

新日本製鐵(株) 君津製鐵所 向井達夫・荻林成章 辻野良二  
 大分製鐵所 内藤俊太  
 基礎研究所 工博 鈴木洋夫  
 生産技術研究所 阿部義男  
 長田修次

1. 結 言

連铸比率の向上，製鋼一庄延の直結化などを背景に铸片表面欠陥の防止技術の確立が急務の課題となっている。特に含Nb鋼で特徴的に発生する铸片表層部の微細な横割れは，铸肌では目視困難でかつ比較的深いため極めて有害であり，铸造工程でその発生を完全に防止することが必要である。横割れは二次冷却条件と密接に関係しており，垂直曲げ型連铸機においては铸片下面側コーナー部近傍に特徴的に発生することが知られている。<sup>1),2)</sup> 当社君津製鐵所においても，垂直部2.5mの垂直曲げ型連铸機である2号連铸機での厚板用鋼種の铸造において铸片下面側に横割れが発生し製品の表面欠陥となることがあったが，二次冷却条件の適正化をはじめとする諸対策によりほぼ完全に生成を防止することが可能となり良好な表面品質を得ている。本報では垂直曲げ型連铸機において铸片下面側に発生する割れを中心に，横割れの発生機構と防止策について述べる。

2. 垂直曲げ型連铸機における横割れの発生傾向および成分上の特徴

君津製鐵所では当初低合金高張力鋼を湾曲型の1号連铸機で铸造していたが，S.55年9月の2号連铸機機立上げ以降は垂直曲げ型の2号連铸機で铸造している。横割れは湾曲型連铸機では铸片上面側のみに発生していたが，垂直曲げ型連铸機では铸片上面側と下面側の両コーナー部近傍に発生し，特に図1に示すように下面側に多く発生する。このうち上面側の割れは矯正起因の割れであり長辺面二次冷却の緩冷化により比較的容易に消滅する。一方下面側の割れは垂直曲げ型連铸機特有の欠陥であり，ストランド上部での曲げ加工により発生すると考えられる

が，長辺面二次冷却の緩冷化だけでは発生防止が困難である。これらの割れは含Nb鋼および中炭鋼種に多く発生し，同一成分系では図2に示すように[N]が高いほど割れ易いことが特徴である。

3. 横割れの発生機構

(1) 铸片横割れの組織および破面観察

横割れ近傍の組織写真の一例を写真1に示す。横割れは $\gamma$ 粒界に沿って伝播しており，かつ割れ周辺には縦割れ等の凝固割れに特徴的にみられる層状のサブスケールは認められない。また割れ破断面の $\gamma$ 粒界には写真2に示すように微細なディンプルが認められる。これらの事実は，横割れが $\gamma$ 低温域から $\gamma/\alpha$ 変態温度域にかけての鋼の脆化，すなわちIII領域脆化<sup>3),4)</sup>に起因する割れであることを示している。

(2) 铸片表面の温度履歴

铸片コーナー部のメニスカスから二次冷却帯にいたる温度推移を推定するため，铸

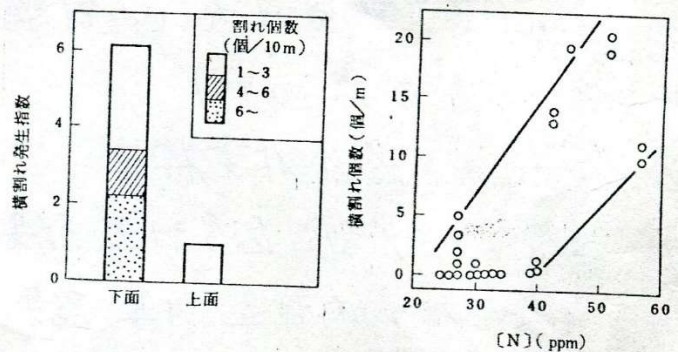


図1 割れのスラブ上下面比較 図2 割れにおよぼす[N]の影響

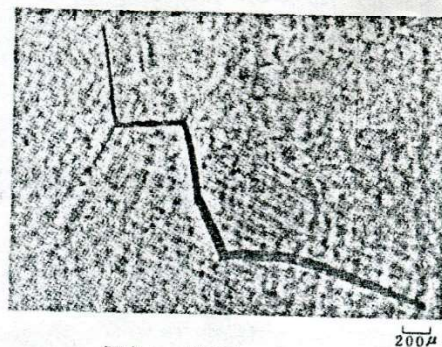


写真1 横割れの光学顕微鏡写真

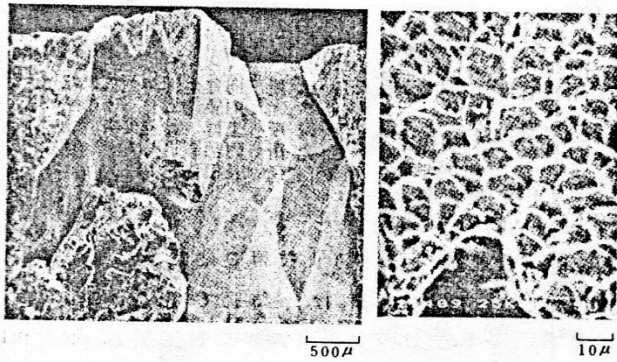


写真2 横割れ破面の走査電顕写真

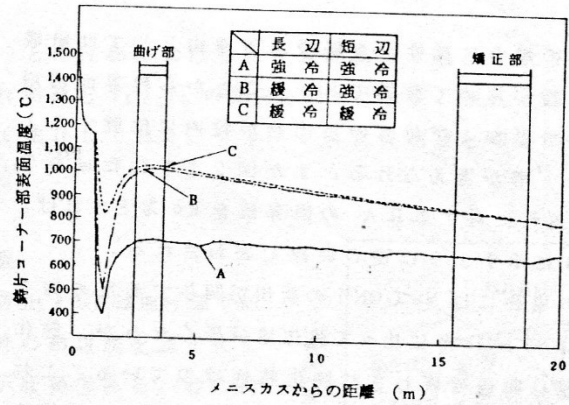


図3 铸片コーナー部の温度推移

型内エアギャップを考慮した二次元伝熱計算

を行なった。図3に計算結果の一例を示す。コーナー部は铸型直下での短辺スプレーの影響を受けて一旦急冷され、その後急速に復熱する温度履歴を受けることが特徴である。この温度推移は熱電対流し込みによる测温結果からも確認された。また図3より曲げ部の表面温度は二次冷却条件により約700~1,000℃の間で変化し、Ⅲ領域脆化が起り得る温度域で铸片が曲げ加工を受けることがわかる。

以上より横割れはⅢ領域脆化の温度域で铸片が曲げ歪(ないしは矯正歪)を受けることにより発生拡大したものと考えられる。

基礎実験

1) グリッブル試験

種々の成分系の連铸铸片表面部から試料を切出し、铸片コーナー部を想定した種々の熱履歴、すなわち铸型直下での急冷-復熱に対応させて試料を一旦温度  $T_1$  まで冷却し、その後温度  $T_2$  まで再加熱した後

引張試験を行ない絞り値(以後R.A.)を測定した。また基本熱履歴として再加熱なし(単純冷却パターン;  $T_1 = T_2$ に相当する)の実験も実施した。成分系の代表例としてSi-Mn系およびNb-V系の化学組成を表1に、実験条件および熱履歴を図4に示す。試験温度  $T_2$  での保定期間は曲げ部に対応させて30秒とし、そのほか矯正部に対応させた1,200秒についても実験した。

i) 熱履歴の影響

Si-Mn系における実験結果を図5に示す。 $T_1 = 600 \sim 700$ ℃すなわち  $\gamma/\alpha$ 変態途中から再加熱した場合には単純冷却に比較して脆化域が高温側に広がっている。この理由を明らかにするため組織調査を行なったところ  $T_2 = 900$ ℃の場合でも粗大  $\gamma$ の粒界にフィルム状のフェライトが認められた。従って  $\gamma/\alpha$ 変態時に析出したフィルム状フェライトが再加熱によっても消滅しないためにR.A.が低下しているものと考えられる。一方  $T_1 = 800$ ℃( $\gamma/\alpha$ 変態前)および  $T_1 = 400 \sim 500$ ℃(変態完了後)からの再加熱の場合には延性が比較的良好である。変態完了後

表1 供試材の化学組成(wt%)

サンプルNo	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	V	Ti	N	O
1 (Si-Mn)	0.173	0.357	1.40	0.018	0.0105	0.026	-	-	-	0.0018	0.0039
2 (Nb-V)	0.173	0.301	1.52	0.024	0.0026	0.025	0.038	0.055	0.014	0.0039	0.0039

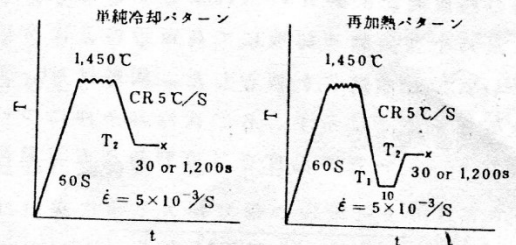


図4 グリッブル試験条件

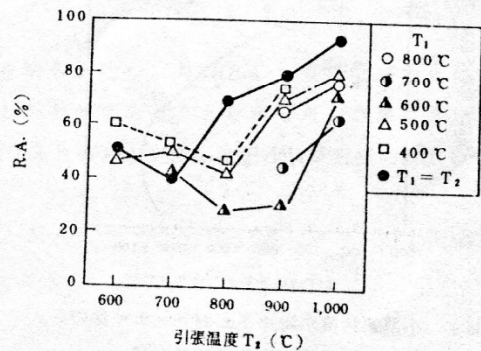


図5 脆化におよぼす熱履歴の影響(Si-Mn系)

からの再加熱の場合に延性が良好である理由としては組織調査の結果 $\gamma$ 粒が極めて微細であったことから粒界面積増大による歪の分散および粒界の析出物が粒内に位置するようになること<sup>5)</sup>等が考えられる。また図5より脆化域を $T_1$ ,  $T_2$ で表示し割れに対するR.A.の限界値を60%とすれば、脆化域は図6に示すように逆C曲線で表わされる。

Nb-V系の場合にはNb(CN)の析出が関与するため図7に示すようにSi-Mn系に比べて脆化域が広がるが、脆化域はやはり逆C曲線で表わされ脆化特性は似ている。これらの結果から脆化に及ぼす熱履歴の影響は大きく、実機の铸型直下における铸片コーナー部の急冷-復熱は曲げ部における鋼の延性を劣化させ、割れに対して不利な熱履歴であることが判明した。

ii) 保定期間の影響

実機での割れがスラブ下面側に多く上面側は少ない理由を考察するためR.A.におよぼす保定期間の影響を調査した。図8は図7と同じNb-V系試料を保定期間を1,200秒に延長して試験した結果であるが、図8を図7と比較すると保定期間延長によって脆化域は狭くなっていることがわかる。このことは铸片が曲げ部から矯正部に進むにつれて铸片の脆化特性そのものが次第に改善されることを示しており、この保定期間効果が上面側の割れに対して有利に作用しているものと考えられる。

(2) 小型連続铸機による割れ再現試験

铸型以降の熱履歴が実铸片の割れにどの程度影響するかを確認するため小型実験連続铸機にて長短辺の二次冷却水量を種々変更し割れとの関係を調査した。鋼種はNb-V系とし他の試験条件を表2に示す。各二次冷却条件について伝熱計算によりコーナー部の温度を計算し铸型直下最降下温

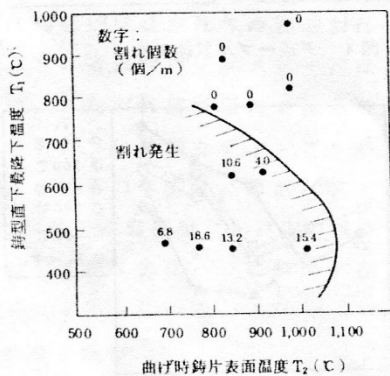


図9 小型連続铸機の铸片下面側コーナー部の横割れにおよぼす熱履歴の影響

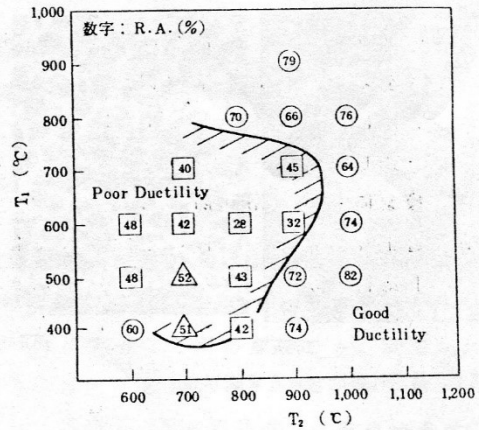


図6 Si-Mn系の脆化域 (30 sec 保定)

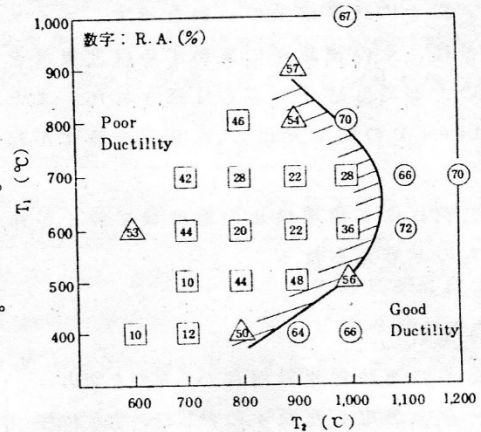


図7 Nb-V系の脆化域 (30 sec 保定)

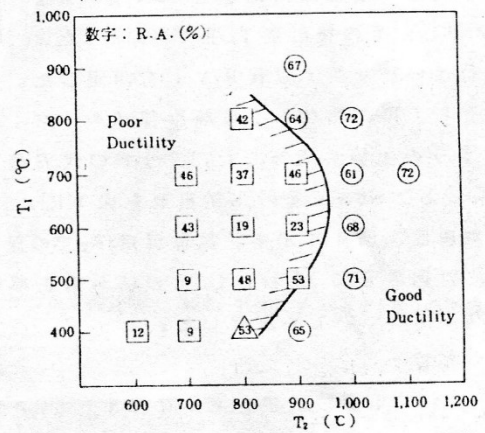


図8 Nb-V系の脆化域 (1,200 sec 保定)

表2 試験条件

機 種	垂直曲げ型
垂直部長さ	600mm
铸片サイズ	80t × 450w
引抜速度	0.7 m/min

度（グリーンブル試験における温度  $T_1$  に相当する）と曲げ部における鋳片表面温度（温度  $T_2$  に相当する）を求めた。鋳片下面側コーナー付近の横割れ個数と  $T_1$ 、 $T_2$  の関係を図9に示す。割れは鋳型直下急冷による最降下温度  $T_1$  すなわち熱履歴に強く依存しており、グリーンブル試験結果と傾向的に良く一致している。

1. 実操業における割れ防止対策

(1) 適正な二次冷却条件の選択による脆化域の回避

上記検討から明らかなように横割れの発生を防止するには曲げ部（あるいは矯正部）の鋳片温度だけでなく、鋳型以降の熱履歴を適正化し脆化域を回避した二次冷却条件を設定することが肝要である。特に鋳片コーナー部は鋳型直下の短辺スプレーの影響で急冷-復熱の熱履歴を受けやすく、このことが脆化を助長し割れを発生させやすくしていると考えられる。これを避けるには短辺冷却水量の大幅な低減が有効である(図3)。君津製鐵所ではこの考えに基づき、長辺および短辺冷却を緩冷化して脆化域を高温側に回避することにより割れ発生を防止している。また曲げ部での表面温度を上げる一手段として一部の鋼種には鋳片コーナー部スプレーカットを採用している。図10は種々の二次冷却条件における鋳片温度  $T_1$  および  $T_2$  を計算により求め脆化域と二次冷却条件の関係を模式的に示したものである。また図11に鋳片下面側コーナー部横割れに対する短辺冷却緩冷化の効果を示す。

(2) その他の対策

[N]をできるだけ低くすること<sup>4)</sup>など、材質上許される範囲内で極力脆化域の狭い成分系を選択することも割れ減少対策の一つとして有効である。

別の観点からの対策としてオシレーションのハイサイクル化も横割れの減少に効果が認められている。これは横割れがオシレーションマーク(OSM)の谷に発生し易いことと対応しており、オシレーションのハイサイクル化によってOSMの深さが浅くなり切欠き効果が減少するためと考えられる。

また鋳片上面側の横割れに対しては以上の対策のほか圧縮鋳造<sup>6)</sup>も有効である。圧縮鋳造は駆動ロール群によって鋳片に圧縮力を与え矯正時の引張歪を相殺または緩和しようとするものであり、内部割れの防止に有効であるが、十分な圧縮力を与えることにより表面横割れも減少する。

結 言

横割れの発生機構および鋼の脆化挙動と二次冷却条件の関係を明らかにし、対策として長辺の緩冷化に加え短辺冷却の緩冷化により、鋳型直下での急冷、復熱を防止することが有効であることを示した。君津製鐵所ではこれらの対策により横割れの発生をほぼ完全に防止し、その結果鋳片無手入率および製品表面性状は大幅に向上した。

参考文献) 1) 小嶋ら：鉄と鋼，67(1981)S132  
 2) 中田ら：鉄と鋼，67(1981)S897  
 3) 鈴木ら：鉄と鋼，65(1979)P2038  
 4) 鈴木ら：鉄と鋼，67(1981)P1180  
 5) 小田ら：鉄と鋼，63(1977)S110  
 6) 山内ら：製鉄研究，294(1978)，P62

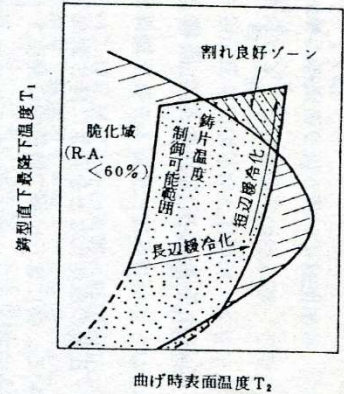


図10 二次冷却緩冷化による脆化域回避の模式図

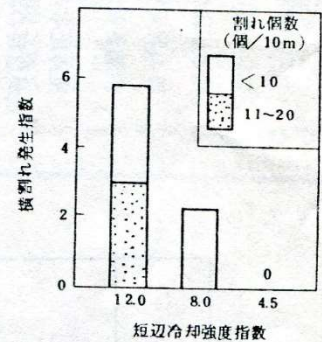


図11 鋳片下面側コーナー部の横割れにおよぼす短辺冷却水量低減の効果