オーバル孔型とスクエア孔型を用いた多方向大ひずみ圧延によって生成する微細粒組織と力学的性質の関係

鳥塚 史郎¹ 村松 榮次郎¹ 井上 忠信² 長井 寿²

¹物質・材料研究機構材料信頼性センター

²物質・材料研究機構材料ラボ

J. Japan Inst. Metals, Vol. 72, No. 8 (2008), pp. 571-580
© 2008 The Japan Institute of Metals

Microstructure and Mechanical Properties Formed through Multidirectional Large Strain Caliber Rolling Using Oval Grooves and Square Grooves

Shiro Torizuka¹, Eijiro Muramatsu¹, Tadanobu Inoue² and Kotobu Nagai²

¹Materials Reliability Center, National Institute for Materials Science, Tsukuba 305-0047

²Innovative Materials Engineering Laboratory, National Institute for Materials Science, Tsukuba 305-0047

Multidirectional warm caliber rolling process using oval grooves and square grooves was developed. Microstructure and mechanical properties obtained by this process in a low carbon steel were investigated. Ultrafine grains with high angle grain boundaries were generated in the center region in a material by just 2-pass oval-square caliber rolling. The region having ultrafine ferrite grains expanded along with rolling and almost all of region was occupied with ultrafine ferrite grains with high angle grain boundaries by 6-pass oval-square caliber rolling. Although apparent rolling reduction in this 6-pass oval-square process is 71%, large plastic strain larger than 3 can be introduced into materials due to the effect of multidirectional deformation. Comparing with square-square caliber rolling in which 21-pass is required to obtain fully ultrafine grained structure, oval-square caliber rolling is very efficient process to create ultrafine microstructure.

(Received December 27, 2007; Accepted April 18, 2008)

Keywords: ultrafine ferrite, caliber rolling, oval groove, square groove

1. 緒 言

鋼の結晶粒超微細化は、高 Z -大ひずみ加工によって実現できる^{1,2)}。ここで Z とは Zener-Hollomon parameter で、式(1)で表すことができる。

$$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) \quad (1)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}$: ひずみ速度、 Q : 活性化エネルギー、 T : 加工温度である。 Z 値が大きいほど、微細な結晶粒が得られる。一方、大ひずみ加工方法に関しては、ECAP³⁾、ARB⁴⁾、HPT⁵⁾、メカニカルミリング⁶⁾などの加工方法が提案され、すぐれた基礎研究結果が報告されてきたが、生産技術としての超微細粒鋼の製造方法は未確立である。大森らは、高 Z -大ひずみ加工を溝ロール圧延による棒鋼製造に適用し、超微細粒棒鋼が作製可能であることを示した⁷⁾。蓄積ひずみと微細粒生成の関係を明らかにし、減面率が91%(21パス圧延)を超えると、ほぼ全面が微細粒となることを明らかにした。溝ロール圧延は2次元的に減面が行われるため、大ひずみの導入には有利であるが、より効率的・効果的な方法も求められている。

大ひずみの導入方法として多方向加工がある。これは単純な圧縮加工でも、多方向からひずみを与えることによって、

断面減少率が同じでもより大きな塑性ひずみを材料内部に導入できる加工原理である。例えば、15 mm 角の鋼材を上下左右から非同時に50%ずつ2パス圧縮加工するだけで、塑性ひずみ2以上を被加工部の50%以上の領域に導入できる。多方向加工は効率的な大ひずみ導入方法である^{8,9)}。

多方向加工は鍛造タイプの圧縮加工であるが、それを圧延で連続的に実現することが、超微細粒鋼を実機生産するための技術の基盤となると考えられる。多方向加工に相当する圧延方法として、オーバル孔型とスクエア孔型を利用した溝ロール圧延に着目した。Fig. 1に示すように、オーバル孔型で圧延された材料は、次のスクエア孔型による圧延では、オーバル形状となった材料の長軸方向から圧延される。これは90°異なる方向から圧延されることになり、まさに多方向加工である。また、オーバル孔型とスクエア孔型を利用した圧延では、スクエア孔型のみを利用して圧延を行うことに比べ、大きな減面率を与えることができる¹⁰⁾。我々はオーバル孔型・スクエア孔型のひずみ導入効果について注目し、検討を行ってきている¹¹⁻¹⁴⁾。

本研究では、オーバル孔型とスクエア孔型を利用して温間溝ロール圧延を行い、組織変化を調べ、微細粒生成の可能性を検討するとともに、力学的性質の変化を調査した。少ない圧延パス回数、小減面率での微細粒化、高強度化が可能であ

Fig. 1 Schematic drawing of multidirectional deformation rolling realized using oval caliber and square caliber rolling.

るかを調べた。また、スクエア孔型を利用して圧延を行った結果と比較を行い、オーバル孔型とスクエア孔型を利用した温間多方向溝ロール圧延の優位性や問題点を検討し、多方向加工の効果を検証した。

2. 実験方法

真空溶解により、0.15C-0.3Si-1.5Mn-0.01P-0.001S (mass%)の成分の鋼を150 kg溶製し、インゴットをオーステナイト域に再加熱して鍛造を行い、重量30 kgでC断面が80 mm角の素材を得た。本供試鋼の組成は低炭素溶接構造用鋼(SM490)に相当するもので、厚板、薄板、棒鋼に広く利用されており、微細化による高強度化が求められている鋼種である。筆者らも、過去、1パス圧縮試験によって、ひずみと組織形成の関係の研究を行ってきた組成であるため¹⁾、本研究においても選択した。この素材を1373 Kに再加熱し、23 mm角になるまで圧延を行った。仕上げ温度は1073 Kで、圧延後空冷した。Fig. 2に示すフェライト+パーライト組織を得た。組織観察部位は23 mm角材のC断面の中心部であるが、全面が同様な組織であった。フェライト粒の平均粒径は18 μm であった。

圧延にはFig. 3に示すオーバル孔型とスクエア孔型を用いた。オーバル→スクエア→オーバル→スクエア→オーバル→スクエアの6パスの圧延で約75%の減面ができる孔型の組み合わせである。Fig. 1に示したように、23角の素材は、オーバル孔型に対して対辺圧延され、オーバル形状となる。今回用いたオーバル孔型は、その高さが挿入素材高さの55-60%となるように設計され、素材に大きな減面を与えることを特徴としている。次にオーバル状に変形された圧延材はスクエア孔型の上下の頂角に対して、オーバル長手方向が平行になるように挿入される。オーバル形状の圧延材の長軸が70%程度に圧下され、スクエア形状となるように設計されている。

圧延機のロール直径は300 mm、ロール回転速度は2.6 ms^{-1} であった。圧延温度は773 Kとしたが、加工発熱を考慮して、50 K低い723 Kを挿入温度とした。各パスの圧延温度を一定にするために、加工発熱が生じた場合は、所定の温度まで表面温度が下がるのを待って圧延を行った。温度の測定は接触温度計で行った。圧延後の粒成長を避けるため、圧延後直ちに水冷された。

Fig. 2 Microstructure of initial material of a 0.15C steel bar with height of 23, width of 23 and length of 1000 mm.

Fig. 3 Schematic drawing of calibers designed for heavy reduction rolling.

23角素材および各圧延パス後の圧延材のC断面、L断面のSEMによる組織観察を行った。一部の圧延材に対し、電子線後方散乱回折(EBSD)解析を行い、粒界性格を調査した。EBSD解析に使用したSEMはショットキー電界放出型(JSM-6500F)で加速電圧15 kV、 $9 \times 9 \mu\text{m}$ の領域を0.03 μm ステップで走査を行った。また、23角素材、圧延2パス後、4パス後、6パス後の角形状の圧延材の中心部から長手方

向に丸棒引張試験片 (JIS 14A, 直径 3.5 mm × ゲージ長さ 17.5 mm) およびフルサイズシャルピー試験片 (JIS B7722) を切り出し, 強度とシャルピー靱性を評価した. 以後, 1 パス後等を 1-pass と表現する.

3. 実験結果

3.1 圧延パス間時間, 温度変化

パス間時間および圧延材の温度の関係を Fig. 4 に示す. 4-pass のスクエア圧延, 6-pass のスクエア圧延を除き, 予測通り, 50 K 程度の温度上昇が測定された. これは加工発熱によるものである. なお, 4-pass と 6-pass では, 比較的減面率が小さく, 加工発熱と接触抜熱が相殺され, 温度上昇が測定されなかったと考えている. 表面温度が 723 K まで下がるのを待って, 圧延を行ったため, パス間時間は 60–80 s となった. 接触温度計では, 接触圧力等により誤差が生じやすいが, 圧延中の温度の相対比較に関しては, 10 K 以内の誤差である.

Fig. 4 Inlet temperature and outlet temperature of rolled bars.

3.2 材料の外形変化

Fig. 5 に各パス圧延後の圧延材の断面 (C 断面) の形状変化を示す. 1-pass でオーバル形状 (oval-1; 短軸 13.5 × 長軸 33.7 mm), 2-pass でスクエア形状 (square-18; 18.1 × 17.2 mm), 3-pass でオーバル形状 (oval-2; 短軸 11.3 × 長軸 25.1 mm), 4-pass でスクエア形状 (square-14; 14.2 × 15.0 mm), 5-pass でオーバル形状 (oval-3; 短軸 9.3 × 長軸 21.3 mm), 6-pass でスクエア形状 (square-12; 12.8 × 12.5 mm) となった. 本圧延では, 孔型の形状にしたがった変形を得ることができた. Fig. 5 中の赤い矢印は素材が圧下される方向を示している. 素材を固定して考えると, 1-pass では上下方向 (0°), 2-pass では左右方向 (90°), 3-pass ではななめ 45° 方向, 4-pass ではななめ -45° 方向, 5-pass では再び上下方向 (0°), 6-pass では左右方向 (90°) から変形を受けており, 多方向加工されていることがわかる.

3.3 組織変化

Fig. 6 から Fig. 11 に, 圧延にともなう組織変化の SEM 写真を示す. 観察を行った部位は C 断面および L 断面の中心部 (Center), 表面部 (Surface), 中心部と表面部の中間部 (1/4) である. 1-pass の oval-1 の C 断面の組織では, Fig. 6 に示すように, 中心部, 1/4 部, 表面部のいずれもフェライト粒が変形し, 内部にすべり線の見られる組織であり, 加工硬化組織と考えられる. 微細粒の生成は観察されない.

一方, Fig. 7 に示す 2-pass の square-18 では, 矢印で示すように中心部に等軸な微細粒組織が観察された. 粒界性格については 4.1 で論じる. また, 1/4 部は加工硬化組織であるが (1/4-2), 一部に等軸な微細粒組織が確認される (1/4-1 矢印). 表面部は加工硬化組織である. Fig. 8 の 3-pass の oval-2 では, 中心部の微細粒組織はより明瞭になる. 一方, 1/4 部にも等軸微細粒の増加が観察される (1/4-1, 3). しか

Fig. 5 Change in shape and dimension of c-cross section of rolled bars.

Fig. 6 Microstructure of the specimen (oval-1) obtained through 1-pass oval caliber rolling.

Fig. 7 Microstructure of specimen (square-18) obtained through 2-pass oval-square caliber rolling.

Fig. 8 Microstructure of the specimen (oval-2) obtained through 3-pass oval-square-oval caliber rolling.

Fig. 9 Microstructure of the specimen (square-14) obtained through 4-pass oval-square-oval-square caliber rolling.

Fig. 10 Microstructure of the specimen (oval-3) obtained through 5-pass oval-square-oval-square-oval caliber rolling.

Fig. 11 Microstructure of the specimen (square-12) obtained through 6-pass oval-square-oval-square-oval-square caliber rolling.

し、1/4-2 部は加工硬化組織のままである。Fig. 9 の 4-pass の square-14 においては、中心部、1/4-1 部は等軸微細粒組織が主体となる。1/4-2 部(矢印)においても微細粒の生成が観察される。表面部には、微細粒は見られない。Fig. 10 の 5-pass の oval-3 になると、1/4-1, 2, 3 部は等軸微細粒組織、1/4-4 部は加工硬化組織のように、1/4 部の大半で等軸微細粒組織となる。Fig. 11 の 6-pass の square-12 においては、中心部、1/4 部の組織は L 断面から見ても等軸微細であり、矢印に示すように表面近傍にも部分的に微細粒が認められる。

結晶粒径を切断法によって測定すると、C 断面中心部の粒径は、square-14, square-12 で、それぞれ、 $0.55\ \mu\text{m}$, $0.50\ \mu\text{m}$ で大きな変化はない。以上、2-pass 圧延後、中心部に等軸微細粒組織が生成し、圧延にともなう微細粒の生成域が広がっていき、4-pass では 1/4 部まで、6-pass では最表面を除き全面が微細粒で占められるようになった。また、L 断面組織が等軸であることも今回の圧延方法の特徴である。

3.4 力学的性質

Fig. 12 に引張試験で得られた公称応力-公称ひずみ曲線を示す。素材(square-23)の公称応力-公称ひずみ曲線は、典型的なフェライト+パーライト組織のもので、大きな加工硬化と 40% に達する全伸びを示した。フェライト粒径は $18\ \mu\text{m}$ で、圧延後の空冷によって焼準された組織となっているため、降伏強さ $250\ \text{MPa}$ 、引張強さは $400\ \text{MPa}$ と低い。一方 square-18 では、降伏強さ(下降伏点)、引張強さは、素材の 2 倍以上の $800\ \text{MPa}$ となった。さらに、square-14, square-12 においては、下降伏点は $890\ \text{MPa}$, $930\ \text{MPa}$ とさらに高強度化されるが、加工硬化や一樣伸びはみられなくなった。低炭素微細粒鋼では、組織の微細化にともなう降伏点が上昇するが、 $1000\ \text{MPa}$ 程度まで強度が上がると、このような塑性不安定を降伏直後に呈するようになるが、本結果も同じと思われる。80 角から 18 角まで 23 パスで圧延を行った同一成分の棒材(23-pass square-18)の公称応力-公称ひずみ曲線を併記する⁷⁾。結晶粒径は $0.6\ \mu\text{m}$ であり、一樣伸びも観察される。圧延温度履歴は同一ではないが、23 パス圧延とオーバル・スクエア 6 パス圧延で同等な強度レベル

Fig. 12 Nominal stress-strain curves of initial material (square-23), square-18, square-14 and square-12 materials.

が得られている。

シャルピー衝撃試験における脆性破面率変化と吸収エネルギー変化を Fig. 13 に示す。素材(square-23)は明確な延性脆性遷移を示す。遷移温度(DBTT)は -40°C であり、 -80°C では完全な脆性破壊である。また、上部棚エネルギーは $200\ \text{J}$ であった。次に、square-18 では、室温では延性破壊であったものの、 -40°C では完全な脆性破面を呈し、DBTT は -10°C と考えられた。一方、square-14 では、 -40°C では 80% 程度が延性破面で、DBTT は -60°C まで低下し、square-12 では、DBTT は -100°C となった。圧延とともにいったん DBTT は上昇したものの、その後顕著に低下したことを示している。

吸収エネルギーに関しては、square-14 の場合、 -80°C では吸収エネルギーは $10\ \text{J}$ 以下であるが、square-12 では $100\ \text{J}$ を維持していた。このような低温まで、高い吸収エネルギーを維持するのは微細粒鋼の特徴である。一方、square-12 の上部棚エネルギーが $150\ \text{J}$ であったことから、素材の上部棚エネルギーよりは低い。80 角から 18 角まで温間 23 パス圧延を行った場合、上部棚エネルギーが $120\ \text{J}$ まで維持され、液体窒素温度(-192°C)においても一部に延性破面がみられたことに比べると、ややシャルピー靱性は劣るが、6 パス圧延であっても、微細粒化による DBTT 低下効果が現れた結果となっている^{15,16)}。

4. 考 察

4.1 組織変化

Fig. 14 に組織の EBSD 解析結果を示す。square-18, square-14, square-12 の C 断面の結晶粒の方位差角を表した結果で、赤線が方位差角 15° 以上の大角粒界、青線が 5° から 15° 、緑線が 1.5° から 5° の方位差角の粒界を表す。square-18 では、内部に小角粒界を持った数ミクロンの粗大粒が測定領域の半分を占めるが、同時に、方位差角 15° 以上

Fig. 13 Area fraction of brittle fracture and absorbed energy in Charpy impact tests of initial material (square-23), square-18, square-14 and square-12 materials.

Fig. 14 Grain boundary map of center region measured by EBSD in the C-cross section of (a) square-18, (b) square-14 and (c) square-12 materials. Red line represents misorientation θ larger than 15° , blue line smaller than 15° and larger than 5° , and green line smaller than 5° and larger than 1.5° .

Fig. 17 Plastic strain distribution in rolled bars using oval calibers and square calibers obtained by finite element method calculation¹³⁾.

の大角粒界に囲まれた微細粒がこの段階で生成していることがわかった. square-14 では粗大粒域は消滅し, 大角粒界および方位差角 5° の粒界も含む等軸微細粒組織の割合が増加する. square-12 では, ほぼ全面がおもに大角粒界からなる等軸微細粒組織となる. これらのことから, オーバル孔型・スクエア孔型 2-pass 圧延の段階ですでに大角粒界からなる微細粒が生成し始め, 4-pass 圧延ではおおむね大角粒界で囲まれた微細粒組織となることがわかる. オーバル孔型・スクエア孔型による圧延によって, きわめて効率的に大角微細粒組織が形成できることが示された結果である.

大森らのスクエア孔型を用いた圧延では⁷⁾, 80 角から 18 角まで 23 パスで圧延が行われ, 圧延温度は 773–823 K であり, 圧延温度は本研究とほぼ同等であった. Fig. 15 に示すように, 減面率 R が 71% (11-pass) では, 加工硬化組織であり, 全く微細粒の生成は認められない. $R = 87\%$ (17-pass) で部分的に微細粒の生成が始まる. $R = 91\%$ (21-pass) で微細粒がおおよそ全体を占めるようになる. 式(2)で

$$\varepsilon = -2/\sqrt{3} \ln(1-R/100) \quad (2)$$

減面率を塑性相当ひずみ(以下塑性ひずみと表す)に換算すると, $R = 71\%$, $R = 87\%$, $R = 91\%$ の ε は, それぞれ, $\varepsilon = 1.4$, $\varepsilon = 2.3$, $\varepsilon = 2.8$ となり, Fig. 15 に併記した.

オーバル・スクエア圧延の場合の減面率 R は, 2-pass, 4-pass, 6-pass 圧延で, 素材の面積から単純に計算すると, $R = 43\%$, $R = 60\%$, $R = 71\%$ である. 減面率を塑性ひずみに換算すると, それぞれ, $\varepsilon = 0.67$, $\varepsilon = 1.1$, $\varepsilon = 1.4$ となる. 大森らの結果からは, このような小減面率での微細粒の生成は考えられない. スクエア・スクエア圧延のような比較的相似形の孔型で圧延が行われる場合と, オーバル・スクエア圧延のような非相似形の孔型を用いる場合では, 単純な減面率で組織変化を比較できない. 中間にオーバル孔型による圧延を加えることによって, 微細粒が生成し, オーバル・スクエア圧延を繰り返すことによって, 微細粒の生成領域が拡大していく.

微細粒の生成条件は Z 値と塑性ひずみから与えられる. 1

パス圧縮試験で得られた微細化マップを Fig. 16 に示す¹⁷⁾. Z 値と塑性ひずみに応じて, 加工硬化領域 (Work hardened), 部分再結晶領域 (Partially DRX), 再結晶領域 (DRX) に分けられる. 微細粒の生成開始に必要なひずみ, ほぼ全面が微細粒で占められるひずみと Z 値の関係を表している. ひずみ速度は, 全ひずみをパス間時間を含んだ総圧延時間で割ることによって求めた. すると今回の圧延条件の Z 値はおおよそ 10^{14} – 10^{15} s^{-1} であり, Fig. 16 の Z 値とひずみの関係図の中の 2 つの曲線から, 微細粒が生成し始める塑性ひずみは 1, 全面が等軸微細粒となるために必要な塑性ひずみは 3–4 と予測される.

square-18 の中心部に微細粒の生成が認められたが, Fig. 16 よりこの部分には, 見かけの減面率は 40% であるにもかかわらず, 塑性ひずみ 1 以上が導入されたと考えられる. また, square-14 において, 中心部は全面等軸微細粒であり, 見かけの減面率が 60% であるにもかかわらず, 3 以上の塑性ひずみが導入されたと考えられる.

圧延に伴うひずみの蓄積の有限要素法 (FEM) 解析を既報している¹³⁾. 孔型の形状は今回用いたものと若干の違いはあるが, おおむね同等である. Fig. 17 に示すように, 圧延材中心部の塑性ひずみは, oval-1 で 0.8, square-18 で 1.8, oval-2 で 3.0, square-14 では 3 以上となると算出された. また, square-14 ではほぼ圧延材全面にひずみ 3 以上が導入されると算出される. square-12 の結果はないが, 3 以上の塑性ひずみが導入されることは明らかである. 以上のことから, オーバル孔型を用いることによって, 導入される塑性ひずみはスクエア・スクエア圧延の 3 倍程度となると見込まれる. この FEM による塑性ひずみ計算の結果と組織変化を考慮して, Fig. 16 にプロットすると, 本研究の組織変化

は, 微細化マップとおおむね一致する. また, FEM で得られた塑性ひずみの結果を Fig. 15 に記述したが, 減面率では説明のつかない組織変化も, FEM で得られた塑性ひずみで説明可能となる.

Fig. 16 Microstructural evolution along with oval-square caliber rolling plotted in the microstructural evolution map obtained by single-pass compression¹⁷⁾.

Fig. 15 Comparison of microstructural evolution between square-square caliber rolling and oval-square caliber rolling.

Fig. 18 Variation of (a) grain boundary length and (b) fraction of high angle ($15^\circ \leq \text{misorientation } \theta$), middle angle ($5^\circ \leq \theta < 15^\circ$) and low angle ($1.5^\circ \leq \theta < 5^\circ$).

オーバル・スクエア圧延の繰り返しによって、中心部のひずみが増加するだけではなく、周辺部も塑性ひずみが大きくなってゆく。Fig. 6-9 に示した微細粒領域の拡大と FEM で得られた塑性ひずみの増加と大ひずみ領域の拡大は、おおよそ一致するものである。

以上のことからオーバル孔型・スクエア孔型を利用した圧延によって、単純な減面率にくらべきわめて大きなひずみが導入でき結果的に、4 パスで超微細粒組織の形成が可能である。オーバル孔型・スクエア孔型を利用した温間溝ロール圧延が、大ひずみ導入可能な多方向加工であることを実証できた。

square-14 や square-12 において、中心部 L 断面には、伸長粒は全く観察されず、全面等軸微細粒組織が得られている。この点は、オーバル・スクエア圧延は、単に大ひずみを導入するだけではなく、多くのすべり系を活動させる可能性を示すものである。

4.2 力学的性質

試験片は圧延材の中心部から採取したが、Fig. 7, 9, 11 から考えて、試験片の断面で組織はおおよそ均一と考えられる。粒界性格も大きな変化はないと考えている。Murty らは、温間加工された 0.15C 鋼において、導入されたひずみと力学的特性の変化について報告している¹⁸⁾。降伏強さ、引張強さは、導入されたひずみに対して単調に増加し、また、小角粒界であっても強度の上昇に寄与する。一方、シャルピー靱性に関しては、ひずみ 0.7 の時、DBTT は、素材のフェライト+パーライト組織状態よりも上昇し、吸収エネルギーも低下する。ひずみがさらに増加し、1.5 を超えるようになると、DBTT は顕著な低下を示し、吸収エネルギーも増加するようになると報告している。

Fig. 14 の粒界マップに示した 3 水準の方位差角で分類された粒界を、その長さとその割合で整理した結果を Fig. 18 に示す。square-18, square-14, square-12 で、粒界の総長は、おおよそ同じである (Fig. 18(a))。一方、各方位差ごとの粒界長さの割合は大きく変化する。square-18 では、方位差角 15° 未満の粒界が 60% を占めるが、square-14 および square-12 では、方位差角 15° 以上の大角粒界の割合が増加

し、65-70% を占めるようになる。逆に、 5° 未満の粒界は 5% 以下となる (Fig. 18(b))。小角粒界主体の組織から大角粒界主体の組織に変化したことが、DBTT の上昇とその後の顕著な低下をもたらしたと考えられる。square-18 は小角粒界割合が多いこと、すなわち、組織が加工硬化状態であったことが、靱性劣化の原因である。また、今回の研究結果は、Murty らの報告とよく一致している。すなわち、小角粒界は DBTT を上昇させ、大角粒界は DBTT を顕著に低下させることを意味している。オーバル・スクエア 4 パス圧延の結果、大角粒界からなる微細粒組織が形成されたため、微細粒鋼の特徴である高強度化と DBTT の顕著な低下が得られた。

5. ま と め

(1) オーバル孔型、スクエア孔型を用いて温間溝ロール圧延を行うことによって、2 パス圧延 (23 角 $\rightarrow$ オーバル $\rightarrow$ 18 角)、圧下率 40% であっても、大角粒界からなる微細粒が生成する。微細粒生成域は圧延に伴い拡大し、オーバル・スクエア圧延を 3 回 (23 角 $\rightarrow$ オーバル $\rightarrow$ 18 角 $\rightarrow$ オーバル $\rightarrow$ 14 角 $\rightarrow$ オーバル $\rightarrow$ 12 角) 繰り返すことによって、ほぼ全面が大角粒界からなる微細粒組織となる。

(2) スクエア孔型による圧延では、全面微細粒組織化するのに 21 パス (減面率 91%) 必要であったが、オーバル孔型を利用した場合は、6 パス (減面率 71%) で十分であった。多方向加工の効果によって、3 を超える大ひずみが材料内に導入されたためである。

(3) 力学的性質に関しては、80 角から 18 角まで 23 パス (減面率 95%) 溝ロール圧延で得られた超微細組織棒鋼と同等の引張強さ、シャルピー靱性を有しており、オーバル孔型・スクエア孔型を用いた温間溝ロール圧延は効率的な高強度・高靱性超微細粒棒鋼の製造方法といえる。

本研究を進めるに当たり、組織観察、力学的特性試験を担当された野澤智子氏、土谷悦子氏に感謝致します。

文 献

- 1) A. Ohmori, S. Torizuka, K. Nagai, K. Yamada and Y. Kogo: *Tetsu-to-Hagane* **88**(2002) 857-864.
- 2) S. Torizuka: *Ferum* **10**(2005) 188-195.
- 3) V. M. Segel, V. I. Renznikov, A. D. Drobyshesky and V. I. Kopylov: *Russ Metall* **1**(1981) 115-123.
- 4) N. Tsuji, Y. Saito, H. Utsunomiya and S. Tanigawa: *Scripta Mater.* **40**(1999) 795.
- 5) I. Saunders and J. Nutting: *Metal Sci.* **18**(1984) 571-575.
- 6) Y. Kimura, S. Suejima, H. Goto and S. Takaki: *ISIJ int.* **40**(2000) S174-178.
- 7) A. Ohmori, S. Torizuka, K. Nagai, K. Yamada and Y. Kogo: *Tetsu-to-Hagane* **89**(2003) 781-788.
- 8) S. Torizuka, T. Inoue and K. Nagai: *Tetsu-to-Hagane* **86**(2000) 807-814.
- 9) T. Inoue, S. Torizuka and K. Nagai: *Tetsu-to-Hagane* **86**(2000) 793-800.
- 10) The Iron and Steel Institute of Japan: *Handbook of Iron and Steel 3rd edition*, III(2) p. 864.
- 11) S. Torizuka and E. Muramatsu: *Proc. 64th Conf. (the Japan Society for Heat Treatment, 2007)* pp. 23-24.
- 12) S. Torizuka and E. Muramatsu: *Proc. 58th Conf. (the Japan Society for Technology of Plasticity, 2007)* pp. 139-140.
- 13) T. Inoue, S. Torizuka and K. Nagai: *J. Japan Inst. Metals* **69**(2005) 934-942.
- 14) T. Inoue, S. Torizuka, E. Muramatsu and K. Nagai: *Tetsu-to-Hagane* **94**(2008) to be published.
- 15) S. Torizuka: *Materia* **45**(2006) 438-443.
- 16) T. Hanamura, Y. Fuxing and K. Nagai: *ISIJ International* **44**(2004) 610-617.
- 17) S. V. S. Narayana Murty, S. Torizuka and K. Nagai: *ISIJ International* **45**(2005) 1651-1657.
- 18) S. Torizuka, E. Muramatsu, S. V. S. N. Murty and K. Nagai: *Scr. Mater.* **55**(2006) 751-754.