

技術資料

UDC 621.746.27.047

連続鑄造の操業の進歩*

根本 秀太郎**

Development of Continuous Casting Operation

Hidetaro NEMOTO

1. ま え が き

最近における粗鋼生産の伸びには大型化、連続化、自動化が寄与し、LD転炉法につぐ将来性のある製鋼技術として連続鑄造法（以下、連鑄と略称）は大きく発展しつつある。

1960年代の初期には世界中で稼動している連鑄機は30基にも満たず、しかも大部分は容量 10~20 t 取鍋から単一ストランドで小断面の鑄片を注ぐパイロット設備にすぎなかつた。現在では稼働中の工業生産用の連鑄機は当時の 10 倍になり取鍋容量が 300 t に達するものもある。

近代化の比較的おくれた造塊部門で、その非能率、分塊による歩留り低下、高熱悪環境の従来作業を改善する方法として連鑄は注目され、材質的にも鋼塊に比して偏析少なく、また広幅ストリップミルで大型スラブを使用するようになり、たとえば 40 t 以上のスラブに必要とされる超大型インゴットのかつての設備、品質などの問題は連鑄により解決される。ピレットについても最近数年では品質面から大型断面の生産に向かう傾向にある。

かかる大型化のほか量産設備として活発な伸展を示した背景にはマルチストランド化、稼働率の向上、鑄造速度の上昇などが適用鋼種の拡大、安定操業のための個有技術の開発とともに図られてきた。

そのためには製品品質との関連で操業条件にも精度の高い管理、システム全体としての調和が必要で、従来の鋼塊法に比べて技術レベルの向上が必要となる。

連鑄のプロセスにはまだ、調査、開発すべき点が多くある。考えられる多数のサイズ、断面形状、鋼種に応じて鑄造速度や冷却方式の理想的なパラメータをみつけたためにも基礎的な理論計算の結果と、実際応用上の経験の間の比較調査を重ね、経済的にも品質面からも可能な操業方法が開発されていくのであり、連鑄プロセスの全般について言えることである。

機種について大別すると垂直型マシンでは鑄片を曲げ

たり矯正したりしないので鑄造作業を適切に行なえば比較的均質な鑄片が得られるが、設備高さが大となり鑄片断面、とくに鑄造速度に対する制約を大きく受ける。湾曲型マシンでの溶鋼静圧を小にして2次冷却帯をより経済的に長くした設計は、このプロセスの革新的な大きな変化で連鑄が量産設備として伸びる上に貢献している。湾曲型の場合には鑄片上面側に介在物が集積しやすいが改善された鑄造作業により軽減でき、各鋼種、鑄造半径、鑄片厚さに対し凝固前面に沿う伸びの許容値を保証する鑄造速度を採用することにより矯正時の内部割れを解決できる¹⁾。

連鑄の定安操業のためには、注入温度範囲内への調節のために製鋼炉におけるより完全な終点制御、連鑄マシンのロスタイムを減少させるための出鋼サイクルの調整など製鋼炉との関連も重要であり、その他、起重機、鑄片搬出などとの有機的関連も十分に配慮する必要がある。取鍋関係のトラブル、タンディッシュ耐火物に起因する鑄造事故を減少させることも連鑄の生産性を発揮させる上に必要なことである。

2. 溶 鋼 処 理

精錬脱酸状況が不良で取鍋内溶鋼がきたないと鑄片のろかみも多くなり単に鑄片の手入れ工数がふえ歩留りが低下するのみならず、ろかみ直下の凝固がおくれ鑄込み中のブレイクアウトを惹起する。

100 t LDで溶製した薄鋼板用鋼種の吹錬終了時のC-O関係を図1に示すが実測では温度と平衡するC-O曲線よりはるかに高いO%となっており、アルミ添加前の出鋼時のO%があまり高いとアルミの歩留りが低下し脱酸生成物が多くなる。そのためフェロアルミ(AI 8.5%)により炉内脱酸を行なうと図2に示すように予備脱酸により200~500 ppm低下する²⁾。吹止[C]の低下に伴い介在物量に影響をもたらすので精錬末期の終

* 昭和48年11月21日受付（依頼技術資料）

** 日本鋼管(株) 工博
(株)吾孀製鋼所建設本部に出向中

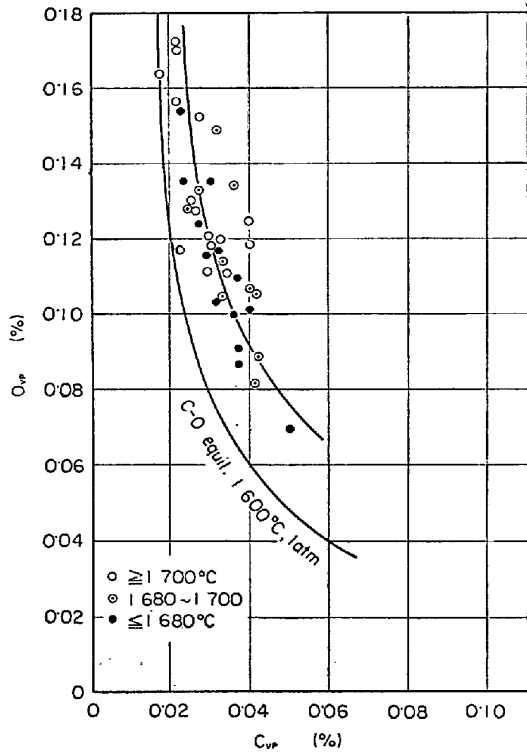


図1 終点における C-O 関係²⁾

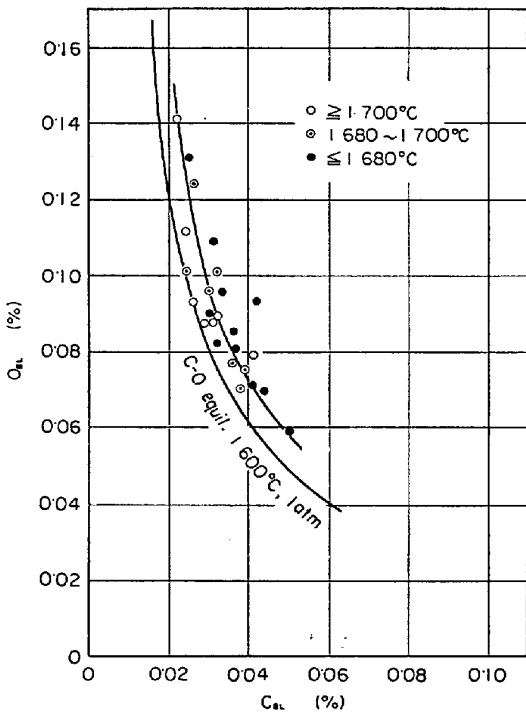


図2 Fe-Al 添加後の C-O 関係²⁾

点適中率の向上維持は重要である。

2.1 脱酸

小断面ピレットの連続の場合には脱酸不足による気泡発生を防ぐ一方向ディッシュノズルつまりをさけるた

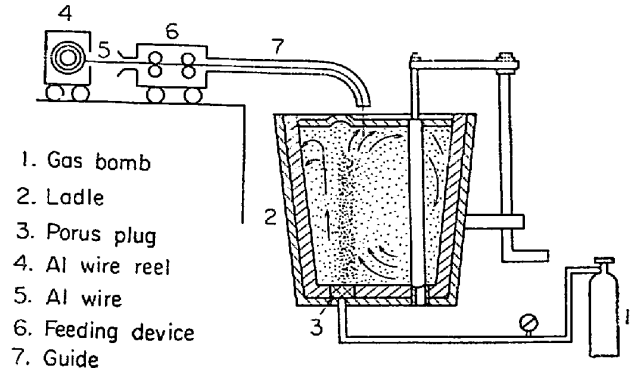


図3 Al の新添加法

め、シリコンキルドでオープンノズルを用い鑄型内へのアルミ線添加が通常行なわれる。脱酸酸化のため Fe-Si のかわりに Ca-Si で取鍋脱酸する機会が多い³⁾。

220 mm 角ブルームの場合でも Fe-Si の一部とアルミのかわりに Ca-Si で脱酸すると鑄型内スカムの Al₂O₃/SiO₂ 比が低下しスカムの熔融温度が低下し、のろかみがいちじるしく減少する³⁾。

取鍋への不活性ガス吹き込み、長時間にわたる鑄造による鋼中 sol. Al の酸化減少が従来の取鍋へのアルミ添加法における sol. Al のバラツキに加算されるので、アルミキルド鋼あるいは材質上 sol. Al を脱酸に必要な最小限界に調整する鋼種では sol. Al の適中がむずかしくなる。従来の方式では出鋼時におけるスラグの混入、大気の巻きこみ、出鋼所要時間の変動などにより添加アルミ歩留りが変動しやすい。出鋼後スラグで取鍋内溶鋼がカバーされた状態で不活性ガスを吹き込み溶鋼を攪拌しながらアルミ線材を高速で添加する方式(図3)では⁶⁾目標値に対し狭い範囲で sol. Al% を適中させることができる(図4)。

いま Al 歩留りを(1)式で計算することができる。

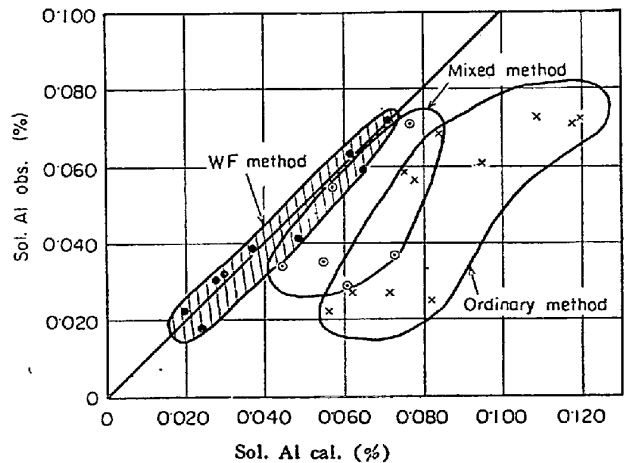


図4 各種 Al 添加法別歩留り計算・実測の比較²⁾

$$\text{sol. Al}(\%) = \text{Al}_{\text{addition}}(\%)$$

$$- \{54/48[\text{O}]_{\text{before Al}} + \alpha \cdot T + \beta\} \dots\dots\dots (1)$$

(1)式において $[\text{O}]_{\text{before}}$ はアルミ添加前の O% で C%から読んだ数値、 α, β は実験から得た常数で α は不活性ガス吹き込み時間Tでの単位時間あたりの sol. Al ロス、 β はガス吹き込み後から鋳造に至るまでの sol. Al ロスを示す。sol. Al ロスは溶鋼中の sol. Al が空気酸化により損失するものと、取鍋およびタンディッシュ内の Si 系耐火物やスラグを還元するに要する sol. Al 損失量からなっている²⁾。

アルミ添加の新方式は上記のほか住金で開発されたアルミ弾投射機では窒素圧縮ガスにより砲弾型のアルミ弾に適当な初速を与えて取鍋溶鋼中へ強制的に投入する方法でアルミ歩留りの向上 (C<0.20% Si-Al キルド鋼で 26.4%→35.2%, Si キルド鋼で 8.2%→12.7%) ならびにバラツキの減少が得られた⁷⁾。

2.2 他元素の影響

サルファイドの shape control による製品横方向のシェルフエネルギーを向上させるため稀土類元素 REM (Ce, La, Nd, Pr, Sn ほか) の misch metal あるいは RE silicide の溶鋼添加が考えられているが、垣生ら⁸⁾によると、厚板連続スラブ (200×1500~1600 mm) で REM 添加の場合には鋳片断面の中心偏析部は Sのみ消失し他の元素は不変であり通常鋼塊に添加の場合の逆V偏析部と同じ挙動を示した。これは稀土類元素により鋼中溶解 S量が極度に小さくなりデンドライト樹間濃度が小さくなる結果と考えられる。

浅野ら⁹⁾の場合には REM 添加により鋳片内の自由晶

量を増加させ間接的に [C] の偏析率を低下させるとし、全酸素分析結果から判断すると全介在物量は減少している。

堀籠ら¹⁰⁾は Te の添加影響について溶鋼からアルミナクラスターを排出する顕著な効果があり微量の Te で十分であり、Te によるアルミナクラスターの排出はかなり速く、Se および S も類似の効果をも有するが Te の効果が最も著しいとしている。

連続鋳造における不純元素の影響については種々調査されているが、P. DESFOFOSEZ¹¹⁾ は P, S, As の含有量が高くなるとスラブ縦ワレの発生率が高くなることを述べている(図5)。

2.3 取鍋内バブリング

鋼中の介在物をできるだけ少なくし、鋳造中のタンディッシュノズルつまりを生じないためには取鍋内の溶鋼温度は均一で所定の温度範囲内にあることが望まれる。鋼管京浜の 100 t 鍋の場合²⁾ を例にとると不活性ガスの圧力 7 kg/cm² 以下で 1 Nm³/min 以下の流量でも平均 2°C/min の温度降下を生じ鋳造温度の最終調整の役も果たす。

ガス吹き込みの要領はスラグ、保温剤で覆われた溶鋼が裸面とならぬ程度に行なうことが必要で、あまり激しい攪拌を与えると sol. Al の酸化損失が大きく空気酸化による介在物が増加することになる。

ガス吹き込み時の清浄化作用の効果は図6に示すように介在物の減少過程を全酸素の変化としてみると明らかで、3~5 min のガス吹き込みによつて著しい清浄化が起こる。

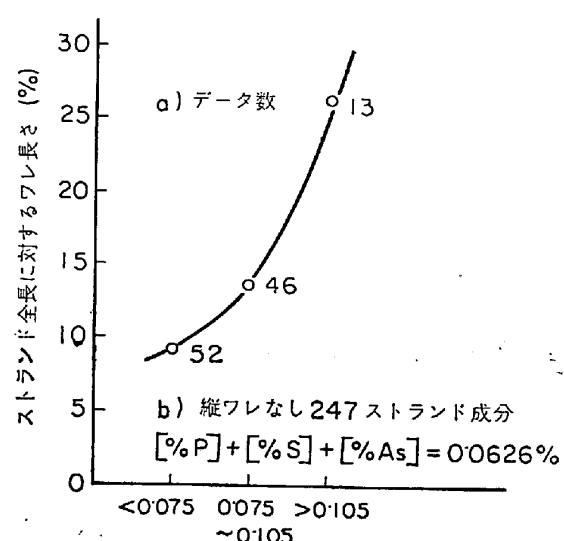
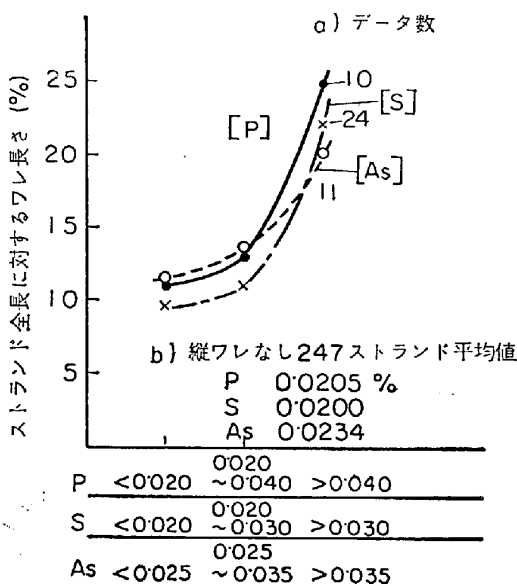


図 5a 連続スラブ縦ワレに及ぼす P, S, As の影響 図 5b 連続スラブ縦ワレに及ぼす全 P, S, As の影響¹¹⁾

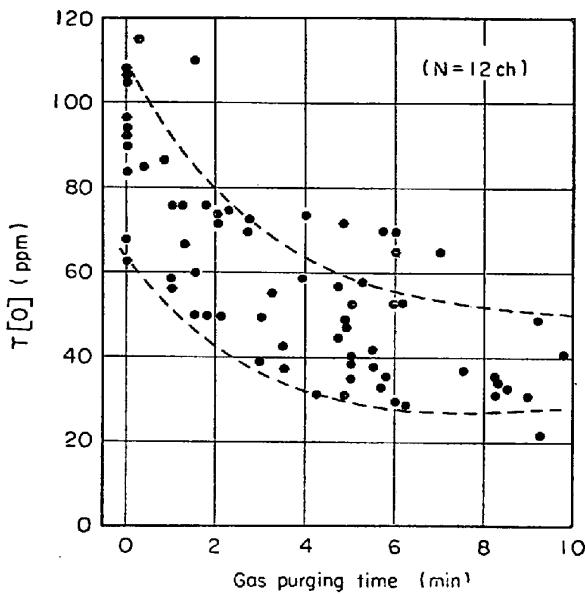


図 6 取鍋にガス吹込中の酸素量変化²⁾

新日鉄¹³⁾では極低炭素アルミキルド鋼につき Ar バブリング中の鍋内スラグによる再酸化はスラグ中の FeO が低いほど溶鋼中全酸素は低くなり、スラグ中の FeO を 1~2% にすれば 10 min 程度の Ar バブリング後の全酸素は 40ppm 以下に低下し数 10 μ 以上の大きさの介在物は皆無となる。またシリコンアルミキルド鋼でも 10 min ほどの処理で全酸素量は約 30ppm により超音波探傷不良がなくなることが期待されている。

取鍋底のポーラス煉瓦からでなく取鍋中への浸漬ランスから Ar 吹き込みも行なわれ August Thyssen, Ruhrort 工場など¹⁴⁾¹⁵⁾では溶鋼攪拌し温度の均一化と合金剤添加による成分調整を行なっている。

3. タンディッシュおよびノズル

3.1 タンディッシュ

タンディッシュで取鍋からの溶鋼流の安定化、温度の均一化、脱酸生成物の浮上軽減をはかるが、簡単な構造で修理場、予熱場、鋳込み位置の間で移動するのに容易で操作も簡単となるよう設計を行なう。鋳造終了後タンディッシュ内の残鋼、残滓の迅速排出、酸素による洗滌などによりタンディッシュ耐火物の寿命を向上させることができ、部分スタンプ、内張り煉瓦材質の検討も必要である。新日鉄君津のスラブの場合¹⁶⁾の例を表 1 に示す。

新日鉄八幡¹⁷⁾では 113 mm ϕ の硬鋼線材の多連鋳 (19 ch) に耐溶損を目的にタンディッシュ耐火物の湯当り部煉瓦に電鍍アルミナ質、ノズルに低気孔率シリコニア質を用いた。

RUTES ら¹⁸⁾はタンディッシュ内の溶鋼深さが 300~

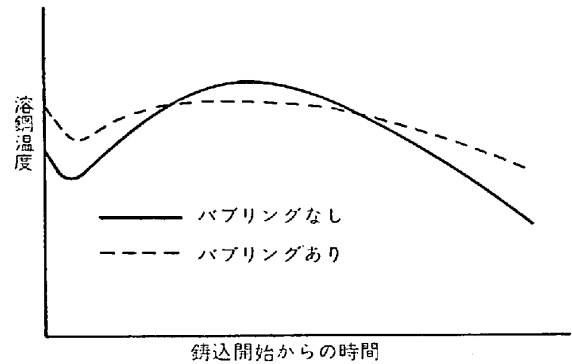


図 7 鋳込中のタンディッシュ内溶鋼温度変化におよぼす取鍋内 Ar バブリングの影響模式図²⁰⁾

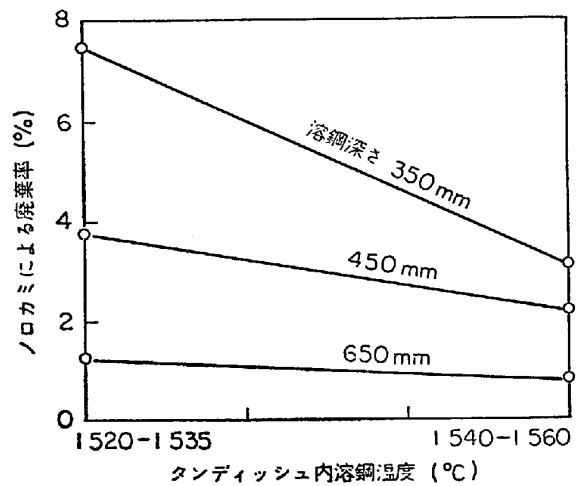


図 8 のろかみにおよぼすタンディッシュ内溶鋼深さと鋳込温度の影響¹⁸⁾

表 1 タンディッシュ耐火物例

品名	旧材質	新材質	備考
ストッパーヘッド	特殊ジルコン	ジルコン + 溶融石英	ヘッド先端の欠落ち
ストッパーセット用モルタル	中アルミナ	高アルミナ	スリーブレンガの接着強度増
ノズルカラー	純ジルコン	ジルコン + 溶融石英	鋳造末期の止り不良対策
浸漬ノズル	溶融石英	アルミナ黒鉛質	溶損対策

400 mm から 500~700 mm になると図 8 のようにのろかみがいちじるしく減少することを示している。またタンディッシュ内の溶鋼滞留時間が短く介在物浮上に不利なためか、あるいは注入流の乱れにより空気酸化量が増加するためにピレットのマルチストランドの場合には、森ら¹⁹⁾によると取鍋からの注入流に近い No 3 ストラン

ドのほうが注入流に遠い No. 1 スtrandよりも巨大介在物が多い。

タンディッシュノズルは操業上の重要な要素で鋳型内へ溶鋼をスムーズに正確な鋳込みをするためには、ノズル溶損が少なくあるいはノズルつまりの起きないことが必要である。小断面の鋳片の場合にはオープンノズルが用いられノズル内径はタンディッシュ中の溶鋼静圧と鋳造鋼種の相対的な流動性により慎重に検討される。一定寸法で自然流出をさせるノズルはなめらかでしまった溶鋼流を保証するが、ノズルサイズの大きな場合には鋳型中の溶鋼の乱流を激化させやすく生成中の薄い凝固殻を再溶解し鋳片縦割れ、ブレイクアウトの原因ともなる。

森ら²⁰⁾によるとオープンノズルによる鋳込みの場合、鋳片断面が 80 mm 角ピレット、160 mm 角、210×350 mm ブルームと大きくなるにつれ湯面の温度が低下してスカムの流動性が悪くなりこののろかみが増加する。

品質とくに非金属介在物の防止につき KENNEY²¹⁾ はシリコン脱酸 0.50% 炭素鋼の鋳込みにおいてタンディッシュの注入流を酸化から完全に保護すべきことを強調し IRWIN ら²²⁾ も種々の脱酸方法の変更よりタンディッシュ注入流の酸化防止がもつとも効果的な防止法であることを述べている。オープンノズル使用の鋳片中に認められる大型介在物は鋳型内スカムの落下溶鋼流によるたたき込み、あるいは鋳型内溶鋼の攪拌による捲き込みなどにより溶鋼中に入り²³⁾、松永ら²⁴⁾ は生成する介在物は鋼成分との平衡組成とは無関係な酸化物も多く存在し、空気酸化生成物は互いの衝突ないしはスカムからの再突入により大量化する傾向があり、空気酸化により生成する大型シリケートを防止するには鋳込中の雰囲気酸素濃度を約 0.8% 以下にコントロールする必要を認めた。

タンディッシュ注入流を燃焼ガスや不活性ガスで保護する場合、新日鉄八幡²⁵⁾ では各種タイプについてテストし表 2 に図示するようなスリット型で安定した均一なガス流が得られ、注入流、鋳型内溶鋼面の観察もできた。また品質上および環境衛生上から注入流近傍の残留酸素は 5% 以下、N₂ 流量は 1 Nm³/min を一応の目安としている。

オープンノズルの場合の溶鋼酸化、ノズルつまり、滓捲き込みを防止するため、SAFE (仏) で始められた浸漬式ノズルがスラブをはじめとする大断面鋳片の場合にはほとんど用いられるようになり、鋳型パウダーとの併用により鋳片の介在物、表面欠陥の軽減に役立つている。

The Steel Co. of Canada Ltd. の Hamilton 工場²⁶⁾ ではシリコンキルド鋼の 4 in. φ ピレットでタンディッシュ流のアルゴン被覆は酸化を防止して好ましい清浄

表 2 タンディッシュよりの注入流エアシールガス流速分布 (平面図)²⁵⁾

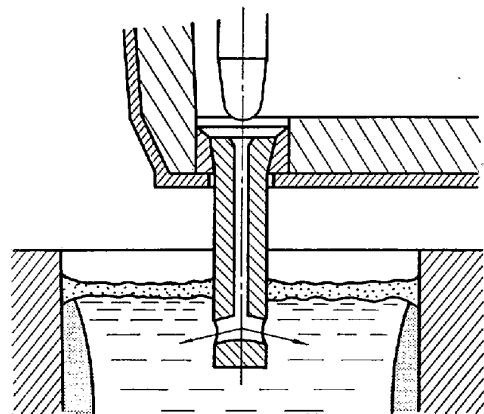
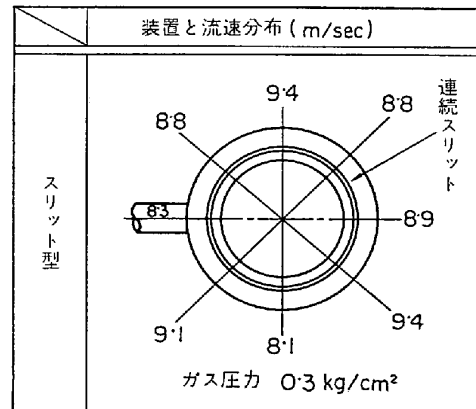


図 9 浸漬ノズル鋳型パウダーによる鋳込み

度とするが 6 スtrandマシンには操業的に適さず、浸漬ノズルがタンディッシュと鋳型間の優れた保護をなし操業的にも適合する方式であり、ピレットのマクロ介在物はかなり減少した。

ノズル材質は熔融石英、ジルコン、コランダム質などが一般に用いられるが溶鋼、耐火物界面への易溶性あるいは難溶性化合物の生成による侵食またはノズルつまりを生ずるので鋼質、操業条件に適した材質を選ぶ。比較的 [Mn] の高い鋼種ではラバープレスしたアルミナグラファイト系の浸漬ノズルが使われるようになった。

写真 1 に熔融石英質の浸漬ノズルについてあらかじめ X線検査を行ない不良品使用による事故を未然に防止でき、同時に良品についてもラミネーションやブローホールなどの程度による格付けを行ない鋳造鋼種で使い分けを行なえる例を示す²⁷⁾。

浸漬ノズルパウダー鋳込みの効果については多く論ぜられている^{28)~30)}が、タンディッシュ鋳型間の酸化防止のみでなく取鍋タンディッシュ間の溶鋼流の空気酸化についても対策がとられている。

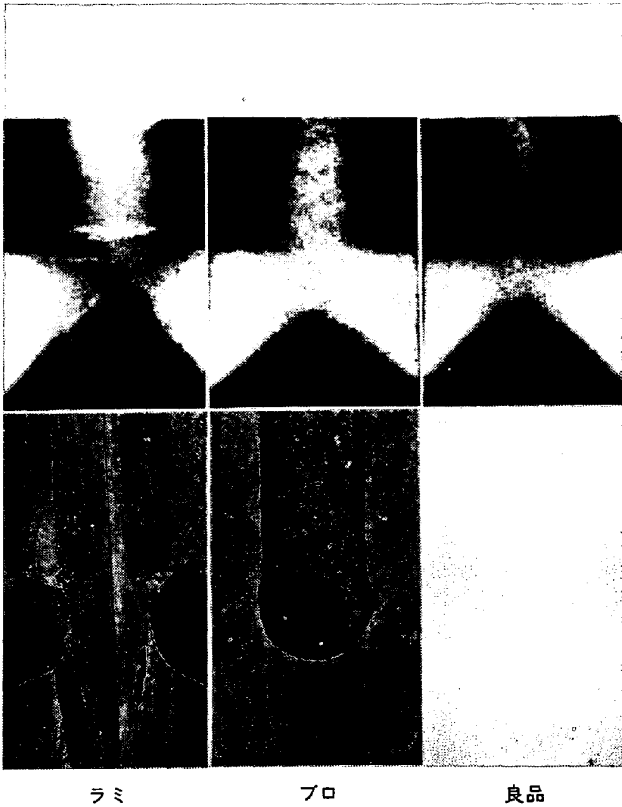


写真 1 良品および不良品ロングノズルの X線写真と縦断面状況の対比²⁷⁾

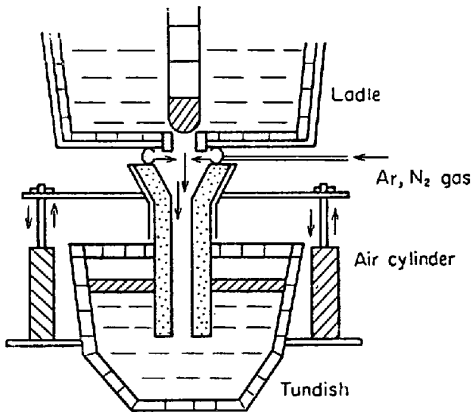


図 10 取鍋タンディッシュ間エアシール装置²⁾

著者ら²⁾は図 10 に模式的に示すようにエアシリンダーにより耐火物製の注入管を上下させ同時に取鍋の底部にとりつけたリング状パイプから不活性ガスを吹付け低炭素アルミキルド鋼を溶製した。その結果は図 11 に示すように sol. Al につき注入流サンプルとタンディッシュ吸上げサンプルの間の比較をすると、空気酸化防止前には 1 ヒートの casting 中に約 0.013% の sol. Al が減少しているが本装置を用いることにより 0.007% に減少している。全酸素量については図 12 に示すように空気酸化防止をしない場合は 5ppm 増加しているが本装置の場

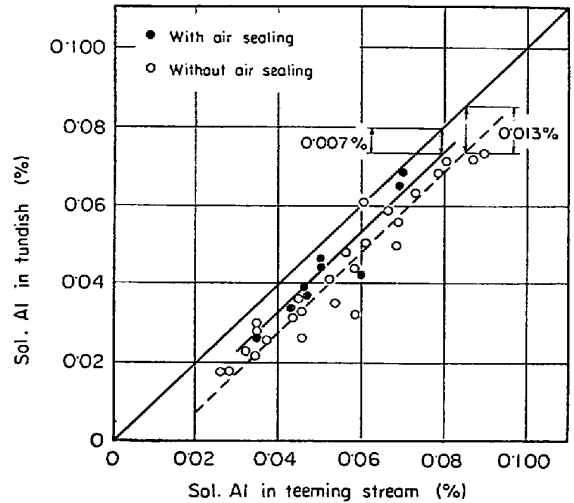


図 11 ルアシール有無によるタンディッシュへの注入流の sol. Al の変化²⁾

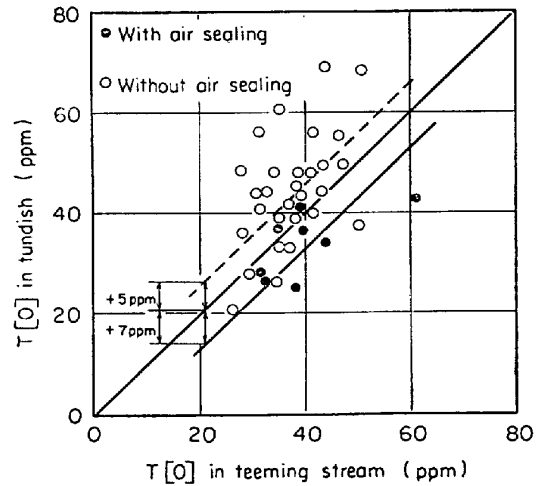


図 12 エアシール有無によるタンディッシュへの注入流の T[O] の変化²⁾

合は 7 ppm 減少しその差は 12ppm で本装置の効果が著しいことがわかる。

取鍋・タンディッシュ間の酸化防止については、川鉄水島³⁰⁾ではスラブ断面欠陥、非金属介在物の解決に効果があり、新日鉄八幡²⁹⁾では外挿式タンディッシュノズルのアルゴンシールとこの取鍋・タンディッシュ間のアルゴンシールを適用し、ブリキ用低炭素アルミキルド鋼の鑄片におけるアルミナクラスターがほとんどなくなる。

3.2 ノズル形状

浸漬ノズルの形状、寸法は鑄型内での溶鋼流の状態を左右し、鑄片の表面性状と凝固内質にも大きく影響する。鑄型近くでの溶鋼の流動状況を観察するため透明プラスチックに水を流し相似則として Froude 数を相似させ、出口ノズル角度によるパウダーの分布、湯流れの状況、停滞域などの変化から実際操業における指針を得る

ことができる¹²⁾。

3.3 タンディッシュノズルつまり

アルミキルド鋼の連続鋳造においては1次脱酸生成物または空気酸化によつて生じたアルミナクラスターによつてタンディッシュノズルの閉塞を起こしやすく鋳造が困難になりがちであり、ノズル閉塞は鋳造条件からみると、図13に示すように鋳造温度とsol. Alに支配される²⁾。

ノズル閉塞についてはこれまでも多くの報告^{31)~33)}がありノズル形状、材質を変更するなどの試験が行なわれ

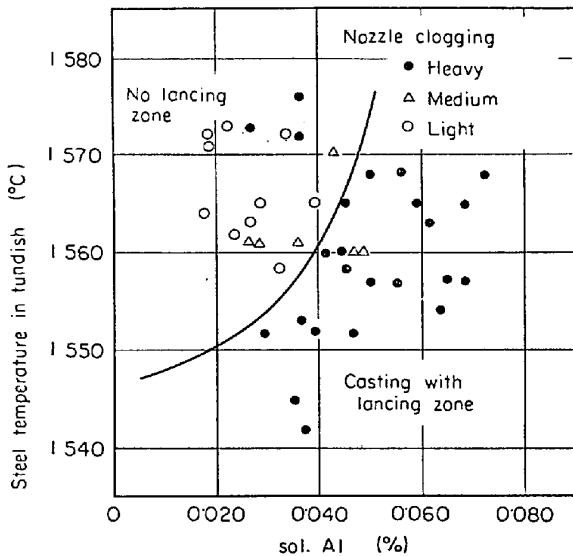


図13 鋳造に及ぼす sol. Al 温度の影響²⁾

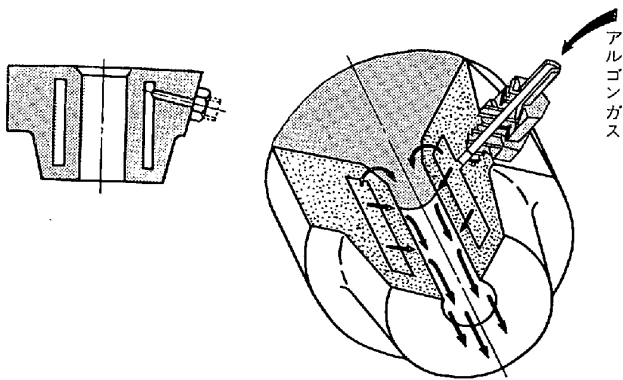


図14 Gas sleeve nozzle の断面状況

てきた。最近、LECO社では Gas-sleeve nozzleを開発し、図14のように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を送りこみ(ノズル孔径 1/2"~1 1/2" でアルゴン供給 0.35~0.70 kg/cm² で 2.4~11.8 l/min) ノズル内面と溶鋼との間にアルゴンガスの薄膜を形成させ凝固や析出の防止をはかり、アルミキルド鋼を1ヒートを通じ順調に注入することができるという。

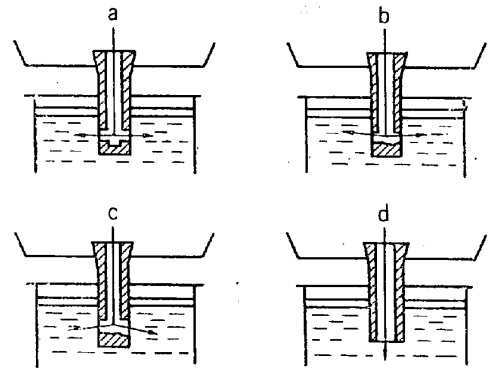


図15 種々の浸漬ノズル形状

4. 鋳型パウダー

鋳型潤滑油は小断面ピレット鋳造の際に現在でも使用されているが、ここ数年の間に大断面のものにはパウダーが浸漬ノズルとともに使用されるようになってきた。鋳型潤滑油の場合には油の分解によつて生ずる水素が鑄片ピンホールの原因と考えられる³⁴⁾ので、油中の水分は低く管理すべきである³⁵⁾あるいは油量やパラフィン添加物を入れると効果がある³⁶⁾、鋳型潤滑油からの鑄片結晶粒界への炭化現象の点からも油量は最小限にすべきで1 ml/in. 周囲の長さ / min 程度でも 0.04 in. に達し³⁷⁾、高速度鋼ピレットでは 100 mm φ ピレットの表面から 0.15~3.0 mm の深さまで浸炭しており³⁸⁾浸炭を防ぐ上からもパウダーの方が好ましい。

A. D. KLIPPOV ら⁴⁰⁾によれば鋳型に 100本の熱電対を差し込み鋳型中の温度勾配を測定した結果、パウダー使用の場合は潤滑油の場合に比し、鋳型上部における伝熱量が 15~20% 少なく鋳型下部では逆に伝熱量が 20~25% 大きく鑄片の凝固層は鋳型上部で 2.5~5 mm 厚く鋳型出口では逆に 5~7 mm 厚く、パウダーの方が凝固にとつて好ましい状態になっている。

また扁平ブルームのコーナー部縦割れに対し、パウダーキャストの場合にはコーナー部の凝固おくれの大部分が解消され発生率が低下する⁴¹⁾。

鋳型内湯面に添加したパウダーは低融点の溶融スラグを形成し湯面を完全に被覆し、湯面からの輻射熱発散、酸化を防止し浮上集積する脱酸生成物や耐火物粒子を溶解し、鋳型内壁と凝固シェルの間隙を一樣にぬらし潤滑材としての役割を果たす。溶融スラグ層の上に安定な粉末層が存在し溶融スラグのぬらしによる消費に対し徐々に溶融スラグを補給すること、すなわち鋳込速度に対応した溶融速度を与えることが必要である。一般に連続用パウダーは湯面に浮上する酸化物の溶解能を高めるため CaO/SiO₂=0.65~1.1 の中性に近いスラグ組成を採用

し表面張力の上昇をおさえるようフラックス成分を選ぶ必要がある。

川鉄水島⁴²⁾によると (1) 粘度 (η) が低いと溶融物の局所流れが起こり凝固シユルの発達がおくれてこの部分に引張応力が集中し割れになる。(2) 溶融速度 (t_f) が小さいほどパウダーの流出量が増加し過剰流出を起こすため縦割れを誘発する。一方逆に流出量を増すことは浮上する Al_2O_3 吸収溶解能を高めてのかるみの減少防止に効果を示す。(3) 縦割れ、のろかみの各欠陥は η/t_f 値とよい相関を示しこれらの欠陥防止には適切な η/t_f の管理が必要である。パウダーにフライアッシュが配合される場合にはフライアッシュの粒度および化学成分 (酸化鉄および難溶融物の過多) のバラツキ、骨材としてのカーボン粒度のバラツキがパウダーにより発生する鑄片の割れの主原因⁴³⁾であるのでフライアッシュ配合率を低くする場合もある。

鑄片表面には鑄型振動により生じたオッシレーションマークが存在するが極度に深いものには横割れを伴う場合があり著しいものは横割れから派生した縦割れを生じるので、鑄込速度などの操業条件が変動してもパウダーが鑄型壁と鑄片の間への流れ込み量に変化しないような特性を備えたパウダーの適用が必要となる⁴⁴⁾。

J. LECLERC⁴⁵⁾によると冷延用鋼種の場合には湯面被覆材中の Al_2O_3 は注入中に富化し、その速度は被覆材により異なるが、飽和値は 17~18% 程度であり周期的な被覆材の取替えが有効であり、少なくとも 0.85 kg/t 必要で、 $CaO/SiO_2=0.96$ 溶融温度 1000~1050°C、原パウダー Al_2O_3 7.5% のものでスラブ手入れ工程のトラブルを解消し熱冷延コイルで安んじた表面品質を得ている。

連鑄の注入初期においてダミーバーに連結している鑄片ボトムには鑄型下端からの 2 次冷却で凝固収縮の際の応力により往々にして縦割れが発生するが、鑄造初期に 2 次冷却強度を調節するとともに比較的低温融点のフロント用パウダーを使用することによりボトム割れを大幅に低減することができる⁴⁶⁾。

SPRINGORUM⁴⁷⁾はパウダーの均一溶解性試験として直径 25 mm にプレス成型したあと 1200°C で 4 min 加熱後のサンプルの外観均一性からパウダーの厚板用スラブへの適否を判定している。

5. 鑄型および振動

鑄型にはブロック式のもの組立式のものがあるが、溶鋼の熱を迅速、均一に型内壁および裏側の冷却水に伝達させるため、熱伝導率がよく入手容易な銅または銅合

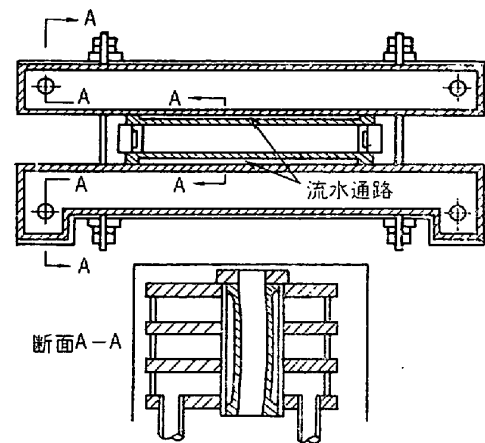


図 16 Atlas のスラブ用湾曲鑄型
127×813 mm ($r=9.14$ m)

金が普通用いられる。

角ビレットの鑄片断面が小さいほど菱形変形率が増加し変形がいちじるしくなると鈍角コーナーおよびその近くに面縦割れが発生するが、その凹み部の凝固厚さは鋭角コーナーのそれに比べて薄いことが認められ鑄型内の不均一冷却に起因することが推測され、湾曲型連鑄機において 200×220 mm ブルームの鑄型下端の摩耗変形による鑄型内径と湯面レベル面のそれとの差が 1.2 mm をこすとコーナー部割れが多発するので鑄型内面の研削、矯正、更新などによる精度の保持が必要となる⁴⁸⁾。

トピー工業⁴⁹⁾では連鑄ブルームのコーナー部縦割れはすでに鑄型内で鑄片コーナーに内部割れが発生しており、鑄片コーナー部が鑄型壁から離脱したとき内部応力に耐えられるシユル厚みが形成されていないため冷却管入り (10R) 鑄型を使用したところコーナー部のチル晶域が厚くなりコーナー縦割れ減少に大きく寄与した。

日新呉⁵⁰⁾によると鑄型の上広テーパ角の変更試験の結果、テーパ角度を大にすると狭面のふくれはなくなりコーナー部縦割れが減少しテーパ角度が過大になると鑄片と鑄型間の摩擦力が大きくなり横割れが増加し、両者が最も少なくなるテーパ角度が存在する。

スラブの鑄型幅の変更を迅速に行なうための例を図17に示す⁵¹⁾。自由側長辺銅板の短辺銅板への締付け解放は油圧ジャッキによるワンタッチ方式であり、幅変更に応じて所定のテーパ度を常に保持できるようになっている。スラブ幅 750~950 mm の狭いスラブを高効率にかつ安全に生産しうる。Twin mold casting は Mannesmann 社で始められたが、鋼管福山でも⁵²⁾広幅鑄型を中仕切銅板で仕切りタンディッシュには 2 本/ストランドの浸漬ノズルを取付け、ダミーバーは専用のヘッドを用い短辺側銅板直下にはサイドローラーが取付けられてい

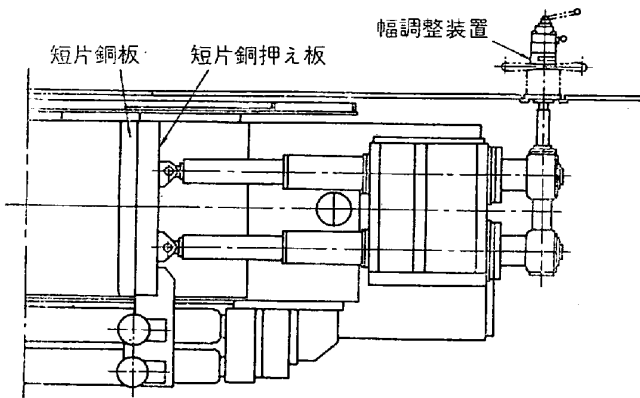


図 17 モールド幅変更装置⁵¹⁾

るが中仕切銅板直下にはない。

スラブ用鋳型は板状組立式がほとんどであり、湾曲型銅板の内面でも鋼管京浜では当初からハンドグラインダーによる手入れで1700~1800ヒートの寿命を確保している¹²⁾。

鋳片表面に現われることのあるひび割れあるいは亀甲割れの原因は、鋳型内面の寸法、形状精度、鋳型とローラエプロンとの芯出し精度、鋳型振動とストランド引抜きとの調和などがくずれ鋳片凝固シェルが型内銅面を機械的に削り取り、この銅が鋳片面の結晶粒界に侵入し表層部の熱間強度を弱めるためと考えられている⁷⁴⁾。

鋳型材質では一般に脱酸銅が用いられるが最近、1回研削当たりの鋳造回数をはるかに多く耐えられる析出硬化型の高耐力鋼合金が開発されている⁵³⁾。

また型内面を保護し鋳片表面性状を向上させるため銅面にあらかじめモリブテン、クロムなどを溶着あるいは鍍金することも必要に応じて行なわれているが、上部を銅、下部を鋼製の内面とする鋳型も作られている⁷³⁾。

鋳型からストランドを引抜く際、鋳型内面へのスティッキングを防止する鋳型の往復運動 (Oscillation) 各方式を図 18 に示すが Mannesmann 系ではサインカーブのサイクルを用い下降ストロークの一部で圧縮力が働らく方式で、このサインカーブ方式が機構的にも簡単で問題のないところから最近ではこのサイクルが一般化している。この方式の往復運動におけるネガティブストリップのかかる時間を求めると次式で表わされ振幅、振動数との関係の一例を図 19 に示す⁹³⁾。 $l = a \sin 2\pi nt$ l : 変位 mm, a : 1/2 振幅 mm, n : 振動数 (cycle/sec), t : 時間 sec

$$\text{鋳型最大下降速度 } (dl/dt)_{\max} = 2\pi an$$

ネガティブストリップのかかる時間比率 γ は

$$\gamma = 1/\pi (\cos^{-1} v/2\pi an) \quad v: \text{鋳片下降速度 (mm/sec)}$$

同一のネガティブストリップでも振幅を小に振動数を

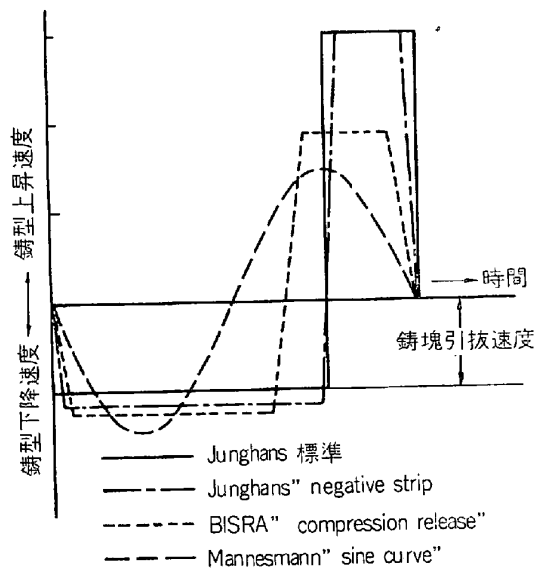


図 18 鋳型運動サイクル

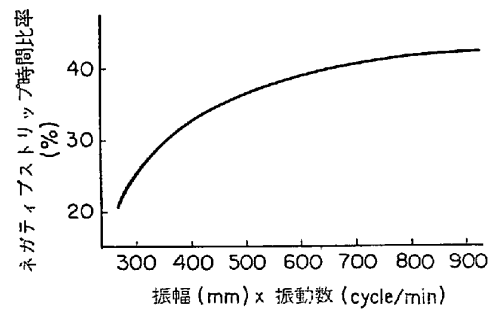


図 19 振幅×振動数とネガティブストリップのかかる時間比率の関係⁹³⁾

大にする方が一般的には鋳片肌によい影響を与える。

また日新呉⁵⁴⁾によれば湯面上の被覆材が凝固シェルに巻き込まれオッシレーションマークの谷に残存することが多いが鋳型振動と関係があり、鋳型振動ストローク ≤ 浴融スラグ層厚みの場合の方が逆の場合よりオッシレーションマークに起因する疵の発生がはるかに少ない。

6. 2次冷却

溶鋼がタンディッシュから鋳型に入り凝固しはじめ薄いシェルを形成し溶鋼のプールを包んで結晶が生成する。形成されたシェルは2次冷却帯でもひきつづき急冷され同時に鋳片は収縮するが内部の液相は静圧として加わり、凝固した表面層の収縮を防ぐ力となる。この発生する応力は大きいから弱い部分を破断させる。鋳型内で長手方向の割れやのろかみにより局部的にシェルの薄い部分を生じるときは内部の溶融体がそれを破つて流出しブレイクアウトとなる。

2次冷却帯は重要な部分であり高レベルの応力が発生

し冷却のほとんどがここで行なわれる。2次冷却帯における温度勾配を適当に調節し続け、どの面も均一に冷却されるようスプレー水の量と分布を調節することが必要で、冷却応力が不均一な場合または冷却応力が過剰な場合には非常に大きな値に達し、鑄片のそり、曲り、ねじれの原因となり、縦割れや横割れも発生しやすくなる。

鑄型からの距離が大きくなるにつれ溶鋼の静圧は増大し2次冷却帯のサポートロール間における鑄片のバルジンはロールピッチの4乗に比例して増大する。したがって設備のロールピッチを小さくすることが鑄片内部欠陥を防止するために必要である。またサポートロールは溶鋼静圧による荷重に耐える十分な剛性と強度をもたせるべきである。

ガイドロールの湾曲部はスラブ連鑄では溶鋼静圧による凝固殻のバルジンを防止する役割を果たす。ビレットおよびブルームの場合にはバルジンの危険はより少なくストランドを案内する構造は比較的簡単である。

鑄型出口の凝固殻は2次冷却帯への移行により成長し鑄片中心から表面への熱移動はしだいに小さくなるので、これに応じてスプレー水量も引き下げられる⁵⁵⁾(図20)。

2次冷却の諸パラメータは各鋼種別に決めるべきで、液相→固相線、融解潜熱、熱拡散速度、高温強度などの要素によつて左右され、2次冷却帯をセクションに分け冷却条件をいろいろ変えることは低・中炭素鋼の場合でも必要で、ある種の高合金鋼は鑄型を出てからの冷却を遅らせるべきである。しかし単相合金(オーステナイト系合金鋼)や凝固範囲の狭い合金は比較的容易に鑄造できる。

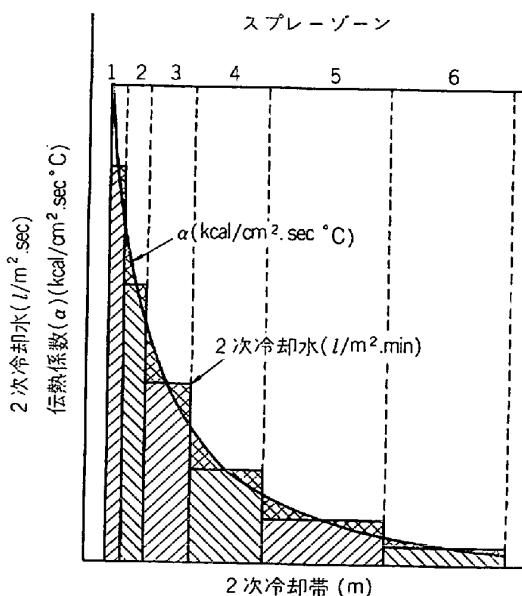


図 20 2次冷却帯における熱伝達率-水量の関係⁵⁵⁾

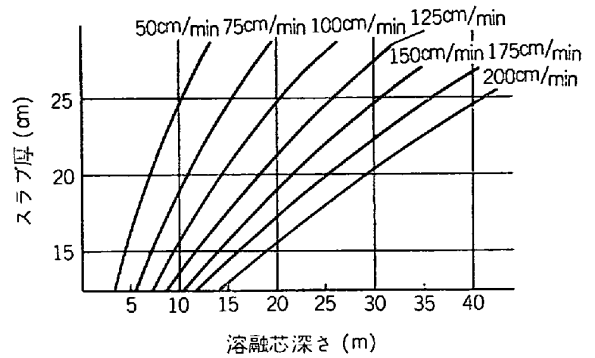


図 21 溶融芯深さ、スラブ厚と引抜速度の関係⁵⁶⁾

鑄片はピンチロールに入る前に中心部の凝固が完了しななければならないので厚い断面の場合には当然、低速で鑄込むかマシンの2次冷却帯の長さが十分なければならぬ。未凝固の溶融芯の長さは図21のようにスラブ厚および引抜速度の影響をうけて大きく変化し⁵⁶⁾、よい表面の鑄片を得るためには鑄込み速度を可能なかぎり速くせねばならぬが鑄込速度は鑄型とピンチロール間の2次冷却帯の距離により制約をうける。

鑄片内部割れの原因としては、ピンチロールに達するまでに凝固殻に発生した熱応力によりデンドライト間が弱いため割れてそこに不純物の濃縮した溶鋼が吸引されて生成する場合と、完全に凝固しない状態でピンチロールにより圧下されて発生する場合とがあり、前者の場合は内部割れ発生箇所と凝固速度式から2次冷却帯のどの位置で発生したかが推定でき、後者のピンチロール割れの場合はピンチロールに接する面に直角に割れが発生することが特徴である²⁰⁾。

サポートロール間の鑄片バルジンを小さくするため最近では可能なかぎり小さなロールピッチとするとともにローラーエプロン厚み調整をウォームスクリュ方式としてバルジング力によりスラブ厚方向の間隔が絶対に変動しない構造とし確実な鑄片形状の保持が行なわれる⁵⁷⁾。

表面状況に重点をおき高速鑄込みを目的とする場合には鑄型から最終ピンチロールまで20m以上と長くするとともに、鑄型直下におけるスラブ形状を正確に保持しバルジングとブレイクアウトを防止するため鑄型直下にクーリングプレートの適用が考えられている⁵⁷⁾⁵⁸⁾。

スラブ内に未凝固部を有する範囲の上下ロール間にはスペーサがそう入され駆動ロールはバルジング力にバランスしたトルクをスラブに作用させることができるように配置され(図22)、また多くの駆動ロールをできるだけ上部から配置することにより鑄片内引張応力を低減し良好な内部品質を得るマルチドライブ方式が採用されてお

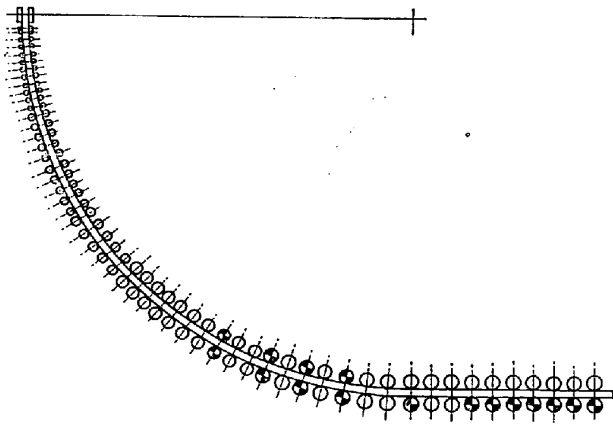


図 22 マルチドライブ方式の一例⁶⁰⁾

り、とくにシェル内応力が大となる高速連鋳機に対して必要とされる⁶⁹⁾⁶⁰⁾。

なお最近のカーピリニア型湾曲式では円弧型の2次冷却帯で水冷板の間接冷却が行なわれ、水冷された内バー外バーのいずれかが常にスラブに面接触し運動を伝達する⁶¹⁾。

エプロンの各ローラー間に配置されたノズルからストランドにスプレー水を吹きつけ、蒸発潜熱とスプレーへの熱伝達、常温の周辺への熱放射により普通造塊よりはるかに大きな冷却をストランドに与える。スプレーパターンすなわちノズルの形状、性能、立体的配置、スプレー強度の分布は鑄片凝固過程を左右するものでスプレーノズルが常に正常状態にあるか否か常にチェックする必要がある。

なおダミーバーと鑄片との切離しが高速鋳造時でも容易であるようなパーマネントダミーバーヘッド方式が最近では採用されつつある。

7. 凝固に及ぼす要因

7.1 凝固組織

ブルーム、ピレット鑄込温度を高くし引抜速度を速くすると鑄型内温度が高くなりスカムの流動性がよくなるためのろかみの減少することが一般に知られている¹⁸⁾⁶²⁾⁶³⁾⁶⁴⁾。一方、鑄込温度が高いほど鑄片断面の柱状晶長さが大になることも知られており²⁷⁾⁶⁵⁾⁶⁶⁾、連鋳鑄片の鑄造組織は溶鋼過熱度の影響を大きく受け過熱度が小さいほど等軸晶組織の領域が広がる。なお中央偏析は必ずしも溶鋼過熱度のみによつてその程度がきまるものではなく、等軸晶組織になつていても著しい中央偏析が生ずることがある。これは濃化残溶鋼が凝固に伴う収縮ないしは、溶鋼静圧によるバルジングで生じた空隙に移動することによると推定される⁶⁷⁾。

高石ら⁶⁸⁾によるとスラブの中心偏析程度と湾曲内側からの上柱状晶とはよい相関がみられ、上柱状晶は溶鋼温度に敏感であり過熱温度が 20°C 以上になると急激に増加する。

森ら⁶⁹⁾によると普通炭素鋼の $80\sim 250\text{ mm}$ 角および $260\times 370\text{ mm}$ などの扁平鑄片の鑄造組織と偏析に関する試験の結果、鑄込過熱温度が高くなるにつれ柱状晶が長くなりセンターポロシティは幅広い多孔質状から軸心のパイプ状に、V偏析はV偏析帯状からV偏析線に変化し中心濃厚偏析部の幅が増加する。鑄片の中心濃厚偏析を軽減するためには溶鋼過熱温度を低くするとともに、鑄片断面サイズを大きくしかつ扁平度 1.3 以上の扁平にするといふ。

センターポロシティの状況と中心偏析のそれとはよく対応し、鑄造のままの状態で軸心部を加工する場合は有害であるが、圧延比 $3\sim 5$ で圧着するので製品の品質によつては無害である⁷⁰⁾。

図 23 に一定の2次冷却条件におけるスラブ中心の等軸晶幅とタンディッシュ内の溶鋼過熱度との関係を示す⁹³⁾。この図からタンディッシュ内溶鋼の過熱度が約 12°C 以下では等軸晶幅が 53 mm 以上となる。タンディ

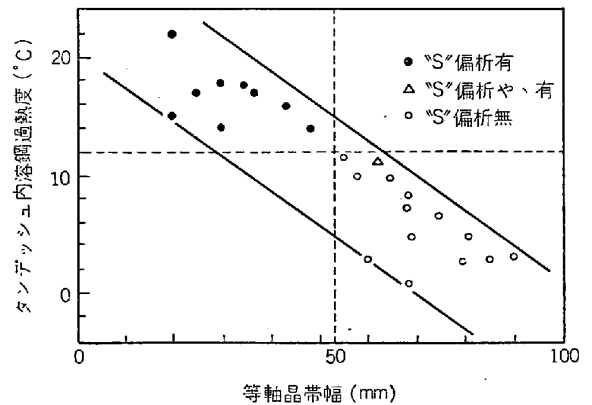


図 23 等軸晶幅とタンディッシュ内溶鋼過熱度⁹³⁾

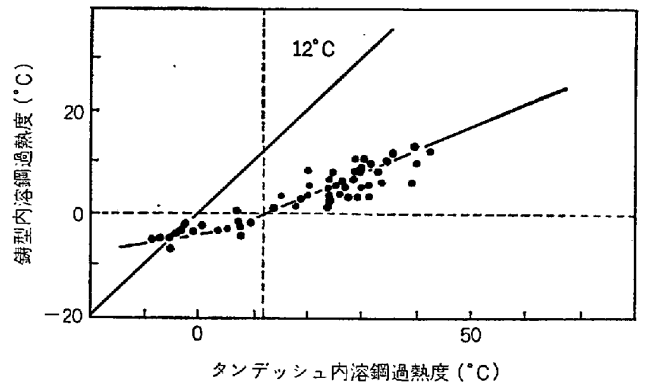


図 24 タンディッシュ内溶鋼過熱度と鑄型内溶鋼過熱度との関係⁹³⁾

ッシュから鑄型に注入される間に温度低下があるので、タンディッシュ内過熱度と鑄型過熱度との関係を示すと図 24 のようになる。タンディッシュ内の溶鋼過熱度が 12°C 以下の場合には鑄型内溶鋼の過熱度は 0°C 以下となっており、この条件では凝固組織は良好となっている。

鑄型溶鋼温度の過熱度がない場合に等軸晶が拡がるのは、凝固が進行する鑄型内において液相温度より温度が低く、したがって dendrite の核の発生と成長とも急速に進行する。しかし溶鋼がある程度、流動状態にあるので界面より長く成長した dendrite は短い場合よりも力学的に容易に切断されるから、その切断された dendrite の小片により等軸晶が生成されるであろう。

鑄込温度の調整は溶鋼への冷材添加、取鍋内でのガスバブリングでも最終的にこなされるが、まず製鋼炉での出鋼時における管理が重要である。溶鋼温度の調整には精錬末期の終点適中率に関する溶製技術の向上はもちろん溶鋼温度測定条件の一定化、取鍋使用条件の制約基準の明確化など¹⁶⁾が必要となる。

YUREV¹¹⁾によると鑄型内に直径 $0.3\sim 1.0\text{ mm}$ の銑鉄パウダーを溶鋼重量に対し 1.5% の割合で添加したところパウダー 1% 添加あたり溶鋼温度が 23°C 低下し $175\times 420\text{ mm}$ 鑄片の中心偏析が軽減した。

PERMINOV ら¹²⁾は取鍋溶鋼の真空処理を行なったところ、鑄片の全酸素が $70\sim 80\text{ ppm}$ から $30\sim 35\text{ ppm}$ に減少して湯流れがよくなったため低温で注入できるようになり、 $120\text{ mm } \phi$ ビレットの等軸晶帯の幅が広くなりセンターポロシティが軽減した。

7.2 凝固シェル厚さ

連鑄の凝固をその全域にわたり明確に把握することに

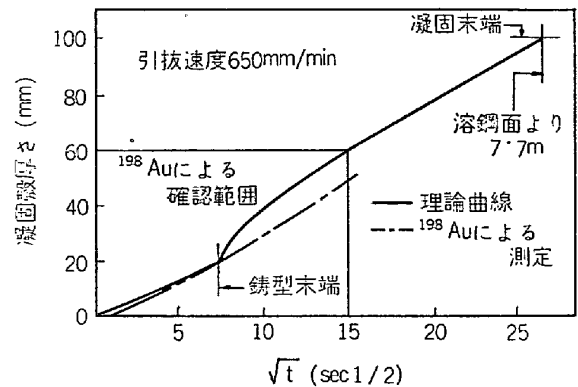
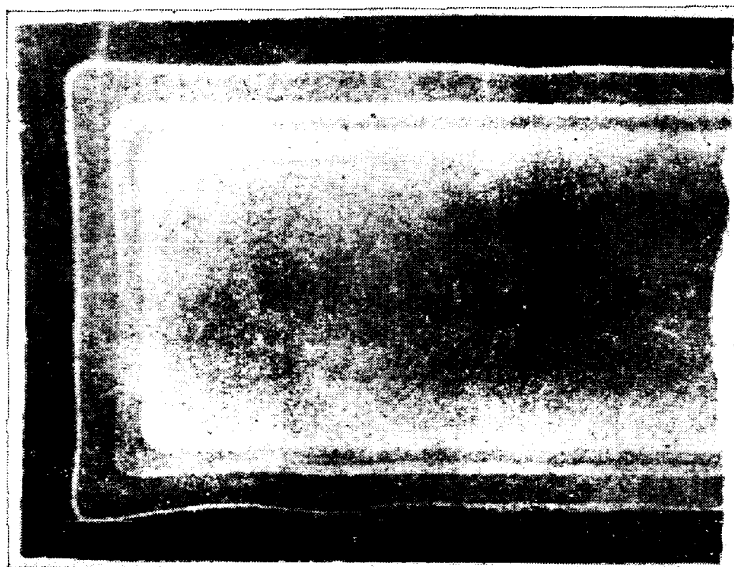


図 25 ^{198}Au アイソトープおよび理論計算による凝固過程の状況 ($200\times 1600\text{ mm}$ スラブ)⁹³⁾

より操業条件さらには鑄片の内質を改善することができる。

鋼片の凝固厚さは一定の鑄造条件下では鑄型および 2 次冷却条件できめられ、著者らが 200 mm 厚スラブにつき求めた結果を図 25 に示す⁹³⁾。鑄込温度が凝固速度に与える影響を考えると、溶鋼の比熱は潜熱に比しはるかに小さいので凝固時間はほとんど鑄造温度の影響を受けない。

鋼の凝固速度を求めるには数学的方法、溶鋼排出法、標識物質投入法などがあるが信頼性、経済性の面からラジオアイソトープ (RI) Au, S, W などの標識物質を鑄造中に投入し凝固後の鑄片断面の RI の検出にオートラジオグラフ法を用い凝固シェルの厚さを知り (写真 2) 凝固速度を求めるのが最も多く採用される。しかしいずれの方法も凝固前面の固液共存相を識別するのは困難である。そこで連鑄の任意の位置での凝固厚さを測定する簡便法として高速鋏打法⁷⁾をスラブ連鑄で採用し釘打込



← 第 1 回 RI 投入時凝固界面。
湯面下 500 mm
← 第 2 回 RI 投入時凝固界面。
湯面下 1000 mm

写真 2 鑄片断面のオートラジオグラフ⁹³⁾

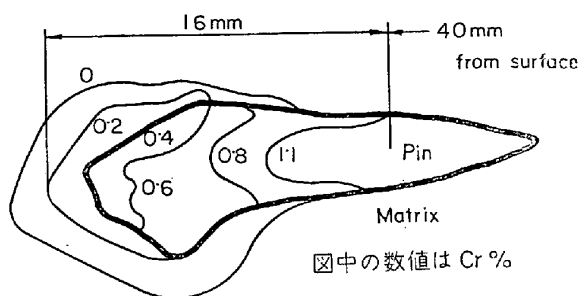


図 26 鋳周囲の Cr の分布状況 (XMA 結果)⁷⁸⁾

部から凝固後、試料を切出し液相線、固相線位置を測定し凝固界面の径時変化を知ることができる⁷⁸⁾。図 26 にはその測定する際の打込釘 1・10%Cr) 周辺の Cr の分布状況の例を示す。

8. 生産性

8.1 生産性の向上

連鋳における鋳片断面の大型化、マルチストランドの開発、引抜速度の高速化などにより単位時間当たりの生産性の増大がみられ、操業の稼働率を高めるため連続連続鋳造の採用、準備時間の短縮、設備保全技術の進歩などがはかられている。

8.2 連鋳

連続連続鋳造 (以下、連鋳と略称) のおもな効果として (1) 稼働率の向上, (2) 鋳片歩留りの向上, (3) 作業用材料費の軽減などが挙げられる⁷⁹⁾。

(1) 稼働率の向上

稼働率を「操業時間に対する鋳造時間の割合」と定義すれば例として 1 ヒートの鋳造時間が 60 min, 準備時間が 60 min の場合には稼働率は 50% であるが 5 ヒートの連鋳では稼働率が 83% で稼働率の向上は著しい。5 ヒート連鋳に対する 20 ヒート連鋳の向上は約 10% である (図 27 a)。

(2) 歩留りの向上

単独連鋳ではストランドの頭底部をおのおのクロップエンドとして切捨てるが、連鋳では各ヒートのストランドが連続して 1 本のストランドを形成するためヒート全体に対して頭底部の各 1 個のクロップ切捨てですむため歩留りが向上する。図に 27 b 連鋳ヒート数と対溶鋼未手入スラブ歩留りとの関係を示す。

(3) 作業用材料費の低減

連鋳作業では準備作業が多数ヒートにつき 1 回ですむため鋳型内冷却材, シール材, タンディッシュ耐火物などの原単位が低下する。

8.2.1 連鋳の方式

連鋳では取鍋とタンディッシュが迅速に交換されね

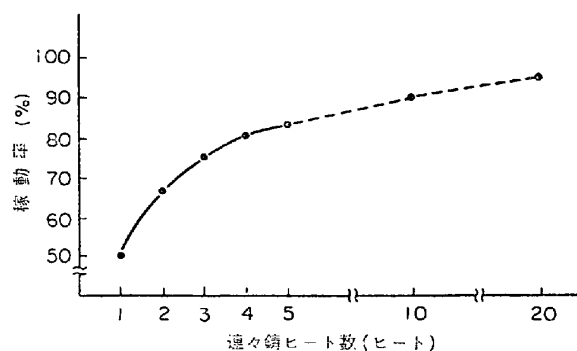


図 27 a 連々鋳ヒート数と稼働率との関係⁷⁹⁾

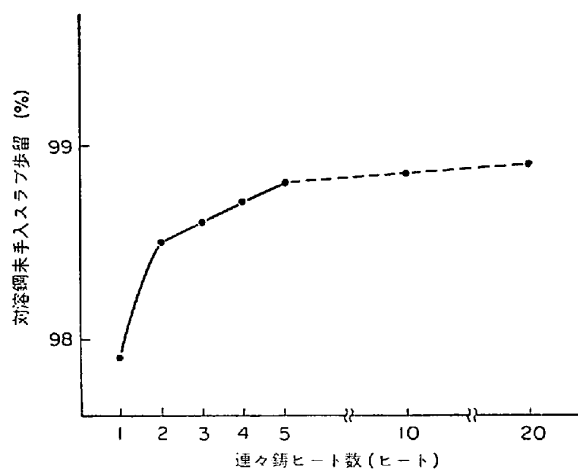


図 27 b 連々鋳ヒート数と対溶鋼未手入スラブ歩留り⁷⁹⁾

ばならぬ。取鍋を交換するには取鍋クレーンによる方法もあるが最近の設備では迅速性、経済性の点から鋳造床上的取鍋台車 (ladle car) による交換方式が多い。タンディッシュを交換するには取鍋溶鋼量が十分存在し溶鋼温度の低下をきたさないときに行なうのが望ましく一般にはタンディッシュ台車 (tundish car) が用いられる (図 28)。

取鍋, タンディッシュをより迅速に交換する方法として西独で考案されたターンテーブルがある。溶鋼の満たされた取鍋は取鍋ヤードに突出したアームの空の端に載せられ、テーブルは半回転し鋳造位置のタンディッシュ上に移動される。鋳造の終わった取鍋は反対側のヤードにありクレーンで持ち去ることができる (図 29)。

またタンディッシュを台車で交換するとともにタンディッシュの寿命を制約するノズルのみを鋳造中に迅速に交換する方式の例を図 30 に示す。

連鋳マシンの稼働率向上のためには製鋼炉との連絡を密にし炉側の終点制御が完全に行なわれることが必要であるが、製鋼炉と連鋳タンディッシュ間に保持炉を有する考えもある。保持炉は電磁誘導による溶鋼攪拌と加熱

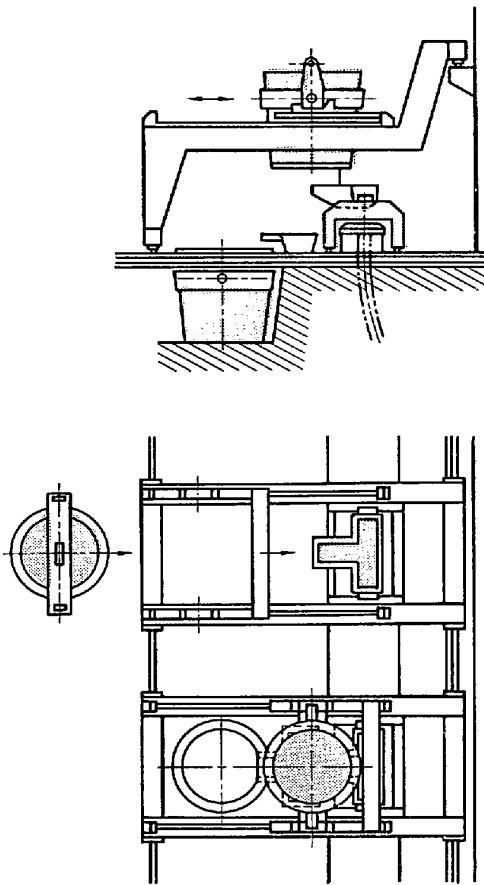


図 28 連々鑄用の 2 台の取鍋台車とタンディッシュ台車

の機能を有し温度と成分の調整、スラグと溶鋼の分離さらに脱酸剤や合金剤の添加ができ、連鑄マシンのブレークアウト時の安全装置ともなり、連鑄と製鋼炉間の時間調整にも有効に使用できる⁷⁶⁾。

8.2.2 連鑄のタイムスケジュール

タンディッシュの寿命には可能なヒート数の限度があるからそれ以上の連鑄を行なうには、(1)耐溶損の強

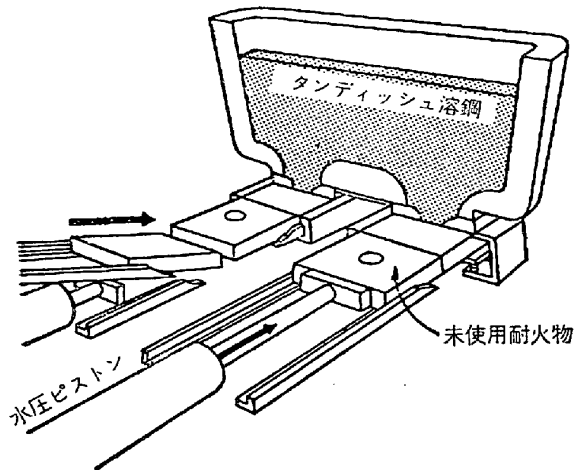


図 30 タンディッシュ・ノズルを鑄造中に交換する U S スチール方式

い材質のノズルの使用(2)複数ノズルの使用(3)使用中ノズルの迅速交換(4)新ノズルをセットした別のタンディッシュへの交換などが考えられる。

これらのうちタンディッシュを交換する方式が作業性からみても最も信頼性があると思われる。

しかしタンディッシュ交換中に溶鋼供給が中断されるので、その間に鑄型内の鋼浴面の凝固を防止する処理が必要である。また注入中断の間にストランドは、凝固に伴う収縮が起こるためストランドと鑄型の間には若干のギャップを生じ、注入を再開すると溶鋼の一部がこのギャップ内に流入して 2 重肌となる。しかし 200×1600 mm 断面スラブにおいて注入中断が 1 min 以内であれば欠陥程度は軽く、その部分のみスクラップにより完全に除去できる⁷⁹⁾。

欧米において早くから連鑄の設備が開発され多数ヒートの連鑄は米国 Mclauth 社の 84 ヒートをはじめ多く行なわれ小数ヒートの連鑄はわが国と同じく日常

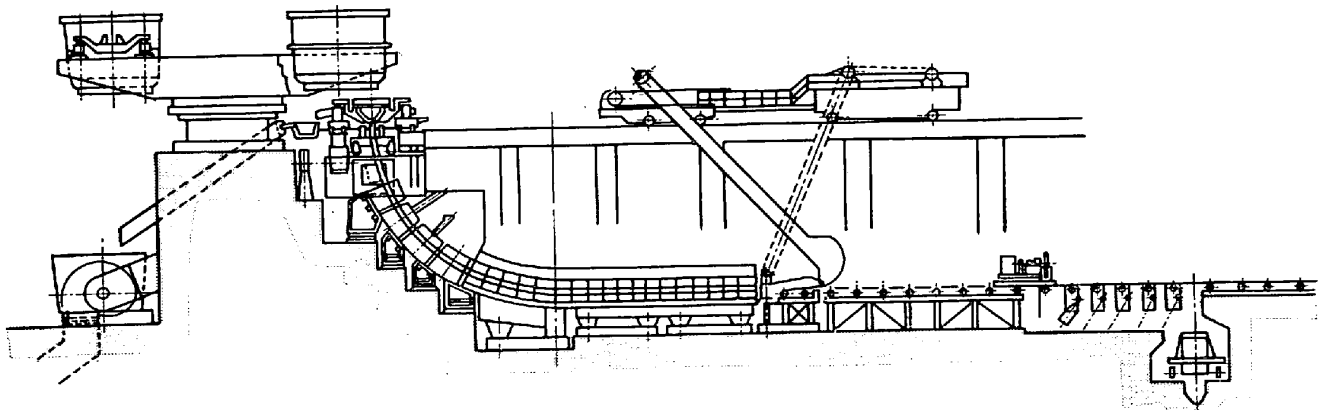


図 29 最近のスラブ連鑄機⁸¹⁾

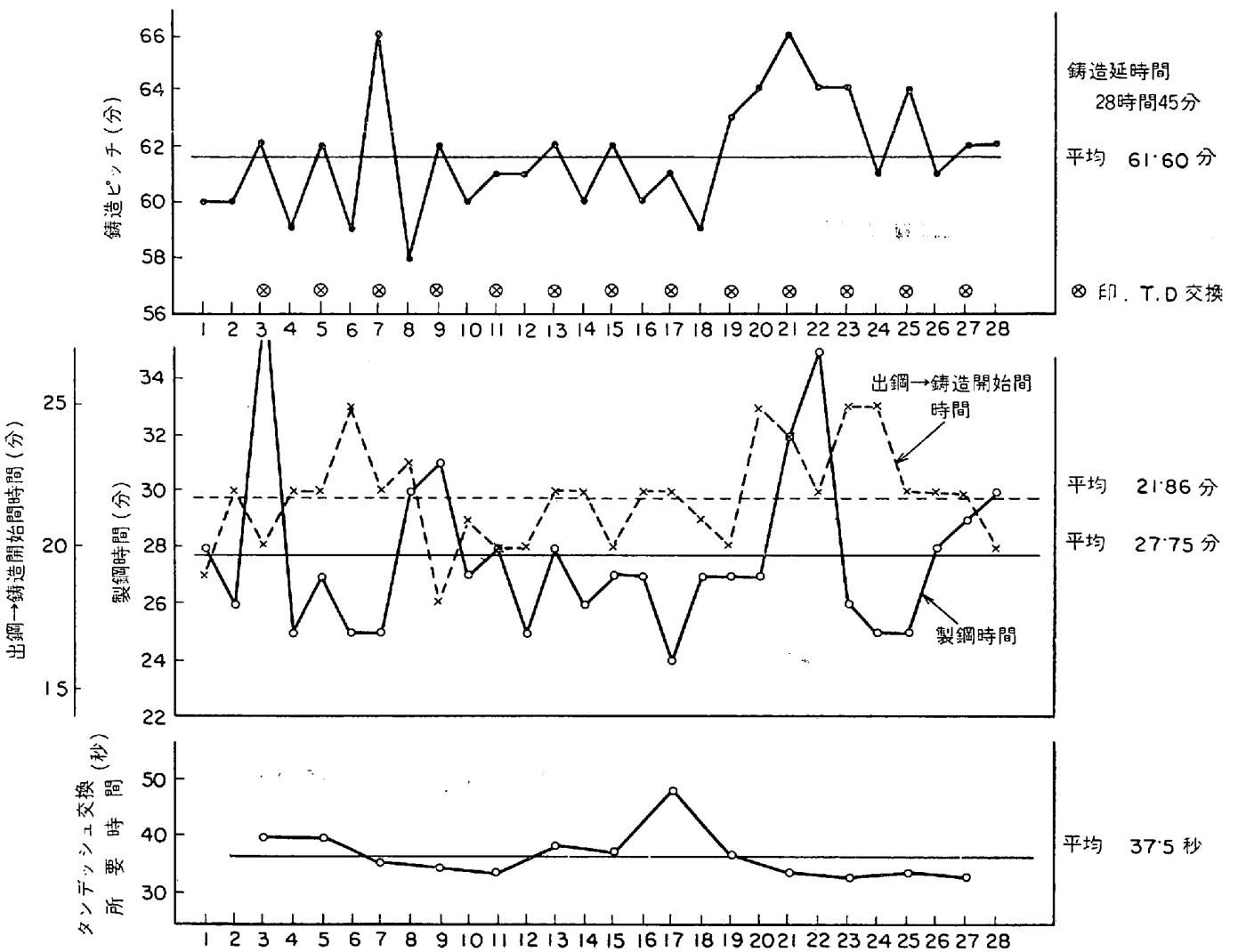


図 31 28 ヒート連続鋳造のデータ⁷⁹⁾

化している。わが国における初の多数ヒート連続鋳の例としては昭和 45 年 6 月に日本鋼管京浜のスラブ連続鋳において図のようなタイムスケジュールで 28 ヒート行なわれた。昭和 47 年には新日鉄八幡でスラブ連続鋳を 3 月に 56 ヒート、ビレット連続鋳を 5 月に 34 ヒート成功しておりこの場合の連続鋳では鋳込み中断時に鋳型内に継材を挿入し冷却凝固させたのち次ヒートを注入する方式を採用している⁸⁰⁾。

連続鋳が常時行なわれる場合には当然、設備の点たとえば浄水場能力、長時間の輻射熱に耐える給油関係、切断スケールおよび鋳片の搬出能力などそれぞれ対策がとられている。

8.3 鋳型と鋳片サイズ

連続鋳では必然的に同一の鋳型で鋳造するため鋳片の寸法は一定である。同一鋼種であつても製品サイズから適した鋳片サイズ、形状が要求されることと、連続鋳と圧

延との結合による連続化のメリットを期待し、鋳片が 2 次冷却帯を出たあとインラインロールにより所定のサイズに圧下を加える直接圧延の構想が実現された。

オーストリーの Böhler 社では 140 mm φ 鋳片を 96 mm φ に⁸¹⁾、西独の Badische Stahlwerke では 130×190 mm φ を 100 mm φ に⁸²⁾、米国の Inland Steel では 190 mm φ を 127 mm φ に、Georgetown Steel では 133×95 mm φ を 100 mm φ に、Timken Steel では 241×305 mm φ を 241 mm φ に⁸³⁾直接圧延されている。

このようにビレット分野ではピンチロールを兼ねた圧延機もしくはピンチロール直後に圧延機を設置しているが、これらのプロセスは鋳片内質の向上と工程の連続化を期待しているものである。

薄板用スラブについて鋳型幅と製品との関係を見ると市場の熱延板および冷延板は幅が 600~2 000 mm でこの

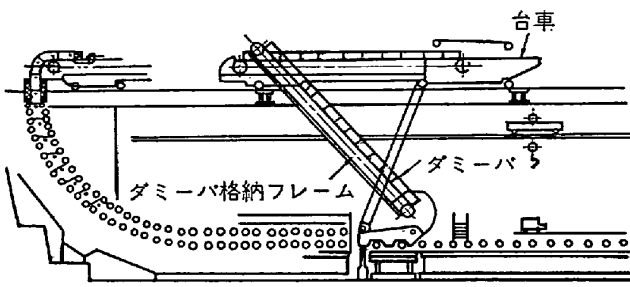
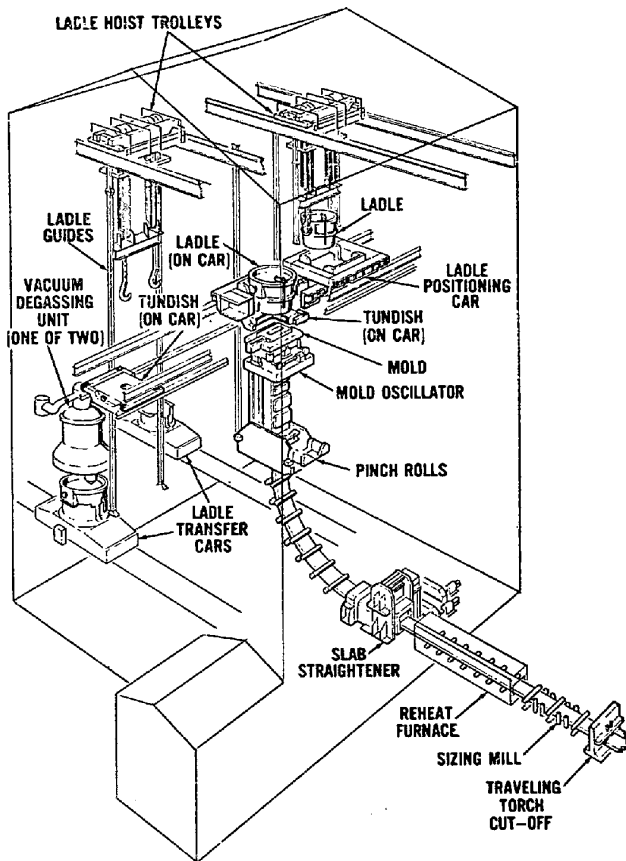
図 32 ダミーバ循環装置⁸⁴⁾

図 33 US Steel Gary 工場の連続铸造設備の見取図

間 50 mm ピッチで区分されている。この 50 mm ピッチでホットストリップ用スラブを連続で製造するには鑄型の幅変更とインラインロールによるスラブ幅変更が考えられている。

鑄型の幅変更可能な鑄型 Adjustable mould については既述のとおりで図 17 に示す。この種の鑄型は 900~1500 mm 範囲の任意の寸法に 15 min 以内で調整できる。しかし鑄片幅によるロットにより連続鑄造は制限されるので鑄型幅変更で中断される準備時間を極力短縮する必要がある。

鑄造準備時間を短縮し、鑄型上でもダミーバーの幅がえがで、鑄型の上方からダミーバーをそう入する循環

式上方そう入装置 (図32) が開発され稼動中である⁸⁴⁾。

インラインロール (Inline roll) によるスラブ幅変更を行なう方式は US Steel で行なわれている⁸⁵⁾。連続鑄機のピンチロール直後に再熱炉を接続しここで約 1200 °C に加熱均熱し直ちに 3 対の水平ロールと 4 対の幅圧延用の垂直ロールから成るインラインロールにより、種々の幅のスラブを製造する方式であり、鑄型は 2 種類で 9'3"×76" 鑄型から最少 7"×56", 9'3"×56" 鑄型から最少 5"×30" までのスラブを製造する。なお連続鑄のために図 33 に示すように本設備には 2 台の取鍋クレーン、タンディッシュ台車、および図 30 に示すようなタンディッシュノズルの迅速交換設備を有している。

8.4 自動化

連続鑄のためのアナログ測定および計測制御操業の利用が進んできている。当初の連続鑄開発期には制御装置はほとんど空圧式であつたがその後ソリッドステート電子式送信、計測装置を利用するようになった⁸⁶⁾。

初期には機械を確実に運転するためのピンチロールを主体とする各種駆動装置の制御が主であつたが、その後自動化、省力化という点から、(1)モールド、スプレー冷却水の制御、(2)ダミーバーのそう入、引出しおよび鑄片の引抜きなどの運転の自動化へとすすみ、現在では(1)鑄型内溶鋼レベル制御、(2)スラブ厚み調整装置、(3)鑄片の自動切断機が実用化されるなど、より高性能なものが開発されつつあり、さらにいつその高性能、高能率、操業の安定化が要求されており、計算機制御システムの導入へと進みつつある⁸⁷⁾。

コバルト 60 による鑄型内湯面の検出からピンチロールの回転あるいはタンディッシュノズルの開閉を連動させた鑄込みの自動化がかなり進み、コンピュータを利用した鑄片搬出、置場ヤードの管理、技術解析を含めたデータロギングなども行なわれている。

8.5 設備保守

高温の溶鋼からよい鑄片を量産するための安定操業の背景には保全体制の確立がなければならない。従来の普通造塊では考えられなかつた機械、油圧、水処理、電気計装の保安作業員への教育のみならず連続鑄作業員への冶金、耐火物のほか保全に関する教育が必要となる。

鑄型、2次冷却帯、ノズルなどのチェックリストによる定期点検、高温にさらされる部品の整備、予防保全、溶鋼をあつかう連続鑄特有の2次冷却帯におけるブレイクアウト、鑄型におけるオーバフロー時の修復能力があつて生産性の向上が得られる。

安定操業の例としては、鋼管京浜のスラブ連続鑄におい

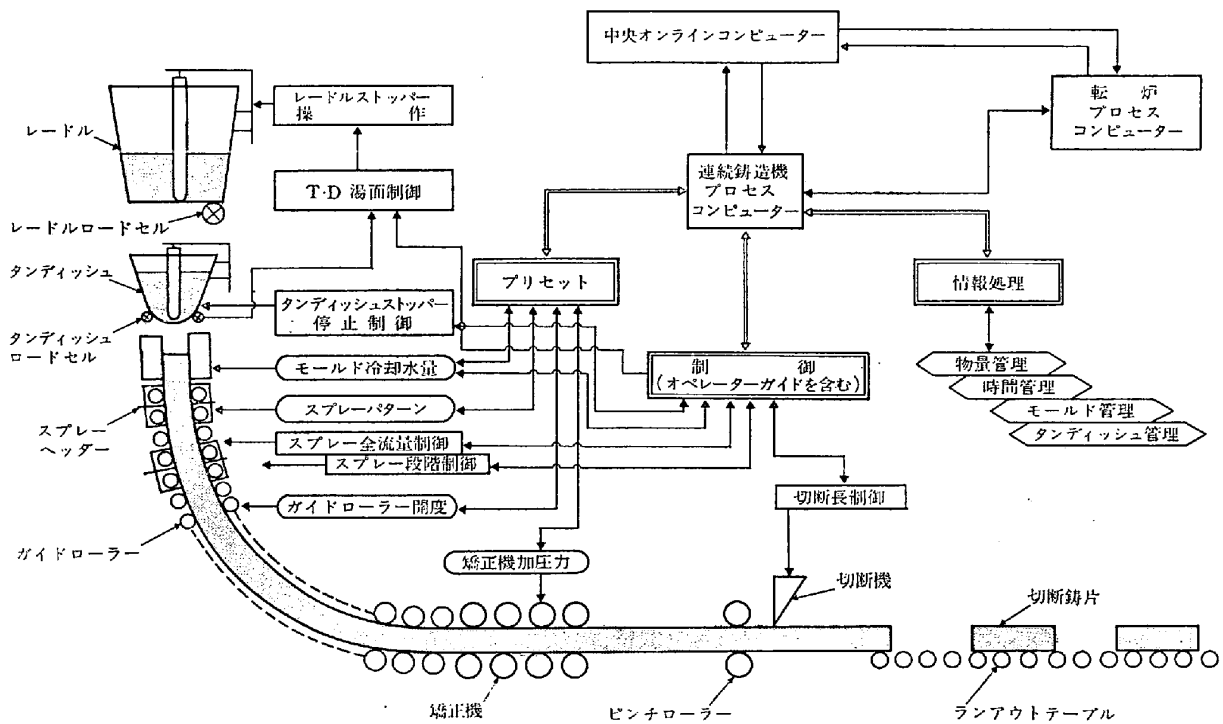


図 34 連続鋳造計算機制御システム⁹²⁾

て昭和 42 年 3 月稼働始めて 3 年間以上ブレイクアウトを生じていないが、これも操業する作業員の徹底した教育とマシン整備上の連携の結果である。

連鋳の操業方法はもちろん、とくに高温の溶鋼を長時間にわたり扱う上から取鍋、タンディッシュ耐火物に対する配慮は重要なことである。

9. 鋳片断面形状

鋳型の断面形状も四辺形のみでなく八角形、円形、中空丸、I ビーム状と種々あり、Mannesmann では鋳型内部に中子を入れた垂直マシンで外径 400 mm 以上の大径中空ブルームをかなりの量をすでに注入しており、S C E C では円形鋳型を水平面で回転させ外径 200 mm 程度までの中径丸ビレットを製造している。

BISRA で開発され H 型鋼素材として用いられる H beam blank は、図 35 に示すいわゆる Dog bone 鋳型によりカナダ Algoma Steel で実用化されている。最大 30¹/₂"×14"×4" の素材鋳片を得ており普通鋳塊時のブレイクダウン回数を大幅に節減できるといわれている。断面形状が多少複雑なので鋳片のコーナーの割れ、ふくれを防止するため鋳型整備、均一な 2 次冷却に留意が払われている。

10. 凝固時の内質改善

鋳片内質には溶鋼精錬から鋳型に注入するまでの操業

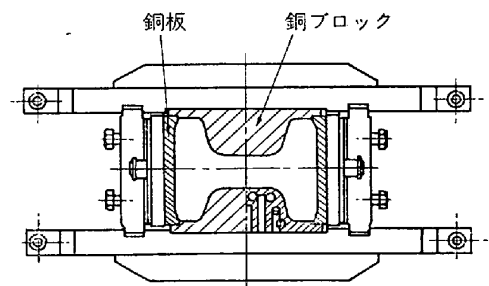


図 35 H-beam blank 連続鋳造用鋳型 (Algoma)

対策が影響するのは既述のとおりであるがそのほか、凝固過程で鋳片の内質を改善する試みがなされている。

10.1 BSR 法

連鋳ではマシンから出たあとの鋳片は内部が外部に比しかなりの高温で温度勾配が存在し、鋳片コーナーと平端部の温度差もあるので温度を均一化し高めるため誘導加熱方式が調整の容易な点から関心がもたれている。

Böhler 社の方式は未凝固芯を残した状態で鋳片に圧下を加える。すなわちストランド内未凝固部末端で溶鋼対流が起こらない状態で凝固すると軸心部に偏析を生じるとして、Böhler 社ではストランド芯に溶鋼プールがあるうちにロールで圧下し、図 36 のように閉じて内質の改善をはかろうとしており BSR 法 (Böhler-Strang-Reduzier Verfahren) と称している。

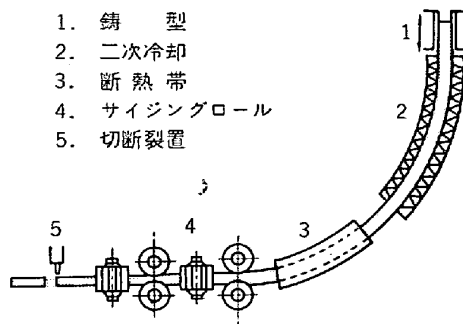


図 36 a BSR方式のインラインロール配置

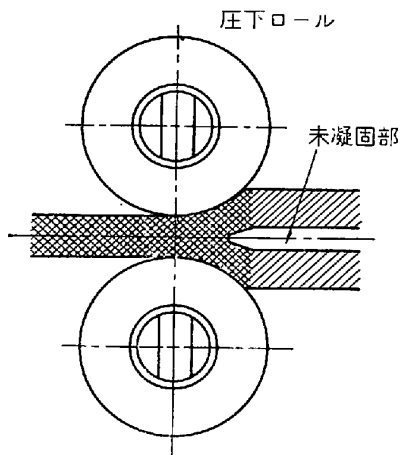


図 36 b BSR方式によるストランド圧下

10-2 電磁攪拌

連铸における電磁攪拌については Junghans の特許以降もいくつかの実験あるいは報告が行なわれ、ALBERNY⁸⁸⁾によると製品の内部性状の改良のためにはクレータ内溶鋼の電磁攪拌が有効で、ピレット連铸機における柱状晶域の攪拌は 铸片中央部の等軸晶領域を増加させる。

POPPMEIERら⁸⁹⁾によつても凝固中の溶鋼を電磁攪拌すると 130 mm 丸ピレットの柱状晶が短くなり铸造組織が微細化されてセンターポロシティが分散する。

西脇ら⁹⁰⁾によると 210 mm × 1 250 ~ 2 050 mm スラブの未凝固溶鋼を 3 相交流移動磁界による電磁攪拌すると柱状晶の成長を停止させた結果、横断面サルファプリントにおいて中心濃厚偏析が消失ないし軽微になる。未凝固溶鋼の攪拌により白色部分 (white band) がみられ、white band を境にして肌からのびてきた柱状晶の成長が停止する。

10-3 超音波振動

連铸品の品質改善のため ABRAMOVら⁹¹⁾は超音波処理の効果を確かめる試験を行なつた。断面が 150 × 640 mm に対し水冷銅製のエミッターで超音波を加えた結果、マ

クロ組織で柱状晶域が減少し铸造状態での降伏強度、衝撃値が向上したが、非金属介在物の性質や分布、ガス組成は変化しなかつた。

11. あとがき

特殊鋼への適用から小規模生産でスタートした連铸は歩留り向上、品質安定、省力化などのメリットが明らかとなり、製鋼の造塊作業の近代化として今や普通鋼への適用が考えられ当然従来の分塊工程を省略する量産機の機能を有しはじめてきた。

そのためには転炉、電炉を主体とする出鋼炉とのコンビネーションのプログラム化、ストランド断面の大型化、引抜速度の増大、準備時間の短縮や連铸の採用によるマシン稼働率の向上などによる生産性の増大が、铸片の流れとハンドリングを含めて検討され自動化、コンピュータの導入もはかられつつある。

マシン設計、操業技術耐火物などの発達も最近いちじるしいものがある。

最終製品までを考慮し種々の鋼種に適合し経済的見地をも含めた作業標準の確立と、作業員の徹底した教育、モラルの昂揚、保全体制の整備なども生産性向上、安定操業のために必要なことである。

原料の脱硫処理、精錬の終点適中、溶鋼の真空処理などのいわゆる製鋼技術との組み合わせのもとに高級鋼種でも品質向上のキメの細かい铸造技術が開発され、いかなる材質でも容易に連铸で処理できるようになり、また品質、操業の安定、省力化のための自動制御の適用も発展し、さらに圧延などの次工程を含めた製造プロセスの一貫したシステム化がはかられつつある。

連铸技術の発展とともに次工程への連続化がはかられ将来の姿として連続製鋼により溶鋼の供給を受けるようになれば、製鉄業の製造体系は大きく変わることになるだろう。

文 献

- 1) H. VOMENDE, et al.: JISI, 210 (1972) 12, p. 889~894
- 2) 根本ほか: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 387
- 3) D. I. BROWN: J. Metals, (1965), p. 426
- 4) F. W. IRWINS, et al.: ibid, Sept. (1970), p. 30
- 5) P. Ya. ZHURAVLEV, et al.: Stal in Eng., (1965), p. 788
- 6) 根本ほか: Proceedings ICSTIS, 2, p. 247~251
- 7) 住金和歌山中研: 製鋼部会, 鋼 53-16, S 47.11
- 8) 垣生ほか: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 378
- 9) 浅野ほか: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 385
- 10) 堀籠ほか: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 816
- 11) P. DESFOSSEZ: Stahl u. Eisen, 86 (1966) 6,

- p. 321
- 12) 根本ほか: 日本鋼管技報, (1970) 50, p. 27~36
 - 13) 新日鉄八幡技研: 製鋼部会, 鋼 58-16
 - 14) B. BERTRAM: Rev. Met., 70 (1973), p. 2
 - 15) J. V. TEJERINA: Rev. Met., 70 (1973)
 - 16) 新日鉄君津: 製鋼部会, 鋼 51-9, S 47.3
 - 17) 新日鉄八幡: 製鋼部会, 鋼 55-17, S 47.11
 - 18) V. S. RUTES, et al.: Stahl in Eng., (1965), p. 20
 - 19) 森久ほか: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 38~57
 - 20) 森久ほか: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 1511
 - 21) M. P. KENNY: Electric Proceedings, 25 (1967), p. 45
 - 22) F. W. IRWIN and R. J. MILBOURNE: Open hearth proceeding, (1970), p. 10
 - 23) 白岩ほか: 鉄と鋼, (1972) 14, p. 154~163
 - 24) 松永ほか: 鉄と鋼, (1973) 1, p. 72~84
 - 25) 新日鉄八幡: 製鋼部会, 鋼 51-3, S 47.3
 - 26) F. W. IRWIN and R. J. MILBOURNE: J. Metals, Sep. 1970
 - 27) 根本ほか: 日本鋼管技報, (1968) 42, p. 1~14
 - 28) 神鋼神戸: 製鋼部会, 鋼 52-14, S 47.7
 - 29) 新日鉄八幡: 製鋼部会, 鋼 54-20, S 48.3
 - 30) 川鉄水島: 製鋼部会, 鋼 52-13, S 47.7
 - 31) M. D. HALLIDAY: JISI, 191 (1959), p. 121
 - 32) G. G. DUDERSTADT, et al.: J. Metals, 20(1968), p. 89
 - 33) M. G. CHIGRINOV, et al.: Stal in Eng., 3 (1963), p. 188
 - 34) BISRA Definition and Causes of C. C. Defects, ISI Pub. 106 (1967)
 - 35) D. HABERT: Stahl u. Eisen, 80 (1970) 1, p. 8
 - 36) M. D. HALLIDAY: ISI Spec. Rep., 89 (1965), p. 1
 - 37) D. HALL and T. MCHVGH: ISI General Meeting, Nov. (1964)
 - 38) B. TARMANN and W. POPPMEIER: Radex Rundschau, Oct (1965), p. 647
 - 39) B.H.C. WATERS, et al.: JISI, 190(1958), p. 233
 - 40) A. D. KLIPOV, et al.: Stal in Eng, (1971) 2
 - 41) 川鉄水島: 製鋼部会, 第 50 回, S 46.10
 - 42) 川鉄水島技研: 製鋼部会, 鋼 54-18, S 48.3
 - 43) 大和製鋼本社: 製鋼部会, 鋼 51-8, S 47.3
 - 44) 住金和歌山: 製鋼部会, 鋼 54-17, S 48.3
 - 45) J. LECLERC: Rev. Met., 70(1973)2, p. 97~114
 - 46) 鋼管京浜: 製鋼部会, 鋼 52-10, S 47.7
 - 47) D. SPRINGORUM: Steel Times, (1969) Nov., p. 727
 - 48) 川鉄水島技研: 製鋼部会, 第 50 回, S 46.10
 - 49) トピー工業豊橋: 製鋼部会, 鋼 53-17
 - 50) 日新, 呉: 製鋼部会, 鋼 54-19, S 48.3
 - 51) 早瀬ほか: 日立造船技報, 34(1973), p. 73
 - 52) 鋼管福山: 製鋼部会, 第 50 回, S 46.10
 - 53) 渡辺ほか: 日立造船技報, 34 (1973), p. 108~
 - 54) 日新, 呉: 製鋼部会: 鋼 54-19, S 48.3
 - 55) 石川島播磨技報: 11 No 1, S 46.1, p. 43~49
 - 56) G. KOMMA: Electric fce. conference, Detroit Dec. 1969
 - 57) 鋼管福山: 製鋼部会, 鋼 51-25
 - 58) 住金和歌山: 製鋼部会, 鋼 49-19
 - 59) 若林ほか: 日立造船技報, 34 (1973), p. 69~70
 - 60) 新日鉄名古屋: 製鋼部会, 第 50 回
 - 61) 神鋼加古川: 製鋼部会, 鋼 54-9, S 48.9
 - 62) 太田ほか: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 466
 - 63) N. G. GLADYSHEV, et al.: Stal in Eng., (1969), p. 783
 - 64) L. BACKER and P. GOSSELIN: J. Metals, May (1971), p. 16
 - 65) W. POPPMEIER: ISI Pub., (1968), p. 393
 - 66) V. S. RUTES, et al.: Stal in Eng., (1969), p. 158
 - 67) 鋼管技研: 製鋼部会, 鋼 52-12, S 47.7
 - 68) 高石ほか: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 376
 - 69) 森久ほか: 鉄と鋼, 57 (1970), p. 263~286
 - 70) B. TARMANN and W. POPPMEIER: J. Metals, (1964), p. 406
 - 71) N. A. YUREV: ibid (1968), p. 394
 - 72) V. P. PERMINOV and V. E. GIRSKII: Metallurgist, (1969), p. 233
 - 73) 野崎ほか: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 673
 - 74) M. J. RAY: Iron Steel, 43 (1970), p. 347
 - 75) 熊井ほか: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 380
 - 76) R. ALBERNY: Rev. Met., 70 (1973) 2, p. 71~76
 - 77) 竹原, 岩崎: 三菱重工技報 6, No 5, p. 615 特許 (昭 46-21092)
 - 78) 鋼管技研: 製鋼部会, 鋼 51-2, S 47.3
 - 78) 根本ほか: 鉄と鋼, 57 (1971) 3, p. 184~193
 - 80) 新日鉄八幡: 製鋼部会, 鋼 52-7, S 47.7
 - 81) B. TARMANN and H. VONBANK: Radex-Rdsch, (1967) 1, p. 429~438
 - 82) H. BAUMANN: Bänder, Bleche, Rohre, (1969) 10, p. 702~708
 - 83) 33/The Magazine of Metals Proceedings, (1970) 7, p. 54~59
 - 84) 吉川: 日立造船技報, 34 (1973), p. 31~35
 - 85) A. V. WIEBEL: Blast Fce. Steel Plant, 57 (1969) 7, p. 741~755
 - 86) Iron Steel Eng., (1970) March, p. 70~75
 - 87) 石本ほか: 日立造船技報, 34 (1973), p. 80~87
 - 88) R. ALBERNY: Rev. Met. 70(1973)2, p. 71~96
 - 89) W. POPPMEIER and B. TARMANN, et al.: J. Metals, (1966), p. 1109
 - 90) 西脇ほか: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 374
 - 91) O. V. ABRAMOV, et al.: Izv. Akad. Metall., (1973) 2, p. 55~60
 - 92) 三原ほか: 製鉄研究, (1973) 279, p. 36
 - 93) 根本: 第12回西山記念技術講座, S 46.5