

鑄片表層組織制御による圧延鋼片の表面疵防止

大場 康英*・北出 真一*²・下口 晴之*³・高須 一郎*

Prevention of Surface Cracks on Billets by Refining Austenite Grain of Bloom Surface before Rolling

Yasuhide OHBA, Shin-ichi KITADE, Haruyuki SHIMOGUCHI and Ichiro TAKASU

Synopsis : This study was carried out in order to make clear the crack generation mechanism of case-hardening steels.

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 is suitable for fine grain structure just before rolling. In order to get these structures, the cooling rate of the bloom surface should be higher 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.

Key words: surface crack; case-hardening steel; continuous casting; bloom; billet; rolling; austenite grain size; micro structure before heating; bainite; ferrite; cooling rate; CCT diagram.

1. 緒言

はだ焼鋼は、自動車に代表される、ギアやシャフト等の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。これまでの調査より、当社はだ焼鋼では、鑄片での割れ疵がほとんど認められないが、圧延後の鋼片で疵が認められている。鋼片疵近傍の粒状酸化物^{1,2)}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。はだ焼鋼鑄片は、連続鑄造後加熱炉に熱片装入する前に、表面疵対策として連続鑄造機外で注水によって強制冷却していることから、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、加熱炉装入前鑄片の表層組織に着目した。連続鑄造後の機外強制冷却適用鑄片と非適用鑄片を分塊圧延し、得られた鋼片に認められた表面疵の鑄片相当面および幅方向相当部位を調査し、表面疵の発生頻度と鑄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、圧延時の鑄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、鋼片で見られる代表的な表面疵の断面ミクロ組織を示す。鑄片から鋼片への圧延工程における鑄片表面の熱履歴は、圧延前の鑄片加熱炉が1550K程度、分塊圧延が1400K程度である。Fig. 1に示した疵近傍には粒状酸化物^{1,2)}の生成が認められ、粒状酸化物の平均粒子半径($r_{Ave.}$)は、 $0.18 \mu m$ であった。加熱温度と $r_{Ave.}$ の関係^{1,2)}より、 $r_{Ave.}$ が $0.18 \mu m$ の粒状酸化物は、1400K程度の温度域で生成したと推定されることから、Fig. 1に示した鋼片疵は、圧延

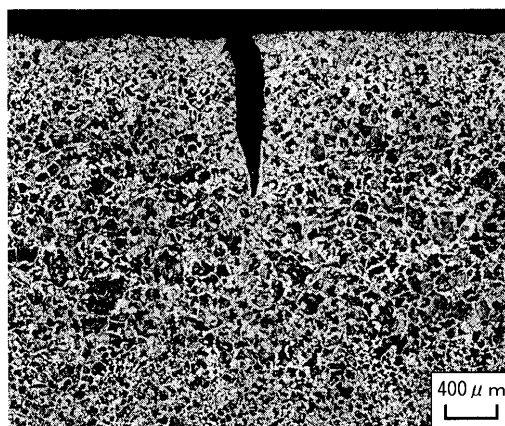


Fig. 1. Microstructure of the surface crack of the billet.

平成18年7月14日受付 平成18年10月20日受理 (Received on July 14, 2006; Accepted on Oct. 20, 2006)

* 山陽特殊製鋼(株) 研究・開発センタープロセス開発グループ (Process Development Group, Research & Development Center, Sanyo Special Steel Co., Ltd., 3007 Nakashima Shikama-ku Himeji 672-8677)

*² 山陽特殊製鋼(株) 製鋼部鑄造課 (Casting Section, Steelmaking Department, Sanyo Special Steel Co., Ltd.)

*³ 山陽特殊製鋼(株) 技術管理部品質保証室品質保証グループ (Quality Assurance Group, Technical Administration Department, Sanyo Special Steel Co., Ltd.)

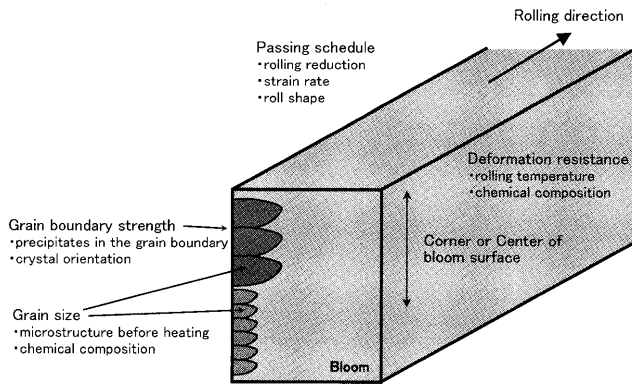


Fig. 2. Crack generation factors in rolling.

時に発生したと考えられた。Fig. 1に示した疵のほかにも r_{Ave} を調査したところ、Fig. 1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。鋼片疵の r_{Ave} は、圧延前の鑄片加熱炉装入時点で既に発生していた鑄片割れ疵（例えば、鉛含有鋼³⁾）や、鑄片加熱炉内で熱応力や $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態で発生する応力⁴⁾によって発生した鑄片割れ疵を起源として発生した場合、加熱炉内で生成した粒状酸化物の大きさを引き継ぐため、 $0.24 \mu\text{m}$ 以上となる。これより、はだ焼鋼鋼片疵の多くは、鑄片割れ疵起源ではなく、圧延時に発生していると考えられた。

はだ焼鋼鋼片の表面疵は、密集状に発生した疵も単独で発生した疵も、ほぼ全ての疵が圧延方向に平行に発生する。延性が低い難加工材の場合、圧延時にコーナー部や面央部で横割れが発生しやすく、圧延方向に垂直な疵が残存するが、はだ焼鋼は、通常の圧延温度域である 1400K 程度の延性が高く、圧延時に横割れが発生することはほとんど認められない。 1400K 程度と高温域での圧延時に発生する疵は、結晶粒界に粒界強度を超えるエネルギーが働き、粒界が破断することで発生すると考えられる⁵⁾。これより、圧延時の疵発生要因として、Fig. 2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。本研究では、これらの要因のうち、結晶粒径に着目した。結晶粒が微細化すると延性が向上^{6,7)}し、表面疵が発生しにくくなると考えられる。圧延時の温度域では、鑄片の表層組織はオーステナイト (γ) 一相であるため、疵発生防止には、圧延を開始する時点でのオーステナイト結晶粒の微細化が重要となる。

鑄造材よりも組織が微細な鍛造材では、加熱前組織がベイナイト (B) の場合、フェライト (α) とパーライト (P) の混合組織の場合と比較して、加熱後再びオーステナイト結晶に変態 (α/γ 再変態⁷⁾) させた時のオーステナイト結晶粒が微細となる⁸⁾ことが知られている。加熱炉装入前の鑄片の表層組織は、機外強制冷却によってフェライト、パーライト、ベイナイトの混合組織となり、機外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。表面疵対策として、連続鑄造後の鑄片を機外強制冷却しているが、

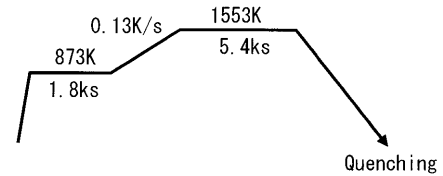


Fig. 3. Heat pattern.

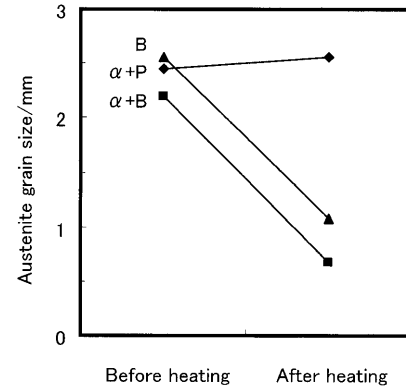


Fig. 4. Austenite grain sizes after and before heating.

組織が粗大な鑄造材では、フェライトとパーライトの混合組織でも変態が完了していれば良いとする考え方も有り、加熱前組織による加熱後・圧延開始直前のオーステナイト結晶粒径への影響および圧延時の疵発生頻度への影響について明らかではなかった。

そこで、鑄造まま鑄片より切り出した試験片を用いて、加熱前組織としてフェライト+パーライト、フェライト+ベイナイト、ベイナイトと3種類用意し、Fig. 3に示す実機熱履歴を再現した加熱実験を行ったところ、加熱前後のオーステナイト結晶粒径の結果は、Fig. 4のようになった。加熱前組織がフェライト+パーライトの場合、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。よって、 α/γ 再変態後のオーステナイト結晶粒径の観点から、加熱前組織としてベイナイトもしくはフェライト+ベイナイトとすることが望ましいと考えられた。

3. 実験方法

3.1 機外強制冷却条件と冷却後の鑄片組織

3.1.1 CCT線図の作成

表面疵の発生防止には、加熱炉装入前鑄片の表層組織適正化が重要である。加熱炉装入前鑄片の表層組織は、連続鑄造後鑄片に対する機外強制冷却によって決定されるため、鑄片の適正冷却条件の定量化を目的として、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 (Continuous Cooling Transformation) 線図を作成した。供試材の化学成分をTable 1に示す。供試材は、 $0.20\%C$ のクロム鋼

である。Fig. 5に、CCT線図作成に用いたヒートパターンを示す。機外強制冷却開始直前の鋳片は、900~1150K程度と広範囲な表面温度分布を持つことから、CCT線図は、冷却開始温度が1173Kと1023Kの2種類作成した。試験片母材について、連続鋳造鋳片の組織は、結晶粒が非常に粗大（粒度番号：-5~4程度）であるので、圧延や鍛造等で結晶粒を均一かつ細かくした試験片（粒度番号：7程度）に比較して焼き入れ性が大きく異なる⁹⁾。このため、CCT線図作成には、鋳造まま鋳片の表層部から切り出した試験片を用いた。

3.1.2 鋳片表面温度分布の測定

機外強制冷却開始直前の鋳片表面温度分布を、サーモグラフィ（NEC三栄製サーモトレーサTH3104MR）にて測定した。Fig. 6に、サーモグラフィによる測定結果の一例を示す。

Table 1. Chemical compositions of the specimen (mass%).

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

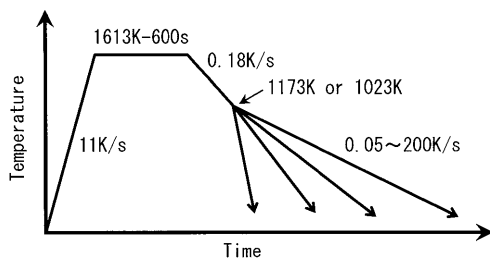


Fig. 5. Heat patterns for the CCT.

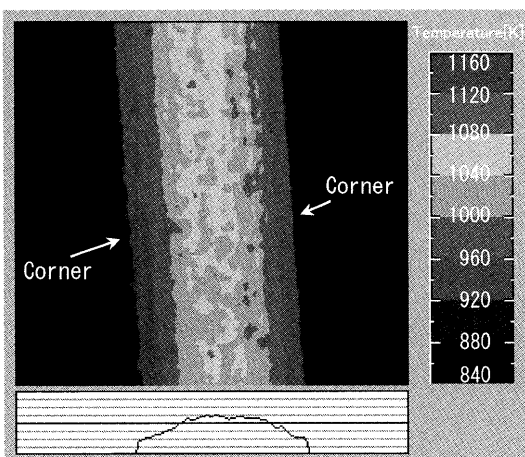


Fig. 6. The temperature distribution of the bloom surface measured by the infrared radiation thermometer.

3.2 圧延前鋳片の表面性状

Table 1と同じ0.20%Cのクロム鋼について、加熱炉装入前の鋳片（長さ300mm×10個）および加熱炉抽出後圧延せずに放出した鋳片（長さ3500mm×1本）を採取し、採取した鋳片の全長に対して磁粉探傷および目視観察によって表面割れ疵の有無を調査した。また、それぞれの鋳片の表層部より切り出した試験片を鏡面研磨・ナイタル腐食してマイクロ組織観察を行った。

3.3 鋼片表面疵の鋳片相当部位調査

加熱炉装入前の鋳片の表層組織が圧延時の表面疵発生頻度に与える影響を確認するため、実機にて圧延テストを行った。供試材は、Table 1と同じ0.20%Cのクロム鋼である。Table 2に供試材の鋳造条件を示す。鋳片1は、連続鋳造後、加熱炉装入前に機外強制冷却した。鋳片2は、連続鋳造後、機外強制冷却せずに加熱炉に装入した。Fig. 7に鋳片模式図を示す。鋳片は、断面寸法が長辺面490mm×短辺面380mmの矩形である。鋳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表面疵発生個数を調査した。鋳片1および鋳片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。鋳片4面の相当部位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。得られた鋼片1と鋼片2を磁粉探傷し、観察された表面疵全ての鋳片相当部位を調査した。圧延して得られた鋼片に発生した疵が圧延時に発生した疵か鋳片割れ疵起源か確認するため、鋳片1および鋳片2を圧延して得られた鋼片に観察された表面疵全数の1割について、疵近傍に生成していた粒状酸化物^{1,2)}の平均粒子半径(r_{Ave})を測定し、疵発生工程を推定した。

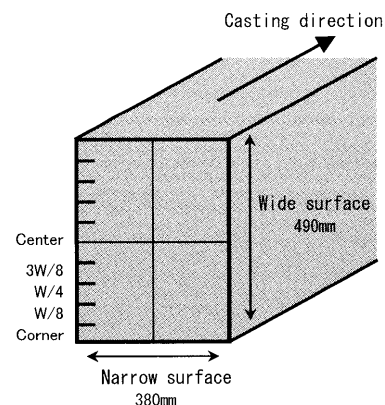


Fig. 7. Schematic diagram of a bloom.

Table 2. Casting conditions.

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

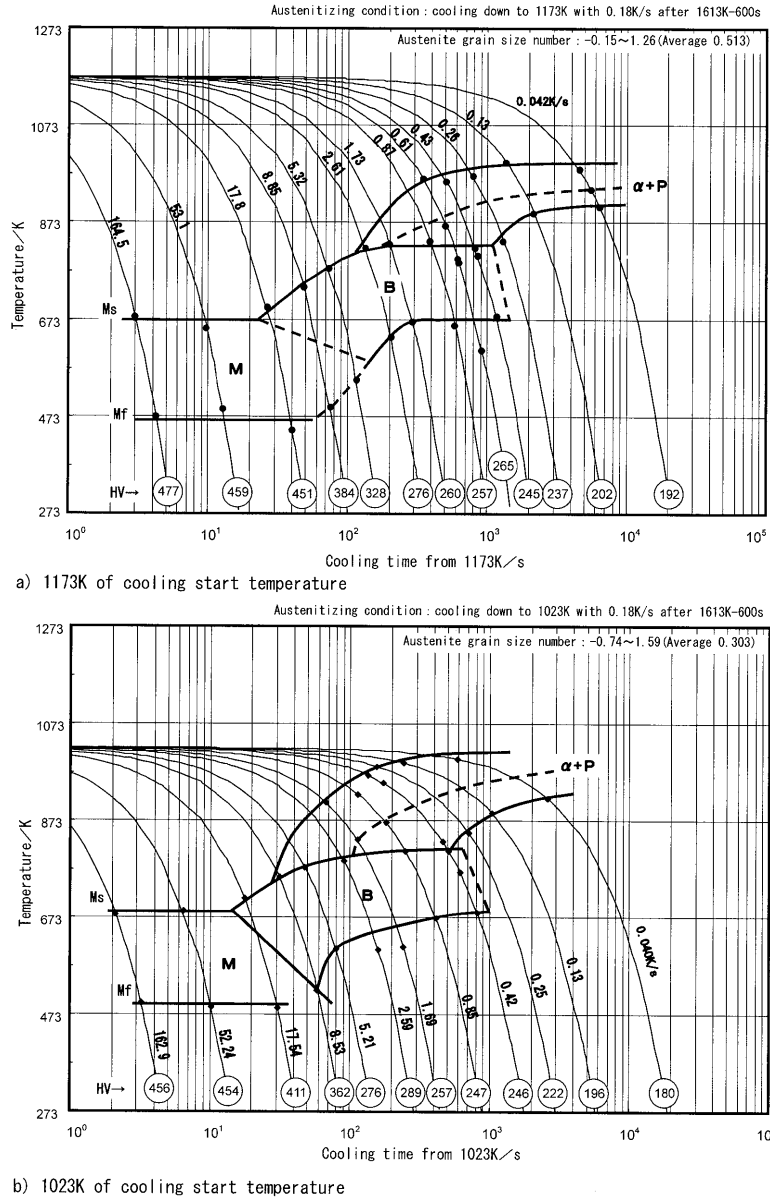


Fig. 8. CCT diagrams of SCr420 (CC bloom).

4. 実験結果

4.1 機外強制冷却条件と冷却後の鑄片組織

冷却開始温度が1173KのCCT線図をFig. 8(a)に、1023KのCCT線図をFig. 8(b)に示す。当社連鑄機二次冷却帯における鑄片表面の平均冷却速度は、0.10~0.20K/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3~22K/s、1023Kの場合10~22K/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フェライトの析出開始温度 (Ar_3 変態点) に近づくため、フェライトの析出抑制にはより高い冷却速度が必要となることを示しており、冷却開始温度が Ar_3 変態点に近づくほど、鑄

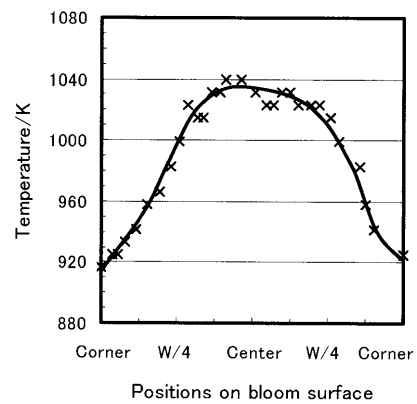


Fig. 9. Temperature distribution of bloom surface.

片表面の冷却速度を高める必要があることを意味している。Fig. 9に機外強制冷却開始直前の鑄片表面温度分布を、Fig. 10に機外強制冷却後の鑄片表面組織を示す。鑄片表面

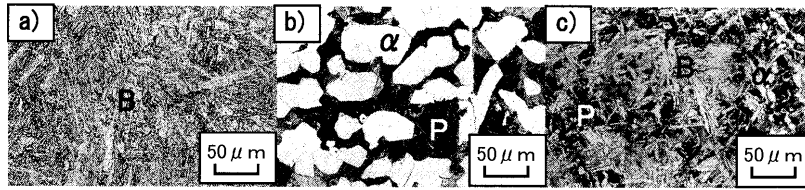


Fig. 10. Microstructures of bloom surface after bloom cooling. (a) Center (B), (b) Center (α +P), (c) W/8 (α +P+B).

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、幅方向中央部とコーナー部のほぼ中間、W/4 部に位置していた。鋳片の幅方向中央部における冷却後組織は、Fig.10(a)に示したように大部分がベイナイト組織一相であったが、(b)のようにフェライト+パーライトの部位も局部的に観察された。機外強制冷却開始直前の鋳片表面温度が変態開始温度よりも高かった部位において、冷却後組織が(b)のようにフェライト+パーライトとなっていた部位は、冷却速度が低かったと考えられ、この部位の冷却速度は、Fig. 8に示した CCT 線図より、0.3K/s 未満と推定される。冷却速度が局部的に低下した要因として、鋳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。一方、機外強制冷却開始時点で鋳片表面温度が変態開始温度である 1000K 未満となっていた W/4 部からコーナー部側では、ベイナイト組織化に十分な 10~20K/s で冷却した場合にも、Fig.10(c)に示したようにフェライト、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、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。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。

以上より、加熱炉装入前の鋳片表層組織は、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、連続鋳造後、冷却開始時点で 900~1150K 程度と広範囲な表面温度分布を持った鋳片に対し、0.3~20K/s 程度の速度で機外強制冷却を行ったためと考えられる。これらの冷却後組織は、鋳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鋳片表面温度分布から予想することができた。

4.2 圧延前鋳片の表面性状

磁粉探傷および酸洗後目視観察結果より、加熱炉装入前の鋳片および加熱炉抽出後圧延せずに放出した鋳片共に、表面割れ疵は認められなかった。

Fig.11に、加熱炉抽出後圧延せずに放出した鋳片1(機

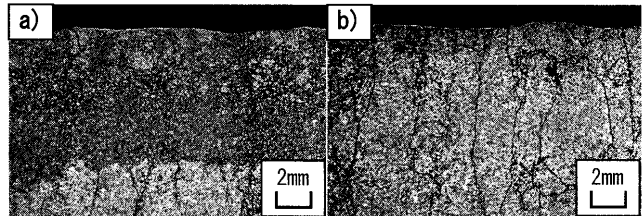


Fig. 11. Microstructures of bloom surface after reheating. (a) Center, (b) W/8.

外強制冷却実施材)の表層組織を示す。幅方向中央部の表層組織(a)は、鋳片表面から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.10より、鋳片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一相、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.11(b)に示した幅方向W/8部の旧オーステナイト結晶粒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、 α/γ 再変態後のオーステナイト結晶粒の大きさが不均一となって粗大粒を生成しやすい⁸⁾ためと考えられた。

4.3 鋼片表面疵発生分布の鋳片相当部位との対比

4.3.1 鋼片疵の発生時期

圧延テストして得られた鋼片に観察された表面疵近傍に生成していた粒状酸化物の調査結果より、いずれの疵も r_{Ave} は 0.20 μm 未満であった。これより、粒状酸化物調査を行った疵は、全て圧延温度域で発生した疵と推定できた。また、4.2で前述したとおり、圧延前の鋳片に表面割れ疵が観察されなかったことから、今回の圧延テストで得られた鋼片に認められた疵は、これまでの調査材と同様、圧延時に発生したと考えられた。

4.3.2 鋳片相当面：長辺面と短辺面

Fig.12に、鋼片疵の発生分布を鋳片長辺面および短辺面の各相当部位別に示す。鋳片1圧延材(鋼片1)は、鋳片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、連続鋳造後鋳片の機外強制冷却有無に関係無く、鋼片疵の発生は、鋳片短辺面に相当する部位ではほとんど認められず、鋳片長辺面に相当する部位が大部分であった。これは、分塊圧延のパススケジュールに

起因すると考えられた。分塊圧延では、短辺面から最初に圧下を開始したため、最初に圧下された短辺面では組織が再結晶・微細化し、以降、疵が発生しにくくなったと推察された。長辺面についても短辺面同様、圧下によって組織が再結晶・微細化すると考えられることから、長辺面で観察された疵の発生時期は、長辺面圧下前の短辺面圧下時と考えられた。

4.3.3 鋳片幅方向相当部位：中央部～コーナー部

Fig.13に鋳片幅方向相当部位と鋼片疵個数の関係を示す。鋼片1の疵個数は、鋼片2と比較して、幅方向W/4部～コーナー部では差が認められなかったが、中央部～3W/8部では低減していた。疵個数が低減した中央部～3W/8部は、鋳片1の加熱炉装入前の表層組織がペイナイト化していた領域に相当した。この領域での鋼片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、圧延時に発生する鋼片疵の防止に対する連続鋳造後鋳片の機外強制冷却の効果であり、加熱炉装入前の鋳片表層組織のペイナイト化により、Fig.11(a)に示したような圧延直前のオーステナイト結晶粒微細化の効果と考えられる。W/4部からコーナー部側で機外強制冷却の効果が認められなかったのは、ペ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.11(b)のように α/γ 再変態後のオーステナイト結晶粒が微細化されなかったためと考えられる。

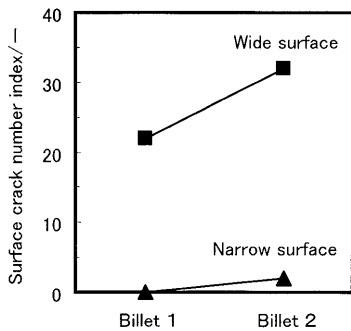


Fig. 12. Number of surface cracks on billets.

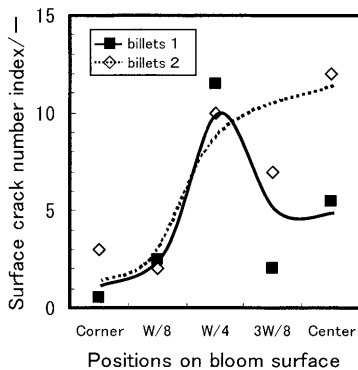


Fig. 13. Relationship between the positions on bloom surface and number of surface cracks on billets.

残り40%の疵について、鋼片1で鋳片長辺面の幅方向中央部に相当する位置に認められた疵をFig.14に示す。Fig.14より、割れ疵近傍組織の結晶粒は粗大であった。これより、連続鋳造後鋳片の機外強制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ペ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微小な鋳片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 α/γ 再変態後のオーステナイト結晶粒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。

残り40%の疵について、鋼片1で鋳片長辺面の幅方向中央部に相当する位置に認められた疵をFig.14に示す。Fig.14より、割れ疵近傍組織の結晶粒は粗大であった。これより、連続鋳造後鋳片の機外強制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ペ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微小な鋳片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 α/γ 再変態後のオーステナイト結晶粒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。

5. 考察

5.1 圧延時の応力、ひずみと鋼片疵発生頻度

4.3.2で述べたように、連続鋳造後鋳片の機外強制冷却有無に関係無く、圧延中に発生したと推察される鋼片疵の大部分が長辺面で認められたことから、長辺面で観察された割れ疵の発生時期は、長辺面圧下前の短辺面圧下時と考えられた。そこで、分塊圧延の第1パス、box圧延時の鋳片に働く応力を計算し、疵発生に繋がる応力を検討した。計算には、汎用解析ソフトMARCを用いた。Fig.15に圧延

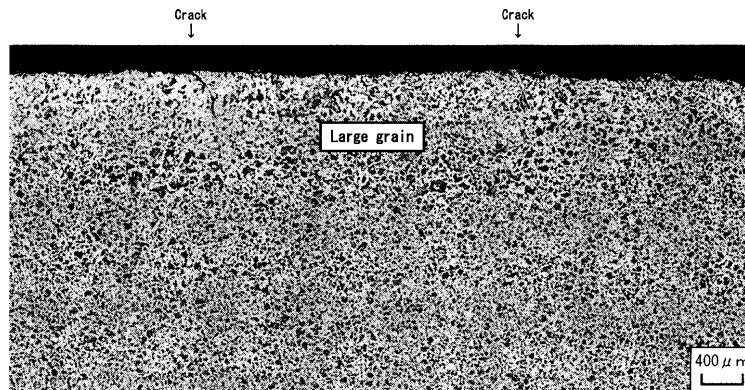


Fig. 14. Microstructures of the surface cracks on a billet.

時の鋳片に働く最大主応力¹⁰⁾の分布を、Fig.16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.15より、ロールバイト直下で自由表面となる鋳片側面の幅方向中央部は、引張応力が働いていることが分かる。このとき、コーナー部近傍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.16より、ロールバイト直下での応力について、コーナー部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部では大きな引張応力が働いていることがわかる。材料内の圧延方向に垂直な任意の横断面は、圧延によってゆがみ(湾曲)を生じてせん断ひずみが発生する¹¹⁾。ただし、box圧延の場合、ゆがみが生じるのは鋳片側面から見た断面だけであり、圧下

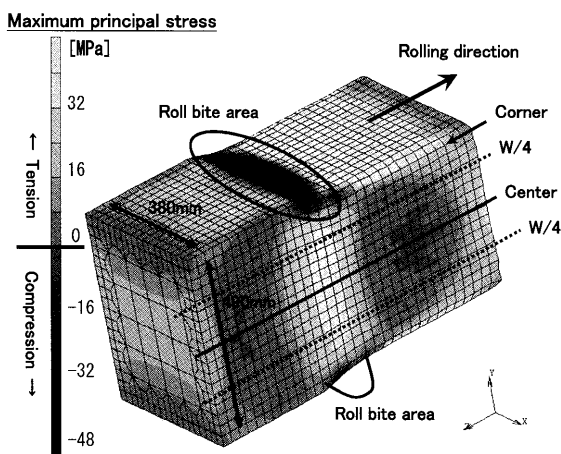


Fig. 15. The maximum principal stress distribution on a bloom surface during rolling.

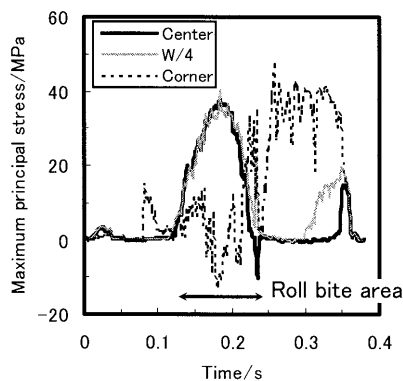


Fig. 16. History of the maximum principal stress of a side of a bloom during the first pass of rolling.

面側から見た断面では、ロール入口のかみ込み線が幅方向に平行な直線であるため、ゆがみは生じない。以上より、はだ焼鋼の圧延時における疵発生は、疵の大部分が圧延方向に平行に発生することおよび、圧延時の材料に働くひずみと応力の分布より、ロールバイト直下側面で γ 結晶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によると考えられた。

Fig.13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、ロールバイト直下側面の最大主応力が高い部位とほぼ一致した。幅方向W/8部からコーナー部側では、圧延直前のオーステナイト結晶粒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。その理由は、この部位はロールバイト直下においてロールカーバーに拘束されており、圧縮応力が支配的であるため疵が発生しにくいと考えられる。圧延時の割れ疵は、ロールバイト直下側面でせん断ひずみと引張応力によって発生すると考えられるが、圧延開始時の鋳片表層組織を微細化することで、その発生を低減できた。

5・2 はだ焼鋼鋼片疵の防止策

5・2・1 鋳片の適正冷却速度

機外強制冷却時における鋳片の適正冷却速度について検討した。Fig. 8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、Table 3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、加熱炉装入前の鋳片表層組織としては、 α/γ 再変態後のオーステナイト結晶粒径および圧延時の鋼片疵発生頻度との関係より、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た。これより、機外強制冷却時における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2.0K/s以上となる。続いて、適正冷却速度の上限値について検討する。Table 3に示したように、冷却開始温度が1173K、1023K共に、20K/s程度以上の冷却速度であれば、冷却後組織は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でも、ベイナイトの場合と同様に α/γ 再変態後のオーステナイト結晶粒は微細化する¹²⁾。また、 α/γ 再変態したオーステナイトは、変態前の組織がベイナイトでもマルテンサイトでも何であったかは関係なくなる。これらのことから、加熱前組織がマルテンサイトであっても、圧延直前のオーステナイト結晶粒微細化の観点から問題は

Table 3. Microstructures after cooling and lower limits of cooling rate.

Microstructure after cooling	Lower limit of cooling rate [K/s]	
	Cooling from 1173K	Cooling from 1023K
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

無いと考えられる。よって、鋳片の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。

機外強制冷却時の必要冷却時間について述べる。 α/γ 再変態後のオーステナイト結晶粒を微細化するには、鋳片冷却時に γ/α 変態を完了させる必要がある⁷⁾。これは、 γ/α 変態が完了していない状態で鋳片を再加熱すると、冷却時に未変態で残留した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. 8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 γ/α 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5K/sで冷却した場合、冷却後組織はベイナイト一相となり、変態完了温度は573Kであるので、必要冷却時間は120s以上となる。

鋳片表層部に析出するフェライトについて、 γ/α 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^{5,13,14)}。これは、曲げ連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¹³⁻¹⁵⁾。また、 γ/α 変態点以下⁷⁾(973K以下で顕著¹⁶⁾)の温度域からの復熱過程では、 γ/α 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、同じく曲げ連鋳機での鋳片横割れ発生要因の一つとなる^{7,14,16)}。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、 α/γ 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 α/γ 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、機外強制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、 α/γ 再変態後のオーステナイト結晶粒が微細化するため、圧延時の割れ疵発生にはほとんど影響しない⁷⁾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~ α/γ 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⁴⁾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¹⁷⁻²⁰⁾にも拘わらず、当社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 鋳片の幅方向部位別の疵防止策

鋳片の幅方向中央部~コーナ部で圧延時の疵発生頻度が異なる理由は、鋳片表面に働く引張応力やひずみで説明できた。それらを踏まえたうえで、鋳片の組織や結晶粒径に注目し、鋳片幅方向相当部位別の鋼片疵防止策を検討した。

(1) 鋳片長辺面の幅方向3/8部から中央側

この部位は、連続鋳造後鋳片の機外強制冷却によって鋳片表層部の加熱前組織を適正化(ベイナイトもしくはフェライト+ベイナイト)することで、圧延時の疵発生を60%程度低減できた。しかし、残り40%の疵防止には、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)を無くし、ベイナイト組織化を促進させる必要がある。5.2.1で述べたように、機外強制冷却時における鋳片の適正冷却速度の下限値は、2.0K/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²¹⁾のモデル、三塚ら^{22,23)}が求めた熱伝達係数および日本鉄鋼協会凝固部会報告²⁴⁾の比熱、熱伝導率等の物性値を用いた。Fig.17に計算結果を示す。Fig.17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、2.0K/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。テスト時の注水条件は、搬送ローラー上に長辺面を上下面として置いた鋳片に対し、上面の水量密度が $6.13 \times 10^{-4} \text{ m}^3/\text{m}^2 \cdot \text{s}$ 、下面の水量密度が $1.27 \times 10^{-3} \text{ m}^3/\text{m}^2 \cdot \text{s}$ であった。Fig.17より、冷却開始温度が1023~1173Kの範囲で2.0K/s以上の冷却速度を得るには、鋳片下面はテスト時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の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+パーライト組織が認められており、これは水量密度が不十分で

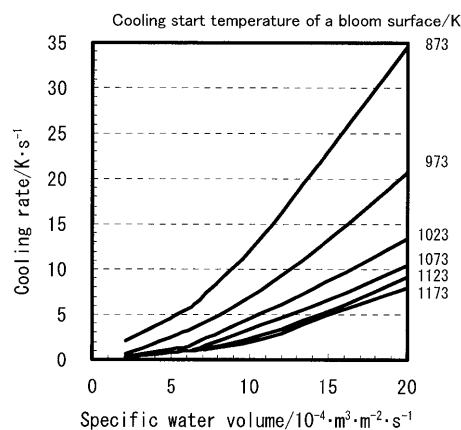


Fig. 17. Effects of specific water volume and cooling start temperature on a bloom surface with cooling rate.

あったために冷却ムラが生じたと考えられる。ベイナイト組織化していた部位では、水量密度から見積もられた冷却速度よりも高い冷却速度が得られていたが、冷却ムラを防止し、全面をベイナイト組織一相とするには、Fig.17より、 $1.00 \times 10^{-3} \text{ m}^3/\text{m}^2 \cdot \text{s}$ 程度の水量密度が必要と考えられた。一方、0.20% Cのクロムモリブデン鋼(SCM420)の場合、鋳片のベイナイト組織化に必要な水量密度は、 $6.65 \times 10^{-4} \text{ m}^3/\text{m}^2 \cdot \text{s}$ となり⁹⁾、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を含むSCM420鋼は、SCR420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+ベイナイトとなる最低冷却速度が低くなるため、必要水量密度も低くなると考えられる。

(2) 鋳片長辺面の幅方向W/8部からコーナー側

この部位は、機外強制冷却の有無に関係無く、鋼片疵の発生頻度が低かった。これは、5・1で述べたように、この部位はロールバイト直下においてロールカリバーに拘束されており、圧縮応力が支配的で疵が発生しにくいと考えられる。鋼片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、ロールバイト直下において引張応力が働かないような孔形状や圧延パススケジュールを検討する必要がある。

(3) 鋳片長辺面の幅方向W/4部

この部位では、機外強制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機外強制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てしまう。そこで、分塊圧延時の応力分布に起因してW/8部からコーナー部側では疵の発生頻度が低かったことから、現在冷却開始時点でW/4部近傍に存在している鋳片表面温度1000Kの境界を、W/8部よりもコーナー部側に移動さ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.18に、モールド内メニスカス位置から連続鋳造後鋳片の機外強制冷却開始までの時間(以降、到達時間と呼称する)と機外強制冷却開始直前の鋳片表面温度との関係を、Fig.19に到達時間と鋳片幅方向における表面温度1000K位置の関係を示す。Fig.18より、鋳片表面温度は、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.19より、冷却開始時点で鋳片表面温度が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

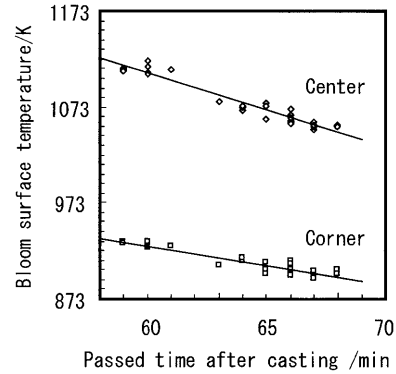


Fig. 18. Relationship between bloom surface temperature and passed time after casting.

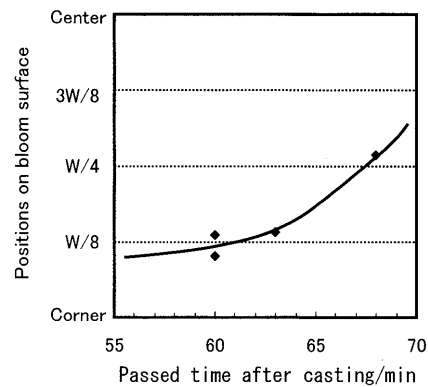


Fig. 19. Relationship between the positions on bloom surface of 1000K and passed time after casting.

ある。到達時間短縮の他に、鋳片表面温度を高める方法として、二次冷却帯での鋳片に対する注水量の低減が挙げられる。しかし、当社連続鋳造機の操業条件を解析し、検討したところ、鋳片表面温度に対して二次冷却帯での注水の寄与自体が小さく、注水量の低減では、連続鋳造後の鋳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、鋳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。

6. 結言

0.20% Cのクロム鋼について、連続鋳造後の機外強制冷却適用鋳片と非適用鋳片を分塊圧延し、得られた鋼片に認められた表面疵の鋳片相当面および幅方向相当部位より、表面疵の発生頻度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とひずみの分布から検討を加え、以下の知見を得た。

(1) 連続鋳造後鋳片の機外強制冷却有無に関係無く、鋼片疵の発生は、鋳片短辺面に相当する部位ではほとんど認められず、鋳片長辺面に相当する部位が大部分であった。これは、分塊圧延時に短辺面から最初に圧下を開始したこ

とに起因すると考えられ、最初に圧下された短辺面では γ 結晶粒が再結晶・微細化し、以降、割れが発生しにくくなったと推察された。

(2) 機外強制冷却適用鋳片1を圧延した鋼片1の疵個数は、機外強制冷却非適用鋳片2を圧延した鋼片2の疵個数に比較して、鋳片の幅方向相当部位の中央部 $\sim 3W/8$ 部で60%少なかった。これは、機外強制冷却によって鋳片1の加熱炉装入前の表層組織がベイナイト組織化していた部位に相当しており、加熱炉装入前の表層組織がフェライト+パーライトであった鋳片2に比較して α/γ 再変態後、圧延直前のオーステナイト結晶粒が微細化したことによる効果と考えられた。

(3) 鋳片の幅方向相当部位の $W/4$ 部 \sim コーナー部では、鋼片1と鋼片2の疵個数に差が認められず、機外強制冷却の効果が得られなかった。これは、 $W/4$ 部 \sim コーナー部では、機外強制冷却開始時点に変態開始温度1000K以下となり、冷却後組織がベイナイト一相ではなく、フェライトやパーライトとの混合組織となったことで、 α/γ 再変態後のオーステナイト結晶粒が微細化されなかったためと考えられた。

(4) 加熱炉装入前の鋳片表層組織は、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、900 \sim 1150K程度と広範囲な表面温度分布を持った鋳片に対し、0.3 \sim 20K/s程度の速度で機外強制冷却を行ったためと考えられた。CCT線図より、機外強制冷却後の鋳片表層組織をベイナイトもしくはフェライト+ベイナイトとするには、冷却速度を2.0K/s以上とする必要があると考えられた。

(5) 鋼片2で疵が多かった部位（鋳片の幅方向中央部 $\sim W/4$ 位置）は、ロールバイト直下側面の最大主応力が高い部位とほぼ一致した。はだ焼鋼の圧延時における疵発生は、疵の大部分が圧延方向に平行に発生することおよび、box圧延時の材料に働くひずみと応力の分布より、ロールバイト直下で自由表面となる鋳片側面で γ 結晶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によると考えられた。

(6) 鋳片の幅方向 $W/8$ 部からコーナー部側では、鋼片1および鋼片2共に α/γ 再変態後のオーステナイト結晶粒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。box圧延時に鋳片に働く応力分布の解析結果より、この部位はロールバイト直下においてロールカリバーに拘束されており、圧縮応力が支配的であるため疵が発生しにくいと考えられた。

文 献

- 1) Y.Ohba, T.Kawamoto and S.Kitade: *Sanyo Tech. Rep.*, **10** (2003), 19.
- 2) Y.Ohba, I.Takasu, S.Kitade and H.Shimoguchi: *CAMP-ISIJ*, **17** (2004), 161.
- 3) Y.Ohba, I.Takasu, S.Kitade and H.Shimoguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **92** (2006), 439.
- 4) B.G.Thomas, I.V.Samarasekera and J.K.Brimacombe: *Metall. Trans. B*, **19B** (1988), 289.
- 5) T.Maki: *Tetsu-to-Hagané*, **74** (1988), 1219.
- 6) T.Maki, T.Nagamichi, N.Abe and I.Tamura: *Tetsu-to-Hagané*, **71** (1985), 1367.
- 7) 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ーの新しい展開, 東北大学素材工学研究所, (1999), 51.
- 8) T.Tamatani, M.Iguchi, T.Sato and K.Tsubota: *Netsu Shori*, **37** (1997), 356.
- 9) S.Kitade, Y.Kato, Y.Kanki and Y.Nuri: *Sanyo Tech. Rep.*, **4** (1997), 17.
- 10) 村上敬宜: 弾性力学, (株)養賢堂, 東京, (1994), 10.
- 11) I.Gokyu and Y.Saito: *Tetsu-to-Hagané*, **53** (1967), 599.
- 12) T.Tsumura, Y.Kamada, S.Tanoue and H.Ohtani: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 1993.
- 13) H.Suzuki, S.Nishimura and S.Yamaguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 2038.
- 14) K.Yamanaka, F.Terasaki, H.Ohtani, M.Oda and M.Yoshihara: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 1410.
- 15) T.Saito, M.Kimura, H.Ueda, T.Kimura, K.Takemoto and T.Mine: *Kobe Steel Eng. Rep.*, **40** (1990), 65.
- 16) T.Nozaaki, J.Matsuno, K.Murata, H.Ooi and M.Kodama: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976), 1503.
- 17) S.N.Singh and K.E.Blazek: *J. Met.*, **26** (1974), No. 10, 17.
- 18) A.Grill and J.K.Brimacombe: *Ironmaking Steelmaking*, **3** (1976), No. 2, 76.
- 19) Y.Sugitani and M.Nakamura: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 1702.
- 20) T.Saeki, S.Ooguchi, S.Mizoguchi, T.Yamamoto, H.Misumi and T.Tsuneoka: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1773.
- 21) J.Matsuno, H.Nakato and H.Ooi: *Tetsu-to-Hagané*, **60** (1974), 1023.
- 22) M.Shimada and M.Mitsutsuka: *Tetsu-to-Hagané*, **52** (1966), 1643.
- 23) M.Mitsutsuka and K.Fukuda: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), 262.
- 24) 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.