

実機溝ロール圧延機による超微細粒組織棒鋼の創成

井上 忠信*・鳥塚 史郎*²・村松 栄次郎*²・長井 寿*³

Ultrafine-grained Steel Bars Fabricated Using Commercial Caliber-rolling

Tadanobu INOUE, Shiro TORIZUKA, Eijiro MURAMATSU and Kotobu NAGAI

Synopsis : A caliber-rolling process with new type groove characterized by multidirectional deformation was proposed to fabricate ultrafine-grained (UFG) steel bars efficiently. To impose a large strain into center of cross-section, the groove configuration of foval (flat-like-oval) type was designed. Three-dimensional finite element simulation (FE simulation) was utilized for this purpose, and the caliber-rolling process of square/foval pass was investigated from the viewpoints of a large strain accumulation and cross-sectional shape variation in a bar. The UFG steel bars were fabricated by using the commercial caliber-rolling with the grooves designed from FE simulation. The cross-sectional shape predicted from FE simulation was in excellent agreement with the shape of the rolled bars. The strain imposed in the rolled bars has a distribution with maximum at the center. The giant strain of 5.2 is accumulative in center regardless of reduction in area of 79%. The good correlation between the strain imposed and the hardness of the rolled bars was confirmed.

Key words : caliber rolling; finite element simulation; ultrafine-grained structure; plastic strain.

1. 緒言

超微細結晶粒を有する金属組織を創製することにより、調質部材への代替や幅広いニーズに対応した高性能部材への適用などが期待されている。また、結晶粒を自在に制御するプロセス技術の開発は、同時に合金元素を利用しないことに繋がり、21世紀における人類の共通課題である資源循環型社会へ、重要な役割を担うことも期待される^{1,2)}。鉄鋼材料の組織微細化に寄与する因子は幾つかあるが、それらの中で相当塑性ひずみ（以後、特に断らない限りひずみと呼ぶ）と温度が重要因子であることが、多くの研究結果³⁻¹²⁾から理解できる。特に、変態を利用せず、1 μ m以下の超微細粒組織を創製できるフェライト(α)相の温間域加工では、1.0を超えたひずみを導入して始めて、粒径が大角粒界に囲まれた超微細等軸粒が現れることが報告されている¹³⁾。工業的な視点から見れば、このような超微細組織を創製するためのプロセスパラメータの決定と十分な大きさの素形材を得る方法が必要となる。パラメータの決定においては、既に基礎研究結果から推測可能となっているが、素形材を得る方法においては、大ひずみの広範囲導入が一つのネックとなって、未だ十分とは言えない。今後、超微細粒鋼が構造部材や部品などに適用されるためには、加工プロセスからアプローチした研究が必要である¹⁴⁾。

低炭素鋼の組織微細化において、ひずみ、ひずみ速度、加工温度と α 粒径、硬さの定量的関係が実験的に得られ

ている。これらの結果では、 α 粒径は、温度、ひずみ速度に依存したZ因子によって決定され、高Zほど粒径は微細となり、硬度は上昇する。しかし、高Zなほど、大きなひずみが必要となる¹¹⁾。よって、これらの実験室成果に基づき、数値シミュレーションによって、蓄積ひずみを精度良く解析できれば、実機レベルへ直接展開しても、超微細 α 粒組織を定量的に予測できる¹⁵⁾。

さて、溝ロール圧延は2方向から非同時に加工したプロセス（多方向非同時加工^{6,16)}）であり、微細組織創成に適した加工手段である^{5-10,16,17)}。大森や鳥塚らは、多方向非同時加工の有用性に着目し、ダイヤモンド・オーバル・スクエア孔型を含む溝ロール圧延から、減面率に対する微細粒組織や力学的性質の変化を検討した⁵⁻⁷⁾。しかし、既存の孔型は、あくまでも形状制御を前提としたものであり、材質制御に特段の関心は払われていない。昨今、制御圧延¹⁸⁾や制御鍛造¹⁹⁾技術のように、材質と形状を同時に予測制御した形質制御^{15,20)}の視点からの研究アプローチが期待されている。特に、数値シミュレーションによって孔型を設計し、実証することができれば、今後の新しいプロセス技術の考案、検証のモデルケースとしての展開も期待できる。

そこで本論文では、Fig. 1に示した形質同時制御のコンセプトに従い、実機溝ロール圧延による効率的な超微細粒棒鋼の創成を試みた。過去の研究では、小型試験片を用いた基礎研究成果（Fig. 1のA部分に相当）を参考に、スク

平成19年10月17日受付 平成19年12月28日受理 (Received on Oct. 17, 2007; Accepted on Dec. 28, 2007)

* 物質・材料研究機構材料ラボ (Innovative Materials Engineering Laboratory, National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen Tsukuba 305-0047)

*2 物質・材料研究機構材料信頼性センター (Materials Reliability Center, National Institute for Materials Science)

*3 物質・材料研究機構 (National Institute for Materials Science)

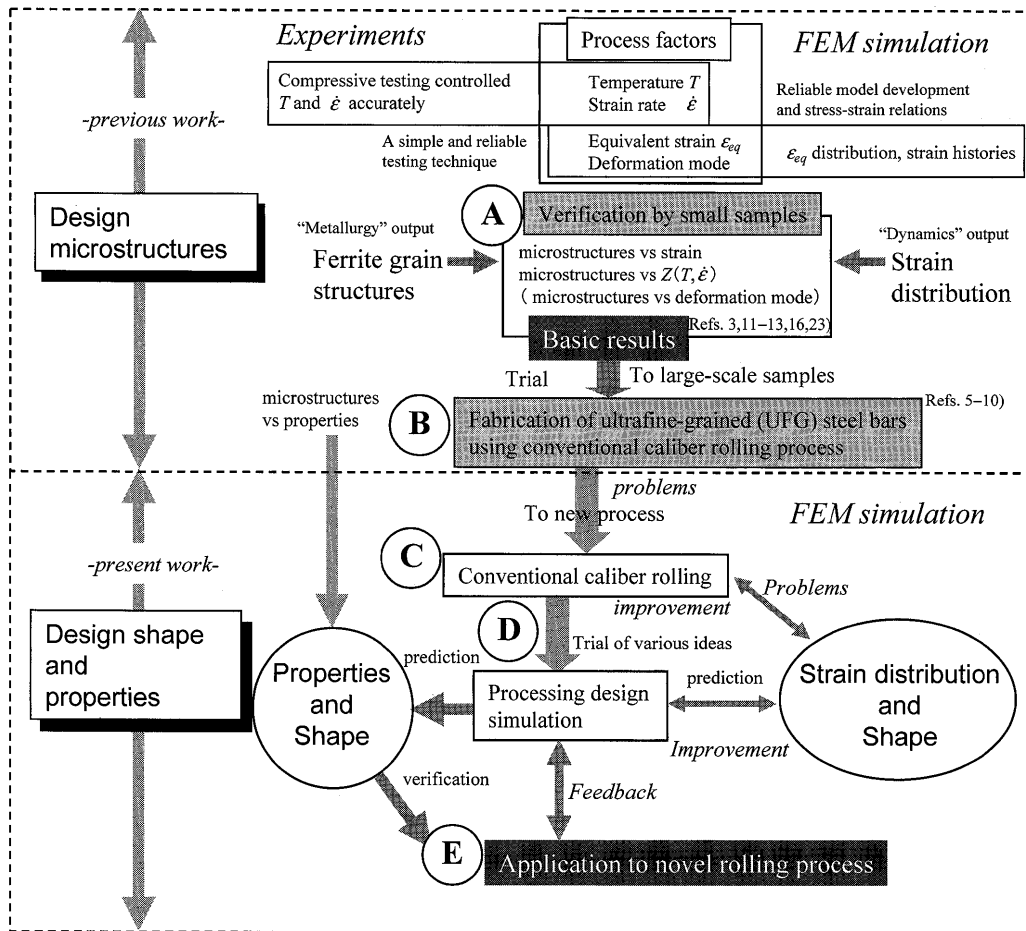


Fig. 1. Concept of present work based on the shape and properties design.

エア孔型を有したラボレベルあるいは実機レベルの溝ロール圧延機で超微細粒組織棒鋼の創成 (Fig. 1のB部分) が行われた。その中で適用されたスクエア孔型 (Fig. 2(a)参照) による溝ロール圧延の問題点を, 形質制御の観点から明確にし (Fig. 1のC部分), これらを改善する孔型方案を, まず数値解析 (仮想実験) によって最適化を検討した (Fig. 1のD部分)。次に, 新孔型を有した溝ロールによって圧延 (Fig. 1のE部分) を行い, 断面形状, 組織, 硬さの変化を調べ, 方案の妥当性を検証した。

2. 実験方法

2.1 数値解析による仮想実験

解析は, 陽解法による3次元有限要素法解析コードABAQUS/Explicit ver6.3-5によって行い, 1/1モデルで仮想実験を行った。 x 方向, y 方向, z 方向には, それぞれ被加工材の長手方向, 圧下方向, 幅方向をとった。各要素は, 8節点ソリッド要素を適用し, 孔型ロールは剛体要素とした。要素数, 節点数は, それぞれ22880, 25215である。ロール径と圧延速度は, 全て2.2で示す実機による試作と同じ条件で解析した。供試材の応力-ひずみ曲線は, 温度, ひずみ速度依存性を含めて円柱圧縮試験で得た。また,

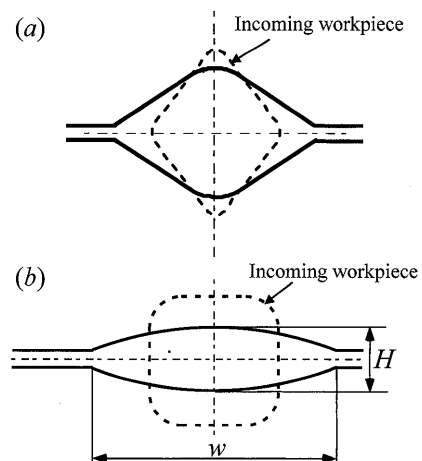


Fig. 2. Relation between the incoming workpiece and the geometry of groove roll. (a) Square (or diamond)/square (or diamond) pass and (b) square/foval (flat-like-oval) pass.

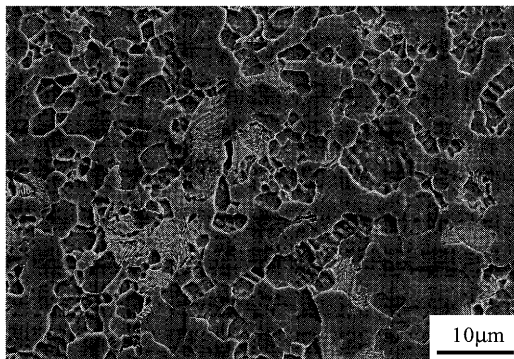
ロールと材料の摩擦条件には, 摩擦係数0.3のクーロン条件を用いた。試験片温度は, 773K一定として行った。

2.2 実機による試作

試作圧延は, 実機溝ロール圧延機で行った。供試材は, SM490相当 (0.15C-0.3Si-1.5Mn-0.01P-0.002S)の真空溶解鋼とした。まず熱間鍛造によって, $\phi 115$ mmの丸棒に成形

後、1173Kで1時間保持後、出炉し、既存のダイヤ孔型とスクエア孔型 (Fig. 2(a)参照) を組み合わせた溝ロール圧延 (全29パス) によって24mm角 (曲率6mm) まで成形し、空冷した。その後、800mmの長さに切断し、これを出発材とした。Fig. 3は、出発材の組織を示す。室温硬さは、HV=191であり、供試材の熱間圧延材 (HV=155) に比べ硬かった。これは、圧延の仕上げ温度が約1023Kとなり、一部に2~3 μm の微細 α 粒が生成したためである。ただし、本論文の目的を検討するには問題ないため、この材料を出発材とした。

この供試材を A_{c1} 以下の773Kに加熱して1時間保持後、炉から取り出し、接触温度計によって鋼材表面温度を測定し、723Kになった時点で圧延を開始した。各ロールの公称直径は300mm、回転速度は最小速度の2500mm/sに設定



HV=191

Fig. 3. SEM microstructure in initial workpiece.

し、無張力で圧延した。圧延後、棒材は水冷され、圧延方向に垂直な断面 (C断面) において、1.5%ナイトール腐食によるSEM観察、そして荷重4.9Nのピッカース硬さ試験を行った。

3. 結果および考察

3.1 孔型方案の検討

1) 既存孔型の問題点

既存の孔型は、熱間圧延が想定されており、形状制御を前提として設計されている。Fig. 4は、所定の正方形断面を持つ角棒を熱間圧延で創製する目的で設計されたスクエア孔型を用いて、SM490相当鋼を773Kで溝ロール圧延した場合の有限要素解析により予測した蓄積ひずみの分布および圧延実験後水冷し、その後773Kで1時間の熱処理後に測定した硬さの分布、さらに断面中心とコーナー部でのSEM組織を示す²¹⁾。なお、このときの初期断面形状は本論文と同じ24mm角、曲率6mmを有しており (HV=155)、8パス圧延によって12.9mm角まで減面した結果である。蓄積ひずみ (Fig. 4(a, b)) は、中心に比べコーナー近傍で大きいことに特徴を持ち、硬さ (Fig. 4(c)) も同様な傾向を持っており、ひずみと硬さが良い一致を示している。また、ひずみが大きいコーナー近傍では、明瞭な境界線を持って観察される0.5~0.8 μm の微細な等軸粒が広い範囲に見られる。一方、ひずみが小さい中心では、初期 α 粒界のみが濃く腐食され、粒内には薄く腐食された不明瞭な筋状の不均一変形組織が観察される。すなわち、断面上の任意の場所

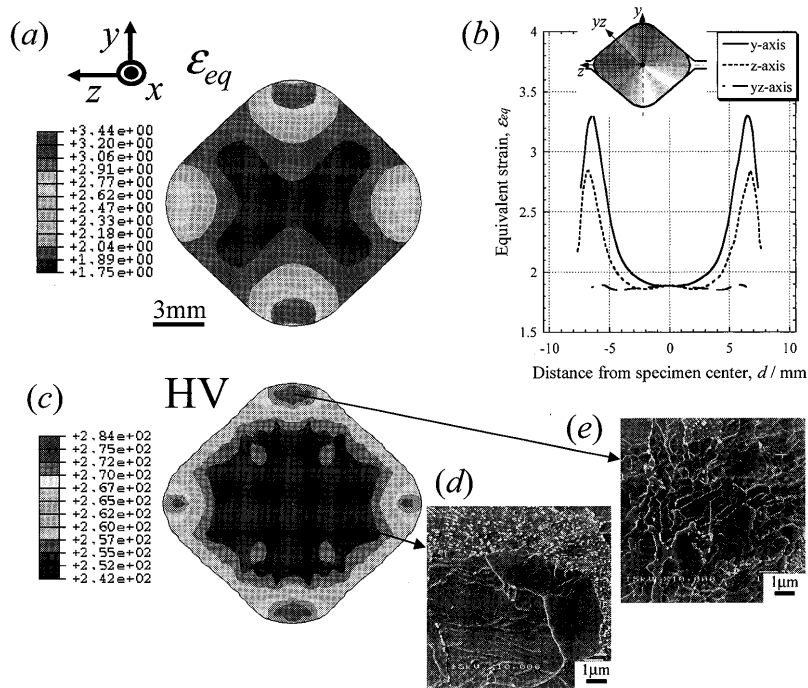


Fig. 4. (a) Contour map of equivalent strain, ϵ_{eq} , predicted from FE analysis after initial workpiece of 24 mm square was passed through square grooves of 23.5 to 12.9 mm (8-pass) at warm working temperature and (b) distributions of ϵ_{eq} in each direction. (c) Contour of Vickers hardness, HV, measured in rolled bar, and SEM microstructures at (d) center and (e) corner.

における組織および硬さは、ひずみと強い相関関係を有していることがわかる。

すなわち、スクエア孔型による圧延の場合、噛み込みや形状制御などの制約から、1パス当たりの減面率が15~20%と小さいため、ひずみは材料中心に効率的に導入されないことがわかる。よって、スクエア孔型で微細粒棒鋼を創成するためには、大きな累積減面率が必要であり、結果的にパス回数が増え、棒断面は小さくなる。

2) フォーバル孔型の適用

材料中心にひずみを積極的に導入する視点に立つと、従来圧延の孔型系列の一つであるオーバル/スクエア圧延方式が有効である。また、この場合、非相似形の孔型であるため、多方向加工がスクエア/スクエア圧延に比べ、より顕著に実施できることに着目した^{6,16)}。さらに、より効果的に大ひずみを導入する孔型として、Fig. 2(b)に示したオーバル孔型をより扁平にしたフォーバル (flat-like-oval: foval) 孔型が最適である²²⁾。ここでは、孔型の縦横比 H/w が0.3より大きい場合 ($H/w > 0.3$) をオーバル孔型と呼び、以下の場合 ($H/w \leq 0.3$) をフォーバル孔型と呼ぶ。フォーバル孔型通過後に、スクエア孔型を通すことで、多方向から非同時に大圧下率加工が可能となる。さらに、各孔型によって導入されるひずみの分布と塑性流動を把握することで、形状を制御し、かつ大ひずみを材料中心に、効率的に蓄積させることができる。

いま、24 mm角の供試材から2パスで18 mm角の棒材を創成するために、フォーバル (1パス目)/スクエア (2パス目) 圧延したFig. 5に示す孔型系列を考える。そのとき蓄積するひずみの予測分布と断面形状をFig. 6に示す。foval-Aと-Bの孔型の高さ H_1 は、それぞれ8 mmと12 mmであり、孔型幅は同じ47.1 mmとした(Fig. 5(b))。1パス後のひずみを比較すると、明らかにfoval-Aの方が断面全域に大きなひずみが導入されている(Fig. 6(a,c))。さらに、それぞれの大ひずみの領域(foval-Aはzone S_8 , foval-Bはzone S_{12})もzone $S_8 > zone S_{12}$ の関係を持つ。これは、圧下率が大きい(例えば、 $z=0$ 上ではfoval-A: 67%, foval-B: 50%) ためである。その後の2パス目では、スクエア圧延による塑性流動を反映し、1パス目に生じた大ひずみの領域が引き継がれている様子が見られる。すなわち、foval-Aでは、zone S_8 が2パス目で中心に到達できない。さらに、充填度(孔型通過後の被圧延材の幅 B と孔型幅 W の割合: B/W) も小さいため、18 mm角の断面形状とならない。一方、foval-Bでは、zone S_{12} が2パス目で丁度断面の中心に到達し、かつ充填度も1.0に近い。これにより、2パス目で中心に導入されるひずみは、foval-Aでは0.71, foval-Bでは0.93となる。すなわち、foval-Bが形状を満足し、かつ断面中心に大ひずみを蓄積できるフォーバル/スクエア孔型系列と言える。

以上から、効率的に超微細粒組織を有する棒鋼を創成す

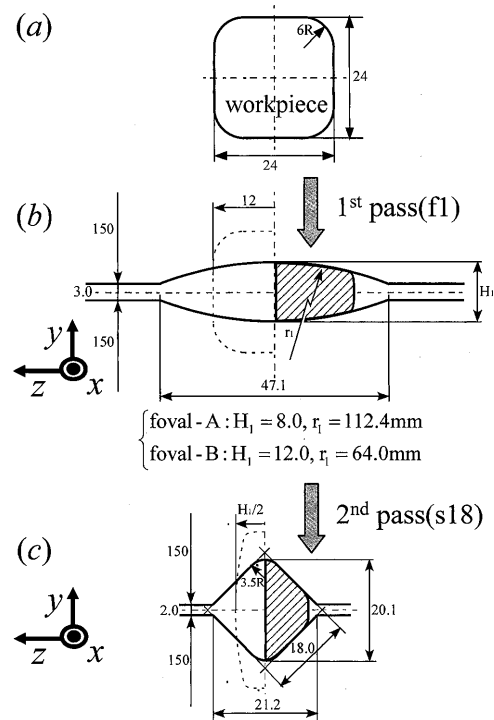


Fig. 5. (a) Cross-sectional shape of initial workpiece, and relation between the incoming workpiece and the geometry of groove roll in (b) square/foval pass and (c) foval/square pass.

ることを目的に、Fig. 7に示した形質同時制御した孔型系列を考案した。考案された系列は、24 mm角の棒鋼からフォーバル圧延 (1パス目: f1)/スクエア圧延 (2パス目: s18) により18 mm角の棒鋼を、引き続き、フォーバル圧延 (3パス目: f2)/スクエア圧延 (4パス目: s13) により13 mm角の棒鋼を創成するものである。また、丸棒の創成も考慮し、その後オーバル圧延 (5パス目: o1)/ラウンド圧延 (6パス目: r12) により、12 mm丸の棒鋼を創成する。供試材は、フォーバルおよびオーバル圧延後に当たる1パス、3パス、5パス後に90°回転させ、スクエア圧延の2パス、4パス後は45°回転させて、孔型に挿入する。

3・2 効率的な超微細粒棒鋼創成の仮想実験と実機試作

1) 数値シミュレーションによる仮想実験

Fig. 8は、各パスでのC断面における形状とひずみ分布を示す。各パス後の断面上におけるひずみ分布を把握するため、インデックスは各パス毎に変えている。また、Fig. 9は、2パス目および4パス目のスクエア圧延と6パス目のラウンド圧延後の各方向における蓄積ひずみの分布を示したものである。Fig. 4(a, b)との比較から、フォーバル孔型の利用により、最大ひずみが中心に導入されているのが明らかである。スクエア/スクエア圧延の場合、ひずみは中心で小さく、コーナー近傍で大きくなる分布を示した。一方、フォーバル孔型を用いた場合には、中心で大きく、コーナーで小さくなる分布となる。さらに、より重要なこ

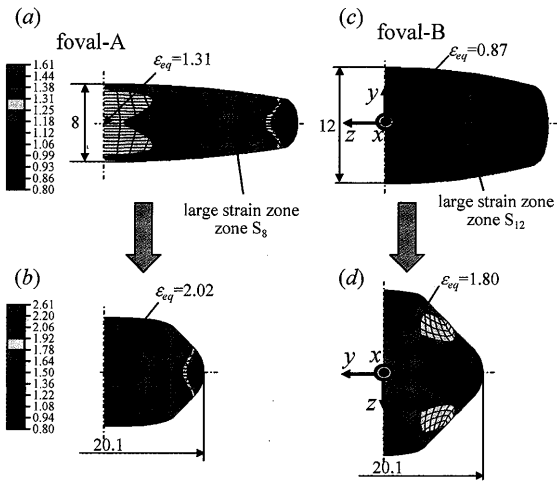


Fig. 6. Contours of equivalent strain accumulated in (a, c) square/foval pass and in (b, d) foval/square pass under two kinds of height of foval groove, foval-A and foval-B.

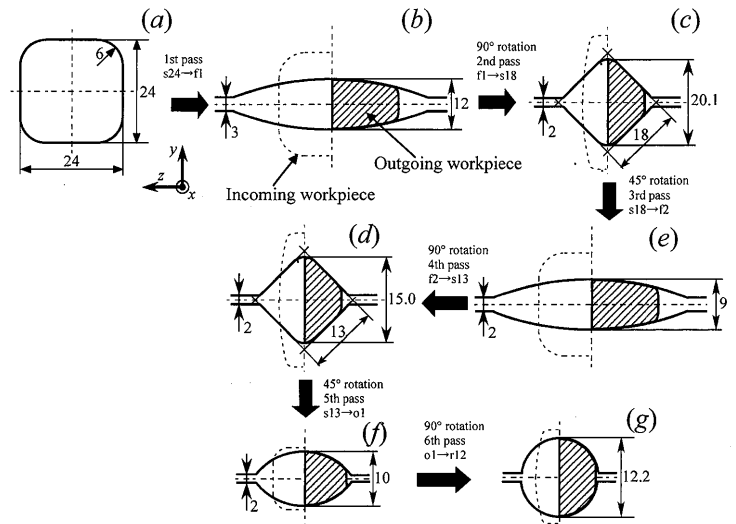


Fig. 7. Outline of developed caliber-rolling process.

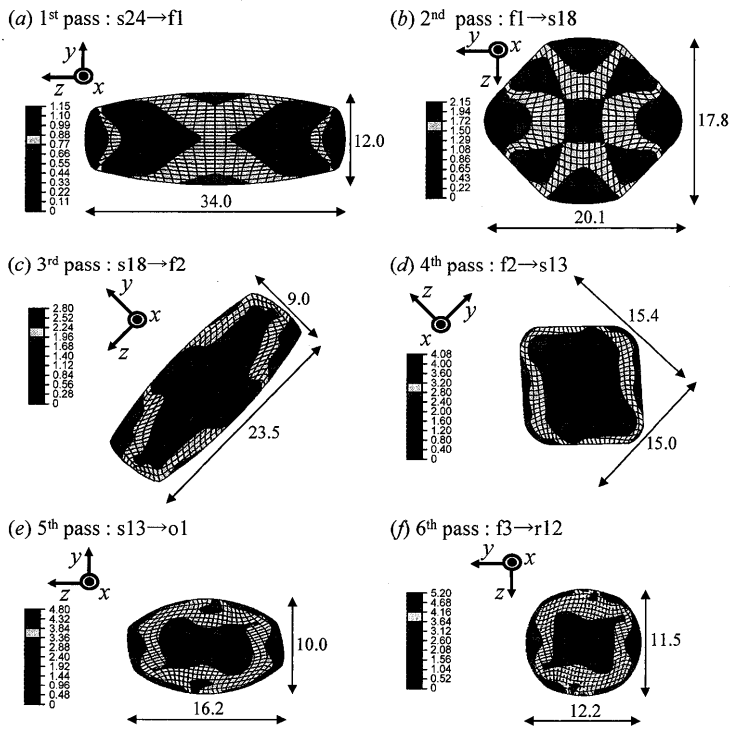


Fig. 8. Contours of equivalent strain during the rolling process.

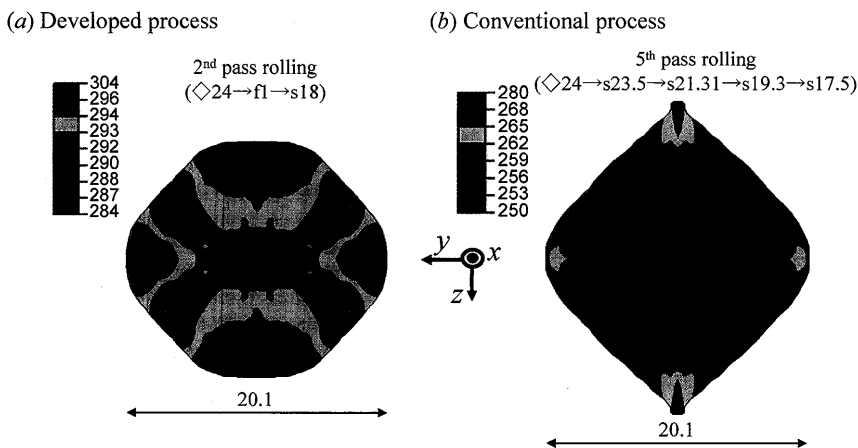


Fig. 13. Contours of Vickers hardness measured in (a) 18 mm square bar fabricated by developed rolling process (foval/square rolling) proposed in present work and in (b) 17.5 mm square bar by conventional rolling process (square/square rolling).

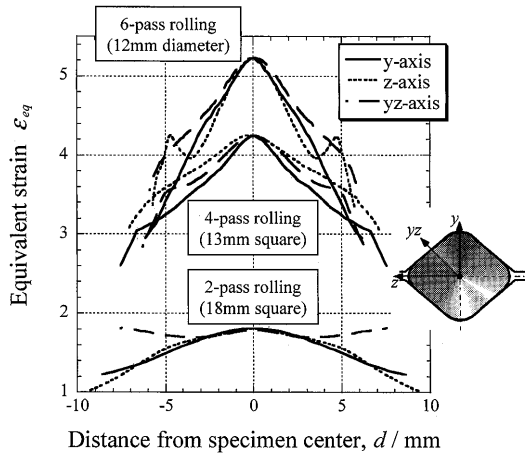


Fig. 9. Distributions of equivalent strain in each direction during the rolling process.

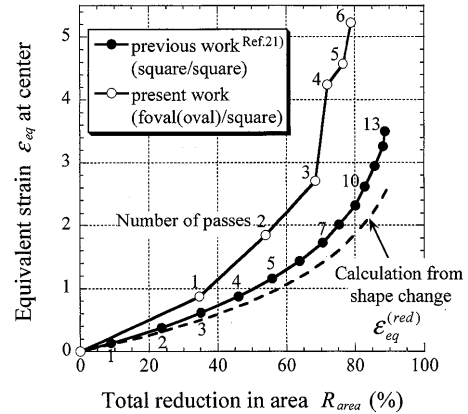


Fig. 10. Variations of equivalent strain at center predicted from FE analysis with total reduction in area.

とは、フォーバル孔型では、少ないパス数でより大きなひずみを大断面全域に導入できることである。

大ひずみが効率的に導入されていることを理解するため、各パス後の断面積を求め、正味減面率 R_{area} と中心でのひずみの関係を示したものが Fig.10 である。図には、比較のため、以下の式から算出されたひずみ $\epsilon_{eq}^{(red)}$ と Fig. 4 に示したスクエア/スクエア圧延におけるひずみも示している。

$$\epsilon_{eq}^{(red)} = \frac{2}{\sqrt{3}} \ln \left\{ \frac{1}{1 - (R_{area}/100)} \right\} \dots\dots\dots (1)$$

Fig.10 から、形状変化から単純に算出された $\epsilon_{eq}^{(red)}$ に比較し、スクエア/スクエア孔型系列では摩擦や幅広がりの影響によって、ひずみは多少大きくなる²¹⁾。それに対し、考案した孔型系列では、それ以上に大きなひずみが導入される。さらに、少ないパス回数で大きなひずみが中心に導入されているのがわかる。例えば、18 mm 角の棒鋼創成に相当する正味減面率 R_{area} が約 55% の場合、スクエア方式では 5 パス必要だが、フォーバル方式では 2 パスで十分である。また、フォーバル/スクエア系列では、 $R_{area} = 70\%$ (13 mm 角に相当) を 4 パスで達成し、かつ $\epsilon_{eq} = 4.3$ の大ひずみを中心に蓄積できる。しかし、スクエア/スクエア系列では 7 パス必要であり、かつひずみも 1.7 と小さい。しかも、13 パスで $R_{area} = 90\%$ (7.9 mm 角に相当) にしても中心のひずみは 3.5 である。さらに、6 パス目のラウンド圧延後には、 $R_{area} = 79\%$ で中心のひずみは 5.2 と極めて大きい。

以上から、フォーバル/スクエア孔型系列は、断面中心に最大ひずみを持つ分布となり、かつ少ないパス数でより大きなひずみを効率的に導入できる。

単パス圧下試験による小型試験片の組織・硬さでは、既に数値解析で予測された相当ひずみとの良い相関性が確かめられている^{11,13,16,23)}。また、実機鍛造プレスによる大型

素材創成でも同様な相関性が確認されている¹⁵⁾。しかし、本試作の圧延速度は 2500 mm/s であり、鍛造を用いた圧下速度に比べかなり高速である。本仮想実験で推測される材料中心のひずみ速度は、パスごとに異なるが、約 27~67/s の範囲である。一般的に、圧延におけるロールバイト内の温度変化 ΔT は、(加工発熱 + 摩擦熱 - 拔熱) によって示される²⁴⁾。棒圧延の場合、板圧延に比較しロールバイト内における変形が不均一であり、圧力分布も単純ではなく、かつ正確な投影接触面積を求めることが困難である²⁵⁾。よって、温度変化を数値解析によって予測し、実験との比較を行い、解析モデルや物性パラメータの修正を繰り返す(合わせ込む)作業が必要となる。しかし、実機装置で高速に圧延されている材料内の温度変化を正確に測定することは非常に困難である。これまでの基礎研究成果から、温間域での加工として制御できれば、熱間加工のような粒成長などの組織変化を強く意識する必要はないと考えられる。ただし、高速変形では、圧延中の温度低下よりは、むしろ温度上昇に注意が必要である。温間域での大ひずみ蓄積による微細化機構は、回復が主なメカニズム^{3,4)}であり、多パス加工であっても単パス圧下と同様な組織が形成される⁶⁾。しかし、873K を超えると、蓄積ひずみの駆動力もあり、連続再結晶などの粒成長のため、多パス圧延と単パス圧下を等価に扱えない⁵⁾。一方、逆の見方をすれば、温度を 873K 以下に抑えることができれば、回復による大角粒の生成を促進させ、Fig. 4(e) で示したような組織を圧延ままで形成させることが期待できる。実機試作では、過去の圧延実験⁶⁾ の経験から、約 50K の加工発熱が認められたため、仮想実験よりも 50K 低い 723K を試作圧延の挿入温度とした。

2) 実機試作

Fig.11 は、各パス後の C 断面形状を示す。仮想実験で予測された Fig. 8 の断面形状とよく一致していることがわかる。Fig.12(a) は、各パス毎の断面中心の相当ひずみと測定された硬さの関係を示す。図には、既報²¹⁾ のスクエア圧延

の結果も示している。また、Fig.12(b)は圧延直後に実測された棒鋼の表面温度を示す。Fig.12(a)から、硬さは1パス目で大きく上昇し、2パス目~4パス目ではほぼ一定となった後、5パス目、6パス目で再び上昇するのがわかる。1パス目の小さいひずみの段階で、硬度が大きく上昇するのは、多量な転位の導入による加工硬化と新粒生成に伴う微細粒化の寄与である。2パス目~4パス目までは、HV=290でほぼ一定となっているが、これは2パス後で断面中心（このとき蓄積ひずみ $\epsilon_{eq}=1.80$ ）に超微細粒が形成したことを示唆する。ひずみ1.80で超微細粒組織が形成された要因として、本初期組織が微細であったことが挙げられる。また、Fig.12(a)に示したスクエア/スクエア圧延の既報²¹⁾の結果から推測すると、出発材(HV₀=191)には0.7近い ϵ_{eq} が蓄積していた可能性もある。また、4パス目までの硬さが一定なのは、新粒のサイズが一定、すなわち加工中のZ因子変動、特に温度変動に大きな差がないことを意味する(Fig.12(b)参照)。Fig.12(c, d)に2, 4パス後のSEM組織写真

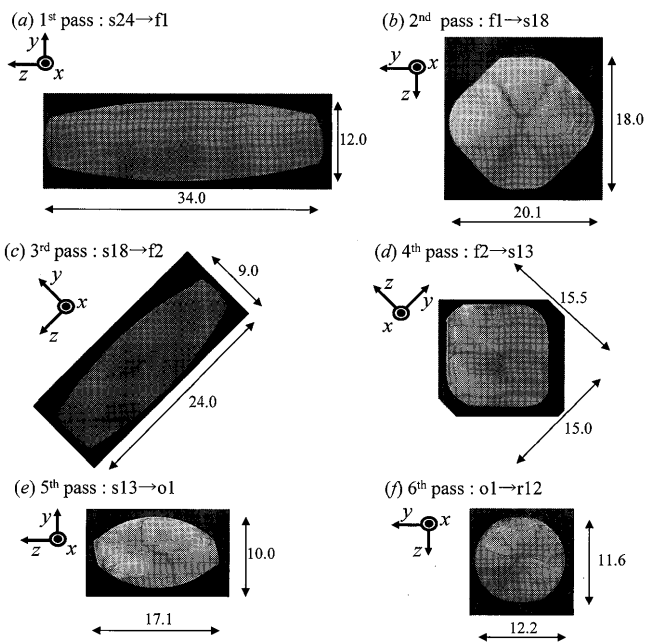


Fig. 11. Changes of cross-sectional shape during the rolling process.

を示す。どちらも明瞭な境界線を持つ0.4~0.7 μmの微細な等軸粒が広範囲に観察できる。その後、5パス目以降での硬度上昇は、表面温度(Fig.12(b))の変化から推測できるように、断面径の減少の影響を受けて、4パス目までの温度変動とは状況が異なったことが理由として考えられる。すなわち、4パス以前と比べ、5, 6パスの温度上昇が小さい(特に、6パス目の温度上昇はほとんどゼロ)ということで、Z因子は逆に大きくなる。その結果、5パス目以降で、硬度は上昇したと考えられる。

Fig.12(c~e)から、断面中心では2パス目で既にほぼ全域で超微細粒が形成されている。しかし、Fig. 9からわかるように、2パス後に蓄積したひずみは、中心で大きく、コーナーで小さく、1.0~1.81の分布を持つ。最小値1.0は、フォーバル圧延の1パス後に断面中心に蓄積したひずみより少し大きく、ひずみ範囲1.0~1.81に対応して、硬さも分布を持つことがFig.12(a)からわかる。よって、蓄積ひずみと硬さに相関性があれば、断面上における硬さの分布はFig. 8(b)で示したひずみ分布と一致するはずである。Fig.13(a)は、2パス後のスクエア圧延後に測定されたHVの等高線図を示す。また、スクエア孔型を有した溝ロール圧延シミュレータ(ロール径: 368 mm, 圧延速度: 500 mm/s)^{8,9)}を用いて、5パス(◇24→s23.5→s21.31→s19.3→s17.5)後、水冷した17.5 mm角のHVをFig.13(b)に示した。多少の噛み出しが見られるが、数値解析でも同様な噛み出しが確認された。なお、このときの初期硬さはHV₀=155であった。Fig.13(a)に示したフォーバル/スクエア圧延後の硬さは、コーナーを除いた4つの縁から中心にかけて大きく、コーナー近傍で小さい分布を示す。すなわちFig. 8(b)と比較すればわかるように、ひずみと硬さの分布が良く一致している。また、Fig.13(b)やFig. 4(c)との比較から、フォーバル/スクエア孔型系列とスクエア/スクエア孔型系列では、断面上における硬さ分布の相違は明らかである。

大型鍛造プレスによって超微細粒厚板を試作¹⁵⁾したときと同様に、本圧延素材でも、ひずみ-組織の良い相関関係が保たれた。すなわち、導入したひずみは蓄積し、パス間

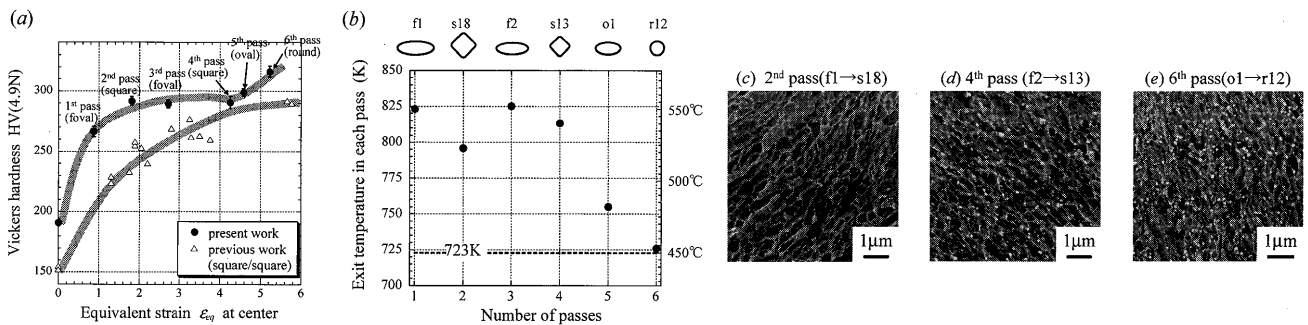


Fig. 12. Variations of (a) Vickers hardness with equivalent strain at center in each pass, and (b) of temperatures measured on surface of workpiece. Here, entrance temperature of the workpiece is constant at 723K. (c~e) SEM microstructures at center in 2nd pass, 4th pass and 6th pass.

Table 1. Experimental data of the rolling process shown in Fig. 7, and measured hardness, HV, vs. predicted hardness, HVp.

	before		after	before		after	before		after	before		after
Accumulative strain on surface predicted from FE analysis ϵ_{eq}	-		0.74	-		1.81	-		2.25	-		2.85
Total rolling time t (s)	-		18	-		127	-		217	-		304
Average strain rate, ϵ_{eq}/t (/s)	-		0.041	-		0.014	-		0.010	-		0.009
Measured temperature on surface of workpiece, T_{su} (K)	723		823	723		796	723		825	723		813
Hardness on surface of workpiece measured after WQ, HV	-	1st-pass (f1)	-	-	2nd-pass (s18)	299±2	-	3rd-pass (f2)	293±3	-	4th-pass (s13)	295±3
Average temp. until each pass, T_{ave} (K)	-		773.0	-		771.1	-		768.4	-		769.5
Z parameter(/s)= $\frac{\epsilon_{eq}}{t} \exp\left(\frac{Q}{RT_{ave}}\right)$	-		-	-		2.26E+15	-		1.85E+15	-		1.57E+15
Predicted hardness from HV=-151+28.9 Log(Z), HVp	-		-	-		293	-		290	-		288

での急激な粒成長（静的不連続再結晶）や加工中の動的不連続再結晶が発生しなかったと考えられる。そこで、これらを前提に、本工程におけるZ因子を推論してみた。まずは、検討サイトとして、超微細粒組織を十分に形成させるための大ひずみが同じ温度域で蓄積したことが選択条件となる。そのためには、EBSPを用いた組織解析が必要だが、Fig.12(a)からわかるように材料中心の硬さは2パス目で既に一定となっており、必要とする大ひずみが蓄積していたと推測できる。Fig. 9から、コーナーを除いた4つの縁の表面でも2パス目では同様な量のひずみが、3パス目、4パス目では十分大きなひずみが蓄積されていると考えられる。また、Fig.12(b)から1パス目~4パス目はほぼ同じ温度上昇が見られた。よって、2パス目~4パス目の棒鋼を対象とした。また、材料中心の温度は不明なため、圧延前後に温度実測した棒材表面を検討サイトに選んだ。ここで、棒表面の測定箇所は、フォーバル圧延の場合、長辺に相当する $z=0$ の表面、スクエア圧延の場合対辺の表面である。

Table 1は、実機試作における測定温度、平均ひずみ速度、各パス後までの平均温度、これらのデータから算出したZ値を示す。同時に、微小サンプルでの単パス圧縮試験で得られた硬さHVとZ因子の関係式⁹⁾($HV=-151+28.9 \log Z$)から算出した予測硬さHVpと各パス後に水冷し、測定したHVを示す。ここで、平均ひずみ速度は数値解析から得られた棒材表面のひずみ ϵ_{eq} を、パス間時間を含んだ圧延時間 t で除したものである。この箇所は、実機試作で温度測定した場所近傍に相当する。各パス後までの平均温度 T_{ave} は、最初のパス開始から終了後（温度上昇）とそこから次パスの開始まで（温度低下）の時間を考慮した平均温度である。算出された温度の平均値 T_{ave} は、2パス後771.1K、3パス後768.4K、4パス後769.5Kである。これらの値を、Z因子を算出する際の温度とした。以上の結果から、

Z因子を算出し、予測硬さHVpを得た。ここで、Z因子算出の際に、 α -Feの自己拡散の活性化エネルギー $Q=254$ kJ/molを用いた。このHVpは、実測硬さHVとほぼ一致する。すなわち、実機鍛造プレスによる厚板創成と同様に、実機溝ロール圧延機による棒鋼創成においても、見かけのZ因子⁹⁾は特性予測にかなり有益な情報を与えることができる。

本研究では、フォーバル/スクエア圧延方式について、まず数値解析で最適化を検討し、次いで既存の実機製造設備である溝ロール圧延機でそれを実施した。考案したフォーバル孔型を有した孔型系列で溝ロール圧延することにより、超微細粒組織棒鋼を効率的に創成可能なことを実証できた。すなわち、数値解析による仮想実験により、実機生産レベルでのロール孔型の形質制御設計が可能であることを示した。

従来、小型サンプルで検討された基礎研究成果を大型サンプルへ直接展開することは、困難とされていた。単パスと多パスの相違だけでなく、ひずみ量、パス間時間、ひずみ速度、温度変動など、様々な要因が挙げられる。結局、大型サンプルの創成では、サンプル形状によって、板・棒線圧延、型・自由鍛造、引抜き、押し出しなどの各種塑性加工技術で個別に発展し、実機における長年の経験と試行錯誤によって加工プロセスを模索するのが実情と思える。本研究で対象にした温間加工の場合、主要パラメータである温度と相当ひずみを制御できれば、基礎研究成果を実機へ直接展開できる。そして、複雑な形状をした大型素形材であっても、数値シミュレーションによる仮想実験を通して、新しいプロセス技術の考案、検証が可能である（Fig. 1の下段部分）。そのためには、温度、ひずみ速度などのプロセス因子を高精度に制御できる小型サンプル用シミュレータと蓄積ひずみを精度よく解析できる数値シミュレーショ

ンを結合した研究手法が必要となる (Fig. 1の上段部分)。

4. 結言

本研究では、数値解析による仮想実験で蓄積ひずみを精度良く算出することにより、実機生産設備である溝ロール圧延機を用いて、効率的に超微細粒組織を有する棒鋼を創成した。その結果、以下のような成果が得られた。

(1) フォーバル孔型を有した系列は、断面中心に最大ひずみを持つ分布となり、大きなひずみを断面全域に効率的に導入できるため、大断面形状の超微細粒組織の棒鋼創成に適す。さらに、フォーバル孔型は、微細粒棒の創成だけでなく、断面中心の組織粗大化が問題となる棒材創成へも適用できる。

(2) 圧延前後の断面積変化から算出された正味減面率で整理した場合、考案した系列では2パスで55%、4パスで70%減面させることができる。さらに、断面中心に蓄積する相当ひずみは2パスで1.8、4パスで4.1と、従来のスクエア/スクエア系列に比べ少ないパス回数でかつ大きなひずみを蓄積させることが可能である。

(3) フォーバル (オーバル)/スクエア系列の有効性を仮想実験でも実証できた。今後の新しいプロセス設計に、この仮想実験手法は適用可能であることを実証した。

本研究では、硬さ試験や組織観察では本木悦子氏と野沢智子氏、減面率測定に関しては坂巻育子氏の助力に負うところが大きい。ここに謝意を表す。また、本研究は1997~2005年度に行われた超鉄鋼プロジェクト (STX-21)、2000~2004年度に行われたミレニアム関連プロジェクト「リサイクル鉄の超鉄鋼化」、2002~2005年度での独法成果活用プロジェクト、2006年度から開始した文部科学省科学研究費補助金特定領域研究「巨大ひずみ」で得られた成

果の一つである。

文 献

- 1) 文部科学省 元素戦略プロジェクト, <http://www.nanonet.go.jp/japanese/info/nanoproject/20070301.html>.
- 2) T.Inoue and K.Nagai: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **52** (2003), 1107.
- 3) 長井 寿, 大森章夫, 鳥塚史郎, 井上忠信: 第177・178回西山記念技術講座, 日本鉄鋼協会編, 東京, (2002), 109.
- 4) N.Tsujii: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 359.
- 5) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, N.Koseki and Y.Kogo: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 781.
- 6) 鳥塚史郎: ふえらむ, **10** (2005), 188.
- 7) A.Ohmori, S.Torizuka and K.Nagai: *CAMP-ISIJ*, **14** (2001), 668.
- 8) T.Inoue, F.Yin and Y.Kimura: *Mater. Sci. Eng. A*, **466** (2007), 114.
- 9) T.Inoue, F.Yin and Y.Kimura: *Mater. Trans.*, **48** (2007), 2028.
- 10) N.Hirota, T.Inoue, Y.Kimura, T.Azuma and K.Nagai: *Netsu Shori*, **46** (2006), 214.
- 11) S.V.S.N.Murthy, S.Torizuka and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **45** (2005), 1651.
- 12) S.Torizuka, K.Nagai and A.Sato: *J. Jan. Soc. Technol. Plast.*, **42** (2001), 287.
- 13) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, K.Yamada and Y.Kogo: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 857.
- 14) T.Inoue: *J. Jan. Soc. Technol. Plast.*, **45** (2004), 1042.
- 15) T.Inoue, T.Ochiai, F.Yin and K.Nagai: *Tetsu-to-Hagané*, **93** (2007), 693.
- 16) T.Inoue, S.Torizuka and K.Nagai: *Mater. Sci. Technol.*, **17** (2001), 1329.
- 17) A.Belyakov, Y.Kimura and K.Tsuzaki: *Acta Mater.*, **54** (2006), 2521.
- 18) 小指軍夫, 制御圧延・制御冷却, 地人書館, 東京, (1997), 17.
- 19) H.Yosida and S.Isogawa: 第51回塑性加工連合講演会, (2000), 163.
- 20) T.Inoue, F.Yin and K.Nagai: *J. Jpn. Soc. Technol. Plast.*, **46** (2005), 1169.
- 21) T.Inoue, F.Yin, Y.Kimura and K.Nagai: *J. Jpn. Inst. Met.*, **69** (2005), 943.
- 22) T.Inoue, S.Torizuka and K.Nagai: *J. Jpn. Inst. Met.*, **69** (2005), 934.
- 23) T.Inoue, S.Torizuka and K.Nagai: *Mater. Sci. Technol.*, **17** (2001), 1580.
- 24) 塑性加工技術シリーズ7 板圧延, 日本塑性加工学会編, コロナ社, 東京, (1993), 95.
- 25) 浅川: 第29回鉄鋼工学セミナーテキスト鉄鋼材料応用・圧延編〈材料・圧延コース〉, 日本鉄鋼協会, 東京, (2003), 497.