



UDC 669.15-194 : 669.14-412-147 : 621.74.047

スラブ連铸铸片の品質向上と鋼種拡大

川 上 公 成*

Current Status of Improvement of Quality and Application of Continuously Cast Slabs

Kiminari KAWAKAMI

1. 結 言

わが国の粗鋼生産量は 1973 年の年間 11900 万 t 以降、その後は年間 1 億 t を若干上回る範囲で大きな変化はない。しかしこの間に溶鋼の铸造方式は大幅に変化し、造塊-分塊方式から連続铸造法へ急激に切り替わりつつある。図 1 に全国の最近 10 年間の粗鋼生産量とその間の粗鋼に対する連続铸造铸片全体の比率を示し¹⁾、また生産鋼種を転炉普通鋼、電炉普通鋼、特殊鋼の三種類に分類した場合の鋼種ごとの連続铸造比率の推移を示す。1979 年には全体の連続铸造比率は 52% に達したが、もつとも顕著に連続铸造が進んだのは電炉普通鋼の分野であり、特殊鋼の連続铸造は進んでいない。転炉普通鋼の分野では

連続铸造は製鉄所省エネルギーの支柱として浮かび上がり、铸片内部品質の均一性、一貫歩留りの向上、燃料原単位の低減、熱铸片状態で圧延・加熱炉へのホット・チャージなどの連続法の顕微により急速な連続铸造比率の向上が推進されている。

スラブ連続铸造铸片の品質においては、铸片全長にわたつての均質性をベースとして、铸片の品質向上に対する積局的な研究開発が進められて大部分の鋼種が連続铸造で製造が可能となつた。さらに今後は転炉-取鍋処理技術-連続铸造の組み合わせにより、より高度な品質水準が達成され、残された造塊法対象鋼種の連続铸造が推進されている。これらにより、1990 年の連続铸造比率は普通鋼約 90%、特殊鋼約 75% に達すると予想されている²⁾。今回、スラブ連続铸造铸片の品質向上とその対象鋼種拡大についてこれまでのおもな経過、進展の状況につきとりまとめ、今後の発展について報告する。

2. 取鍋精錬による溶鋼処理

転炉で溶製されるスラブ連続铸造向け溶鋼の取鍋精錬処理は、铸片の鋼種拡大と品質向上に対応して発展、多様化し、真空脱ガス、インジェクションあるいはバブリング等の技術が、スラグカット法や耐火物改良といった関連技術とともに急速に発展してきている。

2.1 真空脱ガス法による溶鋼処理

脱ガス処理を条件とした材料や極低炭素鋼など真空脱ガス法によらねばならない高級鋼の連続铸造への適用に加えて、一般材の品質向上、合金鉄原単位低減および転炉での負荷軽減を目的とした“軽処理法”の開発が行われた結果、大量生産鋼種の溶鋼処理にも RH や DH 設備が適用されるようになった^{3)~5)}。

低炭素 Al キルド鋼の RH 軽処理法を表 1 に示す⁶⁾。この方法は転炉での吹き止め [C] を 0.07~0.08% と

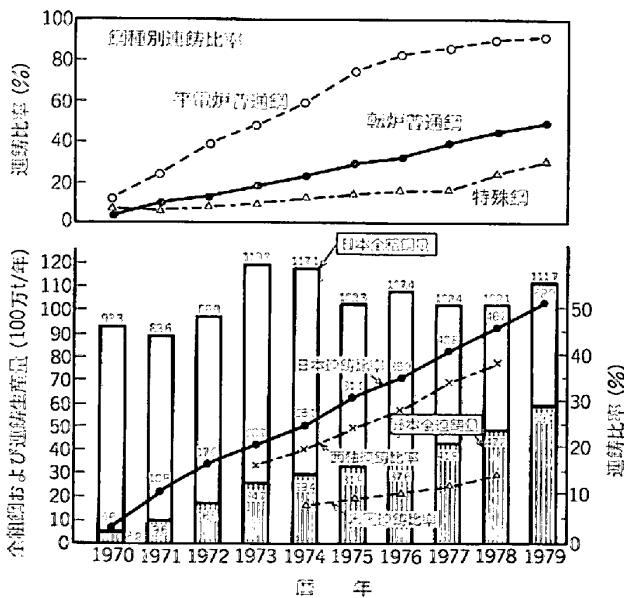


図 1 わが国における粗鋼生産量および日本・米国・西独の連続铸造比率。わが国における鋼種別連続铸造比率¹⁾

昭和 56 年 2 月 4 日受付 (Received Feb. 4, 1981) (依頼技術資料)

* 日本鋼管(株)技術研究所 工博 (Technical Research Center, Nippon Kokan K. K., 1-1 Minamiwatarida-cho Kawasaki-ku Kawasaki 210)

表 1 RH 法による未脱酸鋼の軽処理法⁶⁾

| 工程 | 説明 | |
|----|--------------------|------------------------|
| 転炉 | 出鋼中にFe-Mnのみ投入。未脱酸鋼 | |
| RH | 時間 | スタート 10分 12分ストップ |
| | 真空度 | 800→150torr 50-10 torr |
| | 合金添加 | ↑ Al 添加 |

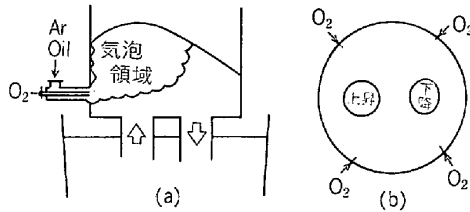


図 2 RH-OB 法による軽処理概念図⁶⁾

従来材の 0.04% より高くした未脱酸鋼を RH で処理する方法で、Al 歩留り、溶鋼温度管理、合金鉄原単位が有利となり、連铸作業でのノズル詰り、鑄片のノロかみ、アルミナクラスターの低減に効果がある。

さらに RH での脱炭機能を増し、昇熱も可能とした RH-OB 法が開発されており (図 2)⁶⁾⁷⁾、単一製鉄所で月間 50 万 t 以上の RH 軽処理がなされるようになった⁹⁾。

冷延鋼板、ぶりき向け低炭素 Al キルド鋼、厚板・熱延向き Al-Si キルド鋼での新鋼種としての sol. Al 0.02~0.01% 以下の弱脱酸鋼⁹⁾¹⁰⁾、Ti 入り 80 kg/mm² 級鋼ハイテン¹¹⁾の溶製や一般鋼の清浄化処理にも脱ガス設備が活用されるようになった¹¹⁾¹²⁾。清浄化、高級化などの品質向上にあたり、適切な取鍋耐火物の選択が配慮されている^{11)~13)} ことはいうまでもない。

2.2 合金剤添加技術と簡易取鍋精錬技術

ワイヤーフィーダー法、Al 弾投射法は Al 添加技術として実作業に定着したが、厚鋼板・大口径ラインパイプ用鋼板の清浄化と硫化物系介在物の形態制御のための Ca 合金の添加にもこれらの方法が使用される (3 章にて後述)。

Al や Ca の添加、脱酸生成物の除去のため、取鍋内合成フラックス添加、不活性ガスバブリング (またはインジェクション) を基本構成とする簡易取鍋精錬技術が開発されスラブ連铸機に適用された¹⁴⁾¹⁵⁾。

上吹き浸漬ランスによる不活性ガスバブリング¹⁶⁾やフラックスインジェクション¹⁷⁾は、合成スラグを用いた介在物吸収効果による清浄性の改善のほか、吹き込みガス量がポーラス・プラグの場合より多く、溶鋼の攪拌効果が大きいため短時間に反応が進行し、適切な脱硫スラグ (CaO-Al₂O₃-SiO₂ 系) の使用により 80% 以上の脱硫率が得られる (図 3)¹⁵⁾。この結果、[S%] ≤ 10 ppm の超低硫鋼が得られ、さらに Ca 添加処理を組み合わせるこ

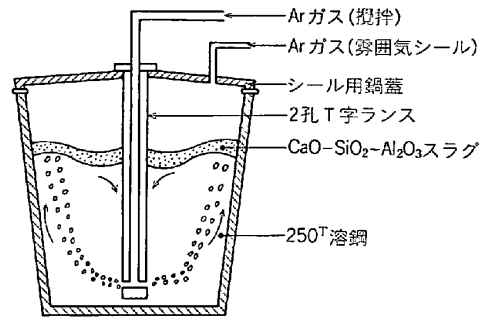


図 3 取鍋へのインジェクションによる脱硫処理¹⁵⁾

とにより、耐水素誘起割れ性に優れた鋼板の製造が可能となった。

スラブ連铸機を取鍋溶鋼処理は、今後も低 C、低 P、低 S、低 N や特殊元素添加などの品質向上の目的と、一方製鋼工程の合理化要求を達成するための役割りも併せてますます多様化してくる。このため、転炉の負荷を軽減する溶銑予備処理や溶鋼加熱機能も具えた新精錬プロセスの開発が今後の大きな目標とされている。

3. 非金属介在物とその低減対策

高級鋼の連铸化拡大および鑄片の無手入・ホットチャージ圧延は今後ますます推進されてくる趨勢にある。その一環として連铸鑄片の介在物を低減する対策が一層重要になってきている。

3.1 鋼板におよぼす介在物の影響

介在物起因の鋼板欠陥は表面欠陥と内部欠陥に大別される。薄板用鋼板では表面疵、厚鋼板では表面・内部欠陥とも重要視される。

冷延薄鋼板を大別すると、① Al-Si 脱酸によるいわゆるソフトキルド鋼、② 深絞り用を主体とした Al キルド鋼、および③ ぶりき用として清浄度の厳しさが要求される DI 缶 (Drawn and Ironed Steel Can) の三種類にわけられる。Si-Al キルド鋼は錫めつき用の原板などに使用されている。この鋼種の薄板の表面疵は表 2 に分類され¹⁸⁾、疵減少対策として転炉から連铸間で多くのくふうがなされている¹⁹⁾。弱脱酸鋼についての最近の開発によれば²⁰⁾²¹⁾、タンディッシュ内に微量の Al を添加して介在物組成をコランダム系にコントロールし、sol. Al = 0.003% 従来の Al-Si キルド鋼と同等の材質が得られている。

表 2 酸化物群の種類と出現頻度¹⁸⁾

| 酸化物群の種類 | 出現頻度 (試料数比) |
|--|---------------|
| (A) MnO-Al ₂ O ₃ -SiO ₂ 系 | 5.38% (46/86) |
| (B) Al ₂ O ₃ クラスター | 42.8% (37/86) |
| (C) FeO もしくは (Fe, Mn)O | 3.4% (3/86) |

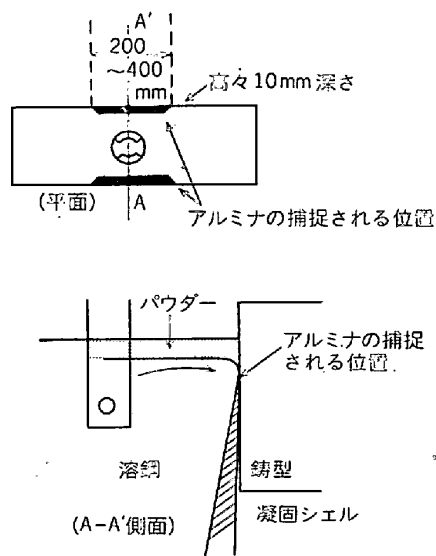


図 4 アルミナ凝固シェルに捕捉される位置²²⁾

低炭素 Al キルド鋼の表面欠陥はアルミナ・クラスターとパウダーのかみ込みに大別される。アルミナが鋳片に捕捉されるメカニズムについては、タンディッシュ・ノズル周りのメニスカス近傍での捕捉 (図 4)²²⁾が挙げられる。溶鋼中のアルミナの過半は取鍋とタンディッシュ間の空気酸化を防止することにより解決されるとの報告は多い^{23)~25)}。Al キルド鋼の表面欠陥となるアルミナ・クラスターの大きさは $50\ \mu\text{m}$ 以上のものである。

DI 製缶用に用いられる表面処理鋼板で問題となる介在物の寸法限界は、鋳片で約 $60\ \mu\text{m}$ と推定される²⁶⁾。また実際のフランジ割れ部から検出された介在物は $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系および Al_2O_3 系が主体である。別な報告によれば²⁷⁾、プレス割れの原因となる介在物是不定形アルミナが主体であり、アルミナ・クラスターはその主因とはならない。割れを惹起する限界直径は DI 缶の胴部で約 $300\ \mu\text{m}$ 以上、フランジ部で $100\ \mu\text{m}$ 以上、張り出し加工をうけるエアゾール缶ドーム・トップ部品では約 $300\ \mu\text{m}$ 以上程度である²⁷⁾。DI 加工時の割れを防止するためには、熱延板の磁粉探傷欠陥個数を $0.4\ \text{コ}/\text{m}^2$ 以下²⁸⁾に管理する必要がある。このためスラブ内の $100\ \mu\text{m}$ 以上の大型介在物の許容量は $0.01\ \text{mg}/10\ \text{kg steel}$ となる²⁹⁾。

熱延板を素材として使用する代表例として電縫管、鍛接管がある。鍛接管については介在物が欠陥となる例は少ない。電縫管の場合は溶接部のメタルフローが電縫部で立ち上がっているため、内部の介在物が電縫部表面に露出して割れの原因となり、超音波探傷で検出される。メタルフローの立ち上がりは管径、肉厚により変化するが、板厚の $10\sim 25\%$ であり、この範囲に存在する介在物が問題となる。介在物として $200\sim 300\ \mu\text{m}$ 以上のシリケートおよび数 $10\ \mu\text{m}$ 以上の³⁰⁾のアルミナ・クラスターが欠陥の原因となる。連铸機では $\text{sol. Al} \leq 0.005\%$ とした Si 脱酸の溶鋼をアルミナ黒鉛質ボックス型ノズル

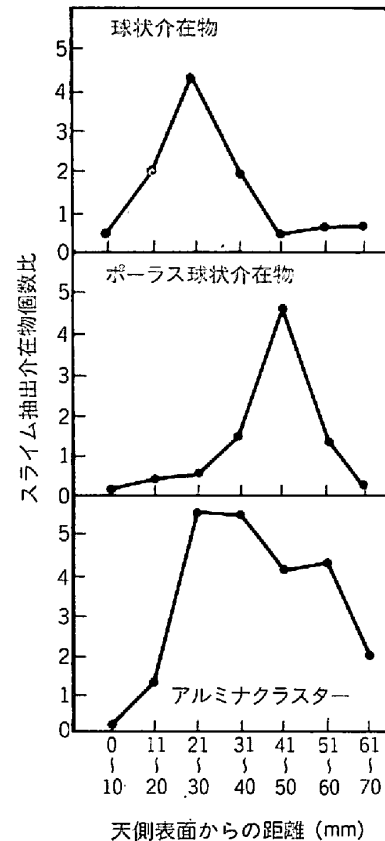


図 5 鋳片より抽出した介在物の形態別の富化位置³⁴⁾

を用いて鋳造するのが効果的である³¹⁾。

厚鋼板についても近年造船用、橋梁用鋼として高品質のものが要求されている。介在物起因による厚鋼板の内部欠陥は超音波探傷で検知される。いずれも溶接部の介在物による未圧着部の発生が問題となる。介在物の組成は $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-CaO}$ 系が含まれ、外来性介在物と考えられる³²⁾。製缶時に溶接不良を起す介在物径は約 $250\ \mu\text{m}$ 以上である²⁷⁾。サワーガス用ラインパイプや耐ラメラレーチー材では酸化物系介在物の低減とともに硫化物形態制御も必要となる。

3.2 介在物の形態と組成

介在物の種類は、形態的にはアルミナ・クラスター、シリケート系介在物および Ca を含むアルミネート系介在物に大別される。アルミナ・クラスターは 3 次元的クラスターを形成し、小粒集合型と樹枝状型が共存し³³⁾、その全体の大きさは数 $10\ \mu\text{m}$ から数 $100\ \mu\text{m}$ まで種々の形状で存在する。シリケート系介在物は鋳片内では球形で、単純なシリケートから Al_2O_3 が析出し组成的には $\text{SiO}_2\text{-MnO-Al}_2\text{O}_3$ 系さらには $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ 系である。大きさは大部分 $100\ \mu\text{m}$ 以上である。形状は球形である。

低炭素 Al キルド鋼の介在物分布と組成については図 5 のように球状、ポラス状介在物とアルミナ・クラスターの 3 種類に分けられる³⁴⁾。

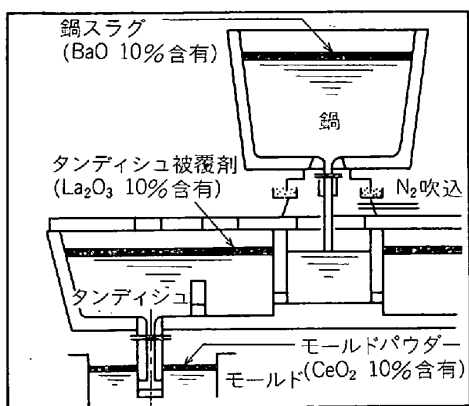


図 6 La, Cc などの介在物トレーサの添加場所³⁶⁾

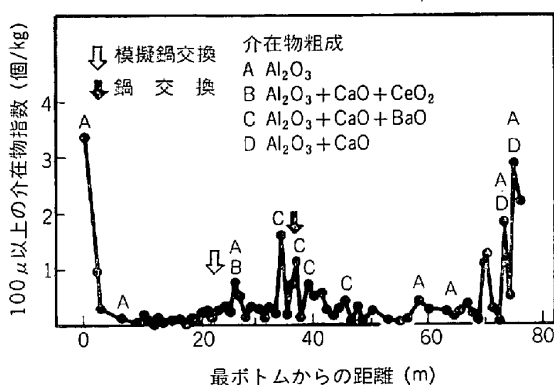


図 7 铸片铸造方向の介在物分布³⁸⁾

介在物中の CaO の起源について多くの報告がある^{35)~40)}。湾曲型連铸機における铸片内介在物の起源を見出すためタンディッシュパウダーに La₂O₃、モールドパウダーに CeO₂ をトレーサーとして用いて、铸片内介在物の EPMA 観察から CaO 系介在物の起源はタンディッシュパウダーの巻き込みにあると結論している。しかし一方では、タンディッシュパウダーに La₂O₃ トレーサーをいれた実験では铸片の介在物中には La₂O₃ が検出されていない(図 6, 図 7)³⁹⁾ことから、深浴でかつ堰を設置すればタンディッシュ・パウダーの混入は防止できる³⁶⁾³⁸⁾。

CaO-Al₂O₃ 系は取鍋スラグと Al₂O₃ とが吸収合体して組成が変わっていくとして、スラグと脱酸生成物が起源となる⁴⁰⁾。铸片内にみられる高融点 CaO-Al₂O₃ 系介在物は、出鋼中に添加する Al が溶解する段階で溶鋼中に懸濁した転炉スラグと反応したことに起因している³⁷⁾。

3.3 連铸機の形式と介在物の集積の関係

介在物の铸片内の存在位置、量、大きさの分布は、铸込流が介在物を铸型内へ持ち込む量、铸込流の湯流れパターンおよび連铸機の型式によつて左右される⁴¹⁾。

円弧型連铸機では、介在物は上面側(内側)の 1/4~1/5 厚位置に集積し、垂直曲げ型および垂直型ではスラブ中心に介在物は集積する。垂直型では中心への集積度

は低下している。円弧型連铸機で铸込んだ铸片の上面側に集積する大型介在物はスラブ幅方向に均一には分布せず、左右 1/4 幅部分に偏在し、この傾向は逆 Y 型ノズルを使用した場合に顕著となる。

湾曲型連铸铸片内の大型介在物集積機構については熊井ら⁴¹⁾の研究があり、また垂直部を有する連铸機では拜田ら⁴²⁾が水モデル実験により測定できる介在物侵入深さをを用いて式を提案している。垂直凝固する連铸片は湾曲型により铸造された铸片に比較して介在物が大幅に減少している⁴³⁾。

適正な垂直部長さを求めて行われた水モデル実験によれば、介在物の分離に対して有効な垂直部は 2 m 以上であるとしている⁴⁴⁾。

铸型内の介在物の浮上はクレーター内侵入が浅いほどよく³⁶⁾、半径 10m 円弧連铸機では侵入深さが約 1.5m 以下の時円弧内側の介在物集積は消失する。

3.4 多連铸時の铸片内介在物の分布

連続铸造はその作業形態上、定常铸造時と非定常铸造時に分けられる。定常铸造時においては比較的安定した铸造が行われるので、介在物の量や組成に関しても取鍋溶鋼の清浄性によつて定まる。一方非定常铸造時は铸造初期、铸造末期および連々铸の継ぎ目における铸片位置に相当し、介在物の起源ならびに対策を考えるに当たつて複雑な要素が生じてくる。すなわち、铸造のごく初期および末期においては铸造中期に比べて目視介在物量は多い⁴¹⁾。同様な結果は他にも多く報告されている^{25)27)45)~47)}。

40 kg/mm² 級鋼(中炭中 Mn, Si-Al キルド鋼)の同一タンディッシュでの介在物の挙動は、バブリング後からタンディッシュまでの挙動で後チャージほど Al₂O₃, SiO₂, MnO とともに明らかに増加しており²⁴⁾、その増加割合は 1:3:10 と非常に大きい。一方铸型内での挙動はタンディッシュ内の挙動とは一致せず、後チャージでも増加傾向は認められない。

介在物の起源および増加の原因としては、チャージ終了時において取鍋スラグがタンディッシュ内へ流出し、これが注入流(取鍋-タンディッシュへ)によつてたたきこまれて懸濁すると推定している⁴⁷⁾。

鋼板における介在物も後チャージになるほど増加する傾向がある。図 8²⁷⁾は厚鋼板の表面欠陥多発時の多連铸の影響を示す一例である。

铸造位置と大型介在物の実態を UOE 鋼管向, ERW(電縫管)向など Al キルド鋼を対象に調査した結果は表 3⁴⁵⁾に示される。ボトムは空気酸化による生成物主体、トップはパウダーまきこみが主体を占める。

これらのための対策としては、レードル注入流の開始時の二次酸化防止、铸造末期の頭固め省略および多連铸時タンディッシュ三重堰設置によるレードルスラグカット, T 型タンディッシュの使用などを行い介在物低減に効

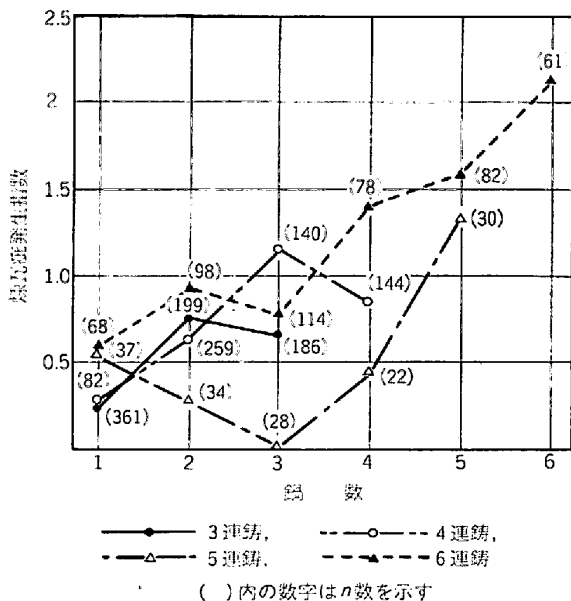


図8 鋼板表面のレンガ疵におよぼす多連铸の影響²⁷⁾

表3 鑄片の鑄造位置による大型介在物の分布実態⁴⁶⁾

| 鑄造位置 | 介在物の下限の大きさ | Al ₂ O ₃ 系 | Mn-Al-SiO ₂ 系 | Ca-Na-Al-SiO ₂ 系 |
|------|------------|----------------------------------|--------------------------|-----------------------------|
| ボトム | 220 μ | 72.2% | 16.7% | 11.1% |
| ミルド | 230 | 89.4 | 5.3 | 5.3 |
| トップ | 550 | 17.6 | 0 | 82.4 |

果を挙げている⁴⁶⁾。

3.5 硫化物の形態制御

鋼中に析出する MnS 介在物は圧延方向に延伸し、鋼材の靱性に異方性を引き起す。近年、石油掘削用の海洋構造物が各地で建造されているが、それらの構造物はパイプ構造が多く、きびしい耐ラメラ・ティア性が要求される。一方サワーガス用のラインパイプ材としては水素誘起割れ性が問題となつている。

連铸鑄片の硫化物系介在物の形態は鋼塊のそれよりは一般に微小である。この理由は、連铸鑄片の凝固速度が大であるため、硫化物の析出形態が微細化するためと考えられる⁴⁹⁾。連铸鑄片の硫化物介在物の形態は、従来鋼塊材での硫化物とほぼ同じ傾向を呈していることがわかつた⁵⁰⁾。

浅野ら⁵¹⁾⁵²⁾は 60 kg/mm² 級鋼に REM を添加して介在物におよぼす影響を調査した。その結果、目視可能な 100 μm 以上の大型介在物量では、REM 添加したものは無添加材に比べ若干少なくなつている⁵³⁾。

連铸材への Ca 添加については弾丸投射法⁵⁴⁾、Ca-Al ワイヤ法⁵⁵⁾、などがあり、鋼材の機械的性質の調査をも併せて行い、Ca 添加により介在物形態が変化して鋼板の性質が著しく改善された。

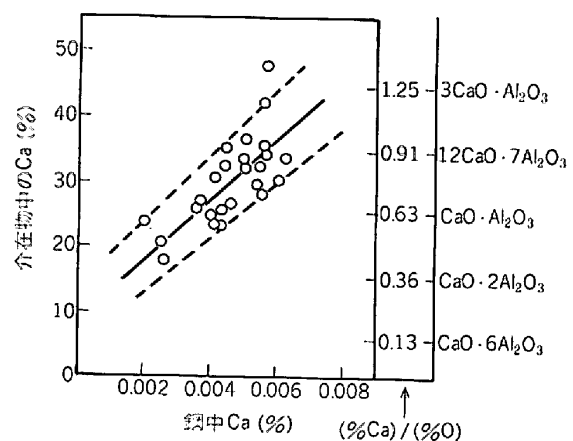


図9 鋼中 Ca 濃度と酸化物系介在物中の Ca 濃度の関係⁵⁶⁾

大型鋼塊内の Ca, REM による硫化物の形態制御度は有効原子濃度 (ACR) により統一的に整理され⁵⁶⁾、鋼材の用途に応じた適正濃度域が定められた。連铸材に対して同様の手法を用いて、パイプ用 Al キルド鋼を対象として Ca はタンディッシュ内容鋼に鉄被覆した Ca 線または Ca-Si 合金塊で添加し、REM は铸型内容鋼に鉄被覆 REM 線で添加した。図 9⁵⁶⁾に示されるように Ca 添加材の鋼中 Ca 濃度が増すにつれて硫化物介在物中の Ca 濃度が増す。この図を用いて硫化物形態制御に有効に作用する Ca 濃度の式を得て、有効 REM 濃度も求め、さらに ACR で統一的に整理することができるようになった。

ここでの有効 Ca, 有効 REM 濃度および ACR (Atomic Concentration Ratio) はそれぞれ以下の式で表される：

$$[\%Ca_{eff}] = [\%Ca] - \{0.18 + 130[\%Ca]\} [\%O] \quad \dots \dots \dots (1)$$

$$[\%REM_{eff}] = [\%REM] - 0.008\% \quad \dots \dots \dots (2)$$

$$ACR \equiv (W_S / W_{Ca \text{ or } REM}) \{ [\%Ca_{eff}] \text{ or } [\%REM_{eff}] / [\%S] \} \quad \dots \dots \dots (3)$$

W_i : i 種原子の原子量

Ca 添加による硫化物形態制御機構の基礎的検討を行った結果⁵⁷⁾によれば、溶鋼中にはかなりの [Ca]_{sol.} [S] の存在が推定される。これより凝固時に Ca, S の凝固直前への濃化、CaS の反応析出の機構が存在すると考えられる。また Ca 添加により硫化物の形態制御のみならず等軸晶が増加し、中心偏析が低減する⁵⁸⁾。Ca 添加による鋼板特性の向上についての報告は多いが、一例として表 4 では超低硫鋼 S ≤ 0.001% に Ca 添加したときの耐 H₂S 性能を示す⁵⁹⁾。

3.6 介在物の成因とその対策

転炉出鋼から連铸工程における介在物の生成源、混入源と生成プロセスを図 10⁴⁰⁾に示す。厚板 50 kg/mm² 級鋼を対象にして、鑄片介在物量に与える種々な要因を解

表 4 連続鋳片より圧延した鋼板の確性結果の例⁵⁹⁾
(規格 API-5LX-X52, 板厚 19.5 mm)

| プロセス | Ca 処 理 | | 介在物 (コ/mm ²) | | | HIC | | SSC | |
|------|------------|---------|--------------------------|------------------|------------------|------------------|-----|-----|---------------------------|
| | Ca 添 加 | (Ca) | (S) | A系 | B系 | C系 | ā | CSR | σ_{th}/σ_{ys} |
| A | な し | ppm tr. | ppm 23 | 6.3 ³ | 0.1 ³ | 2.7 ³ | 5.2 | 1.2 | 0.70 |
| | 取鍋, タンディシュ | 61 | 25 | 0.0 ⁰ | 0.2 ³ | 3.4 ⁹ | 2.0 | 0.3 | 0.75 |
| B | な し | tr. | 9 | 0.0 ² | 0.1 ⁰ | 2.6 ² | 3.1 | 0.3 | 0.75 |
| | 取 鍋 | 32 | 7 | 0.0 ⁰ | 0.0 ² | 1.8 ³ | 0.6 | 0.0 | 0.82 |

ā : average crack length (mm/20mm). CSR : crack sensitivity ratio (%)

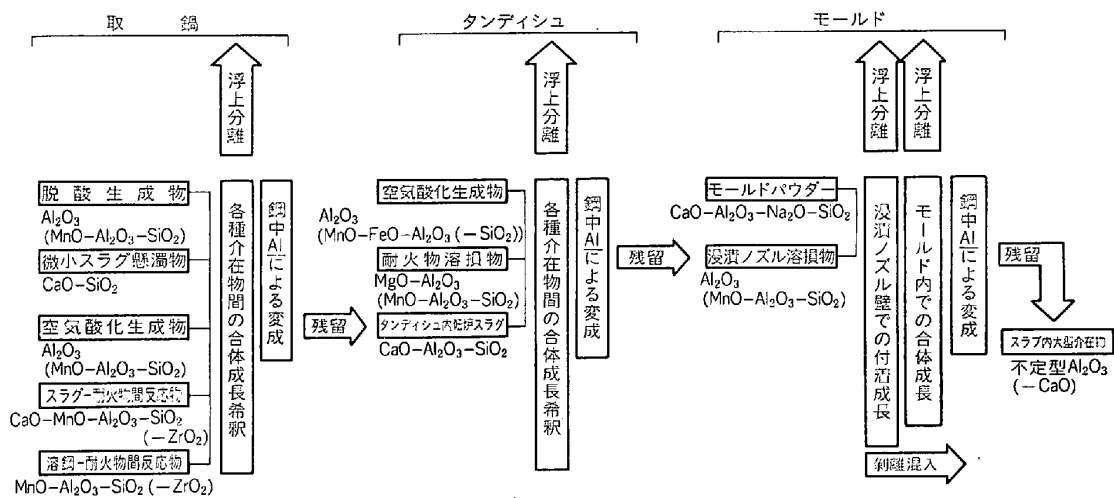


図 10 転炉出鋼～連続工程における介在物の生成源, 混入源と生成プロセス⁴⁰⁾

析した結果によれば, 取鍋から鋳片までの sol. Al の酸化量に対しては, 取鍋からタンディシュへの注入流の空気酸化がもつとも寄与率が高く, 全酸化量の約 35%, ついでタンディシュ内の溶鋼表面とライニング面からの酸化が約 30%, タンディシュ・フラックスの巻き込みによる酸化が約 25%, タンディシュ・ノズル溶損による酸化が約 10% の順であつた。

このような介在物の成因をもとに介在物の低減対策を以下に記す:

(1) 溶鋼をタンディシュに注ぐまでの対策

転炉炉内の酸素量, 取鍋での脱酸法は, 一次脱酸生成物の量と種類を決定する重要な因子である. ことに低炭素鋼を製造する場合は出鋼前 [O] を低くすることが必要である. 鍋内の脱酸法については, Al キルド鋼, Si-Al キルド鋼とも sol. Al 量を適正範囲に制御することが重要であり, Al ワイヤー・フィーダー法⁶⁰⁾, Al 弾投射法⁶¹⁾などの方法が実施されている. 特殊脱酸剤として冷延用の低 Si-Al 脱酸鋼に対して Si-Al-Ca-Ba 脱酸剤を添加すると介在物が減少する⁶²⁾. またタンディシュ内に Ca 添加を行うとアルミナ・クラスターが減少する⁶³⁾. Ca-Al 線添加による溶鋼の清浄化は Al₂O₃ 系介在物の低減

に効果がある⁶⁴⁾.

最近の報告によれば, 大型介在物低減のため表 5 に示す条件で取鍋処理を行い, 介在物の工程間推移から, 取鍋粉体吹き込みの効果を図 11 のようにあげている⁶⁵⁾⁶⁶⁾.

前述のように介在物におよぼす転炉スラグの影響は大きく, 転炉スラグの鍋への流出は極力防止することが必要である。

(2) タンディシュ以降における対策

取鍋-タンディシュ間の空気酸化防止は介在物低減の

表 5 取鍋インジェクションによる脱硫処理⁶⁵⁾

| | 処理条件 | 対象鋼種 |
|--------|---|--|
| 取鍋 ArB | 鋼底ポータスプラグより 300 l / min 3 min | 厚板 50 キロ級 (2 chs) 冷延用 Al キルド (1 ch) |
| DH | UF 3.0~4.0 35~36 min | UOE ラインパイプ X65 (2 chs) |
| 取鍋粉体吹 | CaO, CaF ₂ 含有フラックス 15 min | 厚板 50 キロ級 (2 chs) 冷延用 Al キルド (1 ch) |

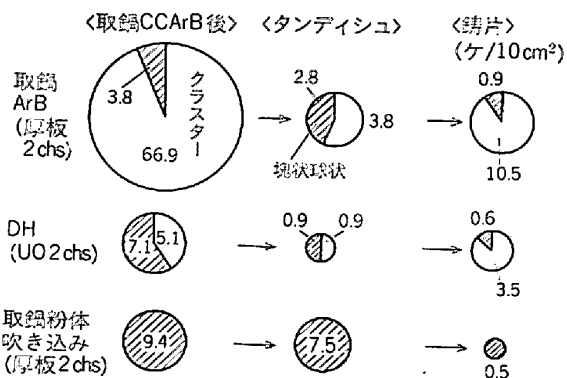


図 11 精錬工程間における介在物の推移⁶⁵⁾

対策として大きな効果がある^{85)~40)}。タンディシュ内の介在物浮上分離のために堰を設けることが、高級鋼製造に役立つとの報告が多数ある³⁶⁾⁴⁸⁾⁶⁵⁾⁶⁷⁾。タンディシュ内の堰の構造には種々の形状がある。多連鑄化において鍋継目鑄片の品質改善としてタンディシュの容量を 70 t まで拡大した結果、品質、操業が改善された⁴⁶⁾⁶⁸⁾。

タンディシュ・モールド間の浸漬ノズルの材質や形状について多くの研究が進められている^{69)~76)}。水モデルを用いた 3 種のノズルによる実験によれば⁶⁹⁾、メニスカス近傍への上向き溶鋼流が強かつ侵入深さが浅い方が介在物減少に良好である (図 12)。N. MILL⁷⁷⁾は表層直下のアルミナ・クラスターに対しては Multi-Port- Nozzleを推奨している。

介在物と溶鋼流動の関係の調査により⁷⁸⁾、鑄片内の大型介在物および鑄片幅方向の介在物分布と柱状晶偏向角度 θ との相関が求められた。

浸漬ノズル材質および吐出角度の差による目視介在物量を表 6²⁴⁾に示す。介在物は高アルミナ黒鉛質では溶融

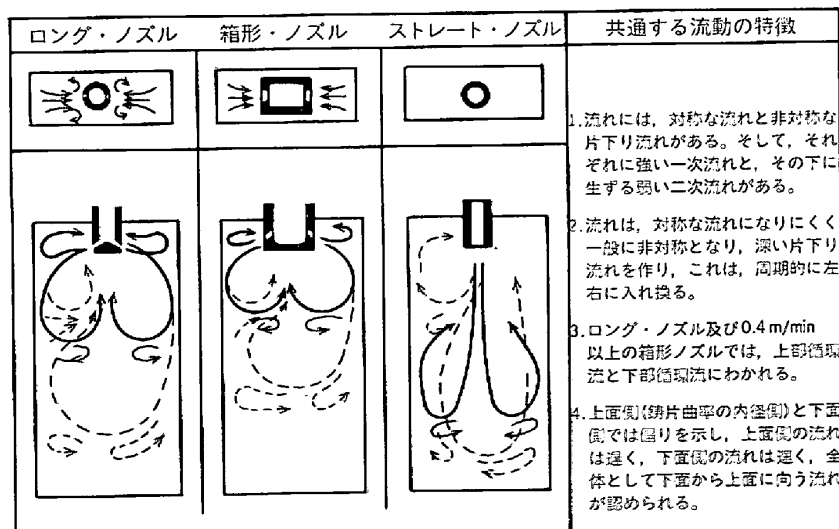
表 6 浸漬ノズルの材質による介在物量の変化²⁴⁾

| 材 質 | 吐出角度 | 介在物個数 個/100 cm ² |
|---------|------|--------------------------------|
| 溶融石英 | 43° | 1.01 |
| 〃 | 15° | 0.21 |
| アルミナ黒鉛質 | 43° | 0.05 |

シリカに比べてきわめて少ないことがわかる。しかし高アルミナ黒鉛質ノズルの採用によつてノズル溶損からノズル詰まりへと問題点が変わつてきた。イメージン・ノズルの閉塞は耐火物中の SiO₂ 分と溶鋼中の Al, Ti などの強脱酸性元素との反応で生じる網目状のアルミナを媒介として起こるとしている⁷⁹⁾。このノズル閉塞を防止する方法としてタンディシュ・ノズルからの Ar ガス吹き込みと同時に上ノズルからもガス吹き込みを行い、低炭素 Al キルド鋼の多連鑄を安定して行つている⁸⁰⁾。

鑄片表面欠陥におよぼすパウダーの影響についても多くの研究が行われている^{81)~85)}。低炭素 Al キルド鋼に使用するパウダーは浮上する Al₂O₃ の吸収能力が高くなければならない。鑄込み温度を高く保ち適切なパウダーを選ぶことによりパウダーのアルミナ吸収量が増加し (図 13)²²⁾、一方アルミナ吸収量が増加すると表層クラスター評点がよくついていること (図 14)²²⁾が示される。鑄片のスナかみとパウダー A, B, C の消費量の関連の調査 (図 15)⁸⁶⁾によれば、パウダー消費量が高いほどスナかみ欠陥が少なく、パウダー C がよいことが示される。

溶融パウダーへの固体アルミナの溶解機構の調査によれば⁸⁷⁾、溶融-溶融フラックス界面ではアルミナは溶融フラックス中へ移行し、この際の溶融速度は溶融パウダー



実線：対称な流れ 太線：一次流れ
点線：片下りの非対称流れ 細線：二次流れ

図 12 初期凝固シェル内の溶鋼流動の模式図⁶⁹⁾

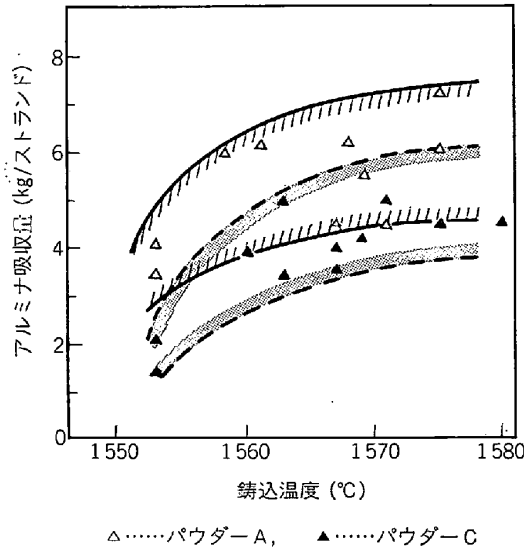


図 13 鑄込み温度、パウダー種類によるアルミナ吸収量の変化²²⁾

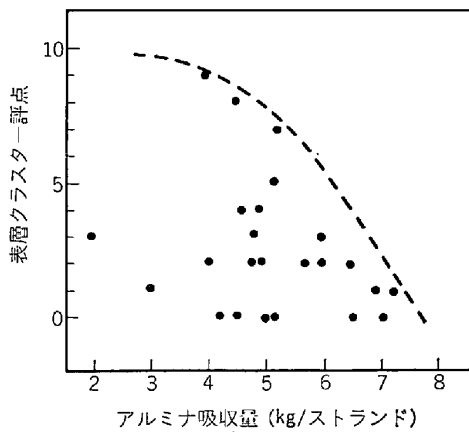


図 14 モールドパウダーによるアルミナ吸収量と鑄片のアルミナクラスタの関係²²⁾

の CaO/SiO_2 比、 NaF 濃度の増加とともに大きくなることが報告されている。アルミナの溶解におよぼすパウダー中の弗化物の影響の調査により⁸⁸⁾、等量の弗素を添加するには NaF がもつとも効果的であり、 LiF 、 CaF_2 、 MgF_2 の順であることが示された。

最近の報告にもとづいて⁴⁰⁾⁸⁹⁾⁹⁰⁾、高級清浄鋼を製造する上での転炉から連铸工程にいたる一貫した介在物対策についてさらに重要項目を列記すれば以下のようなになる：

溶鋼の清浄化処理とレードル・ノズル絞りの防止、鑄造中の空気酸化防止(取鍋-タンディッシュ間シール、鑄造前のタンディッシュ内 Ar 置換)、タンディッシュ内 2 段堰の設置、モールド内およびノズル内 Ar ガス吹き込み、モールド内吐出流緩衝板の設置などの諸対策を実施することが挙げられる。

UOE 向けラインパイプ、DI 缶用ぶりきなどの高清浄鋼を安定して歩留りよく生産できる手段として上記のほ

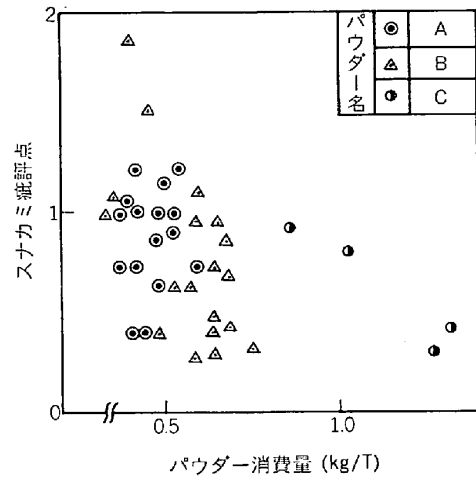


図 15 パウダー消費量とスナカミ疵評点との関係(シール鑄込み)⁸⁶⁾

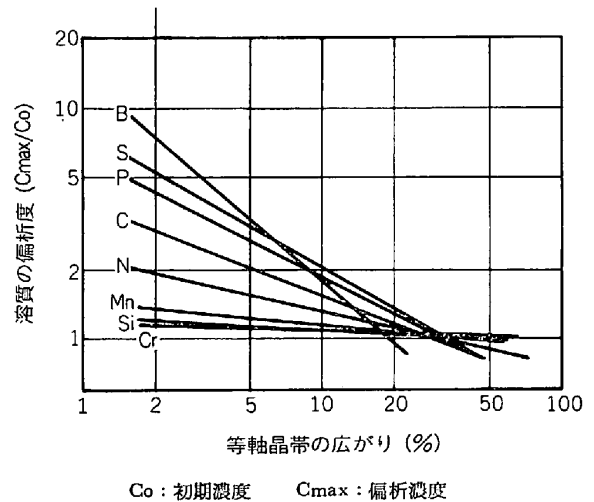


図 16 鑄片中央部における溶質の偏析傾向⁹²⁾

か、三重堰タンディッシュ、T型タンディッシュ、強攪拌型の堰の使用、タンディッシュ・フラックスのまき込み防止などが挙げられる。

4. 中心偏析とその防止対策

4.1 中心偏析の実体と製品品質への影響

鑄造組織および中心部の偏析状況は鑄造温度によつて大幅に異なり⁹¹⁾、タンディッシュ内溶鋼過熱度 (ΔT) が 25°C 以上の場合には中央部に柱状晶、分岐柱状晶が発達し、最終凝固部に断続的な線状または点状のマクロ偏析(中心偏析)が認められる。これに対して、 $\Delta T \leq 15^\circ\text{C}$ の低温鑄造材の場合には中央部に等軸晶帯が発達し、マクロ偏析は等軸晶の粒間に分散しており中心偏析はほとんど認められない。このように連铸スラブの中心偏析は、連铸機の整備がごく普通に行われていれば、低温鑄造により防止できるが、低温鑄造は安定な操業がかなりむづかしくしかも介在物性欠陥が多発しやすいため、一般的には $\Delta T \geq 25^\circ\text{C}$ の鑄造を行い、かつ中心偏析を低減する操業が行われている。

表 7 各種機械試験値の定義⁹³⁾

| 試 験 | 特 性 値 | 記 号 | 定 義 |
|---------------|-------------------|--------------------|--|
| ラミ試験 | ラミ長さ比 | LLR | (板厚中央に発生したラミの総長さ/破断部の幅)×100% |
| サイドベンド試験 | ベンド部クラック長さ比 | BCLR | ベンド部板厚中央に発生したクラック/ベンド部の長さ×100% (カラーチェッタで現出)の総長さ |
| たがね試験 | 塑性変形吸収エネルギーインデックス | PDAE | P-ε 曲線 (ストレインゲージ使用) の P _Y -P _{max} 間の積分値で靱性を示すインデックス |
| シャルピー試験 (LCZ) | vEs vTs | | |
| Z 切欠き試験 | 局 部 伸 び | v(El) _z | (破断後のGL-初期GL)/初期GL×100(%) |
| Z丸棒引張り試験 | TS RA | | |
| サルファープリント | 偏 析 長 さ 比 | | (総偏析長さ/被検長さ)×100(%) |

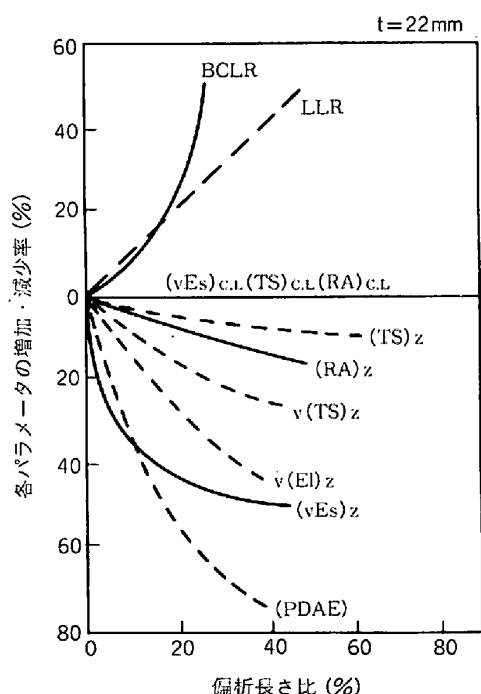


図 17 鋼板の各種機械的特性値におよぼす偏析の影響⁹³⁾

図 16⁹²⁾は、中心偏析部の溶質元素の最大濃化程度を中央部の等軸晶面積率との関係により示したものである。中心偏析部にほとんど等軸晶が存在しない場合には、[C]で約 2.5 倍、不純物成分である [P], [S] では約 5 倍ほど正偏析することが示されている。

連铸铸片 (スラブ) の中心偏析が厚板製品に与える影響について、40 kg/mm² 級鋼の 10~30 mm 厚さの厚板にて中心偏析水準の異なるものを選び、表 7⁹³⁾に示すような各種の試験を行った結果を図 17⁹³⁾に示す。中心偏析が増加するにつれてとくに板厚方向の諸性質の劣化が著しく、Z 方向特性を要求される厚板材についてはことに中心偏析の少ないことが要求される。

また最近需要が増加しているサワーガス用ラインパイプ素材となる高張力鋼板については、板厚中心部偏析層に存在する微量の MnS ばかりでなく、ペーナイト・マルテンサイト組織からなる異常組織が生じて硫化水素割れの原因となることが明らかとなった⁹⁴⁾。この対策としては C, Mn, P, S, Nb などの中心偏析を低減させることが不可欠の条件となつている⁹⁵⁾⁹⁶⁾。

4.2 中心偏析の成因と防止対策

中心偏析の生成原因は、凝固末期におけるデンドライト樹間残溶鋼の移動によるものと考えられる。残溶鋼の移動の原因は凝固収縮にともなう凝固末端への溶鋼のサクションと铸片のバルジングであるが、残溶鋼の移動の難易は凝固組織によつていちじるしく影響を受け、最終凝固部に広範な等軸晶が生成される場合には残溶鋼の移動は阻止される。

タンディッシュ内溶鋼過熱度 $\Delta T \geq 25^\circ\text{C}$ の铸造温度を維持しながら中心偏析を低減するには、(1)偏析しやすい不純物元素の低減、(2)凝固末端部への残溶鋼の移動阻止、(3)電磁攪拌による铸造組織の向上、などの対策がとられている：

(1) 偏析しやすい不純物元素の低減

溶銑予備処理や各種の炉外溶鋼処理によつて溶鋼中の [S], [P] などを除去した溶鋼を铸造する。たとえば [S] については、VAD⁹⁷⁾、パウダー・インジェクション¹⁶⁾⁹⁸⁾ などにより素鋼 [S] ≤ 10 ppm にする技術がすでに確立されており、さらに残留する微量の [S] を REM, Ca などの処理により凝固鋼中の MnS は無害な C 系の微細な Oxysulphide に形態制御することが可能となり⁸⁵⁾⁹⁴⁾⁹⁹⁾、事実上 [S] = tr の鋼を製造できるところまできている。

(2) 凝固末端部への残溶鋼の移動を機械的に阻止する方法

残溶鋼の移動はロール間のバルジングおよび凝固収縮

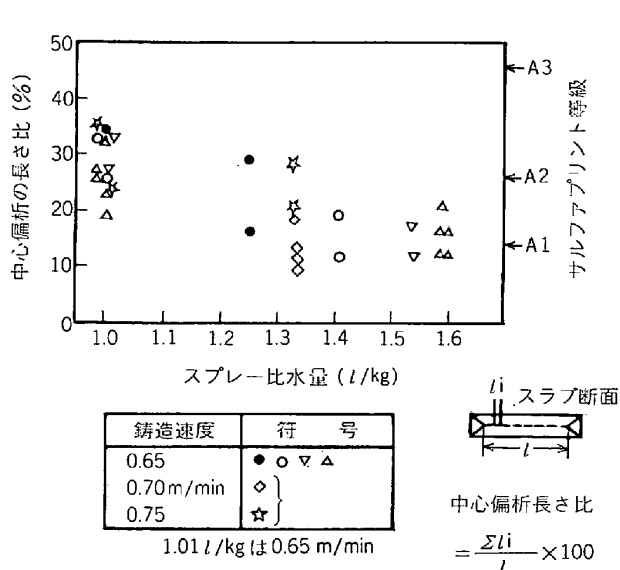


図 18 強スプレー铸造によるスラブの中心偏析の改善¹⁰²⁾

のサクシオンによつて発生する。ロール間のバルジングはロールのミスアラインメントを完全におさえても、溶鋼静圧により次式で近似的に表される量 (δ) だけ発生する：

$$\delta = Pl^4/32 \cdot Ed^3$$

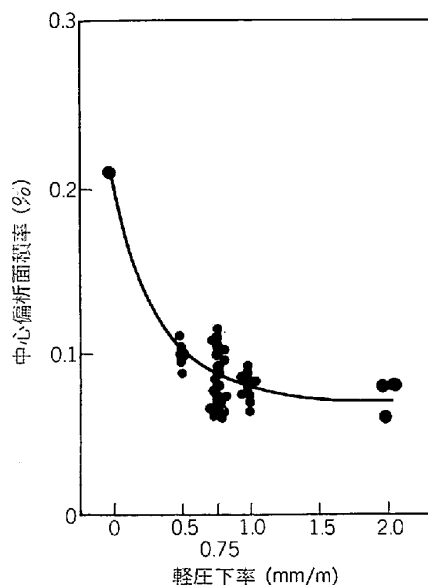
ここで P : 溶鋼静圧, l : ロール・ピッチ, E : 凝固シェルのヤング率, d : 凝固シェル厚み。したがつてバルジング量を少なくして中心偏析を低減するには、①溶鋼静圧を小さくするような低速铸造を行う¹⁰⁰⁾, ②連铸機の凝固完了点付近のロール・ピッチを小さくする¹⁰¹⁾, ③凝固シェル厚みを増し、ヤング率を上げるため、強スプレー铸造¹⁰⁰⁾¹⁰²⁾を行うことが必要であり、たとえば図18¹⁰²⁾に示したような効果が挙げられる。

さらに凝固収縮によるサクシオンを防止するため、クレーター・エンド付近をテーパ・アラインメントに絞り込んで铸造する方法が行われている。

この方法を発展させ内部割れを発生させない範囲で未凝固铸片のクレーター・エンド近傍を軽圧下し、凝固収縮およびバルジングによる濃化溶鋼の移動を阻止する铸造法 (軽圧下铸造) が開発されている。その適用結果を図 19 に示すが、軽圧下率 0.75~1.0 mm/m で高温铸造铸片の中心偏析は 1/2~1/3 に減少した¹⁰³⁾。

(3) 電磁攪拌による内質の向上

スラブ連铸への電磁攪拌の適用については 1973 年に実機での試験が行われ¹⁰⁴⁾, 以降多くの努力が続けられている。まず移動磁界を発生させることにより溶鋼を攪拌する方法としては、支持ロールの外側より攪拌する方式¹⁰⁵⁾, 支持ロールの間で铸片に近接して攪拌コイルを設置する方式¹⁰⁶⁾, 非磁性のステンレス製ロール内に攪拌コイルを組み込んだ方式¹⁰⁷⁾などが開発されている。一方直流磁場と直流電流により溶鋼を攪拌する静磁場通電方式



中心偏析面積率

$$= \frac{\sum d_i \times l_i}{D \times L} \times 100 (\%)$$

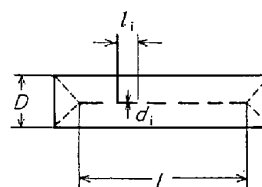


図 19 スラブ中心偏析におよぼす軽圧下铸造の効果¹⁰³⁾ (高温铸造, 素鋼 [S]=0.020~0.024%)

も開発され¹⁰⁸⁾, ホワイト・バンドを鮮明にさせないで自由晶 (等軸晶) 領域を増加させることができる。

スラブ連铸における電磁攪拌効果の一例を図 20¹⁰⁴⁾に、鋼板での偏析評点の向上を図 21¹⁰⁶⁾に示す。ホワイト・バンドを生成させないで自由晶率を増加し、中心偏析を改善するためには①電磁攪拌の機種、攪拌位置・数、攪拌強度、攪拌パターン、などの設備的な検討と、②铸造する溶鋼組成とか铸造温度 (ΔT) が攪拌効果におよぼす影響に対する検討の両者が必要である。スラブ铸片について発表された例は少ないのであるが参考までに、図 22¹⁰⁹⁾に溶鋼 [C%] と溶鋼過熱度による铸片内部組織の変化 (280×350 mm ブルーム铸片についての観察結果), 図 23¹⁰⁵⁾には攪拌効果におよぼす溶鋼過熱度の影響を普通鋼について調べた結果を示す。

スラブ連铸における電磁攪拌技術については、従来鋼種においては、溶鋼温度の均一化を計るとともにデンドライトを破碎、再溶解して铸片中心部の自由晶を増加させて中心偏析を軽減し、ひいては連铸適用鋼種の拡大につながる。さらに铸造速度の上昇による生産性の向上、溶鋼過熱度の上昇による操業の安定性の向上などの効果が考えられる。新しい用途としては、後述のスラブ用未脱酸鋼の铸型内電磁攪拌も含めて、ソフト・ハード両面

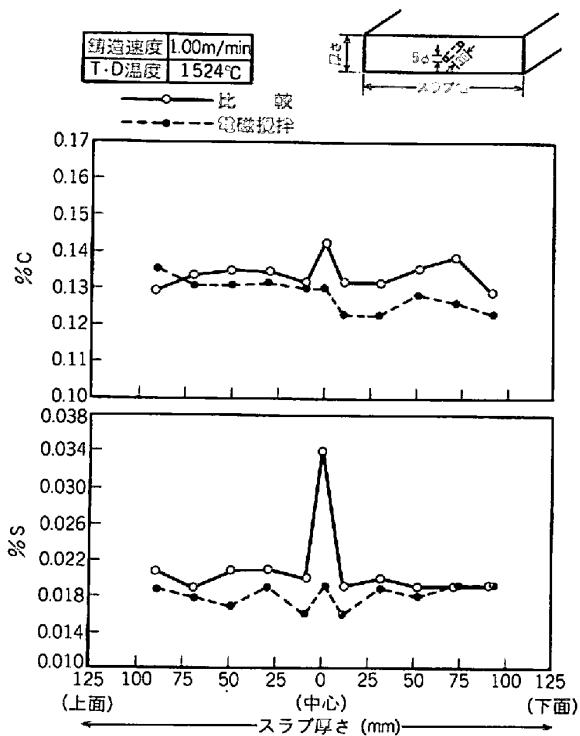
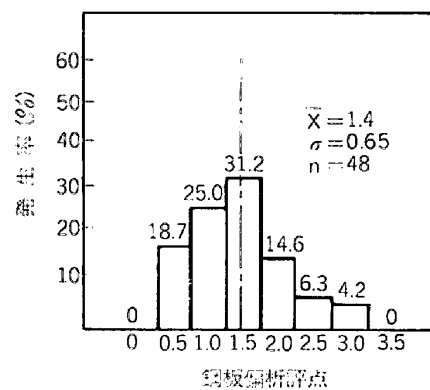
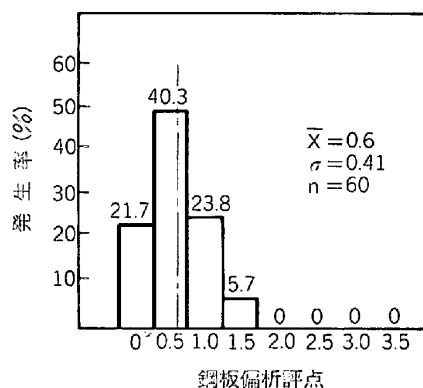


図 20 電磁攪拌による厚板向鑄片の中心偏析の改善¹⁰⁴⁾ (鑄片中央, 5 mmφ ドリル)



(a) 比較材



(b) 処理材

採取位置: ミドル片スラブ鋼板

図 21 電磁攪拌処理鑄片より圧延した鋼板の偏析評点¹⁰⁶⁾

での一層の進展が待たれる。

5. 表面欠陥とその防止対策

5.1 スター・クラックの防止対策

スター・クラックは鑄型内面にめつきを施すことによりすでに解決している欠陥である。めつき材質は Cr が一時用いられたがめつき寿命の点から最近では 3~5 mm 厚の Ni めつきが行われ、さらに Ni に Fe や各種耐火物粒子を共析させたもの¹¹⁰⁾、Co, Cr, Ni 合金などを Ni めつき層上に重ねてめつきして¹¹¹⁾ めつき層の熱的・機械的特性を改善させたものが開発されている。Ni および Ni 合金系についてはめつきのほか溶射、爆着によつてもコーティングされるが、母材の変形やコーティング材の層の不均一性などのため一般にはめつきが多く用いられている。

5.2 横割れ

湾曲型連鑄機では、矯正時の鑄片表面温度が適正でない場合、オシレーション・マークの谷に沿った表面横割れあるいはコーナー横割れが発生する。この割れは結晶粒界割れで Al, Nb, V, Ti, Cu, Ni などの合金元素濃度の増加にともなつて著しくなる。図 24 に Al 濃度を变化させた場合の鋼の延性挙動¹¹²⁾ を示すが、750~850 °C の温度領域で延性の低下がみられ、Al 濃度増加とともに脆性領域が広がっている。この温度範囲の延性低下は、炭化物および炭窒化物の粒界析出とフィルム状フェライトの析出の二点から説明されている¹¹³⁾。対策として

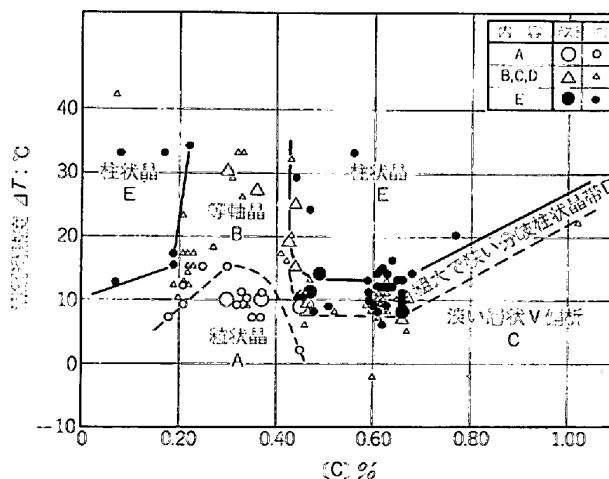


図 22 溶鋼 [C%] と過熱度 ΔT による鑄片中央部 (コア) の凝固組織の変化 (280×350 mm ブルーム鑄片¹⁰⁹⁾)

は、矯正点における鑄片表面温度を脆性領域よりも高くする¹¹²⁾か低くする方法¹¹⁴⁾がある。

一方 Al-Si キルド鋼 (0.1%C) に発生する横割れで凝固割の場合がある¹¹⁵⁾¹¹⁶⁾。この発生原因は鑄型テーパの

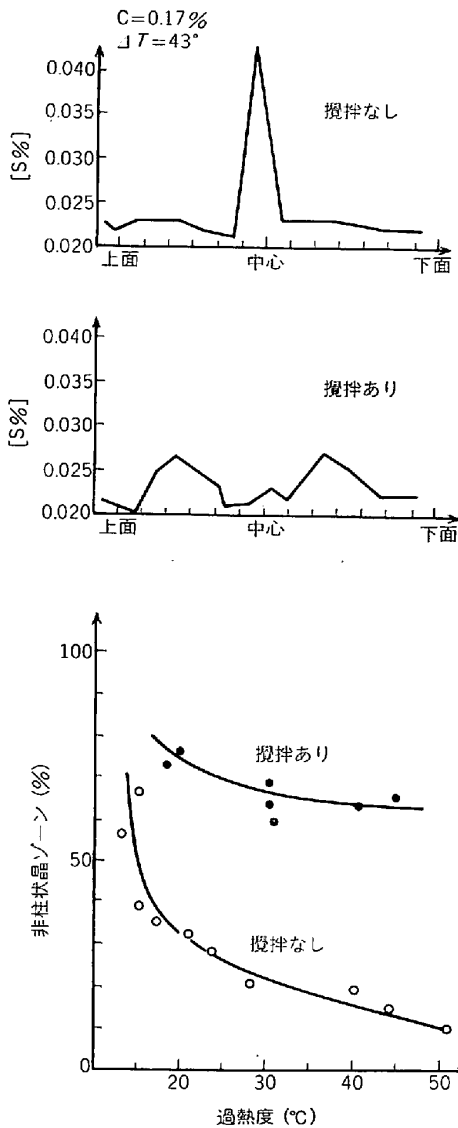


図 23 電磁攪拌による鑄片の中心偏析の改善におよぼす溶鋼過熱度の影響 (SSAB OXELSOND)¹⁰⁵⁾

不適正による引き抜き抵抗の増大と鑄型内凝固シェル厚さの不均一によるもので、その対策としては鑄型テーパの適正化のほか、鑄型振動の低ネガティブストリップ時間になるような振動モードを選んでパウダーの流れ込み量を増加することによりオンレーションマーク深さを低減することが有効である。

5.3 縦割れ

鑄片の凝固途上では、凝固殻には引き抜き方向より周方向の応力が支配的に作用する¹¹⁷⁾。一方鑄型内の凝固殻は厚みが不均一で、とくに 0.1~0.12[%C] の鋼ではその不均一性が著しくなる¹¹⁸⁾。鑄型内で凝固殻の冷却にもなつて周方向に発生する引張応力が殻の薄い部分に集中することによつて面およびコーナーに発生し、二次冷却帯で開口、拡大する。成分的には 0.1~0.12[%C] 炭素鋼および固相線直下の鋼の延性消失温度を低下させる元素、たとえば [S] 含有量の多い鋼ほど縦割れに不利

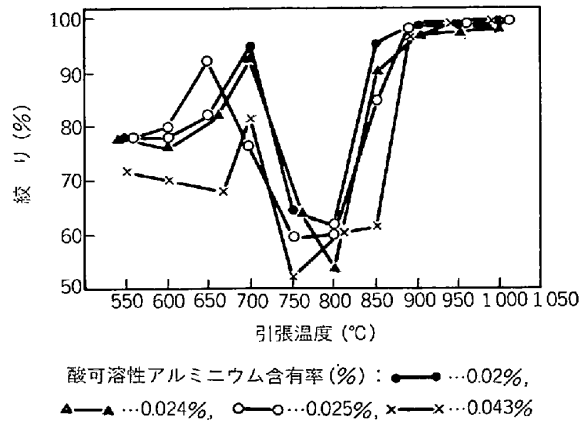


図 24 高温範囲における鋼の引張り試験温度と絞り値¹¹²⁾

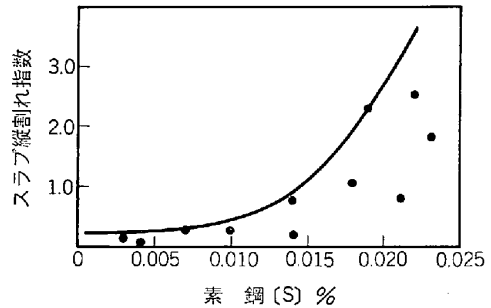


図 25 素鋼 [S] がスラブ縦割れ疵発生におよぼす影響¹¹⁹⁾

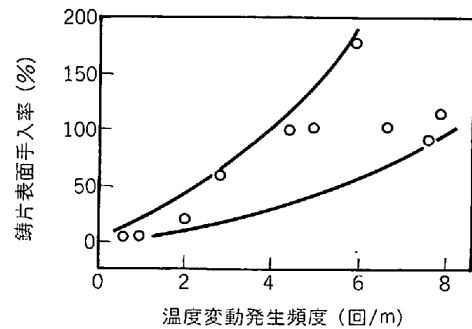


図 26 鑄型銅板内の温度変動発生頻度と鑄片表面手入率との関係¹²¹⁾

(図 25)¹¹⁹⁾となる。

おもな対策には鑄型冷却のバランス¹²⁰⁾、鑄型直下の冷却方法・鑄型テーパの適正化がある。

鑄型パウダーについては実験室検討と鑄型銅板の測温実験によつて縦割れとの関係が解明された^{121)~123)}。パウダーとしては適切な粘性範囲と熔融温度および熔融層形成速度が必要である¹²⁴⁾¹²⁵⁾。パウダーの動的熔融挙動には配合される炭素の種類および粒度構成が影響する¹²³⁾¹²⁴⁾。鑄型銅板の測温結果によれば、温度変動の大きいほど縦割れ発生頻度が高い¹²¹⁾¹²³⁾ (図 26)¹²¹⁾。これはパウダーの不均一流入による鑄型内凝固殻と銅板間の伝熱抵抗の変動から説明されている。しかしまだ不明の点が多

く、鋳型内メニスカス近傍のパウダー、凝固シエルの干渉挙動に関して研究が進められている^{126)~128)}。

5.4 のろかみ

のろかみは鋳片表面にアルミナ・クラスターあるいは鋳型パウダーがトラップされたもので、鋳片幅中央の浸漬ノズル周辺に発生することが多い。対策としては3章で介在物の低減対策に挙げられた項目のほか、タンディッシュおよび鋳型内のパウダーの混入防止のため、タンディッシュおよび鋳型内の湯面レベルの安定化が大きな効果がある¹²⁹⁾¹³⁰⁾。これにはタンディッシュ内容鋼秤量による取鍋自動注入と鋳型内湯面計の利用による自動鋳込方式がある。

6. 内部に発生する割れとその防止方法

6.1 表層下の割れ

高張力鋼種ことに Nb-V 系の鋳片の表層下に発生する微細な割れは、スカーフ量の増大をもたらし、圧延時に口を開くなど¹³¹⁾ 連鋳鋼種の拡大のうで障害となった。

表層下割れはカラーチェック、磁粉探傷では明瞭に検出できないが、スラブ断面を研磨後、塩酸強エッチすることによって検出される¹³²⁾。割れの大部分は旧 γ 粒界に沿って発生し、割れ周辺で MnS などの介在物は認められない。割れの発生位置は上下面の表層直下から約 80 mm 以内で、製品で問題になるのは表層下数 mm から 10 数 mm の範囲に発生している場合である¹³³⁾。

表面近傍に発生する割れについては、ロール間バルジングによる歪み¹³³⁾、再変態組織をともなつて発生する割れは冷却ゾーン間および空冷帯に入るときの復熱による熱応力¹³⁴⁾や変態応力¹³⁵⁾と Nb, V, Al などの炭窒化物の析出に起因する鋳片の高温脆化との競合により発生すると考えられている。したがって、ロール間バルジング量を小さくするため強冷却とし¹³³⁾¹³⁶⁾、復熱を少なくするような二次冷却パターンを採用することにより¹³⁴⁾、割れの発生を防止している。

6.2 凝固界面の割れ

連鋳鋳片の内部割れは圧延での圧下比が小さい場合、未圧着のまま製品に残り欠陥の原因となるので、高級鋼の連鋳化や高速鋳造の際に問題となる¹³⁷⁾。内部割れは凝固界面に許容値以上の引張歪みが生じデンドライト間の固液共存層が開口して、そこに濃化溶鋼が吸引されたものと考えられサルファ・プリント上で濃厚析線として認められる¹³⁸⁾。この割れは、固液共存層から固相線直下まで達する場合があり、連鋳鋳片から採取したサンプルを用いた高温引張試験で求められる脆性温度域に相当する^{113)139)~141)}。

内部割れを発生させる要因としては、バルジング鋳片のロールによる矯正¹⁰¹⁾¹⁴²⁾、パスラインの不整¹⁴¹⁾、垂直から一定曲率への曲げ、未凝固状態での矯正、およびピ

試験材の化学組成範囲 (%)

| No | C | Si | Mn | P | S | Cr | Al |
|----|----------------|--------------|----------------|----------------|----------------|----------------|----------------|
| 1 | .17 / .23 | .17 / .21 | .61 / .77 | .018 / .020 | .015 / .017 | — | .016 / .035 |
| 2 | .15 / .20 | .21 / .25 | 1.06 / 1.28 | .016 / .022 | .092 / .116 | — | — |
| 3 | .40 / .47 | .27 / .31 | .69 / .82 | .019 / .021 | .017 / .021 | — | .034 / .044 |
| 4 | .38 / .46 | .25 / .31 | .70 / .81 | .018 / .022 | .012 / .015 | 1.03 / 1.09 | .027 / .037 |
| 5 | .58 / .66 | .20 / .30 | .41 / .55 | .016 / .024 | .015 / .019 | — | .021 / .026 |
| 6 | 1.00 / 1.09 | .23 / .32 | .32 / .45 | .024 / .029 | .012 / .017 | 1.37 / 1.51 | .010 / .026 |

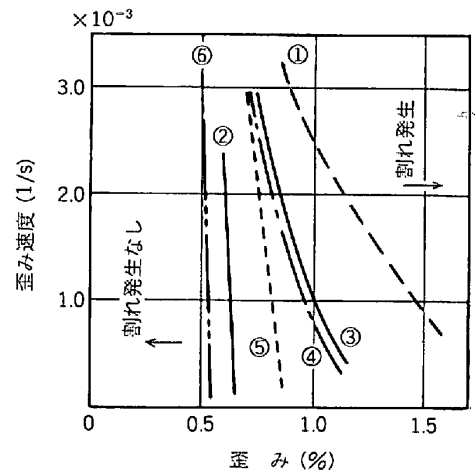


図 27 各種試験材の内部割れ発生状況 (臨界歪み一歪み速度)¹⁴⁷⁾

ンチロールでの未凝固圧下などがある。各要因によって生ずる凝固界面での歪みは、高温引張試験によって得られたデータなどを使って有限要素法などを用いて計算される¹⁴³⁾。

また実機試験¹⁴⁴⁾¹⁴⁵⁾、および基礎試験¹⁴⁶⁾で割れ発生の限界歪みと歪み速度の関係の測定が多数行われており、その一例¹⁴⁷⁾を図 27 に示す。割れ限界歪みは同一歪み速度でも鋼種、冷却条件にもとづく凝固組織の差によって異なり 0.1~3% 程度にばらついている。今後確立された基礎データが必要である。

内部割れ防止対策としては凝固界面に生ずる歪みを小さくするため、設備的には連鋳機の新設、改造の際にロール・ピッチの短縮、分割ロールの採用、多点曲げ¹⁰³⁾、多点矯正、機高を低く下げる¹⁴⁸⁾、圧縮鋳造¹⁴⁹⁾などを考慮する必要がある。既設機については、ロール・アライメントの管理、二次冷却の強化¹⁵⁰⁾、[S]量の低減が挙げられる。ミスアライメントの低減については、ロールの摩耗を少なくするため耐摩耗性鋼でのロール表面被覆¹⁵¹⁾、ロール・ギャップ、パスライン測定装置¹⁵²⁾による日常管理の強化が挙げられる。[S%]の低減による内部割れの減少例を図 28¹³³⁾ に示す。

高速鋳造化によって生じた未凝固矯正では内部割れの発生が生ずる危険がある。圧縮鋳造は鋳片表面に圧縮応

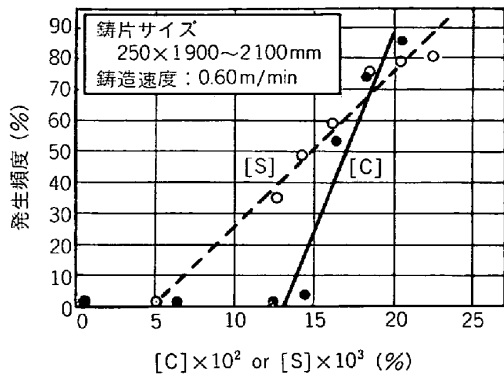


図 28 内部割れ発生率におよぼす [C], [S] 含有量の影響¹³⁸⁾

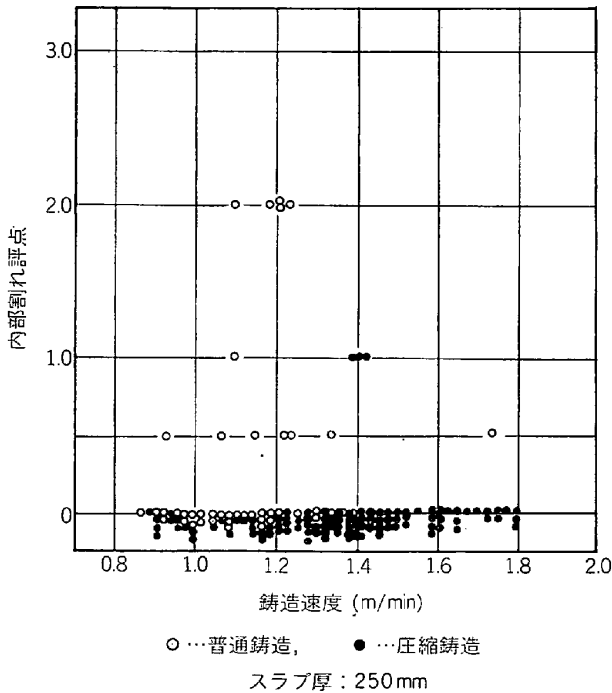


図 29 連铸材における鑄造速度と鑄片内部割れの関係¹⁴⁹⁾

力を強制的に発生させ、曲げ矯正時の鑄片の内部歪みによつて発生する引張応力を相殺または緩和して内部割れを防止するもので、圧縮鑄造により図 29¹⁴⁹⁾ に示すように 1.8 m/min の高速鑄造でも内部割れをほぼ完全に防止できると報告されている。

6.3 断面割れ

断面割れはスラブの断面の厚み中心部に線状の開口欠陥として見出されるものである¹⁵³⁾。この割れは中心割れ¹⁵⁴⁾とも呼ばれ、加熱炉における内部酸化のためスラブが層化³⁰⁾するほか、後工程の圧延で圧着されず製品の欠陥として残ることがある¹⁵⁵⁾ため重欠陥のひとつである。

断面割れの破面を走査型電子顕微鏡で観察すると、割れ面にはデンドライト先端がみられることから破面ではなくて連続したポロシティである¹⁵³⁾。

この発生原因は鑄造速度の変動による不均一な凝固シユルの発達、凝固末期での強冷、ロール・アライメント

の不整による異常圧下による凝固先端付近での溶鋼の封じ込めと考えられている¹⁵³⁾。鑄造速度によつて断面割れの発生しやすい「危険領域」が存在することが報告されている¹⁵⁴⁾。

断面割れの防止対策としては、鑄造速度の一定化、ロール・アライメント・二次冷却の適正管理が必要で¹⁵⁶⁾、連々鑄操業の鍋交換、TD 交換、幅変更などの変更のある場合には二次冷却水の自動設定が必要となる。二次冷却水の自動設定は鑄造速度の変動に対応して各ゾーンの冷却水量を制御するもので¹⁵⁷⁾、鋼種、鑄造速度に応じて適切な冷却パターンを維持できる。

さらに表面温度を精度よく測定して、それによつて鑄造中に冷却条件を制御する技術も実用化されてきており、品質の安定に寄与するものと思われる。

7. 連铸適用鋼種の拡大

現在、スラブ連铸機によつて製造が可能となつている

表 8 スラブ連铸材の対象規格、品種¹⁶⁰⁾

| 製品・用途分類 | | | 規格・品種 |
|---------|---------------------|------|--|
| 厚鋼板 | 造船高張力鋼 | 船用鋼板 | 各船級協会の 40.50 kg/mm ² SS34~55, SM41~58, HTP55, River Ace 60, River H360 |
| | ボイラ圧力容器 | 用器用 | A 515-55~-70, BS1501-15, SPV24~50, A285, A 516-55~-55~-70 |
| | 低温耐候, 耐食性 | 用 | SLA24~37, River Ace 60L, SL9N60, API5LX-X42~X70, SMA41, 50, Rever Ten-50 |
| 熱延鋼帯・鋼板 | 一般自動車高張力鋼 | 用板 | SPHC, D, E, SS34~55, SM41A, B, 50A, SAPH32~45, KFR41E, 45E, HTP50~60, 70E, 80E, デュアルフェイズ鋼, APFH50~60 |
| | 鋼管 | 用 | SPHT 1~4 |
| | ラインパイプ油圧耐候, 耐食性 | 用器用 | API5LX-X42~X70, AP15AJ-55, AP15A-N80, SG26~37, River Ten-R, River Ten-41, 50, KFN-1, 2, KHN, KHN-T |
| 冷延鋼帯板 | 一般超深高張力鋼 | 用板 | SPCC, D, E, EN, KTU-X, CHLY40~60, CHR38~45, APFC45~55, KTH38~50, KTM |
| | カラー亜鉛めつきすずめつきティンフリー | 鋼板 | SCG, SPG, SECC, D, E, SPTE, KEC |
| 鋼帯・特殊鋼板 | ステンレス高炭素合金 | 鋼板 | SUS304, SUS410~430, SK-4, 5, SAE1050~60, SCM435, SAE5046, SNCM220, 9%Ni 鋼 |

品種一覧¹⁵⁸⁾¹⁵⁹⁾の例を表 8¹⁶⁰⁾に示す。

厚鋼板については造船用として各種の船級協会の 40~50 kg/mm² 級鋼板をはじめ、各種の構造用鋼板や耐候性鋼板、ボイラー・圧力容器用鋼板など多分野にわたっている。ラインパイプ用としては API5LX から X42~X70 まで、耐サワーガス用までと急速に連铸適用鋼種が拡大されてきている。

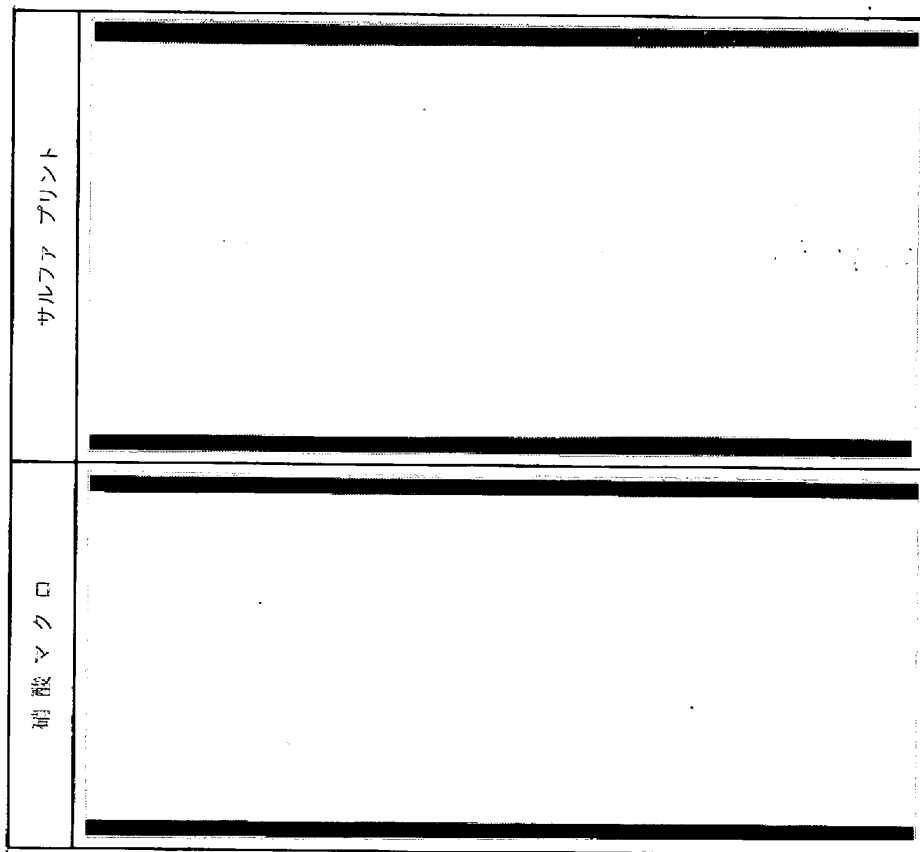
薄鋼板については熱間圧延鋼板、冷間圧延鋼板として自動車用をはじめ広い用途の材料が連铸化されており、

表面処理鋼板用素材なども含めて連铸化されていないものはないといつても過言ではない。薄鋼板のパイプについては電縫管をはじめラインパイプ用、油井管用もすでに連铸化されている。冷延鋼板としては Al キルド鋼または少量の Si 添加した Si-Al キルド鋼の連铸材が使用されてきたが、最近の傾向としては、弱脱酸鋼あるいは一部ではリムド鋼の連铸化が開発されつつある。

最近の連続铸造の技術進歩にともなう対象鋼種の拡大についておもなものを以下に記す。

表 9 連铸材による板厚 100 mm 材の製造基準

| 素鋼成分 (wt%) | C | Si | Mn | P | S | sol. Al | 規 格 |
|------------|---|------|------|------|-------|---------|-------|
| | | 0.13 | 0.22 | 1.05 | 0.019 | 0.008 | 0.023 |
| スラブサイズ | 厚 228×幅 1906×長 3195 mm | | | | | | |
| 铸 造 速 度 | 0.95 m/min | | | | | | |
| 铸 造 温 度 | 1552°C | | | | | | |
| 軽 圧 下 条 件 | 軽圧下率：1.0 mm/m 軽圧下油圧：70 kg/cm ² | | | | | | |
| 板 サ イ ズ | 厚 102×幅 2126×長 6400 mm (タテ圧) | | | | | | |
| 板 徐 冷 | ピット徐冷 96 h | | | | | | |



(厚板全厚)

写真 1. 連铸材より圧延した板厚 100 mm 材の圧延横方向断面

7.1 厚鋼板の製造

連铸铸片の厚鋼板向けの最小圧下比は ASTM では 3 と規定されている。連铸铸片は溶鋼の清浄化対策により極低硫化や極端な介在物の低減が可能となり、一方造塊材に比べれば凝固時間も短く铸片中央まで緻密で欠陥の少ない凝固組織になっていることが寄与している。すなわち 300 mm 厚铸片スラブから製造できる最大板厚は 100 mm となる。国内各社の最大板厚は、铸片スラブの厚みが 250 mm 前後が主力であるので、現在では最大 75~80 mm となっている。

連铸材の板厚拡大のためには、圧下比の低減が必要であるが、これには铸片中央部に存在するセンター・ポロシティおよび中心偏析の改善を行わなければならない。一例として前述の軽圧下铸造では圧下比が 2.8 で板厚 80 mm の 40 kg/mm² 級厚板が製造可能であるが、さらに铸造時の二次冷却を強化し、厚板圧延時の低速強圧下圧延を組み合わせることにより 100 mm 板厚の 40 kg/mm² 級鋼の製造に成功している (圧下比 2.3)¹⁶¹⁾。表 9 には板厚 100 mm 材の製造条件を示し、写真 1 に板の横断面方向のサルファープリント、硝酸マクロ腐食写真の一例を示す。中心偏析はほぼ皆無であり、カラー・チェック、マグナ探傷とも欠陥は検出されない。各種の機械試験値も良好で、超音波探傷試験では JIS 規格、特殊規格 (2.25 MHz, V_{15-2.8}=60%) も無欠陥であった。

7.2 高級ラインパイプ (耐サワーガス用など)

溶鋼の取鍋処理による超低硫化、Ca 添加による硫化物形態制御など、連铸の新鋼種の代表例である。最近の報告によればこの鋼種に対して欠陥となる介在物の粒径は直径が約 300 μ 以上¹⁶²⁾ あるいは 220 μ⁴⁰⁾ 程度である。

7.3 カラー・テレビ用のシャドウ・マスク材

カラー・テレビのブラウン管の中には、フォトエッチング加工により多数の小孔 (15~40 万コ/1 枚) があけられたシャドウ・マスクが内蔵されている。一般的にはこのシャドウ・マスク用素材としてはリムド鋼冷延鋼板が使用されているが、リムド鋼なるがゆえに介在物によるエッチング不良が頻発することがある。この問題を解決

するため連铸 Al キルド鋼を脱炭焼鈍して適用した結果、表 10 に示すような材質的にはリムド鋼より優れ、介在物不良率 1% 以下、エッチング仕上り性、プレス成形性のすぐれたシャドウ・マスク材が開発された。

7.4 DI 缶用ぶりき

DI 缶用素材のその後の開発によれば、プレス割れを誘発する介在物の臨界直径は 60 μ²⁶⁾、50~100 μ¹⁶²⁾、絞り加工を受ける胴部では約 300 μ 以上、フランジ部では 100 μ 以上、張り出し加工を受けるエアゾル缶ドームトップ部品では約 300 μ 以上程度²⁷⁾である。したがって各種介在物対策が転炉から連铸工程にいたるまでにとられており²⁶⁾²⁷⁾¹⁶²⁾、その後の検査体制も熱延コイルの超音波探傷および冷延コイル磁粉探傷を行って製缶時の割れ発生率を管理している¹⁶²⁾。

7.5 連続焼鈍冷延鋼板

冷延鋼板の製造プロセスとして連続焼鈍方式の工業性産化が可能となり、成品品質が均一で製造日数が飛躍的に短縮されている^{163)~165)}。当初は連続焼鈍冷延鋼板は造塊鋼をベースに製造されていた。しかし今後の連铸化の増大から連铸材の連続焼鈍冷延鋼板への適用はますます増大されてくるものと予想される。バッチ焼鈍方式による深絞り用鋼板に匹敵する材質を得ようとする場合、通常の低炭素アルミキルド鋼をそのまま用いても材質的に満足できない要因があり、種々の改善が加えられている。

その 1 例として、Al キルド鋼に相当量の B を添加することにより軟質の冷延鋼板が得られている¹⁶⁶⁾¹⁶⁷⁾。さらに深絞り性におよぼす B の影響についても調査が行われ、真空脱ガス処理で C<0.01%、B/N 比が 1 付近で図 30¹⁶⁸⁾のように高い深絞り値が得られ、700°C 程度の連続焼鈍温度でも引張伸びが 50% 以上という優れた値に達する。

このように真空脱ガスを用いた成分系の開発や熱延工程、冷延・焼鈍工程の各種開発により、連铸材の連続焼鈍冷延鋼板への適用が急速に進むと考えられる。

表 10 シャドウ・マスク用材の材質とエッチング・プレスの結果

| 項 | 目 | 従来材 (リムド未脱炭材) | 新材料 (Al キルド脱炭材) |
|------------------|----------------------|---------------------------|---|
| 材 質 | 1) 冷延板 (焼鈍まま) | { YP YPEI | 18~26 kg/mm ² 3~7% |
| | 2) 二次焼鈍材 (非脱炭雰囲気) | { YP YPEI (フェライト粒度) | 14~22 kg/mm ² 2~4% 8# 以上 |
| エ チ ン グ | 1) 介在物不良率 | 10~50% | 1% 以下 |
| | 2) エッチング仕上がり性 | 普通 | 良好 |
| プ レ ス | 1) 形状凍結性 | } 一部の用途に 使用不能 数件/年 | } 良好 0 件 |
| | 2) 均一変形性 | | |
| | 3) S.S. 不良 | | |

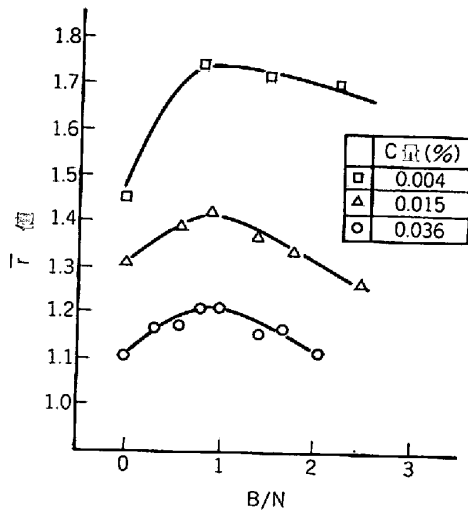


図 30 B/N および C量と \bar{y} 値との関係 (800°C 焼鈍)¹⁶⁸⁾

表 11 冷薄用新鋼種とその製鋼での製造方法の例⁹⁾

| 冷薄用新鋼種成分例 | | | | | | |
|-------------|---------|---|--------|-------|-------|--------|
| | C (%) | Si (%) | Mn (%) | P (%) | S (%) | Al (%) |
| 冷薄用新鋼種 | 0.04 | 0.01 | 0.25 | 0.015 | 0.014 | 0.006 |
| 新鋼種製鋼工程製造方法 | | | | | | |
| 工 程 | 製造上の問題点 | 重点管理項目 | | | | |
| 転 炉 | 吹 鍊 | 1) 高吹止 吹止時の溶鋼酸素の低位安定化, スラグ中 T. Fe 低下. | | | | |
| RH | 処理方法 | 1) RH軽処理による真空脱酸 2) Al 投入時の溶鋼中酸素をできる限り低下かつ安定させておく 3) Al 投入量の基準化 Al のばらつき減少対策 | | | | |
| 連 铸 | 再 酸 化 止 | 1) レードル〜タンディッシュ間ロングノズルを使用し, 再酸化を防止する. 2) 鑄造初期および連々鑄継ぎ目部ではタンディッシュ内溶鋼量をできる限り確保して鑄造する. 3) レードルスラグのタンディッシュ内への流出防止対策を実施する. | | | | |
| | 鑄 造 | 1) 高速鑄造. 2) 連々鑄継ぎ目部も鑄造速度をおとさない. | | | | |
| スラブ精整 | スラブ処理方法 | 1) スラブ処理: マシンスカーフせず. (冷薄材) 2) ホットダイレクトチャージ実施中. | | | | |

7-6 リムド相当鋼の連鑄化

リムド鋼の直接連鑄化についての文献は多数ある (たとえば森¹⁶⁹⁾の報告) が, ここではリムド相当鋼種および未脱鋼の連鑄化に関する最近の研究について述べる.

河野ら⁹⁾ はぶりき, 冷薄用素材であると同時に熱延鋼

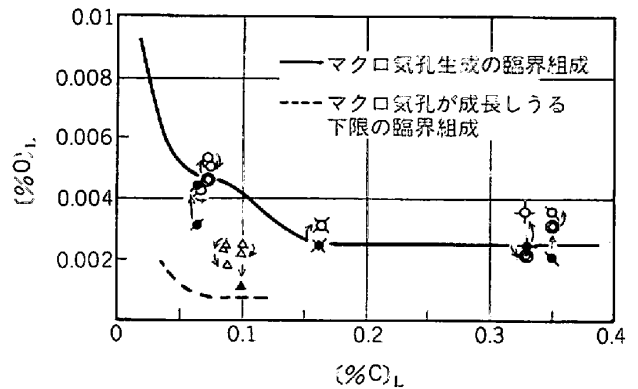
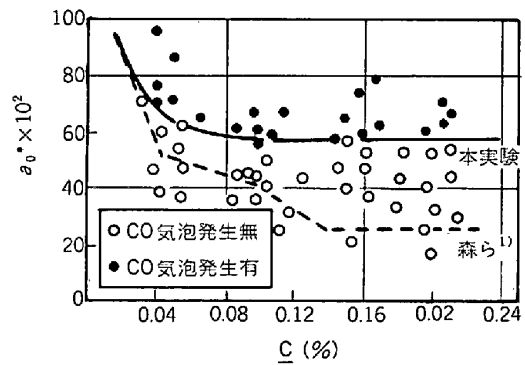


図 31 マクロ気孔生成の臨界組成とマクロ気孔が成長しうる下限の臨界組成¹⁷¹⁾

| 実験に使用した溶鋼組成 | | | |
|-------------|---------------|---------------|---------------|
| 試験鋼種 | [%C] | [%Mn] | [%Si] |
| I | 0.04 ~0.06 | 0.10 ~0.25 | 0 ~0.05 |
| II | 0.08 ~0.12 | 0.40 ~1.00 | 0.05 ~0.15 |
| III | 0.14 ~0.18 | 0.40 ~1.00 | 0.05 ~0.15 |
| IV | 0.20 ~0.23 | 0.60 ~1.40 | 0.05 ~0.15 |



CO気泡発生限界におけるC, Oの関係

図 32 実機における CO 気泡発限界での [%C] [%O] の関係¹⁷²⁾

板でもあることを目的にリムド相当の弱脱酸鋼を連鑄化している. 代表成分を表 11 に示すが, 成分からみてリムド鋼, キャップド鋼に近い. 脱酸が弱いため, スラブ表面のピンホール防止が重要であり, 製鋼工程としては表 11 に示す方法を採用している. またその品質特性についても優位性が確認されている¹⁷⁶⁾.

森ら¹⁷¹⁾ は CO 気泡の発生について基礎実験を行い, CO 気泡の発生のための臨界気泡濃度と発生した気泡の成長のための臨界融液組成を求めた (図 31). 実機において弱脱酸鋼の連鑄化を進める上で, 鑄片表面の CO 気泡の発生限界を竹内ら¹⁷²⁾は図 32 に示している.

この場合脱酸調整は転炉出鋼時とタンディッシュ内にて行っている. 図 32 では [%C] ≥ 0.08% の領域では CO 気泡発生の臨界値はみかけ上溶鋼中自由酸素値で整理でき, 約 60 ppm と一定である. また [%C] < 0.04% にお

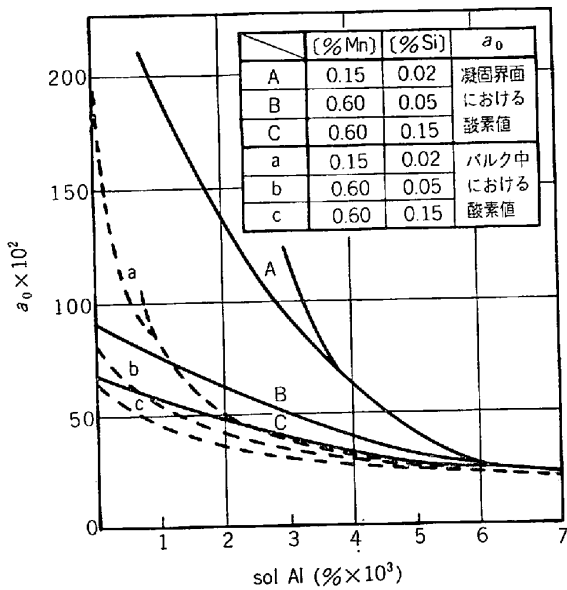


図 33 種々の組成における溶鋼バルク中の凝固界面の酸素値¹⁷³⁾

溶鋼成分の代表例 (%)

| C | Si | Mn | P | S | sol. Al | O free |
|------|-----|------|-------|-------|---------|--------|
| 0.04 | tr. | 0.12 | 0.017 | 0.015 | tr. | 80 ppm |

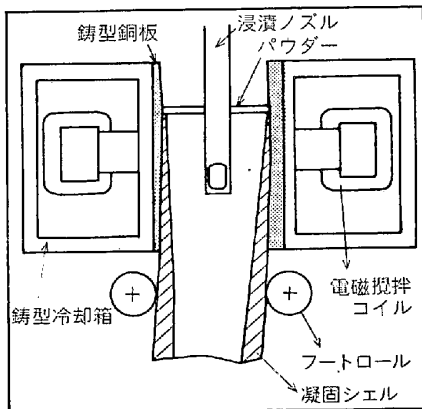


図 34 铸型内电磁搅拌装置の概要¹⁷⁶⁾

いては気泡発生の臨界値は急激に増大している。さらに CO 気泡発生機構を把握するため凝固界面における相互反応モデル式から Mn-Si-Al 脱酸における溶鋼中 sol. Al に対する凝固界面の自由酸素濃度を計算し、同時に凝固界面の CO 分圧を求めている。結果は図 33 に示すように CO 気泡発生限界の酸素濃度が 60 ppm 程度であることを考慮すると、凝固界面での CO 分圧は 1.5~3.0 atm にものぼり、CO 気泡発生時の過飽和状態が推定される¹⁷³⁾。以上の基礎調査より熱延用の弱脱酸鋼として連铸化を進めた¹⁷⁴⁾。ここでは sol. Al 減少に伴う材質上の問題から微量の Al をタンディッシュに添加して、介在物組成を Corundum 系にコントロールし、従来の Al-Si キルド鋼と同等の材質を有するとしている²¹⁾。

同様に竹内ら¹⁷⁵⁾は、リムド鋼相当材の連铸化におい

て、CO 気泡を抑制するために溶鋼流動の影響を炭酸水凝固時の気泡の生成、ならびに流動による抑制を調査するとともに、电磁搅拌による実機試験を行つた。その結果は溶鋼流動による気泡抑制効果が確認されたが、电磁搅拌の搅拌パターンとして垂直方向の旋回流では铸型内の一部に淀みが生じ、気泡が残存することがわかつた。そこで図 34¹⁷⁶⁾ に示すような铸型内に电磁搅拌コイルを設置してメニスカスに水平方向の溶鋼流動を形成させることにより、図に示すような成分系の低炭素リムド鋼相当材で気泡の抑制されたソリッド・スキンを形成した铸片が得られるようになった。

8. あとがき

連铸比率は今後急速に増大し、近い将来 80% を超えるとも予測されている。品質的には铸片全体にわたつての均質性をベースとし、多くの製鋼過程に起因する欠陥を乗り越えた結果、製造の上からも製品品質の上からも極めて優れた凝固・铸造方式であることが確かめられている。一方、省資源、省エネルギーの観点からも優れた製造プロセスとしての特性を具えている。

今後とも連铸技術の研究・開発はますます活発化すると予想されるが、ポスト連铸の技術はどこに焦点が当てられるか注目される。

文 献

- 1) 山本全作: 第 69 回, 70 回西山記念講座 (1980-11) (日本鉄鋼連盟: 鉄鋼統計要覧 1974, 1980)
- 2) 白松爾郎: 第 71 回西山記念技術講座 (1980-2) [溶 鋼 処 理]
- 3) 新日鉄・大分: 製鋼部会, 鋼 66-重点 1 (1977)
- 4) 新日鉄・八幡: 製鋼部会, 鋼 75-自由 1 (1979)
- 5) 喜多村実, 川崎正蔵, 小山伸二, 伊東修三, 篠崎薫, 木村雅保: 鉄と鋼, 66 (1980), S 788
- 6) 中川 一, 島 孝次, 桐生幸雄, 大和田靖憲, 常岡 聡: 鉄と鋼, 64 (1978), S 184
- 7) たとえば, 川合重之, 水上正義, 伊賀一幸, 楠隆: 鉄と鋼, 64 (1978), S 635
- 8) 大和田靖憲, 工藤武則, 永島祥男, 松崎孝文: 鉄と鋼, 66 (1980), S 817
- 9) 河野拓夫, 椿原 治, 石飛精助, 江坂一彬, 長澤元夫: 鉄と鋼, 65 (1979), S 752
- 10) 新日鉄・広畑: 製鋼部会, 鋼 74-自由 7 (1979)
- 11) 川鉄・千葉: 製鋼部会, 鋼 72-重点 3 (1979)
- 12) 碓井 務, 今井寮一郎, 宮下芳雄, 田辺治良, 広瀬 猛, 田口喜代美: 鉄と鋼, 65 (1979), S 729
- 13) 神鋼・加古川: 製鋼部会, 鋼 74-自由 12 (1979)
- 14) 新日鉄・八幡: 製鋼部会, 鋼 70-重点 1 (1978)
- 15) 日本鋼管・福山: 製鋼部会, 鋼 75-自由 4 (1980)
- 16) 田辺治良, 平野 稔, 広瀬 猛, 田口喜代美, 碓井 務, 今井寮一郎: 鉄と鋼, 66 (1980), S 258
- 17) 有賀昭三, 中島啓之, 鶴岡重男, 和田 要, 下村健介: 鉄と鋼, 65 (1979), S 155

- [介 在 物]
- 18) 熊井 浩, 松永 久, 塗 嘉夫, 坂東英明, 富永忠男, 木村英二: 鉄と鋼, 59 (1973), S 92
 - 19) 熊井 浩, 松永 久, 浅野鋼一, 佐伯 毅: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1325
 - 20) 竹内栄一, 藤井博務, 大橋徹郎, 堀井義信, 安江幹, 山広実留: 鉄と鋼, 66 (1980), S 135
 - 21) 西垣嘉人, 織田昌彦, 安江 幹, 竹内栄一, 藤井博務, 大橋徹郎, 山広実留: 鉄と鋼, 66 (1980), S 136
 - 22) 井上俊郎, 小舞忠信, 竹内洋三, 岡 賢, 加藤郁: 鉄と鋼, 61 (1975), A 21
 - 23) 玉本 茂, 佐々木寛太郎, 市川 浩, 鷹野雅志, 浦 知: 住友金属, 26 (1974), p. 145
 - 24) 熊井 浩, 広本 健, 松永 久, 大橋徹郎, 大野唯義: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 926
 - 25) 植田嗣治, 丸川雄浄, 豊田 守: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 943
 - 26) 山村 稔, 田口喜代美, 内田繁孝, 宮原 忍, 菅原功夫: 鉄と鋼, 66 (1980), S 137
 - 27) 平岡照祥, 松永 久, 大橋徹郎, 広本 健: 製鉄研究, 294 (1978), p. 79
 - 28) 久ヶ湊英雄: 鉄と鋼, 66 (1980)
 - 29) 駒村宏一, 久ヶ湊英雄, 福島克治, 上杉浩之, 吉井 裕, 垣生泰弘, 江見俊彦: 鉄と鋼, 66 (1980), S 138
 - 30) 川和高穂: 第 40・41 回西山記念技術講座 (1976)
 - 31) 鈴木健一郎, 江島彬夫, 仲村秀夫, 森 耐介, 三代祐嗣, 飯田義治: 鉄と鋼, 61 (1975) p. 2805
 - 32) 井上俊郎, 小舞忠信, 島津 勲, 関原博通: 鉄と鋼, 61 (1975), S 90
 - 33) 大河平和男, 佐藤憲夫, 森 久: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 1166
 - 34) 野寄徳彦, 平原弘章, 丸川雄浄, 豊田 守, 川崎守夫: 鉄と鋼, 63 (1977), S 609
 - 35) 北岡英就, 垣生泰弘, 江見俊彦, 上田典弘, 白石昌司: 鉄と鋼, 61 (1975), S 89
 - 36) 垣生泰弘, 北岡英就, 吉井 裕, 江見俊彦, 飯田義治, 上田典弘: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1803
 - 37) 小舞忠信, 島津 勲: 鉄と鋼, 63 (1977), S 608
 - 38) 飯田義治, 児玉正範, 大西康博, 大杉覧三, 小澤三千晴, 野崎 務: 鉄と鋼, 64 (1978), S 148
 - 39) 小舞忠信, 大崎真宏, 山田 哲, 加藤輝芳, 松岡潔: 鉄と鋼, 65 (1979), S 720
 - 40) 日本鋼管・福山: 製鋼部会, 鋼 77-重点 2 (1980)
 - 41) 熊井 浩, 広本 健, 大橋徹郎, 松永 久, 大野唯義: 鉄と鋼, 59 (1973), S 380
 - 42) 拜田 治, 垣生泰弘, 江見俊彦, 浜上和久, 上田典弘: 鉄と鋼, 66 (1980), S 142
 - 43) 飯田義治, 大森 尚, 児玉正範, 大西正之, 野崎務, 岡野 忍: 鉄と鋼, 63 (1977), S 565
 - 44) 角井 洵, 林 實治, 西村統, 佐々木邦政: 鉄と鋼, 63 (1977), S 606
 - 45) 宮原 忍, 菅原功夫, 田口喜代美, 山田繁孝, 政岡俊雄: 鉄と鋼, 65 (1979), S 226
 - 46) 吉田基樹, 石飛精助, 脇田淳一, 溝口庄三: 鉄と鋼, 66 (1980), S 863
 - 47) 熊井 浩, 広本 健, 松永 久, 大橋徹郎, 大野唯義: 鉄と鋼, 58 (1972), S 406
 - 48) 宮原 忍, 菅原功夫, 田口喜代美, 内田繁孝, 政岡俊雄: 鉄と鋼, 65 (1979), S 228
 - 49) K. SCHWERDTFEGER: Arch. Eisenhüttenw, 43 (1972), p. 201
 - 50) 川上公成, 細田義郎, 石原利郎: 鉄と鋼, 58 (1972), S 504
 - 51) 浅野鋼一, 廣本 健, 大橋徹郎, 塗 嘉夫: 鉄と鋼, 59 (1973), S 384
 - 52) 浅野鋼一, 廣本 健, 大橋徹郎, 塗 嘉夫: 鉄と鋼, 59 (1973), S 385
 - 53) 塗 嘉夫, 大橋徹郎, 富永忠男, 北村 修: 鉄と鋼, 65 (1979), A 17
 - 54) 玉本 茂, 植村卓郎, 梨和 甫, 森 明義, 永幡勉, 佐々木寛太郎: 鉄と鋼, 61 (1975), S 787
 - 55) 田口喜代美, 小谷野敬之, 佐藤秀樹, 内田繁孝, 川和高穂, 今井察一郎: 鉄と鋼, 63 (1977), S 160
 - 56) 拜田 治, 江見俊彦, 河西悟部, 内藤雅夫, 森脇三郎: 鉄と鋼, 66 (1980), p. 354
 - 57) 大野剛正, 田中重典, 溝口庄三, 堀口 浩: 鉄と鋼, 66 (1980), S 261
 - 58) 喜多村実, 小山伸二, 八百廉剛, 副島利行, 安封淳治: 鉄と鋼, 65 (1979), S 721
 - 59) 菅原功夫, 碓井 務, 宮原 忍, 平 忠明, 田口喜代美, 内田繁孝: 鉄と鋼, 66 (1980), S 260
 - 60) 田中駿一, 内堀秀男, 半明正之, 内田繁孝: 鉄と鋼, 61 (1971), p. 2991
 - 61) 梅田洋一, 安蔵泰夫, 末安正信, 青木健郎: 鉄と鋼, 58 (1972), S 88
 - 62) 熊井 浩, 廣本 健, 松永 久, 浅野鋼一, 佐伯毅: 鉄と鋼, 59 (1973), S 382
 - 63) 吉井 裕, 垣生泰弘, 江見俊彦, 森脇三郎, 今井卓雄, 小島英明: 鉄と鋼, 63 (1977), S 607
 - 64) 喜多村実, 小山伸二, 田中隆義, 松田義弘, 八百廉剛: 鉄と鋼, 64 (1978), S 147
 - 65) 和田 要, 荻林成章, 辻野良二, 落合征雄: 高橋隆治: 鉄と鋼, 66 (1980), S 861
 - 66) 向井達夫, 荻林成章, 辻野良二, 中村皓一, 鶴岡重男: 鉄と鋼, 66 (1980), S 862
 - 67) 石川英毅, 渋谷伊佐雄, 田中 純, 中村貞彦: 鉄と鋼, 66 (1980), S 866
 - 68) 脇田淳一, 溝口庄三, 吉田基樹, 石飛精助: 鉄と鋼, 66 (1980), S 864
 - 69) 三好俊吉, 田中駿一, 伊藤雅治, 内堀秀男, 半明正之: 日本鋼管技報, 66 (1975), p. 1
 - 70) 荒木泰治, 青木健郎: 鉄と鋼, 60 (1974), S 450
 - 71) 鈴木隆夫, 青木健郎, 梨和 甫, 牧野芳久, 友野宏: 鉄と鋼, 60 (1974), S 451
 - 72) 北岡英就, 垣生泰弘, 吉井 裕, 今井卓雄, 上田典弘, 白石昌司: 鉄と鋼, 60 (1974), S 100
 - 73) 川井俊彦, 安元邦夫, 南村八十八, 徳田誠: 鉄と鋼, 60 (1974), S 97
 - 74) 北村信行, 山崎 勲, 豊田 守, 瀧 正彦: 鉄と

- 鋼, 61 (1975), S55
- 75) 宮原 忍, 菅原功夫, 田口喜代美, 内田繁孝, 政岡俊雄: 鉄と鋼, 65 (1979), S227
- 76) 浜上和久, 久我正昭, 上田典弘, 吉井 裕, 中戸 参: 鉄と鋼, 66 (1980), S141
- 77) N. T. MILLS and L. F. BARNHARDT: *J. METALS*, Nov. (1971) 3, p. 37
- 78) 岡野 忍, 西村 隆, 大井 浩, 平野達吉: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2982
- 79) 金子敏行, 大野剛正, 溝口庄三: 鉄と鋼, 66 (1980), S868
- 80) 江本寛治, 中井一吉, 山本武美, 日和佐章: 鉄と鋼, 66 (1980), S867
- 81) 中戸 参, 江見俊彦, 鈴木康治, 川名昌志: 鉄と鋼, 59 (1973), S94
- 82) 江見俊彦, 中戸 参, 大井 浩, 守脇広治, 白石勝紀, 飯田義治: 鉄と鋼, 59 (1973), S95
- 83) 鈴木康夫, 小舞忠信, 田村喜昌, 野呂克彦: 鉄と鋼, 59 (1973), S590
- 84) 宮原 忍, 武田州平, 鈴木幹雄, 内田繁孝, 山村稔: 鉄と鋼, 65 (1979), S240
- 85) 武 英雄, 中井一吉, 前田瑞夫, 江本寛治: 鉄と鋼, 66 (1980), S140
- 86) 橋尾守規, 市橋弘行, 丸川雄浄, 細川能夫: 鉄と鋼, 61 (1975), S54
- 87) 中戸 参, 江見俊彦, 江島彬夫: 鉄と鋼, 60 (1974), A15
- 88) 荒木泰浩, 小田光雄, 石村 透, 吉原正裕: 鉄と鋼, 61 (1975), S95
- 89) 新日鉄・君津: 製鋼部会, 鋼 77-重点 1 (1980)
- 90) 川鉄・千葉: 製鋼部会, 鋼 77-重点 3 (1980)
- [偏 析]
- 91) 石黒守幸, 川上公成, 伊藤雅治, 三好俊吉: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 885
- 92) 熊井 浩, 浅野鋼一, 大橋徹郎, 野村悦夫, 藤井博務: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 894
- 93) 川和高穂, 石黒守幸, 宮原 忍, 菅原功夫: 鉄と鋼, 61 (1975), S466
- 94) 白岩俊男, 藤野允克, 杉谷泰夫, 石村 進, 山中和夫, 原田武男: 鉄と鋼, 64 (1978), p.411
- 95) 稲垣裕輔, 谷村昌幸: 鉄と鋼, 65 (1979), A69
- 96) 中井揚一, 拜田 治, 江見俊彦, 藤原昭敏, 白石利明: 鉄と鋼, 65 (1979), A73
- 97) 海老澤勉, 天満英昭, 楯 昌久, 河井良彦, 菊地良輝, 川上公成: 鉄と鋼, 66 (1980), S14
- 98) 伊丹俊夫, 新庄 豊, 松野淳一, 日名英司, 難波明彦, 山本武美, 深井 真: 鉄と鋼, 63 (1977), S586
- 99) 拜田 治, 河西悟郎, 江見俊彦, 森脇三郎, 藤原昭敏, 有賀 勇: 鉄と鋼, 64 (1978), S122
- 100) 浅野鋼一, 廣本 健, 大橋徹郎, 松永 久: 鉄と鋼, 60 (1974), A87
- 101) 古茂田敬一: 第 27・28 回西山記念講座 (1974)
- 102) 菅原功夫, 石黒守幸, 半明正之, 内堀秀男: 鉄と鋼, 60 (1974), S465
- 103) 楯 昌久, 石黒守幸, 小森重喜, 村上勝彦, 福田有: 日本鋼管技報, 79 (1978), p. 1
- 104) 日本鋼管・福山: 製鋼部会, 鋼 55-自由 17 (1973)
- 105) S. KOLLBERG: *Iron and Steel Eng.*, March, (1980), p. 46
- 106) 新日鉄・大分: 製鋼部会, 鋼 64-自由 14 (1976)
- 107) R. ALBERNY and J. P. BIRAT: *CDS Circ. d'Inf. Tech.* (1974) 4, p. 925
- 108) 白岩俊男, 杉谷泰夫, 小林純男, 石村 進, 岡嵯卓, 安元邦夫: 鉄と鋼, 64 (1978), S648
- 109) 菅野道夫, 玉応雄一郎, 山中 康, 川上公成: 鉄と鋼, 64 (1978), S651
- [表 面 性 状]
- 110) 鈴木康治, 得丸豊久, 平井洋一, 有吉政弘: 鉄と鋼, 65 (1979), S654
- 111) 住友金属鹿島: 製鋼部会, 鋼 67-自由 13 (1977)
- 112) 小舞忠信: 製鉄研究, 294 (1978), p. 99
- 113) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, 65 (1979), p.2038
- 114) 阪本英一, 宮下芳雄, 矢野幸三, 安斉孝儀, 山上諄, 角南英八郎: 鉄と鋼, 60 (1974), S37
- 115) 日新製鋼・呉: 製鋼部会, 鋼54-重点 5 (1973)
- 116) 川上公成, 北川 融, 水上秀昭, 内堀秀男, 宮原忍, 鈴木幹雄, 白谷勇介: 鉄と鋼投稿中
- 117) W. T. LANKFORD Jr.: *Met. Trans.*, 3 (1972) p. 1331
- 118) 杉谷泰夫, 中村正宣, 渡辺忠男: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 130
- 119) 楯 昌久, 内堀秀男, 山上 諄, 宮野治夫, 長谷部信久: 日本鋼管技報, 87 (1980), p. 379
- 120) 川鉄・水島: 製鋼部会, 鋼 62-自由 12, (1975)
- 121) 三宅俊和, 森 紘一, 野呂克彦, 安藤 巖, 秋田靖博: 鉄と鋼, 60 (1974), S102
- 122) 中戸 参, 垣生泰弘, 江見俊彦, 木下勝雄, 戸村寿孝, 上田典弘, 今井卓雄: 鉄と鋼, 62 (1976), S506
- 123) 日本鋼管・福山: 製鋼部会, 鋼 74-自由 8 (1979)
- 124) T. EMI, H. NAKATO, Y. IIDA, K. EMOTO, R. TACHIBANA, I. IMAI, and H. BADA: *Proc. 61 st NOH-BOSC*, (1978), p. 350
- 125) 武 英雄, 中井一吉, 前田瑞夫, 江本寛治: 鉄と鋼, 66 (1980), S140
- 126) 常岡 聡, 山本利樹, 齊藤 勲, 桐生幸雄: 鉄と鋼, 66 (1980), S808
- 127) 三隅秀幸, 溝口庄三, 佐伯 毅, 大口 滋, 田中純: 鉄と鋼, 66 (1980), S809
- 128) 北川 融, 石黒守幸: 第 4 回日独セミナー, (1980), p. 249
- 129) 平岡照祥, 北村 修, 木村英二, 初田隆司, 松永久, 大橋徹郎: 鉄と鋼, 64 (1978), S17
- 130) 楯 昌久, 内堀秀男, 山上 諄, 宮野治夫, 長谷部信久: 日本鋼管技報, 87 (1980), p. 19
- [内 部 割 れ]
- 131) 成田貴一, 森 隆資, 綾田研三, 宮崎 純, 藤巻正憲, 塩見 司, 副島利行: 鉄と鋼, 64 (1978), S664

- 132) 日本鋼管・京浜：製鋼部会，(1976)，鋼 64-自由 13
- 133) 山本圭太郎，内田繁孝，宮原 忍，武田州平：鉄と鋼，64 (1978)，S 154
- 134) 神戸製鋼所・中研：製鋼部会，(1979)，鋼 72-13
- 135) 重住忠義，伊藤幸良，田代 清：鉄と鋼，64 (1978)，S 662
- 136) 住友金属・鹿島：製鋼部会 (1979)，鋼 72-重点4
- 137) 小島信司，松川敏胤，児玉正範：川崎製鉄技報，12 (1980)，p. 101
- 138) 藤井博務，大橋徹郎，広本 健：鉄と鋼，62 (1976)，p. 1813
- 139) 藤井博務，織田昌彦，大橋徹郎，広本 健：鉄と鋼，62 (1976)，S 93
- 140) 水上私昭，村上勝彦，宮下芳雄：鉄と鋼，63 (1977)，S 562
- 141) 北岡英就，木下勝雄，江見俊彦：川崎製鉄技報，12 (1980)，p. 93
- 142) 井上俊郎，小舞忠信，新美英俊，斉藤豊一，秋田靖博：鉄と鋼，60 (1974)，A 103
- 143) たとえば，反町健一，江見俊彦：鉄と鋼，63 (1977)，p. 1297
- 144) K. WÜNNENBERG: Stahl und Eisen, 98 (1978) 6, p. 254
- 145) 市川 浩，野寄徳彦，木村智彦，丸川雄浄，川崎守夫：鉄と鋼，63 (1977)，S 152
- 146) 佐藤秀樹，北川 融，村上勝彦，川和高穂：鉄と鋼，61 (1975)，S 471
- 147) 成田貴一，野崎輝彦，森 隆資，宮崎 純：鉄と鋼，66 (1980)，S 806
- 148) 住友金属・和歌山：製鋼部会，(1979) 鋼 73-自由 10
- 149) 新日鉄・大分：製鋼部会，(1976) 鋼 65-自由 6
- 150) 喜多村実，副島利行，小山伸二，松田義弘，安封淳治：R & D, 29 (1979)，p. 11
- 151) 白石伸司，田中史雄，市原 晃，三浦幸雄，小堀隆雄，鈴木文直：鉄と鋼，66 (1980)，p. 248
- 152) 神戸製鋼所・加古川：製鋼部会，(1978) 鋼 69-重点 5
- 153) 武田州平，川和高穂，佐藤秀樹，内田繁孝，石黒守幸：鉄と鋼，63 (1977)，S 146
- 154) 原田慎三，草野昭彦，三隅秀幸：製鉄研究，294 (1978)，p. 72
- 155) 市川 浩，岸田 達：鉄と鋼，57 (1971)，S 54
- 156) 江本寛治，大森 尚，鈴木康治，鈴木健一郎，村田賢治：鉄と鋼，65 (1979)，S 716
- 157) たとえば，住友金属・和歌山：製鋼部会，(1979)，鋼 72-自由 10
[鋼種拡大]
- 158) 日本鉄鋼協会：鉄鋼便覧第Ⅱ巻 (1979)，p. 163 [丸善]
- 159) 井上俊朗，田中英記：製鉄研究，294 (1978)，p. 12473
- 160) 川崎製鉄技報 12 (1980)，p. 137
- 161) 田川寿俊，岩崎宜博，市之瀬弘之，徳永高信，武重賢治，松本重康：鉄と鋼，66 (1980)，S 472
- 162) 垣生泰弘，吉井 裕，江見俊彦，内藤雅夫，久ヶ湊英雄，今井卓雄，森脇三郎，児玉正範：川崎製鉄技報 12 (1980)，p. 458
- 163) 苗村 博，福岡嘉和，実川正治，石岡弘之：鉄と鋼，63 (1977)，S 315
- 164) S. OSADA, N. TANAKA, K. MATUDA, Y. FUKUOKA, and H. ISHIOKA: Iron and Steel Eng. (1980) 11, p. 67
- 165) M. D. BAUGHMAN, K. L. FETTERS, G. PERRAULT Jr. and K. TODA: Iron and Steel Eng. (1979) 8, p. 52
- 166) 高橋延幸，古野嘉邦，野坂詔二，福地 徹，浅井徹，岩本 勉：鉄と鋼，66 (1980)，S 365
- 167) 同 上：鉄と鋼，66 (1980)，S 366
- 168) 高橋延幸，古野嘉邦，早川 浩：鉄と鋼，66 (1980)，S 1247
- 169) 森 久：鉄と鋼，60 (1974)，p. 784
- 170) 椿原 治，早野 成，細野和典，石飛精助，江坂一彬，豊田和臣，長沢元夫：鉄と鋼，65 (1979)，S 753
- 171) 野村宏之，森 一美：鉄と鋼，64 (1978)，p. 1143
- 172) 竹内栄一，藤井博務，大橋徹郎，平岡照祥，堀井義信：鉄と鋼，65 (1979)，S 754
- 173) 竹内栄一，藤井博務，大橋徹郎：鉄と鋼，65 (1979)，S 755
- 174) 竹内栄一，藤井博務，大橋徹郎，堀井義信，安江幹，山広実留：鉄と鋼，66 (1980)，S 135
- 175) 竹内栄一，藤井博務，大橋徹郎，木村一茂，高島靖，山広実留：鉄と鋼，66 (1980)，S 796
- 176) 同 上：鉄と鋼，66 (1980)，S 797