

すること、わが国以外の鉄鋼先進国での平炉鋼リプレースが進行することなどが挙げられている。周知のようにわが国での比率は現在の世界平均を上回る18%で、同じ傾向で増加を続けるかどうかは問題であろう。仮に1985年で25%とみても、わが国の粗鋼生産の減速増産を前提にして、なお現在の約2倍のアーキ炉製鋼量となる。このことは、電源立地が難航している現状からすれば問題であり、原子力製鉄の登場は別として、原子力発電の急速な進展が決定的影響をもつことは必至である。

アーキ炉製鋼における新技術としては、現在の UHP をリプレースするような、たとえば酸素転炉に匹敵する、いわば変身の新技術の工業的登場は予想困難である。アーキよりエネルギー密度の高いレーザー、電子ビーム、プラズマなどのうち、工業的プラズマが AC 10 MW 程度まで開発されているが、大勢は現在のアーキを基調として、UHP の改良、生産性の向上、熱効率向上、操業自動化、付属設備、周辺機器の改良などが進展するであろう。また、電極、耐火物の進歩も過去にそうであつたように将来も密接に関連すると思われる。

電力とスクラップとは、アーキ炉製鋼に致命的影響を持つている。燃料を直接加熱に使用する方が、電力にしてから使用するよりも熱効率が高いはずという意見も見受けられる。製鋼温度以上の高温作業では、熱効率は熱源の温度で支配され、アーキ温度が燃焼温度より高く、熱力学的にアーキ炉製鋼の方が総合熱効率が高い。試みにアーキ炉と平炉とを比較すれば、それぞれに適した条件でやつているものを単純比較することは正確とはいえないが、溶鋼1t当たり、たとえば500 kWh の電力消費量は燃料換算約1.1 Gcal (80%火力率では約1 Gcal 弱で、冷材装入平炉のそれよりも少ない。実はこれ以外の大きな差異によつて、平炉は転炉とアーキ炉にリプレースされるのであるが、燃焼所要量だけで比較してもアーキ炉の方が有利である。アーキ炉製鋼自身ではさらに熱効率向上の努力が続けられている。UHP のショートアーキでみられるように、アーキ熱をできるだけ装入原料にむけ、炉壁を不必要に過熱しない方向である。現在アーキ炉製鋼の熱効率は相当に向上していて、これ以上革新的向上の余地は少ないともいえるが、数%の向上をもおろそかにすべきでなく、真剣な努力の積み重ねは大いに期待されるところである。ショートアーキの利点はフリッカにもあり、同じ電力を受電する場合の可能度が增加することは見のがせない。さらに、フリッカレスアーキ炉へのアプローチも開始されるので、フリッカに基因する電力問題の改善が期待される。

還元鉄の工業的生産がようやく軌道に乗つてきた。1980年、1985年の世界生産量予想はそれぞれ64百万t、124百万tとされている。世界全粗鋼のうち還元鉄によるものは約6%に過ぎないが、地域的には大いに事情が異なる。わが国では省エネルギー、固形廃棄物の有効活用の見地から、アーキ炉製鋼の主原料は屑鉄であり、還元鉄使用量は、屑鉄不足量、屑鉄価格安定効果の限度内であろう。現在還元鉄安定入手について具体化が進められている。一方還元鉄によるアーキ炉製鋼技術の普及向上も期待される。還元鉄連続装入は生産性、操業自動化、電力負荷率フリッカなどに利点があり、さらに、還元鉄

連続併用 UHP 炉の普及も期待される。

粗鋼1tに要するトータルエネルギーの見地から、アーキ炉製鋼は将来とも重要な製鋼プロセスである。

最後にアーキ炉製鋼の期待される将来像として、ミニミルと原子力製鉄とを挙げたい。ミニミルの一般の定義として、アーキ炉、連続鑄造、棒鋼圧延機よりなる年間生産40万t以下とされているが、最近では狭幅板圧延機を加えたり、発展途上国では還元鉄プラントを単独または共同で含めることもある。連続製鋼化も考慮されている模様である。資源のある発展途上国とそうでない途上国では事情が異なるが、今後ミニミルは急速に発展するとみられ、わが国が将来国内だけでなく、海外のミニミルにソフトを含めた協力を促進することが予測される。

原子力製鉄は既にナショナルプロジェクトとして推進されつつあり、製鋼のトップランナーは還元鉄連続装入 UHP アーキ炉であり、この場合のアーキ炉は超大容量が望ましい。400t級の UHP については、既に製作可能であり、操業技術も基本的には確立しているのので、アーキ炉製鋼の立場から、高温ガス冷却炉の核熱による還元鉄生産の早期実現を待望してやまない。

2.3 連続鑄造法

2.3.1 連続鑄造法の位置

(1) 最近における鋼の連続鑄造の発展

すでに広く知られているように鋼の連続鑄造の着想は H. BESSEMER の提案が最初とされており、これはすでに100年以上も前のことになる。その後数多くの着想の具体化が試みられたが、鋼の連続鑄造が本格的に工業化されたのは近々10数年来のことであり、さらにこれが近代的な鉄鋼製造技術の一翼を担つて量産設備として普及し始めたのは僅かに数年来のことである。最近における本法の発展過程を特にわが国を中心に見ると次のとおりである。

(a) 生産量

まず連続鑄造によつて生産された鋼量の増大経過は図2.3.1に示すとおりである。すなわち世界における連続鑄造鋼の生産比率は1960年代後半から逐年増加し、1970年には全粗鋼のほぼ10%に達した。その後も逐次増加し、1973年にはほぼ15%に及んだものと推定されてい

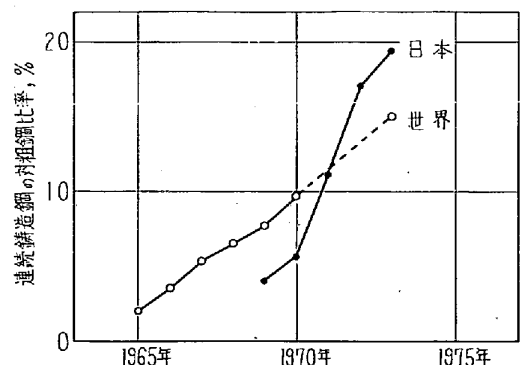


図 2.3.1 連続鑄造鋼の普及経過

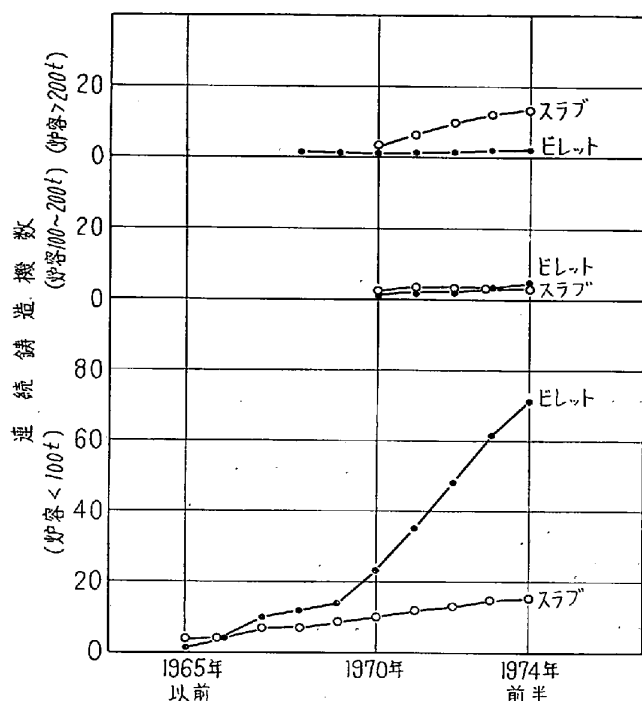


図 2-3-2 日本における連続鑄造機の建設経過

る。一方わが国においては1960年代の連続鑄造鋼の生産比率は世界平均よりもむしろ低かったが、1970年代に入つてこの比率は急速に増大し1973年に全粗鋼のはぼ20%が連続鑄造によつて生産されたことを示している。また1973年のわが国における連続鑄造鋼の生産比率を炉別に見ると転炉鋼は18.1%であり、電気炉鋼については実に29.9%が連続鑄造鋼で占められている。特に歩留向上のメリットが最大に発揮されるステンレス鋼だけに限つて見るとその連続鑄造化はすでに50%を超えていると見られている。

わが国における連続鑄造機数は現在すでに100を超えているが、これを年代順に整理すると図2-3-2に示すとおりである。これから明かなことは近年における鋼の連続鑄造の普及が電気炉工場の条鋼用の造塊の合理化と大容量転炉工場における鋼板用の造塊の合理化との2つの方向で進められてきたことを示している。

(b) 鑄造能力

連続鑄造機がこなす溶解炉の大きさはさきの図2-3-2に示すように当初の10t級のものから逐年増大し、現在では250~300t級の転炉の溶鋼を鑄込む機械が日常化している。世界的に見ると連続鑄造機の処理する最大炉容はすでに350tとなつている。この大容量化に伴い、連続鑄造機のストランド数もビレット、ブルーム系統については2~6ストランドが普通となつており、最大は8ストランドの機械が稼働している。スラブについては世界的に見ると4ストランドのものもあるが、わが国ではほとんど2ストランドである。その代わりに炉容の増大に伴い、所定の時間に鑄込を完了するためには鑄込速度を増加せしめる必要が生じた。この結果スラブの凝固開始から終了まで、いい換えれば鑄型上面から最終ピンチロールまでの距離、いわゆる Metallurgical length また

は supporting length といわれるものは当初の10数mから逐次増加して20数mが普通となり、現在最大は30数mに及ぶ設備のものが稼働している。この結果連続鑄造機はここ数年で非常に大型化してきており、その様相も著しく変貌してきている。

連続鑄造で鑄込まれる鑄片の断面寸法も逐次大型化し、ビレットでは100~200mmφが主体であるがブルームでは300mm、400mm級のものが鑄込まれている。スラブについてはまず厚さは200mm以下のものから出発し、250~300mmがすでに日常化されている。世界的には最大スラブ厚さは320mmの実績があるといわれている。幅についても熱延用では900~1,300mmが主体であるが、厚板用では2,100~2,300mmのものが鑄込まれつつある。世界的に見ると建設の予定が決まつた機械の最大のスラブ断面幅は2,640mmである。

(c) 生産性

生産性については炉容の影響を消すために月間の鑄込ヒート数で見ると現在400ヒート/Mが常識となりつつあり、最大は実に700ヒート/Mを超えるものも出てきている。したがつて例えば250t転炉の溶鋼をスラブに鑄込む場合は10万t/M程度の連続鑄造能力が標準となりつつあるが、すでに最大は300t転炉で16万t/Mの処理記録がある。もちろんこれには溶解炉の出鋼間隔と連続鑄造の鑄込間隔とのマッチングが重要であるが、一般に高生産性を実現するためにいわゆる連続連続鑄造すなわち連々鑄の実施が常識である。

(d) 将来性

連続鑄造の最終の姿として従来の鋼塊を全面的に置換したいわゆる全連続鑄造工場の実現が待望されていたが、わが国においても大容量の一貫製鉄所では1972年始めて新日鉄・大分製鉄所で実現した。後に述べるように連続鑄造にはなお鑄片の寸法上の制約、鋼種の制約等が残つており、今直ちに大容量の全連続鑄造工場が普及するという状況には至っていないが、1つの段階を越えたという意味でこの大容量全連続鑄造工場の稼働は特筆されるべきであろう。一方比較的制約の少ない小型の条鋼工場ではすでにいくつかの全連続鑄造工場が出現している。

さて今後の鋼の連続鑄造の普及の予測については数多くの意見があり定説を見ないのが現状である。しかしながらすでにわが国において20%に達した連続鑄造比率が将来とも伸びることはまちがいない事実であるとともに、近い将来100%の連続鑄造化が実現しえないこともまぎれない事実である。ただ確実なことは現在各社が計画している連続鑄造機が稼働してその能力をフルに発揮する3年後にわが国の連続鑄造比率は30%を超えているであろうということである。すなわち鉄鋼生産設備の一部として連続鑄造はすでに新技術の段階を脱し、日常的な生産手段としての位置を確立し終つたといえる。

(2) 連続鑄造の特徴

連続鑄造の長所としてはすでに古くからいわれてきた分塊工程の省略、歩留の向上、作業の機械化、省力化等のほかに最近特に見直されてきたのが省エネルギーである。一方欠点としては断面寸法の変更が分塊に較べてやや面倒で、したがつて稼働率が落ちること、操業技術と

しては造塊よりも一般的に高度の技術を要することなどが上げられるが、それぞれこれらの欠点を補う対策が案出されてきた。

(a) 工程の省略

連続鋳造の採用によつて分塊工程が省略されるわけであるが、このメリットをかりに全連続鋳造工場の場合と造塊-分塊工場との比較において求めてみると全連続鋳造化によつて

(i) 建屋面積は約 $\frac{1}{2}$ 以下、屋外設備も含めると約 $\frac{1}{3}$ 以下となる。

(ii) 製鋼、分塊間の輸送が全廃される

(iii) スラブの製造時間が 0.5~1 日早くなる。

といわれている。

ただ設備費についてはこのように大きなメリットはない。特に大容量の分塊設備に匹敵する連続鋳造設備を整えようとすれば、場合によつては分塊設備と同等程度となり、必要鋳片の断面寸法の多様化を計った場合は、連続鋳造設備を整える方がむしろ高くなる場合さえあるといわれている。

(b) 歩留の向上

連続鋳造の採用によつて歩留が向上することは一般にいうまでもないことである。特にキルド鋼の連続鋳造化によつて得られる歩留の向上は10数%に及ぶ。したがつてステンレス鋼のごとき高合金鋼におけるこの面での連続鋳造のメリットは決定的である。

ただキルド鋼の連続鋳造化に当たつては歩留面でのメリットはキルド鋼の連続鋳造化の場合に較べるとはるかに少ない。むしろ現在連続鋳造ではすべてキルド鋼として鋳込まれているので、キルド化によるコスト高を分塊歩留の省略で吸収しきれない場合がある。

しかしながら最近では連々鋳が常識となつてきているので、例えば 図 2.3.3 に示すようなさらに高い歩留の実現が可能である。

(c) 機械化、省力化

連続鋳造の採用によつて機械化、省力化が行なわれることは明らかであるが、中でもここ数年の省力化は殊に著しい。例えば連続鋳造の導入初期には鋳造床におけるマシン・オペレーターはストランドごとに配置するのが原則であつたが、操業技術の向上、自動鋳込の採用等によつて、マシン・オペレーターの数も逐次減少した。ま

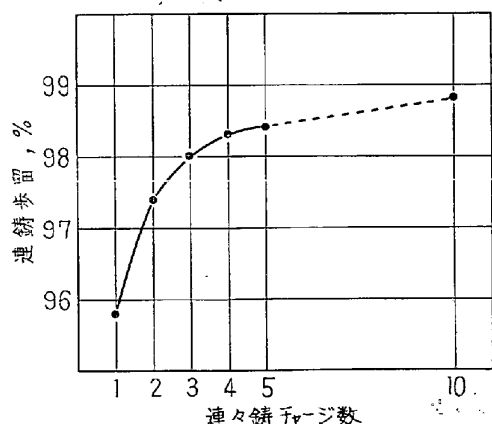


図 2.3.3 連々鋳が鋳造歩留に及ぼす影響の一例

た冷却水管理、切断管理、搬出管理等も逐次ワン・マン化されつつあり、操業人員はここ数年で大幅に合理化されてきた。反面機械化によつてこれを操作する技術は従来の造塊の場面よりもはるかに高度となつており、オペレーターはより高度の知識と技術の習得が必要である。

(d) 省エネルギー

連続鋳造の採用によつて分塊工程が省略されるわけであるが、現在鋼塊-分塊法が分塊工程で消費しているエネルギーは一例として大容量の主として板用分塊設備で 25~30 万 Kcal/t である、一方わが国における一貫製鉄所のエネルギーの純使用量は 450~650 万 Kcal とされている。また連続鋳造におけるエネルギー消費量は分塊に較べて約 $\frac{1}{2}$ とされているから、連続鋳造の採用によつて鋼材生産に要するエネルギーは従来の鋼塊-分塊法に較べて 2~4 % 合理化されることになる。

(e) 生産性

連続鋳造の欠点の 1 つは生産性が低いことである。当初連続鋳造の操業は標準的に鋳込時間 60 min, 準備時間 60 min とされていた、さらに断面の異なる鋳片を必要とする場合は鋳型、ローラー・エプロンを交換する時間が必要となり稼働率が低下する。したがつてこの低生産性の欠点を補う方法として

(i) 鋳込速度を増大せしめて鋳込時間を短縮する

(ii) 連々鋳によつて準備時間の合理化を計る

(iii) 型替時間、準備時間等そのものの短縮を計る等の手段が推進されてきた。

まず純鋳込時間の短縮を計るための鋳込速度についてみると、図 2.3.15 (2.3.2 参照) に示すような標準的な値がある。その後高速鋳込の試みは各所で進められてきており現在もなお続けられているが、安定した操業を維持するためにはこの標準的な数値を極端に上げることは得策ではない。一例として大断面鋳片について見ると、現在鋳込速度は (図 2.3.15 参照) に示す値より 20~30 % 増大している程度である。

稼働率を向上させるためのより効果的な方法は準備時間を合理化する方法で、これにはショート・ダミーバーの採用、ダミーバー上部挿入方式、パーマメント・ダミーバーの採用等が導入されてきた。しかしより効果的な方法としてはいわゆる連々鋳の採用と考えられている。一例としてこの効果は 図 2.3.4 に示すとおりで、連々鋳を採用しない場合 50% の稼働率が、多連鋳の採用によつて大幅に上昇する。特に 3~5 連鋳程度までの連々鋳の採用の効果は大きく、最近はこの常識的な操業となりつつある。もちろんここに述べた鋳込時間の短縮、準備時間の短縮はいずれも先工程の溶解炉の出鋼間隔と合わせる必要があり、溶解-連続鋳造の両工程がマッチして始めて効果を発揮するものである。

しかしながら連々鋳することによつて鋳片断面寸法は一定のものしか得られないので、後続圧延工程で所要の形状の鋳片を所要の時期に得るという点に制約が生ずる。これが連続鋳造の大幅な普及の障害の 1 つともなっているわけである。したがつてこの欠点を補うために、型替時間の合理化を計る必要がある。小型のビレット用機械については鋳型およびローラー・エプロンの交換を迅速に行なうための種々の工夫が凝らされてきた。また

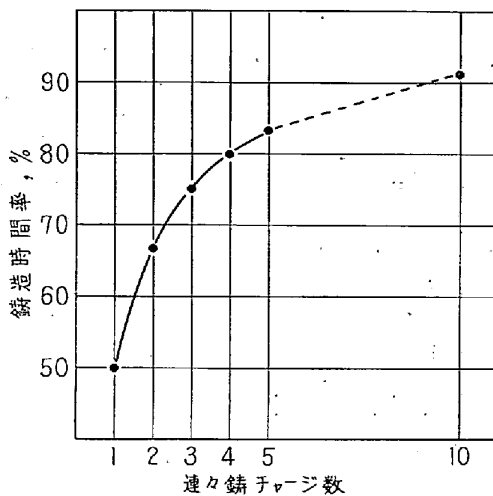


図 2.3.4 連々 casting が稼働率に及ぼす影響の一例

大型スラブの場合にも厚さ変更については鑄型自身を交換する必要があるが、幅についてはアジャスタブル鑄型の採用等大幅に寸法変更時間が短縮されてきている。現在大断面スラブについては厚さを極力固定し、幅および長さで必要重量の鑄片を作り出していくような方向になりつつある。

(3) 設 備

わが国における鋼の連続鑄造は住友金属、製鋼所で初めて全垂直型の本格的な工業設備が稼働開始して以来すでに20年になるが、前述したように現在100機以上が稼働している。これを製作する機械メーカーもすでに10社に近く、型式も各種のものがある。これをまず基本的な機械型式から整理してみると次のごとくである。

(a) 機械型式

連続鑄造機の設計にあたってまず基本となるのは鑄片の凝固をいかなる範囲で終了せしめるかを決定することである。周知のごとく鋼の凝固は近似的に次式で表わされる。

$$d = k \sqrt{t}$$

ここで d は凝固厚さ (mm), t は凝固開始からの経過時間 (min), k は定数である。連続鑄造の場合は上式に

おいて鑄片の完全凝固時間 t を求めるには、鑄片の厚さの $1/2$ を d としてこれを凝固係数 k で除すればよい。この k の値については古くから多くの研究がなされており、現在4方向からの凝固の正方形断面のピレットについては28~30前後、2方向からの凝固の広幅長方形断面のスラブについては26~29程度の値が一般に採用されている。したがって鑄片の所要断面を決定すれば上式から凝固に要する時間が得られる。そこでこれにすでに述べた鑄込速度を乗ずれば凝固に要する距離いわゆる metallurgical length が得られる。これに鑄片の所要切断長さを加えれば連続鑄造機の基本的な長さが決定される。今かりに 200mm ϕ のピレットを 1.5m/min で鑄込むことにすると完全凝固に要する距離はおおよそ18mとなる。これはピレットの所要長さをかりに10mとすると、ピレットの完全凝固から切断終了までの若干の距離を加えて最低30m以上の機械長が必要である。

このように長い機械長さに対して、連続鑄造の工業化当初は全垂直型のみしか考えられていなかった。しかしながらその後この機械高さを減少せしめる方法として図2.3.5に示すように垂直-屈曲型、さらに $1/4$ 円弧で水平に矯正するS型等逐次機械高さを低い型式の設備が開発、実用化されてきた。これらの基本型に対してさらに若干の変形型もあるが、基本的には上記3種類に大別される。なかでも現在わが国で稼働している連続鑄造機の過半はすでにS型で占められている。

S型は鑄片の品質面から見ると必ずしも完全とはいえない点もあるが、連続鑄造の普及に際して大きな役割を果たしてきた。S型の彎曲半径は鑄片の内外の品質に及ぼす影響によつて決定されるが、一般には鑄片厚さの30~50倍程度が選ばれている。またS型の採用によつて水平部分を伸ばせば大きな metallurgical length も比較的容易にとれるようになり、すでに述べたように最近の大容量機では30m以上のものが現われてきたわけである。

上述のように連続鑄造機の設計の基本には鑄片の凝固を正しく把握しておく必要があり、この面から連続鑄造の普及は鋼の凝固に関する研究の発展を促したといえよう。

(b) 鑄片断面形状

鑄片の断面形状についても過去10年間の変化は大き

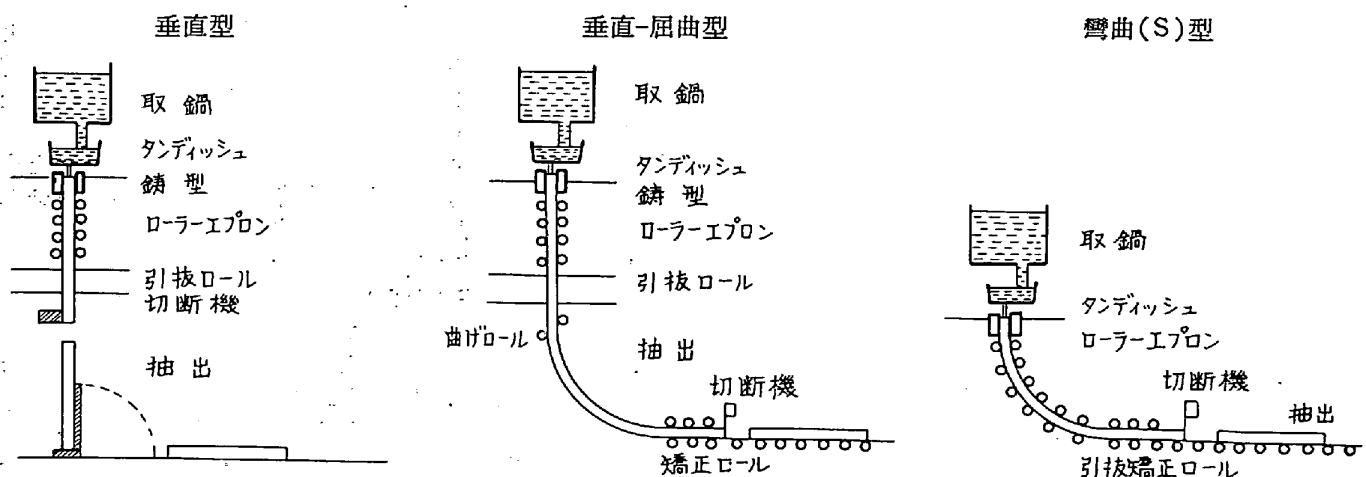


図 2.3.5 連続鑄造設備の基本型式

く、まずビレットについて見ると 100mm ϕ 以下の小型正方形断面から始まって逐次大型正方形断面、長方形断面の鋳片が鋳込まれるようになり、現在わが国で鋳込まれている最も大きいものは 300 $\times$ 400mm といわれている。一方スラブについても当初は 300 $\sim$ 500mm 幅の鋳片から始まり逐年大型化し、すでに 2,000 $\sim$ 2,300mm 幅、250 $\sim$ 300mm 厚さの断面の鋳片が大量に生産されている。最近さらに大型化しつつありわが国においても 2,400mm 以上の幅の超大型スラブの連続鋳造機も検討されている。すでに述べたように海外の例としては米国 National Steel 社で冷延鋼板用として 2,640mm の超広幅スラブを連続鋳造し、これを縦断して使用する計画が具体化しつつある。

本来連続鋳造は製鋼と圧延の中間に位置する工程として、鋳片品質の面のみならず経済性の面から見て鋳造操作の可能な範囲で次の圧延がしやすい断面形状の鋳片を製造することが理想である。そこで上記の正方形または長方形断面に止まらず各種の異形断面の鋳片が連続鋳造されるようになってきた。すなわち図 2-3-6 に示すように正多角形、円、H 型断面等である。特に昭和 48 年川崎製鉄、水島製鉄所で稼働を開始した H 型断面、昭和 49 年日本鋼管、京浜製鉄所で稼働を開始した遠心連続鋳造による円形断面鋳片の製造設備は新しい方向を示すものとして注目される。

また鋳造と圧延との間を円滑に結びつける方法として、In-line Reduction が考案された。これは連続鋳造に引続いて、えられた鋳片を連続鋳造機内で粗圧延する方法である。この着想は鋳片の内部品質を改善するという発想と、同一断面寸法の鋳片から多種類の断面寸法の鋳片をえるという生産性の面からの発想に基づいている。前者は Böhler に代表される BSR 法であり、後者は米国 U. S. Steel 等が始めた一般に Sizing Mill と呼ばれる方法である。BSR 法は図 2-3-7 に示すように凝固最終部の鋳片を圧下することによって、中心の偏析ならびにポロシティを除去し健全なビレットをえようとするものであるが、実際操作で凝固最終位置を正しく圧下ロール位置に維持するのは困難な面がある。一方 Sizing Mill は凝固の完了のいかんにかかわらず一定断面の鋳片から多種類の断面の鋳片を得る目的のみで行なわれる

もので操作は容易である。ただこれら In-line Reduction の圧延速度は連続鋳造の鋳込速度と連動しているので、通常分塊あるいは粗圧延の場合に較べてはるかに遅い。したがってロールはより苛酷な条件にさらされることになり、また鋳造のストランドごとに In-line Reduction 設備が必要となり、設備費も通常分塊設備と比較して決して有利とはいえない場合が多いと見られている。しかしながら既存の小断面素材の圧延設備を生かし、かつ製鋼部門を合理化するために連続鋳造を導入する場合、一般に連続鋳造の操作には鋳片断面は大きい方が安定して有利であるので、この間を結ぶものとして In-line Reduction が生きてくる場合がある。わが国においてもすでに岸和田製鋼で 140mm ϕ 鋳片を連続鋳造し、これを In-line Reduction で 105mm ϕ として次の製品圧延工程に供給している。

(4) 鋳造技術

操作についての詳細は別項に譲り、ここでは連続鋳造独自の技術として発展してきた点を特に明らかにする。製鋼技術の内でも久しく新技術の導入の遅れていた造塊技術を近年著しく向上させた原因の 1 つに、連続鋳造で発展したものの応用あるいはこれの側面からの刺激が大きいと考えられるからである。

(a) 取鍋、タンディッシュ関係

連続鋳造技術の基本は溶鋼の取扱いをいかにうまく行なうかにかかっている。過度の高温鋳込を避けてブレイク・アウトあるいは鋳片の割れの発生を防止しかつ偏析とポロシティを軽減する必要と同時に、ノズル詰りを防止するためには過度の低温鋳込を避ける必要がある。したがって連続鋳造では鋳込温度の厳格な管理が必須である。このために精錬末期から取鍋、タンディッシュに至る間の各種の温度管理、さらに図 2-3-8 に示すような取鍋内溶鋼の不活性ガスによる攪拌等積極的な対策が採られてきた。これら溶鋼温度制御技術の発展は連続鋳造鋳片の品質を向上させるとともに多連鋳を日常化したばかりでなく、普通造塊においても鋳込温度管理技術を向上させるという波及効果をもたらした。

次に脱酸剤の使用法としては、古くは鋳型内容鋼への Al 線の連続挿入技術から始まり、取鍋、タンディッシュでの各種の脱酸法の発展を促した。これはさらに図 2-3-9 に示すような取鍋内容鋼の不活性ガス・シール鋳込技術の発展や酸素迅速分析技術の発展等とあいまって脱酸制御を非常に厳格にすることを可能とし

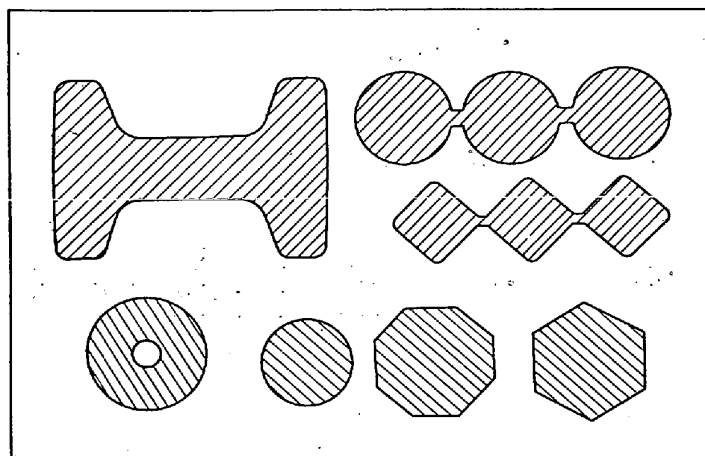


図 2-3-6 各種の異形鋳断片面

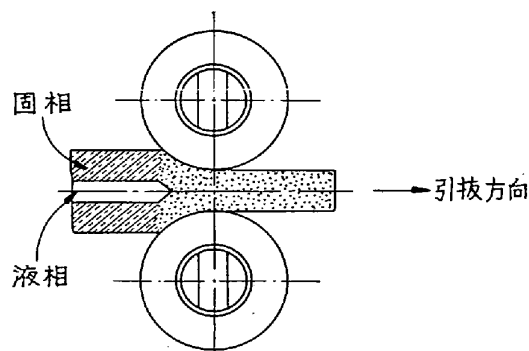


図 2-3-7 BSR 法の概念図

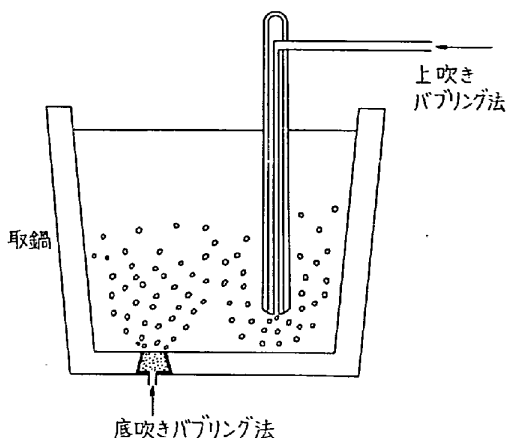


図 2・3・8 取鍋内溶鋼のガス攪拌法

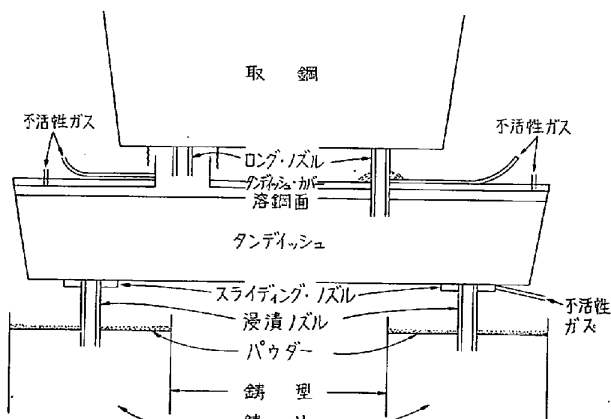


図 2・3・9 不活性ガス・シール鋳込法

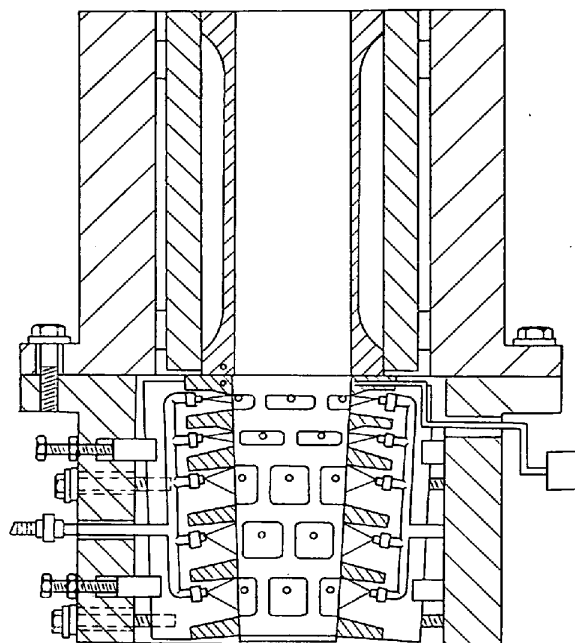
た。この結果広範、多種の脱酸が実現しようとしている。これは連続鋳造における適用鋼種の拡大を促すと同時に、直ちに普通造塊法に適用が可能な技術を開発したといえる。

連続鋳造における溶鋼取扱い技術のもう1つの基本的要件は鋳込速度の制御、いかえればタンディッシュからの溶鋼流量の制御技術の向上である。これには当初のオープン・ノズルにおけるタンディッシュ内の溶鋼深さの調節による消極的な制御からタンディッシュ・ストッパーの利用、さらにスライディング・ノズルの適用と逐次積極的な制御方式が導入されてきた。この結果最近ではタンディッシュからの溶鋼流量の制御とさらに後述する鋳型内の溶鋼面検出によるピンチ・ロール引抜速度との連動によつて自動鋳込法の開発にまで発展してきた。

これら各種の溶鋼取扱い技術の発展は連続鋳造の大幅な普及を促したばかりでなく、普通造塊技術の向上に大きく貢献した。

(b) 鋳型関係

鋳型そのものについては当初管状の Cu 内管と鉄の外管との間を冷却水が通る形式のチューブラー鋳型、Cu 塊に多数の冷却水流通孔を開けたブロック鋳型、鉄枠内で Cu 板を組立てた形式のプレート鋳型の3種類があつた。しかし現在は比較的小型のピレットについてはチューブラー鋳型、大型のブルームまたはスラブについては

図 2・3・10 高速鋳込用鋳型の一例
(K. HECK and H. FASTERT: Iron & Steel Eng. 50 (1973) 2. p. 33)

プレート組立式鋳型が常用されている。鋳型の Cu の内面保護ならびに鋳片への Cu 侵入を防ぐために、鋳型内面に Cr めつきを施す場合がある。特にスラブ用の大型鋳型では Cr めつきを施すのが最近多くなつてきた。

鋳型の長さについては古くから種々の試験がなされてきたが、現在は 700~800mm 程度が主流となつてきている。なお 1m 以上の長さのものも一部で使用されている。また近年生産性向上の要求から高速鋳込を計る必要に迫られ、図 2・3・10 に示すような鋳型の下にクーリング・プレートまたはクーリング・グリッドといわれる冷却板で鋳型の補足的役割を果たさせようという形式のものが逐次普及しつつある。

次に鋳型内での湯面を可及的一定位置に維持するというのが連続鋳造の鋳込技術の基本の1つであるが、当初これはマシン・オペレーターの熟練度に全面的に依存していた。その後この鋳型内の湯面を検出する手段として R. I. または熱電対の利用が発展し、さらに最近ではマイクロ波による鋳型内湯面の検出技術も完成した。したがつてこれをタンディッシュからの溶鋼供給量の制御に連結し、さらに鋳片の引抜速度の制御に連動させることによつてほぼ完全な自動鋳込が可能となつた。この結果ストランドごとに必要だつたマシン・オペレーターは大幅に減少せしめることが可能となりつつある。

また鋳型と鋳片との間の潤滑剤としては当初は油就中菜種油の使用が常識であつた。ところが鋳型が逐次大型化し鋳片の表面割の問題がクローズ・アップして以来、図 2・3・9 に示したような浸漬ノズルと湯面へのパウダーの投入を行なつた結果鋳片表面性状は大幅に改善された。むしろこの浸漬ノズルとパウダーならびにその溶融物による鋳型、鋳片間の潤滑が大型スラブの連続鋳造を可能にしたともいえるわけである。この浸漬ノズルについても最近鋳片内部での溶鋼の流動状態に関する水モデ

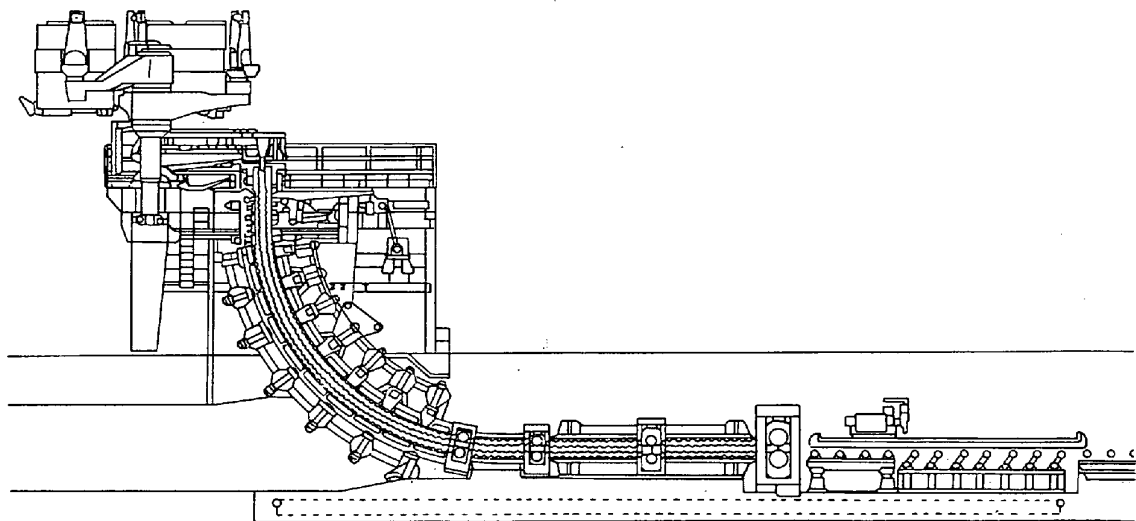


図 2・3・11 最近のスラブ用大型連続铸造機の一例
(B. TARMANN; Iron & Steel Engr. 49 (1972) 12, p. 61)

ル実験等の知見から逐次改良がなされ、鋼種、鋳片断面寸法、鋳込条件等に適した各種の形状のノズルが開発されつつある。タンディッシュのノズル詰り防止対策は久しく問題であり、特にノズル詰りを起こす堆積物を生成しやすい Al, Ti, Ca 等の溶鋼への添加量については制約があった。これに対して最近ノズル詰りを防止するためのガス・バブリングを行ないうる各種のノズルが開発されてきており、連続铸造の適用鋼種がさらに一段と拡がろうとしている。また湯面に投入するパウダーについても融点、溶融速度、粘性等が鋳込条件に適したものを選ぶ必要があり、この選択が鋳片の表面品質に直接影響をおよぼすことが明らかになってきた。

(c) 二次冷却帯関係

二次冷却帯の基本構成要素であるローラー・エプロンとピンチ・ロールについての考え方は近年著しく変化し、10年前に較べると様相を一変したともいえる。すなわちビレット用機械においてはローラー・エプロンは極力省略、簡素化する方向にあり、逆に大型スラブ用機械ではローラー・エプロン、ピンチ・ロールとも益々重装備となりつつある。

これはビレットにおいては操業上、品質上の確認を経つつ逐次ローラー・エプロンを省略、簡素化しても問題のないことがわかってきたからである。しかし一方大型スラブにおいては前に述べたように高生産性を指向した結果 metallurgical length が増大して、ピンチ・ロールがローラー・エプロンの機能も兼ね備えたマルチ・ピンチ・ロールという一群の設備になったこと、さらにスラブの大型化によつて未凝固スラブのバルディング問題が大きく取上げられ、ますますエプロン・ロールを密に配置せざるをえない形となつてきたことによる。したがつて現在スラブ用大容量連続铸造機のプロファイルは一例を 図 2・3・11 に示すごとく、100 本以上のロール群によつて支持された形のものになつてきた。勿論これには改良型もあり神戸製鋼、加古川製鉄所で採用した、ロールの代わりに可動支持片でスラブを支えるウォーキング・バー方式もある。

最近特に大型スラブにおいては未凝固層を内包する凝固殻ロール間でバルディングを繰返すことによつて、スラブの中心部に異常な偏析を起こすことが知られてきた。したがつて連続铸造が益々高級鋼への適用を目指すとともに、これらロールならびにロール・アライメントの設計と精度の維持が重要視されるようになった。このため分割ロール方式、バックアップロール方式の採用等設計面での改良が検討されると同時に、ロール間隔の自動測定、ロール・アライメントの精度の頻繁な検査と修正等保守面への要求も厳しくなりつつある。

次にスプレイによる鋳片の水冷技術についても、鋳片の凝固の研究の発展とあいまつて著しく進歩してきている。特に鋳片の凝固については従来からの標識物質投入法や凝固組織からの研究以外にコンピューターを利用した数値計算による方法や現場的に簡便な鋳打込み法等も活用されてきた。この結果鋳片内部の凝固の進行過程について外部からの冷却と凝固速度との関係、凝固過程での溶鋼の流動、溶鋼中の介在物の挙動、凝固殻の高温での変形、凝固過程での偏析の生成機構等従来の造塊法では適確に把握しえなかつた数多くの知見が得られた。これらの成果は普通造塊法における鋼塊の凝固の研究の発展をも側面から促しつつあるといえよう。このような鋳片の凝固の研究の進歩とともに連続铸造鋳片内部の本質的な欠陥である偏析やポロシティを積極的に改善しようとする電磁攪拌凝固法等も再び見直され、実用化されつつある。

(5) 結 言

戦後の鉄鋼業の飛躍的発展の跡を技術的に見ると、純酸素上吹転炉の採用と広幅ホット・ストリップ・ミルの普及をまず挙げるのが常識であつた。特にわが国においてはすでにこの二者はそれぞれの分野における大勢を占め、最早これらを置換する次の革新的な新技術の出現は早急には望みえないのではないかとさえいわれている。これら二者の間にあつて久しく造塊部門は合理化が遅れていたが、近々10年における連続铸造の導入によつてやつと前二者を結ぶ新しい技術が、鉄鋼の大量生産設備の

一環として定着したといえよう。勿論連続鑄造の普及の速度は前二者に較べるとはるかに遅々としており、最初に述べたように現在なお造塊の20%を置換したに過ぎない。また近い将来の予測としても本法の普及は、確実な数字としては30%台までが見込まれている程度である。

しかしながらこのような連続鑄造化の発展を純技術的に見ると、溶鋼取扱技術の向上、鑄造技術の機械化と精度の向上、鋼の凝固に関する研究と知見の集積を促した。これらの成果は直接、間接的に従来の普通造塊法の技術向上にも寄与している。試験、研究の成果は毎春秋開催される鉄鋼協会の講演大会を見ても明らかで、近年連続鑄造に関する発表は質量とも向上し、連続鑄造の研究のみで一部門を形成するに至った。これは急速な発展期を迎えるに至った連続鑄造の現状、いいかえれば近代鉄鋼生産技術の一環の重要な一翼を担う連続鑄造の位置を単的に現わしている。

最後に今後の連続鑄造の発展については、大容量の鉄鋼生産設備の国内における建設のピッチが従来より鈍るものと考えられている現在、従来の設備のリプレイスに際して逐次導入されて行くものを見込んでも、連続鑄造の普及のピッチが従来より鈍ることはまちがいないさそうである。一方小型の鉄鋼生産工場では転換が比較的容易なことから、今後とも機会あるごとに連続鑄造の導入が実現していくものと考えられている。結局連続鑄造が前記の対粗鋼比率30%を超えてさらに増大していくであろうことは大勢的にまちがいないものと思われる。

2.3.2 操業と品質

タンディッシュ内の溶鋼を水冷銅鑄型に連続的に供給し、スプレー帯で凝固させて、鑄片を製造する連続鑄造法において、容易に変更しうる操業条件は、凝固のため

の冷却条件と注入条件とである。これらの操業条件は、通常の造塊法と固じように、主としてプロセスの生産性と製造する鑄片の品質とにより決定される。すなわち、生産性の向上や鑄片品質の改善を目的として、操業条件は変更される。

一方、プロセスの生産性や鑄片品質は、冷却条件や注入条件のみならず、設備の仕様、レイアウト、前後工程などの影響を受ける。連続鑄造法においては、連続鑄造機の機種、鑄片断面形状、冷却機構、引抜・矯正機構などの設備的な要因が強く関係している。連続鑄造法の生産性と鑄片品質の何れかをあるいは両者を向上させるためには、機種、断面形状、製造鋼種に応じて、操作要因（引抜速度、冷却水量、鑄型潤滑剤、取鍋、鑄型での脱酸剤など）に関する理想的パラメーターを見出すことが必要である。

連続鑄造機での操業経験の蓄積と熱的および応力面での理論解析とにより、連続鑄造法の生産性や製造する鑄片の品質は向上し、連続鑄造法は製鋼部門における主要プロセスとみなされるようになった。しかし、粗鋼全生産量に占める連続鑄造鑄片の比率は20%程度であり、設備・操業両面において、解決すべき点が残されている。特に、連続鑄造鑄片特有の内部欠陥（内部割れ、中心偏析、センターポロシティ）の軽減防止対策、引抜速度の高速化を目的とした新しい鑄込方式や冷却方式の実用化、リムド鋼またはリムド鋼塊より製造した鋼材と同等の特性を有する鋼種の連続鑄造法による安価な製造方式、などが主要な課題であろう。

(1) 凝 固

連続鑄造法で容易に変更しうる操業条件としては、凝固（冷却）条件と注入条件とが挙げられる。また、連続鑄造法は、水冷銅鑄型およびスプレー帯で凝固させるの

表 2.3.1 凝固係数の測定結果例

(日本鉄鋼協会編：鉄鋼製造法製鋼 p. 714)

研究者	測定法	試験条件	凝固係数 ($\text{mm} \cdot \text{min}^{-1/2}$)
KRAINER TARMANN	Pb, P, S, の R I 法	100~200mm ϕ	完全凝固：23.7~26.3 (注入速度で変化)
KATOMIN RUTE	"	150mm 厚スラブ	鑄型内：24 完全凝固：29~31 (比水量で変化)
永岡他	Au の RI 法	200×1,600mm スラブ	初期凝固：19~21 (鑄型内冷却水で若干変化)
GAUKIN OIKS	溶鋼排出 法	150~200厚 リムド鋼	鑄型内：20~23 スプレー帯：29~32
牛 島	"	130mm ϕ ばね鋼 115mm ϕ 炭素鋼	完全凝固：29 鑄型内：19.3
吉田他	数学的方法	130mm 厚スラブ	完全凝固：22~30
川和*他	高速鋌打 法	200mm 厚スラブ	スプレー帯：34~35 (凝固末期加速凝固あり)

(* 川和他：鉄と鋼, 60 (1974) p. 206)

で、凝固をある程度コントロールできることに特徴がある。まず、連続鋳造鋳片の凝固および冷却条件のコントロールについて述べる。

(a) 凝固速度

連続鋳造法での凝固過程の調査は、通常の鋼塊法と同じように、標識物質添加法、溶鋼排出法、温度測定による熱解析法によっているが、この他、凝固末期の凝固現象を調査する手段として、高速鋌打法がある。

これらの試験結果は、一般には、

$$D = K\sqrt{T} \quad (=K\sqrt{H/V}) \quad \cdots \cdots (1)$$

D : 凝固厚さ (mm) T : 凝固時間 (min)

H : 湯面からの距離 (m) V : 引抜速度 (m/min)

K : 凝固係数 $\text{mm}/\text{min}^{1/2}$

で整理される。

凝固係数の測定結果の例を表 2・3・1 に示す。

凝固係数は、凝固時期、すなわち、鋳型内、スプレー冷却帯内、最終凝固部によつて、大きく変化する。鋳型内での凝固係数はスプレー帯内でのそれに比較すると小さい。鋳型内では、鋳型壁と凝固壁との間に空隙が生成しており、伝熱抵抗が大きくなっているためである。凝固最末期では、凝固が加速的に進行することが認められている。鋳片の凝固を取り扱う場合、凝固時間の比率が大きいことおよび凝固係数が大きいことより、スプレー帯での凝固が大きな比重を占める。

凝固係数は、スプレー冷却の程度、注入条件、製造鋼種などによつて左右される。これらの要因の影響は図 2・3・12 のとおりである。スプレー冷却の強化によつて、20～30%増加し、注入条件の変更では10%程度変化する。

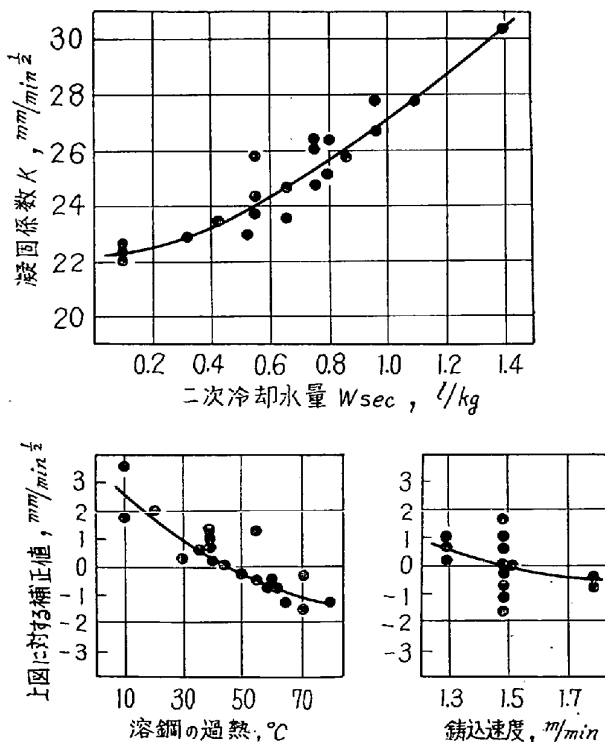


図 2・3・12 凝固係数に及ぼす諸要因の影響
(W. HOLZORUBER et al; Steel Times, 195 (1967) p.217)

生産性の点より凝固係数は大きな値を選ぶべきであるが、凝固係数を大きくするためスプレー帯での冷却を強化すると、不均一冷却となりやすく、割れなどの鋳片欠陥が発生する。冷却強化と均一冷却とのため、スプレー帯での冷却機構の改善に、後述のように、多くの努力が払われている。

(b) 冷 却

注入された溶鋼はまず鋳型内で冷却される。鋳型上部おおよそ $\frac{1}{2} \sim \frac{1}{3}$ (200～300mm) では、潤滑剤を介して、鋳片と鋳型とが接触しており、下部では両者の間に空隙が生成している。鋳片から鋳型の冷却水へ伝達される熱量 Q は、単純化すると、

$$Q = F k_1 (t_1 - t_2) \quad \cdots \cdots (2)$$

$$1/k_1 = 1/\alpha + 1/\alpha' + S/\lambda \quad \cdots \cdots (3)$$

$t_1 - t_2$: 鋳片表面と冷却水の温度差

α : 鋳片表面からの熱伝達率

α' : 鋳型から鋳型冷却水への熱伝達率

S/λ : 鋳型の実効肉厚/鋳型の熱伝達率

k_1 : 熱貫流率

F : 表面積

で表わせる。熱貫流率 k_1 におよぼす諸要因の影響をまとめると、表 2・3・2 のとおりである。鋳片から鋳型冷却水への熱伝達は、鋳型と凝固シェルの間に生成する空隙によつて影響される。空隙の生成程度は鋳型の設計変更や使用時の管理強化により、ある程度小さくできるが、これをコントロールすることは困難である。したがつて、水冷銅鋳型を使用している限り、その冷却能を変化させうる範囲は量的にはそれほど大きくない。

鋳型内の凝固では、凝固の促進より、ブレードアウトなどの事故を起こさないための均一冷却や鋳片表面性状の改善が重要視されている。このため、鋳型の形状や鋳型表面性状が試験されている。鋳型形状としては、鋳型のコーナー R やテーパが空隙生成や均一冷却におよぼす効果から変更されている。鋳型の表面性状を変更した例として、鋳型の寿命延長と鋳片のひび割れ防止のため使用されている Cr めつき鋳型がある。均一冷却や鋳片の表面性状は注入条件の影響もうけるので、後述するように、注入条件の変更によつて解決をはかつてい

表 2・3・2 熱貫流率 k_1 に及ぼす諸要因の影響

α	α'	S/λ
空隙の厚さによつて大きく変化する*。 空隙間隔のせまい鋳型上部では $10^4 \text{ kcal}/\text{m}^2 \cdot \text{hr}^\circ\text{C}$ 、鋳型下部では $10^2 \text{ kcal}/\text{m}^2 \cdot \text{hr}^\circ\text{C}$ 、平均で $10^3 \text{ kcal}/\text{m}^2 \cdot \text{hr}^\circ\text{C}$ 。 パウダーギャスティングの場合、20～30%減少。	冷却水の流速により増加。 流速 2m/sec 以上であれば k_1 におよぼす影響は小さい。	銅鋳型であるので、鋳型肉厚によつて変化。 肉厚を 5 mm から 50 mm に変化した場合、 k_1 は、10%減少

* W. R. IRVING: J. I. S. I. 205 (1967) 3. p. 271.

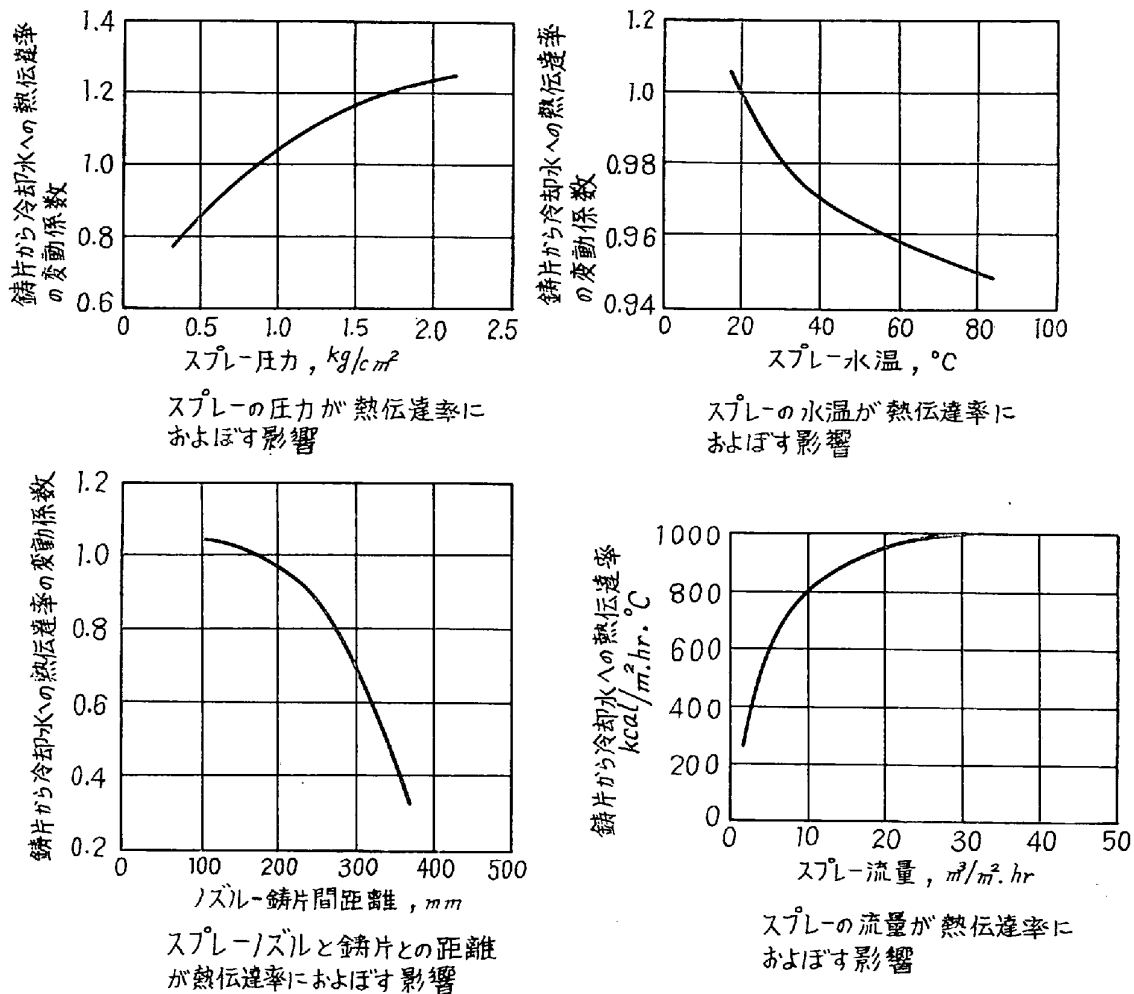


図 2.3.13 スプレー帯での冷却に及ぼす諸要因の影響
(A.D. AKIMENKO et al: Nauchau. Doklady Vyssh Skholy Matallurgia (1959) p. 123)

る。

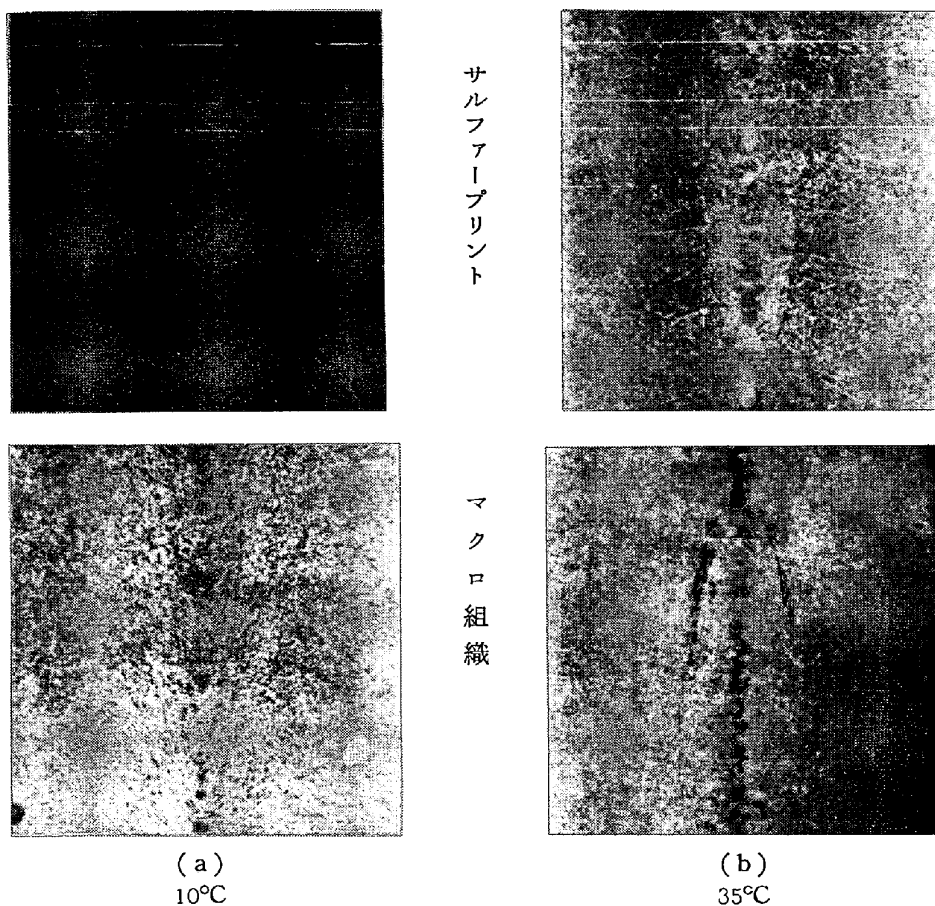
鋳型内で形成した凝固シェルはスプレー帯（2次冷却帯）で更に冷却され、凝固をつづける。スプレー帯における冷却も基本的には前述の式で表示できる。熱伝達率はスプレーの流量、流速、圧力、温度、スプレーノズル先端から鋳片表面までの距離、鋳片表面温度などの多数の要因の影響によって変動する。これらの要因の影響例を図 2.3.13 に示す。スプレー流量を増加すると熱伝達率は増加するが、ある値以上になると増加程度は小さくなる。凝固の促進からは、熱伝達率が大きくなるような条件を選定することが望ましいが、冷却が過度になると、または不均一になると、凝固収縮応力、変態応力などが大きな値となるため鋳片に変形や割れが発生する。スプレー帯では、噴出された冷却水が直接当たって冷却する部分とこの水が流れて間接的に冷却する部分とがあるため、冷却を強化すると、冷却の不均一程度は大きくなりやすい。スプレー帯での冷却条件は鋼種および断面形状別に経験的に定められている。冷却水量としては、0.5～2ℓ/kg-steel が一般的である。鋳片の温度勾配を適当に調節し、どの面も均一に冷却されるように、スプレー水の量や分布を調節している。鋳片の表面温度測定結果や鋳片の割れ状況の観察結果から、スプレーノズルの形

状や配置などを変更している。割れ感受性の高い鋼種では、極力徐冷を行なう必要があり、温水冷却や気水混合冷却などの着想もある。

スプレー帯は、均一冷却による凝固の促進のほかに、鋳片の変形を防止する機能を有している。鋳片変形としては、前述した冷却応力による変形と溶鋼静圧による変形（バルジング）とがある。バルジングは、凝固シェルが薄すぎる場合（凝固初期）と溶鋼静圧が大きすぎる場合（凝固末期）とに起こり、高速鋳造の場合に顕著である。

凝固の初期段階におけるバルジングの防止と均一冷却とを目的として、ロールとスプレーによるスプレー帯機構のほかに、クーリング・プレート、クーリング・グリッド、ウォーキング・バーなどのスプレー機構が開発されている。これらの機構は整備性に難点がある。整備性の簡略化を目的として考案された方法に、Rossi の Rocast がある。この方式は凹面の熱応力と狭面ロールの抑え力とにより、鋳片のバルジングを防止しようとしたものである。

凝固末期のバルジングは、彎曲型とすることにより溶鋼の静圧を低くすること、あるいは溶鉄の静圧に耐えるに十分な強度と剛性を有する鋳片の支持機構とすること



(a) 10°C (b) 35°C
タンディッシュ内溶鋼過熱度 (°C)
写真 2.3.1 80 mm φ 铸片縦断面のマクロ組織の代表例

により、解決がはかられている。しかし、後述するように、凝固末期のバルジングに対する効果的な防止対策は見出されていない。

(c) 凝固組織、凝固機構

連続铸造铸片の凝固組織も普通鋼塊のそれと大きく異なることなく、肌より内部に向つて、チル晶、柱状晶、等軸晶が生成する。凝固末期では、押湯効果が期待できないことやバルジングによる溶鋼の流動があることのため、連続铸造铸片特有の凝固欠陥が発生する。

铸片縦断面のマクロ組織およびサルフアープリントの典型的な例を写真 2.3.1 に示す。柱状晶が発達しやすい条件下で、中心部の凝固欠陥は発現する。等軸晶が生成するような場合には、凝固欠陥は分散される。

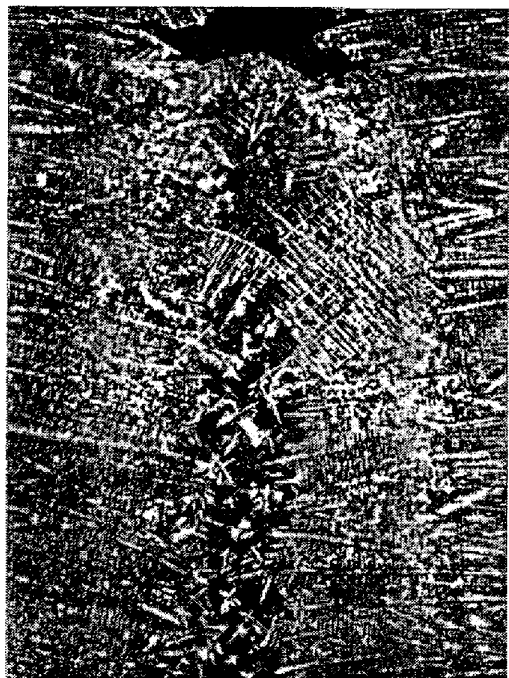
中心部の欠陥部のマクロ組織の拡大写真を欠陥の生成機構の解説図とともに写真 2.3.2 に示す。

濃厚偏析、収縮孔（センターポロシティ）などの凝固欠陥は、凝固末期におけるブリッジの生成と濃化溶鋼の流動とから、次のように説明されている。柱状晶の成長界面は平坦でなく、凝固末期では突出部がはやく凝固し、ブリッジが生成する。また、何らかの原因で生成した等軸晶が突出部にひつかかり、ブリッジが生成する。その後、ブリッジの下方に閉じ込められた溶鋼が凝固する。その際の凝固収縮により、ブリッジ下端に収縮孔が生成するし、また、デンドライト間の溶鋼が下方に吸引されるため、V 偏析が生成する。最終凝固部に相当する

収縮孔下端は濃厚偏析部となる。中心偏析の生成には凝固収縮に伴う濃化溶鋼の流動のほか、バルジングによる溶鋼の流動も関係している。凝固末期では、前述したように、バルジングが起こる。このため、凝固遷移層の濃化溶鋼が中心部に押し出され、濃厚偏析が生成する。バルジングによる偏析の発現は、スラブ铸片の場合には顕著である。

連続铸造铸片のマクロ組織の良否は、等軸晶の占める割合によって判断される。等軸晶の生成は、free crystal, デンドライトアームの remelting, showering の 3 つの機構によるとされている。連続铸造法では、過熱された溶鋼が常に供給されているので、Showering による等軸晶の生成は小さいと考えられている。マクロ組織におよぼす製造要因の影響としては、図 2.3.14 に示すように、注入温度の影響が強く認められている。溶鋼の過熱度が低いと、デンドライト核が生成しやすく、そのため等軸晶帯が広がるのであろう (free crystal)。冷却条件の影響としては、冷却を強化すると固液共存域がせまくなり、remelting による等軸晶の生成が起こりがたく、柱状晶帯が広がると予想される。しかし、実際の铸片では、冷却条件の変更によるマクロ組織の変化は、ほとんど認められない。連続铸造法では、remelting が起こりがたい冷却条件を採用しているためであろう。

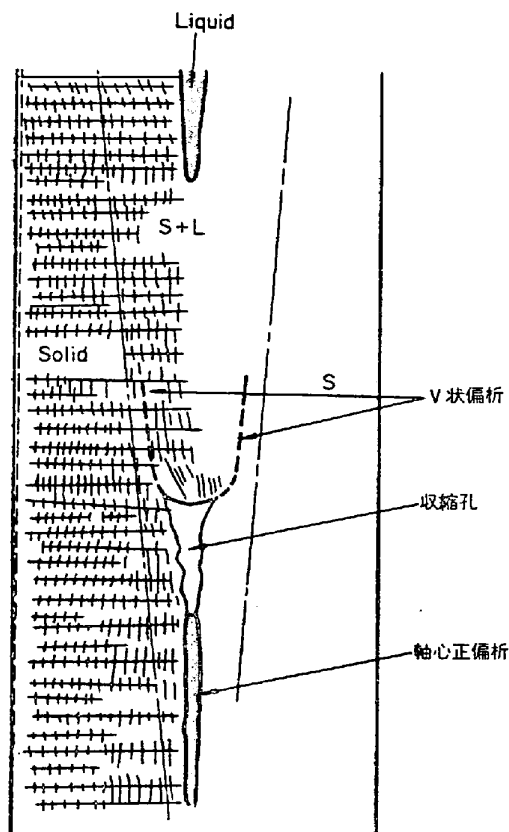
等軸晶の生成には溶鋼の温度を低くすることが有効であるが、溶鋼の温度は連続铸造の作業性やマクロ組織以



中心部のマクロ組織 (×1.5)

写真 2・3・2 中心部のマクロ組織

(鈴木：鉄と鋼 60 (1974) p. 779)



中心部の欠陥の生成機構の解説図

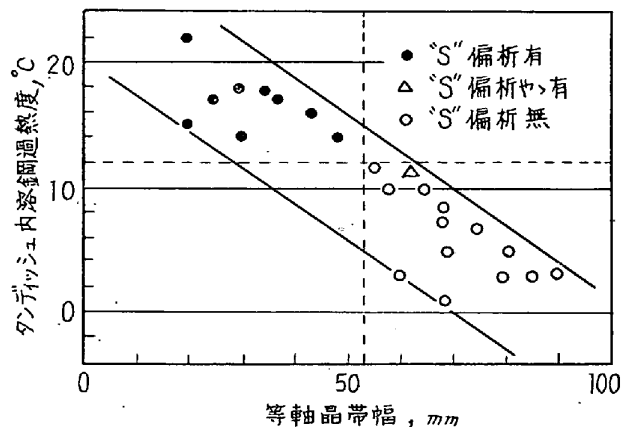


図 2・3・14 溶鋼温度と等軸晶帯幅との関係

(根本：第12回西山記念技術講座資料 (1971))

外の鑄片品質 (例, 介在物) に関係しているもので, 等軸晶の生成を促進する手段が実用化されつつある。REM や鉄粉の添加による核生成の促進や電磁攪拌や超音波振動によるデンドライトアームの remelting などが効果的な手段として報告されている。¹⁻⁶⁾ 前者の方法では, 特殊材を添加することによる溶鋼の汚染, 後者の方法では攪拌によるホワイバンド (負偏析) の発現に問題がある。何れの方法でも, 改善すべき点が残っている。

(2) 注 入

連続鑄造時の凝固条件のコントロールにより, 鑄片品

質の改善や生産性の向上をはかることは, 前述のことから明らかのように, 限界があるので, 注入条件をコントロールせざるを得ない。連続鑄造法の特徴である小断面形状への高速鑄込を円滑に行なうためにも, 注入条件をシビアにコントロールする必要がある。

(a) 引抜速度 (鑄込速度)

引抜速度を増加すると, 鑄片の割れや中心部の欠陥は発生しやすくなる。また介在物が浮上分離しがたくなり, 介在物性の欠陥も増加する。鑄片品質の確保という点からは, 引抜速度は低くする必要がある。一方, 連続鑄造機の生産能力は引抜速度の影響を強く受けるので, 生産性の点からは高速化が望まれる。冷却機構や鑄片支持機構の改善により割れやバルジングなどの欠陥の発生を防止し, また注入溶鋼の処理により介在物総量を軽減することにより, 高速化がはかられている。

現行のタンディッシュノズルとストローパーによる注入量の制御方式では, 引抜速度が大きくなると, 鑄型内での湯面レベルの変動が激しくなり, 注入作業がむずかしくなるという問題もある。

許容される引抜速度は, 製造鋼種, 断面形状, 連鑄機の機種などによつて異なるが, PETERSON らは種々の断面に対する引抜速度を整理し, 図 2・3・15 に示すように,

$$V \times d = f \quad (4)$$

V : 引抜速度 (m/min), d : 短辺長さ (mm) なる経験則をえている。 f 値は 100~500 であり, 年代とともに大きくなる傾向が認められる。

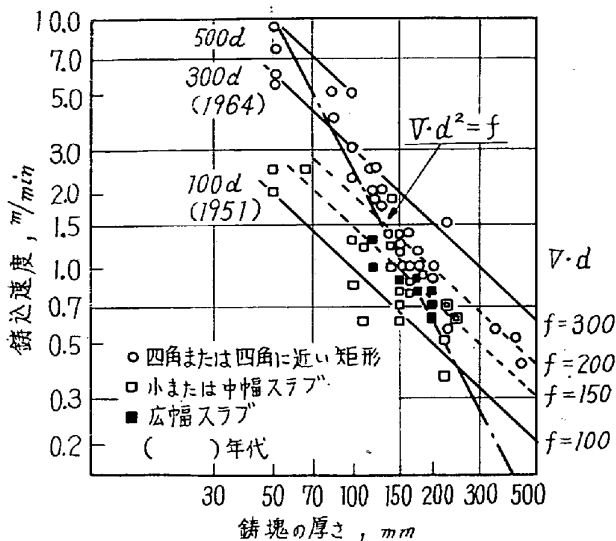


図 2.3.15 断面形状と引拔速度との関係
(U. PETERSON et al: Stahl u Eisen, 86 (1966) p. 333)

溶融帯深さ(マシン高さ) H は、引拔速度 V と完全凝固時間 T との積でもとめられるので、機種が定まっていれば、引拔速度と鋳片短辺の間には、

$$V \times d^2 = 4k^2 H \dots\dots\dots (5)$$

なる関係がある。最近の例は、図 2.3.15 に併記したようにこの関係を満足している。

引拔速度を更に大きくするには、鋳型内の湯面変動を小さくする注入量の制御方法やブレイクアウト、バルジングなどを軽減防止する冷却方法などの技術開発が必要である。

(b) 注入温度(鋳込温度)

鋳片の内部性状は注入溶鋼の過熱度の影響を受け、それが低いほど軸心部の欠陥の程度は軽減される(図 2.3.14)。内部性状の良好な鋳片をうるためには、注入温度を低くする必要がある。注入温度を低くする場合の問題点としては、

- ・ノズルつまりを起し注入作業を困難にする
- ・介在物の浮上分離性が悪くなり、鋳片内に残留する介在物が増加する

があげられる。後者は溶鋼処理による注入溶鋼の清浄化により、前者はノズル形状・材質の変更や成分コントロールにより、解決をはかっている。

連続鋳造時のノズルつまりにおよぼす要因の影響を解析した結果を示すと、図 2.3.16 のとおりである。ノズルつまりには、溶鋼温度のほかに、Al 添加量が関係している。Al を添加した溶鋼では Al_2O_3 系介在物がノズル内面に付着し、ノズル孔径が小さくなるのが現象的に認められている。注入可能温度は、鋼種やノズル孔形・材質によつて異なっているが、この温度を低くするため、Al 添加法やノズル材質・形状が試験されている。一般には、ノズル孔径を大きくし、ストッパー操作で注入量を調節する方法により逃がっている。

LECO 社では図 2.3.17 に示すようなガススリーブノズルを開発している。ジルコンノズル内にリング状に埋込まれた多孔質(60%)の耐火物に外からアルゴンガス

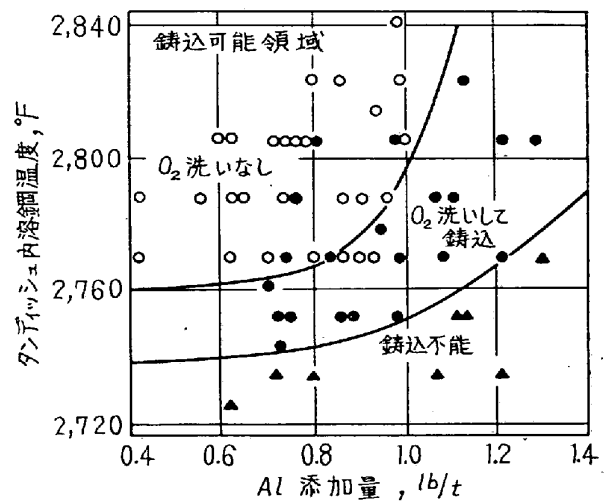


図 2.3.16 ノズルつまりに及ぼす要因の影響
(F. THOMAS et al: Steel Times (1966) p. 344)

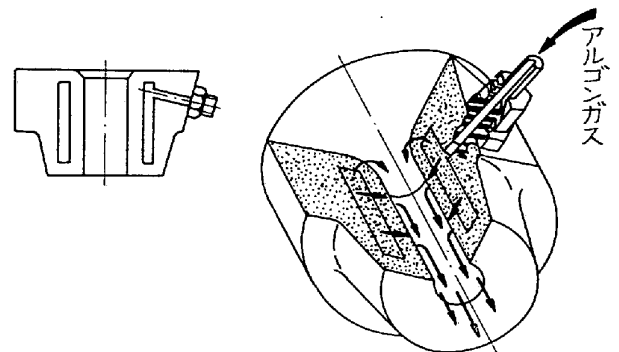


図 2.3.17 ガススリーブノズル

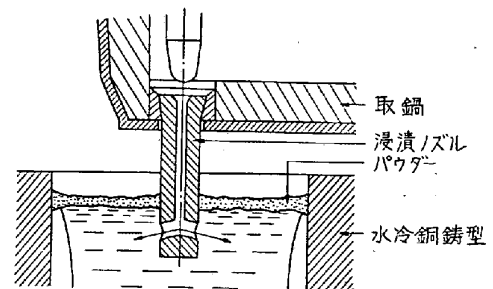


図 2.3.18 浸漬ノズルパウダーキャストイング

を送り込み(ノズル径 $1'' \sim 1\frac{1}{2}''$ で $0.35 \sim 0.70 \text{ kg/cm}^2$ のアルゴンガスを $2.4 \sim 11.8 \text{ l/min}$ で供給)ノズル内面と溶鋼との間にアルゴンガスの皮膜をつくり、それにより鋼の凝固や Al_2O_3 系介在物の付着を防止しようとしたものである。今後の発展が注目される。

そのほか、ノズル周辺に設置した誘導コイルによる加熱によりノズルつまりを防止することが試験的に行なわれている。

なお、溶鋼の処理については後述する。

(c) 浸漬ノズルパウダーキャストイング

鋳片の表面性状および内部性状を向上させ、安定して連続鋳造を行なうため、図 2.3.18 に示すような浸漬ノズルパウダーキャストイングがほとんどの工場で実施さ

れている。

浸漬ノズルは注入流の空気酸化や注入流によるスカムのまき込みを防止する効果がある。そのほか、鋳型内における湯動きをコントロールするという役割もある。注入流による鋳型内の溶鋼の動きを図 2-3-19 に示す。浸漬ノズルの周辺は注入流により激しく流動している。凝固前面で湯動きが停滞している部分があると凝固鋼に介在物が捕捉される。凝固前面を洗浄するような湯動きが望ましい。しかし、凝固面の一部に注入流が強くあたると、凝固シェル厚さが不均一となる。注入流が深く侵入すると、溶鋼内に懸濁している介在物が凝固鋼に捕捉される確率が大きくなる。また、注入流が浅すぎて湯面が強く攪乱されると、湯面上のパウダーがまき込まれることもある。

各工場では鋳型内溶鉄の湯動きにおよぼす注入流の影

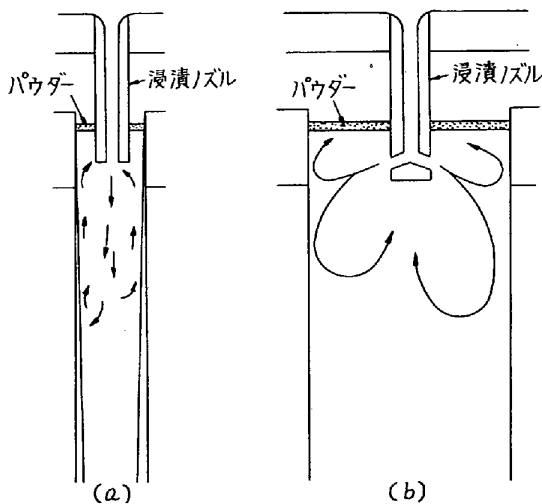


図 2-3-19 浸漬ノズル使用時の鋳型内湯動きの状況

響を水モデルにより調査し、吐出口の形状や注入流の吐出角度、浸漬深さなどを定めている。

ノズル材質としては、熔融石英、ジルコン、コランダム、ラバープレスしたアルミナ・グラファイトなどが実用化されている。浸漬ノズル溶鋼流に溶損されると、大型介在物の起源となるため、鋼種や操業条件に応じて、適正材質を選ぶ必要がある。

パウダーは低融点スラグにより湯面を完全に皮覆し、湯面の酸化や凝固を防止し、湯面に浮上してくる介在物を吸収溶解するとともに、鋳型壁と凝固壁とを一樣に濡らし、潤滑剤の役割をも果たす。

実際に使用されているパウダーの成分例を表 2-3-3 に示す。パウダーの種類は多いが、 SiO_2 、 CaO を主成分としている。融点調節と浮上した介在物の吸収溶解のため、塩基度が 0.65~1.1 程度になるように配合され、これに少量のフラックス成分 (CaF_2 、 NaF 、 Na_2O など) が添加されている。国産のパウダーでは、C 粒子の配合と粒度調整とにより、溶解速度を調整している。パウダーの溶解速度の調整により湯面では熔融スラグが接し、その上には粉末層が残存するようにし、保温作用をもたせてある。鋳型と鋳片との間への流れこみによる消費に対し徐々に熔融スラグを補給すること、すなわち、引抜速度に応じてパウダーの溶解速度を与えることが必要であり、その点からも溶解速度は調整される。

パウダーと鋳片の表面欠陥との関係についても、操業経験が報告⁷⁾⁸⁾されている。例えば、

- のろかみ、縦割れなどの表面欠陥は図 2-3-20 に示すように (パウダーの粘性/パウダーの溶解速度) と強い相関関係を示す。
- 縦割れはパウダー中は未溶解層が析出する結果であり、パウダーの均一溶解性が特性として重要である。
- オスシレーションマークの谷間に発生する横割れには、注入条件が変動しても鋳型・鋳片間への流れ込み量が

表 2-3-3 パウダー組成の例

[森：鉄と鋼 58 (1972) p. 1514]

メーカー	配合 (%)	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	Fe ₂ O ₃	CaF ₂	MgO	金属 Al	金属 Ca-Si	NaNO ₃	Free C	そ の 他
ソ 連		11.8	34.6	0.8		43.7						Na ₂ O+K ₂ O : 7.5
"		25.2	31.5	1.2		35.0						Na ₂ O+K ₂ O : 4.6
"					16	22		14	11	9		Silicate : 28
"					22	22		14	8	10		Na ₂ SiO ₃ : 26
"									35	5		Na ₂ SiO ₃ : 10, Sinter : 25
西 独		25.2	32.5	9.9							0.8	MnO : 1.2
"		20.0	31.7		0.8							K ₂ O+Na ₂ O : 3.4
"		32.8	29.7	5.5	5.0		1.8	4.0			5.5	T. Ca : 16, CO ₂ : 3.3
"			28.5	6.5	4.2	6.2	0.9	3.4			5.9	
国 産		33.2	38.0	7.7	3.0		1.2				5.5	Na ⁺ : 2.8 F ⁻ : 2.3
		33.5	37.4	7.3	2.9		1.1				5.2	Na ⁺ : 3.7 F ⁻ : 3.1
		34.0	33.9	4.3	2.0		0.9				5.5	Na ⁺ : 6.2 F ⁻ : 4.9
		35.9	35.4	4.5	2.1		0.9				2.0	Na ⁺ : 6.2 F ⁻ : 4.9

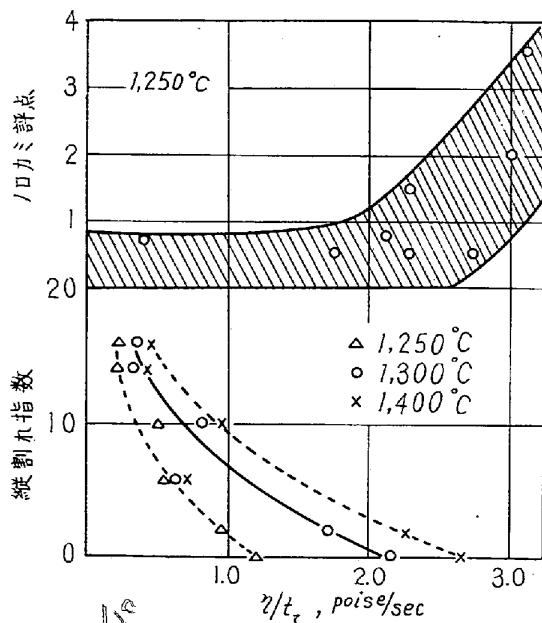


図 2-3-20 パウダーの特性と鑄片表面疵

(江見ほか：鉄と鋼 59 (1973) s. 95)

変化しないような特性を有するパウダーが望ましい。などがある。しかし、鑄片表面欠陥におよぼすパウダーの効果に関する統一理論は確立されてなく、試行錯誤によりパウダーの種類を選定しているのが現状である。

小断面 (100mm以下) では、浸漬ノズルのつまりで作業しがたくなることやパウダーの選択がむずかしいことのため、浸漬ノズルパウダーキャスティングは実施されていない。小断面では注入流のガスシール法や潤滑油の種類などを現場試験により検討している。

(d) 取鍋、タンディッシュでの溶鋼処理
ノズルつまりやブレイクアウトなどの事故をなくし、

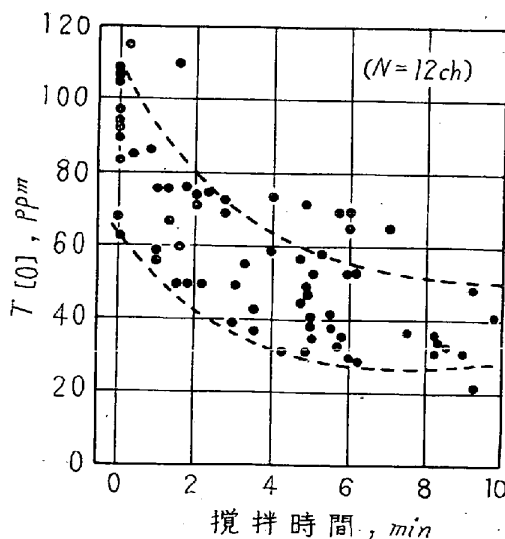
しかも品質的にもすぐれた鑄片を得るためには、溶鋼温度や成分を普通造塊法に比較して、狭い範囲に管理する必要がある。また、連続鑄造法では介在物の鑄型内での浮上分離の確率が小さくなるので、注入溶鋼の清浄化も要求される。これらの要求を満たすため、取鍋での溶鋼処理が実施されている。

溶鋼温度の均一化や溶鋼の清浄化に対しては、取鍋底部に設置したポーラスプラグを通じて吹きこまれる不活性ガスにより溶鋼を攪拌する方法が広く用いられている。溶鋼温度の均一化や溶鋼の清浄化におよぼす攪拌の効果の例を図 2-3-21 に示す。攪拌時における溶鋼の再酸化により、溶鋼中の $T \cdot [O]$ は定まるので、攪拌強さや雰囲気、溶鋼を皮覆するスラグの組成などの影響が検討され、再酸化の程度が最小になるように条件を選んでいる。合金添加装置をそなえつけ、合金元素や脱酸元素の微調整を同時に行なっている工場⁹⁾もある。攪拌方法としては、上述のほか、取鍋内溶鋼中に浸漬したランスにより攪拌する方法が実用化されている。

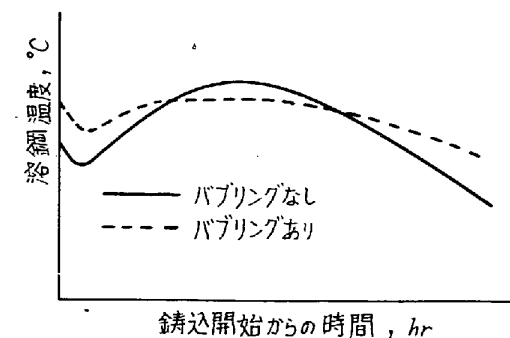
取鍋内で清浄化された溶鋼がタンディッシュ以降で汚染されると取鍋内溶鋼の清浄化の意義がなくなるので、汚染防止対策が必要となる。

まず、取鍋からタンディッシュへの注入流の空気酸化がある。溶鋼 $[C]$ が低いほど、空気酸化を受けやすいので、低炭素鋼ではタンディッシュへの注入流の空気酸化を防止することが重要である。この場合の空気酸化防止法としては、前述の浸漬ノズルのほかに、作業性とシール効果とを考慮した各種装置が考案されている。

タンディッシュ内では、取鍋からの注入流によるスラグのたたき込みやタンディッシュ内耐火物によつて、溶鋼は汚染される。長尺ノズルの使用、せきの設置、溶損しがたい耐火物の使用、タンディッシュ内湯面レベルの確保などにより、タンディッシュノズルに到達するまでの溶鋼流による介在物のまき込みを少なくするとともに介在物の浮上をはかっている。



a). ガス攪拌の $[O]$ におよぼす効果



b). 鑄込中のタンディッシュ内容鋼温度変化におよぼす取鍋内 Ar バブリングの影響模式図

図 2-3-21 取鍋でのガス攪拌の効果

(a) 根本ほか：鉄と鋼 58 (1972) p. 387, (b) 森ほか：鉄と鋼 58 (1972) p. 1, 151)

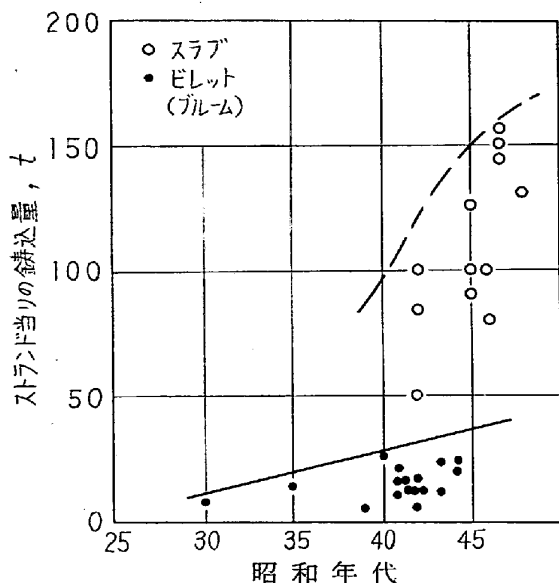


図 2-3-22 日本における CC 機の生産性の推移

タンディッシュは本来鋳型への注入を円滑に行なうための装置であつたが、最近では精錬炉と同じような機能が要求されている。そのため、タンディッシュ構造やタンディッシュ耐火物に関する試験が各工場で行なわれている。

(3) 生産性

連続鋳造機の能力はストランド当たりの鉄込量で判断される。ストランド当たりの鉄込量の推移をまとめると、図 2-3-22 のとおりである。鉄片断面形状の大型化、引抜速度の高速化、連続連続鋳造(以下連々鋳と称す)の実施などにより、ストランド当たりの鉄込量は数年間に急激に増大している。稼働率を高めるための諸方策は、後述するように、ほぼ完成されているし、また、断面形状の大型化は後工程との関係で制約があるため、今後は品質を確保しつつ高速化するための諸技術の開発に努力が払われるものと予想される。

(a) 連々鋳

連々鋳の主な効果としては、稼働率の向上、鉄片歩留の向上、作業用諸材費の低減などが挙げられる。

稼働率を操業時間に対する鉄込時間の割合で定義すれば、一例¹⁰⁾によると、5 ヒートの連々鋳で83%、20ヒートの連々鋳で95%以上となる。連々鋳しない場合の稼働率は50%である。

通常の連続鋳造では、頭部および底部を切捨てるが、同一鋼種を連々鋳すれば切捨てる必要がなくなり、歩留が向上する。

同一鋼種、同一断面形状のみを連々鋳することは、生産管理上制約があるため、異なつた断面形状、異なつた鋼種の連々鋳が必要となる。前者に対しては、幅可変モールドやシーケンスブロック(鉄片を引抜かないまま形状を変更するための2 ヒート間の継手材)の採用が試験または実用化されている。後者に対してはタンディッシュを迅速に交換するための諸設備が開発されている。これらの方式を採用すれば、溶鋼がタイミングよく供給される限り、無限に連々鋳できることになる。

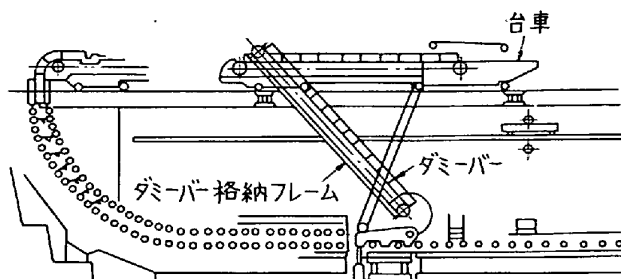


図 2-3-23 ダミーバーの上部挿入方式

鋳造準備時間の短縮法としては、連々鋳のほか、図 2-3-23 に示すようなダミーバーの上方挿入方式がある。この方式によれば、ダミーバーの挿入およびモールド内のセットを鉄片搬出と同時に進行することができるので、準備時間は従来の50%以内に短縮される。

(b) 断面形状の変更

スラブの厚さやブルーム・ビレットの断面を変更する場合には、鋳型のみならず、2 次冷却帯も変更する必要がある。前述の方式は採用できない。これに対して、あらかじめ整備したユニットを交換する方式や油圧シリンダー、電動スクリューを利用し、ワンタッチでロール間隔を調節できる方式などが開発されている。ビレットの形状変更には30分、スラブの厚さの変更には60分必要であるといわれている。

サイズ変更に時間を要するため、同一鋳型からインラインリダクションにより異なる断面形状の鉄片を得る方法が、サイズ(断面形状)変更の困難なブルーム鉄片では、はやくから実用化されている。U. S. Steel では、インラインで鉄片を加熱し圧下することにより、235mm × 1,400mm と 235mm × 1,900mm の2種類のスラブから、最小サイズ 150mm × 810mm のスラブまで種々のサイズのスラブを製造している¹¹⁾。

インラインリダクションは引抜きロールで行なう方法と引抜きロール後にリダクションロールを設置し行なう方法とがある。何れの方法でもリダクション設備は圧延機に類似の仕様となるため、現行の連続鋳造の引抜き速度では、オフラインでのリダクションに比し、設備費が割高となる欠点がある。

凝固完了直前にリダクションを加え、サイズ変更と同時に中心部の欠陥(センターポロシティ)を軽減するという着想がある(BSR 法)。未凝固の状態でリダクションを加えると内部割れが発生することや凝固完了直前でもリダクションにより濃化溶鋼が流動し中心偏析が発生することなどの品質上の問題が明らかになつたため、実施されていない。

(c) 計算機制御

操業の安定と高能率生産とのため、連続鋳造法における計算機システムの導入は避けられない。しかし、連続鋳造法における計算機の導入は、信頼性の高いものが要求されること、対象としている凝固現象には不明瞭な点が多いこと、および作業の一元化が困難であることなどのため、必要性の割りには遅れていたが、操業経験の蓄積によつて急速にすすめられてきた。

計算機制御の一例を 図 2-3-24 に示す。鋳型内容鋼レ

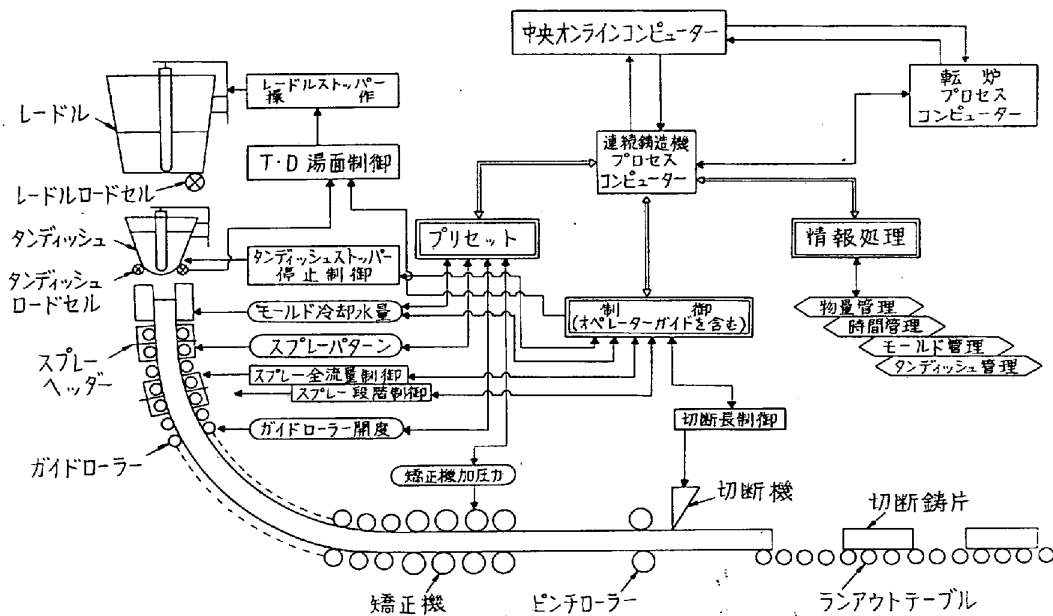


図 2.3.24 連続鋳造機計算機制御システム
(三原ほか：製鉄研究 279 (1973) p. 36)

ベル計による鋳造の自動化を中心に構成されている。大断面では、品質上の問題から引抜速度（または凝固完了点）を一定とし、鋳型内容鋼レベルによりタンディッシュからの溶鋼流量の制御を行なうのが一般的である。一方、小断面では鋳型内容鋼レベルによる引抜速度の制御が行なわれている。取鍋からタンディッシュへの溶鋼流入量については、タンディッシュ重量計と取鍋のオートポアとを組み合わせ、自動化がはかられている。

鋳造の自動化のほかに、プリセット、冷却水制御、鋳片切断制御などを計算機に行なわせ、物量管理や工程管理にも用いられている。

(4) 鋳片品質

連続鋳造法においては、分塊工程を省略しているの、中間工程での検査がむずかしくなるばかりでなく最終成品までの加工比が小さくなるため、鋳片の品質レベルとしては、従来の鋼塊に比較して高度のものが要求される。

一般には、操業条件を適正に選定し、鋳片に発生する欠陥の程度を軽減することにより、品質要求を満足する鋳片を得ている。

連続鋳造鋳片より圧延した鋼板、条鋼、線材、鋼管などの成品の諸特性値は従来の鋼塊材と同等あるいは部分的にすぐれていることが見出されている。鋼塊材では偏析のため部位により材質が異なるが、連続鋳造材では部位による材質の変化が小さいという特徴がある。

(a) 鋳片の欠陥と防止対策

連続鋳造鋳片で観察される主要な欠陥およびその軽減防止対策をまとめると、表 2.3.4 のとおりである。大半の欠陥は発生原因が明らかになっており、効果的な防止対策も見出されている。

割れやのろかみなどの表面欠陥は、溶鋼成分の微調整、溶鋼の清浄化、パウダーの適正選択、鋳片表面温度の管理による2次冷却の適正化、などの諸対策を実施す

ることにより、軽減されている。加工前の表面手入れを必要としない鋳片が、鋼種によつては、得られており、無手入れ圧延を実施している工場¹²⁾もある。一般には、部分的に手入れしたのち、加工工程に供給している。

表面欠陥は、操業法の改善により軽減できるし、また鋳片の表面手入れによつても除去できるので、連続鋳造鋳片の本質的な欠陥としては、内部割れ、中心偏析などの内部欠陥があげられる。このため、内質に対する要求の厳しい鋼種に連続鋳造法は適用されていない。

内部欠陥の程度は製造条件を適正に選ぶことによつて実用上問題のない程度まで軽減されるが、生産性のため引抜速度の高速化や断面形状の大型化をはかろうとすると、欠陥の程度は助長され、問題となる。

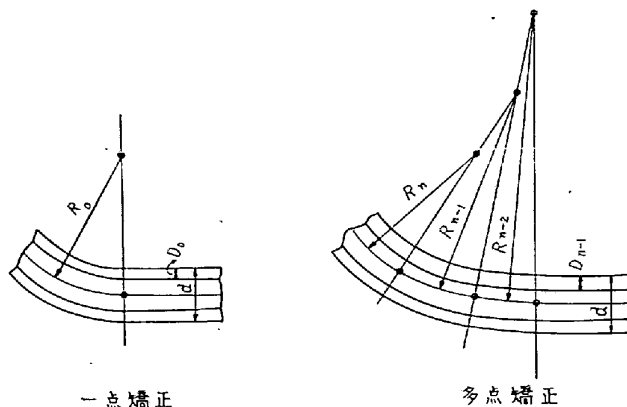
断面の大型化や引抜速度の高速化により溶鋼の静圧が大きくなると、それを支持するのに大型のロールが要求され、ロールピッチが広がるため、凝固末期のバルジング量は溶鋼静圧とロールピッチとの相乗効果により著しく大きくなる。その結果、中心偏析、内部割れが発生する。溶鋼の静圧を小さくすると（例えば彎曲型とし半径を小さくする）、湯面から引抜、または矯正ロールまでの長さが短くなっているの、引抜速度を確保するためには、未凝固状態での矯正が必要となり、しかも大きな矯正力を要するので、内部割れが発生する。図2.3.25に示すような多点曲げ矯正を行ない、凝固前面に加わる応力を小さくすれば、内部割れの程度は軽減される。曲げ矯正時に発生する内部歪の許容値は鋼種によつて異なるが、経験的には0.10～0.25%以下とされている。この値以下とすると大断面では曲げ半径が著しく大きくなるという問題が生ずる。

曲げ矯正時に発生する引張歪を小さくする方法として、U. S. Steelのコンプレッションキャストリングプロセスがある。この方法は図2.3.26に示すように鋳片の曲げ前後に騒動ロールを設置し、負荷のバランスの調整

表 2・3・4 連続铸造铸片の欠陥, 防止対策

铸片欠陥名	生成原因	防止対策
1. 縦割れ ○面部	1. 凝固収縮応力の集中 (潤滑不良やメニスカス部の急速凝固) 2. 熱応力の集中 (铸型抜熱の不均一) 3. 不均一凝固 (パウダーの過剰流入, 空隙の生成, 注入溶鋼による再溶解)	○パウダーの選択 (均一冷却, 潤滑) 均一溶解性, 変性しないパウダー ○铸型テーパーによる铸型抜熱の均一化 ○浸漬ノズルの形状の適正化 ○引抜速度の上限規制, および急変の管理 ○オスシレーションの波形乱れの管理
○コーナー部	1. 上に同じ 2. 铸片の菱形変形 (ビレット)	○上に同じ ○铸型コーナーRの適正化, コーナー部の冷却改善 ○ビレットの菱形変形防止 (後述)
2. 横割れ	1. オスシレーション谷部への応力集中 (冷却応力, 矯正力, 铸型との摩擦力) 2. 铸片の割れ感受性の増加 (AIN の粒界析出, 湯面レベルの変動による介在物のまき込み)	○ロール不整の管理, 多点矯正 ○注入条件の安定化 ○2次冷却水量の適正化 ○成分コントロール (Al, S,) ○消費量の少ないパウダーの選択
3. ひび割れ (あみ割れ)	1. 铸型Cuの付着, 粒界侵入によるCu脆性 2. 局部的な2次冷却応力の集中	○Crめつき铸型, 複合铸型, クーリングプレートなどの材質の選択 ○2次冷却帯での均一冷却 ○成分管理 (Al)
4. のろかみ (肌下介在物)	1. 浮上した高融点介在物の肌へのまきこみ (パウダー溶融相の変性, パウダー未溶解) 2. 湯面レベルの急変によるパウダー, 介在物のまき込み	○パウダーの選択 (アルミナの吸収溶解性良好, アルミナに対して変性の小さいパウダー) ○溶鋼の清浄化 (取鍋処理, シール注入, 高温注入) ○湯面レベル制御, ロウストロークオスシレーションの採用 ○浮上したスカムの除去, 脱酸生成物の流動性アップ
5. アルミナクラスター (表層部)	1. 上に同じ 2. 注入溶鋼によるメニスカス部の洗浄不良	○上に同じ ○浸漬ノズルの形状, 浸漬位置の適正化
6. 表面気泡	1. 溶鋼[O]と[C]とによる 2. 潤滑油と溶鋼との反応による 3. 未溶解パウダーのまきこみ	○脱酸管理 (铸型内脱酸) ○パウダーキャスティングの実施, パウダー選択 (溶解特性) ○溶鋼[H]の低減, パウダーの水分管理 ○高速注入
7. 内部割れ ○対角線割れ	1. 铸片の菱形変形 (ビレット) 2. バルジング	○菱形変形防止対策, ○バルジング対策 ○スラブの短辺テーパー ○铸型直下のスラブ短辺支持, 冷却強化
○周辺割れ	1. 2次冷却帯での過冷, 復熱による熱応力 2. バルジングやロールの圧下による凝固前面の引張り応力	○2次冷却強度の減少 ○芯出しやロール整備 ○引抜速度規正 ○低温铸造

铸件缺陷名	生成原因	防止対策
○中心割れ	1. 凝固末期のバルジングによる 2. 未凝固での矯正および圧下 3. 凝固収縮による引け割れ（星状） 4. 引拔ロールの強圧下による割れ	○バルジング対策（後述） ○多点矯正，コンプレッション鑄造 ○2次冷却強化によるバルジング防止 ○引拔速度規制，低温鑄造（等軸晶化） ○圧下力の上限規制
8. センターポロシティ	1. クレーター先端部でのブリッジの生成	○低温鑄造 ○等軸晶化（電磁攪拌，REMや鉄粉添加） ○（ブレーク ダウン） ○引拔速度の規制
9. 中心偏析	1. バルジングによる濃化溶鋼の流動 2. ブリッジの生成に伴う濃化溶鋼の移動	○等軸晶化（低温注入，電磁攪拌など） ○バルジング防止対策（後述） ○2次冷却の最適化，ロールアライメントの管理 ○引拔速度の急変防止
10. 巨大介在物	1. 浸漬ノズルの耐火物粒，パウダー，空気酸化生成物，ノズル O ₂ 洗い時の生成物 2. 湯面凝固層の落下 3. 注入流の浸入深度過大による浮上不良	○溶鋼の清浄化（取鍋での溶鋼処理） ○高温注入 ○浸漬ノズルパウダーキャスティングの実施 ○浸漬ノズルの材質，形状の選定 ○浸漬ノズルの浸漬深さ
11. 菱形変形（ピレット，ブルーム）	1. 鑄型内および鑄型直下の冷却の不均一（鑄型変形による）	○鑄型管理（使用回数，矯正） ○コルゲート鑄型，クラウン鑄型の使用 ○コーナーロールの使用，ロール間隔の縮小 ○鑄型下でのコーナー部の2次冷却の緩和 ○鑄型の摩耗性向上（材質選定）
12. バルジング	1. 溶鋼静圧大 2. ロールピッチ大 3. 铸件表面温度の高過ぎ	○引拔速度規制 ○分割ロール，セグメントロールによるロールピッチの減少 ○2次冷却の強化 ○マシンの剛性確保，ロールアライメントの管理 ○絞りこみ式のロール配置



一点曲げ矯正歪率 $\varepsilon_0 = (d/2 - D_0)/R$
 多点曲げ矯正歪率 $\varepsilon_n = (d/2 - D_n)/(1/R_{n-1} - 1/R_n)$
 $\varepsilon_0, \varepsilon_n$: 内部歪率
 d : 铸件厚
 D_0, D_n : 凝固シール厚
 R, R_{n-1}, R_n : 曲げ半径

図 2-3-25 铸件矯正時の内部歪

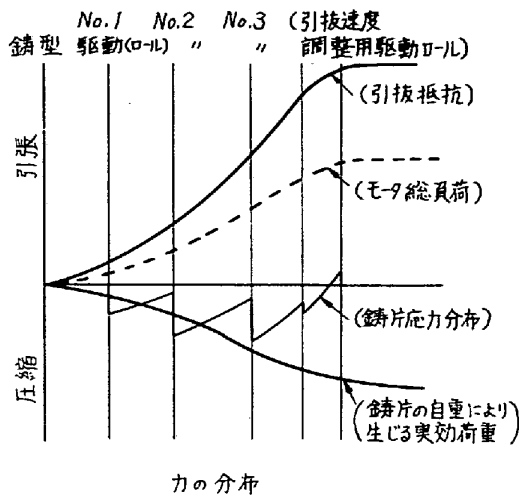
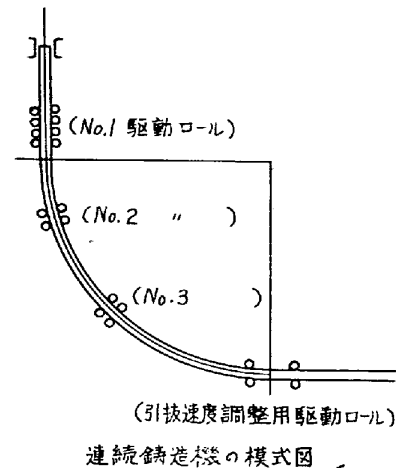


図 2-3-26 U.S. Steel のコンプレッションキャストイングプロセス
(U.S. Patent 3,752,210)



により、鋳片にコンプレッションを与えつつ、曲げ矯正を行ない、矯正時発生する引張歪をなくそうとしたものである。この方法ではバルジングが助長される懸念がある。

凝固組織を欠陥の発生に対して鈍感な等軸晶とすることによつて、内部欠陥を軽減する努力も払われている。凝固組織の変更では、欠陥を完全に消失させることはできないという問題がある。

内部欠陥の軽減防止対策としては、以上のように、種々な方法が考えられているが、連続鋳造機の生産性を確保しながら解決する効果的な方法は見出されていない。連続鋳造法の発展は引抜速度の高速化とその条件下での品質の確保によるところが大きいのので、内部欠陥の効果的な防止対策の確立は、今後の最大の課題の一つである。

(b) 介在物の挙動

連続鋳造法は図 2-3-15 に示したように引抜速度が大きいため、凝固時の介在物の浮上分離には不利である。介在物の浮上分離がストークス則に従うとすると、1m/min の引抜速度では 200 μ 以下の介在物は浮上分離できないことになり、大型介在物が鋳片内に残留する。

実際には、注入流による湯動きがあるため、介在物の挙動は若干異なってくる。

連続鋳造鋳片の介在物の挙動は、注入流による湯動きがある領域とほとんど静止している領域とに分けて考えられている(図 2-3-19 参照)。注入流による溶鋼の湯動きがある領域では介在物も溶鋼の流動とともに運動している。凝固初期はこの領域に相当するので、鋳片肌近くの介在物を減少するためには、溶鋼内に懸濁している介在物量を少なくすることと介在物が凝固鋼に捕捉されないようにすることが必要である。凝固前面の湯動きがない場合に介在物は捕捉されやすいので、凝固前面が注入流により洗浄されるように、浸漬ノズルの吐出口の形状を定める必要がある。

溶鋼の湯動きがない領域では、浮上速度が引抜速度より小さい介在物は浮上分離できず、鋳片内に残留する。鋳片内部の大型介在物を減少するためには、湯動きのあ

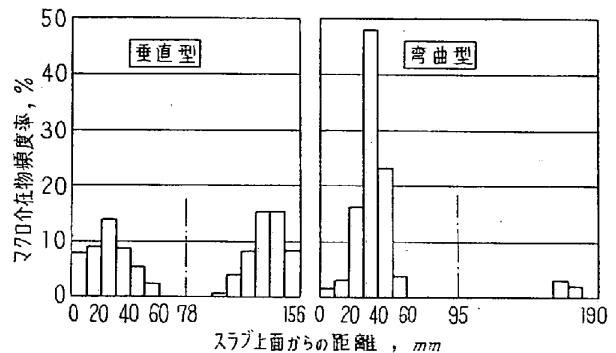


図 2-3-27 連続鋳造鋳片における介在物の分布
(牛島：第29回西山記念技術講座資料 (1974))

る領域で大型介在物を少なくすることが必要である。注入流による湯動きのコントロールとパウダーの選定とにより、介在物の浮上分離を促進している。

鋳片内の大型介在物の分布例を図 2-3-27 に示す。彎曲型の場合には彎曲の上面側に大型介在物が偏在するという特徴がある。注入流の侵入深さが深くなると、介在物は湯面に浮上分離できなくなるため、この傾向は助長される。彎曲型の場合には、注入流の侵入深さを短縮することも必要である。

(c) 鋳片の必要圧延比

連続鋳造鋳片では、最終成品までの加工比が従来の鋼塊の場合より小さくなるので、鋼塊法と同じ材質を得るためには、必要最小圧延比が問題となる。必要最小圧延比は、鋼種、鋳片の形状、加工方式などによつて異なるが、従来の研究結果をまとめると表 2-3-5 のとおりである。必要最小圧延比は 10 以下の値であるといえる。

スラブから鋼板を製造する場合は、ピレット圧延の場合より必要最小圧延比は小さく、40kg/mm² 級の厚板材では、3~5 で十分であることが明らかにされている。

(d) リムド鋼の連続鋳造

粗鋼生産量で大きな比量を占めるリムド鋼が連続鋳造法で製造できれば、生産工程の単純化や設備の有効利用などのメリットが期待されるため、リムド鋼の連続鋳造

表 2-3-5 鋳 片 の 必 要 圧 延 比

(牛島：鉄と鋼, 60 (1974) p. 852)

研 究 者	最小必要圧延比 (鋳片横断面積/成品横断面積)
W. B. PIERCE	4 で一次晶破壊
J. HOTMAIER	6~12, スラブ鋳片→板の場合は4~5
B. H. C. WATER et al	5.5 で一次晶破壊, 一端開口している収縮孔破壊 (高速鋼の場合炭化物の偏析残留)
P. THOMAS	4~5 で軸心の不均一部分は均一化
I. M. D. HALLIDAY	4~8 で柱状晶は破壊
G. FENTON et al	あるものは2でよいが規格の厳しいものは7
B. TARMAN	6 で組織の均一性が得られる
G. LITTLE WOOD	9 で機械的性質, その他の性状良好
G. GABANE	6 (炭素鋼低合金鋼), 8 (ステンレス鋼) 10 (工具鋼で内部稠密)
牛 島 ほか	6 以下では材質不安定, 10以上で十分 (Si-Mn パネ鋼, ピレット圧延)
長 谷 部 ほか	3~5 で靱性, 強度とも十分 (40kg/mm ² , 50kg/mm ² 級の厚板圧延の場合)

は古くから試験されている。しかし、連続鋳造法の特徴である小断面、長い凝固域、高速鋳込、急速凝固などが、リムド鋼の凝固の特徴である凝固界面からの気泡の離脱や介在物の浮上分離に不利に作用するので、工業的な製造条件をもとめることはむずかしく、ソ連を除くと、リムド鋼の連続鋳造を生産ベースで行なっている工場はない。

ソ連のノボリベック製鉄所におけるリムド鋼の鋳造条件および鋳片品質の特性値を表 2-3-6 に示す。同表はソ連におけるリムド鋼の連続鋳造の現況を示すものとして興味深い。C, Oなどの成分を狭い範囲に調整することと引抜速度を比較的低く抑えることとにより製造している。

リムド鋼の製造においては、成品表面疵の原因とならないよう気泡の分布をコントロールすること、すなわち、厚く健全なソリッドスキンを得ることが重要である。鋳片のソリッドスキン厚さは、連続鋳造法の場合でも鋼塊法と同じ要因が関係していることが明らかにされており¹³⁾、表 2-3-6 のように厚いソリッドスキンは得られているので、ソリッドスキン厚さを確保することは比較的容易であろう。したがって、微小気泡などの残留しない健全なソリッドスキンを得ることが重要である。しかし、健全性におよぼす製造要因の影響は全く定量化されていない。

溶鋼中〔O〕の高いリムド鋼では凝固時多量の介在物が生成する。連続鋳造法では、凝固時生成する介在物はほとんど鋳片に残留するので、介在物の軽減対策を新しく見出すことも必要である。

以上のように、リムド鋼の連続鋳造法においては、解決すべき課題が多いので、最近の傾向として、リムド鋼塊材と同等もしくはそれ以上の機質を有し、しかも連続鋳造法に適している擬リムド鋼の開発、実用化に努力が払われている。U. S. Steel のリバンド鋼は実用化されている例であるし、開発中のものとしては、真空脱炭・脱酸により溶鋼のガス発生圧を気泡が発生しない程度まで低くすることを特徴とした極低炭素鋼や低炭素 Al キルド鋼がある。これらの鋼種では、脱酸のコントロールが重要である。

表 2-3-6 ノボリベック製鉄所のリムド鋼鋳片の特性値と製造要因

(森：鉄と鋼, 60(1974) p. 804)

		平均値	標準偏差
特性値	ソリッドスキン厚さ (mm)	20	8
	管状気泡末端の偏析評点	2.1	0.9
	全偏析評点	2.5	0.9
要因	タンディッシュ内〔C〕 (%)	0.08	0.01
	タンディッシュ内〔Mn〕 (%)	0.37	0.06
	タンディッシュ内〔S〕 (%)	0.024	0.004
	タンディッシュ内〔P〕 (%)	0.015	0.003
	タンディッシュ内〔O〕 (%)	0.027	0.008
	タンディッシュ内温度 (°C)	1,537	16
	引抜速度 (m/min)	0.69	0.06
	タンディッシュ内〔S〕+〔P〕 (%)	0.039	0.006
	タンディッシュ内〔Mn〕〔S〕 比	16	3.8
	タンディッシュ内〔C〕・〔O〕 積	0.0022	0.0006

文 献

- 1) R. ALBERNY : Rev. Met., 70 (1973) p. 71
- 2) W. POPMEIER et al : J. Met., (1966) p. 1109
- 3) 西脇 ほか：鉄と鋼, 59 (1973) p. 374
- 4) O. V. ABRAMNOV et al.: Izv Akad. Met., (1973) p. 55
- 5) M. A. Yur'ev et al : Stal, (1968) 5, p. 394
- 6) 浅野 ほか：鉄と鋼, 55 (1973) S. 384
- 7) 江見 ほか：鉄と鋼, 59 (1973) S. 95
- 8) D. SPRINGORUM : Steel Times, (1969) p. 727
- 9) B. BORTRAM : Rev. Met., 70 (1973) p. 2
- 10) 根本 ほか：鉄と鋼, 57 (1971) p. 184
- 11) J. F. B. WOOD : Iron Steel Eng Dec., (1971) p. 47
- 12) 阪本 ほか：鉄と鋼, 60 (1974) S. 39
- 13) 森 : 鉄と鋼, 60 (1974) p. 804