

# はだ焼鋼の疵発生メカニズムおよび表面疵改善

大場 康英\*1・下口 晴之\*2・北出 真一\*3

The generation mechanism and the reduction of surface cracks on Case-hardening steel  
Yasuhide Ohba, Haruyuki Shimoguchi and Shinichi Kitade

Synopsis: This study was carried out in order to make clear the crack generation mechanism of Case-hardening steels, and to prevent their surface cracks.

It was suggested from the average oxide particle radius around surface cracks of the rolled billets that most of the surface cracks should be generated at the bloom rolling process.

From the point of view of surface crack generation at the rolling process, austenite grain sizes just before rolling were pointed out. In general, in order to prevent surface cracks at the rolling process, bainite or ferrite/bainite structure before reheating are suitable for fine grain structure just before rolling after reheating. In order to get these structures, the cooling rate of the bloom surface should be more than 2.0K/s under the cooling start temperature of 1023 ~ 1173K. It was proved that refining austenite grain in the bloom surface just before rolling was effective to decrease the crack generation.

## 1. 緒言

はだ焼鋼は、自動車に代表されるギアやシャフト等、重要保安部品向けの用途が多いことから、鋼材の表面品質に対する要求が厳しい。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まり向上等を目的として、加工率の増大や、冷間鍛造化への移行等、鍛造条件は過酷化しており、鋼材表面品質に対する要求は、益々厳しさを増している。当社ははだ焼鋼では、これまでの調査により、鋳片での割れ疵がほとんど認められないが、圧延後鋼片での疵が認められている。鋼片疵近傍の粒状酸化物<sup>1),2)</sup>調査より、はだ焼鋼鋼片疵の大部分は、鋼片圧延時に発生していると考えられた。本研究では、圧延時に発生するはだ焼鋼表面疵の防止のため、加熱炉装入前鋳片の表層組織に着目した。連続鍛造後の冷却条件が異なる鋳片を圧延し、得られた鋼片に認められた表面疵を鋳片の相当面、鋳片の幅方向相当位置別に調査し、表面疵と鋳片表層組織との関係を明らかにした。また、表面疵の発生メカニズムについて、圧延時の鋳片に働く応力分布から検討を加えた。

## 2. はだ焼鋼表面疵の特徴

Fig.1に鋳片から鋼片に圧延する工程の熱履歴を、Fig.2に鋼片で見られる代表的な表面疵を示す。Fig.2に示した

疵近傍には、粒状酸化物<sup>1),2)</sup>の生成が認められ、粒状酸化物の平均粒子半径( $r_{Ave.}$ )を調査したところ、 $r_{Ave.}$ は、 $0.20\mu m$ 未満であった。鋼片割れ疵の $r_{Ave.}$ は、圧延工程の熱履歴(Fig.1)と、加熱温度と $r_{Ave.}$ の関係<sup>1),2)</sup>より、圧延前の鋳片加熱炉装入時点で既に発生していた鋳片割れ疵、および加熱炉内で熱応力や $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態で発生する応力<sup>3)</sup>によって発生

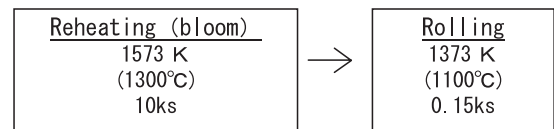


Fig.1 Temperature history of the billet.

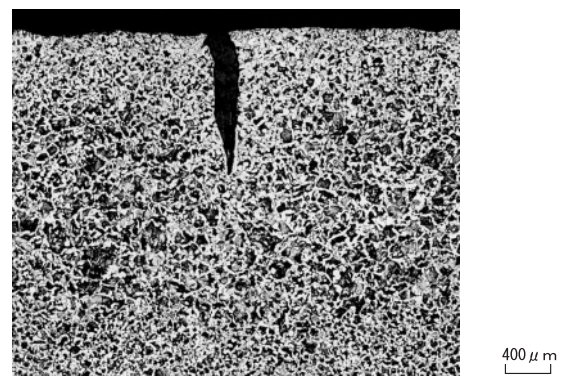


Fig.2 Microstructure of the surface crack of the billet.

\*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 品質保証室 品質保証グループ

\*3 製鋼部 鍛造課長

した鑄片割れ疵を起源として発生した場合、 $0.24\mu\text{m}$ 以上となり、圧延時に初めて開口した割れ疵を起源として発生した場合、 $0.20\mu\text{m}$ 未満となる。これより、Fig.2に示した鋼片疵は、圧延時に開口したと考えられる。はだ焼鋼鋼片疵について、Fig.2に示した疵のほかにも $r_{\text{Ave}}$ を調査したところ、Fig.2に示した疵と同様に $0.20\mu\text{m}$ 未満の疵が大部分であったことから、はだ焼鋼鋼片疵の多くは、圧延時に発生していたと考えられる。

圧延時のように高温域での割れ疵発生は、結晶粒界に粒界強度を超えるエネルギーが働くことに起因すると考えられる<sup>4)</sup>。これより、圧延時に発生する割れ疵の発生要因としては、Fig.3に示すように結晶粒径、粒界強度、圧下量、圧延速度等が挙げられるが、本研究では、これらの要因のうち、結晶粒径に着目した。結晶粒径の微細化によって延性が向上<sup>5),6)</sup>し、表面疵が発生しにくくなる。圧延時の温度域(Fig.1)では、鑄片の表層組織はオーステナイト( $\gamma$ )一相であるため、圧延を開始する時点でのオーステナイト組織を微細化する必要がある。はだ焼鋼鑄片は、連続鑄造後加熱炉に熱片装入する前に、表面疵対策として注水によって表層部を強制冷却しているが、加熱炉装入前の表層組織は、フェライト( $\alpha$ )、パーライト(P)、ベイナイト(B)の混合組織となる。強制冷却しなければフェライトとパーライトの混合組織となる。加熱前組織がベイナイトの場合、フェライトとパーライトの混合組織の場合と比較して、加熱して再びオーステナイト結晶に変態( $\alpha/\gamma$ 再変態<sup>6)</sup>)させ

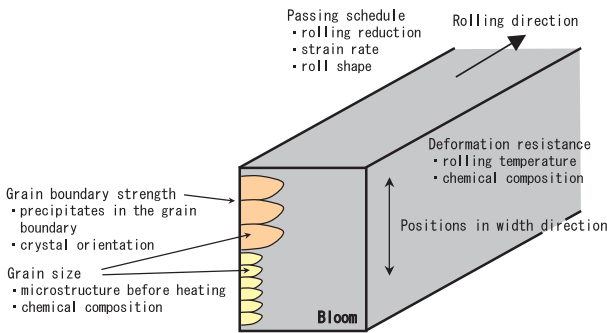


Fig.3 Crack generation factors in rolling.

た時のオーステナイト結晶粒径が微細となる<sup>7)</sup>ことから、はだ焼鋼表面疵の防止には加熱前組織のベイナイト化が重要であると考えられる。

### 3. 実験方法

#### 3.1 CCT線図の作成

表面疵の発生防止には、加熱炉装入前の鑄片表層組織を最適化することが重要である。連続鑄造後鑄片の適正冷却条件の定量化を目的として、CCT線図を作成した。供試材の化学成分をTable1に示す。供試材は、 $0.20\%$ Cのクロム鋼である。Fig.4に、CCT線図作成に用いたヒートパターンを示す。鑄片冷却時における冷却速度と組織変態の関係は、CCT線図によって理解できる。しかし、連続鑄造鑄片の組織は、結晶粒径が非常に粗大(粒度番号： $-5\sim 4$ 程度)であるので、熱処理等で結晶粒径を均一かつ細かくした試験片(粒度番号： $7$ 程度 鍛造材、鋼片材等)によって作成された一般的なCCT線図から、実際の鑄片組織を推定するのは困難である<sup>8)</sup>。このため、CCT線図は、鑄造まま鑄片の表層部から切り出した試験片を用いて作成した。

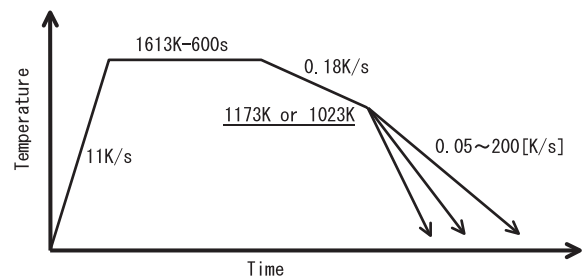


Fig.4 Heat patterns for the CCT diagram.

#### 3.2 鋼片表面疵の鑄片相当位置調査

供試材は、Table1と同様に、 $0.20\%$ Cのクロム鋼である。Table2に鑄造条件を示す。鑄片1は、連続鑄造後、加熱炉装入前に注水冷却した。鑄片2は、連続鑄造後、注水せずに加熱炉に装入した。水冷開始直前の鑄片表面温度分布を、サーモグラフィ(NEC三栄製サーモトレーサ

Table1. Chemical compositions of the specimens (mass%)

C	Si	Mn	P	S	Cr
0.20	0.30	0.83	0.017	0.017	1.18

Table2. Casting conditions

Bloom No.	Casting speed [m/min]	Superheat [°C]	Bloom cooling
1	0.50	25	done
2	"	"	none

TH3104MR)にて測定した。Fig.5に、サーモグラフィによる測定結果の一例を示す。

Fig.6に鑄片模式図を示す。鑄片は、幅490mmの面を広面、幅380mmの面を狭面と呼ぶこととする。鑄片1および鑄片2を分塊圧延し、直径167mmの丸鋼片(鋼片1および鋼片2)を得た。鑄片4面の相当位置が判別できるように、圧延終了直後の鋼片に対してマーキングを行った。この後、鋼片磁粉探傷を行い、観察された表面疵全ての疵長さ、鑄片相当位置を調査した。

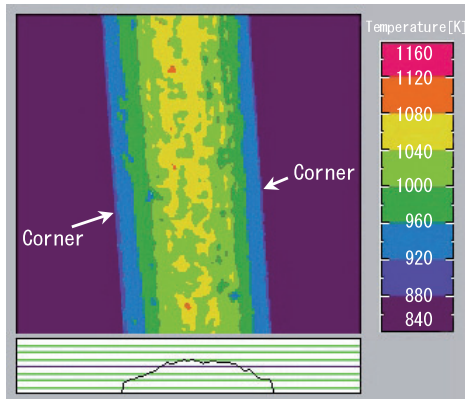


Fig.5 A temperature distribution of the bloom surface measured by an infrared radiation thermometer.

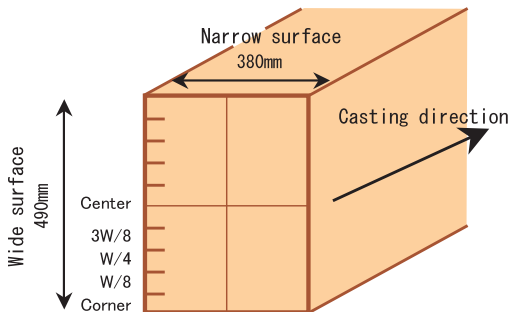


Fig.6 Schematic diagram of a bloom.

## 4. 実験結果

### 4.1 鑄片表面温度と冷却条件

0.20%Cのクロム鋼について、連続鑄造時における鑄片の冷却速度をシミュレートしてCCT線図を作成した。冷却開始温度が1173KのCCT線図をFig.7-a)に、1023KのCCT線図をFig.7-b)に示す。当社連鑄機におけるモールドから鑄片冷却までの鑄片表面の平均冷却速度は、0.10~0.20[K/s]程度であることから、フェライトの析出温度は、CCT線図より1000K近傍であることが分かる。また、2つのCCT線図より、ベイナイト組織一相となる冷却速度の範

囲は、冷却開始温度が1173Kの場合3~22[K/s]、1023Kの場合10~22[K/s]となり、冷却開始温度が低くなるほど低冷却速度側の領域が狭くなった。これは、冷却開始温度が低くなると、ベイナイト変態に必要な過冷度が大きくなることに起因すると考えられるが、これは冷却開始温度が $Ar_3$ 変態点に近づくほど、冷却水量密度を高め、鑄片表面の冷却速度を高くする必要があることを意味している。

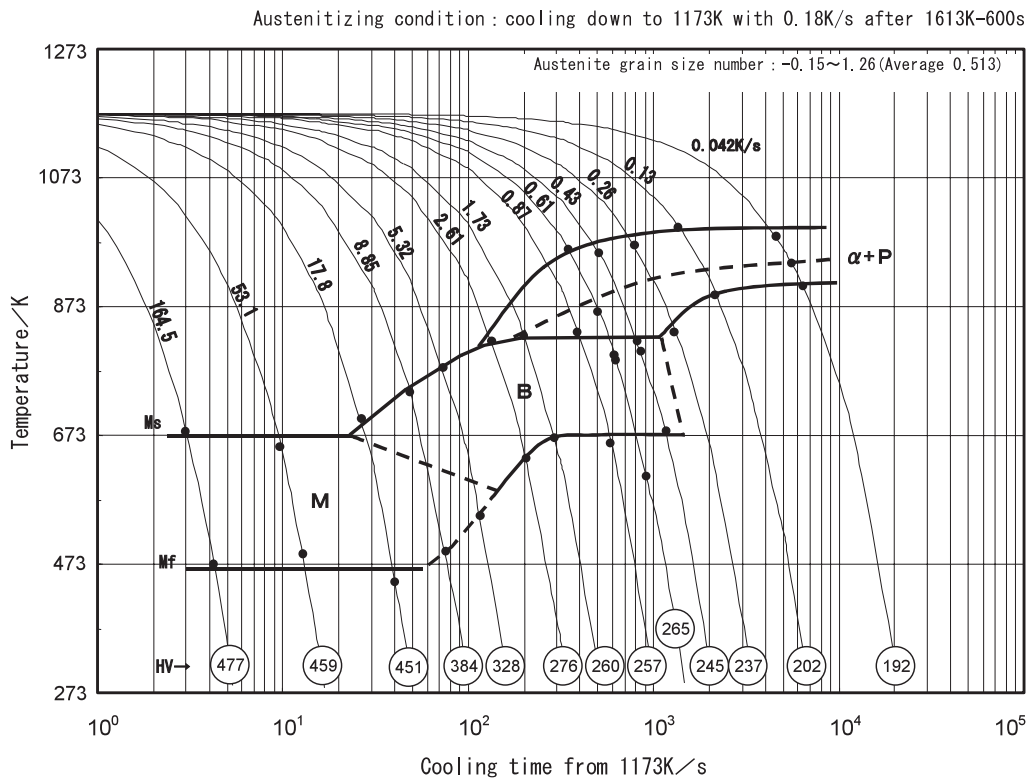
Fig.8に、水冷開始直前の鑄片表面温度分布を示す。鑄片表面温度は、幅方向中央部が最も高く、コーナー部側に向かうにつれて低くなり、変態開始温度である1000Kは、中央部とコーナー部のほぼ中間、W/4部の位置であった。つまり、鑄片の冷却後組織は、十分な冷却速度(10~20[K/s])が得られた場合、W/4部から中央部側ではベイナイト組織一相となり、W/4部からコーナー部側ではフェライト、パーライト、ベイナイトの混合組織となる。これは、冷却開始時点で1000Kよりも低い温度領域では、既にフェライトの析出もしくはフェライト+パーライト変態が始まっているため、その状態から高速で冷却したとしても、表層組織は、冷却開始までに変態した組織(フェライト+パーライト)と冷却によって変態した組織(ベイナイト)との混合組織となるためである。コーナー部のように冷却開始時点でフェライト+パーライト変態完了点(=900K)を下回った部位では、既に変態が完了してしまっているので、冷却後組織はフェライト+パーライトのみとなる。

Fig.9に冷却後の鑄片表層組織を示す。鑄片の幅方向中央部における冷却後組織の大部分は、Fig.9-a)に示したようにベイナイトであったが、b)のようにフェライト+パーライトの部位も局所的に観察された。鑄片の幅方向中央部で冷却後組織がベイナイト化していなかった部位は、ベイナイト変態するには、冷却速度が十分でなかったことを示しており、フェライト+パーライト組織が観察された部位の冷却速度は、Fig.7に示したCCT線図より、0.3[K/s]未満と推定される。局所的に冷却速度が低下した要因として、鑄片表面のスケールやモールドパウダー等の付着物による伝熱抵抗の増大および水量密度不十分による注水ムラ等が考えられる。

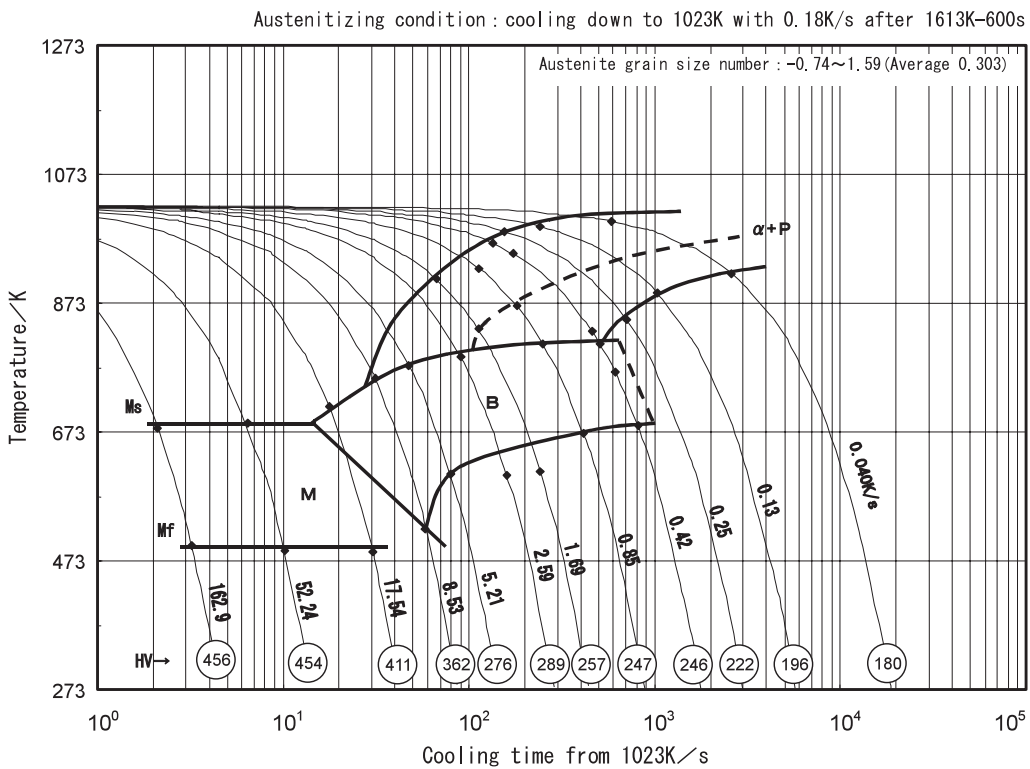
以上より、加熱炉装入前の鑄片表層組織は、ベイナイト一相、フェライト+ベイナイト、フェライト+パーライト+ベイナイト、フェライト+パーライトの4領域からなっていた。これは、連続鑄造後、冷却開始時点で873~1123Kの表面温度分布を持った鑄片に対し、0.3~20[K/s]程度の速度で冷却を行ったためと考えられる。これらの冷却後組織は、鑄片表層部でばらばらに入り乱れているわけではなく、大部分は冷却開始直前の鑄片表面温度分布から予想することができた。

### 4.2 圧延前鑄片の表面性状

加熱炉装入前の鑄片(1および2)を、長さ300mmずつ



a) 1173K of cooling start temperature



b) 1023K of cooling start temperature

Fig.7 CCT diagrams of ScCr420 (CC bloom).

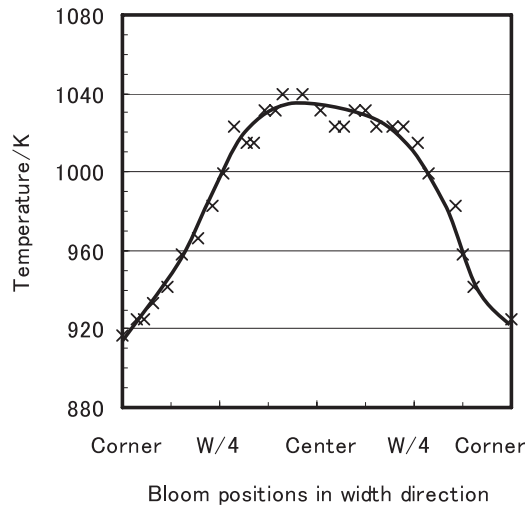


Fig.8 Temperature distribution of bloom surface.

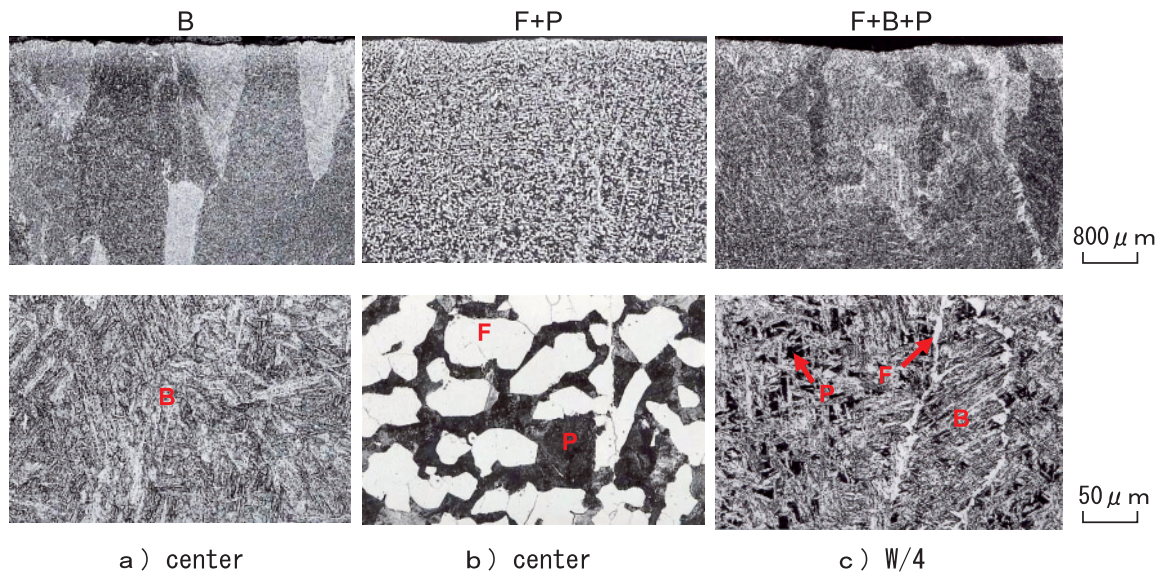


Fig.9 Microstructures of a bloom after bloom cooling.

採取して鑄片表面割れ疵の調査を行った。磁粉探傷および酸洗後目視観察を行ったが、割れ疵は認められなかった。また、テスト材とは別のチャンスで製造した同一鋼種の10個の鑄片(1および2に相当)に対しても同様の観察を行ったが、割れ疵は認められなかった。

加熱炉抽出後圧延せずに放出した鑄片1(長さ3500mm)に対し、鑄片表面割れ疵および表層組織の調査を行った。磁粉探傷および酸洗(長さ300mm)後目視観察を行ったが、割れ疵は認められなかった。Fig.10に、この鑄片1の表層組織を示す。幅方向中央部の表層組織(a)は、鑄片表面から8mm深さ程度まで微細化していたのに対し、幅方向W/8部の表層組織(b)は、粗大な旧オーステナイト結晶粒が顕出された。Fig.9より、鑄片1の加熱炉装入前表層組織は、幅方向中央部ではベイナイトー相、

W/8部ではフェライトとパーライトとベイナイトの混合組織であったと推察される。これより、Fig.10-b)に示した幅方向W/8部の旧オーステナイト結晶粒径が粗大であったのは、加熱前組織がフェライト+パーライト+ベイナイトの場合、 $\alpha/\gamma$ 再変態後のオーステナイト結晶粒径が不均一となって粗大粒を生成しやすい<sup>7)</sup>ためと考えられる。

#### 4・3 割れ疵発生温度域・時期(プロセス工程)

鑄片1および鑄片2を圧延して得られた鋼片に観察された疵全数の1割について、疵近傍に生成していた粒状酸化物の平均粒子半径( $r_{Ave}$ )を調査したところ、いずれの疵も $r_{Ave}$ は $0.20\mu m$ 未満であった。圧延前鑄片の表面性状観察結果および鋼片疵の $r_{Ave}$ の調査結果より、今回のテスト材鋼片に観察された割れ疵は、前述したこれまでの調査材と同様、圧延時に開口したと考えられる。

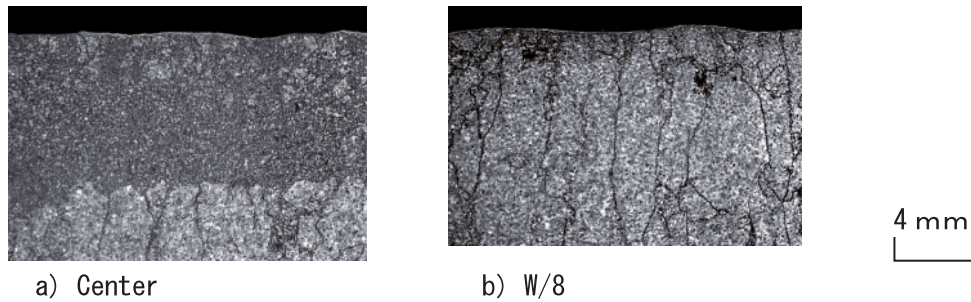


Fig.10 Microstructures of a bloom after bloom reheating.

#### 4・4 鋼片割れ疵発生位置（鑄片相当位置）

##### 4・4・1 面：広面と狭面

Fig.11に、鋼片割れ疵の発生分布を鑄片広面、狭面の各相当部位別に示す。鑄片1圧延材(鋼片1)は、鑄片2圧延材(鋼片2)と比較して、全疵数は減少していたが、鋼片1と鋼片2とで、疵発生位置の分布に大きな差は認められなかった。つまり、連続鑄造鑄片の冷却有無に関係無く、鋼片割れ疵は、鑄片狭面に相当する部位での発生はほとんど無く、鑄片広面に相当する部位での発生が大部分であった。これは、圧延時に狭面から最初に圧下を開始することに起因すると考えられ、最初に圧下された狭面では組織の微細化が起こり、以降、割れが発生しにくくなったと推察された。広面についても狭面同様、圧下による組織の微細化が起こると考えられることから、広面で観察された割れ疵の発生時期は、広面圧下前の狭面圧下時と考えられる。

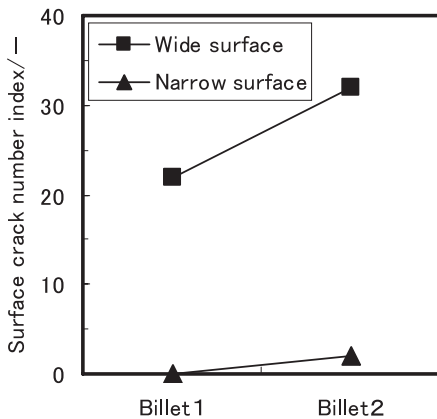


Fig.11 Number of surface cracks on billets.

##### 4・4・2 幅方向位置：中央部～コーナー部

Fig.6に示したように、鑄片各面を中央部からコーナー部まで幅方向に5等分し、この5等分した部位別に圧延後鋼片の割れ疵発生個数を調査した。Fig.12に鑄片幅方向相当位置と鋼片疵個数の関係を示す。鋼片1は、鋼片2と比較して、幅方向中央部～3W/8部では疵個数が低減していたが、W/4部～コーナー部では差が認められなかった。疵個数が低減していた幅方向中央部および3W/8部について、鋼片2の疵個数を1とすると、鋼片1の疵個数は

0.39となり、60%低減していた。つまり、この減少分60%が、圧延後鋼片の割れ疵防止に対する鑄片冷却の効果であり、加熱炉装入前の鑄片表層組織のベイナイト化により、Fig.10-a)に示したような圧延直前のオーステナイト結晶粒径微細化の効果と考えられる。W/4部からコーナー部側で鑄片冷却の効果が認められなかったのは、ベイナイト組織一相ではなく、フェライトやパーライトとの混合組織となったことで、Fig.10-b)のように $\alpha/\gamma$ 再変態後のオーステナイト結晶粒径が微細化されなかったためと考えられる。

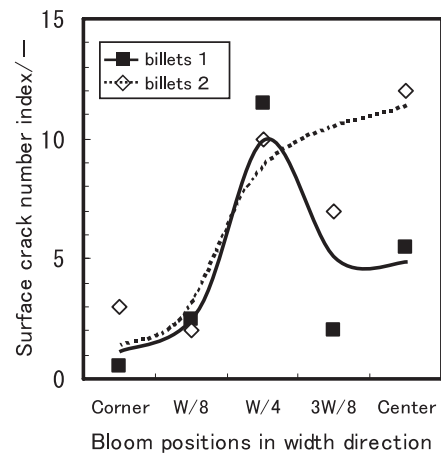


Fig.12 Relationship between the bloom position and the billet crack number in width direction.

残り40%の疵について、鋼片1で鑄片広面幅方向中央部に相当する位置に認められた割れ疵をFig.13に示す。Fig.13より、割れ疵近傍組織の結晶粒径は粗大であった。これより、鑄片冷却を行ったにも拘わらず防止できなかった鋼片疵は、局所的な冷却不良によってベイナイト組織化できなかった部位、もしくは、酸洗や磁探で検出できないほどの鑄片微小欠陥を起因として発生したと推察される。また、W/8部からコーナー部側では、鋼片1および鋼片2共に $\alpha/\gamma$ 再変態後のオーステナイト結晶粒径が粗大であったにも拘わらず、表面疵の発生頻度が低かった。これは、圧延時にこの部位に働く引張応力とひずみの履歴に起因すると考えられるが、これについては、5・1で述べる。

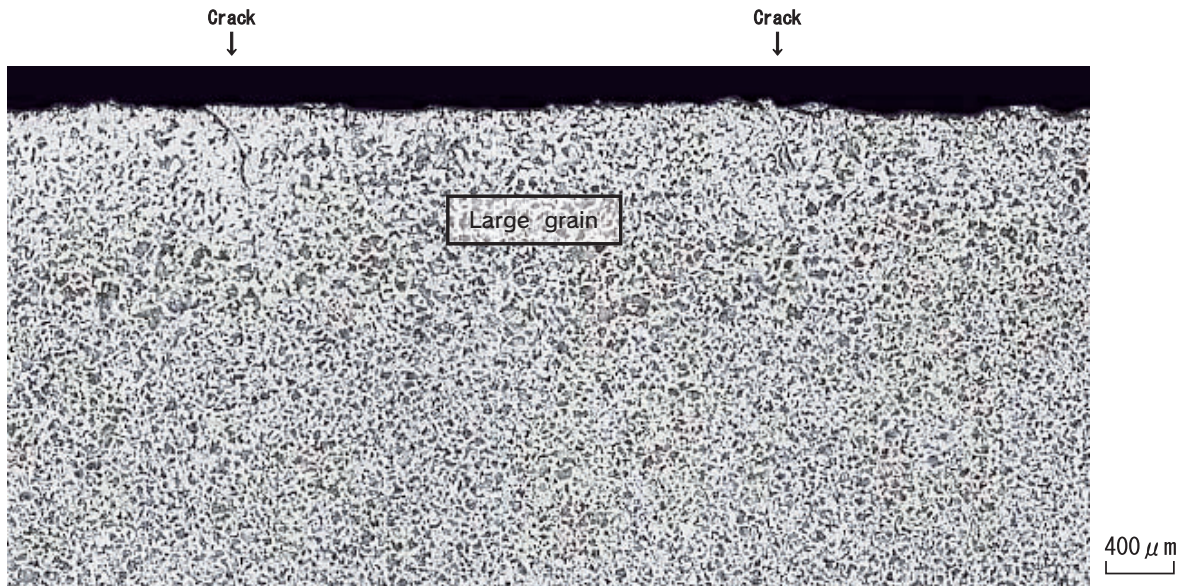


Fig.13 Microstructure of the surface cracks on the billet.

## 5. 考察

### 5・1 圧延時における応力、ひずみと鋼片割れ疵発生頻度

4・4・1で述べたように、連続鋳造鋳片の冷却有無に無関係なく、圧延中に発生したと推察される鋼片割れ疵の大部分が広面で認められた(Fig.11)ことから、広面で観察された割れ疵の発生時期は、広面圧下前の狭面圧下時と考えられた。そこで、割れ疵発生に繋がる応力を検討するため、分塊圧延の第1パス時に鋳片側面(広面)に働く最大主応力<sup>9)</sup>を、汎用解析ソフトMarcを用いて計算した。Fig.14に圧延時の鋳片に働く最大主応力の分布を、Fig.15に圧延1パス中の鋳片側面に働く最大主応力の経時変化を示す。Fig.14より、ロール接触位置直下の鋳片側面中央部では引張応力が働いていることが分かる。このとき、コーナー部では弱い引張もしくは圧縮となっており、圧下面ではロールと接触している部位で強い圧縮応力が働いている。Fig.15より、コーナー部ではロール通過後に引張応力が働くもののロール直下ではほとんど引張応力が働かないのに対し、幅方向中央部およびW/4部ではロール直下で大きな引張応力が働いていることがわかる。ロール直下では圧下によるひずみの増加を伴う引張であるのに対してロール通過後はひずみの増加を伴わない引張であることから、エネルギー(例えば、 $[J/m^3]$ )=応力(例えば、 $[Pa]$ )×ひずみ(例えば、 $[m/m]$ )の関係より、応力が同じであってもひずみの有無によって粒界へ働くエネルギーは大きく異なる。よって、圧延時の割れ疵発生に寄与する応力は、ロール直下の鋳片側面中央部に働く“ひずみの増加を伴った引張応力”であると考えられる。Fig.12に示したように、鋼片2で疵の多かった部位(幅方向中央部~W/4)は、ロール圧下側面の最大主応力が高い部位とほぼ一致した。

また、幅方向W/8部からコーナー部側では、 $\alpha/\gamma$ 再変態後の $\gamma$ 結晶粒径が粗大であったにも拘わらず表面疵の発生頻度が低かったが、その理由として、圧延時この部位には、圧延ロール直下でのひずみの増加を伴った引張応力がほとんど働かないためと考えられる。以上より、圧延時の割れ疵は、ロール圧下側面で引張応力の高い部位で発生すると考えられ、今回の実験より、圧延開始時の鋳片表層組織の微細化により、その発生を低減できることが分かった。

### 5・2 はだ焼鋼鋼片の割れ疵防止・低減策

#### 5・2・1 鋳片適正冷却速度

加熱前組織と圧延後鋼片割れ疵発生頻度の関係および、ラボ実験によって加熱前組織と $\alpha/\gamma$ 再変態後のオーステナイト結晶粒径との関係を調査し、連続鋳造後鋳片の適正冷却速度について検討した。Fig.7に示したはだ焼鋼のCCT線図より、オーステナイト温度域から冷却した場合に得られる組織は、Table3に示すように、冷却速度によって5つの領域(①~⑤)に分けられる。このうち、加熱前組織がフェライト+パーライト+ベイナイト(②)の場合については、4・2で述べたように、 $\alpha/\gamma$ 再変態後のオーステナイト結晶粒径が不均一となって粗大粒を生成しやすいこと、および、4・4・2で述べたように加熱前組織がフェライト+パーライトであった部位と比較して鋼片疵の発生頻度にほとんど差が見られなかったことから、圧延時に発生するはだ焼鋼表面疵の防止の観点から、加熱前組織として望ましくないと判断した。残り4つの領域から、加熱前組織としてフェライト+パーライト(①)、フェライト+ベイナイト(③)、ベイナイト(④)と3種類用意し、Fig.16に示す実機熱履歴を再現した加熱実験を行い、加熱前後のオーステナイト結晶粒径を比較した。Fig.17に結果を示す。Fig.17より、加熱前組織がフェライト+パーライト

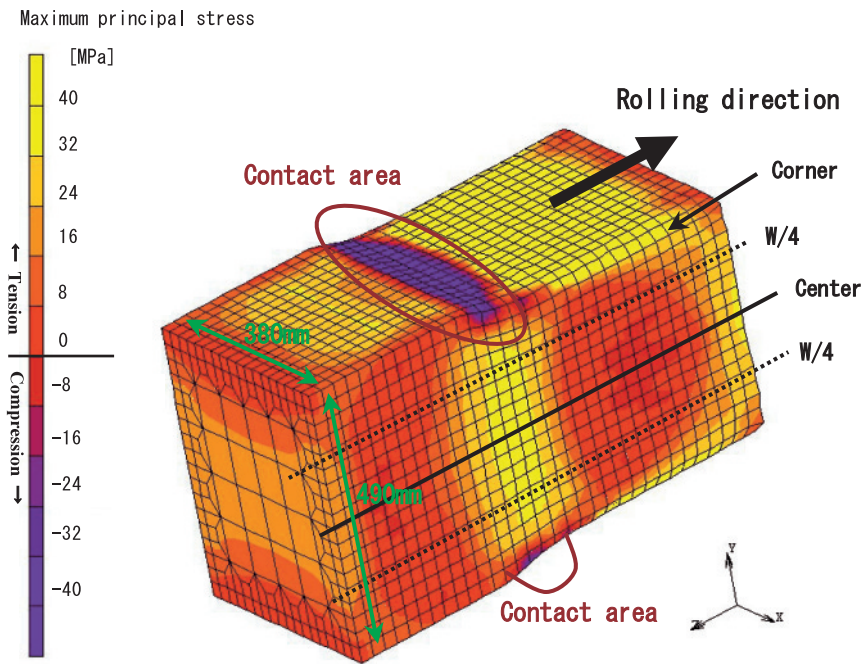


Fig. 14 The maximum principal stress distribution in a bloom during rolling.

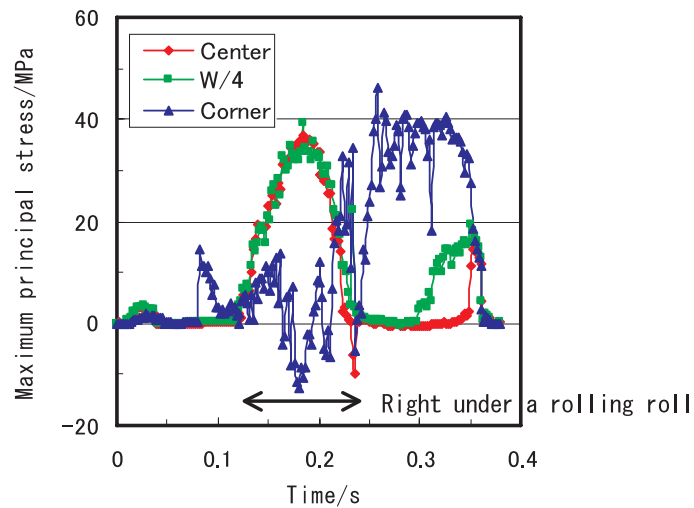


Fig. 15 History of the maximum principal stress during the first pass of rolling (a bloom side).

Table3. Microstructures after cooling and lower limits of cooling rate

Microstructures after cooling	Lower limit of cooling rate [K/s]	
	1173K of cooling start temperature	1023K of cooling start temperature
① $\alpha + P$	—	—
② $\alpha + P + B$	0.35	0.35
③ $\alpha + B$	2.0	2.1
④ B	3.0	10
⑤ M	22	24



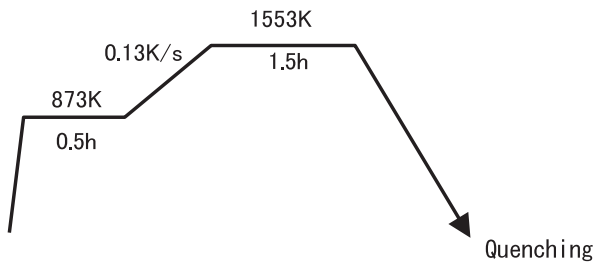


Fig. 16 Heat pattern

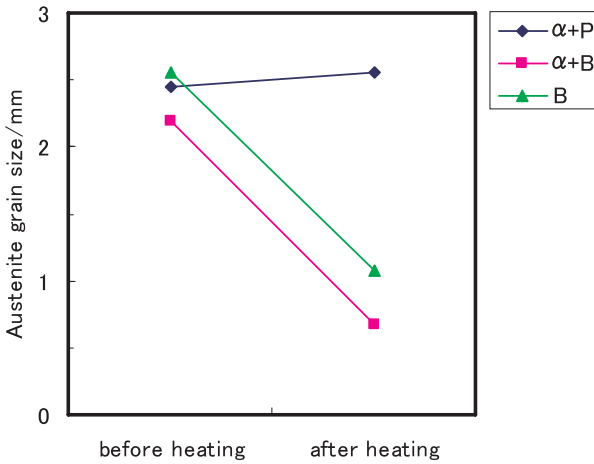


Fig. 17 Austenite grain sizes after and before heating.

の場合、加熱前後でオーステナイト結晶粒径はほとんど変化しなかったが、加熱前組織がフェライト+ベイナイトおよびベイナイトの場合には、もとの結晶粒径の30~40%程度に微細化した。以上より、加熱前組織としてはベイナイト(④)もしくはフェライト+ベイナイト(③)が望ましいと考えられる。この場合、連続鋳造後鋳片の適正冷却速度の下限値は、冷却開始温度が1023~1173Kの範囲において2.0[K/s]以上となる。続いて、適正冷却速度の上限値についても検討する。Table3に示したように、冷却開始温度が1173K、1023K共に20[K/s]程度以上の冷却速度であればマルテンサイトとなる。加熱前組織がマルテンサイトの場合も、ベイナイトの場合と同様に $\alpha/\gamma$ 再変態後のオーステナイト結晶粒径は微細化する。加熱後、 $\alpha/\gamma$ 再変態したオーステナイトは、変態前の組織が何であったかは関係なくなるため、加熱前組織がベイナイトの場合と同様に圧延開始時のオーステナイト結晶粒径が微細化するのであれば、加熱前組織がマルテンサイトであっても問題は無いと考えられる。よって、加熱前組織の観点からは、鋳片表層部冷却速度の上限値はそれほど重要でなく、冷却が強すぎたために熱応力等によって鋳片に割れが発生する等の不具合が生じるとすれば、それらが生じない条件が上限となる。

つぎに、鋳片冷却時の必要冷却時間について述べる。 $\alpha/\gamma$ 再変態後のオーステナイト結晶粒径を微細化するには、鋳

片冷却時に $\gamma/\alpha$ 変態を完了させる必要がある<sup>6)</sup>。これは、 $\gamma/\alpha$ 変態が完了していない状態で鋳片を再加熱すると、冷却時に未変態のオーステナイト結晶粒が粗大化し、圧延時の延性が著しく低下するためである。Fig.7に示したCCT線図より、冷却速度によって変態後の組織および変態完了温度が変化することが確認できる。このため、冷却速度に応じて $\gamma/\alpha$ 変態完了温度以下となる冷却時間を設定しなければならない。たとえば、冷却開始温度が1173Kの部位に対して冷却速度10K/sで冷却した場合、冷却後組織はベイナイト+マルテンサイトとなり、変態完了温度は473Kであるので、冷却時間は70s以上必要となる。

鋳片表層部に析出するフェライトについて、 $\gamma/\alpha$ 2相域でひずみが働くと、オーステナイト結晶粒界に析出した相対的に軟らかいフェライト部にひずみが集中するため、粒界割れを起こしやすいことが良く知られている<sup>4), 10), 11)</sup>。これは、曲げ連続鋳機の曲げあるいは曲げ戻し矯正時の鋳片横割れ発生要因の一つとなる<sup>10)~12)</sup>。また、 $\gamma/\alpha$ 変態点以下<sup>6)</sup>(973K以下で顕著<sup>13)</sup>)の温度域からの復熱過程では、 $\gamma/\alpha$ 変態時にオーステナイト結晶粒界に析出したフェライト中に窒化物(AIN)が析出し、同じく曲げ連続鋳機での鋳片横割れ発生要因の一つとなる<sup>6), 11), 13)</sup>。これらは、連続鋳造機内(二次冷却帯)での鋳片表面割れの発生に影響が大きい。上述したように、鋳片表層組織がベイナイト一相の場合とフェライト+ベイナイトの場合とで、 $\alpha/\gamma$ 再変態後のオーステナイト結晶粒径に大きな違いが認められなかったことから、連続鋳造機内でオーステナイト結晶粒界に析出するフェライトは、加熱炉内で $\alpha/\gamma$ 再変態して消滅すると、圧延時の割れ疵発生には影響を与えないと考えられる。また、鋳片冷却後の復熱時に析出するAINについては、加熱前組織がベイナイトおよびフェライト+ベイナイトであれば、 $\alpha/\gamma$ 再変態後のオーステナイト結晶粒径が微細化するため、圧延時の割れ疵発生にはほとんど影響しない<sup>6)</sup>と考えられる。AINの粒界析出による脆化としては、加熱炉装入~ $\alpha/\gamma$ 再変態時に鋳片表面に働く熱応力や変態応力による割れ疵発生<sup>3)</sup>が懸念されるが、4・2で前述したとおり、加熱炉抽出後圧延せずに放出した鋳片に割れ疵が認められなかったことから、これについても影響は小さかったと考えられる。一般的に、はだ焼鋼鋳片は割れが発生しやすいと言われている<sup>14)~17)</sup>にも拘わらず、当社ははだ焼鋼鋳片に割れ疵が認められなかったのは、当社連続鋳造機が完全垂直型であるため、機内二次冷却帯において、鋳片に対して曲げ戻し矯正のような大きなひずみがほとんど働かないためと推察される。

### 5・2・2 鋳片幅方向相当位置別の鋼片割れ疵防止策

5・1で述べたように、鋳片の幅方向中央部~コーナー部で圧延時の割れ疵発生頻度が異なる理由は、引張応力やひずみ等の要因によって説明できた。しかしながら、鋳片の幅方向相当位置が同じ場合、圧延長さ方向における割れ

疵発生有無に対しては、他の要因が支配的であると考えられる。ここでは、組織や結晶粒径に注目し、鋳片幅方向相当地位置別に鋼片割れ疵発生防止・低減策を述べる。

1) 鋳片広面の幅方向3W/8部から中央側

この部位では、鋳片表層部の加熱前組織適正化(ベイナイト、フェライト+ベイナイト)のため、連続鋳造後鋳片の注水冷却を行うことで、圧延時の割れ疵発生を60%程度低減できた。しかし、残り40%の防止には、局所的な注水不良(フェライト+パーライト、フェライト+パーライト+ベイナイト)を無くす必要がある。5・2・1で述べたように、鋳片冷却時の適正冷却速度の下限値は、2.0[K/s]程度と考えられたが、冷却速度は、注水時の水量密度および冷却開始温度の影響が大きい。冷却条件から算出される冷却速度の理論値を、汎用解析ソフトMarcを用いて計算した。計算には、松野ら<sup>18)</sup>のモデル、三塚ら<sup>19),20)</sup>が求めた熱伝達係数および日本鉄鋼協会凝固部会報告<sup>21)</sup>の比熱、熱伝導率等の物性値を用いた。Fig.18に計算結果を示す。Fig.18より、同じ水量密度の場合、冷却開始温度が高くなるほど冷却速度は低くなることから、2.0[K/s]以上の冷却速度に必要な水量密度は、冷却開始温度に応じて異なる。鋳片冷却時、鋳片広面を上下面として搬送ローラー上に置き、はだ焼鋼鋳片冷却時の注水条件(水量密度)は、鋳片上面が $6.13 \times 10^{-4} [m^3/m^2 \cdot s]$ 、鋳片下面が $1.27 \times 10^{-3} [m^3/m^2 \cdot s]$ である。Fig.18より、冷却開始温度が1023~1173Kの範囲で2.0[K/s]以上の冷却速度を得るには、鋳片下面は現行の水量密度で充分であったが、鋳片上面はやや不足気味であった。4・1で述べたように、冷却後鋳片の表層組織は、大部分がベイナイトとなっていたものの局所的にフェライト+パーライトが認められたことから、ベイナイトであった部位では、計算値よりも大きな冷却効果が得られていたが、全面をベイナイト組織一相とするには、現行水量密度では不十分と推察された。注水時の不均一冷却を防止するには、Fig.18より、鋳片上面の

水量密度を $1.00 \times 10^{-3} [m^3/m^2 \cdot s]$ 程度とする必要があると考えられる。一方、0.20%Cのクロムモリブデン鋼(SCM420)の場合、鋳片上面の均一冷却に必要な水量密度は、 $6.65 \times 10^{-4} [m^3/m^2 \cdot s]$ <sup>2)</sup>と、今回対象とした0.20%Cのクロム鋼(SCR420)よりも低い値となる。これは、Moが入ると焼入性が向上するためであり、Moを含まないSCR420鋼の場合、SCM420鋼に比較して冷却後組織がベイナイトもしくはフェライト+ベイナイトとなる臨界冷却速度が高くなる。このため、SCR420鋼ではSCM420鋼に比較してより大きな水量密度が必要となると考えられる。

2) 鋳片広面の幅方向W/8部からコーナー側

この部位では、鋳片冷却の有無に関係無く、鋼片割れ疵の発生頻度は低かった。これは、5・1で述べたように、この部位には分塊圧延時にひずみの増加を伴った引張応力がほとんど働かないためであると考えられ、鋼片割れ疵発生率の寄与率は、鋼片1に認められた疵全体の15%程度であった。加熱前組織の適正化(ベイナイト、フェライト+ベイナイト)が困難な部位であるので、ひずみの増加と共に引張応力が働かないような分塊圧延パススケジュールを検討する必要がある。

3) 鋳片広面の幅方向W/4部

この部位では、鋳片冷却開始時に既にフェライト+パーライト変態開始温度を下回っているため、冷却後組織がフェライト+パーライト+ベイナイトとなってしまうことが、圧延時の疵発生に繋がっていると考えられた。しかし、当社連続鋳造機の操業条件において、鋳片コーナー部の表面温度が鋳片冷却開始時点で既に変態点(1000K)を下回ってしまうというのは避けられないことであり、つまり、冷却後組織がフェライト+パーライト+ベイナイトとなる部位は、鋳片幅方向のどこかの位置に必ず生じると言える。そこで、前述したように鋳片冷却の有無に関係無く、W/8部からコーナー一部側では割れの発生頻度が低く、これが圧延時の応力分布に起因すると考えられることから、現在冷

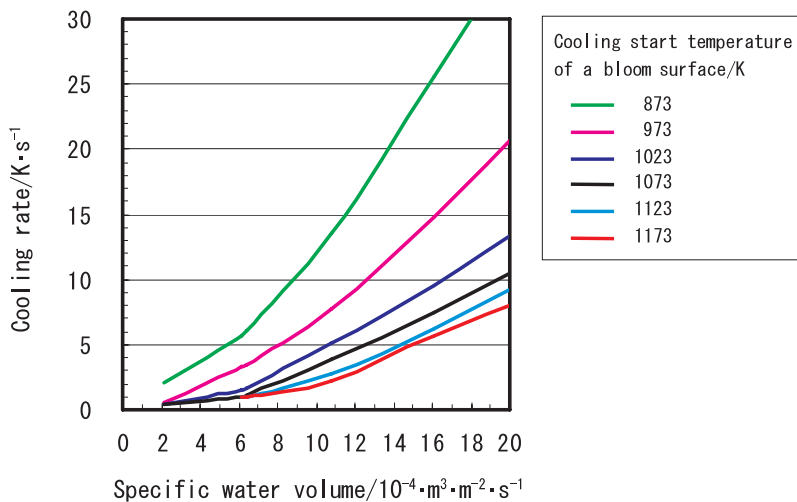


Fig.18 Effects of specific water volume and cooling start temperature of a bloom surface on cooling rate.

却開始時点でW/4部近傍に存在している鑄片表面温度が1000Kの部位を、W/8部よりもコーナー部側に寄せることができれば、冷却後組織がフェライト+パーライト+ベイナイトとなる部位での圧延時の疵発生を防止できると考えられる。Fig.19に、モールド内メニスカス位置から鑄片冷却開始までの時間(以降、到達時間と呼称する)と鑄片表面温度の関係を示す。Fig.20に到達時間と鑄片表面温度1000K位置の関係を示す。Fig.19より、鑄片表面温度は、到達時間の短縮に伴って高くなり、到達時間と良好な相関が認められた。Fig.20より、冷却開始時点で1000Kである部位をW/8部よりもコーナー部側とするには、到達時間を60分未満とする必要があると考えられる。到達時間短縮の他に、鑄片表面温度を高める方法として、二次冷却帯における鑄片注水量の低減が挙げられる。しかし、当社連続鑄造機の操業条件を解析し、検討したところ、鑄片表面温度に対する二次冷却帯での注水量の寄与は小さく、注水量の低減では、連続鑄造後の鑄片表面温度はほとんど変化しないとの結果を得た。これより、鑄片表面温度を高めるには、到達時間の短縮が最も有効であることが分かった。

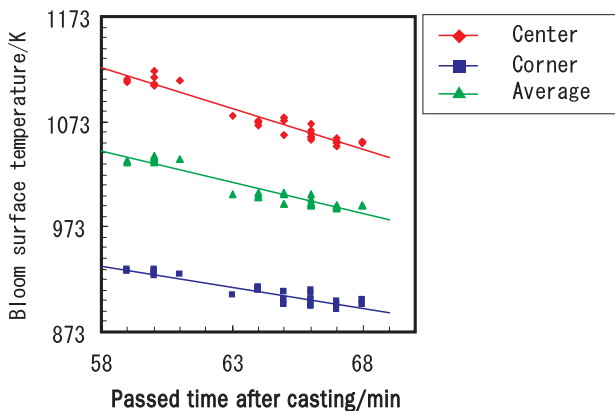


Fig.19 Relationship between bloom surface temperature and passed time after casting.

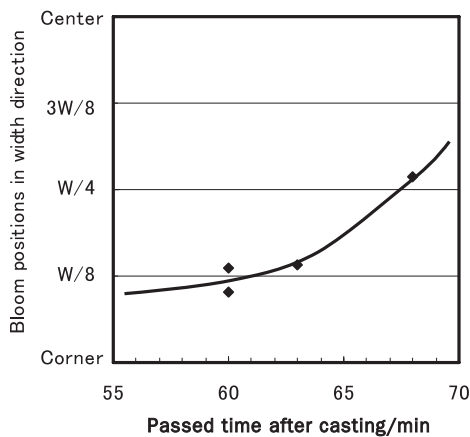


Fig.20 Relationship between the bloom positions with surface temperature of 1000K and passed time after casting.

## 6. 結言

0.20%Cのクロム鋼について、分塊圧延後鋼片に認められた表面疵の鑄片相当面、鑄片幅方向相当位置の調査および分塊圧延時の鑄片表面に働く応力分布の解析を行い、以下の結果を得た。

1) 連続鑄造時における鑄片の冷却速度をシミュレートしたCCT線図より、ベイナイト組織一相となる冷却速度の範囲は、冷却開始温度が1173Kの場合3~22[K/s]、1023Kの場合10~22[K/s]となり、冷却開始温度が低くなるほど低冷却速度側の領域が狭くなった。これは、冷却開始温度が低くなると、ベイナイト変態に必要な過冷度が大きくなることに起因すると推察された。

2) 加熱炉装入前の鑄片表層組織は、ベイナイト一相、フェライト+ベイナイト、フェライト+パーライト+ベイナイト、フェライト+パーライトの4領域からなっていた。これは、連続鑄造後、冷却開始時点で873~1123Kの表面温度分布を持った鑄片に対し、0.3~20[K/s]程度の速度で冷却を行ったためと考えられた。

3) 連続鑄造鑄片の冷却有無に関係無く、鋼片割れ疵は、鑄片狭面に相当する部位での発生はほとんど無く、鑄片広面に相当する部位での発生が大部分であった。これは、圧延時に狭面から最初に圧下を開始することに起因すると考えられ、最初に圧下された狭面では組織の微細化が起り、以降、割れが発生しにくくなったと推察された。

4) 鋼片1(連続鑄造後に注水冷却を行った鑄片1圧延材)の疵個数は、鋼片2(冷却を行わなかった鑄片2圧延材)と比較して、W/4部~コーナー部では差が認められなかったが、幅方向中央部~3W/8部では低減していた。疵個数が低減していた幅方向中央部および3W/8部について、鋼片2の疵個数を1とすると、鋼片1の疵個数は0.39となり、60%低減していた。これは、注水冷却によって加熱炉装入前の鑄片表層組織がベイナイト化したことで、 $\alpha/\gamma$ 再変態後、圧延直前のオーステナイト結晶粒径が微細化したためと考えられた。

5) W/8部からコーナー部側では、鋼片1および鋼片2共に $\alpha/\gamma$ 再変態後のオーステナイト結晶粒径が粗大であったにも拘わらず、表面疵の発生頻度が低かった。解析結果より、圧延時のこの部位には、圧延ロール直下でのひずみの増加を伴った引張応力がほとんど働かないためと考えられた。

6)  $\alpha/\gamma$ 再変態後のオーステナイト結晶粒径を微細化するためには、加熱前組織として、ベイナイトもしくはフェライト+ベイナイトが望ましいと考えられた。この場合、連続鑄造後鑄片の冷却速度を、冷却開始温度が1023~1173Kの範囲において、2.0[K/s]以上とする必要がある。

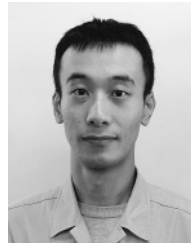
7) 鑄片広面の幅方向W/4部では、鑄片冷却開始時に既にフェライト+パーライト変態開始温度を下回っていたた

め、冷却後組織はフェライト+パーライト+ベイナイトであった。このため、この部位では、 $\alpha/\gamma$ 再変態後のオーステナイト結晶粒が粗大粒を含む混粒となり、圧延時の疵発生に繋がっていると推察された。冷却後組織がフェライト+パーライト+ベイナイトとなる部位での圧延時の疵発生を防止するには、この部位をW/8部よりもコーナー部側へ移動させることが有効と考えられた。

## 文 献

- 1) 大場康英, 河本達也, 北出真一: 山陽特殊製鋼技報, **10**(2003), 19.
- 2) 大場康英, 高須一郎, 北出真一, 下口晴之: 材料とプロセス, **17**(2004), 161.
- 3) B.G.Thomas, I.V.Samarasekera, and J.K.Brimacombe: Metallurgical Transactions B, **19B**(1988), 289.
- 4) 牧 正志: 鉄と鋼, **74**(1988), 1219.
- 5) 牧 正志, 長道常昭, 阿部直樹, 田村今男: 鉄と鋼, **71**(1985), 1367.
- 6) 若生昌光, 柳 英樹, 三隅秀幸: ベースメタル素材のプロセスメタラジの新しい展開, 東北大学素材工学研究所, (1999), 51
- 7) 玉谷哲郎, 井口 誠, 佐藤紀男, 坪田一: 熱処理, **37**(1997), 356.
- 8) 北出真一, 加藤恵之, 神吉保宗, 塗 嘉夫: 山陽特殊製鋼技報, **4**(1997), 17.
- 9) 村上敬宜: 弾性力学, (株)養賢堂, 東京, (1994), 10.
- 10) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, **65**(1979), 2038.
- 11) 山中和夫, 寺崎富久長, 大谷泰夫, 小田光雄, 吉原正裕: 鉄と鋼, **65**(1979), 1410.
- 12) 斎藤 忠, 木村雅保, 上田 輝, 木村 司, 竹本克巳, 峯 隆太: 神戸製鋼技報, **40**(1990), 65.
- 13) 野崎 努, 松野淳一, 村田賢治, 大井 浩, 児玉正範: 鉄と鋼, **62**(1976), 1503.
- 14) S.N.Singh and K.E.Blazek: Journal of Metals, **26**(1974)10, 17.
- 15) A.Grill and J.K.Brimacombe: Ironmaking and Steelmaking, **3**(1976)2, 76.
- 16) 杉谷泰夫, 中村正宣: 鉄と鋼, **65**(1979), 1702.
- 17) 佐伯 毅, 大口 滋, 溝口庄三, 山本利樹, 三隅秀幸, 常岡 聡: 鉄と鋼, **68**(1982), 1773.
- 18) 松野淳一, 中戸 参, 大井 浩: 鉄と鋼, **60**(1974), 1023.
- 19) 島田道彦, 三塚正志: 鉄と鋼, **52**(1966), 1643.
- 20) 三塚正志, 福田敬爾: 鉄と鋼, **69**(1983), 262.
- 21) 連続鋼片加熱炉における伝熱実験と計算方法: 日本鉄鋼協会 熱経済技術部会加熱炉小委員会編, (1971), 80.

## ■著者



大場 康英



下口 晴之



北出 真一

