

超微細フェライトーセメントイト組織鋼の 疲労特性に及ぼす強化機構の影響

古谷 佳之*・松岡 三郎*²・島倉 俊輔*・花村 年裕*・鳥塚 史郎*

Effects of Strengthening Mechanisms on Fatigue Properties of Ultrafine Ferrite–Cementite Steels

Yoshiyuki FURUYA, Saburo MATSUOKA, Shunsuke SHIMAKURA, Toshihiro HANAMURA and Shiro TORIZUKA

Synopsis : Fatigue tests were conducted using a series of ultrafine ferrite–cementite steels with the ferrite grain size below 1 μm in order to investigate the effects of precipitation, solid solution and dislocation strengthening on the fatigue properties. Some steels contained 0.15% of carbon and others 0.45% to investigate the effects of precipitation strengthening since the carbon addition increased the number of cementite particle in case of the ultrafine ferrite–cementite steels. 0.1% of phosphorus was added to some steels to discuss the effects of solid solution strengthening. The effects of dislocation strengthening were investigated by comparing the as-rolled steels with the annealed versions. As the result, tensile strength of the prepared ultrafine ferrite–cementite steels ranged from 721 to 1048 MPa.

All of the prepared ultrafine ferrite–cementite steels showed high fatigue strength and the fatigue limit ratios (fatigue limit/tensile strength) exceeded 0.5. The fatigue strength of the ultrafine ferrite–cementite steels was higher than that of ferrite–pearlite steels, and as high as that of tempered martensite steels. In conclusion, all of the above strengthening mechanisms effectively improved the fatigue strength of the ultrafine ferrite–cementite steels. The reasons why the ultrafine ferrite–cementite steels stably showed high fatigue strength would be because the microstructures were not only ultrafine but also uniform.

Key words: fatigue; ultrafine ferrite–cementite steel; precipitation strengthening; solid solution strengthening; dislocation strengthening.

1. 緒言

鉄鋼材料の疲労強度は材料の引張強度や硬さといふ相関を示すが、一方で材料の組織にも依存することが知られている。例えば金材技研疲労データシート^{1,2)}によると、焼戻しマルテンサイト鋼の耐久比（疲労限/引張強度）は0.53と高いが、フェライトーパーライト鋼の耐久比は0.43と低い。静的強度の増加を抑えつつ高い疲労強度を得ることが求められるため、高い耐久比を示す組織の探索は鉄鋼材料の開発において重要な課題である。

鉄鋼材料の疲労特性に関しては数多くの研究結果が報告されているが、フェライトーパーライト鋼に着目すると各強化機構と疲労特性の関係³⁻⁵⁾について以下のようなことが分かっている。まず、パーライト強化に関しては耐久比の低下を招くことが知られている³⁻⁷⁾。金材技研疲労データシートの結果でフェライトーパーライト鋼の耐久比が低くなったのはこのためである。フェライトーパーライト鋼では軟質なフェライト粒で疲労き裂が発生するが、パーライト強化では起点となるフェライト粒自体は強化されない。そのため、パーライト強化では引張強度の上昇に見合う疲労強度の上昇が得られず、耐久比が低くなると考えられている。同様の結果は、フェライトーマルテンサイト組

織を有する複合組織鋼（DP鋼）についても報告されている^{8,9)}。この場合も硬質相であるマルテンサイトの体積率を50%程度まで増加させると耐久比が低下する傾向を示す。

一方、析出強化と固溶強化では耐久比は低下せず、炭素量が0.15%以上のフェライトーパーライト鋼ではむしろ耐久比を改善する効果がある^{3-5,10)}。これは、固溶強化や析出強化により起点となるフェライト粒が強化されるためである。さらに、炭化物を利用した析出強化の場合にはパーライトの体積率を低下させるという効果もある。ところが、同様にフェライト粒を強化する転位強化に関しては、耐久比の低下をもたらすことが報告されている^{4,11)}。これは、加工により導入された転位が荷重の繰返し負荷により再整理される¹²⁾ことが原因と考えられている。

細粒強化の観点からは、疲労限の結晶粒径に対する依存性はHall–Petch形の式により表現されることが報告されている¹³⁻¹⁵⁾。しかし、耐久比に着目するとフェライト粒径が7 μm 程度まででは顕著な改善効果は認められず、耐久比が0.5を超えることはない⁴⁾。それに対し、フェライト粒径を1 μm 以下まで超微細化した場合には、引張強度の上昇とともに疲労強度も大きく上昇し、0.5以上の高い耐久比が得られることが最近の研究で明らかとなった¹⁵⁾。ただ

平成17年7月5日受付 平成17年9月8日受理 (Received on July 5, 2005; Accepted on Sep. 8, 2005)

* 物質・材料研究機構 (National Institute for Materials Science, 1-2-1 Sengen Tsukuba-shi 305-0047)

* 2 九州大学 (Kyushu University)

し、この場合の組織はフェライト-パーライトではなく、フェライト-セメンタイトとなる。従って、フェライト粒径を $1\mu\text{m}$ 以下まで超微細化することにより高い耐久比が得られる可能性があるが、組織の観点からはフェライト-パーライト鋼とは異種の材料と考えるべきである。

以上のようにフェライト-パーライト鋼を基準に考えると、組織と疲労特性の関係はほぼ解明されていると言える。ところが、フェライト粒径を $1\mu\text{m}$ 以下まで超微細化したフェライト-セメンタイト組織鋼に関してはほとんど情報が得られていない。これは、近年まで疲労試験片を採取可能な大きさの供試材を作製することが困難だったためである。それに対し、最近ではバルク材で $1\mu\text{m}$ 以下のフェライト粒を得る種々の加工熱処理法が提案され^{16,17)}、物資・材料研究機構でも温間多パス溝ロール圧延により超微細フェライト-セメンタイト組織鋼を創製するプロセスを確立している¹⁸⁻²⁰⁾。このような背景から、本研究では超微細フェライト-セメンタイト組織鋼を基準に、各強化機構と疲労特性の関係について検討を行った。具体的には、析出強化、固溶強化、転位強化が超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の耐久比に及ぼす影響を検討したが、結果は以下に報告する通りである。

2. 実験方法

2.1 供試材

Table 1に供試材の化学成分を示す。SM490に相当する15C材を基準に炭素(C)とリン(P)を添加したが、約0.3%の炭素を添加した45C材は析出強化の影響を検討するためのものである。超微細フェライト-セメンタイト組織鋼では、炭素量の増加によりセメンタイト粒子の密度が増加するため、炭素の添加によりパーライト強化ではなく析出強化が得られる。リン(P)を添加した15C-P材は固溶強化を検討するためのものであるが、リンの添加量は約0.1%とした。また、炭素とリンの双方を添加した45C-P材は析出強化と固溶強化の相乗効果を検討するためのものである。転位強化に関しては、後述するような熱処理により転位密度を調整することで検討した。

供試材は真空溶解により作製し、直径115mmの丸棒形状に鍛造した。その後、Fig. 1に示すような溝ロール圧延を行ったが、1073Kで圧延するStage Iは組織調整のための熱間圧延で、823Kで圧延するStage IIがフェライト粒を超微細化する温間多パス溝ロール圧延である。このプロセス

Table 1. Chemical compositions of the steels.

Steel	Element (mass %)				
	C	Si	Mn	P	S
15C	0.14	0.31	1.51	0.001	0.0006
45C	0.43	0.31	1.50	<0.001	0.0009
15C-P	0.14	0.30	1.48	0.093	0.0007
45C-P	0.45	0.30	1.49	0.10	0.0011

の詳細は文献¹⁹⁾と同一であるが、温間多パス溝ロール圧延における累積減面率は95%で、供試材の最終形状は $18\times 18\text{mm}$ の角棒である。

Fig. 1のプロセスでは温間加工後に水冷を行うため、供試材は加工硬化状態となる。従って、焼鈍を行えば転位密度が減少する。この点に着目し、焼鈍を行った供試材についても試験することで、転位強化の影響を検討した。焼鈍条件はTable 2に示す通りであるが、この条件はFig. 2のような予備試験結果を参考に決定した。Fig. 2は、供試材を773Kで保持時間を変えて焼鈍し、ビッカース硬さを測定した結果である。Fig. 2より、15C材に関しては顕著に粗粒化する危険性があるため保持時間を3時間としたが、それ以外の材料は10時間以上保持することとした。

2.2 組織観察及び材料試験

組織観察は電解放射型走査電子顕微鏡(FE-SEM)を用いて行った。観察面は圧延方向に対して垂直な横断面(C断面)とし、観察面の最終処理は電解研磨²¹⁾とした。また、結晶粒径(公称粒径)の測定は比較法²²⁾により行った。材料試験は、引張試験、ビッカース硬さ試験、回転曲げ疲労試験をそれぞれ行った。引張試験はJIS Z 2201の14A号試験片(試験部直径3.5mm, 平行部長さ24.5mm)を用いて行った。ビッカース硬さは、鏡面に仕上げた横断面上で測

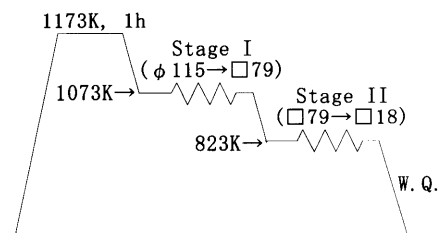


Fig. 1. Schematic illustration of the caliber-rolling process.

Table 2. Annealing condition.

Steel	Annealing
15C	773 K/3 h, air-cooled
45C	773 K/30 h, air-cooled
15C-P	773 K/10 h, air-cooled
45C-P	773 K/10 h, air-cooled

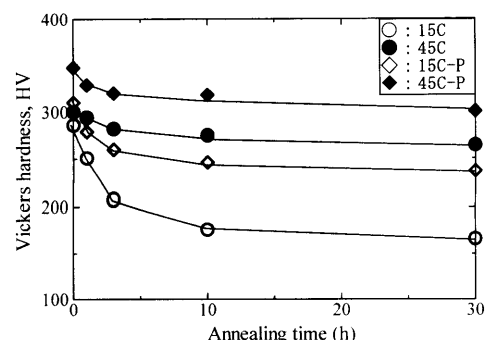


Fig. 2. Vickers hardness of the warm caliber-rolled steels after annealing at 773K for each hour.

定した。回転曲げ疲労試験は、小野式回転曲げ疲労試験機を用い、50 Hzで 10^7 回まで行った。試験片は、試験部直径6 mm、曲率半径50 mmの砂時計型で、試験部の最終仕上げは600番研磨紙による軸方向研磨である。なお、疲労試験後の破面はFE-SEMにより観察し、破壊形態を確認した。引張試験と回転曲げ疲労試験はいずれも室温大気中で行い、試験片は圧延方向と平行な方向に採取した。

3. 実験結果

3.1 組織観察結果及び機械的性質

Fig. 3に供試材の組織を示す。いずれの供試材もフェライト-セメンタイトの様相を呈し、フェライト粒は超微細である。圧延ままの供試材に着目すると、15C及び15C-P

材ではセメンタイト粒子が疎な部分と密な部分があるが、これは温間圧延直前のフェライト-パーライト組織においてパーライト粒が存在していた付近でセメンタイト粒子が密になったものと考えられる。一方、45C及び45C-P材では、セメンタイト粒子が増加し、分布状態はほぼ均一である。また、いずれの供試材でもセメンタイト粒子は比較的大きく、焼戻しマルテンサイト鋼で見られるセメンタイト²¹⁾と比較すると密度が低く見える。次に焼鈍した供試材に着目すると、炭素量の低い15C及び15C-P材では僅かながらフェライト粒が粗粒化しているように見えるが、45C及び45C-P材では粗粒化した様子は認められない。また、セメンタイト粒子の成長も顕著ではない。ただし、焼鈍した供試材では所々に粗大なフェライト粒が見られ、結晶粒径が不均一となる傾向が認められた。

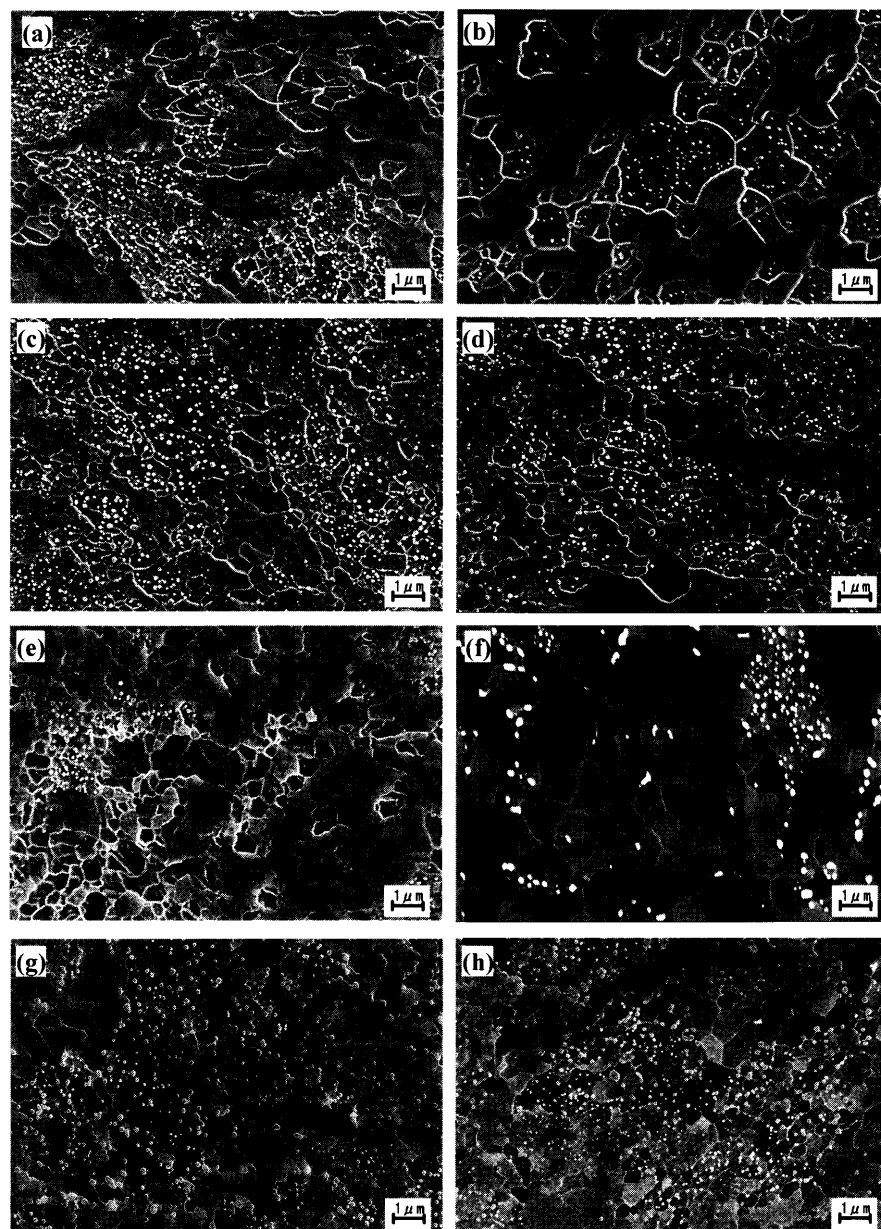


Fig. 3. Microstructures of the warm caliber-rolled steels: (a) 15C as-rolled, (b) 15C annealed, (c) 45C as-rolled, (d) 45C annealed, (e) 15C-P as-rolled, (f) 15C-P annealed, (g) 45C-P as-rolled and (h) 45C-P annealed.

Table 3に供試材の機械的性質及びフェライト粒の公称粒径を示す。圧延ままの供試材に着目すると、0.3%の炭素を添加することにより約110MPa、0.1%のリンを添加することにより約90MPaの引張強度の上昇が得られている。それらを複合添加した場合の引張強度の上昇量は約200MPaであり、単独添加した場合の引張強度上昇量の合計にほぼ一致している。焼鈍した供試材では、いずれも引張強度が圧延まま材より100MPa程度低下し、伸びは増加する傾向を示した。フェライト粒径に関しては、圧延ままの供試材ではいずれも $0.4\mu\text{m}$ 程度である。焼鈍した供試材については、15C及び15C-P材では僅かながら粗粒化の傾向が認められるが、45C及び45C-P材のフェライト粒径は約 $0.5\mu\text{m}$ であり粗粒化の傾向は認められない。特に、45C材に関しては30時間焼鈍しても粗粒化しないことから、セメンタイト粒子の増加により焼鈍時の粗粒化が抑制されることが確認された。一方、15Cと15C-P材を比較すると、15C-P材では焼鈍時間が長いにもかかわらず、粗粒化の程

Table 3. Mechanical properties and nominal ferrite grain size of the warm caliber-rolled steels.

Steel	Annealing	σ_y (MPa)	σ_B (MPa)	δ (%)	HV	dn (μm)
15C	As-rolled	829	842	17	286	0.45
	773 K/3 h	694	721	21	236	1.04
45C	As-rolled	920	952	17	300	0.43
	773 K/30h	770	811	20	270	0.51
15C-P	As-rolled	926	926	13	308	0.43
	773 K/10h	754	754	24	246	0.88
45C-P	As-rolled	1020	1048	15	339	0.44
	773 K/10 h	910	935	17	306	0.55

σ_y : Lower yield strength, σ_B : Tensile strength, δ : Total elongation, HV: Vickers hardness, dn: Nominal ferrite grain size

度は小さい。従って、リンの添加によっても焼鈍時の粗粒化が抑制されていた。

3.2 疲労試験結果

Fig. 4にS-N曲線を示す。いずれの供試材でも 10^6 回付近でS-N曲線が折れ曲がる傾向を示し、 10^7 回付近で試験片が破断する傾向は見られない。また、破面観察の結果、すべての試験片が通常的表面破壊の様相を呈し、介在物等を起点とした内部起点型の破壊形態は見られなかった。従って、本研究の供試材ではギガサイクル疲労は生じず、 10^7 回までの疲労試験で疲労限が得られていると判断できる。

Table 4に供試材の疲労限と耐久比を示す。ここで、疲労限は 10^7 回で試験片が一本も破断しなかった応力振幅のうち最大のものとした。Table 4では、供試材の疲労限は400~580MPaの範囲に分布し、引張強度に対応した序列となっている。耐久比の範囲は0.53~0.58となり、いずれの供試材も高い値を示した。なお、各供試材間の耐久比の違いは何らかの傾向を表しているものではなく、単なるばらつき範囲内と思われる。

Table 4. Fatigue test results.

Steel	Annealing	σ_B (MPa)	σ_w (MPa)	σ_w/σ_B
15C	As-rolled	842	480	0.57
	773 K/3 h	721	400	0.55
45C	As-rolled	952	540	0.57
	773 K/30h	811	440	0.54
15C-P	As-rolled	926	520	0.56
	773 K/10h	754	440	0.58
45C-P	As-rolled	1048	580	0.55
	773 K/10 h	935	500	0.53

σ_B : Tensile strength, σ_w : Fatigue limit

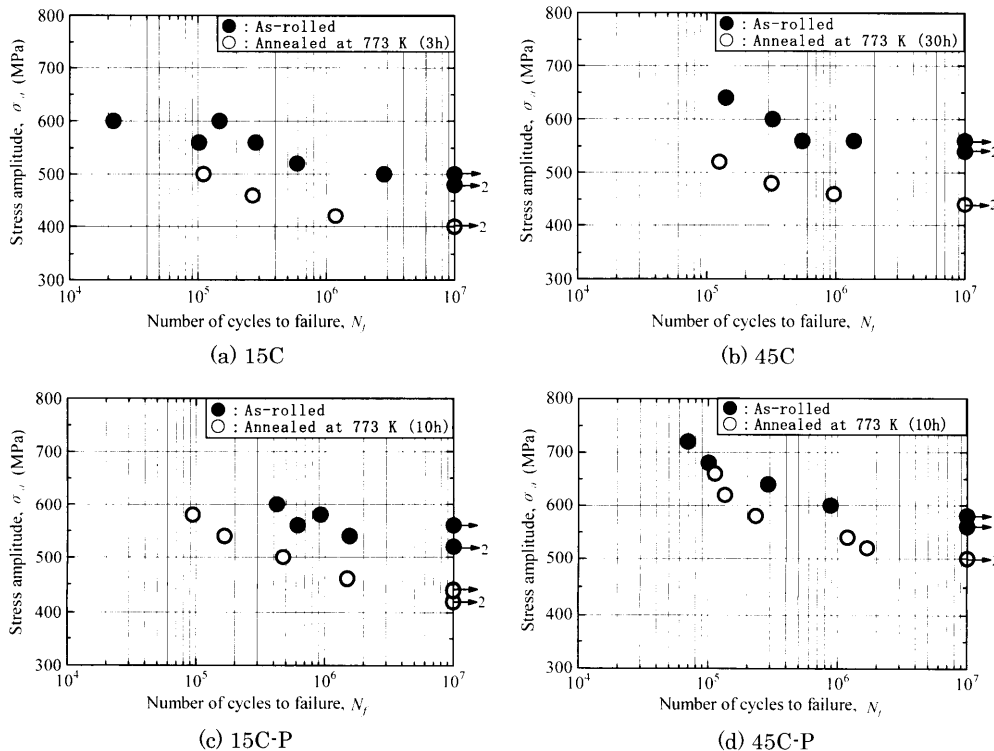


Fig. 4. S-N curves for the ultrafine ferrite-cementite steels.

4. 考察

4.1 疲労特性に及ぼす強化機構の影響

本研究で作製した超微細フェライト-セメンタイト組織鋼はいずれも高い耐久比を示し、例えばフェライト-パーライト鋼でパーライト強化を行った際に見られるような耐久比の低下は見られなかった。この点を踏まえ、超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の疲労特性に及ぼす強化機構の影響について考察を行う。

析出強化の影響に関しては、15Cと45Cもしくは15C-Pと45C-Pの圧延まま材を比較することで検討することができる。圧延ままの供試材はいずれも結晶粒径が同程度であるため、これらは妥当な比較である。いずれの供試材でも高い耐久比が得られているため、セメンタイト粒子による析出強化では耐久比の低下はない。従って、析出強化は超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の疲労特性改善に有効であると判断できる。ただし、セメンタイト粒子を析出強化に用いるという点に関しては再検討の余地がある。Table 3から0.3%の炭素を添加した場合の超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の引張強度の上昇量は110 MPa程度であるが、フェライト-パーライト鋼の場合には0.3%の炭素を添加することにより約200 MPaの引張強度の上昇が得られる^{2,15)}。フェライト-パーライト鋼の場合にはパーライト強化になるという違いはあるが、超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の炭素による強化能はフェライト-パーライト鋼の半分程度であり、効率的な強化法とはいえない。これは超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の創製過程においてFig. 3のようにセメンタイト粒子が粗大になることが原因である。従って、超微細フェライト-セメンタイト組織鋼で析出強化を利用する際には、単純に炭素を添加するのではなく、より微細な析出物を付与する手法^{3,4)}を用いるべきである。また、セメンタイト粒子を増加させることで、析出強化が得られるだけでなく、焼鈍時の粗粒化が抑制されることが明らかとなった。これは、セメンタイト粒子が結晶粒界のピン止め効果を発揮するためである。従って、析出強化を利用した場合には、ピン止めによる焼鈍時の粗粒化抑制という副次効果も期待できる。

固溶強化の影響に関しては、15Cと15C-Pもしくは45Cと45C-Pの圧延まま材の比較により検討できる。析出強化と同様に、固溶強化でも耐久比の低下は認められないことから、固溶強化も超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の疲労特性改善に有効であると判断できる。強化能に関しては、Table 3から0.1%のリンを添加することにより90 MPa程度の引張強度の上昇が得られているが、これはフェライト-パーライト鋼にリンを添加した場合と同程度である⁴⁾。焼鈍時の粗粒化抑制効果に関しては、15C材にリンを添加した15C-P材でも認められた。これは、ソリュー-

ト・ドラッグ効果^{23,24)}に類似したものと考えられる。ソリュート・ドラッグ効果とは、例えば γ から α へ変態する際の異相界面に固溶元素が偏析し、異相界面の移動速度を低下させるというものであるが、最近の研究^{25,26)}では超微細粒化した金属材料を焼鈍した際にも同様の効果により粗粒化が抑制されることが指摘されている。ただし、Table 3のフェライト粒径測定結果によると、粗粒化抑制の面では固溶強化は析出強化に劣る。

転位強化に関しては、45Cと45C-Pの圧延まま材と焼鈍材を比較することで検討できるが、やはり耐久比の低下は認められなかった。15Cと15C-Pでは圧延まま材と焼鈍材でフェライト粒径に差があるため必ずしも妥当な比較とはならないが、45Cと45C-Pでは圧延まま材と焼鈍材のフェライト粒径は同程度である。また、焼鈍材におけるセメンタイト粒子の粗大化も顕著ではない。従って、45Cと45C-Pの圧延まま材と焼鈍材の引張強度の差は転位強化分と思われるが、特に45Cの焼鈍材に関しては773Kで30時間保持したため、Fig. 2の予備試験結果に基づけば十分に転位密度が低下していると考えられる。前述の析出強化と固溶強化で耐久比が低下しないことはフェライト-パーライト鋼でも同様であるが、転位強化に関してはフェライト-パーライト鋼では耐久比が低下することが報告されていた。フェライト-パーライト鋼では、予ひずみの付与¹¹⁾により導入した転位による強化だけでなく、本研究と同様に圧延⁴⁾により導入した転位による強化も検討されたが、いずれも疲労特性改善には効果的ではないという結論が得られた。転位強化したフェライト-パーライト鋼が低い耐久比を示す原因は、加工により導入された転位が荷重の繰返し負荷により再整理されるためと考えられている。一方、超微細フェライト-セメンタイト組織鋼でも低サイクル疲労試験を行った試験片の転位組織を観察した結果¹⁵⁾、繰返し変形により転位が再整理されることが分かっている。ただし、通常のフェライト-パーライト鋼で低サイクル疲労試験を行った場合にはフェライト粒内に1 μ m程度のセル構造(下部組織)が形成されるが、超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の場合にはフェライト粒径が1 μ mよりも小さいためセル構造が形成されないという大きな違いがあった。従って、転位強化された超微細フェライト-セメンタイト組織鋼が荷重の繰返し負荷を受けた場合には、初期に導入された転位は粒界近傍に移動するだけで転位の合体・消滅は生じないが、フェライト-パーライト鋼の場合にはセル構造の形成に伴って初期転位が合体・消滅し、初期転位の数が減少するという可能性が考えられる。いずれにせよ、結論としては転位強化も超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の疲労特性改善に有効であることが分かったが、フェライト-パーライト鋼との違いについては疲労試験前後の転位組織の観点から調査する必要がある。

4・2 超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の疲労特性

Fig. 5に、本研究と過去の研究¹⁵⁾で得られた超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の疲労限を引張強度に対してプロットし、金材技研疲労データシート^{1,2)}より引用したフェライト-パーライト鋼及び焼戻しマルテンサイト鋼の疲労限と比較した結果を示す。本研究の疲労限は回転曲げ疲労試験により決定したものでそれ以外は軸荷重疲労試験で決定したものである。一般的に低強度の鋼の場合には回転曲げ疲労試験結果は軸荷重疲労試験結果より高くなる¹⁾ことが知られているが、Fig. 6に示す金材技研疲労データシートの結果¹⁾でも引張強度が800 MPa以下の鋼ではその傾向が現れている。しかし、引張強度が800 MPa以上の鋼では両試験法により得られた疲労限が一致する傾向がみられる。従って、引張強度が800 MPaより低い15C及び15C-Pの焼鈍材では疲労限が高めとなっている可能性があるが、それ以外の供試材に関しては軸荷重試験と比較可能な疲労限が得られている。Fig. 5では、超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の疲労限はフェライト-パーライト鋼より高く、焼戻しマルテンサイト鋼のバンド上限付近に位置している。特に、析出強化、固溶強化、転位強化の3つの強化機構を同時に用いて、引張強度1000 MPa以上まで高強度化した45C-Pの圧延ま材でも高い疲労限が得られたことから、超微細フェライト-セメンタイト組織鋼は安定的に高い疲労強度を示すと考えられる。

超微細フェライト-セメンタイト組織鋼が高い疲労強度を示した背景を考察する際には、組織の超微細化と均一化という2つの要因を考慮する必要がある。例えば、焼戻しマルテンサイト鋼とフェライト-パーライト鋼を比較すると、前者の組織は均一であるが、後者の組織は軟質のフェライト粒と硬質のパーライト粒から構成される不均一な組織である。また、焼戻しマルテンサイト鋼の組織は旧オーステナイト粒、パケット、ブロック、ラスにより構成されるが、ブロックに着目すると寸法は1 μm 以下と超微細である²¹⁾。従って、均一かつ超微細な組織を持つ鋼は高い疲労強度を示すと考えられる。ただし、組織の均一化と超微細化を比較した場合には、組織の均一化のほうがより重要である。例えば、フェライト粒径が10 μm 以上であっても炭素量が0.05%程度のフェライト-パーライト鋼では耐久比が0.5を超える^{4,5)}。これは、炭素量を低くすることによりパーライトの体積率が低下し、フェライト単相に近い均一な組織になるためと考えられる。また、Fig. 5をよく見ると同じ焼戻しマルテンサイト鋼でも炭素鋼の調質材より低合金鋼の調質材のほうが高い疲労強度を示している。これは、焼入れ性の違いにより低合金鋼のほうが均一なマルテンサイト組織が得られるためである²⁷⁾。組織の均一性が重要な背景には疲労強度が軟質な組織に支配されるという原因が考えられるが、特に硬質な組織中に僅かに軟質かつ不均一な組織が存在する場合には軟質な組織で発生した疲

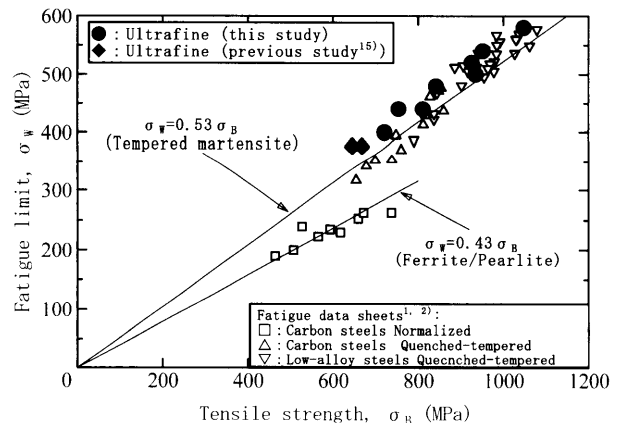


Fig. 5. Fatigue limits of the present ultrafine ferrite-cementite steels plotted against tensile strength, together with previous ultrafine ferrite-cementite steels¹⁵⁾ and fatigue data sheets.^{1,2)}

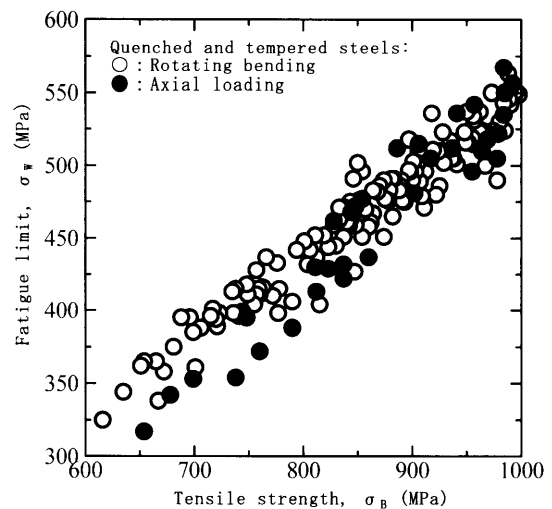


Fig. 6. Relation of fatigue limits obtained in rotating bending tests to those obtained in axial loading tests.¹⁾

勞き裂は欠陥と同様の働きをする。従って、疲労き裂の発生を防止するために軟質な組織を強化し、強度差の観点から組織の均一性を図ることも重要であるが、発生した疲労き裂が伝ばしないように軟質な組織を十分に小さくするという視点も重要である。以上の点を考慮すると、転位強化を利用するには組織の超微細化は高い疲労強度を得るための必須の条件となる可能性があるが、それ以外の場合には必ずしも必須の条件とはいえない。それに対し、組織の均一化はいずれの場合にも高い疲労強度を得るための必須の条件と考えられる。

組織の均一性の観点から本研究の超微細フェライト-セメンタイト組織鋼の組織をみると、15C及び15C-P材ではセメンタイト粒子の分布状態に粗密があり、焼鈍した供試材では所々に粗大なフェライト粒が見られるという不均一性があった。しかし、これらの組織の不均一性が疲労強度の低下をもたらすことはなかった。まず、15C及び15C-P材におけるセメンタイト粒子の粗密が問題とならなかった

点は、前述のようにセメンタイト粒子が粗大（低密度）であったため、発揮する析出強化が低かったことが原因と考えられる。すなわち、セメンタイト粒子が疎な部分と密な部分の強度差は小さく、強度の面からは均一に近い組織であったと考えられる。次に焼鈍した供試材で所々に粗大なフェライト粒が見られる点についてであるが、このような粗大粒は前述のように欠陥と同様の働きをするため疲労強度の低下を招く危険性がある^{27,28)}。しかし、焼鈍材でも疲労強度の低下がみられないことから、粗大粒の寸法は十分に小さかったと考えられる。すなわち、焼鈍材の組織は僅かながら不均一に見えるが、疲労強度の観点からは十分に均一な組織である。

以上の考察から、超微細フェライトーセメンタイト組織鋼では組織の超微細化だけでなく、十分な組織の均一化も実現されているため、焼戻しマルテンサイト鋼のバンド上 limit 付近に位置する高い疲労強度が得られたと結論できる。

5. 結論

本研究では、フェライト粒径が $1\mu\text{m}$ 以下の超微細フェライトーセメンタイト組織鋼について、析出強化、固溶強化、転位強化の各強化機構が疲労特性に及ぼす影響を調査した。析出強化の影響は炭素を添加してセメンタイト粒子を増加させることで検討し、固溶強化の影響はリンを添加して検討した。また、転位強化の影響は、加工硬化状態にある供試材（圧延まま材）を焼鈍することで検討した。その結果、次のような結論を得た。

(1) 析出強化による耐久比（疲労限/引張強度）の低下は見られなかったが、セメンタイト粒子は粗大で強化能が低いため、セメンタイト粒子による析出強化は効率的な強化法とはいえない。また、析出強化を用いた場合には、析出物による結晶粒界のピン止めにより焼鈍時の粗粒化を抑制するという副次効果があることが分かった。

(2) リンによる固溶強化でも耐久比の低下は見られなかった。また、析出物によるピン止めには劣るものの、リン添加も焼鈍時の粗粒化を抑制する効果があることが分かった。

(3) 転位強化に関しては、フェライトーパーライト鋼の場合には耐久比の低下をもたらすが、超微細フェライトーセメンタイト組織鋼では耐久比は低下しなかった。

(4) 3つの強化機構を同時に用いて引張強度 1000MPa 以上まで高強度化しても高い耐久比が得られることから、超微細フェライトーセメンタイト組織鋼は安定的に高い疲労強度を示すと考えられる。

(5) 超微細フェライトーセメンタイト組織鋼が高い疲労強度を示した背景には、組織が超微細化されているだけでなく、十分に均一な組織が実現されていることが挙げられる。

文 献

- 1) S.Nishijima, A.Ishii, K.Kanazawa, S.Matsuoka and C.Masuda: NRIM Fatigue Data Sheet Technical Document, No. 5, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1989).
- 2) S.Matsuoka, N.Nagashima and S.Nishijima: NRIM Material Strength Data Sheet Technical Document, No. 17, National Research Institute for Metals, Tokyo, (1997).
- 3) T.Abe, T.Sampe, H.Osuzu and I.Kozasu: *Tetsu-to-Hagané*, **70** (1984), 1459.
- 4) M.Kurita and K.Toyama: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1994), 66.
- 5) M.Kurita, M.Yamamoto, K.Toyama and K.Kunishige: *J. Soc. Mat. Sci., Jpn.*, **46** (1997), 1143.
- 6) K.Nishioka and T.Nishikawa: *Trans. JSME*, **38** (1972), 915.
- 7) H.Nisitani, H.Horio and H.Noguchi: *Trans. JSME A*, **56** (1990), 687.
- 8) H.W.Hayden and S.Floreen: *Metall. Trans.*, **4** (1973), 561.
- 9) M.Kurita, K.Toyama, S.Nomura and K.Kunishige: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 1091.
- 10) A.M.Sherman: *Metall. Trans. A*, **6A** (1975), 1035.
- 11) M.Nagae, A.Katoh, H.Kagawa, M.Kurihara, T.Iwasaki and H.Inagaki: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), 1430.
- 12) M.Mizui and O.Akizue: *J. Soc. Mat. Sci., Jpn.*, **39** (1990), 602.
- 13) J.D.Grosier and J.H.Bucher: *J. Mater.*, **2** (1967), 393.
- 14) S.Tachibana, S.Kawachi, K.Yamada and T.Kunio: *Trans. JSME A*, **54A** (1988), 1956.
- 15) T.Sawai, S.Matsuoka and K.Tsuzaki: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 726.
- 16) N.Tsuji, Y.Saito, H.Utsunomiya and S.Tanigawa: *Scr. Mater.*, **40** (1999), 795.
- 17) A.Azushima, K.Aoki and T.Inoue: *Tetsu-to-Hagané*, **87** (2001), 762.
- 18) T.Hayashi, S.Torizuka, T.Mitsui, K.Tsuzaki and K.Nagai: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 385.
- 19) A.Ohmori, S.Torizuka, K.Nagai, N.Koseki and Y.Kogo: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 781.
- 20) T.Hanamura, F.Yin and K.Nagai: *ISIJ Int.*, **44** (2004), 610.
- 21) M.Hayakawa, T.Hara, S.Matsuoka and K.Tsuzaki: *J. Jpn. Inst. Met.*, **64** (2000), 460.
- 22) ASTM standards, E112, (1996).
- 23) G.J.Shiflet and H.I.Aaronson: *Metall. Trans. A*, **21A** (1990), 1413.
- 24) M.Suehiro: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 578.
- 25) K.W.Liu and F.Mücklich: *Acta Mater.*, **49** (2001), 395.
- 26) P.A.Carvalho, I.Fonseca, M.T.Marques, J.B.Correia, A.Almeida and R.Vilar: *Acta Mater.*, **53** (2005), 967.
- 27) Y.Furuya and S.Matsuoka: *Metall. Trans. A*, **35A** (2004), 1715.
- 28) Y.Furuya and S.Matsuoka: *Tetsu-to-Hagané*, **89** (2003), 1082.