

## 討19 連鑄-圧延直結プロセスにおける材質制御モデル

川崎製鉄㈱ 鉄鋼研究所 ○齊藤良行 宮川昌治 上田修三  
 ハイテク研究所 鈴木健一郎

### 1. 緒言

省エネルギー、省プロセスを目的として、連鑄スラブの熱片装入(HCR)が急速に拡大し、またHCRをさらにもう一步進めた形の連鑄-熱間圧延を直結した直送圧延が実際に稼働し始めている<sup>1),2)</sup>。連鑄-圧延直結プロセスにおいてはこれまでの凝固-スラブ再加熱過程において繰り返されるオーステナイト( $\gamma$ )-フェライト( $\alpha$ )変態、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態を完全に経過しないため、圧延前の $\gamma$ の状態、特に $\gamma$ 粒径及びNbのような炭窒化物形成元素の固溶・析出状態が大きく異なり、従来プロセスとは異なった組織や機械的性質を示す可能性が高い。

一方、溶接性のすぐれた高張力高靱性鋼板の製造を目的として、加熱、圧延さらには冷却の各段階において、組織制御の観点から製造条件を管理する制御圧延(CR)及び加速冷却(ACC)技術は最近10数年の精力的な研究により大きな発展をとげた。CR及びACCにおける材質制御技術を連鑄-圧延直結プロセスに適用し、省プロセス、省エネルギーのみならず材質面でも連鑄-圧延直結プロセスの利点を生かす必要があるが、加工熱処理の出発点ともいべき圧延前の $\gamma$ の状態が完全には理解されてるとは言えず、大きな課題の一つとなっている。

連鑄-圧延直結プロセスにおいて製造条件を最適化し、すぐれた材料特性を有する鋼板を製造するためには、時系列的には凝固→冷却→熱片装入→再加熱→圧延→冷却となる製造工程の各段階における金属学的諸現象を正確に予測する必要がある。このためには実験室でのシミュレーションと並んで、従来プロセスにおいてCR及びACCによる製品開発、製造プロセスの最適化に利用され始めている材質制御モデル<sup>3)</sup>が有効な武器となりうる。

本報告では材質制御モデルの概要を紹介し、連鑄-圧延直結プロセスへの適用の可能性を検討した。

### 2. 制御圧延及び加速冷却における材質制御モデルとその適用範囲の拡大

CR及びACCにおける材質制御モデルは(1) $\gamma$ 組織制御モデル、(2)変態組織制御モデル及び(3)最適冷却条件決定モデルの3つのモデルから構成される。 $\gamma$ 組織制御モデルは加熱-圧延時の $\gamma$ 粒径変化、熱間加工組織、炭窒化物の固溶、粗大化、変形にともなう析出過程について定式化し、変態前の $\gamma$ 組織を予測・制御することを目的とする。変態組織制御モデルは $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態挙動を古典的核形成・成長理論により予測・制御するもので、冷却時の組織分率を簡単なモデルにより定式化するものである。最適冷却条件決定モデルは上記の2つのモデルにより予測された製造条件の変動にともなう鋼板内及び板間の機械的性質のばらつきを最小にするためのロジックを示したもので、圧延終了後、各鋼板ごとにオンラインで最適冷却条件を決定することを目的とする。

上記のCR及びACCにおける材質制御モデルを連鑄-圧延直結プロセスに適用するためには、従来プロセスでは効果が小さいとして考慮されていなかったスラブ再加熱前の組織の影響を連鑄二次冷却帯の冷却パターンや熱片装入温度等の操業条件と組み合わせて定式化する必要がある。特に炭窒化物の固溶・析出・粗大化、凝固直後の粗大 $\gamma$ 粒の熱間加工組織、変態組織の制御が問題になる。連鑄-圧延直結プロセスでは従来プロセスとは異なり $\gamma \rightarrow \alpha$ 及び $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態を完全には経過しない状態から圧延に至るが、析出・固溶、 $\gamma$ 粒成長、変態といった金属学的諸現象の定式化については従来プロセスで利用している

式がそのままの形で使用可能としてモデル化を行った。予測モデルは古典的核形成・成長理論にもとずいており、炭窒化物析出、変態、粒成長について数学的には共通な取り扱いを行っている。時間とともに核形成速度、成長速度が変化する現象を正確に予測するため、以下に示すKolmogorov-Avrami のオリジナルな形の式により、炭窒化物析出量あるいは変態率  $X(t)$  を計算した。

$$X(t) = 1 - \exp \left[ - \int_0^t J(t') V(t, t') dt' \right] \dots (1)$$

ここで  $J(t)$  は時間  $t$  における核形成速度であり、 $V(t, t')$  は  $t'$  で核形成した安定核の  $t$  における体積である。粒成長あるいは相変態での安定相の形成において界面の運動方程式は次のようになる<sup>4)</sup>。

$$v(\bar{a}, t) = M \cdot K(\bar{a}, t) \dots (2)$$

ここで  $v(\bar{a}, t)$  は界面上の位置  $\bar{a}$  における時間  $t$  での移動速度、 $M$  は運動論的係数、 $K(\bar{a}, t)$  は  $\bar{a}$  における平均曲率を表す。(1)式の  $J(t)$  及び(2)式の  $M$ 、 $K(\bar{a}, t)$  を引用文献3に示すような具体的な式の形で表現することにより炭窒化物析出、変態、粒成長の予測が可能である。

### 3. 連鑄-圧延直結プロセスにおける組織変化のコンピュータシミュレーション

連鑄-圧延直結プロセスにおける組織制御の面で重要な点は連鑄二次冷却帯での冷却パターンおよび再加熱時の装入温度である。前者は炭窒化物の析出挙動を大きく支配し、後者は凝固直後の粗大  $\gamma$  の  $\gamma \rightarrow \alpha$  及び  $\alpha \rightarrow \gamma$  変態挙動に密接に関係し、いずれも鋼板の機械的性質のみならず、鑄片及び鋼板の表面欠陥生成に大きく影響する<sup>5)</sup>。

#### 3.1 炭窒化物析出に及ぼす連鑄二次冷却帯における冷却パターンの影響

CR材及びACC材の強度・靱性の改善を目的として添加され、また  $\gamma$  低温域の熱間延性を低下させる元素としてよく知られているNbを含有する鋼における連鑄二次冷却帯での炭窒化物析出過程をシミュレートした。析出過程を予測するためのフローをFig.1に示す。連鑄二次冷却帯における熱サイクルを微小時間に分割し、過飽和度を求め、核形成量、成長速度、析出量を計算し、さらに析出物のサイズ分布を推定し、析出が完了するまで上記の計算を繰り返す。核形成速度  $J(t)$  の計算には未知パラメータである核形成サイト数及び析出物と  $\gamma$  との界面エネルギー、析出物の形状を知る必要があるが、析出物は球または円板状とし、未知パラメータとしては従来プロセスでの値をそのまま使用した。

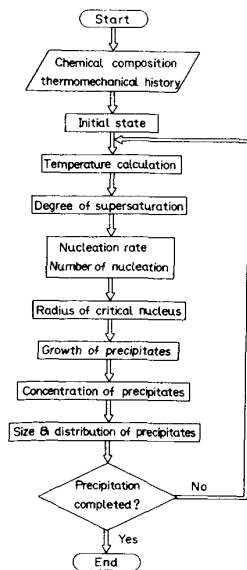


Fig.1 Flow chart for predicting carbonitride precipitation kinetics

Table Chemical composition(%)

C	Si	Mn	P	S	Al	Cu	Ni	Nb
0.10	0.39	1.56	0.010	0.002	0.030	0.14	0.15	0.029

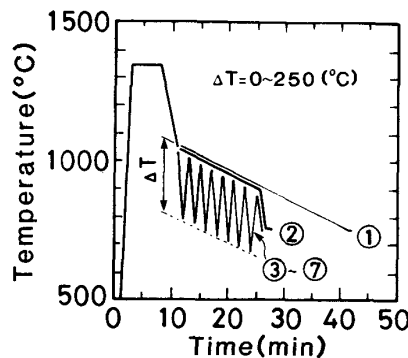


Fig.2 Thermal cycle pattern for simulation of carbonitride precipitation kinetics

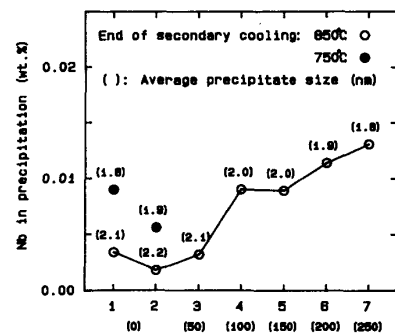


Fig.3 Effect of thermal cycle pattern on Nb(C, N) precipitation kinetics (computer simulation)

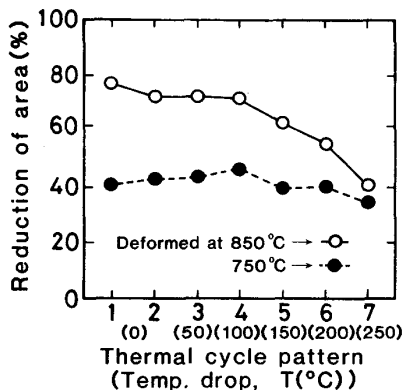


Fig. 4 Influence of thermal cycle pattern on hot ductility

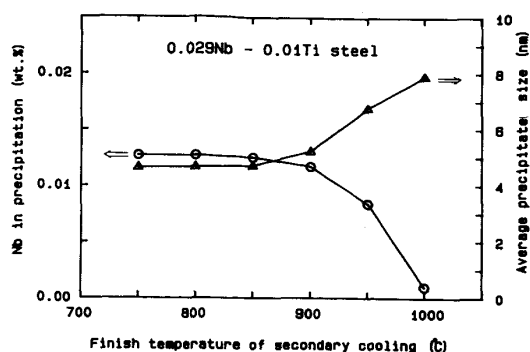


Fig. 5 Effect of secondary cooling condition on precipitation kinetics of Nb-Ti steel (computer simulation)

Table に成分を示すNb鋼の連铸二次冷却帯におけるNbの析出挙動をシミュレートするための熱サイクルパターンをFig. 2 に示す。平均温度の変化を示すパターン 1と表面の冷却・復熱を近似したパターン 2-6 の7種類のパターンについてシミュレーションを行った。二次冷却終了温度が750℃及び850℃の2つの場合について各熱サイクルパターンにおける析出量および析出物の平均粒径の計算結果をFig. 3 に示す。二次冷却終了温度を850℃から750℃に低下させることにより、析出量が増加し、平均粒径も小さくなる。また冷却・復熱の振幅の増加とともに、析出量が大きく増加し、析出物も微細化する。シミュレーションで予測した析出量及び析出物サイズは実験値と良く一致する。Fig. 2 に示した熱サイクルパターンを与えた後、連铸の矯正に相当する変形を行った場合の高温延性測定結果を Fig. 4 に示す。シミュレーション結果から微細なNb炭窒化物が析出していると予測される熱サイクルパターンの場合に高温延性が低下し、鋼の高温脆性とシミュレーションにより推定したNb炭窒化物の析出挙動が密接に関係していることがわかる。

Nb鋼に微量Tiを添加することにより高温延性が改善することはよく知られている。この事と炭窒化物析出との関連を明らかにするため、上記のNb鋼にTiを0.01%添加した場合の析出過程をシミュレートした。Ti, Nb は凝固、 $\delta \rightarrow \gamma$ 変態時に母相に濃縮するため、(Ti, Nb)(C, N)が液相析出し、 $\gamma$ 中でも溶解度が低いため安定な析出物となり、析出反応は $\gamma$ 中のNbの拡散による成長反応に律速される。Fig. 5 に示すように、Nb単独添加鋼に比べ析出が高温域で進行し、析出物の平均粒径は大きい。この結果からTiの添加により微細炭窒化物の析出が抑制されることにより、高温延性が改善したと考えることができる。

### 3.2 変態挙動及び粒成長に及ぼす熱片装入温度の影響

凝固から再加熱炉への装入までの $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態過程のシミュレーションのフローをFig. 6 に示す。凝固から再加熱炉への装入までの冷却過程を微小時間に分割し、 $Ae_3$ 以下となる各ステップについて $\alpha$ 核形成・成長過程をシミュレートする。 $\alpha$ 核の形状としてはPill-box型を考えた。 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態についても同様のロジックを採用した。再加熱・圧延にともなう再結晶及び $\gamma$ 粒成長については従来プロセスでのシミュレーションと同様にSellars<sup>6)</sup>の式をmodifyした式により計算可能である。さらに圧延後の $\gamma/\alpha$ 変換比についても $\alpha$ 粒径を再結晶 $\gamma$ 粒径、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態直前の蓄積歪、冷却速度の関数で記述した従来プロセスで用いていた式をそのまま利用する。連铸-圧延直結プロセスのシミュレーションにおいて従来プロセスとの違いは以下の点である。従来プロセスにおいては加工熱処理の出発点である再加熱時時の $\gamma$ 組織は加熱温度、加熱速度のみで決るとしてモデル化を行っていたが、連铸-圧延直結プロセスにおいては凝固直後の $\gamma$ 粒径、凝固後の冷却条件、熱片装入温度を考慮する必要がある。

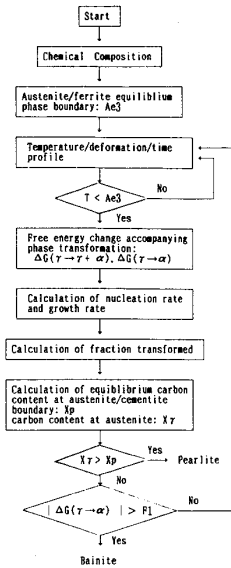


Fig. 6 Flow chart for simulation of austenite ferrite transformation kinetics

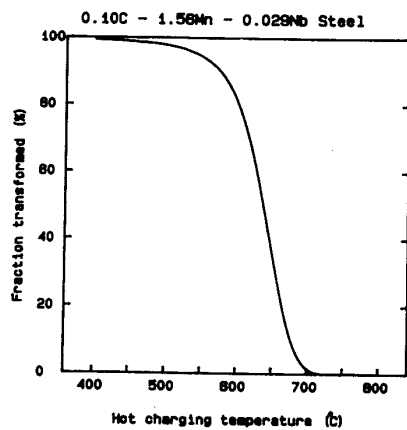


Fig. 7 Effect of hot charging temperature on ferrite transformation (computer simulation)

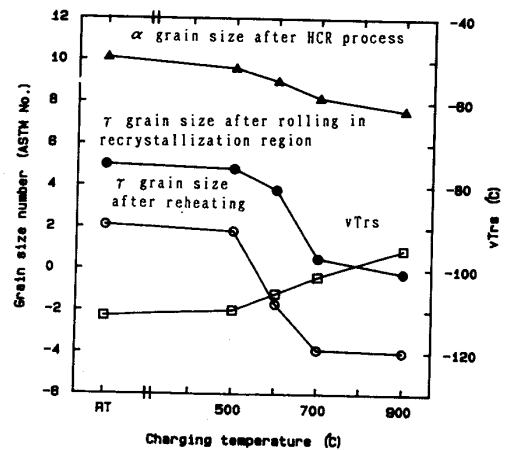


Fig. 8 Effect of charging temperature on austenite and ferrite grain size and chargey transition temperature of steel produced by HCR process

3. 1のシミュレーションに用いたNb鋼の熱片装入温度と変態率との関係を予測モデルにより求め、結果をFig. 7に示した。凝固直後の $\gamma$ 粒度をASTM Na-4とし、凝固→冷却→熱片装入→再加熱→圧延時の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態、 $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態、 $\gamma$ 粒成長過程をシミュレートし、圧延中及び圧延後の $\gamma$ 粒径及び $\alpha$ 粒径を推定した。シミュレーションの条件は以下のとおりである：スラブ厚(240mm)、熱片装入温度(500 - 1000 °C及び室温)、再加熱温度(1150 °C)、圧延条件(15%/パス×15パス)、圧延終了温度(750°C)、板厚(25 mm)。熱片装入温度と予測モデルによる再加熱時の $\gamma$ 粒径、再結晶域圧延終了時の $\gamma$ 粒径、圧延後の $\gamma$ 粒径との関係をFig. 8に示す。さらに予測 $\alpha$ 粒径から推定した $vTrs$ の値を同時にプロットした。装入温度が $Ar_3$ 以上の場合には加熱時の $\gamma$ 粒は凝固後の粗い $\gamma$ 粒そのままであり、再結晶も起りにくく、圧延による $\gamma$ 粒の微細化の程度は小さいため、鋼板の $\alpha$ 粒も粗く、低温靱性が劣化する。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態を完全には経由しない600 °C以上の温度で熱片装入した場合も同様であるが、装入温度が500 °C以下の場合には再加熱材と同等の微細組織・低温靱性が得られることがシミュレーション結果から示される。この結果は実験室でのシミュレーション結果<sup>7)</sup>と一致し、従来プロセスで用いられていたモデルの適用範囲を連鑄-圧延直結プロセスに拡大可能であることを示唆する。

4. 結言

連鑄-圧延直結プロセスにおける組織制御の一例として連鑄二次冷却帯における冷却パターンと炭窒化物析出、凝固後の冷却・熱片装入条件と変態及び粒成長挙動との関係をコンピュータシミュレーションにより求めた。その結果従来の再加熱プロセスにおける炭窒化物析出、変態、粒成長についての予測式が連鑄-圧延直結プロセスにおける再加熱前の組織制御に適用可能であることを確認した。このことから従来プロセスを想定した制御圧延及び加速冷却時の材質制御モデルは連鑄-圧延直結プロセスにも適用可能であり、今後の研究を進めるための有力な武器となりうることを示唆される。

文献

(1)松塚、和田、高橋、太田：鉄と鋼、69(1983)S1075、(2)大西、福喜多、松村、江種、石沢、小沢：鉄と鋼、71(1985)S311  
 (3)齊藤：『熱間加工のシミュレーションとオーステナイトの変態』、(1985)p72、日本鉄鋼協会熱延プロセス冶金研究委員会  
 (4)S. M. Allen & J. W. Cahn: Acta Metall. 27(1979)1085、(5)大内、三瓶、松本：鉄と鋼、69(1983)A393  
 (6)C. M. Sellars & J. A. Whiteman: Metall. Sci. 13(1979)187、(7)佐柳、松村、尾上、加藤：鉄と鋼、68(1982)S357