

技術報告

室蘭製鉄所における棒線用高級特殊鋼製造技術の開発

Development of Production Technologies of High-quality Special Steel for Bar and Wire Rod at Muroran Works

柿本 亮一*
Ryoichi KAKIMOTO工藤 進
Susumu KUDO新田 法生
Michio NITTA松島 光宏
Mitsuhiro MATSUSHIMA宮本 峻至
Shunji MIYAMOTO廣角 太郎
Taro HIROSUMI小林 雅人
Masato KOBAYASHI

抄 録

室蘭製鉄所で製造する棒線用高級特殊鋼は、主に自動車向け重要保安部品に使用されるため、非金属介在物制御や表面組織制御等の品質維持が重要である。また、海外メーカーとの熾烈な競争に勝ち抜くための安定操業を基盤とした一層のコスト低減も課題である。本稿ではその取り組みの一例として、棒線用高級特殊鋼製造上重要な工程であるRHと連続铸造での改善を取り上げた。即ち、RH工程では下部槽および浸漬管で散発していた耐火物トラブルに対し、耐火物熱間観察および熱間補修技術を組み合わせることで耐火物の安定化を図り、溶鋼品位維持、連々数向上による生産性向上を果たした。また連続铸造工程においては、鋼種に応じた二次冷却パターンの適正化、三次冷却による組織制御を行い、表面品位向上による大幅な歩留向上を実現した。

Abstract

High-quality special steel for bar and wire rod manufactured at Muroran Works, are mainly used for critical automotive components. To meet the required level of performance, it is very important to maintain the strict quality control especially regarding non-metallic inclusion and surface microstructure. Further cost reduction based on stable operations is also necessary in order to keep competitive against overseas manufacturers. This paper describes operational improvements of RH degasser and CC (Continuous Caster) which are important processes to make high-quality special steel for bar and wire rod as an example of such efforts. Although refractory trouble of lower vessel and snorkel in RH degasser had sometimes occurred, introducing online refractory inspection and repairing technology stabilized refractory conditions, which eventually keeps the steel quality high and increases productivity by longer sequential casting. The optimization of secondary cooling pattern for each steel grades and the microstructure control by tertiary cooling have been developed. The steel yield in steelmaking process has been greatly improved by enhancement of the surface quality.

1. 緒 言

日本製鉄(株)室蘭製鉄所は、ばね・ギア・シャフトなど自動車分野へ多種多様な鋼材を供給しており、製鉄所全体の製造量の7割を自動車向けが占める(図1)。近年、急速に成長する中国・アジア諸国における鉄鋼メーカーと競争していくためには、より高いレベルでの品質の追求とより一層のコスト低減が必須である。特に、高付加価値商品であるミドル・ハイグレード分野で差別化を図るためには、自動車向けに代表される清浄鋼(非金属介在物(以下介在物と略す)微細制御、極低酸素)の品位維持・改善が重要

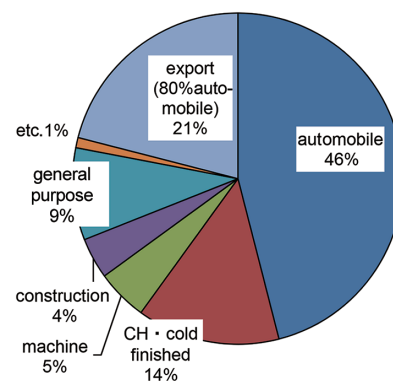


図1 室蘭製鉄所生産内訳
Products manufactured in Muroran Works

* 室蘭製鉄所 製鋼部 製鋼技術室長 北海道室蘭市仲町12 〒050-8550

である。

室蘭製鉄所製鋼工場は転炉－取鍋精錬(LF)－真空脱ガス(RH)－連続铸造(CC)－分塊圧延の工程で製造を行っている(図2)。清浄鋼の製造は、品質維持・改善のためにRH長時間処理を実施しているが、長時間処理は槽耐火物へのダメージが大きいため耐火物トラブルが頻発する。そのため、耐火物健全性の維持が課題であった。その対策としてRHオンライン熱間観察装置の導入と、本装置を利用した改善に取り組んだ。また、CC工程においては、特に、炭素鋼で多く発生する鑄片の表面疵による降格抑制が課題となっていた。そこで、CC二次冷却、および分塊圧延後の三次冷却の最適化による対策について取り組んだ。

2. RH操業安定化による清浄鋼製造安定化

2.1 対策の概要

清浄鋼を製造する場合、精錬最終工程であるRHの操業改善が製品品位に大きく影響を与える。清浄鋼降格要因の68%がRHトラブルであり(図3)、その内の66%はRH耐火物トラブルであった(図4)。RH耐火物トラブルは浸漬管で主に発生する耐火物脱落¹⁾と下部槽で主に発生する鉄皮赤熱・開孔の二種類に大別される。浸漬管耐火物脱落は耐火物(酸化物)の溶鋼への混入が懸念され、下部槽鉄皮赤熱・開孔は、外気吸い込みによる酸化物生成や高真空精錬の続行不可が懸念される。従って、RH耐火物の健全性維持は高付加価値商品である清浄鋼の製造に必要な不可欠である。RHの各部名称を図5に示す。室蘭製鉄所ではオフライン位置でTOPランスを用いた槽内付着地金溶解(TOP溶解)を実施することができる。下部槽および浸漬管のトラブル発生時の耐火物を調査した結果と推定原因を図6に示す。下部槽トラブルは、敷部耐火物の溶損が著しく溶鋼がRH鉄皮へと到達し孔空きに至っている。浸漬管ト

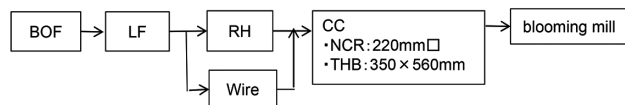


図2 室蘭製鉄所製鋼プロセスフロー
Steelmaking processes flow of Muroran Works

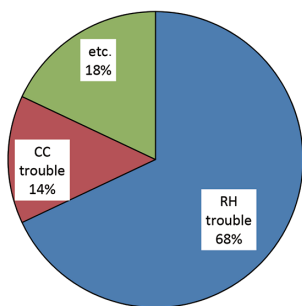


図3 清浄鋼降格要因
Cause of degradation of clean steel

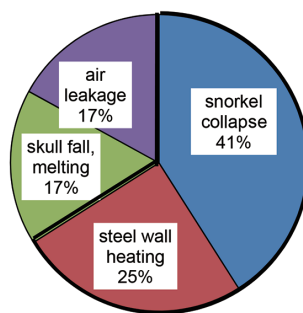


図4 RHトラブル清浄鋼降格原因内訳
Breakdown of degradation caused by RH trouble

ラブルは、RH処理による急激な温度上昇と非処理時の温度降下が繰り返され、耐火物の膨張、収縮により亀裂が伸展し、耐火物脱落に至ったと推定した。

2.2 RH オンライン熱間観察装置導入

前述したRH耐火物トラブルを防止するためには頻繁かつ詳細な点検を行い、適切な補修^{2,3)}が必要であるが、安全が確保できる場所(RH槽の斜め下)からの目視点検では詳細な点検ができず、見込みでの補修判断を余儀なくされていた。そこで、耐火物補修方法の適正化のための熱間点検強化を目的とした観察装置(RHオンライン熱間観察装置)導入の効果と清浄鋼製造への寄与について述べる。

観察装置導入を検討するに当たり、安全確保、品質維持、操作性改善、コスト改善の四点を考えた。

特に、以下の三点を重視した。

- ①観察装置動作の遠隔自動化
- ②観察可能温度範囲拡大
- ③浸漬管全周観察

RHオンライン熱間観察装置は、旋回アーム上に設置された内部観察カメラと浸漬管外壁観察用カメラにより浸漬管が撮像され、画像は操作室PCにて処理を行い、操作室モニタに出力される(図7(a))。撮像カメラは浸漬管内面全体を観察するため浸漬管1本に対し3台で撮像を行い、浸漬管外面も全周観察できるよう4箇所にカメラを設置している(図7(b))。カメラには落下物、熱および粉塵からの保護機構として、保護蓋、耐熱ガラスを採用した(図7(c))。RHオンライン熱間観察動作の所要時間は全体で70s程度とした。

2.3 耐火物トラブル発生メカニズム把握

RH耐火物脱落トラブルの原因として、亀裂の発生と亀裂伸展による耐火物の開孔が挙げられる。そこで、耐火物亀裂の発生および伸展についてRHオンライン熱間観察装置を用いて詳細に調査した。その結果、3チャージ(CH)

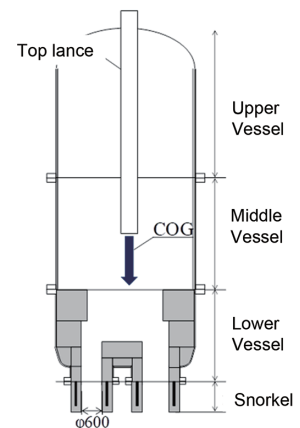


図5 RH槽概要と名称
Schematic view of RH vessel

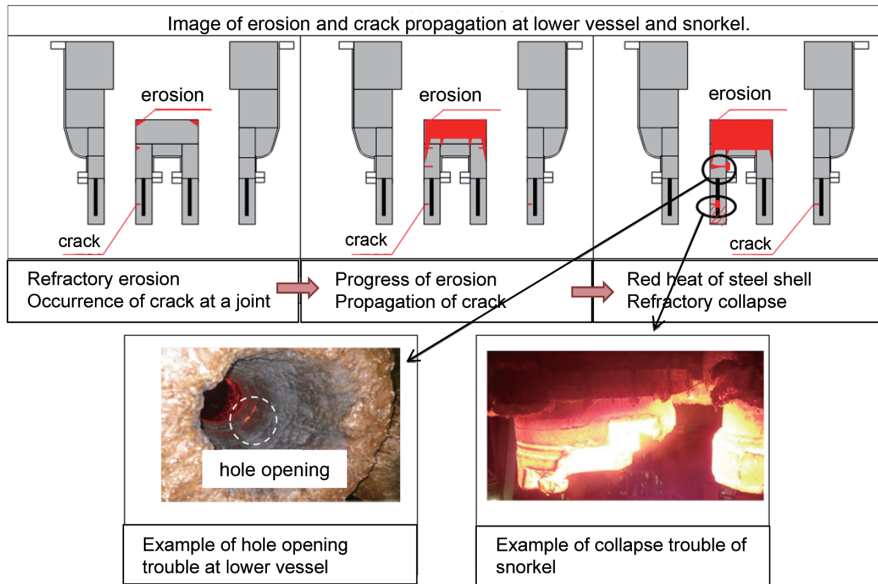


図6 RH耐火物トラブル調査と原因推定
Investigation of refractory trouble and cause estimation

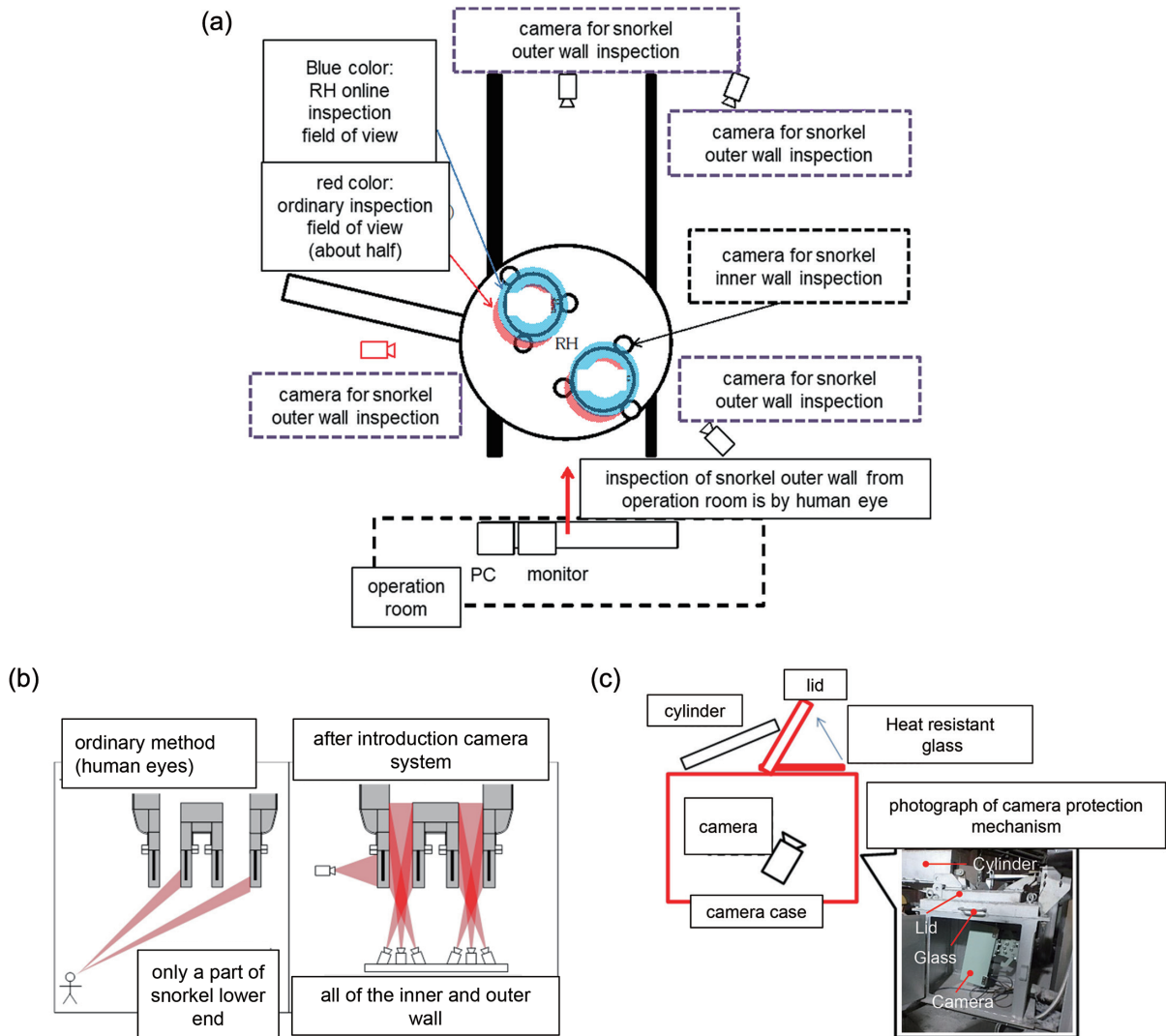


図7 RHオンライン熱間観察装置概略
(a) RHオンライン熱間観察装置全体図, (b) 浸漬管点検方法比較, (c) 観察カメラ保護機構
Schema of RH online hot inspection equipment

(a) All view of RH online hot inspection equipment, (b) Comparison of inspection of snorkel, (c) Mechanism of camera protection

目と7CH目で亀裂が大きく進行していることがわかり、どちらにも共通して次の2つの特徴が確認された。

- 前CH処理終了温度と次CH処理開始温度の差が大きい
- 処理間待機時間が長い

即ち、亀裂の大幅な伸展は耐火物表面と溶鋼の温度差が大きい場合に生じると言える。図8に亀裂伸展速度と温度差(溶鋼-耐火物間)の関係を示す。温度差が50℃を超えると亀裂が伸展を始め、温度差が大きいほど亀裂の伸展が大きいことがわかった。図9に吹付け補修有無による亀裂長さとの関係を示す。その結果から、亀裂長さの指数に応じた補修対応基準を策定した。

- 亀裂長さ指数 ≤ 0.4 …吹付け補修対応。亀裂の進行をほぼ完全に防止可能
- 亀裂長さ指数 > 0.4 …圧入補修実施。亀裂伸展抑制不可

鉄皮の赤熱、開孔は全て敷部周辺で発生しているため、敷部耐火物の溶損の進行を観察した結果、TOP溶解実施時は溶解時間が長いほど指数関数的に溶損が進行することが明らかとなった。そこで、TOP溶解回数を増加させ、一

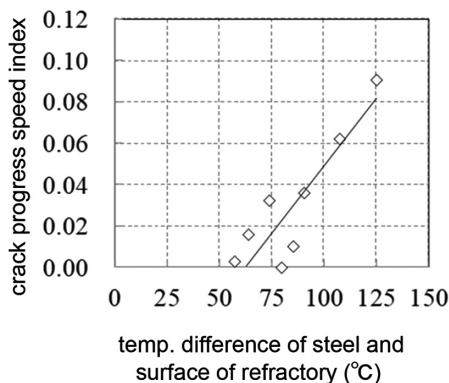


図8 耐火物表面と溶鋼温度差と亀裂伸展速度の関係
Relationship between temp. difference of steel and surface of refractory and crack progress speed index

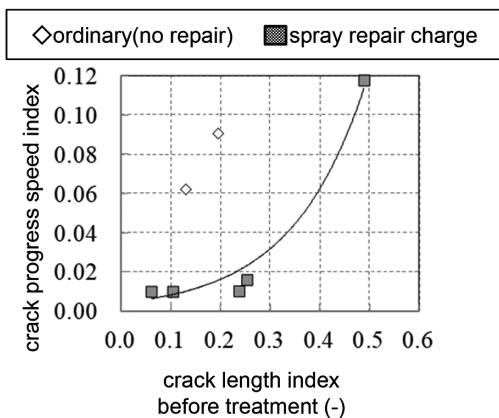


図9 吹付け補修有無による亀裂伸展速度変化
(耐火物表面と溶鋼温度差 = 100℃ ± 20℃)

Effect of spray repair on the crack propagation speed (temp. difference between refractory surface and steel = 100℃ ± 20℃)

度の溶解時間を45min程度に抑えたところ、RH下部槽の耐火物トラブルを0.2%以下に抑えることができるようになった(図10)。

2.4 本装置導入と最適化による効果

本装置の導入前後のRH耐火物トラブル推移を図11に示す。本装置導入後、RH耐火物トラブルは発生していない。突発トラブルが無くなったことでRH下部槽寿命は計画値以上に向上した(図12)。2015年度と比較すると降格率が約10%減少し(図13)、耐火物トラブルを予知し連々数を規制していたものに関しては、平均で4CHの連々数増加

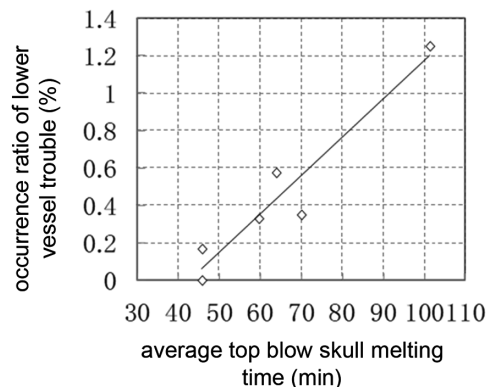


図10 TOP溶解時間とRH下部槽耐火物トラブル発生率の関係
Relationship between TOP melting time and lower vessel trouble occurrence ratio

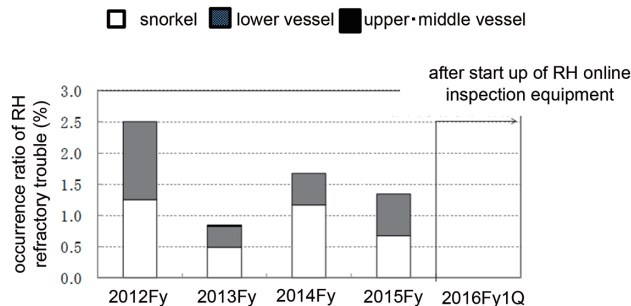


図11 RH耐火物トラブル発生率の推移
Change in RH refractory trouble occurrence ratio

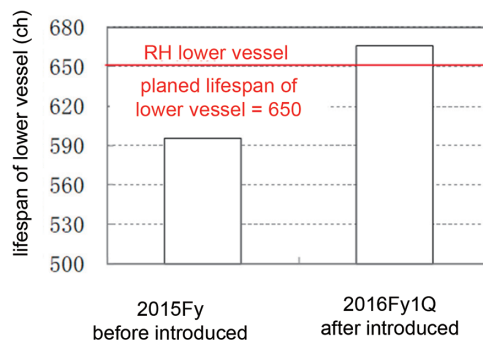


図12 RH下部槽寿命推移
Change in lifespan of lower vessel

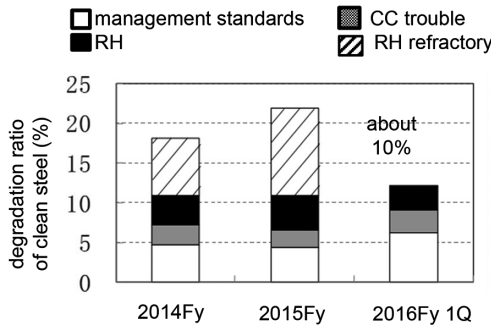


図13 清浄鋼一級品降格率

Change in degradation ratio among the 1st class of clean steel

を達成した。

2.5 RH耐火物トラブル対策のまとめ

高付加価値商品である棒線用高級特殊鋼の製造方法は耐火物へのダメージが大きく、頻発する耐火物トラブルが課題であった。RH耐火物トラブルを減少すべくRHオンライン熱間観察装置を導入し、トラブル原因の調査と対策を実施し、以下の結果を得た。

- 1) RHオンライン熱間観察装置は、RH浸漬管および下部槽の内面、外面の全周観察が可能。
- 2) RH処理間の点検に関して、以下三点を改善した。
 - 作業者の安全確保…点検を全て操作室内で完結できるようになった。
 - 点検時間短縮…点検時間を従来の約9minから改善後は3minまで短縮できた。
 - 予熱時間捻出…点検時間短縮により耐火物保護を目的とした予熱時間を捻出できた。
- 3) RH耐火物トラブルである耐火物脱落と鉄皮赤熱・開孔を調査した。
 - 耐火物脱落原因は耐火物表面から発生する亀裂であり、亀裂は耐火物表面温度と溶鋼温度の差が大きいほど伸展し、吹付け補修で亀裂伸展を抑制できる。ただし、亀裂に対する吹付け補修は以下に示すように亀裂長さによって効果が異なるため、亀裂長さ指数>0.4では早期圧入補修を計画する。

亀裂長さ	吹付け補修効果	対応
亀裂長さ指数 ≤ 0.4	亀裂伸展防止	吹付け補修
亀裂長さ指数 > 0.4	亀裂伸展速度抑制不可	早期圧入補修実施

- 鉄皮赤熱・開孔原因は敷高さが低くなることにより発生する。敷高さは処理により徐々に溶損が進行する他、TOP溶解により大幅に進行する。TOP溶解時間 ≤ 45min とすることで下部槽トラブル ≤ 0.2% を達成した。
- 4) 上記1)～3)の結果、所内降格比率10%低減を達成し、連々数の4CH増加を図ることができた。

3. 中断面ブルームの表面品質改善

3.1 #3CC分塊圧延プロセスと疵発生の特徴

図14に改善対象である3CCの概要を示す。3CCは断面サイズ□220mmにて2ストランド(st)×3ストリーム(str)の6本铸造を実施している。本プロセスを以下、NCR(Near net Casting and compact high Reduction)と呼ぶ。また図15に3CCの出側から分塊圧延までのプロセスフローを示す。三次冷却については分塊圧延時の粒界割れ防止を目的に鑄片を水槽に浸漬する浸漬冷却(以下、DB=Dipping Bath)と空冷の2ルートがある。

鋼片疵の発生頻度は炭素レベルごとに差異がある。図16に鋼片疵が発生する鋼種の内訳を示す。図16より鋼片疵の5割弱は高炭素鋼で発生しており、これらの疵を改善対象とした。図17に高炭素鋼における発生疵形態と発生比率を示す。高炭素鋼で発生している鋼片疵の形態は主に孔状疵と縦割れ状疵の2つのパターンに大別される。図18に孔状疵と縦割れ状疵の詳細調査結果、および発生時の铸造速度(以下、Vc)等の操業条件の特徴を示す。

3.2 孔状疵改善の取り組み

3.2.1 孔状疵の発生メカニズム推定

表1に孔状疵が発生する代表鋼種の成分系を示す。孔状疵は高炭高窒素鋼で最も発生しやすく、特に上面(以下、L面)に集中して発生する。鋼片疵のマイクロ組織観察の結果、凝固乱れ、凝固組織の異常はないものの、鋼片での疵部位に脱炭層が確認されるためCC機内～加熱炉間で発生した疵であると考えた。孔状疵の発生原因を特定するために同

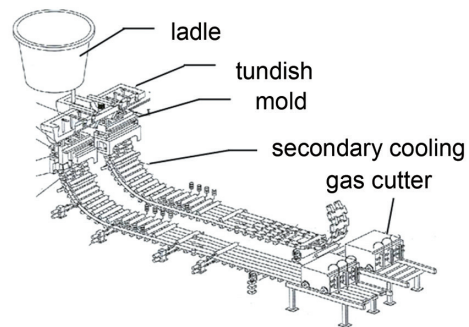


図14 室蘭製鉄所連続铸造機の概要
Schematic view of Muroran continuous caster

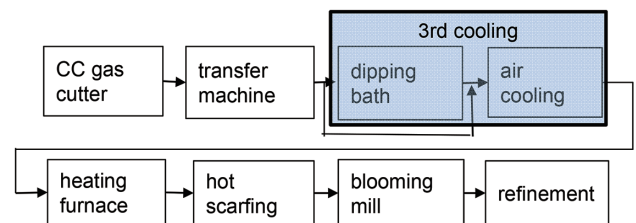


図15 CC～分塊圧延プロセス図
Process flow of CC-blooming mill

疵多発規格における As cast での鑄片表面を観察した結果 L 面に割れが発見された。図 19 にその割れ、図 20 に割れ部位のミクロ組織写真を示す。

図 20 より旧 γ 粒界 (に析出した α 相) に沿って割れたような鋭い形状を呈しており、この割れが起点となり、分塊圧延時に粒界に沿って更に深い割れへと伸展することで孔状疵となると考えた。この孔状疵の起点となる割れは L 面に歪みがかかる CC 湾曲部での曲げ矯正部における鑄片表

層の限界歪み超過、即ち、結晶粒界の脆化が原因で生じると考えられる。鈴木ら^{4,5)}によると鑄片脆化の原因として Nb(C·N)、AlN、BN といった γ 粒界析出物や γ 粒界に沿って析出するフィルム状初析フェライトによる粒界脆化が生じている。

3.2.2 孔状疵発生回避条件の検討

図 21 に高炭高窒素鋼のグリーブル試験結果を示す。CC

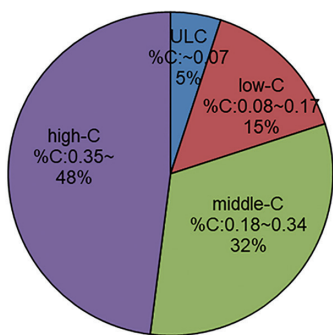


図 16 鋼片疵の発生鋼種内訳 (炭素レベル)
Occurrence of surface defect with carbon level

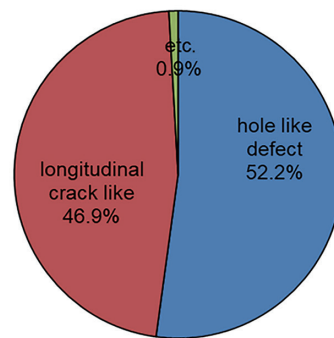


図 17 高炭素鋼における発生疵形態と発生比率
Form of surface defects causing with high carbon steel

	hole like	longitudinal crack like
appearance of defect		
micro photo.		
White arrow part of photo.	shallow decarburized zone	deep decarburized zone
solidification delay		
White arrow part of photo.	no solidification delay at crack origin	no solidification delay at crack origin
Steel grade	High C, N steel	High C, Cr, Mo steel
Major occurrence condition		
	tendency to occur at low Vc	

図 18 NCR 高炭材で発生する表面疵の特徴
Characteristics of surface defects occurred with high carbon steel

表 1 孔状疵発生代表鋼種の化学成分
Typical chemical compositions of steel grade, hole like defect is remarkable

Steel grade	%C	%Si	%Mn	%V	N ppm
High C, N	0.43	0.25	1.37	0.087	92

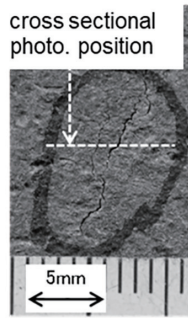


図 19 孔状疵発生部位の鋳片表面 L 面写真
Photograph of hole like defects on the L surface

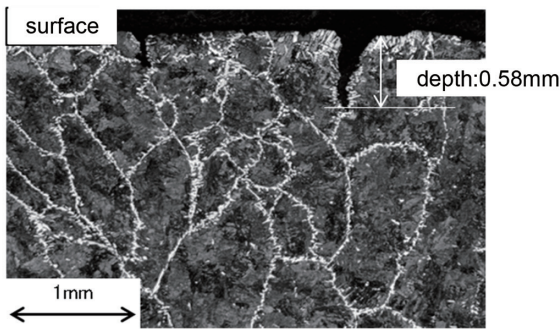


図 20 鋳片割れ部位マイクロ写真 (ナイトール腐食)
Micro photograph of crack (nital etched)

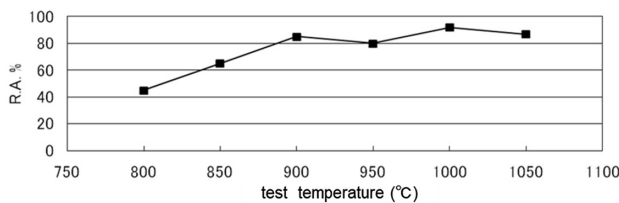


図 21 高炭高窒素鋼の温度と絞り値の関係(グリーンブル試験)
Relationship between temperature and reduction of area

曲げ矯正部を通過する際に必要な鋳片温度を見積もった結果、900℃以下で脆化することがわかった。NCR 鋳片の場合、鋳片面中央部と比較してコーナー部では二面冷却の影響を受けて 80℃ほど鋳片温度が低下する。そのため孔状疵の発生を回避するためには CC 曲げ矯正部通過時に L 面コーナー部を 900℃以上とするため、L 面中央部の温度を 980℃以上とする必要がある。この条件を達成するため、新二次冷却パターンの開発に取り組んだ。

3.2.3 新二次冷却パターンの開発

1) 比水量変動二次冷却新パターンの設計

表 2 に各二次冷却パターンにおける、各 Vc ごとの比水

表 2 各二次冷却パターン、Vc ごとの比水量と課題
Cooling water supply, 2nd cooling and Vc pattern and tasks

Relative water supply	Casting speed	Ordinary	Ultra low cooling rate	New cooling pattern
	High Vc	Large	Small	Large
	Low Vc	Large	Small	Small

Tasks (standard)	Casting speed	Ordinary	Ultra low cooling rate	New cooling pattern
	Lowering machine load (atmospheric temp. ≤ 200°C)	High Vc	○	×
Low Vc		○	○	○
Higher billet temp. L surface center temp. at unbending point ≥ 980°C	High Vc	○	○	○
	Low Vc	×	○	○

○: Applicable, ×: N.A.

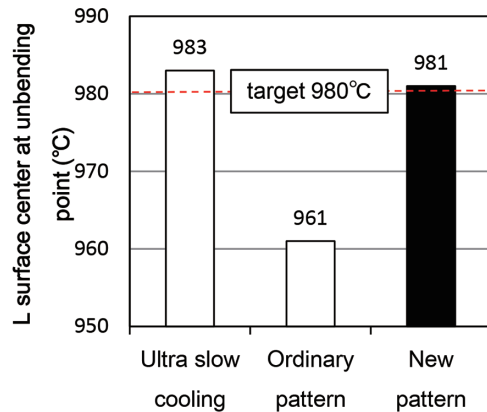


図 22 新冷却パターン適用時の矯正点 L 面中央部温度
Temp. of L face center at unbending point with new cooling pattern

量と課題(新パターンは計算結果から評価を実施)を示す。従来の二次冷却パターンは Vc によらず比水量が一定となるように設計されている。しかし比水量一定制御ではロール抜熱の影響を受け、Vc による鋳片温度差が生じる。そのため新パターンは高温出片と設備負荷低減の両立を図って、高 Vc 時において従来パターンと同等の比水量とし、低 Vc 時においては超緩冷パターンと同等の比水量となるように設計した。

2) 新パターンの実機適用結果

新パターン適用により、雰囲気温度を低温に抑制できており基準内温度 200℃を大幅に下回るようになった。一方、図 22 に各二次冷却パターンにおける低 Vc 時の矯正点 L 面中央部温度比較を示す。新パターン適用により従来パターンよりも 20℃高温側に推移しており、980℃以上を確保できた。図 23 に新パターン適用前後の孔状疵発生指数の比較結果を示す。新パターンを適用することで 93%疵発生指数が低減したことを確認した。

3.3 縦割れ状疵改善の取り組み

3.3.1 縦割れ状疵の発生メカニズム推定

表3に縦割れ状疵が発生する代表鋼種の成分系を示す。縦割れ状疵が最も発生しやすい高炭Cr-Mo鋼に関して、以下に述べる。図18の右欄に縦割れ状疵の鋼片表面写真、および疵部位のマイクロ写真を示す。疵形状の特徴としては、鑄造方向に沿った長い割れであり、割れ深さは1.5～5.0mm程度と比較的深く、脱炭層を伴う。また、同疵は発生面に特徴がある。図24にNCRの取り合いと各面の名称を示す。他strの鑄片と隣接する内サイド面（以下、内面）で割れ発生率が高い傾向がある。

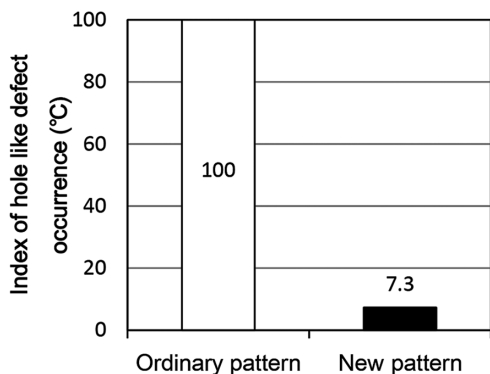


図23 新冷却パターン適用による孔状疵改善効果
Effect of new cooling pattern on the index of hole like defect

表3 縦割れ状疵発生代表鋼種の成分系
Typical chemical compositions of steel grade, longitudinal crack like defect is remarkable

Steel grade	%C	%Si	%Mn	%Cr	%Mo
High C, Cr, Mo	0.41	0.24	0.78	1.115	0.116

CC機内～加熱炉間において、鑄片サイド面に外的な力が加わる箇所は存在せず、縦割れ状疵は鑄片自身の熱収縮・膨張に起因した内部歪みが原因であると推定した。鑄片の熱履歴を調査すべく、DB後の鑄片表面組織を観察した。図25に表3の鋼種における低Vc時の鑄片外サイド面(LF面も同様。以下、外面)、および、内面の凝固組織写真を示す。低Vc時の各面におけるDB後表面組織を比較すると、外面は $\alpha+P$ 相である。一方、内面は表層1mm以内では $\alpha+P$ 相のみが存在しているが、表層1mmより深い部位ではマルテンサイト変態している部位もあり、他の面と異なる組織となっている。

図26に縦割れ状疵の発生メカニズムの模式図を示す。DB後に面ごとの組織差が存在することで縦割れ状疵が発生していると考えた。内面の表層1mmより深い位置ではマルテンサイト変態が生じていることからこの変態部位はDB前は未変態 γ 組織であり、DBによってマルテンサイト変態したと考えられる。変態部位では変態膨張により引っ張り応力が生じるため、そこが割れの起点となり内面で1mm以上の深い割れが発生していると考えた。

図27に表3の鋼種における冷却速度 $-0.1^{\circ}\text{C}/\text{s}$ (CC機内冷却速度と同等)での連続冷却変態曲線を示す。DB前段階での鑄片温度には各面ごとにばらつきがあり、内面では $615\sim 635^{\circ}\text{C}$ 、外面では 600°C 程度となっている。図27よりDB前において外面は 600°C 程度でAr1点と同等であり、 $\alpha+P$ 変態が完了する温度程度まで冷却してから浸漬冷却を実施していることがわかる。またDB後の組織も完全に $\alpha+P$ 相となっていることからDB前ではすでに $\alpha+P$ 変態が完了していたと考えられる。

一方内面ではDB前温度がAr3点よりも低くAr1点より

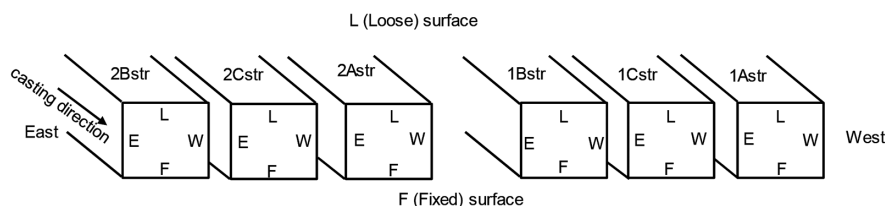


図24 NCR各ストランドの位置関係と名称
Geometric arrangement of NCR strand and name

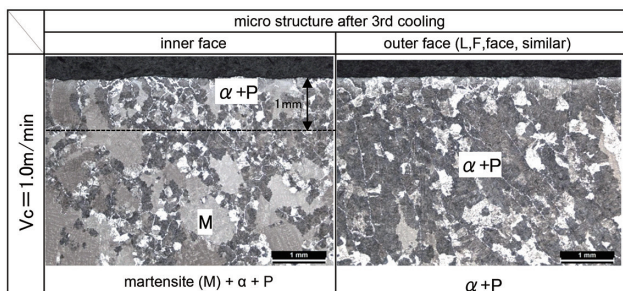


図25 低Vc時の三次冷却後の鑄片表層組織写真
Micro structure of surface layer of billet after 3rd cooling

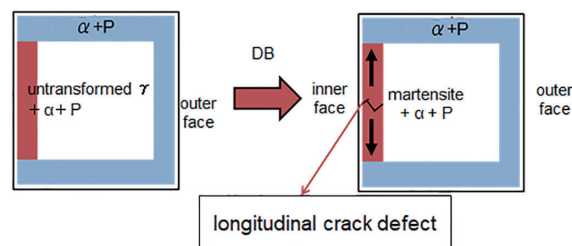


図26 縦割れ状疵の発生メカニズム(縦断面)
Schematic illustration of occurrence of longitudinal crack like defects

高い 615 ~ 635°C であることから、 $\alpha+P$ 変態は開始しているが一部未変態 γ が残留している状態で浸漬冷却している。また DB 後の組織もマルテンサイト + $\alpha+P$ 相であることから DB 前では一部 $\alpha+P$ 変態しているが未変態 γ が残り、その後 DB することで未変態 γ 相がマルテンサイト変態したと考えられる。これらより図 26 に示した縦割れ状の疵の発生メカニズムは妥当であると考えられる。

一方、図 28 に高 V_c 時の鑄片外面および内面の DB 後表層組織写真を、図 29 に連続冷却変態曲線を示す。高 V_c 時の場合は全面でベイナイト + $\alpha+P$ 変態しており、面ごとの表層組織の差異がなく、マルテンサイト変態もしていないため、縦割れ状疵が発生していないと思われる。これは図 29 に示すように鑄片温度が高温の状態での DB しており、マルテンサイト変態開始温度まで冷却されないためであると考える。

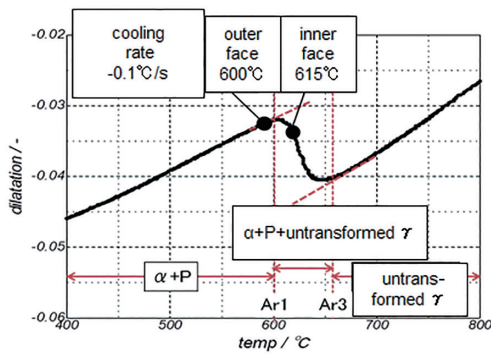


図 27 縦割れ状疵発生鋼の連続冷却変態曲線
CCT curve of steel
Longitudinal crack like defect is remarkable.

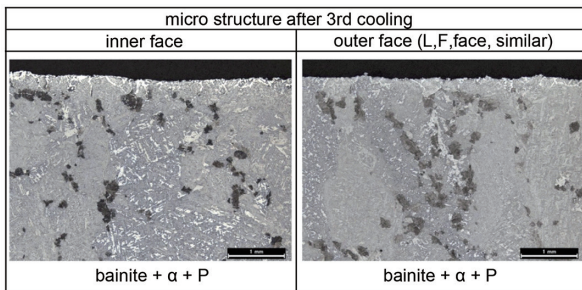


図 28 高 V_c 時の三次冷却後の鑄片表層組織写真
Micro structure of surface layer of billet after 3rd cooling casted at high casting speed

3.3.2 縦割れ状疵改善の取り組み

図 30 に縦割れ状疵の原因と対策を示す。種々対策の中で三次冷却の空冷化について報告する。低 V_c 時は外面では $\alpha+P$ 変態が完了する温度まで鑄片の冷却が進んでおり、未変態 γ が内面でのみ残っている状態で DB することで縦割れ状疵が発生していると考えた。そのため未変態 γ がマルテンサイト変態しないよう三次冷却において空冷を適用し、全ての面を完全に $\alpha+P$ 相に変態させることで縦割れ防止を試みた。図 31 に空冷適用時の加熱炉装入直前までの連続冷却変態曲線図を示す。図 31 より全面を Ar_1 点を下回る温度まで空冷し、全面が完全に $\alpha+P$ 変態が完了した後に加熱炉に装入することで縦割れ状疵を防止する。

図 32 に疵多発鋼種における DB 時と空冷時の縦割れ状疵発生指数を示す。空冷適用により縦割れ状疵発生指数を 74% 低減することができた。

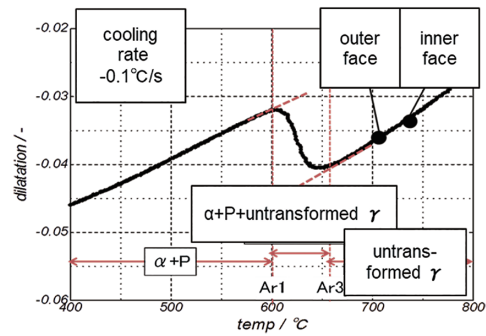


図 29 縦割れ状疵発生鋼の連続冷却変態曲線 (高 V_c)
CCT curve of steel (high V_c)
Longitudinal crack like defect is remarkable.

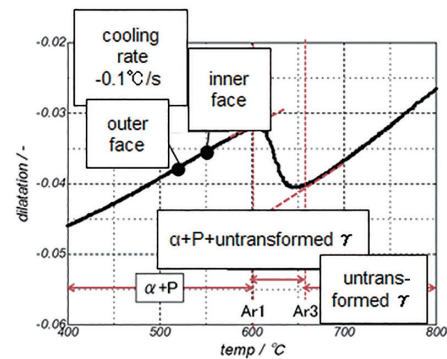


図 31 連続冷却変態曲線と空冷時の温度
CCT curve and temp. of air cooling

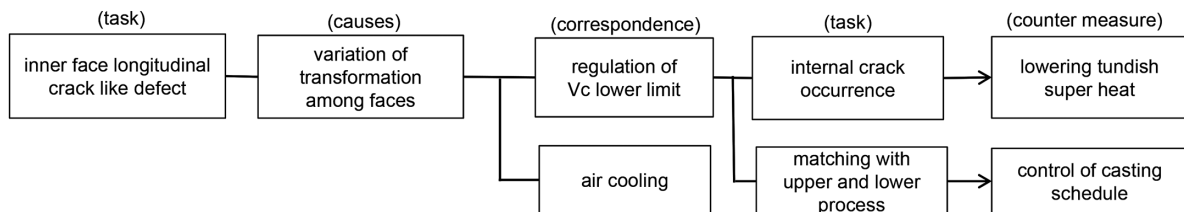


図 30 縦割れ状疵の原因と対策
Causes of longitudinal crack like defect and counter measures

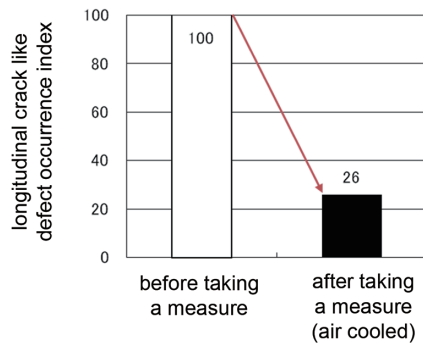


図 32 空冷適用の効果

Effect of air cooling application on defect occurrence index

3.4 NCR 鋳片表面疵発生対策に関するまとめ

NCR プロセスにおける代表的な鋼片疵の発生対策として、以下の改善を行った。

- (1) 孔状疵の発生メカニズムを特定し、二次冷却新パターンを実機適用し、低 Vc 域にて超緩冷パターンと同程度の鋳片温度を確保し孔状疵の発生指数を 93% 低減した。

た。

- (2) 縦割れ状疵の対策として三次冷却過程において空冷を適用し疵発生指数を 74% 低減した。

4. 結 言

室蘭製鉄所で製造する棒線用高級特殊鋼における生産性向上を目的に、RH での処理トラブル回避対策、および CC における表面疵対策について述べた。

その結果、降格率低減、疵発生的大幅な改善を実現した。

参考文献

- 1) 松永久, 富永忠男, 王寺陸満, 田中英夫: 鉄と鋼. 63 (13), 1945-1952 (1943)
- 2) 伊藤智, 犬塚孝之: 新日鉄技報. (388), 65-67 (2008)
- 3) 犬塚孝之, 小島昭, 片岡厚一郎, 阪本克彦: 耐火物. 50, 492-493 (1998)
- 4) 鈴木洋夫, 西村哲, 山口重裕: 鉄と鋼. 65 (14), 2038-2046 (1979)
- 5) 鈴木洋夫, 中村泰: 日本金属学会会報. 18 (11), 748-754 (1979)



柿本亮一 Ryoichi KAKIMOTO
室蘭製鉄所 製鋼部 製鋼技術室長
北海道室蘭市仲町12 〒050-8550



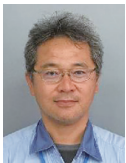
宮本峻至 Shunji MIYAMOTO
室蘭製鉄所 製鋼部 製鋼技術室



工藤 進 Susumu KUDO
室蘭製鉄所 総務部 安全健康室 主査



廣角太朗 Taro HIROSUMI
プロセス研究所 製鋼研究部 主幹研究員



新田法生 Michio NITTA
設備・保全技術センター 無機材料技術部
炉材エンジニアリング室 主幹



小林雅人 Masato KOBAYASHI
室蘭製鉄所 製鋼部長



松島光宏 Mitsuhiro MATSUSHIMA
室蘭製鉄所 製鋼部 製鋼工場
連続鋳造課長