

高炭素鋼線材の Mn 偏析におよぼす 鑄片均熱処理の影響

落合 征雄*・大羽 浩*²

Effect of Soaking Treatment of Continuously Cast Bloom on Manganese Segregation of High-Carbon Steel Wire Rod

Ikuo OCHIAI and Hiroshi OHBA

Synopsis :

A study has been made on the diffusion behavior of manganese in the macrosegregation spots of continuously cast bloom during soaking treatment prior to bloom rolling in order to reduce the martensite structure, which is caused by manganese segregation and reduces the wire drawability, in Stelmor-cooled high-carbon steel wire rod. Eutectoid steel samples (SWRS80B) sawed off from the middle part of a 300 mm × 500 mm continuously cast bloom were heated at 1 573 K for 0.5 to 5 h and the manganese concentration profiles were measured with EPMA.

(1) Manganese microsegregation peaks (concentration peaks) were substantially annihilated by a soaking treatment of 1 573 K × 1 h, even though calculations based on the previously reported diffusion constant of manganese in austenite predicted the presence of high microsegregation peaks after a soaking treatment of 1 573 K × 5 h.

(2) The difference between the experimental and the calculated results in the diffusion rate of manganese decreased with increase in the strain of hot rolling, and thus approximately the same diffusion constant as previous works was obtained for wire rod.

(3) It is thought that the excess vacancies, which are generated by the pores existing in the macrosegregation spots of continuously cast bloom, accelerate the volume diffusion, and thereby the soaking treatment of the continuously cast bloom has the industrial significance for the reduction of manganese microsegregation, as well as carbon and phosphorus segregation.

Key words : high-carbon steel ; wire rod ; manganese ; segregation ; soaking ; bloom ; diffusion ; continuous casting ; martensite.

1. 緒 言

連鑄製高炭素鋼線材の中心偏析帯の特徴は、偏析元素である C, Mn, および P が圧延方向に著しく延伸した狭幅の濃化領域（以下、偏析ピークと呼び、その高さは偏析元素の濃度をあらわすこととする）を多数形成していることである。Mn の偏析ピークについては、その高さがパテンティング条件により決定される臨界値を超えると、パテンティング時、偏析ピーク上にマルテンサイトが生成し、そのため、伸線中に断線する場合がある。著者らの研究¹⁾によれば、背の高い偏析ピークはすべて「台地状偏析」（鑄片のマクロ偏析粒に対応する）上に集中して存在するマイクロ偏析ピークであり、破壊はこれ

ら高いマイクロ偏析上に生成したマルテンサイトを順次連結するモードで伝播する。したがって、マルテンサイト起因の断線を防止するためには、Mn のマイクロ偏析ピーク高さを臨界値以下に下げることにより破壊の起点をなくすか、あるいは、台地状偏析の幅、すなわち、鑄片のマクロ偏析粒径を小さくすることにより破壊の伝播を阻止する必要がある。最近の偏析低減技術の進歩はマクロ偏析粒の小形化を可能にしているが、鑄造条件の変動を考慮に入れると、マクロ偏析粒の小形化にもおのずと限界がある。一方、偏析ピーク高さを下げる方法としては鑄片の均熱処理（Soaking treatment）が考えられる。これは、C や P のようにオーステナイト中の拡散速度が大きい元素については効果があるものの²⁾³⁾、拡散係

昭和 63 年 10 月 6 日受付 (Received Oct. 6, 1988)

* 新日本製鉄(株)君津技術研究部 工博 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Kimitsu Kimitsu 299-11)

*² 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

数の比較的小さい Mn については処理時間が長くなるため工業生産ベースには乗らないものとされている⁴⁾⁵⁾。しかし、著者らが実生産工程における線材のマルテンサイト発生率を解析した結果では、Mn 偏析についても、C や P 偏析と同様、鑄片均熱処理の効果がみとめられ、従来の知見とは異なつた結果が得られている。

本研究は、鑄片均熱処理工程における Mn の拡散挙動を明らかにすることを目的に、鑄片の中心偏析部より切り出した試料を用いて均熱処理実験を行い、マクロ偏析粒内の Mn の偏析プロファイルの変化を測定するとともに、従来報告されている拡散係数を用いて行つた計算結果との差異について考察したものである。

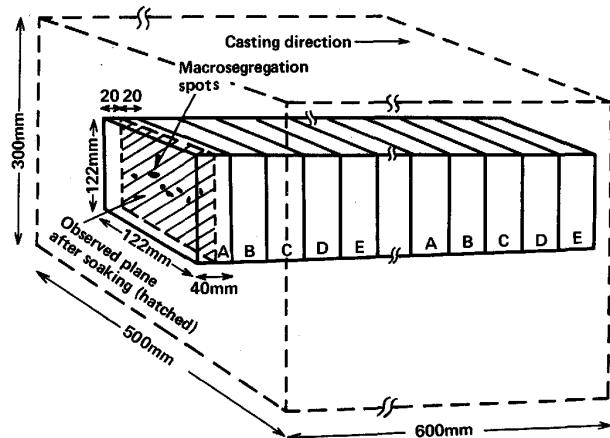
2. 実験方法

2.1 試料

実験には共析鋼に近い組成を有する SWRS80B を用いた。供試鋼の取鍋分析値を Table 1 に示す。試料はすべて新日本製鉄(株)君津製鉄所の実生産設備を用いて製造した。供試鋼を 250 t 転炉で溶製後、曲率半径 10.5 m の湾曲型連鑄機を用いて 300 mm×500 mm 断面の鑄片に鑄造した。冷却後の鑄片を均熱炉に装入して約 8 h で 1523 K (鑄片中心温度) に昇温し、その温度に 0~10 h 保持したのち 122 mm 角断面のピレットに分塊

Table 1. Chemical composition of steel investigated (mass%).

C	Si	Mn	P	S	Al
0.80	0.23	0.74	0.013	0.004	0.032



A: No soaking B: 1573 K×0.5 h C: 1573 K×1 h
D: 1573 K×3 h E: 1573 K×5 h

Fig. 1. Schematic representation of sampling method of soaking test samples of cast bloom.

圧延した。線材圧延はピレットを約 2.5 h で 1373 K に加熱後、ただちに圧延を開始し、直径 11 mm の線材に圧延した。線材圧延後、ステルモア (Stelmor) 冷却設備を用いて直接パテンティングを行つた。この場合、巻取温度は 1123 K、巻取後 773 K までの平均冷却速度は約 4 K/s とした。

2.2 鑄片均熱実験

Fig. 1 に示すように、鑄片より中心偏析部を含む板状試料 (122 mm×122 mm×40 mm) を切り出し均熱実験に供した。試料 A は鑄造状態における Mn 偏析の測定用に、また、B から E までの各試料は 1573 K における保持時間の影響を調べる実験に供した。ここで、中心偏析は鑄片長さ方向に若干の変動があるため、各水準とも相互に 200 mm 離れた位置よりサンプリングした 3 個の試料について均熱実験を行つた。均熱実験は、上記の板状試料を実験用雰囲気炉に装入して 0.5 h で中心部温度を 1573 K に上げ、その温度に 0.5~5 h 保持したのち水冷した。

2.3 Mn 偏析の測定

鑄片中心偏析部の Mn 偏析は以下の方法で測定した。まず、Fig. 1 の板状試料を 2 分割し、分割面 (鑄片横断面) を研磨したのち、エッチプリント法⁶⁾でマクロ偏析粒を現出した。Photo. 1 に示すようなマクロ偏析粒のうち、大きい方から 5 個を選び、ビーム径 2 μm の X 線マイクロアナライザー (EPMA) を用いてそれぞれを横断する線分析を行つた。以上の測定は各水準 3 枚の板状試料それぞれについて行つた。

線材の Mn 偏析については、5 vol% ナイタル液でマ

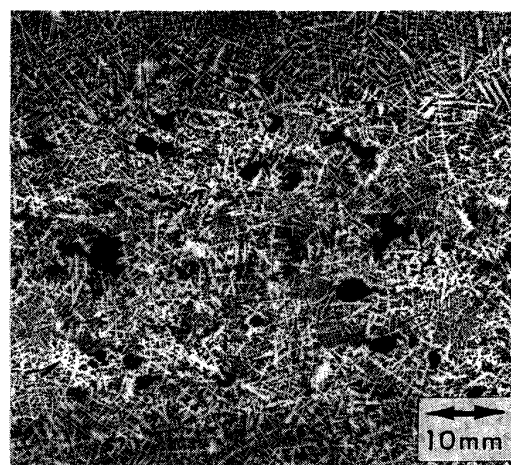


Photo. 1. Solidification structure at the central segregation zone of continuously cast bloom (Transverse section). Massive dark spots correspond to macrosegregation spots.

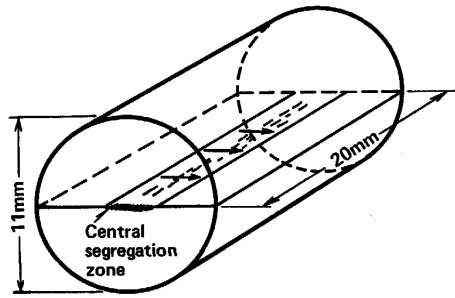


Fig. 2. Schematic representation of EPMA scanning for measuring central segregation in wire rod.

クロエッチングを行って中心偏析帯を現出し, Fig. 2 に示すように, 中心偏析帯を含む被検面について EPMA を用いて 3 か所線分析を行った. ビーム径は 2 μm で 1 回の走査距離は中心偏析部 1 mm とした. なお, 試片数は各水準 4 個とした.

3. 実験結果

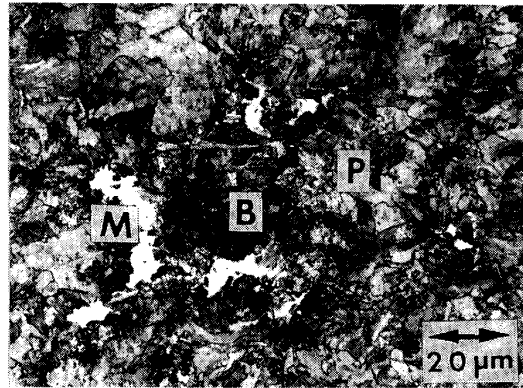
3.1 線材のマルテンサイト発生率におよぼす鋳片均熱処理の影響

直接パテンティング線材のマルテンサイト発生率におよぼす鋳片均熱処理の影響を調査するために, 線材の横断面を研磨したのち飽和ピクルルでエッチングし光学顕微鏡で観察した (倍率: 500 倍). 中心偏析帯におけるマルテンサイトの生成状態を Photo. 2 に示す. 個々のマルテンサイト (白色部) はいずれも 30 μm 以下と小さい. これらは黒色部, すなわち, パーライト中にベイナイトが混在した領域に集中して存在する. 次に, 同一チャージの鋳片を 3 組に分け, 鋳片均熱処理条件を変えて各 18 コイル (約 36 t) の線材を製造した. 各水準につき 72 本 (1 コイルにつき 4 本) のサンプルを採取し, 上述の方法でマルテンサイトの有無を調べ, マルテンサイトの検出されたサンプルの本数比率をもつて線材のマルテンサイト発生率と定義した.

Table 2 に線材のマルテンサイト発生率およびマルテンサイトの大きさの最大値を示す. 鋳片均熱処理の効果が見とめられ, 1523 K×10 h の均熱処理によりマルテンサイトはほぼ消滅する.

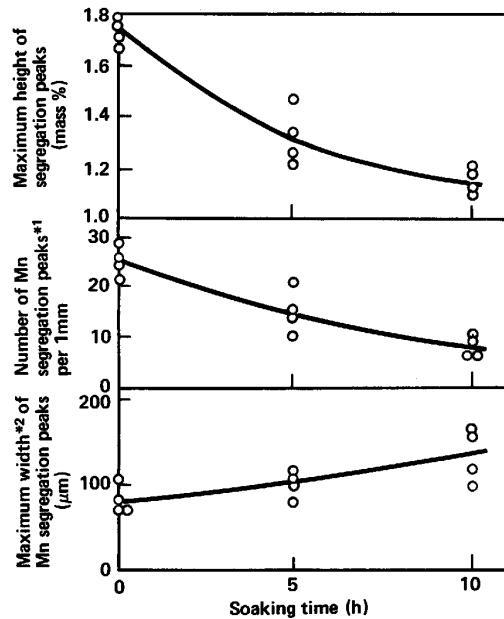
3.2 線材の Mn ミクロ偏析ピーク形状におよぼす鋳片均熱処理の影響

線材の台地状偏析上に存在する Mn のミクロ偏析ピーク形状におよぼす 1523 K における鋳片均熱処理の影響を Fig. 3 に示す. 各プロットはそれぞれ 3 か所の線分析結果の平均値を示す. ミクロ偏析ピーク高さの最大値は均熱処理時間とともに低下し, 10 h 保持するこ



M : Martensite
B : Pearlite + Bainite
P : Pearlite

Photo. 2. Microstructure of central segregation zone of wire rod (Transverse Section, picral etched).



* 1 Threshold concentration is 1.10 mass%
* 2 Measured at 1.10 mass%

Fig. 3. Effect of soaking treatment of bloom at 1523 K on concentration profiles of manganese microsegregation peaks in wire rod.

Table 2. Martensite occurrence ratio of Stelmor-cooled wire rod (SWRS 80B, 11 mm).

	Soaking time at 1523 K (h)		
	0	5	10
Martensite occurrence ratio (%)	100	4.2	0
Maximum size of martensite (μm)	28	17	—

とにより 1.2 mass% 以下となる。また、1.10 mass% を超える Mn ミクロ偏析ピークの数も均熱処理時間の経過とともに減少する。一方、Mn 1.10 mass% におけるミクロ偏析ピーク幅の最大値は均熱処理時間とともに増加する。

Fig. 3 は、実際の生産プロセスにおける鑄片均熱処理条件下でも十分な Mn 拡散が進行し、ミクロ偏析ピークの平坦化が起きていることを示している。

3.3 鑄片の Mn ミクロ偏析ピーク形状におよぼす均熱処理の影響

鑄片中心偏析部より切り出した試料を用いて均熱処理実験を行い、マクロ偏析粒内の Mn のミクロ偏析ピーク形状におよぼす均熱処理の影響を調査した。処理前後の Mn 偏析プロファイルの一例を Fig. 4 に示す。ここで、Mn のミクロ偏析は MnS と共存している場合があるため、S の線分析結果もあわせて示す。Fig. 4a に示すように、鑄造状態では Mn のミクロ偏析ピークは幅の広い Mn の濃化領域 (Mn の台地状偏析) を基盤として狭幅の高い偏析ピークを形成している。ところが、Fig. 4b に示すように、1573 K×1 h という比較的短時間の均熱処理にもかかわらず、Mn のミクロ偏析ピークはほぼ消滅し、台地状偏析のみが残る。また、均熱処理により S の偏析ピークも消滅していることがわかる。顕微鏡で観察すると MnS のほとんどは 1 μm 以下であり、As-cast 試料の場合に比べて微細化されている。TURKDOGAN らの溶解度積式によれば⁷⁾、中心偏析部における

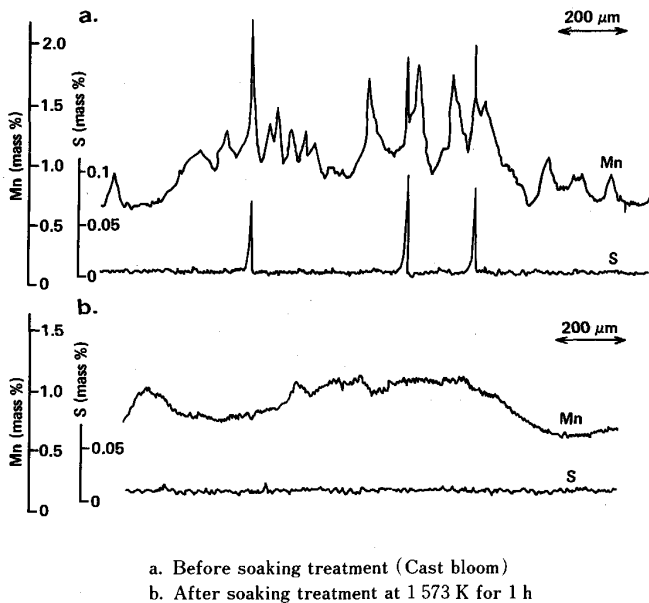


Fig. 4. Effect of soaking treatment on concentration profiles for manganese and sulphur segregation in large macrosegregation spots in bloom (EPMA diagrams).

MnS の溶解温度は約 1684 K となるが、実験結果によれば、1573 K×1 h の均熱処理により MnS の多くはオーステナイト中に溶解し、冷却時、微細に再析出すると考えられる。

次に、鑄片均熱処理にともなう偏析プロファイルの変化を Fick の拡散方程式により計算した。以下、計算は差分法で行った。初期条件としては、Fig. 5a に示すように、高さ 1.1 mass%、幅 3.5 mm の台地状偏析上に幅 80~160 μm、高さ 1.2~1.8 mass% のミクロ偏析ピークが存在すると仮定した。また、計算は近似的に 1 次元拡散モデルにより行なった。なお、拡散係数 D には(1)式⁸⁾の値 D^* (m^2/s) を用いた。

$$D^* = 1.78 \times 10^{-5} \exp\left(-\frac{2.64 \times 10^5}{RT}\right) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 R は気体定数 ($8.31 J/mol \cdot K$)、 T は温度 (K) を示す。

1573 K で 5 h 保持した場合の偏析プロファイルを Fig. 5b に示す。高いミクロ偏析ピークは依然として存在し、Fig. 4b の実験結果とは明らかに異なる。

マクロ偏析粒内の Mn のミクロ偏析ピーク高さにおよぼす均熱処理時間の影響を Fig. 6 に示す。各プロットはそれぞれ 5 個のマクロ偏析粒について測定した値の

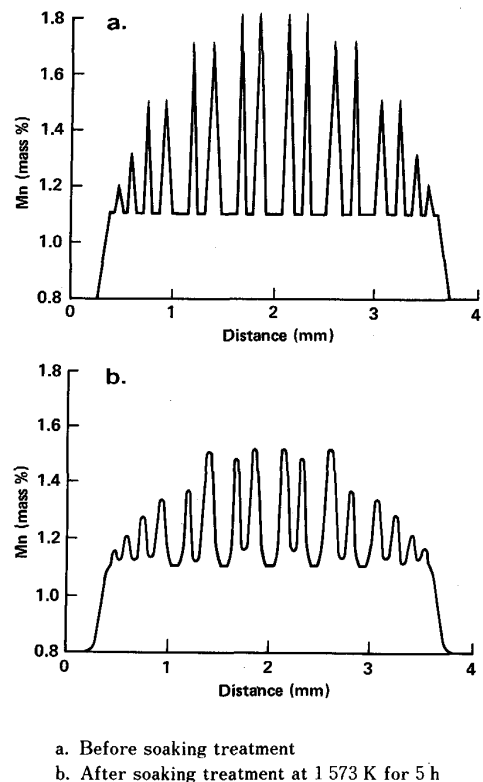


Fig. 5. Effect of soaking treatment on manganese concentration profile for large macrosegregation spot in bloom (Calculated diagram, $D = D^*$).

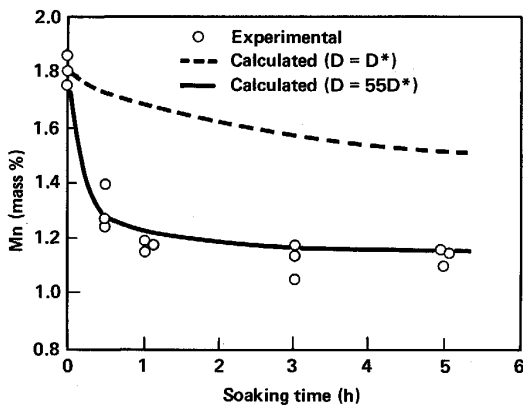


Fig. 6. Relationship between soaking time and maximum concentration of manganese microsegregation in large macrosegregation spots in bloom (Soaking temperature : 1573 K, EPMA).

平均を示す。これより、Mn のマイクロ偏析ピーク高さは保持時間 1 h 以内で急激に低下することがわかる。

Fig. 6 で、点線および実線はいずれも Fick の拡散方程式により計算した結果である。初期条件としては、ピーク高さ 1.8 mass%，ピーク幅 180 μm のマイクロ偏析ピークが高さ 1.1 mass% の台地状偏析上に単独に存在すると仮定した。また、計算は 3次元拡散モデルにより行った。すなわち、表面から中心に向かって Mn の直線的な濃度勾配を有する直径 180 μm の球形のマイクロ偏析粒（表面：1.1 mass%，中心：1.8 mass%）が、Mn 濃度 1.1 mass% のオーステナイト中に 1 個存在し、3次元的に拡散すると仮定して計算した。点線は(1)式の拡散係数 D^* を用いて計算した結果であるが、実験結果との差異が大きい。これに対して、実線、すなわち、拡散係数を D^* の 55 倍として計算した結果は、実験結果と比較的良好一致を示す。

4. 考 察

4.1 線材の中心偏析帯におけるマルテンサイトの生成

ステルモア冷却線材における Mn の偏析状態とマルテンサイトの生成の関係について考察する。線材の中心偏析帯におけるマルテンサイト生成に関しては、Mn 以外に、同時に偏析している C および P の影響も考慮に入れる必要がある。しかし、これらの元素は Mn に比べて焼入性におよぼす影響が小さい。また、拡散速度が大きいため、1573 K \times 1 h の均熱処理により台地状偏析も含め中心偏析はほぼ消滅している⁹⁾。したがって、線材におけるマルテンサイトの生成は、主として、Mn 偏析ピーク高さと線材圧延後の冷却速度に依存すると考えてよい。ステルモア冷却はほぼ連続冷却に近似できるた

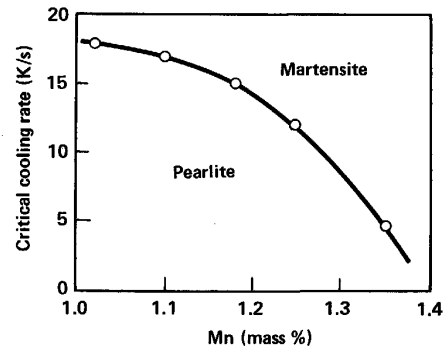


Fig. 7. Relationship between manganese concentration and critical cooling rate for 0.82 mass% carbon steel.

め、Mn 含有率のみを変えた 0.82 mass% C 鋼（真空溶解鋼）を用いて、連続冷却におけるマルテンサイト生成の臨界冷却速度を測定した。結果を Fig. 7 に示す。本実験で用いた 11 mm 線材の場合、冷却速度は約 4 K/s であるため、Mn 偏析ピーク高さが 1.35 mass% 以下ではマルテンサイトは生成しない。また、Table 2 に示すように、1523 K \times 10 h の鋳片均熱処理ではマルテンサイトはみとめられなくなるが、これは、Mn 偏析ピーク高さの最大値が 1.21 mass% 以下となることに対応している (Fig. 3)。

ステルモア冷却線材で大形のマルテンサイトが生成しない理由は次のように考えられる。高炭素鋼線材の中心偏析構造の特徴は、幅の広い台地状偏析上に幅の狭いマイクロ偏析ピークが多数乗った二重構造の偏析を形成していることである¹⁾。台地状偏析の高さは、その幅、すなわち、鋳片のマクロ偏析粒径に依存している¹⁰⁾¹¹⁾。しかし、著者らの研究によれば¹²⁾、台地状偏析の高さの粒径依存性は弱く、溶鋼過熱度 35 K 以上で铸造したような特別の場合を除いては Mn の台地状偏析が 1.2 mass% を超えることはない。Fig. 7 より、1.2 mass% Mn 鋼の臨界冷却速度は約 14 K/s であるため、11 mm 線材はもちろん 5.5 mm 線材（冷却速度約 12 K/s）においても、台地状偏析の幅に相当するような大形のマルテンサイトが生成することはない。Photo. 2 に示すように、中心偏析帯のマルテンサイトは Mn のマイクロ偏析ピークに対応する小形のマルテンサイトの集合体であり、その周囲には台地状偏析の存在を示すパーライトとベイナイトの混在領域（黒色部）が広がっている。マルテンサイトの大きさは、Table 2 に示すように、最大でも 28 μm であり 30 μm を超えることはまれである。これは、線材の中心偏析部に生成するマルテンサイトは小形（いわゆるマイクロマルテンサイト）であるという従来

の報告¹³⁾とも一致する。

以上の考察より、マルテンサイトの生成を防止するという観点から高炭素鋼線材の Mn 偏析を考えた場合、考慮すべき偏析は台地状偏析上のマイクロ偏析に限定される。具体的には、細径線材 (5.5 mm) まで含めると、その高さを 1.25 mass% 以下に下げることがある。これを拡散処理で行うことは、従来の知見によれば工業的には成り立ちにくい。しかし、次節 4・2 で述べるように、マクロ偏析粒内における Mn 拡散の特異性により実操業条件下でも達成できる。

4・2 鋳片マクロ偏析粒内における Mn の拡散挙動

従来報告されている拡散係数を用いて行った拡散計算結果が示すように、拡散処理により Mn 偏析の低減化をはかることは工業的には困難である。しかし、実験によれば、マクロ偏析粒内の Mn のマイクロ偏析は計算から予測されるよりはるかにすみやかに拡散し、実際操業条件下での偏析ピーク高さの低下と、それによるマルテンサイト発生率の減少が起きている。

オーステナイト中における Mn の拡散係数に関しては、(1)式以外に(2)式 $D^{**}(\text{m}^2/\text{s})$ ¹⁴⁾も報告されている。

$$D^{**} = 4.86 \times 10^{-5} \exp\left(-\frac{2.76 \times 10^5}{RT}\right) \dots\dots (2)$$

ここで、 R は気体定数 (8.31 J/mol·K)、 T は温度 (K) を示す。

しかし、均熱処理温度における両者の差は約 10% であり、実験結果を説明することはできない。一方、Mn 偏析部には C や P が同時偏析しているため、これらが Mn 拡散におよぼす影響を考慮に入れる必要があるが、後述する実験結果が示すように、その影響は小さいと考えられる。

実験結果と計算結果の差異を考察する目的で、以下、若干の実験を行った。

4・2・1 ブルーム、ビレット、および線材の均熱処理

供試鋼の鋳片を分塊圧延して 250 mm × 300 mm のブルームおよび 122 mm 角のビレットとし、これより、Fig. 1 に示すような均熱処理実験用の板状試料を製作した。この場合も、長さ方向の中心偏析の変動を考慮して、各試験水準とも相互に 200 mm 離れた位置よりサンプリングした 3 個の試料について均熱処理実験を行った。均熱処理実験の方法および Mn 偏析の測定法は鋳片の場合と同様である。偏析スポット (鋳片のマクロ偏析粒が分塊圧延で延伸したもの) 内の Mn のマイクロ偏析ピーク高さにおよぼす均熱処理の影響を調査した。ビレットの場合について、結果を Fig. 8 に示す。鋳片の

場合と同様、Mn は拡散計算から予測されるよりすみやかに拡散する。しかし、ブルーム、ビレットとも実験結果と計算結果の差は鋳片の場合に比べて小さい。すなわち、ブルームの場合、拡散係数として(1)式の拡散係数 D^* を 21 倍した値を、また、ビレットについては 9.5 倍した値を用いることによりほぼ実験結果を説明できる。

次に、供試鋼の鋳片より製造した 11 mm 線材について、鋳片やビレットと同様の方法で均熱処理実験を行った。台地状偏析上の Mn のマイクロ偏析ピーク高さの変化を測定した結果、(1)式の拡散係数を用いて計算した結果とほぼ一致した。

以上述べたように、計算結果と実験結果の整合性をとるためには、(1)式の拡散係数に倍数 α をかけて拡散係数を補正する必要がある。すなわち、

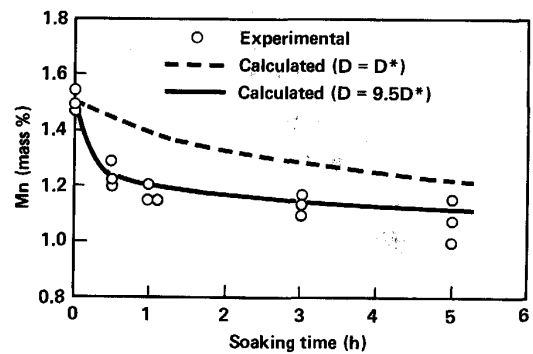
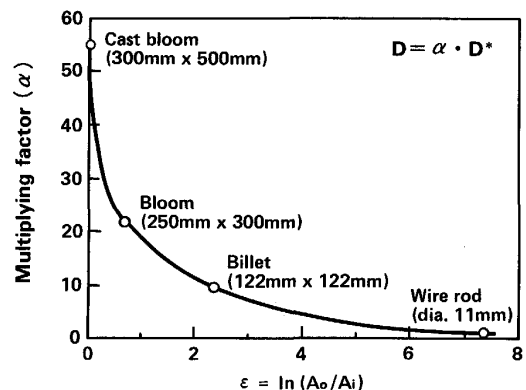
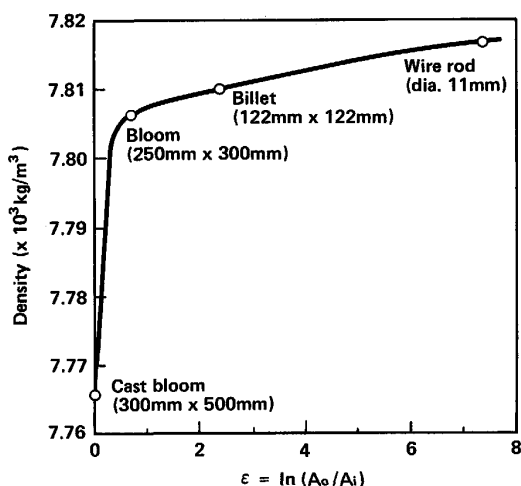


Fig. 8. Relationship between soaking time and maximum concentration of manganese microsegregation in large segregation spots in billets (Soaking temperature : 1 573 K, EPMA).



ϵ : Reduction in cross-sectional area
 A_0 : Cross-sectional area of cast bloom
 A_i : Cross-sectional area of samples after hot rolling

Fig. 9. Relationship between reduction in cross-sectional area by hot rolling and multiplying factor of diffusion coefficient D^* .



ε : Reduction in cross-sectional area
 A₀ : Cross-sectional area of cast bloom
 A_i : Cross-sectional area of samples after hot rolling

Fig. 10. Change in density of middle part of samples with reduction in cross-sectional area by hot rolling.

$$D = \alpha \cdot D^* \dots\dots\dots (3)$$

α は, Fig. 9 に示すように, 熱間加工度に依存し, 鑄片では最も大きく, 線材では約 1 となる.

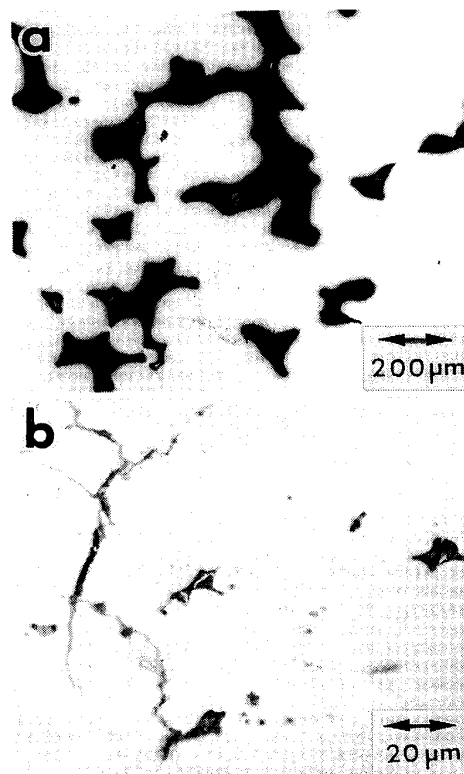
4.2.2 中心偏析部の密度

供試鋼の鑄片, 分塊圧延中のブルーム, ビレット, および線材の中心偏析部の密度を水中秤量法¹⁵⁾で測定した. 測定用試片は各試料の中心部より切り出し, その断面積が断面積全体に占める割合を約 2.3% となるようにした (たとえば, 鑄片は 60 mm 角, 線材は直径 1.6 mm). 熱間圧延ひずみと中心偏析部の密度の関係を Fig. 10 に示す. 中心偏析部の密度は分塊圧延初期に急増し, その後も圧延ひずみの増加とともに漸増する.

4.2.3 鑄片マクロ偏析粒の構造

鑄片マクロ偏析粒の断面を光学顕鏡で観察した結果を Photo. 3a に示す. 非偏析部と異なり, デンドライト間には多数の Pore が存在する. これらは, デンドライト間の溶鋼の流動により生じた濃化溶鋼のプールが凝固する際, 凝固収縮にともなうて生成したと考えられる. マクロ偏析粒内の Pore は分塊圧延の進行とともに圧着されて行くが, ビレットでは, Photo. 3b に示すように, 未圧着の Pore が観察される. しかし, これらは線材ではみとめられない.

上述の実験結果が示すように, 拡散係数を補正するための倍数 α は熱間加工度の増加にともなうて減少する. これは, 中心偏析部の密度変化やマクロ偏析粒の構造変化が示すように, 熱間加工にともなうマクロ偏析粒の Porosity の減少傾向と一致している. 鑄片のマクロ偏



a : Cast bloom b : Billet

Photo. 3. Porosity observed in macrosegregation spots in continuously cast bloom, and its change in morphology by hot rolling (Transverse section).

析粒のような多孔質体には, 平衡濃度以上の空孔, すなわち, 過剰空孔 (Excess vacancy) が存在すると考えられる. 過剰空孔濃度は (4) 式¹⁶⁾ に示すように Pore の曲率半径の逆数に比例する.

$$\Delta C = \frac{2V\gamma}{RT} C_0 \dots\dots\dots (4)$$

ここで, ΔC は過剰空孔濃度, C₀ は平衡濃度, V は固体金属 1 mol の体積, γ は固体の表面エネルギー, r は Pore の曲率半径を示す. このような過剰空孔が体拡散を促進するため, Porosity のない場合に比べて Mn の拡散速度が増大すると考えられる. また, 熱間加工はマクロ偏析粒の Porosity を低下させるため, 熱間加工度の増加にともなうて拡散係数は平衡状態にて測定された値, すなわち, 従来報告されている値に近づくと考えられる. A. K. ANAL¹⁷⁾ は, 焼結法で Ni の多孔質試料を作製し, 1374~1578 K における Ni の自己拡散係数を測定した. それによれば, Porosity の増加は自己拡散を促進するが, その効果は Pore の形態や分布状態な

どに強く依存する。彼らは、拡散におよぼす試料の Porosity の効果は過剰空孔による体拡散の促進であると考えた。

拡散におよぼす Porosity の影響に関しては、Pore 表面の表面拡散の寄与を考慮に入れる必要がある。しかし、低温での拡散は別として、本実験のように固相線温度の 92~95% というような高温では主要拡散モードは体拡散であるため¹⁸⁾、Porosity は過剰空孔を介して体拡散を促進すると考えるのが妥当と思われる。過剰空孔の観点よりマクロ偏析粒の組織・構造を解明すること、および、それにもとづいて上記推論の実験的確認を行うことが今後の課題である。

5. 結 言

高炭素鋼線材の Mn 偏析におよぼす鋳片均熱処理の影響を明らかにすることを目的に、実生産工程で製造された共析鋼鋳片を用いて均熱処理実験を行い、拡散によるマクロ偏析粒内の Mn 偏析プロファイルの変化を測定するとともに、従来報告されている拡散係数を用いて行った計算結果との差異について考察した。

(1) 鋳造状態においては、鋳片マクロ偏析粒内の Mn 偏析は、幅の広い濃化領域(台地状偏析)と、その上に存在する狭幅で背の高いマイクロ偏析ピーク群から構成されている。

(2) 1573 K×1 h の均熱処理により Mn のマイクロ偏析ピークはほとんど消滅し、台地状偏析のみが残る。一方、従来報告されている拡散係数を用いて偏析プロファイルを計算した場合、1573 K×5 h の均熱処理でも台地状偏析上のマイクロ偏析ピークは残存し実験結果と一致しない。

(3) Mn の拡散速度に関する実験と計算の差異は、鋳片で最も大きく、熱間圧延ひずみの増加にともなつて減少する。線材では両者の差異はほとんどみとめられない。

(4) 鋳片の最終凝固部にあたるマクロ偏析粒は、凝固収縮のために Porous な構造をとり、その結果、平衡濃度以上の空孔を内蔵すると考えられる。このような過剰

空孔は体拡散を促進するため、Porosity のない場合に比べて Mn の拡散速度が増大すると考えられる。

(5) 鋳片均熱処理によりマイクロ偏析ピークは比較的容易に消滅するが、台地状偏析を改善することは工業的には成り立ちにくい。しかし、マルテンサイトの生成を防止するという観点から高炭素鋼線材の Mn 偏析を考えた場合、考慮すべき偏析は台地状偏析上のマイクロ偏析に限定される。そのため、鋳片均熱処理は、C や P 偏析と同様、Mn 偏析に対しても有効であり、高炭素鋼線材のマルテンサイト防止手段として工業的な意義を有する。

文 献

- 1) 落合征雄, 大羽 浩, 飛田洋史, 南雲道彦: 鉄と鋼, 74 (1988), p. 1625
- 2) 副島利行, 小林潤吉, 松尾勝良, 嶋津真一, 喜多幸雄, 若藤信久: 鉄と鋼, 73 (1987), S 904
- 3) 市川 浩, 川崎守夫, 渡部忠男, 豊田 守, 杉谷泰夫: 鉄と鋼, 69 (1983), A213
- 4) P. G. SHEWMON: Physical Metallurgy, ed. by R. W. CAHN (1970), p. 383 [North Holland]
- 5) W. C. LESLIE: The Physical Metallurgy of steels (1982), p. 172 [McGraw-Hill]
- 6) 宮村 紘, 田口 勇, 曾我 弘: 鉄と鋼, 69 (1983), A197
- 7) E. T. TURKDOGAN, S. IGNATOWICZ and J. PEARSON: J. Iron Steel Inst., 180 (1955), p. 349
- 8) 金属データブック (改訂 2 版) (日本金属学会編) (1984), p. 26 [丸善]
- 9) 落合征雄, 大羽 浩: 未発表
- 10) 土田 裕, 中田正之, 菅原功夫, 宮原 忍, 村上勝彦, 田口喜代美: 鉄と鋼, 69 (1983), A209
- 11) 北岡英就, 藤原俊生, 野崎 努, 垣生泰弘: 鉄と鋼, 69 (1983), A201
- 12) 落合征雄, 大羽 浩, 飛田洋史, 南雲道彦: 未発表
- 13) A. G. STACEY: Wire Industry, 52 (1985), p. 488
- 14) C. WELLS and R. F. MEHL: Trans. Metall. Soc. AIME, 145 (1941), p. 315, p. 329
- 15) たとえば, 阿部秀夫, 井形直弘: 応用金属物理学実験法 (標準金属工学講座 12) (1961), p. 78 [コロナ社]
- 16) G. C. KUCZYNSKI: Trans. Metall. Soc. AIME, 185 (1949), p. 169
- 17) A. K. ANAL and G. S. TENDOLKAR: Acta Metall., 34 (1986), p. 1607
- 18) たとえば, P. GUIRALDENQ 著, 平野賢一, 岡田健訳: 技術者の拡散入門 (1984), p. 4 [共立出版]