

鉛鋼の疵発生メカニズムおよび表面疵改善

大場 康英*1・河本 達也*2・北出 真一*3

The generation mechanism and the improvement of surface cracks on
leaded free-cutting steel

Yasuhide Ohba, Tatsuya Kawamoto and Shinichi Kitade

Synopsis: This study was carried out in order to make clear the crack generation mechanism and to prevent surface cracks of leaded free-cutting steel.

For the clarification of the crack-generating place in the bar manufacturing process, the oxide particles in subscale, which were being generated around cracks, were observed. From the average oxide particle radius around surface cracks of the products, it was suggested that the surface crack was generated at the bloom production process.

From the point of view of the phenomenon near meniscus in a continuous casting mold, mold powder optimization was carried out for the prevention of the surface cracks on a bloom.

By using a mold powder which aimed at the uniform growth of the primary solidification shell, surface cracks in a bloom decreased and consequently, these in billets have also been reduced.

1. 緒言

鋼材の表面疵は品質上非常に重要な管理項目の一つである。特に鉛を含有する鉛快削鋼（以下、鉛鋼）では鋼材に疵が発生し易いことから、高品質化のために疵の防止・低減が求められている。また、表面疵の防止・低減は歩留まり向上等エネルギー原単位の低減やコスト低減、および生産性向上のためにも重要な課題である。昨今の環境意識の高まりから鉛鋼適用材の非鉛鋼化が進む方向ではあるが、鉛鋼は機械的性質の低下が小さいことや切り屑処理性に極めて優れているなどの優れた特性を有することからしばらくは使われる状況にある。表面疵の防止・低減を図るには、まず製造工程内での発生位置を特定することが重要で、ついで、その発生メカニズムを明らかにして的確な対策を採らなければならない。ところが、棒鋼などの製品に見られる表面疵から、疵の原因となった上工程を特定する技術に視点を合わせた研究は少ない。

まず本研究では、鉛鋼の製品棒鋼に見られた表面疵の発生工程を明らかにするため、疵近傍に生成していたサブスケール層を構成している粒状酸化物に着目した。高温に加熱された鋳片・鋼片等に割れ疵が発生した場合、割れ疵近傍には加熱温度および時間に応じた平均粒子半径を持つ粒状酸化物が生成する^{1),2)}。粒状酸化物の平均粒子半径を

EPMAより測定して表面疵の発生温度域を推定し、製造工程内における表面疵の発生場所について検討を加えた。ついで、鋳片割れ疵の発生を防止するためのテストを行い、鋳片の表面性状および圧延鋼片の表面品質に与える影響について調査した。本報ではこれらの結果について述べる。

2. 製品表面疵の原因となった割れ疵の発生工程

2.1 実験方法

2.1.1 供試材

供試材の化学成分をTable 1に示す。供試材は0.22%Cの低炭素肌焼鉛鋼である。Fig.1に、 ϕ 35mmの製品棒鋼に見られた表面疵を示す。鋳片から ϕ 167mmの鋼片に圧延し、ついで ϕ 35mmの棒鋼に圧延する工程の熱履歴をFig.2に示す。

Table1. Chemical composition of the specime (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Pb
0.22	0.30	0.86	0.021	0.022	1.20	0.067

2.1.2 粒状酸化物平均粒子半径の測定

人工亀裂試験片を用いた高温酸化実験²⁾より得られた、

*1 研究・開発センター プロセス開発グループ

*2 技術管理部 製鋼グループ

*3 製鋼部 鑄造課

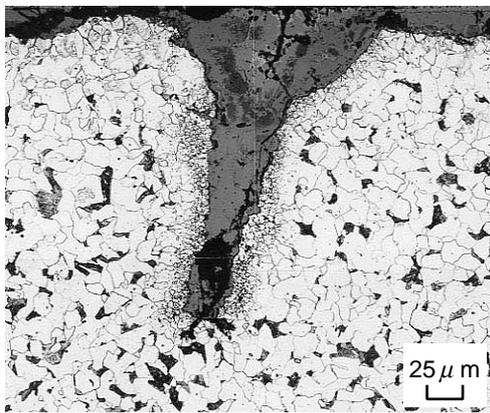


Fig.1 Micrograph of the surface crack detected in the bar of 35mm in diameter.

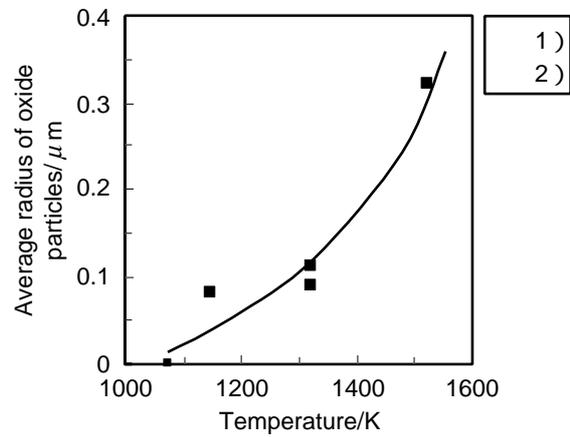


Fig.4 Relationship between heating temperature and average radius of oxide particles^{1), 2)}.

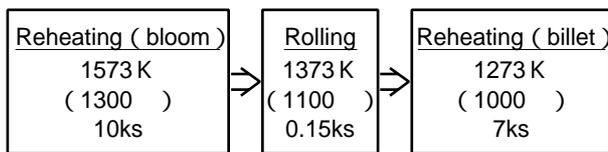


Fig.2 A manufacturing process example.

加熱温度および時間と粒状酸化物平均粒子半径の関係は Fig.3 に示す。Fig.3 より、平均粒子半径は加熱時間が 1.8ks (30min) 未満では、平均粒子半径は時間の経過と共に大きくなるが、1.8ks より長時間側では加熱時間による差はほとんど無く、加熱温度に応じた大きさに収束していた。これより、粒状酸化物の大きさは、加熱時間が十分長ければ加熱温度で整理することができ、Fig.4 のように示される^{1), 2)}。

疵近傍に生成した粒状酸化物の平均粒子半径および粒子半径分布の測定は、まず EPMA (島津製作所製 EPMA1600) にて反射電子像を測定し、これを画像解析

することで行った。EPMA の主な測定条件は、加速電圧 15kV、照射電流 1nA であり、75 μm × 75 μm の範囲を倍率 3000 倍で測定した。Fig.5 に、EPMA による分析結果の 1 例を示す。

2・2 実験結果

2・2・1 製品表面疵近傍の粒状酸化物平均粒子半径

Fig.1 に示した表面疵の近傍に生成していた粒状酸化物の平均粒子半径を測定したところ、0.24 μm であった。Fig.4 より、平均粒子半径 0.24 μm の粒状酸化物が生成する温度域は 1473K (1200) 以上であると推察される。Fig.2 に示した工程熱履歴より、1473K 以上の雰囲気温度となるのは鋼片圧延前の鋳片加熱炉だけであることから、平均粒子半径 0.24 μm の粒状酸化物はここで生成したと推察される。

以上より、今回鉛鋼の φ 35mm 製品棒鋼に見られた表面疵は、鋳片加熱炉装入前の鋳片に発生していた割れ疵を起源として発生したと推察される。

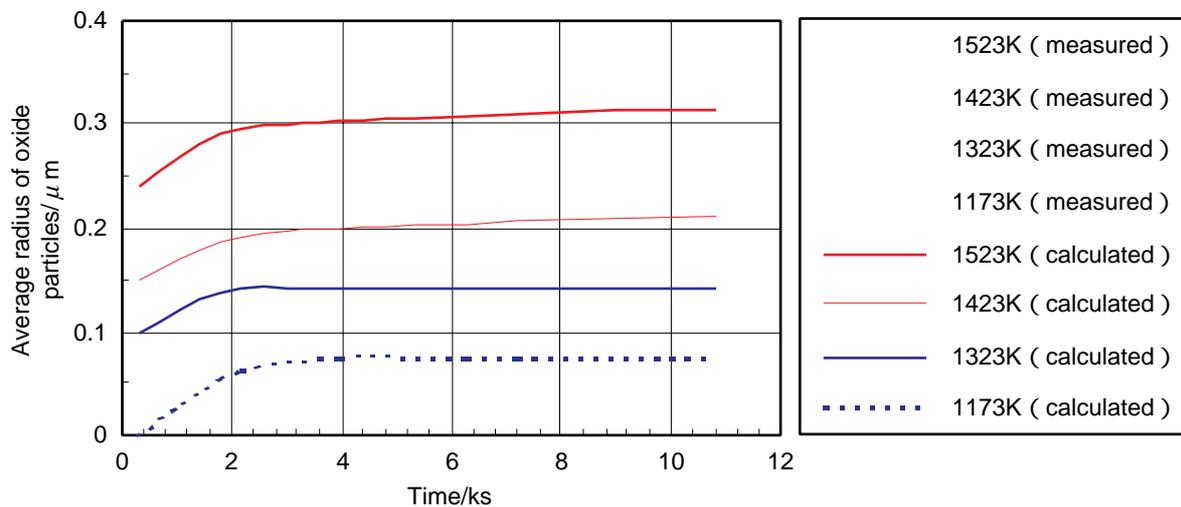


Fig.3 Relationship between heating time and the average radius of oxide particles²⁾.

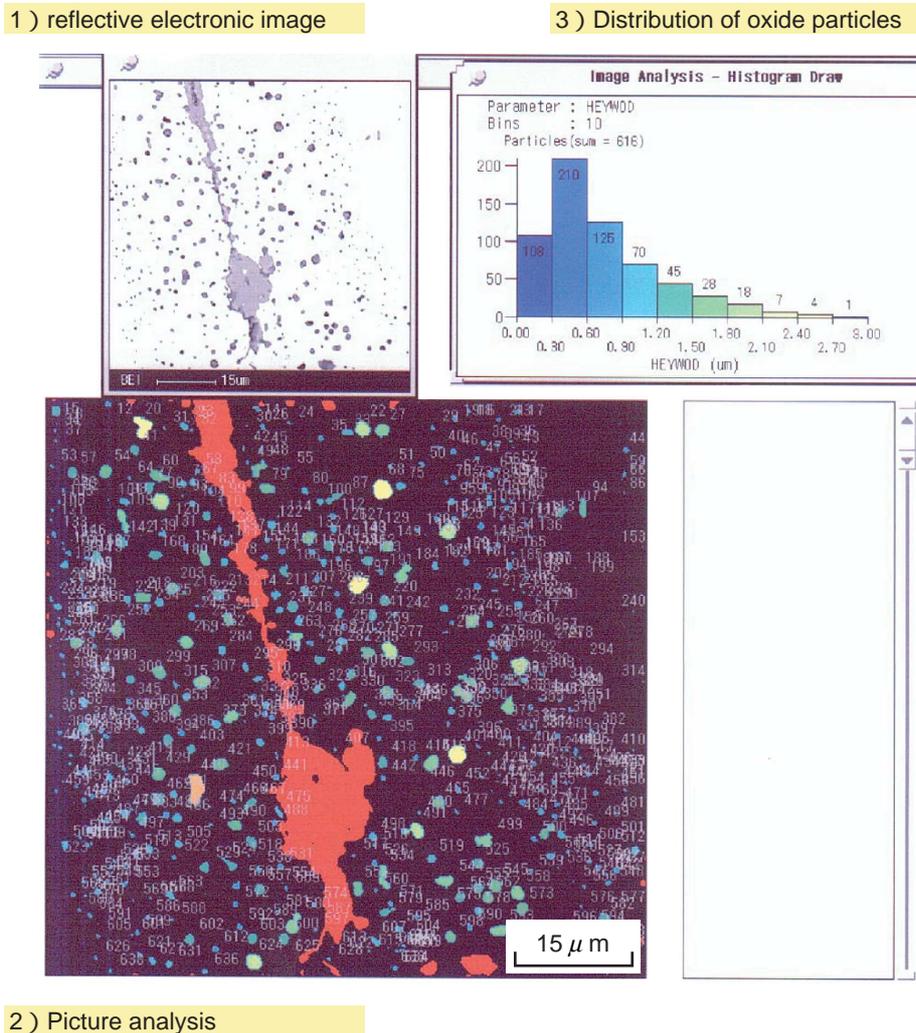


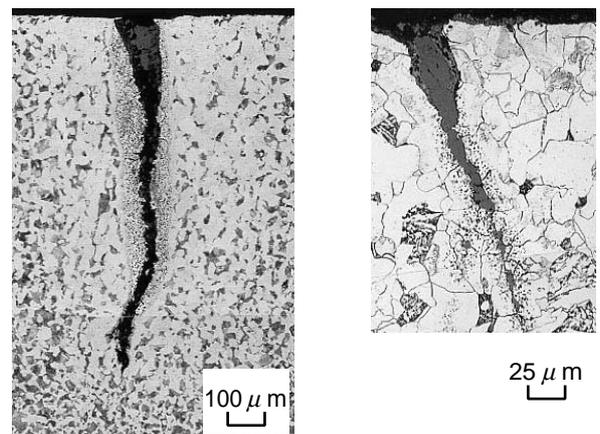
Fig.5 Distribution of Oxide particles by the reflective HEYWOOD image of EPMA.

2・2・2 製品表面疵の再現

製品棒鋼に見られた表面疵が、鑄片割れ疵起源と推察されたことから、鑄片 ϕ 167mm鋼片 ϕ 35mm棒鋼とテスト圧延を行い、鑄片割れ疵の追跡調査を行った。供試材はTable 1に示した0.22%Cの低炭素肌焼鉛鋼である。鑄片縦割れ疵を圧延後の鋼片、棒鋼で確認できるように、鑄片縦割れ疵を挟むように両側10mmの位置2個所に ϕ 5mm×深さ10mmのドリル穴を付与し、マーキングを行った。圧延後、鑄片縦割れ疵は両側にマーキングしたドリル穴に平行に挟まれる形で鋼片、棒鋼まで残存していた。テスト圧延した ϕ 167mm鋼片および ϕ 35mm棒鋼で認められた鑄片縦割れ疵起源の表面疵をFig.6に示す。

Fig.6-b) に示した表面疵の近傍に生成していた粒状酸化物の平均粒子半径は、2・1・1で示した製品棒鋼の表面疵と同じく0.24 μ mであった。これら2つの疵近傍に生成していた粒状酸化物の粒子半径分布をFig.7に示す。Fig.7より、それぞれの粒子半径分布はほぼ同じであった。

以上の結果より、鉛鋼の製品表面疵は鑄片割れ疵を起源と



a) Billet, 167mm in diameter b) Bar, 35mm in diameter

Fig.6 Micrograph of cracks originated from bloom surface cracks.

して発生することが確認でき、表面疵の防止・低減には鑄片割れ疵の防止・低減の対策が重要であることが分かった。

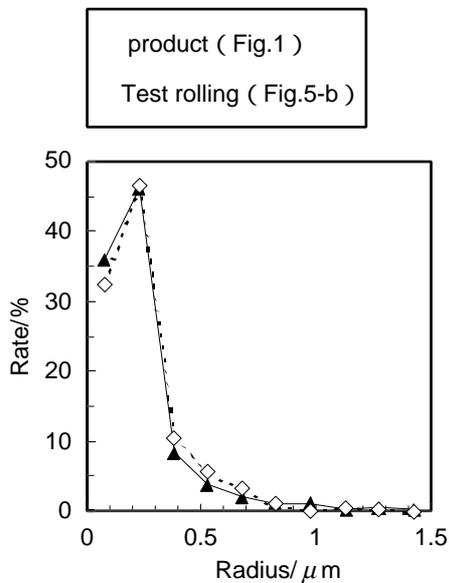


Fig.7 The radius distribution of the oxide particles around a surface crack of steel bar, 35mm in diameter.

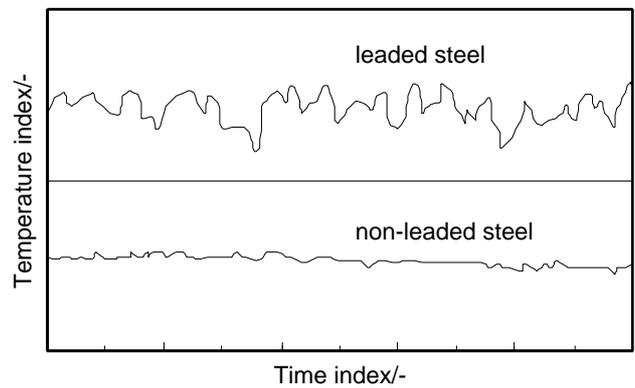


Fig.8 Mold temperature history.

Table 2. Properties of mold powders

Powder	Viscosity at 1300 (Pa · s)	Solidification temperature ()	T.C* (mass%)	CaO/SiO ₂ (-)
A	2.40	1120	7.0	0.61
B	0.40	1110	4.91	0.70
C	0.14	1100	4.38	0.85

* Total carbon

3. 鑄片割れ疵の防止・低減

3・1 実験方法

3・1・1 鉛鋼用モールドパウダーの設計

鑄片割れ疵の防止・低減を図るため、種々の要因の中から鋼が凝固する最初の過程である連続鑄造モールド（鑄型）内メニスカス近傍の現象に着目した。連続鑄造時のモールド内における鑄片表面欠陥の発生は次の三つのキーワードに集約できる。

- 1) パウダー潤滑
- 2) 鑄型振動
- 3) 溶鋼物性

上記三つの因子は表面欠陥の防止においていずれも極めて重要であるが、ここでは1)のパウダー潤滑に視点を合わせ、モールドパウダーの適正化を図った。鑄片割れ疵の防止・低減には、モールド内メニスカス近傍における鑄片初期凝固シェル均一成長が重要³⁾であり、そのためにはメニスカス部での均一抜熱化が不可欠⁴⁾である。Fig.8にモールド銅板に埋設した熱電対温度測定結果を示す。鉛鋼鑄造時には温度変動が大きく、抜熱が不均一となっていることがわかる。鉛鋼の場合、鉛を含有することによって凝固シェル強度が低下して割れ感受性が高くなる⁵⁾ことに加え、鉛は蒸気圧が高い⁶⁾ため溶鋼表面からの蒸発が起こりやすく、このときの吸熱反応で溶鋼表面温度の低下およびメニスカスの不均一冷却が引き起こされやすいと考えられる。

以上より、鉛鋼鑄造時にはモールド内メニスカス近傍の保温性向上が重要と考え、狙いの異なる3種類のモールドパウダーを比較テストした。Table 2にパウダー組成を示

す。モールドパウダーBを基準として、モールドパウダーAではパウダー中のカーボン増量によって燃焼発熱反応を増大⁷⁾させ、さらにモールドパウダー消費量の抑制による抜熱減少⁸⁾および均一流入の観点から高粘性⁹⁾を指向した。ただし、カーボンの増量は滓化特性の劣化からモールド・鑄片シェル間の潤滑不良を招く恐れがあるため、低塩基度化によって結晶化しにくい成分設計とした。モールドパウダーCでは、高塩基度・低粘性化による緩冷却化¹⁰⁾を指向した。

3・1・2 鑄造条件

Table 2に示した3種類のモールドパウダーを用いて実機鑄造テストを行った。テストは3つのストランドに各パウダーを用いて行った。供試材はTable 1に示した0.22%Cの低炭素肌焼鉛鋼である。供試材の鑄造条件をTable 3に示す。

Table 3. Casting conditions

Casting speed (m/min.)	0.50
Super Heat ()	33
Oscillation cycle (cpm)	104
Oscillation stroke (mm)	4

3・2 実験結果

3・2・1 鑄片表面性状

連続鑄造鑄片の表面には鑄造条件に応じたオシレーショ

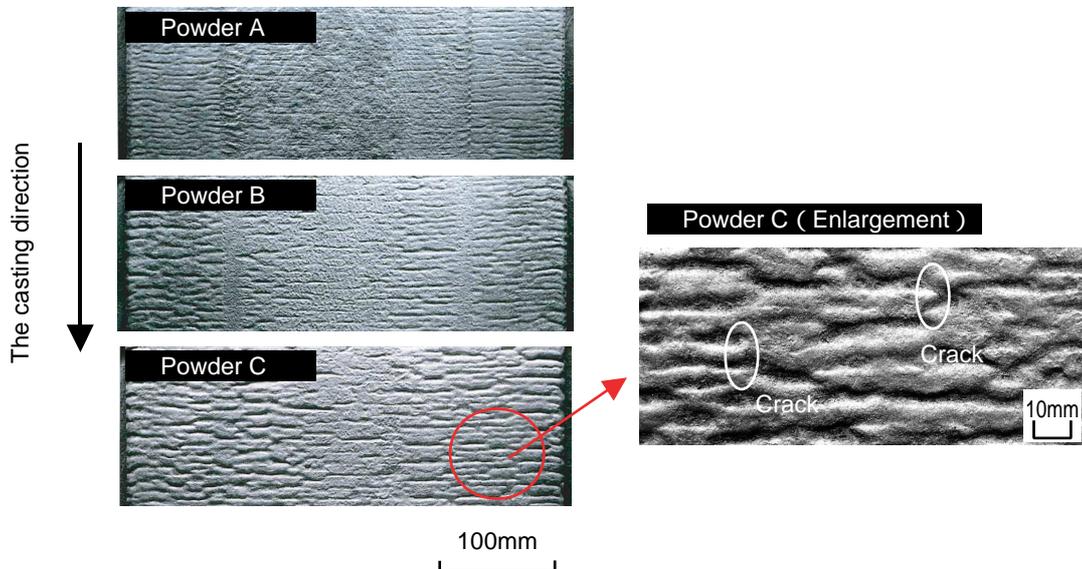


Fig.9 Appearance of bloom oscillation mark.

ンマーク（OSM）が生成する^{11) - 13)}。OSMは、モールド内メニスカス部の初期凝固シェル先端で生成するため、山部や谷部の途切れや直線でないというような乱れの有無は、モールドパウダーの均一流入および鑄片初期凝固シェルの均一成状態¹⁴⁾を判断する目安となる。

Fig. 9に、各モールドパウダーを用いて鑄造した鑄片の外観を示す。パウダーBで鑄造した鑄片に比較して粘性の高いパウダーAで鑄造した鑄片のOSMは直線状に整って生成していた。一方、粘性の低いパウダーCで鑄造した鑄片のOSMにはピッチ、直線性共に乱れが見られ、Fig. 9 - に丸で示したようにOSMの山部が途切れて不連続となった（くびれて凹んだ）個所で長さ5mm程度の縦割れ疵が多数認められた。

Fig. 10に、OSMの山部が途切れて不連続となった個所の数を示す。パウダーCで鑄造した鑄片のOSMが最も乱れており、パウダーAで鑄造した鑄片が最も良好であった。前述したように、パウダーCで鑄造した鑄片にはFig. 10に

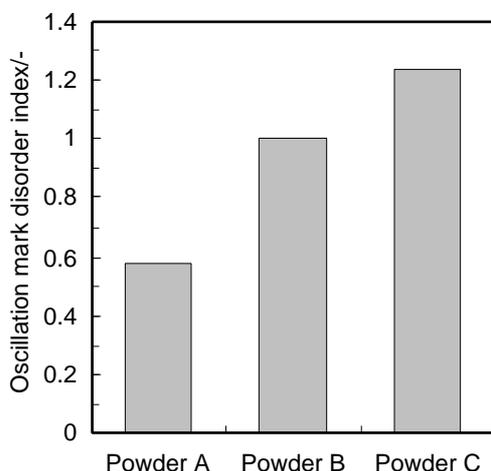


Fig. 10 Number of disordered parts in oscillation mark.

示した不連続個所の多くでFig. 9に示したような縦割れ疵が発生していたが、パウダーAで鑄造した鑄片ではそのような縦割れ疵は認められなかった。

Fig. 11に、OSM深さおよび谷部偏析厚みを示す。ここでOSM深さは、見かけ上の深さだけでなく偏析部分の厚みまでを加えた値¹⁵⁾とした。パウダーAで鑄造した鑄片のOSM深さは、パウダーBで鑄造した鑄片に比較して37%低減していた。一方、パウダーCで鑄造した鑄片のOSM深さは、パウダーBで鑄造した鑄片に比較して70%増加していた。

以上、鑄片表面のOSM性状より、粘性の高いパウダーAは、パウダーBや粘性の低いパウダーCに比較してメニスカス部での流入が均一であったと考えられる。また、パウダーAで鑄造した鑄片には縦割れ疵が認められなかったことから、OSM深さの低減およびパウダー中のカーボン増量によるメニスカス近傍の保温性向上の効果によって、初期凝固シェルの均一成が達成できていたと考えられる。一方、パウダーCで鑄造した鑄片では、OSMの乱れが大き

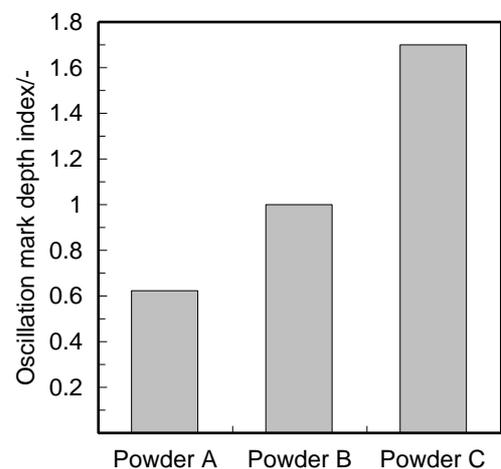


Fig. 11 Oscillation mark depth.

かったことからメニスカスと共にシェルの初期凝固も乱れ、OSMが深いことでOSMの山部と谷部での不均一凝固が助長されて鑄片割れ疵に繋がったと考えられる。

3・2・2 鋼片表面品質

Fig.12に、各モールドパウダーを用いて鑄造した鑄片を圧延した鋼片の表面疵結果を示す。パウダーAで鑄造した鑄片を圧延した鋼片では、パウダーBで鑄造した鑄片を圧延した鋼片に比較して疵がほぼ半減していた。一方、パウダーCで鑄造した鑄片を圧延した鋼片では大幅に悪化していた。これら鋼片表面疵の結果は、前述した鑄片表面性状の結果と一致している。

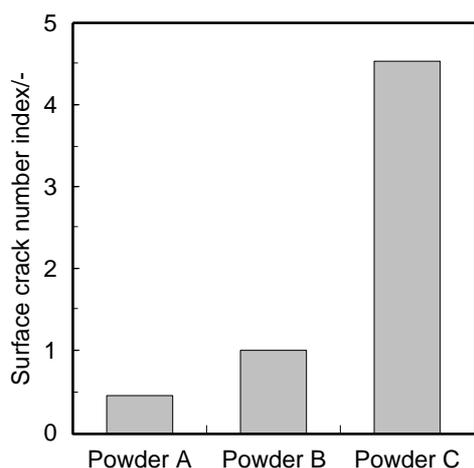


Fig.12 Number of surface cracks on billets.

4. 考察

4・1 粒状酸化物の成長

割れ疵近傍に生成する粒状酸化物の成長は酸素の拡散律速によって支配されるものと考え、ここではオストワルド成長に視点を当て検討する。

1) オストワルド成長の理論式

割れの界面より鋼中に拡散する酸素(O)と鋼中の合金元素とが結合することで、粒状酸化物は徐々に成長していく。このとき、析出粒子の成長速度式は、式(1)で表される¹⁶⁾。

$$\bar{r}^3 - \bar{r}_0^3 = \frac{8 \sigma V D x}{9 \nu R T} t \quad \text{--- (1)}$$

ここで \bar{r}_0 は加熱時間(t)=0における平均粒子半径、 σ は析出粒子(酸化物)と鉄(Fe)間の界面エネルギー、 V は1molあたりの析出粒子のモル容積、 D はFe中のOの拡散係数、 x はFe中の溶解O濃度、 ν は析出粒子の組成によって決まる定数(MnOなら $\nu = 1$, SiO_2 なら $\nu = 2$, Cr_2O_3 な

ら $\nu = 1.5$)、 R は気体定数、 T は絶対温度である。

2) 解析に用いた物性値 x と σ の検討

式(1)の物性値のうち、 x と σ については明らかでないため、以下の方法で検討した。Fig.13に、 T と x の関係¹⁷⁾について示す。図より、 T と x の関係は式(2)で表される。解析には式(2)より求めた x の値を用いた。

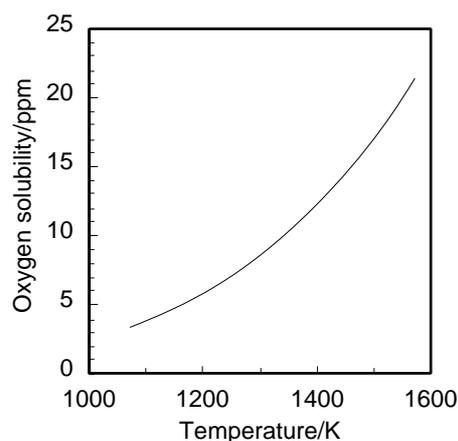


Fig.13 Relationship between heating temperature and oxygen solubility¹⁷⁾.

$$x = 8 \times 10^{-15} T^{4.8236} \quad \text{--- (2)}$$

$$R^2 = 0.9979$$

界面エネルギー(σ)は、式(3)で求めた酸化物のエンタルピー(H°_{oxide})と式(4)、式(5)から見積もる方法が有効であると思われる¹⁸⁾。ここで、 $\Delta H^{\circ}_{\text{oxide at 298K}}$ は298Kにおける酸化物の生成エンタルピー、 Cp_{oxide} は酸化物の定圧モル比熱、 N はアボガドロ数、 V_{oxide} は酸化物のモル容積である。この方法で、粒状酸化物の主要な構成酸化物である SiO_2 、 Cr_2O_3 、 MnO および FeO の σ を求めた結果をFig.14に示す。Fig.14より、酸化物の σ は温度によ

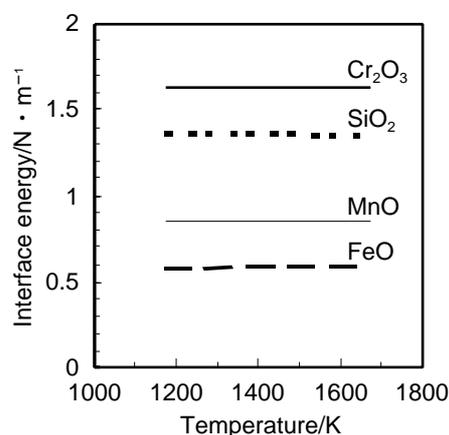


Fig.14 Relationship between interfacial tension and heating temperature.

Table 4. Oxide property values used for theoretical analysis

	Interface energy between an oxide and γ - Fe, σ [N/m]	Molar volume, v [m ³ /mol]
SiO ₂	1.350	2.703 × 10 ⁻⁵
Cr ₂ O ₃	1.620	2.917 × 10 ⁻⁵
MnO	0.850	1.369 × 10 ⁻⁵
FeO	0.580	1.261 × 10 ⁻⁵

ってほとんど変化しないことが分かる。これより、Table 4に解析に用いた σ の値を示した。また、式(5)の計算に用いた V を併せて示した。

$$H^{\circ}_{\text{oxide}} = \Delta H^{\circ}_{\text{oxide at 298K}} + \int_{298}^T C_{p_{\text{oxide}}} dT \quad \text{--- (3)}$$

$$\sigma^* = -6215 + 0.121(-H^{\circ}_{\text{oxide}}) \text{ [J } \cdot \text{ mol}^{-1} \text{]} \quad \text{--- (4)}$$

$$\sigma^* = \sigma N^{1/3} V_{\text{oxide}}^{2/3} \quad \text{--- (5)}$$

3) 解析結果

Fig.15に、各種酸化物の粒子半径の理論計算結果を示す。Fig.3に示した人工亀裂試験片を用いた高温酸化実験の結果

果²⁾より、実験で生成した粒状酸化物の粒子半径は、理論計算結果よりも小さかったことがわかる。計算では時間と共に大きくなるのに対し、実験結果では時間よりも温度の影響が大きく、温度に応じた粒子半径に収束していた。

ここで、実験結果と理論計算結果との違いを推測すると、Fe中の溶解O濃度(x)にあると思われる。つまり、解析ではxに式(2)から計算される値を用いたが、実際にはもっと少ない溶解酸素濃度で粒状酸化物は成長していると推察される。そこで、Fig.3の粒子半径の実測値と式(1)から、高温酸化実験で粒状酸化物が生成したときのxを推測した。その結果をTable 5に示す。これより、粒状酸化物

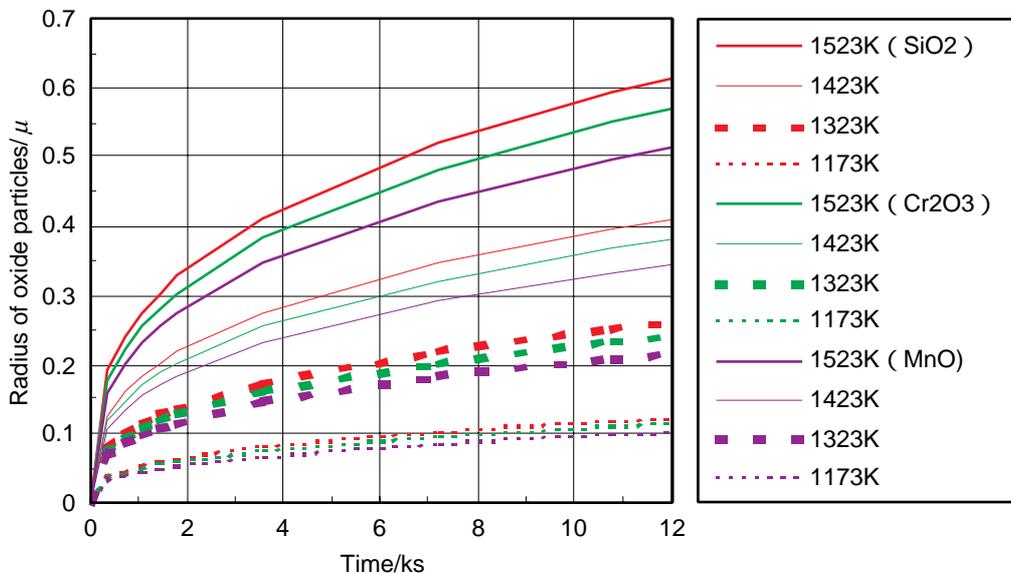


Fig.15 Relationship between oxide particle radius and heating time on various oxide and various temperature based on the Ostwald ripening theory.

Table 5. The oxygen solubility (calculation), x (ppm)

	Heating temperature [K]	Heating time [s]				
		300	1800	3600	7200	10800
SiO ₂	1423	0.229	0.074	0.045	0.024	0.018
	1523	0.393	0.116	0.064	0.035	0.024
Cr ₂ O ₃	1423	0.265	0.086	0.052	0.028	0.020
	1523	0.455	0.134	0.074	0.041	0.028
MnO	1423	0.359	0.115	0.071	0.038	0.027
	1523	0.616	0.181	0.100	0.055	0.038

は割れ疵近傍のような酸素濃度が非常に低い条件下で成長するが、1ppm未満のわずかな溶解酸素濃度でも十分であると推察される。

4・2 鋳片オシレーションマーク乱れの発生機構

Fig.9に示したように、粘性の低いモールドパウダーCで鋳造した鋳片ではOSMの乱れが顕著であり、鋳片および圧延した鋼片共に表面疵が悪化していた。ここではOSM乱れの原因について考察する。

乱れたOSMの特徴として以下の3点が挙げられる。

- 水平方向で途切れている
- ピッチが大きい
- OSMが深い

OSMの乱れはモールド内メニスカス近傍でのパウダー流入の乱れを表している⁽¹⁴⁾ことから、その発生機構としてはパウダー流入の過剰、モールド - 鋳片シェル間の焼き付き、湯面変動、等が考えられる。

Fig.16に各モールドパウダーの消費量を示す。パウダーCの消費量はパウダーAの2倍程度であった。パウダー消費量の結果と、OSMの乱れが局部的ではなく鋳片の全面に見られたことから、OSM乱れの原因は部分的な焼き付きや湯面変動ではなく、モールド - 鋳片初期凝固シェル間のパウダー流入過剰によると推察される。以下、その機構について述べる。

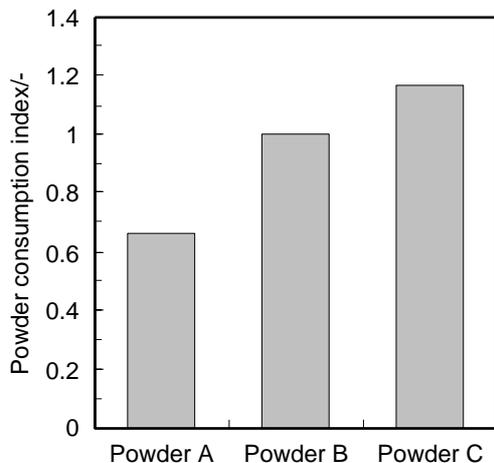


Fig.16 Mold powder consumption.

OSMはモールド（鋳型）の振動1周期で1個生成される^{(11) - (13)}。Fig.17にOSMの生成機構⁽⁹⁾を、Fig.18にパウダーCで鋳造した鋳片のOSMピッチの分布を示す。当社連続鋳造機の鋳型振動条件はネガティブストリップ率^{(11) - (13)}一定操業であるため、理論上OSMピッチは鋳造速度の変化に拘わらず常に4.8mm一定である。しかし、今回調査した実鋳片では4.8mmよりもピッチの大きなOSMが多く見られ、理論値の2倍程度、10mm近いピッチのOSMも多く見られた。Fig.17より、OSMはStage2～4のネガティ

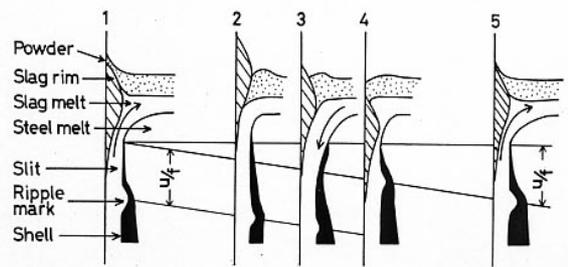
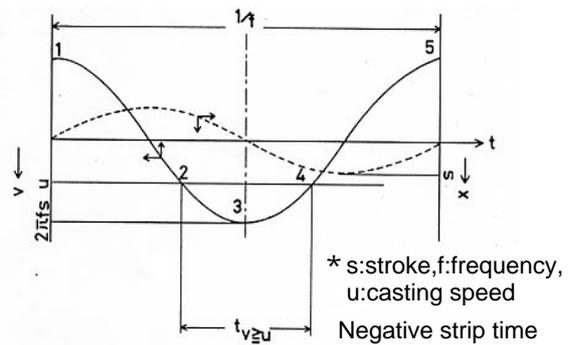


Fig.17 The generation mechanism of oscillation mark⁽¹¹⁾.

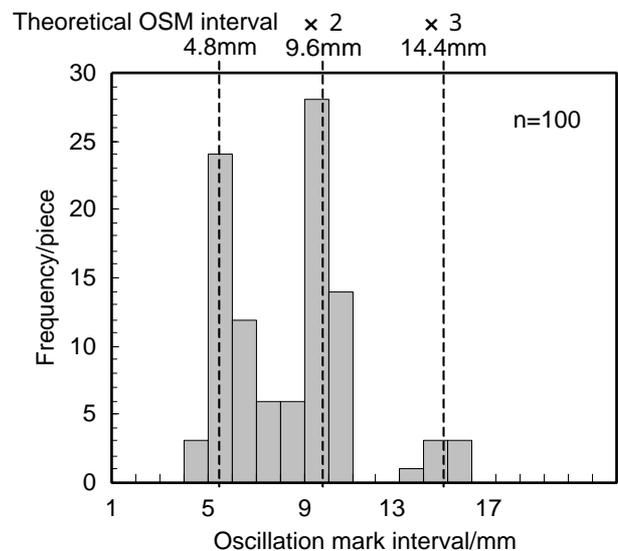


Fig.18 The distribution of oscillation mark intervals. (Powder C casting bloom)

ブストリップ時間に鋳片初期凝固シェルの先端が溶鋼側に押し込まれることによって生成するが、OSMのピッチが大きくなっていた部位ではネガティブストリップ期にシェル先端の変形が起こらなかったことを意味している。

Fig.19にモールド内メニスカス近傍の模式図を示す。パウダー流入が過剰となった場合（Fig.19-B）、粘性が低く厚みの大きいパウダーフィルムのため、ネガティブストリップ期のモールドの下降によってパウダーフィルム内に発生するポジティブプレッシャーは、鋳片初期凝固シェル先端まで均一に働きにくくなる。このため、モールドが上下運動しているにも拘わらずシェル先端部の変形が起こらな

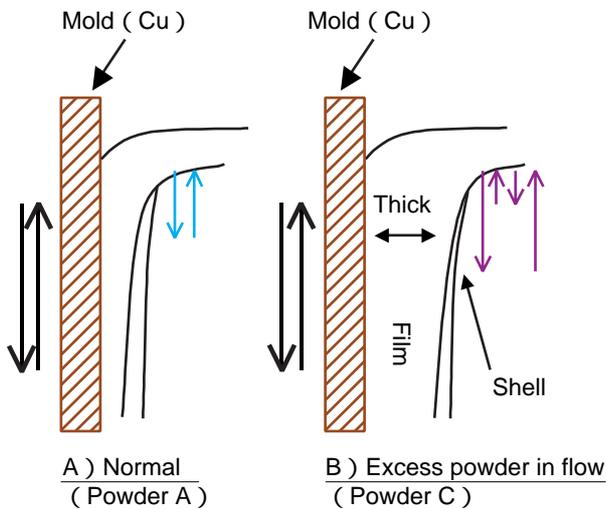


Fig. 19 The generation mechanism of disordered oscillation marks. (Slip phenomenon)

い部位が発生し、OSMが水平方向で途切れたように生成してしまうと思われる。この現象を、モールドの運動と鑄片初期凝固シェルの変形のタイミングがスリップしていることから、スリップ現象と呼ぶこととした。また、Fig.18よりOSMピッチの分布の極大が、ネガティブストリップ時期に相当する4.8mmの整数倍(4.8mm, 9.6mm, 14.4mm)近傍であったことから、スリップ現象が発生した部位のシェルも別のネガティブストリップ期に変形し、OSMを生成していたことが分かる。

次に、乱れたOSMの特徴として挙げた、OSMが深い原因について考察する。今回の実験では、粘性の最も低いパウダーCで鑄造した鑄片のOSMが最も深かった。これは、前述したようにパウダーCで鑄造した鑄片では、スリップ現象によって通常よりもピッチの大きなOSMが主に生成していたことに原因がある。ピッチが2倍となると三角梁等分布荷重モデル²⁰⁾より、理論上OSM深さは10倍以上深くなる。式(6)にシェル先端部のたわみ量 $\delta_{max}^{20)}$ を示し、Fig.20に凝固シェル変形モデル²¹⁾を示す。

$$\delta_{max} = 6PL^4 / (Ed_s^3) \quad \text{--- (6)}$$

ここで、 P はシェルに作用する平均圧力、 L はOSMピッチ、 E はヤング率、 d_s は基底部のシェル厚み、 V_c は鑄造速度、 f は鑄型振動数である。式(7)に、 P として中戸ら²²⁾が導出したメニスカス部でのモールド-凝固シェル間の熔融パウダーフィルム内における鑄込方向平均圧力の理論式を示す。

$$P = (P_0 + \rho gh / 2) + 3\pi / 2 \times \eta s f L / d_s^2 \times \cos(2\pi ft) \quad \text{--- (7)}$$

ここで、 P_0 は大気圧、 ρ は熔融パウダー密度、 g は重力

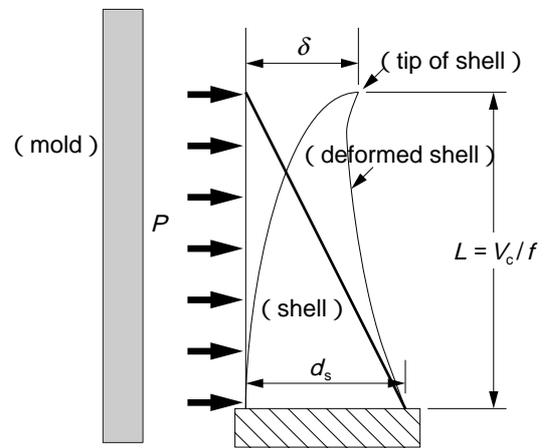


Fig. 20 Primary shell deformation model¹⁶⁾.

加速度、 h は熔融パウダープール厚、 η は熔融パウダー粘度、 s は鑄型振動振幅、 f は鑄型振動数、 d_s は熔融パウダーフィルム厚、 t は時間である。式(7)より、OSM深さ、 δ_{max} は、パウダー粘性、 η が大きくなると増大する方向に影響を受けるが、今回のテスト結果のように粘性が低いとスリップ現象によってOSMが乱れやすくなり、OSMの乱れの程度に応じてOSM深さは大きくなる。

OSM深さの低減策として、鑄型振動条件をショートストローク・ハイサイクル化することがよく知られている^{23)、24)}。しかし、粘性の低いパウダーでショートストローク・ハイサイクル化した場合、スリップ現象が起こりやすくなり、ショートストローク・ハイサイクル化によるOSM深さ低減の効果が得られにくいと考えられる。このため、ショートストローク・ハイサイクル化によってOSM深さ低減を図る場合、スリップ現象を起こさないように鑄型振動条件に合った粘性の高いパウダーを用いる必要があると考えられる。

5. 結言

鉛鋼の製品棒鋼表面疵近傍に生成していた粒状酸化物の平均粒子半径の測定と解析およびモールドパウダーの実機鑄造テストを行い、以下の結果を得た。

- 1) 製品棒鋼に見られた表面疵は、疵近傍に生成していた粒状酸化物の平均粒子半径より、鑄片加熱炉装入前の鑄片に発生していた割れ疵を起源とした疵と推察された。
- 2) 縦割れ疵を有した鑄片を鋼片、製品棒鋼と圧延し、縦割れ疵を追跡調査したところ、製品棒鋼からは上記1)の疵と平均粒子半径および粒子半径分布の等しい粒状酸化物を有した表面疵が得られた。
- 3) 粒状酸化物粒子の成長について、オストワルド成長の理論を用いて計算した。計算結果と人工亀裂試験片を用いた高温酸化実験の結果には相違が見られた。これは、計算時に用いたFe中の溶解酸素濃度(x)の値に

由来すると推察され、ラボ実験の結果を基に算出した粒状酸化物成長時の x は、1ppm未満であった。

- 4) カーボン増量および高粘性を指向したモールドパウダーを用いることで、表面性状の良好な鋳片を得ることができた。この鋳片を圧延して得られた鋼片の表面品質も良好であった。
- 5) 粘性の低いモールドパウダーを用いて鋳造した鋳片のOSMには途切れやピッチの乱れが見られた。これは、モールド下降時にパウダーフィルム内に生じるポジティブプレッシャーによって鋳片初期凝固シェル先端部の変形が起こらない部位が発生する(スリップ現象)ことによると推察された。

文献

- 1) 草野昭彦, 三隅秀幸, 原田慎三: 鉄と鋼, 81 (1995), 52.
- 2) 山陽特殊製鋼: 私信, (1999)
- 3) 例えば, 市川 浩, 岸田 達, 南村八十八: 鉄と鋼, 57 (1971), S457.
- 4) 井上俊朗, 秋田靖博, 野呂克彦, 片野征夫: 製鉄研究, 293 (1978), 34.
- 5) S.Okushima, S.Kawasaki, Y.Suzuki and H.Matsuyama: Proc. of 71st Steelmaking Conf., ISS, Toronto, vol.71, (1988), 145.
- 6) 化学便覧基礎編 改訂2版: 日本化学会, 東京, (1975), 701.
- 7) 森田明宏, 尾本智昭, 新貝 元, 天野 肇, 鹿嶋忠幸: 品川技法, 41 (1998), 53.
- 8) 森田明宏, 野村 修, 川辺洋一郎, 市川健治, 近藤 要, 尾谷一日: CAMP-ISIJ, 3 (1990), 1226.
- 9) 大迫隆志, 稲垣公男, 石坂 祥, 小松政美, 徳尾敏之, 森田明宏: CAMP-ISIJ, 13 (2000), 117.
- 10) 斉藤 忠, 木村雅保, 上田 輝, 木村 司, 竹本克己, 峯 隆夫: 神戸製鋼技報, 40 (1990), 65
- 11) 中戸 参, 江見俊彦: 鉄と鋼, 63 (1977), S151.
- 12) 川上公成, 北川 融, 水上秀昭, 内堀秀男, 宮原 忍, 鈴木幹雄, 白谷 勇介: 鉄と鋼, 67 (1981), 1190.
- 13) 竹内英麿, 松村省吾, 日高良一, 長野 裕, 鈴木康夫: 鉄と鋼, 69 (1983), 248.
- 14) 長谷川拓二郎, 重住忠義, 鈴木功夫, 菅原 健, 種藤泰成, 小川敏文, 手塚英男: 鉄と鋼, 65 (1979), S715.
- 15) E.Takeuchi, J.K.Brimacombe: Metall.Trans.16B (1985), 605.
- 16) 佐久間健人: 日本金属学会会報, 20 (1981), 247.
- 17) J.H.Swisher and E.T.Turkdogan: Trans.Met.Soc,AIME, 239 (1967), 426.
- 18) 和才京子, 向井楠宏: 超清浄鋼研究の最近の展開, 日本鉄鋼協会, 東京, (1999), 3.
- 19) T.Emi, H.Nakato, Y.lida, K.Emoto, R.Tachibana, T.Imai and H.Bada: Proc.61st.NOH-BOSC, (Chicago, 1978), 350.
- 20) 竹内洋一郎: 熱量力学, 日新出版, 東京, (1982).
- 21) 糸山誓司, 反町健一, 戸沢宏一, 北岡英就, 桜谷敏和: CAMP-ISIJ, 5 (1992), 1225.
- 22) 中戸 参, 野崎 努, 垣生泰弘, 北野嘉久, 上田典弘, 越川隆雄, 岡 弘: 「連続鋳造における力学的挙動」, 日本鉄鋼協会, 1985, 4, 203.
- 23) 藤田富雄, 岡本一年, 初瀬祥治, 森田健一: 鉄と鋼, 73 (1987), S977.
- 24) 岡奇 卓, 友野 宏, 尾崎孝三郎, 赤羽 裕: 鉄と鋼, 68 (1982), S929.

著者



大場 康英



河本 達也



北出 真一