

連鑄-熱間圧延の直結化を支える
冶金的研究と開発

川 上 公 成*

Metallurgical Researches and Developments Forwarding Hot-Direct
Rolling and Hot-Charge Rolling Processes

Kiminari KAWAKAMI

1. 緒 言

連鑄-熱間圧延の直結化は無欠陥鑄片、鑄型内流動、初期凝固現象・パウダー、ミスト冷却、高速鑄造などの項目についての研究・開発とエッジ・ヒーター、熱片鑄片搬送などの連鑄-圧延直結化技術の研究・開発によって創出された技術である。直結化による鑄片の直接圧延 (Hot Direct Rolling) あるいは温間装入 (Hot Charging Rolling) によつて制御圧延材の材質特性向上、品質安定化、新しい品質設計に対する期待効果が大きく、さらに省資源・省エネルギーに大きく寄与している。

ここでは、連鑄-熱間圧延を支える冶金現象に着目して、鑄型内の溶鋼流動、鑄片初期凝固現象、潤滑現象にかかわる研究・開発と、直結化により期待されるマイクロ・アロイングや材質制御などの効果、および溶鋼の高純度化について、とりまとめて最近の状況と今後の課題について述べる。

2. 連鑄-熱間圧延直結化技術

新日鉄堺^{1)~4)}は熱延材の連鑄-熱延直結化プロセスの設備・操業条件を開発して無欠陥鑄片製造に見通しを得た。またバッファがまつたくない CC-HDR 物流工程の管理システムを開発し、さらに RH-CC-HDR プロセスの操業の安定、品質・生産性の向上に必要な一貫した統括的なプロセス・コンピューターを用いた CC 自動制御システムを開発した。

新日鉄大分^{5)~8)}は転炉-RH-連鑄を一元的に対応させたパターン操業技術と多連鑄技術を開発した。また無欠陥鑄片製造のため気水噴霧冷却と圧縮鑄造 (CPC) の開

発を行つた⁷⁾。さらに直結プロセスの物流をリアルタイムにかつ高効率に計画・実行管理する生産管理システムを開発し⁸⁾、無欠陥鑄片の品質保証技術の一貫としてオンライン内部割れ診断・防止システムの開発を行つている⁹⁾¹⁰⁾。

NKK 福山は連鑄機と熱延の連続化をめざして、第二熱延工場に直結して5号スラブ連鑄機を新設し、昭和59年5月稼動した¹¹⁾¹²⁾。5号連鑄機は高速鑄造速度 (常時 2.0 m/min 以上) を定常化しており、操業条件安定のために多くの開発が行われてきている^{13)~19)}。このような高速鑄造をささえる新しい技術としては Li₂CO₃ 入り高速鑄造用パウダー²⁰⁾²¹⁾、強冷却モールド、非サイン型鑄型振動^{22)~27)}、モールド直下支持、二次冷却方法などの開発を行つた。

川鉄水島²⁸⁾は新鑄片工場への連続化・同期化操業に対応すべく、水島第一連鑄機を2タンディッシュ8ストランドから1タンディッシュ6ストランドに昭和58年2月に改造した。鑄片品質向上対策としては、非金属介在物の浮上分離促進のため大型タンディッシュを採用した。鑄片表面割れ対策としてはモールド直下の冷却方式に気水噴霧ノズルを採用し、オシレーション機構をショート・レバー方式とした。

住金鹿島²⁹⁾は No. 3 CC-分塊ミル-熱延ミルを1ライン上に配列させている。この設備は昭和58年6月に稼動しその特徴としては介在物低減対策として大型タンディッシュ、垂直曲げ型マシン、全溶鋼の RH 処理を実施し、鑄片の品質向上対策としてはショート・ストロークハイサイクルオシレーション、ミストノズル、小ロールピッチを採用している。

昭和61年10月本会講演大会にて発表 昭和62年10月16日受付 (Received Oct. 16, 1987) (依頼技術資料)

* 国際協力事業団派遣 (アレキサンドリア大学工学部客員教授) NKK 技術開発本部付 工博 (Japan International Agency (Faculty of Engineering, Alexandria University), Engineering, Research and Development Division, NKK Corporation, 22EL-HADARA, Alexandria, Egypt)

Key words: metallurgical phenomena; hot-direct rolling; hot-charge rolling; molten steel flow controle; solidification phenomena in the mold; mist cooling; microalloying; purification of steel; total system.

3. 連続鋳型内の溶鋼流動制御

スラブ連続鋳の鋳型内初期凝固現象は無欠陥鋳片を製造するためのキーポイントとなる冶金現象の一つである³⁰⁾。スラブ連続鋳の鋳型内での現象の特徴を図式化して Fig. 1 に示す。溶鋼は浸漬ノズルから水冷銅鋳型内のメニスカス溶鋼中に流出する。この際溶鋼流動の制御が課題となり、溶鋼流の短辺側反転流による溶鋼メニスカスの波立ち変動の鎮静化やノズル左右での溶鋼偏流の平均化が挙げられる。

鋳型内において浸漬ノズルから吐出する溶鋼流の挙動に関しては従来水モデルを用いて実験が行われ、適正ノズル形状・吐出流を試行してゆくことが行われてきている³¹⁾。吐出流の溶鋼流速の直接測定は吐出流前方 400 mm の位置でアルミナグラファイトロッドを溶鋼中に浸漬し噴流がロッドにおよぼす力を歪みとして測定して流速に換算する方式³²⁾、あるいは磁石センサー³³⁾による誘導起電力測定が行われている。また鋳型内での溶鋼湯面変動については、複数個の渦流距離計を設置して鋳型内湯面多点測定が実施されている³⁴⁾。

鋳型内の湯面変動の鎮静化や溶鋼内吐出流の適正化は無欠陥鋳片鋳造、高速鋳造など連続-熱延直結化の基礎技術であり多くの研究・開発が行われているが、鋳型内溶鋼に電磁気力を印加して積極的に流動制御を行うとする試みが実施されてきている。溶鋼内吐出流に対して水平直角方向に静磁場を作用させた結果、短辺鋳型近傍において吐出流の流速が約 60% 減速することが認められ、鋳型内電磁ブレーキの研究が行われている³²⁾³⁵⁾³⁶⁾。さらに短辺側溶鋼下降流抑制として同様に静磁場を印加しメニスカス部の乱れ(湯面変動)の低減を実験している³⁷⁾。

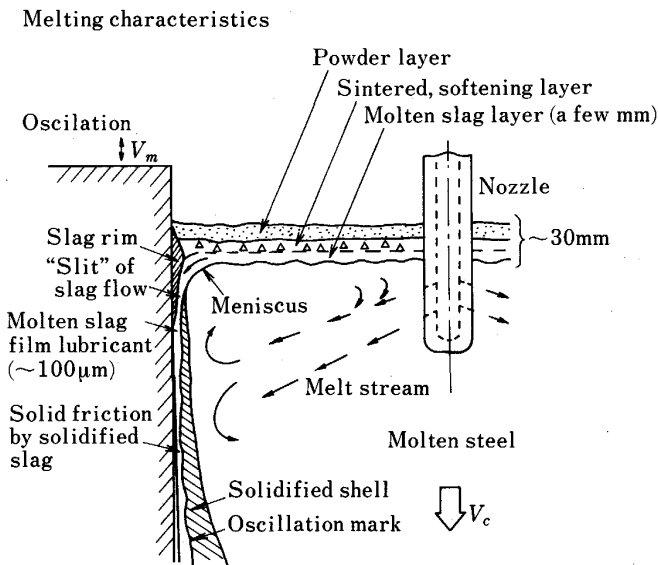


Fig. 1. Schematic diagram of mold lubrication of slab casting³⁰⁾.

電磁気力による溶鋼流動の制御に関してはその後いくつかの基礎的研究が行われており、鉛直方向の直流磁場による溶融金属の表面変動の抑制³⁸⁾、直流磁界による溶鋼流れの制動³⁹⁾⁴⁰⁾、同解析⁴¹⁾が行われている。小塚ら³⁸⁾によれば、電磁気力による湯面波高の減衰定数 D_m は

$$D_m = \beta \sigma B_z^2 \alpha / 2\rho \dots\dots\dots (1)$$

で表される。ここで B_z : 磁束密度 (T), σ : 電気伝導度 ($1/\Omega \cdot m$), ρ : 密度 (kg/m^3), β : 微小振幅波理論の適用に伴う補正定数。

4. 連続鋳型内の初期凝固現象

モールドへのパウダーの供給は溶鋼表面上へ約 30 mm の厚みに保持し、その溶融と流れ込みの概念図を Fig. 1 に示す。溶鋼メニスカス上では数 mm 厚みの溶融スラグ層がありその上部は半溶融層・焼結層、パウダー層となつている。凝固シェル先端はモールドオシレーションのネガティブストリップ中に圧縮されて内側に湾曲して半円状のメニスカスを形成し、このメニスカスに沿って溶融スラグがモールド流動にともなつてスラグ・スリット ("Slit" of slag flow) を通過して水冷モールド表面と凝固シェル間に流入する (Fig. 2)⁴²⁾。

溶融スラグは水冷モールド表面に接した場合は 1 mm 以下厚みの凝固スラグとなり、その内側の約 100 μm の溶融スラグ・フィルム (Molten slag film) が鋳型-鋳片間の液体潤滑層となる。パウダー特性をプール特性と流入・溶融フィルム特性にわけて解析が行われ、パウダーの Al_2O_3 の吸収能の向上が検討された (Fig. 3)⁴³⁾。パウダー物性に関しては、スラグのカスピダインやネフェリンなどの結晶化率が高いほどブレークアウトの発生率が高い⁴³⁾。

鋳片/鋳型間の摩擦現象に関してはスラグフィルム層内のせん断力(液体摩擦力)と鋳型/鋳片間の動摩擦

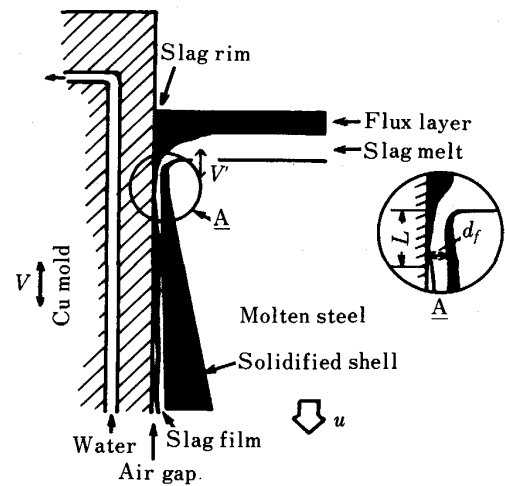


Fig. 2. Schematic view of meniscus in mold⁴²⁾.

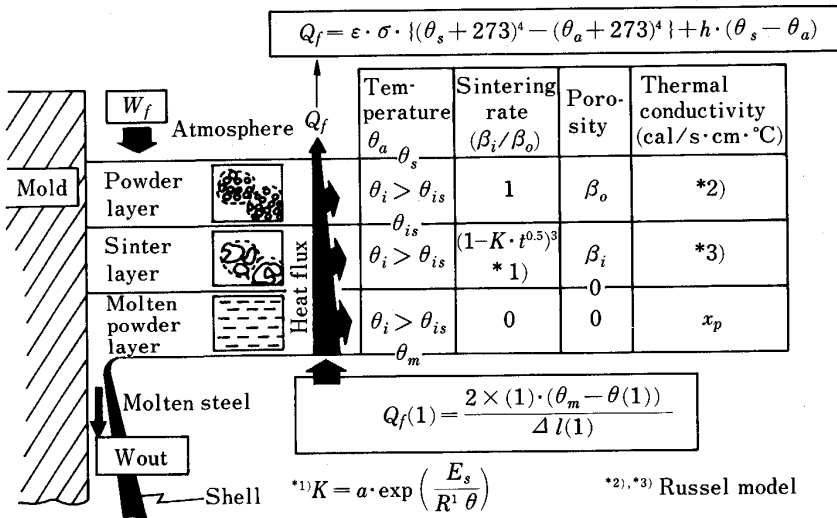


Fig. 3 Modeling of melting process of mold powder⁴³⁾.

力（固体摩擦力）に分離し、拘束型ブレイクアウトはメニスカス近傍の液体摩擦力の増加によるものであることが示された⁴⁴⁾。

鋳型内の初期凝固シェルの欠陥防止には前述の溶鋼流動制御とあいまつてシェルの均一成長が必要であり、このために最適なオシレーションサイクルの開発、高速鋳造用パウダーの開発、モールド内均一放熱伝熱の開発が実施されてきている。

スラブ連铸機では鋳造速度を 2 m/min 以上の高速にすると、鋳型-鋳片間の潤滑性能が低下し鋳型内で鋳片が拘束される現象（拘束性ブレイクアウト）が発生する。鋳型と鋳片間の潤滑改善対策として高速鋳造用パウダーの開発が行われてきている²⁰⁾²¹⁾⁴²⁾⁴³⁾。さらに鋳型-鋳片間の潤滑現象の定量的解析と 5 t 試験連铸機を用いた鋳造テスト試験とにより鋳型内潤滑機構を解析し、それに基づいて高速鋳造時の最適鋳型振動波形について研究・開発が行われている⁴⁵⁾。

鋳型内の潤滑機構は鋳造速度、鋳型振動条件、パウダー特性などの鋳造条件のほかメニスカスからの距離により変化し、さらに振動の一周期内においても時々刻々変化する。すなわち鋳型上辺のメニスカス近傍においては鋳型速度の大小とか他の鋳造条件とはあまり関係なく“液体潤滑”が支配的となり、一方鋳型下辺においては鋳造速度が大きい場合や粘性が大きく軟化温度が高いパウダー特性の場合に固体潤滑が支配的となる。さらに初期

凝固シェルに関しては、鋳片にかかる引張応力 σ_f と鋳片の高温強度 σ_B についてメニスカスからの距離に対して比較を行った結果、メニスカス直下のシェルにおいて鋳造速度が高くなるに従い $\sigma_f > \sigma_B$ の可能性が高なることが示された。ここで

$$\sigma_f = \int_0^z f \cdot dz / D_s \dots\dots\dots (2)$$

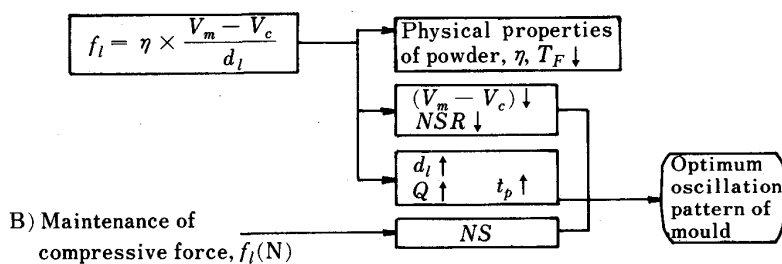
z : メニスカスからの距離、 f は位置 z における単位面積当たりの摩擦力で液体摩擦力 f_l と固体摩擦力 f_s の小さい方の値、 D_s は凝固シェル厚みである。

したがってシェル破断すなわち拘束性ブレイクアウトを防ぐには、メニスカス直下に着目してこの部分の脆弱なシェルの安定して引き抜くための振動条件を開発することにより目的を達成することが示された。

Fig. 4 には高速鋳造時の最適鋳型振動波形の導出過程を示した。高速鋳型時にメニスカス直下の脆弱なシェルの安定して引き抜くには次の二つの条件を満足する必要がある：

- (1) シェルに対する引張力の低減
 - (2) シェルに対する圧縮力の確保
- (1) の条件を満たす具体的な項目としては：
- (i) 軟化温度 T_F および粘性 η の低いパウダーの使用
 - (ii) 鋳型と鋳片間の相対速度 $V_m - V_c$ の小さい鋳型振動
 - (iii) パウダー流入量 Q を増加するために低ネガティ

A) Reduction of tensile force, F_l



V_m : Mould velocity
 d_l : Molten powder film thickness
 t_p : Positive strip time
 NS : Amount of negative strip
 Q : Powder consumption
 η : Powder viscosity
 T_p : Softening point of powder
 Fig. 4. Process of determination of optimum mold oscillation mode⁴⁵⁾.

ブストリップ操業が挙げられる。

(i)については Li_2CO_3 入りの低粘性・低軟化点パウダーの開発, (ii), (iii)は通常のサイン振動においてはともにネガティブストリップ率を下げることによつて達せられる。

一方(2)に対しては, メニスカス直下の脆弱なシェルに圧縮力を加えるためにはある程度のネガティブストリップを振動条件として確保する必要がある。ネガティブストリップを表す指標として, ネガティブストリップ時間比率や速度比率があるが, ここでは両者を組み合わせたネガティブストリップ量(NS)を用いることができる。

$$NS = \int_{t_1}^{t_0} (V_m - V_c) dt \dots\dots\dots (3)$$

ここで t_0, t_1 は $V_m = V_c$ となる時刻である。NSを大きくするにはネガティブストリップ時の $V_m - V_c$ を大きくすればよいことが示される。

上記の条件(1)と(2)を同時に満足するためには JUNGHANS 以来のサイン振動に代わり, Fig. 5 に示すような鑄型の上昇時間を下降時間より長くするようにサイン振動を偏倚させた波形(非サイン偏倚波形)が必要となる。このような波形を容易に実現することは, 鑄型の振動加速度, 振動速度を大きくできる電動-油圧サーボ方式の振動系を採用することにより達成できる。

試験連鑄機による実験によれば, 波形歪み率(α)40%で液体摩擦力は約40%減少, うち30%相当分は鑄型と鑄片の相対速度の減少による効果で10%相当分はポジティブストリップ時間 t_p の増大によるパウダー流入量の増加による効果, が求められた。一方シェルにかかる圧縮力については Fig. 5 に示されるように非サイン偏倚波形ではネガティブストリップ時間は短縮され

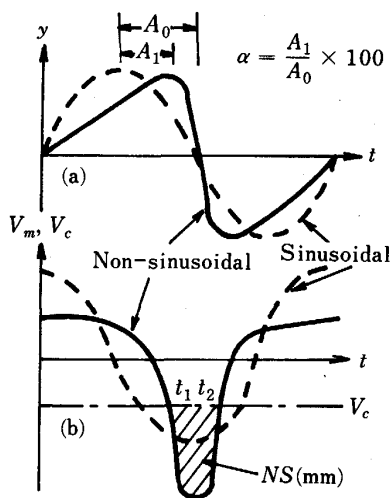


Fig. 5. Schematic diagram of non-sinusoidal oscillation mode⁴⁵⁾.

るが鑄型下降速度を大きくとることができるためネガティブストリップ量はサイン振動と同等あるいはそれ以上の値を確保することができる。現在この方式はNKK福山5号直結型スラブ連鑄機に設置されて高速鑄造の安定化に大いに寄与している。

連鑄鑄型の新たな振動方式として鑄型銅板に超音波振動を付与することにより, 従来の機械的振動に代わり得る可能性に対する研究・開発が進められている。この実験は現在 NKK⁴⁶⁾⁴⁷⁾, 新日鉄室蘭⁴⁸⁾, 同君津⁴⁹⁾⁵⁰⁾ および住友金属⁵¹⁾ などで行われている。

またショートストロークハイサイクル法⁵²⁾が開発されて割れや拘束性ブレイクアウトを伴わない振動方式や鑄造方式が実施されている。さらに Li_2CO_3 入りパウダーの併用により, 鑄造速度 2.0 m/min 以上 (~3.0 m/min) でもモールドパウダーの均一流入性に優れ, モールド内伝熱抜熱が均一かつ良好で, コーナー部のエアギャップが少なく, モールド直下で均一シェル厚みの鑄片を得ることにより高速鑄造時の表面欠陥を低減することができた¹³⁾。

連鑄鑄型内における冶金現象については基礎的に掘り下げるべき要素項目として, 溶鋼の流動, 溶鋼から水冷モールド, パウダーへの熱移動, スラッグの流動, 凝固シェルの形成と欠陥の発生などが挙げられる⁵³⁾。これらの要素項目はいずれも最終的には凝固現象の基盤にかかわるものであり今後とも多くの研究が期待される。

5. 二次冷却帯の緩徐冷方式

鋼の高温時での脆化挙動をグリーブル試験機を用いて調査した結果, 炭素鋼では Fig. 6 に示すごとく I, II および III の脆化温度領域を有することが明らかとなった⁵⁴⁾。温度領域 I (融点から 1200°C) の脆化は鑄片内部割れと関連し, 領域 II (1200 から 900°C) の脆化は鑄片表面の横割れと関連し, さらに領域 I, II が鑄片表面の縦・横割れと関連していることが求められた⁵⁵⁾。脆化温度領域 I は固相線温度近傍でのデンドライトアーム間の濃化液膜脆化と考えられ, 領域 II および III はオーステナイト (γ) 粒界での MnS などの析出物による脆化と考えられる。領域 II の脆化は歪み速度が大きい ($\dot{\epsilon}$

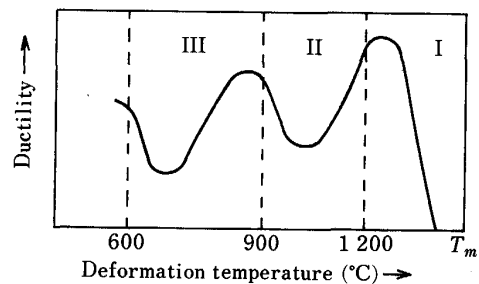


Fig. 6. Schematic presentation of ductility troughs appearing in hot tensile test⁵⁴⁾.

>0.5/s) 場合に生ずる現象であるが、連続製造においては凝固偏析を伴った粒界に急激な応力が負荷された場合にも発生すると考えられる⁵⁵⁾。

Al, Nb や Ti を含有する鑄片の割れ発生機構とその防止策について金属組織学的検討が詳細に行われてきている⁵⁶⁾。Al キルド鋼や Nb 鋼を高温加熱後低温 $\gamma \sim \alpha/\gamma$ 2 相域で低歪み速度変形 ($10^{-1} \text{ s}^{-1} \sim 10^{-4} \text{ s}^{-1}$) すると γ 粒界延性破壊を伴って延性が著しく低下する。粒界延性破壊を生ずるには AlN や Nb の炭窒化物の粒界析出のほか粒界近傍への歪み集中による界面剥離が必要となる。 α/γ 2 相域においては変形中に γ 粒界に析出する初析フェライトが剥離を起こす粒界近傍の軟らかい層を提供する。一方 γ 域においては粒界に伴う Precipitation free zone に歪みが集中すると考えることができる⁵⁷⁾。鑄片の炭素含有量については、実用鋼では 0.1~0.15% 域で割れ感受性が極大となり、その原因として γ 粒界と密接に関係する γ 粒径は問題の炭素領域で最大となり延性が最小になることが明らかにされた。これは凝固冷却中の γ 粒成長が γ 粒界移動を阻止する δ 相や液相といった第二相が消失すると急激に起こり、 γ 単相化温度が問題の炭素領域で高くなっていることによるものといわれる。このように鑄片の熱間脆化はいずれも γ 粒界破壊を伴って生ずるものであり、その対策の一つとして γ 組織の制御 (微細化)、炭窒化物の析出阻止のための鋼中窒素の低下・微量 Ti の添加・Nb 鋼について冷却過程での鑄片表層部への軽加工などが挙げられる。

鑄片の熱間脆化の対策として、二次冷却帯において脆化領域 II をさけるため、鑄片の緩徐冷法が行われている。

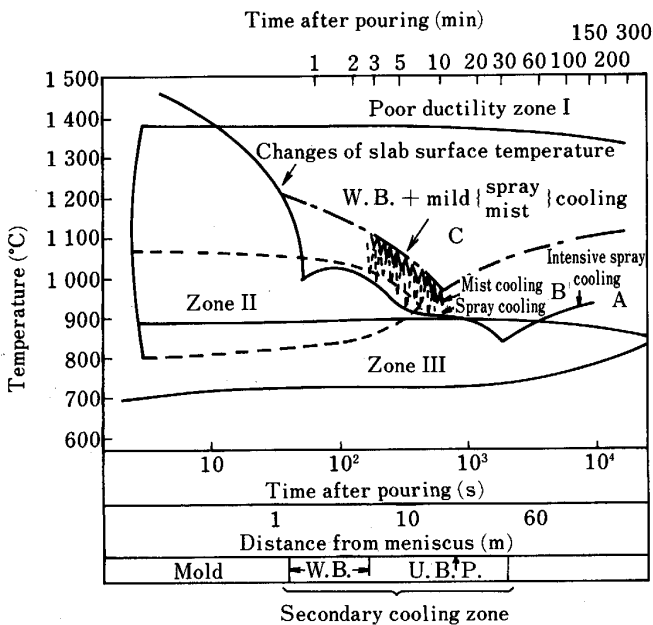


Fig. 7. Schematic diagram of poor ductility zone of steel and slab temperature change, showing the effect of mist cooling⁵⁸⁾.

具体的な緩徐冷法としては、均一緩徐冷を可能にするため空気を用いて水をアトマイズした気水噴霧冷却 (Mist cooling) が実施されている^{6)~8)28)29)}。

Fig. 7 はこのような鋼の高温脆化領域に鑄造後の二次冷却条件による経過時間と温度変化の関係を示したものである⁵⁸⁾。図によればモールドに鑄込まれた溶鋼は凝固する際にメニスカス近傍で領域 I を通過する。その際、 δ - γ 変態をとともなう不均一凝固により縦割れのきっかけが発生し、これは包晶反応- A_3 変態を伴う鋼の場合に特に著しい。パターン A では、モールド直下からスプレーによる強冷却をうけて脆化領域 II に入り、矯正点近傍では、さらに領域 III に入っている。したがって縦割れの拡大は著しく促進されて割れ先端は γ 粒界割れの様相を呈する。一方パターン B においては、モールド直下では領域 II を脱しており有利である。しかしその後のスプレー冷却による鑄片温度の変化のためや、局部的に冷却されて領域 II に入ってしまう、縦割れの改善は可能であるが不完全である。パターン C はパターン B と同様にモールド直下では領域 II も回避しており、しかも鑄片の温度変動が小さいために縦割れの拡大防止には有利なパターンである。このような冷却条件で鑄造された鑄片は、割れはデンドライトアーム間でとどまっている。気水噴霧冷却法はパターン C を実機において実現する可能性に富んだ二次冷却法といえよう。

6. マイクロアロイング

熱鑄片直送圧延をマイクロアロイングから考察すれば Fig. 8 に示すように⁵⁹⁾、これまで凝固-冷却-スラブ加熱で繰り返された α - γ 変態を完全にあるいは不完全にしか経過しないことが大きな特徴となる。通常鋼では凝固のままの粗大 γ 粒が初期粒として存在するほか析出物の固溶、析出過程に大きな違いができることが考えられる。このため熱片直送圧延材を材質的にも特徴づけるため、たとえば γ 域直送圧延を実現するためには Nb などの添

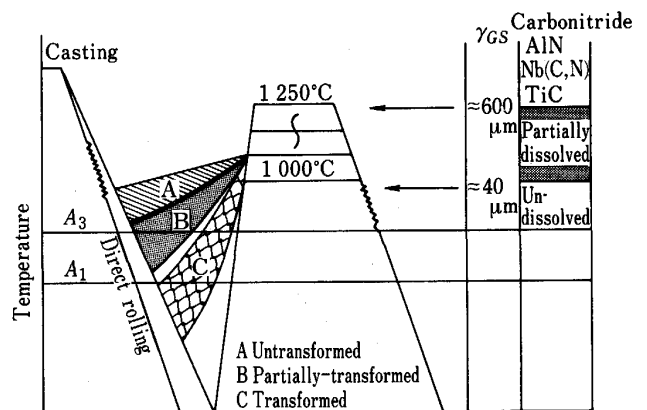


Fig. 8. Metallographic changes induced by reheating patterns during hot charge rolling or hot direct rolling⁵⁹⁾.

加剤のほか結晶組織の微細化あるいは再結晶細粒化を可能とする再結晶制御圧延法との組合せなどの新しい技術分野の開発が必要となる⁶⁰⁾。

日本鉄鋼協会第112回講演大会、「連鑄-熱間圧延の直結化」(昭和61年10月)において、「材料の性質」部門では材料の性質におよぼす直送圧延の影響と今後の課題がとり上げられた。討論会では粗大な γ 粒を有する凝固組織の圧延前の状態(γ のまま、 $\gamma \rightarrow \alpha \rightarrow \gamma$ 変態など)やマイクロアロイの固溶析出挙動などについて、直送圧延材の性質におよぼす影響が討議された。厚板では材質制御モデルの適用拡大⁶¹⁾、マイクロアロイの強靱化挙動^{62)~65)}、粗大 γ 粒の微細化圧延法⁶¹⁾⁶³⁾、熱延鋼板では極微量Tiに強化作用⁶²⁾⁶⁴⁾、複合組織熱延鋼板の性質におよぼす凝固冷却速度の影響⁶⁵⁾、冷却鋼板では深絞り性におよぼす凝固冷却速度の影響⁶⁵⁾などが報告され討議された。

以上の討論から直送圧延では、とくに厚板において粗大 γ 粒の微細化のための圧延の最適化の必要性和、厚板、熱延板、冷延板においてはマイクロアロイの非平衡析出、複合析出を含む固溶・析出挙動にかかわる予測された重要性が実験結果から実証された⁶⁶⁾。

7. トータルシステムとしての連鑄-熱延直結化

溶鋼の清浄化、高純度化は連鑄-熱延直結化を支える基盤技術の一つである。アルミナ介在物や鋼中P, S, Nの低減はタンディッシュノズル閉塞防止や無欠陥鑄片鑄造といったプロセス上からもまたマイクロアロイによる材質特性開発からも重要である。さらには溶鋼成分の狭幅での適中精度といったことも必要になってくる。最近ではタンディッシュにおいて溶鋼加熱を含めた精錬の可能性が検討されてきている⁶⁷⁾。

一方では、冶金現象ではないが、直結化にともなう工程管理技法も推進され、そのために必要な新たなセンサー技術・システム技術も開発されてきている。このようなトータルシステムとしての連鑄-熱延直結化技術の一環として、冶金現象にかかわる研究・開発の担う役割は大きい。

8. 結 言

連鑄-熱延の直結化は鉄鋼の品質の安定・向上と鉄鋼プロセスの省資源・省エネルギーの上から今後ますます普及してゆくことになろう。その際無欠陥鑄片の鑄造が前提条件となるが、ここでは無欠陥鑄片を鑄造することにかかわる冶金現象についてこれまでの努力と今後の課題を述べた。

文 献

- 1) 蜂谷整正, 中島浩衛, 山口武和: 鉄と鋼, **68** (1982), S209
- 2) 磯平一郎, 大田耕三, 田中聰吉, 武田 章, 岡島正樹,

- 田中 純: 同上, S210
- 3) 中村洋一, 林 伸光, 末松和男, 椎野 博, 甲斐公男, 清田和志: 同上, S211
- 4) 磯平一郎, 椿原 治, 久々宮明, 藤井義博, 細川正行, 梶田善治: 同上, S212
- 5) 藤沢二次夫, 河野拓夫, 島 孝次: 鉄と鋼, **67** (1981), S947
- 6) 原田慎三, 稲葉東實, 仲 億, 小宮敏明, 尾花保雄, 小赤 稔: 鉄と鋼, **68** (1982), S213
- 7) 桑原達朗, 山内信一, 岡田力美, 益守照道, 高浜秀行, 常岡 聡: 同上, S214
- 8) 藤沢 博, 渡辺一弘, 吉村 浩, 中島敏明, 富田尚武, 岩尾栄作: 同上, S215
- 9) 瀬々昌文, 三隅秀章, 長田修次, 白井登喜也, 前田勝宏, 鳥谷喜幸: 鉄と鋼, **73** (1987), S908
- 10) 白井登喜也, 稲葉東實, 櫻尾茂樹, 大滝慶一, 三隅秀幸, 瀬々昌文: 同上, S909
- 11) 小谷野敬之, 寺田 修, 内田繁孝, 和田 勉, 田口喜代美, 小島達雄: 鉄と鋼, **71** (1985), S156
- 12) 小谷野敬之, 内田繁幸, 瀬良泰三, 政岡俊雄, 森 孝志, 鈴木幹雄: 同上, S157
- 13) 小谷野敬之, 和田 勉, 森 孝志, 政岡俊雄, 北川 融, 鈴木幹雄: 鉄と鋼, **71** (1985), S1022
- 14) 内田繁孝, 和田 勉, 小澤宏一, 竹中正樹, 辻野雅章, 小島達雄: 同上, S1023
- 15) 大西英明, 松村勝己, 江種俊夫, 岡 良徳, 和田 勉, 小澤宏一: 同上, S1024
- 16) 小谷野敬之, 白谷勇介, 内田繁孝, 和田 勉, 小沢宏一, 森 孝志: 鉄と鋼, **72** (1986), S265
- 17) 内田繁孝, 舟之川洋, 和田 勉, 小沢宏一, 柳田祥史序, 沖本一生: 同上, S266
- 18) 舟之川洋, 内田繁孝, 和田 勉, 丹村洋一, 森 孝志, 沖本一生: 鉄と鋼, **72** (1986), S977
- 19) 舟之川洋, 和田 勉, 白山 章, 森 孝志, 沖本一生: 鉄と鋼, **73** (1987), S923
- 20) 宮脇芳治, 半明正之, 内田繁孝, 寺岡卓治, 白谷勇介, 石田寿秋: 鉄と鋼, **70** (1984), S143
- 21) 宮脇芳治, 半明正之, 内田繁孝, 森 孝志, 白石勇介, 石田寿秋: 同上, S144
- 22) 水上秀昭, 尾関昭矢, 長谷部信久, 栗林章雄, 内田繁孝, 北川 融: 鉄と鋼, **71** (1985), S247
- 23) 水上秀昭, 川上公成, 宮原 忍, 鈴木幹雄, 北川 融, 寺田 修: 同上, S248
- 24) 半明正之, 山上 諄, 宮野治夫, 有賀 勉, 内田繁孝, 水上秀昭: 同上, S249
- 25) 鈴木幹雄, 北川 融, 内田繁孝, 政岡俊雄, 小澤宏一, 森 孝志: 鉄と鋼, (1985), S1026
- 26) 鈴木幹雄, 北川 融, 小松政美, 水上秀昭, 天満英昭: 鉄と鋼, **73** (1987), S257
- 27) 小松政美, 鈴木幹雄, 宮原 忍, 河井良彦, 菅原功夫: 同上, S258
- 28) 得丸豊久, 中西輝行, 児玉正範, 山崎順次郎, 大杉賢三: 鉄と鋼, **72** (1986), A211
- 29) 吉田克磨, 木村智彦, 渡部忠男, 吉原佳久次: 同上, A179
- 30) 学振・冶金物質の高温物産第140委員会, 鋼の連鑄用パウダーの物性と鑄片性状シンポジウム(昭和59年12月)
- 31) 例えば, 川上公成, 石黒守幸: 鉄と鋼, **59** (1973), S386
- 32) 鈴木健一郎, 村田賢治, 中西恭治, 児玉正範, 小島信司, 宮崎容治: 鉄と鋼, **68** (1982), S920
- 33) 細谷浩二, 中戸 参, 斉藤健志, 小口征男, 奥田治志, 萱野明生: 鉄と鋼, **73** (1987), S688
- 34) 和田 勉, 近藤 恒雄, 沖本一生, 手嶋俊雄, 北川 融: 鉄と鋼, **73** (1987), S202
- 35) 永井 潤, 児玉正範, 宮崎容治, 日和佐章一, 小島信司,

- 村田賢二: 鉄と鋼, **68** (1982), S270
- 36) 鈴木健一郎, 村田賢治, 中西恭二, 新良正典, 児玉正範, 小島信司, 宮崎容治: 鉄と鋼, **69** (1983), S912
- 37) 細谷浩二, 斉藤健志, 中戸 参, 野崎 努, 反町健一, 奥田治志: 鉄と鋼, **73** (1987), S1446
- 38) 小塚敏之, 浅井滋生, 鞭 巖: 鉄と鋼, **73** (1987), S1447
- 39) 松沢圭一郎, 前田勝宏, 竹内栄一, 和田 要: 同上, S1444
- 40) 米山泰章, 片岡冬里, 石川 隆, 沢田郁夫, 松沢圭一郎, 竹内栄一: 同上, S1445
- 41) 六車俊範, 小林純夫: 同上, S1448
- 42) 中戸 参, 野崎 努, 垣生泰弘, 江見俊彦: 文献 30), p. 31
- 43) 中野武人: 文献 30), p. 26
- 44) 水上秀昭, 北川 融, 川上公成: 鉄と鋼, **70** (1984), S151
- 45) 水上秀昭, 川上公成, 北川 融, 鈴木幹雄, 内田繁孝, 小松喜美: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 1862
- 46) 小松政美, 川上公成, 北川 融, 星田達雄: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 1080
- 47) 小松政美, 川上公成, 北川 融, 川田 浩: 同上, S1081
- 48) 阿部 勝, 青柳 邁, 関 孝史, 重住忠義, 安斉栄尚: 鉄と鋼, **73** (1987), S139
- 49) 湯井勝彦, 加藤祐一, 山田 衛, 上原正次, 中村鉄男, 手塚 誠: 鉄と鋼, **73** (1987), S971
- 50) 山田 衛, 加藤祐一, 山口紘一, 荻原成章, 手塚 誠, 塩紀代美: 同上, S972
- 51) 鳩野哲夫, 金沢 敬, 奥田美夫, 小林純夫, 市橋弘行, 郡司好喜: 鉄と鋼, **73** (1987), S140
- 52) 住友金属工業(株) (私信)
- 53) 大中逸雄: 文献 28), A187
- 54) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 2038
- 55) 鈴木洋夫, 西村 哲, 中村 泰: 鉄と鋼, **67** (1981), S171
- 56) 前原泰裕, 安元邦夫, 大森靖也, 友野 宏: 文献 28), A183
- 57) Y. MAEHARA and Y. OHMORI: *Met. Sci. Eng.*, **62** (1984), p. 109
- 58) 河野拓夫, 島 孝次, 桑原達朗, 山本誠二, 和気 誠, 常岡 聡: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 1792
- 59) 高坂洋司, 三瓶哲也, 大内千秋: 第 104・105 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1985), p. 90
- 60) 東田幸四郎: 同上, p. 59
- 61) 斉藤良行, 宮川昌治, 上田修二, 鈴木健一郎: 文献 28), A215
- 62) 村田正彦, 爲広 博, 土生隆一: 同上, A219
- 63) 鎌田芳彦, 橋本 保: 同上, A233
- 64) 国重和俊, 長尾典昭: 同上, A227
- 65) 塚谷一郎, 葉師寺輝敏, 勝亦正昭, 細見広次, 須藤正俊: 同上, A231
- 66) 大谷泰夫: 鉄と鋼, **73** (1987), p. 581
- 67) 鉄と鋼, **73** (1987), A207