

# 日本におけるステンレス鋼の連続鑄造技術の発展 その3 双ロール・ストリップ鑄造法

Development of Continuous Casting Technology of Stainless Steel in Japan  
No.3 Twin Roll Strip Continuous Casting

沖森麻佑巳 元・日鉄住金テクノロジー（株）  
Mayumi Okimori

## 5 双ロール・ストリップ鑄造法の 開発と実機化

本編では製造工程の短縮もしくは省略を目的に、新しい鑄造技術として開発が進められたステンレス鋼のストリップ鑄造法について、原理から実機鑄造技術の課題と対応策、今後の展開等を記述する。

### 5.1 双ロール・ストリップ鑄造法の原理と技術構成

急冷凝固法によるストリップ鑄造法に関しては、双ロール・ストリップ連鑄法 (Twin Roll Strip Continuous Casting : 以降STC法と記述) が代表的な方式の一つとしてあげられる。STC法は同期鑄型方式で、ニアネット・シェイブ連鑄法の中では前編の図18のように位置付けられる。STC法の鑄型の周辺の技術は、図28のような構成である<sup>38)</sup>。二つの直径1m程度のロールの間にある狭い隙間に溶鋼を浸漬ノズルから流し込んで、双ロールにより溶鋼からの抜熱・凝固を進め薄鑄造

片 (ストリップ) を製造する。STCでは側面から溶鋼が漏れないように耐火物製のサイド堰が設置されていることが従来CCとの大きな違いである。鑄型メニスカスの比較をした図29に示すように、従来CCとSTCでは、メニスカスにおける凝固殻の生成挙動に大きな違いがある。従来型CCでは、鑄型と凝固殻の間は溶融したパウダーが流れ込み潤滑の役目を果たすが、双ロール法はパウダーを使用しない。

鑄片表層の冷却速度については、STC法 (例：厚1.7mm、深さ0.2mmで1000K/s) は従来CC法 (例：厚250mm、深さ10mmで1K/s) に比較して極めて大きな冷却速度を有する。従来CC (垂直式や湾曲式、水平式) は厚みが100~200mmクラスの鑄片を対象にして鑄造速度は数m/minであるのに対して、極薄鑄片を対象にするSTC法は、3mm厚みでは約60m/min程度、2mm厚みでは約90m/min程度の極めて大きな鑄造速度である<sup>39)</sup>。STC法は1~3mm厚みで月間約5万トン程度の極薄鑄片を生産する<sup>40)</sup>。STC設備は従来

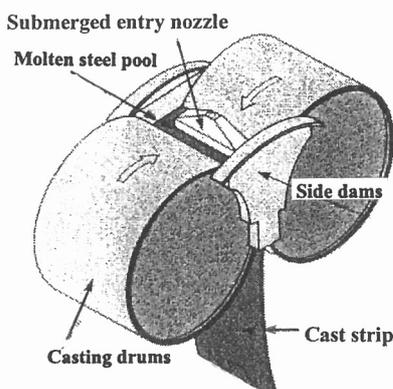


図28 STCの鑄型周辺図

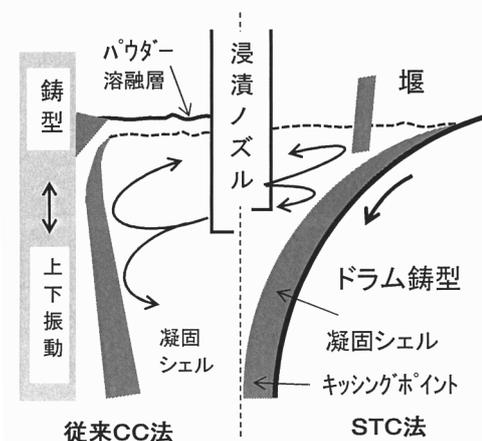


図29 従来CCとSTCのメニスカスの比較

の連鑄機と熱間圧延装置の機能を極めて短距離に配置した薄板製造装置であり<sup>41)</sup>、図30のように双ロール鑄型の後面には極薄鑄片の圧下装置、加熱昇温や冷却装置が配置され、鑄型から非常に近い位置に巻き取り装置が配置されている。

## 5.2 STC法の開発のマクロ変遷

STC法は1857年にヘンリー・ベッセマーが原理を特許化した急冷凝固法であり、1865年には米国にも特許が出され、銅と鑄鉄の実験が行なわれた。日本では20世紀後半に草川らが鑄鉄の鑄造を実験したが、実用化は進まなかった。従来CC法が大量生産法をほぼ確立した1985年頃から各企業は様々な新鑄造法の開発にトライを開始した。STC法の開発には、IHI、川鉄、日立/日新、新日鐵/三菱、神鋼、日本冶金、日立造船/太平洋金属、NKK等が試み、特にステンレス鋼製造各社は積極的にストリップ鑄造技術の開発に取り組んでいた。その理由は、STCの生産能力が市場からのステンレス鋼の月産要求量とほぼマッチングしており、省工程(熱間圧延機が省略できること)、省エネ、省力等をなお一層推し進めることができるからであった。なお、外国のSTC法の開発と実

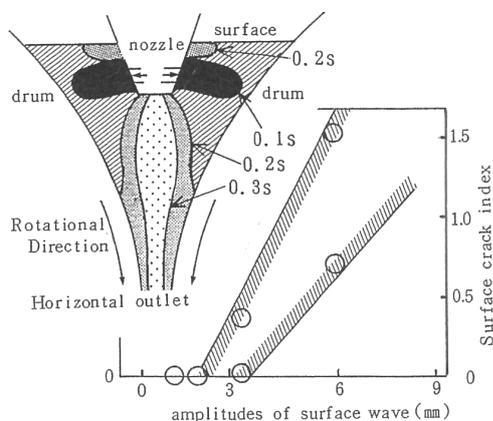


図31 鑄型双ロール間の溶鋼の流れと割れの関係

用化は、日本と同時期に進められており、欧州ではEurostrip NetworkのKrupp Thyssen Nirosta/Krefeld工場がステンレス鋼を鑄造し、米国のNucorは日本の重機メーカーIHIとCastripプロジェクトをCrawfordsvilleで実機化して炭素鋼の極薄鑄片を製造した。

## 6 STC法の急冷凝固現象と品質特性

STC法の本質である急冷凝固現象に関する双ロール間における溶鋼の流動や凝固冷却速度を述べ、次に急冷凝固によるSTC鑄片の品質特性に関しては、新日鐵・光製鐵所の実験の結果を中心にNi偏析、表面割れ、介在物を取り上げて言及する。

### 6.1 急冷凝固現象

#### 6.1.1 双ロール間溶鋼の流れ

STC法における鑄型内溶鋼流の挙動を明らかにするべく、図31のように双ロール間の溶鋼の小さなプール(Wedge Shaped Pool: 以降WSPと記述)の中に浸漬ノズルから横向きや下向きの流出方向を設定して水モデル試験を行った。その結果、溶鋼の表面に流れの停滞を発生させないためには、横向きノズルの適用が有効であった。また表面の波立ちが大きいほど鑄片の表面割れが多発することも明らかになった<sup>42)</sup>。

#### 6.1.2 凝固現象の変遷過程

STC法では従来CCのようにパウダーを使用せず鑄型(双ロール表面)に直接溶鋼が接触して、従来CCとは異なる独特な急冷凝固現象が発現する。図32のようにドラムのメニスカスからキッキングポイント(KS点)までの挙動は3つの領域に分けられる。先ず凝固殻の生成する領域Ⅰ、次にキッキング・ポイント前には温度分布のシミュレーションで存在が示されている半凝固層の絞り出し領域Ⅱがある。最後の領

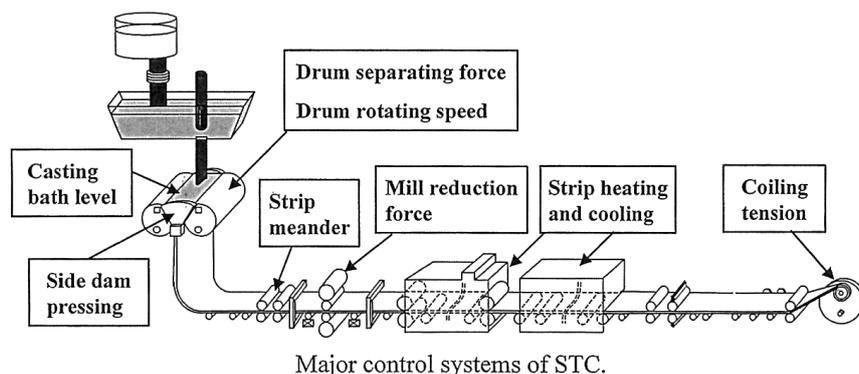


図30 STCの主要設備と制御システム

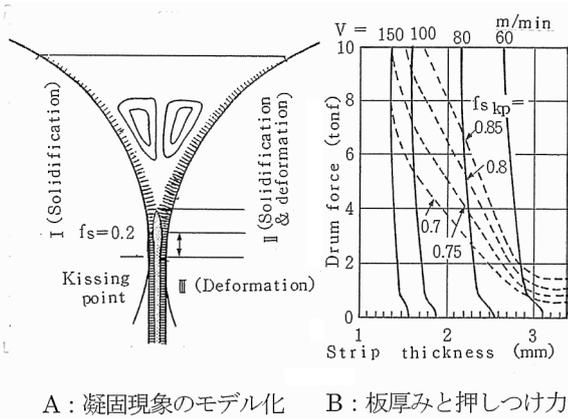


図32 鋳型双ロール間での凝固現象

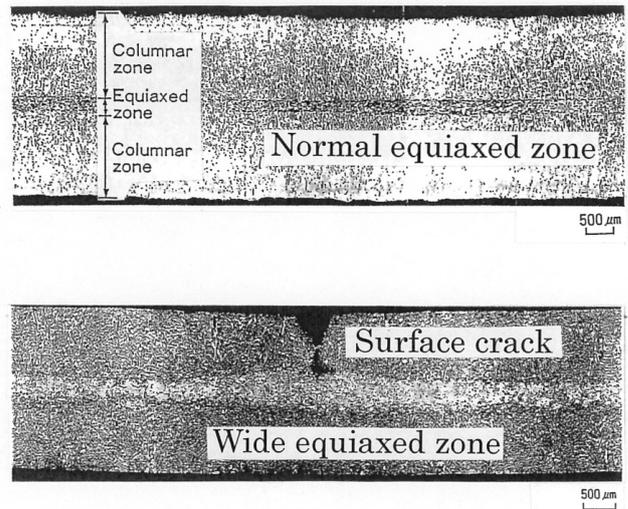


図34 STC 鋳片の表面割れ

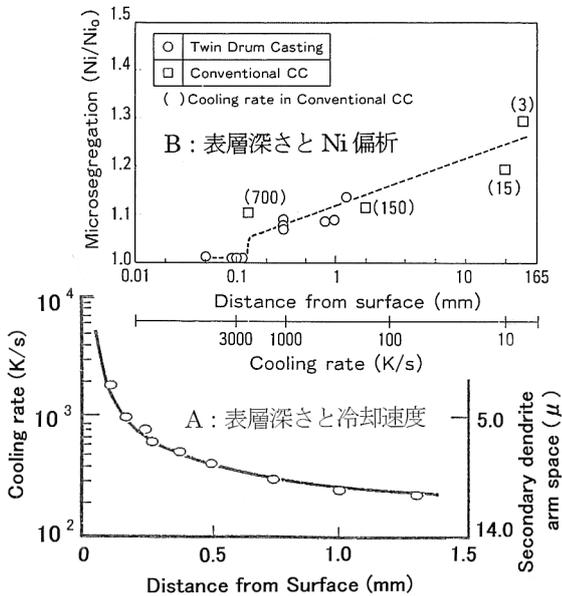


図33 STC法の凝固速度とNi偏析

域Ⅲでは圧延（固相域の塑性変形）が行われていると考えられており、ロール押しつけ力を増加させて板厚みを薄くしている<sup>43)</sup>。以上のように従来CCでは上記の領域Ⅰのみの現象であるが、STC法では領域Ⅱや領域Ⅲの非常に複雑な現象の制御が要求される。

### 6.1.3 急冷凝固速度と凝固組織

STC法の独特な急冷凝固現象を解明するべく凝固速度が様々に調査された。実験室レベルでのステンレス鋼薄片に関する測定では、鋳片厚み0.5~1mm程度では冷却速度 (K/s) は約 $10^3 \sim 5 \times 10^2$ 程度である。図33のAのように3mm厚みの実機の鋳片の2次デンドライトアーム間隔から算出された凝固冷却速度と表層深さとの関係が調査され、表層からの深さ50 $\mu$ mで3000K/s、1000 $\mu$ m深さで300K/sとなっている<sup>44)</sup>。STC

法では双ロール表面への凹凸のディンプルが施工されており、ディンプルの凸部先端から凝固核が発生し、凹凸のディンプルの分布形態や凹部の深さ、凹部に閉じ込められたガスの量などが凝固速度に影響し、これらによって数10ミリ秒の初期凝固が律されることが解明されている。急冷凝固した組織については、実現場で鋳造（凝固）時間と鋳片厚みの関係が確認されており、表層からはデンドライト（柱状晶）が伸びており、中央部は等軸晶化している。厚み3mmでは、中央部約20~30%程度が等軸化しており、凝固時間は0.6s程度である<sup>45)</sup>。

## 6.2 鋳片の表面と内部の品質特性

### 6.2.1 Ni偏析

STC鋳片では急冷凝固によりNi偏析の減少が観察される。具体的に1 $\mu$ m径ビームのCMA：(Computer-aided Micro Analyzer) 調査で、STC鋳片の表層深さ300 $\mu$ mまでのNi成分の推移を調査すると図33Bのようになり、表層深さ150 $\mu$ mまではNi偏析は観察されていない。冷却速度 (K/s) とNi偏析の関係は、冷却速度が3000K/s以上になると、 $Ni_{max}/Ni_o$ は1.02まで下がっている ( $Ni_o$ は鋳片平均Ni濃度、 $Ni_{max}$ は初晶 $\delta$ 相樹間の視野98%面積率のNi濃度を示す)。従来CC材に比較してSTC材は、極めて低い偏析度であることが明らかである<sup>46)</sup>。これによって、STC法では前編で述べた従来CCの鋳片表層のNi偏析に起因する製品のへげ疵の発現は生じていない。

### 6.2.2 表面割れ

STC鋳片の幅方向の凝固組織については、図34Aのように表層からは柱状晶が出現して厚み中央で等軸晶がわずかに出現するのが良好な場合で、鋳片の幅方向にも当組織は均一

に分布している。一方、表面割れが生じている場合の鑄片の断面組織は図34Bのようになっており、割れの部分は凝固遅れが生じていることが判明している。この割れの箇所は局部的な柱状晶の成長遅れがあり、周辺との応力差が出てくると割れることが明らかとなっている<sup>47)</sup>。STC法のこの表面割れは、従来CCの鑄型メニスカス部における脆弱な第Ⅲ領域の初期凝固殻に局部的な温度差がでると表層に微小縦割れが発生することに類似している。

### 6.2.3 介在物

STC法では凝固冷却速度が大きいので残存介在物の微細化が予想され、オーステナイト系のSUS鋼において800mm幅、1.6~3.0mm厚みのSTC鑄片のZ断面の表層からの深さ50 $\mu$ m~1000 $\mu$ mの範囲の試料が調査された。当試料を光学顕微鏡によって介在物分布、EPMA (Electron Probe Micro Analyzer) によって介在物組成、透過顕微鏡、エネルギー分散型蛍光X線分析EDX (Energy Dispersive Xray Spectroscopy) によって微細介在物の観察等を実施した結果、図35のように1 $\mu$ m以上の介在物は、従来CC鑄片に比較し

て少ない傾向にあり、0.2~0.8 $\mu$ mの極めて微細な介在物は約8000個/cm<sup>2</sup>発見され、従来CC材のよりも微細化している。2 $\mu$ m以上の大きさの介在物の組成は、従来CCとほぼ同様な組成をしており、SiO<sub>2</sub>、SiO<sub>2</sub>-MnO系にMnSが付着している。このように介在物に関して調査された実際の現象は、理論的な予想に矛盾しない結果になっている<sup>48)</sup>。

### 6.3 従来CCとSTC法の鑄片欠陥の比較

STC法と従来CC法で鑄片に発生する表面や内部の欠陥を比較して整理すると前述の表3 (各種CC法の技術比較) になる。この表で明らかのように、STC法は表面の割れと、後述する端部の凝固不良による耳割れが鑄片欠陥として課題となるが、その他の欠陥については従来CC法に比較してSTC法の方が有利であると評価できる。

## 7 STC法の実機操業技術とその結果

新日鐵・光製鐵所で試みられた実機STC設備を取り上げ、当設備における長時間安定鑄造技術と表面品位安定化技術および省エネ効果について述べる。

### 7.1 光製鐵所のSTC装置

新日鐵・光製鐵所では1997年10月からSTCの実機規模の実験操業を開始した。STC法を導入する狙いとしては、光製鐵所は熱延工場を有しておらず八幡製鐵所までCC鑄片を輸送していたので、その輸送費用の削減、在庫削減や納期短縮や加熱エネルギーの削減が挙げられた。光製鐵所のSUS溶鋼製造の炉容は60トンであり、電気炉からAOD (Argon Oxygen Decarburization) での脱炭精錬に続いて取鍋精錬LF (Ladle Furnace) を経由して図36に示すSTC鑄造装置に溶鋼が運ばれた。溶鋼は取鍋からタンディッシュを通して浸漬ノズルを経て双ドラムで極薄のストリップ鑄片が製造された。双ロール鑄型の後面には極薄鑄片の圧下装置 (4Hi-mill)、加熱昇温や冷却装置、コイル切断装置が配置され、鑄型から

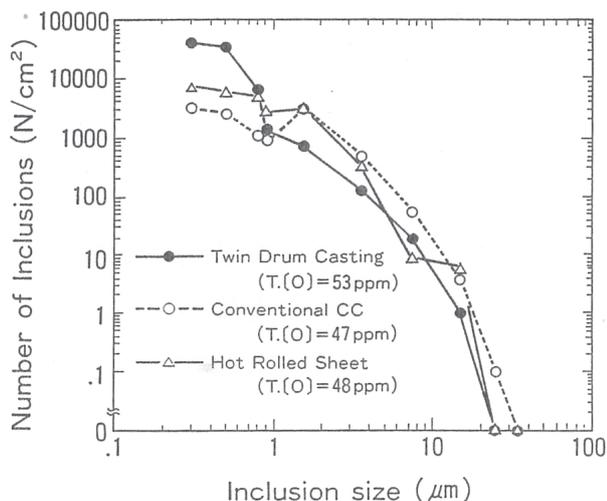


図35 STC鑄片の介在物

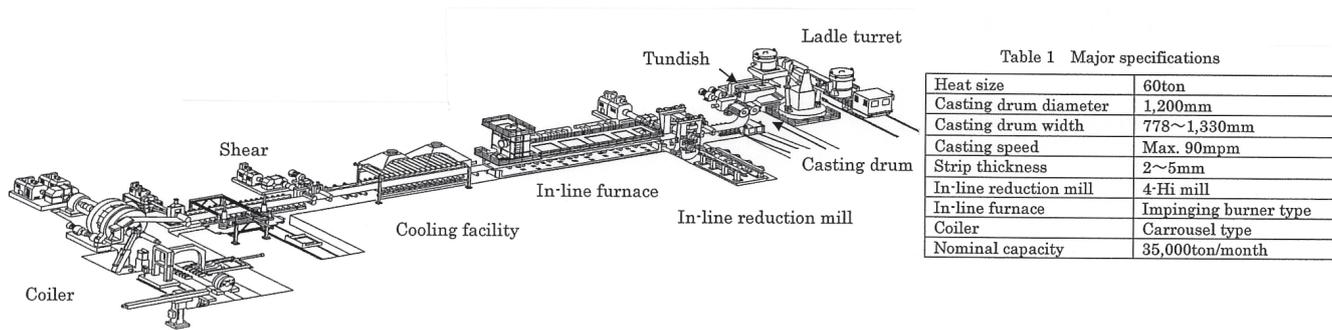


Table 1 Major specifications

Heat size	60ton
Casting drum diameter	1,200mm
Casting drum width	778~1,330mm
Casting speed	Max. 90mpm
Strip thickness	2~5mm
In-line reduction mill	4-Hi mill
In-line furnace	Impinging burner type
Coiler	Carrousel type
Nominal capacity	35,000ton/month

図36 光製鐵所のストリップ鑄造設備

約69mの位置に巻き取り装置（カローゼル・ミル）が配置されており、非常にコンパクトな薄板製造装置であった<sup>49)</sup>。

## 7.2 長時間安定鑄造技術

実機STC法の長時間安定鑄造技術として、鑄型内の隅部にある3重点（サイド堰耐火物と双ロールと溶鋼の接している箇所）の近傍に注目して①溶鋼シール技術、②地金付着防止技術、③鑄片端部均一凝固技術等の要素技術について述べる。

### 7.2.1 溶鋼シール技術

図37のAのように、双ロールの両側面に配置されたサイド堰（図28参照）は、双ロールの内側にある溶鋼を外部に漏らさないようにシールするために、双ロールの側面端部に直接押しつけられている<sup>50)</sup>。サイド堰は金枠の中にセラミック耐火物を埋め込んででき上がっている。セラミック耐火物の構成は、セラミックプレートと称する部分（Ceramic Plate：以降CPと記述）とそれを金枠の中に納めている不定形のCP保持耐火物である。ロール側面端部に押しつけられたCPは、回転しているロールと接して摩耗し接触部分の損耗が進むので、長時間鑄造に対応するためには損耗を如何に少なくするかが極めて重要になる。CPの損耗部は図37のA及びBの模式図と写真のようになっており、3重点近傍では「CPと溶鋼の直接的化学反応」と「極小の地金との物理的反応」によって、結果的にCPに溝が出現する<sup>51)</sup>。溝の発生を抑制するためには、CPの耐火物の特性として、損耗に強い強度、硬度、韌性や耐摩耗性の確保が必要である。さらに操業技術として、CPのロール端部への押しつけ（少しずつサイド堰をロール側に前進させる）速度をCPの局部損耗速度より極めて少しだけ早めにする必要があるとあり、非常に精度の高い制御が採用されている。なお、電磁力を活用して溶鋼を保持する装置をサイド堰に導入するというアイデアがあったが、日本においては

実際にパイロット試験装置でも試みられることはなかった。

### 7.2.2 地金付着防止技術

WSPの隅部周辺の3重点においては、図38のBのように、溶鋼が凝固し極めて小さい地金が生成し易くなる<sup>52)</sup>。極小地金が成長して大きくなった地金はCP耐火物と双ロールのキッシング・ポイント（KS点）領域に巻き込まれシールを不完全にして溶鋼の漏れを生起させる。シールが不完全になった状況は、双ロールの押しつけ力の変動が大きくなることで判断される。極小地金が常に3重点周辺から切り離されるようにする方策として、サイド堰に微細な振動を付与することが有効であることが明らかになった。双ロール間の溶鋼温度が低目になった場合は、多くの極小地金が発生する。WSP内の溶鋼温度を適正化して極小地金が発生しないようにする方策として、浸漬ノズルの吐出溶鋼の一部をサイド堰方向にすることやタンディシュに溶鋼加熱制御装置を導入する方策が試みられ効果があったので採用された。振動付与と溶鋼温度最適化の効果は図38のAに示されており<sup>53)</sup>、明らかに双ロールの押しつけ力の変動は小さく変動回数も大きく減少している。

### 7.2.3 鑄片端部均一凝固技術

STC鑄型内の凝固現象は1秒以内の極めて短時間に完了する。鑄片端部の凝固の変化の一部を模式的に示すと図39になる。図39の左側図では、キッシング・ポイント（Kissing Point：以降KS点と記述）の直上の領域IIにおける絞りだされた半凝固層は、耐火物製のサイド堰側では抜熱が進まず堰を損耗させながら下方に移動し、KS点でも凝固が完了せず、KS点以降で保持が無くなり抜け落ちる。このような場合は端部で耳割れが発生することになり、当部分を切り取らねばならず大きな歩留まり低下が生じるうえに、激しいときは鑄造停止になる。このような事態を防止するためには、①抜熱制御策として

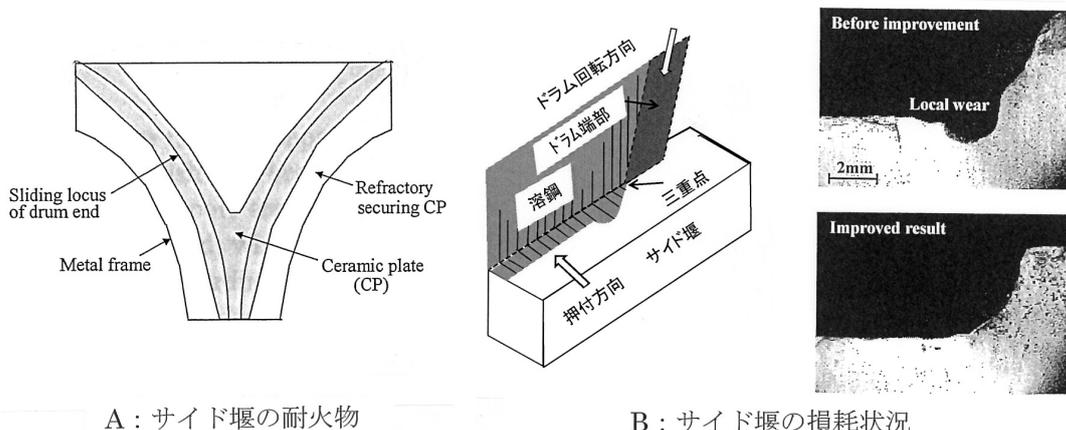
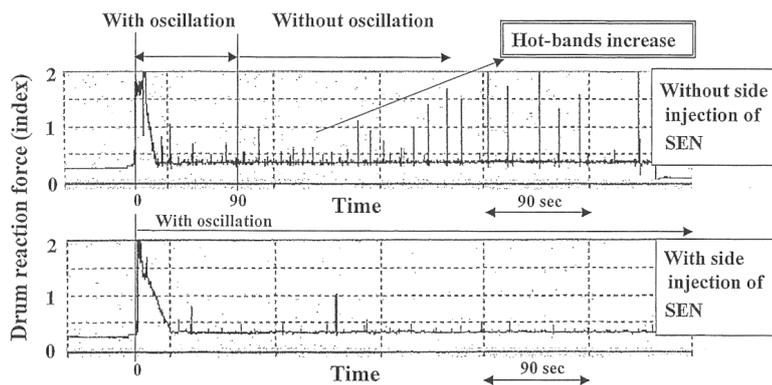
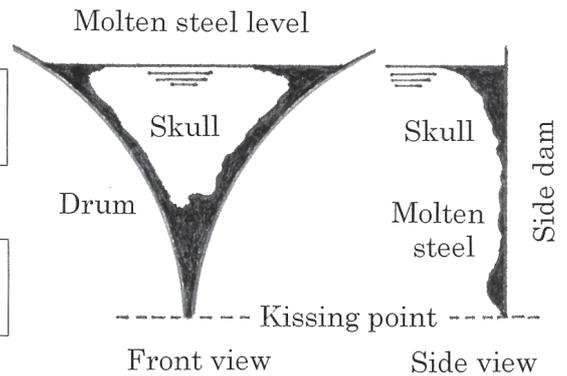


図37 サイド堰の3重点における損耗



A : 双ロールの押しつけ力変動



B : 3重点周辺の地金の成長

図38 鑄造中の微小地金の巻き込み

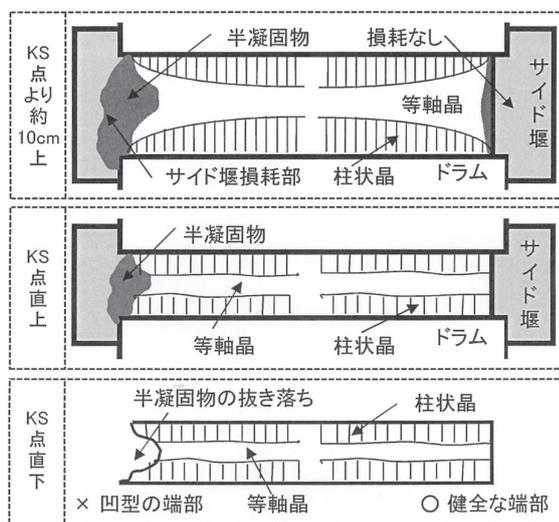


図39 STC 鑄片の端部の割れ

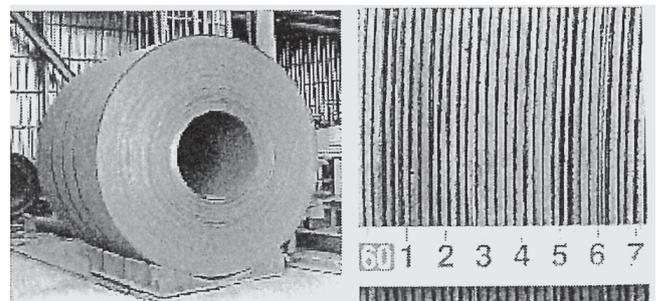


図40 STC 鑄片コイルの端部状況

双ロールそのものの中央部から端部に付与されるクラウンの量、ロールの表面の凹凸(ディンプル)形状や深さやその分布、ロールの表面の銅板の厚みの最適化、②半凝固層の生成や絞りだしを制御するための浸漬ノズルの形状や双ロールの幅方向の押しつけ力の最適化、さらに③半凝固層に対して物理化学的に耐久性のある堰耐火物等が必要である。上記の諸対策の最適条件が確立され、図39の右側図のように中央部と端部で均一な凝固が進んだ健全な鑄片が得られる<sup>54)</sup>。その結果、図40のように、半凝固層の抜け落ちがない良好な端部を有し、極めて形状の良好なコイルが得られている<sup>55)</sup>。

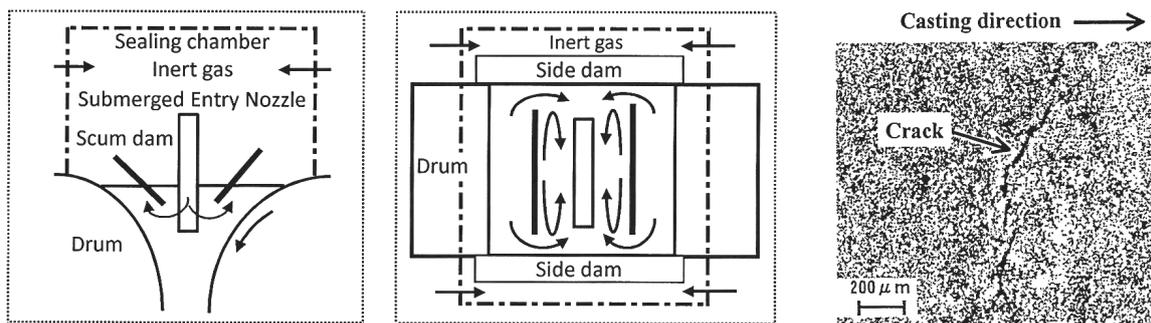
### 7.3 表面品位安定化技術

STC法の実操業での鑄片が従来法に対してどのような品位レベルを有するかを調査した。その結果、STC法の品質面での長所としては、鋼板の良好な耐銹性や絞り加工性、Ni偏

析起因のへげ疵の発生がないことが明確になった。一方、大きな課題は、「鑄片表面の超微細割れ」、「冷延鋼板の表面のうねり」等であり、以下にこれらについて詳しく述べる。

#### 7.3.1 鑄片表面の超微細割れの発生防止

実操業で製造された鑄片では、図41のBのような超微細な割れが発生していた<sup>56)</sup>。この超微細割れは、目視では観察が不可能であるがHF溶液で鑄片表面のスケールを除去すれば顕微鏡でチェックすることができ、長さは1~2mmで非常に微細である。前述の図34のようにこの割れは局所的な凝固収縮の差によって発生すると考えられており、実機での対応策の一つが双ロール表面への凹凸のディンプル設定である。さらに双ロール表面で溶鋼がロールに接した時に発生するヒュームも超微細割れの発生に関与することが明らかになり、ロールの表面を常に均一にして付着物がない状況にするために、ブラシでヒュームを除去することも有効な対応策である。また双ロールの間の溶鋼のWSP内で発生したスカムが巻き込まれて凝固殻の均一性が損なわれて、割れ発生が助長される。図41のAのようにWSP内にスカム除去板を設置することによって、メナスカスでスカムが巻き込まれること



A：スカムの巻き込み防止板 B：極微細表面割れ

図41 双ロール間のスカムの巻き込み防止とSTC鑄片の極微細表面割れ

を防止し、割れ発生防止に効果を発揮した<sup>57)</sup>。

### 7.3.2 冷延鋼板の表面うねりの減少技術

双ロールから出て来た鑄片のクラウン（端部と中央の厚みの差）は約108 $\mu$ m程度、粗度（ラフネス）は約7 $\mu$ mもあり、このままでは冷延鋼板の要求を満たさなかった。対策としてクラウンを有する鑄片を加熱炉に入る前にインラインで30%の圧下を施し、その結果、クラウンは108 $\mu$ mから70 $\mu$ m、同じく粗度は7 $\mu$ mから0.6 $\mu$ mまで減少した<sup>58)</sup>。さらに、うねりを減少させるべく、圧下後に加熱炉において熱処理を実施した結果、図42のようにオーステナイト結晶粒が粗粒から細粒化して、粗度は0.2 $\mu$ mまで減少し、平滑な鋼板が得られることになった<sup>59)</sup>。このように細粒化が進められたSTC鑄片では、深絞り加工試験での絞り値 $Dr$  ( $\ln(W/W_0) / \ln(t/t_0)$ 、 $W$ は板幅、 $t$ は板厚み) = 2.08となり、通常CC材の $Dr$  = 2.03よりも加工性能が良好であることが明らかになった。欧州ではEurostrip NetworkのKrupp Thyssen Nirosta/Krefeld工場がステンレス鋼を鑄造し、双ロールの後に設置されたインライン圧下装置（30%）と電磁加熱装置でクラウンが約70 $\mu$ 程度に収められ、絞り値 $Dr$  = 2.05が得られており、これらの特性値は上述の光でのSTCと同様なレベルであった。

### 7.4 省エネの効果

省エネルギーについては、光製鐵所の場合は従来CC～熱間圧延～熱処理のプロセスの合計消費エネルギー4.9GJ/tonが、STC導入によって0.7GJ/tonまで減少する。NucorのCrawfordsvilleのCastripでは、炭素鋼冷延鋼板用の薄鑄片（厚み0.7～1.8mm）を鑄造し、熱延～酸洗～冷延～焼鈍の工程の消費エネルギーは、従来CC = 3.95GJ/tonがCastrip = 0.51GJ/tonまで削減されたと報告されており、光製鐵所のSTCと同じレベルとなっている。

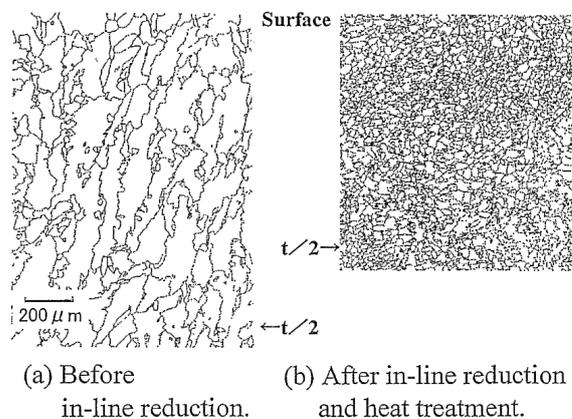


図42 STC鑄片の結晶の粗粒から細粒への変化

## 8 STC法の現状の課題と今後の発展

以上のように、STC法が従来法に比べて有利な面としては、設備の初期投資の削減が可能で、品質は優位性を保つことができ、燃料エネルギーにも大きな削減効果がでてくることが挙げられる。課題としては、STC法のキーテクノロジーであるサイド堰耐火物や銅製双ロールの寿命が短くコストアップがある。これらの経済的な総合評価から、現在のステンレス鋼の鑄造では日本及び世界の中で、STC法が大量生産設備として従来CCに置き換わって稼働する時代には至っていない。今後、上記のコストの課題に対して周辺の材料や種々の技術の進歩から解決策が確立されて、既存CCの老朽化のリプレースが必要な時代となった際に、ブレークスルー技術のSTC法が採用されることがますます期待されている。

### 参考文献

38) T.Kirihara, M.Yamada, K.Isogami, H.Hosoda, H.Nakashima, M.Okimori and K.Sasaki : Electric

- Furnace Conference Proceedings, (2002), 335.
- 39) 新井貴士, 山田衛, 桐原端史, 中島啓之, 竹内英麿, 山上靖博, 佐々木邦政, 山本恵一: CAMP-ISIJ, 3 (1993), 254.
- 40) 日本鉄鋼協会: わが国における連続鑄造技術史, (1996), 743.
- 41) T.Kirihara, M.Yamada, K.Isogami, H.Hosoda, H.Nakashima, M.Okimori and K.Sasaki: Electric Furnace Conference Proceedings, (2002), 336.
- 42) 水地功, 田中重典, 笠間昭夫, 竹内英麿, 佐々木邦雅政, 平井悦郎: CAMP-ISIJ, 3 (1990), 215.
- 43) 小川茂, 田中重典, 梶岡博幸, 古谷尚: CAMP-ISIJ, 3 (1990), 216.
- 44) 石丸詠一郎, 田中重典, 竹内英麿, 福田義盛: CAMP-ISIJ, 6 (1993), 1138.
- 45) 田中重典, 梶岡博幸, 松村省吾, 竹内英麿, 山本恵一: CAMP-ISIJ, 3 (1990), 213.
- 46) 福田義盛, 田中重典, 末広利行, 竹内英麿: CAMP-ISIJ, 5 (1992), 1023.
- 47) 竹内英麿: 第153・154回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (1994), 261, 266.
- 48) 福元成雄, 田中重典, 竹内英麿, 福田義盛: CAMP-ISIJ, 15 (1992), 1024.
- 49) T.Kirihara, M.Yamada, K.Isogami, H.Hosoda, H.Nakashima, M.Okimori and K.Sasaki: Electric Furnace Conference Proceedings, (2002), 334.
- 50) T.Kirihara, M.Yamada, K.Isogami, H.Hosoda, H.Nakashima, M.Okimori and K.Sasaki: Electric Furnace Conference Proceedings, (2002), 337.
- 51) T.Kirihara, M.Yamada, K.Isogami, H.Hosoda, H.Nakashima, M.Okimori and K.Sasaki: Electric Furnace Conference Proceedings, (2002), 337.
- 52) 宮寄雅文, 山村英明, 竹内友英, 山田衛, 桐原端史, 小林英明: CAMP-ISIJ, 16 (2003), 224.
- 53) T.Kirihara, M.Yamada, K.Isogami, H.Hosoda, H.Nakashima, M.Okimori and K.Sasaki: Electric Furnace Conference Proceedings, (2002), 338.
- 54) 竹内英麿: 第153・154回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, (1994), 266.
- 55) T.Kirihara, M.Yamada, K.Isogami, H.Hosoda, H.Nakashima, M.Okimori and K.Sasaki: Electric Furnace Conference Proceedings, (2002), 338.
- 56) T.Kirihara, M.Yamada, K.Isogami, H.Hosoda, H.Nakashima, M.Okimori and K.Sasaki: Electric Furnace Conference Proceedings, (2002), 338.
- 57) T.Kirihara, M.Yamada, K.Isogami, H.Hosoda, H.Nakashima, M.Okimori and K.Sasaki: Electric Furnace Conference Proceedings, (2002), 339.
- 58) T.Kirihara, M.Yamada, K.Isogami, H.Hosoda, H.Nakashima, M.Okimori and K.Sasaki: Electric Furnace Conference Proceedings, (2002), 339.
- 59) T.Kirihara, M.Yamada, K.Isogami, H.Hosoda, H.Nakashima, M.Okimori and K.Sasaki: Electric Furnace Conference Proceedings, (2002), 340.

(2016年5月21日受付)