

ツインドラム鑄造法によるステンレス鋼板の製造

Production of Stainless Steel Strip by Twin-Drum Strip Casting Process

竹内 英麿⁽¹⁾ 中島 啓之⁽²⁾ 田中 重典⁽³⁾ 山田 衛⁽⁴⁾
Hidemaro TAKEUCHI Hiroyuki NAKAJIMA Shigenori TANAKA Mamoru YAMADA

山上 靖博⁽⁵⁾ 日高 良一⁽⁶⁾
Yasuhiro YAMAGAMI Ryouichi HIDAKA

抄 録

新日本製鐵光製鐵所において、一對のドラム(直径1200mm)とサイド堰で形成される部分に溶鋼を注ぎ込んで、ステンレス鋼板を直接製造するツインドラム鑄造法を開発した。湯面レベルと板厚の厳密な制御により、800mmと1330mmの鑄片幅で、10t規模の安定な鑄造ができるようになった。鑄片横断面の凝固組織と柱状晶の厚み分布の観察から、表面割れ発生は不均一な伝熱のために生じることを解明し、表面割れのない鑄片を得る技術を確立した。本法による鑄片では介在物は小さく分布し、マイクロ偏析度は小さい。鑄片を冷間圧延し、圧延材の機械的性質と耐食性を調べた。従来法に比べて、耐食性が優れ、結晶方位の異方性は小さい。

Abstract

The Hikari Works of Nippon Steel Corporation has developed a twin-drum strip casting process in which stainless steel strip is directly produced from the molten steel charged into a casting machine, consisting of a pair of drums (diameter: 1,200mm) and side dams. This process can achieve stable casting of 10 tons of 800 and 1,330mm wide strip by closely controlling the molten-steel pool level between the drums and the strip thickness. As a result of examination of the microstructure and the distribution of columnar zone thickness in the transverse cross-section of the cast strip, it was elucidated that surface cracking is attributable to non-uniform heat transfer. Based on this finding, the technology for producing crack-free cast strip has been established. The strip produced by this process features finer inclusions and smaller degree of microsegregation. The mechanical and corrosion-resisting properties of the cast strip after cold rolling were examined. Compared with conventional steel strip, the cast strip is higher in corrosion resistance and less anisotropic in crystal orientation.

1. 緒 言

熱間圧延(以下熱延と記す)を省略して、溶鋼より直接に鋼板を製造するストリップ鑄造法は、1856年にヘンリー・ベッセマーが発表¹⁾して以来の製鋼技術者の夢であった。1980年代後半より、ニアネットシェイブ(Near Net Shape)鑄造技術開発が再び盛んになり、その一つとして、ベッセマー型のツインドラム(ロール)鑄造機が再現した。現在では、パイロットプラント規模のツインドラム法の開発が、世界の種々な場所で行われている。

ドラムの幅は800mm~1330mm、溶鋼規模では10t~20tのものが現在開発中である²⁻¹⁵⁾。なかでも国内では大平洋金属⁶⁾一日立造船⁷⁾、日本冶金工業⁸⁾、三菱重工業⁹⁾—新日本製鐵²⁾で10t規模のパイロットプラントが、国外ではAllegheny-VAI社¹⁰⁾、Usinor-Sacilor

社¹¹⁾等で10t規模の試験機が注目されている。本論文では、ツインドラム鑄造法の鑄造技術、鑄片品質及び製品の品質の概略を述べる。

2. ツインドラム鑄造法の原理と特徴

ツインドラム鑄造機はストリップ鑄造法の一つであり、その原理を図1に示す。二つの水冷されたドラムの間に溶鋼が注入され、ドラム表面からの抜熱により、急速に冷却された凝固殻は、ドラムのキス点(ドラムの間隔が最も狭くなる点)で圧着され、一枚の鋼板となる。図2には、概略の冷却速度と板厚の関係を、従来の連鑄機の場合と比較して示す。本法の平均の冷却速度は100K/sであり、従来法よりも1000倍大きい。又、板厚は従来法の1/100であり、熱延の省略が可能である。このような大きい冷却速度のため、後述するように、本法の製品は種々の特徴を示す。

⁽¹⁾ 技術開発本部 光技術研究部 部長 工博
⁽²⁾ 光製鐵所 副所長
⁽³⁾ 技術開発本部 光技術研究部 主任研究員 Ph.D

⁽⁴⁾ 光製鐵所 製鋼・線材部 部長代理
⁽⁵⁾ 技術開発本部 設備技術センター 製鋼プラントエンジニアリング部 部長代理
⁽⁶⁾ 光製鐵所 生産技術部 部長代理

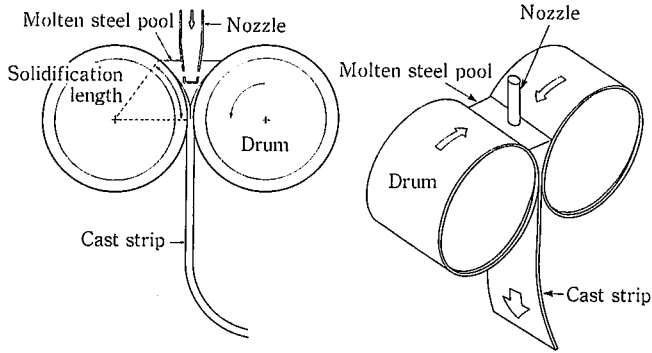


図1 ツインドラム製造機の原理

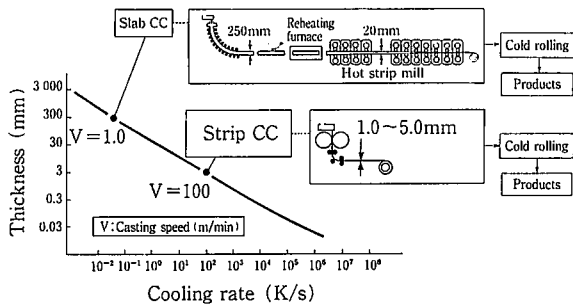


図2 ストリップ製造プロセスと従来のプロセスの比較

3. ツインドラム製造技術の概要

本章では、特に新日本製鐵光製鐵所に設置した800mm~1330mm幅、10t規模の開発結果を述べる。本開発は三菱重工業㈱と新日本製鐵が1982年から共同で行った。

3.1 製造設備

図3に製造機の概要²⁾を示す。それは一対のドラム、サイド堰、コイラーより構成している。溶鋼はドラムとサイド堰に囲まれた部分に注ぎ込まれて、ドラムに接触して凝固殻になる。2枚の凝固殻は“キス点”で圧着されて铸片となる。表1に製造機の主な仕様を示す。幅は800mmと1330mmの二つである。ドラムの直径は1200mm、鋼種はSUS304である。

3.2 製造安定化技術

安定製造の要点は、1) 1t規模の開発段階で改善がなされたサイド堰の熱変形防止による溶鋼もれ防止¹⁶⁾、2) 制御系の安定化が課題であった。

3.2.1 湯面レベル制御技術¹⁷⁾

制御システムは、メニスカス位置の検出器及びタンディッシュストッパーの作動装置より成り、検出されたメニスカスレベルに応じ

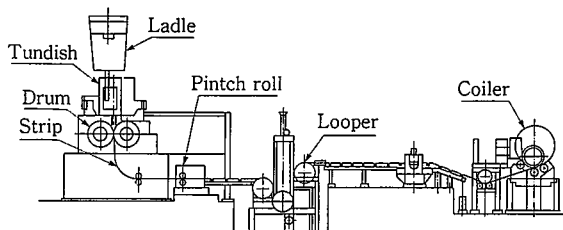


図3 10t規模ツインドラム製造機の概要

表1 ツインドラム製造機の仕様

Items	Specifications
Type	Twin drums
Ladle capacity	10 ton
Tundish capacity	1.6 ton
Casting speed	20~130m/min
Strip thickness	1.6~5.0mm
Drum width	800/1330mm
Drum diameter	1200mm
Drum sleeve	Cu+Ni plating
Coiler type	Up-coiler

てストッパーが開閉して、湯面レベルを制御する。図4に、湯面レベル制御を行った場合の湯面レベル値の実測結果を示す。湯面レベルは±0.2°(湯面レベルで±1.6mm)の精度で制御できる。

3.2.2 板厚制御技術¹⁸⁾

ツインドラム製造法において、ドラムのキス点を通る铸片の中心固相率は、ドラムと溶鋼の接触時間、铸造速度、板厚、ドラムの押力で決まると考えられる²⁰⁾。押力が一定の場合、铸片の厚みは式(1)で表される。

$$d = 2K_R t^n = 2K_R (r\theta/V)^n \dots\dots\dots(1)$$

ここで、dは铸片厚み(mm)、 K_R は凝固係数(mm/min⁻ⁿ)、tは接触時間(min)、rはドラム半径(m)、 θ は接触弧角(rad)、Vは铸造速度(m/min)である。

(1)式で明らかのように、铸片厚みは、ドラムと鋼が接している時間に比例している。図5は、この接触時間と板厚の関係を示す。図より $K_R=28.2\text{mm/min}^{-n}$ 、 $n=0.6$ とすると、実測値と(1)式が一致する。(1)式より、得たい铸片板厚に対して、湯面レベルと铸造速度の初期設定値を選ぶことができる。铸造中は铸片板厚ドラム反力は測定され制御システムにフィードバックされる。この値により、铸造速度とドラムギャップが調整されて、目標の板厚を得ることができる。

図6は板厚制御の結果得られた板厚の変動値を示す。ドラム押力を一定範囲にしなが铸造速度を制御した場合には8.8%以下、ドラムギャップと押力を一定範囲に調整しながら铸造速度を制御した場合には3%以下の精度が得られた。

これらの技術の積重ねにより、10tの铸造を安定して行うことが可能になった。写真1に安定铸造の結果得られた1330mmのコイルの外観を示す。

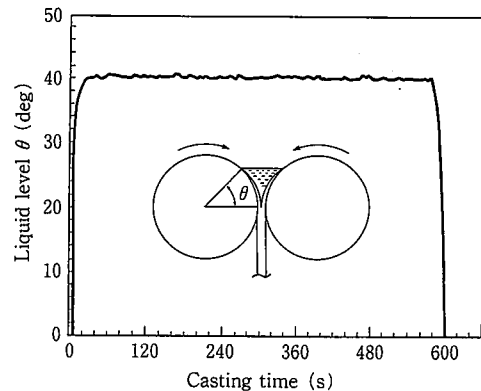


図4 湯面レベル制御の結果

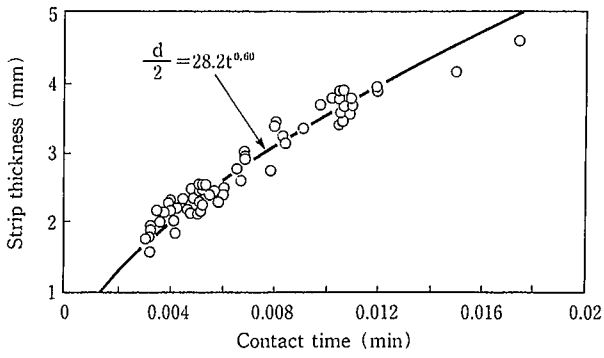


図 5 鋳片厚さとドラム接触時間との関係

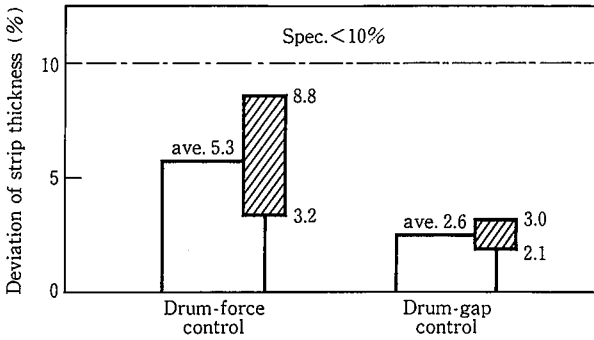


図 6 ドラム押力制御とギャップ制御による鋳片厚制御結果

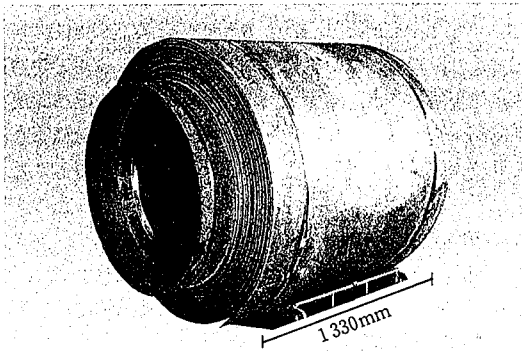


写真 1 1330mm幅 10t コイルストリップ鋳片の外観

4. ツインドラム鋳造法で製造した鋳片の品質

写真 2 に 1330mm の酸洗後の鋳片を示す。表面に割れの無い鋳片が得られた。写真 3 に鋳片断面の凝固組織を示す。鋳片の両表面から柱状晶が成長しており、厚み中央部には等軸晶が観察される¹⁹⁾。

この柱状晶厚みの分布は凝固均一度を示していると考えて、800mm 及び 1330mm の鋳片全幅にわたって測定した結果を図 7 に示す。更に、柱状晶厚みの分布の標準偏差を柱状晶厚みの平均値で割った値を、凝固不均一性と定義した。この値は両鋳片とも 4% 程度であり、鋳片幅に依存せず均一な凝固が得られていることを示している²⁰⁾。

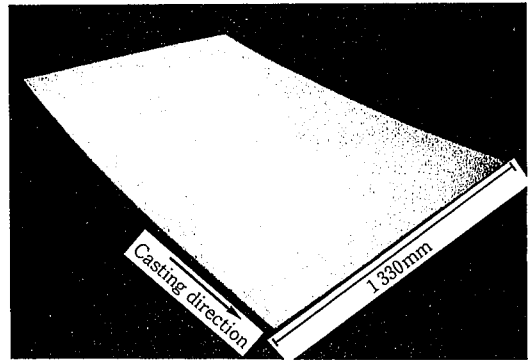


写真 2 酸洗後のストリップ鋳片表面

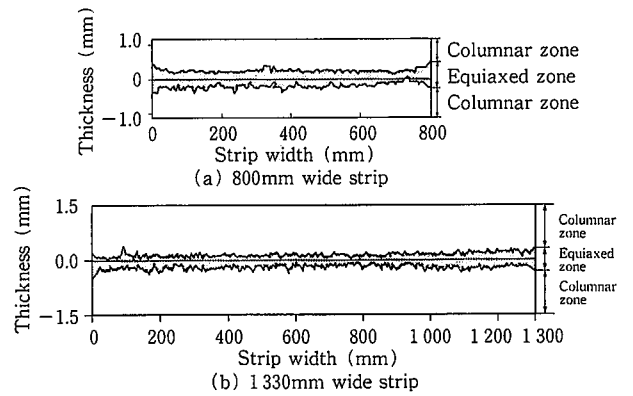


図 7 800mm と 1330mm 幅ストリップ鋳片の幅方向柱状晶厚み変動

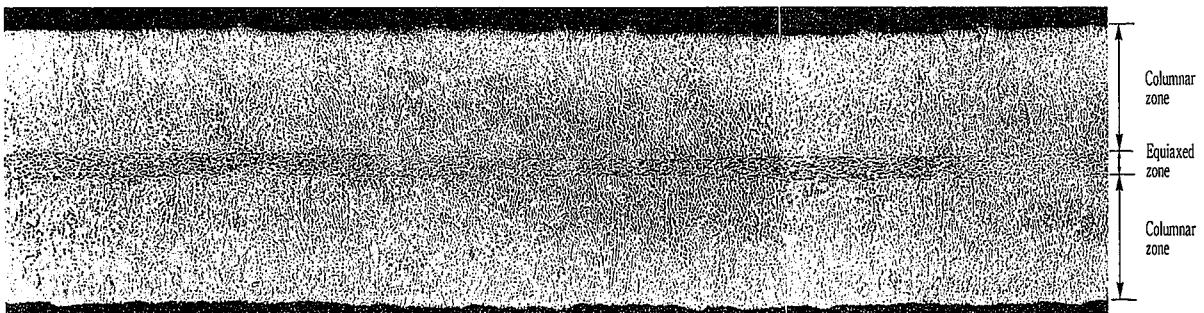


写真 3 鋳片マイクロ組織(横断面)

500 μm

5. 表面割れの生成機構の推定と防止方法

写真4に表面割れの周囲の凝固組織を示す。割れの周囲の柱状晶厚みは薄くなっており、凝固が遅れていることを示している。そこで、割れは以下に示すような順序で生成すると考えた²¹⁾。

- 第一段階：伝熱不均一発生
- 第二段階：冷却速度むら発生(10~20%健全部より小さい)
- 第三段階：凝固収縮歪の不均一発生
- 第四段階：引張り歪が割れ生成のトリガーとなり割れ生成

図8に伝熱不均一がある場合の铸片の厚み方向の断面内の温度分布と歪の分布について、伝熱と歪計算を組み合わせる計算した結果を示す。図中h₂の部分、抜熱がh₁の部分の70%として計算した。このh₂の部分、h₁の部分に比べて凝固が遅れており(温度が高く)、引張り歪の値も大きいことが分かった^{22,23)}。

これらのことから、凝固の不均一により铸片内に不均一な歪が生じ、これが割れ生成のトリガーになることは充分推定され得る。

従って、割れ防止のためには、伝熱の不均一を無くすることが基本である。ツインドラム製造法では、湯面レベルを安定させて波立を防止すること²⁴⁾、及び、ドラム間の溶鋼と接する部分の雰囲気への大気混入を防止して、酸化物の生成を防止すること²⁾により、割れを防止している。

6. ツインドラム製造法で製造したステンレス冷間圧延鋼板の特徴

6.1 機械的特性及び耐食性

铸造したストリップコイルを用いて、光製鐵所の実機冷間圧延(以下冷延と記す)プロセスで試験を行った。比較材として、通常の製造工程で作られた熱延コイルを用いた。冷延板の最終仕上は、酸洗仕上及び光輝焼鈍(BA)仕上を行った。

表2に機械的性質及び耐食性の試験結果を示す²⁵⁾。伸びと引張強度は比較の従来材と同等であるが、ツインドラム铸造材は異方性が少なく、かつ、耐食性を示す孔食電位が高いという特徴を持つ。

6.2 ツインドラム製造法による铸片の特徴

更に、本法で铸造した铸片の特徴として、次の点が挙げられる。

第1に、図9に示すように、介在物の量が従来材に比べて例えば1μm以上の介在物の数は1/5程度である。これは冷却により、凝固中の介在物の成長が抑制されているためと考えられる²⁶⁾。

次に、铸片のマイクロ偏析が小さい。図10にNi偏析の濃度と冷却速度の関係を示す。マイクロ偏析は、従来材に比べて低い²⁷⁾。これらの特性のため、耐食性が従来材に比べて良好であると考えられる。



写真4 縦割れ部ストリップ铸片断面マイクロ組織

表2 ストリップ铸片と従来熱延板から冷延板の特性比較

Properties	Mechanical test			Corrosion test
	Elongation (L-direct)	Tensile strength	Anisotropy Δr	Pitting potential V vs SCE
Materials				
Products from twin-drum cast strips	50.4%	702 (N/mm ²)	-0.24	0.38V
Conventional products	50.8%	702 (N/mm ²)	-0.54	0.26V

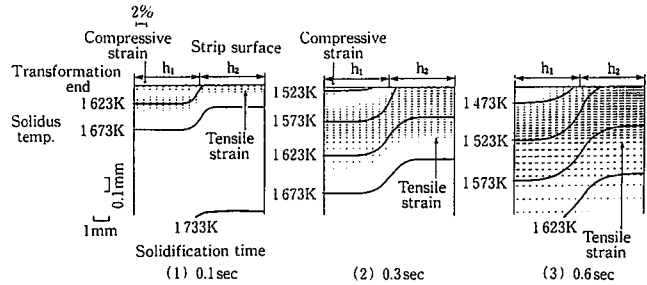


図8 不均一凝固したストリップ铸片の温度・歪分布

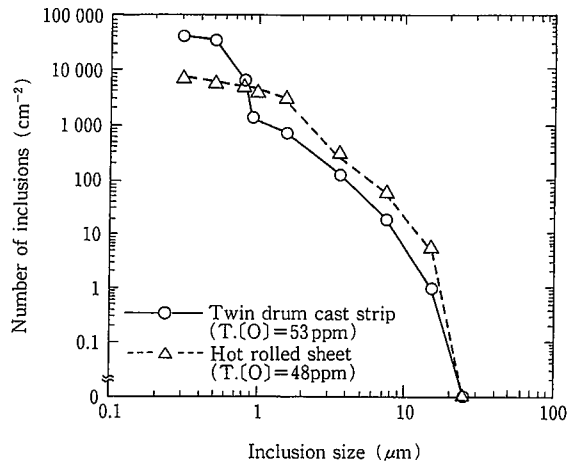


図9 ストリップ铸片内非金属介在物大きさ分布の従来熱延板介在物との比較

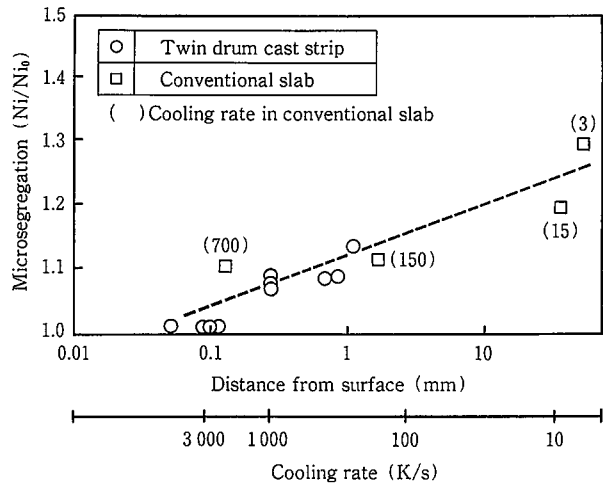


図10 ストリップ铸片と従来法のスラブとのマイクロ偏析内Ni偏析比の比較

図11に本プロセス材と従来の冷延板における結晶方位について解析した結果を示す。従来材は(112)方位が強いのに対して、直接冷延材では凝固のままの(110)と(210)方位が優勢である。これらの結晶方位が異方性を小さくしていると考えられる²⁵⁾。

図12に直接冷延材の特性をまとめて示す。急冷凝固により介在物は小さくなり、マイクロ偏析も少なくなる。又、直接冷延であるため、凝固のままの結晶方位が優勢になる。これらのことから、耐食性、異方性等に特徴が現れる。これらの特性を考慮して、建材、シンク、化粧管等の製品を製造して、現在評価をしている。

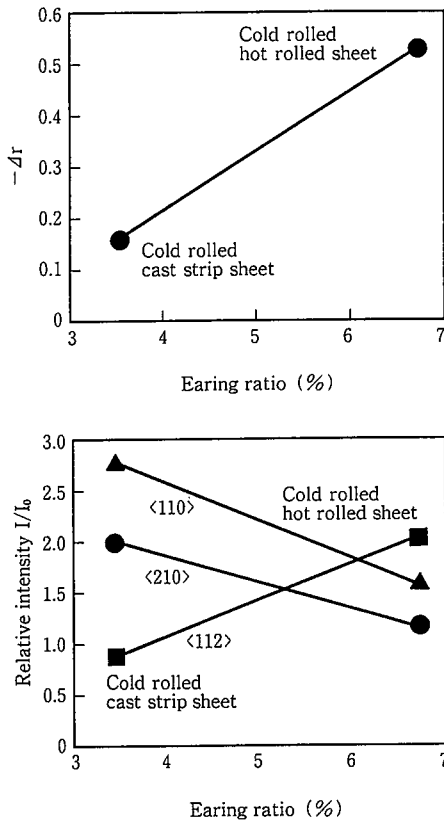


図 11 冷延板の異方性、結晶方位と耳高さ比との関係 (ストリップ鋳片と従来熱延板から製造した冷延板の特性比較)

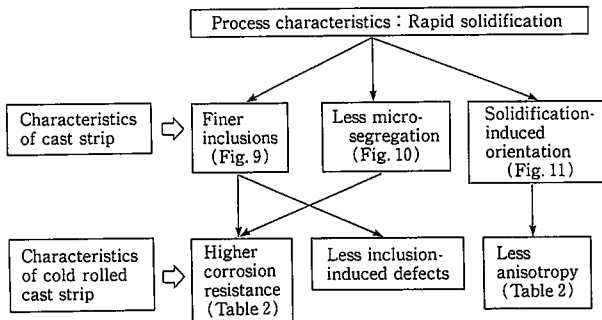


図 12 ストリップ鋳片の特徴と、それに伴う冷延板の特性

7. 結 言

ツインドラム鋳造法の開発により、以下のことが明らかになった。

- (1) 湯面レベル制御と板厚制御により、安定鋳造が可能になった。その結果800mm および1330mm 幅の10t コイルが製造できた。
- (2) 凝固均一性の良い割れの無い鋳片が製造できることを確認した。
- (3) 凝固過程及び鋳片割れ生成機構の推定が可能になった。
- (4) 直接冷延材の特徴として、介在物、偏析が従来材よりも少なく、その結果耐食性が良好であり、又、結晶方位の異方性が小さい。

ツインドラム鋳造機のアイデアを1856年にヘンリー・ベッセマーが発表してから137年経った現在、種々の工業技術の進歩と蓄積によって、工業化を目前にするに至っている。

謝 辞

本開発にあたっては三菱重工業株式会社と1982年から共同研究を開始し、特に、三菱重工業株式会社広島製作所、及び同社技術本部広島研究所と共同研究を進めた。三菱重工業株式会社の方々へ深く感謝の意を表します。

参 照 文 献

- 1) Bessmer, H. : Annual Meeting of the Iron and Steel Institute. 6(10), (1891)
- 2) 吉村 ほか：材料とプロセス. 4,993(1991)
- 3) 山田 ほか：材料とプロセス. 5,1021(1992)
- 4) Ohno, K. et al. : International Conference on New Smelting Reduction and Near Net Shape Casting Technologies for Steel. (1990), 682
- 5) 鉄鋼新聞. 9.29(1992)
- 6) 橋 ほか：材料とプロセス. 3,1160(1990)
- 7) 山根 ほか：材料とプロセス. 5,1072(1992)
- 8) 井上 ほか：材料とプロセス. 5,1018(1992)
- 9) 新出 ほか：材料とプロセス. 5,1019(1992)
- 10) Schwaha, K.L. et al. : IISI Technology Meeting in Vienna. May 3 & 4, (1993)
- 11) Tolve, P. et al. : IISI Technology Meeting in Vienna. May 3 & 4, (1993)
- 12) Robson, A.L. et al. : IISI Technology Meeting in Vienna. May 3 & 4, (1993)
- 13) Financial Times. July 15th (1991) 17
- 14) McCutcheon, D.B. : IISI Technology Meeting in Vienna. May 3 & 4, (1993)
- 15) Hentrich, R. et al. : Stahl u. Eisen. 2,111(1991)
- 16) Kasama, A. et al. : International Conference on New Smelting Reduction and Near Net Shape Casting Technologies for Steel. (1990) 643
- 17) 新井 ほか：材料とプロセス. 6,254(1993)
- 18) 山本 ほか：材料とプロセス. 4,994(1991)
- 19) 福田 ほか：材料とプロセス. 6,225(1993)
- 20) 福田 ほか：材料とプロセス. 4,995(1991)
- 21) 水地 ほか：材料とプロセス. 5,1209(1992)
- 22) 宮崎 ほか：材料とプロセス. 4,998(1991)
- 23) 水地 ほか：材料とプロセス. 4,999(1991)
- 24) 水地 ほか：材料とプロセス. 3,215(1990)
- 25) 末広 ほか：材料とプロセス. 3,214(1990)
- 26) 福元 ほか：材料とプロセス. 5,1024(1992)
- 27) 福田 ほか：材料とプロセス. 5,1023(1992)
- 28) 小川 ほか：材料とプロセス. 3,216(1990)