
連続鍛圧における中心偏析制御

Control of Centerline Segregation in Continuously Cast Blooms by Continuous Forging Process

鍋島 誠司 (Seiji Nabeshima) 中戸 参 (Hakaru Nakato) 藤村 俊生 (Toshio Fujimura)

要旨：

連続鍛圧により連铸铸片の中心部濃度を制御するため、固液共存相内の濃化した液相が鍛圧により上方へ排出される過程を考慮した濃度制御モデルを構築した。本モデルによれば、鍛圧時の固相率の低下につれて鍛圧後の偏析率は低下することが予見された。このことは、铸造速度を変化させて固相率を制御することにより、铸片中心部を所望の濃度にする事ができることを示している。本モデルによる計算値と実測値は良く一致した。また、連続鍛圧法では、鍛圧の進行とともに鍛圧直前の固液共存相に溶質濃度の高い液相が存在する領域を形成する。この領域の炭素濃度は鍛圧開始直後に急激に上昇するが、数メートルの鍛圧後には濃度の上昇速度は低下し、鍛圧後の炭素の濃度はほぼ一定になる。

Synopsis：

To find out the mechanism of controlling concentration in the central portion of blooms by the continuous forging process, a mathematical model was developed by considering the discharge of the solute-enriched liquid phase between dendrites. The model shows that the segregation ratio in the central portion of the bloom decreases, as the solid fraction in that portion decreases. Macrosegregation can be controlled to a desired value by changing the solid fraction at the forging point depending on casting speed. The concentration in the central portion of the bloom by forging, calculated from the model, is in the good agreement with the observed value. As forging proceeds, a solute-enriched liquid zone is formed in the solid-liquid region immediately before the forging point. The carbon concentration in the liquid zone, where solute accumulates, becomes constant after several meters of forging, even though the concentration remarkably rises immediately after the beginning of forging.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

Control of Centerline Segregation in Continuously Cast Blooms by Continuous Forging Process



鍋島 誠司
Seiji Nabeshima
鉄鋼研究所 鉄鋼プロセス研究部水島鉄鋼研究室



中戸 参
Hakaru Nakato
鉄鋼研究所 鉄鋼プロセス研究部水島鉄鋼研究室 主任研究員(課長)・工博



藤村 俊生
Toshio Fujimura
水島製鉄所 製鋼部第1製鋼課** 主査(課長)

要旨

連続鍛圧法により連铸鋳片の中心部濃度を制御するため、固液共存相内の濃化した液相が鍛圧により上方へ排出される過程を考慮した濃度制御モデルを構築した。本モデルによれば、鍛圧時の固相率の低下につれて鍛圧後の偏析率は低下することが予見された。このことは、鑄造速度を変化させて固相率を制御することにより、鋳片中心部を所望の濃度に行うことができることを示している。本モデルによる計算値と実測値は良く一致した。また、連続鍛圧法では、鍛圧の進行とともに鍛圧直前の固液共存相に溶質濃度の高い液相が存在する領域を形成する。この領域の炭素濃度は鍛圧開始直後に急激に上昇するが、数メートルの鍛圧後には濃度の上昇速度は低下し、鍛圧後の炭素の濃度はほぼ一定になる。

Synopsis:

To find out the mechanism of controlling concentration in the central portion of blooms by the continuous forging process, a mathematical model was developed by considering the discharge of the solute-enriched liquid phase between dendrites. The model shows that the segregation ratio in the central portion of the bloom decreases, as the solid fraction in that portion decreases. Macrosegregation can be controlled to a desired value by changing the solid fraction at the forging point depending on casting speed. The concentration in the central portion of the bloom by forging, calculated from the model, is in good agreement with the observed value. As forging proceeds, a solute-enriched liquid zone is formed in the solid-liquid region immediately before the forging point. The carbon concentration in the liquid zone, where solute accumulates, becomes constant after several meters of forging, even though the concentration remarkably rises immediately after the beginning of forging.

1 緒 言

連続鑄造鋳片の中心偏析の生成は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、鋳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¹⁻⁵⁾。中心偏析の防止法として、等軸晶率の増大を目的とした電磁攪拌法^{6,7)}、溶鋼流動の防止を目的とした凝固末期での軽圧下法^{8,9)}、強圧下法¹⁰⁾が開発され、各プロセスの偏析制御機構について理論的考察が行われてきた。

当社では、凝固末期に鋳片を大圧下する連続鍛圧法を研究開発¹¹⁻¹⁵⁾し、水島 No.3 ブルーム連铸機に工程設備を稼働させた。連続鍛圧法は、金型を用いて鋳片の最終凝固域を連続的に大圧下することにより、内部割れを発生させることなく偏析の原因となる固液共存相内の液相の流動を鍛圧条件により抑制し、中心偏析を防止することに特徴がある。特に、高炭素鋼線材用素材においては、中心部に適度な負偏析帯を生成させることにより線材の伸線性を向上させることができる。

本論文では、このブルーム連铸機における連続鍛圧法の操業条件

と中心部濃度の関係をもとに、負偏析生成領域における濃度制御機構について、鍛圧時の固液共存相内の液相の排出現象をモデル化した。さらに、連続鍛圧法を長時間適用した時の鍛圧界面上方での溶質濃度分布をモデル化することにより、鍛圧後の鋳片の濃度変化を考察した。

2 中心部濃度制御機構の理論的考察

2.1 実験方法、結果

連続鍛圧法の濃度制御機構を解明するために、炭素濃度が 0.05%~1.00% の範囲の鋼種を用いて Table 1 に示す条件でブルーム鋳片を鍛圧した。連続鍛圧法では鍛圧時の鋳片の未凝固部の状態(未凝固層の厚み d (m)、鋳片中心部の固相率 f_s) を制御することにより、鋳片中心部のマクロ偏析、セミマクロ偏析を制御することができる。この鍛圧時の鋳片中心部の未凝固層の厚み、固相率分布は鑄造速度、鋳片の冷却条件を考慮した 2 次元の非定常伝熱計算により求めている。

未凝固部の状態(鋳片中心部の 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%) の鋳片中心部の鑄込方向の縦断面のセミマクロ組織を Photo 1 に示す。連続鍛圧材では、比較材で

* 平成 5 年 11 月 9 日原稿受付

** 現 A.S.C. ミドルタウン製鋼技術室

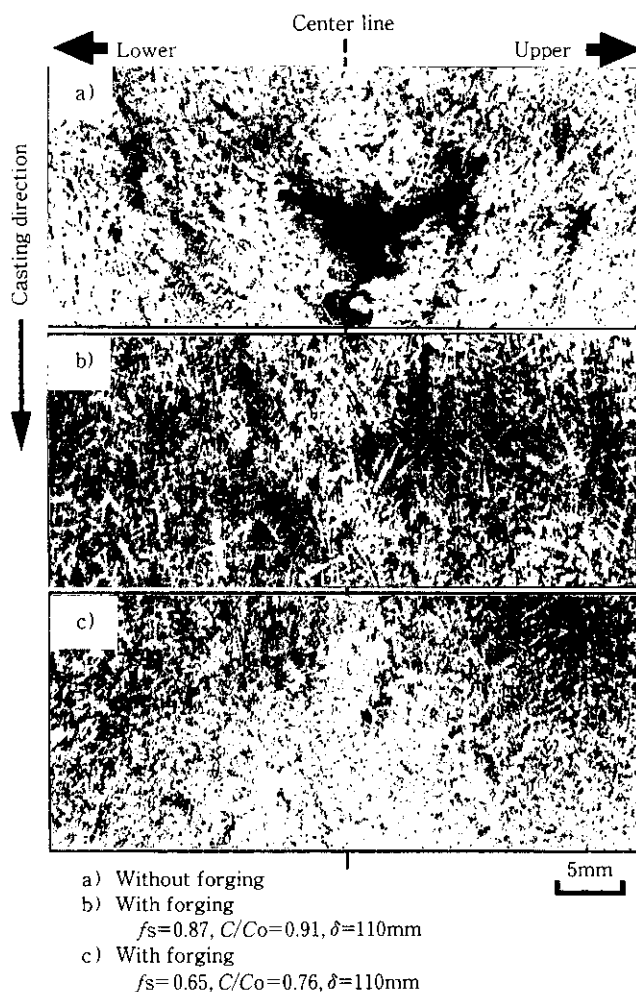


Photo 1 Solidification macrostructure of a forged bloom in casting direction (Composition, $C_0=\text{Mn}_0=0.81\%$; f_s , solid fraction; δ , amount of reduction; C/C_0 , segregation ratio of carbon)

Table 1 Experimental conditions of continuous forging process

Bloom size	(mm)	400×560
Casting speed	(m/min)	0.4–0.6
Super heat	(°C)	20–35
Forging condition		
Solid fraction		0.5–1.0
Distance from meniscus	(m)	26.4
Amount of reduction, δ	(mm)	110–140

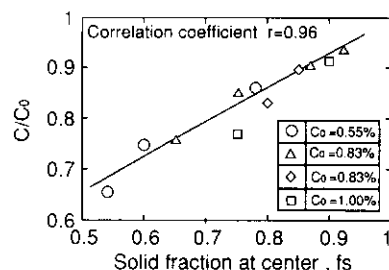


Fig. 1 Relationship between solid fraction at center and carbon segregation ratio ($\delta=110\sim140\text{mm}$)

見られるようなV状の偏析線，センターポロシティが解消され，デンドライト樹間のミクロ的な偏析粒も減少する。特に， f_s を低下した時にその減少効果は大きくなる。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。

Fig. 1に鑄片中心部の f_s と各鋼種の鑄片中心部の炭素の偏析率(C/C_0)の関係を示す。鑄片中心部の偏析率については鑄片の中心部から5 mmφ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た。鑄片中心部の f_s を低下することにより C/C_0 は低下し，鋼種によらず良い相関を示している。鑄造速度を変えてこの f_s を制御することにより鑄片中心部の C/C_0 を制御することが可能である。実操業にお

いては鑄片中心部の f_s が目標値になるように，溶鋼が鑄型に注入されて凝固を開始し，2次冷却帯でさらに凝固，冷却を受けた後から鍛圧されるまでの時間（これを到達時間と呼ぶ）を管理している。

2.2 中心部濃度制御モデル

連続鍛圧法の濃度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，および，固相と液相の溶質濃度の定量化である。鍛圧時の圧下量や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

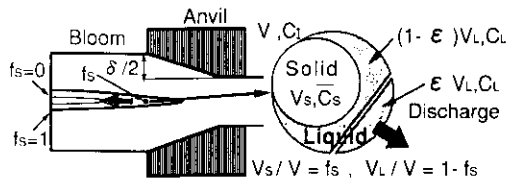


Fig. 2 Schematic drawing of mathematical model

ル化し、凝固のミクロ偏析理論を用いて連統鍛圧法の濃度制御機構を定量的に明らかにした¹⁶⁾。

連統鍛圧による負偏析帯の生成は、上述したように固液共存相内の溶質の再分配によって濃化した液相が鍛圧時に上流（溶鋼側）へ排出されることにより起こると考えられる。Fig. 2に示すように、鍛圧直前の固液共存相内に体積 V (m^3) の領域を考え、 V 内の鍛圧直前の固液共存相の濃度を C_1 (kg/m^3)、固相体積を V_s (m^3)、固相の平均濃度を $\bar{C}_s$ (kg/m^3)、液相体積を V_L (m^3)、液相の平均濃度を C_L (kg/m^3) とする。いま、液相が鍛圧により排出率 ε で排出されると仮定すると (1) 式が得られる。

$$VC_1 = V_s \bar{C}_s + V_L C_L = V_s \bar{C}_s + (1-\varepsilon) V_L C_L + \varepsilon V_L C_L \quad (1)$$

ここで、鍛圧時の固液共存相の固相率を 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。

$$C_1 = f_s \bar{C}_s + (1-\varepsilon)(1-f_s) C_L + \varepsilon(1-f_s) C_L \quad (2)$$

一方、鍛圧後の濃度を $\bar{C}$ (kg/m^3) とすれば (3) 式が得られる。

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

(3) 式の両辺を V で割って整理すれば (4) 式が得られる。

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

これより、偏析率 K_e ($=\bar{C}/C_1$) は (5) 式で表わされる。

$$K_e = \frac{\bar{C}}{C_1} = \frac{f_s \bar{C}_s + (1-\varepsilon)(1-f_s) C_L}{\{f_s + (1-\varepsilon)(1-f_s)\} C_1} \quad (5)$$

(5) 式中の $\bar{C}_s$, C_L を求めるために、凝固時の溶質分布を記述するミ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 Flemings のモデル¹⁷⁾を用い、 f_s における液相の平均溶質濃度 C_L を (6) 式で表わした。

$$C_L = C_1 \{1 - (1-2\alpha k) f_s\}^{(K-1)/(1-2\alpha k)} \quad (6)$$

ここで、 k : 平衡分配係数

α : 固相の拡散パラメータ ($=D_s t_f / L^2$)

D_s : 固相内拡散定数 (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)

また、固相の平均溶質濃度 $\bar{C}_s$ は物質収支より (7) 式で求められる。

$$\bar{C}_s = \{C_1 - (1-f_s) C_L\} / f_s \quad (7)$$

以上より、(6)、(7) 式を用いて (5) 式から、 f_s と K_e ($\bar{C}/C_1$) の関係を求めることができる。凝固時に初品として γ 相を晶出する (γ 凝固) 鋼 (炭素濃度 0.45~1.0%) の炭素に関するモデル計算結果を液相の排出率 ε をパラメータとして求めた。計算値を実鋼片の分析値とともに Fig. 3 に示す。なお、計算に用いた k , D_s , α (γ , δ 鉄中) の値¹⁸⁻²⁰⁾ を Table 2 に示す。計算値と実測値の比較から本実験の範囲では、 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 (γ 凝固) ことがわかる。

(5) 式を変形すれば ε は (8) 式で表わされる。

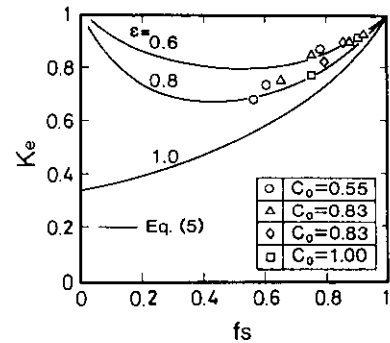
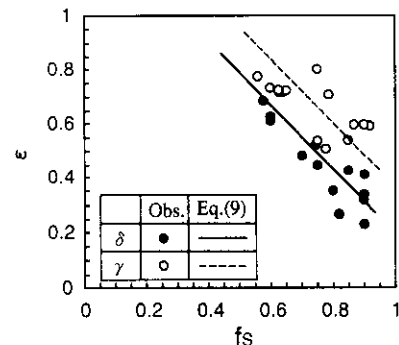
Fig. 3 Relationship between solid fraction at center and segregation ratio of carbon in γ solidification

Table 2 Constants used for calculation

	Equilibrium partition ratio k		Back diffusion parameter α	
	δ	γ	δ^*	γ^{**}
C	0.17	0.34	1.4×10^{-1}	6.0×10^{-1}
Mn	0.84	0.78	2.3×10^{-5}	6.2×10^{-5}
P	0.16	0.08	1.7×10^{-3}	2.4×10^{-3}
S	0.05	0.05	1.9×10^{-2}	1.2×10^{-2}

*1400°C **1350°C

Fig. 4 Relationship between solid fraction at center and discharge ratio of liquid in δ and γ solidification

$$\varepsilon = 1 + \frac{f_s}{(1-f_s)} \frac{(\bar{C}_s - K_e \bar{C})}{(C_L - K_e C_1)} \quad (8)$$

連統鍛圧の開始初期では、固液共存相の溶質濃度 C_1 とタンディッシュでの鋳片の母溶鋼の溶質濃度 C_0 はほぼ等しい ($C_1 = C_0$) とし、実鋳片の中心部の炭素の K_e と凝固計算により求めた鋳片中心部の f_s から、(8) 式を用いて ε と f_s の関係を求めた。 ε と f_s の関係を γ 凝固 (炭素濃度 0.45~1.0%) と δ 凝固 (炭素濃度 0.05~0.35%) に分けて Fig. 4 に示す。Fig. 4 より f_s と ε との間に (9) 式のような線形関係を得た。

$$\varepsilon = a f_s + b \quad (9)$$

(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る。本実験条件では、 γ 凝固の時は $a = -1.19$, $b = 1.57$, δ 凝固の時には $a = -1.19$, $b = 1.40$ の関係が得られ、 δ 凝固の ε は γ 凝固に比べて約 10% 低下する。

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

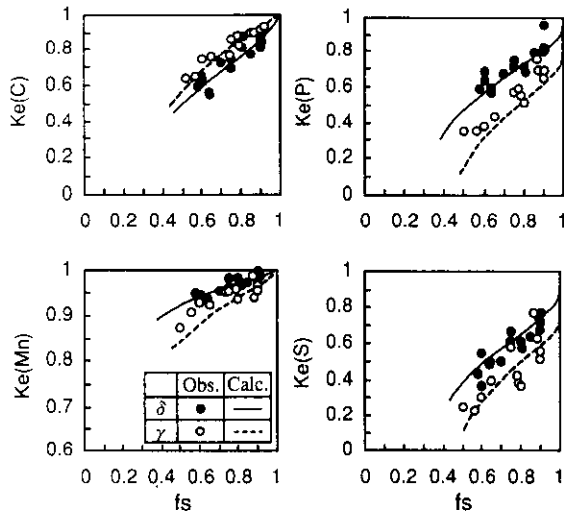


Fig. 5 Relationship between solid fraction at center and segregation ratio of carbon, Mn, P, S in δ and γ solidification

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 (m/s) は(10)式で表わされる²¹⁾。

$$v = -\frac{K}{\mu_L} (\nabla P + \rho_L g) \quad \dots\dots\dots (10)$$

ここで、 K : 液相の透過率

P : 圧力 (Pa)

μ : 液相の粘性 (Pa·s)

ρ_L : 液相の密度 (kg/m³)

g : 重力加速度 (m/s²)

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。

$$K = \kappa f_L^2 \quad \dots\dots\dots (11)$$

ここで、 κ 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 が 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。鋳片中心部のデンドライト 2 次アーム間隔 λ は δ 凝固で約 300 μ m、 γ 凝固で約 500 μ m と δ 凝固が細かい。その結果、 δ 凝固では γ 凝固に比べ κ が小さく、液相流動が抑制されるため ε が低下したものと考えられる。

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。炭素、マンガン、燐、硫黄における γ 凝固と δ 凝固の f_S と K_e の関係の計算結果を Fig. 5 に示す。図中には鋳片中心部の濃度分析による鍛圧開始初期の K_e ($=\bar{C}/C_i$, $C_i=C_0$) の実測値も合わせて示した。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良く一致している。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、その関係は線形で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、 δ 凝固は γ 凝固に比べて、マンガン、燐、硫黄で K_e が高く、炭素では低くなる。 γ 凝固における炭素の K_e とマンガン、燐、硫黄の K_e の関係を Fig. 6 に、 δ 凝固における関係を Fig. 7 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良く一致しており、 γ 凝固と δ 凝固の各成分の K_e の違いは k , α , ε の違いで説明できる。

次に、鍛圧初期の鋳片中心部の固相率 $f_S=0.75$ の条件で鍛圧し

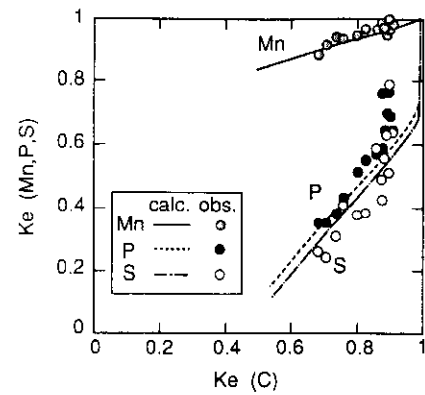


Fig. 6 Relationship between the segregation ratio of carbon and those of Mn, P, S in γ solidification

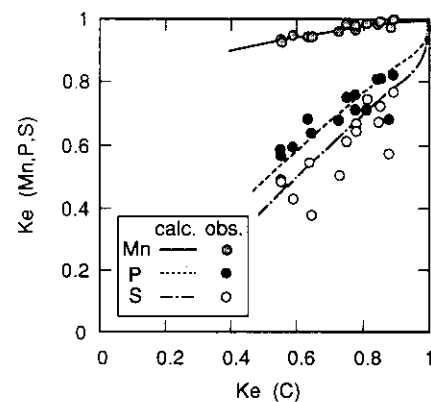


Fig. 7 Relationship between the segregation ratio of carbon and those of Mn, P, S in δ solidification

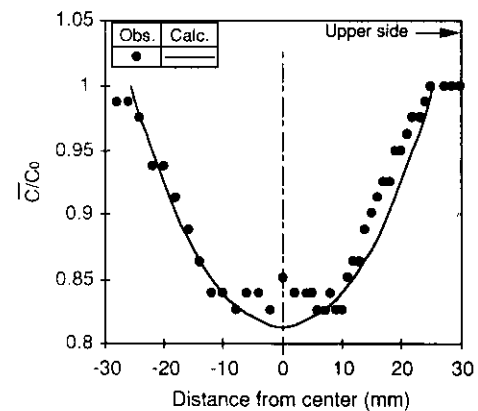


Fig. 8 Segregation profile of the carbon in the central portion of bloom ($f_S=0.75$, $\phi=110$ mm, carbon=0.83%)

た鋳片の鍛圧開始初期の鋳片厚み方向の炭素の濃度分布を Fig. 8 に示す。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から鍛圧後の鋳片中心近傍の濃度プロファイルを求めることができる。

以上より、連続鍛圧における鋳片中心部の濃度制御機構は濃度制御モデル(5)、(6)、(7)、および、(9)式により良く説明ができ、連続鍛圧時の中心部固相率を制御することにより、所望の濃度に行うことができることがわかる。

3 長時間鍛圧時の安定性

3.1 鍛圧界面上方の溶質濃度分布

連続鍛圧が進行するにしたがい鍛圧直前の固液共存相には炭素等の溶質濃度の高い液相が排出されるため、固液共存相内の固相率の低い中心部に溶質濃度の高い液相が集中する領域（以後、液相排出領域と呼ぶ）を形成する¹³⁾。鍛圧を数十メートル行った後の鍛圧終了点の鋳片の鋳込方向縦断面のサルファプリントを Photo 2 に示す。この液相排出領域では鍛圧が進むにつれ溶質濃度が高くなり、その領域は上流側（メニスカス側）に広がるが、溶質は上流側で溶質濃度の低い母溶鋼と混合して濃度が低下するとともに、凝固により固相内にも取り込まれる。このため、溶質濃度の高い液相排出領域の溶質濃度は鍛圧開始直後には急激に上昇するが、数メートルの鍛圧後には濃度の上昇速度は低下する。

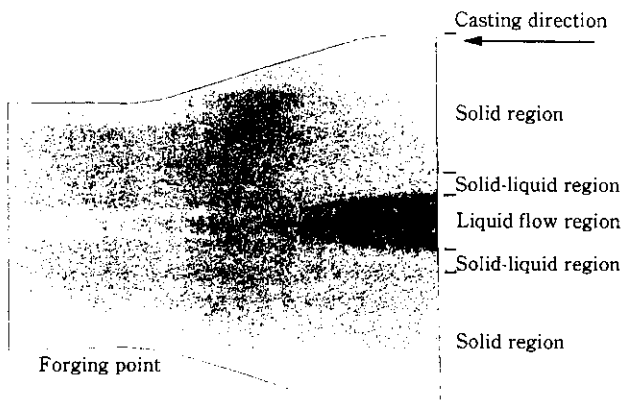


Photo 2 Sulfur print of a forged bloom in casting direction at the end of forging

3.2 溶質濃度変化モデル

液相排出領域の溶質濃度は鋳造方向に垂直な断面 (x, y 方向) では均一であると仮定して鋳造方向 (z 方向) への一次元非定常解析を行う。モデルでは、鍛圧によって絞り出された溶鋼は上流へ流れるものとした。また、この液相内では流れの乱れに基づく混合拡散が生じるものとし、さらに、凝固による溶質の固相内への吸収を考えマスバランスとった。Fig. 9 にモデルの概念図を示す。メニスカスを原点に、鍛圧直前部を Z_f として鋳造方向に z 軸をとり、液相排出領域内の溶質濃度を $\tilde{C}$ (kg/m³) と仮定する。 z 軸方向の混合拡散係数を E (m²/s)、鋳造速度を v_c (m/s)、液相排出領域の断面積を S (m²) とすれば、物質収支より (12) 式が得られる^{13,22)}。

$$\frac{\partial \tilde{C}}{\partial t} = E \frac{\partial^2 \tilde{C}}{\partial z^2} + \left(\frac{E}{S} \frac{dS}{dz} - v_c \right) \frac{\partial \tilde{C}}{\partial z} \quad (12)$$

ここで、 t は時間 (s) である。初期条件並びに境界条件は、

$$t=0, z>0 \text{ で, } \tilde{C} = C_0 \quad (13)$$

$$t>0, z=0 \text{ で } \tilde{C} = C_0 \quad (14)$$

となる。また、鍛圧直前部である $z=Z_f$ での鍛圧前後のマスバランスは、2.2 章の濃度制御モデルより固液共存相の液相が排出率 ϵ で

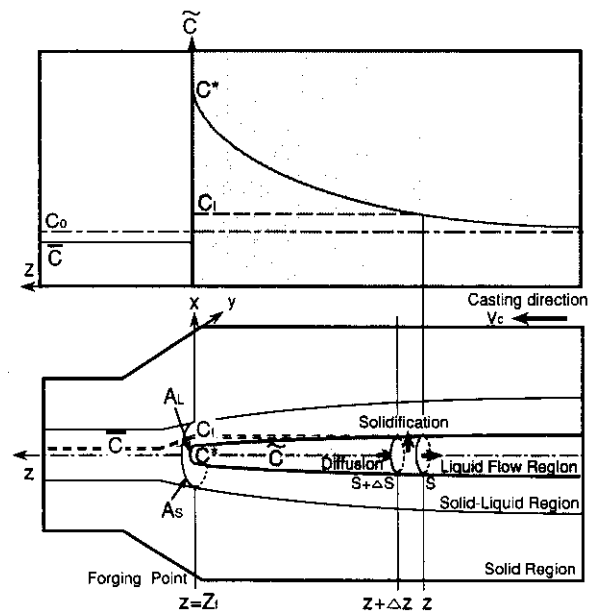


Fig. 9 Schematic of the diffusion model in liquid flow region

液相排出領域に排出されるとして (15) 式で表される。

$$A_s (\tilde{f}_L \epsilon \tilde{C}_L) v_c = A_L \tilde{C}^* - A_L E \frac{\partial \tilde{C}}{\partial z} \bigg|_{z=Z_f} \quad (15)$$

ここで、 Z_f : 鍛圧直前部のメニスカスからの距離 (m)

$\tilde{C}^*$: 液相排出領域の鍛圧直前 ($z=Z_f$) における溶質濃度 (kg/m³)

A_s : 鍛圧直前の固液共存相の断面積 (m²)

A_L : 鍛圧直前の液相排出領域の断面積 (m²)

また、 $(\tilde{f}_L \epsilon \tilde{C}_L)$ は鍛圧直前の固液共存相の厚み方向の平均値として以下のように表される。

$$(\tilde{f}_L \epsilon \tilde{C}_L) = \frac{\int_{x_L}^{x_S} \int_{y_L}^{y_S} (1-f_s) \epsilon C_L dx dy}{\int_{x_L}^{x_S} \int_{y_L}^{y_S} dx dy} \quad (16)$$

ここで、 x_S : 鍛圧直前の固液共存相 ($f_s=1.0$) の x 方向の厚みの 1/2 (m)

x_L : 鍛圧直前の液相排出領域の x 方向の厚みの 1/2 (m)

y_S : 鍛圧直前の固液共存相 ($f_s=1.0$) の y 方向の厚みの 1/2 (m)

y_L : 鍛圧直前の液相排出領域の y 方向の厚みの 1/2 (m)

鍛圧直前の固液共存相の厚み方向の液相溶質濃度 C_L は、鍛圧直前の固液共存相の厚み方向の固相溶質濃度 $\bar{C}_s$ が時間に対して一定と仮定して以下のように仮定する。

$$C_L = (C_i - f_s \bar{C}_s) / (1 - f_s) \quad (17)$$

$$\bar{C}_s = \{C_0 - (1 - f_s)\} C_{L0} \quad (18)$$

$$C_{L0} = C_0 \{1 - (1 - 2 \alpha k) f_s\}^{(K-1)/(1-2 \alpha k)} \quad (19)$$

ここで、 C_{L0} : 鍛圧直前の固液共存相の液相の初期溶質濃度 (kg/m³)

以上より、(12) 式を (13)、(14)、および、(15) 式の境界条件の下で解けば、鍛圧位置より上方の液相排出領域の z 軸方向の濃度分布、および、濃度分布の時間変化が求まる。また、鍛圧直前の固液共存相の厚み方向 (x, y) の濃度分布 C_L が液相排出領域の z 軸方向の濃度分布 $\tilde{C}$ に等しいとすれば、 $\tilde{C}$ を (17) 式内の C_L に代入して C_L を求め、(18) 式の $\bar{C}_s$ とともに前章の濃度制御モデルの (5) 式に

代入することにより、鍛圧後の鋳片厚み方向の濃度分布 $\bar{C}$ を求めることができる。

液相排出領域の混合拡散係数 E を 7×10^{-5} (m²/s)、鍛圧初期の鋳片中心部の固相率 f_s を 0.85 とし、(12) 式を差分化して求めた鍛圧長 40 m 位置での液相排出領域の炭素の濃度分布を Fig. 10 に示す。また、鍛圧後の鋳片中心部の炭素の偏析率 ($\bar{C}/C_0$) の時間変化 (鍛圧初期の鋳片中心部の f_s が 0.85) を Fig. 11 に示す。実測値

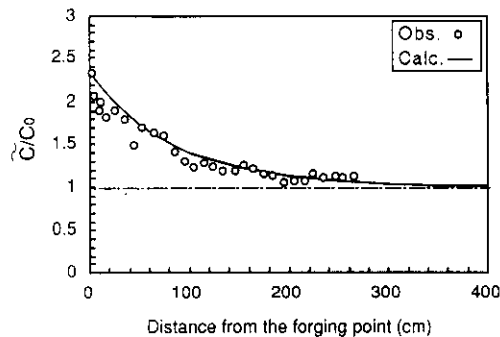


Fig. 10 Distribution of the carbon concentration in the liquid flow region at the end of the forging

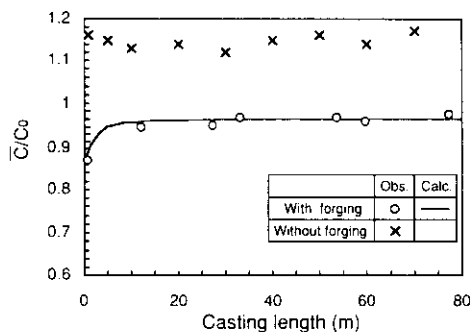


Fig. 11 Transition of the carbon concentration at center after forging

と計算値はよく一致しておりこのモデルが妥当であることがわかる。液相排出領域の炭素濃度は鍛圧開始後数メートルではほぼ一定になるため、鍛圧後の炭素の偏析率についてもほぼ一定となる。以上のように、連続鍛圧法を長時間適用しても炭素濃度はほぼ一定であり、本プロセスは安定した品質改善プロセスであることがわかる。

4 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濃度制御モデル、および、長時間鍛圧時における鋳片の濃度変化モデルを構築し、連続鍛圧における中心部濃度の制御機構を考察した。得られた結果は以下のとおりである。

- (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偏析率は低下する。
- (2) 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 のマイクロ偏析理論を用いて、連続鍛圧による濃度制御モデルを構築した。濃度制御モデルによる計算値と実測値は良く一致した。
- (3) 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の排出率は小さくなり、両者の関係は固液共存相の凝固状態に依存する。
- (4) 鍛圧の進行とともに鍛圧直前の固液共存相に溶質濃度の高い液相が存在する領域を形成する。この液相の排出領域の溶質濃度変化モデルを構築した。モデルによる計算値と実測値は良く一致した。
- (5) この領域の炭素濃度は鍛圧開始直後に急激に上昇するが、数メートルの鍛圧後には濃度の上昇速度は低下する。その結果、鍛圧後の炭素の濃度もほぼ一定になる。
- (6) 連続鍛圧法では鍛圧時の固相率を鋳造速度で制御することにより、鋳片中心部を所望の濃度にすることができ、長時間の適用でも安定したプロセスである。

参 考 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)5, 486
- 2) 高橋忠義, 市川 洸, 工藤昌行, 島原皓一: 鉄と鋼, **61**(1975)9, 2198
- 3) 高石昭吾, 小堀忠信, 野呂克彦, 秋田靖博: 鉄と鋼, **60**(1974)7, 915
- 4) 佐々木寛太郎, 杉谷泰生, 石村 進: 鉄と鋼, **66**(1980)1, 53
- 5) 熊井 浩, 浅野鋼一, 大橋徹朗, 野村悦夫, 藤井博務: 鉄と鋼, **60**(1974)7, 894
- 6) 山崎久生, 新庄 豊, 木下勝雄, 中西恭二: 鉄と鋼, **71**(1985)5, S 208
- 7) 綾田研三, 成田貴一, 森 隆資, 大西稔泰: 鉄と鋼, **67**(1981)8, 1278
- 8) 萩林成章, 内村光雄, 磯部浩一, 前出弘文: 材料とプロセス, **2**(1989)4, 1162
- 9) 小林日登志, 栗山伸二, 政岡俊雄, 鈴木幹雄, 宮原 忍: 材料とプロセス, **2**(1989)4, 1158
- 10) K. Ayata, S. Koyama, H. Nakata, S. Kawasaki, K. Ebina, and T. Hata: Proc. 6th IISC, Nagoya, (1990)
- 11) 小島信司, 松川敏胤, 溝田久和, 山崎久生: 鉄と鋼, **73**(1987)4, S 209
- 12) 榎田宏一, 藤村俊生, 今井卓雄: 鉄と鋼, **73**(1987)4, S 210
- 13) 藤村俊生, 榎田宏一, 反町健一: 鉄と鋼, **73**(1987)4, S 211
- 14) 藤村俊生, 榎田宏一, 溝田久和: 材料とプロセス, **2**(1989)4, 1166
- 15) 小島信司, 今井卓雄, 藤村俊生, 溝田久和, 松川敏胤: 鉄と鋼, **78**(1992)12, 1794
- 16) 鍋島誠司, 中戸 参, 藤井徹也, 榎田宏一, 溝田久和, 藤田利夫: 鉄と鋼, **79**(1993)4, 479
- 17) H. D. Brody and M. C. Flemings: *Trans. AIME*, 236(1966), 615
- 18) 高橋忠義, 工藤昌行, 市川 洸: 「鉄基合金元素の平衡分配係数」, 鉄鋼の凝固 付録 鉄鋼の凝固現象に関するデータ集, 鉄鋼基礎共同研究会編, 日本鉄鋼協会, (1977), 付-1
- 19) 梅田高昭: 「固体鉄合金中の拡散」, 鉄鋼の凝固 付録 鉄鋼の凝固現象に関するデータ集, 鉄鋼基礎共同研究会編, 日本鉄鋼協会, (1977), 付-32
- 20) Jyrki Miettinen: Chemical Technology and Metallurgy Series No.207, Acta Polytechnica Scandinavica, Helsinki Univ., (1992)
- 21) R. Mehrabian, M. A. Keane, and M. C. Flemings: *Metall. Trans.*, **1**(1970), 1209
- 22) 藤井徹也, 松野淳一, 大井 浩: 鉄と鋼, **60**(1974)7, 1041