

# 2022年度 日本鉄鋼協会 学術記念賞（西山記念賞）受賞報告 鋼の連続鋳造－圧延工程における表面疵発生防止技術の研究開発

大場 康英\*

OHBA Yasuhide

## 1. はじめに

このたび、一般社団法人日本鉄鋼協会より、「鋼の連続鋳造－圧延工程における表面疵発生防止技術の研究開発」に対し、2022年度学術記念賞（西山記念賞）を受賞しました。本賞は、日本の鉄鋼業の発展に貢献された西山彌太郎氏の功績を記念した表彰であり、「鉄鋼に関する学術、技術の研究に多大の功績のあった会員」に授与される賞であります。鉄鋼技術者にとって大変名誉な賞であり、大変光栄に存じます。表面疵の低減に向けて一緒に取り組んできた周囲の皆様のおかげであると共に、論文発表の機会を与えてくださった会社のおかげと感謝しております。関係する皆様方には多くのご指導、ご協力を賜りました。ここに深くお礼を申し上げます。今後も、改善効果とその論理的究明を心がけ、課題に取り組んで参ります。今回の受賞に際し、日本鉄鋼協会より第183回春季講演大会での受賞講演の機会をいただきました。以下に受賞理由となった研究について、受賞講演<sup>1)</sup>の内容よりその概要を紹介します。

### ■受賞者



大場 康英

## 2. 研究の背景

Fig.1に、当社の主力製品である棒鋼の外観を示す。当社で製造している鋼材は軸受用途や自動車に代表されるギアやシャフト等の重要保安部品向けの用途が多いことから、表面品質に対する顧客からの要求が強い。これらの部品の大部分は鍛造（熱間～冷間）によって製造されているが、近年、切削代低減による歩留向上を目的として、加工率の増大や冷間鍛造化等、鍛造条件は過酷化しており、鋼材品質に対する要求は益々厳しさを増している。Fig.2に、実工程で発生した鋼材表面疵の磁粉探傷と断面ミクロ組織の例を示す。鋼材の表面疵は、介在物や偏析と共に、製鋼工程における重要な品質課題の一つであり、その低減は、歩留向上によるコスト低減や生産性向上等の工業的利益面からも重要な課題である。表面疵の発生防止の取り組みは次の三つの段階に集約できる。

- 段階① 表面疵が発生した製造工程の特定
- 段階② 発生メカニズムの明確化
- 段階③ 的確な対策および効果の確認

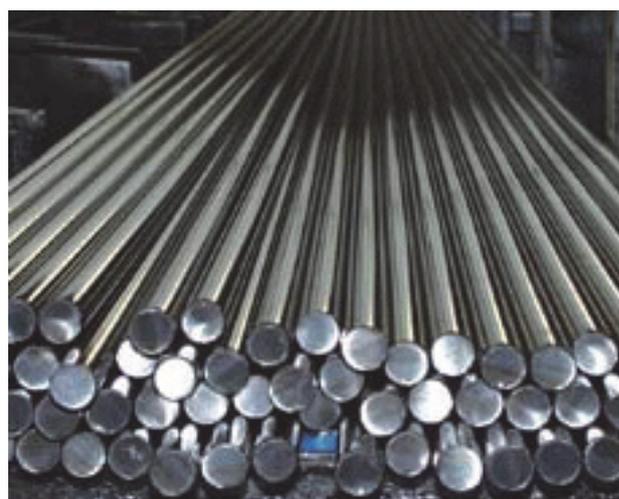


Fig. 1. Appearance of round-bar products.

\* 技術企画管理部 技術企画グループ長 博士（工学）

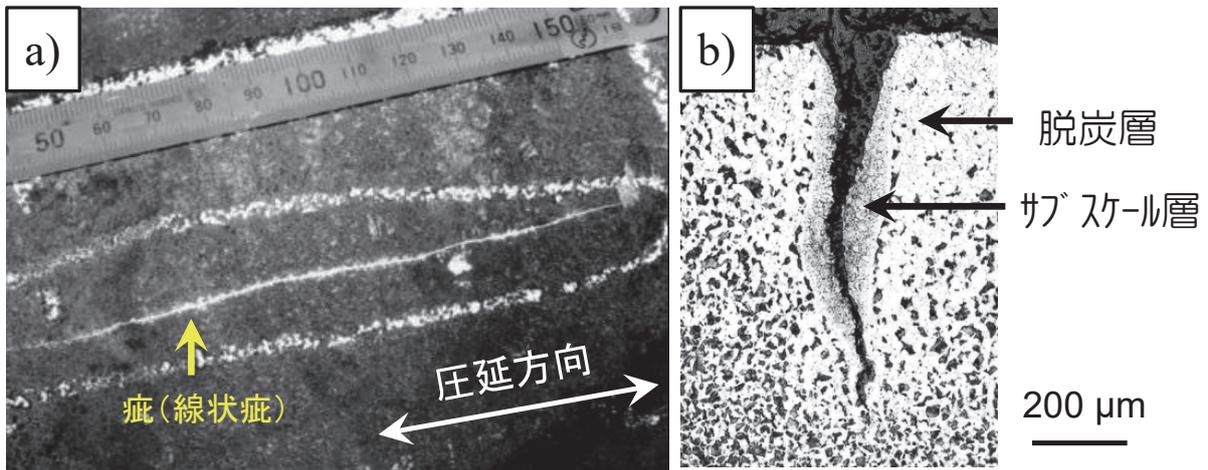


Fig. 2. Example of a surface crack on a billet.  
 a) Appearance of a rolling-direction surface crack by magnetic particle testing,  
 b) Cross-sectional micrograph of a surface crack

Fig.3に、当社の連続鋳造から圧延工程の概略と、各工程における表面疵の発生要因の例を示す。表面疵の発生要因は、一次冷却（鋳型内初期凝固）、二次冷却、三次冷却、加熱、圧延と多岐にわたり、複数の要因が影響し合う場合もある。これら種々の要因の中から、対策に繋がる主要因を特定するには、まず、製造工程内のどこで表面疵が発生したのか、その製造工程を特定することが重要となる（段階①）。製造工程を特定できれば、その製造工程における種々の要因の中から主要因を絞っていくことができる。し

かし、製品で検出される表面疵は、例えば鋳片の割れ疵起源であったとしても、後工程の加熱・圧延によって疵の形状や疵近傍の組織が変化してしまうため、疵が発生したときの情報が残りにくい。このため、製品の表面疵は、鋳片/圧延どちらに起因した疵であるのか発生工程の判断が難しく、疵の形状や疵近傍の脱炭の様子から経験的に判断されることが多かった。そこで本研究は、連続鋳造から圧延工程における表面疵の発生防止技術を確立するべく、鋼材の表面疵を基に疵の原因となった上工程を特定する技術（段

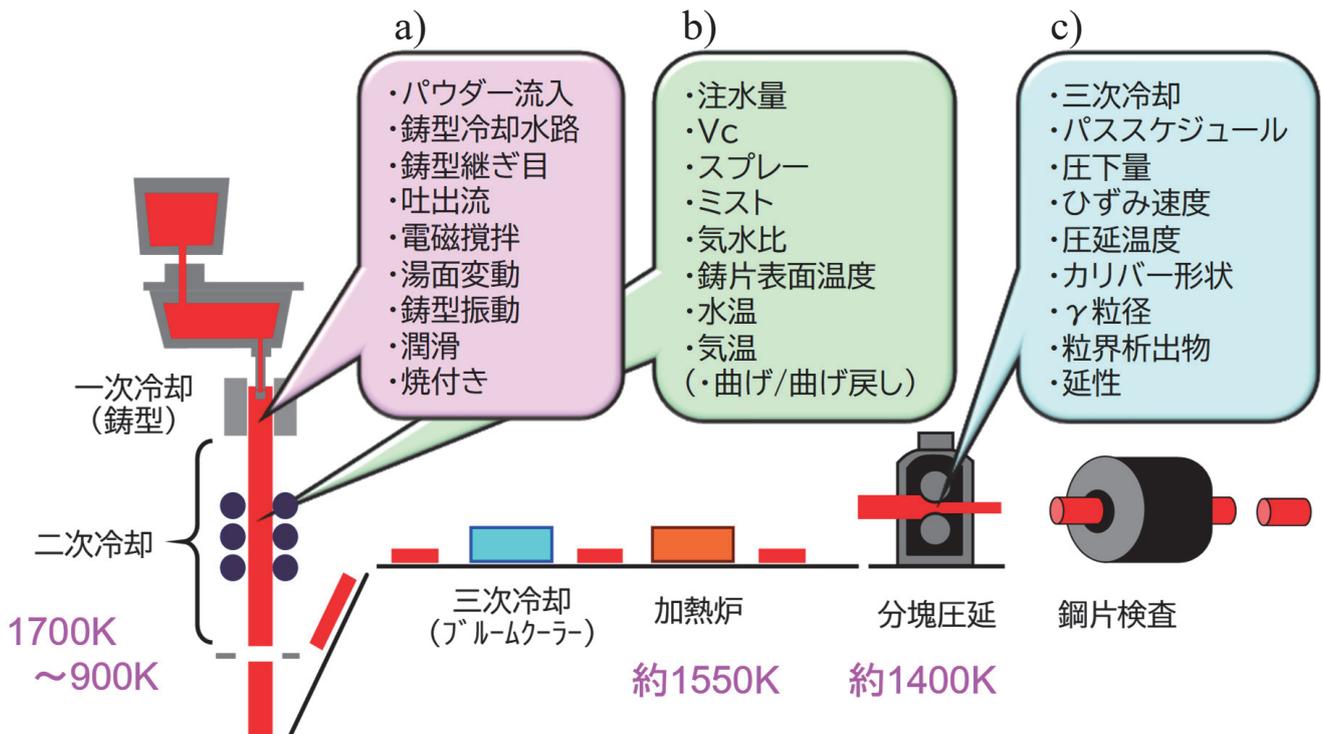


Fig. 3. Continuous casting - billet rolling process.  
 a), b), c) Factors of surface cracks for each process

階①)に関する研究<sup>2)</sup>と、開発した段階①に関する技術を活用し、個別の鋼種(軸受鋼やはだ焼鋼、鉛含有鋼等)における表面疵の発生防止技術(段階②,③)に関する研究<sup>3)-6)</sup>に集約される。

### 3. 鋼材表面疵の発生工程特定技術の開発

Table 1に、表面疵の観察方法および得られる情報を示す。表面疵には、疵の長さや深さ、線状・波状等の形状、脱炭層<sup>7)</sup>やサブスケール層<sup>8)</sup>等の疵近傍の酸化状態といった特徴があり、これらは疵の発生工程や発生要因に応じて変化する。本研究では、客観性、定量性、再現性のある評価方法の観点より、表面疵近傍に観察されるサブスケール層を構成する粒状酸化物に着目した<sup>2)</sup>。

Fig.4に、圧延後の鋼片の表面疵について、磁探で検出される形状的特徴から、“線状疵”、“密集状疵”と分類している疵の断面のミクロ組織を示す。鋼種は鉛含有はだ焼鋼であり、線状疵をtype A、密集状疵をtype Bとした。Fig.4では、形状的特徴が似ている同じtypeの疵であっても、a-1)とa-2)、b-1)とb-2)ではサブスケール層の特徴が異なる例を示している。サブスケール層の特徴として、酸化物が析出している層の厚みや、層を構成する粒状酸化物の大きさを指標とすると、a-1)とb-1)、a-2)とb-2)ではtypeが異なる疵であるが、サブスケール層の特徴は似ている。そこで、疵近傍に生成している粒状酸化物の大きさを定量的に評価するため、粒径分布の測定を行った。Fig.5に、粒状酸化物の測定例を示す<sup>6)</sup>。測定は疵の一断面ごとに反射電子像の撮影(写真①)、画像解析(写真②)、粒状酸化物の粒径分布出力(写真③)の手順で行った。

Table 1. Characteristics of surface cracks.

部位	観察方法	特徴
鋼材表面	磁粉探傷、目視	形状(線状、波状、密集状)、長さ、頻度
鋼材断面	光学顕微鏡	形状(深さ、開口幅)、酸化状態(脱炭層、サブスケール層)

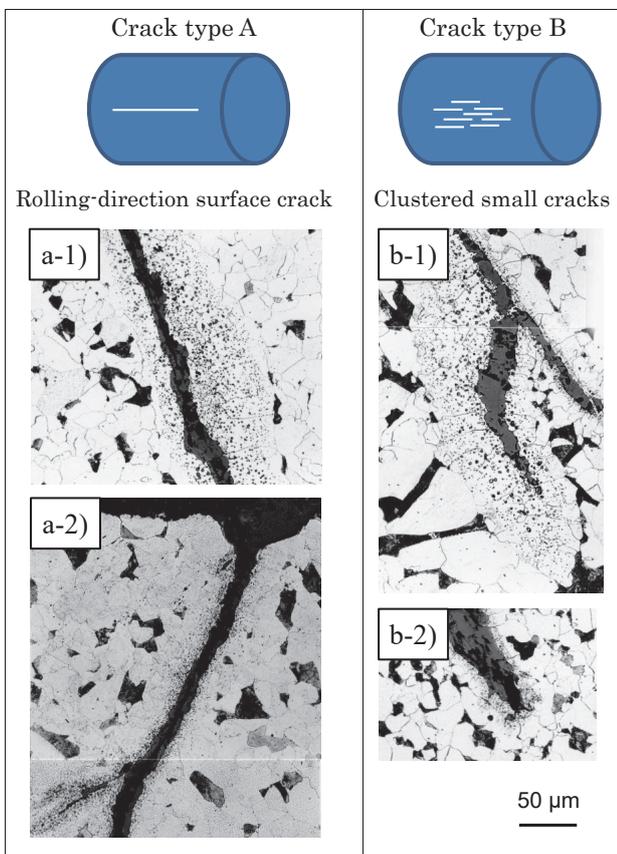


Fig. 4. Cross-sectional micrographs of surface cracks on billets.

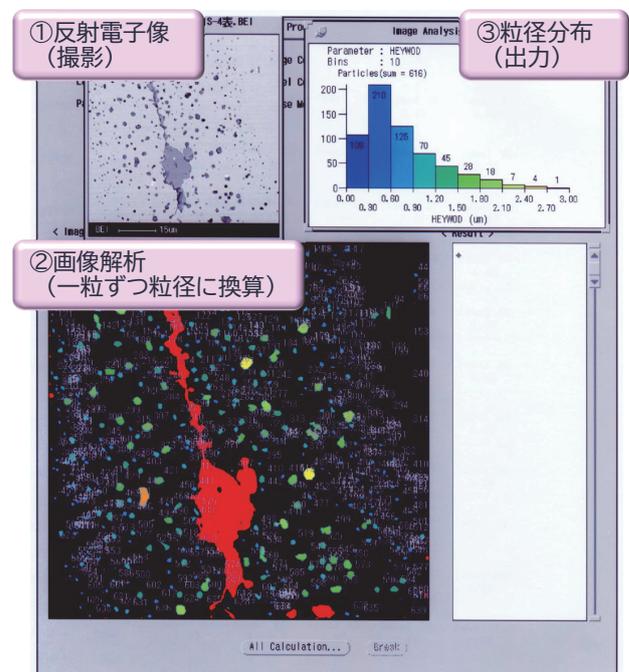


Fig. 5. Distribution image of oxide particles by EPMA<sup>6)</sup>.

Fig.6に、粒状酸化物の粒子半径分布と平均粒子半径 ( $r_{ave.}$ ) を示す。粒状酸化物の粒子半径分布で整理すると、線状疵も密集状疵も、小径側に分布する疵と大径側に分布する疵

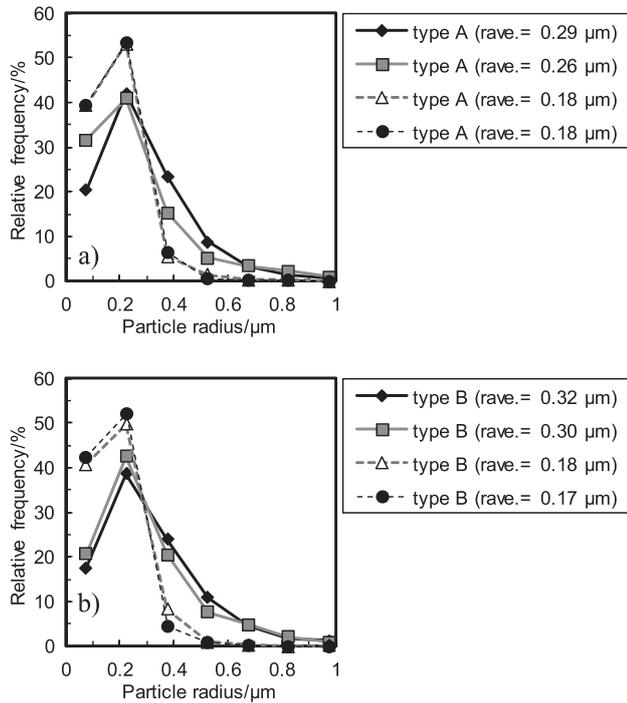


Fig. 6. Distribution of the oxide particles' radii near a surface crack for each type of crack.  
 a) Crack type A, Rolling-direction surface crack,  
 b) Crack type B, Clustered small cracks

の2つのグループに分けることができた。小径側に分布する疵の特徴は、半径0.20  $\mu\text{m}$ 以下の粒子が多く、 $r_{ave.}$ が0.18  $\mu\text{m}$ 以下であった。大径側に分布する疵の特徴は、半径0.40  $\mu\text{m}$ 以上にも分布が広がっており、 $r_{ave.}$ が0.26  $\mu\text{m}$ 以上であった。粒状酸化物の数や大きさは、疵発生以降に鋼材が経過した熱履歴に応じて決定される<sup>8)</sup>ことから、粒子半径分布や $r_{ave.}$ が同程度の疵は、形状的な特徴が異なっても同じような熱履歴を辿ったことを示しており、つまり同じ工程で発生した疵と考えられた。

ここまで実工程材の表面疵の実態調査より、サブスケール層を構成する粒状酸化物を評価指標とすると、圧延後の鋼片の表面疵は2つのグループに分類できた。2つに分類されたそれぞれの疵は、鋳片の割れ疵を起源とした疵と分塊圧延時に発生した疵に相当すると考えられた。そこで、鋳片の割れ疵を起源とした疵について検証するべく、鋳片の縦割れを加熱炉・圧延の前後で追跡調査を実施した<sup>6)</sup>。Fig.7に、追跡調査の概要を示す。追跡調査では、圧延後の鋼片において鋳片の割れ疵を起源とした表面疵が識別できるように、連続鋳造後に放出してクールダウンした鋳片に対して割れ疵をハンドマグナ(携帯型極間式磁粉探傷器)とブラックライトで探し、見つけた割れ疵(縦割れ)の両側にハンドドリルで $\phi 5 \text{ mm} \times \text{深さ } 10 \text{ mm}$ 程度の穴を付与してマーキングした。この穴開けは、ハンドドリルの手作業のため非常に大変であったが、鋳片の割れ疵を圧延後まで確実に追跡するため、51個の縦割れに対してマーキングした。これらのマーキング作業を行った鋳片を加熱・

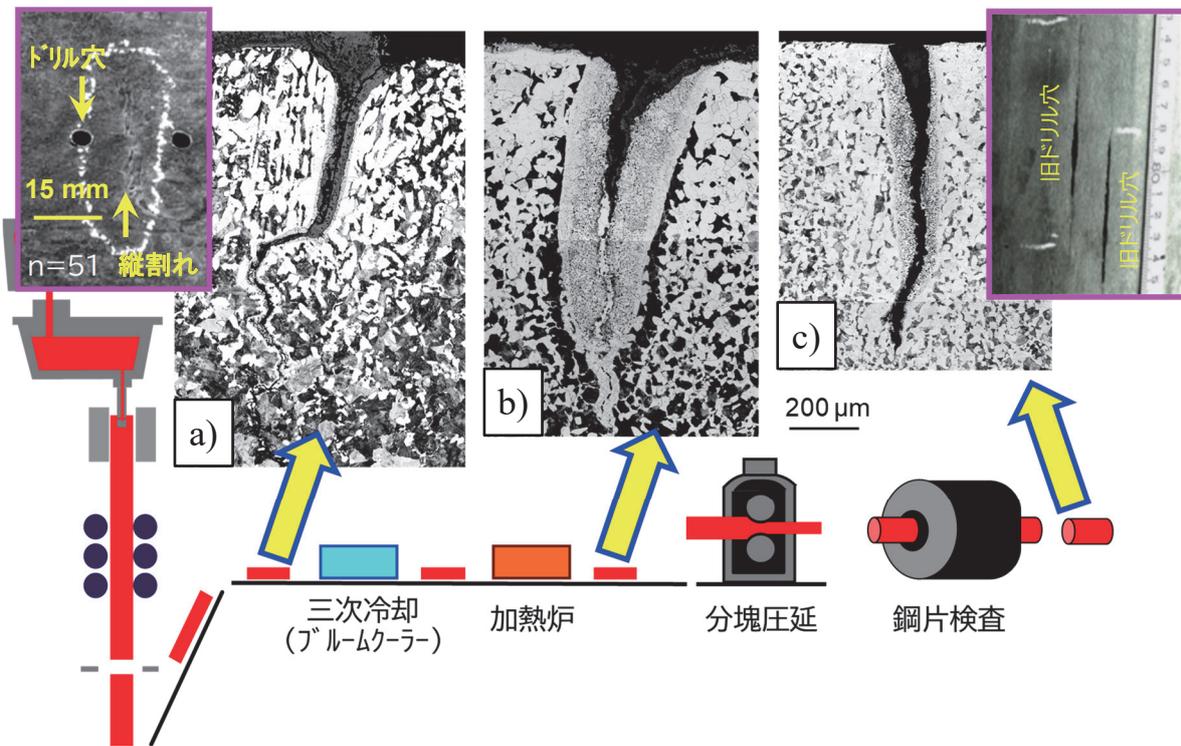


Fig. 7. Tracking method of surface cracks on cast blooms from as-cast to rolling process.  
 a) As-cast bloom, b) As-heated bloom, c) As-rolled billet

圧延した鋼片では、ドリル穴は目視で確認できる大きな欠陥として残存しており、2本の旧ドリル穴欠陥に挟まれるように鑄片の割れ疵起源の疵を見つけることができた。圧延後の鋼片より、鑄片の縦割れ起源の表面疵を採取し、Fig.5と同様に粒状酸化物の測定を行った。Fig.8に、粒状酸化物の粒子半径分布を示す。追跡調査で得られた表面疵の粒子半径分布を緑色のシンボルで示しており、 $r_{ave.}$ は $0.27\ \mu\text{m}$ であった。Fig.8には、Fig.6に示した疵から $r_{ave.}$ が $0.26\ \mu\text{m}$ 以上で大径側に分布していた4つの疵の粒子半径分布の平均値を赤色のシンボル、 $0.18\ \mu\text{m}$ 以下で小径側に分布していた4つの疵の粒子半径分布の平均値を青色のシンボルで合わせて示した。緑色のシンボルの粒子半径分布は、赤色のシンボルで示した $r_{ave.}$ が $0.26\ \mu\text{m}$ 以上の疵と良い一致を示しており、当社の連続铸造から圧延工程で製造された鋼片において、 $r_{ave.}$ が $0.27\ \mu\text{m}$ 近傍の疵は鑄片の割れ疵を起源とした疵であることが確認できた。

粒状酸化物の生成・成長機構について、表面疵を模擬した試験片を用いて高温酸化実験を行い、検討を行った<sup>2)</sup>。実験の結果より、 $r_{ave.}$ は温度および保持時間に応じた一定値に収束することが明らかとなり、加熱温度と $r_{ave.}$ との間にはFig.9の関係が得られた。粒状酸化物の組成は $\text{MnO}\cdot\text{SiO}_2$

相と $\text{MnO}\cdot\text{Cr}_2\text{O}_3$ 相から構成されており、この2種類の酸化物相の存在が、 $r_{ave.}$ が温度に応じた大きさに収束する機構に重要な役割を果たしていることが分かった。

以上より、粒状酸化物の平均粒子半径 $r_{ave.}$ を指標として、 $r_{ave.}$ から疵の発生温度域の推定が可能となり、連続铸造から圧延工程における各工程の温度域との照合により、表面疵が発生した工程を「定量的」に、「再現性」良く、「客観的」に特定できる評価方法を確立できた。

#### 4. 鑄型内初期凝固の改善による鑄片の表面疵防止

Fig.3に示した連続铸造から圧延の工程で製造される種々の鋼種について、検査で検出される鋼片の表面疵に対して粒状酸化物の調査を行った。これらの表面疵は、粒状酸化物の平均粒子半径 $r_{ave.}$ より、鑄片での割れ疵起源と推定された。そこで、鑄片の割れ疵の発生対策を図るべく、鑄片を採取して割れ疵の発生時期および発生原因の調査を行った。

##### (1) 鉛含有鋼における改善の取組み

Fig.7に示した鑄片の縦割れは、鉛含有鋼鑄片の主要な

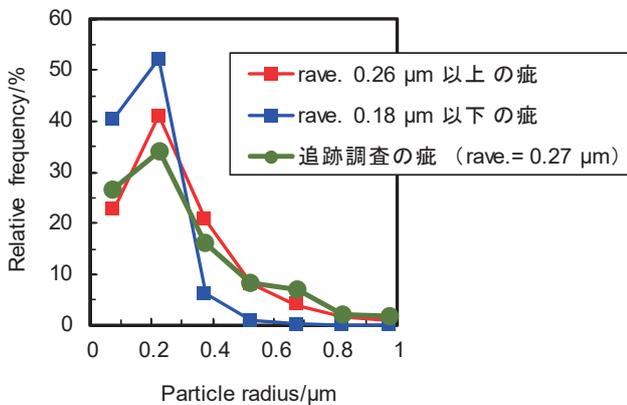


Fig. 8. Distribution of the oxide particles' radii near the surface cracks on the billets.

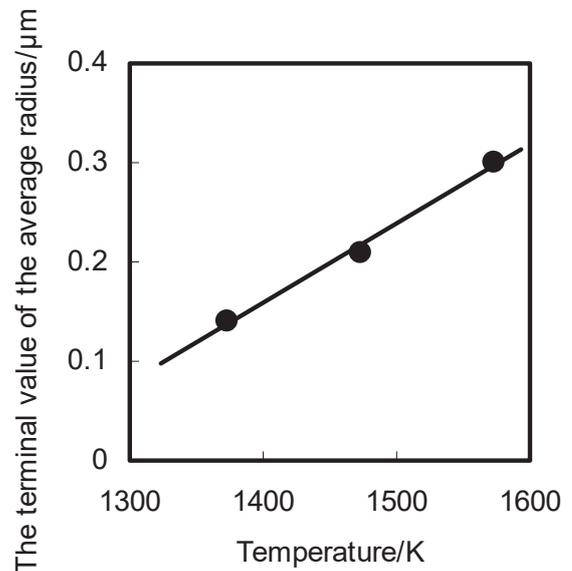


Fig. 9. Relationship between exposed temperature and the terminal value of the average radius of oxide particles<sup>2)</sup>.

Table 2 Specifications and physical properties of the mold fluxes for continuous casting of leaded free-cutting steel bloom<sup>3)</sup>.

Mold flux	Total carbon /mass%	Basicity/- (T.CaO/SiO <sub>2</sub> )	Solidification temperature/K	Viscosity at 1573K/Pa·s <sup>-1</sup>
Conventional	4.9	0.70	1383	0.40
Developed	7.0	0.61	1373	2.4

割れ疵の一例であり、粒状酸化物の調査を行ったところ、 $r_{ave}$  から一次冷却（鋳型内初期凝固）近傍の高温域での発生と推定された。鉛含有鋼鋳片の主要な割れ疵が一次冷却に起因して発生していたことから、鋳型内初期凝固の改善を図るべく、鉛含有鋼用のモールドフラックスの開発に取組んだ<sup>3), 6)</sup>。Table 2に、開発したモールドフラックスの仕様を従来品と合わせて示す。開発したモールドフラックスは、メナスカス部における保温性の向上と均一流入化を図るべく、添加するカーボンの増量と高粘度化を指向した。実機にて鉛含有鋼を対象に鋳造テストを行ったところ、開発品を用いた鋳片では割れ疵を低減できており、従来材と比較して鋼片の表面疵が半減していた。開発したモールドフラックスをランニングに適用し、鋳片の割れ疵を起源とする鋼片の表面疵を大幅に低減できた。

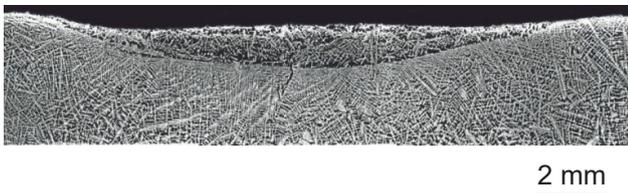


Fig. 10. Cross-sectional solidification structure of the bleeding defect on the SUJ2 bloom surface<sup>4)</sup>.

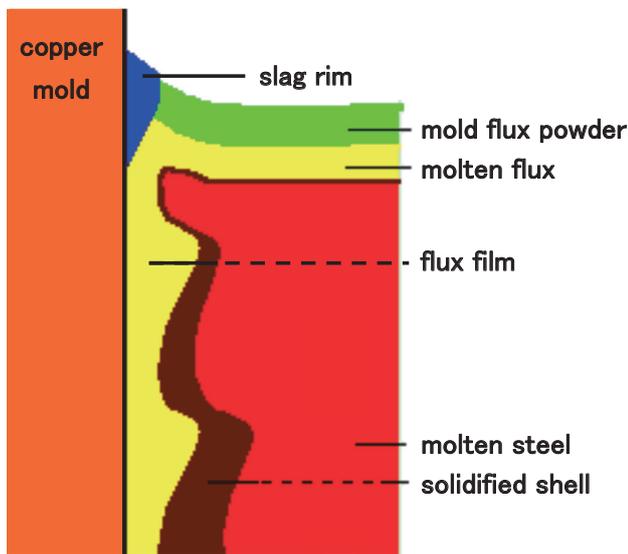


Fig. 11. Schematic illustration of mold inside near meniscus during the casting process with the conventional mold flux.

## (2) 軸受鋼における改善の取組み

軸受鋼の鋳片では、凹みを伴った割れ疵（縦割れ）が認められた。Fig.10に、軸受鋼鋳片の凹み部の断面凝固組織を示す。図より、表層の組織が2層になっており、表面側の組織は鋳型内での焼付きによって破断したシェルからしみ出した溶鋼の痕跡と考えられた。そこで、鋳型内初期凝固の改善を図るべく、鋳型内潤滑に着目し、軸受鋼用のモールドフラックスの開発に取組んだ<sup>4)</sup>。Fig.11に、鋳型内の模式図を示す。軸受鋼のように炭素を1mass%含有する高炭素鋼の連続鋳造時には、モールドフラックスが鋳型銅板と凝固シェル間に流入しにくく、鋳型内潤滑が不均一になりやすいという特徴がある。これは、高炭素鋼は液相線温度が低くて鋳造温度が低いことや、液相線温度と固相線温度の差が大きく、凝固シェルの収縮が小さいことが要因として考えられる。従来、高炭素鋼の連続鋳造では流入促進を狙いとして低粘度のモールドフラックスを使用していた。しかし、メナスカス近傍ではスラグリムの生成が認められることがあり、スラグリムによってモールドフラックスの流入が阻害されると局所的な潤滑不良および焼付きに繋がっていたと考えられる。スラグリムとは、鋳型銅板のメナスカス近傍に生成する固着物のことであり、モールドフラックスが結晶化しやすいとスラグリムが生成しやすくなる。そこで、高炭素鋼の連続鋳造時における潤滑性を向上するべく、それまでモールドフラックスの特性として指向していた“低粘度・結晶化型”から転換し、流入性の確保のためにスラグリムの生成を抑制すること、潤滑性の確保のためにフィルムの液相領域を維持すること、これらの方針のもと、モールドフラックスの結晶化を積極的には狙わず、むしろ結晶化しにくくするために“高粘度・ガラス型”を指向した新たなモールドフラックスを設計した。

Table 3に、開発したモールドフラックスの仕様を従来品と合わせて示す。熔融状態のモールドフラックスから冷却過程での結晶化特性について示差熱分析を用いて評価を行い、開発品では1573 Kから973 Kまでの範囲において5 K/minの冷却速度で結晶化しないことを確認した。次に、流入したフラックスフィルムが鋳型内で高温で保持された場合の結晶化特性について検討するべく、開発したモールドフラックスを熔融/急冷して作製したガラス試験片に対する熱処理実験を行い、等温保持条件下での結晶化

Table 3 Specifications and physical properties of the mold fluxes for continuous casting of high-carbon steel bloom<sup>4)</sup>.

Mold flux	Contents/mass%				Basicity/ (T.CaO/SiO <sub>2</sub> )	Solidification temperature/K	Viscosity at 1573K/Pa·s <sup>-1</sup>
	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	MgO	Na <sub>2</sub> O	F			
Conventional	3.6	0.8	16.2	6.4	0.65	1305	0.19
Developed	10.3	4.9	1.8	5.5	0.60	1303	1.1

特性を評価した。Fig.12に、熱処理後の試験片の外観を示す。試験片の透明/不透明がわかりやすいように、黒い丸印の上に試験片を置いて撮影した。Fig.12より、973 Kでは10時間保持しても結晶化しなかった。以上より、狙い通りに結晶化しにくい特性を確認し、開発したモールドフラックスを用いて実機にて軸受鋼を対象に casting テストを行った。Fig.13に、鑄片の外観を示す。開発したモールドフラックスを用いた鑄片の表面性状は良好であり、焼付きや割れは認められず潤滑状態は良好であった。

開発したモールドフラックスの潤滑性について、鑄造後に鑄型内から採取したフィルムから検討を行った。Fig.14に、鑄型内から採取したフィルムの断面を示す。鑄造終了後の鑄型内には、鑄造時のフィルム全体がそのまま残存しており、厚み3 mm程度のフィルムがメニスカス～鑄造方向200 mm程度の深さまで、メニスカスの周囲をぐるりとシェルを包み込むように形成していた。Fig.14-b) に示したフィルムの断面より、厚み方向でシェル側の1.4 mmほどの領域はガラス相であり、ガラス相の領域は鑄造時には液体状態であったと考えられた。Fig.13に示したように、開発したモールドフラックスを用いた鑄片の表面肌は良好な潤滑状態を示していたのに対し、モールドフラックスの消費量は非常に少なく、モールドフラックスの消費量に関する従来の知見<sup>9)</sup>と比較すると、安定した鑄造に必要なとされる0.3 kg/m<sup>2</sup>の半分より少ない0.13 kg/m<sup>2</sup>に相当した。モールドフラックスの消費量からフィルムの流入層の厚み

を推算すると60 μm程度と見積もられたが、鑄型内から採取したフィルム (Fig.14) は3 mm程度と非常に厚かったことから、60 μmとはシェルに引きずられて鑄造方向に引き抜かれていく領域に相当すると考えられた。これより、開発したモールドフラックスの潤滑性について、鑄型内には安定的に厚み3 mm程度のフィルムが形成されてメ

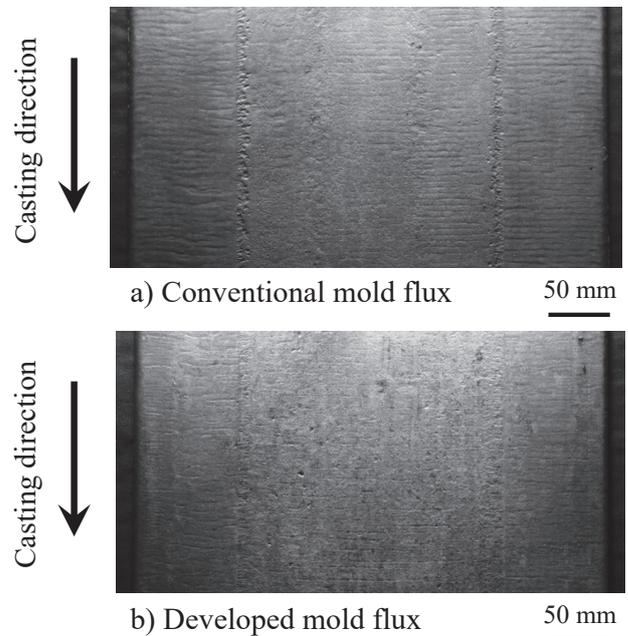


Fig. 13. Appearance of bloom surfaces of SUJ2<sup>4)</sup>.

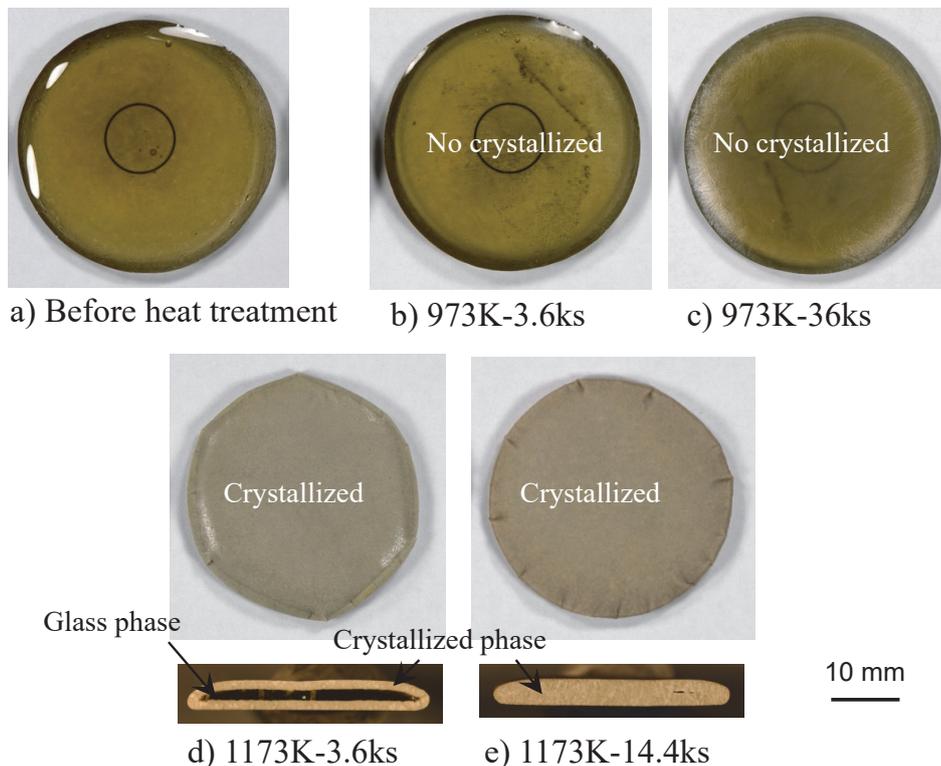


Fig. 12. Effect of heat treatment temperature and time on crystallization of glass specimens made with developed mold flux<sup>4)</sup>.

ニスカス周囲を覆っており、シェルと接触しているフィルムの液相領域が初期凝固シェルに対して安定的に潤滑の役割を担っていると考えられた。“低粘度・結晶化型”の従来品では、結晶化しやすくフィルム厚みが小さいことから、

スラグリムによるモールドフラックスの流入阻害で潤滑や抜熱が乱れ、シェルの焼付きに起因する鑄片縦割れ疵に繋がっていたのに対し、“高粘度・ガラス型”の開発品では、潤滑性の向上とともに鑄型内抜熱の均一化にも寄与できており、鑄片の割れ疵を起源とする表面疵を防止できた。

### 5. 鑄片表層組織制御による圧延鋼片の表面疵防止

はだ焼鋼 (JIS SCr420) の鋼片について、検査で検出される表面疵に対して粒状酸化物の調査を行ったところ、平均粒子半径  $r_{ave}$  が  $0.20 \mu\text{m}$  未満の疵が大部分であった。これより、当社はだ焼鋼の表面疵発生の主工程を分塊圧延時と特定した。Fig. 15 に、圧延時の表面疵発生因子について示す。種々の因子の中から、圧延開始直前の鑄片表層部のオーステナイト粒径に着目し、はだ焼鋼の圧延時の表面疵発生防止に取組んだ<sup>5)</sup>。

Fig.3 に示した連続鋳造から圧延の工程で製造される種々の鋼種のうち、はだ焼鋼鑄片は加熱炉に熱片装入する前に、表面疵対策として三次冷却 (ブルームクーラー) を適用している。加熱炉装入前の鑄片の表層組織は、三次冷却によってフェライト ( $\alpha$ )、パーライト (P)、ベイナイト (B) の混合組織となり、三次冷却を適用しなければフェライトとパーライトの混合組織となる。 $\alpha/\gamma$  逆変態後のオーステナイト粒は、加熱前組織がフェライトとパーライトよりもベイナイトの方が微細化する<sup>10)</sup> ことから、圧延時の表面疵発生防止には、三次冷却後の組織としてベイナイトを狙うことがポイントと考えた。そこで、加熱炉装入前鑄片の表層組織に着目した実機圧延テストを行い、圧延時の表面疵発生頻度に対する三次冷却後組織の種類の影響を検討した。テストでは、SCr420 を供試材として三次冷却を適用した鑄片と非適用の鑄片をそれぞれ加熱炉に熱片装入して分塊圧延した。得られた鋼片を磁粉探傷し、総

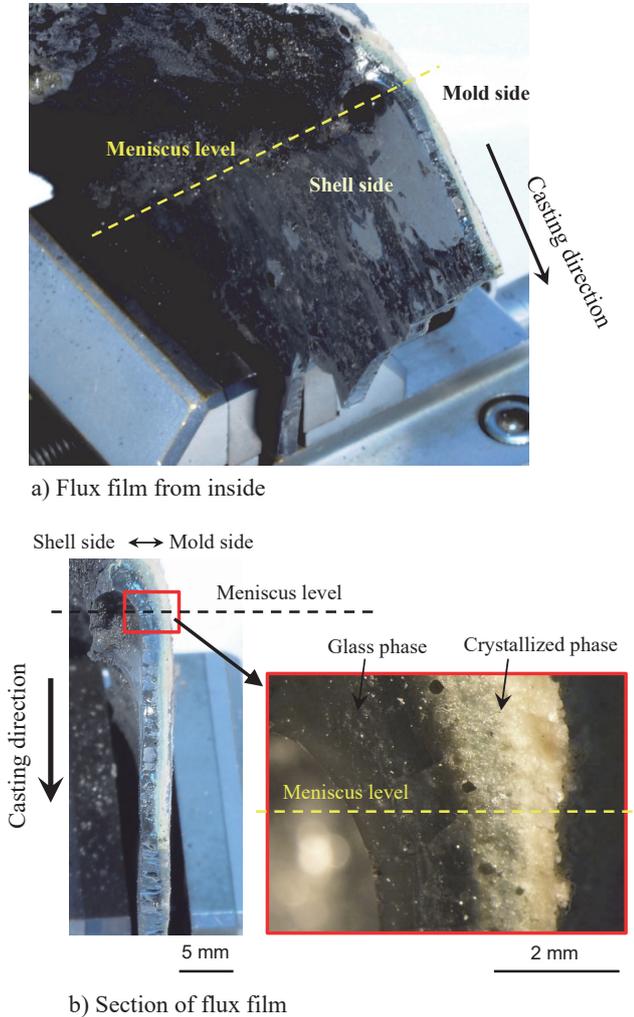


Fig. 14. Appearance of flux film taken from the meniscus (Developed mold flux)<sup>4)</sup>.

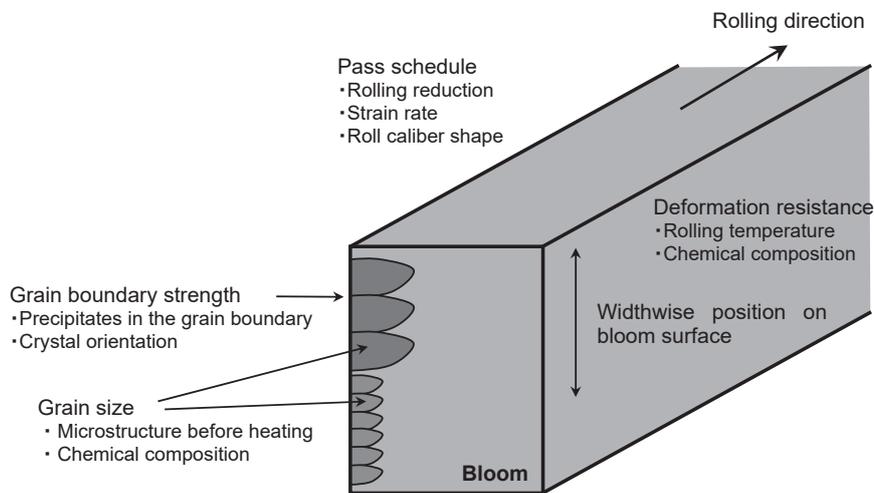


Fig. 15. Crack generation factors in rolling<sup>5)</sup>.

延長 100 m の鋼片に発生していた数百個の表面疵全数に対し、ブラックライト片手に 1 個ずつ、それらの鋳片相当部位を調査した。このテストでは、鋼片に発生していた全ての表面疵の鋳片相当部位を調査することがポイントであったが、当社では矩形の鋳片を圧延して丸鋼片を製造しており、圧延後の丸鋼片において鋳片の相当部位を遡るにはいろいろと工夫が必要であった。幸い丸鋼片においても鋳片の面央部を識別できるため、圧延終了後に鋼片が回転してしまう前に鋼片全長にマーキングを施すことで、鋳片 4 面の相当部位を判別した。丸鋼片における鋳片コーナー部の相当部位については、分塊圧延を模擬したプラスチック実験<sup>11)</sup>やCAE 解析<sup>12)</sup>を用いて決定した。テストの結果より、三次冷却によって表層組織をベイナイトに制御できた部位では、フェライトとパーライトの場合と比較して分塊圧延時の表面疵を 60% 低減できることが確認できた。Fig. 16 に、鋳片の幅方向の相当部位と表面疵個数との関係を示す。三次冷却適用材である Billets 1 の疵個数は、鋳片の幅方向中央部から 3W/8 部に相当する部位において三次冷却非適用材である Billets 2 の疵個数より少なく、60% 低減していた。Billets 1 で表面疵の発生頻度が低減していた部位（幅方向中央部から 3W/8 部）は、三次冷却によって表層組織をベイナイトに制御できていた部位であり、加

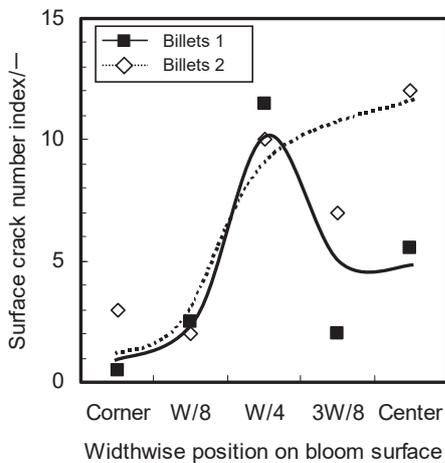


Fig. 16. Relationship between the widthwise position on bloom surface and number of surface cracks on billets<sup>5)</sup>.

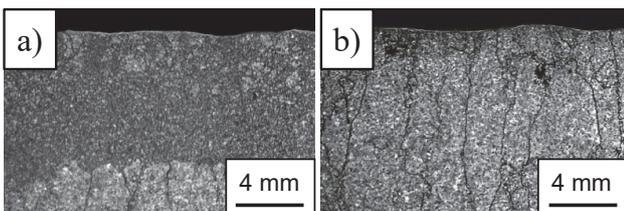


Fig. 17. Microstructures of bloom surface after reheating<sup>5)</sup>. a) Center, b) W/8

熱炉から圧延せずに放出した鋳片の調査より、 $\alpha / \gamma$  逆変態後のオーステナイト粒が微細化していることを確認した (Fig. 17). 一方で、鋳片の幅方向 W/4 部からコーナー部に相当する部位では、三次冷却を適用した鋳片においても、Fig. 17 に示したように  $\alpha / \gamma$  逆変態後のオーステナイト粒が粗大なままとされており、Billets 1 と Billets 2 の疵発生頻度は同程度であった。これらの部位 (W/4 部からコーナー部) では、鋳片表面温度が三次冷却開始時点で  $\gamma / \alpha$  変態温度である 1000 K を下回ってしまっており、三次冷却後の組織がベイナイト相ではなく、フェライトやパーライトとの混合組織となってしまうため、オーステナイト粒が微細化されにくいと考えられた。

表面疵の発生メカニズムについて、分塊圧延の CAE 解析から検討を行った。Fig. 18 に、box 圧延時の鋳片に働く最大主応力の分布を示す。圧延時の表面疵は、引張応力の高い部位で発生すると考えられる。Billets 2 で疵発生頻度が高かった部位 (鋳片の幅方向中央部から W/4 部) は、ロールバイト直下における鋳片側面の最大主応力が高い部位と一致した。これより、分塊圧延時の表面疵の発生メカニズムとして、ロールバイト直下の鋳片側面において、オーステナイト粒界にせん断ひずみと共に引張応力が働くことで疵の起点が生じ、圧延の進行と共に進展することが考えられた。幅方向 W/8 部からコーナー部側では、オーステナイト粒が粗大であったにも拘わらず疵発生頻度が低かった理由として、ロールバイト直下においてこの部位はロールカリバーに拘束されており、圧縮応力が支配的で引張応力がほとんど働かないため、疵が発生しにくいと考えられた。

以上の知見から、はだ焼鋼の圧延時の表面疵発生防止には、三次冷却における鋳片表層組織のベイナイト制御がポイントであり、ベイナイト制御の促進を図るべく三次冷却の適正化を追求し、はだ焼鋼の表面疵を 30% 程度低減で

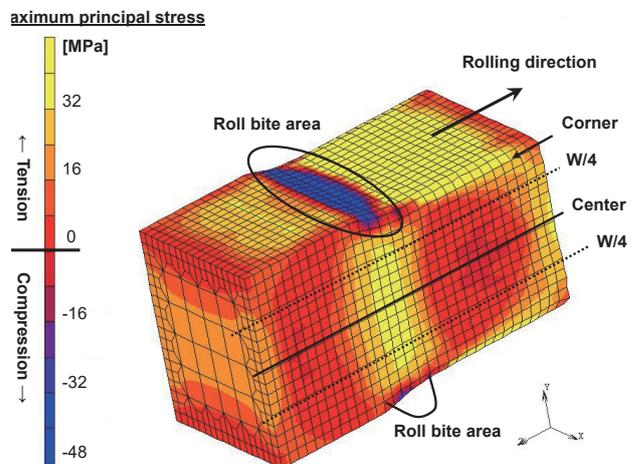


Fig. 18. The maximum principal stress distribution on a bloom surface during rolling<sup>5)</sup>.

きた。本取組み<sup>5)</sup>については、日本鉄鋼協会より俵論文賞を受賞した<sup>13)</sup>。

## 6. おわりに

本研究では、連続鋳造から圧延工程において発生する表面疵に対し、発生工程の特定技術、および発生防止技術を確立するべく取組んできました。鋼材の表面疵から疵の原因となった上工程を特定する技術について多くの知見を提示すると共に、連続鋳造から圧延工程で製造する軸受鋼やはだ焼鋼、鉛含有鋼等について、鋼種毎に表面疵発生の主工程を明確にし、表面疵の低減に大きく寄与しています。適切な工程で適切な対策を効率的に図れるようになり、表面疵の発生防止技術について、その理解が一段と進んだものと判断されますが、多くの合金元素を含有する特殊鋼では、表面疵の発生工程や要因、メカニズムが鋼種ごとに多岐にわたるため、それらが未解明の鋼種もあります。表面品質に対して益々厳しさを増す顧客ニーズに応じていくためにも、表面疵の発生防止技術について今後一層の研究開発が進んでいくことを期待しています。

## 参考文献

- 1) Y.Ohba: *CAMP-ISIJ*, 35 (2022) , 158.
- 2) Y.Ohba, Y.Yamashita, K.Ohno, T.Maeda, K.Nishioka and M.Shimizu: *Tetsu-to-Hagané*, 95 (2009) , 531.
- 3) Y.Ohba, I.Takasu, S.Kitade and H.Shimoguchi: *Tetsu-to-Hagané*, 92 (2006) , 439.
- 4) Y.Ohba, T.Yoshioka, R.Matsui and D.Hamaya: *Tetsu-to-Hagané*, 107 (2021) , 64.
- 5) Y.Ohba, S.Kitade, H.Shimoguchi and I.Takasu: *Tetsu-to-Hagané*, 93 (2007) , 271.
- 6) Y.Ohba, T.Kawamoto and S.Kitade: *Sanyo Tech. Rep.*, 10 (2003) , 19.
- 7) A.Ichihara and Y.Nuri: *Sanyo Tech. Rep.*, 8 (2001), 43.
- 8) A.Kusano, H.Misumi and S.Harada: *Tetsu-to-Hagané*, 81 (1995) , 52.
- 9) H.Funanokawa, T.Wada and T.Mori: *CAMP-ISIJ*, 1 (1988) , 140.
- 10) T.Tamatani, M.Iguchi, T.Sato and K.Tsubota: *Netsu Shori*, 37 (1997) , 356.
- 11) I.Gokyu and Y.Saito: *Tetsu-to-Hagané*, 53 (1967) , 599.
- 12) M.Nakasaki, I.Takasu and H.Utsunomiya: *Tetsu-to-Hagané*, 94 (2008) , 284.
- 13) *Sanyo Tech. Rep.*, 16 (2009) , 84.