

オシレーションマーク深さの低減による鑄造 γ 粒の微細化

Austenite grain refining at the as-cast bloom surface by reduction of oscillation mark depth

大場康英*1 北出真一*2 高須一郎*3

Yasuhide Ohba, Shin-ichi Kitade and Ichiro Takasu

Synopsis: Austenite grain refining in the surface layer of as-cast bloom is effective for the reduction of surface cracks in steel production. This study was carried out to clarify the influence of cooling rate on the as-cast austenite grain size and its growth mechanism. Depth and interval of oscillation marks were reduced and the austenite grains at the bloom surface were refined under the oscillation conditions of shorter stroke and higher frequency. The average cooling rates were estimated to be from 6 to 16 K/s in austenite phase temperature and the rates were related to characteristics of oscillation mark. It was found that the austenite grain growth direction did not vary even when characteristics of oscillation mark changed. The austenite grain size below the surface layer was also determined by austenite grain size at the bloom surface.

Key words: austenite grain; grain size; refining; grain growing; continuous casting; oscillation mark; cooling rate; as-cast

1. 緒言

連続鑄造鑄片には、鑄片表面に働く引張応力やひずみによって表面割れ疵が発生する場合がある。オーステナイト(以下、 γ)温度域で発生する割れ疵は、 γ 粒界に沿って発生・伝播することから、鑄片表層部の鑄造 γ 粒の微細化は、鑄片の表面割れ疵発生防止に対して重要である¹⁾。連続鑄造では、鑄型振動によって鑄片表面にオシレーションマーク(以下、OSM)が生成し、鑄片表層部の γ 粒は、OSM山部に比較して冷却速度が低いOSM谷部で粗大となりやすい^{1,2)}。これより、OSM谷部で割れ疵が発生しやすいのは、形状的な切り欠き効果^{3,4)}だけでなく、鑄造 γ 粒が粗大であることにも起因すると考えられる。鑄造 γ 粒の微細化手法

として、冷却速度を高める⁵⁾ことや非金属介在物の利用⁶⁾等が知られているが、非金属介在物は製品の特性に影響を与えるため、製品の用途によっては適用困難となる。本報では、鑄造 γ 粒の粗大化要因であるOSMに着目し、OSM深さの低減によって鑄造 γ 粒の微細化を図った。OSM深さ低減のため、鑄型振動条件を短ストローク・高サイクル化⁷⁾して実機鑄造テストを行い、鑄造 γ 粒径に対する冷却速度の影響および鑄造 γ 粒の成長機構について検討した。

2. 実験方法

供試材の代表化学成分をTable 1に示す。供試材は、代表的な焼鋼である0.20%Cのクロム鋼である。供試材

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

Table 2. Casting conditions.

Condition	①	②	③	④	⑤
Bloom dimension [mm × mm]	380 × 490				
Casting velocity [m/min]	0.5				
Superheat [K]	25				
Oscillation stroke [mm]	4	4	2.6	2	2
Oscillation frequency [cpm]	104	129	160	135	208
Negative strip ratio [%]	75	80	75	60	75
Negative strip time [s]	0.22	0.19	0.14	0.13	0.11
Mold powder CaO/SiO ₂	0.6				
Mold powder viscosity at 1573K [Pa·s]	2.4				

*1 研究・開発センター プロセス開発グループ

*2 製鋼部 製鋼技術グループ

*3 研究・開発センター プロセス開発グループ長、PhD

の連続鑄造条件をTable 2に示す。鑄型振動形式は、サインカーブ方式を用いた。鑄型振動条件については、ストロークとネガティブストリップ率を変化させ、条件①～⑤の5種類とした。鑄造条件については、溶鋼過熱度25K、鑄片引き抜き速度0.5m/minとした。鑄造時に用いたモールドパウダーは、塩基度 (CaO/SiO₂) が0.6、1573Kにおける粘度が2.4Pa・sであった。鑄型振動条件は、同じストロークでネガティブストリップ率を変化させた条件 (条件①と条件②, 条件④と条件⑤) および、ネガティブストリップ率を一定として短ストローク・高サイクル化した条件 (条件①, ③, ⑤) とし、条件①→⑤の順番に短ストローク・高サイクル化した。

連続鑄造後、1条件につき1本の鑄片を鑄造ままで採取後、放出・空冷した。採取した鑄片1本につき、短辺面の幅方向をWとすると、W/4～コーナー部側の任意の位置から鑄造方向に平行に長さ約25mmの短冊状試験片を4個ずつ切り出し、樹脂埋込および鏡面研磨後、5%ナイトール液によって旧γ粒界を、界面活性剤を添加したピクリン酸飽和水溶液によってデンドライトを顕出した。これより、鑄片1本あたりのOSM深さとγ粒径の測定値は、試験片4個の長さの合計である100mm長さの領域における平均値とした。試験片の切り出し範囲を鑄片の幅方向W/4～コーナー部側からとしたのは、連鑄機内でサポートロールが鑄片表面に接触することでW/4～中央部のOSMは押しつぶされてしまうのに対し、W/4～コーナー部側では押しつぶされず生成ままのOSMが観察できたからである。Fig.1に、埋込試験片の一例を示す。長さ25mmの試験片1個には、OSMが5～10個含まれる。OSM深さは、その断面形状より、OSMの谷底から両隣の山頂を結んだ接線までの距離

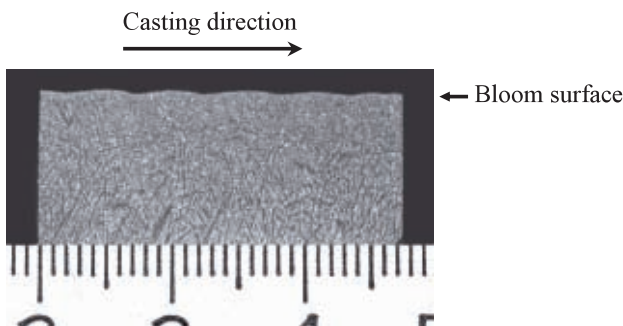


Fig.1 Appearance of a specimen at the cross section of the oscillation marks (an example) .

とした。光学顕微鏡で組織観察を行い、鑄片表層部の鑄造γ結晶粒は柱状であることから、γ粒の短径を鑄造γ粒径として評価した。鑄造γ粒径は、鑄片表面から所定の深さ(0～10mm)における旧γ粒界の数と観察長より、切断法⁹⁾によって求めた。凝固温度域での冷却速度(凝固冷却速度)は、二次デンドライトアーム間隔から[1]式⁹⁾を用いて見積もった。

$$S = 710R_{LS}^{0.39} \dots [1]$$

ここで、Sは二次デンドライトアーム間隔を、R_{LS}は平均凝固冷却速度を表す。OSMの山部および谷部におけるR_{LS}の推算には、ミクロ組織写真から測定したそれぞれの領域の二次デンドライトアーム間隔を用いた。

3. 実験結果

Fig.2に、鑄型振動条件①, 条件③, 条件⑤で鑄造した鑄片(以下、鑄片①, 鑄片③, 鑄片⑤)の外観を示す。鑄型振動条件の短ストローク・高サイクル化に伴い、鑄片①→⑤の順番にOSMの間隔および深さが共に低減し、鑄片⑤は外観上ほとんどOSMが認められなかった。Fig.3に、ネガティブストリップタイムとOSM深さの関係を示す。多くの従来報告^{3,10-12)}と同様に、短ストローク・高サイクル化によるネガティブストリップタイムの低減に伴い、鑄片①→⑤の順番に平均OSM深さは低減した。鑄片①および鑄片③のOSMは、ほぼ等間隔に直線状に整って生成していたことから、モールド内メニスカス近傍でのパウダー流

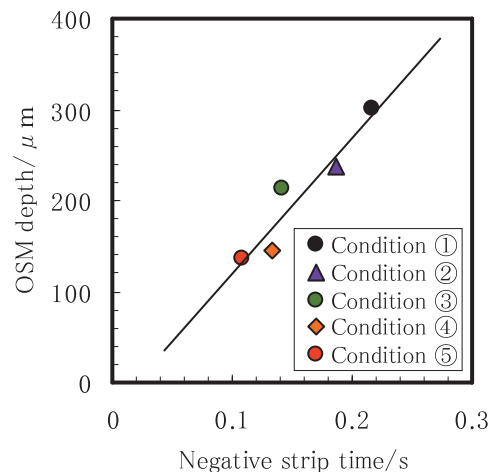


Fig.3 Relationship between negative strip time and OSM depth.

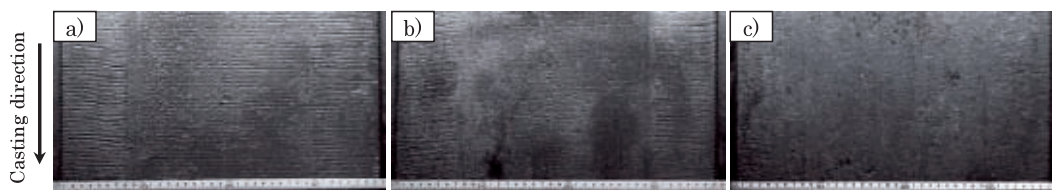


Fig.2 Appearance of bloom surfaces. (a) Casting condition 1, (b) Casting condition 3, (c) Casting condition 5

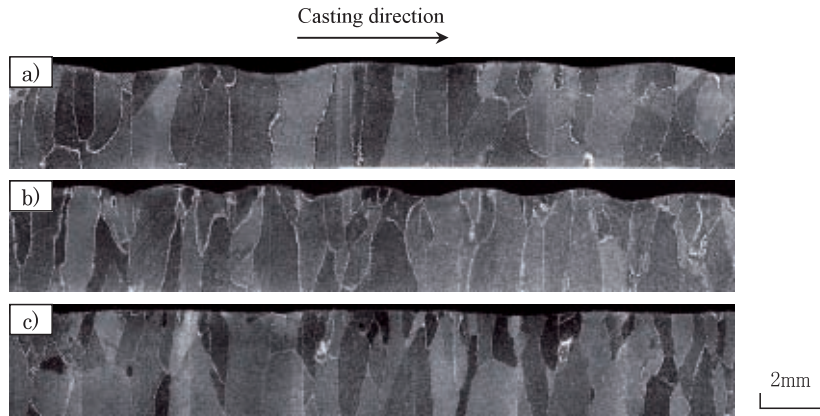


Fig.4 Micrographs of austenite grains at the cross section of oscillation marks.
 (a) Casting condition 1, (b) Casting condition 3. (c) Casting condition 5.

入の乱れや、鑄型振動と初期凝固シェル先端部の変形時期の不一致(スリップ現象¹³⁾)といった問題はほとんど発生せず、良好な鑄造状態が維持できていたと推察された。鑄型振動条件の短ストローク・高サイクル化では、モールドパウダー流入量の減少によるシェル間銅板間の焼き付きや拘束が懸念される¹⁴⁾。しかし、今回のテストでは、鑄片①～⑤共に焼き付きの痕跡や割れ疵の発生が認められなかったことから、いずれの鑄造条件においても鑄造安定性は確保できていたと考えられた。Fig.2に示したように、鑄片①と鑄片⑤でOSM性状に大きな違いが見られたが、モールドパウダーの消費量は、最も短ストローク・高サイクル条件である条件⑤が条件①に比較してわずかに少なかったものの、各条件間で大きな差は認められなかった。モールドパウダーの消費量について、条件①と条件⑤について堤らの推算式¹⁵⁾で試算したところ、条件⑤が条件①に比較して2割程度減少すると見積もられた。しかし、実機でのパウダー消費量は、条件⑤が条件①よりも1割程度少ないかどうか、日常的なばらつきの範囲内で明確な差は認められなかった。これは、テスト時の1条件あたりの鑄造時間が1～2連々程度と長くなかったこと、用いたパウダーの粘度が高くパウダー消費量に差が生じにくかったこと、パウダー消費量を鑄型内へのパウダー投入量で評価していることから消費量の測定精度に対して条件間の消費量の差が表れにくかったこと等の影響によると考えられる。

Fig.4に、OSM断面マイクロ組織を示す。 γ 粒の形状は、表面から内部方向に長い柱状であった。これは、凝固時の鑄片表層部において、表面から内部方向に成長する γ 相の成長端における温度勾配が大きかったことを示している¹⁶⁾。鑄片表層部の γ 粒は、短ストローク・高サイクル化に伴って微細化したが、OSMの谷部だけでなく、山部も含めた全体で微細化する傾向が認められた。これは、OSM深さ低減による効果だけでなく、高サイクル化によってOSM間隔が低減したことで、OSM谷部1個あたりの凝固遅れの影響が緩和²⁾され、鑄片表層部全体の平均的な冷却速度

が向上したためと推察された。

Fig.5に、OSM深さと γ 粒径の関係を鑄片①～⑤の結果を纏めて示す。ここで、Fig.5に示したOSM深さと γ 粒径の値は、25mm長さの短冊状試験片1個ずつの平均値である。Fig.5には条件①～⑤全ての試験片の測定結果を示した。鑄片①～⑤の区別無く、OSM深さの減少と共に鑄片表面からの深さ0～3mmの領域で鑄造 γ 粒は微細化する傾向が認められた。これより、 γ 粒径は鑄型振動条件にかかわらず、OSM深さによって整理できた。

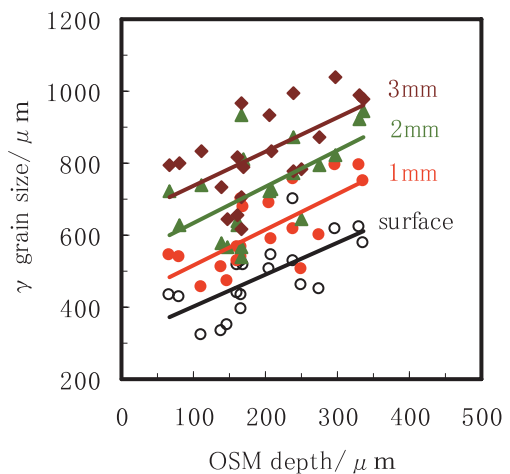


Fig.5 Relationship between OSM depth and austenite grain size at different depth from surface.

Fig.6に、鑄片表面からの深さ(L)と平均 γ 粒径(d)との関係を示す。鑄型振動条件の短ストローク・高サイクル化に伴い、鑄片①→⑤の順番に、鑄片表層部の γ 粒は微細化する傾向が認められた。また、 γ 粒径は、鑄片①～⑤共に最表面が最も小さく、内部ほど大きくなっており、鑄片表面からの深さと平均 γ 粒径との間には直線関係が認められた。図中には、条件①～⑤それぞれのdとLとの関係の近似直線を示した。後述するFig.8に関係するが、それぞれの直線の傾きは、ほぼ同程度と考えられる。

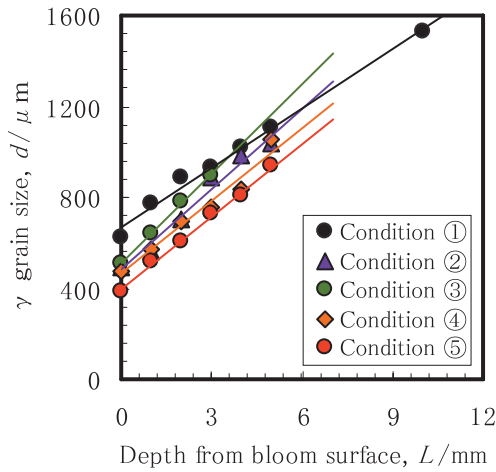


Fig.6 Relationship between depth from bloom surface and austenite grain size for different oscillation conditions.

4. 考察

铸造γ粒徑に影響を与える要因として、冷却速度、粒選択挙動、介在物、鋼組成などを挙げることができる。このうち、今回の実験では、鋼組成に違いはなく、介在物も同程度で差が無い条件であった。そこで、铸造γ粒徑について、粒選択挙動および冷却速度の観点から検討した。江阪ら^{17,18)}は、一方向凝固時の結晶粒選択過程のモデル解析より、結晶粒数(n)を初期結晶粒数(n_0)で規格化した規格化結晶粒数(n/n_0)と成長距離(L)を初期結晶粒徑(d_0)で規格化した規格化成長距離(L/d_0)との関係について示している。解析結果より、 n/n_0 が L/d_0 の進行と共に減少すること、さらに結晶の成長方向を表す成長方向パラメータ π' を導入¹⁷⁾し、熱流方向($\pi'=0$)から優先成長方向($\pi'=1$)までの粒選択挙動の変化について評価している。Fig.7¹⁷⁾に、優先成長方向 $\langle 100 \rangle$ および熱流方向と成長方向との関係について示す。優先成長方向が熱流方向から θ だけずれた結晶は、熱流方向から α の方向、すなわち $\pi' \cdot \theta$ の方向に成長する

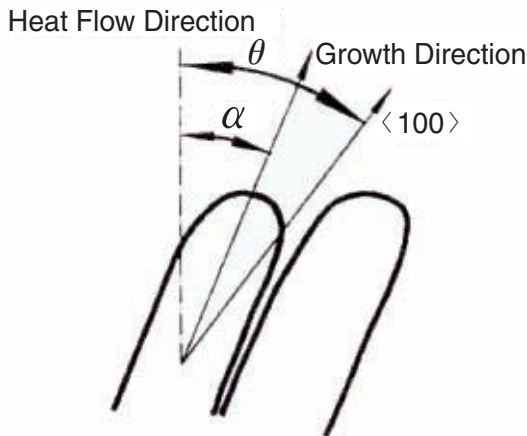


Fig.7 Relation among $\langle 100 \rangle$, growth direction and heat flow direction¹⁶⁾.

と考える。このような仮定の下では、 π' は0~1の間の値をとる。 π' の値が1に近付くほど、つまり優先成長方向に成長するほど、粒選択が速やかに起こる。一方、 π' の値が小さくなるほど粒選択は起こりにくくなり、 $\pi'=0$ 、つまり熱流方向に対して完全に平行に成長する場合には、粒選択が全く起こらない。Fig.6に示した鑄片表面からの深さと平均γ粒徑との関係について、γ粒徑(d)および鑄片表面からの深さ(L)をそれぞれ初期粒徑(d_0)で除して規格

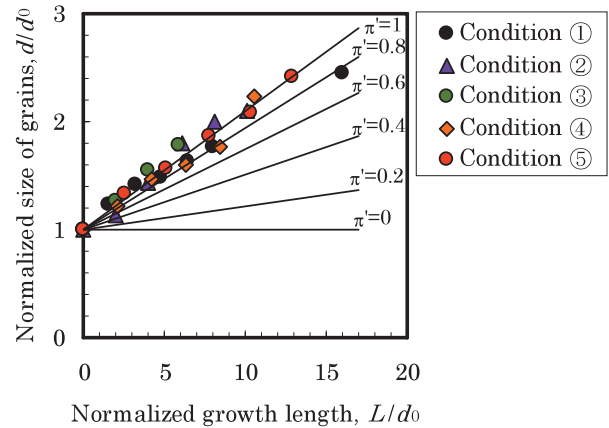


Fig.8 Relationship between normalized growth length and normalized grain size.

化した結果をFig.8に示す。 d_0 には、鑄片①~⑤それぞれの最表面での平均γ粒徑の値を用いた。さらに、 n/n_0 の逆数が d/d_0 となることから、江阪らが示した L/d_0 と n/n_0 の関係¹⁷⁾を L/d_0 と d/d_0 の関係に変換したところ、 $\pi'=0\sim 1$ それぞれについてほぼ直線で近似できたことから、得られた近似直線をFig.8に合わせて示した。図より、鑄片①~⑤共に平均γ粒徑の大部分は $\pi'=1$ 、つまりγ粒の優先成長方向の近似直線上に分布した。γ粒の成長方向について、 $\pi'=1$ は優先成長方向への成長、 $\pi'=0$ は熱流方向への成長に対応する。このため、 π' の値が小さいほど初期凝固シェルから鑄型銅板方向への抜熱が強い条件に相当する。鑄型振動条件の短ストローク・高サイクル化によるγ粒徑の低減は、初期凝固シェルに対する冷却がより強まったためと考えられる。しかし、粒選択の観点からは、鑄型振動条件にかかわらずγ粒の成長方向に変化は無く、熱流方向の影響はほとんど認められなかった。

Fig.9に、OSM深さと鑄片表面から2mm深さ位置での凝固冷却速度(R_L)との関係を示す。二次デンドライトアーム間隔より、OSM山部の R_L は18~27K/s、OSM谷部の R_L は7~18K/s程度と見積もることができ、OSM谷部の R_L は、OSM山部に比較して10K/s程度低かった。 R_L に対するOSM深さの影響について、OSM深さが浅いほど R_L が高い傾向が認められたが、この傾向は、OSM谷部だけでなくOSM山部でも同様に認められた。これは、OSM深さが低減することで、OSM谷部1個あたりの凝固遅れの

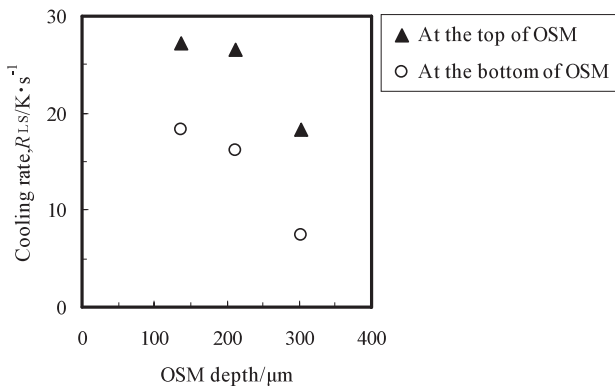


Fig.9 Relationship between OSM depth and cooling rate at the position of 2 mm inside from the bloom surface.

影響が緩和²⁾され、初期凝固シェル内の鑄造方向の伝熱によってOSM谷部からOSM山部へ流入する熱量が低減するためと考えられた。

吉田ら¹⁹⁾は、0.1mass% C鋼を用いた鑄造実験と粒成長の理論計算から、 γ 温度域における平均冷却速度(R_γ)と鑄造 γ 粒径(d)との関係式[2]を導出している。

$$d = 1.52 R_\gamma^{-0.5} \dots [2]$$

式[2]とFig.6に示した平均 γ 粒径より R_γ を推算した。Fig.10に、鑄片表面からの深さと R_γ との関係を示す。鑄片最表面での R_γ は、鑄片①は6K/sに対し、鑄片②～鑄片④は、9.5～11K/s程度、最も短ストローク・高サイクル条件であった鑄片⑤では16K/sと見積もることができた。鑄片①→⑤の順番に R_γ が高くなったのは、短ストローク・高サイクル化によってOSM深さが低減した効果と考えられる。しかし、鑄片②～④は、OSM深さの差ほど R_γ に大きな差は認められなかった。これは、前述の通り、鑄片表層部の熱移動現象においては、OSM深さだけでなくOSM間隔の影響も大きいためと推察される。つまり、鑄片③を基準とすると、鑄片②はOSM深さに大きな違いがなく、鑄片④はOSM深さが低減した一方でOSM間隔が増

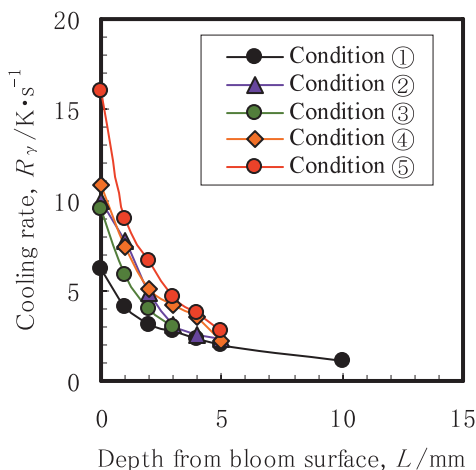


Fig.10 Relationship between depth from bloom surface and cooling rate.

加しており、鑄片②と鑄片④の結果が鑄片③の結果に近づく方向に影響したと考えられた。 R_γ は、鑄片表面からの深さと共に急激に低減し、5mm深さ位置では2～3K/s、10mm深さ位置では1K/s程度であった。 R_{Ls} を見積もった2mm深さ位置での R_γ は、鑄片⑤が7K/s程度、鑄片①が3K/s程度と見積もることができた。これより、鑄片表層部2mm深さ位置での冷却速度は、条件①→⑤と短ストローク・高サイクル化することで、 R_{Ls} が10K/s程度、 R_γ が4K/s程度高まったと考えられた。以上より、鑄片⑤の γ 粒微細化機構が R_γ 向上による効果とすると、鑄片表面～5mm深さの領域における鑄片⑤の R_γ は、鑄片①の1.5～2.5倍程度と考えられた。

鑄片①について、表面からの各深さにおける凝固速度(V)を推算するため、連続鑄造中の鑄型内に硫黄を添加²⁰⁾し、鑄片断面のサルファープリントから鑄片①の初期凝固シェル厚みを測定した。Fig.11に、シェル厚みの測定結果を示す。メニスカスからの経過時間(t)は、メニスカスからの距離を鑄片引き抜き速度で除して算出した。 t とシェル厚

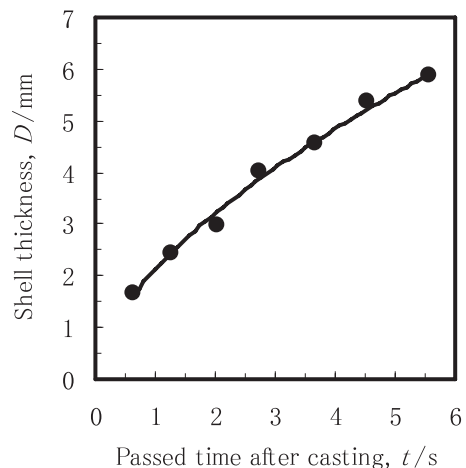


Fig.11 Relationship between passed time after casting and shell thickness.

み(D)との関係を、 $D=kt^x$ で近似(k , x は定数)して式[3]を得た。

$$D = 2.13 t^{0.59} \dots [3]$$

t における凝固速度(V)として、式[3]を t で微分して式[4]を得た。

$$V = 1.27 t^{-0.41} \dots [4]$$

Fig.6に示した鑄片①の γ 粒径と、式[4]より推算して得られた V との関係について、丸山らの結果^{21,22)}を合わせてFig.12に示す。丸山ら^{21,22)}は、亜包晶炭素鋼および過包晶炭素鋼について、一方向凝固による V を0.003～0.083mm/sの範囲で制御した実験を行い、 V と鑄造 γ 粒径との関係について報告している。丸山らの実験結果と比較して鑄片①は、 V が100倍程度高く、鑄造 γ 粒径は1/10程度であった。Fig.12に示した V と鑄造 γ 粒径(d)の

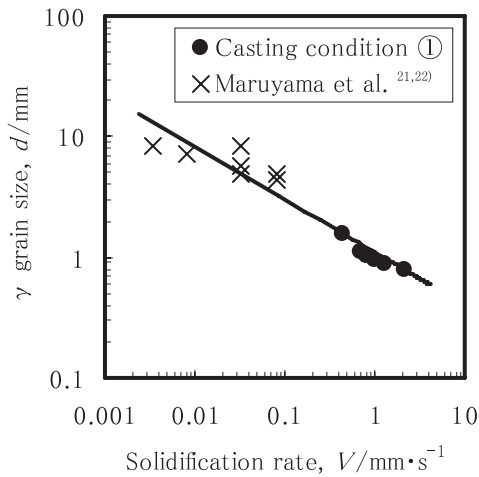


Fig. 12 Relationship between austenite grain size and solidification rate.

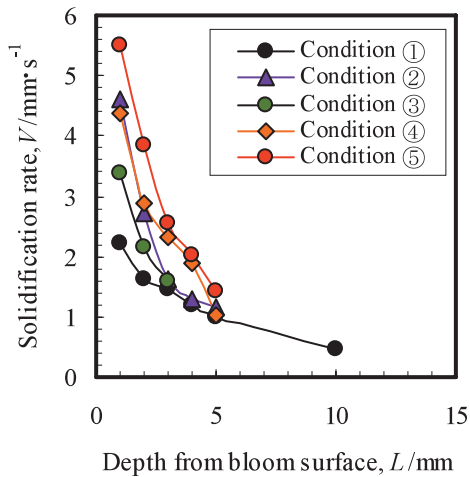


Fig. 13 Relationship between depth from bloom surface and solidification rate.

関係について、鑄片①の結果と丸山らの実験結果とが同じ傾向を示すと考え、 $d = a \cdot V^b$ で近似(a,bは定数)すると、式[5]が得られた。

$$d = 1.10 V^{-0.44} \dots [5]$$

式[5]とFig.6に示した平均γ粒径より、Vを推算した。Fig.13に、鑄片表面からの深さとVとの関係を示す。これより、鑄片⑤のγ粒微細化機構がV向上による効果とすると、鑄片表面～5mm深さの領域における鑄片⑤のVは、鑄片①の1.5～2.5倍程度と推算できた。

以上より、鑄片①に比較して鑄片⑤のγ粒が微細化した機構は、鑄片表面で生成する初期γ粒の微細化によると考えられた。初期γ粒の微細化は、短ストローク・高サイクル化によってOSMの深さと間隔が低減したことで、OSM谷部一つ一つの凝固遅れの影響が低減すると共に鑄片表層部の平均的な冷却速度が高まった効果によると考えられた。γ粒径から推算した結果、鑄片⑤の R_v とVは、鑄片①に比較して1.5～2.5倍程度向上したと見積もることができた。

5. 結言

OSM深さの低減によって鑄片表層部の鑄造γ粒の微細化を図るべく、鑄型振動条件を短ストローク・高サイクル化して実機鑄造テストを行った。鑄造γ粒径に対する冷却速度の影響および鑄造γ粒の成長機構について検討を加え、以下の知見を得た。

- (1) 鑄型振動条件の短ストローク・高サイクル化に伴い、OSMの間隔および深さが共に低減し、鑄造γ粒は、OSMの谷部だけでなく山部も含めた鑄片表層部全体で微細化した。
- (2) 鑄造γ粒径は、鑄片の最表面が最も小さく、内部ほど大きくなり、鑄片表面からの深さと平均γ粒径の間には直線関係が認められた。
- (3) OSMの性状にかかわらずγ粒の成長方向に違いは無く、鑄片深さ方向のγ粒径は、鑄片表面におけるγ粒径の影響を強く受けることが分かった。鑄片表面におけるγ粒の微細化は、OSMの深さと間隔が低減したことで、鑄片表層部の平均的な冷却速度が高まった効果によると考えられた。
- (4) R_v は、鑄型振動条件の違いによって変化し、鑄片表面で6～16K/sと見積もられた。
- (5) Vとdとの関係は、 $d = 1.10 V^{-0.44}$ で近似できた。
- (6) 鑄片表層部における R_v とVは、短ストローク・高サイクル化によって、1.5～2.5倍向上した。

参考文献

- 1) Y.Maehara, K.Yasumoto, Y.Sugitani and K.Gunji: Tetsu-to-Hagane, **71**(1985), 1534.
- 2) E.Takeuchi and J.K.Brimacombe: Metall. Trans. B, **16B**(1985), 605.
- 3) K.Kawakami, T.Kitagawa, H.Mizukami, H.Uchibori, S.Miyahara, M.Suzuki and Y.Shiratani: Tetsu-to-Hagane, **67**(1981), 1190.
- 4) Y.Maehara, H.Tomono and K.Yasumoto: Tetsu-to-Hagane, **74**(1988), 151.
- 5) K.Yasumoto, T.Nagamichi, Y.Maehara and K.Gunji: Tetsu-to-Hagane, **73**(1987), 1738.
- 6) H.Suito, H.Ohta and G.V.Pervushin: CAMP-ISIJ, **13**(2000), 752.
- 7) H.Takeuchi, S.Matsumura, R.Hidaka, Y.Nagano and Y.Suzuki: Tetsu-to-Hagane, **69**(1983), 248.
- 8) Y.Kuroda, H.Esaka, K.Shinozuka and M.Tamura: Tetsu-to-Hagane, **92**(2006), 432.
- 9) A.Suzuki, T.Suzuki, Y.Nagaoka and Y.Iwata: J. Jpn. Inst. Met., **32**(1968), 1301.

- 10) T.Emi, H.Nakato, Y.Iida, K.Emoto, R.Tachibana, T.Imai and H.Bada: Steelmaking Conf. Proc., ISS-AIME, Warrendale, PA, (1978), 350.
- 11) M.Wolf: Tetsu-to-Hagane, **67**(1981), S904.
- 12) H.Takeuchi, S.Matsumura and Y.Ikehara: Tetsu-to-Hagane, **69**(1983), 1995.
- 13) Y.Ohba, I.Takasu, S.Kitade and H.Shimoguchi: Tetsu-to-Hagane, **92**(2006), 439.
- 14) T.Okazaki, H.Tomono, K.Ozaki and H.Akabane: Tetsu-to-Hagane, **68**(1982), S929.
- 15) K.Tsutsumi, H.Murakami, S.Nishioka, M.Tada, M.Nakada and M.Komatsu: Tetsu-to-Hagane, **84**(1998), 617.
- 16) K.Matsuura, Y.Itoh and K.Matsubara: Tetsu-to-Hagane, **76**(1990), 714.
- 17) H.Esaka, K.Fujita, H.Daimon, M.Tamura and K.Shinozuka: J. Jpn. Inst. Met., **64**(2000), 1206.
- 18) H.Esaka, K.shinozuka and M.Tamura: ISIJ Int., **43**(2003), 1751.
- 19) N.Yoshida, Y.Kobayashi and K.Nagai: Tetsu-to-Hagane, **90**(2004), 198.
- 20) T.Saeki, S.Ooguchi, S.Mizoguchi, T.Yamamoto, H.Misumi and A.Tsuneoka: Tetsu-to-Hagane, **68**(1982), 1773.
- 21) T.Maruyama, K.Matsuura, M.Kudoh and Y.Itoh: Tetsu-to-Hagane, **85**(1999), 585.
- 22) T.Maruyama, M.Kudoh and Y.Itoh: Tetsu-to-Hagane, **86**(2000), 86.



大場康英



北出真一



高須一郎