



フェライト域高Z-大ひずみ加工による超微細結晶粒棒鋼、鋼板の作製

Production of Ultrafine-grained Steel Bar and Plate by High Z-large Strain Deformation in Ferrite Region

鳥塚史郎
Shiro Torizuka

物質・材料研究機構
超鉄鋼研究センター 主席研究員

1 はじめに

近年、鉄鋼材料の結晶粒径をサブミクロンレベルにまで超微細化する研究が盛んに行われ、1 μm 以下の超微細フェライト粒を得るための様々な新しい加工熱処理法が提案されている¹⁾。これらは、Fig.1に示すように、オーステナイト相からのフェライト変態を利用する方法「相変態」ルート²⁻⁶⁾と、フェライト相の強加工によって変態を経ずに超微細フェライト粒を得る「再結晶」に大別される⁷⁻¹²⁾。相変態ルートはオーステナイトの加工硬化状態や動的再結晶状態から変態を経由して微細フェライト粒を得る方法であり、 A_{r3} 点以上で加工がおこなわれるため、一般的に750℃以上が圧延温度である場合が多い。そのため、相変態ルートは2 μm までの微細化に有効な方法とされる。すでに、一部の民間企業において平均粒径2-3 μm の熱延鋼板の実機製造が行われるようになっている¹³⁾。一方、フェライトの強加工を利用する再結晶ルートはより低い温度域である700℃以下のいわゆる温間温度域で加工が行われる。フェライトの動的再結晶¹¹⁾によって微細フェライトを生成させしめるもので、1 μm 以下の微細化に有効な方法として注目されている。

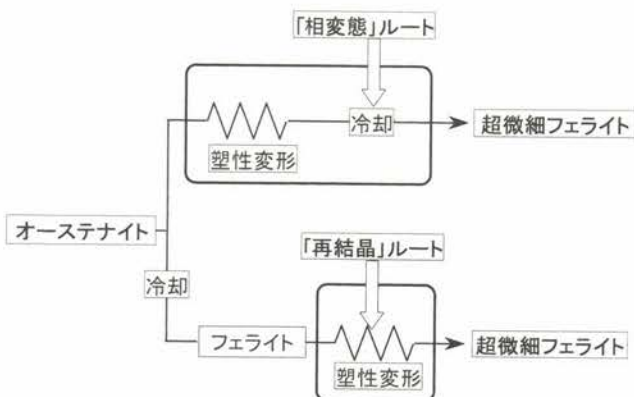


Fig.1 Two routes to form a ultrafine ferrite grain structure

相変態あるいは再結晶を利用したいずれの方法においても、超微細粒組織形成のためにはひずみで1ないし2を超える大ひずみ加工が必要とされる¹⁴⁾。加工条件を表す物理量として、ひずみ以外に加工温度、ひずみ速度があるが、温度補償ひずみ速度である Zener-Hollomon parameterを用いることによって、加工時の負荷を表すことが可能である。

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度 (s^{-1})、 R は気体定数 ($8.31 \text{ J} \cdot \text{mol}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$)、 T は加工温度 (K) である。 Q は高温変形の見かけの活性化エネルギー ($\text{J} \cdot \text{mol}^{-1}$) であり、一般に原子の自己拡散の活性化エネルギーに近い。再結晶ルートの場合、加工温度が温間温度域であり、従来鉄鋼圧延プロセスである熱間温度域にくらべ、高Z領域で加工が行われる。したがって、再結晶ルートの場合を高Z-大ひずみ加工と表現することができる。超微細粒生成に関する代表的研究例である Mechanical milling⁷⁾、繰返し重ね圧延⁸⁾、Equal-channel Angular Pressing⁹⁾も高Z-大ひずみ加工に分類される。

ここでは、フェライト組織の高Z-大ひずみ加工による再結晶ルートを利用した1 μm 以下の超微細粒を有するバルク材の製造について、

- 1) 大ひずみ加工によるフェライト粒の組織変化
- 2) 粒径の支配パラメータ
- 3) 通常の圧延機を用いた超微細粒棒鋼、板材の作製の観点から、筆者らの研究結果をもとに解説する。

2 フェライト粒の大ひずみ加工による組織変化

2.1 ひずみの増加にともなう組織変化

筆者らは、基礎実験として親指程度の大きさ (厚さ12×幅15×長さ18 mm) の小サンプルを用いて、2個のアンビル

間でサンプルを圧縮して、加工温度とひずみ速度を制御しながら1パスで最大4（減面率で98％に相当）に達するひずみをサンプル内に導入する手法を開発した^{4,15)}。この手法によって、フェライト-パーライト鋼（化学組成0.14C-0.41Si-1.43 Mn-0.014P-0.004S masss %）を対象に、加工を行った際の動的な復旧挙動および組織変化を調べてきた^{16,17)}。

本実験手法の意義は、大ひずみが導入できるにもかかわらず、

- ・加工温度一定のもとで大ひずみが導入できること（通電加熱の利用）、
- ・所定のひずみを与えた直後に水冷し、組織の動的変化をとらえることができること

にあり、多パス加工実験で懸念されるパス間の組織変化、再加熱などの温度履歴による組織変化を排除して、加工温度ひずみ速度の影響を精度よく検討できることにある。

したがって、精度の高い大ひずみ加工試験が可能である。

Fig.2¹⁶⁾に、加工温度650℃、ひずみ速度10/sで圧縮加工を行った場合の組織変化の様子を示す。また、Fig.3¹⁶⁾にはひずみの増加にともなう粒界性格の変化に対応するImage Quality mapと Boundary mapを示す。ここで Boundary mapでは赤線が方位差角15°以上の大角粒界、青線は5°以上15°未満の粒界、薄い青線は1.5°以上5°未満の粒界を表す。Fig.2から明らかなように、加工されたフェライト粒は、ひずみの増加にともなって形がつぶれて扁平になってゆく。例えば、Fig.2 (a) ひずみ0.5（減面率で39％）の場合には、扁平になることに加えて、圧縮方向のおおよそ45°方向に直線的な筋が入っていることが観察される。Fig.2 (b) ひずみ1.2（減面率で70％）では、これらの筋（薄くエッチングされる）はさらに増加する。Fig.3 (b) の boundary mapから、ひずみ0.5から1.2の場合に観察された直線的な筋は方位差角5°未満の小角粒界で、そのうちの多くが1.5°未満程度の小角粒界であることがわかる。また、特徴的なことは、Fig.2 (b) の矢印で示すように、初期フェライト粒界に沿っ

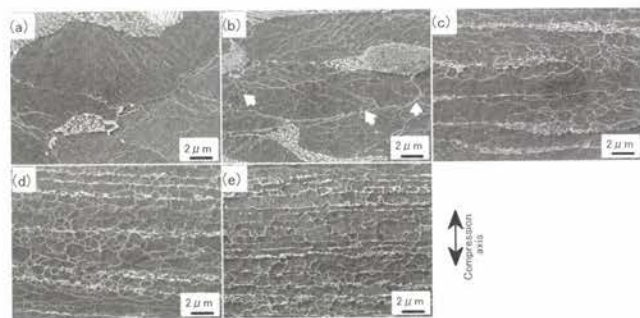


Fig.2 SEM micrographs showing the change in the microstructure with strain through the single pass deformation at 923K and a strain rate of 10/s, (a) $\epsilon = 0.5$, (b) $\epsilon = 1.2$, (c) $\epsilon = 1.7$, (d) $\epsilon = 2.7$ and (e) $\epsilon = 3.8$ ¹⁶⁾

て、少数ながら濃くエッチングされる粒界に囲まれた等軸領域が観察されることである。また、Fig.3 (b) よりそれらの粒界は大角粒界であることがわかる。したがって、本等軸領域は新しいフェライト粒が生成した領域と考えることができる。また、その大きさは1 μm 以下である。さらに、Fig.2 (c) に示すように、ひずみの増加にともない、もともとの粒はますます扁平になってゆくが、等軸粒が占める割合も増加してゆく。Fig.2 (d) のひずみ $\epsilon = 2.7$ （減面率で94％）になると、ほぼ全面が微細等軸粒のみからなり、初期フェライト粒界がどこにあったのか判別できなくなる。また、Fig.3 (d) (f) (h) の boundary mapからも、ひずみの増加にともなって初期フェライト粒は扁平し小角粒界によって分断される一方で、大角粒界に囲まれた等軸粒が増加することがわかる。この等軸粒はおもに大角粒界で囲まれているが、一部に5°以上の小角粒界を含む場合も多い。

生成したフェライト粒の大きさとひずみの関係を定量的に明らかにするために、Fig.4¹⁶⁾の模式図に示すように、それぞれの粒を囲む粒界の方位差角の最小値 $\theta_{\min}$ を基準として、加工によって新たに生じたサブグレインを含むフェライト粒を3つのタイプに分類した。type Aは周囲が全て大角粒界に囲まれているフェライト粒 ($\theta_{\min} \geq 15^\circ$)、type Bは方位差角5°以上の小角粒界と大角粒界のみによって囲まれている

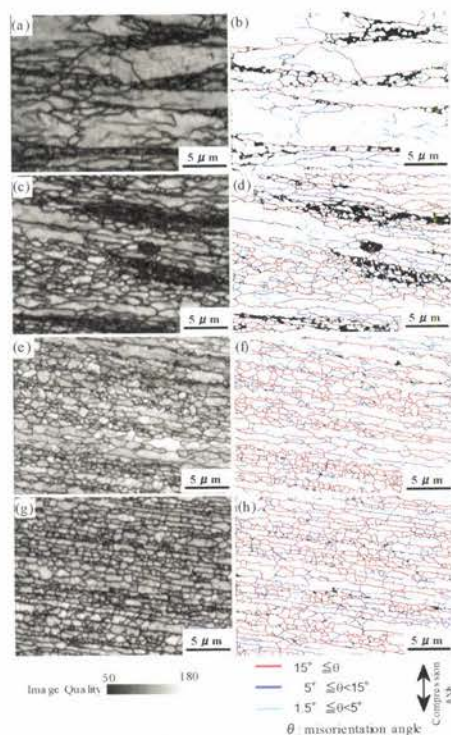


Fig.3 EBSD results showing the Image Quality maps ((a), (c), (e) and (g)) and the Boundary maps ((b), (d), (f) and (h)) for the specimen deformed at 923K and a strain rate of 10/s, (a) $\epsilon = 1.2$, (c) $\epsilon = 1.7$, (e) $\epsilon = 2.7$ and (g) $\epsilon = 3.8$ ¹⁶⁾

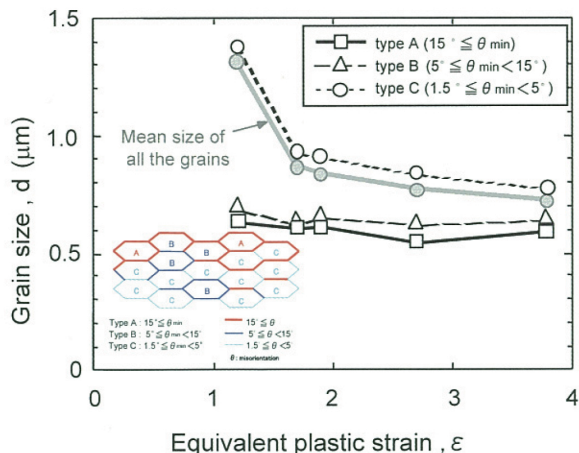


Fig.4 Effect of strain on the size of the newly generated grains through the deformation at 923K and a strain rate of 10/s¹⁶⁾

フェライト粒 ($5^\circ \leq \theta_{\min} \leq 15^\circ$)、type Cは粒の周囲の少なくとも一部分に方位差角 5° 未満の小角粒界を含むフェライト粒である ($1.5^\circ \leq \theta_{\min} < 5^\circ$)。ここで検討の対象とした「フェライト粒」とは、対象としている粒界以外には、EBSDおよびSEM観察結果を総合して内部に明瞭なサブバウンダリーが存在しないと判断された領域である。粒内部にサブバウンダリーが存在する場合は、サブバウンダリーによって分割された各々のサブグレインを「フェライト粒」として扱った。Fig.4にはそれぞれのタイプのフェライト粒の平均粒径に及ぼすひずみの影響を示す。type Cの平均粒径は、ひずみの増加に伴って単調に減少するのに対し、type Aとtype Bの粒径の差は小さく、ひずみにほとんど影響を受けず $0.7 \mu\text{m}$ とほぼ一定であった。なぜ、新粒の大きさが一定なのか、すなわち、加工中に生じた新粒がさらなる加工で変化するかしないのかなど、今後より詳細な検討が必要である。

以上、単純な圧縮加工でも、大ひずみを与えることによって、加工中に、すなわち、動的に超微細フェライト粒組織が得られることを示した。新しいフェライト粒が生成し始めるひずみは1.2とかなり大きく、また、新粒の大きさはひずみによらず一定であることが注目される。

2.2 結晶粒径と加工条件の定量的関係

加工温度を500—750℃と変化させ、ひずみ速度を0.01—10/sと変化させて、生成したフェライト粒の大きさを測定した。その結果、フェライト粒の大きさはひずみには影響されずに、加工温度およびひずみ速度に影響されることがわかった。 5° 以上の方位差角を持つ粒界で囲まれ内部にサブグレインを含まない新しく生成したフェライトの平均粒径 (type Aとtype Bの平均粒径) のZ因子依存性をFig.5^{16, 17, 18)}に示す。Qにはキュリー点 ($T_c = 1053\text{K}$) 以下のフェライト

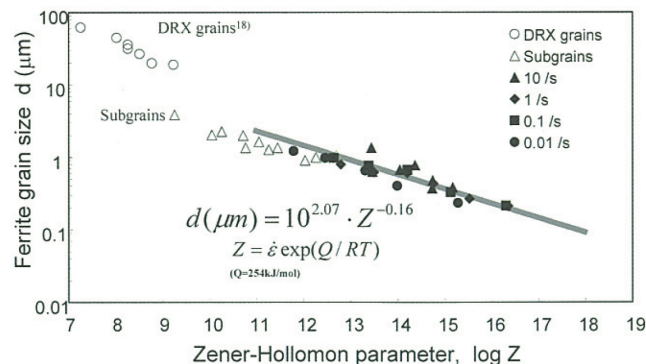


Fig.5 Relationship between the average grain size of newly generated ultrafine grains and Z-H parameter^{16, 17, 18)}

鉄の自己拡散の活性化エネルギー 254 kJ/mol を、ひずみ速度には見かけの圧縮ひずみ速度 $\dot{\epsilon}$ を用いた。本研究のデータはほぼ1本の直線上に乗り、粒径 d とZ因子の間には次の関係があった。

$$d(\mu\text{m}) = 10^{2.07} \cdot Z^{-0.16} \quad \dots\dots\dots (2)$$

つまり、平均粒径はZ因子で決定される。このことから、 $1 \mu\text{m}$ を得ようとした場合、 $\text{Log} Z = 12$ の加工条件 (温度、ひずみ速度) を選択すればいい、また、 $0.5 \mu\text{m}$ を得ようとした場合は、 $\text{Log} Z = 14$ で加工すればいいことがわかる。 $0.1 \mu\text{m}$ を得ようとしたら、 $\text{Log} Z = 17.5$ となるような加工条件を選択すれば、達成可能性があることを示している。

3 高Z—大ひずみ加工のバルク材製造への適用

3.1 バルク材を作製するためのポイント

上述の基礎研究結果をもとに、高Z—大ひずみ加工のアイデアを適用することによって、バルク材が製造可能かを検証した。その際のポイントは以下の3点である。

- 1) 素材全域への大ひずみの導入。
- 2) 多パス化が可能かどうか。
- 3) 1パスあたりの圧下率には、必要な最低限度があるか。

3.2 超微細粒棒鋼

3.2.1 作製方法

大ひずみを、板または棒のようなバルク材に導入するためには、一般的には大減面をとる加工を行う必要がある。たとえば、ひずみ3の加工は減面率95%に相当する強加工である。棒鋼圧延が平ロール圧延に比べて有利な点は、2次元的に減面されるため、板材に比べ大きな減面率を取りやすいことである。そこで、まず、溝ロール圧延機を用いて、中間温度域で総減面率95%、ひずみ3.4を与える圧延を行い、

超微細粒組織が形成できるか、また、粒径はZ因子の式に従うのかを検証した¹⁹⁾。

SM490相当の化学組成(2章で用いたもの)の真空溶解鋼を供試鋼とし、熱間鍛造によって ϕ 115 mm×長さ600 mm(約50 kg)の圧延素材を採取し、それに温間多パス溝ロール圧延を施した。Fig.6¹⁹⁾に示すように、まず圧延素材を1173Kに加熱してオーステナイト単相とした後、 A_{r3} 点付近の1023–993Kの温度範囲において、最終パスが80角の孔型まで10パスの圧延(Stage I、累積減面率40%)を行った。続いて、圧延材を温間圧延目標温度の823Kまで空冷し、70 mm角から17 mm角までの孔型によって、21パスの温間圧延(Stage II、累積減面率95%)を行った。Stage IIの1パスあたりの圧下率は8–20%である。

Stage Iの圧延は組織調整のための熱間圧延である。主にStage I終了後の空冷中に進行するフェライト変態とパーライト変態によって、Stage II直前のマイクロ組織は等軸フェライトとパーライトの2相組織になっている。続くStage IIの823Kにおける温間多パス圧延が超微細フェライト粒組織形成プロセスである。本実験に用いた溝ロール圧延機は民間実稼動のものである。Fig.7 (a)に圧延後の棒鋼の概観写真を示すが、断面が18 mm角で、長さが20 mである。

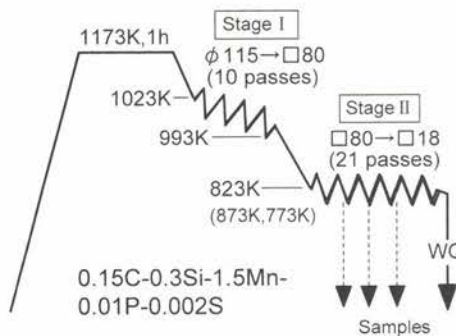


Fig.6 Schematic illustration of the caliber rolling process¹⁹⁾

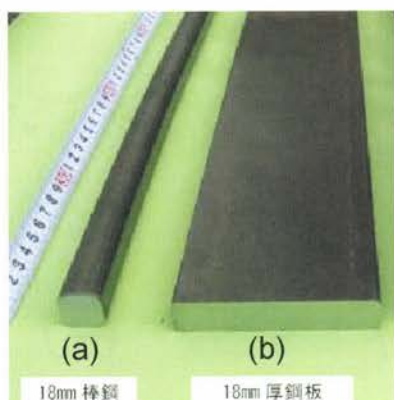


Fig.7 Aspect of ultrafine grained bask steel, (a) bar and (b) plate

3.2.2 ひずみと組織変化

Fig.8¹⁹⁾にひずみの増加にともなう組織変化を示す。最も累積圧下率の小さい75%の場合、表面部分(a)ではすでにエッチングの濃さでは初期粒界と区別できない明瞭な粒界に囲まれた等軸状のフェライト粒の生成が認められた。一方、中心部分(b)では、初期フェライト粒界のみが濃くエッチングされ、粒内には薄くエッチングされる亜粒界のみが認められるのみであった。Stage IIの圧延直前に存在していたパーライトは、既にこの段階で加工によって分断され、写真(a)の左下隅に観察されるような粒状のセメンタイトの集団に変化していた。累積圧下率が87%まで増加した(c)では等軸粒の生成は明らかであり、中心部(d)においても等軸状の超微細フェライト粒が一部に生成し始めていた。累積圧下率91%の(e)、(f)では、表面部分と中心部分の組織に差は小さくなる。累積圧下率95%の18 mm角材では、(g)、(h)に示すようなほぼ全面が超微細フェライト粒からなる平均粒径0.70 μ m(公称粒径)の組織が得られた。このように、超微細粒の分率は累積圧下率が増加するにしたがって増加したが、平均粒径は圧下率に依存せずほぼ一定であった。

Fig.9¹⁹⁾には、18 mm角材中心部の組織のEBSD解析結果を示す。(a)(c)はImage Quality像、(b)(d)は方位差角が5°以上の粒界のみを表示したboundary mapである。15°以上の大角粒界を太線で示した。サブグレインや圧延方向に伸長したフェライト粒も残存しているが、大角粒界に囲まれた1 μ m未満の等軸状超微細フェライト粒がL断面でも多数認

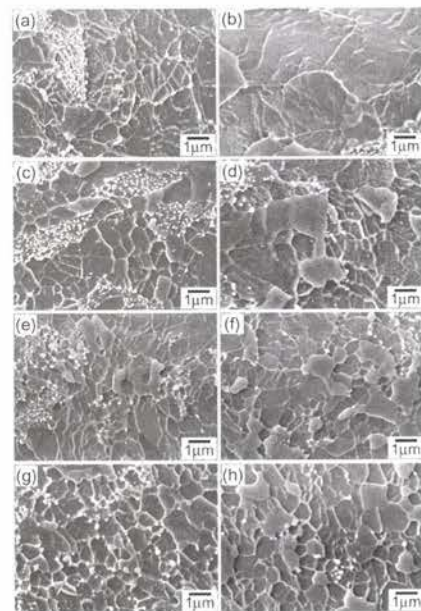


Fig.8 SEM micrographs showing microstructure caliber rolled at 823K with accumulative reduction of (a) (b) 75%, (c) (d) 87%, (e) (f) 91% and (g) (h) 95% in area. The observed area is at 1mm away from the surface for (a), (c), (e) and (g) and at the center on the cross section for (b), (d), (f) and (h)¹⁹⁾

められる。初期フェライト粒が伸延するだけでなく、大きな方位差を持つ領域が大ひずみ加工によって新たに導入され、それが初期フェライト粒を分断して超微細フェライト粒を形成していることを示している。

3.2.3 結晶粒径とZ因子の関係

多パス圧延におけるひずみ速度は、各圧延時のひずみ速度と考えるのが一般的であるが、今回のようにひずみの蓄積が明らかな場合、必ずしも妥当な方法であるとは思えない。再結晶現象は拡散に支配される現象であり、パス間時間も含めて反応時間という考え方をする方が妥当であると考え。そこで、温間圧延 (Stage II) の総パス数21パスに要した時間 (パス間時間を含む) を反応時間とし、導入されたひずみ3.4をもとにひずみ速度を計算した。また、圧延温度は、773K、823K、873Kの3条件で検討した。Fig.10¹⁹⁾に1パス圧縮お

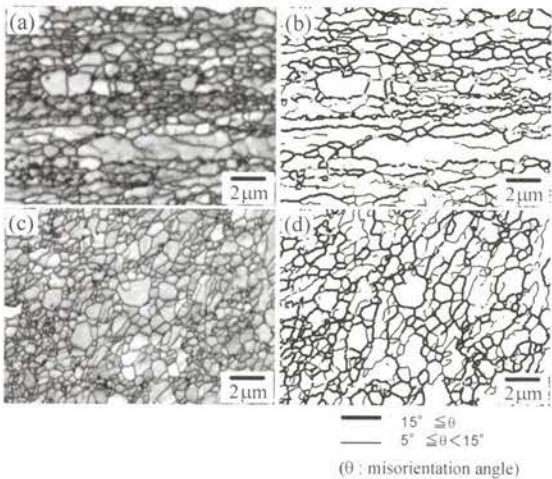


Fig.9 EBSD analysis showing the Image Quality maps (a), (c) and Boundary maps (b), (d). The observed area is at the center on the longitudinal section (a), (b) and the cross section (c), (d) of the steel bar caliber rolled at 823K with the accumulative reduction of 95% in area¹⁹⁾

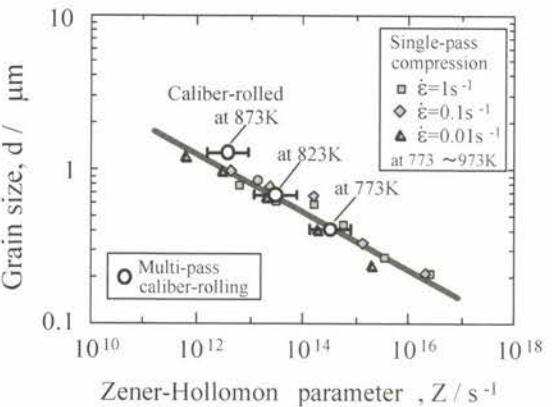


Fig.10 Comparison of the average ferrite grain size obtained by the multi-pass caliber rolling and by the single-pass compression¹⁹⁾

よび多パス圧延で得られた粒径とZ因子の関係を同時に示すが、両者は良い一致を示している。873Kの場合、やや外れ粒径は大きめになっている。これは、圧延温度が高い場合は、パス間での組織変化が無視できなくなることを示している。したがって、圧延温度が低い場合は、ここで試みたひずみ速度の計算法で現象をよく説明できることがわかった。

- 温間多パス棒鋼圧延の結果から以下のことがわかった。
- 1) 多パス圧延においても、1パス圧縮加工と同様の過程を経て、超微細フェライト粒組織が形成される。
 - 2) 結晶粒径は多パス圧延でもZ因子で決まる。
 - 3) 1パスの圧下率が8—20%%でも微細粒の生成に必要な累積ひずみが得られる。

3.3 板材の作製

3.3.1 温間多パス1方向圧下圧延および2方向圧下圧延
板材製造は平ロール圧延機を用いることが特徴である。溝ロールに比べ板とロールの接触面積が大きいため、温間圧延時における反力が大きくなり、1パス当たりより小減面率圧延、すなわち、より多パス圧延が不可避である。

- したがって、そのような制約下で板厚10 mmを超える厚板材作製において、
- 1) 導入ひずみが2.6程度で、板厚中心部まで微細組織を得られるか、
 - 2) 1パスあたりの減面率が10%程度の多パス圧延でも微細組織を得られるか、
- が主な検討のポイントである。ここでは温間多パス1方向圧下圧延と多方向加工^{20, 21)}としての2方向圧下圧延を比較して、組織、力学的性質の変化の違い検討した²²⁾。

圧延条件をFig.11²²⁾に示す。圧延にはロール径530 mm、定格圧延荷重300tonの実験室規模の圧延機を用いた。圧延工程を3段階の多パス圧延に分割し、それぞれの段階が終了

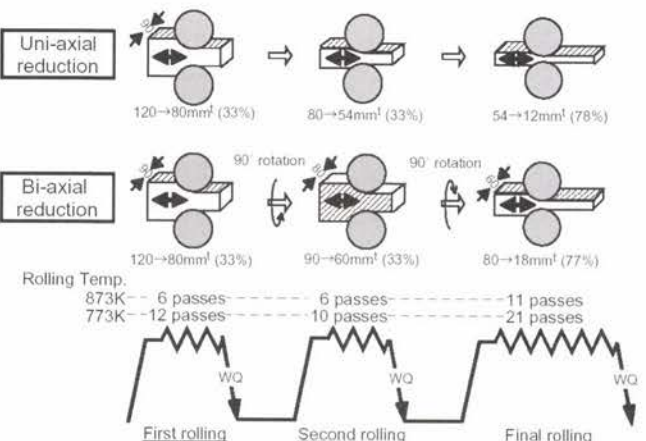


Fig.11 Schematic illustration of the uni-axial and bi-axial warm rolling²²⁾

した後に直ちに銅板を室温まで水冷した。次の段階の圧延を行う際には銅板を熱処理炉で再加熱した。1方向圧下圧延は、第1段階から第3段階の全ての圧延工程で同じ方向に圧下する通常の圧延である。また、2方向圧下圧延を実現するため、第2段階の圧延で材料を回転して圧下方向を90°変化し、板幅方向に累積で33%圧下する圧延を行った。1方向圧下、2方向圧下圧延ともに、相当ひずみが2.66となるように、目標累積圧下率をそれぞれ90%、85%とした。第1段階および第2段階の各パスの平均圧下率は6.0%、第3段階は12.5%である。また、目標圧延温度は873Kおよび773Kである。

3.3.2 ミクロ組織

2方向圧下圧延材の外観をFig.7 (b) に示すが、厚さ16 mm幅75 mmの板材が得られた。Fig.12²²⁾には、1方向圧下圧延材および2方向圧下圧延材の板厚中央部のミクロ組織を示す。板幅方向 (TD 方向) に垂直な断面をL断面 (Longitudinal section)、圧延方向 (RD 方向) に垂直な断面をT断面 (Transverse section) とする。Fig.12 に示した1方向圧下圧延材のL断面組織は、RD 方向に伸長した層状のフェライト粒と分散セメンタイト粒子からなる。T断面では、等軸状のフェライト粒とTD 方向に伸長したフェライト粒が混在して観察された。T断面写真から測定した平均フェライト粒径 (公称粒径) は1.0 μm であった。

一方、2方向圧下材の組織も超微細フェライト粒と分散セメンタイト粒子からなり、RD 方向に伸長したフェライト粒が多く観察された。しかしながら、1方向圧延材に比べると等軸状あるいはアスペクト比の小さいフェライト粒が多いことが、T断面組織において認められる。T断面写真から測定した2方向圧下材の平均フェライト粒径 (公称粒径) は1.2 μm

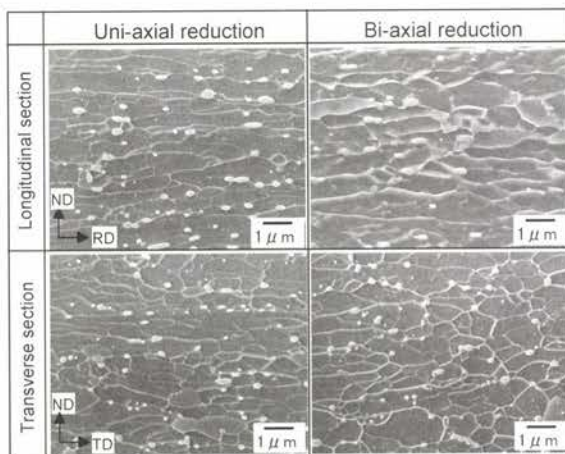


Fig.12 SEM microstructure of the plate rolled uni-axially and bi-axially at 873K. The observed area is at the center of the thickness²²⁾

であった。1方向圧下材、2方向圧下材で得られた粒径は同程度であるが、2方向圧下の方がより等軸な微細粒が得られる。このように、平ロール圧延機を用いた板材においても、ひずみ2.6を導入する大ひずみ加工を高Z域で行うことによって、超微細粒組織を得ることができる。なお、圧延温度773Kの場合の粒径は、1方向圧下材、2方向圧下材で、それぞれ、0.57 μm と0.59 μm であった²²⁾。

4 棒鋼および板材の力学的性質

最後に棒鋼、板材の力学的性質を簡単に紹介する。

(1) 結晶粒径と強度の関係

棒鋼をさまざまな温度で圧延、焼鈍し粒径を変化させ、降伏強さと引張強さと結晶粒径の関係をプロットしたものがFig.13である。降伏強さ、引張強さは結晶粒径の $-1/2$ 乗に比例している。したがって、今回の温間圧延法によって製造された棒鋼、板材は、力学的特性の向上という観点から有効に微細化されていると言える。

(2) 応力-ひずみ曲線

Fig.14に棒材、板材の代表的応力-ひずみ曲線を示すが、

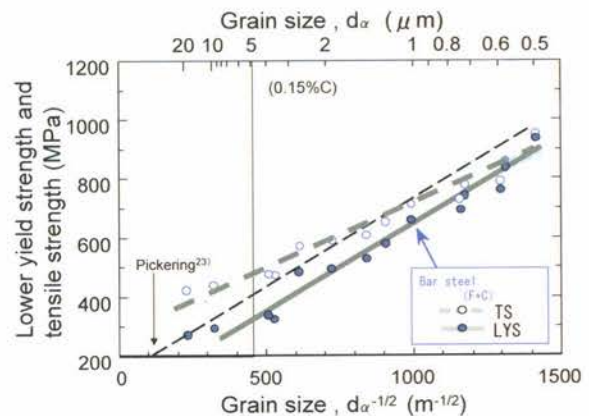


Fig.13 Relationship between grain size, lower yield strength and tensile strength

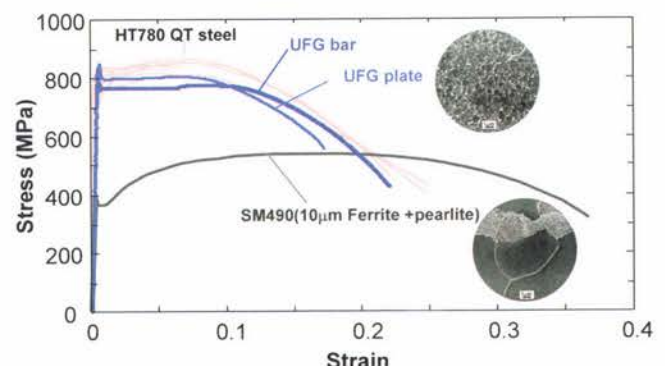


Fig.14 Nominal stress-strain curve of SM490 steel, HT780 steel, ultrafine-grained (UFG) steel bar and ultrafine-grained plate

高YR (降伏比) の特徴的な形を呈する。参考までに代表的市販厚板用HT780の応力-ひずみ曲線を示す。焼入・焼戻しで製造されたHT780と0.5 μm 微細粒鋼は引張強さやのびは同等である。加工硬化を大きくするためには、第2相、すなわち、セメンタイトの分散が有効である。その体積率が大きくなるほど、すなわち、炭素量が大きくなるほど、加工硬化は大きくなり、結果的に、低YRとなり、一様伸びも増加する²⁴⁾。

(3) シャルピー靱性

フルサイズのシャルピー試験結果は微細粒鋼の優れた靱性を示している。通常のSM490鋼の遷移温度は0℃より低い程度であるが、Fig.15に示すように微細粒化によって、顕著な遷移温度の低下がもたらされる。問題点としては、板材の場合にかぎるが、シャルピー試験片の破面にはセパレーションが生じることである。これは、温間圧延にともなう圧延集合組織の形成に起因する。なお、2方向圧下圧延は、1方向圧下圧延に比べ、吸収エネルギーを高める結果が得られている²²⁾。

(4) 疲労

Fig.16²⁵⁾に引張強さと疲労限の関係を示す。超微細組織棒鋼における引張強さと疲労限の比は0.566であった。フェライト-パーライト鋼における比が0.395であったのに比べ、マルテンサイト鋼の0.522と同等もしくはそれ以上であり、微細粒化は疲労強度の向上にも有効であることを示している。

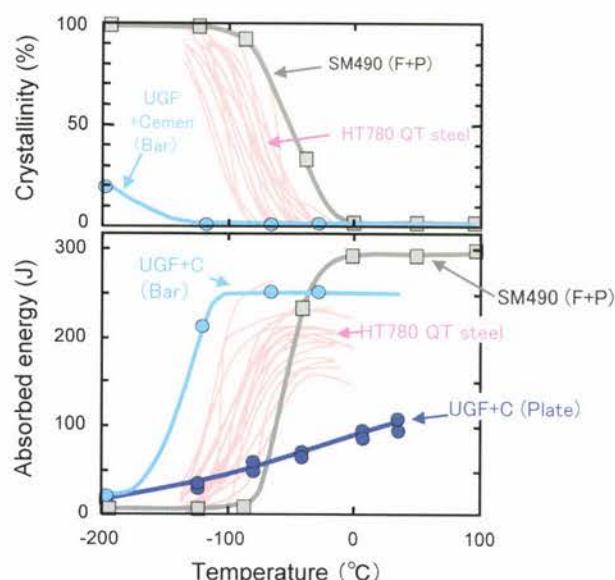


Fig.15 Results of full-size Charpy impact tests

5 おわりに

高Z-大ひずみ加工による再結晶ルートを利用した1 μm 以下の超微細フェライト粒組織を有するバルク材の製造について、1パス圧縮加工熱処理実験での基礎研究結果と棒鋼、板材製造への適用について解説した。

1) 結晶粒径はZ因子で決定される。

2) 多パス圧延化が可能であり、1パスあたりの圧下率は10%程度でもいい。

その結果、棒鋼については、民間実機の圧延機によって18 mm 角×20 mのバルク材が製造でき、板材については、ラボ圧延ながら、板厚16 mm×幅75 mmのバルク材が製造できた。

高Z-大ひずみ加工に関して多パス圧延化が可能であるため、棒鋼、板材のバルク材の製造については、大ひずみの効果的導入がキーであり、多方向加工の研究がきわめて重要であると考えられる。

参考文献

- 1) 牧正志：第177・178回西山記念技術講座，日本鉄鋼協会，東京，(2002)，3.
- 2) Y.Adachi, T.Tomida and S.Hinitani：Tetsu-to-Hagane, 85 (1999)，620.
- 3) Y.Adachi, T.Tomida and S.Hinotani：Proc. of 3rd Symp. on Super Metal, RIMCOM & JRCM, Tokyo, (2000)，73.
- 4) S.Torizuka, O.Umezawa, K.Tsuzaki and K.Nagai：Mater. Sci. Forum, 284-286 (1998)，225.
- 5) S.Torizuka, O.Umezawa, K.Nagai, K.Tsuzaki, S.Genda and Y.Kogo：Proc. of Int. Conf. of Solid-

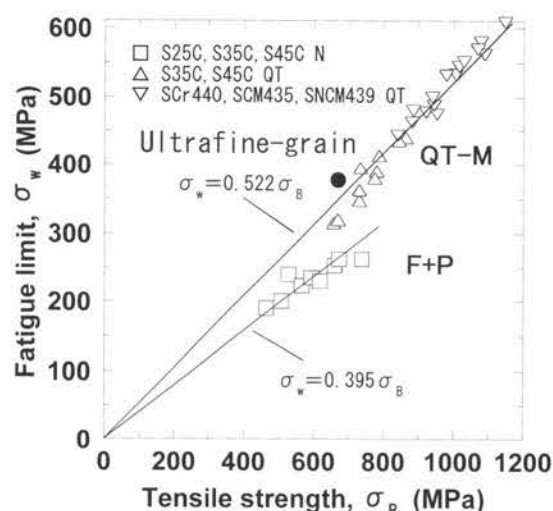


Fig.16 Relationship between fatigue limit and tensile strength²⁴⁾

- Solid Phase Transformation '99 (JIMIC-3), ed. by M.Koiwa, K.Otuka and T.Miyazaki, JIM, Sendai, (1999), 1533.
- 6) T.Yokota, T.Shiraga, K.Sato and M.Niikura : Tetsu-to-Hagane, 86 (2000), 479.
 - 7) S.Takaki, K.kawasaki and Y.Kimura : Journal of Materials Processing Technology, 117 (2001), 359.
 - 8) N.Tsuji, Y.Saito, H.Utsunomiya and S.Tanigawa : Scripta Mater. 40 (1999), 795.
 - 9) A.Azushima, K.Aoki and T.Inoue : Tetsu-to-Hagane, 87 (2001), 762.
 - 10) M.Fujioka, Y.Abe and S.Aihara : Proc. of 4th Symp. on Super Metal, RIMCOM & JRCM, Tokyo, (2001), 143.
 - 11) A.Belyakov, T.Sakai and H.Miura : Mater. Trans. JIM, 41 (2000), 476.
 - 12) T.Hayashi, S.Torizuka, T.Mitsui, K.Tsuzaki and K.Nagai : CAMP-ISIJ, 12 (1999), 385.
 - 13) R.Kurahashi, I.Chikushi, K.Morimoto and J.Yanagimoto : Tetsu-to-Hagane, 88 (2002), 747.
 - 14) S.Torizuka, K.Nagai and A.sato : Journal of JSTP, 42 (2001), 287.
 - 15) T.Inoue, S.Torizuka, K.Nagai, K.Tsuzaki and T.Ohashi : Material Science and technology, 17 (2001), 1580.
 - 16) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, K.Yamada and Y.Kogo : Tetsu-to-Hagane, 88 (2002), 857.
 - 17) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, N.Koseki and Y.Kogo : Materials transaction, 45 (2004), 2224.
 - 18) N.Tsuji, Y.Matsubara, Y.Saito and T.Maki : J.Jpn.Inst.Met, 62 (1998), 967.
 - 19) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, K.Yamada and Y.Kogo : Tetsu-to-Hagane, 89 (2003), 781.
 - 20) T.Inoue, S.Torizuka and K.Nagai : Tetsu-to-Hagane, 86 (2000), 793.
 - 21) S.Torizuka, T.Inoue and K.Nagai : Tetsu-to-Hagane, 86 (2000), 807.
 - 22) A.Ohmori, S.Torizuka and K.Nagai : Tetsu-to-Hagane, 89 (2003), 765.
 - 23) 藤田利夫, 柴田浩司, 谷野満訳 : 鉄鋼材料の設計と理論 (F.B.Pickering 著), 丸善, (1981), 46.
 - 24) A.Ohmori, S.Torizuka and K.Nagai : ISIJ international, 44 (2003), 1063.
 - 25) T.Sawai, S.Matsuoka and K.Tsuzaki : Tetsu-to-Hagane, 89 (2003), 726.

(2004年9月24日受付)