

技術報告

鹿島製鉄所における高級厚板用革新的連続铸造技術の開発

Development of Revolutionary Continuous Castings Technology for Thick Plate at Kashima Works

馬場 宣彰*
Noriaki BABA佐藤 康弘
Yasuhiro SATO久保 憲司
Kenji KUBO加藤 徹
Toru KATO伊藤 義起
Yoshiaki ITO大塚 正俊
Masatoshi OHTSUKA

抄 録

鹿島製鉄所では、大入熱溶接鋼、高張力鋼、9%Ni鋼等の高級厚鋼板向けスラブを製造している。铸造時の割れ感受性の高い鋼種では、スラブ表面に横ひび割れが発生し、スラブの検査や手入れといった増工程、歩留まり落ちが課題となる。また、製品板厚が100mmを超えるような極厚材等の内質健全性を要求される鋼種では、鑄片中心部のポロシティが課題となる。これらの課題に対し、鑄型直下急冷復熱法 SSC (Surface Structure Control cooling) を開発し、横ひび割れを解消し、更にセンターポロシティ対策として PCCS (Porosity Control of Casting Slab) 法を開発した。また、オーステナイト単相凝固鋼として割れ感受性が高い9%Ni鋼の铸造も可能とした。本技術を No.2 連続铸造機(CC)に適用した結果、高級厚板鋼板を高生産性の下に製造することを可能とした。

Abstract

Kashima Works manufactured high-grade steel plate such as steel for large heat input welding, high-tensile steel, and 9% Ni steel. In some steel grades, transverse cracks occur on the surface of the slab, which demand extra processes such as a slab inspection and grinding, and cause yield loss. Moreover, the center porosity of the slab becomes a problem in plates which require high slab inner quality, such as a plate whose product thickness exceeds 100 mm. To overcome these tasks, SSC (Surface Structure Control cooling) and PCCS (Porosity Control of Casting Slab) technologies were developed and adopted to No.2 CC. It was also made possible to cast 9% Ni steel, which is austenite single phase and also crack sensitive. As a result, it has become possible to manufacture high-grade steel plates under high productivity.

1. 緒 言

鹿島製鉄所では、高生産性を確保しつつ、高級厚鋼板向けスラブを製造している。鋼材使用環境の厳格化に伴う品質要求は、益々高度化している。そのため、精錬を中心とした不純物低減とともに、铸造工程における欠陥発生抑止が重要な課題となる。特に、Nb、V、Ni、Cu等を添加した低合金鋼では、鑄片表面割れが発生しやすく、スラブの検査や手入れによる増工程、歩留まり落ちの抑制が大きな課題となる。そのため、鑄型直下急冷により、一旦 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度以下に急冷し、復熱させることで横ひび割れ防止を行う SSC (Surface Structure Control cooling) 法を開発した¹⁾。

一方、製品厚みが100mmを超えるような極厚鋼板の用途は、橋梁、金型用、そして大型産業機械用などで、高品質

質および内部品質(内質)健全性が要求される。このような極厚鋼板を製造する際、その内質を確保することは重要である。板厚中心部の機械的特性の確保や、鑄片中心ポロシティ(気孔)圧着のために、圧延において強圧下を適用している。しかし、汎用連続铸造機で铸造された通常鑄片の圧延製造プロセスにおいては、圧延ミル能力の制約から強圧下圧延でもポロシティ欠陥がわずかに残り、高感度超音波探傷により欠陥として見つかるため製造可能製品厚には限度がある。

これに対し、著者らは、連続铸造機において鑄片を凝固末期に強圧下することで、内質上問題となる鑄片厚み中心のポロシティを铸造段階で圧潰するポロシティの低減法(Porosity Control of Casting Slab: PCCS法)を開発した²⁾(図1)。更に、液化天然ガス貯蔵タンク用の極低温鋼として、9%

* 鹿島製鉄所 製鋼部 製鋼技術室長 茨城県鹿嶋市光3 〒314-0014

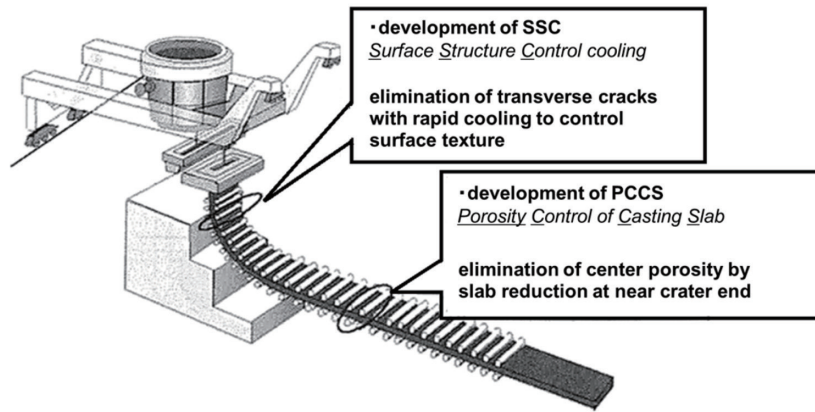


図1 鹿島製鉄所 No.2CC における新技術の適用
Application of new casting technology, No.2 CC, Kashima Works

Ni 鋼の製造についても検討した。即ち、本鋼は γ 単相凝固鋼として γ 粒界割れに起因する表面割れが顕在化するが、二次冷却最適化等の対策により、铸造可能とした。

その結果、VB 型の連続铸造-厚板生産プロセスで極厚鋼板の製造が可能になった。本稿では、これらの技術の概要について述べる。

2. 铸型直下急冷復熱法 (SSC) による表面割れ防止

2.1 铸片表層組織制御の概要

連続铸造から圧延プロセスの過程で铸片を室温まで冷却することなく直送する直行化は、プロセスにおよび製造コストの合理化につながることから積極的に進められているが、これを実現するためには铸片段階で表面割れを完全に防止する必要がある。一方で、近年の材料要求特性の高度化に伴い、鋼中に Nb, V, Ni, Cu 等を添加した低合金鋼が増加している。これらの鋼種は横ひび割れ感受性が高くなる可能性がある。

横ひび割れに関しては従来数多くの研究が行われ、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度近傍の高温脆化に起因し、铸片の矯正がこの温度域で行われることが原因となることが明らかにされている³⁵⁾。そこで実際の連続铸造操業では、铸片矯正時の表面温度がこの脆化温度域を高温側あるいは低温側に回避するよう管理しているのが一般的である。

ここでは、連続铸造の二次冷却を利用した铸片表層部のマイクロ組織制御 (SSC) により、割れの起点となる粒界のフィルム状フェライトの析出を防止し、上記の脆化機構そのものを解消する方法を見出し、割れの抜本的解消を図った。その結果、厚板スラブを生産する鹿島製鉄所 No.2 連続铸造機 (以下 2CC) において連続铸造機内で二次冷却により、スラブ表面横ひび割れを防止する技術を確立した。

実際に割れ感受性の高い Nb, Ni, Ti 含有厚板用スラブの連続铸造にこの組織制御を適用したときに得られた、铸片表層部のマイクロ組織の一例を図 2 に示す。铸片の全幅、

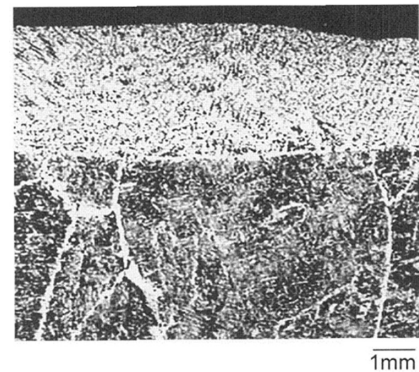


図2 SSC 適用による铸片の表層部マイクロ組織
Micro structure of slab surface, with SSC

全長に渡り表層部に数 mm の厚さで粒界のフィルム状フェライトが認められない組織が得られる。横ひび割れは铸片の曲げ・矯正応力が粒界のフィルム状フェライトに集中することにより発生することから、このような組織制御により、割れを防止することが可能となる。

この铸片表層部組織制御を実現するための温度履歴を図 3 に示す。この図は 200kg 铸片を静止铸造後、铸型から引き抜き、直ちにミスト冷却を行ったときの表皮から 5mm 位置の温度履歴を示す。実際の連続铸造条件を模擬した铸片の引き抜き後徐々に冷却する徐冷却と、一旦急冷却しその後 1300K まで復熱した上で徐冷却する温度履歴 (SSC) について、铸片表層部のマイクロ組織を比較した。急冷却時の最低温度および冷却速度を種々変化して試験を行い、マイクロ組織への影響を調査した。

この 2 条件における测温位置近傍のマイクロ組織を図 4 に示す。徐冷却では連続铸造実機铸片と同様、 γ 粒界に沿ったフィルム状フェライトが多数生成するのに対して、一旦急冷却した後に復熱する SSC を採用することによりこのフェライトの生成を防止できることが判明した⁹⁾。また、両条件で铸片表層部の γ 粒径を比較したところ、SSC 条件と徐冷却条件で特に差は認められなかった。

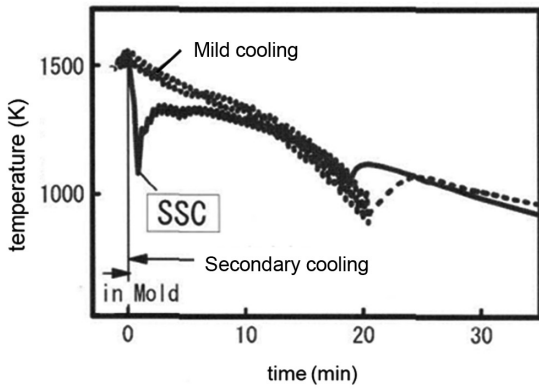


図3 SSCと従来型二次冷却(徐冷却)の温度履歴
Temperature history of SSC and conventional mild cooling

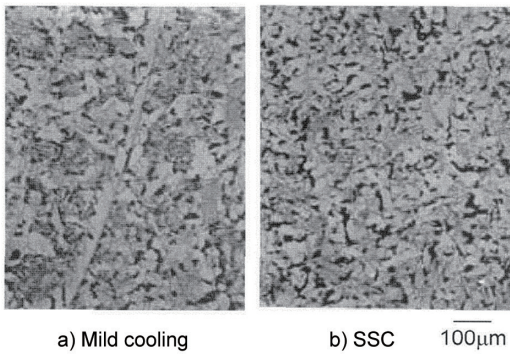


図4 200kg インゴット冷却試験での鑄片表層部マイクロ組織
Micro structure of slab surface layer in 200kg ingot cooling test

2.2 高温延性の改善効果

溶融、凝固ままの試験片を使用した高温延性調査を行い、SSCによる高温延性への影響を確認した。試験片を溶融した状態で保持するために、コールドクルーシブルタイプの誘導加熱部を備えた引っ張り試験装置を製作し、铸造したままの鑄片のマイクロ組織を再現して高温延性を評価した⁷⁾。

同一のNb, Ni, Ti添加鋼を使用し、徐冷却とSSCにおける高温延性(以下R.A.)を調査した結果を図5に示す。温度履歴によりR.A.は大きく変化し、SSCにより従来の脆化温度域においても高いR.A.が得られ、脆化そのものを解消できることが判明した。試験片の破断面近傍あるいは所定の温度履歴の後引っ張りを行わず冷却した試験片のマイクロ組織を調査したところ、引っ張り試験片においても粒界のフィルム状フェライトが生成していなかった。更に、徐冷却とSSCで γ 粒径に差は認められなかった。

また、溶融、凝固を行わず、SSCを模擬して一旦急冷却および復熱する温度履歴として高温延性を比較したところ、図5の結果と異なり脆化温度域が認められた。即ち、铸造したままの鑄片の高温延性を評価するためには、溶融凝固を伴う引っ張り試験を行うことが不可欠であることも明らかになった。

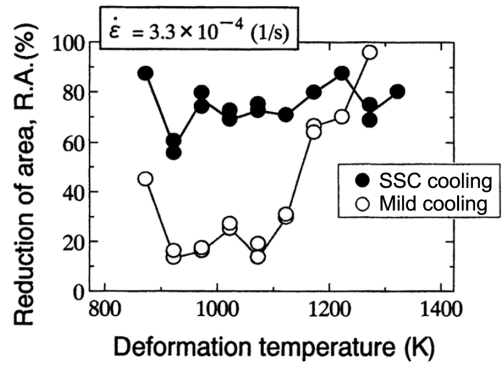


図5 高温延性に及ぼす温度履歴の影響
Effect of temperature history on hot ductility

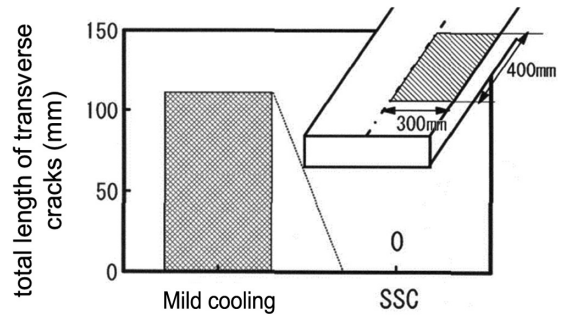


図6 鑄片曲げ試験時の横ひび割れ発生状況
Status of transverse cracking during slab bending test

2.3 鑄片表面割れの防止効果

SSCによる割れ防止効果を確認するために、試験連続铸造機で連続铸造した鑄片に曲げ歪みを付与し、横ひび割れの発生状況を調査した⁶⁾。150×600mmの断面を有する垂直型の試験連続铸造機で2.5tonの溶鋼を使用して4mの鑄片を铸造後、連続铸造機下方に設置した曲げロールにより実際の連続铸造機に相当する湾曲半径10mRの曲げ歪みを歪速度 2×10^{-4} 1/sの条件で付与した。連続铸造機のストランド内と曲げ試験部に放射温度計を設置し、所定の温度履歴が得られていることを確認した。

鑄片の表面温度が1170Kで曲げ試験を行ったときの、鑄片の曲げ試験部の300×400mmの領域に発生した横ひび割れの総長さを図6に示す。徐冷却では粒界に沿ってひび状に割れが発生しており、横ひび割れを実験室的に再現できた。これに対して、SSCでは同じ温度で鑄片に同じ曲げ歪みを付与したにもかかわらず割れは認められなかった。鑄片表層部のマイクロ組織を調査したところ、徐冷却ではフィルム状フェライトが生成していたのに対してSSCでは生成しておらず、鑄片表層部のマイクロ組織制御による割れ防止効果を確認できた。

2.4 鑄片表層部マイクロ組織変化の機構

前述のように徐冷却とSSCとで γ 粒径に変化は認められないことから、SSCによるマイクロ組織変化は $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ 変態に伴う γ 粒径の微細化に起因するものではない。連続铸造

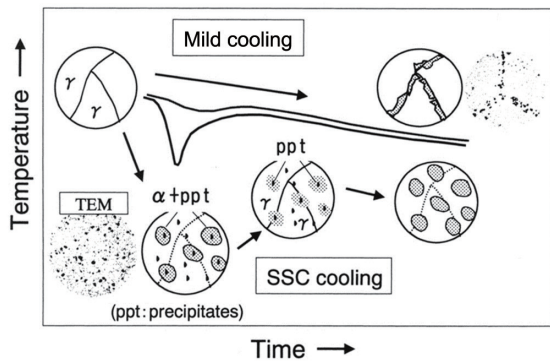


図7 SSCによるマイクロ組織変化の模式図
Schematic view of change in micro structure with SSC

鑄片の表層部と、引っ張り試験片を透過型電子顕微鏡 (TEM) 観察したところ、徐冷却時には粒界に沿って (Ti, Nb)(C, N) が析出しているのに対して、SSCでは粒界への析出が抑制されるとともに、粒内に均一分散析出していることが判明した⁶⁾。

これらの知見を基に推定したマイクロ組織変化の模式図を図7に示す。SSCの過程で一旦急冷却中にはフェライト相が析出を開始すると考えられるが、この時同時に微細な炭窒化物が粒内にも生成する。(Ti, Nb)(C, N)の溶解度積は小さく、二次冷却末期のフェライト析出の核となったためこのようなマイクロ組織変化が生じたものと考えられる。

2.5 実際の連続铸造への適用

厚板用の連続铸造機である鹿島製鉄所 No.2CC (表1) に鑄型直下に急冷却帯を設置して、SSCを適用した⁸⁾。急冷却ゾーンの最下部に設置した放射温度計によれば、鑄片表面温度は徐冷却時には約1280Kに対して、SSCでは約990Kとなり、図3に示したSSCの温度履歴に対応した狙い通りの温度履歴が得られていることを確認した。

Nb, V, Ni等を含有する横び割れ感受性の高い鋼種の連続铸造にSSCを適用したときの横び割れの発生状況の変化を図8に示す。鑄片厚さが235mmと300mmのいずれの条件でもSSCの適用により横び割れを防止することが可能となっている。

3. PCCSによるスラブ中心ポロシティ抑制技術

3.1 極厚鋼板製造における課題と開発の経緯

製品厚みが100mmを超えるような極厚鋼板の用途は、橋梁、金型用、そして大型産業機械用などで、高品質および内質健全性が要求される。特に、首都高速道路等に使用される橋脚は、近年厚肉化の傾向がみられ益々厳しい内質レベルが要求されている。また、石油掘削用の海洋構造物用等のエネルギー分野からの需要も近年高い。

このような極厚鋼板を製造する際、その内質を確保することは重要である。板厚中心部の機械的特性の確保や、鑄片中心ポロシティ(気孔)圧着のために、圧延において強

表1 鹿島製鉄所 No.2CC 仕様
Main specifications of No.2 CC, Kashima Works

Item	Spec.
Type of machine	Vertical bending Height of vertical part 2.5 m
Machine length	28.3 m
Casting radius	9.4 m
Number of strand	Single

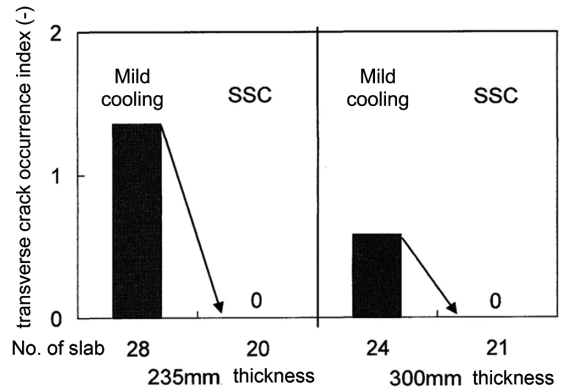


図8 SSCの適用に伴う横び割れ防止効果
Effect of SSC on the elimination of transverse cracking

圧下を適用している⁹⁾。しかし、汎用連続铸造機で铸造された通常鑄片の圧延製造プロセスにおいては、圧延ミル能力の制約から強圧下圧延でもポロシティ欠陥がわずかに残り、高感度超音波探傷により欠陥として見つかるため製造可能製品厚には限度がある。従って、従来、極厚鋼板は大断面のインゴットを铸造した後、比較的大きな圧延圧下比によって成型して製品としていた。これに対し、ここでは、生産性の高い連続铸造機において鑄片を凝固末期に強圧下することで、内質上問題となる鑄片厚み中心部のポロシティを铸造段階で圧潰するポロシティの低減法(PCCS法¹⁰⁾)を開発した。その結果、通常の連続铸造-厚板生産プロセスで極厚鋼板の製造が可能となった。

铸造末期に溶鋼凝固時の体積収縮により空隙が発生し、これが中心ポロシティとなりスラブに残存する。著者らの調査から通常スラブでは、図9に示すように円相当直径2mm以下程度のポロシティの集合体で残存するケースが多く、圧延圧下比を確保できない極厚鋼板など成品サイズによっては圧延後も残存し、超音波探傷検査で欠陥として発見されるため、スラブ段階での中心ポロシティ低減が非常に重要な課題であった。

3.2 PCCS法の概要

前述の極厚鋼板製造時の铸造欠陥の課題を解決するため、汎用連続铸造機である表1に示す仕様のNo.2CCにおいて、PCCS法の開発に取り組んだ。図10に特徴を示す。PCCS法とは、スラブの厚み中心部が完全凝固する直前にスラブに大圧下を加え、中心ポロシティを生成段階で圧着

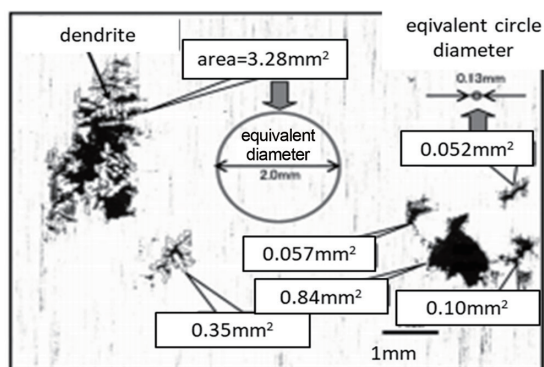


図9 通常スラブで確認される中心ポロシティの例
Example of center porosity observed in conventional slab

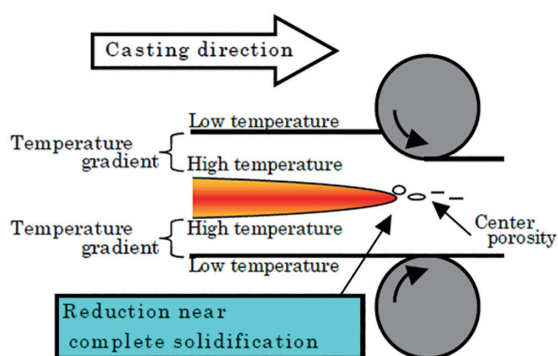


図10 鹿島製鉄所 No.2CCにおけるPCCS法と特徴
Feature of PCCS at No.2 CC, Kashima Works

表2 PCCS法適用条件
PCCS applying conditions

Item	Value
C content	0.09–0.15 mass% (400, 500, 600 MPa class)
Slab size	300 mm (t) × 2300 mm (w)
Casting speed	0.55–0.60 m/min
Reduction amount	Approximately 10 mm

させることを目的とした手法である。鑄片表面と中心の温度差は約500℃前後あり、表面より高温の中心部に圧下変形を効率的に付与でき中心ポロシティが圧着できることに特徴がある。

PCCS法適用条件は、表2に示すC含有量0.09~0.15 mass%、強度は400, 500, 600 MPa級の鋼種で実施した。スラブサイズは鹿島製鉄所 No.2CCで最大のサイズである300 mm厚×2300 mm幅で、鑄造速度は鋼種により0.55~0.60 m/minの範囲とした。圧下は中心固相率が完全凝固直前と考えられる後述の適正範囲でスラブに約10 mmの圧下を加えた。

3.3 中心ポロシティの評価方法の確立

著者らはPCCS法の開発にあたり中心ポロシティの評価として以下の比重測定に基づき定量化を図った。スラブの

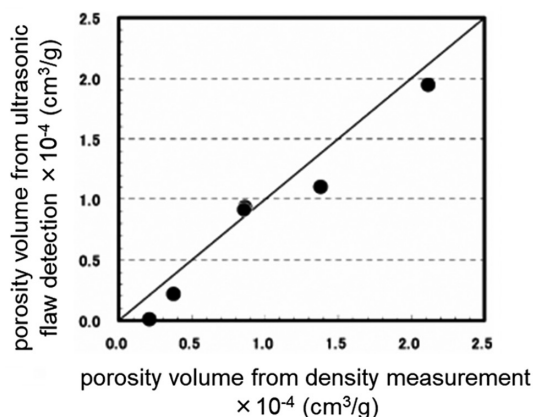


図11 比重測定法と超音波探傷法のポロシティ体積比較
Comparison of porosity volume measured with density and ultrasonic flaw detection

1/4厚部ではポロシティの発生はほとんどないことに着目し、スラブの厚み中心部の密度 ρ と、1/4厚部の密度 ρ_0 を厚み7 mm×幅100 mm×長さ50 mmサンプルで測定し、式(1)を用いて比体積の差を厚み中心部の単位重量あたりのポロシティ体積と定義し算出する手法である。なお、比重測定方法はJIS Z 8807の固体比重測定方法¹¹⁾に則り、水中で秤量する手法を用いた。

$$\text{単位重量あたりのポロシティ体積} = 1/\rho - 1/\rho_0 \quad (1)$$

本評価方法を厚み中心部の同じ位置から採取したサンプルの超音波探傷(UST)による評価との検証結果を図11に示す。なお、超音波探傷では、検出されたポロシティの個々の測定断面積から求めた円相当直径の球形体積に換算したポロシティ体積の総和をサンプル重量で除し単位重量あたりのポロシティ体積を評価した。その結果、評価方法は簡便な中心ポロシティ評価法として利用できることを確認した。

また、著者らはスラブに限らず、圧延後の成品についても同様の手法でポロシティ体積を評価できることを確認した。ただし、圧延材については、測定されたポロシティ体積をそれに比例するポロシティグレードに換算し評価を行った。

3.4 PCCS法の適用結果

(1) スラブの中心ポロシティの低減効果

凝固伝熱計算より求めたスラブ圧下時の厚み中心の固相率とポロシティ体積の調査結果を図12に示す。中心固相率0.80~0.95の範囲の適正な圧下条件をとったPCCS法を適用した鑄造スラブは図13に示すように中心ポロシティ体積を通常鑄造スラブと比較して、いずれの鋼種も約1/3に低減する大きな効果が得られた。

(2) PCCS法によるスラブ内部圧下効果の検証

図14のマクロエッチを施したスラブ縦断サンプル材で、電磁攪拌によって生じる負偏析帯(ホワイトバンド)を便宜的に境界として、PCCS法による強圧下を適用したスラブの

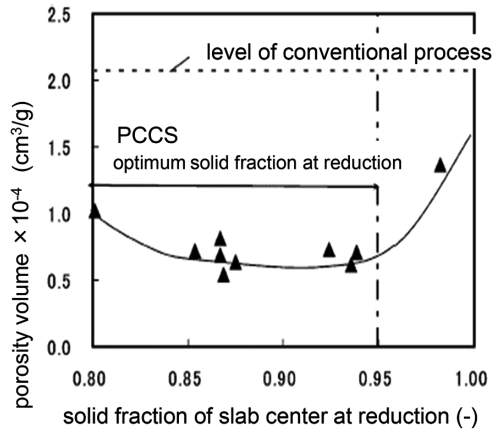


図 12 圧下時の中心固相率とポロシティ体積の関係
Relationship between center solid fraction at reduction and porosity volume

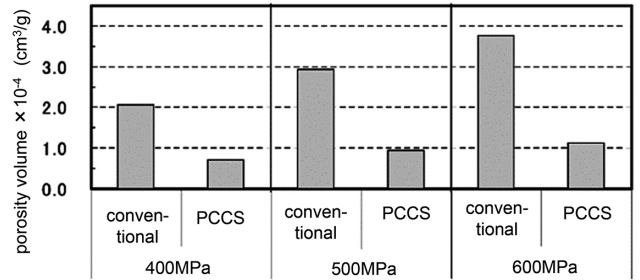


図 13 PCCS 法による中心ポロシティ低減効果
Effect of PCCS on porosity volume

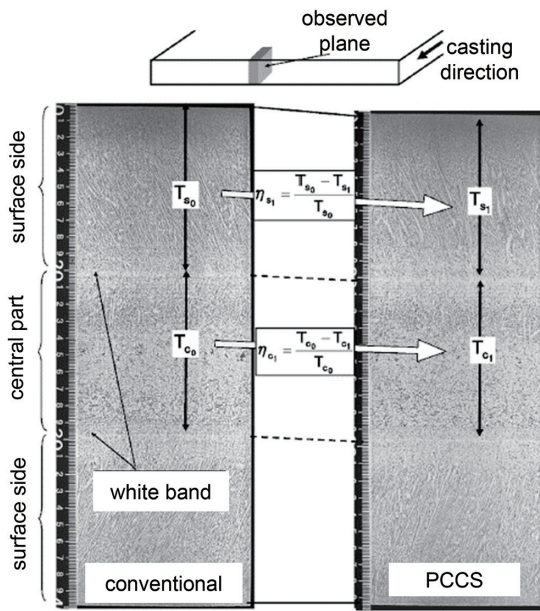
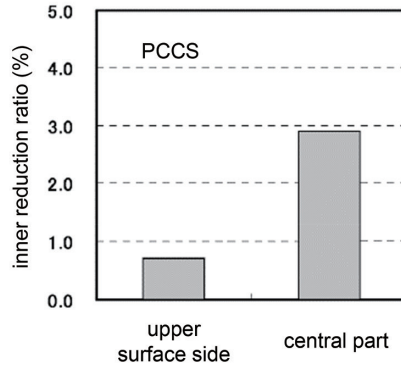


図 14 内部圧下率ηの検証
Verification of internal reduction ratio η



上表面側と中心側の領域の厚みについて、強圧下をしない通常スラブからの厚み変化を求め内部圧下率を算出した。

PCCS 法を適用したスラブでは中心部分では約 3%、上表面側部分では約 0.7%の圧下率となり中心部の圧下が優先的に進み中心ポロシティ低減において内部圧下効率が良いことが確認された。

(3) 圧延成品の中心ポロシティ低減効果

400MPa 級鋼について、鋳片の圧延時の圧下比と中心ポロシティグレードの関係を図 15 に示す。従来であれば、同等品質のポロシティグレードを得るには、圧延圧下比 5 が必要で、これは 750mm 厚の大断面の鋳片（インゴット）からの製造が必要である。一方、PCCS 法適用鋳片によれば、300mm 厚のスラブから圧延圧下比 2 程度で 150mm 極厚鋼板の製造が可能となった（図 16）。

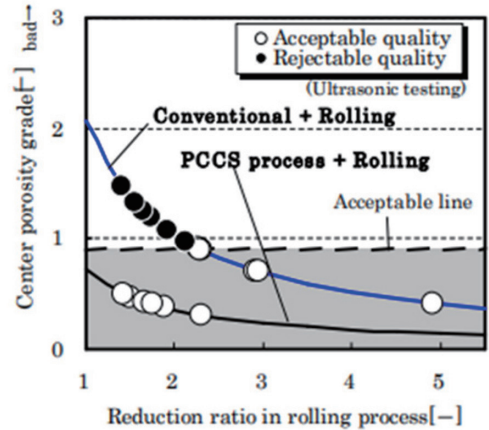


図 15 圧延時の圧下比とポロシティグレードの関係
Relationship between reduction ratio at rolling and porosity grade

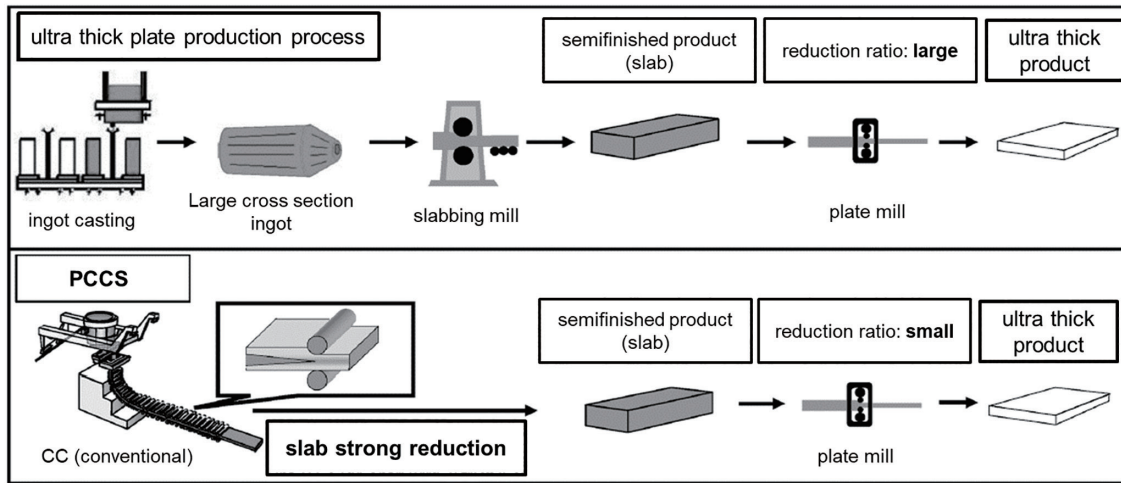


図 16 インゴットと PCCS 法による極厚鋼板製造プロセス比較
Comparison of PCCS and ingot casting processes

4. Ni含有鋼スラブの表面品質改善

4.1 背景および概要

Ni 含有鋼は高温脆化域が低温側に拡大するために、この特性を考慮した铸造条件を選定することが必要である¹²⁾。中でも、低温靱性に優れた LNG タンク用 9%Ni 厚鋼板はオーステナイト（以下 γ 相）単相凝固であるため表面割れ感受性が高く、これまでに割れ防止に関する取り組みを実施してきた。ここでは、二次冷却を始めとした種々の改善を行った結果について報告する。

4.2 スラブ表面品質改善

湾曲半径 9.4m の垂直曲げ型連続铸造機で各サイズの 9%Ni 鋼スラブの製造を行った（表 3）。9%Ni 鋼は γ 単相凝固のため、 γ 粒界とマイクロ偏析部が一致し、一般鋼よりも横び割れ感受性が高い。図 17 に 9%Ni 鋼の高温延性を示す。900℃を下回ると極端に R.A. が低下するが、Al と N の濃度積を低減した条件で 800℃付近の R.A. が大きく改善される。図 18 に 300mm 厚スラブ铸造時の表面温度推移を示す。高温脆化域が低温まで広がっていることと熱応力を低減する観点から、曲げ、矯正域において脆化域を高温側に回避する弱冷却铸造を指向した。コーナー部においては矯正部で脆化域の 800℃程度となるが、Al、N 濃度の低減による表面割れ防止を考えた。図 19 に Al と N の濃度積と表面品質の関係を示す。Al、N 濃度を低減することで表面品質（スラブ表層割れ発生頻度を指数化）は大幅に改善できた。

5. 開発の成果と結言

高級厚板向けスラブの铸造工程における欠陥発生解消を目的とした、種々連続铸造技術開発に取り組んだ。連続铸造の二次冷却により铸片表層部の組織制御が可能であり、割れの起点となる粒界に沿ったフィルム状フェライト

表 3 9%Ni 鋼の铸造条件
Casting conditions of 9%Ni steel

Slab thickness (mm)	235	250	300
Slab width (mm)	2260	2260	2300
Casting speed (m/min)	1.0	0.9	0.7

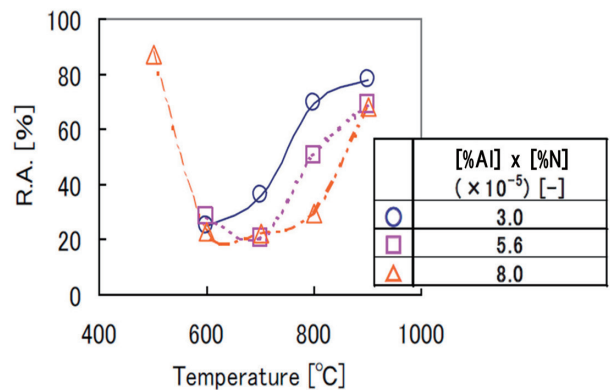


図 17 9%Ni 鋼スラブの高温延性挙動に及ぼす [%Al] × [%N] の影響
Effect of [%Al] × [%N] value on hot ductility in 9%Ni steel slab

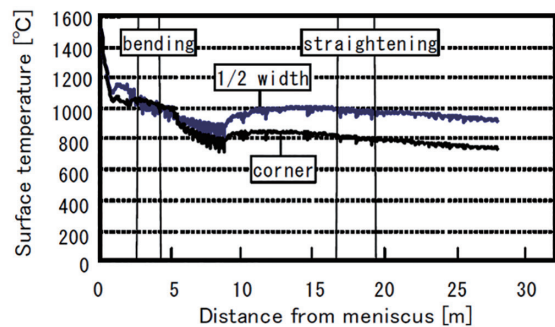


図 18 9%Ni 鋼スラブの表面温度
Surface temperature of 9%Ni steel slab

の生成を防止することにより $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態温度近傍の脆化そのものを解消でき、スラブ表面の横び割れを防止できる

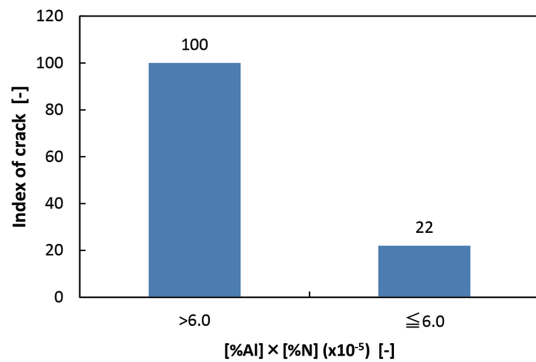


図 19 9%Ni 鋼のスラブ表面品位と [%Al] × [%N] の関係
Effect of [%Al] × [%N] value on surface quality index of 9%Ni steel slab

ことを明らかにした。

鑄片の厚み中心部が完全凝固する直前に大圧下を加える PCCS 法により、厚み中心のポロシティの大幅な低減を実現し、図 16 に示す従来の大断面のインゴット铸造を経ずに、通常の連続铸造-厚板生産プロセス上で極厚鋼板の製造が可能となった。また、インゴットから連続铸造化することにより粗鋼 1ton あたり約 110kg の CO₂ 排出低減が見込まれ、PCCS 法は環境負荷低減にも寄与するプロセスである。今後、需要旺盛な海洋構造物等エネルギー分野用の極厚鋼板の安定供給にも大きく貢献するものと期待できる。

9%Ni 鋼の連続铸造において、二次冷却の適正化によるスラブ表面温度の管理と Al, N 濃度の低下により、表面割

れが顕著に低減することを見出した。以上の技術開発により、汎用の連続铸造機による高級厚板用スラブの高効率、高生産性製造を可能とした。

参考文献

- 1) 加藤徹, 伊藤義起, 山中章裕, 馬場宣彰: あたりあ. 45, 45 (2006)
- 2) 平城正, 山中章裕, 白井善久, 佐藤康弘, 熊倉誠治: あたりあ. 48, 20 (2009)
- 3) Mintz, B., Arrowsmith, J.M.: Met. Technol. 6 (1), 24 (1979)
- 4) Suzuki, H.G., Nishimura, S., Yamaguchi, S.: Trans. Iron Steel Inst. Jpn. 22 (1), 48 (1982)
- 5) Maehara, Y., Yasumoto, K., Sugitani, Y., Gunji, K.: Trans. Iron Steel Inst. Jpn. 25 (10), 1045 (1985)
- 6) Kato, T., Ito, Y., Kawamoto, M., Yamanaka, A., Watanabe, T.: ISIJ Int. 43, 1742 (2003)
- 7) 伊藤義起, 加藤徹, 山中章裕, 渡部忠男: 鉄と鋼. 89, 1023 (2003)
- 8) Baba, N., Ohta, K., Ito, Y., Kato, T.: 5th European Continuous Casting Conference Proceedings, 2005, p.160
- 9) 江本寛治: (社)日本鉄鋼協会編: 第 86・87 回西山記念技術講座, 1982, p.63-64
- 10) 佐藤康弘, 熊倉誠治, 太田晃三, 平城正, 白井善久, 山中章裕: CAMP-ISIJ. 21, 104 (2008)
- 11) JIS ハンドブック. JIS Z8807, (財)日本規格協会, 2007
- 12) 加藤徹, 笠井宣文, 川本正幸, 山中章裕, 渡部忠男: 鉄と鋼. 84 (12), 856 (1998)



馬場宣彰 Noriaki BABA
鹿島製鉄所 製鋼部 製鋼技術室長
茨城県鹿嶋市光3 〒314-0014



佐藤康弘 Yasuhiro SATO
鹿島製鉄所 製鋼部 第一製鋼工場長



久保憲司 Kenji KUBO
鹿島製鉄所 製鋼部 製鋼技術室 主査



加藤 徹 Toru KATO
プロセス研究所 製鋼研究部長 博士(工学)



伊藤義起 Yoshiki ITO
プロセス研究所 製鋼研究部 主幹研究員



大塚正俊 Masatoshi OHTSUKA
鹿島製鉄所 製鋼部長