

© 1992 ISIJ

論文

連続鍛圧技術による中心偏析の改善

小島 信司*・今井 卓雄*²・溝田 久和*
藤村 俊生*・松川 敏胤*

Improvement of Centerline Segregation in Continuously Cast Strand by Continuous Forging Process

Shinji KOJIMA, Takuo IMAI, Hisakazu MIZOTA,
Toshio FUJIMURA and Toshitane MATSUKAWA

Synopsis :

In order to improve or eliminate centerline segregation of continuously cast strand, various methods have been introduced but have to date produced satisfactory results. With a view to substantially solving the problem, the authors proposed a continuous forging technique based on a completely new solidification mechanism. In this method, the thickness of the strand is drastically reduced at the stage of final solidification by anvils so that the solute-enriched liquid in the mushy zone is discharged upstream and dendrite is crushed, and squeezed out into the liquid pool. The method was applied to No. 1 and No. 3 bloom casters at Mizushima Works to investigate the effect with various steel grades covering high carbon and low alloy steels. The segregation ratio of carbon C/C_0 can be controlled to an aimed value between 0.6 ~ 1.0 by choosing an appropriate ratio of reduction to the unsolidified thickness. The qualities of final products such as wire and rod are remarkably improved. This paper presents the concept of this new technique, the effect of forging conditions on internal quality, and the results in final products.

Key words : continuous casting; bloom; segregation; centerline segregation; forging; continuous forging; anvil.

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。連続鋳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¹⁾。この傾向は、鋳片厚みが厚いほど高くなる。連続鋳造の凝固においては、鋳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²⁾。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などが悪化して、機械的特性が低下する。

従来から、連続鋳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攪拌法³⁾、低温鋳造法⁴⁾、ワイヤー添加法⁵⁾、超音波印加法⁶⁾などがある。なかでも電磁攪拌法は一般に広まったが、凝固組織を変更するのみ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⁷⁾⁸⁾が多く報告されている。

今回、新たに開発した連鋳における連続鍛圧技術⁹⁾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、いわゆる強制破碎凝固という新しい凝固形態と位置づけられる。本研究では、実機規模で連続鍛圧操作を行って原理を確認するとともに、連続鍛圧による中心偏析の挙動、鋳造および鍛圧条件の把握、さらに製品品質におよぼす効果について明らかにした。

2. 連続鍛圧法の原理

2.1 中心偏析の改善メカニズム

2.1.1 連鋳における従来の中心偏析発生機構

鋼は鉄以外のC、Si、Mn、P、S等の金属および非

平成4年2月10日受付 平成4年9月4日受理 (Received on Feb. 10, 1992; Accepted on Sep. 4, 1992)

* 川崎製鉄(株)水島製鉄所 (Mizushima Works, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasakidori Mizushima Kurashiki 712)

*² 川崎製鉄(株)千葉製鉄所 (Chiba Works, Kawasaki Steel Corp.)

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ゆき、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鑄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 程度である。

2.1.2 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壊を行う技術である。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 δ は、(1)式で表わされる。

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

ここで、

δ_1 : 固液共存層内の濃化溶鋼の体積分を押し出すために必要な圧下量

δ_2 : 固液共存層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

δ_3 : 完全凝固層のメタルフローに必要な圧下量

鍛圧位置での鑄片の凝固状態は、鍛圧しない場合の伝熱解析¹⁰⁾による凝固プロフィールで定義した。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掛けの未凝固厚み d とよび、鑄片中心部の固相率を見掛けの固相率 f_s とよぶ。

[δ_1 の推定]

Fig. 1 で、斜線で示される固液共存層内の濃化溶鋼の量は、圧下位置での中心部の見掛けの固相率 f_s と鋼種特有の固液共存層の厚みが決まれば、計算できる。C の含有量が 0.80% の線材用鋼について δ_1 を計算した結果を Fig. 2 に示す。見掛けの固相率 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 δ_1 は 30~0

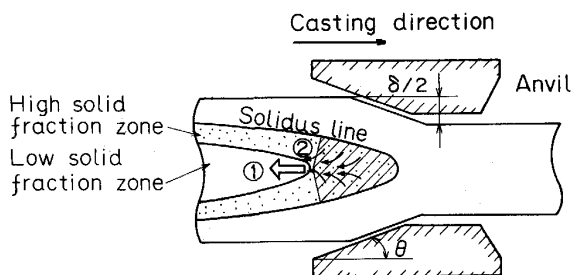


Fig. 1. Concept of continuous forging process.

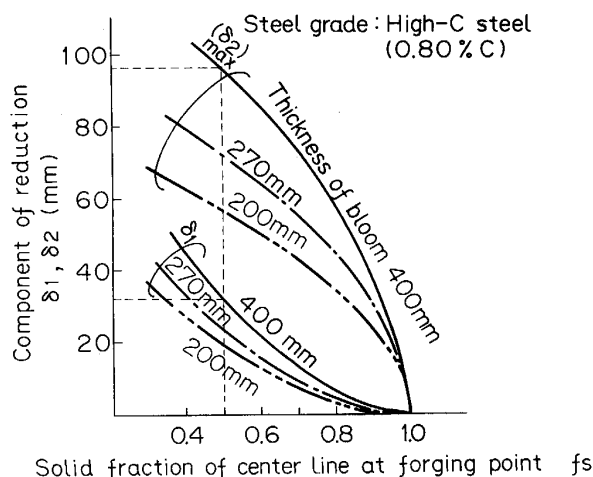


Fig. 2. Required amount of reduction to improve centerline segregation in continuous forging.

mm と計算される。鑄片が厚くなるほど δ_1 は大きくなり、この傾向は C 含有量が高くなって同様である。

圧下量が δ_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。

[δ_2 の推定]

δ_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層を形成させるに必要な圧下量であり、計算結果を Fig. 2 に示す。この δ_2 は見掛けの未凝固厚み 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 δ_2 は最大 50~100 mm 程度必要である。

[所要圧下量 δ]

圧下量 δ が δ_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鑄片の中心部は負偏析になる。したがって、所要圧下量 δ は濃化溶鋼を排出するのに必要な圧下量 δ_1 と固液共存層の固相を押し出すに必要な圧下量 δ_2 に加えて完全凝固部が圧下時に逃げる量 δ_3 を補償した圧下量とする必要がある。たとえば、400 mm 厚みの高炭素鋼鑄片の場合、鍛圧位置の見掛けの固相率を 0.5 とし、 δ_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、未凝固鑄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

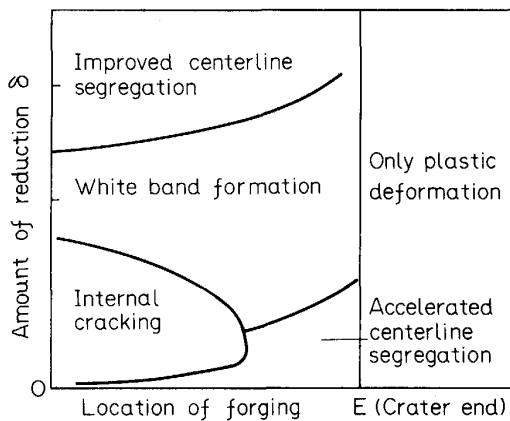


Fig. 3. Relation between internal quality of forged bloom and reduction behavior.

いと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 δ_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 δ_1 より増していくと中心偏析が改善される領域に到達することを示している。

2.2 圧下方法

δ_1 に対して十分に大きな値、例えば 80 mm 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¹¹⁾¹²⁾では、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が連続鍛圧法に比べて少ないと考えられる。さらに、ロール1対で 80 mm の圧下を行うのはロール径とロール駆動トルクが大きくなって設備が過大となる。

一方、連続鍛圧法によれば、鍛圧機直下の固液共存層が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おこなわれるとともに、大圧下においても内部割れの発生が防止できる。さらに、所要のロール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。

2.3 鍛圧時の鑄片の応力・ひずみ場

連続鍛圧における金型形状は鍛圧時の鑄片に割れが発生しないように決める必要がある。鍛圧面のテーパ角度 θ は次の3つの観点から決められる。

- (1) 金型と鑄片とがすべらない: $\theta < \text{摩擦角} (\tan^{-1} \mu)$
- (2) 鑄片内の発生応力がその温度での許容値以下
- (3) 破碎結晶粒の押し出し性: θ は大きい程よい

熱間鍛造における金型と鑄片間の摩擦係数は、一般に 0.35 程度であり、その角度は $\theta \leq \tan^{-1} 0.35 = 20^\circ$ となる。

鍛圧時に鑄片内に発生する応力を、2次元剛塑性有限要素法で解析した。Fig. 4 は固相同士が圧着され鍛圧

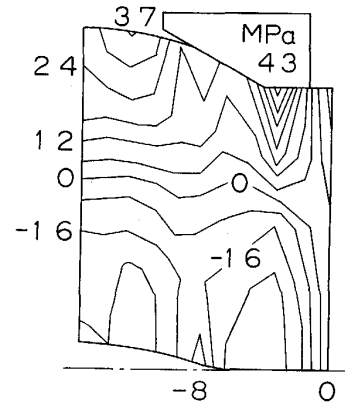


Fig. 4. Example of stress analysis of forged bloom.

力が鑄片内部に十分伝達される場合の結果の一例を示す。鍛圧条件は、鑄片厚 270 mm、見掛けの未凝固厚み 20 mm のときに、 $\theta = 17^\circ$ の金型で 40 mm の鍛圧をおこなったものである。

解析条件 手法: 変位増分法, 要素数: 50

境界条件 厚み: 平面ひずみ

左右: 平面を保持して移動

本図より、凝固界面は圧縮応力状態になっており、内部割れは生じないと考えられる。また、表面近傍に発生している引張り応力は、一般に言われている連続鑄片における表面の許容応力 50 MPa 以下であり、表面にも割れは発生しないと推定される。

以上より、金型角度は前記(1)と(2)が許す範囲で大きくとることにした。

3. 実験方法

3.1 実験装置

鍛圧機を水島第1¹³⁾、3¹⁴⁾連続鑄機に設置して連続鍛圧の原理の確認と品質確性のための実験をおこなった。連続鑄機と鍛圧機の主仕様と操業条件を Table 1 に示す。第1連続鑄機ではメニスカスから 16 m の位置に、第3連続鑄機では 26.4 m の位置に設置した。

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、軸受鋼、機械構造用鋼、シームレスパイプ用鋼などとし、鍛圧条件は見掛けの未凝固厚み d に対する鍛圧量 δ の比 δ/d を 0.3 から 8 の範囲で種々変えて行った。なお、 d は 2次元前進差分法による凝固計算¹⁰⁾で推定した。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値と鑄片の表面温度測定値との対比で十分な精度を有することを確認している。

Table 1. Main specifications and casting conditions.

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

Table 2. Experimental conditions of continuous forging.

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

3.3 調査内容

まず、鍛圧条件を変えたときの铸片中心部の偏析度の挙動¹³⁾を、さまざまな鋼種について調べた¹⁵⁾¹⁶⁾。鍛圧によって得られる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時の挙動と铸造中に引き抜きを一時停止し再開した時の挙動を調べた。

铸片とビレットのマクロ偏析は、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 100 μm のマッピングアナライザーを用いて調査した¹⁷⁾。製品品質では、各々の用途において要求される特性と基本的な機械的強度特性を調査した。

4. 連続鍛圧後の铸片品質の改善効果と考察

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要因は、鍛圧位置での中心部の固相率、铸片のサイズと成分および鍛圧量がある。すなわち、どのような铸片(すなわち铸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(鍛圧量が主要因)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鍛圧量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鍛圧量が過大になるため、本論文では $f_s \geq 0.5$ を調査対象域とした。

(1) 未凝固厚みにおよぼす成分とサイズの影響

铸片の凝固プロフィールに影響をおよぼす主要因とし

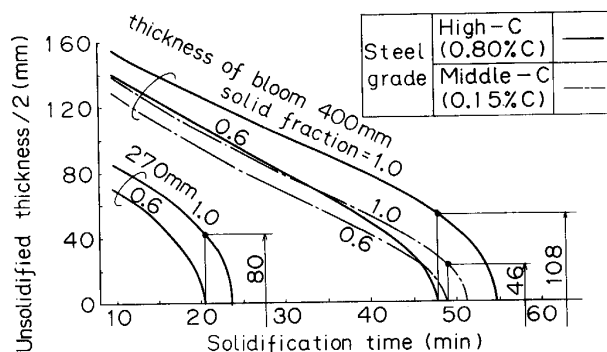


Fig. 5. Influence of steel grade and bloom size on unsolidified thickness.

て、成分と铸片サイズがある。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. 5 に示す。含有成分が多いほど、固液共存層厚みが厚くなり未凝固厚みが増える。また、铸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、0.80%C 鋼、铸片厚み 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 含有量が同じで铸片厚みが 270 mm の場合には 80 mm になる。すなわち、適正な鍛圧条件は铸片厚みだけでなく成分も十分考慮する必要がある。

(2) 中心偏析におよぼす見掛けの未凝固厚みの影響

鍛圧量を一定としたときの、中心偏析におよぼす見掛けの未凝固厚み d の影響を第 1, 第 3 連続機で調査し

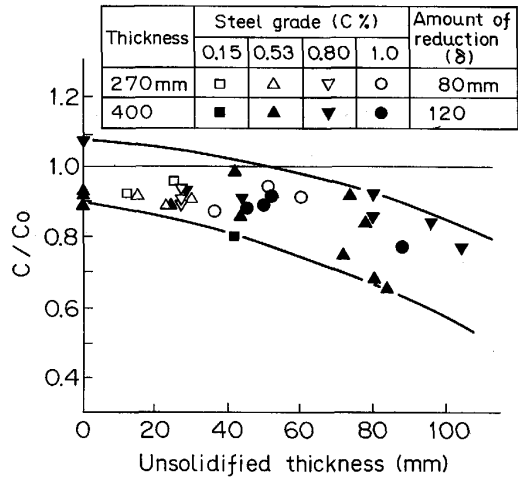


Fig. 6. Influence of unsolidified thickness on centerline segregation.

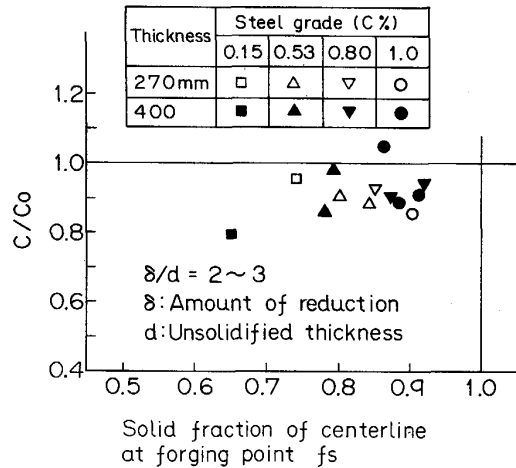


Fig. 8. Relation between fraction of solid at forging location and centerline segregation.

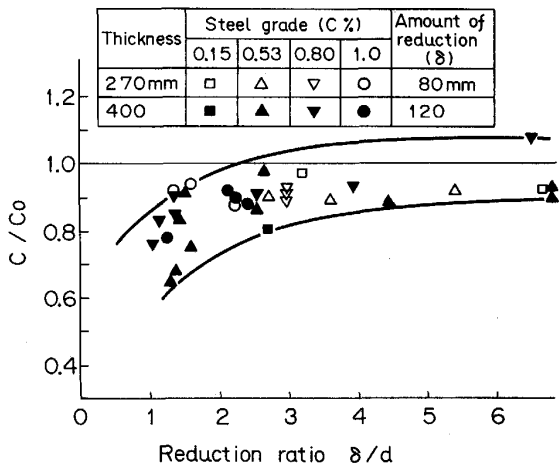


Fig. 7. Effect of reduction ratio (δ/d) on centerline segregation.

た。ここで、 d は鑄造速度を変更して決めた。結果を Fig. 6 に示す。 d が20~40 mmの範囲では C/C_0 が0.9~1.1となり、さらに d が増すと C/C_0 が小となり負偏析度が増して行く。この現象は、鍛圧量にくらべて見掛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 δ_2 が不足するためと考えられる。

(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、鍛圧量 δ と見掛けの未凝固厚み d の比 δ/d で整理できる。結果を Fig. 7 に示す。本図より、 δ/d が大きくなると C/C_0 は負偏析から徐々に増加し $C/C_0 \approx 1$ となる。 $C/C_0 \geq 0.9$ とするためには δ/d は2以上必要となる。

すなわち、中心偏析を改善するための鍛圧量は、固液

共存層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鍛圧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掛けの固相率 f_s と C/C_0 の関係を Fig. 8 に示す。 f_s の増加にたいして C/C_0 には明確な差は認められない。

したがって、鍛圧位置での見掛けの固相率に応じた鍛圧量が得られれば、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、鍛圧量は少ない方が好ましい。一例として、対象材が普通鋼で中心部の C/C_0 として1近傍を得る場合には、(2)、(3)式の鍛圧条件が望ましい。

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

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

4.2 結晶粒の微細化におよぼす影響

高炭素鋼(0.82%C)における、鑄片中心部近傍の鑄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、Pの偏析度が3以上の偏析粒の直径と個数の関係をマッピングアナライザーによって測定した。結果を Fig. 9 に示す。鍛圧により偏析粒径の大きいものは大幅に減少し、小径のものに分散されていることが分かった。

4.3 鍛圧部近傍の未凝固部における濃化現象

鍛圧においては未凝固部の濃化溶鋼を上流側に連続的に排出するため鍛圧部近傍には濃化域が発生する。この

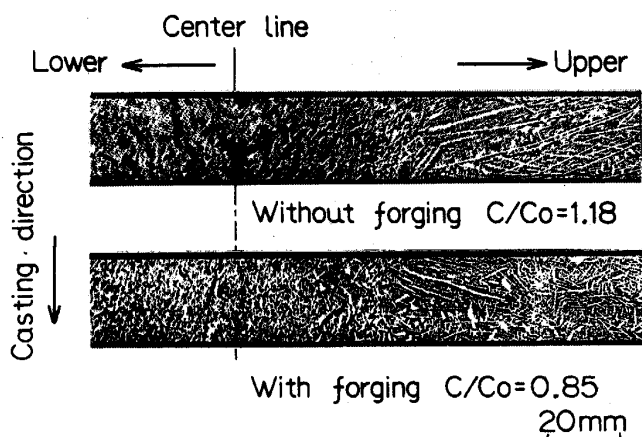


Photo. 1. Macro structures of forged bloom.

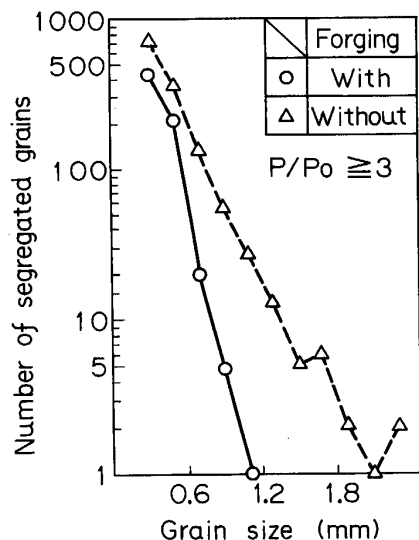


Fig. 9. Reduction in grain size of semi-macro segregation with forging.

状況を調べるため、鍛圧が定常状態に達した後、鑄造作業を中断して鑄片を連鑄機内に静止凝固させた。停止前の鑄造速度は 270 mm 厚の場合 0.7 m/min, 400 mm 厚の場合 0.49 m/min であった。冷却後の鑄片よりドリルサンプルをとり、鑄造方向の偏析度を調査した。

この測定結果を Fig. 10 に示す。偏析度 C/C_0 は鍛圧機直前部で最大ピーク値をとり、上流に向かって徐々に減少している。濃化度のピークは C で 2~2.5 程度であり、 $C/C_0 \geq 1.5$ となる濃化域は鑄片厚さ 270 mm では約 1.5 m, 400 mm 厚さでは約 4 m となっている。この領域の長さは、拡散以外に対流混合と鍛圧にともなう強制的な混合の影響によって決まるが、その範囲は有限であることが分かる。2 ケースの濃化域の違いは、鑄片サイズと成分の違いによると思われる。

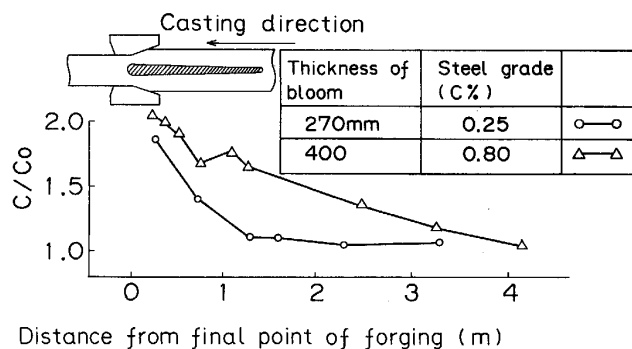


Fig. 10. Transition of carbon concentration along longitudinal axis at end of forging.

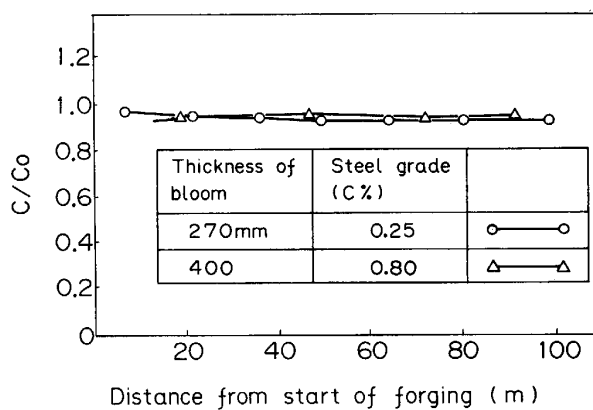


Fig. 11. Transition of centerline segregation along longitudinal axis during extended forging operation.

4.4 連続鍛圧の安定性に関する実験結果

鍛圧を継続した時の未凝固部濃化溶鋼の影響を明らかにするために、270 mm と 400 mm 厚みの鑄片をそれぞれ 2.5 時間と 3.0 時間鍛圧し、鑄片中心部での C/C_0 の鑄造方向の変化を調査した。ここで、サンプルは鑄造された鑄片から約 10 m おきに 5 mm 径のドリルで採取した。その結果を炭素について 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、前節で述べた未凝固部の濃化はある値で飽和し、鍛圧効果は変化しないことが分かった。

つぎに、鑄造速度が変動した時の影響を明らかにするために、1 時間鍛圧作業を続けた後 1 分間鑄造を停止し、その後、再び鍛圧を開始して、鑄造中断時に相当する鑄片の鑄造方向断面のサルファープリントと C/C_0 の鑄造方向の変化をしらべた。これらの結果は、定常鍛圧時の鑄片で得られる結果とはほぼ同一であり、有意差はほとんど認められなかった。このことは、鍛圧作業中に鑄造速度が若干変化してもその効果に変化がないことを示唆している。

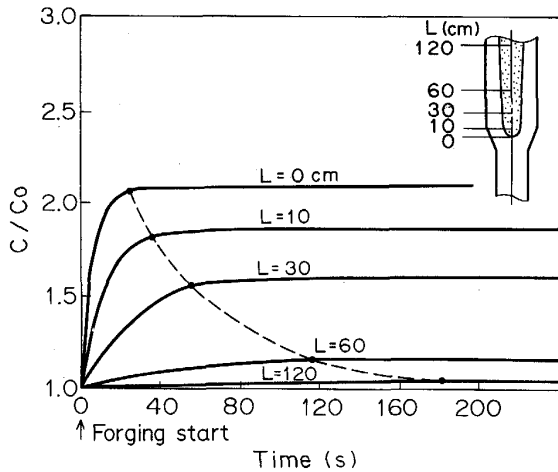


Fig. 12. Transition of carbon concentration in liquid pool during forging.

4.5 未凝固部の濃化現象のモデル解析

4.3節に示した結果に関して著者らが実施したモデル解析の要約を以下に示す¹⁸⁾。モデルは、鍛圧位置より上流側のクレーター内を鍛造方向に要素分割し、溶質のマスをとった。鍛圧により押し出された濃化溶鋼は分子拡散以外に対流と強制混合によって拡散する。押し出される溶鋼の溶質濃度は鍛圧点前後の溶質と溶鋼のマスバランスから求めた。クレーター内での周辺シェルへの凝固の進行を考慮し、さらにモデルを簡単にするため厚み方向における濃度は一定とし、鍛造方向のみの1次元解析とした。

ここで、鋳片厚みは270mm、混合拡散係数は60 cm²/s¹⁹⁾、鍛圧後のC/C₀を0.9とした場合の濃度変化をFig. 12に示す。濃化範囲は約1.2m、鍛圧直前の濃化度のピークは2.1であり、Fig. 10に示す測定値とほぼ一致した。また、濃化は約3分程度で飽和して定常状態になる。この結果から鍛圧後の中心部のC/C₀は速やかに定常状態に達し、長時間鍛圧においても鍛圧効果は変化しないことが裏付けられた。

5. 圧延後の品質改善効果と考察

5.1 連続鍛圧材の機械的特性に及ぼす効果

(1) 引抜き加工性

線材の伸線性については²⁰⁾、炭素含有量が0.83%で直径が5.5mmの供試材を直径1.44mmまで12段のダイスを使って線引き実験を行った。ここで、ダイス角度は断線を促進するため通常の2倍の25°とした。比較材では線径1.88mm~1.61mmの範囲で断線が起こったが、鍛圧材ではすべて線径1.44mmまで引けた。また、第3連鋳機での実生産工程での伸線結果をFig. 13に示

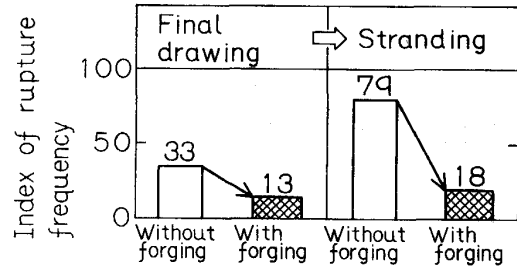


Fig. 13. Frequency of rupture in drawing processes.

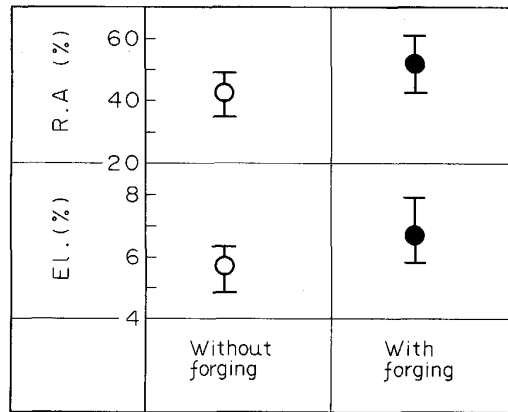


Fig. 14. R. A and El. of 0.82%C-steel wire after drawing (4.2mmφ).

すが、連続鍛圧の適用によって断線率は大幅に低減できた²¹⁾。

(2) 中心部加工性

S45C素材をSKH4製のドリルを用いて、中心部に穴あけ加工をした場合のドリル寿命を比較した。その結果、鍛圧材では比較材に比べて2倍以上のドリル寿命になった。これは、中心偏析の解消によるものと考えられる。また、シームレスパイプ製造時の穿孔加工作業においても、ピアサー寿命に同様の効果が確認された。

(3) 鍛造加工性

機械部品の一体成形を行うクロスロール加工においては、中心部は苛酷な応力場となり、従来材では中心偏析起因のマネスマンクラックが発生しやすいが、鍛圧材では発生しないことが確認された。

5.2 連続鍛圧材の製品品質に及ぼす効果

直径11mmの0.82%C鋼線材を4.2mm径に伸線した後の伸び、絞り特性をFig. 14に示す。鍛圧材は非鍛圧材に比べ伸線後の伸び、絞り特性が優れている。この時の鍛圧材の中心部のC/C₀は0.9で、線材においては適度な負偏析とすることにより延性が増し、伸び絞り特性が向上することが分かった。

軸に用いられる棒鋼の焼入れ時、従来材では中心偏析

により焼割れを起こしやすかったが、鍛圧材では焼割れはなくなった。耐焼割れ性は中心部の硬度でほぼ評価でき、鍛圧材では中心部の硬度ピークがなくなるため効果が認められたものと考えられる。

一方、軸受用鋼材の転動寿命についても、鍛圧材は比較材に比べ約2倍の疲労寿命の向上が認められた。転動寿命に影響する因子²²⁾²³⁾として中心偏析と溶鋼の清浄度がある。連続鍛圧材で寿命が向上した理由として、中心偏析解消効果に加えて以下の理由が考えられる。すなわち、鍛圧材では、中心偏析の低減を目的とした低温鍛造を実施する必要がないために溶鋼加熱度を高くできる利点があり、本例でも、鍛圧材は10°C上昇させているのでこれによる介在物低減効果が現れたものと考えられる。

また、シームレスパイプは穿孔によりパイプ内表面が作られるため、中心部にポロシティーが存在すると内表面に疵が発生する。鍛圧材においてはポロシティーによる格落率と手入れ率を激減させることができた。

6. 結 言

(1) 連铸鑄片の中心偏析を解消する方法として連続鍛圧法を考案し、実機を用いて開発を行った。その結果、本技術は実生産プロセスとして活用できるレベルに完成した。

(2) 中心偏析の改善に必要な鍛圧量は、固液共存層内の濃化溶鋼を押し出す為の圧下量 δ_1 だけ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為の圧下量 δ_2 が必要である。必要な鍛圧量はサイズと鋼種で決まる。

(3) 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 と鍛圧量 δ と見掛けの未凝固厚み d の比により整理できる。未凝固厚みに対して鍛圧量が少ない領域では内部割れが生じ、鍛圧量の増加に伴って負偏析域から改善域に近づく。後工程での圧延プロセスを考えると、現実的には $f_s \geq 0.7$, $\delta/d \geq 2$ である。

(4) 鑄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、特に偏析粒径の大きいものは大幅に減少する。

(6) 鍛圧中の未凝固部先端の濃化は鍛圧開始と同時に速やかに飽和し、中心部の C の偏析改善効果は、鍛圧時間3時間程度の長時間操業でも、1分間程度の引き抜

き停止に相当する鑄造速度変動でも変わらない。

(7) 鍛圧材の圧延後における製品用途別品質確性の結果、

(i) 中心部の偏析が無い場合、線引加工時の断線率低下、穿孔加工時のドリル寿命の延長、耐焼き割れ性の向上などの効果が得られる。

(ii) 中心部のポロシティーが無い場合、シームレスパイプ製造時の内表面性状の向上、苛酷な応力場の塑性変形でのマンネスマンクラックの防止効果などがある。

文 献

- 1) 大野篤美: 金属凝固学 (1977), p. 97 [地人書館]
- 2) 渡辺忠男, 佐藤 敦, 吉田克磨, 豊田 守, 川崎守夫: 鉄と鋼, **2** (1989), p. 1146
- 3) 山崎久生, 新庄 豊, 木下勝雄, 中西恭二: 鉄と鋼, **71** (1985), S208
- 4) 水藤政人, 川縁正信, 蓮沼純一, 新庄 豊: 鉄と鋼, **71** (1985), S210
- 5) 垣生泰弘, 糸山誓司, 江見俊彦, 反町健一: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 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), S798
- 7) M. Yamada, S. Ogibayashi, M. Tezuka and T. Mukai: Steelmaking Conference Proceedings, **71** (1988), p. 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), p. 1158
- 9) S. Kojima, T. Imai, T. Fujimura, H. Mizota: 4 th International Conference on Continuous Casting (1989), S3. 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, p. 7
- 11) 竹原鋭郎, 山崎大蔵, 角井 洵, 林 寛治, 秋田秀喜: **60** (1974) 7, p. 875
- 12) 下野茂治, 川崎正蔵, 高木 功, 蝦名 清, 綾田研三: 鉄と鋼, **78** (1992), T105
- 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), S209
- 14) 小島信司, 溝田久和, 松川敏胤, 数土文夫, 藤村俊生, 吉元義夫: 材料とプロセス, **4** (1991), p. 293
- 15) 榑田宏一, 藤村俊生, 今井卓雄, 小島信司, 田野口一郎, 菅野朋生: 材料とプロセス, **73** (1987), S210
- 16) 榑田宏一, 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), p. 207
- 17) 榑田宏一, 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), p. 294
- 18) 藤村俊生, 榑田宏一, 今井卓雄, 小島信司, 反町健一, 大西正之: 材料とプロセス, **73** (1987), S211
- 19) 藤井徹也, 松野淳一, 大井 浩: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 1041
- 20) 藤田利夫, 天野虎一, 中野昭三郎, 川縁正信, 山本義治, 小野秀俊: 材料とプロセス, **4** (1991), p. 296
- 21) 柳島章也, 山本義治, 川縁正信, 藤田利夫, 中野昭三郎, 浅川貞夫: 川崎製鉄技報, **23** (1991) 2, p. 91
- 22) 対馬全之: 日本金属学会会報, **23** (1984) 1, p. 50
- 23) 山本俊郎: 日本金属学会会報, **11** (1972) 6, p. 419