

極低炭素鋼の初期凝固シェル生成挙動に及ぼす流動の影響

山村 英明*・笹井 勝浩*・上島 良之*²・水上 義正*³

Effect of Molten Steel Flow on Initially Solidified Shell in Ultra Low Carbon Steel

Hideaki YAMAMURA, Katsuhiko SASAI, Yoshiyuki UESHIMA and Yoshimasa MIZUKAMI

Synopsis : The surface defects such as a blister and a sliver occur easily on the surface of the ultra low carbon steel sheet. The cause of these defects is bubbles or nonmetallic inclusions entrapped by the fingernail formed by the point's of solidified shell being bent or by the ruggedness part of the solidified shell in the meniscus neighborhood caused by nonuniform growth of solidified shell when molten steel is continuously cast. In this research, the influence of the molten steel flow on the nonuniformity of the solidified shell and on the formation of the fingernail structure in the ultra low carbon steel was examined. The minimum value of the thickness of initially solidified shell increases and nonuniformity decreases by the molten steel flow though nonuniformity of the solidified shell is extremely large in the ultra low carbon steel. Moreover, the size of the fingernail structure decreases as the molten steel flow velocity increases and as the molten steel temperature rises though a big fingernail structure generates in the ultra low carbon steel. In addition, the decrease in the depth of the fingernail structure and in the number of nonmetallic inclusions in continuously cast slabs by the flow which had been given to molten steel in the mold by in-mold electromagnetic stirring were confirmed.

Key words : continuous casting; ultra low carbon steel; molten steel flow; initially solidified shell; nonuniformity; fingernail structure.

1. 緒言

自動車用として広く用いられている極低炭素鋼板の表面には、ブリストアやスリバーと言った表面欠陥が発生しやすい¹⁾。これらの欠陥の原因は、溶鋼の連続 casting 時にメニスカス直下近傍に不可避的に発生する凝固不均一によって生じたシェルの凹凸部や、凝固シェルの倒れ込みによって生ずる爪部に捕捉された気泡や非金属介在物が、熱間あるいは冷間圧延時に板表面に露出することによって発生するとされている^{2,3)}。

極低炭素鋼の場合には、他の鋼種に比べ、その凝固温度は高く、かつ、凝固シェルの成長速度が速い上に、凝固核の発生頻度が少ない。これらのことが一方では凝固シェルの厚さの不均一性を助長し、他方ではいわゆるオシレーションマークの下部に生成する大きな爪の成長の原因ともなっている⁴⁻⁸⁾。

凝固不均一や爪の生成を抑制する方法としては、電磁攪拌装置によって casting 型内の溶鋼に流動を与えることが行われ、中炭素鋼では凝固不均一によって casting 片表面に現れる縦割れ疵が減少すること、極低炭素鋼では爪の生成が少なくなるとともに casting 片表層部の介在物量や製品の表面欠陥の発生頻度が低減することが報告されている⁹⁻¹¹⁾。

大谷ら¹²⁾はモールド内の溶鋼流動が凝固核の生成頻度に及ぼす効果について、また、山村ら¹³⁾は溶鋼流動による溶鋼と casting 片との間の熱伝達率の増加が中炭素鋼 casting 時の抜熱挙動および凝固核生成頻度に及ぼす影響について報告している。

本研究は極低炭素鋼を連続 casting する際のモールド内における溶鋼流動が凝固不均一や爪の生成に及ぼす影響について検討を行ったものである。

2. 実験方法

実験は、高周波誘導溶解炉で溶解された C: (0.001~0.12) mass%, Si: (0.05~0.08) mass%, Mn: (0.3~0.5) mass% の成分を持ち、(1813~1853) K の温度に保持された 200 kg の溶鋼と、16 mm/s の昇降速度をもつ直径 80 mm、高さ 100 mm の鋼製の円柱 casting 型とを用いて行われた。

凝固シェルの不均一性を検討するための実験では、円柱 casting 型をその外周の周速度が (0~100) cm/s になるように回転させながら溶鋼中に深さ 70 mm まで挿入し、(0.5~7) 秒間保持した後引き上げ、casting 型表面に生成した凝固シェルの厚さを深さ 30 mm の位置で円周方向に 2.5 mm 間隔で測定した。その測定結果から、厚さの標準偏差を平均厚さで除し

平成 14 年 11 月 7 日受付 平成 15 年 2 月 4 日受理 (Received on Nov. 7, 2002; Accepted on Feb. 4, 2003)

* 新日本製鐵 (株) 環境・プロセス研究開発センター (Environment & Process Technology Center, Nippon Steel Corp., 20-1 Shintomi Futtsu 293-8511)

* 2 新日本製鐵 (株) 名古屋技術研究部 (Nagoya R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

* 3 新日本製鐵 (株) 名古屋技術研究部 (現: 菱栄エンジニアリング (株)) (Nagoya R & D Lab., Nippon Steel Corp., now Ryouei Engineering Corp.)

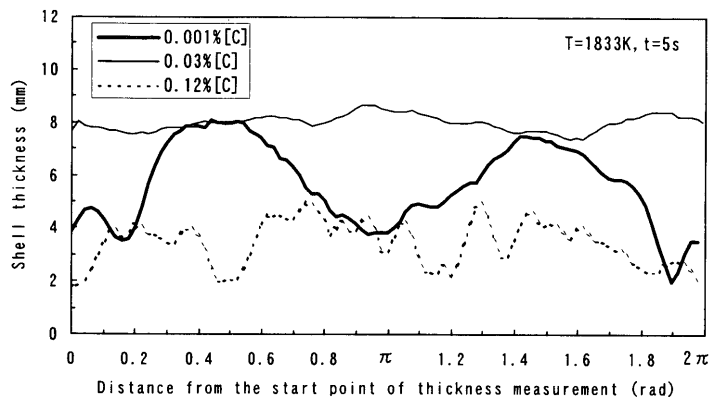


Fig. 1. Change in thickness profile of solidified shell with carbon content of steel.

た値をシェル厚の不均一度として、凝固シェルの不均一性を評価した。

爪の生成を検討することを目的とする実験では、溶鋼表面にその厚みが10 mmとなるように CaO: 38.4 mass%, SiO₂: 33.1 mass%, Al₂O₃: 5.3 mass% を主成分とする溶融フラックスを添加した後、上の場合と同様の回転が与えられている円柱鋳型をメナスカスから40 mmの深さまで挿入し、1秒間保持した。この保持により爪を擬似的に生成させた後、鋳型をさらに30 mm押し下げ、その位置で3秒間保持した後、鋳型を引き上げた。実験後の凝固シェルを縦に切断し、断面をピクリン酸水溶液によってエッチングして凝固組織を観察するとともに、爪の深さを測定した。

鋳型の浸漬に際して、高周波攪拌による溶鋼流動の影響をなくすために、鋳型浸漬の直前に炉の電源を切った。凝固シェルを水平方向に切断し、断面をピクリン酸水溶液によってエッチングしてデンドライト組織を現出させ、一次デンドライトアームが円柱表面に対する法線となす角を測定した値を岡野ら¹⁴⁾の式に代入して凝固シェルと溶鋼との相対的溶鋼流速を求めた。

3. 結果

3.1 凝固シェル不均一の生成挙動

溶鋼温度1833K、浸漬保持時間5秒における、炭素含有量による凝固シェルの横断面の厚さ分布の変化を Fig. 1 に示す。低炭素鋼や従来から凝固不均一が大きいことが知られている中炭素鋼に比べても、極低炭素鋼には大きな波状のうねりが認められ、かつ、そのうねりの周期が大きい。シェル厚さの平均値の炭素含有量による変化を、シェル厚さのばらつきの程度を表す標準偏差とともに、浸漬保持時間を助変数として Fig. 2 に示す。シェル厚の平均値は炭素含有量の増加により若干増加した後、再び減少し中炭素鋼で最も小さくなっている。一方、シェル厚さのばらつきは極低炭素鋼で最も大きく、炭素濃度の増加により急激に減少した後、再び増加している。これからも、極低炭素鋼のシェル厚さの変動が大きいことがわかる。また、炭素濃度

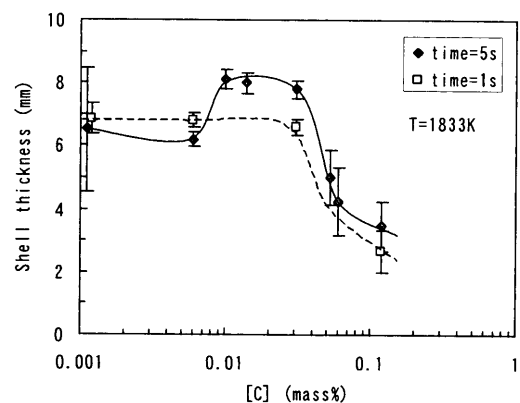


Fig. 2. Relationship between carbon content of steel and mean value and deviation of thickness of solidified shell.

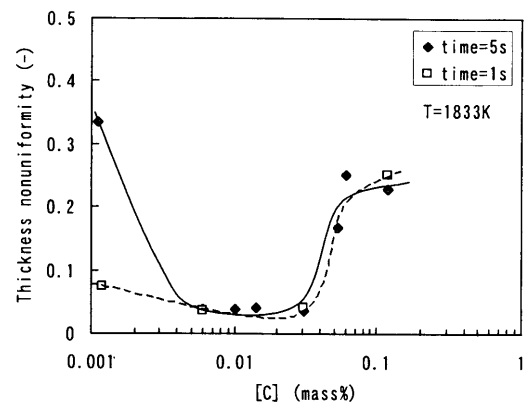


Fig. 3. Relationship between carbon content of steel and thickness nonuniformity of solidified shell.

0.01%以上では浸漬保持時間の増加に伴って平均のシェル厚さは増加するが、極低炭素鋼では浸漬保持時間の影響は小さい。その一方、極低炭素鋼では浸漬保持時間の増加に伴ってばらつきが顕著に増加している。次に、シェル厚の平均値とその標準偏差から求めた凝固シェルの不均一性の炭素含有量による変化を、浸漬保持時間を助変数として Fig. 3 に示す。凝固不均一性は炭素含有量の増加にしたがっていったん減少するが、さらに炭素含有量が高くなると再び増大する。さらに、極低炭素鋼では浸漬保持時間の

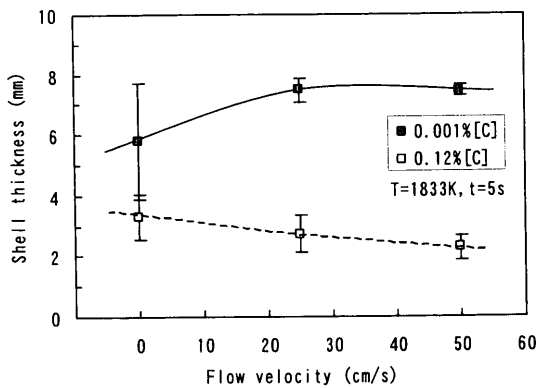


Fig. 4. Relationship between flow velocity of molten steel and thickness of solidified shell.

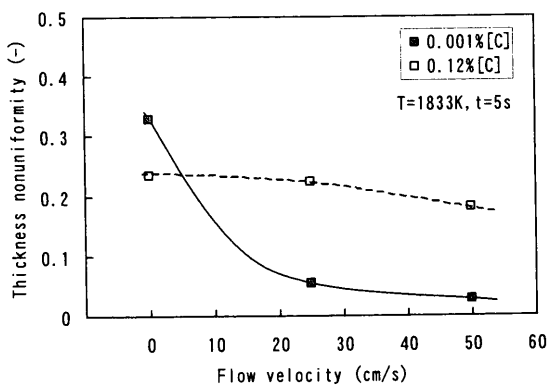


Fig. 5. Relationship between flow velocity of molten steel and thickness nonuniformity of solidified shell.

増加に伴って凝固不均一性が顕著に増加するが、炭素含有量が増加するにしたがって浸漬保持時間の影響は小さくなっている。浸漬時間を変化させた実験の結果、このような凝固シェルの不均一は浸漬保持時間1秒ですでに生じている。また、溶鋼温度の上昇にしたがって、凝固シェルの厚さおよび標準偏差は減少していた。

鑄型に回転を与えると、周速度の増加にしたがって dendライトの偏向角度が大きくなっており、この偏向角度を測定して凝固シェルと溶鋼との相対的溶鋼流速を求めた。浸漬保持時間 5s の場合について、中炭素鋼および極低炭素鋼における相対的溶鋼流速と平均シェル厚との関係をそのばらつきの程度とともに Fig. 4 に示す。中炭素鋼では相対的溶鋼流速の増加にしたがってシェル厚の平均値は若干減少して行くが、極低炭素鋼ではシェル厚の平均値は流速の増加に伴って増加し、やがてほぼ一定となっている。シェル厚のばらつきは両者とも相対的溶鋼流速の増加にしたがって減少するが、極低炭素鋼ではその減少割合が大きい。中炭素鋼および極低炭素鋼における相対的溶鋼流速とシェル不均一性の関係を Fig. 5 に示す。いずれの鋼種も相対的溶鋼流速の増加にしたがってシェル不均一性が減少している。極低炭素鋼のシェル不均一性の減少割合は中炭素鋼よりも大きく、上述したように流動を与えていない場合には極低炭素鋼の不均一性は中炭素鋼よりも大きい。流

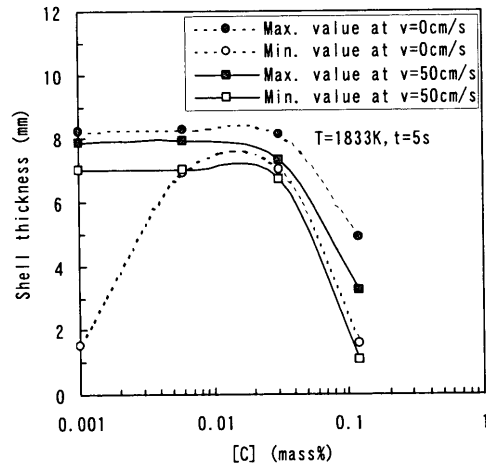


Fig. 6. Effect of flow velocity of molten steel on minimum value and maximum value of thickness of solidified shell.

動を与えるとその不均一性は中炭素鋼よりも小さくなっている。また、Fig. 6 は炭素含有量と凝固シェル厚の最大値および最小値との関係を相対的溶鋼流速を助変数として示している。中炭素鋼では流動の付与によって最小値、最大値ともに減少しているが、最小値の減少に比べて最大値の減少量が大きく、シェルの厚い部分の成長が遅れることによって不均一が低減している。これに対して、極低炭素鋼では最大値こそ中炭素鋼の場合と同様に溶鋼流速の増加に伴って減少しているが、最小値は劇的に増加しており、流動によりシェルの成長の遅かった部分の成長が促進される傾向が認められる。

3.2 爪の生成挙動

溶鋼温度 1813K において鑄型に回転を与えない状態での浸漬一時停止部の凝固組織の炭素含有量による変化を Fig. 7 に示す。中炭素鋼では爪はほとんど認められないが、炭素含有量の減少に伴って爪が大きくなっており、極低炭素鋼では大きな爪が認められる。この爪の内部では、その上の凝固シェルとの境界からほぼ垂直に伸びた dendライト組織が観察されるが、この爪より上にある凝固シェルにはこのような整列した dendライト組織はほとんど認められず、わずかに認められる部分でも爪の内部よりも粗大な dendライト組織となっている。

極低炭素鋼において、鑄型に回転を与えない状態の浸漬一時停止部の凝固組織の溶鋼温度による変化を Fig. 8 に示す。溶鋼温度が 1813K の場合には大きな爪が生成しているが、溶鋼温度が高くなるにしたがって爪の大きさが減少しており、1853K では爪は生成していない。

極低炭素鋼で溶鋼温度 1813K における浸漬一時停止部の凝固組織の溶鋼流動による変化を Fig. 9 に示す。流動を与えない場合には大きな爪が生成しているが、流動を与えると爪は小さくなり、相対的溶鋼流速が 50 cm/s では凝固シェル表面に爪は生成していない。

極低炭素鋼における流動がない状態での溶鋼温度と測定

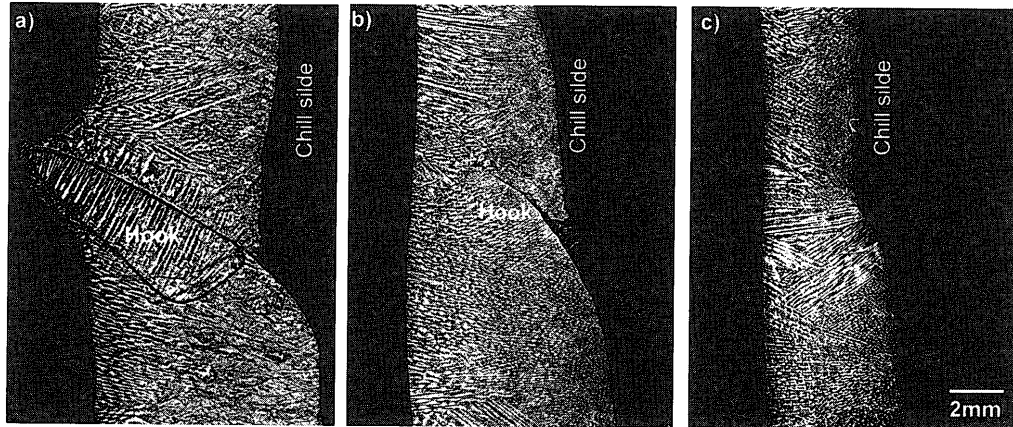


Fig. 7. Change in subsurface structure near the pause of dipping with carbon content of steel for 0.001 mass% (a), 0.04 mass% (b), 0.12 mass% (c) at 1813K of molten steel temperature.

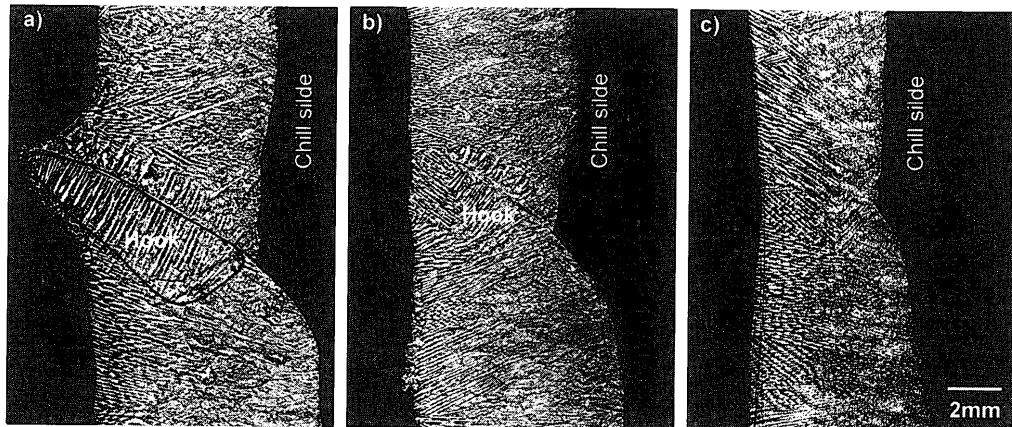


Fig. 8. Change in subsurface structure of ultra-low-carbon steel near the pause of dipping with molten steel temperature for 1813K (a), 1833K (b), 1853K (c) at 0 cm/s of flow velocity of molten steel.

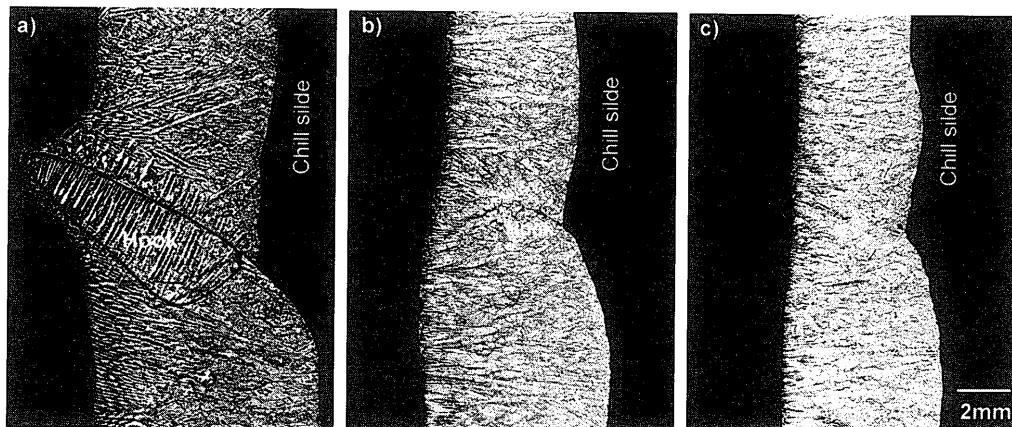


Fig. 9. Change in subsurface structure of ultra-low-carbon steel near the pause of dipping with molten steel flow for 0 cm/s (a), 30 cm/s (b), 50 cm/s (c) at 1813K of molten steel temperature.

された爪深さとの関係を Fig.10 に示す。測定値はかなりばらついているが、各温度における最大値に注目すれば、1813K 程度では爪深さは7mm 程度であるが、その値は溶鋼温度の上昇にしたがって減少しており、1853K でほぼ消失する。さらに、相対的溶鋼流速と測定された爪深さの最大値との関係を溶鋼温度ごとに整理して Fig.11 に示す。

相対的溶鋼流速の増加にしたがって爪深さが低減し、ある流速以上になると爪は消失する。溶鋼温度が低いほど爪の消失に必要な溶鋼流速は大きく、1853K では約 15 cm/s であるのに対して、1813K では約 40 cm/s である。

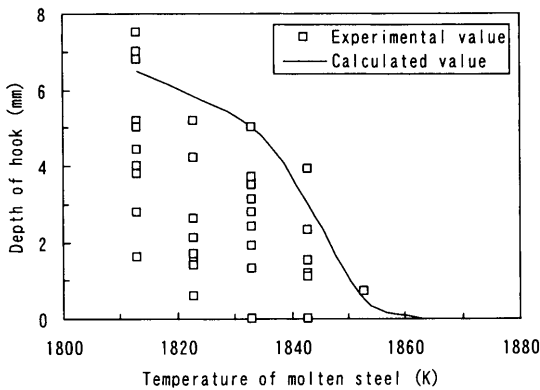


Fig. 10. Relationship between temperature of molten steel and depth of hook for ultra-low-carbon steel.

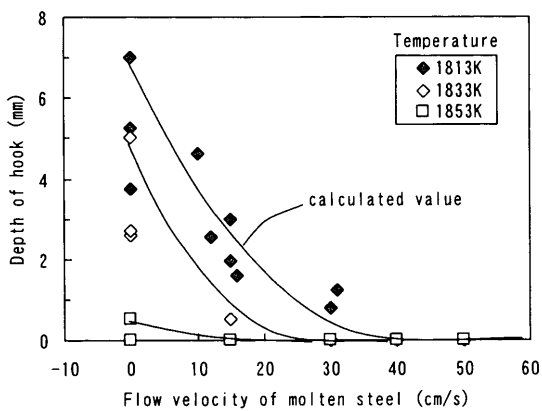


Fig. 11. Change in depth of hook with flow velocity and temperature of molten steel for ultra-low-carbon steel.

4. 考察

4.1 凝固シェルの不均一性に及ぼす溶鋼流動の影響

凝固完了後の鋳片に見られるデンドライトの発生起点を核生成箇所とすれば、極低炭素鋼の核生成密度は低炭素鋼や中炭素鋼に比べかなり低く、凝固不均一の増大はこの核生成密度が低いことに起因することが指摘されている⁶⁾。すなわち、極低炭素鋼では固液界面エネルギーが大きいため、鋳型表面に発生する凝固核の個数は少なく、しかも大きな過冷度で核生成が起こるために核生成後のシェルの成長速度が大きくなり、その結果、核生成・成長の起こった位置と起こらなかった位置とではシェル厚に大きな差が生ずるとされている。しかし、実際のシェル表面に見られる波状のうねりの周期は核生成密度から推定される周期よりも大きい。水上ら⁷⁾はこの理由について検討を加え、このうねりの周期には、凝固核生成後のシェル成長過程におけるシェルの変形により生ずるエアギャップの影響が大きいことを報告している。

固液共存状態で δ/γ 変態や包晶反応を伴わない極低炭素鋼の凝固シェルの大きな変形を可能にするものとして、熱収縮¹⁵⁾が考えられる。例えば、Dong ら¹⁶⁾は、溶融した純鉄を冷却板上に滴下して得られる円盤状の凝固シェルの空

気側の収縮量が冷却板側のそれより大きい場合、シェルは周縁部が浮き上がり皿状に変形することを示している。凝固シェルがごく薄い時期を除いて、凝固シェル内では冷却速度は溶鋼側に向かうにつれて大きくなる¹⁵⁾。そのため、溶鋼側の収縮量の方が鋳型側より大きくなり、その結果として凝固シェルには Dong らの実験に見られるように溶鋼側に凹になるような曲げモーメントが生じる。この曲げモーメントが溶鋼静圧より大きくなると凝固シェルは溶鋼側にたわむ。このとき、凝固シェルの厚さは上部ほど薄い場合、この曲げモーメントによりシェルはその上部が鋳型から離れるように変形し、鋳型との間にエアギャップが生じることになる。このような変形は鋳型全周に均一に生じるのではなく部分的に変形量に差が生じるため、円周方向にシェル厚の不均一が生じることになる。極低炭素鋼では凝固温度が高いため凝固シェル内の温度勾配が大きくなり、鋳型側と溶鋼側の熱収縮量の差が大きくなるとともに、凝固区間が短く、シェルが強度を持つ時期が早い場合、凝固シェルに大きな曲げモーメントが働き、大きな変形が生じ、その結果大きな不均一が生じることとなる。

また、凝固シェルが溶鋼側にたわみ、鋳型との間にエアギャップが形成されると、抜熱量が低下し、復熱によってシェルの強度が低下する。そのため、凝固シェルは溶鋼静圧によって、再び鋳型側にたわむ。溶鋼静圧によって凝固シェルに働く曲げモーメントは炭素含有量によらず一定であるから、シェル厚が大きくなると、曲率はシェル厚の3乗に比例して大きくなる。この結果、シェル厚の厚い極低炭素鋼ではたわみの曲率が大きくなり、凝固シェルに発生する不均一の周期が大きくなるものと推測される。

上述の極低炭素鋼では凝固速度が速く、シェルの成長速度が大きいため、凝固シェルの不均一の周期が大きく、大きな変形が生じる。そのためシェル変形による鋳型/シェル間のギャップが大きくなり、不均一も大きくなると推測される。このことから、流動による凝固不均一解消の機構は以下のように推測される。溶鋼流動による溶鋼/凝固シェル間の熱伝達係数の増加が報告されており^{13,17)}、溶鋼温度の上昇と同様に、溶鋼流動によって溶鋼から凝固シェルへの熱供給量が増加し、凝固シェルの成長速度が遅くなるとともに凝固シェルの温度低下が抑制される。その結果、凝固開始直後のシェルの変形が起こりにくくなって鋳型/シェル間のギャップの増大が抑制され、それに伴って凝固遅れ部の生成が抑制されて、凝固シェルの厚い部分にシェル厚が揃って凝固不均一が低減することになると推測される。

溶鋼流動によって溶鋼/凝固シェル間の熱伝達係数が増加するとシェル厚は減少することになるが、Fig. 4 に示したように極低炭素鋼では流速の増加にしたがってシェル厚の平均値は増加している。これは上述したように凝固遅れ部の生成が抑制されて、シェル厚の最小値が大きく増加し

た結果であると思われる。流動によって鑄型と凝固シェルとの接触状態が変化しないと考えられる接触状態の最も良い部位のシェル、すなわちシェル厚の最大値を比較すると、Fig. 6 に示したように流動を与えることによってシェル厚の最大値は減少している。

4.2 爪の生成に及ぼす溶鋼流動の影響

本実験においてはメニスカスでは界面張力と重力の力学的バランスによって保持された溶鋼の表面が凝固するが、極低炭素鋼の凝固温度が高く、かつ、凝固区間が短いため、鑄型壁に接している部分の溶鋼ばかりでなく鑄型壁から離れた凸状の部分の溶鋼まで凝固することになり、これが凝固シェルに取り込まれて大きな爪が生成する。爪部分では境界から下方に向かってデンドライトが伸びていることから、境界面で凝固が開始していることが推測される。

溶鋼温度の上昇による爪深さの低減は、溶鋼からの熱供給量の増加によってメニスカス部分での凝固の進行が遅れたことが原因と考えられる。一方、溶鋼流動による爪深さの低減も、溶鋼流動による溶鋼/凝固シェル間の熱伝達係数の増加によって溶鋼から凝固シェル界面への熱供給量が増加したことによるものと推測される。

そこで、メニスカス部分の凝固シェルの生成挙動を、既報⁸⁾と同様の、溶鋼およびモールドフラックスを解析対象とした2次元伝熱凝固モデルで計算した。ここで、モールドフラックスの厚さは実験条件と同じ10mmとした。また、溶鋼流動の影響を、溶鋼/凝固シェル界面での熱伝達係数をFig.12¹³⁾に示すように変化させることで考慮した。計算に用いた鋼の成分と物性値をTable 1に示す。

鋼の炭素含有量、溶鋼温度を変えて計算した凝固シェルの形状をそれぞれFig.13, Fig.14に示す。図中には爪の先端を矢印で示している。計算時間は鑄型浸漬実験における爪の生成時間である浸漬一時停止と同じ1秒間とした。ここで、固相率0.9以上を凝固シェルとした。炭素含有量、溶鋼温度の上昇によって溶鋼/フラックス界面で生成する凝固シェル、すなわち爪の大きさが小さくなっており、爪

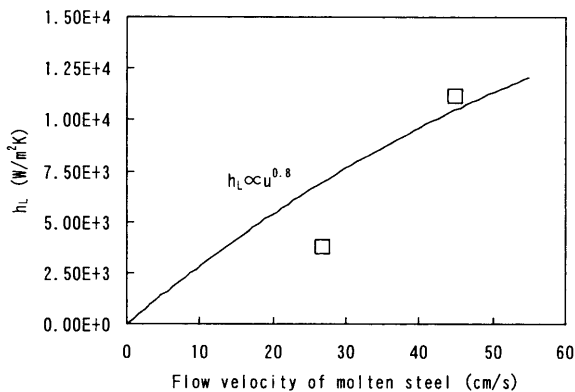


Fig. 12. Relationship between flow velocity of molten steel and heat transfer coefficient at molten steel/shell interface.

Table 1. Physical properties and conditions for calculation.

Temperature of molten steel	1813~1863 K
Temperature of mold	573 K
Temperature of air	303 K
Liquidus temperature of steel : 0.001mass%[C]	1805 K
: 0.04mass%[C]	1802 K
: 0.12mass%[C]	1796 K
Solidus temperature of steel : 0.001mass%[C]	1801 K
: 0.04mass%[C]	1785 K
: 0.12mass%[C]	1751 K
Specific heat of molten steel and steel	753 J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹
Specific heat of mold flux	1260 J·kg ⁻¹ ·K ⁻¹
Density of molten steel	7300 kg·m ⁻³
Density of mold flux	2800 kg·m ⁻³
Thermal conductivity of steel	30 W·m ⁻¹ ·K ⁻¹
Thermal conductivity of mold flux	2.3 W·m ⁻¹ ·K ⁻¹
Latent heat of steel	251 KJ·kg ⁻¹
Heat transfer coefficient of mold/mold flux interface	5000 W·m ⁻² ·K ⁻¹
Heat transfer coefficient of mold flux/air interface	300 W·m ⁻² ·K ⁻¹
Emissivity from mold flux to air	0.2
Interfacial tension of flux/steel interface	1300 N·m ⁻¹
Thickness of flux film	1x10 ⁻³ m

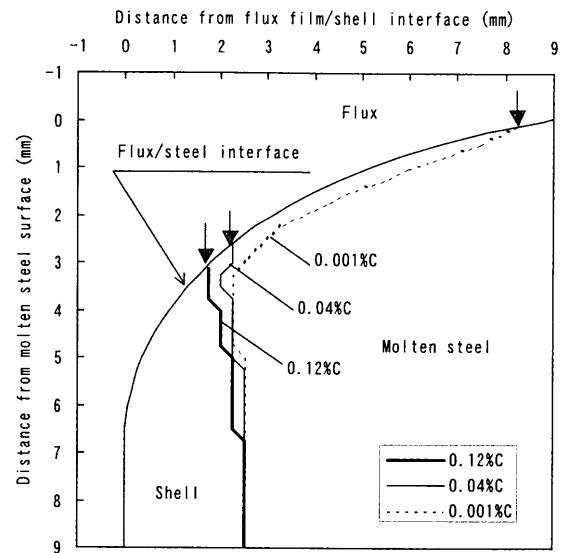


Fig. 13. Change in calculated profiles of solidified shell near meniscus with carbon contents at 1813K of molten steel temperature.

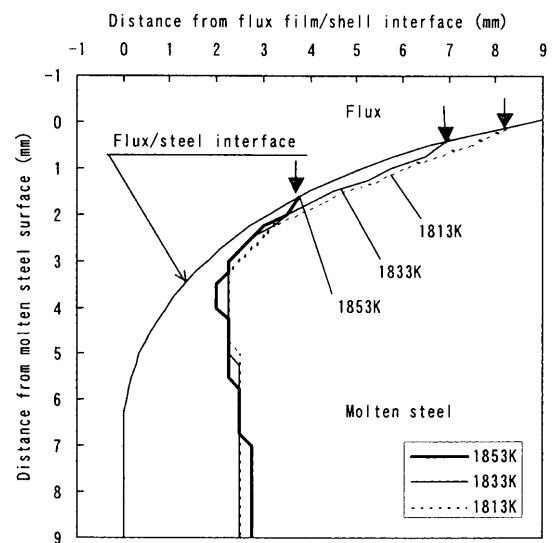


Fig. 14. Change in calculated profiles of solidified shell near meniscus for ultra-low-carbon steel, where the molten steel temperature is given as a parameter.

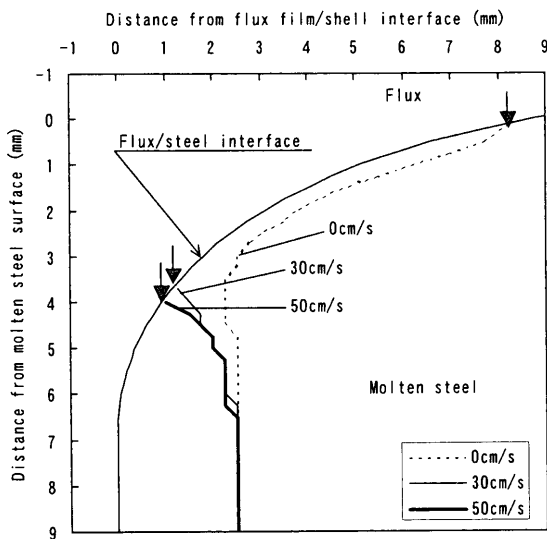


Fig. 15. Change in calculated profiles of solidified shell near meniscus with flow velocity of molten steel for ultra-low-carbon steel at 1813K of molten steel temperature.

の生成はメニスカス部の溶鋼/フラックス界面での溶鋼の凝固速度によって支配されていることがわかる。これらの計算で得られた凝固シェル形状から求めた爪深さの溶鋼温度による変化を Fig.10 に示す。測定値の最大値は計算値とほぼ一致しているものの、多くの実測値が計算値よりも小さく求められている。計算では凝固シェルの固相率を0.9と高く仮定したことや、実験ではメニスカスで生成した爪が、溶鋼内に押し込まれる際に静圧によって変形する現象が生じることがあるためと考えられる。以上の結果より、溶鋼温度の影響は溶鋼表面での凝固シェルの生成挙動によって説明され、溶鋼温度の上昇は溶鋼からの熱供給量を増加させることによってメニスカス部分での凝固シェルの生成を遅れさせ、爪の生成を抑制する。

次に、溶鋼流動を与えた場合について計算した凝固シェルの形状を Fig.15 に示す。溶鋼流動を与えない場合には溶鋼/フラックス界面で生成する凝固シェルは鑄型から離れた位置まで長く発達しているが、流動を与えると凝固シェルが小さくなり溶鋼流速が30 cm/sの条件で爪は消失している。計算で得られた凝固シェル形状から求めた爪深さの溶鋼流速による変化を Fig.11 に示す。計算によって求められた溶鋼流速と爪深さとの関係は、実験によって得られた溶鋼流速の増加による爪深さの減少傾向をほぼ再現している。計算によって得られる爪の消失する限界の溶鋼流速は実験で得られた値よりも若干小さくなっているが、実験においてはメニスカス界面で溶鋼流速に分布があるためと推測される。以上の結果より、溶鋼流動による爪深さの減少の原因は、溶鋼流動によって溶鋼からの凝固シェル界面への熱伝達係数が増加し、溶鋼温度の上昇と同様に溶鋼から凝固シェル界面への熱供給量を増加させることによってメニスカス部分での凝固シェルの生成が妨げられたためと考

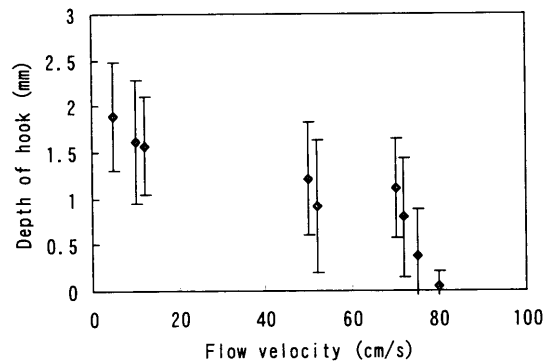


Fig. 16. Effect of flow velocity of molten steel on depth of hook in continuously cast slab of ultra-low-carbon steel.

えられる。

5. 鑄型内電磁攪拌による溶鋼流動の影響の検証

極低炭素鋼を機長8 mの垂直型の連続鑄造機を用いて幅400 mm、厚み100 mmの鑄片に鑄造速度1.5 m/minで鑄造した。鑄型部には電磁攪拌装置を設置し、水平方向の旋回流動を与えた。タンディッシュでの溶鋼温度は1843Kとした。

得られた鑄片を鑄造方向に切断し、断面をピクリン酸水溶液によってエッチングして凝固組織を観察するとともに、爪の深さを測定した。さらに、横断面も同様にしてデンドライト組織を現出させ、表面から2 mmの深さで一次デンドライトアームが鑄片表面に対する法線となす角を測定し、その測定値を岡野らの式に代入することによって溶鋼流速に換算した。また、鑄片を表面から2 mm研削した後、#400のエメリー紙で研磨し、介在物個数を測定した。

溶鋼流速と爪深さの関係を Fig.16 に示す。溶鋼流速の増加にしたがって爪深さが減少しており、80 cm/sの流速で爪が認められなくなる。この爪の消失限界流速は実験室実験よりも大きな値となっているが、連続鑄造では鑄型振動による動的な圧力変化が爪の形成に関与しているためと思われる。すなわち、本実験室実験においてはメニスカスの形状およびパウダーフィルム厚は重力と界面張力の静力学的なバランスで決まっているが、連続鑄造においては鑄型振動に伴う動圧がパウダー内に加わる。これがメニスカスの形状やパウダーフィルム厚に変化を生じさせ、その結果、溶鋼/鑄型間の伝熱が変化する。これらにより、メニスカス部分での凝固シェルの生成速度や形状が異なるために、爪が消失するために必要な流速に差が生じたものと思われる。また、流動を与えない場合において、連続鑄造での爪深さは実験室実験に比べて浅いが、実験室実験ではパウダーを完全に溶融した状態にしており、上面側への放熱が大きくなっているのに対して、連続鑄造においてはパウ

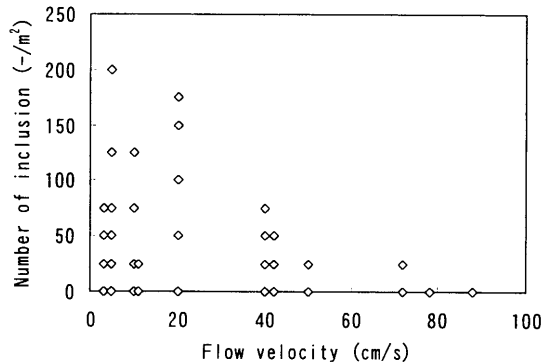


Fig. 17. Effect of flow velocity of molten steel on number of inclusion at subsurface of continuously cast slab of ultra-low-carbon steel.

ダーの上方に未溶融層があり、これによって上面側への放熱を抑制して鑄型から離れたメニスカスの溶鋼の凝固を防止したためと推測される。

次に溶鋼流速と介在物個数との関係を Fig.17 に示す。溶鋼流速の増加にしたがって介在物個数が減少し、80 cm/s の流速で介在物は検出されなくなっている。この流動の付与による介在物個数の減少は、爪や凝固シェルの不揃いによる凹凸の低減、あるいは介在物の洗い流しの効果によって介在物の凝固シェルへの捕捉が抑制された結果であると推測される。また、介在物が検出されなくなる限界流速は爪の消失限界流速と一致している。前述したように凝固シェルの不揃いは40 cm/s程度の流速でほぼ解消すること、本測定方法によって検出された大きさ100 μm程度の介在物の洗い流しの効果は25 cm/s程度の流速で得られると報告されていることから¹⁸⁾、本鑄造条件においては、介在物が検出されなくなる限界流速は爪の消失によって決められているものと推測される。

6. 結言

極低炭素鋼において溶鋼流動が凝固シェルの不揃い性や爪の形成に与える影響について検討した結果、以下のことが明らかになった。

(1) 極低炭素鋼では凝固シェル厚の変動が大きく、かつその変動の周期も大きく不規則であり、不均一度がきわめて大きい。極低炭素鋼において溶鋼流動の付与によりシェル厚の最小値が増加し、不均一度が溶鋼流速の増加にしたがって低減する。

(2) 極低炭素鋼は凝固速度が速く、固相厚が厚くなるために凝固シェルの不揃いの周期が大きく、大きな変形が生じる。そのためシェル変形による鑄型/シェル間のギャップが大きくなり、不均一も大きくなる。流動による溶鋼/凝固シェル間の熱伝達の増加によって、凝固速度が低下するとともに凝固シェルの温度低下の程度が減少し、シェルの変形が抑制されて凝固遅れ部の生成が抑制される

ために凝固シェルの不均一が減少するものと推測される。

(3) 中炭素鋼では爪はほとんど認められないが、炭素含有量の低下に伴って爪が大きくなり、極低炭素鋼では大きな爪が生成する。極低炭素鋼においては、溶鋼温度の上昇、溶鋼流速の増加にしたがって爪の大きさが低減し、爪は消失する。この爪の消失に必要な溶鋼流速は溶鋼温度が低いほど大きい。

(4) 極低炭素鋼は凝固温度が高くかつ凝固区間が短いために、鑄型壁に接している部分の溶鋼のみでなく凸状の部分の溶鋼まで凝固シェルが生成し、これが鑄片内に取り込まれて大きな爪が生成する。流動による爪深さの減少は溶鋼からの凝固シェルへの熱伝達が増加し、溶鋼温度上昇の場合と同様に溶鋼からの熱供給が増加することによってメニスカス部分での凝固の進行が妨げられたことによると推測される。

(5) 連続鑄造において鑄型内電磁攪拌によって鑄型内の溶鋼に流動を与えることによる、爪深さの減少および介在物個数の減少効果が確認された。これは爪や凝固シェルの凹凸の低減、あるいは介在物の洗い流しの効果によるものであると推測され、鑄造条件によっては爪の消失が介在物の捕捉を決める場合がある。

極低炭素鋼は不均一や爪の生成が顕著であり、流動の付与はこのような不均一や爪の生成の低減に有効である。

文 献

- 1) H.Kimura: *Nippon Steel Tech. Rep.*, **61** (1994), 65.
- 2) S.Fukushima and K.Wakuta: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 331.
- 3) H.Yasunaka, R.Yamanaka, K.Inoue and T.Saitoh: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 529.
- 4) J.Kubota, H.Wakasa, Y.Furuno, T.Masaoka, Y.Yamaoka and M.Suzuki: *CAMP-ISIJ*, **4** (1991), 253.
- 5) Y.Kitano, K.Kariya, R.Asaho, A.Yamauchi, A.Idogawa and S.Itoyama: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), T165.
- 6) T.Kajitani, H.Esaka, M.Wakoh, H.Misumi and S.Ogibayasi: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 1055.
- 7) H.Mizukami, S.Hiraki, M.Kawamoto and T.Watanabe: *ISIJ Int.*, **39** (1999), 1262.
- 8) H.Yamamura, Y.Mizukami and K.Misawa: *ISIJ Int.*, **36** (1996), S233.
- 9) H.Yuyama, S.Suzuki, H.Misumi, H.Yamamura and Y.Ide: *CAMP-ISIJ*, **1** (1988), 1220.
- 10) Y.Ohtani, J.Fukuda, T.Iwata, N.Ishiwata and K.Funato: *CAMP-ISIJ*, **7** (1994), 1194.
- 11) M.Zeze, H.Harada, T.Toh, E.Takeuchi and M.Tani: *CAMP-ISIJ*, **5** (1992), 1229.
- 12) Y.Otani, J.Fukuda, J.Nashima, H.Esaka and K.Satoh: *CAMP-ISIJ*, **9** (1996), 764.
- 13) H.Yamamura, Y.Mizukami, Y.Ueshima and K.Miyazawa: *High Temp. Mater. Proces.*, **19** (2000), 231.
- 14) S.Okano, T.Nishimura, H.Ooi and T.Chino: *Tetsu-to-Hagané*, **61** (1975), 2982.
- 15) Y.Sugiyama and M.Nakamura: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), 1702.
- 16) S.Dong, E.Niyama and K.Anzai: *ISIJ Int.*, **35** (1995), 730.
- 17) H.Nakajima, R.Hashimoto and K.Yoko-o: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **975** (1997), 157.
- 18) J.Fukuda, Y.Ohtani, A.Kiyose, T.Kawase and K.Tsutomii: Proc. 3rd European Conf. on Continuous Casting, UNESID, Madrid, (1998), 437.