

論 文

UDC 621.746.047 : 669.14.018.295.3 : 620.192.45 : 669.781 : 669.295 : 536.421.4

連鑄ブルームの中心多孔質性欠陥に関する研究*

田阪 興**・伊藤幸良***・前出弘文***

大佐々哲夫***・高尾滋良***

On Defects Originated from the Center Porosity of the Continuously Cast Blooms

Kō TASAKA, Yukiyoishi ITOH, Hirobumi MAEDE,

Tetsuo ŌSASA, and Shigeoyoshi TAKAO

Synopsis :

The defects originated from center porosity of the continuously cast blooms have been revealed by the study on the unusual tensile fractures of the PC steel wires which contain B and Ti. The cracks initiated at the tensile fractures are caused by the nonmetallic inclusions at the center porosity of blooms during the heating in the soaking pit for the billeting.

The degree of the oxidation depends upon the center porosity and heating condition. The marked oxidation of blooms containing B and Ti is caused by the development of columnar dendrites and the increase of center porosities. The oxidation of the center porosity at the ends of bloom can be prevented by controlling the casting temperature and improving the solidification structure of the bloom.

1. 緒 言

連続鑄造鑄片の欠陥の一つとしてセンターポロシティーがあげられるが^{1)~3)}, センターポロシティーには多くの場合溶質成分の偏析が随伴するため, 最終製品においては中心偏析性の欠陥として取り扱われ, 純粋にセンターポロシティーによる製品欠陥についての報告は極めて少ない。また, 連鑄鑄片は一般には分塊工程を省略し, 加熱後直接製品に圧延されるため, センターポロシティーは製品欠陥として顕在化しなかつたとも言える。

しかし, 大断面連鑄ブルームのように製品圧延に先だつて, 既存の均熱炉における高温加熱後ピレットにブレードダウンされる場合には, 鑄片のセンターポロシティーが欠陥となる可能性がある。

本報では鑄片のセンターポロシティーによる製品欠陥の一例として, PC 鋼線の引張り破面異常を取り上げ, 欠陥の生成原因の究明, 欠陥発生におよぼす製造条件の影響の調査および欠陥の防止対策の検討結果について述べる。

2. PC 鋼線の引張り破面異常の原因究明

2-1 引張り破面異常の発生状況

引張り破面異常を発生した PC 鋼線は Table 1 に示す組成の Al-Si キルド鋼で線材の焼入れ性改善のために 0.0010~0.0030%の B を添加し, さらに, B-nitride の生成を抑制するために Ti を添加している。従来この鋼種は造塊法で製造しており問題はなかつたが, 連続鑄造法に切り換えると同時に引張り破面異常が多発した。PC 鋼線の製造工程の概略は以下のとおりである。転炉鋼を彎曲型連鑄機により断面 244 mm×300 mm のブルームに鑄造し, 均熱炉で約 1300°C に加熱後 120 mm φ のピレットに分塊圧延する。続いて約 1250°C に再加熱後線材圧延機によつて 10 mm φ のバーインコイルに圧延する。バーインコイルは 9.2 mm φ まで引抜き後高周波焼入れ処理を経て PC 鋼線となる。

連鑄法によつて製造された PC 鋼線について引張り試験を実施したところ, 引張り破面の中心部にクラックが形成するいわゆる引張り破面異常が多発した。破面にみ

* 昭和 50 年 10 月 本会講演大会にて発表 昭和 51 年 6 月 28 日 受付 (Received Jun. 28, 1976)

** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp.)

*** 新日本製鉄(株)室蘭製鉄所 (Muroran Works, Nippon Steel Corp., 12 Nakamachi Muroran 050)

Table 1. Chemical composition of test steel (%).

C	Si	Mn	P	S	Sol. Al	B	Ti
0.29~0.34	0.20~0.35	0.70~0.90	<0.030	<0.030	0.20~0.040	0.010~0.0030	0.005~0.030

られるクラックの程度によつて引張り破面異常を評点付けし、代表例を Photo. 1 に示した。さらに、線材圧延ままのパーインコイルおたび引抜き直後の線材についての引張り試験によつても同様の破面異常が観察された。

この B-Ti 添加 PC 鋼線は従来造塊法で製造されていたもので、鋼塊材については引張り破面異常の問題は全く経験されておらず、まれ、連铸材についても B-Ti 無添加の PC 鋼線ではこの種欠陥は極めて稀である。し

たが、PC 鋼線で問題となつた引張り破面異常は連続製造によつて製造された B-Ti 添加 PC 鋼線に特有の欠陥であると言える。

2.2 引張り破面異常の直接原因の調査

PC 鋼線の引張り破面異常の原因を明らかにするために、欠陥部 L 断面のマクロ組織の調査および顕微鏡観察をおこなつた。Photo. 2 に破面評点 C および D の例を示す。一般に、線材中心部の偏析が引張り試験における異常断線の原因となることが知られているが、Photo. 2 のマクロ組織上ではなんら異常は認められず、今回の引張り破面異常は中心偏析によるものではない。

一方欠陥部の顕微鏡観察によると、Photo. 2 の例に示されたように、線材中心部に圧延方向に伸びた A 系介在物の存在がほぼ 100% に近い頻度で確認された。さらに、介在物の大きさは引張り破面異常の程度とよく対応し、評点 A から D へ進むほど大型化している。

EPMA による欠陥部介在物の分析結果は Table 2 のとおりで、介在物はいずれも SiO₂, MnO および FeO が主成分である。

以上の調査結果から PC 鋼線の引張り破面異常の直接原因は線材中心部の SiO₂-MnO-FeO 系の介在物であり、介在物が大きいほど破面のクラックが大きくなると結論される。

2.3 欠陥部介在物の生成機構の検討

PC 鋼線の引張り破面異常の原因となつている SiO₂-MnO-FeO 系介在物の生成機構について以下検討する。

Tensile fracture index

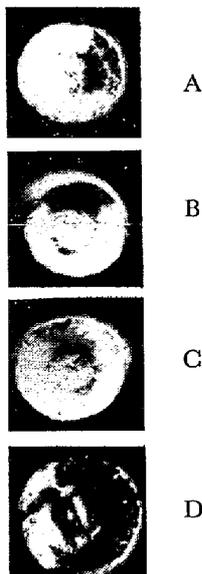
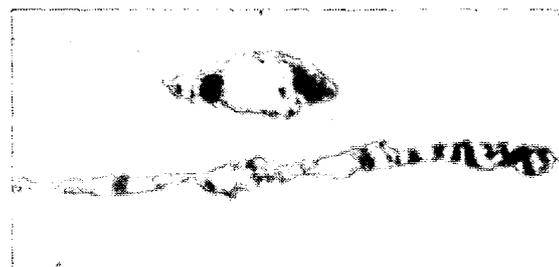
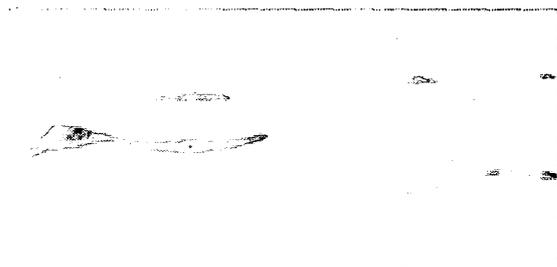
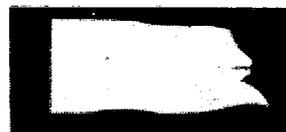
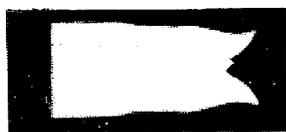


Photo. 1. Cracks at tensile fracture of PC steel wires (×3/2).



a) Tensile fracture index C

b) Tensile fracture index D

The upper sides are macrostructures. (×1)
The lower sides are inclusions. (×400)

Photo. 2. Macrostructures and inclusions at L-section of defects of PC steel wires.

Table 2. Chemical composition of inclusions at the defects (%).

SiO ₂	Al ₂ O ₃	MnO	FeO	CaO	TiO ₂	Na ₂ O	K ₂ O
27.12	tr	22.86	39.84	tr	0.50	tr	tr
27.12	tr	20.01	35.64	tr	2.27	tr	tr
24.27	0.79	43.03	5.92	tr	4.10	tr	tr
34.56	tr	20.94	18.80	tr	2.29	tr	tr
33.68	1.57	15.29	36.92	tr	1.38	tr	tr

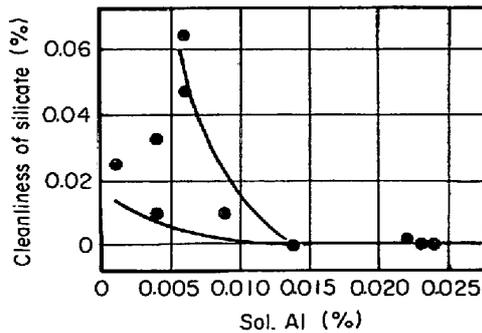


Fig. 1. Relation between sol. Al content and silicate cleanliness of Al-Si killed steel.

連続鋳造材の介在物の起源としては、一般に脱酸生成物、潤滑剤の巻き込み、耐火物の溶損生成物および溶鋼の空気酸化生成物が考えられる⁴⁾。しかし、欠陥部介在物の組成と対比するとこれらはいずれもその起源ではないと言える。脱酸生成物についてみるに Si-Al 脱酸鋼においては、Fig. 1 に示す実用鋼の調査結果からも明らかなように、Sol. Al が 0.015% 以上では Silicate の生成はほぼ完全に抑制される。使用された CaO-SiO₂-Al₂O₃ 系潤滑剤と欠陥部介在物の組成比較からこの巻き込みも否定される。耐火物溶損としては溶融シリカ製浸漬ノズルが問題となるが、溶損生成物は MnO-SiO₂ であり⁵⁾ 欠陥部介在物とは異質である。溶鋼の空気酸化生成物をもつとも可能性があるが、これら空気酸化生成物 (Fe-oxide) は溶鋼中の Al, Si, Mn と反応し、Al₂O₃-SiO₂-MnO 系介在物に変質する。さらに、介在物の分布は線材の中心に限られており、この面からも上の結論は妥当なものである。

PC 鋼線で観察された引張り破面異常は従来の鋼塊材では全く経験しなかつた連続材特有の現象であることを考慮すると、欠陥の原因となつている SiO₂-MnO-FeO 系介在物の生成機構はつぎのように推定される。

連続鋳造法によつて製造されるブルームは多かれ少なかれセンターポロシティーが形成されており、均熱炉におけるブルームの加熱過程で端面からポロシティーをとおして空気酸化が進行する。空気酸化の端面からの深さはセンターポロシティーの程度および加熱条件によつて

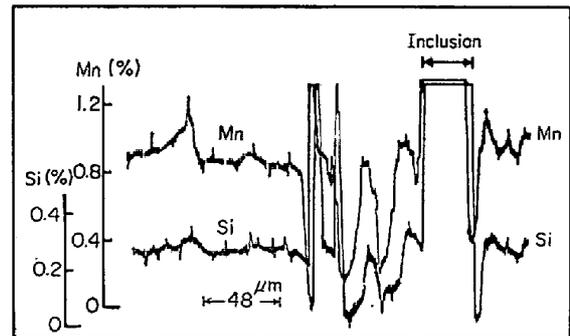
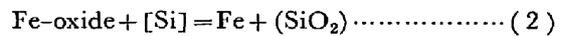
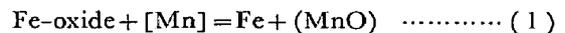


Fig. 2. Scanning profile of L-section of defect of PC steel wire.

左右されるが、いずれにしてもブルーム中心部にスケールが形成する。このスケールは次式の固相反応に従い鋼中の Mn, Si により置換されるが、固相反応であるため反応はスケールの近傍に限られ置換は完全には進行せず、SiO₂-MnO-FeO 系介在物となる。



線材欠陥部の介在物近傍を EPMA による線分析をおこなつた結果、Fig. 2 の例に示すように介在物に隣接する地の Mn, Si が低下しており、スケールの Mn, Si による置換反応が進んでいることが明瞭である。

3. ブルーム加熱過程における端面酸化挙動の検討

3.1 端面酸化におよぼすセンターポロシティーの影響
前章において、PC 鋼線の引張り破面異常の原因である SiO₂-MnO-FeO 系介在物は連続ブルームのセンターポロシティーが均熱炉における加熱によつて空気酸化をうけた結果生成したものであると推定した。ブルームの端面酸化は当然ポロシティーの程度と加熱条件に影響されると考えられるが、本章では加熱過程における端面酸化挙動を明確にし、上の推定を立証する。

はじめに、連続によつて製造したセンターポロシティー程度の異なる B-Ti 添加鋼ブルーム 3 本を供試材として、端面酸化におよぼすポロシティーの影響を調べた。センターポロシティーの程度を定量化するために、ブル

ームの表層部および中心部からおよそ 20 mm 立方の試験片を採取し比重を測定, 表層部の比重 ρ_s および中心部の比重 ρ_c から(3)式により中心部の気孔率 $P(\%)$ を算出した. 供試材 A, B, C の気孔率はそれぞれ 1.02,

$$P = (1 - \rho_c / \rho_s) \times 100 \dots\dots\dots (3)$$

4.09, 5.87% であつた. 供試ブルームの一部を均熱炉に装入し, 1300°C × 13 h の条件で加熱し, 加熱前後のブルームの中心部から顕微鏡試料を採取, 検鏡により SiO₂-MnO-FeO 系介在物の存在位置すなわち, 端面酸化深さを測定した.

試験結果は Fig. 3 に示すとおりで, 加熱前ブルームでは SiO₂-MnO-FeO 系介在物は全く認められないが, 加熱後ブルームでは最大で端面から 210 mm まで酸化の

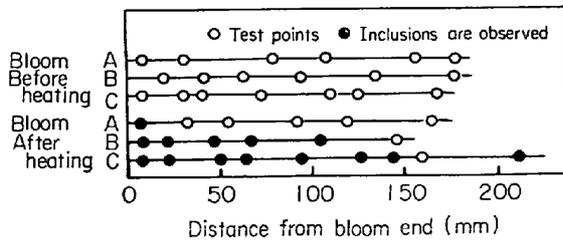


Fig. 3. Oxidation depth of blooms by heating in soaking pit.

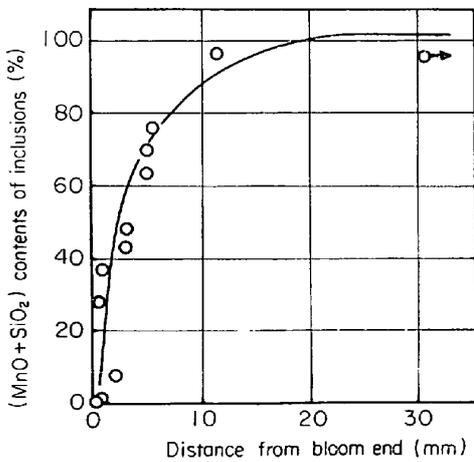


Fig. 4. MnO and SiO₂ contents of inclusions of blooms heated in soaking pit.

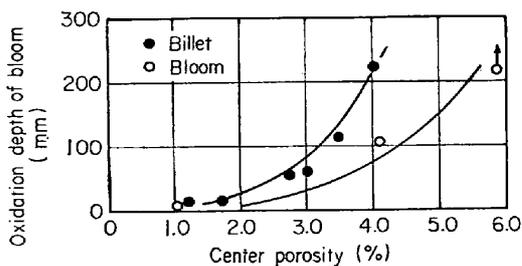
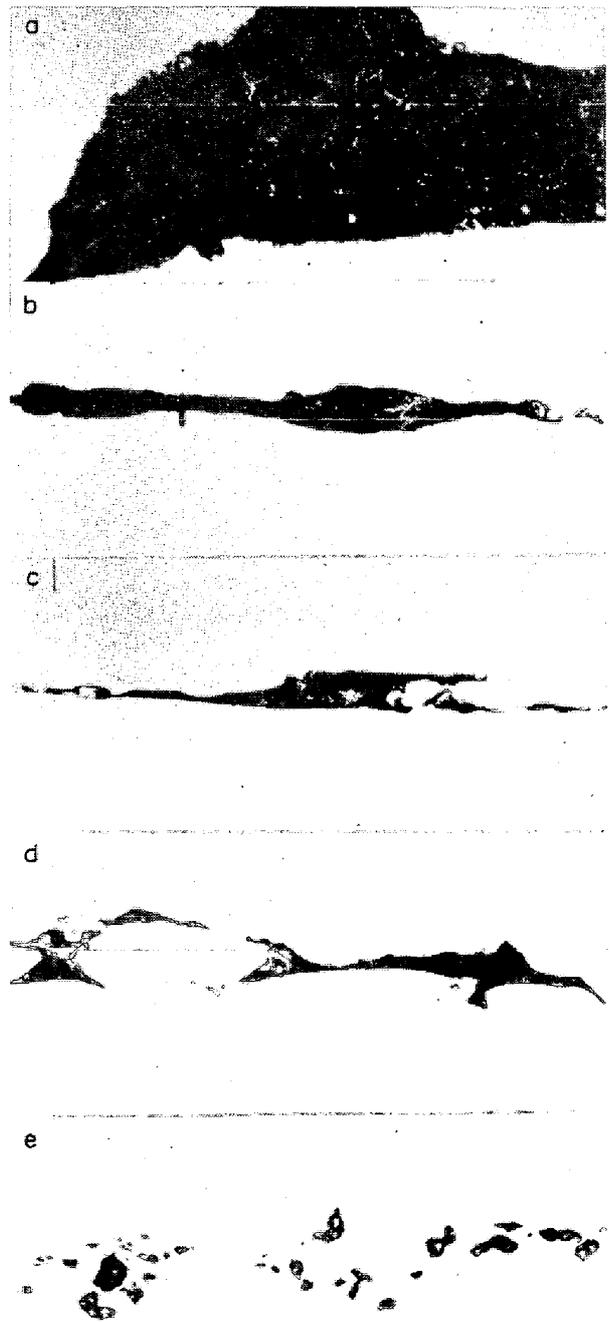


Fig. 5. Relation between center porosity of bloom and oxidation depth by heating.

進行が観察されており, しかもその深さはブルーム中心部の気孔率とよく対応している. 加熱ブルームの介在物分布をみると端面からの距離の増大とともに介在物は少なくなる傾向がある.

EPMA による介在物の分析によるといずれも SiO₂-MnO-FeO 系介在物であるが, 組成は大幅に変動している. 一般に端面に近いほど FeO 比率が高い. 端面に近いほど空気酸化によるスケール生成量が多く, その後の固相反応による Mn, Si 置換が少ないためである.



a, b, c, d and e are respectively 180, 290, 375, 485 and 540mm from billet end. (×400)

Photo. 3. Inclusions at the center of billet.

介在物中の MnO および SiO_2 含有量と端面からの距離との関係を示すと Fig. 4 のとおりで、スケール生成量と Mn , Si による置換率との関係が明瞭である。

続いて、センターポロシティ程度異なるブルーム6本について、均熱炉で $1300^\circ C \times 10 \sim 13$ h の加熱をおこない、 120 mm ϕ のピレットに分塊圧延後、L断面の検鏡によつて端面酸化深さを測定した。実験結果をブルーム換算で表示し、Fig. 3の値とともに Fig. 5 に示した。端面酸化深さはブルーム中心部の気孔率の増加とともに上昇し、最大ではピレットで 120 mm、ブルーム換算で 220 mm に達している。ピレット端面からの各位置における介在物の例を Photo. 3 に示したが、端面からの距離が増すにつれて介在物は小型になっている。

3.2 端面酸化におよぼす加熱条件の影響

ブルーム加熱時の端面酸化の深さは当然加熱条件の影響を受ける。均熱炉による加熱の条件としては加熱温度、加熱時間および加熱雰囲気の問題となるが、均熱炉内の雰囲気は O_2 : $3 \sim 5\%$ とほぼ一定の条件が保たれているので、加熱温度および加熱時間の影響について検討する。

はじめに、センターポロシティ程度異なるブルームを対象に、均熱炉設定加熱温度を $1200^\circ C$ および $1300^\circ C$ とし $10 \sim 13$ h の加熱をおこない、 120 mm ϕ ピレットに分塊圧延後に端面酸化の深さを測定した。実験結果は Fig. 6 に示すとおりで、気孔率 2.0% 以下では加熱温度に関係なく端面酸化は少ないが、気孔率が増すとともに加熱温度の影響が強く現われ、 $1200^\circ C$ 加熱に比して $1300^\circ C$ 加熱の端面酸化深さは約5倍になっている。

均熱炉へのブルーム装入は4段積みであり、加熱バーナーは上部に設置されているため、最上段ブルームに比して最下端ブルームは約 $30^\circ C$ 低い温度で加熱されることになっている。設定加熱温度は最上段ブルーム位置の温度である。上述の実験ではいずれも最上段位置へブルームを装入した。

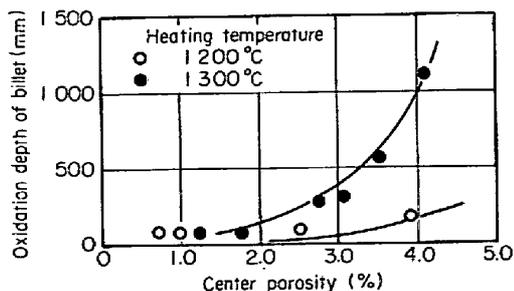


Fig. 6. Temperature dependence of oxidation depth of billets.

端面酸化におよぼす加熱条件の影響を実操業下でより定量的に評価する目的で、均熱炉装入位置別の端面酸化の比較をおこなった。

試験条件は標準設定加熱温度 $1300^\circ C$ 一定とし、加熱時間 $5 \sim 13$ h とした。加熱後のブルームを 120 mm ϕ に分塊圧延後、端面酸化深さを測定した。

実験結果は Fig. 7 に示すとおりで、加熱時間によるバラツキはあるが、均熱炉のブルーム装入位置が上ほど端面酸化深さが大きくなっている。Fig. 7の実験結果について、端面酸化深さにおよぼすブルーム中心部の気孔率、均熱炉装入位置、加熱時間の影響を重相関分析によつて解析した。すなわち、

Y : 120 mm ϕ ピレットの端面酸化深さ (mm)

X_1 : ブルーム中心部の気孔率 (%)

X_2 : 均熱炉位置係数 (最上段から最下段へ $4 \sim 1$ とする)

X_3 : 加熱時間 (h)

とすると(4)式の回帰式が得られた。

$$Y = 139.5X_1 + 148.4X_2 + 48.3X_3 - 742.1 \dots\dots (4)$$

(4)式による端面酸化深さの計算値と実測値を比較した結果は Fig. 8 のとおりで、端面酸化深さは(4)式によつて推定可能である。

4. ブルームの端面酸化におよぼす B, Ti の影響の検討

前章までの検討により、連続鋳造法で製造された B-Ti 添加 PC 鋼線で発生した引張り破面異常は連鋳ブル

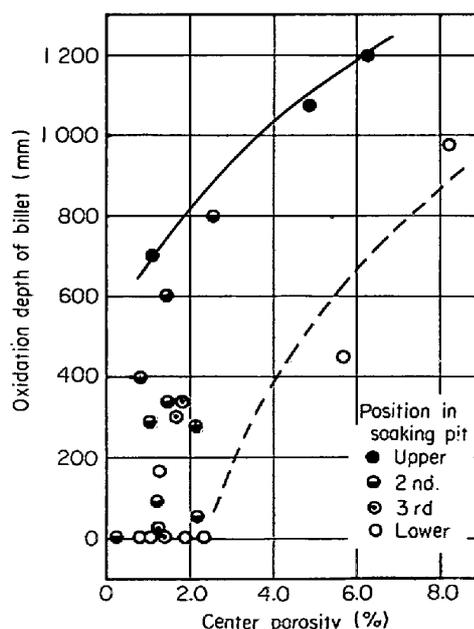


Fig. 7. Influence of heating condition on oxidation depth of billets.

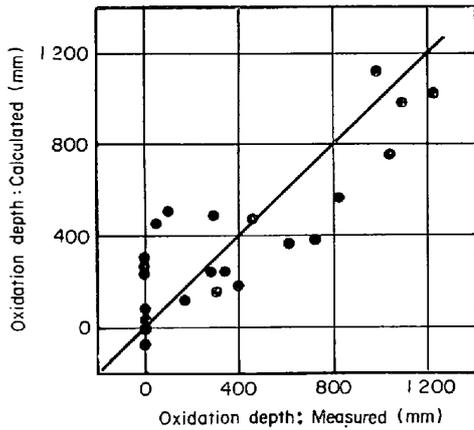


Fig. 8. Comparison of measured value of oxidation depth of billet with calculated results by eq. (4).

ームのセンターポロシティーが均熱炉における加熱過程で端面酸化をうけて生成する介在物が原因であり、ブルームの端面酸化は中心部の気孔率および加熱条件の影響を強くうけることが明らかになった。

しかし、連铸で製造された PC 鋼線でも、B-Ti 無添加の材料ではこの種欠陥は極めて稀であり、ブルームの端面酸化の問題は B-Ti 添加がなんらかの関与をしていると言える。B-Ti 添加によつてブルームの加熱時の端面酸化が助長される原因として想定される各要因について、Table 3 に示したブルームすなわち、B-Ti 添加ブルーム 2 種、Ti 添加ブルーム 2 種および B-Ti 無添加ブルーム 1 種を用いて検討を加えた。

(1) 高温酸化挙動への影響

ブルームのセンターポロシティーは一般に連続した気孔ではなく、加熱時には端面に開口した気孔のみが酸化されると考えがちであるが、鋼中に酸素との親和力の大きい成分が含有されると内部酸化をうけてサブスケールを形成しながら酸素が鋼中を透過し⁷⁾、不連続な気孔まで酸化される。とりわけ、as cast の鋼では内部酸化が進行しやすい。

ブルームの加熱過程での端面酸化が B-Ti 添加 PC 鋼

線用鋼で顕著である原因の一つとして、B-Ti が鋼の高温化を助長することが考えられる。鋼の高温酸化挙動におよぼす B-Ti の影響を明らかにする目的で、Table 3 に示した供試材の内から BT-1, T-1 および O-1 を選び、ブルーム表層の健全部から 7 mm φ × 6 mm の試片を採取し熱天秤による酸化実験をおこなつた。実験方法はつぎのとおりである。熱天秤に試片を装入し 200 ml/min の流速で Ar を流しながら 20°C/min の加熱速度で実験温度 (1150, 1200, 1250°C) まで昇熱する。所定温度に達したら直ちに 50 ml/min の流速で空気を流し、試片の酸化増量を記録した。加熱試験終了後の試片は Ar 下で炉冷し、サブスケール観察用に供した。

熱天秤により得られた酸化増量を試片単位面積当りの増量に換算し Fig. 9 に示した。酸化増量は B-Ti 添加 Ti 添加、B-Ti 無添加材の間で大きな差はない。顕微鏡観察によりサブスケール厚を測定した結果でも、サブスケール厚は加熱温度で決まり B-Ti 添加の影響は認められない。Photo. 4 に 1200°C 加熱試片のサブスケールを示したがいずれも約 80 μm 厚でサブスケールが形成している。

以上の実験により、B-Ti 添加は鋼の高温酸化挙動に本質的影響をおよぼさないと結論される。

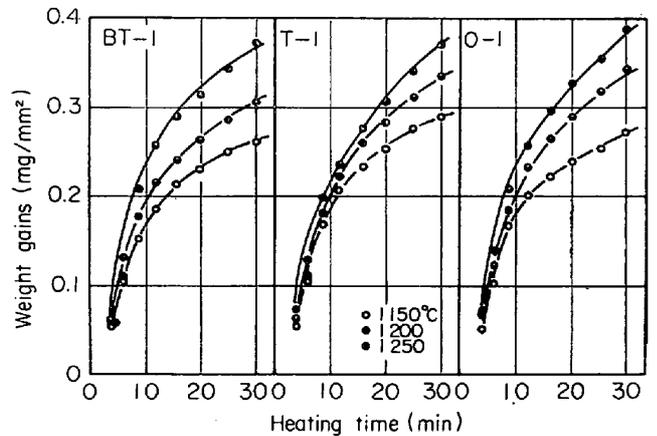


Fig. 9. Weight gains by oxidation in thermal balance.

Table 3. Casting condition of test blooms.

Test bloom	Super heat in tundish (°C)	Casting speed (m/min)	Chemical composition (%)								Remark
			C	Si	Mn	P	S	Al	Ti	B	
BT-1	48	0.70	0.22	0.23	0.36	0.010	0.012	0.036	0.027	0.0035	B-Ti addition
BT-2	38	0.70	0.26	0.28	0.43	0.022	0.021	0.024	0.018	0.0014	
T-1	67	0.65	0.20	0.23	0.41	0.015	0.011	0.032	0.023	—	Ti addition
T-2	18	0.70	0.25	0.22	0.35	0.023	0.019	0.026	0.018	—	
O-1	37	0.65	0.21	0.23	0.42	0.027	0.011	0.044	—	—	B-Ti free



a: BT-1, b: T-1, c: O-1 (×400)

Photo. 4. Subscale of specimens heated at 1200°C.

(2) ブルーム冷却時のマイクロクラック発生

引張り破面異常が問題となったP C鋼線は焼入れ性改善を目的としてBを添加している。このB添加のために連铸ブルームの冷却過程でマイクロクラックが発生しやすくなり、均熱炉における加熱過程で中心部の気孔間の酸素の滲透が容易となつて端面酸化を助長することも考えられる。

Table 3に示したブルームの中心部の試片について顕微鏡観察、カラーチェックなどによりマイクロクラック

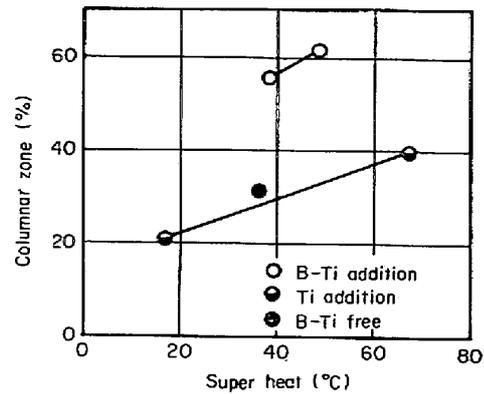


Fig. 10. Influence of super heat on columnar zone of blooms.

の調査をおこなつたが、B-Ti添加鋼、Ti添加鋼、B-Ti無添加鋼いずれにおいても中心部の気孔間にマイクロクラックの発生は全く認められない。

(3) センターポロシティーの増大

B-Ti添加による端面酸化助長の原因と考えられる要因にセンターポロシティーの増大がある。Table 3に示した供試材を対象にセンターポロシティーにおよぼすB-Tiの添加の影響を検討した。

はじめに、ブルームC断面のマクロ組織観察により柱状晶帯長さ率を測定した。結果はFig. 10に示すとおりで柱状晶帯は溶鋼の過熱度との相関が強く、過熱度の増大とともに柱状晶も長くなる傾向はあるが、B-Ti添加の影響が明瞭である。すなわち、Ti添加によつて柱状晶率は若干低下するが、B-Ti同時添加材では逆に柱状晶率が增加している。マクロ組織の一例をPhoto. 5に示した。

つぎに、センターポロシティーの程度を評価するために、ブルーム中心部から20mm厚の試験片を切り出し透過X線法によつてポロシティーを調査した。結果は、Photo. 6に示すとおりで、B-Ti同時添加材でポロシティーの増大が認められる。

さらに、供試ブルームの長さ方向5箇所の表層部および中心部から20mm立方の試片を採取し、比重測定によつて中心部の気孔率を求めた。測定結果はFig. 11に示すとおりで、Ti単独添加材では気孔率は小さいが、B-Ti同時添加材では気孔率の増大は顕著である。

以上の検討によりB-Ti添加による端面酸化の助長の原因は、鑄造時のブルームのセンターポロシティーの増大であると結論される。一般に鋼にTiを添加することによつて柱状晶が抑制されることが知られているが²⁰⁾、本研究結果ではB-Ti同時添加によりむしろ柱状晶帯が増大している。従来、鋼の凝固組織におよぼすBの影響についての研究はほとんどなく、Bの柱状晶形成促進機

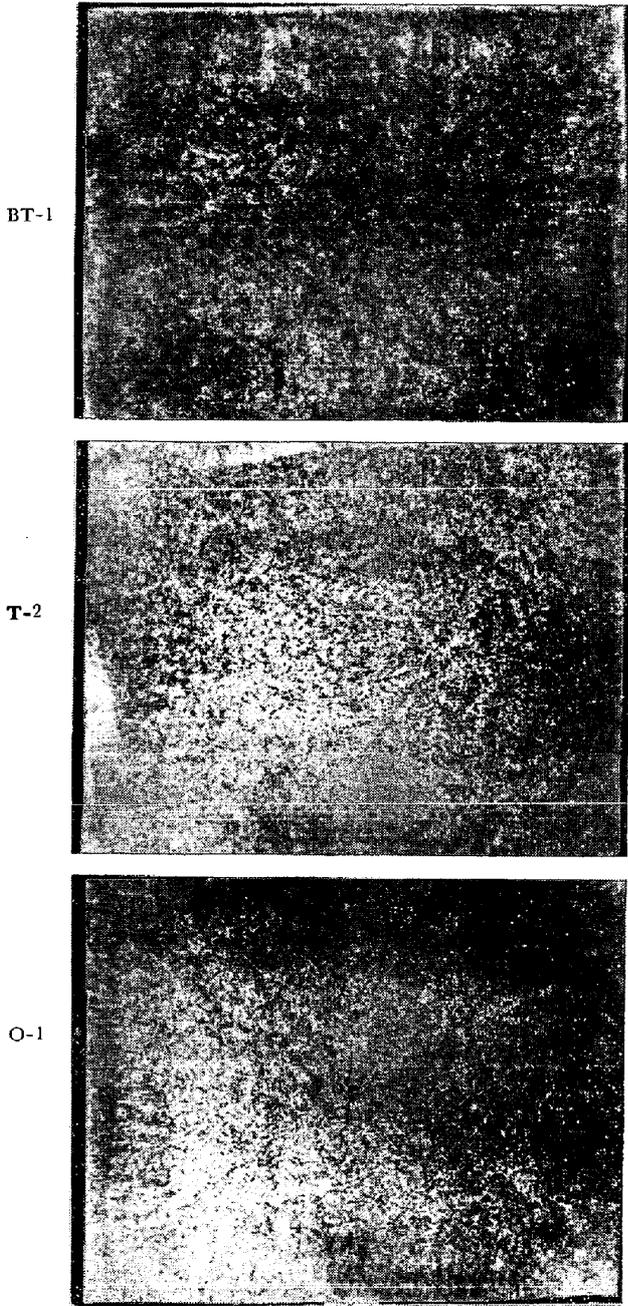


Photo. 5. Macrostructures of C-section of test blooms.

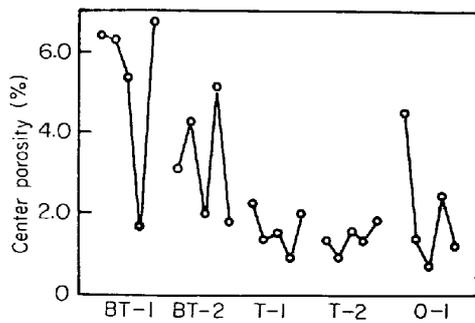
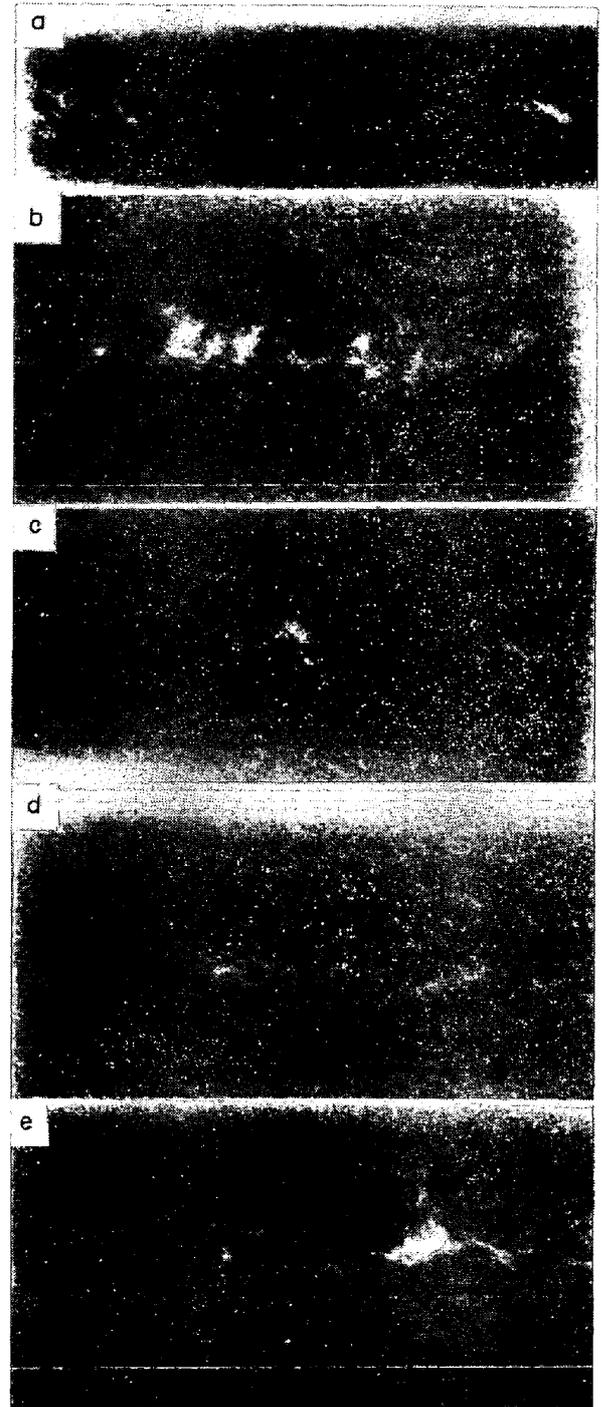


Fig. 11. Center porosity of test blooms.



a: BT-1, b: BT-2, c: T-1, d: T-2, e: O-1 (×1)
Photo. 6. X-ray photographs of center porosity of blooms.

かに推定できることは、B添加により等軸晶形成のためのシャワリングが抑制されることである。大野ら¹⁰⁾によれば、AlにTiを添加することによつて組織微細化が進行するが、これBを加えると鑄型壁での核生成サイトが急増し、早期に安定な凝固殻を形成するため等軸化のための結晶シャワリングが抑えられる。鋼の場合においても、大野らの研究と同様の結果が現象的におこつて

構の詳細について今後の研究が必要である。現状でわず

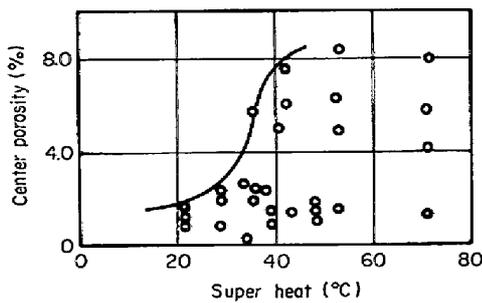


Fig. 12. Influence of super heat on center porosity of blooms.

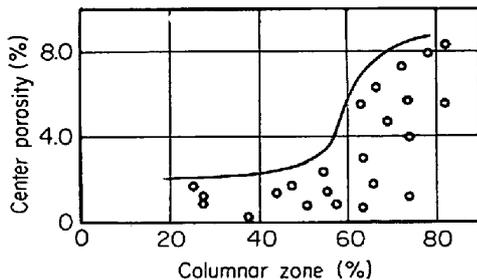


Fig. 13. Influence of columnar zone on center porosity of blooms.

いと言えよう。

5. ブルームの端面酸化防止対策

成分系の変更, 加熱条件の変更によらない端面酸化防止の抜本的対策はセンターポロシティーの低減である。Fig. 5 および Fig. 6 から明瞭なようにブルーム中心部の気孔率を2.0%以下に抑えると端面酸化は大幅に改善される。B-Ti 添加 PC 鋼線用鋼について, 溶鋼の過熱度とブルーム中心部の気孔率との関係を調査した。結果は Fig. 12 のとおりで溶鋼過熱度をおよそ 30°C 以下に管理することにより気孔率を2.0%以下に抑えることができる。Fig. 12 の結果にもとづいて, B-Ti 添加鋼の連铸において溶鋼過熱度を 30°C 以下に管理しているが, PC 鋼線での引張り破面異常の問題は解消した。

Fig. 13 はブルーム断面の柱状晶率と中心部気孔率との関係であるが, 柱状晶率 60% 以下でほぼ気孔率 2.0% 以下に抑えることができる。柱状晶の発達を抑えるには上述の対策のような低温铸造も有効であるが, 電磁攪拌法の適用などの凝固組織微細化対策も有効である。

6. 結 言

B-Ti 添加 PC 鋼線で発生した引張り破面異常の調査によつて, 連铸ブルームの均熱炉加熱時の端面酸化の問題を浮きぼりにした。

すなわち, 連铸ブルームをピレットにブレークダウンするための加熱時に, ブルーム端面からセンターポロシティーを通して酸化が進行するいわゆる端面酸化がおこる。端面酸化によつて形成するスケールの一部は鋼中の Mn, Si との置換反応をおこし, $\text{SiO}_2\text{-MnO-FeO}$ 系介在物となり, これが PC 鋼線の引張り破面異常の原因となっている。

端面酸化の深さはブルームのセンターポロシティーの程度および加熱温度, 加熱時間など加熱条件の影響を強く受ける。

B-Ti 添加によつて端面酸化が助長されるのは, 柱状晶形成が促進されセンターポロシティーが増大するためである。

B-Ti 添加鋼の端面酸化を防止するためにはブルームの気孔率を2.0%以下に抑えることが必要であり, 低温铸造あるいは電磁攪拌などによつて柱状晶形成を抑制することが有効である。溶鋼の過熱度を 30°C 以下に管理することによつてセンターポロシティーを低減し, PC 鋼線の引張り破面異常を解決した。

文 献

- 1) 森 久: 鉄と鋼, 60(1974), p. 784
- 2) 高石昭吾, 村田裕信, 小舞忠信, 関原博道: 鉄と鋼, 59(1973), S 377
- 3) 乗富重夫, 野田 武, 藤本 稔, 恒久好徳, 服部宏, 土田 浩: 鉄と鋼, 61(1975), S 468
- 4) 能井 浩, 広本 健, 松永 久, 大橋徹郎, 大野唯義: 鉄と鋼, 60(1974), p. 926
- 5) C. P. POST and G. V. LUERSEN: Iron & Coal Trade Rev., 161(1950), p. 189
- 6) S. R. RAIT: Trans. British Ceram. Soc., 42(1943), p. 169
- 7) 梶山正孝: 金属材料の加熱と酸化, (1966), 誠文堂新光社
- 8) G. F. COMSTOCK: Trans. ASM, 28(1940), p. 608
- 9) 田阪 興, 岩瀬喜八郎, 伊藤幸良, 岡島忠治, 高尾滋良: 鉄と鋼, 6(1974), S 79
- 10) A. OHNO and T. MOTEKI: AFS Casting Metals Research Journal, (1975) 6, p. 45