相の強度（変形抵抗）はパラメタの数の少ない単項式：(12)式<sup>11)</sup>で表すことができる<sup>3</sup>と仮定する。

$$\sigma_s = K \cdot \exp(\alpha/T) \cdot \dot{\epsilon}^m \cdot \epsilon^n \dots \dots \dots (12)$$

液相の変形抵抗を0とすると見かけの変形抵抗 $\sigma$ は局部固相率 $f_s$ に比例すると考えて、

$$\sigma = K \cdot \exp(\alpha/T) \cdot \dot{\epsilon}^m \cdot \epsilon^n \cdot f_s \dots \dots \dots (13)$$

となる。

簡単のため、 $\dot{\epsilon}^m$ を一定とし、

$$\exp(\alpha/T) \cdot \dot{\epsilon}^m = A(T) \dots \dots \dots (14)$$

とおくと、

$$\sigma = K \cdot A(T) \cdot \epsilon^n \cdot f_s \dots \dots \dots (15)$$

となる。

鋳型接触面を原点として厚さ方向にx軸をとると局部歪 $\epsilon$ は、

$$\epsilon(x) = \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{1/n} \left\{ \frac{1}{f_s(x) \cdot A(T(x))} \right\}^{1/n} \dots \dots \dots (16)$$

と表すことができる<sup>3</sup>、変位は次式で表せる。

$$\delta(x) = \int_0^x \epsilon(x) dx = \left(\frac{\sigma}{K}\right)^{1/n} \cdot \int_0^x \frac{dx}{\{f_s(x) \cdot A(T(x))\}^{1/n}} \dots \dots (17)$$

(17)式を導くのに $\sigma$ , Kが $x$ に依らないことを用いている。いま(17)式右辺積分記号中の $f_s(x)$ ,  $T(x)$ は予め行った凝固計算により与えられている。従って(17)式において、 $x$ を板厚としたときの $\delta$ が実際に圧下したときの変位に等しいという関係から $(\sigma/K)^{1/n}$ が求められる。この値を(16)式に代入すれば歪分布を計算することができる。なおパラメタの値としては文献<sup>11)</sup>から $\alpha=5000K$ ,  $m=0.15$ ,  $n=0.25$ を用いた。Fig.10に計算により求めた歪分布を示す。凝固途中の鋳片厚み方向の歪分布においては、固相率の小さな箇所に歪が大きく集中していることがわかる。

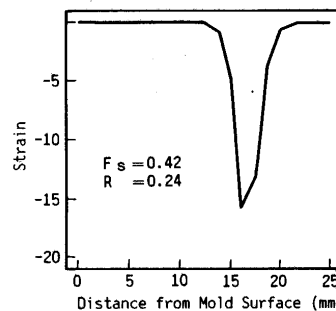


Fig. 10. Calculated strain distribution along the distance from mold surface.

(13)~(17)式のように歪が定式化可能であれば、高温特性式はどのような様式のものを用いても構わない。基になる高温特性式の精度が良好であれば、得られる歪分布と微細等軸晶生成条件には特性式による大きな差は生じない。

5.2 微細等軸晶生成と固相率・歪との関係

Fig.11は計算により求めた局部固相率分布、局部歪分布および実験から得られた微細等軸晶の生成域を同時に示したものである、歪の符号は圧縮歪を正とした。圧延前の試片厚さが25mmで、(a)圧下率0.41, (b)圧下率0.47の圧延を行った状態を示している。Fig.11より、微細等軸晶が生成する局部固相率とそのときの局部歪とがわかる。(a)については、微細等軸晶が生成可能な局部固相率の最大値は0.36、それに対応する部分の局部歪は0.03, (b)については、それぞれ0.43, 0.06である。このようにして圧下率を種々変化させたときの微細等軸晶域の最大局部固相率と局部歪との関係を求めることにより、微細等軸晶が生成可能な条件が得られる。

Fig.12に微細等軸晶域の最大局部固相率とその部分の局部歪との関係を示す。歪が0.1以下では微細等軸晶が生成可能な固相率は歪の増加とともに急激に増加し、その後歪が増加しても微細等軸晶化可能な固相率はあまり変化しない。本実験の範囲では、微細化可能な固相率は0.7以下であるといえる。このことは、固液共存域における溶鋼の流動限界固相率はおよそ0.7程度の値であるといわれている<sup>12)13)</sup>ことと併せて考えると、凝固組織の微細等軸晶化には溶鋼流動が重要な役割を果たしていることを示している。またFig.12に示した曲線は、およそ $f_s = 0.75 \cdot \epsilon^{0.132}$ で近似できる。すなわち、 $f_s \leq 0.75 \cdot \epsilon^{0.132}$ が微細等軸晶が生成するための必要条件である。一方低固相率側では、固相率が0.3程度以下にな

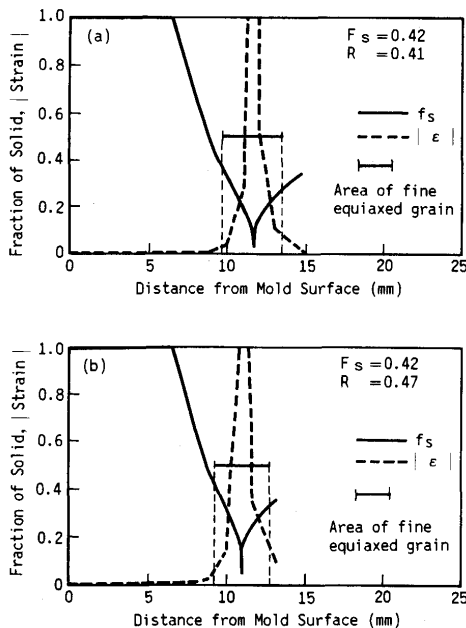


Fig. 11. Relation among fraction of solid, strain and area of fine equiaxed grain.

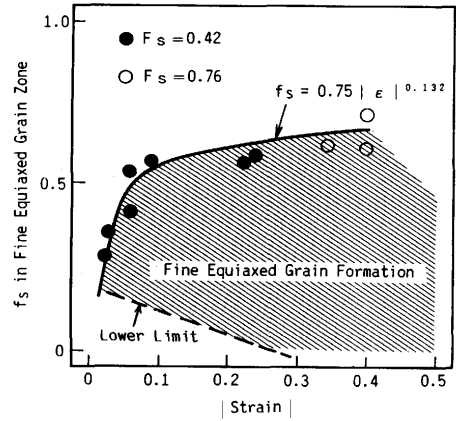


Fig. 12. Condition of fine equiaxed grain formation in relation to local solid fraction and local strain.

ると見かけの粘性抵抗が急激に低下して、圧下流動による剪断力が小さくなり微細化が起こり難くなると思われる。ただ圧下後の鋳片断面内では上下の凝固シェルが圧着されるため中心部よりも少し高固相率側で生成した微細組織が中心部に移動するので見かけ上は微細組織となるであろう。Fig.12中に引いた破線は定量的に正確なものではないがこのような概念を表示したものである。

5.3 鋳造プロセスへの適用

以上の結果を実際の鋳造プロセスに適用することにより、鋳片の凝固組織を変化させることができ、その状態を予測することが可能となる。その適用方法の模式図をFig.13に示した。Fig.13には、中心で対称な鋳片における固相率分布、および圧延により生じた歪分布を示し、同時に前節で求めた $f_s = 0.75 \cdot \epsilon^{0.132}$ を破線でプロットした。圧延を行う位置での圧下量とそのときの温度分布とがわかれば、それより歪分布が求められる。歪分布と固相率分布との関係より、先に述べた $f_s \leq 0.75 \cdot \epsilon^{0.132}$ の領域が判定でき、微細等軸晶生成

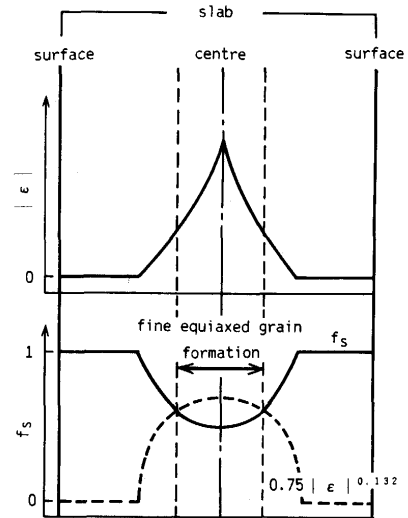


Fig. 13. Schematic representation of estimation of the area of fine equiaxed grain formation in a casting process.

域および粒状オーステナイト生成域の予測が可能となる。逆に、固相率分布と圧下量とをコントロールすることで、鑄造段階における凝固組織の制御を行うことができると考えられる。

## 6. 結言

未凝固圧下による凝固組織微細化の発生する条件を定量化し鑄片内での微細化領域を推定可能にすることを目的にして、普通鋼成分の溶鋼を用いた凝固/圧延実験と凝固時の温度/固相率解析および圧下時の鑄片厚み方向歪解析を行った。これらの実験/解析を組み合わせることで微細化の発生する条件を調べたところ以下の事項が判明した。

(1) 未凝固圧延により微細化した部分の凝固組織は等軸晶でありこの部分からは変態後微細な粒状オーステナイトが生成する。一方微細化しなかった部分の柱状デンドライト/通常の等軸晶の部分からは柱状オーステナイトが生成する。

(2) 微細化する領域は平均固相率が小さいほど、また圧下率が大きいほど広がる。より詳細には微細化が発生する条件は局部固相率と局部歪により次式により記述される。

$$f_s = 0.75 \cdot \epsilon^{0.132}$$

圧下率0.5程度の通常の未凝固圧下条件では微細化が発生する固相率の上限は約0.7である。

(3) 以上の如く微細化のための条件が定量化されたので、凝固/圧下条件から鑄片内の組織微細化領域の推定が可能となった。

### 記号 (用いた数値を右に示す)

$$A : A(T) = K \cdot \exp(\alpha/T) \cdot \dot{\epsilon}^m$$

$C_{pL}$  : 溶鋼の比熱 (J/(kg·K)) 0.63

$C_{pM}$  : 鑄型の比熱 (J/(kg·K)) 0.63

$f_s$  : 局部固相率

$F_s$  : 平均固相率

$h_1$  : 溶鋼-断熱材-空気間の熱伝達係数 (W/(m<sup>2</sup>·K)) 62.8

$h_2$  : 溶鋼-鑄型間の熱伝達係数 (W/(m<sup>2</sup>·K)) 1046.0

$h_3$  : 鑄型-空気間の熱伝達係数 (W/(m<sup>2</sup>·K)) 20.9

$K$  : 固相の変形抵抗式中の定数 (Pa·s<sup>m</sup>)

$L$  : 凝固潜熱 (J/(kg)) 272

$m$  : 固相の変形抵抗式中の定数 (歪速度の次数) 0.15

$n$  : 固相の変形抵抗式中の定数 (歪の次数) 0.25

$R$  : 圧下率 (圧下による板厚減少分/初期板厚)

$T$  : 固相温度 (K)

$T_A$  : 雰囲気温度 (K) 303

$T_L$  : 溶鋼温度 (K)

$T_{L0}$  : 溶鋼初期温度 (K) 1853, 1813

$T_M$  : 鑄型温度 (K)

$T_{M0}$  : 鑄型初期温度 (K) 303

$t$  : 時間 (s)

$x$  : 鑄片厚み方向距離 (m)

$\Gamma$  : ステファン-ボルツマン定数

$$5.67051 \times 10^{-8} \text{ (W/(m}^2 \cdot \text{K}^4))$$

$\Delta T$  : 溶鋼過熱度 (°C)

$\alpha$  : 固相の変形抵抗式中の定数 (K) 5000

$\delta$  : 変位 (m)

$\epsilon$  : 鑄片局部歪 (対数歪)

$\dot{\epsilon}$  : 鑄片局部の歪速度 (1/s)

$\epsilon_0$  : 放射率 0.3

$\lambda_L$  : 溶鋼の熱伝導率 (W/(m·K)) 41.84

$\lambda_M$  : 鑄型の熱伝導率 (W/(m·K)) 41.84

$\rho_L$  : 溶鋼の密度 (kg/m<sup>3</sup>) 7600

$\rho_M$  : 鑄型の密度 (kg/m<sup>3</sup>) 7600

$\sigma_s$  : 固相の変形抵抗 (Pa)

## 文 献

- 1) 例えば, M.C.Flemings and R.Mehrabian: Trans. AFS, 81 (1973), p.81
- 2) 麦田幹雄, 村上勝彦, 宮下芳雄, 土田 裕, 内川正範, 内野 薫: 鉄と鋼, 70 (1984), p.S222
- 3) 竹原鋭郎, 山崎大蔵, 角井 洵, 林 寛治, 秋田秀喜: 鉄と鋼, 60 (1974), p.875
- 4) 松崎孝文, 三隅秀幸, 溝口庄三, 荻林成章, 瀬々昌文, 白井登喜也, 稲葉東實, 長田修次, 山田 衛: 材料とプロセス, 2 (1989), p.1150
- 5) 磯部浩一, 前出弘文, 宿利清巳, 佐藤 哲, 堀江 隆, 二階堂満, 鈴木功夫: 鉄と鋼, 80 (1994), p.42
- 6) 平居正純, 金丸和雄, 森 久: 学振 第19委員会報告8837, 凝固46, (昭和43年)
- 7) 大中逸雄: コンピュータ伝熱解析入門, (1985), p.202 [丸善]
- 8) 大中逸雄, 福迫達一: 鑄物, 48 (1976), p.139
- 9) D.J.Hurtuk and A.A.Tzavaras: 4th International Iron and Steel Congress, (1982), C7
- 10) 梅田高照, 木原諄二, 新山英輔, 児玉英世: 日本金属学会昭和56年秋期大会講演概要集, (1981), p.223
- 11) 井上勝郎: 鉄と鋼, 41 (1955), p.593
- 12) 高橋忠義, 工藤昌行, 永井慎一: 鉄と鋼, 68 (1982), p.623
- 13) 工藤昌行, 高橋忠義: 鉄と鋼, 68 (1982), p.S1022