

中炭素非調質鋼の疲労強度に及ぼすマイクロ組織の影響

野村 一衛*

Influences of Microstructures of Fatigue Strength of Medium Carbon Microalloyed Steels

Ichie NOMURA

Synopsis : Influences of the microstructures on the fatigue properties of the medium carbon microalloyed steels were investigated under the rotating bending fatigue tests. Results obtained are as follows: (1) Under fatigue conditions surface relief made of slip bands are found to be generated largely on ferrite in the medium carbon ferrite pearlite steels. The fatigue crack initiates along the surface relief and propagates along the ferrite/pearlite boundary in the early stage of the fatigue crack propagation. (2) Increase in vanadium contents raises the slip band initiation stress and the fatigue strength through strengthening ferrite. Increase in carbon or manganese contents raises the fatigue strength through increasing pearlite volume fraction and refining ferrite grain size. Increase in vanadium contents are more effective to improve the fatigue limit ratio. (3) Coarsening of prior austenite grain size reduces the fatigue limit. This is because the ferrite precipitated along austenite grain boundary are regarded as small fatigue cracks in medium carbon ferrite pearlite steels with fine prior austenite grain size.

Key words : microalloyed steel; medium carbon steel; fatigue; vanadium; ferrite-pearlite; microstructure.

1. 緒言

機械構造部品には中炭素鋼あるいは中炭素低合金鋼を焼入れ焼もどし(以下調質と略す)処理したものが広く使用されているが、近年、部品コスト低減のために調質処理を行わずに熱間鍛造のまま使用できる中炭素非調質鋼の開発および適用が積極的に進められている¹⁻³⁾。これら非調質鋼のマイクロ組織は熱間鍛造のままの粗大なフェライト(以下 α)+パーライト組織であるため、靱性あるいは疲労特性などの機械的性質の観点からは調質組織に比べて決して良好な組織とは言えない。そのため部品用途に応じた機械的性質の向上が各種検討されているが、非調質鋼の多くが疲労強度設計される部品に適用されることから、特に疲労特性の向上が重要と思われる。

α +パーライト鋼の疲労強度に関して、これまで多くの研究がなされている。阿部ら⁴⁾は非調質型機械構造用棒鋼について、各種強化機構別に降伏応力と疲れ限度の関連を検討し、固溶および析出強化の疲労特性への寄与が他の強化因子に比べて高いことを示した。栗田ら⁵⁾も α +パーライト熱延鋼板について同様の検討を行い、析出強化および固溶強化が耐久比(疲れ限度/引張強さ)改善に効果的であることを示した。また中炭素非調質鋼において析出強化元素としてVが利用されており、V添加量の増加に従い、疲れ限度および耐久比が上昇する^{6,7)}ことが示されている。

一方 α +パーライト鋼の疲れ限度は、パーライトに比べて

強度の低い α 結晶内もしくはその粒界近傍から発生する疲労き裂の停留限界によって決まる^{8,9)}ことが確かめられており、その停留き裂は低炭素鋼においては α 結晶粒界、中炭素鋼においては α 結晶粒とパーライト境界で停留しているものが多く観察され、その停留限界能力の差が疲れ限度の差になる⁹⁾ことが示されている。

従って α +パーライト鋼の疲労強度を検討するにあたっては強化機構と疲労き裂発生・伝播挙動との二つの側面からのアプローチが必要と考えられる。特に熱間鍛造のまま使用される中炭素非調質鋼においては、同一化学組成であっても鍛造条件の違いによりマイクロ組織が大きく変化するため、疲労強度の検討にあたっては、単なる強化機構のみの検討では不十分であり、疲労き裂発生・伝播挙動を考慮したマイクロ組織的な検討が必要と思われる。

そこで、本研究では中炭素非調質鋼の疲労強度に及ぼすマイクロ組織の影響を明らかにすることを目的とし、化学組成および熱処理条件を種々変化させた中炭素 α +パーライト鋼を用いて疲労試験を行い、疲労特性とマイクロ組織との関係を検討した。

2. 実験方法

2.1 供試材

供試材の化学組成をTable 1に示す。A1鋼~A7鋼は0.4% C-1.1%Mn-0.12%V(A1鋼)をベースとして、C、Mnおよび

Table 1. Chemical compositions of steels. (mass%)

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cr	V
A1	0.38	0.24	1.10	0.018	0.010	0.20	0.115
A2	0.50	0.23	1.13	0.017	0.011	0.21	0.113
A3	0.32	0.20	1.07	0.016	0.010	0.21	0.115
A4	0.39	0.23	1.43	0.017	0.011	0.21	0.124
A5	0.40	0.24	0.79	0.016	0.010	0.12	0.114
A6	0.39	0.22	1.12	0.017	0.008	0.21	0.165
A7	0.38	0.24	1.09	0.015	0.011	0.22	0.053
B	0.48	0.20	0.88	0.014	0.055	0.17	-
C	0.49	0.19	0.93	0.026	0.051	0.19	0.066
D	0.34	0.25	1.51	0.010	0.056	0.34	0.290

Table 2. Heat treatments of steels.

Steel	Austenitizing temp. (K)	Forging temp. (K)	Cooling rate from 1073K to 873K (K/s)
A1 - A7	1473	1323	1.2 (Air cooling)
B	1173, 1373, 1573	(No forging)	
C	1173, 1373, 1573	(No forging)	
	1473	1123, 1273, 1423	
D	1573	(No forging)	
	1523	1373	
	1473	1073	

V添加量を変化させた鋼種グループであり、特に疲労特性に及ぼす合金元素の影響を明らかにするために用いた。これらの鋼は20kg高周波溶解炉にて溶製した。B鋼は0.5%C炭素鋼、C鋼はそれに0.07%Vを添加した鋼であり、これらは50t量産電気炉にて製鋼された。D鋼は1.5%Mnおよび0.3%Vの添加により高強度化を計った鋼であり、2t高周波溶解炉にて溶製した。B鋼、C鋼およびD鋼は特に旧オーステナイト(以下 γ)粒径が疲労特性に及ぼす影響を明らかにするために用いた。

2・2 熱処理

Table 2 に供試材の熱処理条件を示す。A1鋼～A7鋼は46mm ϕ 丸棒を1473Kにて γ 化し、1323Kにて25mm \times 65mm矩形断面の板形状に熱間鍛造した後、空冷した。B鋼、C鋼およびD鋼については γ 粒径の変化によるマイクロ組織および疲労特性の変化を検討するために、 γ 化温度あるいは鍛造温度を変化させた熱間鍛造(鍛造形状および冷却条件はA1～A7鋼と同じ)および γ 化温度を変化させた加熱放冷熱処理(25mm \times 65mm矩形断面の板形状材を γ 化後、空冷)を用いて γ 粒径を変化させた。

2・3 疲労試験および引張試験

上記熱処理材の長手方向(鋼材ファイバーフロー方向)に沿って、それぞれ小野式回転曲げ疲労試験片(平行部径 ϕ 8mm, 平滑)およびJIS14A号引張試験片(平行部径 ϕ 8mm)を採取し試験に供した。疲労強度については小野式回転曲げ疲労試験によりSN曲線を作成し、このSN曲線から疲れ限度 σ_{w0} (10^7 回の繰返し数にて破断しない限度応力)および繰返し数 2×10^6 回の時間強度 σ_{w1} を求め疲労特性値とした。なお一部の疲労試験片については疲労試験途中に試験片表

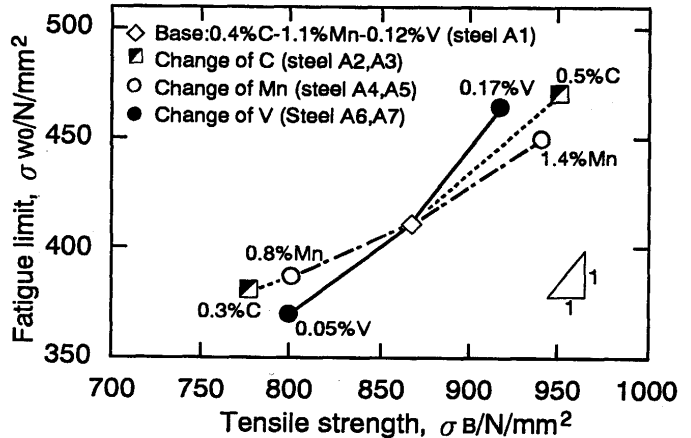


Fig. 1. Influences of C, Mn and V contents on tensile strength and fatigue limit of medium carbon ferrite pearlite steels (steel A1～A7).

面を光学顕微鏡観察することにより疲労すべり帯および疲労き裂の生成状況を調べた。静的強度としては引張試験により0.2%耐力 σ_y および引張強さ σ_B を求めた。

2・4 組織観察および硬さ測定

各種熱処理材のマイクロ組織についてはナイタル腐食により α +パーライト組織を現出し、光学顕微鏡観察を行い、線分法により α 粒径および旧 γ 粒径を測定し、また点算法により α 体積分率を測定した。なお本実験の供試鋼はいずれも中炭素鋼であるため、旧 γ 粒界に沿った初析 α が観察され、これより旧 γ 粒径を推定した。各供試材はビッカース硬度計(測定荷重98N)にて硬さを測定したが、さらに一部の試料については微小ビッカース硬度計を用いて α (測定荷重29または98mN)およびパーライト(測定荷重0.98N)の個々の組織の硬さも測定した。

3. 実験結果

3・1 疲労特性およびマイクロ組織に及ぼすC, MnおよびVの影響

Fig. 1 にA1～A7鋼における引張強さ σ_B および疲れ限度 σ_{w0} に及ぼすC, MnおよびVの影響を示す。いずれの合金元素もその添加量の増加により σ_B と σ_{w0} が上昇しているが、 σ_B の増加に対する σ_{w0} の増加率はVが最も大きい。またこれら合金元素添加量の増加により σ_{w0} だけでなく時間強度 σ_{w1} も上昇した。例としてFig. 2 にV量の異なる供試材のSN曲線を示す。V量の増加によりSN曲線全体が高応力側にシフトしているのがわかる。

これら合金元素量の変化による α +パーライト組織および硬さの変化をFig. 3 に示す。Cが0.3%から0.5%に、Mnが0.8%から1.4%に増加することによって、 α とパーライトを含むマクロな硬さ(Fig. 3の横軸)はそれぞれ約HV230からHV270程度、および約HV240からHV270程度へと増加するが、 α およびパーライトの個々の組織の硬さはあまり変化せ

ず、 α 体積分率が減少し、 α 粒径が微細化した。従ってCおよびMn量の増加によるマクロな硬さおよびFig. 1に示した σ_B の上昇は主にパーライト体積分率の増加によると考えられる。

一方、Vが0.05%から0.17%に増加することによって、マクロな硬さ (Fig. 3の横軸) は約HV235からHV270程度へと増加し、 α およびパーライトの個々の組織の硬さも大きく上昇した。これはV量の増加により α およびパーライトにおけるV炭窒化物による析出強化量が増加したためと考えられる。また α 体積分率と α 粒径はあまり変化しないことから、V量増加によるマクロな硬さおよびFig. 1に示した σ_B の増加は主にV炭窒化物による析出強化によると考えられる。なお旧 γ 粒径についてはいずれの試料も同一の鍛造条件のため、60~80 μm と同等であった。

Fig. 4に疲労すべり帯および疲労初期き裂の発生状況とマイクロ組織とを同一視野で対応観察した例を示す。Fig. 4 (a)の1~5で示したように疲労すべり帯による表面起伏が試験片表面に多く観察され、さらにCで示したように表面起伏から疲労初期き裂が発生していた。これら表面起伏の多くはFig. 4 (b)よりわかるように α に生成しており、疲労初期

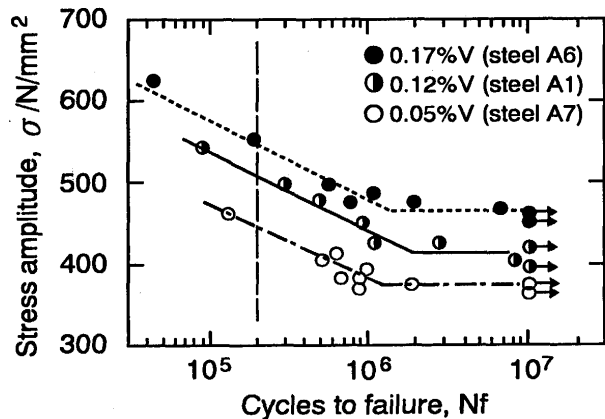


Fig. 2. S-N diagrams of rotating bending fatigue test for 0.4%C-1.1%Mn steels with various V contents.

き裂は α とパーライトとの境界に沿って生成している。これは α の強度がパーライトに比べて相対的に低いいため、繰返し応力による塑性すべり変形が α に集中するためと考えられる。さらにパーライトはほとんど塑性すべり変形を生じないために、特に α の塑性ひずみがパーライトとの境界付近で大きくなり、 α とパーライトとの境界に沿って疲労初期き裂が発生すると考えられる。またA7鋼 (0.05%V) およびA6鋼 (0.17

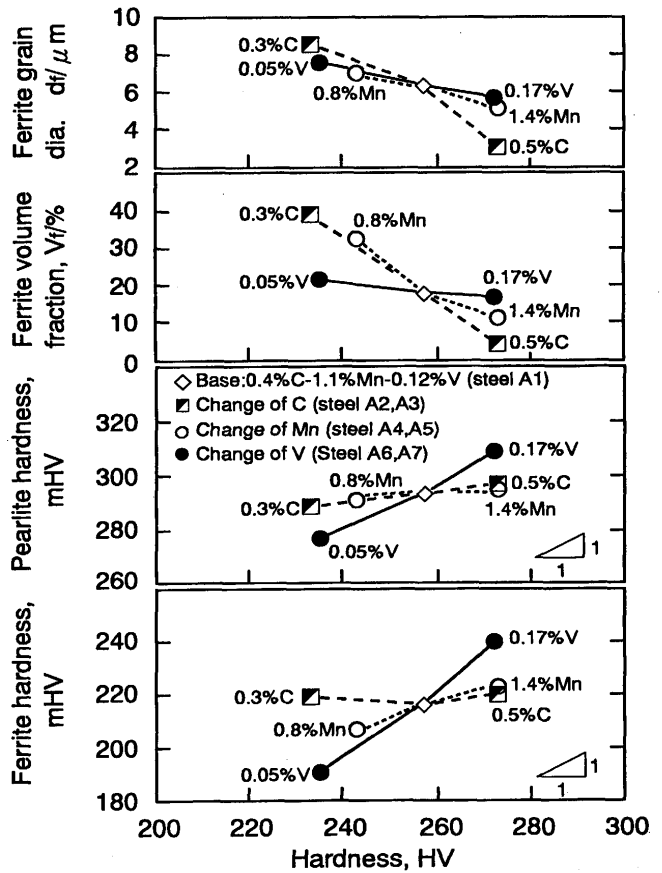


Fig. 3. Influences of C, Mn and V contents on ferrite hardness, pearlite hardness, ferrite volume fraction and ferrite grain diameter of medium carbon ferrite pearlite steels (steel A1~A7).

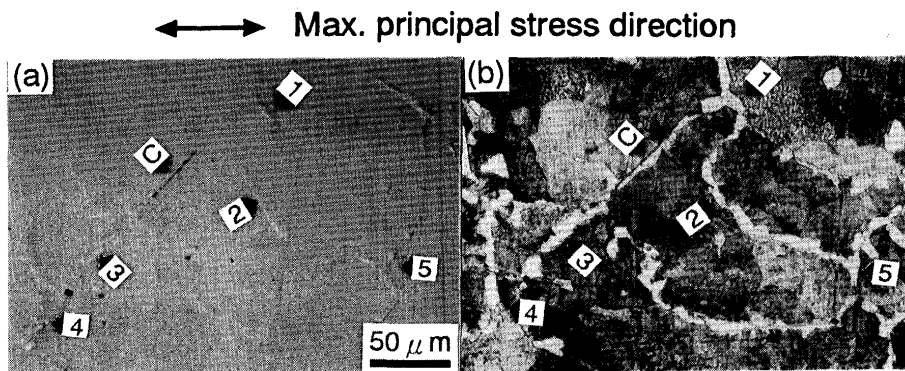


Fig. 4. Surface relief by slip band on ferrite and initial crack along surface relief of 0.4%C-1.1%Mn-0.17%V steel after 5×10^4 cycles at 529N/mm² stress amplitude fatigue test. (1,2,3,4 and 5: surface relief, C: initial crack)
(a)Surface viewed under the Nomarski differential interference contrast. (b)Surface etched by 3% nital.

%V) 鋼のすべり帯発生応力[†]を調べたところ、それぞれ314 N/mm²および412 N/mm²となっており、V量の増加によりすべり帯発生応力が上昇することがわかった。その上昇量は σ_{w0} および σ_{w1} の上昇量と同程度であることから、V量の増加による疲労強度の向上は、 α の析出強化によるすべり帯発生応力の上昇によるものと考えられる。

一方、CおよびMn量の増加による疲労強度の向上は α をあまり強化しないことから、主にパーライト体積分率の増加¹⁰⁻¹²⁾および α 粒径の微細化¹³⁾によるものと考えられる。

3・2 疲労特性およびマイクロ組織に及ぼす γ 化温度の影響

Fig. 5 に種々の温度にて γ 化後、空冷されたB鋼およびC鋼について、 γ 化温度に対する引張強さ σ_B 、0.2%耐力 σ_y 、時間強度 σ_{w1} および疲れ限度 σ_{w0} を示す。Vを添加したC鋼は、V無添加のB鋼に比べて σ_B 、 σ_y 、 σ_{w1} および σ_{w0} はいずれも高くなっており、V炭窒化物による析出強化は静的強度と疲労強度のいずれも増加させるのがわかる。 γ 化温度の変化に対するこれら強度特性の変化を見ると、B鋼およびC鋼のいず

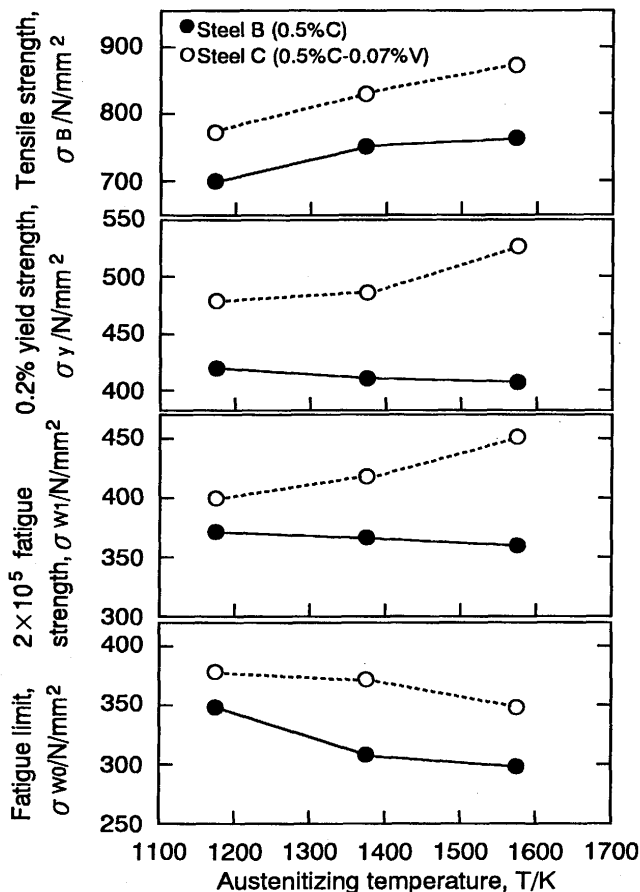


Fig. 5. Influences of austenitizing temperature and V content on tensile strength, 0.2% yield strength, 2×10^5 fatigue strength and fatigue limit of medium carbon ferrite pearlite steels.

れも γ 化温度の上昇により、 σ_B は増加し、 σ_{w0} は逆に低下している。また γ 化温度の上昇によりB鋼の σ_{w1} はあまり変化せず、C鋼の σ_{w1} は増加している。従って疲労特性の中でも σ_{w0} と σ_{w1} では γ 化温度に対する変化挙動は異なっていると言える。Fig. 6 に種々の温度にて γ 化されたC鋼のSN線図の例を示す。 γ 化温度の上昇に従い時間強度線の傾きが急になり、1573K γ 化材の σ_{w1} は最も高い強度を示しているが、 σ_{w0} は逆に最も低くなっているのがわかる。またFig. 5において σ_{w1} の γ 化温度に対する変化挙動は σ_y の変化挙動と良い相関が見られた。

Fig.7に γ 化温度の変化に対するB鋼およびC鋼のマイクロ組

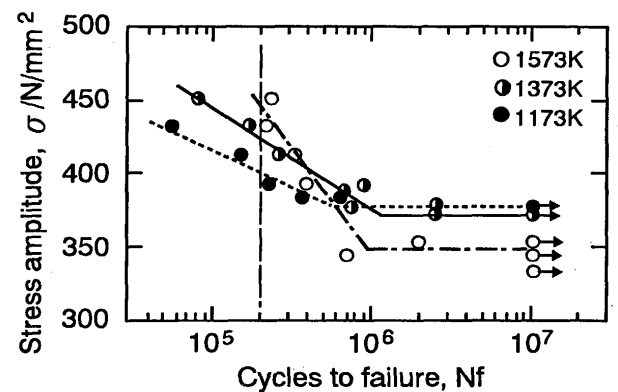


Fig. 6. S-N diagrams of rotating bending fatigue test for 0.5%C-0.9%Mn-0.07%V steels (steel C) austenitized various temperatures.

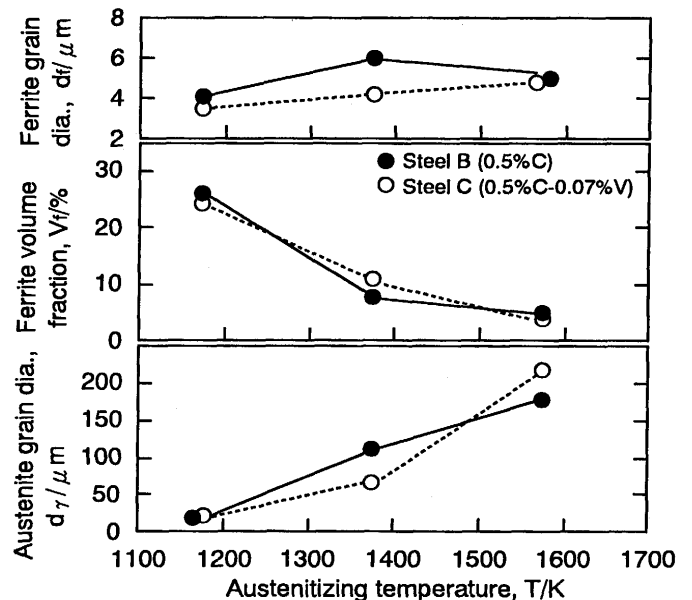


Fig. 7. Influences of austenitizing temperatures on austenite grain diameter, ferrite volume fraction and ferrite grain diameter of medium carbon ferrite pearlite steels.

[†] 各供試材の疲れ限度応力より約100N/mm²低い応力振幅にて疲労試験を開始し、繰返し数が 5×10^4 回に達することに応力振幅を19.6N/mm²ずつ増加させる疲労試験方法を用いて、試験片表面に疲労すべり帯が生成しはじめる応力振幅をすべり帯発生応力とした。

織の変化をまとめて示す。いずれも γ 化温度の上昇に従い、 γ 粒が粗大化し、その後の冷却により生ずる α 体積分率が低下した。 α 粒は粗大化傾向があるが、その変化は小さい。したがって γ 化温度の上昇による σ_B の増加は主にパーライト体積分率の増加によると考えられる。

Fig. 8 および Fig. 9 にそれぞれ1173K および 1573K にて γ 化されたC鋼の疲労初期き裂の観察例を示す。なお(a)は疲労試験における試験片表面の疲労き裂を光学顕微鏡にて観察したものであり、(b)はその同一部位を3%ニタールにて腐食してマイクロ組織と疲労き裂の対応を観察したもので

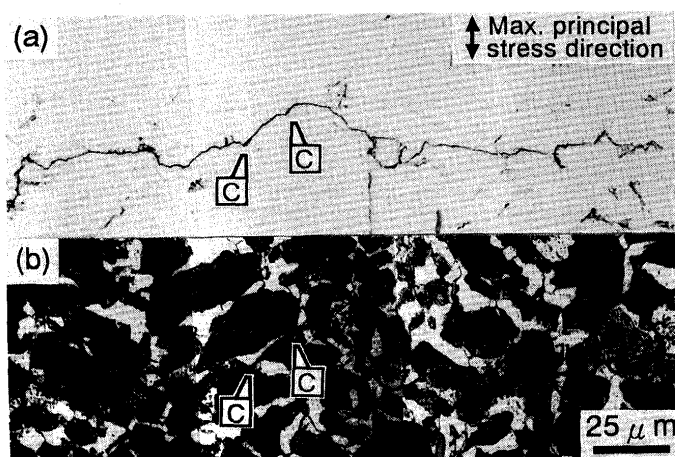


Fig. 8. Initiation and propagation of fatigue crack after 1.21×10^5 cycles at 392 N/mm^2 stress amplitude fatigue test in 0.5%C-0.9%Mn-0.07%V steel (steel C) austenitized at 1173K. (C-C: initial crack along ferrite/pearlite boundary) (a) Surface of specimen as fatigue test. (b) Surface etched by 3% nital.

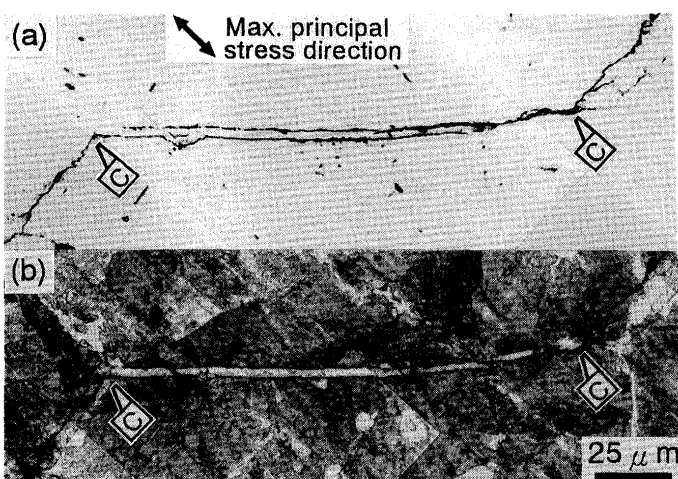


Fig. 9. Initiation and propagation of fatigue crack after 1.83×10^5 cycles at 392 N/mm^2 stress amplitude fatigue test in 0.5%C-0.9%Mn-0.07%V steel (steel C) austenitized at 1573K. (C-C: initial crack along ferrite/pearlite boundary) (a) Surface of specimen as fatigue test. (b) Surface etched by 3% nital.

ある。Fig. 8 に示す1173K γ 化材は旧 γ 粒径が微細(約 $23 \mu\text{m}$)であり、疲労初期き裂が α とパーライトとの境界に沿って約 $20 \mu\text{m}$ 成長し(C-C間)、その後パーライト粒内、 α 粒内あるいはそれらの境界を最大主応力方向に対して垂直にジグザグ状に伝播している。それに対してFig. 9 に示した旧 γ 粒径が粗大(約 $220 \mu\text{m}$)な1573K γ 化材では、疲労初期き裂は旧 γ 粒界に沿って析出した α とパーライトとの境界に沿って約 $150 \mu\text{m}$ の長さを直線的に成長し(C-C間)、その後パーライト粒内、 α 粒内あるいはそれらの境界を最大主応力方向に対して垂直に伝播している。

これらの観察結果から、旧 γ 粒の粗大化により σ_{w0} が低下するのは、 α とパーライトとの境界に沿って生成・成長する疲労初期き裂の長さが著しく増大するためと考えられる。また微細 γ の粒界に析出する α は塊状となり隣接する α 粒の結晶方位がそれぞれ異なるのに対して、粗大 γ では粒界が平滑となり、それら粒界に析出する α はフィルム状となり全面が同一方位である¹⁴⁾ことが示されている。したがって旧 γ 粒が粗大化した中炭素 α +パーライト鋼において疲労初期き裂の長さが増大するのは、 γ 粒界に沿って析出した α が同一方位であるため、疲労き裂の成長が容易となることによると推測される。

4. 考察

中炭素 α +パーライト鋼において旧 γ 粒の粗大化は引張強さは上昇するにもかかわらず、疲れ限度 σ_{w0} を低下させる結果が得られたが、その機構について微小き裂の伝播下限界の考え方をを用いて考察する。

疲労き裂伝播の下限界 ΔK_{th} は長いき裂に対してはき裂長さに依らず一定値であるが、き裂長さが短くなると減少し下限界応力幅 $\Delta\sigma_{th}$ が平滑材の疲れ限度 $\Delta\sigma_{w0}$ ($=2\sigma_{w0}$)に近づく¹⁵⁾。 $\Delta\sigma_{th}$ とき裂長さ a の関係は3つの領域に分かれ、き裂長さ a が小さい時は $\Delta\sigma_{th} = \Delta\sigma_{w0}$ 、き裂長さ a が大きい時は $\Delta K_{th} = \Delta K_{th\infty}$ (一定、長いき裂の下限界)が成立する。またこれらの中間の遷移領域は以下の実験式で近似される¹⁶⁾。

$$(\Delta\sigma_{th})^n \cdot a = \text{constant} \dots\dots\dots (1)$$

ここで n は3~6の値¹⁷⁻¹⁹⁾をとる。すなわち試験片に存在する微小き裂長さが小さければその疲れ限度 σ_{th} は平滑材疲れ限度 σ_{w0} と同等であるが、微小き裂長さが大きくなると遷移領域へ移行し、疲れ限度 σ_{th} は低下する。また遷移領域へ移行する微小き裂長さは平滑材の疲労限度において存在する停滞き裂の最大寸法¹⁹⁾に相当すると考えられる。

本研究において疲労初期き裂は旧 γ 粒界に析出した α に沿って生成・成長し、その後 α およびパーライト組織中を伝播していくことから、中炭素 α +パーライト鋼にはあたかも旧 γ 粒径に相当する寸法の微小き裂が存在しているように考えることができる。そこで疲れ限度に及ぼす旧 γ 粒径の影響を

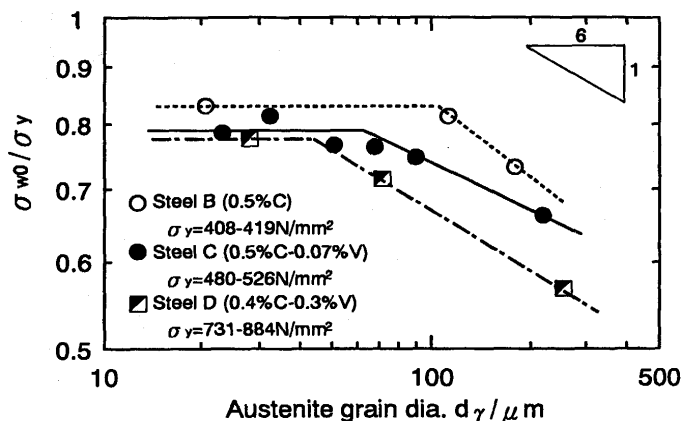


Fig. 10. Influence of prior austenite grain diameter on ratio of fatigue limit/0.2% yield strength (σ_{w0}/σ_y) of medium carbon ferrite pearlite steels (steel B, C and D).

Fig.10に整理した。なお同一鋼種でも熱処理条件の違いにより静的強度が変化することから、疲れ限度 σ_{w0} を0.2%耐力 σ_y にて規格化した。B鋼、C鋼およびD鋼はそれぞれ旧 γ 粒径が約100 μm 、60 μm および40 μm より大きい領域にて疲れ限度の低下が見られる。また(1)式における $\Delta\sigma_{th}$ を σ_{w0}/σ_y に、き裂長さ a を旧 γ 粒径 d_γ に置き換えて、B鋼、C鋼およびD鋼の疲れ限度の低下領域の n を求めると4~6程度となっており、遷移領域における微小き裂に対する n と同様の値であった。したがって中炭素 α +パーライト鋼において旧 γ 粒界に析出した α は微小き裂的な役割を果たし、旧 γ 粒径がある臨界の寸法を超えると疲れ限度が低下すると考えられる。また遷移領域へ移行する旧 γ 粒径はB鋼、C鋼、D鋼の順で小さくなっているが、これは静的強度の増加により停留き裂の最大寸法が減少する²⁰⁾ためと考えられる。

5. 結言

中炭素 α +パーライト鋼における疲労特性とマイクロ組織との関係を調べた。主な結果は以下の通りである。

(1)中炭素 α +パーライト鋼の疲労過程は、まず α に疲労すべり帯による表面起伏が生成し、それら表面起伏より疲労初期き裂が発生する。疲労初期き裂は α とパーライトとの境界に沿って成長し、その後パーライト粒内、 α 粒内あるいはそれらの境界を応力軸に垂直方向に伝播する。

(2)C、MnおよびV量の増加は、いずれも疲れ限度を上昇させるが、耐久比の向上に対してはV量の増加が最も効果

的である。

(3)V量の増加により α 体積分率および α 粒径はあまり変化せず、 α およびパーライトの個々の組織の硬さが上昇することから、疲れ限度の上昇は α の析出強化によるすべり帯発生応力の上昇によると考えられる。一方、CおよびMn量の増加により α 体積分率が減少し α 粒径が微細化するが、 α およびパーライトの個々の組織の硬さはあまり変化しないことから、疲れ限度の上昇はパーライト分率の増加および α 粒径の微細化によると結論できる。

(4)旧 γ 粒の粗大化はパーライト分率を増加させることにより引張強さを上昇させるが、逆に疲れ限度を低下させる。これは中炭素 α +パーライト鋼において旧 γ 粒界に沿って析出した α が微小き裂的な役割を果たすためである。

終わりに臨み、本研究の遂行にあたり、種々の御指導をいただいた京都大学工学研究科教授牧正志氏に感謝の意を表します。

文 献

- 1) C.Frodl, A.Randak and K.Vetter: Härtereit Technische Mitteilungen, **29** (1974), 169.
- 2) H.Hashimoto, Y.Serino, Y.Aoyama and K.Hashimoto: SAE Technical Paper Series, 820125 (1982).
- 3) 丹羽祐久, 町田 功, 加藤哲男, 上原紀興, 田中良治: 電気製鋼, **53** (1982), 26.
- 4) 阿部 隆, 三瓶哲也, 大鈴弘忠, 小指軍夫: 鉄と鋼, **70** (1984), 1459.
- 5) 栗田真人, 外山和男: 鉄と鋼, **80** (1994), 66.
- 6) 野村一衛, 大木喬夫, 林 健次, 石川秀雄, 安田 茂, 前田千芳利: 材料とプロセス, **1** (1988), 1713.
- 7) 井上幸一郎, 中村貞行: 電気製鋼, **65** (1994), 22.
- 8) 田村 優, 山田邦博, 清水真佐男, 國尾 武: 日本機械学会論文集A, **49** (1983), 1378.
- 9) 西田新一, 服部信祐, 久保田浩史, 西谷弘信: 日本機械学会論文集A, **61** (1995), 2134.
- 10) 田村 優, 山田邦博, 清水真佐男, 國尾 武: 日本機械学会論文集A, **49** (1983), 1378.
- 11) 西谷弘信, 堀尾英明, 野口博司: 日本機械学会論文集A, **56** (1990), 687.
- 12) 戸梶恵郎, 小川武史, 大迫修二: 日本機械学会論文集A, **54** (1988), 884.
- 13) 山田 勇, 山田邦博, 國尾 武: 日本機械学会論文集A, **52** (1986), 412.
- 14) 鈴山 恵, 皆川昌紀, 牧 正志, 田村今男: 鉄と鋼, **74** (1988), 1839.
- 15) H.Kitagawa and S.Takahashi: Proc. 2nd Int. Conf. Mech. Beh. Mater., Boston, ASM (1976), 627.
- 16) 田中啓介: 日本機械学会論文集A, **54** (1988), 1.
- 17) 小林英夫, 中沢 一: 日本機械学会論文集, **36** (1970), 1789.
- 18) 田中啓介: 日本機械学会論文集A, **54-497** (1988), 1.
- 19) 村上敬宜: 鉄と鋼, **75** (1989), 1267.
- 20) 村上敬宜, 遠藤正浩: 日本機械学会論文集A, **49** (1983), 127.