

# 超微細フェライト-セメンタイト鋼のBimodal粒径組織における延性-脆性遷移

花村 年裕\*・趙 明純\*<sup>2</sup>・邱 海\*・殷 福星\*・長井 寿\*

Ductile-to-brittle Transition in a Bimodal-sized Grain Structure for an Ultrafine-grained Ferrite/Cementite Steel

Toshihiro HANAMURA, Ming-Chun ZHAO, Hai QIU, Fuxing YIN and Kotobu NAGAI

**Synopsis** : A bimodal-sized microstructure lied in ultrafine-grained ferrite/cementite steel fabricated through caliber-warm-rolling followed by annealing. The ferrite grain size distribution had a bimodal distribution consisting of two peaks, a large peak and a small peak. A distinct absorbed energy transition or ductile-to-brittle transition occurred in Charpy impact tests. The ductile-to-brittle transition was due to the intrusion of cleavage. The transition shifted to higher temperature region with an increase in average grain size for the larger grain peak, with a simultaneous change in effective grain size on fracture surface. The effective grain size apparently corresponded to the grain size of a larger grain peak of the bimodal grain size distribution. More precisely, the effective grain size was found to better correspond to the larger peak of the bimodal distribution of grains with {100} planes almost parallel to the fracture plane. Fracture stress estimated became higher with a decrease in effective grain size. Namely the ultra-refinement of ferrite grain size could bring about the high fracture stress and contribute to an excellent toughness even for the bimodal-sized structure.

**Key words** : ultrafine grained microstructure; impact test; ductile-to-brittle transition; effective grain size.

## 1. 緒言

単純組成のC-Mn鋼における超微細フェライト/セメンタイト(UGF/C)組織は超微細フェライト母相とナノサイズのセメンタイト粒子からなることが報告されている<sup>1-5)</sup>。しかも、セメンタイト粒子が局所的に高密度に分布する領域を持ち、セメンタイト粒子間隔がフェライト粒成長を決定要因となるため、結果としてフェライト粒組織がBimodal分布をもつことがある<sup>6)</sup>。

粒径( $d$ )が小さくなると、一般に延性-脆性遷移温度は次の経験則<sup>7-9)</sup>に従って低温側に移行することが知られている。

$$DBTT = A - kd^{-1/2} \quad \text{or} \quad A - k \ln d^{-1/2}$$

ここで $A$ と $k$ は実験によって決まる定数である。フェライト-パーライト(F/P)組織ではこの $d$ 値は見かけ上平均フェライト粒径に相当するが、焼入れ・焼戻し(QT)組織の場合は、脆性破面観察において結晶粒のような単位として識別される有効結晶粒径( $d_{\text{eff}}$ )に相当する<sup>10)</sup>。これに対して、Terasakiらは有効結晶粒径と同様の考え方として「破面単位(unit crack path)」という用語を用いている<sup>11)</sup>。

Hanamuraら<sup>12)</sup>は超微細フェライト/セメンタイト鋼において有効結晶粒径( $d_{\text{eff}}$ )は平均フェライト粒径ではなく、Bimodal粒径組織の大粒径域モード値(最頻粒径)にほぼ

一致することを一例のみだが示している。また、Zhaoら<sup>13)</sup>は焼鈍した超微細フェライト/セメンタイト鋼が下記の式においてBimodal粒径組織の小粒径域モード値または大粒径域モード値のいずれでもなく、全体の平均粒径をパラメータ $d$ に用いた時にのみHall-Petch則が成り立つことを示した。

$$\sigma_s = \sigma_i + kd^{-1/2}$$

以上のことは、超微細フェライト/セメンタイト鋼においては、降伏強さを決める粒径と延性-脆性遷移温度を決める粒径が異なる可能性が高いことを示すものである。

そこで、本研究では超微細フェライト/セメンタイト鋼を用い、Bimodalフェライト粒組織における有効結晶粒径と延性-脆性遷移温度の関係を系統的に明らかにするために、溝ロール温間圧延とその後の熱処理でBimodalフェライト粒組織を様々に変化させて、衝撃試験で破断した脆性破面の観察<sup>14)</sup>によって有効結晶粒径を決め、さらにそれと微視組織との関係付けを行った。

## 2. 実験方法

本研究で用いた単純組成C-Mn鋼の化学組成はmass%で0.154C, 0.301Si, 1.504Mn, 0.011Al, 0.002S, 0.001Pであ

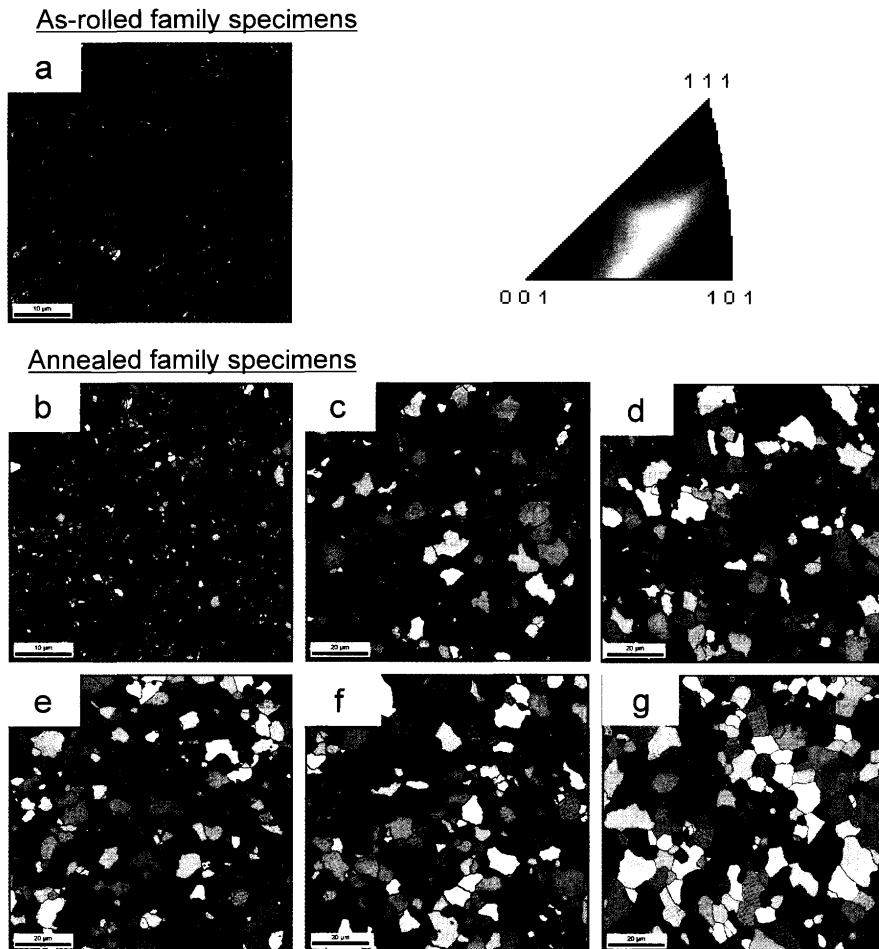


Fig. 1-1. EBSD maps and area-fraction distributions of the grain sizes, manifested by the boundaries with the misorientation above 1 degree. (a) The as-rolled; (b) 873 K–15 min; (c) 873 K–20 min; (d) 873 K–25 min; (e) 873 K–30 min; (f) 873 K–60 min; (g) 873 K–600 min.

る。本研究における試料準備および焼鈍条件等についてはすでに他で報告している<sup>6)</sup>。焼鈍条件としては、Ar雰囲気下で、693K×60分、743K×60分、873K×10、15、20、25、30、60、600分の各々の熱処理後、水冷した。微視組織については試料の圧延方向に垂直な断面に対し、試料表面を機械研磨、パフ研磨、2%ナイトール溶液でエッチング後、走査電子顕微鏡(SEM)を用いて観察、解析した。平均フェライト結晶粒径はSEM微視組織像より切片法で決定した。フェライトの結晶学的方位関係の情報についてはSEM観察と同じ試料を用いてEBSD (electron back scattering diffraction)で解析した。

ゲージ直径3.5 mm、ゲージ長25 mm円柱引張試験片を圧延棒材の長手方向を試料の長手方向として機械加工で切り出した。引張試験は0.5 mm/minの歪速度で、323K、293K (室温)、210K、77Kの4種の温度で行った。シャルピー衝撃試験用試料は10 mm角、55 mm長、2 mmのVノッチ形状の標準試料を用いて行った。この際も、長手方向は圧延棒材の長手方向とした。シャルピー衝撃試験は373Kから4.2Kの間の温度範囲で行った。破断した衝撃試験片の巨視的および微視的破面観察を各々、デジタルカメラとSEMを用いて行った。

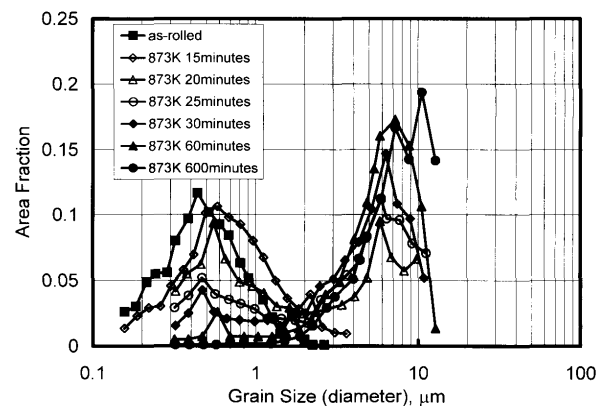


Fig. 1-2. EBSD maps and area-fraction distributions of the grain sizes, manifested by the boundaries with the misorientation above 1 degree; area-fraction distributions of the grain size.

### 3. 実験結果

#### 3.1 Bimodal分布粒径組織

本研究で用いた試料のSEM微視組織像はすでに別の論文<sup>13,15)</sup>で示されており、いずれもBimodal分布粒径組織をもつことがわかっている<sup>6)</sup>。ここでは、これらの粒径組織のEBSD方位マップをFig. 1-1に、粒径毎の面積率ヒストグラムをFig. 1-2に示す。前者では、粒界は1°以上の方位

差角を持つ粒界を表示してある。Fig. 1-2に見られるように、すべての試料が、粒径分布に2つのピークを有している(Bimodal)。小粒径域は高密度セメンタイト粒子分布領域に対応し、大粒径域は通常密度のセメンタイト粒子分布域に対応している<sup>6)</sup>。小粒径域の面積率は焼鈍時間の増加と共に徐々に減少し、大粒径域の面積率は焼鈍時間とともに徐々に増加する。小粒径域モード値(最頻粒径)は焼鈍時間と共に増加するが、大粒径域モード値は873K、600分の焼鈍まで、変化しない。

粒径のこのような変化は焼鈍によるセメンタイト粒子の成長・合体を反映したものである<sup>6)</sup>。実際に、圧延ままの試料(as-rolled)と比較して693K×60分、743K×60分、873K×10分の焼鈍後の微視組織は殆ど変化していない。これ以降、本論文では、これらをまとめて「圧延まま材グループ」と呼ぶこととする。一方、873Kで焼鈍を15分以上施すと、微視組織の様相は焼鈍時間と共に変化した。そのため、これ以降、これらを「焼鈍材グループ」と呼ぶ。

### 3.2 衝撃エネルギー遷移と有効結晶粒径

Fig. 2にシャルピー衝撃試験のエネルギー遷移曲線を示す。いずれの試料でも、上部棚エネルギーから下部棚エネルギーへの顕著なエネルギー遷移が起きていることが確認される。圧延まま材グループはほぼ同じエネルギー遷移曲線を示す一方、焼鈍材グループでは上部棚、下部棚エネルギー共に、大きな変化が見られる。すなわち、焼鈍時間の増加、つまり、大粒径域モード値の増加と共に、上部棚エネルギーが上昇し、下部棚エネルギーが減少する傾向が見られる。

エネルギー遷移は遷移域が高温ほど、狭い温度領域で生じている。例えば、圧延まま材グループでは、約193K以上の上部棚(約220J)域から約77K以下の下部棚(約25J)域へのエネルギー遷移が起こる。焼鈍材グループでは、873K×15分焼鈍試料で約193K以上の上部棚(約260J)域から約77K以下の下部棚(約15J)域へ、873K×60分焼鈍試料で約193K以上の上部棚(約340J)域から約123K以下の下部棚(約0J)域へ、そして873K×600分焼鈍試料で約233K以上の上部棚(約360J)域から約210K以下の下部棚(約0J)域へ、それぞれエネルギー遷移が起こる。

一般に、結晶構造がbccであるフェライト鋼では低温域において延性モードから脆性モードへの破壊モードの不連続遷移によって、上部棚から下部棚への吸収エネルギー遷移が起こるとされている<sup>16)</sup>。そこで、本研究では、遷移過程における破壊モードの変化を調べるため、Fig. 3に示すようにシャルピー衝撃試験後、デジタルカメラで一連の破面写真を撮影した。ところが、圧延まま材グループは温度変化による破面モードの違いは観察されない。すなわち、上部棚域と下部棚域を峻別する破壊モードは破面上では見出せない。むしろ低温側で粗さを増すように見え、これはいわゆるセパレーションの発生と対応している。セパレー

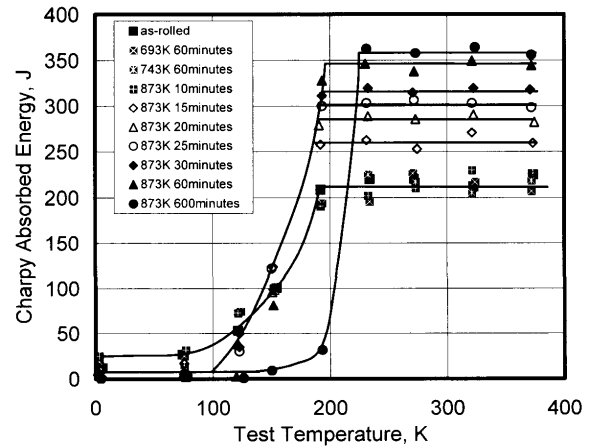


Fig. 2. Absorbed energy transition curves after the Charpy impact tests, showing a clear transition in absorbed energy from an upper shelf to a lower shelf.

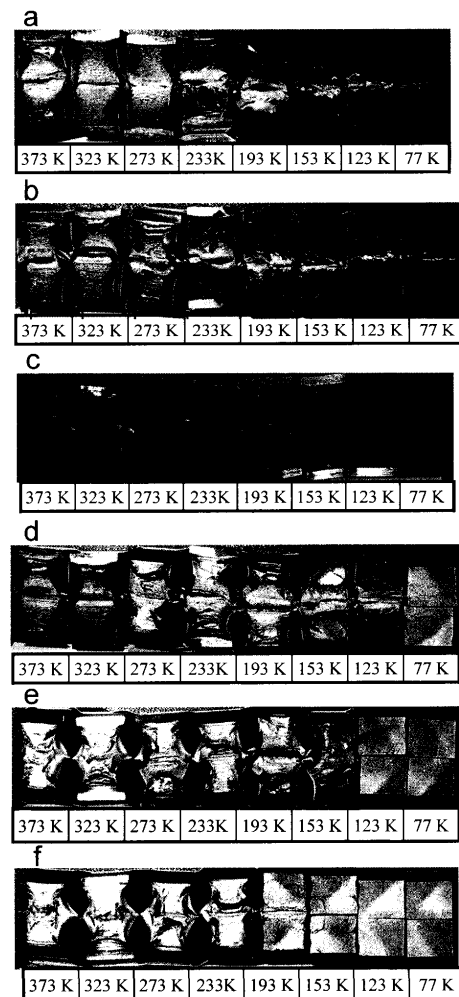


Fig. 3. Fracture surfaces of the broken impact pieces at various test temperatures for the as-rolled and the representative annealed specimens. (a) The as-rolled; (b) 873 K-10 min; (c) 873 K-15 min; (d) 873 K-30 min; (e) 873 K-60 min; (f) 873 K-600 min.

ションは遷移域で観察され、脆性モードでは現れないとされている。本研究では、233Kから193Kの間でセパレーションが発生しており、これは上部棚域であり、セパレー

シオン発生が吸収エネルギー変化を必ずしももたらすものでないことを示している。セパレーションは遷移域や下部棚域でも起こっており、下部棚域でも完全な脆性モードになっていないことも示している。

焼鈍材グループにおいては、上部棚域では延性モードであり、マクロな塑性変形を伴っていることが判る。遷移域ではセパレーションと脆性モードの混合が観察される。これ以下の下部棚域ではセパレーションは観察されなくなり、典型的な脆性モードとなる。

圧延まま材グループと焼鈍材グループについての脆性破面率の温度変化を Fig. 4 に示す。ここで延性-脆性遷移温度を脆性破面率 50% となる試験温度とする。ところで、圧延まま材と焼鈍材グループにおけるシャルピー試験片の破面 SEM 観察<sup>17)</sup>によると、上部棚域は圧延まま材グループおよび焼鈍材グループ材共に完全なディンプル破面であるが、下部棚域では、圧延まま材は少量のへき開破面を持つが主にはディンプル破面であり、焼鈍材グループは全域リバーパターンを伴うへき開破面であることが認められている。

これらから、へき開破面の導入が吸収エネルギーの低下

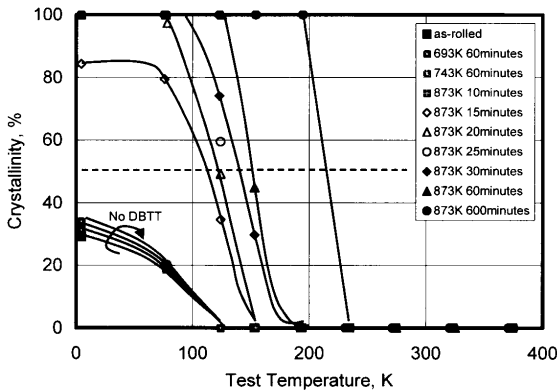


Fig. 4. Change of crystallinity.

をもたらしていると結論される。圧延まま材グループでは最低温でもへき開破壊が破面全面を占めることはなく、定義では延性-脆性遷移温度を決めることができない。焼鈍材グループでは下部棚域で完全なへき開破壊が起こっており、延性-脆性遷移温度を決めることができる。焼鈍材グループでは延性-脆性遷移温度は焼鈍時間の増加と共に顕著に増加している。つまり、大粒径域モード値の増加によって、延性-脆性遷移温度が高温側に移行している。

次に、へき開破壊における平均き裂進展長さである有効結晶粒径  $d_{eff}$  を決定するため、Fig. 5 に示すように 77K で衝撃試験した破断試料について破面側面の SEM 像を観察した。焼鈍材グループにおけるへき開き裂は小粒径域を容易に貫通し、大粒径域の粒界でのみ方位を変化させている。これは小粒径域の粒がへき開き裂の障害としては働いていないことを意味する。へき開き裂はセメンタイト粒子高密度域であってもまっすぐに進展している。Fig. 6 はへき開サブき裂がセメンタイト粒子を分断している例を示す。このように、セメンタイト粒子はナノサイズであってもへき開き裂に対する障害となっていない。

Fig. 7 は  $d_{eff}$  と延性-脆性遷移温度 (DBTT) の関係を示している。参考データとして焼入れ・焼戻し鋼<sup>11)</sup>、フェライト-パーライト鋼 (0.15C-0.26Si-1.44Mn)<sup>18)</sup>、別のフェライト-パーライト鋼 (SM490: 0.15C-0.48Si-1.48Mn)<sup>10)</sup>、と先の論文の焼入れ、焼入れ・焼戻し、および超微細フェライト/セメンタイト鋼 (圧延まま) のデータ<sup>12)</sup> も含めている。これらは、小さな  $d_{eff}$  が小さくなるほど、延性-脆性遷移温度がより低温になることを示しているが、実験データは 2 つのグループに分かれているように見える。ひとつはフェライト、フェライト-パーライトと焼鈍した超微細フェライト/セメンタイトであり、もうひとつは焼入れ (Q)、焼入れ・焼戻し (QT)、ベイナイト (B)、マルテンサイト/ベイナイト (MB) と圧延まま超微細フェライト/セメンタイト

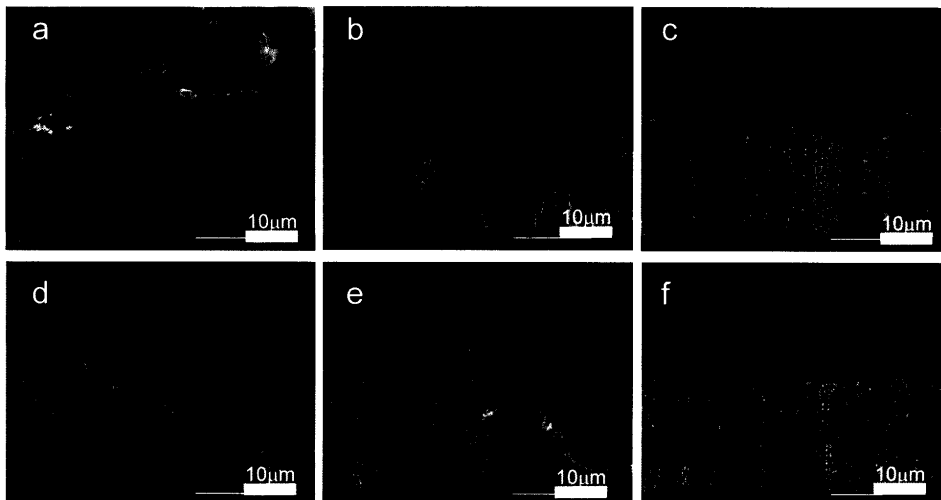


Fig. 5. Cross sections of the impact pieces broken at 77 K. (a) As-rolled; (b) 873 K-15 min; (c) 873 K-25 min; (d) 873 K-30 min; (e) 873 K-60 min; (f) 873 K-600 min.

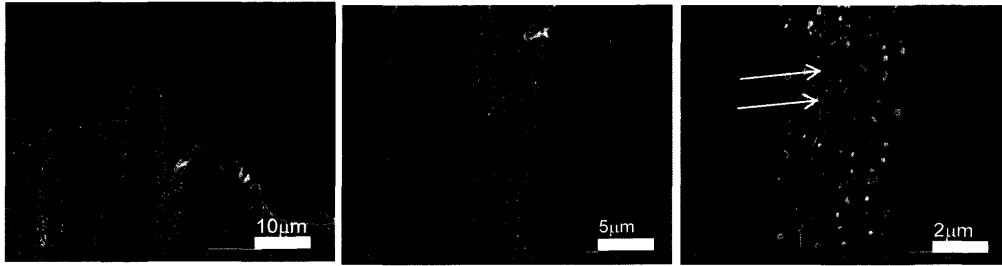


Fig. 6. SEM micrograph showing cementite particles split by the crack.

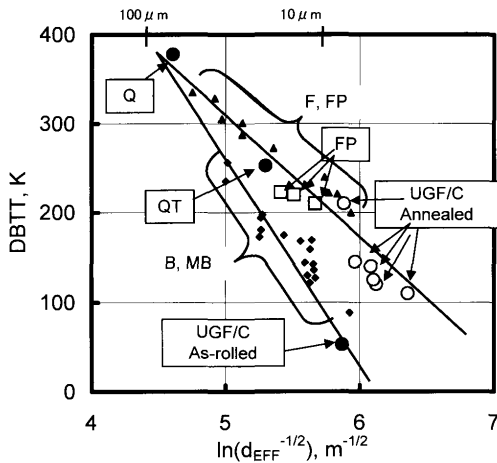
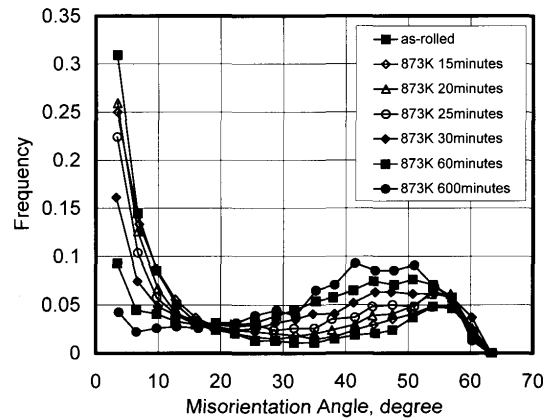
Fig. 7. Relationship between  $d_{\text{eff}}$  and  $DBTT$  for the present and reference data.

Fig. 8. EBSD-characterized grain boundaries and misorientation distributions. The black lines indicate misorientations above 15 degrees between adjacent points, and the green lines between 1 and 15 degrees : misorientation distributions.

(UGF/C)である。

焼鈍した超微細フェライト/セメンタイト組織においても、延性-脆性遷移温度は $d_{\text{eff}}$ が小さくなるとともに低温となる。これらの結果は、延性-脆性遷移温度と $d_{\text{eff}}$ のマイナス1/2乗の対数プロットである $DBTT$  vs.  $\ln(d_{\text{eff}}^{-1/2})$ はほぼ一直線上に乗り、以下の式 ( $DBTT$ の単位をK,  $d_{\text{eff}}$ の単位をmとする) で示される。

$$DBTT = 1248 - 182 \ln d_{\text{eff}}^{-1/2}$$

よって、Bimodal粒径組織を有していても、焼鈍材グループの延性-脆性遷移温度は有効結晶粒径 (破面単位) の考え方で整理できる。一方、圧延まま材グループにおいて延性-脆性遷移温度の決定ができないため、このような整理は不可能である。したがって、有効結晶粒径と軽率に断定することはできないが、圧延まま材で測定された破面単位は $5 \mu\text{m}$ だった。

## 4. 考察

### 4.1 有効結晶粒径を決定する微視組織単位

Bimodal粒径組織において、いずれの組織が有効結晶粒径 $d_{\text{eff}}$ を決定しているのか。大角粒界はき裂伝播を抑えるのに小角粒界よりも有効であるということが知られている。特に $15^\circ$ 以上の大角粒界は有効である<sup>18)</sup>。

Bimodal粒径組織をEBSDによって解析した研究<sup>13)</sup>から得られた粒界方位差角の詳細な分布をFig. 8に示す。圧延まま材グループでは小角粒界頻度が高く、焼鈍材グループでは焼鈍時間と共に小角粒界頻度が顕著に低下し、替わって大角粒界頻度が増加することが明白である。これは小粒径域が小角粒界で占められ、大粒径域が大角粒界で占められていることに対応している。したがって、大粒径域のモード値 $d_L$ を $d_{\text{eff}}$ を決定する有力なパラメータ候補のひとつに挙げることができる。

へき開き裂は $\{100\}$ 面上を進展する。そこで、 $\{100\}$ 面が試料圧延方向に垂直な断面に殆ど平行な粒の面積率を断面から傾きが $20^\circ$ 以内のものについてまとめたものをFig. 9に示す。すべての試料が $d_{(100)}$ 面についてもBimodal分布をもっている。すなわち、小さな粒のモード値 $d_{S(100)}$ と大きな粒のモード値 $d_{L(100)}$ がある。この $d_{L(100)}$ を $d_{\text{eff}}$ を決定するもうひとつの有力なパラメータ候補とすることができる。

Fig.10(a)は、 $d_{\text{eff}}$ と $d_L$ の相関を示し、得られた線形関係は相関係数0.82で $d_{\text{eff}} = 0.67d_L$ と表される。Fig.10(b)は、 $d_{\text{eff}}$ と $d_{L(100)}$ の相関を示し、相関係数0.94をもつ $d_{\text{eff}} = 0.92d_{L(100)}$ で表式される。このように、後者の方がより明確な相関を示している。これから、 $\{100\}$ 面の大きい粒径のモード値 $d_{L(100)}$ を有効結晶粒径 $d_{\text{eff}}$ を決定する最も有力な微視組織と判断できる。

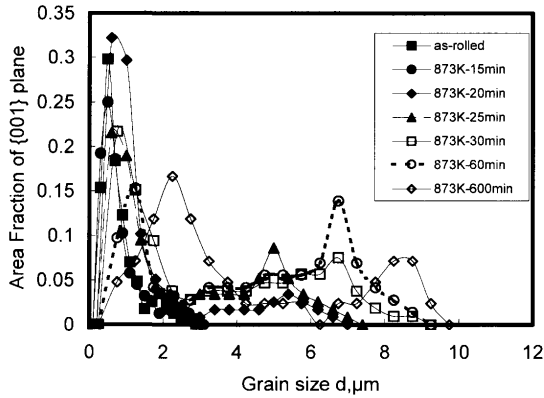


Fig. 9. EBSD area-fraction distributions of the grain sizes, manifested by the boundaries of {100} orientation with the misorientation above 1 degree.

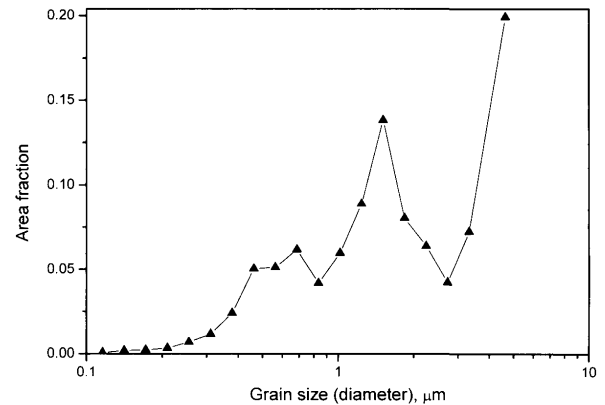
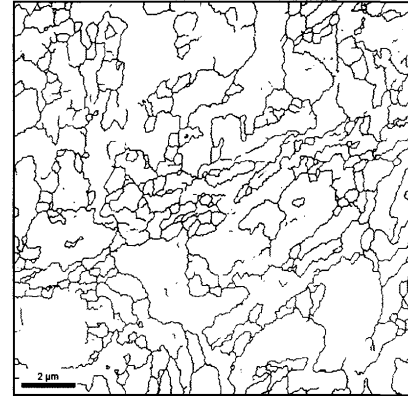


Fig. 11. EBSD map and area-fraction distribution of the grain sizes of the as-rolled specimen, manifested by the boundaries with the misorientation above 15 degree.

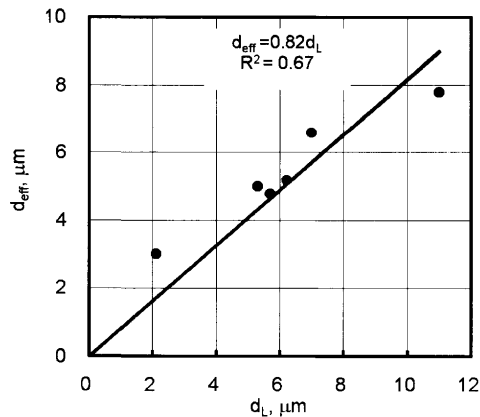


Fig. 10(a). Relationship between  $d_{eff}$  and  $d_L$ , where  $d_{eff}$  is effective grain size and  $d_L$  is larger peak size in the bimodal distribution of grains with high grain boundary angles of more than 15 degrees.

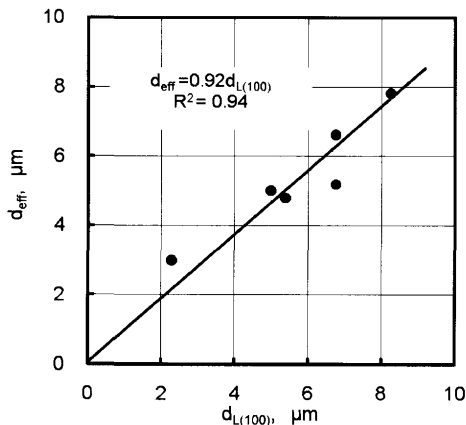


Fig. 10(b). Relationship between  $d_{eff}$  and  $d_{L(100)}$ , where  $d_{eff}$  is effective grain size and  $d_{L(100)}$  is the grain size corresponding to the larger peak in the bimodal distribution of {100} plane grains.

#### 4.2 圧延まま材における優れた衝撃特性

圧延まま材グループでは延性-脆性遷移温度を決定できない。Fig.11はEBSDで解析した圧延まま材の大角粒界を示す。大角粒界で囲まれた粒径の面積率ヒストグラムも

Fig.11に示してある。粒径分布は3つのピークをもっており、小粒径のもの(約0.7 $\mu\text{m}$ )、中間粒径のもの(約1.5 $\mu\text{m}$ )、大粒径のもの(約4.5 $\mu\text{m}$ )からなる。なお、大粒径の値は、へき開破面単位の5 $\mu\text{m}$ に近い。これら0.7 $\mu\text{m}$ 、1.5 $\mu\text{m}$ 、4.5 $\mu\text{m}$ の粒径を上記の焼鈍材グループで得られた式に代入すると、延性-脆性遷移温度の計算値は0.7 $\mu\text{m}$ で-40K(マイナス)、1.5 $\mu\text{m}$ で約30K、4.5 $\mu\text{m}$ で約115Kとなる。延性-脆性遷移温度が4.2Kにおいてさえ決定できないので、大粒径、中間粒径からの延性-脆性遷移温度計算値は当てはまらない。最小粒径を考慮して初めて一定の妥当性が生じることになるが、大粒径域の粒径が支配パラメータと決定した焼鈍材グループでの検討結果と完全に矛盾する。

Fig. 7で既に明らかとも言えるが、同じ有効結晶粒を持つとしても、圧延まま材グループが焼鈍材グループよりもかなり低い延性-脆性遷移温度を示すものと考えた方が合理的である。

#### 4.3 破壊応力の見積もり

超微細フェライト粒が優れた延性-脆性遷移をもたらすことについて破壊応力の観点から考えてみる。超微細粒組織は粒界面積を大きく増加させるため、粒界における応力集中を低下させる。それゆえ、フェライト粒の超微細化は

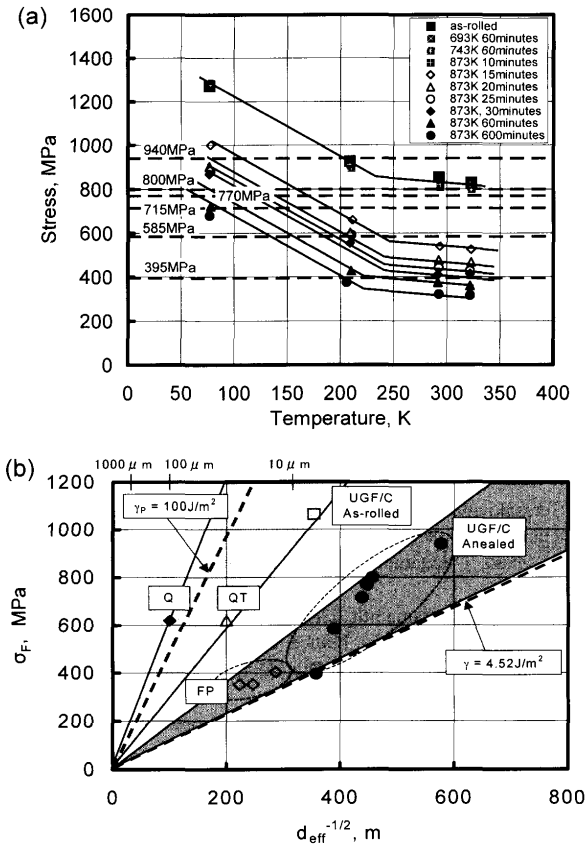


Fig. 12. (a) Determination of fracture stress based on the data of DBTT and yield stress as a function of temperature, and (b) fracture stress and yield stress as a function of the inverse square root of effective grain size.

生成する傷のサイズを低減し、き裂成長の抵抗を向上させるため、高い破壊応力に繋がると結論される。Griffith理論<sup>19)</sup>によると破壊応力は破壊の表面エネルギーと想定き裂長さの関数である。破壊応力が温度に独立であり、延性-脆性遷移温度において流動応力と同じ値になると考え、破壊応力を延性-脆性遷移温度における0.2%流動応力として推定することにする。流動応力は熱的成分と非熱的成分からなる<sup>20,21)</sup>。流動応力の熱的成分はフェライト粒径に依存しないが、非熱的成分は粒径の微細化とともに増加する。よって、Fig.12(a)において、各々の試料の77K, 210K, 室温, 323Kで決定した0.2%流動応力を考慮して、温度による流動応力の変化をそれぞれが平行になるように描いた。ここに記されている水平線は各々の試料で推定した破壊応力(延性-脆性遷移温度における流動応力)を示す。圧延まま材グループについて、上記に示したように延性-脆性遷移温度が4.2K以下と考えると、破壊応力はFig.12(a)から1300MPaよりもさらに大きくなるはずである。

推定された破壊応力は $d_{eff}$ のマイナス1/2乗の関数としてFig.12(b)にプロットした。破壊応力は破壊の表面エネルギーとき裂長さの関数であり、 $\sigma_F = (4\gamma E/\pi)^{1/2} r^{-1/2}$ または $\sigma_F = (\pi\gamma E/(\nu-1)^2)^{1/2} r^{-1/2}$ <sup>19)</sup>で表される。ここで $E$ はヤング率(210000MPa)であり、 $\nu$ はポアソン係数(1/3)である。

最初の式は水平方向に負荷方向に垂直な $r$ 長さのき裂が試料を表から裏まで貫いている無限サイズの板を想定しており、2番目の式は負荷方向に垂直な直径 $r$ のコイン状のき裂がバルク中心にある無限サイズの板を想定している。ここで、 $r$ の代わりに $d_{eff}$ と置く。 $\sigma_F$  vs.  $d_{eff}^{-1/2}$ の関係はすべて同じ表面エネルギーをもつ場合は一直線に表されるはずである。すなわち、 $\sigma_F$ は一定の傾斜をもって $d_{eff}^{-1/2}$ に依存する。Fig.12(b)において $\sigma_F$ が $d_{eff}$ に対してプロットすると、Fig.7と同様の2つのグループが認められる。各々のグループにおける直線の傾斜は破壊の表面エネルギーを反映したものである。フェライト鉄の表面エネルギーはA.Kellyらによって4.52J/m<sup>2</sup>と示されている<sup>20)</sup>。一方、T.Yokoboriら<sup>21)</sup>は焼戻しされたマルテンサイト組織で有効表面エネルギーの実験値が100J/m<sup>2</sup>であると報告している。小さな傾斜は前者に相当し、大きな傾斜は後者に相当する。よって、焼鈍材グループは有効結晶粒径がフェライト粒のへき開破壊単位に相当するフェライト-パーライト組織と同じグループに属する。

先の研究<sup>12)</sup>において圧延ままの超微細フェライト/セメンタイト試料は後者の焼戻したマルテンサイト組織のグループに属すると考えられた。今回の研究では圧延まま材グループで推定される破壊応力は1300MPa以上である。もし、傾斜または表面エネルギーが圧延ままの超微細フェライト/セメンタイトのものと同じであり、大角粒界の4.5 $\mu\text{m}$ の粗大ピークが $d_{eff}$ に相当すると仮定すると、推定される破壊応力は1300MPa以上となる。よって、圧延まま材グループは焼鈍材グループより高い破壊の表面エネルギーをもつと推定される。b.c.c.鉄の脆性破壊は{100}面で起こり易い。多結晶において十分大きい破面を想定すると、方位の異なるいくつもの{100}面が繋ぎ合わさったものとなる。面方位の異なる{100}面同士が繋がる場合、直接に{100}面同士で繋がる場合(直接連結)もあれば、せん断破壊またはマイクロボイドの合体を通して繋がる場合(分散連結)もありうる。いずれの場合も見かけの表面エネルギー、すなわち破壊の表面エネルギーは、単一{100}面破面の場合よりも増加すると考えられるが、特に、後者は前者よりもかなり高くなると見なすことになる。

ところで、Fig.1に見られるように、一断面上で見た場合、焼鈍材グループでは、{100}面は比較的隣接しているのに対して、圧延ままグループでは、小さな{100}面がお互いに離れて分散している。したがって、前者では直接連結ケースが実現しやすく、後者では分散連結ケースが実現されるものと推察できる。よって、圧延まま材グループでは焼鈍材グループより高い破壊の表面エネルギーをもつと推定する妥当性は高い。

よって、焼鈍材グループは小さな $d_{eff}$ のために同じ破壊の表面エネルギーを有するフェライト-パーライト組織より低い延性-脆性遷移温度をもつことができ、圧延まま材

グループは焼鈍材グループより高い破壊の表面エネルギーをもつために、同じ $d_{\text{eff}}$ でも、焼鈍材グループよりさらに遷移温度が低下すると考察される。

## 5. 結論

溝ロール温間圧延と熱処理によって作製したBimodal粒径組織をもつ超微細フェライト/セメンタイト鋼について延性-脆性遷移挙動を調査し、延性-脆性遷移温度を決定する有効結晶粒径に対応する微視組織因子を決定した。

(1) 延性-脆性遷移は粒内へき開破壊によって起こり、へき開破壊の破壊単位、すなわち有効結晶粒径によって制御される。粒内へき開破壊における有効結晶粒径は、Bimodal粒径組織の大きい粒径域モード値に相当する。

(2) さらに、大きい粒径域における試料圧延方向に垂直な断面の{100}面を持つ粒のモード値粒径がより高い相関を有効結晶粒径との間に持つ。

(3) 有効結晶粒径と延性-脆性遷移温度の関係はふたつの異なる二つのグループに分類される。すなわち、圧延まま材グループと焼鈍材グループである。同じ有効結晶粒径で比較すると、圧延まま材グループは焼鈍材グループより低い延性-脆性遷移温度を示す。このことは、前者が後者より高い破壊の表面エネルギーを持つとすると、よく説明できる。

## 文 献

- 1) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, N.Koseki and Y.Kogo: *Mater. Trans.*, **45** (2004), 2224.
- 2) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai and N.Koseki: *ISIJ Int.*, **44** (2004), 1063.
- 3) K.Nagai: *J. Mater. Process Technol.*, **117** (2001), 329.
- 4) M.C.Zhao, T.Hanamura, H.Qiu, K.Nagai and K.Yang: *Scr. Mater.*, **54** (2006), 1385.
- 5) F.X.Yin, T.Hanamura, T.Inoue and K.Nagai: *Metall. Mater. Trans. A*, **35A** (2004), 665.
- 6) M.C.Zhao, T.Hanamura, H.Qiu, K.Nagai and K.Yang: *Scr. Mater.*, **54** (2006), 1193.
- 7) F.B.Pickering and T.Gladman: *Iron Steel Inst. Spec. Rep.*, **81** (1963), 10.
- 8) N.J.Petch: *Philos. Mag.*, **3** (1958), 1089.
- 9) A.H.Cottrell: *Trans. Metall. Soc. AIME.*, **212** (1958), 192.
- 10) T.Inoue, S.Matsuda, Y.Okamura and K.Aoki: *Trans. JIM*, **11** (1970), 36.
- 11) F.Terasaki and H.Ohtani: *Tetsu-to-Hagané*, **58** (1972), 436.
- 12) T.Hanamura, F.X.Yin and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **44** (2004), 610.
- 13) M.C.Zhao, T.Hanamura, H.Qiu and K.Nagai: *Scr. Mater.*, **57** (2007), 857.
- 14) L.Toth and P.Rosmanith: Historical Background and Evaluation of the Charpy Test. Poitiers, France: Charpy Centenary Conf., (2001), 1.
- 15) M.C.Zhao, T.Hanamura, H.Qiu, K.Yang: *Metall. Mater. Trans. A*, **37A** (2006), 1657.
- 16) G.Krauss: *Steels Heat Treatment and Processing Principles*, ASM Int., Ohio, (1990), 133.
- 17) M.C.Zhao, T.Hanamura, H.Qiu, F.X.Yin, H.Dong, K.Yang and K.Nagai: *Metall. Mater. Trans. A*, **37A** (2006), 2897.
- 18) K.Nagai and O.Umezawa: Report of Study Committee on Effect of Impurities Due to Scrap on Steel Products, Materials Science of Tramp Elements, ISIJ, Tokyo, (1997), 70.
- 19) A.A.Griffith: *Philos. Trans. R. Soc.*, **A221** (1920), 163.
- 20) A.Kelly, W.R.Tyson and A.H.Cottrell: *Philos. Mag.*, **15** (1967), 567.
- 21) T.Yokobori: *Tech. Rep. Tohoku Univ.*, **29** (1964), 167.