

超微細粒低炭素鋼の疲労特性

沢井 達明*・松岡 三郎*²・津崎 兼彰*²

Low- and High-cycle Fatigue Properties of Ultrafine-grained Low Carbon Steels

Tatsuaki SAWAI, Saburo MATSUOKA and Kaneaki TSUZAKI

Synopsis : It has been well known that fatigue properties of steels are improved by grain refinement. In the STX-21 project, we have been developing low carbon steels with sub-micron meter grain sizes and reported that their tensile strength is 800 MPa and DBTT is around 77K.

In this report, low- and high-cycle fatigue properties of ultrafine-grained steels with different grain diameters of 0.7 and 0.9 μm and different carbon contents of 0.05 and 0.15 mass% were investigated. The grain refinement improved high-cycle fatigue properties, whereas it did not affect low-cycle fatigue properties. Fatigue limit showed the similar Hall-Petch type relationship for several studies carried out hitherto.

Key words: ultrafine grain; low carbon steel; low cycle fatigue; high cycle fatigue; hall-petch type relationship.

1. 緒言

フェライト鋼あるいはフェライト・パーライト鋼の引張強度や疲労強度を向上させる強化機構として、固溶、析出、転位、パーライトおよび細粒化があげられる¹⁻¹⁰⁾。それぞれの強化因子の影響について説明がなされており、最も新しい栗田ら¹⁾の結果によると、低炭素鋼の場合、引張強度向上に対する疲労強度向上の割合は、固溶や析出強化が大きく、転位やパーライト強化では小さくなっている。細粒化による強化割合は大きくなっているが、粒径が7.6 μm と十分でないため、その有効性が必ずしも確認されていない。これまでの研究においては粒径が4 μm 程度までの結果が報告²⁾されているが、サブミクロン粒径を持つ低炭素鋼の疲労特性については明らかになっていない。これは通常の疲労試験片が採取可能な寸法でサブミクロン粒径となる材料製造が困難であったことが原因である。物質・材料研究機構では、超鉄鋼プロジェクトの一環として、溶接容易な組成のままフェライト粒径を1 μm 以下にして高強度化する研究を行っている。その中で、多段の温間加工溝ロール圧延により超微細組織を有する低炭素鋼を製造し、

この材料が引張特性や衝撃特性に優れていることを明らかにしている^{11,12)}。

本研究では、上記のプロセスで製造した2種類の超微細粒低炭素鋼、および同成分で焼準処理した2種類の通常粒低炭素鋼の疲労試験を行い、超微細粒鋼の疲労特性および細粒化効果について述べる。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材とした0.05と0.15 mass%の炭素を含む2種類の超微細粒低炭素鋼と通常粒低炭素鋼、およびパーライト強化鋼として比較材としたS45C鋼の組成をTable 1に示す。

0.05Cと0.15C超微細粒鋼は、溶製鍛造した $\phi 115 \times 600$ mm丸棒をAC₃+50K (0.05C: 1193K, 0.15C: 1173K)で3.6 ks加熱した後、フェライト・オーステナイト2相域温度で溝ロール圧延により97%減面を行い、水冷した断面18 mm角の角棒材である。超微細粒低炭素鋼創製の詳細は文献(11)と12)に示す。0.05Cと0.15C通常粒鋼は溶製鍛造材を、S45C鋼すなわち0.45C通常粒鋼は市販材を、AC₃+50Kで

Table 1. Chemical composition (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Al	N	others
Ultra fine-grained 0.05C	0.049	<0.01	1.98	0.021	0.0009	0.025	0.0014	
Ultra fine-grained 0.15C	0.150	0.30	1.45	0.009	0.0008	0.029	0.0025	
Normalized 0.05C	0.049	0.01	2.01	0.022	0.0010	0.032	0.0018	
Normalized 0.15C	0.150	0.32	1.44	0.010	0.0010	0.029	0.0019	
Normalized 0.45C (S45C)	0.460	0.21	0.78	0.020	0.0022	-	-	Ni:0.02, Cr:0.15, Cu:0.02

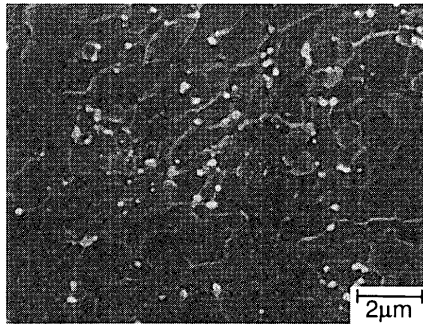
平成14年10月16日受付 平成15年1月7日受理 (Received on Oct. 16, 2002; Accepted on Jan. 7, 2003)

* 川崎重工業(株)技術研究所(Kawasaki Heavy Industries Ltd., 1-1 Kawasaki-cho Akashi 673-8666)

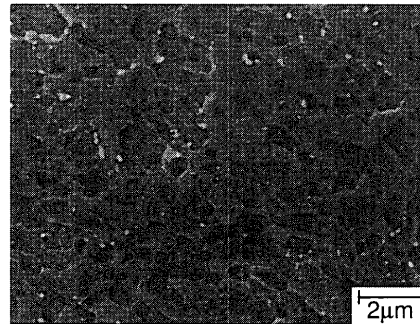
* 2 物質・材料研究機構(National Institute for Materials Science)

Table 2. Mechanical properties and grain size.

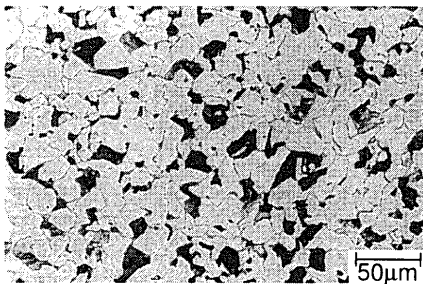
	Lower yield strength σ_y (MPa)	Tensile strength σ_B (MPa)	Vickers hardness HV (196N)	Grain size d_1 (μm)
Ultra fine-grained 0.05C	645	645	216	0.7
Ultra fine-grained 0.15C	658	668	220	0.9
Normalized 0.05C	249	408	123	15
Normalized 0.15C	338	495	145	10
Normalized 0.45 (S45C)	453	700	194	7.5



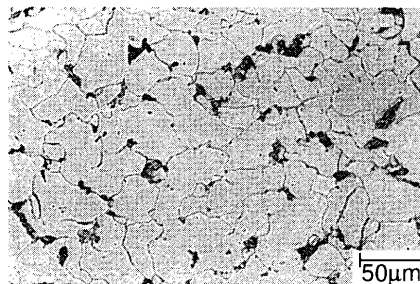
(a) Ultrafine-grained 0.15C steel.



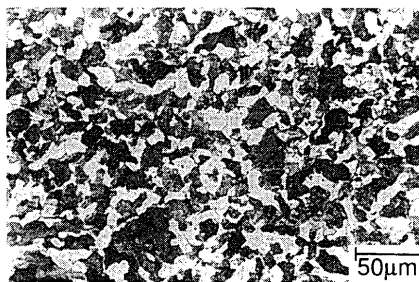
(b) Ultrafine-grained 0.05C steel.



(c) Normalized 0.15C steel.



(d) Normalized 0.05C steel.



(e) Normalized 0.45C steel.

Fig. 1. Microstructure for test pieces.

1.8 ks 加熱のち放冷した $\phi 20$ mm 丸棒材である。それぞれの機械的性質を Table 2 に示す。

微視組織写真を Fig. 1 に示す。組織はバフ研磨面を 1.5% ナイタル液で腐食して現出させた。0.05C, 0.15C と 0.45C 通常粒鋼ではフェライト (白い部分) とパーライト (黒い部分) が存在している (Fig. 1(c), (d), (e)) が, 0.05C と 0.15C 超微細粒鋼ではパーライトが認められず, 微細なセメンタイトが分散している (Fig. 1(a), (b))。フェライト結晶粒径は, 超微細粒鋼の場合は Fig. 1(a) と (b) の走査電子顕微鏡 (SEM) 写真から切断法, 通常粒鋼の場合は Fig. 1(c), (d) と (e) の光

学顕微鏡 (OM) 写真から比較法により求めた。得られた粒径を Table 2 にまとめて示す。

2・2 疲労試験

2・2・1 高サイクル疲労試験

定荷重高サイクル試験は, 50 kN 油圧サーボ試験機を用い, 周波数 10~30 Hz, 応力比 $\sigma_{\min}/\sigma_{\max} = -1$ の正弦波のもとで行った。試験片は Fig. 2(a) に示す最小直径 6 mm の砂時計型試験片である。試験片表面の最終仕上げは 600 番研磨紙による軸方向研磨とした。

2.2.2 低サイクル疲労試験

同じ50 kN油圧サーボ試験機を用い、全ひずみ制御により、ひずみ速度 0.005 s^{-1} の三角波のもとで、定ひずみ低サイクル試験を行った。試験片はFig. 2(b)に示す直径8 mm、平行部長さ16 mmの平滑丸棒試験片である。ひずみはゲージ長さ9 mmの伸び計を試験平行部に取り付けて測定した。定ひずみ試験と並行して、最大ひずみ1.5%、繰返し数25回の漸増・漸減ひずみ波形を1ブロックとする振幅変動

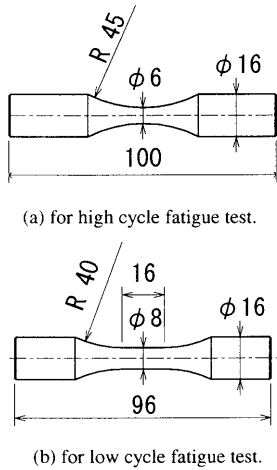


Fig. 2. Profile of fatigue specimen, mm.

ひずみ試験¹³⁻¹⁵⁾を行った。破断したブロック数の半分において繰返し応力-ひずみ曲線を求めた。

2.3 TEM観察とEBSD測定

処女組織と疲労組織の透過型電子顕微鏡(TEM)による観察とEBSD (Electron Backscattered Diffraction)による結晶方位測定¹⁶⁾を0.15C超微細粒鋼と通常粒鋼について行った。定ひずみ低サイクル試験において1.2%のひずみ振幅を負荷した試験片のつかみ部および平行部から径方向すなわち横断面に沿って観察試料を採取した。その後、10%過塩素酸-酢酸電解液による電解研磨で薄膜試料を作製し、TEM観察を加速電圧200 kVで実施した。さらに、EBSDにより同じ観察試料の結晶方位を $0.2\ \mu\text{m}$ ピッチで測定し、結晶方位分布をOIM3.0ソフトにより求めた。

3. 実験結果

3.1 高サイクル疲労特性

定荷重高サイクル試験により得られた各鋼種のS-N曲線をFig. 3に示す。疲労限近傍では15 MPa間隔で応力振幅を設定して試験を実施した。疲労限は 10^7 サイクルで非破断だった最大の応力振幅と、破断した最小の応力振幅の中間値として定め、Table 3にまとめて示した。Table 2の引張

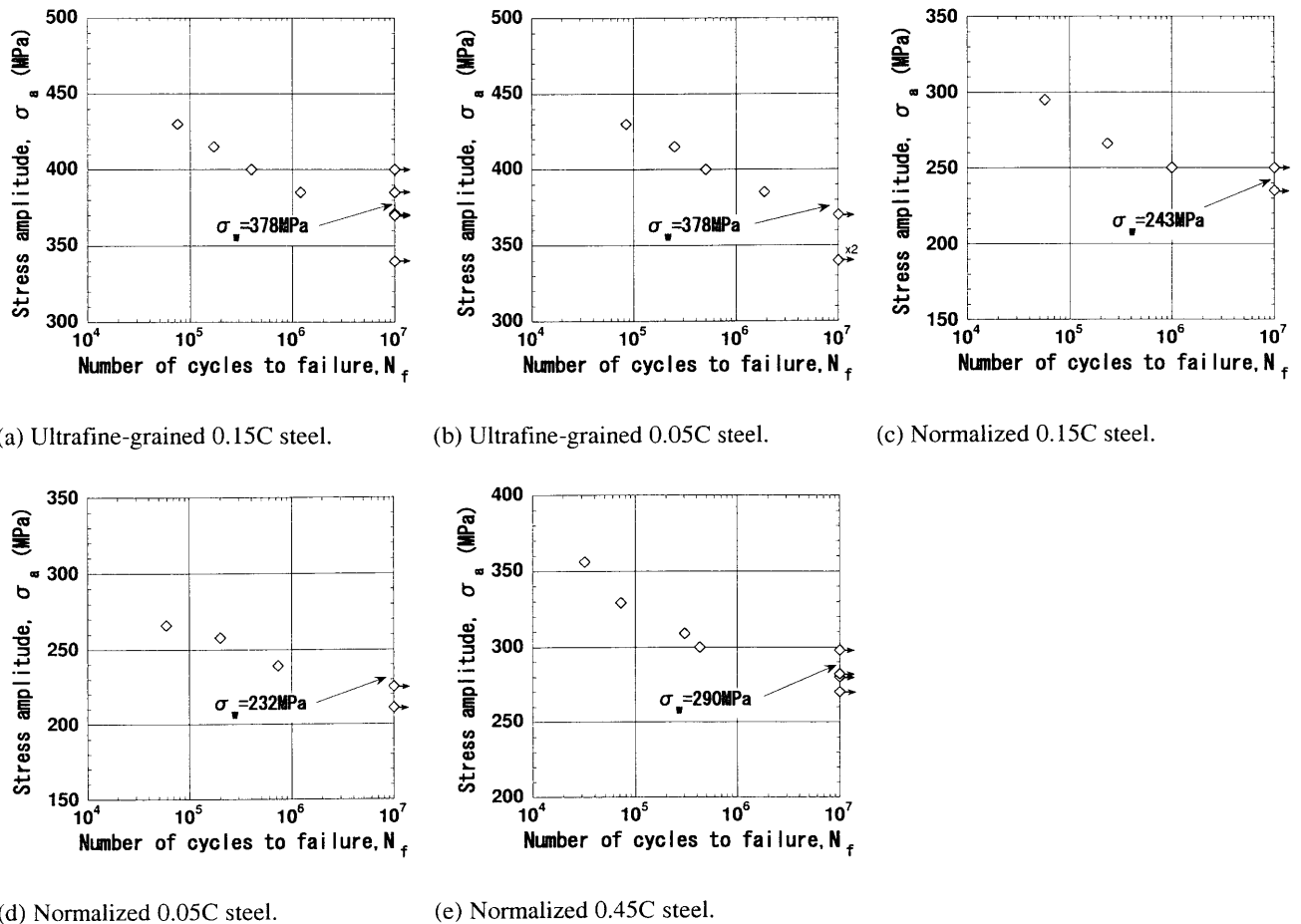


Fig. 3. S-N curves by high cycle fatigue test. σ_w is fatigue limit at 10^7 cycles.

強度と比較すると、0.05Cと0.15C超微細粒鋼と通常粒鋼では引張強度の増大とともに疲労限も大きくなっている。さらに、0.05Cと0.15C超微細粒鋼と0.45C通常粒鋼を比べると、超微細粒鋼の引張強度は小さいにも拘わらず、疲労限は大きくなっている。これらの結果から、超微細粒鋼は優れた高サイクル疲労特性を示すと結論できる。

3・2 低サイクル疲労特性

3・2・1 繰返し応力-ひずみ特性

振幅変動ひずみ試験¹³⁻¹⁵⁾の破断したブロック数の半分におけるヒステリシス群から得られた、繰返し応力-ひずみ曲線をFig. 4に、繰返し降伏応力をTable 3に示す。繰返し降伏応力は繰返し応力-ひずみ曲線上で塑性ひずみ振幅0.2%に対応する応力振幅で定義されている。

Fig. 4(c), (d)と(e)において、静的応力-ひずみ曲線と繰返し応力-ひずみ曲線を比べると、通常粒鋼ははすべて低ひずみ域で繰返し軟化、高ひずみ域で繰返し硬化を示してい

る。静的応力-ひずみ曲線における上・下降伏現象はコトトレル効果によることを考慮すると、通常粒鋼はすべて繰返し硬化していると考えられることができる。同様な考えがすでに報告されている^{13,14)}。そこでは、下降伏現象が終了した後の安定な静的応力-ひずみ関係を $\sigma = \varepsilon_p^n$ で表し、この関係式を低ひずみ域まで外挿し、繰返し応力-ひずみ曲線と比較している。ここで、 ε_p は塑性ひずみ、 n は定数である。それらの結果によると、焼準された炭素鋼はすべてのひずみ域で繰返し硬化を示している。

一方、Fig. 4(a), (b)の0.05Cと0.15C超微細粒鋼の繰返し応力-ひずみ曲線はどちらも明瞭な繰返し軟化を示している。このような繰返し軟化挙動は焼戻しマルテンサイト組織を有する炭素鋼や低合金鋼の挙動と類似している¹³⁻¹⁵⁾。

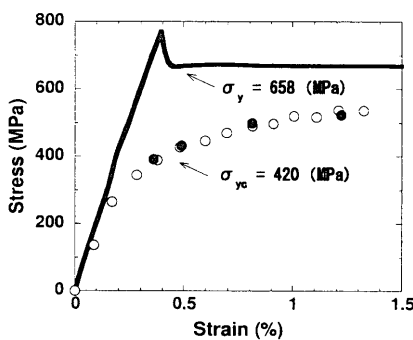
3・2・2 Manson-Coffin関係

定ひずみ振幅試験により得られた、0.15C超微細粒鋼のManson-Coffinプロットすなわち塑性ひずみ振幅と破断繰返し数の関係をフェライト・パーライト組織の通常フェライト粒を有する炭素鋼S45Cの結果¹⁵⁾と併せてFig. 5に示す。両者は一致し、1本の直線で表わされる。図中には示していないが、他の炭素鋼の焼準材（引張強度 $\sigma_B = 464 - 737$ MPa）と焼入れ焼戻し材（ $\sigma_B = 656 - 863$ MPa）、低合金鋼の焼入れ・焼戻し材（ $\sigma_B = 840 - 1146$ MPa）の結果¹³⁻¹⁵⁾も同じ直線にのる。

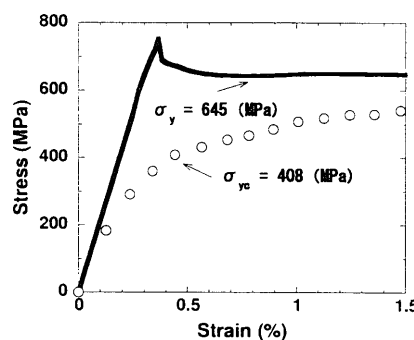
一般に、低サイクル試験においては寿命の大部分が巨視き裂進展で占められるため、低サイクル疲労寿命特性は材

Table 3. Fatigue properties.

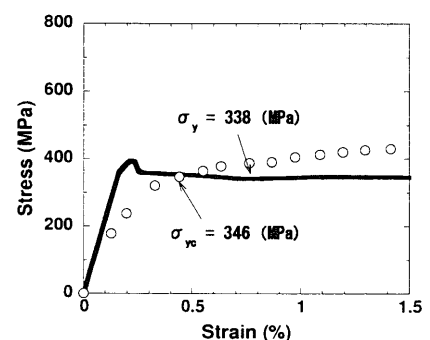
	Fatigue limit σ_w (MPa)	Cyclic yielding stress σ_{yc} (MPa)
Ultra fine-grained 0.05C	378	408
Ultra fine-grained 0.15C	378	420
Normalized 0.05C	232	297
Normalized 0.15C	243	346
Normalized 0.45 (S45C)	290	385



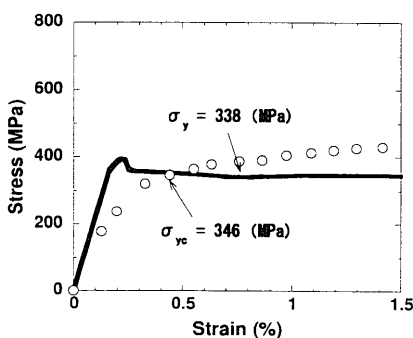
(a) Ultrafine-grained 0.15C steel.



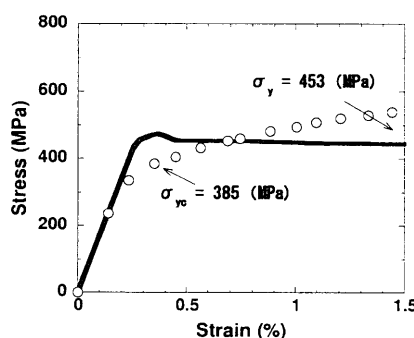
(b) Ultrafine-grained 0.05C steel.



(c) Normalized 0.15C steel.



(d) Normalized 0.05C steel.



(e) Normalized 0.45C steel.

Fig. 4. Monotonic and cyclic stress-strain curves. Solid lines are monotonic properties, and solid and open circles are cyclic properties by constant strain and incremental step tests. σ_y and σ_{yc} are lower and cyclic yielding stresses.

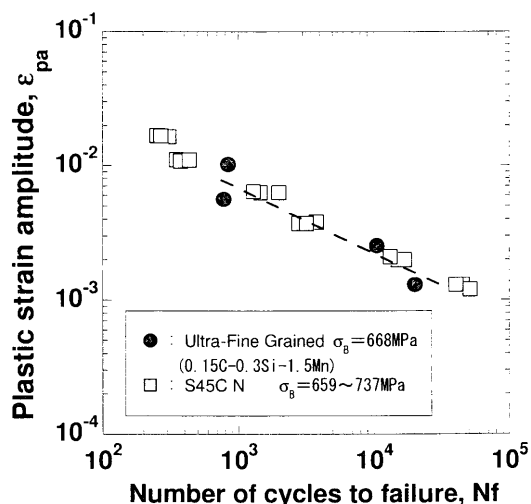


Fig. 5. Relationship between plastic strain ϵ_{pa} and number of cycles to failure N_f .

料の組織や強度に依存しない。これと同様に、フェライトの超微細粒化も低サイクル疲労寿命特性に影響を及ぼさなかったと考えられる。一方、Fig. 2に示したように、超微細粒化は高サイクル疲労寿命特性に有効に作用しているが、これは寿命の大部分がき裂発生と微視き裂進展で占められることによる。

3.3 低サイクル疲労組織

0.15C超微細粒鋼および通常粒鋼において1.2%のひずみ振幅を負荷した試験片の平行部およびつかみ部の横断面の代表的な組織のTEM写真をFig. 6とFig. 7に示す。平行部は繰返しひずみを受けた疲労組織、つかみ部は繰返しひずみを受けなかった処女組織とみなせる。

通常粒鋼に繰返しひずみを与えると、Fig. 7(a)の処女組織で観察されるようなフェライト粒の内部に、Fig. 7(b)で示されるような $1\mu\text{m}$ 程度のセル組織が形成される。同様なセル組織は焼鈍されたフェライト鋼の低サイクル試験片¹⁷⁾や疲労き裂先端近傍¹⁸⁾で観察されている。一方、超微細粒鋼は全く異なった様相を示した。超微細粒鋼の処女組織は、Fig. 6(a)に示すように、転位が広く分布した組織であり、粒界が不明瞭になっている。これに対し、疲労組織では、Fig. 6(b)に示すように、粒内の転位が整理され、粒界が明瞭になっている。しかも、観察した範囲では粒内にセルのような下部組織形成は見られなかった。

TEM観察と同じ試料をEBSD測定し、試料面に垂直な方向(すなわち応力軸方向)の結晶方位分布図を作成し、Fig. 8とFig. 9に示す。方位差が 15° 以上の大角粒界を黒、 15° 未満の小角粒界を白とした。Fig. 8(a)で示される超微細粒鋼の処女組織の粒界には、未判定な領域が多い。これはこのEBSDの分解能 $0.2\mu\text{m}$ の間に転位が存在しており、粒界が不明瞭になっているためと考えられる。超微細粒鋼では、Fig. 8に示すように、TEM観察と同様に繰返しひずみ負荷により不明瞭な粒界が整理されている様子が観察さ

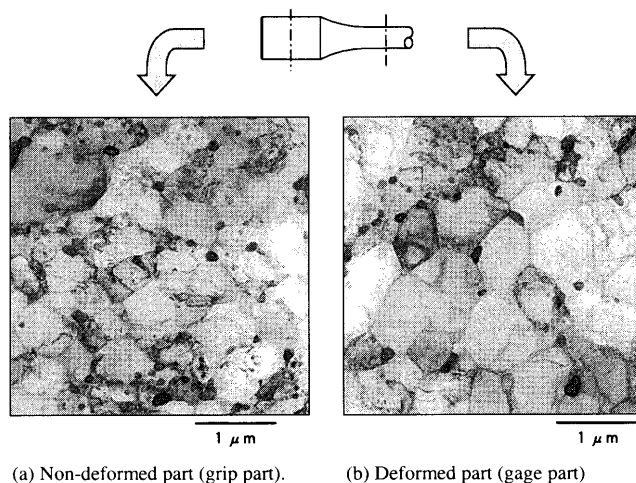


Fig. 6. TEM microstructure at the lateral section of the 0.15C ultrafine-grained specimen fatigued with $\epsilon_{ta} = 1.2\%$, $\epsilon_{pa} = 0.9\%$, $\sigma_a = 536\text{ MPa}$, and $N_f = 837$, where σ_{ta} and σ_{pa} are total and plastic strain amplitude, σ_a is stress amplitude, and N_f is number of cycles to failure.

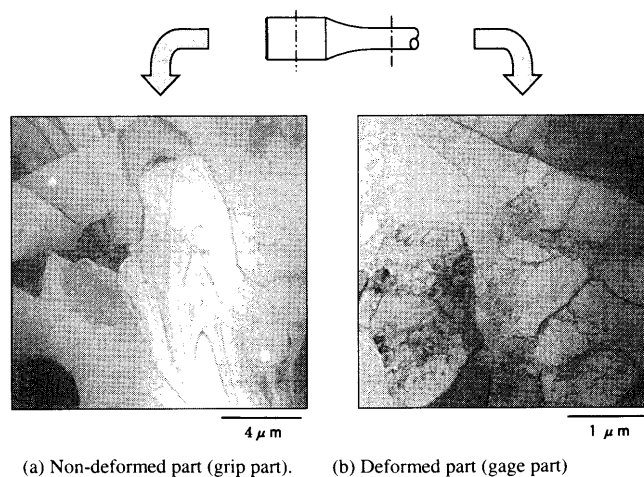


Fig. 7. TEM microstructure at the lateral section of the 0.15C normalized specimen fatigued with $\epsilon_{ta} = 1.2\%$, $\epsilon_{pa} = 1.0\%$, $\sigma_a = 444\text{ MPa}$, and $N_f = 300$.

れる。また、部分的に存在していた $3\mu\text{m}$ 程度の粗大結晶粒の内部には下部組織の形成が観察される。通常粒鋼では、Fig. 9に示すように、繰返しひずみ負荷によりフェライト粒内部に細かいセル構造が形成されている様子が観察される。

このような低サイクル疲労組織の変化はFig. 3に示した繰返し軟・硬化挙動と対応している。超微細粒鋼では、製造段階からフェライト粒内に残留していた転位組織が繰返し負荷により粒界に整理されるために、繰返し軟化を示す。通常粒鋼では、繰返し負荷によりフェライト粒内にセル構造が形成されるため、繰返し硬化を示す。

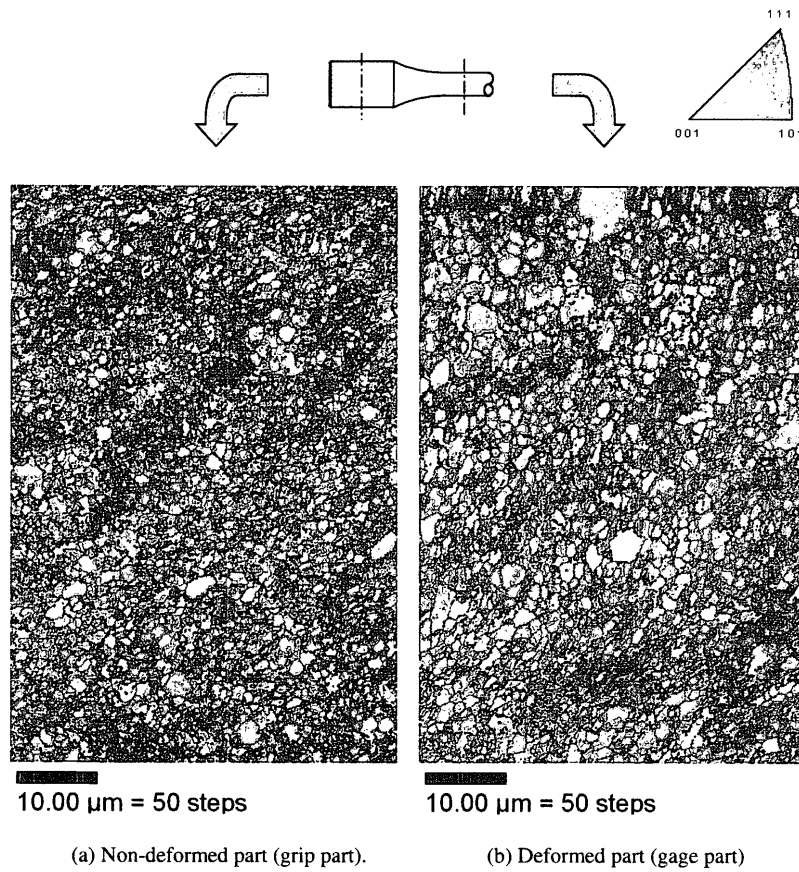


Fig. 8. EBSD analysis at the lateral section of the 0.15C ultrafine-grained specimen fatigued with $\epsilon_{ta}=1.2\%$, $\epsilon_{pa}=0.9\%$, $\sigma_f=536$ MPa, and $N_f=837$.

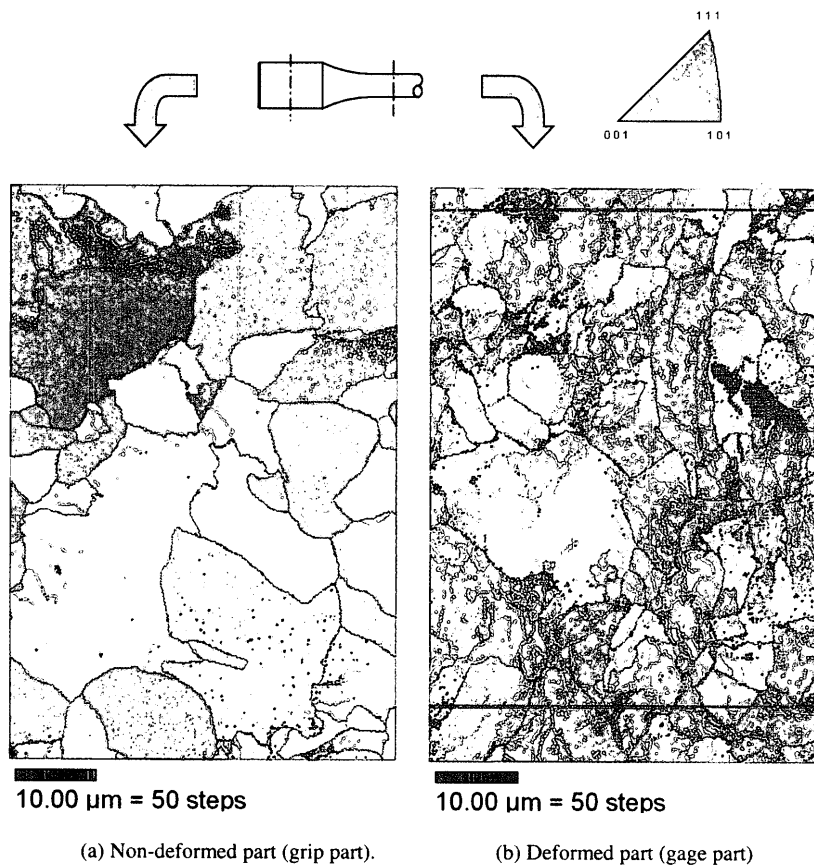


Fig. 9. EBSD analysis at the lateral section of the 0.15C normalized specimen fatigued with $\epsilon_{ta}=1.2\%$, $\epsilon_{pa}=1.0\%$, $\sigma_f=444$ MPa, and $N_f=300$.

4. 考察

疲労特性に及ぼすフェライト超微細粒化の効果に関し、2点の新規性がある結果が得られた。①超微細粒化は疲労限を含めた高サイクル疲労寿命特性に有効に作用するが、低サイクル疲労寿命特性には影響を及ぼさない。②繰返しひずみ負荷に対し、通常粒鋼のフェライト粒内には1 μ m程度のセルが形成されるが、超微細粒鋼では1 μ m以下の微細フェライト内にはセルが形成されず、かつ転位密度が低下する。以下では、引張強度、繰返し降伏応力、疲労限に注目し、超微細粒化の効果についてさらに検討を加える。

4.1 引張強度、繰返し降伏応力、疲労限

繰返し降伏応力 σ_{yc} と引張強度 σ_B の関係をFig.10に示す。今までの結果¹⁵⁾によると、炭素鋼の焼準材(N)と焼入

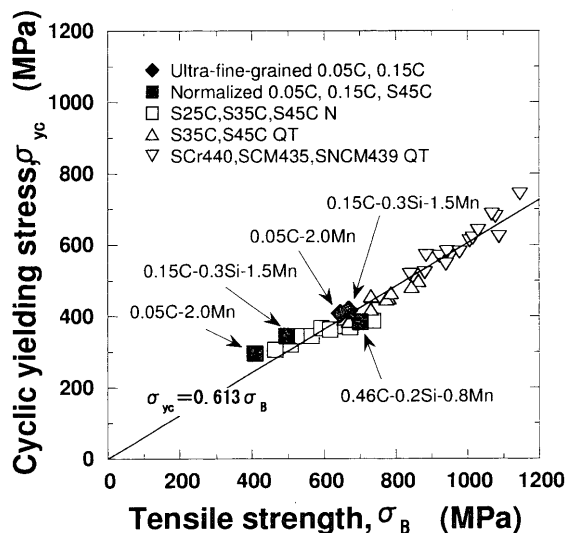


Fig. 10. Relationship between cyclic yielding stress σ_{yc} and tensile strength σ_B .

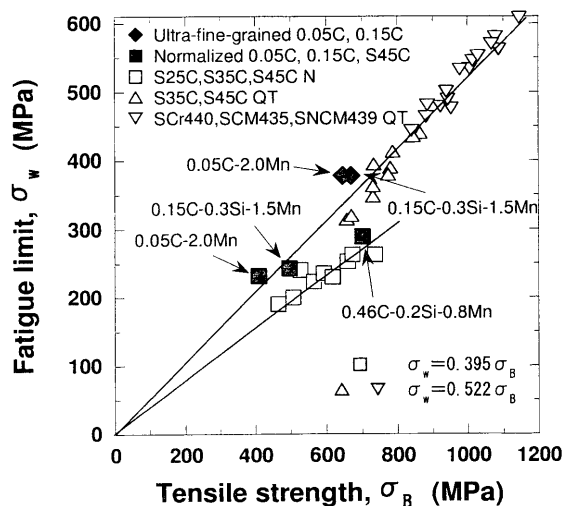


Fig. 11. Relationship between failure limit σ_w and tensile strength σ_B .

れ焼戻し材(QT), 低合金鋼の焼入れ・焼戻し材(QT)に関係なく、これらの結果は1本の直線すなわち $\sigma_{yc}=0.613\sigma_B$ で表わされる。今回の0.05Cと0.15C超微細粒鋼と通常粒鋼の結果も同じ直線上にのっている。

疲労限 σ_w と引張強度 σ_B の関係をFig.11に示す。今までの結果¹⁵⁾によると、この関係はフェライト・パーライト鋼と焼戻しマルテンサイト鋼で異なる。すなわち、フェライト・パーライト組織を有する炭素鋼の焼準材(N)では $\sigma_w=0.395\sigma_B$ 、焼戻しマルテンサイト組織を有する炭素鋼と低合金鋼の焼入れ・焼戻し材(QT)では $\sigma_w=0.522\sigma_B$ の異なる実験式が存在する。今回の0.05Cと0.15Cフェライト超微細粒鋼の疲労限は、類似組織と考えられるフェライト・パーライト鋼の直線上に存在せず、それよりも高強度側となり、焼戻しマルテンサイト鋼の直線上に存在している。

Fig.10と11はフェライト超微細粒化が低サイクル疲労特性に対しては影響を与えないが、高サイクル疲労特性に対しては有効であることを再度強調している。特に、フェライト超微細粒鋼とフェライト・パーライト通常粒鋼において、引張強度が同じでも、疲労限はフェライト超微細粒鋼のほうが大きいことは次のように説明できる。

文献1, 3, 10)によれば、フェライト超微細粒鋼の引張強度は、大きな細粒強化を含め、基本的にはフェライト組織のみで決まる。フェライト・パーライト通常粒鋼の引張強度については、フェライト組織とパーライト組織が複合則に従って相応に強度を分担する。一方、両鋼の疲労限は基本的にはフェライト内に発生した疲労き裂がフェライト粒界で停留した状態に対応していると考えられる。この考えに従うと、停留き裂長さはフェライト超微細粒鋼では1 μ m以下であるのに対し、フェライト・パーライト通常粒鋼では10 μ m前後である (Table 2のフェライト粒径を参照)。巨視き裂き裂進展の場合、応力拡大係数 $K=\sigma\sqrt{a}$ を同じにするためには、き裂長さ a が小さいほど、応力 σ は大きくなる。巨視き裂の考えが疲労限付近の微視き裂に直接適用できないが、停留き裂長さが小さく予測できるフェライト超微細粒鋼のほうが疲労限は大きくなると考えられる。以上の考察をまとめると、フェライト・パーライト通常粒鋼では、パーライトのために引張強度は大きくなるが、疲労き裂が発生するフェライトが細粒になっていないため、疲労限は向上しない。その結果、引張強度が同じでも、疲労限はフェライト・パーライト通常粒鋼よりフェライト超微細粒鋼のほうが大きくなる。

文献19)の実験結果によれば、疲労限での停留き裂長さはフェライト粒径の5から10倍である。同じ比率がフェライト超微細粒鋼において得られると考えると、上記の考察は成立する。Fig. 8のEBSD測定結果に見られるように、超微細粒鋼中には大きなフェライト粒が混在している。しかし、停留き裂長さがフェライト粒径の5から10倍であると、大きなフェライト粒が疲労強度に与える影響は弱くな

り、平均結晶粒径を代表値にすることができると考えられる。また、停留き裂長さが大きくなると、フェライト・パーライト鋼ではフェライト・パーライトの境界で疲労き裂進展は強く阻止される可能性が高くなる。このため、フェライト・パーライト通常粒鋼の疲労限は引張強度の上昇すなわちパーライト体積率の上昇とともに上昇する (Fig.11)。しかし、非調質鋼における観察結果²⁰⁾であるが、疲労き裂はフェライトとパーライトの境界に沿って進展する傾向があるため、その境界のき裂進展阻止能力は弱められていると考えられる。

4.2 フェライト細粒化効果

Table 3あるいはFig. 3に示すように、フェライト結晶粒を粒径 $10\ \mu\text{m}$ レベルから $1\ \mu\text{m}$ 以下に細粒化することにより、 $140\ \text{MPa}$ の疲労限向上が得られた。EBSD観察結果で見られるように、超微細粒鋼の粒径にはバラツキがあるが、安定した疲労特性が得られていることから、平均粒径をパラメータとして疲労限を議論可能であると考えられる。疲労限の粒径依存性はよくホール・ペッチ式で表現されている。今までフェライト粒径をサブミクロンレベルまで微細化した結果は得られていないので、疲労限に対するフェライト細粒強化を他の研究結果^{1,3,9,10)}と比較した。その結果をTable 4に示す。 K_w はホール・ペッチ式 $\sigma_w = \sigma_{w,0} + K_w(d_f/1000)^{-1/2}$ の拘束係数である。ここで、疲労限 σ_w とフェライト粒径 d_f の単位はそれぞれ MPa と μm である。 $\Delta\sigma_w$ と $\Delta\sigma_b$ は疲労限と引張強度の細粒化による上昇分である。最も古い研究であるGrozier¹⁰⁾の結果を除くと、今回と過去の結果は大凡一致している。このことから、粒径がサブミクロンになっても粒径と疲労限に相関があることが分かった。ただし、今回の結果においては、通常粒鋼がフェライト・パーライト、超微細粒鋼が炭化物分散のフェライトであるように、組織状態が異なっている。

5. 結言

フェライト粒径がサブミクロンの0.05Cと0.15C超微細粒鋼の低サイクルと高サイクル疲労特性を調べ、以下の結果を得た。

(1) フェライト超微細粒化は高サイクル疲労特性に有効に作用した。特に、疲労限と引張強度の関係においては、超微細粒鋼は通常のフェライト・パーライト鋼よりも高強度側となり、焼戻しマルテンサイト鋼と一致した。

(2) フェライト超微細粒化は低サイクル疲労特性には影響を与えなかった。ひずみ振幅と破断繰返し数の関係並びに繰返し応力と引張強度の関係においては、超微細粒鋼は通常のフェライト・パーライト鋼や焼戻しマルテンサイト鋼と一致した。

(3) 低サイクル疲労組織のTEM観察とEBSD測定によると、通常のフェライト・パーライト鋼のフェライト内に

Table 4. Parameter in Hall-Petch relation.

		d_f (μm)	K_w ($\text{MPa}\sqrt{\text{mm}}$)	$\Delta\sigma_w/\Delta\sigma_b$
This work	0.05C	0.7	4.93	0.62
	0.15C	0.9	5.79	0.78
Grozier ¹⁰⁾		6.0	2.35	-
Abe ¹¹⁾		7.1	7.46	-
Kurita ³⁾		7.6	-	0.59
Tachibana ⁹⁾	S10C	4.0	4.94	-
	S35C	6.0	5.81	-
	WT60	8.0	4.21	-

は $1\ \mu\text{m}$ 程度のセル構造が形成されたが、超微細粒鋼の $1\ \mu\text{m}$ 以下のフェライト粒内にはセル構造が形成されず、かつ製造時に残留した転位が粒界に吸収された。これに対応し、超微細粒鋼は繰返し軟化、フェライト・パーライト鋼は繰返し硬化した。

以上により、サブミクロンに微細粒化した組織が、引張特性や衝撃特性に加えて、高サイクル疲労特性の向上に有効であることが明らかになった。

文 献

- 1) T.Abe, T.Sampe, H.Osuzu and I.Kozasu: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 145.
- 2) T.Yokomaku, M.Kinefuchi and Y.Minokata: *J. Soc. Mater. Sci. Jpn.*, **40** (1991) 458, 1415.
- 3) M.Kurita and K.Toyama: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 66.
- 4) M.Kage and H.Nisitani: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **51** (1985) 461, 3.
- 5) I.Yamada, K.Yamada and T.Kunio: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **52** (1986) 474, 412.
- 6) T.Yokobori, I.Maekawa and S.Korekawa: *Technol. Rep. Tohoku Univ.*, **28** (1963) 1, 65.
- 7) T.Yokobori, M.Morita and T.Takahashi: *Technol. Rep. Tohoku Univ.*, **28** (1963) 1, 81.
- 8) Y.Nagase, M.Izumisawa and J.Yamamoto: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **55** (1989) 514, 1247.
- 9) S.Tachibana, S.Kawachi, K.Yamada and T.Kunio: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **54** (1988) 407, 1956.
- 10) J.D.Grosier and J.H.Bucher: *J. Mater.*, **2** (1967) 2, 393.
- 11) T.Hayashi, S.Torizuka, T.Mitsui, K.Tsuzaki and K.Nagai: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 385.
- 12) H.Nakajima, T.Hayashi, N.Sakuma, T.Hanamura, S.Torizuka, T.Mitsui, K.Tsuzaki and K.Nagai: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 454.
- 13) K.Tanaka, S.Nishijima, S.Matsuoka, T.Abe and F.Kouzu: *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.*, **4** (1981), 97.
- 14) S.Nishijima, S.Matsuoka, E.Takeuchi, M.Yuyama and M.Kimura: *Trans. Jpn. Soc. Mech. Eng. A*, **50** (1984) 453, 1011.
- 15) S.Matsuoka, N.Nagashima and S.Nishijima: NRIM Material Strength Data Sheet Technical Document, No. 17, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1997).
- 16) Electron Backscatter Diffraction in Materials Science, ed. by A.J.Schwartz, M.Kumar and B.L.Adams, Kluwer Academic/Plenum Publishers, New York, (2000), 12.
- 17) J.Awatani, K.Katagiri and T.Shiraishi: *Met. Sci.*, (1978), 277.
- 18) J.Awatani, K.Katagiri and H.Nakai: *Metall. Trans. A*, **9A** (1978), 111.
- 19) Sougou Zairyou Kyoudogaku Kouza 6, Hiroukyoudogaku, ed. by H.Nisitani, Ohmsha, Tokyo, (1985).
- 20) I.Nomura: *J. Jpn. Soc. Heat Treat.*, **39** (1999) 6, 289.