

# 連鑄製高炭素鋼線材の伸線加工性におよぼす 中心偏析の影響

落合征雄\*・大羽 浩\*<sup>2</sup>・飛田洋史\*<sup>3</sup>・南雲道彦\*<sup>4</sup>

## Effect of Central Segregation on Drawability of High-carbon Steel Wire Rod Manufactured from Continuously Cast Blooms

*Ikuo OCHIAI, Hiroshi OHBA, Yohji HIDA and Michihiko NAGUMO*

### Synopsis :

A study has been made on the microstructure of the central segregation zone in wire rod and its fracture process for the purpose of improving the drawability by reducing central segregation in high-carbon steel wire rod manufactured from continuously cast blooms. (1) In the central segregation zone of wire rod, a kind of duplex segregation which consists of segregation plateau and microsegregation peaks was observed. This type of segregation is considered to originate from the macrosegregation in cast blooms. (2) The fracture which occurred during wire drawing was initiated from the martensite stringers or proeutectoid cementite networks on the microsegregation peaks formed on the segregation plateau. The propagation of fracture was governed by the width of the segregation plateau. (3) A dominant factor governing wire drawability is the width of the segregation plateau, that is, the width of the macrosegregation spots in cast blooms.

**Key words :** high-carbon steel ; wire rod ; segregation ; continuous casting ; drawing ; wire ; fracture.

## 1. 緒 言

炭素を 0.70~0.85% 含有する高炭素鋼線材は、熱処理（パテンティング）後高減面率の伸線加工を施され、PC 鋼線、吊橋用ケーブル、ばね、スチールコードなどに代表される高強度鋼線の製造に供されている。高炭素鋼線材に要求される特性のうち、強度とならぶ重要な特性は伸線加工性であり、その低下は伸線中の断線あるいは伸線後の鋼線の延性不足、すなわち、絞り値や捻回値の低下を惹起する。伸線加工性を支配する冶金的要因としては、鋼組成、非金属介在物、パーライトのラメラ間隔などがあげられるが、最近の趨勢ともいえる鋼線の高強度化にともない中心偏析の占める比重が増大しつつある。

連続鑄造法で製造された高炭素鋼線材の中心偏析に関する従来の研究は、鑄片やビレットのドリル分析、線材のマクロエッチングやサルファプリント、硬さ分布の測

定など、ほとんどマクロ的な方法にもとづいてなされ、その目的とするところは線材品質の評価という実用的なものであつた。このため、鑄造条件と線材のマクロ偏析の関係を調べた研究はあるものの<sup>1)~3)</sup>、線材の偏析構造を鑄片までさかのぼつて偏析生成機構の面からとらえた研究は見あたらず、したがつて、論理的な偏析改善技術を構築することは不可能であつた。

本研究は、連鑄製高炭素鋼線材における偏析低減化指針の明確化を目的として、はじめに、ブルーム連鑄製高炭素鋼のビレットおよび線材の中心偏析のマクロ構造を解析し、それらと伸線加工性の関係を明らかにした。次いで、その結果にもとづいて、伸線加工時の中心偏析帯における破壊の進行過程を考察し、高炭素鋼線材の伸線加工性を支配する偏析要因は偏析度や偏析面積率ではなく、鑄片のマクロ偏析スポットの幅であることを明らかにした。

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 9 月 3 日受付 (Received Sep. 3, 1987)

\* 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)

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

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (現:(株)日鉄マイクロメタル) (Kimitsu R & D Lab., Now Nippon Micrometal Corp.)

\*<sup>4</sup> 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (現:早稲田大学) 理博 (Kimitsu R & D Lab., Now Waseda University)

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼

供試鋼は JIS 規格の SWRH 72A, SWRS 77B, および SWRS 82B である。それらの代表的な取鍋分析値を Table 1 に示す。試料は新日本製鉄(株)君津製鉄所の実生産設備を用いて以下の工程で製造した。供試鋼を 250 t 転炉で溶製後、曲率半径 10.5 m の湾曲型連铸機を用いて 300 mm×500 mm 断面のブルームに铸造した。铸造後、約 650°C に冷却された铸片をウォーキングビーム型加熱炉に装入して 1300°C に昇温後、ただちに分塊圧延を開始し、117 mm 角断面のピレットとした。線材圧延はピレットを 1100°C に加熱後、直径 5.5 mm および 10.5 mm 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った。この場合、巻取温度は 850°C、巻取り後 500°C までの平均冷却速度は 5.5 mm 線材で約 12°C/s、10.5 mm 線材で約 4°C/s とした。

### 2.2 中心偏析

铸片の偏析は铸造方向に沿って長さ 500 mm の縦断面試片を切り出し、エッチプリント法<sup>4)</sup>により調査した。

ピレットの偏析調査は横断面中心より直径 10 mm のドリルでサンプリングした試料を分析するマクロ的な方法と、横断面より中心偏析部を含む 24 mm×48 mm の試片を切り出し、その全面をマクロアナライザ<sup>5)</sup>を用いて分析するミクロ的な方法により行った(1画素は 60 μm×60 μm)。

線材の偏析については、5% ナイタル液によるマク

Table 1. Chemical composition of steels studied (wt%).

Steels	C	Si	Mn	P	S	Al
SWRH 72 A	0.72	0.20	0.50	0.015	0.005	0.001
SWRS 77 B	0.77	0.25	0.76	0.014	0.005	0.027
SWRS 82 B	0.82	0.25	0.76	0.014	0.004	0.025

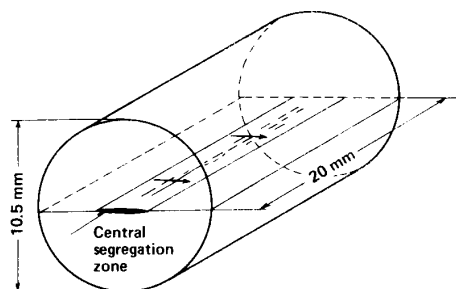


Fig. 1. Schematic representation of EPMA scanning for measuring central segregation in wire rod.

ロエッチングで中心偏析帯を現出し、Fig. 1 に示すように、中心偏析帯を含む被検面上を 1 画素 2 μm×2 μm の二次元 EPMA (CMA)<sup>4)</sup> で分析したのち、通常の EPMA を用いて直径方向に線分析を行った。ビーム径は 2 μm で 1 回の走査距離は中心部 1 mm とした。試片数は各水準 4 個、各被検面を 10 mm 間隔で 2 か所測定した。

サンプリング後の铸片を圧延しピレットおよび線材を製造したが、それぞれのサンプリングに際しては、铸片、ピレット、および線材の試料が相互に隣接した位置となるよう特に注意をはらった。ここで、ピレットおよび線材のサンプリング位置を铸片上で示すと、铸片のサンプリング位置より、それぞれ 12.8 mm および 13.0 mm 離れた位置に対応する。

### 2.3 伸線加工性

線材 (5.5 mm) の偏析測定位置に隣接した箇所より 11.2 kg (長さ 60 m) の伸線用サンプルを採取し、これを伸線試験に供した。伸線試験は線材の伸線加工性を相対的に比較するために、材料中心軸近傍、すなわち、中心偏析帯に作用する静水圧引張応力成分を通常の伸線条件より大きくとつて行った<sup>6)</sup>。すなわち、1 パスあたりの減面率は約 20%、ダイス半角は 15° とした。なお、伸線機は単頭式で伸線速度は 60 m/min とした。以上の条件で断線するまで伸線し、(1)式より伸線限界ひずみを求めた。

$$\epsilon_{rd} = \ln(d_o/d_f)^2 \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $\epsilon_{rd}$  は伸線限界ひずみ、 $d_o$  は線材の直径、 $d_f$  は断線の発生したパスの入口側の鋼線直径を示す。

## 3. 実験結果

### 3.1 中心偏析帯のミクロ的な構造

#### 3.1.1 線材

線材の中心偏析帯における偏析元素の二次元的な分布を CMA を用いて調査した。結果の一例として、Fig. 2 の SWRS 77B (10.5 mm) の中心偏析帯における Mn 分布を示す。このように、中心偏析帯においては Mn および P は線材の圧延方向に延伸した幅の狭い濃化領域(以下、偏析ピークと呼び、その高さは偏析元素の濃度を表すこととする)を多数形成している。これら偏析ピークのプロフィールを EPMA を用いて調べると、Fig. 3 に示すように、C, Mn, および P はほぼ同時に偏析していることがわかる。Mn の偏析ピークの中には著しく高いものがあるが、光学顕微鏡で観察すると、その部分には細長く延伸した MnS がみとめられた。この場合、MnS

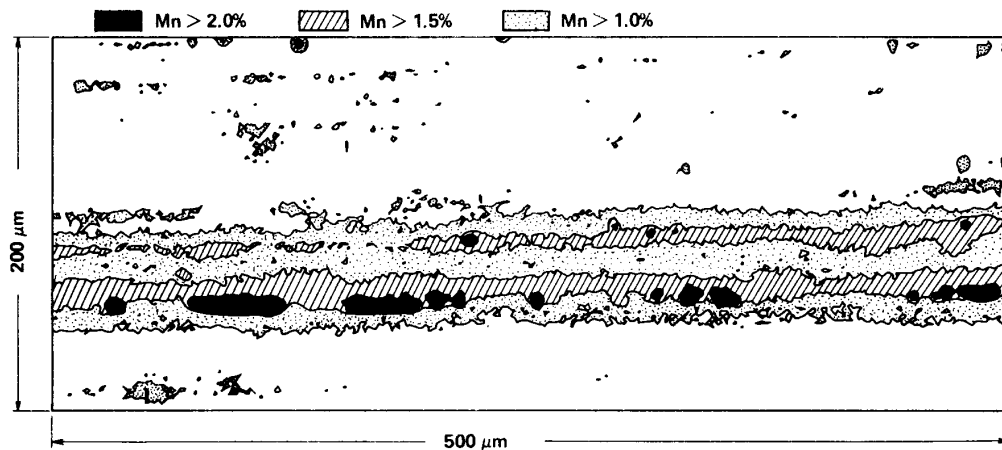


Fig. 2. Concentration mapping of manganese segregation in wire rod (SWRS77B, 10.5 mm, longitudinal section).

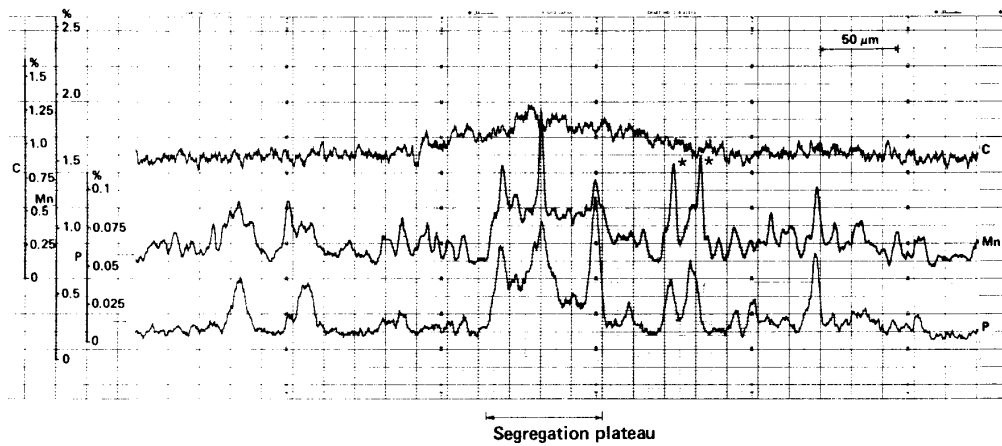


Fig. 3. Concentration profiles for carbon, manganese, and phosphorus in central segregation zone of wire rod (SWRS77B, 10.5 mm. \* MnS).

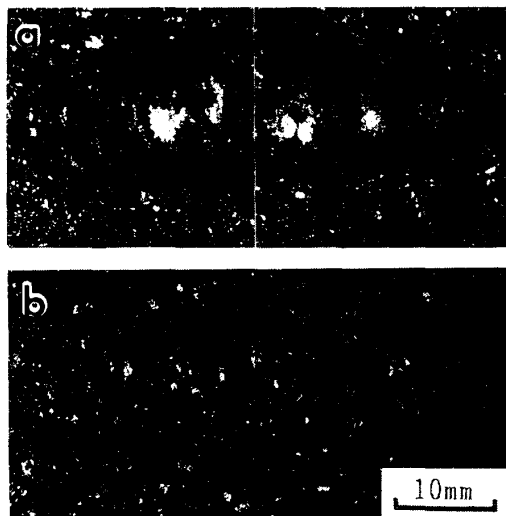
の幅はほとんどが  $2\ \mu\text{m}$  以下であり、偏析ピークの幅にくらべてかなり小さい。なお、酸素含有量が少なく、Mn/S 比の高い高炭素鋼線材においては、偏析部に存在する MnS は高い冷間塑性変形能を有する<sup>7)</sup>ため、伸線加工性にはほとんど影響をおよぼさないと考えられる。したがって、本報告では S 偏析は考慮に入れないこととする。

Fig. 3 において注目すべきことは、Mn や P の偏析ピークには二つのタイプが存在することである。すなわち、取鍋分析値に近い組成レベルを基盤とする偏析ピーク (タイプ I) と幅の広い台地状の偏析 (以下、台地状偏析という) の上に存在する偏析ピーク (タイプ II) である。一方、C の偏析プロファイルは Mn や P のそれとは異なり、拡散の結果としてタイプ II の偏析ピークは消滅し、台地状偏析も“肩”のくずれたなだらかな形となっている。台地状偏析の高さはその幅に依存し、大型

化するにもなつて偏析度の増加する傾向がみとめられた。

### 3・1・2 ビレット

SWRH 72A のビレットの中心偏析部における Mn 分布をマクロアナライザーを用いて調査した。Photo. 1 はビレット横断面の中心偏析部における 0.70% (偏析度  $\approx 1.4$ ) 以上の Mn の存在分布を示す。Photo. 1a に示した集中型の偏析パターンでは大型の偏析スポットが中心部に集中し、それらの周囲は負偏析状を呈している。これに対して、Photo. 1b のような分散型の偏析パターンでは偏析スポットは細かく、かつ、一様に分布している。このようにマクロアナライザーで測定した場合、偏析パターンには明らかな相違が認められるが、ドリル分析 (ドリル径 10 mm) では、Mn 偏析度は a が 1.06、b が 1.05 と両者の差は小さい。マクロアナライザーにより測定した各偏析スポットを円におき換え、最大のもの



a : Concentrated pattern b : Dispersed pattern

Photo. 1. Concentration mappings of manganese segregation in billet (SWRH72A, transverse section. Mn ≥ 0.70%).

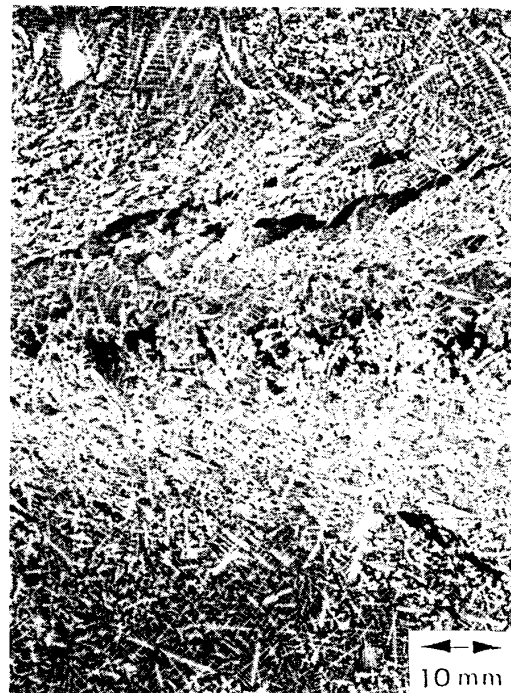
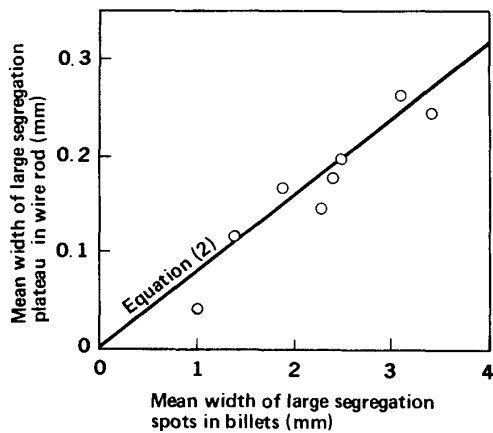


Photo. 2. Solidification structure at the central part of bloom (SWRS82B, longitudinal section).



Steel : SWRH72A

Fig. 4. Relationship between mean width of large segregation spots in billets (117 mm × 117 mm) and mean width of large segregation plateau in wire rod (10.5 mm).

から第5番めまでの平均直径をビレットの平均粗大偏析幅、また、線材の台地状偏析の幅の最大のものから第5番めまでの平均値を平均粗大台地状偏析幅と定義し、両者の関係を調べた。その結果、Fig. 4 に示すように、両者の関係は線材圧延における材料の塑性変形にもとづいて計算された(2)式の関係にはほぼ一致する。

$$\bar{w}_2 = \frac{b}{a} \sqrt{\frac{\pi}{4}} \cdot \bar{w}_1 \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 $\bar{w}_2$  は線材の平均粗大台地状偏析幅、 $\bar{w}_1$  はビレットの平均粗大偏析幅、 $b$  は線材直径、 $a$  はビレットの一辺の長さを示す。

以上の結果より、Photo. 1 に示したビレットの偏析パターンを構成する偏析スポットのうち、大型の偏析スポットは線材の台地状偏析に対応することが明らかとなった。一方、これら偏析スポットはその大きさや分布状態から推定して、Photo. 2 に示す鑄片のマクロ偏析、すなわち、中心偏析やV偏析に対応すると考えられる。したがって、線材の台地状偏析は、鑄片のマクロ偏析が分塊ならびに線材圧延という高減面率の加工により延伸して形成されたもの、また、そのプロフィールは鑄片のマクロ偏析の構造上の特徴を示していると考えられる。

### 3・2 中心偏析と伸線加工性の関係

#### 3・2・1 中心偏析度および中心偏析面積率と伸線限界ひずみの関係

SWRH 72A について伸線限界ひずみと Mn および P の中心偏析度の関係を調査した。その結果、ビレットのドリルサンプルによるマクロ的な偏析度および線材の EPMA 分析によるミクロ的な偏析度 (偏析ピーク高さ) のいずれをとつても、偏析度と伸線限界ひずみの間には相関はみとめられなかつた。また、マクロアナライザーで測定した 0.70% 以上の Mn 偏析部がビレット横断面中心部 24 mm × 48 mm に占める面積率を中心偏析面積率と定義し、中心偏析面積率と伸線限界ひずみの関係を調査したが、両者の間には相関はみとめられなかつた。

### 3・2・2 ビレットの平均粗大偏析幅と伸線限界ひずみの関係

前項 3・2・1 と同じビレットについて、3・1・2 で述べた方法で平均粗大偏析幅を測定し、これと伸線限界ひずみの関係を求めた。結果を Fig. 5 に示す。両者の間には明瞭な相関がみとめられ、平均粗大偏析幅の減少にともない伸線加工性は向上する。すなわち、集中型の偏析パターンに比べて分散型の偏析パターンの方が高い伸線加工性を示す。

### 3・2・3 鋳片のマクロ偏析幅と伸線限界ひずみの関係

鋳片縦断面のエッチプリントをとり、それよりマクロ偏析の幅を測定した。測定にあたっては、マクロ偏析の鋳片長手方向のばらつきを考慮に入れ、平均的なマクロ偏析を評価すべく、長手方向 250 mm (ビレット圧延に供する鋳片側) 以内に存在するマクロ偏析の幅を測定した。次に、その最大のものから数えて 5 番めまでの平均値を鋳片の平均粗大マクロ偏析幅と定義した。SWRS

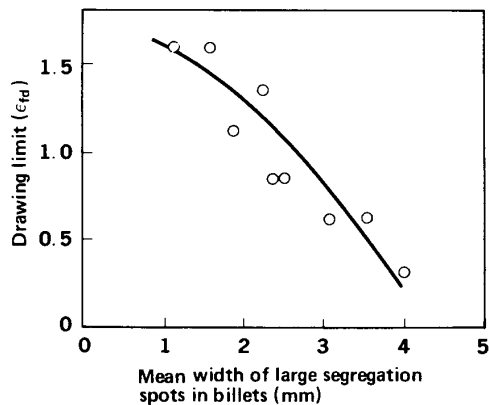


Fig. 5. Relationship between mean width of large segregation spots in billets and drawing limit (SWRH72A).

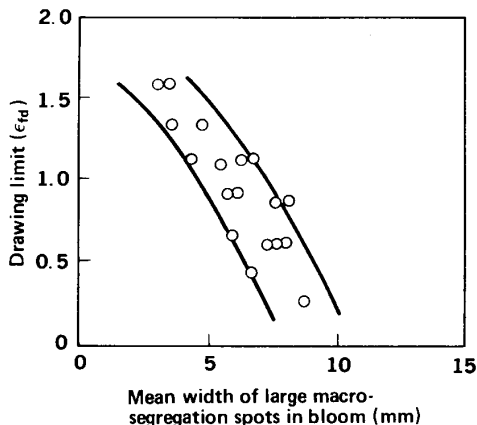


Fig. 6. Relationship between mean width of large macrosegregation spots in bloom (300 mm×500 mm) and drawing limit (SWRS82B).

82B について、鋳片の平均粗大マクロ偏析幅と伸線限界ひずみの関係を求めた。結果を Fig. 6 に示す。ビレットの場合と同様、両者の間には強い相関があり、平均粗大マクロ偏析幅の減少にともない伸線加工性は向上する。

Fig. 6 の関係は鋳片における偏析許容限界を示すもので、実用的な意義を有する。

### 3・2・4 中心偏析帯における破壊の発生

高炭素鋼線材における C および Mn 偏析部分は、その周囲に比べて硬質化してはいるものの、微細パーライト組織であるため十分な延性を有し<sup>8)</sup>、伸線にともなうマイクロクラックの発生はみとめられなかった。しかし、

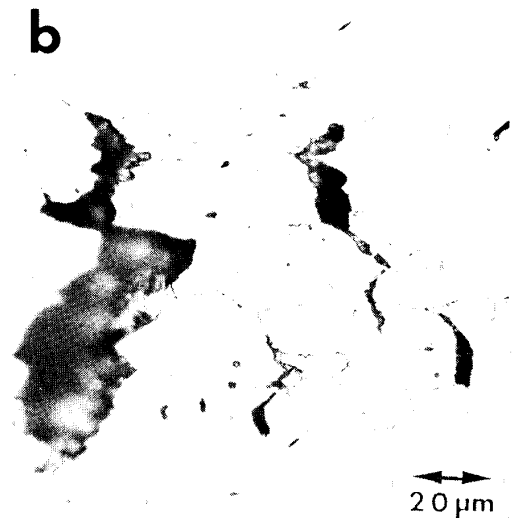
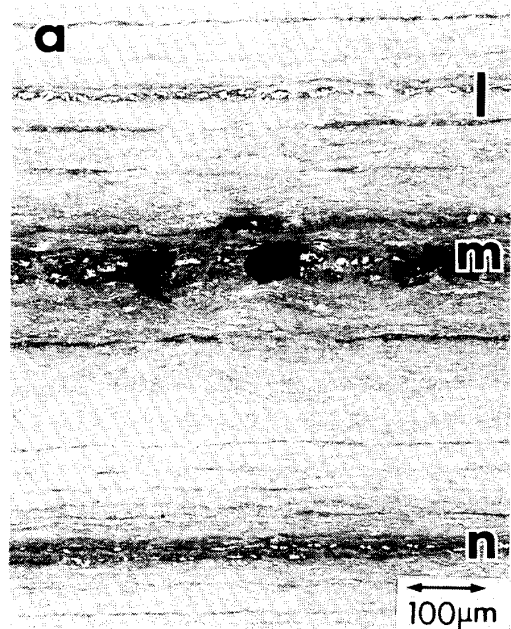


Photo. 3. Internal fracture of drawn wires caused by (a) martensite (SWRS77B), and (b) proeutectoid cementite (SWRS82B).

Photo. 3 の断線部のマイクロ組織が示すように、Mn 偏析によりマルテンサイトが生成した場合やC偏析によりオーステナイト粒界に初析セメンタイトが析出した場合には偏析部は破壊の起点となる (P偏析により Fe-P化合物<sup>9)</sup> が生成した場合にも破壊の核になると考えられる)。

一方、偏析ピーク高さがマルテンサイトや初析セメンタイトの生成する臨界濃度 ( $C_{crit.}$ ) を越え、ピーク上にこれら脆化組織が生成した場合でも、それが臨界サイズ ( $\lambda_{crit.}$ ) 以下であれば、伸線中、マトリックスとの間の整合性が保たれるためにクラックは生じない。マルテンサイトについては、Photo. 3a の偏析帯 l, m, n 上に生成したマルテンサイト粒 (白色) を観察した結果、幅 5  $\mu\text{m}$  未満のマイクロマルテンサイトは小型の非金属介在物と同様、破壊の核とはならないことがわかった。これより、マルテンサイトの  $\lambda_{crit.}$  は約 5  $\mu\text{m}$  と考えられる。同様に、Photo. 3b より初析セメンタイトの  $\lambda_{crit.}$  を求めると約 4  $\mu\text{m}$  となる。

#### 3.2.5 中心偏析帯における破壊の伝播

Photo. 3a において、白色のマルテンサイトに隣接する黒色部はパーライト中にベイナイトの混在する領域、すなわち、Mn の台地状偏析の存在を示している。黒色部の幅は m が最大で、n, l の順に小型化している。ここで注目すべきことは、 $\lambda_{crit.}$  以上のすべてのマルテンサイトの周囲にクラックないしはボイドが発生しているにもかかわらず、成長してマクロ的な破壊を生ぜしめているものは、幅の大きい台地状偏析 m 上のマイクロクラックに限られていることである。

## 4. 考 察

実験結果で述べたように、伸線加工性を支配する偏析要因は偏析度や偏析面積率ではなく台地状偏析 (マクロ偏析) の幅である。そこで、中心偏析帯のマイクロ構造に関する解析結果をもとに、中心偏析帯における破壊の伝播過程について考察してみることにする。

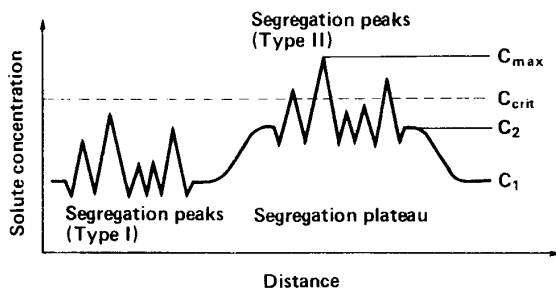


Fig. 7. Schematic diagram of central segregation zone in wire rod.

高炭素線材の中心偏析帯の特徴は、台地状偏析上に偏析ピークの乗った二重構造の偏析が存在することである。同様な構造の偏析はV偏析帯においてもみとめられる。これを模式的に表したものが Fig. 7 である。ここで、 $C_1$  は台地状偏析周辺の濃度、 $C_2$  は台地状偏析の高さ、 $C_{max}$  は偏析ピーク高さの最大値である。また、 $C_{crit.}$  は破壊の核となる組織、すなわち、マルテンサイトや初析セメンタイトを生成する偏析元素の臨界濃度で、線材のパテンティング条件に依存する。

高炭素鋼線材がこのような偏析構造をとる理由は、台地状偏析が鋳片のマクロ偏析に対応するという実験結果にもとづいて説明することができる。すなわち、凝固末期において、デンドライト樹間の濃化溶鋼の流動により中心偏析やV偏析が形成されると考えると<sup>10)</sup>、比較的広い濃化溶鋼のプールの中から初晶が晶出するため、幅が広く、かつ、周囲より濃度の高い「台地」と、その上に立つ「ピーク」(マイクロ偏析ピーク)が形成され、線材で観察される二重構造の偏析プロファイルになると考えられる。換言すれば、鋳片偏析部のミクロ的な偏析構造は高減面率の熱間圧延 (たとえば、10.5 mm 線材で 1732, 5.5 mm 線材で 6313) を経たのちも、なお、その特徴を維持していると考えられる。このような偏析構造をとった場合、偏析ピーク高さの最大値は必然的に台地状偏析上のマイクロ偏析ピーク (タイプ II) に存在し、タイプ II の偏析ピークはタイプ I に比べて背の高い偏析ピークの集合体を形成することとなる。

中心偏析帯は上述したような構造を有しているため、そこにおける破壊の伝播過程は、以下に述べるように、 $C_{crit.}$  のレベルと台地状偏析の幅により異なつた様相を呈す。

#### (1) $C_{crit.} < C_2$ の場合

この場合には、台地状偏析に沿って大型のマルテンサイトバンドや初析セメンタイトゾーンが生成し、ミクロ的な破壊はただちにマクロ的な破壊に成長する。

実験結果では、台地状偏析の幅の増大にともない、それ自身の偏析度も増加する傾向がみとめられたが、これは、厚板用連鋳スラブにおいて、PおよびMnの偏析粒径の増大にともない最大偏析度の増加する傾向<sup>11)12)</sup>と一致する。 $C_2$  が  $C_{crit.}$  を越えるのは大型の台地状偏析が生成している場合である。著者らのこれまでの研究によれば<sup>13)</sup>、Mn 偏析に関しては、通常、 $C_2$  と  $C_{crit.}$  の差が大きいため、溶鋼過熱度 35°C 以上で鋳造した場合などを除けば、 $C_2$  が  $C_{crit.}$  を越えることはない。これに対して、C 偏析に関しては、 $C_{crit.}$  が低いので、0.75% 以上の C を含む高炭素鋼では  $C_2$  が  $C_{crit.}$  を越える場合

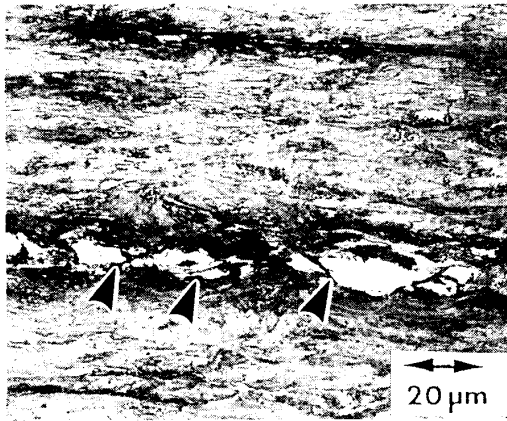


Photo. 4. Martensite formed on segregation zone "l" in Photo. 3a. Arrows indicate microcracks formed at martensite/pearlite boundaries.

が少なくない。

#### (2) $C_2 < C_{crit} < C_{max}$ の場合

この場合は、マルテンサイトなどの脆化組織は何条かの狭幅の帯として存在する。帯の相互の間隔は、タイプIIの偏析の成因から理解されるように狭い。このような脆化組織の「束」のある部分で発生したミクロ的な破壊が成長してマクロ的な破壊に至るか否かは「束」の大きさ、すなわち、台地状偏析の幅に依存している。Photo. 3aで台地状偏析mは幅が最大で、 $\lambda_{crit}$ 、すなわち、5  $\mu\text{m}$ 以上の幅を有するマルテンサイトの帯が4条みとめられる。これに対して、台地状偏析nおよびlは小型であり、 $\lambda_{crit}$ 以上の幅を有するマルテンサイトの帯は1ないし2条である。偏析帯l上に生成したマルテンサイトをPhoto. 4に示す。 $\lambda_{crit}$ 以上の幅を有するすべてのマルテンサイトの帯は破壊の核を形成しているが、破壊の伝播の様相は台地状偏析の幅によつて著しく異なっている。すなわち、mにおいてはマルテンサイトを起点とする破壊は、同一の台地状偏析上に隣接して存在する他のミクロ偏析ピーク上のマルテンサイトと合体をくりかえしてマクロ的な破壊に至っている。これに対して、nやlにおいては、マルテンサイトの帯が小さいために、そこに形成されたクラックはマクロ的な破壊に成長することはない。これより、中心偏析帯における破壊の伝播を支配する偏析要因は、 $C_{crit}$ を越えるタイプIIの偏析ピーク群の大きさ、すなわち、台地状偏析の幅であると考えられる。

ミクロ偏析上にクラックが発生してもマクロ的な破壊に成長しえない台地状偏析の臨界幅を $w_{crit}$ とすると、 $w_{crit}$ はダイス通過時の材料内応力分布に加えて、破壊の伝播に対するマトリックスの感受性、すなわち、パテ

ンティング条件によつてきまるパーライト構造、あるいは伸線加工ひずみなどに依存する。また、P偏析に関して言えば、たとえP偏析ピーク高さが $C_{crit}$ 以下であっても、P偏析部のフェライトは固溶強化が大きく、かつ、破壊の伝播に対する感受性が強いために $w_{crit}$ を小さくする効果があると考えられる。

#### (3) $C_{max} < C_{crit}$ の場合

中心偏析帯に脆化組織が生成しないため、マトリックスの組織に応じた高い伸線加工性が得られる。

一方、偏析ピークの存在は鋼線断面内の不均質性と異方性を助長するため、伸線減面率や鋼線強度が著しく高い場合には、鋼線の延性、特に捻回特性への影響を考慮する必要があると考えられるが、これは今後の課題である。

## 5. 結 言

連铸製高炭素鋼線材の偏析低減化指針を明確にすることを目的に、線材の中心偏析帯のミクロ構造の解析およびその伸線加工性への影響を調査し、伸線加工時の中心偏析帯における破壊の進行過程について考察した。

(1)線材の中心偏析帯には、台地状偏析上にミクロ偏析ピークが乗った二重構造の偏析がみとめられる。これは、鋳片のマクロ偏析、すなわち、中心偏析やV偏析が熱間圧延で延伸することにより形成されたと考えられる。

(2)伸線加工時、中心偏析帯における破壊の起点は台地状偏析上のミクロ偏析ピークに沿つて生成したマルテンサイトや初析セメントライトである。これらミクロ偏析上の脆化組織を起点とする破壊は、同一の台地状偏析上の隣接して存在する他のミクロ偏析上の破壊と合体をくりかえしながらマクロ的な破壊に成長する。したがつて、破壊の伝播を支配する要因は偏析ピーク群の大きさ、すなわち、台地状偏析の幅である。

(3)伸線加工性を支配する偏析要因は、偏析度や偏析面積率ではなく、台地状偏析の幅、すなわち、鋳片のマクロ偏析の幅である。

## 文 献

- 1) M. KAWAMOTO, K. YAMADA and T. FUJITA: Wire J., 10 (1977) 7, p. 94
- 2) K. THEIS and M. KLEMN: Wire J., 15 (1982) 1, p. 66
- 3) M. BARAUX and G. MANGEL: Wire J., 17 (1984) 4, p. 66
- 4) 宮村 紘, 田口 勇, 曾我 弘: 鉄と鋼, 69 (1983), A 197
- 5) 北村 公一, 川島捷宏, 曾我 弘, 小川洋之, 佐伯 毅, 佐藤光義, 金子治郎: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2294
- 6) 田中 浩, 佐藤 優, 吉田一也: 塑性加工学会春季講演会 (1981), p. 517

- 
- 7) L. LUYCKX, T. R. BELL, A. MELEAN and M. KORNYNSKI: *Metall. Trans.*, 1 (1970), p. 3341
- 8) T. TAKAHASHI, M. NAGUMO and Y. ASANO: *Wire J.*, 13 (1980) 11, p. 78
- 9) 黒澤文夫, 田口 勇: 鉄と鋼, 71 (1985), A45
- 10) H. MORI, N. TANAKA, N. SATO and M. HIRAI: *Trans. Iron Steel Inst. Jpn.*, 12 (1972), p. 102
- 11) 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
- 12) 北岡英就, 藤村俊生, 野崎 努, 垣生泰弘: 鉄と鋼, 69 (1983), A201
- 13) 落合征雄, 大羽 浩, 飛田洋史, 南雲道彦: 未発表
-