

連続鍛圧法による ブルーム鑄片の偏析制御機構

鍋島 誠司*・中戸 参*・藤井 徹也*・櫛田 宏一*²・溝田 久和*²・藤田 利夫*

Controlling of Centerline Segregation of Continuously Cast Bloom by Continuous Forging Process

Seiji NABESHIMA, Hakaru NAKATO, Tetsuya FUJII, Kohichi KUSHIDA, Hisakazu MIZOTA and Toshio FUJITA

Synopsis : A continuous forging process has been put into operation to prevent the formation of centerline segregation in continuously cast bloom. In the process, the solidifying bloom is continuously forged down by a pair of anvils installed in the strand so that the solidifying shells are pressed into contact each other. In consequence of the application of the forging process on the casting, internal properties such as macro- and semimacro-segregation of the bloom are markedly improved. Segregation ratio of carbon at central part in the bloom can be controlled at the aimed value between 0.6 and 1.0 depending on the central solid fraction in the bloom at forging.

A mathematical model which explains the discharge of solute enriched liquid from the solid-liquid coexisting region to the upper liquid region was developed. The calculated result shows that discharge ratio of liquid out of the solid-liquid coexisting region increases as solid fraction decreases. The discharge ratio is approximately equal to that of the fractional solidification refining reported by Flemings *et al.* The macro-segregations calculated from the model are in good agreement with observed ones for carbon, manganese, phosphorus and sulphur.

Key words : solidification ; center segregation ; forging ; continuous casting ; discharge ; model ; carbon steel.

1. 緒言

連続鑄造鑄片の中心偏析は高級厚板、線棒などの製品の品質を左右する。

中心偏析の生成機構については従来から数多くの研究があり、凝固時の溶質の再分配により液相が濃化する冶金学的現象と、鑄片のバルジングや凝固収縮に伴う凝固末期の溶鋼流動により濃化液相が集積する流体力学的現象との相互作用で生じると考えられている¹⁾²⁾。

中心偏析の防止法として、等軸晶率の増大を目的とした低温鑄造法³⁾、電磁攪拌法⁴⁾、超音波印加法⁵⁾、REM添加法⁶⁾や、溶鋼流動の防止を目的としたロール間隔、配列の適正管理による鑄片のバルジング防止技術、凝固末期軽圧下⁷⁾、強圧下法⁸⁾が行われてきた。しかし、セミマクロ偏析の防止や圧下時の内部割れの発生など未だ改善の余地を残している。

このような観点から凝固末期に鑄片を大圧下する未凝固大圧下法（連続鍛圧法）を研究開発し^{9)~13)}、ブルーム連铸機に工程設備を稼働させた。連続鍛圧法は、金型を用いてブルームの最終凝固域を連続的に大圧下することにより強制的に凝固を完了させ、内部割れを発生させることなく偏

析となる固液共存相内の流動を鍛圧条件により制御し、中心偏析を防止することに特徴がある。

本研究では、このブルーム連铸機における連続鍛圧法の操業条件と中心偏析の関係をもとに、中心偏析改善機構、特に負偏析生成領域における偏析制御機構について考察する。

2. 実験方法

連続鍛圧装置は水島製鉄所No.3ブルーム連铸機のピンチロール出側に設置している。主仕様、および、実験条件をTable 1に示す。圧下はテーパ付の金型を一定周期で往復させて行った。適正な鍛圧条件を求めるために、線棒用素材を中心に炭素濃度が0.55%から1.00%の範囲で実験を行った。鍛圧時の鑄片未凝固部の状態（鑄片中心部の固相率 f_s ）が鑄片のマクロ偏析、セミマクロ偏析に与える影響を調べるため、鑄造速度を変化させて実験を行った。鑄片中心部の固相率分布は2次元の非定常伝熱計算により求めた。

中心偏析の評価は、マクロ偏析については鑄片の中心部から5mmφのドリルにより10点のサンプルを採取して分析し、タンディッシュ濃度 C_0 で除した値の平均値を求め（偏

平成4年7月2日受付 平成4年11月6日受理 (Received on July 2, 1992; Accepted on Nov. 6, 1992)

* 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., Kawasaki Mizushima Kurashiki 712)

* 2 川崎製鉄(株)水島製鉄所 (Mizushima Works, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Main specification of continuous forging process and experimental condition.

Bloom size	400×560mm	
No. of strand	4	
Casting speed	0.4~0.6m/min	
Super heat	20~35℃	
Solid fraction, f_s	0.5~1.0	
Forging machine	Machine type	Electric motor driven crank mechanism
	Distance from meniscus	26.4m
	Amount of reduction, δ	110~140mm

析率 C/C_0), セミマクロ偏析についてはマクロアナライザーを用いて偏析粒の分布を調査することにより行った。

3. 実験結果

3・1 鋳片のマクロ偏析調査

鍛圧時の未凝固相の状態(鋳片中心部の固相率 f_s)を変えて鍛圧した硬鋼線材用の高炭素鋼(炭素濃度:0.81%)の鋳片中心の鋳込方向縦断面(L断面)のマクロ組織をPhoto. 1に示す。連続鍛圧を行うことにより比較材で見られるV状の偏析線, センターポロシティが解消され, 鍛圧の影響による内部割れの発生もなく良好な鋳片が得られる。また, f_s を小さくするにしたがい中心部ではホワイトバンドが生成し, 偏析率は低下した。

Fig. 1に f_s と各鋼種のドリル分析による鋳片中心部の炭

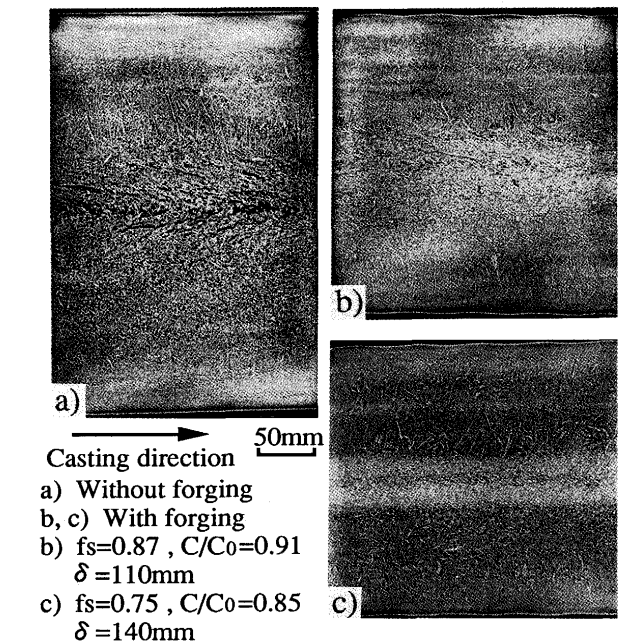


Photo. 1. Macro structure at longitudinal section of forged continuous cast bloom (Composition C/0.81, Si/0.19, Mn/0.81 (%)).

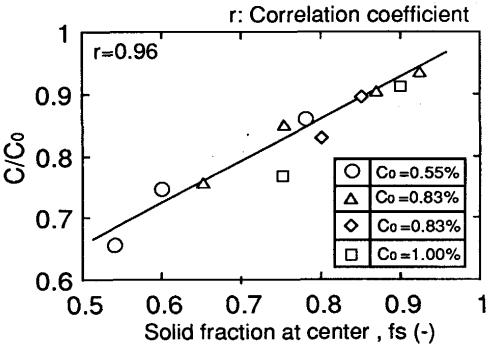


Fig. 1. Relationship between solid fraction at center and segregation ratio(Carbon, $\delta=110\sim140$ mm).

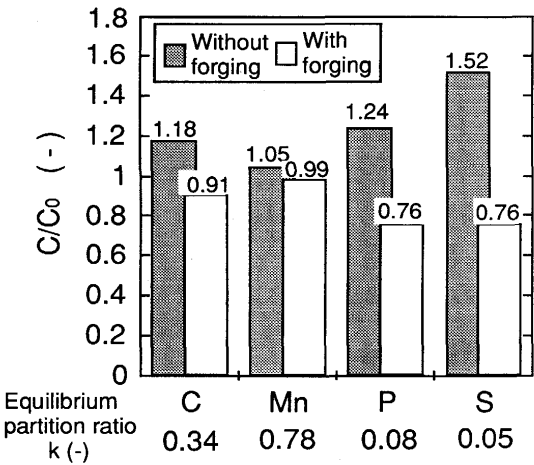


Fig. 2. Chemical composition at center of bloom ($f_s=0.93$, $\delta=110$ mm).

素の偏析率 C/C_0 の関係を示す。 C/C_0 と f_s は良い相関を示し, f_s を鋳造速度で制御することにより鋳片中心部の偏析率を制御することが可能である。連続鍛圧の有無による炭素, マンガン, 燐, 硫黄の鋳片中心部の偏析率の比較をFig. 2に示す(炭素濃度:0.83%, f_s :0.93)。平衡分配係数 k が炭素($k=0.32$)より小さい燐($k=0.08$), 硫黄($k=0.05$)では固液共存相の液相濃度が炭素より高いので, 鍛圧を行わない場合の偏析率は濃化液相の影響で炭素より大きく, また, 鍛圧を行った場合の偏析率は濃化液相が排出されるため炭素より小さくなると考えられる。

3・2 マクロアナライザーによるセミマクロ偏析調査

マクロアナライザーにより鋳片中心部の燐濃度の偏析分布の測定結果(ビーム径20 μ m)をFig. 3に示す。連続鍛圧材ではミクロ的な偏析粒が減少する。また, 燐の偏析粒径と偏析粒個数の関係(ビーム径100 μ m)をFig. 4に示す。鍛圧を行うことにより(C/C_0)>4.0の燐の偏析粒個数が減少し, 特に, 高濃度域, 大偏析粒径での減少効果大きい。これは, デンドライト樹間の濃化液相が鍛圧により排出されたためと考えられる。このようにセミマクロ偏析も連続鍛圧により軽減される。

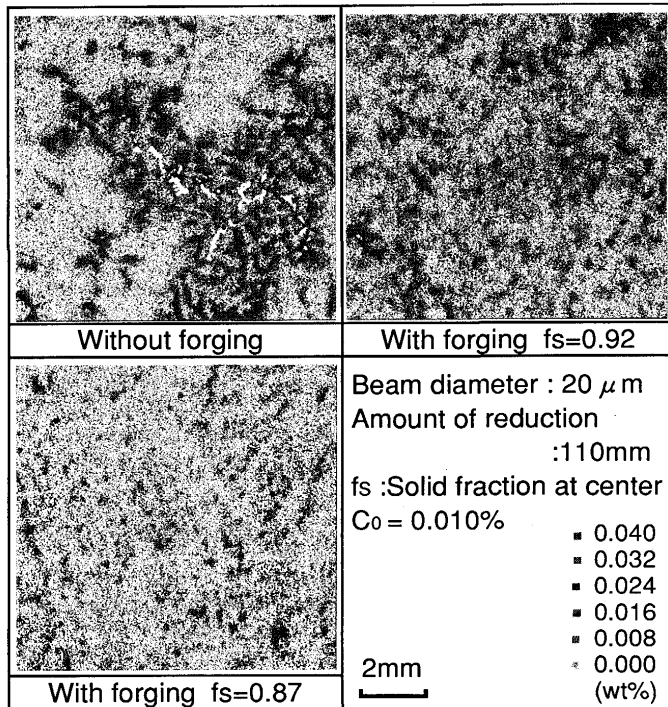


Fig. 3. P segregation at center portion in bloom by macro analyser.

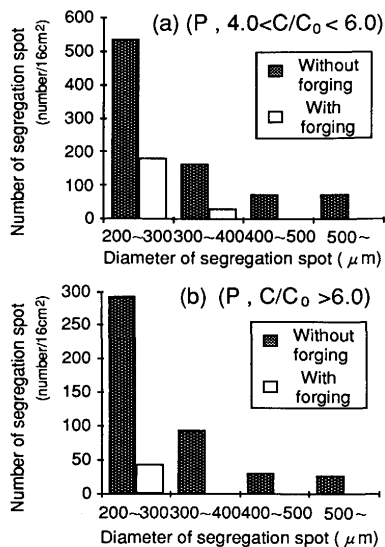


Fig. 4. Effect of forging on numbers of segregation spot in bloom ($f_s=0.87$, $\delta=110\text{mm}$).

4. 圧延材の製品特性

高炭素鋼線材用素材 (炭素濃度: 0.82%) を $5.5\text{mm}\phi$ ま で圧延した素材のマクロ組織をPhoto. 2 に示す。鍛圧材 ($C/C_0=0.92$) では比較材で見られる強い正偏析が消滅している。

比較材と鍛圧材の圧延後の引張強さと絞り値をFig. 5 に示す。鍛圧材と比較材では引張強さに差は見られず、絞り値は鍛圧材の方が優れていることがわかった。

さらに、伸線加工性を調べるために、加速伸線試験を行

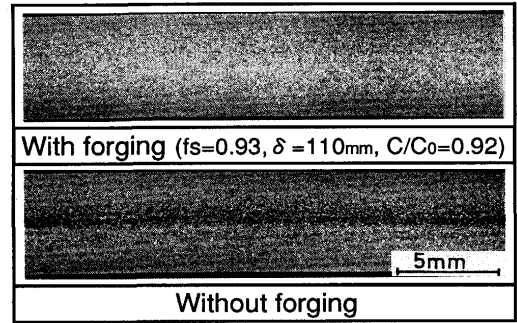


Photo. 2. Macro structure of $5.5\text{mm}\phi$ wire rods.

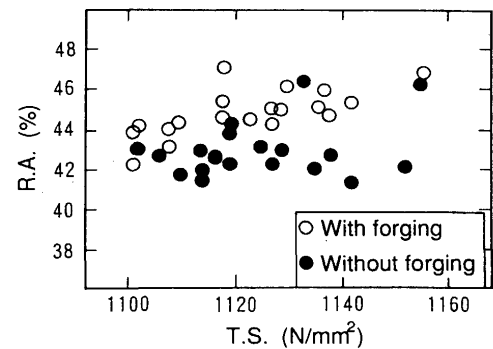


Fig. 5. Relationship between T.S. and R.A. of $5.5\text{mm}\phi$ wire rods ($f_s=0.93$, $\delta=110\text{mm}$, $C/C_0(\text{Carbon})=0.92$).

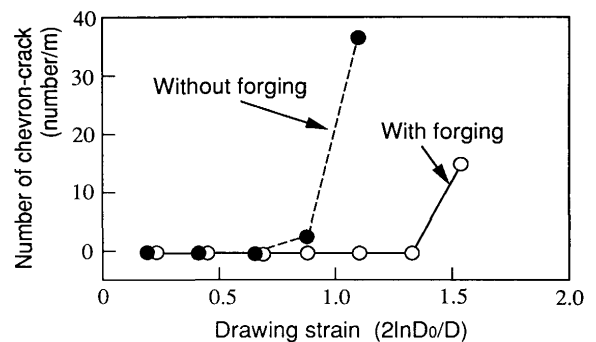


Fig. 6. Relationship between drawing strain and number of chevron-crack of $5.5\text{mm}\phi$ wire rods ($f_s=0.93$, $\delta=110\text{mm}$, $C/C_0(\text{Carbon})=0.92$).

った結果をFig. 6 に示す。鍛圧材のシェブロン割れの発生は比較材よりも高加工度領域にあり、頻度も少ない。また、伸線限界も優れていた。これは、鍛圧を行うことにより、セミマクロ偏析が改善され、中心部に適度な負偏析帯をもち、中心部の延性が向上したためと考えられる。

5. 考察

5・1 連続鍛圧法による偏析制御機構と負偏析生成モデル

連続鍛圧法の偏析制御において最も重要な点は、鍛圧時における固液共存相の流動現象の解明と定量化、および、

固相と液相濃度の推定である。圧下量や鍛圧時の固相率の条件によっては、固液共存相内の溶質濃度の高い液相を低固相率側へ積極的に排出し、溶質濃度の低い固相部分を残すことにより負偏析帯を生成することができる。この負偏析帯の生成時における固液共存相内の流動現象をモデル化し、凝固のマイクロ偏析理論を用いて偏析制御機構の定量化を行う。Fig. 1 に示したように偏析率は鍛圧時の固相率との相関が強く、また、理論的にもこの関係が定性的に予測されるので、これらの因子を考慮して偏析制御モデルを構築した。

連続鍛圧による負偏析は、固液共存相内の溶質再分配によって濃化した液相が鍛圧時に上方（溶鋼側）へ排出されることにより起こると考えられる。Fig. 7 に示すように、連続鍛圧前の固液共存相内に体積 V の領域を考え、 V 内の固液共存相の平均濃度（初期濃度）を $\overline{C}_I$ 、固相体積を V_s 、固相の平均濃度を $\overline{C}_s$ 、液相体積を V_L 、液相の平均濃度を C_L とする。いま、液相が連続鍛圧により排出率 ε で排出されると仮定すると、(1) 式が得られる。

$$\begin{aligned} V \cdot \overline{C}_I &= V_s \cdot \overline{C}_s + V_L \cdot C_L \\ &= V_s \cdot \overline{C}_s + (1 - \varepsilon) \cdot V_L \cdot C_L + \varepsilon \cdot V_L \cdot C_L \end{aligned} \quad (1)$$

ここで、鍛圧時の固相率を $f_s (= V_s / V)$ 、液相率を $f_L (= \{ V_L / V = (1 - f_s) \})$ と定義すれば、(1) 式から (2) 式が得られる。

$$\overline{C}_I = f_s \cdot \overline{C}_s + (1 - \varepsilon) \cdot (1 - f_s) \cdot C_L + \varepsilon \cdot (1 - f_s) \cdot C_L \quad (2)$$

一方、鍛圧後の平均濃度を $\overline{C}$ とすれば、(3) 式が得られる。

$$\{ V_s + (1 - \varepsilon) \cdot V_L \} \cdot \overline{C} = V_s \cdot \overline{C}_s + (1 - \varepsilon) \cdot V_L \cdot C_L \quad (3)$$

(3) 式の両辺を V で割って整理すれば、(4) 式が得られる。

$$\overline{C} = \frac{f_s \cdot \overline{C}_s + (1 - \varepsilon) \cdot (1 - f_s) \cdot C_L}{f_s + (1 - \varepsilon) \cdot (1 - f_s)} \quad (4)$$

これより、偏析率 $K_e (= \overline{C} / \overline{C}_I)$ は (5) 式で表わされる。

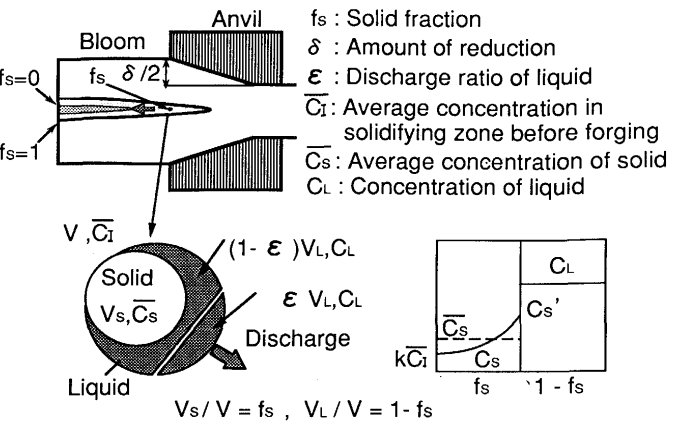


Fig. 7. Schematic drawing of segregation model.

$$K_e = \frac{\overline{C}}{\overline{C}_I} = \frac{f_s \cdot \overline{C}_s + (1 - \varepsilon) \cdot (1 - f_s)}{\{ f_s + (1 - \varepsilon) \cdot (1 - f_s) \} \cdot \overline{C}_I} \quad (5)$$

(5) 式中の $\overline{C}_s$ 、 C_L を求めるために、凝固時の溶質分布を記述するマイクロ偏析モデルを用いた。本研究では液相内は完全混合であり、固相内の拡散の影響が大きいと考え、デンドライト樹間の固液界面から固相内への溶質の拡散を考慮した Brody and Flemings¹³⁾ のモデルを用い、固相率 f_s における液相の平均濃度 C_L を (6) 式で表わした。

$$C_L = \overline{C}_I \cdot \{ 1 - (1 - 2\alpha k) \cdot f_s \}^{\frac{(k-1)}{(1-2\alpha k)}} \quad (6)$$

ここで、 k : 平衡分配係数、 α : 拡散パラメータ ($\alpha = D_s \cdot t_F / L^2$) で、 D_s : 拡散定数 (m^2/s)、 t_F : 部分凝固時間 (s)、 L : デンドライト 2 次アーム間隔の 1/2 (m) である。

固相の平均濃度 $\overline{C}_s$ は物質収支より (7) 式で求められる。

$$\overline{C}_s = \{ \overline{C}_I - (1 - f_s) \cdot C_L \} / f_s \quad (7)$$

以上より、(6)、(7) 式を用いて (5) 式から固相率 f_s における偏析率 $K_e (\overline{C} / C_0)$ を求めることができる。炭素に関する計算結果を液相の排出率 ε をパラメータとして Fig. 8 に示す。図には、実鑄片の中心部ドリル分析結果も示した。なお、計算に用いた k 、 D_s 、 α (γ 鉄中) の値を Table 2 に示す。

計算値と実測値の比較から、 f_s が高いほど ε は小さくなり、また、 ε の鋼種依存性は小さい (初晶 γ 凝固の場合) ことがわかる。

(5) 式を変形すれば ε は (8) 式で表わされる。

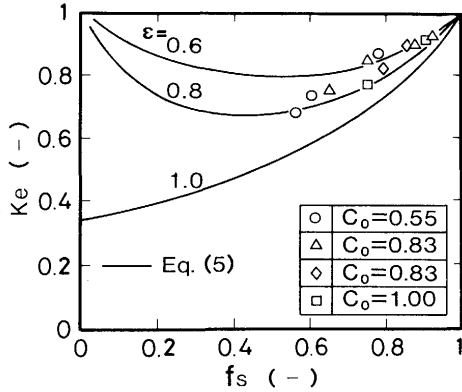


Fig. 8. Relationship between solid fraction at center and segregation ratio (Carbon).

Table 2. Constant used for calculation (* 1350°C).

	Equilibrium partition ratio $k(\gamma)^{15)}$	Diffusion * coefficient D_s (cm^2/s) ¹⁶⁾	Back diffusion parameter α
C	0.34	6.3×10^{-6}	6.0×10^{-1}
Mn	0.78	6.5×10^{-10}	6.2×10^{-5}
P	0.08	2.5×10^{-8}	2.4×10^{-3}
S	0.05	5.0×10^{-10}	5.0×10^{-5}

$$\varepsilon = 1 + \frac{f_s}{(1-f_s)} \frac{(\bar{C}_s - K_e \cdot \bar{C})}{(\bar{C}_L - K_e \cdot \bar{C})} \dots\dots\dots (8)$$

連続鍛圧の開始初期では、固液共存相の平均濃度 $\bar{C}_i$ とタンディッシュ濃度 C_0 はほぼ等しい($\bar{C}_i = C_0$)ものとし、実铸片の炭素の中心偏析率 $K_e(\bar{C}/C_0)$ と凝固計算により求めた f_s から、(8)式を用いて ε と f_s の関係を求めた。その結果をFig. 9に示す。

Fig. 9の炭素の実測値より、 f_s と ε との間には(9)式のような線形関係が得られる。

$$\varepsilon = a \cdot f_s + b \dots\dots\dots (9)$$

(9)式中の定数 a 、 b は固液共存相内の凝固形態(デンドライト形状)、圧下条件(圧下量、圧下速度)により変化する値であり、本実験では、 $a = -1.19$ 、 $b = 1.57$ の関係が得られた。今、固液共存相内のデンドライト間の液相の流動が多孔質中の流体流れに関するD・Arcyの法則に従うとすれば、固液共存相内の流速 v は(10)式で表わされる¹⁷⁾。

$$v = -\frac{K}{\mu \cdot f_L} (\nabla P + \rho_L \cdot g_r) \dots\dots\dots (10)$$

ここで、 K ：液相の透過率、 P ：圧力、 μ ：液相の粘性、 ρ_L ：液相の密度、 g_r ：重力加速度である。

Flemingsらによれば、液相の透過率 K は(11)式のように液相率 f_L の2乗に比例する¹⁷⁾。

$$K = \gamma \cdot f_L^2 \dots\dots\dots (11)$$

ここで、 γ はデンドライトアーム間隔によって決まる透過係数である。

(10)、(11)式より、 v は $f_L (=1-f_s)$ に比例することがわかる。連続鍛圧において液相の排出率 ε は v と等価であると考えれば、(9)式の線形関係は妥当なものとなる。この(9)式の関係を(5)式に代入することにより、任意の f_s における各成分の偏析率 K_e を求めることができる。

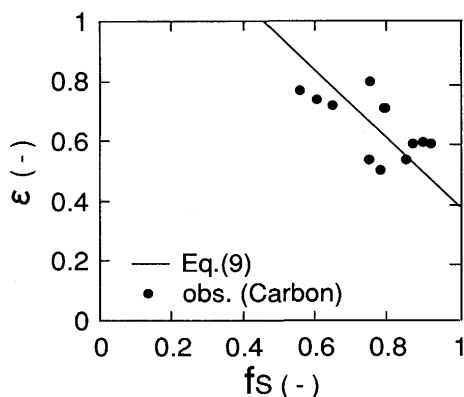


Fig. 9. Relationship between solid fraction at center and discharge ratio of liquid.

炭素、マンガン、燐、硫黄における f_s と K_e の関係の計算結果をFig.10に示す。また、図中にはドリル分析による実測結果も合わせて示す。炭素に対して求めた(9)式を用いたにもかかわらず炭素以外のマンガン、燐、硫黄についても実測値と計算値はよく一致している。これより、鍛圧により液相が優先的に排出され、その排出率は鍛圧時の固相率が低下するにしたがって大きくなり線形関係にあるという本モデルは妥当なものであることがわかる。また、炭素の K_e とマンガン、燐、硫黄の K_e の関係をFig.11に示す。各成分間の偏析率の関係においても計算値は実測値とよく一致している。炭素の偏析率がわかれば他の成分の偏析率も推定することができる。

中心部固相率が $f_s = 0.75$ の铸片中心近傍の炭素の铸片厚み方向の偏析率分布をFig.12に示す。なお、計算値の铸片厚み方向の固相率分布は凝固計算結果から求めた。計算値と実測値はよく一致しており、固液共存相の固相率分布よ

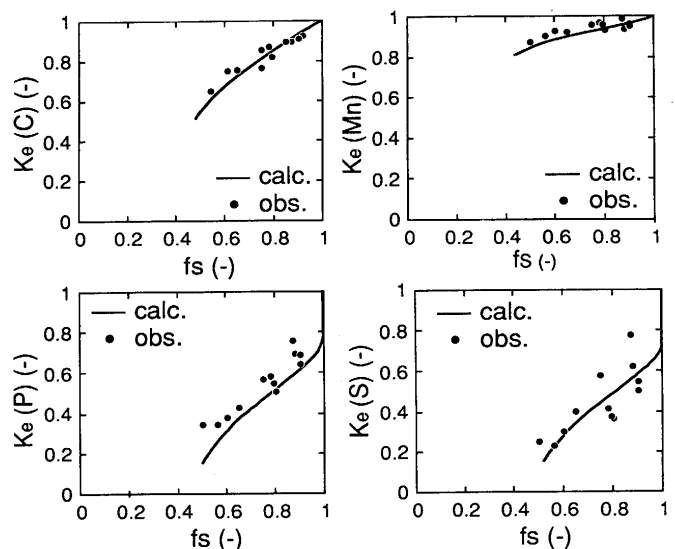


Fig. 10. Relationship between solid fraction at center and segregation ratio of carbon, Mn, P and S.

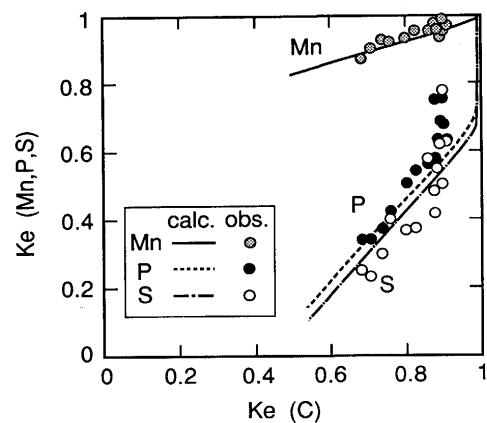


Fig. 11. Relationship between segregation ratio of carbon and those of Mn, P, S.

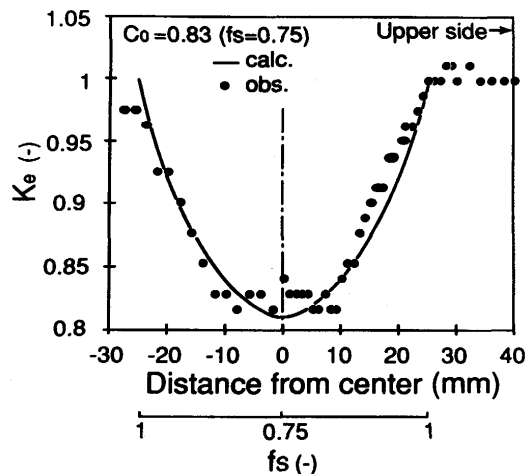


Fig. 12. Segregation profile at center portion in bloom.

り鑄片中心部の負偏析プロフィールを求めることができる。

連続鍛圧における負偏析生成機構は上述の偏析制御モデル(5),(6),(7),(9)式によりよく説明ができ、鍛圧時の未凝固域の固相率分布から鑄片中心近傍の各成分の偏析プロフィールを求めることができる。

以上より、連続鍛圧時の中心部固相率を制御することにより、所望の負偏析プロフィールにすることができる。

なお、鑄造が進行するに従い、鍛圧直前の固液共存相の濃度分布はタンディッシュ濃度 C_0 より上昇し、鍛圧開始数m以降ではほぼ一定濃度 $\bar{C}_l$ となる。鍛圧後の偏析率は、偏析制御モデルの鍛圧前の固液共存相の濃度を $\bar{C}_l$ として求めることができる。

5・2 部分凝固精錬法における液相排出率との比較

Flemingsら¹⁸⁾は、固液共存状態の合金から溶質濃度の高い液相成分のみを分離して排出すれば、あとは溶質濃度の低い固相のみが残り、精錬が行えるという半溶融精錬法を提案した。その手法として、固液共存状態の合金に圧力を加え、フィルターを通して液相を排出させる部分凝固精錬法¹⁹⁾を開発し、Sn-Pb合金(Pb=10~20%, $k=0.0656$)を用いて実験を行っている。この部分凝固精錬法の液相の排出現象と連続鍛圧法の液相の排出率とを比較、検討した。

Flemingsらは、液相の排出後の精錬材の回収率 f_c と加圧時の固相率 f_s を用いて、平衡凝固の式とScheilの式から理論的な精錬材の精錬比 C_c/C_0 (連鍛材の偏析率 K_e に相当)を(12)式で表わしている。

$$\frac{C_c}{C_0} = \frac{1}{f_c} [1 - \{1 - f_c \cdot (1 - W)\} \left\{ \frac{1 - f_c}{1 - f_c \cdot (1 - W)} \right\}] \quad \dots (12)$$

ここで、 W は精錬材中に残る液相の割合であり、(13)式で表わされる。

$$W = \frac{m_c - m_s}{m_c} = \frac{f_c - f_s}{f_c} \quad \dots (13)$$

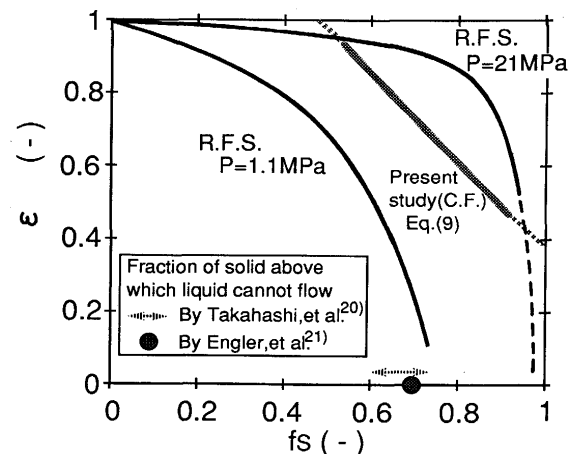


Fig. 13. Comparison of discharge ratio of continuous forging (C.F.) and that of refining by fractional solidification (R.F.S.).

ここで、 m_c は液相排出後の精錬材の量、 m_s は加圧時の固相量である。

Flemingsらの実験結果では、 W は f_s に関係なく一定であり、加圧圧力($P=1.1\text{MPa}$, 21MPa)により変わることを示している。

5・1節の偏析制御モデルで用いた液相の排出率 ε は W と f_s を用いて(14)式で表わされる。

$$\varepsilon = \frac{(1 - W) - f_s}{(1 - W) \cdot (1 - f_s)} \quad \dots (14)$$

(14)式を用いて、部分凝固精錬法における液相排出率 ε と固相率 f_s の関係を求めた。その結果をFig.13に示す。なお、図中には本研究の連続鍛圧法における関係式(9)式、および、高橋ら²⁰⁾、S. Englerら²¹⁾の流動限界固相率を合わせて示す。

Flemingsらの実験結果では、固相率 f_s と排出率 ε の関係は上に凸の曲線を描き、加圧圧力 P を大きくすることにより排出率 ε は大きくなっている。

連続鍛圧法では、その関係が線形であり部分凝固精錬法とは異なるが、本研究で得られた排出率はFlemingsらの 1.1MPa と 21MPa の値の中間に位置する。また、高橋や、S. Englerは固液共存相内の流動限界固相率として約0.7の値を推奨しているが、この値は大気圧に近い圧力下で鍛圧などの強力な外力が作用しない場合に固液共存相内の液相が動き得る限界を示すものである。本研究やFlemingsの結果によれば、固液共存相内に圧力を加えることにより液相の流動限界は高固相率側に移行すると考えられる。

6. 結言

連続鍛圧法の最適条件を定量化するため、凝固のマイクロ偏析理論を用いて固液共存相内の液相の流動現象を考慮し

た負偏析制御モデルを構築し、連続鍛圧における偏析の制御機構を考察した。得られた結果は以下の通りである。

1) 鍛圧による負偏析の生成は、固液共存相内の濃化した液相が上方（バルク溶鋼側）へ排出されることによって起こる。鍛圧時の固相率の低下とともに負偏析は大きくなる。

2) 鍛圧を行うことによりセミマクロ偏析粒の個数は減少し、特に、高濃度域、大偏析粒径の減少効果大きい。

3) 高炭素鋼線材用素材に連続鍛圧を適用し、素材の中心部を負偏析にすることにより、伸線加工性を向上させることができる。

4) 固液共存相内の液相のみが鍛圧により排出率 ε で排出されると仮定しBrody and Flemingsのミクロ偏析理論を用いて、連続鍛圧による負偏析制御モデルを構築した。偏析モデルによる計算値と実測値はよく一致した。

5) 計算値と実測値の比較から、鍛圧時の固相率が高いほど液相（濃化溶鋼）の排出率は小さくなる。両者の関係を定量的に求めた。

6) 連続鍛圧法の液相の排出率は、従来提案されている部分凝固精錬法での液相の排出率に近い。圧下力を加えることにより、液相の流動限界の固相率は大きくなり液相は排出されやすくなる。

7) 連続鍛圧時の中心部固相率を制御することにより、鑄片中心部を所望の負偏析プロフィールにすることができる。

文 献

- 1) 川和高穂, 佐藤秀樹, 宮原 忍, 小谷野敬之, 根本秀太郎: 鉄と鋼, **60** (1974), p.486
- 2) 高橋忠義, 市川 洸, 工藤昌行, 島原皓一: 鉄と鋼, **61** (1975), p.2198
- 3) 水藤政人, 川縁正信, 蓮沼純一, 新庄 豊: 鉄と鋼, **71** (1985), S210
- 4) 山崎久生, 新庄 豊, 木下勝雄, 中西恭二: 鉄と鋼, **71** (1985), S208
- 5) 戸村寿孝, 垣生泰弘, 河西悟郎, 江見俊彦, 反町健一: 鉄と鋼, **66** (1980), S798
- 6) 塗 嘉夫, 大橋徹郎: 鉄と鋼, **66** (1980), p.628
- 7) 荻林成章, 内村光雄, 磯部浩一, 前出弘文: 材料とプロセス, **2** (1989), p.1162
- 8) K. Ayata, S. Koyama, H. Nakata, S. Kawasaki, K. Edina and T. Hata: Proc. 6th IISC, Nagoya, (1990), p.279
- 9) 小島信司, 松川敏胤, 溝田久和, 山崎久生: 鉄と鋼, **73** (1987), S209
- 10) 櫛田宏一, 藤村俊生, 今井卓雄: 鉄と鋼, **73** (1987), S210
- 11) 藤村俊生, 櫛田宏一, 反町健一: 鉄と鋼, **73** (1987), S211
- 12) 藤村俊生, 櫛田宏一, 溝田久和: 材料とプロセス, **2** (1989), p.1166
- 13) 小島信司, 今井卓雄, 藤村俊生, 溝田久和, 松川敏胤: 鉄と鋼, **78** (1991), p.1794
- 14) H.D. Brody and M.C. Flemings: Trans. AIME, **236** (1966), p.615
- 15) 高橋忠義, 工藤昌行, 市川 洸: 鉄鋼の凝固 (鉄鋼基礎共同研究会凝固部会編), (1978), 付-1
- 16) 梅田高照: 鉄鋼の凝固 (鉄鋼基礎共同研究会凝固部会編), (1978), 付-32
- 17) R. Mehrabian, M.A. Keane and M.C. Flemings: Metall. Trans., **1** (1970), p.1209
- 18) R. Mehrabian, D.R. Geiger and M.C. Flemings: Metall. Trans., **5** (1974), p.785
- 19) A.L. Lux and M.C. Flemings: Met. Trans., **10B** (1979), p.71
- 20) 高橋忠義, 工藤昌行, 永井慎一: 鉄と鋼, **68** (1982), p.623
- 21) S. Engler and L. Henrichs: Giess-Forsch., **25** (1973), p.13