

# 熱間強圧下連続圧延による細粒鋼薄板・厚板の製造を 目的とした圧延負荷・内部組織の理論解析

森本 敬治\*・倉橋 隆郎\*・竹士 伊知郎\*・柳本 潤\*<sup>2</sup>

Mathematical Modeling for the Simultaneous Prediction of Rolling Force and Microstructure Evolution in the Tandem Hot Rolling of Fine Grain Steel Sheets and Plates

Toshiharu MORIMOTO, Ryuro KURAHASHI, Ichiro CHIKUSHI and Jun YANAGIMOTO

**Synopsis** : A new mathematical model to predict rolling force and microstructure evolution in tandem hot strip rolling of fine grain steel sheets and plates has been proposed. This model is composed by combining Orowan's theory for plastic deformation, FDM analysis temperature and incremental modeling for the evolution of microstructure. This model enables us to predict rolling force, rolling torque and microstructure simultaneously from finishing train to the run out table with quite short computing time, although flow stress is directly calculated by dislocation density and the residual dislocation of austenite is reflected to phase transformation.

Proposed model has been used to characterize tandem hot rolling of fine grain steel sheets and plates. In order to manufacture fine grain steel sheets and plates, heavy reduction tandem hot rolling under low temperature is needed. As rolling force and rolling torque in finishing stands are higher than conventional rolling schedules, it is strongly requested to know whether rolling can be done within the capacity of rolling mill. The proposed model is helpful to design the best schedule to roll fine grain steel sheet and plate considering rolling reduction, rolling speed and rolling temperature.

Also, there is good relationship between ferrite grain size of the hot rolled steel sheets and plates and residual dislocation density of austenite phase at the onset of phase transformation. Then, regressive equation to describe relation between them is newly proposed. This equation could be applicable to other rolling sequence such as bar rolling, because it is given by general analytical scheme for the evolution of microstructure.

**Key words** : rolling; numerical simulation; modeling; rolling force; microstructure evolution; fine grain steel sheets; fine grain plates; dislocation density.

## 1. 序論

鉄鋼製品の最も重要な機能は、材料内部組織によって決まる機械的特性と形状寸法である。鉄鋼製品の主要な製造工程の一つである熱間圧延プロセスは、現状の寸法形状の造り込みを主目的としたものから、今後は内部組織の造り込みプロセスとしての重要性が増していくことは、現在各方面で研究が進んでいる微細粒鋼等<sup>1,2)</sup>の研究開発状況からも容易に想像できる。

このような状況のもと、筆者らは熱間強圧下連続圧延による細粒鋼薄板・厚板製造技術を開発した。熱間強圧下連続圧延による細粒鋼の製造原理は、強圧下連続加工によりまず動的再結晶を利用して微細なオーステナイト粒を創成し、更にオーステナイト中の高い残留転位密度を利用して静的再結晶・加速変態によりフェライト粒径を微細化するものである。そのため、従来の熱間連続圧延と比較して、仕上圧延の後段スタンドにおける低温・強圧下圧延が必要になり、圧延負荷は従来スケジュールより増大する。

圧延負荷の予測は、各スタンドでの加工量を適正化する

ためのミル圧下量の設定計算や、細粒鋼製造のために必要となる圧延条件がミルスペックに収まるかの検討において重要であるが、ここでは、多パス加工中のオーステナイト中残留転位密度を正確に見積もる必要がある<sup>3)</sup>。また適切な細粒鋼製造条件をオフラインで見いだすためにも、圧下条件と冷却条件が、フェライト-パーライト変態後の内部組織に及ぼす影響を同時に予測する必要がある。

以上の目的のもとに、圧延負荷・内部組織を一貫して解析できる連成理論解析手法を新たに構築し、前報<sup>4)</sup>では解析手法の概略と若干の薄板圧延(仕上板厚2.3mm)解析例を示した。本報では連成理論解析を構成する温度解析と内部組織解析について詳しく述べる。また薄板圧延(仕上板厚4.5mm, 2.3mm)に加え、厚板圧延(仕上板厚12mm)をも対象としつつ、圧延荷重・内部組織の予測値と実測値との比較、種々の細粒鋼製造条件を対象とした解析例を示す。

平成14年5月15日受付 平成14年7月16日受理 (Received on May 15, 2002; Accepted on July 16, 2002)

\* (株) 中山製鋼所圧延部 (Hot Strip Mill Rolling Division, Nakayama Steel Works, Ltd., 1-1-66 Funamachi Taisho-ku Osaka 551-8551)

\* 2 東京大学生産技術研究所 (Institute of Industrial Science, The University of Tokyo)

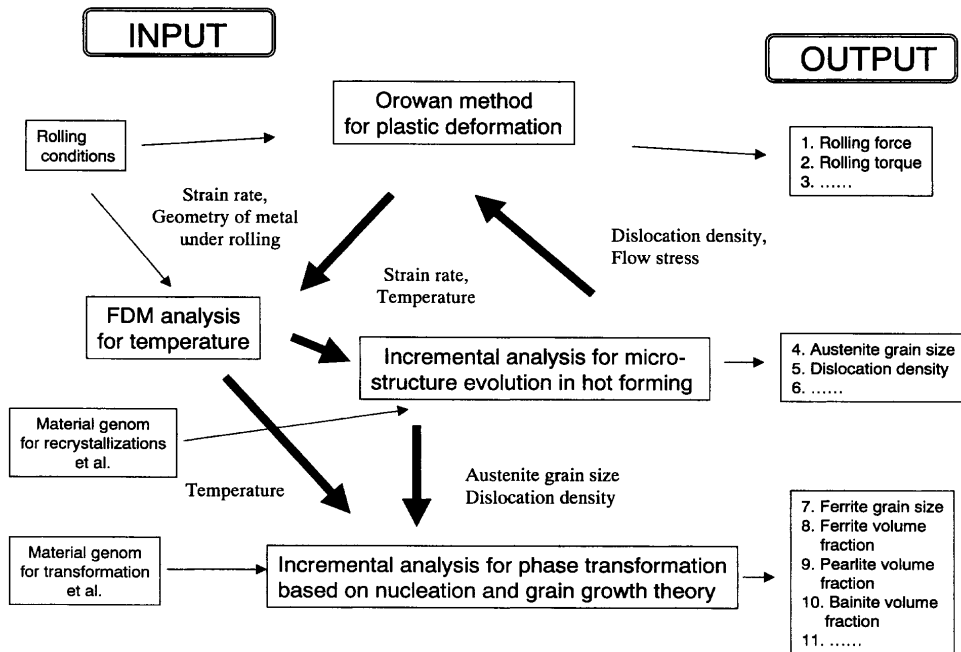


Fig. 1. Schematic illustration of the proposed analysis for the controlling of microstructure.

## 2. 理論解析の構成

### 2.1 変形解析と温度解析

Fig. 1 に圧延負荷・内部組織予測モデルとこれを構成する要素解析技術を示す。本解析では、温度-変形-内部組織の統合解析を実施した<sup>4)</sup>。変形解析にはオロワン理論<sup>5)</sup>に基づいた数値解析を適用した。オロワン理論の適用により、短い計算時間（計算時間 0.1 秒以下）での高精度な圧延荷重の予測、すべり・固着が共存する混合摩擦状態<sup>6)</sup>を考慮した解析を可能としている。

温度解析は、ワークロール・スケール層・被圧延材すべてを対象とし、式(1)に基づく次元接触熱伝導解析を利用した。解析を接触域入口側より出口側に順次行うことによって、ワークロール・スケール層・被圧延材の2次元温度分布を求めた。

$$\omega c \frac{\partial \theta}{\partial t} = k \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} + \dot{Q} \dots \dots \dots (1)$$

ただし  $\omega$  は密度、 $c$  は比熱、 $\theta$  は温度、 $t$  は時間、 $k$  は熱伝導率、 $y$  は厚さ方向の距離である。発熱量  $\dot{Q}$  としては、塑性発熱 ( $\dot{Q} = \bar{\sigma} \dot{\epsilon}$ )、摩擦発熱 ( $\dot{Q} = \mu P \Delta V / \Delta Y$ ) である。ただし  $\bar{\sigma}$  は流動応力、 $\dot{\epsilon}$  は相当歪速度、 $\mu$  は摩擦係数、 $P$  は圧延圧力、 $\Delta V$  はロールと被圧延材との相対すべり速度、 $\Delta y$  は摩擦発熱層（スケール層）の厚さである。

温度解析は差分法を採用し、ロールと圧延材との間にスケールを想定することで<sup>7)</sup>、板厚方向温度分布の精密な解析を可能とした。Fig. 2 に差分メッシュを示す。細粒鋼の製造を目的とした低温強圧下圧延では、後に示す通り、圧延荷重が従来スケジュールより顕著に増加するため、ロー

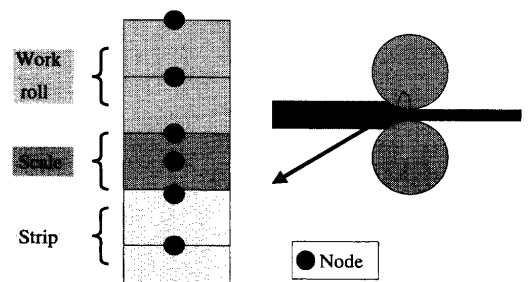


Fig. 2. Element of FDM analysis for temperature.

Table 1. Thermal analysis conditions.

	Hot strip	Scale layer	Work roll
Specific heat (kcal / kgK)	0.156 (at 1223K) 0.206 (at 1073K)	0.185	0.128
Heat conductivity (kcal / mhK)	23.2 (at 1223K) 23.9 (at 1073K)	1.15	21.6
Density (kg / m <sup>3</sup> )	7800	4400	7800
Boundary condition	Radiation coefficient = 0.7	Scale thickness = 10 μm	323K at 20mm from surface

ル磨耗量の増大が予想される。ロール磨耗量の推定には、ロール・材料間の相対すべり速度、圧延荷重に加え、温度が重要なパラメータとなり、ロール表面温度の正確な予測が必要となる。ロール・材料間に等価熱伝達モデルを適用すると、ロール・材料間の温度ギャップが許容される。これによりロール表面温度の正確な定量化が困難になるので<sup>8)</sup>、本解析では今後の磨耗量の推定をも視野に入れつつ、スケールモデルを採用した。Table 1 に熱伝導解析条件を示す。

オロワン理論を基にした変形解析により歪速度と応力を求め、差分法の温度解析へ代入することで温度を決定す

る。塑性変形に伴うエネルギー損失は100%が内部発熱に変換されるとし、 $\dot{Q}=\sigma\dot{\epsilon}$ を式(1)に代入して計算した。摩擦発熱も同様に取り扱い、スケール層での内部発熱として解析を行った。歪速度と差分法により求まる温度分布は、増分形内部組織解析に代入される。

2.2 内部組織解析

内部組織解析には、転位密度を変数とした増分形定式化<sup>9-12)</sup>を適用した。その特徴は、再結晶・回復に伴う圧延加工中の残留転位密度の変化が求められること、圧延加工後に残留する転位密度の加速変態に及ぼす影響を考慮できることにある。

材料の内部状態を表す変数として転位密度を用い、転位密度から計算される流動応力(変形抵抗)(式(2))をオロワン理論に基づく変形解析において利用することで、加工パス間での加工硬化・動的回復・動的再結晶に基づく熱間流動応力の変化や、パス間での静的再結晶・静的回復に基づく転位の回復や累積を考慮した解析を可能としている。また流動応力に依存した加工発熱や摩擦発熱は、先に述べた通り熱伝導解析における境界条件となる。

$$\bar{\sigma}=a\sqrt{\rho} \dots\dots\dots(2)$$

ただし  $\bar{\sigma}$  は流動応力、 $a$  は材料定数、 $\rho$  は転位密度 (cm/cm<sup>3</sup>) である。

変形、温度、内部組織解析は Fig. 1 のフローチャートに従い連成して行い、収束解を元にフェライト変態の解析を行う。オーステナイト中の残留転位密度とオーステナイト粒径をフェライト変態解析へ引継ぎ、圧延後の冷却工程での組織変化まで一貫した内部組織予測が行われる<sup>11,12)</sup>。オーステナイトに残留する転位密度のフェライト変態に及ぼす影響は、核生成頻度(式(3))と核生成駆動力(式(4))の2点で考慮している<sup>12)</sup>。

$$I=I_0 \times \frac{\rho}{\rho_0} \dots\dots\dots(3)$$

$$G=G_0+G_V \dots\dots\dots(4)$$

ただし  $I$  は加工されたオーステナイトにおける変態核生成速度、 $I_0$  は無加工オーステナイトにおける変態核生成速度、 $\rho$  は加工オーステナイトの転位密度、 $\rho_0$  は無加工オーステナイトの転位密度 ( $\approx 10^8$  cm/cm<sup>3</sup>)、 $G$  は変態の駆動力、 $G_0$  は無加工オーステナイトからの変態の駆動力、 $G_V$  は転位消滅による効果を表す。

なお上述の変態解析は古典的核生成-成長理論に基づいている<sup>11,12)</sup>。低温強圧下されたオーステナイト粒からは、粒界のみならず粒間の変形帯からも核生成する可能性があるが<sup>13)</sup>、本解析ではフェライト核生成サイトとしては、オーステナイト粒界のみを想定している。

フェライト変態は式(5)、式(6)、パーライト変態は式

(7)、ベイナイト変態は式(8)を用いた。

$$\frac{dX_F}{dt}=4\left(\frac{\pi}{3}\right)^{1/4} (IS_1)^{1/4} G_F^{3/4} \left(\ln \frac{1}{1-X_F}\right)^{3/4} (1-X_F) \dots\dots\dots(5)$$

$$\frac{dX_F}{dt}=k_1 S_2 G_F (1-X_F) \dots\dots\dots(6)$$

$$\frac{dX_P}{dt}=k_2 S_2 G_P (1-X_F-X_P) \dots\dots\dots(7)$$

$$\frac{dX_B}{dt}=k_3 S_2 G_B (1-X_F-X_P-X_B) \dots\dots\dots(8)$$

ただし  $S_1$  はフェライト分率、 $S_2$  はオーステナイト分率、 $G_F$  はフェライト成長速度、 $D_A$  はオーステナイト粒径、 $X_P$  はパーライト分率、 $G_P$  はパーライト成長速度、 $X_B$  はベイナイト分率、 $G_B$  はパーライト成長速度、 $k_1 \sim k_3$  は材料パラメータである。

フェライト粒径は式(9)によって与えた。なお計算においては式(9)を増分形にした式(10)を用いた。

$$D_F=\{5.51 \times 10^{10} D_A^{k_4} \exp(-21430/T_{0.05}) X_F\}^{1/3} \dots\dots\dots(9)$$

$$dD_F=\frac{1}{3} \times [5.51 \times 10^{10} D_A^{k_4} \exp(-21430/T_{0.05})]^{1/3} X_F^{-2/3} dX_F \dots\dots\dots(10)$$

ただし  $D_F$  はフェライト粒径、 $D_A$  はオーステナイト粒径、 $T_{0.05}$  はフェライト変態率が5%の温度、 $k_4$  は材料パラメータである。以上の基礎式に含まれる材料データは以下の式(11)~式(15)で与えられる。

$$a=1.7 \times 10^{-4} \dots\dots\dots(11)$$

$$k_1=8.933 \times 10^{-12} \times \exp(21100/T) \dots\dots\dots(12)$$

$$k_2=6.72 \times 10^3 \dots\dots\dots(13)$$

$$k_3=6.816 \times 10^{-4} \times \exp(3431.5/T) \dots\dots\dots(14)$$

$$k_4=1.6 \dots\dots\dots(15)$$

以上の材料データは、瀬沼・末広により与えられたもの<sup>14,15)</sup>を基本としつつも、本報で対象としている細粒鋼製造レンジ(1073K以下)が、瀬沼・末広の材料データの適用範囲(1123~1473K)を若干外れているため、瀬沼・矢田により与えられた材料データのうち、転位密度と流動応力の関係を与える式(11)の係数  $a$  を  $1.4 \times 10^{-3}$  より  $1.7 \times 10^{-3}$  に、フェライト粒径予測式中の係数  $k_4$  を、 $k_4=1.0$  より  $k_4=1.6$  (式(15)参照)に修正している。なお、式(11)の

Table 2. Chemical composition.

					(wt%)	
C	Si	Mn	P	S	Fe	
0.17	0.20	0.80	0.010	0.005	Bal.	

係数  $a$  について、増分形内部組織解析モデルによって瀬沼・矢田の実験結果を別途検証した結果、 $a=1.65 \times 10^{-3}$  程度が適切な係数であることがすでに判明している<sup>16)</sup>。Table 2 に対象材の成分を示す。Nb, V, Ti 等のマイクロアロイを含まない Plain Carbon 系の SM400 相当鋼で、平衡計算により求めた  $A_{33}$  変態点は 1073K である。

### 3. 薄板・厚板圧延時の圧延負荷・内部組織の理論解析結果

Table 3 に圧延スケジュールを示す。仕上板厚は 2.3 mm, 4.5 mm, 12 mm の 3 サイズとし、通常鋼と細粒鋼の圧延スケジュールと冷却条件を検討の対象とした。細粒鋼の製造条件は低温圧延、圧延直後冷却、仕上後段の強圧下が特徴である。通常鋼の圧延ではすべての仕上板厚について 6 スタンドを利用しているのに対し、細粒鋼の圧延では、仕上板厚に応じてスタンド数を可変としている。なお Table 3 の仕上出側温度は、 $A_{33}$  変態点を下回っているが、これは仕上圧延後の直後冷却の効果を含んだ実測温度であり、圧延加工中の温度は  $A_{33}$  より高い。ゆえに Table 3 で示した製造条件は、オーステナイト域での圧延と、ランアウトテーブル上でのフェライトパーライト変態より成り立っており、2相域圧延とはなっていない。Fig. 3 に製造プロセスと圧延直後冷却装置を模式的に示す。

#### 3.1 圧延負荷の予測結果

Fig. 4 および Fig. 5 は通常鋼圧延と細粒鋼圧延における圧延荷重とトルクの予測値と実測値を比較したものである。本モデルは材料内部状態を表す変数として転位密度を用い、熱間連続圧延においてパス間で残留する転位密度を

考慮しているため、仕上後段でも圧延荷重・圧延トルクを、厳密とはいえないものの実用上問題ない精度で予測できている。しかしながら全体を通してみれば F4 スタンドの圧延荷重、圧延トルクの誤差が最も大きい。この誤差の原因としては、まず、使用した材料データの誤差が考えられる。

Table 4 に各スタンドのロール径を示す。F1~F3 スタンドは同径であるが、F4~F6 スタンドは圧延荷重低減を目的とした異径片駆動圧延を行っている。一方、理論解析ではオロワン理論を元に、等価ロール径両駆動方式という仮定のもとで解析している。F4 スタンド以降では、この仮定が誤差を生む要因となるので、このことを調査するために行った有限要素法ソルバー CORMILL<sup>17)</sup> による解析結果を Fig. 6 に示す。なお解析は異径ロール片駆動圧延と、対応する等価ロール径を用いた両駆動圧延について行い、求めた圧延荷重をそれぞれ  $P_{SRDD}$  と  $P_{EQR}$  とし、Fig. 6 の縦軸には両圧延荷重の比として異径ロール片駆動の効果を表している。なお FEM 解析は剛体ロールとの仮定のもとで行っている。

FEM 解析そのものの誤差によるばらつきも認められるが、全体的な傾向としては、圧下率増加に伴う圧延荷重低減への異径ロール片駆動圧延の効果が得られている。圧下率 50% で約 7~8% 程度、圧延荷重が減少しているが、F4 スタンドでの誤差は Fig. 4 に示されている通り 8% 以上と大きく、材料データの誤差を含む他の要因の影響を排除できない。実用上満足できる精度が現在でも得られているが、今後更なる精度向上のためには、ロール速度、張力等の実績をもとに、圧延中の中立点位置と、等価ロールを仮定し計算で求めた中立点位置の差等を検討し、解析にフィード

Table 3. Rolling schedule.

	Thickness of strip at exit (mm)	Rolling Speed (m/s)	Temperature (K)			Reduction per stand (%)						Interstand Cooling	Cooling just after rolling
			Entry	Exit	Coiling	F1	F2	F3	F4	F5	F6		
Conventional Schedule	12.0	1.13	1235	1123	923	24	20	21	18	16	14	off	off
	4.5	1.69	1207	1140	892	46	33	35	30	23	7	off	off
	2.3	2.23	1222	1160	930	54	41	38	35	27	17	off	off
New Schedule	12.0	0.95	1161	949	722	35	22	15	21	-	-	on	on
	4.5	0.93	1165	1018	810	48	40	34	23	20	-	on	on
	2.3	0.72	1261	1063	885	33	34	33	40	44	43	on	on

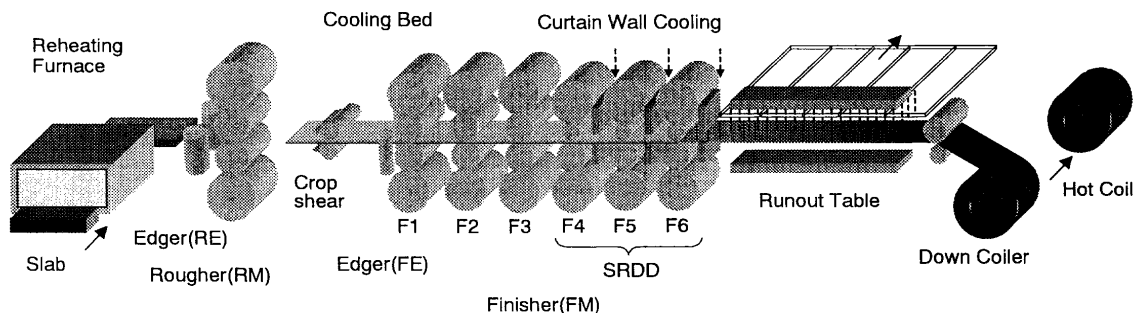


Fig. 3. Schematic view of the Nakayama Hot Strip Mill.

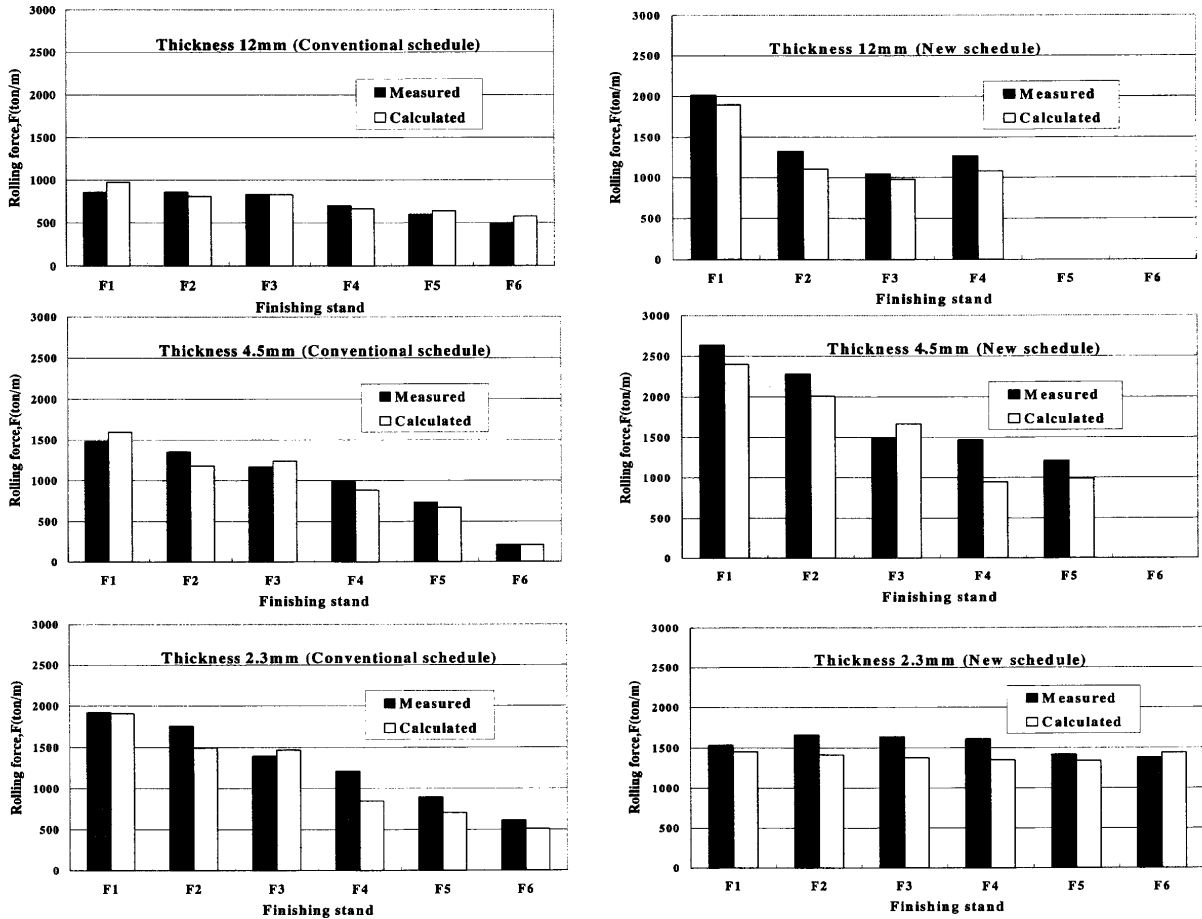


Fig. 4. Comparison between the calculated and measured rolling forces of the conventional and new schedules.

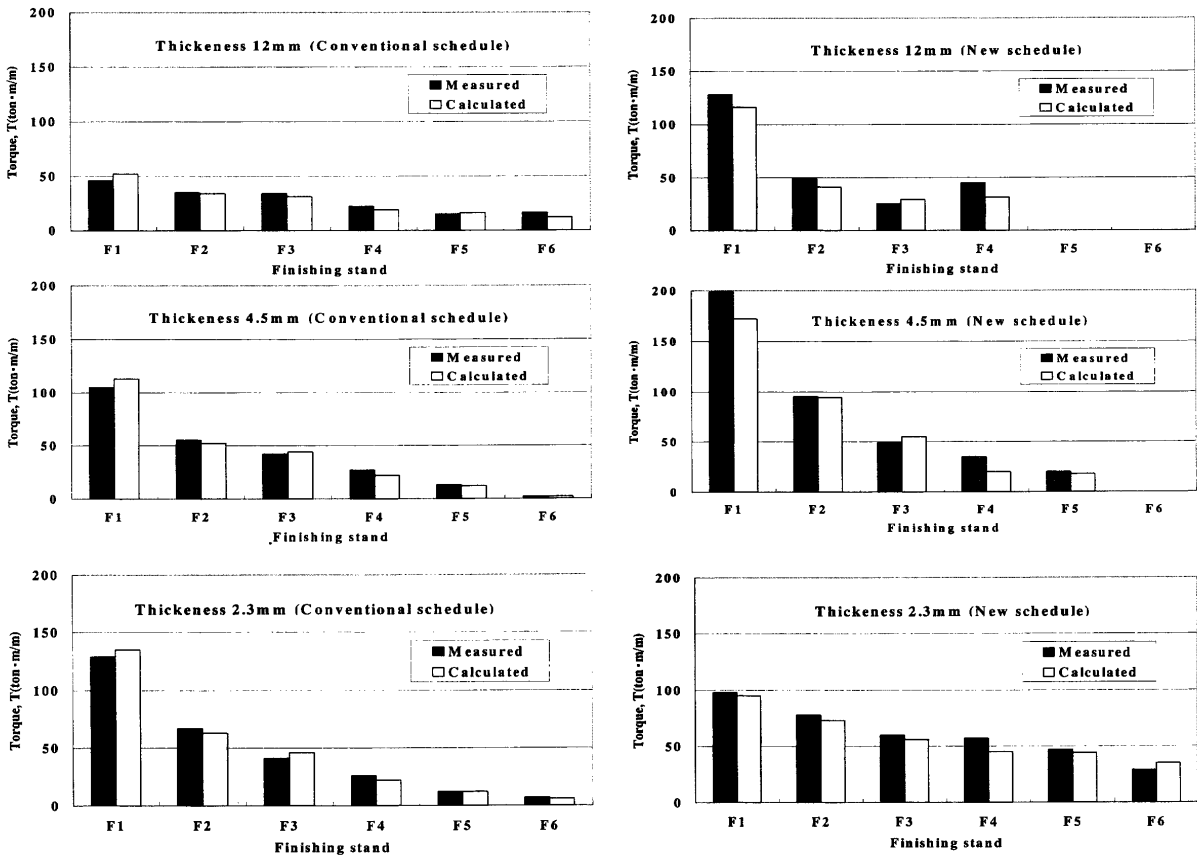


Fig. 5. Comparison between the calculated and measured rolling torques of the conventional and new schedules.

Table 4. Roll diameter.

	(mm)					
	F1	F2	F3	F4	F5	F6
Top	730	730	730	490(Idle)	490(Idle)	490(Idle)
Bottom	730	730	730	620	620	620

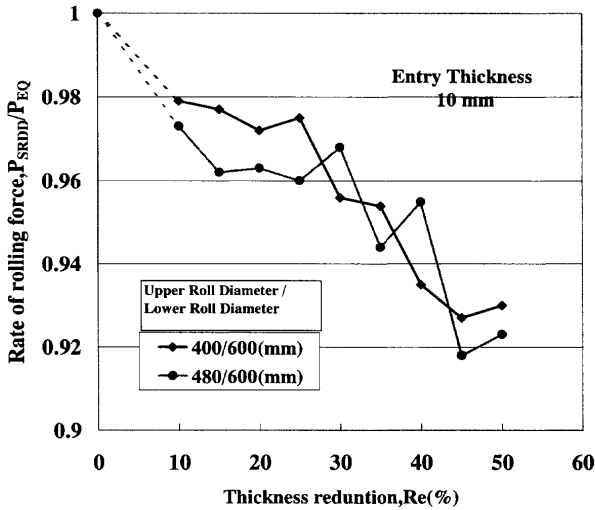


Fig. 6. The effect of single-driven asymmetric work roll estimated by FEM.

バックすることで、より精度を高める必要がある。

なお解析結果より細粒鋼製造は仕上後段において 1500 ton/m 以上の高い圧延荷重, 30 ton·m/m 以上の高い圧延トルクが必要であることがわかる。つまり細粒鋼の製造には高荷重, 高トルク圧延が可能な高剛性ミルと強力な電動機が必須である。

3.2 フェライト粒径の予測結果

Fig. 7 にフェライト粒径の, Fig. 8 に各相分率の予測結果と実績値を比較して示す。細粒鋼製造条件の予測値は通常鋼製造時より多少, 精度が悪化する。その理由は, 先に述べたように, 材料データが適用すべき温度範囲を外れているためと考えられる。変態点直上の温度域 (1123~1173K) は動的再結晶率, オーステナイト粒径について, 本報で利用した材料データによる解析結果と実験結果に差が生じることが示されており<sup>18)</sup>, 解析精度の更なる向上には材料データの精度向上が必要である。

通常鋼の圧延は細粒鋼の圧延と比較して仕上温度が高いためベイナイト組織が発生しやすいが, 本解析手法による計算結果では, 組織分率が3~10%程度の少量のベイナイト率をうまく予測できていない。本解析ではベイナイト発生温度は式 (16) を利用しているが, これについても, より精度の高い材料データ (予測式) が必要と思われる。

$$T_{BS} = 990.5 - 425 \times (\%C_A) - 42.5 \times (\%Mn) \dots\dots\dots(16)$$

ただし  $T_{BS}$  はベイナイト生成温度 (K),  $\%C_A$  はオーステナイト中の C 濃度 (wt%),  $\%Mn$  は初期 Mn 濃度 (wt%) である。

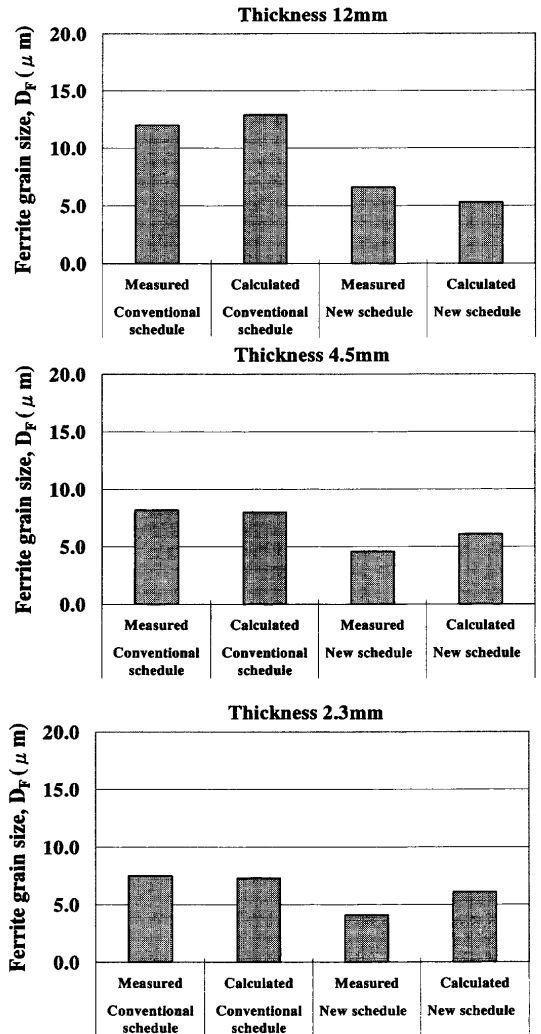


Fig. 7. Comparison between the calculated and measured ferrite grain sizes of the conventional and new schedules.

以上に示した問題はああるものの, フェライト分率, パーライト分率, フェライト粒径の予測値はほぼ実測値と一致しており, 本理論解析手法の妥当性・有効性が確認できた。

3.3 圧延条件のフェライト粒径に及ぼす影響

細粒鋼圧延時の仕上圧延温度のフェライト粒径の変化に及ぼす影響を調査した結果を Fig. 9 に示す。圧延温度の低下に伴うオーステナイト・フェライト粒の細粒化が, 実験・解析双方について得られている。

実測されたフェライト粒径と, 本モデルで計算した最終スタンド出口での転位密度の関係を Fig.10 に示す。なお仕上板厚 2.3 mm については, 本報にて今まで述べてきた細粒鋼圧延条件 (Table 3 参照) 以外のデータも掲載している。Fig.10 に記された実測値はすべて最終スタンド直後冷却有りの場合であり, 完全でないにしても転位の回復を抑制する効果がある。そのため, 前報<sup>4)</sup>にてすでに指摘した通り両者の関係を良好に整理でき, また仕上板厚が 4.5 mm, 12 mm と厚い場合にも, 同一線上にデータが存在する。

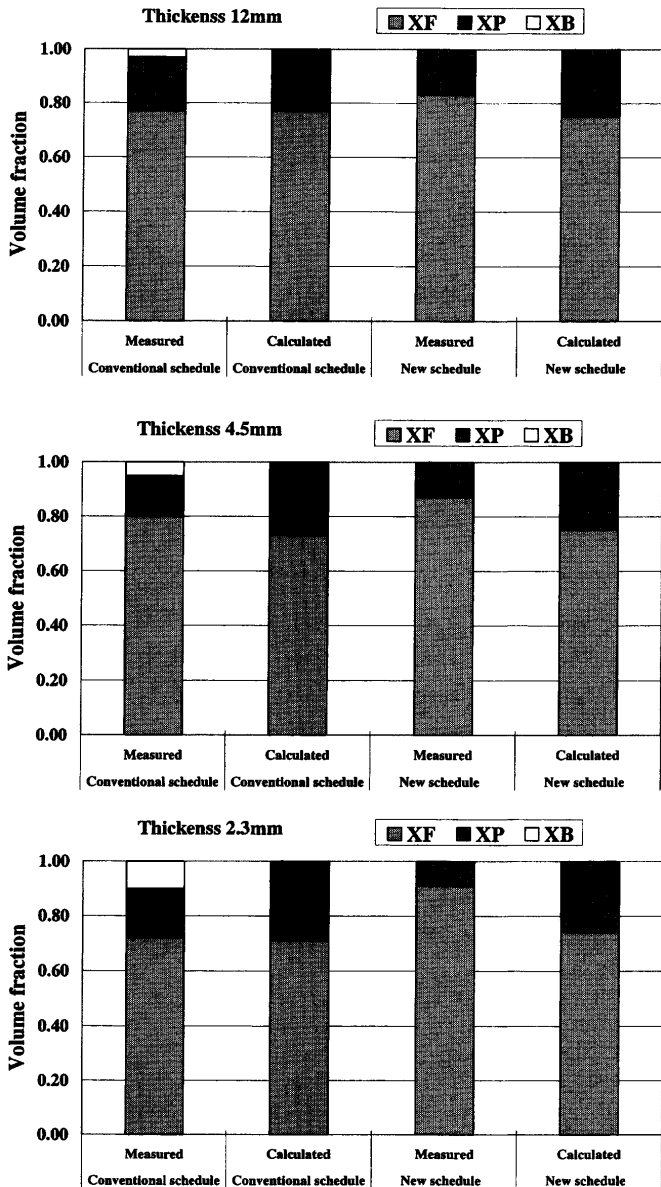


Fig. 8. Comparison between the calculated and measured volume fractions of the conventional and new schedules.

回帰式の形で表すと次式 (17) の通りになる。

$$D_F = -1.2 \times 10^{-10} \rho + 9.8 \pm 1.4 \quad (r=0.82) \dots\dots\dots(17)$$

ただし  $D_F$  はフェライト粒径 ( $\mu\text{m}$ ),  $\rho$  は最終スタンド出口での転位密度 ( $\text{cm}/\text{cm}^3$ ),  $r$  は相関係数である。フェライト粒径を細粒化するには、フェライト変態開始時点での転位密度が大きくなる圧延スケジュールを検討すればよく、その場合のフェライト粒径は簡便式 (17) にて表すことができる。例えばフェライト粒径を1ミクロン程度とするためには、 $\rho = 0.6 \times 10^{11} (\text{cm}/\text{cm}^3)$  以上の残留転位密度が必要である。またこの関係式は圧延プロセスによらない形で整理されているので、他の熱間連続圧延である棒線材圧延や形鋼圧延にも近似的に適用できると考えられる。

細粒鋼の製造には、フェライト変態開始時点での転位密度が大きくなる圧延スケジュール、つまり仕上圧延にお

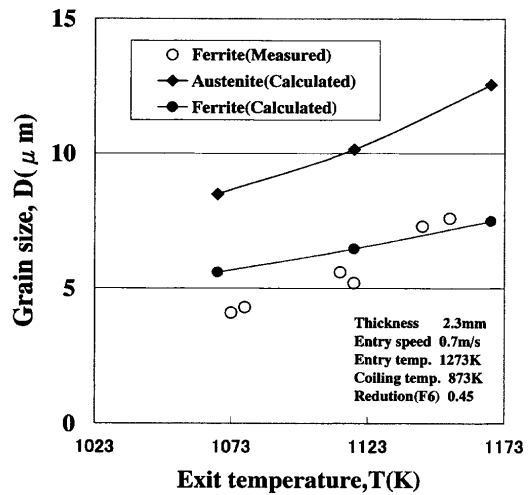


Fig. 9. Effect of exit temperature on grain size.

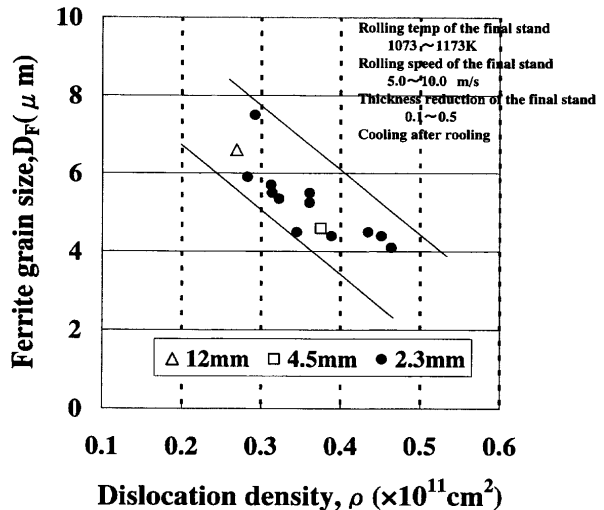


Fig. 10. Relationship between ferrite grain size and dislocation density after the final stand.

る低温連続強圧下が必要である。しかしながら圧延速度を大幅に増加した場合、加工発熱が大きくなるので強圧下連続圧延を低温状態で行うことは難しい。加えて強圧下圧延にはミルパワーの制約がある。以後、これらの制約を考慮することなく理想的な条件のもとで、フェライト粒径に及ぼす圧延条件の影響をシュミレートした結果を示す。Fig.11に圧延速度の影響を仕上板厚 2.3mm について、Fig.12に最終スタンドの圧下率の影響を仕上板厚 12mm について、Fig.13に巻取り温度の影響を仕上板厚 4.5mm について示す。なおこれらの解析結果は、すべてスタンド間水冷、直後冷却 on の条件についてのものである。

これらの結果から、熱間連続圧延による細粒鋼の製造には、最終スタンドの圧下率、圧延速度、仕上温度の順で影響が小さくなる。最終スタンドの強圧下は、先に述べた通り、高い残留転位密度を介してフェライト粒径に影響する。ただし 50% 以上の最終スタンド圧下率では、圧下率増加によるフェライト粒微細化への影響が小さくなる。これは本熱間圧延機ではスタンド間水冷、仕上圧延直後冷却を

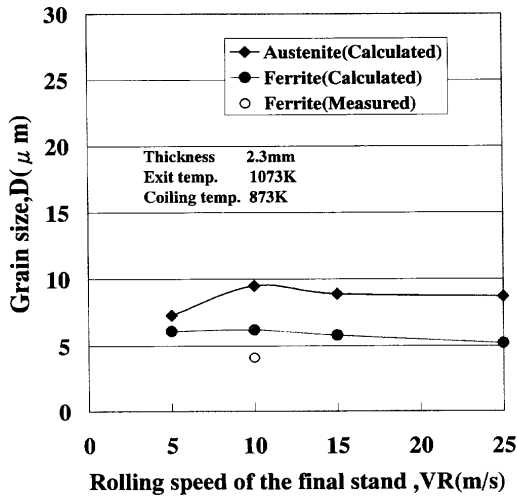


Fig. 11. Effect of rolling speed of the final stand on grain size.

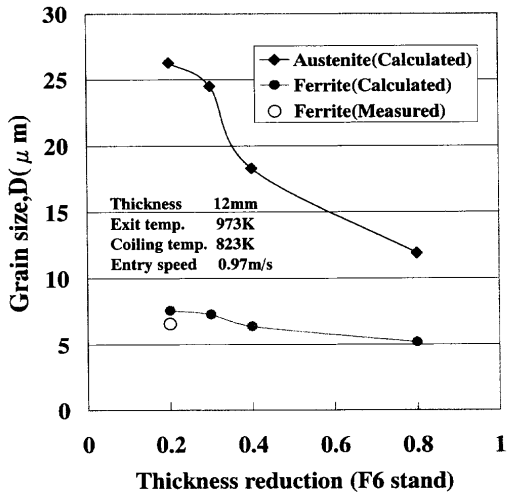


Fig. 12. Effect of thickness reduction of the final stand on grain size.

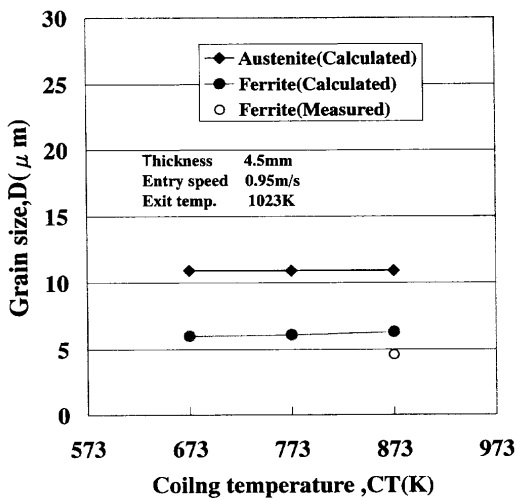


Fig. 13. Effect of coiling temperature on grain size.

on とした場合でも、強圧下高速連続圧延を行うために加工発熱量が上昇し、結果として温度上昇により粒成長が促進されることと関係があるものと思われる。

#### 4. まとめ

(1) 圧延負荷・内部組織を連成しつつ、短時間(0.1秒以内)で解析できる統合理論解析手法を新たに提案した。本解析手法は、転位密度を材料内部状態を表す変数としており、仕上圧延からランアウトテーブルまで一貫した解析が可能である。そのため圧延負荷とフェライト粒径、各組織分率を相応の精度で同時に予測することができる。

(2) 細粒鋼薄板(仕上板厚2.3mm, 4.5mm)・厚板(仕上板厚12mm)の圧延負荷・内部組織の理論解析を実施した。熱間強圧下連続圧延による細粒鋼製造は、トルク限界内での低温強圧下が必要である。そのため本解析により細粒鋼製造条件を検討し、最適な圧下率配分、圧延速度、仕上温度等の設定の指標にすることが可能となった。

(3) 実機圧延で製造したフェライト粒径は、本理論解析手法で計算した残留転位密度と良好な関係があり、今後の細粒鋼製造指針の一つになると思われる。

#### 文 献

- 1) A.Sato: 5th Workshop on the Ultra-Steel, NRIM, Tsukuba, (2001), 31.
- 2) S.Aihara: Proc. of the 4th Symp. on Super Metal, JRCM, Tokyo, (2001), 17.
- 3) T.Senuma, H.Yada, Y.Matsumura, S.Hamauzu and K.Nakajima: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 1392.
- 4) J.Yanagimoto, T.Morimoto, R.Kurahashi and I.Chikushi: *Steel Res.*, **73** (2002), 56.
- 5) E.Orowan: *Proc. Inst. Mech. Eng.*, **150** (1943), 140.
- 6) T.Tamano and S.Yanaimoto: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng.*, **36** (1970), 126.
- 7) Y.Noguchi, K.Aoyagi, M.Ataka, K.Nakajima and T.Kawanami: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **39** (1998), 1113.
- 8) K.Seki, K.Yamada, S.Hamauzu, M.Kiuchi and J.Yanagimoto: *Proc. 1998 Spring Conf. of JSTP*, (1998), 11.
- 9) J.Yanagimoto, K.Karhausen, A.J.Brand and R.Kopp: *Trans. ASME, J. Manufact. Sci. Eng.*, **120** (1998) No. 2, 316.
- 10) J.Yanagimoto and J.Liu: *ISIJ Int.*, **39** (1999), 171.
- 11) J.Yanagimoto, T.Ito and J.Liu: *ISIJ Int.*, **40** (2000), 65.
- 12) J.Liu, A.Yanagida, S.Sugimoto and J.Yanagimoto: *ISIJ Int.*, **41** (2001), 1510.
- 13) M.Umemoto, A.Hiramatsu, A.Moriya, T.Watanabe, S.Nanba, N.Nakajima, G.Anan and Y.Higo: *ISIJ Int.*, **32** (1992), 306.
- 14) H.Yada and T.Senuma: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **27** (1986), 34.
- 15) M.Suehiro, T.Senuma, H.Yada, Y.Matsumura and T.Ariyoshi: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), 1026.
- 16) J.Yanagimoto, A.J.Brand, K.Karhausen and R.Kopp: *Proc. 1995 Spring Conf. of JSTP*, (1995), 327.
- 17) J.Yanagimoto, M.Kiuchi, I.Shibata and Y.Inoue: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **36** (1995), 41.
- 18) J.Yanagimoto, A.Yanagida and S.Sugiyama: *Proc. 51st Joint Conf. of JSTP*, (1999), 431.