

調質圧延における鋼板の不均一塑性変形と 降伏点除去過程のFEMシミュレーション

吉田 総仁*・上森 武*²・金田 佑也*³・山本 茂雄*³・後藤 良孝*³・酒井 岳人*³

FE Simulation of Non-uniform Plastic Deformation of Steel Sheet and Elimination of Yield Point in Temper Rolling

Fusahito YOSHIDA, Takeshi UEMORI, Yuya KANEDA, Shigeo YAMAMOTO, Yoshitaka GOTO and Gakuto SAKAI

Synopsis : Finite element simulations of temper rolling of a steel sheet were performed using a model of elasto-viscoplasticity that describes the yield-point phenomena such as a high upper yield point, the rate-dependent Lüders strain at the yield plateau and the subsequent workhardening. From the simulations of uniaxial tension of temper-rolled sheets, the mechanism of elimination of the yield point by rolling has been clarified. For the purpose of the elimination of the yield point, the roughness of the roll plays an important role. During the temper rolling with rough surface rolls, a number of plastic zones are non-uniformly formed on the surfaces of the sheet, and from these numerous Lüders bands will start to propagate simultaneously. Consequently, macroscopic plastic deformation more likely to occur in the temper-rolled sheet under a comparatively low load without showing the yield point.

Keywords : temper rolling; yield-point phenomena; FEM; constitutive equation.

1. 緒言

焼なましした鋼の単軸引張り試験では、鋭い上降伏点からの降伏降下、並びにそれに引続く降伏段（リューダース帯の伝播による不均一塑性変形）が観察される。このような降伏点現象を示す板の成形では不均一塑性変形が起こり、板表面にストレッチストレインが発生する。調質圧延のひとつの目的は、Fig. 1に模式的に示すように、板材の降伏点を無くすことにより、成形不良であるストレッチストレインの発生を回避することである。ところで、調質圧延においては板内に弾性域と塑性域が共存し、圧延後も不均一塑性変形が残ることが知られている¹⁾。しかし、この不均一塑性変形が圧延中にどのように形成されるのか、さらにこれが圧延後の鋼板の引張り変形挙動、とりわけ上降伏点の消滅にどのように影響を及ぼすのかは明らかでない。本論文では、調質圧延における鋼板の不均一弾塑性変形挙動と降伏点除去の過程について、弾塑性有限要素シミュレーションをもとに検討を行う。

こうした目的のためには、数値シミュレーションでは鋼の降伏点現象を明確に表現できる材料モデルを用いる必要がある。著者らは、転位の急速な増殖と流動応力の強い速度依存性により鋭い上降伏点とその後の降伏段、およびそれに引続く加工硬化を表現できる弾粘塑性構成モデルを提案し²⁾、これを用いたいくつかの不均一塑性変形の有限要素シミュレーション結果を報告している^{3,4)}。本報告では、この構成式をベースにした改良モデルを用いた有限要素シミュレーションにより、材料の持つ上降伏点が調質圧延時の板の不均一挙動とどのように影響しているか、さらに圧延ロールの表面粗さは変形にどのような役割を果たしているかについて主に調査した。また、調質圧延後の板の引張りのシミュレーションを行い、降伏点除去に及ぼす調質圧延の役割について検討を行った。なお、本研究は（社）日本鉄鋼協会・創形創質工学部会研究会「調質圧延ミクロ変形解析」（主査：鎌田征雄教授）の活動のひとつとして広島大学において実施されたものである。

素シミュレーション結果を報告している^{3,4)}。本報告では、この構成式をベースにした改良モデルを用いた有限要素シミュレーションにより、材料の持つ上降伏点が調質圧延時の板の不均一挙動とどのように影響しているか、さらに圧延ロールの表面粗さは変形にどのような役割を果たしているかについて主に調査した。また、調質圧延後の板の引張りのシミュレーションを行い、降伏点除去に及ぼす調質圧延の役割について検討を行った。なお、本研究は（社）日本鉄鋼協会・創形創質工学部会研究会「調質圧延ミクロ変形解析」（主査：鎌田征雄教授）の活動のひとつとして広島大学において実施されたものである。

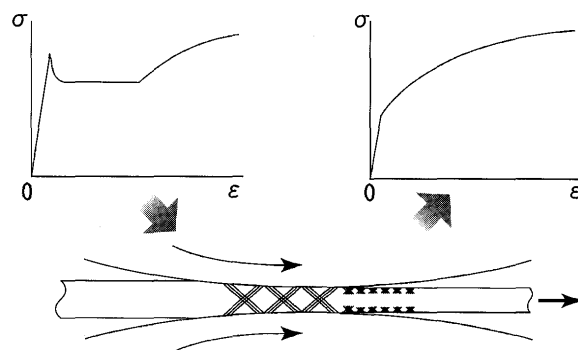


Fig. 1. Elimination of yield point by temper rolling.

平成20年2月13日受付 平成20年4月23日受理 (Received on Feb. 13, 2008; Accepted on Apr. 23, 2008)

* 広島大学大学院工学研究科 (Graduate School of Engineering, Hiroshima University, 1-4-1 Kagamiyama Higashi-Hiroshima 739-8527)

* 2 近畿大学 (Faculty of Engineering, Kinki University)

* 3 広島大学大学院生 (Graduate Student, Hiroshima University)

2. 降伏点現象を記述する構成モデル

本構成式は転位運動のモデルを基礎に提案されている。まずはじめに、単結晶における構成式の枠組みについて考察する。転位速度 v とせん断ひずみ速度と $\dot{\gamma}^p$ の関係はバーガースベクトルの大きさ b と可動転位密度 ρ_m により次式のように与えられる。

$$\dot{\gamma}^p = b\rho_m v \quad \dots\dots\dots (1)$$

転位速度 v は有効分解せん断応力 τ_{eff} に依存し、その代表的な表現は以下になる。

$$v = \left(\frac{\tau_{\text{eff}}}{D_\tau} \right)^n, \quad \tau_{\text{eff}} = \tau - \tau_c \quad \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 D_τ は転位の単位速度を与える有効分解せん断応力の大きさ（抗応力）、 n は応力の速度感受性指数である。有効分解せん断応力 τ_{eff} は、分解せん断応力 τ からそれ以下では転位の運動が生じないというしきい値 τ_c を差し引いたものとして定義される。式(1)、(2)から単結晶における速度依存型の粘塑性構成式として次式が導ける。

$$\dot{\gamma}^p = b\rho_m \left(\frac{\tau_{\text{eff}}}{D_\tau} \right)^n \quad \dots\dots\dots (3)$$

この単結晶構成モデルを参照することにより、多結晶体に対する弾塑性構成式を次のように考える。塑性変形後の材料の降伏条件は次式で表されるとする。

$$f = \frac{3}{2}(\mathbf{s} - \mathbf{a}) : (\mathbf{s} - \mathbf{a}) - (Y_0 + R_y) = 0 \quad \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 $\mathbf{s}$ および $\mathbf{a}$ はそれぞれ偏差応力および偏差背応力、 Y_0 および R はそれぞれ初期降伏応力および等方硬化応力を表している。粘塑性変形は降伏（弾性限界）を超過した応力の作用により生じるとすると、多結晶体についての構成式は、単結晶における式(3)と対応させることで次式のように表すことが出来る（Fig. 2参照）。

$$\begin{aligned} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}} &= \frac{b\rho_m}{M} \left(\frac{\sigma_{\text{eff}}}{D} \right)^n, \quad \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{3(\mathbf{s} - \mathbf{a})}{2\bar{\sigma}} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}, \\ \sigma_{\text{eff}} &= \langle \bar{\sigma} - (Y_0 + R_y) \rangle, \quad \bar{\sigma} = \sqrt{\frac{3}{2}(\mathbf{s} - \mathbf{a}) : (\mathbf{s} - \mathbf{a})} \quad \dots\dots\dots (5) \end{aligned}$$

ここで M はTaylor因子である。なお、山括弧 $\langle x \rangle$ は $x < 0$ で $\langle x \rangle = 0$ 、 $x \geq 0$ で $\langle x \rangle = x$ を表す。

いまFig. 3に模式的に示すように、多結晶体中をリュースバンドが進展する状況を見ると、塑性変形は結晶粒数個程度の幅を持つリュースバンドフロントのみで進行している。リュースバンドが試験片全体を通過す

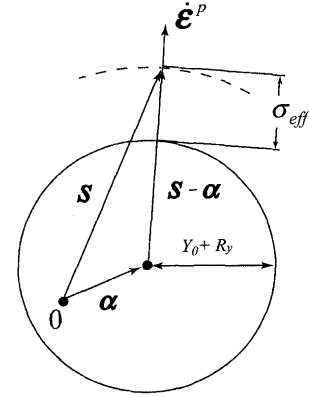


Fig. 2. Overstress model of viscoplasticity.

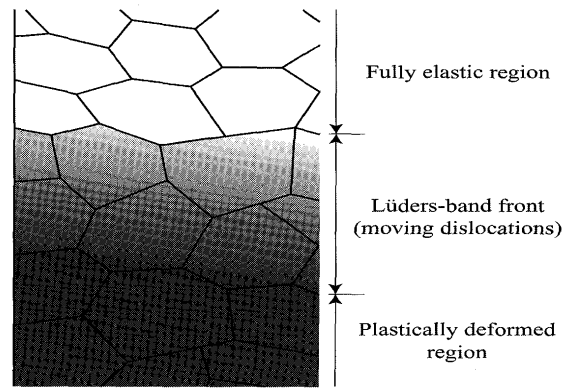


Fig. 3. Schematic illustration of Lüders-band front.

ると、変形は均一となり加工硬化が始まる。すなわち弾塑性変形には(I)リュースバンドフロントでの変形と(II)加工硬化域での変形の二つの異なるモードがあると考えられる。本論文では、これらをそれぞれLBモードWHモードに呼ぶことにし、これら対応する構成式を次のように提案する。

(I) LBモード：降伏曲面の等方硬化・移動硬化がないとして、

$$\begin{aligned} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{LB} &= \frac{b\rho_m}{M} \left(\frac{\sigma_{\text{eff}}}{D_{LB}} \right)^n, \quad \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{3\mathbf{s}}{2\bar{\sigma}_{LB}} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{LB}, \\ \sigma_{\text{eff}} &= \langle \bar{\sigma}_{LB} - Y_0 \rangle, \quad \bar{\sigma}_{LB} = \sqrt{\frac{3}{2}\mathbf{s} : \mathbf{s}} \quad \dots\dots\dots (6) \end{aligned}$$

(II) WHモード：等方硬化・移動硬化を考慮して、

$$\begin{aligned} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{WH} &= \frac{b\rho_m}{M} \left(\frac{\sigma_{\text{eff}}}{D_{WH}} \right)^n, \quad \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}^p = \frac{3(\mathbf{s} - \mathbf{a})}{2\bar{\sigma}} \dot{\boldsymbol{\varepsilon}}_{WH}, \\ \sigma_{\text{eff}} &= \langle \bar{\sigma}_{WH} - (Y_0 + R_y) \rangle, \quad \bar{\sigma}_{WH} = \sqrt{\frac{3}{2}(\mathbf{s} - \mathbf{a}) : (\mathbf{s} - \mathbf{a})} \quad \dots\dots\dots (7) \end{aligned}$$

ここで、 $D_{LB} \geq D_{WH}$ である。一定ひずみ速度の単軸引張り

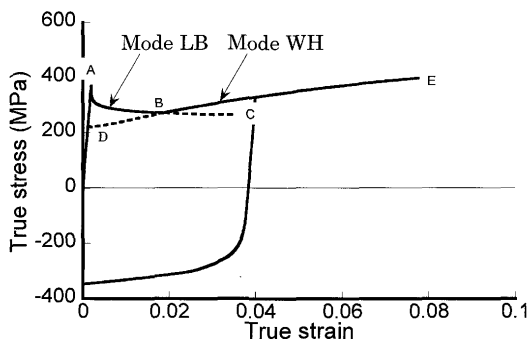


Fig. 4. Stress-strain responses for modes LB and WH.

において式(6)と式(7)で計算される応力-ひずみ応答は Fig. 4に模式的に示ようになる。式(6)では鋭い上昇伏点Aとその後の連続的応力降下A→B→Cが計算される。一方、式(7)で計算される流動応力は、 $D_{LB} > D_{WH}$ としているため上昇伏点Dおよびひずみの小さい領域(D~B)では式(6)で計算されるものより小さく、塑性ひずみが大きな領域(B~E)では移動・等方硬化の発展のため式(6)のものより大きくなる。したがって、A→BまでをLBモードとして式(6)で計算し、B→EをWHモードとして式(7)で計算するような自動的なモード選択が応力解析中に必要となる。応力解析アルゴリズムとして静的陽解法(時刻*t*における応力 $\sigma_{(t)}$ が既知としてこのときの塑性ひずみ増分 $\Delta \epsilon_{(t)}^p = \dot{\epsilon}_{(t)}^p \Delta t$ を計算する)を前提とすると、現状態がLBモードかWHモードか(式(6)と(7)のどちらを使うか)の判別は次のように行なうことができる。すなわち、現時刻の応力 $\sigma_{(t)}$ に対して、式(6)、(7)より $\dot{\epsilon}_{LB}$ と $\dot{\epsilon}_{WH}$ を計算し、その両者を比較して、

$$\dot{\epsilon}_{LB} < \dot{\epsilon}_{WH} \text{ のとき LB モード} \dots\dots\dots (8a)$$

$$\dot{\epsilon}_{LB} \geq \dot{\epsilon}_{WH} \text{ のとき WH モード} \dots\dots\dots (8b)$$

と考えることができる。以上に述べたLBとWHモードに対応して別個の構成式を用いる提案は、先報²⁾のモデルを改良した新しいものである。なお、等方硬化則と移動硬化則(等方硬化応力*R*と背応力 α の発展式)については先報²⁾と基本的に同じであるので、それを参照されたい。

降伏点現象は塑性ひずみ増大に伴う可動転位密度 ρ_m の急激な増加の結果として表現されるが、これは以下の式で与える。

$$\rho_t = \rho_0 + C \bar{\epsilon}^a \dots\dots\dots (9a)$$

$$\rho_m = f_m \rho_v, f_m = f_{m0} + (f_{ma} - f_{m0}) \{1 - \exp(-\lambda \bar{\epsilon})\} \dots\dots\dots (9b)$$

ここで、 $\bar{\epsilon}$ は相当塑性ひずみ、 ρ_t は全転位密度で ρ_0 はその初期値、 f_m は可動転位率で f_0 はその初期値、 C , a , λ は材料定数である。式(9a)は全転位密度が塑性ひずみに伴い増加することを記述する式で、従来から多くの実験データがこの式にもとづき整理されている⁵⁻⁷⁾。式(9b)は、コット

Table 1. Material parameters used in the FE simulation.

(I) Dislocation multiplication	
$b = 2.5 \times 10^{-7} \text{ mm}$, $\rho_0 = 1.0 \times 10^4 \text{ mm}^{-2}$, $C = 3.0 \times 10^8 \text{ mm}^{-2}$, $a = 1.0$, $f_0 = 1.0 \times 10^{-5}$, $f_a = 0.1$, $\lambda = 10.0$	
(II) Elastic constants	
Young's modulus = 190 GPa, Poisson's ratio = 0.3	
(III) Plasticity parameters	
$D_{LB} = 210 \text{ MPa}$, $D_{WH} = 90 \text{ MPa}$, $n = 20$, $M = 2.76$	

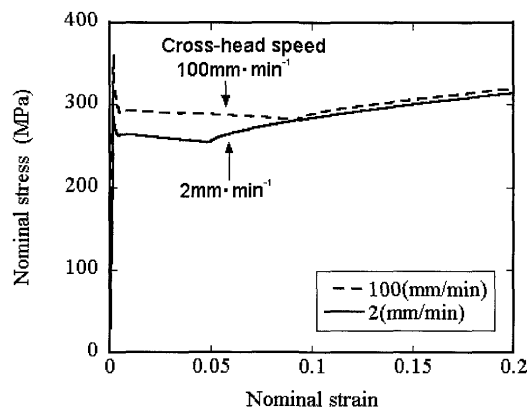


Fig. 5. FE simulation of nominal stress vs. nominal strain in uniaxial tension.

レル雰囲気からの転位の解放機構により可動転位密度が急速に増加することを表現するもので、変形前では $f_m = f_{m0}$ で、塑性ひずみが増大するにつれて $f_m \rightarrow f_{m0}$ となるとしている。焼なましされた鋼ではほとんどの転位が固着された状態にあることを考えれば f_{m0} は極めて小さな値を仮定できる。計算に用いた材料定数はTable 1に記載してある。

3. 弾塑性応力-ひずみ挙動のシミュレーション

ここで対象とする材料は、日本鉄鋼協会「調質圧延マイクロ変形解析研究会」の共通実験材料である0.08C低炭素鋼の焼なまし材である。Fig. 5にチャック間距離100 mm、平行部50 mmの試験片をそれぞれ100 mm·min⁻¹, 2 mm·min⁻¹で引張ったときの公称応力と公称ひずみの関係のFEMシミュレーション結果を示す。本構成モデルを用いることにより、鋭い降伏点、降伏伸び、さらに変形抵抗のひずみ速度依存性が表現できることがわかる。この応力-ひずみ挙動は鑑田ら⁸⁾の実験結果をよく再現している。なお、Fig. 6には均一な応力・ひずみ場でひずみ速度 $\dot{\epsilon} = 6.7 \times 10^{-4}$, 3.3×10^{-2} (Fig. 5に示すケースの公称ひずみ速度に対応)でこの材料要素を引張った場合の応力-ひずみ関係を示す。Fig. 5とFig. 6を比べると、リューダース帯の伝播による不均一塑性変形の結果である公称応力と公称ひずみの関係と各材料要素の応力-ひずみ関係は同じではないことがわかる。

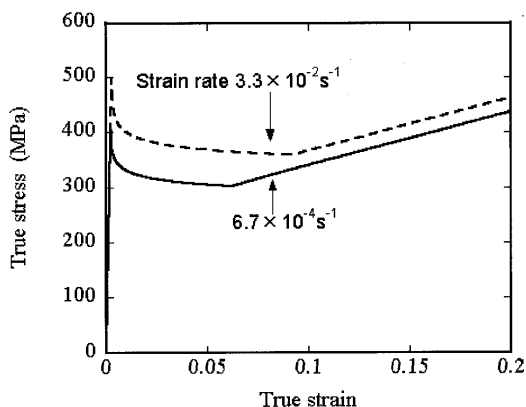


Fig. 6. Stress-strain responses in a material element.

4. 調質圧延の数値シミュレーション

4.1 解析の概要

調質圧延のシミュレーションでは平面ひずみ状態を仮定し、圧延解析は板中央面に対して対称性のあるものとして取扱った。解析に用いた板材の有限要素モデル（板の1/2モデル）をFig. 7に示すが、これは板厚方向を1/2板厚の0.3 (mm)、長手方向3.6 (mm)について解析を行った。要素は四角形四節点アイソパラメトリック要素を用い、要素分割は10（板厚方向）×120（長手方向）=1200要素（総節点数1331）とした。なお、要素分割15×180=2700要素のケースも計算してみたが、結果は1200要素の場合とほとんど同じであったので、計算時間の考慮から1200要素のモデルを採用することとした。

ロールは滑らかな表面を持つものと表面粗さを有するものの（それぞれFig. 8(a), (b)に示す模式図を参照）について、これらを剛体として計算を行った。表面粗さのあるモデルではロール表面に微小円弧の凸部を配置することによりこれを表現した。なお、ロール表面粗さは平均表面粗さ $R_a=0.1, 3.5 \mu\text{m}$ に対応した次の4ケース：(1) $R_a=0.1 \mu\text{m}$ （突起部半径／ピッチ／高さ $=2.0/0.381/5.58 \times 10^{-4} \text{ mm}$ ， $2.0/0.762/9.27 \times 10^{-4} \text{ mm}$ ）， $R_a=3.5 \mu\text{m}$ （突起部半径／ピッチ／高さ $=2.0/0.381/6.30 \times 10^{-2} \text{ mm}$ ， $2.0/0.762/1.00 \times 10^{-2} \text{ mm}$ ）について計算した。ロールの直径は130 mm，ロールの周速度 $4.2 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ とした。また、摩擦係数を0.2とし、鏝田⁹⁾の圧延理論に習い、クーロン摩擦（すべり）領域と固着領域を判別しながら計算をすすめた。材料がロールに安定的に咬み込まれるように、初めの2つの接触点では常に固着状態であるという境界条件を与えた。最後の節点においても同様の理由により常に固着状態の境界条件を与えた。圧下率は通常の実験と同様に圧延後の板伸びから塑性体積一定条件により算出したものを指標として用いた。すなわち、板の長手方向および厚さ方向の圧延後の残留ひずみをそれぞれ $\varepsilon_l, \varepsilon_t$ とおけば、平面ひずみ状態（板の幅方向ひずみ $\varepsilon_w=0$ ）を仮定すると、塑性体積一定条件から $\varepsilon_l +$

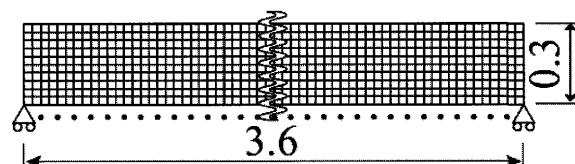
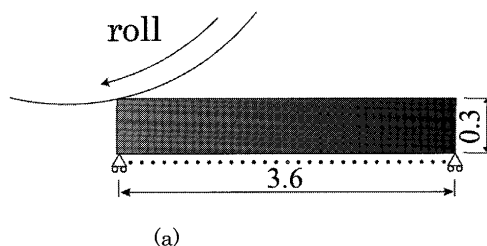
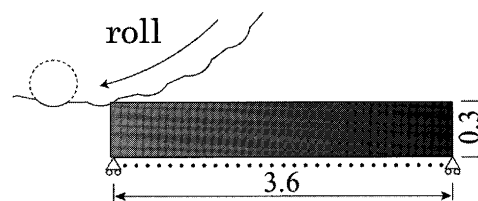


Fig. 7. FE mesh model for temper-rolling simulation.



(a)



(b)

Fig. 8. Schematic illustrations of roll models: (a) smooth surface; (b) rough surface.

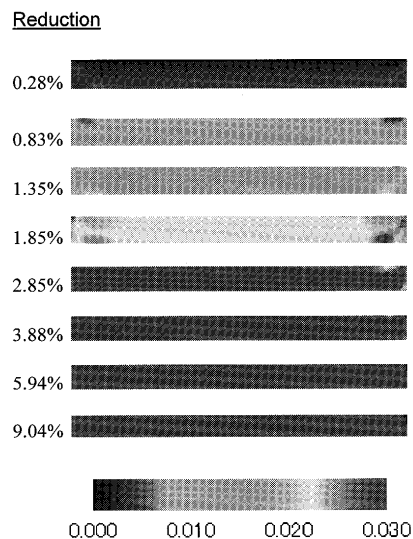


Fig. 9. Equivalent plastic strain distribution in a steel sheet subjected to smooth-surface rolling.

$\varepsilon_t=0$ であるから、圧下率 $=|\varepsilon_l|=\varepsilon_l$ として算出する。

4.2 計算結果および考察

Fig. 9に平滑ロールによる圧延後の板中の相当塑性ひずみ分布を示す。これより平滑ロールを用いた場合には板の長手方向および厚さ方向における塑性ひずみ分布の不均一性はほとんどみられない。ただし、このことは材料モデルにも依存し、降伏点が極めて鋭い材料（例えば上降伏応力が下降伏応力の2倍程度にもなる場合）では平滑ロールを

用いた場合でも目立った不均一変形がシミュレーションで現れることを確認している¹⁰⁾。

一方、ロール表面に粗さを持たせた場合のシミュレーション結果をFig.10(a), (b)に示す。ここで、Fig.10(a)は表面粗さ $Ra=0.1\ \mu\text{m}$ 、Fig.10(b)は $Ra=3.5\ \mu\text{m}$ の場合である。これらの結果で特筆すべきことは、表面粗さ $Ra=0.1\ \mu\text{m}$ と

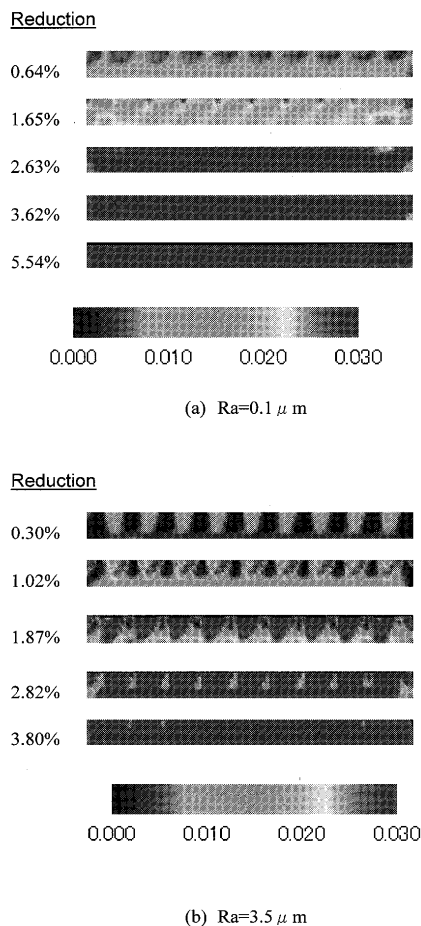


Fig. 10. Equivalent plastic strain distribution in a steel sheet subjected to rough-surface rolling. (a) $Ra=0.1\ \mu\text{m}$; (b) $Ra=3.5\ \mu\text{m}$.

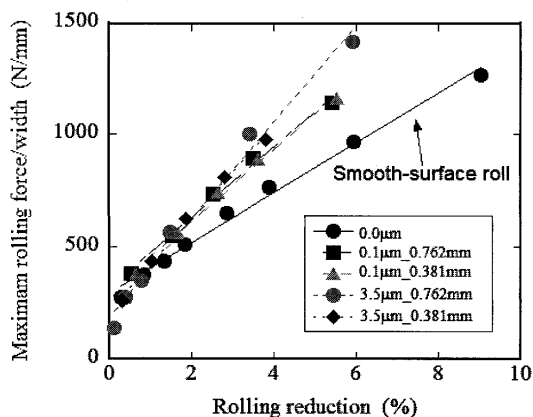


Fig. 11. Calculated rolling forces. For example, $3.5\ \mu\text{m}_0.381\text{mm}$ indicates that the roll-surface roughness is $Ra=3.5\ \mu\text{m}$, where in the roll model (see Fig. 8) protuberances are periodically placed on the surface at intervals of 0.381mm .

いう極めて微小なロールの表面凹凸でも、ロール表面の突起の押し込みにより板に明瞭な不均一塑性変形が生じるという事実である。また、 $Ra=3.5\ \mu\text{m}$ の場合には板表面に凹凸の転写がみられ、ダルロールによる調質圧延の様子を再現している。

ここで、圧延荷重について検討してみる。Fig.11は計算より得られた圧延荷重を示す。図中に記入してある数字、例えば $3.5\ \mu\text{m}_0.381\text{mm}$ は $Ra=3.5\ \mu\text{m}$ に対応する突起がロール表面に 0.381mm ピッチで存在している場合の計算結果を意味している。これより、いずれの条件でも最大圧延荷重は圧下率に対して線形的に増加しており、ロール表面が滑らかなほど圧延荷重が小さくなることがわかる。このような結果は鎌田ら⁸⁾の実験結果と同じ傾向を示しており、また定量的にも計算結果は実験結果にほぼ一致している。

5. 調質圧延による板の降伏点除去過程のシミュレーション

調質圧延を材料に施す重要な目的のひとつとしてプレス成形時にストレッチャーストレインが発生する原因となる降伏点（および降伏伸び）の除去がある。そこで、Fig.12に模式的に示すように、調質圧延を受けた板材の単軸引張りのFEMシミュレーションを行った。この結果をもとに、降伏点除去に及ぼす圧延条件の影響を、とりわけ圧下率およびロール表面粗さの影響について検討した。

Fig.13(a), (b)は、平滑ロールによって種々の圧下率で調質圧延を受けた板材の単軸引張りにおける解析結果である。Fig.13(a)には単軸引張りにおける公称応力-公称ひずみ曲線をそれぞれの圧下率について示す。比較のために未圧延材（圧下率0%）の応力-ひずみ曲線も同時に示している。なお、応力-ひずみ曲線が重なって見えにくくなるのを避けるため、圧下率が大きくなるごとに公称ひずみを 0.02 ずつずらして表記している。調質圧延を受けていない材料の単軸引張り解析では上降伏点が約 350MPa であるが、調質圧延をうけたモデルの単軸引張り解析では圧下率が大きくなればなるほど上降伏点は小さくなった。また、圧下率 3.36% で調質圧延された材料の単軸引張り解析では

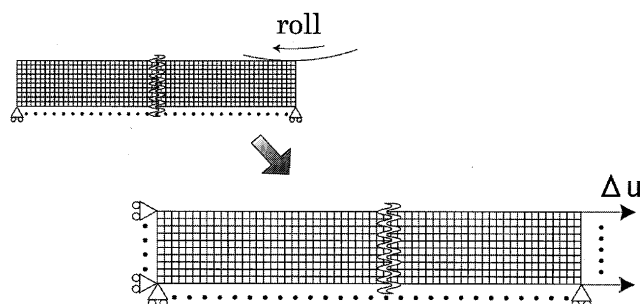


Fig. 12. Schematic illustration of FE simulation of uniaxial tension of a temper-rolled sheet metal.

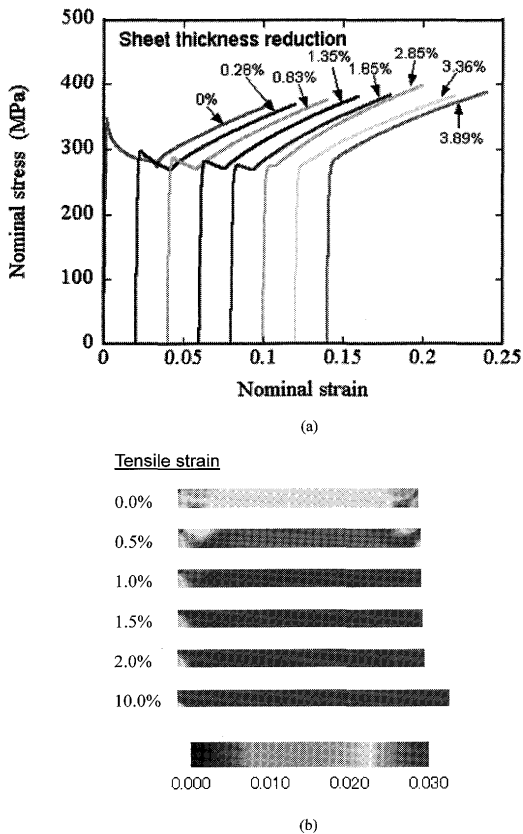


Fig. 13. FE simulation of uniaxial tension of a temper-rolled steel sheet (smooth-surface roll). (a) Nominal stress-strain curves in uniaxial tension for several cases of sheet thickness reductions; (b) equivalent plastic strain distribution in a steel sheet at each tensile step for the case of 1.85% reduction.

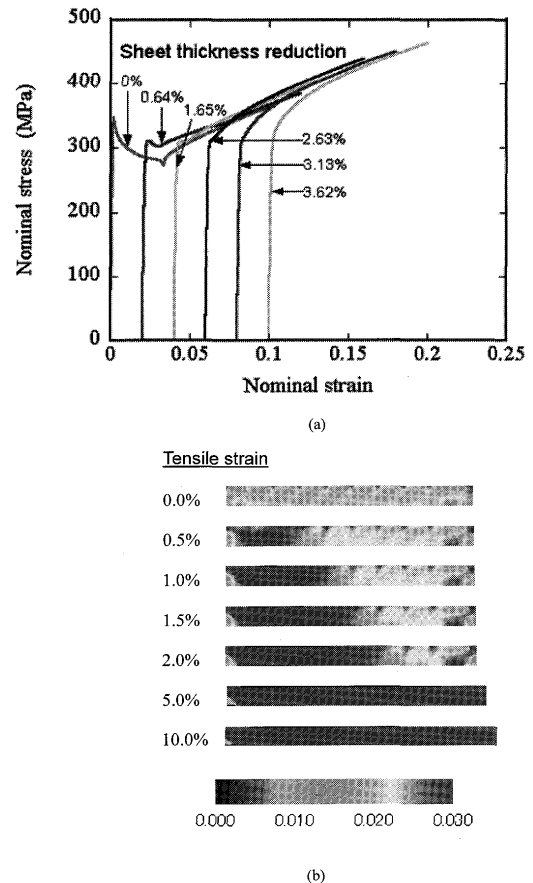


Fig. 14. FE simulation of uniaxial tension of a temper-rolled steel sheet (rough-surface roll of $R_a=0.1 \mu\text{m}$). (a) Nominal stress-strain curves in uniaxial tension for several cases of sheet thickness reductions; (b) equivalent plastic strain distribution in a steel sheet at each tensile step for the case of 1.65% reduction.

マクロ的な降伏点および降伏伸びが除去されている。また、Fig.13(b)には、圧下率1.85%の場合について、各引張りひずみの段階における板中の相当塑性ひずみ分布を示す。平滑ロールで調質圧延を受けた材料はその時点でほぼ均一な塑性ひずみ分布が生じており、その後の単軸引張りにおいてもほぼ様な変形をしていることが確認できた。

Fig.14(a), (b)は、表面粗さ $R_a=0.1 \mu\text{m}$ のロールによって種々の圧下率で調質圧延を受けた板材の単軸引張りの解析結果である。圧下率2.63%で調質圧延された材料モデルの単軸引張り解析ではマクロ的な降伏点および降伏伸びがほぼ除去されている。また、Fig.14(b)には、圧下率1.65%の場合について、各引張りひずみの段階における板中の相当塑性ひずみ分布を示す。この場合には、ロール表面のわずかな突起による不均一変形が引張ることにより均一なひずみ分布となっていく様子がわかる。

Fig.15(a), (b)は、表面粗さ $R_a=3.5 \mu\text{m}$ のロールによって種々の圧下率で調質圧延を受けた板材の単軸引張りの解析結果である。圧下率1.87%で調質圧延された材料モデルの単軸引張り解析ではマクロ的な降伏点および降伏伸びがほぼ除去されている。すなわち、降伏伸びひずみ以下の圧下率でも降伏点および降伏伸びは除去できることがわかる。

Fig.15(b)には、圧下率1.87%の場合について、各引張りひずみの段階における板中の相当塑性ひずみ分布を示す。この場合には、粗いロールの調質圧延によって生じた塑性ひずみ集中部が起点となり、引張りによりひずみが伝播・連結してゆく様子がはっきりとわかる。これらの結果を総合すると、降伏点および降伏伸びの除去のためには粗いロールを用いたほうが効果が大きいといえる。

6. 結言

材料の鋭い降伏点および降伏伸びを表現できる弾粘塑性構成式を用いて調質圧延とそれによる降伏点（および降伏伸び）の除去過程のFEMシミュレーションを行った。得られた主な結果は以下のとおりである。

(1) 調質圧延によって生じる板の不均一塑性変形の形成にはロールの表面粗さが大きく影響している。このシミュレーションでは、ダルロールに対応した表面粗さ $R_a=3.5 \mu\text{m}$ のロールを用いた場合には板表面へのロール凹凸の転写も再現された。

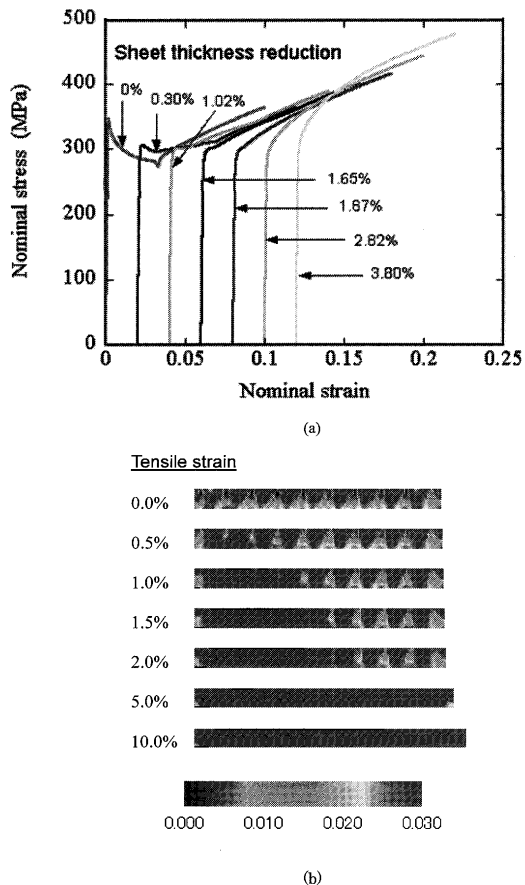


Fig. 15. FE simulation of uniaxial tension of a temper-rolled steel sheet (rough-surface roll of $R_a=3.5 \mu\text{m}$). (a) Nominal stress-strain curves in uniaxial tension for several cases of sheet thickness reductions; (b) equivalent plastic strain distribution in a steel sheet at each tensile step for the case of 1.87% reduction.

(2) 最大圧延荷重は圧下率に対して線形的に増加する。ロール表面が滑らかなほど圧延荷重が小さくなる。こうした傾向もふくめ、圧延荷重の計算結果は定量的にも実験結果にほぼ一致した。

(3) 降伏点（および降伏伸び）の除去のためには粗いロールを用いたほうが効果が大きい。これは、粗いロールによって調質圧延時に板表面に形成された不均一塑性変形が起点となり、引張り（あるいは一般のプレス成形）において均一な変形が起こりやすくなるためである。

本研究にたいして、(社)日本鉄鋼協会・創形創質工学部会研究会「調質圧延ミクロ変形解析」の主査および委員の皆様からは多くのご助言をいただいた。ここに記し深く感謝いたします。

文 献

- 1) B.B.Hundy: *J. Iron Steel Inst.*, **178** (1954), 127.
- 2) F.Yoshida: *Int. J. Plast.*, **16** (2000), 359.
- 3) H.B.Sun, F.Yoshida, X.Ma, T.Kamei and M.Ohmori: *Mater. Lett.*, **57** (2003), 3206.
- 4) H.B.Sun, Y.Kaneda, F. M.Ohmori and F.Yoshida: *Mater. Trans.*, **47** (2006), 96.
- 5) G.T.Hahn: *Acta Metall.*, **10** (1962), 1273.
- 6) S.Kohda: *Introduction to Metal Physics*, 2nd ed., Corona Publishing Inc., Tokyo, (1973)
- 7) D.Hull and D.J.Bacon: *Introduction to Dislocations*, 3rd ed., Pergamon Press, (1984).
- 8) I.Yarita and M.Itoh: *CAMP-ISIJ*, **19** (2006), 982.
- 9) I.Yarita, H.Kano and T.Iguchi: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **37** (1996), 1118.
- 10) Y.Kaneda, S.Yamamoto and F.Yoshida: *Proc. of 55th JSTP Meeting on Technology of Plasticity*, (2004), 163.