

連続铸造中炭素鋼スラブ鑄片のコーナー横割れの改善

安中 弘行*・仲山 公規*・蝦名 清*・斎藤 忠*・木村 雅保*²・松田 廣*³

Improvement of Transverse Corner Cracks in Continuously Cast Hypoperitectic Slabs

Hiroyuki YASUNAKA, Kiminori NAKAYAMA, Kiyoshi EBINA, Tadashi SAITO, Masayasu KIMURA and Hiromu MATUDA

Synopsis : Solidification proceeds inhomogeneously in hypoperitectic steels (medium carbon steels) with carbon contents in the range of 0.08 to 0.16%. Therefore, longitudinal and transverse cracks easily occur on the slabs in molds. Soft cooling in mold, improvement of the mold powder and decrease of the amount of secondary cooling water have been carried out to prevent these surface cracks.

In the slabs cast at Kakogawa Work's No.3 CCM, transverse corner cracks have been found on the slabs with increase in casting velocity. The cracks occur along deep oscillation marks. Mold powder component and segregation of Mn and P are detected in the vicinity of the cracks. This suggests that these cracks are generated in mold. The mechanism of crack formation is considered from analysis of the relation between transverse corner crack frequency and casting conditions. Based on the analysis, the transverse corner cracks are successfully prevented by such means as suppression of the meniscus level fluctuation of molten steel, increase of the mold powder consumption and optimization of the taper on narrow face of mold.

Key words : continuous casting ; hypoperitectic steel ; uneven solidification ; transverse crack ; depression mark ; meniscus level fluctuation ; mold powder consumption ; mold taper.

1. 緒言

炭素量が0.08~0.16%程度の範囲にある亜包晶鋼(以下中炭素鋼と呼ぶ)は固相線温度近傍で包晶反応($\delta+L\rightarrow\gamma$)とA4変態($\delta\rightarrow\gamma$)を伴うため、凝固が不均一になりやすいことが知られている^{1)~4)}。このため、鑄型内で縦割れや横割れなどの表面割れが発生しやすい。縦割れ防止のために、鑄型内面へのスリットの付与⁵⁾⁶⁾などによる鑄型の緩冷却化や鑄型テーパ⁷⁾やコーナー形状の適正化⁸⁾などによる不均一凝固の防止が図られている。また、モールドパウダーの溶融・流入特性の改善による均一流入化⁹⁾¹⁰⁾やモールドパウダーの高塩基度化や高凝固温度化¹¹⁾¹²⁾などによる緩冷却化も指向されている。さらに、二次冷却水量の低減による緩冷却化やミスト冷却による均一冷却化により、鑄型内で発生した縦割れの拡大の防止を図ること¹³⁾も行われている。これらにより、中炭素鋼の縦割れはかなり改善されつつある。

一方、二次冷却帯で発生する横割れに関しては数多くの報告があり、その防止対策として鑄型振動条件の改善¹⁴⁾¹⁵⁾や二次冷却条件の適正化¹⁶⁾¹⁷⁾などが行われている。しかしながら、鑄型内で発生する横割れに関する報告は少ない¹⁸⁾。中炭素鋼の表面割れ防止対策はまだ十分といえず低炭素鋼などに比べ、鑄造速度が制限されているのが現状である。

加古川製鉄所・3号連鑄機においては、中炭素鋼の縦割れはモールドパウダーの高塩基度化・高凝固温度化により防止できている。しかしながら、不均一凝固を伴う深いオシレーションマーク(ディプレッションマーク)が発生する場合があります。その底には横割れが発生していた。本報告では、コーナー横割れの発生状況およびその低減技術について述べる。

2. 実験方法

調査対象としたおもな鋼種はコーナー横割れの発生しやすい中炭素鋼(炭素量:0.08~0.16%)であり、鑄造設備は加古川3号スラブ連鑄機である。おもな仕様および実験条件はTable 1に示したとおりである。機長が28mと短いため、鑄造速度は最大1.4m/minに制限されている。標準の鑄造条件は、スラブサイズ:1230mm幅×230mm厚、鑄造速度:1.2m/min、鑄型振動条件:120cpm/6mm、鑄型狭面テーパ:10mm/mであり、とくに断りのない限りこの条件での調査結果を示している。

鑄型のコーナー近傍に外径30mmの渦流式レベル変位計を設置し、コーナー部の変動量が測定可能なようにした。オシレーションマーク深さは触針式の表面粗さ計を用いて測

平成7年2月24日受付 平成7年6月19日受理 (Received on Feb. 24, 1995; Accepted on June 19, 1995)

* (株)神戸製鋼所鉄鋼技術研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd., 2222-1 Ikeda Onoe-cho Kakogawa 675)

* 2 (株)神戸製鋼所加古川製鉄所(Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd.)

* 3 (株)神戸製鋼所高砂製作所(Takasago Works, Kobe Steel, Ltd.)

Table 1. Specifications of kakogawa No.3 CCM and experimental conditions.

Machine type	Curved
Number of strand	2
Machine length	28 (m)
Casting velocity	1.0~1.4 (m/min)
Slab size	800 ^W ~1600 ^W × 230 ^t (mm)
Mold oscillation	Frequency : 90~180 (cpm)
	Stroke : 6~8 (mm)
Mold taper	6~10 (mm/m)

定した。また、凝固遅れ度は鋳造中に鋳型内に金を添加し放射化する後放射化法あるいは凝固組織に現れた白線湯模様から求めた。

3. 結果および考察

3.1 ディプレッションマークおよびコーナー横割れの発生状況

コーナー横割れの外観写真をFig. 1に示す。割れは深いオシレーションマークの底に発生しており、広面および狭面にまたがって発生する場合が多く、基準面と反基準面とで発生率に差は認められない。

割れはデンドライトに沿っており、EPMAによる成分分析を行った結果、割れの開口部には多量のスケールおよびモールドパウダー成分が存在している。また割れの周辺部および先端部には、P, S, Mnなどの成分の濃化帯が存在している。これらのことから、この割れは鋳型内で発生したものと考えられる。

コーナー横割れの発生頻度(割れ発生スラブ枚数/全スラブ枚数を指数化)は鋼種依存性が大きい。コーナー横割れと鋼中炭素量の関係はFig. 2に示したとおりであり、この割れは炭素量が0.08~0.16%の中炭素鋼に多く発生し、とくに

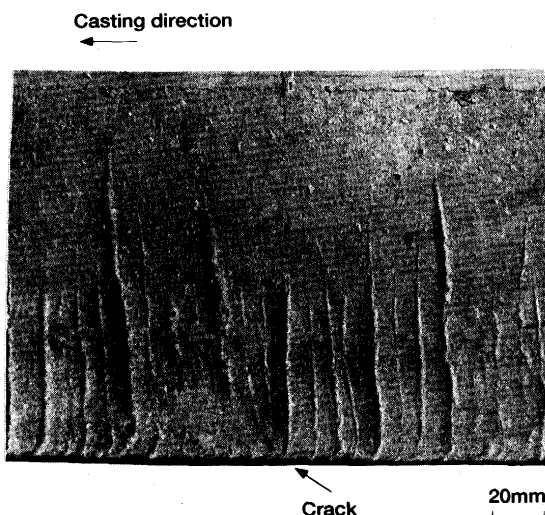


Fig. 1. Appearance of transverse corner crack.

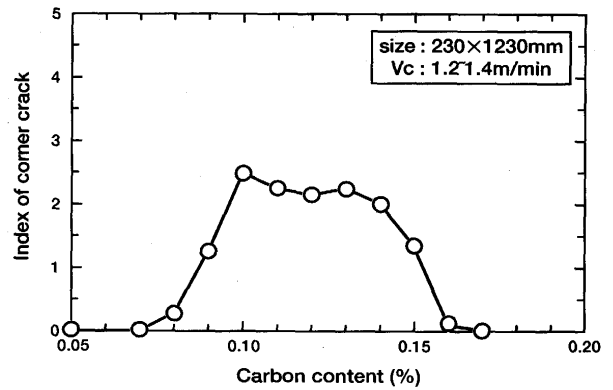


Fig. 2. Influence of carbon content of steel on the transverse corner crack frequency.

0.10~0.14%の範囲で多発する。

コーナー横割れの発生率(割れ発生オシレーションマーク数/全オシレーションマーク数×100)とオシレーションマークの深さの関係をFig. 3に示す。オシレーションマークの深さが深くなるにつれて割れ発生割合は増大し、0.8mmでは80%、1.2mm以上では100%割れが発生していた。以下、深さ0.8mm以上のオシレーションマークをディプレッション

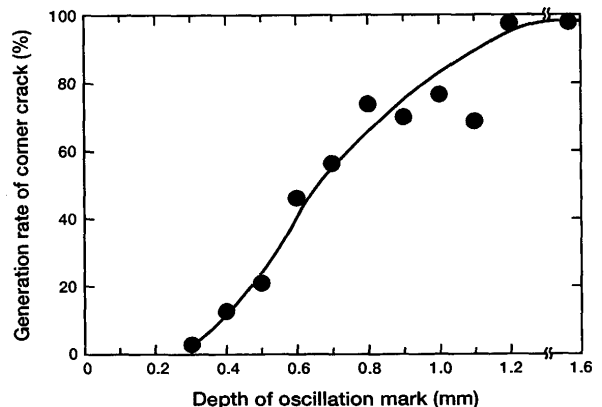


Fig. 3. Relation between depth of oscillation mark and generationrate of transeverse corner crack.

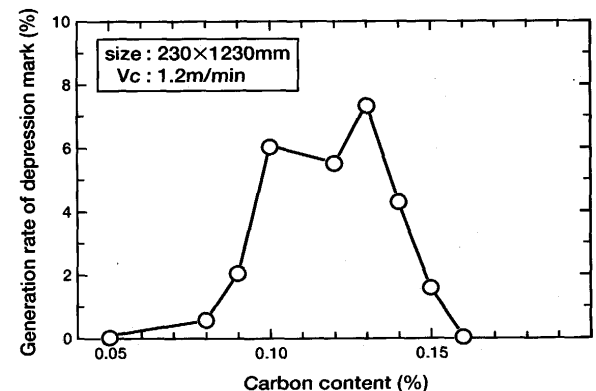


Fig. 4. Influence of carbon content of steel on generation rate of depression mark.

マークと呼ぶ。

ディプレッションマーク発生率(ディプレッションマーク数/全オシレーションマーク数×100)と炭素含有量との関係はFig. 4に示したとおりであり、コーナー横割れの発生傾向と良く対応している。

3・2 ディプレッションマークおよびコーナー横割れと操業条件の関係

3・2・1 鋳型振動条件の影響

オシレーションマークの深さは鋳型振動条件により変化し、ネガティブストリップ時間 t_N の減少とともに浅くなることが知られている^{19),20)}。そこで鋳型振動条件および鋳造速度を変化させてオシレーションマーク深さと t_N の関係について調査した。その結果をFig. 5に示す。 t_N を低減することにより平均のオシレーションマーク深さは減少している。しかしながら、深さ0.8mm以上のディプレッションマーク深さに関しては、 t_N との明確な相関は認められない。これらのことからディプレッションマークは鋳型振動とは別の要因で発生しているものと考えられる。また、コーナー横割れの発生頻度は t_N を変化させても減少せず、逆にやや増大する傾向にあった。この原因については後述する。

3・2・2 湯面変動の影響

コーナー近傍の湯面変動には、周期1秒程度の短周期変動と周期10秒程度の長周期変動とが存在する。短周期湯面変動量が増大するほどディプレッションマークの発生頻度が増大する傾向にある。これは中戸らが報告しているように²¹⁾、湯面が変動すると鋳型と湯面との相対速度が変化し、深いオシレーションマークが生成するものと考えられる。これが後述するようにディプレッションマークへと成長していくものと推察される。また、長周期湯面変動量が増大す

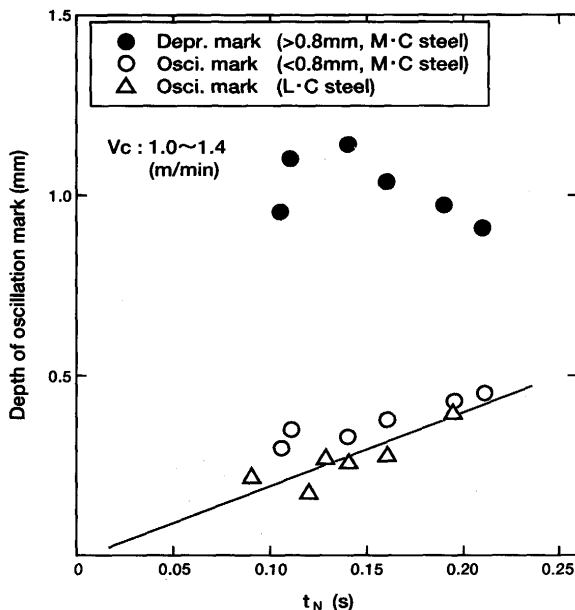


Fig. 5. Relation between negative strip time and average depth of oscillation mark.

る程ディプレッションマークの発生頻度が増大する傾向が確認されている。これは長周期湯面変動量が10mm以上と大きくスラグリムによって凝固シェル先端が押し曲げられたものと推察される。Fig. 6に示すように、長周期変動量が増大する程コーナー横割れ発生頻度が増大する傾向にある。これらのことから、短周期、長周期を含め、コーナー部の湯面変動量を低減する必要がある。

3・2・3 モールドパウダー消費量の影響

モールドパウダー消費量は鋳造速度、鋳型振動条件、パウダー物性の影響を受ける。これらの因子の影響を定量的に明らかにするために、各種物性のパウダーを用い、各種操業条件下でパウダー消費量 Q (kg/m²)を調査し、(1)式に示す重回帰式を得た。

$$Q = 0.0070/\eta - 0.92 \log T_s + 0.52/V_c + 0.11s - 8.93 \log f + 2.79 \dots\dots\dots (1)$$

ここで

- η : モールドパウダーの粘度 (Pa · s)
- T_s : モールドパウダーの凝固温度 (°C)
- V_c : 鋳造速度 (m/min)
- s : 鋳型振動の振幅 (mm)
- f : 鋳型振動の振動数 (cycle/min)

一定鋳造速度の条件下でパウダー消費量を増大させるためには、高振幅・低振動数とすることが望ましい。しかしながら、これは、ネガティブストリップ時間 t_N を増大することになりオシレーションマーク深さが増大し、矯正域で発生する横割れの面から限界がある。また、縦割れ防止の面からパウダーの凝固温度は高いことが望ましい。そこで、パウダーの粘性および鋳造速度を変化させて、コーナー横割れ発生頻度におよぼすモールドパウダー消費量の関係を

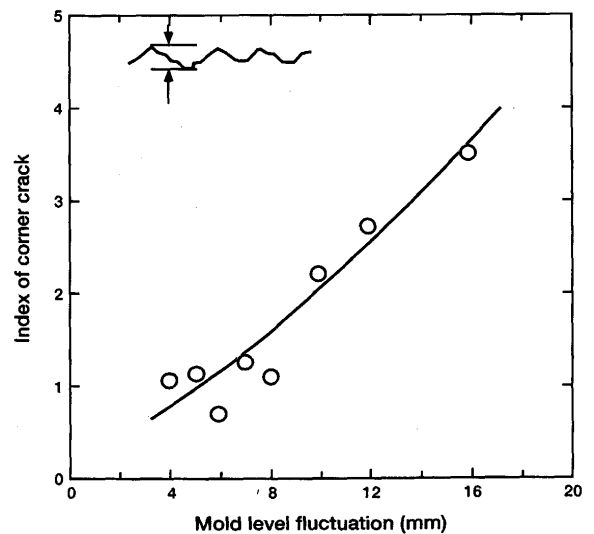


Fig. 6. Relation between long cycle fluctuation of mold level and transverse corner crack frequency.

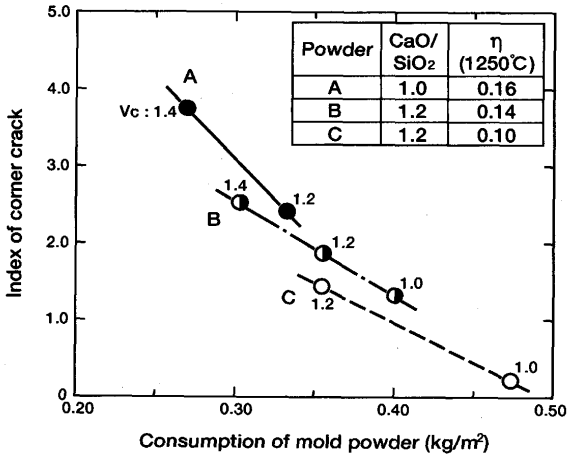


Fig. 7. Influence of consumption of mold powder on the transverse corner crack frequency.

調査した。その結果はFig. 7に示したとおりであり、パウダー消費量の減少とともに割れ発生頻度が增大している。これはパウダー消費量の減少とともにパウダーの液相フィルム厚みが減少し、鑄型—鑄片間の摩擦力が増大したためと考えられる。

3.3 ディプレッションマークおよびコーナー横割れ発生機構の推定

鋳造中鑄型内に金を添加した後放射状することにより得た、中炭素鋼(0.12%C鋼)のコーナーから30mmの位置の縦断面の凝固シェル形状をFig. 8に示す。30~70mmのピッチで凝固遅れ部が存在しており、これは鑄片表面のディプレッションマークの位置と対応している。

Fig. 9に各種鋼種のコーナーから30mmの位置における縦

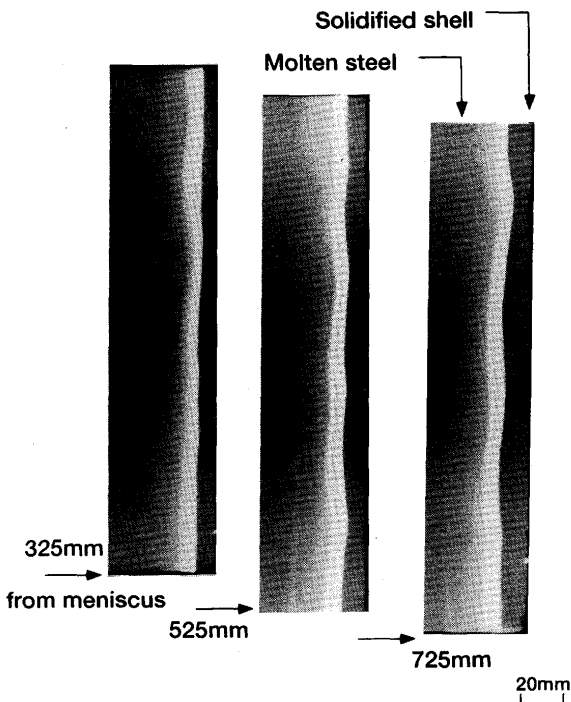


Fig. 8. Solidified shell profile during casting.

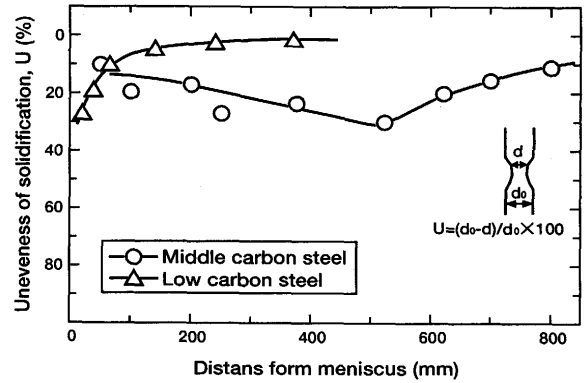


Fig. 9. Unevenness of solidification of steels.

断方向の凝固遅れ度(定義は図中に示す)の推移を示す。低炭素鋼ではメナス近傍で凝固遅れ度が最も大きく、凝固が進行するにしたがい遅れ度は改善される。また、凝固遅れ部はオシレーションマーク部と対応している。これに対し、中炭素鋼のディプレッションマーク部の遅れ度はメナス近傍では低炭素鋼と同程度であるが、凝固の進行とともに進展し、メナスからの距離が300~600mm程度で最大値となり、その後改善される。

これらのことから、低炭素鋼はオシレーションマーク部でパウダーフィルムが厚くなるため凝固が遅れる。しかしながら、それ以降凝固シェルの局所的な変形がほとんどないため、凝固シェルの成長にともない伝熱抵抗が増大し凝固遅れ度が改善されていくものと考えられる。これに対し、中炭素鋼では、固相線近傍でのδ→γ変態などに伴う歪により鑄型から浮き上がる方向に変形することが知られている。メナスで湯面変動により比較的深いオシレーションマークが生成すると、高温で脆弱なこの部分に凝固の先行している他部で発生した収縮歪・変態歪が集中する。このため凝固の進展とともに凝固シェルの変形が進行し、ディプレッションマークが生成するものと推察される。これにともない凝固の遅れも進行するが、溶鋼静圧と凝固シェル強度がバランスする時点(メナスから300~600mm近傍)から、変形は鑄型側に向かい、凝固遅れが改善されるものと考えられる。

また、これまで述べたことから、コーナー横割れは以下の機構で発生するものと推察される。①湯面変動により生じた比較的深いオシレーションマーク部にδ→γ変態や熱収縮による歪が集中しディプレッションマークが生成する。②凝固シェルが溶鋼側に変形した際に内部割れが発生しこの部分が脆化する。③脆化しかつシェル厚みの薄いディプレッションマーク部に鑄型の比較的下部で鑄型—鑄片間の摩擦力が作用し、鑄片表面側から割れが進展する。

3.4 コーナー横割れ防止対策

3.4.1 ディプレッションマークの低減

ディプレッションマークは湯面変動量の増大とともに増大する傾向にある。そこで、1/2サイズの水モデル実験装置

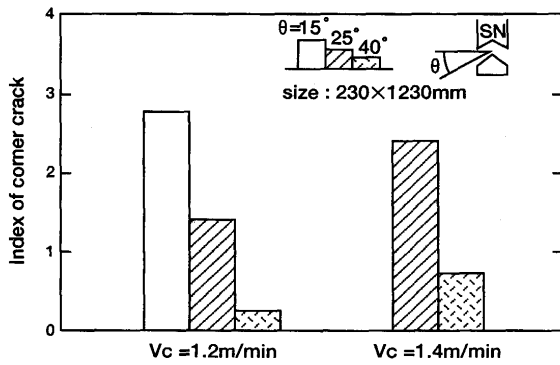


Fig. 10. Influence of casting velocity and port angle on the transverse corner crack frequency.

を用い、修正フルード数を一致させ湯面変動量低減のための条件を求めた。短周期湯面変動量を低減するためには浸漬ノズルの下向き角度を大きくすることがもっとも有効であることが明らかとなった。そこで、各種吐出孔角度を有する浸漬ノズルを用い鑄造実験を行った結果、Fig.10に示すように、吐出孔角度の増大によりコーナー横割れを低減できた。ただし介在物レベルの悪化を考慮して吐出孔角度を下向き15°から35°への変更にとどめた。

また、長周期湯面変動量に関してはタンディッシュスライドバルブの摺動の機械的精度の向上および溶鋼流量の制御方式を油圧サーボ方式から応答速度の早いステップシリンダー方式に変更した。これらにより、長周期湯面変動量を3mm以内に改善することができた。

3.4.2 摩擦力の低減

Fig. 7 に示したように、鑄型—鑄片間の摩擦力を低減するためにモールドパウダーの低粘性化を図ったが、高速鑄造時には割れを完全に防止することができなかった。

そこで、鑄片コーナー部の変形挙動および鑄型—鑄片間の接触状況を検討すべく、鑄型内凝固シェルの変形解析を行い鑄型狭面テーパの最適化を図った。解析は温度場と応力場を連成させ鑄片横断面を二次元問題とし、鑄型狭面の押し込み、 $\delta \rightarrow \gamma$ 変態、熱収縮、溶鋼静圧などを考慮したモデルを用いた。鑄型—鑄片間の熱伝達係数は鑄型内への金添加により求めた凝固シェル厚みに合うように定めた。鑄型サイズ：1250mm×240mm、鑄造速度：1.4m/minの場合について、狭面テーパを種々変更して解析を行った。Fig.11に示すように狭面テーパが10mm/mと大きい場合には、狭面銅板が常に凝固シェルを押しつけており、広面コーナー近傍が座屈変形する。その結果、この付近にエアギャップを生じ凝固が大きく遅れる。一方、狭面テーパが6mm/mの場合には、鑄型上部で狭面側のコーナー部にエアギャップを生じる。しかしながら、下部では接触しており凝固遅れは回復する。また、4mm/mの場合にはコーナー部は狭面銅板にまったく接触せず凝固シェルの成長が遅れることがわかる。

コーナー部における鑄型と凝固シェルの接触圧に及ぼす

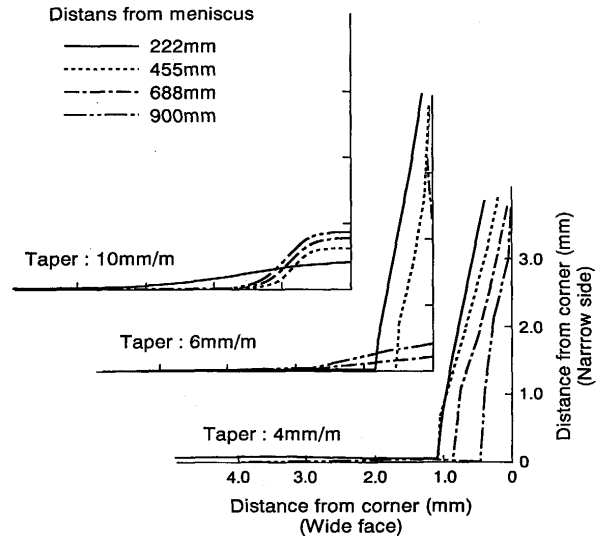


Fig. 11. Effect of mold taper of narrow side on solidified shell deformation near corner.

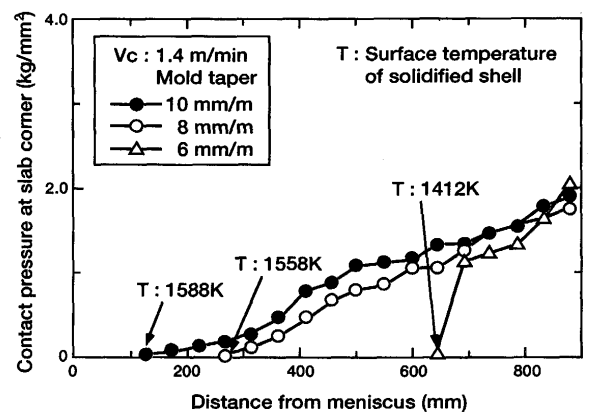


Fig. 12. Influence of mold taper on the contact pressure at slab corner.

狭面テーパの影響をFig.12に示す。狭面テーパが標準の10mm/mと大きい場合には、メニスカスからの距離が150mm程度から接触圧が発生している。接触開始点のコーナー部凝固シェルの表面温度は1588Kと非常に高い。また、凝固遅れ度の大きい300~600mmで高い接触圧を生じており、この付近でコーナー横割れが発生するものと考えられる。

これに対し、狭面テーパが6mm/mの場合には鑄片の収縮量とテーパ量が比較的等しく、接触を開始する600mm付近での凝固シェル表面温度は1412Kと低下している。また、大きな接触圧が生じる鑄型下部ではすでに凝固遅れも改善されており、コーナー横割れを低減できる期待がある。

解析結果にもとづき狭面テーパを変化させて鑄造テストを行った。コーナー横割れの発生頻度はFig.13に示したとおりである。狭面テーパを低減することにより横割れは減少しており、解析結果と良く対応している。

以上述べたように、①湯面変動量の低減によるディプレッションマーク深さの軽減、②モールドパウダーの低

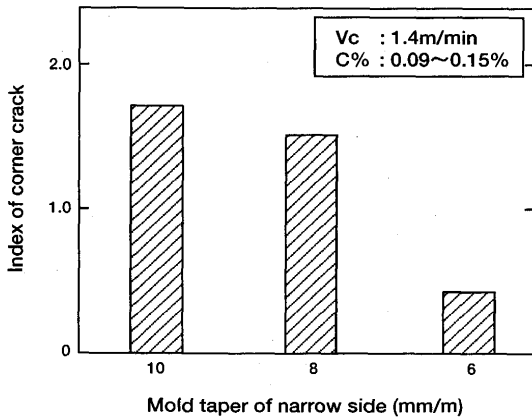


Fig. 13. Influence of mold taper on the transverse corner crack frequency.

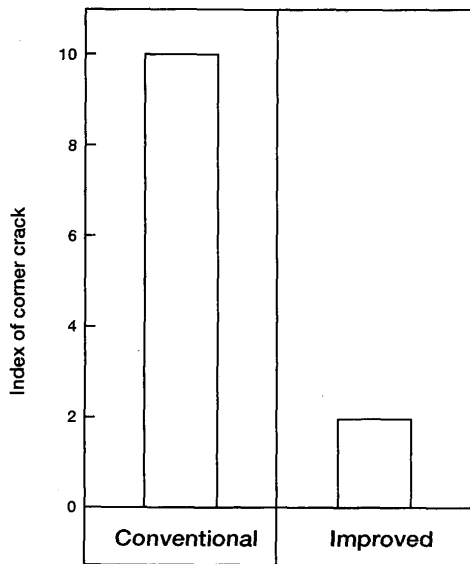


Fig. 14. Improvement of transverse corner crack frequency.

粘性化および狭面テーパの最適化による鋳型—鋳片間の摩擦力の低減を実施し、Fig.14に示すようにコーナー横割れを大幅に低減することが可能となった。なお、加古川製鉄所4号連鋳機においては、これらの対策を更に徹底させることにより、中炭素鋼をコーナー横割れを発生させることなく1.8~2.0m/minの高鋳造速度で製造している。

4. 結言

(1) コーナー横割れは、基準面、反基準面で発生頻度に

差がなく、割れ部にはMn, P, Sなどの偏析やパウダー成分を伴うことから、鋳型内で発生したものと考えられる。

(2) コーナー横割れは中炭素鋼に発生しやすく深いオシレーションマーク(ディプレッションマーク)の底に発生する。

(3) 浸漬ノズルの吐出孔角度, スライドバルブの機械的・電気的応答性の改善により湯面変動量を低減し、ディプレッションマーク深さを軽減できた。

(4) モールドパウダーの高塩基度・高凝固温度を保ちつつ低粘性化することおよび鋳型狭面テーパの適正化を図り、鋳型—鋳片間の摩擦力を低減することにより、コーナー横割れを大幅に低減することができた。

文 献

- 1) S.N.Singh and K.E.Blazek : J.Metals, 26 (1974), p.17
- 2) A.Grill and J.K.Brimacombe : Ironmaking and steelmaking, 3 (1976), p.76
- 3) 杉谷泰夫, 中村正宣 : 鉄と鋼, 65 (1979), p.1702
- 4) 松宮 徹, 佐伯 毅, 田中 純, 有吉敏彦 : 鉄と鋼, 68 (1982), p.1782
- 5) 村上 洋, 鈴木幹雄, 北川 融, 宮原 忍 : 鉄と鋼, 78 (1992), p.105
- 6) 中井 健, 坂下 勉, 橋尾守規, 川崎守夫, 中島敬治, 杉谷泰夫 : 鉄と鋼, 73 (1987), p.497
- 7) 木下勝雄, 北岡英就, 江見敏彦 : 鉄と鋼, 67 (1981), p.93
- 8) 明田義男, 佐々木寛太郎, 半島清人 : 鉄と鋼, 45 (1959), p.1341
- 9) 中戸 参, 野崎 努, 西川 廣, 反町健一 : 鉄と鋼, 74 (1988), p.1266
- 10) 中野武人, 藤 雅雄, 永野恭一, 溝口庄三, 山本利樹, 浅野敬輔 : 鉄と鋼, 67 (1981), p.1210
- 11) 中島敬治, 平城 正, 金沢 敬, 村上敏彦 : 材料とプロセス, 5 (1992), p.1221
- 12) H.Yasunaka, S.Koyama, H.Matuda and K.Matuo : Molten Slags and Fluxes '92 Rroceedings, Sendai, (1992), p.409
- 13) 河野拓夫, 島 孝次, 桑原達朗, 山本利樹, 和気 誠, 常岡 聡 : 鉄と鋼, 68 (1981), p.1792
- 14) 安中弘行, 原田新一, 小南孝教, 尾上善則, 蝦名 清 : 材料とプロセス, 1 (1988), p.315
- 15) 水上秀昭, 川上公成, 北川 融, 鈴木幹雄, 内田重孝, 小松喜美 : 鉄と鋼, 72 (1986), p.1862
- 16) 山本広一, 鈴木洋雄, 大野恭秀, 野田直孝, 井上 泰 : 鉄と鋼, 73 (1987), p.115
- 17) 手嶋俊雄, 北川 融, 宮原 忍, 船之川洋, 小沢宏一, 沖本一生 : 鉄と鋼, 74 (1988), p.1282
- 18) 安中弘行, 松下行伸, 木村雅保, 喜多幸雄, 小林潤吉, 副島利行 : 材料とプロセス, 1(1988), p.308
- 19) 竹内英磨, 松村省吾, 日高良一, 長野 裕, 鈴木康夫 : 鉄と鋼, 69 (1983), p.248
- 20) H.Yasunaka, T.Mori, H.Nakata, F.Kamei and S.Harada : Trans. Met. Soc.AIME Proceedings Wasington, (1986), p.497
- 21) 中戸 参, 野崎 努, 垣生泰弘, 岡 弘, 上田典弘, 田中貞治 : 鉄と鋼, 69 (1983), p.S933