

## Concept of Continuous Forging Process and Experimental Analysis of Forged Blooms



小島 信司  
Shinji Kojima  
鉄鋼技術本部 プロセス技術部長



溝田 久和  
Hisakazu Mizota  
水島製鉄所 プロセス開発部開発設計室 主査(課長補)



櫛田 宏一  
Koichi Kushida  
水島製鉄所 製鋼部第2製鋼課 主任部員(掛長)

### 要旨

連続鍛圧の中心偏析の抜本的な改善を目的として、連続鍛圧を適用した全く新しい中心偏析改善技術を開発した。この方法は鍛造中の未凝固鋳片を一对の金型で大圧下し、固液共存相内の濃化溶鋼を絞り出すとともに最終凝固部の結晶粒を破碎し、緻密で偏析のない中心部の凝固組織を得る技術である。この方法をブルーム連続機に適用し、高炭素鋼から低炭素鋼までのさまざまな鋼種について実験した結果、未凝固厚みに対する圧下量を変えることにより、中心部の偏析度を0.6~1.0間の狙いの値に制御できた。また、中心部の結晶粒は微細化するとともにセミマクロ偏析も減少し、操業条件の変動に対しても安定した品質のものが得られることが分かった。

### Synopsis:

With a view to substantially improving centerline segregation, the authors developed the continuous forging process based on a completely new solidification mechanism. In the new method, the unsolidified bloom is subjected to heavy reduction at the stage of final solidification by anvils installed in the strand line. The effectiveness of the method has been confirmed by commercial continuous bloom casters, where it is found that centerline segregation can be eliminated and the segregation ratio of carbon  $C/C_0$  can be controlled to an aimed value between 0.6 and 1.0 by choosing an appropriate ratio of reduction to the unsolidified thickness. It is also found that semi-macro segregation can be reduced and internal quality is quite stable, in spite of deviations of casting conditions in actual operation.

## 1 緒 言

鉄鋼製品に要求される品質レベルは、近年ますます高くなってきている。連続鍛造および造塊で製造される大半の鋼塊は周辺4面からの抜熱で凝固が進み、凝固の進行にともなって固液界面で溶質が液相中に排出されるために中心偏析が形成される<sup>1)</sup>。この傾向は、鋳片厚みが厚いほど高くなる。連続鍛造の凝固においては、鍛造速度の増大にともなってクレーターが長くなり中心偏析が助長される<sup>2)</sup>。中心偏析部にはP、Sなどの溶質濃度が高く、このため、中心部は脆性や加工性が悪化して機械的特性が低下する。

従来から、連続鍛造過程における中心偏析の軽減方法としてさまざまな方法が提案されてきた。最終凝固部の凝固組織を柱状晶から等軸晶に変える方法に電磁かくはん法<sup>3)</sup>、低温鍛造法<sup>4)</sup>、ワイヤー添加法<sup>5)</sup>、超音波印加法<sup>6)</sup>などがある。なかでも電磁かくはん法は一般に広まったが、凝固組織を変えるだけでは偏析防止の効果は不十分であった。また、最終凝固部での濃化溶鋼の凝固収縮による吸い込みを防止する軽圧下法<sup>7)</sup>も多く報告されている。

今回、新たに開発した連続鍛造における連続鍛圧技術<sup>8)</sup>は、鍛圧機構を用いて最終凝固部に機械的エネルギーを連続的に付加する技

術である。その狙いは、濃化溶鋼の排出と最終凝固時の結晶粒の破碎を同時に行って、緻密で偏析のない中心部の再凝固組織を得ようとするもので、いわば強制破碎凝固という新しい凝固形態と位置付けられる。

本報では連続鍛圧の原理と、その効果を確認するため行った実験規模での鍛圧実験に関し、中心偏析におよぼす鍛造条件と鍛圧条件の影響、および連続鍛圧による鋳片品質の改善効果について報告する。

## 2 連続鍛圧法の原理

### 2.1 連続鍛造における中心偏析発生機構

鋼は鉄以外のC、Si、Mn、P、S等の金属および非金属成分を含み、その含有量の差で広範な特性を発揮させている。このため、固液共存部の残溶鋼は徐々に濃化していき、固相での拡散が小さいために凝固後も中心偏析として残存することになる。

連続鍛造においては、高速鍛造化に伴ってクレーターが長くなり、その先端形状がより鋭角になるため、中心偏析が大きくなる。この現象は支持ロール間での鋳片のバルジング等で助長され、中心部のCの偏析度は通常1.1~1.4程度となる。

\* 平成5年11月5日原稿受付

## 2.2 中心偏析の改善メカニズム

連続鍛圧は最終凝固部に機械的エネルギーを付加することにより、濃化溶鋼の排出とデンドライトの破碎を行う技術である。その狙いは、デンドライトの破片を核とした疑似的な等軸晶同士を圧着し、緻密で偏析のない中心部組織を得ようとするもので、この様子を Fig. 1 に模式的に示す。このとき必要な圧下量  $\delta$  は (1) 式で表される。

$$\delta = \delta_1 + \delta_2 + \delta_3 \quad (1)$$

ここで、

$\delta_1$ : 固液共存相内の濃化溶鋼の体積分を押し出すために必要な圧下量

$\delta_2$ : 固液共存相内の固相が破碎され、上流側へ押し出された体積に相当する圧下量

$\delta_3$ : 完全凝固層のメタルフローに費やされる圧下量

鍛圧位置での鋳片の凝固状態は、鍛圧しない場合の伝熱解析<sup>10)</sup>による凝固プロファイルで定義した。その位置での上下の固相率 1.0 で挟まれた未凝固厚みを見かけの未凝固厚み  $d$  と呼び、鋳片中心部の固相率を見かけの固相率  $f_s$  と呼ぶ。

### (1) $\delta_1$ の推定

Fig. 1 で、斜線で示される固液共存相内の濃化溶鋼の量は、圧下位置での中心部の見かけの固相率  $f_s$  と鋼種特有の固液共存相の厚みが決まれば計算できる。C の含有量が 0.80% の線材用鋼について  $\delta_1$  を計算した結果を Fig. 2 に示す。見かけの固相率  $f_s$  が 0.5~1.0 の場合には濃化溶鋼の排出に必要な圧下量  $\delta_1$  は 300 mm と計算される。鋳片が厚くなるほど  $\delta_1$  は大きくなり、この傾向は C 含有量が高くなっても同様である。

圧下量が  $\delta_1$  より小さいと上下の圧下力が中央で相殺されず凝固シェルの曲げエネルギーで吸収されるため、内部割れが発生する。

### (2) $\delta_2$ の推定

$\delta_2$  は、デンドライトを積極的に押しつぶして残溶鋼側に疑似等軸晶の固液共存相を形成させるに必要な圧下量であり、計算結果を Fig. 2 に併せて示す。この  $\delta_2$  は見かけの未凝固厚み  $d$  内の固相をすべて押し出すと考えた最大値を示す。

この図より、 $f_s$  の範囲を 0.5 以上とすると  $\delta_2$  は最大 50~100 mm 程度である。

### (3) 所要圧下量 $\delta$

圧下量  $\delta$  が  $\delta_1$  に比べて十分大きくない場合は濃化溶鋼の移動だけが起って鋳片の中心部は負偏析になる。したがって、所要圧下量  $\delta$  は、濃化溶鋼を排出するのに必要な圧下量  $\delta_1$  と固液共存相の固相を押し出すのに必要な圧下量  $\delta_2$  を加え、さらに完全凝固部が圧下時に逃げる量  $\delta_3$  を補償した圧下量とする必要がある。たとえば、400 mm 厚みの高炭素鋼鋳片の場合、鍛圧位置の見かけの固相率を 0.5 とし、 $\delta_1$  の 2 倍程度とみると、所要圧下量は 60 mm となる。

前述の考え方を総括し、未凝固鋳片の鍛圧時に発生するであろう現象を概念的に予測整理したものを Fig. 3 に示す。横軸は鍛圧位置を表し、E 点が鍛圧しない時の凝固完了点であり、左にいくほど上流側を表している。縦軸は圧下量を示す。

すなわち、圧下量が小さい時に未凝固量が多いと凝固界面が未圧着のため内部割れが発生し、未凝固量が少なく濃化溶鋼を中心部に集めるだけとなり、中心偏析が助長される。圧下量を増した領域において、中心部への圧下量が  $\delta_1$  より小さい場合は、負偏析が発生するが、中心部への圧下量を  $\delta_1$  より増していくと中心偏析が改

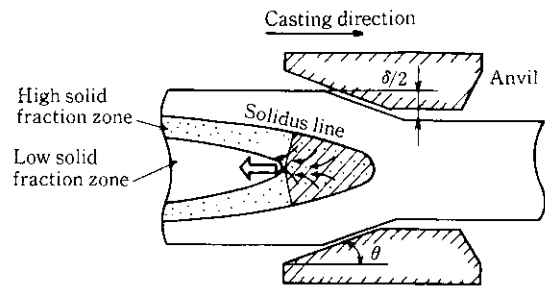


Fig. 1 Concept of continuous forging process

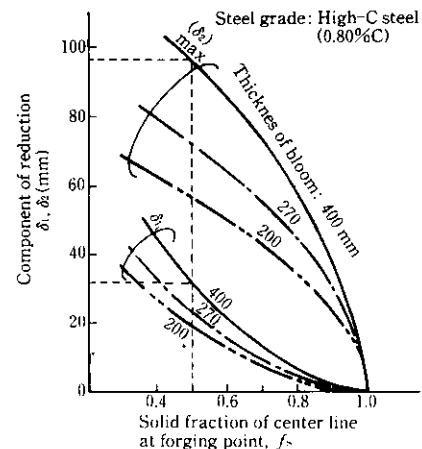


Fig. 2 Required amount of reduction to improve centerline segregation in continuous forging

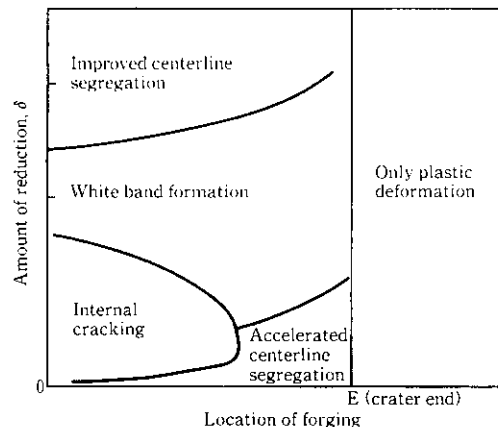


Fig. 3 Relation between internal quality of forged bloom and reduction behavior

善される領域に到達することを示している。

## 2.3 圧下方法

$\delta_1$  に対して十分に大きな値、例えば 60~80 mm の圧下量を達成する圧下方法としては、ロール圧下法と連続鍛圧法がある。

ロール圧下法<sup>11,12)</sup>は、時間経過に対して凝固界面は常に同じ状態に保たれるため、結晶粒を破碎する効果は連続鍛圧法に比べて少な

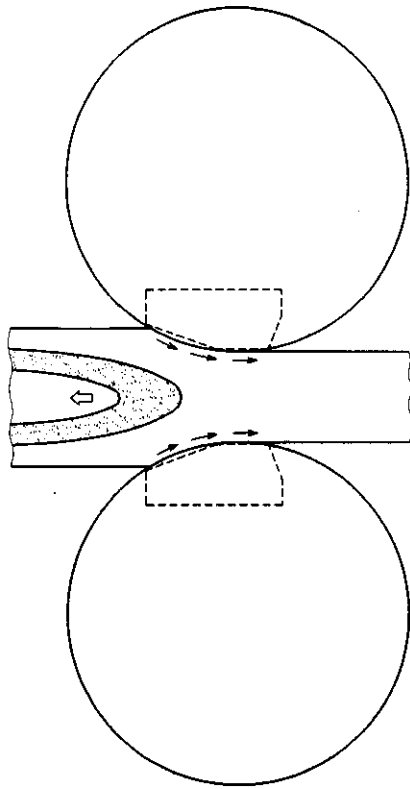


Fig. 4 Comparison of roll reduction and continuous forging process

いと考えられる。また、凝固界面の割れを防止するには圧下部の曲率半径を大きくする必要があるが、ロール圧下法で連続鍛圧法と同等の曲率をもたせようとすると、Fig. 4 に示すようにロール径が極めて大きくなり、ロール駆動トルクも大きくなって設備が過大になる。

一方、連続鍛圧法によれば、鍛圧機直下の固液共存相が1回の鍛圧で破碎され、濃化溶鋼と破碎結晶粒の上流への吐き出しが効果的に行われるとともに、鑄片中心部に対する圧下効率が良いので圧縮応力場の形成により、大圧下においても内部割れの発生を防止できる。さらに、ロール圧下法のような回転トルクの伝達の問題がないので圧下量の制約が少ない。

以上のように大圧下の場合、ロール圧下法ではハードの構成が非現実的で適用困難なのに対し、連続鍛圧法は品質面、設備面の両方でロール圧下法より優れているので、圧下方法として連続鍛圧法を採用した。

#### 2.4 鍛圧時の鑄片の応力、歪分布

連続鍛圧法は未凝固鑄片を圧下するので適正な条件で圧下しないと鍛圧時、内部割れを起こす恐れがあり条件によっては表面割れの発生も懸念される。そこで、鍛圧時の鑄片内の応力と歪の状況を把握するため、剛塑性有限要素法を用いて解析した。Fig. 5 はその結果の一例を示すもので、この例は固相同士が圧着され鍛圧力が鑄片内部に十分伝達される場合を示す。鍛圧条件は鑄片厚み 270 mm、未凝固厚み 20 mm、圧下量 40 mm であり、解析手法は 2 次元剛塑性有限要素法を用い、要素数 50、左右端面の境界条件を“平面を保持して移動”として行った。

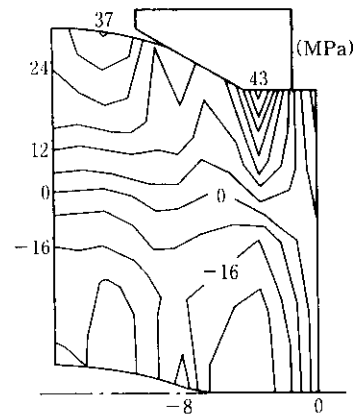


Fig. 5 Example of stress analysis of forged bloom

本図より、鍛圧時の凝固界面近傍はすべて圧縮応力状態になっており、内部割れは発生しないと考えられる。また、表面近傍の引張応力はこの温度での許容応力以下なので、表面割れも生じないと推定される。したがって、適正な条件で鍛圧することにより、内部割れも表面割れも起こさずに鍛圧することが可能であるといえる。

### 3 実験方法

#### 3.1 実験装置

連続鍛圧の原理の確認と品質確性のため、鍛圧機を水島第 1<sup>13)</sup>、第 3<sup>14)</sup> 連鑄機に設置して実機での鍛圧実験を行った。連鑄機と鍛圧機の主仕様と操作条件を Table 1 に示す。鍛圧機の設置位置は第 1 連鑄機ではメネスカスから 16 m の位置に、第 3 連鑄機では 26.4 m の位置とした。

#### 3.2 実験条件

実験条件の概要を Table 2 に示す。対象鋼種は線材用鋼、軸受用鋼、機械構造用鋼、シームレスパイプ用鋼などとし、鍛圧時の未凝

Table 1 Main specifications and casting conditions

|                               | Mizushima<br>No. 1 CC            | Mizushima<br>No. 3 CC          |
|-------------------------------|----------------------------------|--------------------------------|
| Continuous caster             |                                  |                                |
| Machine type                  | Curved type<br>(12.5 m)          | Curved type<br>(12.5, 22 m)    |
| No. of strand                 | 6                                | 4                              |
| Bloom size (mm <sup>2</sup> ) | 270×340                          | 400×560                        |
| Ladle capacity (t)            | 180                              | 180                            |
| Continuous forging equipment  |                                  |                                |
| Method of reduction           | Oil hydraulic<br>reduction lever | Electric motor<br>driven crank |
| Amount of reduction (mm)      | 20~100                           | 40~150                         |
| Location <sup>a</sup> (m)     | 16                               | 26.4                           |
| Casting conditions            |                                  |                                |
| Casting speed (m/min)         | 0.65~0.75                        | 0.4~0.6                        |
| Specific water amount (l/kg)  | 0.75~0.9                         | 0.3~0.5                        |
| Super heat (°C)               | 12~36                            | 15~40                          |

<sup>a</sup>Distance from meniscus

Table 2 Experimental conditions of continuous forging

|                                   | Mizushima<br>No. 1 CC                             | Mizushima<br>No. 3 CC                             |
|-----------------------------------|---------------------------------------------------|---------------------------------------------------|
| Steel grades                      | Ordinary steel<br>Low alloy steel<br>(0.05~1.0%C) | Ordinary steel<br>Low alloy steel<br>(0.10~1.0%C) |
| Unsolidified thickness $d$ (mm)   | 0~120                                             | 0~70                                              |
| Amount of reduction $\delta$ (mm) | 20~100                                            | 40~140                                            |
| Reduction ratio $\delta/d$        | 0.3~7                                             | 0.8~8                                             |
| Reduction length/chance (m)       | 10~180                                            | 20~100                                            |
| Surface temperature of bloom (°C) | 870~930                                           | 880~950                                           |

固厚み  $d$  は、主に鑄造速度を変えることにより制御した。鍛圧条件は見かけの未凝固厚み  $d$  に対する鍛圧量  $\delta$  の比  $\delta/d$  を 0.3~8 の範囲で種々変えて行った。未凝固厚み  $d$  は 2 次元前進差分法による凝固計算<sup>10)</sup>で推定した。なお、凝固計算の信頼性については、鋳打ち法による凝固シェル厚の測定、および鑄片の表面温度測定による検証で十分な精度を有することを確認している。

### 3.3 調査内容

鍛圧条件を変えたときの鑄片中心部の偏析度の挙動を<sup>13)</sup>を、さまざまな鋼種について調べた<sup>15,16)</sup>。鍛圧材の品質の安定性については、長時間にわたって鍛圧を続けた場合の挙動と鑄造中に引き抜きを一時停止し再開したときの挙動を調べた。

鑄片のマクロ偏析は、5 mm 径のドリルサンプル 10 点の平均値で調べ、セミマクロ偏析については、ビーム径 20  $\mu\text{m}$  と 100  $\mu\text{m}$  のマクロアナライザーを用いて調査した<sup>17)</sup>。

## 4 連続鍛圧後の鑄片の品質改善効果

### 4.1 中心偏析におよぼす各種要因の影響

鍛圧の中心偏析におよぼす主要因は、鍛圧位置での中心部の固相率、鑄片サイズと成分、および圧下量がある。すなわち、どのような鑄片（鑄片のサイズと成分が主要因）を、どの位置（中心部の固相率が主要因）で、どれだけ鍛圧（圧下量が主要因）したかによって決まる。鍛圧効果は鍛圧する位置での中心部の固相率と圧下量との関係によって異なるが、あまり低固相率で未凝固厚みが大きすぎると、内部割れ防止に必要な圧下量が過大になるため、実験では  $f_s \geq 0.5$  を調査対象域とした。

#### 4.1.1 未凝固厚みにおよぼす成分とサイズの影響

鑄片の凝固プロフィールに影響をおよぼす主要因として、成分と鑄片サイズがある。これらの要因と凝固プロフィールの関係を固相率 0.6 と 1.0 の位置で比較した例を Fig. 6 に示す。含有成分が多いほど固液共存相厚みが厚くなり、未凝固厚みが増える。また、鑄片厚みが厚くなると凝固界面における凝固速度が低下し、未凝固厚みが増大する。固相率 0.6 と 1.0 で挟まれた未凝固厚み  $d$  は、0.8%C 鋼、鑄片厚み 400 mm の場合に 108 mm である。厚みが同じで 0.15%C 鋼の場合には 46 mm に、C 含有量が同じで鑄片厚みが 270 mm の場合には 80 mm になる。すなわち、適正な鍛圧条件は鑄片厚みだけでなく成分も十分考慮する必要がある。

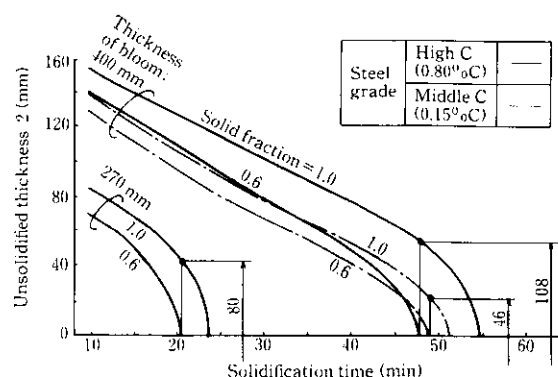


Fig. 6 Influence of steel grade and bloom size on unsolidified thickness

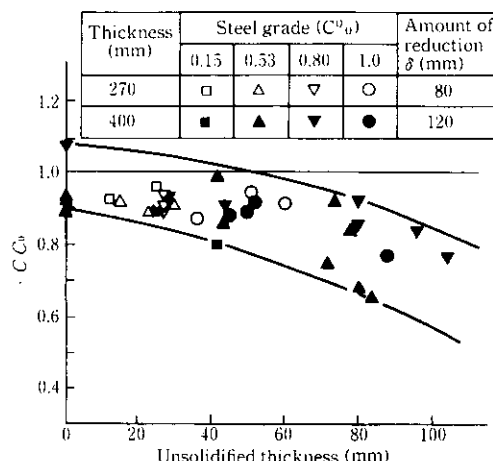


Fig. 7 Influence of unsolidified thickness on centerline segregation

#### 4.1.2 中心偏析におよぼす見かけの未凝固厚みの影響

圧下量を一定としたときの、中心偏析におよぼす見かけの未凝固厚み  $d$  の影響を第 1、第 3 連続鑄機で調査した。ここで、 $d$  は鑄造速度を変更して決めた。結果を Fig. 7 に示す。 $d$  が 20~40 mm の範囲では  $C/C_0$  が小となり負偏析度が増していく。この現象は、圧下量に比べて見かけの未凝固厚みが大きいと破碎された固相の上流側への押し出し、すなわち  $\delta_0$  が不足するためと考えられる。

#### 4.1.3 中心偏析におよぼす鍛圧条件の影響

鑄片中心部の  $C/C_0$  におよぼす鍛圧条件の影響は、圧下量  $\delta$  と見かけの未凝固厚み  $d$  の比  $\delta/d$  で整理できる。結果を Fig. 8 に示す。本図より、 $\delta/d$  が大きくなると  $C/C_0$  は負偏析から徐々に増加し、偏析度は 0.6~1.0 間の狙いの値に制御できることが分かる。 $C/C_0 \geq 0.9$  とするためには  $\delta/d$  は 2 以上必要である。

すなわち、中心偏析を改善するための鍛圧量は、固液共存相内の液相分を排出するだけでは不十分であり、さらに、固相分を押しつぶして疑似等軸晶として排出するだけの圧下量が必要であると推察される。

また、 $1.5 \leq \delta/d \leq 3.0$  の条件における中心部の見かけの固相率  $f_s$  と  $C/C_0$  の関係を Fig. 9 に示す。 $f_s$  の増加に対して  $C/C_0$  には明確な差は認められない。

したがって、鍛圧位置での見かけの固相率に応じた圧下量が得られれば、同等の鍛圧効果が得られる。鍛圧した鑄片の圧延工程を考慮すると、圧下量は少ない方が好ましい。一例として、対象材が普

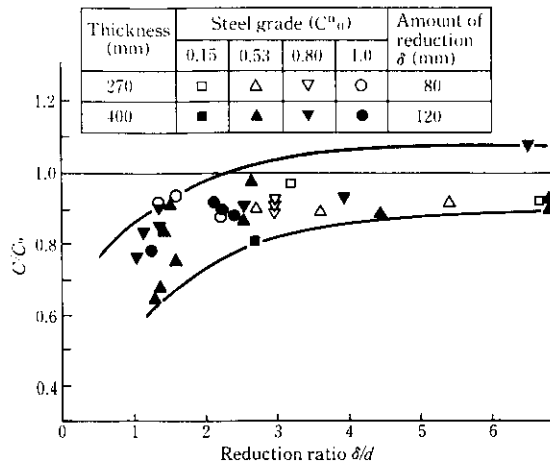


Fig. 8 Effect of reduction ratio ( $\delta/d$ ) on centerline segregation

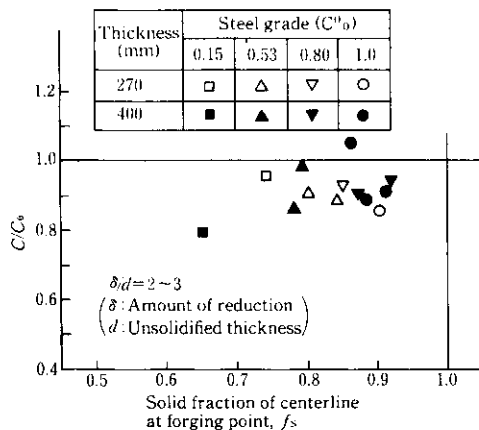


Fig. 9 Relation between fraction of solid at forging location and centerline segregation

通鋼で  $C/C_0$  として 1 近傍を得る場合には、(2)、(3)式に示す鍛圧条件が望ましい。

$$f_s \geq 0.7 \quad \dots\dots\dots (2)$$

$$\delta/d \geq 2.0 \quad \dots\dots\dots (3)$$

#### 4.2 結晶粒の微細化によぼす影響

高炭素鋼(0.82%C)における、鋳片中心部近傍の鋳造方向断面のマクロ組織を **Photo 1** に示す。鍛圧により比較材にみられる V 状の偏析線は軽減され、中心部の結晶粒径は著しく微細化し、さらに均質化しているのが認められる。また、低炭素鋼(0.07%C)の浸透探傷試験の結果からも、鍛圧材においてはポロシティが完全に消滅し割れも発生していないことが確かめられた。

セミマクロ偏析については、マクロアナライザーにより鋳片中心部の P の偏析度と偏析粒径について調査した。偏析分布の測定結果から、鍛圧材はミクロ的な偏析粒が減少しているのが認められた。また、偏析粒径と偏析粒個数との関係(ビーム径 100  $\mu\text{m}$ ) を **Fig. 10** に示す。鍛圧を行うことにより  $C/C_0 > 4.0$  の P の偏析粒個数が大幅に減少していることから、特に高濃度、大偏析粒径域での軽減効果が大きく、偏析粒は比較的低濃度で小径のものに分散されていくことが分かった。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

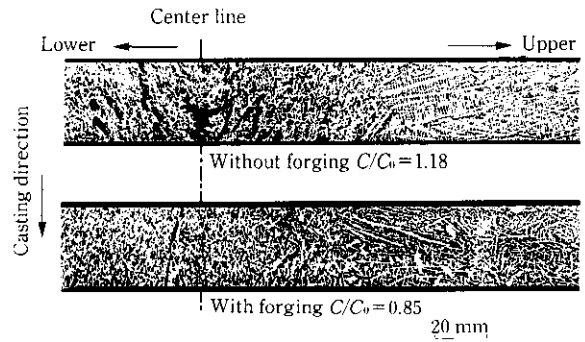


Photo 1 Macro-structures of forged blooms (longitudinal sections)

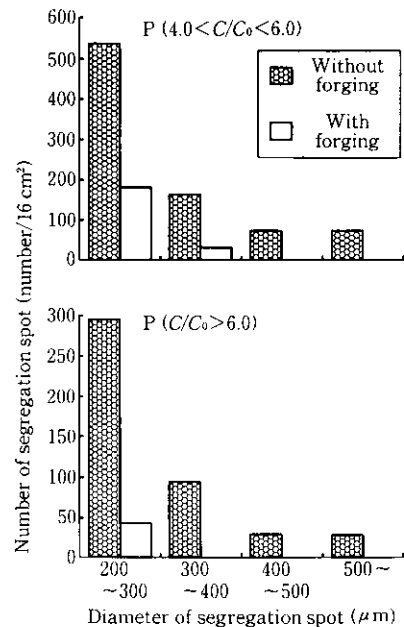


Fig. 10 Effect of forging on numbers of segregation spot in bloom (solid fraction  $f_s=0.78$ )

も連続鍛圧により軽減されることが分かった。

#### 4.3 長時間鍛圧、および非定常時の品質の安定性

鍛圧を継続した時の品質の安定性を明らかにするために、270 mm と 400 mm 厚みの鋳片をそれぞれ 2.5 時間と 3.0 時間鍛圧し、鋳片中心部での  $C/C_0$  の鋳造方向の変化を調査した。サンプルは鋳造された鋳片から約 10 m おきに 5 mm 径のドリルで採取した。炭素についてのその調査結果を **Fig. 11** に示す。

$C/C_0$  は鍛圧開始後速やかに定常状態に達し、偏析度は変化していないので、長時間鍛圧時においても品質は安定していることが分かった。

つぎに、鋳造速度が変動した時の影響を明らかにするために、鍛圧作業を 1 時間続けた後、1 分間鋳造を停止し、その後再び鍛圧を開始して、鋳造中断時に相当する鋳片の鋳造方向断面のサルファープリントと  $C/C_0$  の鋳造方向の変化を調べた。これらの結果は、定常鍛圧時の鋳片で得られる結果とほぼ同一であり、有意差はほとんど認められなかった。このことは、鍛圧作業中に鋳造速度が若干変化しても鍛圧効果に変化のないことを示しており、操業条件の変動に対する品質の安定性にも優れていることが判明した。

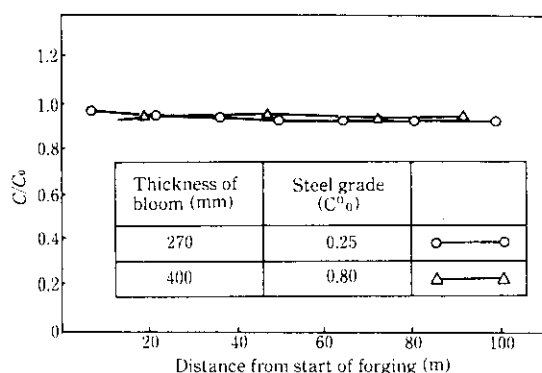


Fig. 11 Transition of centerline segregation along longitudinal axis during extended forging operation

## 5 結 言

連铸鋳片の中心偏析の改善を目的として、鋳造中の凝固末期鋳片を金型により大圧下する連続鍛圧法を開発し、実験にて品質確性の実験を行った結果、下記に示す顕著な改善効果を確認した。また、実生産プロセスに適用し、実用技術として適用可能な有用な技術であることが判明した。

- (1) 中心偏析を改善するのに必要な圧下量は、固液共存相内の濃化溶鋼を押し出すための圧下量のみでは不十分で、デンドライトを破碎し、疑似等軸晶として未凝固部に押し出すための圧下量が必要である。必要な圧下量はサイズと鋼種により決まる。
- (2) 鍛圧による中心部の偏析度  $C/C_0$  は、鍛圧位置中心部の見かけの固相率  $f_s$  と圧下量  $\delta$  と見かけの未凝固厚み  $d$  の比により整理できる。未凝固厚みに対して圧下量が小さい領域では内部割れが生じ、圧下量の増加に伴って負偏析域から改善域に近づく。
- (3) 偏析度は 0.6~1.0 間の狙いの値に制御できる。後工程での圧延プロセスを考えると、現実的には  $f_s \geq 0.7$ ,  $\delta/d \leq 2.0$  とするのが望ましい。
- (4) 鋳片中心部の結晶粒は鍛圧により微細化する。
- (5) セミマクロ偏析は鍛圧により軽減され、特に高濃度で偏析粒径の大きいものが大幅に減少する。
- (6) 長時間鍛圧時の鋳片中心部の炭素の偏析度は、3 時間程度の連続操業においてもあまり変化せず安定している。また、1 分間程度の引き抜き停止に相当する鋳造速度の変動があっても、偏析度はほとんど変化せず、工程操業における品質の安定性が確認できた。

## 参 考 文 献

- 1) 大野篤美: 金属凝固学(1977), 97, [地人書館]
- 2) 渡辺忠夫, 佐藤 敦, 吉田克磨, 豊田 守, 川崎守夫: 材料とプロセス, 2(1989)4, 1146
- 3) 山崎久生, 新庄 豊, 木下勝雄, 中西恭二: 鉄と鋼, 71(1985)4, S 208
- 4) 水藤政人, 川縁正信, 蓮沼純一, 新庄 豊: 鉄と鋼, 71(1985)4, S 210
- 5) 垣生泰弘, 糸山篤司, 江見俊彦, 反町健一: 鉄と鋼, 67(1981)9, 1498
- 6) 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)12, S 798
- 7) M. Yamada, S. Ogibayashi, M. Tezuka and T. Mukai: Steel-making Conference Proceedings, 71(1988), 81
- 8) 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
- 9) S. Kojima, T. Imai, T. Fujimura, H. Mizota: 4th International Conference on Continuous Casting, (1989), S 3.06
- 10) 松川敏胤, 油原 晋, 小島信司, 藤山寿郎, 宮川昌治: 川崎製鉄技報, 19(1987)1, 7
- 11) 竹原鋭郎, 山崎大蔵, 角井 洵, 林 寛治, 秋田秀喜: 鉄と鋼, 60(1974)7, 875
- 12) 高木 功, 川崎正蔵, 金塚泰夫, 蝦名 清, 綾田研三: 材料とプロセス, 4(1991)1, 297
- 13) 小島信司, 松川敏胤, 今井卓雄, 溝田久和, 川縁正信, 山崎久生: 鉄と鋼, 73(1987)4, S 209
- 14) 小島信司, 溝田久和, 松川敏胤, 数上文夫, 藤村俊生, 吉元義夫: 材料とプロセス, 4(1991)1, 293
- 15) 櫛田宏一, 藤村俊生, 今井卓雄, 小島信司, 田野口一郎, 荻野朋生: 鉄と鋼, 73(1987)4, S 210
- 16) 櫛田宏一, 藤村俊生, 溝田久和, 小島信司, 今村晴幸, 山崎久生: 材料とプロセス, 1(1988)1, 207
- 17) 櫛田宏一, 藤村俊生, 馬田 一, 松川敏胤, 秋本圭一, 浜西信之: 材料とプロセス, 4(1991)1, 294

## 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<sup>1-5)</sup>。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<sup>6,7)</sup>、溶鋼流動の防止を目的とした凝固末期での軽圧下法<sup>8,9)</sup>、強圧下法<sup>10)</sup>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<sup>11-15)</sup>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