

© 1988 ISIJ

 論文
 論 文

連鑄-圧延直結プロセスにおけるマイクロアロイ鋼の組織と材質の予測

 齊藤 良行*・宮川 昌治*²・鈴木健一郎*³
 上田 修三*・志賀 千晃*

Mathematical Model for Microstructural Changes and Mechanical Properties in Microalloyed Steels in Continuous Casting-Direct Rolling Process

 Yoshiyuki SAITO, Shoji MIYAGAWA, Ken-ichiro SUZUKI,
 Shuzo UEDA and Chiaki SHIGA

Synopsis :

A microstructural control model for conventional reheating and rolling process has been applied to computer simulation of microstructural changes in direct rolling process. Results are summarized as follows :

(1) Effects of secondary cooling conditions in continuous casting on carbonitride precipitation behaviours predicted by the model are in good agreement with those observed by hot ductility simulation tests.

(2) It is known that effect of charging temperature on kinetics of phase transformation and grain growth and low temperature toughness is distinctive : The computer simulation results show that low temperature toughness of steel plate deteriorates if hot charging temperature is higher than A_{r1} . This result is consistent with that of laboratory rolling experiment.

(3) The mathematical models for carbonitride precipitation, phase transformation and grain growth for the conventional process can be applicable to microstructural control in continuous casting-direct rolling process.

Key words : computer simulation ; continuous casting ; direct rolling ; phase transformation ; precipitation ; recrystallization ; grain growth ; low temperature toughness.

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^{1)~3)}。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(γ)→フェライト(α)変態、 α → γ 逆変態を完全に経由しないため、圧延前の γ の状態、特に γ 粒径およびNb, Ti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)

および加速冷却(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⁴⁾⁵⁾。CRおよび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 γ の状態が完全には理解されているとは言えず、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→冷却という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。しかし連鑄-圧延直結プロセスでは従来の再加熱-圧延プロセスの組織制御パラメーターに加えて、加熱前の状態が影響因子となり、シミュレーション実験も複雑となる。熱鑄片の装入を伴う実験

昭和61年10月本会講演大会にて発表 昭和62年10月28日受付 (Received Oct. 28, 1987)

* 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

*² 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

*³ 川崎製鉄(株)ハイテック研究所 工博 (High-Technology Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

においては危険な場合も少なくなく、正確なシミュレーションの実施についても従来プロセスと比べると困難な場合が多い。このため研究開発期間、研究費用の面でも問題が生ずる。この問題を解決する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および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^{6)~8)}が有効な武器となりうる。

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

2. 制御圧延およ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

2.1 基本概念

CR および ACC における材質制御モデルは(1)γ組織制御モデル、(2)変態組織制御モデルおよび(3)最適冷却条件決定モデルの三つのモデルから構成される⁷⁾。γ組織制御モデルは加熱-圧延時のγ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γ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γ→α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二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およ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。材質制御モデルの概念図をFig. 1に示す。連鋳-圧延直結プロセスと従来プロセスとの違いが問題となるγ組織制御モデルの組織制御の流れをFig. 2に示す。

上記のCR および ACC における材質制御モデルを連鋳-圧延直結プロセスに適用するためには、従来プロセ

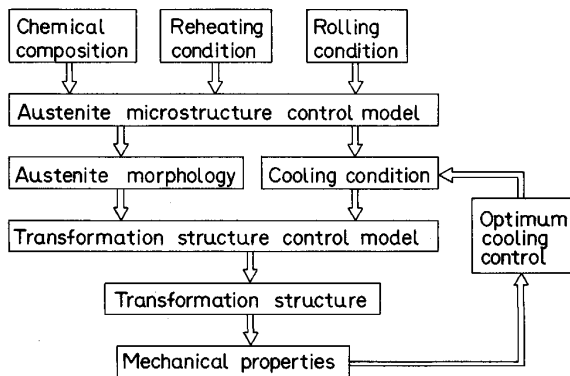


Fig. 1. Block diagram for mechanical properties control model.

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鋳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。とくに炭窒化物の固溶・析出・粗大化、凝固直後の粗大γ粒の熱間加工組織、変態組織の制御が問題になる。連鋳-圧延直結プロセスでは従来プロセスとは異なりγ→αおよびα→γ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、γ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を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・成長理論にもとづいており、炭窒化物析出、変態、粒成長について数学的には共通な取扱いを行っている。凝固後、冷却→熱片装入→再加熱→圧延→冷却という加工熱サイクルにおいて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、以下に示す核形成頻度と成長速度の時間依存性を考慮したKolmogorov-Johnson-Mehl-Avrami (KJMA)^{9)~11)}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。

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

ここで $J(t')$ は時間 t' における核形成頻度であり、 $V(t', t)$ 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¹²⁾。

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

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 $J(t)$ および(2)式の $M, K(\bar{a}, t)$ を以下に示すような具体的な式の形で表現すること

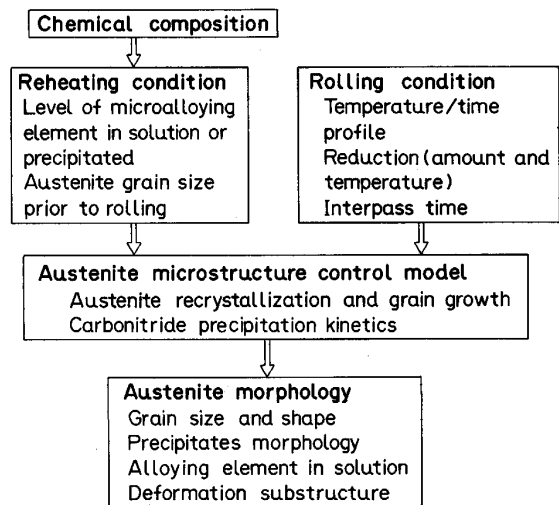


Fig. 2. Block diagram for austenite microstructure control model.

により炭窒化物析出, 変態, 粒成長の予測が可能である。

2.2 炭窒化物析出過程予測モデル

古典的核形成理論¹³⁾によれば核形成頻度 $J(t)$ は以下の式で記述できる。

$$J(t) = N(t)\beta^*Z \exp(-\Delta G^*/kT) \exp(-\tau/t) \dots\dots\dots (3)$$

ここで $N(t)$ は単位体積あたりの核形成サイト数, β^* は単位時間に臨界核に到達する原子数, Z は Zeldvitch 因子である。また ΔG^* は臨界核形成に必要な自由エネルギー, τ は潜伏時間, k は Boltzmann 定数である。(3) 式中の β^* , Z , ΔG^* および τ は以下の式により記述できる。

$$\beta^* = 16\pi\gamma_{\alpha\beta}^2DX_{\beta}L/(a^4\Delta G_v^2) \dots\dots\dots (4.a)$$

$$Z = V_{\alpha}\Delta G_v^2/[8\pi(kTK\gamma_{\alpha\beta}^3)^{1/2}] \dots\dots\dots (4.b)$$

$$\Delta G^* = 16\pi K\gamma_{\alpha\beta}^2/(3\Delta G_v^2) \dots\dots\dots (4.c)$$

$$\tau = 8kTK\gamma_{\alpha\beta}a^4/(DX_{\beta}V_{\alpha}^2\Delta G_v^2L) \dots\dots\dots (4.d)$$

ここで $\gamma_{\alpha\beta}$ は炭窒化物/Matrix 界面の表面エネルギー, D は炭窒化物形成元素の γ における拡散定数, X_{β} は炭窒化物形成元素のモル濃度, ΔG_v は核形成にともなう自由エネルギー変化, V_{α} は析出相のモル体積, a はマトリックスの格子定数である。また K および L は形状を表すパラメーターである。 ΔG_v はマトリックス中の固溶量 $[X]$ と平衡固溶量 $[X_{eq}]$ の関数として以下の式で記述できる。

$$\Delta G_v = (kT/V_{\alpha})\ln([X_{eq}]/[X]) \dots\dots\dots (5)$$

$J(t)$ の計算に必要な(2)~(5)式において $N(t)$, D , $\gamma_{\alpha\beta}$ は未知のパラメーターである。

$V(t', t)$ を計算するため析出物の成長速度 dR/dt を求める必要がある。炭窒化物形成元素の放散律速のメカニズムを考慮して以下の微分方程式により dR/dt を求める。

$$(C_p - C_l) \frac{dR}{dt} = D \frac{\partial C}{\partial r} \Big|_{r=R} \dots\dots\dots (6)$$

C_p は析出相における炭窒化物形成元素の濃度, C_l は析出物/Matrix 界面 ($r=R$) での濃度を表す。 γ 中の濃度を C_M とし, 濃度 $C(r, t)$ の変化を示す拡散方程式の解と(3)式により析出物半径 R は以下のように記述できる。

$$R = 2\lambda(Dt)^{1/2} \dots\dots\dots (7)$$

ただし λ は以下の超越方程式の解である。

$$\lambda^2 \exp(\lambda^2) [\exp(-\lambda^2) - \lambda(\pi)^{1/2} \operatorname{erfc}(\lambda)] = K_p/4 \dots\dots\dots (8)$$

ここで K_p は以下のように定義される。

$$K_p = 2(C_M - C_l)/(C_p - C_l) \dots\dots\dots (9)$$

未知のパラメーター, 特に $\gamma_{\alpha\beta}$ の析出過程に及ぼす影

響が大きい。現段階では未知パラメーターを直接測定したり理論的に計算するのは困難であるため, 再加熱-圧延プロセスを対象としたモデルにおいては, 信頼できる測定データと比較して¹⁴⁾, 最も誤差が少なくなるようにパラメーターを決定するという方法を採用している⁷⁾。連铸-圧延直結プロセスにおいても上記のパラメーターがそのまま適用できるとしてシミュレーションを行う。

2.3 変態挙動および粒径変化予測モデル

凝固後, 冷却→熱片装入にいたるまでの $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態および $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態を古典的核形成・成長理論により予測する。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態挙動予測は以下の手順により可能である。化学組成より平衡変態温度 Ae_3 を求める。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, 冷却条件から各ステップでの温度を計算する。温度が Ae_3 以下の場合には各ステップで $\gamma \rightarrow$ 初析 α 変態の自由エネルギー $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$, γ と同一成分の α 生成のための自由エネルギー $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$, γ/α 界面での γ 側と α 側の C 濃度, 共析 C 濃度を計算する。炭窒化物析出過程と同様の方法により核形成頻度, 成長速度を求め, KJMA の式により変態率を計算する。臨界核の形状として Pill-box を考えると核形成頻度を精度よく予測できることが知られている¹⁵⁾。 α 変態にともなう残留 C 濃度を求め, 上記の計算をくりかえすが, 残留 C 濃度が共析 C 濃度に達したのちに, 核形成が起こったときパーライト変態が開始すると考える。 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ が 0 となる温度 T_0 以下になれば γ と同一成分の変態相の生成が可能と考える。 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \alpha}$ の値が一定値以下になることによりベイナイトあるいはマルテンサイト変態が可能となる。 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態過程のシミュレーションのフローを Fig. 3 に示す。 $\alpha \rightarrow \gamma$ 逆変態についても同様のロジックにより予測が可能である。

γ 高温域での圧延にともない再結晶と粒成長のくりかえしにより γ 組織は変化する。再結晶は核形成, 成長のともなう現象であり, 再結晶核形成頻度, 再結晶粒の成長速度を考慮した取扱いを行うのが正確な方法であるが, 鋼板圧延時の再結晶過程のように変形に対応して駆動力が導入され, 核形成・成長がくりかえし起こる複雑な現象を定式化するのは容易ではない。圧延条件と再結晶挙動との対応が比較的簡単にできる実験式を用いてシミュレーションを行うのが次善の策である。従来プロセスでのシミュレーションと同様に SELLARS ら¹⁶⁾ の式を Modify した式により計算を行うこととする。SELLARS らのモデルは基本的にはひずみ, ひずみ速度, 圧延温度およびパス間時間の関数で記述される数式群からなり,

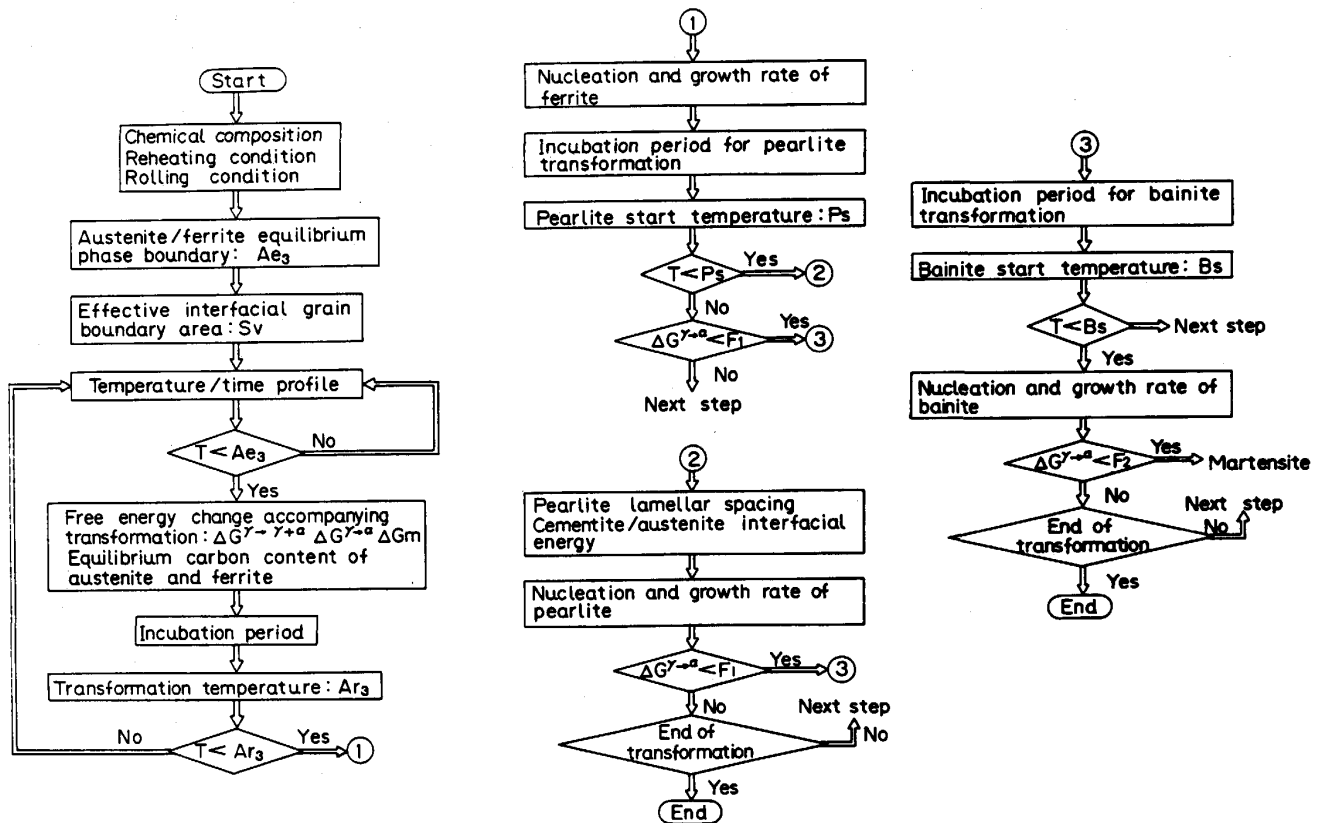


Fig. 3. Flow chart for computer simulation of $\gamma \rightarrow \alpha$ transformation kinetics.

圧延中の再結晶率・ γ 粒径の計算が可能である。圧延後の γ/α 変換比についても α 粒径を再結晶 γ 粒径、 $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態直前の蓄積ひずみ、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⁷⁾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の γ 組織は加熱温度、加熱速度のみで決ま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 γ 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。

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

連铸-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铸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 γ の $\gamma \rightarrow \alpha$ および $\alpha \rightarrow \gamma$ 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、鑄片および鋼板の表面欠陥生成に大きく影響する¹⁷⁾。

3.1 炭窒化物析出におよぼす連铸二次冷却帯における冷却パターンの影響

CR材およびACC材の強度・靱性の改善を目的として添加され、また γ 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铸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. 4に示す。連铸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。2.2で示したように核形成速度 $J(t)$ の計算には未知パラメーターである核形成サイト数および析出物と γ 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、未知パラメーターとしては従来プロセスでの値をそのまま使用した。シミュレーションに用いたパラメーターの値をTable 1に示す。

Table 2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. 5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2-7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

Table 1. Parameters used for computer simulation.

Diffusion coefficient (cm²/s) : $D=530 \exp(-344500/RT)$
 Matrix/precipitates interfacial energy (mJ/m²) : 700
 Number of nucleation site (1/cm³) : 1×10^{17}

Table 2. Chemical composition of steel (wt%).

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

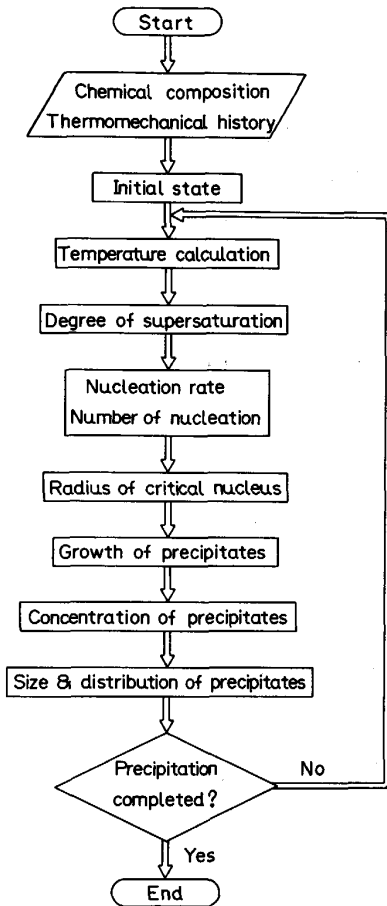


Fig. 4. Flow chart for predicting carbonitride precipitation kinetics.

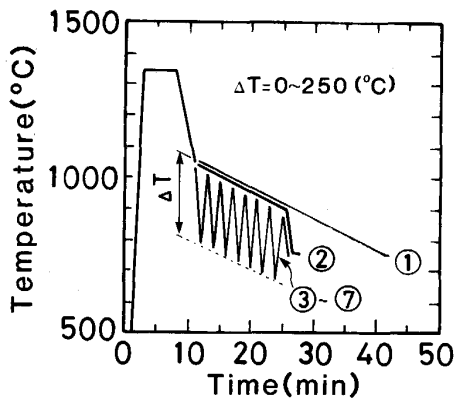


Fig. 5. Thermal cycle patterns for simulation of carbonitride precipitation kinetics.

Table 3. Manufacturing condition utilized for computer simulation.

Slab thickness	240 mm
Plate thickness	25 mm
Hot charging temperature	RT and 500~1000°C
Reheating temperature	1150°C
Rolling condition	15%/pass×15 pass
Finish rolling temperature	750°C

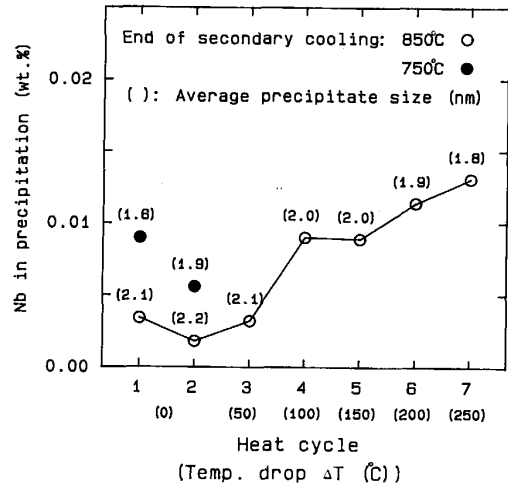


Fig. 6. Effect of thermal cycle pattern on Nb(C, N) precipitation kinetics (computer simulation).

次冷却終了温度が 750°C および 850°C の二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. 6 に示す。二次冷却終了温度を 850°C から 750°C 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ことが明らかとなった。

3.2 変態挙動およびオーステナイト粒成長に及ぼす熱片装入温度の影響

3.1 のシミュレーションに用いた鋼と同一成分の Nb 鋼を用いて、変態挙動および γ 粒成長に及ぼす熱片装入温度の影響についてモデルにより推定を行った。凝固直後の γ 粒度を ASTM No. -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, γ 粒成長過程をシミュレートし、圧延中および圧延後の γ 粒径および α 粒径を予測した。シミュレーションの条件を Table 3 に示す。熱片装入温度と変態率との関係を Fig. 7 に示す。変態開始温度は約 720°C であり、500°C においては 95% の α が得られる。再加熱-圧延材と直送圧延材 (装入温度 900°C) について再結晶挙動を比較し、その結果を Table 4 に示す。Table 中における $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度, $\Delta \epsilon$ は蓄積ひずみ量である。直送圧延材は再結晶が遅延し、再結晶域圧延後の γ 粒径が 500 μm 以上の粗大粒となる。熱片装入温度と予測モデルによる再加

Table 4. Computer simulation of recrystallization and austenite grain growth in continuous casting and direct rolling process.

Rolling condition					CC-HDR process (Charging temp. : 1000°C)			Conventional process (Charging temp. : RT)		
Pass No.	Thick. (mm)	$\dot{\epsilon}$ (1/s)	Temp. (°C)	Interpass time (s)	Frac. of recryst. (%)	γ grain size (μm)	$\Delta\epsilon$	Frac. of recryst. (%)	γ grain size (μm)	$\Delta\epsilon$
1	204	3	1100		0	2000	0.12	62	131	0.10
2	173.5	3	1092	15	3	1940	0.21	100	67	0
3	147.4	3	1081	15	37	1200	0.15	100	63	0
4	125.3	3	1069	15	12	1170	0.20	100	61	0
5	90.5	3	1057	15	44	1110	0.13	100	57	0
6	76.9	3	1030	15	34	1080	0.19	100	53	0
	Holding		900	300	68	530	0.11	100	51	0

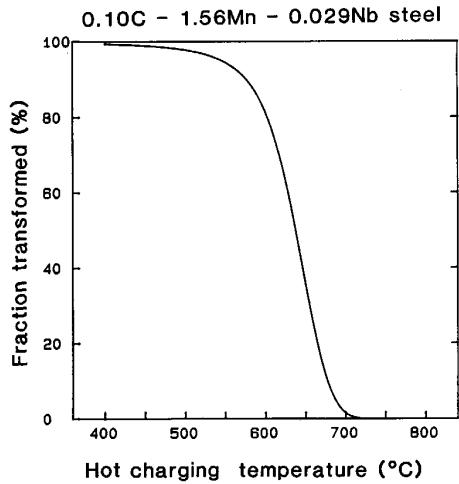


Fig. 7. Effect of hot charging temperature on ferrite transformation (computer simulation).

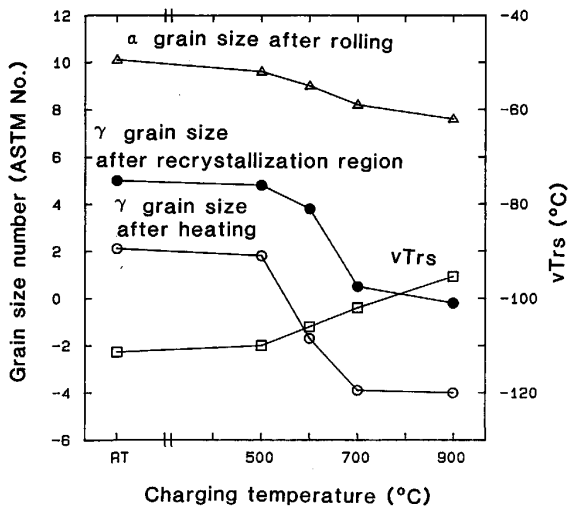


Fig. 8. Effect of charging temperature on γ and α grain size and Charpy transition temperature of steel plate produced by continuous casting-direct rolling process (computer simulation).

熱時の γ 粒径, 再結晶域圧延終了時の γ 粒径, 圧延後の α 粒径との関係を Fig. 8 に示す. さらに予測 α 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

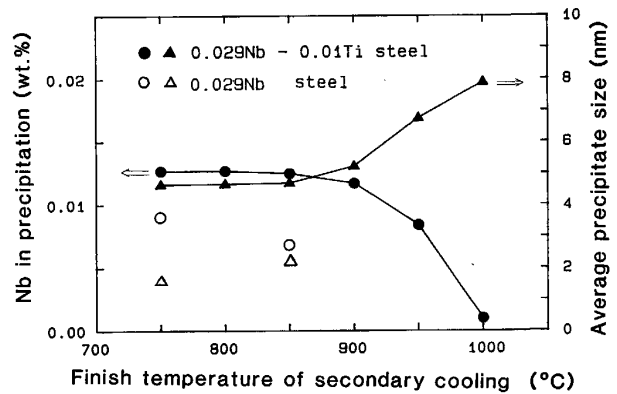


Fig. 9. Effect of secondary cooling condition on precipitation kinetics in Nb-Ti steel and Nb steel.

が Ar_1 以上の場合には加熱時の γ 粒は凝固後の粗い γ 粒そのままであり, 再結晶も起こりにくく, 圧延による γ 粒の微細化の程度は小さいため, 鋼板の α 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.

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¹⁷⁾. このこと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, γ 中でも溶解度が低い安定な析出物となり, 析出反応は γ 中の Nb の拡散による成長反応に律速される. Fig. 9 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 の添加により連铸の矯正温度域に相当する温度において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.

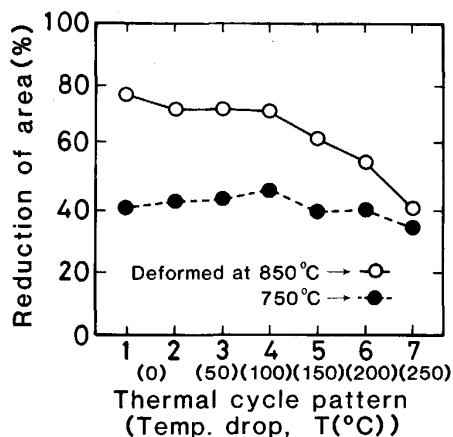


Fig. 10. Effect of thermal cycle pattern (Fig. 5) on hot ductility.

3・3 実験値との比較

高周波加熱・油圧サーボ式の熱間加工再現装置により、平行部長さ 50 mm、径 10 mm の丸棒引張試験片に 3・1 に示したシミュレーションに用いた熱サイクルパターン (Fig. 5) に相当する熱サイクルパターンを与えた後、連鑄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. 10 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。

4. 考 察

HCR 材の熱片装入温度と低温靱性との関係については次のような実験室シミュレーション結果が報告されている^{18)~20)}。HCR 材の低温靱性は装入温度が A_{r1} 以上となると急激に劣化し、その影響は装入温度が高いほど大きい。 A_{r1} 以下の装入温度の場合には再加熱-圧延材とほぼ同等の低温靱性が得られる。本稿のシミュレーションとほぼ同一の成分・圧延条件を採用している鎌田らの結果²⁰⁾によれば A_{r1} 以上の高温装入による ${}_0T_{rs}$ の上昇は 10~40°C であり、3・2 に示したシミュレーションによる上昇量 25°C とよく一致する。 γ 粒径および α 粒径の推定結果も実験室シミュレーション結果とよく対応する。再結晶域圧延後の直送圧延材と再加熱-圧延材の γ 粒径の違いは ASTM No. で 5 程度、 α 粒径の違いは 2 程度との予測結果は村田らおよび鎌田らの結果とよく一致する。

以上の例にも示されるように、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しても大きな問題はないことが明らかとなった。今

後の課題としては以下のような点を検討する必要がある。

本稿で紹介したシミュレーションモデルは熱力学を基礎とし、変態・炭窒化物析出挙動等を古典的核形成理論により定式化している。しかしモデルの一部は経験式で構成されているのが現状である。この部分を物理的基礎のはつきりしたモデルにおきかえることにより、連鑄-圧延直結プロセス独自の問題を詳細に検討し、材質設計の最適化が可能なレベルに到達し、モデルの適用範囲の拡大、精度向上が期待される。

また現状のモデルで取扱い可能な組織変化は平均結晶粒径、再結晶率、析出量、変態率といったマクロな変化であるが、結晶粒径分布、析出物サイズ分布、変態生成物の微細構造のような材質設計上重要な組織因子についてのシミュレーションは今後の課題である。

現段階においては凝固後の組織制御を対象としているが、凝固時も含めたモデル化を行うことによりさらに大きな成果が期待できる。

上記の目的を達成するためには、相互作用パラメーター、炭窒化物形成エネルギー等の熱力学データ、界面エネルギー、拡散定数等の核形成・成長の動力学の計算に必要な物理量等の基本データの充実が必要である。また組織因子の時空間的配置の予測については近年発展の著しい一次相転移のダイナミックスの研究²¹⁾、計算幾何学の活用²²⁾の成果が待たれる。

5. 結 言

再加熱-圧延プロセスにおける成分設計・プロセス設計を最適化する手段の一つとして注目されているコンピューターシミュレーション法を連鑄-圧延直結プロセスでの組織制御に適用した。得られた結果をまとめると以下ようになる。

(1) 連鑄二次冷却帯における冷却パターンと炭窒化物析出挙動との関係をコンピューターシミュレーションにより求め、高温延性試験結果と比較しよく一致することを確認した。

(2) 凝固後の冷却・熱片装入条件は変態挙動に大きな影響を及ぼす。装入温度が A_{r1} 以上の時には再加熱前の $\gamma \rightarrow \alpha$ 変態および $\alpha \rightarrow \gamma$ 変態が完全に行われなため、初期 γ 粒が粗大であり、再結晶による γ 粒の微細化が不十分となり、低温靱性が劣化すること、また装入温度が高いほど劣化度は大きいことがシミュレーションにより明らかとなった。このことは実験結果とよく一致する。

(3) 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铸-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および加速冷却時の材質制御モデルは連铸-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が示唆される。

文 献

- 1) 川上公成: 鉄と鋼, **72** (1986), A163
- 2) 椿原 治, 沖森真弓, 池崎英二, 武田 章, 磯上勝行, 仁木隆司: 鉄と鋼, **72** (1986), A167
- 3) 内田繁孝, 谷口 勲, 和田 勉, 竹中正樹, 小沢宏一, 手嶋俊雄: 鉄と鋼, **72** (1986), A171
- 4) T. TANAKA: *International Metals Rev.*, **26** (1981), p. 185
- 5) K. TSUKADA, K. MATSUMOTO, K. HIRABE and K. TAKASHIGE: *Iron Steelmaker*, **9** (1982), p. 21
- 6) 熱間加工のシミュレーションとオーステナイトの変態 (日本鉄鋼協会編) (1985)
- 7) Y. SAITO, M. TANAKA, T. SEKINE and H. NISHIZAKI: *Proc. Internl. Conf. on HSLA Steel* (1985), p. 28 [Univ. of Wollongong, Wollongong]
- 8) 矢田 浩: 塑性と加工, **28** (1987), p. 413
- 9) A. N. KOLMOGOROV: *Izv. Akad. Nauk SSSR, Ser. Mat.*, **1** (1937), p. 355
- 10) W. A. JOHNSON and R. F. MEHL: *Trans. AIME*, **135** (1939), p. 416
- 11) M. AVRAMI: *J. Chem. Phys.*, **7** (1939), p. 1103, **8** (1940), p. 212, **9** (1941), p. 177
- 12) S. M. ALLEN and J. W. CAHN: *Acta Metall.*, **27** (1979), p. 1085
- 13) H. I. AARONSON and J. K. LEE: *Lecture of the Theory of Phase Transformation* (1975), p. 82 [TMS-AIME]
- 14) H. WATANABE: *Thesis, Univ. of Michigan* (1975)
- 15) M. ENOMOTO and H. I. AARONSON: *Metall. Trans. A*, **17** (1986), p. 1385
- 16) C. M. SELLARS and J. A. WHITEMAN: *Metal. Sci.*, **13** (1979), p. 187
- 17) 大内千秋, 三瓶哲也, 松本和明: 鉄と鋼, **69** (1983), A393
- 18) 東田幸四郎: 第 104・105 回西山記念技術講座 (日本鉄鋼協会編) (1985), p. 59
- 19) 村田正彦, 為広 博, 土生隆一: 鉄と鋼, **72** (1986), A219
- 20) 鎌田芳彦, 橋本 保: 鉄と鋼, **72** (1986), A223
- 21) J. D. GUNTON, M. SAN MIGUEL and P. S. SAHNI: *Phase Transition and Critical Phenomena*, Vol. 8 (1983) [Academic Press]
- 22) *Computer Simulation of Microstructural Evolution*, ed. by D. J. SROLOVITZ (1985) [TMS-AIME]