

304 オーステナイト系ステンレス鋼連続鑄造片の 表層品位向上技術の開発

Improvement of Surface Quality of Austenitic Stainless Steel

沖 森 麻 佑 巳^{*(1)}
Mayumi OKIMORI

北 條 優 武^{*(2)}
Masatake HOJO

福 田 義 盛^{*(3)}
Yoshimori FUKUDA

中 野 健^{*(4)}
Takeshi NAKANO

田 中 重 典^{*(5)}
Shigenori TANAKA

抄 録

オーステナイト系ステンレス鋼板のエッジ部にへげ疵が発生した。へげ疵の原因としては、(1)スラブ長辺のエッジ付近における凹部が熱間圧延中に引張力を受けて極微小割れとなり冷間圧延板に残存すること、(2)凹部にあるオシレーションマークに存在するNi偏析が冷間圧延でへげ疵になると考えられた。対応策として、(1)については鑄型の短辺側テーパ強化によって長辺凹部の平滑化、(2)に対しては連続鑄造パウダーを高粘性化させ、凝固シェルを強冷却して強度を増加させ、オシレーションマーク深さの浅目化によるNi偏析軽減を進めた。またこれらの諸対策で鑄片の無手入れ化が実行された。今後は鑄造高速化によるオシレーションマーク深さの一層の浅目化が課題である。

Abstract

The cause of scratched defects, occurred at edge area of austenitic stainless cold strip, is identified to be nickel segregation in the surface of continuous cast slabs. The mechanism of segregation occurrence is thought to be as follows. At first, disordered oscillation marks in convex holes at edge area of slab wide face, induced by narrow face bulging, weakened strength of solidified shell, then cracks in weak solidified shell made segregations. Countermeasures to these problems are as follows. Steep taper of narrow side face in mold makes flat surface of slab wide face, and prevents disorder of oscillation mark. Strong cooling by use of high viscosity continuous casting powder in mold makes solidified shell strong, and depth of oscillation mark becomes shallow. Owing to these methods, segregations in slab surface become to be small, and slabs are transferred to hot rolling mill without surface conditioning by grind. The next subject is to make more shallow depth of oscillation mark by operation of high speed casting.

1. 緒 言

新日本製鐵光製鉄所のスラブ連続鑄造機は1960年に稼働を開始し、オーステナイト系 304及びその他鋼種の鑄造技術が開発され、現在は月産約3万トン以上のスラブを大量に生産している^{1,2)}。最近では鑄片表層の品位向上技術の開発³⁻⁵⁾により、鑄片の無手入れ化が進められコストダウンが可能になっている。本報では、無手入れ化技術を述べるとともに、今後の開発の方向を考察する一助とする。

2. 鋼板へげ疵とその発生メカニズム

オーステナイト系 304の連続鑄造鑄片(以後スラブと記述)を熱間圧延し冷間圧延鋼板に供したところ鋼板表面にへげ疵が発生した。このへげ疵とスラブ表層の特徴を調査し、疵発生メカニズムを推定した。

2.1 鋼板へげ疵とスラブ表層の関係

鋼板へげ疵はエッジより300mm以内に多発した。図1に示すよ

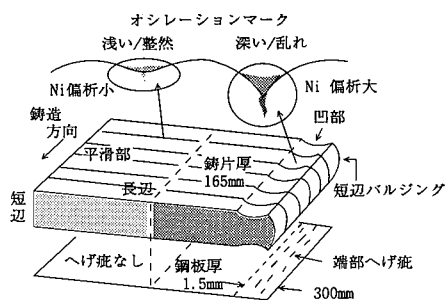


図1 へげ疵の鑄片と鋼板における関係

うに、このへげ疵位置に対応したスラブ形状や表層部の特徴として、長辺側はエッジ近傍に凹部が見られること、短辺側は凸型にバルジングしていること、凹部周辺はオシレーションマーク(以後OSMと記述)深さが深いこと等が認められた。そして、鑄片の長辺側表層がこのような平滑でないことがへげ疵発生の原因と考えられ

*⁽¹⁾ (株)日鐵テクノリサーチ かずさ事業所 所長
千葉県富津市新富20-1 ☎293-0011 ☎(0439)80-2087
*⁽²⁾ 技術開発本部 光技術研究部 主任研究員

*⁽³⁾ 光製鉄所 生産管理部 マネジャー
*⁽⁴⁾ 光製鉄所 製鋼工場 マネジャー
*⁽⁵⁾ (株)日鐵技術情報センター

た。この推定は、スラブ表層をグラインダーで研削し平滑にして冷間圧延鋼板とした場合は、へげ疵発生が抑制されることから裏付けられた。生産現場では、このような铸片手入れの必要がコストアップとなっていた。そこで対応策として、スラブ表層の形状やOSMの特徴を調査し、スラブ表層品位向上技術の開発を進めた。

2.2 スラブ表層の実態

2.2.1 スラブ長辺側の表面凹形状

スラブの長辺側表面形状について調査したところ、図2に示す従来パウダーA(粘性0.08Pa・s)の場合のように、铸片の短辺側端部より約100mm以内の所に凹部が存在し、深さは約0.5~3mmまでばらついており平均2mmである。更にスラブ長辺側において、OSM深さを調査した結果が図3である。この図で従来パウダーAに示すように、铸片の幅中央部側(端部から500mm位置)では最大500μmと一層深くなっている。

2.2.2 OSMとNi偏析

前述のようにスラブ長辺の凹部周辺において発生した深いOSMの縦断面を見ると図4のようになっており、OSM谷部においてはNiの正偏析があることが見出された^{6,7)}。このNi正偏析深さとOSM深さの関係を見ると図5のようになっている⁸⁾。OSM深さが500~600μmでは、Ni正偏析長さは約200μmくらいになっている。さらにNi正偏析部はSも濃化していることが判明しており、本箇所は割れが発生したものと考えられる。原因は凝固シェル強度が弱いこ

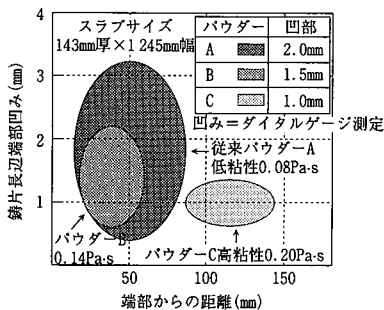


図2 スラブ長辺端部の凹み

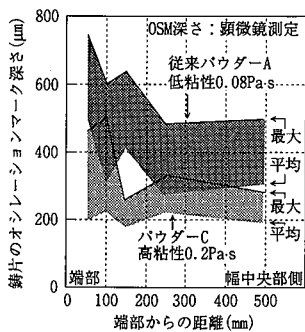


図3 凹部深さとオシレーションマーク深さ

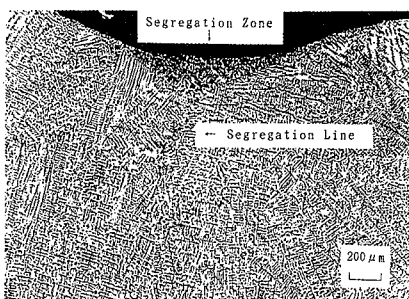


図4 オシレーションマーク部の組織

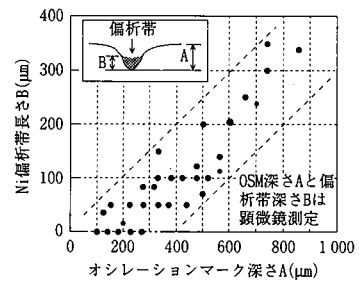


図5 OSM深さとNi偏析の関係

とであり、OSM深さが300μm以上では、本谷部の温度が高くなり強度が1kgf/mm²以下であると考えられた^{8,9)}。

2.3 へげ疵発生メカニズムの推定と対応策

前述のスラブ表面実態をもとにへげ疵発生機構を推察する。

(1)熱間圧延時に凹部に発生する割れ:短辺側の铸型テーパーが不足していると铸型からの抜熱量が不十分で凝固シェル強度が弱く、スラブ短辺は凸型にバルジングする。一方、スラブの短辺と長辺が交差するコーナーのシェルは両方から抜熱されるので強度が高く、短辺が凸型にバルジングしてもコーナー部は直角に維持されたままで、図2のように長辺のエッジ近傍に凹部が生成する。凹部の存在するスラブを熱間圧延すると、この凹部には引張応力が生じ、特にOSM谷部において微小な割れが表層に生じられ、次の冷間圧延でこの割れが拡大しへげ疵になると考えられる。

(2)OSM谷部の偏析起因割れ:凹部周辺では铸型内での溶鋼流れも影響し、図3のようにOSMが乱れて深くなり、OSM谷部のシェル強度が低下し亀裂が発生し、図5のように内部のNiやSの濃化した溶鋼がシェル外部に滲み出して偏析を生じる。冷間圧延では偏析部と正常部における延性の差によってへげ疵が発生すると考えられる。したがって、上記(1)に対しては铸型短辺テーパー強化による長辺凹部を平滑化、(2)には高粘性の連続铸造パウダーを使用しスラブ凝固シェルの強度を高めることが必要となり、現場試験で確認することになった。

3. スラブ表面の平滑化によるへげ疵発生防止

3.1 短辺テーパー増加によるスラブ長辺凹部の平滑化

長辺側の凹部を誘発する短辺バルジングの発生原因は、メニスカスから下部に向かって凝固シェルが収縮することに合わせて、短辺部の傾斜(テーパー)が設定されていないためにエアギャップが存在することである。図6の1段テーパーでは自由収縮と铸型との空間が大きく短辺バルジングが発生し易い。テーパーを2段化するとこの空間は大幅に減少し、短辺バルジングを抑制できる。

図7に示すように、2段テーパーを適用し、後述する高粘性パウダーの使用によって短辺バルジング量Bは0ミリ程度に減少し、長

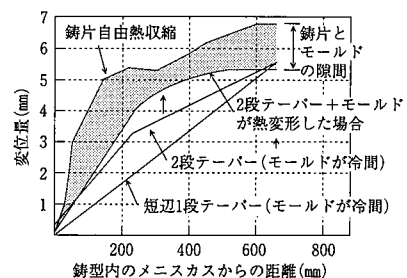


図6 短辺テーパーの2段化

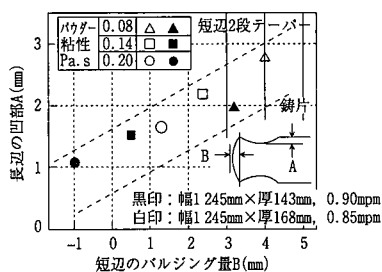


図7 短辺バルジング量と長辺凹部の関係

辺の凹部量Aは約1mm程度まで減少することが判明した¹⁰⁾。次に凹部深さと同部に発生する引張応力の関係を有限要素法で検討した。スラブ1,330mm幅×165mm厚を5%圧下する場合、凹部深さを約2~3mmから約1~0mmに平滑化すると、熱間圧延中に凹部の表層で発生する引張応力は約4~5 kg/mm²から約2~1 kg/mm²に低下し、凹部を1mm以下にすることで熱間圧延中の割れ発生が抑制されることになった。

3.2 高粘性パウダーの適用によるOSM平滑化

3.2.1 高粘性パウダー適用の考え方

図8に従って高粘性パウダー適用の考え方を説明する。低粘性パウダーを使用した場合には、鋳型と鋳片シェルに流れ込む熔融膜は厚く、鋳型からの抜熱量は減少し緩冷却になり、シェル全体の温度が上昇して強度が低下する。そして、熔融層からOSMの爪にかかる圧力によって低強度のシェルは大きく曲がり、OSMの谷間が深くなり強度が低下し、NiやSの偏析部が著しくなる。これに対して、パウダーを高粘性化すると、流れ込む熔融膜は薄くなり、シェル強度が増加する。その結果、OSMの谷間が浅くなり平滑化傾向となり、NiやSの偏析部は生じない。

3.2.2 オシレーションマークの浅目化

前述のように高粘性パウダーによりOSMを浅目にするを目的に、表1のような操作条件でパウダー粘性を変化させて実铸造を実施した。図9に鋳片表層近傍の断面組織に及ぼすパウダー粘性の影響を示す。高粘性パウダーになるほどOSM深さとNi偏析は減少している。特に粘性が0.2Pa·sにおいて改善効果が大いことは明らかである³⁾。

3.2.3 パウダー消費量とOSM深さ^{3,4)}

図10のAのように粘性ηが高くなるほどパウダー消費量は減少し、鋳型と鋳片の間に流れ込むパウダー熔融膜が薄くなることを示唆している。これは、同図Bのように高粘性になるほど実鋳片の

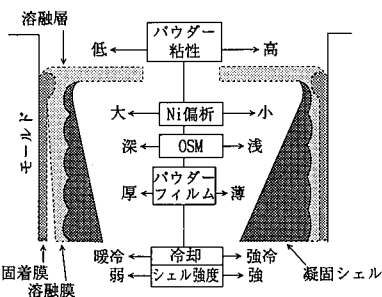


図8 高粘性パウダー適用の考え方

表1 铸造条件

鋼種	スラブサイズ		铸造速度	鋳型振動		ネガティブストリップ率
	幅	厚		幅	サイクル	
SUS304	1245mm	143mm	0.9m/min	6mm	2.5Hz	0.159s

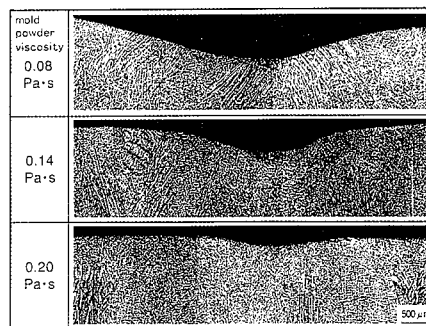


図9 パウダー粘性とOSM深さの関係

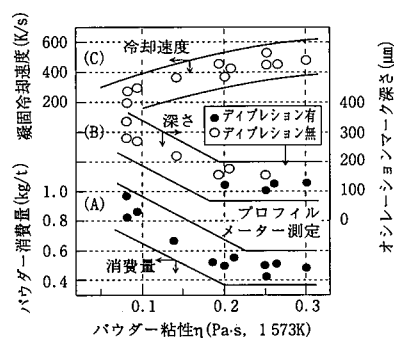


図10 パウダー使用量とOSM深さの関係

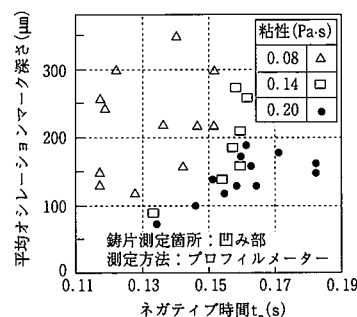


図11 ネガティブ時間とOSM深さの関係

OSMは浅くなることに整合しており、粘性0.2Pa·sで鋳片幅中央の平均OSM深さは100~200μm(プロフィールメーター測定)となる。また、同図Cのように粘性が高くなるほど凝固冷却速度が大きくなることにも一致している。

3.2.4 ネガティブ時間とOSM深さの関係

ネガティブ時間 t_n とOSM深さの関係は図11のようになっている。同じ粘性では、 t_n が小さいほうがマーク深さは浅くなる。これは既報告の鋳型振動シミュレーターの結果にも一致する¹¹⁾。粘性0.08Pa·sから粘性0.2Pa·sに増加させると平均OSM深さは浅くなり、100~200μm(プロフィールメーター測定)が得られる。

$$\text{ネガティブ時間 } t_n = (60/\pi f) * \cos - 1 (V/\pi fS)$$

$$f = \text{鋳型振動数 (cpm)}, V = \text{鋳造速度 (mm/min)}, S = \text{鋳型振幅 (mm)}$$

なお、図10および図11ではOSM深さをプロフィールメーターで測定しており、図3、5の顕微鏡測定値よりもやや浅目となっている。

3.2.5 ディプレッションの原因と対策

一方、高粘性0.2Pa·sのパウダーを使用した場合には、鋳片表面のOSMに従って、ディプレッション(鋳造方向200mmピッチ、深さ>2mm、長さ>50mm)が全幅に発生した。ディプレッション深さと凝固冷却速度は図12のように変化している。ディプレッション部は正常部に対して表層下の凝固冷却速度は遅く、パウダーフィルム厚み

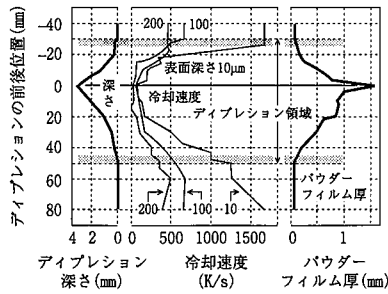


図12 ディプレッション深さと凝固冷却速度

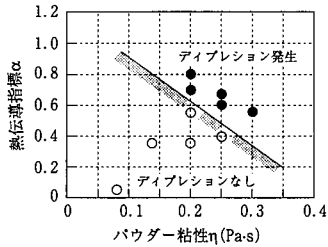


図13 パウダーの熱伝導とディプレッション

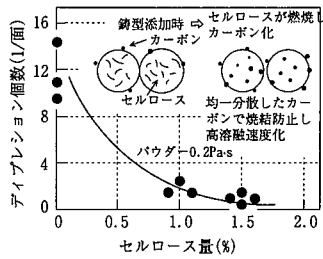


図14 セルロース添加による効果

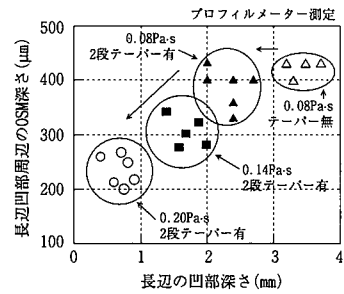


図15 パウダー粘性とテーパの効果

3.3 凹部平滑化と高粘性パウダーによるOSM深さの減少

前記3.1のように短辺のテーパを強化して、パウダーの粘性を0.08Pa·s から0.14~0.2Pa·sに増加させた場合に、長辺凹部量Aは減少することが図7に示されている。これは図2で粘性0.2Pa·sでの凹部が1mmに改善されたことに一致する。このようにして長辺凹部を浅く平滑化したことに加えて、図10に示すパウダーの高粘性化の効果によってOSM深さは図15のように大幅に減少し、凹部周辺でも平均約250μm深さが得られるようになった。

4. 結 言

以上に述べたような経緯で開発された2段テーパと高粘性パウダーの採用により冷間圧延板へげ疵が減少し、鑄片手入りを削減することが可能となった。オーステナイト系304で、手入れ必要材が従来の100%から25%まで減少(75%の削減)した。図11のようにネガティブ時間 t_n をもっと短くできれば、一層のOSM深さ減少が可能になる。今後も、鑄型のサイクルや振幅等のオシレーション条件の最適化や、なお一層の高速鑄造への挑戦が必要である。

参考文献

- 1) 武田雅男, 柳井隆司, 駒野忠昭, 日野通: 製鉄研究, (294), 32-42 (1978)
- 2) 沖森麻佑巳: わが国における鋼の連続鑄造技術史, 日本鉄鋼協会編, p.138-144, p.427-431
- 3) 北條優武, 田中重典, 福田義盛, 鈴木規之, 沖森麻佑巳: 日本鉄鋼協会高温プロセス部会凝固組織形成フォーラム, 1996, p.13-18
- 4) Fukuda, Y., Kawai, H., Hojo, M., Tanaka, S., Okimori, M.: Proceedings of 5th International Conf. on Molten Slags Fluxes & Salts, 1997, p.791-796
- 5) 104回日本鉄鋼協会特殊鋼部会, 1998-4 (私信)
- 6) 北條優武, 福元成雄, 水地功, 田中重典, 竹内英磨: 材料とプロセス, 5, 1256 (1992)
- 7) 宮寄雅文, 北條優武, 田中重典: 材料とプロセス, 6, 244(1993)
- 8) 北條優武, 田中重典, 福田義盛, 中野健, 沖森麻佑巳: 材料とプロセス, 7, 1150 (1994)
- 9) 北條優武, 水地功, 田中重典: 材料とプロセス, 6, 1134(1993)
- 10) 北條優武, 沖森麻佑巳, 福田義盛, 田中重典, 鈴木規之: 材料とプロセス, 11, 862 (1998)
- 11) 竹内英磨, 松村省吾, 日高良一, 長野裕, 鈴木康夫: 鉄と鋼, 69, 62~67(1983)
- 12) 北條優武, 田中重典, 福田義盛, 沖森麻佑巳: 材料とプロセス, 8, 288(1995)
- 13) 福田義盛, 沖森麻佑巳, 北條優武, 田中重典: 材料とプロセス, 8, 1009(1995)

は10倍以上で厚い。従って、ディプレッション部ではパウダーの不均一流入が起きていることが判明し¹²⁾、この原因は図10のように高粘性化によりパウダー消費量が減少したためと考えられる。これを解決するために、以下のようにパウダーの特性を改善した。第一に、粘性と熱伝導性の最適化によりディプレッションを防止すべく、粘性の温度依存性を示す熱伝導指標 α を導入した。

その結果、高粘性の場合でも、図13に示すように限界線よりも下部の領域にすると、パウダーの過剰流入が防止できディプレッション発生を抑えることが可能になった。これは粘性に応じてパウダー内温度勾配を最適化し、流入を均一化できたためと考えられる¹³⁾。なお、ここで $\alpha = 1.26 - 0.3(M_{Ca} + 0.5M_{Na} + M_{Mg}) / (M_{Si} + M_{Al})$ 、Mxは成分xのモル分率である。次に鑄型内容融層厚みを均一化するために、セルロースを添加して溶解速度を高めた。図14に示すようにセルロース量を増加させるとディプレッション発生が防止された。これは、セルロースが燃焼し均一分散化したカーボンがパウダーの粒子同士の焼結を防止し、高溶解速度が得られた結果であると考えられる。