

日本におけるステンレス鋼の連続 casting 技術の発展 その2 SUS 鋼 CC 化の課題への対策と水平 CC 法

Development of Continuous Casting Technology of Stainless Steel in Japan
No.2 Countermeasures to Problems of CC of SUS and Horizontal Continuous Casting

沖森麻佑巳 元・日鉄住金テクノロジー (株)
Mayumi Okimori

3.5 SUS 鋼の CC 化における欠陥と対策

連続 casting では鋼種のメタラジー特性に依存して鑄片の表面や内部に様々な欠陥が発生する。表2のようにSUS鋼においては普通鋼には見られないSUS鋼に特有な様々な欠陥が発現する。鑄片欠陥として、①極表層の表面割れ ②極表層のNi偏析 ③内部割れ ④粗大な柱状晶 ⑤非金属介在物を取り上げて、本欠陥の発生状況とその原因、対応策として開発された casting 技術を下記に述べる。

3.5.1 δ/γ 変態起因の表面割れ

鑄片の表面に不均一な応力が生じて、引張応力が鋼材の耐久性を超えると表面に割れが発生する。この不均一な応力は、鑄片表層の微細な形状や組織が起因となって生じ、SUS鋼の場合では、①鑄片の表面層に凹凸が発生している場合と

②前述の δ フェライト量が不適正な場合の二つの特徴的な状態が考えられる。①の場合の鑄片の表面層に凹凸が発生する機構は以下である。図11のように鑄型内メニスカスで生成した凝固殻の鑄型面側で $\delta-\gamma$ 変態による凝固収縮が起こり、エア・ギャップが発生する。引き続いてエア・ギャップ起因の凝固殻の復熱が生じて凝固殻強度が低下し、静鉄圧によって凝固殻が鑄型面側に押し戻されて凹凸が生ずる¹⁵⁾。その結果、図11のように不均一度は $(Nieq)/(Creq) = 0.55 \sim 0.60$ において最大となることが調査されている¹⁶⁾。この課題への対応策は、CC鑄型で使用するパウダーに関して低粘性を有するものを利用することであり、鑄片と鑄型の間に流入する溶融パウダーを増加させてエア・ギャップをなくして伝熱が均等に進行することで凹凸の発生を防止することである。現場の操業で粘性0.16Pa.sを0.08Pa.sに下げると鑄片の凹みが1.05mmから0.35mmまで減少して効果を発揮している¹⁷⁾。②

表2 普通鋼とステンレス鋼の発生欠陥の比較

	ステンレス鋼	普通鋼
表面欠陥	・鑄片の δ Fe残存による熱間圧延中の割れ発生 ・ $\delta-\gamma$ 変態による鑄片表層凹凸起因の熱間圧延中の割れ	・鑄片に δ Feなし ・中炭素鋼での $\delta-\gamma$ 変態による鑄片表面割れ
	・鑄片極表層のNi偏析残存による冷延鋼板表面のへげ疵発生	・鑄片極表層のNi偏析なし
内部欠陥	・鑄片の柱状晶の大量残存による冷延鋼板のリジリング発生	・鑄片に大量の柱状晶なし
	・脱酸生成物やスラグ巻き込みが内部や表面の介在物欠陥化	・SUS鋼に同じ

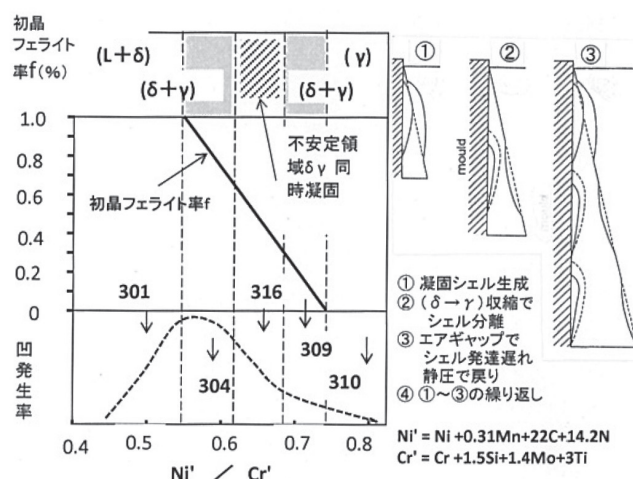


図11 $\delta-\gamma$ 相変態と鑄片表面の凹部発生の関係

については前述のように、 δ フェライト組織がPやSを吸収し含有する特性を活用して、 δ フェライト量の最適化によってPやSの影響を緩和させて鑄片の割れ発生を防止できる。逆に δ フェライトが出現しない場合にはP、Sの無害化が出来ず、 γ 相が単相で出現するSUS310鋼 (Cr=25%、Ni=20%) の場合に、割れが顕著に現れる。この現象をミクロ的に見ると γ 単相では凝固中にデンドライト樹間においてP、Sの低溶解点化合物が液相で存在し、割れが生じるためである。その対応策として割れ発生評価にはオーステナイト当量が有効な指標であることが判明し、図12のようにオーステナイト当量を小さくして、割れの発生を防止している¹⁸⁾。

3.5.2 表面のNi偏析の発生

ステンレス鋼鑄片の表面のオシレーションマークをグラインダーで除去しないまま圧延して鋼板にすると、冷延鋼板にヘゲ疵が発生し、この疵部分にはNiが偏析していることが判明した。ヘゲ疵部は鑄片表層のオシレーションマークの爪部の下のNi偏析に対応することが明らかになった。このよ

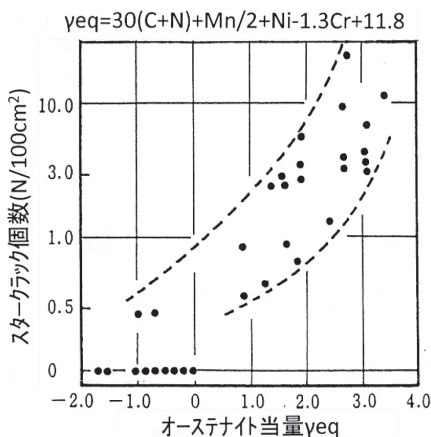


図12 γ 当量と鑄片表面割れ発生の関係

うな偏析は高合金成分を有しない普通鋼では発現しない。オシレーションマーク深さとNi偏析長さの関係は図13のAとなっている。オシレーションマークが深くなると当箇所は緩冷却となり、前述の凹凸と同じような機構で凝固殻の強度が低下して不均一な応力がかかってオシレーションマークの爪部の表面皮下で亀裂が発生し、Ni濃化溶鋼が吸引されてNi偏析が生じることを示している。効果的な対策は、図13のBのように高粘性CCパウダーの使用で鑄型と凝固殻の間に流入するフィルム厚みを薄くして、鑄片を急冷却方向にすることである。さらに図13のCのように低ネガティブストリップ率と高粘性パウダーの組み合わせでオシレーションマーク深さをより浅くすることも有効である。パウダー粘性から見ると、オシレーションマークの浅目化には高粘性化、凹凸発生防止には低粘性化と相反する方向であり、両方を満足させるためには最適な粘性値の選択が必要である。これらの対策でNi偏析の発現を抑えることができ、SUS鋼の手入れ削減が可能となり大きなコストダウンが実現された^{19,20)}。

3.5.3 鑄片の内部割れ

CC鑄片を2次冷却帯で支えているロール群の中でロールの間隔が大きい場合やロールが正しい位置からずれている場合に、溶鋼の静圧がかかっている鑄片の凝固殻がバルジング (膨れ) して、亀裂 (以降内部割れと称する) が生じる。前述の図6のB及びCように炭素鋼に対してSUS鋼は、凝固点直下からの高温域における鑄片の断面減少率RA (Reduction Area) は高い値をしめしており、さらに700℃～1250℃においても引っ張り強度が高いので、連続鑄造ではSUS鋼の方が普通鋼よりも内部割れ発生 の程度が低い。これがSUS鋼304系の連鑄化が早期に進められた大きな理由であった。特殊SUS鋼として高S (0.3%～0.5%程度) を含むS快削鋼は、低融点硫化物が柱状晶粒界に析出し内部割れに対する感受性が高い。本鋼種では図14のように、2次冷却速度が増加し、C%

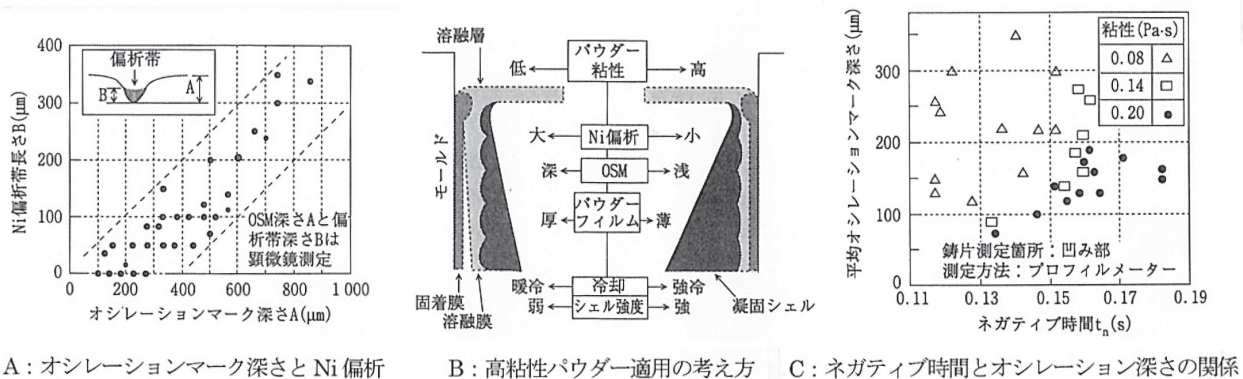


図13 鑄片表層のNi偏析発生と鑄型振動及びパウダーの関係

が増加し、Mn/Sが低下すると割れが発生しやすい。対応策として、鋳片の緩冷化、Mn/Sの最適化等で割れの発生が防止されている²¹⁾。

3.5.4 粗大柱状晶起因の鋼板のリジグ発生

フェライト系SUS鋼では、図15のように、鋳片の極表層は冷却速度の極めて速いチル晶となり、中心部は凝固末期で溶鋼温度が低目となり等軸晶となるが、それ以外の個所は成長が一定方向の柱状晶となっている²²⁾。フェライト系SUS鋼が炭素鋼よりも鋳片の柱状晶率（柱状晶長さ／鋳片の厚み）が高くなるのは、図5のBのCr-Ni系の2元状態図で示される様に、 γ 相よりは α 相のほうが固液共存相の温度幅（液相線温度TL－固相線温度TS）が広いために柱状晶が成長し易いためである。柱状晶は結晶方向 $\langle 100 \rangle$ 方向のみに成長し、スラブ表面から見ると $\langle 100 \rangle$ //ND（板面法線方向）を軸にして回転した方位から成り立っている。フェライト系SUS鋼では、熱延時に再結晶が生じる前のエネルギー減少（回復）が優先する。そのために柱状晶は湾曲するだけで一つの集合組織になり易く、鋼板の表面に出現する紐状の模様（ローピング）が発生し、それが整品で欠陥になる。対応策はスラブ

の表層直下から成長してくる柱状晶を等軸晶化させることであり、その対応技術として電磁攪拌技術を採用することになった。図15はタンディッシュ（以降TDと記述）内溶鋼温度と等軸晶率の関係を示しており、電磁攪拌の適用で溶鋼温度 ΔT が高めでも等軸晶率50%を達成できることが明らかになっている²²⁾。

3.5.5 非金属介在物

非金属介在物に関しては、基本的にSUS鋼は普通鋼と同じ挙動を示している。例えば、鋳型内で非金属介在物の浮上効果の大きい垂直型CCの方が湾曲型CCよりも介在物の存在数が少ないこと、図16のように取鍋とTD間での溶鋼の酸化防止が必要なこと、TD内での溶鋼温度の高めの場合に介在物の浮上が促進されることなどである²³⁾。特に介在物浮上については、SUS鋼のような小型炉容でTD容量が小さい場合は、TD温度を鋳造の初期から末期まで最適な値に均一に維持することは難しい。対策として図17のようにTD装置に誘導電流でジュール熱を発生させ溶鋼温度を制御する方法が開発され、鋳造の初期や末期および取鍋の交換時の温度降下を防止

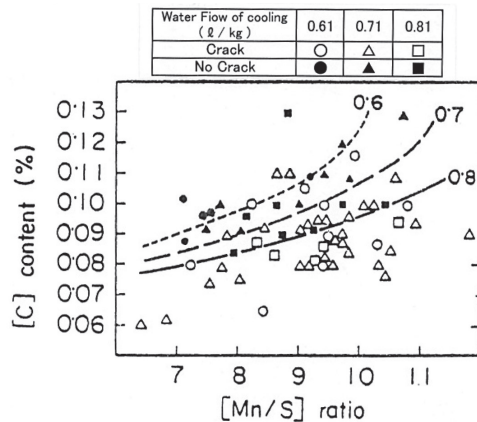


図14 鋳片の割発生に及ぼす [Mn/S]、[C] と鋳片冷却

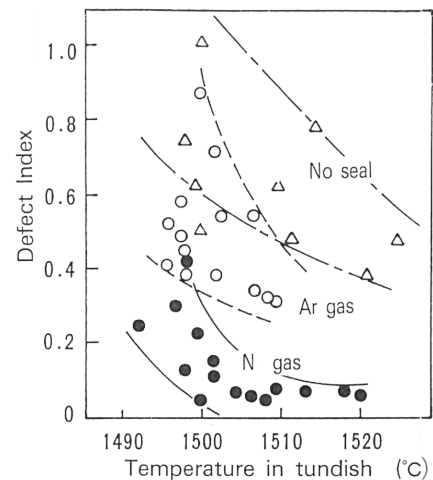


図16 TD温度と介在物の関係

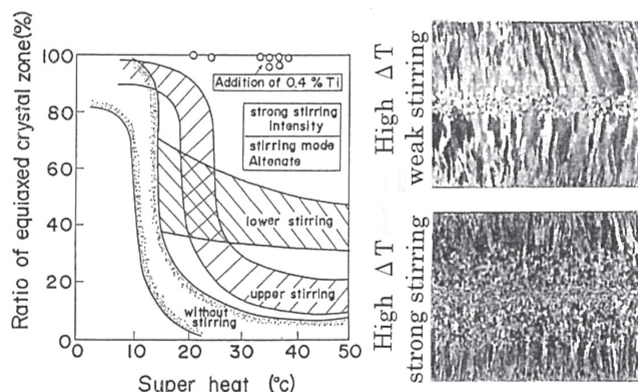


図15 凝固組織に及ぼすTD内溶鋼温度と電磁攪拌の影響

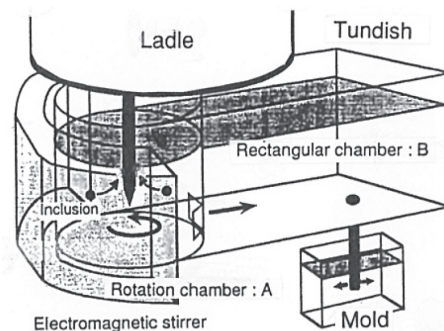


図17 誘導加熱によるTD温度制御

し、鑄片の介在物起因の欠陥（特に鋼板の表面品質）の発生が防止された²⁴⁾。以上のように、SUS鋼では普通鋼とはやや異なった様々な特徴のあるメタラジー特性に基づく鑄造特性が発現した。それに起因する鑄造欠陥や操業課題への対策として、普通鋼で開発された対策も積極的に取り入れて様々な技術が開発されて、SUS鋼の早期のCC化が進められた。

3.6 薄スラブ鑄造法による製造工程の短縮化への試み

従来CC法で製造された鑄片は加熱炉に送られて熱間圧延を受けてホットコイルになり、さらに酸洗を経て冷間圧延の後に焼鈍処理を施されて製品となる。この長い製造工程は、製造コストの増加や納期の遅延や製造管理の複雑さ等の多くの課題を生み出すことになった。これに対して省工程化の対応が検討され、ニアネットシェイプ法の薄スラブ法やストリップ鑄造法の開発が試みられることになった²⁵⁾。これらの新鑄造法については図18のように位置づけられる。以下に薄スラブ法について述べる。図18に示すように、薄スラブ法には固定鑄型法と同期鑄型法があり、1980年代に50～70mm程度の薄スラブを鑄造する様々な方式の開発が進められた。固定鑄型法で厚みの薄いスラブを鑄造する場合に、TDと鑄型の間を連結する浸漬ノズルを小径化せざるを得ず、その結果、溶鋼中に含まれるアルミナ系等の介在物が析出してノズル詰まりが発生した。この対策として欧州ではSMS社が、図19の薄スラブ連鑄機に記述したような奇抜な漏斗型固定鑄型を導入し、従来通りの径を有する浸漬ノズルを採用した斬新な薄スラブ鑄造法を開発した。鑄型内の凝固のシェルは、メニスカス部では四角形ではなかったが、引き抜かれて変形し鑄型の出口では四角形になっており、それ以降の2次冷却帯では凝固シェルは従来CCと同じような挙動を示した。薄

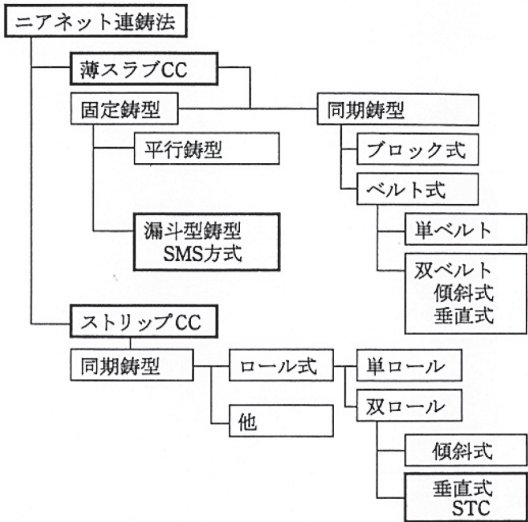


図18 ニアネットシェイプ連鑄法

スラブは圧下を受けてより薄い鑄片になりコイルとして巻き取られた。コイルはボックス炉で加熱保持されて直ちに熱間圧延機に送られて薄鋼板が製造された。連鑄機からコイル巻き取りまでの距離は、従来CCでは約1000m、薄スラブCC法では300m程度で約1/3になり、省工程のコンパクトな設備となり初期投資が大きく削減される。SUS鋼への本SMS方式の適用は、ドイツ、イタリア等の外国において積極的に開発と実機化が進んだ。しかし、日本では連続鑄造や熱間圧延の設備が比較的に新しく生産能力も十分にある等の理由から、薄スラブ鑄造法の開発導入は進まなかった。

4 水平CC方式によるSUS鋼のCC化

4.1 水平CC技術導入の背景と経緯

炭素鋼に関しては連鑄機当たりの生産能力については、スラブCCは月産20万トン程、ブルームCCでは月産5万トン程度を有する連鑄装置が必要で、前述の図3のように背の高い建屋の中に垂直型や湾曲型のCCマシンを配置してきた。一方、SUS鋼では必要な連鑄能力として月産約5万トン程度があれば十分であった。特にSUS鋼ブルームCCでは月産数万トン程度もあれば市場の要求に対応できたので、背の低い建屋の中にコンパクトな水平CCマシンを配置することが採用され、建屋やマシンの基礎等の建設コストの削減が可能と

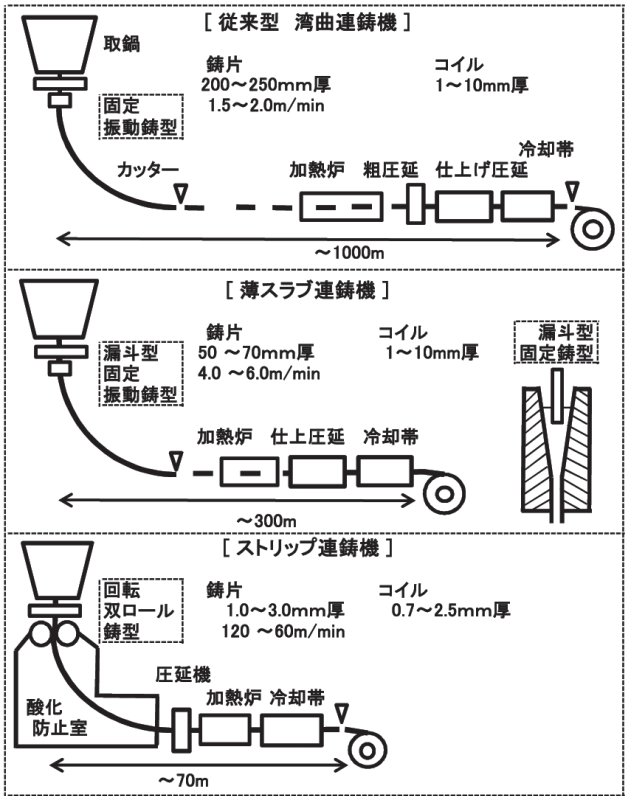


図19 従来法、薄スラブ法からストリップ法への変化

なった。図20のように光製鐵所の水平CC連鋳機のマクロな装置構成は、取鍋以降ではTD、鑄型、2次冷却帯、ピンチロール、鑄片カッターという順番の配置で、鑄型とピンチロールまでは約9m、カッターまでは約21mである²⁶⁾。水平CC法と従来CC法（垂直式、湾曲式）とを比較すると、諸装置の配置は基本的には同様であるが、最も大きな違いは湯面（メニスカス）の位置であり、従来CC法では鑄型内にあるが、水平CC法ではTD内に存在している。その結果、水平CC法では、凝固の開始点は湯面より下の鑄型内に出現しており、水平CC法の実用化には制御可能な湯面下凝固技術の開発と確立が必要であった。水平CC法は、凝固点の低いアルミニウムや鑄鉄の分野では1930年代から工業化されてきたが、鋼については凝固点が高いために鋳造時での耐火物製ブレイクリング（凝固の開始点生成、後述）の耐久性劣化をはじめとして種々の課題を生じることになり、工業化が遅れていた。1975年頃から水平CC法を鋼に適用する試みが日本の製鉄会社の数社で進められた。炭素鋼については1978年の日本鋼管・扇島で始まった開発は、1980年代には実用化可能なレベル迄になった。SUS鋼の場合でも、主に住友金属・尼崎（1989年）、新日鐵・光製鐵所（1989年）の2社で新技術としての湯面下凝固技術の開発が進められ、最終的に水平CC技術の現場適用が実現化された²⁷⁾。

4.2 湯面下凝固法の原理と水平CC法

水平CC法の特徴を、鑄型内の溶鋼流れ、凝固殻の発生や鑄型と鑄片の潤滑、内部割れ等に注目して、従来CC法と比較し以下に要約する。従来CC法のTDと浸漬ノズル、鑄型、CCパウダーは、水平CC法においてはTD、水平ノズル、鑄型に変わりCCパウダーは使用されていない。水平CC法では、図21のようにTDからの溶湯は、TD底部から横方向に水平に鑄型に連結されている水平ノズルを通して、鑄型の中に流出する²⁸⁾。鑄型から下流に設置された引き抜きロールによって鑄片を水平方向に引き抜くことにより、鑄型の入り口にセットされた耐火物製ブレイクリング（breakring：以降

BRと記述）部に、新しい凝固開始点が3重点（鑄型とBR、溶鋼の3つが接する点）に発現する方式であり、湯面下凝固とよばれている。この鑄型入口における凝固現象の中で、コールド・シャット・クラック（Cold Shut Crack：以降CSCと記述）とホット・ティア（Hot Tear：以降HTと記述）と称する欠陥が生じる。原理的にパウダーは使用しないのでパウダー起因とする介在物はない。一方、鑄片にかかる静圧はTD湯面レベルの高さ分であり、バルジング性の内部割れは生じていないが、押し湯効果不足分だけ中心ポロシティーは発生し易くなる。

4.3 SUS鋼における主要な水平CC技術

従来CC法とは全く異なる凝固現象が生じている水平CC法では、それに基づく独特な欠陥が発現する。水平CC法で発生する欠陥を従来CC法と比較して整理すると表3になる。以下に開発されたSUS鋼の水平CC技術の鑄片の欠陥発生と防止技術について述べる。

4.3.1 BR周辺の凝固制御技術と欠陥発生防止

(1) 鑄片の振動引き抜き技術

TDから水平ノズルを経て鑄型内に流入した溶鋼が、鑄型壁に接して直ちに凝固殻を生じ、パウダー潤滑剤が無いので

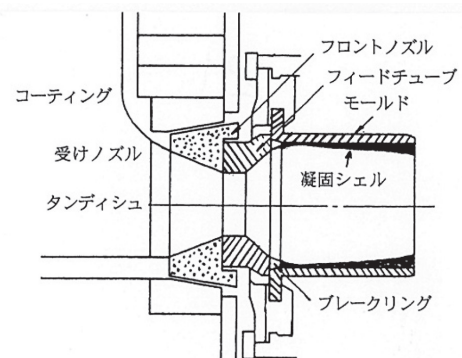


図21 水平連鋳法の鑄型と周辺部分

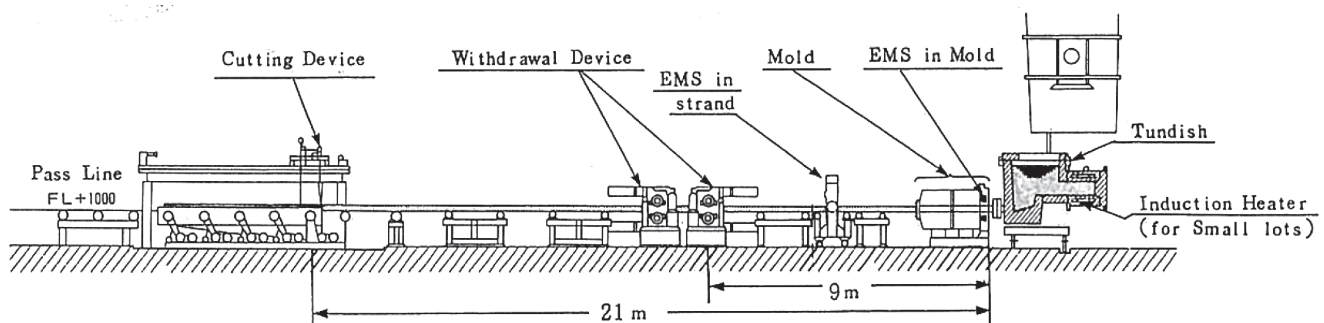


図20 光製鐵所の水平CC装置の全体図

表3 各種CC法（湾曲・垂直、水平、ストリップ）の技術比較

		従来CC	水平CC	STC
凝固の特徴		・メニスカスで凝固起点が発生、パウダー溶融層が凝固速度に影響する	・湯面下凝固で3重点近傍で凝固起点が発生、パウダー使用なし	・急冷却凝固でメニスカスで凝固起点が発生、パウダー使用なし
表面層の欠陥	表面割れ	有り ・ $\delta \rightarrow \gamma$ 変態起因の割れが発生 ・P.Sを無害化不可では割れ発生	有り ・従来CCに同じ	有り ・凝固速度の不均一で表層に割れが発生
	表面の凹凸	〃 ・ $\delta \rightarrow \gamma$ 変態起因の凹凸が発生	〃	なし ・急冷却で従来CCのような現象は発生しない
	表面のNi偏析	〃 ・鋳型内のエアギャップで強度低下→割れ発生で偏析がでてる	なし ・急冷却で従来CCのような現象は発生しない	〃
	コールド・シャットマーク (Cold Shut Mark)	なし ・湯面下凝固ではないから原理的に発生しない	有り ・3重点近傍で発生する	なし ・湯面下凝固ではないから原理的に発生しない
	ホット・ティア (Hot tear)	〃	〃	〃
内部の欠陥	内部割れ	有り ・バルジング時の強度不足による割れ、脆化域Ⅰ、Ⅱ、Ⅲが関係	有り ・溶鋼静圧が低く発生頻度は低い	なし
	中心キャビティ (Cavity)	〃 ・凝固末期リジング部の溶鋼供給不足で発生	〃 ・従来CCに同じ	なし
	中心偏析	〃 ・凝固末期に濃化溶鋼から発生	〃	なし
	介在物欠陥	有り ・溶鋼の清浄度起因、鋳型内パウダー起因の欠陥が発生	なし ・急冷却で介在物の大きさが極小化で無害化 ・パウダー欠陥なし	なし ・急冷却で介在物の大きさが極小化で無害化 ・パウダー欠陥なし
端部の欠陥	端部の凝固不良、割れ	なし	なし	有り ・端部の凝固不均一で割れが発生する

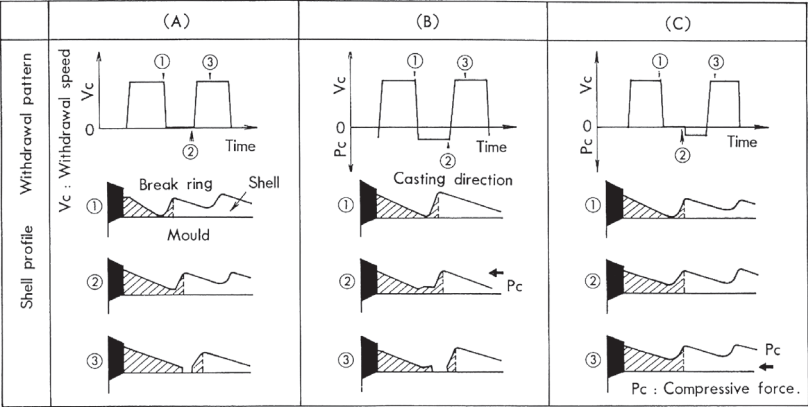


図22 鋳片の間歇引き抜きパターンと凝固シェル形成

鋳片の鋳型への焼き付きが起き易くなる。それを防止するために鋳型から約9m下流に設置された鋳片の振動引き抜き装置（2ピンチロール）によって鋳片が図22のようなストロークとサイクルの振動挙動を受けながら間歇式で引き抜かれる²⁹⁾。この方式は、オシレーションのストロークの間には停止時間を設定し、さらに鋳片を凝固収縮分だけ押し戻して凝固殻の破断を防止する pull-pause-pushback-pull 方式である。安定して表層欠陥のない高品質鋳片を得るには安定した初期凝固が必要であり、そのために交流サーボモーターを使用した振動引き抜き装置によって、厳密な引き抜き波形制御を実現し、ストロークのばらつきとして $\sigma = \pm 0.1\text{mm}$ が得られている。

(2) 急冷却技術

水平CC法ではパウダーの使用がないので、溶融層の熱抵抗による緩冷却効果がなく、従来CC法よりは鋳片は急冷却を受ける。図23のように鋳片の表面下0.5mmでは、従来CC法の冷却速度は約200K/sであるが水平CC法では約1000K/sで約5倍になっている³⁰⁾。この急冷却の傾向はMnS析出物

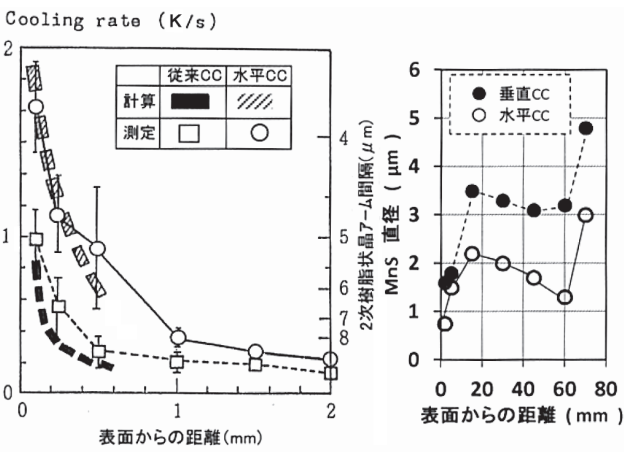


図23 水平鋳型の冷却速度とMnSの大きさの関係

の大きさや個数にも現れており、従来CC法ではMnSの大きさは3.5 μm であったが、水平CC法では2 μm であり急冷で細かな析出物となっている³¹⁾。

(3) CSCマークと発生防止策

BR周辺のシェル生成過程は図22のようになっており、既に生成されている凝固のシェルと新しい溶鋼との境界面との溶着が悪くなると割れが発現することになり、これをCSCと称している。このCSCは、後工程の熱間圧延で圧延すると表面疵欠陥となる。鋳片の振動引き抜きにおけるサイクル数に注目してCSCとの関係を調査すると図24のように、神戸製鋼や新日鐵・光製鐵所ではサイクル数100~120/minで鋳造すると、CSCの大きき1mm以下が得られ、振動をハイサイクル化することでCSCの長さは短くすることが可能となっている³²⁾。さらにBRと鋳型の幾何学的な関係については、図25のように鋳型のコーナー部に傾斜を付けるように

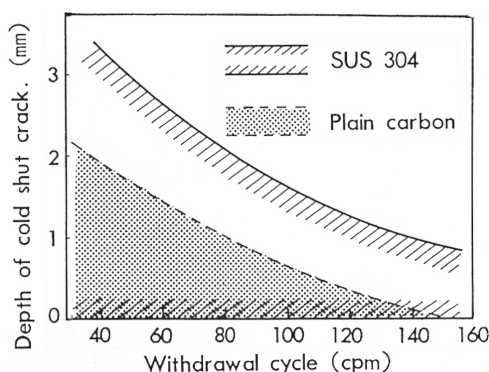


図24 ハイサイクル振動によるCSC発生への減少

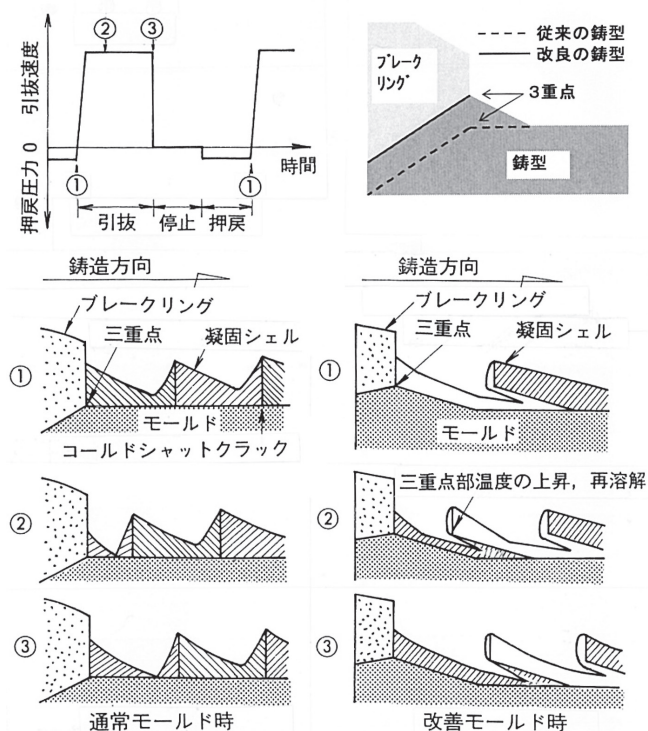


図25 鋳型三重点の形状改善によるCSCマークの発生防止

改造して、より早い溶鋼の流れを生じせしめ、3重点部近傍で先行して生成していた凝固シェルを再溶解して、CSCを減少させることができる³³⁾。

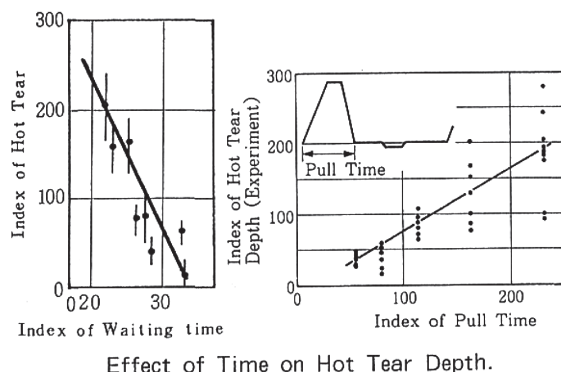
(4) HTマークと発生防止策

鋳片を1ストローク引き抜くと、BR側から生成する凝固シェルと旧シェル側から成長する凝固シェルの境目に最もシェルが薄い部分が生じて、当箇所は周辺に対して強度不足になる。この状態で鋳片が引き抜きを受けると当箇所割れを生じ、この割れはHTとよばれる。このHT発生を抑える方策として、図22の鋳片の振動引き抜きパターンにおいて図26のように静置時間を設けることや引き抜き時間の短縮化によって凝固シェルの発達を促進することが有効な対策になることが確認された³⁴⁾。なお、以上に述べたようなCSCやHTの発生状況は低融点金属を使用したシミュレーション実験などで明らかになっている³⁵⁾。

4.3.2 鋳片内部の凝固現象と欠陥発生防止

(1) 鋳片組織の等軸晶化とキャビティー発生防止

水平CCでは押し湯不足にもとづく中心ポロシティが発生しやすく、さらにブルーム鋳片は上面側と下面側で冷却抜熱量の差が生じて凝固完了点の横断面の中央からのずれ(偏芯)が発生する。特に線材や熱間押し出しパイプに使用する丸ブルーム鋳片では、これらの中心ポロシティや偏芯は致命的な製品欠陥となる。これら欠陥への対策として、水平CC法でも従来CC法と同様に、鋳型内と2次冷却帯内において電磁攪拌(光製鐵所の水平CCマシンでは鋳型から5m)を導入し、2次冷却帯では均一冷却が可能な気水噴霧法を採用した。この技術の効果で、図27のように熱間押し出しパイプ用のブルーム鋳片において、凝固組織が均一化し断面の最終凝固点の位置の偏芯が、従来の約4mmから約0.8mmまで減少した³⁶⁾。



Effect of Time on Hot Tear Depth.

図26 引き抜き及び停止の時間とHT減少の関係

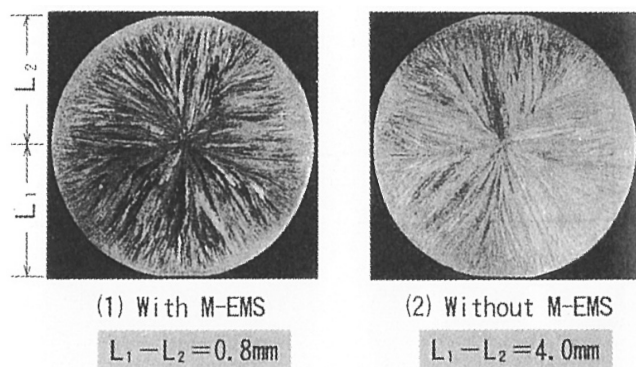


図27 電磁攪拌による組織均一化と偏芯防止

(2) 介在物の生成防止と除去

水平CC法での介在物に関しては従来CCと同様に溶鋼の酸化防止と浮上促進の視点から対策が進められた。介在物浮上に関しては、水平CC法ではTDから鋳型内に流入した溶鋼の中の介在物は直ちに凝固殻に取り込まれる。対策としてTD底部で鋳型入口に下堰を設置して上向き流れを発生させ介在物のTD内での浮上を促進し、鋳型内への介在物進入を防止している。

4.4 水平CC技術の現時点での課題

新日鐵住金ステンレス(旧新日鐵・光製鐵所)では、現在、水平CC法でSUS鋼の線材や熱押し鋼管に供する鋳片を生産しているが、実生産プロセスとして稼働していた他の会社の水平CC装置は稼働していない。水平CC法が拡大しなかった原因は、凝固起点を作る耐火物のBRは寿命が極めて短く、加えて銅製鋳型も鋳片との間に潤滑剤がないために寿命が短く、従来CC法に対して変動コストが高いということであった。さらに、現在、水平CC法が適用できている鋳片は、ブルームやピレットで小断面であるが、スラブの大断面には適用できてない。スラブ用大型ブレードリングは強度が得られず、スラブ用大型鋳型は変形が生じやすいことがその理由である。今後、水平CC法が発展するようになるためには、BRや鋳型に適用される高強度で耐摩耗性の新しい材質の出現が必要である³⁷⁾。

参考文献

- 15) 越川隆雄：第118・119回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会編，(1987)，52.
- 16) M.Wolf：鉄と鋼，66 (1980)，S221.
- 17) 岸田達，安元邦夫，人見康雄，田中勇次：鉄と鋼，66

(1980)，S222.

- 18) 日本鉄鋼協会：わが国における連続鋳造技術史 (1996)，436.
- 19) 沖森麻佑巳，北条優武，福田義盛，中野健，田中重典：新日鉄技報，377 (2002)，55.
- 20) 竹内英麿，松村省吾，池原康充：鉄と鋼，69 (1983) 16，2000.
- 21) 日本鉄鋼協会：わが国における連続鋳造技術史，(1996)，435.
- 22) 竹内英麿，森久，池原康充，駒野忠昭，柳井隆司：鉄と鋼，66 (1980) 6，42.
- 23) 日本鉄鋼協会：わが国における連続鋳造技術史，(1996)，513.
- 24) 三木祐司，北岡英就，別所永康，桜谷敏和，小倉滋，久我正昭：鉄と鋼，82 (1996)，499.
- 25) 梅沢修：ふえらむ，7 (2002) 7，548.
- 26) 松村省吾，岩崎央，小菅俊洋，井上雅之，中島啓之，竹内英麿，久保田守彦，金子英夫：鉄と鋼，78 (1992)，T25.
- 27) 日本鉄鋼協会：わが国における連続鋳造技術史，(1996)，699.
- 28) 日本鉄鋼協会：わが国における連続鋳造技術史，(1996)，701.
- 29) 日本鉄鋼協会：わが国における連続鋳造技術史，(1996)，702.
- 30) 宮寄雅文，北条優武，竹内英麿，松島達人，多名賀剛，才田誠四郎：CAMP-ISIJ，4 (1991)，290.
- 31) 北条優武，田中重典，竹内英麿，松村省吾：CAMP-ISIJ，4 (1991)，1310.
- 32) 日本鉄鋼協会：わが国における連続鋳造技術史，(1996)，703.
- 33) 日本鉄鋼協会：わが国における連続鋳造技術史，(1996)，703.
- 34) 日本鉄鋼協会：わが国における連続鋳造技術史，(1996)，707.
- 35) 松島達人，井上雅之，才田誠四郎，小菅俊洋：CAMP-ISIJ，4 (1991)，1309.
- 36) 日本鉄鋼協会：わが国における連続鋳造技術史，(1996)，708.
- 37) 日本鉄鋼協会：わが国における連続鋳造技術史，(1996)，706.

(2015年5月21日受付)