

法の適用がそれだけ減少したことを意味する。したがって普通造塊法により製造されている圧延材は、ステンレスを除く特殊鋼の一部と、極厚鋼板および一部のリムド鋼である。特殊鋼としてはボールベアリング材のように、とくにきびしい品質上の要求があるものや、ロットの小さいものなどである。極厚鋼板は圧延比の確保のために普通造塊法で製造されているが、最近高品質化の要求が厳しく、逆VおよびV偏析などの内部欠陥がなく、しかもザク疵の圧着を目的とした予備鍛錬が省略できるものとして一方向凝固鋼塊が開発され、直接圧延により極厚鋼板が製造されている。現在鋼塊上部表面付近に逆V偏析が認められているが、70t程度の鋼塊まで実用化されている。

また、鍛鋼は一般に断面が大きく、小ロットで、しかも品質がとくに厳しいので、普通造塊法によつて製造されている。鍛鋼の大きいものでは、500tや570tの超大形鋼塊の必要なものがあり、合わせ湯法で真空铸造により製造されている。このとき溶鋼を長時間保持するとともに、精錬が十分できる取鍋精錬の適用は、超大形鋼塊の内部品質の改善に大きく寄与している。

鍛造用鋼塊の偏析やザク疵の減少および歩留りの向上を目的として、エレクトロスラグホットトッピング (Electroslag Hot Topping, ESHT) が開発され、2, 3の適用例が報告されている。これはエレクトロスラグ溶解法と同様の方法で押湯を加熱保温する方法であるが、適当なスラグを用いれば脱硫のような精錬効果も同時にえられるというもので、現在までに50~60t鋼塊が製造されている。しかし、その品質評価は、取鍋精錬を適用した鋼塊などとの比較において決まるものと考えられる。

また、大形の圧力容器用シェルのような中空鍛鋼品用の鋼塊として、コストダウンを目的とした中空鋼塊が製造されている。現在140t程度の鋼塊まで報告されている。

連铸の場合と同様に、普通造塊法においても、铸込み中の空気酸化によつて生成した介在物が、鋼塊の品質に悪影響を及ぼすので、無酸化雰囲気造塊法が広く採用されるようになった。この方法は介在物の減少対策として、最も効果が認められた技術の一つで、下注ぎ造塊では取鍋と注入管の間の雰囲気コントロールしている。

また、高熱作業の解消や省力化を目的として、品質面ではブローホールや割れの発生を防止できる技術として、クレーンスケール (Crane Scale) とスライディングノズルを結合し、铸込速度を正確に制御できる自動铸込技術が実用化されており、ワンマンコントロールが可能になりつつある。

3.2 製鋼理論

3.2.1 物理化学

この10年間のこの分野における発展を概観する時、当然のことではあるが、従来の延長線上にある学問上非常に基礎的なテーマと技術的トピックスに密接に関連したテーマに大別して述べることができる。

(1) 溶鉄、スラグの物理的性質

1970年代に入つて、X線及び中性子回折技術の進歩により、熔融鉄合金及び珪酸塩スラグの構造がかなり定量的に明らかにされるようになった。それによれば、大部分の熔融金属が剛体球モデルで説明され、また、珪酸塩中にはBOCKRIS、さらに進んでMASSONが従来より提案していたディスクリート・アニオンの存在が実証されている。スラグについては、さらに種々の分光学的手法、例えば、赤外線、ラマンスペクトル等が利用されている。これらの研究は、最近の非晶質材料とも密接な関係があるので、その手法の今後の発展が期待される。

他の物理的性質として特筆すべきものは、レーザーフラッシュ法、ホットワイア法の開発によるスラグの熱伝導度の測定である。これは以前に全くといってよいほど測定されていなかったもので、構造感受性が弱いという予測に反して、かなり組成依存性が見出されているが、測定法によつてデータにかなり差があり、今後の検討が必要である。

また、熔融金属の音速の測定も実用的な意義も含めて興味深い。最近では高温融体の粘度を瞬間かつ連続的に測定する方法が開発されている。

拡散係数については、従来の手法による多数の測定例の中で、多成分系スラグを対象としてカップリングを考慮した相互拡散係数の測定が注目される。これは理論的には不可逆過程の熱力学から当然予測されるものであるが、高温で測定された数少ない例であろう。このほか、スラグ中の酸素の透過度を測定した報告もある。熱力学的性質としては、従来、高温のために技術的に不可能であつた熔融鉄合金の混合熱の熱量計による直接測定が、ほぼ完全に行われたことは注目に値する。

実用的に意味のある物理的性質として、スラグの泡立現象を基礎的に解明しようとした試みがある。現象そのものが大変複雑であるために、十分な理解はなされていないが、スラグの表面張力の添加物による変化(動的表面張力)が重要であることが示唆されており、今後、理論的検討がなされるべき分野であろう。

(2) 製鋼反応の熱力学

(a) 鉄合金の熱力学的性質

前述の混合熱は別にして、従来に引き続き、溶鉄中の各種成分の活量測定が行われたが、クヌードセンサー質量分析法が広範に利用されたのが特徴である。特に現場における精錬の対象としてりんが注目されたために、Fe-P-j 合金の測定例が多い。この他に Fe-Mo, Fe-W のような高融点金属を含むものも測定され、状態図と関連づけられている。

また、介在物の形態制御に関連して、Ca や Ce 等の希土類元素と酸素、硫黄を含む系の平衡関係が測定されたのは意義が大きい。

以上のような溶融鉄合金の活量に関するデータは、過去の文献をすべて網羅して、昭和 59 年 11 月の学振 19 委員創立 50 周年記念事業の一つとして、「製鋼反応の推奨平衡値」と題して発刊され、貴重な資料となつている。また、融点直下の固液共存温度における各成分の固液間平衡分配が凝固偏析に関連して測定されており、最近は特に測定が三成分系にまで及んでいる。

(b) スラグ-メタル反応

この 10 年間で最も注目された精錬技術は従来の脱りん法の見直しであつた。すなわち、転炉における脱りんでは、Q-BOP 法や複合吹精法の開発による攪拌効果の向上の結果、スラグ-メタル反応が従前以上に平衡に近づいたと考えられている。このため正確な平衡値を知ることが必要となり、ライニング材を考慮して MgO 飽和スラグ系の脱りん平衡及び酸化鉄の活量が MgO の溶解度とともに温度や組成の関数として測定されている。一方、特に酸化鉄の高い組成範囲では問題があるものの、各陽イオン間の相互作用を求めて、正則溶液モデルにより多成分系の活量を推定する試みも行われている。

一方、脱りんを溶銑段階で行う方法が工業的に検討され、既に実用段階に入っているが、このような条件下(低温度、炭素飽和溶鉄)での平衡値は従来全くなかつたために、種々の測定が企てられた。

石灰系フラックスと溶銑との脱りん平衡値をフラックスとオーステナイト間の平衡値から間接的に求める方法や、炭素飽和溶鉄と CO 雰囲気下での直接測定が行われており、CaO-SiO₂-CaF₂ 系フラックスでは CaO, 3CaO·SiO₂ の二固相と共存する組成が最適であることが見出されている。工業的には CaF₂ の一部を CaCl₂ で置き換えた方法も採用されているが、熱力学的には CaF₂ 単独の方が脱りん力は強いとの報告がある。

一方、ソーダ系フラックスとの分配平衡値も P, S, Mn, N, V, Nb 等各種元素について測定されており、石灰系に比べてはるかに脱りん力が強いことが判明している。これらフラックスの脱りん力は

フォスフェイト・キャパシティ

$$(\text{Phosphate capacity}) \equiv \frac{(\% \text{PO}_4^{3-})}{P_{\text{P}_2}^{1/2} \cdot P_{\text{O}_2}^{5/4}}$$

と定義される尺度により整理され比較、検討されている。

酸素センサーの測定や実際の溶銑脱りんの実績データとこれらの平衡値を組み合わせると、石灰系フラックスを使用した場合のスラグ-メタル界面の酸素分圧は 10⁻¹⁴~10⁻¹⁵ atm と推定されるのに対し、ソーダ系では 10⁻¹⁵~10⁻¹⁶ atm とほぼ 1 桁低い。いずれにしても、上述の高塩基性フラックスを用いると脱りんと脱硫が同時に可能であることが理論的に裏づけられている。

ソーダ系フラックスは工業的に広範には使われていなかったために、例えば Na₂O-SiO₂ 系の高い Na₂O 濃度域での Na₂O の活量がわかつていなかった。このため β-Al₂O₃ による電気化学的方法や化学平衡法による測定が、FeO, P₂O₅ の活量測定とともに行われ、ソーダ精錬の理論的検討の基礎データを提供している。

精錬能を飛躍的に向上するためには、高塩基性フラックスの開発が望ましい。このため、二酸化炭素の溶解度を測定して塩基度の尺度とする提案もなされている。実際には Ba, Li, K 化合物を利用した結果が報告されているが、その平衡値の報告例は少ない。

(3) 合金鋼の製錬

この 10 年間に合金鋼、特にステンレス鋼の高純化の要求が材質面から強く要望されたのを受けて、技術上の大きな発展があつた。

すなわち、従来の酸化精錬法では原理的に不可能であつた Cr よりも貴である P, As, Sb, Bi, Sn, Pb, N, S, O, Se, Te 等が、Ca-CaF₂ フラックス (CaF₂ は Ca の蒸発損失を下げるための溶媒) により強還元雰囲気下で除去可能になつたことである。このような条件下では例えば P は Ca₃(PO₄)₂ ではなく Ca₃P₂ として除去される。この方法は工業的にはコスト面で問題があるものの、この 10 年間の製鋼の物理化学の分野で最大の貢献であるといつても過言ではない。このフラックスはその後、CaC₂-CaF₂ に置き換えられ、Cr 粗鋼の脱りんテストに供せられ、好成績を挙げている。この方法は原理的に全く新しいものであつたために、新たに平衡値が測定されている。

なお、この方法と同じ原理は Mg-MgCl₂ により固体フェロクロム粒の脱りんの試験にも利用された報告がある。

高クロム粗溶鋼の脱りんについては、従来の酸化条件下でも強塩基性スラグを利用すれば、その可能性も捨て切れない。このため BaO-BaF₂, LiCO₃, Na₂CO₃, CaO-FeCl₂, CaO-CaCl₂ 等様々なフラックスを用いた試験例が報告されている。

石油危機後の電力費の高騰からフェロクロムやステンレス鋼を従来の方法にとらわれずに、合理的に製造する試みが始められている。例えば Cr 鉱石の熔融還元や熔融鉄処理のためにスラグ量が大幅に減つた転炉内にクロム鉱石を添加して還元する方法等が実生産の立場から提案されているが、一方熱力学的な立場から還元条件下での CrO の活量や状態図の測定に関する報告がある。Mn についても同様のことがいえ、既に、酸化及び還元条件下での MnO の活量の測定が報告されている。しかし、このような新しく開発されるプロセスでは、従前とは異なるスラグ系が利用されるため、種々の熱力学及び物理的性質の測定が急務と考えられる。

(4) 特殊溶解法

前 10 年に引き続きエレクトロスラグ再溶解法用の CaF_2 を主成分としたフラックスの物理化学的研究が広く行われ、鉄鋼協会鉄鋼基礎共同研究会特殊精錬部会の報告書としてまとめられている。同法における不純物の挙動や電気伝導度、物性値の測定、また CaF_2 を含まないフラックスの開発等がこの分野の主題であつた。詳細は紙面の制限の都合で省略する。

その他の特殊溶解法としてプラズマ溶解法がある。この方法では単に再溶解するだけでなく、作動ガスが反応性を有する場合は少なくとも原子状に解離するために、分子状ガスでは起こらないような精錬反応を進めることができる。例えば、水素プラズマにより Cr 鋼の脱炭が可能であることが見出されている。同じように、窒素プラズマを用いると、その溶解度は通常の窒素雰囲気下における値より大きくなるために、高窒素ステンレス鋼の製造に利用できる。

鉄鉱石の熔融還元でプラズマを利用した場合は、浴に局部的高温部が生じるために、装入物中のりんが同時に発生する CO または作動ガスの H_2 , Ar によつて運搬除去されて、メタルに吸収されず、気化脱りんという興味ある現象が観察されている。

(5) 電気化学的センサー、その他

$\text{ZrO}_2 \cdot \text{MgO}$ 系の固体酸素濃度電池は、鋼浴中の酸素コントロールの面で実際はかなり利用されているが、最近はこのを利用して各種製鋼炉の気相、スラグ相、メタル相の酸素分圧及び温度を別々に測定して、炉によつて各相間が平衡しているか否かを検討した報告がある。これによつて各成分の平衡からのずれ、すなわち浴の混合状態を推測することができる。

また、最近では製鋼温度での硫黄、シリコンを電気化学的に測定するための電池の開発報告もなされているが、理論的に検討する余地を残している。

このほか、注目される実験手段として、X線透視法が

各種反応の直接観察に利用されている。例えば、脱炭反応やスラグ-メタルの反応の経過に伴う鉄滴の形状変化が観察されている。

(6) 転炉スラグの利用

前記「スラグの有効利用に関する基礎研究部会」の研究の結果、転炉スラグ中への CaO の溶解機構として、 $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ の被膜が CaO 表面に生成して、その後の溶解を妨害していること、凝固スラグ中では、りんが $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ 相に偏在すること等が判明した。後者の研究に基づき、転炉スラグの凝固時に初晶として析出する比重の小さな $2\text{CaO} \cdot \text{SiO}_2$ にりんを濃縮させつつ、FeO 分の多い液相部分から浮上分離しようとする方法が提案された。このほか、転炉スラグ中のいわゆるフリーライムの測定法の検討がなされた。

(7) 将来の課題

我が国の製鋼の現場技術を世界のトップレベルに維持していくためにはそれなりの努力が必要であるが、それを支える基礎学問の併行的発展なしには不可能であることは言うまでもない。特に、過去数十年間先導的役割を果たしてきた欧米からの学問的寄与は、質的にはともかく、量的にはあまり期待できないのが現状である。その意味で、我が国におけるこの分野の基礎学問に関与している人々の、我が国のみならず世界の鉄鋼界への責任は非常に大きい。

具体的に考えられる問題点を以下に列挙すると、まず、ますます合金鋼を含めて、鋼の高純化が要求されていくのに対して、どのように対処するのか、このために、フラックスを必要とするならば、フラックスの精錬能を整理して、最適条件を見出す必要がある。その際耐火物からの汚染の影響が当然、相対的に大きくなるので、耐火物自身の開発以外に、耐火物との反応について広範な研究が必要となろう。

前述したように、合金鋼の合理的な製造法の開発に必要な基礎データ、特に状態図の整備が必要である。またスクラップの利用の拡大が予測されるが、トランプエレメントを除く方法の原理を考えつくことも重要なテーマであろう。介在物の問題点は従前とは異なり、ますますマイクロなものが問題になる傾向にあり、材質との関連において研究を進めていく必要がある。

プロセスのコントロールの自動化及び省力化のために高温でも使用できる各種センサーの開発も非常に重要である。

これ以外にも、具体的にはいろいろな近未来的テーマが考えられるが、要は、若い世代の人々にいかに魅力のある学問分野であり続け得るかが、決定的な課題であろう。

3.2.2 移動速度論

一般に、製鋼反応は異相系反応であり、したがってその促進のためには反応界面積を大きくするとともに反応界面への反応成分の移動をはやめ、反応速度を増大させる必要がある。これらを実現するためには鋼浴の攪拌が非常に効果的であることが以前から認識されてきており、機械的攪拌、電磁攪拌、ガス吹込攪拌など種々の攪拌方式が採用されてきた。さらに、純酸素底吹転炉の発展にとともに、純酸素上吹転炉と比較して出鋼歩留り、酸素効率が向上するなど、強攪拌の利点に注目が集まった。

以上のような背景のもとで、最近の10年間において底吹転炉、上底吹転炉を初めとして各種製鋼プロセスにおけるガスおよび粉体インジェクション操作が著しく進歩し、さらにそれに伴って鋼浴の攪拌強度（均一混合時間）、流動解析、ガス-メタル間およびスラグ-メタル間反応速度に対する攪拌の影響などについて検討が行われた。

なお、溶湯中へのガスおよび粉体吹き込みにより浴の攪拌や精錬を行う操作はインジェクション冶金（Injection Metallurgy）の名前で総称されている。

(1) ガス、粉体のインジェクション操作

溶銑あるいは溶鋼中にガスや粉体を吹き込む精錬プロセスが成り立つための必須条件として羽口耐火物の溶損が少ないことおよび安定した吹き込みが可能であることがあげられる。液体中への吹き込みガスジェット羽口近傍における挙動はそれらの条件と密接な関係があり、さらに基礎的にも非常に重要な問題であるため、水、水銀モデルを用いて詳細に調べられた。液体中ガスジェットの挙動はバブリング（気泡が生成する現象）とジェッティング（ジェットとして液中に連続的に侵入する現象）に大別され、みかけのガス線流速（＝ガス流量/羽口断面積）が音速以上でバブリングからジェッティングに次第に遷移することが明らかになった。羽口耐火物の溶損を低減し、羽口の閉塞を防止するためには、音速領域のガス吹き込みでジェッティング率を高めることが、マッシュルーム（羽口まわりに付着した凝固鉄）の形成とともに重要であることが指摘された。

上底吹転炉においては、幅広い鋼種の吹錬を可能にするためには、広範囲の底吹きガス流量の制御が可能な羽口が必要となる。そのため、種々の羽口形状について吹き込みガスジェットの挙動が調べられ、スリット型羽口（二重管の内管を閉じた円環状の羽口）、多孔羽口（耐火物に多数の細管を埋め込んだ羽口）などが新しく開発された。

吹込精錬プロセスにおいては、溶銑、溶鋼中におけるガス（気泡）および粉体の挙動が問題となる。気泡の挙動に関しては、熔融金属中のノズルからの生成気泡の大きさ、気泡上昇速度、液側物質移動係数などが調べられている。従来、化学工学の分野においてこの方面の研究が水溶液系について多く行われている。水溶液系で得られた相関式は、ノズルからの生成気泡の大きさについて若干の修正を加えれば、熔融金属系に対しても適用できることが明らかになった。なお、高流量のガス吹き込みの場合、ノズルから生成した気泡は上昇途中で分裂し、気泡群を形成する。熔融金属中の分散気泡の大きさならびにガスホールドアップ（気液混相中のガスの体積分率）についても測定が行われたが、気泡群の挙動に関する研究は非常に少なく、今後さらに検討が必要である。

溶湯へ固体粒子あるいは固体粉末をガスとともに吹き込む場合、それら粉体が気液界面をつき破つて液体中に侵入するのか、あるいは気泡中にとじこめられるのか、あるいはそのまま溶けて気液界面で膜となるのかは、反応の進行に直接影響する重要な問題である。単一粒子の挙動に関しては力学的、界面化学的考察が行われており、粒子が液体中に侵入する臨界粒子速度などについて検討された。一方、粒子群の挙動に関しては、2, 3の研究があり、粒子が細かいほど液体中に侵入しやすいなど貴重な知見が得られているが、まだ不明な点が多く、今後の研究が待たれる。

(2) 鋼浴の攪拌強度

鋼浴の攪拌技術の進歩にとともに、鋼浴の攪拌強度を定量的に表示する必要性が生じた。中西らは、鋼浴の攪拌強度を表す指標として均一混合時間（浴内に投入したトレーサーが均一に分散するのに要する時間）を導入し、鋼浴への投入攪拌動力との関係を初めて調べた。その結果、種々の精錬装置において測定された均一混合時間は投入攪拌動力の関数として表されることを示した。さらに、純酸素上吹転炉の均一混合時間は純酸素底吹転炉のそれよりもかなり大きく、前者においては攪拌が不足していることを明らかにした。

その後、均一混合時間に対して理論的考察が加えられ、投入攪拌動力のほかに装置の大きさにも依存することが示された。図3.2.1には、各種製鋼プロセスおよび水モデル実験で得られた均一混合時間 t_m (s) と $\varepsilon V_L^{-2/3}$ (ε : 単位液体質量あたりの投入攪拌動力 (W/t), V_L : 液体体積 (m³)) の関係を示した。図において、 $\varepsilon V_L^{-2/3}$ の増加とともに t_m が減少することがわかる。

上底吹転炉における底吹きガス流量、羽口の数および配置などが、水モデルあるいは実機における均一混合時

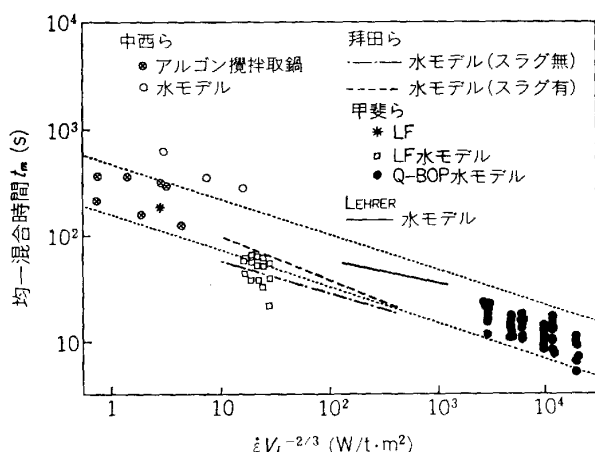
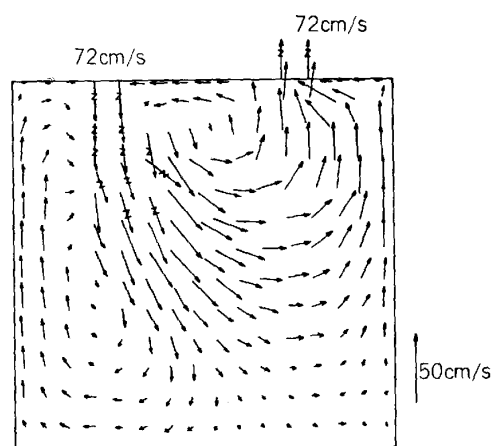


図 3.2.1 各種精錬装置，水モデルにおける均一混合時間
(森ら：鉄と鋼，67 (1981)，p. 672)



取鍋直径 250cm，溶鋼深さ 250cm，上昇，下降管直径 35cm
図 3.2.2 RH処理中の取鍋内の流れ
(K. SHIRABE et al. : Trans. ISIJ, 23 (1983), p. 465)

間の測定を参考にして決定された。また，上吹きガスの運動エネルギーからの動力が鋼浴の攪拌に有効に使われる割合は，底吹きガスのそれを 100% とすると，10～15% 程度であることが均一混合時間の測定より明らかにされた。

なお，均一混合時間の測定自体がかなりのばらつきをともなうものであり，ガス吹込方法（羽口の数，位置など），トレーサーの添加位置，濃度測定位置などの影響を受けるため，水モデル実験の結果を実機に適用する場合にはそれらを考慮する必要がある。

(3) 精錬反応装置における流動の解析

一般に，精錬反応速度は反応成分の反応界面への物質移動によつて律速されるので，反応界面近くの流動の影響を強く受ける。均一混合時間は鋼浴の流動によつて決まるが，反応界面近くの流動を必ずしも反映したものではない。したがつて，精錬反応装置の最適設計，その操業，制御を行うためには，装置内の流動の解明がぜひ必要である。

機械的，電磁的，あるいはガス吹き込みによる攪拌動力が鋼浴に投入される結果，流動が生ずる。この流動は基本的には NAVIER-STOKES の運動方程式によつて記述される。実際の鋼浴の流動は乱流であるため，運動方程式を解くにあたつて乱流モデルにより乱流粘性係数を求め，不活性ガス吹き込みを行つた取鍋，電磁攪拌装置，ESR，RH 脱ガス装置などの種々の精錬装置における浴内の速度分布，乱流エネルギー分布などが計算されている。図 3.2.2 には，RH 処理における取鍋内の速度分布の計算結果を示した。上昇管および下降管の近くにおいては速度が大きい一方，取鍋下部においては速度が非常に小さい部分が存在することがわかる。

水浴へのガス吹き込みによつて生じる循環流動につい

て速度分布，乱流エネルギー分布などが実測され，計算結果との比較が行われている。それによると，速度分布の一致はよいが，乱流エネルギー分布の一致はあまりよくない。今後，使用した乱流モデルの適用性とともガス吹き込みによつて形成される気液混相の乱流挙動に関する検討も必要であると考えられる。

NAVIER-STOKES の運動方程式は，乱流粘性係数が既知であれば比較的簡単に解くことができるため，乱流粘性係数を実験的に推定することも検討されている。また，巨視的物質および運動量収支による浴内の流動解析も行われている。この方法では浴内の速度分布など局所的な値を求めることはできないが，平均ガス，液体流速およびガスホールドアップなどを簡単に計算できる利点がある。

今後，以上の異なつた解析方法による結果を組み合わせることにより，精錬装置内の流動が解明されることが期待される。

(4) 製鋼反応速度

製鋼反応のうち，ガス-溶鉄間反応に関する速度論的研究は多く行われており，その反応機構はかなり解明されてきている。

窒素-溶鉄間反応に関しては，従来溶鉄表面への N_2 吹き付けによる吸収では液側物質移動律速，Ar 吹き付けによる放出では 2 次反応律速であるとされている。図 3.2.3 に実線で示すように，みかけの反応速度定数 (k_2') は酸素濃度の増加とともに減少する。最近，減圧下の Ar 雰囲気への N_2 放出に関する研究より，窒素放出速度は 2 次反応律速に近いが，酸素濃度が低くなると反応速度定数が大きくなり，したがつてガス側および液側物質移動抵抗が相対的に無視できなくなることが示された。図 3.2.3 に鎖線で示した反応速度定数 (k_2) は，混

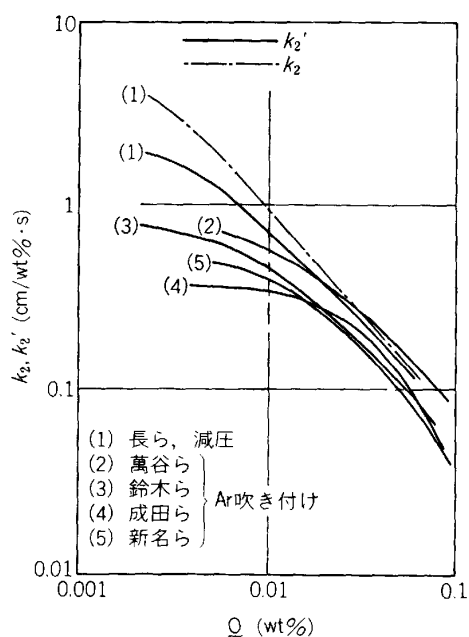


図 3.2.3 溶鉄の窒素放出における反応速度定数 k_2 およびみかけの反応速度定数 k_2' (1600°C)
(長ら: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 701)

合律速モデルによりガス側および液側物質移動抵抗を除いたものである。図より、酸素濃度が低いほど k_2 と k_2' の差が大きいことがわかる。

溶鉄中の CO 反応の反応速度定数が CO_2 -CO 混合ガスによる高炭素濃度の溶鉄の脱炭について求められた。吹き付けガス流量が著しく高い場合には脱炭反応は界面化学反応で律速され、その速度定数は微量の S によって著しく減少する。不活性ガスあるいは減圧下の雰囲気への溶鉄の CO 放出速度は、一般的には Q および C の液側物質移動および CO のガス側物質移動で律速される。たとえば、Ar 吹き付けによる溶鉄の CO 放出の場合、液側物質移動律速においては $C_0/k_c < C_c/k_0$ (C_0, C_c : Q ならびに C 濃度, k_0, k_c : 酸素および炭素の液側物質移動係数) のときには Q の物質移動律速, $C_0/k_c > C_c/k_0$ のときには C の物質移動律速であることが示された。

最近におけるように鋼中不純物元素を極低濃度まで下げる精錬を行う場合には、上述の速度論的知識のほかに浴の流動状態を知る必要がある。たとえば、図 3.2.2 に示すように、RH 脱ガス処理において取鍋の下部には比較的流動が弱い部分があり、その部分では脱ガスが遅れる。そのため、不純物元素の濃度が高い溶鋼が残り、取鍋中平均濃度は極低濃度までは下らない。また、N や O の場合には雰囲気からの吸収も平均濃度が下らない原因の一つと考えられる。したがって、不純物元素の濃度を極低濃度まで下げるためには、浴が停滞してい

る死空間 (Dead space) をなくすような攪拌を行うと同時に、雰囲気からのこれらの吸収を防止することが重要である。

スラグ-溶鉄間反応は一般的にはスラグ側および溶鉄側の物質移動によって律速される。川合らは、二重境界膜説を適用し、各成分の物質移動速度式、化学量論的關係および界面平衡条件を用い、適当なスラグ側および溶鉄側物質移動係数を与えることによって各成分の濃度変化を計算し、実験で測定された濃度変化を説明している。また、最近 ROBERTSON らはメタル-スラグ-ガス系の同時反応を記述する反応モデルを展開し、CO ガスが生成する場合の溶鉄の脱炭反応における各成分の濃度変化を説明している。

実際の製鋼プロセスにおけるスラグ-溶鉄間反応の場合、非常に多くの成分が関与する。スラグ-溶鉄間の分配平衡、スラグ中の成分の活量と組成の關係、各成分の物質移動係数、さらにはスラグ-溶鉄間の界面現象 (エマルジョンの生成、界面攪乱) などが明確でないため、反応速度を理論的に計算できるまでには至っていない。

以上の浴表面におけるスラグ-溶鉄間反応 (Permanent Reactor Reaction と呼ばれている) のほかに、フラックスを浴内に吹き込む場合にはフラックスが浴中を浮上する途中における反応 (Transitory Reactor Reaction と呼ばれている) の寄与がある。もし、浮上途中における反応による生成物が浴表面に浮上後再び反応によりメタル中に不純物として戻ることがなければ、フラックスの反応効率は非常に高くなる。しかし、フラックスの浴内での挙動はほとんど解明されていないため、反応速度の定量的評価は今後の研究課題として残されている。

以上に指摘したように、ガス-メタル間およびスラグ-メタル間反応の基礎的な速度論的研究にもとづいて精錬プロセスの開発あるいはその反応モデルを作成する場合には浴の流動などを十分に考慮することが望まれる。

3.2.3 凝固理論

連続铸造の普及と共に凝固に伴う中心偏析、V 偏析、非金属介在物、われ欠陥などの铸造欠陥の発生機構がかなり明らかになり、鋳片の品質向上、無手入化に寄与した。特に電磁攪拌による凝固組織の制御が一般的に行われるようになり、等軸晶生成機構の理解が進んだことが注目される。しかし、品質向上の要求が厳しくなると共に電磁攪拌下での凝固現象、鋳型内凝固現象、包晶凝固機構、セミマクロ偏析の生成機構の解明など今後解決すべき多くの問題が残されている。

通常造塊においても V 偏析、逆 V 偏析、ザク巢などの生成機構がより明らかになり、铸造欠陥がある程度推

定, 制御できるようになった。

また最近では大型鋳鋼や耐熱材料の一方凝固, 単結晶の製造, 急冷凝固法, コンピュータによる凝固シミュレーションなどの発展が目ざましく, 凝固理論は新たな発展期を迎えている。

(1) 凝固基礎物性値

液相の密度, 粘度や平衡分配係数などの物性値, 固液共存域における透過率などのデータがかなり蓄積され理論的考察も進んだ。

例えば多元系平衡分配係数に関しては相互作用係数と同様の分配相互作用係数 (Distribution Interaction Coefficient) の概念が提案され, Fe-C-X, Fe-N-X, Fe-H-X 系などの分配係数が求められ整理された。また透過率についても種々の測定法が検討され, いくつかのデータが求められた。

しかしながらこれらのデータも実用鋼に対しては不十分である。また液相の熱物性値, 潜熱, 固液界面エネルギーなどに関する進歩はほとんど見られず, 凝固基礎理論を確立する上でのネックとなっている。

(2) 固液界面の安定性とデンドライト凝固

等軸晶の生成や偏析現象などを根本的に理解するためにはデンドライト凝固機構の解明が必要であり, 実験的, 理論的に種々検討された。

まず実験的には一方凝固法により凝固速度, 温度勾配, 合金成分と 1 次, 2 次デンドライト間隔, デンドライト形状の関係に関するデータが多数蓄積され, 理論式とのより精度の良い比較が可能となった。また凝固組織から凝固時間や冷却速度を推定することが一般的に行われるようになった。

固液界面の安定性理論については線型摂動理論が対流による濃度境界層がある場合に拡張され, 安定臨界波長が濃度境界層の影響を強く受けることが示された。また従来のフリーデンドライトに関する理論は最小過冷度で固相が成長するといった極限判定基準 (extremum criterion) を仮定していたのに対し, ある安定条件で固相が成長すると考える新たな方法が提案された。

また群生デンドライトの 1 次アーム間隔については 1 次デンドライトと直角方向の溶質拡散特性距離 D_L/V (D_L : 拡散係数, V : 結晶成長速度) によつて決定されるとする考え方や 1 次デンドライト樹間の溶質濃度分布 (1 次アームと直角方向の濃度分布は無視) から求めたデンドライト先端曲率半径とデンドライト先端近傍の溶質濃度分布から求まる過冷度を最小にするように 1 次アーム間隔が決定されるとする考え方, デンドライトを安定限界の半波長の先端曲率半径をもつ回転楕円体と見え 1 次アーム間隔を求める方法などが提案された。これら

の理論式は実験データをある程度説明できるものの, いずれも大胆な仮定に基づいており, 実験データを十分に説明できるものでもなくさらに今後の理論の発展が望まれる。

2 次デンドライト間隔についても一時は粗大化理論で説明づけられたかのように思われたが必ずしもすべてのデータが部分凝固時間の $-1/3$ 乗に比例してはならず理論的な説明が求められている。

(3) 等軸晶生成理論

連続鋳造においては等軸晶率を増大させることにより, 中心偏析などの鋳造欠陥を軽減できるように希土類元素 (以下 REM と呼ぶ) 添加による異質核生成や低温鋳造, 加振, 電磁攪拌などによる等軸晶の生成機構が調べられた。

REM 添加においてはその異質核生成能が BRAMFITT の結晶不整合度で評価できること, REM 酸化物や硫化物が核となり組成的過冷により異質核生成が生じ, 1 次アームが微細になるなどのことが明らかにされた。

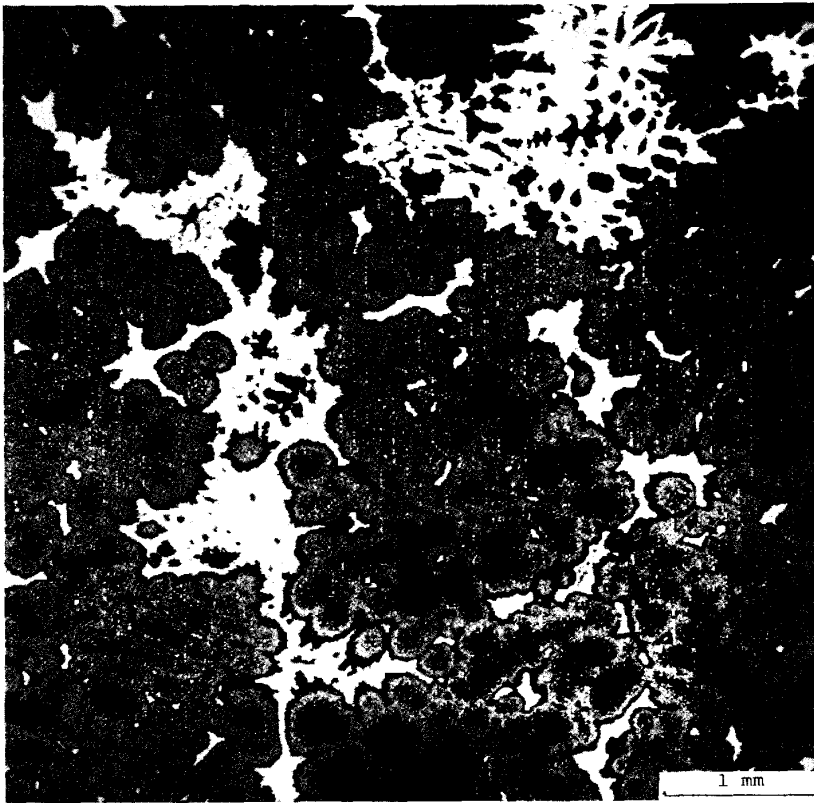
等軸晶生成機構としては従来から上記のような組成的過冷説のほか, デンドライトの溶断, 機械的破断説, フリーチル晶説, 結晶遊離説, シャワリング説などがあり, 現在でもこれらの機構がいかなる場合にどの程度有効かは明確にはなっていない。

しかし, 鋼の連続鋳造における電磁攪拌による等軸晶生成に限ればその主要機構はデンドライトの溶断, 増殖とする説が多い。しかし組成的過冷による異質核生成説が否定された訳ではない。また溶断説においても凝固前面でのデンドライト溶断より固液共存域での液相の流動による溶断の効果が大きいとする説もあり, デンドライト溶断の場所, 条件は明確にはなっていない。従つて今後, 等軸晶生成機構のより定量的な解明が望まれる。

また等軸晶の生成機構のみならず成長過程の解明も重要である。写真 3・2・1 は連鋳鋳片の等軸晶帯における CMA (Computer Aided X-ray Micro Analyzer) による Mn の分析結果を示したもので, 等軸粒がデンドライトのみならず直径 200~400 μm の球状晶から構成されていることが分かる。また等軸晶化に伴う新たな欠陥として問題になつてきたセミマイクロ偏析 (白い部分) が明瞭に観察され, これらの組織の形成過程の解明が望まれる。

(4) 包晶反応と包晶変態

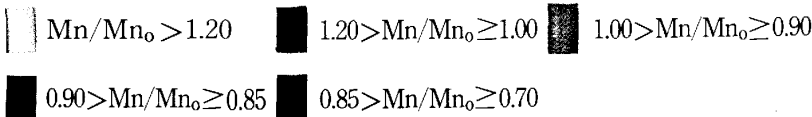
包晶点近傍の組成の鋼種ではわれ欠陥が発生しやすく, その原因が種々調べられた。その結果, $\delta \rightarrow \gamma$ 変態時の収縮により鋳片表面に凹凸が生じ鋳型内凝固が遅れと共に不均一凝固となり凝固シェルに引張応力が発生しやすいことや包晶変態に伴う P, S の偏析, 包晶変態



化学成分	レドール値 (%)
C	0.190
Si	0.290
P	0.0050
Mn	1.36
S	0.0022

CMA	測定条件
ビーム径	10 μ m
測定視野	5 \times 5 mm
Mn分析精度	1 \pm 0.03

写真 3.2.1 電磁攪拌材の鑄片中心部等軸晶帯の Computer-Aided Micro Analyzerによる分析結果 (Mn₀はレドール値で1.36%)
(新日本製鉄(株)第三技術研究所 製鋼研究センター提供)



による凝固の遅れなどの理由が挙げられている。しかし、十分明確にはなっておらず、包晶反応、変態のより定量的解析とわれ欠陥発生機構の解明が望まれている。

(5) ミクロ偏析

鉄鋼の凝固では固相内拡散を考慮しないとミクロ偏析を正確に解析できぬため従来 BRODY-FLEMINGS の式が良く使用されていた。しかし、この式は凝固パラメータ α が約 0.7 以上になると不合理な結果になり使用できない。そこで $\alpha \rightarrow 0$ の場合の SCHEIL の式と $\alpha \rightarrow \infty$ の場合の平衡凝固の式を滑らかに結ぶ式が提案された。しかし、この式は物理的意味が明確でなく、数値解との対応も必ずしも良くないことが指摘され、物理的により明確で数値解との対応もよい解析解が求められた。

一方、粗大化によつてミクロ偏析は軽減されるが、さらに温度勾配と濃度勾配が存在する固液共存域で高温側に溶質が拡散し融点が低下すると再溶解が生じる可能性があることが指摘され (TGZM 理論-Temperature Gradient Zone Melting Theory) 数値解析が試みられた。今後、この TGZM や粗大化現象を考慮した簡潔なミクロ偏析の推定式の導出が望まれる。

(6) マクロ偏析などの鑄造欠陥

(a) 中心偏析

中心偏析の原因はブリッジングやバルジング、凝固収縮流などであると言われていたが現在ではスラブ連鑄ではバルジングに伴う濃化溶鋼の流動が、ブルーム連鑄ではブリッジングが第 1 の原因と考えられるようになった。またその対策としては電磁攪拌により等軸晶率を上げることが一般的に行われるようになったが、一方では電磁攪拌に伴う新たな偏析 (ホワイトバンドー後述) が問題となつた。さらに中心偏析の定量的推定方法が確立されるまでには至っていない。

(b) V偏析

V偏析の生成機構は凝固収縮による等軸晶の流動によって明らかにされた。またV偏析の形態や周期性が等軸晶の粘弾性流動挙動の点から説明されつつある。

最近ではブルーム連鑄機の大型化に伴い連続鑄造でもV偏析が問題となつており、等軸晶粒の粘弾性流動挙動の定量的解析とV偏析の防止法の確立が望まれる。

(c) 逆V偏析

MEHRABIAN らの固液共存域における再溶解 (不安定) 理論がさらに発展させられ、また実験室規模での逆V偏析の生成、観察が成功したためその生成機構はかなり明

確になった。すなわち、逆V偏析は固液共存域におけるマイクロ偏析と固相の不均一分布に起因する溶質濃化液相の流動によつて生じるもので、低温側から高温側へ等温線の移動速度より大きい速度で液相が移動する場合に固相が再溶解されチャンネルが形成されると考えられるようになった。そして液相の流動を抑制するため濃化液相の密度が一定となるような化学成分の調整、透過率を小さくするためのデンドライト組織の微細化（真空炭素脱酸による低シリコン化など）、一方向凝固法（極厚用鋼板などのある種の製品に対して）などの対策がとられるようになった。また逆V偏析の発生場所を制御するための冷却条件を凝固解析によりある程度推定できるようになった。

しかしながら、偏析線の太さ、密度などが定量的に推定できるほどには解明されておらず、さらに今後の研究が望まれている。

(d) 表面偏析、セミマクロ偏析およびホワイトバンド

ステンレス鋼ではオッシレーションマーク部に生じる表面偏析が問題となりその原因が調べられ、メンスカス部での溶湯のオーバーフローに伴う濃化液相の移動、オッシレーションマーク部でのブレイクアウトによる濃化液相のしみ出しなどの機構が考えられているが必ずしも明確にはなっていない。

また近年耐サワー鋼などでは直径数 100 μm 以上の溶質濃化部が生じるセミマクロ偏析（スポット状偏析、粒状偏析などとも呼ばれている。写真 3-2-1 参照。）が問題となつているがその生成原因はいまだ明らかにされていない。

電磁攪拌を行つると負偏析帯（ホワイトバンド）が発生するが電磁力を一方方向にのみ作用させず適切な周期で逆転させることにより軽減できることが分かつてきた。この現象を説明するため電磁力による溶湯流動の数値解析やシミュレーション実験が行われたがいまだ明確にはなっていない。

(e) 気孔欠陥

ザク巣などの気孔欠陥に関連し、拡散を考慮した気孔成長のマイクロモデルやダルシー流れを考慮した凝固解析によるひけ巣欠陥予測のマクロモデルなどが進歩し、気孔欠陥の発生がある程度予測可能となつた。しかし、気孔発生の際の臨界条件はいまだ定量的には明確になつていない。また透過率などの解析に必要なデータが不十分であり、マイクロモデルとマクロモデルの融合も十分ではない。従つて、気孔欠陥の発生とその程度の精度の良い推定には成功していない。

(7) 連铸铸型内凝固

オッシレーションマークや表面偏析、表面われ欠陥などの発生原因を明らかにし、対策を講じるためには铸型内での凝固現象を明らかにする必要がある。このため表面張力を考慮したメンスカス形状の解析やスラグの铸型/铸片間への流入解析などが行われたが凝固解析例は少なく今後の進展が望まれる。

さらに浸漬ノズルからの吐出流によつて誘起される溶鋼流動あるいは電磁攪拌によつて誘起される溶鋼流動を取り込んだ凝固解析例も少ない。これらは等軸晶の生成、成長機構やわれ欠陥、介在物欠陥の制御などとも関連する重要な課題である。

(8) 凝固のコンピュータシミュレーション

コンピュータの進歩と共に高速、大容量のコンピュータが容易に利用できるようになり、また凝固現象の定性的理解が進んだためこの 10 年間に凝固の数値解析あるいはコンピュータシミュレーションが著しく進歩した。

まず凝固モデルとして最も簡単ではあるが基本的で重要な非定常熱伝導モデルによる解析が日常的に行われるようになった。その手法としては従来のテイラー展開差分法のほかに任意の形状、境界条件を容易に取り扱うことのできる有限要素法、直接差分法、境界要素法などが凝固解析に適用されるようになった。そして铸造品の CAD (Computer Aided Design) へと発展しつつある。またこれらの解析では単に凝固時間や温度分布を推定するのみならず、ひけ巣などの铸造欠陥を推定しようとしている点にも特徴がある。

さらに凝固収縮によるダルシー流れや自然対流、電磁攪拌流を考慮した凝固シミュレーションも行われるようになり、偏析やひけ巣の推定が可能になりつつある。

しかし一方では解析に必要な物性値の測定あるいは推定、液相率の不均一さ、固相の流動、乱流現象の考慮など多くの問題が残されている。

水平連続铸造法や薄板の直接製造法、急冷凝固法などの新しい凝固プロセスの開発において凝固のコンピュータシミュレーションは一つの武器になりつつある。凝固理論が単なる現象の説明ではなく、新しい技術開発に積極的に役立つよう、より発展することが望まれる。

3.2.4 凝固時の高温変形挙動

(1) 背景

凝固時の高温挙動の研究が取りあげられている大きな理由は無欠陥铸片の直接圧延を可能にする高速铸造技術の開発にある。過去 10 年間のビレット及びスラブ用連铸設備の基数と連铸化率の関係で特徴的なことは設備基数に比して連铸化率が大幅に向上していることである。これは工程の合理化、特に製鋼工程の合理化による。こ

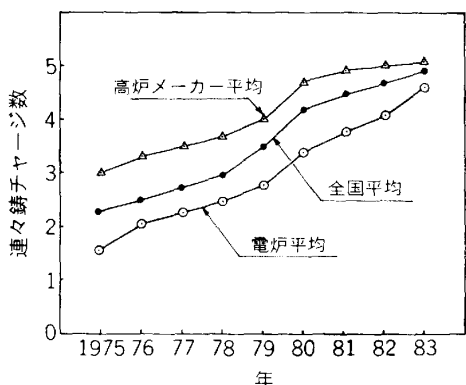


図 3.2.4 連続キャストチャージ数の経年変化

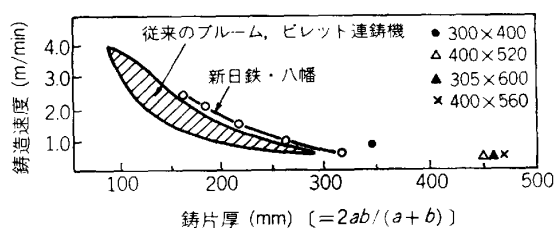


図 3.2.5 铸片(ブルーム・ビレット)サイズと引抜速度の関係
(編：第 69・70 回西山記念技術講座(日本鉄鋼協会編)(1980))

これらの合理化の内容は大別して、①連続時間の増大、②铸造の高速化、大断面化、③連続→圧延への直送圧延の実用化、であろう。

铸造時間率の向上は、図 3.2.4 に示すような連続比率の向上とダミーバー挿入やタンディッシュなどの設置時間短縮によりもたらされた。さらに、多連続铸化の利益はトップ及びボトムクロップの減少による歩留りの向上である。

連続铸化率は過去 10 年間に全国平均で約 2 倍に向上している。その内容は、高炉メーカーが約 1.5 倍で、これは単一鋼種の集中化が連続铸化当初から容易であつたためであろう。

他方、平電炉メーカーの連続铸化率は 10 年間で約 3 倍になつている。この飛躍的な向上は、UHP (超高出力) 電炉、炉外精錬法あるいは溶鋼保持技術などの発達普及による電炉出鋼サイクルの向上による。さらに、耐火物の発達も大きな要因である。

図 3.2.5 は連続铸機の生産能力の向上を示す。最近のブルーム連続铸機は大断面化及び高速化が目覚ましく、従来の約 2 倍の生産能力となつている。いつぼう、スラブ連続铸機の铸造速度も 0.5~0.7 m/min から 1.0~1.5 m/min と変化し、表 3.2.1 のように生産能力がほぼ 2 倍になつている。

以上、連続铸の生産性向上は铸造時間率の向上と共に、高速铸造技術が鋼の高温物性の知見を基に大きく進歩し

表 3.2.1 国内スラブ連続铸機改造概況(1975~1979年)
(井上ら：鉄と鋼, 67 (1981), p. 1067)

連 铸 機	改 造	能力増強 (万t/月)
新日鉄/広畑 No.1	1977	8 → 11
日新製鋼/呉 No.1	1978	2 → 4
新日鉄/名古屋 No.1	"	7 → 19
川崎製鉄/千葉 No.2	1979	10 → 13
川崎製鉄/水島 No.5	"	13 → 17
住友金属/鹿島 No.1	"	12 → 19
神戸製鋼/加古川 No.1	(")	7 → 15

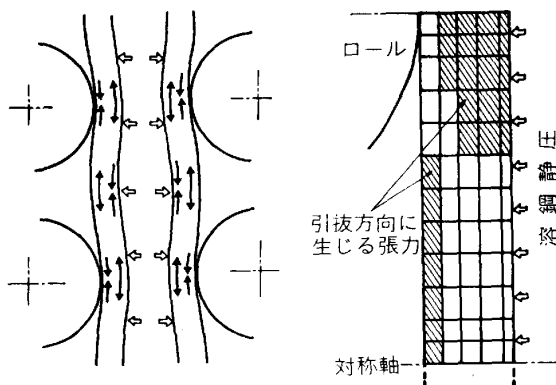


図 3.2.6 内部割れ発生機構

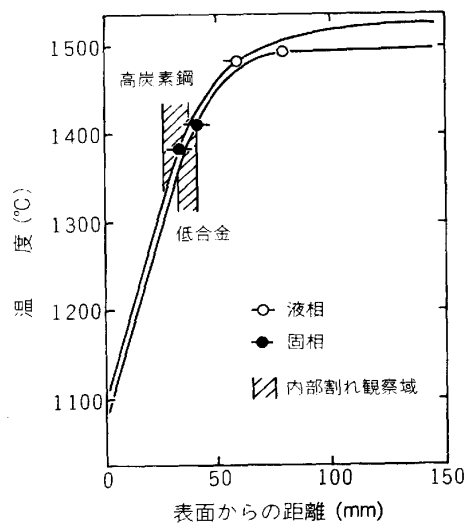


図 3.2.7 300φブルーム・ロール押し込みテスト時の割れ発生位置
(成田ら：鉄と鋼, 66 (1980), S806)

たためである。

- (2) 研究の対象になる諸問題点
- (a) 連続铸の高速化、大断面化に伴う諸問題
- (i) バルジングの発生

従来機あるいはその改造機で、高速铸造を可能としても、ストランドの凝固厚さは薄くなり、薄い铸片は溶鋼静圧を受けてバルジングを生じる。図 3.2.6 に溶鋼静圧によるバルジングの発生機構とそのシミュレート時の

押し込みテストに用いた鋼種とその化学成分(%)

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
低炭素鋼	0.16	0.21	0.45	0.023	0.015	—	0.032
硫黄添加低炭素鋼	0.15	0.03	1.21	0.051	0.196	—	—
中炭素鋼	0.40	0.28	0.77	0.024	0.020	—	0.036
中高炭素鋼	0.43	0.27	0.72	0.021	0.023	1.05	0.037
高炭素鋼	0.60	0.22	0.48	0.024	0.023	—	—
バネ鋼	0.64	1.69	0.92	0.020	0.014	—	0.025

合金の化学成分組成(%)

	C	Si	Mn	P	S	Al	others	T _r (°C)	Z.D.T.(°C)
VIM (No.)									
1	0.003	0.02	0.02	0.003	0.004	Tr		1534	1525
2	0.002	0.02	0.02	0.003	0.004	0.29		1531	1520
3	0.042	0.03	0.49	0.004	0.005	<0.01		1509	1500
5	0.08	0.02	1.43	0.004	0.005	Tr		1484	1475
6	0.28	0.19	0.50	0.002	0.003	0.017		1465	1450
7	0.40	0.21	0.98	0.001	<0.003	0.021		1442	1450
8	0.88	0.20	0.49	0.003	<0.003	0.022		1363	1350
9	0.08	0.02	1.48	0.004	0.04	Tr		1459	1430
10	0.40	0.21	0.98	0.001	0.041	0.02		1413	1400
11	0.88	0.20	0.49	0.003	0.044	0.022		1332	1300
AM (No.)									
4	0.046	0.01	0.25	0.012	0.012	0.036		1500	1475
12	0.14	0.27	1.34	0.017	0.012	0.017	VO.03	1464	1400
13	0.059	0.27	1.58	0.018	0.005	0.038	Nb0.04 VO.09	1477	1425
14	0.05	3.0	0.15	0.008	0.022	0.036		1444	1450
15	0.68	0.22	0.90	0.018	0.012			1377	1300

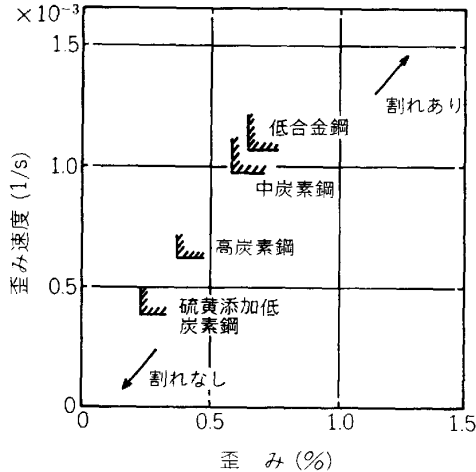


図 3.2.8 鋼種ごとの内部割れ発生に及ぼす応力と引張速度の関係 (J. MIYAZAKI: AIME 2nd Process Technology Conference Chicago, Illinois (1981))

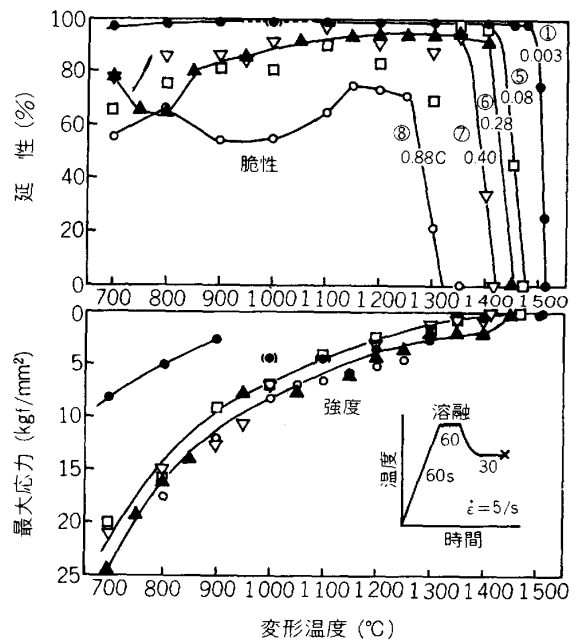


図 3.2.11 真空溶解した炭素鋼の脆性と伸びの関係 (鈴木ら: 学振 19 委-No. 10124 (昭和 53 年 9 月))

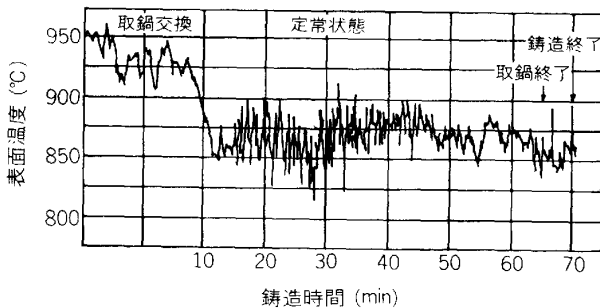


図 3.2.9 二色高温計によるスラブ表面温度の変化 (森ら: 神戸製鋼技報, 29 (1979) 3, p. 22)

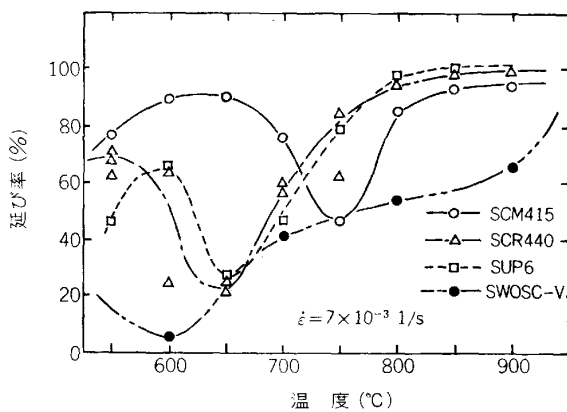


図 3.2.10 高温延性曲線 (森ら: 鉄と鋼, 68 (1982), S157)

分割法の I 例を示す。バルジングによつて、ロール近傍の凝固殻界面近くに張力が働きやすいことがわかる。

(ii) 鑄片内部割れの発生

図 3.2.7 は鑄造中の鑄片にロールを押し込み (squeezing), 内部に割れを発生させた場合の鑄片内部の温度分布と割れ発生部位の関係を示す。割れはいずれも固相線温度直下近傍の延性がほとんどない温度で発生している。また、図 3.2.8 は 6 種類の实用鋼種についてロール押し込みテストを行い、割れ発生に及ぼす歪み (ε) と歪み率 (ε̇) との関係である。今後は实用機で鑄片が受ける実際の歪み量をいかにして理論値に近づけるかが操業上の焦点となるであろう。

(iii) 鑄片表面割れの発生

高速化に伴うバルジングの発生を防ぐには、2 次冷却帯の冷却能を大きくし、凝固殻の強度を強くする必要が

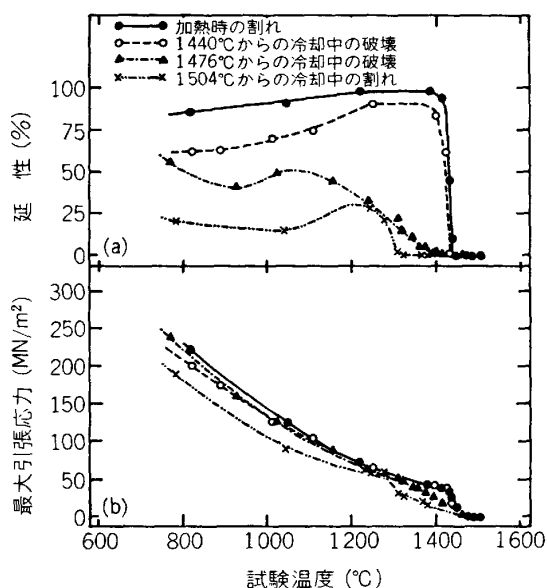
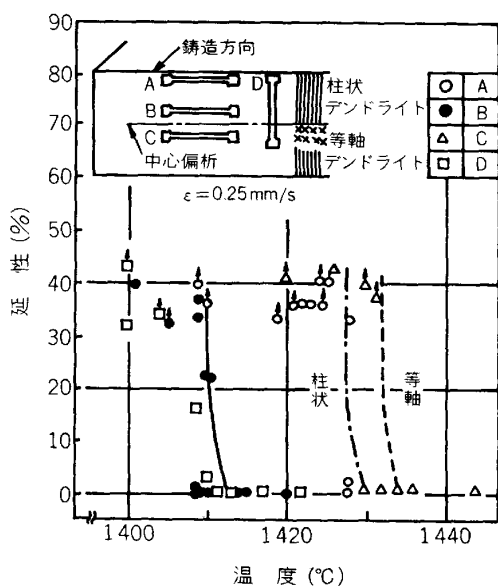


図 3-2-12 SAE 4130 鋼の高温脆性高温強度の温度依存性 SC(0.35%C-0.032S-0.032P) (R. H. PHILIPS et al. : Met. Technol. (1977) August, p. 396)



C : 0.15~0.18, Si : 0.15~0.16, Mn : 0.65~0.70
P : 0.016~0.020, S : 0.013~0.015, sol. Al : 0.004~0.008

図 3-2-13 凝固組織と延性の関係 (藤井ら : 鉄と鋼, 63 (1977), S145)

ある。強力な 2 次冷却により図 3-2-9 に示すように、差が 200°C 前後の強い熱サイクルを受けることになる。このため、鋳片表面温度は延性が小さくなる温度域で機械的な塑性変型が生じる場合が多くなり、オンレーションマークの谷に沿って割れが生じる原因となる。従って、鋼種の延性を知り、鋳造条件の関係を把握する必要がある。

(b) 鋳片の直送圧延の問題

連鋳した高温の鋳片をそのまま圧延する直送圧延法

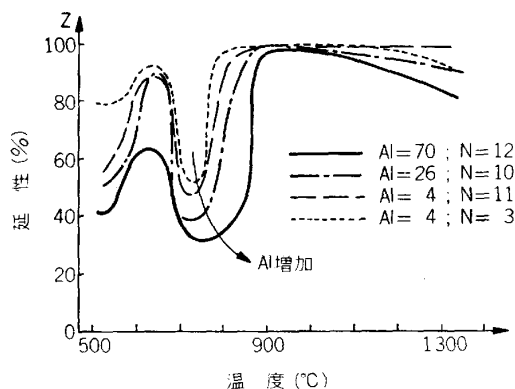


図 3-2-14 アルミ添加の延性に及ぼす影響 ($\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-3} s^{-1}$) (G. BERNARD et al. : Rev. Mét., 75 (1978), p. 472)

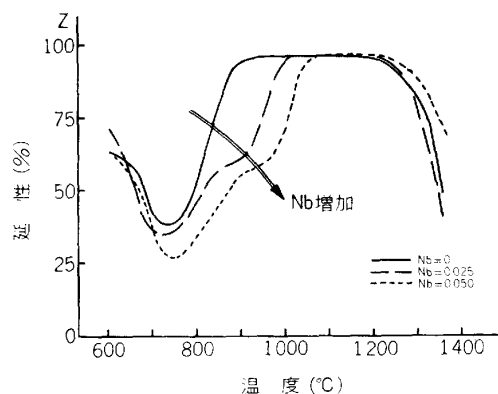


図 3-2-15 延性に及ぼす Nb 含有量の影響 ($\dot{\epsilon} = 5 \times 10^{-3} s^{-1}$) (G. BERNARD et al. : Rev. Mét., 75 (1978), p. 472)

は、溶鋼の保持する熱を活かすことにある。従来法のように均熱された鋳片を圧延するのではなく、鋳片の表面から内部に向かって強い温度勾配があるため、位置によって被加工性が異なることになる。このため均質な圧延材を得る上で鋼の高温変形挙動を調査し、その変形機構を解明することが重要な鍵となった。

(3) 凝固時の高温変形挙動に関する諸研究

鋼の高温物性の諸データを検討した結果、鋳片に現れる割れは鋼の高温域の延性と深い関係があることがわかった。図 3-2-10 に実用 4 鋼種の高温延性を示す。この温度域は鋳片が 2 次冷却帯を通過する時に経験する温度範囲内にある。例えば SWOSC-V 鋼は 600°C で延性が 5% 程度と極端に小さくなっている。つぎに、高温域の延性及び限界歪み (σ_{max}) と凝固近傍温度との関係を図 3-2-11 に示す。炭素量が増すと、凝固点直下の延性が 0% (Zero Ductility Temp.) となる領域が低温側に移動する。図に示した 0% 延性温度域は図 3-2-7 に示した凝固点直下付近に発現する内部割れの原因と考えられる。図 3-2-10 及び図 3-2-1 は炭素量、添加元素の種

テスト鋼の化学成分組成 (wt%)

鋼 種	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
低炭素鋼	0.17	0.17	0.61	0.018	0.015	—	0.016
	0.23	0.21	0.77	0.020	0.017	—	0.035
硫黄添加低炭素鋼	0.15	0.21	1.06	0.016	0.092	—	—
	0.20	0.25	1.28	0.022	0.116	—	—
中炭素鋼	0.40	0.27	0.69	0.019	0.017	—	0.034
	0.47	0.31	0.82	0.021	0.021	—	0.044
低合金鋼	0.38	0.25	0.70	0.018	0.012	1.03	0.027
	0.46	0.31	0.81	0.022	0.015	1.09	0.037
高炭素鋼	0.58	0.20	0.41	0.016	0.015	—	0.021
	0.66	0.30	0.55	0.024	0.019	—	0.026
高炭クロム鋼	1.00	0.23	0.32	0.024	0.012	1.37	0.010
	1.09	0.32	0.45	0.029	0.017	1.51	0.026

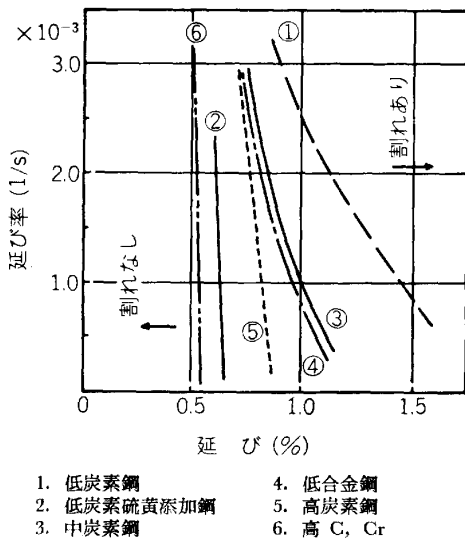


図 3.2.16 内部割れに及ぼす伸びと伸び率の関係 (J. MIYAZAKI et al.: 2nd Process Technology Conference Chicago, Illinois (1981))

類及び量や温度が延性挙動に大きな影響を与えていることを示している。そこで、鋼のこれら特性に影響する種々の因子を以下に列挙する。

(a) 熱履歴の影響

図 3.2.12 は中炭素鋼の場合で、最高加熱温度を変化させた場合のグリーン引張試験機による延性及び最大歪みと温度との関係を示す。図から、最高加熱温度を高めるほど、延性が小さくなる。この実験結果は融点近くの延性が結晶組織、粒界析出特性等に強く影響されることを示しており、マイクロ偏析が高温延性に大きな役割をしていることがわかる。

図 3.2.13 は中炭素鋼の場合で、延性に及ぼす凝固組織の影響を示す。図中の B, D のような粗い分岐柱状晶組織の試料は低温側に、C のような等軸晶のものは高温側に零延性域が移ることを示し、これより割れ防止には一次結晶粒の微細化が有効であることがわかる。

(b) 添加元素の影響

BERNARD が Al, Nb の影響を報告している。図 3.2.14 は C : 0.17, Si : 0.3, Mn : 1.5 (%) 鋼をベースに Al 及び N を増加させた場合、さらに図 3.2.15 は上記鋼に Nb を添加した場合を示す。いずれの場合も脆性が高温側に移動することを示している。これらの現象は AlN あるいは NbC の粒界析出による粒界すべりを小さくするためと報告している。

(c) 歪み速度の影響

図 3.2.16 は実用鋼種を用いて許容歪み量に与える歪み速度の影響を実用鋼塊で実験した結果である。これによれば炭素含有量が低いほど、また歪み速度が小さいほど、許容歪み量が増加することを示している。

(d) その他の因子の影響

上記の諸因子以外に再結晶温度、粒界析出(偏析)、相相互間の結晶系歪みなどが高温変形挙動に影響を与える。

3.3 製鋼技術の現状と将来

3.3.1 溶銑予備処理法

1960 年代における溶銑予備処理としては、溶銑脱硫処理がその主たる対象であった。機械的攪拌法あるいはインジェクション法の開発およびそのレベルアップがなされ脱硫技術としては、1970 年前半にはほぼ完成され、 $S \leq 0.0010\%$ の低硫溶銑の製造が行われている。

一方、1975 年以降、過去 10 年間の溶銑予備処理は、製鋼精錬における脱りんプロセスの改善という観点より、その発展をとらえることができる。すなわち、溶銑脱珪処理および脱りん処理プロセスの開発が中心になっていると言える。

この背景として考えられる要因は、

- ① 転炉吹錬における脱りん負荷の増大、すなわち
 - ・連続鑄造比率の増大
 - ・取鍋精錬プロセス適用鋼種の増大等による出鋼温度の上昇
- ② 低りん鋼および高級鋼の需要の増大
- ③ ステンレス鋼および高合金鋼の増大
- ④ 低操業率下での転炉精錬の生産性の追求
- ⑤ 転炉スラグ量の低減およびそのリサイクル使用

等がある。これらのニーズの対策として、溶銑脱珪プロセスが転炉吹錬における溶銑 Si レベルの最適化および、溶銑脱りんプロセスの前処理工程として開発が進められた。また溶銑脱りん処理プロセスは、上記ニーズに対する転炉吹錬における脱りん負荷軽減およびその合理化のため開発が進められた。