

八幡製鐵所における連続铸造技術の発展

Development of Continuous Casting Technology in Yawata Works

沖 森 麻佑巳*⁽¹⁾
 Mayumi
 OKIMORI

抄 録

八幡製鐵所における連続铸造(連铸)技術の発展を、基礎確立、大量生産、品質向上、多様化の4段階の変遷で要約した。連铸技術導入後の積極的な開発技術の組込みにより連铸化比率が飛躍的に増加した。主要な開発技術として、高 cleanliness 鋼製造、高速铸造による直送圧延、高品位ブルームの製造の3テーマを取上げ、技術のポイントと確立経緯を詳細に解析した。これらの技術の発展により、分塊工場の廃止と新連铸機の建設が段階的に実行され、生産性や品質が大幅に向上し、省エネルギーを初めとする経済効果が取り込まれた。多くの鋼種をその要求特性に応じて最適な連铸機で铸造し、高品位铸片を製造した。この発展史の中に、改善・開発のヒントを再発見し、より競争力のある連铸技術を開発していくことが、我々の今後の課題である。

Abstract

The changes of the technical development of continuous casting operation in Yawata Works are summarized in four stages, i.e., establishment of fundamental c.c. technology, c.c. production on a large scale, improvement in the quality of c.c. slab and diversity of manufacturing by c.c.. Positive research on developed technologies after the introduction of c.c. technology has greatly raised a continuous casting ratio. Three research themes, i.e., manufacturing highly clean steel, hot direct rolling by a high-speed casting and manufacturing high quality bloom, are taken up in this report as such additional technologies, and technical points in them and details of their technical establishments are analyzed. Slabbing mills were abolished by introducing these technologies and a new c.c. machine was constructed by stages, which have resulted in sharply improving the productivity and the quality of c.c. slabs and in achieving economic gains together with energy saving. It has also made possible that a variety of steel grades are cast by an optimum c.c. machine according to the characteristics required to manufacture slabs of a high quality. It remains to be proved that we further find out a hint of improvement or development in this growth of the continuous casting operation in Yawata Works, and develop highly competitive continuous casting technology.

1. 緒 言

日本の鉄鋼業は、戦後ヨーロッパやアメリカから当時の先端技術を導入し、更に現場技術の改善・開発により積極的な競争力強化を段階的に進めて、大きく発展した。連続铸造(以下、連铸と記す)は、代表的な導入技術の一つであり今や成熟期を迎えているが、より一層の生産性や品質の向上、コストダウン等を推進する新しい技術が求められている。そこで、本論文では、八幡製鐵所(以下、八幡と記す)の連铸技術の変遷をたどり、どのようなステップでそれが進歩しその競争力が強化されたかを考察し、既存技術が成熟する中での今後の新しい発展を見いだすための一助とする。

2. 日本における連続铸造の動き

鉄鋼業は1950年頃の粗鋼年産1千万tから1970年頃に1億t以上に成長(図1の①参照、以下番号のみを記す)し、それに伴い輸出も

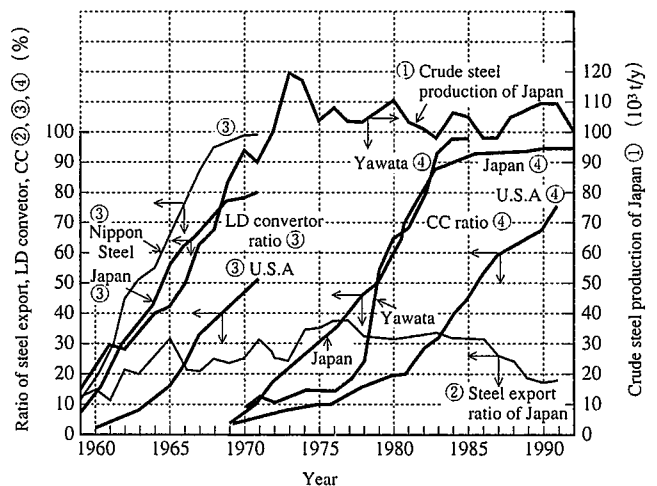


図1 産業と製鋼操業の指標推移(その1)

*⁽¹⁾ 光製鐵所 製鋼工場 部長工場長

増大し30%を超えた②。戦後の製鋼技術の流れは、まず平炉が転炉化③され、次に二次精練で特に脱ガスを中心として高純化、高洗浄化が進み最後に連続化が進行した。

連続化は粗鋼量が年産約1億tに達した1972年頃から急激に進められた④。1973年に第一次オイルショックが起こってから全国で省エネルギーの機運が高まり、オイル使用量は同年から1985年にかけて20%も減少し、連続も加熱炉の燃料削減に大きな成果をあげた。今や日常生活に不可欠となっている飲料缶や自動車生産を満たすべく新鋼種が連続の進展により市場に次々と送り出された。こうして、連続の導入が始まった1970年頃の日本全体の連続化率は10%であったが、13年後に90%を越すまでに拡大した。

日本におけるこのような連続技術の動きに対して、次章で八幡における連続技術の発展と競争力強化が具体的にどのようにして実現されたかを明らかにすることを試みる。

3. 連続铸造技術の発展に関する考察

3.1 連続技術の導入と変遷

八幡における連続技術の進展を明らかにするために1967年から現在までのスラブ連続とブルーム連続及び分塊圧延、連続化率の動きを、図2にまとめた。本図のように全期間を1)基礎開発期(1967~1974年)、2)規模拡大と大型量産期(1975~1981年)、3)効率及び品質向上期(1982~1989年)、4)品質向上及び多様化期(1990年~現在)の四つの時期に分け、以下にその特徴を述べる。

3.1.1 基礎開発期(1967~1974年)

当時の八幡は1960年に光製鐵所にステンレス鋼専用のスラブとブルームの兼用連続機を導入した。スラブは厚み110~130mmでNi系とCr系ステンレス、ブルームはサイズ250mm角や200mm丸でNi系ステンレスの铸造技術を1962年までに確立していた¹⁾。この実績をベースとして八幡は基礎開発期に国外の連続機メーカーからピ

レット及びスラブ連続機を導入・建設した。

八幡における初めての連続機は、1967年と1968年に八幡地区の第三製鋼工場(70t転炉、以後A製鋼と記す)に建設した2基のオルソン式の垂直・曲げ型であった(以後A-CCと称す)²⁾。A-CCによって小断面の80mm×80mm角、100mm×100mm角等のピレットを6ストランドで製造し、鋼種は硬鋼線材、棒鋼、ばね鋼等で生産量は約4万tであった³⁾。当連続機はオイルキャストイングであり、铸造方法及び介在物、のろかみ、気泡、組織、偏析等の薄片欠陥の関係が精力的に調査され、欠陥の形態や発生メカニズム等の理論的な解明が進んだ⁴⁻⁶⁾。

次に1970年に、戸畑地区の第二製鋼工場(170t転炉、以後N製鋼と称す)に、ソ連式の垂直式スラブ連続機を建設した(以後N-CCと称す)^{7,8)}。当機は厚みが200mm又は300mm、幅が700mmか1800mmのスラブをパウダーを使用して铸造した。铸造速度は0.6~0.9m/分で、生産量は約7万t、铸造鋼種は一般薄板、熱間圧延(以下、熱延と称す)鋼板、厚板、電磁鋼板等であった。上記A製鋼の2基の連続機の稼働により八幡地区の二つのブルーム分塊工場が休止となり、連続化率が約10%となった。しかし連続は品質的、経済的にまだ課題を多く持っており、従来の造塊と分塊圧延法を休止して直ちに連続化を推進するまでには至らなかった。

3.1.2 大型量産期(1975~1981年)

1973年と1978年のオイル・ショックにより省エネの機運が高まった。鉄鋼業では連続法を採用し加熱燃料の削減を進め、図1の④のように1973年以前の日本全体の連続化率20%が1980年には60%と飛躍的に増大した。

一方、第二次オイルショック前の八幡の連続化率は10%で、新しく生産性の高い連続機の導入が必要となっていた。当時の八幡は高炉や製鋼の鉄源を市街地に近い八幡地区から既に大型高炉のあった戸畑地区に移行し、環境面での改善に加えてより一層の大型メリッ

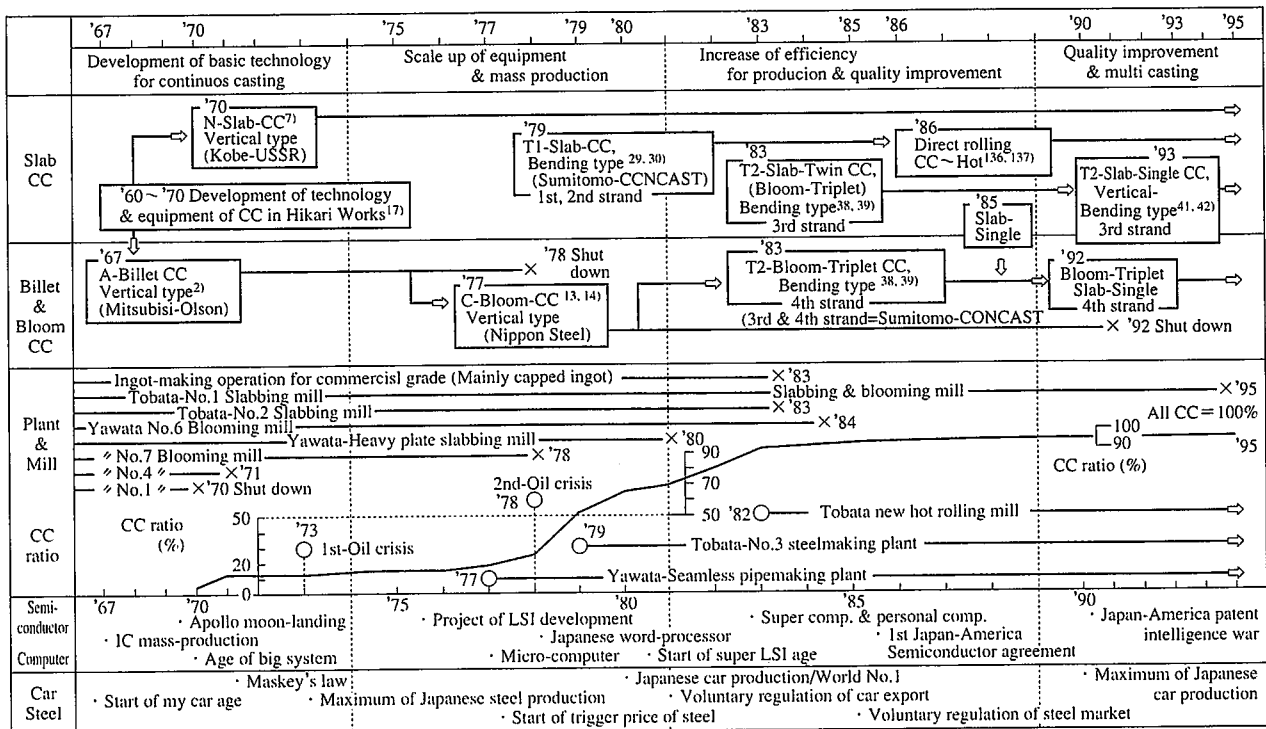


図2 八幡製鐵所における連続铸造技術の変遷

トを追求し競争力の強化を図る計画を推進していた⁹⁾。

こうして1977年にA-C Cでの小断面ビレット鋳造技術をベースとし大断面鋳造の種々の調査を基に¹⁰⁻¹²⁾、戸畑地区の第一製鋼工場(150 t 転炉, 以後C製鋼と称す)に215mm×215mm角大断面ブルーム用連鋳機(以後C-C Cと称す)を建設した^{13,14)}。本連鋳機は介在物浮上や等軸品生成、内部割れ防止に有利な湾曲半径14mを有し鋳造鋼種はシームレス鋼管¹⁵⁻¹⁷⁾、型钢、線材、軌条等の多鋼種にわたり月産7万tが可能となった。

シームレス鋼管については、1977年に八幡地区に建設された中径管工場に油井管用素材として、C-C Cで製造した高品質ブルームを供給した¹⁸⁻²⁶⁾。本連鋳機の稼働により1978年に八幡地区のA-C Cは休止となった。続いて1979年には八幡地区のA製鋼と第五製鋼工場(60 t 転炉, 以後L製鋼と称す)の小炉容の精錬、造塊部門を廃止して、戸畑地区に第三製鋼工場(以降T製鋼と称す)として350 tの大型転炉^{27,28)}と半径10.5mのコンキャスト式湾曲スラブ連鋳機(以降T1 C Cと称す)を建設した²⁹⁾。本連鋳機は厚み250mm, 幅0.7~1.8mのスラブを、最高速度 $V_C = 1.7\text{m}/\text{分}$ 以上で鋳造し、薄板、電磁鋼、厚板等を鋳造する月産20万t以上の大量生産機であった³⁰⁻³²⁾。

こうして八幡地区のA及びL製鋼工場とスラブ厚板分塊工場、ブルーム分塊工場のスクラップ化が実現され、競争力のある新しいT製鋼工場が稼働を開始した。上述のC及びT製鋼の大量生産連鋳機の操業技術は、当時著しく進歩していたコンピューター技術によって支えられていた。コンピューター技術はI CやL S Iを活用した巨大システム技術であり、鉄鋼産業の大量生産の管理を可能とする重要な技術であった³³⁾。

連鋳においてもコンピューター技術の適用が検討され、N-C Cで鋳造制御の実用モデル開発が進んだ³⁴⁾。T1 C Cでは鋳片ごとにタンディッシュ温度や鋳造速度、鋳型内湯面レベル変動等の品質状況が格付けされると同時に高精度の鋳造制御が実行され、品質的に安定した鋳片の大量生産管理が実現された。溶鋼コストについては1977年ごろまではインゴット法に対して、連鋳のAIキルド法が不利であったが、T製鋼の大型D H脱ガス法³⁵⁾により軽処理が実施されAI歩留りが向上し当課題は解決された。

こうして連鋳による量産化が進み、当期末には八幡の連鋳化率は70%に到達し当時の日本全体のレベルと同様となった。一方造塊法では、鋳型内面の保護剤塗布やスブラッシュ防止鉄板等の技術を適用した鋼塊が分塊圧延後手入れなしで熱延加熱炉に装入され、燃料原単位の低減が進められた。このように造塊～分塊圧延法は極限までのレベルに到達しており、連鋳法は一層高度な操業効率と品質の向上が要求される時代になった。

3.1.3 効率及び品質向上期(1982~1989年)

当期において戸畑地区で1941年と1958年から稼働していた2基の熱延工場が休止し、1982年に新熱延工場が稼働を開始した。当工場とT製鋼はローラーテーブルで連結されており、高温鋳片を直接加熱炉に装入し加熱原単位の削減を可能とするH C R (Hot Charge Rolling) が実行できるレイアウトが採用された。T1 C Cの鋳造技術の向上により鋳片の手入れ削減が可能となり1982年ころからH C Rが実現され、図3(c)のように従来の加熱原単位28.5万kcal/tは11.5万kcal/tまで減少した。更に省エネ効果の最大限の追求として熱延工場とT1 C Cを連結したD R (Direct Rolling) 設備を1987年に導入した。本方式は堺製鐵所で実行されていた近接D Rを、製鋼工場と熱延工場が遠く離れた八幡の場合に適用した遠隔地D R^{36,37)}で

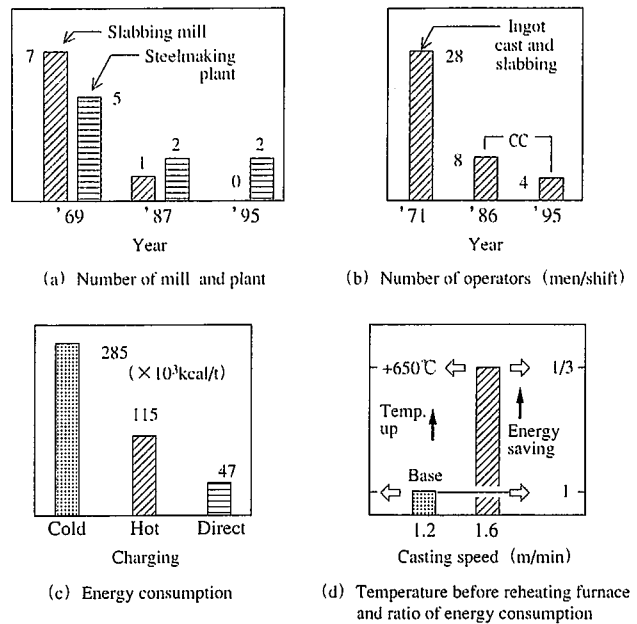


図3 連鋳化の効果

あり、スラブ高速搬送台車を両工場間に導入し、本方式で燃料原単位は4.7万kcal/tまで減少した。

当期において自動車は年産1000万台以上の増産が続き、ユーザーからより表面の美しい絞り加工性の良好な鋼板が要求され、それに答えるべく極低炭素鋼が登場した。極低炭素鋼は脱ガス処理後の[C]値約50ppm以下を得るために、転炉の吹煉終了時[C]値が低下し[O]値が高くなり、脱酸用Alから大量の Al_2O_3 介在物が生成し鋳造の極めて難しい鋼種であった。後述のように本鋼種の鋳造上の課題を解決することにより品質造り込み技術が大きく進展した。

更にT製鋼では1983年にワン・ベアのロールで2スラブもしくは3ブルームを同時に保持し鋳造する連鋳機として、スラブ用ツインC Cとブルーム用トリプレットC C(以後T2 C C-3 s t, T2 C C-4 s tと称す、2ストランドのT1 C Cの次の第3, 第4ストランドを意味する)の湾曲連鋳機2基が建設された^{38,39)}。兼用連鋳機の採用は建設費を節減することになり、連鋳化が高い経済効率の下に実現された。スラブとブルーム兼用鋳造に対応するために、タンディッシュの形状、二次冷却帯のロールライメントやスプレーノズルの配置等に効率的な設計が採用された。

ブルームのトリプレット鋳造では生産効率向上のために、前述のC-C Cの215mm角よりも大きな320mm×450mm角の大断面を採用し、分塊工場ではブレークダウンして、シームレス等にブルームを供給した。これによりC製鋼150 tの2倍以上のT製鋼350 tの大炉容でも温度降下することなく1ヒート当たり約2時間の長時間の鋳造が可能となった。大断面鋳造において、等軸品確保には二次冷却帯の上部電磁攪拌の適用、中心部に発生するポロシティは水平部における凸型ロールによる軽圧下により解決され、従来よりも一層の品質向上が可能となった⁴⁰⁾。こうして既存連鋳技術の進展と新連鋳機の登場により、N製鋼造塊の縮小と戸畑の分塊工場の1基が休止となり、スクラップ・アンド・ビルドが当期においても確実に実施された。

3.1.4 品質向上・多様化期(1990年~現在)

当期には自動車生産は年間1300万台となり、多種類大量の飲料缶が市場に出回り、これらの製造に使用された鋼板は深絞り加工用

で特に介在物を極限まで減少させることが要求されていた。しかしT1CCの湾曲部での介在物浮上は垂直式のそれより劣ることが判明し、ツイン・スラブ用のT2CC-3stに垂直部を導入し垂直曲げ型に改造した⁴¹⁻⁴³⁾。更にタンディッシュ内での介在物浮上を促進するために誘導加熱装置を設置した^{44,45)}。こうして特に介在物の要求が厳しい鋼種を集中して当連鑄機で鑄造することになった。

一方ブルームについては、1992年にC-CCを休止してT2CC-4stに軌条、シームレス鋼管等を移行し、より効率性の高い連鑄操業を展開した。その際、鑄造サイズを220mm角の小サイズを採用したので長時間鑄造での温度降下が課題となったが、タンディッシュ内誘導加熱装置の配置⁴⁵⁾により1ヒート当たり約3時間弱の安定鑄造が可能となった。こうして1995年に唯一残っていた戸畑地区の分塊工場を休止させ、連鑄機導入から28年目に連鑄化率100%に到達したのである。

3.2 連鑄化の効果

図3(a)のように、八幡で連鑄化が始まった1969年には計12工場(製鋼5工場と分塊7工場)があったが、連鑄率98%となった1987年には製鋼2工場と分塊1工場となり、1995年には全連鑄化され製鋼2工場のみとなった。図3(b)のように造塊～分塊プロセスの連鑄化により要員は約20名も減少した。更に1995年にはエキスパート・システム等の導入で、1基の連鑄機を4名で稼働させるまでに省力化が進んでいる⁴⁶⁻⁴⁸⁾。

このような連鑄化と工場集約により1978年のA製鋼休止では約220人、1979年のL製鋼休止では約250人の要員が減少した⁹⁾。

3.3 連鑄化を促進した開発技術

八幡における連鑄機導入から現在までの変遷に従って、競争力強化を可能とした開発技術を具体的に考察する。テーマとして著者の携わった1)高純度スラブ製造技術⁴⁹⁾、2)スラブ直送圧延技術、3)ブルーム内部品質向上技術を取り上げる。更に、それらの技術を活用した4)連鑄化鋼種(スラブ)の拡大についても述べる。

3.3.1 高純度スラブ製造技術

現在までに確立された八幡の主要な高純度鋼鑄造技術を図4に、それらの変遷を図5にまとめた。両図に従って取鍋～タン

ディッシュ～鑄型における要素技術を述べ、更に鑄片品質評価技術及び深絞り鋼板の市場拡大について述べる。

(1) 取鍋精練

高純度スラブ製造に関する取鍋精練のポイントは溶鋼[O]及びスラグ(O)の制御である。

(i) 溶鋼[O]制御

1970年から1973年ころまでは連鑄化されたアルミキルド鋼の脱酸法の最適化が課題であった⁵⁰⁾。実操業では転炉吹錬後の[C]×[Mn]をパラメーターにして[O]レベルを推定し最適なAl量を添加し、脱酸後の[Al]=0.056%で[O]レベルは約45ppmとなり安定した鑄造が実行された⁵¹⁾。1982年に取鍋内張り耐火物から溶鋼への[O]供給を減少させるために、従来のSiO₂を含有したセミジルコン質をアルミナ・スピネル系中性煉瓦に変更し、Al歩留りが向上しAl₂O₃介在物の生成が減少した⁵²⁻⁵⁴⁾。更に1988年には取鍋の自然開孔用のSiO₂系詰物による溶鋼酸化を防止するために、材質をAl₂O₃化して効果をあげた⁵⁵⁾。

(ii) スラグ(O)制御

添加Alとスラグ(FeO)の反応によるAl₂O₃生成を抑制する技術の開発が試みられた。最初の試みは転炉から取鍋に流出するスラグの量を減少させることであり1975年に出鋼時のスラグカット技術の開発が進められた。当時取鍋に採用が始まっていたスライディングノズルを転炉に設置して出鋼時のスラグをカットすることを試験^{56,57)}したが、耐火物損耗管理が難しく実機化技術とならなかった。続いてスラグボール法^{58,59)}が開発され、従来150mm以上あった鍋内スラグ厚みが約45mmとなり、添加Alの歩留りが20%から30%まで向上した。一方取鍋内のスラグをサイフォンを活用して外に吸い出す方式も検討されたが実用化されなかった⁶⁰⁾。

更にスラグの酸化度に関する調査⁶¹⁻⁶³⁾を基に1976年にスラグとAlの接触を抑制させる方式として、取鍋底部から吹き込むArガスによってスラグを排除した溶鋼表面に耐火物大径管を浸漬し管内にAlを添加するCAS法⁶⁴⁻⁶⁶⁾が開発された。本法で使用Al量の削減は低炭Alキルドで25%、Al-Siキルドで30%に達し、Al₂O₃介在物が減少して品質も向上することが明らかとなった。続いて1985年に酸素

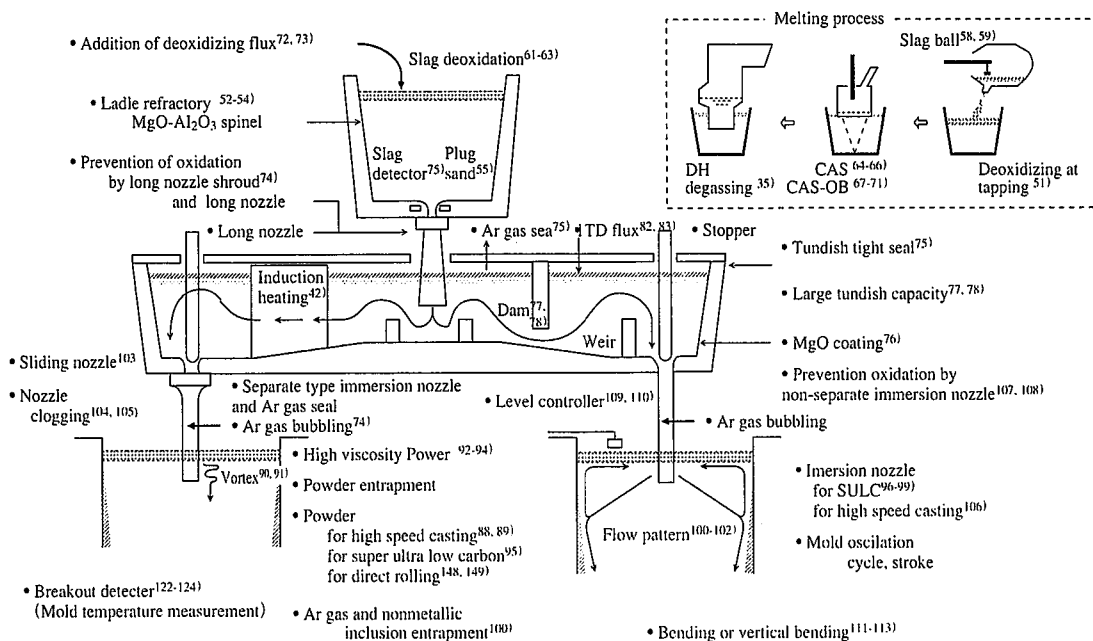


図4 八幡製鐵所における取鍋～鑄型周辺の連鑄操業技術の構成

	1970	1975	1980	1985	1990	1995
	Basic technology		Scale up equipment, mass production		Increase of efficiency & quality improvement	
	Quality improvement & multi-casting					
LADLE	<ul style="list-style-type: none"> Decrease of oxidation degree in slag^{61, 62)} Deoxidation for Al-k after tapping^{50, 51)} 	<ul style="list-style-type: none"> CAS^{64, 66)} Sliding nozzle at tapping hole^{56, 57)} Slag-ball^{58, 59)} 	<ul style="list-style-type: none"> DH-light treatment³⁵⁾ 	<ul style="list-style-type: none"> CAS-OB⁶⁷⁻⁷¹⁾ Slag deoxidation^{72, 73)} Spinel ladle refractory^{52, 53, 54)} 	<ul style="list-style-type: none"> Plug sand in ladle nozzle^{55, 75)} 	
TUNDISH	<ul style="list-style-type: none"> Shroud by large nozzle & Ar gas seal between ladle and tundish^{51, 74)} <Floatation of nonmetallic inclusion> <Quality improvement of boundary slab between casting> 	<ul style="list-style-type: none"> Tundish dam & weir^{77, 78)} Large tundish⁷⁸⁾ 	<ul style="list-style-type: none"> <Prevention of metal oxidation by air> MgO coating in tundish⁷⁶⁾ 	<ul style="list-style-type: none"> Spining nozzle⁷⁹⁻⁸¹⁾ 	<ul style="list-style-type: none"> Induction heating in tundish⁸²⁾ 	<ul style="list-style-type: none"> Tundish tight-seal⁷⁵⁾ Tundish flux⁸³⁾ Inclusion in boundary slab^{85, 87)}
MOLD	<ul style="list-style-type: none"> <Prevention of metal oxidation by air> Shroud by immersion nozzle and Ar gas seal between tundish and mold <Mold> Mold temperature measurement by thermocouple^{122, 123)} 	<ul style="list-style-type: none"> <Powder> Powder for high speed casting³⁰⁾ <Immersion nozzle> Mold level controller^{109, 110)} 	<ul style="list-style-type: none"> Powder for high speed casting³⁰⁾ High viscosity powder⁹²⁻⁹⁴⁾ Powder for super ultra low carbon steel⁹⁵⁾ Prevention of powder entrapment^{90, 91)} Immersion nozzle for super ultra low carbon steel¹⁰⁶⁾ Optimization of water cooling path¹²⁶⁾ 	<ul style="list-style-type: none"> Powder for high speed casting in DR^{148, 150)} Ar gas stirring and bubble entrapment¹⁰⁰⁾ Nozzle clogging¹⁰³⁻¹⁰⁵⁾ Non-separate immersion nozzle^{107, 108)} Design optimization of immersion nozzle Metal flow control Vertical bending caster^{112, 113)} 	<ul style="list-style-type: none"> BO detector¹²⁴⁾ 	<ul style="list-style-type: none"> Quick evaluation of sulfur print^{115, 116)}
	<ul style="list-style-type: none"> <Quality assurance>¹¹⁴⁾ 		<ul style="list-style-type: none"> Sulfur print 	<ul style="list-style-type: none"> Sulfate defect detector^{132, 133)} Internal defect detector¹³⁴⁾ Calcium print^{117, 118)} 		

図 5 八幡製鐵所における高纯净度鋼製造技術の変遷

を上吹きし溶鋼を昇熱するCAS-OB法⁶⁷⁻⁷¹⁾が開発された。連続事故等による溶鋼返送に対してはCAS-OB法で昇熱し、その後CAS法で介在物浮上を促進すれば通常と同様な品質を得ることも可能となった。

1979年に軽処理法がT製鋼の大型新脱ガスDH設備で採用され、処理後の[O]レベルも30ppm以下で、連続のタンディッシュ内では20ppm以下となり、薄板製品のスリバー疵も大幅に減少した。次にスラグ中(FeO)の活性度を低下させる技術として1981年に出鋼後のスラグに石灰とAl含有の改質剤を添加する方式^{72, 73)}が確立された。これによりスラグ(FeO)が4%以下まで低下し製品スリバー疵が減少し品質向上が進められた。

(2) タンディッシュ(以後TDと表記する)

TDに関しては、1) 溶鋼の酸化防止、2) TD内の介在物浮上と吸着除去、3) 継ぎ目部の介在物減少等の技術開発が進められた。

(i) 溶鋼の酸化防止

最初に開発された重要な技術は無酸化鋳造である。1971年ころに取鍋～TDとTD～鋳型間にノズルを設置して大気との接触を絶ち、接合部にArガスを流して溶鋼の酸化を防止する方式が確立された⁷⁴⁾。本方式の効果は極めて大きく酸化によるAl₂O₃生成量が大幅に減少し、ブリキ材等の高級薄板に適用可能なAlキルド鋼の鋳造が可能となった。1975年にはTD内部にArガスを吹き込みTD内溶鋼の酸化を防止する方法が開発された。本技術は1990年にはTD蓋とTD本体の接合部を密着構造とし、当部分にArガスを流してシールを強化する方式までレベルアップされた⁷⁵⁾。

更に1982年にTD耐火物の表面コーティング材を従来のZrO₂からMgO化して、コーティング材による溶鋼の酸化を防止した⁷⁶⁾。これらの技術が特に低炭素及び極低炭素鋼の深絞り鋼板の安定した製造を可能とした。

(ii) 介在物浮上と吸着

溶鋼のTD内滞留時間を増加させ介在物の浮上を促進するために、従来のN-CCの15tに対して1979年にT1CCでは60tの大

型TDが採用された。またTDの形状は船型であり、取鍋から鋳型への直送流ができるので、TD内に二重もしくは三重の堰が設置され介在物浮上の効果を得た^{77, 78)}。1986年に攪拌ガスを吹き込み介在物の浮上を促進するスピニングノズルは効果があったが耐火物のコストアップが大きく実用化には至らなかった⁷⁹⁻⁸¹⁾。

更に浮上促進にはTD内温度の高目が良好であったが取鍋とTDの耐火物の損耗が激しくなるので、対応策として1991年に誘導加熱攪拌装置を導入して最適な溶鋼温度のもとで介在物を肥大させ浮上を促進する技術が確立された⁸²⁾。また同時にTD内溶鋼表面にフラックスを添加して浮上した介在物を吸着する方式も採用された^{82, 83)}。

(iii) 継ぎ目部の介在物減少

生産性向上策として連々鋳チャージ数が増加して⁸⁴⁾、チャージ間の継ぎ目鋳片の数も増加してきた。継ぎ目鋳片は取鍋からのスラグに起因した介在物が大量に含有されることが明らかとなり本課題に多くの改善がなされた⁸⁵⁻⁸⁷⁾。1982年に連々鋳の取鍋スタートでのロングノズルの浸漬開孔が実行され、TD内に浮いているスラグを巻き込んで注湯を開始することを防止し非常に大きな効果が得られた。

更に従来から取鍋からのスラグ流出タイミングの判定はTD内の目視観察とならざるを得ず、スラグがTDに流出した後にスライディングノズル閉となっていた。これに対して1993年に取鍋ノズルにコイルを設置しスラグ流出による電気信号を捕らえてスライディングノズルを閉じる方式が実用化され、取鍋からTDへの流出スラグは従来に対して半減した⁷⁵⁾。

(3) 鋳型

鋳型に関しては、1) パウダー、2) 浸漬ノズル、3) 湯面レベル制御、4) 湾曲連続への垂直部導入が高纯净度鋼製造にあたってのキー・テクノロジーであった。

(i) パウダー

1979年のT1CCにおいて高速鋳造用のパウダーの開発が始まった^{88, 89)}。1982年に高速鋳造した薄板製品の表面疵を電子顕微鏡で解析したところパウダー成分が見い出され、鋳型内で溶鋼表面に溶解

しているパウダーが巻き込まれたものと推定された。対応策として鑄型内巻き込み現象の解明が進み^{90,91)}、パウダー溶融層と接している溶鋼表面の流速を限界以下にすること、高粘性パウダーの使用が現場で実行された⁹²⁻⁹⁴⁾。また極低炭素鋼鑄造では鑄型での[C]ピッキングアップを防止すべく含有炭素の低い安定して溶融層厚みの得られるパウダーが開発され使用された⁹⁵⁾。

(ii) 浸漬ノズル

Alキルド鋼は Al_2O_3 が浸漬ノズル内に析出して詰まり、鑄造の続行が不可能になる。これに対して若干のArガスを浸漬ノズル内に吹き込むことで詰まりが抑えられた。しかもArガスは鑄型内で介在物を取り込んで浮上することが明らかとなったが、大量のArガスがスラブ内に気泡として捕捉されることも判明し最適Ar量が決定された。

またArガスの捕捉がないように浸漬ノズルの溶鋼吐出孔の角度や形状のデザイン最適化がなされた⁹⁶⁻⁹⁹⁾。特に水モデルにより鑄型内溶鋼流動も理論的に解明され浸漬ノズルのデザイン決定に活用された¹⁰⁰⁻¹⁰²⁾。一方詰まりを生じないノズル材質の開発も進み¹⁰³⁾、 Al_2O_3-C にZrを加えた新材質が効果をあげた^{104,105)}。パウダー同様に極低炭素鋼用に炭素ピッキングアップの低い浸漬ノズルも開発された¹⁰⁶⁾。更に浸漬ノズルを分離型から一体型にして空気の巻き込みを完全に分離して一層の酸化防止を進めた^{107,108)}。

(iii) 湯面レベル計

1979年ごろは電磁式湯面レベル計のセンサーを鑄型本体上に設置していたが¹⁰⁹⁾、鑄型厚み中央部で幅1/4部に鑄型と分離して設置しPID制御を導入して精度アップし、変動幅±3mm以下で制御が可能となりパウダー巻き込みが防止された¹¹⁰⁾。

(iv) 垂直部導入

上述の諸対応を進めたが湾曲連鑄の湾曲部での介在物集積は本質的な課題であり¹¹¹⁾、垂直部長さと介在物浮上の関係が研究され、垂直部長さが2.5m以上であれば浮上効果が充分であることが明らかとなり^{112,113)}、1991年にT2CC-3stに2.5mの垂直部を導入し、高級ブリキ用低炭素Alキルド鋼、自動車用極低炭素鋼等の深絞り鋼板が鑄造された⁴²⁾。

(4) 鑄片品質評価技術

(i) 介在物判定

上述の諸技術の改善が製品疵部を電子顕微鏡で調査し組成を判定して進められた。組成と実体の関係として、Naではパウダー、Ca, Si, Mgではスラグ、Alでは空気酸化された Al_2O_3 が疵の主原因と判定された。コンピューターによる製造管理システムを活用して冷間圧延(以下、冷延と称す)片Noから連鑄片Noが決定され、当鑄片内での疵発生部位におけるTD温度、湯面レベルや鑄造速度の変動、異常記録等から鑄造状況が解析され、疵を発生させた真の原因を明らかにして技術改善が進められた。

(ii) 品質保証

より確実に鑄片を品質評価して圧延工程に供給する技術も開発された¹¹⁴⁾。1979年からT-CCではサルファプリントを活用して、内部割れに加え介在物、 Al_2O_3 、Arガス気泡等の鑄片内の位置、個数の判定基準を作り鑄片に品質レベルを格付けした^{115,116)}。更にスラグ等Ca系介在物を評価できるCaプリントも開発され活用された^{117,118)}。

(5) 深絞り製品の市場拡大

上述の高清浄化諸対策により、鑄片中の介在物の大きさは1970年ごろの約 $250\mu m$ から現在は約 $50\mu m$ 以下まで小型化した。飲料用DI(Drawing & Ironing)缶については、深絞り加工した後に上蓋を

取り付けるために更にしごき加工を施したフランジ部における割れは、1980年ごろの発生率100ppmから、現在は1/10以下に減少した。こうして日本全体のDI缶は1970年になり50億缶の製造となった¹¹⁹⁾。更に深絞り加工を容易にするために脱ガスにより極低[C]、[N]化された極低炭素鋼を使用した自動車用薄板は、鑄片の高清浄度化により美しい表面が保証され、更に連続焼鈍により大量生産ラインに乗り、大衆車の鋼板コストは1.2~1.8円/g¹²⁰⁾となった。

3.3.2 スラブ直送圧延(DR: Direct Rolling)技術

連鑄は導入時から生産能力向上を推進しており、ブ레이크アウト防止、連々鑄化、高速鑄造等の開発技術が1986年のDR操業に集約され、連鑄と熱延間の生産能力が大幅に向上した。以下に技術の進展を述べる。

(1) ブ레이크アウト防止技術

スラブの高速鑄造にはブ레이크アウト防止が不可欠であり、鑄型内の現象を明らかにする必要がある。1973年にN-CCで、鑄型の広面・狭面に多数の熱電対を埋め込み伝熱特性を調査し、広面と狭面のテーパーとパウダー物性と抜熱の関係、鑄片と鑄型間のエア・ギャップ等が明らかにされ¹²¹⁻¹²³⁾、安定操業を得るための最適条件が決定された。

本結果を基に、現在広く活用されている鑄型に熱電対を埋め込んだブ레이크アウト予知の基本的な考え方が発案され、T製鋼の湾曲式高速鑄造でも採用され大きな効果を発揮した。1991年にコンピューター技術の発展に応じてニューロコンピューターによる焼き付き性ブ레이크アウトの検知精度向上が進められた¹²⁴⁾。なお加速度計を活用したブ레이크アウト予知装置も開発されたが鑄型周辺の雑振動をキャッチする等の問題があり現在は使用されていない。更に高速鑄造における鑄型熱伝導向上の観点から、銅板内部の冷却水溝の構造に関して改善が進められた^{125,126)}。

(2) 連々鑄技術

1974年にN-CCでは、連々鑄間で前ヒートの鑄片を二次冷却帯に留め鑄型内溶鋼に連結用ブロックを装入し鑄型幅を拡大又は縮小し鑄型とブロックの間をシールし、次ヒートの溶鋼を鑄造して多連鑄を実行した¹²⁷⁾。本方式で当時の世界新記録の186チャージ連々鑄(約240時間)を達成した。本技術は現在の鑄型幅変更技術の基礎であり、1979年にT1CCでは鑄造中の幅変更装置が導入され生産能力の大きな向上がはかられた³¹⁾。

(3) 高速鑄造とHCR技術

高速鑄造では鑄型内で溶融パウダーの流れ込みが減少し、鑄片が急冷却され表面割れが発生し易くなる。これに対し最適な粘性や塩基度を有するパウダーが現場試験から決定された³⁰⁾。内部割れは鑄片のバルジングから発生することが明らかとなり¹²⁸⁾、発生原因にロール間隔不良が指摘され、対応策としてロール間隔測定装置が開発され効果を上げた^{129,130)}。鑄片をサルファプリントで調査し内部割れの発生位置を基に、鑄片内部に発生する内部歪みを計算し鋼種特性に応じて最適な二次冷却パターンを採用し、内部割れ発生が防止された¹³¹⁾。

これらの技術を採用し1979年にT1CCは立ち上げ3か月で1.7m/分以上の高速鑄造を実施し、1983年からHCRが開始された。HCRでは割れを許容限界以下に保証するために、エッジ割れを磁束密度の変化から検出するECT(Eddy Current Tester)¹³²⁾や鑄片幅中央の縦割れをレーザーで検出するLST(Laser Scanning Tester)¹³³⁾、鑄片内部の中心割れを超音波で検出するUST(Ultrasonic Tester)¹³⁴⁾等が使用された。その後、品質造り込み技術の著しい向上によりこれらの諸検出装

置は必要なくなり後述のDRでは使用されなかった。

(4) DR技術

前述のように高速鋳造下でも無欠陥鋳片の製造が可能となり1986年にT1CCにおいてDRが実行された¹³⁵⁻¹³⁸⁾。DRを実現するには高温鋳片が必要であり、鋳片全体の温度アップと特に温度が降下し易いエッジ部の温度補償が大きな課題となり、以下の対応策を実施した。

まず連鋳機の湾曲部に気水冷却¹³⁹⁾を導入し緩冷却を実施し、特にエッジ部を高温とするために鋳片端部の冷却が省略された。連鋳機水平部ではエッジをカバーで保温し、クレータ先端を連鋳機機端まで伸ばして未凝固復熱を実行した¹⁴⁰⁾。未凝固復熱では鋳片の冷却を省略したが、保持ロールの曲がりが発生したので表面に溝を付けたロールだけを冷却して課題を解決した^{141, 142)}。こうして連鋳機の出口では鋳片中央で約1240℃、エッジ部で1020℃となった¹⁴³⁾。

カッター以降ではルミナス・ウォール・バーナーを活用して鋳片の端部を保温した^{144, 145)}後、搬送台車上の高保温性ボックス内に鋳片を渡し、当台車が連鋳機から熱延入口までの470mを約3分の高速で鋳片を搬送した。図6に示すように連鋳機の鋳型から熱延の入口までの所要時間は約52分であり従来のHCRでの約8時間に対して大幅に短縮された。鋳片を熱間粗圧延機前でエッジ部を天然ガスで昇温するエッジヒーターに装入し約7分保持し、出口で幅中央で約1120℃、エッジ部で1080℃となるまで昇温し、粗圧延に供給した¹⁴⁶⁾。なお図6のように近年注目されている薄スラブ鋳造法の温度推移は八幡DRの時間軸を圧縮したものであり、薄スラブ鋳造法は従来技術の極限にあると考えられる。

上記各技術により鋳片エッジ部を900℃以上に保持しAIN析出が防止されA1キルド鋼の結晶粒度制御が可能となった。品質的にはDRを実行するために表面・内部の無欠陥度の要求が従来以上に厳しくなった。HCRでは加熱炉々内でのスケール発生は1.35mmほどであったが、DRでは加熱炉を経由しないので半分の0.6mmとなり、パウダー、Al₂O₃、表層割れ、気泡等の鋳片極表面の疵がそのまま熱延板

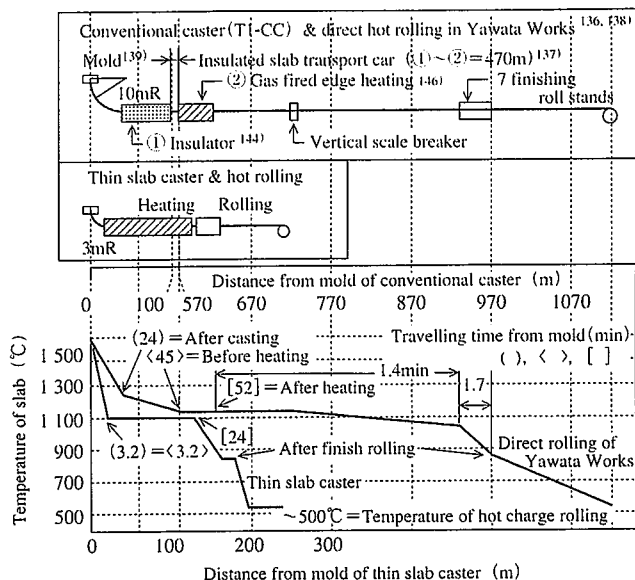


図6 直送圧延法の温度推移

に残存した。特にパウダーは極表層に付着したまま圧延され冷延製品の表面疵となることが判明し、対応策として連鋳機の二次冷却帯スプレーにより剥離する凝固温度の高いパウダーが使用され効果を得た。

高温での鋳片強度の低下に対しては、湾曲部でバルジングの生じない限界まで気水で緩冷却を実行し、内部割れのない高温鋳片を製造した。更に水平部のロール曲がりは中心偏析を発生させたが、上述の溝付ロールと冷却で課題を解決した。こうして低炭の冷延板、熱延板、表面処理板等の高級製品までもDRの実行が可能となった¹⁴⁷⁻¹⁴⁹⁾。

3.3.3 ブルーム鋳造における内部品質向上

ビレット及びブルームの内部欠陥として断面中央部に発生する中心偏析とセンター・ポロシティがあり、図7に本欠陥の対応策の変

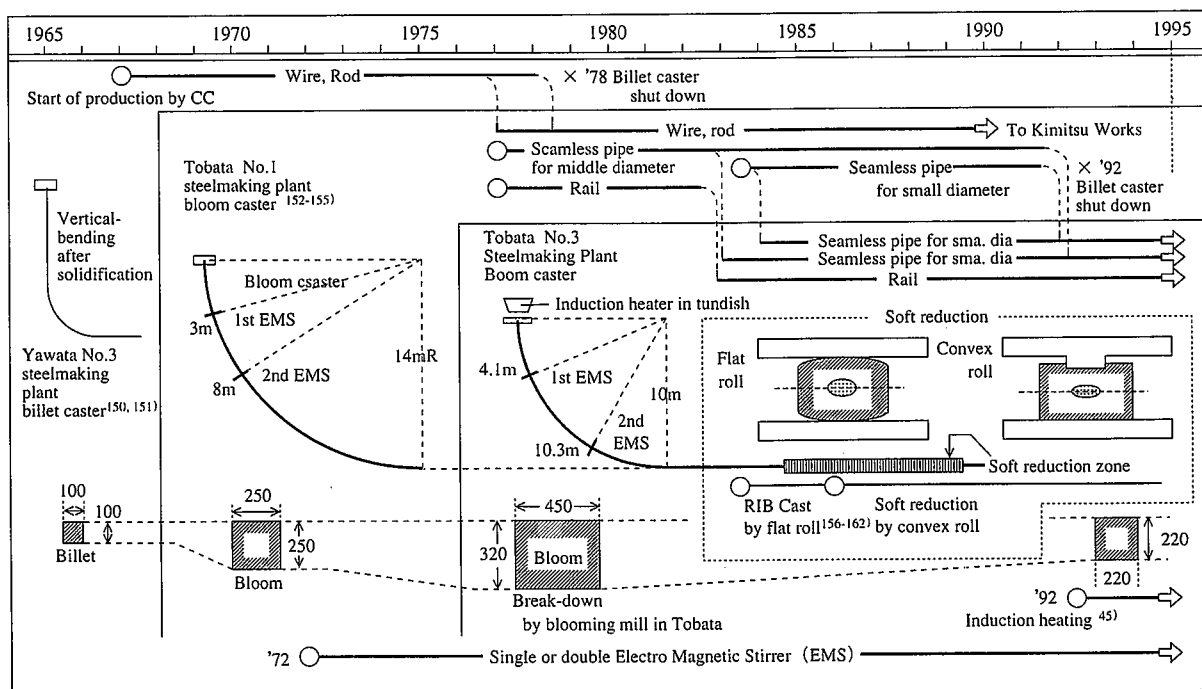


図7 八幡製鐵所におけるブルームの内部品質向上技術の変遷

遷をまとめた。中心偏析については1972年に八幡のA製鋼の硬鋼線材ビレットで電磁攪拌の試験に着手し、周波数、電流、回転方法等の最適操作条件を決定した^{150, 151)}。本結果を基に1977年にC製鋼の湾曲半径14mの大型連続機C-C Cにおける180mm~340mm角断面の鋳造で、鋳型から3mと8mの二次冷却帯の上部の位置に2基の電磁攪拌(以後EMSと記す)を設置し、等軸晶の増加による中心偏析の減少に大きな効果をあげた¹⁵²⁾。また鋳型内での電磁攪拌の効果も大きなことが明らかにされたが実機化されなかった¹⁵³⁻¹⁵⁵⁾。

更に1983年にT製鋼の320mm×450mm大断面の連続機T 2 C C - 4 s t においても二次冷却帯の上部(4.1m)と下部(10.3m)に2基のEMSを設置して中心偏析改善が進められたが、センター・ポロシティ(以後CPと記す)が発生した。CPの原因は、連続機水平部で凝固先端位置が矯正点から約12mも遠くなることにより溶鋼の供給が不足することによるものと推定された。これに対して鋳片を若干バルジングさせて、その後圧下する方式(R I B - C A S T)が開発され¹⁵⁶⁾CPが減少したものの内部割れが増加した。そこで鋳片をバルジングさせるのではなく、ロールの一部を凸型にして鋳片を軽く圧下させる方式(凸型ロール法)が開発され、CP発生が防止され同時に中心偏析減少にも大きな効果をあげた¹⁵⁷⁾。軌条やシームレス等鋼種に応じてブルームのサイズが異なるが、凸部の幅はブルームの形状に応じた最適値があることが判明し圧下効率のよい軽圧下が可能となり、約6~7mmの圧下によりCPの発生が抑えられた¹⁵⁸⁻¹⁶²⁾。

以上のようにブルームの技術開発が絶え間なく進められ、図7に示すように1967年の小断面80mm角、100mm角から約15~20倍の大断面鋳造が可能となり、生産能力の向上とコスト削減に大きな効果が得られた。鋼種も線材、棒鋼から型鋼や品質要求の厳しいシームレス鋼、軌条と多様な鋼種が連続化された。軌条については新幹線に代表される時速200~250kmの高速用軌条が生産された。

3.3.4 連続化鋼種(スラブ)の拡大

前述の開発技術によりスラブで連続化された各鋼種が、より効率の良い連続機に集約されていった推移を図8に示した。介在物の要求の厳しいブリキ材を中心とする表面処理鋼板や冷延鋼板、熱延鋼板、パイプ等については、1970年にN-C CでAlキルド鋼で連続化され⁵¹⁾、1979年にT 1 C Cで高速鋳造が実施され、最終的にはDRも実行された。

DI缶に代表される低炭素Alキルド鋼や極低炭素鋼の深絞り加工用の高級鋼は、1985年ごろからN-C C垂直型で鋳造が開始され、1993年には垂直曲げ型のT 2 C Cで鋳造され生産能率と品質の両方を満足することが可能となり競争力が強化された。厚板については1970年からN-C C¹⁶³⁾とT 1 C Cで製造された。N-C Cでは気水冷却による緩冷却、TD内フープ添加による低温鋳造更に超低速鋳造等によって中心偏析が防止され高級厚板が製造されたが¹⁶⁴⁻¹⁶⁹⁾、競争力の一層の強化のために1985年から君津製鐵所や大分製鐵所等の大型量産工場に移行された。

電磁鋼はN-C Cで、先ず2%Si鋼が次に3%Si鋼が連続化され、その後1987年ごろから生産量の増大に対応してT 1 C C、T 2 C C - 4 s tに移行された。2%Si鋼はT 2 C C - 4 s tにより高速1.2m/分で鋳造されたが組織が柱状晶化して製品表面の凹凸欠陥であるリジグが発生し、対応策としてEMSを適用し等軸晶を増加させリジグの発生が防止された¹⁷⁰⁾。3%Si鋼については、普通鋼よりも固液共存領域が広く内部割れが発生し易く防止技術として二次冷却パターンの最適化が進められ、1.5~1.7m/分の高速鋳造がT 1 C Cで実施された。こうして電磁鋼を高速鋳造し高温鋳片を製造することで加熱炉への装入温度が高められ、特にSi3%鋼では図3(d)に示すように燃料原単位が従来の1/3まで減少した¹³¹⁾。ステンレス鋼については1977年に八幡地区で造塊~分塊法で製造していたフェライト系をN-C Cで連続化し、リジグ発生防止のために60%以上の等軸晶を得るべく

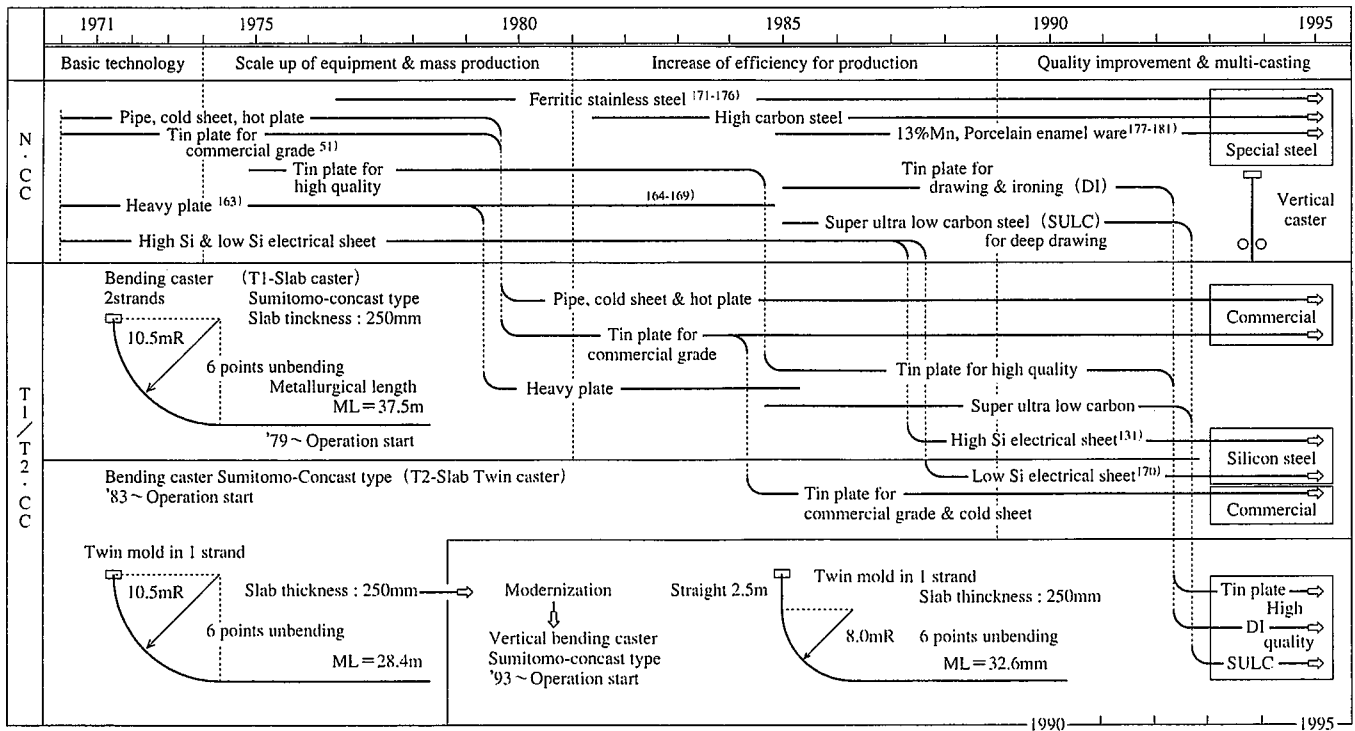


図8 八幡製鐵所における連続化鋼種と連続機の変遷

鋳型直下に電磁攪拌を設置した¹⁷¹⁻¹⁷³⁾。更に表面性状の改善により無手入れ化が進められた¹⁷⁴⁻¹⁷⁶⁾。

1987年には室蘭製鐵所から移管した高炭素鋼は内部割れに敏感で介入物に関する要求が厳しい鋼種であり、垂直式で低速鋳造を実行し高い品質を確保するためにN-CCでの鋳造を開始した。上述の変遷を経て現在では、T2CC-3st垂直曲げ型では高級ブリキ用低炭素Alキルド鋼、極低炭素鋼等の薄板高級鋼、T1CC、T2CC-4st湾曲式では他の薄板鋼板と電磁鋼を製造している。NCC垂直型では高炭素鋼とフェライト系ステンレス鋼や13%Mn鋼¹⁷⁷⁾と鋳型内への特殊元素のワイヤー添加技術を開発し、ほうろう鋼板¹⁷⁸⁾や20Cr-5Al鋼¹⁷⁹⁻¹⁸¹⁾等の特殊鋼を鋳造している。

以上のように開発技術の集積としてスラブ連続の鋼種拡大が進み、鋼種に応じて連続機を選択し、生産性や品質、コスト等のすべてから見て、最適な連続機で製造することにより競争力が強化されてきたのである。

4. 結 言

以上のように、八幡においては、導入した連続技術に開発技術を組み込み、コスト削減、品質や生産性の向上等の大きな効果を得て、競争力を確立してきた。本論文に述べた30年にわたる連続技術の発展の流れの中に、改善・開発のヒントを再発見し、より競争力のある連続技術を開発していくことが、我々の今後の課題である。

参考文献

- 1) 渡辺章三 ほか：製鉄研究。(261), p.3(1967)
- 2) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1969-3(私信)
- 3) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1972-11(私信)
- 4) 森久 ほか：鉄と鋼。57, p.263(1971)
- 5) 森久 ほか：鉄と鋼。56, p.1824(1970)
- 6) 森久 ほか：鉄と鋼。57, p.1500(1971)
- 7) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1970-12(私信)
- 8) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1978-3(私信)
- 9) 八幡製鐵所・八十年史 部門史/上。p.113, 下, p.456
- 10) 宮村紘 ほか：鉄と鋼。62, S.482(1976)
- 11) 宮村紘 ほか：鉄と鋼。63, S.92(1977)
- 12) 金子信義 ほか：鉄と鋼。63, S.153(1977)
- 13) 西脇実 ほか：鉄と鋼。64(1978), S.204
- 14) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1977-11(私信)
- 15) 打田安成 ほか：鉄と鋼。66, S.246(1980)
- 16) 宮村紘 ほか：鉄と鋼。72, S.283(1986)
- 17) 古賀成典 ほか：鉄と鋼。72, S.1083(1986)
- 18) 金丸和雄 ほか：鉄と鋼。66, S.186(1980)
- 19) 金丸和雄 ほか：鉄と鋼。69, S.154(1983)
- 20) 金子信義 ほか：鉄と鋼。64, S.205(1978)
- 21) 草野昭彦 ほか：鉄と鋼。68, S.993(1982)
- 22) 宮村紘 ほか：鉄と鋼。65, S.229(1979)
- 23) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1978-10(私信)
- 24) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1979-3(私信)
- 25) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1986-7(私信)
- 26) 山地清 ほか：材料とプロセス。6, p.287(1993)
- 27) 中川一 ほか：鉄と鋼。66, S.249(1980)
- 28) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1979-7
- 29) 原淵孝司 ほか：鉄と鋼。66, S.251(1980)
- 30) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1980-11(私信)
- 31) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1982-10(私信)
- 32) 南憲次 ほか：鉄と鋼。67, S.169(1981)
- 33) 中山茂編：朝日選書・297, 日本の技術力 戦後史と展望。p.104
- 34) 岩尾範人 ほか：鉄と鋼。63, S.616(1977)
- 35) 王寺睦満 ほか：鉄と鋼。66, S.250(1980)
- 36) 榎原治 ほか：鉄と鋼。72 A.167(1986)
- 37) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1988-3(私信)
- 38) 田中功 ほか：鉄と鋼。69, S.982(1983)
- 39) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1983-7(私信)
- 40) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1984-7(私信)
- 41) 西原良治 ほか：材料とプロセス。5(1992), p.1342
- 42) 小西淳平 ほか：材料とプロセス。5(1992), p.1343
- 43) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1992-9(私信)
- 44) 三浦龍介 ほか：鉄と鋼。81, T.30(1995)
- 45) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1993-9(私信)
- 46) 下笠知治 ほか：材料とプロセス。8, p.256(1995)
- 47) 村山正直 ほか：材料とプロセス。4, p.1296(1991)
- 48) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1994-9(私信)
- 49) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1985-7(私信)
- 50) 大河平和男 ほか：鉄と鋼。59, p.1166(1973)
- 51) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1973-3(私信)
- 52) 田中英雄 ほか：鉄と鋼。69, S.220(1983)
- 53) 島田康平 ほか：鉄と鋼。71, S.230(1985)
- 54) 島田康平 ほか：鉄と鋼。73, S.172(1987)
- 55) 田中宏幸 ほか：材料とプロセス。5, p.303(1992)
- 56) 坂本正博 ほか：鉄と鋼。61, S.122(1975)
- 57) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1978-3(私信)
- 58) 王寺睦満 ほか：鉄と鋼。63, S.130(1977)
- 59) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1977-3(私信)
- 60) 湯川正 ほか：鉄と鋼。61, S.124(1975)
- 61) 森久 ほか：鉄と鋼。59, S.461(1973)
- 62) 大河平和男 ほか：鉄と鋼。60, p.192(1974)
- 63) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1972-11(私信)
- 64) 原口博 ほか：鉄と鋼。61, S.135(1975)
- 65) 佐藤憲夫 ほか：鉄と鋼。64, S.638(1978)
- 66) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1978-7(私信)
- 67) 青木裕幸 ほか：鉄と鋼。71, S.1086(1985)
- 68) 青木裕幸 ほか：鉄と鋼。72, S.1100(1986)
- 69) 高橋稔昌 ほか：鉄と鋼。72, S.244(1986)
- 70) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1985-3(私信)
- 71) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1986-3(私信)
- 72) 本宮光 ほか：鉄と鋼。73, S.959(1987)
- 73) 久富良一 ほか：材料とプロセス。5, p.1249(1992)
- 74) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1972-3(私信)
- 75) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1992-3(私信)
- 76) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1982-6(私信)
- 77) 島田康平 ほか：鉄と鋼。73, S.993(1987)
- 78) 小舞忠信 ほか：鉄と鋼。67, p.1152(1981)
- 79) 矢内雅造 ほか：鉄と鋼。73, S.281(1987)
- 80) 大河平和男 ほか：材料とプロセス。1, p.1161(1988)
- 81) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1986-11(私信)
- 82) 三浦龍介 ほか：材料とプロセス。6, p.1156(1993)
- 83) 三浦龍介 ほか：材料とプロセス。4, p.1320(1991)
- 84) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1972-3(私信)
- 85) 山本知文 ほか：鉄と鋼。67, S.194(1981)
- 86) 田中宏幸 ほか：材料とプロセス。4, p.1319(1991)
- 87) 田中宏幸 ほか：鉄と鋼。79, p.1254(1993)
- 88) 長野裕 ほか：鉄と鋼。70, S.145(1984)
- 89) 益尾典良 ほか：鉄と鋼。73, S.158(1987)
- 90) 嶽取英宏 ほか：鉄と鋼。71, S.900(1985)
- 91) 田中宏幸 ほか：鉄と鋼。78, p.761(1992)
- 92) 沖森麻佑巳 ほか：材料とプロセス。3, p.183(1990)
- 93) 西原良治 ほか：材料とプロセス。3, p.184(1990)
- 94) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料。1990-3(私信)
- 95) 福永新一 ほか：材料とプロセス。2, p.260(1989)
- 96) 今村晃 ほか：材料とプロセス。1, p.1258(1988)
- 97) 今村晃 ほか：材料とプロセス。1, p.1259(1988)

- 98) 今村晃 ほか：鉄と鋼. 78, p.439 (1992)
- 99) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1987-9 (私信)
- 100) 小西淳平 ほか：材料とプロセス. 3, p.260 (1990)
- 101) 田中宏幸 ほか：材料とプロセス. 3, p.252 (1990)
- 102) 沢田郁夫 ほか：材料とプロセス. 3, p.1090 (1990)
- 103) 倉田浩輔 ほか：材料とプロセス. 1, p.1284 (1988)
- 104) 田中新 ほか：材料とプロセス. 6, p.1148 (1993)
- 105) 鋳取英宏 ほか：材料とプロセス. 3, p.1215 (1990)
- 106) 島田康平 ほか：鉄と鋼. 73, S.255 (1987)
- 107) 北川逸郎 ほか：材料とプロセス. 4, p.261 (1991)
- 108) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1991-3 (私信)
- 109) 狭間繁宏 ほか：鉄と鋼. 66, S.185 (1980)
- 110) 稲田知光 ほか：材料とプロセス. 7, p.333 (1994)
- 111) 佐藤憲夫 ほか：鉄と鋼. 66, S.144 (1980)
- 112) 田中宏幸 ほか：材料とプロセス. 3, p.253 (1990)
- 113) 田中宏幸 ほか：鉄と鋼. 78, p.1464 (1992)
- 114) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1981-7 (私信)
- 115) 浜口千代勝 ほか：材料とプロセス. 3, p.1173 (1990)
- 116) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1990-2 (私信)
- 117) 北村信也 ほか：鉄と鋼. 68, S.217 (1982)
- 118) 古野陽吉 ほか：鉄と鋼. 68, S.1009 (1982)
- 119) 鉄と鋼. 81, p.409 (1995)
- 120) 大沢恂：鉄と鋼. 74, p.949 (1988)
- 121) 手塚誠 ほか：鉄と鋼. 59, S.85 (1973)
- 122) 甲谷知勝 ほか：鉄と鋼. 61, S.60 (1975)
- 123) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1974-11 (私信)
- 124) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1991-9 (私信)
- 125) 工藤和也 ほか：鉄と鋼. 66, S.855 (1980)
- 126) 草野昭彦 ほか：鉄と鋼. 69, S.236 (1983)
- 127) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1973-11 (私信)
- 128) 中森幸雄 ほか：鉄と鋼. 67, S.903 (1981)
- 129) 木村弘之 ほか：鉄と鋼. 67, S.281 (1981)
- 130) 内野常雄 ほか：鉄と鋼. 73, S.925 (1987)
- 131) 沖森麻佑巳 ほか：鉄と鋼. 81, T.43 (1995)
- 132) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1984-3 (私信)
- 133) 平川紀夫 ほか：鉄と鋼. 67, S.137 (1981)
- 134) 工藤和也 ほか：鉄と鋼. 66, S.846 (1980)
- 135) 森玉直徳 ほか：鉄と鋼. 74, p.1227 (1988)
- 136) 沖森麻佑巳 ほか：材料とプロセス. 1, p.276 (1988)
- 137) 沖森麻佑巳 ほか：製鉄研究. (334), p.1 (1989)
- 138) 池崎英二 ほか：製鉄研究. (338), p.35 (1990)
- 139) 奥村裕彦 ほか：材料とプロセス. 1, p.1241 (1988)
- 140) 平本祐二 ほか：材料とプロセス. 3, p.1134 (1990)
- 141) 城戸嗣郎 ほか：材料とプロセス. 2, p.266 (1989)
- 142) 沖森麻佑巳 ほか：材料とプロセス. 4, p.304 (1991)
- 143) 今井忠 ほか：材料とプロセス. 1, p.1240 (1988)
- 144) 滝川家光 ほか：材料とプロセス. 2, p.267 (1989)
- 145) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1989-3 (私信)
- 146) 今井忠 ほか：材料とプロセス. 1, p.1242 (1988)
- 147) 沖森麻佑巳 ほか：材料とプロセス. 1, p.179 (1988)
- 148) 久富良一 ほか：材料とプロセス. 2, p.1213 (1989)
- 149) Okimori, M. et al.: Proceedings of The 6th International Iron & Steel Congress. 1990, 401
- 150) 梶原太吉 ほか：鉄と鋼. 60, S.457 (1974)
- 151) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1974-3 (私信)
- 152) 前出弘文 ほか：鉄と鋼. 69, A.181 (1983)
- 153) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1981-3 (私信)
- 154) 金丸和雄 ほか：鉄と鋼. 67, S.205 (1981)
- 155) 古賀成典 ほか：鉄と鋼. 67, S.206 (1981)
- 156) 草野昭彦 ほか：鉄と鋼. 71, S.211 (1985)
- 157) 西原良治 ほか：材料とプロセス. 1, p.206 (1988)
- 158) 西原良治 ほか：材料とプロセス. 1, p.1224 (1988)
- 159) 岡本吉平栄 ほか：材料とプロセス. 3, p.1174 (1990)
- 160) 岡本吉平栄 ほか：材料とプロセス. 4, p.302 (1991)
- 161) 沖森麻佑巳 ほか：鉄と鋼. 80, T120 (1994)
- 162) 日本鉄鋼協会特殊部会資料. 1989-9 (私信)
- 163) 宮村紘 ほか：鉄と鋼. 60, S.61 (1974)
- 164) 工藤和也 ほか：鉄と鋼. 71, S.197 (1985)
- 165) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1984-11 (私信)
- 166) 北村信也 ほか：鉄と鋼. 68, S.868 (1982)
- 167) 野田直孝 ほか：鉄と鋼. 67, S.900 (1981)
- 168) 北村信也 ほか：鉄と鋼. 69, S.264 (1983)
- 169) 日本鉄鋼協会製鋼部会資料. 1981-11 (私信)
- 170) 沖森麻佑巳 ほか：鉄と鋼. 80, T.25 (1994)
- 171) 寺田勉 ほか：鉄と鋼. 66, S.737 (1980)
- 172) 北村信也 ほか：材料とプロセス. 3, p.1228 (1990)
- 173) 日本鉄鋼協会特殊部会資料. 1980-9 (私信)
- 174) 田中和久 ほか：材料とプロセス. 6, p.1177 (1993)
- 175) 松崎孝文 ほか：鉄と鋼. 73, S.976 (1987)
- 176) 日本鉄鋼協会特殊部会資料. 1983-12 (私信)
- 177) 古賀成典 ほか：鉄と鋼. 71, S.264 (1985)
- 178) 草野昭彦 ほか：鉄と鋼. 73, S.286 (1987)
- 179) 久富良一 ほか：材料とプロセス. 6, p.1122 (1993)
- 180) 田中宏幸 ほか：材料とプロセス. 6, p.1123 (1993)
- 181) 田中宏幸 ほか：材料とプロセス. 6, p.1124 (1993)